

На правах рукописи

ЗАГОРСКИХ ОЛЬГА АНАТОЛЬЕВНА

**ФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ НА ПОВЕРХНОСТИ
ТРУБ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ ЗАЩИТЫ
ОТ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ**

Специальность

2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
Доктор технических наук, доцент
Лаптев Анатолий Борисович

Москва-2025

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	3
ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИХ ЛИТЕРАТУРНЫХ ДАННЫХ О МЕХАНИЗМАХ ФК И ФУ И МЕТОДАХ ПОВЫШЕНИЯ УСТОЙЧИВОСТИ ПОВЕРХНОСТИ К ФК И ФУ	10
1.1. Реологические аспекты фреттинга.....	14
1.2. Значение твердости, шероховатости поверхности и контактного давления в посадках с натягом.....	21
1.2. Электрохимическая (гальваническая) составляющая процесса ФК нержавеющей аустенитной стали.....	25
1.4. Обзор методов повышения фреттинг-коррозионной и фреттинг-усталостной прочности поверхности.....	35
1.5. Упрочнение поверхности изделий из аустенитных сталей.....	48
1.6. Наклеп поверхности и образовании мартенсита деформации.....	49
1.7. Обзор методов и методик испытаний на фреттинг-коррозию и фреттинг-усталость (по литературным данным).....	54
1.8. Постановка цели и задач исследования.....	56
ГЛАВА 2. МЕТОДОЛОГИЯ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	58
2.1. Методологические основы работы.....	58
2.2. Методы проведения измерений параметров.....	58
2.3. Спектральные методы исследований.....	59
2.4. Материалы для исследования.....	60
ГЛАВА 3. ОБРАБОТКА ОБРАЗЦОВ.....	64
3.1. Контроль остаточных напряжений методом Давиденкова.....	76
3.2. Измерения микротвердости.....	83
ГЛАВА 4. ЦИКЛИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т	89
ГЛАВА 5. ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ	108
5.1. Металлографические исследования структурно-фазового превращения.....	117
5.2. Определение и расчет структурно-фазового превращения при поверхностной пластической деформации.....	118
5.3. Математическое моделирование процесса упрочнения стали.....	121
ГЛАВА 6. ПРАКТИЧЕСАЯ ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ ТРУБ ГДО СТЕКЛЯННОЙ ДРОБЬЮ	124
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ	128
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	131
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	132

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. В эксплуатации элементов внешней обвязки двигателей наблюдаются случаи усталостных поломок труб из стали 12X18H10T (показано на Рисунке 1.1), работающих на двигателе. Поломке труб предшествует появление на поверхности трубы (под прокладкой хомута колодочного) очагов фреттинг-коррозии (ФК). Нарботка трубопроводов до момента усталостной поломки варьируется от 1200 часов до 55000 часов.

При креплении трубопроводов из стали 12X18H10T на двигателе посредством хомутов в серийном производстве используются подкрепляющие «металлорезиновые» прокладки, состоящие из прессованной спирали (из проволоки марки ЭИ708А-ВИ) и приваренной к ней контактной сваркой втулки (из ленты марки 12X18H10T). Рабочая поверхность серийной втулки (со стороны сопряженного трубопровода) покрывается твердо-смазочным покрытием ЦВСП-3С (на основе кремнийорганического лака с добавлением графита и оксида кадмия). Покрытие ЦВСП-3с является высокотемпературным антифрикционным смазочным покрытием и предназначено для уменьшения износа деталей в узлах, предохранения трущихся деталей от схватывания и заедания. Покрытие ЦВСП-3с делается на основе кремнийорганического лака КО-815 с добавлением графита С-1 и оксида кадмия в соотношении: *75% лак КО-815 + 20% графит С-1 + 5% оксид кадмия*. Покрытие работоспособно на воздухе в интервале температур от - 60°С до +500°С.

На 23-х разрушенных в эксплуатации трубопроводах проверены механические свойства на разрывных образцах на соответствие ГОСТ 19277-2016. Образцы для определения механических свойств вырезаны из прямолинейных участков труб (вне зон поломок). Механические испытания на растяжение показали, что временное сопротивление разрыву (σ_b) труб находится в интервале (625-771) МПа, относительное удлинение (δ) – в

интервале (40,7-64,8) %, что соответствует требованиям ГОСТ 19277-2016 (д.б. $\sigma_B \geq 549$ МПа); $\delta_5 \geq 40\%$).

Химический состав материала 12Х18Н10Т всех исследованных труб соответствует ГОСТ 19277-2016 и представлен в Таблице 1.

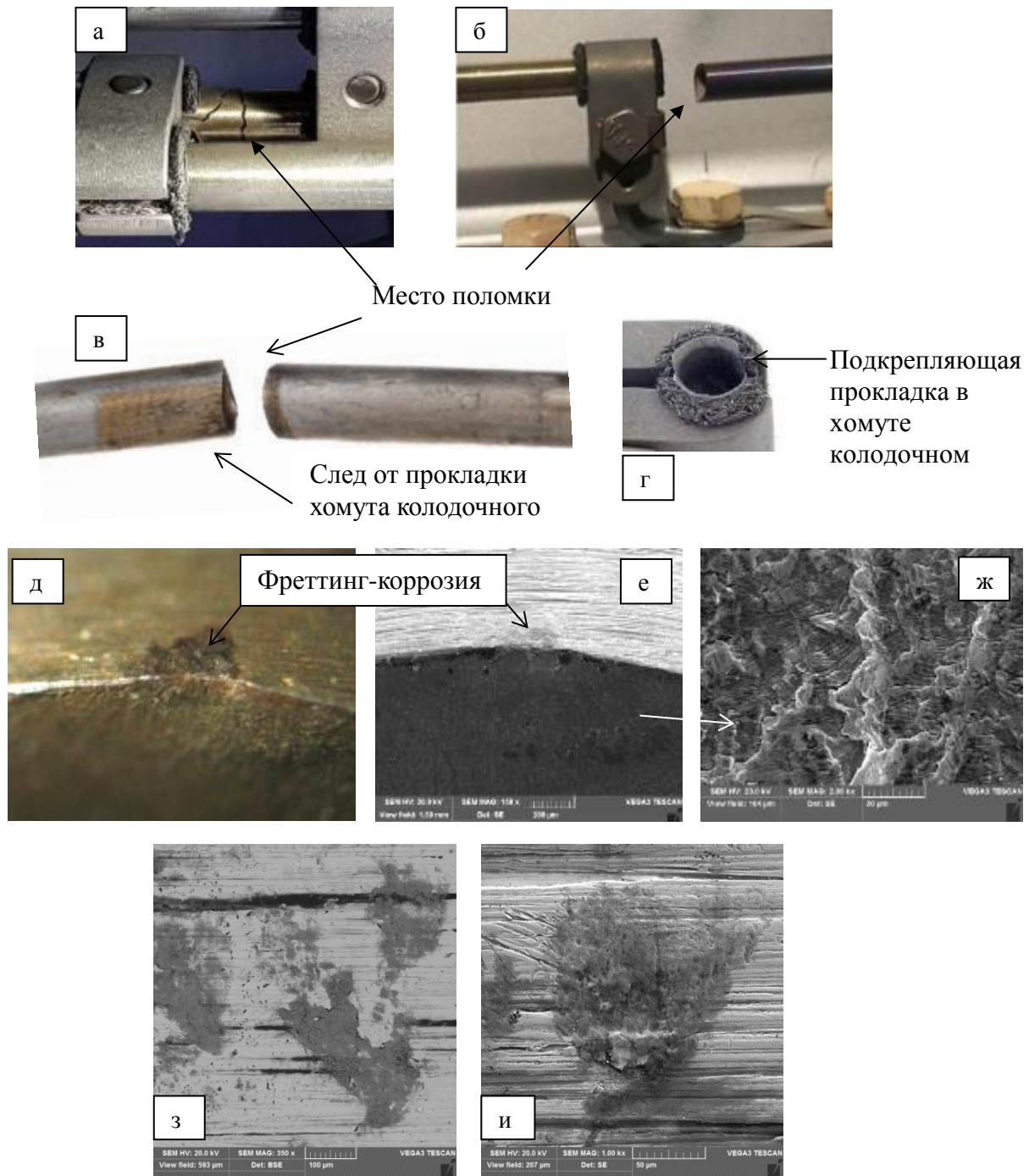


Рисунок 1.1 – Вид поломки труб в эксплуатации (а-в,д,е), вид участков ФК (д,е,з,и), вид начальной трещины (з) и вид излома (е, ж) по месту усталостной трещины, образовавшейся «под хомутом» (г) при эксплуатации.

Таблица 1.1 – Химический состав материала 12X18H10T 23-х исследованных труб, имевших усталостные поломки при эксплуатации на двигателях

Химический состав	Содержание элементов, %								
	C ¹⁾	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Fe	S	P
Фактическое значение	0,05-0,08	0,22-0,66	0,24-1,39	17,04-18,60	9,00-10,53	0,31-0,54	осн	0,005-0,02	0,003-0,018
ГОСТ 19277-2016, ГОСТ 5632-72	Не более 0,12	Не более 0,8	Не более 2,0	17,0-19,0	9,0-11,0	Не более 5(C ¹⁾ -0,02)-0,70	осн	Не более 0,020	Не более 0,035

В случаях, когда контактные (монтажные) давления и вибрация приводят к локальной выработке твердой смазки ЦВСП-3с на поверхности втулки, труба и втулка из одноименных материалов (стали 12X18H10T) вступают в непосредственный металлический контакт. Создаются благоприятные условия для «схватывания» и появления очагов ФК. Таким образом, практика эксплуатации показала, что штатное состояние трубы и штатная подкрепляющая втулка с покрытием ЦВСП-3с не всегда обеспечивают эффективную работу подкрепляемой трубы в условиях возникновения ФК и требуется поиск доступных и технологических способов повышения устойчивости материала трубы к ФК и фреттинг-усталости (ФУ).

Цель работы: Разработка режимов упрочняющей поверхностной обработки изделий (труб) из аустенитной нержавеющей стали для повышения ее стойкости к фреттинг-коррозии и фреттинг-усталости.

Основные задачи:

1. Исследовать механизм ФК и ФУ труб из нержавеющей аустенитной стали.

2. Разработать и теоретически обосновать метод повышения ФК и ФУ прочности труб из нержавеющей стали 12Х18Н10Т путем упрочнения поверхности.

3. Установить зависимость фреттинг-коррозионной и фреттинг-усталостной прочности труб из аустенитной нержавеющей стали от морфологии и шероховатости поверхности, степени наклепа и остаточных напряжений, фазового состава измененного слоя.

4. Теоретически и практически обосновать технологическую целесообразность применения упрочняющей поверхностной обработки изделий (труб) из аустенитной нержавеющей стали, эксплуатируемых в условиях ФК; реализовать предложенные методы в производстве.

Объектом исследования является труба ($\text{Ø}8 \times 1,0$) мм из хромоникелевой аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т с различным состоянием поверхности, эксплуатирующаяся в условиях вибрации и подверженная ФК и ФУ. Сталь 12Х18Н10Т содержит в составе $\sim 10,4\%$ масс. Ni и относится к типу аустенитных сталей с нестабильным аустенитом. В определенном интервале деформаций в аустенитной матрице этой стали возникает зарождение и накопление ферромагнитного α' - мартенсита деформации.

Предметом исследования являются процессы взаимодействия сопряженных с натягом пар (труба-втулка) выполненных из нержавеющей аустенитной стали, эксплуатируемых в условиях вибрации и ФК.

Научная новизна:

1. Разработаны теоретические основы повышения стойкости к ФК и ФУ труб из нержавеющей аустенитной стали, подверженной циклическим нагрузкам в условно неподвижном соединении.

2. Впервые показано, что создание на поверхности труб из нержавеющей аустенитной стали поверхностного слоя (путем упрочнения поверхности стеклянной дробью) повышает устойчивость материала к ФК и ФУ.

3. Выявлена зависимость для прогнозирования влияния шероховатости поверхности, уровня остаточных напряжений и микротвердости поверхности на изменение времени до разрушения образцов труб из нержавеющей аустенитной стали в условиях вибрации и ФК.

Достоверность результатов работы обоснована экспериментальными результатами, полученными методами исследования структуры, фазового состава и свойств изучаемых материалов, применением аналитического и испытательного оборудования с действующими сертификатами и подтверждена статистической обработкой результатов экспериментов.

Теоретическая значимость. В диссертационной работе выполнено теоретическое обобщение процессов разрушения стальных труб при фреттинге, показана актуальность этой задачи и возможность повышения стойкости к ФК и ФУ трубопроводов из нержавеющей аустенитной стали 12X18Н10Т созданием поверхностного слоя.

Изучен механизм ФК и ФУ трубы из стали 12X18Н10Т в условиях эксплуатации.

Практическая значимость работы

1. Практически подтверждена целесообразность применения упрочняющей поверхностной обработки изделий (труб) из аустенитной нержавеющей стали, эксплуатируемых в условиях ФК; по результатам испытаний в АО «ОДК-ПМ» выпущены протоколы испытаний, технические справки, технические акты.

2. Результаты диссертационной работы внедрены в экспериментальную базу АО «ОДК-ПМ» и АО «ОДК-Авиадвигатель». Принято решение о подконтрольной эксплуатации упрочненных стеклянной дробью трубопроводов (по местам крепления втулками), имеющих годные результаты замеров на КИМ (до и после проведения упрочняющей обработки ГДО), на ГГ.

Положения, выносимые на защиту

1. Способ повышения усталостной прочности труб из аустенитной нержавеющей стали (в том числе в условиях возникновения ФК) путем создания на поверхности труб измененного слоя и улучшения микрогеометрии и шероховатости поверхности в условно неподвижных соединениях.

2. Установление зависимости методов и режимов поверхностной упрочняющей обработки на физико-механические свойства и фазовые превращения при формировании измененного слоя на поверхности труб из нержавеющей аустенитной стали.

Апробация работы. Основные положения и результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на научных конференциях Актуальные проблемы защиты от коррозии нефтегазового оборудования и трубопроводов (КОРРОЗИЯ-2024). Уфа, 2024, Актуальные проблемы защиты от коррозии нефтегазового оборудования и трубопроводов (КОРРОЗИЯ-2023). I Международной научно-технической конференции, посвященной 75-летию ФГБОУ ВО "УГНТУ" (15 мая 2023 г.). Уфа, 2023, VII Всероссийской научно-технической конференции, посвященной 125-летию со дня рождения авиаконструктора, ученого-аэродинамика Роберта Людвиговича Бартини «Климат-2022: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы». Москва, 2022, XIV Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов "ТестМат". Москва, 2022. VI Всероссийской научно-технической конференции «Климат-2021: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы». Москва, 2021. На XVI Международном Китайско-Российского Симпозиуме «Новые материалы и технологии» (г. Хайкоу, пров. Хайнань, КНР).

Публикации. Основное содержание диссертационной работы изложено в научных работах, в том числе: в 4 научных статьях, опубликованных в журналах из перечня ВАК РФ, и 1 – в издании, индексируемом в Scopus, общим объемом 3,5 п.л./2 п.л.

Личный вклад автора

Диссертационная работа является результатом исследовательской работы автора в АО «ОДК-ПМ». Диссертанту принадлежит основная роль в постановке цели и задач исследования, в выборе путей и методов их решения. Все этапы экспериментальной работы проведены при непосредственном участии диссертанта. Диссертантом лично изучены все обрабатываемые и испытываемые образцы, построены графики и установлены зависимости, интерпретированы результаты всех исследований и написаны научные статьи, подготовлена база данных, объединяющая режим упрочнения, уровень остаточных напряжений и поверхностной микротвердости образцов с их фазовым составом и повышением усталостной прочности в условиях ФК и ФУ.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, 6 глав, общих выводов, списка литературы из 96 наименований. Работа изложена на 143 страницах, содержит 42 рисунка, и 18 таблиц.

ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИХ ЛИТЕРАТУРНЫХ ДАННЫХ О МЕХАНИЗМАХ ФК И ФУ И МЕТОДАХ ПОВЫШЕНИЯ УСТОЙЧИВОСТИ ПОВЕРХНОСТИ К ФК И ФУ

В настоящей главе на основе научно-технических литературных данных выполнено теоретическое исследование механизмов ФК и ФУ, протекающих на поверхности металлических деталей и узлов, в том числе выполненных из нержавеющей аустенитных сталей.

Фреттинг (от англ. to fret) – разъедать, подтачивать.

Согласно [87] при работе лопаток ГТД с бандажными и антивибрационными полками с течением времени предварительный натяг на полках исчезает и постепенно может появиться зазор. И одной из главных причин поломки деталей в узлах трения в эксплуатации является фреттинг-износ или ФК. Образование зазора приводит к увеличению амплитуды виброперемещений и величины переменных напряжений пера, снижая тем самым вибрационную прочность, приводя к усталостной поломке.

Переменный характер нагрузок (вибрация, пульсирующие или ударные нагрузки, скручивающие нагрузки под действием крутильных колебаний и т.д.) при эксплуатации может вызвать взаимные механические колебания контактирующих деталей и их локальные смещения, которые, в свою очередь, приводят к развитию ФК и ФУ.

ФК и ФУ являются основной причиной снижения долговечности и эксплуатационной надежности соединений с натягом [39, 74]. Это особый вид износа под воздействием колебательных микроперемещений прессовых (условно неподвижных) соединений: муфтах, местах посадки лопаток турбин, штифтовых соединениях, болтах или клепаных узлах; процесс также может происходить на дорожках качения роликовых и шариковых подшипников [34, 83, 1, 91, 70, 67]. Большинство материалов в контактах металл-металл и металл-неметалл и подвержены ФК.

ФК называют процесс [81, 82] циклического нагружения запрессованных или малоподвижных деталей. Для появления ФК достаточно относительных перемещений контактирующих деталей в пределах упругих деформаций в зоне контакта. При этом [67] амплитуда проскальзывания имеет одну размерность с шероховатостью поверхности. В работах [11, 14] уточняется, что фреттинг амплитуда микродвижений в среднем составляет 2-100 мкм, а минимальное значение не превышает $100 A^\circ$, а при амплитуде $\sim (200 \dots 300)$ мкм, доминирующим становится процесс фреттинг-износа. При серьезных случаях коррозии фреттинг часто связан с усталостным разрушением [1].

Фреттинг подразумевает одновременное механическое изнашивание поверхности и электрохимическую коррозию. Каждый из этих процессов в зависимости от условий может стать доминирующим и определять вид и характер износа [30, 34, 70].

При ФК снижается качество поверхности деталей за счет трения, задиров, образования и страгивания продуктов коррозии, что приводит к изменению прочностных характеристик поверхности и интенсификации коррозионного износа [11, 87].

ФК и фреттинг-изнашивание усугубляют напряженно-деформированное состояние деталей, нарушают расчетные параметры зазоров и натягов, увеличивают изнашивание трущихся поверхностей [41]. Особенно опасна ФК при попадании в контакт кислорода и агрессивной коррозионной среды [64, 67, 70].

ФК является формой коррозии, где изнашивание играет важную роль [1]. Первоначально, когда металлы соприкасаются, выступающие части поверхности схватываются/свариваются, и при любом движении, эти «сварные швы» разрушаются, и поврежденная поверхность незамедлительно окисляется. Дальнейшее движение вызывает больше истирания, сплавления и окисления. Результатом является быстрое разрушение сопряженных поверхностей и накопление частиц изнашивания (металлические частицы и

их окислы). Разрушенная поверхность имеет изъеденный, шероховатый вид. На черных металлах цвет окислов имеет более насыщенный красный цвет, в отличие от обычной ржавчины и иногда называется «какао» (ФК). На алюминиевых поверхностях продукты фреттинга имеют черный цвет, в отличие от обычных продуктов коррозии белого цвета.

Механизм фреттинга трудно предсказуем из-за своей многофакторности [83]. Высокая концентрация напряжений и склонность к контактной коррозии вызывают фреттинг [73, 74], при повышении нагрузки в условиях проскальзывания при трении рост объемных напряжений может привести к началу процессов ФУ.

Докшанин С.Г. отмечает, что износ при фреттинге сильно локализован на участках фактического контакта, где накапливаются продукты коррозии и усиливают абразивное действие [39]. В процессе фреттинга происходит диспергирование поверхности с задержкой продуктов изнашивания. Ювенильные участки поверхности и отделившиеся частицы быстро вступают во взаимодействие с кислородом атмосферы. Схватывание, возникающее на локальных участках касания трущихся деталей, является дополнительным источником повреждения [67].

Авторы работ [11, 19] указывают на влияние фреттинга на процессы начала образования трещин в материале. Образовавшиеся усталостные трещины увеличиваются, а повреждение поверхности вызывает образование частиц износа, их дальнейшее окисление и затвердевание. Наличие этих твердых частиц (диапазон размеров: от нано до микрометров) между поверхностями на границе соприкосновения при трении приводит к уменьшению их размера и образованию агломератов. Абразивные свойства этих частиц могут способствовать механизму абразивного износа. Увеличение их количества вызывает образование сплошного слоя оксидных частиц, разделению поверхностей и изменению характера износа [11, 14, 67] при этом коррозия уже не оказывает значительного действия.

Оксиды и ювенильные частицы при истирания заполняют коррозионные и усталостные трещины, язвы и питтинги на контактных поверхностях, что делает их незаметными и изменяет скорость коррозии [91].

На интенсивность фреттинга оказывает влияние (среди прочих факторов) количество накопленных циклов, температура и напряженное состояние поверхностей, находящихся в контакте. Практика показывает, что усталостные трещины зачастую развиваются вблизи краев «охватывающей» детали. Скорость развития трещин на поверхности увеличивается при низких температурах [73, 74] и, соответственно, повышается вероятность фреттинг-усталости.

Фреттинг возможен при наличии нормальной и касательных составляющих сил давления при одновременном трении [39]. Механизм зарождения усталостных повреждений тесно связан с силой трения, т.к. с ее ростом повышается касательное напряжение на контакте. [39].

Фактор предварительного нагружения – предварительное смещение оказывает максимальное влияние на фреттинг-изнашивание, в то время, как в его отсутствие происходит скольжение, без износа [24, 55, 66].

Изнашивание является следствием трения и может изменяться в широких пределах, протекать по различным механизмам [25].

Фактор деформационного упрочнения и последующего разрушения при фреттинге связан с передвижением и увеличением концентрации дислокаций, снижением пластичности, износом и образованием трещин [67].

Согласно [25] увеличение амплитуды сдвига приводит к увеличению зоны внешнего трения и, повышение контактного давления (например, момента затяжки - применительно к паре труба-втулка) и высоты микронеровностей (от твердых частиц наполнителя) в этих условиях повысит механическую составляющую и суммарную величину коэффициента трения.

Наиболее важным фактором при рассмотрении ФК является характеристика и свойства материалов контакта [81, 82, 83, 80].

Испытания на фреттинг стали ЭП866Ш в работе [70] показали, что износ выше при амплитуде колебаний 300 мкм. Величина износа (при равной амплитуде 150 мкм) возрастает при увеличении нагрузки от 500 до 900 Н. Кривые износа при нагрузках от 10 до 300 Н находятся практически на одном уровне.

Исследования стойкости к фреттинг-изнашиванию покрытий и пленок на металлических деталях показали, что наибольшее значение износа происходит в первые часы работы из-за максимального значения напряжения [84], затем детали прирабатываются и износ снижается.

Фреттингостойкость соединения контактирующих деталей обратно пропорциональна амплитуде напряжений [73, 74].

В условиях переменных осевых нагрузок и переменных скручивающих моментов, меняющихся с частотой менее 10 Гц, не происходит существенного изменения долговечности согласно [73, 74]. Существенное влияние на долговечность оказывают переменные напряжения при изгибе (при консольном переменном изгибе увеличение амплитуды цикла приводит к снижению прочности соединения до нарушения неподвижности). Прочность соединения линейно зависит от амплитуды напряжений.

Согласно диаграмме усталости, приведенной в работе [74], снижение предела выносливости деталей при фреттинге может достигать 50% , при этом с ростом напряжений и числа циклов наблюдается рост вероятности разрушения.

Общей причиной снижения прочности является появление зон проскальзывания между деталями [73, 74]. Введение дополнительного коэффициента запаса сцепления может обеспечить повышение надежности сопряженной пары [70].

1.1. Реологические аспекты фреттинга

При повышении нагрузки в условиях проскальзывания при трении рост объемных напряжений может привести к началу процессов ФУ. Механизм

ФУ заключается во взаимосвязанном развитии процессов ФК и механической усталости [39], снижающих предел выносливости деталей в 1,5-3 раза.

Основные явления при трении концентрируются в тонком приповерхностном слое. При нагружении в поверхностных слоях сопрягаемых деталей упругие деформации переходят в упругопластические (и локально в пластические) [74]. С увеличением нагрузки тот переход возрастает, происходящие при этом физико-химические процессы вызывают изменения свойств материала поверхностных слоев (относительно исходного состояния).

Когда на деталь совместно воздействуют фреттинг, коррозионная среда и напряжения, то наложение этих процессов вызывает их взаимоусиление и может вызвать поломку детали, например, по причине снижения длительной прочности или снижения времени до коррозионного растрескивания. Так в работе [95] определено, что ФК оказывает значительное влияние на поведение материала под статической нагрузкой: установлено, что с увеличением числа циклов ФУ на несколько порядков снижается время до разрушения при коррозионном растрескивании. Это связано с влиянием реологического и повреждающего факторов. В случае, когда износ равномерный и приводит к утонению поперечного сечения, преобладающим при ФК может быть геометрический фактор.

Согласно [64] скорость перемещения контактирующих тел при фреттинге значительно ниже скорости перемещения при скольжении, при этом поверхности не выводятся из зоны контакта (т.е. нет удаления продуктов износа из зоны образования).

Для процесса фреттинга, как говорилось ранее, характерна малая амплитуда взаимных перемещений контртел (в диапазоне 10-300 мкм [70]), при этом из-за частого взаимодействия соприкасающихся неровностей поверхностей (в каждом цикле) не успевают образовываться вторичные структуры, защищающие основу. Процесс адгезионного схватывания (сваривания) неровностей контактирующих поверхностей с последующим

разрушением «адгезионного шва» является главной причиной разрушения при фреттинге (особенно при амплитуде взаимных перемещений менее 25 мкм).

В работах [34, 70] авторы отмечают, что, когда контактные пары деталей подвержены колебательному перемещению друг относительно друга с амплитудой менее 10 мкм фреттинг-износ проявляться не будет.

В тоже время под действием циклических нагрузок или вибрации возникают незначительные (менее 0,05 мм) проскальзывания контактируемых поверхностей, находящихся под некоторым давлением происходит существенное снижение предела выносливости [44].

Механизм описанных выше явлений повреждения контактирующих поверхностей зависит от нескольких переменных: типа материала (микроструктуры и свойств соприкасающихся поверхностей); амплитуды проскальзывания; величины нормальных усилий или контактного давления.

Чем меньше амплитуда колебаний при фреттинге, тем больше продуктов износа скапливается в зоне контакта [24, 70]. Это интенсифицирует процесс изнашивания, т.к. затруднен «выход» частиц изнашивания из зоны контакта.

Этот вид скольжения, в условиях микродвижений имеет место в кинематических соединениях труба-штулка.

В результате ФК будет происходить разрушение более напряженной поверхности (с образованием локальных «надрезов», суб- и микротрещин), что приводит к снижению циклической прочности [48, 90, 35].

В работе [95] контактные пары образцов исследовались на сопротивление пластическим деформациям. Показателями микропластичности являлись: критическое напряжение микротекучести (характеризует изменение предела упругости – степень охрупчивания) и коэффициенты упрочнения, отражающие изменение реологических свойств и характеризующие деформационное упрочнение. Подтверждено, что на

начальном этапе ($N_{\Phi}=10^5$) ФУ возникает максимальное количество задиров в результате схватывания и локальные повреждения поверхностей.

Далее с ростом количества циклов начинается приработка поверхностей, снижается давление, растет площадь контакта начинается стадия поверхностной текучести в микромасштабе. Действие фреттинг-фактора снижается. Рост упругих свойств поверхности вызовет увеличение фреттинг-фактора (Φ). Т.е. при фреттинге процессы повреждения связаны с реологическими свойствами поверхности [95]. При ФУ происходит изменение свойств поверхности и исчерпание микропластичности. При наработке ($N_{\Phi}=10^7$) происходит наложение и усиление (повреждающего, реологического и геометрического) факторов, что вызывает мгновенное разрушение материала вследствие снижения разрушающего напряжения.

О чередовании процессов упрочнения – разупрочнения в определенные периоды наработки контактирующих поверхностей свидетельствует периодическое изменение величины критического напряжения. В случае, когда эти напряжения имеют пространственный характер (изгиб, кручение и др.) возникает фреттинг усталость [83].

По причине постоянно меняющихся нагрузок при приработке соединений, разупрочнения поверхностей деталей в соединении значительно, до

$$(0,60..0,15) \cdot \sigma_{-1} \quad (1)$$

Снижается предел выносливости [83].

По данным [48, стр. 154] полное устранение ФК достигается при наложении внешнего электрического тока любого направления и значительной величины, превышающей термоток в 10^5 - 10^7 раз. Это указывает на то, что развитие ФК определяется не только процессами типа электроэрозии под действием термотока. В развитии разрушения большое значение оказывают процессы слипания и отрыва частиц металла. Слипание является следствием диффузионных процессов. При трении скольжения слипание происходит при значительном нагреве поверхностей, которое

ускоряет диффузию. При ФК (вследствие ничтожно малых амплитуд) создаются благоприятные условия для слипания.

При наличии незначительных относительных перемещений поверхностей, находящихся в непосредственном контакте, и наличии определенного удельного давления между ними (посадка с натягом) в условиях ФК происходит схватывание поверхностей в микро-локальных участках с последующим разрывом «слипшихся» участков (вследствие периодического смещения поверхностей при вибрации). Этот процесс является первоначальным и определяющим весь ход дальнейшего развития ФК. За этапом схватывания и разрыва (и появления продуктов износа) в действие вступает механизм окислительно-механического износа.

Величина предела фреттинг-выносивости определяется рядом факторов [49, 71, 25, 81]:

- внешнее механическое воздействие (величина контактного давления, амплитуда относительных перемещений, частота вибрации, число циклов);
- природа (марка) материала и физико-химические и механические свойства поверхностных слоев (твердость, шероховатость, остаточные напряжения);
- состав и свойства среды (температура, влажность, состав, наличие смазки в зоне контакта).
- конструктивного вида сопряжения;
- напряженности поверхности контакта.

При этом менее значимым фактором (по сравнению с отмеченными выше) в работе [81] оказался уровень напряжения смятия: двукратное его увеличение понизило предел ФУ примерно на 10%.

В работе [33, стр. 140-141] установлено, что при ФК у стали 12Х18Н9Т процессы разрушения металла идентичны процессам, протекающим при усталости, но при действии значительно больших микроконтактных напряжений. Эти напряжения при ФК, помимо усталостных процессов вызывают в поверхностных слоях распад твердого раствора и фазовые

превращения. При вибрационном характере нагружения при напряжениях, в несколько раз меньших статического предела текучести, происходит интенсивная активация источников дислокаций. Нагромождение и скопление дислокаций в зоне контакта при ФК приводит к образованию большого количества точечных дефектов (вакансий, дислокационных атомов), что при данном виде контактного трения способствует процессам диффузии, распаду твердого раствора аустенита. Активация диффузионных процессов и появление субблочной ячеистой структуры косвенно свидетельствуют о протекании при ФК усталостных явлений.

В исследованных работах, посвященных вопросу ФК, авторы отмечают недостаточную проработку явления и механизма фреттинга, а также отсутствие обоснованной математической модели процесса фреттинга.

Влияние ФК оценивается величиной [90]:

$$K_{\text{ср}} = \sigma_{-1} / \sigma_{-1}^k, \quad (2)$$

где σ_{-1}^k – предел выносливости при ФК.

Авторы [74] рассматривают особенности фреттинг-процесса как комплекса явлений: ФК, фреттинг-износа и разрушения поверхности, взаимосвязанных между собой. В работе предложено описание механизма фреттинга и его связь с обратимыми зонами пластической деформации и закрытием усталостных трещин. Для инициирования процесса фреттинга достаточно микроскопических взаимных перемещений (при скольжении или колебании), измеряемых нанометрами.

При фреттинге происходят одновременно механические и химические процессы, приводящие к пластической деформации и окислению поверхностных слоев, механическому и химическому их взаимодействию [22]. В процессе фреттинга существуют участки контактной поверхности, постоянно «прилипающие» друг к другу, т.е. между этими участками отсутствует относительное перемещение. В то же время соседние области будут изнашиваться, контактное давление на этих участках постепенно будет снижаться до статического состояния, когда давление исчезнет и,

соответственно, износ. Образующиеся продукты износа остаются в зоне контакта и работают как «третье тело». Образующиеся между сопряженными металлическими поверхностями оксидные слои с большой твердостью и, соответственно, износостойкостью могут замедлять износ и усталость. [20]

Авторами [22] показано, что присутствие двух минимумов на графиках зависимости износа стали 08X18H9T от нагрузки при ускорениях объясняется переходом от ФК к фреттинг-износу.

Отмечено [90], что в условиях ФК при мягком (перемещается вал) нагружении K_{cp} в среднем в 1,5 раза меньше, чем при жестком (двигутся и вал и втулка) нагружении.

Для ряда высокопрочных сталей на интенсивность фреттинга и механические свойства влияет значение коэффициента проскальзывания (Kn) в зоне контакта, который определяется выражением [82]:

$$Kn = 1 - (Ap/Ao), \quad (3)$$

где Ao – амплитуда перемещений при давлении равно нулю; Ap – амплитуда перемещений при давлении больше нуля.

Коэффициент фреттинг-стойкости поверхности определяется соотношением:

$$\Phi_c = k_1/k_0, \quad (4)$$

где k_0 – коэффициент дефектности поверхности перед испытанием,

k_1 – коэффициент дефектности поверхности после испытания

при этом комплексный коэффициент дефектности:

$$k = Ra (1 - Ra / Rmax) \in (0 \dots Ra) \quad (5)$$

В случае, когда $Rmax$ стремится к Ra , коэффициент дефектности поверхности стремится к нулю, т.е. (k) соответствует минимальной величине (на поверхности отсутствуют глубокие впадины (каверны, питтинги), царапины, риски, являющиеся концентраторами напряжений). А в случае наличия на поверхности указанных дефектов, $Rmax \gg Ra$ и, соответственно, коэффициент (k) стремится к Ra .

Таким образом, по k_I в работе [87] оценивают влияние фреттинга на шероховатость поверхности. Так уменьшение ($\Phi_c < 1$) будет свидетельствовать о протекании равномерного износа без образования дефектов – концентраторов (микротрещин и вырывов), т.е. Ra увеличивается быстрее, чем $Rmax$. А увеличение ($\Phi_c > 1$) свидетельствует о формировании дефектной поверхности в процессе фреттинга с наличием концентраторов напряжения (т.е. $Rmax$ увеличивается быстрее, чем Ra).

Согласно предположению Фурри, что отмечено в работе [11, 5] износ материалов в условиях фреттинга зависит от энергии, рассеиваемой в каждом цикле трения. Объем энергии можно приравнять к размеру петли гистерезиса. С увеличением его площади рассеиваемая энергия растет, а степень износа материалов выше. Самое высокое значение (527гДж) имеет рассеянная энергия при сухом трении, что связано с высоким сопротивлением движению и повышенным износом. Согласно предположению Фурри и Капса [11, 4] наиболее точным является метод измерения коррозионного истирания (фреттинга) на основе рассеянной энергии. Теория лучше работает при скольжении по всей поверхности соприкосновения (и подтверждается в случае скольжения на части зоны соприкосновения). Наличие смазки на поверхности тел соприкосновения снижает износ в условиях фреттинга, аналогично типичному скольжению.

1.2. Значение твердости, шероховатости поверхности и контактного давления в посадках с натягом

По данным [81, 82] отсутствует корреляция между механическими свойствами (например, твердостью) и сопротивлением фреттинг-усталости. Так, например, в идентичных условиях фреттинга (амплитуде перемещений и величине давлений) нержавеющая сталь с меньшей твердостью (после отпуска) имела большую повреждаемость поверхности (в сравнении с более твердой сталью), а степень снижения предела выносливости наоборот.

Автор [74] отмечает, что препятствовать развитию усталостных трещин может повышение твердости поверхностей и увеличение контактного давления. Контактная жесткость поверхностей влияет на долговечность соединения и определяется свойствами и микрогеометрией, сформированной финишной обработкой (она определяет твердость поверхностей, величину и знак остаточных напряжений, фактическую площадь контакта).

Согласно работе [74] величина контактного давления определяет несущую способность соединения. При определении контактного давления используют приближенный расчет; в формулах присутствует коэффициент запаса сцепления, учитывающий рассеивание коэффициента трения. Для учета влияния переменных нагрузок рекомендуется занижать коэффициент трения на (30-40) %.

Предпочтительно посадку деталей выполнять температурным способом. Выбранные материалы по возможности должны обладать минимальной разницей коэффициентов температурного расширения. Целесообразно внутреннюю деталь обрабатывать шлифованием, а внешнюю – точением (по данным [74] прочность такого соединения возрастает в 1,5 раза). Для повышения прочностной надежности соединений с натягом при выполнении финишной обработки рекомендовано повышение класса точности геометрии и класса чистоты рабочей поверхности; рекомендуется упрочняющая поверхностная обработка и нанесение антикоррозионных покрытий [74].

По данным [33, стр. 93-94] ряд исследователей установили, что более гладкие поверхности имеют повышенную тенденцию к изнашиванию. Однако есть и те, кто не обнаружил существенной разницы в повреждении поверхностей, имеющих различные классы чистоты. Повышенная шероховатость поверхности может препятствовать развитию ФК в условиях смазки, т.к. впадины в этом случае играют роль резервуаров, из которых осуществляется непрерывное поступление смазки на участки фактического контакта.

По данным [74] параметры шероховатости сопряженных деталей в 70 % случаев назначают $R_a \sim (5..0,8)$ мкм (при этом $R_{a1} = R_{a2}$), точность размеров – по 5...7 качеству точности.

На несущую способность посадки с гарантированным натягом (на осевой сдвиг и проворачивание) влияют следующие факторы: технология сборки, точность геометрии и шероховатость сопрягаемых поверхностей, вид обработки, промежуточная среда и прочие трудно учитываемые факторы [68].

Прочность соединения, выполненного с нагревом охватывающей детали («втулки») более чем в 2-2,5 раза выше прочности соединения, осуществленного путем запрессовки. Это объясняется тем, что при термовоздействии не происходит повреждение поверхностей (как при запрессовке), после остывания неровности сопрягаемых поверхностей взаимно внедряются друг в друга [68]. (Этот способ сборки дает высокую прочность на осевой сдвиг). При запрессовке выступы обеих деталей постепенно сминаются и срезаются и контакт сопряженных поверхностей будет осуществляться по образовавшимся площадкам среза (по ним же происходит полусухое трение). Так если прочность прессового соединения («вал-втулка») принять за 100%, то прочность сопряжения с термовоздействием на втулку составит 225%. Шлифовка вала приведет к снижению прочности сопряжения до 195%. Накатка посадочной поверхности повышает усталостную прочность, но приводит к снижению прочности на осевой сдвиг.

В работе [68] представлены зависимости прочности на осевой сдвиг от натяга и коэффициента трения от контактного давления (для различных методов обработки и сборки посадочных поверхностей) и определено, что наибольшая прочность на осевой сдвиг наблюдается у образцов с точеными поверхностями (как запрессованных, так и посаженных путем нагрева втулки). Наиболее целесообразным в серийном и массовом производстве является вариант с протянутой поверхностью, однако запрессовка такого

соединения вдвое снижает прочность на осевой сдвиг и не может быть рекомендовано для ответственных узлов. Применение протягиваний отверстий (охватывающей детали) и шлифование вала (охватываемой детали) при сборке с нагревом, повышает прочность сопряжения в 1,5 раза относительно прессового соединения с точеными деталями.

Коэффициент трения (f) пары, собранной путем термовоздействия, составляет 0,6..0,7 (при минимальных натягах) и 0,4..0,5 (при средних натягах); для пары, собранной запрессовкой, $f=0,15-0,30$. Коэффициент трения будет снижаться с увеличением контактного давления, которое зависит от натяга. Коэффициент трения определяется отношением силы трения к нормальному давлению

Форма и шаг микронеровностей влияют на прочность соединения. Вероятность зацепления поверхностей с меньшей высотой шероховатостей – увеличивается. Высокие шероховатости с большим шагом внедряются хуже, т.к. мала вероятность их попадания во впадины сопряженной поверхности.

Поверхности, обработанные точением на шероховатость $R_z = (10...6)$ мкм, собранные с нагревом охватывающей втулки (с термовоздействием), обладают наибольшей прочностью на осевой сдвиг.

Одноименные контактирующие материалы могут образовывать при высоких температурах прочные окисные защитные пленки, способные препятствовать схватыванию и фреттингу и позволяющие работать паре без смазки [31, стр. 40].

При повышении коэффициента трения и натяга наблюдается снижение усталостной прочности при фреттинге [91].

Распространенным методом повышения фреттингостойкости является одновременное использование смазки и снижение вероятности проскальзывания деталей [39]. Противоизносный и антифрикционный механизм смазок со специальными добавками заключается в образовании на поверхности трения слоев с высокой прочностью и термостойкостью,

препятствующих непосредственному контакту трущихся поверхностей, удерживающих смазку в зоне трения [38].

В виду того, что некоторый объем пластичных смазок в начальный период работы выдавливается из зоны трения, толщина смазочного слоя уменьшается и приближается к граничному, то в условиях увеличения контактного давления тонкий смазочный слой может «разорваться». Это приведет к появлению «сухого» трения, значительному повышению коэффициента трения и температуры и, соответственно, схватыванию/свариванию трущихся поверхностей [38].

1.2. Электрохимическая (гальваническая) составляющая процесса ФК нержавеющей аустенитной стали

В случаях, когда фреттинг возникает в условиях плотного контакта деталей, он является причиной коррозионных разрушений.

Процесс ФК протекает в условиях переменной нагрузки в электрохимически активной среде (т.е. поверхность в процессе трения контактирует с электролитом и протекают электрохимические процессы) [11]. Процессы истирания сопряженных поверхностей в условиях фреттинга и сопутствующая коррозия (так называемая ФК) нежелательны [49, 71, 60].

Развитие ФК тесно связано с электрическими свойствами металлов и с гальванической коррозией [48, 44]. На рисунке 1.2 показаны свободные коррозионные потенциалы различных металлов при погружении в морскую воду [7, стр. 29]. Чем выше потенциал, тем благороднее металл.

Гальваническая коррозия – коррозионное повреждение, когда два разнородных металла образуют электропроводящее соединение и соприкасаются с общим коррозионным электролитом - показано на Рисунке 1.3а. Одна из реакций (анодная реакция растворения металла и катодная реакция восстановления кислорода) протекает практически исключительно в одном из металлов [7]. При контакте двух металлов контактной

(гальванической) коррозии будет подвержен тот, у которого потенциал меньше (т.е. растворяться будет менее благородный металл, а более благородный будет выступать в качестве катода для восстановления кислорода, более благородный металл не будет подвержен коррозии).

Если основной металл находится в ряду Вольта слева от металла (см. Таблицу 1.1 и Рисунок 1.2), находящегося с ним в контакте, то основной металл заряжается положительно, контактная разность потенциалов усилит слипание и усилит фреттинг-коррозию в целом. Если основной металл находится в ряду Вольта справа от металла, находящегося с ним в контакте, то основной металл заряжается отрицательно, что приводит к уменьшению интенсивности слипания и уменьшению ФК [48, стр. 156]. Чем дальше друг от друга по ряду Вольта расположены контактирующие металлы, тем сильнее должно сказываться влияние контактной разности потенциалов. Согласно [48] интенсивностью процесса разрушения при ФК можно управлять методом рационального подбора контактирующих материалов. Т.е. по Таблице 1.2 для защиты от ФК основной детали (трубы) из нержавеющей стали 12X18H10T может быть предложено использование в качестве материала подкрепляющей втулки титанового или алюминиевого сплава. Т.к. в соответствии с рядом Вольта алюминий и титан обладают по отношению к сплавам на основе железа, меди и никеля достаточно высокой контактной разностью потенциалов того направления, которое необходимо для предотвращения ФК [48, стр. 157]. Однако данная теория требует экспериментального подтверждения при проведении натурных испытаний в конкретных условиях работы сопряженной пары труба-втулка. Так, например, по данным [90, стр. 219, таблица 2.39] отмечается плохое сопротивление ФК при контакте алюминия по нержавеющей стали и твердой инструментальной стали по нержавеющей стали. Хорошее сопротивление ФК отмечено при контактах: холоднокатаная сталь по холоднокатаной стали и чугун по нержавеющей стали.

Таблица 1.2 - Электродные потенциалы (Ряд Вольты)

Электродные потенциалы (Ряд Вольты)					
Металл	Al	Ti	Fe	Ni	Cu
Потенциал	-1,7	-1,23	-0,44	-0,23	+0,34
Ион	Al^{3+}	Ti^{3+}	Fe^{2+}	Ni^{2+}	Cu^{2+}

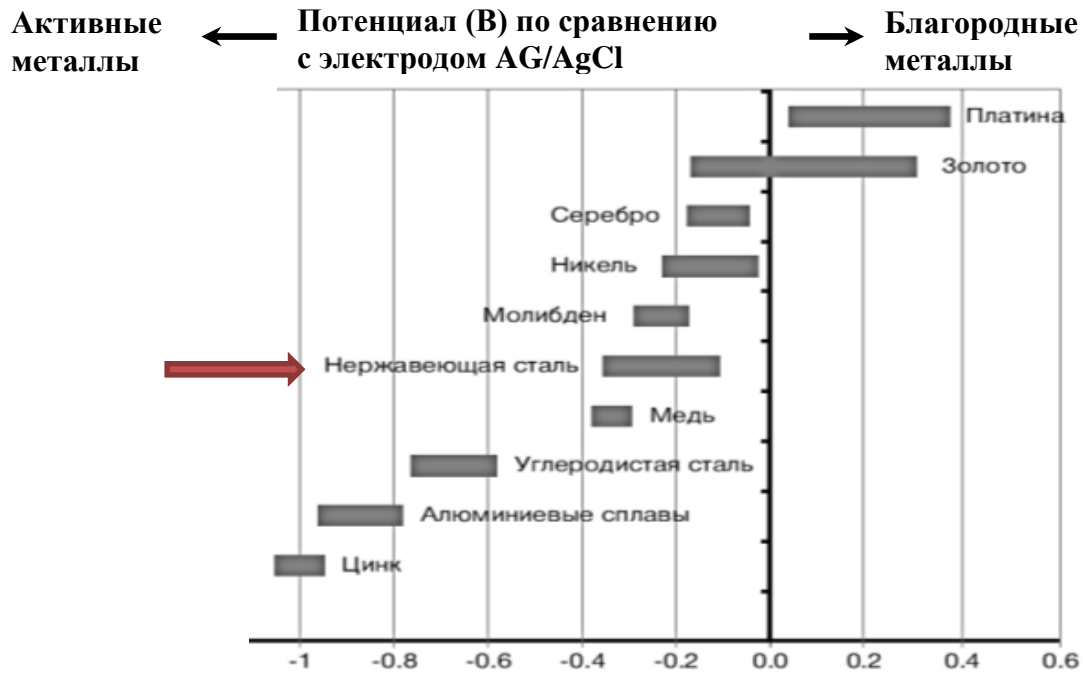


Рисунок 1.2 - Коррозионный потенциал различных металлов (морская вода) показано в [7]

При проектировании малоподвижных соединений необходимо учитывать различие или сродство применяемых материалов, изотропию и анизотропию их свойств [81].

С точки зрения контактной коррозии (согласно общепринятым правилам) элементы крепления должны изготавливаться из того же материала, что и закрепляемая деталь. Однако в случае, когда поломка крепежного элемента представляет большую опасность, элементы крепления изготавливают из более благородного материала (соотношение площади

менее благородного металла к площади более благородного металла должно быть очень высоким).

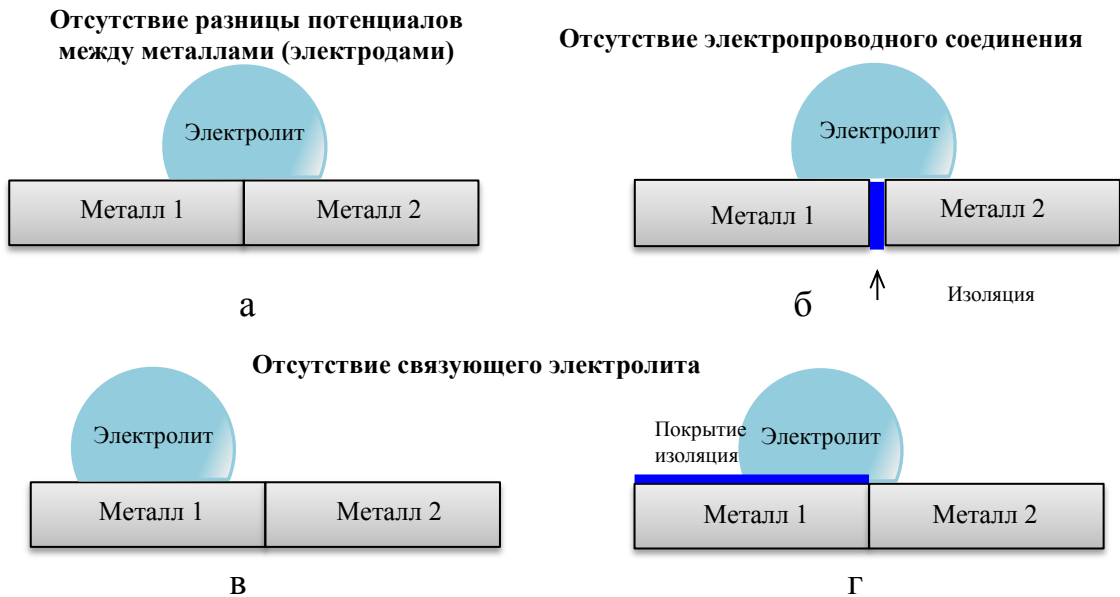


Рисунок 1.3 - Условия предотвращения контактной коррозии в условиях возникновения электролита.

Сопоставление интенсивности фреттинг-изнашивания и ФК, проведенное Асланян И.Р. при исследовании электролитических покрытий [26, 27, 28, 25, 24] показывает, что при малых нагрузках более интенсивно будет протекать процесс ФК; при увеличенных нагрузках интенсивность изнашивания будет зависеть от твердости поверхности изнашивания (наличия термической обработки). Результаты работы свидетельствуют о вкладе химической составляющей в процессы испытания на фреттинг-коррозию. Химическая составляющая изнашивания при ФК определяется составом основы (поверхности) [24]. При малых нагрузках, когда облегчено проникновение коррозионной среды в зону трения, увеличится химическая составляющая изнашивания и, соответственно, увеличится интенсивность ФК. В большинстве рассмотренных Асланян И.Р. случаев определено, что интенсивность фреттинг-изнашивания меньше, чем интенсивность ФК, за счет существенного вклада коррозионной составляющей в интенсивность ФК. Однако при увеличенных нагрузках возникают задиры и схватывания

контактирующих поверхностей, которые интенсифицируют фреттинг-изнашивание (по сравнению с фреттинг-коррозией).

В работе [24] описано отличие механизмов изнашивания при ФК и фреттинг-изнашивании. Действие коррозии (химической составляющей изнашивания) при ФК проявлялось в виде образования локальных питтингов/разъеданий поверхности, направленных вглубь от поверхности, а механическая составляющая изнашивания послойно удаляла продукты коррозии.

При испытаниях на фреттинг-коррозию аустенитной стали [11] проведена предварительная оценка коррозионной стойкости образцов по кривым изменения потенциала в разомкнутом контуре и проведены базовые потенциодинамические испытания (определены значения потенциалов коррозии и поляризации). Полученные данные показали, что на первом этапе испытания потенциал разомкнутой цепи увеличивался, а затем стабилизировался, что может быть связано с образованием пассивного слоя, который увеличивает коррозионную стойкость поверхности образцов. Из-за трения этот слой удаляется, активная поверхность металла обнажается, потенциал значительно снижается, снижая коррозионную устойчивость стали. Разность потенциалов между потенциалом покоя и потенциалом в условиях фреттинга в работе [11] составил от 52 до 142 мВ (в зависимости от среды).

Аустенитная сталь является материалом, подверженным коррозии, особенно в условиях фреттинга, т.к. перепассивация поверхности не происходит в этих условиях. Результаты опытной работы подтвердили интенсификацию процессов коррозии в процессе фреттинга (в основном в результате депассивации поверхности) [11, 3, 17]. Увеличение потенциалов свидетельствует о реконструкции пассивного слоя, качество которого существенно влияет на коррозионную устойчивость стали в статическом состоянии.

Согласно [11] трение при фреттинге оказывает значительное влияние на интенсивность и характер коррозии аустенитной стали. В статических условиях высокие значения сопротивления поляризации указывают на наличие адсорбирующего оксидного слоя на поверхности стали, который «тормозит» поток электронов и защищает от доступа кислорода и влаги. Во время трения этот слой разрушается и, поверхность активного металла частично «обнажается», что приводит к снижению сопротивления поляризации, смещению потенциалов коррозии в отрицательном направлении и ускорению процессов коррозии. В процессе трения при более высоких нагрузках образуются продукты износа, создающие, с одной стороны, на поверхности защищающую от износа «трибопленку», а с другой стороны вызывают в этих местах неблагоприятное увеличение плотности тока коррозии.

На усиление процессов коррозии аустенитной стали при фреттинге также указывает состояние поверхностей кинематической пары (при исследовании поверхности сопряжения на сканирующем электронном микроскопе). Следы контакта при испытании на фреттинг и ФК заметно больше и глубже, чем при испытании на коррозию. Наблюдаются в зоне сопряжения многочисленные коррозионные ямки, наиболее интенсивно по краю сопряжения (по типу щелевой коррозии). При этом во время самой коррозии очаги сосредоточены на определенных участках, а при ФК износ поверхности более равномерный, что может быть связано с наличием колебательных движений.

Схематическая модель процессов, наблюдаемых при ФК, была предложена в работе [11], см. Рисунок 1.4. Применительно к контактирующей паре труба-втулка, процесс ФК (в условиях наличия среды «электролита») будет выглядеть следующим образом: в локальных зонах контакта поверхности трубы с сопряженной втулкой адсорбированный слой (смазочное покрытие) будет снижать сопротивление движению и уменьшать износ. Однако покрытие может вызывать образование абразивного слоя и

приводить к вторичному износу. В данной области становится недостаточно кислорода, в результате чего контактный слой материала становится анодом, где происходит процесс окисления. Область за пределами трения имеет более высокую концентрацию кислорода, что делает ее катодом и происходит в процессе восстановления. Разность потенциалов приводит к образованию коррозионных очагов по кромке следа трения. Кроме того, хлорид-ионы, содержащиеся в среде, могут поступать в зону контакта и дополнительно интенсифицировать процесс коррозии.

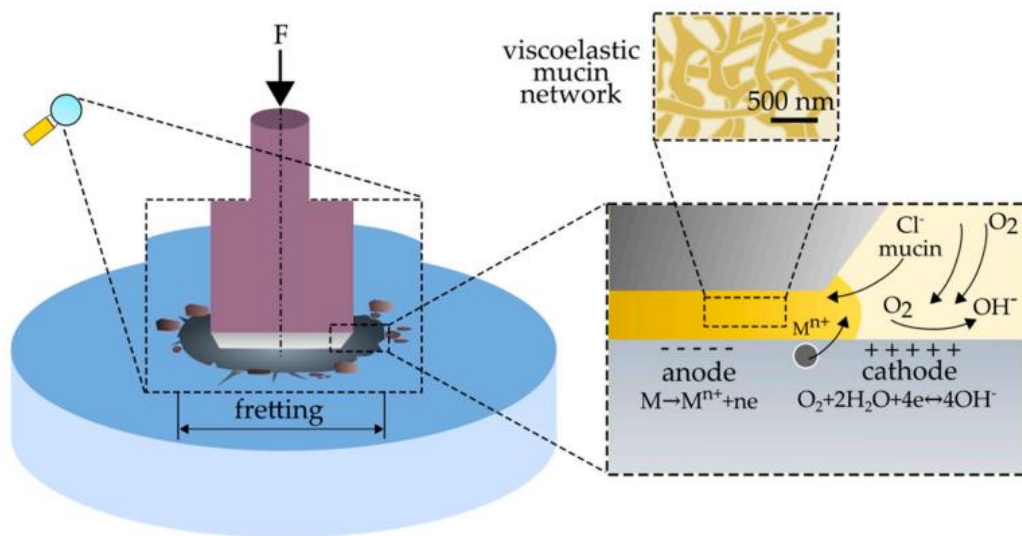


Рисунок 1.4 – Схема процессов ФК [11]

Согласно [10, 13] нержавеющая сталь корродирует локально в результате повреждения пассивной плёнки (хромистого пассивного слоя [10, 12]) и проникновения в отдельные ее участки агрессивной среды, при этом интенсивность коррозии в некоторых участках становится выше, чем в других. Хлорид-ионы значительно снижают потенциал, при котором происходит образование язв/питтингов, таким образом, инициируют раннее образование язв и ускоряют процесс коррозии.

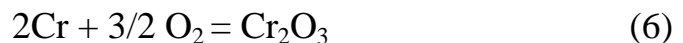
Прорыв плёнки пассивации на сплаве приводит к нарушению его характеристик. Увеличение концентрации хлорида в среде вызывает усиление коррозии поверхности. В присутствии реагирующих компонентов

(Cl⁻ и SO₄⁻) способность нержавеющей стали восстанавливать защитную плёнку существенно сокращается и защитные свойства стали исчерпываются.

В случае, когда скорость разрушения пленки пассивации оксида хрома выше, чем скорость ее восстановления, высока вероятность проникновения хлорид-ионов через повреждения (трещины) пленки, наблюдается спад в пассивных областях, вызывая образование язв автокаталитическим способом.

О механизмах проникновения хлорид-ионов в пассивную плёнку, разрыва плёнки и адсорбции хлорид-ионов подробно отражено в [10, 15]. Все коррозионные очаги как метастабильные, так и те, которым предстоит стать стабильными, растут изначально в метастабильном состоянии, т.е. в пределах пассивного участка [10, 6].

Анализ химического состава поверхности аустенитной стали в процессе фреттинга (после трения без смазки) согласно работе [11] показывает, что в зоне трения образуются оксидные слои - процесс при свободном доступе кислорода из окружающей среды. Повышенная концентрация кислорода в зоне трения может быть вызвана тем, что наличие многочисленных продуктов износа, которые, действуя как абразивные частицы, приводят к повышению температуры в зоне трения и вскрытию последующих слоев металла (особенно в условиях сухого трения), что в свою очередь, способствует образованию плотных пленок оксидов хрома, согласно уравнению:



Катионы Cr²⁺ обладают сильными восстановительными свойствами как в водных, так и в твердофазных растворах, легко окисляются до ионов Cr³⁺



Соотношение кислорода и хрома (при анализе атомарного состава) указывает на присутствие в зоне трения аустенитной стали таких окислов как: CrO, CrO₂, Cr₂O₃ и более сложных.

При ФК нержавеющей сталей, содержащих хром, образуются соединения высокой твердости (окислы хрома твердостью до 2900 кг/мм^2), которые обладают сильным абразивным действием и способны внедряться в мягкую основу и увеличивать износ одноименных пар [64].

На рис. 1.5 [10] показана схема роста питтинга в результате повреждения пассивной пленки на хромсодержащем сплаве в среде, содержащей хлорид-ионы. При этом реализуются реакции:

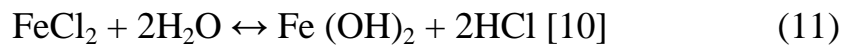
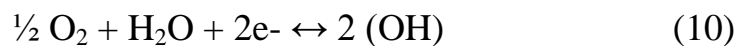


Рисунок 1.5 - Схема активно развивающегося коррозионного очага в железе [10, 18]

Очаг формируется на поверхности в отсутствие кислорода. Накапливание положительных зарядов в форме Fe^{2+} затем привлекает отрицательно заряженные ионы хлора. Образовавшийся хлорид железа расщепляется для образования избытка ионов водорода и хлорида, эти ионы ускоряют коррозию на дне очага [24]. По этой причине нержавеющие стали обычно имеют низкую коррозионную стойкость в средах с низким содержанием кислорода. При отсутствии кислорода нержавеющей сталям обычно не хватает способности заново сформировать пассивную пленку

оксида хрома. В худшем случае почти вся поверхность будет защищена, но микролокальные колебания поверхностного потенциала будут разрушать оксидную пленку в нескольких критических точках. Коррозия в этих точках будет усиливаться и может вызвать язвы нескольких типов, в зависимости от условий. В то время как коррозионные язвы образуются только при изменении условий, они могут продолжать расти, даже когда условия возвращаются в норму, так как внутренняя часть язвы лишена естественного кислорода [10].

В работе [84]: для идентификации механизма разрушения аустенитной стали в условиях фреттинга использовались трибологические и электрохимические методы в сочетании с оптической и электронной микроскопией и сделаны следующие выводы:

- Процессы фреттинга приводят к интенсификации коррозионного износа аустенитной стали. Механизм коррозионного разрушения в условиях фреттинга аналогичны щелевой коррозии и основаны на различиях концентрации кислорода в зоне трения и за пределами трения.

- Присутствие органических компонентов (смазки) ускоряет образование и улучшает качество адсорбционного слоя, образующегося на поверхности стали. Сформированный слой в статических условиях защищает поверхность стали от коррозии.

- Факторы, приводящие к затруднению удаления продуктов износа из зоны трения, приводят к интенсификации вторичного износа стали.

В виду того, что процессы фреттинга и ФК аустенитной нержавеющей стали зависят от среды, состав твердой смазки должен обладать благоприятными трибологическими и электрохимическими свойствами.

1.4. Обзор методов повышения фреттинг-коррозионной и фреттинг-усталостной прочности поверхности

Выполнен аналитический обзор применяющихся в настоящее время методов повышения ФК и ФУ прочности деталей, изготовленных из различных металлических материалов.

Анализ предложенных в литературе методов защиты от ФК и методов снижения интенсивности ФК показывает, что универсального метода защиты от этого вида повреждения сопряженных поверхностей нет. В то же время пути повышения фреттинг-стойкости деталей могут быть разнообразными. Выбор того или иного метода предупреждения ФК зависит от конкретных условий работы сопряженных деталей. Один и тот же метод может дать противоположные результаты в разных условиях работы. Замедлить возникновение фреттинга на поверхности можно путем устранения непосредственного металлического контакта в сопряжении: применения неметаллических или твердосплавных покрытий или смазок, использования пластмассовых вставок, гальванических покрытий мягкими металлами и пр.

Несмотря на многочисленные опубликованные работы по эффективности различных способов защиты от ФК, в настоящее время основным остается метод подбора того или иного покрытия или метода для предотвращения этого вида повреждения деталей в конкретных условиях работы рассматриваемой сопряженной пары.

Повышение износостойкости и усталостной прочности деталей [30] основано на применении различных видов обработок с целью воздействия на контактные поверхности деталей (и элементы кристаллической решетки):

- Чем выше чистота поверхности, тем выше износостойкость (например, полирование, хонингование).
- Термическая обработка применяется для изменения структуры и свойств (например, закалка, старение и др.).
- ХТО – для изменения химического состава поверхности, структуры и свойств (например, азотирование, сульфидирование, цементация,

гальваническая обработка – электролитическое хромирование, химическое никелирование системами Ni-P, Ni-B и пр.)

- Наклеп (механическое упрочнение пластической деформацией при температурах ниже температуры рекристаллизации) применяют для увеличения твердости и прочности поверхности: дробеструйная обработка, обкатка, электромеханическое упрочнение и пр.

Рациональное конструирование и учет механических переменных - удаление источника вибрации, запирающие или затяжные подвижные соединения - вероятно, являются простейшим и наиболее экономичным средством предотвращения проблемы ФК. Использование смазочных материалов может помочь, если нагрузка не слишком высока. Можно рассмотреть фторопластовые прокладки с низким коэффициентом трения или эластомерные материалы, которые амортизируют движение.

Максимально эффективными методами снижения интенсивности ФК являются такие, когда места концентрации напряжений не совпадают с зонами возникновения ФК. Это достигается рациональным конструированием или технологическими приемами, направленными на создание благоприятных сжимающих напряжений на поверхности детали и смещение максимальных растягивающих напряжений на некоторое расстояние от поверхности вглубь металла (в этом случае зона действия максимальных растягивающих напряжений будет «лежать» под поверхностью, т.е. будет удалена от подвергающейся ФК поверхности).

Согласно [90, стр. 222] пластическое деформирование поверхностей контакта способствует увеличению характеристик сопротивляемости усталостному разрушению. Такие поверхностные обработки как накатка роликами, обдувка металлическими шариками или стеклянной дробью, азотирование создают у поверхности остаточные сжимающие напряжения и тем самым увеличивают сопротивление усталости и, соответственно, улучшают поведение металла при ФК и ФУ.

В то же время Петухов А.В. отмечает в [81], что интенсивное поверхностное упрочнение, увеличивая инкубационный период распространения трещины, сопровождается ростом скорости ее развития.

Подавление фреттинга может быть достигнуто:

- путем предотвращения проскальзывания (повышения коэффициента трения и увеличения натяга соединения);
- либо путем облегчения проскальзывания (снижения коэффициента трения, используя защитные смазки и прокладки).

На интенсивность ФК, что отмечено в работе [25], оказывает состав «защитного» покрытия, твердость и условия фреттинга (нагрузка и амплитуда сдвига).

В работе [25, стр.24] при исследовании NiP покрытий было показано, что повышение твердости покрытия приводит к уменьшению площади контактируемых поверхностей, увеличению фактического давления на фрикционном контакте, что, в свою очередь, способствует усилению механической составляющей коэффициента трения.

Минимизация площади контакта деталей в сопряжении путем создания, например, канавок, выступов, сегментирования позволит удерживать смазку в месте трения и отводить из него продукты износа [52].

Сочетание мягких материалов с твердыми может быть целесообразно для предотвращения ФК [23, 44]. Покрытие контактной поверхности стальной детали менее твердым материалом (медью, свинцом, оловом, и др.) снижает ФК и ФУ за счет лучшей изоляции поверхности и большей коррозионной стойкости.

В качестве метода защиты от фреттинг-износа и ФК [87] предложено применение пластичных покрытий, что позволяет создать «третье тело» - прослойку из пластичного (менее прочного) материала. Эта прослойка выполняет функцию смазки, уменьшает фактическую площадь контакта (снижая тем самым удельное давление, деформацию и напряжения в зоне контакта), а также ограничивает доступ кислорода в зону трения.

Покрытие должно быть оптимизировано по толщине, когезионной и адгезионной прочности, и не должно создавать растягивающие напряжения на поверхностях сопряженных деталей [87].

В работе [84] показано, что при различных нагрузках, частотах, амплитудах колебаний для улучшения фрикционных характеристик поверхностных слоев, подверженных фреттинг-изнашиванию и воздействию окислительных процессов, для эффективного гашения вибраций и коррозии наносят покрытия из мягких коррозионностойких металлов. Многослойные покрытия на медном подслое из цинка, олова эффективно гасят виброколебания [84].

В работе [75] в качестве метода защиты от фреттинга между скользящими и вибрирующими деталями предлагается нанесение сегментированной пленки алмазоподобного углерода на прокладку из нержавеющей стали.

В случаях, когда имеется вероятность износа поверхностей в результате ФК, необходимо учитывать влияние вида окончательной обработки на прочность и усталостную прочность (прочность деталей может быть снижена, например, при гальваническом никелировании и хромировании, оксидировании, фосфатировании и др).

Известны медно-никелевые, медно-фосфорные покрытия, электролитически наносимые покрытия, покрытия из фуллерена C₆₀, полимерные покрытия (например, эпилам-фоле-окс покрытия), покрытия, содержащие в составе кремний и молибден [67]. Эффективен при фреттинге такой вид поверхностной обработки как вибронакатывание.

В зависимости от условий эксплуатации различают покрытия защитные, защитно-декоративные и специальные (функциональные). Специальные покрытия предназначены для формирования особых свойств на поверхности изделий: например, высокой твердости и износостойкости, антифрикционных свойств и пр. В работе [67] приведены известные современные способы получения защитных и износостойких покрытий.

Традиционные методы защиты, наносимые электролитическим способом, вакуумным напылением или лазерной обработкой не перспективно и технологически неприемлемо для крупногабаритных, сложных по конфигурации деталей и сборочных узлов.

В качестве противоизносных и антифрикционных покрытий хорошо зарекомендовали себя полимерные композиционные материалы с мягкой матрицей и твердыми частицами наполнителя.

Среди упоминаемых в литературе [48, 33, 64, 92, 47] неметаллических покрытий для снижения интенсивности ФК в «горячих» условиях работы (более 250⁰С) могут быть опробованы лишь некоторые. Многие покрытия, эффективные от фреттинга при относительно невысоких температурах, имеют невысокую термостойкость (могут воспламеняться, разлагаться) и поэтому не могут быть рекомендованы для узлов, эксплуатируемых в «горячих» условиях.

В таких условиях [58] эффективны тонкие не чувствительные к сдвиговой деформации износостойкие покрытия, которые минимизируют усталостные повреждения.

При действии нагрузок деформационные процессы локализуются в более тонких поверхностных слоях системы основа-покрытие [54]. Релаксация напряжений в системе зависит от плотности и подвижности свободных дислокаций, наведенных как в процессе напыления, так и генерированных непосредственно в процессе действия внешних факторов, в том числе в процессе последующей термодиффузионной обработки. Характер зарождения и развития микротрещин при деформировании обуславливается неравновесным состоянием границ между отдельными компонентами покрытия, уровнем их взаимодействия в зоне контакта. В качестве примера можно привести использование высокотемпературных смазок на основе серебра, меди, графита, дисульфида молибдена, оксидов свинца, бора и др. [31].

В работе [79] отмечена недостаточная эффективность твердых смазок на основе дисульфида молибдена и предложено для увеличения срока службы деталей от ФК покрытия из жидкого найрита по хлорнайритовому грунту (кистью или пульверизатором) с вулканизацией при комнатной температуре или при нагревании.

В работе [91] отмечается об уменьшении интенсивности фреттинга при использовании автофреттирования. В соединениях с АОД «автофреттированными охватывающими деталями» уровень тангенциальных напряжений на сопряженной поверхности охватывающей детали значительно ниже – за счет предварительного создания остаточных отрицательных тангенциальных напряжений и перераспределения их в процессе сборки.

Мягкие покрытия достаточно пластичны, способны противостоять нагружению без растрескивания и остаются в площадке контакта без выдавливания [44]. Медь и серебро имеют высокую теплопроводность и высокую катодную эффективность. Хорошую репутацию для предотвращения фреттинга заслужило кадмиевое покрытие. Покрытие фосфористой бронзой показало общее улучшение – в качестве способа увеличения фреттинг-усталостной прочности. Для деталей, работающих при температурах до 500°C , и деталей, работающих на истирание при высоких удельных нагрузках, может быть рекомендована бронза БрАЖН10-4-4Л (замена Бр.ОФ10-1). Напыленные молибденовые покрытия также являются эффективным средством против фреттинг-усталости.

Плазменные молибденовые покрытия используются для работы деталей при повышенных температурах и в условиях знакопеременных напряжений [54]. Молибденовые покрытия способны поглощать внешние вибрации, противостоять износу и коррозии в агрессивных средах. Молибден, являясь парамагнетиком и прочным тугоплавким металлом, после пластической деформации характеризуется высокой микропластичностью [96]. Молибден проявляет высокую дислокационную релаксационную способность в широком диапазоне амплитуд скольжения при фреттинге.

Особенности и параметры микроструктуры и субструктуры молибденового покрытия оказывают влияние на распределение напряжений, энергетические потери при перемещении дислокаций, на микромеханизмы и на вязкость разрушения (трещиностойкость).

В работе [77] предложен следующий метод упрочнения деталей, работающих в условиях ФК: модифицирующее воздействие на материал поверхностного слоя контактирующих участков путем нагрева электрической дугой.

В работе [84] взамен бронзы и латуни в узлах трения предлагаются более антифрикционные и противоизносные пористые стальные покрытия.

Интересный метод предложен в [84, стр. 28] – нанесение покрытия методом втирания – механохимической обработки, которая значительно увеличивает адгезию к поверхности сопряженных деталей.

Структурная неоднородность обусловленная, к примеру, наличием вторичных фаз и твердых частиц наполнителей защитных покрытий вызывает увеличение интенсивности изнашивания при фреттинге [25, 24].

В работе [67] исследованы механизмы ФК тонкослойных нанопокровтий на основе полимерной фторуглеродной композиции и фрикционно-механического латунирования, которые снижают химическое взаимодействие поверхностей и исключают задиры.

В работе [67] при испытаниях на изнашивание по [36] при всех вариантах нанопокровтий наблюдается снижение массового и линейного износа образцов в условиях фреттинга (при получении высоких значений коэффициента трения в сравнении с исходными образцами). Увеличение коэффициента трения автор связывает со спецификой работы узла, микроструктурными изменениями поверхностных слоев и жесткостью условий фреттинга при модельных испытаниях (по сравнению с реальными условиями эксплуатации).

Финишная антифрикционная безабразивная обработка (ФАБО) согласно [31, стр. 465] увеличивает сопротивление фреттинг-усталости

деталей. Так, например, фрикционное латунирование поверхности способствует увеличению предела выносливости узлов, собранных с гарантированным натягом, за счет пластифицирования материала в зоне контакта, препятствующего зарождению усталостных трещин. (Так у нормализованной стали 35 отмечено увеличение предела выносливости ~на 75% по сравнению с исходным шлифованным или наклепанным состоянием. При этом автор отмечает, что на величину предельного циклического напряжения значительно влияет состав среды, применяемой для латунирования).

Гаркуновым Д.Н. [31, стр. 467] изучен механизм влияния фрикционного латунирования на фреттинг-процесс и в зависимости от степени фреттинг-коррозионных повреждений и характера разрушения:

При испытании образцов при напряжениях $\sigma_a=(0,9...1,6)\sigma_{-1}$ коррозионные повреждения (черно-бурого цвета) имеют форму пояска шириной 1,5..2,5мм; при этом поверхность нелатунированных образцов подвержена фреттинг-коррозией в большей степени, чем латунированных. (Трещин на образцах после испытания $2 \cdot 10^7$ циклов не обнаружены).

При испытании образцов при $\sigma_a=(0,1...1,3)\sigma_{-1}$ на их поверхностях выявлены трещины вблизи излома и на расстоянии до 3,5мм от излома; трещины располагаются под углом $\sim 60-70^\circ$ к контактной поверхности. Так же отмечено, что интенсивность фреттинг-коррозионных повреждений уменьшается с увеличением действующих напряжений.

При испытании образцов при $\sigma_a=(1,3...1,6)\sigma_{-1}$ влияние латунирования заметно проявляется при высоких напряжениях: форма контактной поверхности изменяется, в приконтактной области материал пластически деформируется. У нелатунированных образцов линия контакта остается ровной, областей пластической деформации не наблюдается, образовавшиеся трещины усталостного характера. А у латунированных образцов в процессе работы прессового соединения проявляется пластифицирующее действие латунной пленки (линия контакта волнистая - искривляется за счет

образования зон пластической деформации в приповерхностных слоях, особенно в области концентрации напряжений).

В работе [61] описываются широкие перспективы создания композиционных покрытий из наполненных полимеров. Использование в качестве наполнителя наноразмерной керамики значительно улучшает триботехнические характеристики.

В работах [33, 31, 61, 87] описаны модифицированные никель-фосфорные покрытия МНФП (многослойные никель-фосфорные покрытия) и ФТСП (фосфатные твердосмазочные покрытия).

В работах [39, 38] для снижения фреттинг-усталостных процессов (повышения фреттингостойкости) рассматривается использование пластичных смазочных материалов с твердыми добавками ультрадисперсного порошка алмазографита (УДПАГ) в концентрации 1 масс.%. Исследованиями определено, что у литиевой пластичной смазки ЦИАТИМ-201 добавка УДПАГ повысила противofреттинговые свойства в 1,8-2,2 раза, глубина повреждений сопряженных поверхностей уменьшилась на 24-28% [39]. Введение добавок УДПАГ в литиевую пластичную смазку Литол-24 снизило температуру трения узла на 13-15%, коэффициент трения скольжения снизился на (25-28) % (при разных режимах нагружения), шероховатость уменьшилась в 1,5-2 раза [38].

Топографическое исследование поверхностей показало, что введение в смазочное покрытие УДПАГ изменяет микрорельеф поверхностей (происходит заметное сглаживание поверхностей, уменьшается количество следов адгезионного износа). Влияние частиц УДПАГ на формирование «нового» рельефа в работе [38] объяснено следующим образом: частицы алмаза являются «микрорезцами», своими кромками срезают выступы на поверхности трения и тем самым увеличивают интенсивность приработки. В начальный момент работы узла происходит быстрый нагрев, коэффициент трения повышается. Время приработки при этом сокращается, что позволяет исключить возможное схватывание трущихся поверхностей. Кроме того,

частицы УДПАГ «сцепляются» с контактирующими поверхностями, создают упрочненный слой на поверхности трения, который предотвращает схватывание и разрушение поверхностей при значительных нагрузках.

В процессе приработки трущихся поверхностей [38] происходит сглаживание наиболее выступающих выступов – образуется новая шероховатость. Т.к. в начальный период в непосредственный контакт вступает минимальное количество выступов, то на площадке фактического контакта создаются значительные напряжения. В процессе приработки неровности изменяют размеры, фактическая площадь контакта увеличивается, активно при этом повышается температура. Состояние, когда коэффициенты трения и температуры стабилизируются, будет считаться окончанием режима приработки (в этом состоянии шероховатость становится оптимальной и обеспечивает минимальный износ).

Добавка УДПАГ снижает величину контактных напряжений на 18-20%, продляя срок службы узлов трения в 1,5-2 раза (за счет увеличения времени до начала развития фреттинг-усталости поверхности) [39]..

Согласно [64, 92] для уменьшения адгезии (снижения интенсивности схватывания) и повышения фреттинг-усталостной прочности будут эффективны следующие технологические методы:

- пластическое деформирование,
- химическая и электрохимическая обработка,
- химико-термическая обработка,
- использование защитных твердых смазок и неметаллических пленок,
- использование покрытий (состоящих из карбидов, нитридов, оксидов *d*-переходных металлов и *sp* – элементов), нанесенных вакуумно-плазменными или детонационными методами.

В случае использования в качестве защиты от ФК покрытия, последнее должно иметь крепкое сцепление с основным материалом (что обеспечивается химической адгезией – созданием межатомных связей между покрытием и металлической подложкой либо взаимной диффузией

материалов основы и покрытия), высокую когезионную прочность, адгезионную пассивность контактирующей поверхности (относительно сопряженной), быть химически неактивным к «рабочей» среде [64]. Так в [23] предлагается предварительное фосфатирование поверхностей при применении смазки слобонагруженных поверхностей.

Применение прокладок и материалов (с низким коэффициентом трения), имеющих небольшую прочность, может быть рассмотрено при невысоких контактных нагрузках. Например, резиновые прокладки используются для предотвращения проскальзывания и амортизации колебаний. Полностью предотвратить фреттинг-коррозию также может в ряде случаев тефлон.

В работе [76] с целью повышения антифрикционных и противозадирных свойств деталей предлагается перед нанесением дисульфида молибдена выполнять предварительную обработку изделия в молибденовом расплаве эвтектического состава, содержащем дополнительно (3-8) % оксида меди.

Известны [34, 30, 70] твердосмазочные ЦВСП-3С, ВАП-2 и ВФП-5 и шликерное ВПМСА. По работе [30] приведены исследования химического покрытия системы Ni-B, пропитанное для снижения коэффициента трения твердосмазочной антифрикционной суспензией ВАП-5 (состоящей из эпоксидной матрицы с включениями дисульфида молибдена, графита, нитрида бора и оксида кадмия). Покрытие обеспечивает низкий коэффициент трения и высокую фреттингостойкость стальных деталей; рекомендуется взамен стандартного хромового покрытия для пар «трения-скольжения». По результатам испытания на трение и износ покрытие Ni-B, пропитанное суспензией ВАП-5 превосходит покрытие ВАП-2, имеет коэффициент трения 0,1-0,2, износостойкость $5 \cdot 10^{-9}$ (отн.ед.) работоспособно на воздухе при температурах (-80..+250) °С и удельных нагрузках до 50МПа. Фреттингостойкость покрытия (при удельной нагрузке 80 МПа, амплитуде 400 мкм, частоте 16,7 Гц) ≤ 1 ч (фреттинг выявлен через 5-20 минут). При

соблюдении указанных в [30] технологических параметров формирующееся покрытие (по внешнему виду и прочности сцепления) отвечает ГОСТ 9.301 и 9.302.

Результаты исследований [30]: при «тяжелых» режимах трения происходит химическое взаимодействие поверхности покрытий и сопряженного контртела с образованием на контактных поверхностях сульфидов и оксидов металлов, свойства которых определяют смазочную способность покрытия.

Известно [64, 34] многослойное (до 8-10 слоев, что обеспечивается периодической подачей реакционного газа N_2 в камеру установки МАП-3) двухфазное вакуумно-плазменное покрытие (α -Ti+TiN), наносимое на сталь методом конденсации с ионной бомбардировкой (КИБ). Покрытие имеет небольшую толщину, работоспособно при $400^{\circ}C$.

В работе [62] рассмотрена стойкость к ФК сплава никелида титана (ТН1), обладающего эффектом памяти формы и сверхупругостью. Установлена склонность никелида титана к развитию ФК в изучаемых условиях.

Перспективным средством для уменьшения повреждений при ФК согласно [64] считается твердосмазочное покрытие из дисульфида молибдена (MoS_2), наносимое погружением на предварительно подвергнутую влажной пескоструйной обработке поверхность (для получения достаточно шероховатой поверхности). (Во влажной среде применение дисульфида молибдена нежелательно, в присутствии кислорода MoS_2 окисляется с образованием H_2SO_4 [31, стр. 26]).

Покрытие ЦВСП-3С Основное назначение покрытия ЦВСП-3С – уменьшения износа в узлах трения скольжения и предохранения трущихся и взаимоперемещающихся поверхностей от схватывания и заедания (в воздушной среде при температурах от -60 до $500^{\circ}C$). Покрытие до отверждения состоит из кремнийорганического термостойкого лака, коллоидного графита «С-1», окиси кадмия (CdO) и легколетучего

растворителя. Рекомендуемая толщина покрытия не более 25 мкм. При этом по НД не рекомендовано применение покрытия при сборке неподвижных соединений с натягом (прессовые, плотные посадки) и в узлах трения в условиях с ограниченным обменом воздуха (в замкнутых объемах). Перед нанесением покрытия на коррозионностойкие стали поверхность должна быть предварительно обдута электрокорундом или подвергнута гидropескоструйной обработке с последующей пассивацией (нанесение покрытия не позднее чем через 48 часов).

Промышленностью освоены и применяются покрытия ВФП-5 (с толщиной 25-30 мкм) [30, 34], ВПМСА до температуры 650⁰С (толщиной 30-40 мкм) [34].

Наименьшее среднее значение коэффициента трения показало покрытие ВФП-5 при обеих температурах испытания. На образце без покрытия коэффициент трения уменьшился ~ в 2 раза при повышении температуры (что может быть связано с образованием защитной окисной пленки). Покрытие ВПМСА (из-за наличия в структуре частиц наполнителя произвольной формы) показало самый высокий коэффициент трения. Коэффициент трения покрытия Ti-TiN при повышении температуры не меняется (сохраняется на уровне 0,6-0,7). Электросопротивление покрытия ВФП-5 (после испытаний при 350⁰С) изменяется от номинального незначительно, в сравнении с другими видами испытанных в работе [34] покрытий. По результатам работы также отмечено, что температура испытания влияет на образование защитных оксидных пленок испытуемых образцов и покрытий (что подтверждают данные по замеру электрического сопротивления).

Результаты проведенных испытаний приведенных антифреттинговых покрытий (по заключению Горлова Д.С. [34]) не позволяют оценить работоспособность покрытий без проведения испытаний на ФУ.

Известны покрытия на основе мочевиноформальдегидной смолы, никель-фосфорные покрытия с добавками твердых частиц [25].

1.5. Упрочнение поверхности изделий из аустенитных сталей

Для разработки метода повышения ФК и ФУ прочности труб из нержавеющей стали 12Х18Н10Т проведен обзор литературных источников о влиянии напряженно-деформированного состояния изделий из нержавеющей сталей на их долговечность.

В работе [11] исследование поверхности аустенитной стали после испытания на фреттинг показало, что по месту фреттинга наблюдается значительное повреждение стальной поверхности: коррозионное истирание, продукты фрикционного/абразивного износа, признаки усталости. Наблюдаются «расслаивания» стальной поверхности, где отдельные частицы материала постепенно скалываются с поверхности. Отмечены многочисленные частицы (продукты) износа, которые постепенно измельчаются между сопряженными поверхностями и вызывают образование агломератов. Этот процесс дополнительно стимулирует механизм износа от истирания.

Исходя из того, что:

- случаи поломок трубопроводов связаны с усталостным видом разрушения трубы марки 12Х18Н10Т от очагов ФК по месту крепления хомутов,

- предел фреттинг-усталости составляет $\sim (0,2-0,6) \cdot \sigma_{-1}$,

для продления сроков службы узла (за счет увеличения времени до начала разрушения) возникает основание комплексного подхода повышения долговечности трубопроводов. В [29, 86] определена функциональная зависимость предела выносливости аустенитных сталей после деформационного упрочнения от степени деформации:

$$\sigma_{-1\delta} = \sigma_{-1} + (5,7-0,06\varepsilon_0) \varepsilon_0, \quad (12)$$

где $\sigma_{-1\delta}$ – предел выносливости деформированной аустенитной стали;

σ_{-1} – предел выносливости аустенитной стали;

ε_0 – степень деформации в %.

Авторы [93] рекомендуют в качестве метода повышения циклической прочности аустенитной стали - использование механико-термической обработки (МТО) и дробной механико-термической обработки (ДМТО) растяжением или прокаткой при комнатной температуре на 10% или 20% с последующим отжигом при 600⁰С в течение 50 и 5 ч, соответственно. В работе показано, что данная обработка повышает прочностные свойства (особенно предел текучести) и циклическую прочность аустенитной стали. Т.е. создается такая структура, которая ограничивает поверхностную деформацию при циклическом нагружении и, тем самым, способствует повышению циклической прочности [93]:

После закалки в воде от температуры 1100⁰С $\sigma_{-1}=25$ кГ/мм²

После МТО (на 10 и 20%) $\sigma_{-1}=28$ кГ/мм²

После ДМТО (на 10 и 20%) $\sigma_{-1}=30$ кГ/мм²

Повышение предела усталости аустенитной стали может достигать ~32%. МТО стали 1Х18Н9Т, связанная с деформацией 10%, приводит к повышению циклической прочности до 50% при комнатной и повышенной температурах [93, стр. 97].

Зависимость механических свойств стали 12Х18Н10Т от степени деформации показана в работе [92]. По данным [93, стр.78] концентратор напряжений (надрез) влияет на усталостную прочность аустенитной стали Х18Н10Т: кривые усталости имеют четко выраженный физический предел усталости, а наличие острого надреза на образцах из стали Х18Н10Т смещает точку выхода кривой усталости на горизонтальный участок в сторону большего числа циклов.

1.6. Наклеп поверхности и образовании мартенсита деформации

Наклеп вызывает формирование напряжений сжатия в поверхностных слоях, повышается предел усталости стали. Известно, что величина остаточных напряжений и характер эпюр при поверхностном

упрочнении зависят от применяемого метода упрочнения, а при механической обработке - от условий и режимов резания. Знак остаточных напряжений зависит от того, какой фактор превалирует - пластическая деформация (силовой фактор) или состояние ползучести (температурный фактор).

При наклепе без значительного нагрева в поверхностном слое появляются напряжения сжатия, а в подповерхностных слоях – растягивающие напряжения.

Известно, что аустенитные стали с ГЦК-решеткой (в том числе сталь 12X18H10T) при нагреве и охлаждении не испытывают фазовых превращений.

В работе [40] проведена оценка и экспериментальная проверка механизма возникновения температурных напряжений, вызванных температурным градиентом между поверхностным слоем и основным материалом, и внутризеренной пластической деформации (в локальных микрообъемах) в процессе скоростного нагрева аустенитной стали плазменно-дуговым источником. Так в зернах аустенита исследователями после предлагаемой упрочняющей обработки были обнаружены множественные следы скольжения, пересекающиеся под различными углами, и свидетельствующие о значительной степени пластической деформации под действием температурных напряжений (порядка 873 МПа), возникающих в процессе поверхностной обработки аустенитной стали 12X18H10T [40]. Отмечено два источника возникновения термоупругих напряжений: первый - связан с ростом объема нагреваемого при скоростном нагреве слоя, второй связан с анизотропией термического расширения соседних зерен. При этом пластическая деформация, вызванная нагревом, нивелируется рекристаллизацией. Поэтому описанные в их работе механизмы воздействия температурного напряжения могут быть выявлены только в более глубоких объемах, граничащих с поверхностным нагреваемым слоем там, где процессы рекристаллизации не бы ли завершены.

Авторами [53] отмечено, что образование мартенсита деформации (МД) в сталях аустенитного класса приводит к изменению эксплуатационных свойств за счет значительного упрочнения. МД образуется в зонах пересечения полос скольжения, состоящих из дефектов упаковки, двойников и областей ϵ -фазы.

По данным [53, 86] в сталях аустенитного класса возможны два варианта протекания деформационно-индуцированного мартенситного превращения: γ (ГЦК) \rightarrow ϵ (ГПУ) \rightarrow α' (ОЦК) и γ (ГЦК) \rightarrow α' (ОЦК). В первом случае фазовый переход из γ -фазы в МД (α' -фазу) проходит через промежуточную ϵ -мартенситную фазу (с ГПУ решеткой). Во втором случае превращение протекает без появления промежуточной ϵ -фазы. Наличие (отсутствие) ϵ -мартенситной фазы связано с энергией дефектов упаковки (ЭДУ). Энергия упаковки (ЭДУ) находится в связи с химическим составом стали и рассчитывается по формуле [53]:

$$\text{ЭДУ} = 53 + 6,2\text{Ni} + 0,7\text{Cr} + 3,2\text{Mn} + 9\text{Mo} \quad (13)$$

Чем выше энергия упаковки, тем выше стабильность аустенита к мартенситному превращению. Величина ЭДУ менее 20 мДж/м² благоприятна в отношении образования МД. Если ЭДУ находится в интервале: (20-50) мДж/м², то активно протекает механическое двойникование. При превышении ЭДУ более 50 мДж/м² будет наблюдаться скольжение полных дислокаций.

ЭДУ также зависит от таких параметров как размер зерна, скорость и температура деформации. Так установлено, что уменьшение номера зерна (измельчение стали) будет препятствовать появлению мартенсита деформации. Повышение скорости деформирования будет подавлять деформационный мартенсит (несмотря на образование дефектов упаковки ϵ -фазы). Количество МД снижается с повышением температуры деформации.

Согласно [53] аустенитная коррозионно-стойкая сталь 316L, имеющая высокую ЭДУ, является стабильной к образованию МД (в том числе при

низкой температуре), т.е. у стабильной стали при деформировании при T_k не протекает мартенситное превращение. Только при деформировании при $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ (со степенью деформации $\varepsilon_{\text{деф}} = 30\text{ }\%$) наблюдается образование МД; объемная доля МД составила $\sim 0,4\text{ }\%$ (при $\varepsilon_{\text{деф}} > 50\text{ }\%$). Также приведены сведения о том, что в стабильных аустенитных сталях участки с наличием МД, могут способствовать развитию трещин, т.к. являются критическими (областями предразрушения).

Сталь 12X18H10T относится к классу высоколегированных хромоникелевых аустенитных сталей с крайне нестабильным аустенитом [88]. В материале стали по ГОСТ 19277-2016 содержится (9-11) % Ni, (17-19) % Cr, не более 2 % Mn и Ti=5(C-0,70).

Согласно [88] в определенном интервале деформаций до 10,33 % в хромоникелевой аустенитной стали 12X18H10T мартенсит деформации (ε и α') не зарождается. При увеличении степени деформации стали с 12 до 23,5 % образуется и накапливается только мартенситная ферромагнитная мартенситная фаза - α' (парамагнитная фаза ε - мартенсит не зарождается). Эти данные авторы определяли магнитометрическим методом по зависимостям удельной магнитной восприимчивости.

В процессе пластического деформирования поверхности при ударах дробью или шариками (при дробеструйном упрочнении) как и при обкатке роликами, происходит наклеп поверхности (на глубину до 0,4 мм) и, соответственно, происходит изменение физико-механических свойств поверхностного слоя обрабатываемого изделия [65]. Увеличение объема наклепанного слоя (за счет увеличения степени искаженности/дефектности кристаллической решетки и повышения плотности дислокаций) приводит к появлению остаточных сжимающих напряжений, которые повышают усталостную прочность обрабатываемой детали.

Упрочнение поверхности дробеструйной обработкой эффективно для деталей, работающих в условиях длительных знакопеременных нагрузок [65].

Различают следующие виды дробеструйной обработки:

- пневмодробеструйная обработка (энергоносителем служит сжатый воздух, абразив подается под высоким давлением; данный вид обработки применяется для очистки поверхности деталей от различных загрязнений, краски, окалины, ржавчины; для поверхностного упрочнения и для подготовки поверхности перед нанесением антикоррозионной защиты)
- пневмодинамический метод упрочнения (упрочнение ведется в закрытой камере летящими из сопла шариками и шариками, отскакивающими от стенок камеры)
- гидродробеструйное упрочнение (процесс ведется струей рабочей жидкости со стальными шариками под давлением, с подводом сжатого воздуха)
- дробеструйное упрочнение (в механических установках с быстровращающимся ротором, направленная струя дроби создается под действием центробежных сил).

Для повышения усталостной прочности ответственных деталей широко используют пневмодинамическое, дробеударное, гидродробеструйное или ударно-барабанное упрочнение. Чаще, по данным [65], для упрочнения поверхности деталей используют дробеструйную обработку в дробеметных установках, в процессе которой поверхность изделия бомбардируется стальными или чугунными дробинками (размером 0,2-1,5 мм), летящими с высокой скоростью. Приводится пример повышения срока эксплуатации некоторых упрочненных деталей в 25-30 и 50-60 раз. Автором отмечается в качестве недостатка дробеструйной обработки невысокий класс чистоты после обработки поверхностей деталей (из мягких материалов); одновременно с упрочнением уменьшается шероховатость поверхности на 1-2 класса.

Для упрочнения поверхности деталей (в зависимости от поставленной задачи, конфигурации поверхности детали и класса обрабатываемого материала) используют разную дробь: стальные и алюминиевые шарики или

дробь, чугунную литую дробь. Для оценки качества упрочнения принята условная характеристика – интенсивность упрочнения [65].

Причиной фреттинга является локальное разрушение контактирующих поверхностей. Появление усталостных трещин в местах концентрации напряжений снижает долговечность деталей. Характеристики напряженного состояния, число накопленных циклов, температура сопряженных поверхностей также оказывают влияние на фреттинг процесс. Повышение твердости и контактного давления препятствуют процессу зарождения усталостных трещин. Известно, что финишная обработка (микрogeометрия рабочих поверхностей) влияет на твердость поверхности, знак и величину остаточных напряжений, залегающих в поверхностных слоях, и на фактическую площадь контакта [65]. Зачастую для повышения надежности узла, работающего в условиях фреттинга, показатели точности геометрии и чистоту обработки поверхности повышают. В работе [73] рассмотрено влияние низких температур на развитие фреттинга в соединениях с натягом. Определено, что при отрицательных температурах повышается вероятность ФУ, т.к. увеличивается скорость развития поверхностных трещин (несмотря на то, что предел выносливости большинства металлов при отрицательных температурах увеличивается ~ в 1,5 раза).

1.7. Обзор методов и методик испытаний на фреттинг-коррозию и фреттинг-усталость (по литературным данным)

В работе [22] отмечено, что теоретические и экспериментальные исследования контактного взаимодействия в материалах, работающих в условиях фреттинга, являются фундаментальной научной проблемой. В зависимости от направления колебания на контактной плоскости Албагачиев А.Ю. и Попов В.Л. различают фреттинг радиальный, торсионный, вращательный.

В Берлинском техническом университете под руководством В.Л. Попова создана экспериментальная установка для исследования фреттинг-

износа и фреттинг-усталости и изучения энергетических процессов, связанных со сцеплением поверхностей, проскальзыванием и релаксацией напряжений.

Разработан [36] государственный стандарт ГОСТ 23.211-80 «Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытаний материалов на изнашивание при фреттинге и ФК».

Разработан способ определения стойкости поверхности к ФУ [78], основанный на испытании образца заданное количество циклов 10^5 - 10^6 без разрушения и последующего определения степени повреждения (глубины, остроты и количества зародившихся трещин) с помощью профилограмм.

В работе [70] описан метод испытания образцов «пальчик по пластине» (на универсальном трибометре CETR UMT-3MT согласно ASTM G204-10), позволяющий изучать чувствительность материалов к фреттинг-износу. Метод основан на определении количества продуктов износа в результате трения двух поверхностей в контролируемых условиях фреттинга и может быть использован для определения материалов и методов поверхностной обработки, менее чувствительных к фреттинг-износу (в узлах, где он может возникнуть). В работе исследована зависимость фреттинг-износа от нагрузки и амплитуды колебаний при режимах: нагрузка 10-900 Н, частота относительных колебаний – 13 Гц, амплитуда колебаний 150-300 мкм.

Известен метод определения трибологических характеристик покрытий на лабораторных установках по схеме «диск-колодка» (происходит трение неподвижного образца о боковую поверхность вращающегося диска). Скорость скольжения образца 1,13 м/с, нагрузка от 10 до 250 Н [38].

Максаров В.В. в работе [67] предложил изучать структуру материала в приповерхностных слоях (у поверхности трения) на поперечных ударных изломах (полученных в жидком азоте), что исключает (по мнению автора) краевой эффект и деформирование поверхностных слоев при пробоподготовке (что возможно при изготовлении микрошлифов).

1.8. Постановка цели и задач исследования

Анализ научно-технических литературных данных о таком виде повреждения условно неподвижных соединений как ФК и обзор применяющихся в настоящее время методов защиты от данного вида разрушения необходимы для понимания начальных условий и механизма фреттинг-разрушения условно неподвижных соединений.

Проведение виброиспытаний образцов труб из легированной нержавеющей стали 12Х18Н10Т в лабораторных условиях (с различными вариантами финишной обработки поверхности) позволит:

- воспроизвести эксплуатационную повреждаемость трубопроводов ФК и ФУ,
- сравнить степень повреждаемости образцов (в зависимости от способа обработки поверхности) и определить пределы выносливости, в том числе в условиях ФК,
- выбрать наиболее эффективный (среди прочих опробованных) способ финишной обработки поверхности для повышения ФК (ФУ), который позволит замедлить процессы начала образования усталостных трещин на поверхности в условиях вибрации и ФК.

Цель работы: Разработка режимов упрочняющей поверхностной обработки изделий (труб) из аустенитной нержавеющей стали для повышения ее стойкости к фреттинг-коррозии и фреттинг-усталости.

Для достижения указанной цели необходимо решение следующих

основных задач:

1. Исследовать механизм ФК и ФУ труб из нержавеющей аустенитной стали.
2. Разработать и теоретически обосновать метод повышения ФК и ФУ прочности труб из нержавеющей стали 12Х18Н10Т путем упрочнения поверхности.

3. Установить зависимость фреттинг-коррозионной и фреттинг-усталостной прочности труб из аустенитной нержавеющей стали от морфологии и шероховатости поверхности, степени наклепа и остаточных напряжений, фазового состава измененного слоя.

4. Теоретически и практически обосновать технологическую целесообразность применения упрочняющей поверхностной обработки изделий (труб) из аустенитной нержавеющей стали, эксплуатируемых в условиях ФК; реализовать предложенные методы в производстве.

ГЛАВА 2. МЕТОДОЛОГИЯ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. Методологические основы работы

Методологической основой работы является изучение и теоретическое описание процессов ФК и ФУ хромоникелевой аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т и формирование упрочненного поверхностного слоя, устойчивого к ФК и ФУ. В основу исследований заложены основные положения теории трения и контактного взаимодействия (в условиях одновременного воздействия гальванической коррозии и вибрации. Значительный вклад в развитие этих теорий в своих работах внесли Уотерхауз Р, Голего И.Л., Крагельский И.В., Шевеля В.В., Гаркунов Д.Н., Троценко В.Т., Сосновский Л.А., Буше Н.А., Геккер Ф.Р., Асланян И.Р., Погоньшев В.А., Харченков В.С. и др.

Для достижения целей и решения задач, поставленных в настоящей работе, для определения качественных и количественных характеристик, физико-механических свойств рабочих поверхностей, для исследований процессов упрочнения и усталостного разрушения при выполнении настоящей работы использовались известные методы:

2.2. Методы проведения измерений параметров

Уровень остаточных напряжений на образцах с различным состоянием поверхности определялся двумя методами: рентгеновским на установке XSTRESS 3000 Robot (неразрушающим методом по методике ММ 1.2.128-2010) и методом Давиденкова (механический/разрушающий метод, основан на вырезке из детали образца) на приборе МерКулОН «Тензор-3» зав. №6 по инструкции №05.102.194, (сертификат о калибровке №14/15649, калиброван преобразователь индуктивный 75531 в составе - блок измерительный БИН-2И №429, заводской номер датчика №4227).

Испытания на растяжение образцов выполнены по ГОСТ 10006 на машине для испытания на растяжение РКМ-50.2.05.1 svo – зав. №3/21, сертификат о калибровке №23506/550-2024.

Измерения микротвердости наружной поверхности труб выполнены на микротвердомере LECO LM700 (зав. №FMX0653, свидетельство о поверке №С-ВН/05-06-2024/346128512).

Контроль шероховатости трубных образцов проведен на приборах для измерения параметров шероховатости поверхности М, зав.№ 6240251/6720907/9119-07, свидетельство о поверке № С-ВН/12-04-2022/148050707 (действительно до 11.04.2025) в соответствии с Методикой мод. М фирмы Mahr (Германия).

Параметры шероховатости и профилограммы поверхности получены на лазерном измерительном конфокальном микроскопе OLYMPUS LEXT OLS5100 SAF (регистрационный номер типа СИ 87161-22, заводской № СИ 2М49460, свидетельство № С-ВХЯ/05-10-2023/286452838).

Наружный диаметр образцов труб измерялся микрометром серии 193 «Mitutoyo», заводской номер СИ № 5712981, сертификат о калибровке № 235/8608-2024 от 13.08.2024.

Испытания на сопротивление усталости образцов выполнены по ГОСТ РВ 2840-001-2008 на вибрационном электродинамическом стенде ВЭДС-200А (инв.№ 116981, протокол периодической аттестации № 66/19-2024 от 16.02.2024) и стенде ВЭДС-400А (зав. № 45, инв.№ 117021, протокол периодической аттестации №66/24-2024 от 21.02.2024).

2.3. Спектральные методы исследований

Фрактографический и микрорентгеноспектральный (МРС) анализ изломов и исследование морфологии поверхности образцов труб до и после усталостных испытаний (в том числе в условиях ФК) проведены на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA3 (заводской номер

VG11621377RU, свидетельство о поверке № С-С/27-09-2023/285405965 от 27.09.2023).

2.4. Материалы для исследования

В исследованиях использованы исходные образцы труб (8x1) мм высоколегированной нержавеющей аустенитной стали марки 12X18Н10Т по ГОСТ 19277-2016, используемые для изготовления штатных/серийных трубопроводов - шлифованные, обычной точности изготовления, группы А, с нормированием шероховатости (далее по тексту 1-1). Дополнительно использованы образцы труб марки 12X18Н10Т по ГОСТ 19277-2016 шлифованные, повышенной точности изготовления, группы поверхности Б, с нормированием шероховатости (далее по тексту 1-2). Трубы группы Б не используются для изготовления серийных трубопроводов. В настоящей работе образцы 1-2 использованы в исследовательских целях (как предполагаемая альтернатива штатным трубопроводам).

Перед началом работ исходные трубы 1-1 и 1-2 обеих поставок прошли входной контроль на соответствие ГОСТ 19277-2016. Химический состав контролировался по ГОСТ Р54153-2010, по результатам контроля определено, что материал труб по содержанию основных легирующих элементов отвечает требованиям ГОСТ 19277-2016 (см. Таблицу 2.1). Проведены испытания на растяжение образцов по ГОСТ 10006 на отрезках труб полного сечения при нормальной (комнатной) температуре. По результатам испытаний определено, что механические свойства испытанных образцов соответствуют требованиям стандарта на материал ГОСТ 19277-2016 (таблица 2.2). Наблюдаются незначительные отличия в значениях временного сопротивления разрыву и относительного удлинения у шлифованных образцов 1-1 и образцов 1-2. Испытание на сплющивание по ГОСТ 8695 (ISO 3651-1:1998) образцы 1-1 и 1-2 выдержали. У исходных образцов согласно НД на поставку также проверена стойкость против межкристаллитной коррозии (МКК) по ГОСТ 6032 (ISO 3651-1:1998, ISO

3651-2:1998). Все испытанные образцы выдержали испытание на стойкость против МКК методом АМУ.

Таблица 2.1 – Химический состав, массовая доля %

Обозначение элемента		железо	углерод	хром	никель	титан
НД на метод испытания		ГОСТ Р54153-2010				
Нормативное значение	ГОСТ 19277-2016	осн.	не более 0,12	17,0-19,0	9,0-11,0	(С-0,02)х5-0,70
Фактическое значение	(8x1) мм Группа А (1-1)	осн	0,070	17,27	10,52	0,44
	(8пх1п) мм Группа Б (1-2)	осн	0,077	17,20	10,40	0,38

В рамках исследовательской работы часть образцов труб серийного изготовления (1-1) прошли дополнительную финишную обработку наружной поверхности в ООО «Гидроабразив» (г. Екатеринбург): гидродробеструйную обработку (ГДО) и гидроабразивную обработку (ГАО). ГДО выполняли стеклянной дробью фракцией (0,3-0,4) мм, 30 % (в суспензии) по двум режимам 1 и 2 (отличия по давлению воздуха 0,1 и 0,2 МПа, соответственно) по программе ЧПУ с вращением образцов на установке КС-150А/5D (струйный аппарат с удлиненным соплом 8 мм). Далее по тексту образцам, прошедшим ГДО стеклянной дробью, присвоены условные обозначения 2-1 и 2-2. Другая часть исходных образцов труб дополнительно обработана (ГАО) в ручном режиме электрокорундом белым 25А F220 (25 % суспензии) по нескольким вариантам (расстояние от среза сопла до обрабатываемой поверхности 100-150 мм), образцам присвоены условные номера 3-1..3-3. Режимы обработки образцов труб приведены в Таблице 2.3.

На образцах, прошедших дополнительную обработку поверхности ГДО и ГАО, определены механические свойства при растяжении. Испытания

показали, что обдужка поверхности стеклянной дробью и электрокорундом не оказали влияние на уровень механических свойств образцов относительно исходного шлифованного (1-1) состояния (см. Таблицу 2.2).

Таблица 2.2 – Результаты механических испытаний образцов на растяжение по ГОСТ 10006

Наименование показателя, единица измерения		Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	
НД на метод испытания		ГОСТ 10006-80		
Нормативное значение	ГОСТ 19277-2016	Не менее 549	Не менее 40	
Фактическое значение	Шлифованное состояние	1-1	714	40,0
		1-2	664	54,4
	ГДО стеклянной дробью	2-1	718	40,0
	ГАО электрокорундом	3-2	708,3	40,4

Таблица 2.3 – Вид и режимы обработки поверхности образцов труб

Вид обработки. Режим	Установка (струйный аппарат)	Рабочий материал (концентрация рабочего материала)	Расстояние от среза сопла до обрабатываемой поверхности мм	№ режима обработки	Давление воздуха, МПа /Угол обработки, град / Время обработки, сек
Шлифованные группы А по ГОСТ 19277-2016	-	-	-	1-1	-
Шлифованные группы Б по ГОСТ 19277-2016	-	-	-	1-2	-
ГДО по программе ЧПУ с вращением образца	КС-150А/5D зав.№324 (удлиненное сопло 8 мм)	Стеклогранулы фракция 0,3-0,4 мм 30 % (в суспензии)	35	2-1	0,1/ 90/30
				2-2	0,2/ 90/30
ГАО ручной режим	КС-100Ц зав.№419 (сопло 12 мм)	Электрокорунд белый 25А F220 (25 % суспензии)	100-150	3-1	0,1/ (60-90)/30
				3-2	0,2/ (60-90)/30
				3-3	0/ (60-90)/60

ГЛАВА 3. ОБРАБОТКА ОБРАЗЦОВ

Приведены результаты сравнительного испытания образцов труб (8x1) мм из нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н10Т после различных режимов ГДО стеклянной дробью и после ГАО электрокорундом в сравнении с исходным шлифованным у поставщика состоянием (без дополнительной обработки).

В Таблице 3.1 приведены результаты замера шероховатости поверхности и диаметра цилиндрических образцов, обработанных ГДО и ГАО, в сравнении с исходным шлифованным состоянием. По результатам контроля определено, что шероховатость образцов и наружный диаметр до и после дополнительной обработки соответствуют требованиям ГОСТ 19277-2016. Шероховатость образцов 1-1 соответствует ГОСТ 19277-2016 для группы поверхности А и составляет $R_a = (1,1-1,48)$ мкм (дополнительно определена шероховатость $R_z=12,71$ мкм). Шероховатость поверхности образцов 1-2 составляет $R_a = (0,52-0,65)$ мкм, что соответствует ГОСТ 19277 для группы Б (дополнительно определен параметр $R_z=5,41$ мкм). Шероховатость образцов 2-1 составляет $R_a = (0,92-1,17)$ мкм, $R_z=6,32$ мкм; образцов 2-2: $R_a = (1,17-1,39)$ мкм, $R_z = 10,41$ мкм.

Вид поверхности образцов и соответствующие профилограммы поверхности показаны на Рисунках 3.1-3.4

Поверхность шлифованных образцов труб 1-1 типична для штатных трубопроводов обычной точности изготовления, группы А, характеризуется наличием на всей поверхности кольцевой рисочности. Поверхность образцов 1-2 более сглаженная, на фоне тонкой кольцевой рисочности присутствуют отдельные более глубокие риски со следами пластической деформации по краям. Поверхность образцов после ГДО матовая, шероховатая, исходные кольцевые риски отсутствуют. Поверхность образцов, обдутых при давлении 0,2 МПа отличается наличием отдельных более глубоких ямок, являющихся следами пластической деформации от соударения стеклянной дроби с

обрабатываемой поверхностью. Поверхность образцов после ГАО матовая, шероховатая, типична для обдутьего состояния. Режимы обдувки образцов 3-1 и 3-3 при первичном опробовании не привели к исчезновению отдельных глубоких кольцевых рисок на исходных трубах, однородная поверхность (без рисок) наблюдалась только на образцах 3-2, обдутьих при давлении суспензии 0,2 МПа. Однако при повторной ГАО образцов 3-2 по режиму 2 на их поверхности также были выявлены отдельные более глубокие риски.

Таблица 3.1 – Результаты замера наружного диаметра и шероховатости наружной поверхности цилиндрических образцов

Состояние поверхности		Усл.№ образцо в	Шероховатость		Наружный диаметр, мм
			Ra (мкм)	Rz ¹⁾ (мкм)	
Шлифованное состояние, группа А		1-1	1,10-1,48	12,71	8,03-8,04
Шлифованное состояние, группа Б		1-2	0,52-0,65	5,41	8,04-8,08
Гидродробеструйная обработка (ГДО) стеклянной дробью		2-1	0,92-1,17	6,32	8,04-8,05
		2-2	1,17-1,39	10,41	8,04-8,05
Гидроабразивная обработка (ГАО) электрокорундом		3-1	1,16-1,39	9,75	8,03-8,04
		3-2	0,97-1,14	8,21	
		3-3	0,89-1,29	10,15	
ГОСТ 19277- 2016 для Ø _{нар} =8 мм	Группа поверхности А, обычная точность .		не более 2,50 мкм	-	8±0,15
	Группа поверхности Б, повышенная точность		не более 1,25 мкм	-	8±0,08

¹⁾ Лазерный сканирующий конфокальный микроскоп OLYMPUS LEXT OLS5100

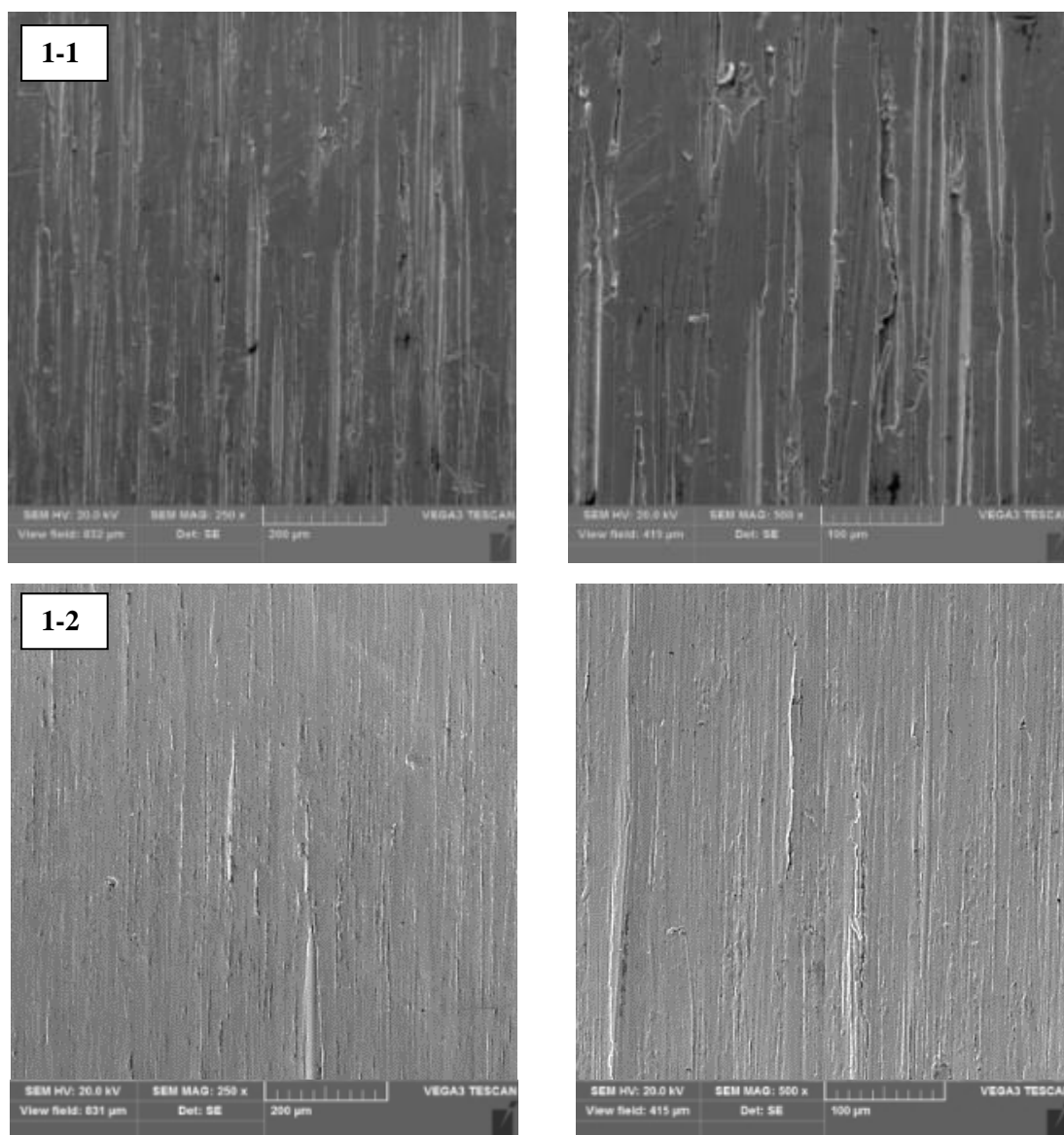


Рисунок 3.1 – Вид поверхности исследуемых образцов: 1-1 (шлифованные, группа А) и 1-2 (шлифованное состояние, группа Б). Изображение получено на электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

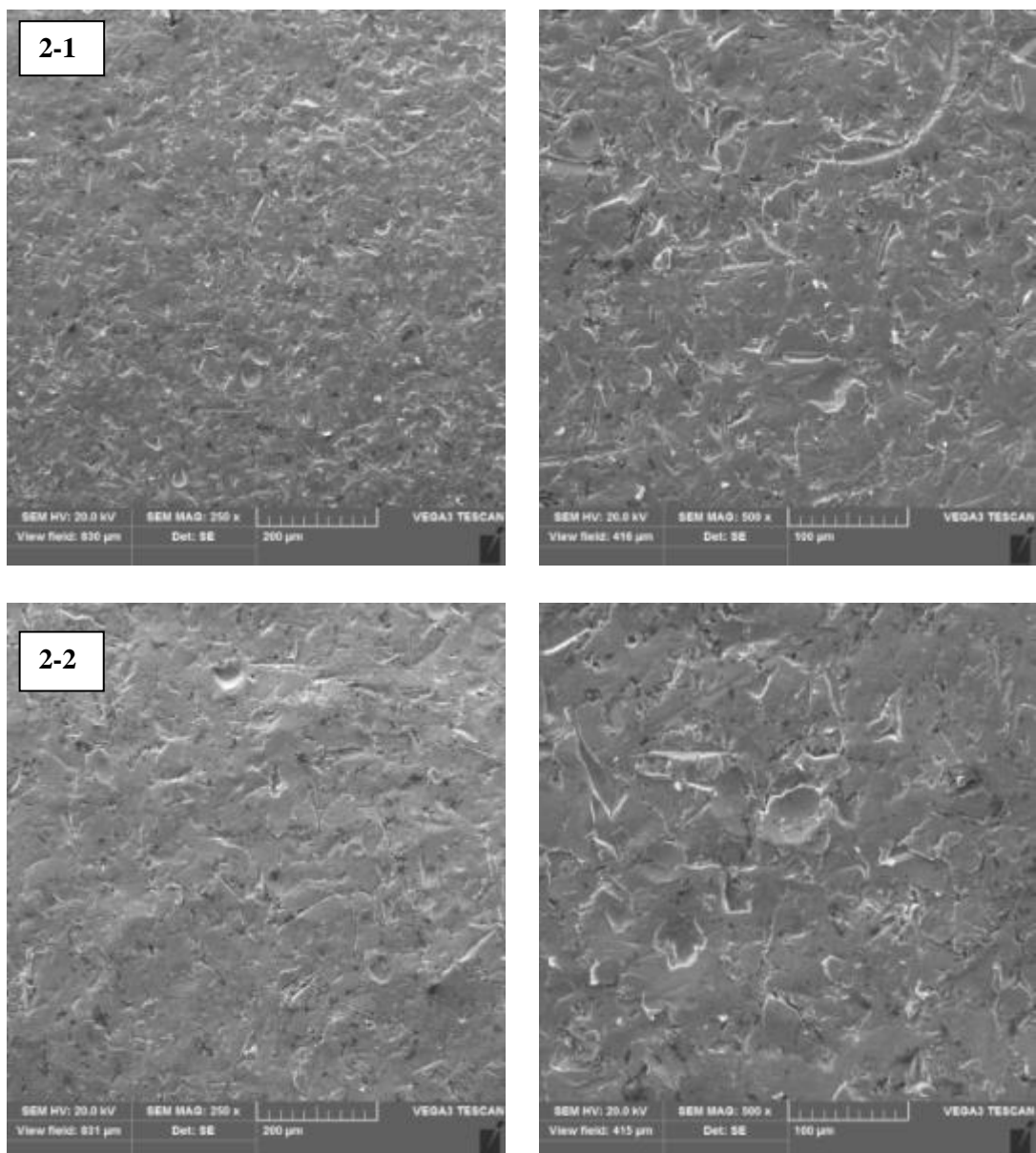


Рисунок 3.2 – Вид поверхности исследуемых образцов: 2-1 (после ГДО стеклянной дробью по режиму 1) и 2-2 (после ГДО стеклянной дробью по режиму 2). Изображение получено на электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

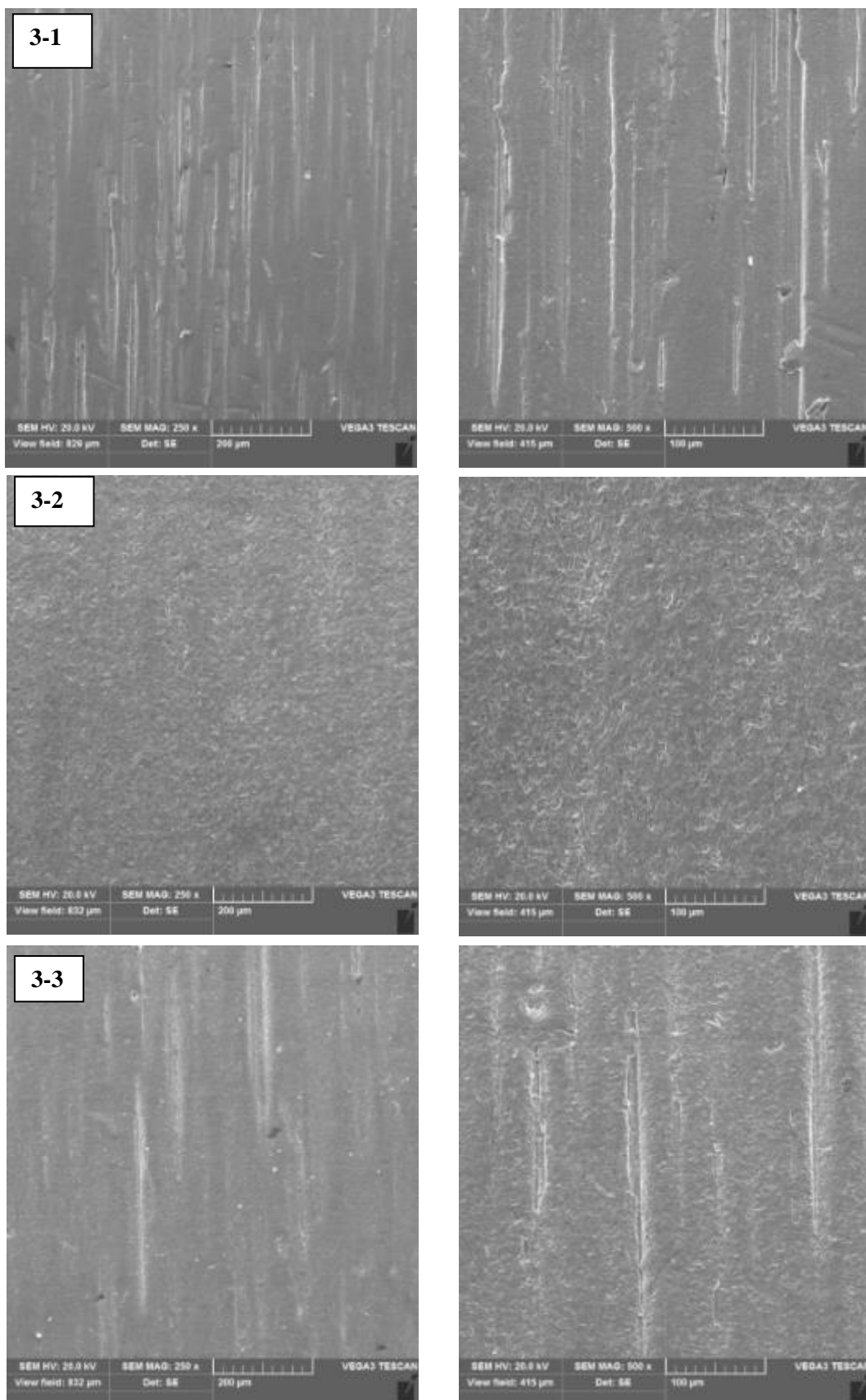


Рисунок 3.1 – Вид поверхности исследуемых образцов: 3-1..3-3 (после ГАО электрокорундом по режимам 1-3). Изображение получено на электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

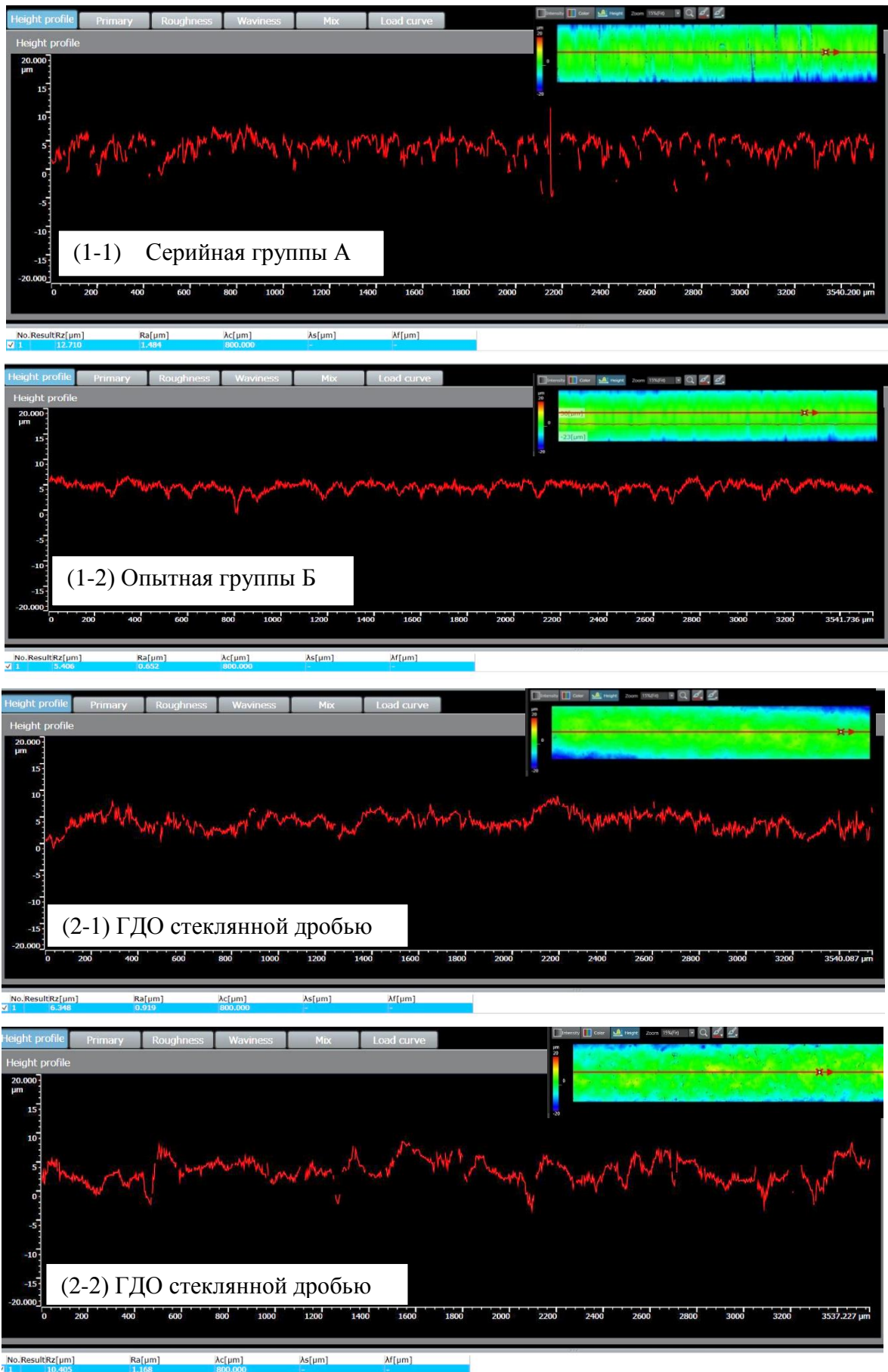
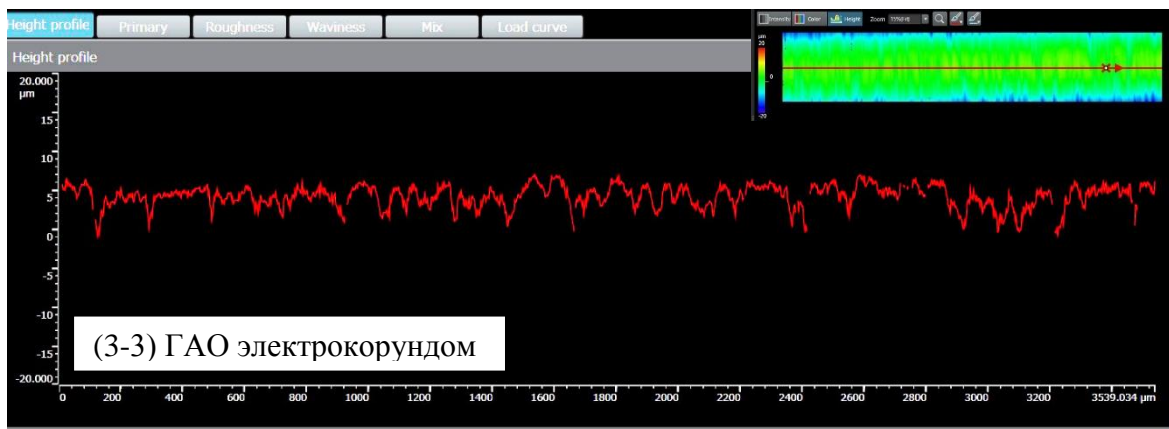
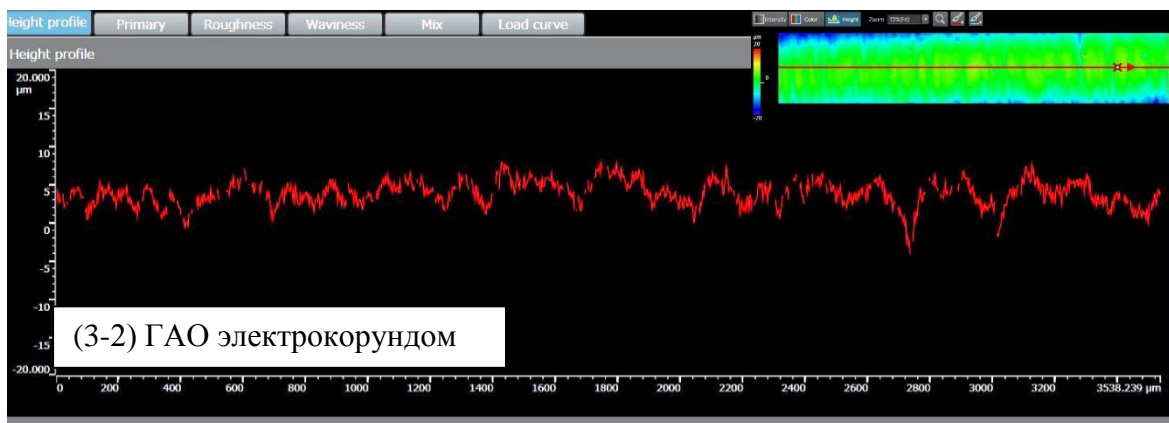
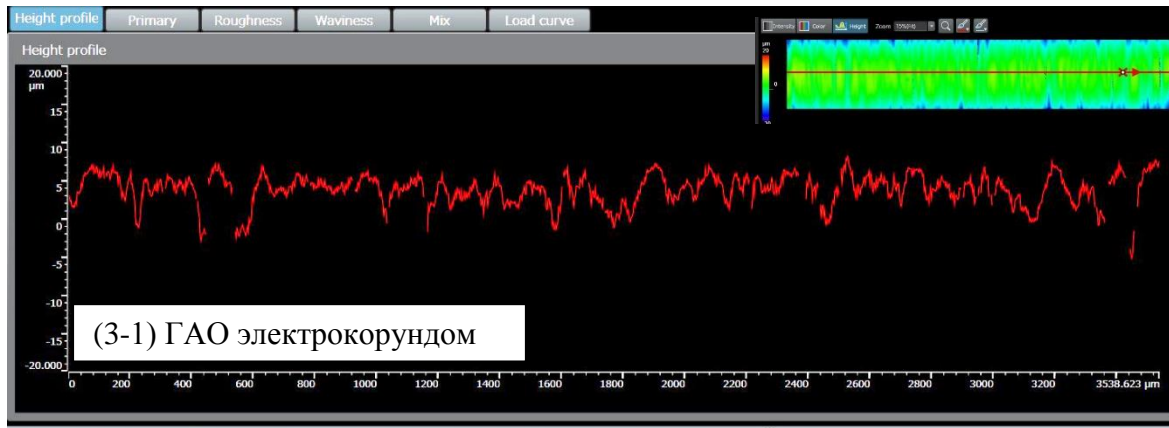


Рисунок 3.4 – Профилограммы шероховатости поверхности исходных шлифованных образцов 1-1, 1-2, 2-1, 2-2, 3-1..3-3. Параметры шероховатости поверхности Ra и Rz получены на лазерном сканирующем конфокальном микроскопе OLYMPUS LEXT OLS5100.



Продолжение рисунка 3.4 – Профилограммы шероховатости поверхности исходных шлифованных образцов 1-1, 1-2, 2-1, 2-2, 3-1..3-3. Параметры шероховатости поверхности Ra и Rz получены на лазерном сканирующем конфокальном микроскопе OLYMPUS LEXT OLS5100.

Определен уровень остаточных напряжений на упрочненных стеклянной дробью образцах (2-1, 2-2) и образцах, обдутых электрокорундом

(3-1..3-3) сравнительно с исходным шлифованным состоянием (1-1 и 1-2) в осевом направлении двумя методами: рентгеновским на установке XSTRESS 3000 Robot (неразрушающим методом) и методом Давиденкова на установке МерКулОН «Тензор-3» (механический/разрушающий метод, основан на вырезке из детали образца).

Оценка уровня остаточных напряжений на установке XSTRESS 3000 Robot производилась на цилиндрических образцах на площади, определяемой диаметром коллиматора (2мм) в поверхностном слое толщиной 10-15мкм; замеры проводили в 4х точках диаметральных точек в осевом направлении.

Режимы измерений:

Напряжение	- 30 кВ	Время экспозиции – 10 сек.
Сила тока	- 4мА	Коллиматор – 2мм.
Углы наклона	$\pm 40^\circ$	Угол $2\theta_{(211)} = 156.4^\circ$
Излучение	Cr- k_α	Осцилляция - 5°
Modifit	χ -метод	

При замере уровня остаточных напряжений на установке XSTRESS 3000 Robot (неразрушающим методом) определено, что в поверхностном слое (толщиной 10-15 мкм) исследованных образцов в проконтролированных точках в осевом направлении залегают сжимающие остаточные напряжения, см. Таблицу 3.2 и Рисунки 3.5 и 3.6.

Минимальные сжимающие остаточные напряжения наблюдаются у исходных шлифованных образцов 1-1 группы А. Средние значения остаточных напряжений образцов 3-1 и 3-3, обдутых электрокорундом по режимам 1 и 3, соответственно, остались на уровне исходного шлифованного состояния образцов 1-1. Некоторое повышение остаточных напряжений (более чем на 50 % относительно исходного шлифованного состояния 1-1) наблюдается только на образцах 3-2, обдутых электрокорундом по режиму 2 при большем давлении воздуха.

Средние значения сжимающих напряжений шлифованных образцов 1-2 (группы Б) составили порядка (-363,6) МПа, что более чем в 2 раза превышает остаточные напряжения шлифованных образцов 1-1 (серийное состояние - группа А).

Существенное повышение средних значений остаточных напряжений наблюдается на упрочненных стеклянной дробью образцах 2-1 и 2-2 - по сравнению с образцами исходными 1-1 шлифованными (группы А и Б) и образцами, обдутыми электрокорундом. Так у образцов 2-2 в контрольных точках сформированы средние сжимающие остаточные напряжения (-510,25) МПа (при максимальном значении (-525,9) МПа), что примерно на 30 МПа превышает уровень средних сжимающих остаточных напряжений, залегающих в поверхностном слое образцов 2-1, максимальная величина которых составила (-493) МПа. Разницу в приросте напряжений у образцов 2-1 и 2-2 можно обосновать разными режимами обработки поверхности (различиями в давлении воздуха при ГДО).

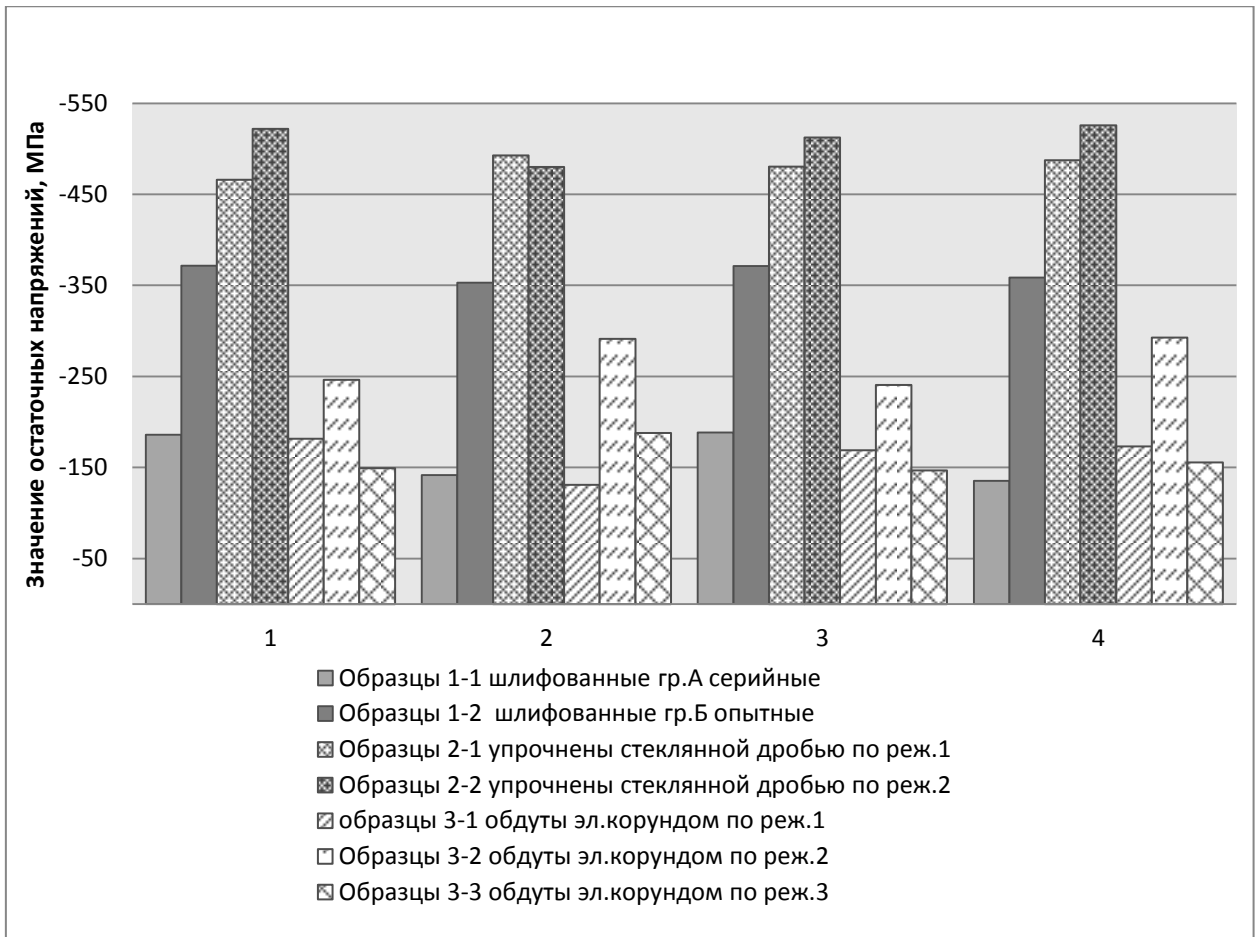


Рисунок 3.5 - Результаты замеров остаточных напряжений на установке XSTRESS 3000 Robot (неразрушающим методом).

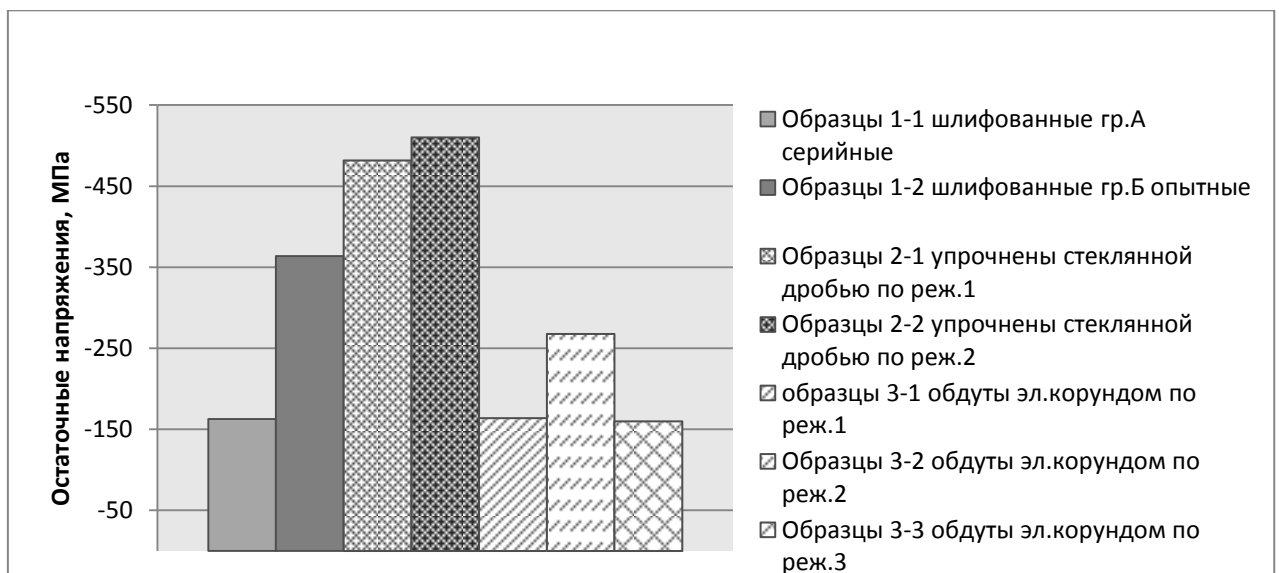


Рисунок 3.6 - Средние значения остаточных напряжений, показанных на рисунке 3.5.

Таблица 3.2 – Результаты замеров остаточных напряжений образцов на установке XSTRESS 3000 Robot

Вид финишной обработки, условный номер режима (образца)	Точка измерения	Значения остаточных напряжений, МПа
		осевое направление
Шлифованные (1-1)	1	-185,8
Шлифованные (1-1)	2	-141,5
Шлифованные (1-1)	3	-188,5
Шлифованные (1-1)	4	-135,2
Среднее значение (1-1)		-162,75
Шлифованные (1-2)	1	-371,7
Шлифованные (1-2)	2	-371,1
Шлифованные (1-2)	3	-352,9
Шлифованные (1-2)	4	-358,6
Среднее значение (1-2)		-363,575
ГДО по режиму 1 (2-1)	1	-493,0
ГДО по режиму 1 (2-1)	2	-487,8
ГДО по режиму 1 (2-1)	3	-480,5
ГДО по режиму 1 (2-1)	4	-466,4
Среднее значение (2-1)		-481,925
ГДО по режиму 2 (2-2)	1	-522,2
ГДО по режиму 2 (2-2)	2	-480,3
ГДО по режиму 2 (2-2)	3	-512,6
ГДО по режиму 2 (2-2)	4	-525,9
Среднее значение (2-2)		-510,25

Продолжение таблицы 3.2 – Результаты замеров остаточных напряжений образцов на установке XSTRESS 3000 Robot

Вид финишной обработки, условный номер режима (образца)	Точка измерения	Значения остаточных напряжений, МПа
		осевое направление
ГАО по режиму 1 (3-1)	1	-181,6
ГАО по режиму 1 (3-1)	2	-131,2
ГАО по режиму 1 (3-1)	3	-169,0
ГАО по режиму 1 (3-1)	4	-173,4
Среднее значение (3-1)		-163,8
ГАО по режиму 2 (3-2)	1	-246,3
ГАО по режиму 2 (3-2)	2	-291,6
ГАО по режиму 2 (3-2)	3	-240,8
ГАО по режиму 2 (3-2)	4	-293,0
Среднее значение (3-2)		-267,925
ГАО по режиму 3 (3-3)	1	-149,2
ГАО по режиму 3 (3-3)	2	-187,9
ГАО по режиму 3 (3-3)	3	-146,9
ГАО по режиму 3 (3-3)	4	-155,8
Среднее значение (3-3)		-159,95

3.1. Контроль остаточных напряжений методом Давиденкова

Образцы для контроля остаточных напряжений методом Давиденкова вырезаны электроэрозионным методом в 2-х диаметрально противоположных направлениях труб. Определение остаточных напряжений выполнялось в осевом направлении на приборе МерКулОН «Тензор-3». Результаты контроля остаточных напряжений методом Давиденкова (эпюры напряжений) приведены на рис. 3.7-3.13 и в таблице 3.3.

Эпюры распределения остаточных напряжений, показывают:

У шлифованных серийных образцов 1-1 (группа А) максимальные сжимающие напряжения находятся вблизи поверхности (на расстоянии до ~5-10 мкм), величина которых не превышает (-25) кгс/мм². У шлифованных образцов 1-2 (группы Б) остаточные напряжения неравномерные по длине и окружности трубы: на отдельных участках трубы сжимающие напряжения до – (20-50) кгс/мм² наблюдаются вблизи поверхности, на других участках максимальные сжимающие напряжения до (-10 кгс/мм²) залегают на глубине до 20 мкм, у поверхности переходящие в растягивающие до 5 кгс/мм².

Максимальные сжимающие остаточные напряжения у образцов 2-1 и 2-2, прошедших ГДО, залегают на глубине ~ (20-40) мкм от наружной поверхности труб, величина которых не превышает (-30) кгс/мм². Такое распределение остаточных напряжений (с максимумом не у поверхности) может быть связано с релаксационными явлениями на поверхности трубы.

Эпюры распределения остаточных напряжений у образцов, прошедших ГАО показывают, что наведенные ручной обдувкой напряжения при различном давлении воздуха неравномерные на разных участках поверхности. У образцов 3-1, обдутых при давлении воздуха 0,1 МПа, максимальные сжимающие напряжения до (-8) кгс/мм² наблюдаются вблизи поверхности, на других участках поверхности максимальные напряжения залегают на глубине до 30 мкм и не превышают величины (-6) кгс/мм². У образцов, обдутых по режиму 2 при давлении воздуха 0,2 МПа, сжимающие

напряжения, залегающие на глубине до 30 мкм, не превышают величины (-13) кгс/мм², на другой части поверхности максимальные сжимающие напряжения залегают на глубине до 5 мкм от поверхности и достигают значений не более (-18) кгс/мм². У образцов 3-3, прошедших ГАО по режиму 3, максимальные сжимающие напряжения также наблюдаются вблизи поверхности и не превышают значений (-18) кгс/мм².

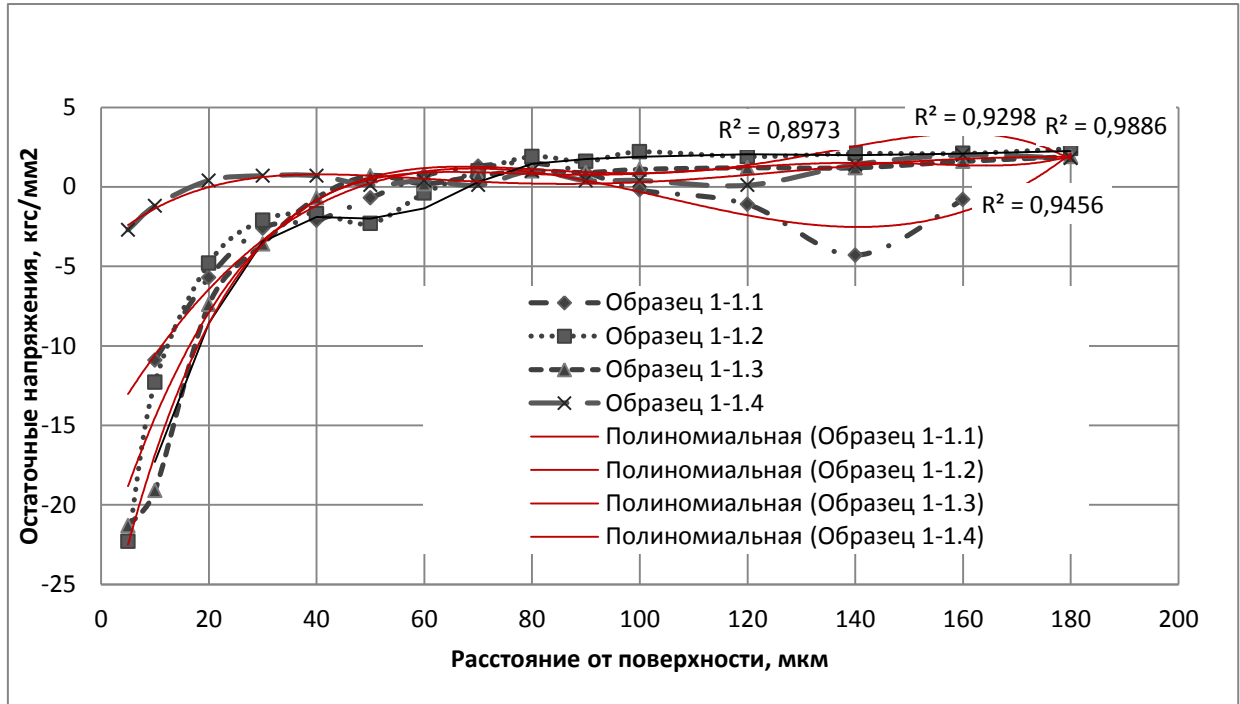


Рисунок 3.7 – Эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое шлифованных (без дополнительной обработки) образцов (1-1) группы А серийные.

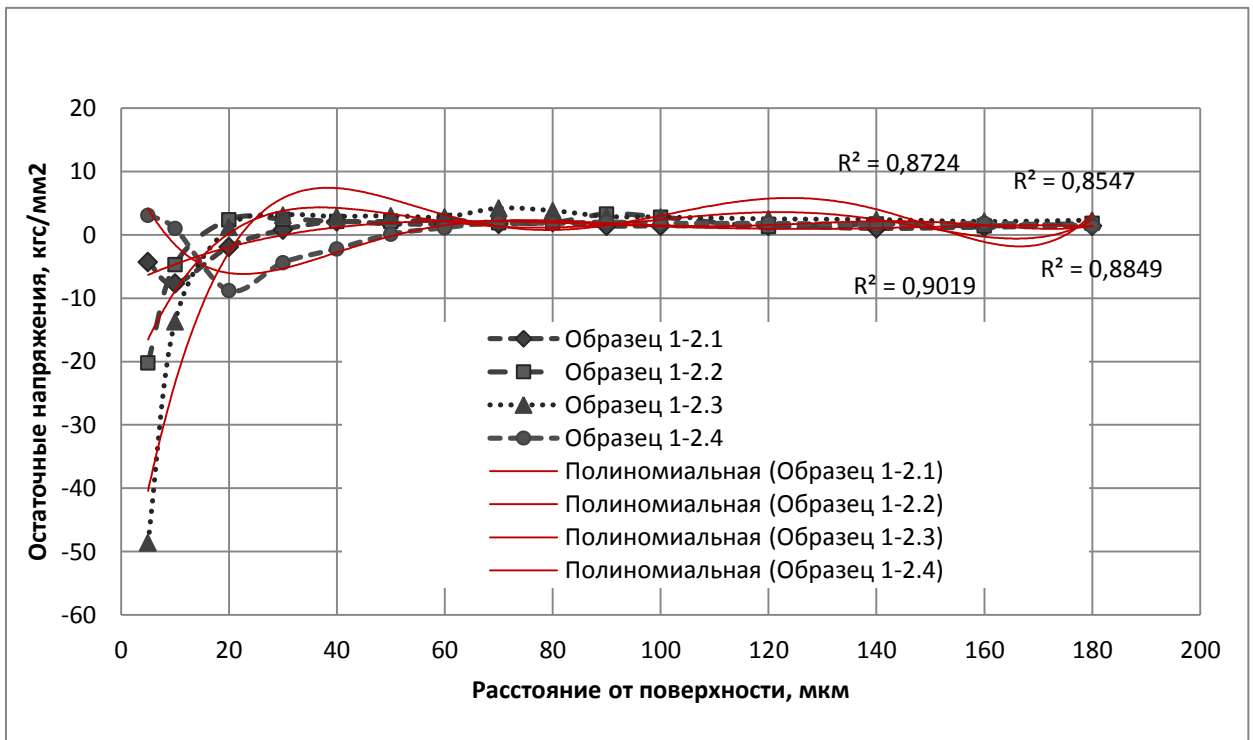


Рисунок 3.8 - Эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое шлифованных (без дополнительной обработки) образцов (1-2) группы Б опытные.

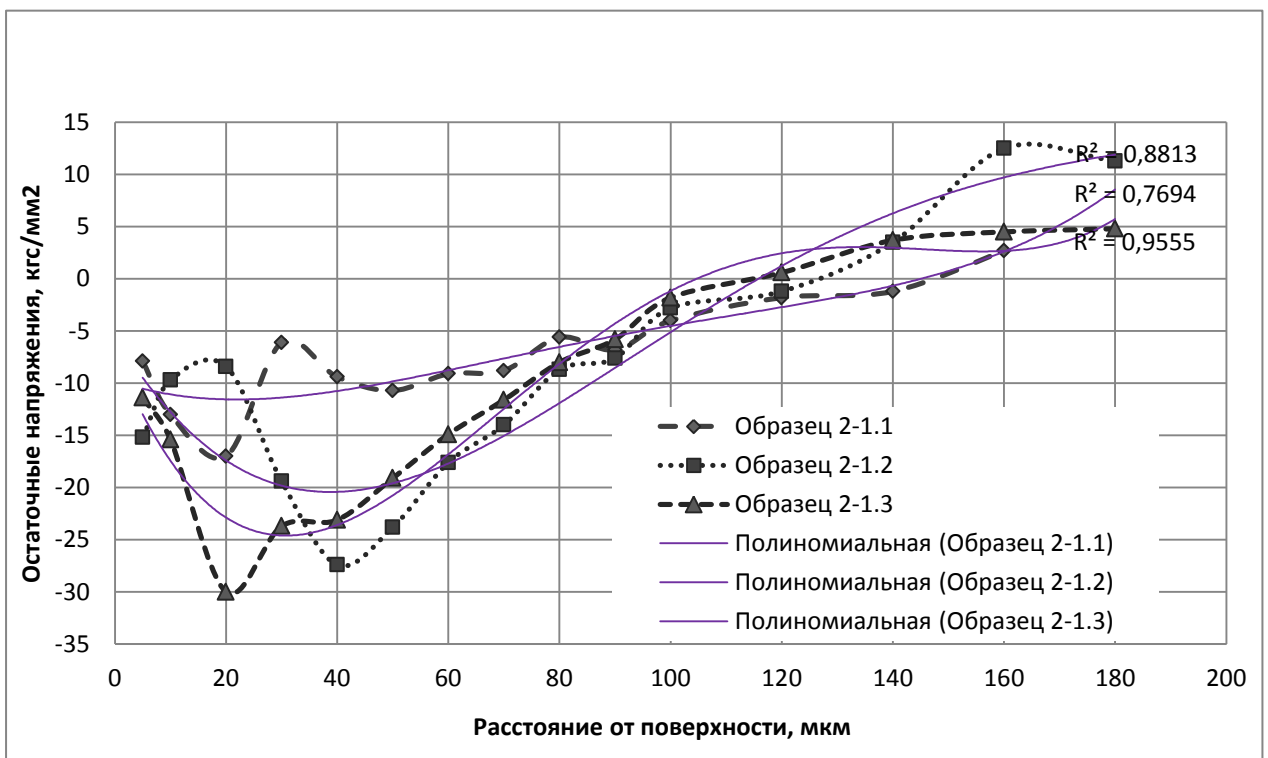


Рисунок 3.9 - Эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое упрочненных стеклянью дробью образцов (2-1) по режиму 1.

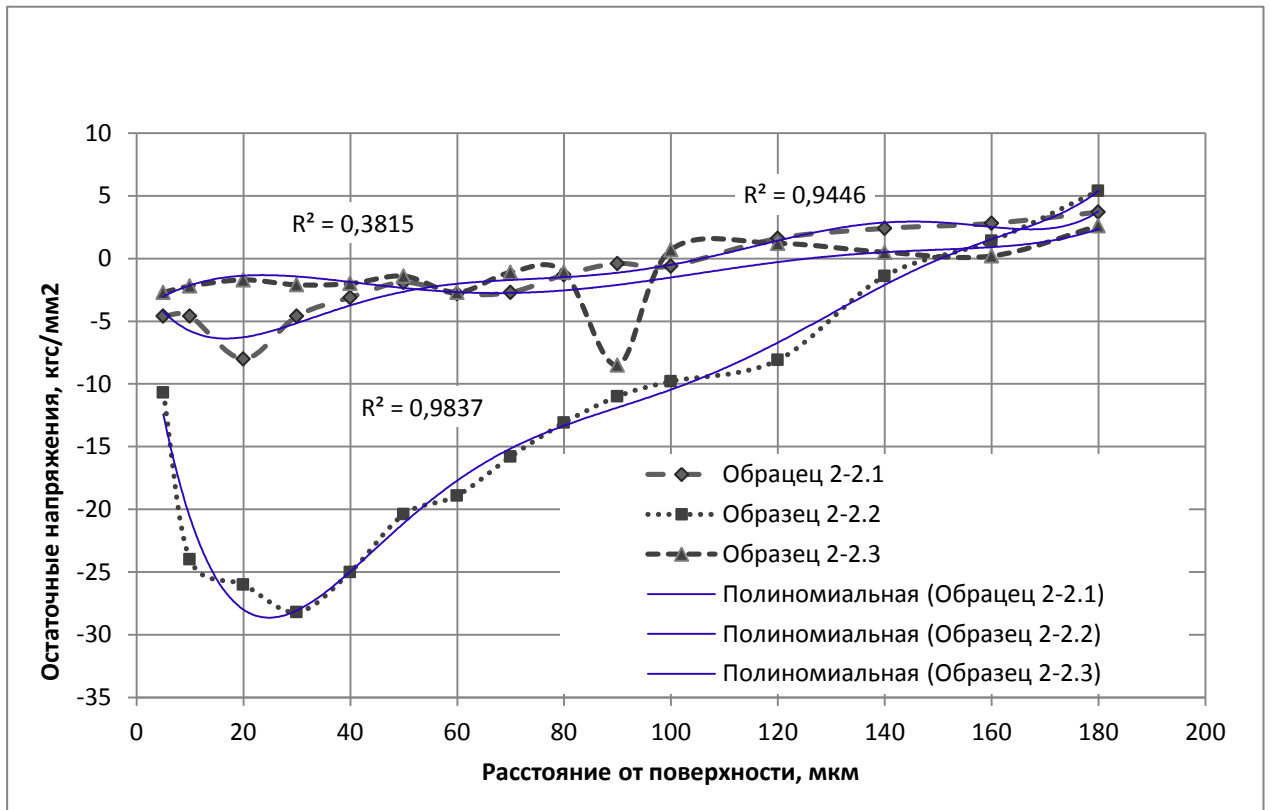


Рисунок 3.10 - Эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое образцов (2-2), упрочненных стеклянной дробью по режиму 2.

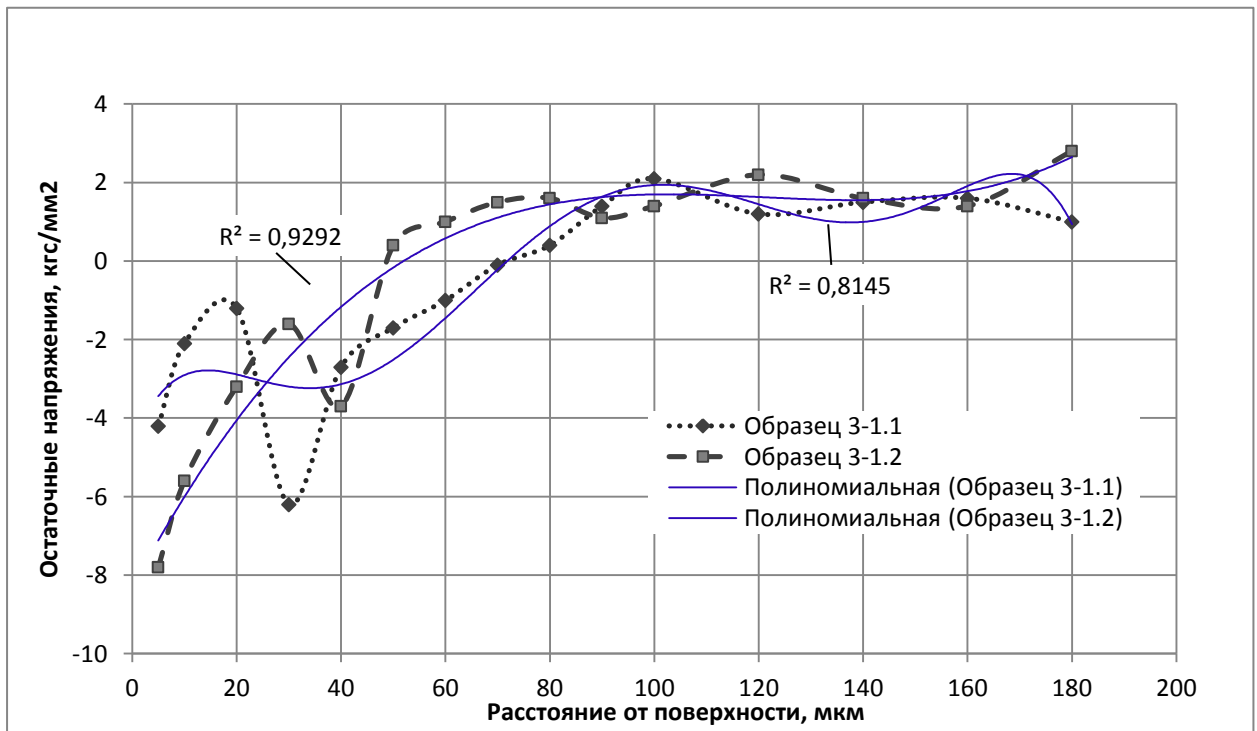


Рисунок 3.11 - Эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое образцов (3-1), обдуренных электрокорундом по режиму 1.

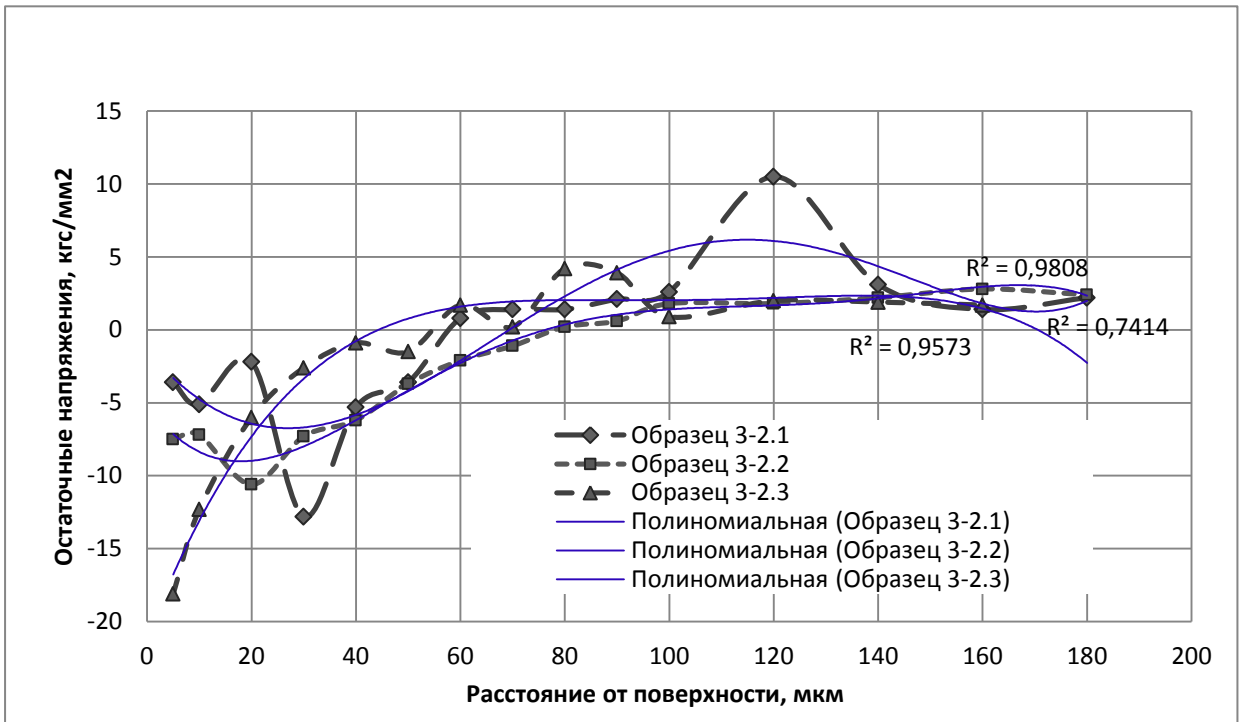


Рисунок 3.12 - Эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое образцов (3-2), обдутых электрокорундом по режиму 2.

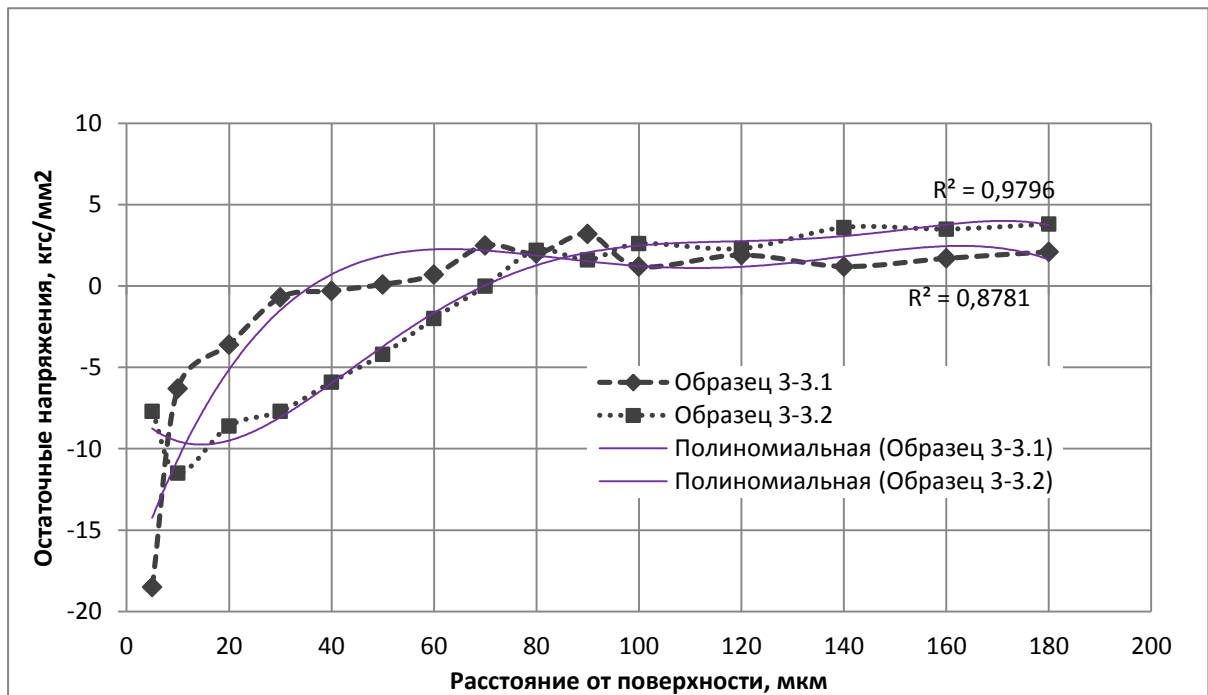


Рисунок 3.13 - Эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое образцов (3-3), обдутых электрокорундом по режиму 3.

Таблица 3.3 - Результаты контроля остаточных напряжений на образцах труб с различной обработкой поверхности по методу Давиденкова (разрушающий метод)

Расстояние от поверхности, мкм	Остаточные напряжения, кгс/мм ² (- сжимающие, + растягивающие)														
	Шлифованные группы А (1-1)				Шлифованные группы Б (1-2)				ГДО по режиму 1 (2-1)			ГДО по режиму 2 (2-2)			
	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	1	2	3	
5	-	-22,3	-21,3	-2,7	-4,3	-20,2	-48,6	3,1	-7,9	-15,2	-11,4	-4,6	-10,7	-2,7	
10	-10,9	-12,3	-19,1	-1,2	-7,7	-4,7	-13,7	1,0	-13,0	-9,7	-15,4	-4,6	-24	-2,2	
20	-5,7	-4,8	-7,4	0,4	-1,9	2,4	1,2	-8,8	-17,0	-8,4	-30	-8,0	-26	-1,7	
30	-2,6	-2,1	-3,6	0,7	0,8	2,5	3,1	-4,4	-6,1	-19,4	-23,7	-4,6	-28,2	-2,1	
40	-2,1	-1,7	-0,7	0,7	2,1	2,1	2,9	-2,2	-9,4	-27,4	-23,1	-3,1	-25	-2,0	
50	-0,7	-2,3	0,7	0,1	1,7	2,1	3,0	0,1	-10,7	-23,8	-19,1	-1,9	-20,4	-1,4	
60	0,7	-0,4	0,2	0,4	1,7	2,3	2,8	1,1	-9,1	-17,6	-14,9	-2,8	-18,9	-2,7	
70	1,3	1,0	0,7	0,1	1,7	1,9	4,2	2,0	-8,8	-14,0	-11,6	-2,7	-15,8	-1,1	
80	1,5	1,9	1,0	1,0	2,0	1,9	3,8	1,8	-5,6	-8,7	-8,0	-1,3	-13,1	-1,1	
90	0,9	1,6	0,9	0,4	1,4	3,3	2,9	2,0	-6,8	-7,6	-5,8	-0,4	-11,0	-8,5	
100	-0,2	2,2	1,1	0,4	1,4	2,8	2,8	1,8	-4,0	-2,8	-1,8	-0,6	-9,8	0,7	
120	-1,1	1,9	1,2	0,1	1,4	1,3	2,5	1,8	-1,8	-1,2	0,6	1,6	-8,1	1,2	
140	-4,3	2,1	1,2	1,4	1,0	1,7	2,4	1,6	-1,2	3,5	3,7	2,4	-1,4	0,5	
160	-0,8	2,1	1,6	2,0	1,2	1,4	2,1	1,8	2,7	12,5	4,5	2,8	1,4	0,2	
180	-	2,4	1,9	1,8	1,4	1,8	2,3	1,4	4,2	11,3	4,8	3,7	5,4	2,6	
Фактическое значение	$\sigma_{сж.}^{max}$, кгс/мм ²	-10,9	-22,3	-21,3	-2,7	-7,7	-20,2	-48,6	-8,8	-17	-27,4	-30	-8	-28,2	-8,5
	$\sigma_{раст.}^{max}$, кгс/мм ²	1,5	2,4	1,9	2	2,1	3,3	4,2	3,1	4,2	12,5	4,8	3,7	5,4	2,6
	$\Delta\sigma=0$, мкм	54	63	45	18	27	17	19	11/49	147	124	117	107	150	98

Продолжение таблицы 3.3 - Результаты контроля остаточных напряжений на образцах труб с различной обработкой поверхности по методу Давиденкова (разрушающий метод)

Расстояние от поверхности, мкм	Остаточные напряжения, кгс/мм ² (- сжимающие, + растягивающие)							
	ГАО по режиму 1 (3-1)		ГАО по режиму 2 (3-2)			ГАО по режиму 3 (3-3)		
	№3-1	№3-1	№3-2	№3-2	№3-2	№3-3	№3-3	
5	-4,2	-7,8	-3,6	-7,5	-18,1	-18,5	-7,7	
10	-2,1	-5,6	-5,1	-7,2	-12,3	-6,3	-11,5	
20	-1,2	-3,2	-2,2	-10,6	-6,0	-3,6	-8,6	
30	-6,2	-1,6	-12,8	-7,3	-2,6	-0,7	-7,7	
40	-2,7	-3,7	-5,3	-6,2	-0,9	-0,3	-5,9	
50	-1,7	0,4	-3,6	-3,7	-1,5	0,1	-4,2	
60	-1,0	1,0	0,8	-2,1	1,7	0,7	-2,0	
70	-0,1	1,5	1,4	-1,1	0,2	2,5	0	
80	0,4	1,6	1,4	0,2	4,2	2,0	2,2	
90	1,4	1,1	2,1	0,6	3,9	3,2	1,6	
100	2,1	1,4	2,6	1,8	0,9	1,2	2,6	
120	1,2	2,2	10,5	1,8	2,8	1,9	2,3	
140	1,5	1,6	3,1	2,2	1,9	1,2	3,6	
160	1,6	1,4	1,4	2,8	1,7	1,7	3,5	
180	1,0	2,8	2,2	2,4	-	2,1	3,8	
Фактическое значение	$\sigma_{сж.}^{max}$, кгс/мм ²	-6,2	-7,8	-12,8	-10,6	-18,1	-18,5	-11,5
	$\sigma_{раст.}^{max}$, кгс/мм ²	2,1	2,8	3,1	2,8	2,0	3,2	3,8
	$\Delta_{\sigma=0}$, мкм	73	49	58	79	56	47	70

3.2. Измерения микротвердости

Измерения микротвердости образцов труб выполнены в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76 на микротвердомере LECO LM700 непосредственно с поверхности и в сечении образцов при нагрузке 10 и 25 гр. Дорожки отпечатков микротвердости строились перпендикулярно к образующей поверхности по направлению к середине сечений трубы на специально подготовленных наклонных «косых срезах» шлифов (угол, образованный наружной замеряемой поверхностью образцов с плоскостью шлифов, составил $\sim 97^{\circ}$). Первые отпечатки микротвердости наносились на расстоянии (10-25) мкм от края образцов (вглубь от наружной поверхности труб). За величины микротвердости взяты средние значения не менее чем по пяти замеренным дорожкам микротвердости для каждой группы образцов. Сравнительные результаты распределения микротвердости в поверхностном наружном слое образцов труб показаны на Рисунках 3.14-3.17 и в Таблице 3.4.

Графики распределения микротвердости показывают, что величины поверхностной микротвердости (на расстоянии (10-25) мкм от наружной поверхности), глубина измененного слоя и степень наклепа шлифованных образцов (1-1) и (1-2) двух поставок не имеют существенных различий и находятся практически на одном уровне (в пределах допустимой относительной погрешности измерения прибора $\pm 7\%$). Наблюдаются некоторые отличия в характере кривых распределения микротвердости этих образцов, что, по-видимому, связано с режимами шлифования образцов у изготовителя труб (см. Рисунок 3.15). Уровень поверхностной микротвердости образцов после ГАО по всем режимам находится практически на одном уровне, глубина измененного слоя образцов после ГАО и степень наклепа остались на уровне исходного материала (см. Рисунок 3.16, Таблицу 3.4). Таким образом дополнительная финишная обработка ГАО электрокорундом в ручном режиме поверхности образцов

труб (шлифованных серийных 1-1) из стали 12Х18Н10Т только несколько улучшает микрорельеф исходной наружной поверхности (не устраняя при этом отдельные глубокие кольцевые риски), и не приводит к формированию на поверхности исходных труб упрочненного слоя, обладающего повышенной микротвердостью и повышенным уровнем остаточных сжимающих напряжений.

Заметное повышение микротвердости (относительно исходного материала) наблюдается после упрочняющей ГДО поверхности стеклянной дробью по режимам 1 и 2 (Рисунки 3.14 и 3.17). Микротвердость образцов 2-2, упрочненных стеклянной дробью по режиму 2, на глубине до 0,06 мм превышает на 40-65 единиц микротвердость образцов 2-1, упрочненных по режиму 1. Средняя степень наклепа у образцов 2-1 составляет 65,5 % при твердости $HV_{0,025}$ равной 346 кгс/мм^2 (на расстоянии 0,02 мм от края образца) при глубине упрочненного слоя $\sim 80 \text{ мкм}$ в исследованных сечениях. В то же время у образцов, упрочненных стеклянной дробью по режиму 2 наблюдаются более высокие показатели поверхностной микротвердости $\sim 381 \text{ кгс/мм}^2$ (на глубине 0,02 мм) и большая степень наклепа 82,3 % (и, соответственно, более высокий уровень остаточных сжимающих напряжений), при этом глубина измененного слоя образцов 2-2 не превышает 60 мкм в исследованных сечениях. Формирование меньшей глубины измененного слоя при ГДО по режиму 2 (при больших значениях поверхностной микротвердости) может быть связано с восприимчивостью стали 12Х18Н10Т к наклепу поверхности и «проникновению» упрочненного слоя в нижележащие слои при увеличении давления воздуха при подаче струи суспензии.

Данные, полученные при измерениях микротвердости, коррелируют с уровнем остаточных напряжений, замеренных на аналогичных образцах на установке XSTRESS 3000 Robot (неразрушающим методом), см. графики, показанные на Рисунках 3.5 и 3.6.

Таблица 3.4 – Сравнительные результаты замера микротвердости образцов

Фактические результаты	Шлиф. группа А (1-1)	Шлиф. группа Б (1-2)	ГДО по режиму 1 (2-1)	ГДО по режиму 2 (2-2)	ГАО по режиму 1 (3-1)	ГАО по режиму 2 (3-2)	ГАО по режиму 3 (3-3)
HV _{0,010} , кгс/мм ² (на расстоянии 0,01 от края образца)	308	312	420	435	313	310	305
HV _{0,025} , кгс/мм ² (на расстоянии 0,02 мм от края образца)	236	288	346	381	233	240	237
Глубина измененного слоя, мкм	40	60	80	60	40	50	40
Степень наклепа, %	13	37,8	65,5	82,3	11,5	14,8	9,5

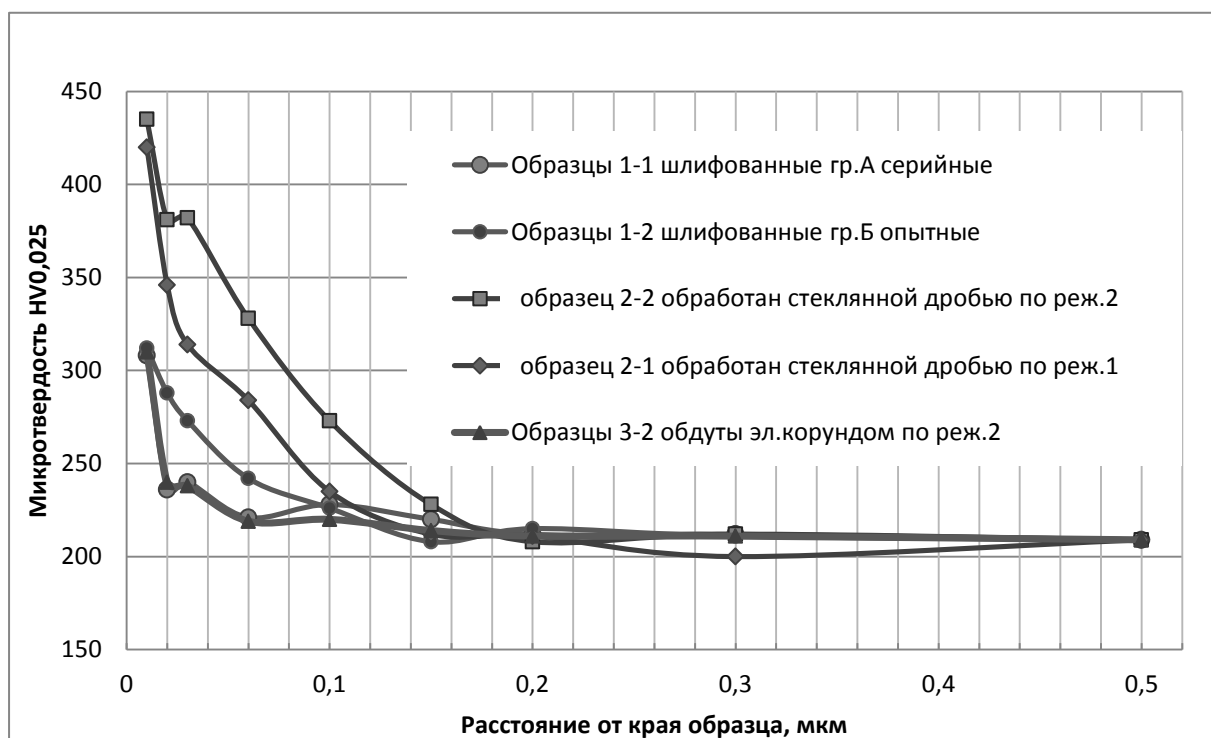


Рисунок 3.14 – Кривые распределения микротвердости в поверхностном слое исследуемых образцов

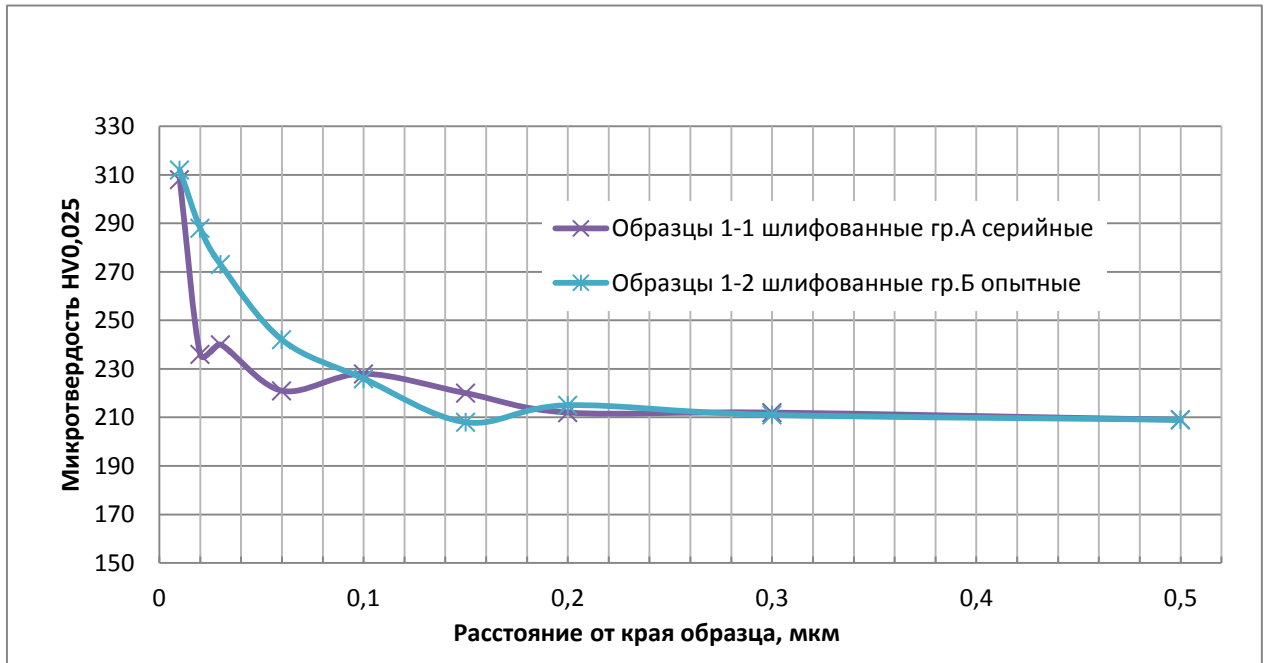


Рисунок 3.15 – Кривые распределения микротвердости в поверхностном слое шлифованных образцов 1-1, 1-2

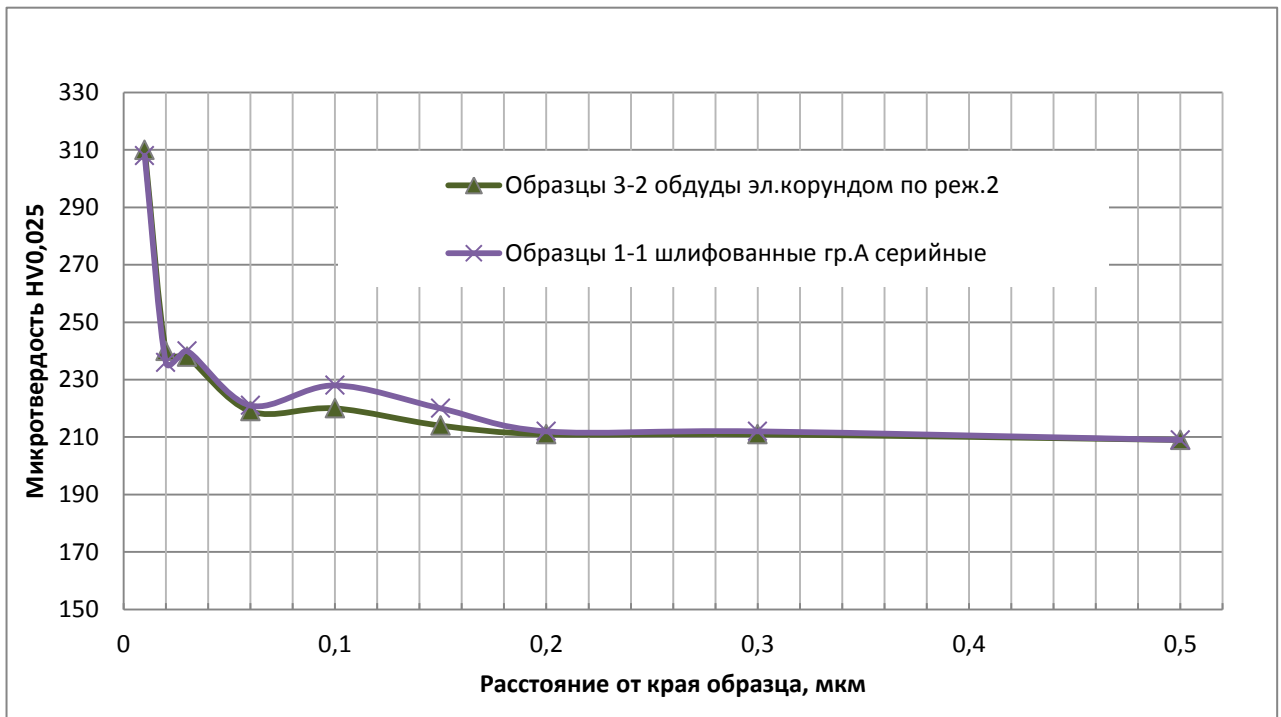


Рисунок 3.16 – Кривые распределения микротвердости в поверхностном слое образцов 1-1 и 3-2.

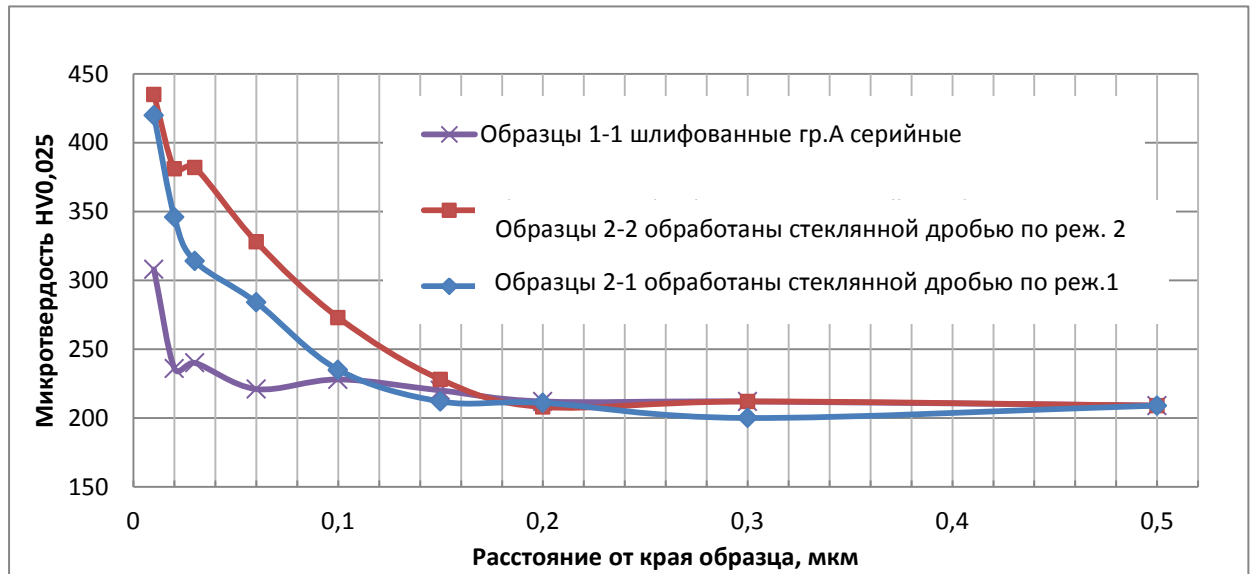


Рисунок 3.17 - Кривые распределения микротвердости в поверхностном слое образцов 2-1 и 2-2, прошедших ГДО в сравнении с исходными шлифованными образцами 1-1

Целью поверхностной обработки труб стеклянкой из стали 12X18H10T не ставилось достижение максимальной поверхностной твердости и максимального уровня остаточных сжимающих напряжений.

Необходимым и достаточным условием ГДО является улучшение микрогеометрии и снижение шероховатости наружной поверхности труб из стали 12X18H10T, устранение грубых кольцевых рисок, являющихся очагами усталостного разрушения, и формирование на поверхности измененного слоя, с благоприятными сжимающими напряжениями и повышенной микротвердостью при минимальном снижении пластичности наклепанной стеклянкой поверхности. Сформированный упрочненный слой прежде всего должен обладать повышенным пределом выносливости материала труб (в том числе в условиях ФК) относительно исходного состояния труб, получаемого у поставщика при их изготовлении.

Помимо повышения эксплуатационной надежности трубопроводов обязательным условием является сохранение технологичности труб при выполнении формоизменяющих операций (гибки и вальцовки), предусмотренных серийным техпроцессом.

Дополнительная финишная ГАО электрокорундом оказала малозначимый эффект данного вида обработки по заданным вариантам в ручном режиме. Уровень прироста сжимающих остаточных напряжений после ГАО невелик, а у части образцов остался на уровне исходного материала. К тому же ГАО по заданным вариантам обработки не обеспечила полное удаление на наружной поверхности исходных шлифованных труб рисок глубиной до 20 мкм, являющихся концентраторами напряжений и очагами развития усталостных трещин при проведении усталостных испытаний и при работе на двигателе, о чем свидетельствует практика эксплуатации магистральных трубопроводов. В дальнейшей работе при определении предела выносливости образцы группы 3-1..3-3 не испытывались, т.к. не представляют практический и научный интерес в рамках поставленных целей и задач настоящей диссертационной работы.

Исходя из выше сказанного наиболее предпочтительным (среди прочих опробованных вариантов) для упрочнения поверхности труб ($\varnothing 8 \times 1$) мм из стали 12X18H10T является финишная обработка ГДО стеклянной дробью по режиму 1: с вращением образцов на установке КС-150А/5D по программе ЧПУ, с расстоянием до обрабатываемой поверхности 35 мм и углом обработки 90 град в течении 30 сек, рабочая жидкость - стеклянная дробь фракцией (0,3-0,4) мм, 30 % в суспензии при давлении воздуха 0,1 МПа. Данный режим обработки поверхности стальных труб марки 12X18H10T обеспечивает создание на поверхности измененного слоя (глубиной 80 мкм) с микротвердостью $HV_{0.025}$ до 346 кгс/мм² (на глубине 0,02 мм) и средним уровнем остаточных сжимающих напряжений, определенных на установке XSTRESS 3000 Robot, порядка (-482) МПа, степень наклепа поверхности в исследованных сечениях составила 65,5 %. В дальнейшей работе для определения предела выносливости и устойчивости к ФК испытывались образцы труб 2-1 (после ГДО по режиму 1) в сравнении с шлифованными образцами двух поставок 1-1 и 1-2.

ГЛАВА 4. ЦИКЛИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 12X18H10T

Для определения влияния дополнительной обработки поверхности труб (наличия измененного слоя и шероховатости) на фреттинг-стойкость и усталостную прочность трубопроводов в сравнении с исходным (шлифованным) состоянием, выполнены сравнительные вибро/усталостные испытания образцов труб с разными вариантами финишной обработки поверхности.

Усталостным испытаниям подвергались образцы штатного/серийного исполнения 1-1 (шлифованные, группы исполнения А), образцы труб исполнения 1-2 (шлифованные, группы исполнения Б, альтернатива штатным трубам), а также образцы, упрочненные ГДО стеклянной дробью по режиму 1, представляющие наибольший интерес в данной работе (исходя из результатов ранее проведенных исследований по определению микрогеометрии и шероховатости поверхности, уровня остаточных напряжений, микротвердости и степени наклепа).

Виброиспытания опытных образцов труб выполнены на базе 20 млн. циклов в три этапа. Условия испытания: нормальная (комнатная) температура, среда – лабораторный воздух.

На этапе 1 испытывались образцы длиной 0,25 м по ГОСТ РВ 2840-001-2008 с консольным зажатием в замке в условиях, исключающих ФК, см. Таблицы 4.2-4.5). На этапе 2 также испытывались образцы длиной 0,25 м (аналогично этапу 1), но в условиях возникновения ФК (см. Таблицу 4.6).

Испытания образцов труб на этапах 1 и 2 выполнены, на вибрационном электродинамическом стенде ВЭДС-200А (см. Таблицу 4.1) при изгибных колебаниях по симметричному циклу напряжений базе 20 млн. циклов. Испытания проводились с консольным зажатием в замок образцов длиной 250 мм с одного конца. Уровень переменных напряжений задавался и контролировался по двум тензорезисторам и амплитуде перемещения

незакрепленного конца образца. Схема испытаний на этапах 1 и 2 показана на Рисунке 4.1.

Таблица 4.1 – Испытательное и измерительное оборудование при проведении усталостных испытаний

Наименование	Дата и место калибровки
Вибрационный электродинамический стенд ВЭДС-200А, инв.№ 116981	Протокол периодической аттестации № 66/19-2024 о 16.02.2024 (Периодичность аттестации 24 мес)
Генератор ГЗ-110, зав.№ 24438	АО «Энергетик-ПМ», клеймо 13.05.2024
Вольтметр В7-16А, зав. № СО50555	АО «Энергетик-ПМ», клеймо 04.08.2022 (Периодичность аттестации 24 мес)
Микроскоп отсчетный МИР-2, зав.№ 660561/661074	АО «ОДК-ПМ», Сертификат о калибровке № 235/4538-2024 от 10.05.2024 (ФБУ «Пермский ЦСМ»)

Образцы труб препарировались тензорезисторами с базой 5 мм для контроля уровня вибронапряжений. Перед испытаниями была проведена тарировка балки при помощи КТУ (камертонно тарировочного устройства).

Усталостные испытания на этапах 1 и 2 выполнялись для определения предела выносливости труб в заданных условиях. Возникновение ФК на поверхности испытываемых труб исключалось благодаря использованию между трубой и замком изолирующей прокладки-шлиф-шкурки на бумажной основе зернистостью Р2500. При испытании части образцов труб, для выхода на заданный режим использовался дополнительный груз, который закреплялся на свободном конце трубы.

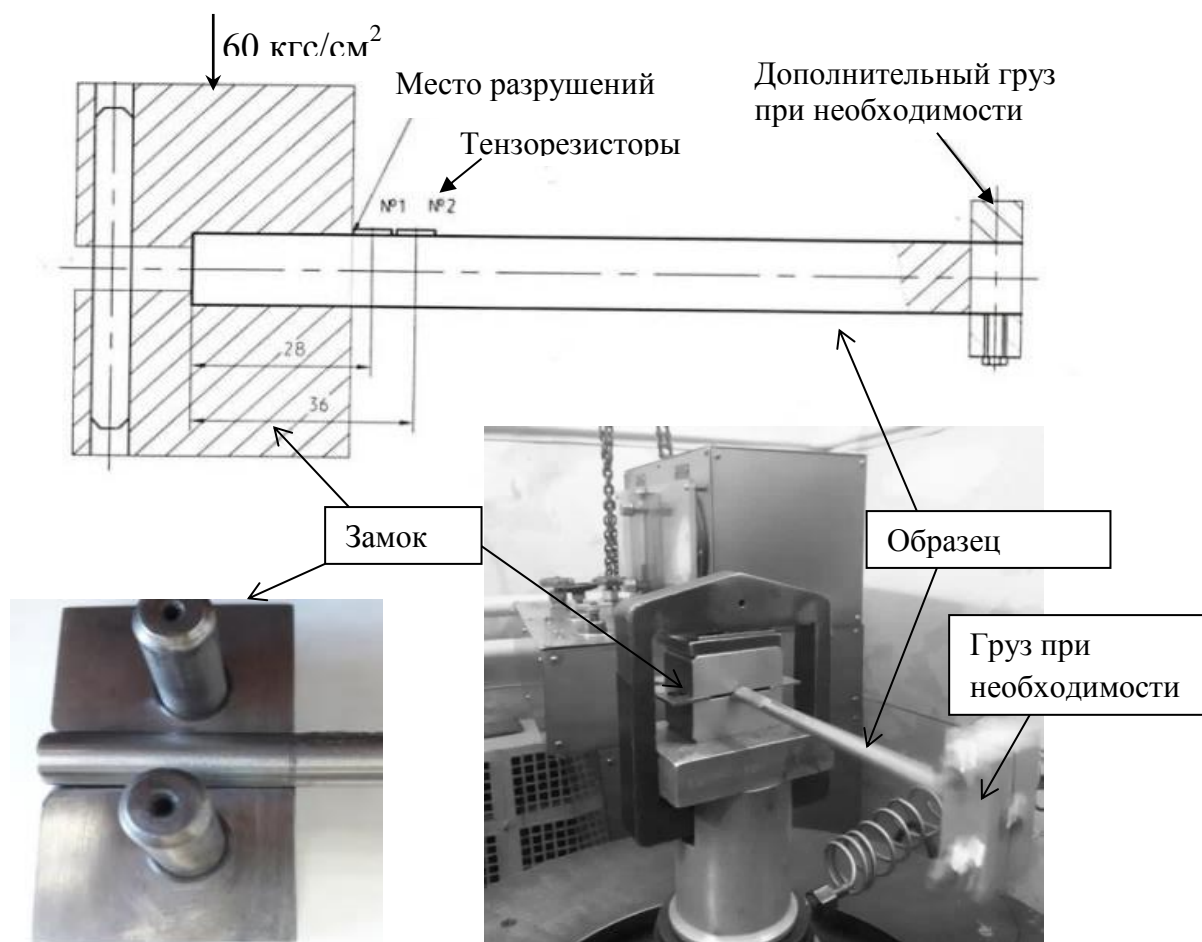


Рисунок 4.1 – Схема испытания и крепления образца трубы и наклейки тензорезисторов на образец. База тензорезисторов 5 мм.

При усталостных испытаниях образцов в условиях, исключаящих ФК (этап 1, см. Таблицы 4.2-4.5), определены пределы выносливости по шести подряд не разрушенным образцам для каждого вида обработки поверхности. В сводной таблице 4.2 в качестве справочного материала также приведены результаты усталостных испытаний штатных/серийных труб 1-1 (группы А по ГОСТ 19277-2016) в исходном шлифованном состоянии и после дополнительной электрополировки поверхности (предел усталости этих образцов был определен в АО «ОДК-ПМ» в 2018 году вне данной диссертационной работы) методом ступенчатого повышения нагрузки.

По результатам первого этапа определено: шесть образцов 2-1, упрочненных стеклянной дробью, выдержали максимальное напряжение 255 МПа (26 кгс/мм^2) без разрушения (при этом на части этих образцов были

продолжены испытания при ступенчатом повышении нагрузки до 274,6 МПа (28 кгс/мм²), образцы выстояли базу 20 млн. циклов без разрушения). Образцы 1-1 со шлифованной наружной поверхностью группы А выдержали максимальное напряжение без разрушения 176,5 МПа (18 кгс/мм²). Образцы 1-2 со шлифованной наружной поверхностью группы Б выдержали максимальное напряжение без разрушения 235 МПа (24 кгс/мм²), что превышает на 25% предел выносливости образцов 1-1 группы А по ГОСТ 19277-2016.

Очаговые зоны развития трещин на шлифованных образцах 1-1 и 1-2 (групп А и Б), разрушенных при напряжениях, превышающих предел выносливости для данных групп образцов, совпадали с отдельными кольцевыми рисками на поверхности труб, глубиной до 20 мкм (у образцов 1-1) и глубиной до 10 мкм (у образцов 1-2), см. Рисунки 5.1-5.3 гл. 5. У образцов труб группы А с дополнительной обработкой поверхности (электрополированием) предел выносливости, определенный методом ступенчатого повышения нагрузки в АО «ОДК-ПМ» в 2018 г, равен 24,5 кгс/мм², что находится практически на одном уровне с образцами 1-2, шлифованными, группы Б.

На этапе 2 (см. таблицу 4.6) проведены сравнительные усталостные испытания по определению времени до разрушения образцов, имеющих различное состояние поверхности, при одинаково приложенном напряжении 235 МПа (24 кгс/мм²) в условиях возникновения ФК (без использования изолирующей прокладки между трубой и замком). Напряжение для данного вида испытания задано исходя из величины установленного предела выносливости образцов шлифованных группы Б. Так как при проведении усталостных испытаний в условиях ФК изолирующая прокладка не использовалась, то создавались условия возникновения непосредственного металлического контакта между трубой и замком. Перед каждым новым испытанием посадочная (рабочая) поверхность замка подвергалась

восстановительной обработке – механическому удалению продуктов ФК и доведению поверхности до первоначального состояния.

Таблица 4.2 - Результаты усталостных испытаний образцов труб ($\text{Ø}8 \times 1$) мм (консольное зажатие) в условиях, исключающих ФК (использована изолирующая прокладка-шкурка)

Условия испытания	Усл.№, метод обработки поверхности	Предел выносливости, кгс/мм ²	Число наработанных циклов $\times 10^6$	Частота Гц	Прим.
В условиях, исключающих ФК	1-1 Шлифованный (группа А по ГОСТ 19277)	18	20,00	137-150	-
		22	20,00	109-117	ТО «ОДК-ПМ» (2018г)
	Образец электрополирован	24,5	20,00	116-125	
	1-2 Шлифованный (группа Б по ГОСТ 19277)	24	20,00	127-133	-
	2-1 После ГДО режиму 1	26	20,00	146-153	-

Усталостные испытания при одинаково приложенном напряжении 24 кгс/мм² в условиях возникновения ФК (без использования изолирующей прокладки между трубой и замком), показали:

- образцы шлифованные группы Б наработали $0,375 \times 10^6$ и $0,351 \times 10^6$ циклов до разрушения,
- образцы труб в шлифованном состоянии серийные группы А наработали до разрушения $3,432 \times 10^6$ и $1,840 \times 10^6$ циклов,

- образцы труб, обработанные стеклянной дробью, выстояли $8,265 \times 10^6$ и $20,000 \times 10^6$ циклов.

Очагами зарождения усталостных трещин при испытании образцов в условиях ФК (без изолирующей прокладки), как в упрочненном состоянии 2-1, так и в исходных (шлифованных) состояниях 1-1 и 1-2 являлись участки ФК (см. Рисунки 5.4, 5.5 гл. 5).

Таблица 4.3 - Результаты усталостных испытаний образцов труб 1-1 (шлифованные, группа А) в условиях, исключающих ФК (использована изолирующая прокладка-шкурка)

Номер п/п	Напряжение по тензорезистору №1, кгс/мм ²	Частота, Гц	Число наработанных циклов, $\times 10^6$	Место разрушения	Примечание
1	22	157	2,637	Разрушился по зажатию	Очаги совпадают с кольцевыми рисками глубиной 20 мкм
2	22	145	0,348	Разрушился по зажатию	
3	20	150	20,00	Не разрушился	-
4	20	151	1,132	Разрушился по зажатию	Очаг совпадает с кольцевой риской глубиной 20 мкм (см. рис.5.1 гл.5)
5	18	150	20,00	Не разрушился	-
6	18	137	20,00	Не разрушился	-
7	18	139	20,00	Не разрушился	-
8	18	142	20,00	Не разрушился	
9	18	138	20,00	Не разрушился	
10	18	140	20,00	Не разрушился	

Таблица 4.4 - Результаты усталостных испытаний образцов 1-2 трубы (шлифованные, группа Б) в условиях, исключаящих ФК (использована изолирующая прокладка-шкурка)

Номер п/п	Напряжение по тензорезистору №1, кгс/мм ²	Частота, Гц	Число наработанных циклов, ×10 ⁶	Место разрушения	Примечание
1	28	138	0,58	Разрушился по зажатию	
2	26	139	1,584	Разрушился по зажатию	Очаги совпадают с кольцевыми рисками глубиной 10 мкм (см. рис.5.2, 5.3 гл.5)
3	26	124	0,483	Разрушился по зажатию	
4	24	127	20,00	Не разрушилась	
5	24	130	20,00	Не разрушилась	
6	24	133	20,00	Не разрушилась	
7	24	132	20,00	Не разрушилась	
8	24	132	20,00	Не разрушилась	
9	24	130	20,00	Не разрушилась	

Таблица 4.5 - Результаты усталостных испытаний образцов 2-1 (после упрочняющей ГДО поверхности стеклянной дробью по режиму 1) в условиях, исключающих ФК (использована изолирующая прокладка-шкурка)

Номер п/п	Напряжение по тензорезистору №1, кгс/мм ²	Частота, Гц	Число наработанных циклов, ×10 ⁶	Место разрушения
1	20	152	20,00	Не разрушился
2	22	151	20,00	Не разрушился
3	24	150	20,00	Не разрушился
4	26	148	20,00	Не разрушился
5	26	150	20,00	Не разрушился
6	26	151	20,00	Не разрушился
7	26	153	20,00	Не разрушился
8	26	146	20,00	Не разрушился
9	26	151	20,00	Не разрушился
8.1	28	153	20,00	Не разрушился
9.1	28	153	20,00	Не разрушился

Таблица 4.6 - Результаты усталостных испытаний образцов труб $\varnothing 8 \times 1$ (консольное зажатие) в условиях возникновения ФК.

Условия испытания	Усл. № Обр.	Напряже- ние по тензорезис- тору, кгс/мм ²	Число наработан ных циклов $\times 10^6$	Частота Гц	Прим.	Место разрушени я образца
В условиях ФК	1-1 (№1)	24	3,432	130	Шлифо- ванный гр. А	Разру- шение по зжатию в замке от участка ФК рис.5.4, 5.5 гл.5
	1-1 (№2)		1,840	146		
	1-2 (№1)		0,375	139	Шлифо- ванный гр. Б	
	1-2 (№2)		0,351	130		
	2-1 (№1)		8,265	153	ГДО режим 1	
	2-1 (№2)		20,000	152		Не разрушен

Полученные данные при проведении усталостных испытаний свидетельствуют о том, что дополнительное поверхностное упрочнение ГДО исходных шлифованных труб из стали 12Х18Н10Т группы А по режиму 1 эффективно не только для повышения поверхностной микротвердости и уровня остаточных сжимающих напряжений, но и эффективно для повышения предела выносливости труб, в том числе в условиях появления ФК. Обработка наружной поверхности образцов стеклянной дробью (по заданному режиму 1) также устраняет кольцевую рисочность на поверхности исходных шлифованных труб и нивелирует отрицательное действие отдельных рисок глубиной до 20 мкм, являющихся очагами развития усталостных трещин.

При ГДО поверхности аустенитной стали 12Х18Н10Т стеклянной дробью произошло деформационное упрочнение за счет одновременного

протекания двух процессов: дислокационного и фазового перехода γ - железа в α - железо с образованием мартенсита деформации (в количестве 27 %, что рассмотрено в главе 5). В процессе обработки поверхности (наклепа) сформировался так называемый «дефектный» слой с повышенным количеством дислокаций и вакансий и с искаженной структурой (в процессе сдвига в зернах металла и искажения кристаллической решетки). Все это привело к повышению твердости и прочности поверхности. Поверхностная пластическая деформация (налеп) приводит к уменьшению плотности металла (и увеличению его удельного объема), поэтому в процессе упрочнения поверхностные слои стремятся увеличиться, но встречают сопротивление нижележащих недеформированных слоев металла. В результате во внешнем деформированном слое появляются напряжения сжатия.

При дополнительной ГДО поверхности труб стеклянной дробью по режиму 1 наклеп вызвал формирование напряжений сжатия в поверхностном слое порядка (-482) МПа, что повысило предел выносливости материала труб до (255-275) МПа (26-28) кгс/мм² в условиях, исключающих ФК. В условиях появления очагов ФК трубы, упрочненные по режиму 1, выстояли наибольшее время до разрушения при напряжении 235 МПа (24 кгс/мм²) относительно исходного материала труб обеих поставок.

Таким образом, практически показано, что использование в качестве финишной обработки труб ГДО повышает их несущую способность за счет формирования измененного слоя оптимальной глубины, обладающего благоприятным сочетанием таких параметров как микроструктура, микротвердость, остаточные сжимающие напряжения, микрогеометрия и шероховатость поверхности.

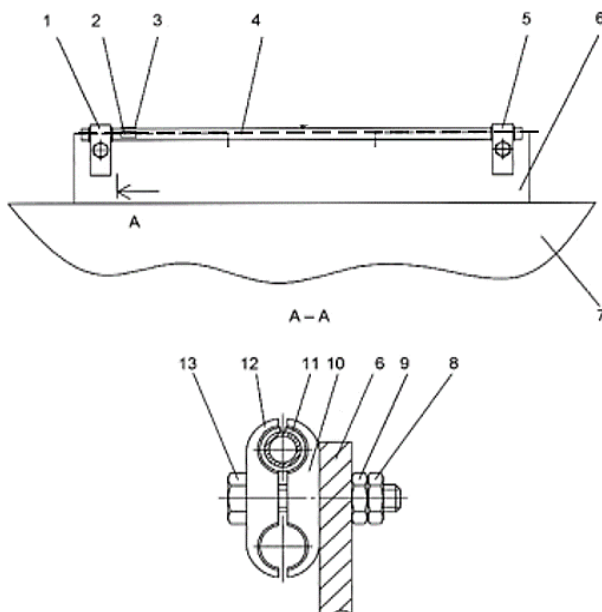
Виброиспытания образцов с двусторонним зажатием труб штатными прокладками на этапе 3, наиболее приближенные к эксплуатационным, проводились по схеме и в приспособлении, разработанными в АО «ОДК-Авиадвигатель» (см. Рисунок 4.2). Целью данного испытания являлось

воспроизведение фреттинг-усталостного повреждения труб в лабораторных условиях.

Объекты исследования на этапе 3:

- образцы труб из материала А(Б)-8х1 12Х18Н10Т ГОСТ 19277 L=0,4 м,
- подкрепляющие прокладки с покрытием ЦВСП-3С, нанесенным на поверхность прокладок методом распыления. Материал прокладок - металлорезина (проволока $\varnothing 0,09$ ЭИ708А-ВИ ТУ 14-1-1597), материал втулок - лента 0,1-М-НТ-12Х18Н10Т-3-Д ГОСТ 4986.

Образцы труб с подкреплением серийными прокладками (с штатным покрытием ЦВСП-3с) устанавливались на вибродинамический стенд типа ВЭДС-400 в соответствии с Рисунком 4.2. Для испытаний использовались хомуты с парными колодками. Момент затяжки винта в хомуте составлял 1,0 кгс·м. Усталостные испытания образцов выполнены при комнатной температуре при изгибных колебаниях по симметричному циклу напряжений с частотой основного тона на базе испытаний 20 млн. циклов. Напряжение по тензорезистору №1 задавалось 118 МПа (12 кгс/мм²). Схема наклейки тензорезисторов показана на Рисунке 4.3.



- 1, 5 – хомуты;
- 2, 3 – тензорезистор;
- 4 – образец трубы;
- 6 – кронштейн; 7 – стол вибростенда; 8, 9 – гайка;
- 10, 12 – колодка;
- 11 – прокладка/втулка,
- 13 – винт.

Рисунок 4.2 – Схема установки образца на вибродинамический стенд ВЭДС-400. Разработка АО «ОДК-Авиадвигатель».

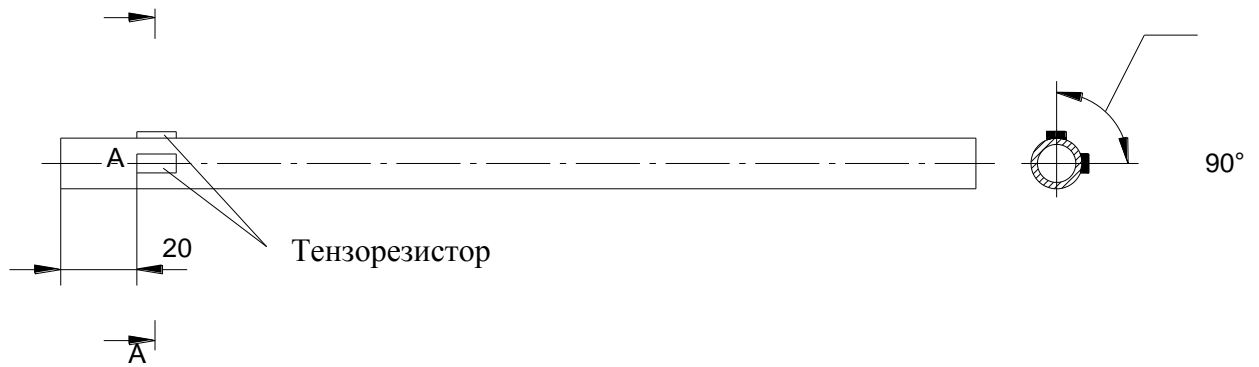


Рисунок 4.3 – Схема и координаты наклейки тензорезисторов на образцы труб.

Прокладки, используемые в работе, перед нанесением покрытия ЦВСП-3с были осмотрены при увеличении $\times 50$ на предмет отсутствия «выступающих наплывов» и трещин по местам (точкам) контактной электросварки втулки с прокладкой. По месту большинства точек сварки осмотром выявлены неровности поверхности в виде пологих углублений без визуально видимых выступов и трещин (см. Рисунок 4.4)

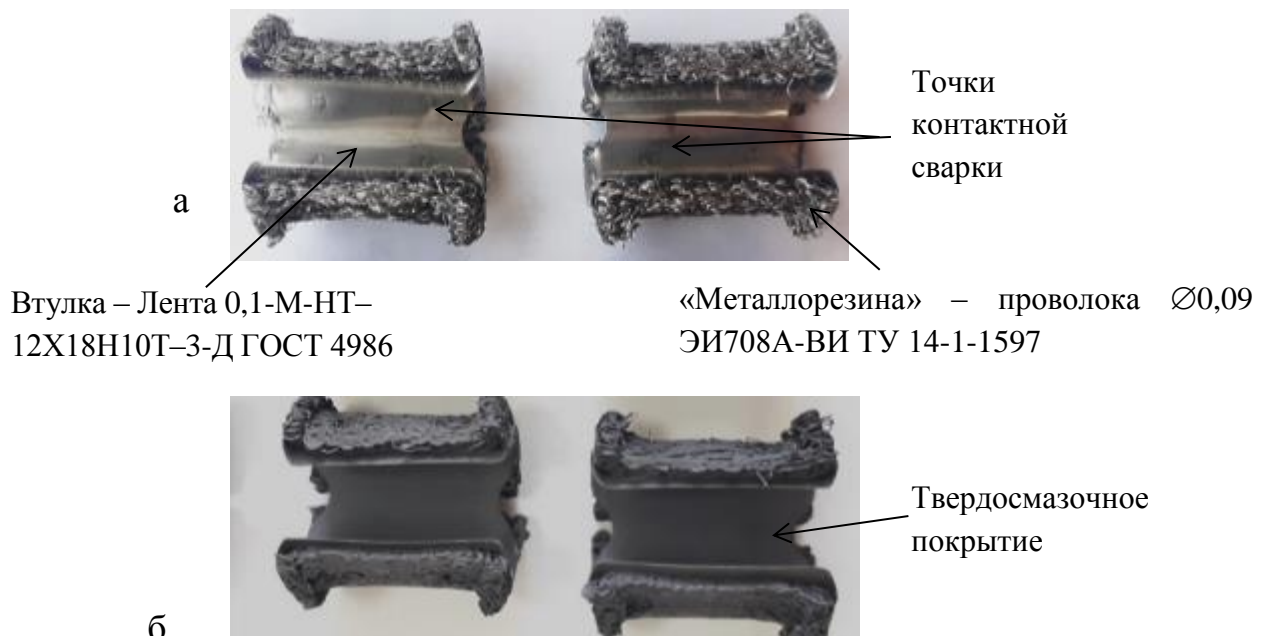


Рисунок 4.4 - Вид внутренней (рабочей) поверхности поддерживающих прокладок (а -до нанесения твердосмазочного покрытия, б – после нанесения покрытия) перед началом испытания по этапу 3.

Результаты осмотра сопряженных поверхностей деталей при увеличениях до $\times 100$ после виброиспытаний показали следующее:

Следы штатного покрытия ЦВСП-3с, перенесенного с прокладок на поверхность всех испытанных образцов труб, и вид усиления приработки (в виде локального «истирания/выработки» покрытия до материала втулки) на рабочей внутренней поверхности прокладок свидетельствуют о неравномерности сопряжения деталей (по площади контакта) в процессе их подкрепления и последующего виброиспытания. Вид поверхности штатных образцов труб (до удаления покрытия ЦВСП-3с) и вид внутренней (рабочей) поверхности прокладок после виброиспытаний показан на Рисунке 4.5.

После удаления следов покрытия на поверхности образцов труб в местах подкрепления прокладками выявлены единичные локальные «несмываемые» участки серо-коричневого цвета размером до (0,5-1) мм, типичные для очагов ФК без усталостного развития, см. Рисунке 4.6. Данные участки на поверхности труб образовались в процессе виброиспытаний и совпадают с местами монтажных деформаций (выпуклостей) втулок, образовавшимися при креплении прокладки на трубе и затяжке узла (колодки) на момент. Т.е. при сборке узла для испытания геометрия втулки нарушилась (в том числе на участках контактной сварки), образовались выступающие в сторону сопряженной трубы неровности, которые привели к усилению контакта на данных участках поверхности при виброиспытаниях и к локальному нарушению целостности покрытия на данных участках.



Рисунок 4.5. – Вид сопряженных поверхностей труб и втулок после виброиспытаний на этапе 3 (до промывки следов покрытия ЦВСП-3с, перенесенного с втулок).

При исследовании на электронном микроскопе определено, что по местам «несмываемых» участков на поверхности труб помимо микроучастков, типичных для ФК, присутствуют конгломераты продуктов окисления и износа с частицами покрытия, шаржированные в поверхность трубы, см. Рисунок 4.7 По местам данных участков выявлено содержание кислорода до 30%.

В зоне некоторых сварных точек прокладок обнаружены единичные микротрещины, аналогичные выявленным ранее при виброиспытаниях труб, где было определено, что трещины усталостные, развиваются в околошовной зоне сварных точек.



а



б

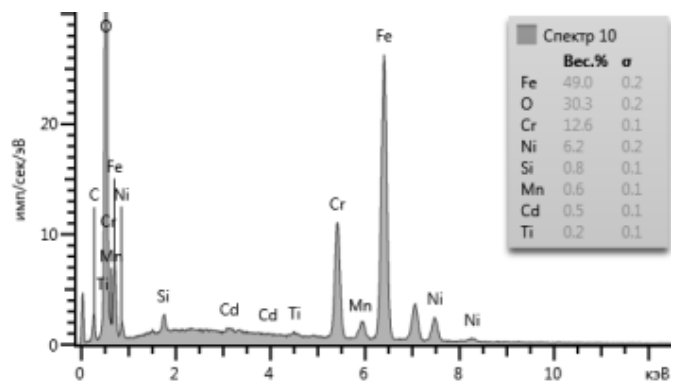
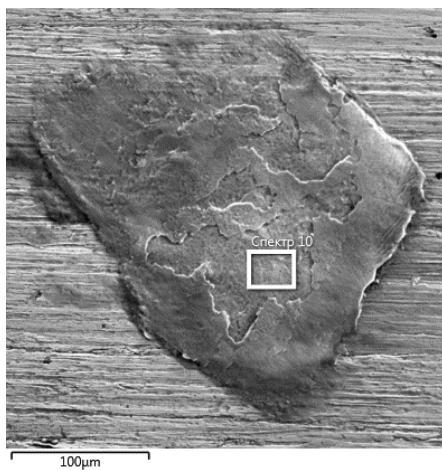
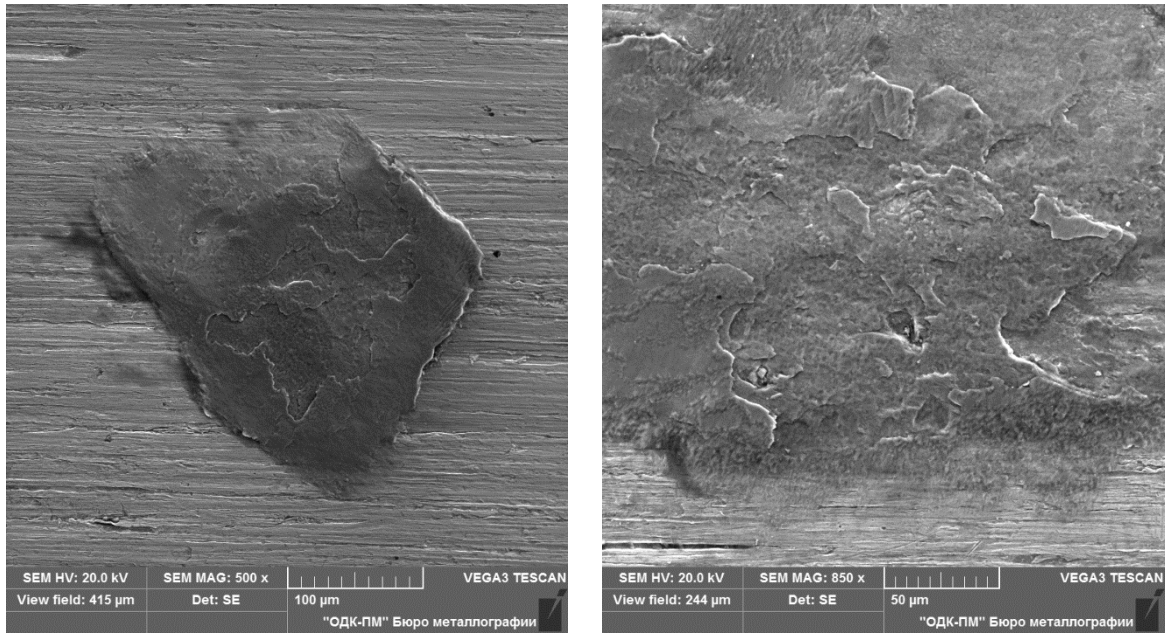


в



г

Рисунок 4.6 – Вид локальных несмываемых участков с элементами ФК на наружной поверхности образцов труб после виброиспытаний на этапе 3 после промывки следов покрытий, перенесенных с прокладок.



Название спектра	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cd	Сумма
Спектр 10	30.25	0.78	0.22	12.56	0.58	48.97	6.17	0.48	100.00

Рисунок 4.7 – Вид одного из «несмываемых» участков (показанного на рисунке 4.6в) на поверхности трубы и МРСА в локальном участке. Изображение получено на электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

На образцах труб 1-1, упрочненных стеклянной дробью по режиму 1, также проведены виброиспытания по этапу 3 (аналогично шлифованным трубам). На поверхности всех испытанных образцов труб в местах подкрепления прокладками после удаления следов покрытия, выявлены локальные микромеханические повреждения поверхности трубы (без образования усталостных трещин) и «несмываемые» участки серо-коричневого цвета (конгломераты продуктов окисления и износа и частиц покрытия), шаржированные в поверхность трубы.

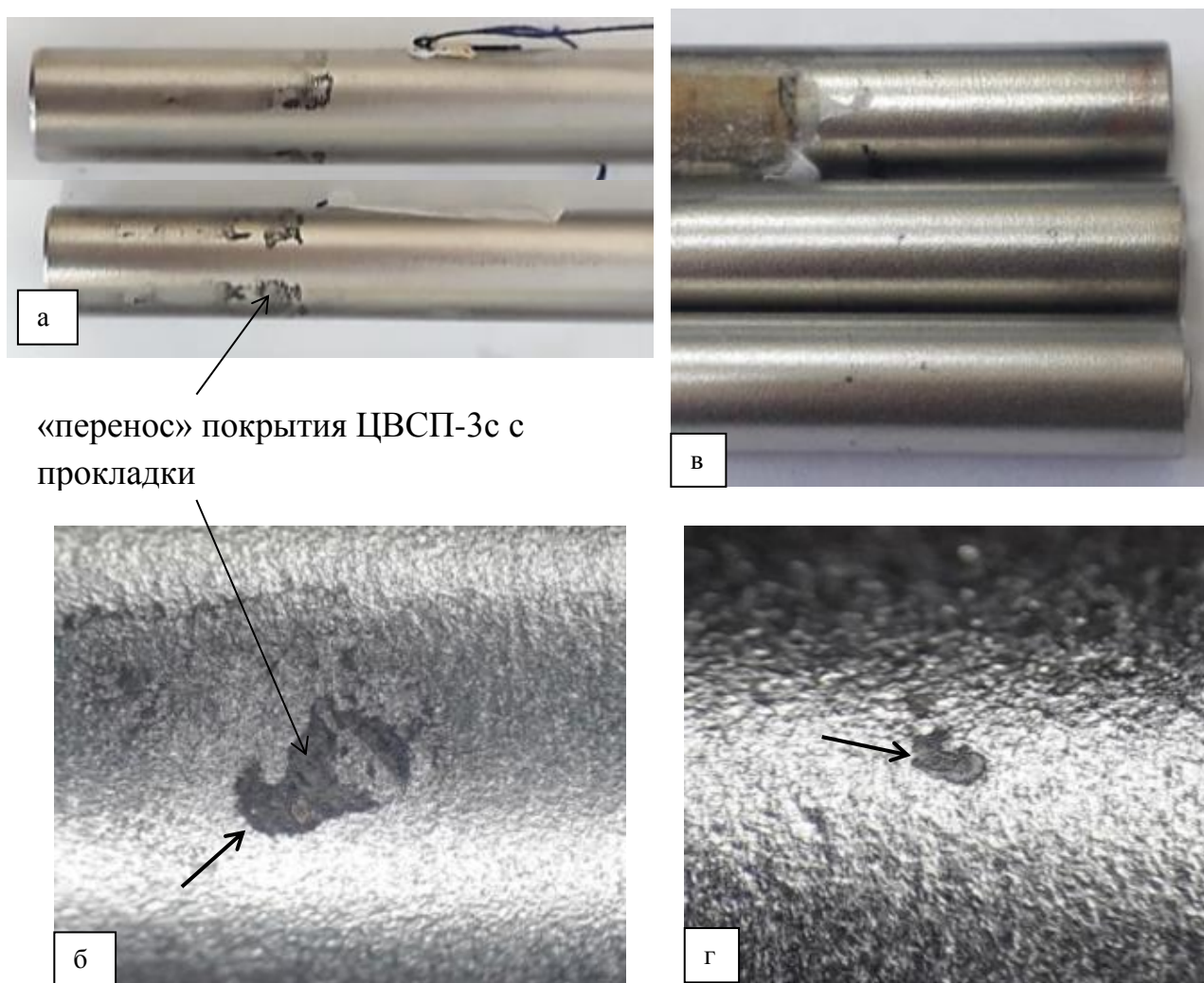
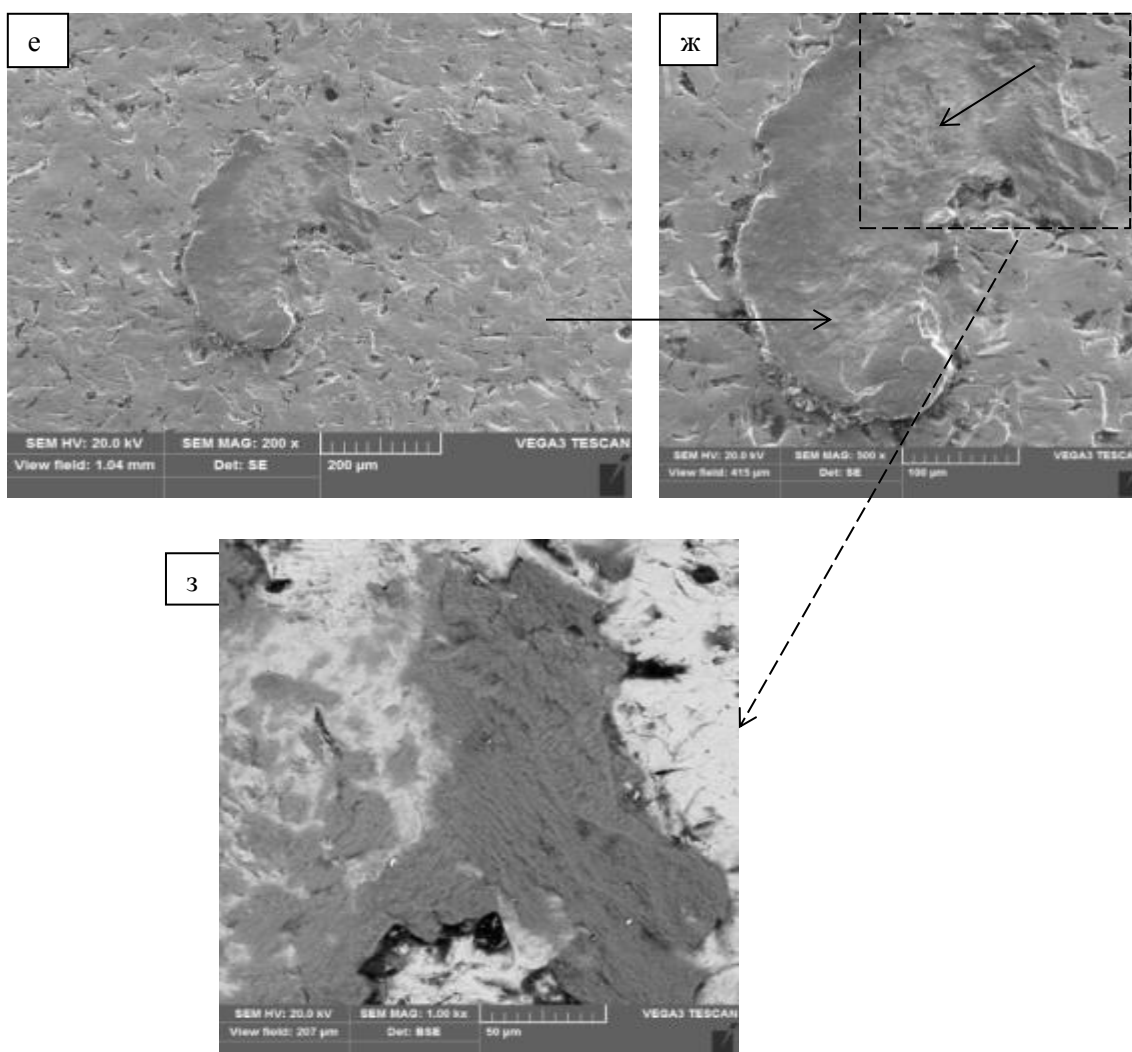
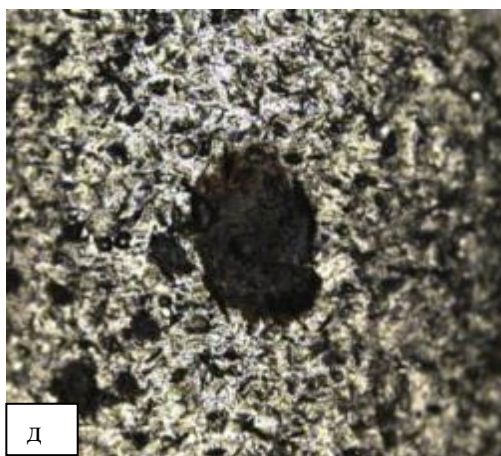


Рисунок 4.8 – Вид наружной поверхности упрочненных стеклянной дробью образцов труб 1-1 после виброиспытаний по местам подкрепления штатными прокладками: а, б - до удаления следов покрытия ЦВСП-3с; в-з – после.



Продолжение рисунка 4.8 – Вид наружной поверхности упрочненных стеклянной дробью образцов труб 1-1 после виброиспытаний по местам подкрепления штатными прокладками: а, б - до удаления следов покрытия ЦВСП-3с; в-з – после удаления покрытия. Изображения е-з получены на электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

Таким образом при виброиспытаниях образцов труб серийных (шлифованных групп А и Б) и опытных (упрочненных ГДО стеклянной дробью по режиму 1) на этапе 3 на базе 20 млн. циклов были воспроизведены:

- повреждаемость и выработка штатного твердосмазочного покрытия ЦВСП-3с на сопряженных поверхностях прокладок в процессе их монтажа и вибрации (в точках контактной сварки и на участках технологических и монтажных деформаций втулок),

- появление очагов ФК на поверхностях труб в местах усиления контакта условно неподвижных соединений втулка-труба (аналогично эксплуатационным).

ГЛАВА 5. ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

Выполнен фрактографический анализ изломов образцов после усталостных испытаний и исследованы морфология, элементный и структурно-фазовый составы измененного слоя. Соответствующие исследования проведены на оптическом и электронном микроскопах.

При фрактографическом анализе определено, что очаговые зоны развития усталостных трещин (при испытании в условиях, исключающих ФК, см. гл. 4) на шлифованных образцах, разрушенных при усталостных испытаниях при напряжениях 20 и 22 кгс/мм² (образцы группы А) и 26 кгс/мм² (образцы группы Б), совпадали с отдельными кольцевыми рисками на поверхности труб, образовавшимися на операциях круглой шлифовки при изготовлении труб у поставщиков. Глубина отдельных кольцевых рисок на поверхности шлифованных труб (группы Б) составляет 10 мкм, на трубах серийных (группы А) глубина рисок составляет до 20 мкм, что определено по изломам разрушенных образцов (см. Рисунки 5.1-5.3). Т.е. переход на трубы повышенной точности изготовления группы Б (с нормированной шероховатостью) не исключает их усталостную поломку (несмотря на повышение предела выносливости относительно группы А) от таких концентраторов напряжения, как отдельные более глубокие риски.

Очагами зарождения усталостных трещин при испытании образцов различного исполнения в условиях возникновения ФК (шлифованных и упрочненных) являлись участки ФК (см. Рисунки 5.4 и 5.5). Минимальные участки ФК наблюдаются на поверхности упрочненных труб, выстоявших при этом максимальное время до разрушения в одинаково заданных условиях при усталостных испытаниях. По местам ФК при металлографическом исследовании на нетравленных шлифах обнаружен измененный дискретный слой глубиной до 10 мкм, см. Рисунок 5.6. При микрорентгеноспектральном анализе в локальных участках ФК на поверхности испытанных образцов труб на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA3 в продуктах ФК

всех образцов труб выявлено повышенное содержание кислорода (до 34%), железо и легирующие элементы, входящие в марку 12Х18Н10Т, при этом количество хрома и никеля в продуктах ФК значительно ниже (более чем в 2 раза), чем в основном материале трубы. Результаты МРСА показаны на Рисунках 5.7-5.9.

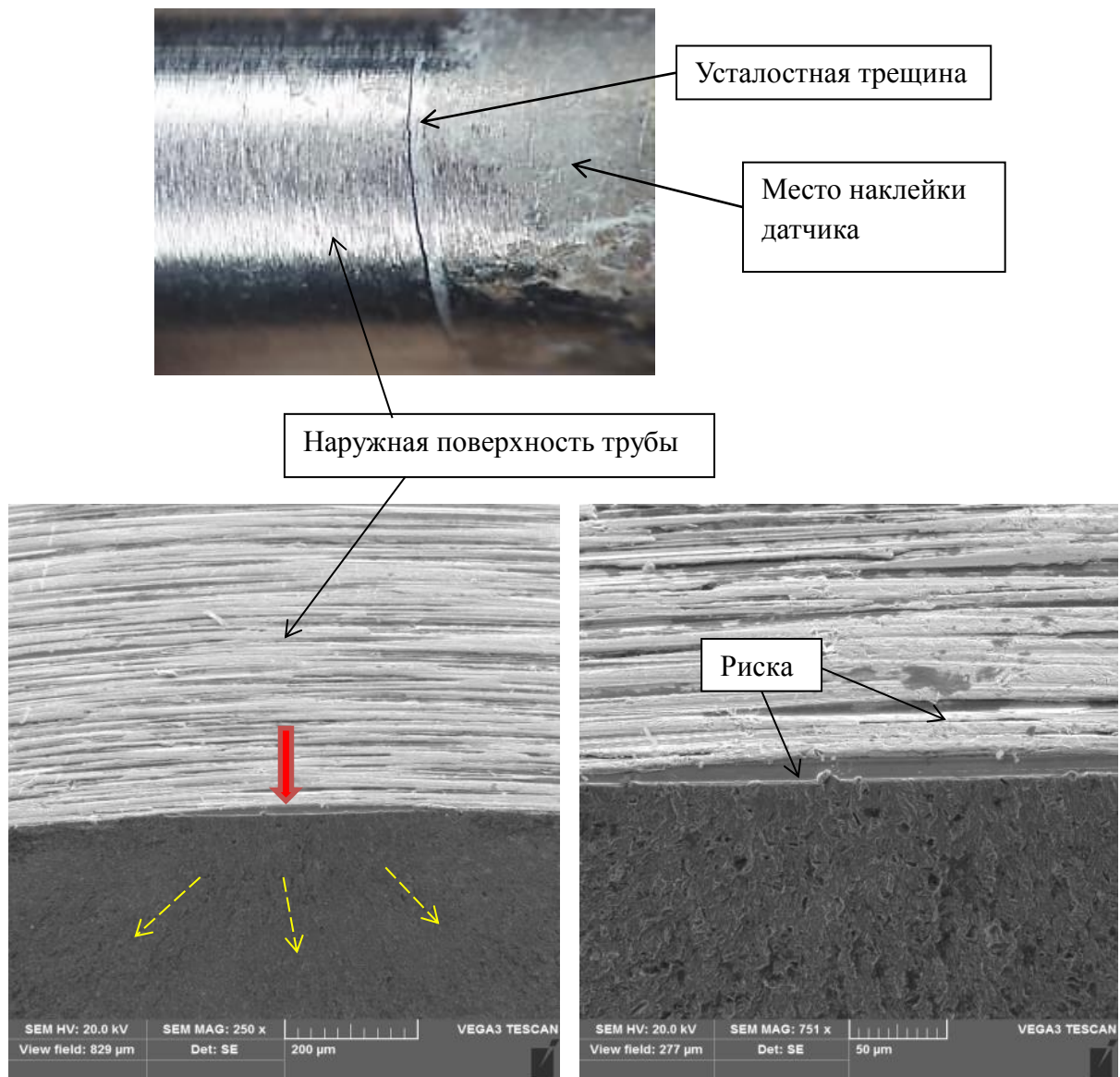


Рисунок 5.1 - Вид усталостной трещины (и вид излома по ней), развивающейся от кольцевой риски на наружной поверхности образца трубы 1-1 (шлифованный, группы А). Усталостные испытания проведены в условиях, исключающих возникновения ФК.

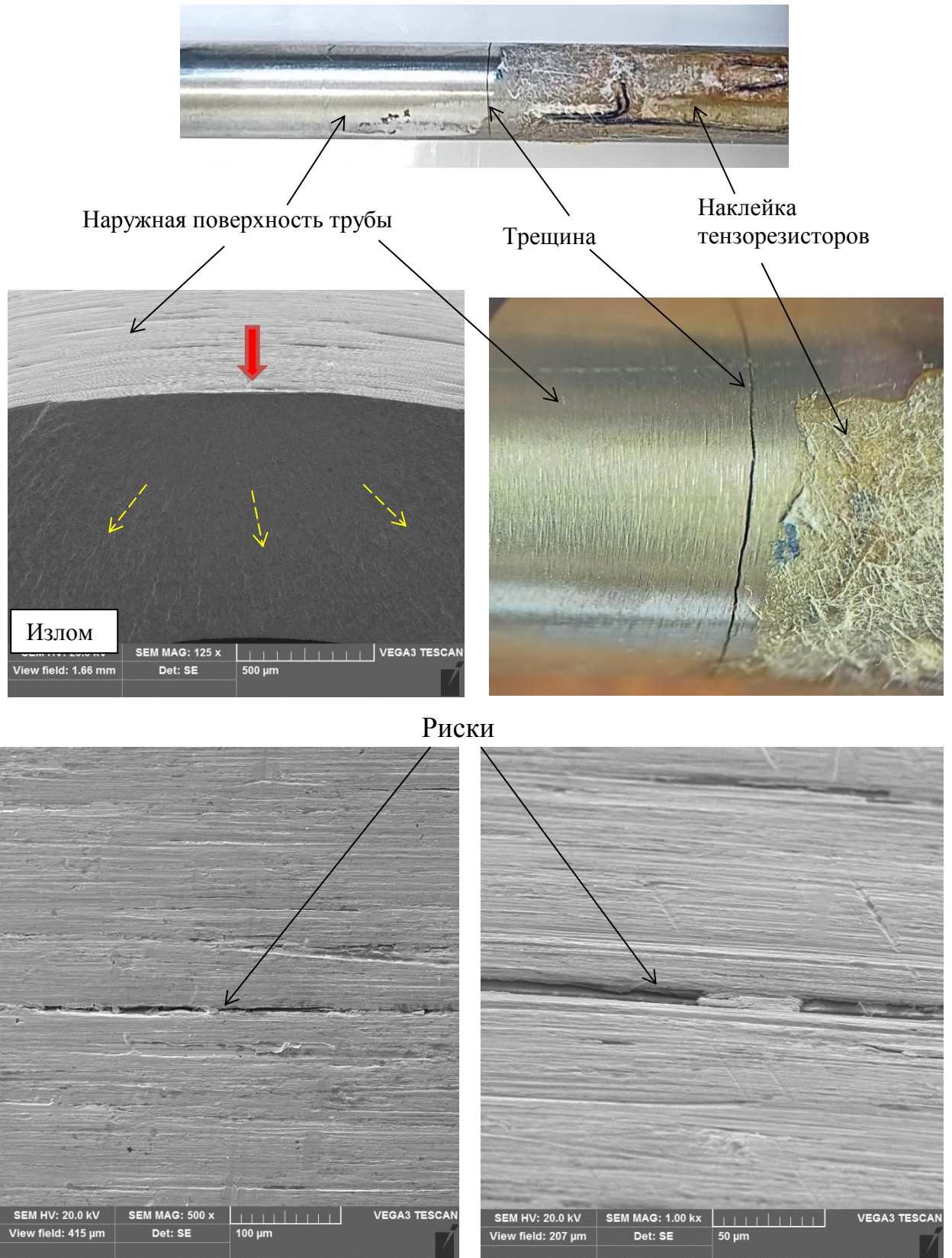


Рисунок 5.2 – Вид усталостной поломки трубы группы Б (1-2) при проведении усталостных испытаний в условиях, исключающих появление очагов ФК, вид отдельных глубоких рисок на наружной поверхности и в начальной зоне развития усталостной трещины.

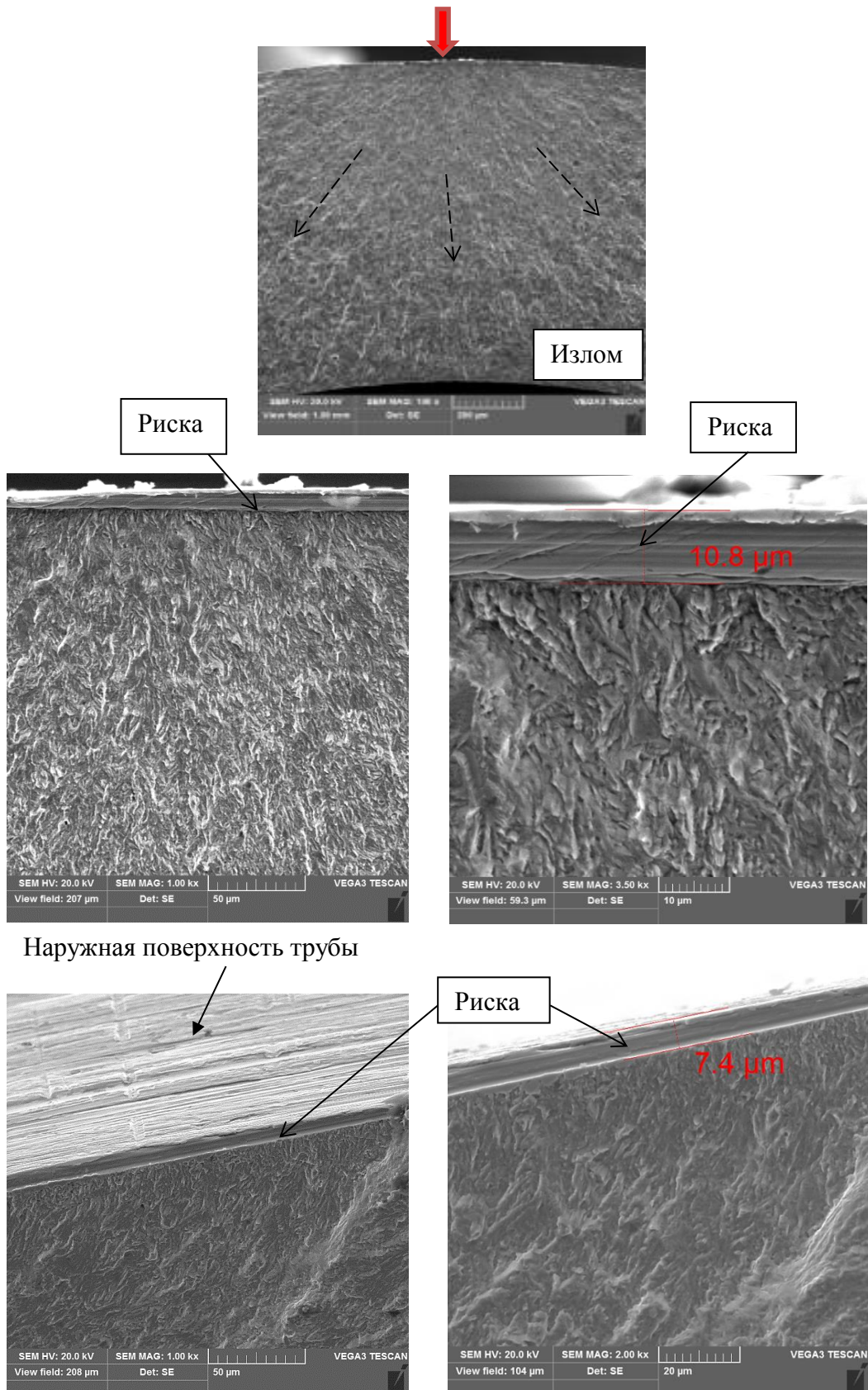


Рисунок 5.3 - Вид изломов усталостных трещин, развивающихся от кольцевых рисок на наружной поверхности шлифованных образцов группы группы Б (1-2). Усталостные испытания проведены в условиях, исключающих возникновение очагов ФК.

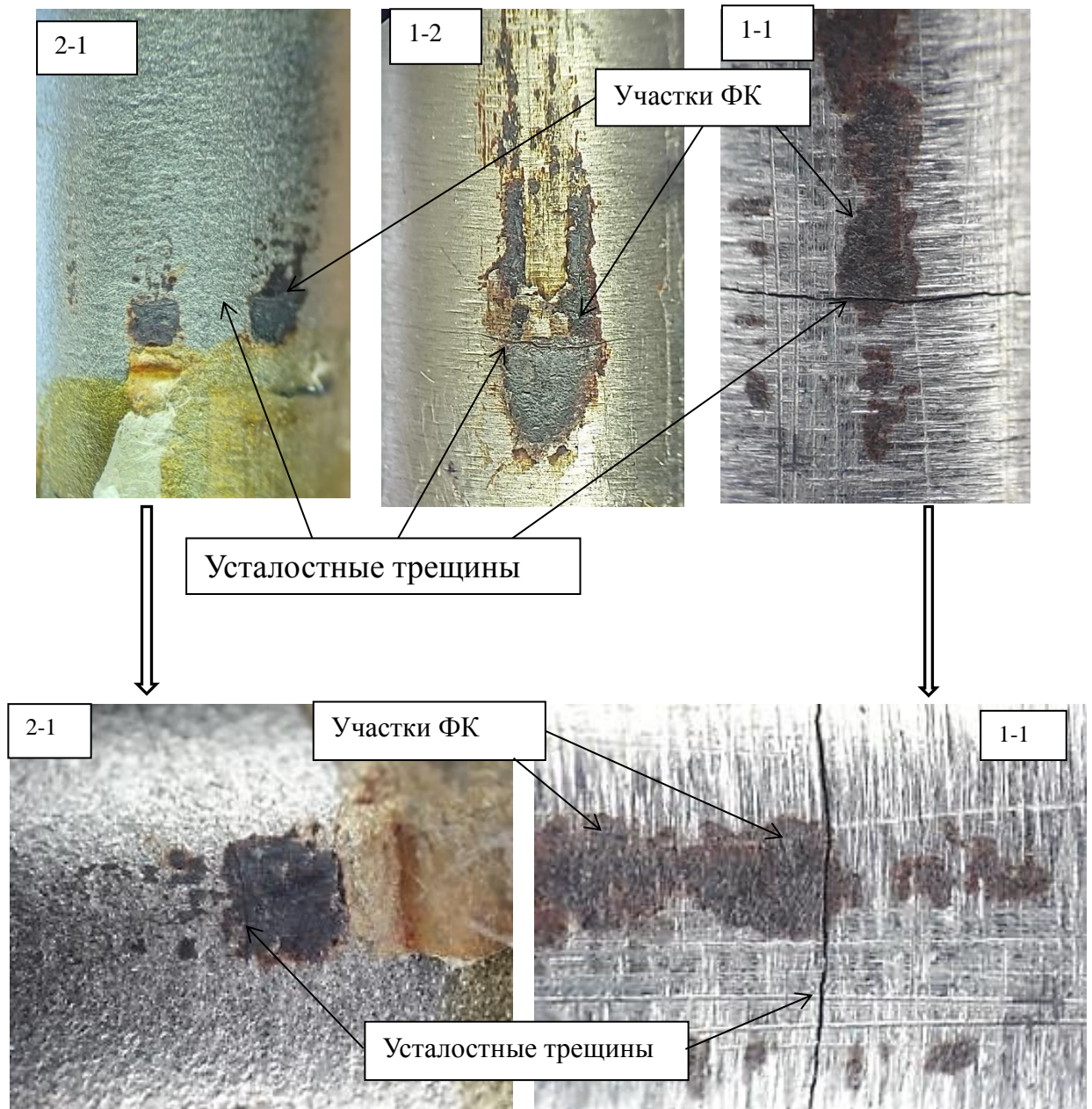


Рисунок 5.4 – Вид усталостных трещин, развивающихся участков ФК на наружной поверхности образцов труб с разной обработкой поверхности, при испытаниях в условиях возникновения участков ФК.

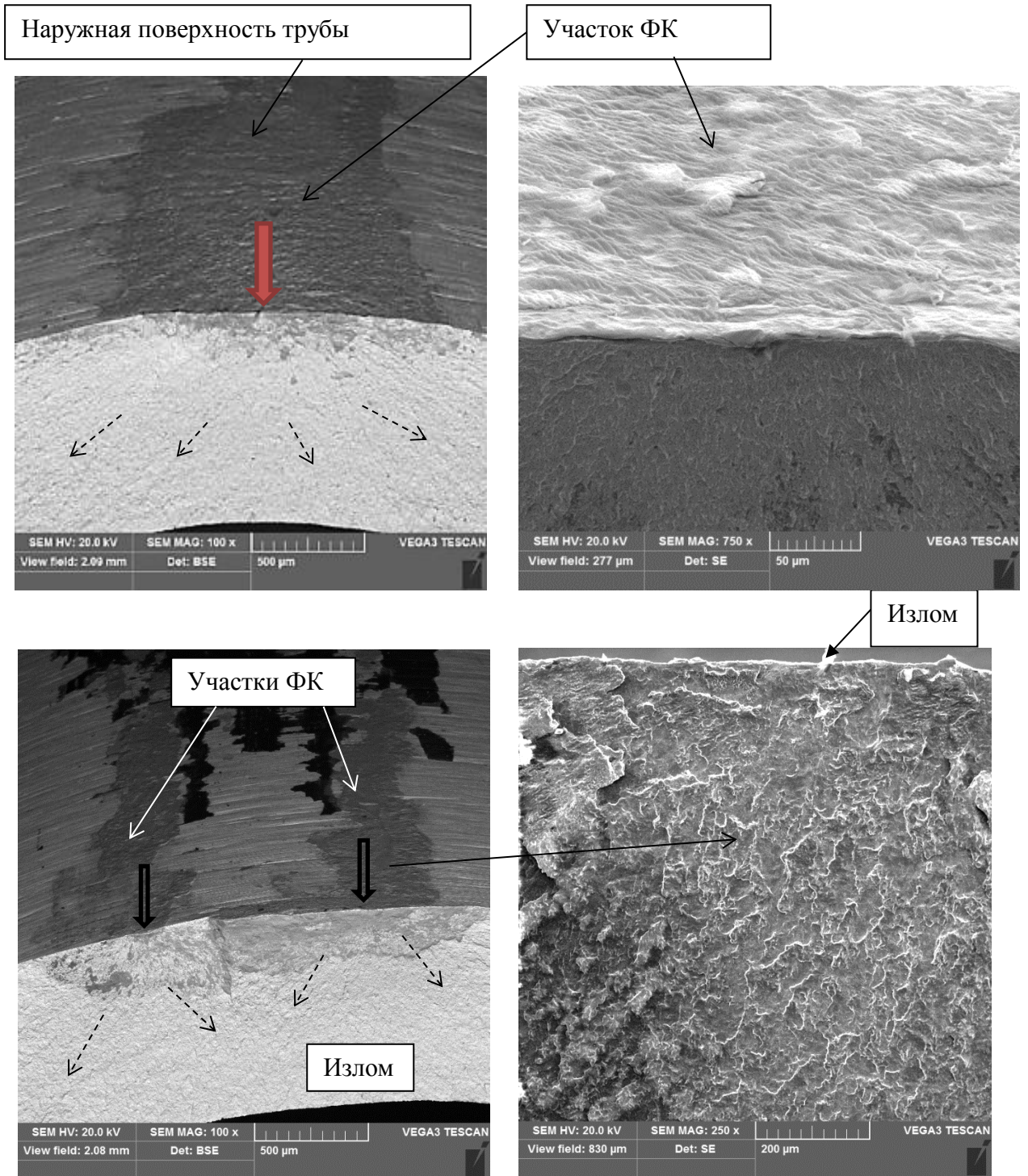


Рисунок 5.5 - Вид излома в начальной зоне усталостной трещины, развивающейся от участка ФК на поверхности образца трубы группы Б (1-2), показанного на рис. 5.4. Изображение получено на электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

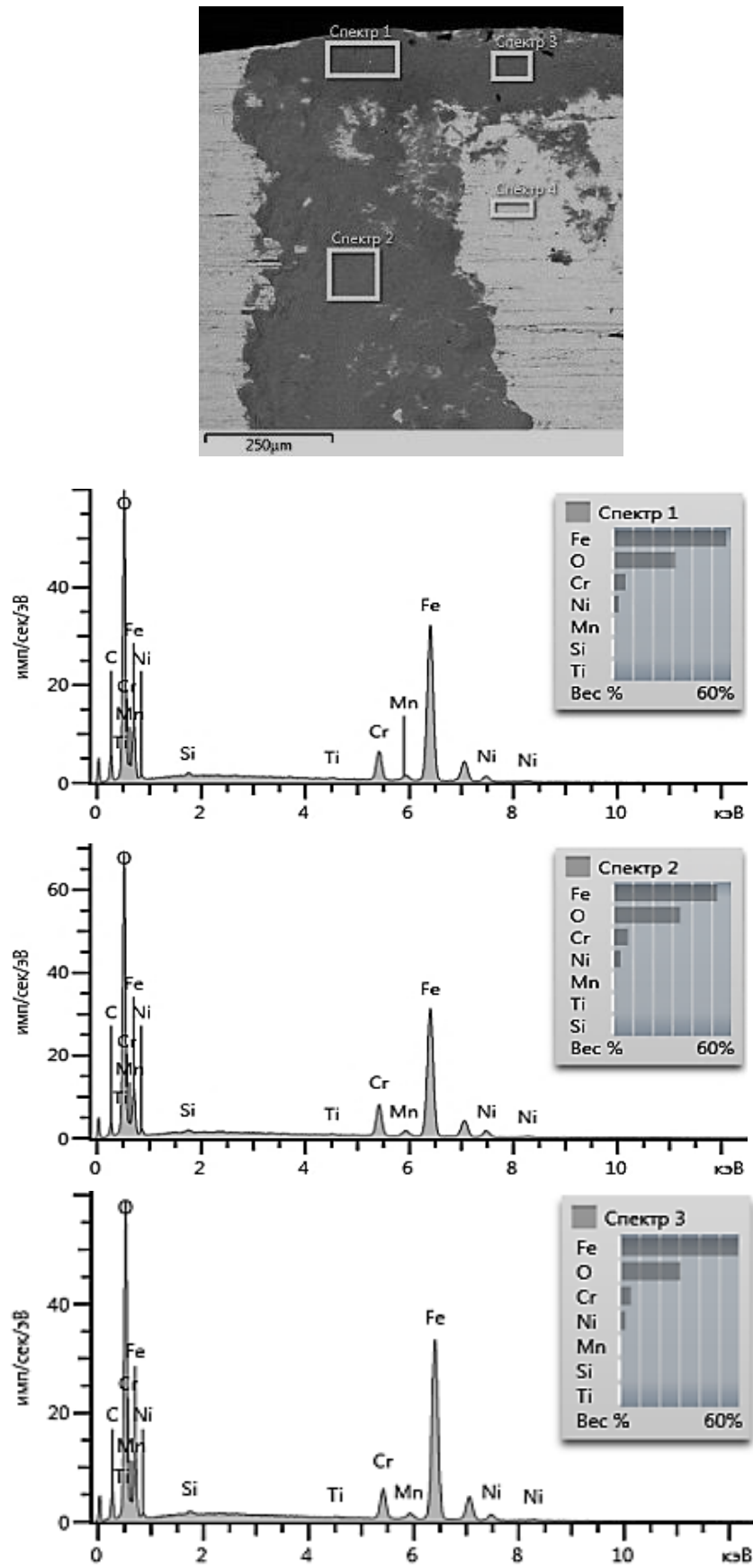


Рисунок 5.6 - МРСА в локальных участках поверхности по месту ФК на поверхности образца трубы 1-2, испытанного в условиях ФК.

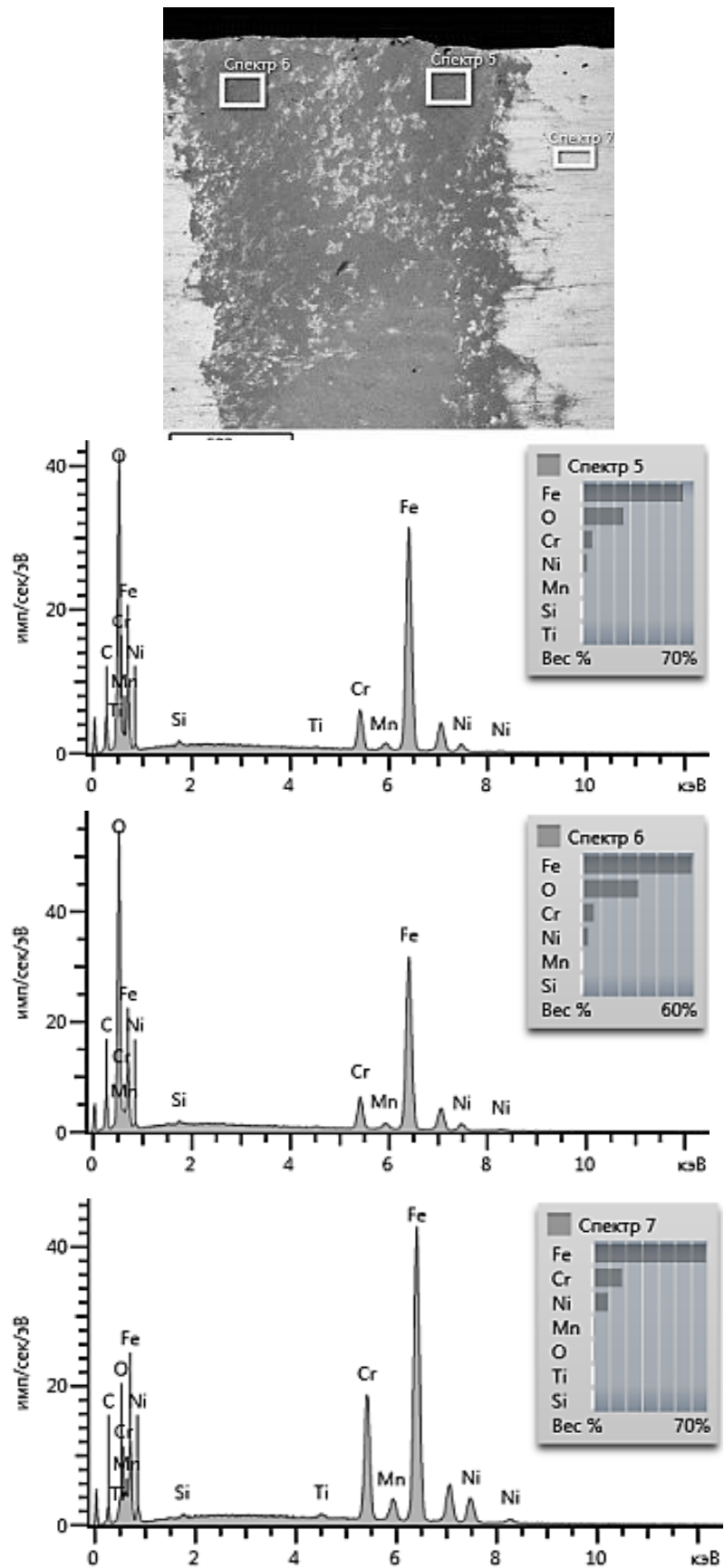


Рисунок 5.7 - МРСА в локальных участках поверхности по месту ФК на поверхности образца трубы 1-2, испытанного в условиях ФК.

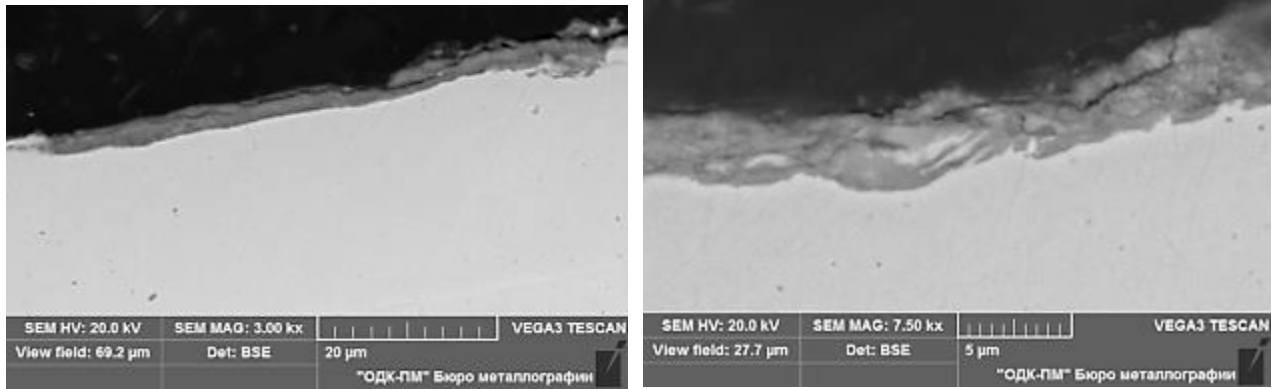


Рисунок 5.8 – Вид измененного слоя по месту участка ФК, показанного на рисунке 5.5 (поперечный нетравленный шлиф). Изображение получено на электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

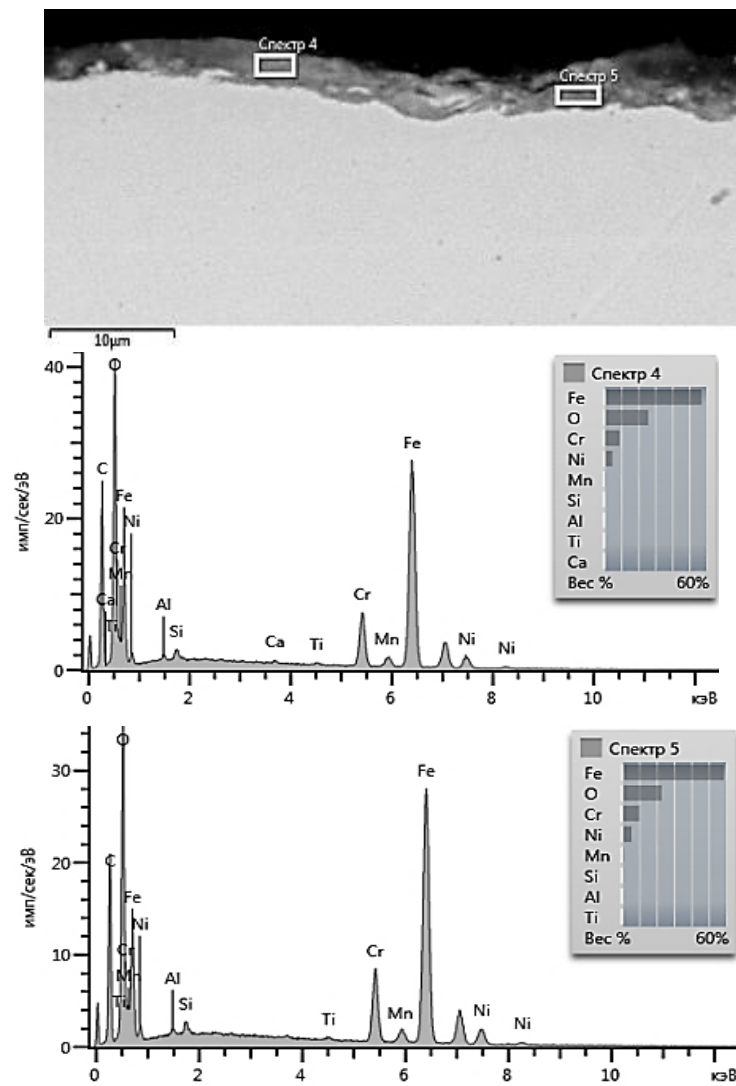


Рисунок 5.9 - МРСА в локальных участках ФК на поверхности образца трубы группы Б (1-2), поперечный нетравленный микрошлиф.

5.1. Металлографические исследования структурно-фазового превращения

Проведено металлографическое исследование сформированного при ГДО измененного слоя на поверхности упрочненной трубы на поперечных нетравленных и травленных специально подготовленных «косых» микрошлифах. Угол, образованный наружной замеряемой поверхностью образцов с плоскостью шлифа, составил 97 град, что позволило одновременно и детально изучить микрорельеф обработанной стеклянной дробью поверхности и строение измененного слоя в сечении. Микроструктура упрочненных образцов на поперечных микрошлифах показана на Рисунке 5.10.

Поверхность образцов состоит из многочисленных пологих микроямок, образовавшихся от бомбардировки поверхности труб стеклянной дробью. При увеличениях $\times 2000$ и более в сечении шлифов просматриваются расположенные параллельно к наружной поверхности микроскладки, являющиеся результатом пластического оттеснения и деформации краев отпечатков от соударения дробинок с поверхностью трубы (параллельная ориентация складок благоприятна с точки зрения развития усталостных трещин).

При исследовании микроструктуры упрочненных образцов на травленных электролитическим способом микрошлифах при увеличениях $\times 4000$ и более наблюдается некоторая разница в степени растравливания тонкого поверхностного слоя и основы (см. Рисунок 5.10 г).

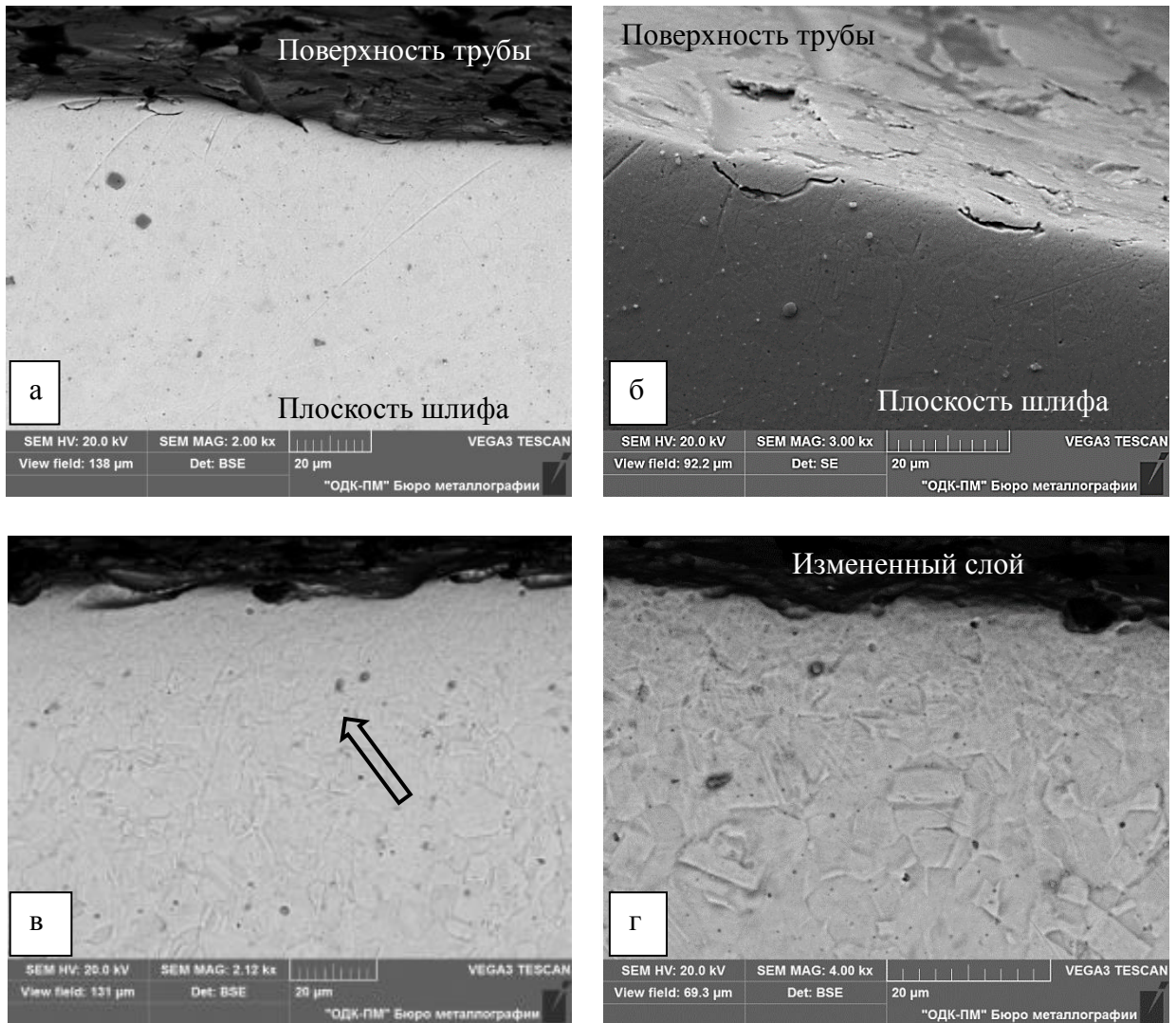


Рисунок 5.10 – Микроструктура поверхности упрочненного стеклянкой дробью образца: а, б – нетравленный шлиф, в, г – травленный электролитическим способом. Изображение получено на электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

5.2. Определение и расчет структурно-фазового превращения при поверхностной пластической деформации

Объемная доля аустенита была определена согласно уравнению Миллера [21, 67]:

$$V_{\gamma} = 1.4 \cdot I_{\gamma} / (I_{\alpha} + 1.4 \cdot I_{\gamma}), \quad (14)$$

где I_γ - среднее значение суммы интегральных интенсивностей пиков аустенита (ГЦК) (200), (220) и (311) и I_α - среднее значение суммы интегральных интенсивностей пиков (200), (211) феррита (ОЦК), соответственно [21].

Интегральная интенсивность дифракционной линии рассчитывается как площадь под кривой на отрезке в 3 градуса, выбранном вокруг линии. Например, для линии (200) ГЦК, расчет был выполнен на отрезке 49-52 градуса, положение пика 50,82 [21].

Расчетная объемная доля аустенита (V_γ) составила 91%. Расчет параметра кристаллической решетки ГЦК фазы: $a = 0,3595$ нм. Параметр решетки ОЦК фазы: $a = 0,2847$ нм.

Расчетная объемная доля аустенита (V_γ) составила 64%. Расчет параметра кристаллической решетки ГЦК фазы: $a = 0,3608$ нм. Параметр решетки ОЦК фазы: $a = 0,2876$ нм.

Изменение объемной доли аустенита свидетельствует о протекании фазового перехода ГЦК-ОЦК. Объемно-центрированную кубическую решетку (ОЦК) в малоуглеродистых аустенитных сталях имеют δ -феррит и α' -мартенсит с близкими параметрами кристаллических решеток. В условиях деформации количество δ -феррита в стали остается неизменным. Что касается мартенсита, то он является деформационно-индуцированным, т.е. в условиях деформации в образце 2-1 произошел фазовый переход ГЦК-ОЦК с образованием мартенсита деформации, процентное содержание которого составило $\sim 27\%$ (см. Рисунки 5.11, 5.12 и таблицу 5.1, где 2θ - угол между направлениями входящего и исходящего пучка рентгеновских лучей). Эти данные подтверждаются выводами, сделанными в работе [88] о том, что в определенном интервале деформаций до $\sim 10,33\%$ в хромоникелевой аустенитной стали 12X18H10T мартенсит деформации (ϵ и α') не зарождается. При увеличении степени деформации стали с 12 до 23,5 % образуется и накапливается только мартенситная ферромагнитная фаза - α' (парамагнитная фаза ϵ -мартенсит не зарождается). Эти данные авторы

определяли магнитометрическим методом по зависимостям удельной магнитной восприимчивости.

Таблица 5.1 – Интегральная интенсивность дифракционной линии шлифованного (1-1) и упрочненного (2-1) образцов

Параметр	№обр.	(200)	(220)	(113)	(200)	(211)
		ГЦК	ГЦК	ГЦК	ОЦК	ОЦК
Интегральная интенсивность линий, I_γ, I_α	1-1	96,8	112,86	157,64	7,52	23,24
	2-1	56,82	71,76	91,14	32,46	80,12
2θ	1-1	50,82	74,78	90,76	65,62	82,00
	2-1	50,62	74,66	90,4	64,88	82,66

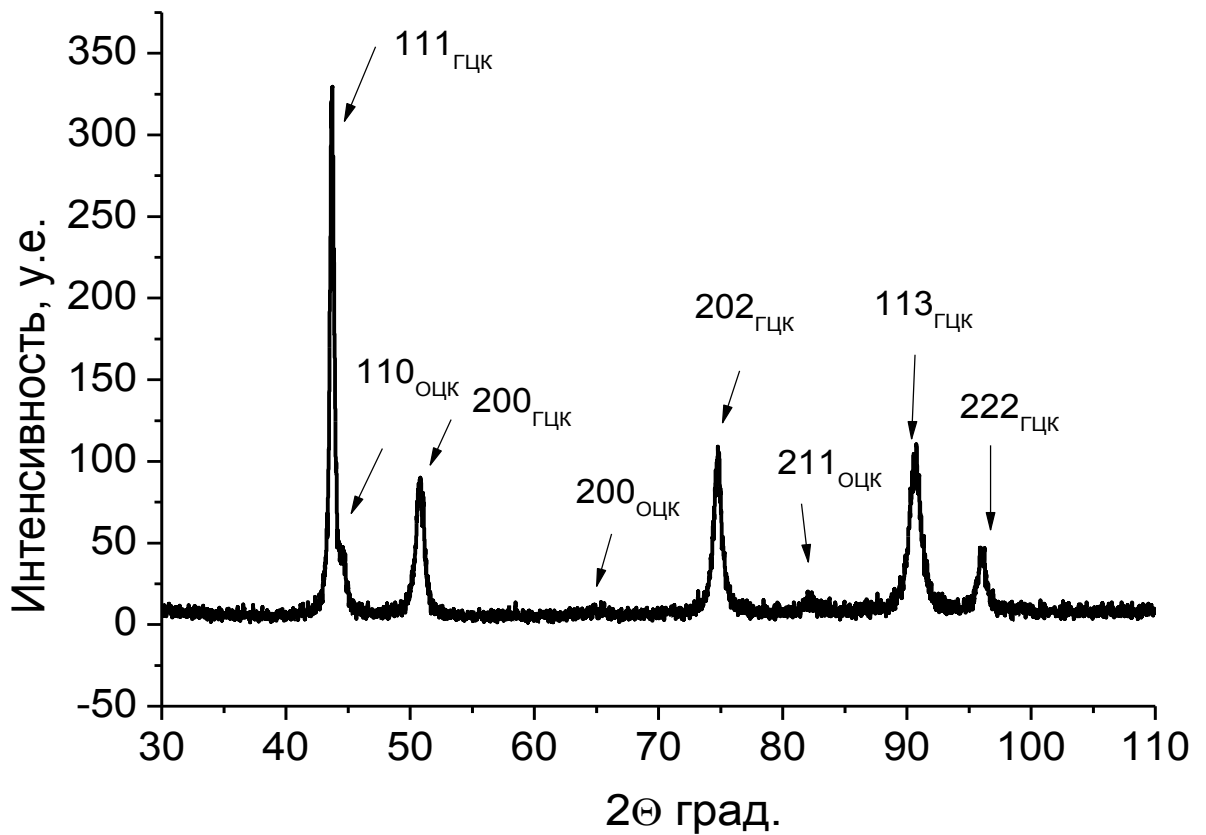


Рисунок 5.11 – Интегральная интенсивность дифракционных линий образцов: исходный шлифованный (1-1).

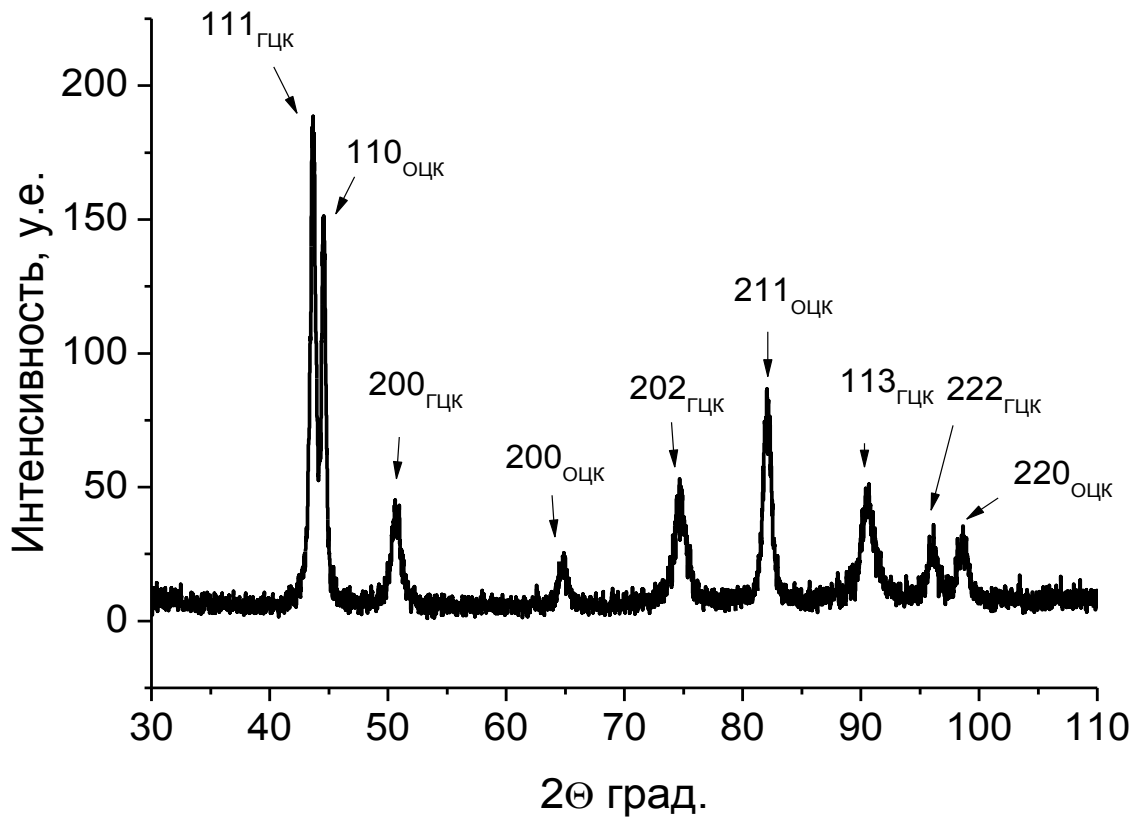


Рисунок 5.12 – Интегральная интенсивность дифракционных линий образцов: упрочненный ГДО (2-1)

5.3. Математическое моделирование процесса упрочнения стали

На основании полученных результатов методом наименьших квадратов построена математическая модель.

В данной модели:

$$N = -39,4226 + 0,0047 \cdot HV + 3,6475 \cdot h - 0,4633 \cdot \sigma_{\text{ост}} - 19,3456 \cdot R_a, \quad (15)$$

где N – число циклов до разрушения (млн шт.); HV – микротвердость материала на расстоянии 0,02 мм от края образца, кгс/мм²; h – глубина измененного слоя, мкм; $\sigma_{\text{ост}}$ – среднее значение сжимающих остаточных напряжений (по четырем образцам), МПа; R_a – максимальное значение параметра шероховатости образца R_a , мкм.

Коэффициент детерминированности модели (R^2) составляет 0,9968, что свидетельствует о хорошей сходимости модели.

Из полученной математической формулы (модели) видно, что увеличение количества наработанных циклов при напряжении 24 кгс/мм^2 в условиях ФК зависит от увеличения твердости поверхности и глубины измененного слоя, а также от уменьшения показателей средних сжимающих напряжений на поверхности стали и ее шероховатости (Таблица 5.2).

Таблица 5.2 – Результаты математического моделирования процесса упрочнения поверхности стали 12X18H10T

Микротвердость $HV_{0,025}$, кгс/мм ² (на расстоянии 0,02 мм от края образца)	Глубина изменен ного слоя, мкм	Сжим.ост. напряжения XSTRESS, $\sigma_{ост}$, МПа	Максималь ная шерохова- тость R_a , мкм	Среднее число наработанных циклов, $\times 10^6$ (при напряж. 24 кгс/мм^2) в условиях ФК
Экспериментальные данные				
236,0	40,0	188,5	1,48	2,636
288,0	60,0	371,1	0,65	0,363
346,0	80,0	493,0	1,17	14,1325
Расчетные значения				
236,0	40,0	188,5	0,9	2,7
288,0	60,0	371,1	0,4	0,3
346,0	80,0	493,0	0,8	12,5
Экстраполяционный расчет значений				
236	40	188,5	1,2	-2,96017
246	42	198,5	1,19	-0,057714
256	44	208,5	1,18	2,844742
266	46	218,5	1,17	5,747198
276	48	228,5	1,16	8,649654
286	50	238,5	1,15	11,55211

296	52	248,5	1,14	14,454566
306	54	258,5	1,13	17,357022
316	56	268,5	1,12	20,259478

Из таблицы видно, что при значениях микротвердости $HV_{0,025}$, 256 кгс/мм^2 (на расстоянии $0,02 \text{ мм}$ от края обр.), глубине измененного слоя больше 44 мкм , максимальных сжимающих остаточных напряжения $XSTRESS$ больше $208,5 \text{ МПа}$ и шероховатости, Ra менее $1,18 \text{ мкм}$ достигается высокая устойчивость к ФК.

ГЛАВА 6. ПРАКТИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ ТРУБ ГДО СТЕКЛЯННОЙ ДРОБЬЮ

Для оценки технологической целесообразности применения упрочняющей поверхностной обработки изделий (труб) из аустенитной нержавеющей стали, эксплуатируемых в условиях ФК, трубы, упрочненные стеклянной дробью по режиму 1 из стали 12Х18Н10Т подвергнуты развальцовке на угол ~ 45 градусов и гибке на угол 90^0 (согласно серийному техпроцессу).

Осмотр труб при увеличениях до $(8-16)^x$ показал, что на упрочненной и подвергнутой деформации поверхности по месту наружного радиусагиба и по месту развальцовки (вблизи торца) имеются локальные участки с продольными и поперечными микронадрывами, см. Рисунок 6.1. Наличие микронадрывов на деформируемой поверхности свидетельствует о том, что напряжения при заданных степенях холодной пластической деформации превысили пределы текучести и прочности упрочненного слоя. Образование микронадрывов происходит в связи с тем, что упрочненный слой, сформированный в результате наклепа поверхности, не обладает достаточной пластичностью при существующих степенях холодной пластической деформации. Поэтому данный вид обработки может быть рекомендован только для прямолинейных участков труб (например, по местам крепления поддерживающими прокладками) или для участков труб, подвергаемых деформации, только после проведения формоизменяющих операций.

Выполнен дополнительный провоцирующий нагрев двух упрочненных стеклянной дробью образцов труб при режиме: нагрев в окислительной печи до 300^0C , выдержка 30 минут, охлаждение с печью до комнатной температуры. Работа выполнена для оценки стабильности уровня остаточных напряжений, сформированных при ГДО, и в качестве мероприятия,

направленного на повышение технологичности труб при гибке и развальцовке, предусмотренных серийным ТП.

Результаты замеров остаточных напряжений неразрушающим (рентгеновским методом) методом на установке XSTRESS 3000 Robot на образцах труб до и после провоцирующего нагрева представлены в Таблице 6.1. Исследования показали, что провоцирующий нагрев до 300⁰С приводит к некоторой релаксации сжимающих напряжений, но при этом их уровень остается на достаточно высоком уровне.

Дополнительный нагрев упрочненных образцов труб не предотвратил образование локальных микронадрывов упрочненного слоя на наружном радиусегиба (на угол 90 град), однако по месту развальцовки (вблизи торца) продольные микронадрывы на поверхности трубы не выявлены, что свидетельствует о сохранении эффекта упрочнения при одновременном повышении пластичности упрочненного слоя.

С целью повышения предела выносливости труб из нержавеющей стали 12Х18Н10Т, работающих в условиях ФК, в АО «ОДК-ПМ» выполняется внедрение финишной упрочняющей обработки на прямолинейных участках труб (на длине 50 мм) по местам крепления хомутами колодочными. Принято решение о подконтрольной эксплуатации упрочненных трубопроводов, имеющих годные результаты замеров на КИМ (до и после проведения упрочняющей обработки ГДО), на ГГ. Таким образом, предложенный в настоящей работе метод упрочнения поверхности труб стеклянной дробью реализован в производстве.

Таблица 6.1 – Результаты замеров остаточных напряжений образцов на установке XSTRESS 3000 Robot

№ обр.	Значение остаточных напряжений, МПа		Технологичность труб при выполнении формоизменяющих операций по серийному ТП (нарушение сплошности упрочненного слоя)			
	Осевое направление		При гибке на угол 90		При развальцовке	
	ГДО	ГДО+ нагрев 300 ⁰ С	ГДО	ГДО+ нагрев 300 ⁰ С	ГДО	ГДО+ нагрев 300 ⁰ С
2-1.1	-571,6±65,0	-463,8±48,9	+	+	+	нет
	-579,9±30,7	-444,2±15,5				
2-1.2	-527,3±12,7	-449,8±18,3				
	-595,8±44,9	-433,6±39,6				



Загиб на угол 90°

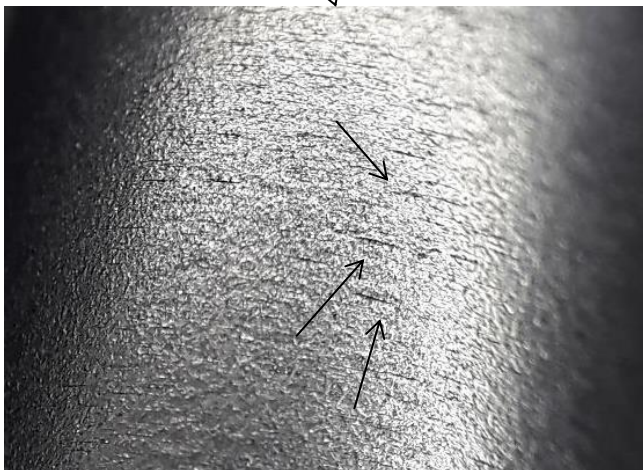
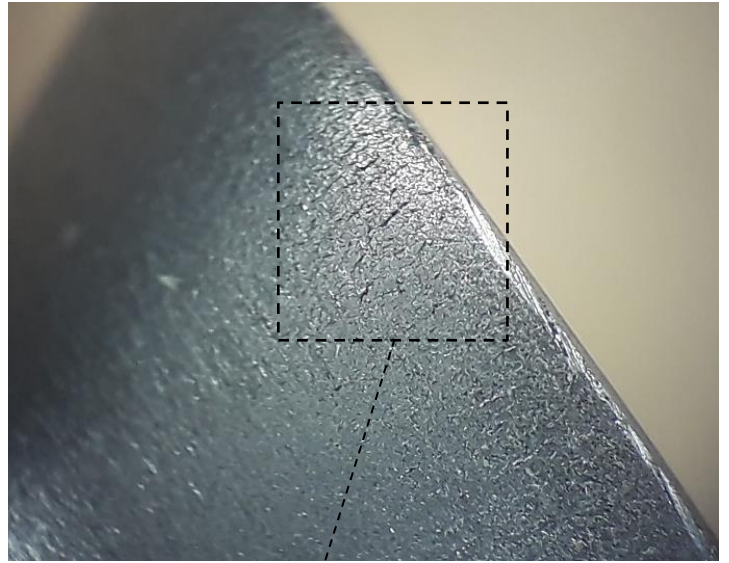


Рисунок 6.1 – Вид локальных микронадрывов (показаны короткими черными стрелками) на наружной поверхности по месту развальцовки игиба образцов труб 2-1, прошедших упрочнение стеклянной дробью по режиму 1.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Приведен обзор механизмов повреждения условно неподвижных соединений при фреттинг-коррозии и фреттинг-усталости. В лабораторных условиях при виброиспытаниях образцов труб серийных (шлифованных групп А и Б) и опытных (упрочненных ГДО стеклянной дробью по режиму 1) на базе 20 млн. циклов были воспроизведены: повреждаемость и выработка штатного твердосмазочного покрытия ЦВСП-3с и появление начальных очагов ФК на поверхностях труб в местах усиления контакта (аналогично эксплуатационным).

2. Теоретически обоснован метод повышения предела выносливости (в том числе в условиях возникновения ФК) шлифованных труб из аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т группы А по ГОСТ 19277-2016 путем выполнения дополнительной финишной упрочняющей обработки и создания на поверхности упрочненного слоя (методом холодной пластической деформации – обдувкой стеклянной дробью).

3. Установлена зависимость фреттинг-коррозионной и фреттинг-усталостной прочности шлифованных труб ($\varnothing 8 \times 1$) мм из стали 12Х18Н10Т. Показано, что наиболее эффективна финишная обработка ГДО стеклянной дробью по режиму 1: с вращением образцов на установке КС-150А/5D по программе ЧПУ, с расстоянием до обрабатываемой поверхности 35 мм и углом обработки 90 град в течении 30 сек, рабочая жидкость - стеклянная дробь фракцией (0,3-0,4) мм, 30 % в суспензии при давлении воздуха 0,1 МПа. В условиях возникновения поверхностной деформации при ГДО образцов труб стеклянной дробью при заданном режиме, в поверхностном слое упрочненных образцов произошел фазовый переход ГЦК-ОЦК с образованием мартенсита деформации (α'), процентное содержание которого в измененном слое составило ~27%.

4. Определено, что поверхностное упрочнение труб из стали 12Х18Н10Т стеклянной дробью по выбранным режимам не оказывает

влияние на временное сопротивление разрыву и относительное удлинение образцов, подвергаемых испытанию на растяжение. Механические свойства образцов при испытаниях на растяжение соответствуют требованиям ГОСТ 19277-2016 и находятся на одном уровне со свойствами шлифованных труб. Наружный диаметр упрочненных труб и шероховатость поверхности после обработки стеклянной дробью по выбранным режимам находятся в пределах ТТ ГОСТ 19277-2016 для труб ($\text{Ø}8 \times 1$) мм групп поверхности А и Б.

5. ГДО позволила улучшить микрогеометрию и шероховатость наружной поверхности труб из стали 12Х18Н10Т, устранить грубые кольцевые риски глубиной до 20 мкм, являющиеся очагами усталостного разрушения, и сформировать на поверхности измененный слой (глубиной 80 мкм) с микротвердостью $\text{HV}_{0,025}$ до 346 кгс/мм² (на глубине 0,02 мм) и средним уровнем остаточных сжимающих напряжений, определенных на установке XSTRESS 3000 Robot, порядка (-482) МПа. Степень наклепа поверхности в исследованных сечениях составила 65,5 %. Сформированный ГДО слой обладает также повышенным пределом выносливости и повышает стойкость к фреттинг-коррозии (относительно исходного материала).

6. Теоретически и практически обоснована технологическая целесообразность применения упрочняющей обработки, проведена оценка технологичности труб, подвергнутых ГДО, и определено, что данный вид обработки может быть рекомендован для прямолинейных участков труб (по местам крепления поддерживающими прокладками) или для участков труб, подвергаемых гибке и развальцовке, только после проведения формоизменяющих операций, т.к. упрочненный в результате наклепа поверхностный слой не обладает достаточной пластичностью при существующих степенях деформации.

7. Эффект упрочнения обработанных ГДО образцов труб сохраняется на достаточно высоком уровне до температуры нагрева 300⁰С, при этом наблюдается незначительное повышение пластичности

упрочненного слоя за счет снижения (~ на 20 %) средней величины сжимающих остаточных напряжений.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

- АО – акционерное общество
- АОД – автофреттированная охватывающая деталь
- ВС – вторичные структуры
- ВЭДС - вибрационный электродинамический стенд
- ГАО – гидроабразивная обработка
- ГГ – газогенератор
- ГДО – гидродробеструйная обработка
- ГТД – газотурбинный двигатель
- КИМ – контрольно-измерительная машина
- МКК - межкристаллитная коррозия
- МНФП - многослойные никель-фосфорные покрытия
- МРС - микрорентгеноспектральный
- НИР – научно –исследовательский центр
- ОДК- объединенная двигателестроительная корпорация
- ПМ – пермские моторы
- СИ – система измерения
- ТВД – турбина высокого давления
- ТП – техпроцесс
- УДПАГ - ультрадисперсный порошок алмазографита
- ФАБО – финишная антифрикционная
- ФК – фреттинг-коррозия
- ФТСП - фосфатные твердосмазочные покрытия
- ФУ – фреттинг-усталость
- ХТО – химико-термическая обработка
- ЧПУ – числовое программное управление

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. ACA 5: Corrosion Technology – Types of Metallic Corrosion. First Edition. Published CRC Press. 2013. 710 p.
2. Cai, Z.R. Zhou, M.H, Zhou, Z.R.: An experimental study of torsional fretting behaviours of LZ50 steel // *Tribology International*. 2010. Vol. 43, P.361-369.
3. Dabrowski, J.R.; Klekotka, M.; Sidun, J. Fretting and fretting corrosion of 316L implantation steel in oral cavity, environment // *Maint. Reliab.* 2014. Vol. 1, T. 6. P. 441-446.
4. Fouvry, S.; Kapsa, P. An energy description of hard coating wear mechanisms. *Surf. Coat. Technol.* 2001, Vol. 138. P. 141-148. [http://dx.doi.org/10.1016/S0257-8972\(00\)01161-0](http://dx.doi.org/10.1016/S0257-8972(00)01161-0).
5. Fouvry, S.; Kapsa, P.; Vincent, L. Quantification of fretting damage // *Wear*. 1996. Vol. 200. P. 186-205. [http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07306-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07306-1).
6. Hans-Henning, S. Pitting Corrosion, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA (2007).
7. HILTI. Corrosion tutorial. Справочник по защите от коррозии. 2016. URL: https://www.hilti.pl/content/dam/documents/e3/e3_pl/Corrosion%20Handbook.pdf. (дата обращения: 10.01.2025).
8. Holmes, D.; Sharifi, S.; Stack, M.M. Tribo-corrosion of steel in artificial saliva // *Tribology International*. 2014. Vol. 75. P. 80-86. <http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2014.03.007>.
9. Laptev A. B., Akhiyarov R. J., Zagorskych O.A. et al.] Distribution of chloride ions along the flight path of aircraft (Overview) // *Journal of Physics: Conference Series* : III International Conference on Metrological Support of Innovative Technologies (ICMSIT-III-2022), Krasnoyarsk, 03–05 марта 2022 года. Vol. 2373. – Krasnoyarsk: IOP Publishing Ltd, 2022. P. 22008. – DOI 10.1088/1742-6596/2373/2/022008.
10. Loto R. T. Pitting corrosion evaluation of austenitic stainless steel type 304 in

- acid chloride media / Department of Chemical and Metallurgical Engineering, Tsvane University of Technology, Pretoria, South Africa // *J.Mater. Environ. Sci.* 2013. Vol. 4 (4). P. 448-459.
11. Mystkowska J.; Lysik D.; Klekotka M. Effect of Saliva and Mucin-Based Saliva Substitutes on Fretting Processes of 316 Austenitic Stainless Steel // *Metals*. 2019, N. 9, C. 178-192.
12. Olsson, C.O.A., Landolt, D. Passive Films on Stainless Steels: Chemistry, Structure and Growth // *Electrochimica Acta*, 2003. Vol. 48. P. 1093-1104. [http://dx.doi.org/10.1016/S0013-4686\(02\)00841-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0013-4686(02)00841-1).
13. Pitting Corrosion, Multimedia corrosion guide 2nd edition, http://www.cdcorrosion.com/mode_corrosion/corrosion_pitting.htm. (дата обращения: 10.01.2025).
14. Sivakumar, B.; Kumar, S.; Sankara Narayanan, T.S.N. Fretting corrosion behaviour of Ti-6Al-4V alloy in artificial saliva containing varying concentrations of fluoride ions // *Wear*. 2011, Vol. 270, P. 317-324. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2010.09.008>.
15. Strehblow, H.H., in *Corrosion Mechanisms in Theory and Practice*, P. Marcus and J. Oudar, Editors, Marcel Dekker, Inc., New York. 1995. 201 p.
16. Vieira A.C.; Ribeiro A.R.; Rocha L.A.; Celis J.P. Influence of pH and corrosion inhibitors on the tribocorrosion of titanium in artificial saliva // *Wear*. 2006, Vol. 261, P. 994-1001. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2006.03.031>
17. Vieira, A.C.; Ribeiro, A.R.; Rocha, L.A.; Celis, J.P. Influence of pH and corrosion inhibitors on the tribocorrosion of titanium in artificial saliva // *Wear* 2006. Vol. 261. P. 994-1001. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2006.03.031>.
18. Willert-Porada M. Electrochemical Metal Corrosion. URL: http://www.lswv.unibayreuth.de/de/download/documents/skripten/Electrochemical_Metal_corrosion.pdf (дата обращения: 10.01.2025).
19. Zhou, Z.R., Zhu, M.H.: On the mechanisms of various fretting wear modes // *Tribol. Int.* 2011, Vol. 44. P. 1378-1388.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2011.02.010>.

20. Zhu, M.H.; Zhou, Z.R.: An experimental study on radial fretting behavior // Tribology International, 2001, 34, S.321-326.
21. Анализ структуры стальных изделий, полученных аддитивной технологией с использованием метода селективного лазерного сплавления / Н. В. Казанцева, Д. И. Давыдов, И. В. Ежов [и др.] // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии: Тезисы докладов Международной конференции, посвященной 90-летию со дня рождения основателя и первого директора ИФПМ СО РАН академика Виктора Евгеньевича Панина в рамках Международного междисциплинарного симпозиума "Иерархические материалы: разработка и приложения для новых технологий и надежных конструкций", Томск, 05–09 октября 2020 года. – Томск: Национальный исследовательский Томский государственный университет, 2020. – С. 513. – DOI 10.17223/9785946219242/318.
22. Албагачиев А.Ю., Михеев А.В., Тананов М.А. Метод испытания материалов при фреттинге // Научные труды VI Международной научной конференции "Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении", Москва, 26–27 ноября 2019 года. – Москва: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, 2019. С. 31-32.
23. Асанкул уулу Айбек, Деменкова Л.Г. Фреттинг-коррозия в машиностроении и методы борьбы с ней // V Всероссийская научно-практическая конференция для студентов и учащейся молодежи «Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении»/ секция 10. Юрга. — Томск: Изд-во ТПУ, 2014. С. 509-511.

24. Аслабян И. Р., Криони Н.К., Шустер Л.Ш. Трибологические характеристики электролитических покрытий в различных условиях трения // Вестник УГАТУ. 2013. Т. 17, №8 (61). С. 24-28.
25. Аслабян И.Р. Повышение эффективности применения износостойких электролитических покрытий. Автореферат к.т.н. Аслабян, Ирина Рудиковна, Москва. МАИ. 2014.
26. Аслабян И.Р. Семенов В.И., Шустер Л.Ш. Определение факторов, существенно влияющих на фреттинг-изнашивание электролитических NiP покрытий // Вестник УГАТУ. 2012. Т. 16, №1 (46). С. 57-61.
27. Аслабян И.Р., Селис Ж.П., Шустер Л.Ш. Влияние добавок карбида кремния SiC на изнашивание электролитических NiP покрытий // Трение и износ. 2010. Т. 31. №5. С. 353-361.
28. Аслабян И.Р., Шустер Л.Ш. Изнашивание электролитических NiP покрытий при фреттинге // Авиационные материалы и технологии. 2015. №3. С. 38-43.
29. Бубнов В.А. Упрочнение аустенитных сталей холодной пластической деформацией / В.А. Бубнов // Материаловедение и технология машиностроения / Вестник КГУ, - 2017. - № 2. -Выпуск 12. – С.44-50.
30. Виноградов С.С., Теркулова Ю.А., Курдюкова Е.А., Никифоров А.А. Износостойкое, антифрикционное и фреттингостойкое покрытие на основе Ni-B // Электрон. науч.-технич. журн. Труды ВИАМ. 2015. №1. С.8-14. 2015. №1 Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.01.2025). DOI: 10.18577/2307/6046-2015-0-1-2-2.
31. Гаркунов Д.Н. Триботехника (конструирование, изготовление и эксплуатация машин). М: МСХА. 2002. 629 с.
32. Гецов Л. Б., Баландина М. Ю., Грищенко А. И. [и др.] Эффект Ребиндера при испытаниях жаропрочных сплавов в контакте с расплавами солей // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021. Т. 87, № 10. С. 54-62. DOI 10.26896/1028-6861-2021-87-10-54-62.
33. Голего Н.Л. Фреттинг - коррозия металлов / Н. Л. Голего, 1974. - 270 с.

34. Горлов Д.С., Скрипак В.И., Мубояджан С.А., Егорова Л.П. Исследование фреттинг-износа твердосмазочного, шликерного и ионно-плазменного покрытий // Труды ВИАМ: 2017. №3 (51). С. 65-73.
35. Горюнов В.Н. Влияние поверхностной модификации на фреттингостойкость материалов энергоустановок и газотурбинных двигателей / В.Н. Горюнов, П.Б. Гринберг, Е.Е. Тарасов, К.Н. Полещенко // Междисциплинарные исследования и инновации. – 2012. -№2. –С. 241-244.
36. ГОСТ 23.211-80 Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытаний материалов на изнашивание при фреттинге и ФК. М.: Издательство стандартов, 1980. -16 с.
37. Денисов В.А. Модернизация установки для проведения испытаний материалов на изнашивание при ФК // Технический сервис машин (Труды ГОСНИТИ). 2017. – Т.128, №1-2. - С. 36-39.
38. Докшанин С. Г. Улучшение антифрикционных свойств пластичных смазочных материалов применением ультрадисперсных добавок // Известия Самарского научного центра Российской академии наук, т.13. 2011. №1 (2) С. 365-368.
39. Докшанин С.Г. Влияние смазочных композиций с ультрадисперсными добавками на фреттинг-усталостные процессы // Вестник СИБГАУ. 2014. №3 (55) С. 198-201.
40. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Механизмы внутризеренной пластической деформации при нагреве стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2023. №12 (822). С. 13-17.
41. Забиров Ф. Ш. О негативном влиянии ФК в резинометаллической опоре шпинделя турбобура // Научно-практический электронный журнал Аллея Науки. №9. 2017. С. 412-414.
42. Загорских О. А., Лаптев А. Б. Особенности фреттинг-коррозии нержавеющей аустенитных сталей (обзор) // Актуальные проблемы защиты от коррозии нефтегазового оборудования и трубопроводов

- (КОРРОЗИЯ-2023) : Сборник материалов I Международной научно-технической конференции, посвященной 75-летию ФГБОУ ВО "УГНТУ" (15 мая 2023 г.), Уфа, 15 мая 2023 года. – Уфа: Уфимский государственный нефтяной технический университет, 2023. С. 40-42.
43. Загорских О. А., Лаптев А. Б. Распределение коррозионно-агрессивных частиц атмосферы в аэрозолях атмосферы РФ// Климат-2022: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы: Материалы VII Всероссийской научно-технической конференции, посвященной 125-летию со дня рождения авиаконструктора, ученого-аэродинамика Роберта Людвиговича Бартини, Москва, 27 мая 2022 года. – Москва: Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов Национального исследовательского центра "Курчатовский институт", 2022. – С. 24-43.
44. Загорских О.А., Лаптев А.Б. Особенности ФК нержавеющей аустенитных сталей (обзор). В сборнике «Актуальные проблемы защиты от коррозии нефтегазового оборудования и трубопроводов» «Коррозия-2023».
45. Загорских, О. А., Лаптев А. Б. Повышение трещиностойкости жаропрочных никелевых сплавов при статическом нагружении в коррозионных средах // Климат-2021: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы : Материалы VI Всероссийской научно-технической конференции, Москва, 20–21 мая 2021 года. – Москва: Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, 2021. С. 138-147.
46. Загорских, О. А., Лаптев А. Б. Повышение трещиностойкости жаропрочных никелевых сплавов при статическом нагружении в коррозионных средах // Климат-2021: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы : Материалы VI Всероссийской научно-технической

- конференции, Москва, 20–21 мая 2021 года. – Москва: Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, 2021. С. 138-147.
- 47.Иванова В.С. Влияние наиритовых покрытий на циклическую прочность образцов и деталей, подвергающихся действию ФК / В.С. Иванова, // Усталость металлов и сплавов: сборник материалов V совещания по усталости металлов. - Москва: Изд-во Наука, - 1971. -123 с. -С. 103-108.
- 48.Иванова В.С. Усталость и хрупкость металлических материалов / В.С. Иванова С.Е. Гуревич и др. Москва: Наука, - 1968. - 219 с. – С. 147-157.
- 49.Иванова С.В. Усталостное разрушение металлов / С.В. Иванова. - Москва: Metallurgizdat, - 1963. - 272 с. – С.67-71.
- 50.Каблов Е.Н., Антипов В.В., Яковлев Н.О., Куликов В.В., Автаева Я.В., Автаев В.В., Медведев П.Н. Влияние температуры и анизотропии листов из сплава системы Al-Cu-Mg-Li на механические свойства в области малых пластических деформаций // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Т. 88. № 11. С. 55-65.
- 51.Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии // Авиационные материалы и технологии, 2015. №2. С. 76-87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
- 52.Казанцев Р.В. К вопросу о сущности явления и эффективных методах предотвращения ФК.
- 53.Казанцева Н.В. Коэмец Ю.Н., Виноградова Н.И., Давыдов Д.И. Мартенситное превращение в аустенитной стали 316L, полученное аддитивной технологией / // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. №12 (822). С. 45-48.
54. Копылов В.В., Солодкий С.П. Эффективность плазменных молибденовых покрытий на конструкционных материалах в условиях воздействия нагрузок и температур // Вестник ХНТУ 2017. №2 (61). С.58-66

55. Крагельский И.В., Комбалов В.С., Добычин М.Н. Основы расчета на трение и износ. Машиностроение, 1977. 526 с.
56. Лаптев А. Б., Голубев И. А., Федоров А. С., Загорских О. А. Разработка цифрового двойника материала, подверженного коррозии // Актуальные проблемы защиты от коррозии нефтегазового оборудования и трубопроводов (КОРРОЗИЯ-2024), Уфа, 15 марта 2024 года. – Уфа: УНПЦ «Издательство УГНТУ», 2024. С. 16-19.
57. Лаптев А. Б., Закирова Л. И., Загорских О. А. и др. Методы исследования процессов коррозионно-механического разрушения и наводороживания металлов (обзор). Часть 2. Образование пассивных пленок и сероводородное растрескивание сталей // Труды ВИАМ. 2022. № 5(111). С. 138-146. – DOI 10.18577/2307-6046-2022-0-5-138-146.
58. Лаптев А. Б., Закирова Л. И., Загорских О. А., Павлов М. Р. Методы исследования процессов коррозионно-механического разрушения и наводороживания металлов (обзор) часть 1. Исследование коррозионно-механического разрушения сталей // Труды ВИАМ. 2022. № 4(110). С. 118-130. – DOI 10.18577/2307-6046-2022-0-4-118-130.
59. Лаптев А. Б., Закирова Л. И., Загорских О. А., Павлов М. Р. Методы исследования процессов коррозионно-механического разрушения и наводороживания металлов (обзор) Часть 3. Коррозионное растрескивание алюминиевых сплавов // Труды ВИАМ. 2022. № 6(112). С. 138-149. – DOI 10.18577/2307-6046-2022-0-6-138-149.
60. Леонова Н.Л., Кестнер О.Е., Михеева О.Н. Фреттинг коррозия и ее предупреждение с помощью неметаллических покрытий / Авиационная промышленность. С.24-28.
61. Логинов В.Т. Структурно-кинетические аспекты формирования и износа композиционных самосмазывающихся биостойких покрытий // Известия вузов. Северо-Кавказский регион / Технические науки. 2014. №2. С.16-22.
62. Лукина Е.А., Коллеров М.Ю. Исследование стойкости никелида титана к ФК // 3-я Международная научная конференция/ Секция III. Сплавы с

- эффектом памяти формы. С.86.
- 63.Луценко А. Н., Курс М. Г., Лаптев А. Б. Обоснование сроков натуральных климатических испытаний металлических материалов в атмосфере черноморского побережья. Аналитический обзор // Вопросы материаловедения. 2016. № 3(87). С. 126-137.
- 64.Ляшок С.В. Покрытия для защиты от ФК / С.В. Ляшок // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2011. №5 (50). С.27-30.
- 65.Макеева К.И. Упрочнение дробеструйной обработкой / К.И. Макеева, Л.И. Маслова // В сборнике Научные исследования студентов и учащихся / VIII Международная научно-практическая конференция I МЦНС «Наука и просвещение». Пенза. 2023. С. 61-63.
- 66.Максак В.И. Предварительное смещение и жесткость механического контакта. М.: Наука, 1975. 60 с.
- 67.Максаров В.В., Красный В.А. Механизмы трения тонкослойных покрытий в условиях ФК // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2015. №3 (226). С. 111-120.
- 68.Малицкий И.Ф., Чернятина Е.В. Влияние шероховатости и способов обработки на прочность сопряжения с натягом // Технологія машин и оборудовання. 2014. №13. С. 149-153.
- 69.Мовенко, Д. А., Лаптев А. Б., Загорских О. А. Исследование состава и морфологии продуктов горячей солевой коррозии жаропрочных никелевых сплавов // Вопросы материаловедения. 2021. № 1(105). С. 107-115. DOI 10.22349/1994-6716-2021-105-1-107-115.
- 70.Мубояджан С. А., Коннова В. И., Горлов Д. С, Александров Д.А. Исследование фреттингостойкости стали ЭП866Ш. Труды ВИАМ. 2015. №7. С.3-7.
- 71.Островский М.С. Фреттинг как причина снижения надежности горных машин.
- 72.Панова И.М., Панов А.Д. Анализ надежности соединений с натягом в

- особых условиях эксплуатации // Интернет журнал «НАУКОВЕДЕНИЕ» Том 9, №4 (2017) <http://naukovedenie.ru/PDF/26TVN417/pdf>. (дата обращения: 10.01.2025).
73. Панова И.М., Язева Е.А. Анализ основных особенностей фреттинга деталей машин // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2016. Т.4, №2. URL: <http://elibrary.ru/item.asp?id=26182033>. (дата обращения: 10.01.2025).
74. Панова И.М., Язева Е.А. Анализ основных особенностей фреттинга деталей машин // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2016. Т.4, №2. URL: <http://elibrary.ru/item.asp?id=26182033>. (дата обращения: 10.01.2025).
75. Патент RU 2466304 С2. ООТАКЕ Наото, МАЦУО Макото (JP). Прокладка, снижающая фреттинг-износ, и узлы крепления, в которых используется прокладка. Заявка 2010119958/12, 2008.05.23. Опубликовано: 2012.11.10.
76. Патент RU 2010887 С1 Човнык Н.Г. Способ получения покрытия на изделиях из сплавов железа. Заявка: 4889421/02, 1990.12.11. Опубликовано: 1994.04.15.
77. Патент RU 2390581 С2. Смыслов А.И. Способ повышения фреттинг-стойкости деталей. Заявка: 2008126867/02, 2008.07.01. Опубликовано: 2010.05.27.
78. Патент SU 1810794 А1. Ковалевский В.В., Костогрыз С.Г. и др. Способ определения стойкости поверхности к фреттинг-усталости.
79. Патент SU 246039. Парецкий М.И. Способ защиты сопряженных поверхностей металлических деталей от ФК. Заявка: 1161211/23-5, 1967.05.31. Опубликовано: 1969.06.11.
80. Петухов А. Н. Методические особенности исследования процесса ФК в связи с усталостью материалов. В сб.: Физико-химическая механика контактного воздействия. Всесоюзная конференция. Киев: КИИГА. 1972. С. 142-153.

81. Петухов А.Н. Вопросы многоцикловой усталости для материалов и деталей современных ГТД // Вестник самарского государственного аэрокосмического университета. 2009. №3 (19). С. 172-177.
82. Петухов, А. Н. Фреттинг и фреттинг-усталость конструкционных материалов и деталей // Авиационная промышленность. 2014. № 4. С. 45-50.
83. Петухов, А. Н. Фреттинг-коррозия и фреттинг-усталость в малоподвижных соединениях / А. Н. Петухов // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королёва. 2006. № 2-1(10). С. 115-120.
84. Погоньшев В.А. Повышение износо- и фреттингостойкости деталей машин модифицированием поверхностей: автореферат диссертации на соискание ученой степени д-ра техн.наук. Брянск, 2000. - 33 с.
85. Ракова Т. М, Козлова А. А., Нефедов Н. И., Лаптев А. Б. Исследование влияния органических и неорганических ингибиторов коррозии на коррозионное растрескивание высокопрочных сталей // Труды ВИАМ. 2017. № 6(54). С. 12. DOI 10.18577/2307-6046-2017-0-6-12-12.
86. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН. 2013. -720 с.
87. Смыслов А. М., Селиванов К. С. Разработка и исследование технологических методов повышения фреттинг стойкости рабочих лопаток из титановых сплавов // Технология машиностроения. 2007. Вестник УГАТУ. Т.9, №1 (19), С.77-83.
88. Снежной Г.В. Снежной В.Л., Ольшанецкий В.Е. Об особенностях образования и трансформации ϵ -мартенсита при пластической деформации аустенитных хромоникелевых сталей // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2016. №2. С. 43-49.
89. Толорайя В.Н., Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Орехов Н.Г., Голубовский Е.Р. Анизотропия прочностных характеристик в монокристаллах никелевых

- жаропрочных сплавов // Горный информационно-аналитический бюллетень, 2005. №5. С. 225-236.
90. Трощенко В.Т. Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Часть 1 / В.Т. Трощенко, Л.А. Сосновский // Справочник. Киев: Наукова думка, – 1987. С. 219-222.
91. Турыгин, Ю. В. Возникновение фреттинга в соединениях с натягом при нагружении изгибом с вращением / Ю. В. Турыгин, А. А. Якупов // Интеллектуальные системы в производстве. – 2017. – Т. 15, № 4. – С. 12-15. – DOI 10.22213/2410-9304-2017-4-12-15.
92. Уотерхауз Р.Б., Вейцман М.Г. Фреттинг-коррозия. Л.: Машиностроение, - 1976. 272 с.
93. Фридман З.Г. Влияние механико-термической обработки на циклическую прочность листов из стали 1Х18Н9. Усталость металлов и сплавов / З.Г. Фридман, М.Г. Вейцман // Усталость металлов и сплавов: сборник материалов V совещания по усталости металлов. - Москва: Изд-во Наука, - 1971. - 123 с. - С. 97-102.
94. Шевеля В.В., Любимов В.Е., Олександренко В.П. Развитие геометрической структуры повреждений при ФК металлов // Проблемы трибологии. – 2005. - №1. – С. 143-148.
95. Шевеля В.В., Олександренко В.П. Реологические аспекты влияния фреттинга на коррозионное растрескивание стали. Вестник двигателестроения. 2006. №1. С. 95-100.
96. Шевеля В.В., Шевеля И.В., Калда Г.С., Олександренко В.П. Микропластичность и коррозионная активность стали, как факторы фреттингостойкости // Проблемы трибологии. – 2001. - №2. – С.14-18