

АО «НПО Энергомаш» им. Академика В.П. Глушко

Полянский Александр Михайлович

**МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРОБЛЕМ
РАЗРУШЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ ЖИДКОСТНЫХ
РАКЕТНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ БОЛЬШОЙ МОЩНОСТИ В
ПРОИЗВОДСТВЕ И ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Специальность 2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени доктора технических наук

Научный консультант профессор, д.т.н. Кудря Александр
Викторович

Химки – 2023

Актуальность работы

Жидкостные ракетные двигатели (ЖРД) предназначены главным образом для летательных аппаратов. Поэтому к ЖРД в целом предъявляется в качестве основного требование по максимальной удельной тяге – отношению силы тяги двигателя к его массе. В связи с этим детали, узлы и агрегаты ЖРД на стадии проектирования рассчитываются с минимальными коэффициентами запаса по прочности, а материалы для них выбираются максимально высокопрочными, по крайней мере, в своих классах. При этом максимумы по прочности, помимо фундаментальных факторов, ограничиваются, в основном, технологическими свойствами материалов. Компромисс между их прочностью и технологичностью окончательно решается в процессе производства. Коэффициенты по запасам прочности оптимизируются в процессах автономных испытаний деталей, а окончательно устанавливаются при испытаниях двигателей целиком. Цена и темпы такой оптимизации принципиально выигрываются, если удаётся правильно установить причины и механизмы разрушения деталей, сработавших при испытаниях не штатно. То же верно и по отношению к поиску предельного соотношения между прочностью и технологичностью материалов.

При отработке, в производстве и при эксплуатации (огневые испытания (ОИ) жидкостных ракетных двигателей (ЖРД) встречаются практически все известные виды разрушений.

Основные агрегаты ЖРД (турбонасосный агрегат (ТНА), газогенератор (ГГ) и камеры сгорания в целом предъявляется в целом предъявляется (КС) являются мощными источниками вибрационной и акустической энергии поэтому основным механизмом разрушений при ОИ являются усталостные разрушения, наибольшее число которых происходит в магистральных и вспомогательных трубопроводах, а также в лопатках рабочего колеса турбины (РКТ) и соплового аппарата (СА). Кроме этого под воздействием вибраций поверхность деталей может подвергаться фреттинг-износу, а под воздействием высокочастотных звуковых колебаний - акустической кавитации. Также при ОИ могут происходить силовые разрушения и гидродинамическая кавитация, а при хранении двигателей – коррозионное растрескивание под напряжением (КР), происходящее, как правило, в узлах, изготовленных из высокопрочных сталей типа ВНС-16.

В процессе производства в узлах с паяными соединениями при гидроиспытаниях происходят силовые разрушения, а при пайке разрушения по механизму жидкометаллического охрупчивания (ЖМХ), например, при пайке жаропрочных никелевых сплавов медносеребряными припоями. В сварных соединениях разрушения происходят по механизмам

горячего и холодного растрескивания, а в титановом литье (сплав ВТ5-Л) путем субкритического роста трещин по механизму водородного охрупчивания.

Очевидно, что на всех стадиях решение проблем связанных с разрушениями агрегатов и узлов ЖРД сводится к установлению их характера, причин и механизмов, а также к последующей выработке и внедрению конструктивно – технологических решений, позволяющих впоследствии предотвращать конкретные разрушения.

Поскольку узлы ЖРД являются дорогостоящими изделиями решение проблем их разрушений при производстве позволяет повышать их качество, выход годных и существенно снижать затраты на их изготовление. Решение проблем с разрушениями, происходящими при эксплуатации ЖРД, позволяет повысить **надежность** и **ресурс узлов** и является одной из актуальнейших проблем современного двигателестроения. Особенно остро эта проблема встает при разработке многоразовых двигателей, например, для универсальной ракеты нового поколения «Ангара».

В этой связи обобщение и систематизация структурных, металлургических и других причин, определяющих возможность преждевременного разрушения и износа в основных агрегатах ЖРД большой мощности, является весьма актуальной, поскольку представляет собой научную основу, необходимую для разработки технологических и технических решений, внедрение которых повысит надежность работы и ресурс основных агрегатов двигателей ракет.

Цель работы

Повышение надежности и ресурса ЖРД большой мощности путем решения конкретных проблем разрушений основных узлов ЖРД при производстве и эксплуатации, а также выработке и реализации практических конструктивно-технологических решений, позволяющих предотвращать разрушения.

Для достижения цели работы были поставлены и решены следующие основные задачи:

1. Разработка комплекса взаимосвязанных методов: структурных, фрактографических, физических, обеспечивающих объективную идентификацию механизмов разрушения материалов и узлов РЖД для выявления факторов (структурных, технологических, эксплуатационных), определяющих риск преждевременного разрушения.
2. Определение механизмов роста усталостных трещин в выходных кромках лопаток СА и РКТ и оценка остаточного ресурса лопатки СА с трещиной;

3. Оценка закономерностей изменения структуры в сплавах ЭК-61 и ЭП 741 НП в условиях циклической деформации и технологических нагревов;
4. Выявление взаимосвязи между строением поверхности усталостного разрушения сплавов ЭП741 НП и ЭК-61 и уровнем размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK и коэффициента асимметрии цикла R;
5. Экспериментальное определение сопротивления усталости сплавов ЭП741 НП и ЭК-61 в зависимости от ширины диффузионной зоны в основном материале лопатки;
6. Исследование характера и причин образования трещин в паяных соединениях средней части КС;
7. Определение механизмов образования проплавов теплозащитного покрытия на участках поверхности внутренней стенки КС в области критического сечения.
8. Исследование причин и механизмов разрушения трубопроводов и выработки конструктивно – технологических мероприятий по устранению их преждевременных разрушений.
9. Выявление технологических и эксплуатационных факторов, определяющих особые виды износа (гидроэрозия, кавитация и фреттинг – износ), преждевременное разрушение (жидкометаллическое охрупчивание и замедленное разрушение) и субкритический рост трещин в узлах ЖРД;
10. Исследование причин и механизмов технологического охрупчивания жаропрочных медноникелевого (сплав 273) и никелевого сплава ЖСЗ-ДК, стали 03X12Н10МТР-ВД-ДК.

Научная новизна

Заключается в получении систематизированных данных о механизмах эксплуатационных и технологических разрушений в основных агрегатах ЖРД большой мощности и конструктивно – технологических решениях, позволяющих их предотвращать:

1. Разработаны методы: идентификации механизмов высокотемпературного разрушения методом датированного окисления, основанного на определении концентрации кислорода по длине трещины; оценки качества паяных соединений, основанного на разрушении паяных швов; определения средней толщины гальванического серебряного покрытия на орбрённых паяемых стенках методом рентгенофлуоресцентного анализа, которые наряду с принятыми методами оценки прочности, вязкости разрушения, сопротивления усталостному разрушению; средствами и методами структурного и фрактографического анализа обеспечили комплексный

подход к определению механизмов разрушения и износа, выявлению структурных, металлургических и эксплуатационных факторов их определяющих.

2. Обнаружено, что в выходных кромках лопаток СА (сплав ЭК61) и РКТ (сплав ЭП741 НП) схожие механизмы роста усталостных трещин, заключающиеся во встречном росте поверхностных трещин со стороны корытца и спинки, которые последовательно соединяясь, образуют магистральную трещину. Образование в вершинах поверхностных трещин под воздействием термоударных нагрузок (на запуске и останове двигателя, при многократном применении) зон пластической деформации с остаточными напряжениями сжатия приводит к смещению плоскости каждой следующей трещины по отношению к предыдущей, что значительно снижает среднюю скорость их роста. В отличие от СА, в лопатках РКТ наблюдается более высокая скорость роста поверхностных трещин по их спинке (по сравнению с корытцем). Это связано с дополнительной циклической нагрузкой, соответствующей частоте вращения вала ТНА, при термоциклировании спинки лопатки потоком низкотемпературного пристеночного слоя кислорода газогенератора.
1. Установлено, что высокотемпературное циклическое деформирование сплава ЭК-61 значительно увеличивает скорость образования δ - фазы по сравнению с последней при старении и снижает предел выносливости сплава.
2. При технологических нагревах РКТ в результате роста зерна, растворения частиц γ' - фазы и декорирования границ зёрен карбидами MeC на основе ниобия, способствующими легкому порообразованию при зернограницном проскальзывании, происходит снижение длительной прочности сплава ЭП741НП.
3. Установлено, что причина массового растрескивания лопаток РКТ обусловлена их высоким наводороживанием в результате индивидуальных особенностей технологических процессов изготовления РКТ (травление защитного покрытия) и растрескиванию при запуске и останове двигателя, в области температур близких к комнатной (на нестационарных режимах работы). Причина единичного растрескивания лопаток РКТ в выходных кромках лопаток – наличие микроконцентраторов напряжений (границы не спеченных гранул, поры).
4. Установлен механизм образования термических трещин в паяных соединениях на краях канавки коллектора средней части КС при охлаждении сборки после пайки, заключающийся в возникновении касательных напряжений несоответствия между сопрягаемыми

стенками из-за разницы значений их коэффициентов линейного термического расширения.

5. Проведено исследование механизма адгезионного образования проплавов теплозащитного покрытия (ТЗП) на поверхности охлаждаемой стенки КС в области критического сечения, заключающегося в расслоении слоев ТЗП под воздействием термоудара на останове двигателя из-за низкого уровня межслойной адгезии и образование проплава ТЗП на последующем ОИ.
6. Установлено, что при кавитационном механизме образование проплавов ТЗП на поверхности охлаждаемой стенки КС в области критического сечения происходит в результате нарушения условий штатного теплоотвода в отдельных каналах охлаждающего тракта на локальных участках стенки из-за образования завесы из пузырьков охладителя, возникающих в результате акустической (ультразвуковой) кавитации, вызываемой высокочастотными акустическими колебаниями в камере сгорания. Образование регулярно расположенных сквозных проплавов ТЗП происходит в результате локального перегрева охлаждаемой стенки КС на участках пучностей стоячей поперечной тангенциальной ультразвуковой волны, имеющей длину, равную расстоянию между проплавами.
7. Установлено, что у трубопровода с овальным сечением (разность между большой и малой полуосями овала: $O = (a-b)/2$) в изгибе под воздействием пульсаций внутреннего давления зарождение усталостных трещин происходит на внутренней поверхности трубы в области максимальных растягивающих окружных напряжений на средней линии изгиба; при отсутствии давления в трубопроводе зарождение трещин происходит на внешней поверхности трубы в области максимальных растягивающих окружных напряжений на средней линии изгиба путем замедленного разрушения по механизму водородного охрупчивания.
8. Установлено, что гидроэрозионный износ поверхностей проточной части турбины происходит под воздействием капельной фазы закритического криогенного кислорода. При высоких уровнях вибраций повреждение рабочих поверхностей сопрягаемых деталей узлов ЖРД в трактах с инертной средой происходит по механизму фреттинг-износа, а основными контролирующими износ процессами являются фреттинг – усталость и схватывание (адгезия).
9. Определены причины и механизмы разрушения:
 - узлов ЖРД из жаропрочных никелевых сплавов путем жидкометаллического охрупчивания при пайке медно - серебряными припоями;

- литых патрубков из сплава ВТ-5Л в результате зарождения первичных трещин при охлаждении под воздействием термических напряжений в результате теплового охрупчивания в интервале температур $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$ перехода (1030-980 °С) и последующего субкритического роста трещин (СРТ) по механизму водородного охрупчивания;
 - последовательного роста сквозных трещин в слоях сильфона компенсатора магистрали подвода горячего в результате коррозионного растрескивания слоев и после проникновения конденсата в зазоры между слоями значительного растрыва границ зерен - в результате щелевой коррозии.
10. Проведены исследования и определены механизмы технологического охрупчивания:
- жаропрочного медноникелевого сплава (сплав 273), заключающегося в выделении зернограничных пластинчатых выделений η – фазы;
 - коррозионностойкой стали 03X12Н10МТР-ВД (ВНС-25) со 100%-ым содержанием мартенсита, упрочненным при старении дисперсными частицами Ni_3Ti в результате вязко – хрупкого перехода;
 - жаропрочного никелевого сплава ЖСЗ-ДК, связанного с присутствием в микроструктуре крупных выделений карбидов TiC , имеющих неблагоприятную морфологию и образовавшихся путем кристаллизации на поверхности карбидов титана, перешедших в расплав из материала скрапа 3-го переplava, который в количестве 50% добавлялся в шихту.

Основные научные положения, выносимые на защиту

1. Идентификация механизмов высокотемпературного разрушения методом датированного окисления и оценка качества паяных соединений.
2. Структурные изменения в сплаве ЭК-61 в условиях циклической деформации и их влияние на предел выносливости. Механизм роста трещин усталости в лопатках сопловых аппаратов ЖРД. Оценка ресурса лопатки с трещиной соплового аппарата.
3. Влияние технологических нагревов на длительную прочность сплава ЭП 741НП. Механизм роста трещин в лопатках рабочего колеса турбины двигателя РД 180. Типы трещин. Массовые и единичные разрушений лопаток РКТ.
Воздействие холодного пристеночного слоя кислорода газогенератора на рост трещин в лопатках РКТ двигателя РД 180.

4. Механизм образования трещин в паяных соединениях средней части КС. Адгезионный и кавитационный механизмы образования проплавов теплозащитного покрытия на участках поверхности охлаждаемой стенки КС в области критического сечения.
5. Механизмы разрушений трубопроводов.
6. Гидроэрозионный износ поверхностей проточной части турбины и механизмы фреттинг – износа в условиях высокого уровня вибраций.
7. Характер и причины разрушения узлов ЖРД из жаропрочных никелевых сплавов при их пайке медно - серебряными припоями;
8. Механизм зарождения первичных трещин и последующего субкритического роста трещин в литых патрубках из сплава ВТ-5Л;
9. Механизм разрушения слоёв силфона компенсатора магистрали подвода горючего при ускоренных климатических испытаниях.
10. Механизмы технологического охрупчивания жаропрочного медноникелевого сплава (сплав 273), стали ВНС-25 и жаропрочного никелевого сплава ЖСЗ – ДК.

Методы исследования

При проведении исследований характера и причин разрушений использован комплексный метод, включающий сочетание экспериментальных методик и теоретический анализ.

Исследования рельефов поверхностей разрушения проводили путем макро и микрофрактографии с применением световой и электронной сканирующей микроскопии.

При изучении фазового состава, микроструктуры и тонкой структуры материалов использовали методы сканирующей электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа и дифракции обратно отраженных электронов.

Для расчетов напряженно-деформированного состояния применяли компьютерное моделирование и метод конечных элементов.

Кинетические диаграммы усталостного разрушения сплавов получали экспериментально на образцах внецентрального растяжения.

Для идентификации характера высокотемпературных разрушений была разработана комбинированная методика, включающая фрактографические исследования и метод датированного окисления, заключающийся в определении концентрации кислорода на поверхности разрушения в зависимости от длины трещины.

Оценку качества паяных соединений проводили по разработанной комплексной методике, включающая в себя определение разрывной прочности швов и фрактографический анализ поверхности изломов.

Практическая ценность и реализация работы

Практическое применение результатов диссертационной работы заключается в проведении экспертизы причин и механизмов технологических и эксплуатационных разрушений узлов ЖРД и реализации выработке конструктивно - технологических мероприятий по их устранению в условиях производства ОАО «НПО Энергомаш» (г. Химки), а также смежных предприятиях отрасли ПАО «Протон ПМ» (г. Пермь), КБХА и ВМЗ (г. Воронеж), НПО Лавочкина (г. Химки), АО Кузнецов (г. Самара).

Апробация работы

По материалам диссертационной работы сделан ряд докладов на научно-технических конференциях различного уровня, в том числе на:

1. Международной научно-технической конференции «Сварка и родственные технологии в современном мире», Санкт-Петербург 29-30 мая 2002 г.;
2. VI Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов "ТестМат" « Эксплуатационные разрушения конструкционных материалов и функциональных покрытий», Москва, ФГУП ВИАМ, 12-13 февраля 2015.
3. VIII Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов "ТестМат". «Исследование конструкционных материалов и функциональных покрытий методами оптической, растровой и просвечивающей микроскопии и методами рентгеноструктурного и рентгеноспектрального микроанализа», Москва, ФГУП ВИАМ, 17 февраля 2016 г.
4. X Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов "ТестМат". «Основные тенденции, направления и перспективы развития методов неразрушающего контроля в аэрокосмической отрасли», Москва, ФГУП «ВИАМ» 9 февраля 2018г.
5. XIV Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов "ТестМат", «Физико - механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов», Москва, ФГУП «ВИАМ» 25 марта 2022 г.
6. XI Евразийской научно – практической конференции «Прочность неоднородных структур», Москва, МИСИС, 18 – 20.04. 2023.г.

Публикации

Результаты исследований опубликованы в 46 научных статьях, рекомендованных ВАК РФ, получено 4 патента РФ на технические решения и способы.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, восьми глав, выводов и списка литературы. Работа содержит 79 таблиц, 327 рисунков, библиографический список из 173 литературных источников. Общий объем работы - 435 страниц машинописного текста в формате Times New Roman.

Основное содержание работы

Во введении обсуждается актуальность темы диссертации, сформулированы цели и задачи исследований, новизна и научно-техническая значимость работы.

Глава 1 содержит описание методик, разработанных для идентификации характера высокотемпературных разрушений, оценки качества паяных соединений и определения средней толщины серебряного покрытия на оребренных бронзовых стенках узлов, предназначенных для контактно-реактивной пайки.

Методика, разработанная для идентификации характера высокотемпературных разрушений, включает в себя фрактографические исследования изломов и метод датированного окисления, заключающийся в определении концентрации кислорода на поверхности разрушения в зависимости от длины трещины. Монотонное снижение концентрации кислорода по мере увеличения длины (глубины) трещины является признаком усталостного разрушения, а относительно постоянная концентрация кислорода на поверхности излома свидетельствует о разрушении при действии статической нагрузки.

Комплексная методика по оценке качества паяных соединений, включающая в себя определение разрывной прочности швов, фрактографический анализ поверхностей образовавшихся изломов и дополнительное металлографическое исследование поперечных сечений паяных швов позволяет объективно оценивать качество швов и определять возможные причины снижения их качества.

В технологии изготовления охлаждаемых стенок камер сгорания, теплообменников и других узлов ЖРД применяется контактно – реактивная пайка (КРП), при которой на сопрягаемые поверхности деталей наносятся гальванические покрытия меди и серебра. Главным фактором, контролирующим количество жидкой фазы припоя, является средняя толщина серебряного покрытия на элементах оребрения бронзовой стенки. Разработанная методика неразрушающего контроля средней толщины гальванического покрытия серебра на оребренных бронзовых стенках методом рентгенофлуоресцентного анализа позволяет определять среднюю толщину серебряного покрытия элементах оребрения.

В главе 2 представлены результаты исследования эксплуатационных разрушений лопаток соплового аппарата (СА) и структурных превращений в сплаве ЭК-61 (ХН58МБЮД), происходящих на огневых испытаниях (ОИ) двигателей.

Проведен анализ литературных данных по структуре и прогнозировании ее изменений в жаропрочных никелевых сплавах типа ЭК-61 и их характеристикам жаропрочности и сопротивления усталости.

Представлены особенности технологии формирования проточной части СА и параметры горячего газа, воздействующего на лопатки при ОИ двигателя.

С целью определения усталостных характеристик сплава ЭК-61 получены кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) при циклическом нагружении с коэффициентами асимметрии цикла R-0.1, R-0.5 и R-0.8 при температуре 650 °С и карты электронных микрофрактограмм последовательной смены рельефов поверхностей разрушения при увеличении размаха коэффициентов интенсивности напряжений (ΔK).

Установлено, что в условиях высокотемпературного циклического деформирования сплав ЭК-61 проявляет структурную нестабильность, выражающуюся в образовании пластинчатой δ - фазы Ni₃Nb, наличие которой снижает предел выносливости примерно на 20% ниже, чем у образцов, в микроструктуре которых её выделения отсутствуют.

Проведены фрактографические исследования изломов усталостных трещин в выходных кромках лопаток СА, образовавшихся на ОИ двигателей.

Установлено, что начальное разрушение лопатки происходит на поверхности радиуса сопряжения выходной кромки с бандажом путем образования площадки отрыва. В дальнейшем рост магистральной трещины осуществляется путем встречного роста полу и четвертьэллиптических поверхностных трещин со стороны корытца и спинки, которые растут под углом к поверхности лопатки, образуя излом по типу двойного скоса.

Определено, что под воздействием термоударных нагрузок, возникающих на запуске и останове двигателя в вершинах поверхностных трещин, возникает зона пластичности с остаточными напряжениями сжатия высокого уровня, значительно снижающих среднюю скорость роста магистральной усталостной трещины на ОИ двигателя. Под воздействием этих перегрузок в вершине трещины возникает зона пластичности с остаточными напряжениями сжатия высокого уровня. Наличие таких напряжений приводит к тому, что на последующем ОИ рост трещины происходит не от вершины трещины, образовавшейся на предыдущем ОИ, а путем зарождения новой трещины на участке,

смещенным на некоторое расстояние от вершины трещины, образовавшейся на предыдущем ОИ. При росте новой трещины она соединяется с вершиной предыдущей полосой сброса, образуя ступеньку. Такие ступеньки разделяют поверхностные трещины, образующиеся на ОИ (рис.2 - 1).

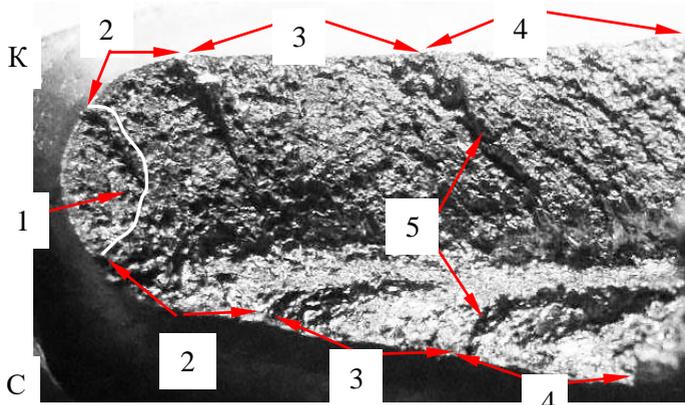


Рис. 2 – 1 Макроизображение излома лопатки СА после 4-х ОИ. К – корытце, С – спинка. Стрелками показаны: 1 – площадка отрыва, 2 – 4 – поверхностные трещины, 5 – ступеньки. Увеличено.

Наличие перегрузок на запуске и останове двигателя приводит к значительному снижению средней скорости роста усталостной трещины по корытцу лопатки на ОИ двигателя, а на серии ОИ средняя скорость роста трещины по корытцу лопатки какое-то время может оставаться практически постоянной (табл. 2-1).

Таблица 2-1.

Параметры роста усталостной трещины по корытцу лопатки СА на ОИ двигателя РД 180

№ п/п	1-5 ОИ	6 ОИ	7 ОИ	8 ОИ	9 ОИ
$\tau_{100\%}^*$, с	274	49	100	51	50
a^{**} , мм	7.3	1.25	2.2	1.25	1.3
$N_{100\%}$	78364	14014	28600	14586	14300
V_{cp} , мкм/ц	0.09	0.09	0.08	0.085	0.09

$\tau_{100\%}$, с – время работы на 100% - м режиме, a^{**} – длина трещины по корытцу, $N_{100\%}$ – число циклов наработки на 100% - м режиме, V_{cp} – средняя скорость роста трещины по корытцу на ОИ.

Выявлены факторы, способствующие образованию усталостных трещин в лопатках СА и получены уравнения скорости роста поверхностной четвертьэллиптической трещины, растущей по корытцу лопатки:

$$da / dN = C^a \cdot (74.5 \cdot a^{0.5})^{0.6}, C^a = 9.04 \cdot 10^{-3} \text{ мкм/ц} \quad (1)$$

$$db / dN = C^b \cdot (36.4 \cdot b^{0.5})^{0.6}, C^b = 7.1 \cdot 10^{-3} \text{ мкм/ц} \quad (2),$$

где da/dN - скорость роста по большой оси, db/dN - скорость роста по малой оси.

С позиций механики разрушения проведена оценка остаточного ресурса лопатки СА двигателя РД180, имеющей трещину в выходной кромке лопатки.

В главе 3 представлены особенности технологии формирования проточной части рабочего колеса турбины (РКТ), материалом которого является жаропрочный сплав на никелевой основе ЭП741 НП, полученный методом горячего изостатического прессования (ГИП).

Проведены исследования микро и тонкой структуры материала РКТ сплава ЭП 741 НП и выявлены основные дефекты в заготовках РКТ, которыми являются поры и границы неспеченных гранул.

С целью определения усталостных характеристик сплава ЭП 741НП получены кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) при циклическом нагружении с коэффициентами асимметрии цикла R-0.1, R-0.5 и R-0.8 при температуре 650 °С и карты электронных микрофрактограмм последовательной смены рельефов поверхностей разрушения при увеличении размаха коэффициентов интенсивности напряжений (ΔK).

Представлены результаты исследования влияния технологических нагревов (ТН), используемых в технологии изготовления РКТ, на длительную прочность сплава ЭП 741 НП. Установлено, что при ТН происходит рост зерна, растворение частиц γ' - фазы и изменение их морфологии, а также заметное декорирование границ зёрен карбидами типа MeC на основе ниобия, способствующее снижению длительной прочности сплава.

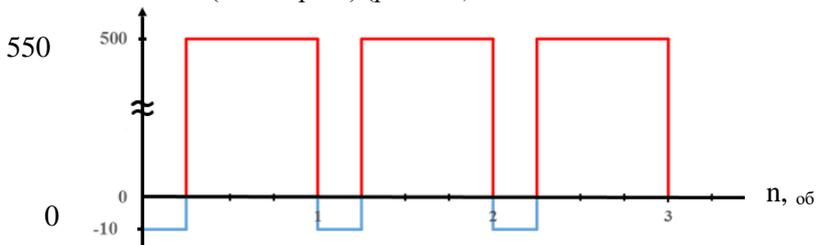
Установлено, что после серии ОИ двигателей в лопатках РКТ выявляются усталостные трещины трех типов, зарождающиеся на поверхности радиуса перехода выходной кромки в бандаж (1-й тип), на поверхности радиуса перехода выходной кромки в ступицу (2-й тип) и в кромке бандажа РКТ со стороны спинок лопаток (3-й тип). В большинстве случаев разрушения лопаток РКТ происходят в выходных кромках в результате образования трещин 1-го типа.

Установлено, что зарождение и рост трещин первого типа в РКТ происходит аналогично зарождению и росту трещин в выходных кромках лопаток соплового аппарата.

Представлены результаты исследований характера и причин образования массовых и единичных трещин в лопатках РКТ. Установлено, что множественные трещины 1-го, 2 – го и 3 – го типа образовывались на нестационарных режимах работы двигателя (при запуске и останове) у РКТ, подвергавшихся длительному травлению на операции снятия дефектного никелевого покрытия, из-за значительного наводороживания основного материала лопаток (18-20 ppm),

Единичные разрушения лопаток РКТ происходили путем образования трещин 1-го типа в микроконцентраторах напряжений (поры, границы неспеченных гранул, микротрещины, образующиеся при электроэрозионном формировании профилей лопаток, а также острые частицы электрокорунда, внедряющиеся в поверхность лопаток на операции «пескоструйной» обработки).

Представлены результаты исследования влияния пристеночного холодного кислорода газогенератора на «аномальный» рост трещин в лопатках РКТ двигателя РД180, проявляющийся в более высокой скорости роста поверхностных трещин по спинке лопатки. Установлено, что более высокая скорость роста поверхностных трещин по спинке лопатки связана с дополнительной циклической нагрузкой, действующей с частотой вращения вала турбоначасосного агрегата (ТНА), при термоциклировании спинки лопатки воздействием потока низкотемпературного пристеночного слоя кислорода, который «обдувает» прибордажную поверхность спинки, проходя через сектор с 4 – мя лопатками соплового аппарата, ориентированных по потоку газогенераторного газа. Время цикла охлаждения спинки пристеночным слоем кислорода, имеющим температуру $\sim -10^{\circ}\text{C}$, составляет $\sim 0.88 \cdot 10^{-3}\text{c}$ (1/4 оборота), а время нагрева спинки основным потоком генераторного газа с температурой $\sim 550^{\circ}\text{C} \sim 2.62 \cdot 10^{-3}\text{c}$ (3/4 оборота) (рис. 3-1).



3-1 Циклограмма термоциклирования прибордажной зоны спинки лопатки РКТ, n – обороты вала ТНА.

Показано, что устранить термоциклирование спинок лопаток РКТ потоком низкотемпературного пристеночного слоя кислорода можно путем установки в стыке газогенератор + статор в районе лопаток СА, ориентированных по потоку, турбулезирующий выступ, перемешивающий низкотемпературный пристеночный слой с основным потоком генераторного газа.

Показано, что устранить термоциклирование спинок лопаток РКТ потоком низкотемпературного пристеночного слоя кислорода можно путем установки в стыке газогенератор + статор в районе лопаток СА, ориентированных по потоку, турбулезирующий выступ, перемешивающий низкотемпературный пристеночный слой с основным потоком генераторного газа.

В главе 4 представлены результаты исследования характера и причин образования технологических дефектов в паяных соединениях (внутренняя стенка БрХ_{0,8} + наружная стенка ВНС-16) средней части камеры сгорания (КС). Установлено, что дефекты в паяных соединениях средней части КС, расположенные по обе стороны от канавки коллектора, являются термическими трещинами, образовавшимися при охлаждении сборки под воздействием касательных термических напряжений несоответствия, вызванных разными значениями температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР) материалов сопрягаемых стенок.

С целью демонстрации на качественном уровне возможности возникновения и существенной концентрации касательных напряжений в паяном соединении стенка БрХ + стенка ВНС-16 в области канавки коллектора при охлаждении сборки был проведен конечноэлементный расчет термо-напряженного состояния сборки.

Установлено, что максимальные касательные напряжения возникают на краях паяных соединений и резко снижаются в направлении от краев канавки коллектора, а более высокая скорость охлаждения стальной стенки приводит к снижению напряжений и может стать наиболее эффективным мероприятием для предотвращения разрушений паяных соединений на краях канавки коллектора при пайке КС.

Представлены результаты исследования термоударного механизма образования проплавов теплозащитного покрытия (ТЗП) на участках поверхности внутренней стенки КС в области критического сечения. Установлено, что образования сквозных проплавов и вспучиваний ТЗП происходили на испытаниях с длительными временными интервалами (>100с) работы двигателя на 100% - ом режиме тяги перед остановом и последующим жестким остановом в конце ОИ.

Установлено, что образования вспучин ТЗП происходят на участках локальных перегибов охлаждаемой стенки при термоударе на останове

двигателя тогда, когда возникающие касательные термические межслойные напряжения превышают уровень адгезии между слоями ТЗП, в результате этого образуется расслоение по границе между слоями хлористого и сернокислого никеля и последующее вспучивание ТЗП при охлаждении стенки.

Сквозные проплавы ТЗП образуются на поверхности вспучины на режиме работы двигателя из-за наличия зазора между бронзовой стенкой и слоем никеля в результате нарушения штатного теплоотвода от ТЗП и разогрева слоя никеля до температур, превышающих его температуру плавления.

Представлены результаты исследования механизма образования проплавов теплозащитного покрытия на участках поверхности критического сечения внутренней охлаждаемой стенки КС, представляющих собой локальные проплавы в двухслойном хромоникелевом покрытии диаметром от 3.0 мм до 5.0 мм расположенные в виде цепочек на двух одинаковых диаметрах стенки, расположенных симметрично относительно линии диаметра критического сечения и на расстоянии ~ 22 мм от нее, а расстояние между дефектами в цепочках составляло ~ 60 мм. (рис. 4–1).

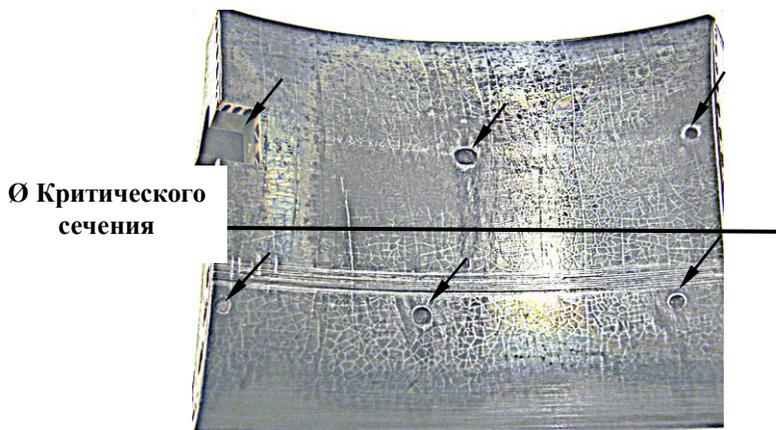


Рис. 4 – 1 Сквозные локальные проплавы хромоникелевого ТЗП на поверхности внутренней стенки в области критического сечения КС (отмечены стрелками). Уменьшено.

Фрактографическими исследованиями внутренней поверхности охлаждаемой стенки КС со стороны полости охлаждения установлено, что в межреберных каналах на участках, расположенных под локальными

сквозными проплавами наблюдается значительный кавитационный износ слоя полуды медно-серебряного припоя.

Установлено, что кавитация, возникающая в областях образования проплавов, имеет акустическую природу и происходит под воздействием высокочастотных акустических колебаний в КС в пучностях стоячей поперечной тангенциальной ультразвуковой волны, имеющей длину, равную расстоянию между проплавами (~ 60 мм). Частота такой волны может быть определена по формуле:

$$f = a / \lambda, \text{ где } a - \text{ скорость звука, } \lambda - \text{ длина волны.}$$

Принимая для скорости звука в КС с кислородно – керосиновой средой значение 1250 м/с, а для длины волны расстояние между проплавами в цепочке – 60 мм, получаем значение частоты ~ **20.8 кГц**, что соответствует ультразвуковому диапазону частот.

С целью определения возможности перегрева охлаждаемой стенки КС вследствие нарушения штатного теплоотвода на локальном участке со стороны тракта охлаждения из-за образования «завесы» из схлопывающихся пузырьков и кавитационного (деформационного) тепловыделения было проведено сравнительное численное моделирование нестационарного теплового состояния стенки в области критического сечения при максимальных расчетных параметрах теплообмена в процессе работы двигателя и при нарушении условий теплообмена на локальном участке, а также произведена оценка влияния толщины хромового покрытия на тепловое состояние стенки.

Моделирование нестационарного теплового состояния стенки камеры проведено методом конечных элементов в объемной постановке с использованием программы ANSYS.

Результаты моделирования показывают, что нарушение условий теплообмена на локальном участке стенки КС со стороны тракта охлаждения может приводить к ее существенному перегреву. В модели величина перегрева стенки со стороны продуктов сгорания составляет примерно 400 °С по сравнению со случаем штатного теплообмена. При этом наличие на перегретой стенке хромового покрытия толщиной 0.15 мм и выше понижает максимальную температуру границы с никелевым покрытием на 50 °С ниже температуры плавления никелевого покрытия, что предотвращает его оплавление и образование проплава.

В главе 5 рассмотрены основные типы разрушений трубопроводов ЖРД.

Разрушения трубопроводов, происходящие под воздействием вибрационных нагрузок, составляют примерно 75% от всего количества разрушений трубопроводов. В основном усталостные разрушения

трубопроводов происходят по основному материалу трубы на границе валика сварного шва, соединяющего штуцер с трубой.

Представлены результаты исследований однотипных усталостных разрушений 3 – х трубопроводов бустерных насосов горючего. Установлено, что все сквозные разрушения трубопроводов прошли по механизму малоциклового усталости и по основному материалу трубы на границе с валиком сварного шва, являющейся конструктивным концентратором напряжений.

Поскольку во всех трех случаях зарождение трещин происходило в материале трубы и на границе валика сварного шва можно говорить о том, что в данной конструкции эта граница является эффективным концентратором напряжений.

Для повышения усталостной прочности сварного соединения валик сварного шва - труба валик сварного был дополнен конусообразной наплавкой, сечение которой имеет форму прямоугольного треугольника, расположенной на внешней поверхности трубы. Такое изменение конструкции сварного шва приведет к уменьшению значения коэффициента концентрации напряжений K_{σ} .

Для подтверждения степени эффективности данного предложения с применением метода конечных элементов (КЭ) были проведены сравнительные расчеты напряженно-деформированного состояния (НДС) сварных соединений существующей и предлагаемой конструкции.

Расчеты, выполненные с применением критериальных уравнений, показывают, что снижение уровня максимальных осевых напряжений (за счет уменьшения K_{σ} в предлагаемом варианте), позволяет на порядок повысить усталостную прочность сварных трубопроводов.

Представлены результаты исследования разрушений в изгибах трубопроводов бустерных насосов агрегатов горючего (БНАГ), которые происходили на ОИ двигателей и на модельных испытаниях насосов (на воде). У трубопроводов основное сечение трубы имеет внешний диаметр 10 мм, толщину стенки 1 мм. Материал трубы – коррозионноустойчивая нержавеющая сталь ЭИ 811 (12Х21Н5Т).

Установлено, что разрушения в изгибах трубопроводов происходили по усталостному механизму под воздействием пульсаций внутреннего давления в трубопроводе. Зарождение и последующий рост усталостных трещин происходили на внутренней поверхности трубы на средней линии изгиба от технологических дефектов в виде осевых надрывов, имеющих глубину ~ 20 – 40 мкм и образующихся при ее изготовлении.

Установлено, что при формировании изгибов трубопровода по существующей технологии у трубы возникает овальность, за меру которой может быть принята разность между большой и малой полуосями овала: $O = (a-b)/2$ (рис.5). У трубопроводов, имеющих усталостные трещины,

овальность трубы в разрушенном изгибе всегда превышала значение $O > 0.4$ мм. С другой стороны, максимальная овальность трубы в изгибах трубопроводов с большой наработкой при О.И (до 3600 с.) и не имевших трещин, не превышала значения $O \leq 0.4$ мм.

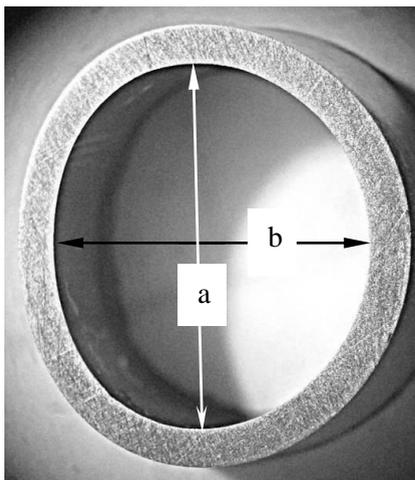


Рис.5. Макроизображение поперечного сечения трубы в центральной области изгиба.

Методом конечных элементов в пространственной постановке с использованием программы ANSYS проведен расчет напряженно – деформированного состояния (НДС) трубопровода под воздействием внутреннего давления. Проведенные расчеты показали, что у трубопровода с овальным сечением в изгибе под воздействием внутреннего давления максимальные растягивающие окружные напряжения возникают на внутренней поверхности трубы в области средней линии изгиба, при этом уровень окружных растягивающих напряжений пропорционален овальности сечения трубы.

Представлен механизм и необходимые условия для зарождения усталостных трещин на технологических дефектах в виде осевых надрывов.

Установлено, что выявляемые случаи высокой овальности сечений у трубопроводов ($O \sim 0.7$), являются следствием недопустимой деформации изгиба трубы при его подгонке под штуцеры насоса на операции монтажа.

С целью предотвращения усталостных разрушений у данного трубопровода в технологический процесс монтажа введена операция контроля овальности сечений трубы в изгибах смонтированного на насосе

трубопровода и требование недопустимости значений овальности $O > 0.4$. Выполнение этих требований гарантированно обеспечивает ресурс трубопровода на уровне не менее 3600 секунд.

Представлены результаты исследования разрушения в изгибе трубопровода магистрали горючего бустерного насоса двигателя, входящего в состав ракеты «Зенит». Марка материала трубопровода - сталь 06X15H6MBФБ (ВНС-16), внешний диаметр трубы - 28 мм, толщина стенки трубы - 2 мм. Разрушение трубопровода прошло на средней линии изгиба путем образования трещины длиной ~ 55 мм.

Установлено, что на средней линии изгиба макростроение излома имеет три области. Со стороны внешней поверхности трубопровода имеется область I, в которой разрушение хрупкое в основном межзеренное и произошло путем нормального отрыва. Рельеф поверхности разрушения образован совокупностью поверхностей границ первичных аустенитных зерен с относительно развитой поверхностью, трещина в этой области росла перпендикулярно поверхности трубы. На поверхности излома присутствуют многочисленные микропоры и вторичные трещины с разным раскрытием. Микрорентгеноспектральный EDS анализ поверхности излома в области I не выявил продуктов коррозии. Выявленные фрактографические признаки поверхности излома в области I, такие как межзеренное разрушение, ветвящиеся вторичные трещины и микропоры по границам зерен являются признаками замедленного разрушения по механизму водородного охрупчивания. Фактором, способствовавшими замедленному разрушению стенки трубопровода, явилась высокая прочность у материала изгиба трубопровода $\sigma_b \sim 1373 - 1403$ МПа ($\sim 140 - 143$ кгс/мм²), в то время как на прямом участке трубопровода прочность на 196 МПа (20 кгс/мм²) ниже $\sigma_b \sim 1177 - 1197$ ($\sim 120 - 122$ кгс/мм²).

Со стороны внутренней поверхности трубопровода имеется узкая область II с вязким ямочным рельефом поверхности, имеющая ширину ~ 0.1 мм и расположенная под углом к поверхности трубы. В области II разрушение произошло под воздействием внутреннего давления путем силового среза на УКТИ двигателя.

Область III представляет собой участок силового долома, образовавшийся при принудительном вскрытии трещины.

В главе 6 представлены результаты исследования механизмов гидроэрозионного (ударно капельного, кавитационного) и фреттинг – износа, происходящих в узлах ЖРД на ОИ двигателей.

Установлено, что ударно-капельный износ поверхностей проточной части турбины происходит под воздействием капельной фазы закритического криогенного кислорода в результате пластической

деформации, что приводит к значительному «уносу» материала защитных покрытий с лопаток РКТ и СА и образования развитой поверхности с присутствием множества микрократеров размером от 1 до 10 мкм.

Также в результате воздействия капельной фазы закритического криогенного кислорода на паяные швы в межреберных каналах криогенных трактов приводит к гидроэрозионному разрушению галтелей и значительному снижению прочности паяных соединений.

Представлены результаты исследования кавитационных разрушений внутренней поверхности штуцеров трубопроводов и входных кромок лопаток шнеков насосов горючего, а также на внутренних поверхностях бронзовых стенок в межреберном пространстве тракта охлаждения камер сгорания.

Кавитационные разрушения в узлах ЖРД выявлялись не только на поверхностях металлических деталей, но и на поверхностях неметаллов, например, в отверстиях фторопластовых сепараторов радиально упорных подшипников после ОИ двигателя на форсированных режимах (105% от номинального режима). Материалом сепараторов является фторопласт Ф4 на основе полимерного материала фторлон - 4 ($= CF_2 = CF_2 =$). Материал сепараторов подшипника при работе насоса окислителя (жидкий кислород) находится в стеклообразном состоянии. В результате возникновения гидродинамической кавитации под воздействием ударных импульсов, возникающих при разрыве кавитационных пузырьков, происходило растрескивание материала с образованием кратеров и относительно крупных каверн, на поверхностях которых образовывались многочисленные микрократеры и вторичные трещины.

В камерах сгорания (КС) участки кавитационного износа были выявлены в тракте охлаждения на внутренней поверхности охлаждаемой стенки в области критического сечения на локальных участках, расположенных под сквозными проплавами теплозащитного покрытия (ТЗП). Установлено, что кавитация, возникающая на локальных участках образования проплавов, имеет акустическую природу и происходит в результате высокочастотных акустических колебаний.

Представлены результаты фрактографических исследований деталей узлов ЖРД, на рабочих поверхностях которых выявлены дефекты в виде пятен износа, образовавшиеся на ОИ двигателей и являющиеся основным диагностическим макропризнаком фреттинга.

Микрофрактографическое исследование дефектов показало, что на поверхности пятен износа при фреттинге наблюдается усталостное растрескивание (контактная усталость), образование и последующее выкрашивание фрагментированных частиц материала затвора и наличие относительно крупных выступов материала, перенесенного в результате схватывания с поверхности контртела.

При высоких уровнях вибрации на О.И двигателях в трактах, в которых не происходит окисления поверхности контактирующих деталей, имеют место случаи заклинивания движущихся частей агрегатов автоматики, приводящие к нештатным ситуациям. Установлено, что причиной нештатной работы клапанов является заклинивание затворов, которое произошло в результате фреттинг-износа рабочих поверхностей деталей. Основными процессами, контролирующими процесс разрушения поверхностей контртел являлись фреттинг-усталость и схватывание.

Поскольку у серебра в парах трения с никелевыми сплавами и сталями взаимная растворимость практически отсутствует, то одним из рациональных решений проблемы схватывания контртел при фреттинге в условиях вибраций высокого уровня, является нанесение на контактную поверхность одной из контактирующих деталей серебряного покрытия.

В главе 7 представлены результаты исследований разрушений узлов ЖРД по механизмам жидкометаллического охрупчивания (ЖМХ) и замедленного разрушения (ЗР).

7.1 Жидкометаллическое охрупчивание

Разрушения по механизму ЖМХ технологические и происходят при капиллярной и контактно-реактивной пайках узлов ЖРД из жаропрочных никелевых сплавов медносеребряными припоями.

Представлены результаты исследований разрушения корпуса насоса окислителя (ЭК-61) при сопряжении уплотнительного серебряного кольца (СрМ-925) с внутренней поверхностью корпуса насоса путем капиллярной пайки серебряным припоем ПСрМО 68-27-5 и разрушения корпуса узла (ЭК-61) при сопряжении внутренней поверхности корпуса с кольцевой медной стенкой путем контактно – реактивной пайки с использованием гальванических покрытий меди и серебра.

Установлено, что в обоих случаях разрушения корпусов происходили по межзеренному механизму, а на поверхности изломов присутствует полуда припоя, имеющая состав близкий к составу медно – серебряной эвтектики (~ 76 – 78% вес. Ag). Такой состав полуды свидетельствует о том, что разрушение происходит при температуре начала плавления припоя и образования жидкой фазы богатой серебром.

С целью предотвращения жидкометаллического охрупчивания материала узлов при пайке на паяемую поверхность наносится барьерное гальваническое никелевое покрытие толщиной ~ 30 мкм, которое в отличии от жаропрочных никелевых сплавов, не подвержено жидкометаллическому охрупчиванию расплавами медно-серебряных припоев и защищает поверхность узла от контакта с расплавом припоя.

Установлено, что в обоих случаях основной причиной разрушения корпусов узлов явилось наличие сквозных разрывов в барьерном никелевом покрытии, через которые осуществлялся приток расплава припоя к поверхности корпуса и её смачивание, что привело к зарождению трещин на границах зерен и их распространение под воздействием капиллярного эффекта, обеспечивающего «отрицательное» давление и проталкивание расплава припоя в вершину трещины по мере её распространения (рис. 7-1).

Образование трещин на участках расположения разрывов в никелевом покрытии говорит о том, что на этих участках уровень растягивающих напряжений в материале корпуса превышал значения порогового напряжения разрушения σ_p .

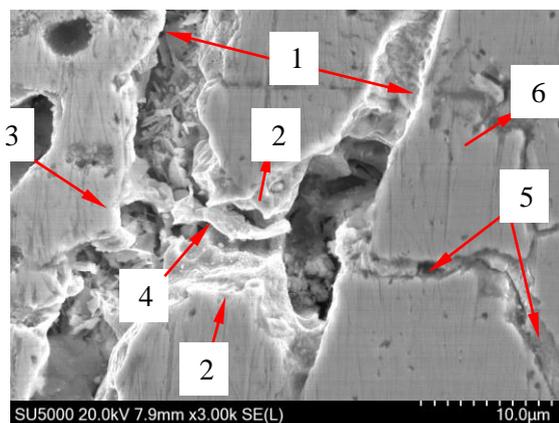


Рис. 7-1 Электронное изображение растрескивания материала стенки корпуса. Стрелками отмечены: 1 – никелевое покрытие, 2 – разрыв в никелевом покрытии, 3 – полуда, 4 – припой в разрывах никелевого покрытия, 5 – припой в трещине, 6 – материал корпуса.

Установлено, что все разрушения узлов происходили у заготовок, в микроструктуре материала которых присутствовали крупные зерна размером $\sim 200 - 300$ мкм. Очевидно, что это связано со значением разрушающего напряжения σ_p , которое пропорционально величине $d^{-1/2}$ (d – размер зерна) и имеет более низкие значения σ_p , по сравнению с материалом, имеющим более мелкое зерно.

7.2 Замедленное разрушение

7.2.1 Причины и механизм образования холодных трещин в сварно-литых патрубках из титанового α – сплава

Приведены результаты исследования трещин в литых патрубках из сплава ВТ5Л с условными номерами 1 и 2, расположенных в ребрах жесткости и в околошовных зонах сварных шва приварки фланцев. У патрубков масштаб разрушения существенно различается: у патрубка 1 длина сквозной трещины в ребре жесткости ~ 70 мм и сквозной осевой трещины в околошовной зоне сварного шва приварки фланца ~ 15 мм; у патрубка 2 в ребре жесткости присутствует сквозная трещина ~ 20 мм, в околошовной зоне сварного шва трещин не выявлено.

Установлено, что у патрубков образование и рост трещин в ребрах и в околошовной зоне сварного шва происходили идентично и в две стадии. На первой стадии разрушения образовывались начальные (зародышевые) трещины с окисленной поверхностью излома и внутризерненным разрушением по механизму скола. После образования первичных трещин их дальнейший рост происходил с образованием не окисленного развитого рельефа внутризерненного скола с микропорами, характерного для субкритического роста трещины (СРТ) по механизму водородного охрупчивания. СРТ происходил при коэффициенте интенсивности напряжений K_I , превышающего значение порогового коэффициента интенсивности напряжений K_{II} материала патрубка и в результате релаксации напряжений и снижения значения K_I (СРТ с падающим K_I) при $K_I < K_{II}$ трещина останавливалась.

Рассмотрено два механизма образования первичных трещин.

Известно, что у титановых сплавов при температуре перехода $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$, происходящего в сплаве ВТ-5Л в интервале 1030-980 °С, резко уменьшается пластичность (относительное удлинение). Такой вид охрупчивания связывают с началом выделения первичной α - фазы при охлаждении (тепловое охрупчивание). Можно предположить, что образование первичных трещин с окисленной поверхностью происходило под воздействием растягивающих термических напряжений в результате именно такого вида охрупчивания.

Также возможно, что первичные трещины в ребрах патрубков могли возникать при температуре выделения гидридов (<300 °С) – при гидридном охрупчивании. Фрактографическим анализом поверхности сквозных трещин на изломах были выявлены частицы в форме пластин, имеющие более светлый контраст по сравнению с остальной поверхностью (рис. 7.2.1–1). Микрорентгеноспектральный анализ, показал, что содержание алюминия в этих частицах находится на уровне \sim

0.3 – 0.6 % вес., в то время как на окружающей их поверхности излома его концентрация составляет ~ 5 – 6% вес. Низкое содержание алюминия и плоская морфология частиц позволяет сделать предположение, что эти частицы являются пластинками обедненной алюминием α -фазы или гидридов титана.

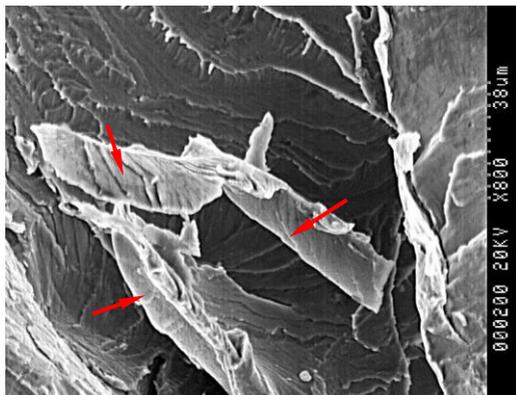


Рис. 7.2.1 – 1 Пластинки с низким содержанием алюминия на поверхности сквозной трещины в ребре жесткости (отмечены стрелками).

Сравнительное определение содержания водорода в исходном литье на образцах-свидетелях, показало, что в материале образца – свидетеля патрубка 1 содержание водорода находится на уровне ~ 0.0153 % вес. (153 ppm) и 1.5 раза превышает содержание водорода в образце – свидетеле патрубка 2 (102 ppm) и находится на уровне предельно допустимой концентрации по ГОСТу. Причиной значительного наводороживания материала патрубка 1 могло стать то обстоятельство, что для получения отливки была использована форма, хранившаяся 33 месяца вместо регламентированных 6 – ти месяцев.

По результатам измерений у материала патрубка 1 после 4-х обезводороживающих вакуумных отжигов содержание водорода составляет ~ 0.003 % вес. (30 ppm) и такая его концентрация является достаточной для СРТ.

Представляется, что исходное гидридное повреждение литья при охлаждении и связанное с этим повреждением значение порогового K_{II} является для отливки «врожденным» и определяет в дальнейшем СРТ. Это предположение находит свое практическое подтверждение при СРТ в литых патрубках.

7.2.2 Замедленное разрушение гаек клапанов магистралей азота

Проведены исследования характера и причин сквозных разрушений гаек, соединяющих (стягивающих) две части корпуса клапана магистрали азота. Разрушения были выявлены одновременно у четырех гаек клапанов на предстартовых испытаниях двигателя. Трещины в гайках №1, №2, №3 были выявлены через четыре года, а в гайке №4 через три года после сборки клапанов. Марка материала гайк и деталей корпуса клапана – алюминиевый сплав АВ системы алюминий – магний – кремний.

Фрактографическими исследованиями поверхностей изломов установлено, что у всех гаек зарождение трещин происходило на поверхности канавки резьбы (концентратор напряжений) по многоочаговому механизму. Последующее разрушение гаек происходило в результате образования магистральных поверхностных полуэллиптических трещин путем хрупкого разрушения по границам зерен твердого раствора $\alpha(\text{Al})$ и вязкого внутризеренного разрушения на локальных участках с выделениями эвтектики $\alpha(\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$.

Выявленные фрактографические признаки, такие как межзеренный механизм разрушения и длительный рост трещин свидетельствуют о том, что зарождение и рост трещин происходил по механизму замедленного разрушения.

Зарождение и образование первичной трещины происходило при длительном действии напряжений растяжения меньших предела текучести ($\sigma < \sigma_{0.2}$), но превышающих значения порогового напряжения σ_p , по механизму низкотемпературной ползучести – разрушение в условиях длительной прочности.

После зарождения первичной трещины её дальнейший рост происходил путем субкритического роста по механизмам низкотемпературной ползучести и внутреннего водородного охрупчивания в условиях, когда коэффициент интенсивности напряжений K_I в вершине был меньше критического K_{Ic} , но превышал значение порогового коэффициента интенсивности напряжений K_p . Прорастая в направлении поперек сечения стенки, из-за релаксации напряжений и снижения K_I ниже значений порогового K_p магистральная трещина останавливалась с образованием по фронту узкой перемычки, обеспечивающей герметичность клапана. Разрушения этой перемычки происходили в результате силового вязкого разрушения при подаче давления азота в клапан на предстартовых тестированиях магистралей двигателя.

7.2.3 Коррозионное растрескивание многослойного сальфона компенсатора магистрали горючего ЖРД после проведения ускоренных климатических испытаний

Представлены результаты исследований причин негерметичности многослойного сальфона компенсатора магистрали горючего ЖРД после проведения ускоренных климатических испытаний (УКИ). Материалом листов сальфона является нержавеющая сталь 12Х18Н10Т. Параметры УКИ: 26 суток 14 часов (638 часов) при $T = 70 \pm 2$ °С, отн. влажность - $50 \pm 3\% + 2$ суток 10 часов (58 часов) при $T = 25 \pm 2$ °С, отн. влажность 95%.

Установлено, что причиной негерметичности компенсатора магистрали подвода горючего ЖРД явился рост сквозных трещин в слоях сальфона на участках поверхности зоны термического влияния сварного шва (ЗТВ) приварки фланцев сальфона. Наличие на участках поверхности слоев сальфона, примыкающих к сквозным трещинам и на поверхности самих трещин продуктов коррозии – ржавчины ($FeO \cdot Fe_2O_3 \cdot nH_2O$), а также скольный транскристаллитный рельеф поверхности изломов, позволяет сделать вывод о том, что их рост происходил на УКИ по механизму коррозионного растрескивания под напряжением (КРН).

Зарождение и рост трещин происходил со стороны наружной поверхности слоев сальфона путем последовательного роста сквозных трещин в слоях сальфона: рост трещины во втором слое происходил после образования сквозной трещины в первом и проникновения конденсата в зазор между слоями. Также рост трещины в третьем слое происходил после сквозного разрушения второго слоя и проникновения конденсата в зазор между слоями. После проникновения конденсата в зазоры между слоями в них начинали происходить два процесса: рост трещин в слоях в результате коррозионного растрескивания и значительный растрав границ зерен - межкристаллитная коррозия (МКК) в результате щелевой коррозии. В межслойных зазорах происходит обеднение конденсата по кислороду и происходит распассивация поверхности слоев, при этом внешняя поверхность первого слоя остается пассивной, а поверхность слоев в зазоре становится анодной по отношению к ней. Скорость МКК определяется скоростью восстановления кислорода на пассивной внешней поверхности первого слоя – протекает коррозия с кислородной деполяризацией в режиме диффузионного предельного тока восстановления кислорода.

Установлено, что на УКИ ось компенсатора находилась в вертикальном положении, а коррозионное растрескивание слоев сальфона происходило только в ЗТВ сварного шва верхнего фланца, в изгибе гофра которого скапливался конденсат с растворенным кислородом и примесью хлоридов В ЗТВ сварного шва нижнего фланца конденсат не скапливался и коррозионного растрескивания слоев сальфона не происходило.

В главе 8 представлены результаты исследований технологического охрупчивания материалов деталей и узлов ЖРД.

8.1 Представлены результаты исследований влияния микроструктуры и фазового состава на технологическое охрупчивание жаропрочного медноникелевого сплава (по паспорту ПЗ1 – 39 – 73 жаропрочный медный сплав №273), из которого изготавливаются форсунки газогенераторов.

При дефектации изготовленных форсунок на поверхности некоторых из них выявляются технологические трещины с межзерненным рельефом поверхности разрушения. Установлено, что все случаи образования технологических трещин происходили в форсунках, изготовленных из прутков сплава в микроструктуре которых присутствовали пластинчатые выделения.

Электронной микроскопией и методом дифракции обратно отраженных электронов проведено исследование фазовых превращений в жаропрочном медноникелевом сплаве, которое показало, что при старении гомогенизованных и закаленных в воду образцов в интервале температур от 650 °С до 900 °С происходит рост дисковых выделений метастабильной γ' -фазы ($\text{Ni}_{0,7}\text{Cu}_{0,3}\text{Ti}$ с ГЦК решеткой (рис. 8–1а), а в интервале температур от 750 °С до 1040 °С происходит выделение пластинчатой стабильной η -фазы ($\text{Ni}_{0,7}\text{Cu}_{0,3}\text{Ti}$, имеющей ГПУ решетку. Установлено, что выделения η -фазы могут присутствовать в виде ячеек, зернограничных пластинчатых выделений и внутризеренных кристаллографически ориентированных пластин, образующих видманшtedтову структуру (рис. 8–1б).

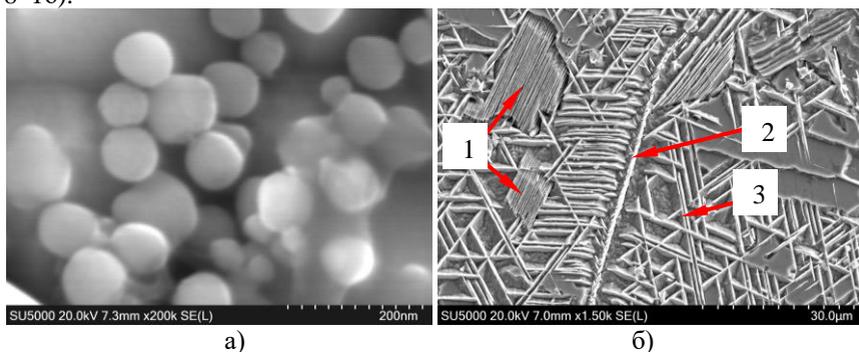


Рис. 8–1 Электронные изображения дисковых выделений γ' -фазы (а) и пластинчатых выделений η – фазы (б). Стрелками отмечены выделения η – фазы: 1 – ячейки, 2 – пластинчатые зернограничные выделения, 3 - внутризеренные кристаллографически ориентированные пластины.

Установлено, что ячейчатые выделения η -фазы растут по механизму прерывистого распада, а её зернограничные и внутризеренные

пластинчатые выделения, образуются в результате превращения метастабильной γ' -фазы: $\gamma' \rightarrow \eta$.

Построены «С – образные» диаграммы кинетики выделения γ' и η фаз и определена температура сольвус η – фазы (1040 °С).

Механические испытания показали, что у образцов сплава, состаренных по режиму выделения γ' -фазы, значения относительного удлинения на 10%, а относительного сужения на 40% превышают значения этих свойств у образцов, состаренных по режиму выделения η -фазы. Значения реальной прочности образцов, состаренных по режиму выделения γ' -фазы, рассчитанные по реальной площади излома, также превышают значения прочности образцов, состаренных по режиму выделения η -фазы.

На основании полученных результатов исследований даны рекомендации по изменению технологии термообработки, позволяющей получать регламентированную микроструктуру прутков сплава, в которой отсутствуют пластинчатые зернограничные выделения η -фазы. Такую микроструктуру можно получить путем термообработки прутков сплава по режиму выделения γ' -фазы: гомогенизация при температуре 1050 °С в течение 4 ч, закалка в воду + старение при температуре 700 °С в течение 6 ч.

8.2 Представлены результаты исследования влияния термообработок на снижение ударной вязкости стали 03X12Н10МТР-ВД (ВНС-25).

В технологии изготовления охлаждаемых жидким кислородом трактов узлов ЖРД присутствует операция пайки, которая проводится при температуре 1000 °С. После температурной выдержки при 1000 °С и кристаллизации паяных соединений осуществляется ускоренное охлаждение узла, имитирующее закалку. В дальнейшем узлы проходят обработку холодом при температуре (-70) °С, выдержка 2 часа и отпуск при температуре 250 °С – 2 часа;

Установлено, что при механических испытаниях образцов–свидетелей узлов ЖРД из стали 03X12Н10МТР-ВД, термообработанных по такому режиму и дополнительно прошедших технологическую операцию термообезжиривания (изотермическая выдержка при температуре 350 °С в течение 3-х часов), имеют место случаи снижения ударной вязкости KCV⁻¹⁹⁶ до значений ~ (137 – 176) кДж/м² (1.4 – 1.8 кгс·м/см²). Согласно ТУ значения ударной вязкости KCV⁻¹⁹⁶ должны быть на уровне ≥ 392 кДж/м² (4кгс·м/см²).

С целью определения причины охрупчивания стали 03X12Н10МТР-ВД после термической обработки по режиму пайки и операции термообезжиривания проведены исследования образцов стали термообработанных по двум режимам термической обработки, рекомендуемым для стали 03X12Н10МТР-ВД ТУ14-1-2235-77:

режим I – закалка с температуры $(1000 \pm 10)^\circ\text{C}$, охлаждение – вода; обработка холодом при температуре $(-70)^\circ\text{C}$, выдержка 2 часа, отпуск при температуре $(250 - 500)^\circ\text{C} - 2$ часа;

режим II – закалка с температуры $(750 \pm 10)^\circ\text{C}$, охлаждение – воздух или вода; закалка с температуры $(750 \pm 10)^\circ\text{C}$, охлаждение – воздух или вода; отпуск при температуре $(500 \pm 10)^\circ\text{C} - 2$ часа, охлаждение воздухом.

Исследование фазового состава образцов стали 03X12H10MTP-ВД методом дифракции обратно отраженных электронов после закалки от 1000°C в воду и после термообработки по режиму I показало, что в обоих случаях эти образцы имеют структуру со 100 % – м содержанием мартенсита, а в структуре материала образцов после термообработки по варианту II присутствуют как мартенсит (α – фаза), так и аустенит (γ – фаза), содержание которого находится на уровне $\sim 45\%$.

Установлено, что значительное снижение ударной вязкости KCV⁻¹⁹⁶ происходит только у образцов термообработанных по режиму I и подвергнутых дополнительным нагревам (отпуску) при температурах от 350 до 500°C . Зависимость ударной вязкости KCV⁻¹⁹⁶ от температуры у этих образцов имеет вид типичной кривой перехода из пластичного состояния в хрупкое, а минимальные значения ударной вязкости 88.3 кДж/м^2 ($\sim 0.9 \text{ кгс}\cdot\text{м/см}^2$) наблюдаются у образцов, прошедших отпуск при температуре 450°C .

Показано, что упрочнение образцов, термообработанных по режиму I и подвергнутых дополнительным нагревам (отпуску) при температурах 350°C и 500°C , происходит в результате старения мартенсита, а степень упрочнения повышается с повышением температуры старения. Основной упрочняющей фазой, выделяющейся в мартенсите при старении, является интерметаллид Ni_3Ti .

Наличие в микроструктуре мартенсита упрочняющих дисперсных частиц фазы Ni_3Ti , создающих участки высокой локализации напряжений и ограничивающих подвижность дислокаций, вызывает интенсивное деформационное упрочнение. Сочетание локальных напряжений с ограниченной подвижностью дислокаций создают условия для разрушения по механизму скола.

Установлено, что повторная термообработка образцов стали, предварительно термообработанных по режиму I и подвергнутых дополнительным нагревам в интервале температур от 350 до 500°C , включающая в себя закалку с температуры 750°C , охлаждение в воде и старение при температуре 450°C в течение 2 часов, позволяет получить аустенитно-мартенситную структуру с содержанием аустенита $\sim 23\%$. У образцов после такой термообработки вязко-хрупкий переход отсутствует, они имеют высокую прочность $\sim 1079 \text{ МПа}$ ($\sim 110 \text{ кгс/мм}^2$) и значение

ударной вязкости KCV^{-196} , соответствующее требованиям ТУ ~ 490 – 589 кДж/м² (~ 5 - 6 кгс м/см²).

8.3 Представлены результаты исследования причин технологического охрупчивания сплава ЖСЗ–ДК (ХН59МВТКЮЛ) и его связи с использованной технологией литья.

Для проведения исследования использовали образцы, вырезанные из дисков рабочих колес турбины (РКТ), отлитых в высокочастотной индукционной вакуумной печи с использованием литейных отходов сплава (скрап 3-го переплава) в количестве 50% (РКТ №1) и из диска РКТ, изготовленного из «свежей» шихты без использования скрапа (РКТ №2).

Механические испытания образцов показали, что у образцов из материала диска РКТ №1 значения прочности (σ_b), удлинения δ и ударной вязкости a_1 не соответствуют требованиям КД, в то время как у образцов из материала диска РКТ №2 механические свойства требованиям КД соответствуют.

Установлено, что основной причиной охрупчивания материала РКТ №1 являются неблагоприятная морфология и большой размер (до 100 мкм) карбидов титана, по которым преимущественно и происходит хрупкое разрушение, доля которого на изломе ударного образца S^k составляет ~ 24.6 %. В отличие от этого, у материала РКТ №2 практически все карбиды титана имеют округлую форму и размер от 2 до 10 мкм, а доля хрупкого разрушения на изломе ударного образца S^k составляет ~ 12.4 %.

Установлено, что у литья из «свежей» шихты без использования скрапа центрами кристаллизации карбидов титана являются огранённые карбонитриды титана размером ~ 0.8 – 1.9 мкм, в то время как у литья с использованием скрапа 3-го переплава рост карбидов титана происходит на карбидах титана, уже присутствующих в скрапе.

Для устранения охрупчивания сплава при литье с использованием литейных отходов, в которых присутствуют крупные выделения карбидов титана, необходимо использовать технологию, позволяющую проводить растворение карбидов титана при плавке, например, высокотемпературной обработкой расплава (ВТОР) путем его нагрева до температур 1780 – 1830 °С и последующего модифицирования расплава.

В существующей на данный момент технологии для отливки РКТ из сплава ЖСЗ-ДК используется высокочастотная индукционная вакуумная печь, конструкция которой не позволяют использовать технологии модифицирования и ВТОР. Исходя из этого, для устранения случаев охрупчивания материала РКТ его изготовление следует проводить с использованием «свежих» шихтовых материалов и без литейных отходов сплава.

Основные выводы

1. Разработан комплекс взаимосвязанных методов (структурных, фрактографических, физических), обеспечивающих объективную идентификацию механизмов разрушения материалов и узлов РЖД и выявление факторов (структурных, технологических, эксплуатационных), определяющих риск преждевременного разрушения материалов в конструкции.
2. Обнаружен неизвестный ранее механизм усталостного разрушения в выходных кромках лопаток СА и РКТ, заключающийся во встречном росте поверхностных усталостных трещин со стороны корытца и спинки, которые соединяясь, образуют магистральную трещину. Положительные перегрузки на запуске и останове двигателя значительно снижают среднюю скорость ее роста. Это позволило оценить остаточный ресурс лопатки СА двигателя РД180 с трещиной в выходной кромке.
3. Экспериментально получены кинетические диаграммы усталостного разрушения и определены пределы выносливости сплавов ЭП 741 НП и ЭК-61 при 20 и 650 °С. Электронномикроскопическими исследованиями изломов получены карты последовательности смены рельефов поверхности усталостного разрушения в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK и коэффициента асимметрии цикла R при 20 и 650 °С.
4. Установлено, что:
 - высокотемпературное циклическое деформирование сплава ЭК-61 значительно увеличивает скорость образования δ - фазы по сравнению со старением и снижает предел выносливости;
 - при технологических нагревах РКТ из сплава ЭП741НП (на операции диффузионного сращивания защитного покрытия с материалом лопаток) происходит рост зерна, растворение частиц γ' - фазы и декорирование границ зёрен карбидами MeC на основе ниобия, способствующими легкому порообразованию при зернограничном проскальзывании и снижению длительной прочности;
 - массовое растрескивание лопаток РКТ обусловлено их высоким наводороживанием в результате индивидуальных особенностей технологических процессов изготовления РКТ (травление защитного покрытия), а единичное растрескивание лопаток РКТ связано с

наличием в выходных кромках лопаток микроконцентраторов напряжений (границы не спеченных гранул, поры);

- наличие пристеночного холодного слоя кислорода в газогенераторе приводит к термоциклированию поверхности спинок лопаток в приборной области с частотой вращения вала и к увеличению скорости роста усталостных трещин на спинке лопатки РКТ.

5. Установлен механизм образования термических трещин в паяных соединениях (на краях канавки коллектора средней части КС) при охлаждении сборки после пайки - воздействие касательных напряжений, возникающих из-за разницы значений их коэффициентов линейного термического расширения сопрягаемых стенок.
6. Образование проплавов теплозащитного покрытия (ТЗП) на поверхности охлаждаемой стенки КС в области критического сечения происходят по адгезионному механизму из-за низкого уровня межслойной адгезии и расслоения слоев ТЗП под воздействием термоудара на останове двигателя и образование проплава ТЗП на последующем ОИ и по кавитационному механизму в результате нарушении условий штатного теплоотвода в отдельных каналах охлаждающего тракта на локальных участках стенки со стороны тракта охлаждения из-за образования завесы из пузырьков охладителя, возникающих в результате акустической (ультразвуковой) кавитации, вызываемой высокочастотными акустическими колебаниями в камере сгорания.
7. Установлены три механизма разрушений трубопроводов: усталостные разрушения под воздействием вибраций на границе валика сварного шва (концентратор напряжений), соединяющего штуцер с трубой; разрушения в изгибах трубопроводов по средней линии изгиба – усталостные разрушения на внутренней поверхности трубы под воздействием пульсаций внутреннего давления при овальности трубы, превышающей её пороговое значение *Опор*; - на внешней поверхности трубы путем замедленного разрушения по механизму водородного охрупчивания.
8. Ударно-капельный износ поверхностей проточной части турбины происходит под воздействием капельной фазы закритического криогенного кислорода. При высоких уровнях вибраций повреждение рабочих поверхностей сопрягаемых деталей узлов ЖРД в трактах с инертной средой происходит по механизму фреттинг-износа, а

основными контролирующими износ процессами являются фреттинг – усталость и схватывание (адгезия).

9. Разрушение узлов ЖРД по механизму жидкометаллического охрупчивания происходили при нагреве под пайку и в начале плавления припоя. Основными причинами разрушений явились сквозные разрывы в защитном никелевом покрытии и прямой контакт и смачивание жидкой фазой припоя участков поверхности основного материала узла, и наличие в областях зарождения трещин растягивающих напряжений, превышающих его пороговые значения σ_p .
10. Образование холодных трещин в литых патрубках из сплава ВТ-5Л происходило в два этапа. Зарождение первичных трещин - при охлаждении под воздействием термических напряжений в результате теплового охрупчивания в интервале температур $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$ перехода (1030-980 °С). На втором этапе – путем субкритического роста трещины (СРТ) по механизму водородного охрупчивания.
11. Разрушения гаек клапанов азота происходили путем замедленного разрушения по механизму низкотемпературной ползучести при длительном действии напряжений растяжения меньших предела текучести ($\sigma < \sigma_{0.2}$), но превышающих значения порогового напряжения σ_p , (разрушение в условиях длительной прочности).
12. Негерметичность компенсаторов магистрали подвода горючего возникает на укороченных климатических испытаниях (УКИ) в результате сквозного транскристаллитного разрушения трехслойной стенки (сильфона) из стали X18H10T в ЗТВ сварного шва по механизму коррозионного растрескивания вследствие проникновения конденсата в зазор между слоями и значительного уровня остаточных и монтажных растягивающих напряжений.
13. Выявлены причины образования технологических трещин в заготовках форсунок газогенераторов из жаропрочного медно-никелевого сплава - зернограничные пластинчатые выделения η – фазы, образующиеся при превращении метастабильной γ /-фазы: $\gamma/ \rightarrow \eta$.
14. Установлены факторы, снижающие хладостойкость стали 03X12H10MTP-ВД: увеличение размеров зерна аустенита до 60 мкм при нагреве под пайку при 1000 °С и упрочнения, образующегося после ускоренного охлаждения (закалки) мартенсита, дисперсными

наноразмерными частицами Ni₃Ti, выделяющимися при дальнейшем термообезжиривании (350 – 500 °С).

15. Показано, что увеличение кратности использования отходов литья в шихте при выплавке жаропрочного никелевого сплава ЖСЗ-ДК способствует укрупнению карбидов TiC, перешедших в расплав из материала скрапа в процессе кристаллизации, что приводит к охрупчиванию сплава.

**Список работ, опубликованных по теме диссертации,
рекомендованные ВАК:**

1. *Кашкаров А.М., Козыков Б.А., Ляпунов Г.Г., Мовчан Ю.В., Полянский А.М., Полянский В.М.* Влияние технологических нагревов на структуру, механические свойства и сопротивление усталости гранулированного сплава ЭП741НП. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2004. №22. С. 156 – 162.
2. *Полянский В.М., Гаврилюк В.В., Загорский В.З., Логунов А.В., Полянский А.М., Силис М.И.* Структура, свойства и механизм разрушения никелевого литейного жаропрочного сплава. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2004. №9 (591). С.32-36.
Polyanskij V.M., Gavriilyuk V.V., Zagorskii V.Z., Logunov A.V., Polyanskij A.M., Silis M.I. Structure, properties, and fracture mechanism of cast refractory nickel alloy. *Metal Science and Heat Treatment.* 2004. Т. 46. № 9-10. С. 392-397.
3. *Полянский А.М., Полянский В.М.,* Растрескивание сварных соединений литого и деформированного титанового сплава ВТ5Л. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2004. №6 (588). С.52-56
Polyanskij A.M., Polyanskij V.M., Cracking of welded joints of cast and deformed titanium alloy VT5. *Metal Science and Heat Treatment.* 2004. Т. 46. № 5-6. С. 256-260.
4. *Аджян А.П., Мовчан Ю.В., Полянский А.М., Полянский В.М., Шурлыкина Е.Н.* Исследование причин возникновения трещин на форсунках окислителя газогенераторов ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2005. №23. С. 218 – 234.
5. *Кашкаров А.М., Мовчан Ю.В., Полянский А.М., Полянский В.М., Шурлыкина Е.Н.* О причинах единичных появлений трещин на лопатках рабочих колес турбин. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2006. №24. С. 199 – 211.
6. *Чанов В.К., Буряк А.К., Иванов Н.Г., Лозино-Лозинская И.Г., Полянский А.М., Фёдоров В.В., Челькис Ф.Ю.* Результаты исследований

- запасов работоспособности камеры семейства двигателей РД170 при многократном использовании. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2007. №25. С. 359 – 368.
7. *Полянский А.М., Полянский В.М., Зайнатулов И.И.* К образованию трещин в лопатках ротора турбины после многократных испытаний. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2007. №25. С. 302 – 319.
 8. *Полянский А.М., Полянский В.М.* Причины и механизмы отслоений никелевого покрытия на рабочих колёсах турбины. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2008. №26. С. 178 – 188.
 9. *Полянский А.М., Полянский В.М.* Влияние технологических нагревов на длительную прочность сплава ЭП741НП. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2008. №26. С. 167 – 177.
 10. *Полянский А.М., Полянский В.М., Зайнатулов И.И.* Механизм и причины образования трещин в лопатках рабочих колёс турбины. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2008. №26. С. 223 – 239.
 11. *Полянский А.М., Полянский В.М.* Структура и изломы гранульного сплава ЭП741НП после усталостных испытаний. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2008. №2 (632). С.43-46.
Polyanskij A.M., Polyanskij V.M. Structure and fracture of granulated alloy EP741NP after fatigue tests. *Metal Science and Heat Treatment.* 2008. T. 50. №1-2. С. 83-87.
 12. *Полянский А.М., Полянский В.М.* Особенности контактного взаимодействия пирографита со сплавом ЭП-202 в условиях высокоскоростного трения. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2010. №27. С. 243 – 253.
 13. *Полянский А.М., Полянский В.М.* О повышении предела выносливости сплава ЭК61 в условиях работы сопловых лопаток турбины ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2010. №27. С. 233 – 242.
 14. *Белов Е.А., Григоркин Н.М., Ключева О.Г., Полянский А.М., Фёдоров В.В., Черкасов Л.В.* Опыт создания и обеспечения работоспособности пластинчаторебристых теплообменников для наддува баков ракет – носителей. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2010. №27. С. 167 – 187.
 15. *Полянский А.М., Полянский В.М.* Структурные изменения в сплаве ЭК-61 в условиях циклической деформации при повышенной температуре. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2010. №6 (660). С.50-53.
Polyanskij A.M., Polyanskij V.M. Structural changes in alloy EK-61 due to cyclic deformation at elevated temperature. *Metal Science and Heat Treatment.* 2010. T. 52. № 5-6. С. 279-283.

16. Полянский А.М., Полянский В.М. Оценка ресурса лопатки соплового аппарата турбины. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2011. №28. С. 79 – 93.
17. Логачёва Е.П., Полянский А.М., Сарафасланиян Х.Б., Полянский В.М. О повышении усталостной прочности трубопроводов ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2011. №28. С70 – 78.
18. Аджян А.П., Полянский А.М., Полянский В.М. Воздействие холодного пристеночного потока газогенераторного на лопатки рабочего колеса турбины двигателя РД 180. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2011. №28. С. 180 – 191.
19. Полянский А.М., Полянский В.М. Влияние технологических нагревов на длительную прочность сплава ЭП741 НП. Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. №3 (669). С.24-27.
Polyanskij A.M., Polyanskij V.M. Effect of process heating on alloy EP741NP. Metal Science and Heat Treatment. 2011. T. 53. № 3-4. С. 127-130.
20. Полянский А.М., Полянский В.М. Особенность фреттинг – износа в ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2012. №29. С. 265 – 276.
21. Полянский А.М., Полянский В.М. Гидроэрозия в узлах ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2012. №29. С. 249 – 264.
22. Полянский А.М., Полянский В.М. О субкритическом росте трещин в литых патрубках из титанового сплава ВТ-5Л. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2013. №30. С.214 – 226.
23. Полянский А.М., Милов А.Е., Ромасенко Е.Н., Голубков С.Б., Полянский В.М. Особенности роста трещин в трубопроводе разгрузки бустерного насосного агрегата горючего ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2013. №30 С. 199 – 213.
24. Полянский А.М., Полянский В.М. Излом паяного шва как показатель качества паяного соединения. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2013. №30. С. 186 – 198.
25. Полянский А.М., Милов А.Е., Полянский В.М. Причины и механизм образования локальных проплавов на охлаждаемых стенках камер сгорания. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2013. №30. С. 135 – 154.
26. Полянский А.М., Полянский В.М. Прочность и излом паяного шва как показатели качества паяного соединения. Сварка и диагностика. 2014. №3. С. 57 – 60.
27. Полянский А.М., Полянский В.М. Специфика роста трещин в лопатках соплового аппарата турбины ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2014. №31. С. 310 – 324.

28. Полянский А.М., Полянский В.М. Применение метода датированного окисления для идентификации механизма высокотемпературного разрушения. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2014. №31. С. 298 – 309.
29. Полянский А.М., Милов А.Е., Полянский В.М. Характер и причины образования дефектов в паяных соединениях средней части камеры сгорания при технологических гидроиспытаниях. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2014. №31. С. 285 – 297.
30. Полянский А.М., Полянский В.М. Структурные изменения в сплаве ЭК-61 в условиях циклической деформации при повышенной температуре. Новости материаловедения. Наука и техника. 2015. №6 (18). С. 6.
31. Полянский А.М., Милов А.Е., Ромасенко Е.Н., Голубков С.Б., Полянский В.М. Особенности роста трещин в трубопроводе разгрузки бустерного насосного агрегата горючего ЖРД. Новости материаловедения. Наука и техника. 2015. №6 (18). С. 4.
32. Полянский А.М., Полянский В.М. Причины и механизм образования холодных трещин в сварно-литых патрубках из титанового α -сплава. Сварка и диагностика. 2015. №2. С. 60 - 64.
33. Полянский А.М., Полянский В.М. Причины преждевременных разрушений при гидроиспытаниях корпусов насосов горючего из сплава АК9Ч. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2015. №32. С. 226 – 236.
34. Полянский А.М., Вычеров А.Н., Полянский В.М., Воронкова Е.В., Маслов Н.Г. Определение толщины серебряного покрытия методом рентгенофлуоресцентного анализа. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2015. №32. С. 226 - 236.
35. Полянский А.М., Полянский В.М. Влияние $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в аустенитных сталях AISI 321 и 12X18H10T на технологические и эксплуатационные свойства узлов ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2016. №33. С. 239 – 248.
36. Белов Е.А., Иванов А.В., Иванов Н.Г., Кашипов М.А., Климов В.Ю., Лёвочкин П.С., Морозов Е.В., Полянский А.М., Ромасенко Е.Н. Исследование стойкости к возгоранию в среде окислительного генераторного газа образцов лопаток рабочего колеса турбины и статора турбины, изготовленных с использованием технологии селективного лазерного сплавления. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2018. №35 (35). С. 121 – 138.
37. Полянский А.М., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С. Микроструктура и фазовый состав сплава 273 и их связь с технологическими разрушениями форсунок газогенератора. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2019. №36. С. 226 – 246.

38. Полянский А.М., Зайцев М.В., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С., Тютиков А.С. Влияние термобработок на снижение ударной вязкости стали 03X12P10MTP-ВД Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2019. №36. С. 247 – 262.
39. Полянский А.М., Полянский В.М., Захаров В.В. Причины низкого уровня адгезии гальванического серебряного покрытия у кольцевых уплотнений трактов горячего газа ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2019. №36. С. 273 – 286.
40. Полянский А.М., Полянский В.М. Влияние микроструктуры и фазового состава на технологическое охрупчивание жаропрочного медно-никелевого сплава. «Материаловедение» / М.: Наука и технологии, №5, 2020, с. 3-9.
Polyanskii A.M., Polyanskii V.M. The influence of the microstructure and phase composition on technological embrittlement of heatproof copper-nickel alloy.
Inorganic Materials: Applied Research. 2021. Т. 12. № 1. С. 76-82.
41. Полянский А.М., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С. Влияние термообработок на снижение ударной вязкости стали 03X12N10MTP-ВД. «Материаловедение» / М.: Наука и технологии, №9, 2020, с. 3-9.
Polyanskii A.M., Gainullin A.R., Zharikov Y.S., Polyanskii V.M. The influence of heat treatment on decrease in impact strength of steel 03KH12N10MTR-VD
Inorganic Materials: Applied Research. 2021. Т. 12. № 4. С. 851-858.
42. Полянский А.М., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С. Микроструктура, фазовый состав и механические свойства сплава БрБ2, полученного путем всесторонней изотермической ковки. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2020. №37. С. 225 – 242.
43. Полянский А.М., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С. Жидкометаллическое охрупчивание в узлах ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2021-2022. №38-39. С. 214 – 232.
44. Полянский А.М., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С. Причины образования негерметичности у многослойности силфона-компенсатора магистрали горючего ЖРД после проведения ускоренных климатических испытаний. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2021-2022. №38-39. С. 233 – 244.
45. Полянский А.М., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С. Технологическое охрупчивание сплава ЖС3-ДК. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2021-2022. №38-39. С. 245 – 258.
46. Полянский А.М. Факторы преждевременного разрушения деталей и узлов жидкостных ракетных двигателей в производстве и эксплуатации. Металлург, 2023. №12, С. 35 – 45.

Патенты

1. СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МНОГОСЛОЙНОГО СИЛЬФОНА ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Полянский А.М., Бобков В.И., Полушин В.Г., Зыков М.И., Зайятулов И.И.

Патент на изобретение RU 2436645 С2, 20.12.2011. Заявка № 2007148105/02 от 26.12.2007.

2. СПОСОБ КАПИЛЛЯРНОЙ ПАЙКИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ В ВИДЕ ШТУЦЕРА И ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ВТУЛКИ

Кириллов В.В., Теленков А.А., Полянский А.М., Корнеева Т.Н., Громыко Б.М., Михалев И.А.

Патент на изобретение RU 2375160 С2, 10.12.2009. Заявка № 2006115259/02 от 05.05.2006.

3. СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СРЕДНЕЙ ТОЛЩИНЫ СЕРЕБРЯНОГО ПОКРЫТИЯ НА МЕДНОЙ ОРЕБРЕННОЙ СТЕНКЕ

Полянский А.М.

Патент на изобретение RU 2674571 С1, 11.12.2018. Заявка № 2017146985 от 29.12.2017.

4. СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛИ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ

Лёвочкин П.С., Полянский А.М., Иванов Н.Г., Белов Е. А., Климов В.Ю.

Патент на изобретение RU 2698163 от 22.08.2019 г.