

На правах рукописи

Морозов Николай Сергеевич

**ВЛИЯНИЕ ПОСЛОЙНОЙ ТЕКСТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА
СТОЙКОСТЬ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД
НАПРЯЖЕНИЕМ СТАЛЬНЫХ ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ
ГАЗОПРОВОДОВ**

Специальность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

**диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук**

Автор:



Москва, 2022

Работа выполнена в федеральном государственном автономном
образовательном учреждении высшего образования
Национальном исследовательском ядерном университете «МИФИ»
(НИЯУ МИФИ)

Научный руководитель: **Исаенкова Маргарита Геннадьевна**
доцент, доктор физико-математических наук, профессор
отделения ядерной физики и технологий офиса
образовательных программ НИЯУ МИФИ, г. Москва

Официальные оппоненты **Баннх Игорь Олегович**
доктор технических наук, ведущий научный сотрудник,
Институт металлургии и материаловедения им. А.А.
Байкова Российской академии наук, г. Москва

Еникеев Нариман Айратович
доктор физико-математических наук, старший научный
сотрудник, профессор Института авиационных
технологий и материалов Уфимского государственного
авиационного технического университета, г. Уфа

Яковлева Анна Петровна
кандидат технических наук, доцент Московского
государственного технического университета им.
Н. Э. Баумана, г. Москва

Защита диссертации состоится «28» сентября 2022 г. в 15.00 часов. на
заседании диссертационного совета МИФИ.01.03 в НИЯУ МИФИ по адресу:
115409, г. Москва, Каширское шоссе, 31.

Телефон: +7 (499) 324-87-66, факс: +7 (499) 324-21-11.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИЯУ МИФИ и на
сайте <https://ds.mephi.ru>.

Автореферат разослан «___» _____ 20__ г.

Просим принять участие в работе совета и прислать отзыв в двух
экземплярах, заверенных печатью организации, по адресу НИЯУ МИФИ.

Ученый секретарь диссертационного совета,
кандидат технических наук, доцент



Е.Г. Куликов

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы

Проблема коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) в последние годы стала особенно актуальной в странах, обладающих протяженной системой труб магистральных газопроводов (МГ) высокого давления. На данный момент проблема установления остаточного ресурса труб с обнаруженными дефектами КРН остается нерешенной. При этом практика показывает, что в силу совокупного влияния ряда причин, в частности, условий эксплуатации, а также технологии производства труб, большое количество мелких трещин глубиной менее 15% от толщины стенки трубы не развивается при дальнейшей эксплуатации при условии изолирования поверхности трубы от воздействия внешней коррозионно-активной среды. Однако, отдельные аспекты научного объяснения данного эффекта требуют дополнительного обоснования и эмпирического подтверждения. В настоящее время большинство исследователей сходятся во мнении, что КРН обусловлено совместным действием трех факторов: наличием коррозионно-активной среды, склонностью материала к КРН и локальными растягивающими напряжениями. Очевидно, что трубы МГ подвержены воздействию внешних факторов, борьба с которыми во многих случаях представляет определенные трудности. К ним относится, прежде всего, действие коррозионно-активной среды, противостоять которой можно, только применяя изолирующие покрытия. Говоря о склонности материала труб к КРН, нецелесообразно обсуждать возможности принципиального изменения их химического состава путем легирования из-за экономической неприемлемости такого решения. То же относится и к применению для изготовления труб МГ сталей повышенных классов прочности и усложненной технологии производства листов. Более эффективным является подход к проблеме КРН, при котором рассматриваются структурные особенности труб, которые могут способствовать замедлению распространения коррозионных трещин вглубь стенки, а не устранять причины их возникновения.

Однако на сегодняшний день практически не исследована связь между склонностью трубных сталей к КРН и такими характеристиками материала, как текстурные и структурные параметры, а также их неоднородность по толщине стенки трубы. При этом как кристаллографическая ориентация зерен, так и

степень искаженности их решетки могут играть важную роль в процессах зарождения, роста, а также стабилизации трещин в трубах МГ.

Таким образом, актуальным является выявление в трубах МГ оптимальных текстурных и структурных параметров и характера распределения остаточных напряжений, что способствует более глубокому пониманию механизмов зарождения и развития трещин КРН, объяснению их стабилизации, а также развитию способов формирования в трубах оптимальной кристаллографической текстуры, повышающей их стойкость к КРН.

Цель работы

Целью работы явилось выявление влияния послойной текстурной и структурной неоднородности и остаточных макронапряжений на стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением стальных труб магистральных газопроводов.

Для достижения указанной цели решены следующие задачи:

- выявлены закономерности формирования текстурной и структурной неоднородности основного металла и материала вблизи технологических сварных соединений труб МГ и степень их влияния на стойкость стали к КРН;
- построены эпюры остаточных тангенциальных макронапряжений по толщине стенки труб магистральных газопроводов и установлено влияние вида эпюр на распространение КРН-трещин;
- определены механизмы стабилизации коррозионных трещин в стальных трубах МГ за счет наличия текстурной и субструктурной неоднородности материала;
- обоснованы критерии оценки склонности труб к КРН и предложены рекомендации по технологии горячей прокатки листов, из которых изготавливаются трубы МГ, с целью повышения их стойкости к КРН.

Научная новизна работы:

1. Впервые проведено исследование послойной текстурной неоднородности труб магистральных газопроводов из стали категории прочности X70, установлено различие текстуры в зависимости от завода-изготовителя в рамках одной технологии прокатки.

2. Впервые установлено, что более высокая степень выраженности текстуры характеризует повышенную стойкость материала труб к КРН.

Предложена классификация труб по количественным параметрам текстуры, позволяющая оценить их склонность к КРН.

3. Выявлено, что характер распределения остаточных тангенциальных макронапряжений по толщине стенки труб различных групп практически идентичен: на внешней поверхности σ_{0T} составляет порядка 330-340 МПа, затем они линейно снижаются практически до нулевых значений в районе 0,2 от толщины стенки.

4. Впервые установлены механизмы торможения КРН-трещин в зависимости от текстурной и структурной неоднородности и характера остаточных макронапряжений материала труб МГ. Транскристаллитным трещинам препятствует резкая переориентация зерен на их пути – КРН-трещины при этом останавливаются. Движение интеркристаллитных трещин интенсифицируется при усилении взаимной разориентации зерен в области распространения трещин, но их торможение также связано с послойным изменением текстуры.

5. Впервые исследованы кристаллографические текстуры различных зон материала вблизи технологических сварных соединений труб МГ. Показано, что рассеяние текстуры (снижение степени ее выраженности) в материале, прилегающем к зоне сварного соединения, в совокупности с повышенными остаточными макронапряжениями обуславливает повышенную склонность этих областей к КРН.

Теоретическая и практическая значимость работы

Теоретическая значимость заключается в установлении механизмов торможения трещин в стальных трубах в зависимости от их послойной текстурной и субструктурной неоднородности и остаточных макронапряжений.

Практическая значимость заключается в разработке рекомендаций по оптимизации технологических режимов горячей прокатки стальных листов и технологии их формовки для повышения стойкости к коррозионному растрескиванию под напряжением труб магистральных газопроводов.

Полученные в ходе диссертационного исследования результаты использованы при выполнении следующих научных проектов:

– проект РФФИ №18-32-00619 (мол_а) на выполнение научно-исследовательской работы (НИР) по теме «Определение вклада разных процессов пластической деформации в формирование структуры листа из

ферритной низкоуглеродистой стали по особенностям текстуры его горячей прокатки» в 2018-2019 годах, руководителем исследования являлся соискатель диссертации;

– договор с ООО «Газпром ВНИИГАЗ» на выполнение НИР № 00-3-009-0300 от 02.03.2017 г. по теме «Рентгеновское исследование послойной текстурной и структурной неоднородности образцов материала труб»;

– Задание Министерства образования и науки Российской Федерации № 3.2228.2017/ПЧ от 09.01.2017 г. по теме «Снижение склонности к коррозионному растрескиванию труб магистральных газопроводов путем создания в них послойной текстурной неоднородности».

Основные положения, выносимые на защиту:

- Выявленные различия в послойной текстурной неоднородности стальных труб МГ из ферритно-перлитных сталей категории прочности Х70, полученных с помощью контролируемой прокатки.

- Установленная зависимость стойкости к КРН стальных труб МГ от характера послойной текстурной и структурной неоднородности.

- Измеренные величины и характер распределения остаточных макронапряжений по толщине стенки труб, а также степень их влияния на распространение КРН-трещин.

- Механизмы торможения транскристаллитных и интеркристаллитных КРН-трещин в зависимости от текстурной и структурной неоднородности материала труб МГ.

- Параметры субструктурной неоднородности материала труб, которые влияют на механизмы разветвления трещин в трубах с острой текстурой, связанные с присутствием радиальной компоненты остаточных микронапряжений.

Достоверность научных положений, результатов и выводов

обусловлена применением комплекса общепризнанных методов исследования текстуры и структуры материалов, использованием современного сертифицированного оборудования, оценкой погрешности проведённых измерений, а также воспроизводимостью экспериментальных результатов. Анализ результатов исследований основан на современных представлениях о субструктуре, кристаллографической текстуре и физических свойствах

изученных объектов. Теоретические положения и результаты моделирования не противоречат литературным и известным экспериментальным данным.

Личный вклад автора. Автор принимал непосредственное участие в получении экспериментальных результатов, адаптации рентгеновских методик к особенностям образцов, обработке полученных данных различными компьютерными программами, систематизации результатов, в их обсуждении, в подготовке публикаций и докладов на конференции.

Апробация работы. Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на следующих конференциях: 10-ая Международная школа-конференция для молодых ученых и специалистов (г. Москва, 2015 г.); I, II, III Научно-практический молодежный семинар «Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением» (пос. Развилка, 2015, 2016, 2017 гг.); 19-ая международная конференция по деформации металлов ESAFORM-2016 (Франция, г. Нант, 2016 г.); 9-ая Международная конференция производству и обработке материалов THERMEC-2016 (Австрия, г. Грац, 2016 г.); 13-ая Международная школа-конференция «Новые материалы – жизненный цикл материалов: старение и деградация материалов в процессе эксплуатации ЯЭУ» (г. Москва, 2016 г.); 15-ая Международная школа-конференция «Новые материалы – материалы инновационной энергетики: разработка, методы исследования и применение. Проблемы создания новых материалов» (г. Москва, 2017 г.); IV Международный научно-практический семинар «Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением» (пос. Развилка, 2018 г.); 16-ая Международная школа-конференция для молодых ученых и специалистов «Новые материалы – толерантное ядерное топливо» (г. Москва, 2018 г.); XXVI международная научная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых "Ломоносов" (г. Москва, 2019 г.); 17-ая Международная школа-конференция для молодых ученых и специалистов «Новые материалы – перспективные технологии» (г. Москва, 2019 г.); Европейский конгресс и выставка по передовым материалам и процессам EUROMAT-2019 (Швеция, г. Стокгольм, 2019 г.).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 18 работ, из них 7 научных статей, 4 из которых в журналах, входящих в перечень ВАК, либо в базы данных Scopus и Web of Science.

Объем и структура диссертации. Диссертационная работа изложена на 132 страницах, содержит 90 рисунков, 6 таблиц, состоит из введения, пяти глав, выводов и списка использованных литературных источников из 92 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении описано современное состояние проблемы, обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цели и задачи исследования, указана научная новизна, практическая значимость работы, приведены положения, выносимые на защиту.

В первой главе систематизированы данные о процессах, протекающих в материале труб при КРН, формировании кристаллографической текстуры и структуры при горячей прокатке в сталях с низким содержанием углерода и легируемых добавок. Проведен анализ работ по формированию напряженно-деформированного состояния материала труб при их эксплуатации.

Во второй главе описаны методы исследования труб и способы подготовки образцов для различного рода исследований. Для анализа кристаллографической текстуры использовались стандартный рентгеновский метод съемки прямых полюсных фигур (ППФ) с последующим расчетом функции распределения зерен по ориентациям (ФРО) и метод дифракции обратно-рассеянных электронов для получения ориентационных карт.

Для количественной оценки послойной текстурной неоднородности труб МГ использовалась степень «остроты» текстуры (т.е. преобладание зерен определенных ориентировок по сравнению с бестекстурным материалом, для которого вероятность обнаружения зерен любой ориентации одинакова), которую оценивали по т.н. текстурному индексу T_f (для бестекстурного образца $T_f = 1$, а для идеального монокристалла $T_f = \infty$, тогда как промежуточные значения параметра T_f отвечают постепенному усилению «остроты текстуры»), определяемому интегрированием квадратов значений ФРО ($f(g)$) по всему ориентационному пространству g :

$$T_f = \oint f(g)^2 dg. \quad (1)$$

Ошибка расчета остроты текстуры соответствует ошибке, возникающей при восстановлении ФРО, и представляет собой среднее отклонение полюсных плотностей P в каждой точке i измеренной области стереографической проекции всех ППФ, используемых в расчетах:

$$\Delta T_f = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N \left[\frac{1}{I} \sum_{i=1}^I \left| \frac{\{P_{\text{экс}}\}_i - \{P_{\text{расч}}\}_i}{\{P_{\text{экс}}\}_i} \right| \cdot 100\% \right], \quad (2)$$

где $\{P_{\text{экс}}\}_i$ – экспериментальная полюсная плотность в i -ой точке стереографической проекции; $\{P_{\text{расч}}\}_i$ – рассчитанная полюсная плотность в i -ой точке стереографической проекции; I – количество экспериментально измеренных точек стереографической проекции; N – количество ППФ, использованных при расчёте ФРО.

Помимо этого, для количественной характеристики текстурной неоднородности по толщине стенки труб использовались соотношения интенсивностей различных рентгеновских линий, записанных с $\perp$ НП ($\perp L$) поверхностей трубы: T_α/T_{gs} и T_α/T_γ , характеризующие соотношения объемных долей текстурных компонент α -волокна и компоненты T_{gs} (кристаллографические индексы $\{110\}\langle 001 \rangle$) в первом случае, а во втором – α -волокна и суммы текстурных компонент $\{111\}\langle 112 \rangle$ и $\{554\}\langle 225 \rangle$ (вследствие их близкого расположения в ориентационном пространстве) (рисунок 1). Распределения этих величин по толщине стенки труб рассчитывались по соотношениям интегральных интенсивностей рентгеновских линий I_{110}/I_{200} и I_{110}/I_{112} соответственно. Ошибка расчета соотношения интенсивностей линий I_1/I_2 имеет следующий вид:

$$\Delta \left(\frac{I_1}{I_2} \right) = \sqrt{\frac{1}{I_1^2} + \frac{1}{I_2^2}}, \quad (3)$$

Для анализа субструктурной неоднородности исследованных участков МГ по адаптированной к дифрактометру D8 Discover методике были записаны обобщенные полюсные фигуры.

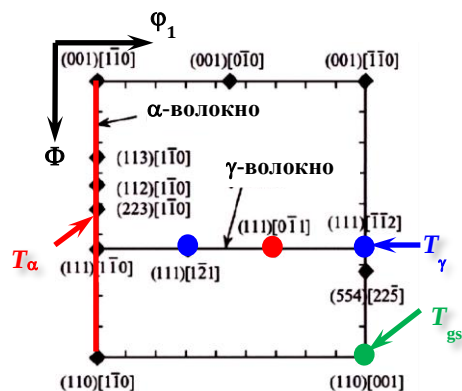


Рисунок 1 – Схема распределения текстурных компонент на сечении ФРО, для которых определялись соотношения объемных долей

Для примера на рисунке 2 приведены характерные ОППФ $\{110\}$ и $\{100\}$ трубы группы А, по которым видно, что зерна, относящиеся к текстурой компоненте α -волокна ($\{001-113\}\langle 110\rangle$), имеют более низкое значение полуширины рентгеновских отражений, т.е. более низкую искаженность кристаллической решетки, тогда как зерна компонента γ -волокна ($\{111\}\langle 112\rangle$) в совокупности с дополнительной $\{554\}\langle 225\rangle$ более наклепаны и, соответственно, более мелкодисперсные.

В качестве количественных параметров субструктурной неоднородности используются следующие характеристики: средневзвешенное по всей ОППФ физическое уширение $\langle \beta_{200} \rangle$, которое пропорционально средней величине накопленной пластической деформации в исследуемом объеме; полуширины распределений объемных долей зерен по физическому уширению –

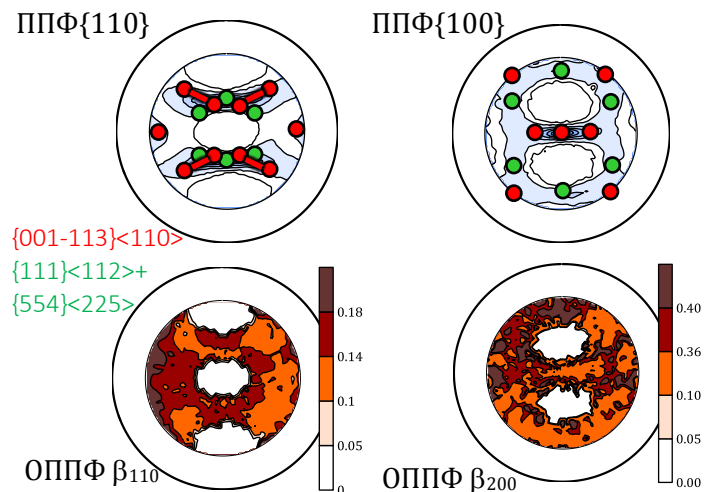


Рисунок 2 – Характерные ОППФ $\{110\}$ и $\{100\}$ металла трубы

распределений объемных долей зерен по физическому уширению – $\text{FWHM}(\beta_{200})$, и по величинам микродеформаций – $\text{FWHM}\left(\frac{\Delta d}{d}\right)$. Эти параметры служат оценочными для величины накопленной пластической деформации и интегральной характеристики остаточных упругих напряжений, соответственно, поэтому величина $\text{FWHM}\left(\frac{\Delta d}{d}\right)$ пропорциональна запасенной упругой энергии. Относительную погрешность измерения микродеформаций в образце можно представить следующим образом:

$$\Delta\left(\frac{\Delta d}{d}\right) = \text{ctg}\theta \cdot \frac{\Delta\theta}{\theta}, \quad (4)$$

где θ – угол дифракции рентгеновского пучка; $\Delta\theta$ – систематическая погрешность дифрактометра, которая равна $0,02^\circ$.

Для измерения тангенциальных остаточных макронапряжений (или напряжений I рода), действующих в различных слоях по толщине стенки труб МГ, использовался рентгеновский метод, адаптированный под особенности исследованных труб. Изучение проводилось в сечении, перпендикулярном оси трубы. Запись рентгеновских линий осуществлялась на дифрактометре Bruker

D8 DISCOVER с использованием излучения $\text{CuK}\alpha$, регистрировалась линия (310) феррита (угол Вульфа-Брэгга $2\theta=116,3^\circ$) при углах наклона образца $\psi=0, 10, \dots, 50^\circ$. Съемка проводилась с помощью узкого пучка для последовательных слоев с поперечной поверхности (т.е. $\perp$ оси трубы) образцов длиной 50 мм вдоль окружности трубы. Ошибка измерения положения линии при анализе макронапряжений обусловлена систематической погрешностью дифрактометра $\Delta\theta$.

В третьей главе исследована неоднородность кристаллографической текстуры и структуры основного металла труб МГ, полученных горячей прокаткой.

По микроструктурным исследованиям и по анализу локальных текстур методом дифракции обратно рассеянных электронов (рисунок 3), обнаружен различный характер распространения трещин КРН в трубах. Они были разделены на две между собой. В одной группе труб (*группа А*) трещины КРН разветвляются на определенной глубине, приблизительно под 45° , при этом глубина их, измеренная с помощью метода вихре-токовой дефектоскопии (ВТД) при проведении на МГ ремонтных работ, не превышала $0,15t$, (где t – толщина стенки трубы). Другая же группа (*группа В*) характеризуется преимущественным развитием трещин практически вдоль

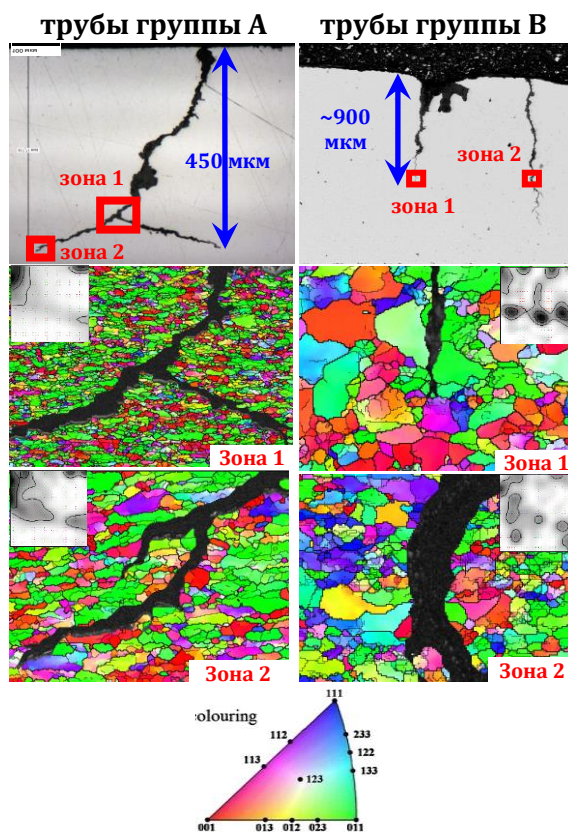


Рисунок 3 – Различный характер распространения трещин по толщине стенки труб различных групп

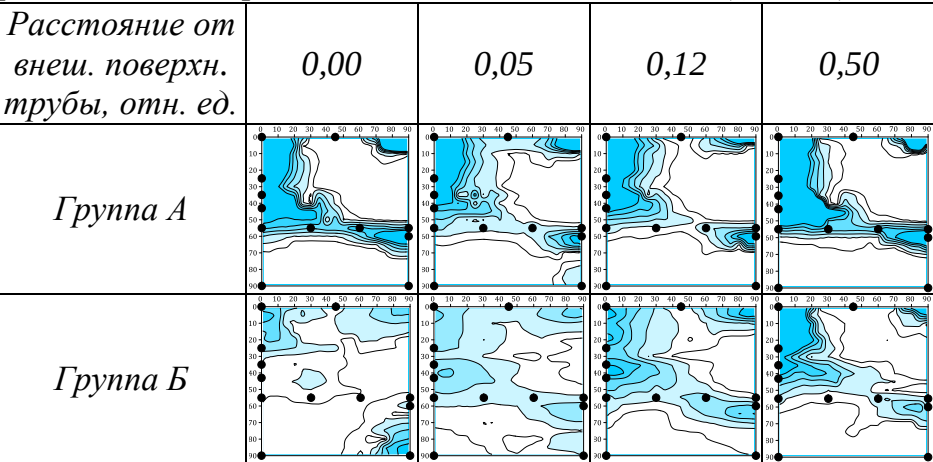
прямой линий, перпендикулярной поверхности трубы, глубина их в среднем больше $0,15t$, а на некоторых участках достигает $0,45t$. Данные наглядно иллюстрируют, что транскристаллитная трещина останавливается при достижении зерна с ориентацией отличной от той, вдоль которой шло ее распространение изначально. Также видно, что преобладание в поверхностных слоях компонент $\{001-111\}\langle 110 \rangle$ снижает склонность труб к КРН. Поскольку EBSD-метод определения текстуры является локальным, использование

рентгеновских методов анализа текстурной неоднородности позволяет увеличить как исследуемую область материала, так и статистическую значимость полученных данных.

Для выявления количественных характеристик послойной неоднородности текстуры труб, полученных по технологии контролируемой прокатки, проведены измерения ППФ и построение ФРО для послойно стравливаемых слоев образцов труб двух групп. Полученные сечения ФРО

представлены в таблице 1. Расстояние оценивается в относительно толщины стенки трубы и отсчитывается от внешней поверхности. Анализ представленных се-

Таблица 1 – Послойное изменение текстуры образцов различных МГ, представленное на сечении ФРО ($\varphi_2=45^\circ$)



чений ФРО сви-детельствует о зна-чительной текстур-ной неоднородно-сти по толщине стенки всех труб, характер которой, однако различается в зависимости от конкретной трубы. Так внутренние слои трубы характеризуются сочетанием компонент, характерным для текстуры фазового превращения деформированного аустенита (γ -фаза). Это означает, что прокатку труб проводили при температурах более низких, чем температура рекристаллизации аустенита. Основными текстурными компонентами труб в этом случае являются совокупность компонент α -волокна $\{001-111\}\langle 110 \rangle$ (множество зерен, у которых кристаллографические нормали $\langle 110 \rangle \parallel$ направлению прокатки (НП)) и γ -волокна $\{111\}\langle 112-110 \rangle$ (кристаллографические плоскости $\{111\} \parallel$ плоскости прокатки (ПП)), плюс дополнительная компонента $\{554\}\langle 225 \rangle$.

Результаты рентгеновской съемки интерпретируются следующим образом. Если бы труба содержала преимущественно только зерна α -волокна, то интенсивность линии (110) многократно превышала бы интенсивности других линий и взаимная разориентация зерен трубы не превышала бы взаимную

разориентацию зерен α -волокна, то есть 25-30⁰. Если, помимо зерен α -волокна, в трубе присутствуют зерна γ -волокна, у которых НП совпадает с направлением $\langle 211 \rangle$, или зерна с аномальной ориентацией $\{110\} \langle 100 \rangle$, у которых НП совпадает с направлением $\langle 100 \rangle$, то взаимная разориентация зерен трубы возрастает. Поэтому, чем меньше отношения T_α/T_γ или T_α/T_{gs} , тем больше взаимная разориентация зерен трубы. А как известно, с увеличением взаимной разориентации зерен их взаимосвязь ослабляется, и интеркристаллитная трещина продвигается по границе этих зерен легче, так как облегчается доступ коррозионно-активной среды и снижается уровень растягивающих макронапряжений, необходимых для разрыва межзеренных связей. Таким образом, снижение отношений T_α/T_γ и T_α/T_{gs} благоприятно для развития интеркристаллитной коррозии.

Из рисунка 4 следует, что, когда величина T_α/T_γ оказывается меньше 8, взаимная разориентация зерен трубы становится достаточно большой для развития интеркристаллитных трещин и глубина их растет, насколько это возможно при действующих в стенке трубы макронапряжениях. Сравнивая кривые $(T_\alpha/T_{gs})(t)$ для

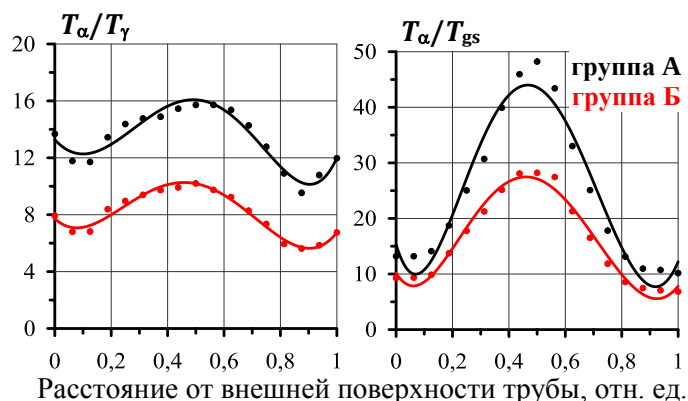


Рисунок 4 – Распределение усредненных по группам текстурных характеристик по толщине стенки труб

труб групп А и Б, видим, что в трубе группы А относительное содержание компонент α -волокна, как и величина отношения T_α/T_{gs} , растут по мере приближения к центральным слоям листа, а это означает, что взаимная разориентация зерен в стенке трубы группы А дополнительно уменьшается по сравнению с наблюдаемой в трубе группы Б. Следовательно, вероятность образования интеркристаллитных трещин в трубе группы Б растет при удалении от поверхности трубы, а так как эти трещины могут двигаться при меньшем уровне макронапряжений, глубина трещин в трубе группы Б оказывается большей, чем в трубе группы А. Это сказывается на склонности к КРН за счет увеличенной плотности границ зерен, приводящей к усилению коррозии. При этом зерна, относящиеся к различным компонентам текстуры

прокатки, находятся либо в состоянии упругого сжатия, либо упругого растяжения.

Анализ совокупности полученных данных из ОППФ (рисунки 5-6) свидетельствует о том, что внешняя поверхность труб как группы А, так и группы Б имеет более высокий уровень накопленной пластической деформации, что наблюдается по повышенным значениям $\langle \beta_{200} \rangle$. Это может свидетельствовать о более высоких величинах механических свойств во внешних слоях труб. При этом разброс физического уширения ($FWHM(\beta_{200})$) во внешних и внутренних слоях труб группы Б выше, что говорит о большей неоднородности накопленной искаженности решетки и может приводить к нестабильности характеристик материала, а также увеличению напряжений между слоями.

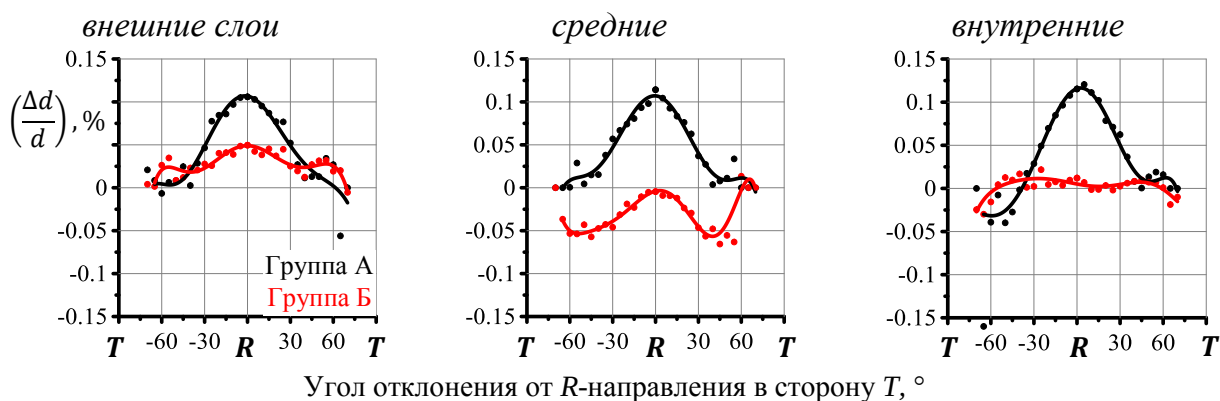


Рисунок 5 – Распределение микродеформаций по T - R - T сечению ОППФ $\left(\frac{\Delta d}{d}\right)_{200}$ для различных слоев исследованных труб

На рисунке 5 приведены распределения упругих микродеформаций в различных слоях по сечению труб, проходящему через их радиальное и тангенциальное направления (T - R - T сечение). Видно, что в радиальном направлении труб группы А микродеформации, а соответственно и

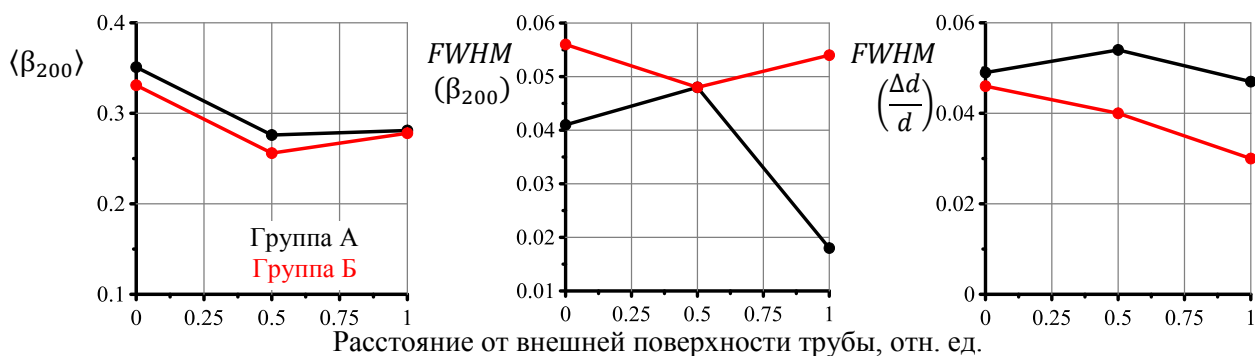


Рисунок 6 – Распределение средневзвешенной полуширины рентгеновской линии $\langle \beta_{200} \rangle$ и полуширин $FWHM(\beta_{200})$ и $FWHM\left(\frac{\Delta d}{d}\right)$ по толщине стенки труб

микронапряжения, растягивающие и по значению выше, чем в трубах группы Б. Это объясняет разветвленность трещин, характерную для первых: для отклонения трещин от распространения перпендикулярно поверхности трубы необходимо наличие радиальной компоненты напряжений, что более подробно рассмотрено в следующем пункте. В трубах группы А характер ОППФ $\left(\frac{\Delta d}{d}\right)$ практически идентичен в различных слоях, в то время, как ОППФ $\left(\frac{\Delta d}{d}\right)$ труб группы Б более размыты и к тому же имеют резкие изменения при переходе ко внутренним слоям трубы, что сказывается и на полуширине распределения $FWHM\left(\frac{\Delta d}{d}\right)$.

На рисунке 7 приведены примеры распределений субструктурных характеристик в трубах «аварийного» запаса и после эксплуатации с различными типами обнаруженных дефектов – трещин КРН и расслоения металла вдоль образующей в трубе. Сравнение количественных параметров

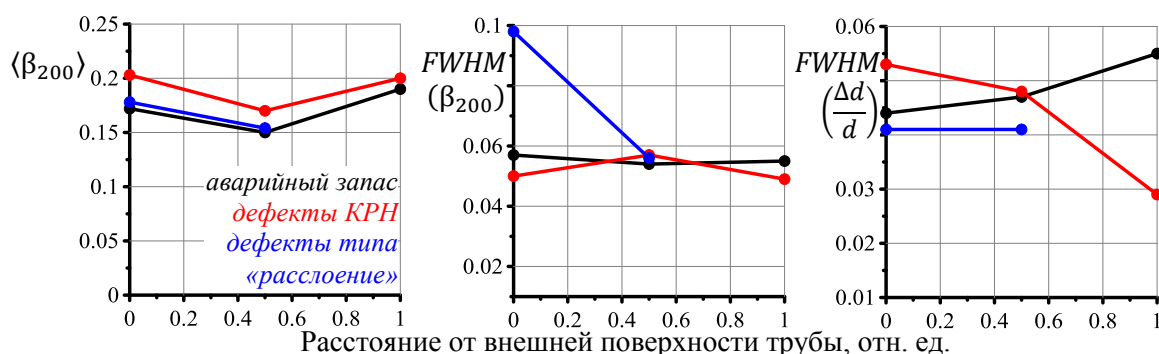


Рисунок 7 – Распределение средневзвешенной полуширины рентгеновской линии $\langle \beta_{200} \rangle$ и полуширин $FWHM(\beta_{200})$ и $FWHM\left(\frac{\Delta d}{d}\right)$ по толщине стенки труб из «аварийного» запаса и после эксплуатации

субструктурной неоднородности труб из «аварийного» запаса и после эксплуатации указывает на то, что в процессе эксплуатации величина $\langle \beta_{200} \rangle$ существенно не изменяется, ее значения для труб «аварийного» запаса и с обнаруженным расслоением практически одинаково, однако ее разброс ($FWHM(\beta_{200})$) во втором случае гораздо выше, что отрицательно сказывается на свойствах металла. Повышенные значения $FWHM(\beta_{200})$ свидетельствуют о недостаточной степени деформации в процессе прокатки листов, т.е. неправильно подобранных режимах обжатий и температурах на последовательных этапах.

Таким образом, послойная неоднородность текстуры и субструктурных параметров труб в состоянии поставки и после эксплуатации в составе МГ

имеет одинаковый характер, т.е. возникновение такой неоднородности не связано с эксплуатационными нагрузками.

Учитывая неоднородность распределения остаточных напряжений по окружности труб, определяемую различием технологий их изготовления, провести расчеты представляется довольно сложной задачей. Среди экспериментальных методов определения напряжений наибольшей достоверностью обладают метод сверления отверстий и рентгеновские методы. При этом если в первом случае возможно определить напряжения только на поверхности трубы, то рентгеновские методы позволяют исследовать распределение напряжений по толщине стенки при условии вырезки образцов достаточной длины, для которой не произошло их полной релаксации.

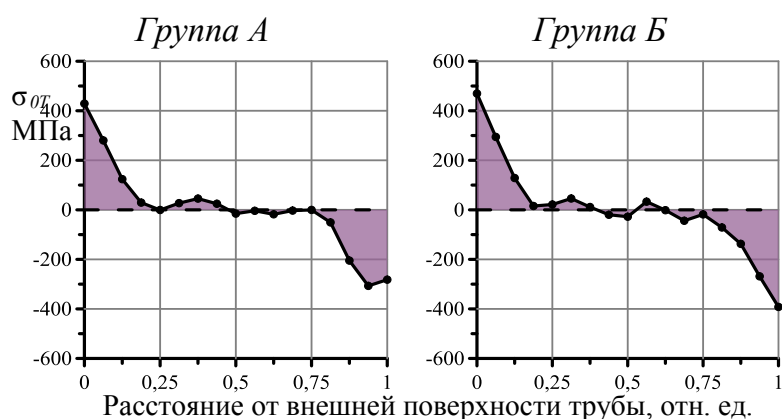
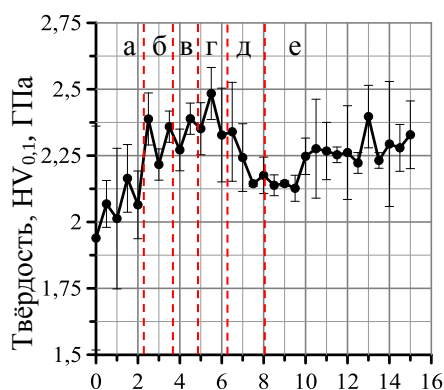


Рисунок 8 – Пример распределения остаточных напряжений по толщине стенки трубы

В четвертой главе исследована текстурная и структурная неоднородность материала в зоне термического влияния сварного соединения труб МГ. Т.к. тепловое воздействие на материал при сварке труб вызывает значительные изменения структуры из-за возникновения градиента температур от сварного шва к основному материалу трубы. При анализе микроструктуры образца сварного соединения трубы отчетливо

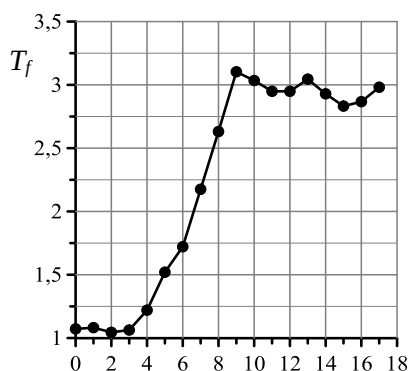
На рисунке Рисунок 8 приведены данные для труб двух групп. Видно, что характер изменения напряжений имеет перегиб примерно на $0,2-0,25t$ (где t – в отн. ед.): резкое их падение сменяется относительно равномерным распределением.



Расстояние от середины сварного шва, мм
а – ШШ; б – перегрев; в – нормализация; г – неполная рекристаллизация; д – рекристаллизация; е – ОМ
Рисунок 9 – Распределение твердости в средних слоях сварного соединения трубы от середины ШШ (0 мм) к ОМ

выделяются несколько зон: зона шва (СШ), которая представляет из себя дендритную структуру, отдельные участки зоны термического влияния (ЗТВ), состоящие из крупных, мелких и «нормальных» зёрен и зона основного металла (ОМ), структура которой является типичной для исследованной стали.

Кроме структурных различий зон и участков сварного соединения наблюдаются изменения механических характеристик металла. Их неоднородность вдоль T - направления от середины СШ к ОМ хорошо заметна по распределению микротвердости в средних слоях трубы, представленной на рисунке 9. Снижение твердости непосредственно в СШ (рисунок 9-а) происходит вследствие увеличения размеров зерен там по сравнению с ОМ (рисунок 9-е). На участке перегрева (рисунок 9-б) идет незначительное повышение твердости, из-за формирования зерен с видманштеттовой структурой. Участок нормализации или перекристаллизации (рисунок 9-в) характеризуется образованием мелкозернистой структуры. Наличие мелкого зерна способствует росту прочности металла, и как следствие этого наблюдается рост твердости с $\sim 2,28$ ГПа до $\sim 2,50$ ГПа. На следующем участке неполной перекристаллизации (рисунок 9-г) наблюдается спад значений твердости до $\sim 2,25$ ГПа, который обусловлен началом процессов рекристаллизации в данной области (рисунок 9-д) и выравниванием структуры материала труб. При приближении к основному металлу происходит рост твердости вследствие приближения к ОМ, в котором сохранился наклеп от горячей прокатки исходного листа.



Расстояние от середины сварного шва, мм

Рисунок 10 – Распределение текстурного индекса T_f в сварном соединении трубы вдоль T по направлению от середины СШ к ОМ

Для анализа текстурной неоднородности труб МГ в зоне сварных соединений использованы количественные параметры, аналогичные тем, которые использовались для характеристики основного металла. Для этого рассчитывалась ФРО, которая восстанавливалась по ППФ с R -направления для анализа и сравнения данных с ранее полученными результатами. Интегральную оценку

степени «остроты» текстуры последовательных слоев вдоль T сварного

соединения трубы проводили с использованием параметра T_f , послойное распределение которого представлено на рисунке 10.

Анализ соотношений объемных долей отдельных компонент показывает, что текстурная неоднородность по толщине листа зон сварного соединения остается на высоком уровне (рисунок 11). Заметно, что зависимость T_α/T_{gs} в сварном шве отличается от распределения в ЗТВ и ОМ. Однако, можно выявить слой, расположенный приблизительно на 0,15 от толщины стенки трубы, при переходе через который соотношение T_α/T_{gs} начинает резко расти. Эти данные

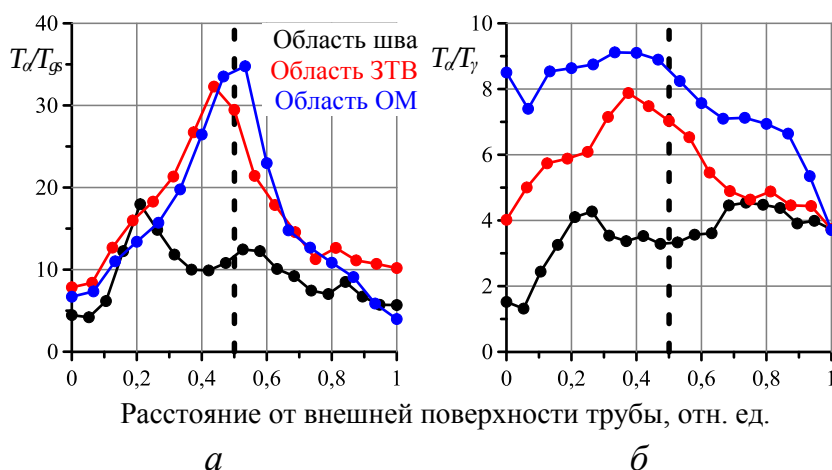


Рисунок 11 – Распределение соотношений объемных долей текстурных компонент и T_α/T_{gs} (а) T_α/T_γ (б) различных областей сварного соединения по толщине стенки трубы $\varnothing 1420$ и $t=16,5$ мм

говорят о том, что механизм блокировки торможения или замедления роста трещин КРН имеет такую же природу, что и для основного металла. И что основным движущим фактором роста трещин вдоль стенки трубы будет наличие тангенциальных напряжений.

Оценка текстурных данных показывает значительную разницу между материалом шва, ЗТВ и ОМ. При наличии такой неоднородности возникают области с растягивающими напряжениями, которые способствует возникновению или росту трещин КРН вглубь стального листа трубы, или сжимающими, которые не позволяют трещинам развиваться, между слоями в тангенциальном направлении.

На рисунке и 12 показано распределение размеров зерен в средних слоях трубы вдоль T -направления от середины шва (0 мм) к основному металлу, полученные рентгеновскими методами.

Из графиков видно, что на расстоянии в 10 мм от центра шва начинается зона основного металла, не затронутого термическим воздействием сварки. Сам шов заканчивается на 3 мм, околошовная зона начинается с 3 мм и продолжается до 10 мм от середины шва. Зерно в шве имеет размер в два–три раза превышающий таковой в ОМ. По мере продвижения от центра шва размер уменьшается, причем становится меньше, чем в основном металле. На участке с 4 по 7 мм (перекристаллизации) это связано с процессами, происходящими в ЗТВ. В результате образуется мелкозернистая структура. Затем наблюдается небольшой рост размера зерна (с 7 мм по 9 мм), который связан с проходящей на этом участке рекристаллизацией. Также видно, что в ОМ зерна текстурной компоненты α -волокна, определяемые по флуктуациям отражений (110), записанных с $\perp L$ -поверхности, более чем в 1,5 раза больше, чем зерна компоненты γ -волокна. Это связано с большей величиной ее наклепа, что при рекристаллизации в зоне сварного соединения приводит к более раннему росту зерен, которые в итоге оказываются большего размера.

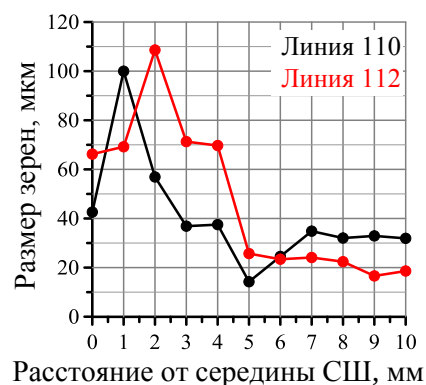


Рисунок 12 – Изменение размера зерна, определенного по флуктуациям интенсивности рентгеновских линий (110) и (112).

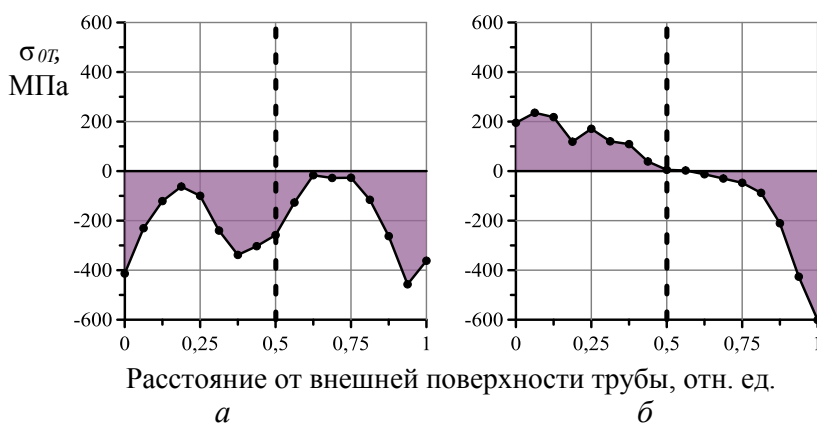


Рисунок 13 – Распределение макронапряжений в ЗТВ (а) сварного соединения и зоне основного металла (б) по толщине стенки трубы

несколько особенностей. Во-первых, можно сразу определить область рекристаллизации в околошовной зоне. Она соответствует 0,2 и 0,7 отн. ед. по толщине образца. При рекристаллизации вырастают новые, недеформированные зерна и происходит снятие напряжений. Во-вторых, на

Из рисунка 13 (б) видно, что в основном металле присутствует достаточно однородное распределение сжимающих напряжений. При рассмотрении распределения макронапряжений вблизи шва можно отметить

поверхности образца (при съемке была захвачена часть шва), а также в основном металле, вблизи околошовной зоны, присутствуют сильные сжимающие напряжения, превышающие таковые в основном металле, не подверженном воздействию сварки. Это связано с эффектом закалки, т.к. после сварки образец остывал на воздухе. Измеренные рентгеновским методом величины остаточных тангенциальных напряжений в зоне продольного сварного соединения являются отрицательными (сжимающими) по всей толщине стенки труб, что должно препятствовать развитию трещин, однако резкое изменение сжимающих напряжений на растягивающие при переходе от ЗТВ к ОМ может повышать склонность к трещинообразованию именно в этой области.

В пятой главе представлены механизмы распространения и торможения транскристаллитных и интеркристаллитных КРН-трещин в зависимости от текстурной и субструктурной неоднородности материала труб.

Анализ всех полученных данных по различным участкам труб различных МГ позволил установить, что на склонность материала труб к КРН влияет не столько технология формовки труб, сколько текстура, сформированная в процессе горячей прокатки. По рисункам 3 и 4 видно, что основным отличием труб группы А от группы Б является более острая (т.е. более ярко выраженная) текстура по всей толщине стенки с преобладанием компонент α -волокна. На внешней же поверхности труб группы Б присутствует компонента $\{110\}\langle 001\rangle$, у которой кристаллографические плоскости $\{110\}||\text{ПП}$, а направления $\langle 001\rangle||\text{НП}$. Эта компонента может образовываться в результате динамического деформационного старения (ДДС) в α -фазе и, поэтому ее появление может быть связано с охлаждением поверхностных слоев листа валками. По распределению текстурных характеристик по толщине стенки труб видно, что в трубах группы А объемная доля текстуры α -волокна увеличивается по мере продвижения ко внутренним слоям трубы, в трубах группы В она также увеличивается, но соотношение T_α/T_γ в средних слоях не достигает даже значений, характерных для труб группы А. Т.к. распространение транскристаллитных трещин осуществляется по определённым кристаллографическим плоскостям, а именно плоскости $\{100\}$ являются плоскостями скола в ОЦК-металлах, благоприятная их ориентация, а также

текстурная неоднородность может приводить к стабилизации трещин при отсутствии коррозионной среды.

К тому же, как было показано по субструктурным характеристикам зерна компоненты α -волокна менее наклепаны, а значит более пластичны, что снижает риск продвижения трещины вглубь, поэтому рост его объемной доли приводит к торможению трещин КРН. В любом случае перегиб в распределении соотношений текстурных компонент находится приблизительно на расстоянии $0,15t$, что согласуется со статистикой обнаруженных дефектов КРН в различных МГ и должно коррелировать с распределением температуры в процессе горячей прокатки и величиной деформации по толщине стенки листа. При переходе через этот слой характеристики материала могут существенно изменяться, поэтому нельзя рассматривать горячекатаную стальную трубу как однородный изотропный агрегат. Как видно более резкая степень неоднородности текстуры, характерная для труб группы А, приводит к увеличению их стойкости против КРН.

Описанное выше позволяет выбрать остроту текстуры T_f для оценки влияния степени текстурной неоднородности труб МГ на их склонность к КРН. На рисунке 14 приведена взаимосвязь остроты текстуры на внешней поверхности трубы и глубины обнаруженных трещин КРН, по которой видно, что трещины в трубах с острой текстурой ($T_f > 3$) не продвигаются на глубину более $0,1t$, т.е. с вероятностью порядка 90% в таких трубах трещины не будут развиваться при условии исключения доступа коррозионно-активной среды. По представленной кривой можно дифференцировать трубы на предмет дальнейшего развития трещин по параметру текстуры, проведя горизонтальную прямую, соответствующую $T_f=3$ (красная линия).

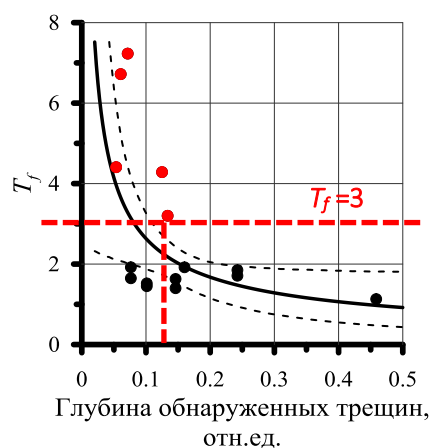


Рисунок 14 – Связь остроты текстуры на внешней поверхности трубы с глубиной обнаруженных трещин

Вопрос торможения трещин КРН в слое, отстоящем от внешней поверхности трубы на глубине $0,1-0,15$ от толщины стенки, связан с двумя этапами трубного производства: горячей прокаткой листов, формирующей текстурную и субструктурную неоднородность в материале, и формовкой

листов в трубу, вызывающей определенное распределение остаточных технологических напряжений по толщине стенки. Изгиб листа в процессе его формовки сопряжен с появлением растягивающих тангенциальных напряжений на внешней поверхности трубы и тангенциальным сжатием вблизи внутренней поверхности. Таким образом, растягивающие тангенциальные макронапряжения, способствующие образованию и раскрытию КРН-трещин, убывают по мере удаления рассматриваемого слоя от внешней поверхности трубы, что и было показано в третьей главе. На определенном расстоянии от внешней поверхности их может оказаться уже недостаточным для дальнейшего продвижения трещины.

Учитывая неоднородность распределения остаточных макронапряжений по окружности труб, определяемую различием технологий их изготовления, проведение расчетной оценки представляется довольно сложной задачей. Именно поэтому экспериментальное определение макронапряжений рентгеновским методом на конкретных участках трубы позволило выявить их эпюры по толщине стенки труб. Усредненные по группам для всех исследованных труб эпюры напряжений приведены на рисунке 15, по которому видно, что характер их распределения для обеих групп труб практически идентичен и имеет перегиб на $0,2-0,25t$ (где t - в отн. ед.).

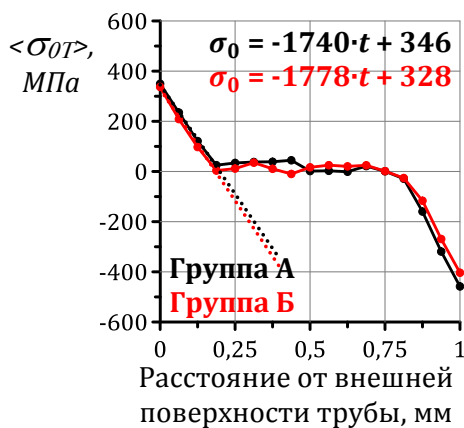


Рисунок 15 – Распределение усредненных по группам остаточных напряжений по толщине стенки всех исследованных труб

На развитие трещины оказывает непосредственное влияние коэффициент интенсивности напряжений в ее вершине, который определяется размерами трещины, формой и видом нагружения. При этом его расчет на настоящий момент осуществляется без учета изменения остаточных (технологических) напряжений (σ_{0T}), величина которых может существенно превышать эксплуатационные (σ_3), но при этом она снижается по мере удаления от внешней поверхности трубы. Поэтому необходимо в коэффициенте интенсивности

напряжений учитывать их изменение по толщине стенки трубы (t):

$$\sigma = \sigma_3 + \sigma_{0T}(1-k \cdot t), \quad (5)$$

где коэффициент k определен экспериментальным путем по совокупности исследованных труб.

Как видно по рисунку 15, различие в наклоне линий для труб с острой и слабой текстурой практически не наблюдается, небольшое падение напряжений на поверхности труб с КРН (328 МПа против 346 МПа) можно объяснить релаксацией напряжений на поверхности трубы при прохождении трещины, которая приводит к перераспределению остаточных напряжений в объеме. Для определения коэффициента k в формуле (5) был рассчитан наклон представленных кривых в пределах от 0 до $0,25t$ (рисунок 15), который в среднем составляет -1759. Данный параметр целесообразно использовать при дальнейших расчетах и прогнозировании скорости роста трещин.

Полученные распределения остаточных макронапряжений не объясняют разветвление некоторых трещин, т.е. их переориентацию в сторону радиального направления. Тогда как проведенные исследования субструктурной неоднородности труб позволили установить, что в трубах с большой долей разветвленных трещин обнаруживается значимая компонента радиальных микронапряжений, которые и способствуют их переориентации. Кроме того, в этих же трубах выявлена более острая текстура прокатки и более резко выраженная неоднородность текстуры по толщине стенки трубы, что также способствует торможению трещин за счет препятствий в виде границ между слоями с разными текстурами или, если перейти к локальному рассмотрению ситуации, границы зерен со значительной взаимной разориентацией. Это подтверждает определяющую роль текстурной и субструктурной неоднородности в вопросе склонности материала труб к КРН.

Характер текстурной и субструктурной неоднородности труб МГ зависит как от технологии их формовки, так и от конкретных технологических режимов горячей прокатки исходных листов. При этом послойная неоднородность текстуры в большей степени определяется именно распределением температуры и степени деформаций листов в процессе прокатки, а величина пластической деформации при дальнейшем изгибе листа гораздо меньше, поэтому характер текстуры закладывается именно на стадии горячей прокатки. Причинами послойной текстурной неоднородности горячекатаных стальных листов являются:

1) охлаждение поверхностного слоя при горячей прокатке листов за счет контакта с холодными валками и теплообмена с окружающей средой, что приводит к прохождению деформации поверхностных слоев в ферритной фазе, тогда как центральные слои листа деформируются в двухфазной области или аустенитной фазе, которая претерпевает фазовое ГЦК→ОЦК-превращение после охлаждения листа;

2) образование в деформированном феррите двух основных групп текстурных компонент, характерных для прокатки металлов с ОЦК-решеткой: $\{001-112\}\langle 011\rangle$ (т.н. α -волокно) и $\{111\}\langle 011-112\rangle$ (γ -волокно), которые формируются в зависимости от исходных ориентаций зерен феррита за счет действия различных систем скольжения; при этом компоненты γ -волокна имеют более высокую величину наклепа (накопленной деформации), что приводит к интенсификации в ней динамической рекристаллизации, т.е. более выраженное γ -волокно в текстуре свидетельствует о прокатке в области температур рекристаллизации, тогда как деформация усиливает α -волокно;

3) переход из области прокатанного феррита, расположенной вблизи внешней поверхности прокатываемого листа, в область, деформированную в аустенитной фазе и расположенную ближе к центру листа, сопровождается наличием двухфазной области, деформация в пределах которой сопряжена с дроблением материала и рассеянием его текстуры; это бестектурный слой листа, отличающийся от других слоев мелкодисперсностью и другими морфологическими особенностями образующих его зерен;

4) формирование компонент текстуры, характерных для деформации металлов с ГЦК решеткой, обусловлено деформацией в ферритной фазе вблизи поверхностных слоев за счет сдвиговых компонент тензора напряжений от трения материала о валки; в образцах с такими компонентами обнаружены дефекты типа расслоения;

5) при фазовом превращении деформированного аустенита т.н. компонента «латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$ переходит сначала в $\{332\}\langle 113\rangle$, а затем постепенно в $\{554\}\langle 225\rangle$, при этом чем ниже температура окончания прокатки, тем более интенсивно идет этот процесс и более острая получается текстура; то же относится и к уменьшению размера зерен, а также этот процесс интенсифицируется при увеличении количества примесей замещения в твердом

растворе; кроме того, одной из основных компонент превращения деформированного аустенита является $\{001\}\langle 110 \rangle$;

б) компонента деформированного аустенита $\{112\}\langle 111 \rangle$ при фазовом превращении переходит в $\{113\}\langle 110 \rangle$, а чем ниже температура окончания прокатки, тем она больше переориентируется через $\{112\}\langle 110 \rangle$ к $\{223\}\langle 110 \rangle$; интенсивность преобразованной фазовым превращением $\{112\}\langle 111 \rangle$ не чувствительна к размеру зерен, скорости охлаждения или примесям замещения.

Таким образом, по совокупности проведенных исследований можно сформулировать следующие рекомендации к технологии горячей прокатки листов:

- для усиления интенсивности и повышения устойчивости компоненты α -волокна необходимо удерживать температуру начальных стадий прокатки в пределах области деформирования аустенита, для чего возможно повысить температуру начального нагрева заготовки, но не выше температуры рекристаллизации аустенита;

- температуры окончания прокатки понизить до нижней границы деформирования аустенита с целью формирования более острой текстуры;

- увеличение скорости прокатки для сохранения температуры начального нагрева, и увеличения обжатия за проход, которые одновременно приведут к формированию поверхностного слоя с отличающимися параметрами текстуры и появление радиальной компоненты остаточных напряжений, способствующих переориентации трещин;

- избегать деформации поверхностных слоев в двухфазной области (феррит+аустенит), в которой происходит рассеяние текстуры, что можно достичь с помощью подогрева валков;

- размытая текстура сварных швов, обусловленная сильным разогревом материала, сопровождающимся рекристаллизацией, перекристаллизацией и т.д., не может быть ликвидирована, однако внедрение операций обкатки сварных швов и околошовной зоны или дробеструйной обработки позволят устранить негативное влияние сварки.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. На основании послойного анализа структуры и текстуры труб магистральных газопроводов, находившихся в различных условиях

эксплуатации на протяжении 25-30 лет, и аварийного запаса выявлены закономерности формирования послойной неоднородности структуры и текстуры, связанные с процессом горячей прокатки листов и заключающиеся в характерном для ОЦК металлов чередовании слоев с плоскостями прокатки $\{100\}$ и $\{111\}$. В дополнение к этому, во внешних слоях стального листа присутствует аномальная компонента $\{110\}\langle 001\rangle$, обусловленная действием динамического деформационного старения. При этом количественные параметры текстуры и соотношение объемных долей различных компонент определяются прежде всего режимами горячей прокатки исходных листов, а не технологией формовки труб.

2. Впервые установлено, что более высокая степень выраженности текстуры характеризует повышение стойкости материала труб к КРН. Выработан критерий классификации труб по остроте текстуры во внешних слоях: параметр остроты $T_f > 3$ (группа А) и $T_f < 3$ (группа Б). Существенные различия в текстуре труб групп А и Б, выражающиеся в большей степени текстурной неоднородности первых, приводят к увеличению их стойкости против КРН за счёт ветвления трещин на начальных стадиях роста. При значениях текстурного параметра T_f выше 3 большинство трещин с высокой степенью вероятности не развивается глубже 15% от толщины стенки трубы.

3. Впервые показаны механизмы торможения КРН-трещин в зависимости от текстурной и структурной неоднородности материала труб МГ. Транскристаллитным трещинам, движущимся по определенным кристаллографическим плоскостям, препятствует резкая переориентация зерен на их пути – КРН-трещины при этом или замедляют рост, или совсем останавливаются. Движение интеркристаллитных трещин интенсифицируется при усилении взаимной разориентации зерен в области распространения дефекта. Последние распространяются при меньших напряжениях, чем транскристаллитные и поэтому оказываются более глубокими.

4. Разработан метод рентгеновского измерения остаточных макронапряжений в тангенциальном направлении (σ_{0T}) применительно к трубам МГ, обусловленных взаимодействием между слоями с различными текстурными параметрами. Впервые выявлено, что характер распределения остаточных макронапряжений по толщине стенки труб различных групп практически идентичен: на внешней поверхности σ_{0T} составляют порядка 330-340 МПа,

которые линейно снижаются практически до нулевых значений в районе 0,2 от толщины стенки трубы.

5. Применительно к трубам МГ адаптирован рентгеновский дифрактометрический метод съемки и построения ОППФ. По полученным из ОППФ количественным параметрам субструктурной неоднородности установлено, что для описания характеристик материала необходимо учитывать не только среднее физическое уширение, пропорциональное накопленной искаженности кристаллической решетки, но и его разброс в пределах различных компонент текстуры прокатки. Обнаружено, что зерна, относящиеся к текстурной компоненте γ -волокна, имеют повышенный наклеп и мелкодисперсность по сравнению с зернами α -волокна, вследствие чего они более склонны к развитию коррозионных процессов.

6. Впервые исследована кристаллографическая текстура различных зон материала вблизи технологических сварных соединений труб МГ. Показано, что рассеяние текстуры (снижение степени ее выраженности) в материале, прилегающем к зоне сварного соединения, в совокупности с повышенными остаточными макронапряжениями обуславливает повышенную склонность этих областей к КРН.

7. Выработаны рекомендации по технологии горячей прокатки листов, из которых изготавливаются трубы МГ, заключающиеся в повышении температуры начального нагрева заготовки (но не выше температуры рекристаллизации аустенита) при одновременном понижении температуры окончания прокатки до нижней границы деформирования аустенита, увеличении скорости прокатки и обжата за проход, а также подогреве валков.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Morozov N. S., Perlovich Yu. A., Krymskaya O. A., et al. Effect of layerwise structural inhomogeneity on stress- corrosion cracking of steel tubes // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – 130. – 012009. (BAK, Scopus, WoS)

2. Morozov N. S., Perlovich Yu. A., Isaenkova M., et al. Layer Texture of Hot Rolled BCC Metals and Its Significance for Stress-Corrosion Cracking of Main Gas Pipelines // AIP Conference Proceedings. – 2016. – 1769. – 130011. – pp 1-5. (BAK, Scopus, WoS)

3. Morozov N. S., Perlovich Yu. A., Krymskaya O. A., et al. Effect of layer-by-layer texture inhomogeneity on the stress corrosion of gas steel tubes // Materials Science Forum. 2017. –Vol.879. – pp. 1025-1030. (BAK, Scopus)

4. Морозов Н. С., Крымская О. А., Перлович Ю. А., и др. Связь послойной неоднородности текстуры и предрасположенности к коррозионному растрескиванию под напряжением применительно к трубам магистральных газопроводов. // Вести газовой науки. – 2016. – №3(27). – с. 23-29.

5. Морозов Н. С., Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г., и др. Механизмы коррозионного растрескивания под напряжением труб магистральных газопроводов по данным рентгеновского исследования их структурных особенностей // Вести газовой науки. – 2019. – №3(40), – с. 22-33. (BAK)

6. Морозов Н. С., Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г., и др. Влияние послойной текстурной неоднородности труб магистральных газопроводов на их склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением // Коррозия Территории нефтегаз. – 2015. – №2(31). – с. 48-51.

7. Morozov N. S., Perlovich Yu. A., Isaenkova M. G., et al. Correlation Between the Resistance to Stress Corrosion Cracking of Steel Tubes of Gas Pipelines with Their Layerwise Texture Inhomogeneity // KnE Materials Science. – 2018. – pp. 179–186.