

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Московский авиационный институт
(национальный исследовательский университет)»

На правах рукописи



МУСАЕВ САЛИХ ДЖАБРАИЛОВИЧ

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОЛИЧЕСТВЕННЫХ МЕТОДОВ
ИССЛЕДОВАНИЯ И ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛА МАГИСТРАЛЬНЫХ
ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ СТАЛИ МАРКИ Х70**

Диссертация на соискание учёной степени

кандидата технических наук

по специальности

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Москва, 2018 г.

Введение.....	4
ГЛАВА 1. ОСОБЕННОСТИ КОЛИЧЕСТВЕННЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБ.....	9
1.1. Формирование текстуры в трубных сталях.....	9
1.2. Методы оценки работоспособности материала магистральных труб.....	21
1.3. Влияние текстуры на анизотропию ударной вязкости.....	36
1.4. Влияние текстуры на водородную хрупкость трубной стали.....	52
1.5. Методы исследования материала магистральных труб.....	69
Заключение по литературному обзору.....	78
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИСПЫТАНИЯ.....	79
2.1. Материалы исследования.....	80
2.2. Методы исследования и испытания	81
2.3 Испытания образцов на растяжение.....	83
2.4. Испытания образцов циклическим нагружением.....	85
ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА МЕТОДИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИИ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛА МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ СТАЛИ МАРКИ	86
3.1. Совершенствование методик рентгеноструктурного анализа для оценки количественных характеристик материала магистральных стальных труб.....	86
3.1.1. Повышение информативности измерения текстуры методом обратных полюсных фигур.....	86
3.1.2. Методика вычисления коэффициента текстурного охрупчивания.....	89

3.1.3. Методика оценки анизотропии модуля Юнга.....	92
3.2. Разработка методики комплексного испытания материала труб, включающего воздействие статической и циклической нагрузок и коррозионной среды.....	94
ГЛАВА 4. ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОВЕДЕНИЯ ТРУБНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ИСПЫТАНИЯ СТАТИЧЕСКОЙ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ НАГРУЗКОЙ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ.....	105
4.1. Исследование кинетики распространения трещины в условиях статического нагружения в коррозионной среде и циклического испытания.....	105
4.2. Особенности коррозионного растрескивания трубной стали....	118
4.3. Влияние параметров текстуры и микроструктуры на морфологию усталостной трещины.....	130
Выводы по 4-й главе.....	135
ГЛАВА 5. ИССЛЕДОВАНИЕ КОЛИЧЕСТВЕННЫХ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБ.....	138
5.1. Количественный критерий влияния температуры конечной прокатки на текстуру трубной заготовки.....	138
5.2. Исследование текстуры магистральных труб класса X70.....	142
5.3. Оценка характеристик анизотропии магистральных труб.....	147
5.3.1 Коэффициент текстурного охрупчивания.....	147
5.3.2. Анизотропии модуля Юнга.....	150
5.3.3. Параметры анизотропии текучести и прочность при двухосном нагружении: критерий Хилла.....	156
Выводы по 5-ой главе.....	159
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	160
Список литературы.....	163

Актуальность работы

При производстве труб большого диаметра широко используются низкоуглеродистые малолегированные стали, механические свойства которых в значительной степени зависят от режимов контролируемой прокатки трубной заготовки. Структурные дефекты, формирующиеся на различных стадиях технологического процесса получения такой заготовки, оказывают существенное воздействие на процесс зарождения и роста усталостной трещины, а также на комплекс их механических свойств, включая и их анизотропию. Поэтому для обеспечения надежной эксплуатации материала магистральных труб необходима разработка новых способов оценки их работоспособности на основе количественных характеристик структурных исследований и механических испытаний материала труб. Исследования текстуры магистральных труб ограничиваются вопросами, связанными с анизотропией характеристик разрушения, а также с ориентационной зависимостью водородного охрупчивания. Существует до сих пор недостаточно развитое направление текстурных исследований магистральных труб, в котором используют текстуру в качестве инструмента контроля технологии прокатки трубной заготовки. Это направление примыкает к исследованиям текстуры сталей, полученных контролируемой прокаткой. В этом случае основная проблема заключается в поиске корреляции текстуры с температурой конечной прокатки, которая в значительной степени определяет комплекс механических свойств трубной заготовки и при этом оказывает влияние на ее текстуру. Наиболее опасным видом коррозионно-механических разрушений для линейной части газопроводных систем является коррозионное растрескивание под напряжением металла, зарождающееся на внешней поверхности трубы.

В этой связи важным аспектом обеспечения надежной эксплуатации магистральных труб является развитие методов количественной оценки

влияния коррозионной среды на кинетику роста усталостной трещины в материале магистральных труб, а также совершенствование методик получения количественной текстурной информации и разработки текстурных критериев, чувствительных к технологии получения трубной заготовки и анизотропии ее свойств.

Целью работы являлось повышение надежности эксплуатации магистральных трубопроводов за счет совершенствования количественных методов оценки влияния структурных факторов и коррозионной среды на закономерности роста усталостной трещины в материале сталей марки X70.

Для достижения указанной цели в работе решались следующие основные задачи:

- 1) Разработать методические подходы и исследовать влияние технологии получения трубной заготовки на текстуру и количественные параметры анизотропии механических свойств трубных сталей.
- 2) Изучить структурные неоднородности материала труб в виде расслоений в центральных сечениях, обусловленных неоднородностью пластического течения при прокатке исходных листов, а также влияние сероводородного расслоения металла магистральных трубопроводов на изменение его механических свойств и структуры под действием циклических нагрузок;
- 3) Установить количественные корреляции между параметрами коррозионного воздействия и скоростью роста усталостной трещины;
- 4) На основе результатов статических и циклических испытаний и исследований микроструктуры выявить особенности формирования механических свойств материала магистральных трубопроводов под действием агрессивных сред.

Научная новизна полученных результатов заключается в следующем:

- Применительно к материалу магистральных труб усовершенствована методика построения количественных обратных полюсных фигур, позволившая увеличить количество экспериментальных рефлексов на стандартном стереографическом треугольнике за счет использования парных рефлексов, что существенно повысило информативность метода.
- Развита новый подход к оценке работоспособности магистральных труб с использованием анизотропного критерия Хилла совместно с количественными текстурными данными, что позволило оценить разницу между результатами одноосных испытаний и прочностью при двухосном напряженном состоянии, соответствующим условиям работы труб под внутренним давлением, что может быть использовано для корректировки допустимых давлений в трубах с учетом эффекта текстурного упрочнения или разупрочнения.
- На основе анализа корреляций анизотропии характеристик трещиностойкости и усредненных по ориентировкам с учетом текстуры модулей Юнга, и величин коэффициентов текстурного охрупчивания, характеризующих степень совпадения номинальной плоскости разрушения с плоскостью скола $\{001\}$, показано, что на анизотропию ударной вязкости материала магистральных труб основной эффект оказывает не кристаллографическая, а механическая текстура или волокнистость.
- Показано, что наличие сдвиговой компоненты текстуры и ее протяженность по глубине стенки трубных заготовок в текстуре поверхностных слоев может служить количественным критерием неоднородности процесса деформации исходного листа и дает возможности контролировать эту неоднородность с целью оптимизации ресурсных характеристик магистральных труб.

Практическая значимость работы состоит в следующем:

1. Разработаны новые методические подходы к исследованиям влияния кристаллографической текстуры на характеристики анизотропии материала магистральных труб, включающие повышение информативности ОПФ, использование усредненных с учетом текстуры значений модулей Юнга и величин коэффициентов текстурного охрупчивания, а также основанные на текстурных данных методы оценки характеристик технологической истории изделия на основе предложенного в работе текстурного коэффициента и прогнозирование деформационного поведения текстурированных труб на основе критерия Хилла.
2. Показано, что предложенный в работе текстурный коэффициент, равный отношению полюсных плотностей компонентов текстуры прокатки α -Fe к компонентам текстуры $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, может быть включен в комплекс показателей магистральных труб наряду с механическими свойствами, что позволит накапливать информацию о влиянии технологии изготовления труб на их ресурсные характеристики.
3. Разработана процедура комплексного испытания материала труб для оценки влияния на их ресурсные характеристики воздействия статической и циклической нагрузок, и коррозионной среды, включающая испытания на натурной модели статическим нагружением в коррозионной среде с последующим измерением кинетики распространения усталостной трещины на воздухе, при этом после каждых $60 \cdot 10^3$ циклов усталостного нагружения образец возвращался на разработанный испытательный стенд под действие статической нагрузки в коррозионной среде.
4. Выявлены количественные параметры влияния коррозионной среды на скорость роста усталостной трещины материала магистральной трубы из стали марки X70, на основании которых можно вводить корректирующие коэффициенты в расчеты остаточного ресурса магистральных труб, исходя из параметров усталостных испытаний материала отработанных труб для

конкретных условий эксплуатации (климатические условия, наличие коррозионной среды, наличие коррозионной защиты и т.д.).

5. На основании предложенного методологического подхода можно проводить сравнительные испытания различных материалов и способов их обработки для магистральных труб с обеспечением объективного критерия оценки работоспособности материалов в различных условиях коррозионного воздействия.

Апробация работы.

Материалы диссертационной работы доложены на 5 конференциях: Республиканская научно-техническая конференция «Пути совершенствования качества строительства промышленных и гражданских зданий и инженерных сооружений», г. Владикавказ, 2012; III Всероссийский фестиваль науки, г. Владикавказ, 2013; Международная научно-практическая конференция «Инновации в современной науке», г. Махачкала, 2014; II Международная научно-практическая конференция «Современный взгляд на проблемы технических наук», г. Уфа, 2015; Международная молодёжная научная конференция XLII Гагаринские чтения, г. Москва, 2016; VI Международная научно-практическая конференция «Фундаментальные и прикладные научные исследования», г. Пенза, 2017.

Публикации. Основное содержание работы изложено в 14 научных работах, 4 из которых – в списке отечественных рецензируемых журналов, рекомендуемых ВАК, зарегистрировано 3 патента. Список основных публикаций приведен в конце автореферата.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов, списка цитируемой литературы и приложения. Объем диссертации составляет 184 страниц, включая 95 рисунков, 33 таблицы и список литературы из 198 наименования.

ГЛАВА 1. ОСОБЕННОСТИ КОЛИЧЕСТВЕННЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБ.

1.1. Формирование текстуры в трубных сталях

Исследования текстуры магистральных труб ведутся в двух основных направлениях. Первое включает работы, в которых использовали текстуру в качестве инструмента контроля температуры прокатки трубной заготовки [1-2]. К этому направлению можно отнести исследования текстуры прокатки сталей, в том числе полученные в результате контролируемой прокатки [3-6]. Ко второму направлению относятся работы, в которых осуществляется поиск качественных или количественных корреляций анизотропии механических свойств с текстурой [7-12]. К этим работам примыкают исследования, в которых текстура непосредственно не определялась, но при оптимизации технологии важное место играл структурный фактор [13-16].

В работах [17-19] исследовано формирование текстуры деформации и рекристаллизации аустенита при горячей прокатке и наследование текстурных компонент аустенита при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении с учетом ориентационных соотношений между решетками фаз и наличия правил отбора, которые обеспечивают реализацию только отдельных вариантов превращения. В аустените после плоской прокатки формируются типичные текстурные компоненты ГЦК-металлов, такие как $\{112\}\langle 111 \rangle$ – текстура меди (TCu), $\{123\}\langle 634 \rangle$ – S-текстура (TS), $\{110\}\langle 112 \rangle$ – текстура латуни (TBr) и $\{110\}\langle 001 \rangle$ – текстура Госса (TG). При прокатке аустенита со сверхнизким содержанием углерода формируются все перечисленные компоненты текстуры (TCu, TBr, TS и TG), о чем судят по наличию соответствующих компонентов текстуры α -фазы, полученных в результате превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ при условии выполнения ориентационных соотношений между решетками обеих фаз. Металлы с высокой энергией дефекта упаковки

(ЭДУ) и, соответственно, высокой склонностью к поперечному скольжению, такие как никель и медь, имеют выраженную текстуру меди $\{112\}\langle 111\rangle$. Металлы и сплавы с низкой ЭДУ, такие как латуни и бронзы, характеризуются выраженной текстурой ТВг.

Относительно высокая температура финишной прокатки и низкое содержание легирующих элементов, препятствующих рекристаллизации, способствует формированию кубического компонента аустенита, а низкие финишные температуры прокатки и легирующие элементы, такие как Nb, препятствуют рекристаллизации и тем самым способствуют формированию компонентов текстуры прокатки ГЦК металлов. Кубическая текстура γ -фазы в результате превращения в ОЦК α -фазу по Бэйну дает ориентировки повернутого куба $\{001\}\langle 110\rangle$, текстуру Госса $\{110\}\langle 001\rangle$ и повернутую текстуру TG $\{110\}\langle 110\rangle$. Тем не менее при превращении могут реализовываться не все варианты превращений из-за наличия «отбора» наиболее предпочтительных из них. Текстурный компонент аустенита – текстура меди $\{112\}\langle 111\rangle$ после превращения дает ориентировки α -фазы $\{112\}\langle 110\rangle$ и $\{113\}\langle 110\rangle$. Текстура латуни $\{110\}\langle 112\rangle$ дает компоненты $\{332\}\langle 113\rangle$ и компонент повернутого куба $\{001\}\langle 110\rangle$. К сожалению, это направление исследований оказалось мало эффективным, поскольку практически все перечисленные компоненты текстуры превращения совпадают с текстурами деформации прокаткой и рекристаллизации α -фазы, что не позволяет разделить компоненты текстуры деформации α -фазы от компонентов текстуры превращения. Единственными компонентами, не совпадающим с текстурой прокатки α -фазы, являются компоненты текстуры Госса $\{011\}\langle 100\rangle$ и его «повернутые» компоненты $\{011\}\langle 100\rangle -\langle 110\rangle$, усиление которых с увеличением температуры прокатки сталей обнаружено в работе [1]. Однако интенсивность этих компонентов при реальных температурах финишной прокатки ниже 800 °С не превышает единицы. В результате эти компоненты сложно обнаружить на прямых полюсных фигур, поскольку они присутствуют на этих фигурах на уровне текстурного фона.

Тем не менее, они легко фиксируются на обратных полюсных фигурах (ОПФ), поскольку интенсивность бестекстурного эталона для рефлекса (110) железа, который на ОПФ для НН соответствует всем компонентам текстуры Госса, максимальна и для этого рефлекса реализуется высокая точность определения полюсной плотности. Это делает метод ОПФ предпочтительным для исследования и контроля текстуры магистральных труб с учетом того, что этот метод может быть эффективно использован для вычисления параметров анизотропии упругих и прочностных свойств текстурированных поликристаллов.

В работе [20] на материале труб Х70 исследовали распределение остаточных напряжений (нейтронографическим методом), текстуры (рентгеновский метод) и магнитным методом (эффект Баркхаузена). На рис.1.1 приведены распределения остаточных напряжений в осевом (axial), радиальном (radial) и тангенциальном (hoop) направлениях.



Рис.1.1. Распределение остаточных напряжений по толщине стенки трубы

В работе [21] исследовали эволюцию микроструктуры и текстуры в образцах трубопроводной стали Х70, подвергнутых холодной прокатке до 80% и последующем отжиге при 800 ° С и 850 ° С. На рис.1.2а показано, что

горячекатаная сталь показала относительно слабую текстуру с основными компонентами текстуры: Goss (3,7%), латунь (8%), S (13%), медь (6,7%) и (011) [2-11] (8%). Однако холодная прокатка до 80% изменила текстуру стали и R-куба (8,8%) и γ -волокно ((111) [-1-12], 11%) (см. рис.1.2b). Более того, объемные доли компонентов текстуры Brass, S, Goss и Copper уменьшилась по сравнению с исходной сталью. Холоднокатаный образец после отжига при 800°C в течение 90 с сохранял основные компоненты текстуры; однако R-Cube был расширен до ориентировки чистого Cube. К тому же к этому, γ -волокно ($\langle 111 \rangle \parallel ND$: {111} $\langle 110 \rangle$, {111} $\langle 112 \rangle$ характеризуется хорошей формуемостью. Максимум смещен в направлении (223).

В табл. 1.1 перечислены объемные доли компонентов текстуры, а на рис.1.2 приведены распределения текстурных компонентов для исходного горячекатанного листа, холоднокатанных листов и отожженных листов. Как показано на Рис.1.2а холодная прокатка и отжиг значительно уменьшила интенсивность компонента Госса ((011) [100]) в горячекатаном образце. Согласно рис.1.2с, применяемая обработка к горячекатаному образцу также увеличилась интенсивность γ -волокна ((111) [112] и (111) [110]). Появление γ -волокна в поверхностном слое стали многообещающая с точки зрения повышения ее сопротивления водородному охрупчиванию (НІС). Значительная корреляция между текстурой и смягчением НІС в трубопроводных сталях сообщалось Venegas et al. [22]. Они показали что {111} аксиальная текстура уменьшила вероятность коалесценции трещины когда локальная пластическая деформация {111} ориентированных зерен уменьшала вероятность распространения трещин, так и отклонения их пути к радиальному направлению трубы.

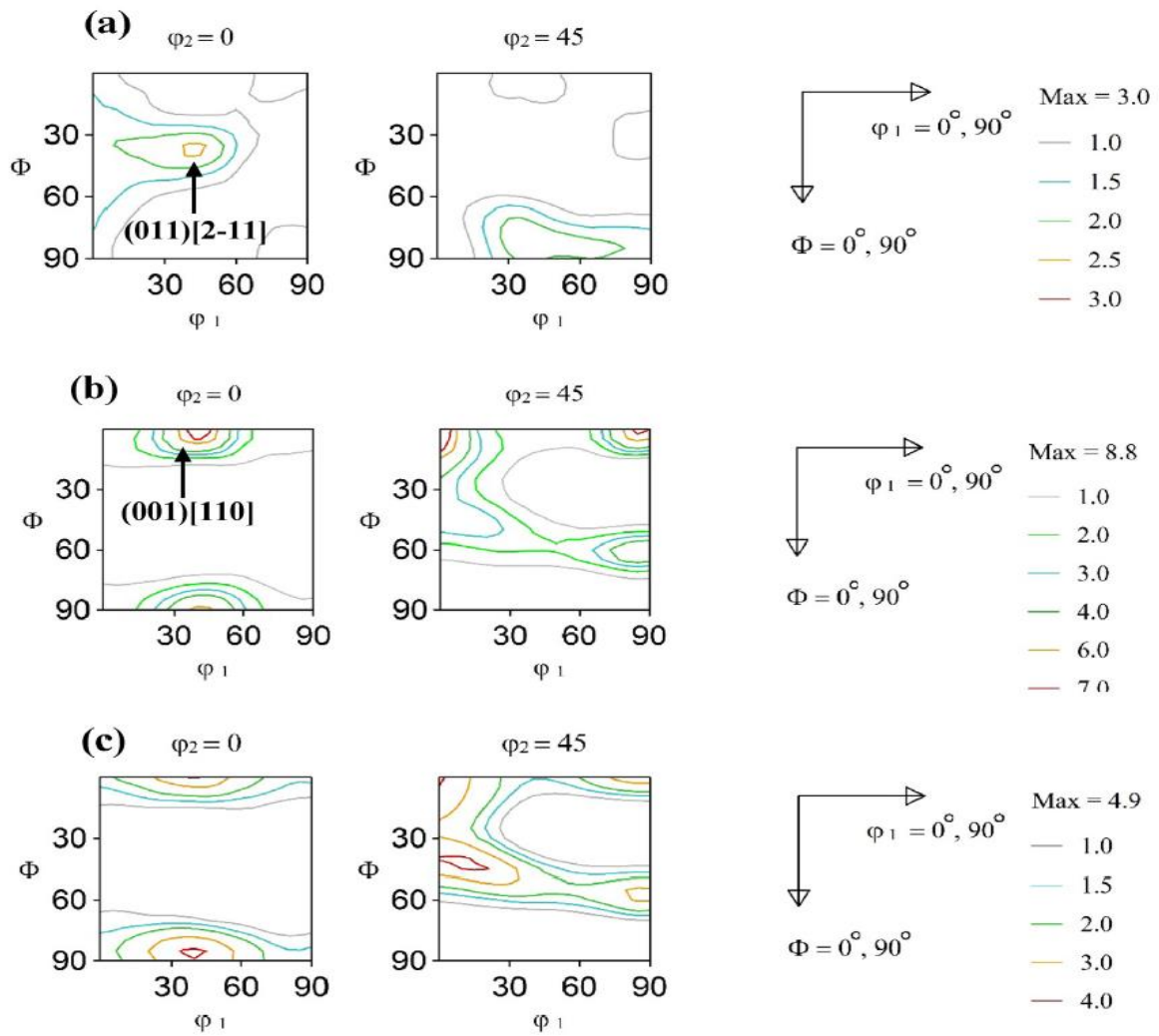


Рис.1.2. Сечения ФРО для (а) горячекатаной стали; (б) холоднокатаной на 80% стали, and (с) холоднокатаной и отожженной при 800°C, 90 с.

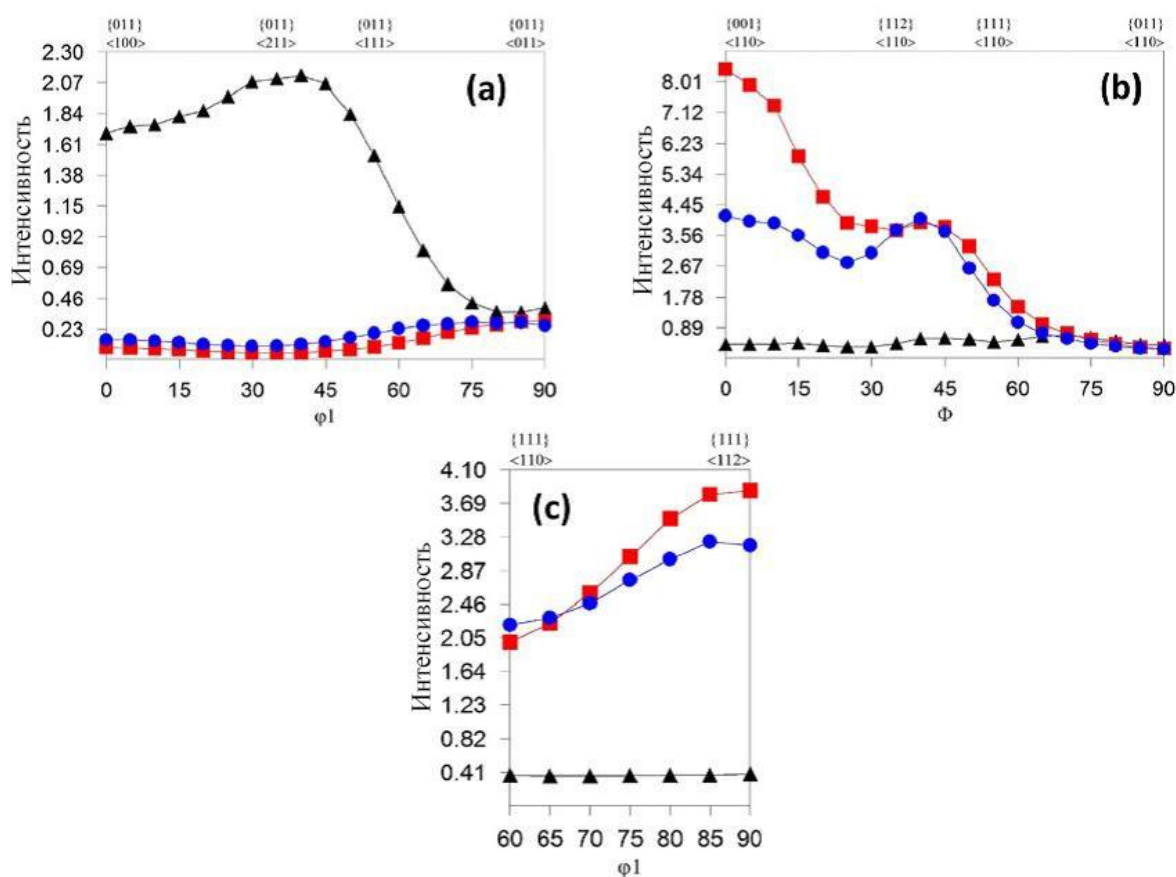


Рис.1.3. Вариации текстурных волокон (α , θ , γ) в горячекатаном образце (черные треугольники), холоднокатаный образец (красные квадраты) и холоднокатаный и отожженный образец (синие круги): (а) θ - волокно, (б) α - волокно, (с) γ - волокно.

Табл. 1.1 Объемная доля основных компонентов текстуры. Показаны индексы и углы Эйлера (ϕ_1 , Φ , ϕ_2).

Sample	Cube % (001)[100] 45,0,45	Goss % (110)[001] 90,90,45	Brass % (110)[112] 55,90,45	S % (112)[634] 59,37,63	Copper % (112)[111] 90,35,45	R-Cube % (001)[110] 0,0,45	(111) [-1-12] 90,55,45	(011)[2-11] 35,45,0
As-received	2.63	3.76	7.97	13.07	6.7	1.28	3.75	8.1
Cold rolled	2.54	0.49	0.46	2.02	1.24	8.84	10.99	0.47
Cold rolled + annealed	3.11	0.73	0.83	2.94	1.70	6.14	10.19	0.85

Особенностью мирового производства стального металлопроката является значительные изменения, связанные с использованием начиная с 1980-х годов технологии производства литья тонких слябов [23], (рис.1.3). По сравнению с обычным литьем слябов эта технология имеет несколько

преимущества, в том числе, измельчение дендритных структур, приводящих к увеличению однородности из-за быстрого затвердевания, снижение потребления энергии при черновой / горячей прокатке и минимизации тенденции образования трещин в области изгиба. 4-е поколение технологии тонких слябов в Ю. Корее предполагает скорость литья 6,5 м / мин для легированной стали, которую можно даже увеличить до 7,5 м / мин для ультра / низкоуглеродистых сталей. В настоящее время поставлена цель достижения 10 м / мин.

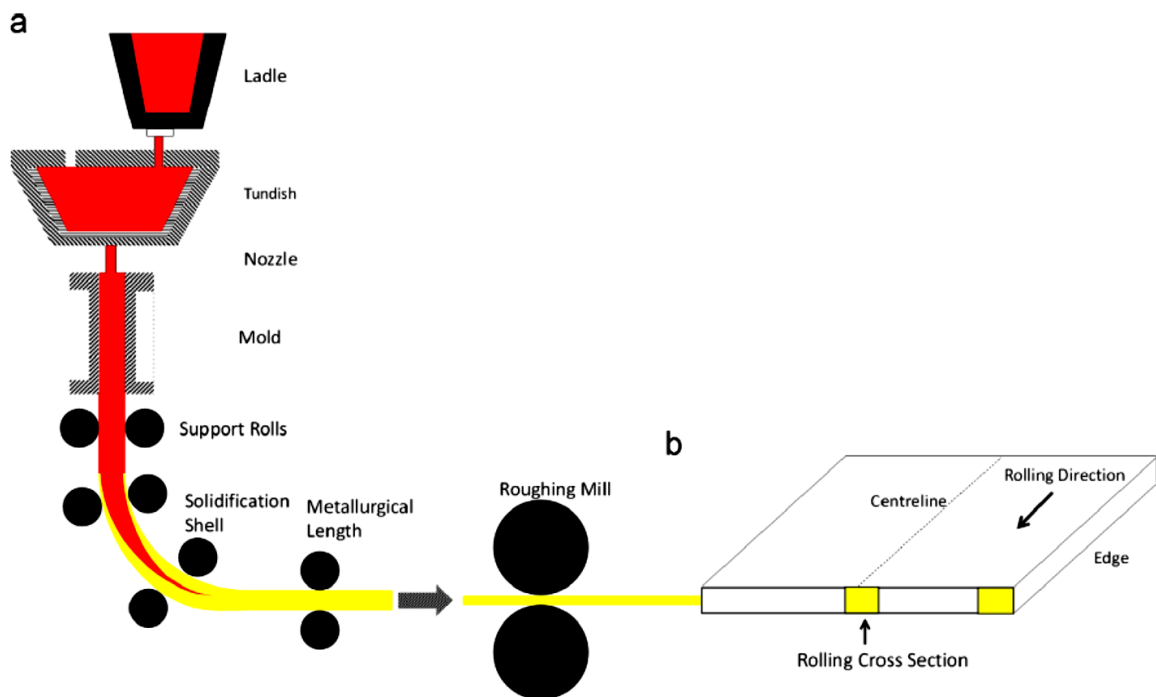


Рис. 1.4. Схема (а) непрерывного литья тонкого сляба, за которой следует черновая прокатка, и (б) исследуемые области в плите, полученной черновой прокаткой

Основной принцип термомеханической обработки металлов является управление процессами, которые позволяют достичь максимального отношения поверхности зерен к объему аустенитной фазы для увеличения плотности центров зародышеобразования при превращении аустенита в феррит. Обработка стали до стадии черновой прокатки связаны с определенным набором механизмов эволюции текстуры, включая деформацию аустенита во время прокатки, аустенит рекристаллизацию

аустенита во время и после прокатки. Процесс массивного превращения аустенита (ГЦК) в феррит (ОЦК) во время прокатки может сопровождаться образованием поверхностных трещин из-за резкого падения температуры ($>250^{\circ}\text{C}$) из-за охлаждения рабочими валками

В начале 1980-х годов было высказано предположение о том, что превращение γ (ГЦК) в α (ОЦК) осуществляемое при деформации при высокой температуре рассматривалось как превращение стимулированное деформацией (SITF). Такой процесс превращения также известен как стимулированное деформацией превращение феррита (DIFT), которое было недавно названо динамическим превращением (DT) аустенита в феррит. Было высказано предположение, что накопленная энергия деформированного аустенита обеспечивает движущую силу для этого превращения. Поэтому ввиду быстроты превращения оно сопровождается высокой плотностью дислокаций и этот процесс можно назвать массивным превращением который может приводить к выделению частиц цементита, а также образованию пленки цементита на поверхности зерен феррита.

Однако массивное превращение может также идти с помощью большого переохлаждения. Текстура горячей прокатки аустенита широко исследована и она характеризуется наличием основных компонентов ГЦК металлов, текстуры Cu, V_r, Госсса(TG). При превращении аустенита в феррит ориентация куба может быть преобразована в TG, «повернутая TG» и «повернутый куб». Наличие TG и «повернутой» TG может также указывать на предшествующую рекристаллизацию аустенита.

Превращение из деформированного аустенита оказывается сложным из-за существования отбора вариантов и существования большого числа исходных ориентаций аустенита. Было показано, что текстура Cu {112} $\langle 111 \rangle$ может быть заменена на текстуру текстуру превращения Cu {113} $\langle 110 \rangle$, которая затем реформируется в {112} $\langle 110 \rangle$, а затем {223} $\langle 110 \rangle$ при более низких температурах. Кроме того, во время гамма (ГЦК) альфа (ОЦК) превращения компонент V_r дает {332} $\langle 113 \rangle$ ориентацию, а затем {554}

$\langle 225 \rangle$. В дополнение к влиянию температуры при формировании текстуры. может быть эффективным на химический состав. Например, увеличение содержания марганца до 2,48 мас.%, приводит к усилению $\{332\} \langle 113 \rangle$ и $\{113\} \langle 110 \rangle$, а также $\{001\} \langle 110 \rangle$ компонентов.

Текстура превращения гамма (ГЦК) в альфа (ОЦК) интерпретируется с комплексных позиций, включающих деформацию, рекристаллизацию и фазовое превращение. Было показано, что режим деформации изменяется по толщине листа, что приводит к изменениям текстуры по толщине листа. Эта неоднородность текстуры приписывают сдвиговой деформации, вызванных силами трением между поверхности листа и валками. В работе [24] проведено исследование влияния химического состава трех сталей (табл.1.5).на механические свойства, фазовые превращения, динамическую рекристаллизацию, структуру зерен и эволюцию текстуры в результате процесса черновой прокатки от 70 до 25 мм

При низком содержании углерода 0,05 мас.% структура состоит из феррита с незначительными участками перлита, которые превратились в структуру феррит-перлит с увеличением содержания углерода до 0,17 мас.% (рис.1.5). Исследование структуры показали, что сталь с 0,5% углерода характеризуется более крупным зерном (рис.1.6-1.8). Текстура сталей после черновой прокатки невыраженная и содержит компоненты деформации, рекристаллизации и превращения гамма-альфа (рис.1.9).

Табл. 1.2 Химический состав марок стали.

	C, %	Si	Mn	P	S	Al
A	0.05	0.014	0.173	0.009	0.002	0.02/0.01
B	0.17	0.025	0.171	0.013	0.002	0.02/0.02
C	0.17	0.021	0.913	0.015	0.002	0.02/0.01

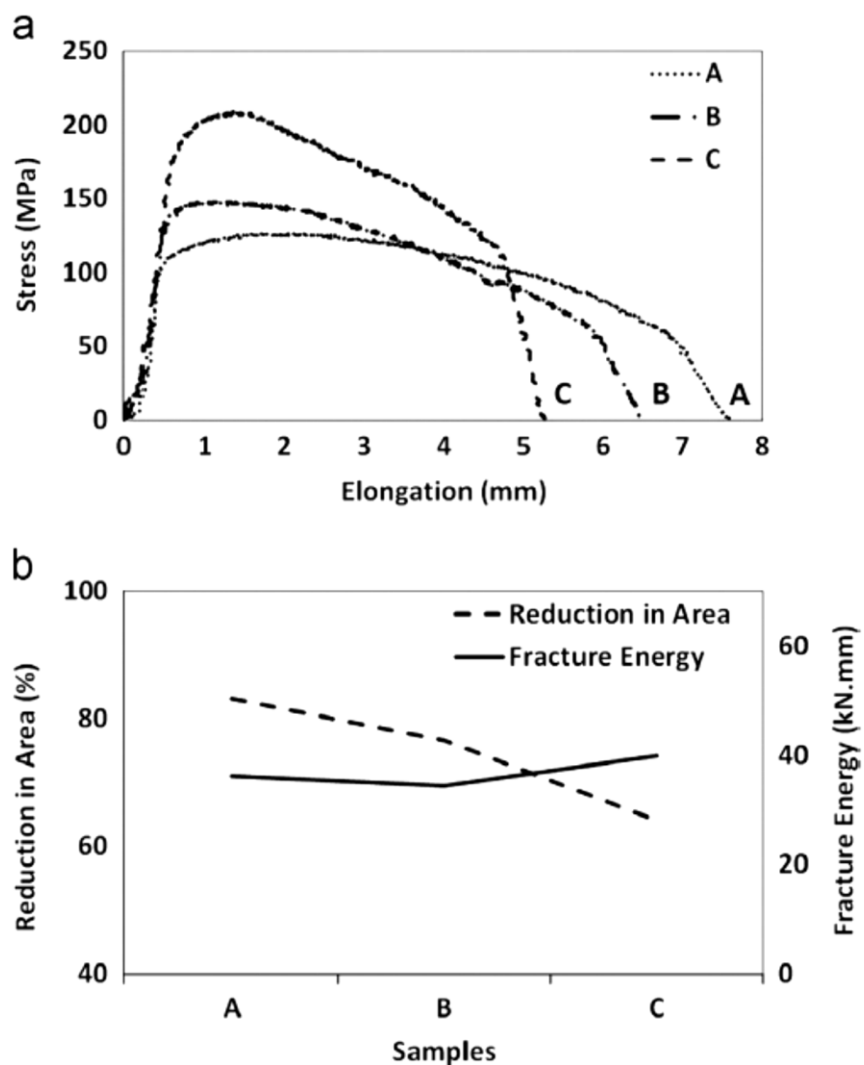


Рис.1.5. Механические свойства различных марок стали (А-С), соответствующие Табл.1.2: (а) Напряжение - деформация (б) относительное сужение, а также энергия разрушения при разрушении при скорости деформации 5×10^{-3} мм мин⁻¹ при температуре 600 ° С.

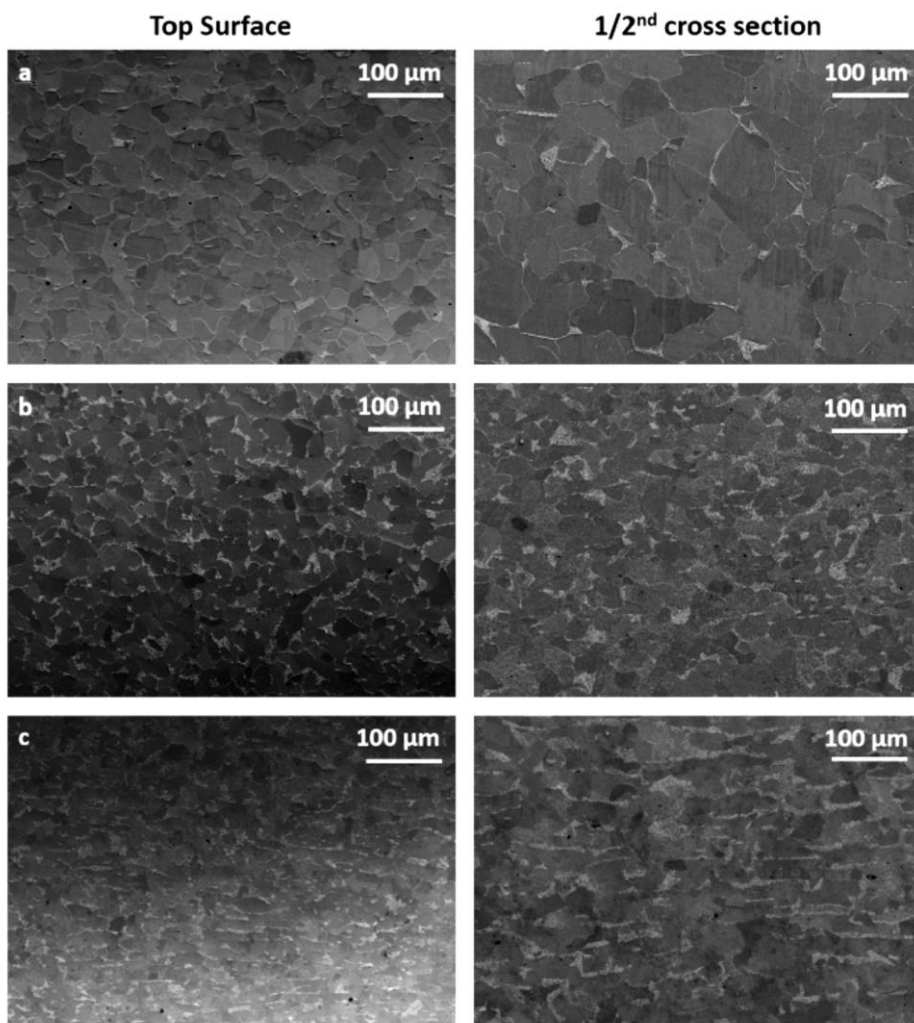


Рис.1.6. Микроструктуры поперечного сечения различных марок стали (А-С), соответствующих табл. 1 в точках, близких к верхней поверхности, и 1/2 поперечного сечения

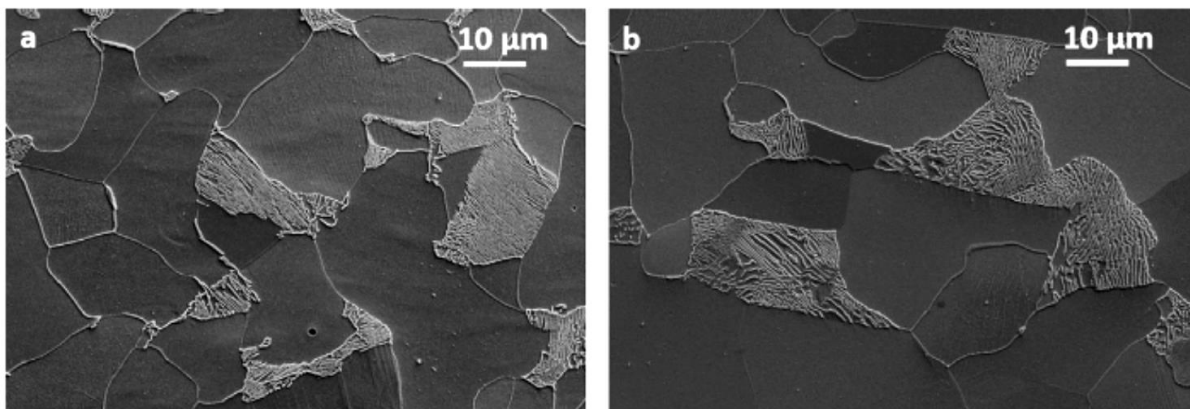


Рис.1.7. Изображения микроструктуры с высоким увеличением стали класса С в точках, близких к (а) верхней поверхности и (b) 1/2 поперечного сечения

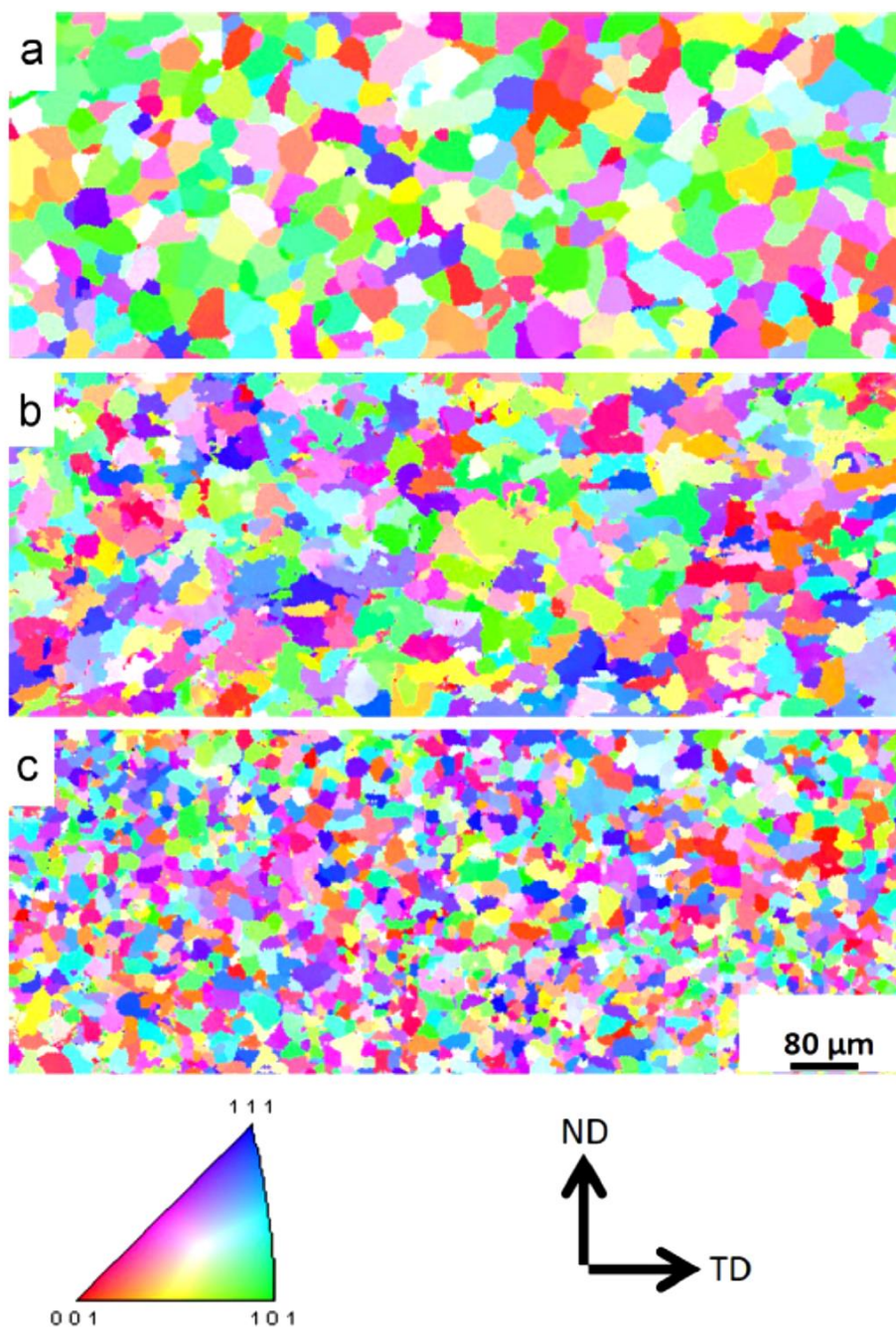


Рис.1.8. Изображения микроструктуры поперечного сечения различных марок стали (А-С) соответствуют таблице 1 в точках, близких к верхней поверхности, и 1/2 поперечном сечении

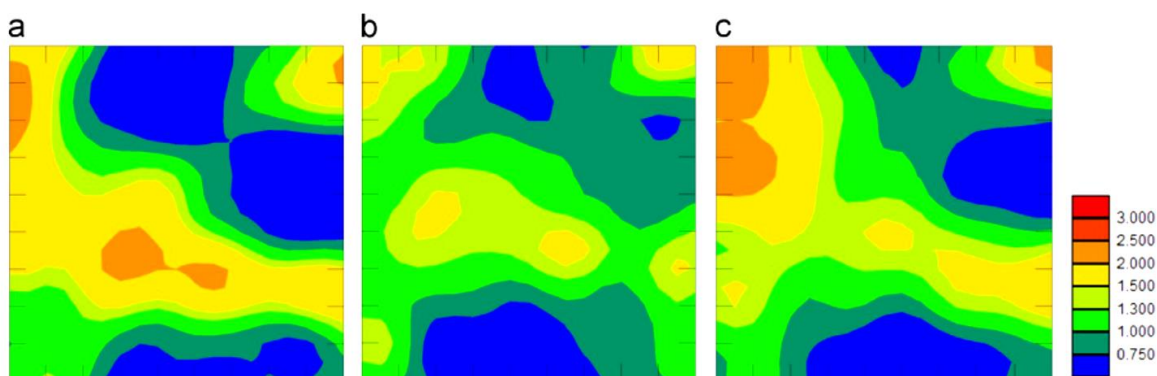


Рис.1.9. Карты ФРО $\Phi_2=45^0$ для образцов после черновой прокатки А, В и С (см. Табл. 1) в пунктах (а), (b) и (с) соответственно

1.2. Методы оценки работоспособности материала магистральных труб.

В работе [25] проводили натурные гидравлические испытания фрагментов труб (Рис.1.10) и лабораторные испытания полнотолщинных образцов металла труб.

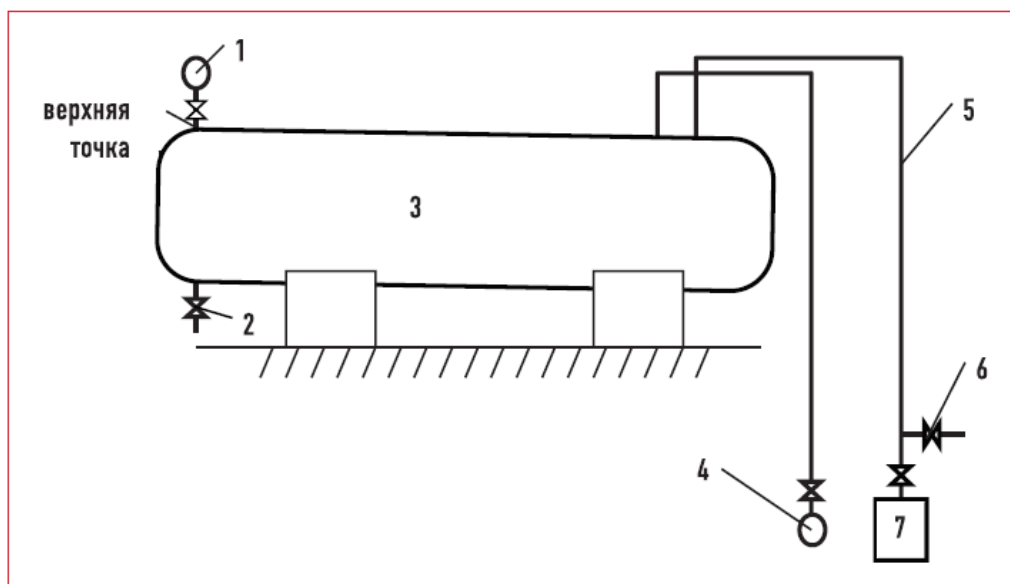


Рис.1.10. Общий вид стресс-коррозионных трещин в исследованных образцах:

а – № 4 (без нагружения), б – № 1 (после 18 550 циклов нагружения), в – № 6 (после 5700 циклов нагружения)

По результатам выполненных испытаний элементов трубопровода с дефектами КРН установлено, что трубы с дефектами КРН глубиной до 10% от толщины стенки обладают остаточным запасом прочности и могут быть оставлены в эксплуатации на период, рассчитанный с учетом максимально прогнозируемой скорости развития дефекта в условиях проектных эксплуатационных нагрузок и воздействий с при условии отсутствия доступа грунтового электролита к поверхности трещин. На (рис.1.11) видно, что при этих условиях исходная трещина не развивается. В то же время следует отметить, что аналогичные испытания полнотолщинных образцов в коррозионной среде, имитирующей грунтовой электролит, приводили к образованию и развитию сетки стресс-коррозионных трещин на поверхности стали [26].

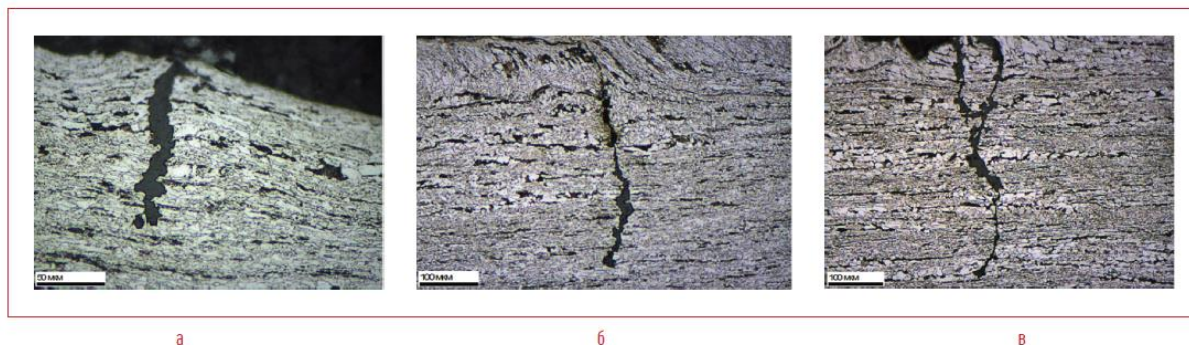


Рис.1.11. Общий вид стресс-коррозионных трещин в исследованных образцах: а – № 4 (без нагружения), б – № 1 (после 18 550 циклов нагружения), в – № 6 (после 5700 циклов нагружения)

В [27] запатентован способ исследования структуры трубной стали, позволяющий количественно определять параметры выявленных областей бейнита речной морфологии, который включает нанесение на поверхность образца стали водного раствора сульфосолей, удаление получившейся пленки, выявление областей бейнита речной морфологии с помощью поляризованного света оптического микроскопа. После чего фиксируют

полученные изображения образца и количественно определяют на них параметры областей бейнита речной морфологии. В [28] запатентована оригинальная методика определения соотношения бейнитной и ферритной составляющей в трубных сталях. Сущность изобретения заключается в том, что получают рентгенодифракционный спектр, проводят качественный фазовый анализ и количественно определяют содержание фаз методом Ритвельда, при этом в качестве эталона выбирают бейнитную сталь в виде металлографического шлифа, на дифрактограмме выделяют рефлексы, принадлежащие альфа-фазе и разделяют их на компоненты - пики феррита и бейнитного феррита, задают степень тетрагональности решетки бейнитного феррита, рассчитывают и корректируют количественный и качественный фазовый состав. Схема разделения рефлексов феррита и бейнита показана на (рис.1.12.) и (рис.1.13.). На полученных дифрактограммах выделили рефлексы, принадлежащие альфа-фазе, разделили их на компоненты - пики феррита и бейнита, предполагая, что решетка бейнита подобна решетке мартенсита, но с чрезвычайно малой (до 1,004) величиной тетрагональности. На рис.1 показан пример разделения пика α -фазы на компоненты – рефлексы феррита и бейнита. В качестве дополнительного критерия соответствия модели и эксперимента принимали вид разностной кривой, показанной на рис.2, где приведено разложение экспериментального дифракционного профиля, соответствующего линии 110 α -Fe на составляющие феррита (Iron alpha) и бейнита (Bainite).

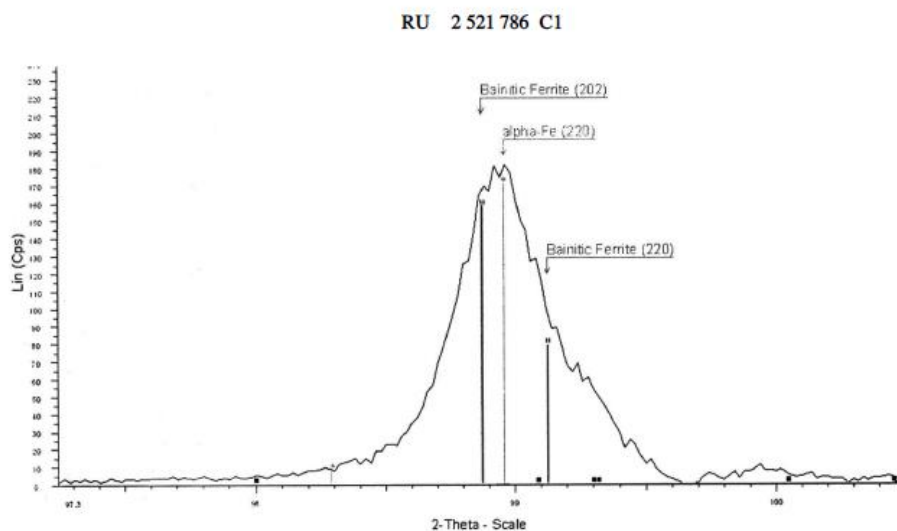


Рис.1.12. Разделение пика α -фазы на компоненты – рефлексы феррита и бейнита.

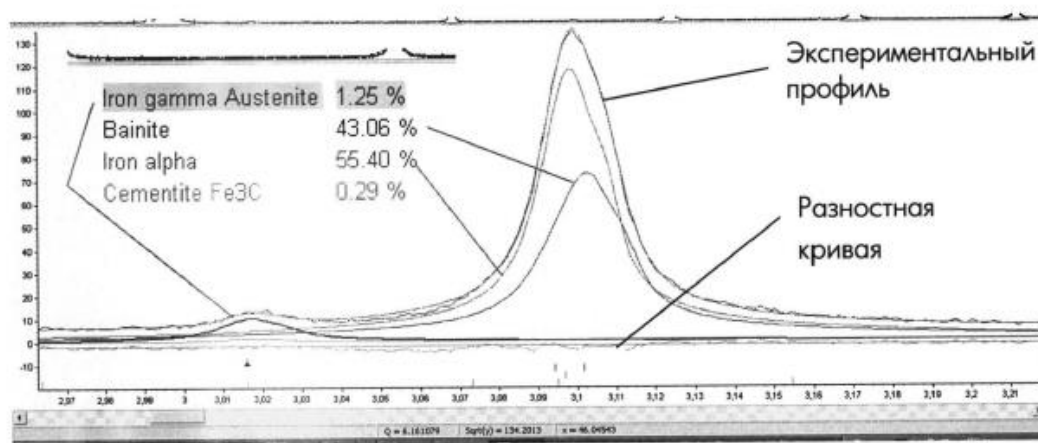


Рис.1.13. Разложение экспериментального дифракционного профиля, соответствующего линии 110 α -Fe на составляющие феррита (Iron alpha) и бейнита (Bainite).

В работах [29-36] приведены результаты количественных металлографических исследований с использованием автоматизированного программно-аппаратного комплекса «Thixomet SmartDrive, который на основе разработанных методик количественного описания всех видов структурной неоднородности в современных трубных сталях позволил установить соотношения «структура - свойство» для большинства механических свойств, включенных в диапазон приемных испытаний для сталей с разными категориями прочности.

Были проведены исследования на трубных сталях следующих марок: К56 (Х65), К60 (Х70), К65 (Х80) с ферритно-бейнитной структурой после контролируемой прокатки. Исследованные стали характеризовались разным уровнем прочностных свойств и энергии удара, которые позволили выявить соотношения между структурой и свойствами. Все параметры структуры были оценены в соответствии с такими параметрами неоднородности стали, как длина и количество областей бейнита речной морфологии, самой критической характеристики структуры трубных сталей в настоящее время. Ниже приведены примеры влияния объемной фракции областей бейнита речной морфологии протяженностью более 100 мкм на механические свойства стали. Уравнение регрессии, адекватно описывающее экспериментальные данные с коэффициентом корреляции 0,9, было получено для трех категорий прочности:

$$B=129,68+0,99 \times T_{\text{test}}-3,71 \times V_{D>100 \text{ мкм}}, (1)$$

где В представляет собой количество вязкой составляющей излома при испытании падающим грузом (DWTT,%); T_{test} - это температура DWTT, °С; $V_{B>100 \text{ мкм}}$ - объемная доля областей бейнита речной морфологии протяженностью более 100 мкм,%. Графики, описывающие соотношения между фракцией жесткого компонента и объемной фракцией бейнита с морфологией планки ($D>100 \text{ мкм}$) при заданной температуре в диапазоне от -20 до -60 ° С, были построены по уравнению (1) (рис.1.14 и рис.1.15). Уравнение регрессии, адекватно описывающее прочность на растяжение с объемной долей областей бейнита речной морфологии протяженностью более 100 мкм было получено для стали с категорией прочности К65 и представлено на рис.1.16 и рис.1.17:

$$\sigma_B = 698,44-3,01 \times V_{D>100 \text{ мкм}} (2)$$

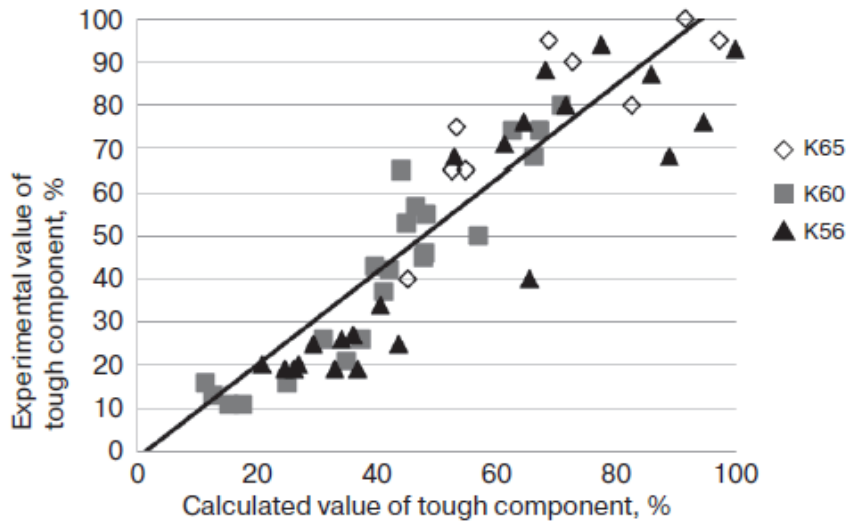


Рис.1.14. Корреляция вычисленных и экспериментальных значений жесткого компонента при разрушении образцов DWTT

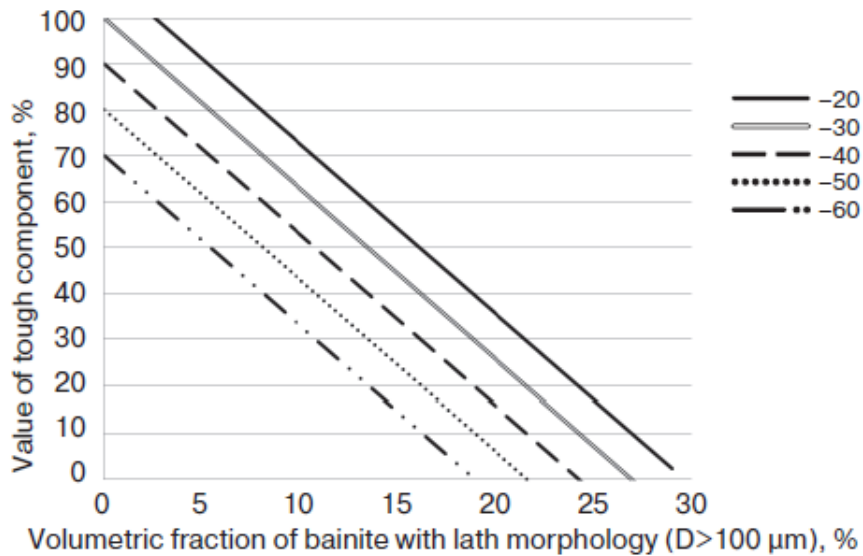


Рис.1.15. Рассчитанные значения вязкой составляющей излома при испытании DWTT по оси абсцисс и значение доли жесткой компоненты по оси ординат.

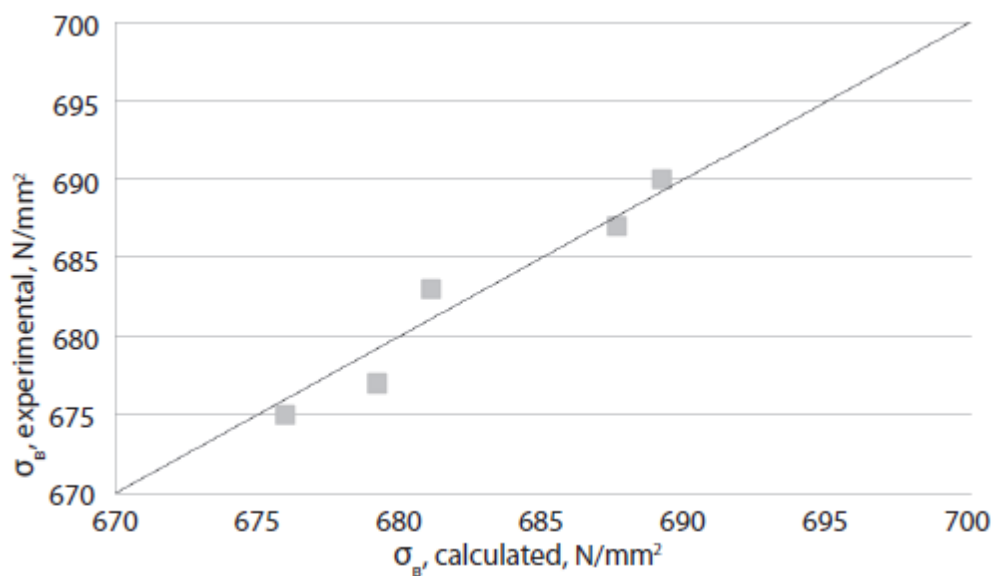


Рис.1.16. Корреляция рассчитанных и экспериментальных значений прочности на растяжение для стали с категорией прочности К65

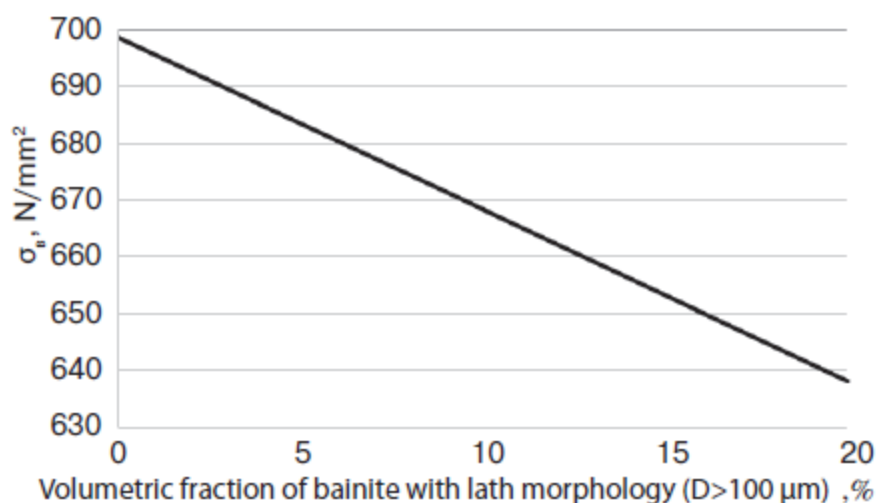


Рис.1.17. Расчетные значения прочности на растяжение для стали с категорией прочности К65

Для стали К56 было получено уравнение регрессии, связывающее ударную вязкость (KCV) и объемную долю областей бейнита реечной морфологии протяженностью более 100 мкм (%) представлено на рис.1.18 и рис.1.19:

$$KCV (CVN) = 675,17 - 85,53 \times V_{D > 100 \text{ мкм}} \quad (3)$$

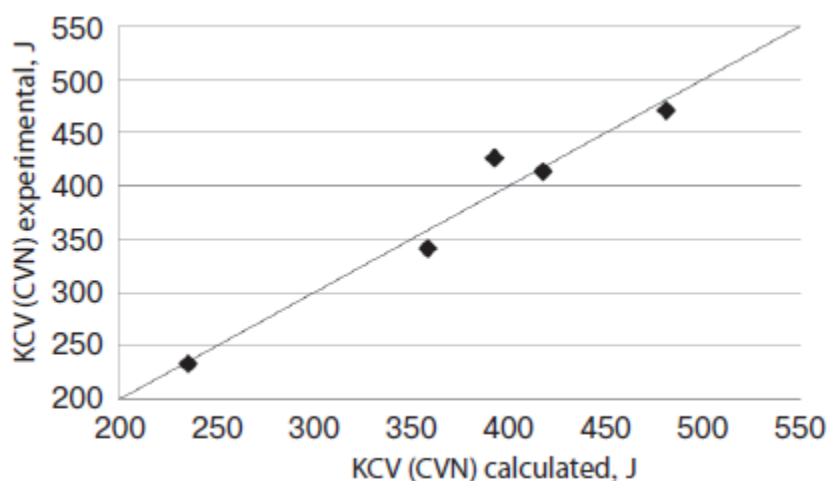


Рис.1.18 Корреляция вычисленных и экспериментальных значений ударной вязкости для стали с категорией прочности К56.

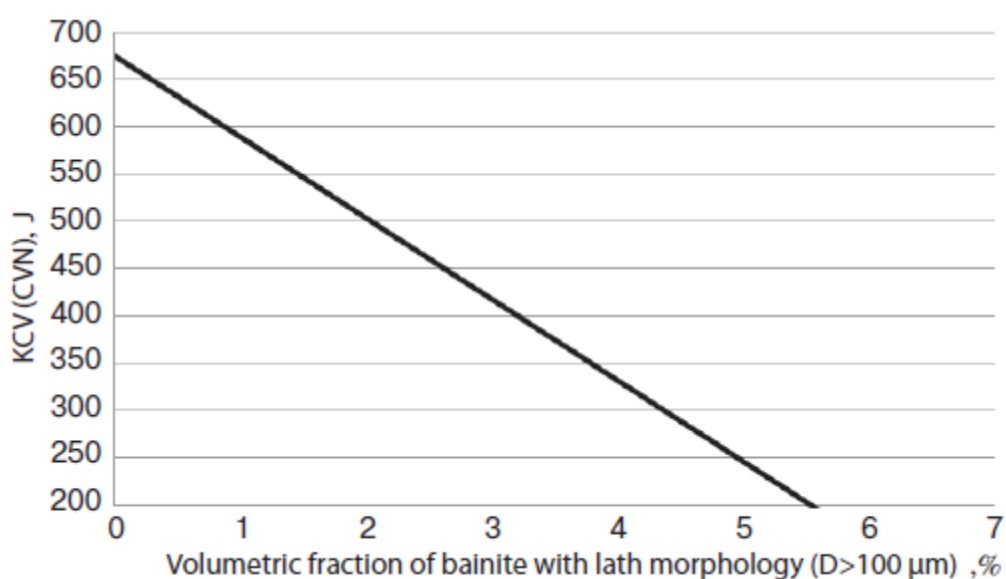


Рис.1.19. Расчетные значения ударной вязкости для стали с категорией прочности K56.

Из этого следует, что необходимо минимизировать размер областей бейнита с речной морфологией протяженностью более 100 мкм с целью повышения прочностных свойств исследуемых трубных сталей. Кроме того, возможно выявить максимальный размер таких областей и их объемную долю в структуре для каждой категории прочности стали (рис. 1.15, 1.17 и 1.19).

В [37] исследовали природу структурной неоднородности в малолегированных трубных сталях. Известно, что механические свойства низкоуглеродистых сталей для производства трубопроводов зависят от наличия специфических структурных неоднородностей. При использовании оптической металлографии, эти неоднородности проявляются как области с неполигональной или даже с пластинчатой бейнитной структурой. Как показывает анализ EBSD, кристаллиты в этих областях имеют относительно малоугловую разориентацию и, как результат, образуют очень грубые «псевдозерна». Большой размер этих псевдозерен способствует распространению трещин вдоль протяженных высокоугловых границы, что приводит к снижению ударной вязкости. Полагают, что области с пластинчатой структурой образованы путем превращения аномально крупного аустенитного зерна. В то же время даже крупные зерна аустенита превращаются в фрагментированные бейнитные блоки в результате многовариантного гамма-альфа превращения. Следовательно, для образования грубого бейнитного псевдозерна необходимо реализовать при превращении сильное правило отбора, чтобы уменьшить количество вариантов превращения. На самом деле, такое правило отбора вариантов происходит в случае пластически деформированного аустенита, субструктура которого зависит от ориентации зерна. Таким образом, можно предположить, что не только большой размер, но и определенная ориентация

бывшего аустенитного зерна играет определенную роль в формировании структурных неоднородностей.

Для подтверждения этого предположения проведено исследование полученной промышленным способом низкоуглеродистой микролегированной стали состава: 0,06-1,7 Мп-0,2Si-0,2Mn-0,1 (V + Nb + Ti) (вес.%). Исходную 300 мм толщины плиту прокатывали до 27,7 мм в заводских условиях, при этом семь первых проходов проводили в интервале температур от 1010 до 930°C. Затем плиту выдерживали при температуре 930°C, 20 минут, что является достаточным для полной рекристаллизации. Последующие проходы проводили при температурах $750 \pm 40^\circ\text{C}$. Накопленная истинная деформация на этой конечной стадии прокатки составила 1,6, что обеспечивает высокий уровень наклепа с учетом того, что при этой температуре в сплаве не происходит рекристаллизации. После прокатки сталь охлаждалась со средней скоростью около 10 К / с. Анализ EBSD проводился на SEM Quanta 3D FEG с использованием EDAX Pegasus с шагом шага 0,5 мкм. С помощью этого метода оценивали взаимную разориентировку зерен (рис.1.20) пределах структурных неоднородностей различного типа.

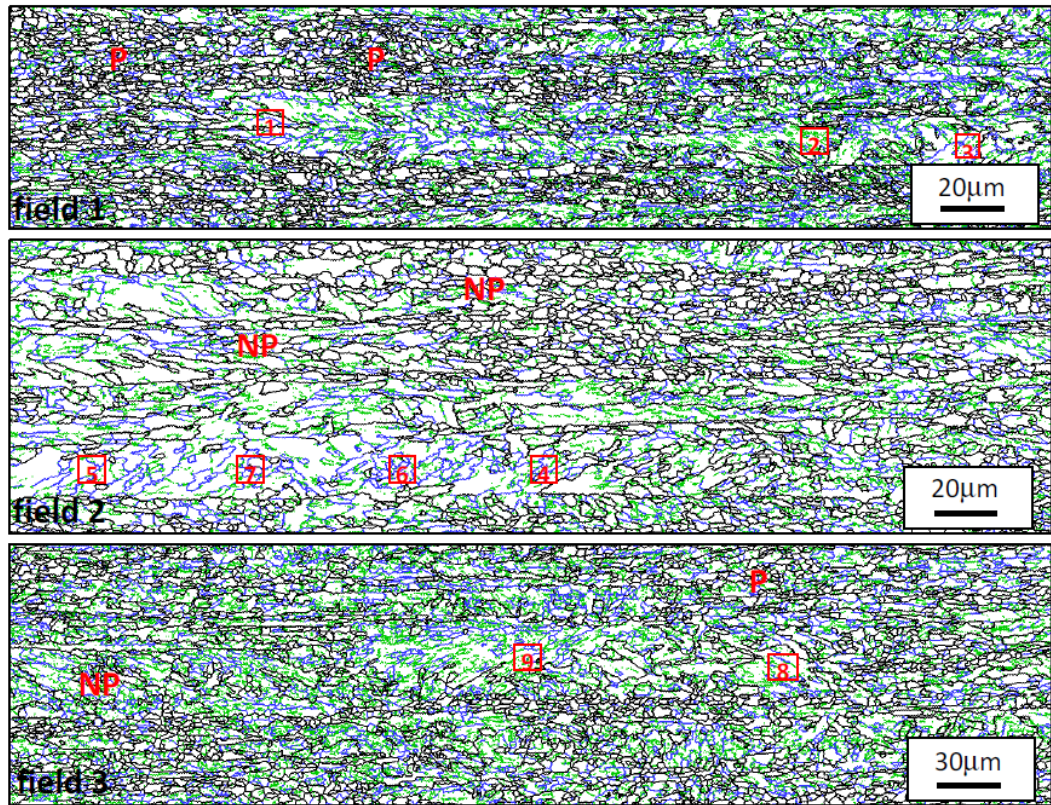


Рис.1.20. Изображения границ зерен исследуемого образца: границы зеленого цвета ($2^\circ < \theta < 5^\circ$), синего цвета ($5^\circ < \theta < 15^\circ$) и черного ($\theta > 15^\circ$); θ -угол разориентировки соседних зерен.

Данные обрабатывались с использованием программного обеспечения MTEX, который на основании ориентаций α -фазы и ориентационных соотношений между решетками α и γ фаз при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении определяли ориентации исходного аустенита (рис.1.21). Как видно на рисунке 1.12, исследованная сталь имеет неоднородную микроструктуру: можно наблюдать очень крупнозернистые области наряду с мелкозернистыми. Области разной микроструктуры разделены значительно расширенными высокоугловыми границами. Предположительно, это границы бывших аустенитных зерен, подвергнутых сильной деформации. Игольчатая морфология преобладает в крупнозернистых областях, но полигональная - в мелкозернистых. Следует отметить, что поля 1 и 2 не представляют типичную микроструктуру: они были выбраны для изучения структурных неоднородностей. Обычно структура промышленно обработанных

горячекатаных микролегированных сталей характеризуется как феррит-бейнитная.

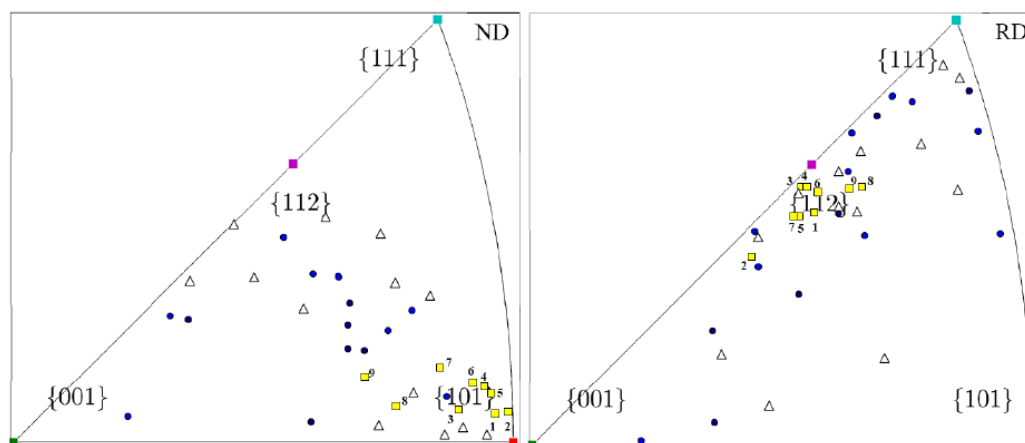


Рис.1.21. ОПФ для нормального направления (ND=НН) и направления прокатки (RD=НП), полученного от первоначальных ориентаций аустенита, определенных в областях с тонкой полигональной структурой (кружками), неполигональной (треугольники) и крупнозернистой структурой (квадраты). Нумерация соответствует рис. 1.12.

Поскольку сложно дифференцировать бейнит и квазиполигональный феррит в микролегированной стали только по их морфологии, то для этого может быть использован кристаллографический анализ, который основан на различии ОС для бейнита и феррита позволил идентифицировать состав фаз как верхний бейнит и небольшую фракцию полигонального феррита. Как видно из рис.1.21, ориентации аустенита хорошо соответствуют текстуре прокатки ГЦК металлов; большинство из них принадлежат β -волокну. Аустенит, из которого были получены области первого и второго типа, имеет ориентацию, распределенную довольно равномерно внутри β -волокна, главным образом это S-компонент текстуры. Однако зерна аустенита, которые при превращении образуют области третьего типа, значительно отличается своей ориентацией, которая сосредоточена вокруг Вг компонента. Можно предположить, что этот факт связан с ориентационной зависимостью деформационного поведения аустенита. На самом деле, во время пластической деформации кристаллы, фрагментируются, образуя субзерна.

При изучении холоднокатаного А1 было показано, что зерна близких к Вг ориентациям текстуры имеют минимальные значения разориентаций среди других ориентаций, принадлежащих β -волокну. Кроме того, было обнаружено, что монокристаллы с ориентацией латуни показывают меньшую локализацию сдвига по сравнению с кристаллитами ориентаций S и Cu. Отметим, что возникновение регулярной субструктуры полос сдвига способствует отбору вариантов превращения при зарождении и росте бейнитного феррита, и этот отбор вариантов приводит к увеличению размера бейнитного пакета. С другой стороны, как высокоугловые разориентации, так и локализованные сдвиговые неоднородности способствуют зарождению различных вариантов бейнитного феррита. Поэтому особенности Вг текстуры - более низкий уровень разориентации и большей однородности - приводят к более строгому отбору вариантов при фазовом превращении и, как следствие, способствуют образованию более крупных бейнитных пакетов, а также образованию бейнитных блоков с низкой разориентацией.

В работе [38] проводились испытания на растяжение образцов, вырезанных из дефектной зоны трубы без механической обработки наружной и внутренней поверхности, на которой дефектоскопическими методами были обнаружены трещины. При испытании этих образцов под действием растягивающих напряжений произошло раскрытие, имеющих на поверхности трубы трещин. Инициатором разрушения явилась одна из них (рис. 1.22).



Рис. 1.22. Колония трещин у поверхности образца из стали X70

Таблица 1.3. Механические свойства металла трубы из бездефектной зоны

№ образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
1	418	522	18	63
2	449	592	20	54
3	519	626	15	57
Среднее	462	580	18	58

Средние значения механических характеристик металла в дефектной зоне (с учетом влияния дефекта) приведены в табл. 1.4.

Таблица 1.4. Средние значения механических характеристик металла трубы из дефектного участка.

$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
447,5	552,5	14,5

Для нахождения количественных характеристик, необходимых для прогнозирования КРН, был использован программный комплекс ANSYS.

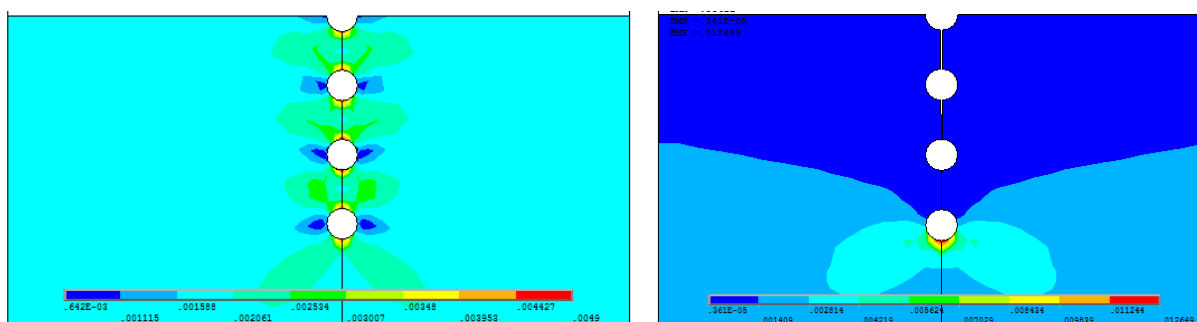


Рис. 1.23 Эпюры распределения интенсивности напряжений в задаче об отсутствии взаимодействий между язвами

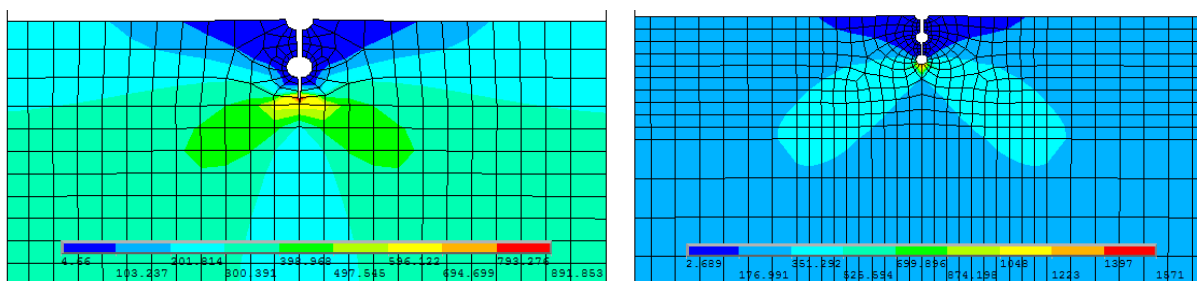


Рис.1.24. Эпюры распределения интенсивности напряжений в задаче о взаимодействии между язвами (2-й и 3-й этап развития трещин)

Металлографические исследования показали, что структура металла трубы соответствует горячекатаному металлу данного сортамента труб. Топография трещин и распределение микротвердости типичны для КРН. Результаты проведенных механических испытаний металла из бездефектной зоны показали, что значения механических характеристик соответствуют требованиям ГОСТ на сталь 17Г1С. Механические характеристики металла из дефектной зоны не соответствуют ГОСТ на сталь 17Г1С в связи с наличием на поверхности металла сетки трещин.

Электрохимические исследования, проведенные в модельном электролите показали возможность протекания КРН данной стали.

Перечисленные признаки выявленных дефектов являются характерными для КРН и подтверждаются результатами многолетних исследований этого вида повреждения на объектах трубопроводного транспорта углеводородного сырья. Следует отметить, что обнаруженная сетка трещин была обнаружена впервые в мировой практике транспорта нефти. По нашему мнению первопричиной развития КРН явилось нарушение адгезии изоляционного покрытия вследствие старения. Такое старение и отслаивание характерно для пленочной изоляции. Учитывая вышеизложенное, в качестве одной из мер предотвращения подобных дефектов рекомендуется при строительстве нефтепроводов в условиях повышенной обводненности грунтов использовать покрытие усиленного типа заводского исполнения.

В работе [39] рассматривается пластина из низкоуглеродистой стали длиной 500 мм, шириной 120 мм и толщиной 20 мм, подверженная растягивающему циклически изменяющемуся напряжению. Максимальное напряжение цикла составляет 400, а минимальное 250 МПа. В пластине существует начальная краевая поперечная трещина полуэллиптической формы.

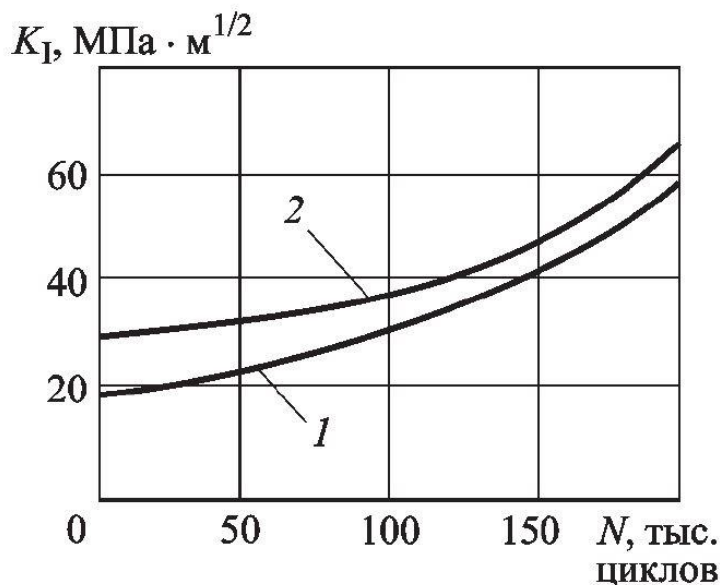


Рис. 1.25. Изменение КИН в наиболее заглубленной точке (1) и в точке, выходящей на поверхность (2), для трещины с начальными размерами $b_0 = 4$ мм, $a_0 = 2$ мм

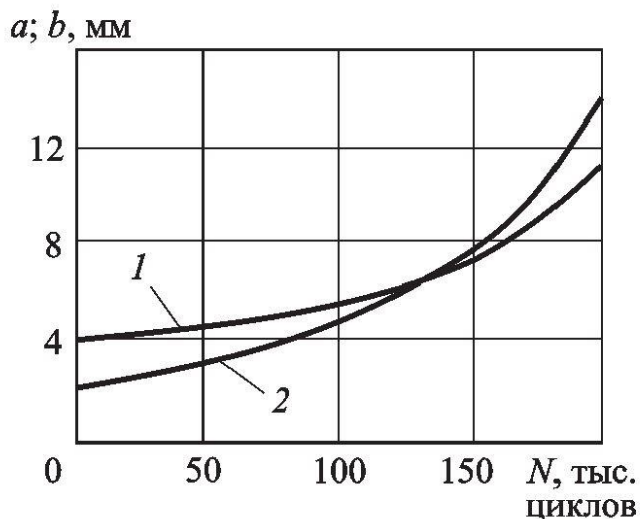


Рис. 1.26. Изменение глубины (1) и полудлины (2) для трещины с начальными размерами $b_0 = 4$ мм, $a_0 = 2$ мм

На рис. 1.25. видно, что КИН в точке, выходящей на поверхность, на всем протяжении роста трещины больше, чем в наиболее заглубленной точке. Поэтому увеличение трещины в процессе всего нагружения более интенсивно идет в длину, что приводит к пересечению кривых роста трещины в длину и глубину (рис. 1.26).

Увеличение начальной длины трещины при условии одинаковой начальной глубины приводит к уменьшению долговечности пластины. Причем по мере роста длины трещины снижение долговечности замедляется.

Пластины с начальными полуэллиптическими трещинами с одинаковыми значениями полуосей имеют практически неизменную долговечность, независимо от того выходит на поверхность малая или большая полуоси эллипса.

1.3. Влияние текстуры на анизотропию ударной вязкости.

Практически во всех этих работах в качестве основного текстурного параметра, на котором основаны корреляции анизотропии ударной вязкости и текстуры используется степень совпадения номинальной плоскости разрушения при испытании (например, образцов Шарпи) или преимущественной плоскости расслоения материала с кристаллографической плоскостью $\{001\}$. Эта плоскость рассматривается как плоскость скола или расслоения, поскольку нормально этой плоскости минимальная сила межатомной связи, которая оценивалась экспериментально в работе [40]. В качестве количественного критерия такого совпадения предлагают использовать так называемый коэффициент текстурного охрупчивания, B :

$$B = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (P_{hkl}^{HH(HH,HH)} \cos^2 \theta)_i, \quad (4)$$

где $(P_{hkl}^0)_i$ – полюсная плотность i -го рефлекса hkl ; θ – угол между нормалью к плоскости (hkl) и направлением $\langle 001 \rangle$.

В работах [41-42] обнаружено влияние текстуры на водородное охрупчивание трубных сталей. Показано, что текстурный компонент $\{111\}$ характеризуется высоким сопротивлением водородному охрупчиванию, в то время как компонент $\{100\}$, а также бестекстурное состояние способствуют пониженному сопротивлению водородному охрупчиванию.

В работе [43] оценивали влияние температуры конечной прокатки на четырех трубах X80, изготовленных с различными температурами конечной прокатки $A_{r3}+50^{\circ}C$ - $A_{r3}+140^{\circ}C$ (Табл.1.5), на микроструктуру излома и работу разрушения образцов с надрезом. С уменьшением температура конечной прокатки увеличивалось количество мелкозернистого игольчатого феррита, а количество верхнего и гранулированного бейнита, размер зерна также уменьшался (Табл.1.6). Энергия при $-20^{\circ}C$ увеличивалась с увеличением объемной доли игольчатого феррита (с уменьшением температуры конечной прокатки), поскольку вязкость игольчатого феррита превосходит вязкость верхнего или гранулированного бейнита (Табл.1.7). Отметим, что механические свойства на растяжение у всех сталей практически не отличаются (Табл.1.8). Эти результаты совпадают с данными работы [44], в которой также обнаружено, что со снижением температуры конечной прокатки увеличивается ударная вязкость стали X70.

Табл.1.5. Режимы прокатки термообработки

Сталь	Начальная температура проката	Конечная температура проката	Температура охлаждения	Скорость охлаждения
ST1		$A_{r3}+140^{\circ}C$		
ST2	$1120\pm 20^{\circ}C$	$A_{r3}+110^{\circ}C$	$M_3\pm 20^{\circ}C$	$20\pm 5+C/s$
ST3		$A_{r3}+80^{\circ}C$		
ST4		$A_{r3}+50^{\circ}C$		

Табл.1.6. Объемная фракция игольчатого феррита (AF), верхнего бейнита (UB) и глобулярного бейнита (GB), вторичных фаз и эффективный размер зерна

Сталь	AF (%)	UB (%)	GB(%)	Вторичные	Эффективный
-------	--------	--------	-------	-----------	-------------

	фазы(%)				размер зерна(μm)
ST1	68,7±4,1	16,2±1,6	11,8±3,3	3,3±0,6	23,9±1,9
ST2	73,5±4,9	8,1±3,7	14,3±2,5	4,1±1,3	18,6±1,7
ST3	85,4±2,8	4,9±2,0	8,1±1,1	1,6±0,3	15,3±1,6
ST4	88,0±1,3	2,4±1,0	8,3±1,2	1,3±0,3	11,8±1,5

Табл.1.7. Результаты испытаний на ударную вязкость

Сталь	-20°C			-40°C		
	E _i (J)	E _p (J)	E _t (J)	E _i (J)	E _p (J)	E _t (J)
ST1	7047	6813	13,860	725	1865	2590
ST2	6858	5650	12,509	1090	3453	4543
ST3	5312	10,544	15,856	6870	8272	15,142
ST4	7301	10,434	17,735	5500	8960	14,460

E_i- энергия инициирования; E_p- энергия распространения; E_t- полная энергия.

Табл.1.8. Механические свойства на растяжение листов

Сталь	Предел текучности (MPa)	Предел прочности(MPa)	Удлинение (%)	Процентное отношение (%)
ST1	537	644	26	83
ST2	521	643	26	81
ST3	562	663	26	85

В работе [45] удалось получить СМК микроструктуру ферритной стали (размер зерна 300-400 нм) за счет сочетания процессов, таких как стимулированные деформацией фазовые превращения, зарождение феррита на дисперсных частицах VN, имеющих близкие значения периодов решетки с ферритом и динамической рекристаллизации. Авторы полагают, что такие технологические решения позволят реализовать процессы ИПД на промышленном уровне, что предпочтительнее чисто лабораторных технологий типа РКУП. В [46] получены высокие показатели прочности и ударной вязкости ферритной малолегированной стали за счет микролегирования ванадием и контролируемых режимов прокатки и охлаждения. В [47] приведены результаты исследования структуры и свойств высокопрочной бейнитной стали X120 (0,05C; 1,9Mn; 0,048Nb; 0,015 Ti ; 0,3Mo; 0,22 Cr; 0,013 V; 0,002 S; 0,004 P), в которой получены высокие механические свойства: предел текучести 951 МПа; предел прочности 1023 МПа; относительное удлинение 26%; ударная вязкость образцов с надрезом Шарпи при -30°C 227 Дж/см²; 95% вязкой составляющей в изломе при испытании падающим грузом при -20°C . Микроструктура стали состоит из бейнитных пластин толщиной 10 мкм, которые пересекаются субпластинами толщиной 200 нм, обнаружены также дисперсная аустенитно-мартенситная смесь и дисперсные частицы 1-10 нм карбидов титана и ниобия.

Анизотропное поведение ударной вязкости по Шарпи было исследовано в трубопроводной стали API X100 [48]. Исследовали образцы трех ориентаций (Рис.1.27). Комбинация кристаллографической текстуры и расслоения считается причиной наблюдаемой анизотропии вязкости ударных образцов Шарпи. Кристаллографические текстуры могут способствовать анизотропии за счет увеличения вероятности расположения плоскостей скола {001} параллельно поверхностям трещины ударных образцов Шарпи, и отклонении

имеющихся систем скольжения для вязкого разрушения. Таким образом, ударная вязкость по Шарпи наихудшая на 45° к направлению прокатки (Рис.1.28), потому что зерна с плоскостями скола $\{001\}$, параллельными поверхностям разлома образца Шарпи, намного больше в этой ориентации (Рис1.29). Существование гораздо более $\{001\}$ плоскостей скола при ориентации 45° может привести к большей вероятности разрушения сколом по сравнению с другими ориентациями при той же температуре. расслоение, связанное с удлинением зерен в НП и ориентацией зерен плоскостями $\{001\}$ параллельно плоскости прокатки, также может приводить к анизотропии свойств Шарпи.

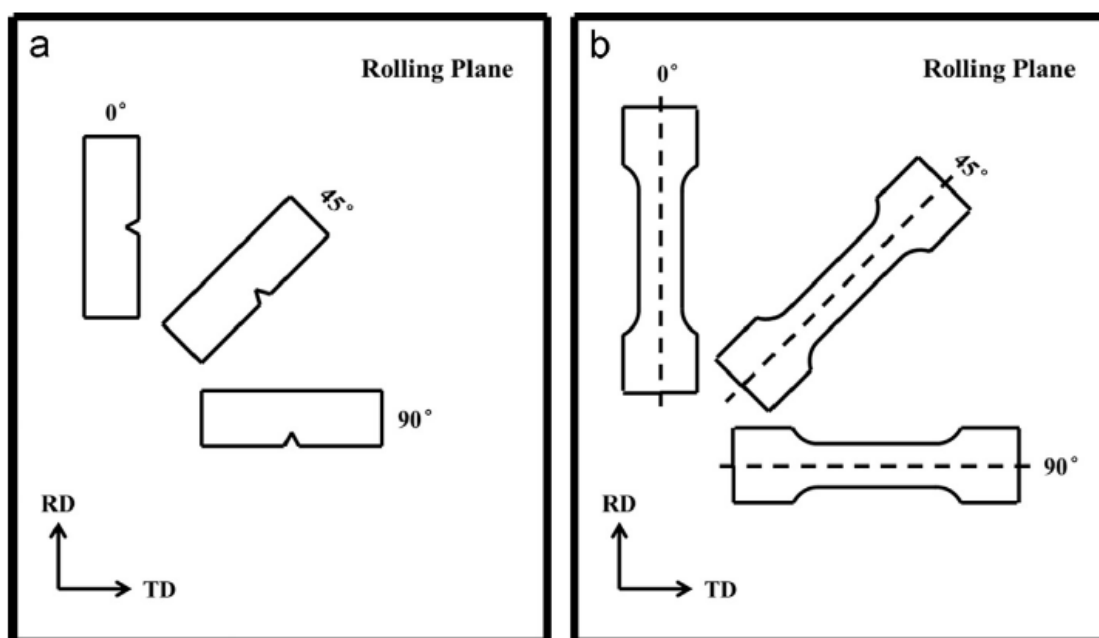


Рис.1.27. Ориентация образцов для механических испытаний относительно стальной плиты, где RD и TD соответствуют НП и ПН соответственно: а - ориентации ударных образцов Шарпи и (б) ориентации образцов для испытаний на растяжение.

Табл.1.9. Результаты механических испытаний на растяжение для различных направлений образцов

Ориентация	Предел	Предел	Удлинение(%)	YS/
------------	--------	--------	--------------	-----

(градус)	текуести(МПа)	прочности(МПа)		TS
0	780±15	990±15	19,3±0,3	0,79
45	910±10	1110±30	15,2±0,4	0,82
90	1000±50	1180±20	14,2±0,8	0,85

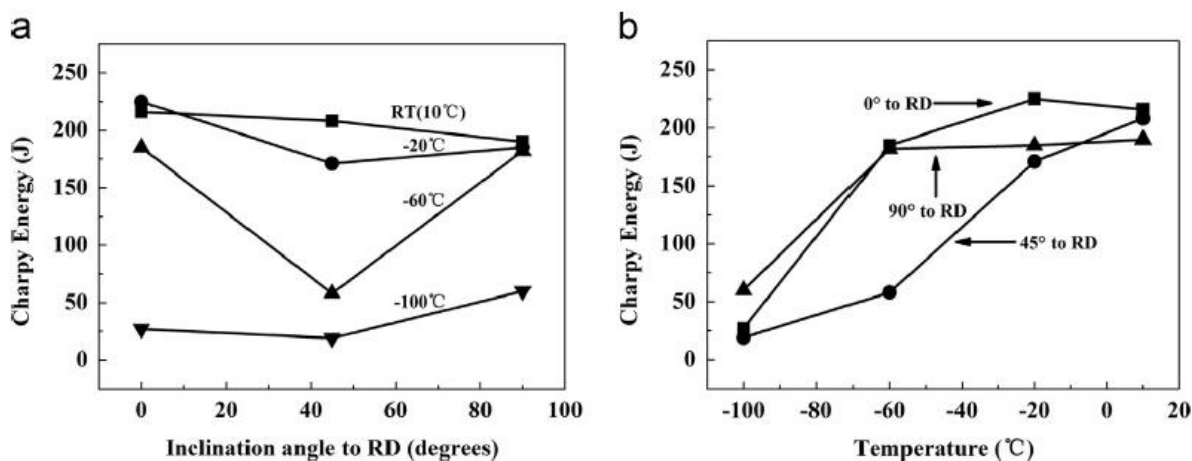


Рис.1.28. Результаты испытаний на удар по Шарпи. (а) в зависимости от ориентации и (б) в зависимости от температуры.

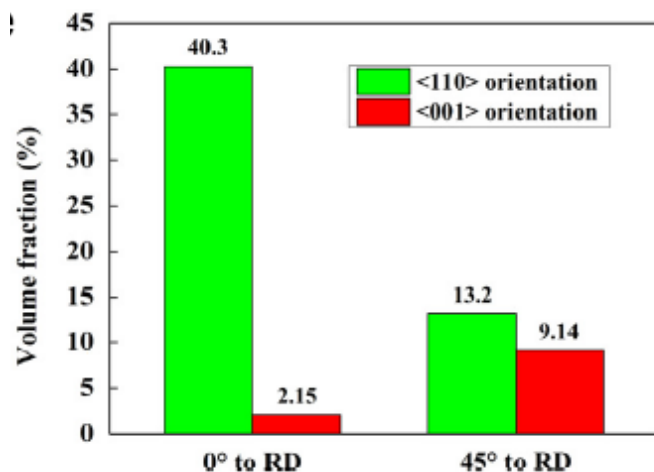


Рис.1.29. Данные EBSD анализа: Объемные доли <110> и <001> ориентации на 0° и 45° от RD (НП)

Табл.1.10. Химический состав (мас.%) и условия ТМО

C	Mn	Si	P+S	Nb+Ni+Mo	Ti+Al	N
< 0.08	< 2.0	0.21	< 0.013	< 0.8	0.03	< 0.0036
Reheating temperature				1100–1180°C		
Cooling start-temperature				Above Ar_3		
Finish rolling temperature				Above Ar_3		
Coiling temperature				> 500°C		

Табл. 1.11. Механические свойства на растяжение

Ориентация	Предел текучести МПа	Предел прочности МПа	Общее удлинение %	Равномерное удлинение %
L	601±35	676±4	13±2	7±2
D	600±35	663±10	16±2	8±2
T	634±29	707±16	15±1	7±1

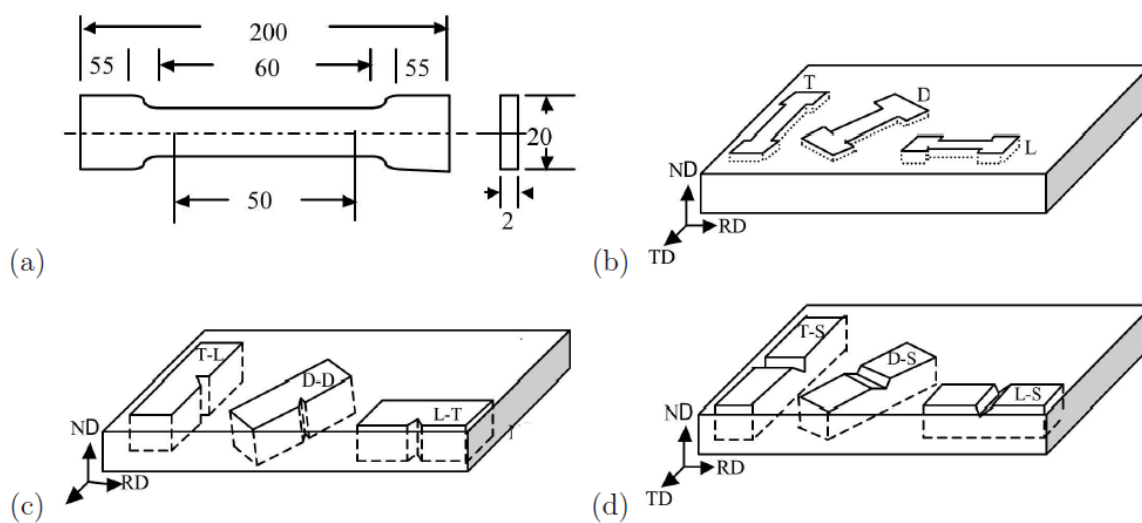


Рис. 1.30: Ориентация образцов для механических испытаний относительно стальной плиты, где «RD», «TD» и «ND» направления НП, ПН и НН . (a)

Размеры образца растяжения в мм. (б) Ориентации образцов для испытаний на растяжение. с) обычная ориентация образцов Шарпи. (d) дополнительные ориентации Шарпи.

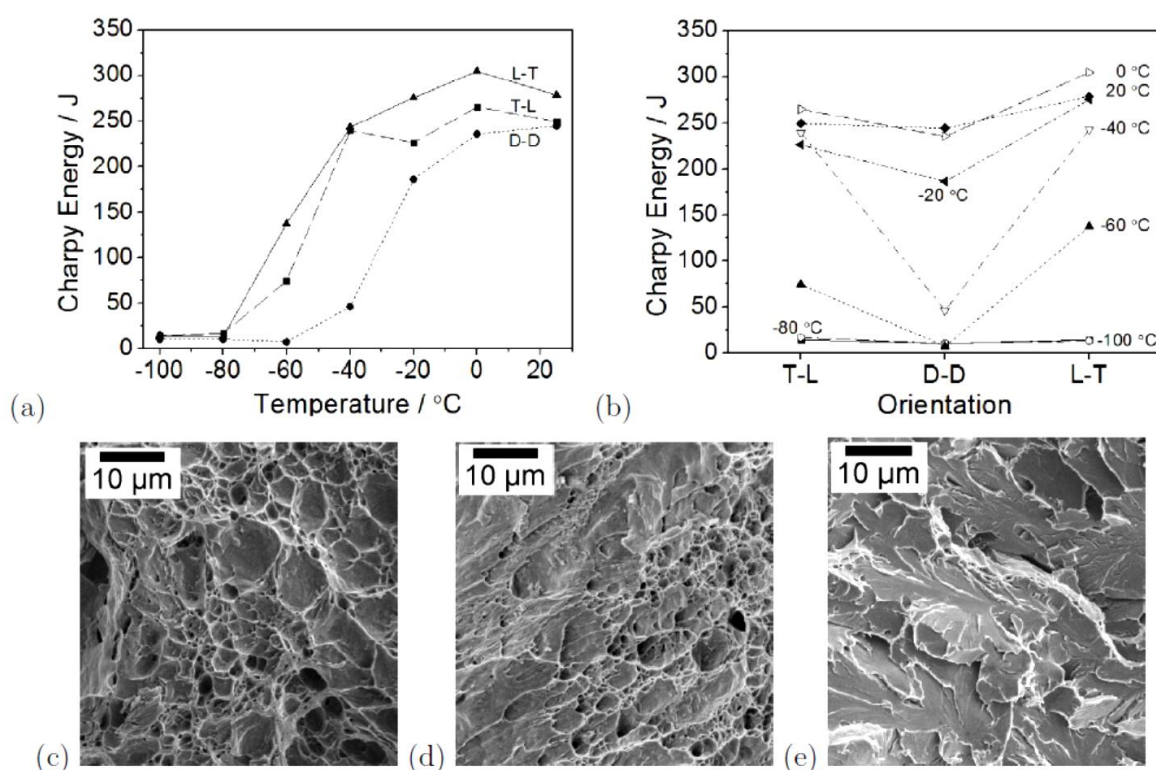


Рис. 1.31: Результаты испытаний на удар по Шарпи для «обычных» ориентиров. (а) В зависимости от температуры, (б) в зависимости от ориентации. (с-е) Поверхности разрушения ориентации L-T Образцы Шарпи, разрушенные при комнатной температуре, -60°C и -100°C соответственно

В работе [50] получены сходные с [51] результаты. 45° образцы показали минимальную ударную вязкость при температурах, -20 , -40 и -60°C (Рис.1.32b). Текстура листов соответствовала расположению плоскостей $\{100\}$ под углами $40-50^{\circ}$ к НП (рис.1.33). На (рис. 1.32с) и (1.32d) показано, что этой ориентации соответствует отсутствие расслоения в изломе. Термообработка позволяет существенно снизить анизотропию ударной вязкости (Рис.1.34).

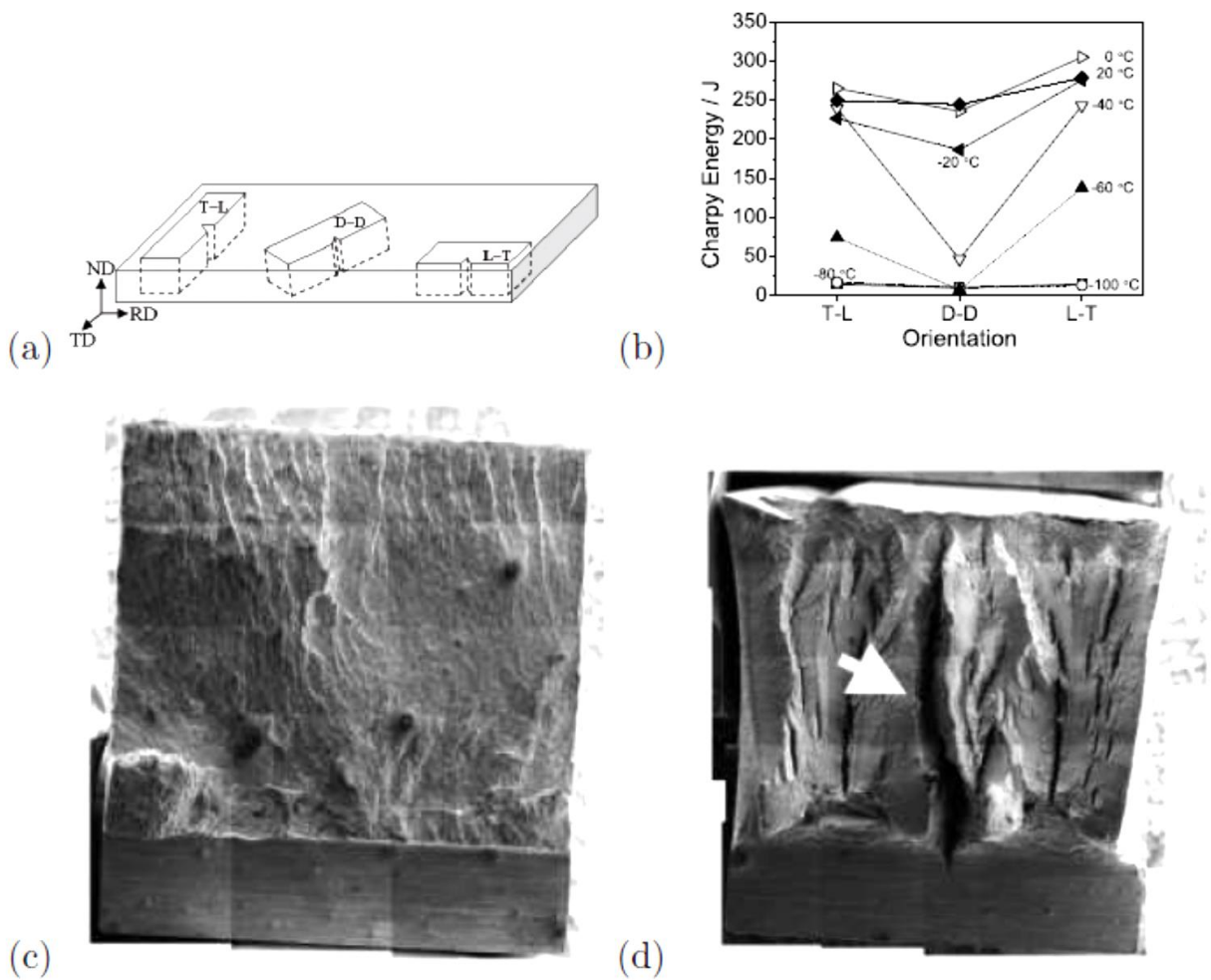


Рис.1.32: Сталь X80 после прокатки (а) Ориентация образцов Шарпи относительно стальной пластины, где «RD», «TD» и «ND» обозначают НП, ПН и НН. (б) Измеренное изменение ударной вязкости по Шарпи в зависимости от ориентацией надреза. (с) Отсутствие расслаивания в образце, испытанном в 45⁰-ориентации при -60°C. (д) Сильное расслоение в образце, испытанном в ориентации L-T при -60 ° С.

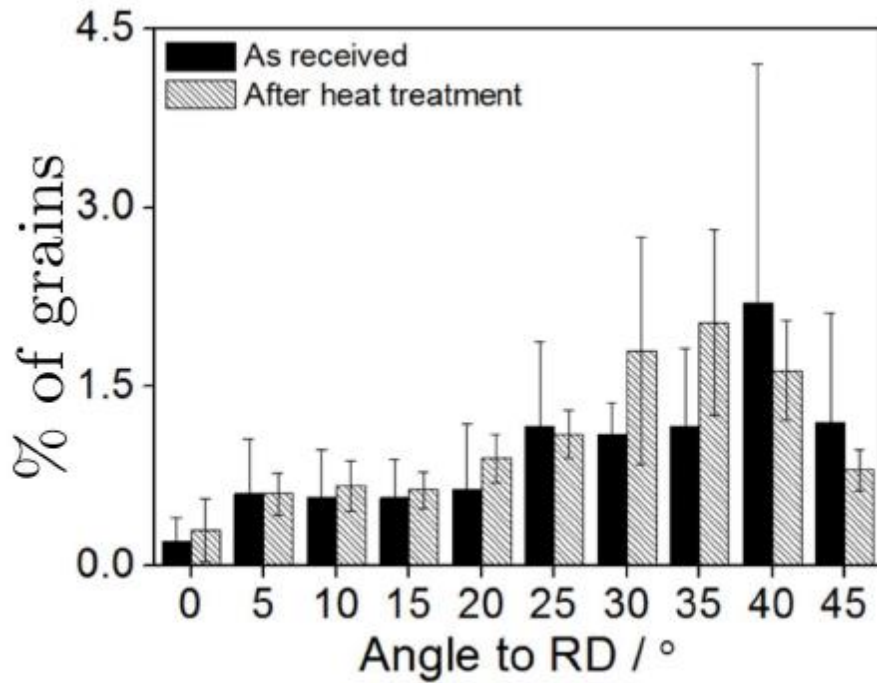


Рис.1.33. Процент зерен в зависимости от угла между нормальными плоскости {100} и направлением прокатки

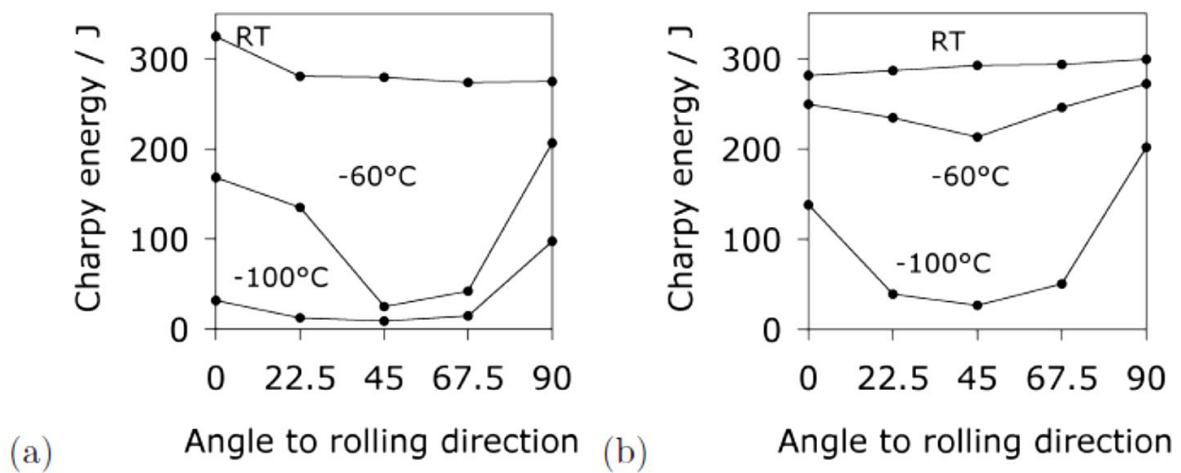


Рис.1.34. Сравнение ориентационной зависимости ударной вязкости по Шарпи для (X80-A3) и регенерированные бейнитные образцы

В работе [52] исследовали влияние текстуры на механизм разрушения и эффективный размер зерна ферритной стали. Показано, что

кристаллографическая текстура влияет на вязкость по-разному, например (i) путем создания анизотропии в пределах текучести [53], путем внесения вклада в формирование трещин, а также влияя на размер пластической зоны перед распространением трещины.

В работе кроме обычного текстурного фактора, влияющего на анизотропию ударной вязкости – угол номинальной плоскости скола и плоскости {001} рассчитаны коэффициенты несовместности деформации соседних зерен. Показано, что максимальную несовместность дают ориентации текстуры Госса (110)<1-10> и кубическая текстура (001)<010>.

В работе [54] исследовали влияние текстуры на ударную вязкость образцов Шарпи с надрезом из сплавов X70, составы которых отличались содержанием никеля в пределах 0,3% (табл.1.12).

Табл.1.12. Химический состав сплавов в мас.%

wt pct	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Ti
15T	0.050	1.520	0.20	0.009	0.130	0.172	0.0156
Base	0.049	1.370	0.23	0.130	0.060	Low	0.0130
0Ni	0.042	1.619	0.30	0.006	0.268	0.092	0.0128
0.3Ni	0.045	1.572	0.30	0.291	0.246	0.094	0.0154

wt pct	Nb	V	Al	N	S	P	Cu
15T	0.054	0.0137	0.0320	0.0033	0.0022	0.0061	0.005
Base	0.070	0.0080	0.0270	0.0077	0.0011	0.0100	0.260
0Ni	0.063	0.0047	0.0239	0.0081	0.0018	0.0085	0.012
0.3Ni	0.065	0.0046	0.0263	0.0049	0.0015	0.0074	0.133

В табл.1.13 приведены результаты измерения величины зерна в НП, ПН и 45⁰ направлениях.

Табл.1.13. Средние значения размеров зерна в НП, ПН и 45° направлениях

Steel	Direction	Fine Grain Size (μm)	Percent of Fine Grains (%)	Coarse Grain Size (μm)	Percent of Coarse Grains (%)	Average Grain Size (μm)
15T	L	3.3	76.3	16.2	23.7	4.1
	T	3.4	79.9	14.6	20.1	4.1
	D	3.5	87.2	15.1	12.8	3.9
Base	L	3.3	92.5	12.6	7.5	3.5
	T	3.6	80.4	15.1	19.6	4.2
	D	3.5	86.1	14.4	13.9	3.9
0Ni	L	3.5	68	17	32	4.7
	T	3.6	75.2	15.3	24.8	4.5
	D	3.6	75.5	16	24.5	4.4
0.3Ni	L	3.6	78	16.8	22	4.3
	T	3.5	74	14.9	26	4.3
	D	3.4	85.6	13.4	14.4	3.8

Методом EBSD оценивали плотность мало-(2-15°) и высокоугловых (>15°) границ в НП, ПН и 45° направлениях, а также плотность вторичных фаз (мартенсита и цементита), которые легко отличались по контрасту от аустенита, который не учитывали (табл.3).

Табл.1.14.. Объемные фракции вторичных фаз, мало-и высокоугловых границ в НП, ПН и 45° направлениях

Steel	Direction	VF of Secondary Microconstituents (%)	HAB Density (μm^{-1})	LAB Density (μm^{-1})
15T	L	1.65 ± 0.25	0.85 ± 0.01	0.75 ± 0.13
	T	2.15 ± 0.10	0.71 ± 0.01	0.90 ± 0.05
	D	1.65 ± 0.65	0.84 ± 0.01	0.60 ± 0.06
Base	L	2.75 ± 0.25	0.94 ± 0.02	0.86 ± 0.01
	T	1.95 ± 0.35	0.84 ± 0.01	0.59 ± 0.01
	D	2.05 ± 1.05	0.82 ± 0.01	0.67 ± 0.04
0Ni	L	3.65 ± 0.35	0.58 ± 0.02	0.78 ± 0.04
	T	3.45 ± 0.55	0.75 ± 0.01	0.61 ± 0.02
	D	3.70 ± 0.50	0.72 ± 0.04	0.91 ± 0.04
0.3Ni	L	4.70 ± 0.40	0.85 ± 0.07	0.80 ± 0.01
	T	8.90 ± 1.85	0.80 ± 0.03	1.15 ± 0.08
	D	3.25 ± 0.50	0.85 ± 0.15	0.79 ± 0.02

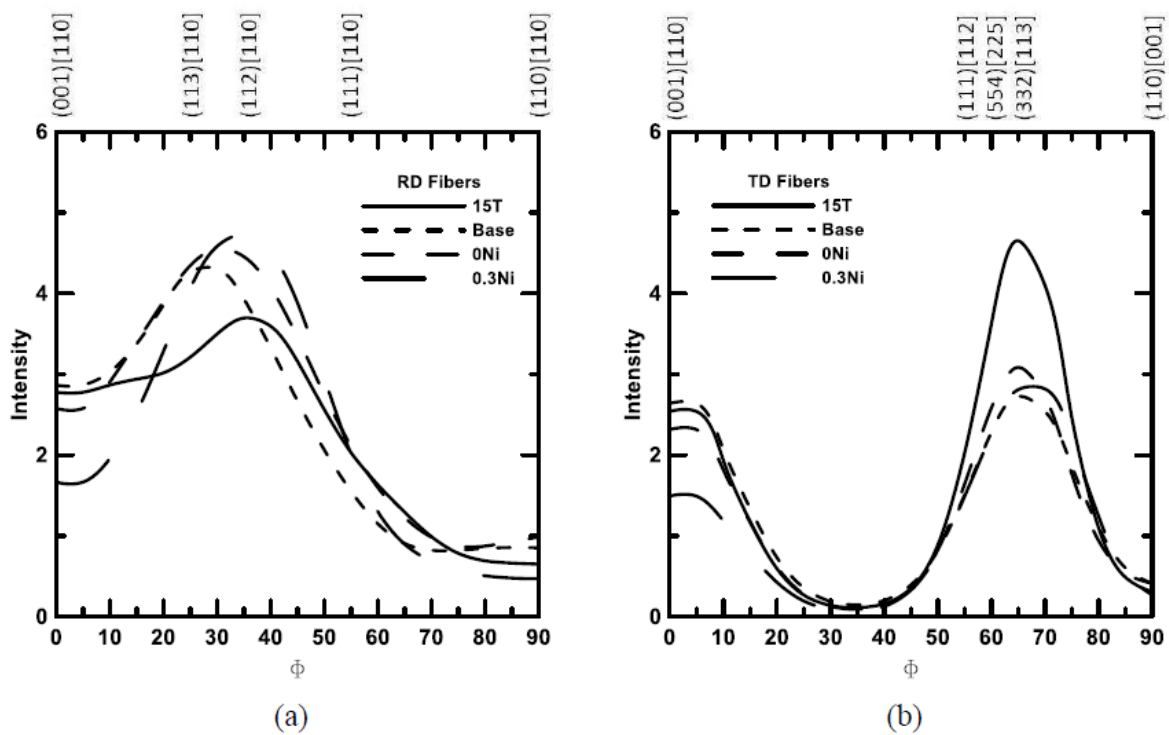


Рис.1.35. Интенсивности текстурных компонентов (hkl), соответствующих (а) направлению $\langle 100 \rangle // \text{НП}$ и (б) $\langle 110 \rangle // \text{ПН}$ для полученных и термически обработанных сталей 0Ni.

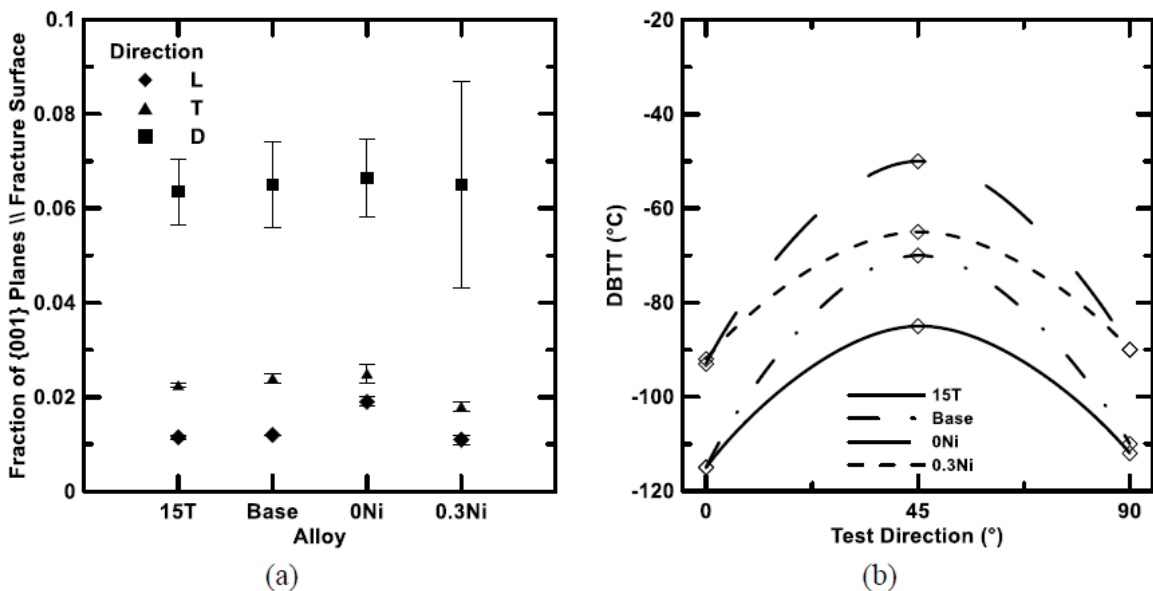


Рис.1.36. (а) Фракция зерен с плоскостями расщепления $\{001\}$, параллельными плоскости излома образца Шарпи (CVN) и (б) соответствующий температуре вязко-хрупкого перехода в (DBTT-ВХПТ),

соответствующей 50 pct сдвигу, для четырех пластин в НП , ПН (90 °) и D (45 °) для испытаний Шарпи (CVN).

Интенсивности текстурных компонентов, измеренные вдоль НП при $\phi_1 = 0^\circ$ и ПН (при $\phi_1 = 90^\circ$ в для четырех сталей приведены на рис. 1.35. Основные компоненты текстуры показаны на рис. 1.36а в индексах Миллера, где плоскость $\{hkl\}$ кристалла параллельна плоскости образца и направление $\langle uvw \rangle$ кристалла параллельны НП (рис.1.35а) или ПН (рис.1.35б). Интенсивности волокон для НП и ПН почти одинаковы для четырех сплавов. Для сплава 15Т интенсивности текстуры вблизи ориентаций $\{112\} \langle 110 \rangle$ и $\{113\} \langle 110 \rangle$ в НП ниже по сравнению с другими сплавами, тогда как интенсивность в области между компонентами $\{111\} \langle 112 \rangle$ и $\{332\} \langle 113 \rangle$ в ПН выше остальных. Сталь 0.3Ni имеет меньшую интенсивность компоненте повернутого куба $\{001\} \langle 110 \rangle$. Общеизвестно, что хрупкое разрушение в ОЦК-металлах происходит по плоскостям $\{001\}$. Поэтому для каждой стали и направления испытаний доля зерен с плоскостями $\{001\}$ параллельно плоскости разрушения для каждого направления, рассчитывали по данным EBSD с допуском $\pm 5^\circ$. Эти данные коррелировали с температурами вязко-хрупкого перехода (ТВХП) (рис.1.36б). Видно, что эта температура существенно выше для 45° направления, в котором фракция кубических ориентаций также выше, чем в НП и ПН (рис.1.36а). Следует отметить, что анизотропия свойств на растяжение (табл.1.15) не коррелирует с ТВХП, прочностные характеристики выше, а пластичность ниже в ПН, по сравнению с НП и 45° .

Табл.1.15. Механические свойства на растяжение в НП, ПН и 45° направлениях

Steel	Direction	YS (0.2% offset) (MPa)	UTS (MPa)	Y/T Ratio	Percent Elongation (in 50.8 mm)
15T	L	524	608	0.86	26.1
	T	538	627	0.86	23.8
	D	527	605	0.87	26.3
Base	L	479	589	0.81	25.7
	T	503	608	0.83	23.8
	D	483	575	0.84	26.1
0Ni	L	476	582	0.82	23.8
	T	490	604	0.81	21.9
	D	469	569	0.82	25.4
0.3Ni	L	496	610	0.81	21.2
	T	545	651	0.84	19.1
	D	496	609	0.81	23.3

В [55] рассмотрены причины анизотропии ударной вязкости трубных сталей. Текстура подразумевает неслучайное распределение кристаллических ориентаций и явно должна влиять на анизотропность поликристаллического материала. В [56] теоретически исследовали влияние текстуры на анизотропию напряжения скола в металлах. Показано, что неравномерное распределение кристаллографических плоскостей является основной причиной анизотропии напряжения скола в текстурированных поликристаллах [56]. В [57] исследовали влияние текстуры на ударную вязкость сталей после контролируемой прокатки и показали, что роль текстуры в направленности ударных свойств мала. Инагаки [76] на контролируемо прокатанной высокопрочной стали с несколькими текстурированными образцами разных химических составов показал, что плоскость расщепления $\{100\}_\alpha$ качественно связана с анизотропией ударной вязкости. В частности, он указал, что анизотропия ударной вязкости вызвана текстурой $\{113\}$, которая располагается между плоскостями $\{110\}$ и $\{112\}$, параллельными плоскости прокатки. Таким образом, температура перехода ударной вязкости достигает максимума в промежуточных направлениях, таких как 45° от направления прокатки и коррелирует с текстурой, благоприятствующей расщеплению [58].

В [59] также рассматривали влияние сильной текстурной составляющей $\{001\} \langle 110 \rangle$, соответствующей низкой энергии диагональных образцов Шарпи, по сравнению с продольными образцами. Плиты, используемые при производстве трубных сталей, подвергаются термомеханической обработке и, следовательно, текстурируются. В [78] показано, что компоненты макроскопической текстуры хорошо коррелируют с наблюдаемой анизотропией ударной вязкости в микролегированных ниобием сталях. Хорошо известно, что в области вязкого разрушения, соответствующей относительно высоким температурам испытаний, распределение плоскостей скольжения $\{110\} \alpha$ и $\{112\} \alpha$ оказывает большее влияние на вязкость, чем плотность плоскостей скола $\{100\} \alpha$. Анизотропия ударной вязкости, связанная с пластическим разрушением, коррелирует с компонентом $\{112\} \langle 110 \rangle \alpha$, а связанная с хрупким разрушением коррелирует с компонентами $\{001\} \langle 110 \rangle \alpha$ и $\{110\} \langle 001 \rangle \alpha$, если они существуют [60]. В [61] также показано, что анизотропия вязкости при комнатной температуре коррелирует с распределением плоскостей $\{110\} \alpha$ как функции угла по отношению к тангенциальному направлению стальной трубы API-X65.

Механическая анизотропия зависит от многих факторов кроме текстуры, поэтому в ряде исследований заявляют, что кристаллография играет небольшую роль или не играет никакой роли в анизотропии свойств. В [62] не обнаружили влияние текстуры на анизотропию ударной вязкости при переходной температуре, особенно когда сама структура зерен имела выраженную направленность, которая обуславливала сильную механическую анизотропию. Fegredo et al. не обнаружил существенной зависимости между вязкостью и макроскопической текстурой в низкоуглеродистых сталях, содержащих 0,002-0,007 мас.% серы, полученной с использованием различных температур прокатки [63]. По-видимому, наибольшую роль играет микроструктурная анизотропия и удлиненные сульфиды. Kasada et al. [64]. исследовали влияние текстуры и микроструктуры на механическую

анизотропию в экструдированном прутке из дисперсно упрочненной оксидами ферритной стали с $\langle 110 \rangle$ текстурой вдоль направления экструзии (ED). Анизотропия ударной вязкости была вызвана совместным эффектом вытянутых зерен и мелких частиц вдоль ED, а не текстурой. В [65, 66] показано, что как микроскопические, так и макроскопические текстуры оказывают незначительное влияние на анизотропию свойств в стали X80, а основная причина анизотропии связана с неравномерным распределением микроструктурных компонентов, богатых карбидом. Пышминцев и др. [67] также сообщили, что современные трубные стали марки X80 не демонстрирует четкой корреляции между плоскостями $\{100\}_\alpha$ и разрушением, параллельным плоскости прокатки.

Механическая анизотропия стали играет важную роль из-за неизбежной химической сегрегации и /или термомеханической обработки. Наиболее важной проблемой является, конечно, тангенциальное направление спирально-сварных труб, испытывающее наибольшую нагрузку [68] и если в этом направлении ударная вязкость будет ниже, чем в других направлениях то это увеличит вероятность разрушения [69, 70].

Существуют три главных фактора, обуславливающие анизотропию ударной вязкости: неравномерное распределение включений, имеющих различные размеры и форму, микроструктурная анизотропия в виде полосчатой или волокнистой структуры, а также кристаллографическая текстура. Поэтому анизотропия ударной вязкости является комплексной проблемой с учетом разнообразных связей между указанными механизмами.

1.4 Влияние текстуры на водородную хрупкость трубной стали.

В работе [71] определяли свойства на растяжение стальных труб X52, X65 и X100 (табл.1.16.) на воздухе и в среде водорода с высоким давлением (13,8 МПа).

Табл.1.16 Химический состав сталей

Alloy	Chemical composition (wt.%)								
	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Nb + V + Ti
X52	0.060	0.870	0.120	0.006	0.011	0.020	0.030	-	0.030
X65	0.080	1.560	0.325	0.003	0.011	0.210	0.030	0.006	0.090
X100	0.064	1.870	0.099	<0.001	0.009	0.470	0.023	0.230	0.036

Испытание проводилось на образцах, вырезанных вдоль оси трубы и перпендикулярно оси трубы. Эксперименты проводились при давлении газообразного водорода 13,8 МПа и скорости деформации $7 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ для всех трех сплавов. Эти испытания были использованы для оценки влияния прочности, микроструктуры и ориентации на величину водородного охрупчивания. Влияние давления газообразного водорода (0,2-69,0 МПа) и скорости деформации $7 \times 10^{-2} - 7 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ были определены только для продольных образцов стали X100 (рис.1.37). Значительное уменьшение величины относительного удлинения и сужения наблюдалось при испытании в водороде по сравнению с воздухом (Табл.1.17). Газообразный водород не оказывал существенного влияния ни на величины предела текучести, ни предела прочности на растяжение. Водородное охрупчивание интенсифицировалось с увеличением прочности и повышением давления водорода. Анизотропия характеристик водородного охрупчивания была максимальной для стали X52 (рис.1.38).

Табл.1.17. Свойства на растяжение образцов, испытанных при различных скоростях деформации при давлении водорода 13,8МПа

Strain rate (/s)	$\sigma_{y 0.2\%}$ (MPa)	UTS (MPa)	E_f (%)	RA (%)
Averages in air	698	814	22	75
Standard deviation in air	14.3	7.4	1.1	2.9
7×10^{-2} (H ₂)	725	832	11	36
7×10^{-3} (H ₂)	693	808	11	19
7×10^{-4} (H ₂)	686	789	10	20
7×10^{-5} (H ₂)	694	792	10	24
Averages in H ₂	700	805	11	25
Standard deviation in H ₂	17.4	19.7	0.6	7.8

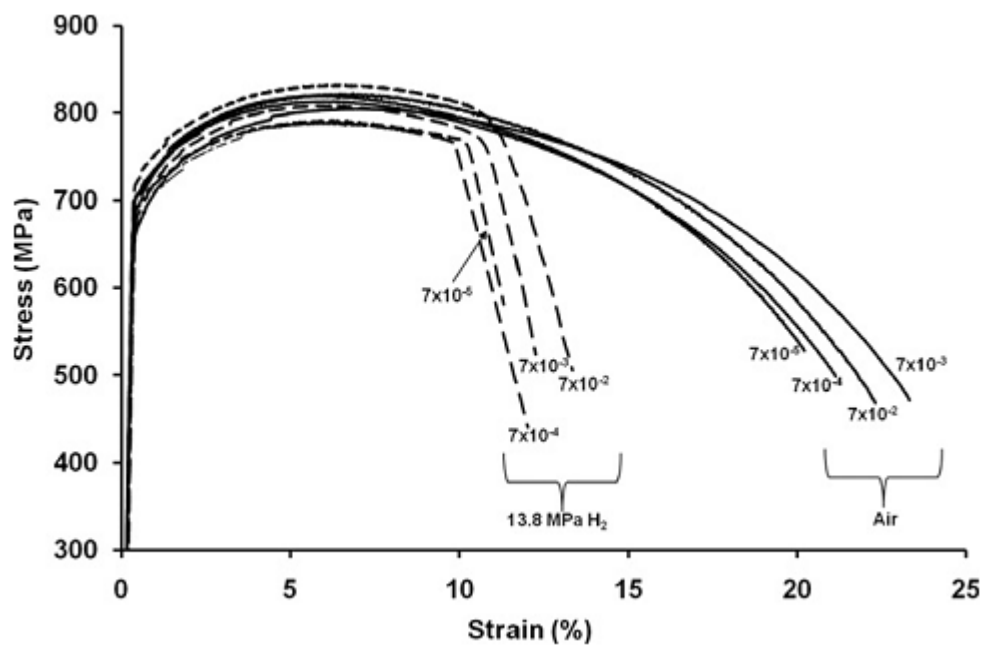


Рис.1.37. Кривые напряжение-деформация для различных скоростей деформации образцов стали X100

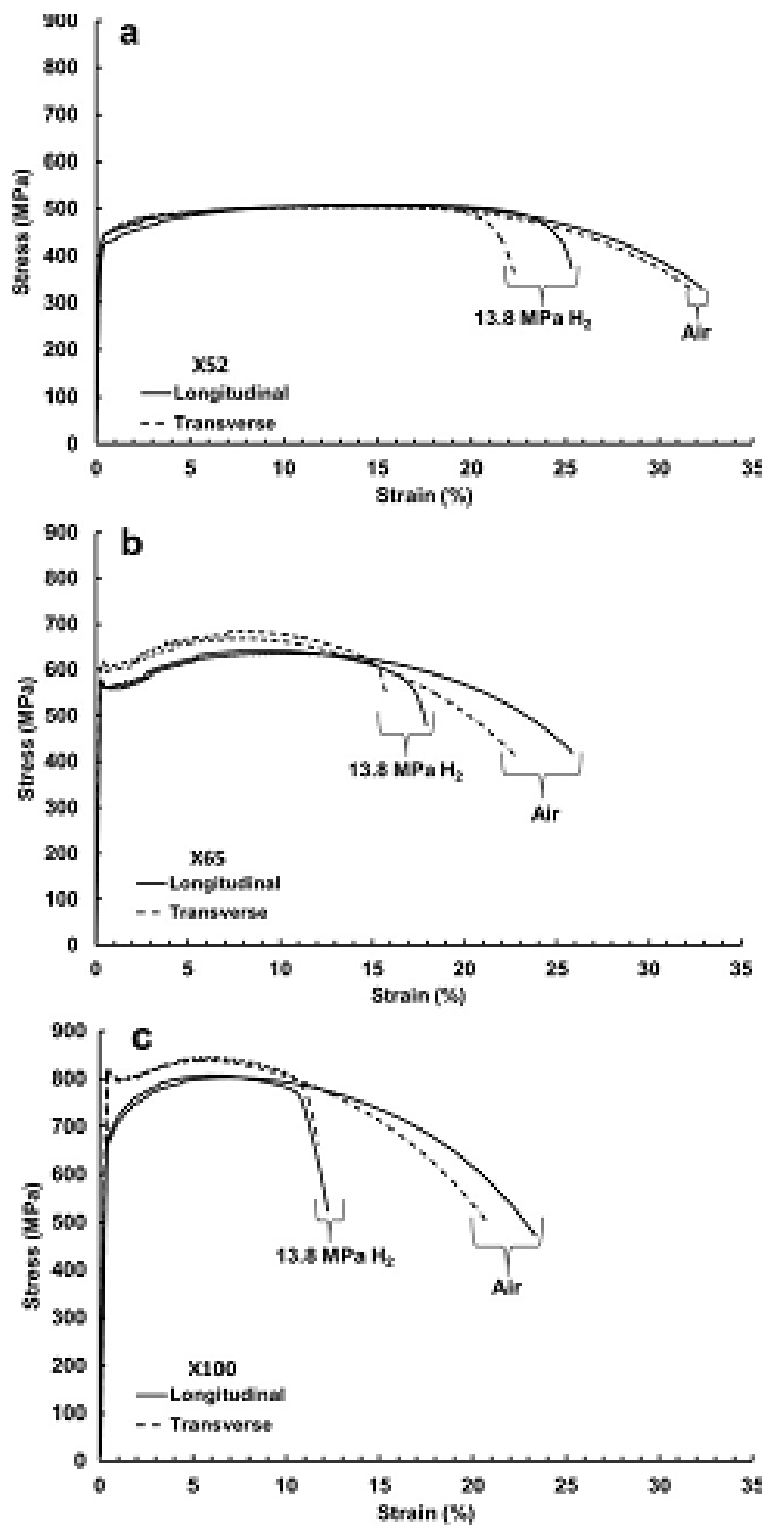


Рис.1.38. Кривые напряжение-деформация для образцов сталей (a) X52, (b) X65, (c) X100

В работе [72] исследовали механизм разрушения, вызванный водородным охрупчиванием (НІС) в трубной стали, API X70. Измерения EBSD показали, что мелкие колонии зерен (длиной менее 3,5 мкм) с доминирующей ориентации $HN//\langle 001 \rangle$ были склонны к межкристаллическому распространению НІС трещины (зерно 4 на рис.1.39). Границы зерен, различающиеся ориентационным фактором Тейлора (зерна 1 и 2 на рис.1.39) ориентации этих зерен $HN//\langle 112 \rangle$ и $HN//\langle 331 \rangle$, а также 13 и 14 с ориентациями $HN//\langle 111 \rangle$ и $HN//\langle 112 \rangle$ и зерна 15 и 16 с ориентациями $HN//\langle 111 \rangle$ и $HN//\langle 212 \rangle$ были более восприимчивы к межкристаллитному разрушению, тогда как транскристаллитное разрушение происходило в фрагментированных зернах с высокими и близкими друг к другу факторами Тейлора (зерна 5 и 6, 7 и 8, 11 и 12 на рис.1.39 с $HN//\langle 123 \rangle$). ИК растрескивание происходило в широком диапазоне ориентаций, таких как $HN//\langle 123 \rangle$, $HN//\langle 100 \rangle$, $HN//\langle 112 \rangle$, $HN\langle 110 \rangle$ и даже $HN//\langle 111 \rangle$. Эти данные согласуются результатами [73-76] однако роль высокоугловых границ зерен и типа разрушения будет иметь большое значение при распространении трещины.

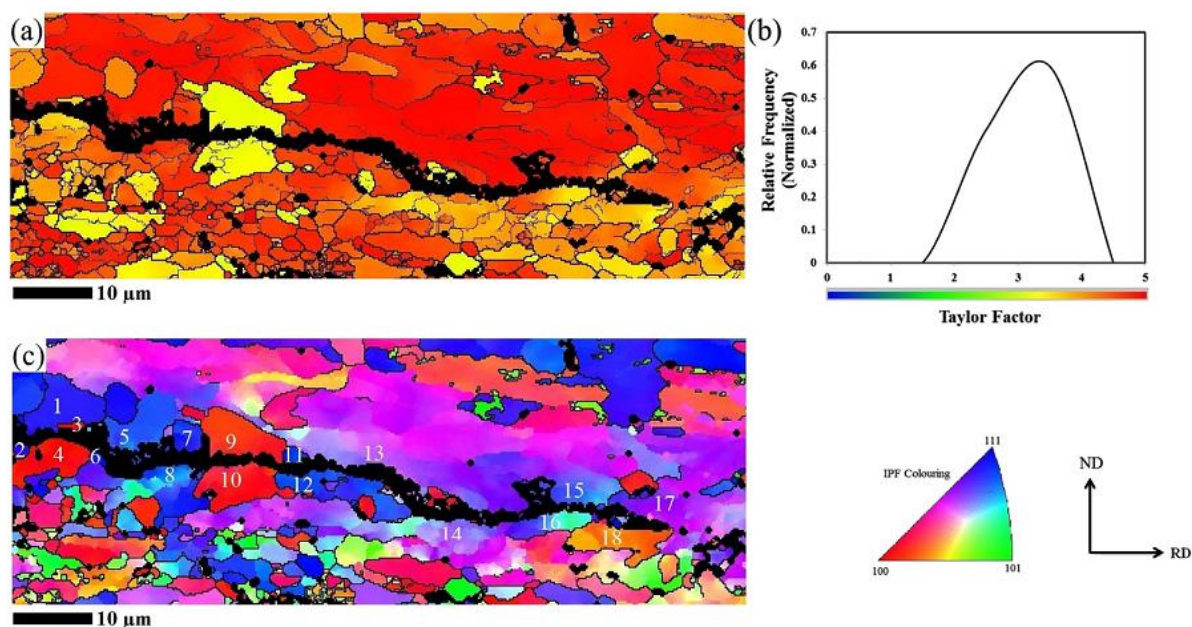


Рис.1.39. (а) Карта факторов Тейлора вокруг трещины НИС, (б) распределение фактора Тейлора и (с) ОПФ вблизи НИС. Эта трещина наблюдалась после 3-часовой поглощения водорода.

В работе [77] исследовали влияния различных микроструктурных параметров на восприимчивость к водородному охрупчиванию (ВО - НИС) двух типов трубных сталей с почти одинаковыми механическими свойствами, но с различным химическим составом и текстурой, которые чувствительны к ВО (X60) и не чувствительны к ВО (S60SS). Обсуждалось влияние на распространении трещины НИС таких характеристик структуры, как ориентация зерен, угол средней разориентации (КАМ), специальные границы (малые значения решетки совпадающих узлов - CSL), рекристаллизованные, фрагментированные и деформированные фракции при. Образцы подвергали испытанию на загрузку водорода в кислотной среде, для анализа структуры использовали методы SEM и EBSD.

Помимо феномена НИС, было разработано несколько теорий для объяснения механизма водородного охрупчивания, таких как декогезивная модель, модель усиленной водородом локализованной пластичности, образование гидридов, теория внутреннего давления и теория поверхностной адсорбции. Исходя из этого, теория внутреннего давления является наиболее приемлемой теорией для объяснения явления НИС. Когда давление водорода в результате образования молекулы возрастает до величины предела текучести металла, инициируются трещины. Существуют различные факторы, влияющие на явление НИС в кислой среде. Микроструктура стали играет ключевую роль в восприимчивости НИС. Игольчатый феррит признан наиболее полезным для противодействия НИС, в то время как мартенситная структура делает сталь очень восприимчивой к НИС. Другими словами, в то время как игольчатый феррит является мягкой фазой и может сопротивляться деформации, создаваемой водородом, мартенситная структура очень жесткая и хрупкая и поэтому подвержена распространению трещины НИС. Химический состав стали является еще одним фактором, который влияет на

восприимчивость к НС. Трубопроводы не имеют равномерного распределения химических элементов по толщине корпуса трубы. Во время процесса литья наружные поверхности стальных пластин затвердевают, а элементы с низкими температурами плавления отбрасываются до центральной зоны. Эффект сегрегации примесей в центральных сечениях можно устранить с помощью контролируемой термомеханической обработки (ТМСР).

Кристаллографическая текстура играет очень важную роль в распространении трещины НС. Хорошо известно, что доминирование текстуры $\{111\}$ делает сталь устойчивой к НС, а доминирующая текстура $\{100\}$ повышает восприимчивость к НС, увеличивая количество легких путей распространения НС-трещины. Помимо роли текстуры в связанном с НС разрушением, она также играет ключевую роль в коррозионном растрескивании под напряжением (SCC) в трубных сталях.

Текстура: Не обнаружено четкой корреляции преимущественного роста трещины в зернах определенных ориентаций (рис.1.40с), что возможно связано с тем, что в исследованных сталях среди ориентаций зерен практически отсутствовали ориентации, склонные к НС ($\langle 001 \rangle // \text{НН}$), рис.1.41., а напротив доминировали ориентации близкие к $\langle 111 \rangle // \text{НН}$, которые характеризуются высоким сопротивлением распространению НС трещин.

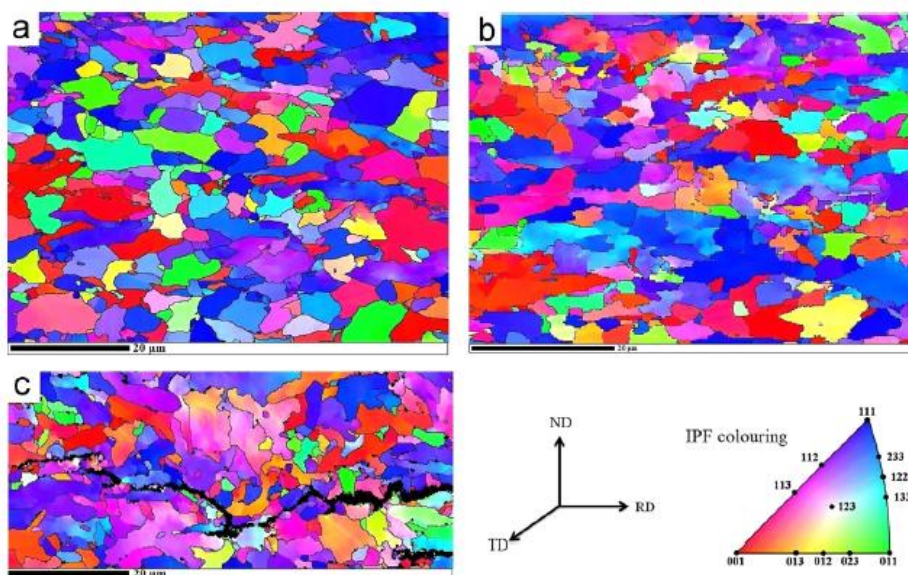


Рисунок 1.40. Цветная карта IPF в центре поперечного сечения (а) в качестве принимаемого X60SS, (б) полученных X60 и (с) протестированных конвейерных сталей X60.

Рисунок 1.41. Обратный полюс (IPF) площади зерен, в которых участвует явление НИС. М.А. Mohtadi-Bonab et al. / Материалы Наука и техника А 620 (2014) 97-106 99

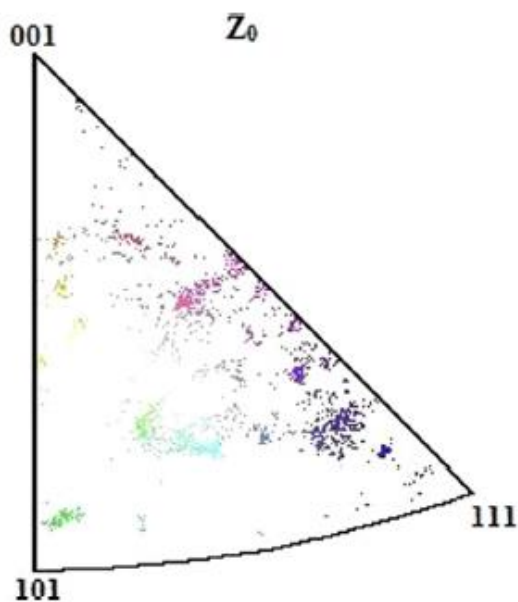


Рис. 1.42. Обратная полюсная фигура (ОПФ-IPF) на которой показаны ориентации исследуемых зерен

Разориентировка зерен: В области НІС трещины доминировали малоугловые границы зерен (LAGBs на рис.1.43) и соответственно дефицит большеугловых границ зерен (HAGBs на рис.1.43).

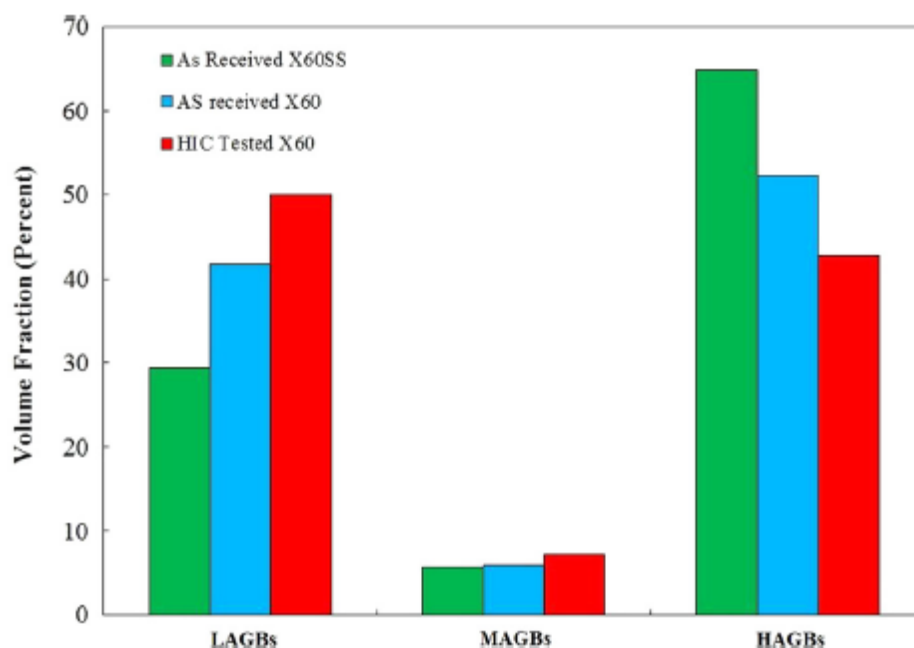


Рис. 1.43 Объемные фракции LABs(малоугловые границы зерен), MABs (среднеугловые границы зерен)и HABs (большеугловые границы зерен)в центре поперечного сечения (a) X60SS, (b) X60 и (c) после НІС испытаний труб из стали X60.

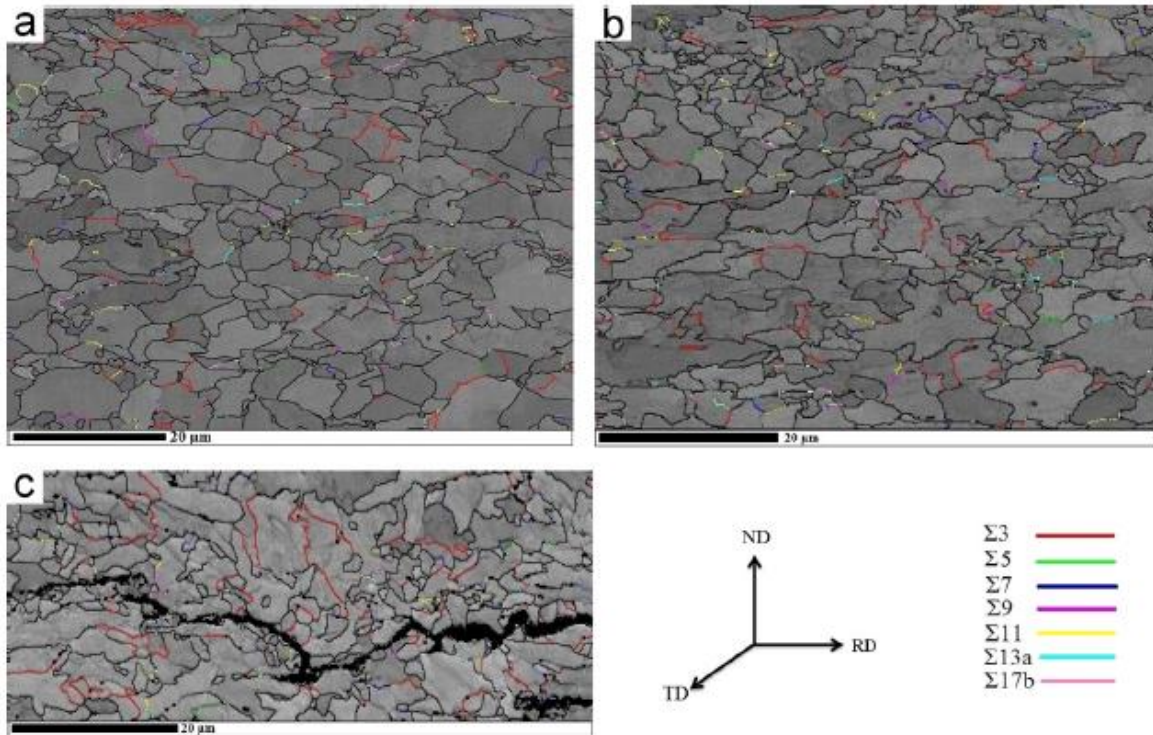


Рис.1.44. Границы решетки совпадающих узлов (CSL) в центре поперечного сечения (a) (a) X60SS, (b) X60 и (c) после НИС испытаний труб из стали X60
Специальные границы: В области НИС трещины (рис.1.43с) наблюдается большая концентрация двойниковых границ ($\Sigma=3$), рис.1.43, 1.45.

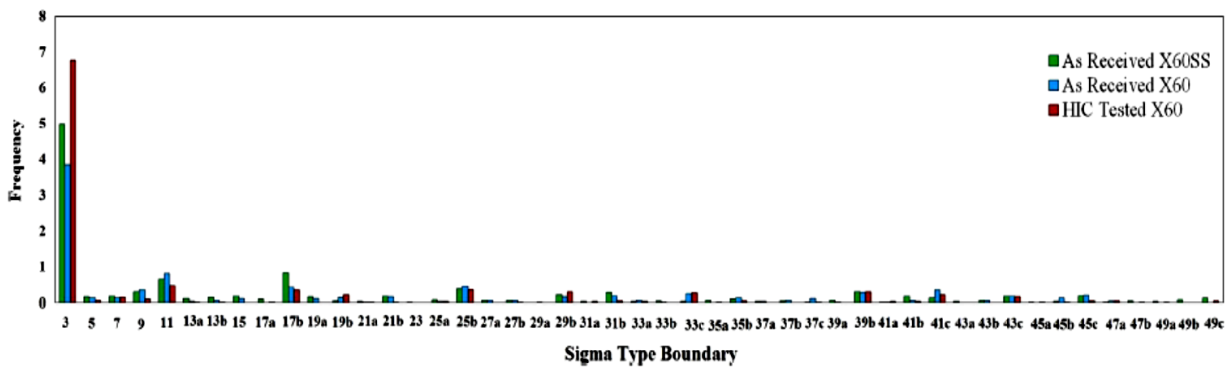


Рис.1.45. Гистограмма решетки совпадающих узлов(CSL) в центре поперечного сечения (a) X60SS, (b) X60 и (c) после НИС испытаний труб из стали X60

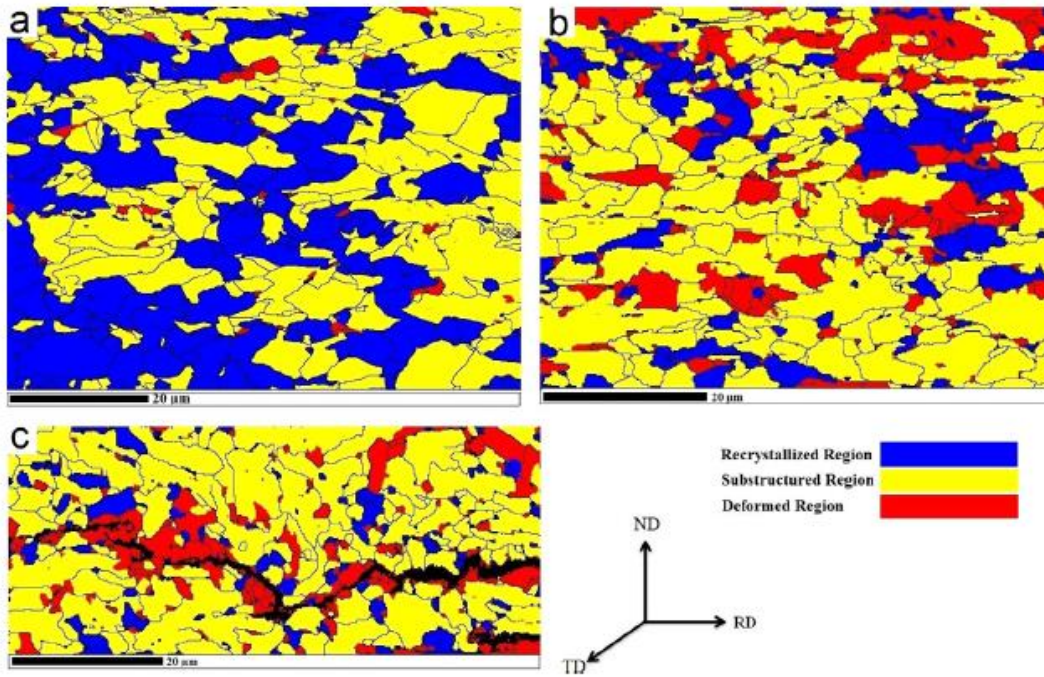


Рис.1.46. EBSD карта фракций рекристаллизованной, субструктурированной и деформированной структуры в центре поперечного сечения (a) X60SS, (b) X60 и (c) после НИС испытаний труб из стали X60.

Плотность структурных дефектов: В области НИС трещины практически отсутствуют рекристаллизованные зерна, т.е. НИС трещины преимущественно распространяются в наклепанных областях с высокой плотностью дефектов (рис.1.46, 1.47).

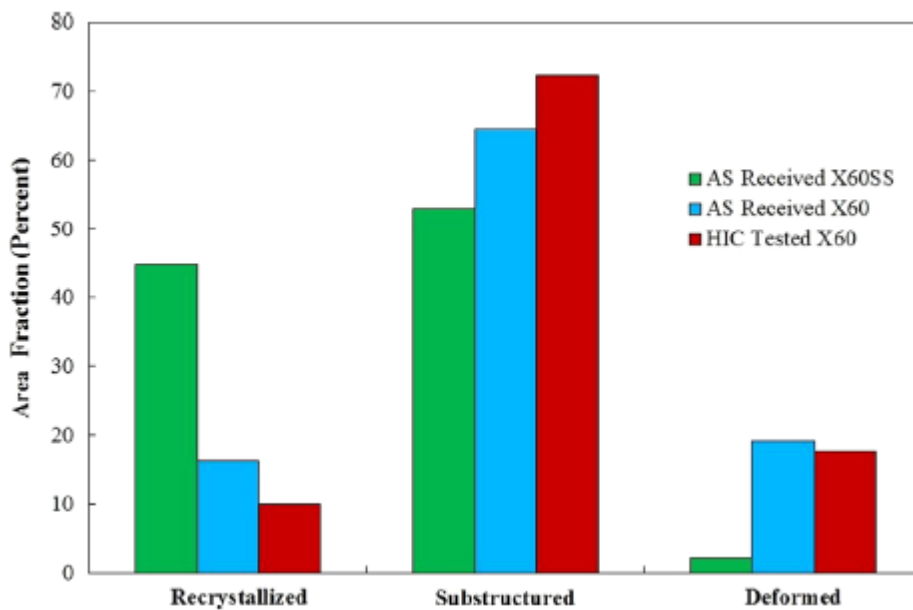


Рис. 1.47. Фракция рекристаллизованной, субструктурированной и деформированной областей в центре поперечного сечения (а) X60SS, (б) полученных X60 и (с) после НПС испытаний труб из стали X60.

В работе [78] на основе данных рентгеновского анализа материала труб магистральных газопроводов (МГ) показано, что в процессе их изготовления закладывается послойная текстурная неоднородность, степень которой при эксплуатации труб может оказывать значимое влияние на склонность труб к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН).

Послойная текстурная неоднородность ОЦК-металлов после горячей прокатки обусловлена развитием процесса динамического деформационного старения (ДДС), когда при повышенной температуре в условиях доступа из окружающей атмосферы примесей внедрения в поверхностных слоях металла на дислокациях образуются атмосферы примесных атомов, препятствующие их скольжению [79,80]. Поэтому наиболее вероятным механизмом деформации этих слоев является переползание дислокаций.

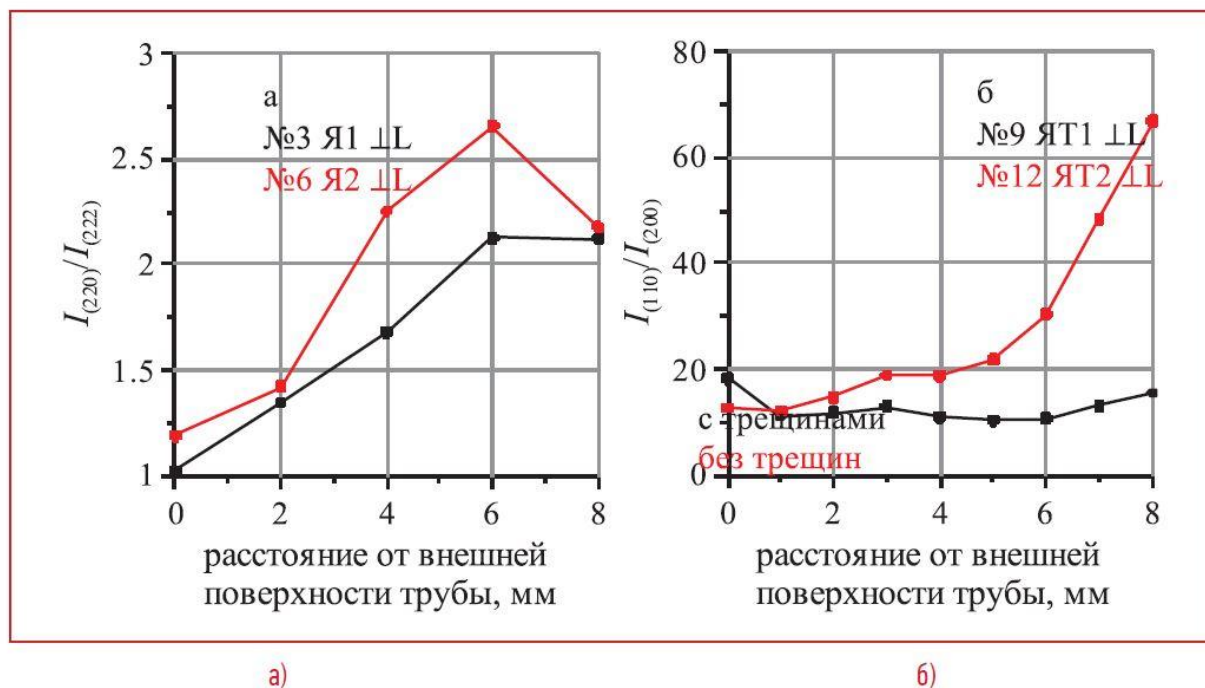


Рис. 1.48. Неоднородность текстуры по толщине стенки термоупрочненной трубы (а) и трубы, полученной с применением контролируемой прокатки (б).

В любом случае поверхностный слой горячекатаного листа и полученной из него трубы насыщен примесями внедрения и имеет больший параметр решетки, чем слои, лежащие под ним. Поэтому наличие слоистой текстуры, ярко выраженной в случае термоупрочнения стального листа, нижележащие слои оказывают на поверхностный слой сжимающее воздействие и препятствуют образованию в поверхностном слое трещин [81,82]. При этом если слоистость текстуры выражена слабее, это означает, что примеси внедрения проходят вглубь стенки трубы на более значительную глубину (рис. 1.48 и 1.49), тогда сжимающие напряжения со стороны глубинных слоев оказывают меньшее воздействие на поверхностные слои и не мешают развитию продольных трещин, обусловленных коррозионным растрескиванием трубы.

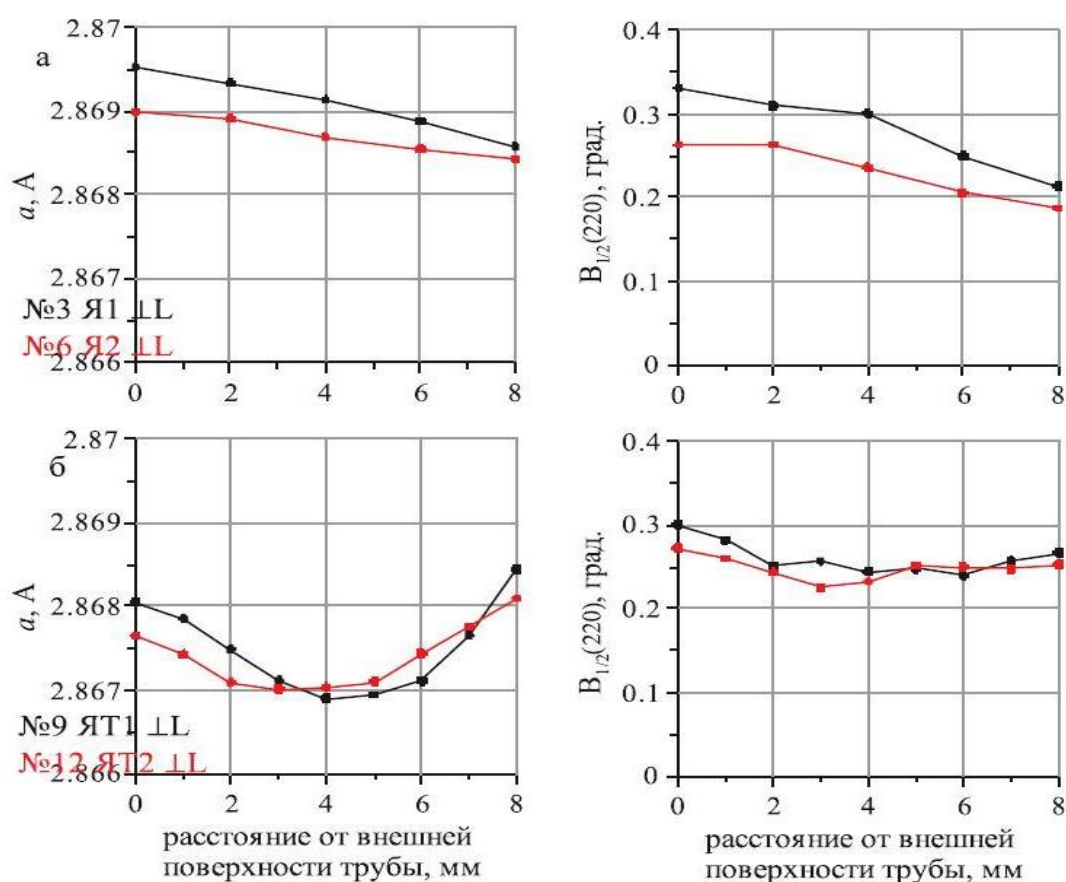


Рис. 1.49. Распределение параметра кристаллической решетки (a , Å) и полуширины рентгеновской линии $V_{1/2}(220)$ по толщине стенки

термоупрочненных труб (ТУ14-3-602-77) (а) и труб, полученных контролируемой прокаткой (ТУ 20-28-40-48-56-79) (б)

При достижении слоя с измененной текстурой раскрытие трещин замедляется или останавливается вследствие высокой взаимной разориентации зерен разных слоев и необходимости изменения плоскости движущейся трещины. Поэтому трубы, полученные с применением контролируемой прокатки, могут быть более подвержены КРН, т.к. их текстура характеризуется одинаковыми компонентами во внешних и внутренних слоях, а следовательно, отсутствует резкая граница, отделяющая поверхностные слои от внутренних. В результате трещины, идущие со стороны внешней поверхности трубы, не нуждаются в смене их плоскости при переходе через границу между слоями с разными текстурами и беспрепятственно продвигаются дальше. Таким образом, можно предположить, что с усилением послойной текстурной неоднородности трубы эффекты, обусловленные КРН, ослабляются.

В работе [83] приведены результаты изучения связи текстурных особенностей со склонностью к КРН труб, изготовленных из листовой стали Х70, полученной контролируемой прокаткой, которая нашла широкое применение при производстве труб для МГ.

Исследования проводились на образцах двух типов (рис. 1.50):

- 1) образцы, исследуемая поверхность которых перпендикулярна оси трубы, т.е. направлению прокатки (НП) исходного листа, (обозначены как ||НП) готовились для записи рентгеновских линий;
- 2) образцы размерами 15×15 мм, исследуемая поверхность которых параллельна плоскости исходного листа (обозначены как ||НП), готовились для съемки текстурных прямых полюсных фигур (ППФ) для внешних (поверхностных) и внутренних (половина толщины стенки) слоев трубы.

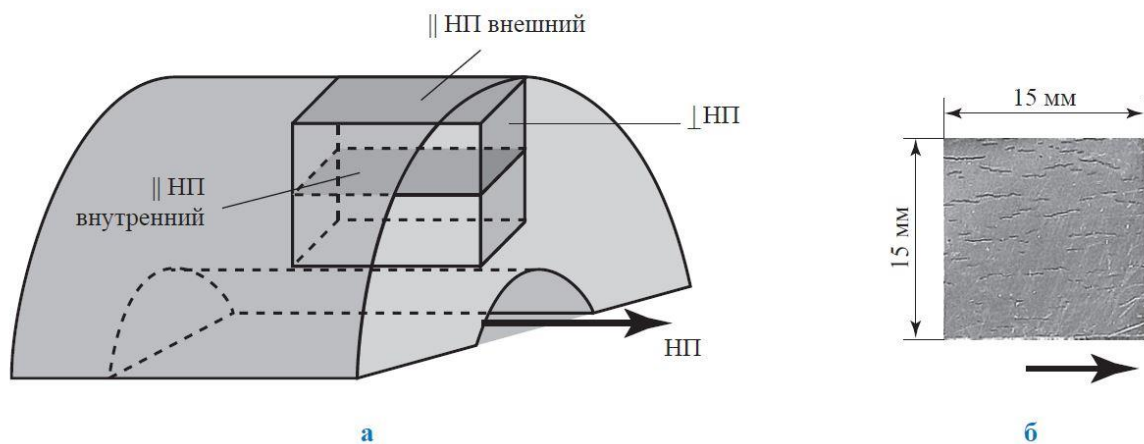


Рис. 1.50. Схема вырезки (а) и внешний вид подготовленной для исследования поверхности образца ||НП (б).



Рис. 1.51. Внешние поверхности участков МГ с зафиксированными повреждениями КРН

На рис. 1.51 представлены фотографии внешних поверхностей трех образцов участков труб с зафиксированными повреждениями КРН.

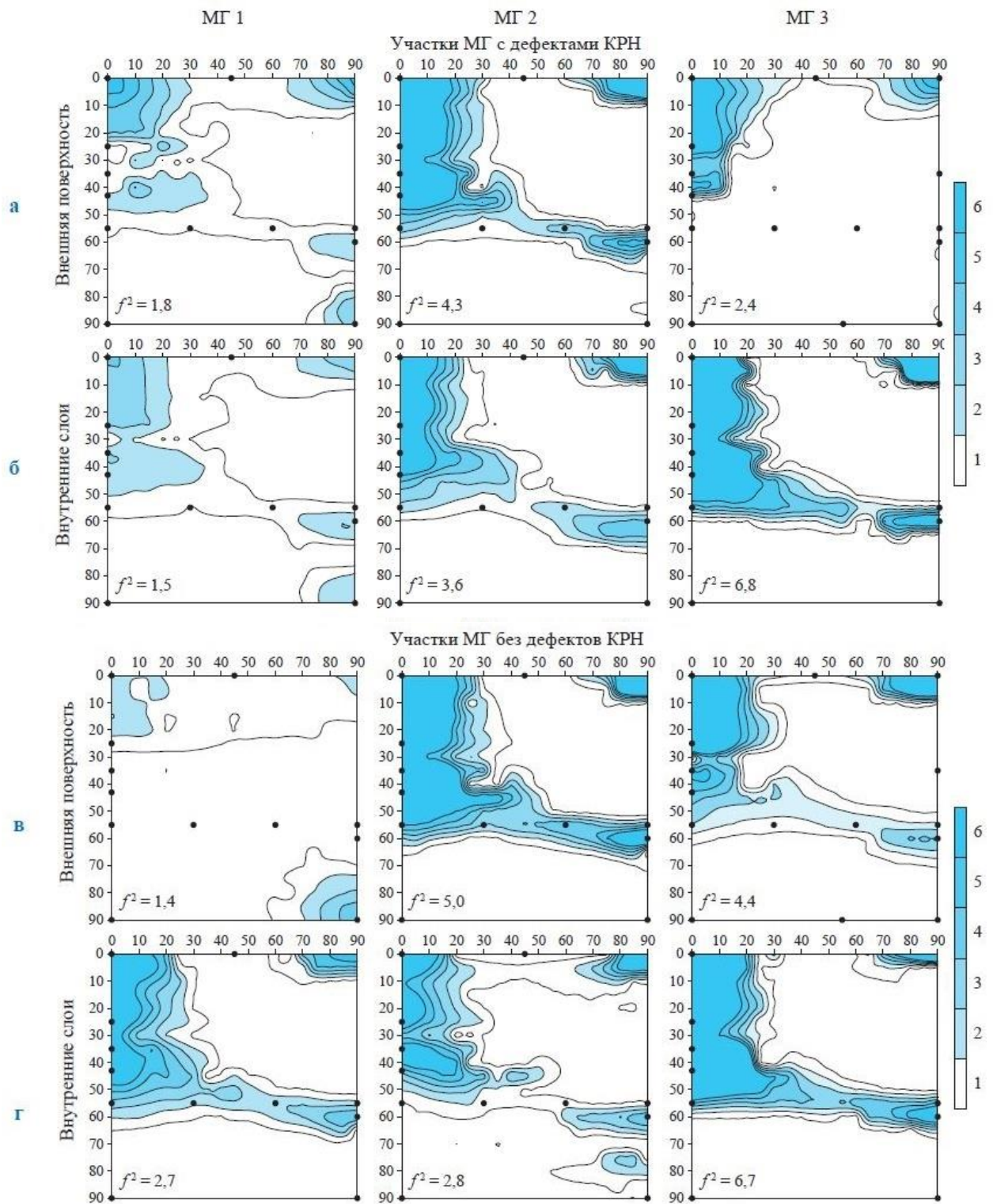


Рис. 1.52. Сечения ФРО внешних (а, в) и внутренних (б, г) слоев труб с зафиксированными повреждениями КРН (а, б) и без повреждений (в, г)

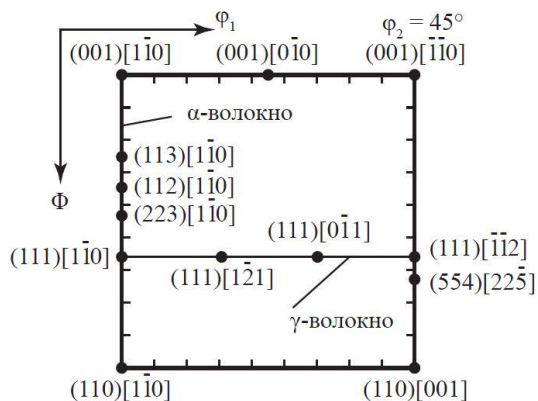


Рис. 1.53 Схема характерного сечения ФРО на которой точками отмечены основные идеальные ориентировки, связанные с плоской деформацией ОЦК металлов.

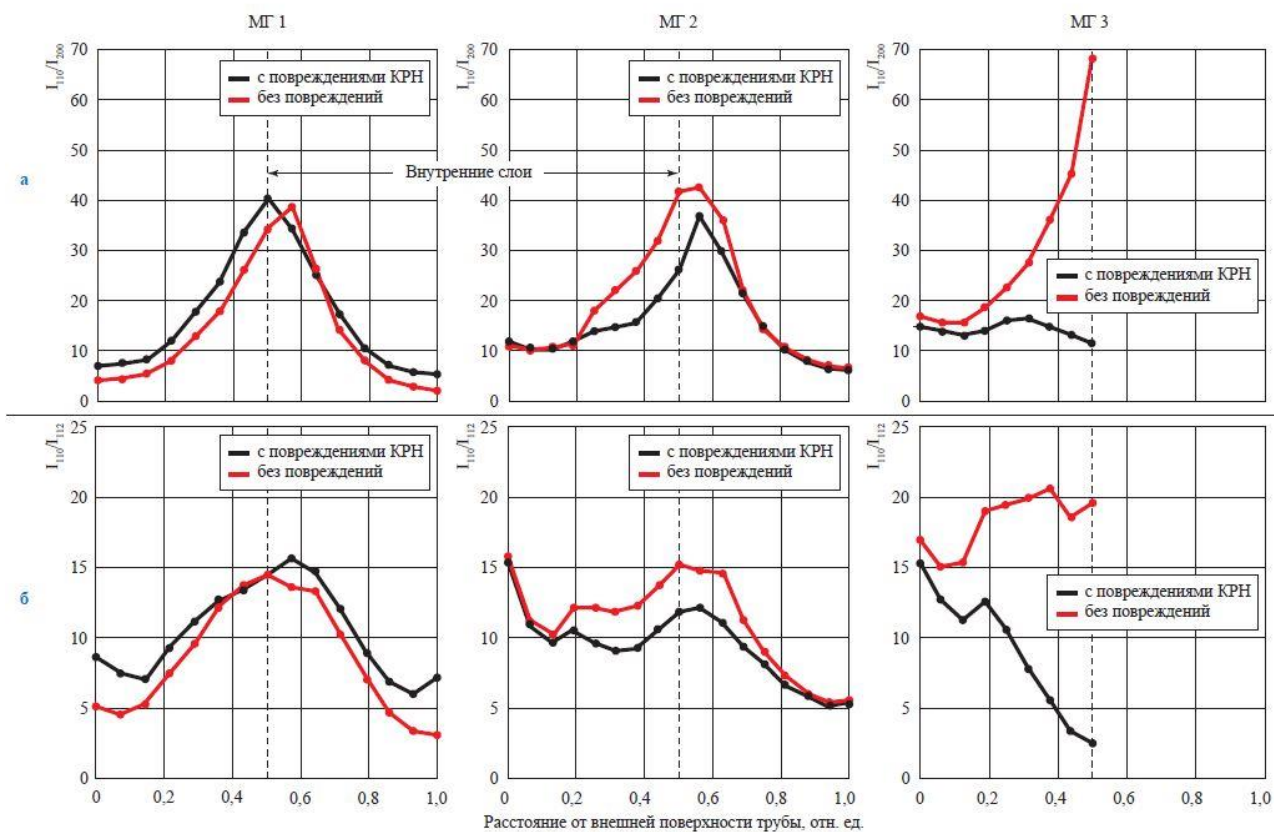


Рис. 1.54 Распределения соотношений интенсивности рентгеновских линий I_{110}/I_{200} (а) и I_{110}/I_{112} (б), измеренных по толщине стенки труб различных МГ

Послойная текстурная неоднородность стальных труб, полученных из горячекатаных листов, обусловлена различием параметров (условий) технологической обработки внутренних и внешних слоев. Закономерности текстурообразования в различных слоях листов позволяют установить температуры, при которых они были прокатаны, а толщина слоев листа, характеризующихся разными текстурами, определяется используемыми режимами прокатки. Тип и степень такой текстурной неоднородности могут оказывать влияние на склонность труб к КРН. В процессе роста трещин КРН при достижении слоя с измененной текстурой их раскрытие может замедляться или останавливаться из-за высокой взаимной разориентации зерен различных слоев и необходимости изменения плоскости движения трещины, что требует дополнительных растягивающих напряжений. Поэтому с увеличением текстурной неоднородности эффекты, вызванные КРН, могут ослабляться.

1.5 Методы исследования материала магистральных труб.

Для обеспечения безопасности и надежной работы магистральных трубопроводов, находящихся в длительной эксплуатации, необходимо проводить ряд профилактических работ и диагностических исследований [84-86].

Все эти методы позволяют осуществлять диагностику на ранних этапах обслуживания трубопровода и выявить зоны концентраций напряжений, которые в дальнейшем могут стать источниками зарождения и развития дефектов. Ультразвуковой контроль, а так же рентген более распространен и относится к традиционному контролю исследований неразрушающим методом. Наружный контроль приборами: ультразвуковыми скандетекторами, рентген-сканерами, происходит комплексно в процессе с плановыми работами по замене изоляционного покрытия магистральных трубопроводов. Для удобства использования применяют метод расположения

приборов на тележки, колеса которых имеют свойства магнитов, для обеспечения плотного прилегания к телу трубы. Преимуществом наружных дефектоскопов заключается в том, что этот метод производится более тщательно, скорость прохождения исследуемых участков не зависит от технологического процесса работы трубопровода и может проходить в любом направлении. Уделяется особое внимание контролю потенциально опасных участков, таких как сварные соединения и участки [87].

Преимущество внутритрубных дефектоскопов заключается в том, что этот метод диагностики не требует длительной остановки технологического процесса. [88]. Принцип работы заключается в погружении устройства-снаряда во внутреннюю часть трубопровода. Устройство содержит комплекс специальных приборов, датчиков, камер, которые сканируют тело трубы в момент движения дефектоскопа по трубопроводу с помощью транспортируемым потоком сырья. Внутритрубные дефектоскопы предназначены для определения наружной и внутренней коррозии, выявления вспучиваний и вмятин, измерения толщины стенки трубы.

Скорость перемещения зависит от скорости транспортировки перекачиваемого продукта и ограничена технологическим процессом. Данный вид диагностики применим только к трубопроводам большого диаметра [89]. К методам разрушающего контроля относят испытания, в ходе которых определяется влияние нагрузки на предмет исследования и подробно описать процесс деформации. [90-92].

Испытания на усталость – это многократные импульсные нагрузки на образец, вплоть до разрушения фрагмента магистрального трубопровода[93].

Динамические испытания необходимы для определения вязкости или хрупкости материала. Метод заключается в нанесении разного рода ударов по образцу, при которых возникают колебания, которые замеряются датчиками ускорения, установленными в разных частях образца. Данный метод позволяет получать информацию о состоянии контролируемого участка магистрального трубопровода, что позволяет прогнозировать

дальнейшее развитие выявленных дефектов. В результате применения такого метода повышается результативность диагностики трубопровода и значительная экономия времени [94,95].

Испытание на механическую прочность, измерения твердости, износ производят с использованием стандартных процедур [96-102].

Система внутритрубной диагностики [103,104] является основной составной частью системы диагностики линейной части магистральных трубопроводов, т.к. является одним из быстрых и менее затратных по сравнению с другими видами неразрушающего контроля и диагностики. При диагностировании участка линейной части трубопровода таким методом предусматривается безопасность всех видов работ.

Исследованием коррозии под механическим напряжением – коррозионное растрескивание под напряжением сталей и сплавов посвящено большое количество работ, результаты которых указывают на снижение характеристик металла труб магистральных нефтегазопроводов в процессе эксплуатации. [105-109]. Стойкость материалов к КРН оценивается по времени до разрушения образцов. Для исследования стойкости материалов разработан и широко используется комплекс лабораторных методов и установок [110-112]. В работе [113] автор применил методику исследования прямошовных труб магистральных газопроводов, путем нанесения продольных искусственных дефектов, с последующими испытаниями циклическим нагружением. При построении экспериментальных диаграмм разрушений отмечено, что трещиностойкость труб возрастает с увеличением их диаметра [114-116].

В [117] описан процесс возникновения дефектов и разрушения трубных сталей. Преимущественно к стресс-коррозионному разрушению склонны магистральные газопроводы в сравнении с магистральными нефтепроводами, хотя неоднократно отмечены случаи разрушений и на нефтепроводах. Показано, что трубопровод, который не эксплуатировался меньше подвержен вероятности появления трещиноподобных дефектов и не является

восприимчивым к наводороживанию. В работе [118] отмечается раннее появление процесса стресс-коррозионного разрушения магистрального трубопровода с увеличением прочности при изготовлении трубных сталей, т.е. если на старых газопроводах требовалось 40 лет для его появления, то на новых газопроводах этот явление отмечается уже спустя 20 лет эксплуатации.

В [119] степень повреждения принято оценивать относительной величиной повреждаемости (Π). Это значение меняется в пределах от 0 до 1, где $\Pi=0$ – исходное, неповрежденное состояние материала объекта; $\Pi=1$ – предельное состояние. По основным видам разрушения используют несколько стадий описания процессов:

1. При статическом нагружении - около 12% отказов характеристики длительной прочности

$$\sigma_{\text{дл}} = f(T; \sigma; t)$$

и характеристики превышения допустимой деформации

$$\sigma_{0,2} = f(T; \sigma; t);$$

2. При малоцикловой усталости – около 10%, возникают при нарушении режимов и условий эксплуатации, изменениях локальной структуры, наклепа, остаточных напряжений...

$$\sigma_N = f(T; \sigma; N);$$

3. При многоцикловой усталости – около 70%, возникающей вследствие повышенных уровней напряжений σ_v (резонансные колебания), а так же конструктивных концентраторов напряжений:

$$\sigma_a = f(T; \sigma_m; N; f);$$

4. При термопрочности – около 7%;

5. При износе – около 2%.

Для оценки влияния длительного статического повреждения при одноосном напряженном состоянии используют условный принцип линейного суммирования повреждений в виде относительных долговечностей:

$$\Pi_c = \int_0^t \frac{dt}{\tau_{дл}(\sigma_{ст}, T)}$$

где $\tau(\cdot)$ – характеристики длительной прочности.

При многоосном напряженном состоянии в качестве напряжения наиболее часто принимают одно из четырех эквивалентных напряжений, являющихся комбинацией главных напряжений σ_1, σ_2 и σ_3 ($\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$):

$$\sigma_{e1} = \sigma_1;$$

$$\sigma_{e2} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2};$$

$$\sigma_{e3} = \frac{1}{2} (\sigma_{e1} + \sigma_{e2});$$

$$\sigma_{e4} = \frac{1}{2} (\sigma_{e1} + \sigma_{e3}).$$

Доля усталостного повреждения оценивают величиной

$$\Pi_{ц} = \int_1^N \frac{dN}{N(\sigma_a, T)},$$

где $N(\cdot)$ – характеристики выносливости.

В случае многокомпонентного нагружения для расчета поврежденности применяют силовой, временной, деформационный и энергетический критерии, которые основаны как на линейном, так и на нелинейном способе суммирования повреждений.

Из статьи [120] Коррозионное растрескивание под напряжением развивается в местах отслоения изоляционного покрытия. Из анализа актов исследования следует, что зарождение коррозионных трещин происходит в большей степени в нижней части трубопровода, в местах, где максимальна заводненность грунта. Этот факт отмечался более, чем в 60% всех аварийных, при изучении грунта.

Остаточный ресурс магистральных трубопроводов определяется тремя показателями: состоянием изоляционного покрытия, уровнем дефектности, химическим составом и характеристикой металла применяемых труб. Анализ всех состояний дает возможность определения показателя старения труб на данный промежуток времени. Сравнивая процентное соотношения

дефектности с момента предыдущих исследований тех же участков, и результатов испытаний в лабораторных условиях, происходит оценка остаточного ресурса отдельных участков трубопровода и всего объекта целиком.

Современная концепция развития трубопроводной сети ОАО «Газпром» предусматривает повышение рабочего давления с 7,4 до 11,8 МПа, что закономерно вызывает необходимость либо в значительном увеличении толщины стенки трубы, либо в меньшем увеличении толщины стенки в сочетании с повышением прочностных свойств металла и величины его ударной вязкости.

Необходимым условием использования газопроводных труб является выполнение теста на испытания падающим грузом (ИПГ). Требования предусматривают обеспечение количества вязкой составляющей в изломе образцов ИПГ $> 85 \%$ при температуре 0°C . [121]

В настоящее время существуют следующие технические требования ОАО «Газпром» к основному металлу труб. Требования по ударной вязкости с увеличением давления с 7,4 до 11,8 МПа возрастают более чем в 1,5 раза. Ударная вязкость основного металла труб (KCV) предусматривается не менее 100 Дж/см^2 для труб класса прочности K60 диаметром 530 мм; $\text{KCV} > 110 \text{ Дж/см}^2$ для труб $D=720-1020$ мм; $\text{KCV} > 130 \text{ Дж/см}^2$ - для труб $D=1220$ мм; $\text{KCV} > 150 \text{ Дж/см}^2$ - для труб $D=1420$ мм; а для труб класса прочности K65 $D=1420$ - $\text{KCV} > 180 \text{ Дж/см}$.

Твердость основного металла, зоны термического влияния и металла сварного шва должна быть не более 260 HV 10 по ГОСТ 2999 для труб класса прочности K60 и не более 280 HV 10 по ГОСТ 2999 для труб класса прочности K65.

В практике разработки спецификаций на поставку [122] штрипса в России предусматривается, что для обеспечения соответствующих показателей в основном металле труб, в прокате необходимо иметь запас по прочностным свойствам (20-25 Н/мм),

относительному удлинению (2 %), величине ударной вязкости (в практике российских спецификаций - +10 Дж/см) и количества вязкой составляющей в изломе образца ИПГ (+ 5-10 %). Следует отметить, что наиболее жестким является требование по достижению 95%-ной доли вязкой составляющей в изломе полнотолщинного образца ИПГ (-20°C).

Современные требования к микроструктуре основного металла труб предусматривают применение низкоуглеродистой низколегированной спокойной стали с феррито - бейнитной или бейнитной мелкодисперсной микроструктурой, производимой по технологии термомеханической прокатки (либо после термического упрочнения).

Поставка листового проката, выпускаемого на непрерывных широкополосных станах, сопряжена с необходимостью решения ряда проблем, важнейшей из которых является обеспечение равномерности уровня механических свойств по длине полосы. Это вызвано технологическими особенностями производства, поскольку количество обжатию на непрерывном широкополосном стане (НШС) ограничено, а также тем, что окончательное формирование комплекса свойств рулонного проката осуществляется при смотке полосы в рулон и при охлаждении рулона, когда скорости охлаждения его различных участков не одинаковы.

В настоящее время технологические возможности станов 2000 ограничены: на них возможно производство рулонного проката класса прочности К56, в ряде случаев К60 толщиной до 16 мм включительно [123,124]. С другой стороны, новый литейно-прокатный модуль ОАО «ВМЗ» (ОАО «ОМК») имеет проектные возможности по производству проката в рулонах с последующей порезкой на мерные длины категории прочности К60 толщиной до 12,3 мм. Как правило, производство проката на литейно-прокатном модуле имеет экономические преимущества по сравнению с производством на традиционном НШС [125].

Таким образом, чтобы качество штрипсов, получаемых на НШС, соответствовало мировым стандартам и могло конкурировать с литейно-

прокатными модулями, необходимо совершенствовать оборудование и технологию производства штрипсов для получения класса прочности K65 и выше.

Критериями оценки сопротивления материалов к стресс-коррозии при испытании стандартных образцов и изделий [126] являются:

- значение пиковых напряжений - максимальное напряжение, при котором не происходит разрушение образцов за базовое время испытаний при постоянной растягивающей нагрузке;

- относительное сужение после разрыва образцов при медленном растяжении в коррозионной среде;

- коэффициенты чувствительности материала к распространению трещин, а также коэффициенты длины и глубины трещины, при наводороживании материалов;

- величина отношения разрушающего давления к рабочему давлению при гидроиспытаниях коррозионной средой изделий.

Дополнительными критериями оценки сопротивления материалов коррозионному растрескиванию являются:

- механические характеристики - временное сопротивление, предел текучести, относительное сужение и удлинение при растяжении, выдержавших базовое время коррозионных испытаний при постоянной нагрузке;

- приведенные величины относительного сужения и относительного удлинения и обобщенный показатель сопротивления материалов к стресс-коррозии при испытаниях образцов медленным растяжением;

- количество циклов нагружения при разрушающем давлении, которое выдержало изделие при гидроиспытании коррозионной средой, а также длина образовавшейся трещины и величина утяжки в очаге разрушения изделия.

Общепризнанным мнением является то, что наибольший научно-технический задел имеют направления, связанные с развитием

нанотехнологий в электронике, биологии и медицине. Однако детальный и обстоятельный анализ показывает, что именно металлургическая промышленность относится к наиболее подготовленной отрасли РФ для восприятия нанотехнологии, которая в ближайшей перспективе сможет обеспечивать большой объем производства и высокую окупаемость вложенных средств. Металлургия, как обширный потенциальный полигон для внедрения нанотехнологических процессов, привлекательна не только в силу масштабности производства, но, в первую очередь, благодаря тому, что создание наноструктурированных состояний и модифицирование наноразмерных компонентов в объеме изделий металлургического производства позволяет осуществить их интеграцию в полноценно функционирующие наносистемы большого масштаба. При этом физико-механические характеристики наноструктурированных сталей и сплавов (прочность, пластичность, вязкость, жаропрочность и т.д.) кардинально превосходят показатели соответствующих материалов, созданных по традиционным технологиям.

Способы получения конструкционных наноструктурированных материалов основаны на механизме формирования фрагментированных структур при интенсивной пластической деформации и способах формирования и контролируемого распределения нанофазных выделений в дефектных узлах кристаллической решетки при прецизионном термическом воздействии. При термомеханической обработке, легировании и других воздействиях, приводящих к повышению свободной энергии системы, предполагается направленное изменение условий самоорганизации структуры с целью достижения требуемого уровня служебных характеристик получаемых материалов.

Таким образом открываются реальные перспективы к разработке новых технологий производства стали с матричной структурой в субмикро и нанодиапазоне отвечающих современным требованиям к конструкционным

материалам и удовлетворить все более возрастающие требования потребителей.

Заключение по литературному обзору.

Исследования текстуры магистральных труб включают вопросы, связанные с анизотропией характеристик разрушения, а также с ориентационной зависимостью водородного охрупчивания. Существует также направление текстурных исследований магистральных труб, в котором используют текстуру в качестве инструмента контроля технологии прокатки трубной заготовки, при этом отмечают, что на ее текстура определяется соотношением аустенита и феррита при прокатке и соответственно соотношением между компонентами текстуры превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и текстуры прокатки непосредственно α -фазы. Однако до сих пор нет однозначного мнения о роли текстуры в анизотропии характеристик разрушения трубных сталей различных марок, работы в этой области дают значительную диапазон мнений от полного отрицания вклада кристаллографической текстуры до признания ее полного доминирования.

Структурные дефекты, формирующиеся на различных стадиях технологического процесса получения трубной заготовки, оказывают существенное воздействие на процесс зарождения и роста усталостной трещины. В металле возникают микротрещины, которые объединяясь, перерастают в локальную трещину, являясь концентраторами напряжений, повышают вероятность разрушения конструкции в ходе технологического процесса. Особую роль в поведении материала труб при эксплуатации играет коррозионное воздействие, расслоение, образование пузырей в теле металла и его растрескивание происходят вследствие проникновения атомарного водорода в поверхностный слой и диффузии его вглубь металла, чему способствует повышенное давление рабочей среды. Развитие усталостных трещин под действием агрессивных сред в таком металле имеет особенности, оказывающие влияние на его ресурсные характеристики.

Таким образом, существует объективная необходимость в совершенствовании и разработке методик исследования в лабораторных условиях механизма и природы образования усталостных трещин в трубных сталях с учетом всех действующих факторов, в условиях приближенных к эксплуатационным, а также количественных методов оценки влияния на ресурсные характеристики материала труб структурного состояния, текстуры и анизотропии свойств.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИСПЫТАНИЯ

2.1 Материалы исследования

Эксперименты проведены на фрагментах магистрального газопровода диаметром 1420 мм из широко применяемых в условиях холодного климата конструкционных сталях 09Г2С и 09Г2ФБ (табл.2.1), которые относятся к классу Х70(К60) (табл.2.2)

Табл.2.1 Химический состав сталей 09Г2С и 09Г2ФБ

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	Cu	Fe
	Мас.%							
09Г2С	0,09	1,26	0,64	0,08	0,1	0,02	0,14	Ост.
09Г2ФБ	0,13	1,7	0,35	0,09	0,05	0,05	-	Ост.

Табл.2.2 Стандартные характеристики механических свойств сталей класса Х70(К60)

Категория прочности	Временное сопротивление, σ_B , МПа	Предел текучести, σ_T , МПа	σ_T/σ_B	Относительное удлинение, δ , %	Работа удара, KV ⁻⁴⁰ °C, Дж		Доля вязкой составляющей в изломе образца при ИПГ основного металла при минус 20°С
					основной металл	сварной шов	
	не менее		не более	не менее			
Х70(К60)	570	505	0,90	20	124	40	90

Преимуществом металла является: высокая прочность, пластичность и трещиностойкость; сопротивляемость вязким и хрупким разрушениям при температурах от -70°С до +425°С при статических, циклических и динамических воздействиях; высокая, коррозионно-механическая прочность, отличная свариваемость листового проката, эксплуатационная надежность.

Срок службы материалов по оценке завода изготовителя – не менее 25 лет. Зарубежные аналоги марки [127] стали:

Германия – 13Mn6, 9MnSi5;

Япония – SB49;

Китай – 12Mn;

Болгария – 09G2S;

Венгрия – VH2;

Румыния – 9SiMn16.

Исследования проведены на сталях 09Г2С и 09Г2ФБ (табл.2.1) и :
(0,09% С, 1,26% Mn, 0,64% Si, 0,08% Cr, 0,1% Ni, 0,02% Al, 0,14% Cu) с ферритно-перлитной структурой, средний размер зерна феррита в исходном состоянии 10мкм;

(0,13% С, 1,7% Mn, 0,35% Si, 0,09% В, 0,05% Ni, 0,05% Al, 0,02% P)

Исходный листовой полуфабрикат получали горячей прокаткой в аустенитной области с последующей контролируемой прокаткой в двухфазной области. Механические свойства стали 09Г2С: условный предел текучести - $\sigma_{0,2} = 365$ МПа, предел прочности - $\sigma_B = 490$ МПа, относительное удлинение при разрыве - $\delta_5 = 19\%$. Механические свойства стали 09Г2ФБ: условный предел текучести - $\sigma_{0,2} = 492$ МПа, предел прочности - $\sigma_B = 616$ МПа, ударная вязкость – $KCV = 102$ Дж/см², относительное удлинение при разрыве - $\delta_5 = 20\%$.

2.2. Методы исследования и испытания

Для определения кинетики распространения малых трещин в образцах при испытании использовали универсальный сканер-дефектоскоп УСД-50, преобразователь - П121-10-65 с частотой 10МГц, позволяющий регистрировать изменение энергии эхо-импульса ультразвуковой волны в процессе циклического нагружения. При эхо-методе признаком обнаружения дефекта является прием эхо-сигнала, отраженного от дефекта.

Эхо-метод позволяет достаточно точно определить не только наличие дефекта, но и его характеристики. Для определения размеров дефекта

преобразователь перемещают вдоль (для определения длины) и поперек (для определения ширины) дефекта до исчезновения сигнала либо до заданного уровня его уменьшения.

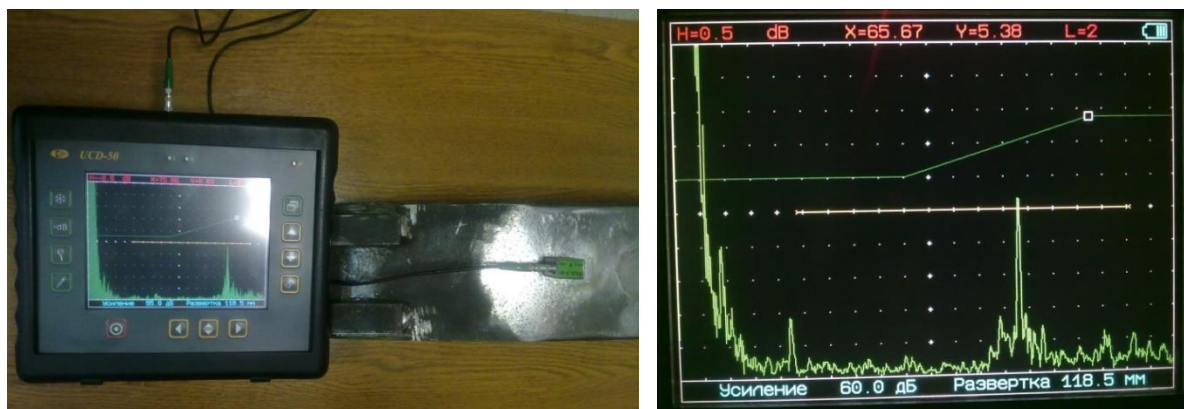


Рис. 2.1. Универсальный сканер-дефектоскоп УСД-50.

Глубину определяют по разности времени между зондирующим и эхо-импульсом при крайних положениях преобразователя, при которых измерялась условная ширина дефекта.

Преобразователь расположен на фронтальной части образца, замеры осуществлялись с начала испытаний, по результатам которых строятся графики зависимости. Выявление и определение характеристик усталостной трещины из механического надреза-концентратора напряжений, в каждом образце происходит индивидуально, поэтому на графиках за начальный размер принимаем глубину первого зафиксированного значения.



Рис. 2.2. Оптическое измерение параметров усталостной трещины.

Параметры роста усталостной трещины изучали комплексно, на поверхности образца измеряли с помощью оптического микроскопа 114 КС фирмы Vorsch&Lomb, которые сопоставляли с данными сканера-дефектоскопа УСД-50.

По способу устройства и методов измерения были получены патенты: [128,129].

2.3. Испытания образцов на растяжение

Испытания на растяжение проводили по [130] на установке Instron 3382 на цилиндрических образцах с резьбовой головкой, при 20°C, с определением временного сопротивления, предела текучести R_{eH} или $R_{p0,2}$, МПа, относительного удлинения A_s , % и относительного сужения Z , %.

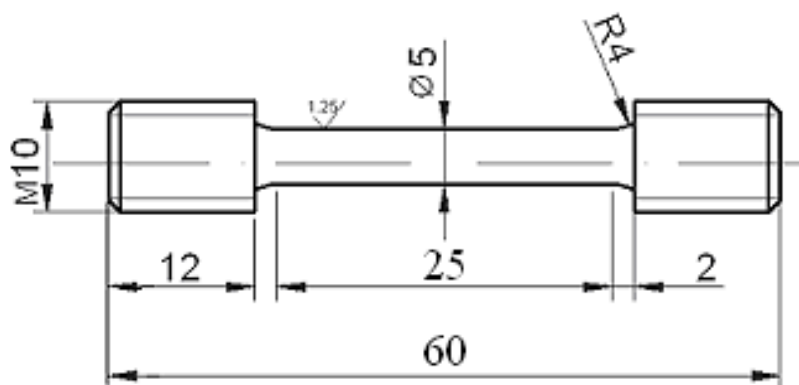


Рис.2.3. Образец для испытаний на растяжение.

Временное сопротивление σ_B — напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца. Для определения σ_B образец подвергают растяжению под действием плавно возрастающей нагрузки до разрушения. Условный предел текучести σ_T — напряжение, при котором пластическая деформация достигает заданной величины, выраженной в процентах от начальной расчетной длины (0,2 % соответствует условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$).

Относительное удлинение после разрыва δ — отношение приращения расчетной части длины образца после разрыва к начальной расчетной длине, выраженное в процентах. Результаты определения относительного удлинения считаются действительными для образцов, разрушение которых произошло внутри пределов и не ближе, чем на 1/3 от границ расчетной части (L_0) образца. Также результаты могут быть зачтены, если полученная величина относительного удлинения равна или превышает ожидаемую.

Относительное сужение после разрыва ψ - отношение разности начальной и минимальной площадей поперечного сечения образца после разрыва к начальной площади поперечного сечения, выраженное в процентах. Определяется на цилиндрических образцах [131].

Испытания на **растяжение** проводили при комнатной температуре для определения $\sigma_B, \sigma_{0,2}, \delta, \psi$ в соответствии с [130] на машине INSTRON-1185 со скоростью нагружения 1 мм/мин, на образцах с рабочим диаметром 5 мм. При измерении механических свойств на каждую точку использовалось не менее трех образцов.

Микроструктуру изучали с помощью оптических микроскопов Neophot-2 и Olympus, имеющих приставки для записи и анализа цифровых изображений. Образцы стали запрессовывали в бакелит на приборе для горячей запрессовки Oral 400. Образцы последовательно шлифовали на бумаге с размером зерна 200, 160, 125, 40, 25,8 и 14 мкм и полировали на сукне алмазной эмульсией с размером зерна 6, 3 и 1 мкм на автоматической шлифовальной машине Saphir 250. Отполированные образцы подвергались травлению. Состав травителя – 10% раствор азотной кислоты в этиловом спирте.

Микротвердость определяли по [132] на твердомере Volpert 402MVD при нагрузке 25г и выдержке под этой нагрузкой в течение 10 с. В качестве индентора использовалась четырехгранная алмазная пирамида. Для каждого образца было сделано не менее 20 измерений. Размер отпечатков измеряли

при увеличении $\times 500$. Расстояние между соседними отпечатками составляло не менее 100 мкм.

Рентгеноструктурные исследования проводили с помощью дифрактометра ДРОН-4 в фильтрованном MoK_α -излучении. Кристаллографическую текстуру образцов в трех зонах сечения трубы, примыкающих к внутреннему и внешнему ее диаметру и для среднего сечения оценивали с помощью обратных полюсных фигур (ОПФ). При этом съемку проводили от образцов, плоскость которых располагалась нормально радиальному направлению и осевому направлению трубы, которые совпадали с направлением нормали (НН) и направлением прокатки (НП) соответственно исходного листа.

2.4. Испытания образцов циклическим нагружением.

Производим испытания на универсальном гидравлическом прессе МУП-50., которая предназначена для механических испытаний образцов металлов, отдельных деталей при деформировании сжатием, растяжением, продольным и поперечным изгибом при статических и циклических нагрузках.

В настоящее время существуют несколько основных тенденций развития марочного состава низколегированных сталей [133-135] для газонефтепроводных труб — разработка новых узкоспециализированных марок под конкретные технологические и потребительские свойства штрипсов и труб и унификация марочного сортамента до числа наиболее широко применимых, т. е. сокращение количества марок стали, способных перекрыть все существующие требования к штрипсам и трубам.

ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА МЕТОДИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИИ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛА МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ СТАЛИ МАРКИ X70

3.1 Совершенствование методик рентгеноструктурного анализа для оценки количественных характеристик материала магистральных стальных труб

3.1.1 Повышение информативности измерения текстуры методом обратных полюсных фигур;

1. Для получения обратных полюсных фигур (ОПФ) осуществляют съемку рентгенограмм в фильтрованном MoK_α -излучении в диапазоне углов $2\theta = 6\text{--}120^\circ$ и определяют полюсную плотность 12 независимых рефлексов hkl на стереографическом треугольнике: 001, 011, 013, 012, 233, 111, 112, 123, 125, 136, 145, 113 (рис. 1). Обычно для исследования текстуры 12 независимых рефлексов на стереографическом треугольнике вполне достаточно. Однако для расчетов параметров текстурной анизотропии, например модуля Юнга, необходимо использовать как можно больше рефлексов: от этого зависит точность расчетов параметров анизотропии металлов с ГПУ-решеткой [Дзунович Д.А., Бецофен С.Я., Панин П.В. Методические аспекты количественного текстурного анализа листовых полуфабрикатов из ГПУ-сплавов (Ti, Zr) // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 11. С. 8-16.], для металлов с кубической решеткой ситуация аналогичная.

При использовании MoK_α -излучения можно существенно увеличить количество рефлексов на рентгенограмме, однако значительную часть этих рефлексов нельзя применить для построения ОПФ, поскольку они являются парными: отражения от разных плоскостей решетки имеют одинаковые межплоскостные расстояния.

2. Парные рефлексы можно использовать для ОПФ, если один из них имеет другой порядок отражения, для которого полюсная плотность известна. Следовательно, она известна и для других порядков отражения от

той же атомной плоскости. Такой подход был использован в [137] с целью увеличить количество измеряемых рефлексов для ОПФ сплава системы Al–Cu–Li с ГЦК-решеткой.

Для ОЦК-металлов полюсные плотности парных рефлексов 033/114 и 006/244 известны по другим порядкам отражения для тех же плоскостей решетки: это одинарные рефлексы 111 и 222 для парного рефлекса 333 и рефлексы 002 и 004 для парного рефлекса 006. Тогда полюсные плотности для рефлексов 333 и 006 можно рассчитать как среднее значение полюсных плотностей для других порядков отражения:

$$P_{033} = (P_{011} + P_{022}) / 2,$$

$$P_{006} = (P_{002} + P_{004}) / 2.$$

Полюсные плотности рефлексов 114 и 244, которым на стереографическом треугольнике соответствуют полюса 114 и 122 (см. рис. 3.1) можно определить из очевидных соотношений:

$$P_{114} = (I_{114+033}^{\text{тек}} - P_{033} I_{033}^{\text{эт}}) / I_{114}^{\text{эт}},$$

$$P_{122} = P_{244} = (I_{244+006}^{\text{тек}} - P_{006} I_{006}^{\text{эт}}) / I_{244}^{\text{эт}}.$$

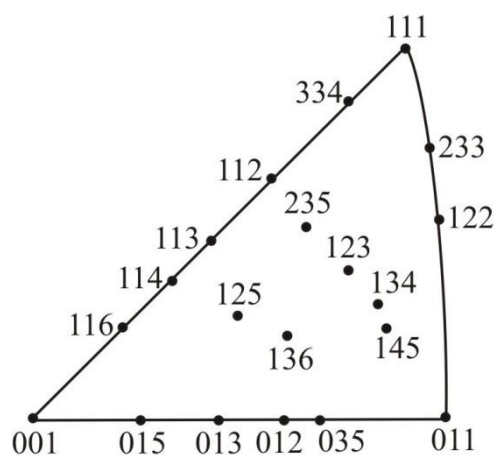


Рис. 3.1. Стандартный стереографический треугольник для кубической решетки

Аналогичным образом можно рассчитать полюсные плотности парных рефлексов 015/134, 035/334 и 116/235 с тем лишь отличием, что полюсные плотности одного из парных рефлексов определяют интерполяцией полюсных плотностей соседних рефлексов на стереографическом треугольнике, приняв в качестве весовых множителей угловые дистанции между этими рефлексами:

$$P_{134} = 0,625P_{145} + 0,375P_{123},$$

$$P_{015} = (I_{015+134}^{\text{ТЕК}} - P_{134} \times I_{134}^{\text{ЭТ}}) / I_{015}^{\text{ЭТ}}$$

$$P_{035} = 0,78P_{012} + 0,22P_{011}$$

$$P_{334} = (I_{035+334}^{\text{ТЕК}} - P_{035} \times I_{035}^{\text{ЭТ}}) / I_{334}^{\text{ЭТ}}$$

$$P_{116} = 0,32P_{002} + 0,68P_{114}$$

$$P_{235} = (I_{116+235}^{\text{ТЕК}} - P_{116} I_{116}^{\text{ЭТ}}) / I_{235}^{\text{ЭТ}}$$

Нормированные значения полюсной плотности определяют из соотношения:

$$P_{hkl} = \frac{n (I_{hkl}^{\text{ТЕК}} / I_{hkl}^{\text{ЭТ}})_i}{\sum_{i=1}^n (I_{hkl}^{\text{ТЕК}} / I_{hkl}^{\text{ЭТ}})_i}, \quad (1)$$

где $I_{hkl}^{\text{ТЕК}}$, $I_{hkl}^{\text{ЭТ}}$ – интегральные интенсивности рефлексов hkl для текстурированного и бестекстурного (эталонного) образца соответственно; n – число независимых hkl рефлексов ($n = 20$).

3.1.2 Методика вычисления коэффициента текстурного охрупчивания

Количественную текстурную информацию можно применить для анализа корреляций механических свойств трубной стали и их анизотропии. При этом в качестве основного текстурного параметра выбрана степень

совпадения номинальной плоскости разрушения при испытании (например, образцов Шарпи) или преимущественной плоскости расслоения материала с кристаллографической плоскостью $\{001\}$. Эта плоскость рассматривается как плоскость скола или расслоения, поскольку нормально этой плоскости сила межатомной связи минимальна [138]. В качестве количественного критерия такого совпадения предлагают использовать коэффициент текстурного охрупчивания B_{hkl} :

$$B_{hkl} = \cos^2 \alpha, \quad (3)$$

где α – угол между нормальными к плоскостям (hkl) и (001) .

Величину коэффициента текстурного охрупчивания стали в соответствующем направлении листа находят суммированием произведений нормированной полюсной плотности на B_{hkl} :

$$B^{\text{НН(НП,ПН)}} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (P_{hkl}^{\text{НН(НП,ПН)}} B_{hkl})_i. \quad (4)$$

В работах [139,140] установлено влияние текстуры на водородное охрупчивание трубных сталей. Показано, что текстурный компонент $\{111\}$ определяет высокое сопротивление водородному охрупчиванию, а компонент $\{100\}$ и бестекстурное состояние приводят к его снижению. При оценке склонности трубы к расслоению следует оценивать коэффициент текстурного охрупчивания в НН, а в случае анализа анизотропии ударной вязкости – в направлениях НП или ПН (соответственно, для долевых или поперечных образцов).

В табл. 3.1 приведены рассчитанные из соотношения (3) значения коэффициента текстурного охрупчивания B_{hkl} , соответствующих 20 экспериментальным отражениям в MoK_α -излучении. Значения этого коэффициента варьируются от 0,333 для отражения от плоскостей $\{111\}$ до 1,0 для плоскостей скола $\{001\}$. В соответствии с этим максимальная

хрупкость материала проявляется в случае совпадения номинальной плоскости расслоения или номинальной плоскости разрушения образца Шарпи с (плоскостью) $\{001\}$, а минимальная хрупкость – при совпадении этих плоскостей с (плоскостью) $\{111\}$. Для бестекстурного материала, когда полюсная плотность всех рефлексов $P_{hkl} = 1$, величина $V = 0,7$.

Табл.3.1 Значения V_{hkl} для 20 рефлексов (hkl)

№		V_{hkl}	№		V_{hkl}
1	001	1	11	035	0.735
2	116	0.947	12	012	0.8
3	114	0.889	13	013	0.9
4	113	0.813	14	123	0.64
5	112	0.667	15	134	0.615
6	334	0.471	16	145	0.595
7	111	0.333	17	136	0.783
8	233	0.41	18	125	0.833
9	235	0.658	19	122	0.3444
10	011	0.5	20	015	0.961

На основании рассчитанных для 20 отражений значений V_{hkl} и экспериментальных значений полюсных плотностей для соответствующих отражений по уравнению определяли коэффициенты текстурного охрупчивания для восьми магистральных труб (см табл. 3.1). Установлено, что он изменяется с 0,67 до 0,71 для НН, т.е. что склонность к расслоению трубной стали варьируется вблизи значений, характерных для бестекстурного материала.

3.1.3 . Методика оценки анизотропии модуля Юнга

Вклад в сопротивление разрушению и, соответственно, в анизотропию характеристик разрушения может вносить величина модуля Юнга. Согласно уравнению Гриффитса напряжение разрушения определяется как [141]:

$$\sigma_c = (2E\gamma_p / \pi l_c)^{1/2},$$

где E – модуль Юнга; γ_p – удельная поверхностная энергия; l_c – половина длины трещины.

Величина модуля Юнга для железа имеет значительную анизотропию и, как любая тензорная величина, может быть рассчитана из количественных текстурных данных и значений модуля Юнга для нормалей к плоскостям $\{hkl\}$, соответствующих экспериментальным рефлексам на ОПФ. Величину упругих модулей для кристаллов с кубической решеткой рассчитывают по формуле:

$$1/E_{hkl} = S_{11} - 2J\Gamma. \quad (5)$$

Здесь $J = S_{11} - S_{12} - 0,5S_{44}$ – параметр анизотропии, где S_{ij} – монокристалльные модули податливости (для железа (ГПа^{-1}): $S_{11} = 0,76 \cdot 10^{-2}$, $S_{12} = -0,29 \cdot 10^{-2}$, $S_{44} = 0,89 \cdot 10^{-2}$); $\Gamma = (h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2) / (h^2 + k^2 + l^2)^2$ – ориентационный фактор.

Нами разработана программа расчета модулей Юнга для металлов с кубической решеткой, которая прошла государственную регистрацию [142]. В (табл. 3.2) приведены значения монокристалльных модулей податливости для различных металлов с кубической решеткой. В (табл. 3.3) приведены рассчитанные для 20 ориентаций (hkl) значения модуля Юнга для Fe. Видно, что величина модуля Юнга Fe характеризуется значительной анизотропией, максимальный модуль Юнга равный 278,1 ГПа соответствует направлению нормали к (111), а минимальная величина модуля Юнга, равная 131,8 ГПа соответствует нормали к плоскости куба (001). Такая анизотропия характерна

для металлов с «положительной анизотропией», для которых параметр анизотропии $J = S_{11} - S_{12} - 0,5S_{44} > 0$). Для металлов с «отрицательной анизотропией» соотношение максимального и минимального модулей Юнга обратное – для нормалей к (111) модуль минимальный, а для нормалей к (001) – максимальный. Монокристалльных модулей податливости для различных металлов с кубической решеткой

Табл. 3.2 Значения монокристалльных модулей податливости для различных металлов с кубической решеткой

		Кубические металлы							
Металл		Al	Cr	Cu	Fe	Ni	Nb	b-Ti	TiN
$S_{11}, 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$		1,57	0,30	1,50	0,76	0,73	0,66	1,352	0,179
$S_{12}, 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$		-0,57	-0,04	-0,63	-0,29	-0,27	-0,23	-0,341	-0,0374
$S_{44}, 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$		3,51	0,99	1,33	0,89	0,80	3,48	2,602	0,613

Табл.3.3 Значения E_{hkl} для 20 рефлексов (hkl)

№		E_{hkl}	№		E_{hkl}
1	001	131,6	11	035	190,1
2	116	143	12	012	176,2
3	114	156,8	13	013	153,4
4	113	175,1	14	123	217,6
5	112	217,6	15	134	217,6
6	334	265,7	16	145	217,6
7	111	278,3	17	136	181,7
8	233	263,1	18	125	170,2
9	235	217,6	19	122	247,6
10	011	217,6	20	015	139,8

Величину модуля Юнга для стали в соответствующем направлении листа находят суммированием произведений нормированной полюсной плотности на модуль Юнга для данной ориентации:

$$E^{\text{НН(НП,ПН)}} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (P_{hkl}^{\text{НН(НП,ПН)}} E_{hkl})_i, \quad (6)$$

Для исследованных труб значения модуля Юнга варьируются в сравнительно узких пределах: от 198 до 210 ГПа (см. табл. 3.3), при том что для монокристаллов модули Юнга варьируются в широких пределах: от 131,6 ГПа для направления $\langle 001 \rangle$ до 278,3 ГПа для направления $\langle 111 \rangle$.

Для трубы 3 коэффициент текстурного охрупчивания долевых образцов (НН) несколько выше, чем поперечных (ПН): 0,71 и 0,69 соответственно. Это противоречит экспериментальным данным, согласно которым ударная вязкость выше для долевых образцов [142]. Величина модуля Юнга выше в ПН (207 ГПа) по сравнению с НП (203 ГПа). Однако различие в значениях коэффициента B и в величинах модуля Юнга слишком малы, чтобы говорить о вкладе текстуры в анизотропию ударной вязкости, установленную в [142]. Анизотропия ударной вязкости обусловлена механической текстурой. Для прокатанных листов из-за вытянутости зерен в направлении прокатки эффективный размер зерна в долевых образцах меньше, а прочность в соответствии с законом Холла–Петча выше, чем в поперечных.

3.2. Разработка методики комплексного испытания материала труб, включающего воздействие статической и циклической нагрузок и коррозионной среды.

Оценивалось влияние коррозионной среды на кинетику разрушения, как при статических, так и при циклических испытаниях. В качестве объектов исследования были выбраны образцы из основного металла с его естественной поверхностью.

Основной задачей методики является: проведение ускоренных испытаний крупномасштабных образцов под действием циклических нагрузжений в условиях агрессивной среды и без; испытание одноосных образцов-изделий в условиях нагружения постоянным усилием или медленным растягивающим усилием; регистрации момента разрушения образцов или появления стресс-коррозионных трещин; определении стойкости металла к растрескиванию на основе сопоставления коррозионно-механических свойств металла исследуемых труб.

Методика исследования трубной стали при одновременном воздействии механических напряжений и коррозионной среды включает испытания на натурной модели по следующей схеме: статическое нагружение при 290 МПа в коррозионной ячейке в течение $0,26 \cdot 10^6$, $1,3 \cdot 10^6$ и $7,8 \cdot 10^6$ сек. с последующим измерением кинетики распространения усталостной трещины на воздухе, при этом после каждых 60 тыс. циклов усталостного нагружения образец возвращался на разработанный испытательный стенд под действие статической нагрузки в коррозионной среде. Один из растворов для статических исследований представлен смесью раствора NS-4 и боратного буфера с добавкой активатора анодного растворения и наводороживания стали - ионов сульфида. При проведении испытаний образцов трубных сталей на склонность к КРН в условиях статического нагружения образца с предварительно выращенной усталостной трещиной. Агрессивной коррозионной средой является : 122мг/л KCl, 483мг/л NaHCO₃, 181мг/л CaCl, 131мг/л MgSO₄, 24,72г/л H₃BO₃, 15,25г/л (Na₂B₄O₇ · 10 H₂O), 78мг/л Na₂S.

В качестве натурной модели использовали фрагменты размером 500x140x16,7 мм, вырезанные из трубопроводов диаметром 1420 мм, участок которых выведен из эксплуатации.

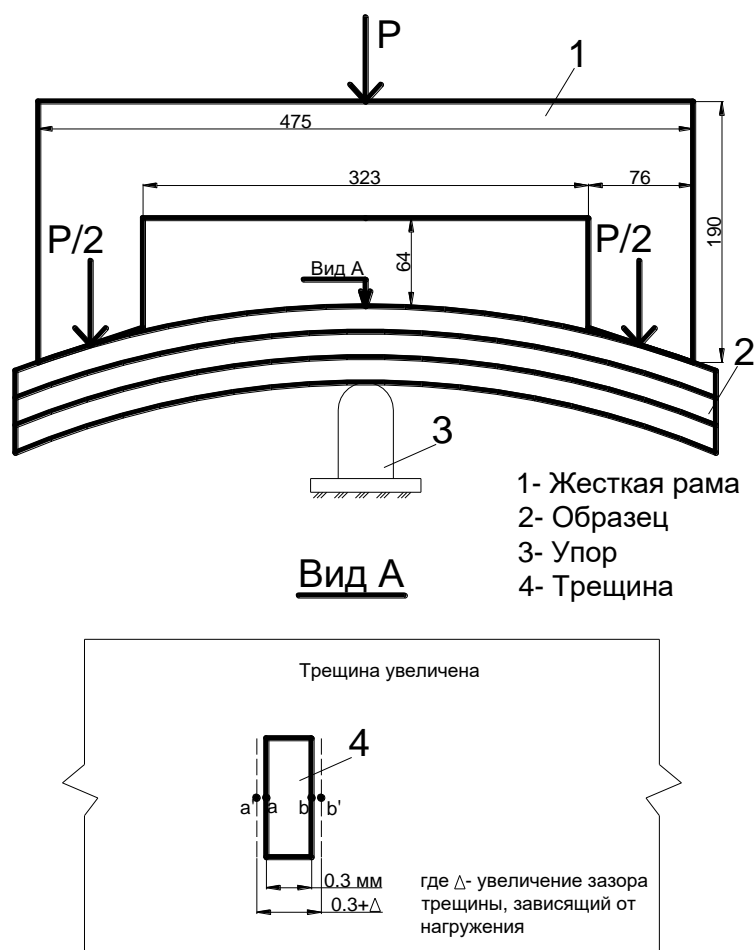


Рис. 3.2. Рабочая модель установки для испытания образца при циклических нагружениях.

Образцы для испытаний вырезали из отдаленных друг от друга частей трубопровода и имели различные условия воздействия среды при идентичном технологическом процессе. Образец изготавливался из трех листов соединенных между собой сваркой. Этот метод применяется для испытания образца в условиях максимально приближенным к условиям эксплуатации, т.к. первый лист находится в зоне растяжения, как показано на рис.3.2.

Поверхность образцов перед испытаниями подвергали шлифовке с внешней стороны трубы для устранения концентраторов напряжения поверхностных слоев, находившихся под воздействием агрессивных сред при эксплуатации трубопровода, а также для улучшения акустического контакта с ультразвуковым преобразователем и необходимостью визуального

измерения и контроля роста усталостной трещины по поверхности образца. Исходная толщина стенки трубы составляла 16.8 мм. Коррозионные среды, применяемые при испытании на КРН соответствуют требованиям ГОСТ 2694-84. В центре образца наносили механический дефект (надрез) длиной - 7,5 мм, шириной - 0,3мм и глубиной - 1,25 мм, с помощью цельноиспеченной фрезы с алмазным напылением.



Рис.3.3. Изображение механического дефекта выращенной трещиной



Рис.3.4. Определение геометрических характеристик наведенной, механическим методом, трещины.

Испытания проводили на универсальной испытательной машине МУП–50, предназначенной для механических испытаний сжатием, растяжением, продольным и поперечным изгибом при статических и

циклических нагрузках. На испытуемый образец устанавливаем тензометр (Рис 3.5) для определения необходимых усилий на него (принимаем рабочее давление равным 80% от предела текучести металла.)

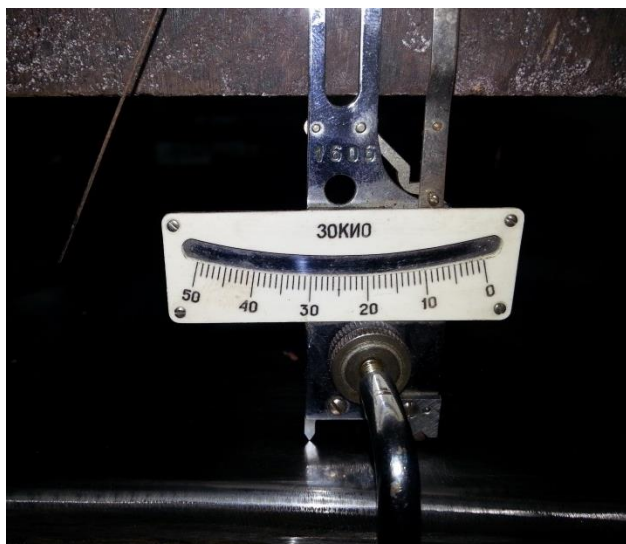


Рис. 3.5. Тензометр Гугенбергера (30КИО)

Обуславливается такое решение тем, что создается условие предельно допустимое для нормальной эксплуатации магистрального газопровода.

Подготовку и проведение испытания образцов осуществляли по разработанной методике. Величину напряжений контролировали исходя из тарировочного графика зависимости напряжения от перемещения точек приложения осевых усилий. Радиальные перемещения определяли с помощью индикатора часового типа 1 МИГ.

Производим расчет необходимой максимальной нагрузки на данный образец: Предел текучести образца - $\sigma_T = 4900 \text{ кг/см}^2$ (паспортные данные) Допустимый предел текучести - $\sigma_{\text{доп}} = 4900 \cdot 0,8 = 3920 \text{ кг/см}^2$

$$\sigma_{\text{доп}} = \frac{\Delta l}{l} \cdot 2,1 \cdot 10^6$$

Удлинение $\Delta l = 3920 \cdot 2/2,1 = 3920 \cdot 0,95 = 3733 \approx 0,37 \text{ мм}$.

Производим проверку расчета нагрузки экспериментальным методом, непосредственно на каждом образце перед началом длительных испытаний. Нагружаем образец последовательно, чтоб исключить перегруз образца и вхождение его в зону пластических деформаций. Перегруз образца и вхождение в зону пластических деформаций является не соблюдением условий эксплуатации с последующей отбраковкой образца.

Таб. 3.4. Определитель индивидуальных нагружений на образец ($0,8\sigma_T$)

№	Нагрузка, кН	Индикатор, мкм	Сброс, мкм
1	88	20	0
2	98	22	0
3	107	26	0
4	137	32	0
5	157	38	1

По данным нагружений - дальнейшие испытания необходимо проводить, в оптимальном для образца режиме, с нагрузкой 147.1кН

Подобный расчет необходимой нагрузки необходимо проводить для каждого испытываемого образца индивидуально. Корректировка нагрузки обеспечивает повышение точности измерений и создание равных условий для дальнейшего сравнения образцов.

На образец по центру, механическим способом, был нанесен дефект. Использовался алмазный цельноиспеченный диск, диаметр 19 мм, толщина 0,3 мм. После определения максимально допустимой нагрузки образец подвергался нагружению таким образом, чтобы в рабочей части напряжения соответствовали амплитуде равной 0,5 - 0,8 σ и частотой 120 циклов/мин. на всем протяжении испытаний,

σ – предел текучести металла.

Нагружение осуществляли по синусоидальному циклу с частотой не превышающей 6 Гц, максимальное напряжение цикла соответствовало $\sigma_{\max} = 290$ МПа, коэффициент асимметрии цикла $R = 0,2$.

Исследования экспериментальных крупномасштабных образцов из стали 09Г2ФБ, 09Г2С (относящиеся к сталям класса X70 – K60) при воздействии статической нагрузки и коррозионных сред проводились по СТО Газпром 2-5.1-148-2007 на разработанном испытательном стенде (Рис.3.6.)

После 130 тыс. циклов на образец устанавливается коррозионная ячейка для испытания под действием агрессивной среды при статической нагрузке, равной $0,85\sigma_{0,2} - 0,95\sigma_{0,2}$, сроком на 72 часа.

Для проведения эксперимента необходимо собрать установку для статического нагружения. Установка представляет собой конструкцию в виде рамы с использованием гидравлического домкрата имитирующего давление во фрагменте трубы максимально соответствующее рабочему давлению в магистральном трубопроводе. На фрагменте трубы устанавливается коррозионная ячейка, которая стягивается зажимами, струбцинами и крепится к ней плотно и герметично.



Рис. 3.6. – Крупномасштабный образец из стали X70 под статической нагрузкой ($\sigma=0,85\sigma_{0,2} - 0,95\sigma_{0,2}$) под действием коррозионной среды в герметичной камере-ячейке.

Экспериментальные образцы обладают совокупностью конструктивно-технологических признаков реальной трубы газопровода (запасом упругой энергии сжатого газа, а при наличии сварных швов обеспечивают сохранение поля остаточных сварочных напряжений).

На рисунке (Рис.3.6.) показан образец и испытательный стенд. Образец состоит из металла трубы и жесткой вставки. Для обеспечения равномерных растягивающих напряжений по толщине в сегменте испытуемого металла трубы, в центральной части образца в жесткой вставке выполнена проточка. Длина проточки способствует выравниванию напряжений по толщине испытуемого металла трубы и определяется по расчетной схеме как для пластины, нагруженной равномерно распределенной нагрузкой.

Образцы подвергались нагружению таким образом, чтобы в рабочей части напряжения соответствовали $0,8\sigma_{0,2}$. С помощью изменения параметров нагружающей системы образцам были приданы различные запасы упругой

энергии (ЗУЭ), при равных напряжениях в рабочей зоне. На рабочую зону образцов устанавливались коррозионная ячейка с раствором (Рис. 3.7.), имитирующим грунтовой электролит.

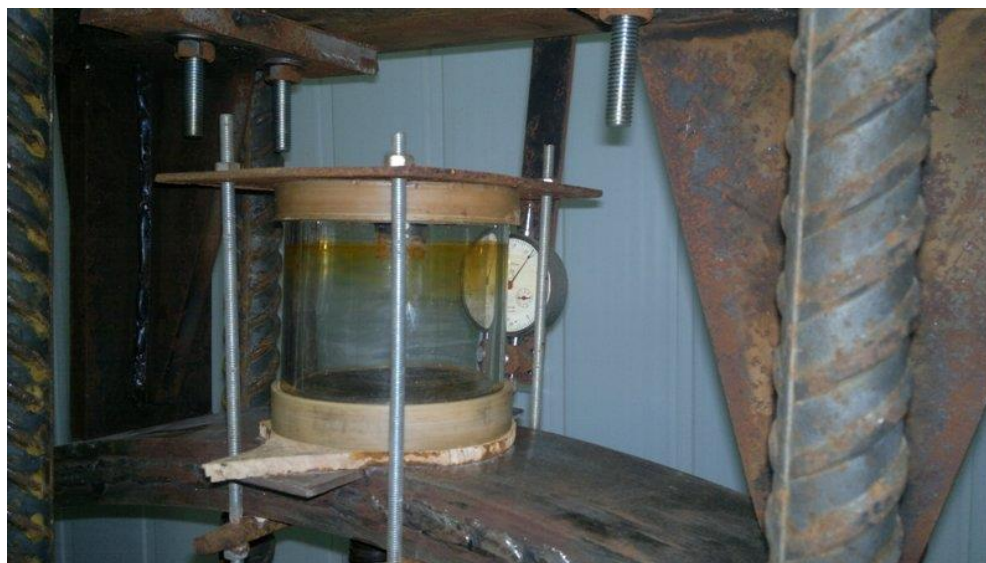


Рис.3.7. Образец для коррозионных испытаний под действием статической нагрузки с использованием индикатора часового типа 1 МИГ.

Было установлено, что характер коррозионных повреждений зависит от запаса упругой энергии и является лабораторным аналогом системы труба – перекачиваемый продукт.

По истечению времени действия статической нагрузки, образец устанавливают на стенд для испытания под действием циклических нагрузжений (Рис.3.8.)



Рис. 3.8. Испытание образца под действием циклических нагрузений на установке МУП - 50.

Измерения размера усталостной трещины проводили оптическим микроскопом Neophot-2 и Olympus, а измерение глубины усталостной трещины ультразвуковым дефектоскопом УСД-50 (Сертификат Госстандарта России RU.C.27.003.A №27966, зарегистрирован в Государственном реестре средств измерений под №34900-07 и допущен к применению в Российской Федерации) позволяющий регистрировать изменение энергии эхо-импульса ультразвуковой волны каждые 2-3-5-10-20-20 тыс. циклов испытания.

Испытание проводили с периодичностью статического нагружения сроком на 72 часа и циклического нагружения по 60 тыс.циклов до полного разрушения образца. После чего изготавливали шлифы для детального изучения характеристик структуры и параметров роста усталостной трещины.

Моделируя реальную работу металла трубы и сохраняя поле остаточных напряжений при нагружении экспериментальных образцов статической нагрузкой в их рабочей зоне создавалось напряженно-деформированное состояние, и упругая энергия рабочей зоны моделировала упругую энергию поверхности реального трубопровода.

Однородность поля напряжений сохранялось на протяжении всего времени испытаний как по поверхности образца, так и по его толщине.

Запас упругой энергии транспортируемого газа зависит от диаметра трубы, величины давления, и его увеличение в газопроводе способствует накоплению повреждений и ускоряет процессы КРН.

С помощью изменения параметров нагружающей системы образцам были приданы различные запасы упругой энергии.

Сопоставив между собой каждый из проведенных циклов эксперимента, получаем факторы зависимости остаточных напряжений на процесс роста усталостной трещины в образце магистрального трубопровода.

Опасность трещин основываются на сведениях об их размерах, возможной скорости роста и взаимодействия двух или более трещин в процессе их развития. Решение данной задачи в настоящее время нет, однако разработанная методика позволяет прогнозировать степень опасности трещин, оказывающих взаимное влияние друг на друга. Скорость роста трещин КРН определяется направлением напряжений растяжения по отношению к углу наклона растущей трещины.

ГЛАВА 4. ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОВЕДЕНИЯ ТРУБНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ИСПЫТАНИЯ СТАТИЧЕСКОЙ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ НАГРУЗКОЙ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ.

4.1. Исследование кинетики распространения трещины в условиях статического нагружения в коррозионной среде и циклического испытания.

В четвертой главе продемонстрировано применение разработанной методики комплексного испытания материала труб под воздействием статической и циклической нагрузок для оценки остаточного ресурса магистральных трубопроводов стали марки X70 (K60).

Оценивалось влияние коррозионной среды на кинетику разрушения, как при статических, так и при циклических испытаниях. В качестве объектов исследования были выбраны образцы из основного металла с его естественной поверхностью. В ходе исследования образца под действием циклической нагрузки уже на первой стадии испытания было зафиксировано значительное ускорение роста усталостной трещины. Все данные испытаний занесены в табл.4.1.

После проведения испытаний определенного количества образцов и дальнейшего анализа результатов, было замечено, что рост трещины в испытываемых образцах, при идентичной циклической нагрузкой и амплитудой, происходит не с постоянной скоростью и зависит от времени действия агрессивной среды.

Образцы подвергались длительным циклическим испытаниям, при которых измерялась скорость роста усталостной трещины. По замерам ультразвукового дефектоскопа построены графики роста трещины на каждые 20 тыс. циклов испытаний, которые показаны на (рис. 4.2).

График разделили на области. Область 1 - рост усталостной трещины без действия агрессивной среды, длительностью в 130 тыс. циклов. Области 2-5 обозначены последовательность цикла испытания образца под действием

статического нагружения, с действием агрессивной среды и циклических испытаний в 60 тыс. циклов. Т.к. области 2-5 имеют общие условия испытания, то объединив их в графике с общей начальной точки, (рис.4.3) можно зафиксировать, что скорость роста усталостной трещины увеличивается с каждым циклом испытания образца. Увеличение длины трещины на стадии 1 (Рис.4.2) учитывает разницу в продолжительности стадии 1(130 тыс. циклов) и стадий 2-5 (по 20 тыс. циклов).

Табл.4.1 Результаты исследования образцов под действием циклических нагрузок

Условный № образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	
До начала испытания мм.	1,48	1,67	1,68	1,53	1,66	1,66	1,69	брак	1,56	1,42	1,49	1,54	1,25	1,45	1,42	
Количество циклов нагружения, тыс.	20	1,54					1,73					1,76		1,76		
	30		2,52	2,11	3,19	3,18	1,82		1,66							
	40							1,83		2,04		2,11		1,94		
	50	1,65	2,8		3,82	3,73	1,97						2,49		2,24	
	60			2,73				1,9	1,93		2,62	2,4	3	2,25		
	70		3		4,44	3,93	2,15				2,35	3,35		3,24	2,38	
	80	1,65		2,83				2,32			2,92	3,49	2,62	3,38	2,83	
	90		3		4,51	4,07	2,42			2,25	3,13			3,45	2,48	
	100			2,97		4,52		2,73				3,58	2,87	3,86		
	110	1,65			4,68	4,62	2,56				3,32			4,03	2,59	
	120		3,18					3,04		2,56		3,66	3,17	4,14	3,13	
	130	1,78		3,62	5,31	4,73	2,78				3,51	4,44				
	140							3,36		3,49	4,38	4,61	3,49		3,83	
	150	1,78	3,24		5,44	4,79	3,31				4,56				2,83	
	160							3,52		3,83		4,72	3,73			
	170				5,57	5,5	3,79				4,68	5,36			3,07	
	180	2,35	3,31					3,73		4,11	5,31	5,57	3,9		4,48	
	190				6,07	5,57	4,14				5,62				3,31	
	200							3,86		5,04		5,82	4,38		4,89	
	210	2,61	3,45		6,28	5,64	4,31				5,86				5,03	3,55
	220							3,93		5,21	8,45	6,03	4,73		5,12	
	230				6,48	6,34	4,45				9	6,5			3,76	
	240	3,73	3,45					4,48		5,3		6,73	4,84		5,2	
	250				6,86	6,45	4,55				12,1				3,96	
	260		3,45		8,07			5,07		5,38		6,91	4,96		5,27	
	270	3,78			8,72	6,51	4,86				14,06				4,14	
	280		3,45					5,31		5,72		6,98	5,04		5,41	
	290				9,51		5,15					7,66			8,54	
	300	4			11,55			6,17		5,84		7,81	5,17		5,48	9,44
	310		3,45		12,61		5,47								11,48	
	320							7,55		6		7,93			5,51	12,82
	330	4,03			14,78		5,52	9,31							16,5	
340		3,48							6,24		8,4					
350	4,14			16,06		5,62										
360									6,24		8,65			5,58		
370	5,1	3,59				5,72					10,3					
380									6,24		12,61					
390	5,5					5,83			6,32							
400		5,04							6,45		14,4					
410	6,7					5,9										
420									6,45		17,02			5,82		
430	7,3	6,59														
440									6,45							
450	7,8								6,61							
460									7,03							
470	11,03															
480									7,3							
490	12,41															
500									7,38							
510									8,12							
520									8,39							
540									8,53							
560									8,7							

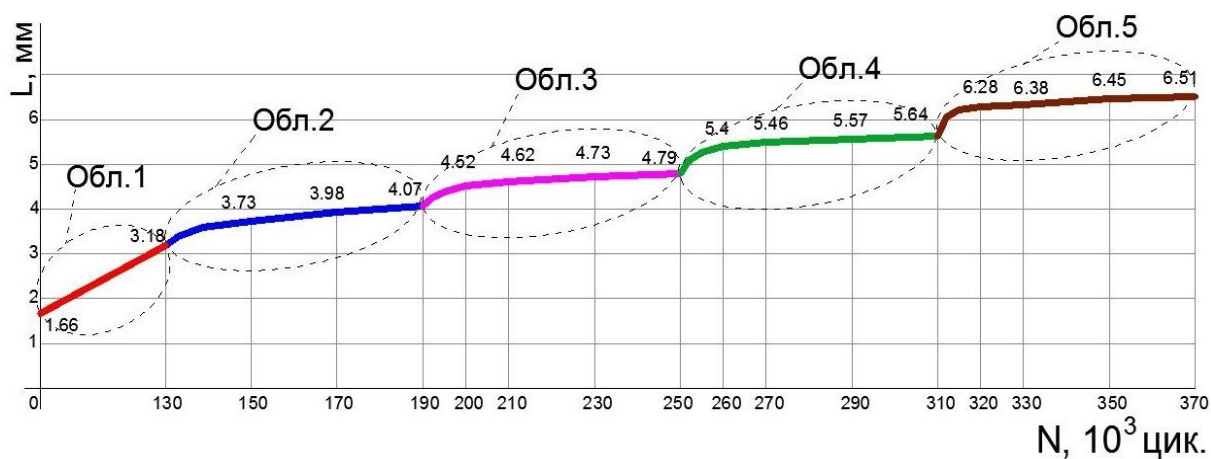


Рис.4.2. Схема зависимости роста усталостных трещины от количества циклов на всем протяжении испытания.

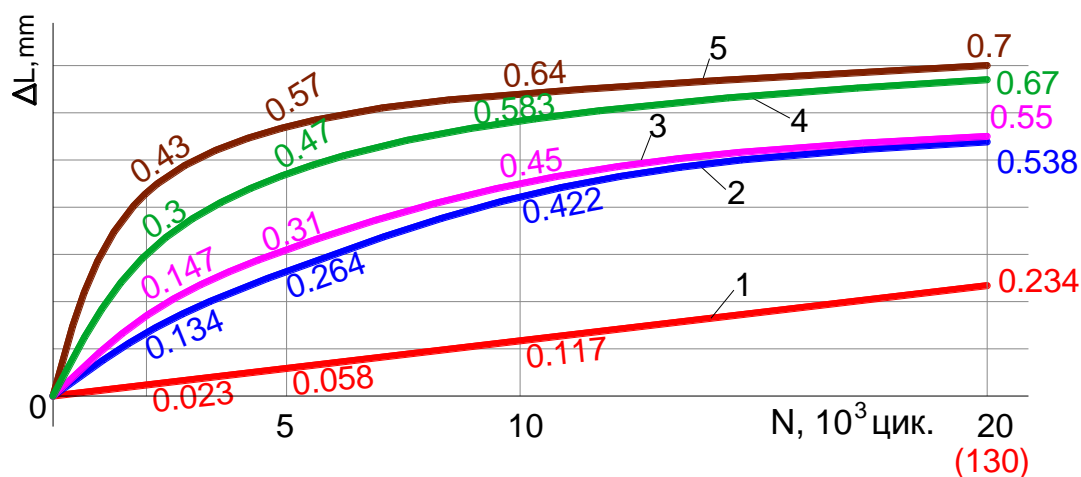


Рис. 4.3 Схема зависимости роста усталостных трещины от количества циклов на всем протяжении испытания.

Скачкообразное распространение микроструктурно короткой трещины представлено в виде алгоритмически заданной функции. Скорость роста трещины при подходе к слабому микроструктурному барьеру сначала убывает. Оставшаяся часть зерна проходит с большей скоростью, после чего происходит резкий скачек скорости и рост трещины происходит уже в следующем зерне.

Глубина проникновения (область растворения) коррозионной среды зависит накопления повреждаемости у основания трещины, следовательно,

накопления повреждаемости способствуют росту трещины. При совместном воздействии на металл растягивающего напряжения и агрессивной среды, рост трещины, в области действия накопления повреждаемости, происходит при меньшей приложенной нагрузке. Этот эффект действует в области проникновения агрессивной среды, но т.к. на всем протяжении испытания нагрузка на образец постоянная, то в зоне влияния среды происходит увеличение скорости роста. По мере продвижения трещины эффект агрессивной среды нарастает. Прохождение зоны подверженной действию агрессивной среды свидетельствует резкое понижение скорости роста. Это явление зафиксировано и действует на всем протяжении испытаний.

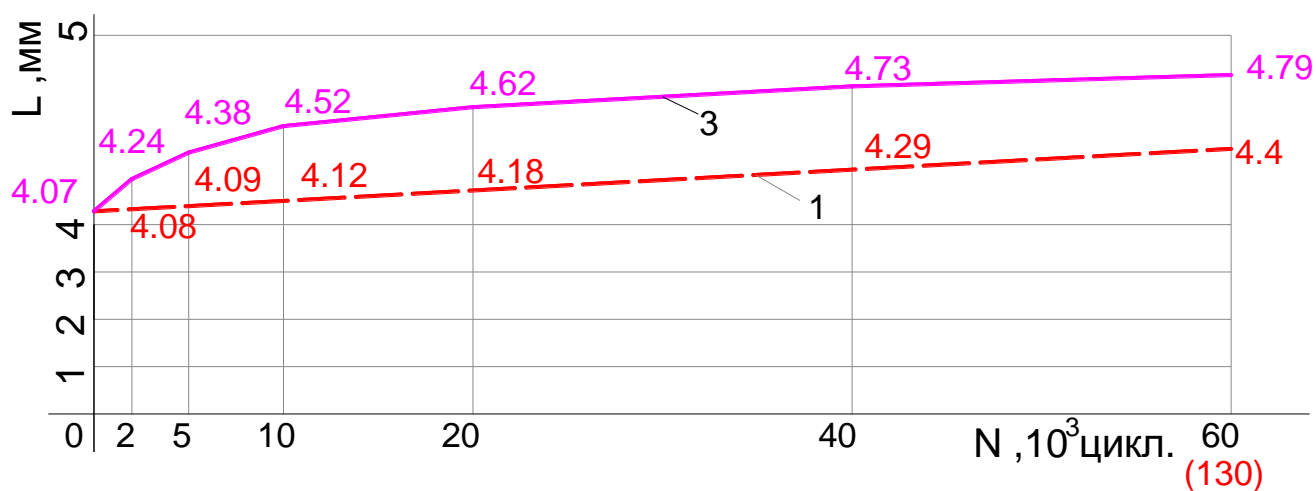


Рис.4.4 Разница между длинами усталостных трещин под действием (3) и без (1) агрессивной среды

Сопоставив области 1 и 3 на (Рис.4.4) получили значительную разницу скорости роста усталостной трещины. Это свидетельствует о том, что рост трещины образцов испытанных в разных условиях значительно отличается за первые 5 тыс. циклов. На графике роста усталостной трещины без действия агрессивной среды после 60 тыс. циклов; 3 - график роста усталостной трещины под действием агрессивной среды после 130 тыс. циклов. Образец 1 имеет фиксированную скорость роста усталостной трещины на протяжении всего отрезка времени испытания-60 тыс. циклов и составляет 0,33мм.

Образец 3 на начальном уровне испытания показал ускорение роста. На графике видно, что первые 5 тыс. циклов рост трещины значительно превышает рост трещины за оставшиеся 45 тыс. циклов, а суммарный рост составляет 0,72 мм, что превышает рост трещины без агрессивной среды более чем в два раза. Это связано с тем, что атомарный водород образуется вследствие электрохимических процессов на поверхности металла при участии сероводорода, углекислого газа и влаги. Он диффундирует до участка сечения стенки (как правило располагается в средней части ее сечения), где реализуются наиболее благоприятные условия для образования молекулярного водорода H_2 . Здесь концентрируются различные микродефекты (поры, газовые раковины, шлаковые включения, микро- и макропустоты), а также скопления примесей, обусловленных технологией прокатки стали (рис.4.5).

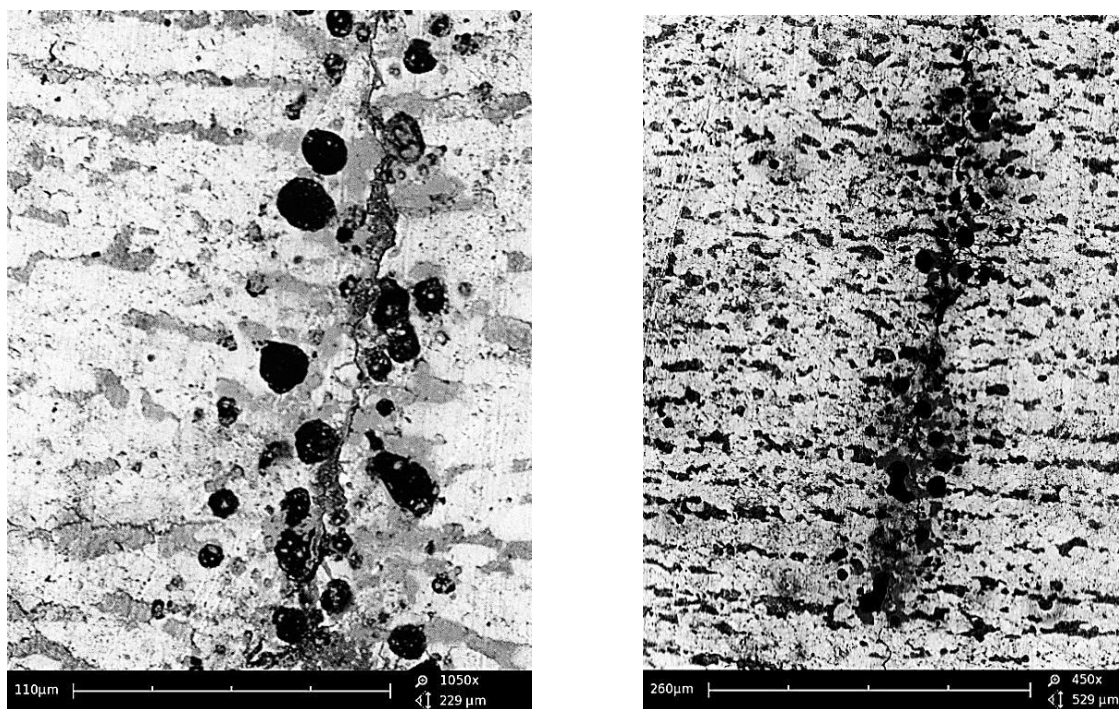


Рис. 4.5 Влияние агрессивных сред на трещиностойкость стали под нагрузкой

Эти дефекты обычно располагаются в середине сечения листа в результате недостаточной проработки структуры и при прокатке толстых листов. В конечном счете, давление молекулярного водорода в указанных участках

повышается до значений, превышающих предел прочности стали, и приводит к расслоению и растрескиванию металла. [143]

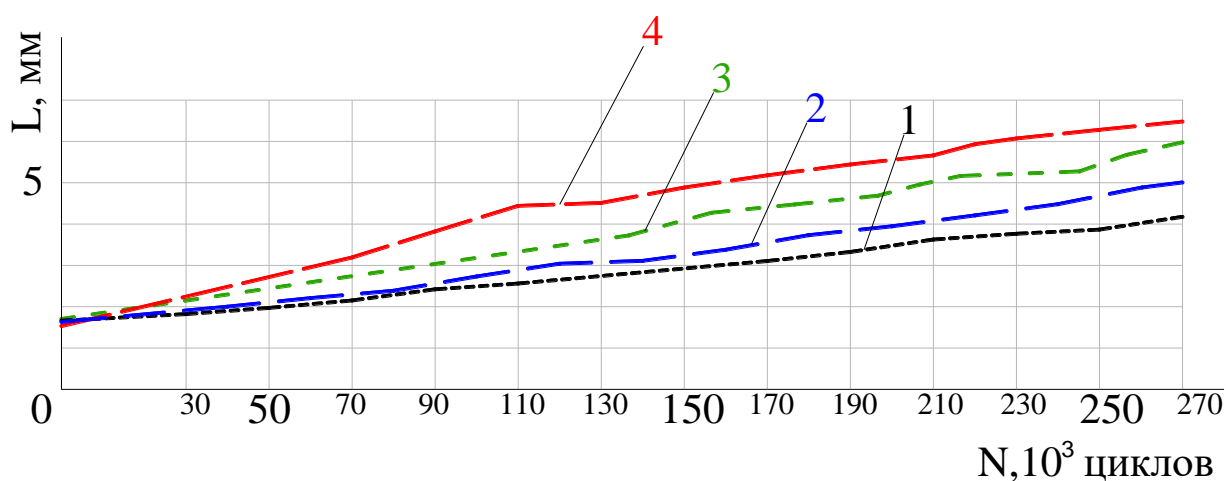


Рис. 4.6 Зависимость длины трещины – L при циклическом нагружении от времени действия коррозионной среды. (1)- без наличия коррозионной среды; (2) - воздействие коррозионной среды в течение $0,26 \cdot 10^6$ сек; (3)- воздействие коррозионной среды в течение $1,3 \cdot 10^6$ сек; (4) - воздействие коррозионной среды в течение $7,8 \cdot 10^6$ сек.

На (рис.4.6) показано влияние продолжительности выдержки в коррозионной среде на кинетику распространения трещины в материале.

Видно, что с увеличением продолжительности коррозионного воздействия (ПКВ) значительно увеличивается скорость роста трещины на начальной стадии ее распространения, а затем после определенного количества циклов усталостного нагружения скорость роста трещины сравнивается со скоростью роста трещины в отсутствии коррозионной среды. При этом стадия быстрого роста трещины увеличивается с ростом ПКВ, но не очень значительно по сравнению с увеличением ПКВ. Для того чтобы оценить это количественно примем в качестве продолжительности стадии быстрого роста трещины количество циклов нагружения, при котором скорость роста трещины в 2 раза превышает скорость трещины в отсутствии

коррозионного воздействия ($\sim 0,005$ мм/цикл), т.е. превышает величину $0,01$ мм/цикл. Тогда при увеличении ПКВ от $2,6 \cdot 10^5$ сек до $1,3 \cdot 10^6$ и $38,9 \cdot 10^6$ сек, т.е. в 5 и 30 раз соответственно стадия быстрого роста трещины увеличивается от 10×10^3 до 17×10^3 и 25×10^3 циклов, т.е. в 1,7 и 2,5 раза. . [144] Эти результаты можно интерпретировать следующим образом. Влияние коррозионной среды на скорость роста усталостной трещины сводится к деградации металла в вершине трещины на расстоянии, которое увеличивается с ростом ПКВ. Прохождение трещиной этой области сопровождается увеличением скорости роста трещины. Эта скорость снижается после прохождения трещиной области влияния коррозионной среды и практически сравнивается со скоростью ее роста в отсутствии коррозионного воздействия (рис.4.7).

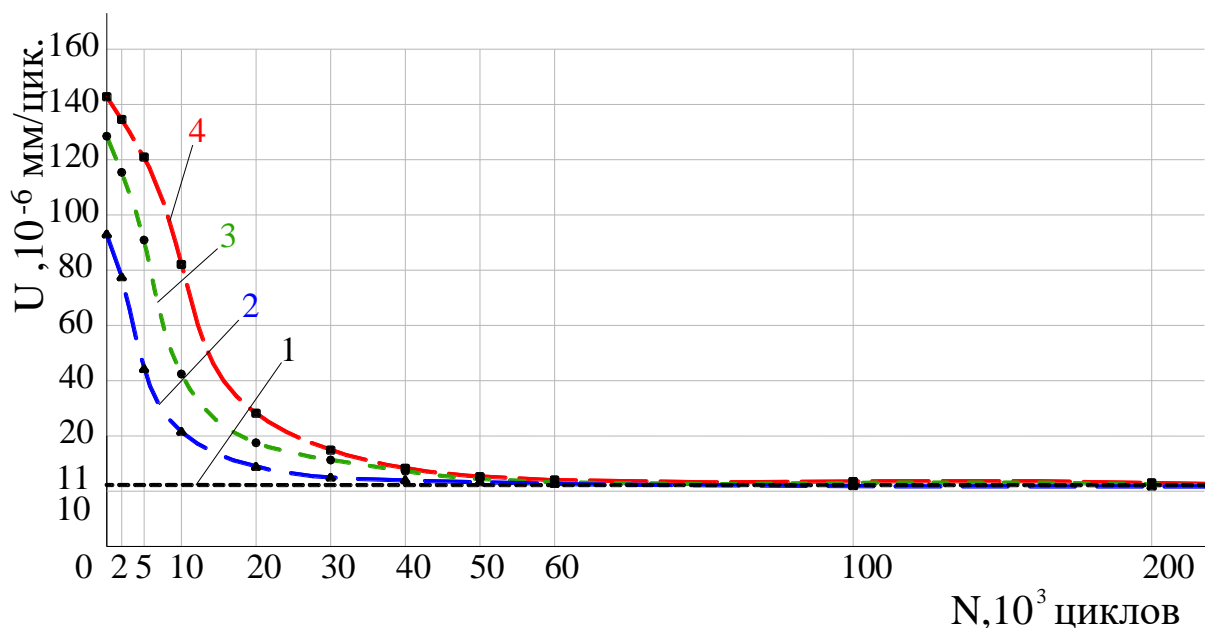


Рис.4.7 Зависимость скорости роста трещины – U при циклическом нагружении от времени действия коррозионной среды.

(1)- без наличия коррозионной среды; (2) - воздействие коррозионной среды в течение $0,26 \cdot 10^6$ сек; (3)- воздействие коррозионной среды в течение $1,3 \cdot 10^6$ сек; (4) - воздействие коррозионной среды в течение $7,8 \cdot 10^6$ сек.

Протяженность зоны воздействия коррозионной среды контролируется диффузионными процессами и поэтому растет достаточно медленно с увеличением ПКВ.

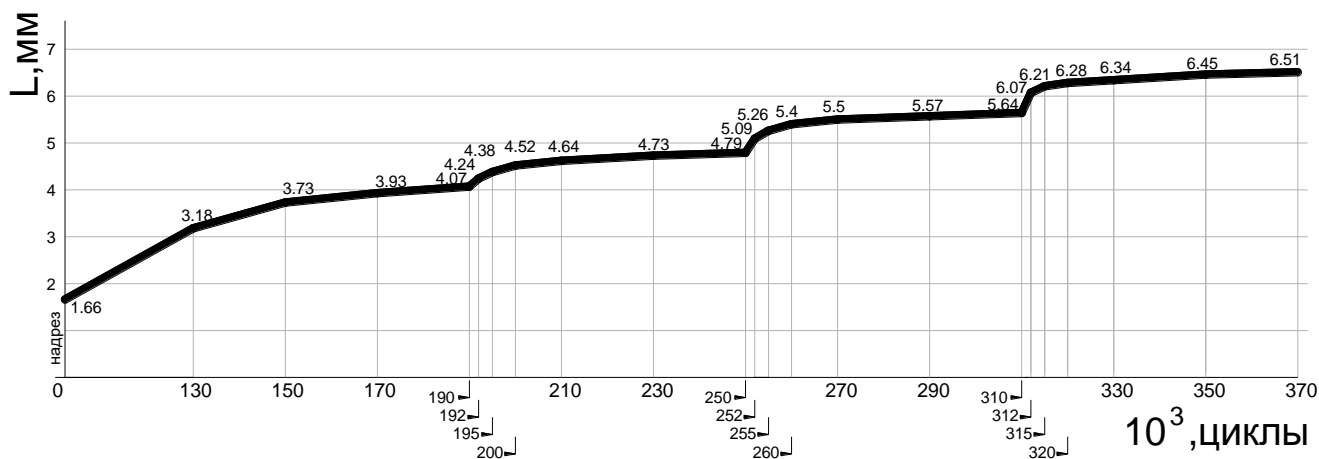


Рис.4.8 Зависимость роста усталостной трещины от количества циклов нагружения до 290 МПа.

Рост трещины на протяжении всего испытания можно проследить на (рис.4.8), который указывает, что скорость роста трещины на стадии ее быстрого роста зависит от времени проникновения и протяженности участка коррозионного поражения в области вершины трещины. Полученные здесь количественные результаты могут быть использованы на практике с двух различных позиций. Во-первых, на основании этих результатов можно вводить корректирующие коэффициенты в расчеты ресурса магистральных труб исходя из параметров усталостных испытаний материала отработанных труб для конкретных условий эксплуатации (климатические условия, наличие коррозионной защиты и т.д.). Во-вторых, на основании предложенного методологического подхода можно проводить сравнительные испытания различных материалов и способов их обработки для магистральных труб с обеспечением объективного критерия оценки работоспособности соответствующих материалов в различных условиях коррозионного воздействия.

Для более глубокого понимания механизма процессов, протекающих в материале при распространении усталостной трещины рассмотрим этот процесс со структурных позиций. После нормализации с прокатного нагрева сталь 09Г2С имеет равноосное ферритное зерно (10—12 балл). В структуре нормализованной стали 09Г2С проявляется перлитная полосчатость, свойственная кремний-марганцовистым сталям после контролируемой прокатки. Усталостная трещина распространяется в металле, в котором присутствуют различные виды структурных неоднородностей, возникающие при прокатке. Процесс усталостного разрушения металлов можно разделить на две основные стадии - стадию зарождения магистральной усталостной трещины и стадию её развитие [145]. Под магистральной трещиной в этом случае подразумевается трещина, которая при заданных условиях нагружения развивается с большей скоростью, чем остальные трещины и является причиной окончательного усталостного разрушения. Стадия зарождения магистральной усталостной трещины характеризуется наличием большого количества локальных, пластически деформированных объемов, являющихся источниками возникновения микроскопических трещин, одна (или несколько) из которых может перерасти в магистральную трещину. Результаты большого числа исследований свидетельствуют о том, что усталостные микротрещины возникают уже на самой ранней стадии циклического нагружения [146-148]. (рис.4.9), развитие которых протекает в два последовательных этапа: распространение микроструктурных коротких усталостных трещин, а затем рост усталостных трещин [149].

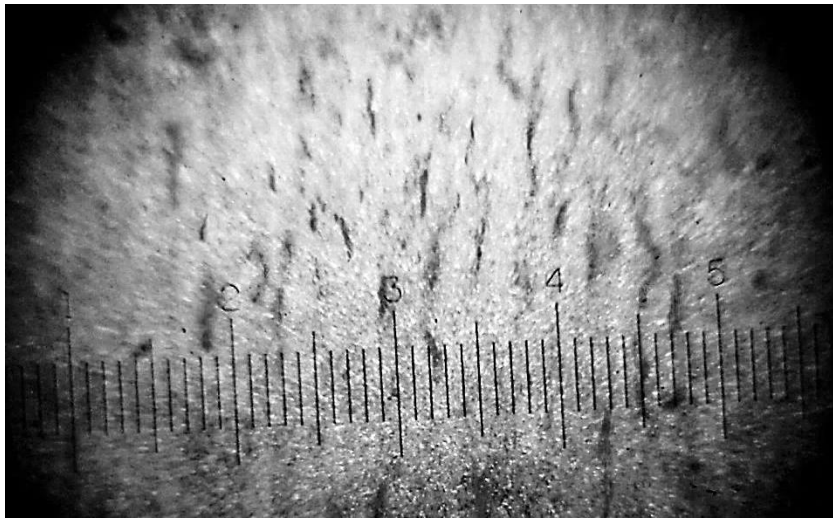


Рис.4.9 Множественное образование малых трещин.

В определенный момент, когда трещина достигнет критического размера, она перестает быть «короткой» и продолжит развиваться уже как «нормальная» усталостная трещина. Разновидности роста усталостных трещин изображены на (рис.4.10), развитие которых зависит от структуры металла, условий прокатки, длительности эксплуатации, воздействия коррозионно-агрессивных сред.

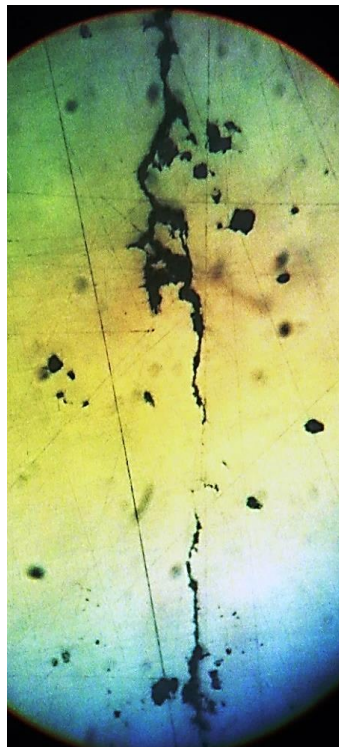


Рис.4.10 Геометрия роста усталостной трещины экспериментальных образцов магистрального газопровода различного условия эксплуатации.

В ходе проведения испытаний в образце магистрального газопровода (рис.4.11) обнаружен аномальный рост усталостной трещины, что на промежутке от 129×10^3 до 201×10^3 циклов длина усталостной трещины оставалась неизменной.

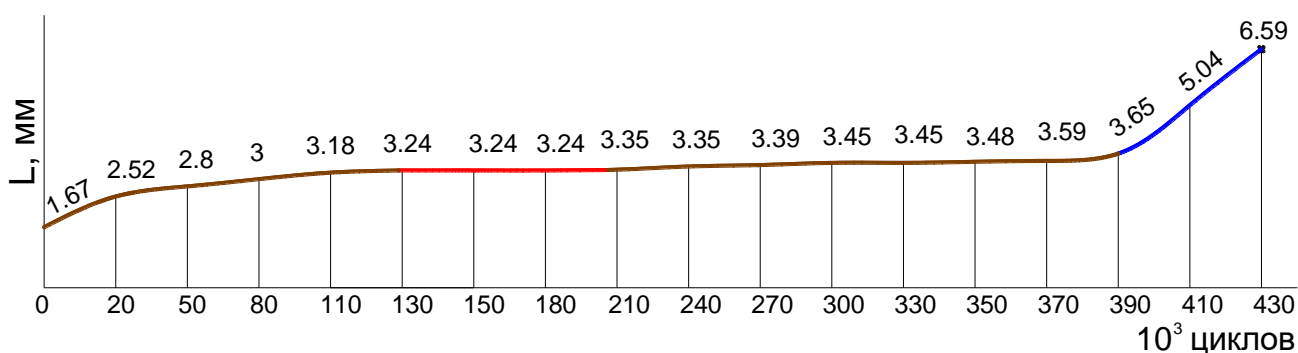


Рис.4.11 Зависимость аномального роста усталостной трещины от количества циклов при циклическом нагружении до 290 МПа.

При продолжении испытания был зафиксирован рост трещины со скоростью, порядка $1,67 \cdot 10^{-6}$ мм/цикл. После 390×10^3 циклов произошел резкое увеличение скорости роста трещины (более чем в 40 раз), которая составила $7,3 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл [150]

Эти эффекты обусловлены неоднородностями более крупного масштаба, которые можно отнести к субмикронеоднородностям в том смысле, что они отражают микроструктурные и даже кристаллографические неоднородности, но при этом проявляются в макро масштабе. Исследование особенностей траекторий трещин показало наличие резких ее изменений, при этом в ряде случаев наблюдали ее распространение в направлении, параллельном приложенной нагрузке (рис.4.12), совпадающим с направлением расслоений,

которые присутствуют в средних слоях сечения и унаследованы от исходного прокатанного листа. Такой эффект можно охарактеризовать как мостообразное блокирование трещины, он известен под названием «bridging» эффект применительно к слоистым композиционным материалам [151,152].



Рис.4.12 Эффект «bridging» в образце магистрального трубопровода из стали 09Г2С.

Полагают, что снижение скорости распространения трещины усталости (СРТУ) в слоистых композитах происходит из-за зигзагообразного изменения траектории трещины, приводящим к ее ветвлению и уменьшению коэффициента интенсивности напряжений (КИН) на величину K_{br} .

Количественно этот эффект [153] определяется безразмерным коэффициентом β , равным отношению величины K_{br} к той величине КИН, которую имела бы трещина в отсутствии перекрытия (K_0). В соответствии с предложенной моделью в уравнение Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{эф.}})^n$$

необходимо подставить величину $K_{\text{эф.}} = (K_o - K_{\text{рт}})(1-\beta)$, где: $K_{\text{рт}}$ – КИН для раскрытия трещины. Из этого следует, что с увеличением эффекта перекрытия ($K_{\text{бр}}$), будет снижаться СРТУ. При нулевом значении коэффициента перекрытия β СРТУ будет такой же, как у металла в отсутствии слоистости, при $\beta=1$ трещина полностью будет перекрыта, т.е. заторможена.

Сравнивая результаты неравномерного распределения пластических деформации в поверхностном слое образцов их основного металла стали Х70, следует, что в металле трубы в окружном направлении наблюдается анизотропия деформационных характеристиках (Рис. 4.13). Возможно, это связано с аномальными концентрациями неметаллических включений и может быть источником зарождения стресс-коррозионных трещин, ориентированный нормально к действию максимальных растягивающих напряжений.

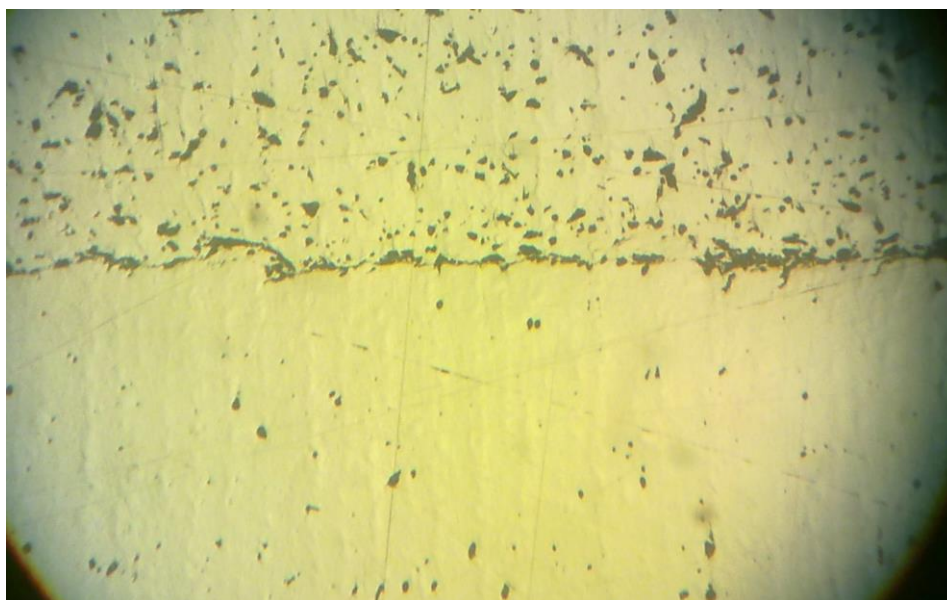


Рис.4.13 Поверхность испытуемого образца с аномальными концентрациями неметаллических включений.

Ползучесть металла сопровождается накоплением повреждений в поверхностном слое металла, контактирующим с коррозионной средой. В

процессе ползучести происходит накопление дефектов изменение физико-химического состава поверхностного слоя, при этом степень повреждения зависит от величины напряженного состояния и коррозионной среды. [154].

4.2. Межкристаллитный характер коррозионного растрескивания.

Межкристаллитный характер коррозионного растрескивания, который наблюдается при его зарождении, во многом зависит от состояния металла на границах зерен и определяется распределением углерода. Если в металле нет таких активных участков, которые уже присутствуют до приложения напряжений и деформаций, то процесс развития коррозионного растрескивания идет за счет локальной активации поверхности под воздействием напряжений и разрушения защитной пленки продуктов коррозии (рис.4.14).

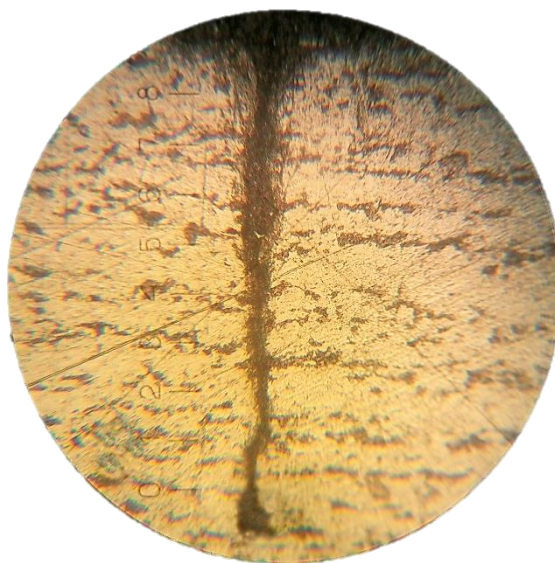


Рис. 4.14 Развитие коррозионного растрескивания

При этом коррозионное растрескивание будет развиваться за счет образования транскристаллитных трещин. Рассматривая отдельно влияние механических факторов, связанных с особенностью нагружения газопровода, на скорость развития стресс-коррозионных дефектов, очевидно, что в случае близости дефектов к компрессорной станции, ускорение роста дефектов

будет связано с задействованием усталостного механизма развития [Казаков Ю.В., Зорин А.Е., Зорин Н.Е. Сопrotивляемость газопроводов стресс-коррозионному разрушению в процессе эксплуатации. // Территория нефтегаз. 2013. №11 С. 44-48.]. То есть в условиях сложного квазистатического нагружения сформировавшиеся стресс-коррозионные трещины, достигая определенной глубины, определяющей их чувствительность к данным внешним условиям нагружения, становятся концентраторами напряжений, в котором происходит преимущественное накопление металлом повреждений. В конечном итоге это приводит к исчерпанию пластичности металла в этой области и ускорению роста дефектов.

Причиной растрескивания можно считать два коррозионных процесса:

- первый (рис. 4.15) связан с работой обычных локальных микроэлементов вследствие микроструктурной неоднородности сплава даже при отсутствии механических напряжений (при воздействии коррозионной среды ухудшается коррозионная стойкость металла в местах неметаллических включений. Скорость растворения металла резко увеличивается, когда в исследуемых образцах увеличивается внешнее механическое поле напряжения. Это объясняется повышенной склонностью деформированного металла труб к анодному растворению и накоплением связанной потенциальной энергии, проявляющейся в виде накопления повреждаемости по всему телу трубы, т.е. трещина движется за счет химического растворения без действия циклического или статического нагружения);



Рис. 4.15 Вид роста трещины под действием циклических нагрузжений.

- второй (рис. 4.16) локализуется на концентраторах напряжений, а затем на развивающихся из них коррозионно-механических трещинах при действии растягивающих напряжений.



Рис. 4.16 Вид роста трещины под действием циклических нагрузжений.

Важнейшим условием при этом является наличие первичных концентраторов напряжений, которые проявляются уже в процессе изготовления в виде ри-

сок, царапин, границ зерен, очагов местной коррозии. Концентрация действующих напряжений облегчает анодные процессы и увеличивает скорость коррозии на придонных участках концентраторов, в основном, за счет разрушения пассивирующих пленок, а развитие коррозионной трещины облегчается затрудненным доступом кислорода ко дну трещины, что, в свою очередь, препятствует восстановлению защитной пленки, разрушенной высокими приложенными напряжениями (рис. 4.17).

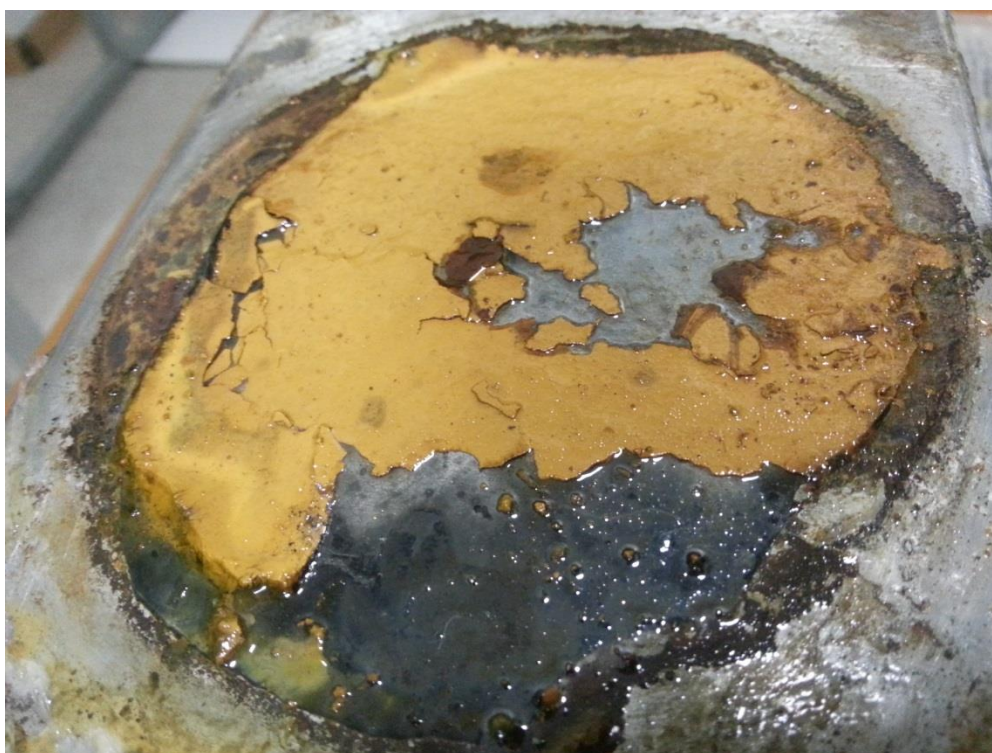


Рис. 4.17. Образец после снятия коррозионной камеры-ячейки с агрессивной средой, воздействующей при статическом нагружении сроком более 3-х месяцев.

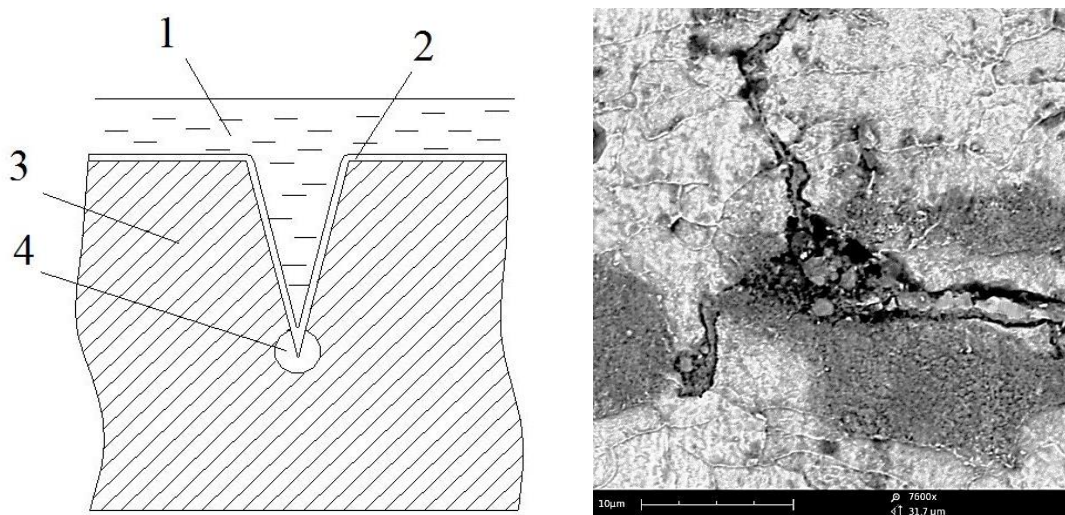


Рис. 4.18. Схема коррозионного растрескивания:

1 – коррозионная среда, 2 – защитная пленка, 3 - основной металл,
4 - область растворения.

Совместное влияние коррозионно-активных сред и механических напряжений на коррозионное растрескивание металлов объясняет адсорбционно-электрохимическая теория. Как результат, происходит термодинамически обусловленное снижение уровня поверхностной энергии, облегчающее образование и рост трещин (эффект Ребиндера). Причем количество продуктов коррозии увеличивается со временем и зависит от агрессивности действующей коррозионной среды и коррозионной стойкости конструкционного материала. Влияние растягивающих напряжений на коррозионное растрескивание связывается при таком подходе и с разрушением пассивирующих пленок продуктов коррозии внутри трещин [156].

Механическое продвижение трещины вызывает «обнажение» поверхности, и коррозионно-активная среда за счет капиллярных сил быстро проникает к этой поверхности. Далее наступает стадия продвижения трещины в результате интенсивной химической коррозии. Разрушение металла по такому механизму создает благоприятные условия для активного развития трещин, что является характерным для коррозионно-механических процессов

[157]. Влияние коррозионной среды на изменение характеристик сопротивления усталости металлов и сплавов, рассмотрены механизмы процесса коррозионной усталости действующие на всех этапах коррозионно-усталостного разрушения, но определяющими являются в основном в период до появления магистральных трещин [158]. На испытуемом образце этот эффект характеризует значительное ускорение роста трещины на корродирующем участке. Проходя зону растворения, скорость роста трещины сравнивается со скоростью в металле без действия агрессивных сред. Размеры области проникновения и растворения должны зависеть от химического состава агрессивной среды, ее концентрации и времени действия.

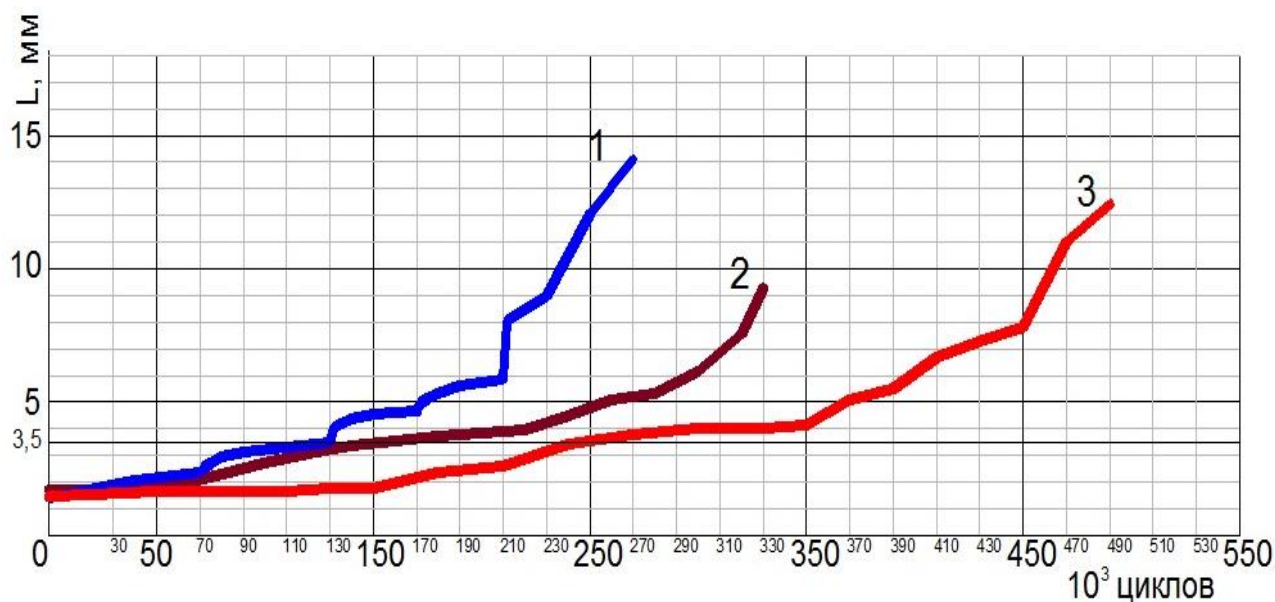


Рис.4.19. Зависимость длины роста трещины образцов и количества циклических нагрузок при условиях:

1- действия коррозионной среды и статических нагрузок($\sigma_{\max}=0,8\sigma_T$)

2- действия коррозионной среды, без статических нагрузок.

3- без действия коррозионной среды, без статических нагрузок.

Сравнивая образцы между собой, можно утверждать, что значительное увеличение скорости разрушения происходит после прохождения рубежа глубины трещины от 3,5мм. и более. После чего на всех образцах происходит значительное ускорение скорости роста трещины, вне зависимости наличия коррозионных сред и действия статических нагрузок. Тем самым, статические нагрузки и коррозионная среда влияют на первоначальное зарождение и образование трещины, а значит именно данная стадия требует особого внимания, тщательного анализа и прогноза. Толщина испытываемых образцов равна 16,8 мм., а следовательно критической глубиной роста трещины является 1/5 толщины образца. Таким образом, в тяжелых условиях эксплуатации, при действии условий циклических и статических нагрузок, находясь в коррозионной среде - работоспособность трубопровода сохраняется до тех пределов, пока потенциальный дефект не превышает глубины 3,5 мм. от внешней поверхности. Остаточный ресурс, в свою очередь, определяется как время дальнейшей безопасной эксплуатации трубопровода в заданном технологическом параметре по формуле [159]:

$$t_{\text{ост}} = \frac{(t_{\text{и}} - t_{\text{э}})(N_{\text{и}} - n) \cdot \sigma_{\text{в}}}{\sigma'_{\text{в}}}$$

где

– $t_{\text{ост}}$ – остаточный ресурс;

– $t_{\text{и}}$ – время разрушения испытываемого образца;

– $t_{\text{э}}$ – время эксплуатации трубопровода до проведения испытаний, лет;

– n – количество циклов нагрузок, которым фрагмент трубопровода подвергался за время эксплуатации;

– $N_{\text{и}}$ – количество циклов к моменту разрушения испытываемого образца;

– σ_B – предел прочности металла испытываемого образца;

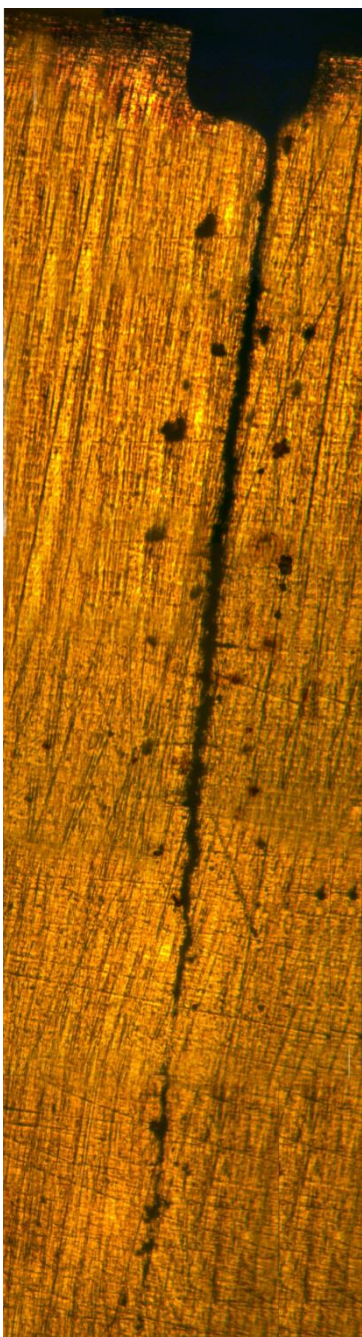
– σ'_B – предел прочности металла трубы, до проведения испытаний.

Исследуя образцы магистральных трубопроводов, завершивших срок эксплуатации, нам удалось определить время службы, а так же количество циклов до полного разрушения в условиях испытаний приближенных к реальным. Тем самым имея данные о времени и условиях эксплуатации в период технологического процесса, мы можем обозначить срок службы до момента полного разрушения данного фрагмента трубопровода и следовательно всего участка трубопровода в целом. Учитывая, что в тяжелых условиях эксплуатации (при наличии циклических нагрузок) завод изготовитель обозначает гарантийный срок работоспособности трубопровода как минимум 20 лет [160.161].

Кинетика развития наведенной трещины характерна тремя стадиями:

Первая стадия развития трещины при циклических испытаниях стали X70 характерна интенсивным ростом трещины по толщине образца (составляет 30-35% толщины) и отсутствием изменений размера по поверхности.

На второй стадии наблюдается замедленный рост трещины по толщине и поверхности, и при достижении отношения $a/l \approx 1$ вторая стадия - развития полуэллиптической трещины переходит в третью завершающую стадию.



Особенностью развития полученной трещины, то есть ее зарождение и дальнейший рост, является следствием механического (циклической нагрузки) и химического (коррозионной среды) воздействий. При этом в вершине зародившейся трещины, которая является концентратором напряжений, напряженное состояние металла увеличивается, что вызывает электрохимическую активацию трубной стали, согласно теории механохимии [162], и коррозионное разрушение, о котором свидетельствуют обнаруженные в полости трещины, обособленные от основного металла островки. Наблюдается характерное ветвление трещины, в виду попеременной смены пассивно-активных участков металла в процессе развития трещины в присутствии формирующихся на ее поверхности растворов солей угольной кислоты – карбонат-бикарбонатной среды. В структуре обособившегося металла сохраняется характерное для трубной стали строчечность проката. Такой вид трещины является классическим примером коррозионно-механического разрушения, как, например коррозионное растрескивание под напряжением.

Согласно электрохимической теории, основным фактором развития трещины является ускоренное анодное растворение металла в ее основании.

Катодом такой пары является боковая поверхность развивающейся трещины и частично внешняя поверхность образца. Эффективным анодом является вершина трещины. Теоретически для анодной реакции должно было наступить равновесие, а следовательно, и прекращение разрушения. Практически это равновесие не достигается в силу того, что в ходе коррозии

химический состав раствора вблизи металлической поверхности меняется в результате вторичных реакций.[163,164] Идеальное равновесие и прекращение растворения могли бы быть достигнуты только в случае полной химической и физической однородности как металла, так и электролита, и в случае невозможности побочных реакций ионов металла. Так как такая идеальная однородность недостижима, то практически процесс растворения или коррозия может продолжаться до полного разрушения металла.

В данном случае, в вершине коррозионной трещины вследствие более напряженного состояния происходит непрерывная депассивация.

Вершина трещины находится в активном состоянии и металл растворяется интенсивно.

Процесс коррозионного растрескивания можно представить следующим образом:

Первичный концентратор напряжений, возникающий на поверхности напряженного образца металла, вследствие какого-либо несовершенства структуры может вызвать нарушение пассивности в этой точке и развитие повышенной скорости электрохимического растворения. Если напряжения не очень велики и скорость пассивации в данных условиях значительна, т.е. если линейная скорость пассивации превосходит линейную скорость развития трещины, то пассивация в этой точке возобновляется, и ускорение коррозионного роста трещины не происходит. При обратном соотношении вершина трещины все время остается в активном состоянии. Поэтому, а также благодаря локализации напряжений в вершине трещины, в этой точке атомы металла имеют максимальную энергию и с большей легкостью переходят в раствор.

Можно предположить, что в зоне вершины трещины местное увеличение внутренней энергии будет соответствовать смещению потенциала металла в отрицательную сторону на десятки милливольт. Процесс растворения поддерживает остроту трещины является как бы

электрохимическим подрезом зерна или структурного блока. Что происходит со сравнительно небольшой линейной скоростью. В некоторый момент этот надрез реализуется последующим хрупким разрывом блока или зерна с очень большой линейной скоростью, но с возможной задержкой движения на следующем блоке или зерне, затем опять с более медленным электрохимическим его надрезом и т.д. В микро-масштабе развитие трещины будет происходить вполне плавно до тех пор, пока чередование электрохимических надрезов и механических разрывов не участится настолько, что перейдет в лавинное хрупкое разрушение оставшегося сечения образца.

Измерения микротвердости металла по периметру микротрещины микротвердомером ПМТ-3М по методу Виккерса свидетельствуют о снижении прочностных показателей трубной стали. В среднем микротвердость металла на расстоянии от 50 до 350 мкм от трещины по ширине составляло 2200-2000 Н/мм² с уменьшением на глубине трещины до 500 мкм до 1800 Н/мм² и на расстоянии 30 мкм от вершины трещины до 795 Н/мм².

Таким образом, механизм включает две основные стадии процесса: период локализованной электрохимической коррозии и последующий период развития трещин.

У вершины трещины, по мере ее развития, создается концентрация напряжений и при достаточно высоких напряжениях происходит местная пластическая деформация, которая предшествует хрупкому разрушению.

Развитие трещины за счет механического разрушения обнажает свежую поверхность металла, и коррозионная среда быстро засасывается в трещину под действием капиллярных сил, в результате чего наступает период интенсивной коррозии. Возможно, что эта стадия интенсивной коррозии способствует развитию трещины.

Вследствие поляризации и повторного образования защитной пленки за счет изменения концентрации электролита внутри трещины, ускоренный процесс коррозии, вызванный действием коррозионной среды на не защищенную пленкой поверхность металла, быстро замедляется. Медленно развивающаяся локализованная коррозия продолжается до тех пор, пока не возникнет достаточно высокая концентрация напряжений, которая вызовет деформацию и развитие трещины. Полный цикл процессов повторяется до тех пор, пока не наступит разрушение вследствие развития трещины. [165]

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что они могут быть использованы при определении опасности дефекта и поведения его в эксплуатационных условиях. Сопоставление критической трещины с размерами развивающейся трещины при циклических испытаниях позволит определить запас дефектной трубы по уровню давления и принять обоснованное решение о последующих действиях:

- немедленное удаление дефектного места или его ремонт тем или иным способом;
- снижение рабочего давления газа по отношению к уровню давления, существовавшего в трубопроводе до обнаружения дефекта;
- сохранение прежних условий эксплуатации газопровода в течение определенного срока (гарантированного остаточного ресурса) с последующим повторным внеплановым обследованием дефектного места;
- сохранение прежних условий эксплуатации до проведения очередного планового обследования участка газопровода (при восстановлении состояния изоляционного покрытия).

Опасность трещин основывается на сведениях об их размерах, возможной скорости роста и взаимодействия двух или более трещин в процессе их развития.

4.3. Влияние параметров текстуры и микроструктуры на морфологию усталостной трещины

На (рис.4.20.) приведено распределение микротвердости по сечению трубы.

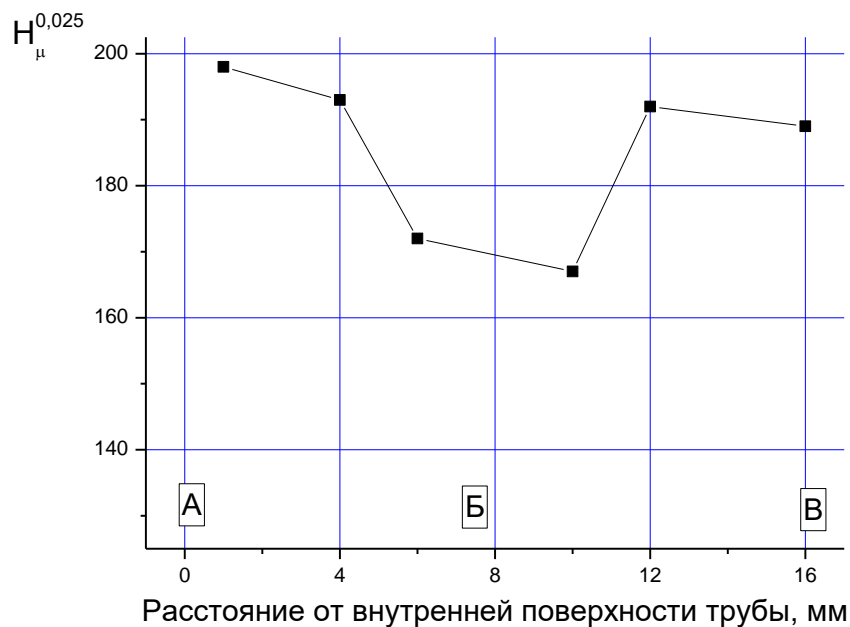
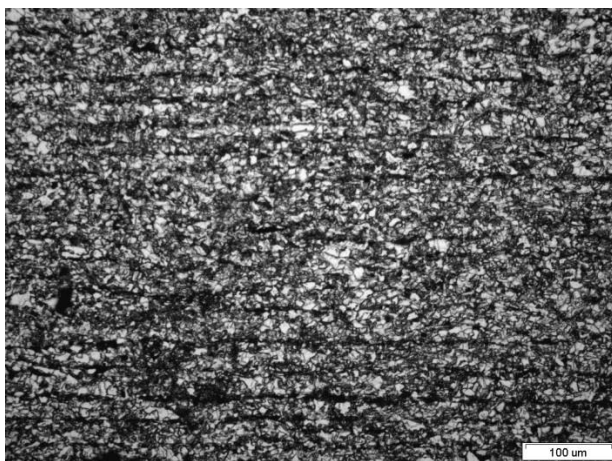
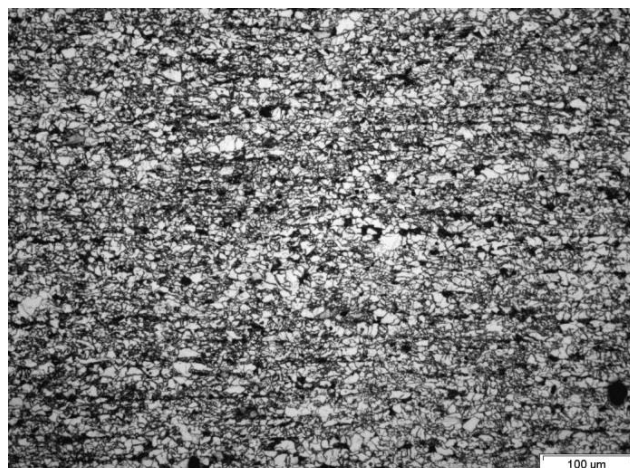


Рис.4.20. Распределение микротвердости по сечению трубы от внутреннего (зона А) до внешнего (зона В) диаметров, зона Б - медианный слой

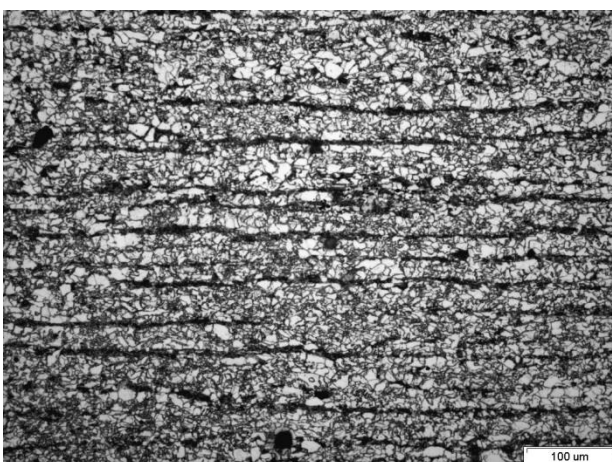
Это распределение имеет немонотонный характер и характеризуется пониженной твердостью в средних сечениях стенки трубы по сравнению с поверхностными слоями. При этом показатели твердости в слое, примыкающем к внутреннему диаметру выше по сравнению со слоем, примыкающим к внешнему диаметру. Важно отметить, что эта неоднородность унаследована как от исходного листа, так и приобретена уже в процессе эксплуатации трубы и возможно при усталостных испытаниях.



(a)



(б)



(в)



(г)

Рис.4.21. Микроструктура различных участков поперечного сечения магистральной трубы из стали 09Г2С: а – зона А; (б) зона В; в, г – зона Б; А, В – поверхностные слои, примыкающие к внутреннему (А) и внешнему (В) диаметрам трубы; Б – медианный слой

На (рис.4.21.) приведены микроструктуры соответствующих сечений стенки трубы, а на (рис.4.22.) распределение по сечению полюсной плотности различных рефлексов стали, относящиеся к компонентам текстуры, характерным для листовых полуфабрикатов с ОЦК решеткой.

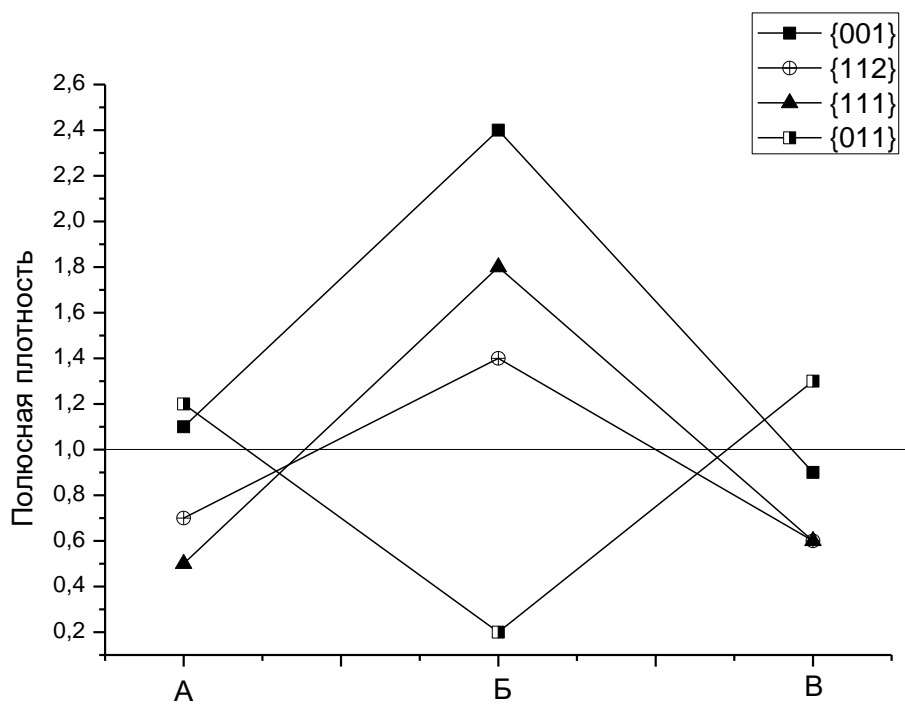
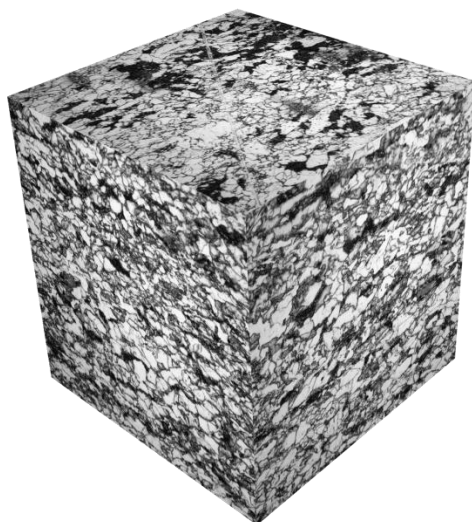
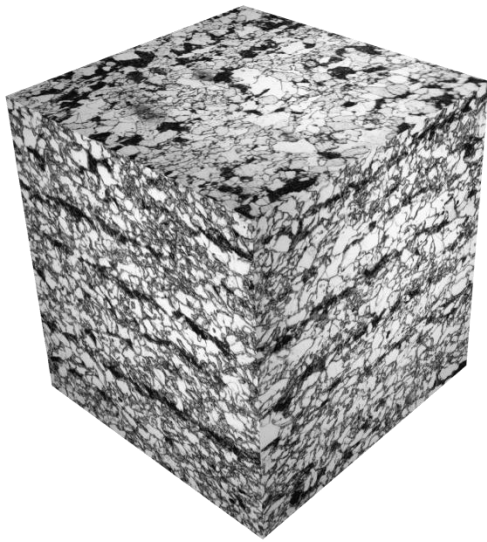


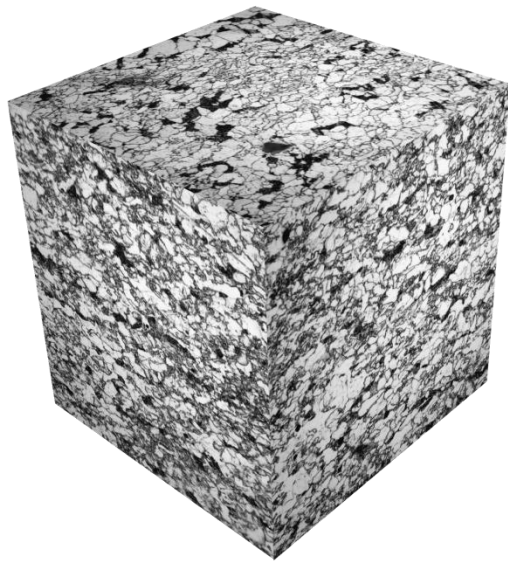
Рис 4.22. Распределение полюсных плотностей для отражений от различных плоскостей (hkl) ОЦК решетки α -фазы железа по сечению фрагмента магистральной трубы толщиной 16,8 мм из стали 09Г2С: А, В – поверхностные слои, примыкающие к внутреннему (А) и внешнему (В) диаметрам трубы; Б – медианный слой.



Верх



Середина



Низ

Рис. 4.23. Распределение текстурных компонент по сечению трубы

На микроструктуре среднего слоя видны следы расслоения, которые оказывают отчетливое влияние на морфологию усталостной трещины, которая дает «отростки» в нормальных траектории трещины направлениях, что увеличивает работу разрушения, т.е. вязкость материала трубы. Распределение текстурных компонент по сечению трубы (рис.4.23.) дает объяснение наблюдаемым неоднородностям. Средняя часть сечения трубы характеризуется присутствием компонентов текстуры прокатки ОЦК металлов, а именно $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ и $\{111\}\langle 110\rangle$, в то время как в поверхностных слоях доминирует компонент текстуры сдвига с плоскостью

{011} параллельной плоскости прокатки. Наличие сдвиговой компоненты свидетельствует о неоднородности процесса прокатки. Эта неоднородность объясняется напряженным состоянием в очаге деформации, которое применительно к сдвиговой деформации определяется согласно модели А.И. Целикова [166] отношением длины проекции дуги захвата (l_d) к среднему значению толщины полосы в зоне деформации (h). Показано [167], что при больших значениях l_d/h текстура сдвига образуется сначала только в поверхностных слоях и проникает в подповерхностные слои при высоких степенях деформации ($>90\%$). При малых значениях $l_d/h \approx 0,5$ сдвиговая текстура образуется только в подповерхностных слоях.

[168]

Как было показано выше, эта неоднородность может играть положительную роль в обеспечении повышенной вязкости материала трубы. Тем не менее, влияние этой неоднородности на коррозионное поведение может быть отрицательным и требует специального изучения. В любом случае для реализации эффекта контролируемой структурной неоднородности необходимо более детально изучить влияние технологических характеристик прокатки на формирование сдвиговых компонент текстуры, а также оценить влияние параметров текстуры и микроструктуры на комплекс служебных свойств. Формированию текстуры при контролируемой прокатке трубных заготовок уделялось много внимания, но в подавляющем большинстве случаев, в том числе и в [169] исследовали текстуры средних слоев и игнорировали при этом сдвиговые текстуры в поверхностных слоях, роль которых особенно в коррозионных характеристиках материала может оказаться решающей.

Кроме параметров прокатки, таких как температура, дробность, величина суммарного обжатия на формирование неоднородности текстуры, микроструктуры и свойств полуфабрикатов оказывают влияние и условия

термического воздействия, определяющими характер полиморфных превращений в сталях, морфологию фаз внедрения и т.д. [170-172].

Таким образом, по мере старения системы магистральных нефтепроводов увеличивается вероятность появления новых и развития существующих коррозионных повреждений. Большинство, если не все, подземные магистральные трубопроводы, которые находятся в эксплуатации пять и более лет, имеют многочисленные коррозионные и структурные дефекты, в частности трещины [173.]. В процессе эксплуатации трубопровода трещины могут распространяться от начального до значительного размера, вызывая истечение перекачиваемой среды. Следовательно, долговечность трубопровода, который ослаблен трещинами или колониями трещин на его поверхности, определяется временем, в течении которого размеры недавно зародившейся трещины увеличивается до критического, т.е. его остаточный ресурс определяется скоростью распространения трещины [174].

Как показали статистические исследования, коррозия остается наиболее частой причиной повреждений магистральных трубопроводов (коррозионные повреждения составляют свыше 60% от общего числа обнаруженных дефектов) [175].

Выводы :

Проведенные эксперименты позволили выявить основные закономерности процесса зарождения и накопления разрушения и изменения физико-механических свойств в металле образцов магистрального газопровода.

Экспериментально продемонстрировано влияние агрессивных сред на трещиностойкость стали под действием статических и циклических нагрузений. В образцах с невысоким запасом упругой энергии коррозионные дефекты имели характер язвенной коррозии с язвами круглой и овальной формы. Под действием коррозионной среды увеличивается скорость роста усталостной трещины, поэтому предварительно усталостное испытание без

участия коррозионной среды дает не адекватные результаты по работоспособности труб и по влиянию структурных и прочих факторов на рост усталостных трещин. Поэтому для испытания необходимо использовать коррозионную среду и в дальнейшем корректировать результаты усталостных испытаний с учетом воздействия коррозионной среды.

Очень важно учитывать масштабный фактор проведения испытаний, т.к. разрушение происходит во всем объеме трубы. Масштабность проведения испытаний и размеры образцов максимально приближены к реальной работы магистрального трубопровода, что способствует статистической достоверности получения результатов.

Существует элементы взаимодействия между эффектами структурной неоднородности по всему сечению трубы. Характеристики роста усталостной трещины и проведение испытаний на маленьких образцах, не могут быть распространены на весь материал, т.к. существует структурная неоднородность металла, возникшая при технологии прокатки и ее можно оценить только в полномасштабных испытаниях, где присутствуют все элементы структуры по сечению трубы.

1. Экспериментальным методом выявлено влияние коррозионной среды на скорость роста усталостной трещины материала магистральной трубы из стали 09Г2С, которое сводится к деградации металла в вершине трещины на расстоянии, увеличивающимся с ростом продолжительности коррозионного воздействия. Прохождение трещиной области воздействия коррозионной среды сопровождается повышением скорости ее роста, которая снижается и практически сравнивается со скоростью роста трещины в металле без коррозионного воздействия после прохождения трещиной этой области.

2. На основании полученных результатов можно вводить корректирующие коэффициенты в расчеты остаточного ресурса магистральных труб исходя из параметров усталостных испытаний материала отработанных труб для конкретных условий эксплуатации

(климатические условия, наличие коррозионной среды, наличие коррозионной защиты и т.д.).

3. На основании предложенного методологического подхода можно проводить сравнительные испытания различных материалов и способов их обработки для магистральных труб с обеспечением объективного критерия оценки работоспособности материалов в различных условиях коррозионного воздействия.

4. Наличие сдвиговой компоненты в текстуре поверхностных слоев и ее протяженность по глубине стенки трубы может служить количественным критерием неоднородности процесса деформации исходного листа и дает возможность контролировать эту неоднородность с целью оптимизации ресурсных характеристик магистральных труб.

ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА КОЛИЧЕСТВЕННЫХ МЕТОДОВ ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕКСТУРЫ МАТЕРИАЛА МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБ.

Исследования текстуры магистральных труб ограничиваются вопросами, связанными с анизотропией характеристик разрушения, а также с ориентационной зависимостью водородного охрупчивания [176,177]. Существует до сих пор недостаточно развитое направление текстурных исследований магистральных труб, в котором используют текстуру в качестве инструмента контроля технологии прокатки трубной заготовки [178, 179]. Это направление примыкает к исследованиям текстуры сталей, полученных контролируемой прокаткой [180-183]. В этом случае основная проблема заключается в поиске корреляции текстуры с температурой конечной прокатки ($T_{кп}$), которая в значительной степени определяет комплекс механических свойств трубной заготовки [178] и при этом оказывает влияние на ее текстуру, поскольку от этой температуры зависит соотношение аустенита и феррита при прокатке и соответственно соотношение между компонентами текстуры превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и текстуры прокатки непосредственно α -фазы. В этой главе решается задача совершенствования методик получения количественной текстурной информации и разработки текстурных критериев, чувствительных к технологии получения трубной заготовки и анизотропии ее свойств.

5.1. Количественный критерий влияния $T_{кп}$ на текстуру трубной заготовки

В работах [186-188] исследовали формирование текстуры деформации и рекристаллизации аустенита при горячей прокатке и закономерности наследования текстурных компонент аустенита при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении с учетом ориентационных соотношений между решетками фаз и наличия правил отбора, которые обеспечивают реализацию только отдельных

вариантов превращения. В аустените после плоской прокатки формируются типичные текстурные компоненты ГЦК-металлов, такие как $\{112\}\langle 111\rangle$ – текстура меди (TCu), $\{123\}\langle 634\rangle$ – S-текстура (TS), $\{110\}\langle 112\rangle$ – текстура латуни (TBr) и $\{110\}\langle 001\rangle$ – текстура Госса (TG). При прокатке аустенита со сверхнизким содержанием углерода формируются все перечисленные компоненты текстуры (TCu, TBr, TS и TG), о чем судят по наличию соответствующих компонентов текстуры α -фазы, полученных в результате превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ при условии выполнения ориентационных соотношений между решетками обеих фаз.

Относительно высокая $T_{кп}$ и низкое содержание легирующих элементов, препятствующих рекристаллизации, способствует формированию кубического компонента аустенита, а низкие $T_{кп}$ и легирующие элементы, такие как Nb, препятствуют рекристаллизации аустенита и тем самым способствуют формированию в нем компонентов текстуры прокатки ГЦК металлов. Кубическая текстура γ -фазы в результате превращения в ОЦК α -фазу по Бэйну дает ориентировки повернутого куба $\{001\}\langle 110\rangle$, текстуру Госса $\{110\}\langle 001\rangle$ и повернутую текстуру TG $\{110\}\langle 110\rangle$. Тем не менее при превращении могут реализовываться не все варианты превращений из-за наличия «отбора» наиболее предпочтительных из них. Текстурный компонент аустенита – текстура меди $\{112\}\langle 111\rangle$ после превращения дает ориентировки α -фазы $\{112\}\langle 110\rangle$ и $\{113\}\langle 110\rangle$. Текстура латуни $\{110\}\langle 112\rangle$ дает компоненты $\{332\}\langle 113\rangle$ и компонент повернутого куба $\{001\}\langle 110\rangle$. К сожалению, это направление исследований оказалось мало эффективным, поскольку практически все перечисленные компоненты текстуры превращения совпадают с текстурами деформации прокаткой и рекристаллизации α -фазы, что не позволяет разделить компоненты текстуры деформации α -фазы от компонентов текстуры превращения. Единственными компонентами, не совпадающим с текстурой прокатки α -фазы являются компоненты текстуры Госса $\{011\}\langle 100\rangle$ - $\langle 110\rangle$. Однако при использовании

для определения текстуры прямых полюсных фигур этот компонент обнаружить сложно, поскольку его полюсная плотность не превышает единицы и он присутствует на уровне текстурного фона. Тем не менее, наличие этого компонента легко обнаруживается на обратных полюсных фигурах (ОПФ), поскольку интенсивность рефлекса (110) железа максимальна для бестекстурного образца, что дает максимальную чувствительность выявления этого рефлекса и определения его полюсной плотности.

Для построения зависимости текстурных параметров от $T_{\text{кп}}$ в чистовой группе клетей использовали результаты нашей работы [178], где исследовали листы сталей 09Г2СФ и 09Г2ФБ, полученные горячей прокаткой слябов 240x1000x3500 мм при 1070-1080⁰С на непрерывном широкополосном стане 2000 «Северстали» до толщины 44 мм с последующей чистовой прокаткой при $T_{\text{кп}}=620-890^0\text{С}$ до толщины 10 мм. Было изучено влияние $T_{\text{кп}}$ на интенсивности различных текстурных компонент сталей 09Г2СФ и 09Г2ФБ, а также на комплекс механических свойств, включающий свойства на растяжение и ударную вязкость, долю вязкой составляющей в изломе и температуру вязко-хрупкого перехода. Исследования текстуры показали, что с повышением температуры прокатки снижается интенсивность компонентов {001}, {112} и {111} и повышается доля компонентов {011} и {013}. На этом основании для установления количественной корреляции между температурой прокатки и текстурой мы предлагаем ввести текстурный коэффициент ($K_{\text{тек}}$), равный отношению суммы полюсных плотностей компонентов, соответствующих текстуре прокатки α -фазы {001}, {112} и {111} к сумме полюсных плотностей компонентов, принадлежащих исключительно к текстуре превращения {011} и {013}:

$$K_{\text{тек}} = \frac{P_{\{001\}} + P_{\{112\}} + P_{\{111\}}}{P_{\{011\}} + P_{\{013\}}} \quad (2)$$

На рис. 5.1 приведены усредненные зависимости этого текстурного коэффициента для двух малоуглеродистых сталей 09Г2СФ и 09Г2ФБ от $T_{\text{кл}}$. Такое усреднение считаем корректным, поскольку нам не удалось обнаружить закономерного влияния небольших различий в составе сталей на текстуру и поэтому имеющиеся между ними различия в текстуре можно отнести к статистическому разбросу, который можно снизить в результате процедуры усреднения. Кроме того, следует иметь в виду, что компоненты $\{001\}$ и $\{112\}$ могут относиться как к текстурам прокатки α -фазы, так и к текстурам превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. Поэтому величина текстурного коэффициента зависит от того какую долю интенсивности текстурных компонент в числителе выражения (2) составляют компоненты прокатки, а какую компоненты текстуры превращения, поскольку доля первых убывает, а вторых увеличивается с ростом температуры. Таким образом, текстурный коэффициент является показателем влияния температуры прокатки в двухфазной области на соотношение компонентов текстур превращения и деформации для малоуглеродистой стали.

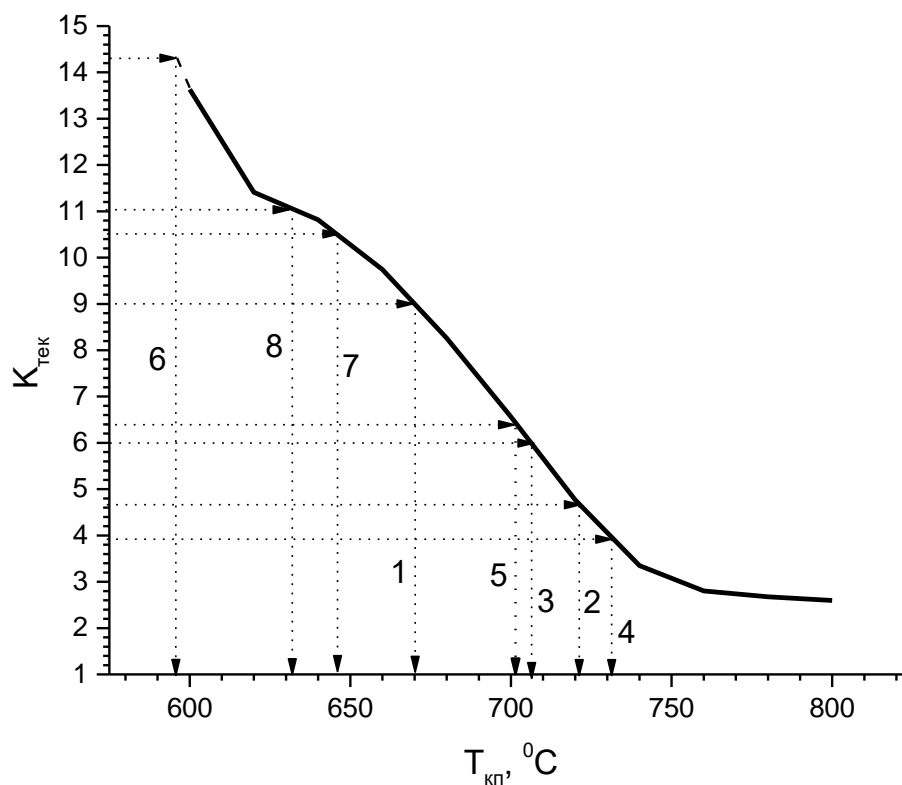


Рис. 5.1 Зависимость текстурного параметра ($K_{тек}$) от температуры конечной прокатки ($T_{кп}$)

5.2. Исследование текстуры магистральных труб класса X70

Для проверки эффективности предложенного текстурного коэффициента для анализа технологической истории магистральных труб исследована текстура восьми труб диаметром 1420 мм и толщиной стенки 16,7 мм класса прочности X70, из которых вырезали образцы для рентгеноструктурных исследований трех типов, НН, НП и ПН в виде прямоугольных пластин $30 \times 30 \times 5$ мм³ из срединного сечения трубы и из подповерхностных слоев, примыкающих к внутренней и наружной поверхности трубы. На рис. 5.2 приведены ОПФ для направления нормали к листу всех восьми труб, а для трубы 3 также и для НП и ПН (рис.5.4).

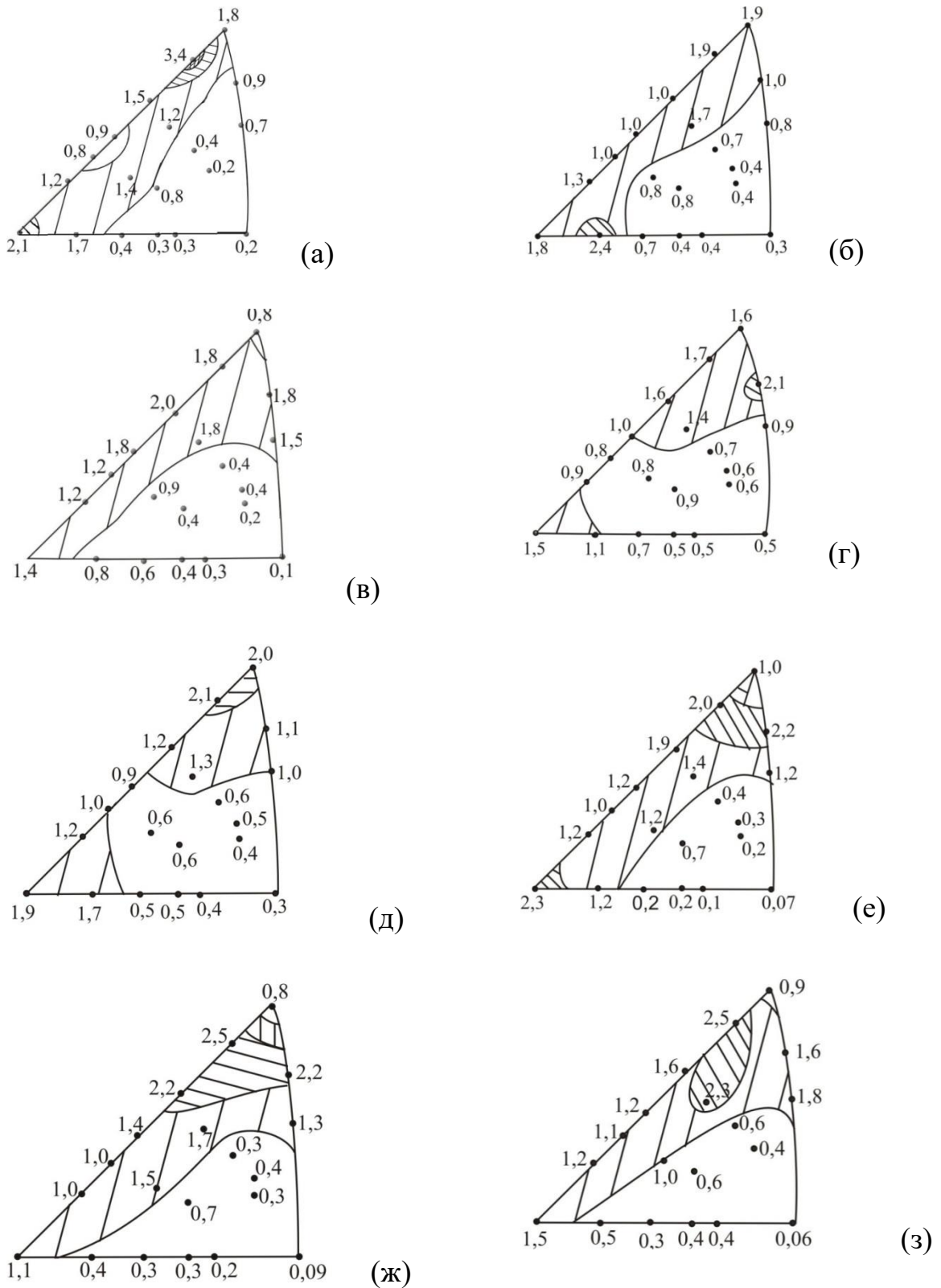


Рис. 5.2. ОПФ для направления нормали к плоскости листа (НН) для трубы 1 (а), 2 (б), 3 (в) и 4 (г) 5 (д), 6 (е), 7 (ж), и №8 (з).

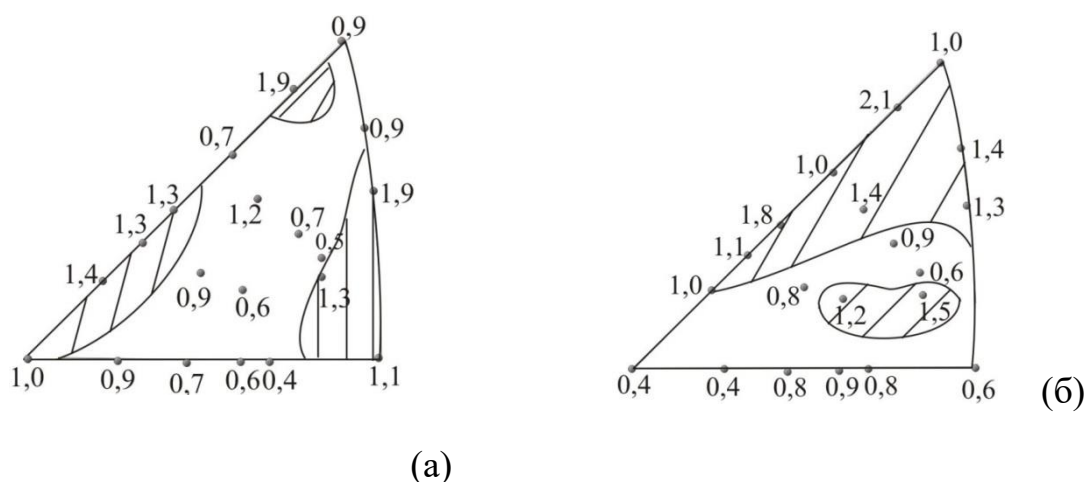


Рис.5.3. ОПФ для направления прокатки (НП) – (а) и поперечного направления (ПН) – (б) для трубы 3

Результаты исследования текстуры показали, что процесс свертки трубы практически не оказывает влияния на текстуру листа. Доказательством этому является отсутствие существенных различий текстуры материала, примыкающего к внутренней и внешней поверхности трубы, испытывающих в процессе свертки различные по знаку деформации. При этом различия с внутренними слоями в текстуре присутствуют и связаны с особенностями формирования текстуры в поверхностных и подповерхностных слоях листа при прокатке, когда в результате неоднородности напряженно-деформированного состояния по сечению листа в его поверхностных и подповерхностных слоях формируются компоненты текстуры сдвига.

На представленных ОПФ (рис.5.3) отчетливо проявляются преимущества использования ОПФ по сравнению с прямыми полюсными фигурами. Количественные ОПФ дают возможность оценить полюсные плотности практически всех важных ориентировок, даже если эти полюсные плотности малы. При этом наиболее важную роль здесь играют полюсные плотности ориентировки $\{011\}$, которая принадлежит к по существу единственному компоненту текстуры превращения, который не совпадает с текстурой прокатки α -фазы. Следует отметить, что этот компонент строго говоря нельзя отнести к компонентам текстуры, которые по определению

должны иметь полюсную плотность больше единицы, поскольку его полюсная плотность варьируется от 0,06 до 0,6 (рис.5.2), т.е. всегда меньше единицы.

При этом необходимо отметить два существенных момента, которые в данном случае позволяют учитывать эти вариации полюсной плотности как закономерные. Во-первых, для ОЦК-сплавов этот компонент принципиально отличается от компонентов текстуры прокатки и для него полюсная плотность листов, прокатанных в α -области, близка к нулю и даже небольшое ее превышение величины 0,1-0,2 свидетельствует о существенном вкладе компонентов превращения и соответственно о том, что прокатка данной трубной заготовки осуществлялась при более высокой температуре. Во-вторых, точность определения полюсной плотности для этого компонента максимальна и составляет 0,01-0,02 от интенсивности бестекстурного образца, поскольку интенсивность отражения для этого рефлекса в бестекстурном состоянии максимальная по сравнению с другими рефлексами.

С этих позиций различия в полюсной плотности в пределах 0,06-0,6 единиц являются, во-первых, закономерными, во-вторых эти вариации можно достоверно фиксировать и наконец, в третьих, эти различия вносят существенный вклад в величину текстурного коэффициента, как это видно из табл. 5.1. Процедура оценки $T_{\text{кп}}$ сводилась к следующим операциям. Из приведенных на рис.5.2 ОПФ вычисляли с помощью уравнения (2) величины текстурных коэффициентов. Эти коэффициенты варьируются в диапазоне 4-14 единиц (табл.5.1), и из этих значений по экспериментальной зависимости $K_{\text{тек}}$ от $T_{\text{кп}}$ (рис. 5.1) определяли значения $T_{\text{кп}}$ для исследуемых восьми труб класса X70. На рис. 5.1 продемонстрирована эта процедура, которая показала, что для этих восьми труб $T_{\text{кп}}$ варьируются в диапазоне 600-730 °С (табл.5.1).

Табл.5.1. Текстуальные коэффициенты ($K_{тек}$), коэффициенты «охрупчивания» ($B^{нн(нп,пн)}$), модули Юнга и факторы Закса для 8 труб класса Х70

№ трубы	Напр.	$K_{тек}$	$T_{кп}, ^\circ C$	$B^{нн(нп,пн)}$	$E^{нн(нп,пн)}$	
					ГПа	$M^{нн(нп,пн)}$
1	НН	9,0	670	0,70	203,1	2,346
2	НН	4,7	720	0,71	198,0	2,40
3	НН	6,0	710	0,69	203,5	2,42
4	НН	3,9	730	0,67	206,8	2,35
5	НН	6,4	700	0,69	202,7	2,46
6	НН	14,3	600	0,70	202,3	2,36
7	НН	10,5	650	0,66	210,2	2,45
8	НН	11,1	630	0,67	208,3	2,39
3	НП	-	-	0,71	203,0	2,33
3	ПН	-	-	0,69	207,6	2,23

5.3. Оценка характеристик анизотропии магистральных труб

5.3.1. Коэффициент текстурного охрупчивания

Магистральные трубы характеризуются значительной анизотропией механических свойств, которую связывают с текстурой. При исследовании влияния температуры конечной прокатки на характеристики труб обнаружено, что ударная вязкость и значения относительного удлинения долевых образцов значительно выше, чем поперечных и наблюдается четкая тенденция снижения анизотропии с увеличением температуры прокатки.

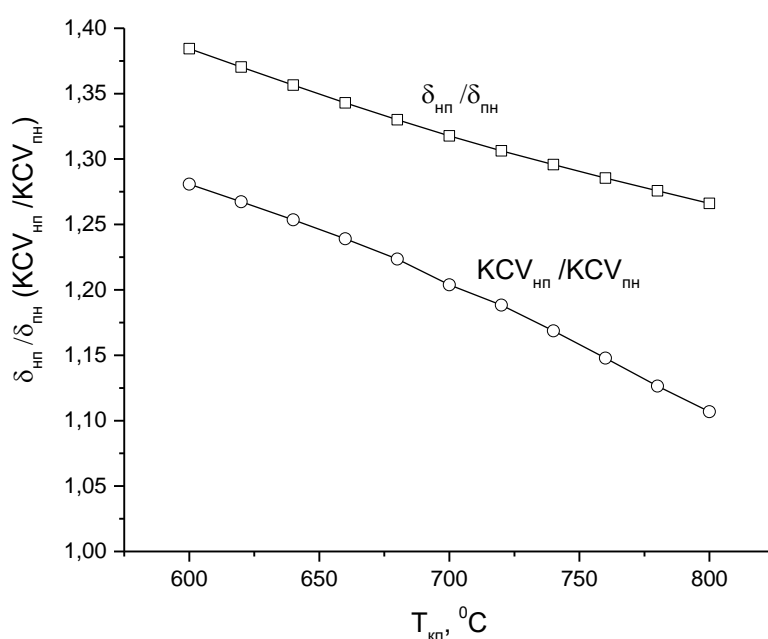


Рис. 5.4. Влияние температуры конца прокатки на анизотропию механических свойств сталей.

Кроме использования текстуры магистральных труб для количественной оценки их технологической истории текстурную информацию можно применить непосредственно для анализа корреляций механических свойств и их анизотропии. При этом в качестве основного текстурного параметра, на котором основаны эти корреляции, используется степень совпадения номинальной плоскости разрушения при испытании (например, образцов

Шарпи) или преимущественной плоскости расслоения материала с кристаллографической плоскостью $\{001\}$. Эта плоскость рассматривается как плоскость скола или расслоения, поскольку нормально этой плоскости сила межатомной связи минимальна. В качестве количественного критерия такого совпадения предлагают использовать коэффициент текстурного охрупчивания, B :

$$B = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (P_{hkl}^{HH(HP,PH)} \cos^2 \theta)_i, \quad (5.1)$$

где $(P_{hkl}^\theta)_i$ – полюсная плотность i -го рефлекса hkl ; θ – угол между нормалью к плоскости (hkl) и направлением $\langle 001 \rangle$.

В работах [176, 177] обнаружено влияние текстуры на водородное охрупчивание трубных сталей. Показано, что текстурный компонент $\{111\}$ характеризуется высоким сопротивлением водородному охрупчиванию, в то время как компонент $\{100\}$, а также полностью бестекстурное состояние способствуют пониженному сопротивлению водородному охрупчиванию. При оценке склонности трубы к расслоению следует оценивать коэффициент текстурного охрупчивания в НН, а в случае анализа анизотропии ударной вязкости в направлениях НП или ПН, соответственно для долевых или поперечных образцов.

В табл. 5.2. приведены рассчитанные из соотношения (1) значения коэффициента текстурного охрупчивания для нормалей к плоскостям (hkl) соответствующих 20 экспериментальным отражениям в MoK_α -излучении. Значения этого коэффициента для всех 20 экспериментально определяемых рефлексов варьируются от 0,333 для отражения от плоскости $\{111\}$ до 1 для плоскости скола $\{001\}$ (табл.5.2). В соответствии с этим максимальная хрупкость соответствует совпадению номинальной плоскости расслоения или номинальной плоскости разрушения образца Шарпи с $\{001\}$, а минимальная хрупкость должна соответствовать совпадению этих

плоскостей с $\{111\}$. Для случая бестекстурного материала, когда полюсная плотность всех рефлексов равна единице $V=0,7$.

Табл.5.2. Коэффициенты «охрупчивания» (V_{hkl}), модули Юнга (E_{hkl}) и факторы Шмида (Φ_{hkl}) рассчитанные для 20 рефлексов (hkl)

№№	hkl	V_{hkl}	E_{hkl} , ГПа	Φ_{hkl}	№№	hkl	V_{hkl}	E_{hkl}	Φ_{hkl}
1	001	1,0	131,6	0,408	11	035	0,735	190,1	0,480
2	116	0,947	143,0	0,408	12	012	0,800	176,2	0,490
3	114	0,889	156,8	0,454	13	013	0,900	153,4	0,490
4	113	0,818	175,1	0,445	14	123	0,640	217,6	0,467
5	112	0,667	217,6	0,408	15	134	0,620	217,6	0,471
6	334	0,471	265,7	0,336	16	145	0,595	217,6	0,467
7	111	0,333	278,3	0,272	17	136	0,783	181,7	0,497
8	233	0,41	263,1	0,371	18	125	0,833	170,2	0,490
9	235	0,658	217,6	0,451	19	122	0,444	247,6	0,408
10	011	0,5	217,6	0,408	20	015	0,961	139,8	0,471

На основании рассчитанных для 20 отражений значений коэффициента текстурного охрупчивания и экспериментальных значений полюсных плотностей для соответствующих отражений (рис. 5.2 и 5.3) с помощью уравнения (1) вычислили коэффициенты текстурного охрупчивания для восьми магистральных труб в НН - табл.5.1. Для трубы 3 расчеты проведены также и для направлений НП и ПН. В нашем случае (табл.5. 1) коэффициент текстурного охрупчивания изменяется от 0,67 до 0,71 для НН, что

свидетельствует о том, что склонность к расслоению материала варьируется вблизи значений, характерных для бестекстурного материала.

5.3.2. Анизотропии модуля Юнга

Кроме этого, реальный вклад в сопротивление разрушению и, соответственно, в анизотропию характеристик разрушения может вносить величина модуля Юнга. Согласно уравнению Гриффитса [189] напряжение разрушения (σ_c) определяется:

$$\sigma_c = (2E\gamma_p/\pi l_c)^{1/2}, \quad (5.3)$$

где E – модуль Юнга; γ_p – удельная поверхностная энергия; l_c – половина длины трещины.

Величина модуля Юнга для железа имеет значительную анизотропию и, как любая тензорная величина, может быть рассчитана из количественных текстурных данных и значений модуля Юнга для нормалей к плоскостям $\{hkl\}$, соответствующих экспериментальным рефлексам на ОПФ (рис. 1). Величину упругих модулей для кристаллов с кубической решеткой рассчитывают по следующей формуле:

$$1/E_{hkl} = S_{11} - 2J\Gamma. \quad (5.4)$$

Здесь $J = S_{11} - S_{12} - 0,5S_{44}$ – параметр анизотропии, где S_{ij} – монокристалльные модули податливости для железа: $S_{11} = 0,76 \cdot 10^{-2}$ ГПа⁻¹; $S_{12} = -0,29 \cdot 10^{-2}$ ГПа⁻¹; $S_{44} = 0,89 \cdot 10^{-2}$ ГПа⁻¹; $\Gamma = (h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2)/(h^2 + k^2 + l^2)^2$ – ориентационный фактор.

Величину модуля Юнга для стали в соответствующем направлении листа находят суммированием произведений нормированной полюсной плотности на модуль Юнга для данной ориентации аналогично уравнению (5.1):

$$E^{НН(НП,ПН)} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (P_{hkl}^{НН(НП,ПН)} E_{hkl})_i. \quad (5.5)$$

В табл. 5.2 приведены значения модулей Юнга для 8 труб в направлении НН и для одной трубы 3 в НП и ПН. Видно, что значения модуля Юнга варьируются в сравнительно узких пределах (198–210 ГПа), при том, что для монокристаллов модули Юнга варьируются в широких пределах: от 131,6 ГПа для направления $\langle 001 \rangle$ до 278,3 ГПа для направления $\langle 111 \rangle$.

Для трубы 3 коэффициент охрупчивания долевых образцов несколько выше, чем поперечных (0,71 и 0,69 соответственно). Это противоречит экспериментальным данным, согласно которым показатели ударной вязкости выше для долевых образцов [178]. Величина модуля Юнга выше в ПН (207 ГПа) по сравнению с НП (203 ГПа), что также свидетельствует о том, что исходя из анализа влияния текстуры на ударную вязкость она должна быть выше у поперечных образцов. Однако различие в значениях коэффициента B , так же как и в величинах модуля Юнга, слишком малы, чтобы говорить о вкладе в анизотропию ударной вязкости текстуры. На рис.5.5 приведены рассчитанные по уравнению (5.1) значения коэффициентов текстурного охрупчивания (рис.5.5а) и модуля Юнга (рис.5.5б) в зависимости от температуры конечной прокатки исследованных труб. Видно, что не прослеживается какой-то четкой закономерности этих величин от условий прокатки, что может свидетельствовать о том, что анизотропия механических свойств слабо связана с текстурой.

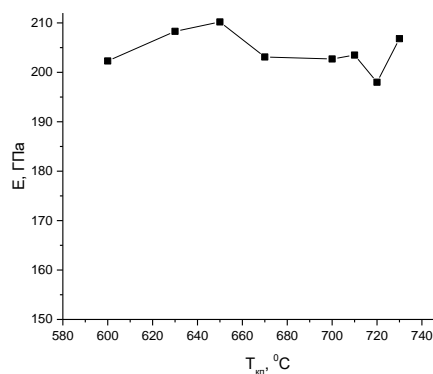
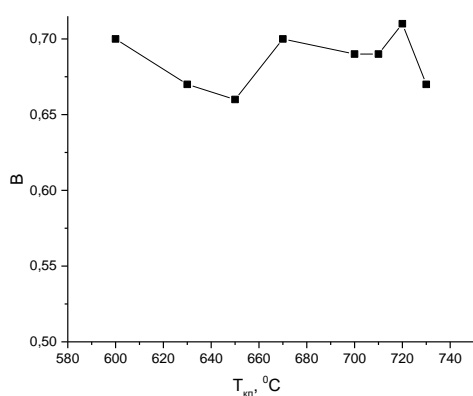
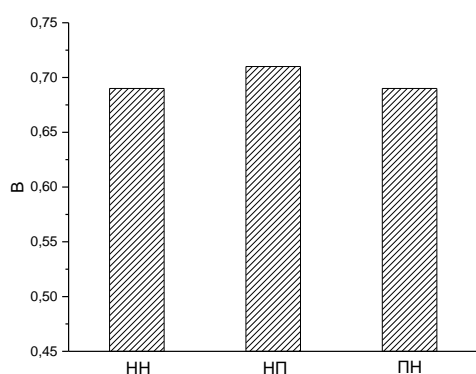


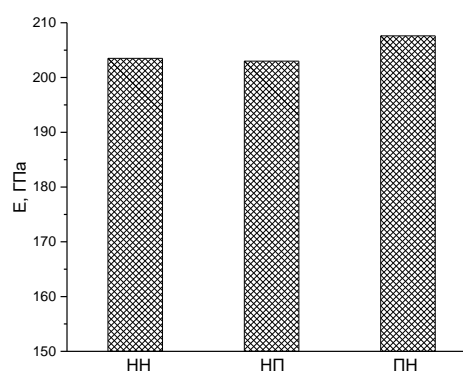
Рис. 5.5. Влияние температуры конца прокатки на коэффициент охрупчивания сталей (а) и модуль Юнга (б) материала магистральных труб.

На рис.5.6 приведены значения текстурных характеристик анизотропии в различных направлениях трубы 3. Видно, что анизотропия этих характеристик незначительна (рис.5.6а, б), особенно если сравнить их текстурную анизотропию с реальной анизотропией (рис.5.6в).

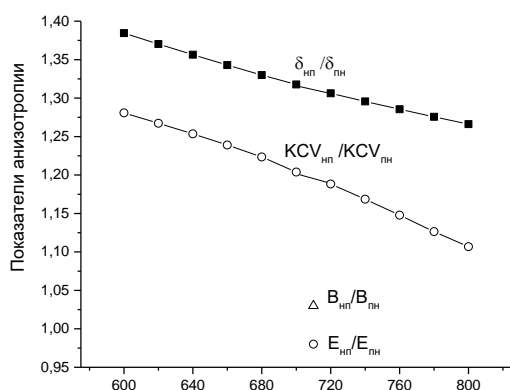
Анизотропия ударной вязкости объясняется механической текстурой. Для прокатанных листов из-за вытянутости зерен в направлении прокатки эффективный размер зерна в долевых образцах меньше (рис 5.7). а прочность в соответствии с законом Петча-Холл должна быть выше, чем в поперечных. Однако в трубных сталях прочность выше у поперечных образцов, а у продольных значительно выше ударная вязкость и удлинение (рис. 5.4). Этот эффект можно объяснить слоистой микроструктурой, которая способствует ветвлению трещины и увеличению работы распространения трещины.



(а)



(б)



(в)

Рис. 5.6 Анизотропия текстурных характеристик стали №3 ($T_{кп}=710^{\circ}\text{C}$): (а) коэффициент охрупчивания; (б) модуль Юнга; (в) сравнение текстурных ($B_{нп}/B_{пн}$, $E_{нп}/E_{пн}$) и экспериментальных ($\delta_{нп}/\delta_{пн}$, $KCV_{нп}/KCV_{пн}$) характеристик анизотропии

Исследование особенностей траекторий трещин показало наличие резких ее изменений, при этом в ряде случаев наблюдали ее распространение в направлении, параллельном приложенной нагрузке (рис. 5.8), совпадающим с направлением расслоений, которые присутствуют в средних слоях сечения и унаследованы от исходного прокатанного листа. Такой эффект можно охарактеризовать как мостообразное блокирование трещины, он известен под названием «bridging» эффект применительно к слоистым композиционным материалам [190, 191]. Полагают, что снижение скорости распространения трещины усталости (СРТУ) в слоистых композитах происходит из-за зигзагообразного изменения траектории трещины, приводящим к ее ветвлению и уменьшению коэффициента интенсивности напряжений (КИН) на величину K_{br} .

Количественно этот эффект [191] определяется безразмерным коэффициентом β , равным отношению величины K_{br} к той величине КИН,

которую имела бы трещина в отсутствии перекрытия (K_0). В соответствии с предложенной моделью в уравнение Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{эф.})^n$$

необходимо подставить величину $K_{эф.} = (K_0 - K_{рТ})(1-\beta)$, где: $K_{рТ}$ – КИН для раскрытия трещины. Из этого следует, что с увеличением эффекта перекрытия ($K_{бр}$), будет снижаться СРТУ. При нулевом значении коэффициента перекрытия β СРТУ будет такой же, как у металла в отсутствии слоистости, при $\beta=1$ трещина полностью будет перекрыта, т.е. заторможена.

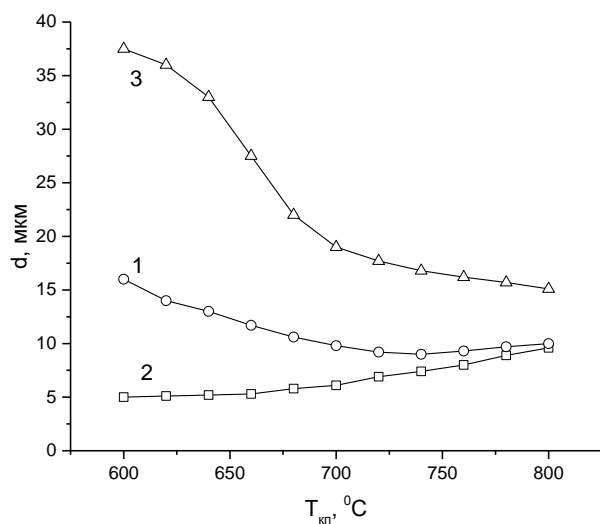
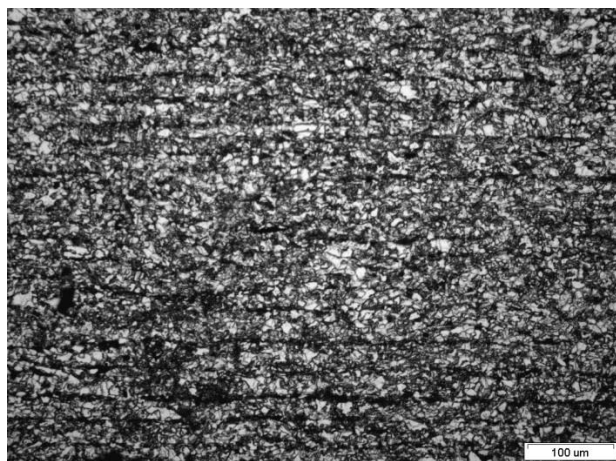


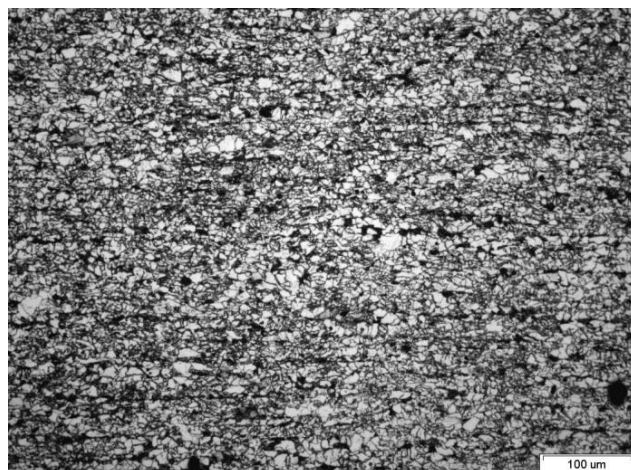
Рис. 5.7 Влияние температуры конца прокатки на средние размеры зерна в продольном направлении (1), в поперечном направлении (2) и вытянутость зерен в направлении прокатки (3)

На рис.5.8 приведены микроструктуры соответствующих сечений стенки трубы, на микроструктуре среднего слоя (рис.5.8 в,г) видны следы расслоения, которые оказывают отчетливое влияние на морфологию усталостной трещины, которая дает «отростки» в нормальных траектории трещины направлениях (рис.5.8г), что увеличивает работу разрушения, т.е. вязкость материала трубы. Наличие сдвиговой компоненты свидетельствует

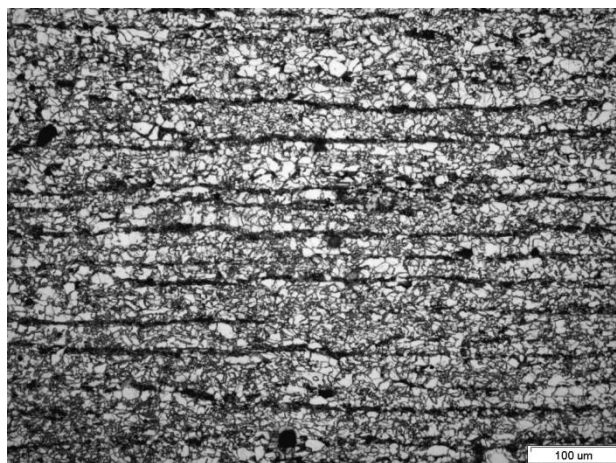
о неоднородности процесса прокатки. Эта неоднородность объясняется напряженным состоянием в очаге деформации, которое применительно к сдвиговой деформации определяется согласно модели А.И. Целикова [192] отношением длины проекции дуги захвата (l_d) к среднему значению толщины полосы в зоне деформации (h).



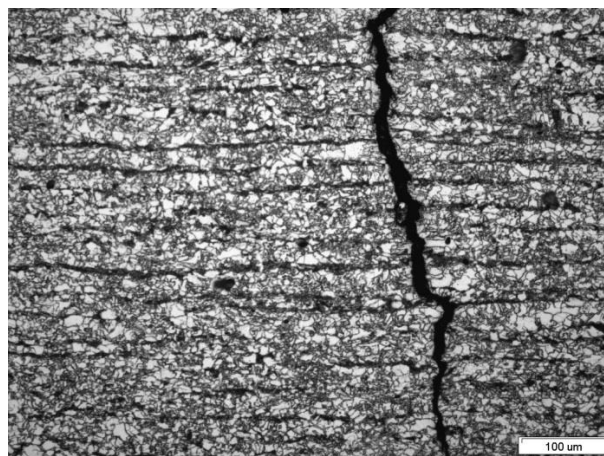
(a)



(б)



(в)



(г)

Рис. 5.8. Микроструктура различных участков поперечного сечения магистральной трубы из стали 09Г2С: а – зона А; (б) зона В; в, г – зона Б; А, В – поверхностные слои, примыкающие к внутреннему (А) и внешнему (В) диаметрам трубы; Б – медианный слой

Показано [193], что при больших значениях l_d/h текстура сдвига образуется сначала только в поверхностных слоях и проникает в подповерхностные слои при высоких степенях деформации ($>90\%$). При малых значениях $l_d/h \approx 0,5$ сдвиговая текстура образуется только в подповерхностных слоях. [194]

Как было показано выше, эта неоднородность может играть положительную роль в обеспечении повышенной вязкости материала трубы. Тем не менее, влияние этой неоднородности на коррозионное поведение может быть отрицательным и требует специального изучения.

5.3.3. Параметры анизотропии текучести и прочность при двухосном нагружении: критерий Хилла

Для описания деформационного поведения текстурированных труб из циркониевых сплавов в условиях сложнапряженного состояния используют критерий текучести Хилла [185]. Аналогичный подход может быть использован для текстурированных стальных магистральных труб, работающих в условиях несбалансированного двухосного растяжения ($\sigma_2=2\sigma_1$). Для плоского напряженного состояния ($\sigma_3 = 0$) в координатах главных напряжений критерий Хилла имеет вид [191]:

$$R(R+1) \sigma_1^2 - 2RP\sigma_1\sigma_2 + R(P+1) \sigma_2^2 = R(P+1) \sigma_{T(2)}^2 \quad (5.6)$$

где: $R = d\varepsilon_2/d\varepsilon_3$; $P = d\varepsilon_1/d\varepsilon_3$ – коэффициенты анизотропии, $\sigma_{T(2)}$ – предел текучести в тангенциальном направлении трубы (направление 2//ПН) ;

Уравнение (5.6) позволяет определить отношение предела текучести при сложнапряженном состоянии (σ_2), характеризуемом отношением $V=\sigma_2/\sigma_1$, к пределу текучести при одноосном растяжении ($\sigma_{T(2)}$). Для трубы под внутренним давлением $V=2$. Подставим это значение в (5.6) и получим:

$$\sigma_2/\sigma_{T(2)} = \sqrt{\frac{4R(P+1)}{RP+4R+P}} \quad (5.7)$$

В данном случае σ_2 это величина приложенного напряжения вдоль тангенциального направления трубы, совпадающего с ПН листовой заготовки, при котором начнется пластическая деформация трубы в условиях внутреннего давления. Величина этого напряжения в зависимости от величин параметров анизотропии P и R может быть как больше, так и меньше предела текучести при одноосном растяжении вдоль тангенциального направления трубы ($\sigma_{T(2)}$). Поскольку допустимые значения прочности трубы устанавливаются на основе результатов одноосных испытаний, то для обеспечения надежной эксплуатации этих труб важно оценить разницу между результатами одноосных испытаний и прочностью при двухосном напряженном состоянии, соответствующем условиям работы трубы.

Для бестекстурного материала $R=P=1$ и уравнение (7) дает: $\sigma_2/\sigma_{T(2)} = 1,155$, т.е. такую же величину, как и изотропный критерий Мизеса [197], что подтверждает универсальный характер квадратичного критерия Хилла, который для изотропного материала эквивалентен критерию Мизеса. Для оценки отношения $\sigma_2/\sigma_{T(2)}$ для анизотропного текстурированного материала необходимо определить параметры анизотропии P и R . Для этого можно использовать специальные испытания [198], а также рассчитать их на основе текстурных данных с помощью усреднения ориентационных факторов Шмида, которые связывают напряжения течения в направлении приложенной нагрузки «х» (σ_T^x) с критическими напряжениями сдвига (τ_K):

$$\sigma_T^x = \tau_K / \Phi^x = \tau_K M^x$$

Где: Φ^x – фактор Шмида для направления нагружения «х»; M^x – фактор Закса (обратный фактор Шмида) в том же направлении

Поэтому отношение пределов текучести для двух произвольных направлений листа можно заменить отношениями факторов Закса,

рассчитанных для этих же направлений нагружения. Характер усреднения по ориентациям на ОПФ при этом аналогичен усреднению модулей Юнга, уравнение (5.5):

$$\Phi^{\text{НН(НП,ПН)}} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (P_{hkl}^{\text{НН(НП,ПН)}} \Phi_{hkl})_i \quad (5.8)$$

Где: Φ_{hkl} – факторы Шмида для скольжения по системе $\{110\}\langle 111 \rangle$ для ориентации оси нагружения, совпадающей с нормалью к плоскости $\{hkl\}$.

В табл. 5.2 приведены значения Φ_{hkl} для всех 20-ти рефлексов на ОПФ, а в табл.5.1 приведены результаты усреднения для всех 8 труб для направления НН, а для трубы 3 также и для направлений НП и ПН. Результаты усреднения в табл.1 даны в виде факторов Закса (M_{hkl}). Величины факторов Закса в трех ортогональных направлениях полуфабриката дают возможность оценить параметры анизотропии материала. Покажем это на примере материала трубы 3, для которой значения факторов Закса для направлений НН, НП и ПН равны 2,42; 2,33 и 2,23 соответственно. Параметры анизотропии можно получить в виде решения уравнения (5.6), для двух произвольных напряженных состояний. Для случая одноосного растяжения в осевом направлении трубы (НП листовой заготовки) $\sigma_2=0$ и $\sigma_1=\sigma_{T(1)}$ и подставив эти значения в (5.6) получим:

$$\sigma_{T(1)}/\sigma_{T(2)} = \sqrt{\frac{R(P+1)}{P(R+1)}} \quad (5.9)$$

Отношение пределов текучести равно соответствующему отношению факторов Закса (табл.5.1):

$$\sigma_{T(1)}/\sigma_{T(2)} = \sqrt{\frac{R(P+1)}{P(R+1)}} = \frac{M_{\text{НП}}}{M_{\text{ПН}}} = 1,045 \quad (5.10)$$

Для случая сбалансированного двухосного растяжения $\sigma_1=\sigma_2$ и оба этих напряжения равны $\sigma_{T(3)}$, поскольку это напряженное состояние

эквивалентно с точностью до гидростатической компоненты сжатию в НН.

Тогда из уравнения (5.6) следует:

$$\sigma_{T(3)}/\sigma_{T(2)} = \sqrt{\frac{R(P+1)}{R+P}} = \frac{M_{НН}}{M_{ПН}} = 1,085 \quad (5.11)$$

Совместное решение уравнений (5.10) и (5.11) дает значения параметров анизотропии: $R=1,40$ и $P=1,125$. Если подставить эти значения в уравнение (5.7), получим:

$$\sigma_2/\sigma_{T(2)} = \sqrt{\frac{4R(P+1)}{RP+4R+P}} = 1,20$$

Таким образом, текстурированный материал трубы 3 демонстрирует эффект текстурного упрочнения на 20% по отношению к пределу текучести при одноосном растяжении в поперечном направлении. Следует, однако, указать, что изотропный бестекстурный материал показывает 15% упрочнение по отношению к одноосному растяжению, но, тем не менее, 5% упрочнение за счет текстуры все-таки имеет место и его следует учитывать. Важно также иметь в виду, что помимо текстурного упрочнения может быть и текстурное разупрочнение, когда величина прочности при двухосном растяжении ниже, чем при одноосном растяжении.

Выводы по 5-й главе

1. В работе на экспериментальном материале, включающем прокатанные при различных температурах листы малоуглеродистой стали и материал магистральных труб класса X70 проанализировано влияние текстуры на различные характеристики полуфабрикатов и изделий.
2. Показано, что на показатели анизотропии ударной вязкости основной эффект оказывает механическая текстура или волокнистость, при этом кристаллографическая текстура не является решающим фактором. Обусловленная текстурой анизотропия упругих модулей для труб

незначительна и также не должна оказывать существенного влияния на механические свойства.

3. Существует два эффекта текстуры, которые имеют практическое значение. Прежде всего, это возможность оценивать параметры технологической истории изделия на основании предложенного в работе текстурного коэффициента.
4. Показано, что использование анизотропного критерия Хилла совместно с количественными текстурными данными позволяет оценить разницу между результатами одноосных испытаний и прочностью при двухосном напряженном состоянии, которое соответствует условиям работы труб.
5. Показано, что предложенный в работе текстурный коэффициент может быть включен в комплекс показателей магистральных труб наряду с механическими свойствами, что позволит накапливать информацию о влиянии технологии изготовления труб на их ресурсные характеристики.
6. Установлено, что значения пределов текучести в условиях внутреннего давления, оцененные с помощью анизотропного критерия текучести Хилла, могут быть использованы для корректировки допустимых давлений в трубах с учетом эффекта текстурного упрочнения или разупрочнения.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Усовершенствована методика определения количественных обратных полюсных фигур для ОЦК сплавов, позволившая увеличить количество экспериментальных рефлексов на стандартном стереографическом треугольнике за счет использования парных рефлексов, что повысило информативность метода ОПФ

2. Продемонстрирована возможность оценивать параметры технологической истории изделия на основании текстурного коэффициента, равного отношению полюсных плотностей компонентов текстуры прокатки α -Fe к компонентам текстуры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, который может быть включен в комплекс показателей магистральных труб, что позволит накапливать информацию о влиянии технологии изготовления труб на их ресурсные характеристики.
3. Установлено, что использование анизотропного критерия Хилла совместно с количественными текстурными данными позволяет оценить разницу между результатами одноосных испытаний и прочностью при двухосном напряженном состоянии, которое соответствует условиям работы труб, что может быть использовано для корректировки допустимых давлений в трубах с учетом эффекта текстурного упрочнения или разупрочнения.
4. Установлено, что на показатели анизотропии ударной вязкости основной эффект оказывает механическая текстура или волокнистость, при этом кристаллографическая текстура не является решающим фактором; показано также, что обусловленная текстурой анизотропия упругих модулей для исследованных магистральных труб незначительна и не должна оказывать существенного влияния на механические свойства.
5. Показано, что наличие сдвиговой компоненты в текстуре поверхностных слоев и ее протяженность по глубине стенки трубы может служить количественным критерием неоднородности процесса деформации исходного листа и дает возможность контролировать эту неоднородность.
6. Разработана методика комплексного испытания материала труб, под воздействием коррозионной среды при статических и циклических нагрузках, включающая испытания на натурной модели по следующей схеме: статическое нагружение при нагрузке $0,8 \sigma_{0,2}$ в коррозионной среде, с последующим измерением кинетики распространения усталостной трещины на воздухе, при этом после каждых $60 \cdot 10^3$ циклов усталостного нагружения

образец возвращался на разработанный испытательный стенд под действие статической нагрузки в коррозионной среде.

7. При наличии коррозионной среды скорость роста трещины максимальна на начальной стадии нагружения ($\sim 7,8 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл в интервале от нуля до 2 тыс. циклов) что в 13 раз выше, чем в отсутствии коррозионной среды ($\sim 0,6 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл.), затем скорость роста трещины снижается до $\sim 4,7 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл в интервале от 2 до 5 тыс. циклов, $\sim 1,0 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл в интервале от 10 до 20 тыс. циклов, $\sim 0,6 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл в интервале от 20 до 40 тыс. циклов и $\sim 0,3 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл в интервале от 40 до 60 тыс. циклов.

8. Установлено, что работоспособность трубопровода под действием циклических и статических нагрузок в коррозионной среде, сохраняется до тех пор, пока глубина трещины не превысит $1/5$ толщины стенки, таким образом, критическая величина трещины для трубы толщиной 16,8 мм составляет 3,5 мм.

9. На основании предложенного методологического подхода можно проводить сравнительные испытания различных марок сталей и способов их обработки для магистральных труб с обеспечением объективного критерия оценки работоспособности материалов в различных условиях силового и коррозионного воздействий.

10. Разработанная методика позволяет также оценивать остаточный ресурс магистральных труб для конкретных условий эксплуатации (климатические условия, наличие коррозионной среды, наличие коррозионной защиты и т.д.) на основании экспериментально измеренных значений времени до разрушения при усталостных испытаниях для материала новых труб и труб, отработавших известное время в данных условиях.

Список литературы

1. Славов В.И., Попкова Н.А., Бецофен С.Я. Влияние температурных режимов горячей прокатки на структуру и свойства штрипсового проката // Черная металлургия. 2007. № 10. С. 41-48.
2. Nafisi S., Arafin M.A., Collins L., Szpunar J. Texture and mechanical properties of API X100 steel manufactured under various thermomechanical cycles // Materials Science and Engineering. 2012. V. A531. P. 2–11.
3. Tanaka T. Controlled rolling of steel plate and strip // International Metals Reviews. 1981. V. 26. P. 185-212.
4. Bleck W., Grossterlinden R., Lotter U., Relp C.-P. Textures in steel sheets // Materials Technology. 1991. N 12. P. 580-586.
5. Sakai T., Saito Y., Kato K. Texture formation in low carbon Ti bearing steel sheets by high speed hot rolling in ferrite region // Trans. Iron Steel Inst. Japan. 1988. N 12. P. 1036-1042.
6. Holscher M., Raabe D., Lucke K. Rolling and recrystallization texture of bcc steels // Materials Technology. 1991. N 12. P. 567-575.].
7. Webster T. H. The low temperature fracture behavior of grain oriented 3.25% silicon-iron // Acta Metallurgica. 1970. V. 18. P. 683-691.
8. Joo S., Suh D., Bae J., Bahdeshia H. Role of delamination and crystallography on anisotropy of charpy toughness in API-X80 steel // Materials Science and Engineering. 2012. V. A546. P. 314-322.
9. Masoumi M., Carvalho Silva C., Ferreira Gomes de Abreu H. Effect of crystallographic orientations on the hydrogen-induced cracking resistance improvement of API 5L X70 pipeline steel under various thermomechanical processing // Corrosion Science. 2016. V. 111. P. 121–131.
10. Venegas V., Caleyó F., Baudin T., Espina-Hernández J.H., Hallen J.M. On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels // Corrosion Science. 2011. V. 53. P. 4204–4212.

11. Mouriño N.S., Petrov R., Bae J.H., Kim K., Kestens L.I. Texture dependent mechanical anisotropy of X80 pipeline steel // *Advanced Engineering Materials*. 2010. V. 12. P. 973–980.
12. Мусаев С.Д., Бецофен С.Я. Выявление и развитие усталостных трещин в магистральных трубопроводах // *Деформация и разрушение материалов*. 2015. № 9. С. 40-45.
13. Hyo Kyung Sunga , Seok Su Sohna , Sang Yong Shina,* , Sunghak Leea , Nack J. Kimb, Seung Hwan Chonc , Jang Yong Yoo. Effects of finish rolling temperature on inverse fracture occurring during drop weight tear test of API X80 pipeline steels//*Materials Science and Engineering. A*. 2012. V. 541. P. 181– 189.
14. Jun Hua, Lin-Xiu Du, Hui Xie, Peng Yu, R.D.K. Misra A nanograined/ultrafine-grained low-carbon microalloyed steel processed by warm rolling// *Materials Science & Engineering A* 605 (2014) 186–191
15. Jun Hua, Lin-Xiu Du, Hui Xie, Xiu-Hu Gao, R.D.K. Misra Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel// *Materials Science & Engineering A* 607 (2014) 122–131
16. ZHANG Ji-ming, SUN Wei-hua, SUN Hao. Mechanical Properties and Microstructure of X120 Grade High Strength Pipeline Steel// *JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL*. 2010. V. 17. P.63-67
17. Ray R.K., JONAS J. J., Butron-Guilen M.P., Savoie J. Transformation textures in steels // *ISIJ International*. 1994. V. 34. P. 927-942.
18. Bruckner G., Gottstein G. Transformation textures during diffusional $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ phase transformations in ferritic steels // *ISIJ International*. 2001. V. 41. P. 468–477.
19. Лобанов М.Л., Данилов С.В., Струин А.О., Бородина М.Д., Пышминцев И.Ю. Структурная и текстурная наследственность при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали // *Вестник ЮУрГУ. Сер. Металлургия*. 2016. Т. 16. № 2. С. 46–54.

20. L.Clapham, T.W. Krause, H. Olsen, B. Ma, D.L. Atherton, P.Clark, T.M. Holden. Characterization of texture and residual stress in section of 610 mm pipeline steel// *Materials and Design* 90 (2016) 618–627
21. M. Eskandari, M.A. Mohtadi-Bona, J.A. Szpunar. Evolution of the microstructure and texture of X70 pipeline steel during cold-rolling and annealing treatments// *Materials and Design*. 2016. V. 90. P. 618–627
22. Venegas V., Caleyó F., Baudin T., Espina-Hernández J.H., Hallen J.M. On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels // *Corrosion Science*. 2011. V. 53. P. 4204–4212.
23. Farid Haddadi, Jung-Wook Cho , Soo Yeon Lee. The effect of chemical composition on grain structure and texture evolution of hot rough rolled carbon steels//*Materials Science & Engineering A* 607 (2014) 102–112
24. Farid Haddadi, Jung-Wook Cho , Soo Yeon Lee. The effect of chemical composition on grain structure and texture evolution of hot rough rolled carbon steels//*Materials Science & Engineering A* 607 (2014) 102–112
25. Мельникова А.В., Мишарин Д.А., Богданов Р.И., Ряховских И.В. Обоснование работоспособности магистральных газопроводов с дефектами коррозионного растрескивания под напряжением // *Коррозия: территории нефтегаз*. 2015. №2(31). С.32-40.
26. Ряховских И.В. Комплексная методика исследования коррозионно-механических свойств малоуглеродистых низколегированных трубных сталей и оценка их стойкости против КРН: дисс. канд. тех. наук: 01.04.07. – Москва, 2013. – 155 с.
27. Казаков А.А., Казакова Е.И., Киселёв Д.В., Курочкина О.В. Способ исследования структуры трубных сталей.// Патент на изобретение. RUS 2449055. 18.10.2010.
28. Андреева В.Д., Новиков Е.В., Казаков А.А., Казакова Е.И., Пахомова О.В., Титовец Ю.Ф. Способ определения фазового состава бейнитных сталей. // Патент на изобретение. RUS 2521768. 10.07.2014.

29. Казаков А.А., Киселев Д.В., Пахомова О.В. СТРУКТУРА КАК ОСНОВА СИСТЕМЫ КАЧЕСТВА В ТРУБНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 10. С. 40-48
30. Казаков А.А., Рябошук С.В., Ковалев П.В., Чигинцев Л.С. Исследование природы неметаллических включений в ликвационной полосе листовой трубной стали // Черные металлы. 2011. № 9. С. 13-17.
31. Казаков А.А., Киселев Д.В., Казакова Е.И., Курочкина О.В., Хлусова Е.И., Орлов В.В. Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных штрипсовых сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств // Черные металлы. 2010. № 6. С. 7-13.
32. Казаков А.А., Казакова Е.И., Киселев Д.В., Мотовилина Г.Д. Разработка методов оценки микроструктурной неоднородности трубных сталей. // Черные металлы. 2009. № 12. С. 12-15.
33. Казаков А.А., Ковалев П.В., Рябошук С.В., Милейковский А.Б., Малахов Н.В. Исследование термовременной природы неметаллических включений с целью повышения металлургического качества высокопрочных трубных сталей. //Черные металлы. 2009. № 12. С. 5-11.
34. Zolotorevsky N., Kazakova E., Kazakov A., Panpurin S., Petrov S. Investigation of the origin of coarse-grained bainite in x70 pipeline steels by ebsd technique // Materials Performance and Characterization. 2017. Т. 6. № 3. P. 281-29
35. Kazakov A.A., Ryaboshuk S., Lyubochko D., Chigintsev L. Nonmetallic inclusions and acicular ferrite in arc welds of pipeline steels // Microscopy and Microanalysis. 2015. Т. 21. P. 1749.
36. Казаков А.А., Любочко Д.А., Рябошук С.В., Чигинцев Л.С. Исследование природы неметаллических включений в стали с помощью автоматического анализатора частиц // Черные металлы. 2014. № 4 (988). С. 37-42
37. N. Zolotorevsky, S. Panpurin, A Kazakov, O Pakhomova and S Petrov. Local texture of microstructural inhomogeneities in rolled microalloyed steel OP

Conf. Series: Materials Science and Engineering 82 (2015) 012109
doi:10.1088/1757-899X/82/1/012109

38. Гареев А. Г., Насибуллина О. А., Ризванов Р.Г. Изучение коррозионного растрескивания магистральных газонефтепроводов.// Нефтегазовое дело. 2012. № 6. С. 126-146
39. Покровский А.М., Чермошнцева А.С. Оценка живучести растянутой пластины с поперечной полуэллиптической трещиной //Известия высших учебных заведений. 2014. № 3. С. 42-46
40. Webster T. H. The low temperature fracture behavior of grain oriented 3.25% silicon-iron // Acta Metallurgica. 1970. V. 18. P. 683-691.
41. Masoumi M., Carvalho Silva C., Ferreira Gomes de Abreu H. Effect of crystallographic orientations on the hydrogen-induced cracking resistance improvement of API 5L X70 pipeline steel under various thermomechanical processing // Corrosion Science. 2016. V. 111. P. 121–131.
42. Venegas V., Caleyó F., Baudin T., Espina-Hernández J.H., Hallen J.M. On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels // Corrosion Science. 2011. V. 53. P. 4204–4212.
43. Hyo Kyung Sunga , Seok Su Sohna , Sang Yong Shina,* , Sunghak Leea , Nack J. Kimb, Seung Hwan Chonc , Jang Yong Yoo. Effects of finish rolling temperature on inverse fracture occurring during drop weight tear test of API X80 pipeline steels//Materials Science and Engineering. A. 2012. V. 541. P. 181– 189.
44. Славов В.И., Попкова Н.А., Бецофен С.Я. Влияние температурных режимов горячей прокатки на структуру и свойства штрипсового проката // Черная металлургия. 2007. № 10. С. 41-48.
45. Jun Hua, Lin-Xiu Du, Hui Xie, Peng Yu, R.D.K. Misra A nanograined/ultrafine-grained low-carbon microalloyed steel processed by warm rolling// Materials Science & Engineering A 605 (2014) 186–191.
46. Jun Hua, Lin-Xiu Du, Hui Xie, Xiu-Hu Gao, R.D.K. Misra Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel// Materials Science & Engineering A 607 (2014) 122–131.

47. ZHANG Ji-ming, SUN Wei-hua, SUN Hao. Mechanical Properties and Microstructure of X120 Grade High Strength Pipeline Steel// JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL. 2010. V. 17. P.63-67.
48. Xiao-Long Yang, Yun-Bo Xu n, Xiao-Dong Tan, Di Wu Influences of crystallography and delamination on anisotropy of Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel // Materials Science & Engineering A. 2014. V. 607. P. 53–62.
49. M. S. Joo, D.–W. Suh, J. H. Bae, H. K. D. H. Bhadeshia. Role of Delamination and Crystallography on Anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel//Materials Science and Engineering A · June 2012 V. 546. P. 314-322.
50. M. S. Joo, D.–W. Suha J. H. Bae, N. Sanchez Mouri, R. Petrov, L. A. I. Kestens, H. K. D. H. Bhadeshia. Experiments to Separate the Effect of Texture on Anisotropy of Pipeline Steel Materials Science and Engineering A. 2012. V. 556. P. 601-606.
51. M. S. Joo, D.–W. Suh, J. H. Bae, H. K. D. H. Bhadeshia. Role of Delamination and Crystallography on Anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel//Materials Science and Engineering A · June 2012 V. 546. P. 314-322.
52. Ghosh, S. Kundu and D. Chakrabart Effect of crystallographic texture on the cleavage fracture mechanism and effective grain size of ferritic steel//Scripta Materialia. 2014. V. 81. P. 8–11.
53. ZHANG Ji-ming, SUN Wei-hua, SUN Hao. Mechanical Properties and Microstructure of X120 Grade High Strength Pipeline Steel// Journal of iron and steel research, international. 2010. V. 17. P.63-67.
54. Haytham M. Al-Jabr. Influence of crystallographic texture in x70 pipeline steels on toughness anisotropy and delamination. //A thesis submitted to the Faculty and the Board of Trustees of the Colorado School of Mines in partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Philosophy (Metallurgical and Materials Engineering).
55. Joo M. S., Suh D.-W. , Bhadeshia H. K. D. H. Mechanical Anisotropy in Steels for Pipelines //ISIJ International 2013. V 53. P. 1305-1314.

56. S. Kotrechko, N. Stetsenko, and S. Shevchenko. Effect of texture smearing on the anisotropy of cleavage-stress of metals and alloys. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2004.No42. P.89–98.
57. B. Mintz, W. B. Morrison, P. P. Morris, and G. J. Davies. The influence of texture on the tensile and impact properties of controlled steels. In G. J. Davies, editor, *Texture and Properties of Materials*, pages 224–234, London, U.K., 1976. The Metals Society.
58. H. Inagaki, K. Kurihara, and I. Kozasu. Influence of crystallographic texture on the strength and toughness of the controlled rolled high tensile strength steel. *The Iron and Steel Institute of Japan*, 7:991–1011, 1975.
59. D. L. Bourell and O. D. Sherby. Texture induced cleavage delamination of warm-rolled low carbon steel. *Metallurgical transactions A*, 14:2563–2566, 1983.
60. G. J. Baczynski, J. J. Jonas, and L. E. Collins. The influence of rolling practice on notch toughness and texture development in high-strength linepipe. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 30:3045–3054, 1999.
61. J. B. Ju, J. S. Lee, and J. I. Jang. Fracture toughness anisotropy in a API steel line-pipe. *Materials Letters*, 61:5178–5180, 2007.
62. B. Mintz, W. B. Morrison, P. I. Welch, and G. J. Davies. The relative contributions of texture and grain shape to the properties of warm-rolled Fe-Mn alloys. In G. Gottstein and K. Lucke, editors, *Texture of Materials*, volume 2, pages 465–474, Berlin, Germany, 1978. Springer-Verlag.
63. D. M. Fegredo, B. Faucher, and M. T. Shehata. Influence of inclusion content, texture and microstructure on the toughness anisotropy of low carbon steels. In *Strength of Metals and Alloys*, volume 2, pages 1127–1132, Oxford, U. K., 1985. Pergamon Press.
64. R. Kasada, S. G. Lee, J. Isselin, J. H. Lee, T. Omura, A. Kimura, T. Okuda, M. Inoue, S. Ukai, S. Honuki, T. Fujisawa, and F. Abe. Anisotropy in tensile and ductilebrittle transition behaviour of ods ferritic steels. *Journal of Nuclear Materials*, doi:10.1016/j.jnucmat.2010.12.069, 2011.

65. R. H. Petrov, O. L. Garcia, J. J. L. Mulders, A. C. C. Reis, J. H. Bae, L. A. I. Kestens, and Y. Houbaert. Three dimensional microstructure–microtexture characterization of pipeline steel. *Materials Science Forum*, 550:625–630, 2007.
66. R. Petrov, O. L. Garcia, N. S. Mourino, L. Kestens, J. H. Bae, and K. B. Kang. Microstructure– texture related toughness anisotropy of API–X80 pipeline steel characterised by 3D–EBSD technique. *Materials Science Forum*, 558–559:1429–1434, 2007.
67. I. Pyshmintsev, A. Gervasyev, R. H. Petrov, V. C. Olalla, and L. A. I. Kestens. Crystal- lographic texture as a factor enabling ductile fracture arrest in high strength pipeline steel. *Materials Science Forum*, 702–703:770–773, 2012.
68. D. W. Kim, R. S. Qin, and H. K. D. H. Bhadeshia. Transformation texture of allotriomorphic ferrite in steel. *Materials Science and Technology*, 25:892–895, 2009.
69. K.-B. Kang, J. H. Bae, and W.-Y. Choo. Effect of thermomechanical processing parameters on mechanical properties and microstructure of api-x80 grade hot rolled strips. In *4th Int. Conf. on Pipeline Technology*, volume 4, pages 1689–1699, Ostend, Belgium, May 2004.
70. D. Stalheim, K. Barnes, and D. McCutcheon. Alloy designs for high strength oil and gas transmission linepipe steels. In *Proc. Int. Symp. on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry*, pages 73–108, Araxa, MG, Brazil, January, 2006 2007. The Minerals, Metals & Materials Society (TMS).
71. N.E. Nanninga, Y.S. Levy, E.S. Drexler, R.T. Condon, A.E. Stevenson, A.J. Slifka Comparison of hydrogen embrittlement in three pipeline steels in high pressure gaseous hydrogen environments *Corrosion Science* 59 (2012) P. 1–9.
72. Mohtadi-Bonab M.A., Szpunar J.A., Basu R., Eskandari M.. The mechanism of failure by hydrogen induced cracking in an acidic environment for API 5L X70 pipeline steel //International journal of hydrogen energy xxx 2014. P.1-12.
73. Venegas V, Caleyó F, Baudin T, Espina-Hernandez JH, Hallen JM. On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels. *Corros Sci* 2011;V.53. P.4204-4212.

74. Arafin MA, Szpunar JA. A new understanding of intergranular stress corrosion cracking resistance of pipeline steel through grain boundary character and crystallographic texture studies. *Corros Sci* 2009;V.51.P.119-128.
75. El-Danaf E, Baig M, Almajid A, Alshalfan W, Al-Mojil M, Al-Shahrani S. Mechanical, microstructure and texture characterization of API X65 steel. *Material Design* 2013. V.47. P.529-538.
76. Bridier F, Villechaise P, Mendez J. Slip and fatigue crack formation processes in an α/β titanium alloy in relation to crystallographic texture on different scales. *Acta Mater.* 2008. V.56. P.3951-3962.
77. M.A.Mohtadi-Bona, M.Eskandari, J.A.Szpunar Texture, local misorientation, grain boundary and recrystallization fraction in pipeline steels related to hydrogen induced cracking//*Materials Science&Engineering*. 2014. V. A620 P.97–106.
78. Крымская О.А., Перлович Ю.А., Морозов Н.С., Фесенко В.А., Исаенкова М.Г., Ряховских И.В., Есиев Т.С. Влияние послойной текстурной неоднородности труб магистральных газопроводов на их склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением // *Коррозия: территории нефтегаз*. 2015. №2(31). с.48-51.
79. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Иващенко Р.К., Перлович Ю.А., Рачек А.П., Фрезе Н.И. Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена / Под ред. В.И. Трефилова. Киев: Наукова Думка, 1983. 232 с.
80. Бородкина М.М., Спектор Э.Н. Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1981.
81. Малкин А.И., Маршаков А.И., Арабей А.Б. Процессы зарождения и роста коррозионных трещин на стали магистральных трубопроводов. Ч. 1. Современные представления о механизмах коррозионного растрескивания сталей в водных средах // *Коррозия: материалы, защита*. – 2009. – № 10. – С. 1–15.
82. Малкин А.И., Маршаков А.И., Игнатенко В.Э., Арабей А.Б. Процессы зарождения и роста коррозионных трещин на стали магистральных

тубопроводов. Ч. II. Кинетические закономерности и влияние условий эксплуатации на КРН трубных сталей в водных средах // Коррозия: материалы, защита. – 2010. – № 2. – С. 1–13.

83. Крымская О.А., Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Морозов Н.С. Связь послойной неоднородности кристаллографической текстуры и предрасположенности к коррозионному растрескиванию под напряжением применительно к трубам магистральных газопроводов.// Научно-технический сборник ВЕСТИ ГАЗОВОЙ НАУКИ. 2016. № 3 (27). С. 23-29.

84. Власов В.Т., Дубов А.А. Физические основы метода магнитной памяти металла. М.: ЗАО «Тиссо», 2004. 424с.

85. Бочкарев Н.Н., Курочкин А.А. Вибродиагностическое сопровождение внутритрубных объектов // Известия ТПУ. 2010. Том 317. № 2. с. 73 – 77.

86. Бочкарев Н.Н., Курочкин А.А. Вибродиагностический контроль движения внутритрубных объектов в магистральных газопроводах // Нефтегазовое дело. 2012. № 2. с. 86 – 100.

87. Ряховских, И.В. Комплексная методика исследования коррозионно-механических свойств малоуглеродистых низколегированных трубных сталей и оценка их стойкости против КРН: дис. ... канд. тех. наук: 01.04.07 / Ряховских Илья Викторович.– М., 2013.– 155 с.

88. ГОСТ Р 55999-2014. Внутритрубное техническое диагностирование газопроводов, Издательство Росстандарт. 2014.

89. Александров, Ю.В. Неразрушающая диагностика деграционных процессов в металле газопроводов / Ю.В. Александров, Р.В. Агиней, А.Ю. Михалев // Газовая промышленность.- 2011.- №6.- С. 60-63.

90. Афанасьев, А. М., Лабораторный практикум по сопротивлению материалов / А. М. Афанасьев, В. А. Марьин – М.: Высш. шк., 1975.

91. Тимошенко, С. П. История науки о сопротивлении материалов с краткими сведениями об истории теории упругости и теории сооружений. / С. П. Тимошенко – М.: Гостехиздат, 1957.

92. ГОСТ 9454-78. Метод испытания на ударный изгиб. – М.: Изд-во стандартов, 2003.
93. Зорин, А.Е. Влияние длительности эксплуатации на сопротивляемость усталостному разрушению трубной стали контролируемой прокатки класса прочности Х70 / А.Е. Зорин // Научно-технический сборник РГУ нефти и газа «Магистральные и промысловые трубопроводы: проектирование, строительство, эксплуатация и ремонт».- Вып.2.- 2008.- С. 3-5.
94. ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Стандартиформ, 2005.
95. Зорин, А.Е. Разрушение трубных сталей после длительной эксплуатации и упругопластического деформирования / А.Е. Зорин, А.В. Мурадов // Нефть, газ и бизнес.- 2009.- №11.- С. 63-64.
96. ГОСТ 9012-59. Метод измерения твердости по Бринеллю. – М.: Стандартиформ, 2007.
97. ГОСТ 9013-59. Метод измерения твердости по Роквеллу. – М.: Изд-во стандартов, 2001.
98. Потапов, Б.В. Механические испытания металлов: лабораторный практикум. / Б.В. Потапов [и др.]. – Л.: ЛПИ, 1988.
99. РД 50-260-81. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1982.
100. РД 50-345-82. Методические указания. Расчеты на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1983.
101. Шапошников, Н. А. Механические испытания материалов / Н. А. Шапошников. – М.: Машгиз, 1954. 82 15. Механические испытания материалов: лабораторный практикум / А.Н. Гуцин [и др.] – НГТУ. Н. Новгород, 1992.

102. Филиппов, О.В. Ливанова // Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов: Сборник трудов научно-практического семинара / Под общей ред. Б.В. Будзуляка и А.Д. Седых; Науч. ред. В.Н. Чувильдеев.- Н. Новгород: Университетская книга, 2006.- 220 с.- С. 196-209.
103. Степин, П.А. Сопротивление материалов / П.А. Степин – М.: Высш. шк., 1988.
104. Беляев, Н. М. Лабораторные работы по сопротивлению материалов. / Н.М. Беляев. – М: Гостехиздат, 1951.
105. Александров, Ю.В. Ресурсные испытания металла длительно эксплуатируемых газопроводов / Ю.В. Александров, А.С. Кузьбожев, Р.В. Агиней.- СПб.: Недра, 2011.- 304 с.
106. Егурцов, С.А. Оценка структуры и свойств металла трубопроводов КС с различным сроком эксплуатации / С.А. Егурцов, О.В. Коновалова, Л.А. Ефименко // Газовая промышленность.- 2009.- №6.- С. 58-61.
107. Лисин, Ю.В. Трубы держат давление / Ю.В. Лисин // Трубопроводный транспорт нефти.- 2015.- №8.- С. 5-14.
108. Нохрин, А.В. Старение сталей труб магистральных газопроводов /А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского.- 2010.- №5(2).- С. 171-180.
109. Пенкин, А.Г. Оценка степени повреждаемости конструкционной стали 19Г при статическом и циклическом деформировании с использованием метода акустической эмиссии / А.Г. Пенкин, В.Ф. Терентьев // Металлы.- 2004.- №3.С.78-85.
110. Басиев К.Д., Тибилев В.И. Гулуев В.А. Исследование системы микротрещин с целью предотвращения усталостного разрушения конструкций. Вестник МАНЭБ №9(57). Владикавказ, 2002.
111. Кузьмин В.Р., Прохоров В.А., Борисов А.З. Усталостная прочность металлов и долговечность элементов конструкций при нерегулярном нагружении высокого уровня. -М.: Машиностроение. -1998.-254с.

112. Wilmott M.J. Concerning Stress Corrosion Cracking on Canadian Oil and Gas Pipelines // Public Inquiry. Report of NEB, MH-2-95, Nov. 1996. 158 p.
113. Бонищев Б.П. Оценка трещиностойкости труб магистральных газопроводов. / Б.П. Конищев, А.А. Родионов, А.С. Митин. // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева. №2 (81). 2010. С. 77-86.
114. Филиппов, Г.А. Деградационные процессы и их влияние на трещиностойкость трубных сталей после длительной эксплуатации / Г.А. Ямалеев, К.М. Старение металла труб в процессе эксплуатации нефтепроводов: Транспорт и хранение нефти / К.М. Ямалеев.- М.: ВНИИОЭНГ, 1990.- с. 64.
115. Мусаев С.Д. Развитие усталостных трещин в коррозионных средах в условиях циклического нагружения./ Мусаев С.Д. // Материалы Международной научно-практической конференции «Инновации в современной науке». Махачкала, 2014. с. 53-61.
116. Есиев Т.С. Анализ условий работы магистральных трубопроводов двух классов-ключ к пониманию глобальной причины стресс-коррозии. / Т.С. Есиев, О.И. Стеклов. // Известия высших учебных заведений. Нефть и газ. №1. 2002. С. 75-81.
117. Красовский А.Я. Стресс-коррозионные разрушения магистральных трубопроводов. / А.Я. Красовский, И.В. Лохман, И.В. Орыняк. // Проблемы прочности. 2012. №2. С. 23-43.
118. Никифорчин Г.М., Цирульник О.Т. Особенности эксплуатации деградации конструкционных сталей «в объеме» при действии агрессивных сред. / Г.М. Никифорчин, О.Т. Цирульник // Пробл. прочности. 2009. №"6. С.79-94.
119. Кулик Н.С. Математические модели накопления повреждений и трещиностойкости при действии статических и циклических нагрузок. / Н.С. Кулик, А.Г. Кучер, В.Е. Мильцов. // Вестник национального авиационного университета. №40. Том 3. 2009. С. 3-23.

120. Гареев А.Г. Изучение коррозионного растрескивания магистральных газонефтепроводов. / А.Г. Гареев, О.А. Насибуллина, Р.Г. Ризванов. // Электронный научный журнал «Нефтегазовое дело». №6. 2012. С. 126-146.
121. А.И. Трайно., А.А. Немтинов., Н.В. Филатов. Технологические особенности производства штрипсов для газонефтепроводных труб. Производство проката. 2007. №1. С. 2.
122. Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И., Немтинов А.А. Развитие требований к сталям для новых проектов магистральных газопроводов и проблемы обеспечения свойств толстолистового проката для таких труб // Материалы 6-й международной научно-технической конференции «Готовность ОАО «Харцызский трубный завод» к производству труб для высокопрочных трубопроводов»/ 14 - 17 мая 2007 года, г. Ялта.
123. Эфрон Л.И., Настич С.Ю., Столяров В.И., Лубе И.И., Голованов А.В., Филатов Н.В. Рулонная сталь контролируемой прокатки для труб класса прочности К60 // Сталь. 2006. №7. С. 75-78.
124. Бодяев Ю.А., Столяров В.И., Морозов Ю.Д., Настич С.Ю., Корнилов В.Л., Лубе И.И. Применение технологии контролируемой прокатки при производстве рулонной стали для нефтепроводных труб класса прочности до К65 //Металлург. 2006. №8. С. 63-67.
125. Г. Кнеппе, Д. Розенталь. Технология горячей прокатки полосы: задачи на новое столетие // Металлургический завод и технология. 2000. С. 60-71.
126. СТО Газпром 2-5.1-148-2007. Методы испытаний сталей и сварных соединений на коррозионное растрескивание под напряжением М.: Стандарт организации ,2010.
127. Интернет источник http://metallicheckiy-portal.ru/marki_metallov/stk/09G2s.
128. Устройство для определения дефектов образца магистральных трубопроводов. К.Д. Басиев, А.А. Бигулаев, М.Ю. Кодзаев, С.Д. Мусаев, Д.А. Камболов, Г.И. Хабалов. RU 2013137070. Дата рег.10.03.2014.

129. Способ контроля роста усталостной трещины в магистральном трубопроводе. С.Д. Мусаев, С.Я. Бецофен. RU 2015155354. Дата рег. 12.04.2017.
130. ГОСТ 1497-84 Металлы методы испытаний на растяжение. М.: Изд-во стандартов, 2015.
131. Лякишев Н.П. Об оценке влияния длительной эксплуатации на механические свойства и структуру металла магистральных нефтепроводов. / Н.П. Лякишев, М.М. Кантор, В.Н. Тимофеев, А.А. Белкин. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. №1. Том 73. с. 75-82.
132. ГОСТ 9450-76 змерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. М.: Изд-во стандартов, 2015.
133. А.И Трайно., А.А Немтинов., Н.В Филатов. Технологические особенности производства штрипсов для газонефтепроводных труб. Производство проката. 2007. №1. С. 2-3.
134. В.Г.Чирсков. Трубы для сухопутных и морских магистральных трубопроводов высокого давления. М.: 2007. 37 с.
135. Ямалеев, К.М. Влияние изменения физико-механических свойств металла труб на долговечность нефтепроводов / К.М. Ямалеев // Нефтяное хозяйство.- 1985.- №9.- С. 50-53.
136. Дзунович Д.А., Бецофен С.Я., Панин П.В. Методические аспекты количественного текстурного анализа листовых полуфабрикатов из ГПУ-сплавов (Ti, Zr) // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 11. С. 8-16.
137. Бецофен С.Я., Антипов В.В., Князев М.И., Оглодков М.С. Исследование влияния термообработки на фазовый состав, текстуру и механические свойства сплава системы Al-Cu-Li В-1461 // Металлы. 2015. № 6. С. 77-84.
138. Webster T. H. The low temperature fracture behavior of grain oriented 3.25% silicon-iron // Acta Metallurgica. 1970. V. 18. P. 683-691.
139. Masoumi M., Carvalho Silva C., Ferreira Gomes de Abreu H. Effect of crystallographic orientations on the hydrogen-induced cracking resistance

improvement of API 5L X70 pipeline steel under various thermomechanical processing // Corrosion Science. 2016. V. 111. P. 121–131.

140. Venegas V., Caleyó F., Baudin T., Espina-Hernández J.H., Hallen J.M. On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels // Corrosion Science. 2011. V. 53. P. 4204–4212.

141. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015. 486 с.

142. Программа вычисления рентгеновских упругих констант для кубических кристаллов. С.Я. Бецофен, М.И. Князев, И.А. Грушин, С.Д. Мусаев, М.И. Долгова. RU 2017613236. Дата рег.14.03.2017.

143. Пантелеенко Ф.И., Снарский А.С., Крыленко А.В., Шешуков А.Н.. Влияние сероводородного расслоения на механические свойства металла нефтеперерабатывающего оборудования. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. № 12. 2011г. Том 77 С. 52-56.

144. Бецофен С.Я. Влияние агрессивных сред на трещиностойкость стали под нагрузкой. / Бецофен С.Я., Мусаев С.Д.// Деформация и разрушение материалов. - М. 2016. №3. с.26-30.

145. Георгиев М.Н., Межова Н. Я. Распространение коротких усталостных трещин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. № 3. 2006. Том 72. С. 55-58.

146. Горицкий В.М. Влияние параметров структуры на характеристики сопротивления разрушению низкоуглеродистой стали» //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2003. №8 (т.89). С. 39-43.

147. Терентьев В.Ф. Периодичность и стадийность разрушения металлических материалов при усталости // Деформация и разрушение материалов. 2013. №10. С. 2-7.

148. Терентьев В.Ф. Деформация и разрушение металлических материалов при усталости // Деформация и разрушение материалов. 2005. №1. С. 3-10.

149. Басиев К.Д., Бигулаев А.А., Величко Л.Н., Дзюев К.М., Мусаев С.Д. Исследование трубной стали марки X70 при одновременном

воздействии механических напряжений и коррозионной среды // Коррозия: материалы, защита. 2013. № 8. С. 16-18.

150. Мусаев С.Д. Исследование особенностей развития усталостных трещин в магистральных трубопроводах. / Мусаев С.Д., Бецофен С.Я // Деформация и разрушение материалов, 2015, №9, с.40-45.

151. Alderliesten R.C. Analytical prediction model for fatigue crack propagation and delamination growth in Glare // International Journal of Fatigue. 2007. V. 29. P.628–646.

152. Chang Po-Yu, Yang Jenn-Ming. Modeling of fatigue crack growth in notched fiber metal laminates / /International Journal of Fatigue. 2008. V.30. P. 2165–2174.

153. Chang Po-Yu, Yang Jenn-Ming. Modeling of fatigue crack growth in notched fiber metal laminates / /International Journal of Fatigue. 2008. V.30. P. 2165–2174.

154. Пирогов, А.Г. Динамика изменения свойств металла труб при эксплуатации трубопроводов / А.Г. Пирогов // 4 Конгресс нефтепромышленников России «Проблемы и методы обеспечения надежности и безопасности объектов трубопроводного транспорта углеводородного сырья».- Уфа, 2004.- С. 41-49.

155. Казаков Ю.В., Зорин А.Е., Зорин Н.Е. Сопротивляемость газопроводов стресс-коррозионному разрушению в процессе эксплуатации. // Территория нефтегаз. 2013. №11 С. 44-48/

156. Арабей А.Б., Богданов Р.И., Игнатенко В.Э., Ненашева Т.А., Маршаков А.И. Влияние состава коррозионной среды на скорость роста трещины в трубной стали X70 / Физикохимия поверхности и защита материалов. 2011. Т.47. №2. С.208-217/

157. Кодзаев М.Ю. Повышение экологической безопасности при эксплуатации магистральных нефтегазопроводов. / Кодзаев М.Ю. // Диссертация к.т.н.: 25.00.36. – г. Владикавказ. 2006. с. 178

158. Пачурин Г.В. К вопросу о гипотезах коррозионно-усталостного разрушения металлов и сплавов. // Фундаментальные исследования. 2014. №3. С. 28-34/
159. Патент на изобретение №2413195 РФ. МПК G01N 3/00. Способ определения остаточного ресурса трубопроводов. / Сандаков В.А., Бакиев А.В.; заявл. 20.07.2009; опубл. 27.02.2011 бюл. №6/
160. Пенкин, А.Г. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости / А.Г. Пенкин, В.Ф. Терентьев, Л.Г. Маслов.- М.: Интерконтакт наука, 2004.- 70 с/
161. Мусаев С.Д. Выявление коррозионно-механических дефектов и оценка остаточного ресурса магистральных трубопроводов./ С.Д. Мусаев, З.Р. Майрансаев. // Сборник научных трудов по итогам международной научно-практической конференции. 2015 с.36-38.
162. Абдуллин И.Г., Гареев А.Г., Мостовой А.В. Диагностика коррозионного растрескивания трубопроводов. Уфа: Гилем, 2003. 100 с.
163. Басиев К.Д. Разработка методики оценки трещиностойкости стальных конструкций в агрессивных средах./К.Д. Басиев, Д.А. Камболов, С.Д. Мусаев, Г.И. Хабалов. //Сборник материалов республиканской научно-технической конференции «Пути совершенствования качества строительства промышленных и гражданских зданий и инженерных сооружений» г. Владикавказ. 2012. с. 241-248.
164. Басиев К.Д. Исследование развития поверхностных трещин в стальных конструкциях./ К.Д. Басиев, Д.А. Камболов, С.Д. Мусаев, Г.И. Хабалов. // Сборник материалов республиканской научно-технической конференции «Пути совершенствования качества строительства промышленных и гражданских зданий и инженерных сооружений» г. Владикавказ, 2012. С. 231-238.
165. Басиев К.Д. Исследование трубной стали марки Х70 при одновременном воздействии механических напряжений и коррозионной

- среды./ К.Д. Басиев, К.М. Дзиев, Л.Н. Величко, А.А. Бигулаев, С.Д. Мусаев.
// Коррозия: материалы и защита. М. 2013. №8. с.16-18.
166. Целиков А.И., Гришаев А.И. «Теория прокатки». М. Металлургия. 1970, 340.
167. Truszkowski W., Krol J., Major B. Inhomogeneity of rolling texture in fcc metals// Metallurgical Transactions A. 1980. V.11A. May. P.749-758.
168. Бецофен С.Я. Количественные характеристики текстуры магистральных труб./ С.Я. Бецофен, Г.А. Филиппов, А.М. Арсенкин, С.Д. Мусаев, В.И. Славов // Деформация и разрушение материалов. – М. 2017. №8. с. 30-38.
169. Славов В.И., Попкова Н.А., Бецофен С.Я. Влияние температурных режимов горячей прокатки на структуру и свойства штрипсового проката//ОАО «Черметинформация». Бюллетень «Черная металлургия», 2007. №10. 41-48.
170. Горицкий В.М. Влияние параметров структуры на характеристики сопротивления разрушению низкоуглеродистой стали» //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2003. №8 (т.89). С. 39-43.
171. Нижельский Д.В., Науменко А.А., Морозов Ю.Д., Шабалов И.П., Якушев Е.В. Использование ускоренного охлаждения при термомеханической прокатке для экономного легирования стали класса прочности К60 (Х70) // Металлург. 2013. №8. С. 63-69.
172. Хлусова Е.И., Михайлов М.С., Орлов В.В. Особенности формирования структуры толстолистовой низкоуглеродистой стали при термической обработке // Деформация и разрушение материалов. 2007. №6. С. 18-24.
173. Shipilov S.A. and May I.L. Structural integrity of aging buried pipelines having cathodic protection // Eng. Failure Analysis. 2006. №13. P. 1159-1176.
174. Красовский А.Я., Лохман И.В., Орыняк И.В. Стресс-коррозионные разрушения магистральных трубопроводов. // Проблемы прочности. 2012. №2. С.23-43.

175. Бигулаев А.А., Мусаев С.Д., Преимущество ультразвукового контроля при выявлении коррозионно-механических дефектов магистральных газопроводов. / Экономика и социум. 2014. №1 (10) С.78-82
176. Webster T. H. The low temperature fracture behavior of grain oriented 3.25% silicon-iron // Acta Metallurgica. 1970. V. 18. P. 683-691.
177. Joo S., Suh D., Bae J., Bahdeshia H. Role of delamination and crystallography on anisotropy of charpy toughness in API-X80 steel // Materials Science and Engineering. 2012. V. A546. P. 314-322.
178. Mouriño N.S., Petrov R., Bae J.H., Kim K., Kestens L.I. Texture dependent mechanical anisotropy of X80 pipeline steel // Advanced Engineering Materials. 2010. V. 12. P. 973–980.
179. Мусаев С.Д., Бецофен С.Я. Выявление и развитие усталостных трещин в магистральных трубопроводах // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 9. С. 40-45.
180. Masoumi M., Carvalho Silva C., Ferreira Gomes de Abreu H. Effect of crystallographic orientations on the hydrogen-induced cracking resistance improvement of API 5L X70 pipeline steel under various thermomechanical processing // Corrosion Science. 2016. V. 111. P. 121–131.
181. Venegas V., Caleyó F., Baudin T., Espina-Hernández J.H., Hallen J.M. On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels // Corrosion Science. 2011. V. 53. P. 4204–4212.
182. Славов В.И., Попкова Н.А., Бецофен С.Я. Влияние температурных режимов горячей прокатки на структуру и свойства штрипсового проката // Черная металлургия. 2007. № 10. С. 41-48.
183. Nafisi S., Arafin M.A., Collins L., Szpunar J. Texture and mechanical properties of API X100 steel manufactured under various thermomechanical cycles // Materials Science and Engineering. 2012. V. A531. P. 2–11.
184. Tanaka T. Controlled rolling of steel plate and strip // International Metals Reviews. 1981. V. 26. P. 185-212.

185. Bleck W., Grossterlinden R., Lotter U., Relp C.-P. Textures in steel sheets // *Materials Technology*. 1991. N 12. P. 580-586.
186. Sakai T., Saito Y., Kato K. Texture formation in low carbon Ti bearing steel sheets by high speed hot rolling in ferrite region // *Trans. Iron Steel Inst. Japan*. 1988. N 12. P. 1036-1042.
187. Holscher M., Raabe D., Lucke K. Rolling and recrystallization texture of bcc steels // *Materials Technology*. 1991. N 12. P. 567-575.
188. Дзунович Д.А., Бецофен С.Я., Панин П.В. Методические аспекты количественного текстурного анализа листовых полуфабрикатов из ГПУ-сплавов (Ti, Zr) // *Деформация и разрушение материалов*. 2016. № 11. С. 8-16.
189. Бецофен С.Я., Антипов В.В., Князев М.И., Оглодков М.С. Исследование влияния термообработки на фазовый состав, текстуру и механические свойства сплава системы Al-Cu-Li В-1461 // *Металлы*. 2015. № 6. С. 77-84.
190. Ray R.K., JONAS J. J., Butron-Guilen M.P., Savoie J. Transformation textures in steels // *ISIJ International*. 1994. V. 34. P. 927-942.
191. Bruckner G., Gottstein G. Transformation textures during diffusional $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ phase transformations in ferritic steels // *ISIJ International*. 2001. V. 41. P. 468-477.
192. Лобанов М.Л., Данилов С.В., Струин А.О., Бородина М.Д., Пышминцев И.Ю. Структурная и текстурная наследственность при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали // *Вестник ЮУрГУ. Сер. Металлургия*. 2016. Т. 16. № 2. С. 46-54.
193. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука. 2015. 486 с.
194. Программа вычисления рентгеновских упругих констант для кубических кристаллов. С.Я. Бецофен, М.И. Князев, И.А. Грушин, С.Д. Мусаев, М.И. Долгова. RU 2017613236. Дата рег.14.03.2017.

195. Alderliesten R.C. Analytical prediction model for fatigue crack propagation and delamination growth in Glare // International Journal of Fatigue. 2007. V. 29. P.628–646.
196. Chang Po-Yu, Yang Jenn-Ming. Modeling of fatigue crack growth in notched fiber metal laminates / /International Journal of Fatigue. 2008. V.30. P. 2165–2174.
197. Целиков А.И., Гришаев А.И. «Теория прокатки». М. Metallurgy. 1970, 340 с.
198. Truskowski W., Krol J., Major B. Inhomogeneity of rolling texture in fcc metals// Metallurgical Transactions A. 1980. V.11A. May. P.749-758.