

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

На правах рукописи

Полянский Александр Михайлович

**МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРОБЛЕМ  
РАЗРУШЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ ЖРД БОЛЬШОЙ  
МОЩНОСТИ В ПРОИЗВОДСТВЕ И ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Специальность 2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и  
сплавов

Диссертация на соискание ученой степени  
доктора технических наук

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

г. Химки – 2023

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>Введение</b> .....	5
<b>Глава 1. Методы исследований</b> .....	21
1.1 Идентификация механизмов высокотемпературного разрушения методом датированного окисления.....	22
1.2 Методика оценки качества паяных соединений и примеры ее использования....	41
1.3 Определение средней толщины серебряного покрытия на оребренных стенках методом рентгенофлуоресцентного анализа.....	28
Выводы к главе 1.....	54
<b>Глава 2. Сопловой аппарат (статор)</b> .....	56
2.1 Структура и прогнозирование ее изменений в жаропрочных никелевых сплавах типа ЭК-61.....	58
2.2 Характеристики жаропрочности и сопротивления усталости сплавов типа ЭК-61	70
2.3 Определение скорости роста трещин усталости в сплаве ЭК-61 в зависимости от коэффициента асимметрии цикла R.....	73
2.4 Структурные изменения в сплаве ЭК-61 в условиях циклической деформации и их влияние на предел выносливости.....	83
2.5 Определение предела выносливости сплава ЭК-61 на образцах с никелевым покрытием и разной шириной диффузионной зоны.....	96
2.6 Специфика роста трещин в лопатках сопловых аппаратов ЖРД.....	101
2.7 Оценка ресурса лопатки с трещиной соплового аппарата двигателя РД-180.....	117
Выводы к главе 2.....	133
<b>Глава 3. Рабочее колесо турбины (РКТ)</b> .....	136
3.1 Микро и тонкая структура материала РКТ.....	140
3.2 Влияние технологических нагревов на длительную прочность сплава ЭП741-НП.....	144
3.3 Усталостные характеристики сплава ЭП741-НП.....	154
3.4 Разрушения лопаток рабочего колеса турбины двигателя РД-180.....	176
3.4.1 Типы трещин в лопатках РКТ.....	176
3.4.2 Исследования причин массовых разрушений лопаток РКТ.....	184
3.4.3 Единичные растрескивания лопаток РКТ.....	186
3.4.4 Воздействие холодного пристеночного слоя кислорода газогенератора на лопатки СА и РКТ двигателя РД-180.....	193
3.4.5 Современные жаропрочные сплавы.....	205

Выводы к главе 3.....	208
<b>Глава 4. Камеры сгорания.....</b>	<b>212</b>
4.1 Технологические разрушения КС.....	213
4.1.1 Характер и причины образования дефектов в паяных соединениях средней части КС.....	213
4.1.2 Исследование причин вспучивания теплозащитного покрытия в области критического сечения КС.....	223
4.2 Эксплуатационные разрушения КС.....	228
4.2.1 Вспучивания внутренних стенок КС на ОИ двигателей.....	228
4.2.2 Исследование механизмов образования проплавов теплозащитного покрытия на участках поверхности внутренней стенки КС в области критического сечения.....	240
4.2.2.1 Термоударный механизм образования проплавов теплозащитного покрытия.....	240
4.2.2.2 Кавитационный механизм образования проплавов теплозащитного покрытия.....	251
Выводы к главе 4.....	264
<b>Глава 5. Разрушения трубопроводов.....</b>	<b>267</b>
5.1 Разрушения трубопроводов под воздействием вибрационных нагрузок.....	269
5.2 Особенности роста трещин в трубопроводе разгрузки бустерного насоса горючего двигателя РД-191.....	277
5.3 Замедленное разрушение трубопровода магистрали бустерного насоса горючего	289
Выводы к главе 5.....	293
<b>Глава 6. Особые виды износа в узлах ЖРД.....</b>	<b>296</b>
6.1 Гидроэрозия.....	296
6.1.1 Ударно-капельный износ поверхностей деталей проточной части турбины...	298
6.1.2 Кавитационный износ в трактах горючего и охлаждения.....	304
6.2 Фреттинг – износ.....	312
Выводы к главе 6.....	324
<b>Глава 7. Жидкометаллическое охрупчивание и замедленное разрушение узлов ЖРД...</b>	<b>326</b>
7.1 Жидкометаллическое охрупчивание.....	326
7.1.1 Жидкометаллическое охрупчивание при контактно – реактивной пайке.....	328
7.1.2 Жидкометаллическое охрупчивание при капиллярной пайке.....	334
7.2 Замедленное разрушение и коррозионное растрескивание в узлах ЖРД.....	340

7.2.1 Причины и механизм образования холодных трещин в сварно-литых патрубках из титанового $\alpha$ - сплава.....	341
7.2.2 Замедленное разрушение гаек у клапанов продувки азотом магистралей двигателя.....	352
7.2.3 Причины образования негерметичности у многослойного сильфона компенсатора магистрали горючего ЖРД после проведения ускоренных климатических испытаний.....	362
Выводы к главе 7.....	369
<b>Глава 8. Технологические охрупчивания материала деталей и узлов ЖРД.....</b>	<b>372</b>
8.1 Влияние микроструктуры и фазового состава на технологическое охрупчивание жаропрочного медноникелевого сплава.....	372
8.2 Влияние термообработок на снижение ударной вязкости стали 03X12H10МТР-ВД.....	393
8.3 Технологическое охрупчивание сплава ЖСЗ – ДК.....	407
Выводы к главе 8.....	416
Библиографический список.....	419
Приложение 1. Акт об использовании результатов диссертационной работы в АО «НПО Лавочкина» .....	433
Приложение 2. Акт об использовании результатов диссертационной работы в АО «Протон-ПМ».....	434
Приложение 3. Акт об использовании результатов диссертационной работы в АО КБХА .....	435



## Введение

Жидкостные ракетные двигатели (ЖРД) предназначены главным образом для летательных аппаратов. Поэтому к ЖРД в качестве основного предъявляется 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.

Основные данные по свойствам материалов получаются в исследовательских и ОКРовских работах, проводимых в обеспечение разработки и производства ЖРД. Однако и при серийном производстве вследствие различных технических и организационных отклонений от установленных нормативных требований случаются нештатные ситуации. В таких случаях вновь становится актуальным определение их причин. По результатам такого определения решаются весьма различные задачи – от установления конкретного производственного участка, на котором допущены решающие ошибки, до замены материала конкретной детали, изменения её конструкции или даже смены поставщика материала.

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

Основные агрегаты ЖРД – турбонасосный агрегат (ТНА), газогенератор (ГГ) и камеры сгорания (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 (КРН), 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 жидко – металлического охрупчивания (ЖМО), 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) субкритический рост 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 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».

Настоящая диссертация посвящена обобщению результатов решения задач о разрушениях в основных агрегатах ЖРД первых и вторых ступеней ракет носителей и содержит как научные основы, так и практические приёмы, и результаты конкретных определений причин разрушений и износа узлов ЖРД.

В соответствии с изложенным, решение проблем технологических и эксплуатационных разрушений узлов ЖРД является важной и актуальной задачей.

Изложенные предпосылки позволяют сформулировать **цель настоящей 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:

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;

определение механизмов роста усталостных трещин в выходных кромках лопаток СА и РКТ и оценка остаточного ресурса лопатки СА с трещиной;

оценка закономерностей изменения структуры в сплавах ЭК-61 ЭП 741 НП в условиях циклической деформации и технологических нагревов;

выявление взаимосвязи между строением поверхности усталостного разрушения сплавов ЭП 741 НП и ЭК-61 и уровнем размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  и коэффициента асимметрии цикла  $R$ ;

экспериментальное определение сопротивления усталости сплавов ЭП741 НП и ЭК-61 в зависимости от ширины диффузионной зоны в основном материале лопатки;

исследование характера и причин образования трещин в паяных соединениях средней части КС;

определение механизмов образования проплавов теплозащитного покрытия на участках поверхности внутренней стенки КС в области критического сечения;

определение характера и механизмов разрушения трубопроводов;

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;

исследование причин и механизмов технологического охрупчивания жаропрочных медноникелевого (сплав 273) и никелевого сплава ЖСЗ-ДК, стали 03Х12Н10МТР-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 эти разрушения предотвращать и содержится в следующих конкретных результатах:

1. Разработаны методики: идентификации механизмов высокотемпературного разрушения методом датированного окисления, основанного на определении концентрации кислорода по длине трещины; оценки качества паяных соединений, основанного на разрушении паяных швов, оценку их разрывной прочности и фрактографического исследования полученных изломов; определения средней толщины гальванического серебряного покрытия на оребренных паяемых стенках методом рентгенофлуоресцентного анализа
2. Установлен механизм образования усталостных трещин в выходных кромках лопаток СА и РКТ, заключающийся во встречном росте поверхностных трещин

со стороны корытца и спинки, которые соединяясь, образуют магистральную трещину; положительные перегрузки на запуске и останове двигателя значительно снижают среднюю скорость роста трещин. С позиций механики разрушения проведена оценка остаточного ресурса лопатки СА двигателя РД180, имеющей трещину в выходной кромке лопатки.

3. Установлено, что высокотемпературное циклическое деформирование сплава ЭК-61 значительно увеличивает скорость образования  $\delta$  - фазы по сравнению с последней при старении и снижает предел выносливости сплава.
4. При технологических нагревах РКТ в результате роста зерна, растворения частиц  $\gamma'$  - фазы и декорирования границ зёрен карбидами MeC на основе ниобия, способствующими легкому порообразованию при зернограничном проскальзывании, происходит снижение длительной прочности сплава ЭП741НП.
5. 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).
6. Установлено, что более высокая скорость роста поверхностных трещин по спинке лопатки РКТ, по сравнению со скоростью роста поверхностных трещин по корытцу связана с дополнительной циклической нагрузкой, действующей с частотой вращения вала турбонасосного агрегата (ТНА), при термоциклировании спинки лопатки воздействием потока низкотемпературного пристеночного слоя кислорода газогенератора.
7. 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.

8. 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.
9. Установлено, что при кавитационном механизме образования 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.
10. 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.
11. 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).

12. 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 горючего в результате коррозионного растрескивания слоев и после проникновения конденсата в зазоры между слоями значительного растрыва границ зерен - в результате щелевой коррозии.

13. Проведены исследования и определены механизмы технологического охрупчивания:

- жаропрочного медноникелевого сплава (сплав 273), заключающегося в выделении зернограницных пластинчатых выделений  $\eta$  – фазы;
- коррозионностойкой стали 03X12H10МТР-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 перепада, который в количестве 50% добавлялся в шихту.

### **Основные научные положения, выносимые на защиту**

1. Методики, разработанные 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.
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 соплового аппарата с трещиной.
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 разрушения 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, жаропрочного никелевого сплава ЖС2-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 и на корсетных образцах.

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.

Определение средней толщины гальванического серебряного покрытия на оребренных бронзовых стенках определяли разработанном методом рентгенофлуоресцентного анализа.

### **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 выработки конструктивно - технологических мероприятий по их устранению в условиях производства ОАО «НПО Энергомаш» (г. Химки), а также смежных предприятиях отрасли – «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 микроскопией 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 и приложения. Работа содержит 79 таблиц, 327 рисунков, библиографический список из 173 литературных источников. Общий объем работы – 435 страниц машинописного текста в формате Times New Roman и 3 приложения.

## **Основное содержание работы**

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

**Глава 1 (Разработанные методики)** 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.

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.

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 (Сопловой аппарат)** 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.

Получены усталостные характеристики сплава ЭК-61:

кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) при циклическом нагружении с коэффициентами асимметрии цикла  $R-0.1$ ,  $R-0.5$  и  $R-0.8$  при температуре  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$  и карты электронных микрофрактограмм последовательной смены рельефов поверхностей разрушения при увеличении размаха коэффициентов интенсивности напряжений ( $\Delta K$ ).

Представлены результаты исследования структурной нестабильности сплава ЭК-61 в условиях высокотемпературного циклического деформирования.

Определен неизвестный ранее механизм усталостного разрушения в выходных кромках лопаток СА, заключающийся во встречном росте поверхностных усталостных трещин со стороны корытца и спинки, которые соединяясь, образуют магистральную трещину. Проведена оценка остаточного ресурса лопатки СА двигателя РД180 с трещиной в выходной кромке.

**В главе 3 (Рабочее колесо турбины)** 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.

Получены усталостные характеристики сплава ЭП741 НП:

кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) при циклическом нагружении с коэффициентами асимметрии цикла  $R=0.1$ ,  $R=0.5$  и  $R=0.8$  при температуре  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$  и карты электронных микрофрактограмм последовательной смены рельефов поверхностей разрушения при увеличении размаха коэффициентов интенсивности напряжений ( $\Delta K$ ).

Представлены результаты исследования влияния технологических нагревов (ТН), используемых в технологии изготовления РКТ, на длительную прочность сплава ЭП 741 НП.

Определены типы усталостных трещин в лопатках РКТ (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)) и механизмы их образования.

Представлены результаты исследования характера и причин образования массовых и единичных растрескиваний в лопатках РКТ и 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.

**В главе 4 (Камеры сгорания)** представлены результаты исследования характера и причин образования технологических дефектов – термических трещин в паяных соединениях (внутренняя стенка  $\text{BrX}_{0.8}$  + наружная стенка ВНС-16) средней части камеры сгорания (КС).

Определены причины технологического вспучивания теплозащитного хромоникелевого покрытия на участке поверхности критического сечения КС.

Представлены результаты исследований характера и образования причин вспучиваний охлаждаемых внутренних стенок КС, происходивших на ОИ двигателей.

Представлены результаты исследований термоударного и кавитационного механизмов образования проплавов теплозащитного покрытия (ТЗП) на участках поверхности внутренней стенки КС в области критического сечения.

**В главе 5 (Разрушения трубопроводов)** рассмотрены основные типы разрушений трубопроводов ЖРД.

Представлены результаты усталостных разрушений трубопроводов, происходящих под воздействием вибрационных нагрузок по основному материалу трубы на границе валика сварного шва, соединяющего штуцер с трубой.

Определены механизмы зарождения и роста трещин у трубопроводов в изгибах на средней линии изгиба, происходящих на внутренних поверхностях трубы под воздействием пульсаций внутреннего давления и на внешних поверхностях трубы путем замедленного разрушения.

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

Определен механизм разрушения поверхности проточной части турбины (поверхности лопаток СА, РКТ и лабиринтного уплотнения) при ударно – капельном воздействии закритического холодного кислорода.

Представлены результаты исследования повреждений внутренней поверхности у штуцеров трубопроводов и у лопаток шнеков насосов горючего под воздействием гидродинамической кавитации, а также на внутренних поверхностях бронзовых стенок в межреберном пространстве тракта охлаждения камер сгорания под воздействием акустической кавитации.

Представлены результаты фрактографических исследований деталей узлов ЖРД, на поверхности которых на ОИ двигателей происходили повреждения по механизму фреттинга.

Определены причины фреттинг-износа рабочих поверхностей деталей и процессы, контролирующие разрушения поверхностей контртел.

**В главе 7 (Жидкометаллическое охрупчивание, замедленное разрушение, субкритический рост трещин и коррозионное растрескивание узлов ЖРД)** представлены результаты исследований характера и причин технологических разрушений узлов ЖРД из жаропрочных никелевых сплавов, происходящих при капиллярной и контактно-реактивной пайках медносеребряными припоями.

Представлены результаты исследования механизма образования холодных трещин в литых патрубках из сплава ВТ-5Л. Установлено, что разрушения стенки патрубка происходили 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), либо при температуре выделения гидридов (<300 °С) – при гидридном охрупчивании. На втором этапе – путем субкритического роста трещины (СРТ) по механизму водородного охрупчивания.

Представлены результаты исследования характера и причин замедленного разрушения гаек (сплав АВ), стягивающих два корпуса клапана продувки магистралей азота. Определен механизм зарождения первичной трещины первичной трещины и сформулированы конструктивно технологические рекомендации по предотвращению разрушений гаек клапана.

Представлены результаты исследований причин сквозных разрушений слоев многослойного сильфона компенсатора (сталь 12Х18Н10Т) магистрали горючего ЖРД после проведения ускоренных климатических испытаний (УКИ).

Определены фрактографические признаки – скольный транскристаллитный рельеф поверхности изломов и наличие на поверхности слоев продуктов коррозии – ржавчины ( $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ), позволяет сделать вывод о том, что сквозное разрушение слоёв сильфона происходили на УКИ по механизму коррозионного растрескивания под напряжением (КРН).

**В главе 8 (Технологическое охрупчивание материалов деталей и узлов ЖРД)** электронной микроскопией и методом дифракции обратно отраженных электронов проведено исследование фазовых превращений в жаропрочном медноникелевом сплаве №273.

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.

Представлены результаты исследования влияния термообработок на снижение ударной вязкости KCV<sup>-196</sup> стали 03X12H10МТР-ВД (ВНС-25) и определены причины и механизм вязко – хрупкого перехода.

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

По результатам работы сформулированы выводы.



## Глава 1. Методы исследований

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 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.

**Единицы измерения СГС - СИ:** Сила 1 кгс – 9.8 Н; Прочность – 1 кгс/мм<sup>2</sup> – 9.81 МПа, Работа – 1кгс · м – 9.81 Дж, Ударная вязкость – 1 кгс · м/см<sup>2</sup> – 9.81 · 10<sup>4</sup> Дж/м<sup>2</sup>, Коэффициент интенсивности напряжений (КИН) – 1 кгс · мм<sup>-3/2</sup> – 0.31 · МН · м<sup>-3/2</sup>.

### 1.1 Идентификация механизмов высокотемпературного разрушения методом датированного окисления

При использовании фрактографии для экспертизы разрушений, происходящих при повышенных температурах, могут возникать трудности, связанные с определением механизма разрушения. Например, межкристаллитные изломы могут наблюдаться при разрушении под действием статической нагрузки при температурах равных или превышающих значение *эквивалентной* температуры, составляющей для жаропрочных никелевых сплавов и нержавеющей сталей  $\sim 700^{\circ}\text{C}$  [1]. Но такой же межзеренный рельеф поверхности может наблюдаться и при разрушениях по механизмам высокотемпературной усталости или при взаимодействии ползучести и усталости [2]. Таким образом, у закалочной трещины, образовавшейся под воздействием статической нагрузки и у трещины, образовавшейся при высокой температуре по усталостному механизму будет наблюдаться идентичный межзеренный рельеф поверхности разрушения.

Достоверное определение механизма высокотемпературного разрушения может быть получено при совместном использовании фрактографического исследования и метода датированного окисления (ДО), суть которого состоит в определении толщины оксидного слоя или концентрации кислорода по длине трещины [3, 4].

При образовании трещины по силовому механизму от воздействия статической нагрузки концентрация кислорода на всей поверхности излома будет примерно одинакова, а при усталостном разрушении под воздействием циклической нагрузки концентрация кислорода на поверхности излома в направлении от начала трещины к вершине будет уменьшаться: максимальная концентрация в начале трещины, минимальная - в конце (в вершине). Ниже приводятся примеры практического использования метода ДО для идентификации механизмов высокотемпературных разрушений.

Концентрацию кислорода на поверхностях изломов определяли методом микрорентгеноспектрального EDS анализа (МРСА). В дальнейшем изложении результаты МРСА приводятся в % по массе.

### Излом образца после испытаний на скорость роста трещины усталости при температуре 650 °С

Исследование проведено на изломе образца внецентрального растяжения из сплава ЭП741НП, образовавшегося при лабораторных испытаниях на скорость роста трещины усталости (СРТУ) при температуре 650 °С на воздухе. Время испытания  $t = 237$  мин, частота нагрузки  $f = 3$  Гц, число циклов нагружения  $N = 42660$ , коэффициент асимметрии цикла  $R = 0.1$ , длина трещины усталости,  $a = 23$  мм.

В результате проведенного МРСА поверхности излома установлено, что по мере увеличения длины усталостной трещины концентрация кислорода на поверхности излома монотонно уменьшается с 21.8% в начале трещины до 2.8% на границе с областью силового долома (рис. 1.1 – 1). При лабораторных испытаниях на СРТУ для текущей длины трещины усталости  $a_i$  определяются число циклов нагружения  $N_i$ , скорость роста трещины  $da_i/dN_i$  и размах коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K_i$ . Используя эти данные, для каждой точки анализа, соответствующей длине трещины  $a_i$ , может быть определено время окисления поверхности  $t_i$ :

$$t_i = \frac{N_i}{(f \cdot 60)_{\text{мин}}} \quad (1)$$

где  $N_i$  – число циклов,  $f$  – частота циклической нагрузки.

Общее время испытания - 237 мин, в течение этого времени происходило окисление поверхности электроэрозионного надреза, от которого зарождалась усталостная трещина (рис. 1.1 – 1 по стрелке 1). На поверхности надреза концентрация кислорода составляет - 22.8%. На расстоянии  $\sim 1.4$  мм от границы надреза на поверхности усталостной трещины концентрация кислорода составляет  $\sim 21.8\%$  и рост окисной пленки происходил в течение 170 минут. На расстоянии  $\sim 8.8$  мм от надреза концентрация кислорода составляет 19.3 %, а время окисления – 63 минуты. Точка анализа с концентраций кислорода  $\sim 13$  % расположена на расстоянии 20.4 мм от надреза и время окисления составляет  $\sim 2.2$  минуты.

На рис. 1.1 – 2 представлен график зависимости концентрации кислорода на поверхности излома от времени окисления. Из представленных графиков следует, что окисление сплава ЭП741НП на воздухе при температуре 650 °С происходит по параболическому закону и может быть аппроксимировано уравнением:

$$(\%O) = 9.86 \cdot t^{0.136} \quad (2)$$

где (%O) – концентрация кислорода на поверхности излома,  $t$  – время окисления.

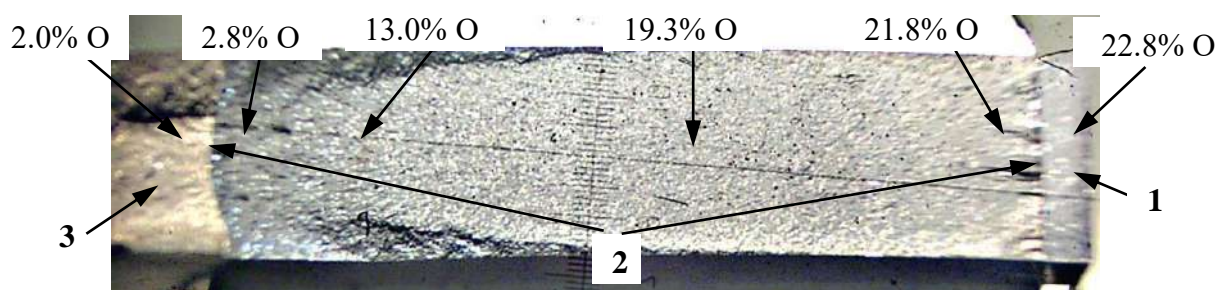


Рис. 1.1 – 1 Содержание кислорода на поверхности излома образца внецентрального растяжения, испытанного на СРТУ при 650 °С; стрелками показаны: 1 – электроэрозионный надрез, 2 – усталостный излом, 3 – силовой долом

В качестве фоновой концентрации принято содержание кислорода на поверхности силового долома (2%) (рис. 1.1 – 1 по стрелке 3).

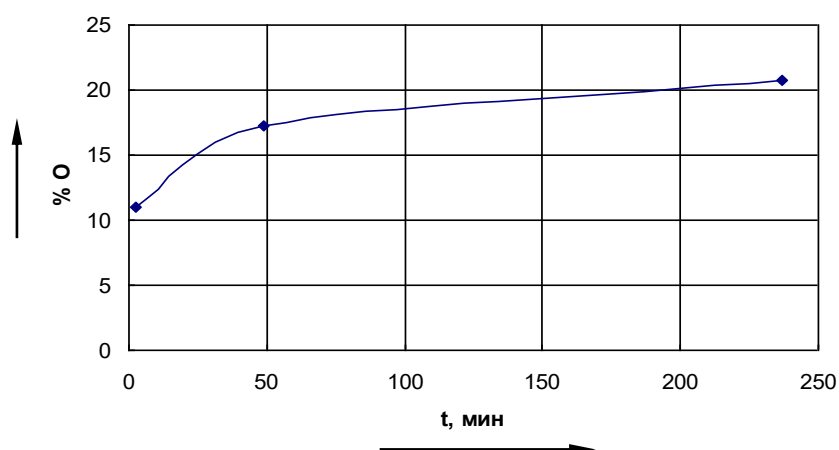


Рис. 1.1 – 2 Окисление поверхности трещины на воздухе при испытаниях на СРТУ, температура испытаний – 650 °С. Образец внецентрального растяжения из сплава ЭП741НП.

Из полученных результатов следует, что при усталостном высокотемпературном разрушении под воздействием циклической нагрузки

концентрация кислорода на поверхности излома по мере увеличения длины трещины монотонно снижается. Такая закономерность в совокупности с данными фрактографии может быть использована в качестве признака усталостного характера разрушения.

### **Рост термоусталостной трещины под воздействием термоциклов**

Цилиндрический образец из жаропрочного никелевого сплава ЭП - 202 был подвергнут термоциклированию: нагрев до температуры 560°C в среде генераторного газа и последующее охлаждение продувкой холодным азотом. После проведения испытаний на поверхности образца были выявлены многочисленные окружные трещины с относительно широким раскрытием. Среди трещин имеются как расположенные в канавках от механической обработки (рис. 1.1 – 3а), так и пересекающие канавки под углом (рис. 1.1 – 3б).

Сегмент образца с трещиной, показанной на рис. 1.1 – 3б, был вырезан электроэрозией, после чего трещина была принудительно вскрыта.

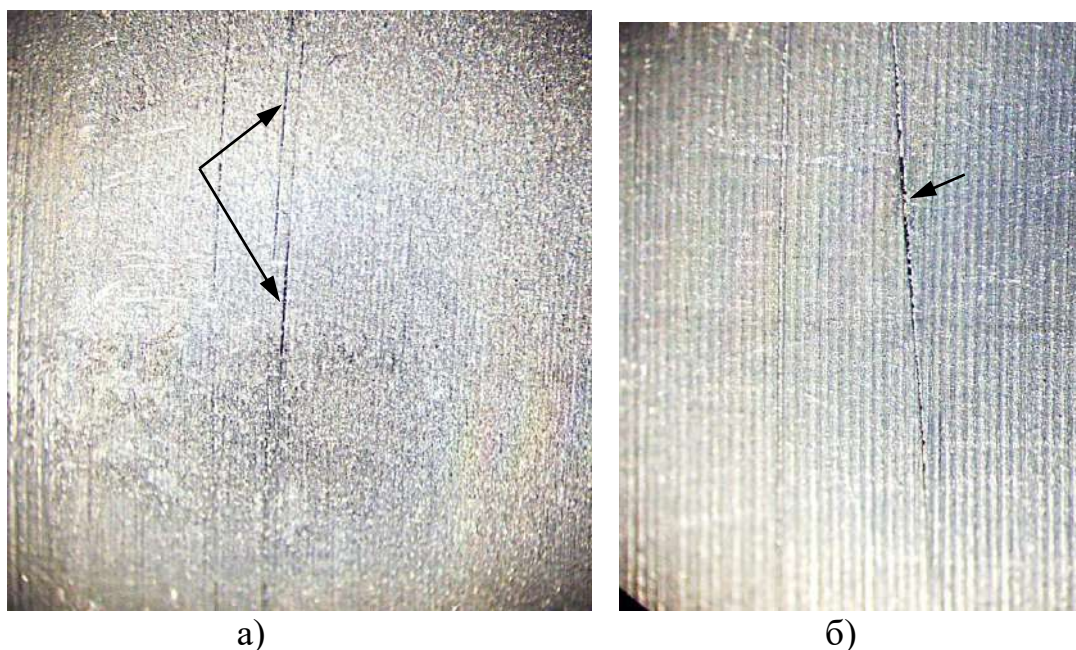


Рис. 1.1 – 3 Трещины на поверхности образца из сплава ЭП-202, образовавшиеся под воздействием термоциклирования. Увеличено.

Макрофрактографическим анализом излома установлено, что трещина имеет форму «языка», максимальная глубина распространения трещины составляет ~ 0.93 мм (рис. 1.1 – 4). Поверхность излома окислена до цветов побежалости. В направлении от наружной поверхности вглубь образца



происходит изменение цветов побежалости, характеризующих толщину окисной пленки.

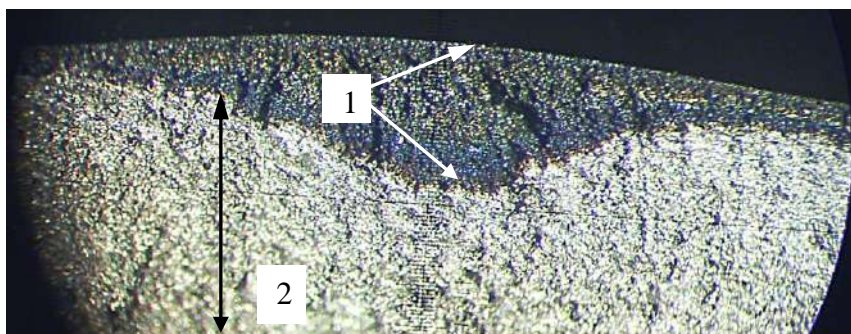
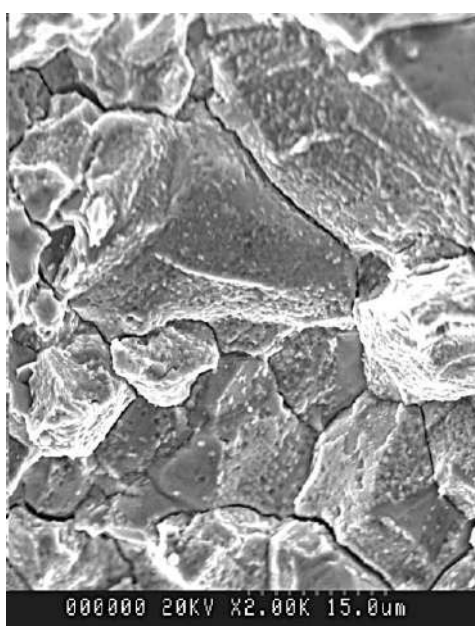
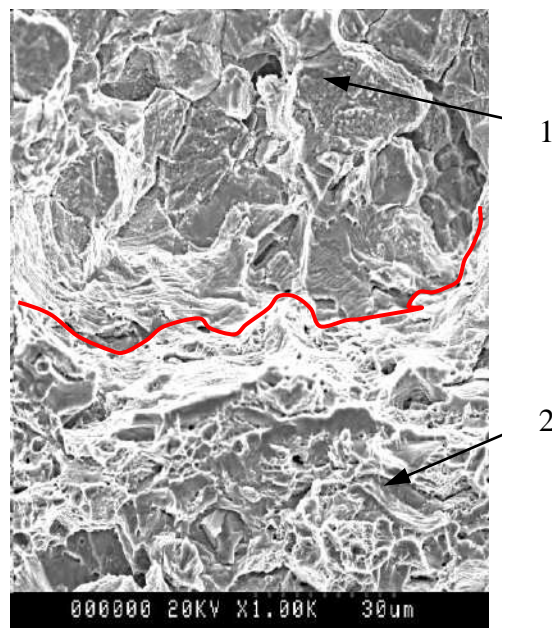


Рис. 1.1 – 4 Макроизображение поверхности вскрытой трещины. Стрелками показаны: 1 – термоусталостная трещина, 2 – силовой долом. Увеличение  $30\times$ .

Микрофрактографическое исследование поверхности излома показало, что разрушение происходило межкристаллитно с образованием вторичных трещин (рис. 1.1 – 5а), в области принудительного силового разрушения вязкое с ямочным рельефом поверхности (рис. 1.1 – 5б).



а)



б)

Рис. 1.1 – 5 Электронные микрофрактограммы поверхности термоусталостной трещины (а) и границы с областью силового долома (б). Стрелками отмечены: 1 – поверхность термоусталостной трещины, 2 – поверхность силового долома.

С целью определения механизма разрушения было проведено определение концентрации кислорода на поверхности излома в направлении роста трещины. Анализ проводили на площадках, расположенных на поверхности образца и на

изломе вдоль линии 3 на рис. 1.1 – 6. Расстояние между площадками анализа составляло 0.2 мм. В каждой точке анализа проводили запись характеристического рентгеновского спектра и количественный анализ состава. Основной определяемой характеристикой являлась концентрация кислорода.

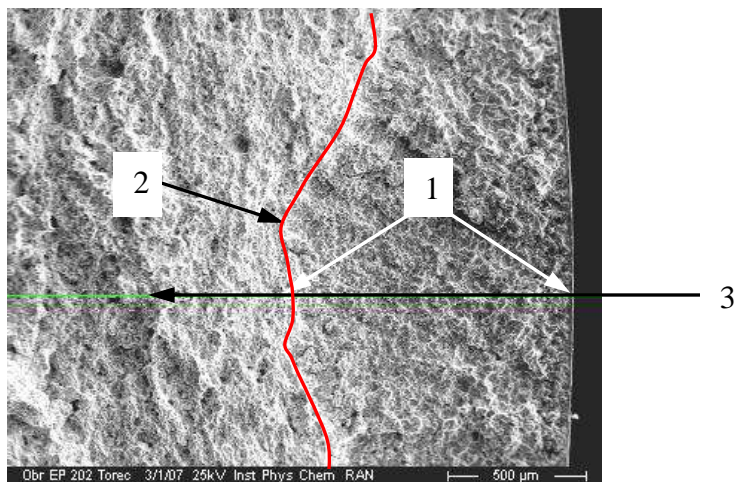


Рис. 1.1 – 6 Электронная фрактограмма поверхности разрушения. Стрелками показаны: 1 – термоусталостная трещина, 2 – граница с зоной долома, 3 – линия, вдоль которой проводился анализ по кислороду.

По результатам проведенного количественного МРСА был построен концентрационный профиль распределения кислорода на поверхности трещины (рис. 1.1 – 7).

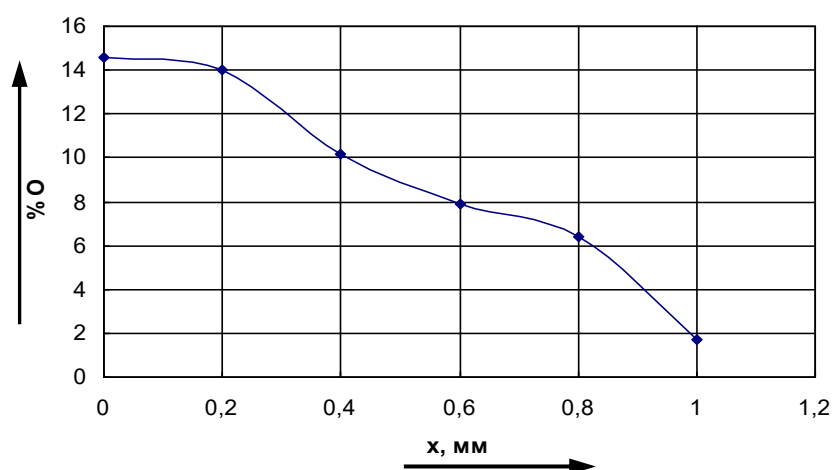


Рис. 1.1 – 7 Концентрация кислорода на поверхности излома в зависимости от длины трещины.

Результаты распределения кислорода на поверхности трещины свидетельствуют о том, что по мере увеличения глубины трещины толщина окисной пленки на ее поверхности снижается. Таким образом, поверхность образца и участки начального роста трещины подвергались более длительному

воздействию окислительной среды по сравнению с областью трещины, прилегающей к зоне долома. Эти данные свидетельствуют о стадийном росте трещины при термоциклировании или о **термоусталостном механизме** её образования.

### **Разрушение корпуса насоса при пайке**

При пайке корпуса насоса были проведены два нагрева сборки. Во время первой пайки после 20 минутной выдержки при температуре 750 °С из-за возникновения течи сборка была охлаждена. Нагрев и охлаждение при второй пайке прошел в соответствии с требованиями технологической документации (ТД).

При цветном контроле после второй пайки у сектора коллектора в области радиуса сопряжения с корпусом выявлены две трещины: одна длиной ~ 40 мм по линии сплавления сварного шва, другая длиной ~ 52 мм в радиусе сопряжения (рис. 1.1 – 8).

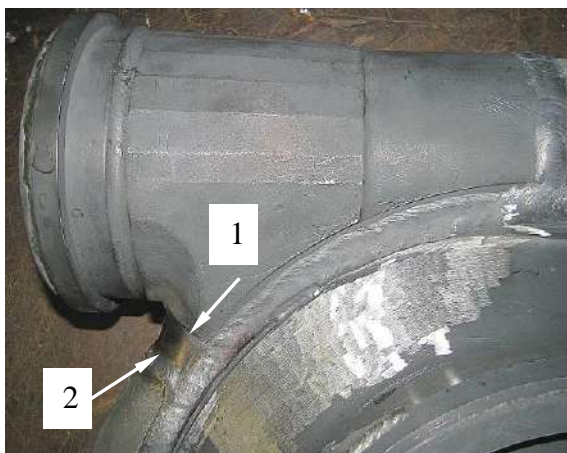


Рис.1.1 – 8 Местоположение трещин в секторе коллектора корпуса насоса (отмечены стрелками 1 и 2). Уменьшено.

Фрагмент с трещиной, расположенной в радиусе сопряжения, был вырезан электроэрозией, после чего трещина была принудительно вскрыта. Макрофрактографическое исследование вскрытой трещины показало, что она имеет окисленную поверхность и глубину ~ 2.5 мм. На поверхности излома выявляются две области, имеющие разную степень окисления: первая область размером (глубиной) ~ 1.5 мм равномерно окислена до темно – серого цвета (рис.



1.1 – 9 по стрелкам 1), вторая глубиной  $\sim 1$  мм окислена до цветов побежалости (рис. 1.1 – 9 по стрелкам 2).

Микрофрактографическим исследованием установлено, рельеф поверхности разрушения в областях 1 и 2 идентичен и соответствует разрушению по межзеренному механизму, при этом у материала корпуса наблюдается значительная разница в размерах зерна. Крупные зерна имеют размер  $\sim 200 - 250$  мкм, мелкие зерна  $\sim 20 - 40$  мкм (рис. 1.1 – 10).

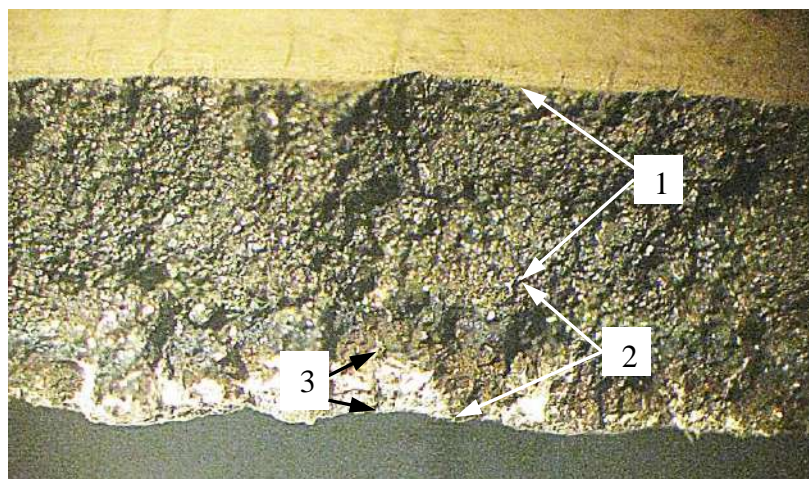


Рис. 1.1 – 9 Макроизображение поверхности трещины. Стрелками показаны: 1 – область с поверхностью темно – серого цвета, 2 – область с поверхностью, окисленной до цветов побежалости, 3 – зона силового долома. Увеличение  $15^{\times}$ .

МРСА поверхности трещины показал, что в первой области содержание кислорода составляет  $\sim 37\%$  вес., во второй области среднее содержание кислорода на поверхности разрушения примерно в 2.5 раза ниже и составляет  $\sim 14\%$  вес. На поверхностях излома в каждой из областей наблюдается относительно равномерное распределение кислорода.

Наличие на поверхности трещины двух областей с разной степенью окисления является признаком того, что разрушение происходило под воздействием статической нагрузки по механизму **термоудара** в два этапа. Такие разрушения могут произойти под воздействием растягивающих напряжений на поверхности сб. ед., возникающих при охлаждении разогретой сборки. На операции пайки корпуса при температуре  $750^{\circ}\text{C}$  осуществляется ускоренное охлаждение корпуса вентилятором (имитация закалки). Поскольку операция

пайки проводилась дважды можно сделать вывод о том, что образование первой трещины глубиной  $\sim 1.5$  мм произошло при ускоренном охлаждении детали во время первой пайки, а при ускоренном охлаждении на второй пайке трещина выросла еще на 1 мм.

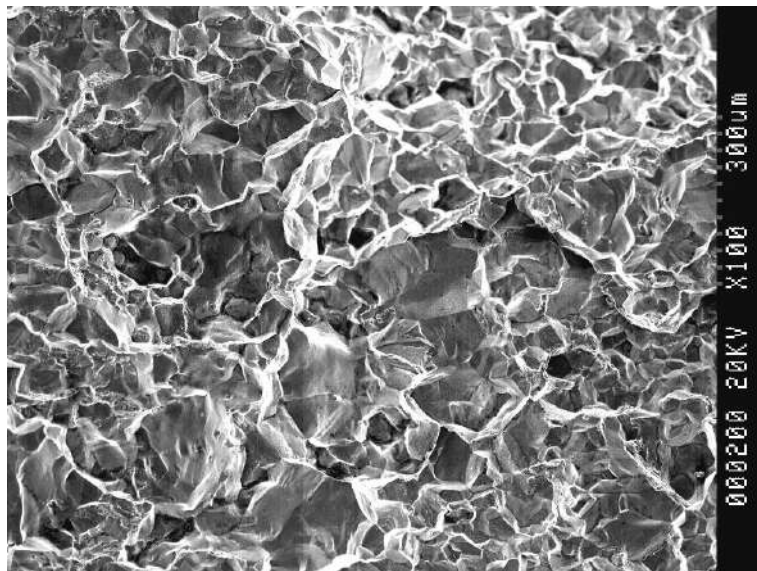


Рис. 1.1 – 10 Электронная фрактограмма поверхности разрушения. Увеличение  $62\times$ .

К факторам, способствовавшим разрушению, можно отнести значительную разнотекстурность материала сборки и наличие концентраторов напряжений в местах образования трещин в виде границы валика сварного шва и относительно глубоких рисок от механической обработки. Причиной значительной разницы в размерах зерна у материала сектора коллектора могла стать его недостаточная проработка при горячей деформации.

### Заключение

На рассмотренных выше примерах высокотемпературных разрушений показано, что метод ДО является эффективным средством для определения механизмов разрушения. При схожести рельефов поверхности межзеренных разрушений, возникающих при высокой температуре, уменьшение концентрации кислорода по мере увеличения длины (глубины) трещины достоверно свидетельствует о том, что разрушение произошло либо по усталостному механизму под воздействием циклической нагрузки, либо по механизму

статической усталости, например, при высокотемпературных испытаниях на длительную прочность.

Трещины с подобным рельефом поверхности могут образовываться и при одноразовом воздействии термоцикла по механизму термоудара, но в этом случае на всей поверхности разрушения концентрация кислорода будет распределена относительно равномерно.

Следует отметить, что одним из основных отличий роста термоусталостной трещины от трещины, образующийся за один цикл при воздействии статической нагрузки, является тот факт, что для зарождения усталостной трещины необходимо набрать некоторое число циклов, в то время как термоударная трещина образуется при охлаждении за один цикл.

## **1.2. Методика оценки качества паяных соединений и примеры ее использования**

Основным свойством паяного шва, определяющим его качество, является разрывная прочность паяного соединения, значение которой определяется количеством и характером дефектов в шве. Наиболее часто встречающимися дефектами паяных соединений, снижающих их прочность, являются газовые пористость и раковины, непропаи, неспаи, прослойки химических соединений, подрезы и трещины [5]. Эти дефекты классифицируют на две группы: связанные с заполнением расплавом припоя зазора между соединенными пайкой деталями и возникающие в процессе охлаждения изделия с температуры пайки. Дефекты первой группы связаны главным образом с особенностями заполнения капиллярных зазоров в процессе пайки. Дефекты второй группы обусловлены уменьшением растворимости газов в металлах при переходе их из жидкого состояния в твердые и усадочные явления [6]. Перечисленные выше дефекты могут по-разному способствовать разрушению шва при воздействии статической и динамической нагрузок.

Существующая процедура оценки качества пайки регламентируется ОСТ 92-1190-88 и на практике, как правило, сводится к металлографическому

исследованию поперечных шлифов паяных соединений. У такого подхода имеются серьезные недостатки, основными из которых являются наличие в микроструктуре шва артефактов, образовавшихся при приготовлении шлифа, часто принимаемых за технологические дефекты (инородные включения, растравленные включения и межфазные границы) и невозможность объективной оценки прочности паяного соединения, например, при охрупчивании структурных составляющих шва.

С целью устранения отмеченных выше недостатков металлографического метода и получения объективной характеристики качества паяных соединений в данной работе предлагается использовать комбинированную методику, включающую в себя принудительное разрушение паяных швов, оценку их разрывной прочности, значение которой является основным показателем их качества и фрактографическое исследование полученных изломов.

Следует отметить, что разрывная прочность паяных швов является и характеристикой существующей на предприятии технологии пайки. Как правило, давления гидроиспытания сборок и напряжения, возникающие в паяных швах, значительно меньше, чем прочность паяных соединений регламентированных КД. Поэтому возможны случаи, когда паяные швы имеют прочность меньшую, чем регламентированный КД уровень, а сборочная единица проходит гидроиспытания. Аттестация паяных швов сборок при П.И. (периодических испытаниях) только с использованием металлографических исследований и без определения разрывной прочности швов, по сути, позволяет аттестовать на соответствие КД соединения с пониженной прочностью, получаемые в результате нарушений в технологических процессах, которые могут носить системный характер. Например, имели место случаи, когда у сборок, получаемых контактно-реактивной пайкой и прошедших гидроиспытания разрывная прочность швов находилась на уровне  $\sim 147.2$  МПа ( $15$  кгс/мм<sup>2</sup>), что ниже значений принимаемых при расчетах запасов прочности паяных соединений. При этом основной причиной снижения уровня прочности швов, получаемых контактно-реактивной пайкой, является дефицит жидкой фазы при пайке, связанный главным образом с

недостаточной толщиной серебряного покрытия, наносимого на оребренную стенку. В свою очередь недостаток толщины серебряного покрытия связан с нарушениями технологии его нанесения, которые в течение долгого времени не устраняются, поскольку сборки проходят тестовые гидроиспытания.

Как правило, в КД для прочности паяных соединений принимается значение прочности материала оребренной стенки. В зависимости от качества пайки принудительное разрушение паяных соединений может происходить по материалу шва, по границе между швом и поверхностью одной из сопрягаемых стенок или по основному материалу ребер оребренной стенки. Разрушение швов по материалу ребер внутренней стенки является свидетельством высокого качества паяных швов. Наличие дефектов в паяных швах снижает их прочность и соответственно качество.

Ниже приводятся конкретные примеры использования комбинированного метода для оценки качества паяных швов, получаемых капиллярной и контактно-реактивной пайкой [7, 8].

### 1.2.1 Методика исследования

Качество паяных соединений определяли на фрагментах сборок, полученных по технологиям контактно-реактивной (медь-серебро) и капиллярной пайки. Изломы для фрактографических исследований получали путем принудительного разрушения плоских образцов, которые готовили путем электроэрозионной вырезки из фрагментов сборок. Образцы имели толщину 1-3 мм и содержали от 1 до 4 паяных швов (рис. 1.2.1 – 1).

Разрушение образцов проводили на разрывных испытательных машинах Амслер Р–5 и ИР- 5082-100 с фиксацией уровня разрушающей нагрузки  $P_p$ .

При разрушении паяных соединений по материалу шва разрывную прочность паяных соединений определяли по формуле:

$$\sigma_p = P_p / S_{III} \quad (3)$$

где  $S_{III}$  – суммарная площадь изломов.

При разрушении образцов по материалу ребер внутренней стенки для разрывной прочности швов принимали значение  $\sigma_p > \sigma_m$ , где  $\sigma_m$  – прочность материала оребренной стенки.

Макро и микрофрактографическое исследование поверхностей изломов проводили с помощью бинокулярного микроскопа МБС - 1 и сканирующего электронного микроскопа “S-800” с приставкой для рентгеновского микроанализа (МРСА) “Link-860”.

Макро и микрофрактографическое исследование поверхностей изломов проводили с помощью бинокулярного микроскопа МБС - 1 и сканирующего электронного микроскопа “S-800” с приставкой для рентгеновского микроанализа (МРСА) “Link-860”.

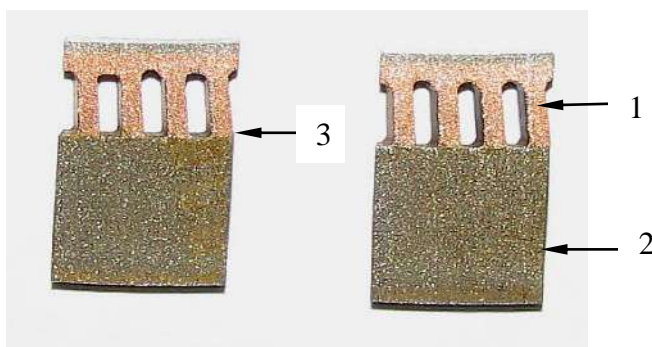


Рис. 1.2.1 – 1 Внешний вид плоских образцов с 4-мя паяными швами. Стрелками показаны: 1 – внутренняя оребренная стенка, 2 – наружная стенка, 3 – местоположения паяных швов.

Металлографические исследования микроструктуры паяных швов проводили на микроскопе Neophot-21 и использовали как дополнение.

### **1.2.2 Примеры практического использования комплексной методики оценки качества пайки** **Капиллярная пайка**

Охрупченное состояние паяных соединений, приводящее к существенному снижению их прочности, не может быть выявлено методами металлографического контроля. Оно может возникать у швов, полученных при пайке высокотемпературными припоями, такими как Г70 и ПЖК-35.

В качестве примера приведены результаты исследования паяных швов фланца узла качания, при пайке которого используется капиллярная пайка припоем Г70НХ ТУ1-92-54-93. Сопрягаемые детали: внутренняя оребренная

стенка (ХН78Т), корпус фланца (сталь 06Х15Н6МВФБ). На сопрягаемые поверхности деталей сборки наносится гальваническое покрытие никеля толщиной 7...15 мкм. Температура пайки –  $1200\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$ , выдержка –  $9 \pm 1$  мин.

Во время гидроиспытания одной из сборочных единиц при давлении 90 кгс/см<sup>2</sup> произошло преждевременное разрушение паяных соединений и вздутие внутренней стенки на участке 70 x 50 мм<sup>2</sup>.

Металлографическое исследование показало, что паяные соединения сборки имеют плотные штатные галтели и швы толщиной ~ 60 мкм (рис. 1.2.2 – 1).

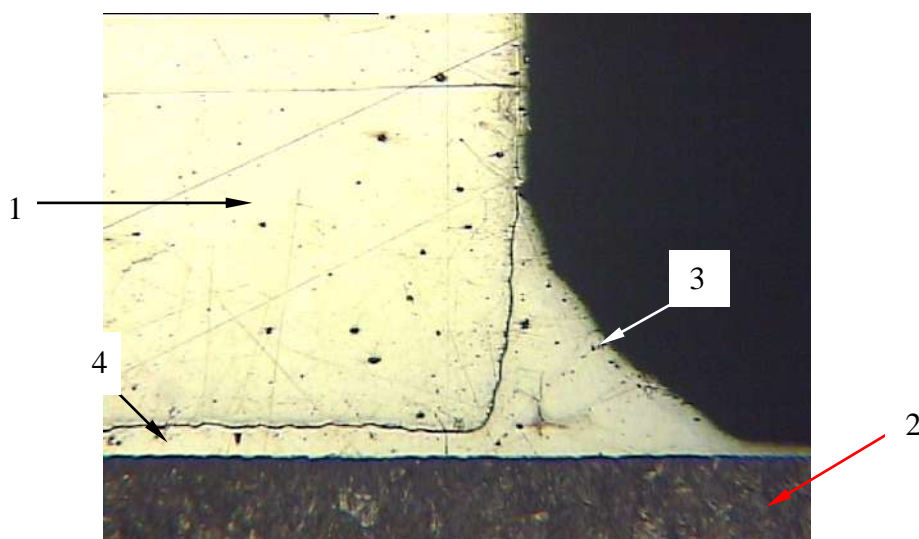


Рис. 1.2.2 – 1 Макроизображение поперечного сечения паяного шва фланца узла качания. Стрелками показаны: 1 – ребро внутренней стенки, 2 – наружная стенка (корпус), 3 – галтель, 4 – шов. Увеличение  $70\times$ .

Согласно существующим требованиям, такое строение паяных швов позволяет квалифицировать их как соответствующие требованиям КД. Но, поскольку паяные соединения в данной сборке имели низкую прочность, можно заключить, что используемая для оценки качества паяных соединений металлографическая методика в данном случае не позволяет адекватно оценить соответствие швов требованиям КД.

Для определения прочности паяных швов и причин ее снижения была использована предложенная комбинированная методика.

Из фрагментов сборки были вырезаны плоские разрывные образцы, содержащие по одному ребру внутренней стенки. Проведенные разрушения образцов показали, что средняя разрывная прочность паяных швов сборки



составляет  $\sim 217.8$  МПа ( $22.2$  кгс/мм<sup>2</sup>) (табл. 1.2.2 – 1), при этом все их разрушения проходили по материалу швов (рис. 1.2.2 – 2).

Таблица 1.2 – 1

Разрывная прочность паяных швов фланца

№ образца	1	2	3	Среднее
$\sigma_p$ , МПа	294.3 МПа	127.6 МПа	215.8 МПа	<b>217.8 МПа</b>

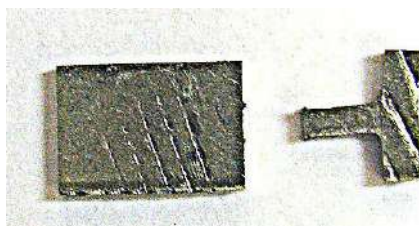


Рис. 1.2.2 – 2 Внешний вид образца, разрушенного по материалу паяного шва. Увеличено.

Для выяснения причин снижения разрывной прочности паяных соединений были проведены фрактографические исследования изломов, образовавшихся при тестовом разрушении образцов. Было установлено, что разрушения галтелей и самих паяных швов происходили хрупко по межзеренному механизму (рис. 1.2.2 – 3).

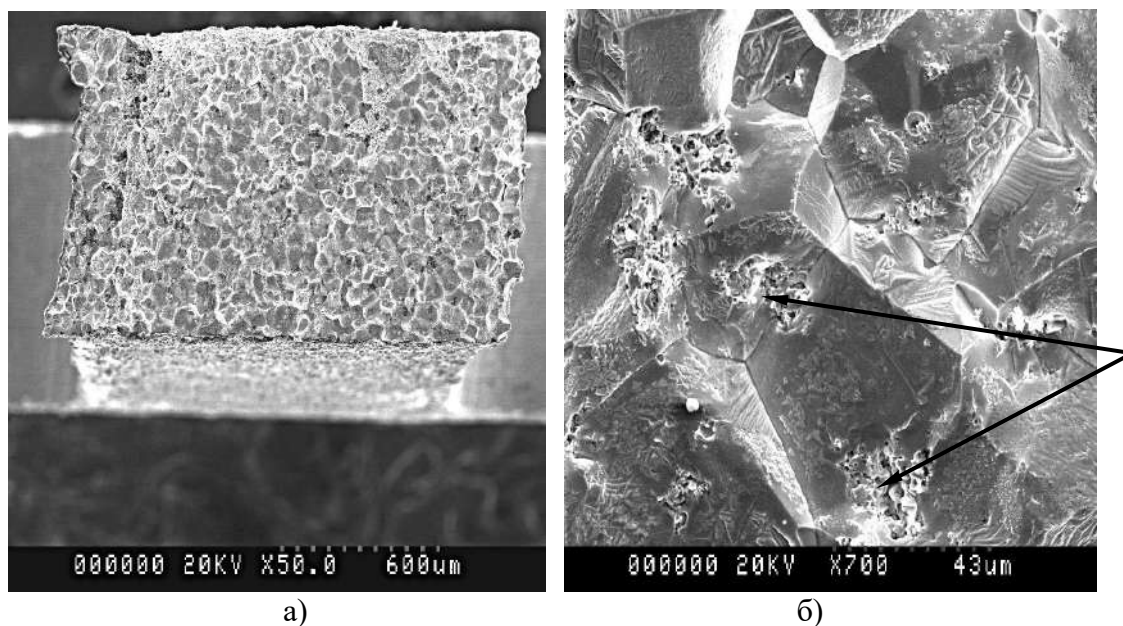


Рис. 1.2.2 – 3 Электронные фрактограммы поверхности излома шва с прочностью  $\sigma_p$  – 215.8 МПа : а – макроизображение излома образца, б – межзеренный рельеф поверхности разрушения паяного шва. Стрелками отмечены частицы оксикарбидов хрома, марганца и титана.



На поверхности изломов швов выявлены частицы выделений, по данным микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) являющиеся оксикарбидами хрома, марганца и титана. На межзеренной поверхности излома галтелей выявлены интерметаллиды Ni-Mn, наиболее вероятно являющиеся причиной охрупчивания галтелей. Очевидно, что причиной низкой прочности паяных соединений в данной сборке явилось охрупченное состояние материала галтелей и паяного шва.

С целью устранения хрупкости паяных швов была проведена «нормализация» фрагмента сборки путем нагрева и выдержки образцов в вакууме при 1000 °С в течение 1 часа.

Испытания «нормализованных» образцов показали, что средняя разрывная прочность паяных соединений возросла до 592.5 МПа (60.4 кгс/мм<sup>2</sup>) (табл. 1.2.2 – 2). Разрушения образцов проходили как по материалу швов, так и по материалу ребер внутренней стенки (рис. 1.2.2 – 4).

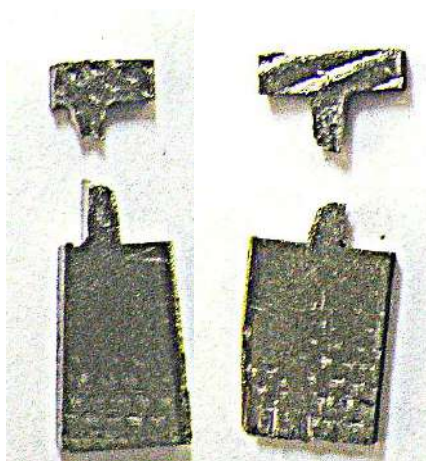


Рис. 1.2.2 – 4 Внешний вид разрушенных образцов фланца, прошедших «нормализацию». Увеличено.

Таблица 1.2.2 – 2.

Разрывная прочность «нормализованных» паяных швов фланца

№ образца	1	2	3	4	5	6	Среднее
$\sigma_p$ , МПа	536.4	605.3	584.7	584.7	592.5	554.2	<b>592.5</b>

Фрактографическое исследование изломов «нормализованных» швов показало, что разрушения галтелей и швов проходили вязко с образованием ямочного рельефа поверхности разрушения (рис. 1.2.2 – 5). Таким образом,

проведение нормализации паяных соединений устранило охрупченное состояние швов и галтелей и существенно повысило их прочность до уровня, соответствующего требованиям КД. Смена механизма разрушения после нормализации однозначно характеризуется выявленной сменой рельефа поверхности излома.

Другим трудно выявляемым металлографией дефектом паяных соединений являются термические трещины, образующиеся при охлаждении сборки при пайке и расположенные на границе паяный шов – стенка. Такие трещины практически не имеют раскрытия и становятся выявляемыми на шлифах только после их раскрытия при гидроиспытаниях сборочной единицы. Наличие таких дефектов может приводить к негерметичности паяных соединений. Например, у большой партии магнитопроводов соленоида при пневмоиспытаниях  $p = 22.56$  МПа ( $230 \text{ кгс/см}^2$ ) у 75% деталей была выявлена негерметичность по паяному соединению (сталь 10880 Ш - сталь 12X18H10T, пайка медью). Металлографический контроль паяных соединений данной партии деталей, произведенный разрезкой 2-х сб. единиц, замечаний к швам не нашел.

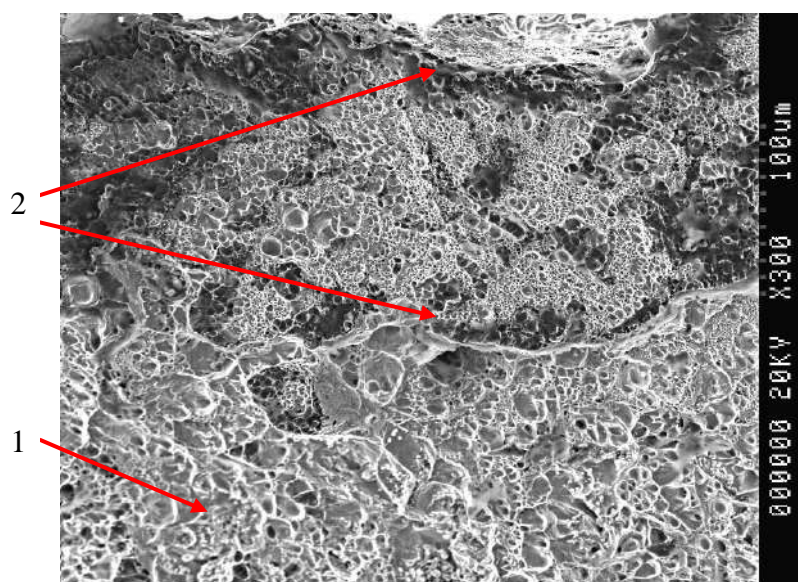


Рис. 1.2.2 – 5 Электронные фрактограммы поверхности излома «нормализованного» шва с прочностью  $\sigma_p = 592.5$  МПа. Стрелками показаны: 1 – вязко разрушенный шов, 2 – вязко разрушенная галтель

Для проведения исследований по определению причины негерметичности из магнитопорода электроэрозией было вырезано 15 плоских осевых образцов,

содержащих по два паяных шва, которые были подвергнуты принудительному разрушению путем изгиба. При разрушениях получены следующие результаты: у 4-х образцов паяный шов не разрушился (рис. 1.2.2 – 6, 1), у 3-х образцов разрушения прошли по материалу паяного шва (рис. 1.2.2 – 6, 2) и у 5-ти образцов разрушения швов произошли по границе паяный шов – поверхность детали поз. 3 (проставка) (рис. 1.2.2 – 6, 3).



Рис. 1.2.2 – 6 Внешний вид плоских образцов после принудительного разрушения паяного шва.  
Цифрами показаны: 1 – не разрушенный шов, 2 – разрушение по материалу шва,  
3 – разрушение по границе паяный шов – поверхность проставки.

Микрофрактографическое исследование показало, что разрушения по паяному шву происходило вязко с образованием ямочного рельефа поверхности (рис. 1.2.2 – 7а), а разрушение по границе паяный шов – поверхность проставки путем «расслоения» с образованием рельефа типа реплики (рис. 1.2.2 – 7б).

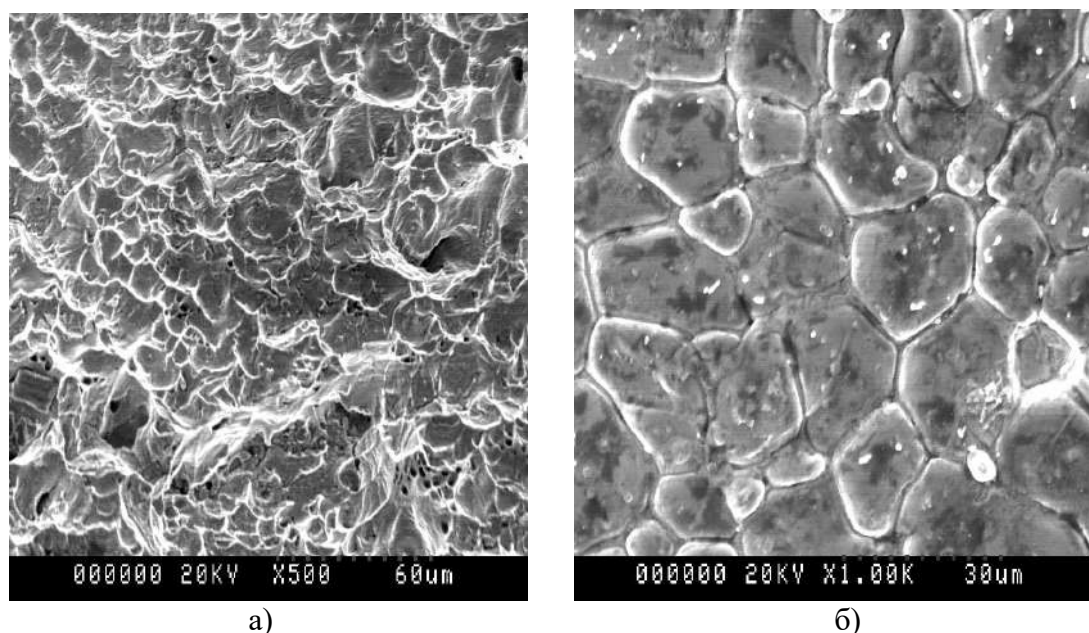


Рис. 1.2.2 – 7 Электронные фрактограммы поверхностей разрушения по паяному шву (а), по границе паяный шов – проставка (б).

Также было установлено, что на поверхности изломов образцов, разрушавшихся по границе паяный шов-поверхность стенки, имеются относительно крупные раковины и множественные поры. Полученные результаты позволили сделать заключение о том, что негерметичность швов возникает на операции отжига в результате растрескивания (отслоения) шва по границе шов – поверхность проставки под воздействием термических напряжений. Образованию раковин на границе паяный шов - проставка, являющихся при отжиге концентраторами термических напряжений, способствуют «не качественная» атмосфера в контейнере при пайке (кислород, водород) и низкий уровень адгезии шва к стенке проставки

### **Контактно-реактивная пайка**

Существующая технология контактно-реактивной пайки предусматривает нанесение на сопрягаемые стенки деталей сборки гальванических покрытий серебра и меди, а пайка проводится при температуре  $970 \pm 10$  °С. Основной проблемой паяных соединений, полученных контактно-реактивной пайкой, является низкая прочность паяных швов, связанная с наличием дефектов в виде раковин, непропаев и отсутствия штатных галтелей. Данные дефекты образуются в результате дефицита жидкой фазы припоя, возникающего, как правило, из-за недостаточной толщины серебряного покрытия на одной из деталей.

Применение комплексной методики к оценке паяных соединений, полученных контактно-реактивной пайкой деталей с гальваническими покрытиями меди и серебра, позволяет определить качество швов непосредственно по характеру их разрушения, поскольку в абсолютном большинстве случаев при принудительном разрушении таких паяных соединений возникают две ситуации: разрушения происходят по материалу ребер бронзовой стенки или по паяному шву (рис. 1.2.2 – 8).

Разрушение по материалу ребер является свидетельством высокого качества швов и того, что швы имеют максимальную для данной пары компонентов припоя прочность. Сборки с такими швами штатно проходят тестовые гидроиспытания. Разрушение по материалу шва показывает, что паяные соединения имеют



пониженную для данной пары компонентов припоя прочность и именно у сборок с такими паяными соединениями происходят преждевременные разрушения паяных швов и последующее «вздутие» (потеря устойчивости) бронзовой стенки при тестовых гидроиспытаниях.

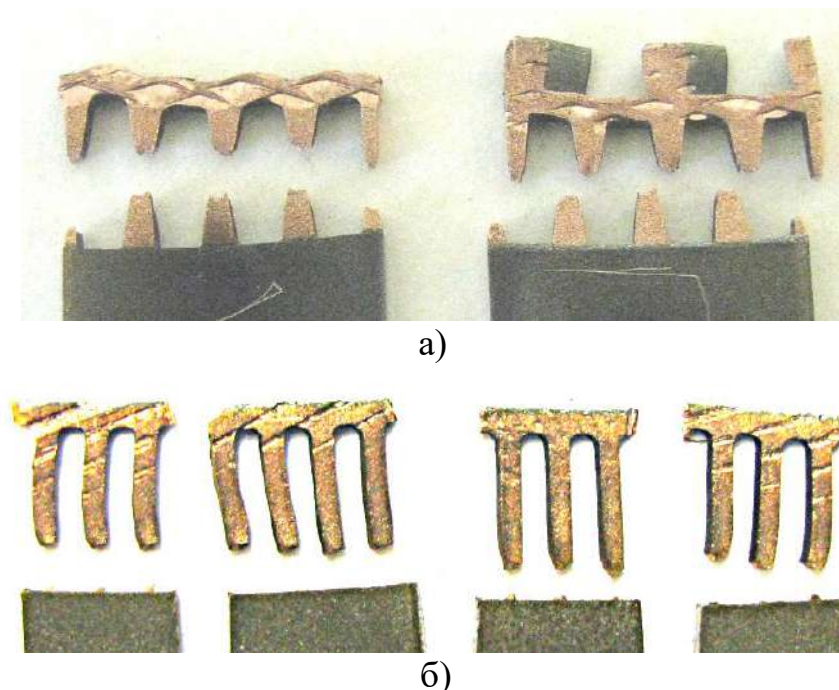


Рис. 1.2.2 – 8 Внешний вид принудительно разрушенных разрывных образцов паяных соединений сборок, полученных контактно – реактивной пайкой: а - разрушение по материалу ребер, б – разрушение по паяному шву

Например, принудительное разрушение плоских образцов с паяными швами, вырезанных из «секции первой» камеры сгорания, у которой при гидроиспытании произошло преждевременное разрушение паяных швов и вздутие бронзовой стенки, происходило по материалу шва (рис. 1.2.2 – 8б), а среднее значение их разрывной прочности составляло  $\sim 147.2$  МПа ( $15$  кгс/мм<sup>2</sup>). Фрактографическое исследование изломов показало, что на поверхности изломов присутствуют дефекты в виде раковин и непропаев, кроме этого у швов отсутствовали галтели.

### **1.3 Определение средней толщины серебряного покрытия на оребренных стенках методом рентгенофлуоресцентного анализа**

В технологии изготовлении охлаждаемых стенок камер сгорания, теплообменников и других узлов ЖРД применяются контактно – реактивная пайка (КРП), при которой на сопрягаемые поверхности деталей наносятся

гальванические покрытия меди и серебра. Как правило, внутренняя деталь такой сборки представляет собой оребренную стенку, изготавливаемую из меди или бронзы БрХ<sub>0,8</sub>. На оребренные стенки наносится гальваническое серебряное покрытие, а на внешнюю стенку сборки с плоской поверхностью гальваническое покрытие меди. Геометрия бронзовой стенки описывается размерами элементов оребрения, схема которых представлена на рис. 1.3 – 1.

Для получения качественных паяных соединений необходимо, чтобы при контактном плавлении во время пайки образовалось такое количество жидкой фазы припоя (медно-серебряной эвтектики), которого хватило бы для заполнения зазора между сопрягаемыми поверхностями и образования плотных галтелей. Поскольку основой одной из сопрягаемых стенок является медь, то главным фактором, контролирующим количество жидкой фазы припоя, будет толщина серебряного покрытия. При осаждении серебряного покрытия на оребренную стенку его требуемая толщина, значение которой используется при расчете параметров электролиза, представляет собой среднюю толщину покрытия на элементах оребрения стенки:

$$h_{cp} = \frac{(h_T L_T + h_D L_D + 2h_B L_B)}{(L_T + L_D + 2L_B)} \quad (1)$$

где  $h_T$ ,  $h_D$ ,  $h_B$  – толщина покрытия на торце ребра, на дне канала и на двух боковых поверхностях ребра соответственно,  $L_T$ ,  $L_D$ ,  $L_B$  – ширина ребра, ширина канала и высота ребра соответственно.

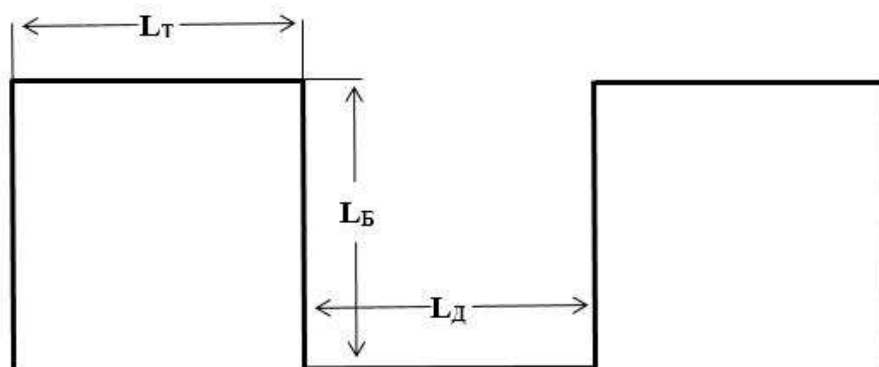


Рис. 1.3 – 1 Схема оребрения стенки.  $L_T$  – ширина ребра,  $L_B$  – высота ребра,  $L_D$  – ширина межреберного канала.

Проводимая по существующей технологии оценка толщины серебряного покрытия по образцам–свидетелям из-за неопределенности в распределении тока между покрываемой стенкой и образцами-свидетелями не является корректной (достоверной). Недостоверность определения толщины серебряного покрытия приводит к случаям получения низкого качества паяных соединений и их преждевременным разрушениям во время гидроиспытаний сборок. В связи с этим разработка методики, позволяющей неразрушающим методом непосредственно на оребренной стенке корректно проводить экспресс-анализ толщины серебряного покрытия, является актуальной проблемой [9].

Известно, что для определения толщины покрытий может быть использовано рентгеновское излучение, при этом используются как эффекты поглощения рентгеновского излучения, так и эффекты возбуждения (флюоресценции). Например, в [10] приводятся результаты по определению толщины оловянного покрытия, нанесенного на железную подложку. Здесь полихроматическим излучением медной мишени возбуждали К-линию железа в подложке и измеряли ее интенсивность после прохождения через покрытие олова. В [11] толщину хромового покрытия, нанесенного на молибденовую подложку, определяли по изменению интенсивности его К-линии, возбуждаемой излучением рентгеновской трубки с вольфрамовым анодом.

В данной работе проведена разработка методики неразрушающего контроля толщины серебряного покрытия с использованием рентгенофлуоресцентного анализа.

В настоящее время налажен выпуск компактных переносных приборов рентгенофлуоресцентного анализа (РФА) и в данной работе был использован прибор OLYMPUS DELTA Professional (рис. 1.3 – 2).

Этот прибор предназначен для экспрессного определения химического состава сплавов, минералов и других веществ. Источником рентгеновского излучения в нем является рентгеновская трубка с родиевым анодом. Напряжение на трубке – 40 кВ. Прибор оснащен встроенной камерой, визуализирующей участок анализа и имеет коллиматор, позволяющий уменьшать диаметр пучка с

10 мм до 3 мм. При измерениях прибор касается участка поверхности, на котором проводятся измерения, а для исключения повреждений поверхности покрытия на рабочий торец прибора наклеена полиэтиленовая пленка. Местоположение пучка на экране прибора выделено красным кружком соответствующего диаметра.



Рис. 1.3 – 2 Внешний вид RFA анализатора Olympus DELTA Professional

Ниже показано, что такой прибор может быть использован и для определения толщины серебряного покрытия, нанесенного на оребренную поверхность бронзовой стенки.

### Методика и оборудование

Плоские тест-образцы с различной толщиной серебряного покрытия получали путем гальванического осаждения покрытия на медные подложки из цианистого электролита. Время осаждения покрытия заданной толщины определяли по уравнению:

$$\tau_i = \frac{\rho h_i}{j E \alpha} \quad (1)$$

где  $\tau_i$  – время осаждения покрытия;  $\rho$  – плотность серебра;  $h_i$  – заданная толщина покрытия;  $j$  – плотность тока;  $E$  – электрохимический эквивалент серебра;  $\alpha$  – выход по току.

После осаждения серебряного покрытия заданной толщины на часть поверхности тест-образца наносили медное покрытие толщиной  $\sim 20$  мкм, после чего электроэрозией эту часть срезали и изготавливали поперечный шлиф. Толщину серебряного покрытия на тест-образцах проводили прямыми



измерениями на микроскопе Axio Vert.A1 MAT. На рис. 1.3 – 3 показан поперечный шлиф тест-образца с серебряным покрытием толщиной 12 мкм.

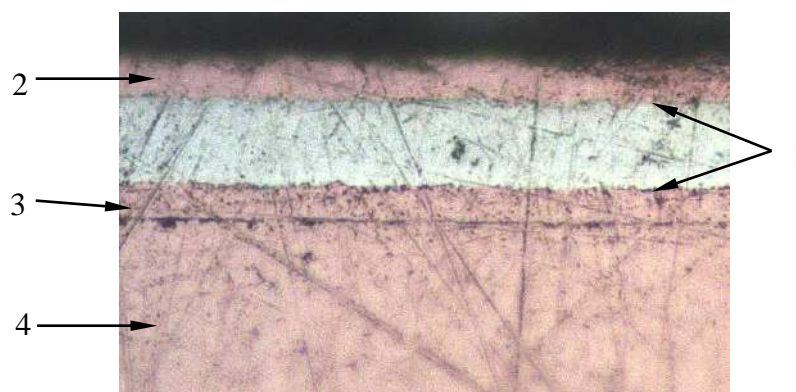


Рис. 1.3 – 3 Микроструктура поперечного сечения тест-образца с серебряным покрытием толщиной 12 мкм. Стрелками отмечены: 1 – серебряное покрытие, 2 – внешний слой медного покрытия, 3 – подслой меди, 4 – медная основа. Увеличение  $830\times$ .

Было изготовлено семь тестовых образцов. Проведенные измерения показали, что толщина серебряного покрытия на образцах составляет 1.3, 3.3, 5.3, 6.0, 7.2, 10 и 12.1 мкм соответственно.

### **Физические основы рентгенофлуоресцентного метода определения толщины покрытия**

Явление рентгеновской флуоресценции заключается в испускании элементом А характеристического рентгеновского излучения К, L или М-серий, возникающего при поглощении им рентгеновского моно - или полихроматического излучения, энергия которого превышает величину края поглощения соответствующей серии элемента А.

Схема определения толщины серебряного покрытия на медной подложке с использованием прибора DELTA Professional приведена на рис. 1.3 – 4.

Первичный пучок характеристического излучения  $K_{\alpha}Rh$ , падающий на поверхность образца под углом  $62^{\circ}$  и проходящий через покрытие и подложку возбуждает в них соответствующие линии характеристического излучения  $L_{\alpha}Ag$  и  $K_{\alpha}Cu$ .

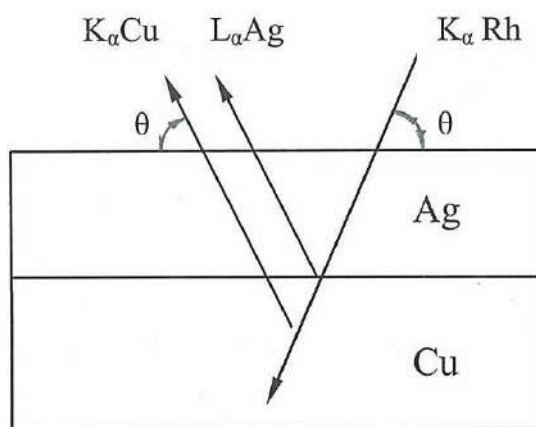


Рис. 1.3 – 4 Схема рентгенофлуоресцентного метода определения толщины серебряного покрытия: Ag – покрытие; Cu – подложка;  $K_{\alpha} Rh$  – первичный пучок характеристического излучения рентгеновской трубки;  $K_{\alpha} Cu$  – линия от подложки;  $L_{\alpha} Ag$  – линия от покрытия;  $\theta$  – углы, образуемые падающим и выходящими пучками с поверхностью образца.

В табл. 1.3 – 1 представлены значения длин волн линий  $K_{\alpha} Rh$ ,  $L_{\alpha} Ag$  и  $K_{\alpha} Cu$ , а также массовые коэффициенты поглощения этих линий серебром и медью [12].

Таблица. 1.3 – 1

Массовые коэффициенты поглощения  $\mu/\rho$  и длина волны характеристических линий

Излучение Поглотитель	$K_{\alpha} Rh$ , $\lambda - 0.613 \text{ \AA}$	$L_{\alpha} Ag$ , $\lambda - 4.154 \text{ \AA}$	$K_{\alpha} Cu$ , $\lambda - 1.541 \text{ \AA}$
Ag	17.5	498.5	201.4
Cu	32.4	-	55.0

Как следует из данных таблицы, длина волны линии  $K_{\alpha} Rh$  существенно меньше, чем длина волны линий  $L_{\alpha} Ag$  и  $K_{\alpha} Cu$ , поэтому при прохождении первичного родиевого излучения  $K_{\alpha} Rh$  через покрытие и подложку в них возбуждаются линии характеристического излучения  $L_{\alpha} Ag$  в покрытии и  $K_{\alpha} Cu$  в подложке. Концентрации серебра  $C_{Ag}$  и меди  $C_{Cu}$ , определенные прибором в весовых процентах, пропорциональны интенсивностям соответствующих линий  $L_{\alpha} Ag$  и  $K_{\alpha} Cu$ .

Полученные концентрации  $C_{Ag}$  и  $C_{Cu}$  можно представить, как отношение масс серебра и меди, находящихся в элементах объема, от которых в детектор

попадает характеристическое излучение элементов покрытия и подложки, к их общей массе:

$$C_{Ag} = \frac{m_{Ag}}{m_{Ag} + m_{Cu}}, \quad C_{Cu} = \frac{m_{Cu}}{m_{Ag} + m_{Cu}}, \quad (2)$$

где  $m_{Ag}$  - масса серебра,  $m_{Cu}$  – масса меди.

На площадке единичной площади массы серебра и меди могут быть выражены через их плотности и толщины:

$$m_{Ag} = \rho_{Ag} h_{Ag}, \quad m_{Cu} = \rho_{Cu} h_{Cu} \quad (3)$$

где  $\rho_{Ag}$  - плотность серебряного покрытия, толщина серебряного покрытия  $h_{Ag}$ ,  $\rho_{Cu}$  – плотность меди,  $h_{Cu}$  - глубина слоя меди, от которого излучение  $K_{\alpha}Cu$  попадает в детектор.

Объединяя уравнения (2) и (3) и проведя преобразования, получим уравнение, связывающее концентрации серебра и меди, определенные прибором, с толщиной серебряного покрытия и глубиной слоя меди, от которого излучение  $K_{\alpha}Cu$  попадает в детектор:

$$h_{Ag} = \frac{h_{Cu} \rho_{Cu} C_{Ag}}{\rho_{Ag} C_{Cu}} \quad (4)$$

Из (4) следует, что толщина серебряного покрытия прямо пропорциональна концентрации серебра, определенной прибором.

### Экспериментальные результаты

На плоских тест-образцах с известной толщиной серебряного покрытия были проведены измерения концентраций серебра и меди, которые сведены в табл. 1.3 – 2 и представлены графически на рис. 1.3 – 5.

Таблица 1.3 – 2

Результаты РФА поверхности серебряного покрытия на тест-образцах

$h_{Ag}$ , мкм	1.3	3.3	5.3	6.0	7.2	10.0	12.1
$C_{Ag}$ , %	6.5	19.5	31.9	35.2	46.4	67	75.8
$C_{Cu}$ , %	93.5	80.5	68.1	64.8	53.6	33	24.2
$h^* Cu$ , мкм	22.3	20.8	13.2	12.8	9.8	5.8	4.5

\* - значения, рассчитанные по уравнению (3).

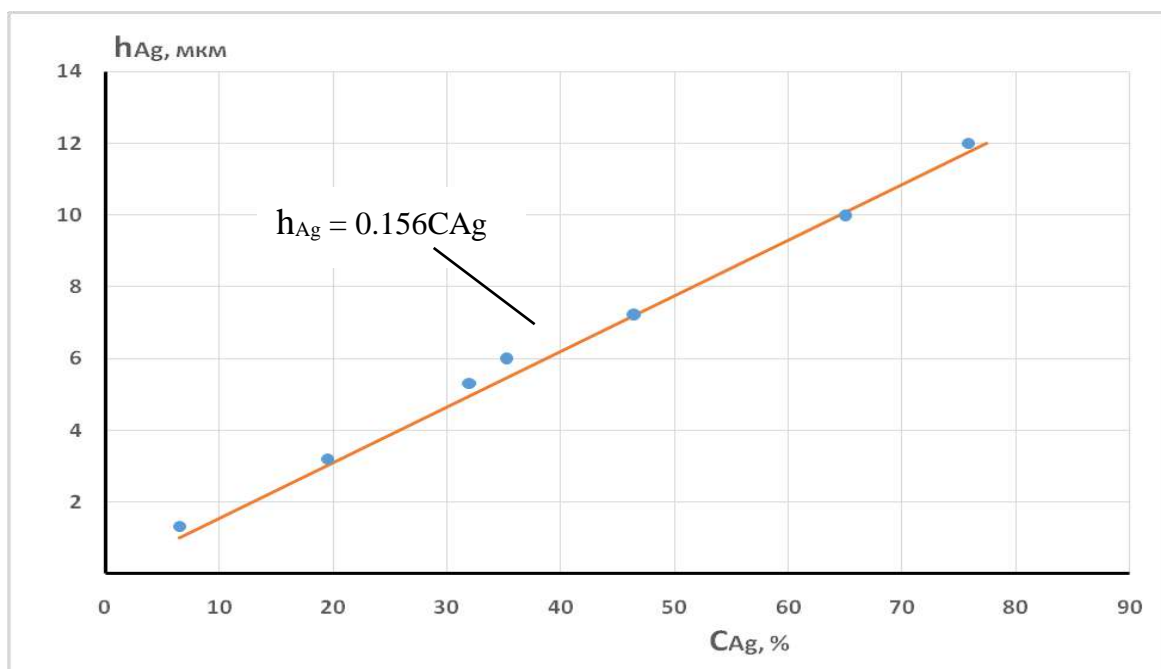


Рис. 1.3 – 5 Зависимость толщины серебряного покрытия от концентрации серебра. Экспериментально полученные результаты показаны кружками.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в интервале толщин от 1 до 12 мкм зависимость толщины серебряного покрытия от концентрации серебра, определенной прибором РФА, носит линейный характер. Повышение толщины покрытия на 1 мкм приводит к повышению концентрации серебра в среднем на 6.3%. Экспериментально полученная зависимость может быть аппроксимирована прямой, описываемой уравнением:

$$h_{Ag} = 0.156 \cdot C_{Ag} \quad (5)$$

где  $C_{Ag}$  – концентрация серебра, определенная прибором.

С увеличением толщины серебряного покрытия линейный характер зависимости толщины покрытия от концентрации серебра изменится на нелинейный и при критической толщине покрытия  $h_c$  кривая выйдет на насыщение. При любой толщине, превышающей  $h_c$ , из-за полного поглощения покрытием серебра линии  $K_{\alpha}Cu$ , прибор будет определять 100% серебра.

Известно [13], что критическая глубина, на которой происходит полное поглощение рентгеновского излучения, может быть определена по уравнению:

$$\ln\left(\frac{I}{I_0}\right) = -(\mu\rho d_c) \quad (6)$$

где  $I$  – интенсивность поглощенного пучка,  $I_0$  – падающего пучка,  $\mu$  – массовый коэффициент поглощения,  $\rho$  – плотность,  $d_c$  – критическая глубина.

Поскольку  $d_c$  является расстоянием, которое проходит рентгеновский пучок до полного поглощения, а отбор излучения детектором осуществляется под углом  $\theta = 62^\circ$  по отношению к поверхности образца, то критическая толщина покрытия  $h_c$ , соответствующая полному поглощению излучения, будет определяться путем умножения  $d_c$  на  $\sin 62^\circ$ :

$$h_c = 0.88d_c, \quad (7)$$

Для проведения расчета критической глубины выбирают произвольно некоторое значение отношения  $I/I_0$ , например, 0.01, соответствующее поглощению 99% процентов интенсивности падающего пучка и по уравнению (6) проводят вычисление  $d_c$ .

С использованием данных табл. 1.3 – 1 и уравнения (6) были определены критические глубины  $d_c$  поглощения линии  $K_\alpha Rh$  в серебре (250 мкм) и в меди (159 мкм), а также линии  $K_\alpha Cu$  в серебре (21.8 мкм).

Критическая глубина поглощения линии характеристического излучения  $K_\alpha Cu$  в серебре и соответствующая ей критическая толщина серебряного покрытия  **$h_c = 19.2$  мкм** являются границами, определяющими возможность применения данного метода.

Практическую проверку полученной зависимости толщины покрытия от концентрации серебра проводили на покрытой серебром оребренной стенке проставки коллектора двигателя РД171М (рис. 1.3 – 6).

Из областей стенки, отмеченных на рис. 1.3 – 6 двойными стрелками 1, 2 и 3, электроэрозией были вырезаны фрагменты с серебряным покрытием, на поверхность которых нанесли покрытие меди. Фрагменты 1 и 3 представляли собой участки уплотнительных буртов (УБ), а фрагмент 2 – участок с "косыми" ребрами. Размеры элементов оребрения участков стенки представлены в табл. 1.3 – 3, а схема оребрения стенки на рис. 1.3. – 7.

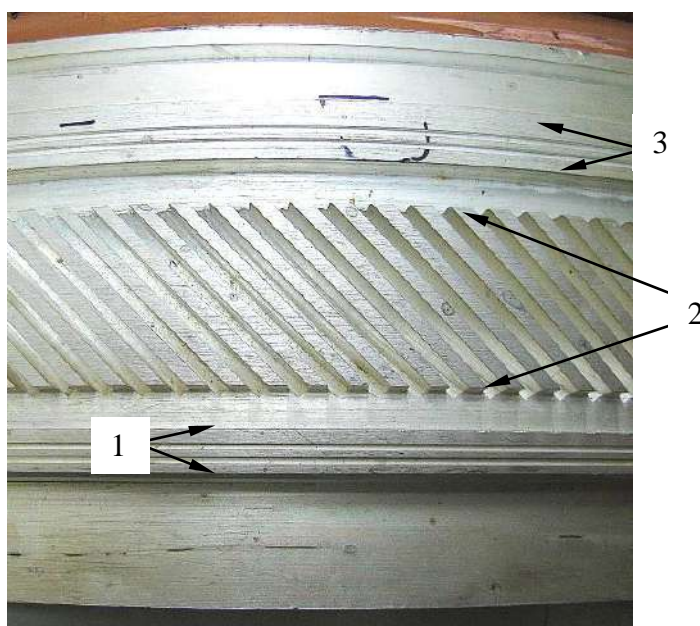


Рис. 1.3 – 6 Макроизображение стенки проставки коллектора двигателя РД 171М. Двойными стрелками отмечены: 1 – уплотнительный бурт 1; 2 – косые ребра; 3 – уплотнительный бурт 2.

Толщину серебряного покрытия на поверхностях торцев ребер ( $h_T$ ), на дне межреберных каналов ( $h_d$ ) и на боковых поверхностях ребер ( $h_b$ ) определяли прямыми измерениями на поперечных шлифах, изготовленных из фрагментов стенки с использованием микроскопа Axio Vert.A1 MAT.

Таблица 1.3 – 3

Параметры ребер стенки проставки коллектора двигателя РД 171 М

Участок стенки	$L_b$ , мм	$L_d$ , мм	$2t$ , мм	$L_T$ , мм
Косые ребра	3	2.1	3.2	2
Ребра УБ	1	1	1.1	1

Результаты прямых измерений показали, что на поверхности торцев косых ребер средняя толщина серебряного покрытия  $h_T \sim 4.5$  мкм, на поверхности межреберного канала и на боковых поверхностях ребер  $h_d \sim h_b \sim 2.3$  мкм. На поверхности ребер уплотнительного бурта средняя толщина покрытия  $h_T \sim 4.3$  мкм, на поверхности межреберного канала и боковых поверхностях ребер  $h_d \sim h_b \sim 2.5$  мкм. Как следует из полученных результатов толщина покрытия на торцах ребер примерно в два раза больше, чем на дне межреберного канала и боковых поверхностях ребер.

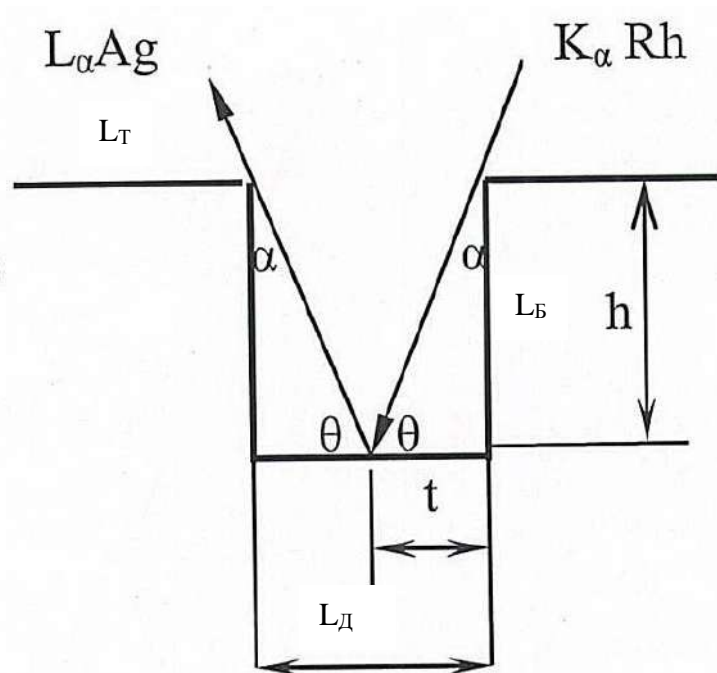


Рис. 1.3 – 7 Схема межреберного канала:  $L_Б$  – высота ребра,  $L_Д$  – ширина межреберного канала,  $L_Т$  – ширина ребра,  $t$  – ширина «тени»,  $\alpha$  – угол, образованный падающим пучком и перпендикуляром к поверхности ребра,  $\theta$  – угол между поверхностью ребер падающим и выходящим пучками.

Следует отметить, что при определении концентрации серебра на поверхности оребренной стенки характеристические линии покрытия  $L_\alpha Ag$  и подложки  $K_\alpha Cu$ , возбуждающиеся в межреберном канале при попадании на его поверхность пучка первичного родиевого излучения  $RhK_\alpha$ , могут как выходить из канала и попадать на детектор, так и полностью поглощаться боковой поверхностью ребра.

Условия, при которых линии  $L_\alpha Ag$  и  $K_\alpha Cu$ , возбуждающиеся на поверхности межреберного канала, могут либо попадать в детектор, либо поглощаться поверхностью ребра, иллюстрируются рис. 1.3–7, соответствующему случаю, когда направление первичного пучка перпендикулярно оси межреберного канала.

В использованном приборе OLYMPUS DELTA Professional первичный пучок  $K_\alpha Rh$  образует с перпендикуляром к поверхности ребра угол  $\alpha$  -  $28^\circ$  и с поверхностью ребра угол  $\theta$  -  $62^\circ$ . При попадании этого пучка в канал с правой стороны образуется "тень" - область шириной  $t = L_Б \tan \alpha$ , где не возбуждаются линии характеристического излучения покрытия и подложки. Угол отбора

характеристического излучения покрытия и подложки также равен  $28^\circ$ . С левой стороны на дне канала образуется еще одна область "тени", в которой возникают характеристические излучения покрытия и подложки, но не попадающие в детектор из-за их поглощения боковой поверхностью ребра. Ширина этой "тени" равна ширине "тени" справа. Из приведенной на рис. 1.3 – 7 схемы видно, что при ширине канала  $L_d < 2t$  характеристические линии покрытия и подложки поглотятся вертикальной поверхностью ребра и не попадут в детектор. В этом случае концентрация серебра, определенная прибором, будет соответствовать концентрации серебра на поверхности ребер стенки, а рассчитанная по уравнению (4) толщина покрытия, будет соответствовать средней толщине покрытия на поверхности ребер в области диаметра первичного пучка  $K_\alpha \text{ Rh}$ .

При  $L_d > 2t$  на детектор будет попадать характеристическое излучение покрытия и подложки, как от поверхности ребер, так и от части поверхности межреберных каналов шириной  $L_k = L_d - 2t$ . При этих условиях концентрация серебра, определенная прибором, будет представлять собой сумму произведений концентраций серебра на поверхностях ребер и межреберных каналов на их относительную длину в области диаметра первичного пучка:

$$C_{Ag} = C_{Ag}^p \left( \frac{L_p}{\Sigma} \right) + C_{Ag}^k \left( \frac{L_k}{\Sigma} \right) \quad (8)$$

где  $C_{Ag}^p$  и  $C_{Ag}^k$  – концентрации серебра на поверхности ребер и межреберного канала соответственно,  $L_p/\Sigma$  – относительная ширина ребер и  $L_k/\Sigma$  относительная ширина участков поверхности межреберных каналов, излучение от которых попадает в детектор,  $\Sigma = L_p + L_k$  – область на диаметре пучка, занимаемая ребрами и участками поверхности межреберных каналов, излучение от которых попадет в детектор.

Как следует из приведенных в табл. 1.3 – 3 данных ширина межреберных каналов в уплотнительных буртах и на участке косых ребер меньше, чем удвоенная ширина "тени" ( $L_d < 2t$ ), поэтому определенная на этих участках толщина покрытия, будет соответствовать средней толщине покрытия на поверхности торцев ребер  $h_T$ .



РФА толщины покрытия на оребренной стенке проводили при ориентации направления первичного пучка перпендикулярно оси межреберного канала. При такой ориентации направления первичного пучка реализуется схема, при которой  $L_d < 2t$ .

При осаждении серебряного покрытия на оребренную стенку его требуемая толщина, значение которой используется при расчете параметров электролиза по уравнению (1), представляет собой среднюю толщину покрытия на элементах оребрения стенки:

$$h_{cp} = \frac{(h_T L_T + h_d L_d + 2h_B L_B)}{(L_T + L_d + 2L_B)} \quad (9)$$

где  $h_T$ ,  $h_d$ ,  $h_B$  – толщина покрытия на торце ребра, на дне канала и на двух боковых поверхностях ребра соответственно,  $L_T$ ,  $L_d$ ,  $L_B$  - ширина ребра, ширина канала и высота ребра соответственно.

Толщины покрытия на дне канала  $h_d$  и боковой поверхности ребра  $h_B$  можно выразить через толщину покрытия на торце ребра  $h_T$  как:

$$h_d = nh_T \quad h_B = mh_T \quad (10)$$

где  $n$  и  $m$  - отношения толщин покрытия на дне межреберного канала и боковой поверхности канала к толщине покрытия на торце ребра. Значения  $n$  и  $m$  зависят от геометрии оребрения и от рассеивающей способности электролита и определяются предварительно прямыми измерения на поперечных шлифах оребренных стенок.

Подставив (10) в (9) получим:

$$h_{cp} = h_T K_2 \quad (11)$$

где  $K_2$  - поправочный коэффициент, учитывающий геометрию оребрения и разное значение толщины покрытия на элементах оребрения:

$$K_2 = \frac{(L_T + nL_d + 2mL_B)}{(L_T + L_d + 2L_B)} \quad (12)$$

Таким образом, для определения средней толщины покрытия на оребренной стенке необходимо сориентировать ось прибора перпендикулярно оси межреберного канала и получить значение концентрации серебра  $C_{Ag}$ , по

уравнению (5) определить значения толщины покрытия на торце ребер  $h_T$ . Далее по уравнению (12) вычислить значение поправочного коэффициента  $K_2$  и по уравнению (11) определить  $h_{cp}$ . Для участка косых ребер стенки  $K_2 = 0.61$ , для участков уплотнительных буртов  $K_2 = 0.63$

Сравнительные результаты по определению толщины серебряного покрытия прямыми измерениями на поперечных шлифах и путем расчета на основании данных рентгенофлуоресцентного анализа приведены в табл.1.3 – 4 и свидетельствуют о хорошей корреляции между ними.

Используя уравнение (10) и полученные результаты расчета  $h_T$  по данным РФА для средней толщины покрытия на участках стенки получим следующие значения:

на участках косых ребер  $h_{cp} = 4.8 \cdot 0.61 = 2.9$  мкм,

на участках уплотнительных буртов  $h_{cp} = 4.7 \cdot 0.63 = 3$  мкм.

Таблица 1.3 – 4

Сравнительные результаты определения толщины серебряного покрытия на поверхности торцов ребер стенки проставки коллектора

Участок стенки	$S_{Ag}, \%$	Расч. $h_T$ , мкм	Эксп. $h_T$ , мкм
Бурт 1	30.0	4.7	4.3
Косые ребра	30.8	4.8	4.5
Бурт 2	30.0	4.7	4.3

На основании полученных данных можно констатировать, что применение неразрушающего рентгенофлуоресцентного метода контроля серебряного покрытия на оребренных стенках проставок позволяет оперативно получать достоверные значения его толщины как на поверхности торцов ребер, так и значения средней толщины покрытия на участках оребрения.

### Выводы к главе 1

1. Метод датированного окисления позволяет достоверно устанавливать механизм высокотемпературного разрушения.

2. 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.

3. Методика, включающая в себя определение разрывной прочности швов, фрактографический анализ поверхности изломов (и дополнительное металлографическое исследование) позволяет объективно оценивать качество швов и определять возможные причины снижения их качества.

4. Оработана и экспериментально проверена методика неразрушающего контроля средней толщины гальванического покрытия серебра на оребренных бронзовых стенках проставок методом рентгенофлуоресцентного анализа.

5. Установлено, что в интервале толщин от 1 до 12 мкм зависимость толщины серебряного покрытия от концентрации серебра, определенной прибором РФА, носит линейный характер. Изменение толщины покрытия на 1 мкм приводит к повышению концентрации серебра в среднем на 6.3%.

6. Определена критическая толщина серебряного покрытия на медной подложке ( $h_c = 19.2$  мкм), определяющая границу применения метода РФА.

## Глава 2. Сопловой аппарат (статор)

Сопловой аппарат (СА) входит в состав статора турбины ЖРД и предназначен для ускорения потока газогенераторного газа, его разделения и разворота на входные кромки лопаток рабочего колеса турбины (РКТ) (рис. 2 - 1). Для изготовления СА линейки двигателей РД171, РД180, РД191 используется горячедеформированный сплав ЭК-61 (ХН58МБЮД). Данный сплав относится к классу жаропрочных никелевых сплавов на железоникелевой основе. Его американский аналог – сплав инконель IN - 718. Химический состав сплава ЭК-61 приведен в табл. 2 - 1.

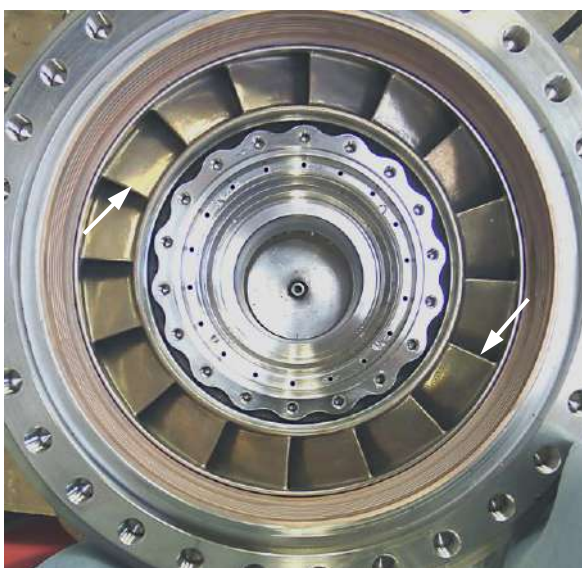


Рис. 2 - 1 Внешний вид статора двигателя РД 180 со стороны выходных кромок лопаток соплового аппарата (показаны стрелками).

Таблица 2 - 1

Химический состав сплава ЭК-61, ТУ 14-1-5045-91

Массовая доля компонентов, %														
C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	Al	Fe	S	P	Cu	V	Zr	Ti	Ni
≤0.05	≤0.5	≤0.5	14.5-18.5	3.0-5.0	4.0-5.5	0.5-1.3	12.0-16.0	≤0.015	≤0.015	0.1-1.0	0.3-0.6	≤0.1	0.2-1.0	Основа

Этот сплав имеет прекрасные свойства при криогенных температурах и используется приблизительно до 650 °С. Механические свойства поковки из сплава ЭК-61 после стандартной термообработки (закалка 980 °С, 1 ч, воздух + старение 730 °С, 15 ч + старение 650 °С, 10 ч) приведены в таблице 2 - 2.

Механические свойства сплава ЭК-61 при 20 °С, ТУ 14-1-4228-87

ТУ	Вид продукции	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
		не менее				
14-1-4228-87	поковки	1230	980	20	20	49

Проточная часть СА формируется электроэрозионной обработкой, при которой на обрабатываемой поверхности образуется «измененный» слой толщиной до 20 мкм, представляющий собой быстрозакаленный пересыщенный твердый раствор легирующих элементов сплава в никеле. Этот слой имеет оплавленную поверхность с дефектами в виде пор и трещин (рис. 2 - 2). Поскольку при огневых испытаниях (ОИ) трещины в измененном слое могут быть очагами зарождения усталостных трещин технологией предусмотрено удаление измененного слоя путем механической зачистки поверхности.

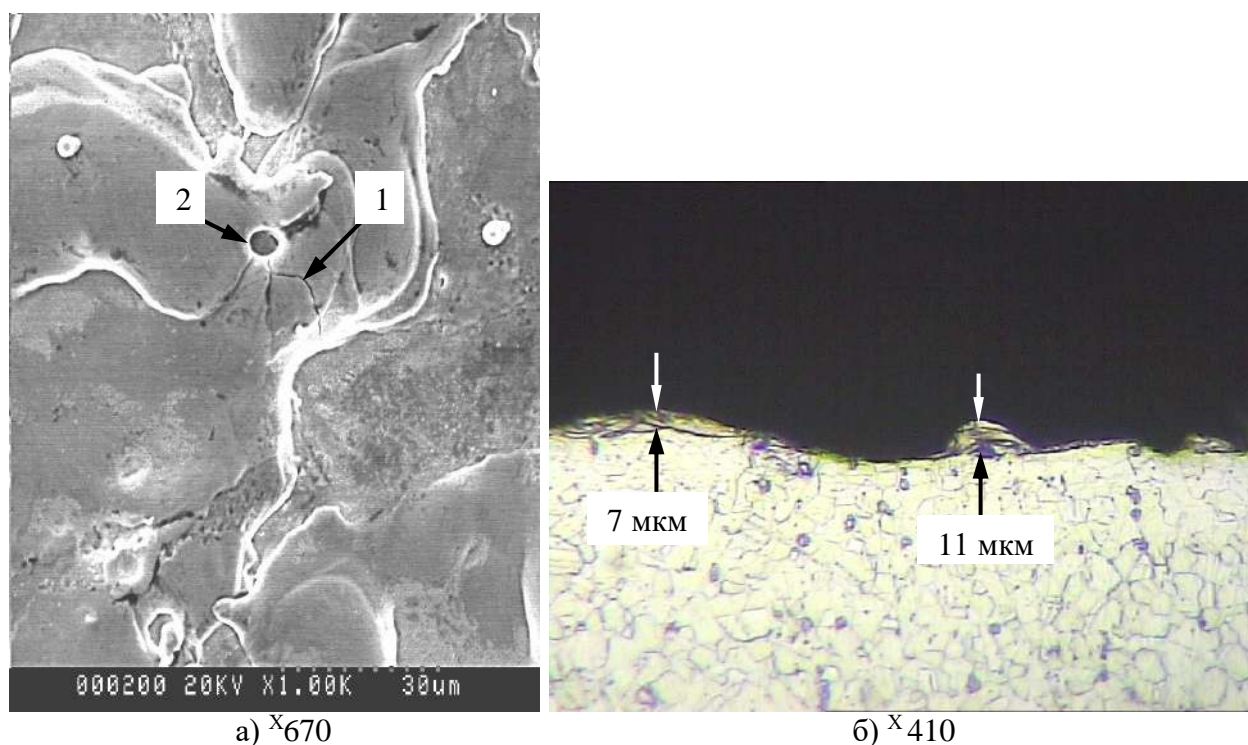


Рис. 2 - 2 Электронное изображение поверхности образца из сплава ЭК – 61 после электроэрозионной обработки (а) и его поперечное сечение (б). Стрелками показаны: 1 – трещина в измененном слое, 2 – пора; толщина измененного слоя показана двойными стрелками.

Газогенераторный газ, имеющий температуру ~ 450–500 °С и воздействующий на поверхность проточной части СА, представляет собой

кислород (~ 95%) высокого давления. Для снижения вероятности возгорания материала СА на поверхность лопаток и проточной части наносится гальваническое защитное никелевое покрытие. Для повышения уровня адгезии никелевого покрытия к поверхности основного материала проточной части СА проводится вакуумный отжиг (1000 °С, 8 ч.) узла, при котором формируется диффузионная зона, обеспечивающая адгезию покрытия на уровне прочности гальванического никеля ~392.4 МПа (40 кгс/мм<sup>2</sup>).

На заключительных операциях изготовления СА к поверхности его внутреннего диаметра припаивается лабиринтное уплотнение, изготовленное из сплава БрХ<sub>0,8</sub>, обеспечивающее требуемый зазор между поверхностями СА и бандажа рабочего колеса турбины (РКТ).

Разрушения СА происходят как при его изготовлении (технологические), так и на огневых испытаниях (ОИ) ЖРД (эксплуатационные).

К технологическим разрушениям можно отнести потерю устойчивости (вздутие) стенки лабиринтного уплотнения при тестовых гидроиспытаниях статора и сквозные разрушения материала корпуса СА, происходящие по механизму жидко - металлического охрупчивания (ЖМХ) при пайке лабиринтного уплотнения.

Основными разрушениями в СА при огневых испытаниях являются усталостные разрушения выходных кромок лопаток.

Ниже приводятся результаты исследований технологических и эксплуатационных разрушений СА и связанных с ними свойств сплава ЭК-61, таких как стабильность структуры и характеристики усталости (предел выносливости и скорость роста трещины усталости).

## **2.1 Структура и прогнозирование ее изменений в жаропрочных никелевых сплавах типа ЭК-61**

Все жаропрочные сплавы на железоникелевой основе имеют аустенитную  $\gamma$  матрицу, имеющую г.ц.к. решетку и содержащую твердорастворные упрочнители - растворенные легирующие элементы. Кроме этого, в сплавах присутствуют

элементы, участвующие в образовании упрочняющих выделений упорядоченных фаз в матрице и по границам зерен.

Классификация фаз, выделяющихся в суперсплавах, основана на типе междоузлий в кристаллической решетке этих фаз. Фазы, в решетках которых имеются тетраэдрические и октаэдрические междоузлия названы геометрически плотноупакованными (ГПУ). ГПУ фазы имеют упорядоченную структуру и стехиометрию типа  $A_3B$ . В такой структуре атомы В меньше, чем атомы А. Как правило ГПУ фазы выделяются внутри зерен аустенитной матрицы и существенно её упрочняют, но возможны и зернограничные выделения этих фаз. Фазы, в кристаллической решетке которых имеются только тетраэдрические междоузлия, называются топологически плотноупакованными (ТПУ).

Сплав IN – 718 является одним из самых применяемых суперсплавов на железоникелевой основе. Кинетика фазообразования в этом сплаве довольно подробно изучена, и обобщенные результаты исследований представлены на рис. 2.1-1, где приведены С-образные диаграммы, характеризующие появление фаз, в координатах температура – время до появления фазы.

### ГПУ фазы

Важнейшие ГПУ фазы, выделяющиеся в суперсплавах на никельжелезной основе с повышенным содержанием ниобия, приведены в табл. 2.1 - 3.

Таблица 2.1 - 3

ГПУ фазы, выделяющиеся в суперсплавах на никельжелезной основе [10]

Фаза	Структура	Состав
$\gamma'$ -фаза	Упорядоченная г.ц.к.	$Ni_3 (Al, Ti)$
$\gamma''$ -фаза	Упорядоченная о.ц.т.	$Ni_3 Nb$
$Ni_3Ti$ (или $\eta$ )	г.п.у.	$Ni_3 Ti$
$Ni_3Nb$ (или $\delta$ )	Орторомбическая	$Ni_3 Nb$

Одним из основных механизмов упрочнения суперсплавов на никельжелезной основе является образование когерентных выделений упорядоченных фаз с г.ц.к. решеткой ( $\gamma'$  – фазы) и с упорядоченной решеткой о.ц.т. ( $\gamma''$  - фаза).

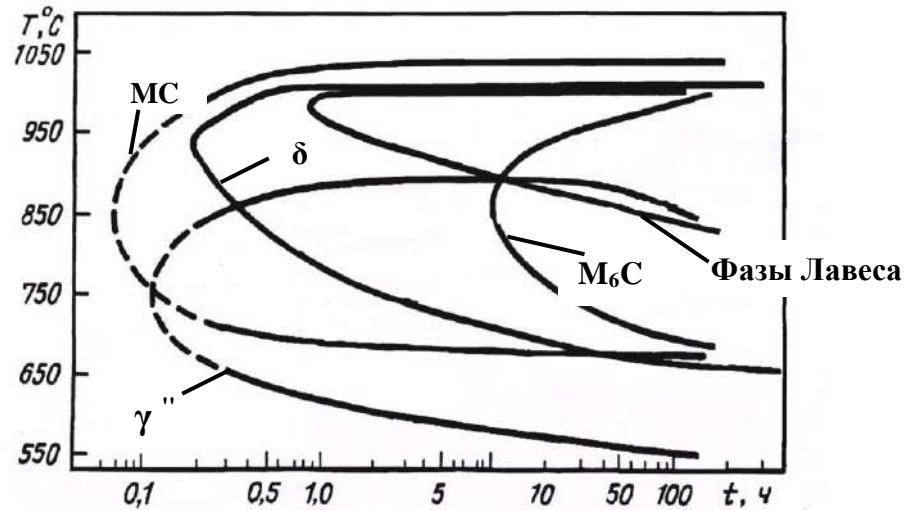


Рис. 2.1 - 1 «С – образная» диаграмма старения сплава IN – 718. Кинетика образования фаз MC,  $M_6C$ , Лавеса,  $\delta$  – фазы и  $\gamma''$  [14].

Интерметаллидная  $\gamma'$  – фаза обладает уникальными свойствами. Её основной вклад в упрочнение сплавов системы  $\gamma - \gamma'$  определяется характером дислокационных реакций на приложенное усилие выражающихся в огибании частиц или их перерезании. К уникальным свойствам  $\gamma'$  – фазы можно отнести и тот факт, что ее прочность увеличивается с ростом температуры, а ее скрытая пластичность не позволяет ей стать источником разрушения. Эта особенность существенно отличает  $\gamma'$  – фазу от ТПУ фаз, существенно охрупчивающих сплав. Согласованность кристаллических структур и параметров решетки г.ц.к.  $\gamma'$  – фазы и  $\gamma$  – матрицы (размерное несоответствие составляет  $\sim 0.1\%$ ) создают возможность гомогенного зарождения преципитата, отличающегося низкой поверхностной энергией и долговременной стабильностью. Когерентность решеток  $\gamma'$  - и  $\gamma$  – фаз сохраняется благодаря тетрагональному искажению [15].

В сплавах, содержащих Al и Ti, выделения упорядоченной  $\gamma'$  – фазы являются основным фактором упрочнения сплава старением. Увеличение отношения концентраций Ti/Al увеличивает параметр кристаллической решетки, и чтобы размерное несоответствие решеток  $\gamma$  и  $\gamma'$  – фаз было минимальным необходимо сохранять высокое соотношение Ti/Al [14]. Внутризеренные выделения  $\gamma'$  – фазы обычно имеют сферическую или кубоидную форму и размеры в пределах 200 - 1000 Å. Морфология выделений  $\gamma'$  – фазы связана с



величиной несоответствия её решетки и решетки  $\gamma$  – матрицы. При несоответствии 0 – 0.2% выделения  $\gamma'$  – фазы сферические, а при 0.5 – 1% – кубоидные [16].

В суперсплавах на никельжелезной основе, у которых в качестве основного элемента для упрочнения старением является Nb, выделяется упорядоченная  $\gamma''$ -фаза. В сплавах, содержащих Al и Ti, совместно с выделениями  $\gamma''$ -фазы присутствуют и выделения  $\gamma'$  – фазы [15, 16, 17, 18, 19, 20, 21]. Например, в сплаве IN – 718 соотношение  $\gamma''/\gamma'$  находится в пределах от 2.5 до 4.0 [15].

Упорядоченная структура  $\gamma''$ -фазы метастабильна и в процессе продолжительного старения при  $T > 650$  °C превращается в орторомбическую структуру  $\delta$  – фазы ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ) [19]. С выделениями  $\delta$  – фазы может быть связано ухудшение свойств сплава IN – 718 при этих температурах.

У суперсплавов на железоникелевой основе существует склонность к превращению  $\gamma'$  – фазы в  $\eta$  – фазу, которая представляет собой соединение типа  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ , имеющего упорядоченную гексагональную плотноупакованную структуру с 16 атомами в элементарной ячейке. В работе [23] указывается, что  $\eta$  – фаза — это практически чистое соединение  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ , содержащее лишь небольшие количества растворенных элементов замещения, присущих  $\gamma'$  – фазе.

Образование  $\eta$  – фазы может происходить из-за метастабильности  $\gamma'$  – фазы богатой титаном в процессе горячей деформации (ковка) и при термообработке, а также при длительной эксплуатации. Выделение  $\eta$  – фазы может происходить в виде внутризеренных пластинок путем  $\gamma' \rightarrow \eta$  превращения, порождая иногда видманшtedтову структуру, и в форме ячеистых зернограничных выделений. Подлинная температура, при которой появляется  $\eta$  – фаза, в сильной степени зависит от содержания титана и химического состава основы. Увеличение содержания титана и энергии горячего деформирования активизирует ее образование. Алюминий помогает предотвратить выделение  $\eta$  – фазы в обеих формах и такое влияние можно объяснить тем, что растворимость алюминия в гексагональной  $\eta$  – фазе очень мала. Поэтому  $\eta$  – фаза может зарождаться и расти только в результате диффузии алюминия, который способен уменьшить

размерное несоответствие  $\gamma / \gamma'$  и, следовательно, движущую силу  $\gamma' \rightarrow \eta$  превращения [24].

Для улучшения свойств железоникелевых сплавов в их состав целенаправленно вводят ряд определенных элементов. Бор в количествах 0.003 – 0.03% вводят для улучшения характеристик горячей деформируемости и длительной прочности [22]. Для этих же целей, а также в качестве карбидообразующей добавки, вводят цирконий. В [24] показано, что влияние бора и циркония связано с изменением энергии поверхностей раздела, способствующим коалесценции и сфероидизации выделений второй фазы по границам зерен. Введение бора тормозит переход метастабильной  $\gamma'$  – фазы в  $\eta$  – фазу, поскольку замедляет зарождение выделений по границам зерен, а добавка ванадия повышает горячую деформируемость сплава [25].

Углерод используют для образования карбидов MC, сдерживающих рост зерна в процессе горячей деформации и для формирования благоприятных зернограницных карбидных выделений. В качестве раскислителей вводят марганец и редкоземельные элементы. В [26, 27] показано, что магний благоприятно влияет на длительную прочность и пластичность железоникелевых сплавов, поскольку модифицирует зернограницные выделения в сплавах, улучшая их морфологию.

### Карбиды

В жаропрочных никелевых сплавах содержание углерода составляет 0.05 – 0.2%, он, соединяясь с активными тугоплавкими элементами Ti и Nb, образует карбиды типа MC, которые имеют структуру г.ц.к. с 8 атомами в элементарной ячейке. Выделяются они в основном из расплава и последовательность их выделения можно представить рядом: TaC, NbC, TiC и VC. Они не претерпевают сильных изменений в процессе штамповки, термообработки или длительной эксплуатации при служебных температурах (для сплавов на никельжелезной основе  $T < 815$  °C) [23]. Поскольку структура и параметры решетки некоторых нитридов, таких как TiN, близки к параметрам карбидов MC, многие из последних содержат некоторое количество азота, а их формулу приводят в виде  $M(C, N)$ .

Карбиды типа  $MC$  присутствуют в виде крупных частиц ограненных или округлых и эти различия связаны с различиями в химическом составе. Так, например, в сплаве IN – 718 частицы выделений  $Ti(C, N)$  огранены, тогда как частицы  $(Nb, Ti)C$  – округлые [27].

В процессе горячего деформирования, термической обработки и эксплуатации железоникелевых сплавов карбиды типа  $MC$  могут выделяться и по границам зерен. Однако при термической обработке или при эксплуатации сплавов следует избегать образования пленочных выделений типа  $MC$ , поскольку они могут вызывать охрупчивание [29].

В процессе термической обработки и эксплуатации карбиды  $MC$  распадаются до низших карбидов типа  $M_{23}C_6$  и  $M_6C$ . Карбид  $M_{23}C_6$  имеет структуру г.ц.к. со 116 атомами в элементарной ячейке [30]. Обычно эти карбиды выделяются в интервале температур 760 – 980 °C в основном по границам зерен. Обычно они образуются при переходе в матрицу углерода, освобождающегося в результате диссоциации карбидов  $MC$ . Их состав приблизительно может быть выражен как  $Cr_{21}(Mo, W)_2C_6$  [31].

По форме зернограницные выделения  $M_{23}C_6$  округлые либо компактные неправильной формы, а также в виде ячеистых выделений. Хотя выделения  $M_{23}C_6$  и могут тормозить проскальзывание, повышая длительную прочность, нарушение связи по границе раздела частиц и матрицы или разрушение самих частиц может служить источником разрушения [31].

Карбиды типа  $M_6C$  имеют сложную ячейку решетки типа алмаза, содержащую 112 атомов: 96 металлических и 16 углеродных [30].

Склонность к образованию карбида этого типа проявляется тогда, когда содержание молибдена и/или вольфрама в сплаве составляет 6-8% [31]. Выделение карбидов  $M_6C$  может произойти в результате перехода в матрицу углерода, освобождающегося при распаде карбидов  $MC$ . Но старение также может привести к образованию карбидов  $M_6C$  из  $M_{23}C_6$  или к обратному превращению.

Немногие из суперсплавов на никельжелезной основе содержат достаточно молибдена для того, чтобы мог образоваться карбид  $M_6C$ . Но в работах [32, 33] на границах зерен сплава IN – 718, содержащем 3% Мо, были выявлены выделения  $M_6C$ , образовавшиеся по реакции старения.

### ТПУ фазы

Основные ТПУ фазы, выделяющиеся в жаропрочных никелевых сплавах, приведены в табл. 2.1 - 4.

Таблица 2.1 - 4

ТПУ фазы, выделяющиеся в сплавах на никельжелезной основе

Фаза	Структура	Структурный аналог
$\sigma$ -фаза	Упорядоченная тетрагональная	$M_{23}C_6$
$\mu$ - фаза	Ромбоэдрическая	$M_6C$
фазы Лавеса	г.п.у.	$Zn_2Mg$

Кристаллическая структура  $\sigma$ -фазы, имеющая тетрагональную элементарную ячейку, содержащую 30 атомов, упорядочена, и каждый определенный элемент занимает в ней только ему предназначенный узел. Было установлено [34, 35], что  $\sigma$ -фаза образуется на границах зерен и на карбидных частицах  $M_{23}C_6$ . Предполагается, что объединение выделений  $\sigma$ -фазы и карбидов  $M_{23}C_6$  происходит из-за схожести в структуре и химическом составе этих фаз. Кристаллические решетки  $\sigma$ -фазы и карбида  $M_{23}C_6$  в значительной степени когерентны друг другу поэтому  $\sigma$ -фаза часто зарождается на частицах этого карбида.

В жаропрочных никелевых сплавах карбид  $M_{23}C_6$  в большинстве случаев имеет стехиометрию  $Cr_{21}Mo_2C_6$ , а хром и молибден являются сильными  $\sigma$  - образователями. Удаление атомов углерода из кристаллической решетки карбида  $M_{23}C_6$  и незначительное смещение во взаимном расположении атомов привело бы к формированию решетки  $\sigma$  -фазы.

Следует отметить, что при пониженных температурах (650 – 705 °С) время, необходимое для выделения  $\sigma$ -фазы может быть весьма значительным. Так по

данным [36] в сплаве IN – 718 при температуре 650 °С для образования небольшого количества  $\sigma$ -фазы требовалась выдержка в течении 747 ч, а при более длительном старении количество  $\sigma$ -фазы возрастало не значительно.

В сплавах, содержащих железо с молибденом, возможно образование  $\mu$ -фазы. Если  $\sigma$ -фаза образуется элементами с приблизительно одинаковыми размерами атомов, в то  $\mu$ -фаза образуется элементами с большим различием в атомных размерах.

Фаза  $\mu$  имеет ромбоэдрическую элементарную ячейку, содержащую 13 атомов и по структуре схожую со структурой карбида  $M_6C$  [31]. В сплавах, для которых характерно образование  $Me_6C$ , избыточные концентрации молибдена и хрома ведут к образованию  $\mu$ -фазы, обобщенная формула которой в жаропрочных никелевых сплавах может быть представлена формулой  $Ni_7 (Mo, W)_6$ . Также, как и в случае  $\sigma$ -фазы, для выделения  $\mu$ -фазы необходимо длительное старение.

Фазы Лавеса имеют г.п.у. решетку типа  $Zn_2Mg$ . Если  $\sigma$  и  $\mu$  фазы являются электронными соединениями, где одни элементы фазы электроположительны, а другие – электроотрицательны, то связь в фазах Лавеса в основном образуется под влиянием размерных факторов и различие в размерах атомов, образующих фазы, составляет порядка 20%.

Кроме указанного различия в размерах атомов для образования фаз Лавеса необходимо, чтобы средняя электронная концентрация (среднее количество электронов на атом, находящихся вне заполненных электронных оболочек) была меньше восьми. Соотношений между фазами Лавеса и карбидами, аналогичных соотношениям, характерным для  $\sigma$  и  $\mu$  фаз, не выявлено.

В сплаве IN – 718 состав фазы Лавеса, определен методом рентгеновской флюоресценции как  $(Fe, Ni, Cr)_2 (Ti, Nb, Mo)$  [37]. Крупные зернограницные выделения фазы Лавеса наблюдали в литом IN – 718 [38] и в зоне сплавления сварного шва из этого сплава [39].

Почти во всех случаях в никелевых сплавах Т.П.У.-фазы имеют пластинчатую морфологию, которая при изображении микроструктуры на

плоскости выглядит в виде иголок. Эта пластинчатая структура отрицательно влияет на механические свойства сплавов.

Проведенные в [40] исследования зарождения Т.П.У-фазы в никелевых сплавах показали, что напряжение способствует ее выделению. В [41] обнаружили, что в прутках после испытаний под напряжением в месте шейки наблюдалось повышенное количество Т.П.У-фазы по сравнению с ненапряженным сечением.

Было сделано предположение, что Т.П.У-фаза дробит зерна сплава на более мелкие, что приводит к понижению жаропрочности [42]. Однако ухудшение, связанное с образованием Т.П.У-фазы, происходит там, где пластины не полностью рассекают исходные зерна.

Т.П.У-фаза, как предполагают, изменяет химическое равновесие в исходном сплаве, вызывая изменения таких параметров, как несоответствие решеток  $\gamma$ - $\gamma'$  и приводит к уменьшению жаропрочности [42].

По современным представлениям условия формирования Т.П.У.-фаз тесно связано с концентрацией электронных дырок (вакансий)  $N_v$  в валентной зоне сплавов.

Влияние температуры на количество электронных дырок ( $N_v$ ) рассматривалось Киттелем [44], показавшим, что, хотя выше точки Кюри тепловые эффекты перераспределяют дырки между положительными и отрицательными спинами и невозможно измерить чистый магнитный момент (потери в магнетизме), количество дырок 3d-электронов неизменно. Таким образом, при расчетах  $N_v$  можно полагать неизменным в интервале температур.  $N_v$  элементов второго и третьего длинных периодов могут сильно зависеть от состава и не равны  $N_v$  элементов первого длинного периода. Это затрудняет применение расчетов электронных дырок для оценки фазовых диаграмм систем сплавов, не исследованных экспериментально.

Возможность образования Т.П.У-фаз в никелевых жаропрочных сплавах может прогнозироваться с использованием расчетов PHACOMP при следующих предположениях:

1. Все фазы, ожидаемые в сплаве, образовались и сплав близок к равновесию.
2. Т.П.У-фаза, которая может выделиться, будет образовываться целиком из аустенитной матрицы сплава.
3.  $\bar{N}_v$  (средняя концентрация электронных дырок) является линейной функцией состава матрицы.

Согласно теории электронных дырок переходные элементы длинных периодов (Mn, Fe, Co, Ni, Cr и т.д.) имеют определенное количество не спаренных электронов. Было принято, что это величина постоянная в пределах одной группы (например, для Cr, Mo и W  $N_v$  составляет 4,66). Поскольку было сделано предположение, что Т.П.У-фазы - электронные соединения, то в основе расчета лежит утверждение, что интервал существования таких фаз можно охарактеризовать, подсчитав среднее количество электронных дырок  $N_v$  аустенитной матрицы, исходя из данных о ее компонентах (табл. 2.1 – 5). Считается, что величина  $N_v$  является линейной функцией состава матрицы. В работах «General Electric» [45] и «Special Metals Corporation» [46] было показано, что этой теорией можно пользоваться при прогнозе образования нежелательных Т.П.У-фаз, например,  $\sigma$ -,  $\mu$ -, R- или Лавес-фаз, в жаропрочных сплавах на никелевой и никельжелезной основах. В этом случае представляет интерес прогноз момента начала выделения Т.П.У-фазы, например, границы  $\gamma / (\gamma + \sigma)$ . Для большинства тройных систем линия фазовой границы отвечает постоянному значению количества электронных дырок, что и позволяет описывать ее функцией  $N_v$ . Такие фазовые границы называются изо-электрон-дырочными линиями или изо-РНАСОМР линиями.

В реальных промышленных сплавах на никелевой основе существуют помимо матрицы и Т.П.У-фаз еще карбиды, бориды,  $\gamma'$ - и другие фазы, которые необходимо учитывать в расчете. В [47] было сделано предположение, что любая Т.П.У-фаза выделяется непосредственно и только из аустенитной матрицы и не взаимодействует при образовании с другими присутствующими фазами (одно из допущений рассматриваемой теории, которое нашло подтверждение в некоторых

металлографических исследованиях). Следовательно, первый этап расчета – определение состава аустенита, т.е. матрицы сплава.

Таблица 2.1 - 5

Возможные количества электронных дырок для переходных элементов

Период	Группа				
	VIA	VIIA	VIIIA		
Первый длинный	Cr (4,66)	Mn (3,66)	Fe (2,22)	Co (1,71)	Ni (0,61)
Второй длинный	Mo (4,66)	Tc (3,66)	Ru (2,66)	Rh (1,66)	Pd (0,66)
Третий длинный	W (4,66)	Re (3,66)	Os (2,66)	Ir (1,66)	Pt (0,66)
Примечание. Числа в скобках получены экстраполяцией на основании прогноза Паулинга [34]. Значения для Fe, Co и Ni определены по данным измерения магнитных моментов.					

Для определения состава аустенита рассчитывают количество элементов, идущих на образование карбидов, боридов и  $\gamma'$ -фазы (расчет проводится в предположении, что сплав полностью состарен и находится в эксплуатации).

Считалось, что для сплавов на никелевой основе борид имеет состав  $(\text{Mo}_{0,5}\text{Ti}_{0,15}\text{Cr}_{0,25}\text{Ni}_{0,1})_3\text{B}_2$ . (Есть и другие варианты, но они близки к этому). Так в U-700 обнаружены два борида близких по составу:  $(\text{Mo}_{0,48}\text{Ti}_{0,07}\text{Cr}_{0,39}\text{Ni}_{0,03}\text{Co}_{0,03})_3\text{B}_2$  и  $(\text{Mo}_{0,31}\text{Ti}_{0,07}\text{Cr}_{0,49}\text{Ni}_{0,06}\text{Co}_{0,07})_3\text{B}_2$ .

Половина углерода идет на образование монокарбидов. Согласно [48, 50] существует предпочтительный порядок образования карбидов. В порядке снижения их стабильности они располагаются в ряд: TaC, NbC, ZrC, TiC, VC. Остальной углерод в случае, когда количество Mo+W/2 меньше 6 вес. %, формирует  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  (типа  $\text{Cr}_{21}(\text{Mo}, \text{W})_2\text{C}_6$ ). В противном случае формируется  $\text{Me}_6\text{C}$  (типа  $(\text{NiCo}_2\text{Mo}_3)\text{C}$ ). (При Mo+W - 6-8 ат. % в MarM-200 присутствуют совместно оба карбида). Вообще высокое содержание Cr, Ti, Al или Ta благоприятствует образованию карбида  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , Mo и W – образованию карбида  $\text{Me}_6\text{C}$ , Nb и Ta - образованию MeC.



На создание  $\gamma'$ -фазы, обычно ее состав ( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb}, \text{Cr})$ ), идут все Al, Nb и Ti, оставшиеся после образования боридов и карбидов, а также 3% Cr. Если содержания Ni для этого недостаточно, то образуется смесь  $\gamma'$ - и  $\beta$ -фаз ( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb}, \text{Cr})$ ).

Далее полученные величины вычитаются из общего состава сплава для определения состава остаточного аустенита  $\gamma$ . Исходя из полученного результата проводится расчет  $N_v$  по формуле:

$$N_v = \sum m_i (N_v)_i$$

где  $m_i$  - относительное количество элемента,  $(N_v)_i$  - количество электронных дырок этого элемента.

Полученное значение  $N_v$  затем сравниваются с некоторыми значениями, принимаемыми за критические. Обычно считают, что если  $N_v > 2,45 - 2,50$ , то сплав склонен к образованию  $\sigma$ -фазы или другой Т.П.У. фазы; если  $N_v < 2,45 - 2,50$ , то в сплаве  $\sigma$ -фаза не образуется.

В последующем оказалось, что для более сложных сплавов значения  $N_v$  могут меняться. Так для сплава R-80 (Rene) критическое значение  $N_v$  принято равным 2,32, а для IN-738 - 2,36. Таким образом, для различных систем сплавов  $N_v$  граничное – разное. И для уточнения необходимо экспериментальное подтверждение.

Сложности:

1. непостоянство  $N_v$  некоторых элементов, если он находится в сплаве;
2. необходимость однородности сплава (не литье);
3. не параллельность изо- $N_v$  сплава линии фазовой границы для некоторых тройных систем;
4. неодинаковость величины  $N_v$  для различных тройных систем, а, следовательно, различная величина критического  $N_v$  для различных систем сплавов;
5. необходимо, чтобы еще граница  $\gamma/\gamma+\sigma$  была приблизительно параллельна границе  $\gamma+\sigma/\sigma$  или, по крайней мере, в середине области  $\sigma$ . Это в основном так и бывает, но не всегда.

Для конкретных сплавов частные решения по программе PHASOMP представлены в [49].

## **2.2 Характеристики жаропрочности и сопротивления усталости сплавов типа ЭК-61**

Сведения по сопротивлению ползучести, мало и многоциклового усталости, а также влияния структурных превращений в сплаве Инконель 718 изучено в [49]. Установлено, что выделения игольчатых фаз, некоторые из которых могут являться Т.П.У.-фазами, снижают сопротивление сплавов ползучести, мало и многоциклового усталости.

Во многих источниках отмечается высокое сопротивление росту трещин в сплаве типа Инконель 718, в том числе, в патентах на новые сплавы, например, [50, 51], где указывается, что их недостатком в сравнении с Инконель 718 является именно пониженное сопротивление росту трещин.

Скорость роста трещины усталости (СРТУ) существенно не изменяется с температуры жидкого азота до комнатной температуры для скоростей в интервале  $2,54 \cdot 10^{-4} - 2,54 \cdot 10^{-3}$  мм/цикл. При больших температурах на воздухе скорость увеличивается с увеличением температуры. Подобное поведение характерно при окислении. СРТУ при комнатной температуре в вакууме и при 667 °С в среде гелия ниже, чем на воздухе, влияющего отрицательно на СРТУ из-за окисления на воздухе при обеих температурах. На основе этих данных, возможно, ожидать отрицательного влияния на СРТУ кислорода высоких параметров. Выяснение этого вопроса может быть предметом дальнейших исследований. Влияние воздуха увеличивается при пониженных частотах испытания [52].

В работе [52] показано влияние частоты на СРТУ в сплаве Инконель 718 при высоких температурах. СРТУ показывает 3 основных интервала зависимости частот: временная, смешанная и цикловая зависимости. При частотах ниже  $\sim 4 \cdot 10^{-4}$  цикл/мин при 649 °С, СРТУ полностью зависит от времени, а разрушение транскристаллитное. При более высоких частотах от  $4 \cdot 10^{-4}$  до 1 цикл/мин, СРТУ показывает смешанную зависимость времени от циклов со смешанным транскристаллитным и интеркристаллитным разрушением [53]. При

частотах от 4 до 400 цикл/мин, рост трещины зависит от циклов, а влияние частоты незначительно.

Уменьшение частоты до 0,0833 цикл/мин приводит к возрастанию СРТУ и смене разрушения на смешанный тип. В среде гелия при 649 °С просматривается подобное поведение, но при более низких частотах, предполагая, что имеет место и ползучесть.

Влияние термообработки на СРТУ. Более высокая СРТУ наблюдается у материалов после стандартной термообработки (СТО), чем у материалов после модифицированной термообработки (МТО). Более высокая температура отжига 1093 °С для МТО достаточна для повторного растворения Лавес и  $\delta$ -фаз, обе из которых, как известно, увеличивают СРТУ. В противовес, данные две фазы присутствуют после СТО нагрева при 954 °С. Подобным образом, нагретый сплав при 982 °С и состаренный дважды при 718 и 621 °С имеет более высокую СРТУ при 24 и -160 °С, чем сплав, нагретый при 1066 °С и состаренный дважды при 718 и 621 °С.

Термообработка также влияет на СРТУ через размер зерна. При повышенной температуре в условиях длительной выдержки СРТУ меньше для сплава с крупным размером зерна, чем для мелкозернистого материала. Низкая СРТУ достигается с так называемой микроструктурой в виде «ожерелья», состоящей из крупных зерен, окруженных совокупностью очень мелких. Было замечено, что у сплава после МТО низкая СРТУ наблюдается при крупном размере зерна по сравнению со сплавом после СТО. Размер  $\gamma''$ -фазы также влияет на СРТУ. Для крупных выделений этой фазы СРТУ ниже, чем для мелких, не взирая на размер зерна [54].

СРТУ зависит от характера разрушения в вершине трещины. Типы разрушения:

- тип, зависящий от циклов (транскристаллитное разрушение), приводящий к уменьшению скорости роста трещины;
- тип, зависящий от времени (интеркристаллитное разрушение), приводящий к увеличению скорости роста трещины.

Зависящий от циклов режим не зависит от частоты нагружения и, в основном, соответствует низким температурам и низким коэффициентам нагрузки. При данном режиме, СРТУ определяется только интенсивностью циклических напряжений и нечувствительна к колебаниям химического состава сплава в пределах марки и его микроструктуре [55]. Температура, при которой происходит образование повреждений, зависящих от времени, является функцией частоты испытаний и имеет высокие значения для более высоких частот. При интеркристаллитном типе разрушения, СРТУ изменяется обратно пропорционально частоте и чувствительна ко времени выдержки при максимальных и минимальных уровнях нагрузки. Обнаружено, что при испытаниях с выдержками при максимальном и минимальном напряжениях циклов тип разрушения в вершине трещины зависит от частоты циклов нагружения. Более того, такие эффекты сильно проявляются при переходе от частот, при которых имеет место транскристаллитное разрушение к частотам, при которых имеет место интеркристаллитное разрушение [56].

### **Выводы**

1. В сплавах типа ЭК-61 эксплуатационные свойства: сопротивление ползучести, мало и многоцикловая усталость, изменяются в широких пределах в зависимости от режимов термической обработки и условий эксплуатации;
2. Структурные изменения в сплавах типа ЭК-61 могут эффективно прогнозироваться с помощью программы RHACOMP;
3. Результаты обзора показывают, что в условиях предприятия ОАО «НПО Энергомаш им. академика В.П. Глушко» возможно успешное проведение исследований по совершенствованию технологии производства деталей из сплава ЭК-61 с повышенными эксплуатационными свойствами.

## 2.3 Определение скорости роста трещин усталости в сплаве ЭК-61 в зависимости от коэффициента асимметрии цикла R

Исследование скорости роста усталостной трещины (СРТУ) в образцах из сплава ЭК-61 было проведено путем получения значений скорости трещины в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений при циклическом нагружении образцов внецентрального растяжения с коэффициентами асимметрии цикла R-0.1, R-0.5 и R-0.8 при температуре 650 °С. В серии испытаний определяли влияние коэффициента асимметрии на СРТУ. Испытания проводили в соответствии с ASTM E 647 по следующим режимам, установленным заданием на испытания:

Температура испытания – 650 °С.

Коэффициенты асимметрии цикла R – 0.1, 0.5, 0.8; нагружение мягкое.

Диапазон изменения  $\Delta K$  при росте трещины – от 40 до ~ 400 кгс/мм<sup>3/2</sup>.

Частота испытаний – 3 Гц.

Образец для испытаний – по ASTM E 647.

Количество образцов для испытаний – по 2 шт. для каждого R.

Способ измерения длины трещины - метод разности электрических потенциалов (РЭП) при повышенной температуре.

### Образцы для испытаний

Для проведения испытаний были использованы образцы толщиной 6 мм, выполненный по стандарту ASTM E 647 (рис. 2.3 - 1).

Толщина образца 6мм удовлетворяет требованиям стандарта, надрез длиной ~ 10 мм наносили на электроискровом станке.

Перед испытанием к образцу приваривали электроды для подвода рабочего тока и снятия значения разности потенциалов.

Коэффициент интенсивности напряжений определяли по формуле:

$$K_I = (P / tW^{1/2}) \cdot f_I(\alpha) \quad [57]$$

$\alpha = a/W$ ,  $a$  – расстояние от центра отверстий до вершины трещины,  $W$  – расстояние от края образца с противоположной стороны от надреза до центра отверстий - 50 мм,  $t$  – толщина образца - 6 мм,  $P$  – сосредоточенная

растягивающая нагрузка,

$$f_I(\alpha) = \left[ (2 + \alpha)(0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \right] / (1 - \alpha)^{3/2}$$

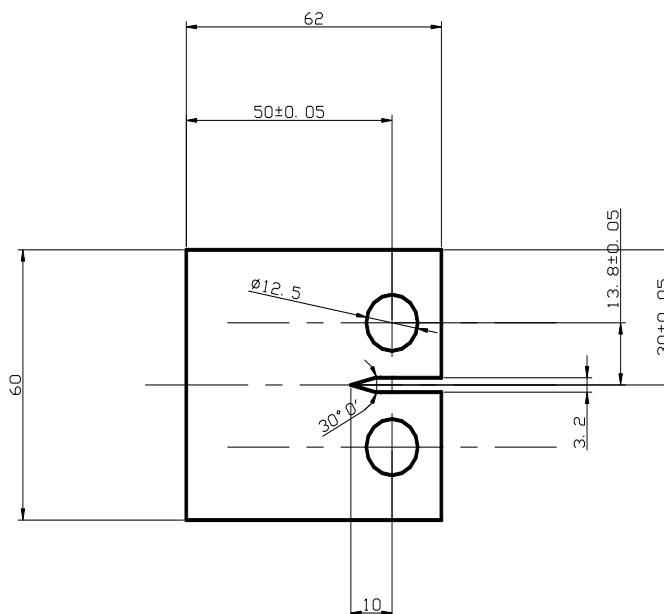


Рис. 2.3 – 1 Образец для испытаний на СРТУ в соответствии с ASTM E 647.

Образцы для проведения испытаний на скорость роста трещины усталости были вырезаны электроэрозией из прутка Ø100, плавка 27B3163, сертификат качества №26 – 499. Согласно данным сертификата материал прутка имеет следующий химический состав (табл. 2.3 -1):

Таблица 2.2 – 1

C	Mn	Si	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ti	B	Al	Nb	Fe
0.03	0.08.	0.11	0.005	16.6	Осн.	0.4	4.11	0.47	0.79	0.003	0.65	5.13	14.23

Термообработку образцов проводили по стандартному режиму (СТО): закалка 980 °С, 3 ч, старение 730 °С, 15 ч + 650 °С, 10 ч. Механические свойства образцов свидетелей приведены в табл. 2.3 – 2.

Таблица 2.3 – 2.

Механические свойства образцов свидетелей из сплава ЭК-61 после СТО

Шифр образцов	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное	
			Удлинение, %	Сужение, %
1	1239.0	987.9	25.2	48.2
2	1259.6	994.7	24.0	48.8

## Результаты испытаний на СРТУ при различных коэффициентах асимметрии цикла R

Испытания на скорость роста усталостной трещины были проведены с целью изучения влияния параметров цикла нагружения на скорость роста трещины усталости. В качестве параметров цикла нагружения были выбраны коэффициент асимметрии цикла **R**, максимальная нагрузка цикла **P<sub>max</sub>** и минимальная нагрузка **P<sub>min</sub>**. Параметры цикла связаны между собой следующим образом:  $R = P_{\min} / P_{\max}$ .

Средняя нагрузка  $P_{cp} = (P_{\max} + P_{\min}) / 2$  («статика»).

Амплитуда нагрузки  $P_a = (P_{\max} - P_{\min}) / 2$ .

I. Первая серия испытаний проведена при коэффициенте асимметрии **R=0.1**. Минимальная нагрузка составляла  $P_{\min} = 0.1 \cdot P_{\max}$ .  $P_{\max} = 800$  кгс,  $P_{\min} = 80$  кгс,  $P_{cp} = 440$  кгс,  $P_a = 360$  кгс;

II. Вторая серия испытаний проведена при коэффициенте асимметрии **R=0.5**. Минимальная нагрузка составляла  $P_{\min} = 0.5 \cdot P_{\max}$ .  $P_{\max} = 1400$  кгс,  $P_{\min} = 700$  кгс,  $P_{cp} = 1050$  кгс,  $P_a = 350$  кгс;

III. Третья серия испытаний проведена при коэффициенте асимметрии **R=0.8**. Минимальная нагрузка составляла  $P_{\min} = 0.8 \cdot P_{\max}$ .  $P_{\max} = 2500$  кгс,  $P_{\min} = 2000$  кгс,  $P_{cp} = 2250$  кгс,  $P_a = 250$  кгс;

В результате испытаний были получены данные в виде таблиц для расчета параметров образцов (параметры нагружения, число циклов нагружения, длина трещины в образце) и рассчитанные скорость роста трещины и размах коэффициента интенсивности напряжений. По этим данным для каждого коэффициента асимметрии цикла в логарифмических координатах были построены графики зависимости скорости роста трещины ( $da/dN$ ) от размаха коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta K$ ) и получены уравнения, описывающие зависимость скорости роста трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений:

$$R-0.1 \quad da/dN = 4.06 \cdot 10^{-6} \cdot (\Delta K)^{2.5} \quad (1)$$

$$R-0.5 \quad da/dN = 5.67 \cdot 10^{-6} \cdot (\Delta K)^{2.08} \quad (2)$$

$$R-0.8 \quad da/dN = 4.8 \cdot 10^{-6} \cdot (\Delta K)^{2.71} \quad (3)$$

Параметры роста трещин усталости при различных коэффициентах асимметрии цикла сведены в табл. 2.3–3, где  $R$  – коэффициент асимметрии цикла,  $N$  – число циклов нагружения до сивого разрушения образца,  $L_{кр}$  – критическая длина трещины усталости,  $\Delta K_d$  – «динамическая вязкость разрушения»,  $K_{max}$  – максимальный коэффициент интенсивности напряжений при силовом разрушении образца,  $da/dN_{кр}$  – критическая скорость роста трещины, при которой происходит силовое разрушение.

Таблица 2.3-3.

Параметры роста трещины усталости в сплаве ЭК-61

R	N, цикл	$L_{кр}$ , мм	$\Delta K_d$ , кгс/мм <sup>3/2</sup>	$K_{max}$ , кгс/мм <sup>3/2</sup>	$da/dN_{кр}$ , мкм/цикл
0.1	17598	32.8	293.9	328.4	19.6
0.5	22081	30.18	167	334	9.8
0.8	354073	26.5	94.6	472	2.72

Анализ полученных результатов показывает, что увеличение асимметрии цикла  $R$  приводит к «эквидистантному» смещению кинетических диаграмм в сторону меньших пороговых значений размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K_0$  (рис. 2.3 - 2).

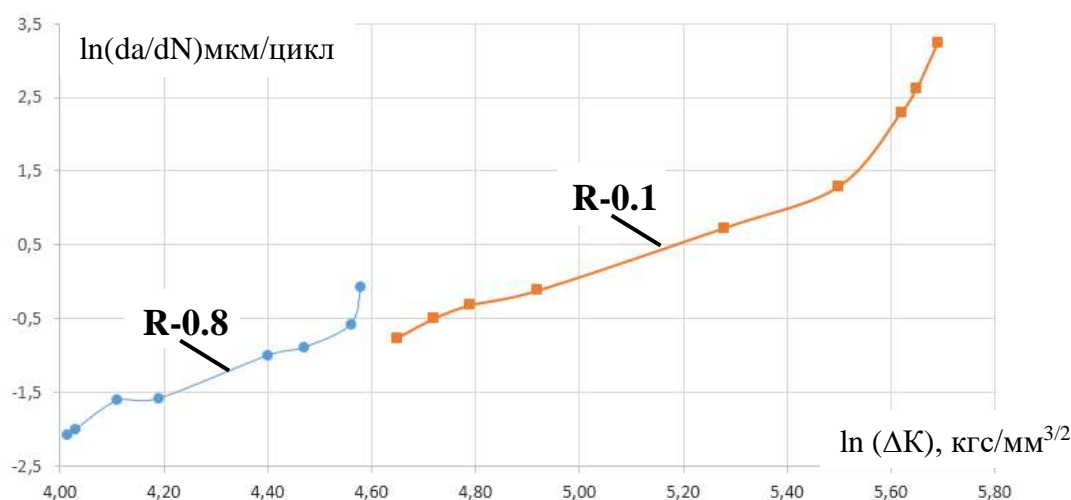


Рис. 2.3 - 2 Кинетические диаграммы роста трещины усталости в сплаве ЭК-61 при коэффициентах асимметрии цикла  $R - 0.1$ , и  $R - 0.8$ . Температура испытаний – 650 °С, частота – 3 Гц.



## Фрактографическое исследование образцов после испытаний на СРТУ

Для макро и микрофрактографического исследования были выбраны 3 образца после испытаний на СРТУ при коэффициентах асимметрии цикла  $R = 0.1$ ,  $0.5$  и  $0.8$ .

### Макроанализ

Исходные данные для образца **R - 0.1**: начальная длина трещины – 16 мм, максимальная нагрузка цикла - 800 кгс, минимальная нагрузка цикла – 80 кгс, число циклов до разрушения - 17598, длина трещины усталости – 16.79 мм. Образец **R - 0.5**: начальная длина трещины – 16 мм, максимальная нагрузка цикла - 800 кгс, минимальная нагрузка цикла – 400 кгс, число циклов до разрушения - 34581, длина трещины усталости – 17.3 мм. Образец **R - 0.8**: начальная длина трещины – 16 мм, максимальная нагрузка цикла - 2000 кгс, минимальная нагрузка цикла – 1600 кгс, число циклов до разрушения - 34418, длина трещины усталости – 10.1 мм.

Поверхность изломов трещины усталости окислена от желтого до темно – синего цвета, область силового долома – светло-коричневая. Макрофрактограммы изломов образцов представлены на рис. 2.3 - 3.

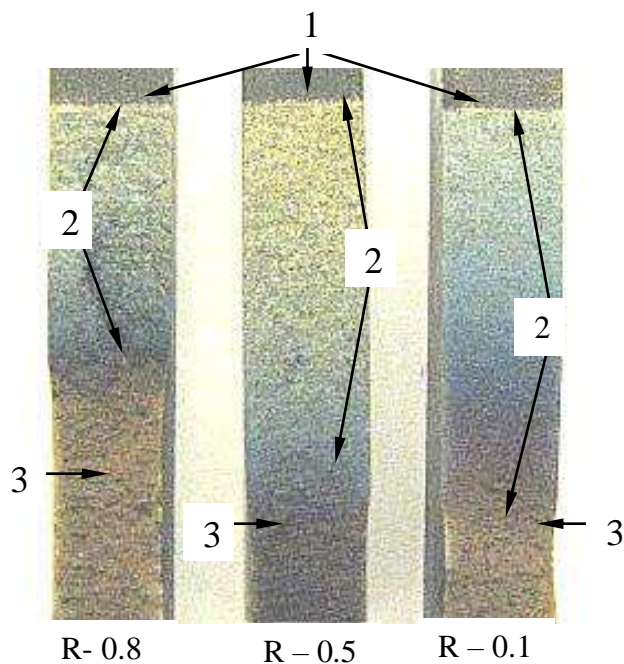


Рис. 2.3 - 3 Макроизображение изломов образцов после испытаний на СРТУ при различных коэффициентах асимметрии  $R$ . Стрелками показаны: 1 – граница надреза, 2 – трещина усталости, 3 – область силового долома.

Изломы имеют сходное макростроение. В зоне зарождения трещины усталости имеются участки с рубцовым строением поверхности. Основная часть излома занята областью отрыва (область плоской деформации). Со стороны области силового долома у образцов образуются зоны среза (губы среза, область плоско – напряженного состояния).

Переход от отрыва к срезу происходит тогда, когда диаметр (размер) зоны пластичности  $r$  становится равным толщине образца  $B$ , т.е. отношение  $r/B \sim 1$ . Размер зоны пластичности пропорционален отношению максимального коэффициента интенсивности напряжений к пределу текучести сплава  $r \sim (K_{\max}/\sigma_{0.2})^2$ . У образца R-0.1 губы среза начинают образовываться при длине трещины усталости  $\sim 11$  мм, а у образца R-0.8 при длине  $\sim 8$  мм.

### Микроанализ

Исходя из условий испытаний поверхность изломов образцов, за исключением области зарождения трещин, соответствует II и III стадиям роста трещин усталости. Между размахом коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta K$ ) и фрактографическими признаками (микрорельефом поверхности разрушения) существует определенная корреляция. На основании этого с использованием результатов по определению СРТУ было проведено исследование изменения типа рельефа излома по мере увеличения длины трещины и возрастания размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ . За начало отсчета принимался край (граница) надреза.

#### **R - 0.1**

На рис. 2.3-4 – 2.3-6 приведена последовательность смены рельефа поверхности разрушения в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений при  $R = 0.1$ .

В начале роста трещины усталости разрушение развивалось путем расслоения по кристаллографическим плоскостям скольжения с малыми индексами (рельеф типа РППС) (рис. 2.3 - 4).

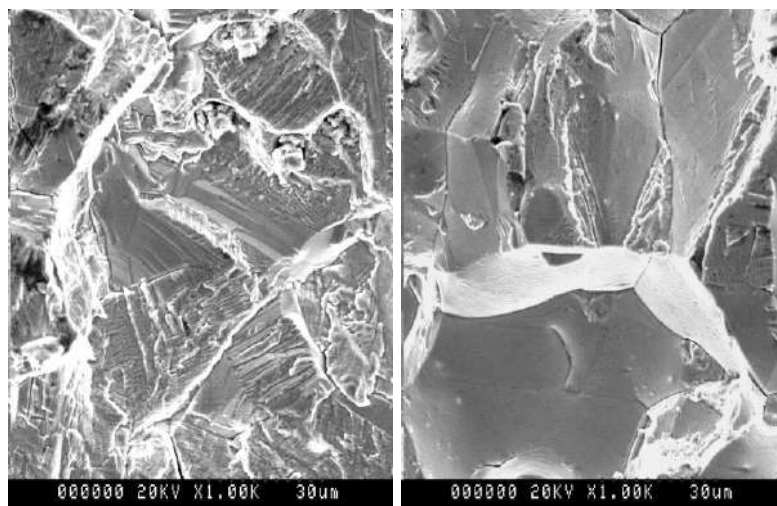
а)  $\Delta K - 101.5 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ б)  $\Delta K - 103.7 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ 

Рис. 2.3 - 4 Изменение рельефа поверхности излома в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  в начальной области роста трещины усталости, испытания на СРТУ при 650 °С, R-0.1.

При дальнейшем повышении  $\Delta K$  трещина начинает расти по механизму последовательного скольжения по пересекающимся плоскостям (зигзагообразная траектория) (рис. 2.3 - 5). Наряду с рельефом, образующимся путем скольжения по пересекающимся плоскостям, на поверхности излома присутствуют фасетки с бороздками и вторичные трещины.

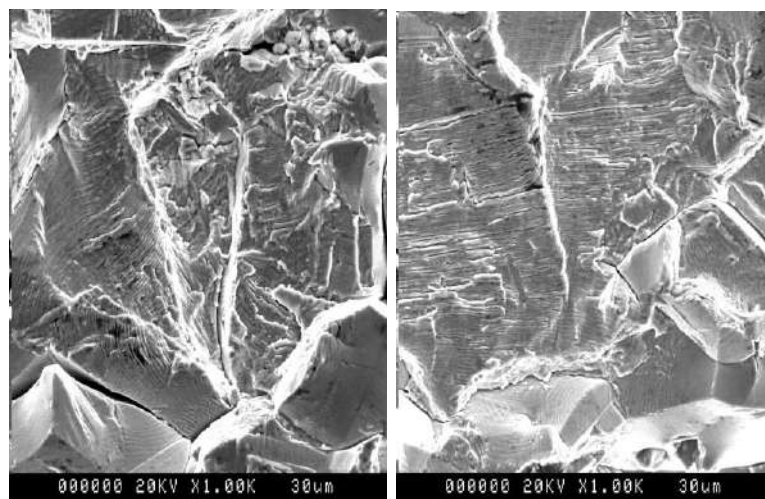
а)  $\Delta K - 112.1 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ б)  $\Delta K - 117.9 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ 

Рис. 2.3-5 Изменение рельефа поверхности излома в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  в области значений  $\Delta K$ , соответствующих началу II стадии роста трещины усталости, испытания на СРТУ при 650 °С, R-0.1.

В интервале от  $\Delta K \sim 120 \text{ кгс/мм}^{3/2}$  до  $\Delta K \sim 180 \text{ кгс/мм}^{3/2}$  на поверхности излома формируются рельефы с цикловыми усталостными бороздками, шаг которых увеличивается от 0.7 мкм до 3.2 мкм по мере увеличения размаха коэффициента интенсивности напряжений (рис. 2.3 - 6).

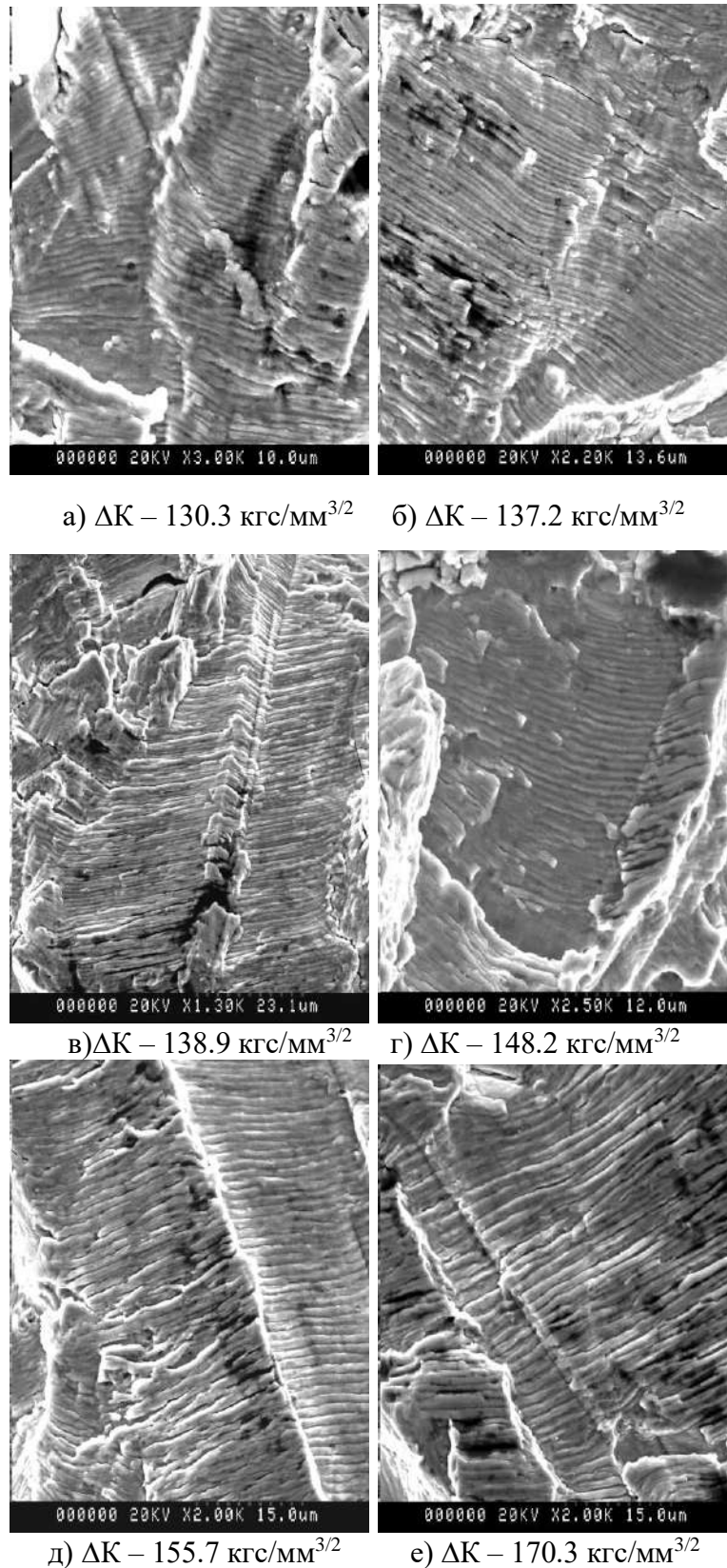


Рис. 2.3 - 6 Цикловые усталостные бороздки, испытания на СРТУ при 650 °С, R-0.1.

Бороздки совместно с ямочным рельефом наблюдаются вплоть до перехода к стадии III (нестабильному разрушению). При приближении к области силового долома при  $\Delta K$  от  $190 \text{ кгс/мм}^{3/2}$  до  $240 \text{ кгс/мм}^{3/2}$  на изломе появляется смешанный

рельеф: бороздки, вторичные трещины и ямки вязкого разрушения (рис. 2.3-7 а-в). В области силового долома излом имеет ямочный рельеф (рис. 2.3-7 г).

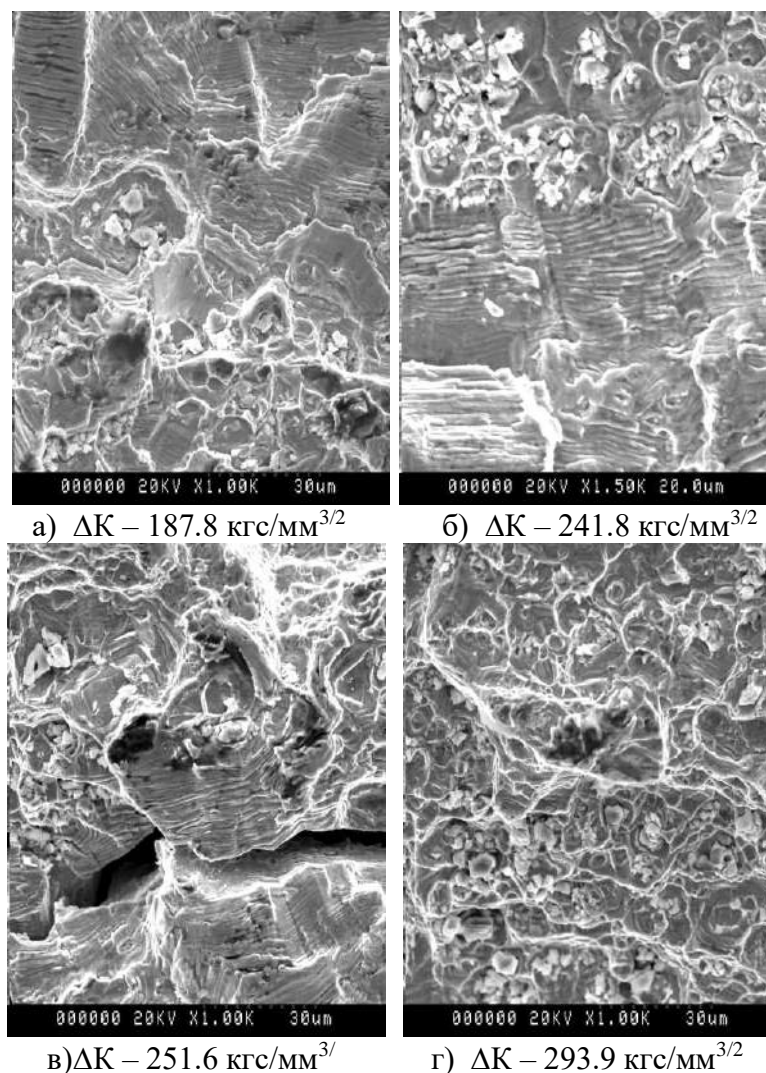


Рис. 2.3-7 Изменение рельефа поверхности излома в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  в области перехода от II стадии роста трещины усталости к стадии III (нестабильное разрушение), испытания на СРТУ при 650 °С, R-0.1.

### R-08

Последовательность смены рельефов поверхности разрушения при коэффициенте асимметрии цикла R-0.8 такая же, как и при R – 0.1 (рис. 2.3-8). Главным отличием роста трещины при R – 0.8 от роста трещины при R – 0.1 является более низкие значения размаха коэффициента интенсивности напряжений, при которых формируется тот или иной тип рельефа, а также значительно меньшие интервалы  $\Delta K$ , в которых формируются различные типы рельефа. Так интервал  $\Delta K$ , в котором образуются цикловые усталостные бороздки при R – 0.1 составляет  $\sim 40 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ , в то время как при R – 0.8

цикловые усталостные бороздки растут в интервале  $\Delta K \sim 10 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ : от 80  $\text{кгс/мм}^{3/2}$  до 90  $\text{кгс/мм}^{3/2}$  (рис. 2.3-8 в, г).

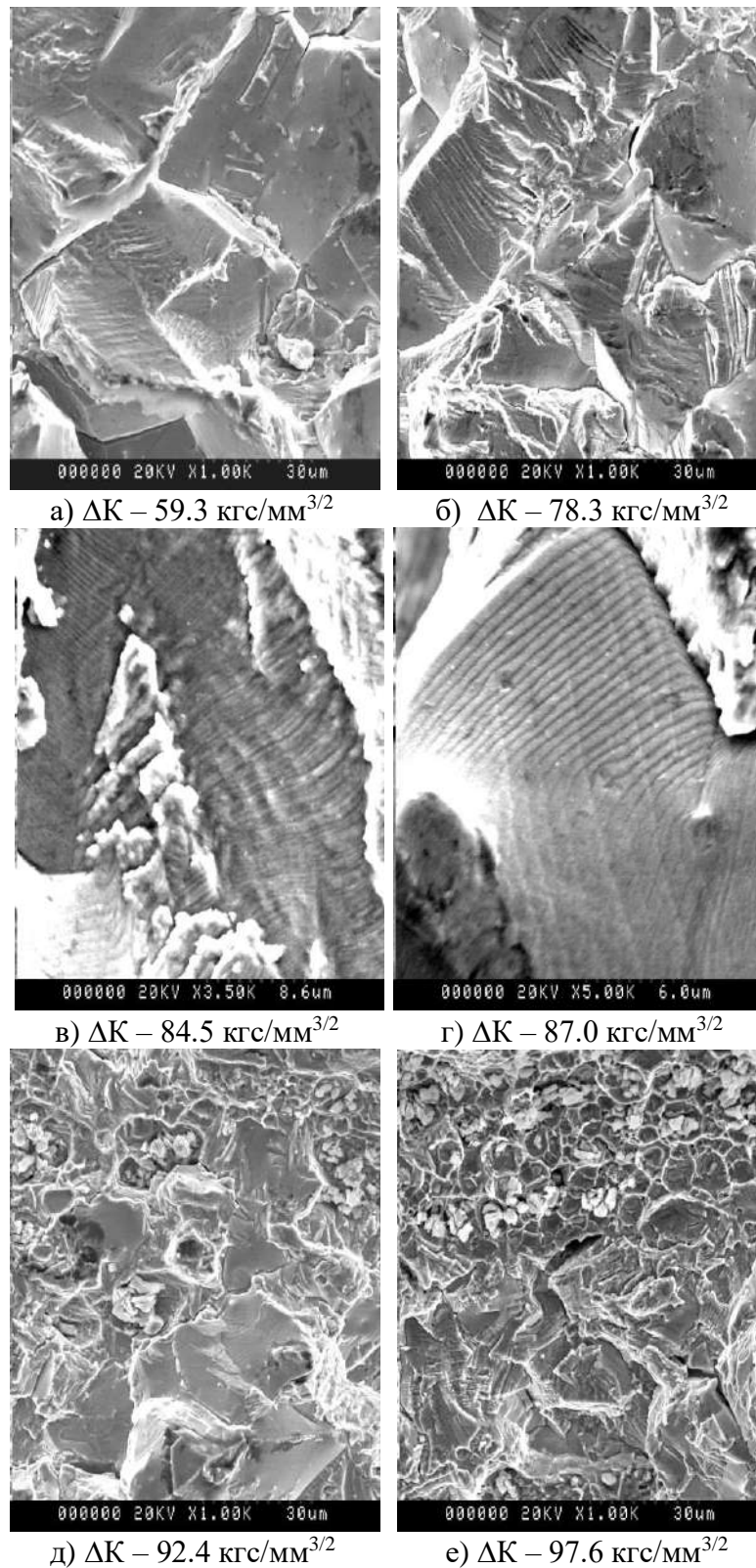


Рис. 2.3- 8 Изменение рельефа поверхности излома в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  в области значений  $\Delta K$ , соответствующих началу II стадии роста трещины усталости (а, б); на II стадии (в, г) и в области перехода от II стадии роста к стадии III (нестабильное разрушение) (д, е); испытания на СРТУ при 650 °С и R-0.8

## 2.4 Структурные изменения в сплаве ЭК-61 в условиях циклической деформации и их влияние на предел выносливости

Жаропрочные железоникелевые, как и никелевые сплавы обычно применяются в предварительно состаренном состоянии. Тем не менее, даже в этих сплавах микроструктура выделений далеко не всегда сохраняется стабильной в условиях усталости при высокой температуре.

Сплав ЭК-61 (ХН58МБЮД) используется в технологии изготовления сопловых аппаратов (СА) газовых турбин жидкостных ракетных двигателей большой мощности. Первичное упрочнение при нагреве закаленного сплава ЭК-61 в интервале температур 700-800 °С, возникающее при распаде пересыщенного  $\gamma$ -твердого раствора, происходит в результате выделений дисперсных интерметаллидных фаз типа  $\gamma'$ -  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  и  $\gamma''$ -  $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Al})$ . Размер упрочняющих интерметаллидных частиц после 15-часового старения 60-130 Å ( $\gamma'$ ) и 100 – 140 Å ( $\gamma''$ ). Фаза  $\gamma'$ -  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  имеет г.ц.к. структуру и обычно когерентна или частично когерентна матрице. Фаза  $\gamma''$ -  $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Al})$  с упорядоченной о.ц.т. структурой является метастабильной и склонна к образованию и росту в процессе старения другой фазы [58].

После огневых испытаний двигателей в лопатках СА периодически выявляются усталостные трещины, расположенные в выходных кромках лопаток. В связи с этим становится актуальным вопрос о структурных превращениях в сплаве ЭК-61 в условиях циклического деформирования при повышенных температурах и их возможном влиянии на механические свойства, предел выносливости и скорость роста трещин усталости (СРТУ).

Структурные исследования проводили как на образцах, вырезанных из лопаток СА после огневых испытаний ЖРД, так и на образцах, прошедших испытания на предел выносливости.

### Результаты испытаний на предел выносливости

Для проведения испытаний на предел выносливости был выбран образец d = 4 по ГОСТ 25.502-79 тип 1 (рис. 2.4 - 1). Корсетная рабочая часть обеспечивает



большую резонансную частоту нагружения и достаточную жесткость системы. Диаметр образца для основной части работы - 4 мм при сохранении остальных требований стандарта на испытания.

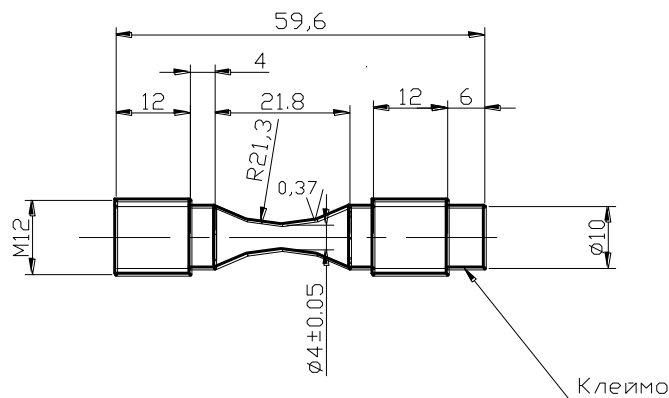


Рис. 2.4 - 1 Образец для проведения испытаний.

Испытания на предел выносливости были проведены на образцах двух партий. Образцы партии №1 были изготовлены из лопаток и банджа соплового аппарата двигателя, прошедшего серию огневых испытаний. Условия работы лопаток СА при огневых испытаниях двигателя в тракте горячего газа: среда - кислород высокого давления 63.8 МПа (650 кгс/см<sup>2</sup>), температура – 450 °С, время эксплуатации ~ 0.3 ч. Существующая на предприятии технология термообработки СА - закалка 980 °С, 3 ч; старение 730 °С, 15 ч.

Образцы партии №2 изготавливались из заготовок, вырезанных электроэрозией из темплета образца М333, плавка 26В2809 и были термообработаны по режиму стандартной термообработки (СТО) для сплава ЭК-61 - закалка 980 °С, 3 ч; старение 730 °С, 15 ч + 650 °С, 10 ч.

Механические свойства образцов свидетелей партии №1 и №2 приведены в табл. 2.4-1 и 2.4-2.

Испытания проводили в соответствии с ГОСТ по следующим режимам:

Температура испытания – 650 °С.

Коэффициент асимметрии цикла – 0.1, нагружение мягкое.

Напряжение цикла начальное – 85 кгс/мм<sup>2</sup>.

База испытаний – 10<sup>7</sup> циклов.



Образец для испытаний – по ГОСТ 25.502-79 тип 1.

Количество образцов для построения кривой – 15 шт.

Количество ступеней нагружения при построении кривой – не менее 5.

Полученные результаты испытаний и их анализ позволяют сделать вывод о том, что у образцов партии №1 предел выносливости на базе  $10^7$  циклов находится на уровне  $\sim 412.0$  МПа ( $42 \text{ кгс/мм}^2$ ), а у образцов партии №2 на уровне  $\sim 529.7$  МПа ( $54 \text{ кгс/мм}^2$ ).

Таблица. 2.4 - 1

Механические свойства образцов партии №1

Шифр образцов	Временное сопротивление разрыву, МПа ( $\text{кгс/мм}^2$ )	Предел текучести, МПа ( $\text{кгс/мм}^2$ )	Относительное	
			Удлинение, %	Сужение, %
1	1151.7 (117,42)	865.2 (88,2)	24,8	31,1
2	1181.1 (120,4)	871.1 (88,8)	29,2	33,6
3	1161.5 (118,4)	872.1 (88,9)	24,0	33,9
4	1157.6 (118,0)	856.4 (87,3)	24,4	31,4

Таблица. 2.4 - 2

Механические свойства образцов партии №2

Шифр образцов	Временное сопротивление разрыву, МПа ( $\text{кгс/мм}^2$ )	Предел текучести, МПа ( $\text{кгс/мм}^2$ )	Относительное	
			Удлинение, %	Сужение, %
1	1274.3 (129,9)	1046.7 (106,7)	25.6	50.4
2	1274.3 (129,9)	1045.7 (106,6)	24.8	49.8

### Лопатки СА

Макроанализ шлифов, приготовленных из образцов поперечного сечения лопаток СА, прошедших эксплуатационное нагружение во время огневых испытаний ЖРД при температуре  $450^\circ\text{C}$  в течении 0.3 ч, показал, что макро и микроструктура материала в областях входной и выходной кромок имеет существенные различия. Схематично границы условного деления поперечного сечения лопатки СА на области 1 (входной кромки) и 2 (выходной кромки), в

которых наблюдается различная макроструктура материала лопатки, показаны на рис. 2.4 - 2.

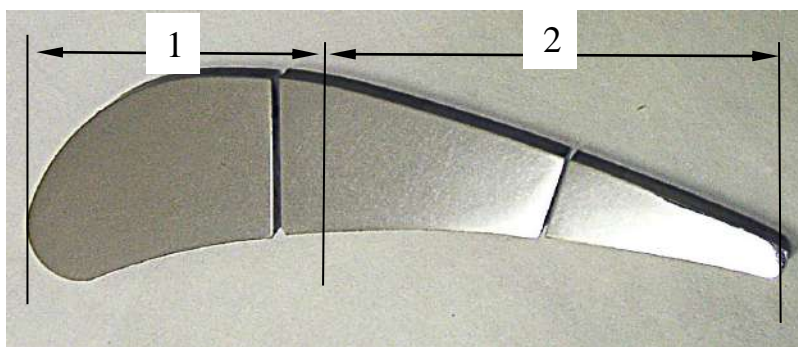


Рис. 2.4 - 2 Области входной (1) и выходной (2) кромок на поперечном сечении лопатки соплового аппарата, в которых наблюдается различная макроструктура материала.

В области входной кромки на длине по хорде  $\sim 25$  мм в макроструктуре просматриваются границы зерен и частицы карбидов MC (рис. 2.4-3 а, б). В области выходной кромки на длине по хорде лопатки  $\sim 70$  мм в макроструктуре наблюдается строчечность в виде ориентированных штрихов, в которых сосредоточены цепочки карбидов и пересекающихся пластинчатых выделений (рис. 2.4 – 3 в, г).

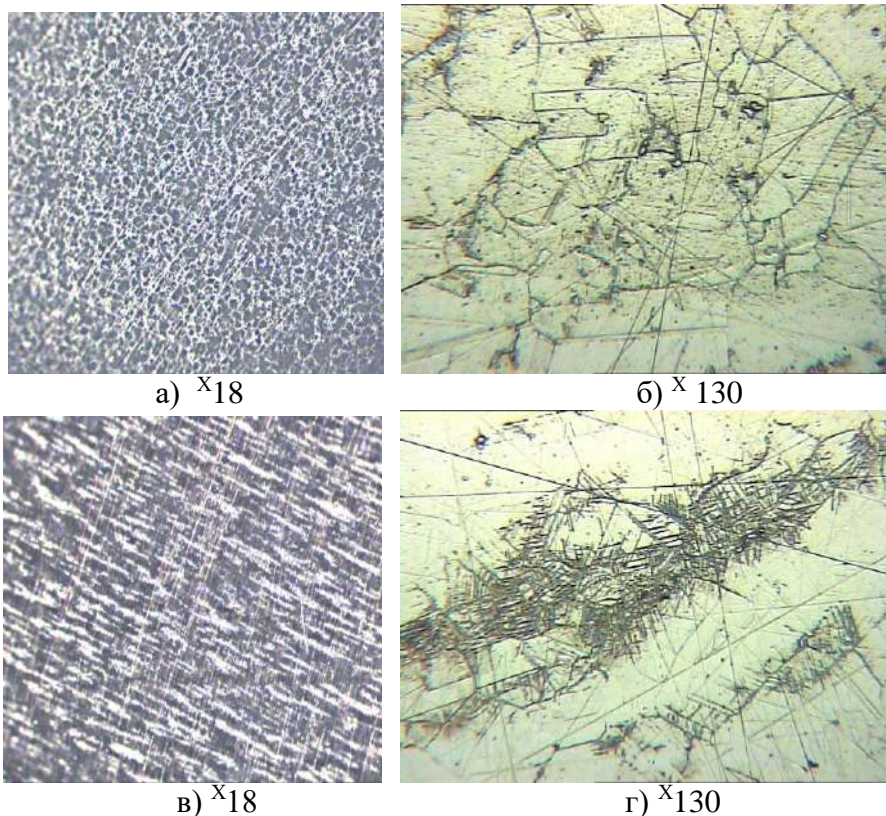
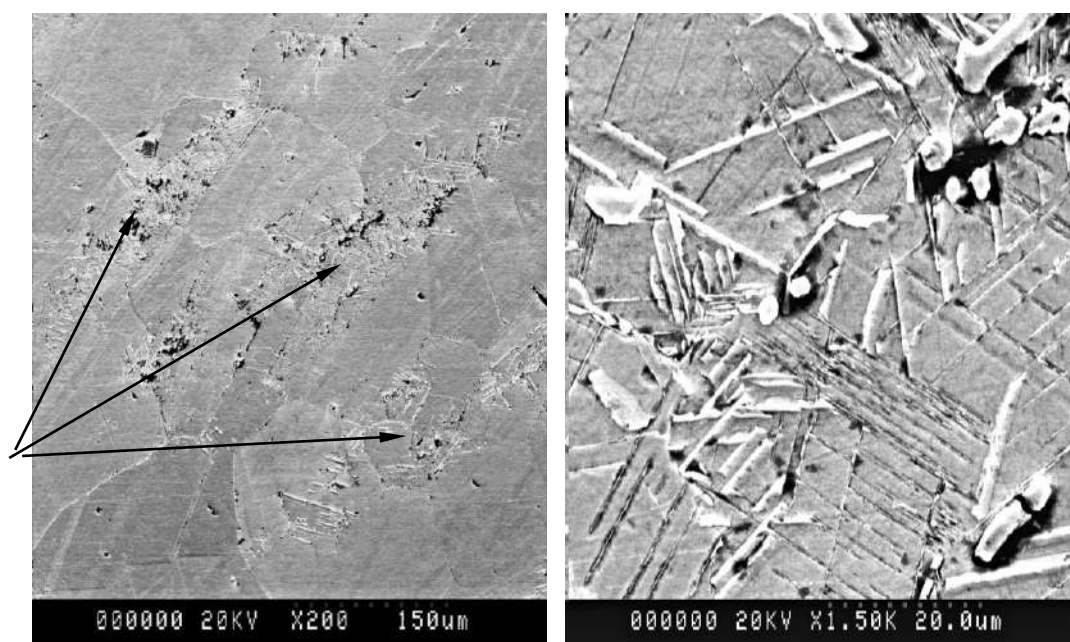


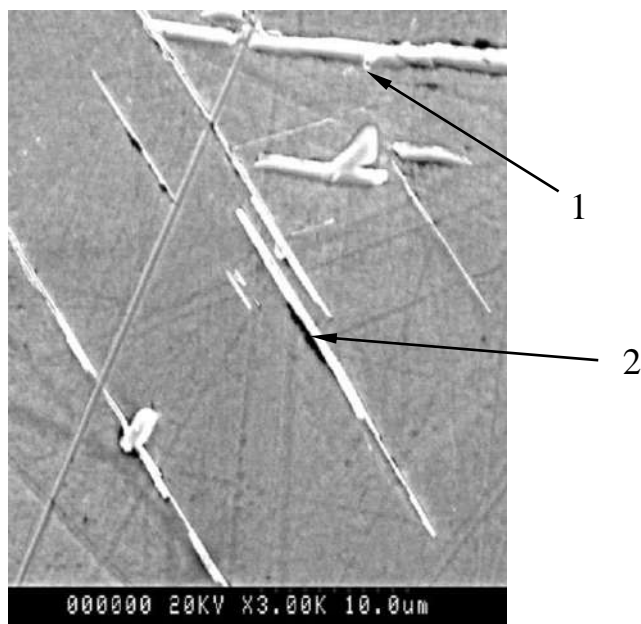
Рис. 2.4 - 3 Макроструктура материала лопатки после огневых испытаний при  $T - 450^{\circ}\text{C}$  и в течение 0.3 ч в областях входной (а, б) и выходной (в, г) кромок.

Микроструктурное исследование материала в области выходной кромки показало, что в строчках наблюдается множество пересекающихся игольчатых (пластинчатых) выделений, образующих видманшtedтову структуру (рис. 2.4-4). Эти выделения выглядят одинаково как на продольных, так и на поперечных сечениях лопатки. Этот факт свидетельствует в пользу того, что эти выделения имеют форму пластин.



a)

6)



**B)**

Рис. 2.4 - 4 Микроструктура материала лопатки СА в области выходной кромки после огневых испытаний при  $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$  и в течение 0.3 ч. Ориентированные строчки, выявленные макроанализом (а) и их увеличенное изображение (б). Кристаллографически ориентированные выделения (в).

В сплаве ЭК-61 после старения присутствуют два вида карбидов типа  $MC$ , различающихся по морфологии и составу: более крупные ограненные карбиды –  $(Ti, Nb)C$  и округлые  $(Nb, Ti)C$ . Во вторичных электронах контраст у этих карбидов разный: карбиды  $(Ti, Nb)C$  – темные, а карбиды  $(Nb, Ti)C$  – светлые (рис. 2.4 - 5).

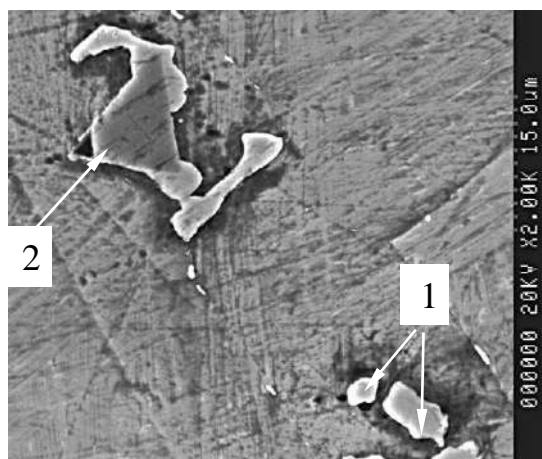


Рис. 2.4 - 5 Микроструктура сплава ЭК-61 после старения. Карбиды типа  $MeC$ : 1 -  $(Nb, Ti)C$ , 2 -  $(Ti, Nb)C$

Установлено, что в теле зерен пластинчатые выделения образуются в скоплениях карбидов типа  $(Nb, Ti)C$  (рис. 2.4 – 6а) и зарождаются на их границах (рис. 2.4 – 6б).

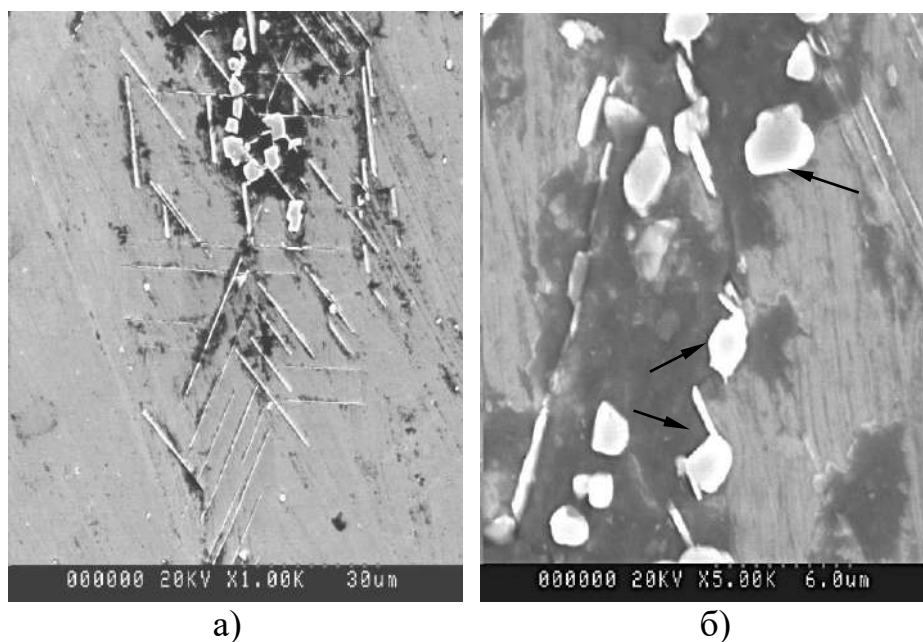


Рис. 2.4 - 6 Микроструктура материала лопатки в области выходной кромки. Пластинчатые выделения в скоплении карбидов  $(Nb, Ti)C$  (а) и выделения (отмечены стрелками), растущие от границ карбидов  $(Nb, Ti)C$  (б).

На границах зерен также выявлены подобные выделения, но здесь длина пластин существенно ниже, по сравнению с пластинами в теле зерен, что может быть связано с их морфологией, возможно пластины имеют форму реек (рис. 2.4 - 7).



Рис. 2.4 - 7 Зернограницные выделения  $\delta$  - фазы.

Микрорентгеноспектральным анализом (МРСА) установлено, что пластинчатые выделения представляют собой фазу, содержащую  $\sim 20\%$  ниобия. Результаты МРСА карбидов, пластинчатых выделений и  $\gamma$  – матрицы приведены на рис. 2.4 - 8 и в табл. 2.4 - 3.

Таблица 2.4 - 3

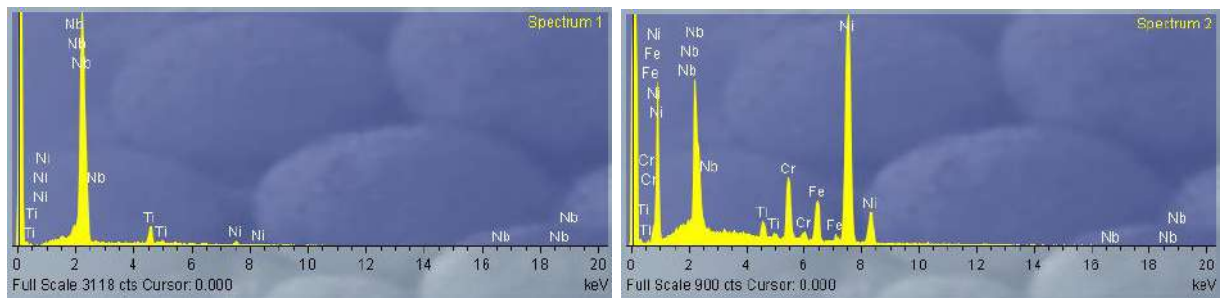
Результаты МРСА пластинчатых выделений, карбидов и  $\gamma$  -матрицы, масс. %

	<b>Nb</b>	<b>Ni</b>	<b>Ti</b>	<b>Fe</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>
<b>пластина</b>	19.9	63.4	1.8	6.8	8.0	
<b>карбид*</b>	92.2		7.8			
<b><math>\gamma</math> - матрица</b>	5.5	58	0.8	14.7	17.2	4.0

\* - углерод не анализировался.

В работе [59] химическим и рентгенофлуоресцентным анализом экстрагированных осадков определен состав  $\delta$  - фазы в сплаве IN – 718: 69.4 Ni, 19.5 Nb, 4.1 Ti, 3.5 Fe, 2.5 Cr, 1.0 Mo, 0.52 Al, что хорошо согласуется с результатами МРСА пластин  $\delta$  - фазы в сплаве ЭК-61 (табл. 2.4 - 3).





а)

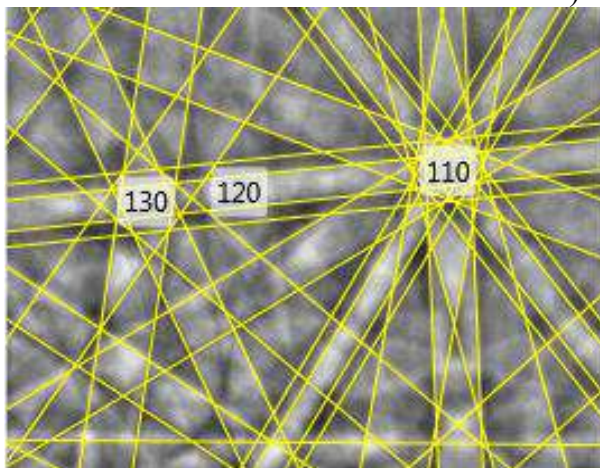
б)

Рис. 2.4 - 8 Характеристические рентгеновские спектры от карбида на основе ниобия (а) и пластинчатого выделения  $\delta$  - фазы (б).

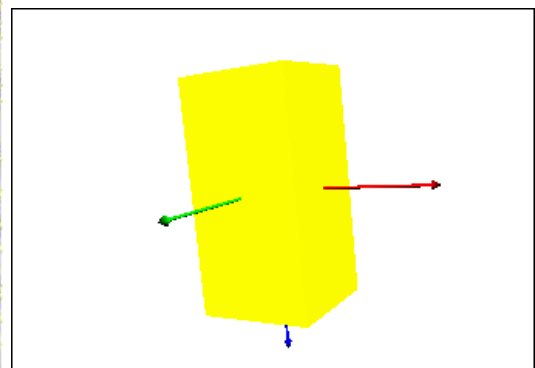
Методом дифракции обратно отраженных электронов проведена идентификация выделений пластинчатой фазы, как соединения типа  $\delta$  -  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ , имеющего орторомбическую решетку с параметрами  $a - 5.11\text{\AA}$ ,  $b - 4.25\text{\AA}$ ,  $c - 4.54\text{\AA}$ . Результаты идентификации пластинчатого выделения в материале лопатки СА в области выходной кромки приведены на (рис. 2.4 - 9).



а)



б)



углы Эйлера 71.8; 53.6; 74.6

Описание	
Название	Nb Ni <sub>3</sub>
База данных	NSD
Структура	
Кристаллическая система	Tetragonal
Группа Лауэ	4/mmm
Пространственная группа	139
Элементарная ячейка	
a	3.62 Å
b	3.62 Å
c	7.41 Å
Альфа	90.00 °
Бета	90.00 °
Гамма	90.00 °

в)

Рис. 2.4 - 9 Электронное изображение микроструктуры материала лопатки (а), проиндексированная картина дифракции обратно отраженных электронов, полученная от пластинчатого выделения (б), идентификационная машинная карточка выделения  $\delta$  - фазы Ni<sub>3</sub>Nb (в).

### Корсетные образцы

Исследования микроструктуры проводили на шлифах, приготовленных из осевых сечений корсетных образцов, разрушенных при испытаниях на предел выносливости, в областях изломов и в зоне резьбы (рис. 2.4 - 10).

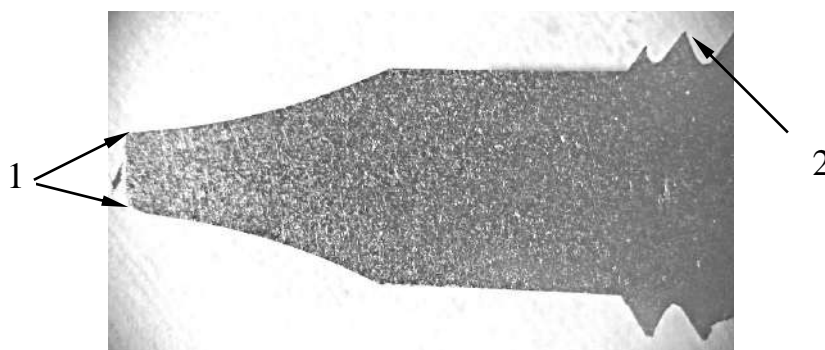


Рис. 2.4 - 10 Макроизображение осевого сечения корсетного образца. Стрелками показаны: 1 – область усталостного излома, 2 – резьбовая часть (захват). Увеличено.

В областях, примыкающих к поверхности излома, у образцов обеих партий были выявлены пластинчатые и реечные выделения  $\delta$  - фазы (рис. 2.4 - 11). Также, как и в лопатках СА рост выделений происходил в скоплениях карбидов (Nb, Ti) С и на границах зерен. В резьбовой части корсетных образцов, также как и в области входных кромок лопаток СА выделений  $\delta$  - фазы выявлено не было.

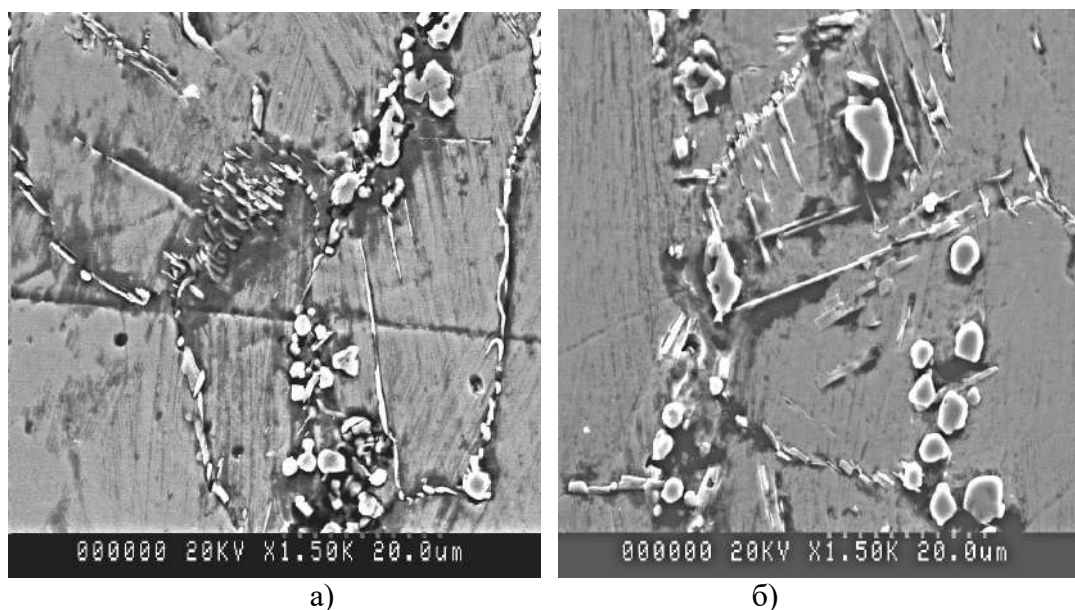


Рис.2.4 - 11 Выделения  $\delta$  - фазы в образцах партий №1 (а) и №2 (б).

Следует отметить, что при электронномикроскопическом исследовании микроструктуры, полей зрения с пластинчатыми выделениями  $\delta$  - фазы в образцах партии №2 встречались значительно меньше, чем в образцах партии №1.

Этот факт может свидетельствовать о большем количестве выделений  $\delta$  - фазы в образцах партии №1, у которых определено 20%-ое снижение предела выносливости по сравнению с образцами партии №2.

Электронномикроскопическое исследование рельефа поверхностей разрушения усталостных трещин в лопатках СА и корсетных образцах показало, что как у трещин в лопатках, так у трещин в корсетных образцах в областях зарождения и начального роста трещин разрушение происходило по механизму расслоения по плоскостям скольжения (РППС) (рис. 2.4 - 12).

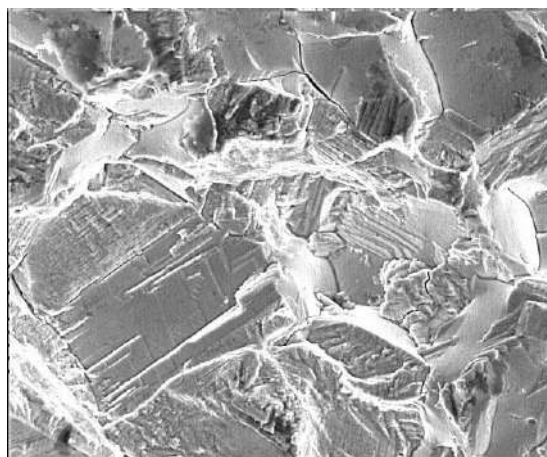


Рис. 2.4 -12 Электронная фрактограмма поверхности разрушения в области очага зарождения усталостной трещины. Корсетный образец, партия №1. Увеличение  $\times 1500$ .



Данный механизм разрушения является типичным для жаропрочных никелевых сплавов и реализуется на кинетической диаграмме усталостного разрушения на I-ой и в начале II-й стадии усталостного разрушения. Особенностью данного рельефа является наличие фасеток с кристаллографически ориентированным сколом.

### Анализ результатов

Проведенные исследования показали, что в условиях высокотемпературного циклического деформирования сплав ЭК-61 проявляет структурную нестабильность, выражающуюся в образовании пластинчатой (реечной)  $\delta$  - фазы  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  в результате перестаривания. В лопатках СА и в корсетных образцах значительное количество выделений  $\delta$  - фазы обнаружено в областях максимальных циклических деформаций, которыми в лопатках являются выходные кромки, а в корсетных образцах – области вблизи усталостной трещины [60]. В областях входных кромок лопаток и резьбой части корсетных образцов, где уровень напряжений был минимальным, выделений  $\delta$  - фазы не выявлено. Эти результаты свидетельствуют о том, что уровень циклических деформаций наряду с температурой значительно влияет на кинетику выделения  $\delta$  - фазы.

Выше отмечено, что американским аналогом сплава ЭК-61 является сплав IN – 718, у которого первичное упрочнение также достигается путем выделения упорядоченной  $\gamma''$ -фазы с о.ц.т. структурой, являющейся метастабильными выделениями со стехиометрией  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ . В составе сплава IN – 718 также, как и в сплаве ЭК-61 присутствуют Al и Ti, и в нем также совместно с выделениями  $\gamma''$ -фазы присутствуют и выделения  $\gamma'$  – фазы, а соотношение  $\gamma''/\gamma'$  находится в пределах от 2.5 до 4.0 [18]. Известно, что сплавы, у которых упрочняющее старение закончено на стадии выделения  $\gamma''$ -фазы, при больших временах старения склонны к образованию и росту  $\delta$ -фазы. На рис. 2.4 - 13 приведена «С – образная» кривая, демонстрирующая кинетику образования  $\delta$ -фазы в сплаве IN – 718 [14].

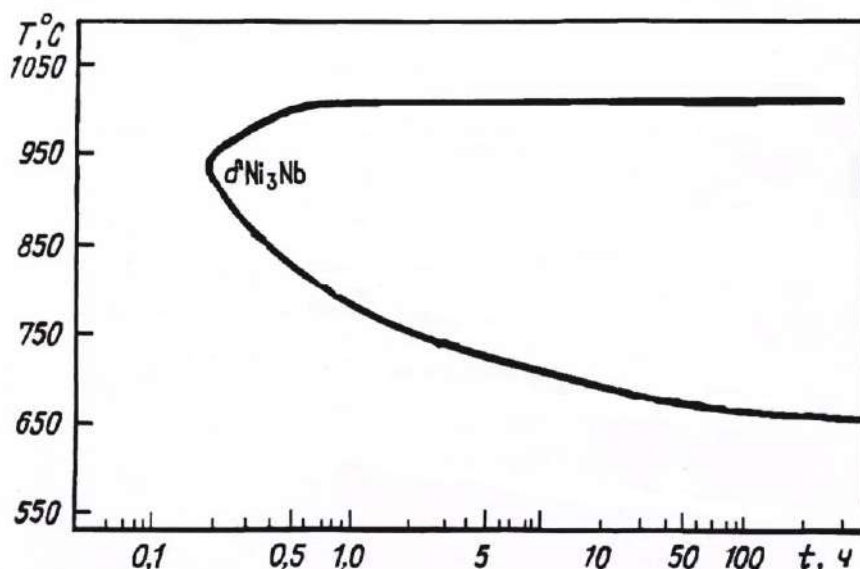


Рис. 2.4 - 13 «С – образная» диаграмма кинетики выделения  $\delta$ -фазы в сплаве IN-718 [14].

Формирование  $\delta$ -фазы при старении сплава IN - 718 изучали многие авторы. Было показано, что она образуется в интервале температур 650 – 980 °С и имеет пластинчатую форму [14]. Зернограничные выделения  $\delta$ -фазы наблюдали после 10 - часового старения при 917 °С [59].

Ниже 700 °С формирование  $\delta$ -фазы в сплаве IN – 718 идет крайне медленно и требует сотен и даже тысяч часов. Её зарождение обычно наблюдают по границам зерен и карбидных частиц MC, обогащенных ниобием, а рост фазы происходит за счет  $\gamma''$  – фазы [60]. Выше 700 °С происходит значительное ускорение формирования  $\delta$ -фазы и вплоть до 885 °С оно сопровождается быстрым огрублением выделений  $\gamma''$  – фазы, а выше 885 °С наступает растворение последней. Быстрее всего  $\delta$ -фазы формируется при 840 – 950 °С, где за 24 часа она образует развитую видманшtedтову структуру [61]. Выделению  $\delta$ -фазы способствует высокое содержание Si и Nb и низкое содержание Al [62].

Образование больших количеств  $\delta$ -фазы в процессе длительной эксплуатации приводит к ухудшению свойств сплава, связанное с уходом Nb из матрицы и сопровождающим формирование  $\delta$ -фазы огрублением выделений  $\gamma''$  – фазы. В работе [63] изучали влияние структурных превращений в сплаве IN - 718 на сопротивление ползучести, мало- и многоцикловую усталость. Установлено, что выделения игольчатых фаз, некоторые из которых могут являться Т.П.У.-

фазами, снижают сопротивление сплавов ползучести, мало и многоциклового усталости. Поскольку скорость превращения  $\gamma'' \rightarrow \delta$  интенсивно возрастает с температурой выше 650 °С, рекомендуется избегать эксплуатации сплава выше этой температуры (650 °С) [14].

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в условиях высокотемпературного циклического деформирования  $\gamma'' \rightarrow \delta$  превращение в сплаве ЭК-61 происходит при температуре горячего газа ~ 450 °С, которая на 200 °С ниже рекомендуемого в [62] верхнего температурного уровня эксплуатации сплава IN – 718. При этом в выходных кромках лопаток СА  $\gamma'' \rightarrow \delta$  превращение происходит так быстро, что за 0.3 часа образуется развитая видманштедтова структура, для образования которой в сплаве IN – 718 путем старения при температуре 840–950 °С требуется ~ 24 ч. Представляется, что интенсификация процесса  $\gamma'' \rightarrow \delta$  превращения может быть связана с вибрационным разогревом материала лопаток в областях выходных кромок до температур ~ 850 – 900 °С. Кроме этого высокий уровень циклических деформаций также может интенсифицировать процесс перерезывания частиц  $\gamma''$  – фазы отдельными дислокациями и образования зародышей более стабильной  $\delta$  - фазы в плоскостях скольжения. При высокотемпературном циклическом деформировании сплава IN - 718 также происходило образование стабильной  $\delta$ -фазы и в этих условия циклическое деформирование ускоряло эффект перестаривания, связанный с образованием  $\delta$ -фазы [64].

В сплаве IN - 718 реечные выделения  $\delta$  - фазы также кристаллографически ориентированы, как и в сплаве ЭК-61. Плоскости плотной упаковки  $\delta$ -фазы и  $\gamma$  – матрицы находятся в следующих ориентационных соотношениях:  $(010) \delta \parallel (111) \gamma$ ,  $[100] \delta \parallel [110] \gamma$  [61]. Кристаллографическая ориентированность выделений некоторой фазы означает важное значение межфазной упругой энергии при их образовании и росте. Такая ориентированность выделений приводит к снижению этой энергии. Другой способ её уменьшения возможен, если во время роста выделений к поверхности их раздела с матрицей подводится значительное

количество вакансий для компенсации разницы их удельных атомных объёмов (объёмов на 1 атом) с матрицей. При циклической деформации движущиеся в плоскостях скольжения матрицы дислокации всегда порождают избыточные вакансии. Именно это обстоятельство, по-видимому, сильно способствует росту выделений фазы  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  вдоль плоскостей скольжения матрицы. Сдвиговые деформации также способствуют зарождению и росту выделений новой фазы в аспекте уменьшения упругой энергии этих выделений (сплава).

Микроструктурные исследования материала лопаток СА, изготовленных из материала разных плавов и прошедших огневые испытания показало, что в лопатках, изготовленных из сплава с 5.1% ниобия и 0.75 % алюминия количество выделений  $\delta$  - фазы значительно превышало количество выделений в лопатках, изготовленных из сплава с 4.4% масс. ниобия и 1.0 % алюминия. В [60] также указывается на то, что повышенное содержание ниобия и пониженное алюминия содействуют увеличению скорости образования  $\delta$  - фазы.

Фрактографическое исследование изломов лопаток и корсетных образцов показало, что в областях зарождения и начального роста трещин разрушения происходит по механизму расслоения по плоскостям скольжения (рис. 8). Исходя из этого, логично предположить, что образование пластинчатой  $\delta$  - фазы, расположенной в плоскостях скольжения, при высокотемпературном циклическом деформировании приведет к снижению сопротивления усталости. Возможно, что большее количество  $\delta$  - фазы в образцах партии №1 явилось одной из причин 20% - го снижения сопротивления усталости образцов из этой партии.

## **2.5 Определение предела выносливости сплава ЭК-61 на образцах с никелевым покрытием и разной шириной диффузионной зоны**

Выше отмечено, что газогенераторный газ, имеющий температуру  $\sim 500^\circ\text{C}$  и воздействующий на поверхность проточной части СА, представляет собой кислород ( $\sim 95\%$ ) высокого давления 63.8 МПа ( $650\text{ кгс/см}^2$ ). Для снижения вероятности возгорания материала СА на поверхность лопаток и проточной части

наносится гальваническое защитное никелевое покрытие, имеющее более высокую стойкость к возгоранию по сравнению с основным материалом СА. Для повышения уровня адгезии никелевого покрытия к поверхности основного материала проточной части СА проводится вакуумный отжиг ( $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 8 ч.) узла, при котором формируется диффузионная зона (ДЗ), обеспечивающая адгезию покрытия на уровне прочности гальванического никеля  $392.4\text{ МПа}$  ( $\sim 40\text{ кгс/мм}^2$ ).

При формировании ДЗ в результате диффузии легирующих компонентов сплава в покрытие в ней происходит разупрочнение основного материала лопатки.

Для определения влияния ширины ДЗ на предел выносливости основного материала лопатки были проведены испытания на корсетных образцах. С целью получения в образцах «разупрочненной» диффузионной зоны на корсетную часть образцов было нанесено гальваническое никелевое покрытие. Толщина никелевого покрытия составляла  $\sim 40 - 50\text{ мкм}$ . Толщина покрытия была выбрана исходя из того, что она должна была превышать ширину ДЗ в лопатках СА на границе с никелевым покрытием, образующуюся при вакуумном отжиге СА ( $\sim 15 - 25\text{ мкм}$ ). Внешний вид корсетного образца с нанесенным никелевым покрытием показан на рис. 2.5-1.

Никелевое покрытие наносили гальваническим способом из стандартных электролитов никелирования: хлористого (адгезионный подслои толщиной  $\sim 1\text{ мкм}$ ) и сернокислого (основное покрытие).



Рис. 2.5 - 1 Корсетный образец с никелевым покрытием на рабочей части. Увеличено.

Диффузионную зону формировали путем вакуумного нагрева образцов с покрытием, варьируя время и температуру нагрева.

На рис. 2.5 - 2 показано поперечное сечение корсетного образца с

покрытием на рабочей части толщиной  $\sim 40$  мкм.

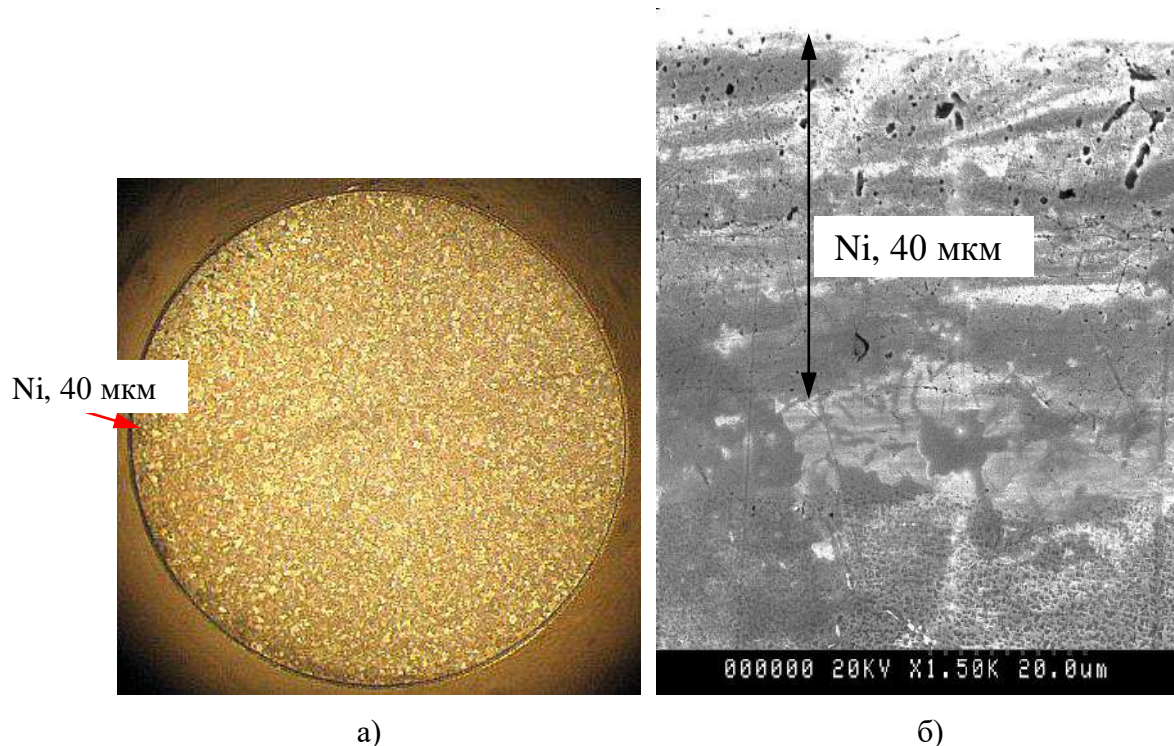


Рис. 2.5 - 2 Макроизображение сечения рабочей части корсетного образца с никелевым покрытием(а) и микроструктура поперечного сечения корсетного образца (б). Никелевое покрытие показано двойными стрелками.

Ширину диффузионной зоны определяли на поперечных металлографических шлифах образцов путем построения концентрационных профилей легирующих элементов сплавов на границе основной материал – покрытие. Ширина ДЗ в основном материале образца примерно равна ширине ДЗ в никелевом покрытии. Концентрационные профили строили на основе результатов микрорентгеноспектрального анализа.

Для проведения испытаний были изготовлены 3 партии образцов.

**Партия №1** – образцы после СТО без покрытия.

**Партия №2** – образцы с никелевым покрытием, термообработанные по режиму: нагрев на  $270\text{ }^{\circ}\text{C}$ , выдержка 1 час; нагрев на  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ , выдержка 10 часов. Ширина ДЗ в основном материале у образцов этой партии, определенная по концентрационным профилям железа и хрома, составляет  $\sim 1.2$  мкм (рис. 2.5-3).

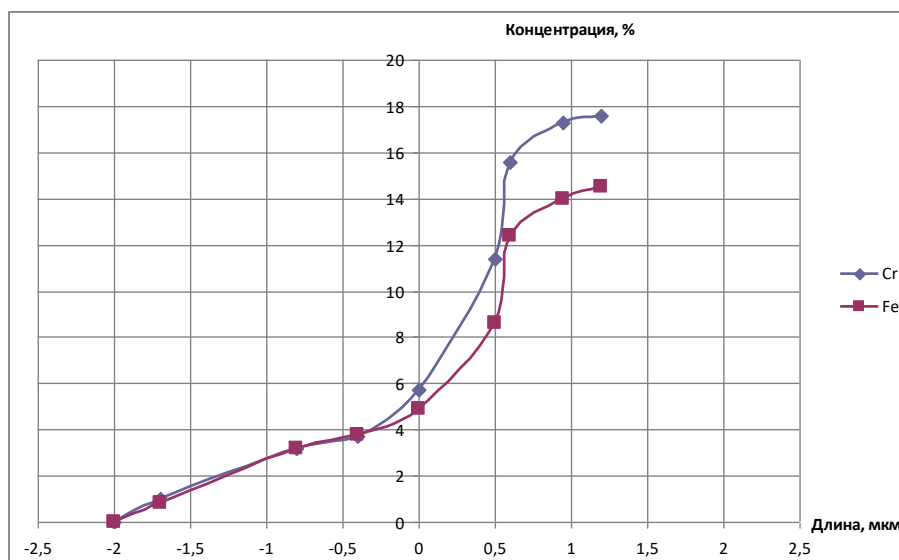


Рис. 2.5 - 3 Концентрационные профили распределения легирующих элементов на границе основной металл – покрытие в корсетных образцах из сплава ЭК-61, партия №2.

**Партия №3** – образцы с никелевым покрытием, термообработанные по режиму: нагрев на 270 °С, выдержка 1 час; нагрев на 980 °С, выдержка 1 час; нагрев на 730 °С, выдержка 15 час; нагрев на 650 °С, выдержка 10 час. Ширина ДЗ в основном материале у образцов этой партии, определенная по концентрационным профилям железа и хрома, составляет ~ **15 мкм** (рис. 2.5-4).

Режим термообработки образцов партии № 2 соответствует режиму второго старения сплава ЭК-61, а режим термообработки образцов партии № 3 является стандартной термообработкой сплава ЭК-61.

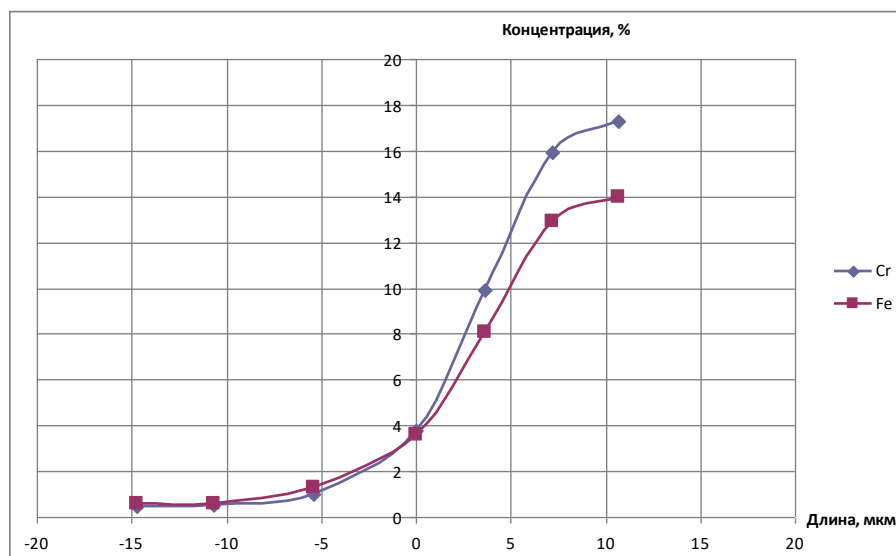


Рис. 2.5 - 4 Концентрационные профили распределения легирующих элементов на границе основной металл – покрытие в корсетных образцах из сплава ЭК-61, партия №3.



Степень влияния нагревов, проводимых при формировании ДЗ, на разрывную прочность материала образцов определяли на образцах свидетелях партии №1 - №3, которые термообрабатывались совместно с корсетными образцами каждой партии соответственно. Результаты испытаний образцов свидетелей представлены в табл. 2.5 – 1.

Таблица 2.5 -1

Разрывная прочность образцов свидетелей

Номер партии образцов свидетелей	Среднее значение разрывной прочности $\sigma_b$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )
Партия №1, без покрытия	1248.8 ( 127.3)
Партия №2, с покрытием	1255.7 (128.0)
Партия №3 с покрытием	1241.9 ( 126.6)

Как следует из данных таблицы 2.5-1, нагревы образцов свидетелей с покрытием и образцов без покрытия после СТО не влияют на их временное сопротивление разрыву.

Результаты испытаний корсетных образцов партий №№1-3 приведены на графиках зависимости долговечности образцов (числа циклов нагружения) от максимального напряжения цикла на рис. 2.5 – 5 и в табл. 2.5 – 2.

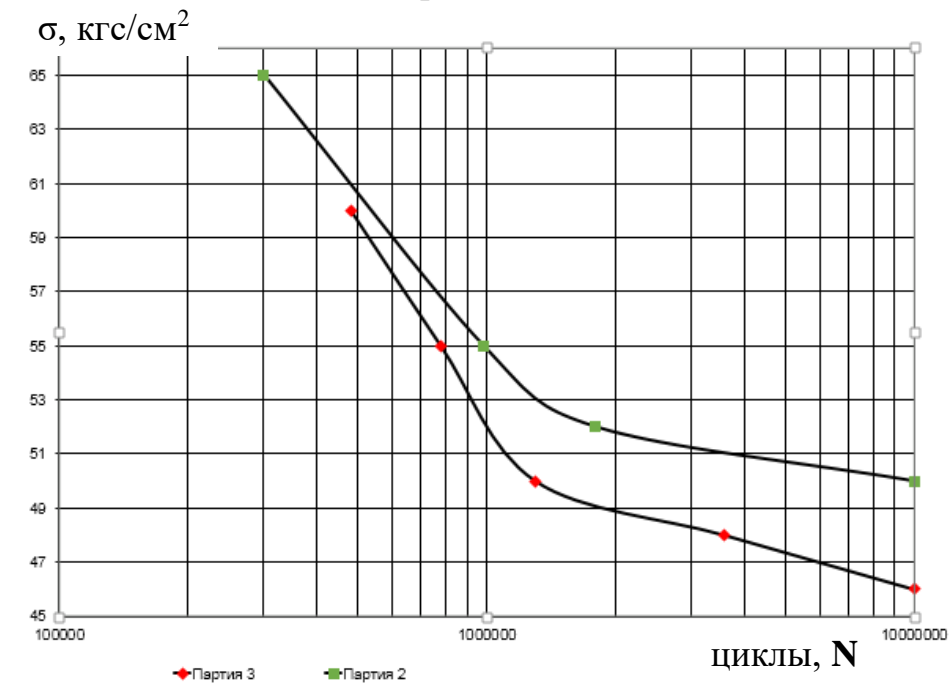


Рис. 2.5 - 5 Долговечность образцов партий №2 и №3, T=650 °C, f=140 Гц, R=0.1.



Таблица 2.5 – 2

Ширина диффузионной зоны и предел выносливости образцов партий №1 - №3

№ партии	$h_{Ni}$ , мкм	Ширина ДЗ, мкм	$\sigma_{0.1}$ , кгс/мм <sup>2</sup>
1	40	0	50
2	40	1.2	50
3	40	15	46

Анализ полученных результатов испытаний, представленных на рис. 2.5 – 5 и в табл. 2.5 - 2, позволяет сделать вывод о том, что предел выносливости  $\sigma_{0.1}$  на базе  $10^7$  циклов у образцов партий №1 (образцы без покрытия) и №2 (образцы с покрытием и ДЗ ~ 1.2 мкм) можно оценить на уровне 50 кгс/мм<sup>2</sup> (490.5 МПа), а для образцов партии №3 (образцы с покрытием и ДЗ ~ 15 мкм) на уровне 46 кгс/мм<sup>2</sup> (451.3 МПа).

## 2.6 Специфика роста трещин в лопатках сопловых аппаратов ЖРД

При дефектации СА после огневых испытаний усталостные трещины выявлялись в выходных кромках лопаток СА двигателей РД171 и РД 180, у двигателей РД 191 после ОИ трещин в СА выявлено не было.

Толщина выходных кромок лопаток оказывает существенное влияние на зарождение и рост усталостных трещин. У лопаток СА двигателя РД 171 толщина выходной кромки ~ 4.5 мм, а у СА двигателей РД 180 были лопатки с толщиной выходной кромки ~ 2.5 мм и 3.5мм (рис. 2.6 – 1).

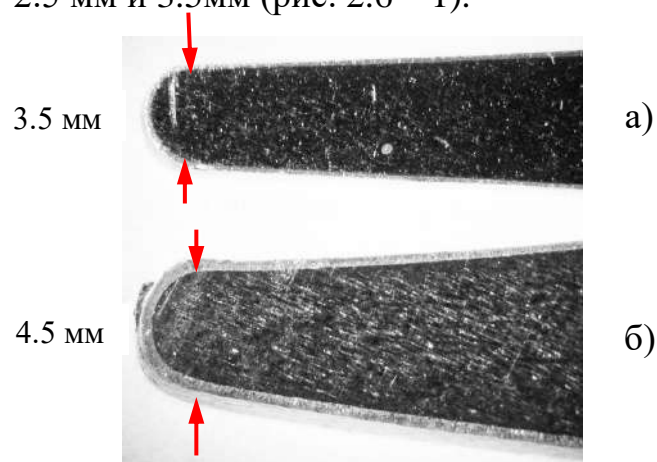


Рис. 2.6 – 1 Поперечные сечения лопаток СА двигателей РД 180 (а) и РД 171 (б).

Исследования роста трещин в лопатках СА были проведены на лопатках СА двигателей РД 171 (схема с двумя газогенераторами) и двигателей РД 180 (схема с одним газогенератором).

### 2.6.1 Разрушение лопаток двигателя РД 171

Исследование проведено на лопатках СА двигателя, прошедшего восемь огневых испытаний, общее время испытаний - 1096.6 с.

После разборки ЖРД при дефектации лопаток СА капиллярной дефектоскопией выявлены трещины у тринадцати лопаток. Исследование трещин проведено на одиннадцати лопатках (№№1 - 11). Схема нумерации лопаток в СА показана на рис. 2.6.1 – 1.

Макроанализом установлено, что зарождение большинства трещин происходило на радиусах перехода выходной кромки к бандажу.

Исследование поверхности лопаток СА показало, что наблюдается определенная симметрия в расположении трещин, схожих по траектории распространения и длинам по спинке и корытцу.

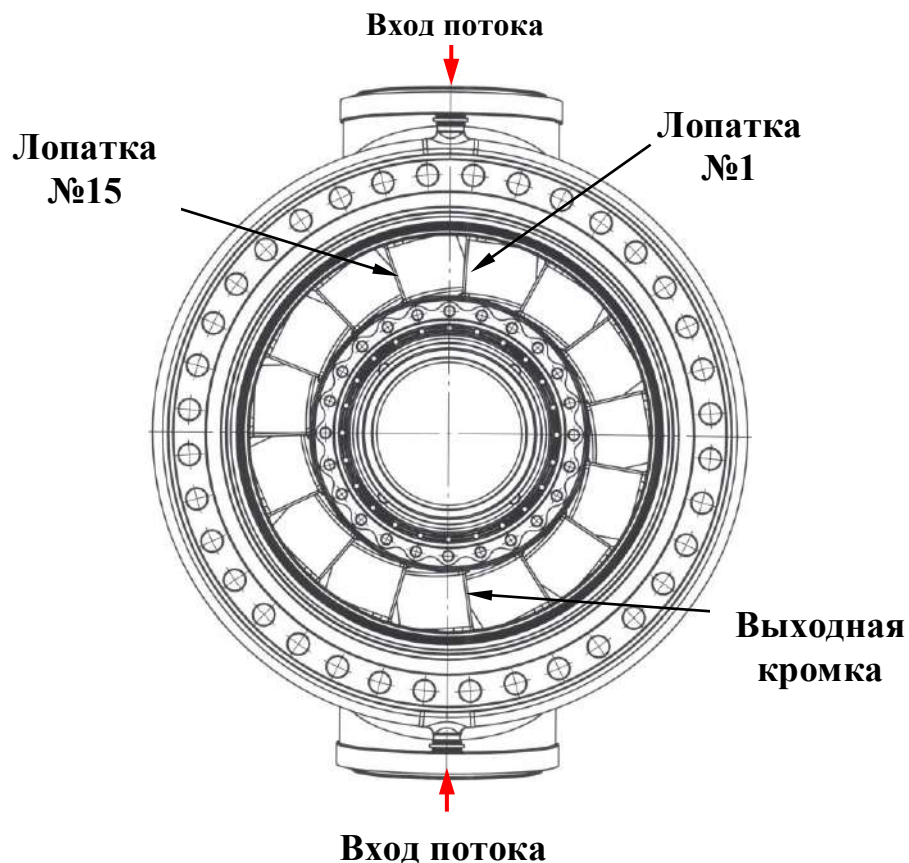


Рис. 2.6.1- 1 Схема нумерации лопаток у СА двигателя РД 171.

### Макроанализ

Так трещины максимальные по длине и со схожими траекториями распространения по спинке и корытцу выявлены в лопатках № 4, 5 и №10, 11. У этих лопаток трещины по спинке распространяются по относительно прямой траектории и под углом к бандажу, а трещины на корытце, вначале распространяются практически перпендикулярно выходной кромке, после достижения определенной длины разворачиваются параллельно выходной кромке лопатки (рис. 2.6.1 - 2).

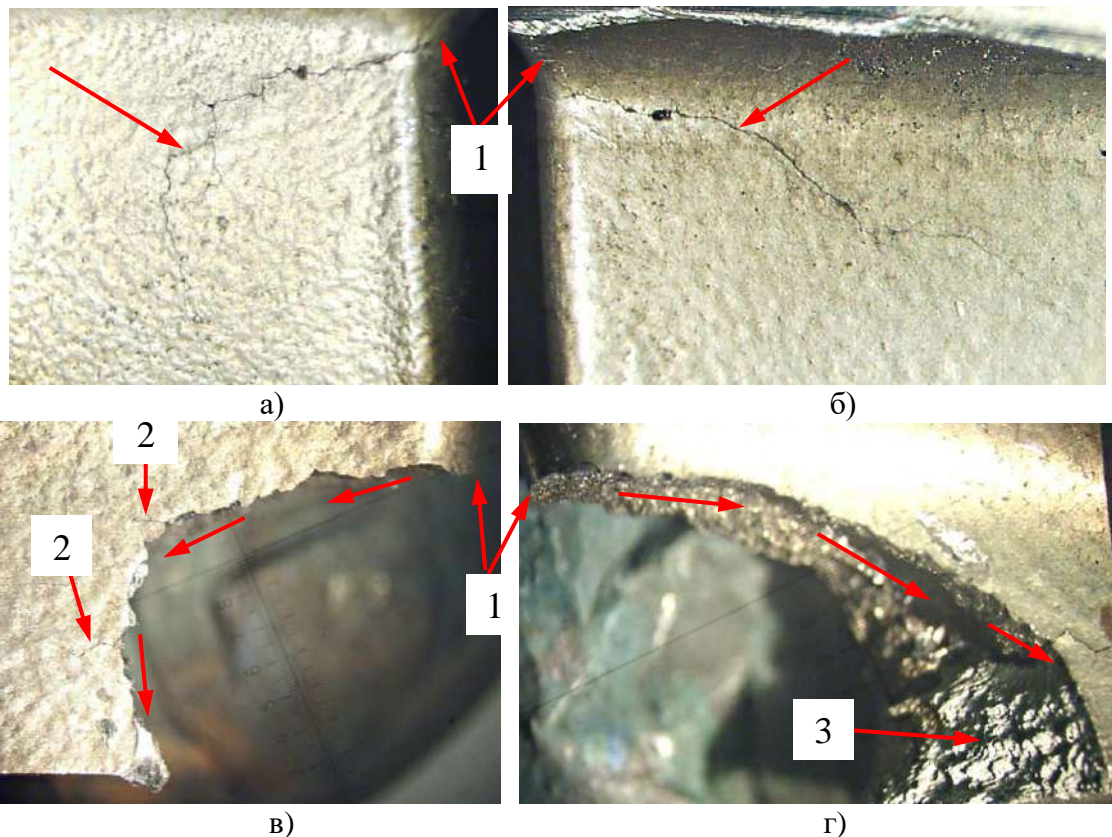


Рис. 2.6.1 – 2 Макроизображения траекторий распространения магистральных усталостных трещин и профилей изломов в лопатке №10 по корытцу (а, в) и по спинке (б, г). Стрелками показаны: 1 – очаги зарождения трещин на выходной кромке, 2 – трещины в никелевом покрытии, 3 – поверхность силового долома. Увеличено.

Наиболее короткие трещины выявлены в секторах с лопатками №№1–3 и №№ 7–9. Так у лопатки №1 длина трещины по корытцу 3 мм, а по спинке – 4 мм (рис. 2.6.1 – 3).

Макроанализ изломов «длинных» трещин у лопаток №4 и №10 показал, что разрушение лопаток происходило путем зарождения площадок отрыва на торце



выходной кромки лопатки, перпендикулярных поверхности кромки (рис. 2.6.1–4 по стрелкам 1).

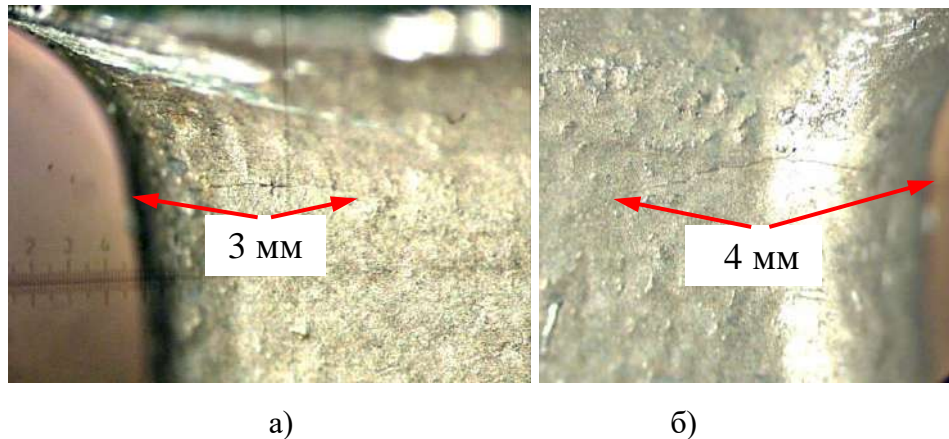


Рис. 2.6.1 – 3 Макроизображение трещин в лопатке №1: а – корытце, б – спинка. Стрелками показана длина трещин. Увеличено.

Дальнейшее разрушение и образование магистральной трещины происходило путем роста и остановок поверхностных трещин, растущих навстречу друг другу со стороны спинки и со стороны корытца, которые соединялись, образуя полосы сброса. (рис. 2.6.1–4 по стрелке 5). На рис. 2.6.1–4 поверхностные трещины со стороны спинки и корытца отмечены двойными стрелками 2, 3, 4. Поверхностные трещины растущие со стороны корытца являются четверть эллиптическими.

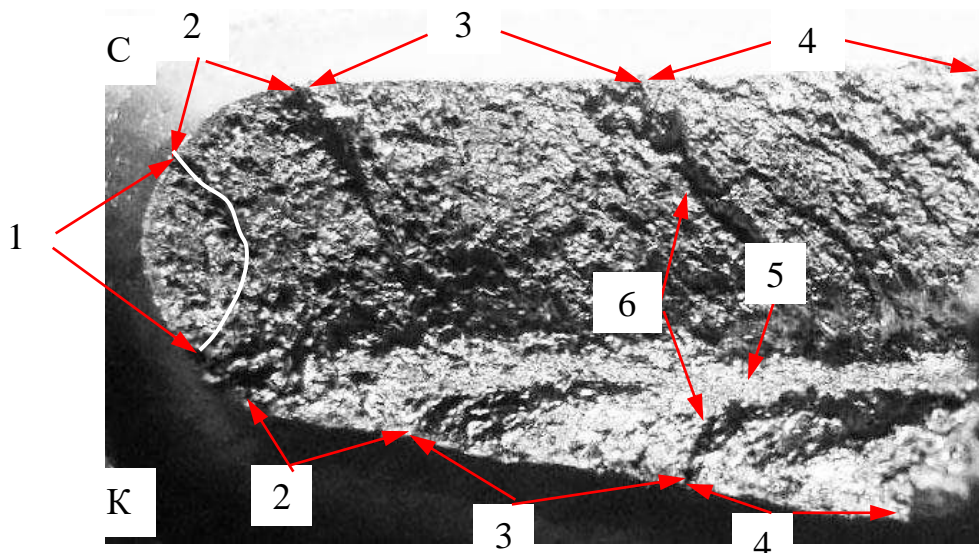


Рис. 2.6.1 – 4 Макроизображение излома лопатки №10. Стрелками показаны: К – излом поверхностной трещины со стороны корытца, С – излом поверхностной трещины со стороны спинки, 1 – площадка отрыва, 2 - 4 – поверхностные трещины, 5 – полоса сброса, 6 – ступеньки.

Макроанализ вскрытых трещин в лопатках показал, что на поверхностях изломов выявляются места остановки и начала повторного роста трещин (рестарта). Как правило, место зарождения и рестарта трещины на последующем ОИ находится не в вершине трещины, образовавшейся на предыдущем ОИ, а смещено от нее на некоторое расстояние по высоте. При росте новой трещины она соединяется с предыдущей полосой сброса, образуя ступеньку, которая на поверхности лопатки выглядит в виде выступа (зубца) (рис. 2.6.1–5).

Представляется, что рестарт трещины на последующем ОИ не от вершины трещины, образовавшейся на предыдущем ОИ, связан с положительными перегрузками, возникающими на запуске двигателя под воздействием потока горячего газа, формируемого газогенератором и на останове двигателя в результате резкого охлаждения поверхности СА при продувке азотом, от воздействия которых в вершине трещины возникает зона пластичности с остаточными напряжениями сжатия.

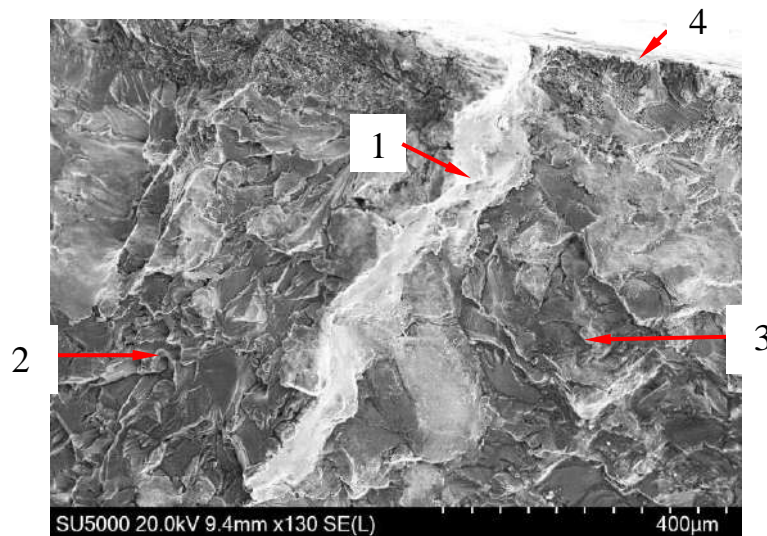


Рис. 2.6.1–5 Электронное изображение ступеньки (полосы сброса) на изломе трещины растущей со стороны спинки. Стрелками отмечены: 1 – полоса сброса; 2, 3 – поверхностные трещины; 4 – спинка лопатки.

Специфика роста «магистральной» трещины состоит в том, он контролируется ростом **поверхностных трещин** со стороны спинки лопатки.

В отличие от разрывной трещины 1 на рис. 2.6.1 – 4, образующейся на торце выходной кромки лопатки и перпендикулярной к её поверхности, трещины 2, 3, и 4 растут под углом к поверхности лопатки, образуя излом по типу двойного скоса.

На рис. 2.6.1–6 представлено макроизображение поперечного сечения излома усталостной трещины, находящегося на расстоянии 10 мм от выходной кромки лопатки. Видно, что ширина поверхностной трещины со стороны спинки лопатки примерно в три раза шире поверхностной трещины со стороны корытца.

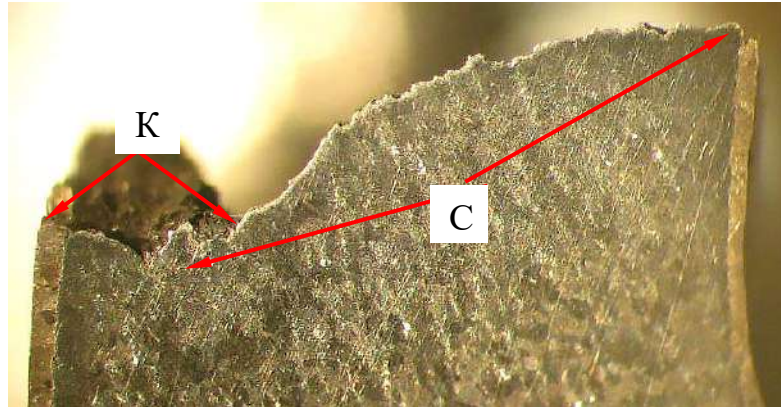
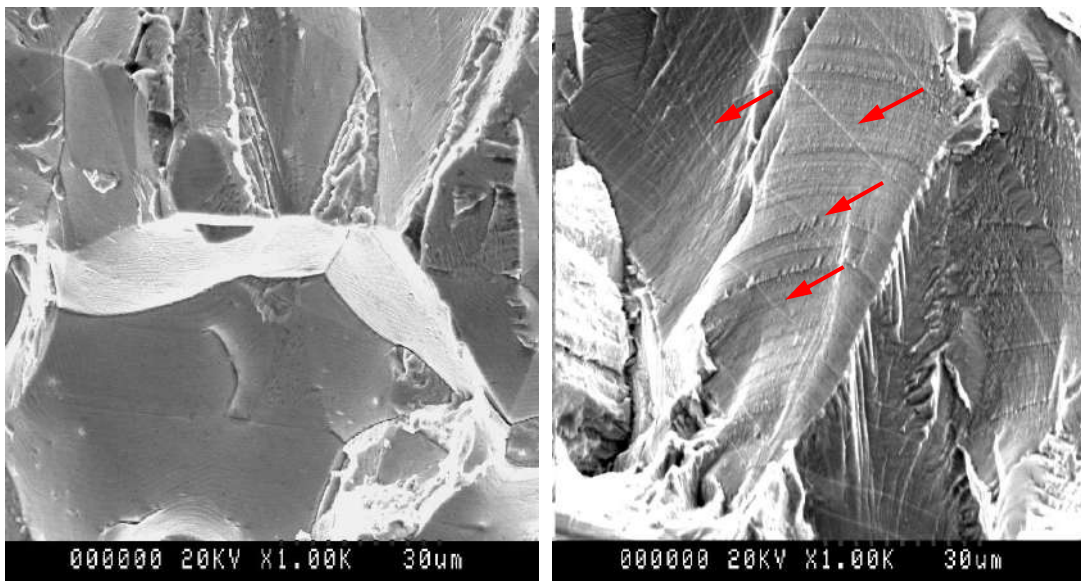


Рис. 2.6.1 – 6 Поперечное сечение излома усталостной трещины в выходной кромке лопатки СА. Стрелками отмечены: К – сечение поверхностной трещины со стороны корытца, С – сечение поверхностной трещины со стороны спинки. Увеличено.

### Микроанализ

Электронномикроскопическим исследованием установлено, что рельефы поверхности разрушения на изломах лопаток являются типичными для усталостного разрушения жаропрочных никелевых сплавов. Преобладающим типом рельефа являются фасетки с рельефом расслоения по плоскостям скольжения (РППС) (рис. 2.6.1–7а).



а)

б)



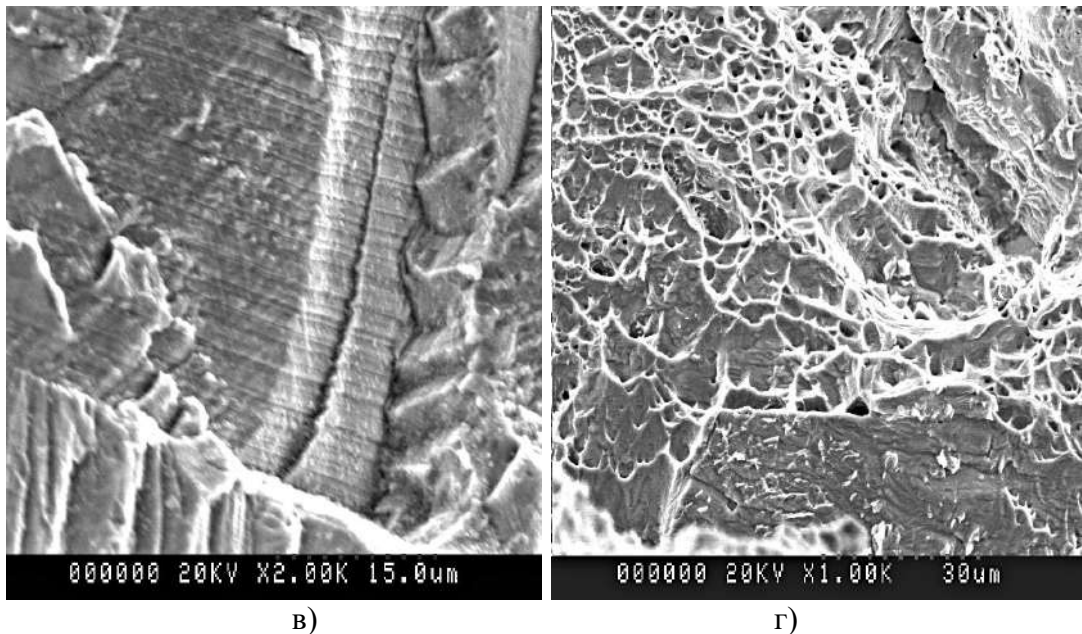


Рис. 2.6.1 – 7 Электронные фрактограммы поверхностей разрушения у лопатки № 10. Стрелками отмечены линии Вальнера.

На поверхности отдельных фасеток наблюдаются линии Вальнера (рис. 2.6.1–7б), появляющиеся на поверхности усталостных трещин, когда на основное циклическое напряжение накладываются упругие колебания, несоосные с ним.

Другим типом рельефа являются кристаллографически ориентированные усталостные бороздки, образование которых происходит на II стадии усталостного разрушения (рис. 2.6.1–7в). В области принудительного силового долома, образовавшегося при вскрытии усталостной трещины в лопатке №10, разрушения вязкое с ямочным рельефом поверхности (рис. 2.6.1–7г).

### **Граница основной материал – никелевое покрытие**

Электронномикроскопическим исследованием установлено, что трещина из никелевого покрытия распространяется в основной материал лопатки плавно, не образуя ступенек (рис. 2.6.1–8). Толщина никелевого покрытия на спинке лопатки №10 в районе выходной кромки ~ 170 мкм.

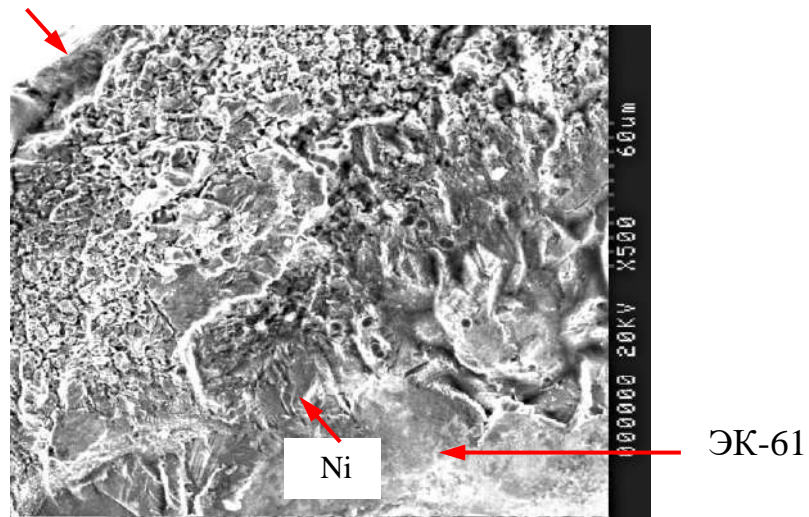


Рис. 2.6.1–8 Электронная фрактограмма поверхности излома лопатки № 10 на границе с никелевым покрытием на спинке лопатки.

Поскольку при изготовлении данного СА двигателя не было проведено удаление измененного электроэрозией слоя с поверхностями лопаток, изучение границы основного материала лопаток с никелевым покрытием представляло интерес с точки зрения выявления дефектов, способствующих усталостному разрушению лопаток. Выявлено два типа таких дефектов: частицы электрокорунда, внедренные в основной материал на глубину ~ 25 мкм (рис. 2.6.1–9а) и трещины в измененном электроэрозией слое (рис. 2.6.1–9б).

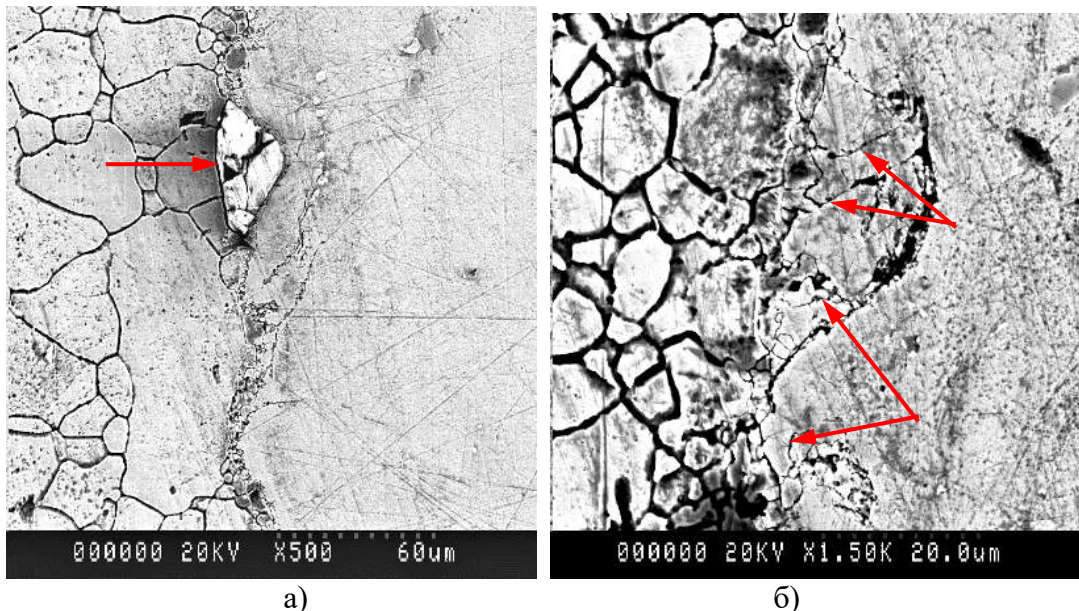


Рис. 2.6.1–9 Граница основной материал - никелевое покрытие на поперечном сечении лопатки №10; а – внедренная в основной материал частица электрокорунда; б – трещины в измененном электроэрозией слое.



На поверхности излома лопатки №10 в области выходной кромки на границе с никелевым покрытием в основном материале выявлены фасетки с гладкой растрескавшейся поверхностью, расположенные в измененном слое и являющиеся, по – видимому, поверхностью трещин в измененном слое (рис. 2.6.1–10).

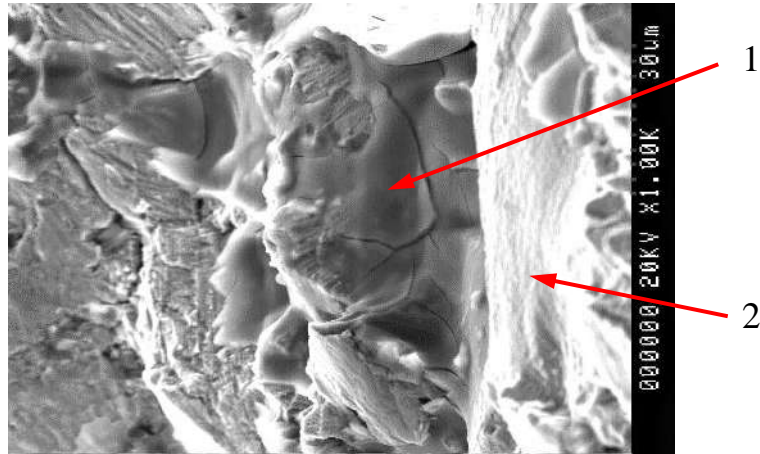
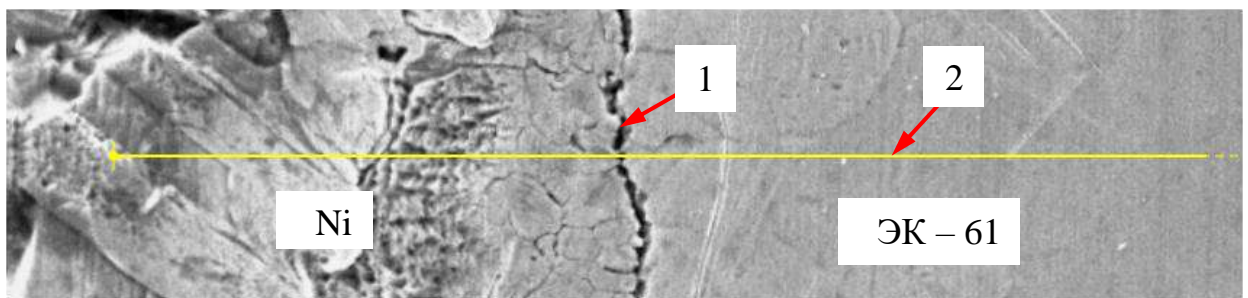
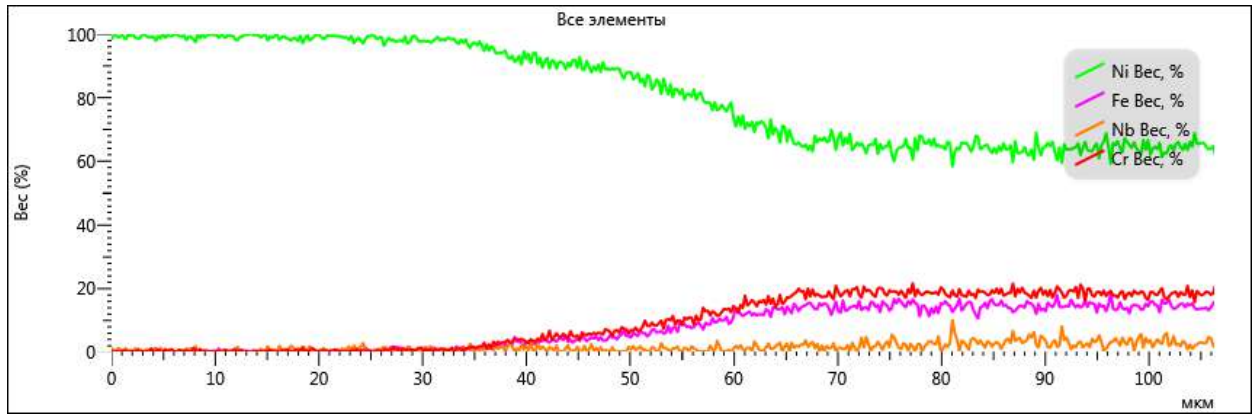


Рис. 2.6.1–10 Электронная фрактограмма поверхности излома лопатки №10 на границе с никелевым покрытием; стрелками отмечены: 1 – фасетка в основном материале с гладкой растрескавшейся поверхностью, 2 – никелевое покрытие.

Ширину диффузионной зоны на границе основного материала лопатки с никелевым покрытием определяли микрорентгеноспектральным EDS анализом (МРСА) по концентрационным профилям на поперечном шлифе лопатки №10. Анализ полученных концентрационных профилей показал, что ширина диффузионной зоны в основном материале лопатки находится на уровне ~ 18 мкм (рис. 2.6.1–11).



а)



б)

Рис. 2.6.1–11 Поперечное сечение лопатки в области выходной кромки (а) и концентрационные профили на границе Ni – (ЭК – 61) (б). Стрелками отмечены: 1 – граница Ni – (ЭК – 61), 2 – линия анализа.

### Механические свойства материала лопаток СА

Из двух лопаток СА были вырезаны разрывные образцы, на которых определили уровень механических свойств материала. Результаты приведены в табл. 2.6.1 - 1.

Из данных таблицы следует, что уровень механических свойств материала лопаток СА соответствует требованиям КД ( $\sigma_{0.2} > 637.7$  МПа, 65 кгс/мм<sup>2</sup>).

Таблица 2.6.1 – 1.

Механические свойства материала лопаток СА двигателя

Временное сопротивление разрыву, кгс/мм <sup>2</sup> (МПа)	Предел текучести, кгс/мм <sup>2</sup> (МПа)	Относительное	
		Удлинение, %	Сужение, %
117.4 (1151.7)	88.2 (865.2)	24.8	31.1
120.4 (1181.1)	88.8 (871.1)	29.2	33.6
118.0 (1157.6)	87.3 (856.4)	24.4	31.4

### Макро и микроструктура

На рис. 2.6.1–12а приведено поперечное сечение лопатки СА. Металлографическим исследованием установлено, что макроструктура лопаток СА в районе выходной кромки существенно отличается от макроструктуры в районе входной кромки. В районе входной кромки в области длиной ~ 25 мм по хорде лопатки в макроструктуре наблюдаются границы зерен (рис. 2.6.1–12 б). В

области выходной кромки и на расстоянии  $\sim 70$  мм от нее в макроструктуре присутствует строчечность в виде ориентированных светлых штрихов (рис. 2.6.1–12в).

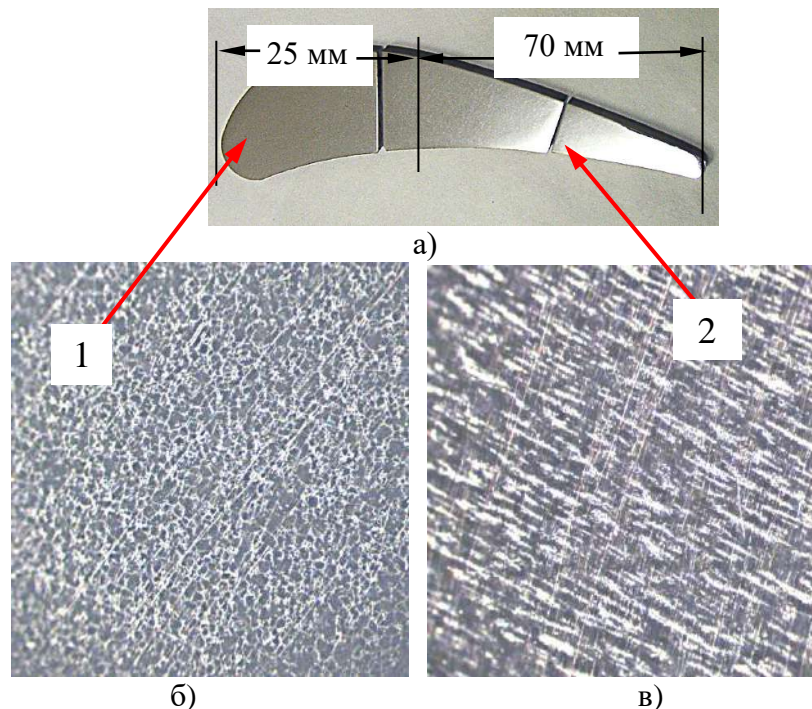


Рис. 2.6.1–12 Поперечное сечение лопатки СА (а) и макроструктура материала лопатки в областях входной (1) (б) и выходной (2) (в) кромок.

Электронномикроскопическое исследование микроструктуры показало, что в области 2 в материале лопаток присутствуют пластинчатые выделения  $\delta$  - фазы, которые группируются в ориентированные строчки, в которых присутствуют множественные выделения карбоборидов ниобия (NbTi)(CB) (рис. 2.6.1–13 а, б). Внутри зерен пластинчатые выделения  $\delta$  – фазы образуют видманшtedтову структуру, а на границах зерен сплошные цепочки её реечных выделений (рис. 2.6.1–13в). Кроме карбоборидов ниобия в микроструктуре материала лопаток присутствуют карбонитриды титана (Ti, Nb) (NC) (рис. 2.6.1–13, а, б).

В области 1 присутствуют зернограницные реечные выделения  $\delta$  – фазы, но её пластинчатых выделений, образующих видманшtedтову структуру, не выявлено (рис. 2.6.1–13г). Не выявлено пластинчатых выделений  $\delta$  – фазы и в образцах материала банджа СА. Эти результаты свидетельствуют о том, что материал СА до испытаний был однороден по толщине заготовки, а образование пластинчатой  $\delta$  – фазы произошло при проведении огневых испытаний двигателя.



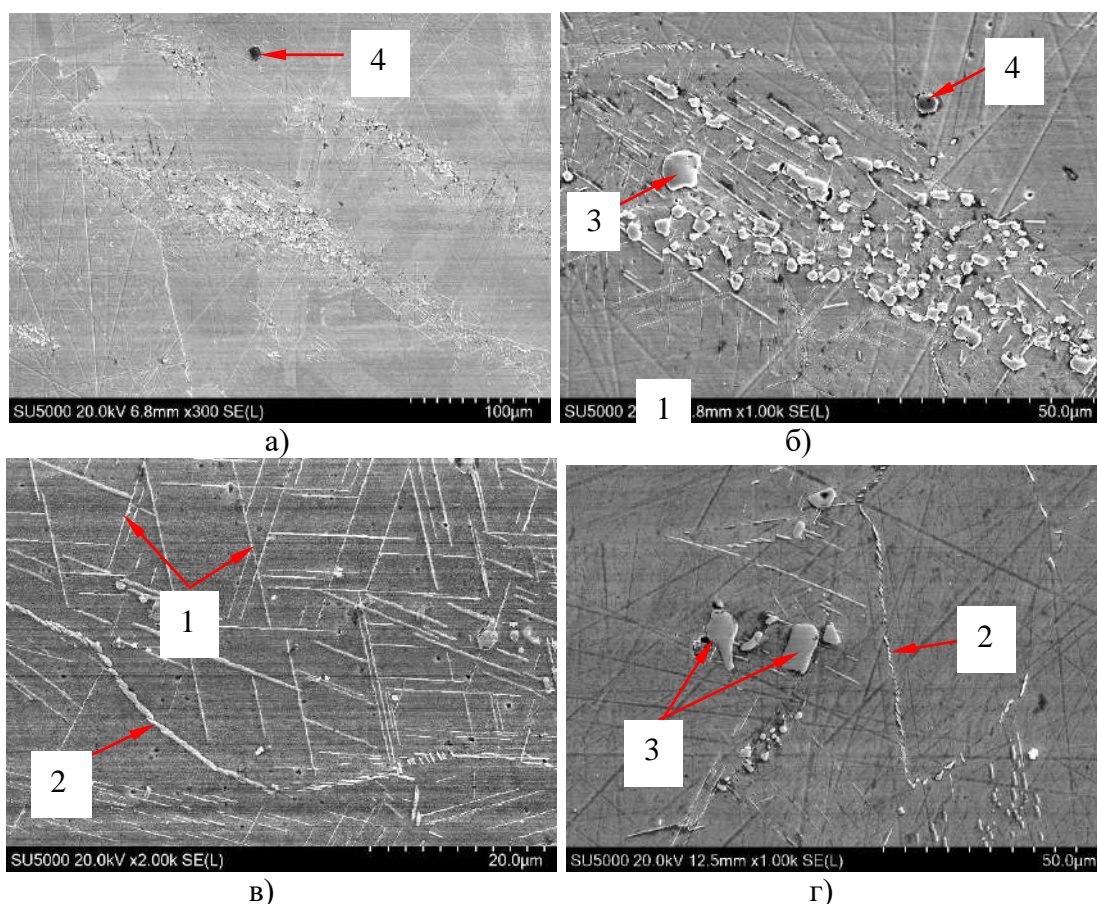


Рис.2.6.1 – 13 Микроструктура материала лопатки СА в области 2 (а – в) и в области 1 (г). Стрелками показаны: 1 – пластинчатые выделения  $\delta$  – фазы, 2 – зернограничные реечные выделения  $\delta$  – фазы, 3 – карбобориды (Nb, Ti) (CB), 4 – карбонитриды (Ti, Nb) (NC).

На рис. 2.6.1–14 представлены характеристические рентгеновские спектры и результаты количественного EDS анализа карбонитридов титана (Ti, Nb) (NC) (а) и карбоборидов ниобия (Nb, Ti) (CB) (б).

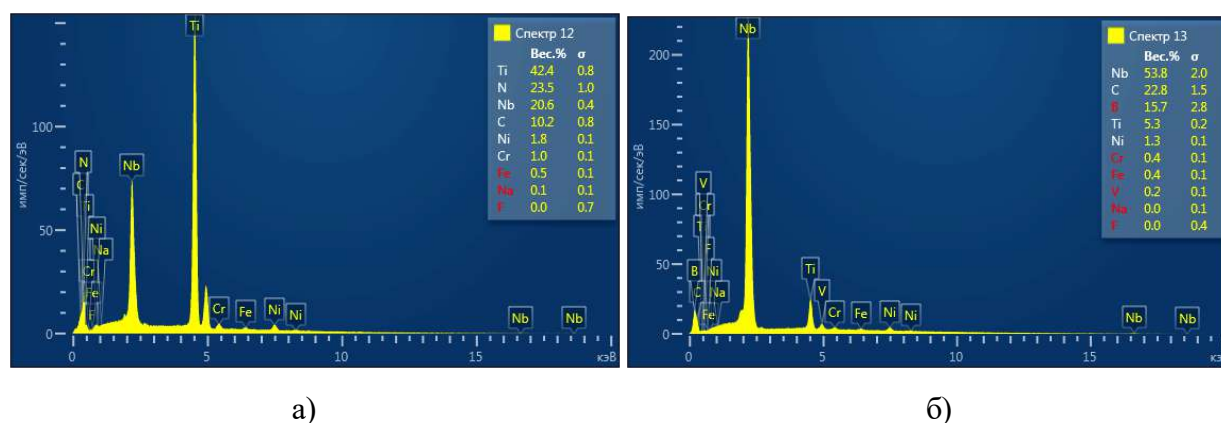


Рис. 2.6.1 – 14 Характеристические рентгеновские спектры и результаты количественного EDS анализа карбонитридов титана (Ti, Nb) (NC) (а) и карбоборидов ниобия (Nb, Ti) (CB) (б).

### **Анализ результатов**

Проведенное исследование показало, что разрушение лопаток СА двигателя произошло по усталостному механизму. Различная длина и траектория распространения трещин у лопаток СА и некоторая симметрия в расположении лопаток со схожими трещинами относительно входов потоков газа свидетельствует о существенной неоднородности динамических нагрузок на лопатки СА.

Основной причиной образования трещин в лопатках СА явился высокий уровень циклических нагрузок. Существенное влияние на трещинообразование могли оказать дефекты (концентраторы напряжений), расположенные в основном материале на границе с никелевым покрытием в виде внедренных в основной материал частиц электрокорунда и трещин в измененном электроэрозией слое. Кроме этого, влияние на трещинообразование оказывали наличие разупрочнённой диффузионной зоны в основном материале лопатки шириной ~ 18 мкм на границе с защитным никелевым покрытием и выявленные пластинчатые выделения  $\delta$  – фазы, расположенные в лопатках со стороны выходных кромок и образовавшиеся при огневых испытаниях двигателя.

#### **2.6.2. Разрушение лопаток соплового аппарата двигателя РД180**

В конструкции двигателя РД 180 использовались СА с лопатками, имеющими толщину выходной кромки 2.5 мм и 3.5 мм. При дефектации СА двигателей после ОИ у лопаток в выходных кромках были выявлены усталостные трещины.

##### **Лопатки с толщиной выходной кромки 3.5 мм.**

В качестве объектов исследования были выбраны лопатки с трещинами №7 и № 11 СА двигателя, прошедшего 9 огневых испытаний, с общей наработкой 524 с.

Фрактографическими исследованиями установлено, что зарождение и рост трещины в лопатке №11 происходили путем образования в выходной кромке площадки отрыва и последующего роста поверхностной четвертьэллиптической трещины со стороны корытца (рис. 2.6.2-1).

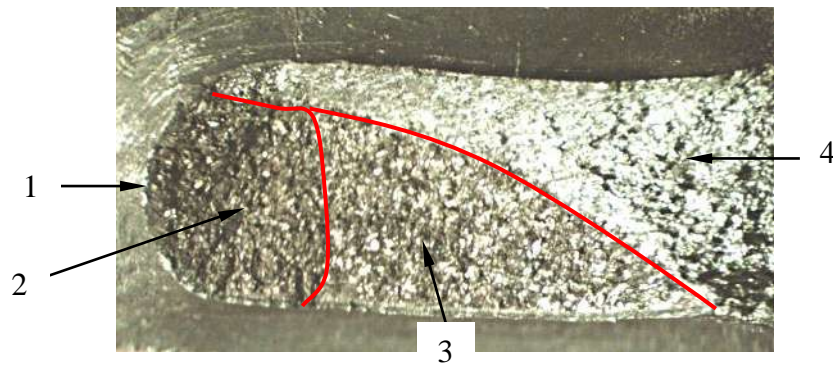


Рис. 2.6.2–1 Макроизображение трещины в лопатке №11. Стрелками показаны: 1 – выходная кромка, 2 – площадка отрыва, 3 – четвертьэллиптическая трещина со стороны корытца, 4 – область силового удара. Увеличено.

У трещины в выходной кромке лопатки №7 начальное разрушение также происходило путем образования площадки отрыва (рис. 2.6.2–2 по стрелке 1). В дальнейшем рост магистральной трещины осуществляется путем встречного роста поверхностных трещин со стороны корытца и спинки, растущих под углом к поверхности лопатки, образуя излом по типу двойного скоса. На рис. 2.6.2–2б представлено макроизображение поперечного сечения излома усталостной трещины, находящегося на расстоянии 10 мм от выходной кромки лопатки. Видно, что скорость роста поверхностной трещины со стороны корытца превышает скорость роста поверхностной трещины со стороны спинки и рост магистральной трещины контролируется ростом поверхностных трещин со стороны корытца лопатки.

Макроанализом установлено, что рестарт поверхностной полуэллиптической трещины со стороны корытца, отмеченной на рис. 2.6.2–2а стрелками 2, происходил не от места остановки трещины отрыва, а от очага, расположенного в плоскости, смещенной относительно плоскости первоначальной трещины на 1 мм в сторону бандажа. (рис. 2.6.2–3 по стрелке 4). Соединение трещины отрыва с поверхностной полуэллиптической трещиной осуществилось путем образования полосы сброса (ступеньки) (рис. 2.6.2–2 по стрелкам 3). Очевидно, что рестарт трещины на последующем ОИ не от вершины трещины отрыва, образовавшейся на предыдущем ОИ, связан с положительными перегрузками (напряжения растяжения), возникающими на запуске двигателя под



воздействием потока горячего газа, формируемого газогенератором и на останове двигателя в результате резкого охлаждения поверхности СА при продувке азотом, от воздействия которых в вершине трещины возникает зона пластичности с остаточными напряжениями сжатия.

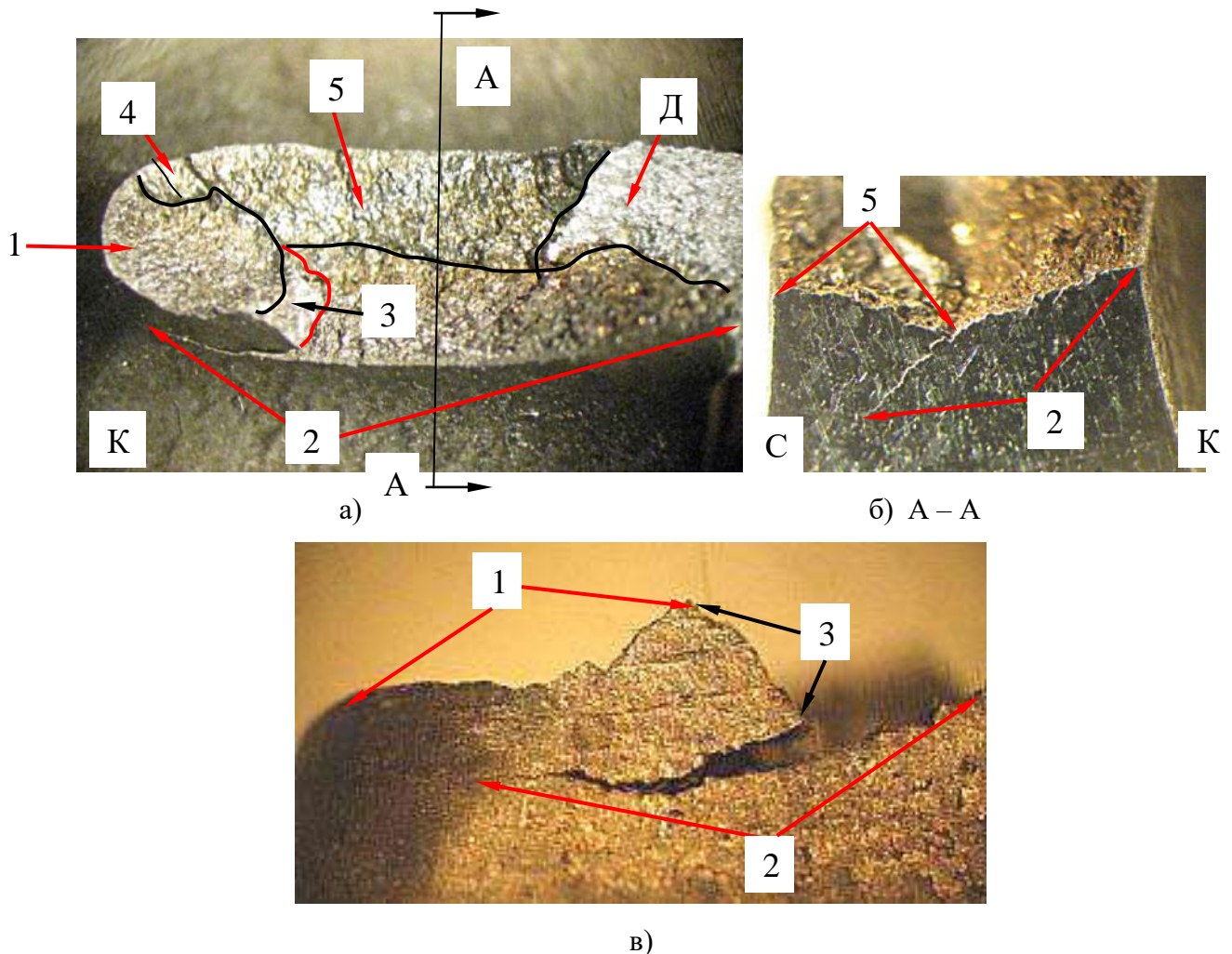


Рис.2.6.2 - 2 Макроизлом трещины в лопатке №7 (а), его поперечное сечение А-А (б) и «профиль» трещины со стороны корытца (в). Стрелками показаны: 1 – площадка отрыва, 2 – поверхностная полуэллиптическая трещина со стороны корытца, 3 – полоса сброса, 4, 5 – поверхностные трещины со стороны спинки, Д – силовой долом. Увеличено.

### Лопатки с толщиной выходной кромки 2.5 мм

У лопаток СА с уменьшенной до 2.5 мм толщиной выходной кромки начальное разрушение и последующий рост магистральной трещины происходит аналогично разрушению у лопаток СА с толщиной выходной кромки 3.5 мм: путем образования площадки отрыва в выходной кромке лопатки и последующего роста поверхностных трещин со стороны корытца и со стороны спинки (рис.

2.6.2–3). При этом ширина трещины со стороны корытца примерно в шесть раз превышает ширину трещины со стороны спинки (рис. 2.6.2–3 по стрелкам 3, 4). Длина трещины со стороны корытца также превышает длину трещины со стороны спинки (рис. 2.6.2–3 по стрелкам 5, 6).

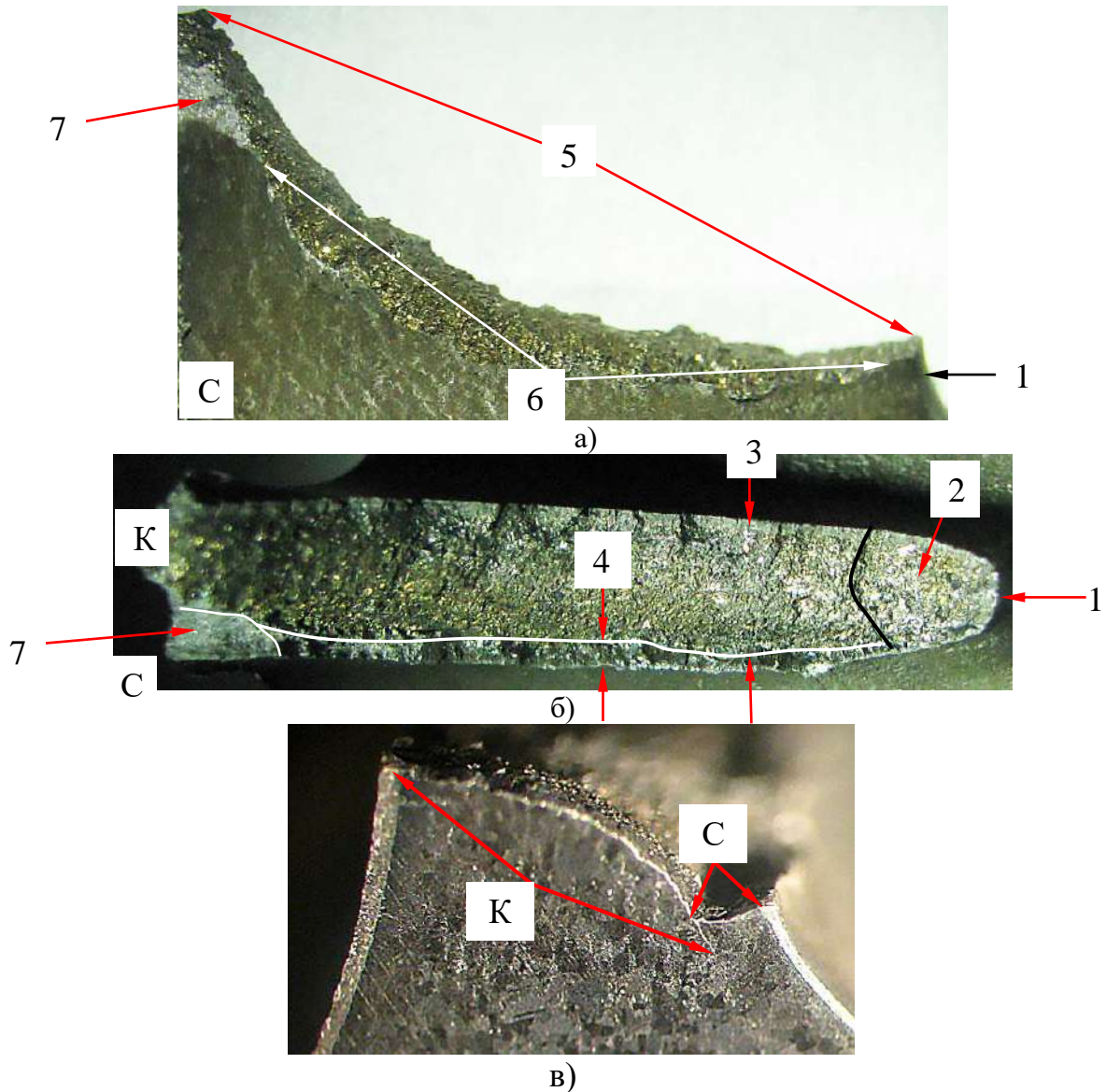


Рис.2.6.2 - 3 Макроизображение профиля трещины (а), поверхности излома (б) и поперечного сечения излома усталостной трещины (в) в выходной кромке лопатки СА. Стрелками показаны: 1 – выходная кромка лопатки, 2 – площадка отрыва, 3 – ширина трещины со стороны корытца, 4 – ширина трещины со стороны спинки, 5 – длина трещины со стороны корытца, 6 – длина трещины со стороны спинки, 7 – силовой долом. Увеличено.

Поскольку скорость роста поверхностной трещины со стороны корытца превышает скорость роста поверхностной трещины со стороны спинки, то рост магистральной трещины контролируется ростом поверхностных трещин со



стороны корытца лопатки с образованием излома типа двойного скоса (рис. 2.6.2 – 3в).

## **2.7. Оценка ресурса лопатки с трещиной соплового аппарата двигателя РД 180**

При дефектации турбин ЖРД после проведения огневых испытаний (ОИ) в лопатках СА выявляются трещины, расположенные в области радиуса перехода выходной кромки к бандажу. Результаты многократных испытаний двигателей свидетельствуют о том, что СА, имеющий трещины в лопатках, может «безопасно» работать в течение нескольких пусков. Исходя из этого, вопрос о ресурсе лопатки (долговечности) СА с трещиной становится весьма актуальным, особенно применительно к эксплуатации многоразовых ЖРД. Под ресурсом лопатки с трещиной подразумевается количество циклов нагружения необходимое для роста трещины от минимального размера  $a_0$ , при котором возможно ее обнаружение, до критического размера  $a_c$ , при котором происходит нестабильное разрушение с отделением фрагмента лопатки. Для прогноза долговечности интегрируют закон роста трещины на II стадии [65, 66, 67].

Достоверная оценка остаточного ресурса лопатки с трещиной представляет собой комплексную задачу, для решения которой необходим синтез результатов фрактографических и материаловедческих исследований с одной стороны и применение положений механики разрушения с другой.

В [68, 60, 70] остаточный ресурс дисков авиационных газотурбинных двигателей с МЦУ трещинами определяли фрактографическими методами путем выявления на изломе диска фасеток с бороздками и микроямочным рельефом, являющимся признаком окончания устойчивого роста трещины усталости. Длина трещины на участке с появлением такого рельефа принималась за критическую  $a_c$ , а число циклов за остаточный ресурс диска  $N_c$ .

В настоящей работе оценку остаточного ресурса (долговечности) лопаток СА с трещинками проводили с использованием фрактографических исследований поверхности изломов. Установлено, что у трещин в выходных кромках лопаток на большей части поверхности излома присутствуют низкоэнергетические рельефы

поверхности разрушения, образующиеся путем расслоения по плоскостям скольжения и кристаллографически ориентированного скола и соответствующие усталостному разрушению по механизму многоциклового усталости [71].

Многоциклового механизм роста трещин в лопатках СА позволяет применить для решения поставленной задачи положения линейно упругой механики разрушения (ЛУМР) и в частности, циклический вариант ее основного уравнения:

$$\Delta K_I = \sigma_a \cdot (\pi \cdot a)^{1/2} \cdot f(\lambda) \quad (1)$$

где  $\Delta K_I$  - размах коэффициента интенсивности напряжений;  $\sigma_a$  – амплитуда напряжений;  $a$  – длина трещины;  $f(\lambda)$  – безразмерный коэффициент интенсивности напряжений;  $\lambda$  - относительная длина трещины.

Для расчета процесса роста усталостной трещины необходимы данные испытаний, применимые к рассматриваемому случаю, обработка которых позволит получить уравнение роста трещины в виде зависимости скорости роста трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений:

$$da / dN = C(\Delta K)^n \quad (2)$$

где  $da/dN$  – скорость роста трещины,  $\Delta K$  – размах коэффициента интенсивности напряжений,  $C$  и  $n$  – «постоянные» материала.

При наличии уравнений (2), описывающих рост трещин в лопатках СА, решение поставленной задачи о ресурсе лопатки с трещиной сведётся к определению числа циклов до нестабильного разрушения путем интегрирования уравнения (2) в пределах от  $a_0$  до  $a_c$ :

$$N = C \int_{a_0}^{a_c} (\Delta K)^n da \quad (3)$$

где  $a_0$  - начальная длина трещины,  $a_c$  - критическая длина трещины, при которой происходит нестабильное разрушение.

Кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) сплава ЭК-61 для **краевой** трещины, получены при испытаниях образцов внецентрального растяжения при 650 °С и различных коэффициентах асимметрии цикла  $R$ .

Обработка кинетических диаграмм позволяет получить соответствующие им уравнения (2), представляющие зависимости скорости роста краевой трещины от  $\Delta K$  на II-ой стадии роста трещины усталости и на переходе к нестабильному разрушению (п. 2.3).

КДУР усталостного разрушения сплава ЭК-61 при росте усталостных **поверхностных** трещин, которые могли бы быть использованы для получения уравнений скорости роста соответствующих трещин, отсутствуют. В данной работе для получения уравнений роста поверхностных трещин в лопатках СА будут использованы результаты исследований трещин, образовавшихся в лопатках на огневых испытаниях двигателей.

Для получения необходимых данных о росте поверхностных трещин в лопатках СА была использована лопатка №14 СА двигателя РД 180, прошедшего 9 ОИ, у которой во время испытаний образовалась усталостная трещина. Особенность этой трещины состоит в том, что ее рост начался от дефекта в выходной кромке на 1-м ОИ, а после пяти ОИ в ней была выявлена трещина, длина которой по корытцу составляла 7.3 мм. После проведения четырех последующих испытаний общая длина трещины по корытцу в этой лопатке возросла до 13.3 мм (рис. 2.7 – 1).

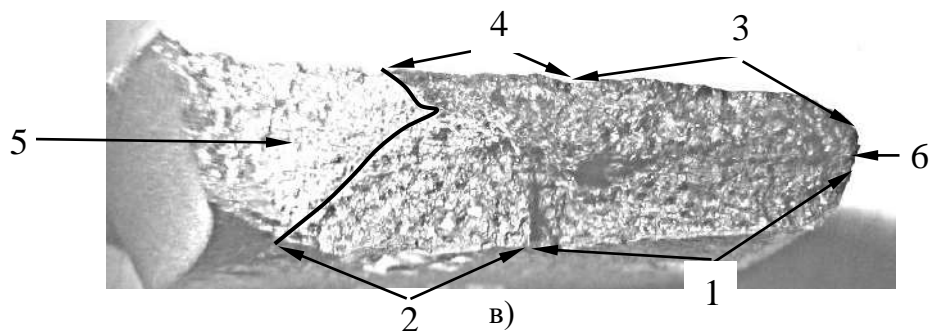


Рис. 2.7–1 Макроизображения усталостных трещин в лопатке СА №14 со стороны корытца (а) и спинки (б) и макрофрактограмма поверхности излома (в). Стрелками отмечены: 1 - длина поверхностных трещин по корытцу после 1-5 ОИ; 2 – после 6 - 9 ОИ; 3 - по спинке после 1 - 5 ОИ; 4 – после 6 - 9 ОИ; 5 – силовой дол, 6 – выходная кромка. Увеличено.

### 2.7.1 Специфика роста трещин в лопатках СА

Выше показано, что разрушение лопатки происходит путем образования площадки отрыва на выходной кромке и последующего встречного роста

поверхностных трещин со стороны корытца и спинки, которые, соединяясь между собой, образуют «магистральную» трещину [73]. Особенностью роста «магистральной» трещины является то, что он контролируется ростом **поверхностных трещин**, растущих со стороны корытца. Т.е., являясь по внешним признакам краевой (сквозной), магистральная трещина растет как поверхностная трещина. Следует отметить, что при росте краевой трещины значения размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  и скорости роста трещины  $da/dN$  вдоль ее фронта одинаковы, а показатель степени  $n$  в уравнении (2) больше единицы. У поверхностных четверть и полуэллиптических трещин этот показатель меньше 1, а скорость роста и размах коэффициента интенсивности напряжений вдоль ее фронта различны. На рис. 2.7.1–1 представлены зависимости скорости роста усталостной трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений для образцов из сплава В95-Т1 с поверхностной полуэллиптической (I) и краевой (II) трещинами. Как видно краевая трещина растет значительно быстрее, чем поверхностная полуэллиптическая.

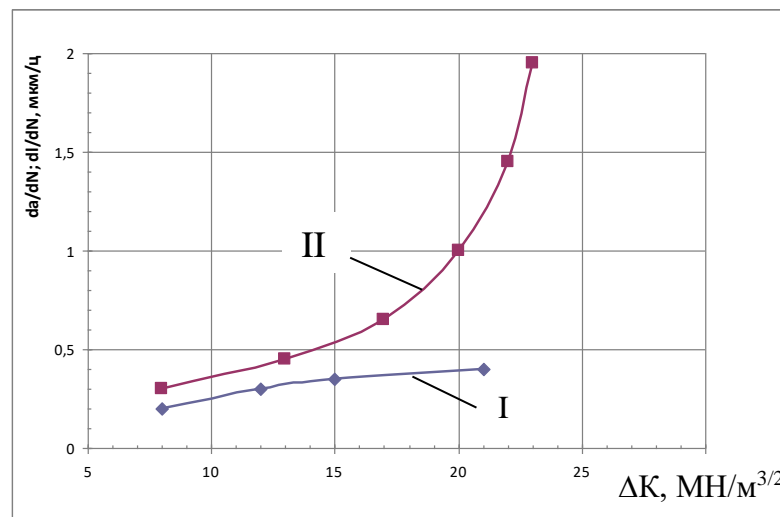


Рис. 2.7.1–1 Зависимость скорости роста усталостной трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений для образцов из сплава В95-Т1 с поверхностной полуэллиптической (I) и краевой (II) трещинами [72].

Макроанализ вскрытых трещин в лопатках показал, что на поверхностях изломов выявляются места остановки и начала повторного роста трещин

(рестарта). Как правило, место зарождения и рестарта трещины на последующем ОИ находится не в вершине трещины, образовавшейся на предыдущем ОИ, а смещено от нее на некоторое расстояние. При росте новой трещины она соединяется с предыдущей полосой сброса, образуя ступеньку, которая на поверхности корытца выглядит в виде выступа (зубца) (рис. 2.7.1–2) [73].

Представляется, что рестарт трещины на последующем ОИ не от вершины трещины, образовавшейся на предыдущем ОИ, связан с положительными перегрузками (напряжения растяжения), возникающими на запуске двигателя под воздействием потока горячего газа, формируемого газогенератором и на останове двигателя в результате резкого охлаждения поверхности СА при продувке азотом, от воздействия которых в вершине трещины возникает зона пластичности с остаточными напряжениями сжатия. При последующем нагружении рост трещины от этой вершины может произойти только в том случае, если величина остаточных напряжений будет превышена действующей нагрузкой настолько, чтобы вершина трещины снова могла раскрыться [73,74]. Если этого не происходит, то зарождение трещины происходит в новом месте, что и наблюдается у большинства трещин в лопатках СА. Выявление мест остановок и рестарта трещин позволяет определить их число при ОИ двигателя.

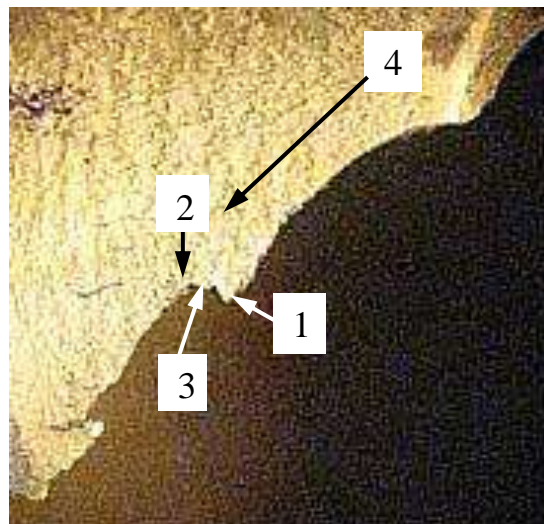


Рис. 2.7.1 – 2 Траектория распространения трещины по поверхности корытца. Стрелками показаны: 1 – место остановки трещины на предыдущем ОИ, 2 – место рестарта на последующем ОИ, 3 – полоса сброса, 4 – направление роста трещины. Увеличено.

В лопатке №14 наиболее отчетливо место остановки трещины выявляется на длине 7.5 мм по корытцу, т.е. в области, соответствующей длине трещины после останова двигателя на 5-м ОИ (рис. 2.7.2-3 по стрелкам 1). На участке роста трещины, образовавшейся на 6-9 ОИ, выявлены 4 места остановок и повторного старта (рис. 2.7.1-3б по стрелкам 3, 4, 5, 6), т.е. трещина, образовавшаяся за 4 пуска, разделена местами остановок на 4 интервала.

Ранее было показано, что число интервалов, на которые разделяется трещина на поверхности корытца местами остановок и повторных рестартов соответствует не числу ОИ, а числу временных интервалов, на которых двигатель работал на режиме 100%-ой тяги [75].

Результаты измерений параметров роста трещин по корытцу лопатки, образовавшихся на 1-5 и 6-9 ОИ, приведены в табл. 2.7.1 – 1. Примечательно, что длина трещины, образовавшейся на 7 ОИ, примерно в два раза превышает длину трещин, образовавшихся на 6, 8 и 9 ОИ, на которых время работы на режиме 100% - ой тяги (50 с) было в два раза меньше, чем на 7ОИ (100 с), а средняя скорость роста трещин по корытцу на всех ОИ была примерно одинакова на уровне 0.09 мкм/ц. Эти данные свидетельствуют в пользу того, что рестарт и последующий рост трещины происходят на режиме 100% - ой тяги и для частоты циклической нагрузки, под воздействием которой растет трещина, может быть принята частота вращения вала ТНА на этом режиме (286 Гц).

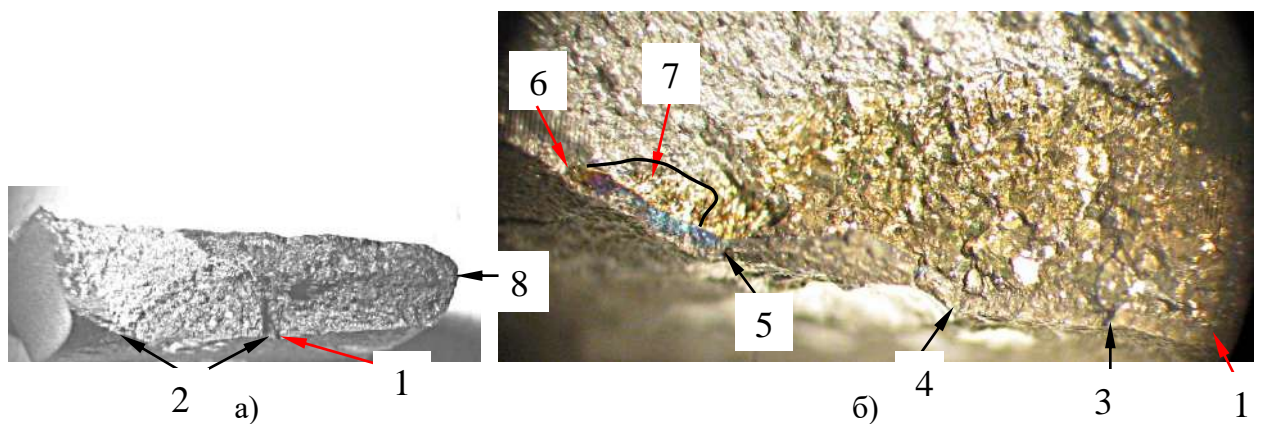


Рис. 2.7.1-3 Макрофрактограмма излома в лопатке №14 (а) и увеличенное изображение поверхности трещины со стороны корытца, образовавшейся на 6-9 ОИ (б). Стрелками показаны: 1 – место остановки трещины после 5 ОИ; 2 – трещина, образовавшаяся на 6-9 ОИ; 3, 4, 5, 6 – места остановок трещины на 6-9 ОИ, 7 – местоположение фасетки с усталостными бороздками, 8 – выходная кромка. Увеличено.

Микрофрактографическим исследованием на поверхности излома трещины, образовавшейся на 9 – м ОИ на участке, отмеченном на рис. 2.7.1–3 стрелкой 7, были выявлены фасетки с цикловыми усталостными бороздками, имеющими ширину шага  $\sim 0.11$  мкм/ц (рис. 2.7.1–4). Эта микроскопическая скорость роста трещины на локальном участке излома лишь незначительно превышает среднюю скорость роста трещины на 9 – м ОИ.



Рис. 2.7.1–4 Электронная фрактограммы поверхности трещины, образовавшейся на 9 – м ОИ.

Следует отметить, что фасетки с усталостными бороздками выявлялись на поверхности усталостных трещин и в лопатках других СА. Во всех случаях фасетки с цикловыми бороздками начинают появляться на изломах после разворота траектории трещины от направления перпендилярного выходной кромке лопатки к направлению ей параллельному.

Таблица 2.7.1 – 1

Параметры роста усталостной трещины в лопатке СА №14 по корытцу

№ 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

где,  $\tau_{100\%}^*$ , 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.

В первом приближении трещина, образовавшаяся на 9 ОИ, может быть представлена как четвертьэллиптическая. Для получения уравнения зависимости скорости роста поверхностной четвертьэллиптической трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений воспользуемся параметрами роста трещины на 9 ОИ. Поскольку зарождение поверхностной трещины на корытце лопатки происходит в области остановки трещины, образовавшейся на предыдущем ОИ, в качестве её модели может быть выбрана модель четвертьэллиптической трещины, растущей от края отверстия радиусом равным общей длине трещин, образовавшихся на предыдущих ОИ.

Схема такой трещины приведена на рис. 2.7.1–5. Приняты следующие обозначения:  $a$  и  $b$  длина трещины соответственно по корытцу и толщине лопатки,  $t$  – толщина лопатки,  $R$  – длина трещины, образовавшейся на 1- 8 ОИ,  $W$  – длина хорды лопатки,  $\varphi$  – параметрический угол, определяющий положение точки на фронте трещины.

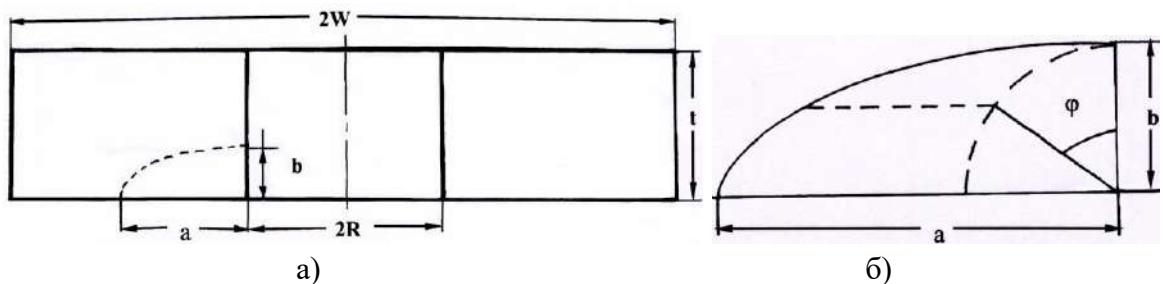


Рис. 2.7.1–5 Схема четвертьэллиптической трещины, образовавшейся на 9 ОИ (а) и система координат для выбора параметрического угла, определяющего положение точки на фронте трещины (б).

Согласно [76] коэффициент интенсивности напряжений для четвертьэллиптической трещины на краю отверстия радиуса  $R$  может быть рассчитан по уравнению:

$$K_I = \sigma \cdot (\pi \cdot b)^{0.5} F(b/a; b/t; R/t; R/W; a/W; \varphi) / E(k) \quad (4)$$

где  $\sigma$  – напряжение,  $b$  – длина трещины,  $F$  – безразмерный коэффициент интенсивности напряжений,  $E(k)$  – полный эллиптический интеграл второго рода,  $\varphi$  – параметрический угол, определяющий положение точки на фронте трещины,  $W$  – длина хорды лопатки (80 мм),  $t$  – толщина лопатки в области трещины – 5 мм,  $R$  – длина трещины по корытцу, выявленная после 8 ОИ (12 мм). Пределы



применимости уравнения (5):  $0.2 < b/a < 2$ ;  $b/t < 1$ ;  $0.5 < R/t < 1$ ;  $(R+a)/W < 0.5$ ;  $0 < \varphi < \pi/2$ .

Параметры трещины, образовавшейся на 9ОИ, приведены в табл. 2.7.1 – 2.

Таблица 2.7.1 – 2

Параметры трещины, образовавшейся на 9 ОИ

а, мм	б, мм	б/а	а/б	б/т	W, мм	R, мм	(R+а)/W
1.3	0.5	0.38	2.6	0.1	80	12	0.166

Уравнение для расчета безразмерного коэффициента интенсивности напряжений имеет вид:

$$F = [M_1 + M_2 \cdot (b/t)^4 + M_3 \cdot (b/t)^4] \cdot g_1 \cdot g_2 \cdot g_3 \cdot f_\varphi \cdot f_w \quad (5)$$

$$\text{где: } M_1 = 1.13 - 0.09b/a \quad (6)$$

$$M_2 = -0.54 + 0.89 \cdot (0.2 + b/a)^{-1} \quad (7)$$

$$M_3 = 0.5 - (0.65 + b/a)^{-1} + 14(1 - b/a)^2 \quad (8)$$

$$g_1 = 1 + [0.1 + 0.35(b/t)^2] \cdot (1 - \sin \varphi)^2 \quad (9)$$

$$g_2 = (1 - 0.15\lambda + 3.46\lambda^2 - 4.47\lambda^3 + 3.52\lambda^4) \cdot (1 + 0.13\lambda^2)^{-1} \quad (10)$$

$$\lambda = [1 + (a/R) \cdot \cos(0.85\varphi)]^{-1} \quad (11)$$

$$g_3 = (1 + 0.04b/a) \cdot [1 + 0.1(1 - \cos \varphi)^2] \cdot [0.8 + 0.2(b/t)^{1/4}] \quad (12)$$

$$f_\varphi = [(b/a)^2 \cdot \cos^2 \varphi + \sin^2 \varphi]^{1/4} \quad (13)$$

$$f_w = \left\{ \sec(\pi \cdot R / 2W) \cdot \sec \left[ \pi \cdot (2R + a) \cdot (b^{1/2} / 2t) / (2W - a) \right] \right\}^{1/2} \quad (14)$$

$$E(k) = [1 + 1/464(b/a)^{1.65}]^{1/2} \quad (15)$$

Исходя из принятой системы координат для длины трещины по большой оси «а»  $\varphi = \pi/2$ , по малой оси «б»  $\varphi = 0$ . Проведя соответствующие вычисления по уравнениям (5 – 15) и подставив полученные значения параметров в (4) получим следующие значения для безразмерных коэффициентов интенсивности напряжений в точках на фронте трещины: на большой оси  $F^a = 3.573$ ; на малой оси  $F^b = 1.748$ .

Подставив полученные результаты в (4) получаем уравнения для коэффициентов интенсивности напряжений в точках а и б:

$$K^a = 5.56\sigma b^{0.5}; K^b = 2.72\sigma b^{0.5} \quad (16)$$

\* - размерность К и  $\Delta K$  - кгс/мм<sup>3/2</sup>.

Для получения численных значений размахов коэффициентов интенсивности напряжений необходимо знать условия нагружения. Методом конечных элементов были проведены расчеты НДС в лопатках СА от действия газовых и температурных нагрузок в упругопластической постановке. Согласно этим расчетам в области сопряжения выходной кромки лопатки с бандажом (область зарождения усталостной трещины) уровень эквивалентных напряжений составляет  $\sim 60$  кгс/мм<sup>2</sup> (588.6 МПа) (рис. 2.7.1–6).

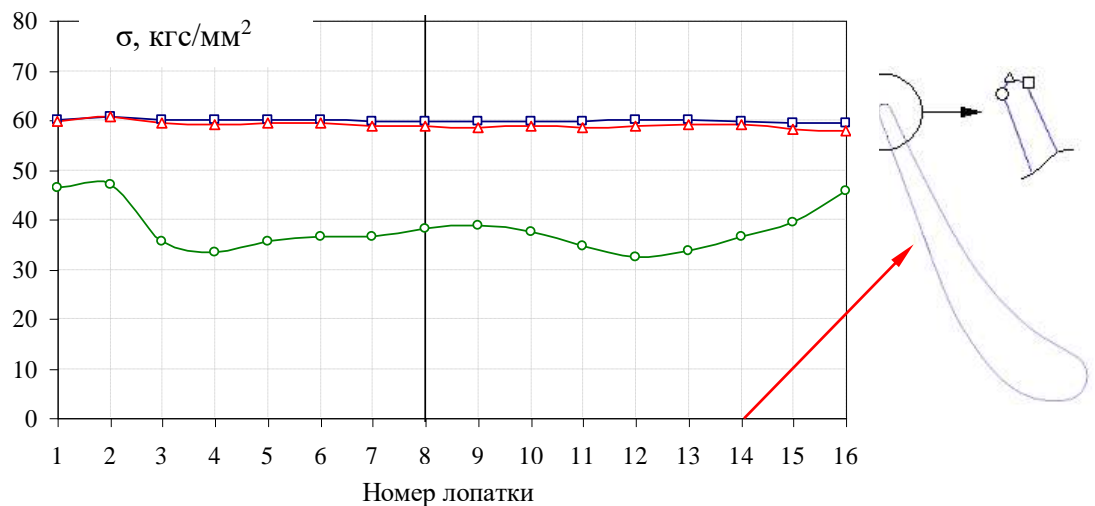


Рис. 2.7.1–6 Эквивалентные напряжения в области радиуса сопряжения выходной кромки лопатки с бандажом СА.

Если принять это значение за уровень статической нагрузки  $\sigma_{ст}$ , то амплитуда циклической нагрузки может быть определена по уравнению:

$$\sigma_a = \sigma_{ст} (1 - R) / (1 + R) \quad (17)$$

где  $R$  – коэффициент асимметрии цикла.

Поскольку в области роста трещины статическая нагрузка имеет высокий уровень, то и коэффициент асимметрии цикла должен иметь высокие положительные значения. В дальнейшем изложении для  $R$  будет принято значение  $R = 0.8$ , а для показателя степени  $n$  в уравнении (2) значение  $n = 0.6$ .

Проведенные оценки показали, что при этих значениях наблюдается оптимальная корреляция числа циклов  $N$ , получаемых при интегрировании уравнения (2), с числом циклов нагружения при ОИ. Из (17) следует, что при коэффициенте асимметрии цикла  $R=0.8$  и статической нагрузке  $\sigma_{ст} = 60$  кгс/мм<sup>2</sup> значение амплитуды циклической нагрузки составляет  $\sigma_a = 6.7$  кгс/мм<sup>2</sup>. Тогда циклические варианты уравнений (16), получаемые путем замены множителя  $\sigma$  на множитель 2  $\sigma_a$  и соответствующих вычислений, примут вид:

$$\Delta K^a = 74.5b^{0.5}; \Delta K^b = 36.4b^{0.5} \quad (18)$$

Зависимости скорости роста трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений на точках фронта трещины могут быть получены путем подстановки в уравнение (2) соответствующих значений  $\Delta K^i$  из уравнений (18) и для роста трещины по малой оси оно будет иметь вид ( $n = 0.6$ ):

$$db / dN = C^b \cdot (36.4 \cdot b^{0.5})^{0.6} \quad (19)$$

где  $C^b$  постоянная роста по оси «b», мкм/ц.

Разделив переменные в (19) и решив его относительно  $N$  получим:

$$N = 1 / [C^b \cdot (36.4)^{0.6}] \int_{b_1}^{b_2} b^{-0.3} db \quad (20)$$

Постоянную  $C^b$  определим из (20) имея ввиду, что на 9НИ по оси  $b$  трещина выросла от 0 ( $b_1$ ) до 0.5 мм ( $b_2$ ) за 14300 циклов ( $N$ ):

$$C_b = 1 / [14300 \cdot (36.4)^{0.6}] \cdot \int_0^{0.5} b^{-0.3} db = 7.1 \cdot 10^{-3} \text{ мкм / ц} \quad (21)$$

Аналогично может быть определена и зависимость скорости роста трещины по большой оси «a»:

$$da / dN = C^a \cdot (74.5 \cdot a^{0.5})^{0.6} \quad (22),$$

где  $C^a$  постоянная роста по оси «a».

Значение  $C^a$  получим, используя уравнение (21), заменив в нем переменную «b» на «a» и изменив пределы интегрирования исходя из того, что на 9НИ по оси  $a$  трещина выросла от 0 ( $a_1$ ) до 1.3 мм ( $a_2$ ). Выполнив вычисления получим:  $C^a = 9.04 \cdot 10^{-3}$  мкм/ц.

По уравнениям (19) и (22) были рассчитаны скорости роста четвертьэллиптической трещины по большой и малой осям в зависимости от

размаха коэффициентов интенсивности напряжений, результаты которых в виде графиков приведены на рис.2.7.1–7 и в табл.2.7.1. – 3. Стрелкой на графике I отмечено значение  $\Delta K^b$ , при котором трещина по оси  $b$  прорастает на всю толщину лопатки.

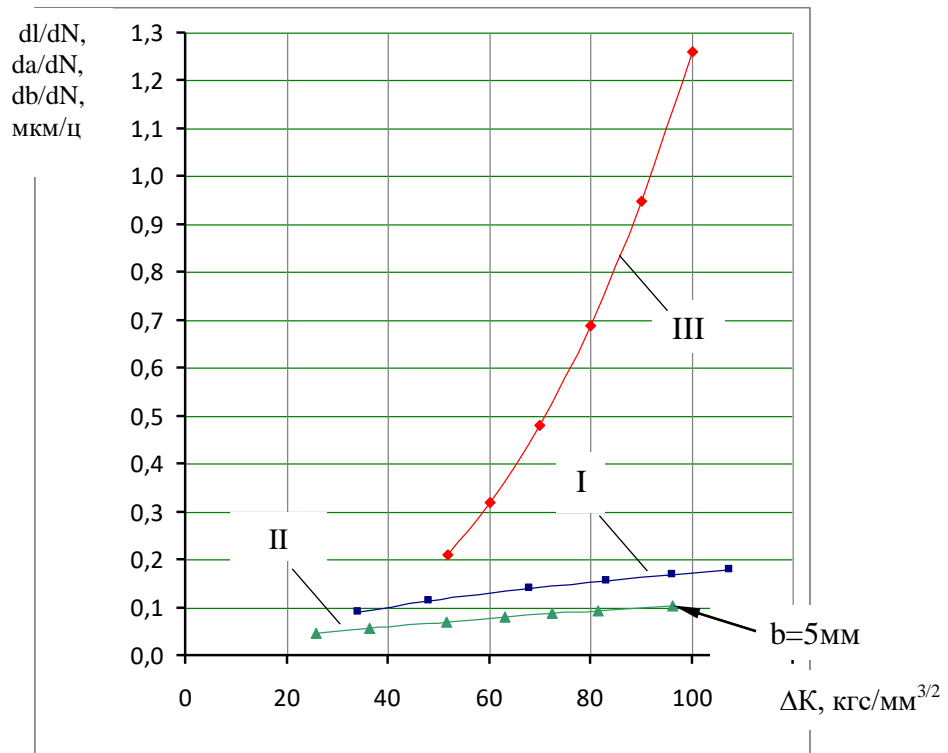


Рис. 2.7.1–7 Зависимости скорости роста четвертьэллиптической усталостной трещины по малой (I) и большой (II) осям и краевой усталостной трещины (III) от размаха коэффициента интенсивности напряжений при коэффициенте асимметрии цикла  $R = 0.8$ .

Таблица 2.7.1 – 3.

Скорость роста четвертьэллиптической трещины в зависимости от  $\Delta K$

Большая ось «а»			Малая ось, «b»		
a, мм	$\Delta K^a$ , кгс/мм <sup>3/2</sup>	da/dN, мкм/цикл	b, мм	$\Delta K^b$ , кгс/мм <sup>3/2</sup>	db/dN, мкм/цикл
0.5	52.7	0.097	0.5	25.7	0.05
1	74.5	0.12	1	36.4	0.06
2	105.4	0.15	2	51.5	0.075
3	129	0.17	3	63.0	0.084
4	149	0.18	4	72.4	0.093
5	167	0.19	5	81.4	0.10

Для сравнения в табл. 2.7.1–4 и на рис. 2.7.1–7 приведена зависимость скорости роста **краевой** трещины от размаха коэффициента интенсивности

напряжений, полученная экспериментально для сплава ЭК-61 при коэффициенте асимметрии цикла  $R=0.8$  и описываемая уравнением  $dl/dN=4.8 \cdot 10^{-6} \cdot (\Delta K)^{2.71}$ .

Таблица 2.7.1–4.

Скорость роста краевой трещины в зависимости от  $\Delta K$  при  $R = 0.8$

$\Delta K$ , кгс/мм <sup>3/2</sup>	$dl/dN$ , мкм/цикл
51.8	0.21
60	0.32
70	0.48
80	0.69
90	0.95
100	1.26

Представленные в таблицах и на графиках результаты свидетельствуют о том, что при равных  $\Delta K$  скорости роста краевой усталостной трещины примерно на порядок превышают скорость роста поверхностной трещины.

### 2.7.2 Оценка ресурса лопатки СА с трещиной

Ресурс лопатки с трещиной – это количество циклов нагружения необходимое для роста трещины от минимального размера, при котором возможно ее обнаружение, до критического размера, при котором происходит нестабильное разрушение с отрывом фрагмента лопатки.

Рост трещин в лопатках СА имеет сходство с ростом трещин в консольных образцах, во время испытаний на предел выносливости при двустороннем изгибе (рис. 2.7.2–1).

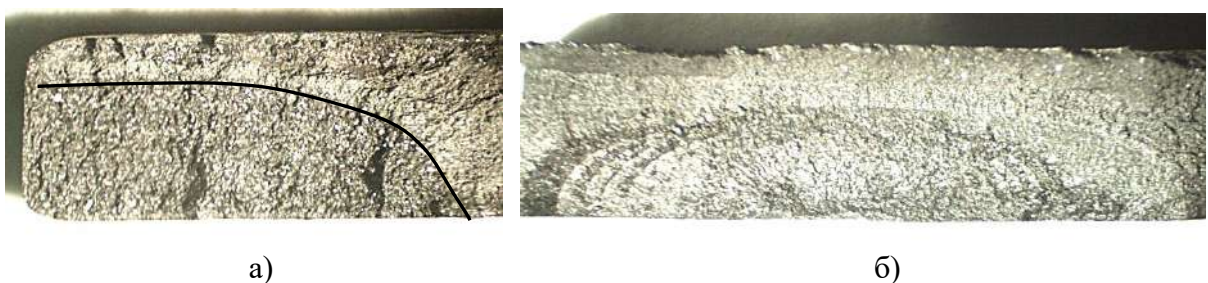


Рис. 2.7.2 - 1 Поверхностные трещины в консольных образцах: четверть эллиптическая (угловая) (а) и полуэллиптическая (б).

В отличие от трещин в консольных образцах, распространяющихся прямолинейно, трещины в лопатках СА растут по криволинейной траектории. На

начальной стадии рост трещины происходит в направлении перпендикулярном выходной кромке, но по мере увеличения длины трещины происходит разворот её траектории в направлении параллельном выходной кромке, а затем еще один разворот в сторону выходной кромки (рис.2.7.7 – 2). На этом последнем участке роста трещины происходит силовое разрушение с отрывом фрагмента лопатки.

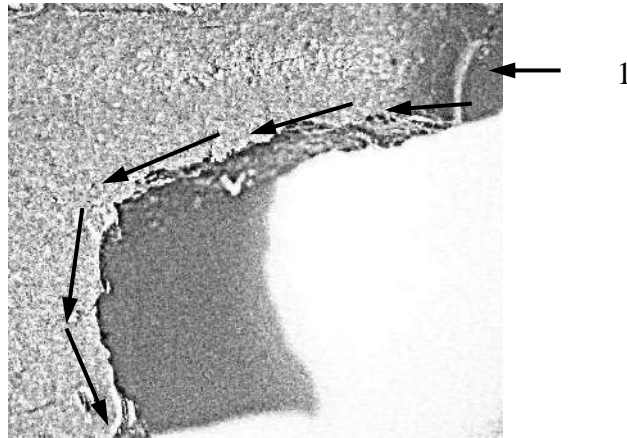


Рис.2.7.2 - 2 Профиль трещины со стороны корытца лопатки, имеющей длину близкую к критической. Стрелкой 1 показана выходная кромка лопатки, стрелками – направление распространения трещины.

Поскольку случаев нестабильного разрушения лопаток СА с отделением их фрагментов при ОИ двигателей РД 180 и РД 171 не было, механизм перехода от усталостного роста поверхностной трещины к нестабильному разрушению будет представлен по аналогии с изученным ранее механизмом нестабильного разрушения лопаток шнеков насосов турбонасосных агрегатов (ТНА). Усталостное разрушение лопаток шнека ТНА также, как и лопаток СА, происходит путем встречного роста поверхностных трещин, распространяющихся по криволинейной траектории (рис.2.7.2– 3а). Нестабильное разрушение путем силового долома с отделением фрагмента лопатки происходит при критической длине магистральной трещины, образованной соединившимися поверхностными трещинами, на участке, отмеченном на рис. рис.2.7.2 – 3а стрелками 1.

Разрушение на участке, расположенном между поверхностными усталостными трещинами, происходит отрывом (рис.2.7.2 – 3 б по стрелке 6). На

остальной части области долома разрушение происходит путем силового среза (рис.2.7.2 – 3 б по стрелке 7). Представляется, что силовое разрушение лопатки СА с отделением фрагмента будет происходить по аналогичной схеме.

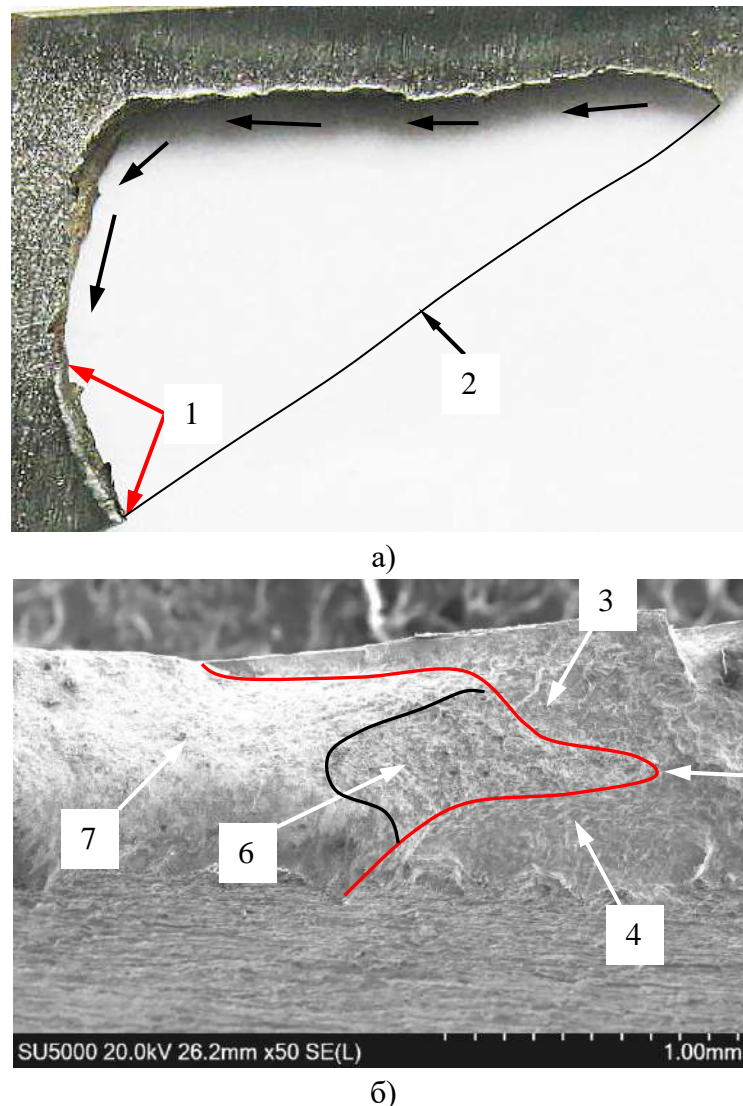


Рис.2.7.2 – 3 Макроизображение траектории роста усталостной трещины в лопатке шнека ТНА (а) и электронное изображение поверхности излома на границе с областью силового долома. Стрелками показаны: 1 – участок силового разрушения, 2 – местоположение входной кромки лопатки, 3, 4 – поверхностные усталостные трещины, 5 – граница с областью силового долома, 6 – разрушение отрывом, 7 – силовой срез.

Анализ разрушений лопаток шнека показал, что трещины, образовавшиеся в результате нестабильного разрушения, имеют длину на уровне 15 – 20 % от общей длины трещины. Исходя из этого, оценку ресурса будем проводить, исходя из предположения, что силовое разрушение с отрывом фрагмента лопатки СА произойдет на 10 ОИ двигателя на участке, занимающем 20% общей длины трещины в лопатке.

На рис.2.7.3 – 4 представлена схема траектории роста усталостной трещины и силового долома в лопатке №14.

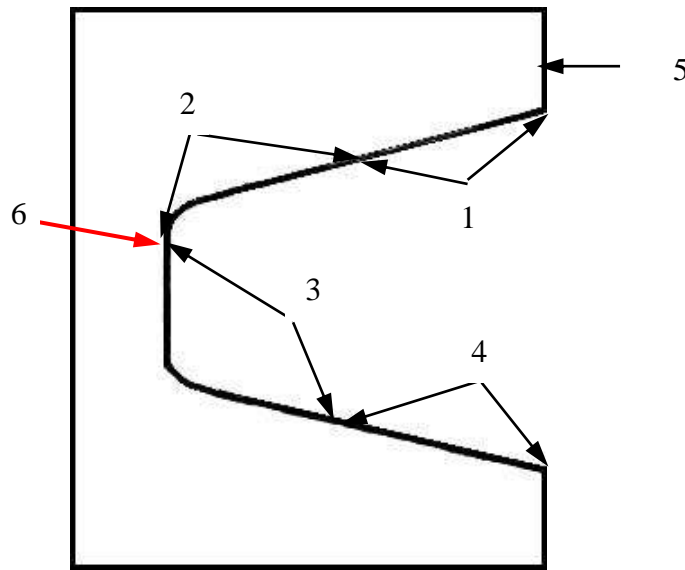


Рис.2.7.3 – 4 Схема траектории роста усталостной трещины и силового долома в лопатке №14.

Стрелками показана длина усталостных трещин, образовавшихся на: 1 – 1-5 ОИ, 3 – на 6-9 ОИ, 3 – на 10 ОИ, 4 – участок силового долома на 10 ОИ, 5 – выходная кромка лопатки, 6 – местоположение трещины со стороны корытца лопатки после 9 ОИ.

Общая длина трещины по корытцу лопатки составит  $a_{1-9} + a_{10} = 13.3 \text{ мм} + 13.3 \text{ мм} = 26.6 \text{ мм}$ .

Исходя из представленной схемы, суммарная длина всех трещин, образовавшихся в лопатке СА на ОИ и в результате нестабильного разрушения – 33.3 мм. При этом, длина трещин образовавшиеся на 1-5 ОИ – 7.3 мм, на 6-9 ОИ – 6 мм, на 10 ОИ – 13.3 мм и на участке силового долома – 6.7 мм. При таких допущениях остаточный ресурс лопатки СА может быть определен следующим образом:

$$N_{\Sigma} = N_{1-9} + N_{10} \quad (23)$$

где  $N_{\Sigma}$  – ресурс лопатки с трещиной;  $N_{1-9}$  - число циклов роста трещины на 1-9 ОИ;  $N_{10}$  – число циклов на 10 – ом ОИ, в конце которого произойдет силовое разрушение с отрывом фрагмента лопатки.

Число циклов роста трещины на 1-9 ОИ - это произведение общего времени работы двигателя на 100% – м режиме ( $\tau_{1-9} = 524 \text{ с}$ ) на частоту циклической нагрузки ( $f = 286 \text{ Гц}$ ):  $N_{1-9} = \tau_{1-9} \cdot f = 149864$  цикла.



Число циклов, за которое поверхностная усталостная трещина со стороны корытца лопатки вырастет на 10 – ом ОИ можно определить путем интегрирования уравнения (20) в пределах от  $a_1 = 0$  до  $a_2 = 13.3$  мм:

$$N_{10} = 1 / (9.04 \cdot 10^{-6} \text{ мм} / \text{ц} \cdot 74.5^{0.6}) \cdot \int_0^{13.3} x^{-0.3} dx = 72818 \text{ циклов}$$

Общая длина трещины по корытцу лопатки составит  $a_{1-9} + a_{10} = 13.3 \text{ мм} + 13.3 \text{ мм} = 26.6 \text{ мм}$ .

Сложив циклы нагружения на 1–9 ОИ с числом циклов наработки, за которое поверхностная трещина по корытцу лопатки выросла на 10 – ом ОИ, получим общее число циклов нагружения, которое при сделанных допущениях и будет остаточным ресурсом лопатки  $N_{\Sigma} = 222682$  цикла или 780 секунд работы на 100% - м режиме. При этом критическая длина трещины по корытцу  $a_c$  составит ~ 26.6 мм.

## Выводы к главе 2

1. В результате испытаний образцов сплава ЭК-61 на скорость роста трещины усталости (СРТУ) при коэффициентах асимметрии цикла  $R = 0.1, 0.5$  и  $0.8$  и температурах  $25$  и  $650$  °C получены:

- кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР);
- уравнения роста трещины усталости;
- электронные микрофрактограммы последовательной смены рельефов поверхностей разрушения при увеличении размаха коэффициентов интенсивности напряжений ( $\Delta K$ )

2. Анализ полученных результатов показывает, что увеличение асимметрии цикла  $R$  приводит к «эквидистантному» смещению кинетических диаграмм в сторону пороговых значений размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ .

3. При высокотемпературном циклическом деформировании сплава ЭК-61 образуются кристаллографически ориентированные пластинчатые выделения, рост которых происходит в плоскостях скольжения аустенитной матрицы (111) в

направлениях [110]. Методами МРСА и дифракции обратноотраженных электронов (EBSD) выделения идентифицированы как  $\delta$  - фаза  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ .

4. Зарождение выделений  $\delta$  - фазы  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  происходит на границах зерен и на некогерентных границах карбидов (Nb, Ti) C. Большее количество  $\delta$  - фазы наблюдается в образцах с повышенным содержанием ниобия в пределах марки ЭК-61.

5. Высокотемпературное циклическое деформирование сплава ЭК-61 значительно увеличивает скорость образования  $\delta$  - фазы по сравнению с последней при старении.

6. Образование видманшtedтовой структуры пластинчатых выделений  $\delta$  - фазы  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  в выходной кромке лопатки на ОИ при температуре горячего газа 450 °C свидетельствует о её разогреве до температур  $\sim 850 - 900$  °C.

7. В образцах сплава ЭК-61, имеющих повышенное количество  $\delta$  - фазы по сравнению с образцами, в которых её выделения отсутствуют, установлено 20% снижение предела выносливости.

8. Разрушение лопаток СА происходит на ОИ по усталостному механизму под воздействием динамических (циклических) нагрузок высокого уровня путем образования площадки отрыва на входной кромке и последующего встречного роста поверхностных трещин со стороны корытца и спинки, которые, соединяясь между собой, образуют «магистральную» трещину.

9. Факторами, способствующими трещинообразованию, могут стать:

- дефекты (концентраторы напряжений) в основном материале лопаток на границе с никелевым покрытием в виде внедренных основной материал частиц электрокорунда;
- трещины в измененном электроэрозией слое;
- наличие разупрочненной диффузионной зоны в основном материале лопатки на границе с никелевым покрытием;
- пластинчатые выделения  $\delta$  – фазы  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  в области выходных кромок лопаток.

10. У СА двигателя РД 180 разрушение лопаток СА происходит на 100% - ом режиме и контролируется ростом поверхностных четверть и полуэллиптических трещин со стороны корытца.

11. С позиций механики разрушения проведена оценка остаточного ресурса лопатки СА двигателя РД180, имеющей трещину в выходной кромке лопатки. Остаточный ресурс работы лопатки у СА двигателя РД 180, имеющей трещину, составляет не менее 780 секунд работы на режиме 100% - ой тяги с момента образования трещины.

### Глава 3. Рабочее колесо турбины (РКТ)

Рабочее колесо турбины входит в состав турбины ЖРД и предназначено для вращения валов насосов турбонасосного агрегата (ТНА), перекачивающих окислитель и горючее (рис.3–1). Вращение РКТ происходит в результате воздействия на его лопатки потоков газогенераторного газа, прошедших через сопловой аппарат.



Рис.3 – 1 Внешний вид рабочего колеса турбины двигателя РД 180 со стороны выходных кромок лопаток (показаны стрелками).

Для изготовления РКТ линейки двигателей РД171, РД180, РД191 используется жаропрочный сплав на никелевой основе ЭП741 НП, полученный методом горячего изостатического прессования (ГИП). Американскими аналогами этого сплава являются сплавы Mere 76 и AF115(n).

Принципиальным отличием гранульных сплавов от производимых по обычной металлургической технологии является применение операций гранулирования и компактирования при производстве из них заготовок деталей различных изделий. На стадии гранулирования путём распыления расплава получают гранулы – частицы сферической или каплевидной формы с размерами от нескольких до сотен микрометров. Процесс проводят так, чтобы кристаллизация гранул происходила с высокой скоростью. В результате быстрой кристаллизации достигается однородность состава в объёме каждой гранулы.

После компактирования путём горячего прессования или горячего изостатического прессования (ГИП) высокая однородность состава достигается в объёме всего полуфабриката или заготовки. Благодаря этому появляется возможность более полной реализации заложенного в составе сплава потенциала в отношении его эксплуатационных свойств. Применительно к жаропрочным сплавам на никелевой основе гранульная технология используется для изготовления дисков и лопаток газовых турбин [77], дисков роторов турбонасосных агрегатов жидкостных ракетных двигателей [78] и других деталей ответственного назначения [79, 80]. В то же время гранулированным сплавам присущи определённые дефекты, снижающие их свойства. Это - межгранульная пористость, границы неспечённых гранул, а в отдельных заготовках – неметаллические включения и гранулы других сплавов.

Химический состав сплава ЭП 741НП приведен в табл. 3 – 1.

Таблица 3 – 1.

Химический состав сплава ЭП741 НП, ОСТ 1 92111 – 85

Массовая доля компонентов, % масс.									
Ni	C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	W	Nb	Hf
осн.	0.02- 0.06	8.0- 10.0	15.0- 16.5	3.5- 4.2	4.8- 5.3	1.6- 2.0	5.2- 5.9	2.4- 2.8	0.1- 0.4

Продолжение таблицы 3 -1.

Массовая доля компонентов, % масс.								
По расчету, не более				Примеси, не более				
Zr	Mg	B	Ce	Si	Mn	Fe	S	P
0.015	0.02	0.015	0.01	0.5	0.5	0.5	0.009	0.015

Механические свойства заготовки диска из сплава ЭП741-НП после стандартной термообработки (СТО) (закалка  $1200 \pm 10$  °С, выдержка 8ч; охлаждение с печью до температуры  $1170 \pm 10$  °С; охлаждение на воздухе; старение  $870 \pm 10$  °С, выдержка 32 ч; охлаждение на воздухе.) приведены в табл.3 – 2, 3, 4.

Таблица 3 – 2

Механические свойства						Твердость по Бринеллю (диаметр отпечатка), мм
Значение	Временное сопротивление разрыву, МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести, МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное		Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup> (кгс·м/см <sup>2</sup> )	
			Удлинение, %	Сужение, %		
По ТУ1-809-668-2003	1275.7 (130)	833.9 (85)	13	15	392.4 (4,0)	1,55-1,75

Таблица 3 – 3

Длительная прочность при растяжении			
Значение	Температура испытания, °С	Постоянно приложенное напряжение, МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Время до разрушения на гладких, с надрезом или комбинированных образцах, ч.
По ТУ1-809-668-2003	650	1088.9 (110)	5

Таблица.3 – 4

Малоцикловая усталость				
Значение	Температура испытания, °С	Максимальное напряжение цикла, МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Частота приложения нагрузки, Гц	Число циклов до разрушения, шт.
По ТУ1-809-668-2003	650	981 (100)	1,0	3500
Фактическое	650	981 (100)	1,0	3510

Также, как и у СА проточная часть РКТ формируется электроэрозионной обработкой, при которой на обрабатываемой поверхности образуется «измененный» слой толщиной до 20 мкм, представляющий собой быстрозакаленный пересыщенный твердый раствор легирующих элементов сплава в никеле. Этот слой имеет оплавленную поверхность с дефектами в виде

пор и трещин. Поскольку при огневых испытаниях (ОИ) трещины в измененном слое могут быть очагами зарождения усталостных трещин в лопатках РКТ, технологией предусмотрено удаление измененного слоя путем механической зачистки поверхности.

Газогенераторный газ, воздействующий на поверхность лопаток и проточной части РКТ, представляет собой кислород высокого давления ( $\sim 95\%$ ), имеющий температуру  $\sim 450\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$  и давление  $\sim 63.8\text{ МПа}$  ( $650\text{ кгс/см}^2$ ). Для снижения вероятности возгорания материала РКТ на поверхность лопаток и проточной части наносится 2-х слойное теплозащитное покрытие (ТЗП), первый слой которого является никелевым покрытием, наносимым методом ионноплазменного напыления, а второй (внешний) слой представляет собой металлокерамическое покрытие СКН-8, в состав которого входят никель (порошок) и порошки окислов церия, циркония, алюминия, бария и бора. Для повышения уровня адгезии ТЗП проводят три технологических операции:

- создание шероховатой поверхности проточной части РКТ пескоструйной обработкой частицами электрокорунда;
- диффузионное сращивания никелевого покрытия с основным материалом проточной части РКТ при температуре  $820\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 8 часов;
- обжиг металлокерамического покрытия СКН-8 при температурах  $1000\text{ -- }1050\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 2.5 часов.

Основными разрушениями в РКТ являются усталостные и термические разрушения выходных кромок лопаток и ТЗП, которые происходят на ОИ двигателей.

Настоящая работа выполнена с целью определения стабильности структуры и свойств высоколегированного никелевого жаропрочного сплава ЭП 741НП, термообработанного по СТО, после дополнительных нагревов при  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$  (4 часа),  $870\text{ }^{\circ}\text{C}$  (10 часов),  $1000\text{ -- }1050\text{ }^{\circ}\text{C}$  (2.5 часа), соответствующих режимам эксплуатации и технологии производства РКТ, а также определению характеристик усталости (скорости роста трещин усталости (СРТУ) и предела



выносливости) сплава и исследований роли структуры и внутренних дефектов в зарождении и росте усталостных трещин в выходных кромках лопаток.

### 3.1 Микро и тонкая структура материала РКТ

На рис.3.1–1 приведена фотография микроструктуры образца сплава ЭП741 НП после СТО, вырезанного из заготовки РКТ. Средний размер зерна составляет  $\sim 40 - 50$  мкм. Разброс размеров зёрен - от 30 до 120 мкм, что соответствует 5 – 6 баллу.

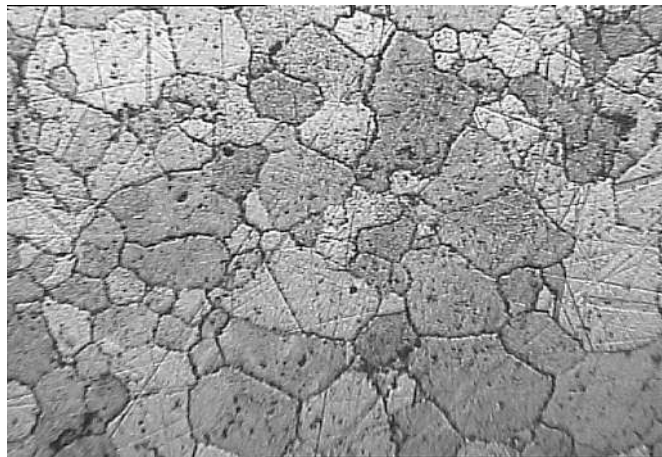


Рис.3.1 - 1. Микроструктура материала заготовки РКТ,  $\times 190$ .

Основные характеристики тонкой структуры сплава: в теле зерен присутствуют кубоидные выделения первичной  $\gamma'$  - фазы, имеющие размеры  $\sim 0.4 - 0.7$  мкм и мелкодисперсные выделения вторичной  $\gamma'$  - фазы размером от 20 до 50 нм, располагающиеся в прослойках матрицы между кубоидами (рис.3-2 а, б); пластинчатые выделения  $\gamma'$  - фазы размером  $\sim 2 - 4$  мкм  $\times$  1 мкм расположены в основном по границам зерен и непрерывной сетки не образуют (рис.3-2 в).

В тонкой структуре сплава после стандартной термообработки присутствуют три типа карбидов, два из которых являются карбидами типа MeC. Разница между карбидами типа MeC состоит в том, что один из них (более крупный  $\sim 6 - 10$  мкм) представляет собой выделения, в центре которых находится карбонитрид на основе титана (Ti, Nb, Hf) (N, C) (рис.3.1 – 3 по стрелке 1), окружённый карбоборидом на основе ниобия (Nb, Ti, Hf) (C, B) (рис.3.1 – 3 по стрелке 2). Другие карбиды типа MeC на основе ниобия более мелкие ( $\sim 0.3 - 0.7$  мкм) и округлой формы, представляют собой карбобориды (Nb, Ti, Hf) (C, B) и располагаются в основном внутри зерен (рис.3.1 – 3 по стрелке 3).

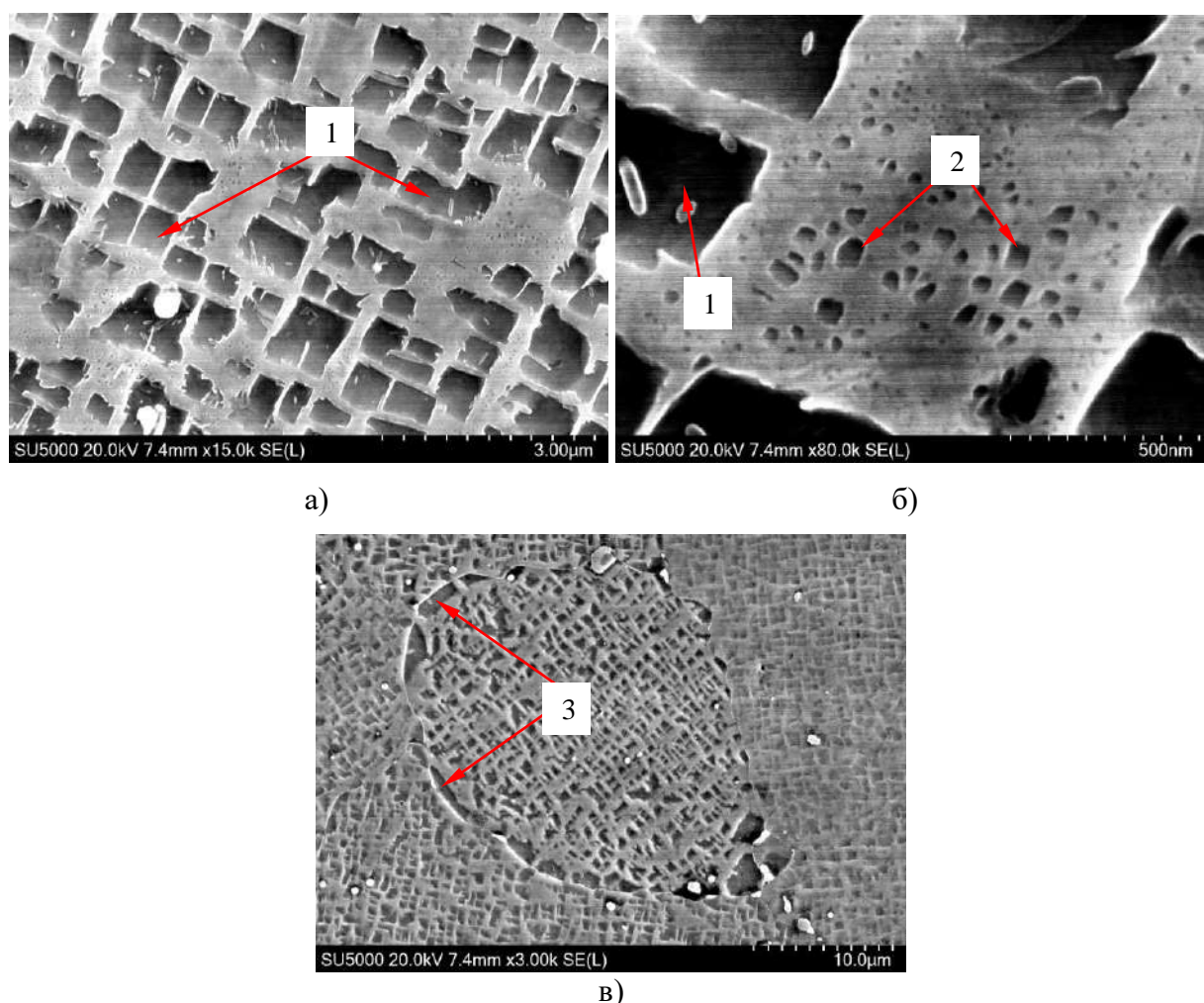


Рис.3.1 – 2. Электронные изображения тонкой микроструктуры сплава НП741-НП в материале лопатки РКТ. Стрелками отмечены: 1 – первичная  $\gamma'$ - фаза, 2 – вторичная  $\gamma'$ - фаза, 3 – зернограничные выделения  $\gamma'$ - фазы.

К третьему типу относятся карбиды  $Me_6C$  (полукарбиды), имеющие размер  $\sim 0.3 - 5$  мкм и расположенные в основном по границам зерен, металлическая основа которых состоит из Mo, W, Cr –  $(Mo, W, Cr)_6C$  (рис.3.1 – 3 по стрелке 4).

Результаты микрорентгеноспектрального EDS анализа карбидов в сплаве ЭП741 НП после СТО представлены в табл. в 3.1 – 1.

Таблица 3.1 – 1

Тип карбида	Концентрация элементов, % - вес.										
	Ti	N	Nb	C	Ni	B	Hf	Cr	W	Co	Mo
I	39.6	16.19	15.8	8.0	7.9	-	4.6	2.8	2.1	2.8	-
II	10.0	-	24.9	18.5	18.4	12.8	5.4	4.3	-	5.7	-
III	1.2	-	-	9.6	7.7	-	-	12.5	30.5	3.5	28.6

I - карбонитриды (Ti, Nb, Hf) (N, C); II - карбобориды (Nb, Ti, Hf) (C, B); III - карбиды  $(Mo, W, Cr)_6C$ .

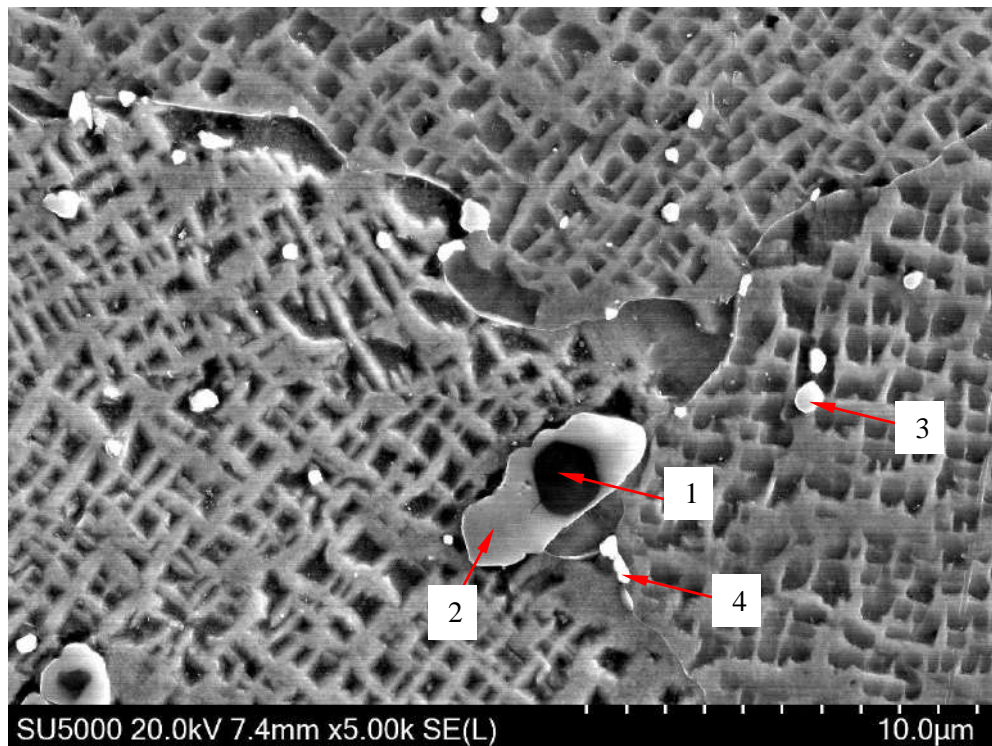
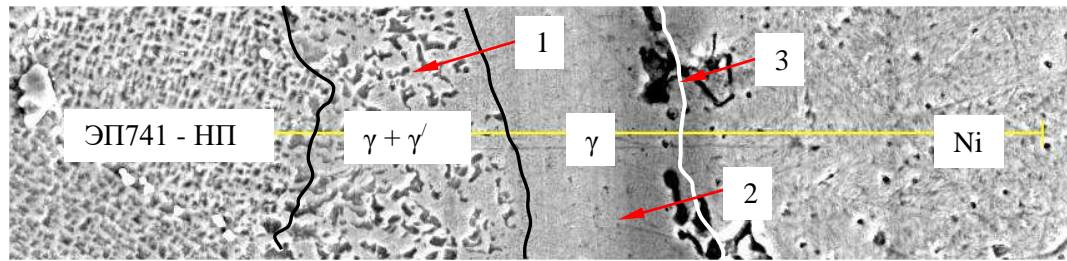


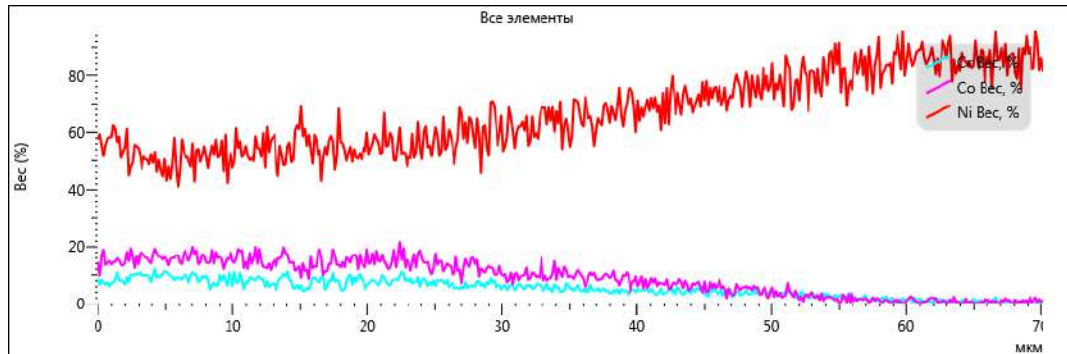
Рис.3.1 – 3 Электронное изображение карбидов в микроструктуре материала РКТ. Стрелками отмечены: 1 - карбонитрид на основе титана (Ti, Nb, Hf) (N, C); 2, 3 - карбобориды на основе ниобия (Nb, Ti, Hf) (C, B); 4 – карбиды (Mo, W, Cr)<sub>6</sub>C.

На операциях диффузионного сращивания никелевого покрытия с основным материалом лопатки и обжига металлокерамического покрытия СКН-8 на границе основного материала лопатки с никелевым покрытием в результате диффузии легирующих элементов сплава в никелевое покрытие происходит образование диффузионной зоны (ДЗ), общая ширина которой в основном материале и в никелевом покрытии составляет  $\sim 47$  мкм, при этом в основном материале ширина ДЗ  $\sim 30$  мкм, а в никелевом покрытии  $\sim 17$  мкм (рис.3.1 – 4). У ДЗ в основном материале лопатки присутствуют два разупрочнённых слоя - на границе с основным материалом лопатки присутствует слой  $\gamma + \gamma'$  с бесформенными выделениями  $\gamma'$  – фазы шириной  $\sim 17$  мкм (рис.3.1 – 4 по стрелке 1). На границе с никелевым покрытием присутствует аустенитный слой  $\gamma$  шириной  $\sim 13$  мкм (рис.3.1 – 4 по стрелке 2).

Наличие диффузионной зоны в основном материале с довольно широкой однофазной областью, примыкающей к защитному покрытию, является принципиальной особенностью структуры материала лопаток РКТ.



а)



б)

Рис.3.1 – 4 Электронное изображение границы основной материал лопатки – никелевое покрытие (а) и концентрационные профили никеля, хрома и кобальта (б). Стрелками отмечены: 1 – слой  $\gamma + \gamma'$ , 2 – слой  $\gamma$ , 3 – граница с никелевым покрытием.

В диффузионной зоне основной материал обеднен по легирующим элементам. Это приводит к значительному снижению количества упрочняющей  $\gamma'$ -фазы и, как следствие, к разупрочнению материала и снижению сопротивления скольжению и зарождению усталостных трещин.

Это находится в соответствии с металлургическими теориями зарождения усталостных трещин. Именно по этим теориям в поверхностных слоях образцов при циклическом нагружении вследствие знакопеременного скольжения по плоскостям скольжения образуются устойчивые полосы скольжения (УПС) – зародыши усталостных трещин [81]. В этом же направлении по плоскостям скольжения действует механизм образования интрузий и эструзий. Оба этих механизма работают тем более интенсивно, чем меньше сопротивление скольжению, что, очевидно, имеет место в диффузионной зоне и, особенно, в ее однофазной аустенитной области.

### 3.2 Влияние технологических нагревов на длительную прочность сплава ЭП741-НП.

При обжиге защитного металлокерамического покрытия СКН-8 материал РКТ подвергается дополнительным нагревам при температурах 1000 – 1050 °С в течение 2.5 часов.

Проведенные исследования показали, что технологические нагревы (ТН) не оказывают влияния ни на кратковременные механические свойства (табл.3.2 – 1, 2), ни на предел выносливости при 650 °С.

Таблица 3.2 – 1.

Механические свойства сплава ЭП 741 НП в исходном состоянии после СТО.

Временное сопротивление разрыву, МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести, МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное		Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup> , (кгс · м/см <sup>2</sup> )
		Удлинение, %	Сужение, %	
1350.0 (137.7)	919.2 (93.7)	17.2	14.0	765.2 (7.8)
1369.5 (139.6)	936.9 (95.5)	17.2	14.7	725.9 (7.4)

Таблица 3.2 – 2.

Механические свойства сплава ЭП 741 НП после ТН по режимам: 1000 ± 10 °С, выдержка 2 часа, охлаждение с печью + 2 раза по 1050 ± 10 °С, выдержка 45 мин, охлаждение под асбестом.

Временное сопротивление разрыву, МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести, МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное		Ударная вязкость, МПа, (кгс · м/см <sup>2</sup> )
		Удлинение, %	Сужение, %	
1400.9 (142.8)	961.4 (98.0)	17.2	21.3	873.1 (8.9)
1419.5 (144.7)	963.3 (98.2)	20	18.3	814.2 (8.3)

Для определения влияния ТН на сопротивление усталости сплава были проведены сравнительные усталостные испытания на круглых гладких образцах (образец по ГОСТ 25.502-79 тип1) при растяжении с переменным напряжением.

Испытания проводили при 650 °С, коэффициенте асимметрии R-0.1 и на частоте 125 Гц. Тестирование проведено на образцах в 3-х состояниях: 1 - СТО, 2 – СТО и дополнительный 3 - х кратный высокотемпературный отжиг по штатному режиму нанесения защитного покрытия в течение 2.5 часов при 1050 °С, 3 - СТО и дополнительный однократный отжиг при 870 °С в течение 10 часов. Существенных различий в тонкой структуре у образцов всех партий выявлено не было, а их микроструктура соответствовала регламентированным требованиям для сплава ЭП741НП. Были испытаны партии по 15 образцов на каждый режим термообработки. Установлено, что с вероятностью 50% предел выносливости на базе  $10^7$  циклов у всех трех партий находится в интервале 539.6 – 559.2 МПа (55 – 57 кгс/мм<sup>2</sup>).

Но ТН оказывают существенное влияние на длительную прочность сплава при 650 °С. Это влияние проявляется в том, что при испытаниях на длительную прочность образцов после ТН их время выдержки при нагрузке 1030.1 МПа (105 кгс/мм<sup>2</sup>) и температуре 650 °С (~ 10 – 30 мин) многократно снижается по сравнению с образцами после СТО (десятки часов).

Настоящая работа выполнена с целью определения причин снижения длительной прочности сплава ЭП741НП после ТН, используемых в технологии изготовления РКТ.

### **Материал и методы исследования**

Для изготовления образцов была использована заготовка диска Р.К. ДП 444 № 3-71 изготовленная из гранульного сплава ЭП 741 НП по ГИП технологии.

Согласно сертификату № 108 (предоставлен заказчиком) уровень механических свойств, длительной прочности при растяжении и характеристики малоциклового усталости материала заготовки диска соответствуют ТУ № 809 – 668 – 2003.

Образцы для испытаний на длительную прочность изготавливали по ГОСТ 10145-81.

Для проведения испытаний изготовлено 2 партии образцов: партия №1 - сплав после стандартной термообработки (СТО), партия №2 – сплав после СТО +



технологические нагревы (ТН). Режим ТН:  $1000 \pm 10$  °С, выдержка 2 часа охлаждение с печью, плюс 2 раза по  $1050 \pm 10$  °С, выдержка 45 мин, охлаждение под асбестом.

Уровень механических свойств материала образцов представлен в табл. 3.2 – 3 и 4.

Таблица 3.2 – 3

Механические свойства сплава ЭП 741 НП в исходном состоянии после СТО (партия №1).

Временное сопротивление разрыву, МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести, МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное		Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup> , (кгс · м/см <sup>2</sup> )
		Удлинение, %	Сужение, %	
1419.5 (144,7)	919.2 (93,7)	24,4	25,2	794.6 (8,1)
1408.7 (143.6)	923.1 (94.1)	23.8	25.4	824.0 (8.4)

Таблица 3.2 – 4

Механические свойства сплава ЭП 741 НП после ТН (партия №2)

Временное сопротивление разрыву, МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести, МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное		Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup> , (кгс · м/см <sup>2</sup> )
		Удлинение, %	Сужение, %	
1400.9 (142.8)	961.4 (98.0)	17.2	21.3	873.1 (8.9)
1419.5 (144.7)	963.3 (98.2)	20	18.3	814.2 (8.3)

Исследование микроструктуры и рельефа поверхностей изломов проводили на сканирующем электронном микроскопе S-800 с энергодисперсионным анализатором Inca-act (анализ элементов от Be (4) до U (92)).

Металлографические исследования шлифов проводили на микроскопе *Neophot* – 21, макроисследование поверхностей образцов на бинокляре МБС – 1.

Образцы для электронномикроскопических исследований готовили путем ультразвуковой чистки в установке УЗДН–А в спирте и дистиллированной воде.

Механические свойства материала заготовок определяли при комнатной температуре (стандартные образцы с диаметром рабочей части 5 мм, тип I, ГОСТ



9651-84) на установке ИМ-12А со скоростью хода тяги 2 мм/сек. Ударную вязкость определяли на образцах с U-надрезом (ГОСТ 9454-85) на копре КМ10.

### Результаты испытаний

Испытания на длительную прочность проводили на установке МПЗ-Г при температуре 650 °С (контрольное время до разрушения составляло 120 минут).

При напряжении 1030.1 МПа ( $\sigma$  - 105кгс/мм<sup>2</sup>) и температуре 650°С все образцы партии №1 простояли в нагруженном состоянии 120 минут после чего испытания были прекращены (табл. 3.2 – 5).

Таблица 3.2 – 5

Результаты испытаний на длительную прочность образцов партии №1 при напряжении – 1030.1 МПа и температуре 650 °С.

№ пп	Шифр образца	Время до разрушения
1	1-1	>120 минут
2	1-2	>120 минут
3	1-3	>120 минут
4	1- 4	>120 минут

Образцы партии №2 простояли соответственно 10, 35 и 12 минут, один образец разрушился при нагружении (табл. 3.2 – 6).

Таблица 3.2 – 6

Результаты испытаний на длительную прочность образцов партии №2 при напряжении  $\sigma$  - 1030.1 МПа и температуре 650 °С.

№ пп	Шифр образца	Время до разрушения
1	2-1	10 минут
2	2-2	35 минут
3	2-3	12 минут
4	2- 4	разрушился при нагружении

Осмотром разрушенных образцов партии №2 установлено, что все трещины начинались от рисок на рабочей поверхности, образовавшихся при механической обработке образцов. Для выяснения влияния рисок (концентраторов напряжений) на время разрушения образцов партии №2 были проведены испытания на образцах с отполированной поверхностью. Время до разрушения у образцов с

отполированной поверхностью увеличилось в разы по сравнению с образцами с поверхностью механической обработки (табл. 3.2 – 7).

Таблица 3.2 – 7

Результаты испытаний на длительную прочность образцов партии №2 с отполированной поверхностью при напряжении  $\sigma$  - 1030.1 МПа и температуре 650 °С

№ пп	Шифр образца	Время до разрушения
1	2-5	85 минут
2	2-6	>120 минут
3	2-7	90 минут

С целью определения критического напряжения для образцов после СТО на образцах № 1-5 и № 1-6 были проведены испытания при напряжениях  $\sigma$  - 1030.1 МПа (105кгс/мм<sup>2</sup>),  $\sigma$  - 1079.1 МПа (110кгс/мм<sup>2</sup>) и  $\sigma$  - 1128.2 МПа (115кгс/мм<sup>2</sup>). При нагрузке 1030.1 МПа и температуре 650 °С образцы простояли в течение 23 часов, после чего нагрузка была увеличена до 1079.1 МПа и образцы простояли еще 11 часов 45 минут, при последующем увеличении нагрузки до 1128.2 МПа образцы простояли 1 час 47 минут и 2 часа 20 минут (в табл. 3.2 – 8).

Таблица 3.2 – 8

Результаты испытаний на длительную прочность образцов партии №1 при температуре 650 °С и напряжениях  $\sigma$  - 1030 МПа,  $\sigma$  - 1079 МПа и  $\sigma$  - 1128.2

№ пп	Шифр образца	Время до разрушения
$\sigma$ - 1030.1 МПа		
1	1-5	>1380 минут
2	1-6	>1380 минут
$\sigma$ - 1079.1 МПа		
3	1-5	>705 минут
4	1-6	>705 минут
$\sigma$ - 1128.2 МПа		
5	1-5	107 мин
6	1-6	140 мин

### Микро и тонкая структура сплава ЭП 741 НП после СТО и ТН

Сравнительные измерения размеров зерна методом секущих на микрошлифах образцов после СТО и после ТН показали, что в обоих случаях

средний размер зерна соответствовал 5 – 6 баллу и составлял  $\sim 41.2$  мкм у образцов после СТО и  $\sim 45.6$  мкм у образцов после ТН.

Образцы имеют и схожую тонкую структуру. Пластинчатые выделения  $\gamma'$  - фазы размером  $\sim 2 - 4$  мкм  $\times$  1 мкм расположены в основном по границам зерен и непрерывной сетки не образуют. Имеются три типа карбидов, два из которых являются карбидами MeC на основе титана (Ti, Nb, Hf) и ниобия (Nb, Ti, Hf) (в скобках элементы расположены в порядке уменьшения их концентрации в конкретном карбиде). К третьему типу относятся карбиды  $Me_6C$  (полукарбиды), имеющие в своей металлической основе (Mo, W, Cr) и расположенные как в теле зерен, так и на их границах.

В сплаве после СТО выделения  $\gamma'$  - фазы кубоидные и имеют размер  $\sim 0.5 - 0.7$  мкм (рис.3.2 – 1а). У образцов после ТН размер выделений  $\gamma'$  - фазы примерно такой же, как и у образцов после СТО, но их морфология меняется – форма становится более округлой (рис.3.2 – 1б).

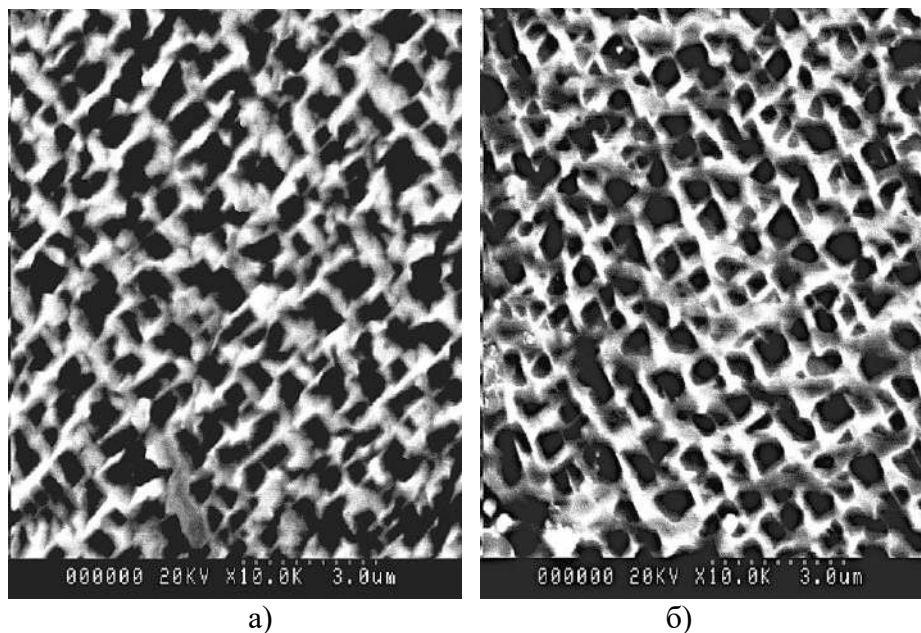


Рис.3.2 – 1 Электронное изображение тонкой структуры сплава ЭП 741 НП после СТО (а) и после ТН (б).

Количественный анализ изображений с применением программы количественного анализа IMAGE EXPERT, выполненный на пяти парах изображений тонкой структуры показал, что у образцов после ТН объёмная доля  $\gamma'$  - фазы составляет в среднем  $\sim 51\%$ , в то время как у образцов после СТО  $\sim 54\%$ .

Изменения морфологии выделений и некоторое снижение объемной доли  $\gamma'$ -фазы у образцов после ТН говорит о том, что при ТН происходит ее частичное растворение.

### Результаты фрактографического анализа

Макроанализ изломов, образовавшихся при разрушении образцов, испытанных на длительную прочность, показал, что независимо от времени до разрушения они имеют схожее макростроение. Как у образца после СТО, простоявшего при нагрузке 1128.2 МПа в течение 2 часов 20 минут, так и у образца после ТН, простоявшего при нагрузке 1030.1 МПа в течение 10 минут изломы схожи (рис.3.2 – 2).

На поверхностях разрушения имеются три области: первичная трещина, образовавшаяся путем нормального отрыва, поверхность которой окислена сильнее, чем остальная поверхность излома (рис.3.2 – 2 по стрелкам 1), площадка нормального отрыва и губы среза, образовавшиеся при нестабильном разрушении (рис.3.2 – 2 по стрелкам 2 и 3).

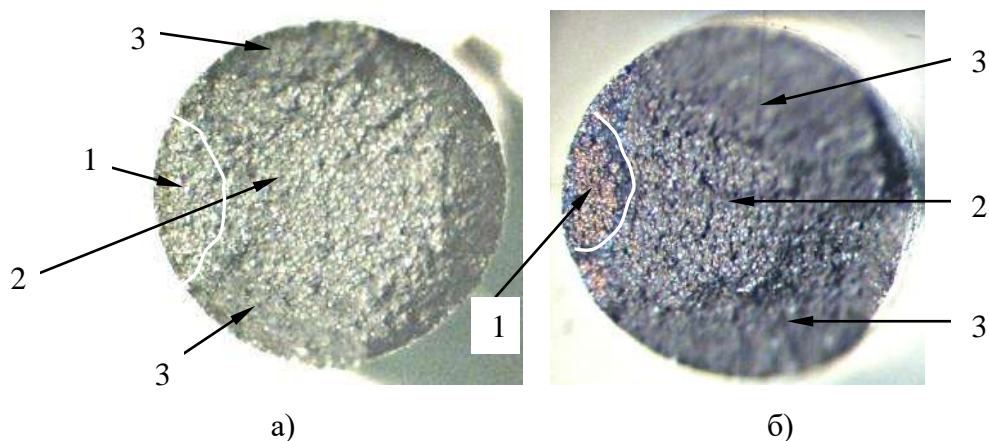


Рис.3.2 – 2 Макроструктура изломов образцов после испытаний на длительную прочность при 650 °С ; а – образец после СТО,  $\sigma$  - 1128.1 МПа,  $\tau$  – 2ч 20 мин; б – образец после ТН,  $\sigma$  - 1030.1 МПа,  $\tau$  – 10 мин. Стрелками показаны: 1 – первичная трещина, 2 – площадка нормального отрыва, 3 – губы среза. Увеличено.

Электронномикроскопическое исследование показало, что рельеф поверхности первичных трещин является межзерненным (рис.3.2 – 3).

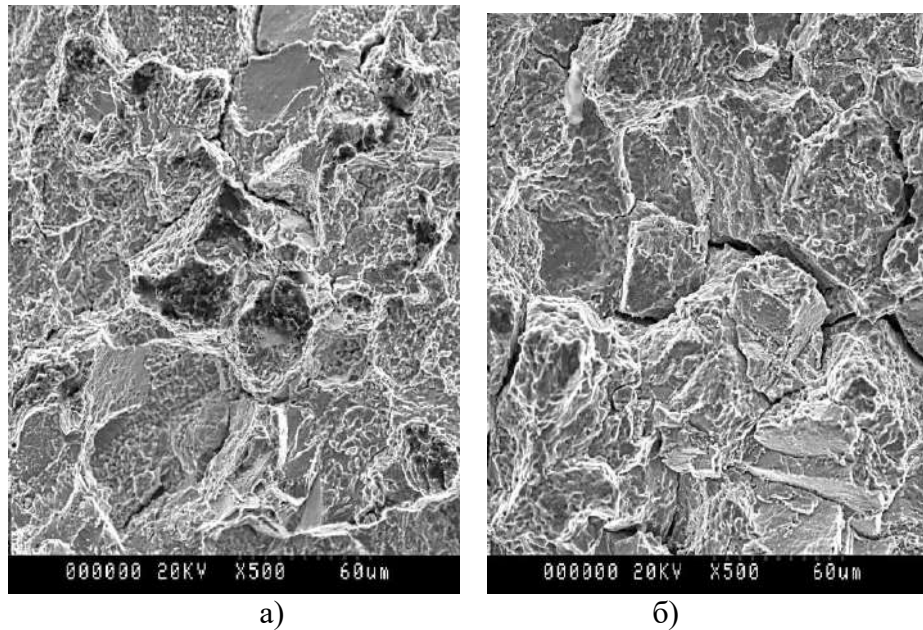


Рис.3.2 – 3 Электронные фрактограммы поверхности разрушения первичных трещин. Межзеренное разрушение; а – образец после СТО,  $\sigma$  - 1128.2 МПа,  $\tau$  – 2ч 20 мин; б – образец после ТН,  $\sigma$  - 1030.1 МПа,  $\tau$  – 10 мин.

На площадках нормального отрыва и в областях среза разрушение вязкое с ямочным рельефом поверхности (рис.3.2 – 4).

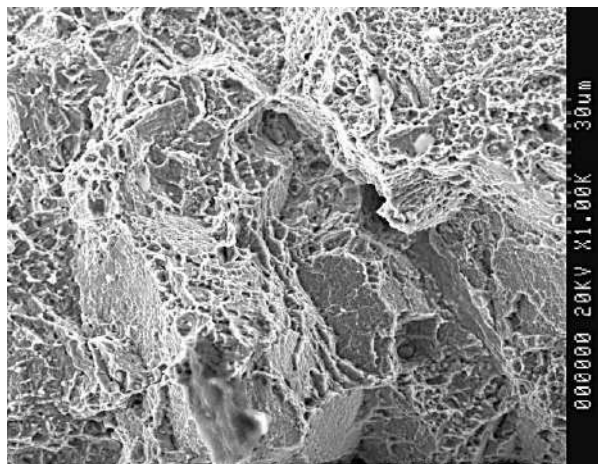


Рис.3.2 – 4 Электронная фрактограмма поверхности разрушения образца после ТН в области среза. Вязкое разрушение.

Микрофрактографическим исследованием при относительно высоких увеличениях выявлено принципиальное отличие рельефа поверхности в области первичной трещины у образцов после СТО и ТН. Оно заключается в том, что на поверхности разрушения у образцов после ТН присутствует множество частиц, имеющих размеры от 0.5 до 2.5 мкм (рис.3.2 – 5а). Микрорентгеноспектральным анализом определено, что данные частицы представляют собой карбиды типа

MeC на основе ниобия – (Nb, Ti, Hf) C. При электронномикроскопическом исследовании выявлено, что на поверхности первичных трещин образцов после ТН поля с многочисленными частицами карбидов (Nb, Ti, Hf) C встречаются довольно часто, в тоже время у образцов после СТО плотность карбидов на поверхности первичных трещин намного меньше (рис.3.2 – 5б).

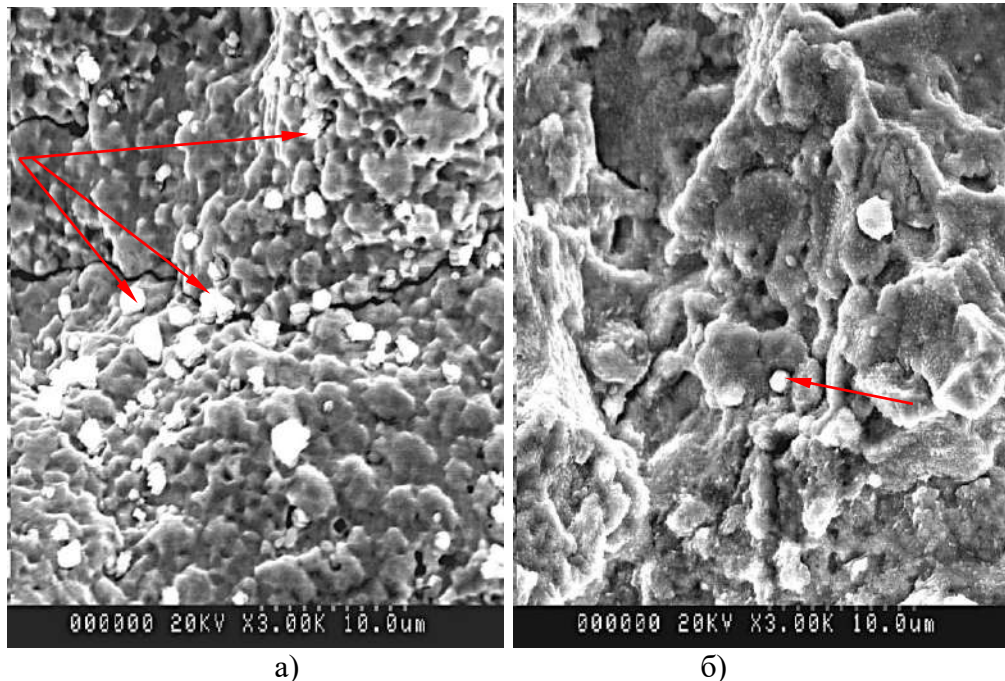


Рис.3.2 – 5 Электронные фрактограммы поверхности первичных трещин: а – образец после ТН,  $\sigma$  - 1030.1 МПа,  $\tau$  – 10 мин; б - образец после СТО,  $\sigma$  - 1128.2 МПа,  $\tau$  – 2ч 20 мин; Стрелками показаны карбиды (Nb,Ti,Hf)C.

Наличие множественных частиц карбидов MeC на межзеренной поверхности первичных трещин свидетельствует о том, что при ТН произошло выделение карбидов, декорирующих границы зерен.

### Анализ результатов

Сравнительное исследование микро и тонкой структуры образцов сплава ЭП 741НП после СТО и ТН показало, что при ТН происходит рост зерна, растворение частиц  $\gamma'$  - фазы и изменение их морфологии, а также заметное декорирование границ зёрен карбидами типа MeC на основе ниобия, более дисперсными по сравнению с аналогичными карбидами в структуре сплава после СТО. Источником ниобия и титана для декорирующих границы зерен карбидов является частично растворяющаяся при ТН  $\gamma'$ - фаза  $Ni_3(Al, Ti, Nb)$  [82].

При усталостных испытаниях на предел выносливости или при определении кратковременных механических свойств сплава разрушения носят транскристаллитный характер. В этих случаях влияние зернограницных выделений карбидов (Nb, Ti, Hf) С, образовавшихся при ТН, на эти свойства не сказывается.

Напротив, при испытаниях на длительную прочность, при которых разрушение происходит по границам зерен, зернограницные выделения карбидов оказывают существенное влияние [82].

Известно, что при испытании на длительную прочность при повышенной температуре разрушение происходит межзеренно. Такое разрушение связано с проскальзыванием по границам зерен с образованием на границах пор или пустот, которые по мере деформации увеличиваются и соединяются друг с другом [81]. Для зарождения пустот необходимо напряжение сдвига, а для их роста нормальные напряжения. Испытания на длительную прочность проводили при температуре 650 °С и при напряжениях, превышающих предел текучести сплава ЭП 741 НП. Поры образуются в различных точках вдоль границ зерен, в основном на границах, перпендикулярных приложенному растягивающему напряжению, из зародышей, которыми могут быть выступы на границах зерен. При проскальзывании вдоль границ зерен выступы «открываются» с образованием пор. Включения на границах зерен, решетка которых некогерентна с решеткой металла, ведут себя как выступы и играют большую роль в образовании пустот на границах. Критический размер зародыша, при котором происходит рост пор  $\sim 0.1$  мкм [80], а критическое напряжение, при котором наблюдается рост трещин в стыках зерен, зависит от состояния материала и размера зерна

В нашем случае декорирующие границы зерен карбиды, образующиеся при ТН, действуют именно как некогерентные включения и имеют размер от 0.5 до 2.5 мкм. Эти карбиды будут ограничивать зернограницное проскальзывание, что приведет к локальной концентрации растягивающего напряжения и к легкому зарождению пор на них [82, 83]. Дальнейший рост пор будет происходить за счет пластического течения.



Из результатов проведенных испытаний следует, что у сплава после ТН при напряжении 1030.1 МПа разрушение наступает в течении 10 – 30 минут, а при напряжении 981 МПа образцы не разрушаются в течении нескольких часов. Сплав после СТО при 1030.1 МПа стоит десятки часов, а при  $\sigma > 1128.2$  МПа разрушается через 15-30 минут. На основании этих данных можно заключить, что критическое напряжение для сплава после ТН находится в интервале  $981 \text{ МПа} < \sigma_{\text{кр}} < 1030.1 \text{ МПа}$ , а для сплава после СТО  $\sigma_{\text{кр}} > 1128.2 \text{ МПа}$ .

Макроанализ разрушенных образцов после ТН показал, что первичные трещины росли от дефектов в виде рисков механической обработки на боковой поверхности, явившихся концентраторами напряжений. (риски пересекая границу зерна выступают как эффективные зародыши). Образцы после СТО оказались не чувствительны к таким дефектам при напряжениях ниже критических для этого вида термообработки [84].

Полировка боковой поверхности образцов после ТН увеличила время до разрушения до 2 часов и более при напряжении 1030.1 МПа. Можно предположить, что образцы после СТО станут также чувствительны к рискам на боковой поверхности при напряжениях более 1128.1 МПа.

### **3.3. Усталостные характеристики сплава ЭП 741 НП**

#### **3.3.1 Результаты испытаний на скорость роста усталостной трещины при температурах 20 и 650 °С и R – 0.1**

Для проведения испытаний на скорость роста трещины усталости (СРТУ) были использованы образцы толщиной 6 мм, выполненные по стандарту ASTM E 647. Чертеж образца представлен в п.2.3 главы 2.

Толщина образца 6мм удовлетворяет требованиям стандарта, надрез длиной ~ 10 мм наносили на электроискровом станке.

Перед испытанием к образцу приваривали электроды для подвода рабочего тока и снятия значения разности потенциалов.

Коэффициент интенсивности напряжений определяли по формуле:

$$K_I = \left( \frac{P}{tW^{\frac{1}{2}}} \right) \cdot f_I(a) \quad [53]$$

$\alpha = a/W$ ,  $a$  – расстояние от центра отверстий до вершины трещины,  $W$  – расстояние от края образца с противоположной стороны от надреза до центра отверстий - 50 мм,  $t$  – толщина образца - 6 мм,  $P$  – сосредоточенная растягивающая нагрузка,

$$f_I(\alpha) = [(2+\alpha)(0.886+4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4)] / (1 - \alpha)^{3/2}$$

Образцы для проведения испытаний на скорость роста трещины усталости были вырезаны электроэрозией из заготовки РКТ и термообработаны по стандартной термообработке сплава ЭП 741 НП.

Испытания проводили при коэффициенте асимметрии цикла  $R$  - 0.1, частоте нагружения – 3 Гц, максимальной нагрузка цикла - 800 кг и минимальной нагрузка цикла 80 кг.

На рис.3.3.1 – 1 приведены кинетические диаграммы усталостного роста (КДУР) трещин в сплаве ЭП 741 НП при испытаниях на воздухе при температурах 20 °С (а) и 650 °С (б). Как следует из представленных диаграмм скорость роста трещины усталости ( $da/dN$ ) при температуре 650°С имеет более высокие значения, чем при температуре 20 °С. Например, при  $\Delta K$  – 120 кгс/мм<sup>3/2</sup> скорость роста трещины при температуре 20 °С имеет значение ~ 0.15 мкм/цикл, а при 650 °С ~ 0.6 мкм/цикл.

У образца, испытанного при температуре 20 °С, нестабильное разрушение произошло при наработке 72960 циклов и длине трещины усталости ~ 23.3 мм, а у образца, испытанного при температуре 650 °С при наработке 19950 циклов и длине трещины усталости ~ 21.3 мм.

Изломы у образцов имеют сходное макростроение. Основная часть изломов занята областью отрыва (область плоской деформации), на краях образцов присутствуют губы среза (область плоско – напряженного состояния), которые у образца, испытанного при 20°С, образуется практически сразу в непосредственной близости от надреза, а у образца, испытанного при 650 °С губы

среза начинают формироваться на расстоянии  $\sim 6$  мм от надреза. С увеличением длины трещины ширина губ среза возрастает.

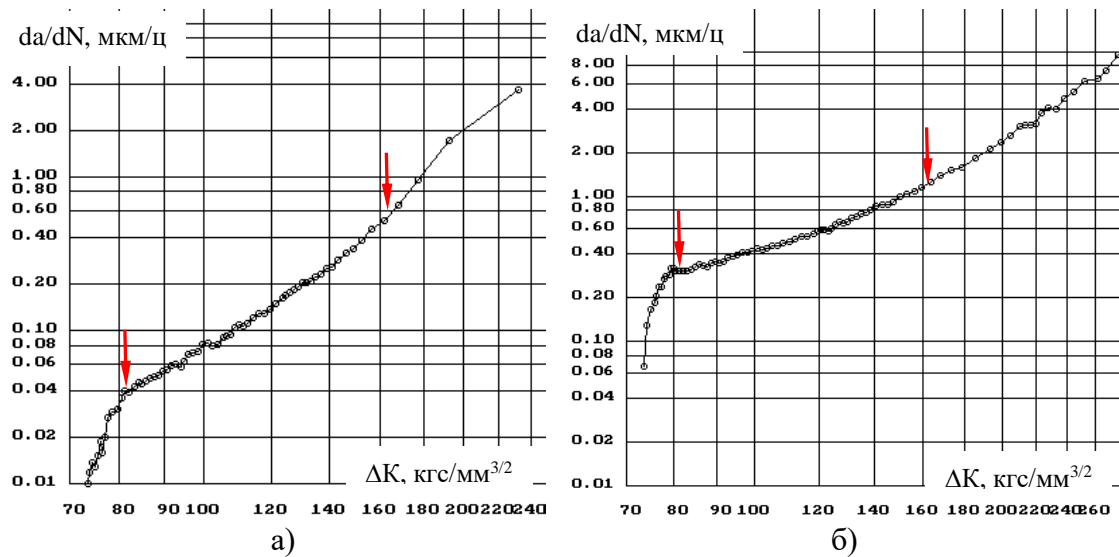


Рис.3.3.1 - 1 Кинетические диаграммы усталостного разрушения сплава ЭП 741НП при температурах  $20^\circ\text{C}$  (а) и  $650^\circ\text{C}$  (б). Участки диаграмм между стрелками соответствуют уравнениям  $da/dN = 7.28 \cdot 10^{-9} (\Delta K)^{3.52}$  мкм/ц (а) и  $da/dN = 6.02 \cdot 10^{-6} (\Delta K)^{2.43}$  мкм/ц (б).

### 3.3.2 Фрактографическое исследование образцов после испытаний на СРТУ.

#### Микроанализ

Исходя из условий испытаний поверхность изломов образцов, за исключением области зарождения трещин, соответствует II и III стадиям роста трещин усталости. Между размахом коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta K$ ) и фрактографическими признаками (микрорельефом поверхности) существует определенная корреляция и последовательная смена рельефов. На основании этого с использованием результатов по определению СРТУ было проведено исследование изменения типа рельефа излома по мере увеличения длины трещины  $L$  и, соответственно, возрастания размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ . За начало отсчета принимался край (граница) надреза. Длина усталостной трещины  $L$  указана в миллиметрах.

#### Образец, испытанный при $650^\circ\text{C}$ и $R = 0.1$

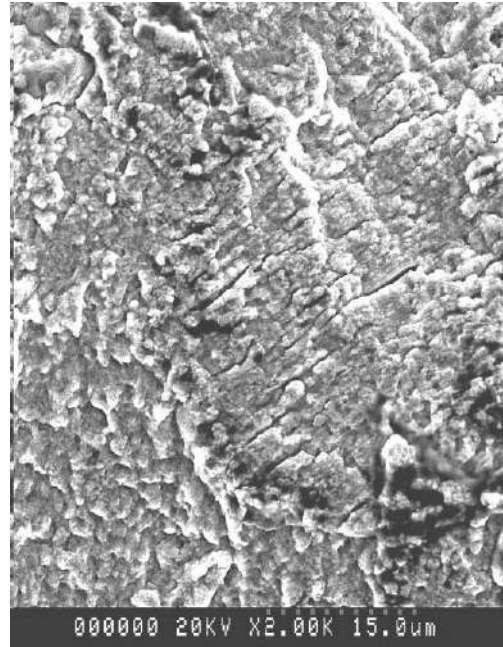
##### Область отрыва

В очагах зарождения трещин разрушение развивалось путем расслоения по плоскостям скольжения (рельеф типа РППС) (рис.3.3.2 - 1а). В областях,

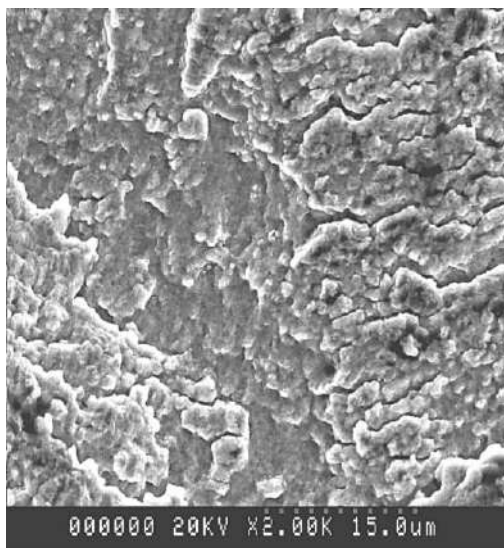
расположенных непосредственно за очагами зарождения трещин ( $\Delta K$  от 92 до 104 кгс/мм<sup>3/2</sup>) поверхность излома представляет собой внутризеренный квазихрупкий рельеф, состоящий из скольных чешуек, часто группирующихся в полосы (в дальнейшем чешуйчато – полосчатый рельеф) (рис.3.3.2 - 1б). При  $\Delta K \sim 104.5$  кгс/мм<sup>3/2</sup> и вплоть до  $\Delta K \sim 160$  кгс/мм<sup>3/2</sup> наблюдается хрупкий бороздчатый рельеф (рис.3.3.2 – 1в). В интервале  $\Delta K$  от 160 кгс/мм<sup>3/2</sup> (длина трещины  $\sim 11$  мм) и до  $\Delta K \sim 200$  кгс/мм<sup>3/2</sup> наряду с чешуйчато – полосчатым рельефом присутствуют многочисленные фасетки с вязкими цикловыми усталостными бороздками (рис.3.3.2–1д). Макроскопическая скорость роста трещины превышает 1 мкм/цикл и при  $\Delta K = 165$  кгс/мм<sup>3/2</sup> её значение составляет  $\sim 1.5$  мкм/цикл. Средний шаг усталостных бороздок при этом размахе коэффициента интенсивности напряжений составляет  $\sim 1.6$  мкм (рис.3.3.2–1г). Таким образом, микроскопическая скорость роста трещины, определенная по шагу усталостных бороздок, практически совпадает с макроскопической скоростью роста усталостной трещины.



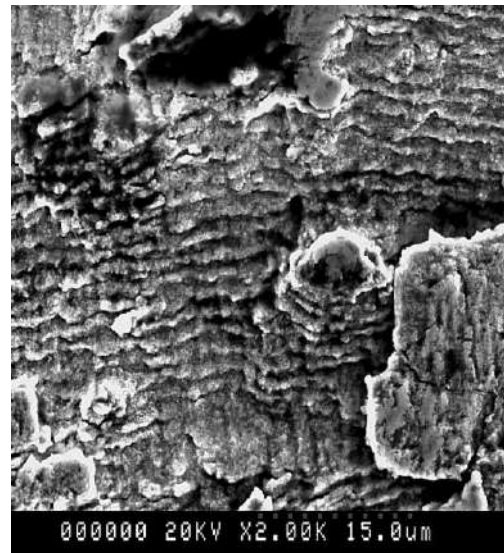
а)  $L = 0$ . ( $\Delta K - 75.3$  кгс/мм<sup>3/2</sup>)



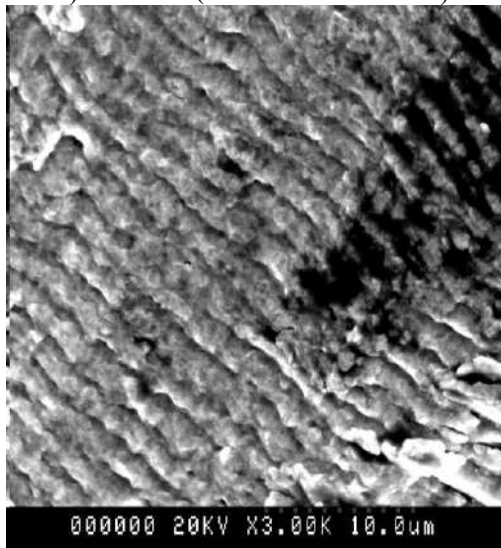
б)  $L = 0.65$  ( $\Delta K - 94$  кгс/мм<sup>3/2</sup>)



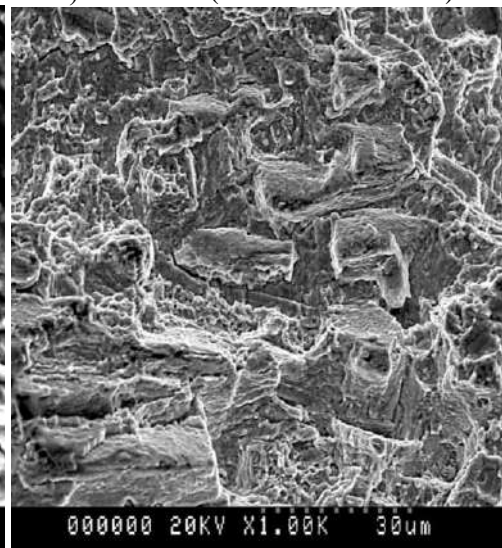
в)  $L = 2.52$  ( $\Delta K - 104.5 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )



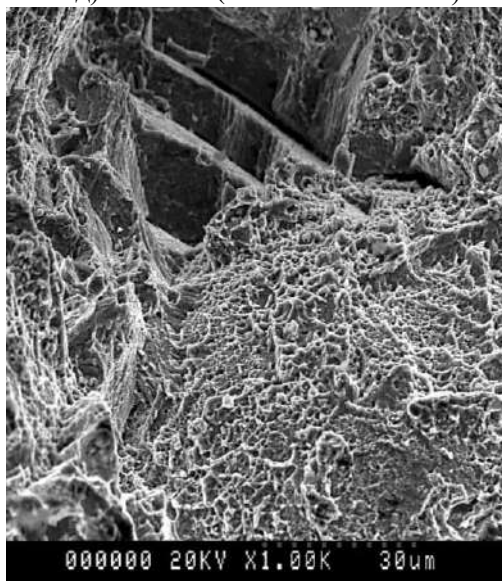
г)  $L = 11.35$  ( $\Delta K - 165 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )



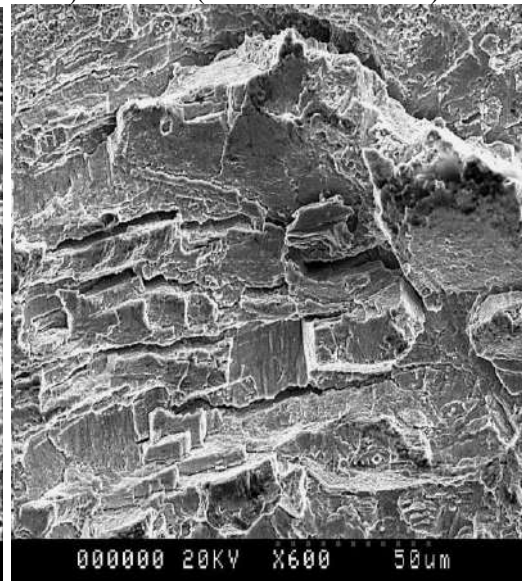
д)  $L = 12.0$  ( $\Delta K - 172 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )



е)  $L = 20.0$  ( $\Delta K - 280 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )



ж)  $L = 21.0$  ( $\Delta K \sim 300 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )

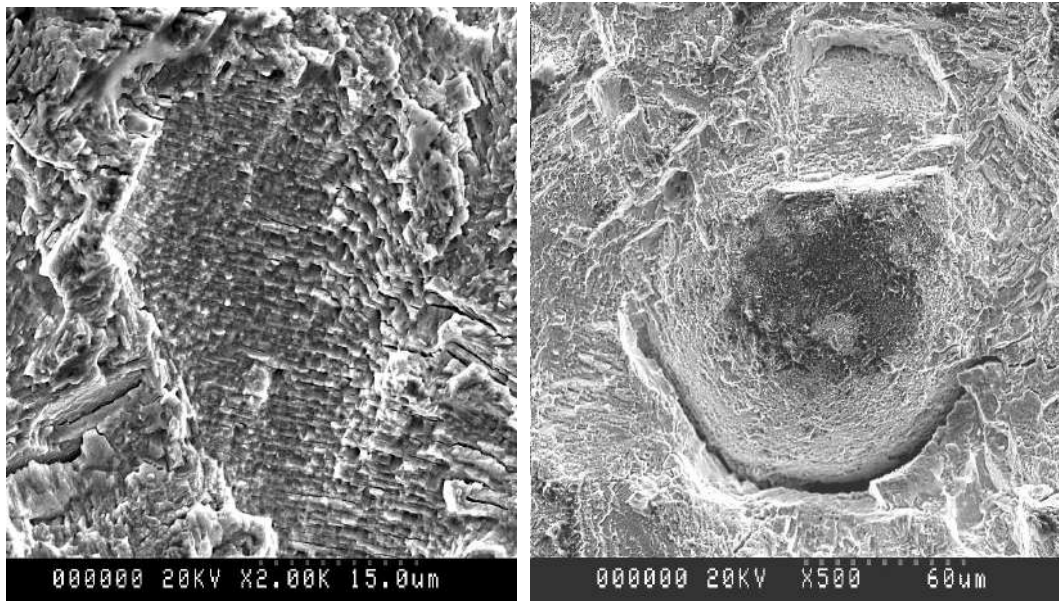


з)  $L = 21.85$  ( $\Delta K \sim 330 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )

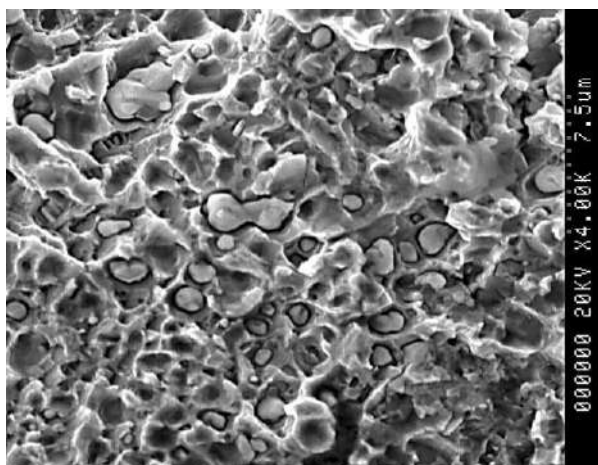
Рис.3.3.2 - 1 Изменение рельефа поверхности излома в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  в области отрыва, испытания на СРТУ при  $650^\circ\text{C}$  и  $R - 0.1$ .

При приближении к области силового долома (нестабильного разрушения) при  $\Delta K$  от 280 до 330 кгс/мм<sup>3/2</sup> на изломе появляется смешанный рельеф: РППС, вторичные трещины и ямки вязкого разрушения (рис.3.3.2 – 1е, з).

Микрорельефы на различных расстояниях от начала трещины в образце, испытанном при 650 °С, в значительной степени сходны с микрорельефами образца, испытанного при 20 °С. Основное отличие состоит в том, что на завершающей стадии стабильного роста усталостной трещины чешуйчато-полосчатый рельеф не сменяется рельефом с вязкими цикловыми бороздками, хотя тенденция «превращения» чешуйчатых полос в вязкие бороздки намечается (рис.3.3.2 - 2а). Следует также отметить, что при высоких значениях  $\Delta K$  трещина «находит» лёгкие пути распространения, например, по поверхностям неспеченных гранул (рис.3.3–2б). В области силового долома межгранульное разрушение происходит с образованием ямочного рельефа, в ямках которого присутствуют множественные сфероидальные частицы на основе гафния (карбиды или окислы) (рис.3.3.2 – 2в).



а)  $L = 12.82$  ( $\Delta K - 112 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )      б)  $L = 14.82$  ( $\Delta K - 230 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )



в)  $L = 21.75$  ( $\Delta K - 356 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )

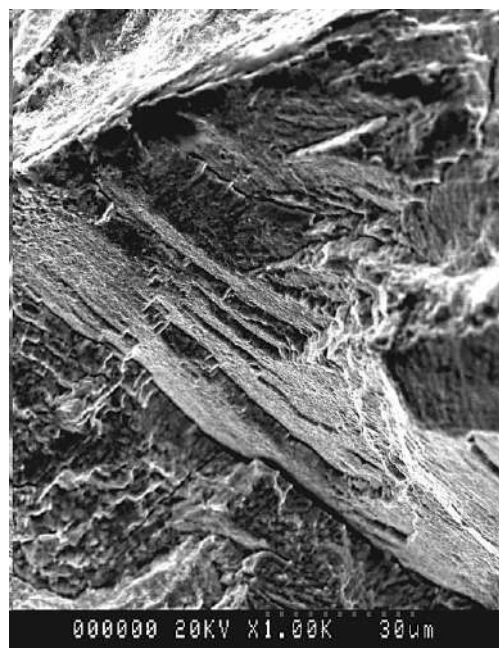
Рис.3.3.2 - 2 Изменение рельефа поверхности излома в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ , в области отрыва, испытания на СРТУ при  $20^\circ\text{C}$  и  $R-0.1$ .

### Область боковых срезов

В области боковых срезов, где реализуется плоско - напряженное состояние, разрушение происходит преимущественно путем РППС (рис.3.3.2–3 а,б). По мере увеличения  $\Delta K$  возрастает разрушение происходит по механизму последовательного скольжения по пересекающимся плоскостям с образованием фасеток с кристаллографически ориентированным квазисколом и вторичными трещинами (рис.3.3.2–3 в, г).

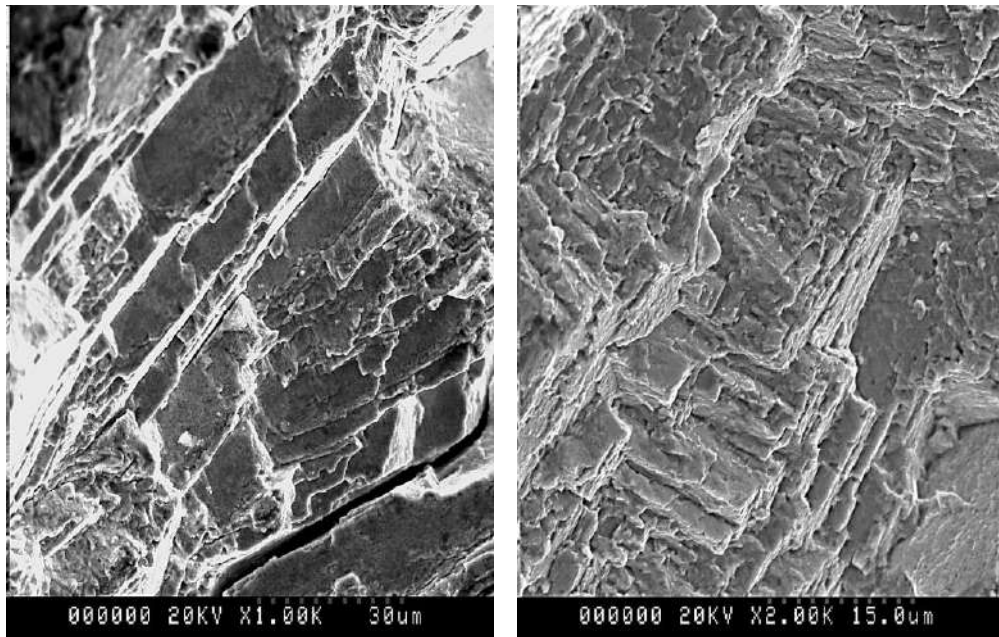


а)  $L = 5.0$  ( $\Delta K - 119 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )



б)  $L = 12.45$  ( $\Delta K - 176 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )





в)  $L = 17.15$  ( $\Delta K - 236$  кгс/мм<sup>3/2</sup>) г)  $L = 20.0$  ( $\Delta K - 280$  кгс/мм<sup>3/2</sup>)

Рис.3.3.2 – 3 Изменение рельефа поверхности излома в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  в области боковых срезов, испытания на СРТУ при 650 °С и  $R - 0.1$ .

### 3.3.3. Влияния коэффициента асимметрии $R$ на кинетику роста трещин усталости в сплаве ЭП 741 НП

Исследование скорости роста усталостной трещины в образцах из сплава ЭП 741 НП было проведено для получения значений характеристик трещиностойкости материала при циклическом нагружении с коэффициентами асимметрии цикла  $R-0.1$ ,  $R-0.5$  и  $R-0.8$  при температуре 650°С. В качестве параметров цикла нагружения были выбраны коэффициент асимметрии цикла  $R$  и уровень максимальной и минимальной нагрузки цикла –  $P_{\max}$  и  $P_{\min}$ . Эти параметры связаны между собой зависимостью:  $R=P_{\min}/P_{\max}$ .

Исходные данные для образца  $R - 0.1$ : начальная длина надреза – 10 мм, максимальная нагрузка цикла - 900 кгс, минимальная нагрузка цикла – 90 кгс. Образец  $R - 0.5$ : начальная длина надреза – 10 мм, максимальная нагрузка цикла - 1400 кгс, минимальная нагрузка цикла – 700 кгс. Образец  $R - 0.8$ : начальная длина надреза – 10 мм, максимальная нагрузка цикла - 2500 кгс, минимальная нагрузка цикла – 2000 кгс.

Макрофрактограммы изломов образцов, образовавшихся при испытаниях на СРТУ при различных коэффициентах асимметрии цикла представлены на рис.3.3.3 – 1.

Изломы имеют сходное макростроение. В зоне зарождения трещины усталости имеются участки с рубцовым строением поверхности. Основная часть излома занята областью отрыва (область плоской деформации). Со стороны области силового долома у образцов образуются зоны среза (губы среза, область плоско – напряженного состояния).

Переход от отрыва к срезу происходит тогда, когда диаметр (размер) зоны пластичности  $r$  становится соизмерим с толщиной образца  $B$ , т.е. отношение  $r / B \sim 1$ . Размер зоны пластичности пропорционален отношению максимального коэффициента интенсивности напряжений к пределу текучести сплава  $r \sim (K_{\max}/\sigma_{0.2})^2$ . У образца  $R - 0.1$  губы среза начинают образовываться при длине трещины усталости  $\sim 14$  мм, а у образца  $R-0.8$  при длине  $\sim 11$  мм.

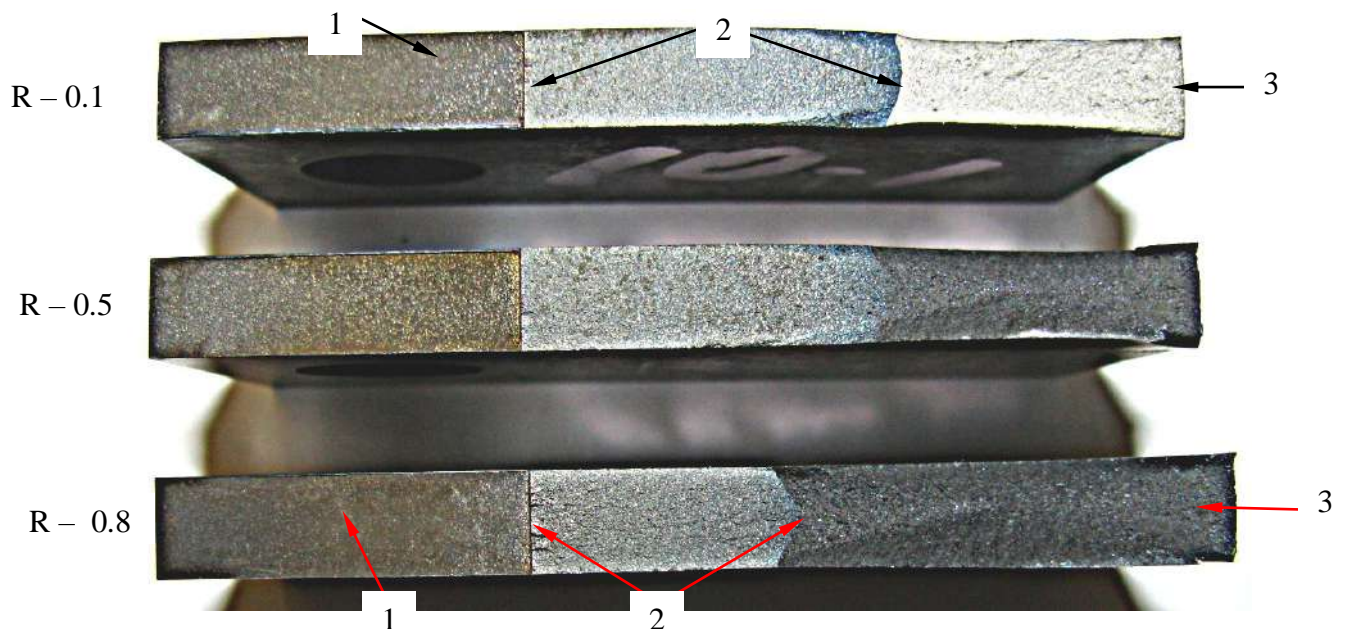


Рис.3.3.3 – 1 Макроизображение изломов образцов после испытаний на СРТУ при различных коэффициентах асимметрии  $R$ . Стрелками показаны: 1 – область надреза, 2 – усталостная трещина, 3 – область силового долома.

Полученные в результате испытаний параметры роста трещин усталости при различных коэффициентах асимметрии цикла сведены в табл. 3.3.3 – 1, где  $R$

– коэффициент асимметрии цикла,  $N$  – число циклов нагружения до силового разрушения образца,  $L_{кр}$  – критическая длина трещины усталости,  $\Delta K_d$  – «динамическая вязкость разрушения,  $K_{max}$  – максимальный коэффициент интенсивности напряжений при силовом разрушении образца,  $da/dN_{кр}$  – критическая скорость роста трещины, при которой происходит силовое разрушение.

Таблица 3.3.3 - 1

Параметры роста трещин усталости в сплаве ЭП741НП

<b>R</b>	<b>N, цикл</b>	<b>L<sub>кр</sub>, мм</b>	<b><math>\Delta K_d</math>, кгс/мм<sup>3/2</sup></b>	<b><math>K_{max}</math>, кгс/мм<sup>3/2</sup></b>	<b><math>da/dN_{кр}</math>, мм/цикл</b>
0.1	22400	31.6	296.3	329.3	16.3
0.5	24080	29.2	211.6	423	9.7
0.8	36351	24.3	109.1	545	2.2

По результатам обработки результатов испытаний получены кинетические диаграммы усталостного разрушения сплава ЭП741НП при коэффициентах асимметрии цикла  $R = 0.1, 0.5$  и  $0.8$  и соответствующие им уравнения роста трещин:

$$R = 0.1 \quad da / dN = 2.65 \cdot 10^{-6} (\Delta K)^{2.56} \quad (1)$$

$$R = 0.5 \quad da / dN = 7.66 \cdot 10^{-5} (\Delta K)^{2.0} \quad (2)$$

$$R = 0.8 \quad da / dN = 1.03 \cdot 10^{-5} (\Delta K)^{2.53} \quad (3)$$

На рис.3.3.3–2 приведены кинетические диаграммы усталостного разрушения сплава ЭП741НП при коэффициентах асимметрии цикла  $R = 0.1, 0.5$  и  $0.8$ , которые свидетельствуют о том, что с увеличением коэффициента асимметрии цикла нагружения  $R$  происходит эквидистантное смещение кинетических диаграмм в сторону меньших пороговых значений  $\Delta K_n$  и понижение скорости роста трещин.

Эти результаты находятся в соответствии с результатами, приведенными в [78, 79], где указывается, что с ростом положительной составляющей асимметрии цикла нагружения скорость роста трещины понижается, а кинетические КДУР

эквидистантно смещаются в сторону пороговых значений размаха коэффициента интенсивности напряжений.

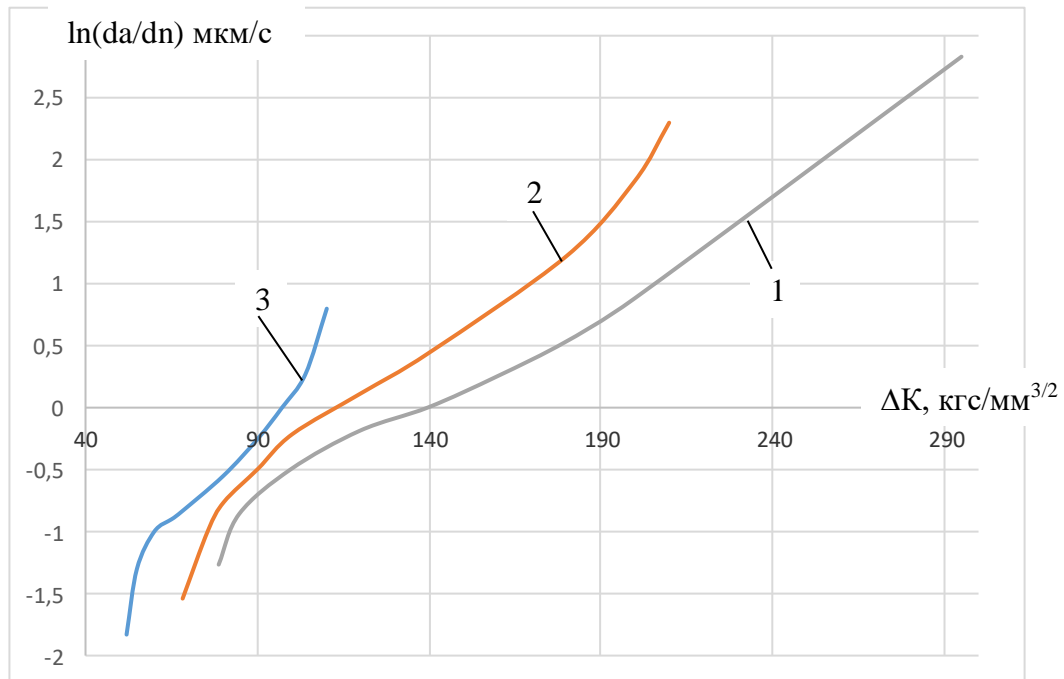
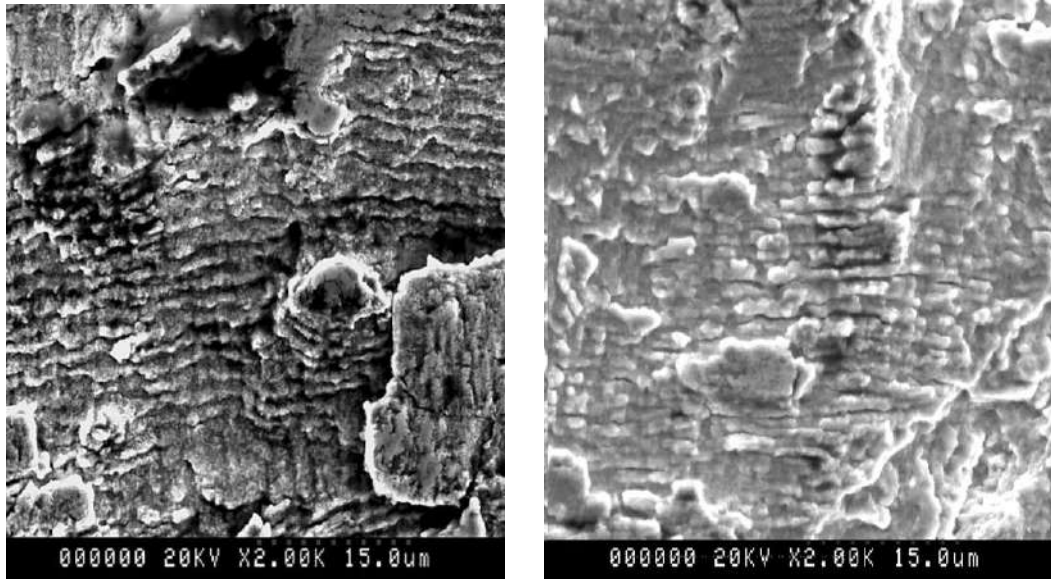


Рис.3.3.3 – 2 Кинетические диаграммы усталостного разрушения сплава ЭП741НП при коэффициентах асимметрии цикла  $R = 0.1$  (1),  $R = 0.5$  (2) и  $R = 0.8$  (3). Испытания на воздухе,  $T = 650^\circ\text{C}$ , частота  $f = 1$  Гц.

Микрофратографические исследования изломов образцов, прошедших испытания на СРТУ, показали, что при увеличении размаха коэффициента интенсивности напряжений независимо от коэффициента асимметрии  $R$  (за исключением отрицательных значений) наблюдается такая же последовательность смены рельефов, как последовательность, представленная на рис.3.3.2 – 1. При этом, конкретный тип рельефа при большем значении  $R$  образуется при меньшем значении  $\Delta K$ , например, образование рельефа с цикловыми бороздками, имеющими шаг  $\sim 1.3$  мкм/ц, при  $R = 0.5$  происходит при  $\Delta K \sim 122$  кгс/мм<sup>3/2</sup>, в то время как при  $R = 0.1$  при  $\Delta K \sim 165$  кгс/мм<sup>3/2</sup> (рис. 3.3.3 – 3).



а) R – 01, L = 11.35,  $\Delta K$  – 165 кгс/мм<sup>3/2</sup>      б) R – 05, L=10.2 мм,  $\Delta K$  – 121.6 кгс/мм<sup>3/2</sup>

Рис. 3.3.3 – 3 Электронные микрофрактограммы с цикловыми бороздками и шагом 1.3мкм/ц, образовавшиеся при испытаниях на СРТУ при R – 0.1(а) и R – 05(б).

### Заключение

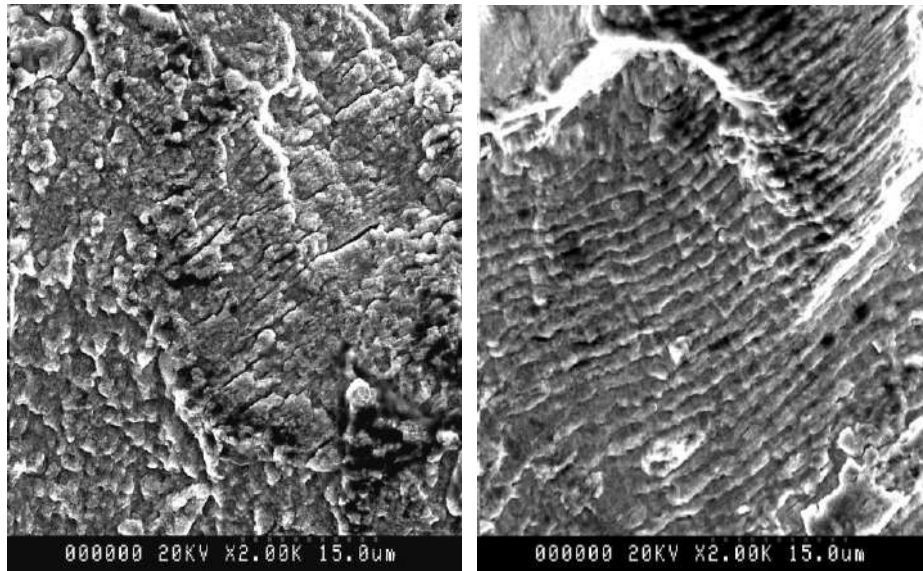
Условия проведенных испытаний образцов сплава ЭП741НП на СРТУ соответствовали II и III стадиям роста трещин усталости.

Микрофрактографические исследования поверхностей изломов показали, что в области отрыва между размахом коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta K$ ) и микрорельефом поверхности разрушения существует определенная корреляция. По мере увеличения длины трещины и возрастания размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  происходит последовательная смена типов микрорельефа поверхности излома. Основные типы микрорельефа разных участков трещины образца, испытанного на СРТУ при 650 °С представлены на рис. 3.3.3 – 4.

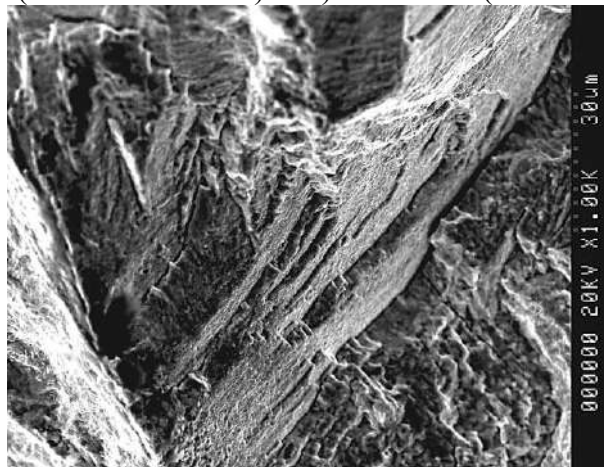
Тип рельефа на рис. 3.3.3 – 4а характерен для основной поверхности трещины усталости; тип на рис. 3.3.3 – 4б – характерен главным образом для зоны вблизи перехода основной поверхности трещины усталости в дол, но иногда обнаруживается и на небольших участках в других её участках; тип на рис. 3.3.3 – 4в – присутствует главным образом на губах среза. Типы б, в хорошо известны для усталостных изломов металлов и сплавов с кристаллической решёткой ГЦК, в том числе никелевых жаропрочных сплавов. Первый из них – цикловые

усталостные бороздки (ЦУБ), расстояние между которыми соответствует увеличению длины трещины за один цикл нагружения, характерен для зон вблизи границы перехода усталостной трещины в долом (при весьма высоких значениях  $\Delta K$ ); второй образуется при разрушении путём расслоения по полосам скольжения (РППС) при малых  $\Delta K$  или в местах малого стеснения пластической деформации - у поверхности образцов, в губах среза и т.п.

Тип микрорельефа на рис. 3.3.3 – 4а в открытой литературе автору не встречался, но он характерен для большей части основной трещины усталости образца, испытанного на СРТУ при 650 °С. Мы называем его чешуйчатым (левая часть и низ фрактограммы на рис. 3.3.3 – 4а) или чешуйчато-полосчатым (центральная и правая части этой фрактограммы) [87, 88].



а)  $L = 0,65$  ( $\Delta K - 94 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )    б)  $L = 14 \text{ мм}$  ( $\Delta K - 200 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )



в)  $L = 12,45$  ( $\Delta K - 176 \text{ кгс/мм}^{3/2}$ )

Рис. 3.3.3 – 4. Типы микрорельефа в разных зонах излома образца, испытанного на СРТУ при 650 °С и  $R - 0.1$ . а, б – основная поверхность трещины; в – губа среза.



Именно такой микрорельеф доминирует в рельефе трещин в лопатках РКТ на участках отрыва и на большей части поверхности участков среза. На последних также встречаются места с рельефом РППС (рис. 3.3.3 – 4в). Такой микрорельеф у трещин в лопатках РКТ является прямым доказательством усталостного механизма образования этих трещин [85, 86].

На рис. 3.3.3–5б представлен фрагмент чешуйчато-полосчатого рельефа при большом увеличении, с целью продемонстрировать его внешнее сходство с тонкой структурой сплава, представленной на рис. 3.3.3 – 5а. Такое сходство оказывается самым большим, если на фотографии тонкой структуры расположение частиц  $\gamma'$  - фазы соответствует квадратной сетке, т.е. когда плоскость шлифа параллельна плоскости куба (100) кристаллической решётки сплава. В связи с этим появляется возможность предположения, что усталостное разрушение, приводящее к образованию чешуйчатого рельефа излома, проходит по плоскостям куба, в то время как рельеф РППС соответствует разрушению по плоскостям октаэдра (111) [87, 88].

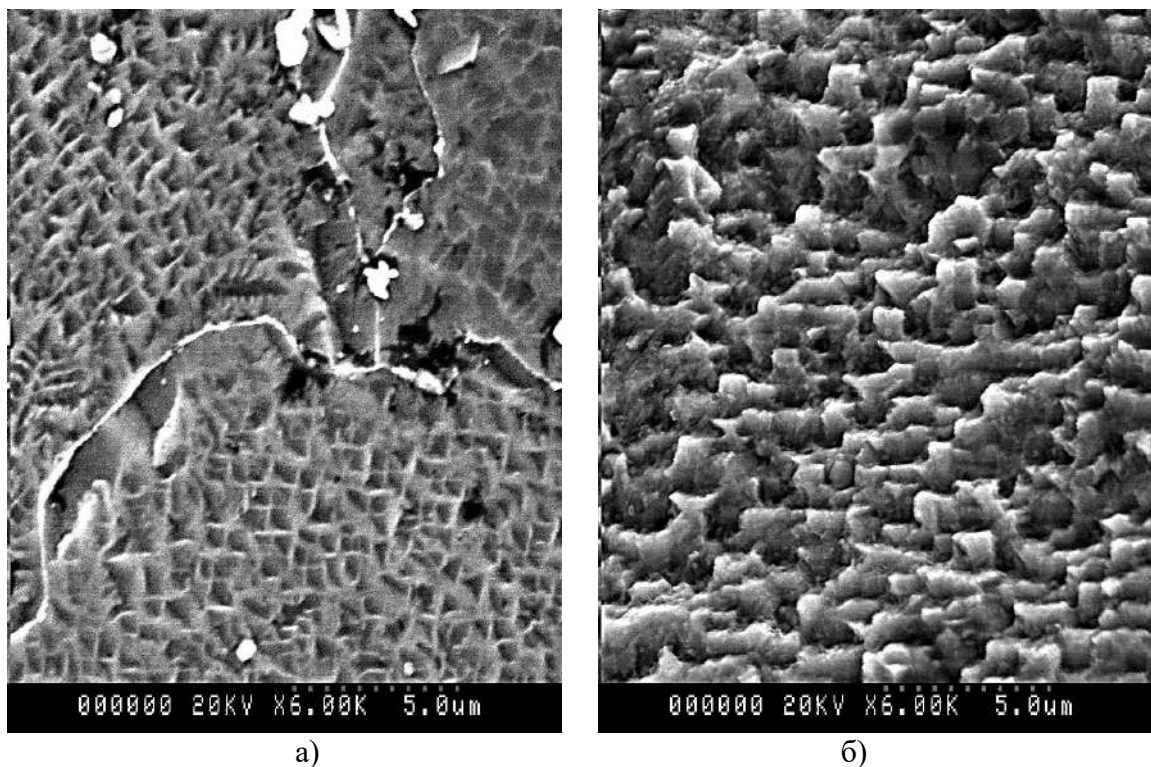


Рис. 3.3.3 –5. Кубоидные выделения  $\gamma'$ -фазы (а) и чешуйчато-полосчатый рельеф в области отрыва трещины в лопатке РКТ (б)

Чешуйчато-полосчатый рельеф на стадии роста усталостной трещины, тесно связанный с формой размерами и распределением частиц  $\gamma'$  - фазы, по-



видимому, формируется либо путём разрушения по границам  $\gamma/\gamma'$ , либо путем разрушения самих частиц  $\gamma'$ . Первое из этих предположений представляется более правильным, поскольку при испытаниях образцов с увеличенной объёмной долей частиц  $\gamma'$  - фазы, имеющих повышенную прочность и предел текучести ( $\sigma_{02} = 102 - 108$  кгс/мм<sup>2</sup>), СРТУ увеличивается.

### **3.3.4 Определение предела выносливости сплава ЭП 741 НП на образцах с разной шириной диффузионной зоны**

Для изготовления образцов была использована заготовка, изготовленная из гранульного сплава ЭП 741 НП по ГИП технологии. Материал заготовки прошел стандартную термообработку (СТО). Методика испытаний приведена в главе 2 п.2.5.

Для проведения испытаний были изготовлены 4 партии образцов.

**Партия №0** – образцы без покрытия после СТО и не проходившие дополнительные нагревы.

**Партия №1** – образцы с никелевым покрытием, термообработанные по режиму: нагрев на 270 °С, выдержка 1 час; нагрев на 870 °С, выдержка 0.5 часа. Ширина диффузионной зоны (ДЗ) в основном материале у образцов этой партии, определенная по концентрационным профилям кобальта и хрома, составляет ~ **1.5 мкм** (рис.3.3.4 – 1а).

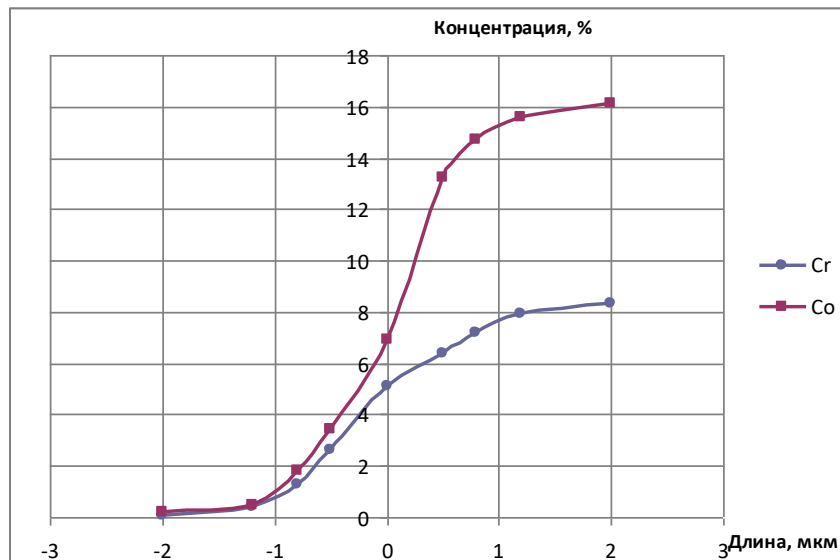
**Партия №2** – образцы с никелевым покрытием, термообработанные по режиму: нагрев на 270 °С, выдержка 1 час; нагрев на 870 °С, выдержка 8 часов. Ширина ДЗ в основном материале у образцов этой партии, определенная по концентрационным профилям кобальта и хрома, составляет ~ **10 мкм** (рис.3.3.4 – 1б).

**Партия №3** - образцы с никелевым покрытием, термообработанные по режиму: нагрев на 270 °С, выдержка 1 час; нагрев на 1000 °С, выдержка 3.5 часа. Ширина ДЗ в основном материале у образцов этой партии, определенная по концентрационным профилям кобальта и хрома, составляет ~ **25 мкм** (рис.3.3.4 – 1в).

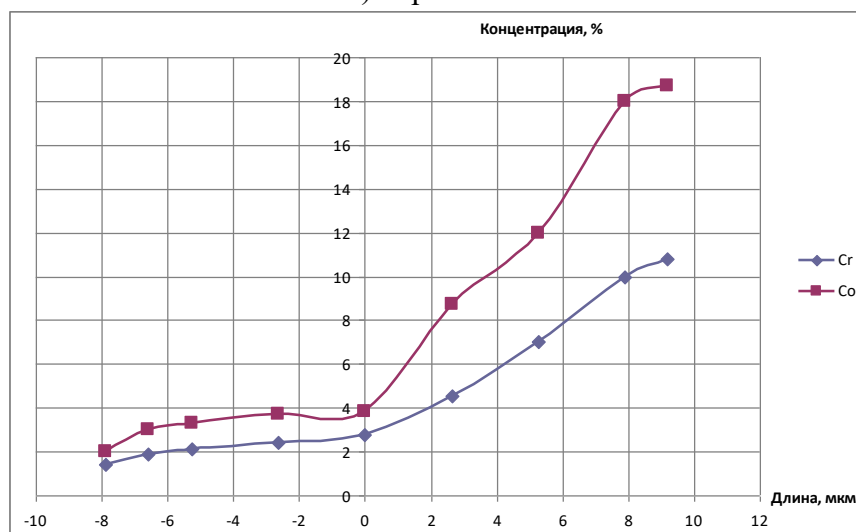
Режим термообработки образцов партии № 2 соответствует технологическому режиму диффузионного сращивания защитного никелевого покрытия на лопатках РКТ. Режим термообработки образцов партии № 3 соответствует режиму обжига металлокерамического покрытия СКН-8 на лопатках РКТ.

Степень влияния нагревов, проводимых при формировании ДЗ, на разрывную прочность материала образцов определяли на образцах свидетелях партий №1 - №3, которые термообрабатывались совместно с образцами каждой партии соответственно и на образцах свидетелях партии №0.

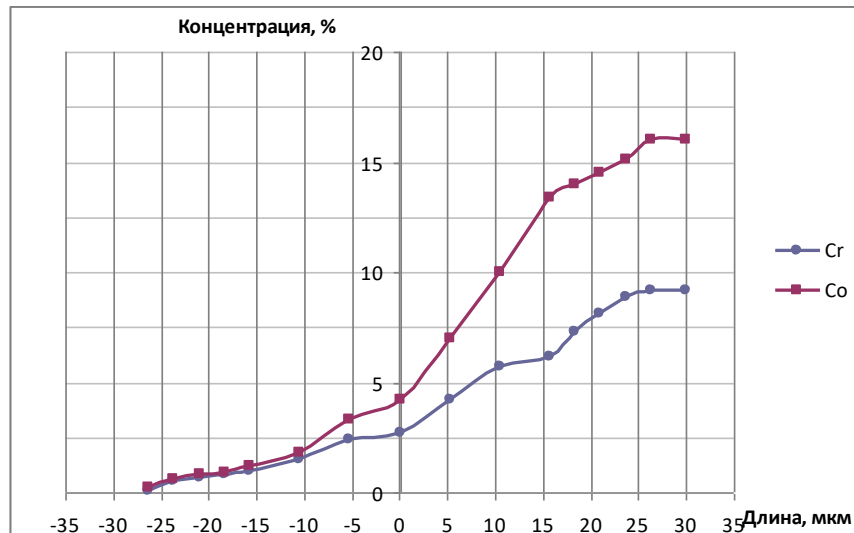
Результаты испытаний по определению временного сопротивления разрыву у образцов свидетелей партий №0, №2 и №3 приведены в табл. №3.3.4 – 1.



а) партия №1



б) партия №2



в) партия №3

Рис.3.3.4 – 1 Концентрационные профили распределения легирующих элементов на границе основной металл – покрытие в корсетных образцах из сплава ЭП 741 НП.

Таблица 3.3.4 – 1

Разрывная прочность образцов свидетелей

Номер партии образцов свидетелей	Среднее значение разрывной прочности, $\sigma_B$ , МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )
Партия №0, без покрытия	1407.7 (143,5)
Партия №1, с покрытием	1389.1 (141.6)
Партия №2 с покрытием	1411.7 (143.9)
Партия №3 с покрытием	1398. (142.6)

Как следует из данных табл. № 3.3.4 – 1 разрывные образцы всех партий имеют близкие значения временного сопротивления разрыву.

Полученные результаты испытаний образцов на предел выносливости представлены на рис.3.3.4 – 2 в виде зависимости предела выносливости ( $\sigma_{0.1}$ ) от ширины диффузионной зоны в основном материале образца (h).

Анализ результатов испытаний позволяет сделать вывод о том, что предел выносливости корсетных образцов из сплава ЭП 741 НП на базе  $10^7$  циклов, при увеличении ширины ДЗ от 0 до 25 мкм меняется незначительно и находится на уровне  $\sim 539.6$  МПа ( $55$  кгс/мм<sup>2</sup>) для образцов партий №2, №3 и на уровне  $\sim 559.2$  МПа ( $57$  кгс/мм<sup>2</sup>) для образцов партий №0 и №1.

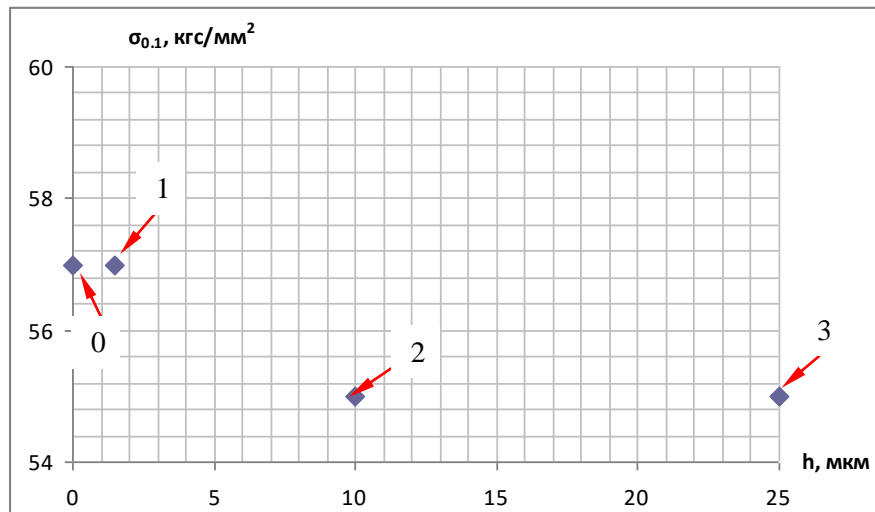


Рис.3.3.4 – 2 Зависимость предела выносливости образцов из сплава ЭП 741 НП от ширины диффузионной зоны в основном материале. Стрелками показаны номера партий образцов.

Кроме испытаний на предел выносливости сплава ЭП741НП на корсетных образцах были проведены усталостные испытания и на плоских образцах. Для испытаний были изготовлены две партии образцов. Образцы одной из партий представляли собой сплав после стандартной термообработки (СТО); в другой партии были образцы с нанесенным защитным покрытием, подвергнутые дополнительным технологическим нагревам по режиму нанесения защитного покрытия. Испытания обеих партий проводились при нормальной температуре на электродинамическом вибростенде при симметричном изгибе на частоте основного тона по методу ступенчатого повышения амплитуды в соответствии с ОСТ 100870 – 77. Как следует из результатов испытаний предел выносливости ( $\sigma_{-1}$ ) образцов после СТО (без покрытия) на базе  $N_6 - 10^7$  циклов для вероятности разрушения  $P = 0.5$  составил 520 МПа (53 кгс/мм<sup>2</sup>), у образцов с покрытием – 410 МПа (41.8 кгс/мм<sup>2</sup>). Снижение предела выносливости примерно на 20 % у образцов с покрытием по сравнению с образцами после СТО делает актуальным проведение сравнительного анализа структуры образцов после СТО и с покрытием.

В [81] показано, что существенных различий в тонкой структуре у образцов после СТО и образцов с защитным покрытием, подвергавшихся технологическим нагревам, не имеется. Что касается микроструктуры то у тех и у других она

соответствует регламентированным требованиям для микроструктуры сплава ЭП741НП. Кроме этого, технологические нагревы образцов с защитным покрытием не приводят к деградации механических свойств основного материала, а главной причиной снижения предела выносливости ( $\sigma_{-1}$ ) у образцов с защитным покрытием является наличие в основном материале относительно широкой (до 80 мкм) диффузионной зоны, в которой происходит зарождение и последующий рост усталостных трещин. В диффузионной зоне материал обеднен по легирующим элементам. Это приводит к значительному снижению количества упрочняющей  $\gamma'$  - фазы и, как следствие, к разупрочнению материала и снижению сопротивления скольжению.

### **3.3.5 Фрактографическое исследование образцов после испытаний на предел выносливости**

Макроанализом установлено, что зарождение усталостных трещин у корсетных образцов с никелевым покрытием и без покрытия при испытаниях на предел выносливости происходили как на внешней поверхности рабочей части образца, так и внутри образца. На рис.3.3.5 – 1 представлены макроизображения изломов двух образцов, испытанных при  $\sigma_{\max}$  539.6 МПа (55 кгс/мм<sup>2</sup>) (обр.№1 и обр.№2) и при  $\sigma_{\max}$  588.6 МПа (60 кгс/мм<sup>2</sup>) (обр.№3). Образцы (№1 и №2), испытанные при  $\sigma_{\max}$  539.6 МПа, прошли базу ( $10^7$  циклов) без разрушения, а образец №3, испытанный при  $\sigma_{\max}$  588.6 МПа разрушился после 5940000 циклов. Образец №1 прошел  $N = 10470000$  циклов без разрушения, был перегружен и разрушен при  $\sigma_{\max} = 686.7$  МПа (70 кгс/мм<sup>2</sup>), наработав  $N = 220000$  циклов. Образец №2 прошел  $N = 11070000$  циклов без разрушения, был перегружен и разрушен при  $\sigma_{\max} = 686.7$ , наработав  $N = 30000$  циклов.

Зарождение трещины у образца №1 произошло на внешней поверхности рабочей части, у образцов №2 и №3 внутри образца. Следует отметить, что внутреннее зарождение трещин на поверхности границ неспеченных гранул происходило у большинства образцов. При этом, как образцы с зарождением усталостных трещин на поверхности рабочей части, так и образцы с внутренним зарождением трещин на границах неспеченных гранул проходили при  $\sigma_{\max} = 539.6$

МПа (55 кгс/мм<sup>2</sup>) (предел выносливости) базу  $10^7$  циклов, т.е. наличие внутри образца неспеченной гранулы не влияло на значение предела выносливости.

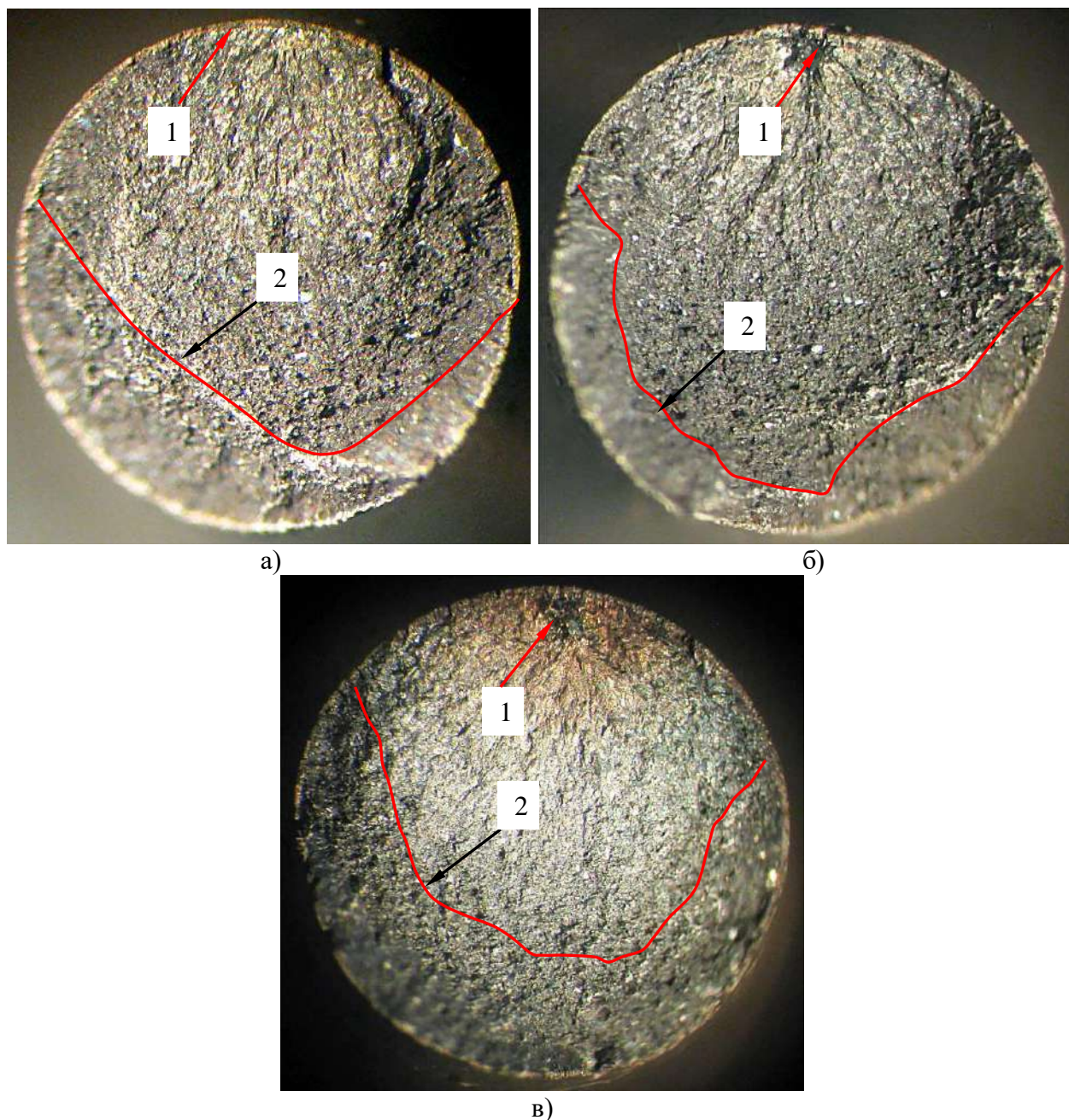


Рис. 3.3.5 – 1 Макроизображения изломов корсетных образцов после испытаний на предел выносливости: образцы №1 (а), №2 (б) и №3 (в). Стрелками отмечены: 1 – очаг зарождения трещины усталости, 2 – граница между трещиной усталости и силовым доломом. Увеличено.

Разница между такими образцами состояла в том, что после прохождения базы и повторной перегрузке при  $\sigma_{\max} = 686.7$  МПа (70 кгс/мм<sup>2</sup>) число циклов до разрушения у образца с внутренним расположением неспеченной гранулы было меньше (30000 циклов), чем у образца с отсутствием на его изломе неспеченных



гранул и зарождением трещины на поверхности рабочей части образца (220000 циклов).

Микрофрактографическое исследование показало, что у образца №1 с никелевым покрытием зарождение и рост трещины усталости на I стадии происходили от внешней поверхности рабочей части образца (рис. 3.3.5 – 2 а, б по стрелкам 1).

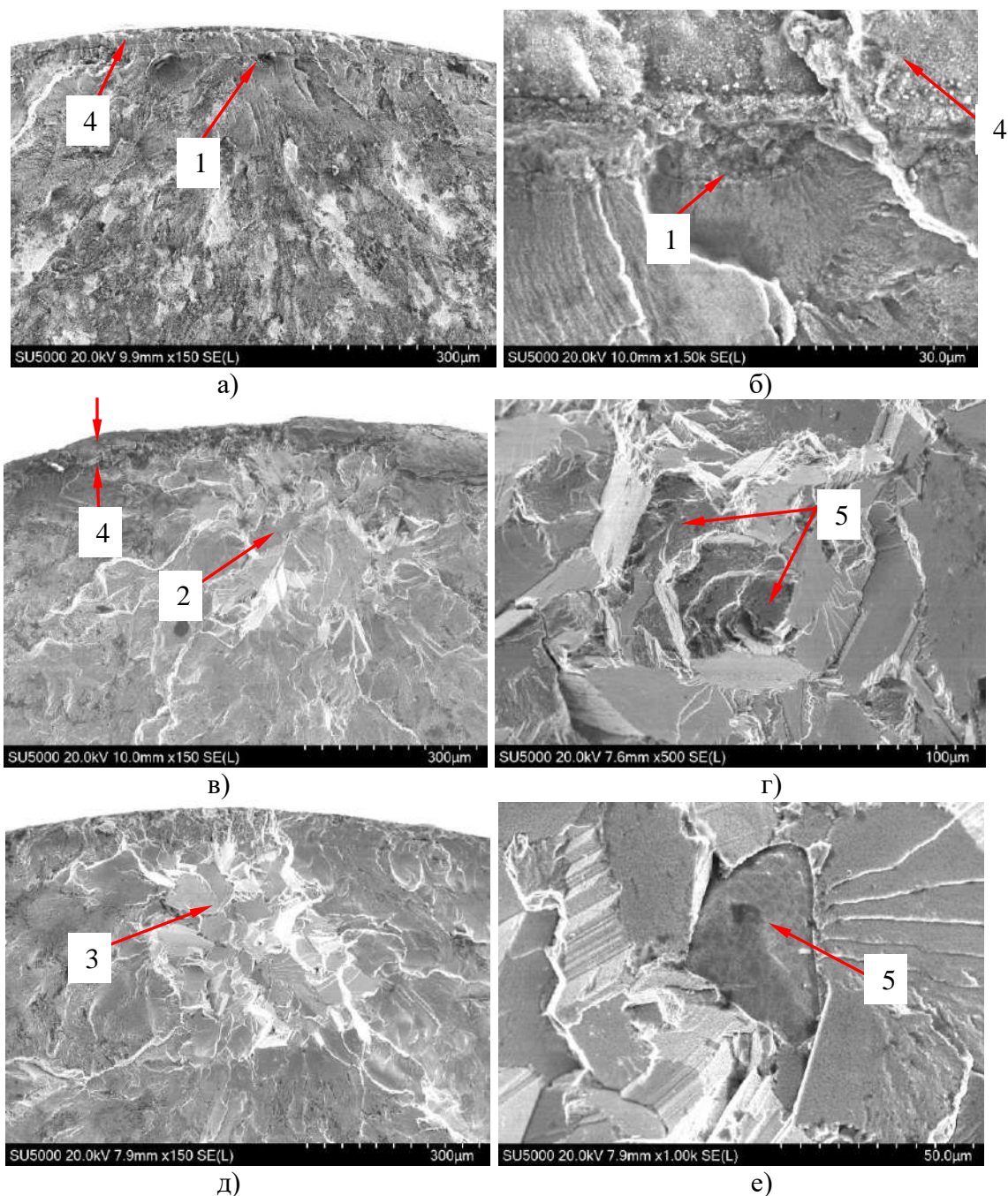


Рис. 3.3.5 – 2 Электронные фрактограммы участков зарождения усталостных трещин у образца №1 (а, б), №2 (в, г) и №3 (д, е). Стрелками показаны: 1, 2, 3 – местоположение очагов зарождения трещин у образцов №1, 2, 3; 4 – никелевое покрытие, 5 – поверхность не спеченных гранул.



Внутреннее зарождение и внутренний рост трещин усталости на стадии I у образцов № 2 и 3 происходил от границ неспеченных гранул на расстоянии  $\sim 0.3$ - $0.5$  мм от внешней поверхности рабочей части образца (рис.3.3.5 – 2 в, г; д, е по стрелкам 5).

При испытаниях корсетных образцов на предел выносливости по мере увеличения длины трещины и возрастания размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  на площадке отрыва реализуются все три стадии роста усталостной трещины и происходит последовательная смена основных типов микрорельефа поверхности излома, характерных для сплава ЭП 741НП. На первой стадии роста усталостной трещины разрушение происходит путем расслоения по плоскостям скольжения (РППС) (рис. 3.3.5 – 3а).

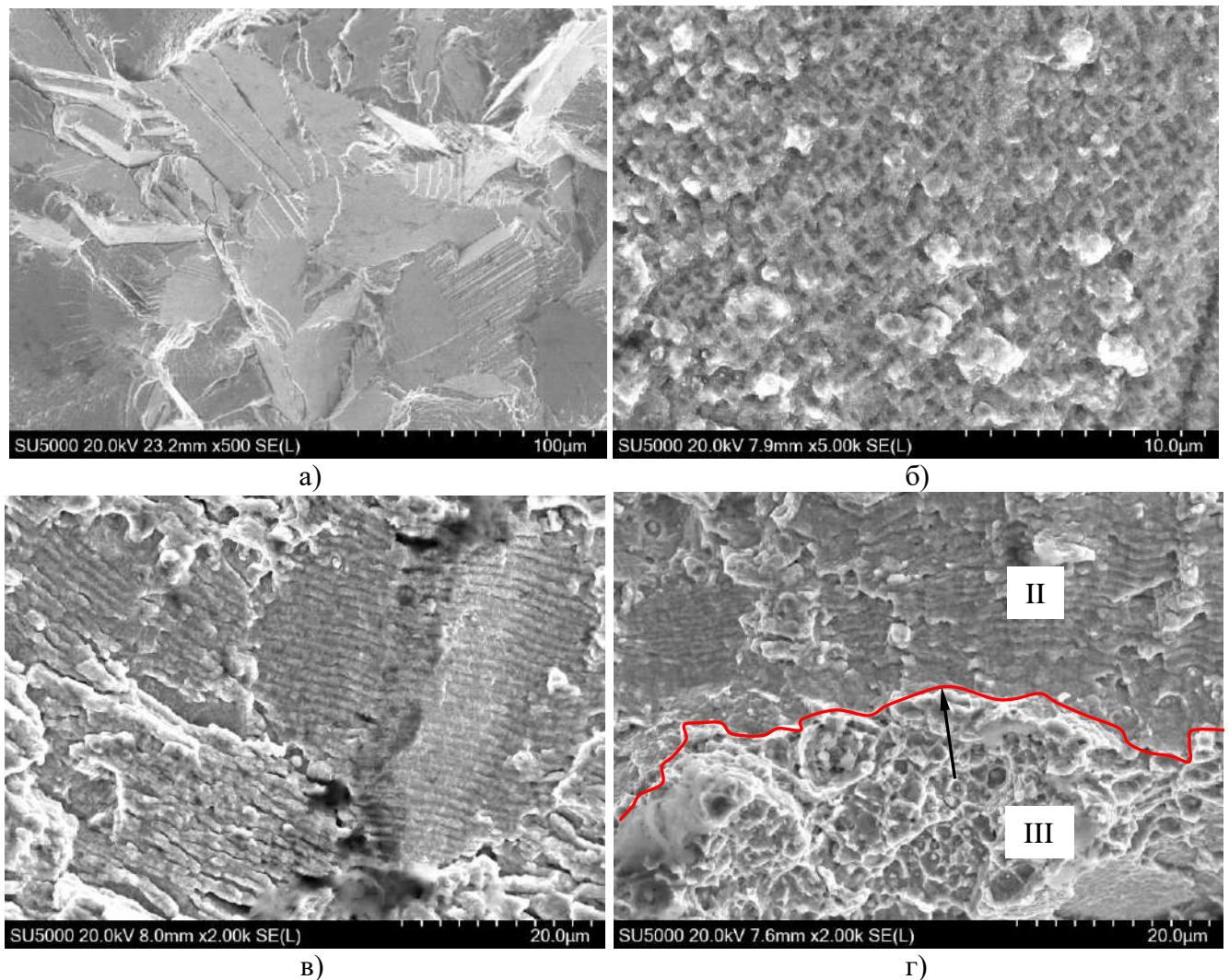


Рис. 3.3.5 – 3 Электронные микрофрактограммы последовательности смены типов микрорельефа поверхности разрушения на стадиях роста усталостной трещины при испытаниях на предел выносливости: стадия I – (а); стадия II – (б), (в); граница между стадией II и III (г) (отмечена стрелкой).

На второй стадии образуется чешуйчато-полосчатый микрорельеф рельеф (рис.3.3.5 – 3б) и цикловые усталостные бороздки (рис.3.3.5 – 3в), которые образуются вплоть до третьей стадии роста – неустойчивого разрушения, при котором последнее происходит путем расщепления по границам элементов структуры, образования вторичных трещин, роста пор и их слияния с образованием ямок вязкого разрушения, на дне которых находятся сфероидальные частицы – карбооксиды гафния (рис. 3.3.5 – 3г).

### 3.4 Разрушения лопаток рабочего колеса турбины двигателя РД180

#### 3.4.1 Типы трещин в лопатках РКТ

При дефектации двигателей РД180 после ОИ с количеством пусков от 4 до 9 в лопатках РКТ выявлялись усталостные трещины, 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 банджа РКТ (3-й тип) [88, 89, 90, 91]. Местоположения зарождения трещин в РКТ представлены на рис.3.4.1 – 1.



Рис. 3.4.1 – 1 Макроизображение лопатки РКТ двигателя РД 180. Стрелками отмечены местоположения очагов зарождения трещин: 1 – тип 1, 2 – тип 2, 3 – тип 3

В большинстве случаев разрушения лопаток РКТ происходят в выходной кромке в результате образования трещин 1-го типа.

Наличие трещин трех типов были выявлены у РКТ двигателя, прошедшего 4 ОИ с суммарной наработкой 754 с. У этого двигателя на 2-ом ОИ при запуске на 1.96 с произошло резкое повышение температуры газогенераторного газа - по

показаниям термопары до  $1320^{\circ}\text{C}$ . Ниже приведены результаты фрактографических исследований трещин трех типов, образовавшихся в РКТ этого двигателя.

### Трещины первого типа

Макроизображение трещины первого типа в лопатке РКТ и её профиль представлены на рис. 3.4.1 – 2. Длина трещины на поверхности корытца лопатки  $\sim 11.5$  мм, на поверхности спинки  $\sim 18$  мм.

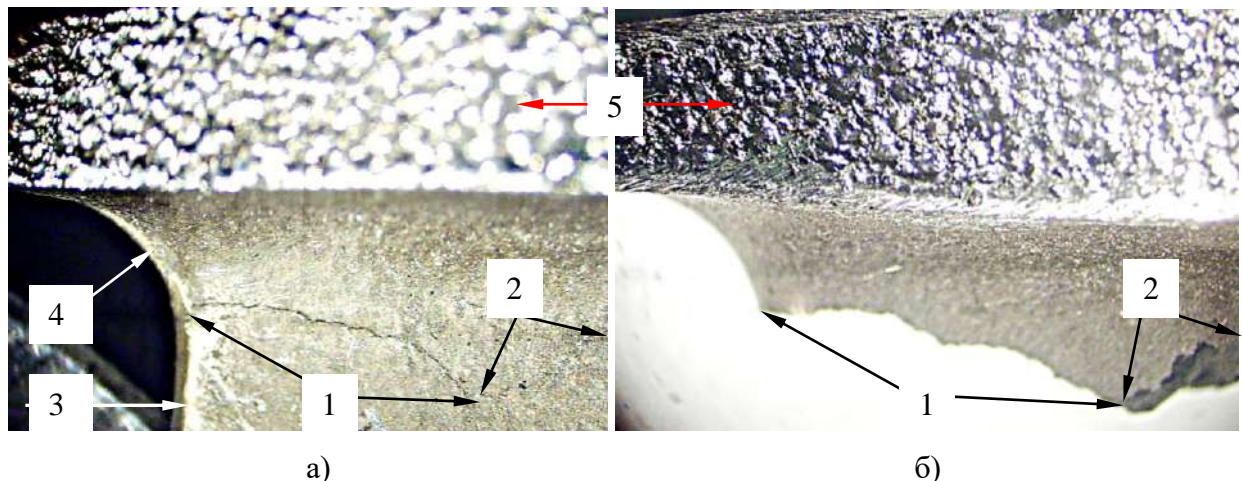


Рис.3.4.1 – 2 Макроизображение трещины 1-го типа в лопатке РКТ, вид со стороны корытца (а) и её профиль (б). Стрелками отмечены: 1, 2 – длина трещины на корытце лопатки, 3 – выходная кромка лопатки, 4 – радиус сопряжения выходной кромки с бандажом, 5 – сечение бандажа РКТ. Увеличено.

Макроанализом установлено, что зарождение и последующий рост трещины происходил путем образования участка отрыва на торце выходной кромки лопатки, перпендикулярного поверхности кромки (рис.3.4.1 – 3 по стрелке 1). Дальнейшее разрушение и образование магистральной трещины происходило путем роста и остановок поверхностных трещин, растущих навстречу друг другу со стороны спинки и со стороны корытца и образующих участки двойного среза в начале трещины (рис.3.4.1 – 3 по стрелкам 4, 5) и одинарного на границе с силовым доломом (рис.3.4.1 – 3 по стрелкам 6). В области двойного среза поверхностные трещины соединялись, образуя полосу сброса на «средней» линии трещины. Рост «магистральной» трещины контролировался ростом поверхностных трещин со стороны спинки лопатки.



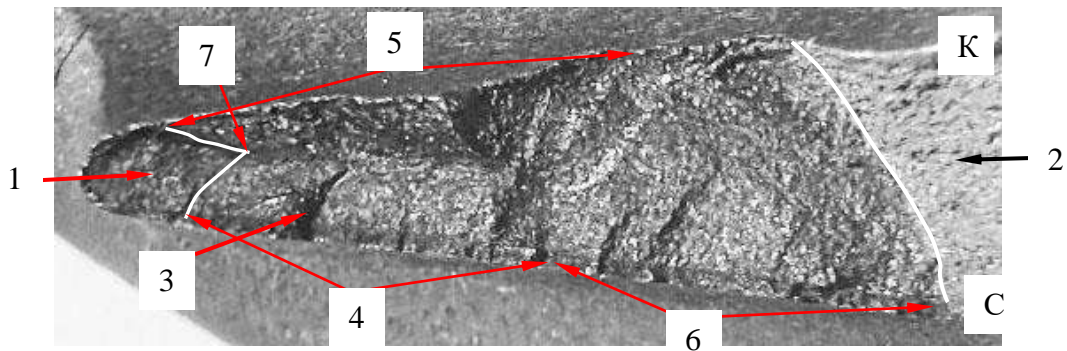


Рис. 3.4.1 – 3 Макрофрактограмма трещины 1-го типа в лопатке РКТ. Стрелками отмечены:  
 1 – площадка отрыва; 2 – область принудительного силового долома;  
 3 – полоса сброса; 4, 5 – двойной срез, 6 – одинарный срез, 7 – граница участка отрыва,  
 С – спинка, К – корытце.

На поверхности излома выявляются места остановки и рестарта трещины. Место зарождения и рестарта трещины на последующем ОИ находится не в вершине трещины, образовавшейся на предыдущем ОИ, а смещено от нее на некоторое расстояние по высоте. При рестарте новой трещины она соединяется с предыдущей полосой сброса, образуя ступеньку, которая на поверхности излома выглядит в виде выступа (зубца) (рис.3.4.1 – 3 по стрелке 3). Рестарт трещины на последующем ОИ не от вершины трещины, образовавшейся на предыдущем ОИ, связан с положительными перегрузками (напряжения растяжения), возникающими на запуске двигателя под воздействием потока горячего газа, формируемого газогенератором и на останове двигателя в результате резкого охлаждения поверхности РКТ при продувке азотом, от воздействия которых в вершине трещины возникает зона пластичности с остаточными напряжениями сжатия. Наличие перегрузок на запуске и останове двигателя приводит к значительному снижению средней скорости роста усталостной трещины на ОИ двигателя, а на серии ОИ двигателя средняя скорость роста трещины лопатки какое-то время может оставаться практически постоянной.

Визуально полосы сброса, разделяющие участки среза сходны с шевронным узором, часто образующимся на изломах плит и относительно тонких листов из пластичных материалов при статическом разрушении. В этих случаях вершины шевронов направлены в сторону начала разрушения. На изломах же лопаток вершины шеврона и наклонные линии, сходящиеся к ним, направлены в сторону роста трещины и соответствуют месту начала изменения напряжённого состояния

на границе участка отрыва при росте трещины (рис. 3.4.1 – 3 по стрелке 7), или её повторным стартам. В связи с этим «узор» на поверхностях трещин 1-го типа может быть назван квазишевроном, а его связь с изменением напряжённого состояния в вершинах как статических, так и усталостных трещин обоснована в известных монографиях по механике разрушения [73, 80].

Макрорельеф трещин 1-го типа во всех изученных РКТ, если их длина превышает протяжённость участка отрыва, сходен (или даже одинаков) с описанным выше и представленным на рис. 3.4.1 – 3. При этом вершины наблюдающегося квазишеврона направлены в сторону роста трещины. Последнее утверждение помимо данных механики разрушения обосновывается ещё и тем фактом, что малые трещины всегда расположены у кромок лопаток. При минимальных размерах они состоят только из участков отрыва или участка отрыва и начала одного участка среза.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что зарождение и рост трещин первого типа происходит аналогично зарождению и росту трещин в выходных кромках лопаток соплового аппарата.

### **Трещины второго типа**

Макроизображение трещины второго типа представлено на рис. 3.4.1 – 4. Трещина представляет собой площадку отрыва, у которой длина по спинке ( $\sim 2$  мм) превышает длину по корытцу ( $\sim 0.8$  мм). Поверхности изломов трещины и никелевого покрытия окислены, при этом длина трещины в никелевом покрытии более чем в 4 раза превышает длину трещины в лопатке. Траектория расположения трещины в никелевом покрытии не совпадает с траекторией распространения трещины в лопатке. Так на торце выходной кромки разница в местоположении трещин в покрытии и в лопатке составляет  $\sim 0.3$  мм.

Протяжённость и степень окисления трещины в никелевом покрытии больше, чем в основном материале лопатки. Это соотношение длин трещин в покрытии и основном материале лопатки характерно и для трещин первого типа, что является свидетельством об отсутствии прямой механической связи трещин в покрытии и теле лопатки.

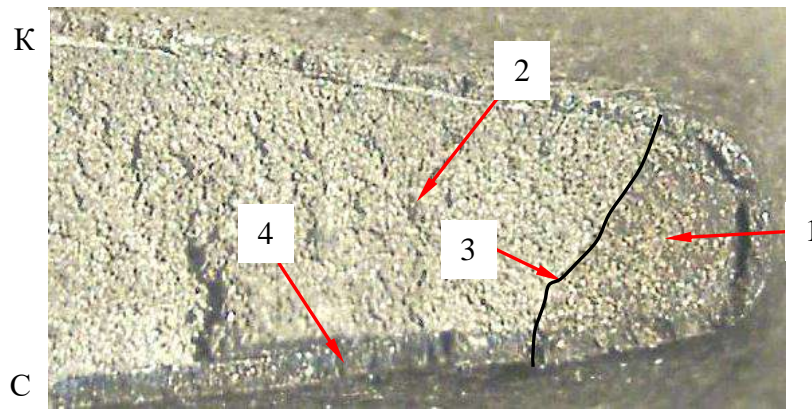


Рис.3.4.1 – 4 Макроизображение излома трещины в выходной кромке лопатки у ступицы РКТ. Стрелками отмечены: 1 – площадка отрыва, 2 – принудительный силовой долом, 3 – граница трещины усталости с областью силового долома, 4 – окисленная поверхность трещины в никелевом покрытии, С – спинка, К – корытце. Увеличено.

По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа (MPCA) содержание кислорода на поверхности трещины в никелевом покрытии находится на уровне  $\sim 10.3 - 13.9$  % вес, в то время как на поверхности трещины в лопатке содержание кислорода снижается в направлении её роста от 11.2 % вес. на границе с никелевым покрытием до 7.1% вес. в центре трещины и до 3.1 % вес. на границе с силовым доломом. Участки проведения MPCA отмечены на рис. 3.4.1 – 5 стрелками 6 – 9. Монотонное снижение концентрации кислорода на поверхности трещины в лопатке является признаком усталостного разрушения.

Близкие по значениям концентрации кислорода на поверхности трещины в никелевом покрытии и несовпадение её траектории с траекторией трещины в лопатке позволяют сделать вывод о том, что трещина в никелевом покрытии образовалась под воздействием термоударной нагрузки, возникшей при запуске двигателя. Под воздействием этой же нагрузки на запуске в основном материале лопатки в районе выходной кромки образовалась площадка скола, содержание кислорода на которой находилось на уровне концентрации кислорода на поверхности трещины в никелевом покрытии, от которой в дальнейшем происходил рост усталостной трещины. (рис. 3.4.1 – 5 по стрелке 3).

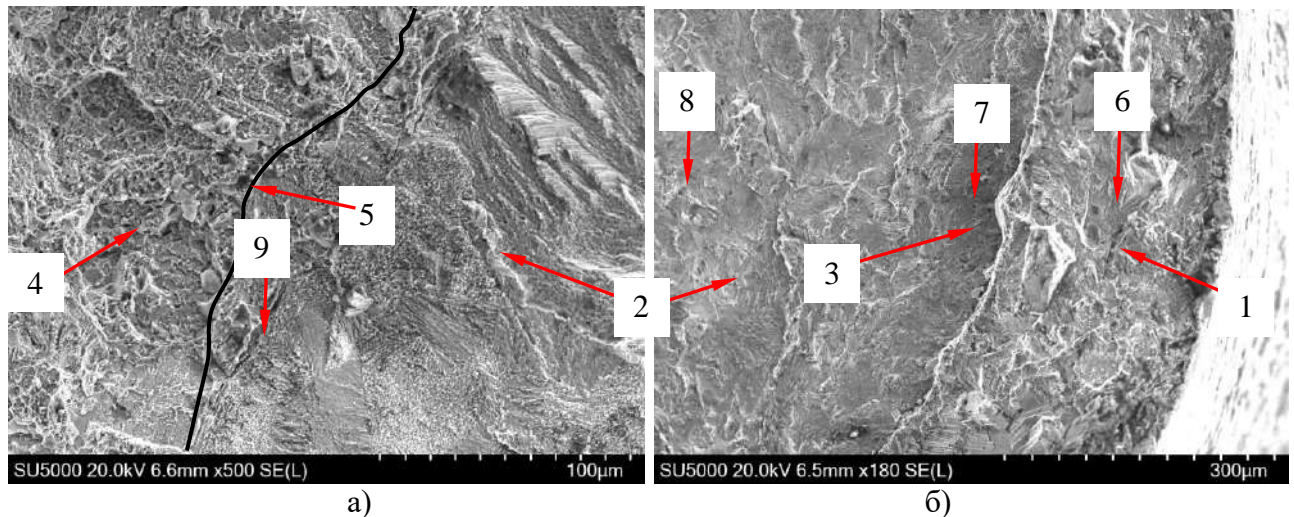


Рис. 3.4.1 – 5 Электронные фрактограммы поверхности трещины тип 2 на границах с силовым доломом (а) и с никелевым покрытием (б). Стрелками отмечены: 1 – никелевое покрытие, 2 – поверхность усталостной трещины, 3 – площадка скола, 4 – силовой долом, 5 – граница трещины с силовым доломом; 6 – 9 местоположения участков проведения МРСА.

Микрофрактографическое исследование показало, что на поверхности трещины в лопатке присутствуют два типа микрорельефа, выявляемых на поверхностях усталостных трещин на участках отрыва и на большей части поверхности участков среза - чешуйчато-полосчатый и рельеф РППС (рис.3.4.1 – 6).

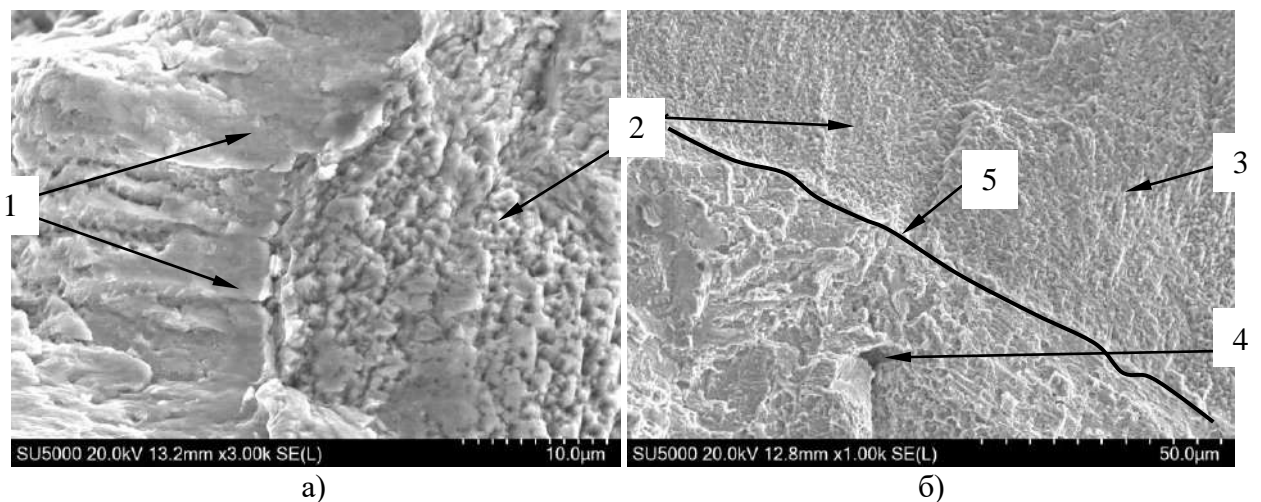


Рис.3.4.1 - 6 Электронные фрактограммы поверхностей разрушения у трещины 2-го типа (а) и участок границы между трещиной усталости и силовым доломом (б). Стрелками отмечены: 1 – рельеф РППС, 2 – рельеф ЧПР, 3 – поверхность усталостной трещины, 4 - поверхность силового долома, 5 – граница усталостного разрушения с силовым доломом.

### Трещины третьего типа

Трещины третьего типа образуются в бандаже РКТ со стороны выходных кромок лопаток. Макроанализом установлено, что среди трещин имеются как



сквозные, распространившиеся через всю толщину бандажа (3.5 мм), так и несквозные трещины. На изломах сквозных трещин присутствуют две трещины, первая из которых растёт от внутренней поверхности бандажа к внешней. Сквозное разрушение бандажа происходит путем роста второй трещины, зарождение и рост которой происходят от фронта первой с образованием рубцового строения излома (рис. 3.4.1 – 7а). У несквозных трещин роста второй трещины не происходит (рис.3.4.1 – 7б).

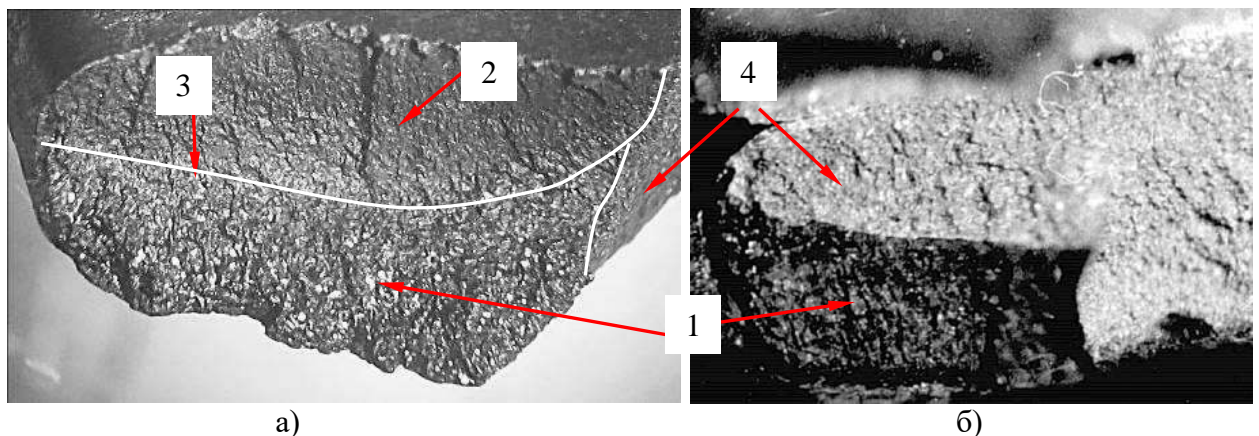


Рис.3.4.1 - 7. Макроизображения изломов сквозной (а) и не сквозной (б) трещин. Стрелками отмечены: 1 – термоударные трещины, 2 – трещина усталости, 3 – граница между термоударной и усталостной трещинами, 4 – области силового долома. Увеличено.

Микрофрактографическим исследованием установлено, что образование первичных трещин происходило путем среза и значительного вторичного растрескивания с образованием рельефа внутризеренного скола (рис.3.4.1 – 8а), идентичного рельефу на площадке скола у трещины второго типа, образовавшейся под воздействием термоударной нагрузки, возникшей при запуске двигателя (рис.3.4.1 – 5 по стрелке 3). Этот факт свидетельствует о том, что образование первичных трещин в бандаже также произошли в результате воздействия термоударной нагрузки при запуске двигателя.

Микрофрактографическое исследование поверхности излома второй трещины показало, её рост происходил с образованием чешуйчато-полосчатого рельефа, свидетельствующего об усталостном механизме разрушения (рис. 3.4.1 – 8б).

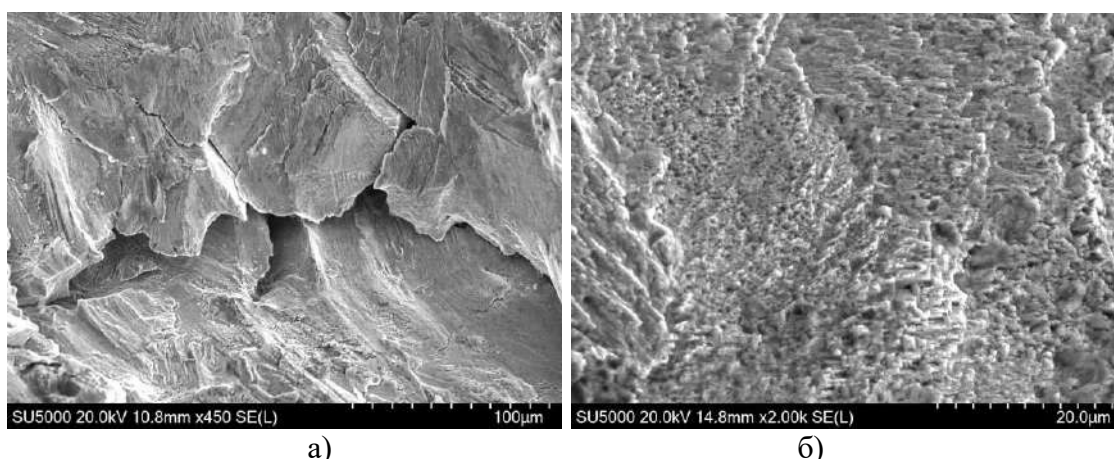


Рис.3.4.1 – 8 Электронные фрактограммы поверхностей микрорельефа термоударной (а) и усталостной (б) трещин.

Прямыми измерениями и макроанализом изломов сквозных и несквозных трещин установлено, что сквозное разрушение бандажа путем роста второй усталостной трещины происходило лишь тогда, когда длина (глубина) первичной трещины находилась на уровне  $\sim 2.5$  мм и выше. Если же глубина первичной термоударной трещины не превышала 2.5 мм, то дальнейшего роста второй усталостной трещины не происходило. Результаты этих измерений приведены в табл. 3.4.1 – 1.

Таблица 3.4.1 - 1

№ лопатки	Характер трещины.	Максимальная глубина термоударной трещины, мм	Рост второй усталостной трещины
1	сквозная	2.6	+
2	сквозная	2.5	+
3	не сквозная	1.4	–
7	сквозная	2.6	+
10	не сквозная	1.5	–

Тот факт, что рост усталостной трещины происходил при глубине термоударной трещины  $\sim 2.5$  мм и выше связан с тем, что при такой глубине размах коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K_I$  в её вершине превышал значение порогового значения  $\Delta K_{II}$ , а при глубине меньшей 2.5 мм значение  $\Delta K_I$

было меньше, чем  $\Delta K_n$  и роста усталостной трещины и сквозного разрушения не происходило.

### **3.4.2 Исследования причин массовых разрушений лопаток РКТ**

Среди РКТ, представленных для проведения исследований характера и причин образования трещин в лопатках были два, у которых после ОИ выявлялись множественные растрескивания лопаток. В дальнейшем изложении этим РКТ были присвоены условные номера №1 и №2. Часть результатов исследования разрушений лопаток у РКТ №1 представлены ниже.

В других РКТ, представляемых на исследования, массовых разрушений лопаток не было, выявлялись лишь единичные трещины первого типа.

Двигатель с РКТ №1 прошел 4 ОИ с общей наработкой 754 с. Макроанализом в лопатках этого РКТ было выявлено 9 трещин 1-го типа, 6 трещин 2-го типа и 27 трещин 3-го типа.

Двигатель с РКТ №2 прошел 5 ОИ с общей наработкой 819 с. Макроанализом в лопатках этого РКТ было выявлено 22 трещины 1-го типа. Трещин 2 – го и 3 – го типа у этого РКТ не выявлено.

Множественные разрушения лопаток РКТ №1 и №2 могут быть связаны либо с более высокими уровнями нагрузок на ОИ двигателей с этими РКТ, либо с более низким пределом выносливости материала у этих РКТ по сравнению с остальными РКТ, представленными на исследования. При этом уровень механических свойств материала (статических) РКТ №1 и №2 соответствует требованиям К.Д. Результаты испытаний механических свойств приведены в табл. 3.4.2 – 1.

Как видно из представленных данных, независимо от технологии изготовления РКТ, режимов ОИ и места вырезки образцов, механические свойства их материала соответствуют требованиям КД.

Основными технологическими отличиями изготовления РКТ №1 и №2 от всех остальных являлось то, что при изготовлении они были подвергнуты длительному воздействию травильных растворов. РКТ № 1 при снятии дефектного никелевого покрытия находилось в растворе азотной кислоты в

течение 30 суток. РКТ №2 изготавливалось по технологии с закладными элементами и при их вытравливании находилось в смеси азотной кислоты и карбамида (мочевина) в течение 7 суток.

Таблица 3.4.2 - 1

Результаты испытаний механических свойств материала лопаток РКТ №1 и № 2

РКТ	$\sigma_b$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\sigma_{0.2}$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$\tau$ , ч*
№1	1403.8 (143.1)	921.2 (93.9)	20.4	19.8	> 2, > 2
№2	1319.4 (134.5)	863.3 (88.0)	16.0	15.4	
Т.Т. чертежа.	> 1275 (130)	> 863.3 (85)	>13	>15	> 2ч

$\tau$ , ч\* - длительная прочность при  $T = 650^\circ\text{C}$ ,  $\sigma = 1030.1$  МПа, (105 кгс/мм<sup>2</sup>).

Такое длительное пребывание РКТ в травильных растворах позволяет предположить, что основной причиной снижения сопротивления усталости материала РКТ №1 и № 2 явилось его наводороживание. Известно, что наводороживание металла в травильном растворе происходит при наличии катодного процесса с водородной деполяризацией. Согласно [89] коррозия металла с водородной деполяризацией термодинамически возможна если  $(E_{H_2})_{обр} > (E_{Me})_{обр}$ , где  $(E_{H_2})_{обр}$  - обратимый (равновесный) потенциал водорода,  $(E_{Me})_{обр}$  - обратимый потенциал металла. Травление никеля осуществляли в 30% - ом растворе азотной кислоты с  $pH = -0.1$ . При  $pH = 0$  на воздухе ( $p_{H_2} = 5 \cdot 10^{-7}$  атм)  $(E_{H_2})_{обр} = +0.186\text{В}$ , а  $(E_{Ni})_{обр} = -0.25\text{В}$ , т.е.  $(E_{H_2})_{обр} > (E_{Ni})_{обр}$  и термодинамически возможен процесс водородной деполяризации:  $H^+H_2O + e \rightarrow H_{адс} + H_2O$  (1). Другим катодным процессом будет реакция  $NO_2 + e \rightarrow NO_2^-$  (2). Анодный процесс:  $Ni - 2e \rightarrow Ni^{2+}$  (3). Наводороживание происходит в результате адсорбции и последующей диффузии в металл  $H_{адс}$ , а степень наводороживания - соотношением между реакциями (1) и (2) [89, 90].

Газовым анализом установлено, что содержание водорода в материале РКТ №1 - составляет  $19,15\text{см}^3/100\text{ г}$  (19.15 ppm), в материале РКТ №2 -  $18,09\text{ см}^3/100\text{г}$  (18.09 ppm). Проведенный газовый анализ материала РКТ двигателя, не подвергавшегося длительному травлению, показал, что содержание водорода в

нем находится на уровне  $7.89 \text{ см}^3/100$  ( $7.89 \text{ ppm}$ ). Из результатов анализа следует, что в материале лопаток РКТ №1 и №2 имеется повышенное содержание общего водорода, которое более чем в два раза превышает его концентрацию в материале РКТ, изготовленного по стандартной технологии, в которой операции длительного травления заготовки РКТ в кислотах отсутствуют. Эти данные являются подтверждением сделанного выше предположения о том, что при длительном пребывании в растворе азотной кислоты происходит наводороживание основного материала РКТ. Этот элемент, растворённый в никелевых сплавах и газообразный, вызывает в них эффекты водородного охрупчивания [89, 90], в том числе увеличивает скорость роста усталостных трещин [91].

Эффекты водородного охрупчивания максимально проявляются при температурах близких к комнатной. В нашем распоряжении нет данных о влиянии водорода на снижение предела выносливости материала при температурах испытания ( $\sim 500 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Но высокое содержание водорода может привести к повышению повреждаемости материала лопаток (вплоть до термоударного растрескивания) в районах концентраторов напряжений (очаги зарождения трещин) при термоударах на нестационарных режимах работы, например, при запуске и останове двигателя.

Тот факт, что ни у одного впоследствии изготовленного РКТ, не подвергавшегося операциям длительного травления, массовых разрушений лопаток после ОИ не наблюдалось может свидетельствовать в пользу «водородной» версии.

### **3.4.3 Единичные растрескивания лопаток РКТ**

При дефектации двигателей после ОИ имеют место случаи единичного разрушения лопаток РКТ с образованием трещин первого типа. В связи с этим становится актуальным вопрос о причинах, вызывающих подобные единичные разрушения лопаток. Фрактографические исследования трещин показали, что единичные разрушения лопаток происходили по усталостному механизму. Представляется, что ответ на вопрос о причинах единичного растрескивания

лопаток следует искать в особенностях зарождения трещин в сплаве ЭП741НП под воздействием циклических нагрузок, например, при усталостных испытаниях на предел выносливости.

Основными факторами, оказывающими существенное влияние на предел выносливости материала лопаток РКТ, являются наличие диффузионной зоны в основном материале лопатки с «широкой» разупрочнённой  $\gamma$  областью на границе с никелевым покрытием и наличие пор и границ неспеченных гранул в материале лопатки, являющихся дефектами, присущими гранульной технологии изготовления заготовок РКТ.

Испытания двух партий плоских образцов (партия №1 – образцы после стандартной термообработки (СТО); партия №2 – образцы с нанесенным защитным покрытием, подвергнутые дополнительным технологическим нагревам по режиму нанесения защитного покрытия), проведенные при нормальной температуре на электродинамическом вибростенде при симметричном изгибе на частоте основного тона по методу ступенчатого повышения амплитуды в соответствии с ОСТ 100870 – 77 показали, что предел выносливости ( $\sigma_{-1}$ ) у образцов партии №1 на базе  $N_6 - 10^7$  циклов для вероятности разрушения  $P = 0.5$  составил  $53 \text{ кгс/мм}^2$  (520 МПа), а у образцов с покрытием –  $41.8 \text{ кгс/мм}^2$  (410 МПа). Снижение предела выносливости у образцов с покрытием примерно на 20 % по сравнению с образцами после СТО делает актуальным проведение сравнительного анализа структуры образцов с целью определения влияния ее возможных изменений, связанных с дополнительными технологическими нагревами, на предел выносливости.

В [77] показано, что существенных различий в тонкой структуре у образцов после СТО и образцов с защитным покрытием, подвергавшихся технологическим нагревам, не имеется. Что касается микроструктуры то у тех и у других она соответствует регламентированным требованиям для микроструктуры сплава ЭП741НП. Кроме этого, технологические нагревы образцов с защитным покрытием не приводят к деградации статических механических свойств основного материала. Главной причиной снижения предела выносливости ( $\sigma_{-1}$ ) у

образцов с защитным покрытием является наличие в основном материале диффузионной зоны с относительно широкой  $\gamma$  - областью на границе с никелевым покрытием, в которой происходит зарождение усталостных трещин.

Наличие диффузионной зоны есть и у лопаток РКТ на границе с никелевым покрытием, где ширина  $\gamma$  – области составляет  $\sim 14$  мкм (рис.3.4.3 - 1) и также приводит к снижению предела выносливости их материала, но это снижение будет у всех лопаток РКТ и может быть лишь фактором, способствующим разрушению, но не основной причиной образования трещины у единичной лопатки.

Главной особенностью поведения сплава ЭП741НП при усталостных испытаниях является его значительная нестабильность в местоположении очагов зарождения трещин.

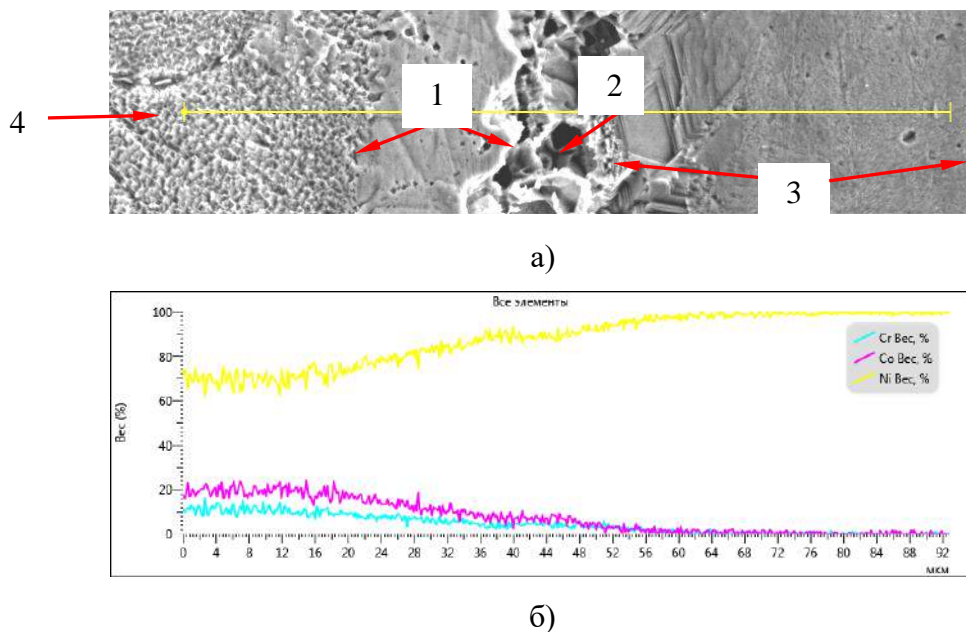


Рис. 3.4.3 - 1 Электронное изображение границы между основным материалом лопатки и никелевым покрытием (а) и концентрационные профили легирующих элементов в диффузионной зоне. Стрелками отмечены: 1 –  $\gamma$  - область, 2 - граница с Ni, 3 – никелевое покрытие, 4 – основной материал лопатки.

При усталостных испытаниях плоских образцов из горячедеформированного сплава ЭК – 61 все очаги зарождения трещин локализуются в зоне шириной  $\sim 1$  мм у концентратора напряжений R 10 на рабочей части образца (рис.3.4.3 – 2а). В тоже время у плоских образцов из сплава ЭП741НП, как после СТО, так и у образцов с никелевым покрытием, очаги



зарождения трещин возникали на поверхности рабочей части в зоне шириной 18.5 мм в пределах от 48.5 мм ( $\sigma_{48.5} = 500$  МПа) до 67 мм ( $\sigma_{67} = 300$  МПа) от торца утолщенной части образца (рис.3.4.3 – 2б).

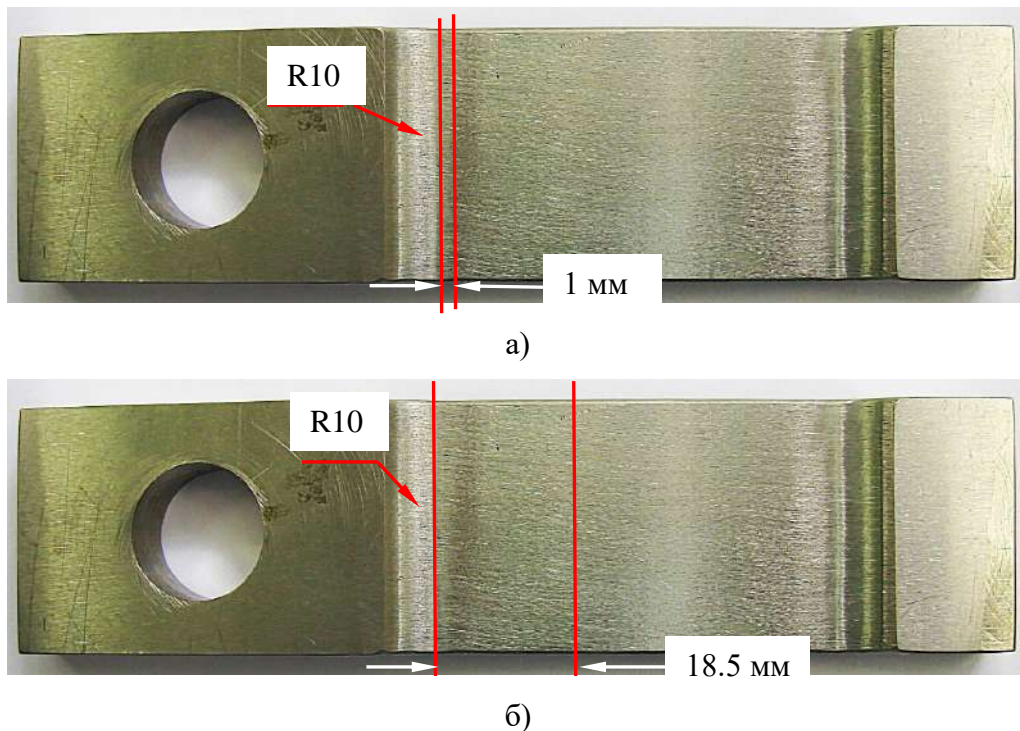


Рис.3.4.3 - 2 Макроизображения плоских образцов для испытаний на предел выносливости в соответствии с ОСТ 100870 – 77. Стрелками отмечены области зарождения усталостных трещин на поверхности рабочей части образцов из сплава ЭК-61 (а) и сплава ЭП-741 НП (б).

Поскольку плоские образцы имели одинаковую форму, изготавливались на одном и том же оборудовании, а шлифовочные риски располагались вдоль оси образца (перпендикулярно к направлению роста трещин), можно утверждать, что фактор чистоты поверхности не является определяющим в появлении отмеченных нестабильных результатов при испытаниях образцов из сплава ЭП 741НП.

Кроме этого, как образцы после СТО, так и с покрытием вырезаны из одной заготовки сплава ЭП741НП и имеют практически идентичную тонкую структуру. Поэтому, связывать нестабильность в расположении очагов зарождения трещин у образцов из сплава ЭП741НП с отличиями и особенностями в тонкой структуре не представляется возможным. В то же время эта нестабильность, являющаяся общей как для образцов после СТО, так и для образцов с покрытием, оказалась тесно связанной с дефектами материала в виде пор и границ неспеченных гранул.

Наличие пор и границ неспеченных гранул присуще гранульной технологии изготовления заготовок РКТ, а их количество определяется степенью отработанности технологии и культурой производства. Образование этих дефектов связано с наличием на поверхностях гранул пленок оксидов (в основном титана и алюминия), образующихся при получении гранул. Установлено, что увеличение кислородсодержащего слоя на поверхностях гранул приводит к ухудшению высокотемпературных механических свойств материала и, прежде всего, длительной прочности и сопротивления усталости [93].

При отсутствии поверхностных дефектов зарождение усталостных трещин в гладких образцах начинается путём расслоения по полосам скольжения в зёрнах, расположенных у поверхности. Об этом свидетельствует рельеф РППС в начале трещин в гладких образцах и при малых  $\Delta K$  в образцах, испытанных на СРТУ.

Если же на поверхность гладкого образца выходит дефект в виде границы неспеченной гранулы, то трещина зарождается именно здесь. РППС происходит в смежных с этой границей зёрнах, а дефект выполняет роль концентратора напряжений. Весь процесс зарождения в таком случае происходит очень быстро. Так образец с зародышевой трещиной на рабочей поверхности в виде границ неспеченных гранул, которые представлены на рис.3.4.3 – 3, полностью разрушился за 14000 циклов, в то время как точно такие же образцы, не имеющие подобных дефектов на поверхности и испытанные в идентичных с ним условиях ( $\sigma_{\max} = 833.8$  МПа, 85 кгс/мм<sup>2</sup>), разрушились более, чем за 650000 циклов.

Примеры такого рода показывают, что основное время до разрушения гладких образцов занимает стадия зарождения усталостной трещины, а её рост после зарождения происходит весьма быстро.

Эти результаты свидетельствуют о том, что сплав ЭП741НП чувствителен к микроконцентраторам напряжений и их выход на рабочую поверхность образца резко снижает сопротивление усталости этого сплава. У лопаток РКТ такими микроконцентраторами напряжений на поверхности выходных кромок кроме пор и границ неспеченных гранул могут быть и микротрещины, образующиеся при электроэрозионном формировании профилей лопаток, а также острые частицы

электрокорунда, внедряющиеся в поверхность лопаток на операции «пескоструйной» обработки.

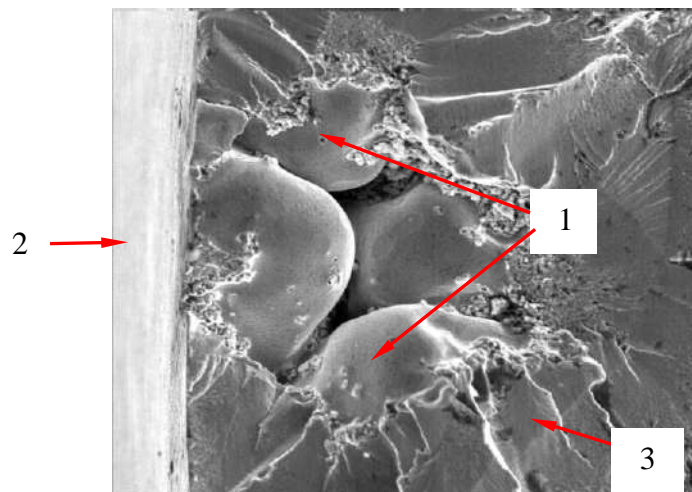


Рис.3.4.3 – 3 Электронное изображения неспечённых гранул на изломе корсетного образца:  
Стрелками отмечены: 1 – неспечённые гранулы, 2 – рабочая поверхность образца,  
3 – рельеф РППС.  $\times 550$

В первом приближении, все лопатки РКТ можно рассматривать, как образцы, подвергнутые усталостным испытаниям в идентичных условиях циклического нагружения. Из приведенных выше результатов следует, что если у какой-либо лопатки в области конструктивного концентратора напряжений в радиусе перехода выходной кромки в бандаж будет находиться один из перечисленных микроконцентраторов напряжений, то сопротивление усталости у этой лопатки будет существенно ниже, по сравнению с лопатками, не имеющих таких микроконцентраторов. В этом случае число циклов до разрушения (образования трещины) у этой лопатки будет существенно меньше по сравнению с остальными лопатками, у которых таких микроконцентраторов не будет.

В качестве примера на рис.3.4.3 – 4 представлены макроизображения единичной трещины первого типа, выявленной при дефектации РКТ после ОИ двигателя. Длина трещины на поверхности спинки лопатки  $\sim 12$  мм, на поверхности корытца  $\sim 9$  мм.

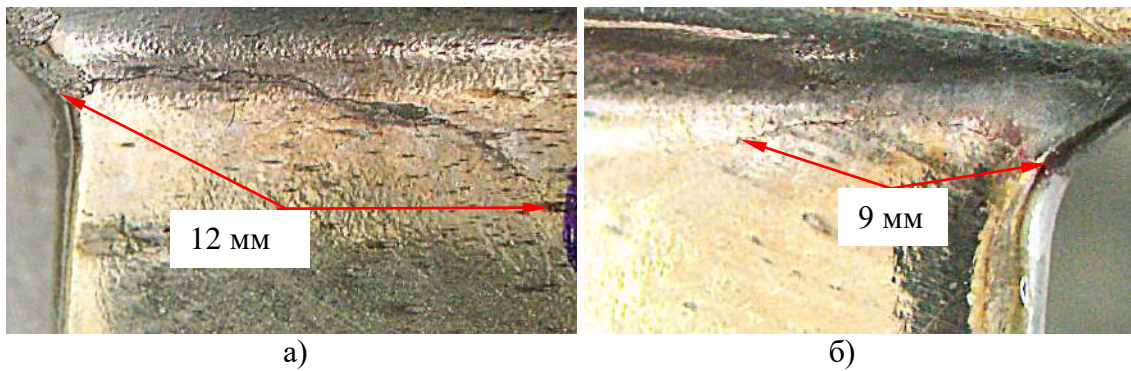


Рис.3.4.3 – 4 Макроизображения трещины 1 типа в лопатке РКТ на поверхности спинки (а) и корытца (б).

Микрофрактографическим исследованием вскрытой трещины на участке излома выходной кромки выявлены частицы, внедренные в основной материал лопатки (рис.3.4.3 – 5 по стрелкам 3).

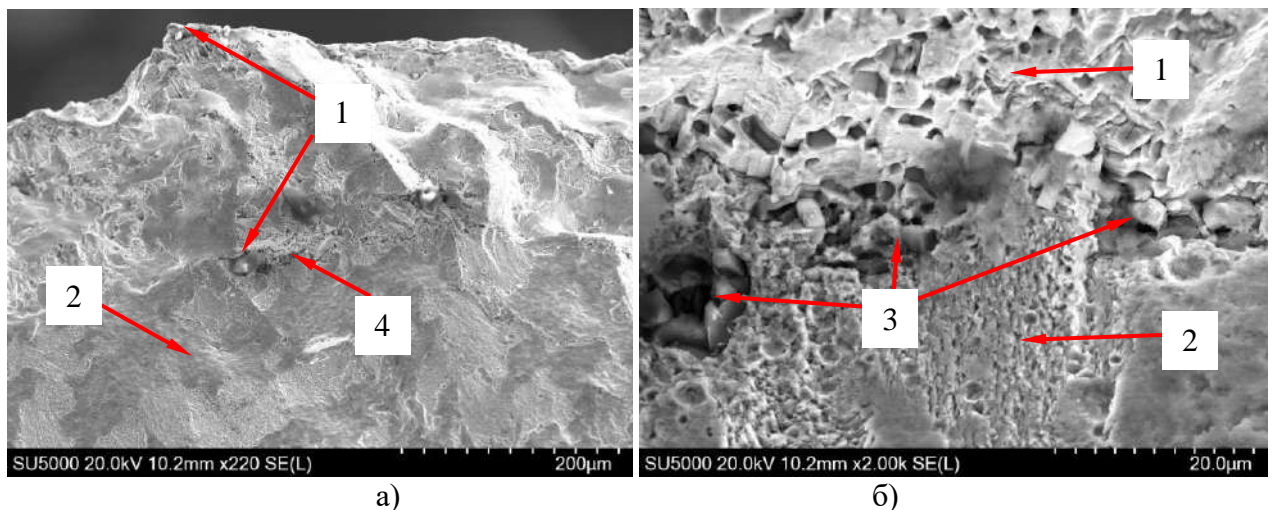


Рис.3.4.2 – 5 Электронные микрофрактограммы поверхности излома на границе с никелевым покрытием в области выходной кромки лопатки. Стрелками отмечены: 1 – никелевое покрытие, 2 – основной материал лопатки, 3 – внедренные в основной материал лопатки частицы электрокорунда, 4 – местоположения участков с внедренными частицами электрокорунда.

По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа внедренными в основной материал лопатки частицами являются частицы электрокорунда, внедрение которых в материал выходной кромки лопатки произошло на операции пескоструйной обработки заготовки РКТ (рис.3.4.3 – 6).

Поскольку сплав ЭП741НП чувствителен к микроконцентраторам напряжений и их наличие в основном материале лопатки в радиусе перехода



выходной кромки в бандаж резко снижает сопротивление усталости материала кромки и может стать причиной образования единичной трещины первого типа в лопатке РКТ на ОИ двигателя [92, 93].

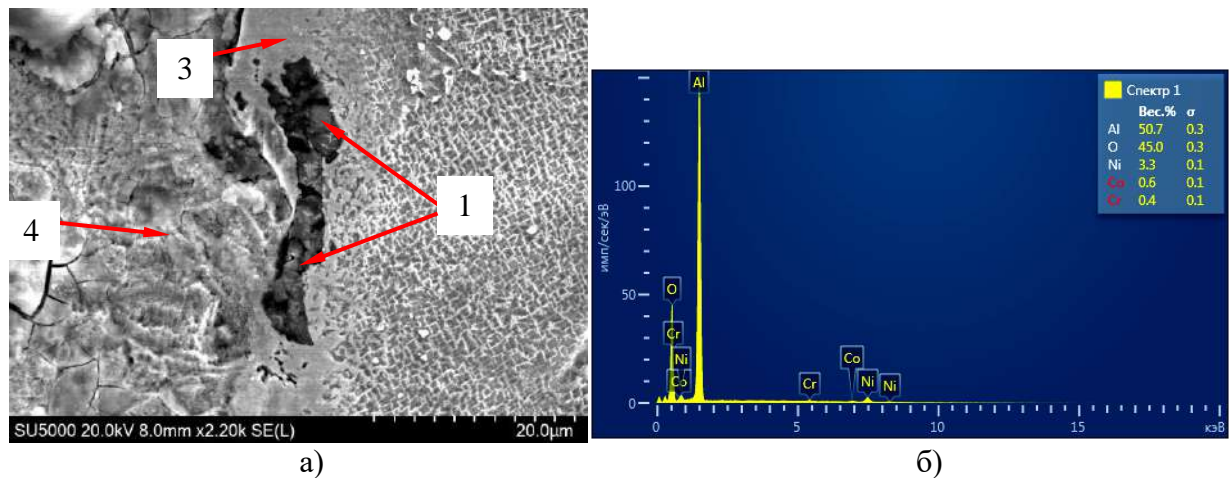


Рис.3.4.2 – 6 Электронное изображение участка выходной кромки лопатки (а) и результаты количественного МРСА частиц электрокорунда (б). Стрелками отмечены: 1 – частицы электрокорунда, 2 – материал лопатки, 3 – разупрочненный  $\gamma$  – слой, 4 – никелевое порывтие.

### 3.4.4 Воздействие холодного пристеночного слоя кислорода газогенератора на лопатки СА и РКТ двигателя РД 180

Сравнительный анализ макростроения усталостных трещин первого типа в лопатках рабочих колес турбины (РКТ) и сопловых аппаратов (СА) двигателей РД 180 показал, что между ними имеется существенное различие, состоящее в том, что в лопатках РКТ скорость роста и длина трещины по спинке лопатки превышает скорость роста по корытцу, в то время как в лопатках СА, наоборот, скорость роста по корытцу превышает скорость роста по спинке. Например, у лопатки РКТ двигателя длина трещины по спинке составляет  $\sim 14.6$  мм, а по корытцу – 11.2 мм (рис.3.4.3 – 1а). У лопатки СА того же двигателя длина трещины по спинке составляет  $\sim 10.5$  мм, а по корытцу – 13.5 мм (рис. 3.4.3 – 1б).

Конечноэлементными расчетами НДС в лопатках СА двигателя РД 180 от газодинамических сил и температурной нагрузки в нелинейной постановке и НДС в лопатках РКТ от совместного действия рабочего давления газа, центробежных сил и температурного поля получены значения эквивалентных напряжений в радиусах сопряжения с бандажом выходных кромок лопаток РКТ и СА на 100% - ом номинальном режиме работы двигателя.

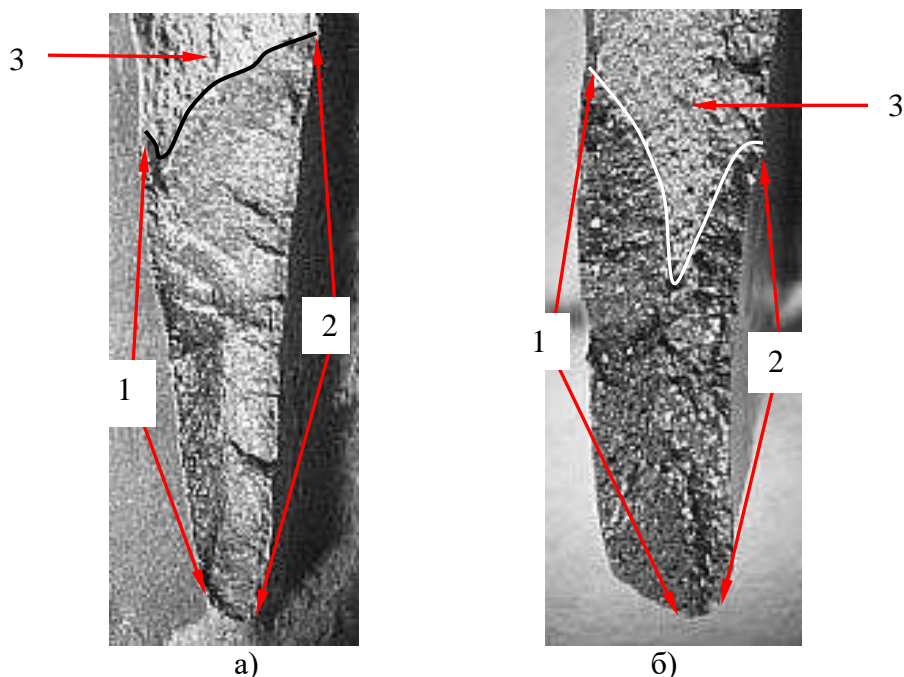


Рис. 3.4.3 – 1 Макроизображения изломов в лопатках РКТ (а) и СА (б) двигателя РД 180. Стрелками показаны: 1 – трещина по корытцу, 2 – трещина по спинке, 3 – силовой долом.

В таблицах 3.4.3 – 1 и 2 приведены значения эквивалентных напряжений в выходных кромках лопаток лопаток РКТ и СА, которые говорят о том, что в как в лопатках РКТ, так и в лопатках СА эквивалентные напряжения со стороны корытца превышают значения этих напряжений со стороны спинки.

Таблица 3.4.3 – 1

Эквивалентные напряжения в радиусе сопряжения выходной кромки лопатки РКТ с бандажом на 100% - ом номинальном режиме, кгс/мм<sup>2</sup>

выходная кромка	корытце	<b>47,3</b>
	центр	35,7
	спинка	<b>27,1</b>

Таблица 3.4.3 – 2

Эквивалентные напряжения в радиусе сопряжения выходной кромки лопатки №14 СА с бандажом, кгс/мм<sup>2</sup>

выходная кромка	корытце	<b>60</b>
	центр	60
	спинка	<b>38</b>

Очевидно, что «аномальный» рост трещин в лопатках РКТ, проявляющийся в более высокой скорости роста поверхностных трещин по спинке, по сравнению с ростом поверхностных трещин по корытцу должен быть связан с воздействием

на спинку лопатки дополнительной циклической нагрузкой. В [94] показано, что такой дополнительной циклической нагрузкой может быть термоциклирование спинки лопатки РКТ с частотой вращения вала турбонасосного агрегата (ТНА) воздействием потока низкотемпературного пристеночного слоя кислорода, который «обдувает» прибордажную поверхность спинки, проходя через сектор с лопатками СА №1, 14, 15 и 16, ориентированных по потоку газогенераторного газа (рис.3.4.3 – 2).

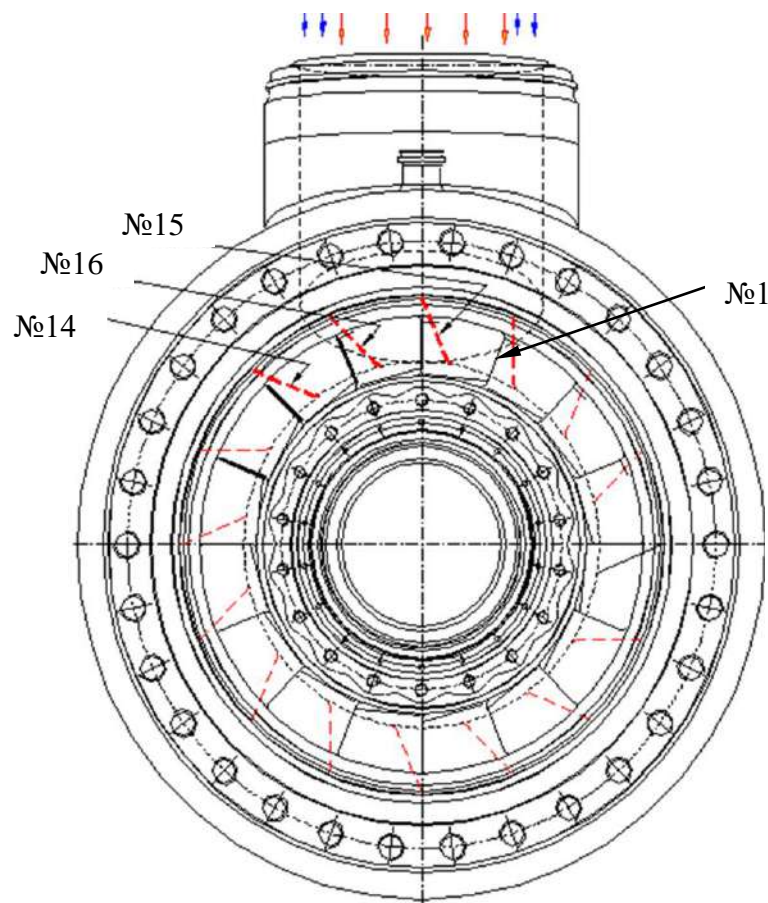


Рис. 3.4.3 – 2 Схема СА двигателя РД 180. Стрелками отмечены: 1, 14, 15 и 16 - номера лопаток сектора СА, ориентированных по направлению потока, синими стрелками – направление потока пристеночного кислорода, красными стрелками – направление потока горячего газа.

На 100%-ом номинальном режиме при частоте вращения вала ТНА 286 Гц полное время цикла дополнительного термонагружения прибордажной зоны спинки составит  $\sim 3.5 \cdot 10^{-3}$  с. СА двигателя РД 180 содержит 16 лопаток. Поскольку охлаждение спинки происходит через сектор СА, содержащий 4 лопатки, то время цикла охлаждения спинки пристеночным слоем, имеющим температуру  $\sim -10^0$  С, составит  $\sim 0.88 \cdot 10^{-3}$  с (1/4 оборота), а время нагрева спинки



основным потоком генераторного газа с температурой  $\sim 550^{\circ}\text{C}$  -  $2.62 \cdot 10^{-3}\text{с}$  (3/4 оборота). На рис. рис. 3.4.3 – 3 приведена схема циклограммы термоциклирования спинки лопатки,  $n$  – обороты РКТ.

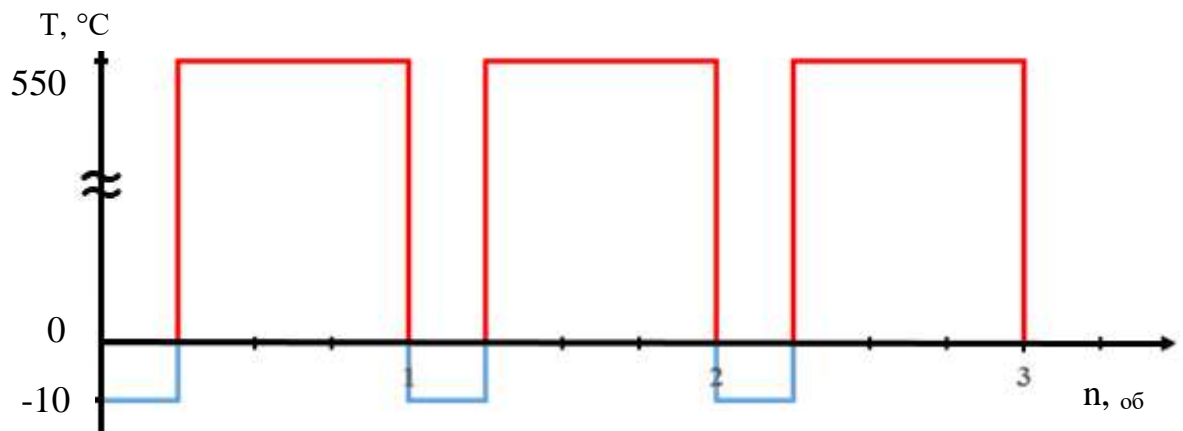


Рис.3.4.3 – 3 Циклограмма термоциклирования прибандажной зоны спинки лопатки РКТ.

Представляется, что термоциклирование прибандажной зоны поверхности спинки лопатки создает условия, при которых максимальное напряжение цикла динамической нагрузки  $\sigma_{\max}$  и максимальный размах коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K_{\max}$  на спинке лопатки превысят значения  $\sigma_{\max}$  и  $\Delta K_{\max}$  на корытце и скорость роста усталостной трещины по спинке будет превышать скорость роста по корытцу [94].

Помимо термоциклирования спинки лопатки РКТ воздействие низкотемпературного пристеночного слоя приводит к образованию на спинках зон эрозинного износа одинаковых по форме и расширяющихся в сторону выходной кромки. Область эрозионного износа на спинке у всех лопаток РКТ выглядит одинаково по форме и местоположению (рис. 3.4.3 – 4а), в то время как у каждой из четырех лопаток СА области эрозии различаются по форме и положению. Например, у лопатки №15 область эрозии имеется как на спинке, так и на корытце (рис. 3.4.3 – 4б), а у лопатки №14 область эрозии имеется только на корытце.

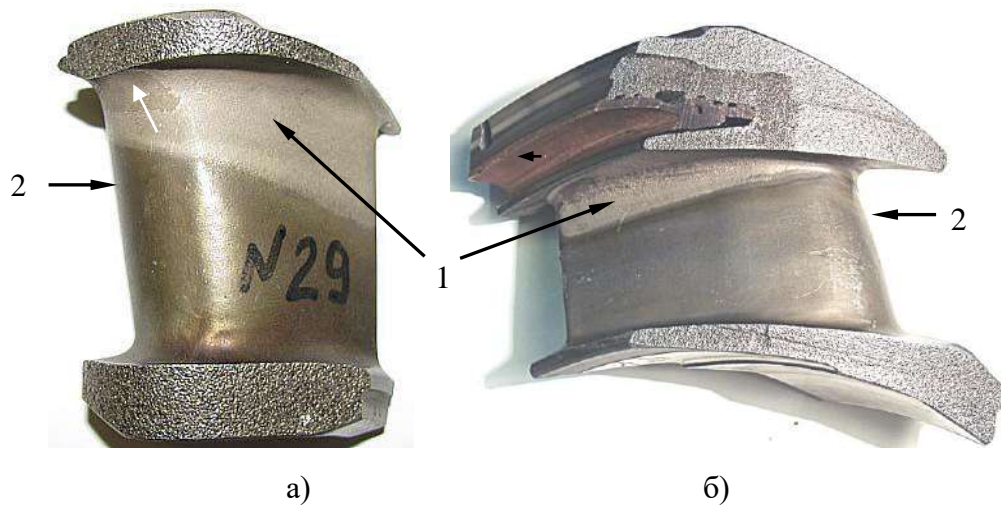


Рис.3.4.3 – 4 Зоны эрозии на поверхности спинки лопатки РКТ (а) и спинки лопатки № 15 СА (б) двигателя РД180 (б); стрелками показаны: 1 - область эрозии, 2 – входная кромка.

По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа на спинке лопатки РКТ в области эрозионного износа концентрация кислорода составляет  $\sim 5.3\%$  вес, при этом компоненты защитного покрытия СКН – 8 (Ba, Ce) отсутствуют; вне области эрозии поверхность лопатки равномерно окислена и концентрация кислорода на ней находится на уровне  $\sim 26.4\%$  вес., а в спектрах присутствуют линии элементов покрытия СКН-8.

У лопатки №15 С.А. в области эрозионного износа на спинке концентрация кислорода составляет  $\sim 8.6\%$  вес., остальная поверхность лопатки (никелевое покрытие) равномерно окислена, и концентрация кислорода составляет  $\sim 23.5\%$  вес.

Макрофрактографическое исследование показало, что в областях эрозионного износа происходит значительный износ материала покрытий с образованием развитой поверхности ( $R_a-3.92$ ) (рис. 3.4.3 – 5а). Морфология поверхности эрозионного износа имеет сходство с поверхностью, образующейся при гидроэрозии по механизму микроударного воздействия капель жидкости [94, 95]. В области равномерного окисления поверхность относительно гладкая ( $R_a-1.96$ ) (рис. 3.4.3 – 5б).



Рис. 3.4.3 – 5 Поверхность лопатки №15 СА двигателя РД 180; а – область эрозии, б – область равномерного окисления. Увеличено.

С целью выяснения возможного влияния потока холодного пристеночного кислорода на разрушение лопаток РКТ был проведен анализ поверхностей изломов лопаток методом датированного окисления. На изломах лопаток содержание кислорода определяли вдоль центральной линии излома, а также в областях со стороны корытца и спинки. Результаты анализа излома лопатки РКТ представлены на (рис. 3.4.3 – 6). Из них следует, что в областях, прилегающих к корытцу концентрации кислорода существенно выше, по сравнению с областями, прилегающими к спинке. Аналогичная картина наблюдается и на изломах других лопаток РКТ.

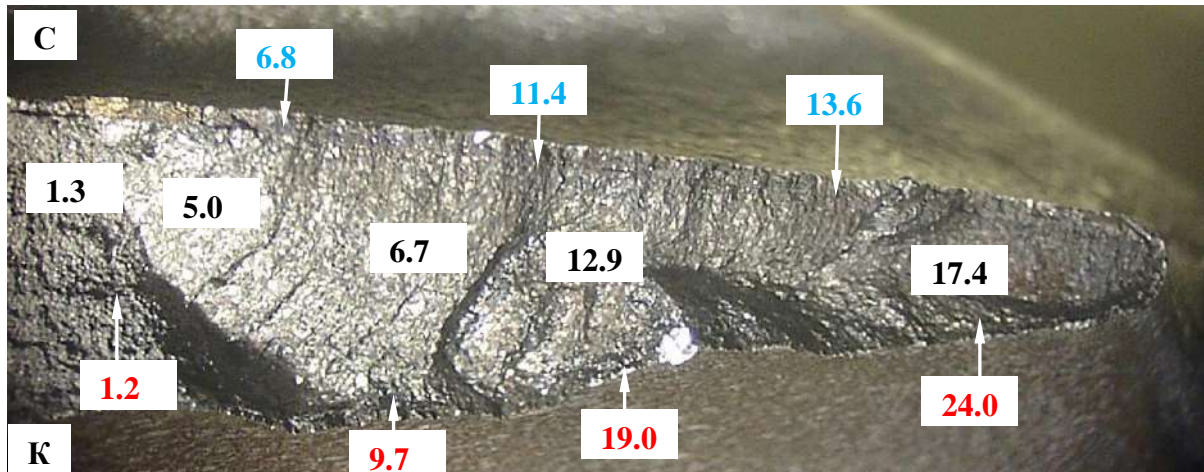


Рис. 3.4.3 – 6 Содержание кислорода на поверхности излома лопатки РКТ

Анализируя распределение содержания кислорода на поверхностях изломов лопаток Р.К. можно выделить следующие закономерности:

- на всех изломах вдоль центральной линии содержание кислорода уменьшается по мере увеличения длины трещины;

- содержание кислорода на изломах со стороны корытца всегда превышает содержание кислорода со стороны спинки, т.е. толщина окисной пленки со стороны корытца лопатки выше, чем со стороны спинки.
- термоциклирование поверхности спинок лопаток РКТ двигателя РД 180 в приобандажной области приводит к увеличению скорости роста трещин усталости по спинке;

Устранить термоциклирование спинок лопаток РКТ потоком низкотемпературного пристеночного слоя кислорода можно либо прекратив его подачу на лопатки СА и РКТ, либо установить в стыке газогенератор + статор в районе лопаток №№16,15,14 и №№1, 2, 3 турбулезирующий выступ, перемешивающий низкотемпературный пристеночный слой с основным потоком генераторного газа [94]. Представляется, что применение турбулезирующего выступа является более эффективным решением. Ниже рассмотрен принцип работы его работы.

#### **Турбулезирующий выступ. Расчет и принцип работы.**

Конструктивно тракт охлаждения газогенератора (ГГ) выполнен таким образом, что весь расход кислорода, идущий по межреберным каналам тракта охлаждения ( $\sim 26$  кгс/с), поступает в коллекторную полость статора турбины с температурой  $\sim -10$  °С. Поэтому в коллекторной полости статора может наблюдаться значительная температурная неравномерность:

- в основном потоке генераторного газа  $\sim 550 \pm 30$  °С;
- в пристеночном слое  $\sim -10$  °С (рис. 3.4.3 – 7).

Эта неравномерность температурного поля на выходе из газогенератора по-разному воздействует на лопатки соплового аппарата статора:

- на ближайших к ГГ лопатках статора (№№16, 15, 14 и несколько в меньшей степени №№1,2,3) эта неравномерность может негативно сказываться в виде значительного температурного градиента;

– на удаленных лопатках (№№4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13) из-за турбулентного течения в коллекторе статора указанная неравномерность может существенно "сглаживаться".

Кроме этого, указанная неравномерность может оказывать негативное влияние и на лопатки РКТ, вызывая чередование холодных и горячих циклов при вращении.

С целью устранения неравномерности температурного поля на выходе из ГГ представляется целесообразным в стыке газогенератор + статор (в районе лопаток №№16, 15, 14, может быть и №№1, 2, 3) установить турбулезирующий выступ, перемешивающий низкотемпературный пристеночный слой с основным потоком генераторного газа.

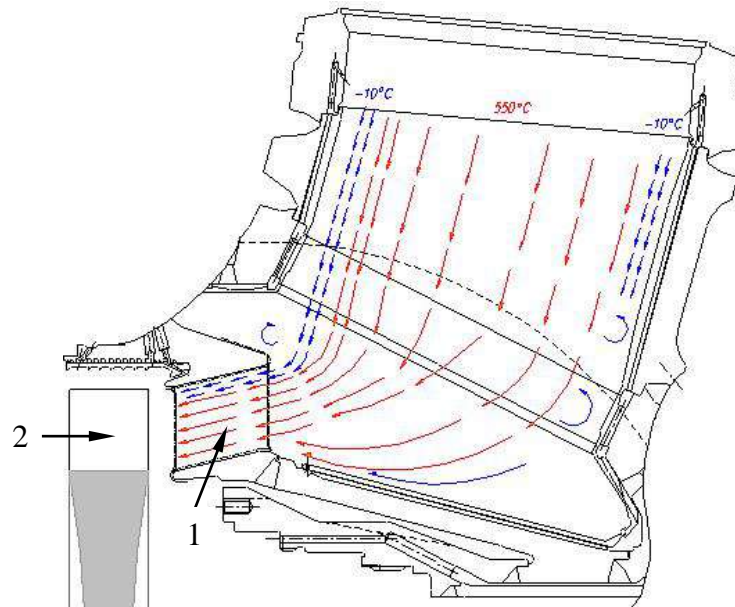


Рис. 3.4.3 – 7 Температурная неравномерность в потоке газогенераторного газа. Стрелками показаны: 1 – лопатка СА, 2 – лопатка РКТ.

С целью устранения неравномерности температурного поля на выходе из ГГ представляется целесообразным в стыке газогенератор + статор (в районе лопаток №№16, 15, 14, может быть и №№1, 2, 3) установить турбулезирующий выступ, перемешивающий низкотемпературный пристеночный слой с основным потоком генераторного газа [94].

Возможные варианты турбулезирующих (сбросных) выступов и структура потоков при их обтекании представлены на рис. 3.4.3 – 8.



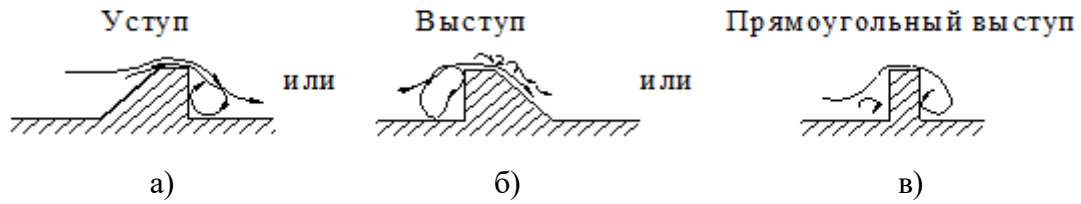


Рис. 3.4.3 – 8 Варианты турбулезирующих выступов

Для оценки эффективности "сбросного" выступа по снижению исходной неравномерности поля температур проведена экспертная оценка величины температуры потока в вихревом слое за "сбросным" кольцом. Схема расчета приведена на рис. 3.4.3 – 9.

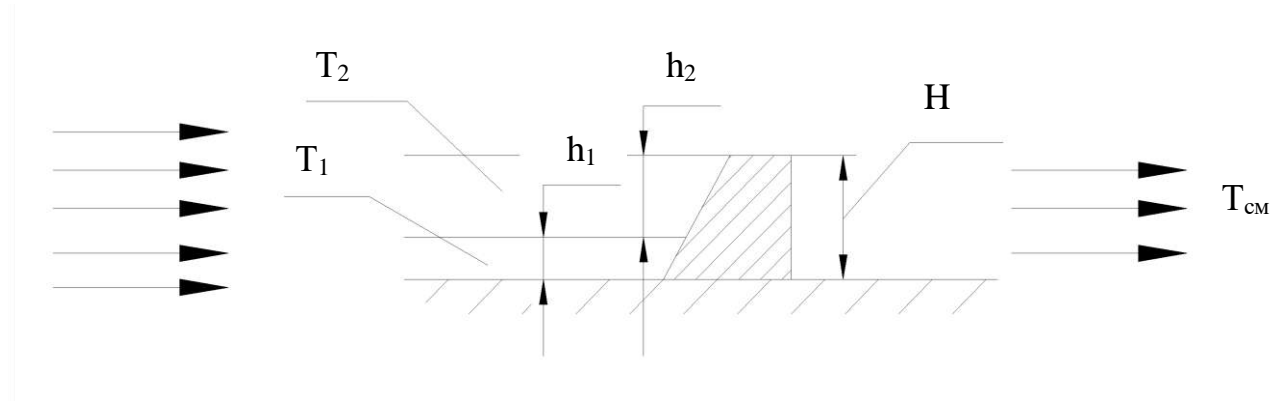


Рис. 3.4.4 – 9 Схема расчета

$T_1[K]$  – температура кислорода на выходе из канала охлаждения;

$T_2[K]$  – температура генераторного газа;

$T_{см}[K]$  – температура перемешиваемых слоев – пристеночного и генераторного газа в слое высотой  $H$ ;

$h_1$ ,  $h_2$  и  $H$  [мм] – высоты пристеночного слоя, основного слоя и "сбросного" выступа, соответственно.

Исходя из условий неразрывности потока и закона сохранения энергии температуру смеси в вихревом слое за "сбросным" выступом можно представить следующими формулами:

$$\text{Энергия} - C_{p1}T_1G_1 + C_{p2}T_2G_2 = C_pT_{см}G \quad (1)$$

$$\text{Расход} - G_1 + G_2 = \gamma_1 u_1 h_1 D + \gamma_2 u_2 h_2 D \quad (2)$$

где  $\gamma_1$  и  $\gamma_2$  – плотности кислорода в пристеночном и основном слоях генераторного газа;  $u_1$  и  $u_2$  соответствующие этим слоям скорости.

Используя (1) и (2) для температуры смешения получаем уравнение:

$$T_{см} = (C_{p1}T_1G_1 + C_{p2}T_2G_2) / C_p G \quad (3)$$

При условии равенства скоростей  $u_1 = u_2 \equiv u$

$$T_{см} = [T_1 + T_2(C_{p2}/C_{p1})(\gamma_2/\gamma_1)(h_2/h_1)] / [(C_p/C_{p1})(1 + (\gamma_2/\gamma_1)(h_2/h_1))] \quad (4)$$

При условии равенства теплоемкостей  $C_p = C_{p1} = C_{p2}$

$$T_{см} = [T_1 + T_2(\gamma_2/\gamma_1)(h_2/h_1)] / [1 + (\gamma_2/\gamma_1)(h_2/h_1)] \quad (5)$$

Результаты расчета температуры перемешиваемых слоев  $T_{см}$  в диапазоне высот “сбросного” выступа  $5 \div 8$  мм при номинальном режиме работы двигателя РД180 с параметрами  $T_1 = 264\text{K}$ ,  $T_2 = 823\text{K}$ ,  $\gamma_1 = 664 \text{ кг/м}^3$ ,  $\gamma_2 = 260 \text{ кг/м}^3$  для 2-х вариантов перемешивания в масштабе высоты “сбросного” выступа ( $H$ ) и в масштабе высоты вихря ( $2,5 \times H$ ) сведены в таблицу 3.4.3 - 3 и представлены на рис. 3.4.3 – 10.

Таблица 3.4.3 - 3

Высота сбросного выступа [мм]	$T_{см}$ [K]	
	перемешивание в масштабе сбросного выступа	перемешивание в масштабе вихря
5	605	722
6	634	737
7	656	748
8	674	756

В газодинамическом плане “сбросный” выступ высотой 6 мм приводит к снижению проходного сечения на 10% и в этом случае коэффициенты потерь скоростного напора на сужение  $\zeta_{суж} = k(1 - F_{суж}/F_{расш})$  и расширение  $\zeta_{расш} = k_1(1 - F_{суж}/F_{расш})^2$  составят следующие величины:

$\zeta_{суж} = 0.5(1 - F_{174}/F_{186}) = 0.062$ ,  $\zeta_{расш} = 1(1 - F_{174}/F_{186})^2 = 0.124$ ,  $\zeta_{\Sigma} = 0.186$ . ( $F_{суж}$  – площадь проходного сечения над выступом,  $F_{расш}$  – площадь проходного сечения за выступом).



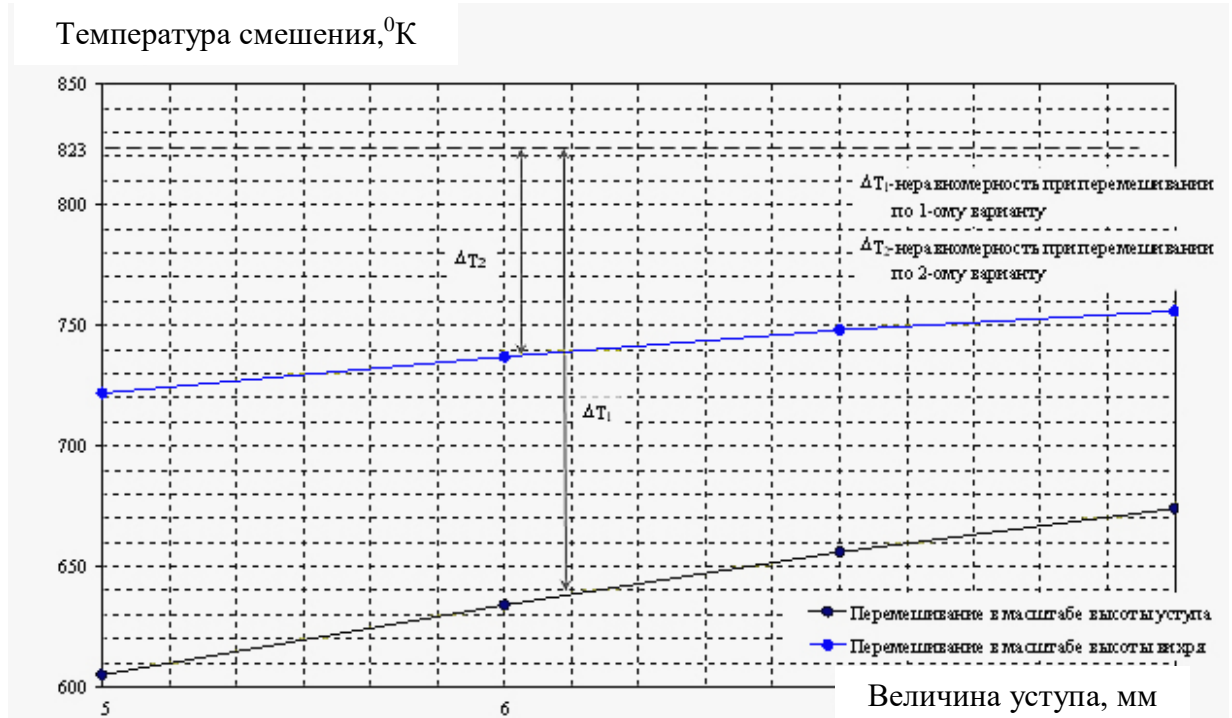


Рис.3.4.4 - 10 Значение температуры смешения  $T_{см}$  в следе за уступом

Учитывая то, что протяженность "сбросного" выступа предлагается сделать величиной  $\frac{6_{\text{число "холодных" лопаток}}}{16_{\text{общее число лопаток татора}}}$ , потери скоростного напора составят

$$\zeta_{расч} = 0,124 \cdot \frac{6}{16} = 0,069, \text{ т. е. увеличение потерь по газовому тракту перед}$$

турбиной не превысит  $14,7 \cdot 10^4 \text{ Па}$  ( $1,5 \text{ кгс/см}^2$ ).

Указанная величина сужения не может заметно сказаться на увеличении потерь по газовому тракту.

Основные параметры предлагаемого "сбросного" выступа следующие:

- 1) высота  $H$  — 6 мм;
- 2) протяженность — 6/16 от периметра расположения  $\sim 220$  мм;
- 3) материал — никелевый сплав.

### 3.4.5 Современные жаропрочные сплавы

Жаропрочные сплавы, из которых изготавливают узлы турбин ЖРД большой мощности - горячедеформированный ЭК-61(сопловой аппарат) и гранулируемый ЭП741П (рабочее колесо турбины) на современном этапе уже не отвечают значительно возросшим требованиям к характеристикам прочности и сопротивления малоциклового усталости необходимых для многоразовых ЖРД.

В настоящее время разработаны новые жаропрочные гранулируемые и деформированные никелевые сплавы, которые по комплексу свойств превосходят известные российские и зарубежные сплавы, которые могут быть использованы в авиационных газотурбинных двигателях нового поколения и в узлах турбин многоразовых жидкостных ракетных двигателях.

Среди гранулируемых разработаны сплавы с высокими характеристиками прочности и сопротивления малоциклового усталости типа ВВ751П, ВВ752П ( $\sigma_B = 1640$  МПа и  $\sigma_{0,2} = 1220$  МПа) с рабочей температурой до  $650^\circ\text{C}$  и высокожаропрочные сплавы типа ВВ750П и ВВ753П ( $\sigma \geq 750$  МПа, 100 ч,  $750^\circ\text{C}$ ) для рабочих температур  $750^\circ\text{C}$ .

Для разработки сплава ВВ751П был взят высокопрочный и освоенный в производстве деформируемый сплав ЭК 151 разработки ВИАМ [96], в состав которого был добавлен Hf и проведена корректировка содержания Al и микролегирующих элементов. Несмотря на незначительные различия в химическом составе сплавов ЭК 151 и ВВ751П гранулируемый сплав обеспечил более высокие механические свойства: прочностные характеристики увеличены на 5%, а длительная прочность при  $650^\circ\text{C}$  на 5-7% (до 1080 МПа) [97].

Сплав ВВ751П используется для производства заготовок турбинных и компрессорных дисков и имеет область гомогенности порядка  $20\text{--}30^\circ\text{C}$ . Такой интервал является достаточно широким для столь легированного сплава, что делает его технологичным на стадиях ГИП и ТО [98].

У сплава ВВ751П с пределом прочности более 1600 МПа и пределом текучести более 1200 МПа [99, 100] гарантируемые механические свойства выше,

чем у всех отечественных гранулируемых и многих деформируемых сплавов аналогичного назначения (табл.3.4.5 – 1).

Таблица 3.4.5 – 1.

Механические свойства заготовок дисков из сплава ВВ751П, $t = 20^{\circ}\text{C}$				
$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KUC, Дж/см <sup>2</sup>
$\geq 1600$	$\geq 1200$	$\geq 13$	$\geq 12$	$\geq 25$

Длительная прочность, $t = 650^{\circ}\text{C}$ , $\sigma = 1100\text{МПа}$		МЦУ, циклы, $t = 650^{\circ}\text{C}$ , $\sigma = 1120\text{ МПа}$ $f = 1\text{ Гц}$ .
$\tau_{\text{гл}}$	$\tau_{\text{н}}$	N
$\geq 100$	$\geq 100$	$\geq 10000$

Основной вид дефектов, которые могут вызывать преждевременное разрушение при МЦУ, это неметаллические (шлаковые или керамические) включения, наследуемые из литых заготовок для производства гранул методом PREP – распылением быстровращающейся литой заготовки [100].

Использование гранул крупностью менее 70 мкм позволило существенно снизить размер и количество неметаллических включений в материале дисков [101] и, следовательно, увеличить гарантируемое время до разрушения при испытаниях на МЦУ до величины более 20000 циклов при  $t = 650^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma = 1120\text{ МПа}$ ,  $f = 1\text{ Гц}$ . Также по сравнению с существующей технологией снизились средний размер зерна и разнорзернистость в заготовках дисков.

При закалке сплава из двухфазной области размер зерна составляет 30 мкм, а при закалке выше температуры сольвуса – 35 мкм. Проведение закалки из однофазной области позволяет сформировать выделения  $\gamma'$ -фазы более мелкого размера, чем при закалке из двухфазной области. Причина этого заключается в том, что при нагреве выше сольвуса полностью растворяется крупная некогерентная  $\gamma'$ -фаза, образовавшаяся на предыдущих технологических этапах [101]

При создании жаропрочного сплава ВВ753П в качестве исходной композиции был использован химический состав самого жаропрочного гранулируемого сплава ВВ750П (ГОСТ Р 52802). С целью повышения уровня

всех механических характеристик сплава ВВ 753П была проведена оптимизация химического состава сплава ВВ750П в следующих направлениях [102].

Для повышения прочностных характеристик:

– одновременно усилено упрочнение матрицы и  $\gamma'$ -фазы за счет увеличения содержания кобальта и введения нового для отечественных суперсплавов легирующего элемента тантала как эффективного упрочнителя всех структурных составляющих – несколько увеличено количество карбидной фазы за счет увеличения содержания углерода.

Для повышения жаропрочности:

– увеличена массовая доля упрочняющей  $\gamma'$ -фазы за счет увеличения суммарного содержания  $\gamma'$ -образующих элементов Al, Ti, Nb и введения Ta;  
– повышена фазовая стабильность и сопротивление ползучести за счет введения нового для отечественных суперсплавов легирующего элемента рения и увеличения содержания кобальта.

Для повышения коррозионной стойкости:

– увеличено содержание хрома и введен новый легирующий элемент рений, препятствующий горячей коррозии.

Относительно широкая область гомогенности сплава нового состава, превышающая 30 °С, обеспечивает его высокую технологичность при проведении основных операций – ГИП (горячего изостатического прессования) и термической обработки, определяющих уровень механических свойств.

Сплав ВВ753П по пределу прочности и пределу текучести превосходит сплав ВВ750П на 70–80 МПа, при этом его пластические характеристики остаются на достаточно высоком уровне ( $\delta$  и  $\psi$  около 20 %).

Температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы ( $T_{\gamma'}$ ) сплава ВВ753П на 10 °С выше, чем сплава исходной композиции. При этом количество  $\gamma'$ -фазы увеличилось приблизительно на 6 %, а карбидной фазы – на 0,3 % при практически неизменном значении мисфита.

Структура сплава ВВ753П в компактированном состоянии при температуре ГИП выше температуры сольвус  $\gamma'$ - фазы на гранулах фракций –140 мкм и более

мелких позволяет получать рекристаллизованную структуру с размером зерна 30–38 мкм без следов литой структуры и без выделения карбидных сеток по наследственным границам исходных гранул.

Область существования вторичных карбидов в сплаве ВВ753П лежит в температурном интервале 800 – 1050 °С, который в зависимости от скорости охлаждения при закалке может несколько снижаться или повышаться.

Управлять размером  $\gamma'$ -фазы можно, изменяя тип закалки (прямая, ступенчатая и неполная), скорости охлаждения при закалке и режим старения. Изменяя размер упрочняющей  $\gamma'$ -фазы в структуре сплава ВВ753П от 0,12 до 0,38 мкм можно варьировать уровень предела текучести от 1112 до 1210 МПа и уровень жаропрочности от 1138 до 1156 МПа при 650 °С и от 735 до 784 МПа при 750 °С.

Универсальный режим термической обработки полноразмерных заготовок дисков обеспечивает одновременно достаточно высокий уровень прочности (более чем на 10 % выше, чем у сплава исходной композиции) в комплексе с высокой жаропрочностью при температуре 650 и 750 °С (табл.3.4.5 – 2) [102].

Таблица 3.4.5 – 2.

Механические свойства сплава ВВ753П после различных режимов термообработки				
Режим термообработки	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
На высокую прочность	1620	1210	17.0	17.4
На высокую жаропрочность	1550	1120	19.5	20.0
Универсальный	1610	1170	16.5	17.0
Сплав ВВ750П	1491	1098	19.0	20.0
Сплав ВВ752П	1650	1220	18.5	20.0

Жаропрочность, МПа		МЦУ
$\sigma$ , 650°С, 100	$\sigma$ , 750°С, 100	Циклы N 20000, t = 650 °С, f = 1 Гц.
1156	735	1117
1138	784	1098
1138	755	1098
1084	735	1078
1118	-	1177

### Заключение

Выше было отмечено, что жаропрочные сплавы, из которых изготавливают узлы турбин ЖРД большой мощности - горячедеформированный ЭК-61(сопловой аппарат) и гранулируемый ЭП741П (рабочее колесо турбины) на современном этапе уже не отвечают значительно возросшим требованиям к характеристикам прочности и сопротивления малоцикловой усталости необходимых для многоразовых ЖРД, поскольку на ОИ двигателей в лопатках СА и РКТ образуются усталостные трещины. Особенно остро эта проблема встает при разработке многоразовых двигателей, например, для универсальной ракеты нового поколения «Ангара».

Представляется, что для повышения усталостной прочности материала СА и РКТ многоразовых двигателей может быть предложен высокопрочный жаропрочный сплав ВВ 752 П, имеющий высокие статические и усталостные характеристики ( $\sigma_B = 1640$  МПа и  $\sigma_{0.2} = 1220$  МПа) и рабочую температуру до 650 °С.

### Выводы к главе 3

1. При технологических нагревах сплава (ТН) ЭП 741 НП происходит декорирование границ зерен дисперсными карбидами (Nb, Ti, Hf) C, образующимися в результате частичного растворения  $\gamma'$  - фазы, образовавшейся при стандартной термообработке.

2. Декорирующие границы зерен карбиды, образующиеся при ТН, способствуют легкому порообразованию при зернограничном проскальзывании и значительно снижают длительную прочность сплава.

3. Декорирование границ при ТН не оказывает влияния на характеристики статической прочности и сопротивление усталости при комнатной температуре, поскольку в этих случаях разрушение происходит транскристаллитно.

4. В результате испытаний образцов сплава ЭП 741НП на скорость роста трещины усталости (СРТУ) при коэффициентах асимметрии цикла  $R = 0.1, 0.5$  и  $0.8$  и температурах 650 °С получены:

- кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР);

- уравнения роста трещин усталости;
- карты электронных микрофрактограмм последовательной смены рельефов поверхностей разрушения при увеличении размаха коэффициентов интенсивности напряжений ( $\Delta K$ );

5. Анализ полученных результатов показывает, что увеличение асимметрии цикла  $R$  приводит к «эквидистантному» смещению кинетических диаграмм в сторону пороговых значений размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ .

6. Лимитирующей стадией усталостного разрушения сплава ЭП 741 НП является зарождение трещины. Время зарождения усталостной трещины резко снижается при выходе дефектов в виде границ неспеченных гранул на поверхность образца.

7. Материал РКТ, в лопатках и бандаже которых при ОИ образовались трещины, по химическому составу, структуре и механическим свойствам соответствовал требованиям КД.

8. Разрушение лопаток РКТ происходит на ОИ по усталостному механизму под воздействием динамических (циклических) нагрузок высокого уровня путем образования площадки отрыва на входной кромке и последующего встречного роста поверхностных трещин со стороны корытца и спинки, которые, соединяясь между собой, образуют «магистральную» трещину.

9. Причина образования трещин в лопатках РКТ – циклические термические напряжения, вызываемые непосредственным воздействием холодного пристеночного кислорода на спинки лопаток с частотой вращения РКТ.

10. Причина массового растрескивания лопаток РКТ обусловлена их высоким наводороживанием в результате индивидуальных особенностей технологических процессов изготовления именно этих РКТ.

11. Наиболее вероятно, что причиной единичного растрескивания лопаток РКТ двигателей явилось наличие в областях зарождения усталостных трещин микроконцентраторов напряжений.



12. Оценка скорости роста и рельефов поверхности трещин в лопатках РКТ в сравнении со скоростями роста и рельефами трещин у образцов, испытанных на скорость роста трещины усталости, свидетельствуют о том, что длина трещин, выявляемых в лопатках РКТ после ОИ двигателей значительно меньше критической.

13. Факторами, способствующими трещинообразованию, могут быть:

- дефекты (концентраторы напряжений) в основном материале лопаток на границе с никелевым покрытием в виде внедренных основной материал частиц электрокорунда;
- трещины в измененном электроэрозией слое;
- наличие разупрочненной диффузионной зоны в основном материале лопатки на границе с никелевым покрытием;

14. Неравномерность температурного поля на выходе из газогенератора приводит к:

- термоциклированию поверхности спинок лопаток РКТ двигателя РД 180 в приобандажной области и к увеличению скорости роста трещин усталости по спинке;
- образованию на спинках одинаковых по форме и расширяющихся в сторону выходной кромки зон эрозинного износа защитного покрытия.

15. Установка турбулезирующего выступа в стыке газогенератор + статор устраняет термоциклирование спинки, эрозионный износ защитного покрытия и эффективно снижает неравномерность температурного поля на выходе из ГГ, не приводя к заметному увеличению потерь по газовому тракту.

### **Рекомендации к главе 3**

В связи с перспективой производства многоразовых двигателей на основании полученных результатов и имеющейся в литературе информации, можно сформулировать рекомендации о путях повышения сопротивления усталости лопаток РКТ

1. Горячая деформация (~ 20%) заготовок РКТ. В результате этой операции и последующей рекристаллизации происходит повышение сопротивления усталости в области МЦУ – при  $\sigma = 100$  кгс/мм<sup>2</sup> число циклов до разрушения у образцов после горячей деформации увеличивается в 3-4 раза по сравнению с образцами после ГИП.

2. Нанесение защитного покрытия, не приводящее к образованию широкой диффузионной зоны, она должна либо отсутствовать, либо иметь минимальную ширину.

3. Полное удаление измененного электроэрозионного слоя с поверхности лопаток, по крайней мере, в области выходной кромки лопаток.

4. Исключение из технологии изготовления РКТ обработки электрокорундом и последующего химического травления заготовки.

## Глава 4. Камеры сгорания

Камера сгорания (КС) является одной из основных частей ЖРД и разделяется на форсуночную головку, через которую топливо из системы подачи поступает в камеру, камеру сгорания и сопло.

У камеры сгорания и сопла имеются наружная стенка и внутренняя – огневая. Наружная стенка стальная (ВНС – 16), а материалом у внутренней стенки камеры сгорания и средней части сопла является бронза БрХ<sub>0,8</sub>, материал нижней части внутренней стенки сопла стали 12Х18Н10Т. Внутренние стенки охлаждаются горючим (керосином) и имеют оребренную поверхность (рис. 4 – 1).

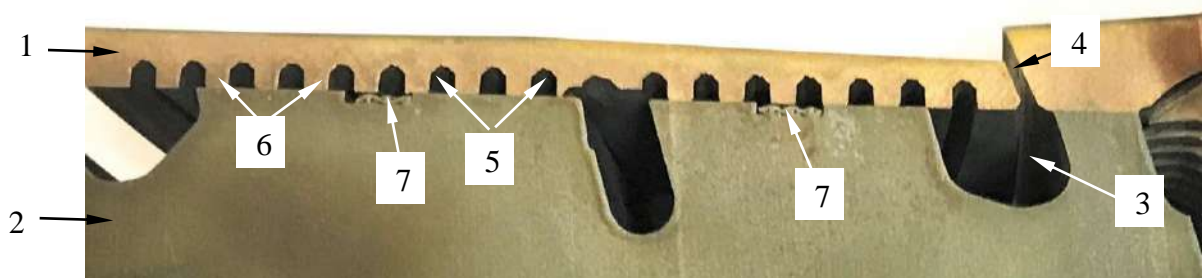


Рис.4 – 1 Макроизображение поперечного сечения стенок КС в области 2 – ой щели завесы. Стрелками отмечены: 1 – внутренняя оребренная стенка, 2 – внешняя стенка, 3 – коллектор щели завесы, 4 – щель завесы, 5 – межреберные каналы, 6 – ребра, 7 – сетка для сбора излишков припоя при пайке.

Сопряжение наружной и внутренней стенок осуществляется пайкой – капиллярной или контактно – реактивной. При соединении стенок контактно – реактивной пайкой на внутреннюю поверхность наружной стенки наносится гальваническое покрытие меди, а на оребренную поверхность бронзовой стенки гальваническое покрытие серебра. Контроль качества паяных соединений осуществляется путем проведения гидроиспытаний при давлении 39.24 МПа (400 кгс/см<sup>2</sup>).

Среди разрушений у КС случаются как технологические, так и эксплуатационные разрушения, ниже приводятся результаты исследований таких разрушений.

## 4.1 Технологические разрушения КС

### 4.1.1 Характер и причины образования дефектов в паяных соединениях средней части КС.

При технологических гидроиспытаниях камер сгорания (КС) имеют место случаи «вспучивания» внутренней бронзовой стенки (БрХ<sub>0.8</sub>) средней части КС в области канавки коллектора, расположенной на расстоянии ~ 6 мм от второй щели завесы. Максимальная высота «вспучины» может составлять от 0.02 – 0.05 до 0.2 – 0.5 мм. При высоте вспучины порядка 0.2 – 0.5 мм средняя часть КС бракуется, при высоте порядка сотых миллиметра – допускается к последующим технологическим операциям.

На рис.4.1.1 – 1 представлено поперечное сечение образца стенки с дефектами в паяных соединениях. Образец вырезан электроэрозией из области «вспучины», имеющей высоту ~ 0.4 мм, образовавшейся при давлении ~ 38.26 МПа (390 кгс/см<sup>2</sup>). Кольцевой дефект «а», длина которого составляет ~ 2.2 мм, расположен под ребром бронзовой стенки на краю канавки коллектора. Кольцевой дефект «б» шириной ~ 1.6 мм расположен в уплотнительном бурте.

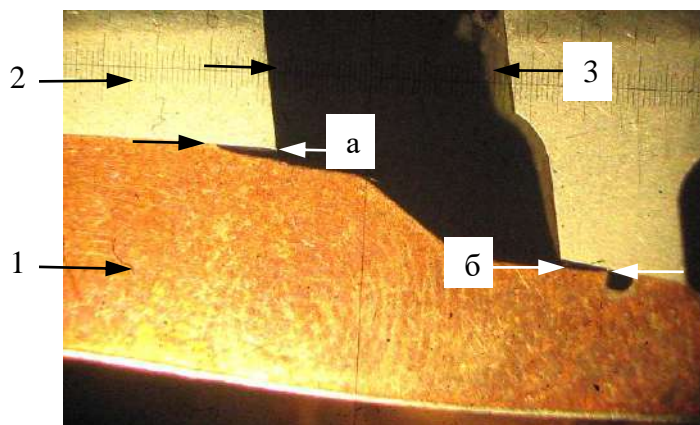


Рис.4.1.1 – 1 Дефекты в паяных швах в области канавки коллектора: а – дефект на крае ребра бронзовой стенки, б – дефект на крае ребра кольцевого уплотнительного бурта. Увеличено.

Стрелками показаны: 1 – бронзовая стенка, 2 – стальная стенка (ВНС-16), 3 – канавка коллектора.

Цель данной работы состояла в идентификации дефектов в паяных швах и определении механизма их образования, а также в определении степени влияния

размеров дефектов на потерю устойчивости внутренней стенки – связь размеров дефектов с величиной максимальной высоты вспучивания внутренней стенки.

Для проведения исследований использовались образцы с дефектами в паяных швах, которые были вырезаны электроэрозией из фрагментов стенок средней части КС, у которых при технологических гидроиспытаниях происходило образование областей вспучивания.

### Результаты исследования

Макрофрактографическое исследование вскрытого дефекта «а» на стальной стенке показало, что на его поверхности имеются 4 участка с различным рельефом, отмеченные на рис.4.1.1 – 2 двойными стрелками.

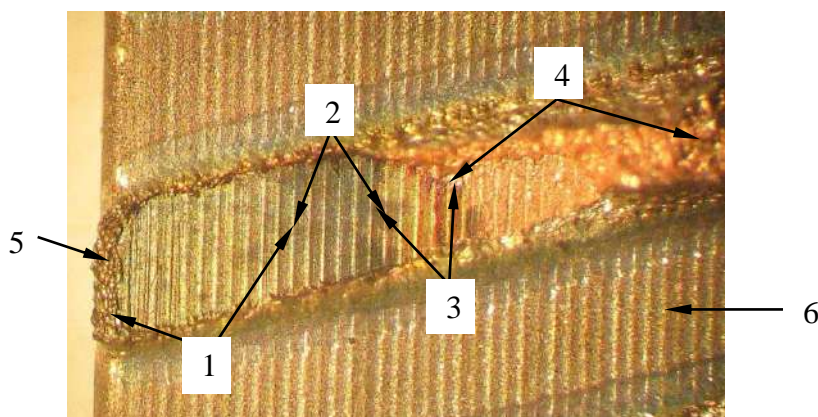


Рис.4.1.1. – 2 Макроизображения поверхности дефекта «а» на стальной стенке. Стрелками показаны: 1, 2, 3 – поверхность дефекта, 4 – поверхность силового долома, 5 – поверхность разрушения галтели, 6 – поверхность полуды. Увеличено.

На участке стальной стенки, отмеченном двойными стрелками 1, поверхностью дефекта является окисленная поверхность стальной стенки (рис.4.1.1 – 3а). У бронзовой стенки на участке 1 поверхность дефекта представляет собой окисленную поверхность паяного шва и имеет рельеф типа «реплики» от поверхности стальной стенки.

На участке 2 появляются вытянутые ямки (рис.4.1.1 – 3б), которые приобретают более четкие границы на участке 3 (рис.4.1.1 – 3в). Участок 4 представляет собой область принудительного силового долома с ямочным рельефом поверхности, проходящую сначала по паяному шву, а затем по материалу ребра бронзовой стенки (рис. 4.1.1 – 3г).

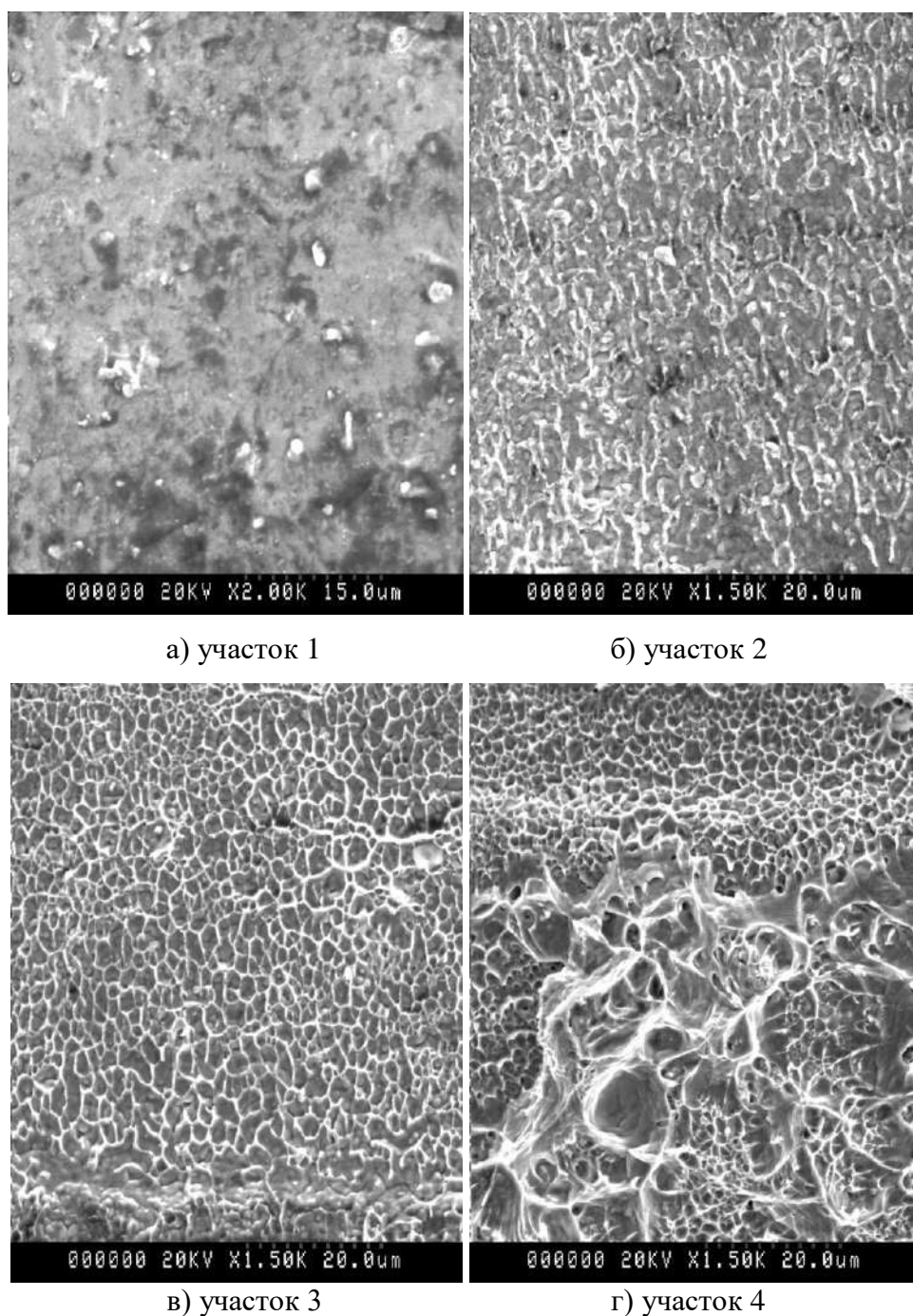
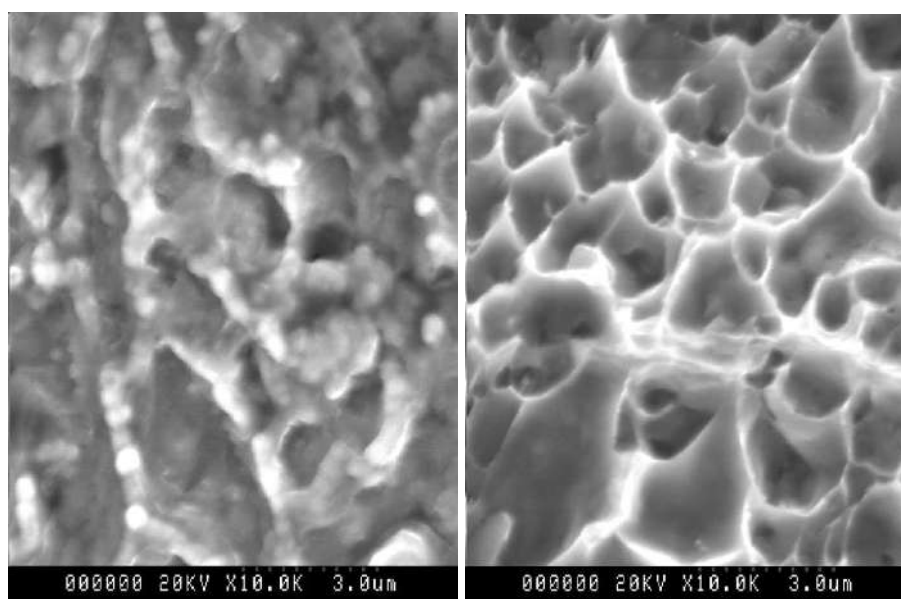


Рис.4.1.1 – 3 Электронные микрофрактограммы поверхности дефекта «а» на стальной стенке на участках, отмеченных на рис.4.1.1 – 2 стрелками 1 – 4.

Следует отметить, что строение ямок на участке 2 существенно отличается от ямок в области силового долома на участке 4. Это отличие наиболее четко проявляется при высоких увеличениях (рис. 4.1.1 – 4). Хорошо видно, что на участке 2 ямки имеют широкие («оплывшие») края (рис. 4.1.1 – 4а), в то время как в области силового долома края ямок острые (рис. 4.1.1 – 4б).



а) область 2

б) область 4

Рис. 4.1.1 – 4 Электронные микрофрактограммы ямочного рельефа на поверхности участков, отмеченных на рис. 4.1.1 – 2 стрелками 2 и 4

Исследование излома галтели, отмеченной на рис. 4.1.1 – 2 стрелкой 5 показало, что разрушение прошло по границам первичных кристаллов твердого раствора серебра в меди (по типу межзеренного) и по прослойкам эвтектики с образованием ямочного рельефа. На границе излома галтели с участком 1 наблюдается рельеф с «оплывшими» ямками, аналогичный рельефу на участке 2.

С целью определения степени окисления поверхности дефекта «а» на участках с различным рельефом, обозначенных на рис. 4.1.1 – 2 цифрами 1 – 4, был проведен микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) поверхности дефекта на стальной стенке, результаты которого по основным элементам сведены в таблицу 4.1.1 – 1.

Таблица 4.1.1 – 1

Результаты МРСА поверхности дефекта «а» на стальной стенке, вес. %

Область МРСА	O	Fe	Cu	Ag
1	12.1	34.4	14.3	-
2	11.8	28.9	23.9	1.9
3	2.2	6.5	72.4	3.2
4	1.6	-	83.2	-
полуда	11.8	1.6	57.5	11.2



Как следует из результатов МРСА, содержание кислорода в областях 1 и 2 такое же, как и на поверхности полуды припоя в межреберном пространстве (рис. 4.1.1 – 2 по стрелке 6).

Макрофрактографическое исследование кольцевого дефекта «б» показало, что на стальной стенке его поверхность окислена, и на всем протяжении от галтели до галтели рельеф дефекта «б» аналогичен рельефу поверхности дефекта «а» на участке 1 (рис. 4.1.1 – 5а по стрелкам 1).

На бронзовой стенке рельеф поверхности дефекта является репликой от поверхности стальной стенки и представляет собой окисленную поверхность паяного шва (рис. 4.1.1 – 5б).

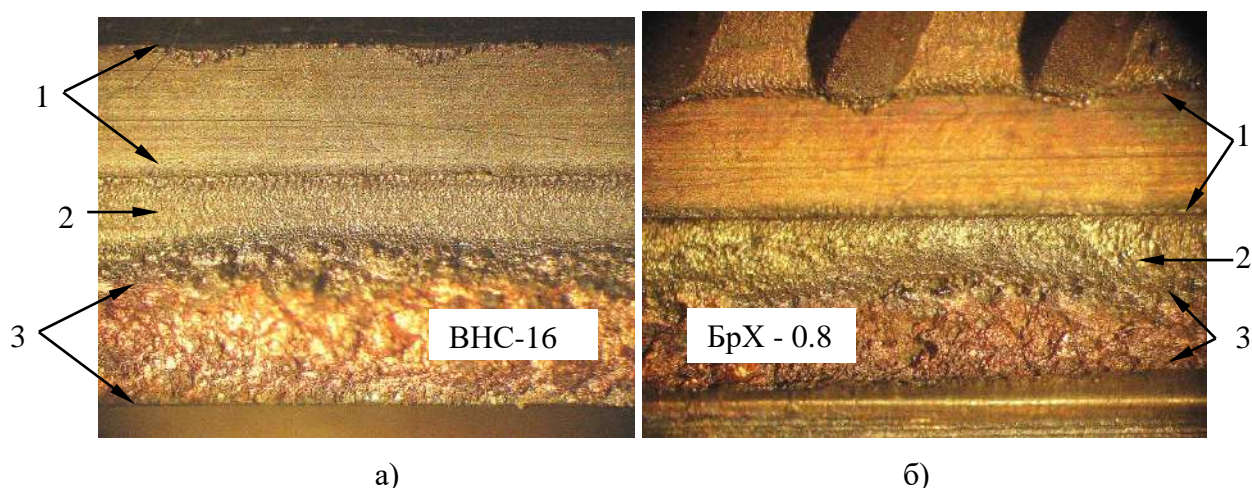


Рис. 4.1.1 – 5 Макроизображение дефекта «б» на стальной (а) и бронзовой (б) стенках. Стрелками показаны: 1 – поверхность дефекта «б», 2 – участок межреберной канавки уплотнительного бурта, 3 – излом принудительно разрушенного паяного соединения по ребру бронзовой стенки. Увеличено

### Анализ результатов

Проведенные исследования показали, что у всех образцов, вырезанных из областей вспучивания внутренней стенки средней части КС, образовавшихся при технологических гидроиспытаниях, в области канавки коллектора присутствуют дефекты на краях паяных швов, выходящие в канавку коллектора. Отличительной особенностью этих дефектов является наличие на их поверхности рельефа типа реплики, образовавшегося по механизму «расслоения» по границе поверхность стальной стенки – поверхность паяного шва на бронзовой стенке. Такой рельеф поверхности дефектов, а также ее степень окисления на уровне

окисления полуды припоя в межреберном пространстве (~ 12% вес. кислорода) позволяют сделать вывод о том, что дефекты в паяных швах, выходящих в канавку коллектора представляют собой высокотемпературные трещины, образовавшиеся при пайке во время охлаждения сборки под воздействием термических напряжений несоответствия, возникающих из-за разницы в значениях температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР) материалов сопрягаемых стенок.

Ширина канавки коллектора составляет ~ 9мм. При охлаждении сборки на этом расстоянии происходит «раздельное» сжатие стенок, в результате которого в паяных соединениях на краях канавки коллектора возникают касательные напряжения несоответствия между сопрягаемыми стенками:

$$\tau = G(\alpha_{Cu} \cdot \Delta T_{Cu} - \alpha_{ВНС} \cdot \Delta T_{ВНС}) \quad (1)$$

где,  $\tau$  – касательные напряжения;  $G$  – модуль сдвига стенки БрХ;  $\alpha_{Cu}$  – температурный коэффициент линейного расширения меди,  $\Delta T_{Cu}$  – изменение температуры бронзовой стенки;  $\alpha_{ВНС}$  – температурный коэффициент линейного расширения сталь ВНС-16;  $\Delta T_{ВНС}$  – изменение температуры стальной стенки.

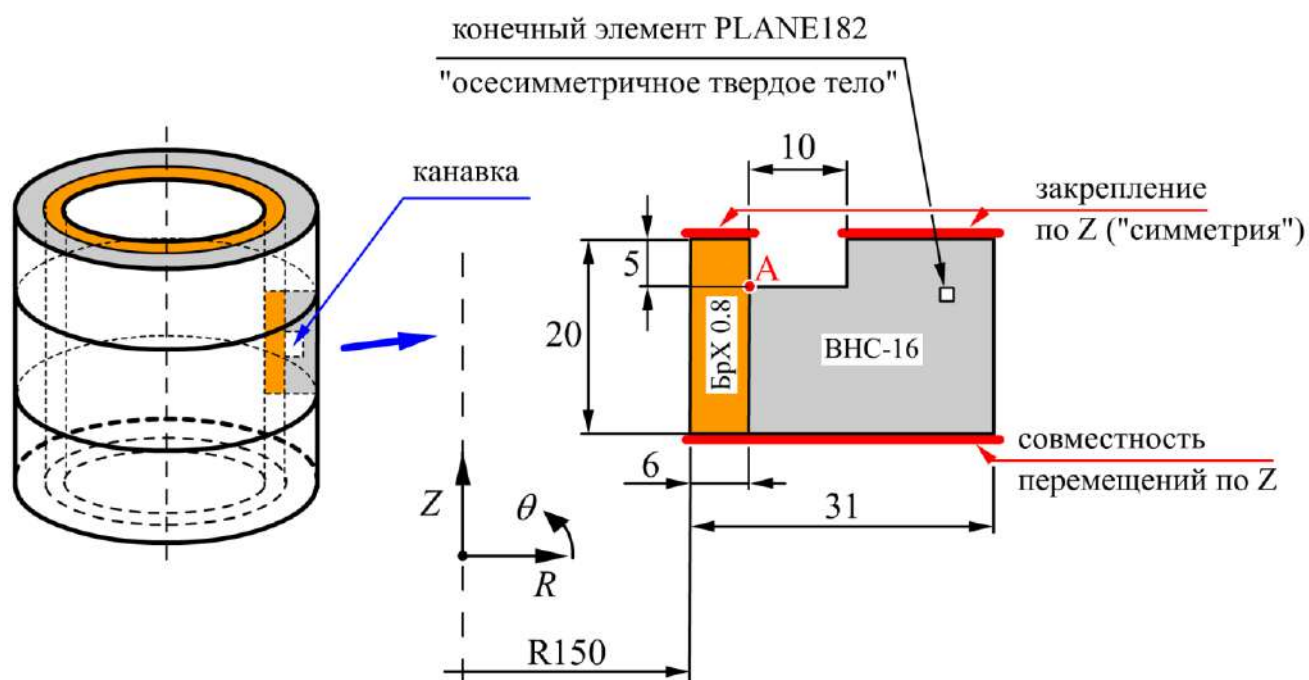


Рис. 4.1.1 – 6. Схема моделирования области коллектора

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 модели, представляющей собой двухслойную трубу (внутренний слой – бронза БрХ<sub>0,8</sub>, внешний – сталь ВНС-16), в средней части которой имеется окружная канавка, моделирующая коллектор охлаждения КС (рис. 4.1.1 – 6) [105].

Механические характеристики материалов, использованные в расчетах, взяты из [103, 104] и приведены в таблицах 4.1.1 – 2, 3.

Таблица 4.1.1 – 2.

Механические характеристики сплава БрХ 0.8

$T, ^\circ\text{C}$	$E, \text{кг/мм}^2$	$\mu$	$\alpha \cdot 10^6, 1/^\circ\text{C}$	$\sigma_B, \text{МПа},$ ( $\text{кг/мм}^2$ )	$\sigma_{0,2}, \text{МПа},$ ( $\text{кг/мм}^2$ )	$\psi, \%$
20	14500	0,3	16,2	234.5 (23,9)	78.5 (8,0)	70
600	11700	0,3	18,6	-	-	-
800	11100	0,3	19,2	-	-	-

Таблица 4.1.1 – 3.

Механические характеристики сплава ВНС-16

$T, ^\circ\text{C}$	$E, \text{кг/мм}^2$	$\mu$	$\alpha \cdot 10^6, 1/^\circ\text{C}$	$\sigma_B, \text{МПа},$ ( $\text{кг/мм}^2$ )	$\sigma_{0,2}, \text{МПа},$ ( $\text{кг/мм}^2$ )	$\psi, \%$
20	18500	0,3	11,6	1177.2 (120)	932,0 (95)	40
600	14000	0,3	10,3	-	-	-
800	12450	0,3	14,5	-	-	-

$T$  – температура;  $E$  – модуль упругости;  $\mu$  – коэффициент Пуассона;  $\alpha$  – коэффициент линейного расширения;  $\sigma_B$  – временное сопротивление;  $\sigma_{0,2}$  – условный предел текучести;  $\psi$  – коэффициент поперечного сужения образца.

Расчет имитирует процесс охлаждения сборки при пайке и выполнен для двух вариантов нагружения:

I. совместное охлаждение стенок БрХ<sub>0,8</sub> и ВНС-16 с 780 до 500 °С;

II. охлаждение стенки  $\text{BrX}_{0.8}$  с 780 до 520 °С, охлаждение стенки ВНС-16 с 780 до 500 °С.

Температура 780 °С – температура плавления медно-серебряной эвтектики выбрана исходя из того, что при этой температуре происходит окончательная кристаллизация паяных швов.

Результаты расчета приведены на рис. 4.1.1 – 7. Из представленных результатов видно, что максимальные касательные напряжения возникают на краях паяных соединений и резко снижаются в направлении от краев канавки коллектора [105]. Более высокая скорость охлаждения стальной стенки приводит к снижению напряжений. Очевидно, что при некотором сочетании скоростей охлаждения стенок можно добиться около нулевых значений напряжений.

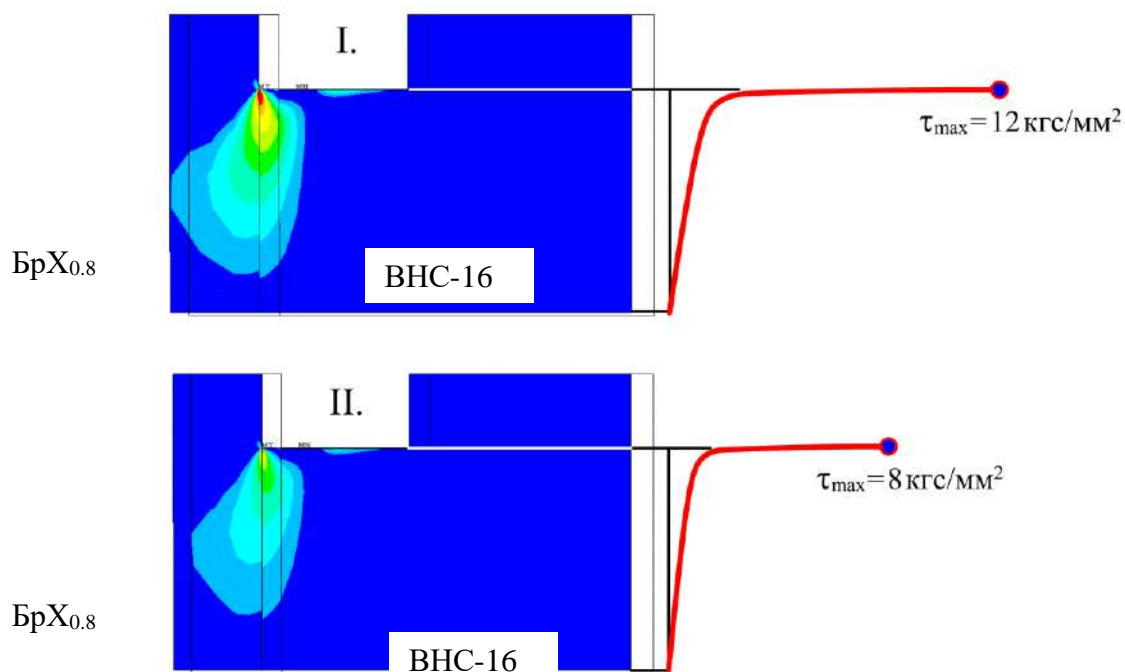


Рис. 4.1.1 - 7. Распределение касательных напряжений в паяном соединении  $\text{BrX}_{0.8}$ +ВНС-16; красный цвет на рисунках слева соответствует  $\tau \geq 2$  кгс/мм².

В связи с этим можно сделать вывод о том, что для предотвращения разрушений паяных соединений на краях канавки коллектора при пайке наиболее эффективным мероприятием будет более быстрое охлаждение стальной стенки в интервале температур 800 °С – 500 °С, например, путем принудительного обдува

вентилятором. При таком охлаждении напряжения будут эффективно релаксировать без разрушения паяных соединений.

Представляется, что давление гидроиспытания, при котором внутренняя стенка теряет устойчивость, будет тем ниже, чем больше будет размер трещин в паяных швах, образующихся при охлаждении сборки при пайке.

С целью качественной оценки влияния наличия начальной трещины в паяном соединении на краю канавки коллектора на результаты гидроиспытаний сборочных единиц были проведены расчеты напряженного состояния в зависимости от давления в канавке. В расчете использована конечно-элементная модель, описанная выше. Трещина моделируется путем “расшивки” сеток бронзы и стали на требуемой длине. Схема расположения и размер моделируемой трещины показаны на рис.4.1.1 – 8.

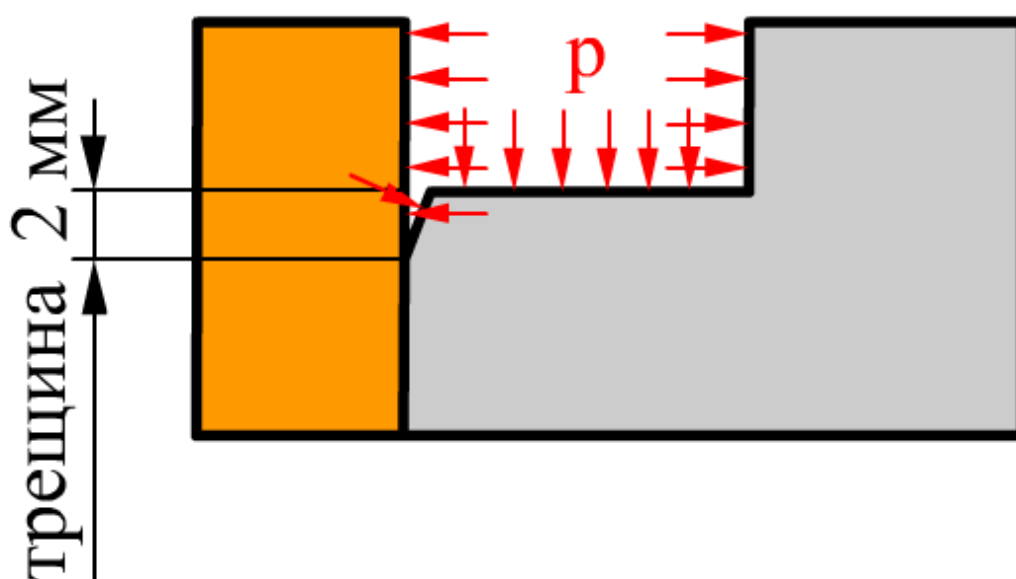


Рис.4.1.1 – 8 Схема расположения и размер моделируемой трещины

Результаты расчета показаны на рис. 4.1.1 – 9, 10. За критерий начала разрушения на графиках принята деформация бронзы:  $\varepsilon = \psi = 70\%$ .

Из рис. 4.1.1 – 9, 10 видно, что разрушение модели с трещиной происходит при давлении, которое на **30%** меньше, чем давление разрушения модели без трещины. При одинаковых давлениях величина остаточной выпуклости на

момент разрушения у модели с трещиной в **14 раз** выше, чем выпуклости у модели без трещины.

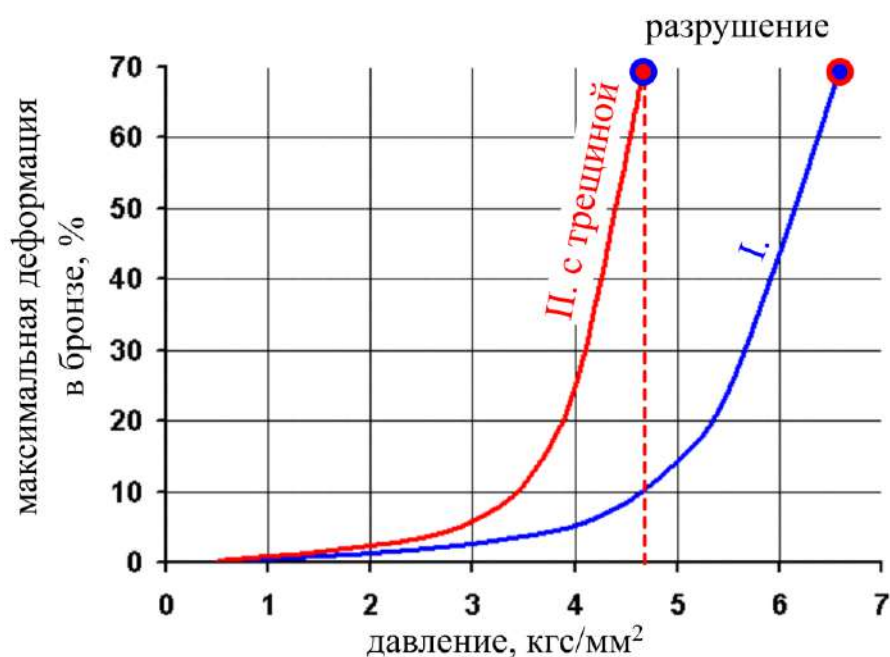


Рис. 4.1.1 – 9. Зависимости максимальной деформации в бронзе от давления в канавке: I – модель без трещины; II – модель с трещиной.

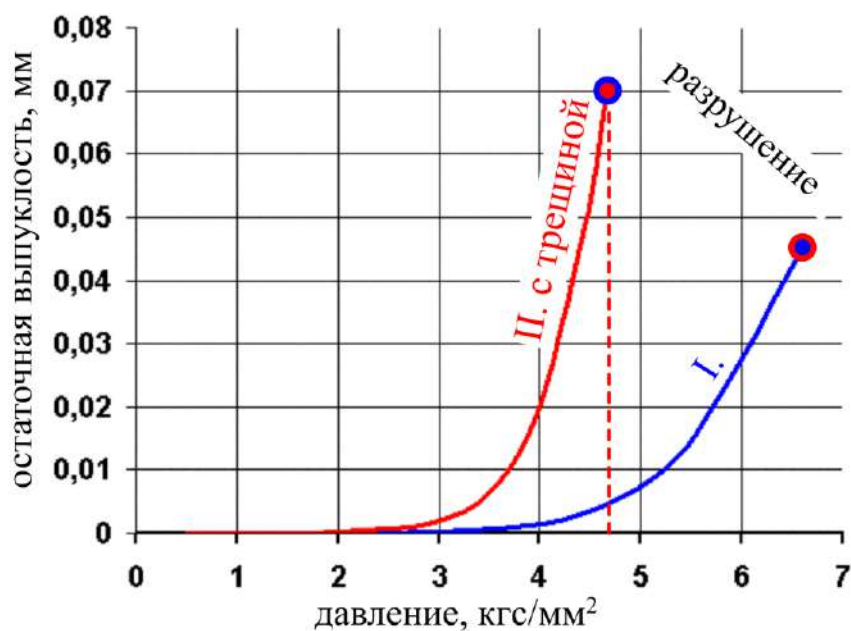


Рис. 10. Зависимости высоты остаточной выпуклости бронзы от давления в канавке после разгрузки: I – модель без трещины; II – модель с трещиной



На рис.11 показаны эквивалентные остаточные деформации после нагружения сборок с трещиной и без трещины давлением  $466 \text{ кгс/см}^2$  ( $45.7 \text{ МПа}$ ).

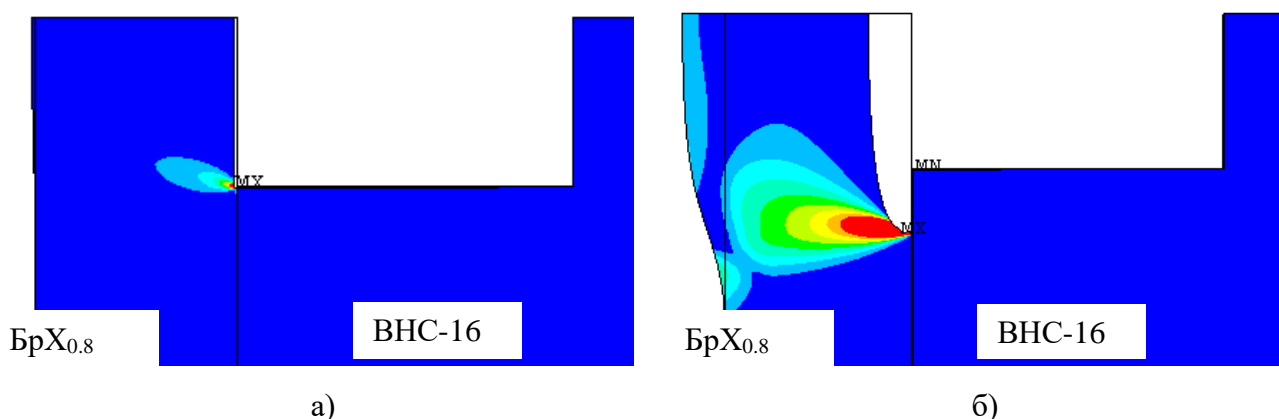


Рис. 4.1.1 – 11 Эквивалентные остаточные деформации после нагружения давлением  $4,66 \text{ кгс/мм}^2$  ( $45.7 \text{ МПа}$ ): а – модель без трещины; б – модель с трещиной; красный цвет соответствует  $\varepsilon \geq 2\%$

#### 4.1.2 Исследование причин вспучивания теплозащитного покрытия в области критического сечения КС

Теплозащитное хромоникелевое покрытие наносится на внешнюю поверхность внутренней стенки КС путем нанесения адгезионного подслоя гальванического никелевого покрытия толщиной  $\sim 1\text{-}2 \text{ мкм}$  из электролита хлористого никелирования. На адгезионный никелевый подслоя последовательно наносятся покрытие «толстого» никеля толщиной  $\sim 400 \text{ мкм}$  из сернокислого электролита и хромового покрытия толщиной  $\sim 150 \text{ мкм}$ .

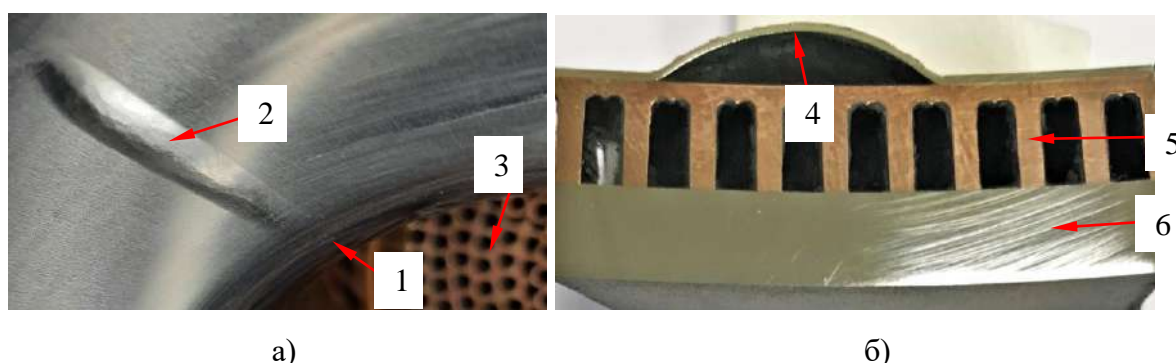


Рис. 4.1.2 – 1 Макроизображение поверхности внутренней стенки камеры с вздутием ТЗП (а) и поперечное сечение дефекта (б). Стрелками отмечены: 1 – местоположение диаметра критического сечения КС, 2 – вздутие ТЗП, 3 – форсуночная головка, 4 – поперечное сечение вздутия, 5 – внутренняя бронзовая оребренная стенка, 6 – внешняя стальная стенка.

При технологических испытаниях секции первой КС на участке внутренней стенки в районе критического сечения произошло вздутие теплозащитного



покрытия (ТЗП). Первичный дефект размером 11.7 x 35 мм и высотой ~ 0.2 мм образовался при гидроиспытаниях, а его развитие до высоты ~ 3 мм произошло при пневмоиспытаниях. На рис.4.1.2 – 1 представлены макроизображения вздутия ТЗП на поверхности внутренней стенки КС и его поперечного сечения.

### Результаты исследования

Для определения причин образования вздутия ТЗП из центральной части дефекта электроэрозией был вырезан фрагмент покрытия. Макроизображения внутренней поверхности фрагмента ТЗП и поверхности внутренней стенки представлены на рис.4.1.2 – 2.

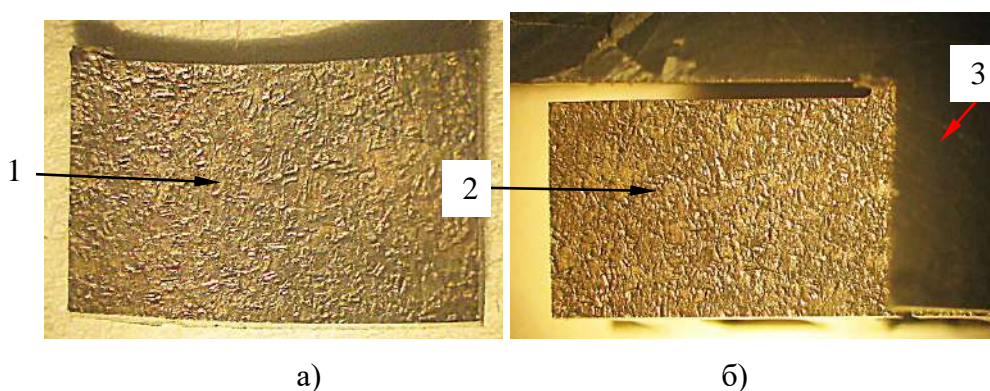
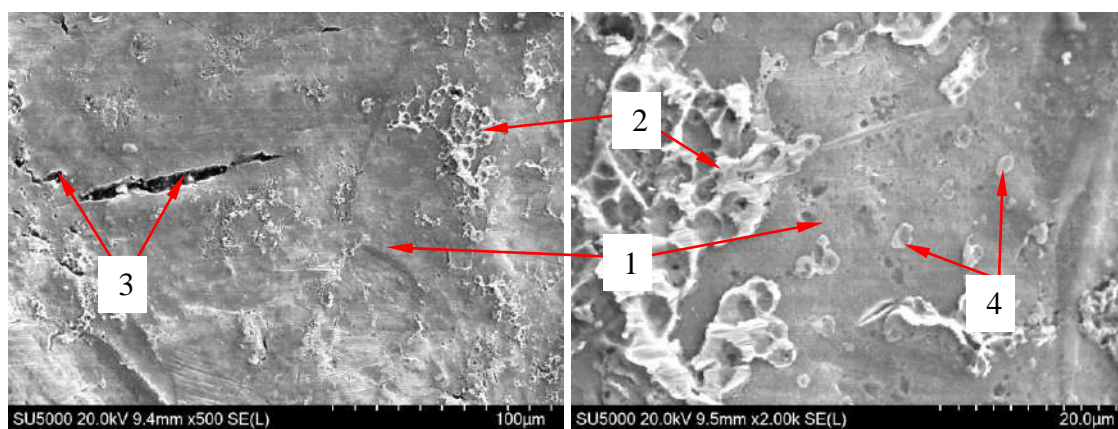


Рис. 4.1.2 – 2 Макроизображения внутренней поверхности фрагмента ТЗП, вырезанного из центра вздутия (а) и поверхности бронзовой стенки под вздутием (б). Стрелками показаны: 1 – внутренняя поверхность фрагмента ТЗП, 2 – поверхность бронзовой стенки, 3 – внешняя поверхность ТЗП. Увеличено.

Электронномикроскопическое исследование показало, что внутренняя поверхность фрагмента ТЗП представляет собой относительно гладкую поверхность «толстого» (сернокислого) никеля, по границе с которой при образовании вздутия произошло её отслоение от поверхности слоя хлористого никеля (рис.4.1.2 – 3 по стрелкам 1). На участках поверхности «толстого» никеля выявлены локальные вырывы материала бронзовой стенки с ямочным рельефом поверхности размером до 50 мкм (рис.4.1.2 – 3 по стрелкам 2) и трещины в покрытии, образовавшиеся при вздутии ТЗП (рис.4.1.2 – 3а по стрелкам 3). Кроме этого, на поверхности толстого никеля присутствуют локальные «пятна» хлористого никеля, отслоившиеся от бронзовой стенки (рис.4.1.2 – 3б по стрелкам 4).

По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа (МРСА) в спектрах от пятен хлористого никеля присутствует кадмий, концентрация которого находится на уровне  $\sim 1.3 - 1.7\%$  вес.



а)

б)

Рис. 4.1.2 – 3 Электронные микрофрактограммы внутренней поверхности ТЗП в области вздутия. Стрелками отмечены: 1 – поверхность сернокислого никеля, 2 – вырывы материала бронзовой стенки, 3 – трещины в ТЗП, 4 – локальные отрывы хлористого никеля

Для исследования поверхности бронзовой стенки, был приготовлен образец, у которого на границе дефекта был проведен отрыв ТЗП. Макроизображение образца представлено на рис. 4.1.2 – 4.

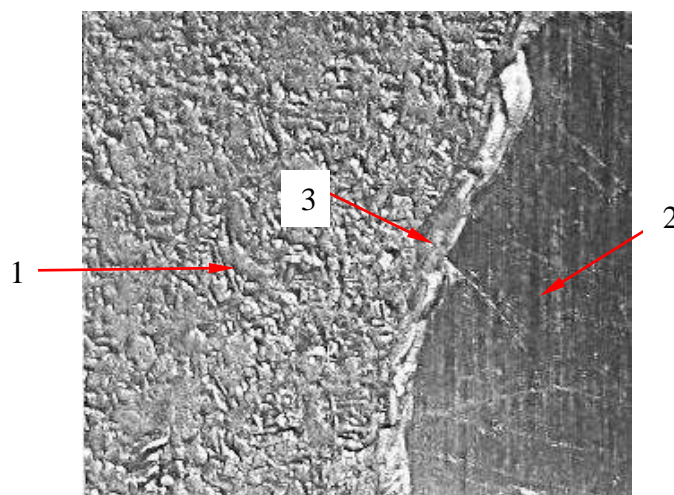


Рис. 4.1.2 – 4 Макроизображение поверхности бронзовой стенки на участке границы вздутия ТЗП. Стрелками отмечены: 1 – поверхность бронзовой стенки, 2 – внешняя поверхность ТЗП, 3 – граница вздутия

Фрактографическое исследование и МРСА показали, что практически на всей поверхности бронзовой стенки, расположенной под вздутием ТЗП, присутствует слой хлористого никеля с относительно гладкой поверхностью, на которой по данным МРСА кроме основных элементов меди и никеля

присутствуют кадмий (~ 1.5% вес) и кислород (~ 0.9% вес) (рис.4.1.2 – 5а по стрелке 1). На поверхности слоя хлористого никеля выявлены локальные вырывы материала бронзовой стенки с ямочным рельефом поверхности разрушения (рис.4.1.2 – 5а по стрелке 2).

На участках, прилегающих к границе вздутия, где был проведен принудительный отрыв ТЗП, большая часть поверхности имеет ямочный рельеф вязкого разрушения (рис. 4.1.2 – 5б).

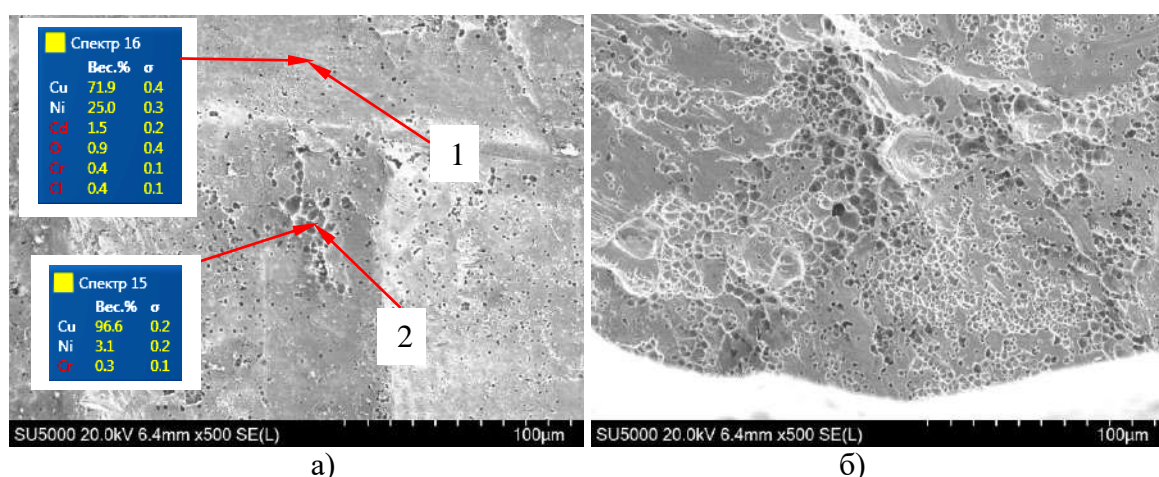


Рис. 4.1.2 – 5 Электронные микрофрактограммы поверхности бронзовой стенки в области центра вздутия (а) и на границе вздутия (б). Стрелками отмечены: 1 – поверхность хлористого никеля, 2 – поверхность вырыва материала бронзовой стенки.

### Анализ результатов

Образование вздутия ТЗП при комнатной температуре происходит под воздействием внешнего давления и наличии несплошности между слоями покрытия, а также низкого уровня межслойной адгезии на участке образования дефекта.

Фрактографические исследования показали, что практически вся внутренняя поверхность ТЗП и поверхность бронзовой стенки со слоем хлористого никеля на участке вздутия имеют гладкий рельеф, образующийся в результате межслойного расслоения. Наличие такого рельефа свидетельствует о низком уровне адгезии между слоями никеля.

На локальных участках с вырывами материала бронзовой стенки адгезия между слоями никеля находится на уровне прочности её материала, но размер таких участков (до 50 мкм) и их незначительное количество не оказывают



значительного влияния на интегральное значение адгезии. На краях вздутия большая часть поверхности имеет рельеф вязкого разрушения и высокий уровень адгезии, что и останавливает рост дефекта. Очевидно, что при образовании вздутия под воздействием давления на испытании КС между слоями никеля присутствовала несплошность.

Представляется, что низкий уровень адгезии между слоями никеля на участке образования вздутия может быть связан с наличием примеси кадмия в слое хлористого никеля, где по данным МРСА его концентрация находится на уровне 1.3 – 1.7 % вес. Негативное влияние кадмия на уровень адгезии между слоями никеля может быть связано с образованием на поверхности хлористого никеля тонкой окисной пленки кадмия, образовавшейся после нанесения покрытия. О наличии такой пленки могут свидетельствовать результаты МРСА поверхности бронзовой стенки на участке под вспучиной, по данным которого на поверхности присутствуют кадмий (~ 1.5% вес) и кислород (~ 0.9% вес) (рис. 4.1.2 – б).

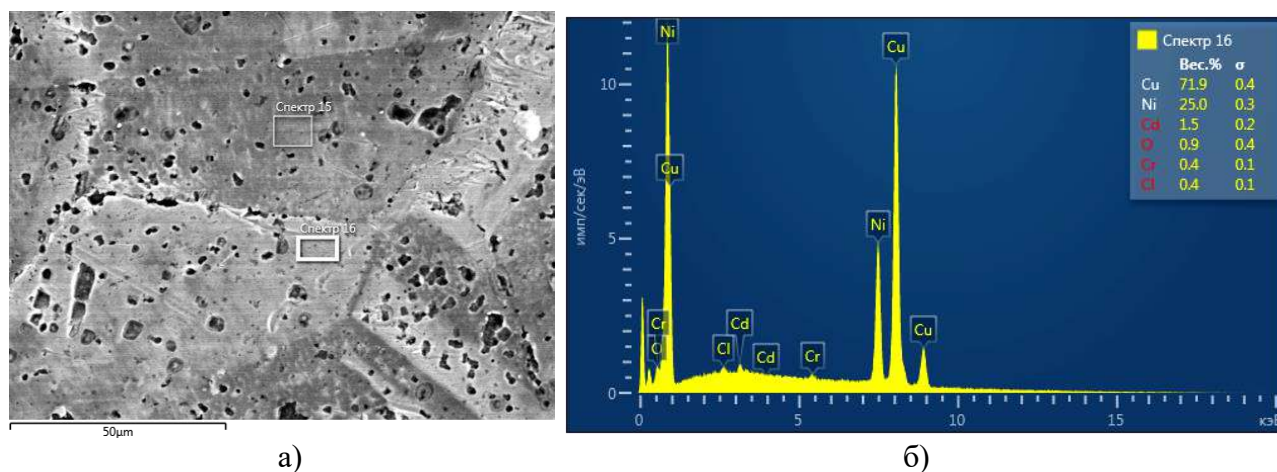


Рис. 4.1.2 – б Электронное изображение поверхности бронзовой стенки (а) и результаты её количественного МРСА (б).

Известно, что никель и никелевые сплавы склонны к пассивированию. На них образуются тонкие окисные плёнки, которые действуют как разделительный слой, ослабляя прочность сцепления покрытия [106].

Представляется, что присутствие кадмия в покрытии хлористого никеля связано с его нахождением в электролите хлористого никелирования. Предельно

допустимая концентрация кадмия в электролите никелирования – 20мг/л. При превышении этого содержания покрытие получается темно – серым и с пузырями.

## 4.2 Эксплуатационные разрушения КС

### 4.2.1 Вспучивания внутренних стенок КС на ОИ двигателей

В КС охлаждение внутренней стенки осуществляется путем прокачки горючего (керосина) по межреберным каналам внутренней стенки и внешнего охлаждения путем формирования завес горючего, подающегося в огневое пространство через щели завес.

При дефектации КС после огневых испытаний двигателей имеют место случаи вспучиваний внутренних охлаждаемых стенок. Области максимального вспучивания находятся либо над коллектором 2-ой щели завесы, либо над коллектором разделения потоков, расположенным между второй и третьей щелями завесы.

Образование вспучин над коллектором 2-ой щели завесы происходит путем отрыва и деформации без разрушения стенки (рис.4.2.1 – 1а), а образование вспучиваний над коллектором разделения потоков может происходить как без разрушения внутренней стенки, так и с её разрушением, путем образования сквозной трещины в межреберном канале (рис.4.2.1 – 1б).

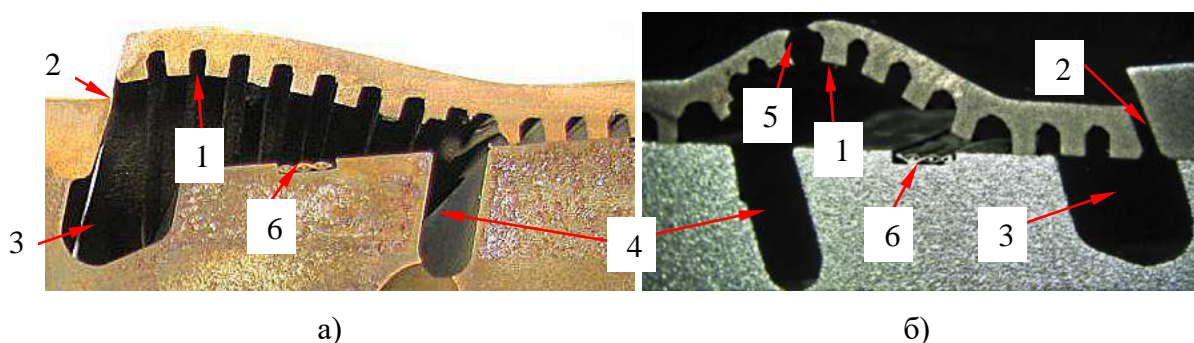


Рис. 4.2.1 – 1 Макроизображения поперечных сечений участков вспучиваний внутренних стенок КС над коллектором щели завесы (а) и над коллектором разделения потоков (б).

Стрелками отмечены: 1 – вспучивание внутренней стенки КС, 2 – щель 2-ой завесы, 3 – коллектор 2-ой щели завесы, 4 – коллектор разделения потоков, 5 – трещина во внутренней охлаждаемой стенке, 6 – сетка для сбора излишков припоя при пайке.

Ниже приведены результаты исследований характера и причин образования вспучиваний внутренних стенок КС над коллектором 2-ой щели завесы и над коллектором разделения потоков.

### Результаты исследования

На рис. 4.2.1 – 2 представлено макроизображение поперечного сечения фрагмента КС со вспучиной над коллектором 2 - ой щели завесы. Стрелками 1-8 пронумерованы ребра внутренней охлаждаемой стенки на участке вспучивания, отмеченного двойными стрелками I. Ребра 1 и 2 не пропаяны и представляют собой «козырек», расположенный над полостью коллектора. Участки, с неразрушенными паяными швами и расположенные с двух сторон от участка вспучивания отмечены двойными стрелками II и III.

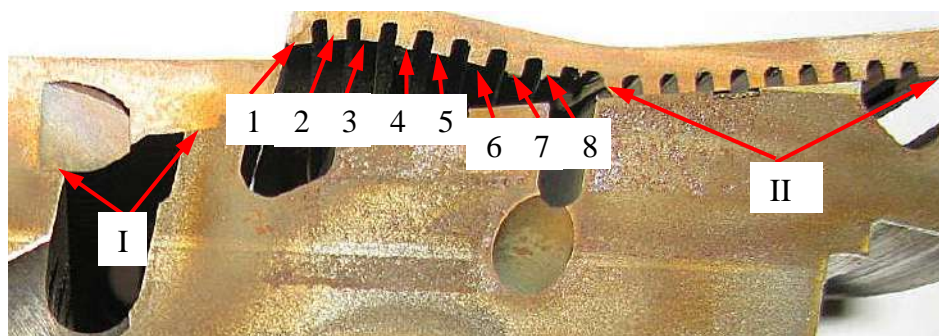


Рис. 4.2.1 – 2 Макроизображение поперечного сечения фрагмента камеры со вспучиванием внутренней стенки над коллектором 2-ой щели завесы. Стрелками отмечены: 1- 8 – ребра на участке вспучивания внутренней стенки; I, II – участки с неразрушенными паяными швами.

При образовании вспучины происходят разрушения паяных швов, расположенных под ребрами внутренней бронзовой стенки. Макроизображения поверхностей внутренней бронзовой (а) и внешней стальной (б) стенок с изломами паяных швов представлены на рис. 4.2.1 – 3.

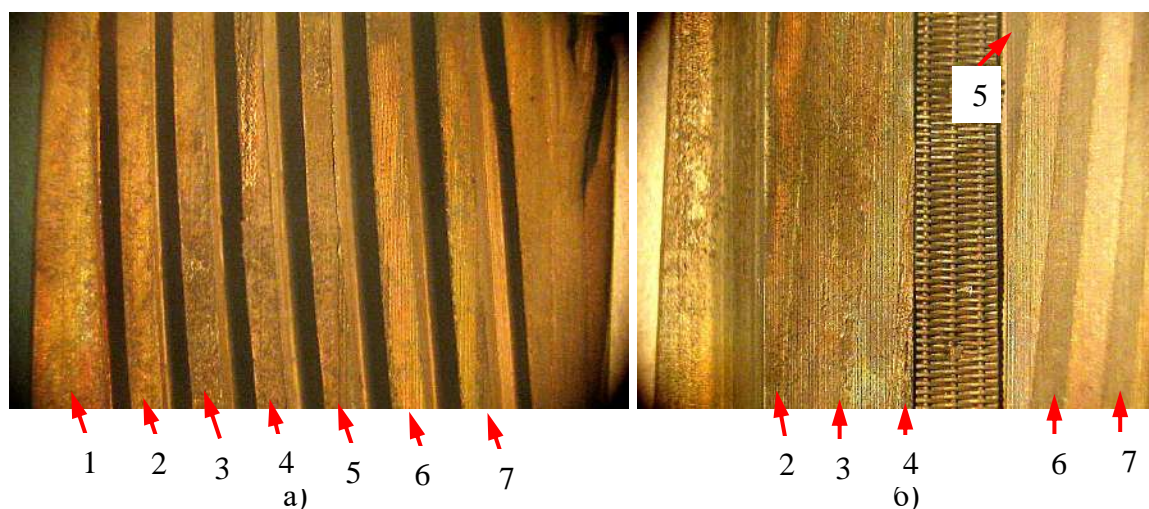


Рис. 4.2.1 – 3 Макроизображения поверхностей бронзовой (а) и стальной (б) стенок. Стрелками отмечены местоположения изломов паяных швов. Увеличено.



Макрофрактографическим анализом изломов паяных швов установлено, что у ребра 2 паяного шва не сформировано (рис.4.2.1 – 4а). Паяные соединения у ребер 3 и 4 сформированы паяными перемычками и их разрушения происходили путем разрушения перемычек, которые отмечены на рис.4.2.1 – 4б,в стрелками. Ребро 4 расположено над сеткой для сбора излишков припоя при пайке. У ребер 5, 6 и 7 разрушения паяных швов произошли путем отслоения по границе паяный шов - поверхность стальной стенки: паяный шов отделился от стальной стенки и остался на поверхности торца ребра бронзовой стенки.

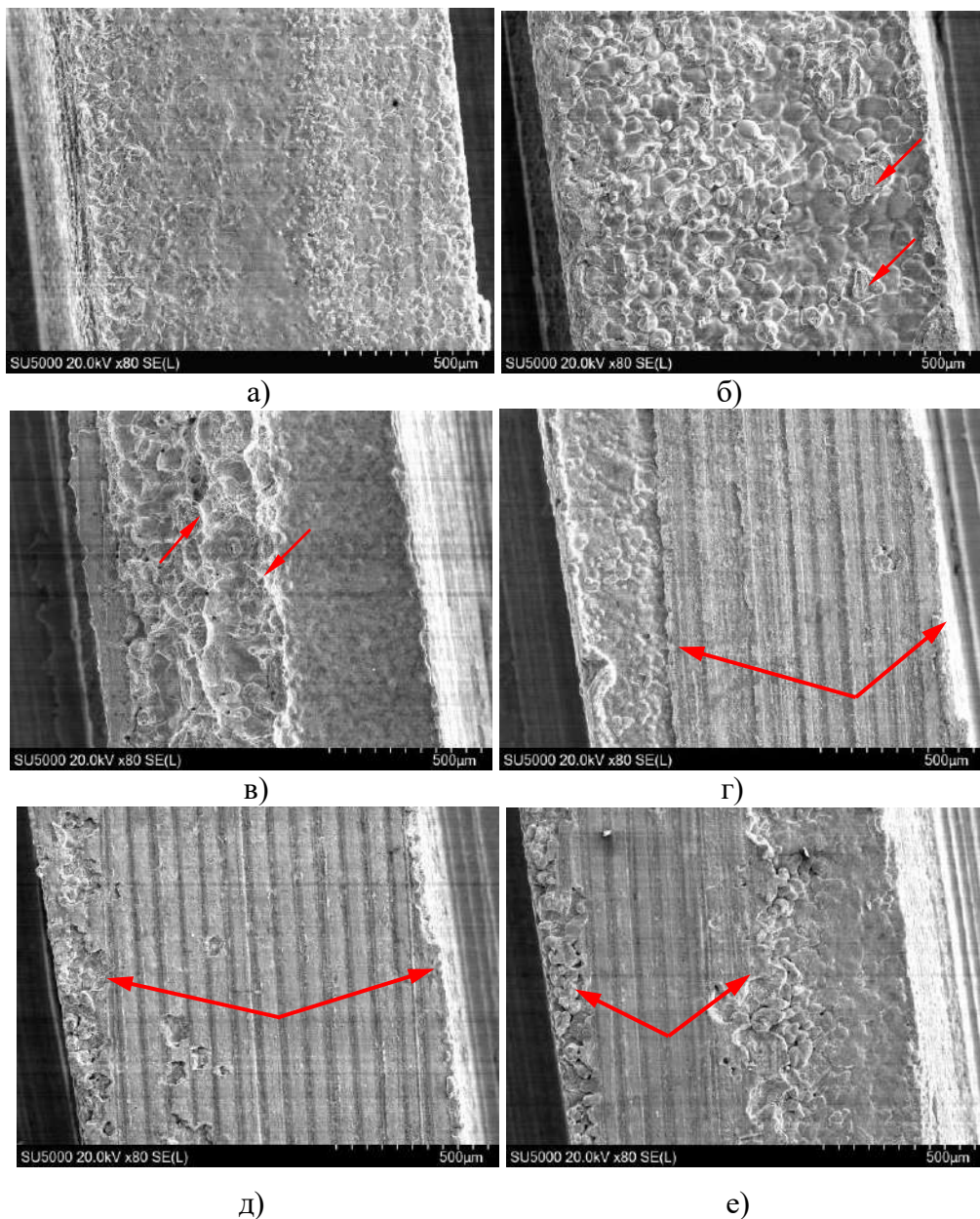


Рис.4.2.1 – 4 Электронные изображения поверхностей торцов ребер стенки БрХ<sub>0.8</sub> на участке I в области вспучивания: а – ребро 2, б – ребро 3, в – ребро 4, г – ребро 5, д – ребро 6, е – ребро 7. Изломы паяных швов отмечены двойными стрелками.



Поверхность разрушения изломов паяных швов на торцах ребер бронзовой стенки у ребер 5 – 7 представляет собой реплику от поверхности стальной стенки с рисками от механической обработки (рис. 4.2.1 – 4 г, д, е).

На поверхностях изломов паяных швов у ребер 5, 6 и 7 на бронзовой и стальной стенках был проведен количественный микрорентгеноспектральный EDS анализ (МРСА). По данным МРСА на поверхности изломов концентрация кислорода составляет ~ 16% вес., а углерода ~ 18 % вес.

МРСА слоя полуды на поверхности стальной стенки показал, что содержание серебра в ней находится на уровне ~ 2.3% вес. Низкое содержание серебра в полуде свидетельствует о том, что пайка проводилась при дефиците жидкой фазы припоя из-за недостаточной толщины серебра на ребрах бронзовой стенки.

На поверхностях стенок в области 3-го и 4-го ребер выявлены следы черного налета типа «кокса» (рис. 4.2.1 – 5а). По данным МРСА, в его составе присутствует ~ 34% вес. кислорода и ~ 18% вес. углерода (рис. 4.2.1 – 5б).

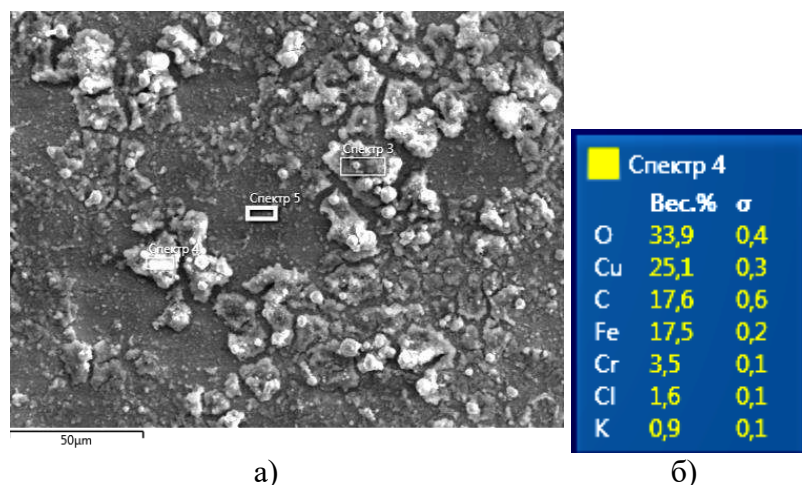


Рис. 4.2.1- 5 Электронное изображение черного налета на поверхности ребра 3 (а) и результаты его количественного МРСА (б).

### Прочность паяных швов

Качество паяных соединений КС определяли путем исследования металлографических шлифов и принудительного разрушения плоских образцов по методике, изложенной в п.1.2 главы 1. Образцы с паяными соединениями

вырезали электроэрозией из участков II и III КС, расположенных с двух сторон от области вспучивания (рис.4.2.1 – 2).

Образцы с номерами 1, 2, 3, были вырезаны из участка II, образцы 1а, 2а, 3а и из участка III. Анализ характера разрушений образцов показал, что разрушения паяных швов происходили как по материалу ребер внутренней стенки, так и по материалу паяных швов. Все разрушения происходили вязко, с образованием ямочного рельефа поверхности разрушения.

Результаты испытаний образцов приведены в таблице 4.2.1 - 1. Как следует из результатов проведенных испытаний, разрывная прочность паяных соединений находится на уровне  $\sim 245.3 - 313.9$  МПа ( $25 - 32$  кгс/мм<sup>2</sup>). Такие значения разрывной прочности швов соответствуют требованиям КД, поскольку при расчетах запасов прочности паяных соединений принимается значение прочности материала ребер внутренней стенки ( $BrX_{0.8}$ ) – 196.2 (20 кгс/мм<sup>2</sup>).

Таблица 4.2.1 - 1

Результаты определения разрывной прочности паяных швов

№ образца	Характер разрушения	$P_p$ , кгс	$S$ , мм <sup>2</sup>	$\sigma_p$ , кгс/мм <sup>2</sup>
1	По ребру и по границе шва и бронзовой стенки	300	8	30.6
2	По ребру, по границе шва и бронзовой стенки	258	8	32,2
3	По ребру и по границе шва и бронзовой стенки	155	6	25,8
1а	По шву	331	10,3	32,1
2а	По ребру и по границе шва и бронзовой стенки	187	7,4	25,3
3а	По ребру и по границе шва и бронзовой стенки	180	6,8	26,5

Исследование поперечных сечений паяных швов показало, что галтели у швов «втянуты» и представляет собой концентраторы напряжений в виде надреза (рис. 4.2.1 – 6). Причиной «втянутости» галтелей являются дефицит жидкой фазы припоя и повышенный зазор между сопрягаемыми поверхностями при пайке.

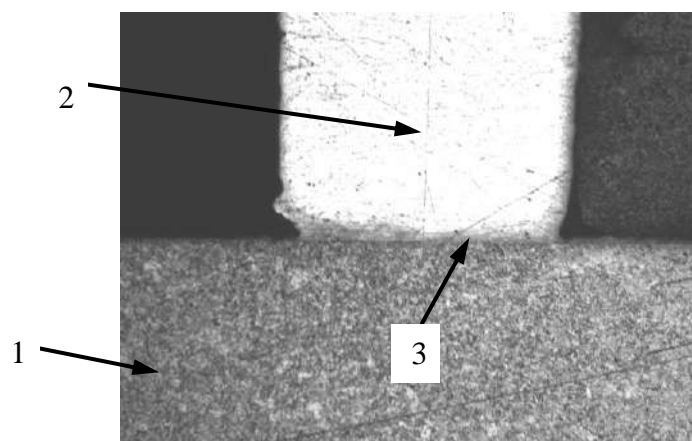
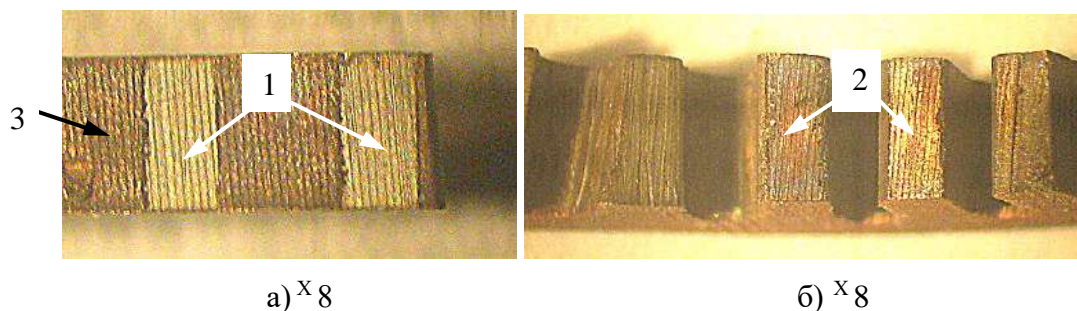


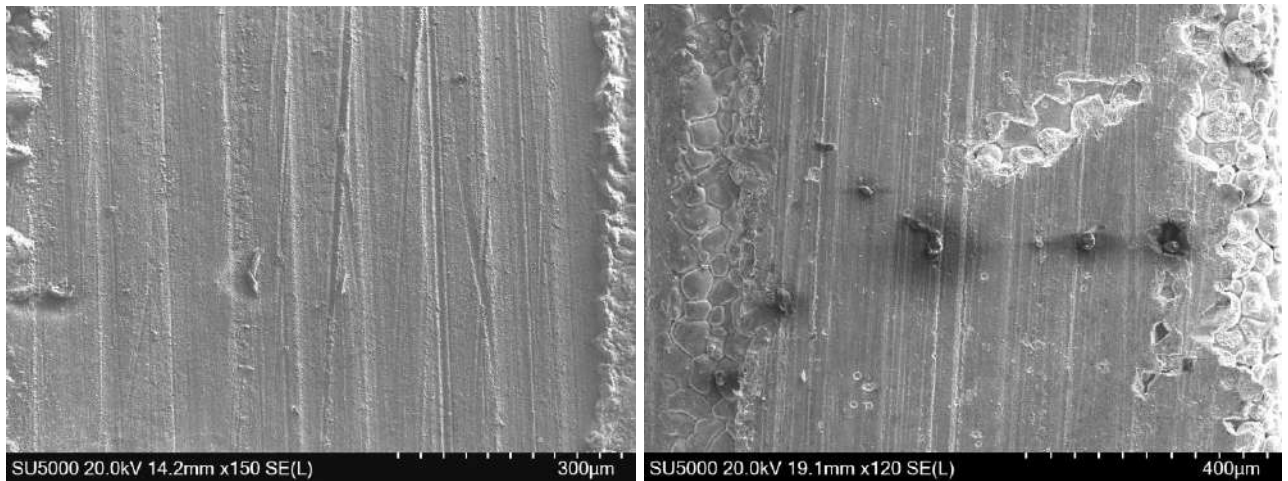
Рис. 4.2.1 – 6 Поперечное сечение паяного соединения, вырезанного из фрагмента III. Стрелками показаны: 1 – внешняя стенка, 2 – ребро внутренней стенки, 3 – паяный шов.  $\times 33$

Выше отмечено, что образование вспучиваний над коллектором разделения потоков может происходить как без разрушения внутренней стенки, так и с её разрушением, путем образования сквозной трещины в межреберном канале. В случае вспучивания внутренней стенки без её растрескивания разрушение паяных соединений на участке вспучивания происходят аналогично разрушению паяных швов при вспучивании внутренней стенки над коллектором 2-ой щели завесы – по границе паяного шва с поверхностью стальной стенки и образованием рельефа типа реплики (рис.4.2.1 – 7).

Также на поверхностях изломов паяных швов присутствуют высокие концентрации кислорода и углерода: на стальной стенке ~ 39% вес. углерода и 33% вес. кислорода, на бронзовой стенке ~ 29% вес. углерода и 17% вес. кислорода.

Испытания плоских образцов, вырезанных из участков, расположенных с двух сторон от области вспучивания, показали, что разрушения паяных швов происходили по материалу ребер внутренней стенки и по паяным швам, а разрывная прочность швов находилась на уровне  $> 196.2$  МПа ( $20$  кгс/мм<sup>2</sup>).





в)

г)

Рис. 4.2.1– 7 Поверхность разрушения паяных швов в области вспучивания на стальной (а) и бронзовой (б) стенках и электронные фрактограммы поверхности разрушения паяного шва на поверхности стальной (в) и бронзовой (г) стенок. Стрелками показаны: 1 – поверхность разрушения швов на стальной стенке, 2 – поверхности разрушения на торцах ребер внутренней стенки, 3 – полуда.

Макроанализ поперечного сечения участка вспучивания и сквозного разрушения внутренней стенки показал, что у трех ребер, отмеченных на рис. 4.2.1 – 8 стрелками 2, паяные соединения разрушены. У остальных ребер в области вспучивания паяных соединений не сформировано. У прилегающих к области вспучивания ребер, отмеченных стрелками 3 и 4, паяные соединения не разрушены.

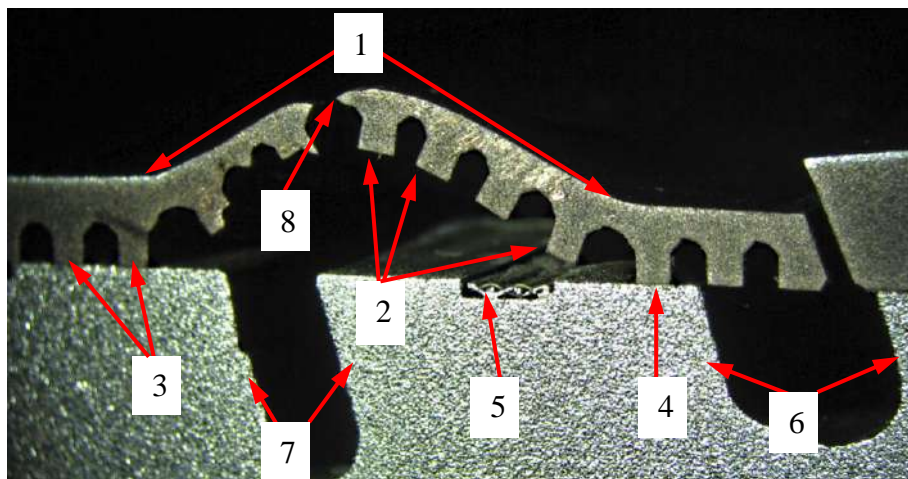


Рис. 4.2.1 – 8 Макроизображение поперечного сечения участка вспучивания внутренней стенки КС. Стрелками показаны: 1 – область вспучивания, 2 – ребра с разрушенными паяными швами, 3, 4 – ребра с сохранившимися паяными швами, 5 – сетка, 6 – коллектор 2-ой щели завесы, 7 – канавка коллектора разделения потоков, 8 – сквозная трещина в межреберном канале. <sup>X</sup> 2.5.



Микрофрактографическое исследование показало, что поверхность разрушения паяных швов в области вспучивания и разрушения бронзовой стенки как на стальной, так и на бронзовой стенках имеет признаки оплавления (4.2.1 – 9 а, б). Вдоль линии разрушения галтели на стальной стенке на поверхности участков полуды, прилегающих к галтели паяного шва, присутствуют набросы расплава медно-серебряной эвтектики (рис. 4.2.1 – 9 в, г).

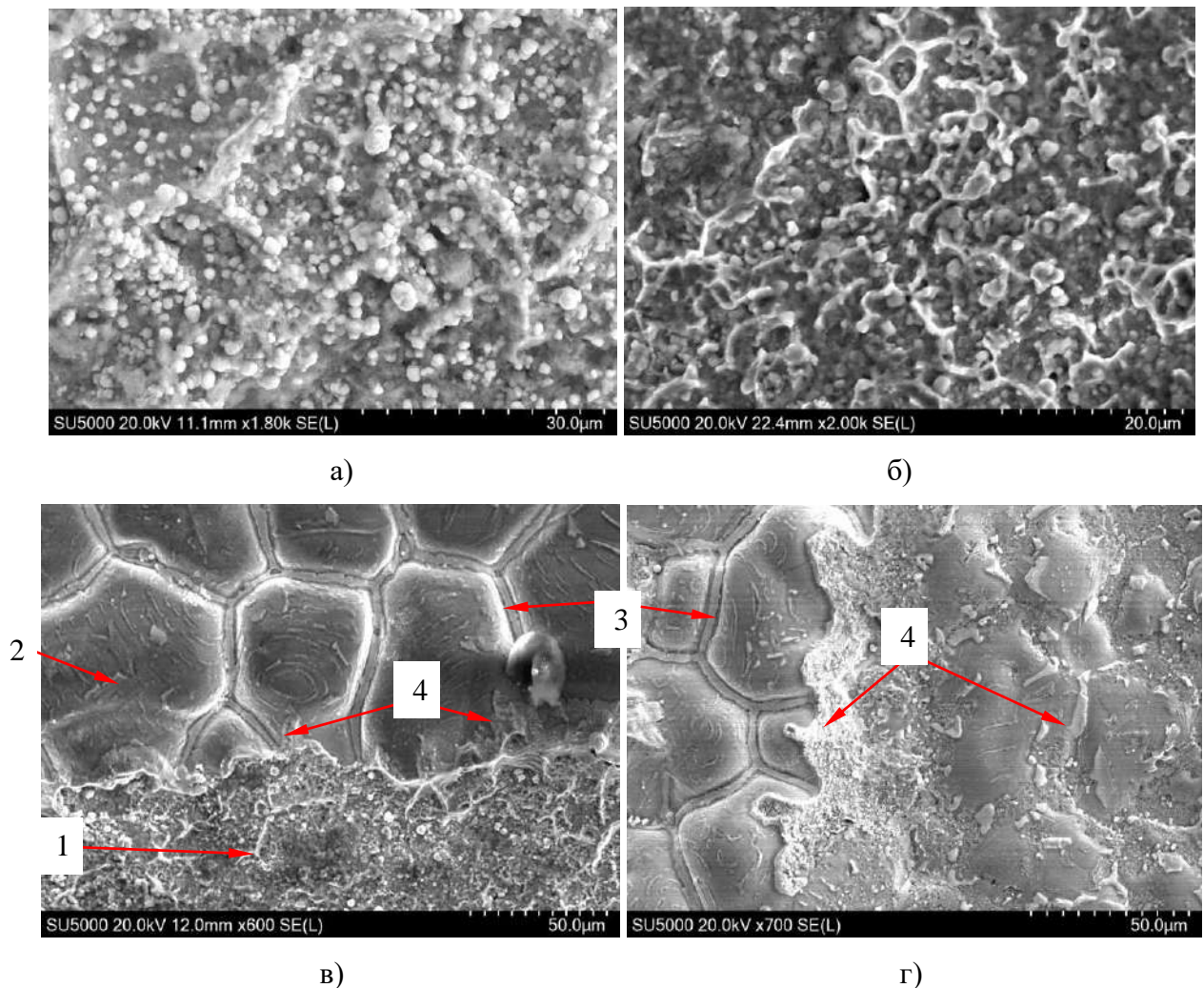


Рис. 4.2.1- 9 Электронные фрактограммы поверхности разрушения паяного соединения у ребра № 2 на бронзовой (а) и стальной (б) стенках и участки разрушения галтели на стальной стенке (в). Стрелками отмечены: 1 – излом паяного шва, 2 – поверхность полуды на стальной стенке, 3 – «сетка» медно-серебряной эвтектики, 4 – набросы расплава медно-серебряной эвтектики.

Поверхность сквозной трещины в бронзовой стенке также имеет признаки оплавления (рис. 4.2.1 – 10).

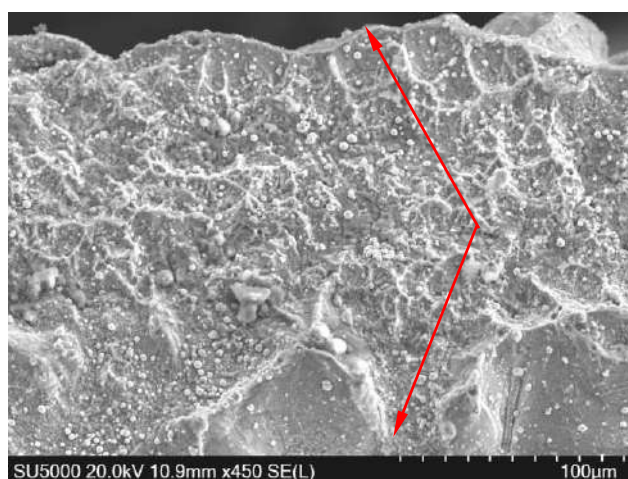


Рис. 4.2.1 – 10 Электронная фрактограмма поверхности сквозной трещины в бронзовой стенке. Ширина трещины отмечена двойными стрелками.

На поверхности изломов паяных швов в области вздутия бронзовой стенки и на поверхности трещины в бронзовой стенке присутствуют множественные округлые частицы имеющие размеры от 0.5 до 4 мкм (рис. 4.2.1 – 11а). По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа основной материала частиц является медь (рис. 4.2.1 – 11б).

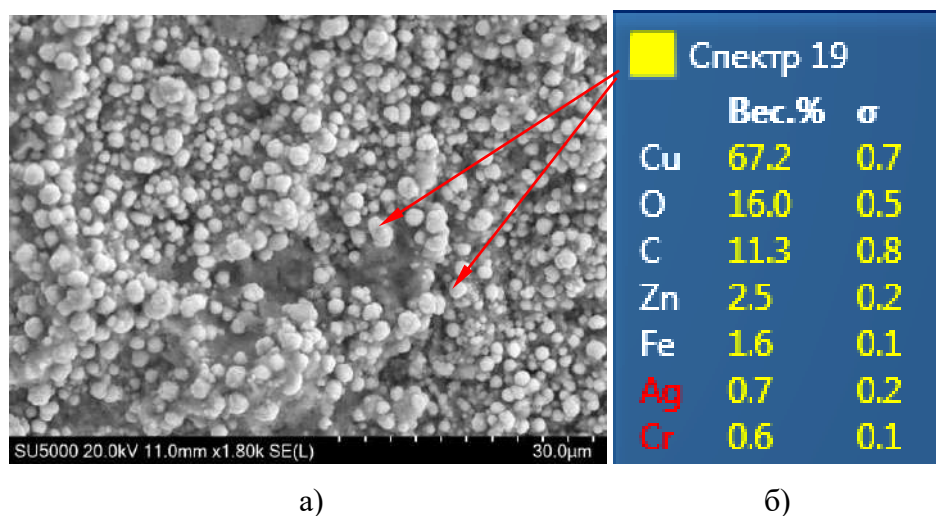


Рис. 4.2.1 – 11 Множественные округлые частицы на поверхности разрушения паяного шва у ребра №2 (а) и результаты их количественного МРСА (б).

Установлено, что край отверстия коллектора деформирован и изгиб края направлен в сторону отверстия – в противоположную сторону от направления вздутия бронзовой стенки (рис.4.2.1 – 12). Поверхность края коллектора имеет признаки оплавления.

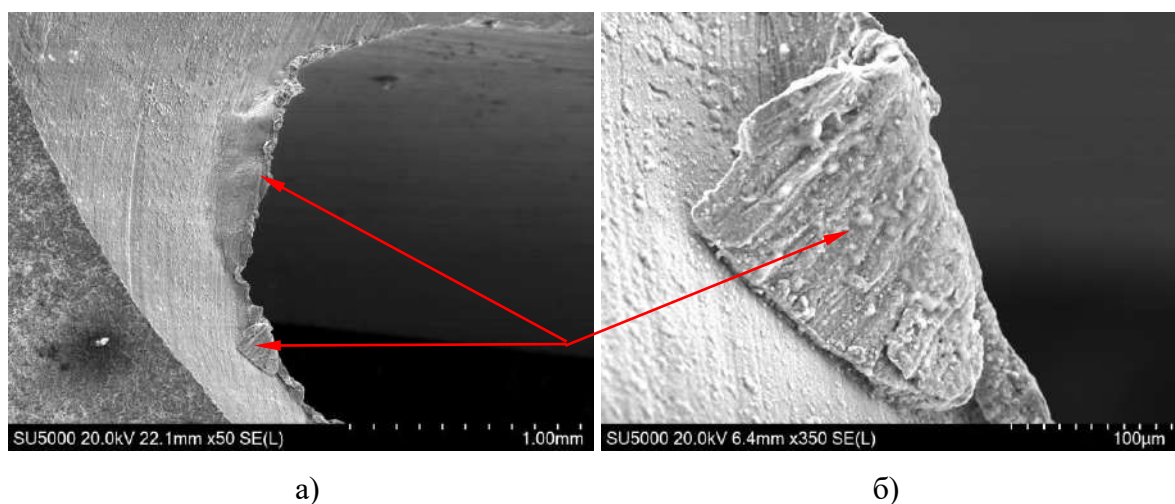


Рис.4.2.1 – 12 Электронные изображения деформированного края отверстия коллектора. Изгиб края отверстия отмечен стрелками.

Результаты испытаний разрывных образцов показали, что разрывная прочность паяных соединений, расположенных с двух сторон от области вспучивания, находится на уровне  $\sim 215.8 - 284.4$  МПа ( $22 - 29$  кгс/мм<sup>2</sup>) и соответствуют требованиям КД.

### Анализ результатов

Проведенные исследования показали, что статическая разрывная прочность у паяных швов, расположенных в областях коллекторов со вспучинами внутренних стенок КС, при комнатной температуре имеет значения на уровне прочности материала внутренней стенки, а разрушения происходят вязко либо по материалу шва, либо по материалу ребер с образованием ямочного рельефа поверхности (рис.4.2.1 – 13а). При образовании вспучин внутренних стенок КС паяные швы разрушались по границе между поверхностью паяного шва, остающегося на торце ребра бронзовой стенки и поверхностью стальной стенки с образованием рельефа типа реплики (рис.4.2.1 – 13б).

Выше было показано, что аналогичное разрушение паяных швов у КС происходит при пайке во время охлаждения сборки под воздействием касательных термических напряжений, возникающих из-за разницы в значениях температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР) материалов сопрягаемых стенок и превышающих уровень сцепления паяного шва со стальной стенкой. Это сходство свидетельствует о высокотемпературном (термоударном)



разрушении паяных швов при образовании вспучин внутренних стенок КС на ОИ двигателя.

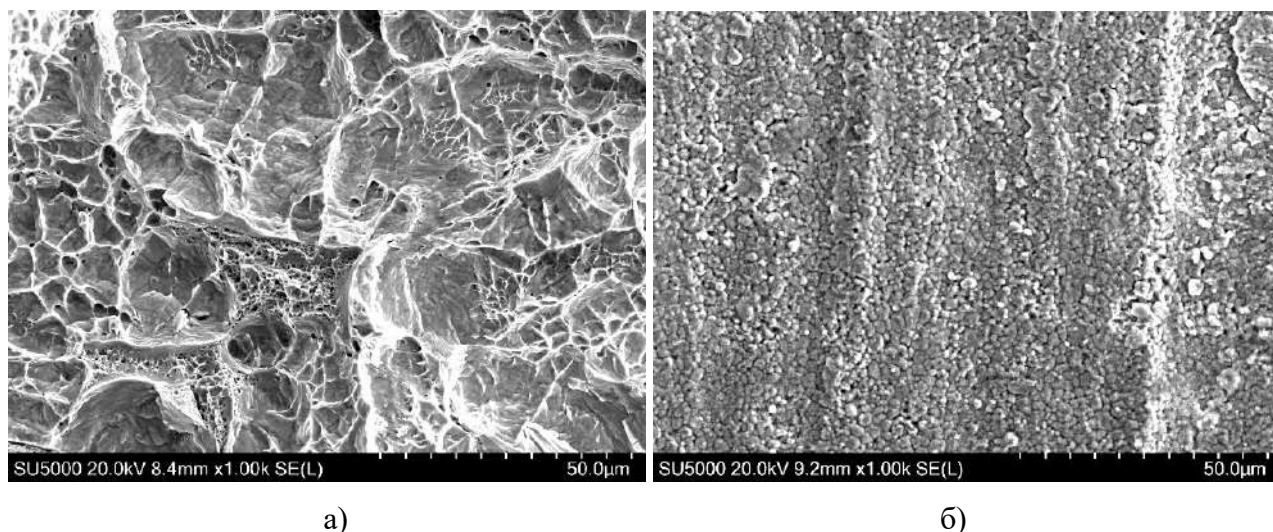


Рис.4.2.1 – 13. Микроэлектронные фрактограммы поверхностей изломов паяных швов, образовавшихся в результате принудительного разрушения при комнатной температуре (а) и под воздействием термоудара при образовании вспучин (б)

Термоударное разрушение паяных швов, деформация внутренних стенок (вспучивание) и высокие концентрации кислорода и углерода на поверхностях изломов паяных швов свидетельствуют о том, что локальные вспучивания внутренних стенок КС камер происходили в результате взрывных процессов, происходивших на локальных участках в канавках коллекторов на **останове двигателя**.

Причиной взрыва в канавке коллектора является наличие в нем (из-за нештатной продувки азотом тракта охлаждения) остатков горючего (керосина) и попадание туда через щель завесы горячего газа (кислорода).

Максимальное вспучивание внутренней стенки происходит в эпицентре взрыва. При взрыве в коллекторе щели завесы образование вспучины происходит путем отрыва и изгиба внутренней стенки, а при взрыве в коллекторе разделения потоков в зависимости от его мощности (количества остатков керосина) вспучивание внутренней стенки может происходить как без её разрушения, так и со сквозным разрушением.

Штатная остановка двигателя при ОИ происходит при синхронном закрытии клапана горючего и открытии клапана продувки тракта охлаждения. В

случае закрытия клапана магистрали горючего и задержки открытия клапана продувки, в тракте охлаждения происходит падение давления и горячий газ высокого давления (95% кислорода), находящийся в камере сгорания, через щель завесы проникает в тракт охлаждения с остатками горючего, в результате чего происходит контакт кислорода с керосином, приводящий к взрыву. Известно, что для предотвращения попадания окислителя в тракт охлаждения внутренней стенки КС конструкция отсечных клапанов должна гарантировать полную отсечку подачи компонента горючего и синхронное открытие клапанов продувки [108].

#### 4.2.2 Исследование механизмов образования проплавов теплозащитного покрытия на участках поверхности внутренней стенки КС в области критического сечения

В п.4.1.2 приведены значения толщин слоев теплозащитного покрытия (ТЗП) и методов их нанесения на поверхность охлаждаемой внутренней стенки КС двигателя.

После проведения ОИ двигателей на участках поверхности КС в области критического сечения выявляются дефекты ТЗП, представляющие собой вспучивания и сквозные проплавы (рис.4.2.2 – 1).

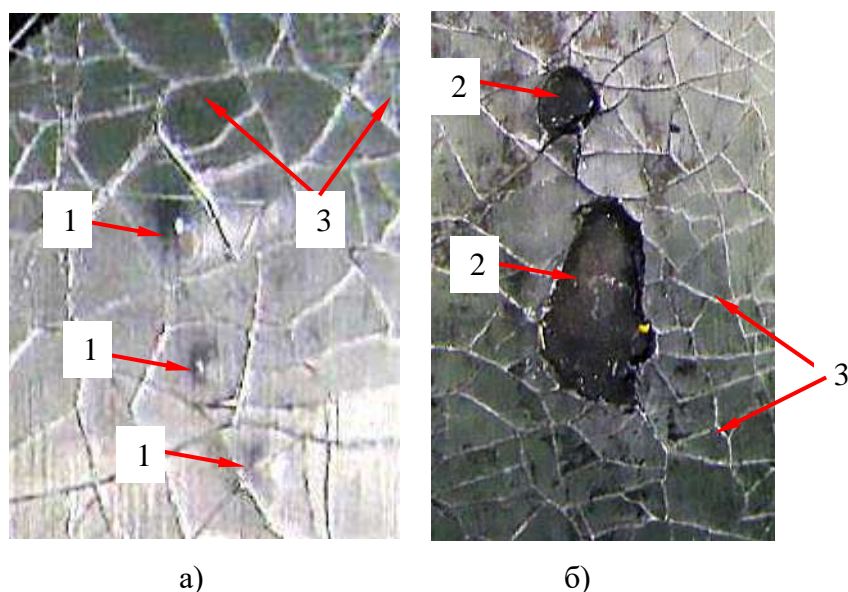


Рис.4.2.2 – 1 Макроизображения дефектов хромоникелевого ТЗП – вспучивания (а) и сквозные проплавы (б). Стрелками отмечены: 1 – вспучивания, 2 – сквозные проплавы, 3 – сетка трещин.

Ниже приведены результаты исследований причин и механизмов образования таких дефектов у КС, имеющих хромоникелевое ТЗП.

##### 4.2.2.1 Термоударный механизм образования проплавов теплозащитного покрытия на участках поверхности внутренней стенки КС в области критического сечения

Исследования проведены на фрагментах, вырезанных из КС, прошедшей серию из семи ОИ и имеющей дефекты на участках поверхности в области критического сечения, представляющие собой вспучивания и сквозные проплавы ТЗП.

Установлено, что первые три сквозных проплава ТЗП на участке внутренней стенки в области критического диаметра были выявлены после 5-го

ОИ. Проплавы расположены со стороны форсуночной головки КС на линии диаметра, отстоящего от линии диаметра критического сечения примерно на 20 мм, расстояние между центрами проплавов ~ 30 мм, а их макроизображение представлено на рис.4.2.2.1 – 1а.

На 6-ом и 7-ом ОИ произошло увеличение размеров сквозных проплавов, образовавшихся после 5-го ОИ и образование еще 3-х новых проплавов и одного вспучивания ТЗП (рис.4.2.2.1 – 1б по стрелкам 4 - 7).

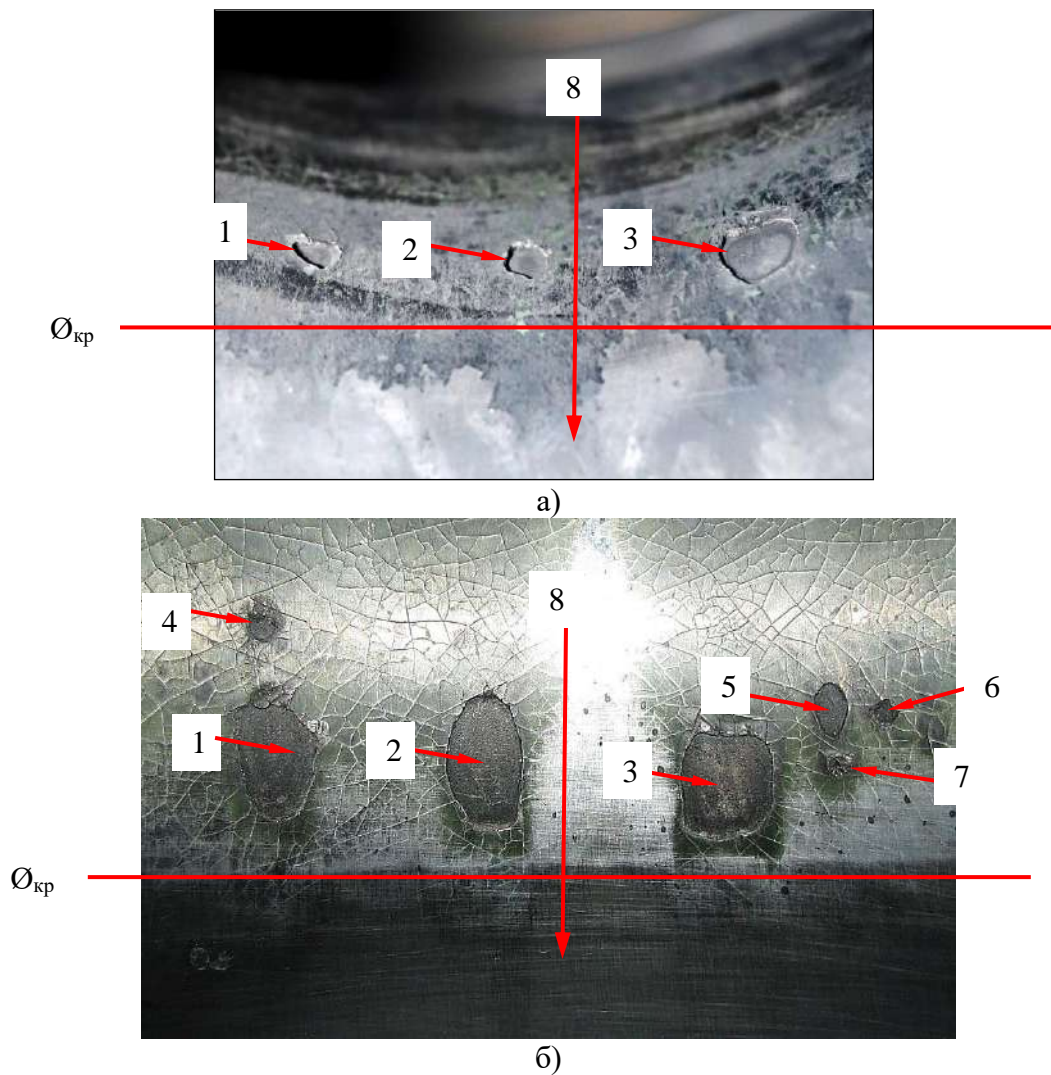


Рис. 4.2.2.1 – 1 Макроизображения поверхности участка внутренней стенки КС после 5-го (а) и после 7-го ОИ (б). Стрелками показаны: 1 – 6 сквозные проплавы ТЗП, 7 – вспучивание ТЗП, 8 – направление потока,  $\varnothing_{кр}$  – линия критического диаметра.

### Результаты исследования

Для проведения исследования из фрагмента КС электроэрозией были вырезаны образцы поперечных сечений сквозных проплавов и вспучиваний ТЗП.



На рис. 4.2.2.1 – 2 представлены электронные изображения поперечного сечения проплава, отмеченного на рис. 4.2.2.1 – 1 стрелкой 3. Видно, что боковая поверхность никелевого покрытия оплавлена, а боковая поверхность хромового покрытия имеет поверхность скола. Между никелевым покрытием и поверхностью бронзовой стенки присутствуют зазоры (по стрелкам 5).

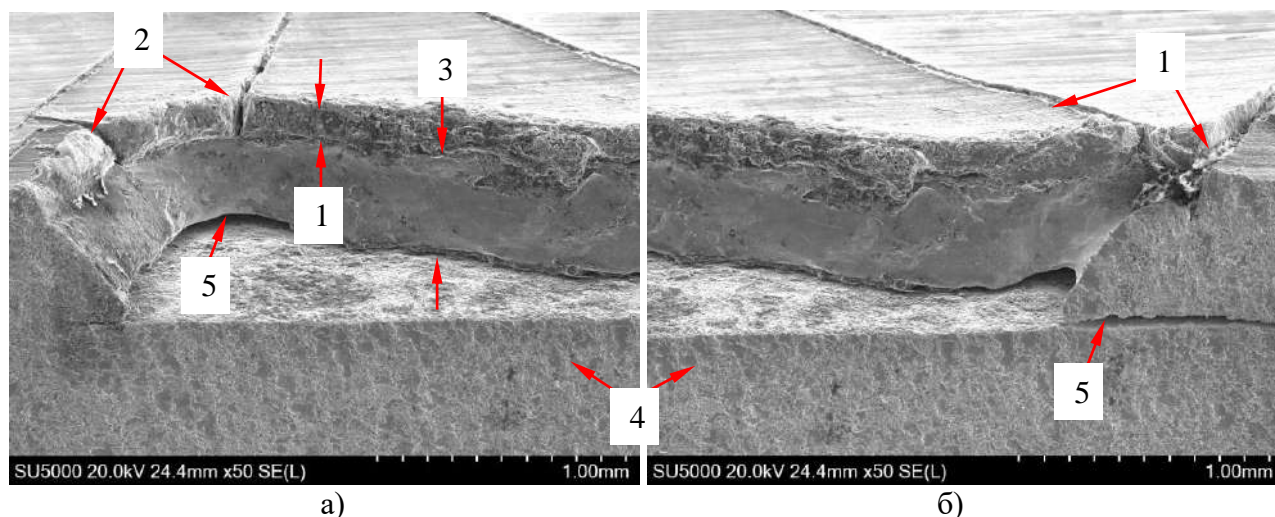


Рис.4.2.2.1 – 2 Поперечное сечение сквозного проплава ТЗП. Стрелками показаны: 1 – хромовое покрытие, 2 – сквозные трещины в хромовом покрытии, 3 – никелевое покрытие, 4 – бронзовая стенка, 5 – зазоры между ТЗП и бронзовой стенкой

Поверхность бронзовой стенки (дно проплава) ровная без признаков оплавления и утонения имеет толщину  $\sim 1.2$  мм (рис. 4.2.2.1 – 3а). Отсутствие оплавления поверхности бронзовой стенки и её утонения свидетельствует о том, что образование проплава происходило путем сквозного проплава дефекта типа вспучивания.

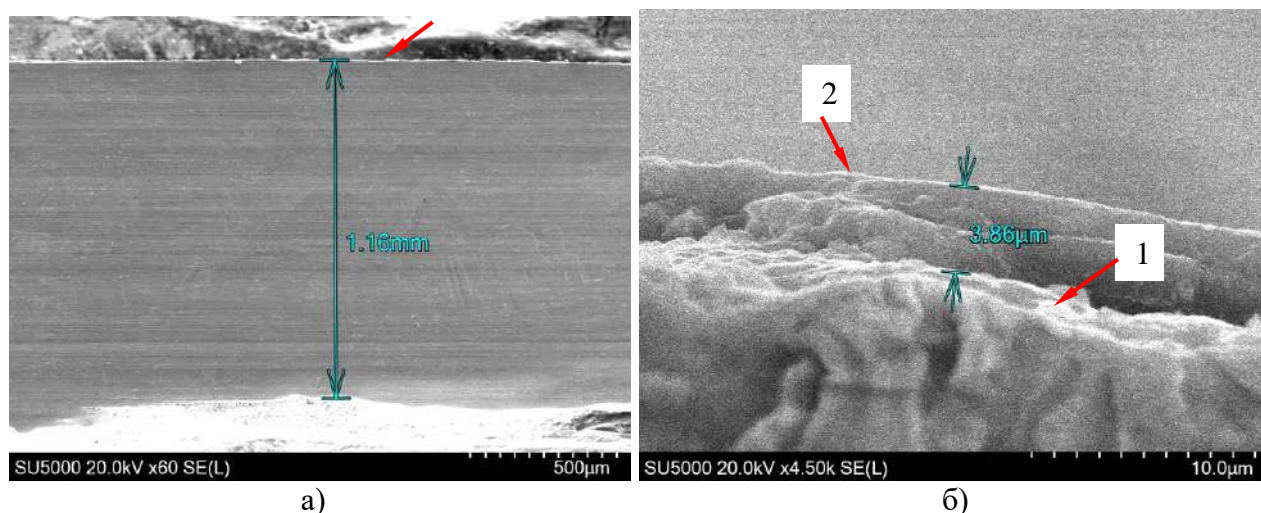


Рис. 4.2.2.1 – 3 Электронные изображения поперечного сечения бронзовой стенки (а) и поперечного сечения слоя кокса на поверхности бронзовой стенки (б). Стрелками отмечены: 1 – поверхность бронзовой стенки на дне проплава, 2 – слой кокса на дне проплава.

По данным МРСА в спектрах от поверхности слоя на дне проплава и его боковой поверхности основным элементом является углерод (~ 80% вес.), что свидетельствует о наличии на этих поверхностях слоя «кокса», толщиной от 2 до 5 мкм (рис. 4.2.2.1 – 3б по стрелке 2).

Прямыми измерениями на поперечном сечении образца, вырезанного из участка, находящегося на том же диаметре, на котором находятся сквозные проплавы, установлено, что хромовое покрытие имеет толщину ~ 175 мкм, толщина покрытия сернокислого никеля ~ 402 мкм, а толщина подслоя хлористого никеля находится на уровне от 0.9 до 1.2 мкм (рис. 4.2.2.1 – 4 по стрелкам 1, 2, 3). На границе между покрытиями никеля присутствуют зазоры (несплошности) (рис. 4.2.2.1 – 4 по стрелкам 4). В хромовом покрытии имеются сквозные трещины, распространяющиеся в никелевое покрытие с образованием несплошности на границе слоев (рис. 4.2.2.1 – 4 по стрелкам 5, 6).

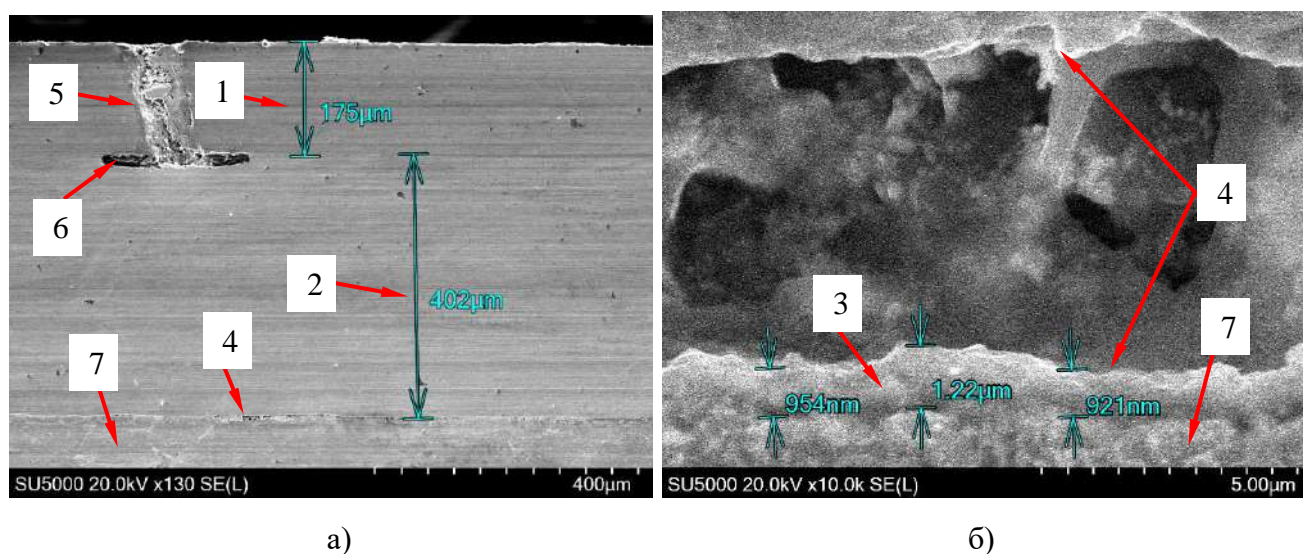


Рис. 4.2.2.1 – 4 Электронные изображения поперечного сечения ТЗП (а) и увеличенное изображение зазора между покрытиями никеля (б). Стрелками отмечены: 1 – толщина хромового покрытия, 2 – толщина никелевого покрытия, 3 – толщина хлористого никеля, 4 – зазоры между слоями хлористого и сернокислого никеля, 5 – трещина в хромовом покрытии, 6 – несплошность между хромовым и никелевым покрытиями, 7 – бронзовая стенка.

Для оценки уровня адгезии ТЗП из фрагментов камеры были вырезаны два образца, которым были присвоены условные номера №1 и №2. Образец №1 был вырезан из участка фрагмента с проплавом, отмеченным на рис.4.2.2.1 – 1 стрелкой 3. Образец №2 был вырезан из участка фрагмента с отсутствием



проплавов, расположенного на диаметре КС, проходящем через центры сквозных проплавов.

У образцов №1 и №2 ТЗП было принудительно отделено от бронзовой стенки путем отрыва. Макро и микрофрактографическим исследованием установлено, на поверхности изломов, образовавшихся при отрыве ТЗП, присутствуют три типа рельефов, связанных с уровнем адгезии между слоями ТЗП. На рис.4.2.2.1 – 5 представлена схема образования рельефов поверхности изломов при отрыве ТЗП. Образование рельефа 1-го типа произошло на ОИ в результате расслоения по границе между слоями хлористого и серноокислого никеля под воздействием термоудара на останове двигателя. В этом случае уровни адгезии между слоем хлористого никеля и бронзовой стенки, а также между слоем серноокислого никеля и хромовым покрытием превышали уровень адгезии между слоями хлористого и серноокислого никеля (рис. 4.2.2.1 – 5 по стрелкам 1). На макроизображениях изломов участки рельефа 1-го типа выглядят в светлом контрасте и отмечены стрелками 1 (рис.4.2.2.1 – 6 а, б), а на электронных микрофрактограммах эти участки имеют гладкий рельеф типа реплики (рис.4.2.2.1 – 6 в, г по стрелкам 1).

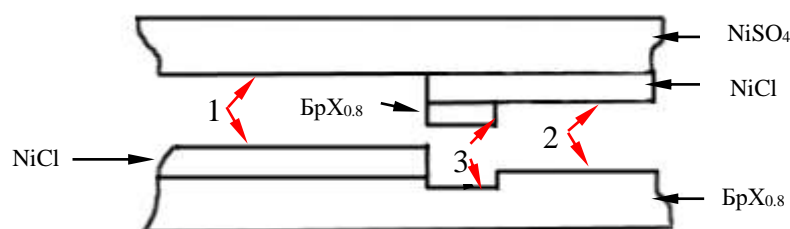


Рис. 4.2.2.1 – 5 Схема образования рельефов поверхности изломов при отрыве ТЗП

Образование рельефов 2-го и 3-го типов произошло в результате принудительного силового отрыва ТЗП. Рельеф 2-го типа образовывался на тех участках, на которых уровень адгезии между слоями хлористого никеля и бронзовой стенки был ниже уровня адгезии между слоями хлористого и серноокислого никеля и отрыв ТЗП происходил по границе между бронзовой стенкой и слоем хлористого никеля по вязко-хрупкому механизму (рис.4.2.2.1 – 5 по стрелкам 2). На макроизображениях изломов участки рельефа 2-го типа

выглядят в тёмном контрасте и отмечены на рис.4.2.2.1 – 6 а,б стрелками 2. На электронных микрофрактограммах эти участки имеют микроямочный рельеф (рис.4.2.2.1 – 6 в, г по стрелкам 2).

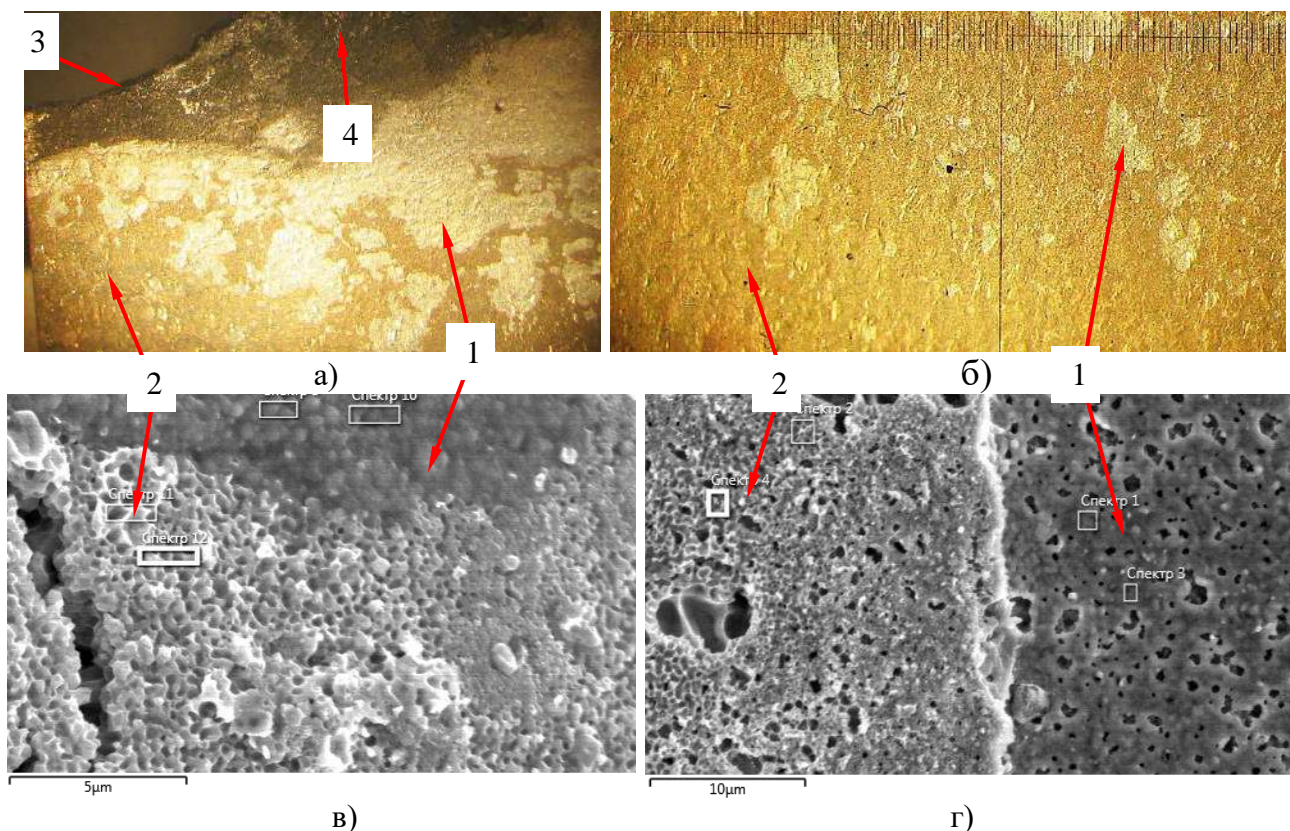


Рис. 4.2.2.1 – 6 Макро (а,б) и микроэлектронные (в,г) изображения изломов на внутренней поверхности ТЗП (а, в) и на поверхности бронзовой стенки (б, г). Стрелками отмечены: 1 – участки с отсутствием адгезии, 2 – участки с адгезией, 3 – край проплава, 4 – слой кокса.

Рельеф 3-го типа присутствует на локальных участках поверхностей изломов, а его образование происходит тогда, когда уровни адгезии между слоями никеля и адгезии хлористого никеля и бронзовой стенки превышают прочность материала бронзовой стенки (рис.4.2.2.1 – 5 по стрелкам 3). В этом случае отрыв ТЗП происходит путем локального вырыва слоя материала бронзовой стенки по механизму вязкого разрушения и образованием ямочного рельефа поверхности разрушения рис.4.2.2.1 – 7 по стрелкам 2). Размер локальных вырывов материала бронзовой стенки не превышает 50 мкм. Следует отметить, что рельеф 3-го типа соответствует штатному уровню адгезии ТЗП.

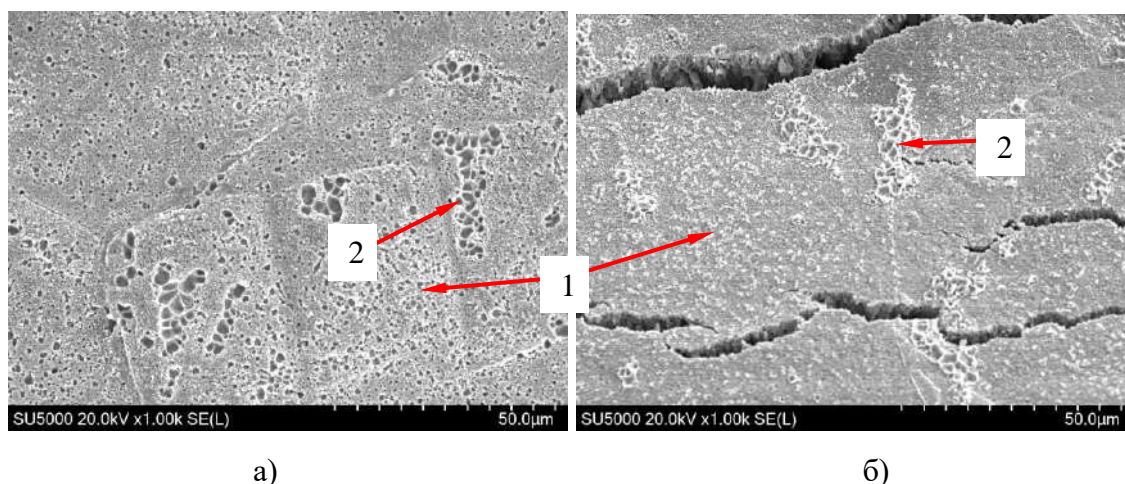


Рис. 4.2.2.1 – 7 Электронные микрофрактограммы поверхностей изломов на поверхности бронзовой стенки (а) и на внутренней поверхности ТЗП (б). Стрелками отмечены: 1 – рельеф 2-го типа, 2 – рельеф 3-го типа

По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа (МРСА) поверхностей участков изломов, образовавшихся при вскрытии ТЗП, как на участках с рельефом первого типа, так и на участках второго типа в спектрах от поверхностей хлористого никеля присутствует кадмий, концентрация которого находится на уровне от 0.4 до 0.7% вес. (рис. 4.2.2.1 – 8 б, г). В спектрах от поверхностей сернокислого никеля и бронзовой стенки линии кадмия отсутствовали.

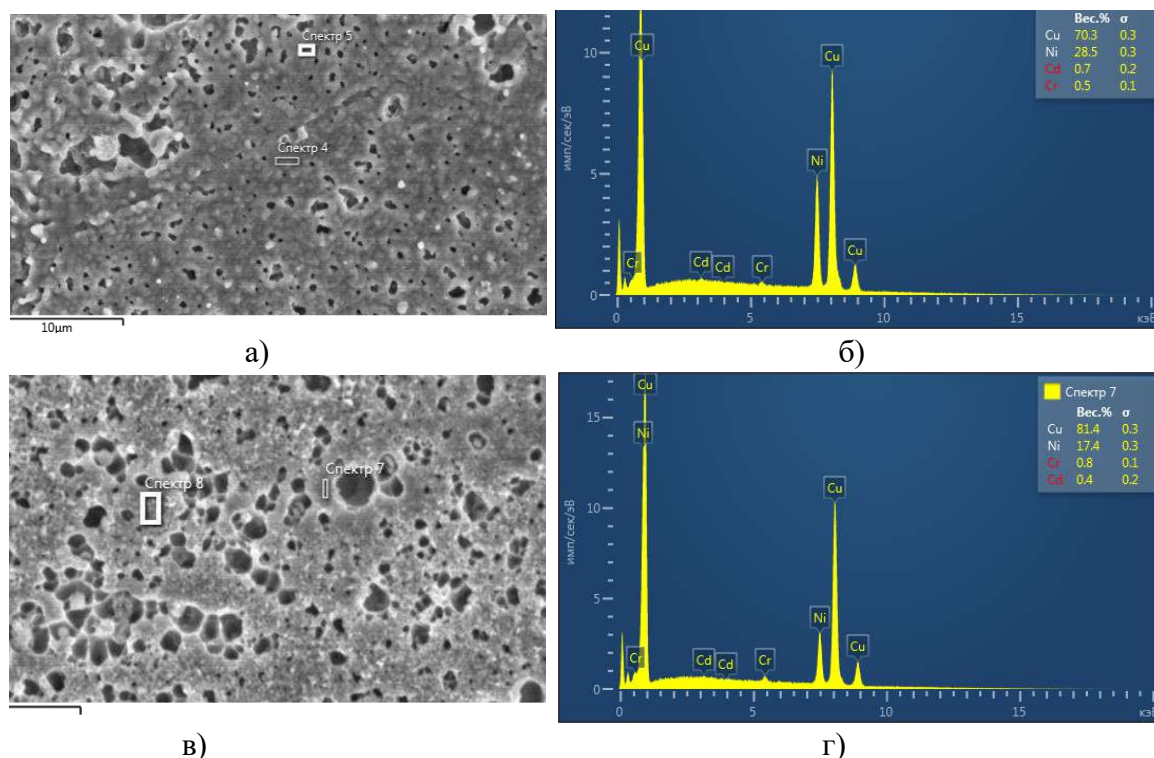


Рис. 4.2.2.1 – 8 Электронные изображения поверхностей слоя хлористого никеля со стороны сернокислого никеля (а) и со стороны бронзовой стенки (в) и результаты их количественного МРСА (б, г).



По данным МРСА на участках поверхностей изломов с рельефом 1-го типа выявлено наличие углерода в количествах, превышающих его фоновые значения на 1.6 – 2.2 % вес, что может свидетельствовать о наличии на этих поверхностях тонких органических пленок, которые на электронных изображениях выглядят как полупрозрачная «вуаль» (рис. 4.2.2.1 – 9).

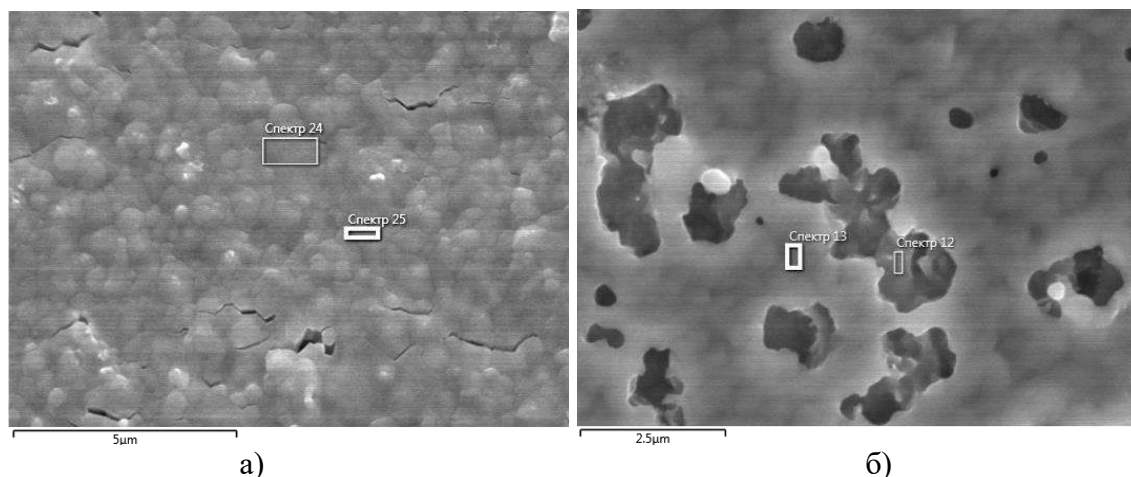


Рис. 4.2.2.1 – 9 Электронные изображения поверхности изломов с рельефом типа 1 на поверхностях сернокислого (а) и хлористого (б) слоев никеля

### Анализ результатов

Анализ циклограмм работы двигателя, реализуемых на ОИ, показал, что образования сквозных проплавов и вспучиваний ТЗП происходили на испытаниях с длительными временными интервалами ( $> 100$  с) работы двигателя на 100% - ом режиме тяги перед остановом и последующим жестким остановом в конце ОИ (рис.4.2.2.1 – 10).

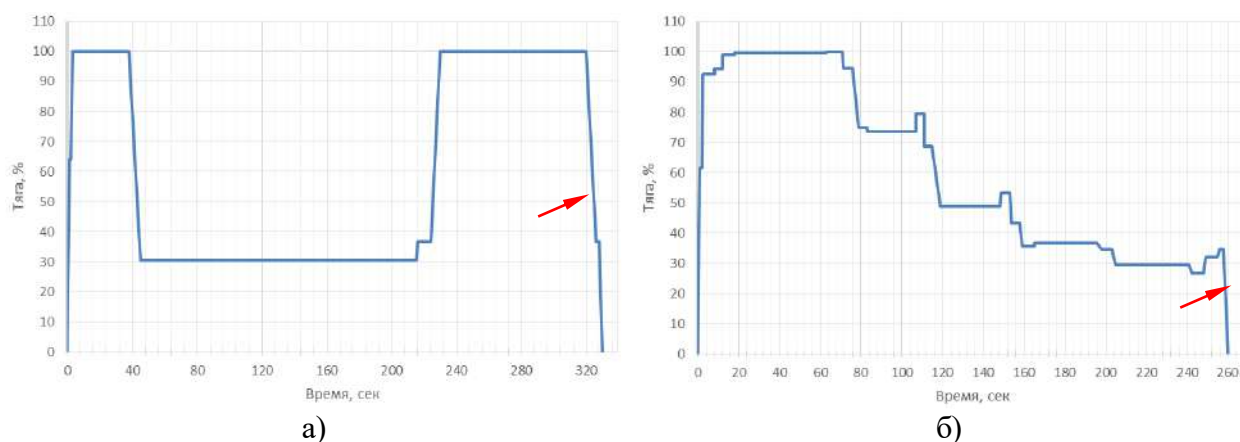


Рис. 4.2.2.1 – 10 Циклограммы ОИ двигателя с «жестким» (а) и «мягким» (б) остановом.

При таких параметрах работы огневая стенка подвергалась длительному высокотемпературному воздействию на режиме и термоудару высокого уровня на

останове, в результате этого на участках с низким уровнем адгезии происходили образования вспучин и на последующих ОИ – проплавов ТЗП.

Образования вспучин ТЗП происходят на участках локальных перегревов охлаждаемой стенки при термоударе на останове тогда, когда возникающие касательные термические межслойные напряжения превышают уровень адгезии между слоями ТЗП, в результате этого образуется расслоение и последующее вспучивание ТЗП при охлаждении стенки. В нашем случае образование межслойных зазоров и вспучин происходило на участках с низким уровнем адгезии в результате межслойного расслоения по границе между слоями хлористого и серноокислого никеля с образованием на поверхности изломов рельефа 1-го типа. Этот факт свидетельствует о том, что при воздействии термоудара на останове двигателя на этой границе термические касательные напряжения превышали уровень адгезии между слоями никеля, в то время как на границах  $Ni - Cr$  и  $BrX_{0.8} - Ni$  уровень адгезии между слоями был выше межслойных напряжений.

В первом приближении механизм образования вспучины может быть представлен следующим образом. По данным МРСА на границе между слоями никеля в составе хлористого никеля присутствует  $\sim 87\%$  вес. меди, т.е. он представляет собой медно – никелевый сплав, имеющий высокий уровень адгезии с бронзовой стенкой. Исходя из этого, можно допустить, что на локальных участках с низким уровнем адгезии на останове двигателя в результате термоудара при температуре  $T_x$  происходит расслоение по границе между серноокислым никелем и бронзовой стенкой. На краях области расслоения слой никеля адгезионно связан с поверхностью бронзовой стенки. При дальнейшем совместном охлаждении покрытия и бронзовой стенки из-за разницы в коэффициентах линейного расширения (ТКЛР) уменьшение диаметра области расслоения у бронзовой стенки будет больше, чем уменьшение диаметра области расслоения у никелевого покрытия, в результате этого произойдет вспучивание ТЗП и образование зазора между бронзовой стенкой и никелевым покрытием.

На рис. 4.2.2.1 – 11 показано поперечное сечение впадины ТЗП, имеющей диаметр  $2a = 3.5\text{ мм}$  и максимальную высоту зазора  $h = 0.1\text{ мм}$ . Если аппроксимировать профиль зазора между слоем никеля и бронзовой стенкой сектором окружности высотой  $h$  и длиной хорды  $2a$ , то радиус окружности будет равен -  $R = (a^2 + h^2)/2h = 15.363\text{ мм}$ . Длина дуги окружности  $L$  составит  $3.512\text{ мм}$ . Разница между диаметрами областей расслоения у ТЗП и бронзовой стенки -  $\Delta = L - 2a = 0.012\text{ мм}$  (12 мкм), возникающая при охлаждении и приводит к вспучиванию ТЗП и образованию зазора между бронзовой стенкой и никелевым покрытием.

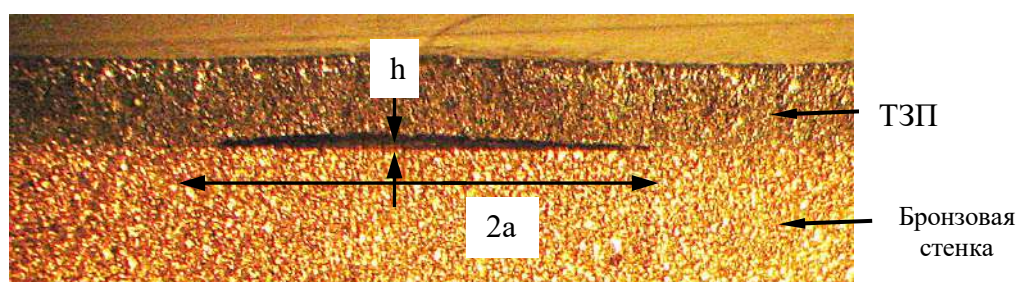


Рис. 4.2.2.1 – 11 Поперечное сечение впадины ТЗП,  $h$  – высота впадины,  $2a$  – диаметр впадины.

Температуру расслоения по границе никелевое покрытие – бронзовая стенка, происходящего при термоударе на останове, можно оценить исходя из того, что при температуре расслоения размер (диаметр) областей расслоения у никелевого покрытия и бронзовой стенки был одинаков:

$$2a(1 + \alpha_{Cu} \cdot \Delta T_x) = L(1 + \alpha_{Ni} \cdot \Delta T_x) \quad (1)$$

$$\Delta T_x = T_x - 20^\circ \text{C} \quad (2)$$

где,  $2a$  – диаметр области расслоения на стенке  $\text{BrX}_{0.8}$  при комнатной температуре ( $20^\circ \text{C}$ ),  $L$  – диаметр области разрушения на внутренней поверхности ТЗП при комнатной температуре,  $\alpha_{Cu}$  и  $\alpha_{Ni}$  – коэффициенты линейного расширения меди и никеля,  $T_x$  – температура, при которой происходит расслоение.

Оценка температуры  $T_x$  по уравнениям (1) и (2) дает значение  $T_x = 890^\circ \text{C}$ , при которой диаметр областей расслоения на поверхностях никелевого покрытия и бронзовой стенки одинаков и равен  $3.562\text{ мм}$ .



Вспучивание ТЗП и образование зазора между бронзовой стенкой и никелевым покрытием при жестком останове двигателя приводит к тому, что на последующем ОИ на участке со вспучиной из-за наличия зазора между бронзовой стенкой и внутренней поверхностью ТЗП происходит нарушение штатного теплоотвода и разогрев слоев ТЗП до температуры, превышающей температуру плавления никеля. Образование сквозного проплава происходит при плавлении слоя никеля и разрушения сколом слоя хрома, которому способствует сетка сквозных трещин в хромовом покрытии.

У ТЗП хлористый никель является адгезионным подслоем и при его штатном нанесении уровень адгезии между слоями никеля превышает прочность материала бронзовой стенки и при отрыве ТЗП разрушение проходит вязко по материалу бронзовой стенки. Представляется, что низкий (по сравнению с термическими межслойными напряжениями, возникающими при термоударе на останове двигателя) уровень адгезии между слоями никеля может быть связан с наличием на границе слоев никеля тонких органических пленок и примеси кадмия.

Следует отметить, что у КС двигателя, прошедшего серию ОИ с такими же циклограммами режимов работы, как и у КС двигателя, имеющей сквозные проплавы ТЗП, сквозные проплавы отсутствовали. Сравнительная оценка уровня адгезии путем принудительно отрыва ТЗП показала, что отрыв ТЗП у образца КС с проплавами произошел путем расслоения по границе хлористого и серноокислого никеля с образованием рельефов трех типов, описанных выше (рис.4.2.2.1 – 12а по стрелкам 2), а отрыв ТЗП у образца КС, не имеющей проплавов, происходил путем вязкого разрушения по поперечному сечению ТЗП (рис.4.2.2.1 – 12б по стрелкам 3). Результаты оценки свидетельствуют о том, что при уровне адгезии, превышающем уровень термических межслойных напряжений, возникающих при термоударе на жестком останове двигателя, образования вспучин и на последующих ОИ проплавов происходить не будет.

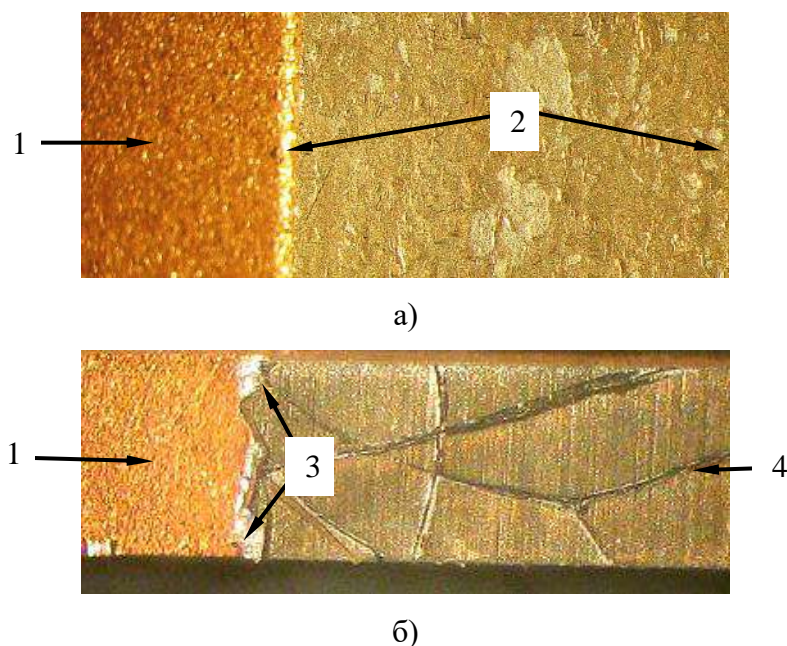


Рис.4.2.2.1 – 12. Макроизображения образцов для оценки уровня адгезии ТЗП после принудительного отрыва ТЗП; а – образец КС с проплавами ТЗП, б – образец КС без проплавов ТЗП. Стрелками отмечены: 1 – надрезы, 2 – излом по границе хлористого и сернокислого никеля, 3 – излом по сечению ТЗП, образовавшийся при отрыве ТЗП, 4 – поверхность хромового покрытия. Увеличено.

#### 4.2.2.2 Кавитационный механизм образования проплавов теплозащитного покрытия на участках поверхности внутренней охлаждаемой стенки КС

При дефектации камер сгорания (КС) после О.И. двигателей имеют место случаи, когда на охлаждаемой стенке камеры со стороны огневого пространства выявляются дефекты в виде локальных проплавов теплозащитного защитного покрытия (ТЗП).

Наибольшее число случаев появления таких дефектов происходит на участках в области критического сечения камеры, но имеются случаи образования таких дефектов на поверхности стенки у второго пояса щели завесы КС. Локальные проплавы ТЗП после ОИ выявлялись на поверхности охлаждаемых стенок у КС, имевших двухслойное хромоникелевое покрытие и у КС с однослойным никелевым покрытием. Как правило, проплавы ТЗП на стенках КС выявлялись после ОИ, у которых имелся длительный (~ 100 с.) участок работы на 100%-ом режиме тяги.

Наибольшую опасность образование проплавов на поверхности охлаждаемой стенки представляют для КС с однослойным никелевым покрытием,

у которых после образования сквозного проплава в никелевом покрытии происходит образование проплава и на локальном участке бронзовой стенки, развитие которого в процессе О.И может привести сквозному проплаву охлаждаемой стенки и возникновению нештатной ситуации. Максимальная глубина проплава поверхности охлаждаемой стенки КС, которая была выявлена при проведении исследований, составляла  $\sim 80\%$  от ее толщины (рис.4.2.2.2 – 1а).

У КС с двухслойным хромоникелевым покрытием при образовании сквозного проплава ТЗП происходит оплавление поверхности охлаждаемой бронзовой стенки и формирования на ней слоя кокса (рис.4.2.2.2 – 1б).

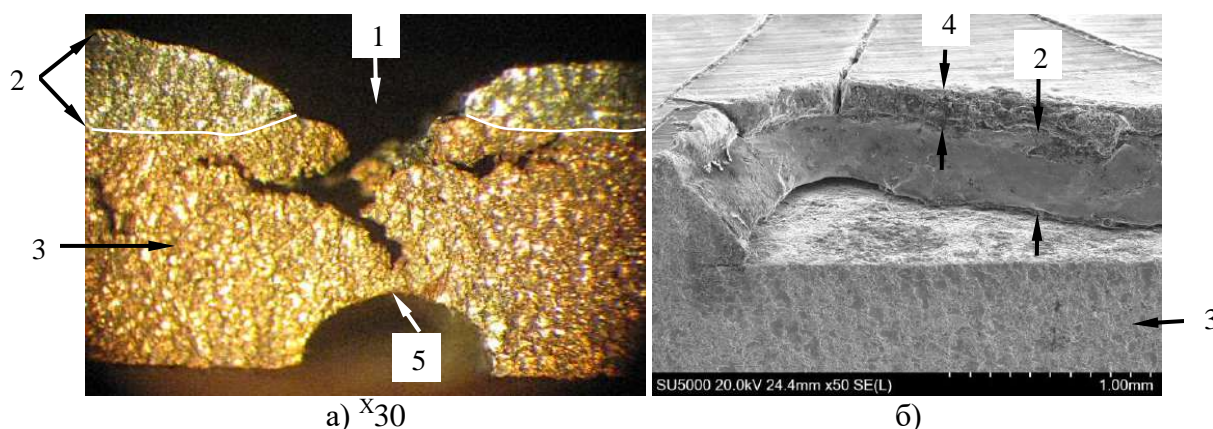


Рис.4.2.2.2 – 1 Поперечные сечения сквозных проплавов ТЗП на охлаждаемых стенках КС с никелевым (а) и хромоникелевым (б) покрытиями. Стрелками показаны: 1 – сквозной проплав ТЗП, 2 – никелевое покрытие, 3 – бронзовая стенка, 4 – хромовое покрытие, 5 – поверхность межреберного канала.

Ниже представлены результаты исследования характера и причин образования проплавов и вспучиваний ТЗП на поверхности охлаждаемых стенок у КС с двухслойным хромоникелевым и с однослойным никелевым покрытиями.

### **Результаты исследования дефектов на поверхности охлаждаемой стенки КС**

Сквозные проплавы ТЗП в области критического сечения были выявлены у двух КС с хромоникелевым покрытием после 4-го сертификационного ОИ четырехкамерного двигателя. После последнего (8-го) сертификационного ОИ дефекты представляли собой локальные проплавы в хромоникелевом покрытии, имеющие размер от 3.0 мм до 5.0 мм. Главной особенностью этих дефектов являлось их регулярное расположение: проплавы располагались в виде цепочек на

двух одинаковых диаметрах внутренней стенки КС, расположенных симметрично относительно линии диаметра критического сечения и на расстоянии  $\sim 22$  мм от нее, а расстояние между дефектами в цепочках составляло  $\sim 60$  мм.

Для проведения исследований из области критического диаметра одной из камер был вырезан фрагмент с шестью сквозными проплавами (рис. 4.2.2.2 – 2).

Прямыми измерениями на поперечном шлифе сечения фрагмента стенки КС были определены толщины слоев ТЗП: толщина хромового покрытия – 75 мкм, толщина никелевого покрытия – 395 мкм.

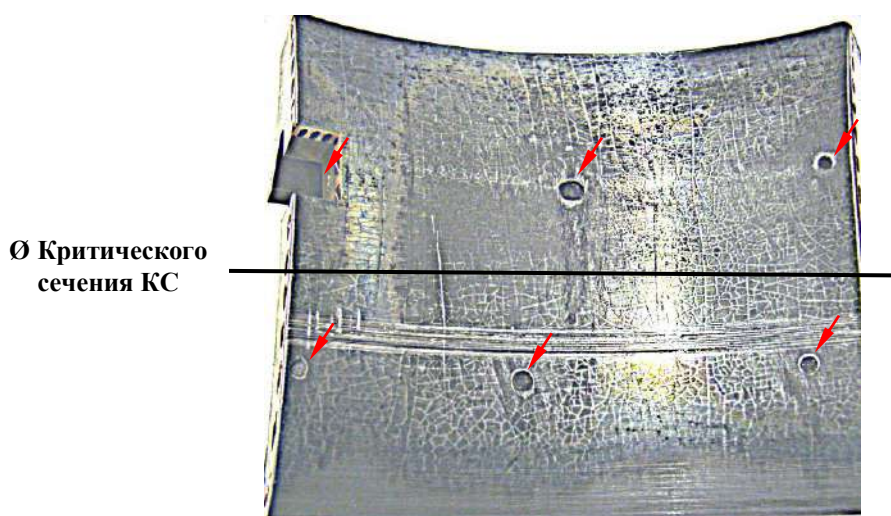


Рис. 4.2.2.2 – 2 Макроизображение фрагмента КС со сквозными проплавами хромоникелевого ТЗП на поверхности внутренней стенки в области критического сечения. Проплавы отмечены стрелками. Уменьшено

Фрактографическим исследованием границ дефектов установлено, что хромовое покрытие на краях проплава имеет поверхность типа скола, а поверхность никелевого покрытия на краях дефекта оплавлена (рис.4.2.2.2 – 3 по стрелке 3). Выявленные рельефы поверхности покрытий на краях дефектов (скол у хромового покрытия и оплавление у никелевого) свидетельствуют о том, что при образовании проплава на локальном участке стенки КС температура ее поверхности  $T^*$  (хромового покрытия) превышала температуру плавления никеля ( $1455\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и была ниже температуры плавления хрома ( $1860\text{ }^{\circ}\text{C}$ ):  $T_{\text{плNi}} < T^* < T_{\text{плCr}}$ .

На дне проплава поверхность оплавлена, на ней и на поверхности ТЗП присутствуют слои кокса (рис. рис.4.2.2.2 – 3 по стрелкам 5).



По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа (MPCA) на поверхности проплава присутствуют никель (84.9%), медь (12.7%) и хром (2.4%). Наличие меди на дне проплава является признаком того, что при образовании дефекта никелевое покрытие оплавлялось совместно с бронзовой стенкой.

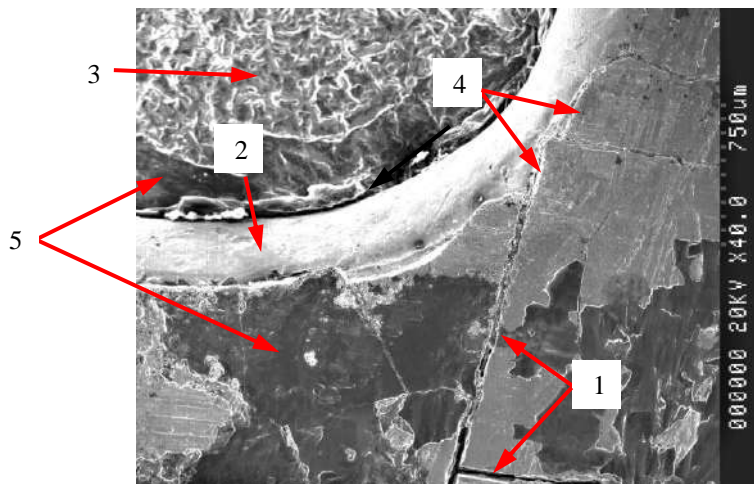


Рис.4.2.2.2 – 3 Электронные изображения поверхности ТЗП на краях сквозного проплава.

Стрелками показаны: 1 – трещины в хромовом покрытии, 2 – оплавленная поверхность никелевого покрытия, 3 – поверхность бронзовой стенки, 4 – сколы хромового покрытия, 5 – слой кокса.

Оценку уровня адгезии у КС с хромоникелевым ТЗП проводили путем принудительного отрыва ТЗП. Установлено, что отрыв ТЗП происходил путем вязкого разрушения по материалу бронзовой стенки, с образованием ямочного рельефа поверхностей излома (рис. 4.2.2.2 – 4). Эти результаты свидетельствуют о том, что уровень адгезии слоев ТЗП у этой камеры превышает значение прочности бронзовой стенки 196.2 МПа (20 кгс/мм<sup>2</sup>).

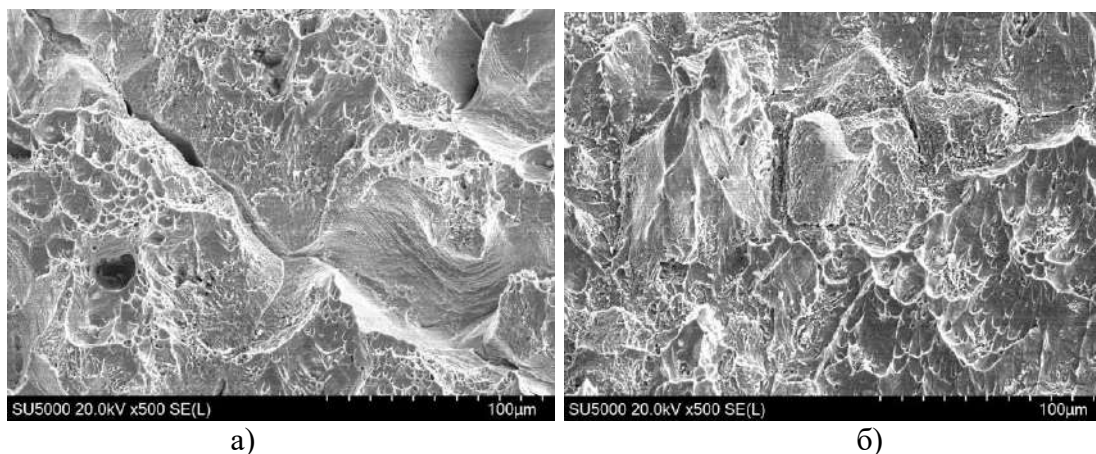


Рис. 4.2.2.2 – 4 Электронные микрофрактограммы поверхностей разрушения на изломах бронзовой стенки (а) и на внутренней поверхности ТЗП (б)

У КС с однослойным никелевым покрытием в области критического сечения также имеют место случаи образования проплавов, но рядом с проплавами на поверхности стенки присутствуют дефекты в виде выпуклых локальных областей, представляющие собой вспучивания никелевого покрытия. Как правило, проплавы и вспучивания располагаются в более крупных по сравнению с ними размеру областях оплавления поверхности никелевого покрытия (рис.4.2.2.2 – 5) ( $T_{пл}$  на рисунке соответствует температуре плавления никеля). На участках со сквозными проплавами, температура на поверхности ТЗП превышала  $T_{пл}$ , на участках, где и происходило образование вспучиваний температура была примерно равна температуре  $T_{пл}$ , а на не оплавленных участках поверхности покрытия температура была ниже, чем температура  $T_{пл}$ .

Проведенный водородный анализ никелевого покрытия, принудительно отделенного от бронзовой стенки в области критического сечения КС, показал, что содержание водорода в нем составляет  $\sim 20 \text{ см}^3$  на 100 г (20ppm), что примерно в 20 раз превышает его равновесное содержание при нормальной температуре. Поскольку растворимость водорода в никеле увеличивается с повышением температуры, то на локальных перегретых участках стенки его содержание будет выше, чем на более холодных участках и при возникновении несплошности между покрытием и стенкой во время охлаждения на останове выделение водорода в зазор может способствовать образованию вспучины.



Рис.4.2.2.2 – 5 Макроизображение поверхности никелевого покрытия в области критического сечения КС с дефектами в виде проплавов и вспучиваний. Стрелками показаны: 1 – сквозные проплавы, 2 – области оплавления, 3 - не оплавленная поверхность. <sup>X 7</sup>

Диаметр проплавов на оребренных стенках в области критического сечения КС, измеряемый после ОИ, на котором произошло их образование, примерно



равен ширине межреберного канала (1.25 мм) у оребренной стенки. Так проплавы, показанные на рис.4.2.2.2 - 5 имеют диаметры 1.3 и 1.5 мм.

Помимо образования проплавов на участках, примыкающих к критическому сечению КС, имели место случаи их образования на поверхности внутренней стенки КС в области края щели второго пояса завесы. Здесь глубина проплавов достигала ~ 500 мкм при толщине никелевого покрытия ~ 260 мкм. Основная часть дефектов располагалась в области уплотнительного бурта на расстоянии ~ 3 – 8 мм от края щели (рис.4.2.2.2 – 6)

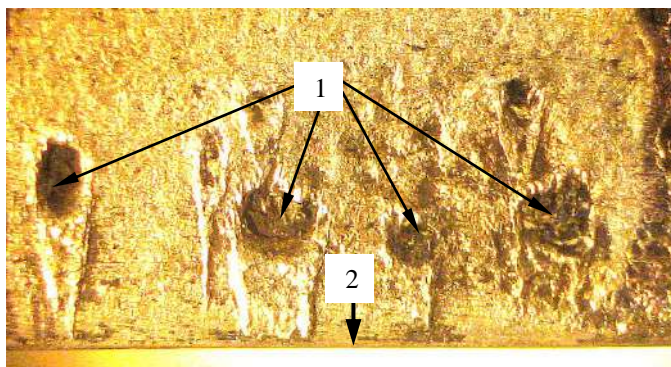


Рис.4.2.2.2 – 6. Макроизображение проплавов на внутренней стенке КС в области щели второго пояса завесы. Стрелками отмечены: 1 – сквозные проплавы ТЗП, 2 – местоположение края щели завесы. Увеличено.

### **Результаты исследования внутренней поверхности охлаждаемой стенки КС**

Проведенными фрактографическими исследованиями охлаждаемых стенок КС со стороны полости охлаждения установлено, что в местах расположения сквозных проплавов хромоникелевого ТЗП присутствуют участки со значительной степенью кавитационного износа слоя полуды медно-серебряного припоя, о степени которого можно судить путем сравнения электронных микрофотографий охлаждаемой стенки камеры после ОИ и поверхности полуды на аналогичном участке стенки после операции пайки (рис.4.2.2.2 – 7).

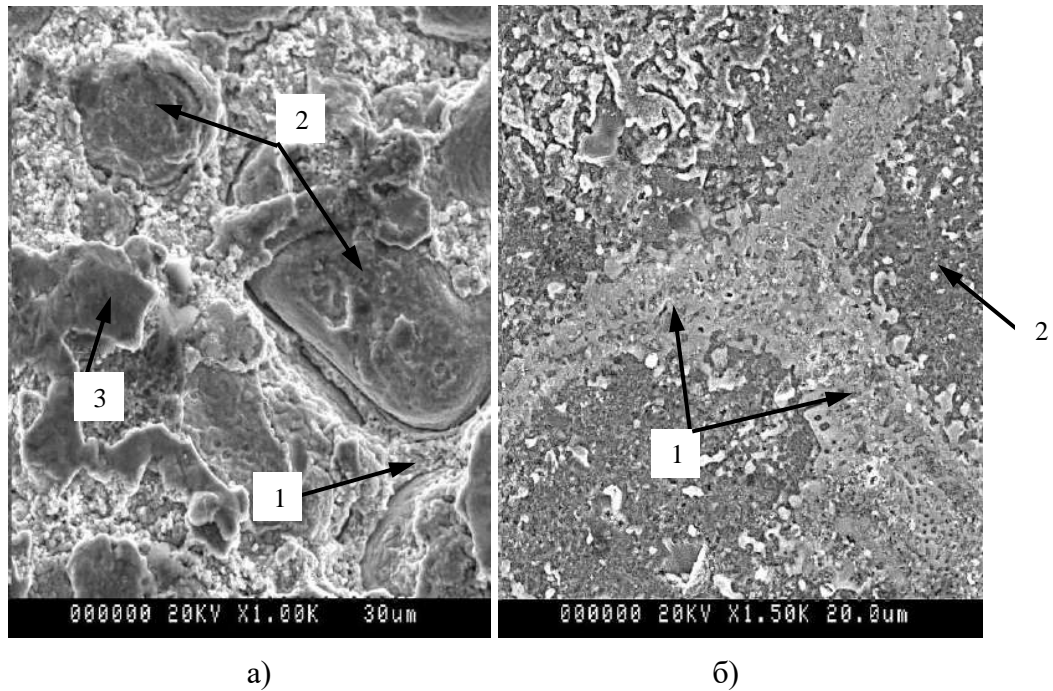


Рис.4.2.2.2 – 7 Электронные микрофотографии поверхностей кавитационного износа полуды на участке межреберного канала под сквозным проплавом после ОИ (а) и полуды на аналогичном участке стенки после пайки (б). Стрелками показаны: 1 – эвтектика, 2 – первичные кристаллы твердого раствора, 3 – слой «кокса».

На охлаждаемой стенке КС участки со значительным кавитационным износом выявлены на поверхности щели завесы (рис.4.2.2.2 – 8 по стрелке 1) и на участках поверхности в межреберном канале, прилегающих к коллектору (рис.4.2.2.2 – 8 по стрелке 2).

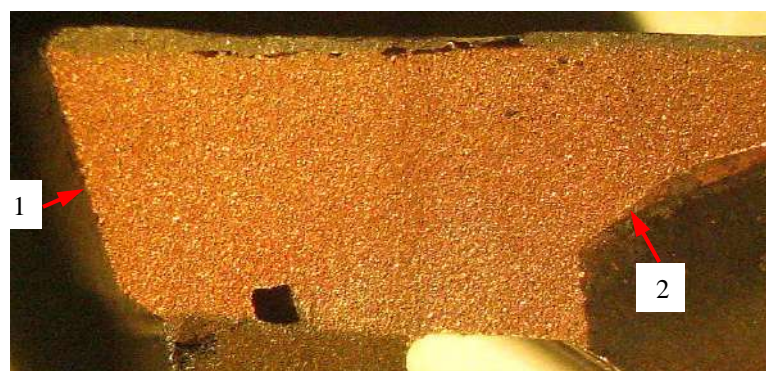


Рис.4.2.2.2 – 8 Поперечное сечение стенки КС в области второго пояса щели завесы. Стрелками показаны местоположения областей со значительным кавитационным износом: 1 – поверхность щели завесы, 2 – поверхность межреберного канала. Увеличено.

В зоне проплавов на поверхности щели завесы, имеется участок со значительной степенью кавитационного износа, где практически отсутствует слой

кокса, а на поверхности износа присутствуют кавитационные каверны размером до 0.5 мм и глубиной до 0.1 мм (рис.4.2.2.2 – 9).

На поверхности межреберных каналов, в областях, прилегающих к коллектору щели завесы, также наблюдается значительный кавитационный износ поверхности полуды медно-серебряного припоя, имеющий рельеф, аналогичный рельефу поверхности кавитационного износа на участке межреберного канала, расположенного под сквозным проплавом и представленного на рис.4.2.2.2 – 7а.

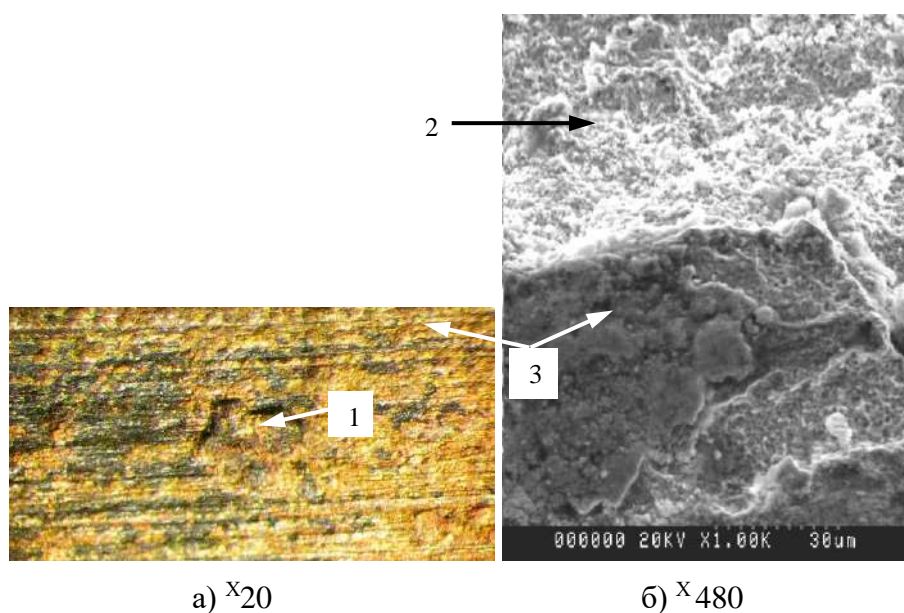


Рис.4.2.2.2 – 9 Макроизображение кавитационной каверны на поверхности щели завесы (а) и электронное изображение поверхности кавитационной каверны (б). По стрелкам: 1 – кавитационная каверна, 2 – поверхность кавитационной каверны, 3 – поверхность щели.

### Анализ результатов

Полученные результаты исследования свидетельствуют о том, что образование сквозных проплавов на охлаждаемых стенках КС происходит в результате перегрева локальных участков поверхности ТЗП, границы раздела ТЗП – бронзовая стенка и самой бронзовой стенки, при этом поверхность защитного покрытия на локальном участке образования проплава разогревается до температуры  $T^*$ , находящейся в интервале  $T_{плNi} (1453\text{ }^{\circ}\text{C}) < T^* < T_{плCr} (1860\text{ }^{\circ}\text{C})$ .

Выше было показано, что на участках внутренней поверхности охлаждаемой стенки КС с двухслойным хромоникелевым покрытием, расположенных под сквозными проплавами, всегда присутствуют локальные участки кавитационного износа (рис.4.2.2.2 – 7а). Известны два вида кавитации:

гидродинамическая и акустическая (ультразвуковая) [107, 1, 108, 110]. Рабочие гидродинамические параметры керосина в межреберных каналах тракта охлаждения КС (давление, скорость и температура) не имеют тех значений, при которых возможно возникновение гидродинамической кавитации, следовательно, кавитация, возникающая в областях образования проплавов, имеет акустическую природу и происходит в результате высокочастотных акустических колебаний в КС. Подтверждением этого вывода может служить и регулярное расположение сквозных проплавов ТЗП на поверхности стенки КС с хромоникелевым ТЗП в области критического сечения, представленных на рис.4.2.2.2 – 2. Если предположить, что образование проплавов происходит на участках пучностей стоячей поперечной тангенциальной ультразвуковой волны, имеющей длину, равную расстоянию между проплавами ( $\sim 60$  мм), то 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 значение 1250 м/с (кислородно-керосиновые двигатели [108, 111]), а для длины волны расстояние между проплавами – 60 мм, получаем значение частоты  $\sim 20.8$  кГц, что соответствует ультразвуковому диапазону частот.

Известно [108], что стоячая поперечная тангенциальная ультразвуковая волна образуется на определённом диаметре стенки КС. Тот факт, что регулярно расположенные проплавы присутствуют на двух одинаковых диаметрах с двух сторон от линии критического диаметра также могут быть подтверждением образования стоячих волн на диаметрах стенки КС.

В литературе имеются сведения о том, что, несмотря на малую амплитуду высокочастотных колебаний, они являются опасными, поскольку могут вызывать местный перегрев и прогар (проплав) стенок КС [108]. Полученные результаты указывают на то, что причиной местного перегрева на локальных участках стенки КС со стороны полости охлаждения является ультразвуковая кавитация, возникающая в пучностях ультразвуковой стоячей волны. Известно [109] что при ультразвуковой кавитации, «относительно низкая средняя плотность энергии

звукового поля трансформируется в высокую плотность энергии внутри и вблизи захлопывающегося пузырька». В результате этого на участках поверхности стенки образуется «завеса» из схлопывающихся пузырьков и происходит тепловыделение, возникающее в результате пластической деформации материала стенки под воздействием повторяющихся кратковременных импульсов напряжения, приводящих последовательно к наклепу, усталости и к разрушению (эрозии) поверхности, степень которой является мерой активности акустической кавитации [109].

В результате образования «завесы» из схлопывающихся пузырьков и кавитационного (деформационного) тепловыделения на локальном участке стенки происходит нарушение штатного теплоотвода и возникает перегрев ТЗП до температуры  $T^*$ , при которой происходит плавление никелевого покрытия и образуется сквозной проплав ТЗП.

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 [107]. Геометрия расчетной области показана на рис.4.2.2.2 – 10.

В геометрии имеются упрощения, не влияющие на качественный характер результатов: стенка представляет собой участок прямолинейной трубы, каналы охлаждения ориентированы в ее осевом направлении; моделируется  $\frac{1}{4}$  часть относительно участка с нарушением теплообмена.



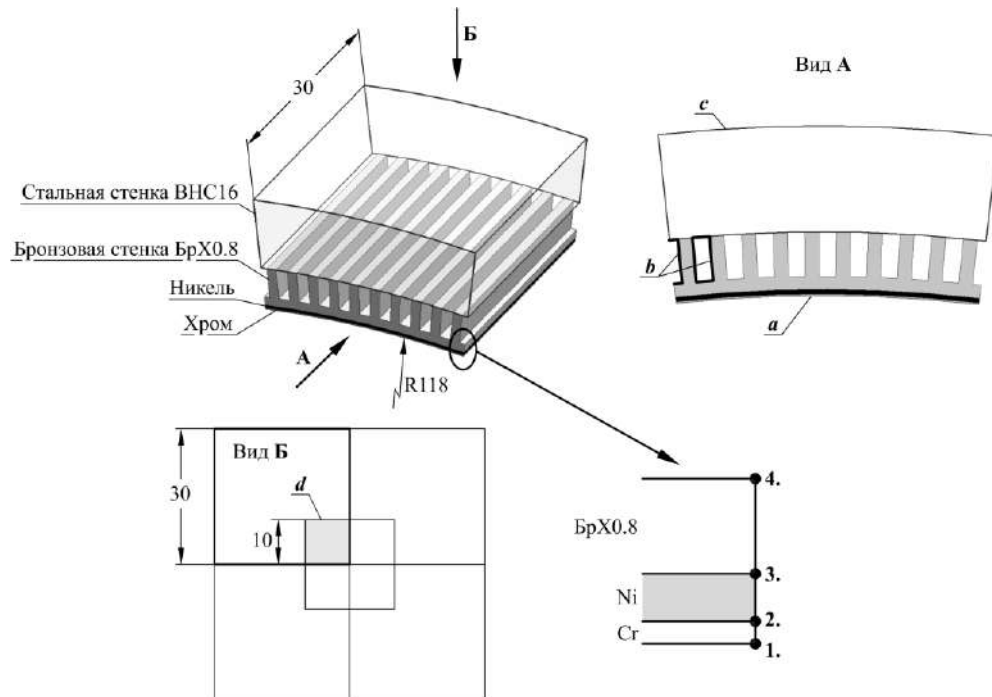


Рис.4.2.2.2 – 10 Схема моделирования стенки камеры:

$a$  – поверхность стенки со стороны продуктов сгорания;  $b$  – поверхности каналов охлаждения;  $c$  – наружная поверхность стальной оболочки;  $d$  – участок на поверхностях  $b$  с нарушением условий теплообмена; 1, 2, 3, 4 – точки вывода рассчитанных температур

В расчете используются коэффициенты теплопроводности и теплоемкости материалов в зависимости от температуры. Граничные условия конвективного теплообмена заданы на поверхностях  $a$ ,  $b$ ,  $c$ ,  $d$ .

Расчет нестационарной теплопроводности включает:

- запуск двигателя с немедленным выходом на 100% тяги;
- работу на режиме 100% в течение 40 сек (~ время прогрева стальной оболочки до стационарного состояния);
- выключение со 100% - го режима.

При моделировании рассмотрены следующие расчетные случаи:

1. теплозащитное покрытие состоит только из никеля толщиной 0.4 мм;
2. на никелевое покрытие толщиной 0.4 мм добавлено хромовое толщиной 0.05 мм;
3. на никелевое покрытие толщиной 0.4 мм добавлено хромовое толщиной 0.15 мм;



Условия теплообмена на поверхности  $d$  подобраны таким образом, чтобы максимальная температура в точке 2 (рис. 4.2.2.2 - 10) на поверхности никеля в первом расчетном случае, равнялась 1450 °С (близкая к температуре плавления никеля, что доказывается наличием дефектов в виде проплавов и оплавления).

Результаты моделирования нестационарного теплового состояния стенки представлены на рис. 4.2.2.2 - 11.

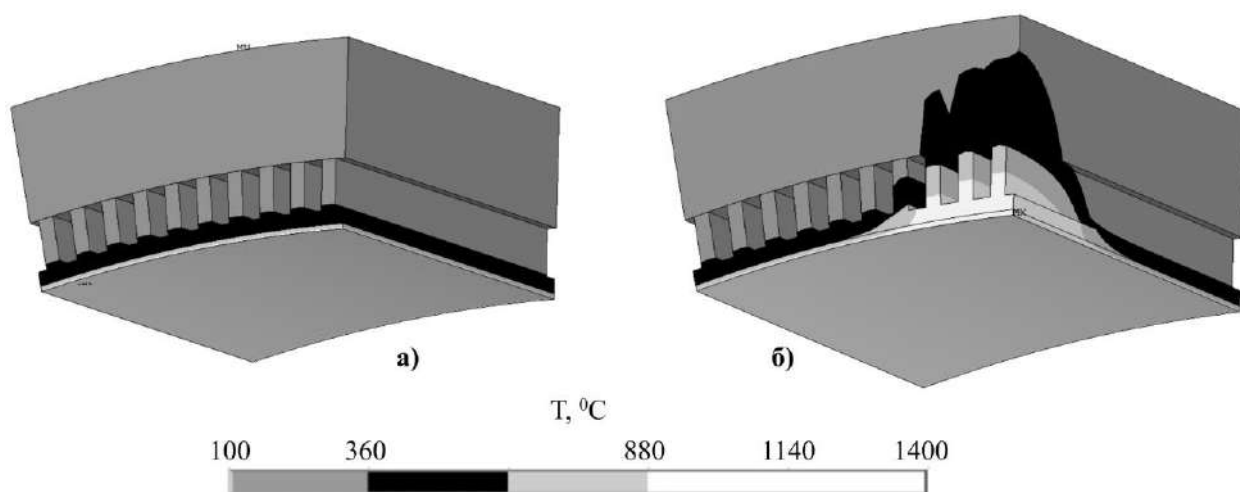


Рис.4.2.3 – 11. Распределение температур в стенке в момент времени  $t = 20$  сек: а – штатный режим охлаждения; б – режим охлаждения с нарушением условий теплообмена на локальном участке

Рис.4.2.2.2 - 12 а, в, д соответствуют штатному режиму теплообмена, рис.4.2.2.2 - 12 б, г, е – режиму с нарушением условий теплообмена на локальном участке.

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 понижает максимальную температуру границы с никелевым покрытием на 50 °С, что предотвращает его оплавление.

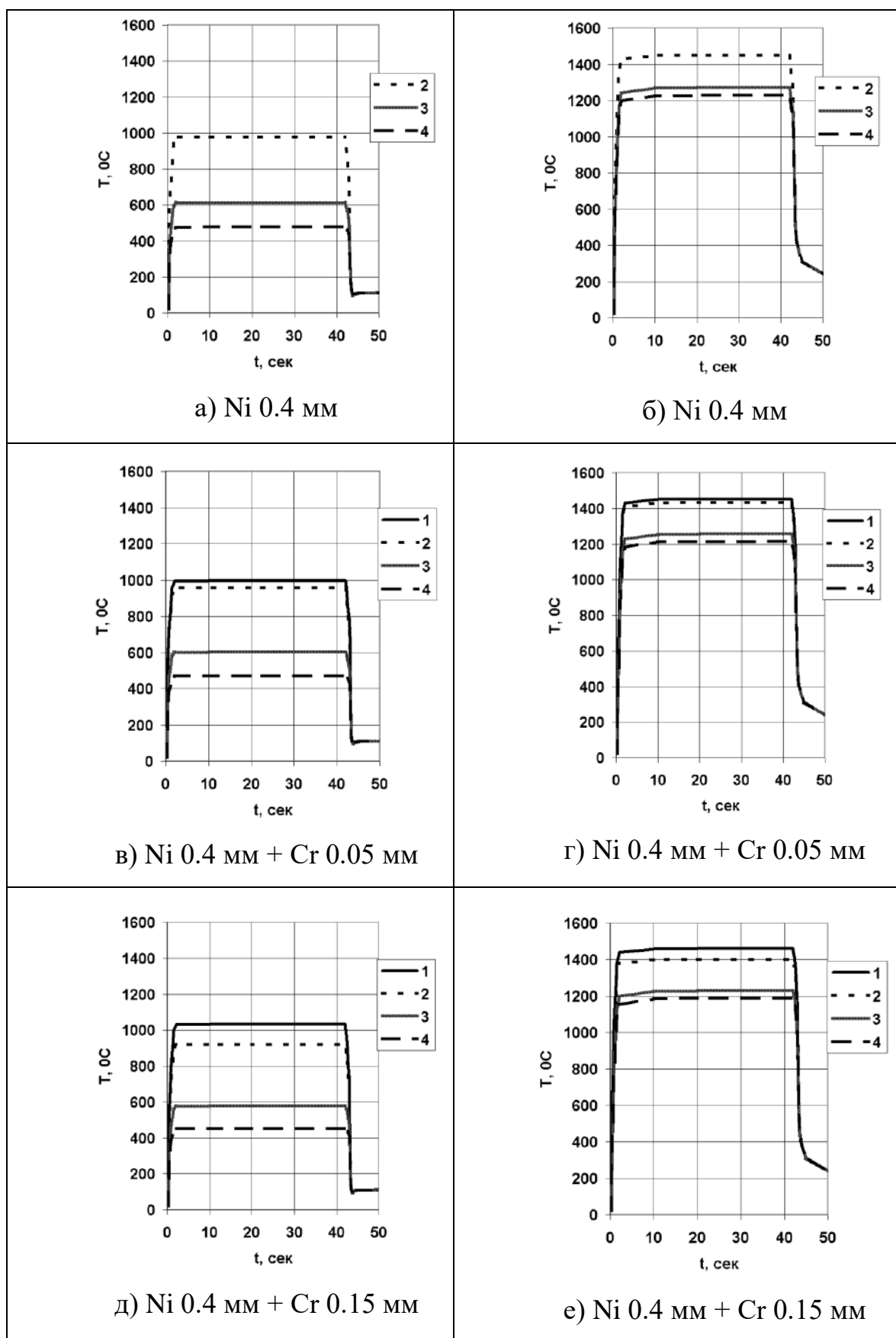


Рис.4.2.2.2 - 12 Расчетное изменение температур в точках 1, 2, 3, 4 в зависимости от времени

Дефектация КС четырехкамерного двигателя после ОИ, у двух камер которого толщина хромового в области критического сечения составляла  $\sim 0.075$  мм, а у двух других камер  $\sim 0.15$  мм, показала, что цепочки дефектов в виде проплавов, расположенных в области критического сечения (рис.4.2.2.2 – 2) имеются у камер с толщиной хромового покрытия  $\sim 0.075$  мм и отсутствуют у двух других с хромовым покрытием толщиной  $\sim 0.15$  мм. Эти практические результаты в совокупности с результатами проведенного моделирования позволяют сделать заключение о том, что нанесение на поверхность никелевого покрытия в области критического сечения покрытия хрома толщиной не менее 0.15 мм позволяет предотвратить образование проплавов на стенке КС со стороны продуктов горения.

#### **Выводы к главе 4**

1. 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 материалов сопрягаемых стенок.

2. Расчетным способом на качественном уровне показано:

- максимальные касательные напряжения возникают на краях паяных соединений и резко снижаются в направлении от краев канавки коллектора;
- более высокая скорость охлаждения стальной стенки приводит к снижению напряжений;
- при фиксированном давлении гидроиспытания сборки наличие начальной трещины в паяном соединении на краю канавки коллектора приводит к появлению остаточной выпуклости бронзовой стенки, высота которой на порядок превышает выпуклость сборки без трещины.

3. Для предотвращения разрушений паяных соединений на краях канавки коллектора при пайке КС наиболее эффективным мероприятием будет более

быстрое охлаждение стальной стенки, например, путем её принудительного обдува вентилятором в интервале температур 800 °С – 500 °С.

4. Образование вздутия теплозащитного покрытия на участке поверхности внутренней стенки КС произошло под воздействием давления при гидро и пневмоиспытаниях в результате межслойного расслоения по границе между слоями хлористого и серноокислого никеля.

5. Основной причиной образования вздутия ТЗП явились низкий уровень адгезии между слоями хлористого и серноокислого никеля на участке образования дефекта, связанный с наличием кадмия в слое хлористого никеля и наличие несплошности между слоями никеля.

6. Негативное влияние кадмия на уровень адгезии между слоями никеля может быть связано с образованием на поверхности хлористого никеля тонкой окисной пленки кадмия, образовавшейся после нанесения покрытия.

7. Локальные вспучивания внутренних стенок КС происходят при ОИ на останове двигателя в результате взрывного процесса, происходящего во внутренней полости коллекторов щели завесы и разделения потоков.

8. Вспучивания внутренних охлаждаемых стенок КС происходят в эпицентре взрыва в результате локального воздействия скачка давления и высокотемпературного разрушения паяных швов по механизму термоудара.

9. Основной причиной взрывов в коллекторных канавках КС является наличие в них остатков горючего (керосина) и попадание туда через щель завесы горячего газа (кислорода) из-за нештатного срабатывания клапана продувки азотом тракта охлаждения при останове двигателя.

10. Дефекты, выявленные на участках внутренней стенки в области критического сечения камеры сгорания двигателя, прошедшего серию ОИ, представляют собой вспучины и проплавы ТЗП.

11. Образования вспучин ТЗП происходят на участках локальных перегревов 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 серноокислого никеля и последующее вспучивание ТЗП при охлаждении стенки.

12. 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.

13. Фактором, способствовавшим образованию вспучин и проплавов ТЗП, явился низкий (по сравнению с термическими межслойными напряжениями, возникающими при термоударе на останове двигателя) уровень адгезии между слоями никеля, который может быть связан с наличием на границе слоев никеля тонких органических пленок и примеси кадмия.

14. 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.

15. Причиной локального перегрева участков стенки КС является нарушение 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.

16. Возможные случаи сквозных проплавов, образующихся в результате перегрева локальных участков поверхности стенки КС с высоким уровнем адгезии никелевого покрытия, гарантированно нейтрализуются нанесением на поверхность огневой стенки защитного хромового покрытия толщиной  $\geq 150$  мкм.

## Глава 5. Разрушения трубопроводов

Конструкции ЖРД включают в себя большое количество трубопроводов, от надежности и работоспособности которых во многом зависит их нормальное функционирование. Например, у двигателя РД191 общее количество трубопроводов составляет более 150 наименований.

Опыт доводки и эксплуатации ЖРД на предприятии НПО Энергомаш показал, что в процессе доводки вновь проектируемых ЖРД и при их дальнейшей эксплуатации, наибольшее количество разрушений наблюдается у трубопроводов. На работы по их доводке требуется достаточно большой срок работ и большие экономические затраты, в связи с чем вопросы, связанные с обеспечением ресурса и надежности работы трубопроводов, становятся актуальными.

При работе ЖРД разрушения трубопроводов в основном носят усталостный характер и происходят от воздействия статических и динамических (в том числе вибрационных) нагрузок. Конструктивно трубопровод является стержнем и вибрации ему передаются кинематическим способом, при этом могут реализовываться два механизма передачи. Первый вариант реализуется, когда при воздействии широкополосного спектра возбуждений (ШСВ), порожденного большим количеством источников, трубопроводы отфильтровывают большую часть спектра вибраций и возбуждаются на частотах, близких к резонансным, одновременно на нескольких собственных формах колебаний.

Второй вариант нагружения возникает при колебаниях точки закрепления штуцера с большой амплитудой и с частотой, значительно отличающейся от собственных частот трубопровода.

Разрушения могут происходить как по механизму малоцикловой, так по механизму многоцикловой усталости. Характер разрушения однозначно определяется фрактографическим анализом излома. Как правило, при многоцикловой усталости зарождение трещины происходит от одного очага, имеющего форму «линзы» (рис.5 – 1а). Главным признаком малоцикловой усталости является многоочаговый характер зарождения трещины,



фрактографически проявляющийся в виде рубцового строения излома (хрупкий узор) (рис.5 - 1б).

Значительный вклад в разрушение вносят статические напряжения, являющиеся суперпозицией остаточных сварочных и монтажных напряжений, которые чаще всего возникают в результате изгиба оси трубы. При изгибе с одной стороны трубы возникает область растяжения, а с противоположной - область сжатия. Зачастую такая ситуация в области растяжения приводит к одностороннему зарождению и росту трещины усталости по малоциковому механизму.

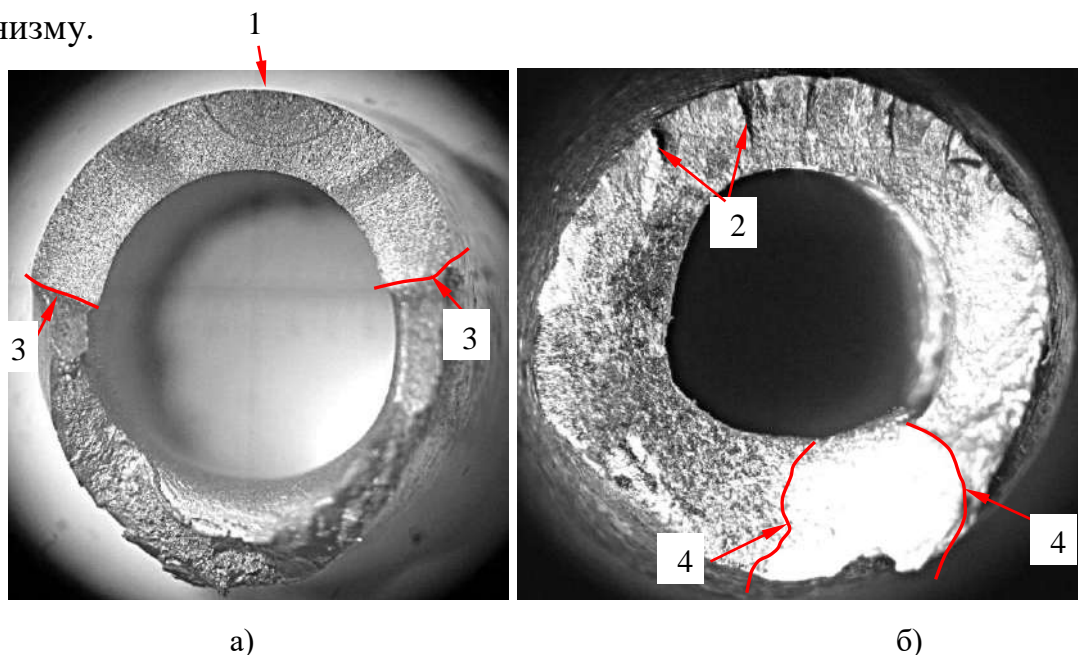


Рис.5 – 1 Макростроение изломов трубопроводов, разрушившихся по механизму многоциклового (а) и малоциклового (б) усталости. Стрелками отмечены: 1 – линзообразный очаг зарождения трещины, 2 – рубцы хрупкого узора, 3 – граница между изломом усталостной трещины и принудительного силового долома, 4 – граница между изломом усталостной трещины и силового долома.

В основном усталостные разрушения трубопроводов происходят по основному материалу трубы на границе валика сварного шва, соединяющего штуцер с трубой (рис.5–2). Граница валика сварного шва является конструктивным концентратором напряжений. Такие разрушения происходят под воздействием вибрационных нагрузок и составляют примерно 75% от всего количества разрушений трубопроводов.

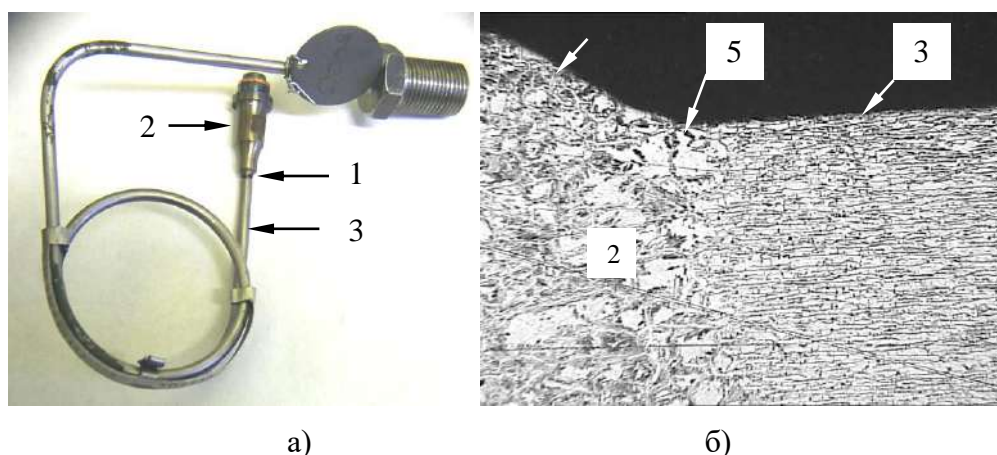


Рис.5 - 2 Макроизображение разрушенного трубопровода (а) и микроструктура сварного шва в области перехода к основному материалу трубы.  $\times 75$ . Стрелками показаны: 1 – местоположение усталостной трещины, 2 – штуцер, 3 – труба, 4 – валик сварного шва, 5 – граница валика сварного шва.

Кроме разрушений трубопроводов под воздействием вибраций происходят и разрушения под воздействием пульсаций внутреннего давления в трубопроводе и в результате замедленного разрушения.

Ниже будут приведены примеры таких разрушений.

### 5.1 Разрушения трубопроводов под воздействием вибрационных нагрузок

#### Разрушения трубопроводов насоса горючего

Разрушения трубопровода насоса горючего произошло в районе сварного шва приварки ниппеля к тройнику на 100 – ой секунде ОИ и выявлено пневмоиспытанием в воде (рис.5.1 – 1).

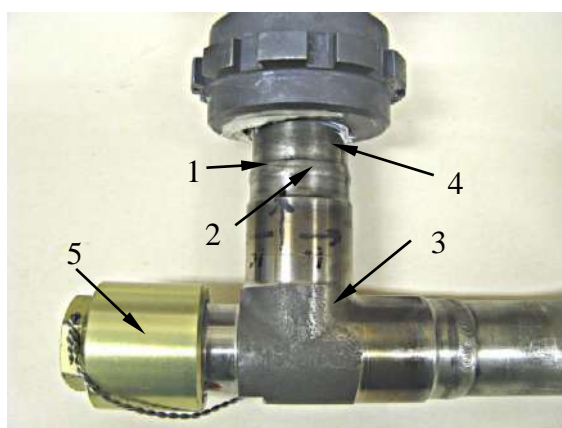


Рис. 5.1 – 1 Внешний вид тройника трубопровода насоса горючего. Стрелками отмечены: 1 – место разрушения, 2 – сварной шов, 3 – тройник, 4 – ниппель, 5 – заглушка.

Трещина была принудительно вскрыта. Макроанализ излома показал, что сквозное разрушение стенки произошло в околошовной зоне (граница валика сварного шва) по основному материалу ниппеля. Длина трещины по внешнему диаметру ниппеля  $\sim 30$  мм, что составляет примерно  $1/3$  длины окружности трубы (рис.5.1 – 2). Поверхность излома светлая, без признаков окисления. На изломе со стороны внешнего диаметра имеются множественные рубцы (по стрелкам 2), свидетельствующие о многоочаговом характере зарождения трещины и показывающие направление разрушения (от внешней поверхности к внутренней). Дефектов металлургического характера в областях зарождения трещин не выявлено.

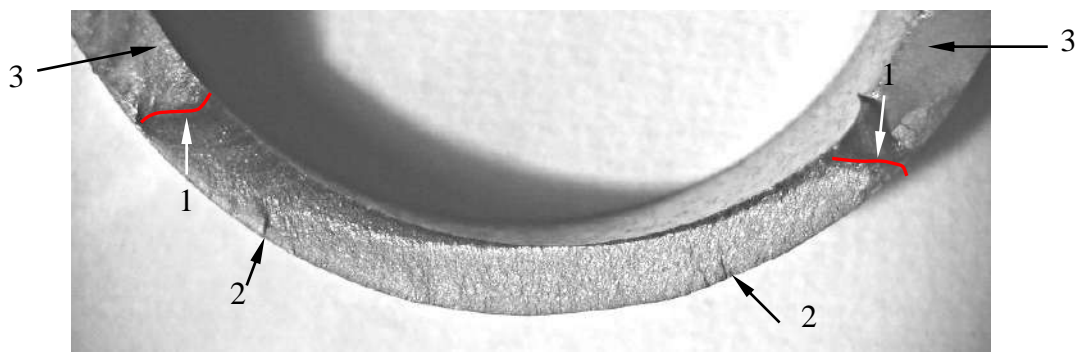


Рис.5.1 – 2 Макроизображение излома; стрелками отмечены: 1 – границы усталостной трещины, 2 – рубцы (храповый узор), 3 – область силового долома. <sup>X</sup> 4.

Микрофрактографическим исследованием установлено, что разрушение носит транскристаллитный характер. На изломе со стороны внешнего диаметра наблюдаются множественные рубцы (храповый узор), являющиеся признаками разрушения по механизму малоциклового усталости (рис.5.1 – 3а). В области внешнего диаметра (зарождение трещин) разрушение произошло путем скола. На отдельных участках излома в центральной части сечения стенки присутствуют фасетки с усталостными бороздками (рис.5.1 – 3б). В области принудительного силового долома разрушение вязкое с ямочным рельефом поверхности (рис.5.1 – 3г). Зоны усталостного разрушения и принудительного долома разделены четкой границей (рис.5.1 – 3в).

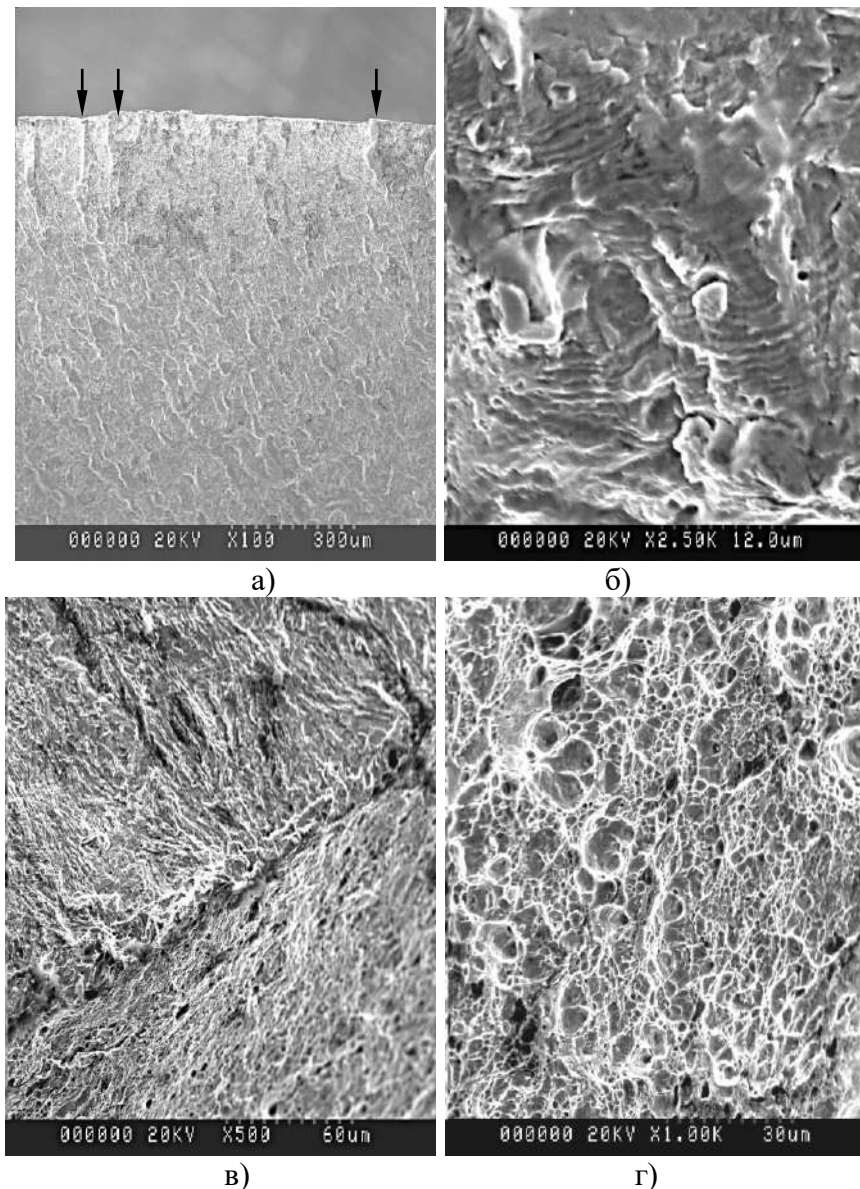


Рис.5.1 - 3 Электронные фрактограммы поверхностей излома: рубцы (храповый узор) со стороны внешней поверхности трубы ниппеля (а); бороздки в области усталостного разрушения (б); граница между зонами усталости и принудительного долома (в); ямки вязкого разрушения в зоне силового долома (г). Стрелками показаны рубцы на внешнем диаметре трубы.

Разрушение стенки трубы ниппеля происходило под воздействием циклических нагрузок, представлявших собой сумму статической и динамической нагрузок. При этом статическая нагрузка представляла собой суперпозицию остаточных сварочных (трубопровод не термобрабатывается после операций сварки) и монтажных напряжений.

Сравнительный анализ разрушений тройников у двух других аналогичных трубопроводов насосов горючего показал, что у всех трех трубопроводов разрушения носили усталостный характер, происходили на границе валика

сварного шва по основному материалу ниппеля, а изломы имели схожее макростроение (длина трещин, хрупкий узор). Различие состоит в том, что у первого трубопровода (№1) трещина расположена со стороны технологической заглушки, а у двух других (№2 и №3) – со стороны напротив заглушки (рис.5.1 – 4).



Рис.5.1 – 4 Макроизображение изломов на тройниках трубопроводов № 1 и №2. Двойными стрелками отмечено местоположение усталостных трещин, стрелками отмечены заглушки.

Представляется, что зеркальное расположение трещины у трубопровода №1, по сравнению с расположением трещин у трубопроводов №2 и №3 связано с противоположным расположением областей максимального статического растяжения, образовавшихся при монтаже. Возможно, что при монтаже трубопроводов смещение оси ниппеля сферического у трубопровода №1 происходило вправо, а у трубопроводов №2 и №3 наоборот.

Поскольку во всех трех случаях зарождение трещин происходило в материале ниппеля на границе валика сварного шва можно говорить о том, что в данной конструкции эта граница является эффективным концентратором напряжений. Причиной того, что трещина всегда зарождается в трубе наконечника сферического (ВНС -16) является её более низкая изгибная жесткость по сравнению с изгибной жесткостью трубы тройника (ВНС-25).

Среди мероприятий, которые позволили бы повысить усталостную прочность сварного соединения тройника и ниппеля сферического можно выделить три основных:

- снижение коэффициента концентрации напряжений на границе валика сварного шва со стороны ниппеля;
- релаксация сварочных напряжений путем термообработки (закалка + отпуск) трубопровода после всех сварочных операций;
- снижение уровня монтажных напряжений.

Снижение затрат, связанных с необходимостью замены трубопроводов, разрушенных при ОИ, можно провести путем повышения усталостной прочности трубопроводов за счет изменения конструкции сварного соединения.

С этой целью, предлагается дополнить валик сварного шва 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  $K_\sigma$ .

Для подтверждения эффективности данного предложения с применением метода конечных элементов (КЭМ) были проведены сравнительные расчеты напряженно-деформированного состояния (НДС) сварных соединений существующей и предлагаемой конструкции [112].

С этой целью были разработаны конечно-элементные модели сварных соединений существующей и предлагаемой конструкции. В качестве примера выполнен расчет НДС сварного соединения трубопровода между тройником и сферическим ниппелем (рис. 5.1 – 1).

В расчетной схеме тройник трубопровода в конечно элементной модели представлен в виде консольной балки с проходным сечением  $d_y = 24$  мм, которая нагружена изгибающим моментом  $M$  (рис.5.1 – 5). Толщина стенки трубчатой консольной балки на участке  $L_1$  равна  $\delta_1 = 2,5$  мм; толщина стенки на участке  $L_3$  –  $\delta_2 = 2,0$  мм. Протяженность валика сварного шва составляет  $L_2 = 4$  мм.

Интенсивность напряженно-деформированного состояния (НДС) в точках конечно-элементной модели в рассматриваемых вариантах расчета на прочность определяется значением осевого напряжения  $\sigma_z$ .



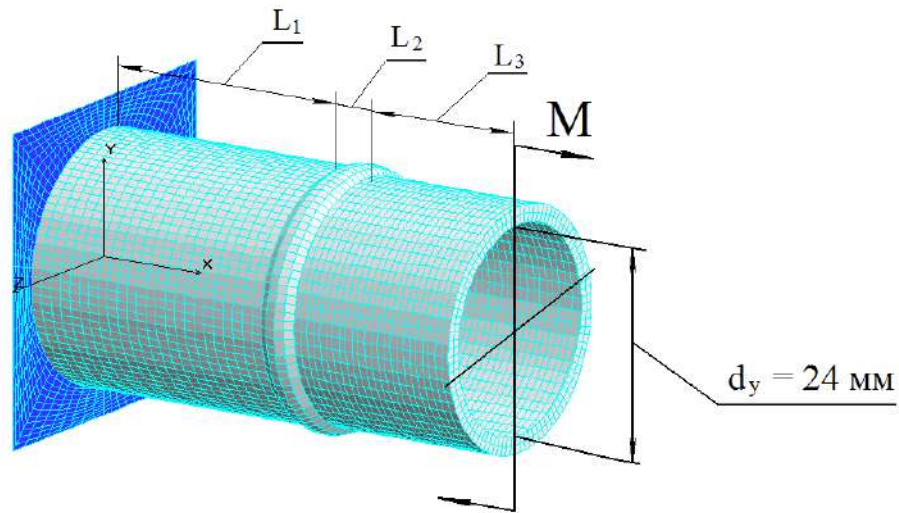


Рис.5.1 – 5. Трубчатая консольная балка.

Расчеты НДС проводили для двух вариантов сварного соединения:

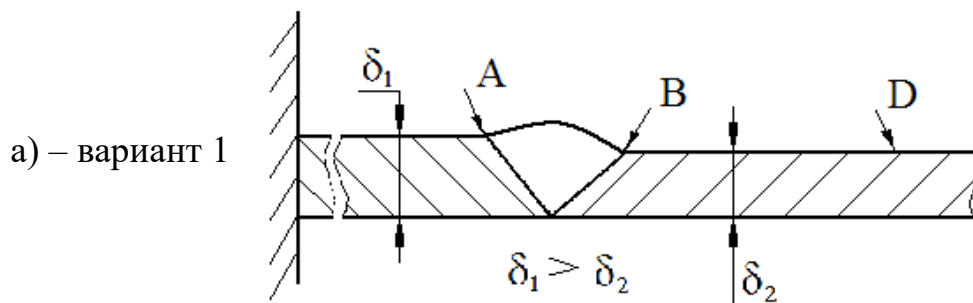
- вариант 1 – сварное соединение штатной конструкции;
- вариант 2 – сварное соединение предлагаемой конструкции.

Расчетные схемы изображены на рис.5.1 – 6. Для трубчатой консольной балки каждого варианта была разработана своя расчетная модель.

Отличие профиля сварного шва варианта 2.1 на рис.5.1 – 6 от профиля сварного шва варианта 2.2 обусловлено тем, что размер  $L$  (см. рис.5.1 – 6.б) определяется по формуле (1), соответствующей принципу Сен-Венана, при этом  $L$  должен удовлетворять требованию неравенства  $L \leq 6 \text{ мм}$ :

$$L = 2 + 0,4\sqrt{sr_B} \quad (1)$$

где  $s$  – толщина стенки трубы;  $r_B$  – радиус проходного сечения трубы.



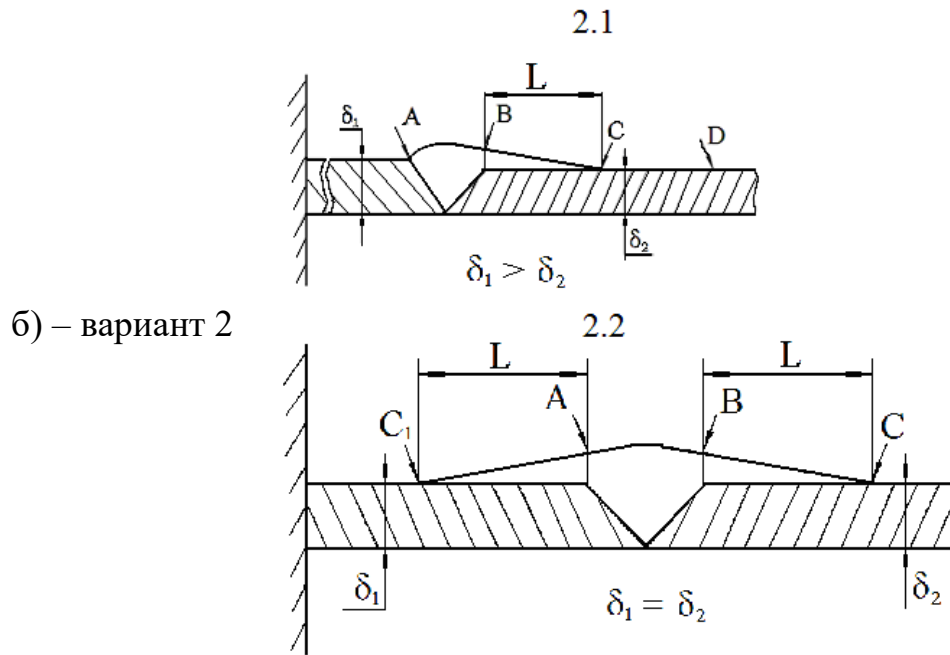


Рис.5.1 – 6. Расчетные схемы сварных соединений

Результаты расчета по варианту 1 (штатная конструкция) представлены на рис.5.1 – 7.

Значения осевых напряжений  $\sigma_z$  в точках А, В, D и E представлены на рис.7 и равны: в точке А –  $\sigma_z = 394.9$  МПа (43,4 кгс/мм<sup>2</sup>); в точке Е –  $\sigma_z = 374.7$  МПа (38,2 кгс/мм<sup>2</sup>); в точке D –  $\sigma_z = 459.1$  МПа (46,8 кгс/мм<sup>2</sup>); в точке В –  $\sigma_z = 720.1$  МПа (73,4 кгс/мм<sup>2</sup>). С применением значений осевых напряжений  $\sigma_z$  в точках А, В, D и Е определили значения коэффициентов концентрации напряжений  $K_\sigma$  в точках А, и В:

в точке В –  $K_\sigma = 1,6$ ; в точке А –  $K_\sigma = 1,14$ .

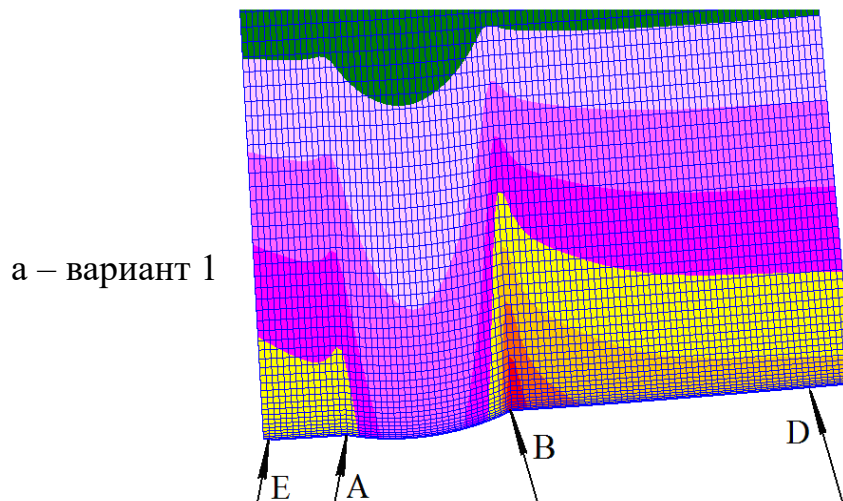


Рис.5.1–7. Результаты расчета НДС сварного соединения штатной конструкции

Результаты расчета варианта 2 (сварного соединения предлагаемой конструкции).

Анализ расчетной схемы по варианту 2 показывает, что у этой конструкции в сечении, проходящем через точку В, концентратор напряжений отсутствует. Концентраторы напряжений имеются в точках А и С.

Значения осевых напряжений  $\sigma_z$  в точках А, В, С, D и Е представлены на рис.5.1 – 8.

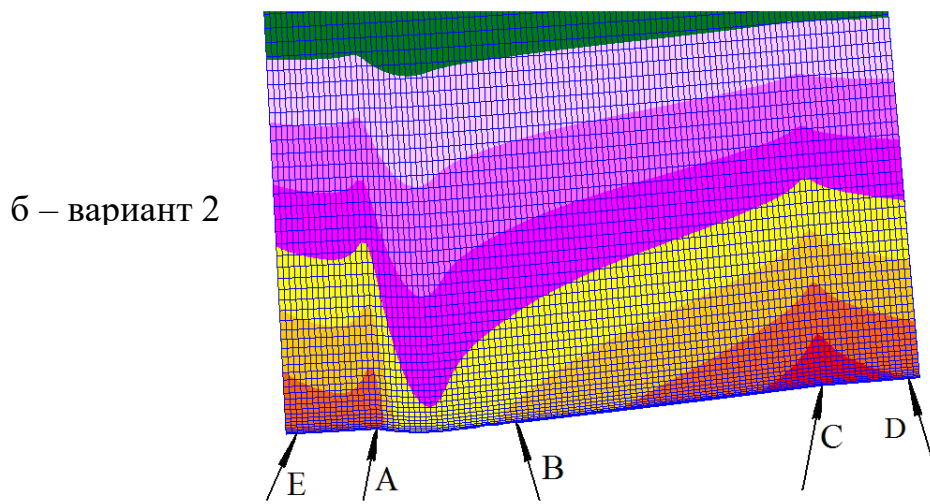


Рис.5.1 – 8. Результаты расчета НДС сварного соединения предлагаемой конструкции

Значение коэффициента концентрации напряжений  $K_\sigma$  в сечении трубы, проходящей через точку А, не изменилось и равно, –  $K_\sigma = 1,14$ . Значения осевых напряжений  $\sigma_z$  в точках В, и С, в соответствии с рис.5.1 – 8, равны: в точке В –  $\sigma_z = 364.9$  МПа (37,2 кгс/мм<sup>2</sup>); в точке С –  $\sigma_z = 571.9$  МПа (58,3 кгс/мм<sup>2</sup>). В сечении трубы, проходящей через точку D, расположенной справа от точки С значение осевого напряжения  $\sigma_z$  не изменилось и равно  $\sigma_z = 459.1$  МПа (46,8 кгс/мм<sup>2</sup>) (см. рис.5.1 – 6 б).

С применением значений осевых напряжений  $\sigma_z$  в точках С и D определили значения коэффициента концентрации напряжений  $K_\sigma$  в точке С –  $K_\sigma = 1,2$ .

Расчеты, выполненные с применением критериальных уравнений, показывают, что снижение уровня максимальных осевых напряжений  $\sigma_z = 720.1$  МПа (73,4 кгс/мм<sup>2</sup>) (в штатном варианте) до  $\sigma_z = 571.9$  МПа (58,3 кгс/мм<sup>2</sup>) (за счет уменьшения  $K_\sigma$  в предлагаемом варианте), позволяет на порядок повысить усталостную прочность сварных трубопроводов [112].

## 5.2 Особенности роста трещин в трубопроводе разгрузки бустерного насоса горючего

Анализ разрушений узлов ЖРД, происходящих при О.И. показывает, что наибольшее их количество наблюдается у трубопроводов и у абсолютного большинства по усталостному механизму под воздействием вибрационных нагрузок, передающихся трубопроводу кинематическим способом. Зарождение и последующий рост трещин усталости в этом случае происходит на внешней поверхности трубы в области концентратора напряжений, которым в большинстве случаев является околошовная зона валика сварного шва приварки штуцера [1 12].

Но среди трубопроводов, у которых наблюдаются усталостные разрушения при О.И., имеется такие, у которых местоположение областей зарождения трещин и сам механизм разрушения существенно отличается от вышеперечисленных вариантов разрушений. Одним из таких трубопроводов является трубопровод подачи горючего в разгрузочное устройство бустерного насосного агрегата горючего (БНАГ) двигателя РД191 (рис.5.2 – 1а), у которого зарождение трещин происходит на внутренней поверхности трубы в области средней линии одного из изгибов (рис.5.2 – 1б). Основное сечение трубы имеет внешний диаметр 10 мм, толщину стенки 1 мм. Материал трубы – коррозионностойкая нержавеющая сталь ЭИ 811 (12Х21Н5Т).

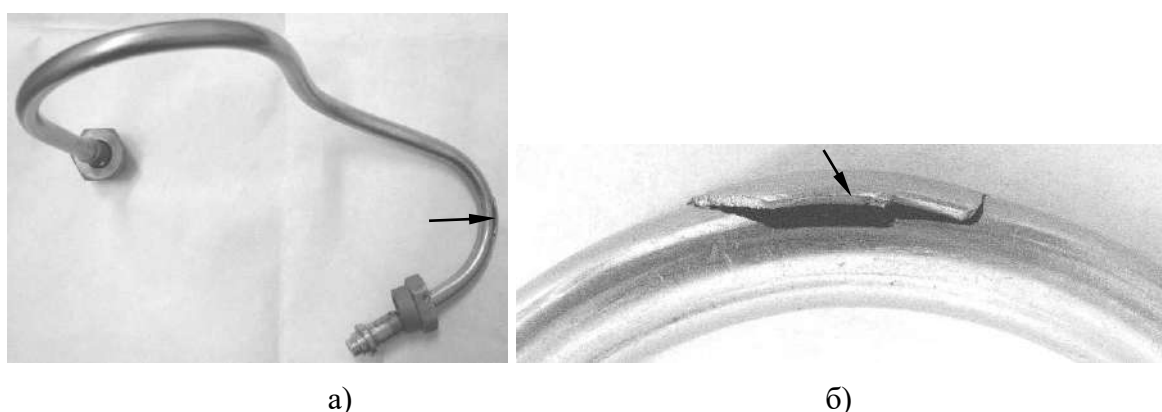


Рис.5.2 – 1 Внешний вид трубопровода с трещиной в области средней линии изгиба малого радиуса (а) и макроизображение области разрушения (б). Стрелками отмечено место разрушения.

Было зафиксировано четыре однотипных случая разрушения этого трубопровода: три разрушения произошли при О.И. двигателя и одно при

модельных испытаниях насоса (на воде). С другой стороны, этот же тип трубопровода может иметь значительную наработку при О.И. двигателей (~3600 с) без образования трещин на внутренней поверхности трубы, в том числе и в области средней линии изгибов [113, 114].

Исходя из вышеизложенного, определение причин, характера и механизма такого разрушения представляет, как научный, так и практический интерес, прежде всего с точки зрения выработки конструктивно – технологических решений (изменений), практическая реализация которых позволит исключить в дальнейшем подобные разрушения этого трубопровода при О.И. двигателя.

### Результаты исследований

Макрофрактографические исследования поверхностей сквозных трещин в изгибах трубопроводов, образовавшихся при испытаниях, показали, что во всех случаях зарождение и последующий рост трещин происходили на внутренней поверхности трубы в области средней линии одного из изгибов. Трещины (сквозные и несквозные) имеют полуэллиптическую форму фронта распространения (рис.5.2–2), который характеризуется отношением малой **b** и большой **a** полуосями эллипса  $b/a$ . У трещин в трубопроводе это отношение изменяется от 0.33 до 0.4. Поверхность трещин ровная, светлая без признаков окисления.

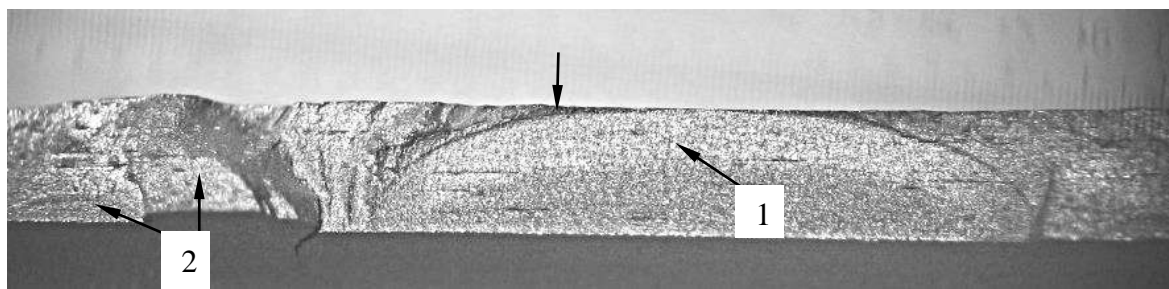


Рис.5.2 – 2 Сквозная (1) и несквозные (2) полуэллиптические трещины на внутренней поверхности трубы в области средней линии изгиба. Стрелкой отмечена внешняя поверхность трубы. Увеличено.

Микрофрактографическими исследованиями установлено, что трещины имеют сглаженный рельеф поверхности разрушения, образующийся по механизму скола – квазискола. На поверхности излома присутствуют вторичные

трещины, проходящие по цепочкам включений карбидов титана и треки, образовавшиеся в результате перемещения и вдавливания в поверхность излома частиц включений при интенсивном контактном взаимодействии берегов трещины (рис.5.3– 3). Выявленные фрактографические признаки свидетельствуют об усталостном характере разрушения, которое происходит под воздействием циклических окружных напряжений, возникающих под воздействием пульсаций внутреннего давления в трубопроводе.

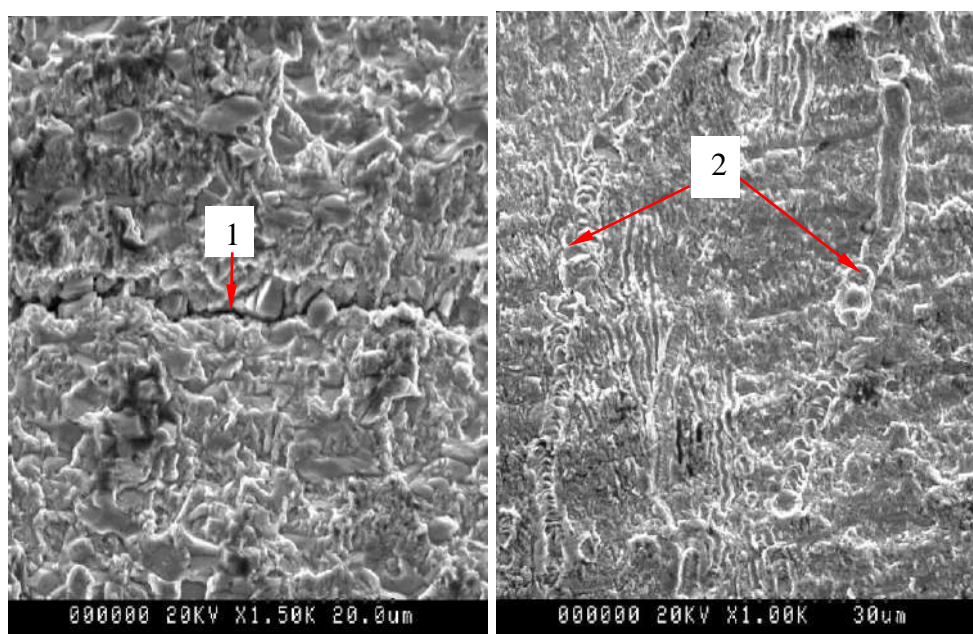


Рис.5.2 – 3 Электронные фрактограммы поверхности усталостной трещины. Стрелками показаны: 1 – вторичная трещина, 3 - треки от движущихся частиц.

На внутренней поверхности трубы присутствуют технологические дефекты в виде осевых надрывов, имеющие глубину  $\sim 20 - 40$  мкм и образующиеся при ее изготовлении (рис.5.2 – 4а). Установлено, что зарождение и последующий рост усталостных трещин происходит от таких дефектов (рис.5.2 – 4б).

Входной штуцер данного трубопровода представляет собой кавитирующий жиклер и на его внутренней поверхности при испытаниях образуется область кавитационного износа, расположенная со стороны торца выходного канала. БНАГ проходит модельные испытания на воде и О.И. на керосине в составе двигателя.



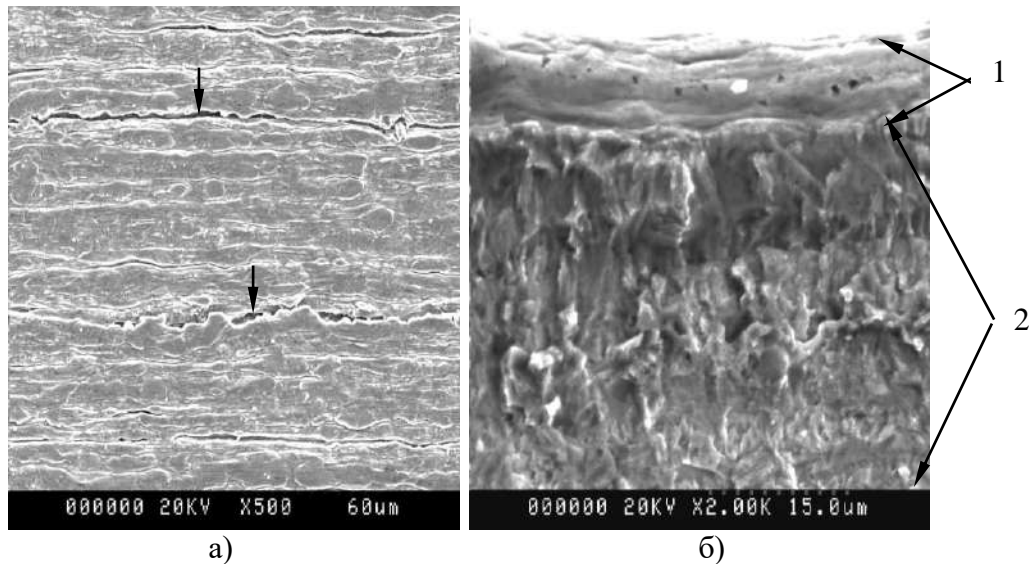


Рис.5.2 – 4 Технологические дефекты в виде надрывов на внутренней поверхности трубы (а) и электронная фрактограмма поверхности излома в области зарождения трещины (б). Стрелками показаны: 1 – поверхность надрыва, 2 – поверхность усталостной трещины.

Сравнительный анализ степени кавитационного износа на внутренней поверхности входных штуцеров, проходивших испытания только на воде (наработка ~ 600 с) или только на керосине (наработка ~ 1900 с) показал, что размер области кавитационного износа и его степень у штуцера, проходившего испытания на воде существенно выше, чем у штуцера проходившего испытания на керосине (рис.5.2 – 5).

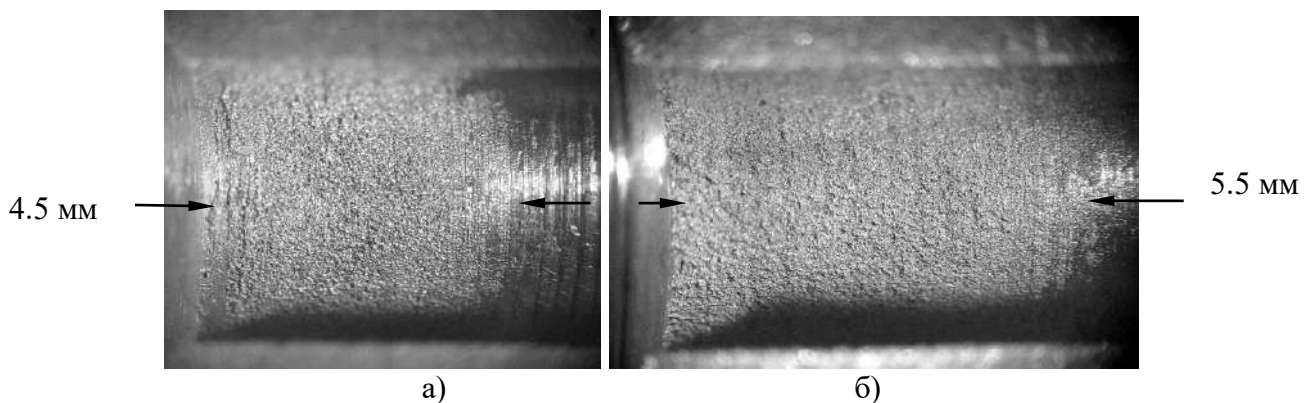


Рис.5.2 – 5 Макроизображение зон кавитационного износа на внутренней поверхности входных штуцеров трубопроводов БНАГ двигателя РД181, проходивших испытания на керосине (а) и на воде (б) (показаны двойными стрелками). Увеличено.

Следует отметить, что на поверхности выходного канала входного «квитирующего» жиклера трубопровода подачи горючего в разгрузочное устройство БНАГ двигателя РД180, прошедшего модельные испытания на воде (наработка 300 с) и на керосине на О.И. (наработка 345с), степень кавитационного

износа незначительна и его признаки выявляются лишь на локальных участках в области торца выходного канала (рис.5.2 – 6). У этого трубопровода усталостных разрушений, подобных разрушениям происходящих у трубопроводов БНАГ двигателя РД181, не происходило. Представляется, что причиной пульсаций внутреннего давления в трубопроводах подачи горючего в разгрузочное устройство БНАГ двигателя РД181, является интенсивная кавитация и, как следствие, наличие области схлопывания кавитационных пузырьков на входе трубопровода.

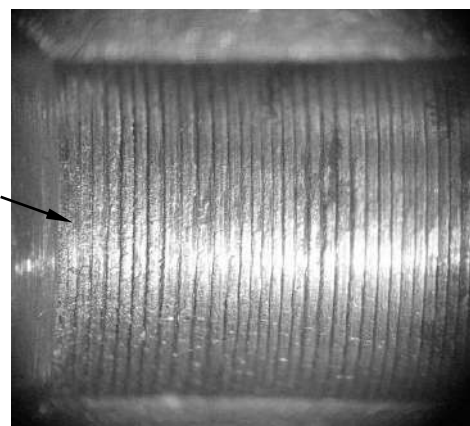


Рис.5.2 – 6 Макроизображение внутренней поверхности входного штуцера трубопровода БНАГ двигателя РД180, прошедшего испытания на воде и керосине

При формировании изгибов трубопровода по существующей технологии у трубы возникает овальность (рис.5.2 – 7), за меру которой может быть принята разность между большой и малой полуосями овала:  $O = (a-b)/2$ .

Максимальное значение овальности труба имеет в центральной части изгиба. Проведенные измерения показали, что 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.

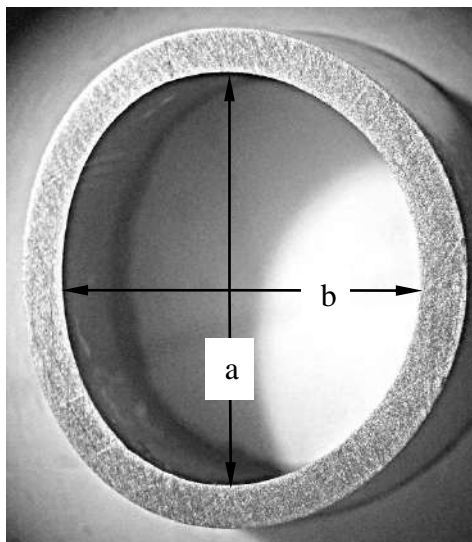


Рис.5.2 – 7 Макроизображение поперечного сечения трубы в центральной области изгиба.

Поскольку овальность трубы влияет на возможность (вероятность) разрушения, были проведены расчеты напряженно-деформированного состояния (НДС) трубопровода под воздействием внутреннего давления.

### **Результаты расчета напряженно – деформированного состояния трубопровода**

Расчет напряженно – деформированного состояния (НДС) трубопровода проведен методом конечных элементов в пространственной постановке с использованием программы ANSYS. Конечно-элементная модель получена на основе геометрии срединных поверхностей (рис.5.2– 8а) методом автоматической генерации. Тип конечного элемента – “оболочка” SHELL 181 [113].

Рассмотрены два варианта геометрии трубопровода: все сечения трубопровода имеют круглую форму и сечения трубопровода в серединах изгибов имеют эллиптическую форму, плавно переходящую в круглую к началу прямолинейных участков.

Диаметр внутренней поверхности круглых сечений - 9 мм. Для эллиптических сечений: малая ось – 8 мм, большая ось – 10 мм (рис.5.2– 8б).

Размеры осей эллиптических сечений подобраны так, чтобы длина дуги эллипса равнялась длине дуги окружности.

Для материала трубопровода заданы следующие механические характеристики:

- модуль упругости –  $20000 \text{ кгс/мм}^2$  (196.2 ГПа);
- коэффициент Пуассона – 0.3.

Граничные условия – жесткая заделка концов трубопровода.

Нагрузка – внутреннее давление  $1.5 \text{ кгс/мм}^2$  (14.7 МПа).

Параметры расчета и допущения:

- линейный статический анализ без учета больших перемещений и пластичности;
- исходное состояние модели без начальных напряжений и деформаций (технологических, монтажных);
- постоянство толщины стенки в круглых и овализованных сечениях.

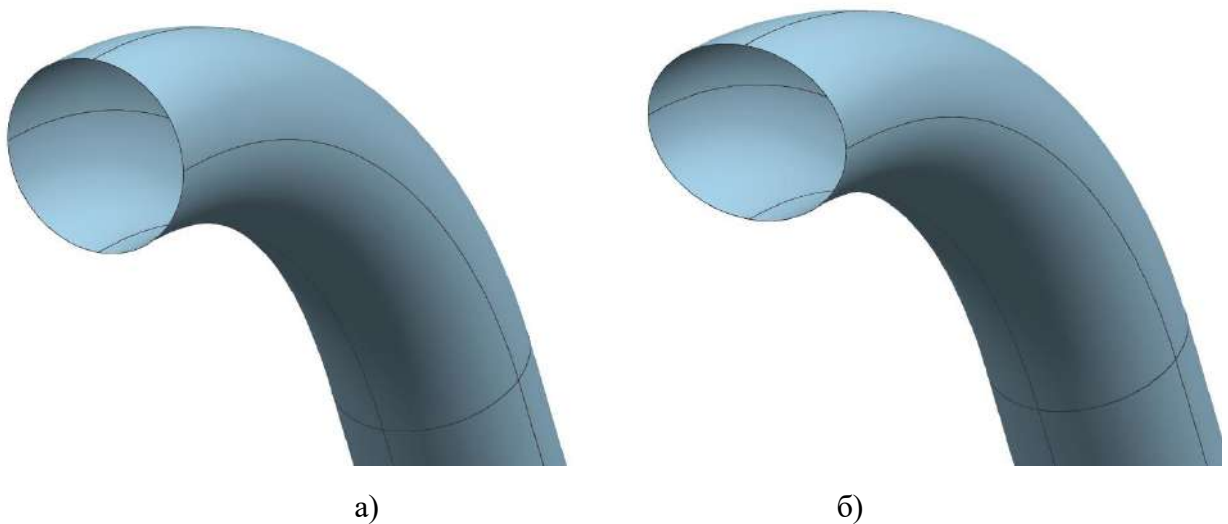


Рис.5.2 - 8. Варианты моделирования геометрии сечений трубопровода в местах изгибов:  
а – круглое; б – овализованное (эллиптическое)

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 (рис.5.2 – 9)

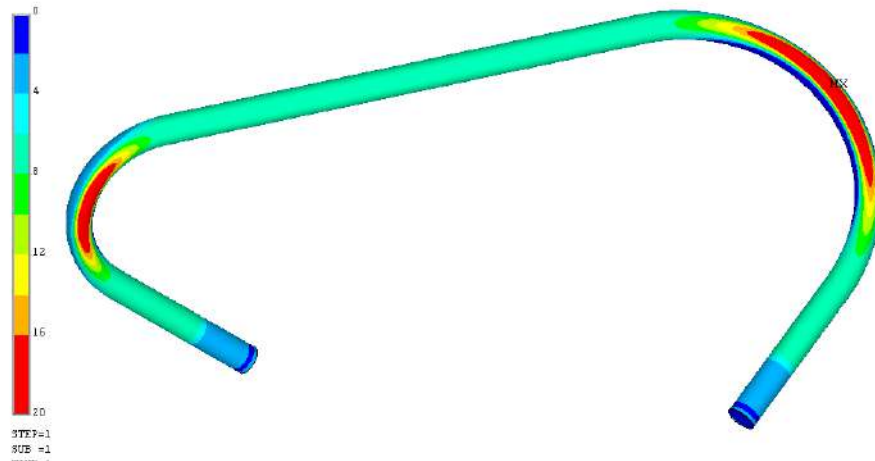


Рис.5.2 – 9. Первые главные напряжения в трубе с овализацией, внутренняя поверхность:  
- максимальное напряжение  $27 \text{ кгс/мм}^2$  ( $264.9 \text{ МПа}$ ); направление напряжений в точках максимума – окружное, растягивающее

У трубопровода с круглым сечением трубы в изгибе окружные растягивающие напряжения в области средней линии примерно в четыре раза меньше, чем у трубопровода с овальным сечением (рис.5.2 – 10).

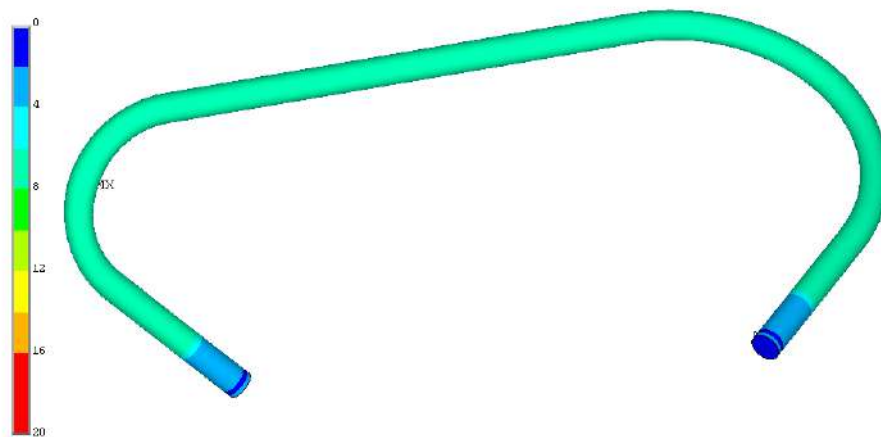


Рис.5.2 – 10. Первые главные напряжения в круглой трубе, внутренняя поверхность:  
- максимальное напряжение  $7.2 \text{ кгс/мм}^2$  ( $70.6 \text{ МПа}$ ); - направление напряжений в точках максимума – окружное, растягивающее

Выявленный эффект можно объяснить следующим образом: при изгибе трубчатого сечения с относительно тонкими стенками, последние стремятся сблизиться по направлению к нейтральной оси изгиба, поперечное сечение при этом овализуется. Если приложить внутреннее давление, овализованное сечение будет стремиться принять круглую форму, “верхняя” и “нижняя” части сечения стремятся отдалиться от нейтральной оси изгиба. Получается эффект, обратный

изгибу изначально прямой трубы - труба стремится выпрямиться, при этом к окружным напряжениям растяжения оболочки добавляются нормальные напряжения от «разгибания» овализованного сечения в круглое (рис.5.2 – 11).

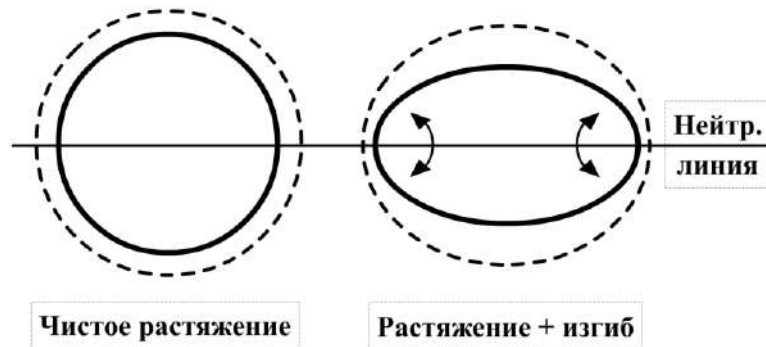


Рис.5.2 – 11. Эффект увеличения окружных напряжений на внутренней поверхности овализованного сечения.

Расчетным путем показано, что уровень растягивающих окружных напряжений на внутренней поверхности трубы пропорционален овальности сечения [113]. На рис.12 приведены рассчитанные значения окружных растягивающих напряжений в зависимости от значения овальности трубы для двух радиусов изгибов трубопроводов при давлении  $1.5 \text{ кгс/мм}^2$  ( $14.7 \text{ МПа}$ ).

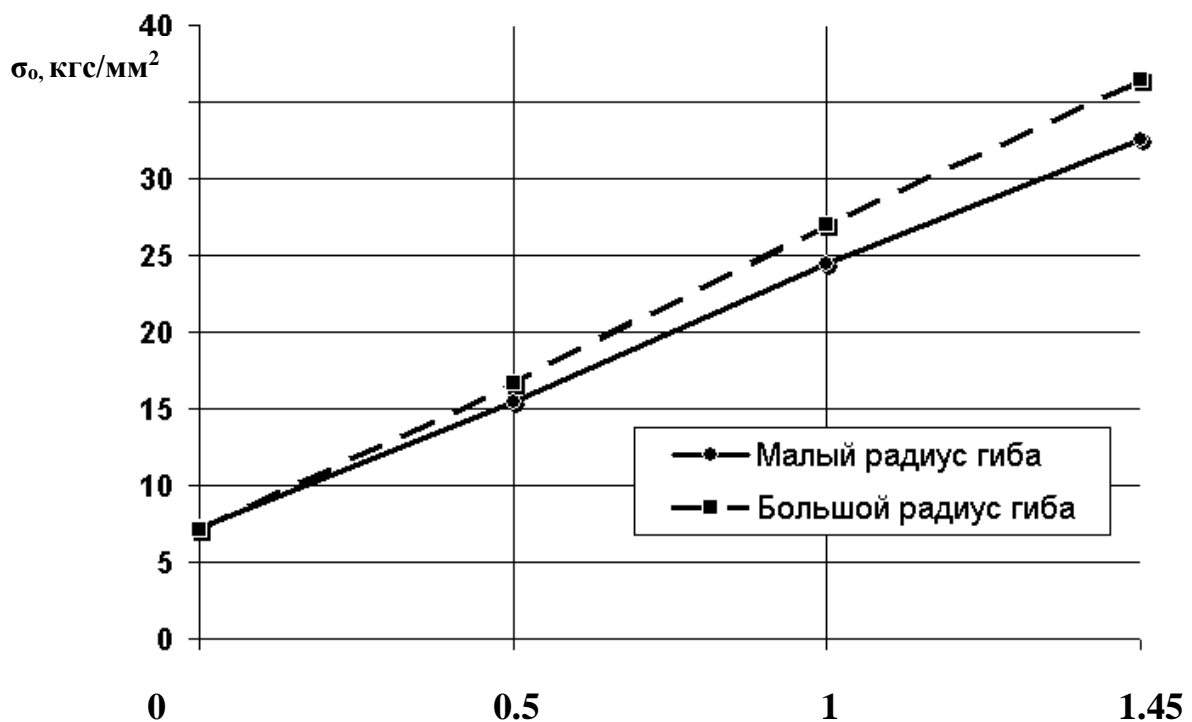


Рис.5.2 – 12. Зависимость максимальных растягивающих окружных напряжений ( $\text{кгс/мм}^2$ ) от значений параметра эллиптичности (овальности) сечения трубы - давление  $1,5 \text{ кгс/мм}^2$  ( $14.7 \text{ МПа}$ )



Таким образом, проведенные расчеты показали, что в трубопроводе с овальным сечением под влиянием внутреннего давления на внутренней поверхности трубы возникают окружные растягивающие напряжения, принимающие максимальные значения в области нейтральной линии изгиба [113]. С этих мест вероятнее всего прогнозировать начало разрушения овализованного трубопровода под действием внутреннего давления. При этом уровень окружных растягивающих напряжений пропорционален овальности сечения трубы.

### **Анализ результатов**

Как показано выше, разрушение трубопровода подачи горючего в разгрузочное устройство БНАГ двигателя РД181 происходит путем роста усталостных поверхностных полуэллиптических трещин на внутренней поверхности трубы, зарождающихся на технологических надрывах в области средней линии изгиба. Необходимым условием для роста таких трещин является наличие циклических окружных растягивающих напряжений, пропорциональных пульсациям внутреннего давления  $p \pm \Delta p$ , где  $p$  – статическая составляющая давления,  $\Delta p$  – величина пульсаций. Представляется, что причиной пульсаций внутреннего давления в трубопроводах является интенсивная кавитация в выходном канале жиклера и наличие области схлопывания кавитационных пузырьков (пульсаций давлений) на входе трубопровода. Но наличие кавитации и пульсаций давления не является достаточной причиной для разрушения поскольку они возникают как у разрушающихся трубопроводов, так и у трубопроводов, имеющих большую наработку без разрушений. Тот факт, что разрушения трубопроводов всегда происходили при значениях овальности в изгибе трубы  $O > 4$  позволяет сделать вывод о том, что основной причиной, вызывающей рост трещин в трубопроводах, является овальность трубы, которой пропорциональны окружные напряжения растяжения.

Механизм и необходимые условия для зарождения усталостных трещин на технологических дефектах в виде надрывов рассмотрены ниже.

Скорость роста трещины усталости определяется размахом коэффициента интенсивности напряжений:

$$da / dN = C (\Delta K)^n \quad (1)$$

Где,  $C$  – постоянная,  $\Delta K$  – размах коэффициента интенсивности напряжений,  $n$  – показатель степени. В отличие от краевых трещин, со свободными концами, имеющих значения  $n > 1$ , у полуэллиптических поверхностных трещин показатель степени  $n < 1$  [72].

Коэффициент интенсивности напряжений для внутренней поверхностной полуэллиптической трещины описывается следующим выражением [76]:

$$K_I = \sigma_o (\pi b / Q)^{1/2} F_1(b / a, b / t, t / R, \theta) \quad (2)$$

Где,  $\sigma_o = pR/t$ , среднее окружное напряжение,  $p$  – внутреннее давление,  $R$  – внутренний радиус трубы,  $t$  – толщина стенки трубы,  $a$  – большая полуось эллипса,  $b$  – малая полуось эллипса,  $F$  – безразмерный коэффициент интенсивности напряжений, учитывающий действие внутреннего давления на поверхность трещины и геометрию фронта трещины,  $\theta$  – угол, характеризующий положение точки на линии фронта трещины,  $Q$  – квадратный корень из полного эллиптического интеграла второго рода ( $Q = 1 + 1.46(b/a)^{1.65}$ ).

Соответственно размах коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  будет пропорционален амплитуде окружного напряжения  $\Delta \sigma_o$ :

$$\Delta K_I = 2 \Delta \sigma_o (\pi b / Q)^{1/2} F_1(b / a, b / t, t / R, \theta) \quad (3)$$

Для того, чтобы усталостная трещина начала расти от дефекта в виде технологического надрыва, необходимо, чтобы размах действующего коэффициента интенсивности напряжений в вершине надрыва превышал значение порогового размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K_{пор}$ , величина которого зависит от пороговой амплитуды окружного напряжения  $\Delta \sigma_{пор}$ , определяемого экспериментально:

$$\Delta K_I > \Delta K_{пор} \quad (4)$$

При амплитудах окружных напряжений  $\Delta\sigma_0$  меньших, чем их пороговые значения  $\Delta\sigma_{пор}$ , размах действующего коэффициента интенсивности напряжений в вершине надрыва будет меньше порогового значения и зарождения усталостных трещин на надрывах происходить не будет:

$$\Delta K_I < \Delta K_{пор} \quad (5)$$

Тот факт, что зарождение и последующий рост трещин на дефектах происходит только при значениях овальности трубы, превышающих 0.4, свидетельствует о том, при этих значениях окружные напряжения и величина их амплитуды становятся такой, при которой выполняется равенство (4). При овальности трубы меньшей значения 0.4 размах коэффициента интенсивности напряжений меньше пороговых значений и зарождения усталостных трещин на надрывах не происходит.

Измерения овальности трубы в изгибах вновь изготовленных трубопроводов по существующей технологии, показали, что ее максимальные значения не превышают величины  $O \leq 0.4$ . Такие результаты свидетельствуют о том, что имеющаяся технология гибки трубы обеспечивает получение максимальной овальности сечения в изгибах на уровне значений, не превышающих  $O \leq 0.4$ , при которых образования трещин усталости происходить не может. Выявляемые случаи высокой овальности сечений у трубопроводов ( $O \sim 0.7$ ), являются следствием недопустимой деформации изгиба трубы при его подгонке под штуцеры БНАГ на операции монтажа.

С целью предотвращения вышеописанных разрушений у данного трубопровода в технологический процесс монтажа необходимо ввести операции контроля овальности сечений трубы в изгибах трубопровода и требование недопустимости значений овальности  $O > 0.4$ . Последняя операция контроля овальности должна проводиться на трубопроводе, смонтированном на БНАГ. Выполнение этих требований гарантированно обеспечит ресурс трубопровода на уровне не менее 3600 секунд.

### **5.3 Замедленное разрушение трубопровода магистрали бустерного насоса горючего**

Бустерный насос горючего с трубопроводом магистрали горючего входил в состав двигателя (год выпуска 1986), смонтированного на боковом ускорителе ракеты «Энергия». В 1996 г. в составе ракеты «Зенит» был транспортирован по морю на платформу для запуска по проекту «Морской старт». Запуск был отменен и ракету транспортировали морем обратно. Двигатель перебрали и запустили на укороченные контрольно-технологические испытания (УКТИ). Во время УКТИ двигателя на 20-ой секунде была отмечена утечка топлива из магистрали бустерного насоса горючего. При дефектации трубопровода после УКТИ визуально-оптическим осмотром на боковой поверхности изгиба со стороны короткой части трубопровода выявлена трещина длиной ~ 55 мм.

Марка материала трубопровода - сталь 06X15H6MBФБ (ВНС – 16), внешний диаметр трубы - 28 мм, а толщина стенки трубы – 2 мм.

#### **Результаты исследования**

Визуально-оптическим осмотром установлено, что на боковой поверхности трубопровода присутствует сквозная трещина длиной ~ 55мм, расположенная на изгибе в его короткой части. Трещина была принудительно вскрыта.

Макроанализ вскрытой поверхности излома показал, что по всей длине трещины разрушение сквозное, излом светлый без признаков окисления и дефектов металлургического характера.

По макростроению излом имеет три области (рис.5.3 – 1). Со стороны внешней поверхности трубопровода имеется область I с относительно развитой поверхностью, трещина в этой области росла перпендикулярно поверхности трубы (рис.5.3 – по стрелке 1). Со стороны внутренней поверхности трубопровода имеется узкая область II, имеющая ширину ~ 0.1 мм и расположенная под углом к поверхности трубы (рис.5.3 – 1 по стрелке 2). Излом в этой области по макростроению соответствуют «губам среза» на ударных образцах. Область III представляет собой участок силового долома, образовавшийся при принудительном вскрытии трещины (рис.5.3 – 1 по стрелке 3).

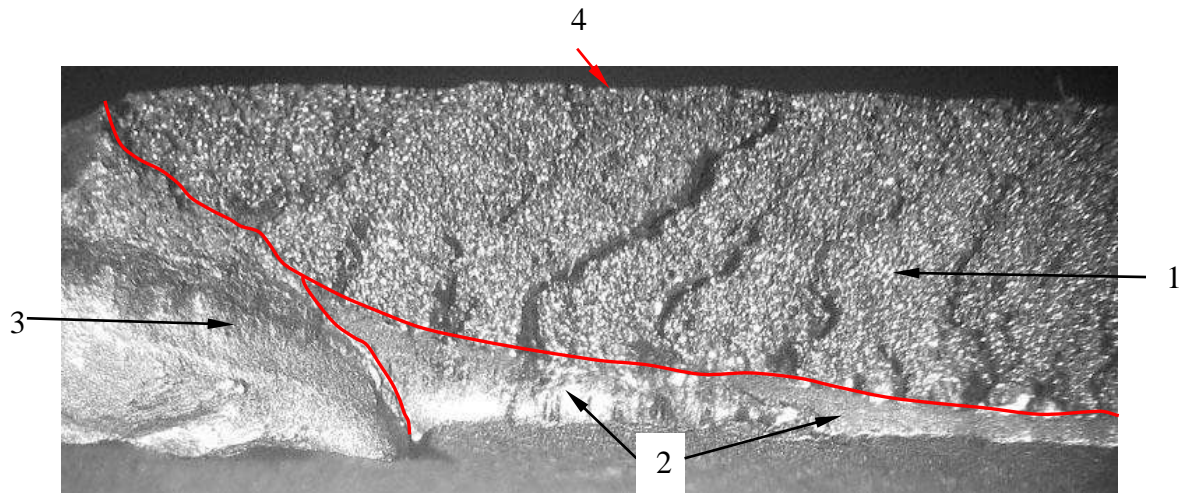


Рис.5.3 - 1. Макрофрактограмма излома стенки трубопровода. Стрелками отмечены:  
1 – излом в области I; 2 – область II - силовой долом, образовавшийся на УКТИ;  
3 – область III - принудительный силовой долом; 4 – внешняя поверхность трубопровода.  
Увеличено.

Микрофрактографическим исследованием установлено, что характер разрушения в областях I и II различный (рис.5.3 – 2). В области I разрушение хрупкое в основном межзеренное и произошло путем нормального отрыва. Рельеф поверхности разрушения образован совокупностью поверхностей границ первичных аустенитных зерен (рис.5.3 – 2 по стрелке 1).

В области II разрушение вязкое с ямочным рельефом поверхности и произошло путем силового среза (рис.5.3 – 2 по стрелкам 2).

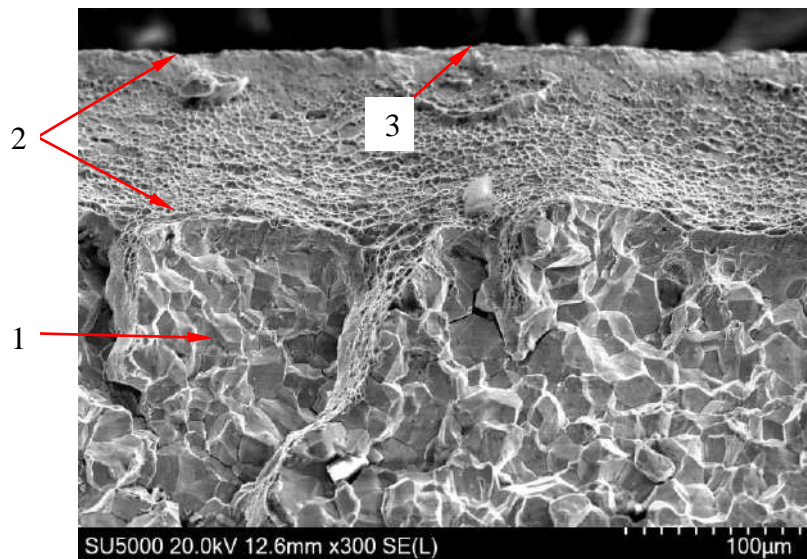


Рис.5.3 - 2 Микрофрактограмма излома трубопровода на границе областей I и II. Стрелками отмечены: 1 – излом межзеренного разрушения в области I; 2 – силовой долом образовавшийся на УКТИ - область II, 3 – внутренняя поверхность трубопровода.

На поверхности излома в области I имеются многочисленные микропоры и вторичные трещины с разным раскрытием (рис.5.3 – 3 по стрелкам 1, 2).

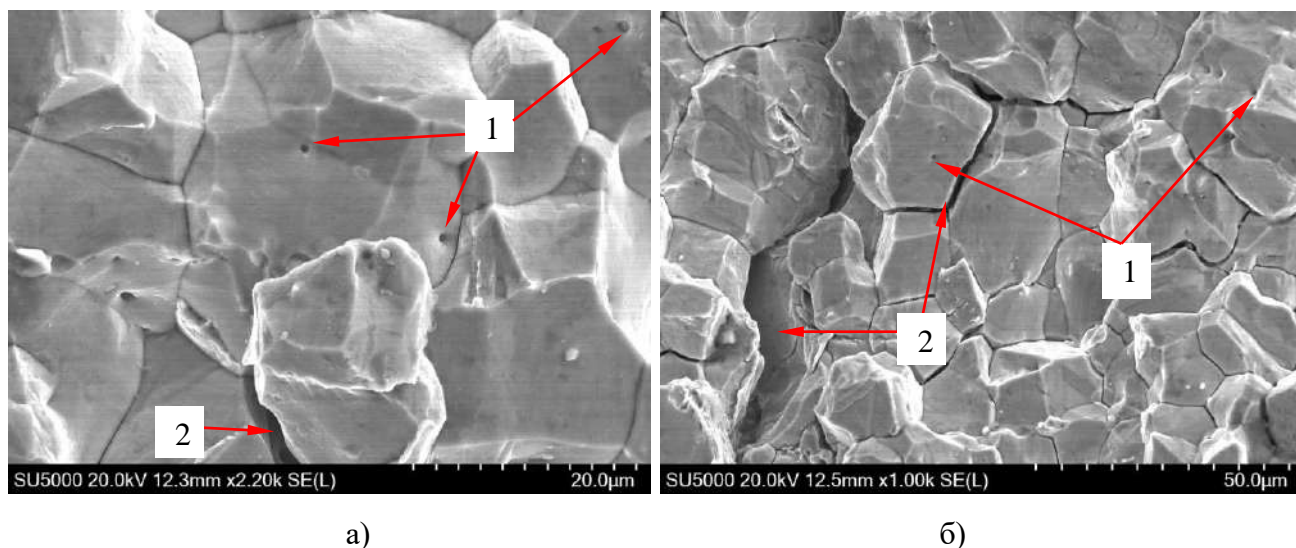


Рис.5.3 – 3 Микрофрактограммы излома трубопровода в области I. Стрелками отмечены: 1 – микропоры, 2 – вторичные трещины.

Микрорентгеноспектральным EDS анализом поверхности излома в области I, наличия продуктов коррозии не выявлено (рис.5.3 – 4).

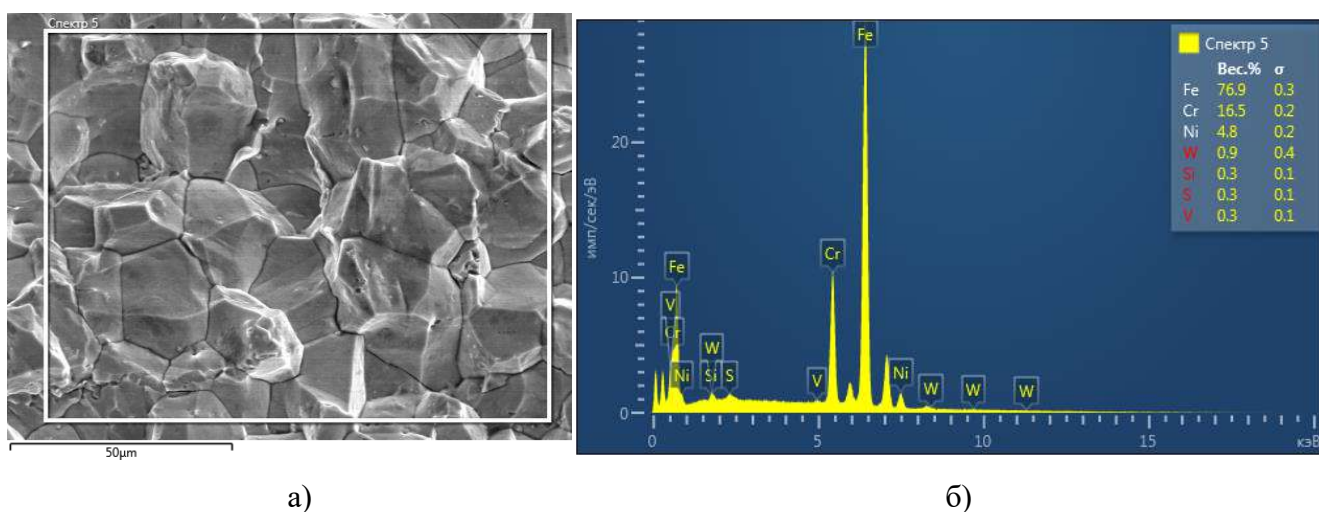


Рис.5.3 – 4 Электронное изображение поверхности области I (а) и результаты её количественного EDS анализа (б)

С целью определения механических свойств у материала изгиба и прямых участков трубопровода были изготовлены разрывные образцы. Проведенные испытания образцов показали, что временное сопротивление разрыву у материала трубопровода в изгибе с трещиной находится на уровне  $\sim 1373.4 - 1402.8$  МПа ( $140 - 143$  кгс/мм<sup>2</sup>), предел текучести  $135 - 137$  кгс/мм<sup>2</sup>, а твердость HRC – 43.2



ед. У материала на прямом участке трубопровода сопротивление разрыву находится на уровне  $\sim 1177.2 - 1196.8$  МПа ( $120 - 122$  кгс/мм<sup>2</sup>), предел текучести  $1128.2 - 1147.8$  МПа ( $115 - 117$  кгс/мм<sup>2</sup>), а твердость HRC –39 ед. Такая разница в прочности материала у трубы на участке изгиба и на прямом участке свидетельствует о том, что после операции гибки трубопровод не подвергался термообработке.

### **Анализ результатов**

На основании проведенного исследования можно утверждать, что при установке двигателя на стенд трубопровод уже имел несквозную трещину в стенке трубы, распространившуюся от внешней поверхности изгиба на глубину  $\sim 1.9$  мм и вдоль линии изгиба на 55 мм (область I). При проведении УКТИ произошло силовое разрушение внутренним давлением горючего ( $\sim 39.2$  МПа;  $400$  кгс/см<sup>2</sup>) перемычки толщиной  $\sim 0.1$  мм путем силового среза и образования сквозной трещины (область II).

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. Наличие вторичных трещин объясняется трехосным растяжением в вершинах растущих главных трещин.

Следует подчеркнуть, что замедленное разрушение по механизму водородного охрупчивания может быть одним из вариантов разрушения по механизму коррозионного растрескивания (КР), когда растрескивание металлов и сплавов во времени при механическом нагружении происходит при видимом отсутствии электролитической среды.

Микрорентгеноспектральный EDS анализ поверхности излома в области I не выявил продуктов коррозии, которые присутствуют на изломе при КР по механизму локального анодного растворения (ЛАР) металла в вершине растущей трещины. Таким образом, отмеченные выше признаки в области I являются характерными для замедленного разрушения по механизму водородного охрупчивания.

Одним из необходимых условий для замедленного разрушения по механизму водородного охрупчивания является определенный пороговый уровень растягивающих напряжений, при напряжениях ниже которого разрушение не наступает. Для каждого материала, чувствительного к водородному охрупчиванию, прочность которого можно изменять термообработкой, пороговое напряжение тем меньше, чем выше его прочность. В данном случае при росте трещины растягивающие остаточные напряжения превышали значение порогового напряжения для материала изгиба трубы и могли быть заложены при изготовлении трубы, ее гибки, сварки и монтажа.

Фактором, способствовавшими замедленному разрушению стенки трубопровода, явилась высокая прочность у материала изгиба трубопровода.

В существующей технологии формирование изгибов в трубопроводах такого диаметра (28 мм) происходит при локальном разогреве участка изгиба токами высокой частоты. После формирования изгиба охлаждение участка происходит на воздухе и, по сути, материал участка изгиба подвергается закалке и увеличению прочности. Технологической термообработке для снятия растягивающих напряжений и снижения прочности на участке изгиба трубопровод не подвергался.

Известно, что в мартенситных и дисперсионнотвердеющих сталях, имеющих предел текучести выше 981 МПа (100 кгс/мм<sup>2</sup>), даже наличие следов водорода оказывается достаточным для того, чтобы вызвать охрупчивание при комнатной температуре [1].

Кроме этого, следует отметить, что двигатель в составе ракеты «Зенит» транспортировался по морю на пусковую платформу и обратно. В связи с этим влияние воздействия морского климата на замедленное разрушение трубопровода по механизму водородного охрупчивания исключать нельзя.

## **Выводы к главе 5**

### **Выводы к п.5.1**

1. Сквозное разрушение стенки ниппеля сферического трубопровода №1 произошло при ОИ по основному материалу ниппеля вдоль границы валика

сварного шва по механизму малоциклового усталости под воздействием вибрационных нагрузок высокого уровня.

2. Наиболее вероятно, что очаги зарождения усталостных трещин в трубопроводах расположены в областях с максимальными растягивающими монтажными напряжениями.

3. Граница валика сварного шва со стороны наконечника сферического является эффективным концентратором напряжений.

4. Проведенные расчеты показывают, что уменьшающаяся по толщине наплавка от валика сварного шва в сторону наконечника ниппеля позволяет на порядок повысить усталостную прочность сварных трубопроводов.

### **Рекомендации**

1. С целью уменьшения коэффициента концентрации напряжений на границе валика сварного шва после замыкания шва выполнять уменьшающуюся по толщине наплавку от валика в сторону наконечника.

2. Для снижения монтажных напряжений ввести более жесткие требования по допустимым смещениям осей сопрягаемых деталей.

3. Проработать вопрос о замене всего материала трубопровода на сталь ВНС-16 и введении термообработки трубопровода (закалка + отпуск) после всех сварочных операций.

### **Выводы к п.5.2**

1. Разрушения трубопроводов подачи горючего в разгрузочное устройство БНАГ двигателя РД181 происходит по усталостному механизму путем зарождения и последующего роста трещин на технологических дефектах в виде надрывов в области средней линии изгиба трубы.

2. Основной причиной разрушений является высокая овальность сечения трубы в изгибе трубопровода ( $> 0.4$ ), возникающая из-за деформации изгиба трубопровода при его подгонке.

3. Рост усталостных трещин происходит под воздействием пульсаций внутреннего давления горючего, возникающих вследствие интенсивной кавитации в выходном канале жиклера.

4. Проведенные расчеты показали, что в трубопроводе с овальным сечением под влиянием давления на внутренней поверхности трубы возникают окружные растягивающие напряжения пропорциональные овальности сечения и принимающие максимальные значения в области нейтральной линии изгиба.

5. Введение операции контроля овальности сечения трубы в изгибах и требования о не превышении ее значения более 0.4 на смонтированном трубопроводе гарантированно обеспечивает его ресурс не менее 3600 с при О.И.

### **Выводы к п. 5.3**

1. Разрушение трубопровода магистрали бустерного насоса горючего произошло в два этапа:

- основная часть сечения стенки трубы (~ 95%) разрушалась замедленно по механизму водородного охрупчивания в процессе хранения и транспортировок,
- сквозное разрушение произошло путем силового среза внутренним давлением при проведении УКВИ.

2. Факторами, способствовавшими замедленному разрушению трубопровода, явились:

- наличие в области разрушения растягивающих напряжений выше порогового уровня для материала изгиба трубы,
- воздействие на материал трубы морского климата.

### **Рекомендация**

Для устранения случаев замедленного разрушения трубопроводов после операции изгиба трубы проводить технологическую термообработку путем отпуса Т2 с обработкой холодом, после которой напряжения, возникшие в результате деформации, должны релаксировать.

## Глава 6. Особые виды износа в узлах ЖРД

### 6.1 Гидроэрозия

Гидроэрозия является одним из видов износа и представляет собой разрушение и унос материального слоя с поверхности металлических твердых тел в процессе эксплуатации в воде или других жидкостях. Различают два вида гидроэрозии: ударно-капельный и кавитационный. При ударно-капельном износе разрушение поверхности происходит под воздействием быстролетящих капель жидкости. Решающим фактором, обуславливающим повреждение поверхности, является повторяющаяся пластическая деформация и связанное с ней деформационное упрочнение поверхности, заканчивающееся разрушением перенаклепанных объемов [115].

Кавитация представляет собой образование в потоке жидкости парогазовых пузырьков за счет местного падения давления до соответствующего давления насыщенного пара жидкости при имеющейся температуре и последующего схлопывания этих пузырьков при их попадании в зону повышенного давления. Кавитационное разрушение происходит в результате скачков давления при схлопывании пузырьков вблизи поверхности твердого тела.

Известно, что все металлы твердые и мягкие, хрупкие и вязкие, а также пластмасса, резина, стекло и другие неметаллические материалы подвержены износу под воздействием кавитации [115].

Различают гидродинамическую и акустическую (усталостную) кавитацию [1]. Гидродинамическая кавитация возникает в местах повышенной скорости потока, в которых давление жидкости падает лавинообразно. Известными примерами являются гребные винты, водяные турбины, работающие в определенных жидких средах, трубы, сопла и подшипники.

Акустическая кавитация возникает тогда, когда колеблющаяся стенка граничит с жидкостью. Эта кавитация возникает на стенках деталей, работающих в жидких средах в диапазоне ультразвуковых частот [1, 116]. Акустическая кавитация представляет собой эффективное средство концентрации энергии

звуковой волны низкой плотности в высокую плотность энергии, связанную с пульсациями и схлопыванием кавитационных пузырьков (каверн) [116]. По некоторым данным в момент схлопывания, давление и температура газа достигают значительных величин (до 100 МПа и 10000 °С).

Общая картина образования кавитационного пузырька представляется в следующем виде. В фазе разрежения акустической волны в жидкости образуется разрыв в виде полости, которая заполняется насыщенным паром данной жидкости. В фазе сжатия под действием повышенного давления и сил поверхностного натяжения полость захлопывается, а пар конденсируется на границе раздела фаз. Через стены полости в нее диффундирует растворенный в жидкости газ, который затем подвергается сильному адиабатическому сжатию [116].

При ударно-капельном износе разрушение поверхности деталей осуществляется за счет высокой кинетической энергии капель, полученной ими от высокоскоростной струи жидкости. При кавитации, при схлопывании (разрыве) газовых пузырьков, жидкость «влетает» в них с большим ускорением, что приводит к возникновению нагрузок двух типов:

1. механическое воздействие на металлическую поверхность микроструи;
2. усталостные нагрузки, возникающие в результате часто повторяющихся, следующих друг за другом, ударов струи о поверхность.

Потоки окислителя и горючего в узлах ЖРД имеют высокие параметры по уровням давления, скорости и их перепадам. Вследствие этого поверхности узлов и деталей, по которым движутся эти потоки жидкости, могут подвергаться гидроэрозионному износу.

Во многих случаях исследование деталей рельефа поверхности износа позволяет определить механизм гидроэрозии. В данной главе обобщены результаты фрактографических исследований поверхностей узлов ЖРД, у которых были выявлены гидроэрозионные повреждения.



### 6.1.1 Ударно-капельный износ поверхностей деталей проточной части турбины

Неоднородный по температуре слоёв газовый поток высоких параметров, формирующийся в газогенераторе, способен помимо окисления вызывать эрозионное разрушение поверхностей деталей проточной части турбины и газопроводов. Разрушающее действие потока может значительно усиливаться при наличии в нём пристеночных слоёв «холодного» кислорода.

С целью определения состояния поверхности деталей проточной части турбины после ОИ двигателей были проведены металлографические и фрактографические исследования лопаток соплового аппарата (СА) и рабочего колеса турбины (РКТ), а также лабиринтного уплотнения.

Макроанализом установлено, что на поверхности лопаток СА и РКТ имеются области эрозионного износа поверхности покрытия. Такие области выявлены на поверхности четырех лопаток СА (№ 14, 15, 16, 1), ориентированных по направлению потока генераторного газа и на всех лопатках РКТ, у которых область износа находится на спинке и расширяется в сторону выходной кромки (рис.6.1.1 – 1а). У всех лопаток РКТ области износа имеют одинаковые размеры и форму. У лопаток СА области эрозии различаются по форме и размерам. На (рис. 6.1.1 – 1б) показана область эрозии на спинке лопатки СА №15.

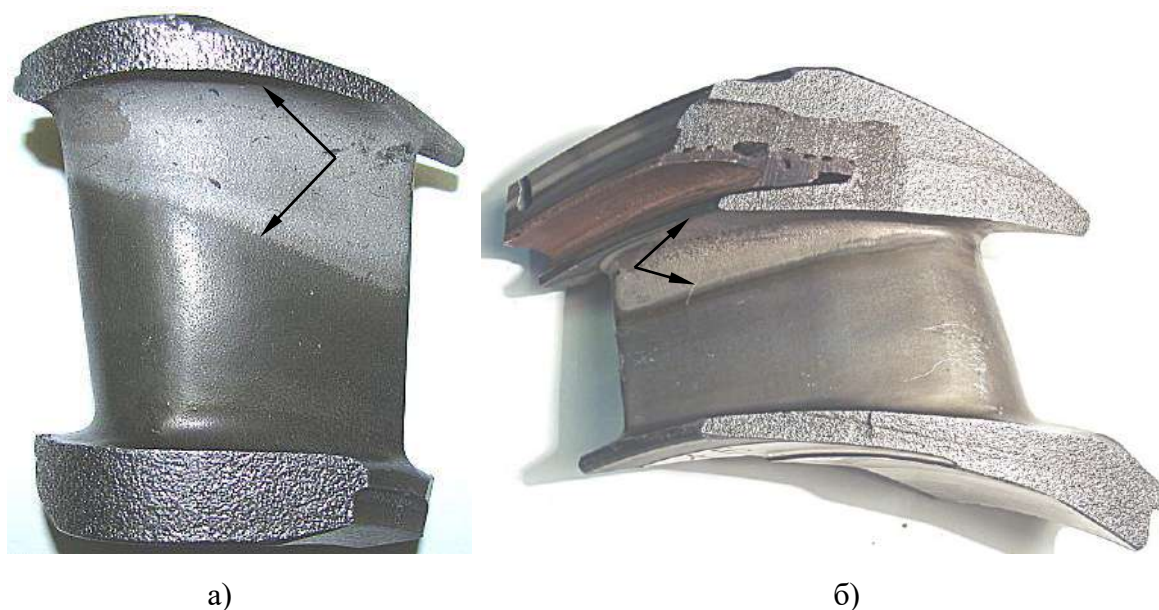


Рис.6.1.1 – 1. Макроизображения областей эрозии на спинках лопаток РКТ (а) и СА(б). (границы областей отмечены двойными стрелками).

В [88, 94, 115] показано, что у лопаток РКТ в областях эрозионного износа происходит значительный «унос» материала защитных покрытий с образованием развитой поверхности, имеющей коэффициент шероховатости  $R_a-3.92$ . По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа содержание кислорода на поверхности области эрозии находится на уровне  $\sim 5.3\%$  вес., это в пять раз меньше, чем на остальной поверхности лопатки, а защитное покрытие СКН-8 полностью отсутствует. Для сравнения на поверхности спинки лопатки, не подвергнутой гидроэрозионному износу, коэффициент шероховатости -  $R_a-1.96$ .

В областях эрозионного износа поверхности спинок лопаток РКТ и СА имеют схожий развитый макрорельеф (рис.6.1.1 – 2а), в то время на остальной части поверхности лопаток макрорельеф относительно гладкий (рис. 6.1.1 – 2б).



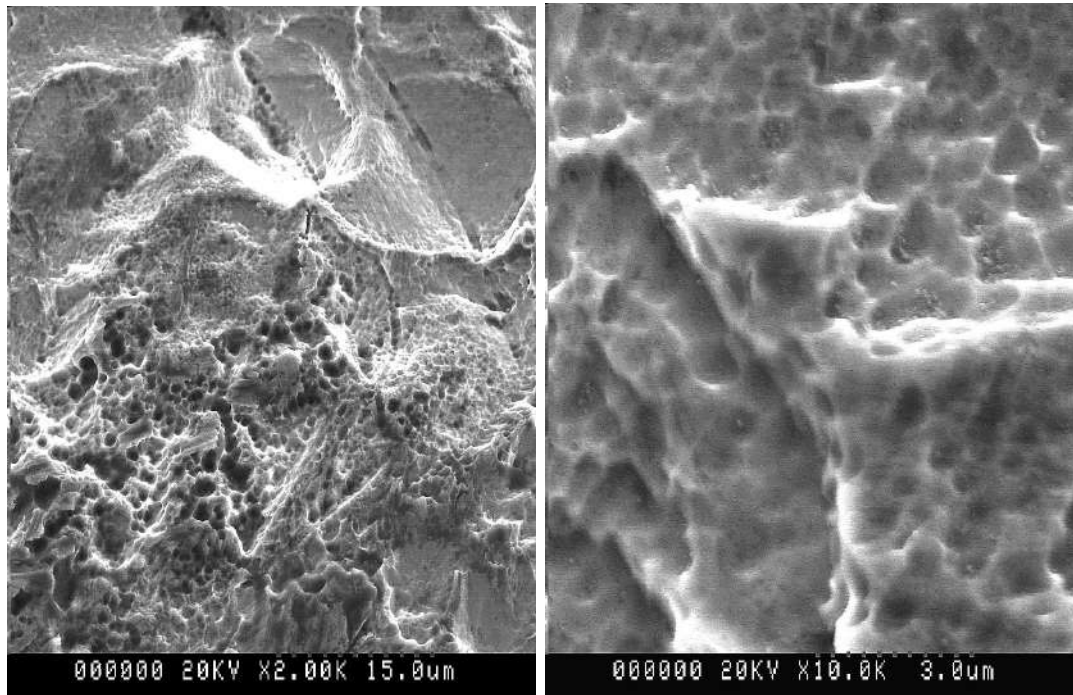
а)

б)

Рис.6.1.1 – 2 Макроизображения рельефа поверхности лопатки №15 СА в области эрозии (а) и на остальной поверхности лопатки (б). Увеличено.

Микрофрактографическое исследование поверхностей износа показало, что на ней имеется множество микрократеров размером от 1 до 10 мкм, что является характерным признаком повреждения при капельном ударе у пластичных металлов (рис. 6.1.1–3а, б) [115].

Эрозионный износ, схожий по макростроению поверхности с рельефом в зонах эрозии у лопаток СА и РКТ, был выявлен после ОИ двигателя и на внешней, обращенной к поверхности бандажа РКТ поверхности лабиринтного уплотнения (рис. 6.1.1 – 4).



а)

б)

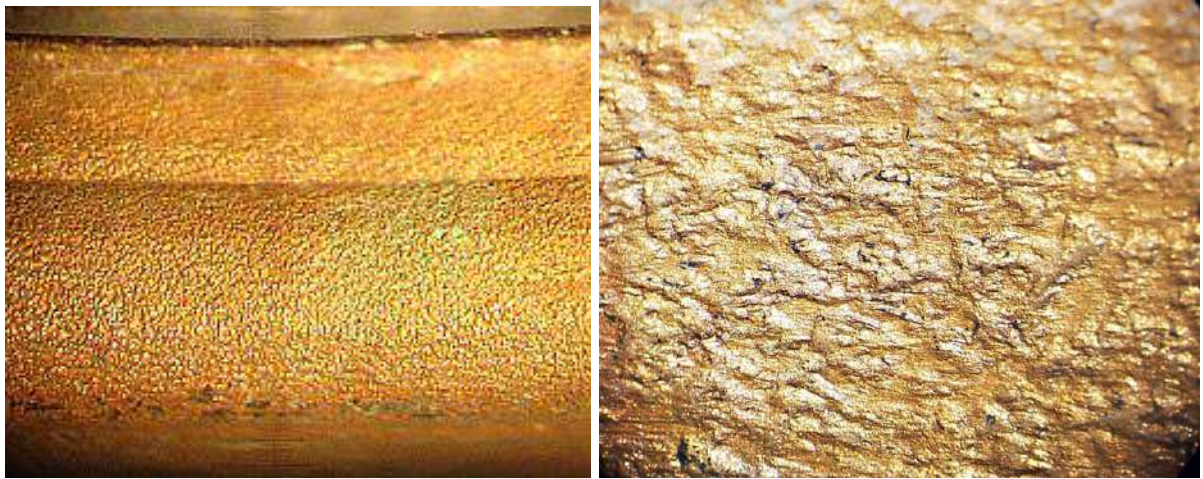
Рис.6.1.1 – 3 Электронные микрофрактограммы поверхности лопатки РКТ в области гидроэрозионного износа. Микрократеры размером  $\sim 1 - 4$  мкм

Охлаждение лабиринта осуществляется протоком по межреберным каналам бронзовой стенки криогенного кислорода, имеющим докритическую температуру ( $-135^{\circ}\text{C}$ ) и давление  $\sim 36.3$  МПа ( $370$  кгс/см $^2$ ). На выходе из каналов температура кислорода ( $-100^{\circ}\text{C}$ ) является закритической. Область гидроэрозии расположена в зоне выхода потока «холодного» кислорода из зарубашечного пространства. Макростроение рельефа поверхности износа области внутреннего радиуса (рис.6.1.1–4 по стрелкам 1) существенно отличается от рельефа поверхности, обращенной к бандажу РКТ (рис.6.1.1 – 4 по стрелкам 2). На поверхности, обращенной к бандажу РКТ, рельеф развит значительно больше (рис.6.1.1 – 4в) и имеет сходство с макрорельефом в областях износа на лопатках СА и РКТ. В области внутреннего радиуса детали макрорельефа более мелкие (рис. 6.1.1 – 4 б).



а)



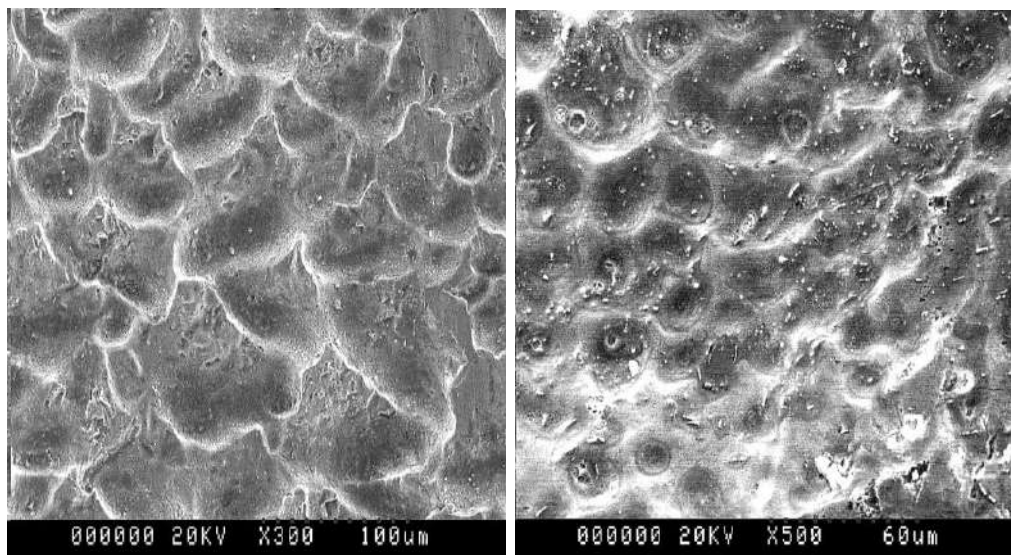


б)

в)

Рис.6.1.1 – 4 Поперечное сечение лабиринтного уплотнения СА (а); макрорельеф поверхности бронзовой стенки в области эрозионного износа в областях 1 (б) и 2 (в). Стрелками показаны: 1, 2 – области эрозионного износа на внешней поверхности лабиринтного уплотнения, 4 – стенка СА, 4 – бронзовая стенка уплотнения, 5 – участок с разрушенными паяными швами,  $\times 12$ .

Микрофрактографическое исследование показало, что как в области внутреннего радиуса, так и на поверхности, обращенной к бандажу РКТ, рельеф представляет собой поверхность гидроэрозионного износа, на которой присутствует множество кратеров, имеющих размеры от 30 до 60 мкм (рис. 6.1.1 – 5) [115].



а)

б)

Рис.6.1.1 – 5 Электронные микрофрактограммы поверхности лабиринтного уплотнения в областях гидроэрозионного износа, отмеченных на рис.6.1 – 4 стрелками 1 (а) и 2 (б).

Результаты микрофрактографического исследования свидетельствуют о том, что при воздействии на поверхность узлов холодного (закритического) кислорода микрорельеф поверхности износа формируется путем образования многочисленных кратеров. Известно [1], что в пластичных металлах наличие на поверхности гидроэрозионного износа микрократерного рельефа является характерным признаком повреждения при ударно-капельном механизме. Показано, что после 30 секундной «бомбардировки» поверхности алюминия каплями воды диаметром 1.2 мм при скорости падения – 410 м/с на поверхности разрушения наблюдается множество кратеров диаметром от 0.1 до 0.25 мм. В [86] приведены макроизображения и профилограммы поверхности образца углеродистой стали (0.4 % С) после микроударного воздействия капель жидкости, которые имеют большое сходство с макрорельефами и профилограммами рельефов поверхностей износа у лопаток РКТ, СА и лабиринтного уплотнения.

Механизм разрушения поверхности при ударно-капельном воздействии холодного кислорода может быть наглядно проиллюстрирован электронными фрактограммами поверхности износа, полученными при больших увеличениях.

На рис.6.1.1–6 показана поверхность гидроэрозионного износа на бронзовой стенке лабиринтного уплотнения. Отчетливо видно пластическое искривление краев кратеров, вытягивание перемычек между кратерами, образование складок и усталостных трещин с отделением фрагментов материала. Таким образом, износ поверхности происходит путем пластической деформации и образования многочисленных кратеров, образования тонких вытянутых перемычек между ними и их последующего отрыва или отслаивания. Подобный механизм разрушения поверхности свидетельствует о наличии в закритическом кислороде капельной фазы [115].

Определение разрывной прочности паяных швов у лабиринтного уплотнения показало, что прочность швов (иногда с заметными зародышевыми трещинами) под ребрами, расположенными в области выхода потока (рис.6.1.1 – 4а по стрелкам 5) существенно ниже, чем у остальных швов стенки. Так

прочность швов в области выхода потока составляет  $\sim 9.8 - 59$  МПа ( $1 - 6$  кгс/мм<sup>2</sup>), в то время как остальных швов стенки  $\sim 220 - 255$  МПа ( $22 - 26$  кгс/мм<sup>2</sup>).

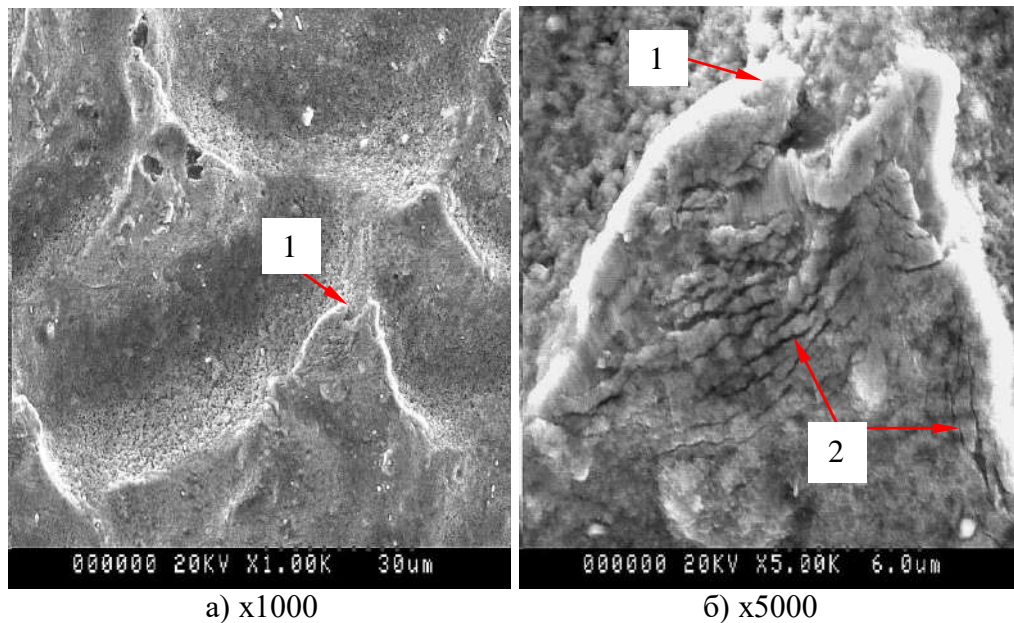


Рис. 6.1.1 – 6 Электронные фрактограммы поверхности гидроэрозионного износа на лабиринтном уплотнении в области 1. Стрелками показаны: 1 – пластически деформированные и вытянутые выступы между кратерами, 2 – усталостные трещины.

Фрактографическое исследование поверхности разрушения паяных швов под ребрами, находящимися в области выхода потока, показало, что в галтельных зонах швов имеются участки с гидроэрозионным разрушением, наличие которых приводит к значительному снижению прочности паяных соединений (рис.6.1.1 – 7 по стрелкам 1).

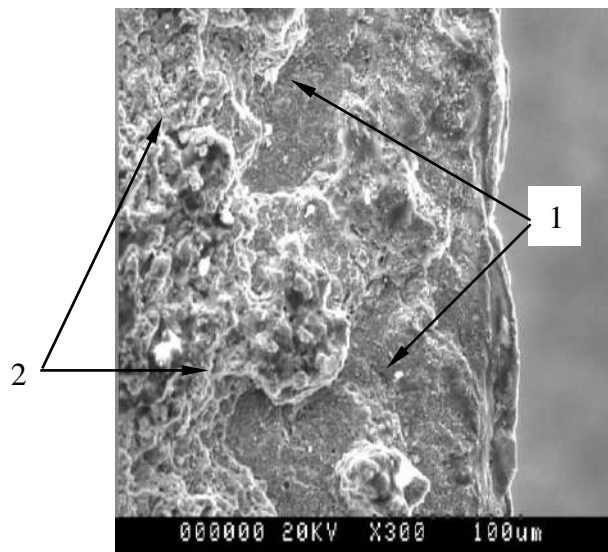


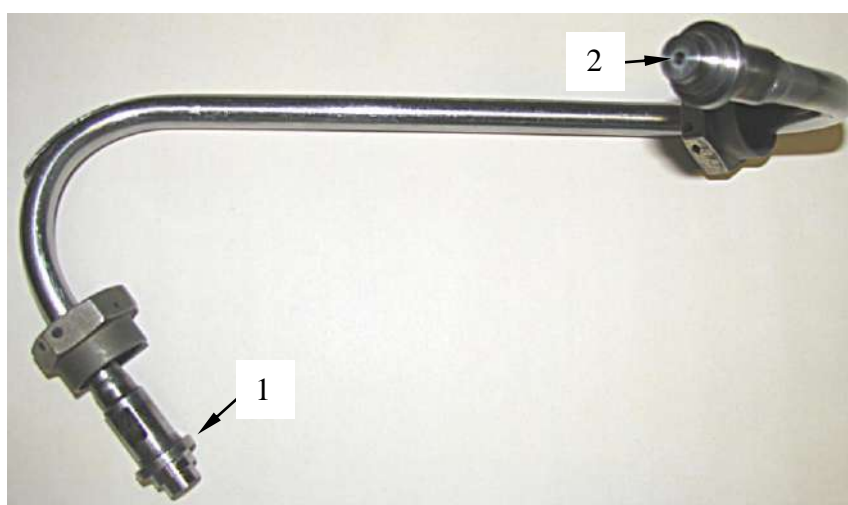
Рис.6.1.1 – 7 Электронная фрактограмма поверхности разрушения паяного шва на ребре бронзовой стенки в области, отмеченной на рис.6.1 – 4а стрелками 5. Стрелками показаны: 1 – область гидроэрозионного разрушения, 2 – область силового долома.



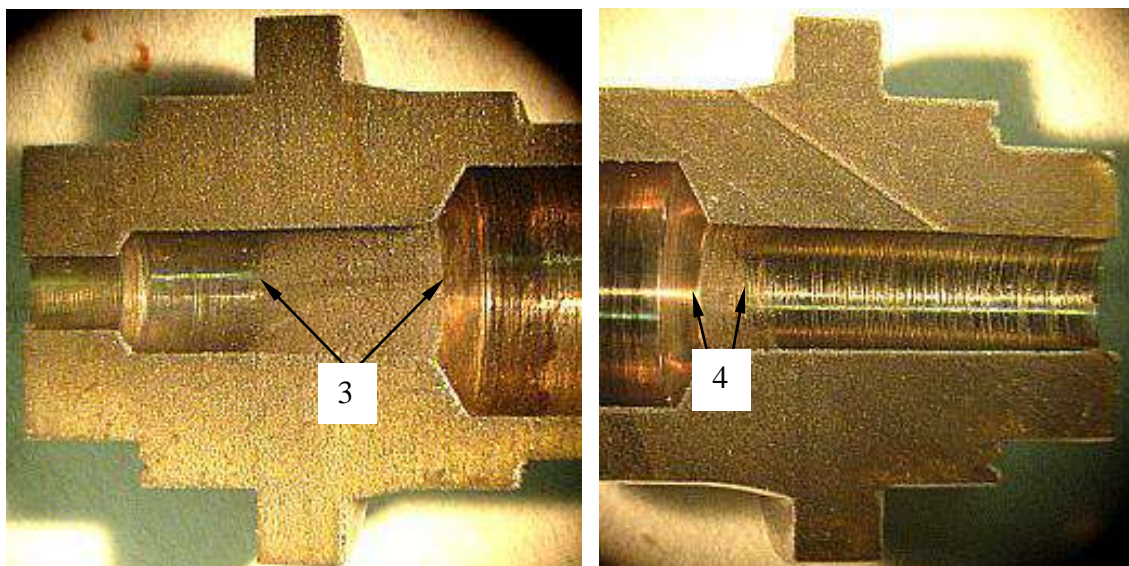
### 6.1.2 Кавитационный износ в трактах горючего и охлаждения

Кавитационные повреждения поверхности деталей ЖРД были выявлены в трубопроводах горючего, у шнеков насосов, а также на внутренних поверхностях бронзовых стенок в межреберном пространстве тракта охлаждения камер сгорания.

На рис.6.1.2 – 1а показан трубопровод бустерного насоса горючего, материалом которого является сталь 12Х21Н5Т-ВД. Размеры внутренних диаметров входного и выходного штуцеров, а также значения давлений ( $P_{\text{вх}} - 570 \text{ кгс/см}^2 (55.9 \text{ МПа})$ ,  $P_{\text{вых}} - 140 \text{ кгс/см}^2 (13.7 \text{ МПа})$ ) и скорости потока на входе и выходе трубопровода приводят к тому, что на внутренней поверхности штуцеров возникают зоны гидродинамической кавитационной эрозии. У входного штуцера трубопровода при расширении сечения от  $\varnothing 2.4$  до  $\varnothing 4$  в результате кавитации и схлопывания пузырьков на поверхности  $\varnothing 4$  образуется зона гидроэрозионного износа шириной  $\sim 6 \text{ мм}$  (рис.6.1.2 – 1б по стрелкам 3). При переходе потока горючего в канал  $\varnothing 4$  выходного штуцера образуются кавитационные пузырьки и в результате их схлопывания на поверхности этого канала, формируется зона кавитационного износа шириной  $\sim 2.5 \text{ мм}$  (рис.6.1.2 – 1в по стрелке 4).



а)

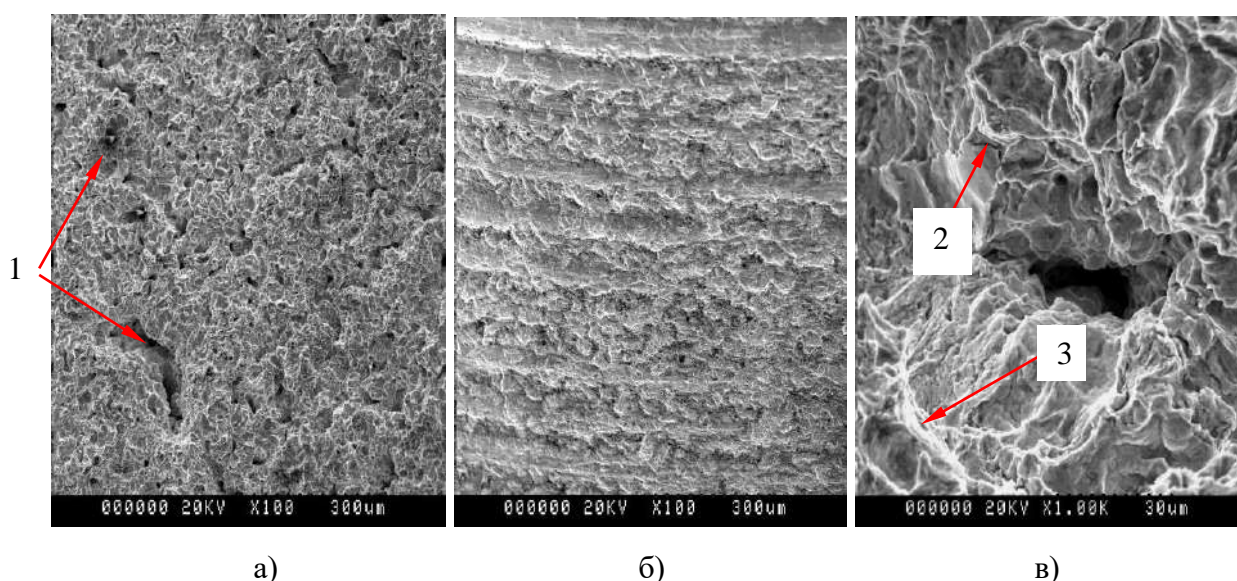


б)

в)

Рис.6.1.2 – 1 Внешний вид трубопровода (а) и осевые сечения входного (б) и выходного (в) штуцеров. Стрелками показаны: 1 – штуцер входа, 2 – штуцер выхода, 3 – область кавитационного износа на поверхности  $\varnothing 4$  входного штуцера, 4 – область кавитационного износа на поверхности  $\varnothing 4$  выходного штуцера.

Степень износа на входном штуцере заметно превышает степень износа на выходном штуцере (рис.6.1.2 – 2 а, б). Поверхность износа имеет развитый рельеф, на ней присутствуют кавитационные канавки и множественные кратеры размером  $\sim 5 - 25$  мкм. В кавитационных канавках видны следы пластической деформации, микротрещины и признаки разрушения по границам зерен (рис.6.1.2 – 2в).



а)

б)

в)

Рис.6.1.2 – 2 Электронные фрактограммы поверхности кавитационного износа на  $\varnothing 4$  входного (а) и выходного (б) штуцеров трубопровода. Стрелками показаны: 1 – кавитационные канавки, 2 – микротрещина, 3 – границы зерен



Области значительного гидродинамического кавитационного износа выявлены также и на внешних поверхностях лопаток у шнека насоса горючего, при этом совместно с кавитационным износом происходило и усталостное разрушение входных кромок лопаток, с образованием сквозных трещин под воздействием циклических нагрузок (рис. 6.1.2 – 3). Материал шнека – сталь Х16Н6.

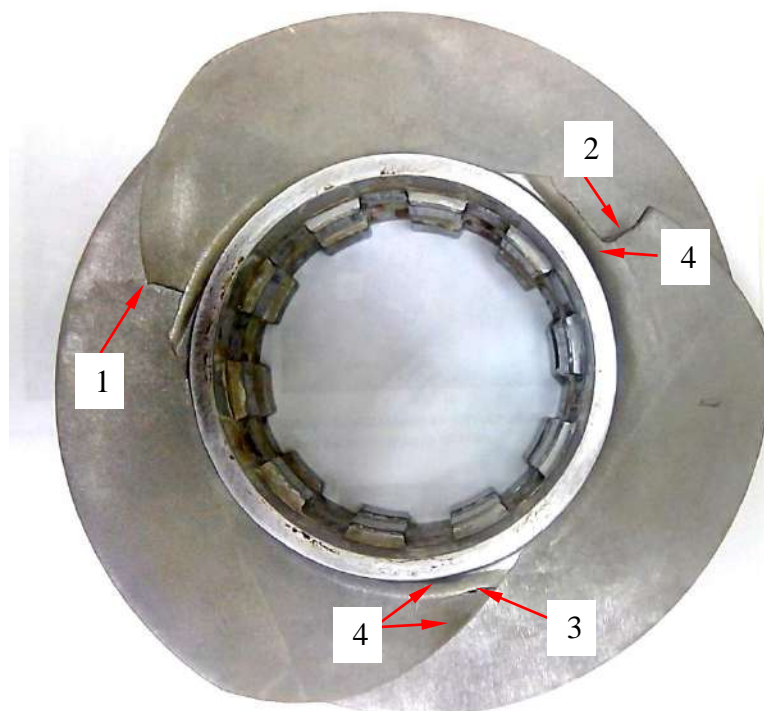


Рис.6.1.2 – 3 Макроизображение левого шнека насоса горючего с внешней стороны входных кромок лопаток. Стрелками показаны: 1, 2 – сквозные усталостные разрушения лопаток с отделением фрагментов входных кромок, 3 – сквозная усталостная трещина, 4 – местоположение участков кавитационного износа.

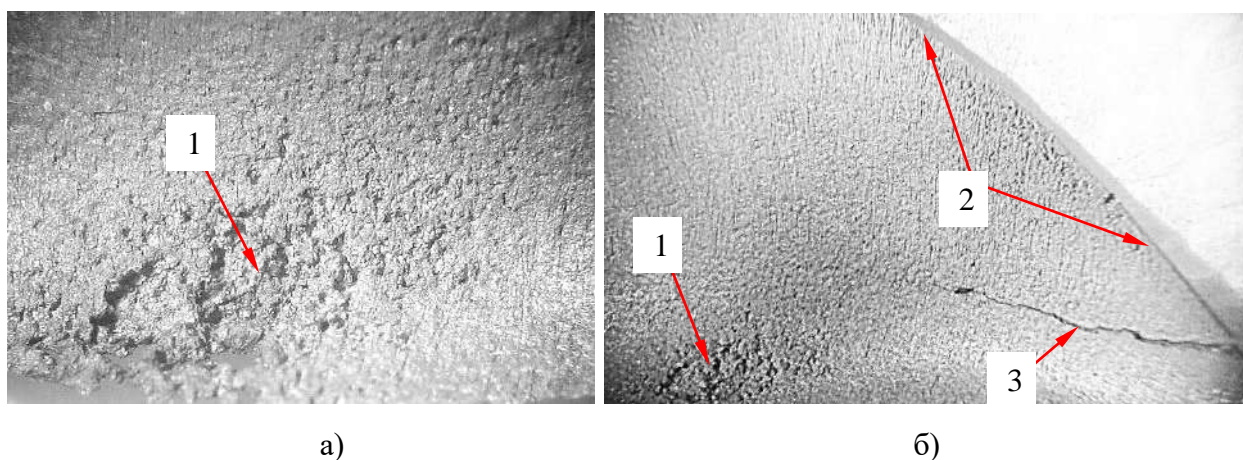


Рис. 6.1.2 – 4 Макроизображения участков кавитационного износа на внешней поверхности лопаток шнека. Стрелками отмечены: 1 - участки кавитационного износа на поверхности радиуса сопряжения ступицы с лопаткой, 2 – участок кавитационного износа на поверхности входной кромки лопатки, 3 – сквозная усталостная трещина. Увеличено.

Участки кавитационного износа расположены со стороны внешней поверхности лопаток шнека на поверхности радиуса сопряжения ступицы с лопаткой (рис.6.1.2 – 4 по стрелкам 1) и на участках внешней поверхности входной кромки лопатки (рис.6.1.2 – 4б по стрелкам 2).

Микрофрактографическое исследование рельефов поверхности кавитационного износа показало, что на ней присутствуют множественные макро и микрократеры размером  $\sim$  от 0.5 до 150 мкм и кавитационные канавки (рис.6.1.2 – 5а, б). При совместном воздействии кавитации и циклических нагрузок, под воздействием которых происходил рост усталостных трещин, на поверхности изломов образовывались участки с бороздчатым рельефом и значительным вторичным растрескиванием поверхности (рис.6.1 – 5 в, г).

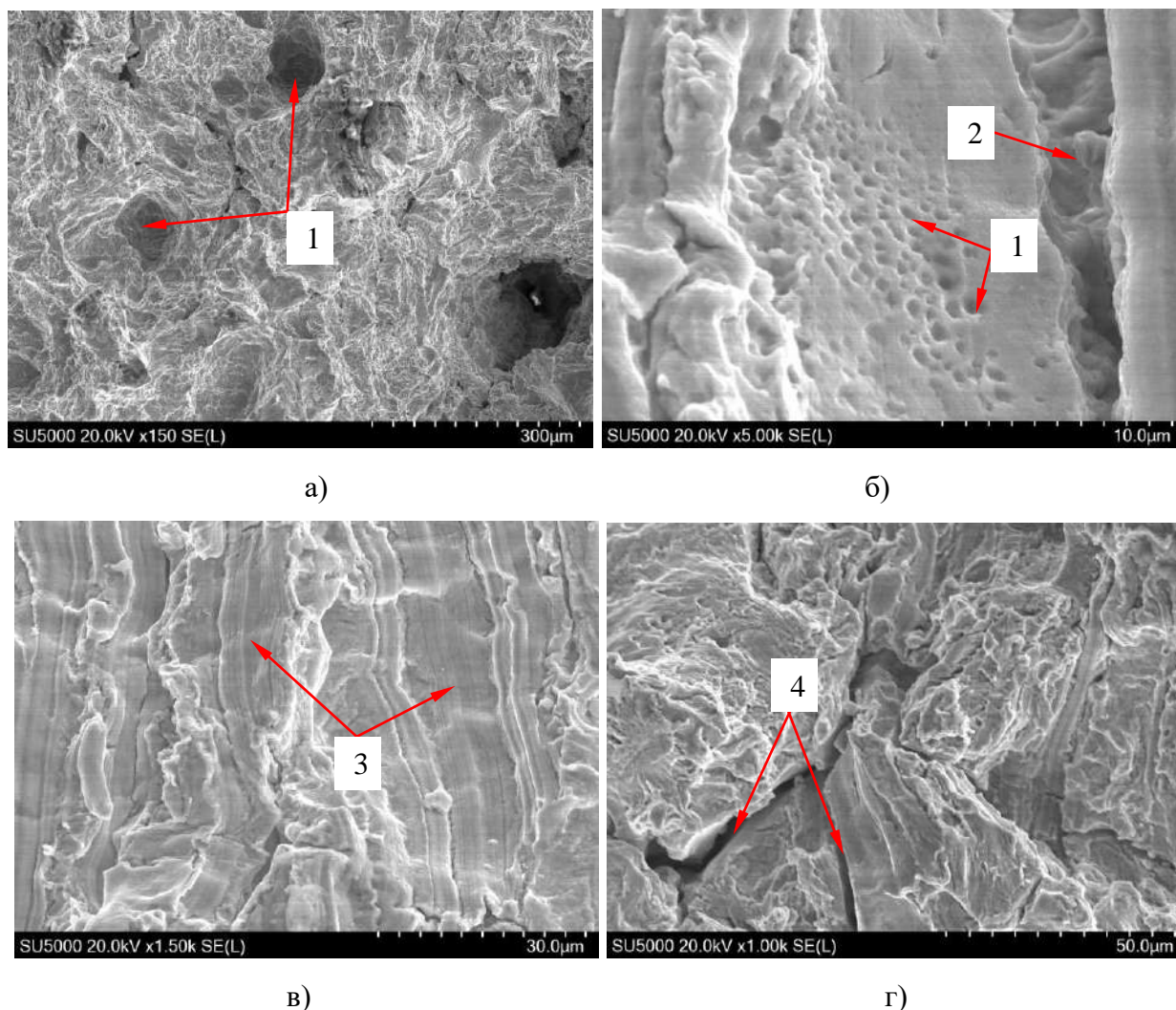


Рис.6.1.2 – 5 Электронные фрактограммы поверхности кавитационного износа на поверхности радиуса сопряжения лопатки со ступицей. Стрелками отмечены: 1 – кавитационные кратеры, 2 – кавитационные канавки, 3 – бороздчатый рельеф, 4 – вторичные трещины.

В камерах сгорания (КС) локальные участки кавитационного износа выявлены в области критического сечения на внутренней поверхности, охлаждаемой оребренной стенки, покрытой полудой медносеребряного припоя, образовавшейся при контактно - реактивной пайке стенки. В п.4.2.2.2. показано, что кавитация, возникающая на этих участках, имеет акустическую природу и возникает на ОИ двигателя при высокочастотных акустических колебаниях в КС и образовании ультразвуковых тангенциальных стоячих волн, на участках пучностей которых образуются локальные участки кавитационного износа.

О степени кавитационного износа полуды на поверхности внутренней стенки КС, образовавшегося под воздействием ультразвуковой кавитации, можно судить по сравнению электронных микрофотографий локального участка поверхности стенки камеры с кавитационным износом, образовавшимся на ОИ двигателя и поверхности полуды на аналогичном участке стенки после операции пайки (рис. 6.1.2 – 6).

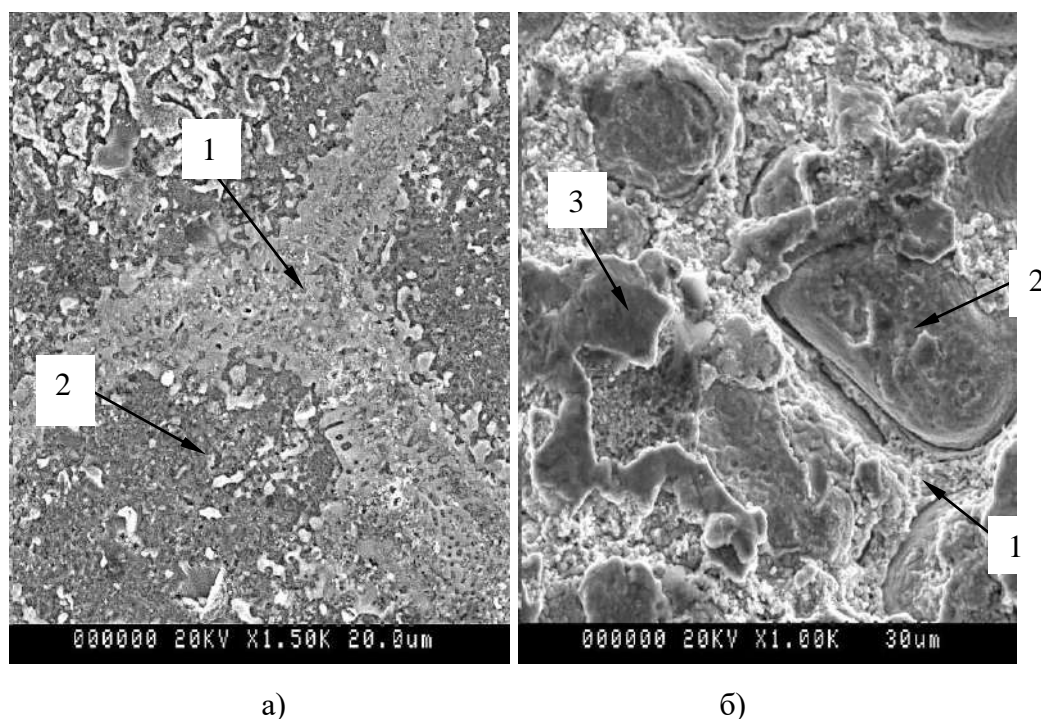


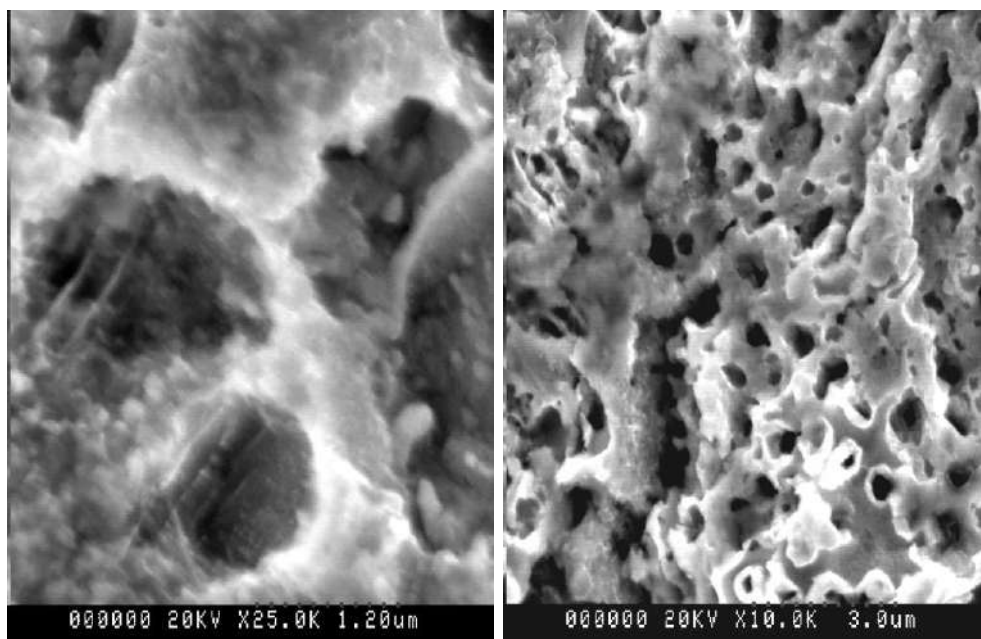
Рис.6.1.2 – 6 Электронные микрофотографии внутренней поверхности стенки КС после операции пайки (а) и на локальном участке кавитационного износа полуды (б). Стрелками показаны: 1 – эвтектика, 2 – первичные кристаллы твердого раствора, 3 – слой «кокса».

Из рис.6.1.2 – 6 следует, что после пайки на поверхности внутренней стенки КС в полуде присутствуют две структурных составляющих – первичные

кристаллы твердого раствора серебра в меди и медносеребряная эвтектика (рис. 6.1.2–6а), а при кавитационном разрушении полуды происходит растрескивание и унос слоя кокса, образующегося на поверхности полуды на ОИ, а также разрушение выделений медносеребряной эвтектики, расположенных между первичными кристаллами твердого раствора (рис. 6.1.2 – 6б).

Микрорентгеноспектральный EDS анализ показал, что на участках поверхности полуды с отсутствием кавитационного износа в ней присутствует ~ 22% вес. углерода и ~ 33% вес. кислорода. На участке поверхности стенки с кавитационным износом содержание углерода и кислорода находятся на уровне ~ 7% вес. и ~ 17% вес. соответственно.

Микрофрактографическое исследование показало, что в результате кавитационного износа как на поверхности первичных кристаллов твердого раствора, так и на поверхности эвтектики происходит образование множественных микрократеров (рис.6.1.2 – 7).



а)

б)

Рис. 6.1.2 – 7 Микрократеры на поверхности кавитационного износа первичного кристалла твердого раствора (а) и эвтектики (б).

Кавитационные разрушения в узлах ЖРД выявлялись не только на поверхностях металлических деталей, но и на поверхностях неметаллов, например, у фторопластовых (фторлон-4) сепараторов подшипников. Для



полимерных материалов характерными являются три состояния: стеклообразное, вязко-текучее и текучее [117]. Материал сепараторов подшипника при работе насоса окислителя (жидкий кислород) находится в стеклообразном состоянии.

При дефектации пары радиально упорных подшипников насоса окислителя с фторопластовыми сепараторами после ОИ двигателя на форсированных режимах (105% от номинального режима) в отверстиях сепаратора подшипника, расположенного со стороны выхода потока жидкого кислорода, охлаждающего подшипники, были выявлены трещины (рис. 6.1.2 – 8).

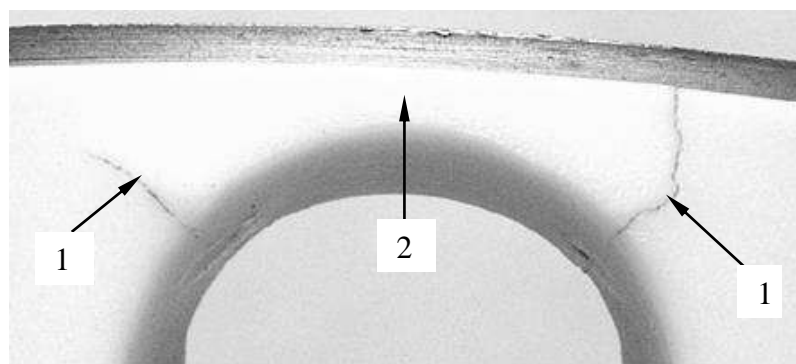


Рис.6.1.2 – 8 Макроизображения участка сепаратора подшипника с трещинами в отверстиях. Стрелками отмечены: 1 – трещины в отверстиях сепаратора, 2 – направление потока. Увеличено

Тот факт, что трещины образовались в отверстиях сепаратора со стороны выхода, можно объяснить тем, что шарики прижимались к поверхности отверстий со стороны выхода высоким входным давлением охлаждающего кислорода. Входное давление отжимает в сторону выхода потока как сепаратор, так и шарики. В таких условиях, под воздействием ударных и циклических нагрузок в отверстиях сепаратора со стороны выхода потока происходило образование трещин.

Затем, при раскрытии трещин, расположенных в отдельных отверстиях сепаратора в результате возникновения гидродинамической кавитации под воздействием ударных импульсов, возникающих при разрыве пузырьков, происходило растрескивание материала с образованием кратеров и относительно крупных каверн (рис.6.1.2 – 9).

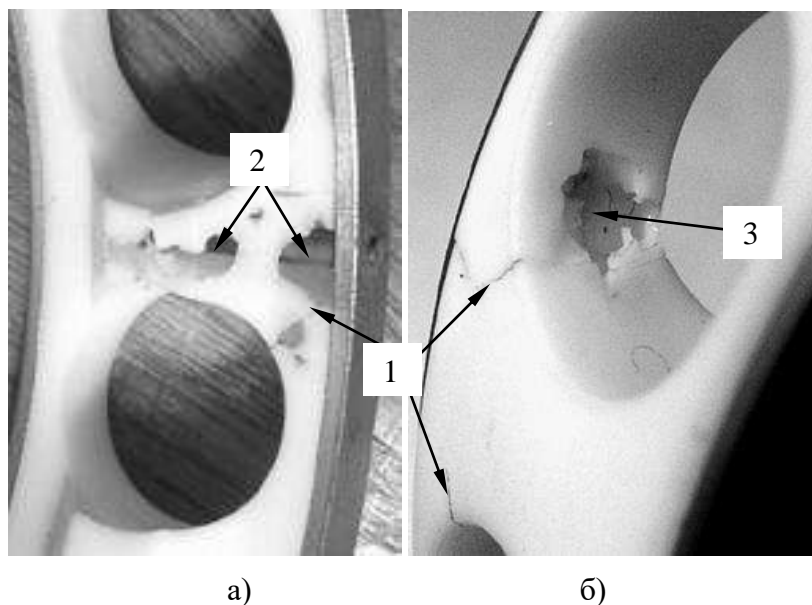


Рис.6.1.2 – 9 Макроизображения каверн в перемычке между отверстиями (а) и на поверхности отверстия сепаратора (б). Стрелками отмечены: 1 – трещины в отверстиях, 2 – каверны в перемычке между отверстиями, 3 – каверна на поверхности отверстия. Увеличено

Микроанализом на поверхностях каверн выявлены многочисленные микрократеры и вторичные трещины, являющиеся фрактографическим признаком кавитационного разрушения (рис. 6.1.2–10).

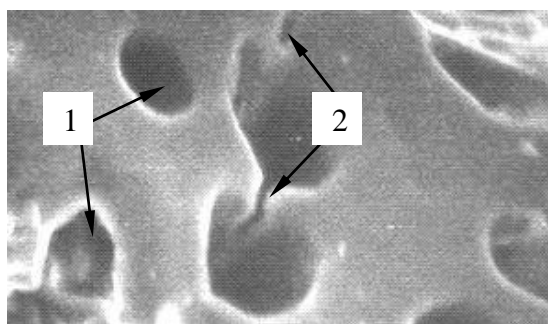


Рис.6.1.2 – 10 Электронное изображение микрократеров на поверхности каверны. Стрелками отмечены: 1 – микрократеры, 2 – вторичные трещины.  $\times 1600$

### Заключение

В результате проведенной работы показано, что в трактах горючего и окислителя ЖРД имеются узлы, на поверхности которых при работе двигателя происходят гидроэрозионные разрушения поверхности. Представляется, что в отдельных узлах наличие гидроэрозионного износа может представлять определенную проблему, особенно при эксплуатации многоразовых двигателей. К таким проблемам можно отнести износ защитного покрытия на поверхностях лопаток соплового аппарата и рабочего колеса турбины и возникновение областей

гидроэрозионного износа на поверхности охлаждаемой стенки в области критического сечения. В последнем случае возникновение области ультразвуковой кавитации из-за кавитационного тепловыделения может привести к нарушению «штатного» теплоотвода, локальному перегреву участка поверхности охлаждаемой стенки и образования проплава теплозащитного покрытия. Серьезную опасность может представлять и гидроэрозионное повреждение галтелей паяных швов лабиринта, в результате которого может произойти их разрушение.

## 6.2 Фреттинг – износ

Фреттинг является особой формой износа и возникает при взаимном осциллирующем перемещении металлических поверхностей под действием нормальных напряжений. Процесс фреттинга, происходящий в условиях вакуума или в сухих инертных газах называют фреттинг – износом, а в условиях, при которых возможно окисление контактирующих поверхностей и продуктов износа – фреттинг – коррозией [118, 119]. Продуктами фреттинг-коррозии металлов являются в основном их окислы, а вследствие малой амплитуды смещений повреждения локализованы на площадках контакта. Циклические напряжения, возникающие при контактном взаимодействии осциллирующих деталей, могут привести к усталостному разрушению поверхности, которое носит название фреттинг-усталости.

Для характеристики потерь массы при фреттинге предложена полуэмпирическая формула [120]:

$$\Delta m = (k_0 L^{1/2} - k_1 L) C / f + k_2 l L C$$

Где  $\Delta m$  – потеря массы от фреттинга,  $L$  – нагрузка,  $C$  – число циклов нагружения на момент оценки,  $f$  – частота перемещения,  $l$  – взаимное проскальзывание, а  $k_0$ ,  $k_1$ ,  $k_2$  – константы, зависящие от системы сплава. В этом уравнении процесс фреттинга разделен на две физические компоненты, одна из которых частотно зависима и отражает влияние среды, а другая – чисто механическая. Интенсивность повреждения при фреттинге сильно зависит от

коррозионной активности среды и тем сильнее, чем выше химическая активность металла.

Как правило, повреждения от фреттинга являются результатом многих одноименно действующих процессов, основными из которых являются усталостное разрушение микрообъемов, сопровождающееся окислением, адгезия и перенос металла с противоположной поверхности контртела, микрорезание и выкрашивание. В зависимости от условий нагружения, свойств материала и состава окружающей среды один из перечисленных процессов может играть ведущую роль, а остальные - сопутствующую [119].

Агрегаты ЖРД являются мощными источниками вибраций, под воздействием которых происходит интенсивное контактное взаимодействие деталей, создающее условия для возникновения фреттинга. При этом могут иметь место две ситуации:

1. если продукты фреттинга частично выводятся из зоны контакта, то в этом случае будет увеличиваться зазор между сопрягаемыми деталями;
2. в случае, когда продукты фреттинга не выводятся из зоны контакта, тогда может возникнуть заедание и даже заклинивание.

Первый случай возникает при фреттинг-коррозии и такой процесс представляет наибольшую опасность для узлов, у которых критичным является либо зазор, либо натяг между контактирующими деталями, например, для уплотнений.

Второй случай наиболее часто реализуется при фреттинг-износе в инертных средах (горючее, инертные газы), когда отсутствует окисление поверхности и создаются условия для схватывания и переноса материала с контртела.

Ниже представлены результаты фрактографических исследований деталей узлов ЖРД, на поверхности которых происходили повреждения по механизму фреттинга, приводившие к их нештатной работе.

### 6.2.1. Результаты фрактографических исследований рабочих поверхностей клапанов

В ЖРД имеются тракты, в которых не происходит окисления поверхности контактирующих деталей, например, тракты горючего и объемы, заполненные инертными газами. При высоких уровнях вибрации вовремя О.И. в таких трактах имеют место случаи заклинивания движущихся частей агрегатов автоматики, приводящие к нештатным ситуациям. Так при О.И. двигателя в условиях высокой вибрации на частоте 1890 Гц произошло заклинивание клапана горючего (диметилгидразин), что привело к его не закрытию на останове двигателя. Клапан и корпус (контртело) изготовлены из стали X16H4B (ЭП-56).

Макроанализ рабочих поверхностей клапана показал, что на Ø 18.5Ш и на Ø46Д имеются дефекты в виде пятен износа, местоположение которых показано на рис.6.2.1–1. Наличие пятен износа являются основным диагностическим макропризнаком фреттинга [118].

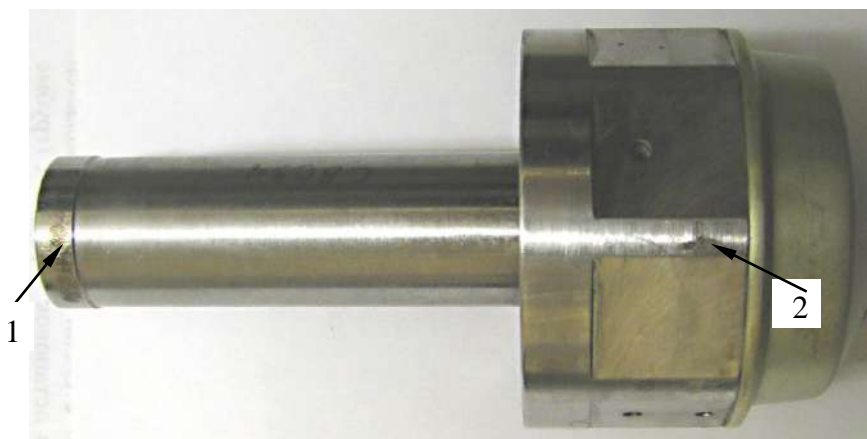
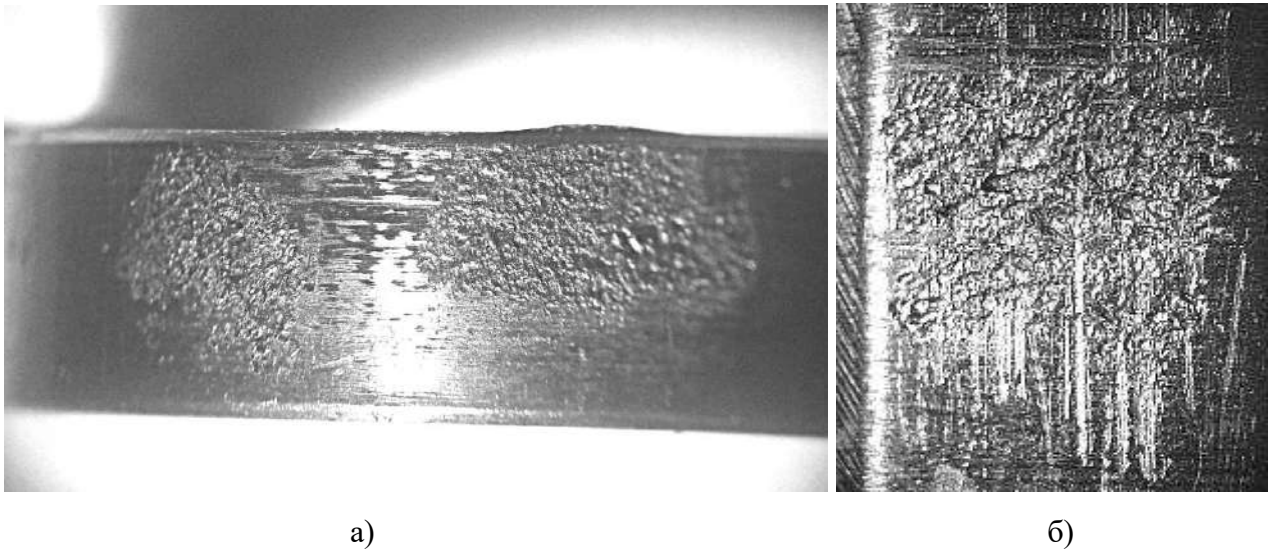


Рис.6.2.1–1 Внешний вид клапана, стрелками отмечено местоположение пятен износа на поверхностях, на Ø 18.5Ш (1) и на Ø46Д (2).

Дефекты представляют собой области износа с относительно развитой поверхностью (рис.6.2.1–2). На пятнах износа присутствуют деформационные риски, направленные вдоль оси клапана.



а) б)  
Рис.6.2.1 – 2 Макроизображение пятен износа на поверхностях Ø 18.5Ш (а) и Ø46Д (б).  
Увеличено.

Микрофрактографическое исследование поверхности дефектов показало, что на границе области пятна износа с неповрежденной поверхностью наблюдается множественное усталостное растрескивание (контактная усталость), образование и последующее выкрашивание фрагментированных частиц материала (рис. 6.2.1– 3).

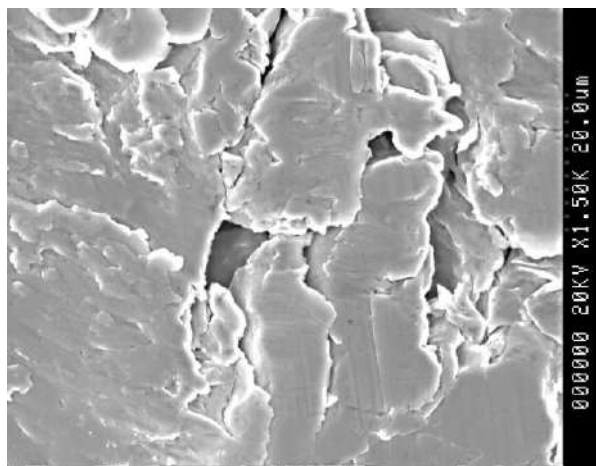


Рис.6.2. – 3 Электронная фрактограмма поверхности дефекта на Ø46Д; множественное растрескивание на фреттинг-поверхности и деформированные частицы перенесенного материала.

На поверхности пятен износа имеются относительно крупные выступы материала, перенесенного в результате схватывания с поверхности контртела (рис. 6.2.1–4а), а поверхность под выкрошившимися частицами представляет собой усталостный излом в основном материале (рис. 6.2.1– 4б).



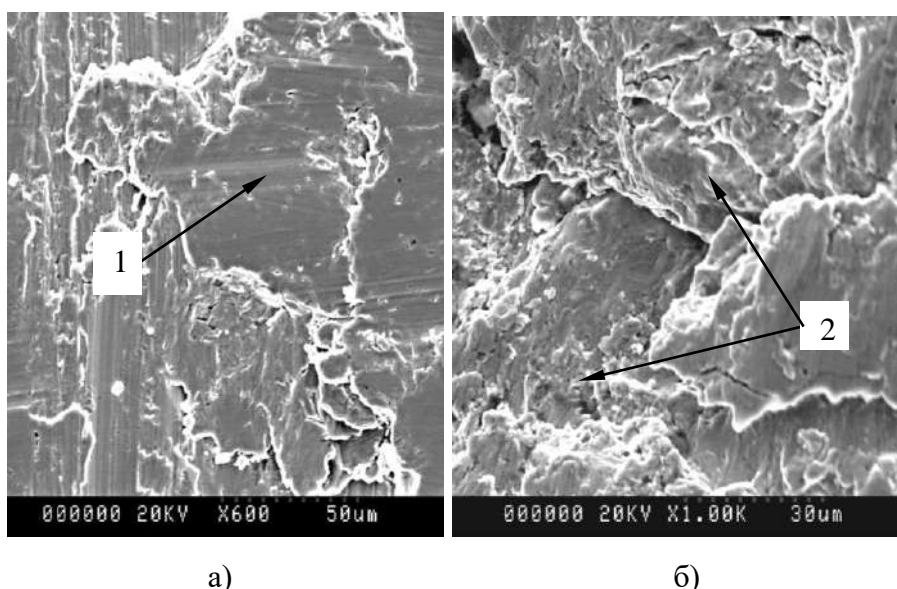


Рис.6.2.1– 4 Электронные фрактограммы поверхности дефекта на Ø46Д. Стрелками отмечены:  
1 – выступ на поверхности дефекта, связанный с переносом металла с поверхности контртела,  
2 – усталостные изломы в области выкрашивания металла.

Металлографическое исследование шлифов поперечных сечений пятен износа показало, что максимальная глубина дефектов составляет  $\sim 220$  мкм (рис.6.2.1– 5а). На поверхности присутствуют полуотделившиеся металлические чешуйки, а трещины характеризуют границы между разрушившимся материалом и деформированной основой (рис. 6.2.1 – 5б).

Измерение микротвердости показало, что приповерхностный слой материала оказывается более твердым ( $H_v \sim 320$  ед.), чем материал внутренних слоев ( $H_v \sim 307$  ед.). Самую высокую микротвердость имеют светлые (не травящиеся) слои на поверхности дефекта ( $H_v \sim 358$  ед.) (рис. 6.2.1 – 5б по стрелкам).

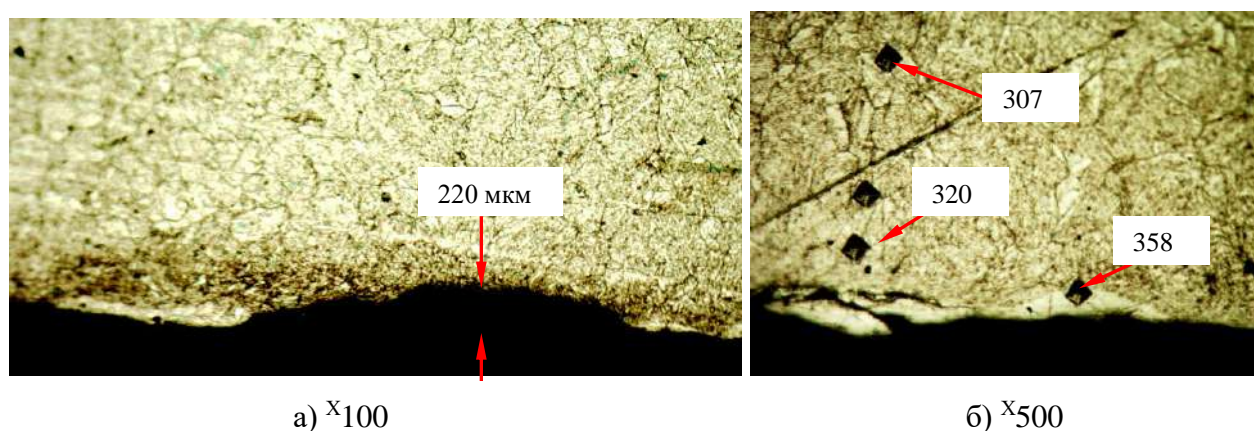


Рис.6.2.1 – 5 Поперечное сечение образца в области пятна износа, иллюстрирующее глубину повреждения при фреттинге (а) и изменение микротвердости от фреттинг-поверхности (б).

Повышенная микротвердость поверхности свидетельствует о пластическом деформировании материала в приповерхностном слое и его деформационном упрочнении.

Похожий случай нештатной работы клапана магистрали окислителя был зафиксирован при О.И. двигателя, когда в условиях высокого уровня вибраций ( $\sim 1000\text{ g}$ ) было зафиксировано anomальное поведение трехпозиционного клапана при его переводе из открытого положения в закрытое и при его возврате в открытое положение. Клапан работал в среде газообразного гелия, его детали (поршень и корпус) изготовлены из стали ВНС-25, а на рабочие поверхности поршня ( $\text{Ø}16\text{H7/f8}$ ,  $\text{Ø}72\text{H7/f8}$ ), показанного на (рис.6.2.1–6а), нанесено хромовое покрытие толщиной  $\sim 50\text{ мкм}$ .

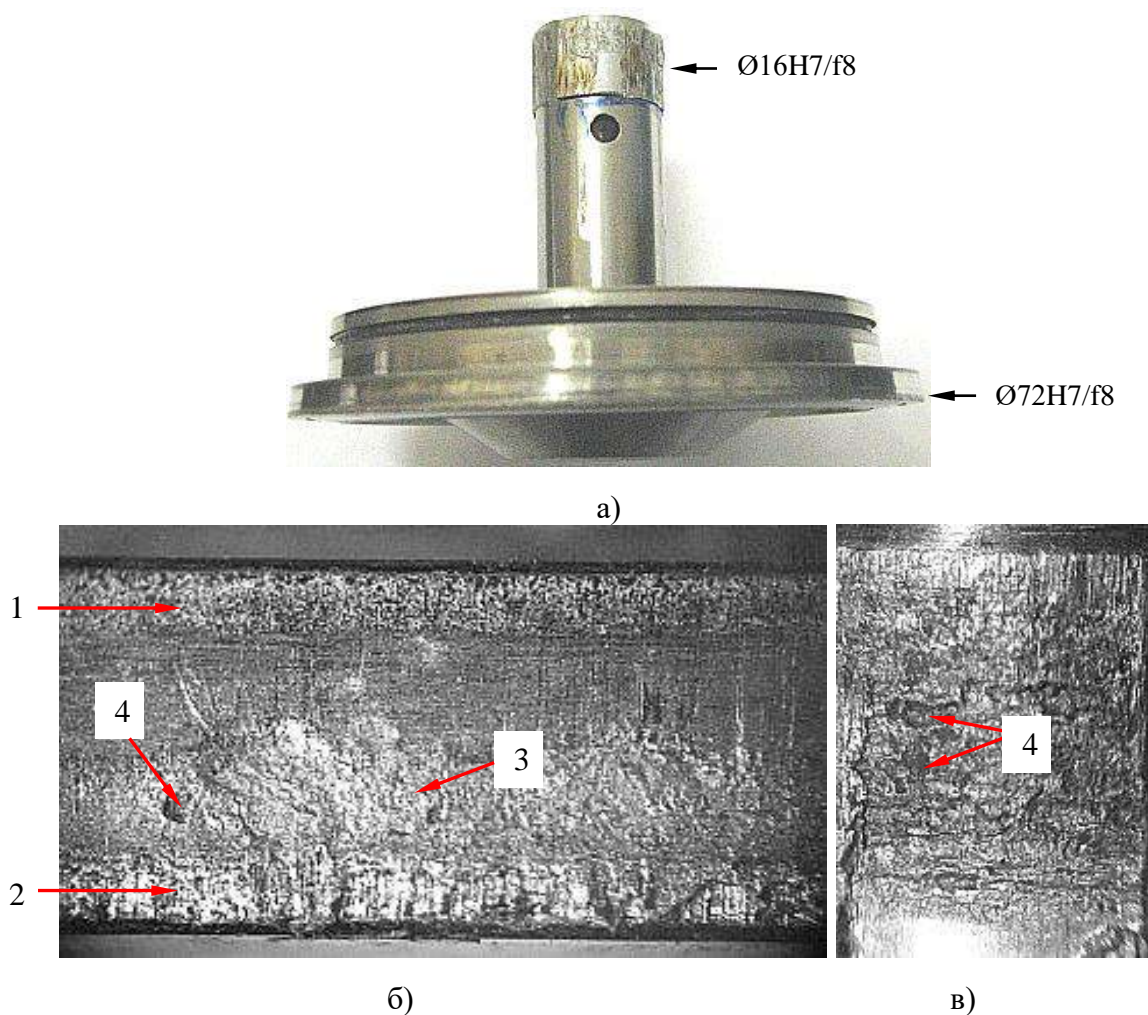


Рис.6.2.1 – 6 Макроизображение поршня (а) и поверхностей с дефектами на  $\text{Ø}72\text{H7/f8}$  (б) и на  $\text{Ø}16\text{H7/f8}$  (в). Стрелками показаны: 1, 2 – кольцевые области износа, 3 - пятно износа, 4 - язвы.

Проведенное фрактографическое исследование показало, что на рабочих поверхностях поршня присутствуют дефекты, аналогичные дефектам, выявленным на рабочих поверхностях клапана горючего. Так на диаметре  $\varnothing 72H7/f8$  имеется двойной кольцевой след износа, а между кольцами находятся пятна износа (рис.6.2 –бб). На поверхности нижнего кольцевого следа (рис.6.2–бб по стрелке 2), выявлены многочисленные выступы перенесенного к контртела материала, деформированные в осевом направлении. На  $\varnothing 16H7/f8$  наблюдаются множественные пятна износа и пластически деформированные выступы перенесенного к контртела материала (рис.6.2.1–бв), а также относительно глубокие язвы, заполненные черным мелкодисперсным порошком частиц фреттинга. На поверхности корпуса клапана (контртело) также имеются аналогичные дефекты.

В областях пятен износа на границе с неповрежденной поверхностью наблюдаются множественное усталостное растрескивание хромового покрытия (рис.6.2.1–7 по стрелкам1), на котором имеются выступы перенесенного с контртела материала (рис.6.2.1–7 по стрелке 2).

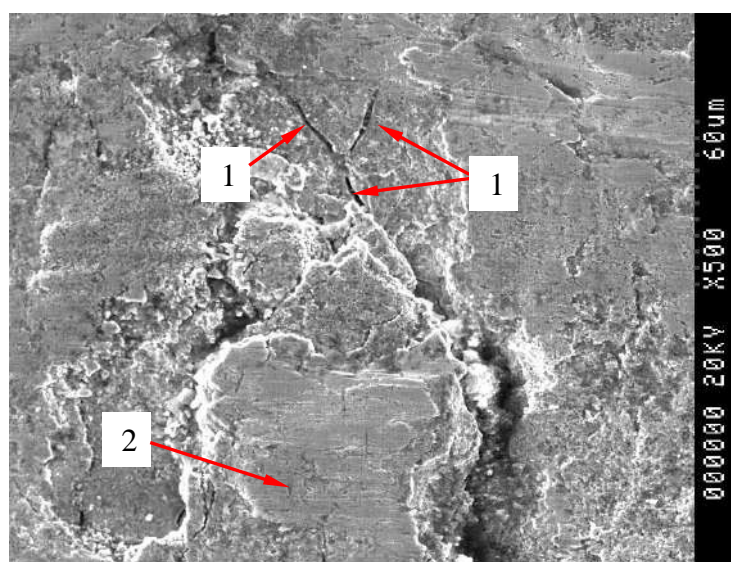


Рис.6.2.1 – 7 Множественное растрескивание (1) и выступ перенесенного с контртела материала (2) и на фреттинг поверхности  $\varnothing 72H7/f8$ .  $\times 500$

По результатам микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) состав поверхности деформированных выступов соответствует стали ВНС-25, это

говорит о том, что в результате схватывания материал с поверхности корпуса (ВНС-25) переносился на более твердое хромовое покрытие на поверхности поршня. Поверхность в пятнах износа на поршне представляет собой поверхность усталостного разрушения хромового покрытия.

### **Анализ результатов**

Как следует из вышеизложенного, причиной нештатной работы клапанов явилось заклинивание поршней, которое произошло в результате фреттинг-износа рабочих поверхностей деталей, фрактографическими признаками которого явились пятна износа, множественное растрескивание с образованием фрагментированных частиц и наличие выступов перенесенного с контртела материала. В обоих случаях основными процессами, контролирующими процесс разрушения поверхностей контртел явились фреттинг-усталость и схватывание. Именно в результате интенсивного схватывания на рабочих поверхностях деталей произошло образование выступов перенесенного с контртела материала и последующее заклинивание сопряженных деталей.

Считается [109], что в условиях вибрационного проскальзывания в зависимости от сочетания таких факторов, как контактные напряжения, внешняя среда, физико-механические свойства металлов, частота и амплитуда относительного перемещения в зоне контакта могут происходить повреждения сопряженных поверхностей либо преимущественно за счет развития абразивно-окислительных процессов, когда роль абразива выполняют накапливающиеся продукты износа, основную часть которых составляют окислы металла, либо за счет развития процессов схватывания металлических поверхностей. В рассмотренных выше случаях износ рабочих поверхностей деталей происходил в условиях инертной атмосферы (диметилгидразин, гелий), препятствующей окислению и высокого уровня вибраций (высокие контактные напряжения). Можно считать, что наряду с высокими контактными напряжениями инертные свойства среды явились определяющими для возникновения схватывания в обоих случаях, несмотря на то что повреждение рабочих поверхностей у трехпозиционного клапана происходили в условиях сухого трения, а у клапана



горючего в условиях «смазки». Поскольку столь интенсивное повреждение рабочих поверхностей наблюдается лишь у деталей в условиях вибраций высокого уровня, то к факторам, определяющим схватывание, следует отнести и большие значения амплитуды перемещений при вибрационном проскальзывании.

Как правило, при фреттинг-коррозии, в случаях, когда скорость окисления поверхности, превышает скорость разрушения окисной пленки, схватывания не происходит. Например, при испытании на фреттинг-коррозию стали 4130 в атмосфере лабораторного воздуха на сопряженных поверхностях образцов отсутствовали «какие-либо признаки адгезии» [121]. Аналогичные результаты были получены в НПО «Энергомаш» при стендовых виброиспытаниях клапанов горючего. Испытания проводили на воздухе в течение 2 мин и на частотах вибровозмущений реализованных на ОИ двигателей. Во время испытаний ни у одного из трех испытываемых клапанов заклинивания не произошло. Макроанализ рабочих поверхностей клапанов показал, что на них имеются пятна износа, поверхность которых окислена до черного цвета (рис.6.2.1–8). Также, как и у клапана после О.И. на границе пятен износа с неповрежденной поверхностью наблюдается растрескивание, а на поверхности пятна износа имеются области забоя и множественные риски, но выступов материала, образовавшихся в результате переноса материала с поверхности контртела и свидетельствующих о схватывании, в области дефектов не выявлено. На основании этих данных можно сделать вывод о том, что при виброиспытаниях на воздухе из-за разогрева и интенсивного окисления поверхности ее износ проходил по механизму фреттинг-коррозии, а основными процессами, контролирующими износ рабочих поверхностей, были контактная усталость и абразивно-окислительные процессы.

В рассмотренных выше примерах нештатной работы клапанов при О.И. двигателей фактором, сопутствующим схватыванию, явился нерациональный с точки зрения износа и схватывания при трении выбор материалов для сопрягаемых деталей. Известно [1], что у металлических пар трения наименьшая склонность к схватыванию или адгезии наблюдается у металлов, образующих две несмешиваемые жидкости или твердые растворы с пределом растворимости

менее 0.1%. Исходя из этого контакт стали по стали, как у клапана горючего, или контакт стали по хромовому покрытию, как у клапана магистрали окислителя, не являются оптимальными, поскольку такие пары не являются совместимыми с точки зрения схватывания. Согласно [121, 1] наименьшей склонностью к схватыванию при контакте со сталью будут иметь серебро и свинец.

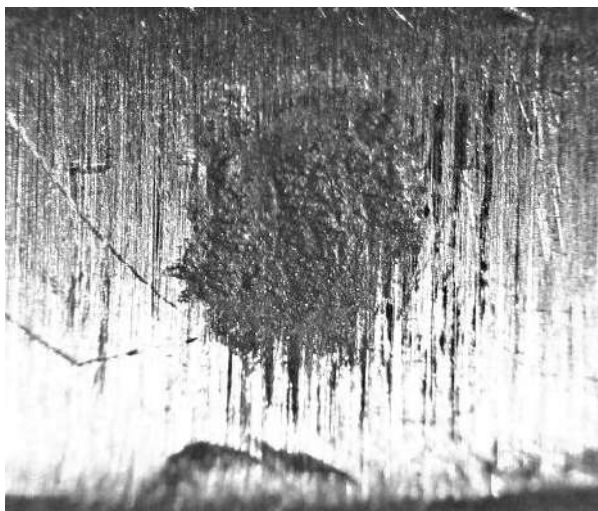


Рис.6.2.1 – 8 Пятно износа на рабочей поверхности Ø46Д клапана горючего после стендовых виброиспытаний на воздухе.

Нерациональный с точки зрения износа и схватывания при трении выбор материалов для сопрягаемых деталей приводит к тому, что в условиях высоких вибраций ( $> 1000g$ ) основной вклад в степень износа поверхности при фреттинге будет вносить адгезионный износ (схватывание), а при высоких скоростях потока на краевых участках поверхности детали еще и кавитационный износ. На рис.6.2.1–9 представлено макроизображение поверхности крышки насоса горючего (материал – титановый сплав ВТ3-1) с дефектами, образовавшимися на О.И двигателя в результате фреттинг износа и гидродинамической кавитации. Контртело – крышка, изготовленная из стали ВНС – 25.

На краю поверхности внешнего диаметра титановой крышки присутствуют участки с кавитационным износом (рис.6.2.1–10а). На остальных участках поверхности этой крышки присутствуют треки, образовавшиеся при вибрационном перемещении выступов материала, образовавшихся при схватывании с поверхностью контртела (рис.6.2.1–10б).



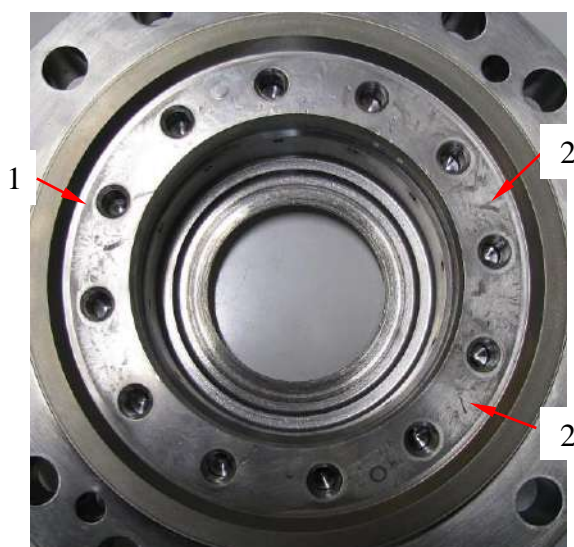
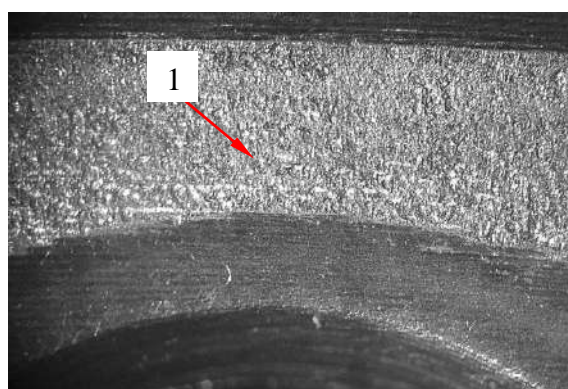
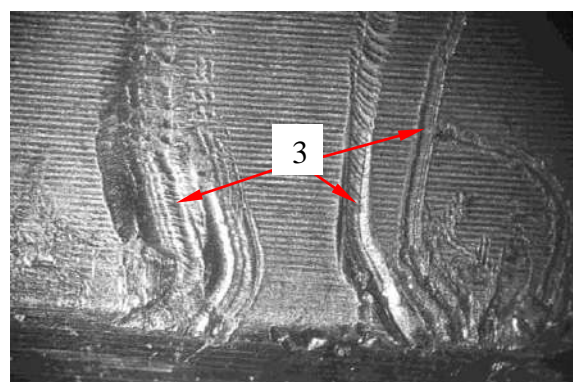


Рис.6.2.1–9 Макроизображение дефектов на поверхности титановой крышки насоса горючего. Стрелками отмечены: 1 – участки кавитационного износа, 2 – адгезионного износа.

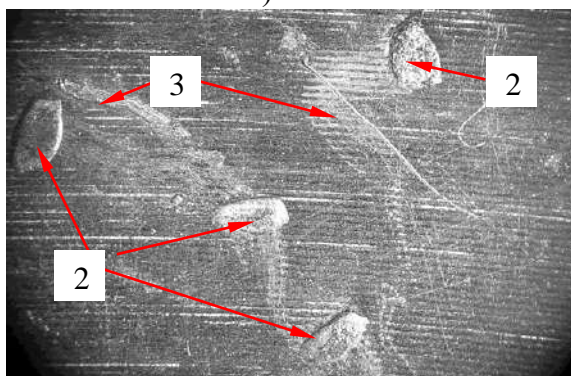
На поверхности стальной крышки в основном присутствуют многочисленные выступы материала, образовавшиеся в результате схватывания и треки, образовавшиеся при вибрационном перемещении выступов материала, образовавшихся при схватывании с поверхностью контртела (рис. 6.2.1–10 в, г).



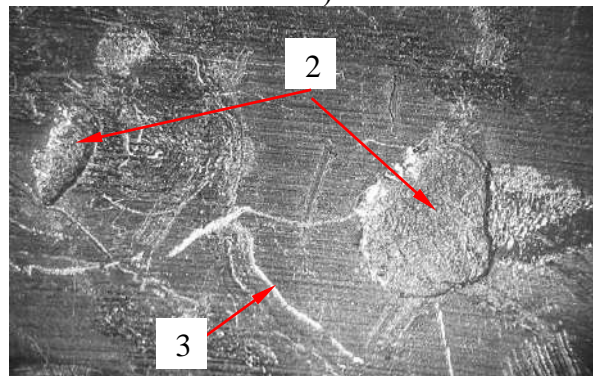
а)



б)



в)



г)

Рис.6.2.1–10 Макроизображения дефектов на поверхностях титановой (а, б) и стальной (в, г) крышках. Стрелками отмечены: 1 – кавитационный износ, 2 – выступы материала, перенесенного с поверхности контртела в результате схватывания, 3 – треки, образовавшиеся в результате виброперемещения выступов.

На рис.6.2.1–11 приведены макроизображения дефектов адгезионного износа, расположенных друг над другом, на поверхности титановой (а) и стальной (б) крышках: на титановой крышке углубление, на стальной крышке – выступ.

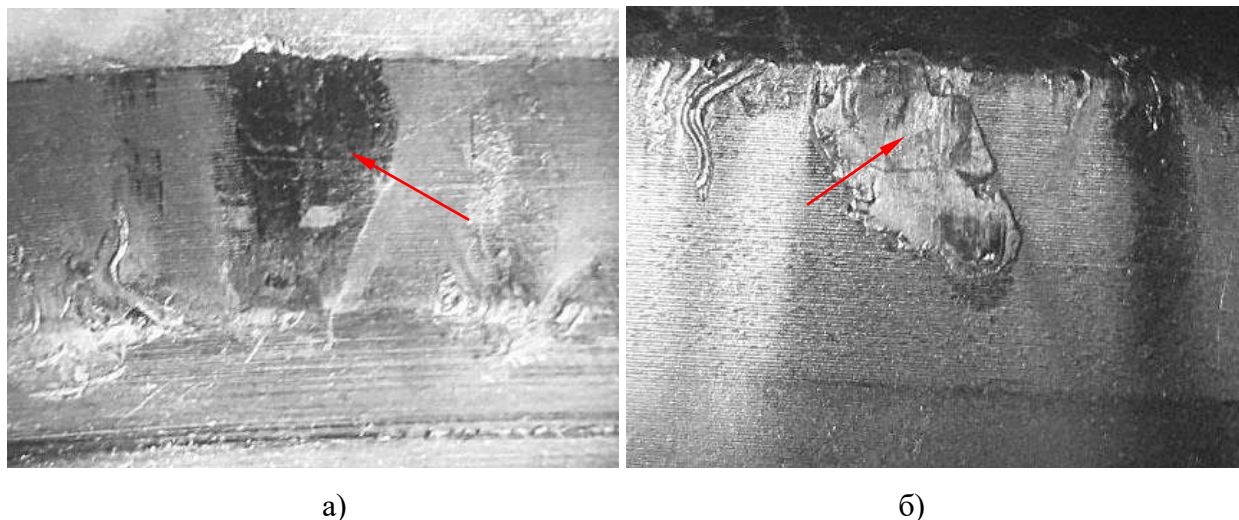


Рис. 6.2.1–11 Макроизображения дефектов адгезионного износа (отмечены стрелками) на поверхностях титановой (а) и стальной (б) крышках.

С поверхности выступа путем соскоба были сняты частицы. По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа основным материалом частиц соскоба, снятых с поверхности выступа на стальной крышке, является сплав ВТЗ-1 (рис. 6.2.1–12).

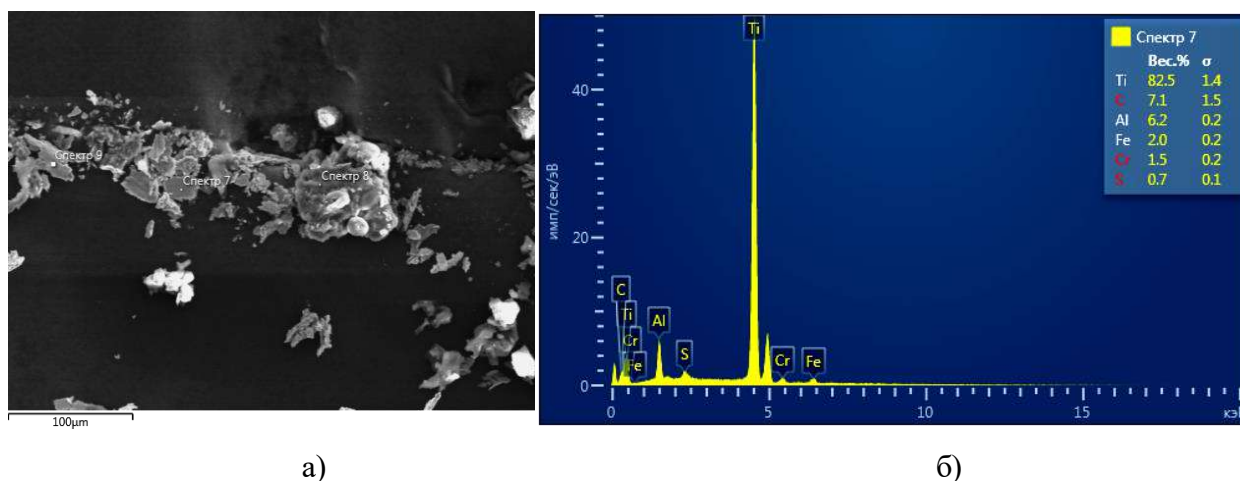


Рис. 6.2.1–12 Электронное изображение частиц соскоба, снятых с поверхности выступа на поверхности стальной крышке (а) и результаты их количественного МРСА (б).

Таким образом, при фреттинге в условиях вибраций высокого уровня у пары сплав ВТЗ-1 – сталь ВНС-25 основной вклад в износ поверхности контр тел

вносит схватывание, в результате которого происходит перенос материала титановой крышки на поверхность стальной крышки с образованием дефектов типа выступов. Основной причиной высокой степени износа при фреттинге в данном случае является высокая склонность к схватыванию у пары титан – сталь.

Представляется, что одним из рациональных решений проблемы схватывания контртел в условиях вибрации высокого уровня, является нанесение на поверхность одной из контактирующих деталей серебряного покрытия. В пользу этого свидетельствуют результаты О.И двигателей, у одного из которых в стыке газогенератора (среда – жидкий кислород) использовалось уплотнение с «никель фторопластовым» покрытием, а у другого - уплотнение с серебряным покрытием. Проведенные после О.И. двигателей исследования показали, что основными процессами, определявшими степень износа рабочей поверхности уплотнения с серебряным покрытием, явились контактный усталостный износ, окисление поверхности и образование скоплений частиц материала покрытия, признаков схватывания выявлено не было. Напротив, у уплотнения с никель фторопластовым покрытием в результате интенсивного схватывания и переноса материала на рабочих поверхностях имелись локальные участки, где покрытие отсутствовало полностью, что привело к негерметичности стыка.

### **Выводы к главе 6**

1. Ударно-капельный износ поверхностей проточной части турбины происходит под воздействием капельной фазы закритического криогенного кислорода в результате пластической деформации и образования многочисленных кратеров и усталостных трещин с отделением фрагментов материала.

2. Под воздействием гидроэрозии происходит унос защитных покрытий с поверхностей спинок лопаток РКТ и СА, а также разрушение галтелей паяных швов лабиринтного уплотнения, что приводит к значительному снижению прочности паяных соединений.

3. Гидродинамическая кавитация выявлена на входных кромках лопаток шнеков насосов горючего, на внутренних поверхностях штуцеров трубопроводов горючего и в отверстиях фторопластовых сепараторов подшипников.

4. Ультразвуковая кавитация возникает на ОИ двигателя при высокочастотных акустических колебаниях в камерах сгорания и образовании ультразвуковых тангенциальных стоячих волн, на участках пучностей которых образуются локальные участки кавитационного износа.

5. При О.И. с высокими уровнями 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).

6. Нанесение серебряного покрытия на одну из рабочих поверхностей сопрягаемых деталей существенно снижает уровень адгезионного износа и вероятность их заклинивания.

## **Глава 7. Жидкометаллическое охрупчивание и замедленное разрушение узлов ЖРД**

### **7.1 Жидкометаллическое охрупчивание**

При пайке медно-серебряными припоями узлов ЖРД, основным материалом которых являются жаропрочные никелевые сплавы, имеют место случаи хрупких разрушений. Такие разрушения происходят как при капиллярной, так и при контактно-реактивной пайках.

При капиллярной пайке узлов медными припоями, основным материалом которых является аустенитная сталь типа X18H10, также происходят хрупкие межзеренные разрушения.

Проведенные фрактографические, микрозондовые и металлографические исследования показали, что подобные разрушения узлов происходят по механизму жидкометаллического охрупчивания (ЖМХ).

Жидкометаллическое охрупчивание является особым случаем хрупкого разрушения и развивается в соответствии с принципами хрупкого разрушения. В основу механизма охрупчивания положена гипотеза, согласно которой охрупчивание является результатом локального снижения когезивной прочности, связанного с хемисорбцией атомов определенных жидких сред металлов в участках, где межатомные связи твердого металла основы напряжены или в вершине трещины, или у дислокационных скоплений высокой плотности [122].

Интенсивность жидкометаллического охрупчивания зависит от металлургических, механических и множества других факторов. Применительно к пластичному металлу, не имеющему трещин, такими условиями, являются:

1. наличие приложенного растягивающего напряжения,
2. некоторое количество пластической деформации,
3. наличие в образце устойчивых барьеров, препятствующих движению дислокаций и являющихся концентраторами напряжений,
4. необходимость притока жидкого металла, обеспечивающего адсорбцию у концентратора, а затем у вершины распространяющейся трещины.

Кроме этого, к числу факторов, от которых может зависеть склонность металла к жидкометаллическому охрупчиванию относятся: размер зерна, скорость деформации, температура, присутствие легирующих элементов. Самым важным критическим условием охрупчивания является смачивание и плотный контакт между жидкой и твердой фазой по поверхности их раздела. Чтобы охрупчивание началось, жидкость должна находиться в самом тесном контакте с поверхностью твердого тела, а в дальнейшем, чтобы вызвать разрушение, она должна присутствовать в вершине трещины.

Разрушение при ЖМХ происходит тогда, когда уровень растягивающих напряжений становится равным значению разрушающего (порогового) напряжения  $\sigma_r$ , значение которого пропорционально величине  $d^{-1/2}$  ( $d$  – размер зерна) и подчиняется уравнению Петча [123].

Обычно высокопрочные сплавы охрупчиваются сильнее, чем сплавы пониженной прочности того же металла основы, что было показано на сталях и на самых разнообразных сплавах алюминия [124]. Увеличение предела текучести  $\sigma_T$  может вызвать усиление охрупчивания.

У большинства охрупчивающихся пар с повышением температуры восприимчивость к охрупчиванию снижается. Очень сильное охрупчивание наступает при температуре, близкой к точке затвердевания жидкометаллической среды [125].

В [126, 127] было показано, что скорость распространения хрупкой трещины у пластичных сплавов алюминия и латуни в средах, содержащих ртуть, находится на уровне  $\sim 50 - 500 \text{ см/с}$ .

Известно, что большинство охрупчивающихся пар проявляют очень ограниченную или вовсе не проявляют взаимной растворимости, тогда как твердые тела с высокой растворимостью не склонны к охрупчиванию [123, 128].

Представляется, что и у пары жаропрочный никелевый сплав – расплав серебра взаимная растворимость также будет ограниченной, поскольку у пары Ag – Ni взаимная растворимость отсутствует как в твердом, так и жидком состояниях [129].



С целью предотвращения жидкометаллического охрупчивания материала узла при пайке на паяемую поверхность наносится барьерное гальваническое никелевое покрытие толщиной  $\sim 30$  мкм. Никелевое покрытие, в отличие от жаропрочных никелевых сплавов, не подвержено жидкометаллическому охрупчиванию расплавами медно-серебряных припоев.

Ниже приведены результаты исследований характера и причин разрушений узлов ЖРД из жаропрочных никелевых сплавов при контактно-реактивной и капиллярной пайках медносеребряными припоями.

### **7.1.1 Жидкометаллическое охрупчивание при контактно – реактивной пайке**

Для проведения операции контактно – реактивной пайки узла ЖРД на паяемую поверхность корпуса из жаропрочного никелевого сплава ХН58МБЮД (ЭК-61) наносится гальваническое никелевое покрытие толщиной 30 мкм, на которое наносится гальваническое медное покрытие толщиной  $12 \pm 3$  мкм.

На паяемую поверхность оребренной медной стенки (М1Р), сопрягаемую с корпусом, наносится гальваническое покрытие меди толщиной  $25 \pm 5$  мкм, на которое наносится гальваническое серебряное покрытие толщиной  $9 \pm 1,5$  мкм.

При сопряжении паяемых деталей образуется контакт медь-серебро, у которого при нагреве сборки при температуре  $780^{\circ}\text{C}$  происходит контактное плавление с образованием жидкой фазы – медносеребряной эвтектики.

Температура пайки  $T = 980 \pm 10^{\circ}\text{C}$ , выдержка  $30 \pm 1$  минута, давление в печи  $P = 5^{+0,5}$  кгс/см<sup>2</sup>.

В процессе пайки узла при температуре  $\sim 800^{\circ}\text{C}$  сигнал гелиевого течеискателя превысил фоновый уровень  $\sim$  в 10 раз, что свидетельствовало о нарушении герметичности полости пайки из-за сквозного разрушения корпуса.

На рис.7.1.1-1 представлено макроизображение поперечного сечения паяных соединений сборки.

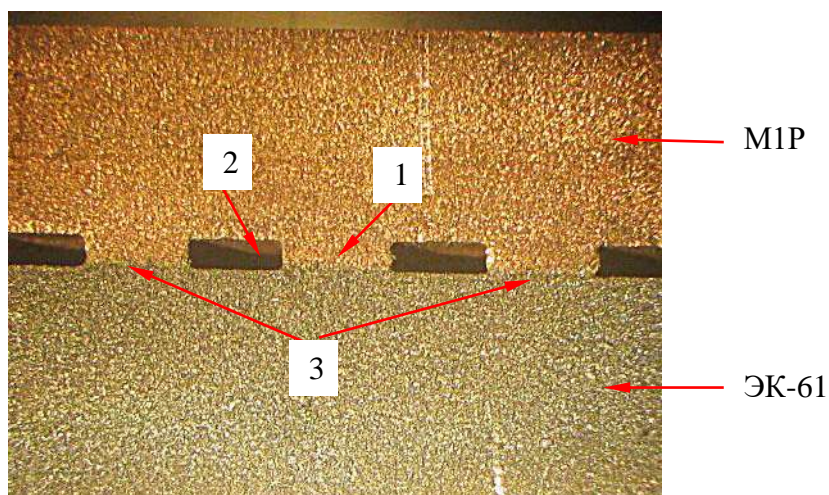


Рис.7.1.1-1 Макроизображение поперечного сечения паяных соединений сборки. Стрелками отмечены: 1 – ребра медной стенки, 2 – межреберные каналы, 3 – местоположение паяных швов. Увеличено.

### Результаты исследования

Макроанализом установлено, что на внешней поверхности корпуса присутствуют две трещины, расположенные на противоположных краях линии внутреннего диаметра детали (рис.7.1.1-2). С левой стороны линии диаметра выявлены две трещины (рис.7.1.1-2б по стрелкам 1,2). С правой стороны диаметра присутствует одна трещина (рис.7.1.1-2в по стрелке 3). Раскрытие трещин заполнено закристаллизованным расплавом припоя. Длина трещины №1 ~ 7 мм, трещины №3 ~ 8 мм.

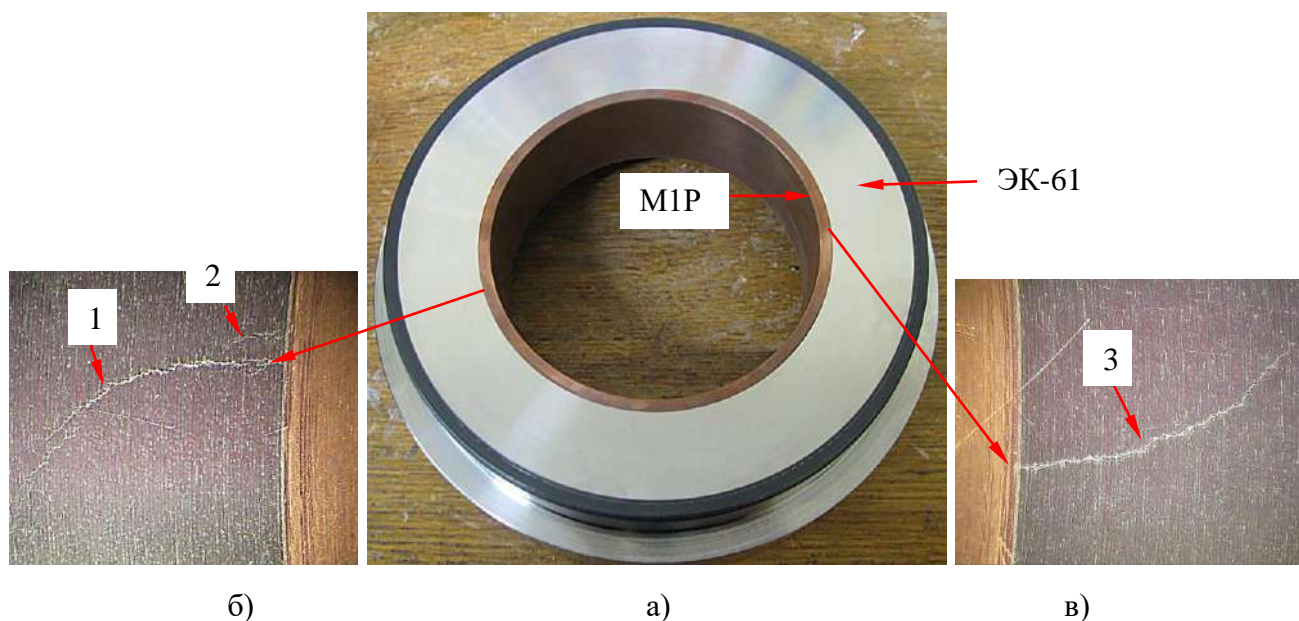


Рис. 7.1.1-2 Макроизображение внешней поверхности корпуса (а) и участков поверхности с трещинами (б, в). Стрелками отмечены местоположения очагов зарождения и номера трещин.

Трещина №3 была принудительно вскрыта. При её вскрытии произошло силовое разрушение припоя, заполняющего зазор между берегами трещины, а также силовые разрушения медной стенки и корпуса (рис.7.1.1-3).

Макрофрактографическое исследование излома показало, что зарождение трещины происходило на границе торец ребра медной стенки - поверхность стенки корпуса (рис.7.1.1-3 по стрелке 2).

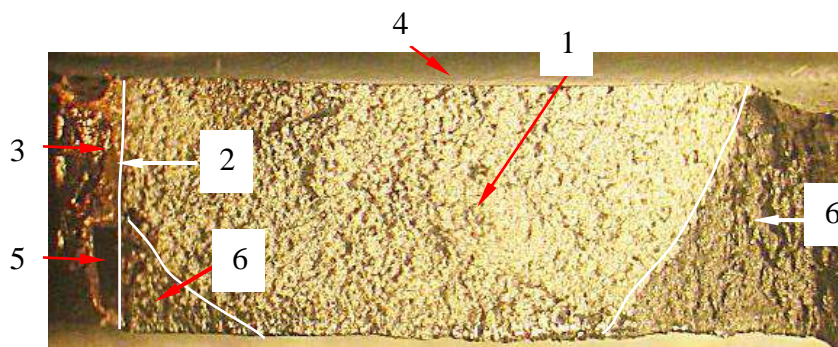


Рис.7.1.1- 3 Макроизображения излома трещины №3. Стрелками отмечены: 1 – поверхность излома, 2 – местоположение очага зарождения трещины, 3 – силовой долом ребра медной стенки, 4 – внешняя поверхность крышки, 5 – канал в медной стенке, 6 – участки силового долома материала корпуса. Увеличено.

Фрактографическое исследование поверхности вскрытой трещины показало, что разрушение произошло по межзеренному механизму.

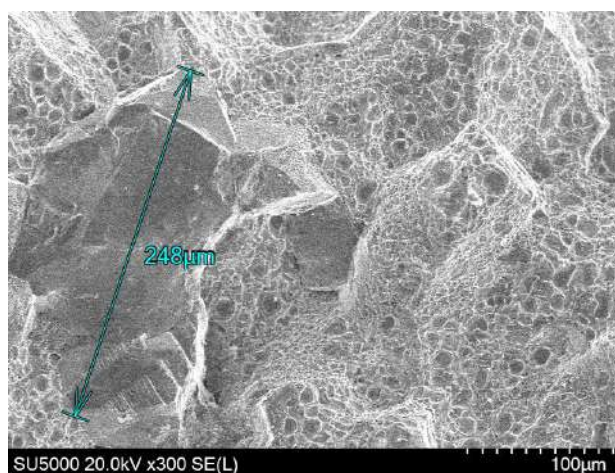


Рис. 7.1.1- 4 Электронная микрофрактограмма поверхности излома вскрытой трещины.

Разрушение припоя, заполнявшего раскрытие трещин, произошло вязко, в результате чего практически вся поверхность межзеренного излома оказалась облужена расплавом медносеребряного припоя с ямочным рельефом поверхности

разрушения (рис.7.1.1-4). На локальных участках излома, где раскрытие трещины было не полностью заполнено расплавом припоя, присутствуют облуженные зерна с поверхностью свободной кристаллизации, отмеченные двойными стрелками.

По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа (MPCA) в составе полуды на поверхности излома присутствует ~ 70% вес. серебра (рис. 7.1.1-5). Такая концентрация серебра в полуде близка к составу медносеребряной эвтектики.

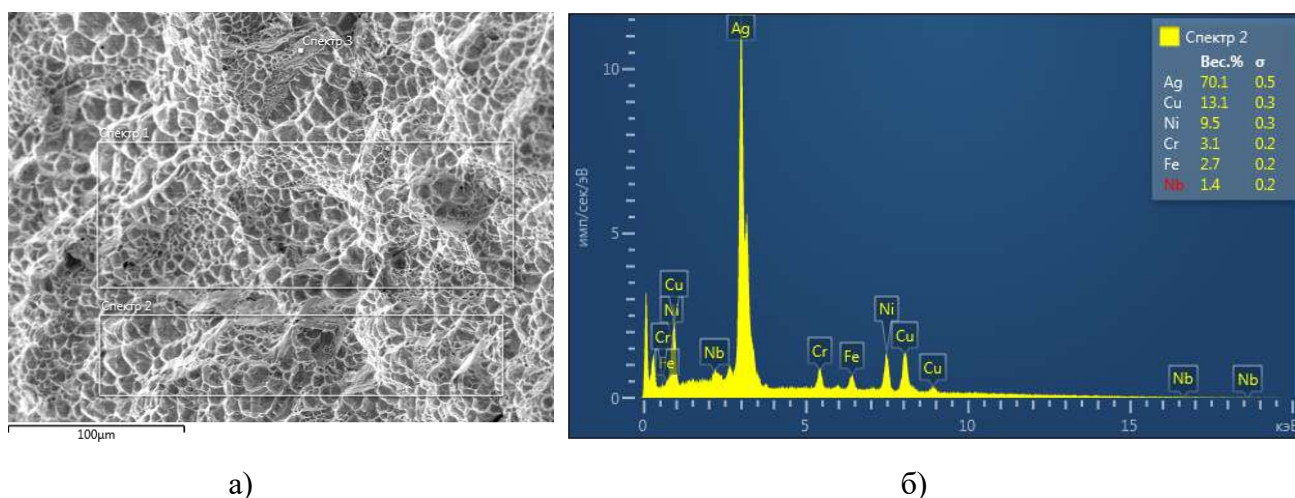


Рис.7.1.1-5 Электронное изображение полуды на изломе трещины №3 (а) и результаты её количественного MPCA (б).

Микрофрактографическим исследованием излома трещины установлено, что очаг разрушения стенки корпуса расположен напротив **разрыва** в барьерном никелевом покрытии шириной ~ 30 мкм, через который происходил контакт поверхности стенки корпуса с расплавом медно-серебряного припоя эвтектического состава (рис.7.1.1- 6 по стрелке 1).

При зарождении трещины расплав припоя через разрыв в никелевом покрытии под воздействием капиллярного эффекта обеспечивал «отрицательное» давление, которое проталкивало жидкий металл в вершину трещины по мере её распространения. При кристаллизации расплава припоя образовалась паяная перемычка, отмеченная на рис.6 стрелками 2.



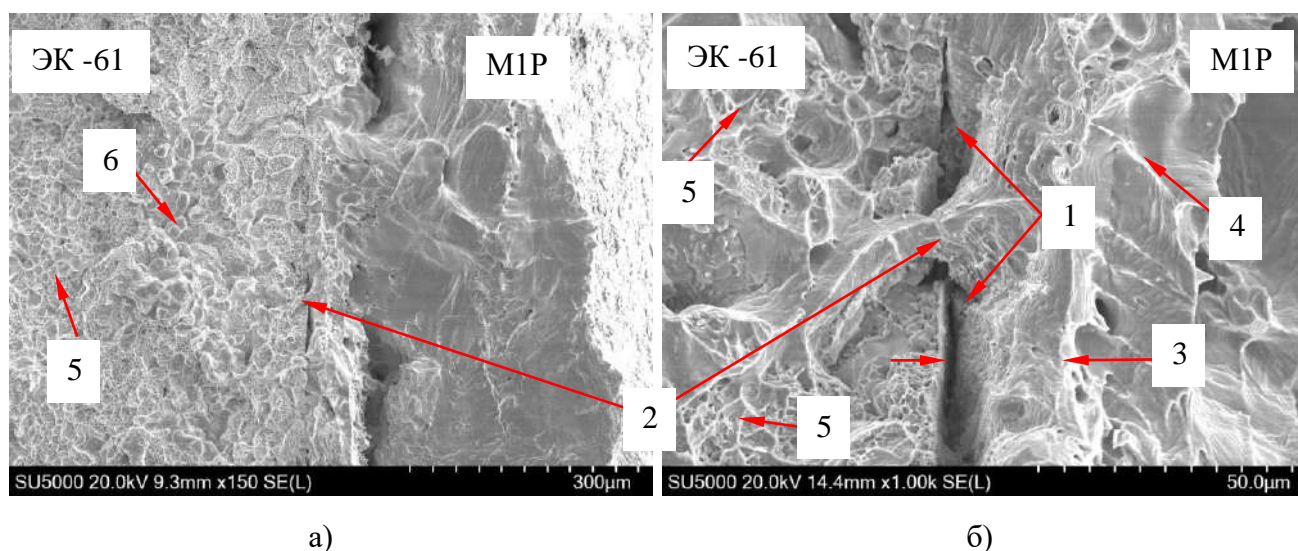


Рис.7.1.1-6 Электронные фрактограммы поверхности излома трещины №3. Стрелками отмечены: 1 – очаг разрушения, 2 – закристаллизованная перемычка расплава жидкой фазы припоя (эвтектики), 3 – излом никелевого покрытия, 4 – излом медной стенки, 5 – изломы «паяных соединений» берегов трещины, 6 – полуда на поверхности излома стенки ЭК-61.

Прямыми измерениями на поперечном шлифе паяного соединения была определена толщина никелевого покрытия на поверхности стенки ЭК-61, которая составила ~ 28-29 мкм (рис.7.1.1-7).

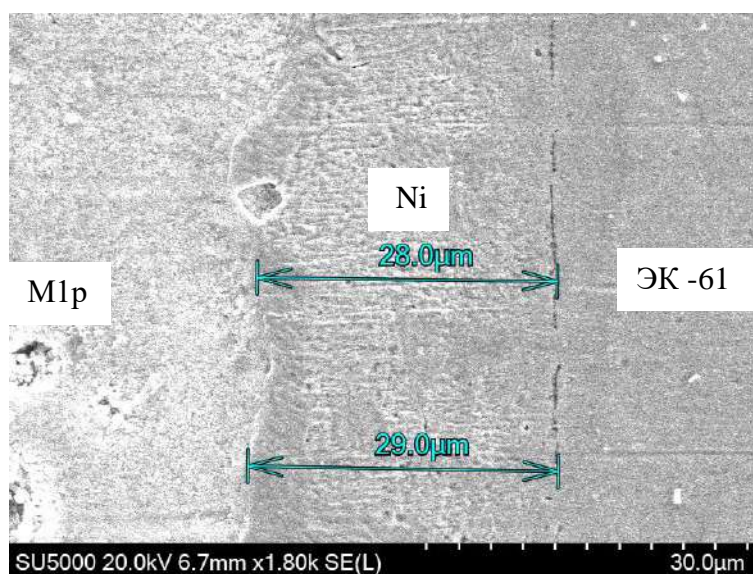


Рис. 7.1.1-7 Поперечное сечение никелевого покрытия на участке трещины №1

Металлографическим исследованием установлено, что средний размер зерна у материала стенки ЭК-61 находится на уровне ~ 5 – 6 балла, отдельные зерна имеют размер от 250 до 300 мкм (рис.7.1.1-8). Значительная

разноразменность зерен у материала корпуса является следствием недостаточной проработки микроструктуры при горячей деформации заготовки.

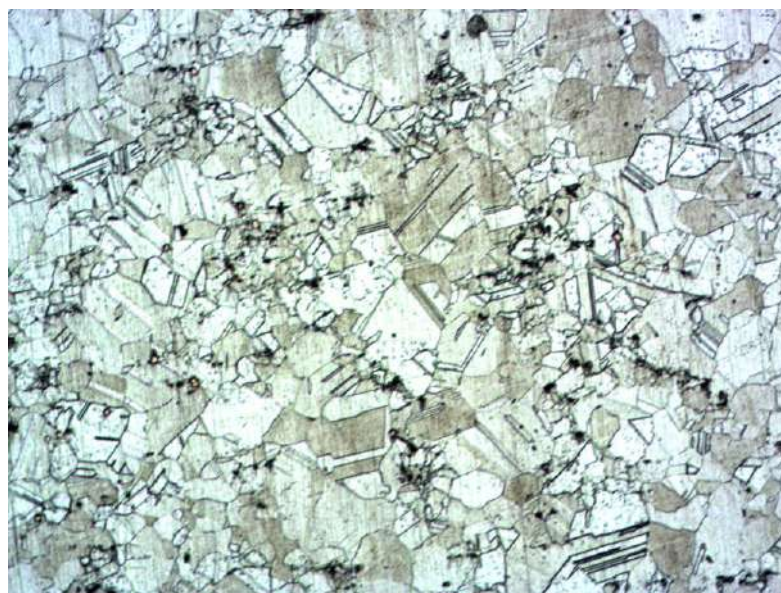


Рис.7.1.1-8 Микроструктура материала корпуса.  $\times 110$

### Анализ результатов

Выявленные в результате проведенного исследования фрактографические признаки такие как межзеренный характер разрушения и наличие в раскрытии трещин закристаллизованного медносеребряного припоя позволяют сделать вывод, что разрушение стенки корпуса сборки произошло при нагреве под пайку по механизму жидкометаллического охрупчивания.

Состав припоя в раскрытии трещин близкий к эвтектическому говорит о том, что разрушения произошли при контактном плавлении гальванических покрытий серебра и меди при температуре  $\sim 800^{\circ}\text{C}$ , когда сработал сигнал гелиевого течеискателя.

Зарождение и рост трещин на участках, расположенных на противоположных краях линии диаметра корпуса, свидетельствует о том, что уровень окружных растягивающих напряжений на этих участках превышал пороговые значения разрушающих напряжений материала корпуса  $\sigma_p$  и о том, что на этих участках образовались разрывы в никелевом покрытии и возник плотный контакт между расплавом припоя и поверхностью стенки корпуса и её



смачивание. Наличие высокого уровня растягивающих напряжений на участках разрушений могло быть связано с непрерывным нагревом сборки до температуры пайки ( $980 \pm 10$  °С), что приводило к неравномерному распределению температуры в корпусе.

С целью уменьшения вероятности разрушения корпуса при нагреве сборки до температуры пайки путем снижения уровня термических растягивающих напряжений в материале корпуса в циклограмму нагрева необходимо ввести изотермическую выдержку при температуре  $740 - 750$  °С в течение 20 – 30 минут.

### 7.1.2 Жидкометаллическое охрупчивание при капиллярной пайке

По существующей технологии сопряжение уплотнительного серебряного кольца с внутренней поверхностью корпуса насоса окислителя проводится путем капиллярной пайки серебряным припоем ПСрМО 68-27-5 / ТУ48-1-337-85, имеющим интервал плавления  $655 - 725$  °С и температуру пайки  $- 770 \pm 5$  °С.

Материалом корпуса насоса является жаропрочный никелевый сплав ЭК-61, марка материала серебряного кольца СрМ-925.

На поверхность оребренной стенки корпуса наносится барьерное никелевое покрытие толщиной 20 – 30 мкм.

Поперечное сечение паяных соединений сборки представлено на рис.7.1.2– 1.

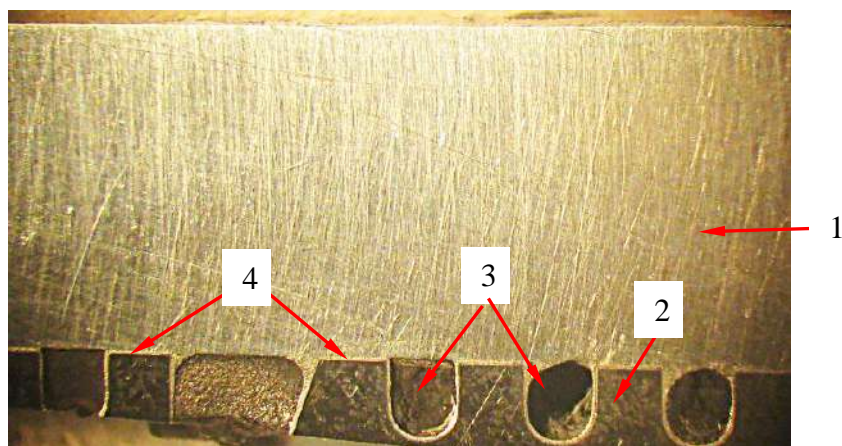


Рис.7.1.2 - 1 Макроизображение поперечного сечения паяных соединений сборки. Стрелками отмечены: 1 – серебряное кольцо, 2 – ребро корпуса, 3 – межреберные каналы, 4 – местоположение паяных швов.

При контрольном гидроиспытании корпуса насоса, прошедшего операцию пайки, были выявлены сквозные разрушения стенки корпуса.

### Результаты исследования

Внешний осмотр внутренней поверхности корпуса насоса показал, что трещины присутствуют на участках поверхности корпуса с двух сторон от серебряного кольца и на поверхности сопловых отверстий. (рис.7.1.2-2). Трещины, расположенные с двух сторон от серебряного кольца, представляют собой «первичную» трещину, зародившуюся под серебряным кольцом и распространившуюся в основной материал корпуса (рис.7.1.2 - 2 по стрелкам 3, 4). С верхней стороны кольца траектория трещины распространилась по сопловым отверстиям (рис.7.1.2 - 2 по стрелкам 5).

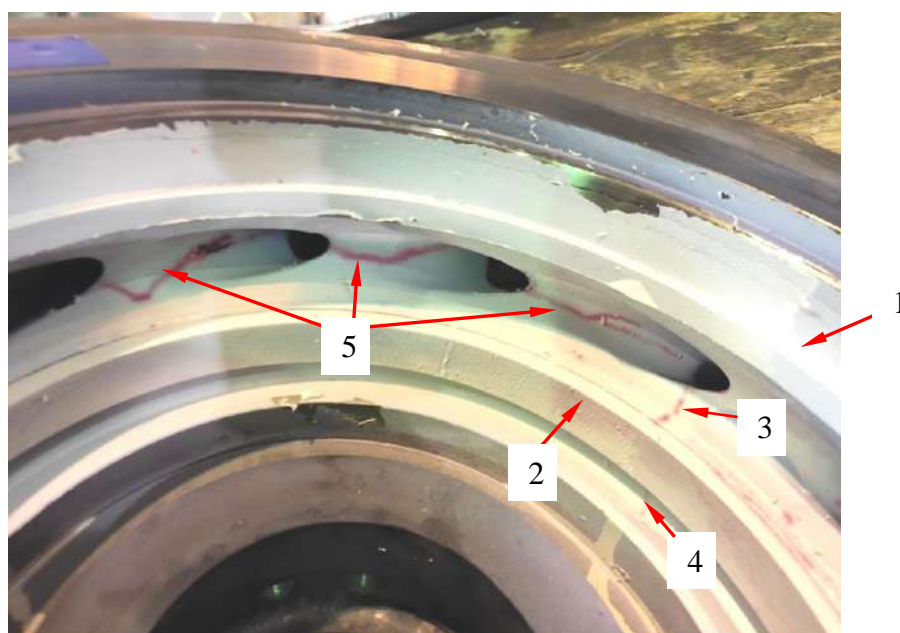


Рис.7.1.2 - 2 Макроизображение внутренней поверхности корпуса. Стрелками отмечены: 1 – корпус насоса, 2 – серебряное кольцо, 3, 4 – местоположение первичных трещин, 5 – сквозные трещины на поверхности сопловых отверстий.

Для проведения фрактографических исследований первичная трещина была принудительно вскрыта. Макроисследование излома показало, что его поверхность покрыта (облужена) закристаллизованным слоем припоя.

Микрофрактографическим исследованием установлено, что разрушение произошло по межзеренному механизму. На изломе присутствуют два типа рельефа: на участках трещины, где она была полностью заполнена припоем (спаяна), разрушение припоя при принудительном вскрытии трещины произошло путем вязкого разрушения с образованием ямочного рельефа (рис.7.1.2 - 3а по

стрелке 1). На участках трещины, где зазор между берегами трещины был заполнен расплавом припоя не полностью, границы зерен облужены и поверхность полуды представляет собой поверхность свободной кристаллизации (рис.7.1.2 - 3а по стрелке 2).

Микрорентгеноспектральным анализом (МРСА) установлено, что на поверхности с ямочным рельефом концентрация серебра находится на уровне ~ 76% вес. и практически соответствует составу медносеребряной эвтектики (рис.7.1.2 - 3б), а на поверхности свободной кристаллизации слой полуды более тонкий и концентрация серебра находится на уровне ~ 30% вес. (рис.7.1.2 – 3в).

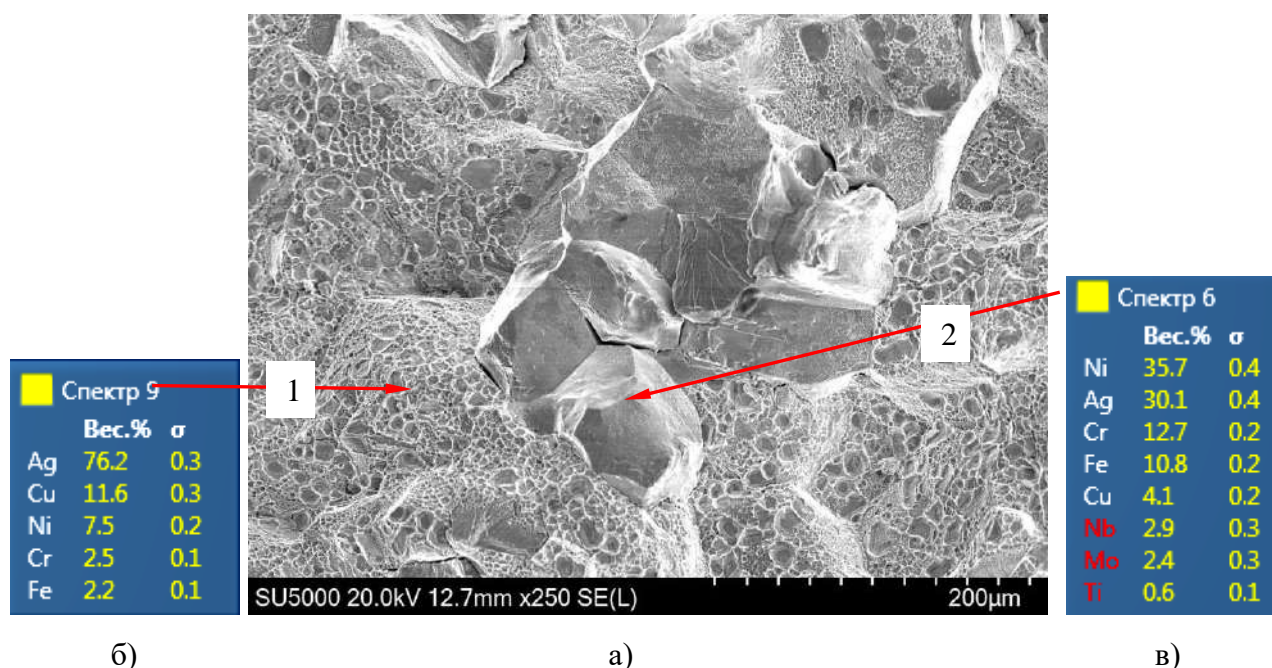


Рис.7.1.2 -3 Электронная фрактограмма поверхности излома первичной трещины (а) и результаты количественного МРСА её поверхности (б, в). Стрелками показаны: 1 – ямочный рельеф поверхности полуды, 2 – облуженные границы зерен.

Макроанализом поверхности излома установлено, что в материале корпуса наряду с зернами, имеющими размер менее 100 мкм, присутствуют и крупные зерна с размерами до 380 мкм.

Для проведения дальнейших исследований был вырезан образец и приготовлен шлиф поперечного сечения паяного соединения серебряное кольцо – стенка корпуса (рис.7.1.2 - 4). Образец был вырезан из участка корпуса с первичной трещиной, которая отмечена на рис.7.1.2 - 4 стрелкой 4.



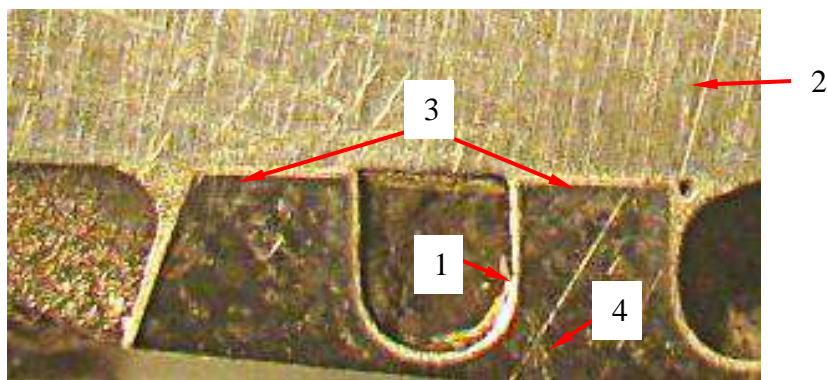


Рис.7.1.2 - 4 Макроизображение поперечного сечения паяного соединения серебряное кольцо – стенка корпуса. Стрелками отмечены: 1 – местоположение разрывов никелевого покрытия на ребре корпуса, 2 – серебряное кольцо, 3 – паяные швы, 4 – первичная трещина. Увеличено.

Электронномикроскопическим исследованием на участке поверхности ребра корпуса, отмеченного на рис.7.1.2 - 4 стрелкой 1, выявлены два разрыва в барьерном никелевом покрытии, имеющим толщину  $\sim 16 - 18$  мкм (рис.7.1.2 - 5 по стрелкам 1 и 2).

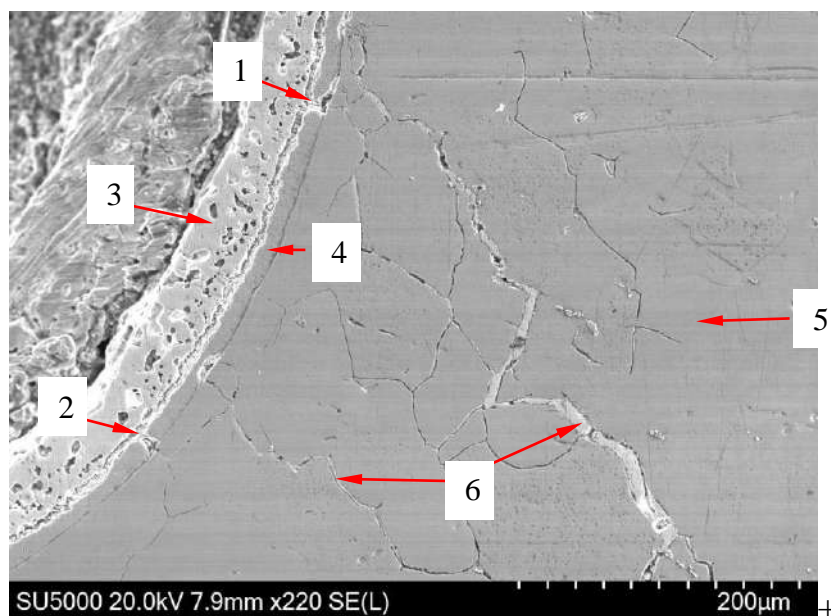


Рис.7.1.2 - 5 Электронные изображения растрескивания материала ребра стенки корпуса. Стрелками отмечены: 1, 2 – разрывы в никелевом покрытии, 3 – полуда, 4 – первичная трещина, 5 – ребро стенки корпуса, 6 – припой в трещинах.

На рис.7.1.2 – 6 представлено электронное изображение участка с разрывом в никелевом покрытии, отмеченным двойными стрелками 1. Видно, что напротив разрыва в никелевом покрытии в материале ребра присутствует межзеренная трещина, заполненная закристаллизованным расплавом припоя, которая до

разрушения представляла собой границу зерна (рис.7.1.2 - 6 по стрелке 5). В самом разрыве никелевого покрытия также присутствует закристаллизованная перемычка припоя (рис.7.1.2 - 6 по стрелке 4).

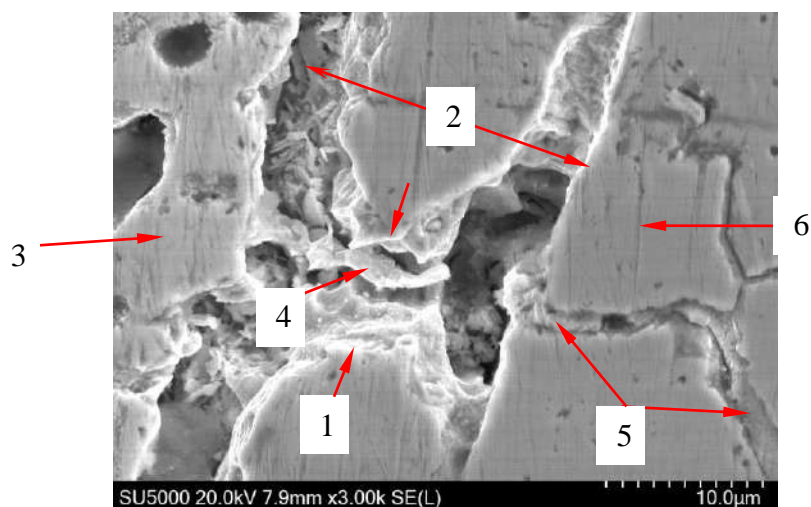


Рис 7.1.2 - 6 Электронное изображения растрескивания материала ребра стенки корпуса.

Стрелками отмечены: 1 – разрыв в никелевом покрытии, 2 – никелевое покрытие, 3 – закристаллизованная полуда, 4 – припой в разрыве никелевого покрытия, 5 – припой в трещине, 6 – ребро корпуса.

При образовании сквозных трещин на поверхности сопловых отверстий под воздействием капиллярного эффекта происходил «вынос» расплава на поверхность и образование закристаллизованных капель припоя (рис.7.1.2 - 7а по стрелкам 2). По данным МРСА в составе материала капель присутствует ~ 77 % вес. серебра, что соответствует составу медносеребряной эвтектики (рис.7.1.2 - 7 б).

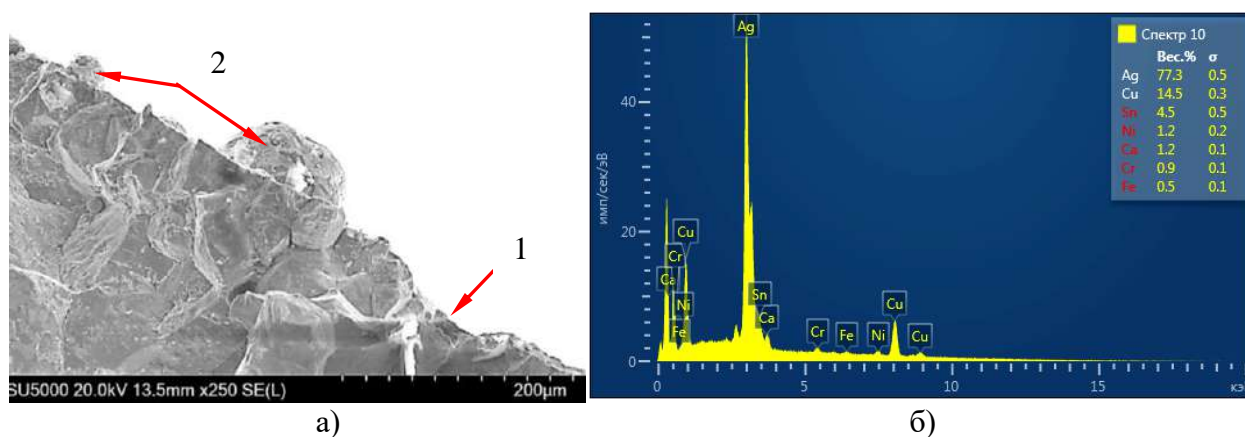


Рис. 7.1.2 - 7 Электронное изображение излома сквозной трещины на участке поверхности соплового отверстия (а) и результаты количественного МРСА закристаллизованных капель припоя. Стрелками показаны: 1 – поверхность соплового отверстия, 2 – закристаллизованные капли припоя.

### Анализ результатов

Выявленные в результате проведенного исследования фрактографические признаки, такие как межзеренный рельеф поверхностей изломов и наличие в трещинах закристаллизованного расплава припоя позволяет сделать вывод, что разрушение корпуса насоса произошло при пайке серебряного кольца по механизму жидкометаллического охрупчивания (ЖМХ).

Основной причиной разрушения явилось наличие сквозных разрывов в барьерном никелевом покрытии, через которые осуществлялся приток расплава припоя к поверхности корпуса и её смачивание, что привело к зарождению и росту трещин в ребре корпуса. Зарождение трещин происходило на границах зерен, отмеченных на рис.7.1.2 - 6 стрелками 5. Распространение трещин происходило под воздействием капиллярного эффекта, обеспечивающего «отрицательное» давление и проталкивание расплава припоя в вершину трещины по мере её распространения. Полагают, что для поступления массы жидкого металла в вершину острой трещины требуется движущая сила давления  $\sim 10$  ГПа [123]. В [130 и 131] показано, что капиллярный эффект мог бы обеспечить «отрицательное» давление порядка  $1 - 10$  ГПа, которое протолкнуло бы жидкий металл в очень малые трещины, способствуя его переносу к их вершине.

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  $\sigma_r$ . Наличие высокого уровня растягивающих напряжений на участках разрушений могло быть связано с непрерывным нагревом сборки, что приводило к неравномерному распределению температуры в корпусе [132].

Фактором, способствующим разрушению корпуса, явилось наличие в его материале крупных зерен размером до 380 мкм.

Введение в циклограмму нагрева корпуса насоса изотермической выдержки при температуре на  $20 - 30$  °С ниже температуры плавления припоя ( $650$  °С) позволит получить равномерное распределение температуры в материале корпуса



насоса и снизить уровень растягивающих термических напряжений ниже пороговых значений  $\sigma_p$ .

### **Рекомендация**

С целью уменьшения вероятности разрушения узлов ЖРД при пайке путем снижения уровня термических растягивающих напряжений в циклограммы нагрева сборки ввести изотермические выдержки:

при контактно-реактивной пайке с использованием гальванических покрытий меди и серебра при температуре 740 – 750 °С в течение 20 – 30 минут;

при капиллярной пайке припоем ПСрМО 68-27-5 при температуре 620 – 630 °С в течение 20 – 30 минут;

## **7.2 Замедленное разрушение и коррозионное растрескивание в узлах ЖРД**

Под замедленным разрушением (ЗР) понимается как растрескивание при длительном действии напряжений меньших предела текучести ( $\sigma < \sigma_{0.2}$ ) в гладких образцах, так и субкритический рост трещин (СРТ) в образцах с предварительными (усталостными) трещинами при коэффициентах интенсивности напряжений  $K_I$  меньших критического ( $K_{Ic}$ ). Основная гипотеза о механизме замедленного разрушения – водородное охрупчивание (ВО) или – внутреннее ВО [82]. Гипотез о механизме субкритического роста трещин, по крайней мере, две – внутреннее ВО [133, 134] и ползучесть [135].

Представляется целесообразным отметить, что замедленное разрушение и субкритический рост трещин – не полностью одно и то же. Основное их различие в том, что при замедленном разрушении важным, и, возможно, критическим является этап зарождения трещины. Если этот этап не состоялся, то второй этап, именно субкритический рост трещин, просто не может состояться. В то время как при наличии предварительной трещины и коэффициента интенсивности напряжений  $K_I$ , превышающего значение порогового коэффициента интенсивности напряжений  $K_{II}$  субкритический рост трещин происходит всегда, а внутренний водород ускоряет его тем больше, чем больше этого водорода.

Коррозионное растрескивание (КР) осуществляется при одновременном действии механического напряжения и агрессивной внешней среды. При этом среда является электролитом. Механизмы КР – локальное анодное растворение металла в вершине растущей трещины (ЛАР) и водородное охрупчивание (ВО). ЛАР происходит при очевидном присутствии электролита в трещине. ВО может работать как в присутствии электролита, так и без него – например, в сухом водороде. В электролите водород образуется в результате катодных реакций при взаимодействии металла со средой и затем абсорбируется металлом и далее, взаимодействуя с дефектами кристаллического строения металла в поле механических напряжений перед вершиной растущей трещины, способствует ее росту. ВО может осуществляться и за счет растворенного водорода в металле. Замедленное разрушение и коррозионное растрескивание происходят обычно в течение длительного времени.

#### **7.2.1 Причины и механизм образования холодных трещин в сварно-литых патрубках из титанового $\alpha$ - сплава.**

Патрубки насосов горючего ЖРД изготавливаются путем литья из титанового сплава ВТ-5Л. При использовании существующей технологии в литых корпусах патрубков выявляется большое количество дефектов в виде раковин и трещин, устранение которых путем ремонта связано с высокими издержками. Следует отметить, что образование трещин в патрубках происходит в материале литья в околошовных зонах сварных швов, в ребрах жесткости корпуса и от дефектов в виде раковин. Как правило, трещины в патрубках выявляются после операций технологических (релаксационных) отжигов, но есть случаи образования трещин уже при охлаждении отливок. У отдельных патрубков наблюдается образование значительных по размеру сквозных трещин длиной ~ 70 мм, что приводит к невозможности ремонта корпуса и его браковке.

Исходя из вышеизложенного, можно констатировать, что вопрос о характере разрушения литых патрубков и о причинах, определяющих их масштаб, становится актуальным. Эти знания позволяют внести конструктивно-

технологические изменения в существующую технологию для уменьшения дефектности материала патрубков.

Исследовали трещины в литых патрубках из сплава ВТ5Л с условными номерами 1 и 2, расположенные в ребрах жесткости и в околошовной зоне сварного шва приварки фланцев (рис.7.2.1 - 1). Состав сплава ВТ5Л по ГОСТ 19807-91 представлен в табл. 7.2.1 - 1.

Таблица 7.2.1 - 1.

Химический состав сплава <sup>\*)</sup> ВТ5, вес. % (ГОСТ 19807-91)

Марка	Al	V	Mo	Fe	Si	Zr
ВТ5	4,5-6,2	1,2	0,8	0,3	0,12	0,3

<sup>\*)</sup> Ti – основа; содержание примесей, %: Н – 0,015; О – 0,15; N – 0,05; С – 0,1. Массовая доля максимальна, если не приведены пределы.

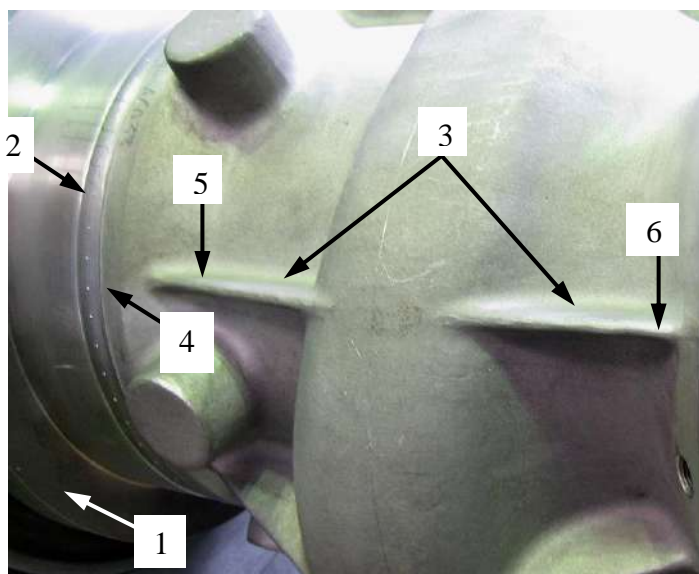


Рис. 7.2.1 - 1 Внешний вид патрубка со стороны одного из фланцев. Стрелками показаны: 1 - фланец, 2 – сварной шов, 3 – ребра жесткости, 4 – местоположение трещин в околошовной зоне сварного шва, 5, 6 - местоположение трещин в ребрах жесткости.

Исследование проводили с целью определения механизмов образования трещин и причин определяющих масштаб разрушений. Для этого изучали макро - и микрорельеф, а также физико-химические особенности поверхности трещин; определяли содержание водорода и микроструктуру материала патрубков.

### Результаты исследования

Макроанализом поверхности патрубка 1 выявлены сквозные трещины в ребре и околошовной зоне сварного шва. Сквозная трещина в ребре расположена на расстоянии  $\sim 5$  мм от кромки ребра и распространилась поперек ребра примерно на 10 мм (рис.7.2.1 - 2); после чего, изменив траекторию, перешла в материал стенки патрубка и распространилась по обе стороны от ребра в окружном направлении. Общая длина трещины составляет  $\sim 70$  мм.



Рис. 7.2.1-2 Макрофотография сквозной трещины в ребре жесткости (отмечена стрелками, светлая область на кромке ребра – результат механической зачистки). Увеличено.

Исследование долевого сечения кромки ребра показало, что наряду со сквозной трещиной в ребре имеются множественные «короткие» трещины, расположенные ближе к основанию ребра (рис. 7.2.1 – 3 по стрелкам 2).

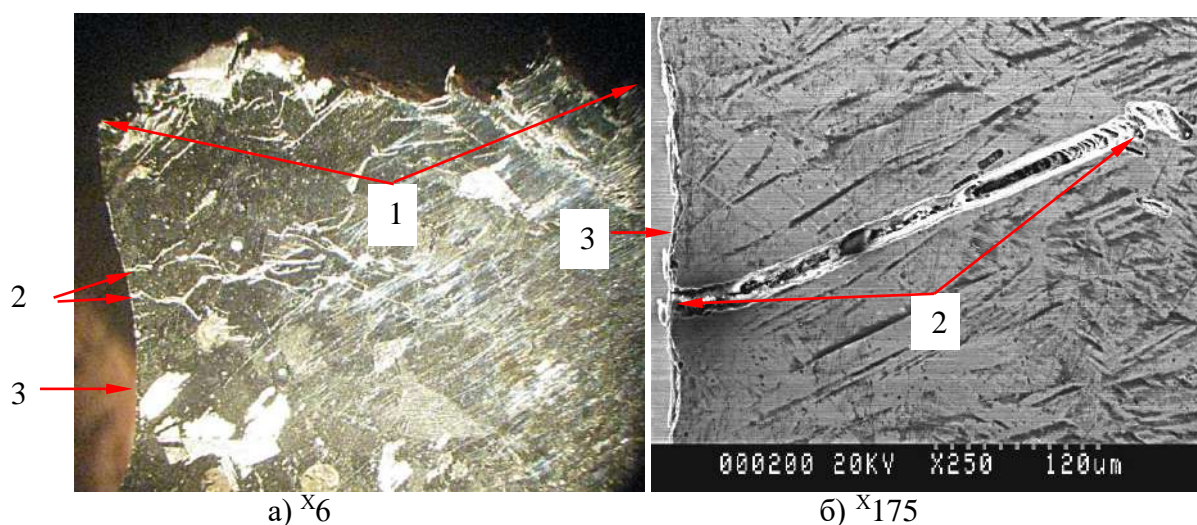


Рис. 7.2.1 - 3 Макроструктура долевого сечения ребра жесткости (а) и электронное изображение «короткой» трещины в кромке ребра (б). Стрелками показаны: 1 – сквозная трещина в ребре (вскрыта), 2 – множественные «короткие» трещины в торце кромки ребра, 3 – кромка ребра.



Кроме трещин в ребре жесткости в патрубке 1 выявлены две сквозные трещины, распространяющиеся от границы валика сварного шва вдоль оси патрубка. Внешний вид и поверхность излома одной из осевых трещин показаны на рис. 7.2.1 - 4.

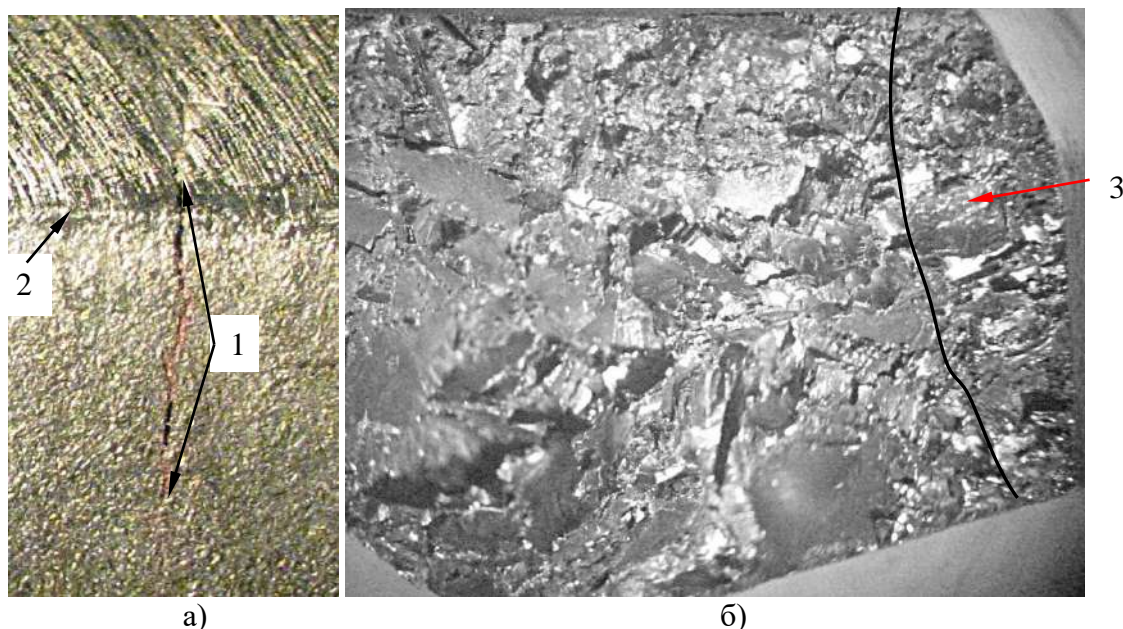


Рис. 7.2.1- 4 Макроизображение сквозной трещины в околошовной зоне сварного шва (а) и макрофотография поверхности излома (б). Стрелками показаны: 1 – сквозная трещина, 2 – граница валика шва, 3 – первичная трещина с окисленной поверхностью. Увеличено.

Макрофрактографический анализ поверхности трещины, расположенной в околошовной зоне сварного шва, показал, что со стороны внешней поверхности у границы валика сварного шва имеется область размером  $\sim 2.3 \times 0.6$  мм с окисленной до золотистого цвета поверхностью (рис. 7.2.1 - 4б по стрелке 3, рис. 7.2.1-5а).

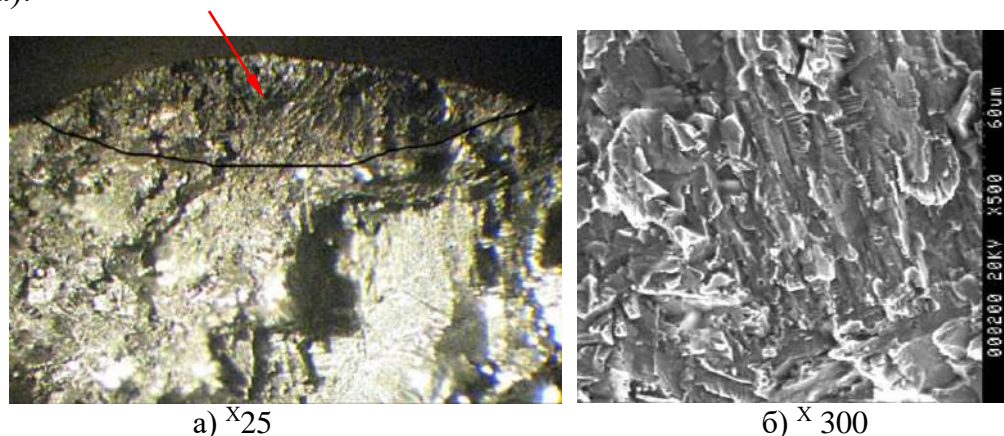


Рис. 7.2.1 - 5 Увеличенное изображение излома первичной трещины в околошовной зоне сварного шва (обведена черным цветом) (а) и электронная фрактограмма поверхности разрушения первичной трещины (б).

Разрушение в этой области происходило внутризеренно по механизму скола (рис. 7.2.1-5б). Не окисленные участки излома имеют более развитый рельеф поверхности разрушения, которое происходило поперек пластин  $\alpha'$ -фазы (рис. 7.2.1-6а) и с образованием многочисленных фасеток с рельефом сходным с «ручьистым узором» скольного рельефа при разрушении вдоль пластин (рис. 7.2.1-6б).

Детальное изучение «ручьистого» микрорельефа на рис. 7.2.1-6а с помощью стереопары показало, что светлые линии – это ступеньки-границы между тёмными фасетками, представляющими собой поверхности скола по соседним пластинам мартенситной  $\alpha'$ - фазы, при чём эти фасетки наклонены к ступенькам примерно под одинаковыми углами.

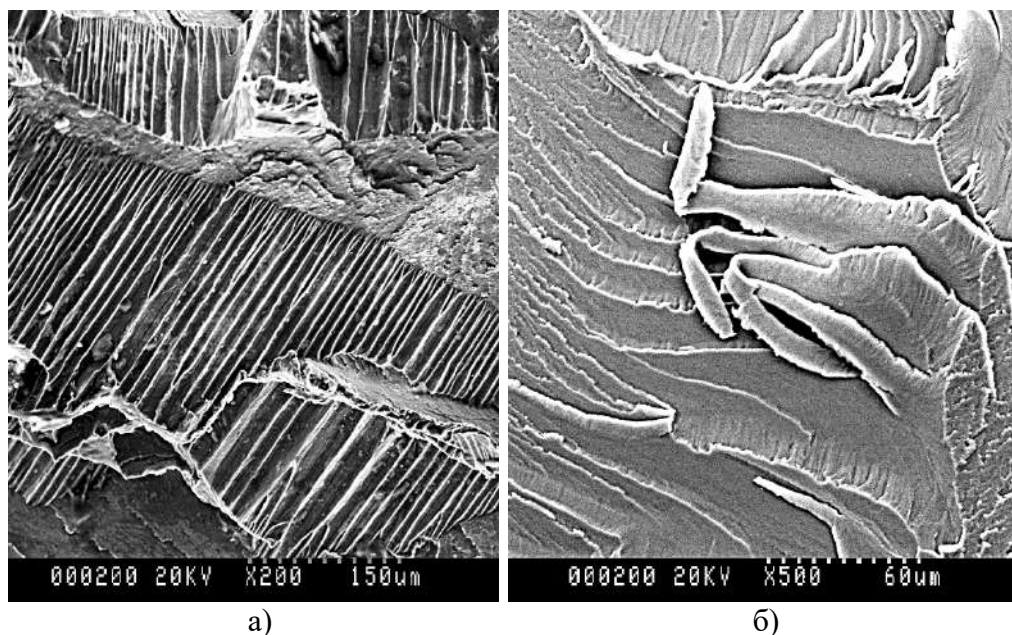


Рис. 7.2.1-6 Электронные фрактограммы поверхности сквозных трещин. Разрушение поперек (а) и вдоль (б) пластинок  $\alpha'$  – фазы.

В данной работе этот рельеф называется древовидным (за сходство узора светлых границ фасеток скола со стволом дерева, переходящего в скелетные ветви). Фрагменты с древовидным рельефом разделяются широкими полосами сброса, вероятно, по границам колоний параллельных пластин  $\alpha'$ - фазы (рис. 7.2.1-6а, 7а). На поверхностях разрушения имеются многочисленные микропоры (рис. 7.2.1-7а, б). Аналогичные типы рельефа поверхности разрушения наблюдаются и на изломе сквозной трещины, расположенной в ребре жесткости.



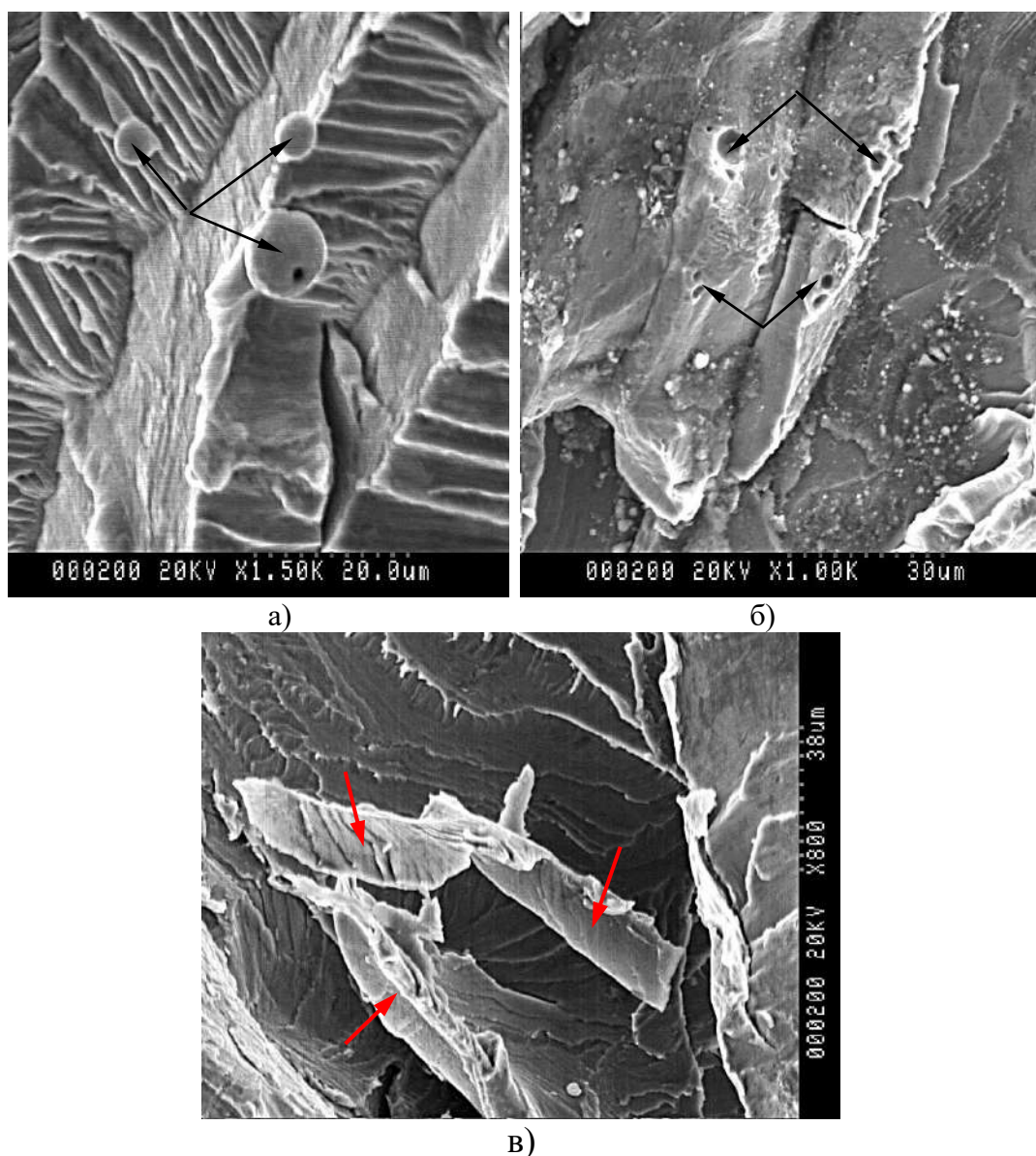


Рис.7.2.1- 7. Микропоры на поверхностях сквозных трещин в ребре жесткости (а, б) и пластинки с низким содержанием алюминия (гидриды)(в).

При фрактографическом анализе поверхности сквозных трещин на изломах были выявлены частицы в форме пластин, имеющие более светлый контраст по сравнению с остальной поверхностью (рис. 7.2.1 – 7в).

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 разрушения его концентрация составляет  $\sim 5 - 6$  % вес. Низкое содержание алюминия и плоская морфология частиц позволяет сделать предположение, что эти частицы являются пластинками обедненной алюминием  $\alpha$ -фазы или гидридов титана.

Металлографическое исследование шлифов, приготовленных из материала патрубков и из литейных прибылей, показало, что материал имеет крупное зерно, средний размер которого составляет  $\sim 1.4$  мм (рис. 7.2.1 - 8).



Рис.7.2.1 - 8. Макроструктура материала патрубка, средний размер зерна  $\sim 1.4$  мм.

С целью определения причин «аномального» по масштабу растрескивания материала патрубка 1 по сравнению с другими, где размер трещин был существенно меньше, было проведено сравнительное определение содержания водорода в литейных прибылях, принадлежащих патрубку 1 со сквозными трещинами и патрубку 2 с несквозными трещинами в ребре жесткости. В данном случае материал прибылей рассматривается как образец-свидетель содержания водорода в исходном литье. Результаты анализа приведены в табл. 7.2.1 - 2.

Таблица 7.2.1 - 2

Содержание водорода в литейных прибылях патрубков

№ патрубка	Водород, ppm	$S_d$ , ppm
1	153	8
2	102	16

1 – образец, вырезанный из прибыли патрубка со сквозными трещинами;

2 - образец, вырезанный из прибыли патрубка с несквозными трещинами;  $S_d$  – стандартное отклонение трех параллельных измерений. 1 ppm = 1 см<sup>3</sup> водорода в 100 г металла или 0.0001 % мас.

Как следует из результатов анализа содержание водорода в материале прибыли патрубка 1 (0.0153% мас.) в 1.5 раза превышает содержание водорода в

прибыли патрубка 2 и находится на уровне предельно допустимой концентрации по ГОСТу.

Свидетельством высокой концентрации водорода в литейной прибыли патрубка 1 являются и крупные водородные раковины, выявляемые в ее сечениях. На рис. 7.2.1 - 9 показана водородная раковина, выявленная в одном из сечений литейной прибыли патрубка 1.

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.



Рис.7.2.1 - 9. Крупная водородная раковина в литейной прибыли патрубка №1.  $\times 3$ .

Кроме анализа водорода в литейной прибыли было проведено определение его содержания и в материале ребра патрубка 1 после 4-х вакуумных отжигов. Содержание водорода составило  $\sim 0.003$  % мас. (30 ppm).

#### **Анализ результатов исследований**

Из результатов макро - и микрофрактографических исследований изломов следует, что образование и рост трещин в ребре патрубка 1 и в околошовной зоне сварного шва проходили идентично и в две стадии. На первой стадии образовывались начальные (зародышевые) трещины (рис. 7.2.1 - 4б, 5а). Они имеют окисленную до золотистого цвета поверхность, являющуюся свидетельством того, что их зарождение и рост проходили при охлаждении от

высокой температуры. Остальная поверхность изломов имеет не окисленную поверхность с развитым рельефом скола и микропорами, характерным для субкритического роста трещины по механизму водородного охрупчивания (рис.7.2.1 - 6, 7). Аналогичные результаты были получены ранее при изучении трещин в материале литого патрубка, расположенных в околошовной зоне кольцевого сварного шва приварки штуцера, выполненного аргонно-дуговой сваркой [136, 141].

При наличии предварительной трещины её субкритический рост при коэффициенте интенсивности напряжений  $K_I$  большем некоторого порогового  $K_{II}$  происходит всегда, а внутренний водород ускоряет его тем больше, чем больше этого водорода. Поэтому при растрескивании материала литых патрубков становится актуальным именно вопрос о зарождении первичных трещин. Известно, что у титановых сплавов при температуре перехода  $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$  резко уменьшается пластичность (относительное удлинение) [137]. Такой вид охрупчивания связывают с началом выделения первичной  $\alpha$  - фазы при охлаждении (тепловое охрупчивание) [137]. Для сплава ВТ-5Л область перехода  $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$  находится в интервале 1030 – 980 °С. Можно предположить, что образование первичных трещин с окисленной поверхностью (рис. 7.2.1 - 5) происходило под воздействием растягивающих термических напряжений в результате именно такого вида охрупчивания. Наиболее вероятно, что первичные трещины в ребрах патрубка образовались по механизму теплового охрупчивания под воздействием термических напряжений при охлаждении отливки, а в околошовной зоне сварного шва - при ее охлаждении после сварки. Эти трещины явились зародышами, от которых в дальнейшем происходил СРТ. Вероятно, также, что первичные трещины в ребрах патрубка могут возникать при температуре выделения гидридов (<300 °С) – при гидридном охрупчивании.

Основным способом предотвращения СРТ (замедленного разрушения) титановых сплавов является ограничение содержания водорода уровнем  $\leq 0,015$  % мас. в отечественных сплавах [138] и  $\leq 0,005$  % в  $\alpha$ - и  $\leq 0,0125$  % в  $(\alpha + \beta)$ -

сплавах по стандарту США [139]. Известно, что СРТ происходит в сухих газах и вакууме при содержании водорода значительно меньшем, чем предусмотрено стандартами. Например, было установлено, что для крупнозернистого материала содержание водорода в титане должно быть значительно ниже, чем для мелкозернистого материала и сделано заключение, что водородное охрупчивание полностью исчезает при содержании водорода менее 0,001% мас. [82]. По результатам измерений у материала патрубка со сквозными трещинами, после 4-х обезводороживающих вакуумных отжигов содержание водорода составляет  $\sim 0.003\%$  вес, и такая его концентрация является достаточной для СРТ.

Наблюдающиеся в патрубке 1 разрушения, происходят и у других патрубков, но их масштаб (длина трещин) менее значителен. Сравнительный анализ водорода в литейных прибылях патрубков 1 и 2 показал, что в прибыли патрубка 1 водорода в 1.5 раза больше, чем в прибыли патрубка 2. Поскольку содержание водорода в прибыли пропорционально его содержанию в материале патрубка можно утверждать, что и в материале патрубка 1 концентрация водорода была выше, чем у патрубка 2. На основании этого можно заключить, что значительное растрескивание материала патрубка 1, прежде всего, связано с более высоким содержанием в нем водорода, по сравнению с другими патрубками. В пользу этого может свидетельствовать и анализ термограмм нагрева и охлаждения последнего отжига патрубков, после которого и выявляются наиболее значительные разрушения. Скорости нагрева и охлаждения у сравниваемых патрубков были практически одинаковы, из чего можно заключить, что и остаточные напряжения в патрубках после охлаждения были примерно одинаковы и не могли стать причиной масштабных разрушений у патрубка 1.

Чем больше содержание водорода в материале литья, тем выше степень его повреждения при образовании гидридов во время охлаждения литья. В [140] показано, что у  $\alpha$  – титана величина порогового коэффициента интенсивности напряжений  $K_{II}$  зависит от степени повреждения материала при образовании гидридной фазы; следовательно, сплав с более высоким содержанием водорода

будет в большей степени поврежден гидридами и будет иметь более низкие значения  $K_{II}$  по сравнению со сплавом с более низким содержанием водорода. 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.

В большинстве случаев при росте трещины происходит снижение (релаксация) напряжений и уменьшение значения  $K_I$  (СРТ с падающим  $K_I$ ) и ее рост происходит до тех пор, пока значение  $K_I$  не станет ниже значения  $K_{II}$ . При прочих равных условиях у сплава с меньшим значением  $K_{II}$  на момент остановки трещины ее длина будет больше, по сравнению с материалом, имеющим более высокое значение  $K_{II}$ .

Следует отметить, что гидридное повреждение материала патрубка происходит при охлаждении литья и тем в большей степени, чем больше в литье водорода.



### 7.2.2 Замедленное разрушение гаек у клапанов продувки азотом магистралей двигателя

На предстартовых испытаниях у четырех клапанов продувки азотом магистралей двигателя одновременно были выявлены трещины в гайках, соединяющих (стягивающих) две части корпуса клапана. На исследование были представлены 4 гайки с трещинами - в дальнейшем изложении - гайки №1, №2, №3 и №4. У гаек № 1, 2 и 4 трещины сквозные, с относительно широким раскрытием. У гайки №3 трещина не сквозная и выявлена только на внутреннем диаметре гайки на поверхности канавки резьбы.

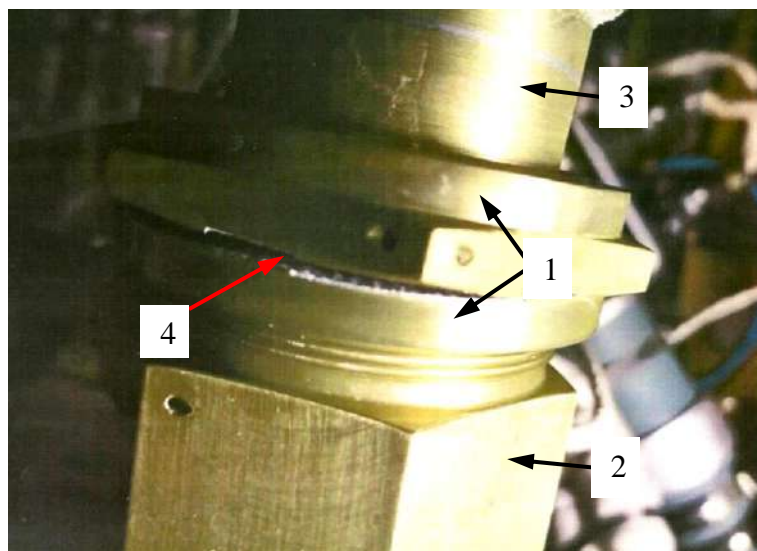


Рис. 7.2.2-1 Внешний вид участка клапана со сквозной трещиной в гайке. Стрелками отмечены: 1 – гайка, 2 и 3 – части корпуса, 4 – сквозная трещина.

Трещины в гайках №1, №2, №3 были выявлены через четыре года, а в гайке №4 через три года после сборки клапанов. Изображение участка клапана со сквозной трещиной в гайке представлено на рис.7.2.2 – 1.

Марка материала гаек и деталей корпуса клапана – алюминиевый сплав АВ системы алюминий – магний – кремний. Химический состав сплава АВ представлен в табл.7.2.2 – 1.

Термическая обработка сплава АВ проводится путем закалки от температуры 520 – 530 °С с последующим естественным или искусственным старением [142]. Для получения максимальных значений  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0.2}$  сплав

подвергают искусственному старению при температуре 160 – 170 °С в течение 10 – 12 часов.

Первым этапом старения является перегруппировка атомов внутри пересыщенного раствора, которая приводит к образованию зон Гинье – Престона, представляющие собой иглы длиной ~ 10 А и диаметром ~ 10 – 20 А [143, 144]. На заключительной стадии распада твердого раствора происходит образование равновесных пластинчатых выделений силицида магния  $Mg_2Si$  [143,144,145].

Таблица № 7.2.2 – 1.

Химический состав сплава АВ (ГОСТ 4784 – 74, ОСТ 1.90048 – 72)

Содержание, % вес								
основные элементы					примеси			
Al	Mg	Si	Cu	Mn	Fe	Zn	Ti	прочие
основа	0.45-0.9	0.5-1.2	0.1-0.5	0.15-0.35	0.5	0.2	0.15	0.1

Механические свойства сплава АВ после естественного и искусственного старения, а также отжига представлены в таблице 7.2.2 – 2 [146].

Таблица 7.2.2 – 2.

Механические свойства сплава АВ после термообработок

Вид термической обработки	$\sigma_b$ , МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\sigma_{0.2}$ , МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\delta$ , %	$\psi$ , %	НВ, МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )
Закалка и искусственное старение	323.7 (33)	274.7 (28)	16	20	931.9 (95)
Закалка и естественное старение	215.8 (22)	117.7 (12)	22	50	637.7 (65)
Отжиг	117.7 (12)	-	30	65	294 (30)

Заготовку гайки клапана изготавливают путем штамповки прутка Ø42 мм и её последующей термообработки.

Исследование проводили с целью определения механизмов и причин разрушений гаек клапанов.

### Результаты исследования

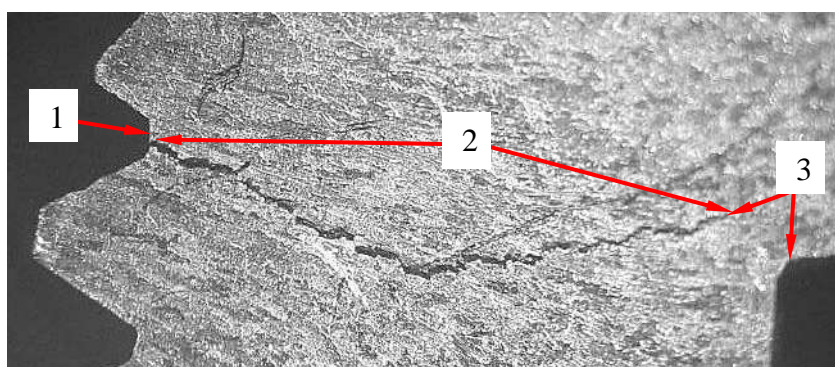
Трещины у гаек были принудительно вскрыты. В таблице 7.2.2 – 3 приведена длина трещин на внутренней поверхности гаек в канавках резьбы.

Таблица 7.2.2 – 3.

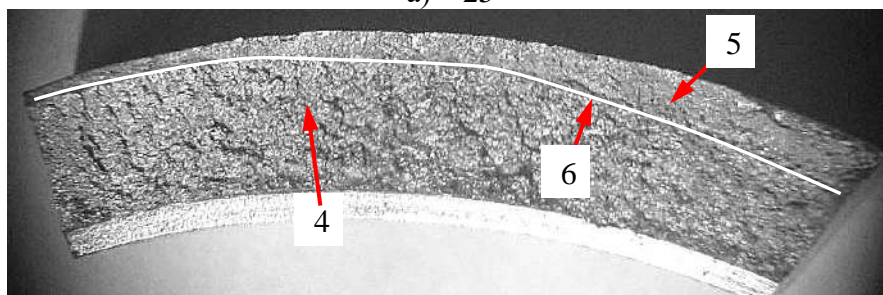
Длина трещин на поверхности канавки резьбы у гаек клапанов

№ гайки	1	2	3	4
Длина трещины, мм	115	90	83	135

Макроанализом поперечного сечения стенки гайки №1 установлено, что зарождение трещины произошло на внутреннем диаметре гайки в канавке витка резьбы, являющейся концентратором напряжений (рис. 7.2.2-2а по стрелке 1). На участке со стороны внешнего диаметра гайки имеется не разрушенная перемычка шириной  $\sim 0.5$  мм (рис. 7.2.2 - 2а по стрелкам 3).



а)  $\times 25$



б)  $\times 11$

Рис.7.2.2-2 Макроизображения поперечного сечения трещины (а) и поверхности участка излома (б). Стрелками отмечены: 1 – местоположение зарождения трещины, 2 – ширина трещины, 3 – ширина не разрушенной кольцевой перемычки, 4 – поверхность технологической трещины, 5 – излом кольцевой перемычки, 6 – линия фронта технологической трещины. Увеличено.

На поверхности излома имеются две области с разным рельефом поверхности. У широкой области, расположенной со стороны внутреннего диаметра гайки излом имеет относительно развитую поверхность и образовался путем отрыва (рис. 7.2.2 - 2б по стрелке 4). В области со стороны внешнего

диаметра гайки поверхность излома более ровная и образовалась путем силового среза при вскрытии технологической трещины (рис.7.2.2 - 2б по стрелке 5).

Микрофрактографический анализ поверхности излома технологической трещины показал, что со стороны внутреннего диаметра гайки наблюдается хрупкое разрушение оксидного покрытия, толщина которого составляет  $\sim 20$  мкм (рис. 7.2.2 - 3а, б по стрелкам 1, 2). Зарождение магистральной (главной) трещины происходило путем многоочагового механизма с образованием рубцового строения излома. Примечательно, что рубцы в материале гайки являются продолжением рубцов в оксидном покрытии (рис. 7.2.2 – 3б по стрелкам 3).

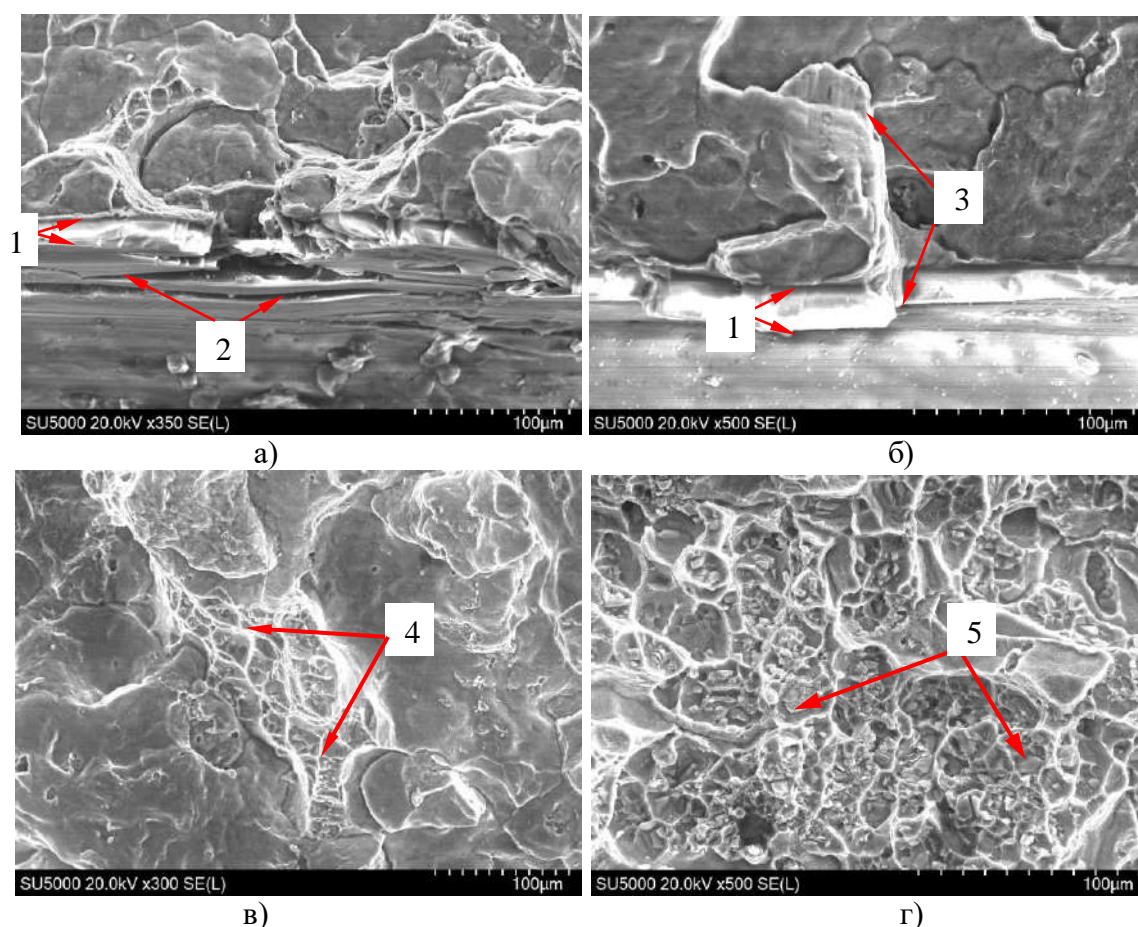


Рис. 7.2.2 - 3 Электронные микрофрактограммы поверхности излома на участках зарождения трещины (а, б), в центре излома (в) и силового среза кольцевой перемычки (г). Стрелками отмечены: 1- трещина в оксидном покрытии, 2 – растрескивание оксидного покрытия, 3 – рубец, 4 – вязкое разрушение эвтектики, 5 – интерметаллиды AlMgSi.

Рост магистральной трещины происходил путем хрупкого разрушения по границам зерен твердого раствора  $\alpha$  (Al) и вязкого разрушения по локальным выделениям эвтектики ( $\alpha$  (Al) +  $Mg_2Si$ ) (рис. 7.2.2 – 3в по стрелкам 4).



Разрушение кольцевой перемычки на внешнем диаметре гайки происходило путем силового среза в результате вязкого внутризеренного разрушения с образованием ямочного рельефа, на дне ямок присутствуют множественные частицы интерметаллидов AlMgSi (рис. 7.2.2 - 3г по стрелкам 5).

По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа основными элементами в составе частиц на дне ямок являются алюминий, магний и кремний (рис. 7.2.2 – 4б). Эти результаты позволяют идентифицировать частицы как интерметаллиды AlMgSi.

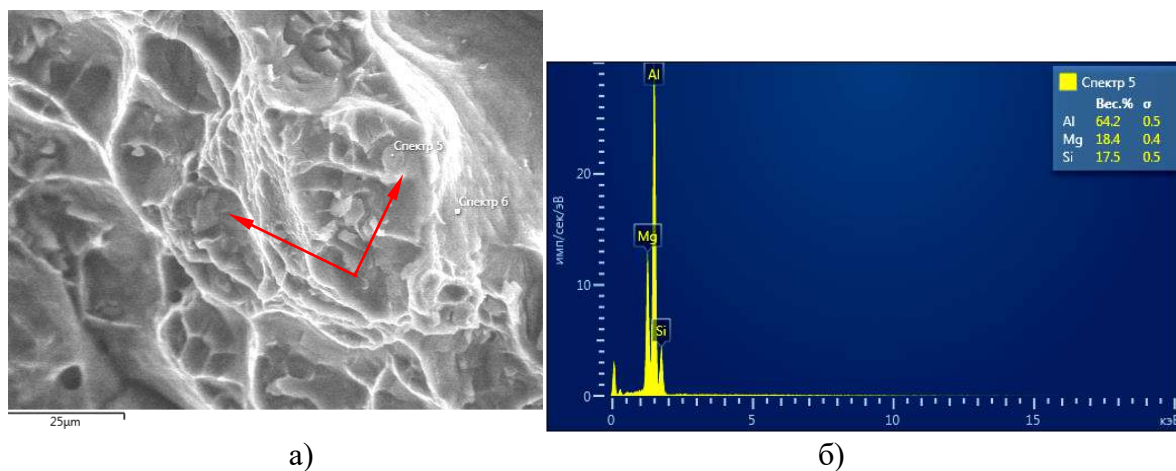


Рис. 7.2.2 – 4 Электронное изображение поверхности силового среза кольцевой перемычки (а) и результаты количественного МРСА частиц интерметаллидов AlMgSi (отмечены стрелками) (б).

На рис. 7.2.2 – 5 представлено электронное изображение поперечного сечения магистральной трещины, распространявшейся по границам зёрен твердого раствора  $\alpha(\text{Al})$  на участке её остановки, вершина трещины отмечена стрелкой.

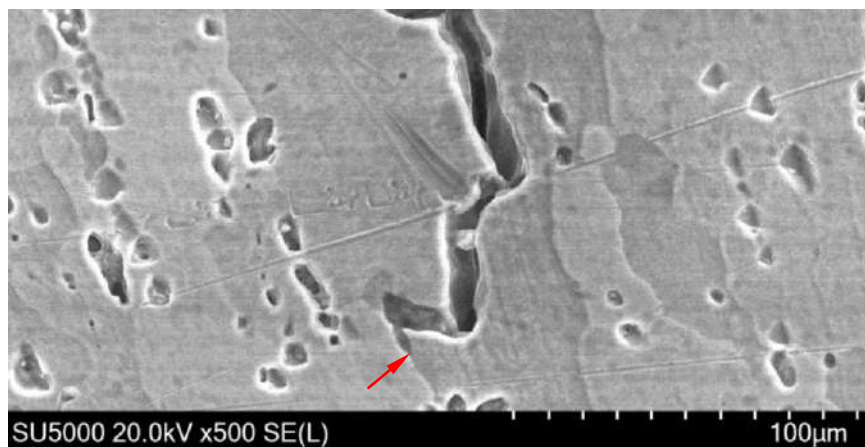


Рис.7.2.2 – 5 Электронное изображение поперечного сечения магистральной трещины на участке её остановки (вершина отмечена стрелкой).

Электронномикроскопическое исследование поверхности оксидного покрытия показало, что на поверхности торцев выступов резьбы и на дне её канавок в оксидном покрытии присутствуют множественные трещины и поры (рис. 7.2.2 - 6).

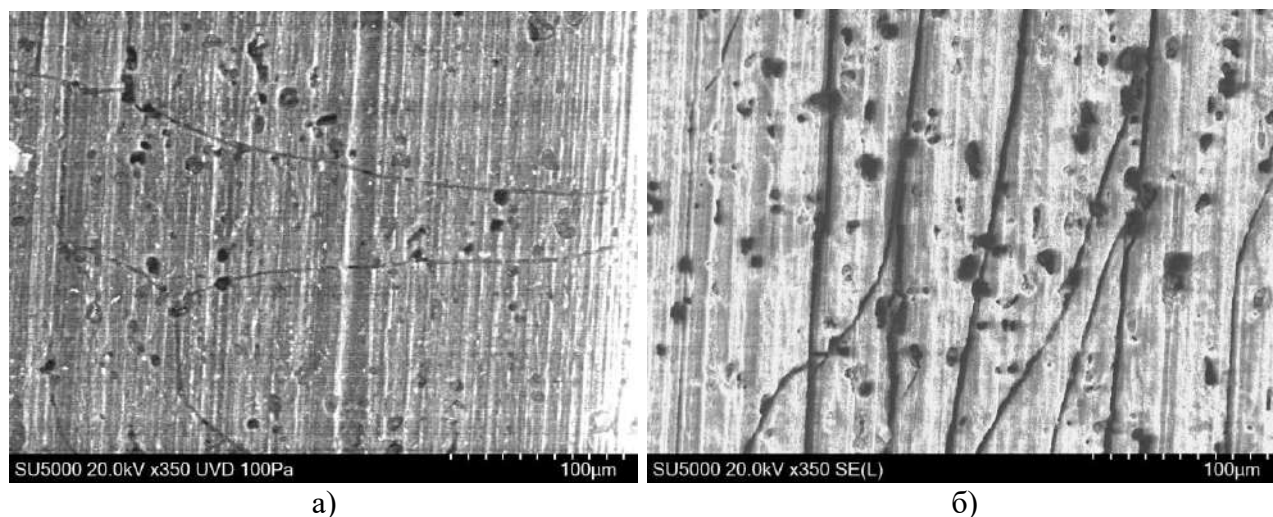


Рис. 7.2.2 – 6 Электронные изображения поверхности оксидного покрытия на поверхностях торцев (а) и канавок (б) резьбы.

Материал гайки имеет крупные вытянутые зерна, образовавшиеся в результате деформации материала при штамповке заготовки гайки (рис. 7.2.2-7а).

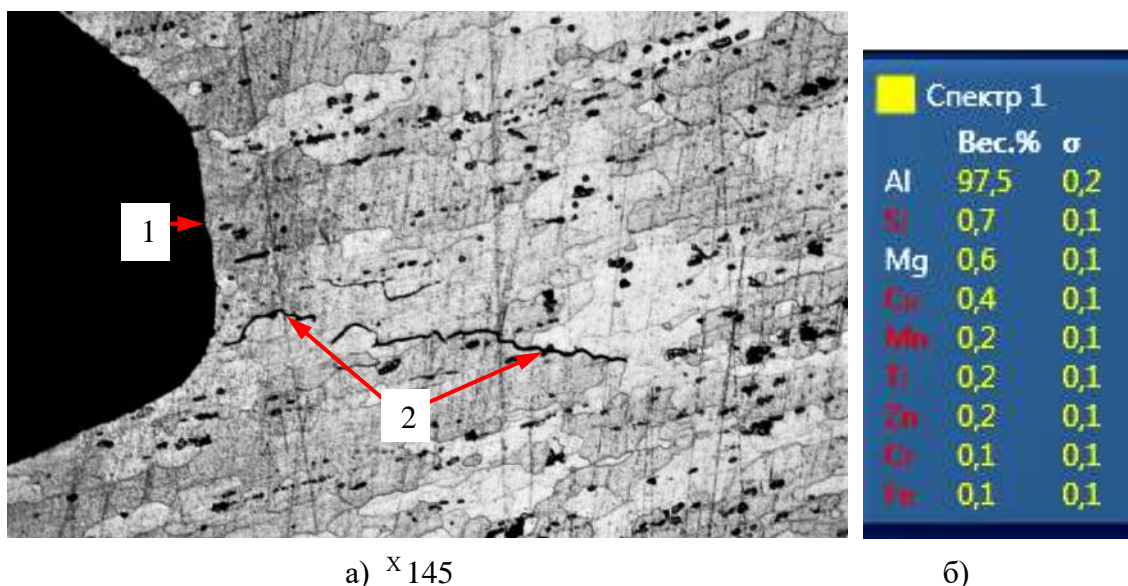


Рис. 7.2.2 - 7 Электронное изображение микроструктуры материала гайки (а) и результаты его количественного МРСА (б). Стрелками отмечены: 1 – канавка резьбы, 2 – межзеренные трещины.

На поверхности шлифа на участке, расположенном напротив канавки резьбы, присутствуют межзеренные трещины (рис. 7.2.2-7а по стрелкам 2) и



множественные «поры», образовавшиеся в результате растрыва частиц интерметаллидов при травлении шлифа.

По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа состав материала гайки соответствует составу алюминиевого сплава АВ (рис. 7.2.2 - 7б).

В таблице №7.2.2 - 4 представлены результаты механических испытаний материала образцов, изготовленных из прутка сплава АВ в состоянии поставки и из штамповки заготовки гайки. Как следует из представленных результатов, механические свойства материала штамповки соответствуют свойствам сплава АВ после закалки и искусственного старения.

Таблица 7.2.2 -4.

Механические свойства материалов прутка и штамповки при комнатной температуре

Шифр образца	Временное сопротивление разрыву, МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести (условный), МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %
Пруток 1	174.6 (17,8)	118.7 (12,1)	20,8	61,6
Пруток 2	155.6 (17,1)	95.2 (9,7)	18,8	64,0
Штамповка 1	323.7 (33.4)	264.9 (27.0)	20.8	53.8
Штамповка 2	313.9 (32.4)	254.1 (25.9)	17.6	48.2

В таблице 7.2.2 – 5 представлены результаты измерений микротвердости  $H_v$  материала гайки №1, вновь изготовленной гайки, прутка Ø 42 в состоянии поставки и штамповки заготовки гайки. Из представленных результатов следует, что максимальное значение микротвердости  $H_v$  имеет материал гайки №1, имеющий трещину длиной ~ 115 мм.

На рис. 7.2.2 – 8 приведена электронная микрофрактограмма поверхности магистральной трещины. На поверхности зерен твердого раствора  $\alpha(Al)$  выявлены поры, имеющие размер ~ 1–3 мкм. Известно, что поры с такими размерами возникают из-за стремления водорода выделиться из твердого раствора. Образование таких пор (вторичная пористость) происходит при концентрациях водорода ~ 0.1 – 0.15 см<sup>3</sup>/100 г [6].

Микротвердость образцов, Н<sub>v</sub>

№ образца	Микротвердость, Н <sub>v</sub>
Гайка №1 (с трещиной)	(137 – 145) 140*
Гайка (новая)	(129 – 134) 132*
Пруток Ø 42	(47 – 57) 54*
Штамповка	(126 – 131) 128*

\*– средние значения

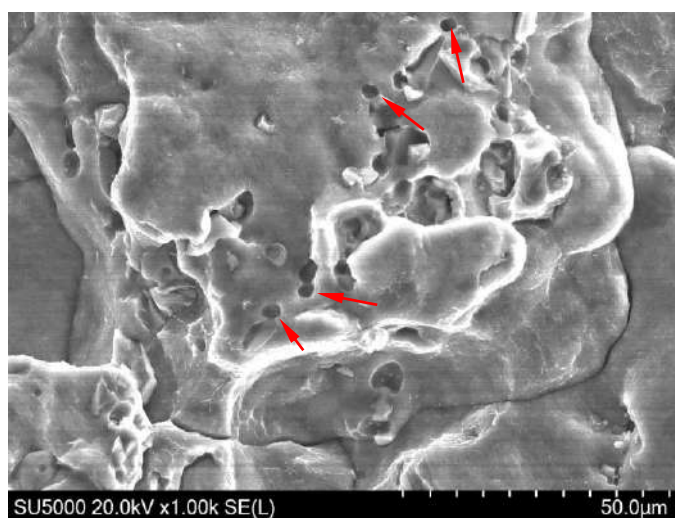


Рис. 7.2.2. – 8 Электронная микрофрактограмма поверхности магистральной трещины. Поры отмечены стрелками.

В образцах, приготовленных из материалов гайки №1 (образец №1), из вновь изготовленной гайки (образец №2) и из прутка Ø 42 в состоянии поставки (образец №3) было определено содержание водорода, которое проводили по ГОСТ Р 50965-96 Группа В59. Полученные результаты анализа приведены в таблице 7.2.2 – 6.

Таблица 7.2.2 - 6.

Содержание водорода в образцах

№ образца	Водород, ppm
№ 1 - Гайка со сквозной трещиной	3.3
№2 - Гайка новая	1.1
№3 – Пруток Ø 42	1.0

1 ppm = 1 см<sup>3</sup> водорода в 100 г. металла или 0.0001 % мас.

### Анализ результатов

Фрактографическими исследованиями поверхностей изломов установлено, что у всех гаек зарождение технологических трещин происходило на поверхности канавки резьбы (концентратор напряжений) по многоочаговому механизму. Последующее разрушение гаек происходило в результате образования магистральных поверхностных полуэллиптических трещин, скорость роста которых по большой оси (вдоль канавки резьбы) в несколько раз превышала скорость роста по малой оси (поперек сечения стенки гайки). Рост магистральных трещин происходил путем хрупкого разрушения по границам зерен твердого раствора  $\alpha(\text{Al})$  и вязкого разрушения на локальных участках с выделениями эвтектики  $\alpha(\text{Al}) + \text{Mg}_2\text{Si}$ .

Межзеренный механизм разрушения и длительный рост трещин позволяют сделать вывод о том, что зарождение и рост трещин происходил по механизму замедленного разрушения. При этом зарождение и образование первичной трещины происходило по механизму низкотемпературной ползучести – разрушение в условиях длительной прочности.

Известно, что пластическая деформация при ползучести может происходить путем скольжения по границам зерен и через некоторое время из-за истощения пластичности материала пограничных зон происходит зарождение трещин на границах зерен [1]. Зарождение и образование первичной трещины происходит при длительном действии напряжений меньших предела текучести ( $\sigma < \sigma_{0.2}$ ), но превышающих значения порогового напряжения  $\sigma_p$ , ниже которого разрушение происходить не будет. Поскольку зарождения трещин у всех гаек произошли, то можно констатировать, что уровни растягивающих напряжений в канавках резьбы превышали уровни пороговых напряжений материала гаек. Сопутствующим фактором зарождения трещины могло стать внутреннее водородное охрупчивание.

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  $K_1$  в вершине был меньше критического  $K_{Ic}$ , но превышал значение порогового коэффициента интенсивности напряжений  $K_{п}$  материала гайки. Прорастая в направлении поперек сечения стенки, из-за релаксации напряжений и снижения  $K_1$  ниже значений порогового  $K_{п}$  магистральная трещина останавливалась и вдоль её фронта образовывалась перемычка, обеспечивающая герметичность клапана. Разрушения этой перемычки происходили в результате силового вязкого разрушения при подаче давления в клапан на предстартовых тестированиях магистралей продувки.

У четырех, представленных на исследование гаек, длина трещин на поверхности канавки резьбы разная. Поскольку между временем до разрушения и напряжением существует степенная зависимость, то разная длина трещин может быть связана как со временем роста трещин (временной интервал от сборки клапана до выявления трещин при его разборке), так и с неопределённостью в значениях уровня растягивающих напряжений, возникающих при затяжке гаек на операциях сборки клапанов.

Известно, что наличие оксидного покрытия повышает склонность к замедленному разрушению алюминиевых сплавов. В нашем случае наличие оксидного покрытия на поверхности гаек также могло стать фактором, сопутствующим замедленному разрушению гаек клапанов азота.

Очевидно, что для предотвращения замедленного разрушения в гайках клапанов основным мероприятием должно стать максимально возможное снижение уровня затяжки гайки при сборке клапана. При напряжениях растяжения в материале гайки, имеющих значения ниже порогового, замедленного разрушения происходить не будет.

### 7.2.3 Причины образования негерметичности у многослойного сильфона компенсатора магистрали горючего ЖРД после проведения ускоренных климатических испытаний

В магистралях горючего, окислителя и гидравлических приводов жидкостных ракетных двигателей (ЖРД) с целью снижения монтажных напряжений и для удобства сборки используются компенсаторы. Конструкция компенсатора представляет собой многослойный гофрированный сильфон, к цилиндрическим обечайкам которого приварены кольцевые фланцы, предназначенные для сборки сильфона с трубами магистрали (рис. 7.2.3 - 1). Марка материала листов сильфона – сталь 12Х18Н10Т, материал фланцев (колец) сильфона – сталь Х16Н6.

При дефектации ЖРД после ускоренных климатических испытаний (УКИ) была выявлена негерметичность компенсатора магистрали подвода горючего. 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%.



Рис. 7.2.3 - 1 Внешний вид компенсатора. Стрелками показаны: 1, 2 – кольца фланцев, 3 – сварные швы, 4 – гофры сильфона, 5 – изгибы гофра. Уменьшено.

Местоположения участков негерметичности были определены методом обмыливания при давлении  $8^{+2}$  кгс/см<sup>2</sup> и последующей цветной дефектоскопией.

Установлено, что негерметичность компенсатора связана с наличием дефектов, расположенных по всему периметру поверхности внешнего диаметра

фланца 1 (рис. 7.2.3 - 1 по стрелке 1). На поверхности внешнего диаметра фланца 2 дефектов не выявлено.

Цель настоящей работы состояла в определении характера и механизма образования дефектов, связанных с образованием негерметичности компенсатора магистрали горючего.

## Результаты исследования

### Макроанализ и фрактография

Макроанализ показал, что дефекты на поверхности внешнего диаметра фланца 1, выявленные цветным контролем, представляют собой осевые трещины (рис. 7.2.3 - 2).

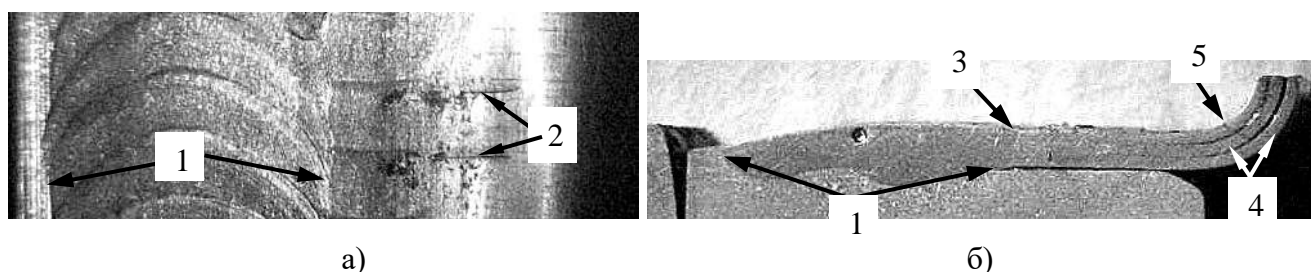


Рис.7.2.3 - 2 Макроизображения 2-х трещин на поверхности внешнего диаметра фланца 1 (а) и поперечного сечения сварного шва приварки слоёв сильфона к поверхности внешнего диаметра фланца 1 (б). Стрелками показаны: 1 – сварной шов, 2 – трещины, 3 - местоположение очагов зарождения трещин, 4 – слои сильфона, 5 – изгиб гофра. Увеличено.

Из участка с трещинами фланца 1 с использованием электроэрозионной резки был вырезан образец, у которого слои сильфона были разделены. На рис. 7.2.3 - 3а-в приведены электронные изображения внешней поверхности 3-х слоев сильфона и внутренней поверхности 3 – го слоя (рис. 7.2.3 - 3г). Как следует из рисунка 7.2.3 - 3, в каждом из слоев сильфона присутствуют сквозные трещины. Установлено, что зарождение трещин происходило в зоне термического влияния (ЗТВ) на границе с валиком сварного шва приварки слоев сильфона к фланцу. Начальный рост трещины в первом слое происходил в осевом направлении и ветвлении трещины. Когда магистральная трещина достигла изгиба гофра сильфона, она разветвилась на две трещины, растущие в противоположные стороны в окружном направлении по поверхности изгиба (рис. 7.2.3 - 3а по стрелкам 3). Аналогичный рост трещин происходил и во втором слое сильфона (рис. 7.2.3 - 3б). На внешней поверхности третьего слоя сквозная трещина короче,



чем трещины в первом и втором слоях, она не доросла до изгиба гофра, а её длина со стороны внешней поверхности слоя примерно в 4 раза больше, чем со стороны внутренней поверхности (рис. 7.2.3 - 3 в, г).

Траектории сквозных трещин в слоях сальфона располагались практически друг над другом.

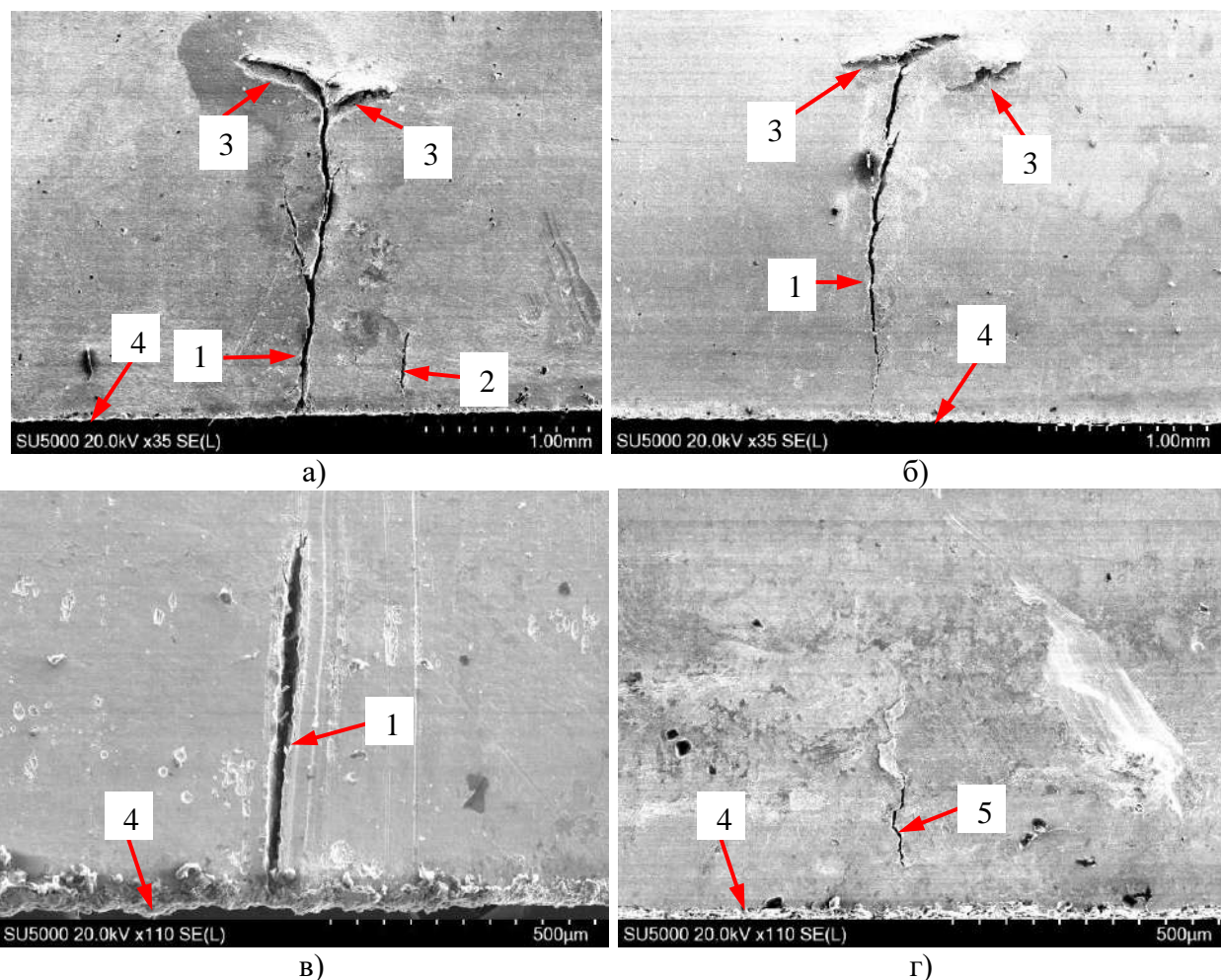


Рис. 7.2.3 - 3 Электронные изображения внешних поверхностей 1-го (а), 2-го (б) и 3-го (в) слоёв сальфона и внутренней поверхности 3-го слоя (г). Стрелками показаны: 1, 2 – сквозные осевые трещины на внешней поверхности слоев; 3 – окружные трещины; 4 – граница валика сварного шва 5 – сквозная трещина на внутренней поверхности 3 – го слоя.

Для определения характера разрушения сквозные трещины в первом и втором слоях сальфона были вскрыты. Макроанализ показал, что изломы имеют относительно ровную поверхность, окисленную до коричневого цвета (рис. 7.2.3 - 4). По данным МРСА содержание кислорода на поверхностях изломов находится на уровне от 4 до 27 % - вес.

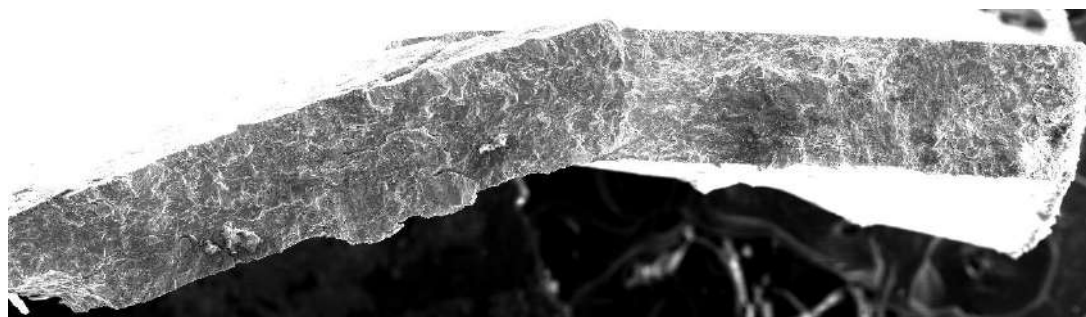


Рис. 7.2.3 - 4 Электронное макроизображение излома осевой трещины в первом слое сильфона.  
x50.

Микрофрактографическим исследованием установлено, что на участках осевого и окружного роста трещин разрушение проходило транскристаллитно по механизму скола и вторичного растрескивания (рис. 7.2.3 - 5).

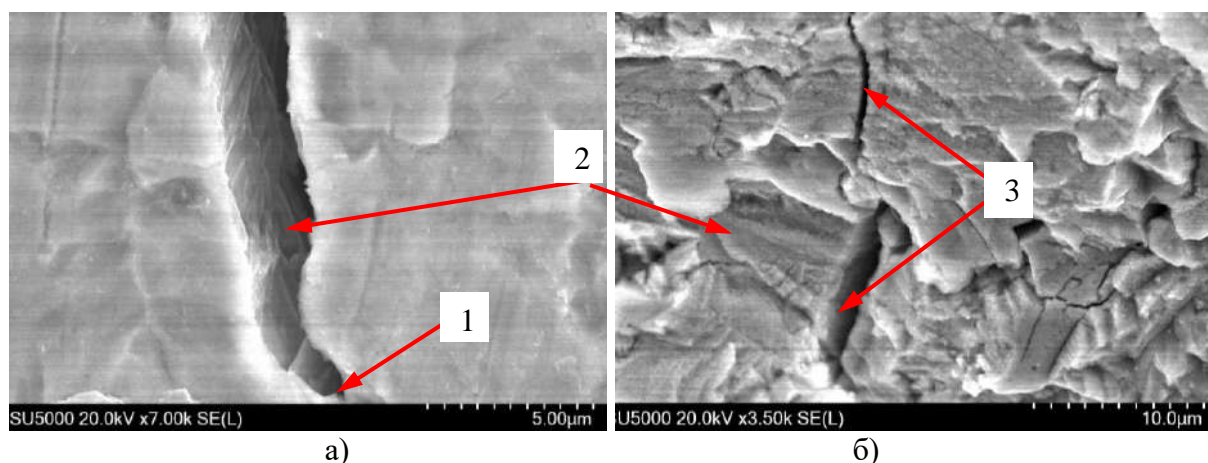


Рис. 7.2.3 - 5 Электронное изображение вершины сквозной осевой трещины в 1-ом слое сильфона (а) и электронная микрофрактограмма поверхности разрушения (б). Стрелками показаны: 1 – вершина осевой трещины, 2 – поверхность разрушения, 3 – вторичные трещины.

На поверхности трещин и на участках поверхности слоев сильфона в окрестностях трещин присутствуют слои продуктов коррозии бурого цвета (рис. 7.2.3 - 6а). По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа (МРСА) основными элементами в составе продуктов коррозии являются железо и кислород. Содержание кислорода в продуктах коррозии находится на уровне ~ 27% вес, что позволяет идентифицировать их как сублимированные сложные гидратированные окислы ( $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ) – ржавчину (рис. 7.2.3 - 6б). Кроме этого в продуктах коррозии присутствует хлор, содержание которого находится на уровне ~ от 0.3 до 0.6 %. вес.

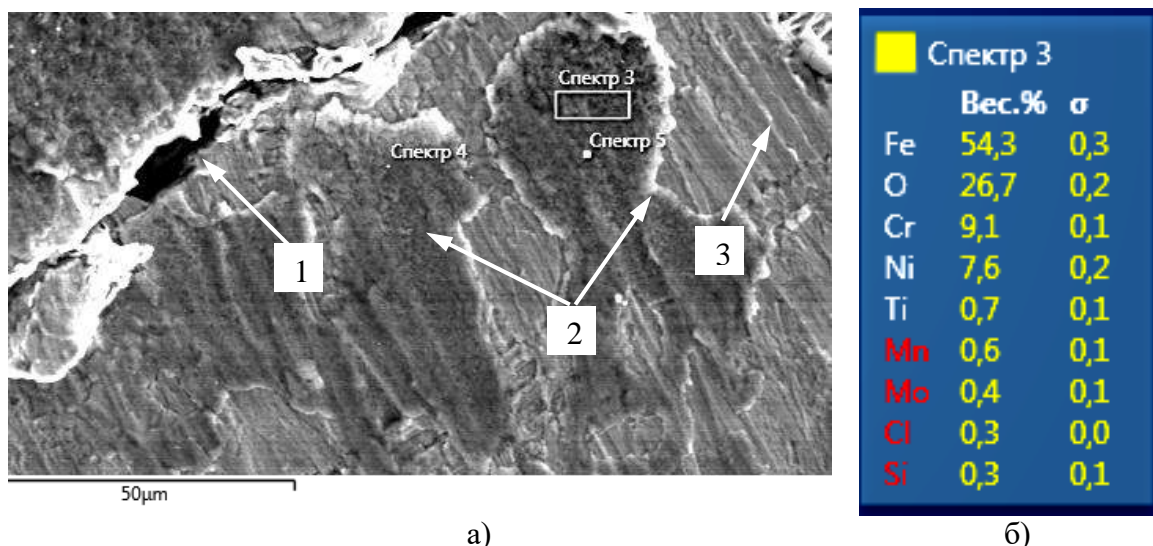


Рис. 7.2.3 - 6 Электронное изображение продуктов коррозии на внешней поверхности 1 – го слоя сильфона (а) и результаты их количественного МРСА (б). Стрелками показаны: 1 – сквозная трещина, 2 – слой продуктов коррозии, 3 – внешняя поверхность слоя.

Электронномикроскопическим исследованием установлено, что в межслойных зазорах на участках поверхности, прилегающих к местоположению сквозных трещин, наблюдается коррозионный растрав поверхности и значительный растрав границ зерен - межкристаллитная коррозия (МКК) (рис. 7.2.3 - 7а). При этом на внешней поверхности 1 – го слоя и на внутренней поверхности 3 – го слоя растрав поверхности и МКК не выявлено (рис. 7.2.3 - 7б).

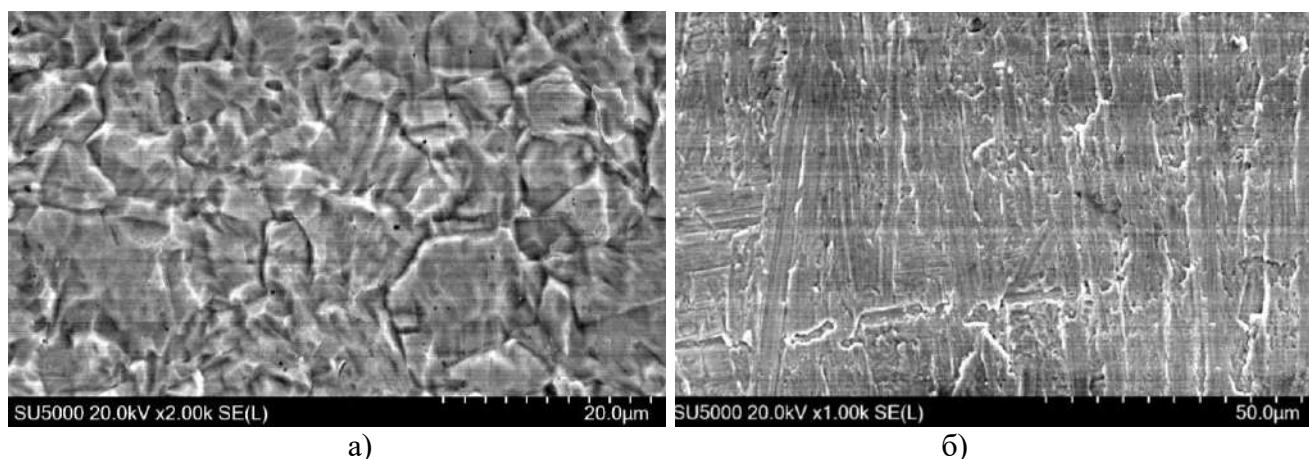


Рис. 7.2.3 – 7 Электронные изображения внутренней (а) и наружной (б) поверхностей 1 – го слоя сильфона.

### Микроструктура и фазовый состав материала листов сильфона

По данным металлографического исследования значения размера зерна в материале листов сильфона находятся в пределах от 3 до 15 мкм. В



микроструктуре листов сильфона выявлены нитриды титана размером до 10 мкм и более мелкие (раздробленные) частицы карбидов титана (рис. 7.2.3 - 8).

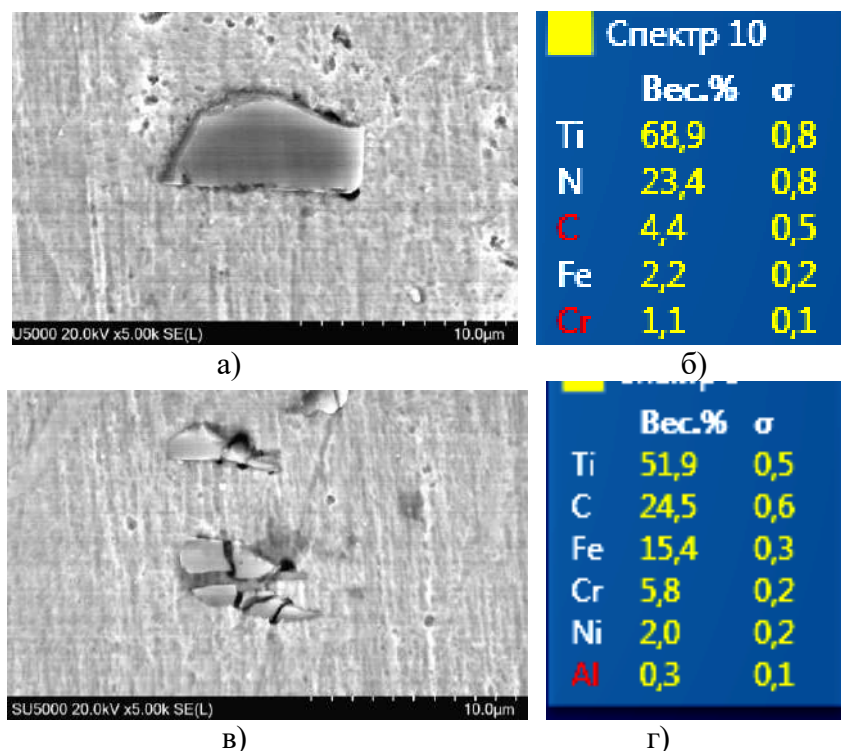


Рис. 7.2.3 - 8 Электронные изображения частиц нитрида (а) и карбидов (в) титана и результаты их количественного МРСА (б, г).

Исследование фазового состава материала листов сильфона методом дифракции обратно отраженных электронов на участках осевого и окружного роста трещин показало, что в их структуре присутствует 100%  $\gamma$ -фазы (аустенита) (рис. 7.2.3 - 9).

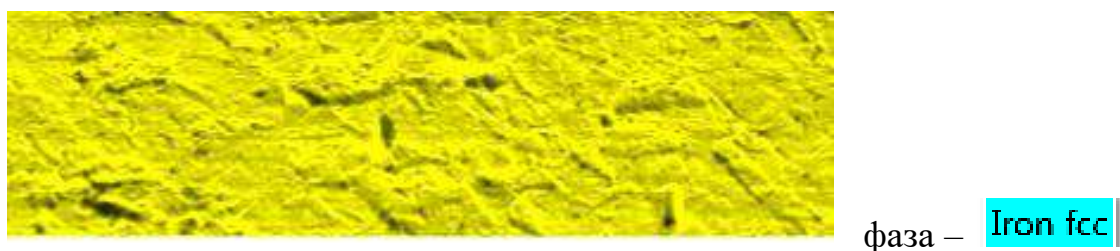


Рис. 7.2.3 - 9 Карта фазового состава материала листа сильфона (100%  $\gamma$  – фазы).

### Анализ результатов

Проведенное исследование показало, что причиной негерметичности компенсатора магистрали подвода горючего ЖРД явился рост сквозных трещин в слоях сильфона. Наличие на участках поверхности слоев сильфона, примыкающих к сквозным трещинам и на поверхности самих трещин продуктов

коррозии, а также скольный транскристаллитный рельеф поверхностей изломов и ветвление трещин, позволяет сделать вывод о том, что их рост происходил по механизму коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) на ускоренных климатических испытаниях (УКИ).

Для возникновения коррозионного растрескивания необходимо наличие коррозионной среды и напряжений растяжения, превышающих значение порогового напряжения для данного сплава, которое зависит от его механических свойств и микроструктуры. Также необходимо чтобы сплав был склонен к этому виду разрушения.

При УКИ коррозионной средой был конденсат – вода с растворенным кислородом и температурой 70 °С (638 часов) и 25 °С (58 часов). Наличие в продуктах коррозии хлора свидетельствует и о наличии в конденсате примесей хлоридов.

Материалом листов сальфона является нержавеющая сталь 12Х18Н10Т. Установлено, что в структуре материала листов на участках растрескивания в ЗТВ сварного шва и в изгибе гофра присутствует 100 % аустенита, что говорит об его устойчивости и отсутствии  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения при гофрировании сальфона – температура  $Md_{30}$  была ниже температуры деформирования.

Известно, что склонность стали 08Х18Н10Т к КРН проявляется при определённом сочетании температуры и концентрации растворенных в воде кислорода и хлоридов, а транскристаллитное растрескивание у сталей 18-8 начинает ощутимо проявляться при температурах выше 70 °С [147]. Концентрация растворённого кислорода также является и основным компонентом инициирования и развития процесса межкристаллитного растрескивания (МКР) в высокотемпературной воде [148].

Наличие сквозных трещин в слоях сальфона свидетельствует о том, что при их зарождении и росте присутствовали как коррозионная среда (конденсат), так и напряжения растяжения, превышающие пороговые значения для материала слоев сальфона. Трещины развивались перпендикулярно действующим растягивающим напряжениям: их начальный рост в ЗТВ вдоль оси сальфона происходил под

воздействием остаточных окружных сварочных напряжений, а рост в окружном направлении в изгибе гофра под воздействием остаточных деформационных осевых напряжений. Величина внутренних напряжений обусловлена деформациями металла при гофрировании сильфона и процессом сварки. Максимальный уровень остаточных напряжений при этих процессах может достигать 442 ... 540 МПа (45 ... 55 кг/мм<sup>2</sup>) [147].

Зарождение и рост трещин происходил со стороны наружной поверхности слоев сильфона путем последовательного роста сквозных трещин в слоях сильфона: 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 зазор между слоями в нем начинали происходить два процесса: рост трещин в слоях в результате коррозионного растрескивания и растрав поверхности слоев и значительный растрав границ зерен - межкристаллитная коррозия (МКК) в результате щелевой коррозии. В зазоре 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 коррозии (растрава) определяется скоростью восстановления кислорода на пассивной внешней поверхности первого слоя – протекает коррозия с кислородной деполяризацией в режиме диффузионного предельного тока восстановления кислорода [149, 150].

### **Выводы к главе 7**

1. Межзеренный рельеф поверхностей изломов и наличие в трещинах закристаллизованного расплава медно-серебряного припоя позволяет сделать вывод, что разрушение корпусов происходило при нагреве под пайку по механизму жидкометаллического охрупчивания (ЖМХ).

2. Основными причинами разрушений корпусов явились растягивающие термические напряжения, превышающие значения пороговых напряжений для



материала корпусов и образование разрывов в защитном никелевом покрытии, через которые осуществлялся приток расплава припоя к поверхности корпусов и её смачивание.

3. Высокий уровень растягивающих термических напряжений в материале корпусов связан с непрерывным нагревом сборки при пайке что приводило к неравномерному распределению температуры в корпусе.

4. Фактором, способствовавшим разрушению, явились крупные зерна в материале корпусов.

5. Образование холодных трещин в литых патрубках 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. Дальнейший СРТ проходил по механизму водородного охрупчивания.

6. Основными причинами образования первичных трещин в ребре и околошовной зоне сварного шва явился высокий уровень растягивающих напряжений, возникающих при охлаждении литья (ребро) и сварного шва (околошовная зона).

7. Значительный масштаб разрушений (сквозные трещины) в патрубке 1 по сравнению с другими связан с более высоким содержанием водорода.

8. Фактором, способствующим значительному наводороживанию материала патрубка, могло стать использование литейной формы, имеющей превышенный на 2 года 3 месяца, регламентированный срок хранения и высокая влажность в помещении литейного цеха.

9. Разрушения гаек клапанов азота произошли путем замедленного разрушения (статической усталости) по межзеренному механизму.

10. Зарождение трещин происходило на поверхности канавки витка резьбы, являющейся концентратором напряжений.

11. Основной причиной замедленного разрушения гаек явился высокий уровень растягивающих осевых напряжений, возникавших в материале гаек при

их затяжке на операции сборки клапана и превышавших значение порогового напряжения материала гаек.

12. Сквозное разрушение гаек и образование негерметичности клапанов происходило в результате вязкого силового разрушения кольцевых перемычек на внешнем диаметре гайки при их испытаниях на герметичность под воздействием давления, подаваемого в клапан.

13. Дефектов металлургического характера на поверхности излома не выявлено.

14. Марка материала гаек соответствует сплаву АВ.

15. Негерметичность компенсатора магистрали подвода горючего связана с наличием сквозных трещин в слоях сильфона, расположенных в ЗТВ сварного шва приварки фланца к сильфону.

16. Зарождение и рост трещин в слоях сильфона происходил на УКИ со стороны наружной поверхности слоев транскристаллитно по механизму коррозионного растрескивания под напряжением (КРН).

17. Причинами сквозных коррозионных растрескиваний слоев сильфона явились значительный уровень остаточных растягивающих напряжений, превышающих значение порогового напряжения материала слоев и наличие в изгибе верхнего гофра конденсата с растворенным кислородом и примесью хлоридов.

18. После проникновения конденсата в межслойные зазоры сильфона происходит рост трещин в слоях по механизму КРН и значительный растрав границ зерен - межкристаллитная коррозия (МКК) в результате щелевой коррозии.

## Глава 8. Технологическое охрупчивание материала деталей и узлов ЖРД

### 8.1 Влияние микроструктуры и фазового состава на технологическое охрупчивание жаропрочного медноникелевого сплава\*

Жаропрочный коррозионностойкий медноникелевый сплав является модификацией медно-никелевого сплава типа мельхиор (МН-19), в который для повышения жаропрочности в качестве легирующих элементов введены цирконий и титан. Сплав предназначен для изготовления деталей и сборочных единиц специального назначения, работающих в контакте с агрессивными средами. Химический состав медноникелевого сплава представлен в табл.8.1 – 1.

Таблица 8.1 – 1.

Химический состав сплава 273 (ТУ 48-21-583)

Основные компоненты				Примеси, не более		
Ni, %	Ti, %	Zr, %	Cu, %	Fe, %	Si, %	прочие
17.2 – 19.0	0.5 – 0.7	0.1 – 0.23	Ост.	0.05	0.05	0.08

\* По паспорту ПЗ1 – 39 – 73 жаропрочный медный сплав №273

Из сплава изготавливаются форсунки газогенераторов (ГГ) жидкостных ракетных двигателей. Для изготовления форсунок используются прутки сплава Ø 17 и Ø 24. Согласно ТУ, прутки Ø 17 и Ø 24 тянутые и поставляются твердыми. Механические свойства прутков должны соответствовать требованиям табл. 8.1 – 2. Внешний вид форсунки ГГ представлен на рис. 8.1-1.

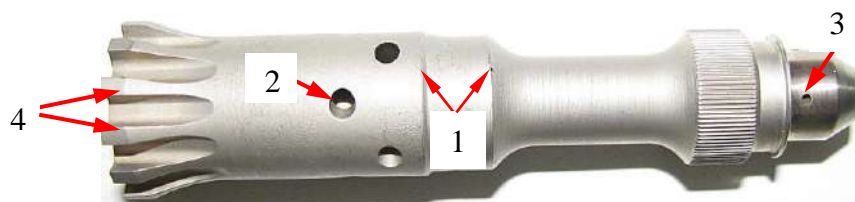


Рис. 8.1 – 1 Внешний вид форсунки газогенератора. Стрелками показаны: 1 – местоположение сварного шва, 2 – отверстия окислителя, 3 – отверстие горючего, 4 - ребрение.

При изготовлении форсунок используются прутки сплава Ø 17 и Ø 24, соединенные между собой сварным швом (рис. 8.1 – 2).

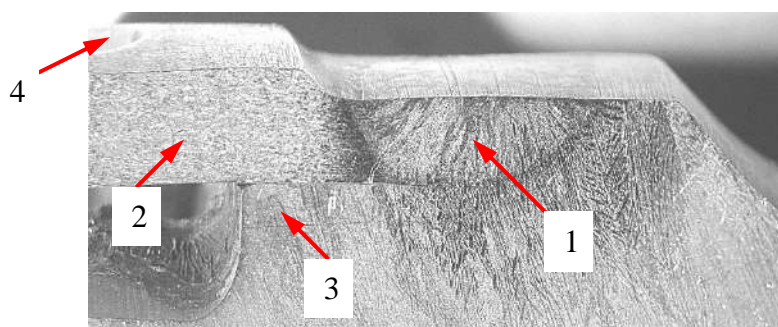


Рис. 8.1 – 2 Макроизображение сечения форсунки на участке сварного шва. Стрелками показаны: 1 – сварной шов, 2 – пруток Ø 24, 3 – пруток Ø 17, 4 – отверстие окислителя. Увеличено.

Таблица 8.1 – 2.

Механические свойства прутков сплава 273

Ø прутков, мм	Способ изготовления	$\sigma_{вр}$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\delta$ , %
7-19	тянутые	539 (55)	5
20 - 35	тянутые	490 (50)	8

Исследование микроструктуры прутков в состоянии поставки показало, что у них имеются два типа микроструктуры. В микроструктуре 1-го типа присутствуют интерметаллиды, расположенные как внутри зерен, так и на их границах (рис. 8.1 – 3а). В микроструктуре 2-го типа кроме интерметаллидов, присутствующих в микроструктуре 1-го типа, присутствуют пластинчатые зернограницные выделения и многочисленные внутризеренные кристаллографически ориентированные пластинчатые выделения, образующие развитую видманшtedтову структуру (рис. 8.1 – 3б).

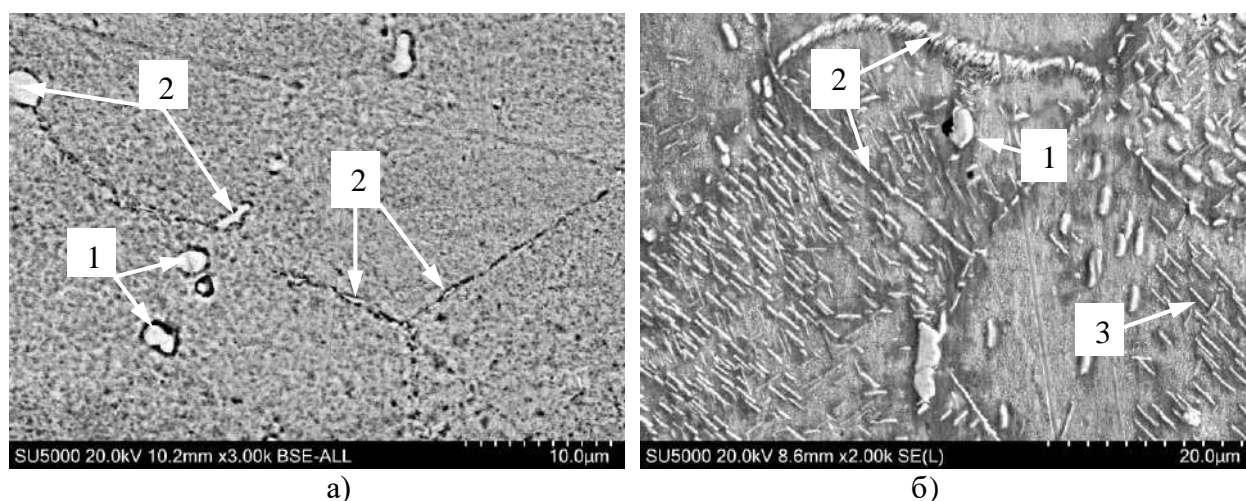


Рис. 8.1 – 3 Электронные изображения микроструктуры прутков сплава 273 в состоянии поставки: а – микроструктура 1-го типа, б – микроструктура 2-го типа. Стрелками отмечены: 1 – внутризеренные интерметаллиды, 2 – зернограницные интерметаллиды, 3 – внутризеренные пластинчатые интерметаллиды.

При дефектации изготовленных форсунок газогенераторов на поверхности некоторых из них выявляются технологические трещины, распространяющиеся от отверстий окислителя вдоль оси форсунок. Фрактографическими исследованиями установлено, что образование трещин происходило в результате межзеренного разрушения по механизму термоудара при охлаждении форсунок после формирования сварного шва, соединяющего прутки  $\varnothing 17$  и  $\varnothing 24$ . Все случаи образования технологических трещин происходили в форсунках, изготовленных из прутков с микроструктурой 2-го типа.

Очевидно, что микроструктура сплава связана с условиями горячей деформации полуфабриката: температурой и степенью деформации. Представляется, что различия в микроструктуре полуфабрикатов сплава в состоянии поставки связаны с различиями этих технологических параметров у производителя, по крайней мере для разных партий прутков.

Автор не нашел литературных источников, в которых были бы описаны фазовые превращения, происходящие в жаропрочном медноникелевом сплаве. Информация об этих превращениях необходима для определения режимов термообработки сплава, позволяющих получать заготовки форсунок с регламентированной микроструктурой, исключающей возможность образования технологических трещин в форсунках. Исходя из этого, целью настоящей работы являлось исследование микроструктуры и фазовых превращений, происходящих в сплаве и их влиянии на механические свойства и технологическое охрупчивание сплава.

### **8.1.1 Исследование технологических разрушений форсунок**

Макроанализ внешней поверхности форсунок показал, что распространение трещин происходило вдоль оси форсунки от отверстий окислителя, как в сторону сварного шва, так и в сторону оребрения (рис. 8.1.1 – 1).



При вскрытии трещин выявлены как сквозные разрушения, распространяющиеся на всю толщину поперечного сечения стенки форсунки, так и не сквозные разрушения. Распространение трещин вглубь стенки происходило со стороны наружной поверхности форсунки.

Поверхность технологических трещин окислена и по данным микрорентгеноспектрального EDS анализа (МРСА) содержание кислорода на ней находится в пределах от 5 до 7 % вес.

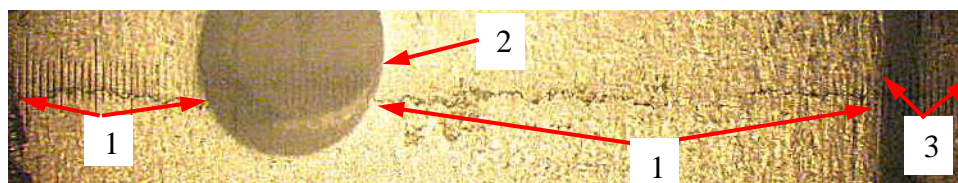


Рис. 8.1.1 – 1 Макроизображения осевых трещин на внешней поверхности форсунки. Стрелками показаны: 1 – трещины, 2 – отверстие окислителя, 3 – местоположение сварного шва. Увеличено.

Микрофрактографическое исследование показало, что образование технологической трещины произошло путем межзеренного разрушения (рис. 8.1.1–2а). Поверхность силового долома, образовавшегося при вскрытии трещин, соответствует внутризеренному вязкому разрушению и имеет излом типа шиферного (рис. 8.1.1–2б). На дне ямок силового излома присутствуют множественные частицы интерметаллидов.

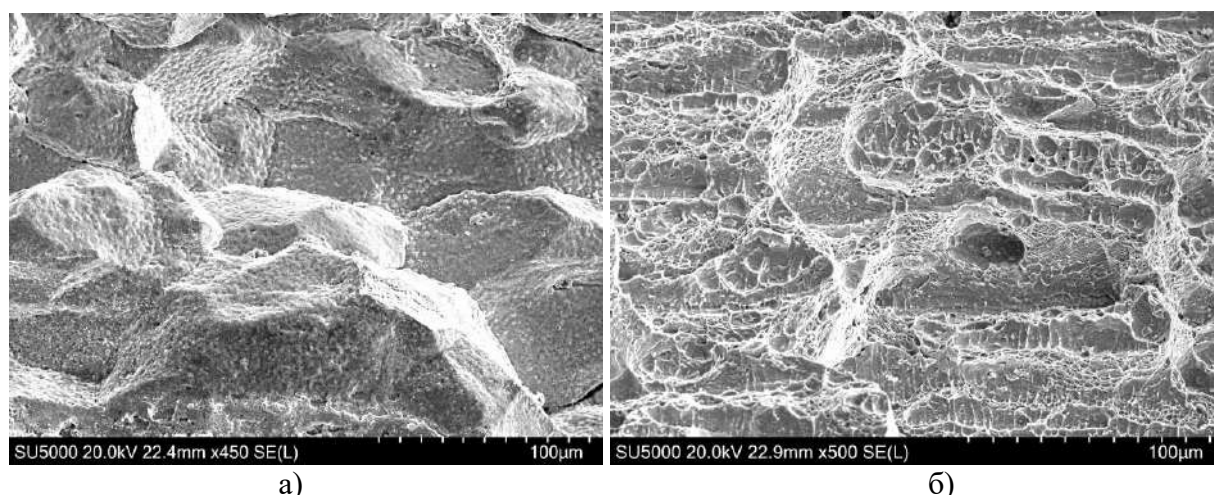


Рис. 8.1.1 – 2 Электронные микрофрактограммы поверхностей разрушения технологической трещины (а) и силового долома (б).

Установлено, что при распространении технологической трещины от отверстия в сторону сварного шва, её остановка происходит в зоне термического



влияния (ЗТВ) на границе со сварным швом (рис. 8.1.1 – 3а). Силовые разрушения ЗТВ и сварного шва при вскрытии трещин происходили вязко внутризеренно с образованием ямочного рельефа (рис. 8.1.1 – 3б).

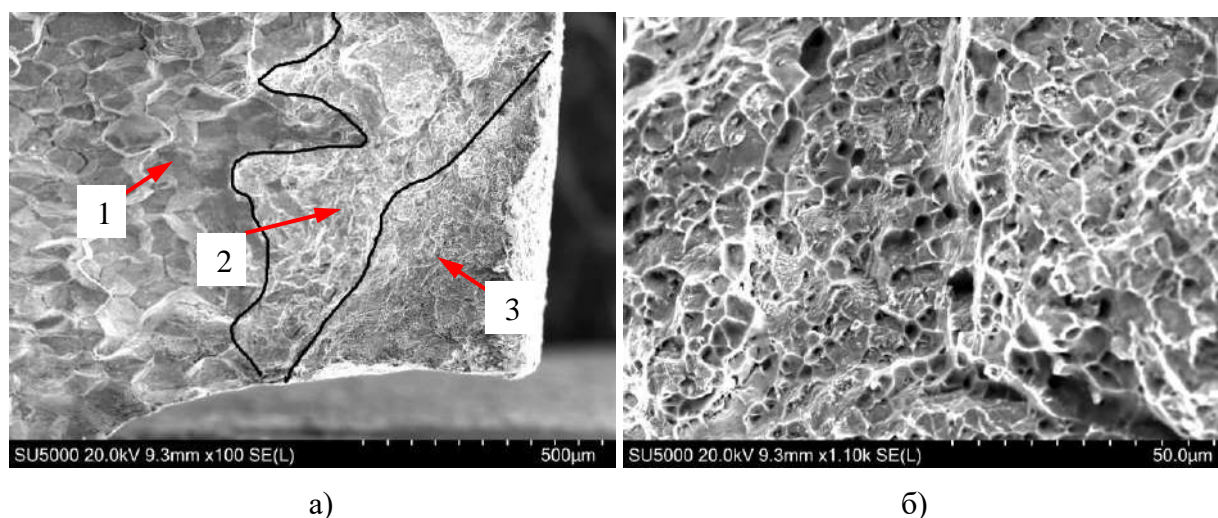


Рис. 8.1.1 – 3 Электронные микрофрактограммы поверхности технологической трещины на границе со сварным швом (а) и рельеф поверхности силового разрушения сварного шва (б). Стрелками показаны: 1 – поверхность технологической трещины, 2 – поверхность силового долома ЗТВ, 3 – поверхность силового долома сварного шва.

Исследование микроструктуры прутка Ø24, в котором происходило образование технологических трещин, показало, что в ней присутствуют округлые выделения интерметаллидов NiCuZr и пластинчатые зернограницные и внутризеренные выделения интерметаллидов NiCuTi (рис. 8.1.1–4а). В микроструктуре прутка Ø17 присутствуют округлые выделения интерметаллидов NiCuZr и немногочисленные пластинчатые внутризеренные выделения интерметаллидов NiCuTi (рис. 8.1.1–4б).

Остановка технологической трещины, образовавшейся в прутке Ø24, происходила на участках, в микроструктуре которых отсутствовали пластинчатые зернограницные выделения интерметаллидов NiCuTi: в зоне термического влияния сварного шва (ЗТВ) с микроструктурой твердого раствора или в сварном шве с литой микроструктурой (рис. 8.1.1– 4в). В микроструктуре прутка Ø17 также нет пластинчатых зернограницных выделений интерметаллидов NiCuTi (рис. 8.1.1 – 4б) и технологических трещин в нем не выявлено.

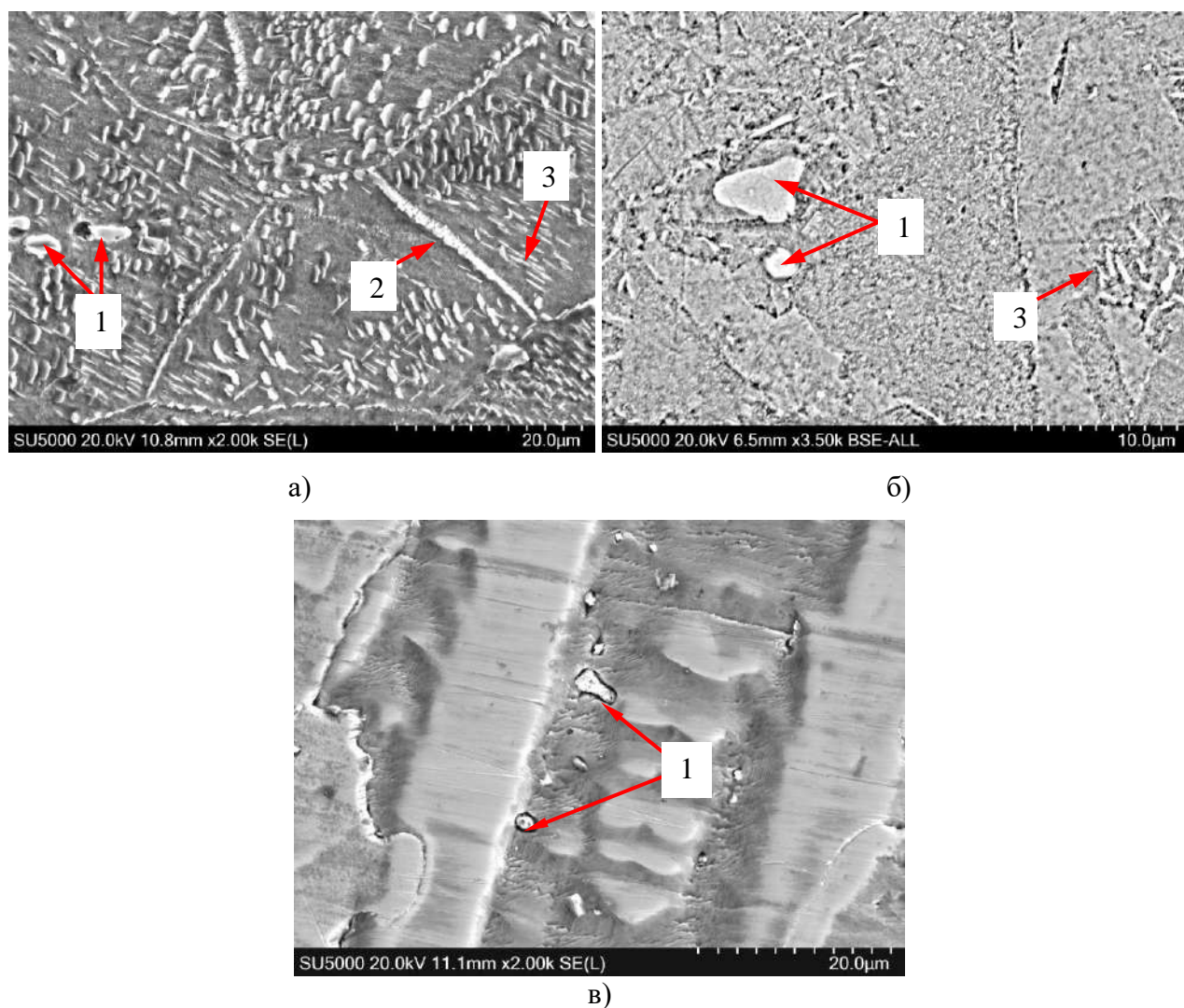


Рис. 8.1.1 – 4 Электронные изображения микроструктуры материала прутков Ø24 (а), Ø 17(б) и сварного шва (в). Стрелками отмечены: 1 – интерметаллиды NiCuZr, 2 –пластинчатые зернограницные выделения интерметаллидов NiCuTi, 3 – внутризеренные выделения интерметаллидов NiCuTi.

При высоких увеличениях на поверхности межзеренного излома технологических трещин выявляются плоские выделения размером  $\sim 0.3 - 0.7$  мкм., содержащие по данным МРСА  $\sim 7\%$  вес. титана и  $\sim 0.9\%$  вес. циркония (рис. 8.1.1 – 5). Размер этих выделений совпадает с размером пластинчатых зернограницных выделений интерметаллидов NiCuTi, выявленных в микроструктуре материала прутка Ø24, а наличие в них титана позволяет идентифицировать их как зернограницные выделения интерметаллида NiCuTi. Наличие этих выделений на поверхности технологических трещин свидетельствует о том, что они являются фактором, способствующем

образованию технологических трещин. Ниже будет показано, что пластинчатые зернограницные выделения являются выделениями  $\eta$  – фазы с ГПУ решеткой.

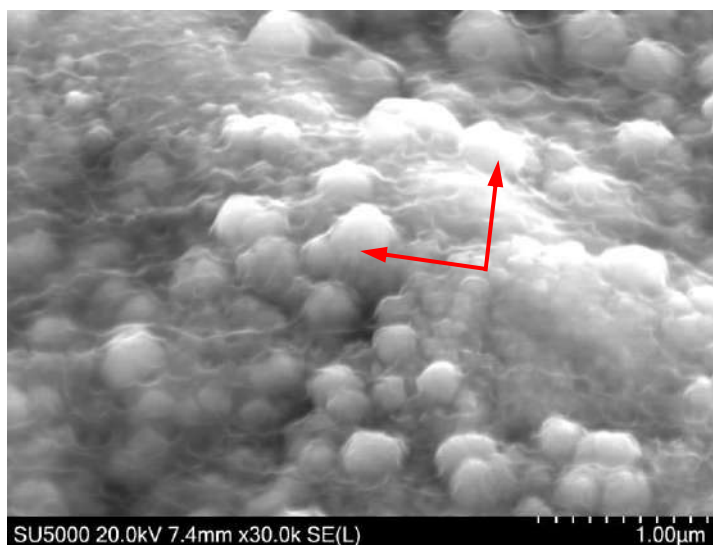


Рис. 8.1.1 – 5 Плоские зернограницные выделения  $\eta$  – фазы (отмечены стрелками) на поверхности межзеренного излома технологической трещины.

### 8.1.2 Микроструктура и фазовые превращения в сплаве 273

Электронномикроскопическое исследование сплава после гомогенизирующего отжига при температуре 1050 °С в течение 5 часов и закалки в воду показало, что в микроструктуре присутствуют округлые и вытянутые частицы размером от 1 до 10 мкм, расположенные как внутри зерен, так на их границах (рис. 8.1.2 – 1 по стрелкам 1).

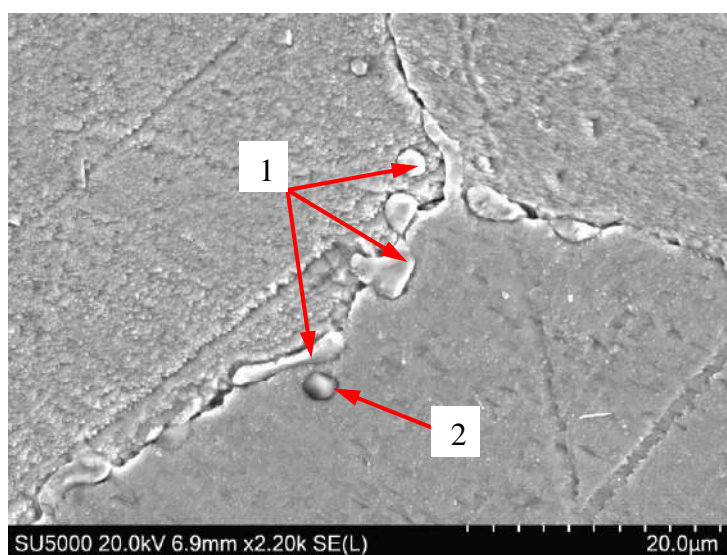


Рис. 8.1.2 – 1 Электронное изображение микроструктуры сплава после гомогенизирующего отжига при температуре 1050 °С в течение 5 часов и закалки в воду. Стрелками показаны: 1 – интерметаллиды  $(\text{Ni}_{0.72}\text{Cu}_{0.28})_3\text{Zr}$ , 2 – карбид титана  $\text{TiC}$ .



На рис. 8.1.2 – 2 приведена картина дифракции обратно отраженных электронов (EBSP), полученная от частиц этой фазы. По результатам МРСА и анализа картины EBSP частицы фазы  $(\text{Ni}_{0.72}\text{Cu}_{0.28})_3\text{Zr}$  могут быть идентифицированы как интерметаллид типа  $\text{Ni}_3\text{Zr}$  с гексагональной плотноупакованной (г.п.) решеткой, параметры которой приведены в табл.8.1.2 – 1.

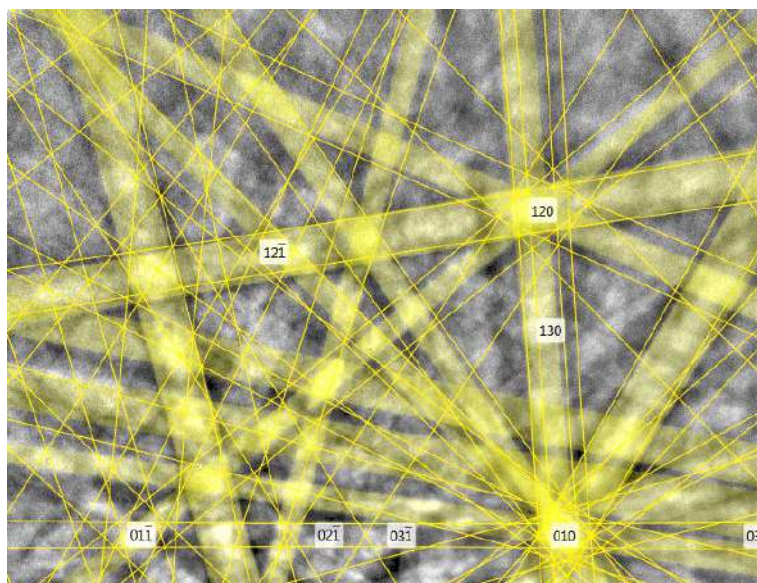


Рис. 8.1.2 – 2 Проиндексированная картина дифракции обратно отраженных электронов, полученная от фазы  $(\text{Ni}_{0.72}\text{Cu}_{0.28})_3\text{Zr}$ .

Таблица 8.1.2 – 1.

Кристаллическая структура фазы  $(\text{Ni}_{0.72}\text{Cu}_{0.28})_3\text{Zr}$

Фаза	a	b	c	Альфа	Бета	Гамма	Пространственная группа	База данных
$\text{Ni}_3\text{Zr}$	5.33 Å	5.33 Å	4.32 Å	90.00 °	90.00 °	120.00 °	194	NSD

Кроме интерметаллидов  $(\text{Ni}_{0.72}\text{Cu}_{0.28})_3\text{Zr}$  в микроструктуре сплава выявлены немногочисленные карбиды титана  $\text{TiC}$  (рис. 8.1.2 – 1 по стрелке 2). По данным МРСА в состав карбидов входят  $\text{Ti} \sim 72\%$  вес,  $\text{C} \sim 21\%$  вес,  $\text{Cu} \sim 4.9\%$  вес,  $\text{Ni} \sim 1.5\%$  вес и  $\text{Zr} \sim 0.7\%$  вес.

Интерметаллиды  $(\text{Ni}_{0.72}\text{Cu}_{0.28})_3\text{Zr}$  и карбиды титана  $\text{TiC}$  были выявлены и в литой микроструктуре сварных швов, соединяющих в заготовках форсунок прутки  $\varnothing 17$  и  $\varnothing 24$ . Наличие в литой структуре интерметаллидов  $(\text{Ni}_{0.72}\text{Cu}_{0.28})_3\text{Zr}$

и карбидов титана TiC, свидетельствует о том, что эти фазы выделяются при кристаллизации сплава.

Образцы, прошедшие гомогенизирующий отжиг при 1050 °С в течение 5 часов и закалку в воду, были подвергнуты старению в течение 6 часов при температурах 600, 650, 700, 750, 800, 850, 900, 950С. Электронномикроскопическим исследованием установлено, что в микроструктуре образцов, состаренных в температурном интервале от 650 до 900 °С, присутствуют выделения, имеющие форму дисков (рис. 8.1.2 – 3).

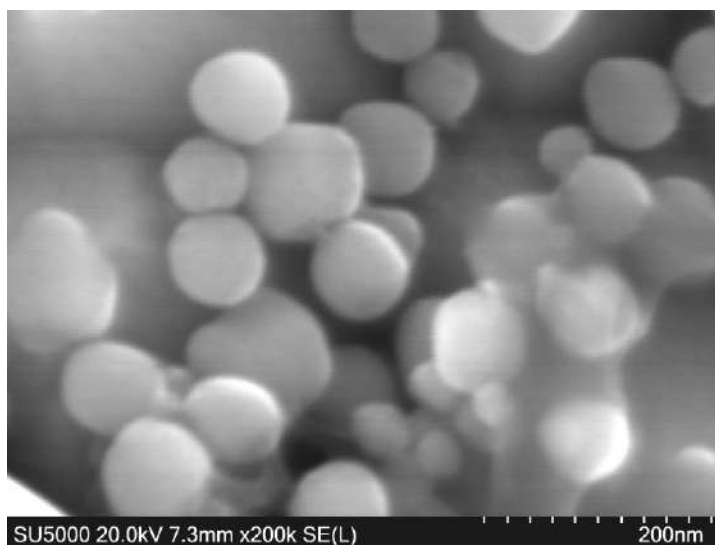


Рис. 8.1.2 – 3 Электронное изображение дисковых выделений метастабильной  $\gamma'$  - фазы в образце сплава. Термообработка (ТО) - нагрев под закалку 1050 °С, выдержка 5 часов, закалка в воду +старение при 850 °С – 6 часов.

Толщина дисков составляет  $\sim 10$  нм. Установлено, что с повышением температуры старения от 650 до 900 °С средний диаметр дисков увеличивается от 28 нм до 127 нм (табл. 8.1.2 – 2). По данным МРСА в состав дисковых выделений входят никель, медь и титан.

Таблица 8.1.2 – 2.

Размер выделений дисковой фазы

Температура старения, °С	Время отжига, ч	Размер выделений дисковой фазы, нм		
		min	max	средний размер
700	6	21	34	28
750	6	30	57	44
850	6	42	122	82
900	6	48	207	127

В микроструктуре образцов, состаренных при температурах ниже 650 °С и выше 900 °С, фазы в форме дисков не выявлено.

На образцах, состаренных в интервале температур от 650 до 900 °С, была определена поверхностная концентрация дисковых выделений  $S$  и рассчитано время  $\tau$ , в течение которого при данной температуре выделяется 1% этой фазы (табл. 8.1.2 – 3).

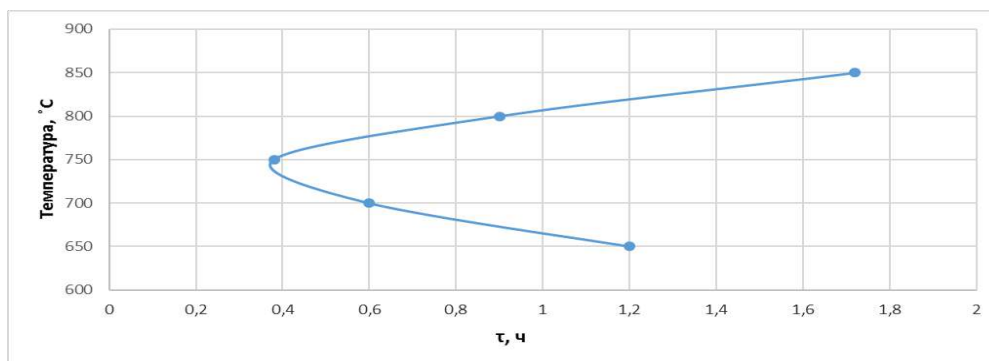
Таблица 8.1.2 – 3.

Температура старения, °С	$S$ , %	$t$ , час	$\tau$ , час
650	5	6	1,2
700	10	6	0,6
750	15,6	6	0,38
800	6,67	6	0,9
850	3,49	6	1,72
900	0,3	6	20

Обозначения:  $S$  – концентрация поверхностной доли дисковой фазы,  $t$  – время старения,

$\tau$  – время выделения 1-го % дисковой фазы.

По результатам, представленным в табл. 8.1.3 – 3, была построена «С – образная» диаграмма кинетики выделения дисковой фазы (рис. 8.1.2 – 4).

Рис. 8.1.2 – 4 «С – образная» диаграмма кинетики выделения дисковой  $\gamma'$  - фазы.

Полученные результаты, такие как выделение фазы при старении сплава в интервале температур от 650 до 900 °С, наличие в ней титана и её отсутствие в микроструктуре сплава при температурах старения выше 900 °С позволяет идентифицировать её как метастабильную  $\gamma'$  - фазу типа  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  с ГЦК решеткой.

Электронномикроскопическое исследование образцов, состаренных в интервале температур от 750 до 900 °С, показало, что в микроструктуре сплава



наряду с метастабильной  $\gamma'$ -фазой  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ , имеющей форму дисков, присутствуют пластинчатые выделения, состав которых по данным МРСА может быть описан структурной формулой  $(\text{Ni}_{0.7} \text{Cu}_{0.3})_3 \text{Ti}$  (рис. 8.1.2 – 5 по стрелкам 1).

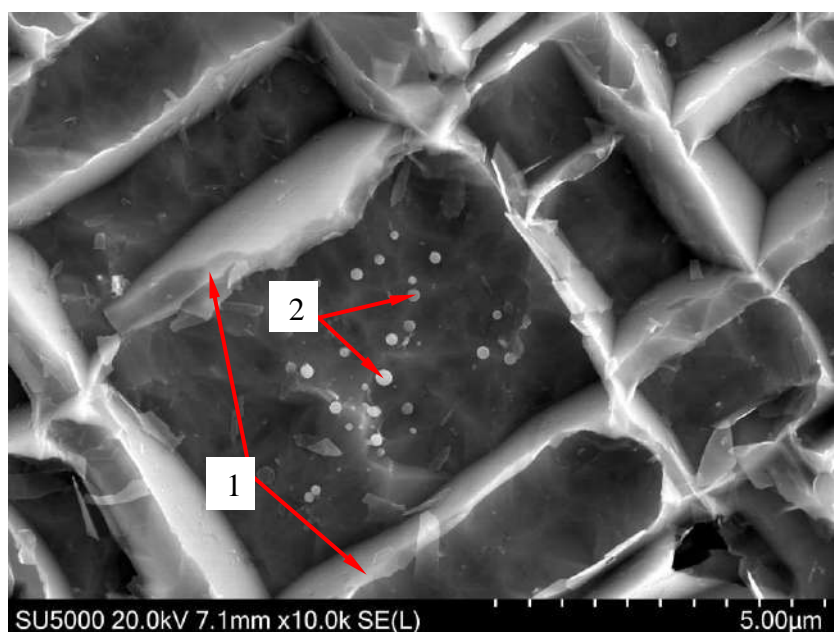


Рис. 8.1.2 – 5 Электронное изображение микроструктуры сплава. Т.О. - нагрев под закалку 1050 °С, выдержка 5 часов, закалка в воду + старение при 900 °С – 6 часов. Стрелками показаны: 1 - пластины  $\eta$ -фазы, 2 – дисковые выделения метастабильной  $\gamma'$ -фазы.

На рис. 8.1.2 – 6 приведена картина EBSP, полученная от пластинчатой фазы. По результатам МРСА и анализа картины EDSP пластинчатые выделения фазы  $(\text{Ni}_{0.7} \text{Cu}_{0.3})_3 \text{Ti}$  определены как интерметаллид  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой, что позволяет идентифицировать её как  $\eta$ -фазу, параметры которой приведены в табл. 8.1.2 – 4.

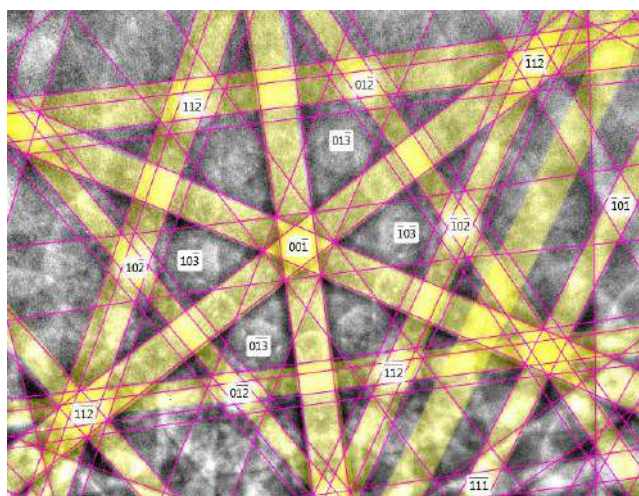


Рис. 8.1.2 – 6 Проиндексированная картина дифракции обратно отраженных электронов, полученная от фазы  $(\text{Ni}_{0.7} \text{Cu}_{0.3})_3 \text{Ti}$ .

Кристаллическая структура  $\eta$  – фазы

Фаза	a	b	c	Альфа	Бета	Гамма	Пространственная группа	База данных
$\text{Ni}_3\text{Ti}$	5.10 Å	5.10 Å	8.31 Å	90.00 °	90.00 °	120.00 °	194	NSD

Установлено, что в сплаве №273 выделения  $\eta$ –фазы могут присутствовать в виде ячеек, зернограничных пластинчатых выделений и внутризеренных кристаллографически ориентированных пластин, образующих видманшtedтову структуру (рис. 8.1.2 – 7). В [152] ориентационное соотношение пластинок  $\eta$ –фазы с матрицей определено как  $\{0001\} \eta \parallel \{111\} \gamma$ ;  $\langle 1210 \rangle \eta \parallel \langle 110 \rangle \gamma$ .

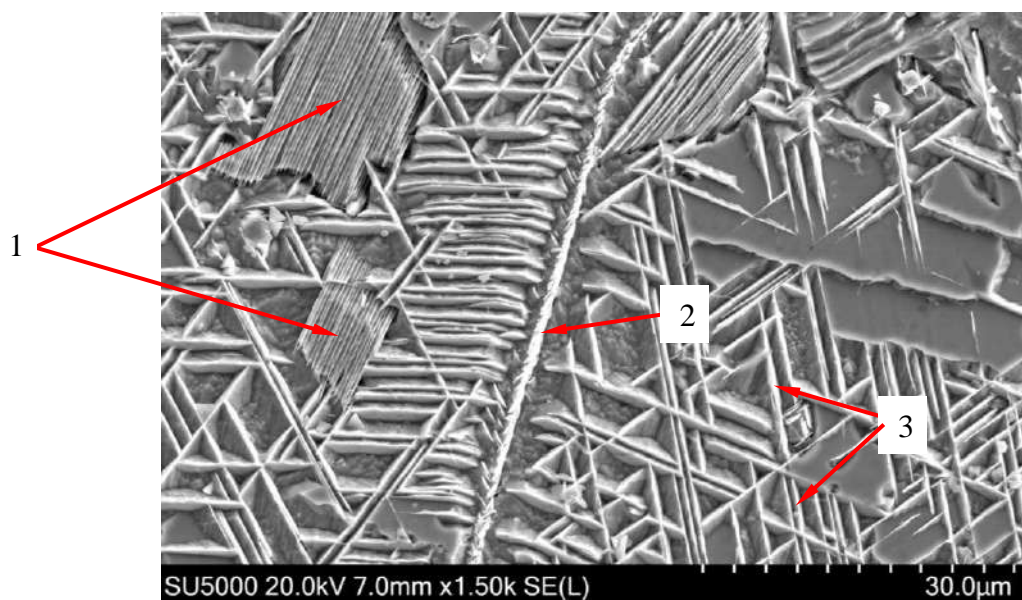


Рис. 8.1 – 7 Электронное изображение микроструктуры сплава 273. Т.О. - нагрев под закалку 1050 °С, выдержка 5 часов, закалка в воду + старение при 900 °С – 6 часов. Стрелками отмечены выделения  $\eta$  – фазы: 1 – ячейки, 2 – пластинчатые зернограничные выделения, 3 - внутризеренные кристаллографически ориентированные пластины

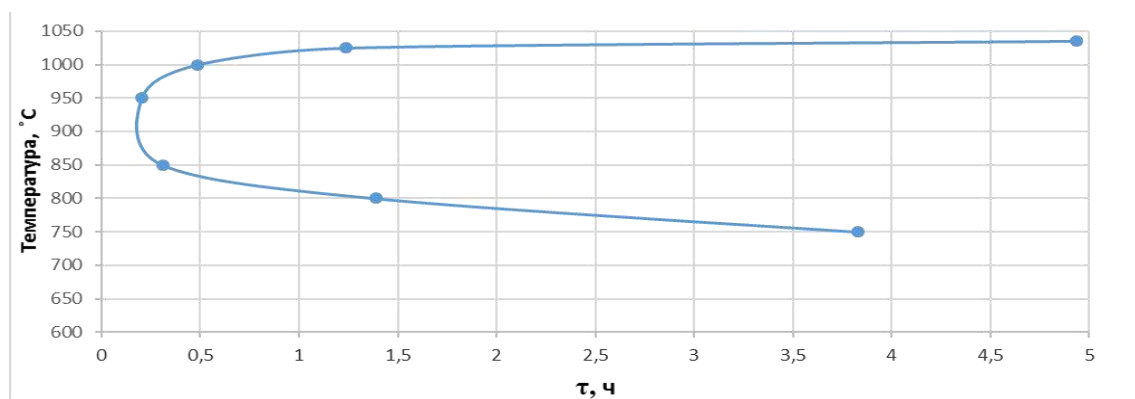
На образцах, состаренных в интервале температур от 750 до 1040 °С, была определена поверхностная концентрация  $\eta$  - фазы  $S_\eta$  и рассчитано время  $\tau$ , в течение которого при данной температуре выделяется 1% процент  $\eta$  - фазы (табл. 8.1.2 – 5).

Таблица 8.1.2 – 5.

Температура старения, °C	$S_{\eta}$ , %	t, ч	$\tau$ , ч
750	1,56	6	3,83
800	4,32	6	1,39
850	12,25	6	0,31
950	29,41	6	0,20
1000	6,78	5	0,49
1025	3,24	4	1,24
1035	2,89	4	4,94
1040	0,3	4	9,76

Обозначения:  $S_{\eta}$  – концентрация поверхностной доли  $\eta$  – фазы, t – время старения,  $\tau$  – время выделения 1-го %  $\eta$  – фазы.

По результатам, представленным в табл. 8.1.2 – 5, была построена «С – образная» диаграмма кинетики выделения  $\eta$  – фазы в сплаве (рис. 8.1.2 – 8). Как следует из рис. 8.1.2 – 8 максимальная скорость роста выделений  $\eta$ –фазы наблюдается во время старения при температуре ~ 950 °C.

Рис. 8.1.2 – 8 «С – образная» диаграмма кинетики выделения  $\eta$  – фазы.

На рис. 8.1.2 – 9 приведены электронные изображения микроструктуры сплава, иллюстрирующие кинетику выделения  $\eta$  – фазы после старения при различных температурах. Как следует из представленных изображений микроструктуры, выделение  $\eta$ –фазы начинается при 750 °C путем образования ячеек на границах зерен. Рост ячеек при старении происходит вплоть до температуры ~ 975 °C. Выделение пластинчатых зернограницных и внутризеренных кристаллографически ориентированных выделений  $\eta$ –фазы начинается от температуры ~ 850 °C и происходит вплоть до температуры 1035 °C.

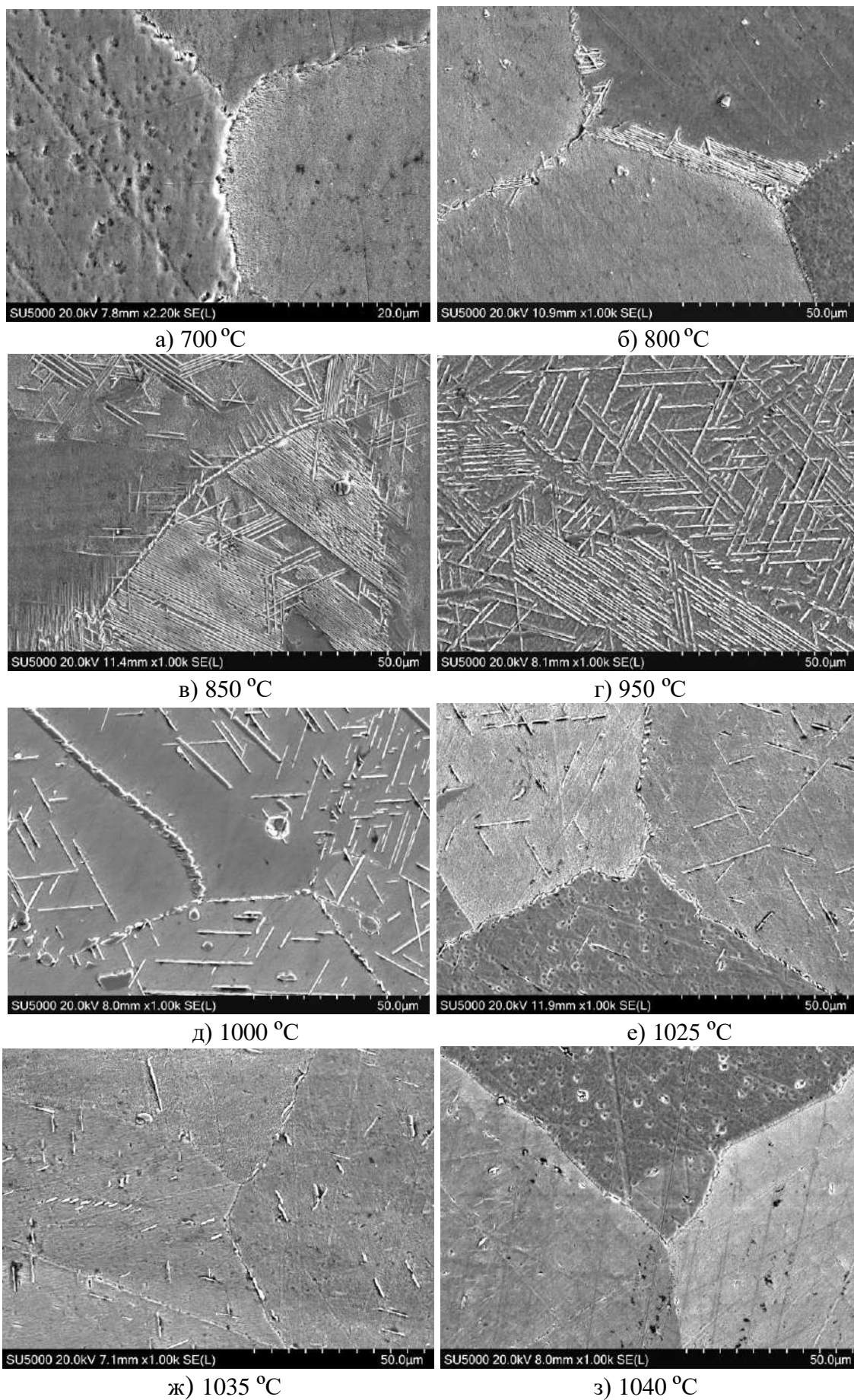


Рис. 8.1.2 – 9 Электронные изображения микроструктуры сплава после старения при температурах 700, 800, 850, 950, 1000, 1025, 1035 и 1040 °C.



После отжигов при температуре  $\sim 1040$  °С и выше выделений  $\eta$ -фазы в микроструктуре сплава не выявляется, что позволяет определить её как температуру сольвус (устойчивости)  $\eta$ -фазы.

Исследование роста ячеистых выделений  $\eta$ -фазы с использованием метода EBSD показало, что зарождение ячеек происходит на некогерентной границе зерен (рис. 8.1.2 – 10).

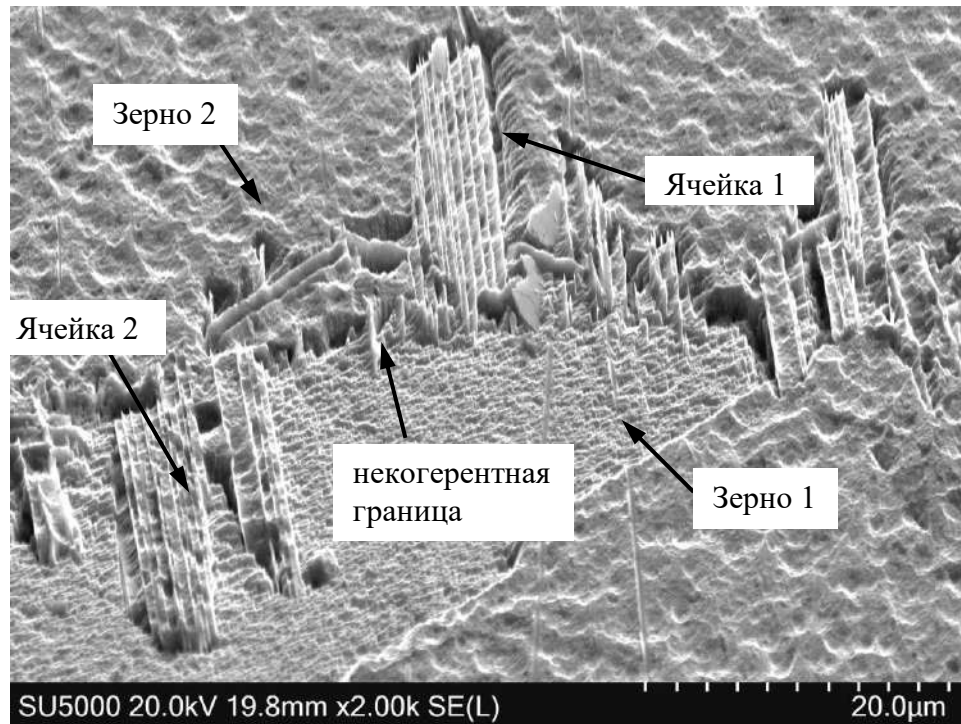


Рис. 8.1.2 – 10 Электронное изображение ячеистых выделений после Т.О. – гомогенизация при 1050 °С 5 часов, закалка в воду + старение при 800 °С – 6 часов.

Таблица 8.1.2 – 6.

Ориентация зерен и твердого раствора в ячейках

№ п/п	Место анализа	Углы Эйлера		
		$\alpha$	$\beta$	$\gamma$
1	Зерно 1	104.6	40.6	35.1
2	Ячейка 1	105	40.5	33.3
3	Зерно 2	252.6	11.8	75.2
4	Ячейка 2	253	12.2	72.8

Ячейки представляют собой пластинки  $\eta$ -фазы, расположенные в переориентированном твердом растворе  $\alpha$  зерна, в которое происходит рост ячейки. В табл. 8.1.2 – 6 приведены углы Эйлера, характеризующие ориентацию

твердого раствора  $\alpha$  в зернах и в ячейках. Зерно 1 и зерно 2 имеют различную ориентацию и, соответственно, некогерентную границу. От зерна 1 в зерно 2 прорастает ячейка 1, а от зерна 2 в зерно 1 прорастает ячейка 2. Из данных табл.8 следует, что ориентировка твердого раствора ячейки 1, растущей в зерно 2, идентична ориентировки твердого раствора зерна 1. У ячейки 2, растущей в зерно 1, ориентировка твердого раствора идентична ориентировке твердого раствора зерна 2, т.е при росте ячейки 1 из зерна 1 в зерно 2 происходит «поглощение» зерна 2 зерном 1, а при росте ячейки 2 из зерна 2 в зерно 1 происходит «поглощение» зерна 1 зерном 2. Таким образом, ориентировка  $\alpha$  – фазы в ячейке не связана с ориентировкой зерна, в которое она растет, но она почти идентична ориентировке  $\alpha$  – фазы зерна, от которого она растет.

Полученные результаты согласуются с теорией прерывистого выделения, согласно которой прерывистое выделение почти всегда начинается на некогерентной границе между пересыщенной  $\alpha$  – фазой зерна 2 и  $\alpha + \eta$  – участком в зерне 1. Зародившаяся в зерне 1 ячейка  $\alpha + \eta$  может расти в зерно 2. Ориентация  $\alpha$  – фазы в ячейке не связана с ориентировкой зерна, в которое растет ячейка, но должна быть почти идентична ориентировке  $\alpha$  – фазы зерна 1 [151, 153].

### 8.1.3 Механические свойства

Для определения влияния фазового состава на уровень механических свойств сплава были изготовлены две партии образцов. Предварительно заготовки обеих партий были гомогенизированы при температуре 1050 °С в течение 4-х часов и последующей закалки в воду. Образцы партии №1 были состарены при температуре 700 °С в течение 6 часов. В микроструктуре этих образцов кроме фаз, выделяющихся при кристаллизации слитка (интерметаллиды  $(\text{Ni}_{0.72}\text{Cu}_{0.28})_3\text{Zr}$  и карбиды  $\text{TiC}$ ), присутствовали дисковые выделения метастабильной  $\gamma'$  -фазы  $(\text{Ni}_{0.7}\text{Cu}_{0.3})_3\text{Ti}$  (рис. 8.1.3 – 1а). Образцы партии №2 были состарены при температуре 950 °С и в их микроструктуре кроме фаз, выделяющихся при кристаллизации слитка, присутствовали ячеистые, пластинчатые зернограничные и внутризеренные кристаллографически ориентированные выделения  $\eta$ -фазы (рис. 8.1.3 – 1б).



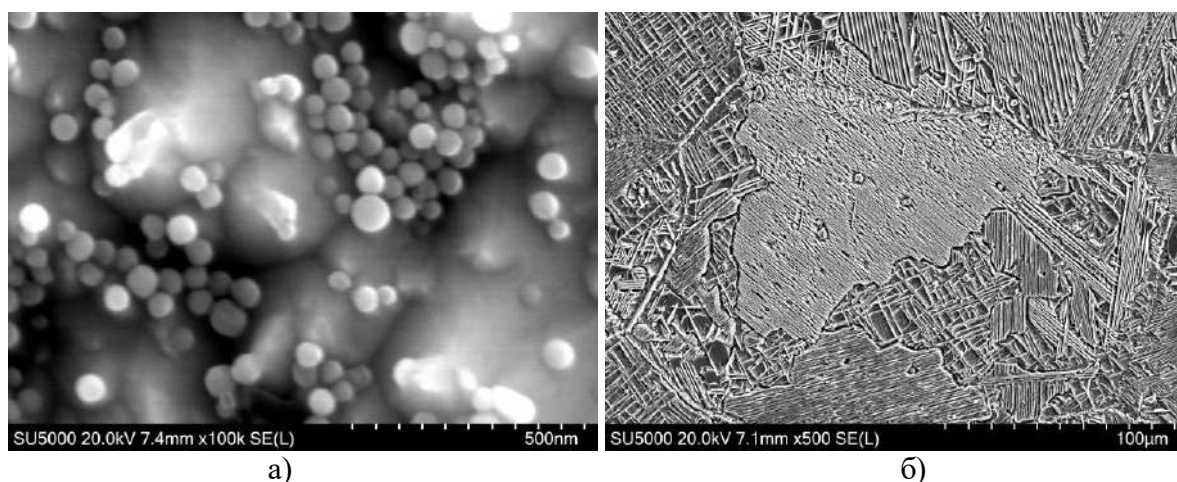


Рис. 8.1.3 – 1 Электронные изображения микроструктуры образцов партии №1 (а) и партии №2 (б).

Испытания образцов проводили при нормальной температуре, результаты испытаний приведены в табл. 8.1.3 – 1.

Как следует из результатов испытаний у образцов партии №1 значения относительного удлинения на 10%, а относительного сужения на 40% превышают значения этих свойств у образцов партии №2.

Таблица 8.1.3 – 1.

Результаты механических испытаний образцов

№ партии	Температура старения, °С	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное	
				Удлинение, %	Сужение, %
№1	700	488.5	265.8	31,2	66,6
№1	700	494.4	286.5	29,6	68,8
№2	950	483.6	262.9	21,6	26,0
№2	950	466.0	245.3	21,4	29,4

Макрофрактографическое исследование разрушенных при механических испытаниях образцов показало, что разрушение образцов партии №1 произошло путем образования изломов типа чашка-конус (рис. 8.1.3 – 2а), а у образцов партии №2 путем косого среза (рис. 8.1.3 – 2в). Реальная площадь изломов у образцов партии №1 (рис. 8.1.3 – 2б) примерно в 2.6 раза меньше, чем площадь изломов у образцов партии №2 (рис. 8.1.3 – 2г). Этот факт говорит о том, что реальная прочность образцов партии №1 примерно во столько же раз превышает реальную прочность образцов партии №2.

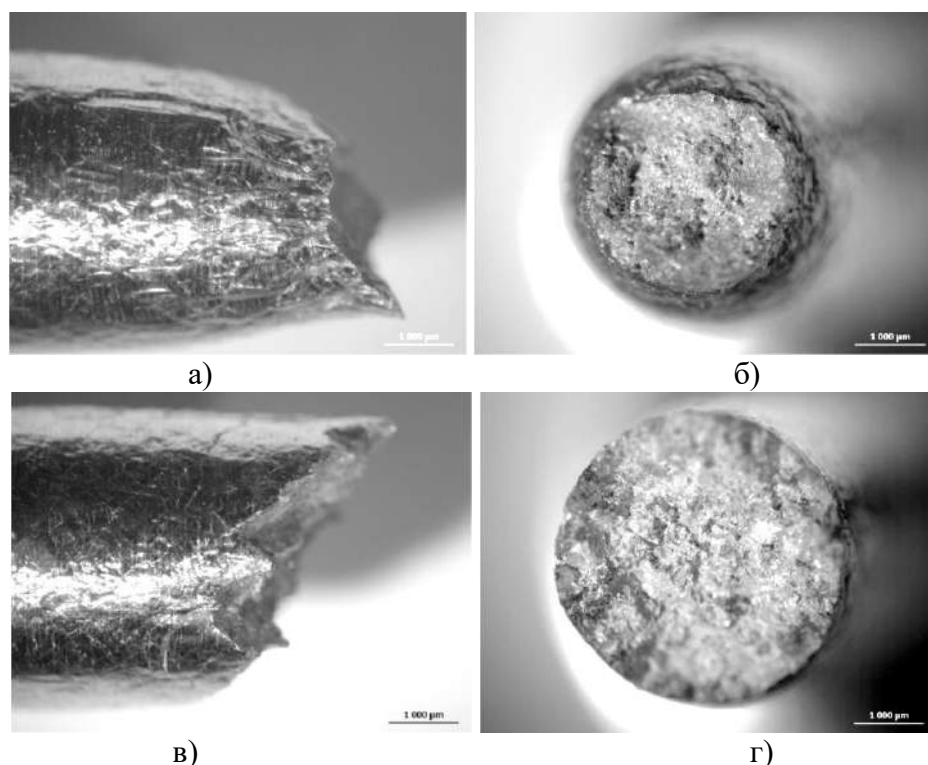


Рис. 8.1.3 – 2 Макроизображение изломов образцов партии №1 (а, б) и №2 (в, г).

Микрофрактографическим исследованием поверхностей изломов установлено, что разрушения образцов партии №1 происходили вязко с образованием ямочного рельефа поверхности разрушения (рис. 8.1.3 – 3а). На большей части поверхности изломов образцов партии №2 разрушения происходили хрупко по выделениям пластинчатых и ячеистых выделений  $\eta$ -фазы (рис. 8.1.3 – 3б). По данным МРСА на поверхности скольных фасеток содержание титана находится на уровне от 2.5 до 4 % вес.

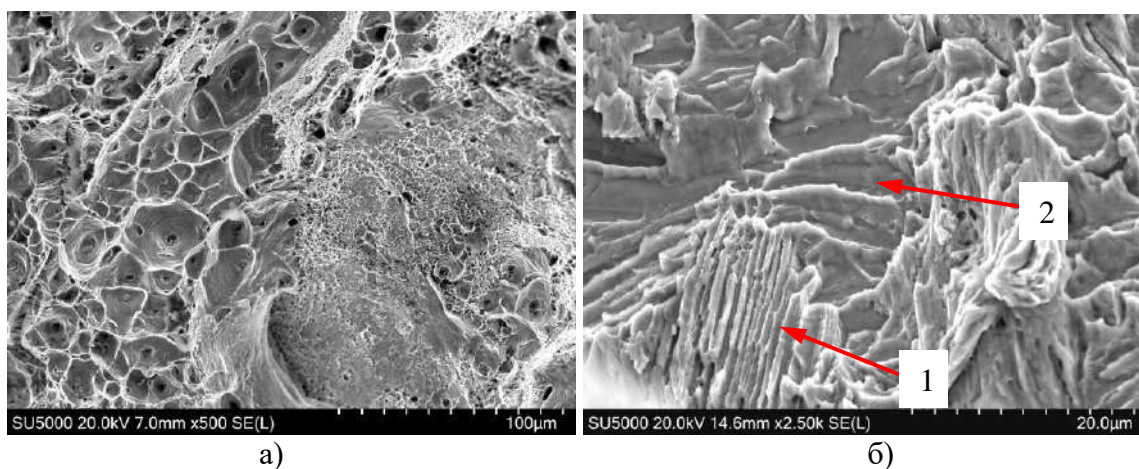


Рис. 8.1.3 – 3 Электронные микрофрактограммы поверхностей изломов образцов партии №1 (а) и №2 (б). Стрелками отмечены: 1 – разрушение по ячейкам  $\eta$ -фазы, 2 – разрушения по внутризерненным пластинкам  $\eta$ -фазы.

### Анализ результатов

Фрактографическим исследованием и микрорентгеноспектральным анализом установлено, что технологические трещины в форсунках ГГ образовались по механизму межзеренного разрушения, а поверхность трещин окислена. Оба этих фактора свидетельствуют о том, что разрушение произошло при высокой температуре.

В технологии изготовления форсунок имеются две высокотемпературные операции: отжиг, после которого следуют операции контроля поверхности заготовок и сварка втулок, изготовленных из прутков прутков Ø24 и Ø17. После формирования сварного шва с целью охлаждения форсунка опускается в емкость с водой. Представляется, что разрушение форсунки происходит под воздействием термоудара при её быстром охлаждении в воде.

Тот факт, что подобные технологические разрушения выявляются только у форсунок, в микроструктуре материала которых присутствуют пластинчатые зернограницные выделения  $\eta$ -фазы, свидетельствует о том, что эти выделения являются фактором, способствовавшим образованию трещин.

Проведенное исследование фазовых превращений в сплаве показало, что при старении гомогенизованных и закаленных в воду образцов в интервале температур от 650 до 900 °С происходит рост дисковых выделений метастабильной  $\gamma'$ -фазы  $(\text{Ni}_{0.7}\text{Cu}_{0.3})_3\text{Ti}$ , а в интервале температур от 750 до 1035 °С происходит выделение стабильной  $\eta$ -фазы, имеющей ГПУ решетку. Ячеистые выделения  $\eta$ -фазы растут по механизму прерывистого распада, а её зернограницные и внутризеренные пластинчатые выделения, образуются в результате превращения метастабильной  $\gamma'$ -фазы:  $\gamma' \rightarrow \eta$ .

Выделение  $\eta$ -фазы в медноникелевом сплаве очень напоминают выделение  $\eta$ -фазы в высоколегированных жаропрочных никелевых сплавах на никелевой и железоникелевых основах, упрочняемых выделениями метастабильной  $\gamma'$ -фазы  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  с кубической решеткой. Так в сплаве на никелевой основе Incoloy 901 после длительных выдержек при 730 °С выделение  $\eta$  – фазы происходило по границам зерен [154].

В суперсплавах на железоникелевой основе образование  $\eta$ -фазы происходит как в процессековки и термической обработки, так и в процессе продолжительной эксплуатации. Фаза  $\eta$  в этих сплавах может образовываться в форме внутризеренных пластинок путем  $\gamma' \rightarrow \eta$  превращения, порождая видманшtedтову структуру и в форме ячеистых зернограничных выделений [155]. В сплаве А-286 при эксплуатации в интервале температур 800-860 °С и выше образуются внутризеренные пластинчатые выделения  $\eta$ -фазы с видманшtedтовой микроструктурой [152]. Ячеистые выделения образуются в сплаве А-286 в виде ламелей, чередующихся с ламелями  $\gamma$ -фазы по границам зерен и не проявляют сколь-нибудь упорядоченного кристаллографического соотношения с матрицей зерна, в котором растёт зона этих выделений [155].

В никельжелезных сплавах частицы  $\gamma'$ -фазы имеют сферическую форму или форму дисков, а при повышении температуры старения их размер увеличивается [152]. Фаза, образующаяся в исследуемом сплаве при старении в интервале температур 650 – 900 °С, также имеет форму дисков, размер которых увеличивается при повышении температуры старения. Сходство морфологии фазы в форме дисков в нём с морфологией  $\gamma'$ -фазы в никельжелезных сплавах, укрупнение её размеров при повышении температуры старения и наличие в составе частиц фазы титана позволяет идентифицировать её как метастабильную  $\gamma'$ -фазу  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ .

Механические испытания показали, что у образцов сплава, состаренных по режиму выделения  $\gamma'$ -фазы, значения относительного удлинения на 10%, а относительного сужения на 40% превышают значения этих свойств у образцов, состаренных по режиму выделения  $\eta$ -фазы. Значения реальной прочности образцов, состаренных по режиму выделения  $\gamma'$ -фазы, рассчитанные по реальной площади излома, также превышают значения прочности образцов, состаренных по режиму выделения  $\eta$ -фазы. Снижение прочности и пластичности, связанное с выделениями пластинчатой или видманшtedтовой микроструктурой выделений  $\eta$ -фазы наблюдались и в жаропрочных никелевых сплавах, например, в сплаве А-286 [152].

Основными отличиями  $\eta$  – фазы, образующейся в исследованном сплаве, от  $\eta$ –фазы, образующейся в жаропрочных никелевых сплавах, являются более высокие скорость её выделения и значение температуры сольвус. Установленная температура сольвус у  $\eta$ –фазы в нем  $\sim 1045$  °С, а у жаропрочных никелевых сплавов А-286 и Incoloy 901 – 915 °С и  $\sim 995$  °С соответственно [156].

Несмотря на схожесть фазовых превращений в исследованном сплаве с фазовыми превращениями в жаропрочных высоколегированных никелевых сплавах, режимы термообработок сплава, регламентируемые паспортом на жаропрочный медный сплав, существенно отличаются от режимов термообработок жаропрочных никелевых сплавов. Если термообработка последних предусматривает термообработку на твердый раствор путем гомогенизирующего нагрева и закалки с последующим старением, то для сплава №273 регламентированы отжиг при температуре 700 °С в течение 1 часа и рекристаллизационный отжиг при температуре 840 °С в течение 1 часа [157].

Очевидно, что регламентируемые температурные интервалы горячей деформации сплава 273 (при ковке – 980 – 700 °С; при прокатке – 940 – 700 °С и при прессовании – 980 – 940 °С [157]), не учитывают фазовых превращений, происходящих в сплаве. Так, например, послековки полуфабриката при температуре 980 °С, соответствующей верхнему значению интервала деформации, в его микроструктуре будут присутствовать выделения  $\eta$ –фазы, а послековки при температуре 700 °С, соответствующей нижнему значению интервала деформации, в микроструктуре будут присутствовать дисковые выделения метастабильной  $\gamma'$ -фазы.

Очевидно, что для исключения возможности образования технологических трещин в заготовках форсунок, прутки сплава при запуске в производство должны иметь регламентированную микроструктуру, в которой отсутствуют пластинчатые зернограничные выделения  $\eta$ –фазы. Такую микроструктуру можно получить путем термообработки прутков сплава по режиму выделения  $\gamma'$ -фазы: гомогенизация при температуре 1050 °С в течение 4 ч, закалка в воду + старение при температуре 700 °С в течение 6 ч.

## 8.2 Влияние термообработок на снижение ударной вязкости стали 03X12H10МТР-ВД

Коррозионностойкая сталь 03X12H10МТР-ВД (ВНС-25) относится к классу безуглеродистых мартенситных сталей со слабо выраженным эффектом старения. Сталь используется для штампованных конструкций с диапазоном рабочих температур от – 253 до 450 °С [159, 160]. Химический состав стали представлен в табл. 1 (ТУ14-1-2235-77, прутки из коррозионностойкой стали марки).

В производстве ЖРД сталь 03X12H10МТР-ВД используется для изготовления криогенных трактов и внешних охлаждаемых стенок газогенераторов.

Таблица 8.2 – 1.

Химический состав стали ВНС 25 (ТУ14-1-2235-77)

Содержание элементов, %								
C	Fe	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	Mn	Si
0.03	основа	11.5 - 12.5	9.0 – 10.3	0.5 – 0.8	0.15 – 0.25	до 0.2	до 0.25	до 0.25

Содержание элементов, %				
Zr	Ca	S	P	B
до 0.05	до 0.05	до 0.01	до 0.01	до 0.001

Согласно ТУ14-1-2235-77 для данной стали рекомендованы два режима термической обработки:

режим I – закалка с температуры  $(1000 \pm 10)$  °С, охлаждение – вода; обработка холодом при температуре  $(-70)$  °С, выдержка 2 часа, отпуск при температуре  $(250 - 500)$  °С – 2 часа;

режим II – закалка с температуры  $(750 \pm 10)$  °С, охлаждение – воздух или вода; закалка с температуры  $(750 \pm 10)$  °С, охлаждение – воздух или вода; отпуск при температуре  $(500 \pm 10)$  °С – 2 часа, охлаждение воздух.

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 операции, регламентированные режимом I: обработка холодом при температуре (-70) °С, выдержка 2 часа, отпуск при температуре 250 °С – 2 часа;

При механических испытаниях образцов–свидетелей узлов ЖРД из стали 03X12Н10МТР-ВД, термообработанных по режиму I 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  $\sim 1.4 - 1.8$  кгс м/см<sup>2</sup> (137.3 – 176.6 кДж/м<sup>2</sup>). Согласно ТУ значения ударной вязкости  $KCV^{196}$  должны быть на уровне  $\geq 4$  кгс м/см<sup>2</sup> (392.4 кДж/м<sup>2</sup>).

В задачу настоящей работы входило определение причины низких значений ударной вязкости (охрупчивания) стали 03X12Н10МТР-ВД после термической обработки по режиму I и операции термообезжиривания и изыскание технологии изготовления узлов ЖРД, исключающей охрупчивание их материала.

Для проведения исследований были изготовлены образцы, прошедшие термическую обработку по режимам I (шифр Ж, отпуск 250 °С – 2 часа) и II (шифр М); по режиму I и дополнительным нагревам при температуре 350 °С в течение 8 часов (шифр ЖТ-8) и в течение 16 часов (шифр ЖТ-16); по режиму II и дополнительному нагреву при температуре 350 °С в течение 16 часов (шифр МТ-16).

Изготовленные образцы прошли механические испытания по стандартным методикам. Результаты механических испытаний образцов представлены в табл. 8.2 – 2.

Как следует из представленных в табл. 8.2-2 результатов, статические механические свойства у образцов Ж находятся на уровне ниже требований, предусмотренных ТУ, а у образцов ЖТ-8 и ЖТ-16 значения ударной вязкости существенно ниже, чем требования ТУ.

Механические свойства материала образцов

Шифр образ ца	Режим ТО	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV <sup>-196</sup> , кДж/м <sup>2</sup>	HRC
Ж	I (отпуск 250 °С, 2 часа)	957.5	887.8	15,2	82,4	931.9	28
ЖТ-8	I + нагрев 350 °С, выдержка 8 часов, охлаждение на воздухе	1047.7	965.3	18	79	176.6	30,5
ЖТ-16	I + нагрев 350 °С, выдержка 16 часов, охлаждение на воздухе	1071.3	1067.3	19,2	80,5	137.3	31,5
М	II	1040.8	1036.9	18,8	74,9	1118.3	34
МТ-16	II + нагрев 350 °С, выдержка 16 часов, охлаждение на воздухе	1061.4	1012.4	17,2	74,9	941.8	34,5
По ТУ	I	981	912.3	11	60	392.4	-
	II	931.9	784.8	12	55	392.4	-

**Результаты исследования****Микроструктура**

Электронномикроскопическое исследование микроструктуры материала образцов показало, что у образцов серии Ж (Ж, ЖТ-8, ЖТ-16), термообработанных по режиму I, средний размер зерна ~ 45 мкм (5-6 балл по шкале ГОСТ 5639-65) (рис. 8.2 – 1а, б). У образцов серии М (М, МТ-16), термообработанных по варианту II, размер зерна на порядок меньше ~ 5 мкм (балл 10 - 11) (рис. 8.2 – 1в, г).

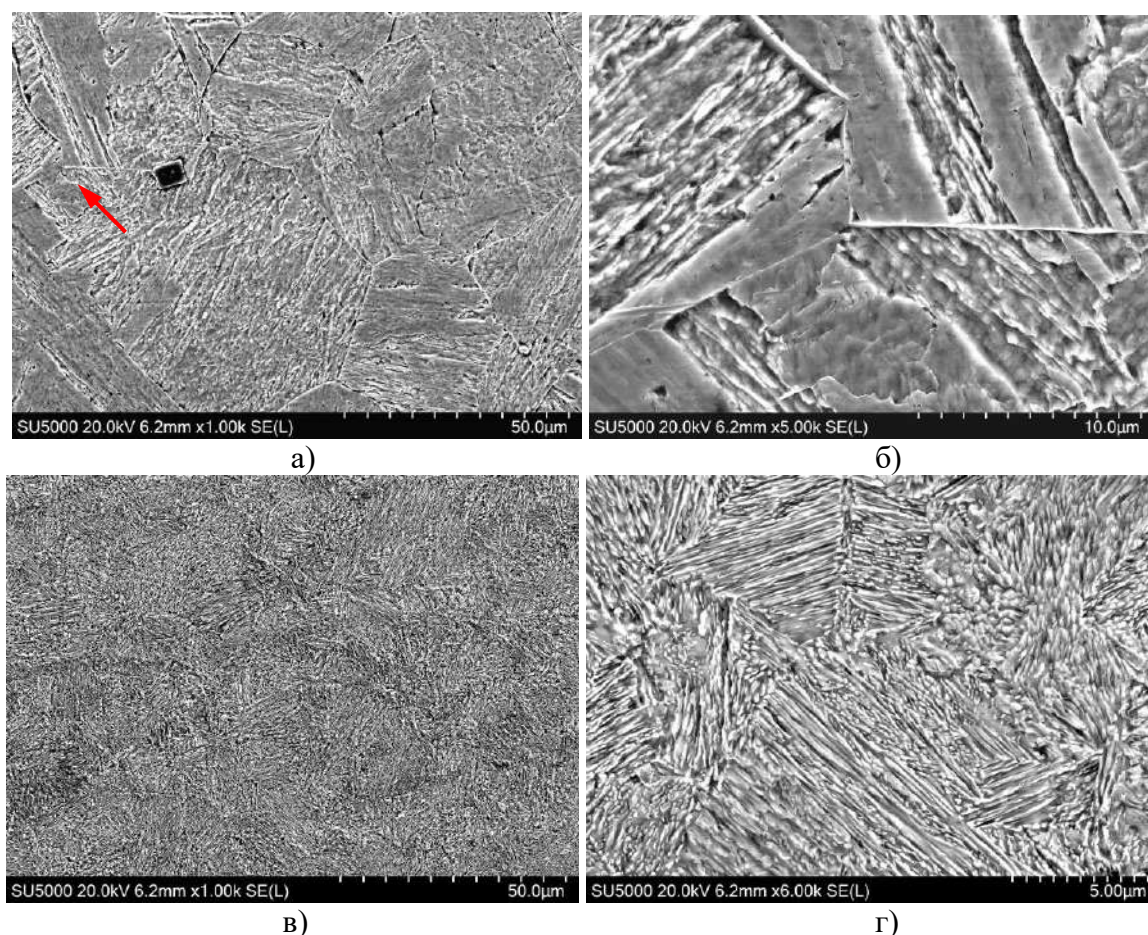


Рис. 8.2 - 1 Электронные изображения микроструктуры образцов ЖТ-16 (а, б) и М (в, г).  
Стрелкой отмечен нитрид титана.

В микроструктуре образцов обеих серий выявлены частицы нитрида титана размером до 10 мкм и выделяющиеся при кристаллизации слитка (рис. 8.2 – 2).

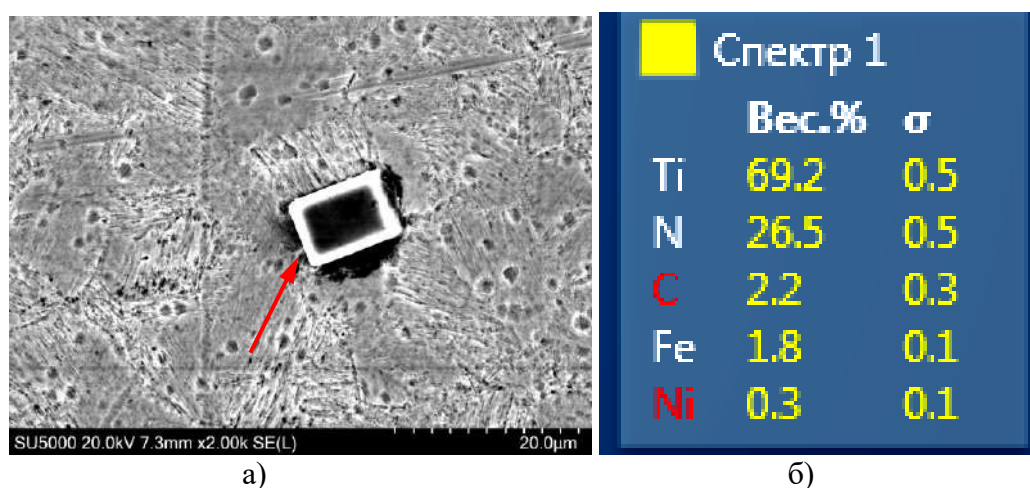


Рис.8.2 - 2 Электронное изображение частицы нитрида титана (а) и результаты её количественного микрорентгеноспектрального EDS анализа (б).

Исследованием фазового состава образцов методом дифракции обратно отраженных электронов установлено, что в структуре материала образцов серии М присутствуют как мартенсит ( $\alpha$  – фаза), так и аустенит ( $\gamma$  – фаза). На рис. 8.2 - 3



приведены электронное изображение микроструктуры образца МТ-16 и картины дифракции обратно отраженных электронов (EDSP), полученные от зерен мартенсита и аустенита и их ориентировки (углы Эйлера).

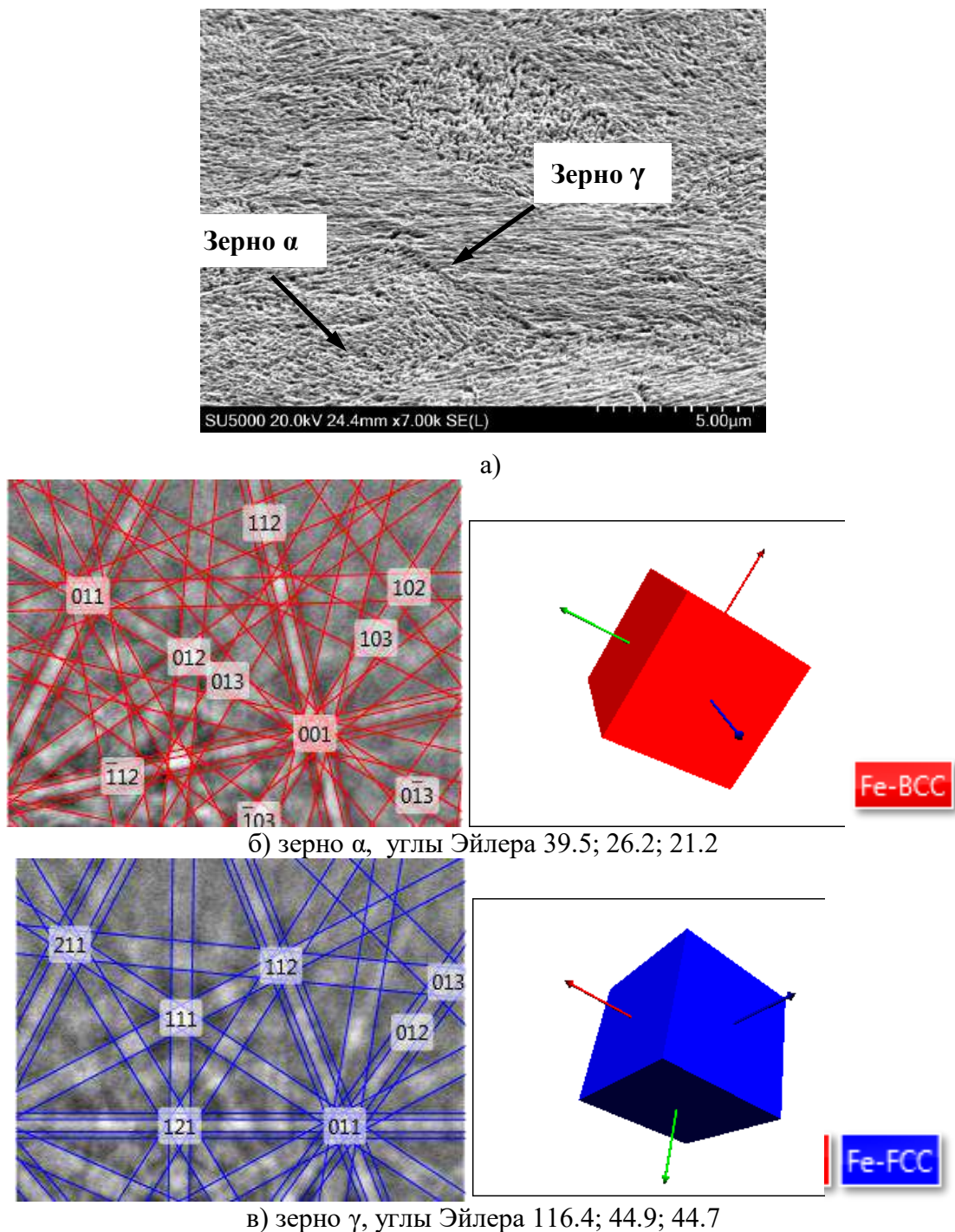


Рис.8.2 - 3 Электронное изображение микроструктуры образца МТ-16 (а) и проиндексированные картины EDSP, полученные от зерна  $\alpha$  – фазы (б) и зерна  $\gamma$  – фазы (в).

Были получены карты фазового состава образцов этой серии и определено процентное содержание аустенита и мартенсита (рис. 8.2 – 4, табл. 8.2 – 3).

Красным цветом выделены участки со структурой мартенсита (Fe-BCC), синим цветом – участки со структурой аустенита Fe-FCC.

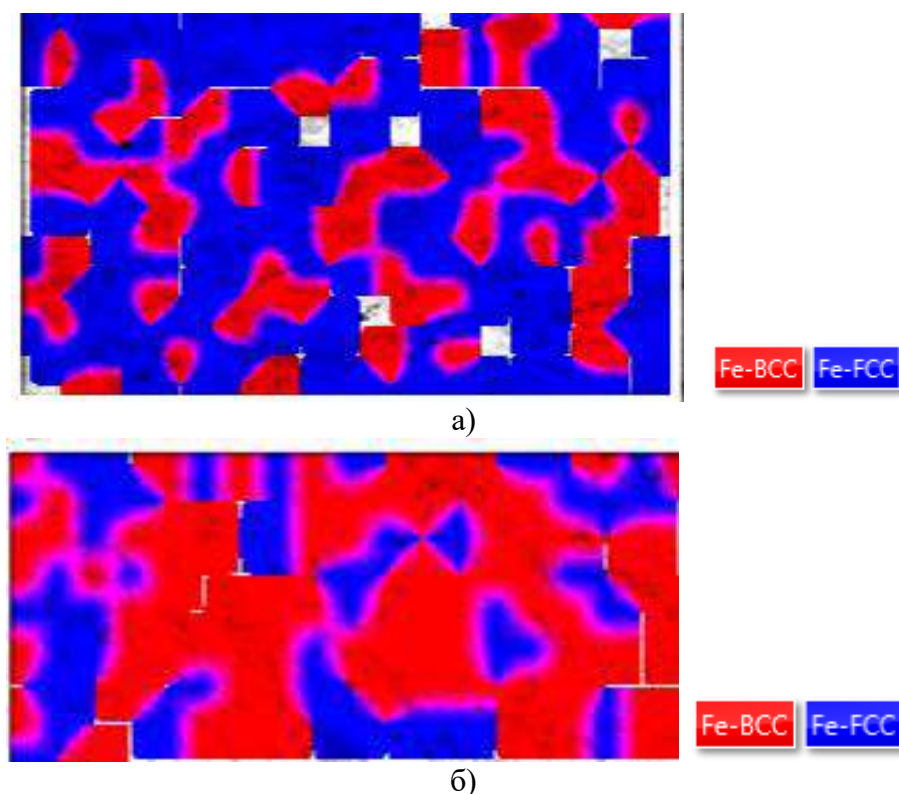


Рис. 8.2 - 4 Карты фазового состава образцов М (а) и МТ-16 (б).

Таблица 8.2 – 3.

Фазовый состав образцов		
Шифр образца	фаза - $\alpha$ , %	фаза - $\gamma$ , %
Ж	100	-
ЖТ-8	100	-
ЖТ-16	100	-
М	31	69
МТ-16	52	48

Как следует из представленных в табл. 8.2 – 3 результатов у образца МТ-16, подвергнутого дополнительному нагреву при температуре 350 °С в течение 16 часов, содержание мартенсита примерно на 20% превышает содержание мартенсита в образце М, не подвергавшемся такому нагреву.

У всех образцов серии Ж структура содержит 100% мартенсита (рис. 8.2 – 5, табл 8.2 – 3). Исследование фазового состава образцов стали 03Х12Н10МТР-ВД после закалки от 1000 °С в воду и после термообработки по варианту I

показало, что в обоих случаях эти образцы также имеют структуру со 100 % – м содержанием мартенсита.



Рис. 8.2 – 5 Карта фазового состава образца ЖТ-16, 100%  $\alpha$  – фазы.

### Механические свойства. Фрактография.

Макрофрактографический анализ изломов разрывных образцов, испытанных при комнатной температуре, показал, что у всех образцов разрушение произошло путем образования излома типа конус - чашка (рис. 8.2 – б а-в). Рельеф поверхности разрушения на площадках отрыва у всех образцов ямочный и соответствует вязкому разрушению.

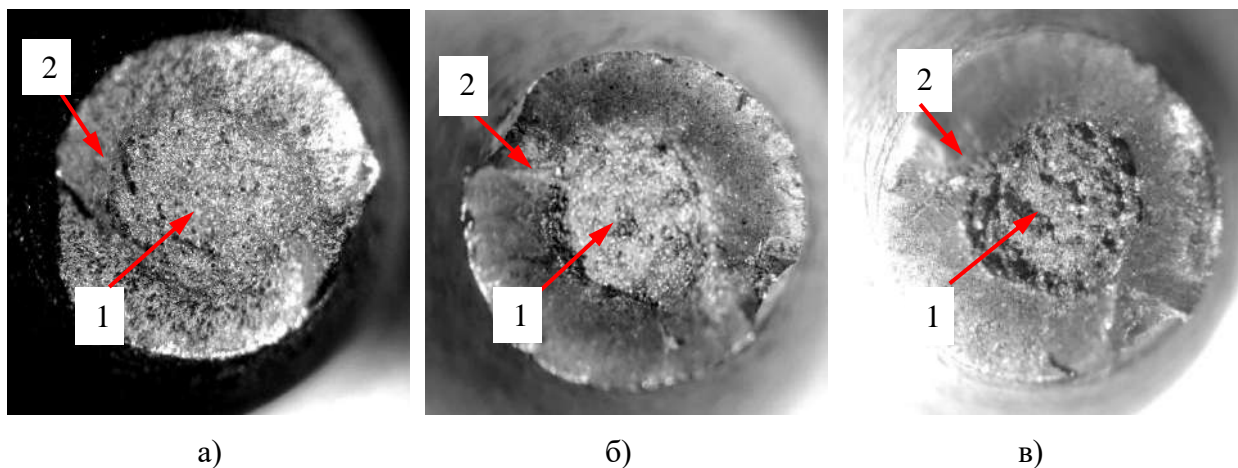


Рис. 8.2 - 6 Макроизображения поверхностей изломов разрывных образцов: а – образец ЖТ8, б – образец ЖТ16, в – образец М. Стрелками показаны: 1 – площадка нормального отрыва, 2 – зоны среза.

Макроанализом изломов ударных образцов, испытанных при температуре – 196 °С, установлено, что у образцов ЖТ-8 и ЖТ-16, имеющих низкие значения ударной вязкости, зоны среза узкие, а практически вся площадка отрыва имеет



относительно ровную поверхность (рис. 8.2 – 7а, б). Эти фрактографические признаки позволяют квалифицировать разрушение как хрупкое.

Следует отметить, что ударные образцы, термообработанные по варианту I и подвергшиеся дополнительному нагреву при 350 °С, испытанные при температуре +20 °С, имеют ударную вязкость ~ 1962 кДж/м<sup>2</sup> (~ 20 кгс·м/см<sup>2</sup>).

У образца Ж, не подвергавшегося дополнительному нагреву при 350 °С, и у образцов серии М макростроение изломов соответствует волокнистому (вязкому) разрушению (рис. 8.2 - 7в).

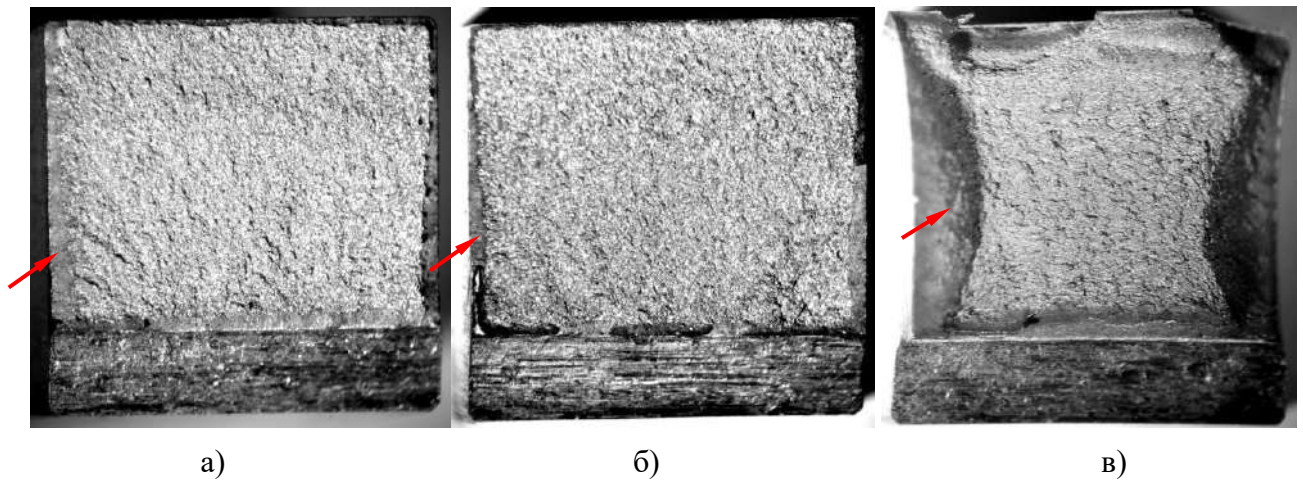


Рис. 8.2 - 7 Макроизображения поверхностей изломов ударных образцов: а – образец ЖТ8, б – образец ЖТ16, в – образец М. Стрелками показаны зоны среза.

Для дальнейших исследований были изготовлены ударные образцы, термообработанные по режиму образца ЖТ-8 и подвергнутые испытаниям при температурах –196 °С, –175 °С, –150 °С и при +20 °С. Результаты испытаний представлены в табл. 8.2 - 4 и на рис. 8.2 – 8.

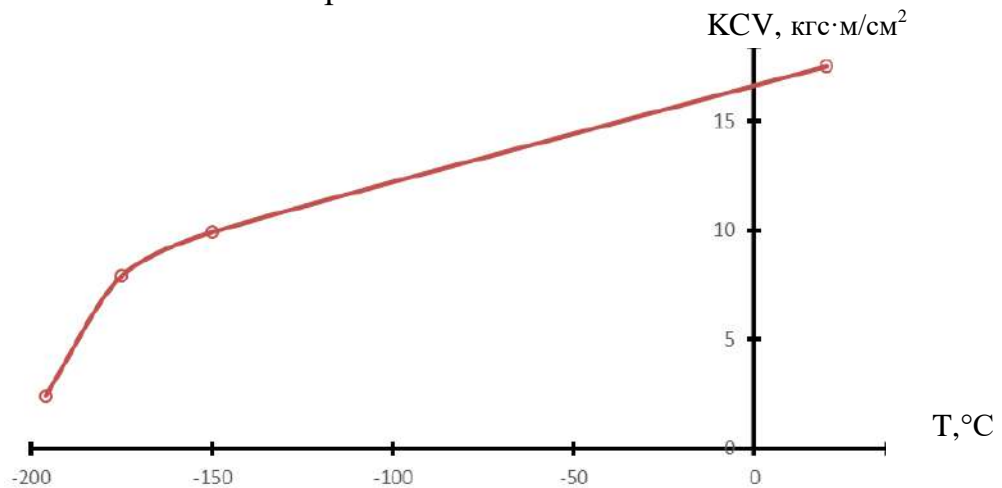


Рис. 8.2 – 8 Зависимость ударной вязкости от температуры испытаний.

Результаты механических испытаний образцов

Шифр образца	Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup> (кгс·м/см <sup>2</sup> )	Температура испытаний, °С	Поверхностная доля зоны среза, %
1	1716.8 (17.5)	20	37
2	971.2 (9.9)	- 150	34
3	775.0 (7.9)	-175	29
4	245.3 (2.5)	- 196	16

Макроанализом поверхности полученных изломов установлено, что по мере снижения температуры испытаний волокнистое макростроение изломов (рис. 8.2 - 9 а, б, в) сменяется на хрупкое (рис. 8.2 - 9г). Смена механизма разрушения происходит в интервале температур от – 175 до – 196 °С.

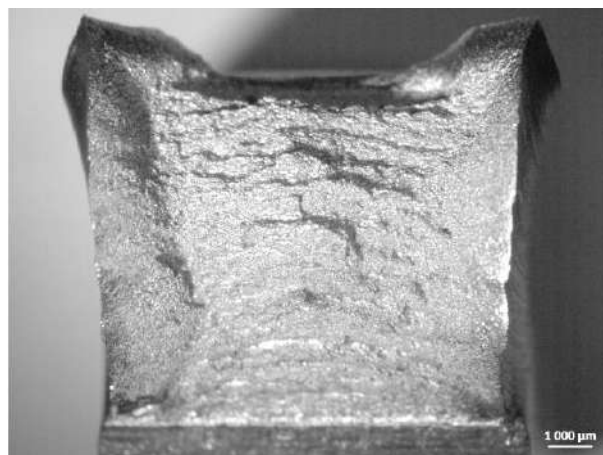
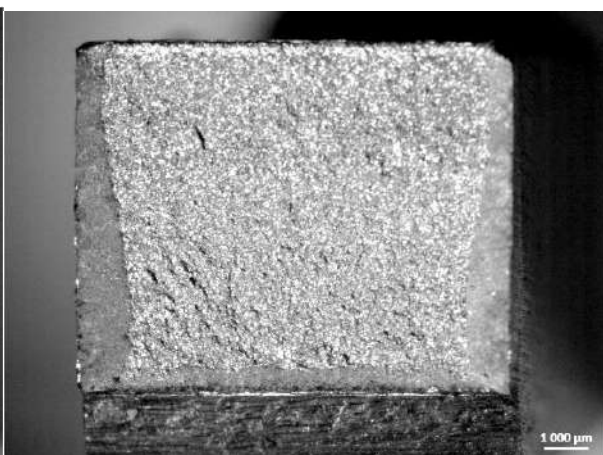
а) образец №1 ( $KCU^{20}=1716.8$ )б) образец №2 ( $KCU^{-150}=971.2$ )в) образец №3 ( $KCU^{-175}=775.0$ )г) образец №4 ( $KCU^{-196}=245.3$ )

Рис. 8.2 - 9 Макроизображения поверхности изломов ударных образцов, термообработанных по режиму образца ЖТ-8.

Микрофрактографическое исследование изломов показало, что у образца, испытанного при температуре +20 °С разрушение на площадке отрыва и в зонах

среза вязкое (рис. 8.2 - 10а). У образцов, разрушенных при температурах  $-150$  и  $-175$  °С, на площадках отрыва разрушение происходило транскристаллитно путем скола и вязко с образованием фасеток с ямочным рельефом поверхности (рис. 8.2 – 10б, в). В зонах среза у этих образцов разрушение вязкое. У образца, испытанного при температуре  $-196$  °С на площадках отрыва разрушение транскристаллитное путем скола, а в зонах среза – вязкое с ямочным рельефом поверхности (рис. 8.2 – 10г).

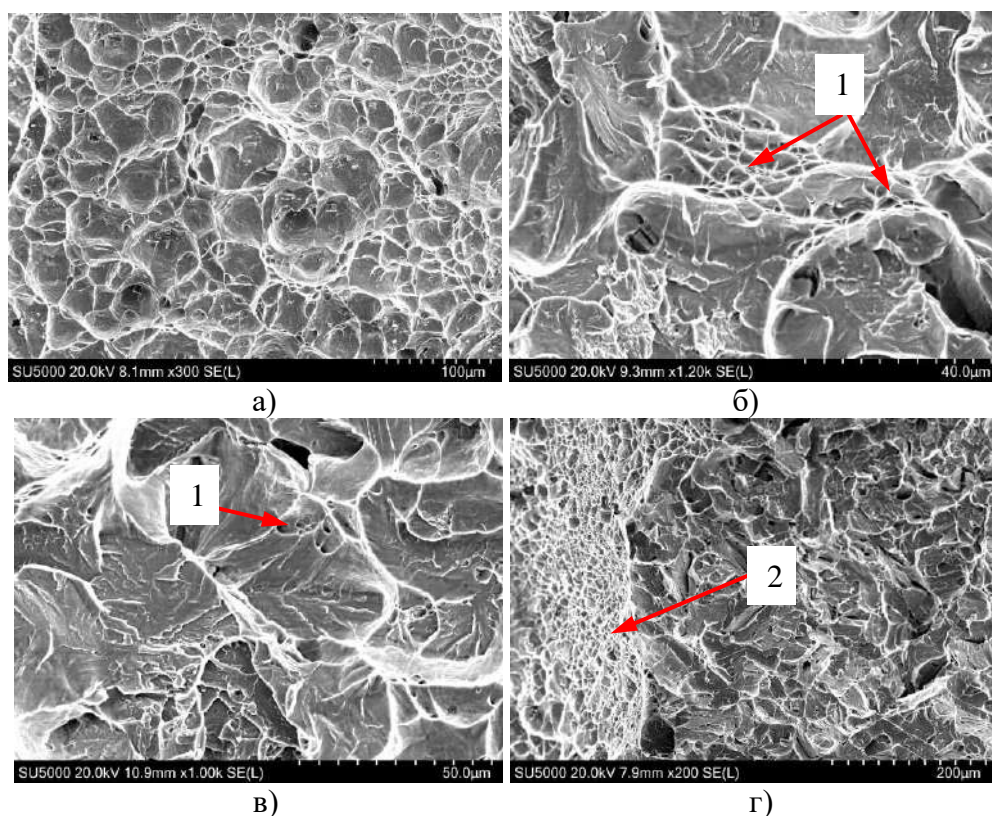


Рис. 8.2 - 10 Электронные микрофрактограммы поверхностей изломов ударных образцов, термообработанных по режиму образца ЖТ-8 и испытанных при температурах  $+20$  (а),  $-150$  (б),  $-175$  (в) и  $-196$  °С. Стрелками отмечены: 1 – фасетки с ямочным рельефом, 2 – ямочный рельеф на поверхности зоны среза.

Для определения влияния температуры отпуска на твердость HRC и ударную вязкость KCV<sup>-196</sup> образцов, обработанных по варианту I, были изготовлены ударные образцы, термообработанные по варианту I и прошедшие отпуск при температурах  $250$ ,  $350$  и  $450$  °С в течение 8 часов. Результаты испытаний приведены в табл. 8.2 – 5.

Как следует из представленных результатов, с повышением температуры отпуска у образцов повышается твердость и снижается ударная вязкость (рис. 8.2

– 11). Минимальные значения ударной вязкости  $\sim 88.3 \text{ кДж/м}^2$  ( $\sim 0.9 \text{ кгс}\cdot\text{м/см}^2$ ) наблюдаются у образцов, прошедших отпуск при температуре  $450^\circ\text{C}$ .

Таблица 8.2 - 5.

Твердость HRC и ударная вязкость  $KCV^{-196}$  у образцов, термообработанных по режиму I

Температура отпуска, $^\circ\text{C}$	Ударная вязкость при температуре $-196^\circ\text{C}$ , $\text{кДж/м}^2$	Твердость, HRC
250	931.9	28
350	147.2 – 176.6	30 - 32
450	88.3 – 117.7	37.6- 38.8
500	107.9	33

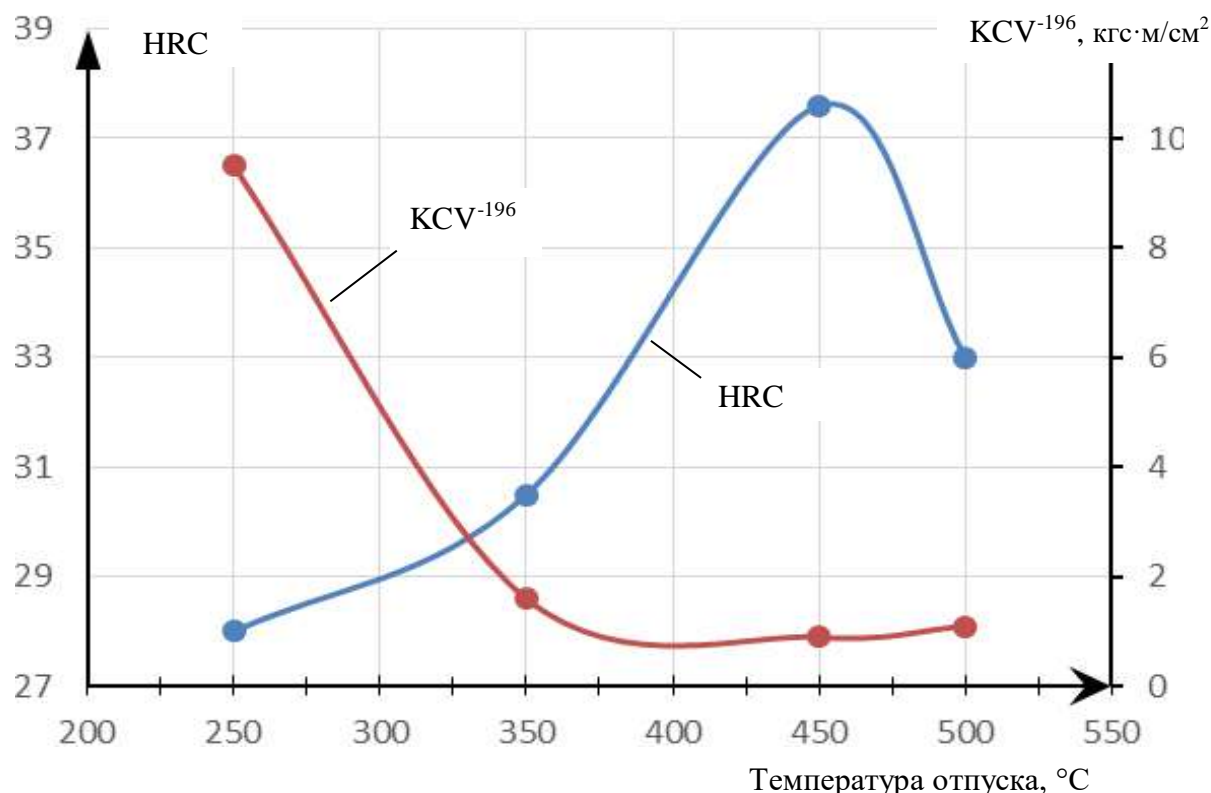


Рис. 8.2 - 11 Влияние температуры отпуска на твердость HRC и ударную вязкость  $KCV^{-196}$  у образцов, прошедших термообработку по режиму I.

С целью повышения значений ударной вязкости у образцов, прошедших термообработку по режиму I, такие образцы были повторно термообработаны по режиму - закалка с температуры  $(750 \pm 10)^\circ\text{C}$ , охлаждение – вода; отпуск при температуре  $450^\circ\text{C}$  – 2 часа, охлаждение воздух.

Результаты механических испытаний образцов, прошедших повторную термообработку представлены в табл. 8.2 – 6.



Как следует из представленных результатов, образцы, прошедшие повторную термообработку, имеют максимальную прочность и ударную вязкость, соответствующую требованиям  $TU \geq 392.4 \text{ кДж/м}^2$  ( $4 \text{ кгс·м/см}^2$ ).

Таблица 8.2 – 6.  
Механические свойства материала образцов после повторной Т.О.

$\sigma_B$ , МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\sigma_{0.2}$ , МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV <sup>-196</sup> , кДж/м <sup>2</sup> , (кгс·м/см <sup>2</sup> )	HRC
1080.9 (110.3)	969.2 (98.8)	14.4	72.9	569 (5.8)	35

Исследованием фазового состава методом дифракции обратно отраженных электронов установлено, что в структуре материала образцов, прошедших повторную термообработку присутствуют как мартенсит ( $\alpha$  – фаза)  $\sim 76.6$  %, так и аустенит ( $\gamma$  – фаза)  $\sim 23.4$  % (рис. 8.2 – 12).

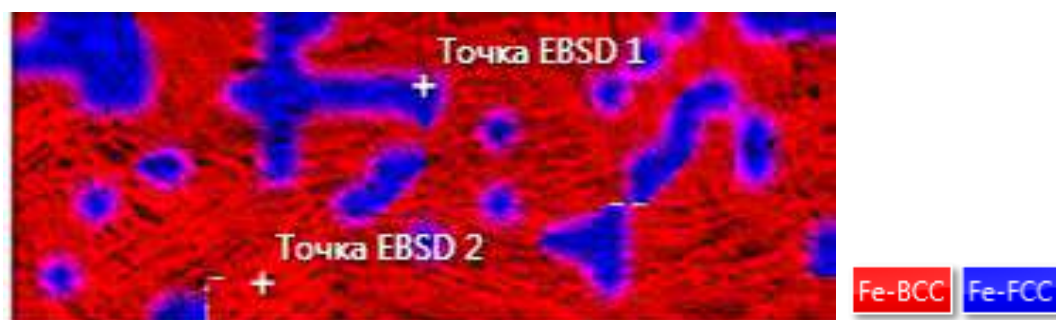


Рис. 8.2 - 12 Карта фазового состава образца, после повторной термообработки: 72.9 %  $\alpha$  – фазы, 27.1 %  $\gamma$  – фаза.

После выдержки этих образцов в жидком азоте в течение 7 часов в их фазовом составе присутствовало  $\sim 83.2\%$  мартенсита и  $\sim 16.8$  % аустенита, т.е. содержание аустенита снизилось на 6.6%.

### Анализ результатов

Как следует из результатов исследования, образцы серии Ж, термообработанные по режиму I имеют структуру со 100 % – м содержанием мартенсита. Мартенситную структуру имеют образцы как после закалки от 1000 °С, так и после закалки от 1000 °С и отпусков в интервале температур 250 – 500 °С. В микроструктуре образцов серии М, термообработанных по режиму II, присутствуют как мартенсит, так и аустенит.

Значительное снижение ударной вязкости  $KCV^{-196}$  происходит только у образцов термообработанных по режиму I и подвергнутых дополнительным нагревам (отпуску) при температурах 350 и 500 °С. Зависимость ударной вязкости  $KCV^{-196}$  от температуры у этих образцов имеет вид типичной кривой перехода из пластичного состояния в хрупкое (рис. 8.2 – 8). У образцов, прошедших дополнительный отпуск при температуре 350 °С вязко хрупкий переход осуществляется в интервале температур от -175 до -196 °С, а разрушение происходит транскристаллитно по механизму скола.

Известно [160], что сталь 03X12H10МТР-ВД имеет слабо выраженный эффект старения. Очевидно, что упрочнение образцов серии Ж, термообработанных по режиму I и подвергнутых дополнительным нагревам (отпуску) при температурах 350 и 500 °С, происходит в результате старения мартенсита, а степень упрочнения повышается с повышением температуры старения: у образцов после отпуска при температуре 350 °С твердость HRC ~ 30 – 32, а у образцов после отпуска 450 °С HRC ~ 37 – 39.

В близкой по составу мартенситностареющей стали 00X11H10M2T максимальное упрочнение достигается при старении в интервале температур 480 – 530 °С [161, 162]. В этой стали основной упрочняющей фазой, выделяющейся в мартенсите при старении, является интерметаллид  $Ni_3Ti$ , имеющий две модификации: метастабильную  $\gamma'$  -  $Ni_3Ti$  с кубической ГЦК решеткой и стабильную  $\eta$ - $Ni_3Ti$  с ГПУ решеткой [163, 164]. Уровень упрочнения зависит от содержания титана в твердом растворе - количества фазы  $Ni_3Ti$  [165]. Очевидно, что и в стали 03X12H10МТР-ВД упрочняющей фазой, выделяющейся в мартенсите при старении, является интерметаллид  $Ni_3Ti$ , но максимальное упрочнение здесь достигается при температуре старения ~ 450 °С.

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 [165].

С уменьшением размера зерна температурный интервал перехода из вязкого состояния в хрупкое смещается в область более низких температур, поэтому относительно крупное зерно у образцов стали, термообработанных по режиму I (~ 50 мкм), явилось фактором, способствовавшим охрупчиванию.

Очевидно, что отсутствие вязко-хрупкого перехода у стали 03X12H10МТР-ВД, термообработанной по режиму II, связано с наличием в микроструктуре как мартенсита, так и аустенита, а также с мелким зерном, имеющим размер ~ 5 мкм.

Установлено, что повторная термообработка образцов стали, предварительно термообработанных по режиму I и подвергнутых дополнительным нагревам в интервале температур от 350 до 500 °С, включающая в себя закалку с температуры 750 °С, охлаждение в воде и старение при температуре 450 °С в течение 2 часов, позволяет получить аустенитно-мартенситную структуру с содержанием аустенита ~ 23 %. У образцов после такой термообработки вязко-хрупкий переход отсутствует, они имеют высокую прочность ~ 1010 МПа (110 кгс/мм<sup>2</sup>) и значение ударной вязкости KCV<sup>-196</sup>, соответствующее требованиям ТУ ~ 490 кДж/м<sup>2</sup> (5-6 кгс м/см<sup>2</sup>). После выдержки этих образцов в жидком азоте в течение 7 часов содержание аустенита снизилось до 17 %, что свидетельствует о его устойчивости.

### 8.3 Технологическое охрупчивание сплава ЖСЗ – ДК

У части ЖРД, работающих на самовоспламеняющихся компонентах рабочее колесо турбины (РКТ), изготавливают из жаропрочного высоколегированного литейного никелевого сплава ЖСЗ – ДК (ХН59МВТКЮЛ) путем литья. Зарубежным аналогом этого сплава является сплав Rene 95.

Химический состав сплава ЖСЗ – ДК представлен в табл. 8.3 – 1.

Таблица 8.3 – 1.

Химический состав сплава ЖСЗ - ДК в % масс.

Сплав	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	Co	Ni
ЖСЗ-ДК	0.07-0.12	≤ 0.4	≤ 0.4	11-14	3.5-5.0	3.5-5.0	5-10	основа

Продолжение

Сплав	Ti	Al	Fe	B	Ce	S	P
ЖСЗ-ДК	2.5-3.2	4.0-4.8	≤ 2	0.01-0.02	0.01-0.02	0.01	0.015

Сплав применяется для отливки фасонных деталей двигателей, работающих при температурах до 900 °С. Детали изготавливают методом точного литья по выплавляемым моделям и использованием литейных отходов сплава в количестве 50% [167]. Сплав выплавляют в высокочастотных индукционных (открытых или вакуумных) печах.

На огневом испытании одного из двигателей при запуске на первой секунде произошло разрушение и возгорание РКТ. На рис. 8.3 – 1 представлено макроизображение фрагментов РКТ.

Внешним осмотром фрагментов РКТ установлено, что его разрушение произошло путем образования первичной трещины, распространяющейся от очага разрушения, отмеченного на рис. 8.3 – 1 стрелкой 1, через отверстия в диске РКТ (рис. 8.3 – 1 по стрелкам 2). От отверстий, через которые распространилась первичная трещина, прошли вторичные разрушения путем роста радиальных трещин, распространявшихся в сторону бандажа с образованием пяти фрагментов РКТ, отмеченных цифрами I, II, III IV и V.

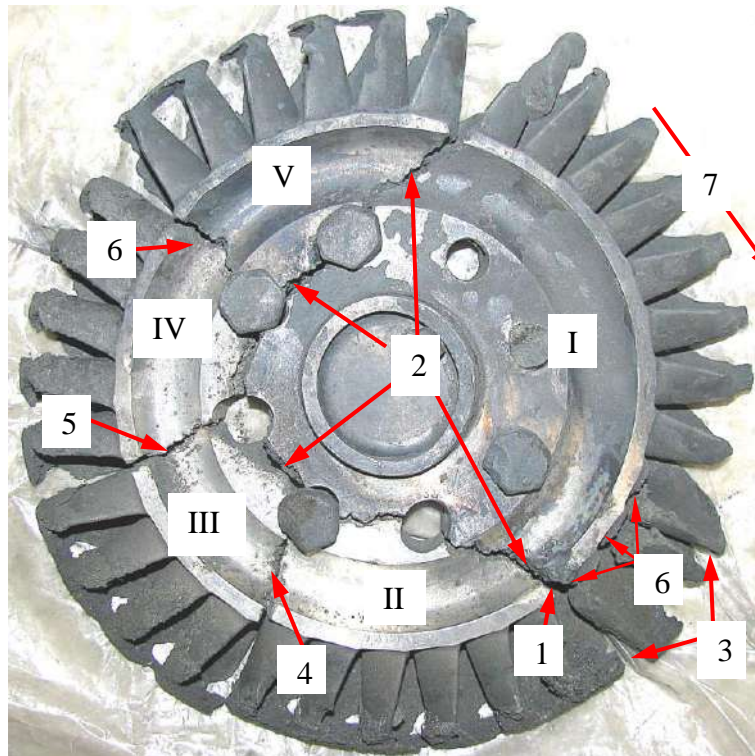


Рис. 8.3 - 1 Макроизображение фрагментов РКТ. Фрагменты РКТ отмечены цифрами I – V. Стрелками показаны: 1 – очаг разрушения; 2 – первичная трещина; 3 – очаг возгорания; 4, 5, 6 – вторичные радиальные трещины, 6 – трещины в лопатках, 7 – направление вращения РКТ.

При образовании первичной трещины и её раскрытии под воздействием центробежной силы произошло интенсивное контактное взаимодействие поверхности бандажа с уплотнительным кольцом статора, вызвавшее локальное оплавление поверхности бандажа, последующее возгорание расплава и разгар бандажа и лопаток РКТ. Очаг возгорания бандажа находился в секторе, отмеченном на рис. 8.3 – 1 стрелками 3. В этом же секторе в корне у трех лопаток со стороны входной кромки образовались трещины, отмеченные стрелками 6.

Поскольку при запуске двигателя РКТ испытывает нагрузку ударного типа (разгон до 20000 об/мин за две секунды), а разрушение РКТ произошло на 1-ой секунде запуска, то можно сделать вывод о том, что разрушение РКТ произошло под воздействием ударной нагрузки.

Для проведения исследований использовали материал фрагментов диска, разрушенного РКТ (РКТ №1), изготовленного с использованием литейных отходов (скрап 3-го переплава) сплава в количестве 50% и материал диска РКТ, изготовленного из «свежей» шихты без использования скрапа - (РКТ №2).

Из материала дисков РКТ были изготовлены разрывные и ударные образцы, проведены их испытания и определены механические свойства, значения которых приведены в табл.8.3 – 2.

Таблица 8.3 – 2.

Результаты испытаний образцов, вырезанных из фрагментов диска РКТ №1

№ РКТ	Временное сопротивление разрыву $\sigma_B$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести (условный) $\sigma_{0.2}$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное удлинение $\delta$ , %	Относительное сужение $\psi$ , %	Ударная вязкость $a_1$ , кДж/м <sup>2</sup> (кгс·м/см <sup>2</sup> )
№1	<b>796.6 (81.2)</b>	761.3 (77.6)	<b>2.0</b>	8.2	<b>157 (1.6)</b> <b>176.6 (1.8)</b>
№2	883.9 (90.1)	799.5 (81.5)	8.4	13.9	412 (4.2)
КД	$\geq 863.2$ (88)	$\geq 735.8$ (75)	$\geq 5$		$\geq 294.3$ (3)

Как следует из полученных результатов значения прочности ( $\sigma_B$ ), удлинения  $\delta$  и ударной вязкости  $a_1$  у материала РКТ №1 не соответствуют требованиям КД и материал диска охрупчен вследствие низких значений ударной вязкости и удлинения. У материала диска РКТ №2 механические свойства соответствуют требованиям КД.

Исходя из этого, в задачу настоящей работы входило определение характера разрушения РКТ, а также причины низких значений ударной вязкости (охрупчивания) материала, разрушенного РКТ и их связи с использованной технологией литья сплава ЖСЗ – ДК.

В использованной технологии выплавку сплава проводили в высокочастотной индукционной вакуумной печи, а изготовление РКТ методом точного литья по выплавляемым моделям.

Для проведения исследований использовали материал фрагментов диска, разрушенного РКТ (РКТ №1), изготовленного с использованием литейных отходов (скрап 3-го переplava) сплава в количестве 50% и материал диска РКТ, изготовленного из «свежей» шихты без использования скрапа - (РКТ №2).

## Результаты исследования

Макроанализом установлено, что изломы у фрагментов РКТ№1 имеют развитый рельеф поверхности разрушения, при этом, у фрагмента I оба излома покрыты слоем расплава и окалины, образовавшихся при возгорании бандажа. У фрагмента V, со стороны фрагмента I часть поверхности излома также покрыта слоем окалины. Остальные изломы у фрагментов II, III, IV и V окислены и имеют незначительные повреждения поверхности (рис. 8.3 – 2).

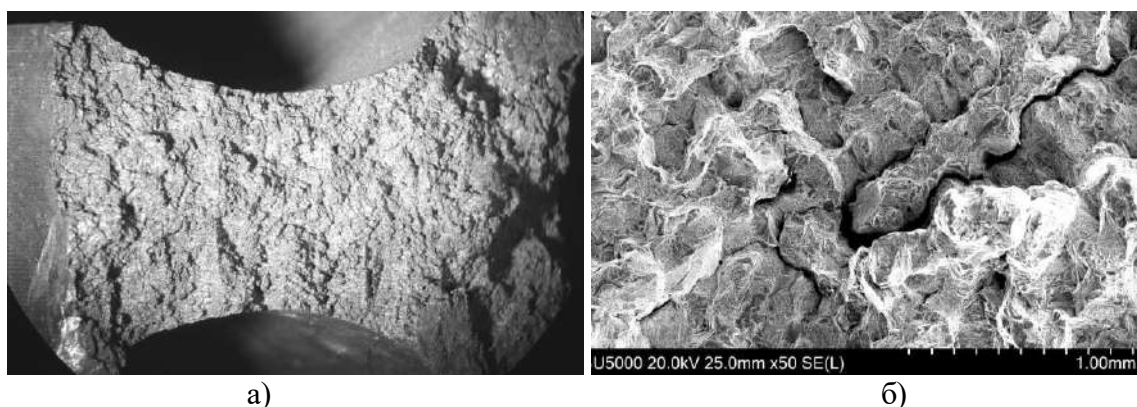


Рис. 8.3 - 2 Оптическое (а) и электронное (б) макроизображения излома радиальной трещины у фрагмента III.

Микрофрактографическое исследование изломов показало, что разрушение диска РКТ№1 происходило по смешанному механизму: вязко по материалу матрицы (рис.8.3 – 3 по стрелкам 1) и хрупко по выделениям крупных карбидов (рис.8.3 – 3 по стрелкам 2). На поверхности разрушения выявлены раковины, имеющие размер  $\sim 100$  мкм и выше (рис.8.3 – 3 по стрелке 3).

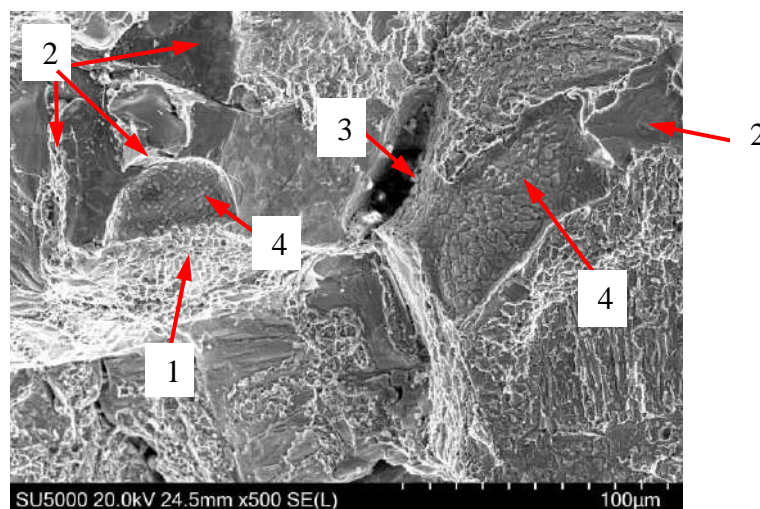


Рис 8.3 - 3 Электронная фрактограмма поверхности радиальной трещины у фрагмента III. Стрелками показаны: 1 – вязкое разрушение по материалу матрицы, 2 – хрупкое разрушение по выделениям карбидов, 3 – раковина, 4 – поверхность раковины с выделениями  $\gamma'$  – фазы.



На поверхности раковин выявлены множественные выделения частиц размером от 0.8 до 5 мкм. По данным микрорентгеноспектрального EDS анализа (МРСА) эти выделения представляют собой частицы  $\gamma'$  – фазы (рис.8.3 – 4).

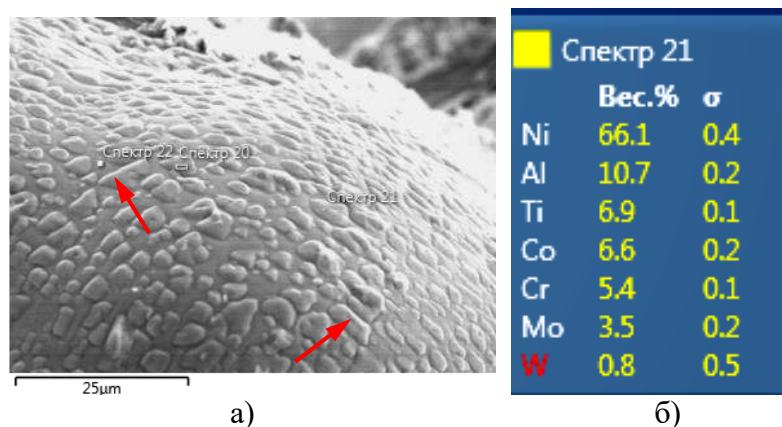


Рис.8.3 – 4 Выделения  $\gamma'$  – фазы на поверхности раковины (отмечены стрелками) (а) и результаты их количественного МРСА (б)

Микрорентгеноспектральным EDS анализом установлено, что хрупкие разрушения материала диска РКТ проходили по выделениям карбидов титана ( $\text{TiC}$ ) (рис.8.3 – 5а, б), а также по выделениям карбидов типа  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  (рис.8.3 – 5 в, г).

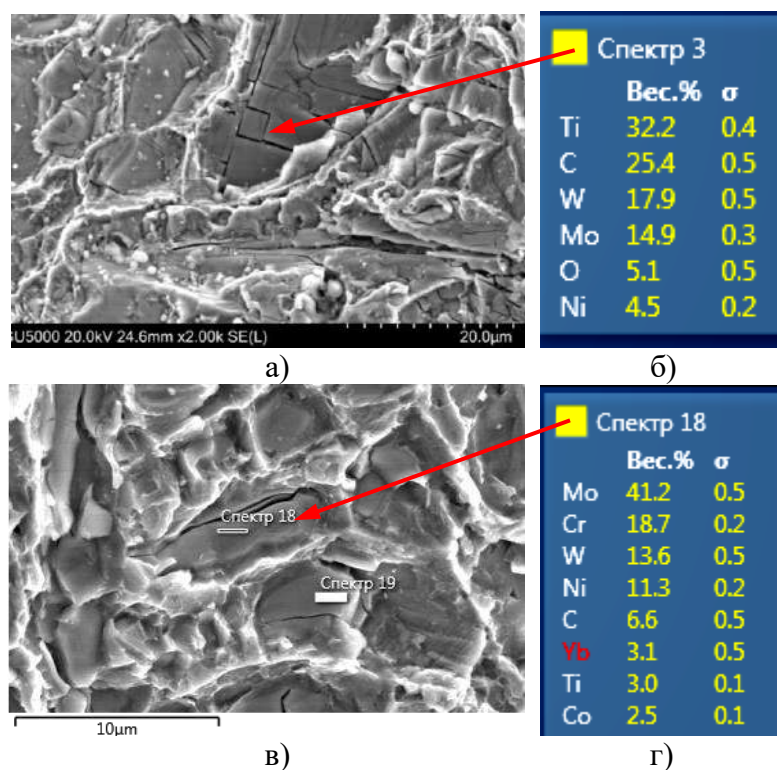


Рис.8.3 - 5 Электронные микрофрактограммы поверхностей разрушения и результаты их количественного МРСА: а, б – разрушение по карбидам титана ( $\text{TiC}$ ); в, г – разрушение по карбидам  $\text{M}_{23}\text{C}_6$



Металлографическое исследование шлифов, вырезанных из фрагментов РКТ, показало, что в литой структуре материала дендриты имеют размер до 7 мм (рис.8.3 – 6).

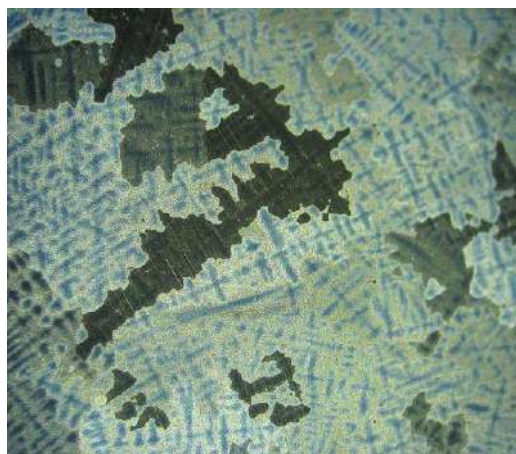


Рис.8.3 - 6 Макроструктура материала РКТ.  $\times 10$ .

В микроструктуре материала РКТ выявлены многочисленные карбиды титана  $\text{TiC}$ , имеющие размер до 100 мкм (рис.8.3 – 7 а, б), а также более мелкие округлые выделения карбидов  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  (рис.8.3 – 7 в, г).

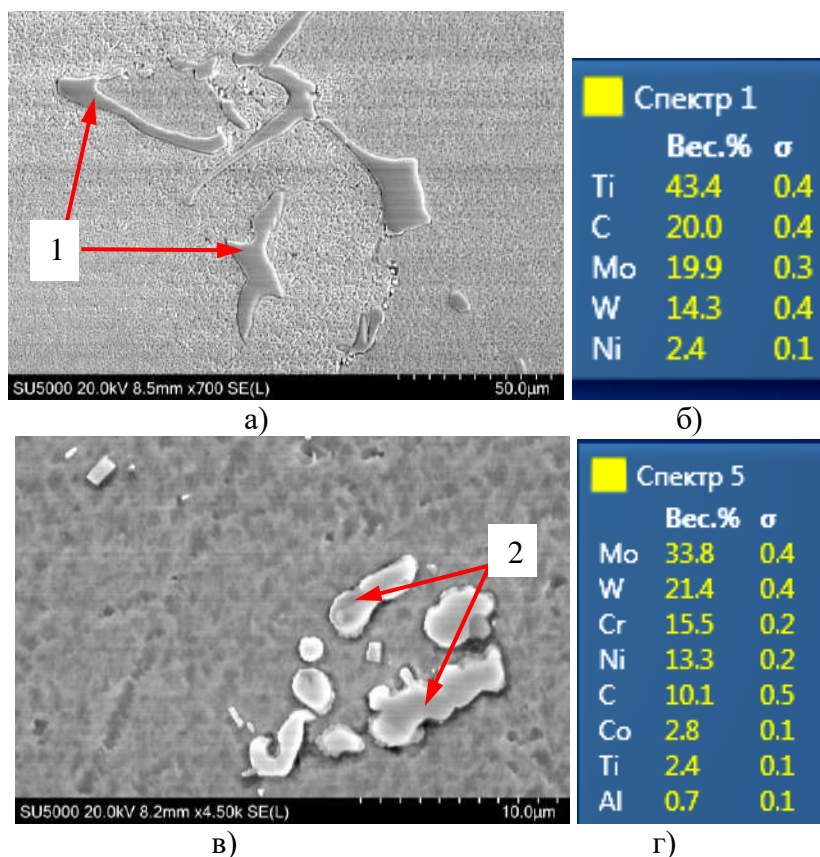


Рис.8.3 - 7 Электронные изображения микроструктуры материала РКТ: а, б – карбиды титана  $\text{TiC}$  и результаты их количественного МРСА; в, г – карбиды  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  и результаты их количественного МРСА. Стрелками показаны: 1 – карбиды  $\text{TiC}$ , 2 – карбиды  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ .

На рис.8.3 – 8 в сравнении представлены электронные изображения микроструктуры и электронные микрофрактограммы поверхности изломов ударных образцов, вырезанных из дисков РКТ №1 и №2. Видно, что в микроструктуре диска РКТ №1 выделения карбидов титана имеют неблагоприятную форму и размеры до 100 мкм (рис.8.3 – 8а), в то время как в микроструктуре диска РКТ №2 основная часть карбидов титана имеет размер до 10 мкм и только у отдельных карбидов ~ 30 мкм (рис.8.3 – 8б).

На изломах ударных образцов с использованием карт распределения элементов, полученных методом микрорентгеноспектрального анализа, были определены поверхностные доли хрупкого разрушения по карбидам титана  $S^k$ . На изломе ударного образца РКТ №1 значение  $S^k$  составляет ~ 24.6 %, а на изломе ударного образца РКТ №2  $S^k$  ~ 12.4 % (рис. 8.3 – 8 в, г).

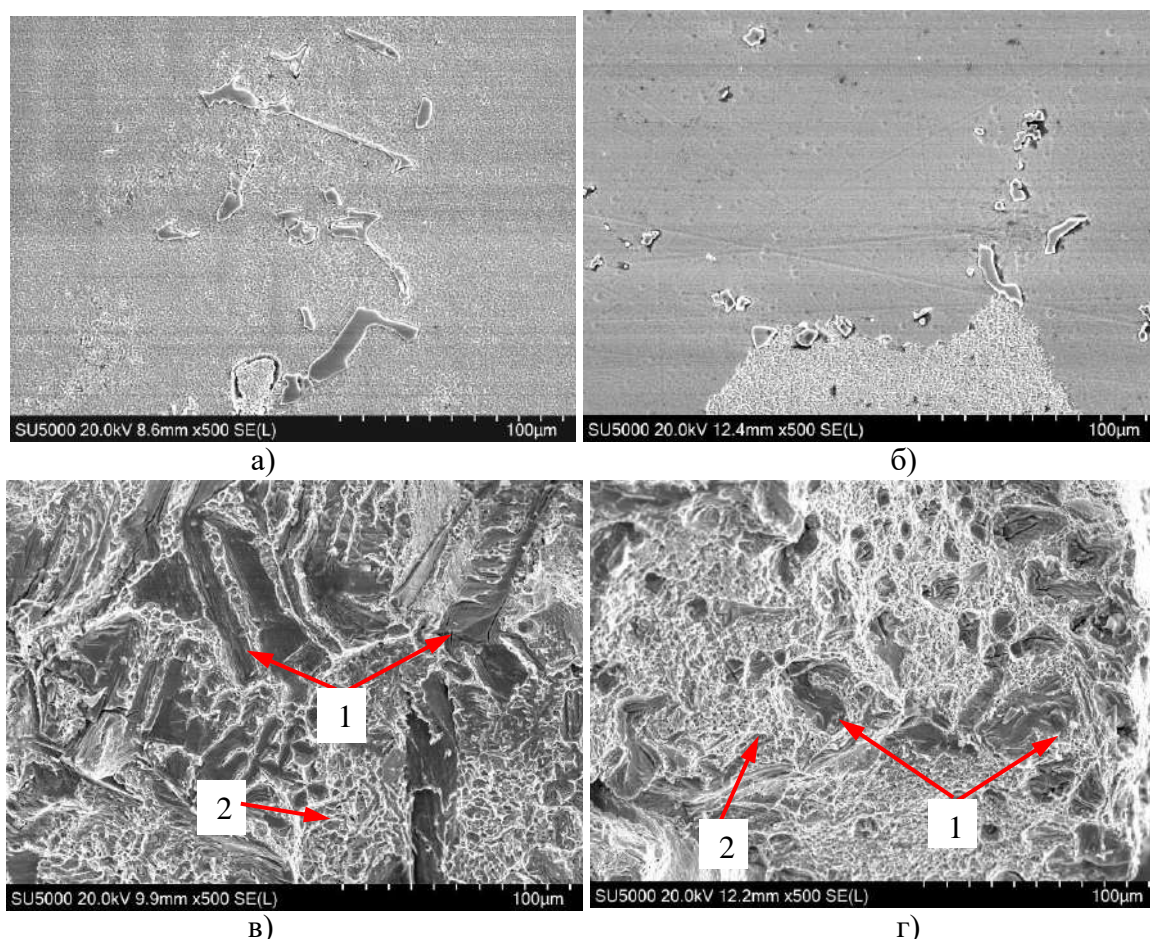


Рис.8.3 - 8 Электронные изображения микроструктуры и электронные фрактограммы поверхностей разрушения ударных образцов, вырезанных из дисков РКТ №1(а, в) и РКТ №2 (б, г). Стрелками отмечены участки хрупкого разрушения по карбидам титана (1) и вязкого разрушения по материалу матрицы (2).

Следует отметить, что у материала РКТ №1 карбиды MC представляют собой карбиды титана (рис.8.3–7 а, б), в то время как в микроструктуре РКТ №2 присутствуют как карбиды титана (TiC), так и ограненные карбонитриды титана (TiCN) размером  $\sim 0.8 - 1.8$  мкм, находящиеся внутри округлых карбидов титана (рис.8.3–9). Такое строение выделений свидетельствует о том, что карбонитриды являются первичными центрами кристаллизации, на поверхности которых кристаллизуются карбиды титана.

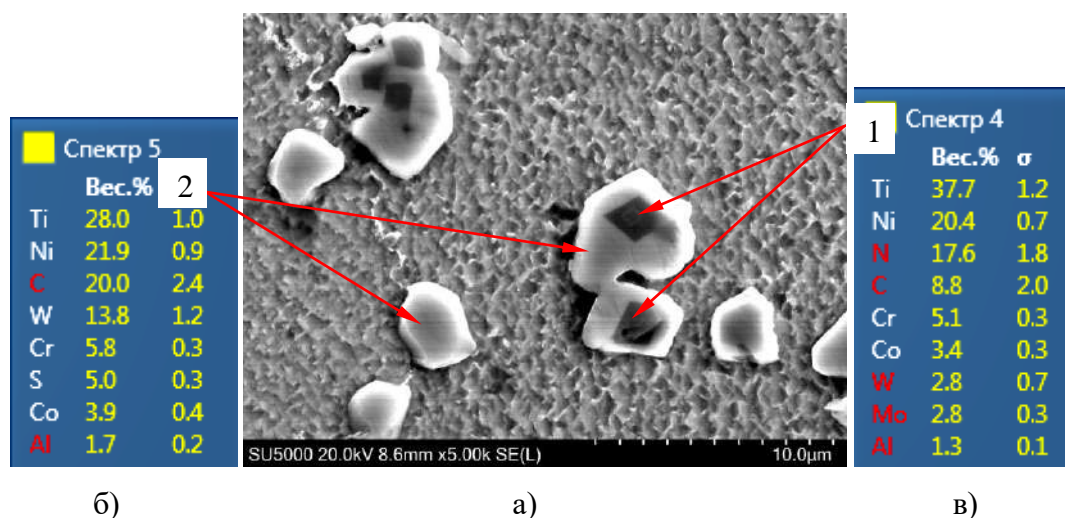


Рис.8.3 - 9 Электронное изображение карбонитридов и карбидов титана в микроструктуре материала РКТ №2 и результаты их количественного МРСА. Стрелками отмечены: 1 – карбонитриды титана (TiCN), 2 – карбиды титана (TiC).

Испытание механических свойств материала диска РКТ№2 показали, что их значения соответствуют требованиям КД (табл. 8.3 – 3).

Таблица 8.3 -3

Результаты испытаний образцов, вырезанных из диска РКТ №2

№ РКТ	Временное сопротивление разрыву $\sigma_b$ , МПа, (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести (условный) $\sigma_{0.2}$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное удлинение $\delta$ , %	Относительное сужение $\psi$ , %	Ударная вязкость $a_1$ , кДж/м <sup>2</sup> (кгс·м/см <sup>2</sup> )
№2	883.9 (90.1)	799.5 (81.5)	8.4	13.9	412 (4.2)
КД	$\geq 863.3$ (88)	$\geq 729$ (75)	$\geq 5$		$\geq 294.3$ (3)

### Анализ результатов

Проведенное исследование показало, что аварийный исход ОИ двигателя произошел в результате первичного разрушения диска РКТ№1 под воздействием ударной нагрузки на запуске и последующего возгорания бандажа ротора из-за



контакта с поверхностью уплотнительного кольца статора. Основной причиной разрушения диска РКТ№1 явился низкий уровень механических свойств его материала – прочности ( $\sigma_B$ ), удлинения  $\delta$  и ударной вязкости  $a_1$ , не соответствующих требованиям КД.

Низкие значения ударной вязкости на уровне  $\sim 157$  и  $176.6$  кДж/м<sup>2</sup> (1.6 и 1.8 кгс·м/см<sup>2</sup>) и удлинения на уровне  $\sim 2\%$  свидетельствуют об охрупченном состоянии материала диска и его высокой чувствительности к воздействию ударных нагрузок, возникающих при запуске двигателя. 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 (рис.8.3 – 8в). В отличие от этого, у материала РКТ№2 практически все карбиды и карбонитриды имеют округлую форму и в основном размер от 2 до 10 мкм, в результате этого большая часть поверхности излома имеет ямочный рельеф вязкого разрушения (рис. 8.3 – 9), а уровень механических свойств его материала соответствует требованиям КД.

У карбидов титана, выявленных в микроструктуре РКТ№1 нет первичных огранённых карбидов и карбонитридов титана, являющихся центрами кристаллизации. Этот факт свидетельствует о том, что их кристаллизация и рост происходил от нерастворённых в расплаве карбидов. Такой рост приводит к образованию крупных карбидов, имеющих неблагоприятную форму и охрупчивающих материал РКТ. Представляется, что неблагоприятная форма и большой размер карбидов титана у материала РКТ №1 связаны с тем, что при его изготовлении использовали литейные отходы сплава (скрап 3-го переplava) в количестве 50%, в которых и присутствовали крупные карбиды титана.

Известно, что, когда скрап содержит значительные количества тугоплавких соединений карбидов и карбонитридов титана, устойчивых в жидком металле, эти соединения не растворяются и переходят в конечный продукт [168]. В литом состоянии карбиды MC чрезвычайно устойчивы даже при очень высоких температурах и не растворяются до 1230<sup>0</sup>С [169, 170]. Например, для полного

растворения карбидов MC при гомогенизации в сплаве MAR – V200 требуется 500 – часовая выдержка при 1230 °C [169].

Для устранения охрупчивания сплава при литье с использованием литейных отходов, в которых присутствуют крупные выделения карбидов титана, необходимо использовать технологию, которая позволит проводить их растворение при плавке. В [170] для растворения карбидов MeC в сплаве ЖСЗ-ДК использовали высокотемпературную обработку расплава (ВТОР) путем его нагрева до температур 1780 – 1830<sup>0</sup>C и выдержке в течение 10 – 20 минут, отмечено, что при такой обработке осуществляются полная диссоциация и растворение тугоплавких соединений, находящихся в расплаве [171, 173]. В этой же технологии высокотемпературная обработка расплава совмещена с процессом модифицирования сплава ультрадисперсным порошковым комплексом, разработанным на базе TiCN-Ti [172, 173]. Для повышения эффективности модифицирования применяли принудительное охлаждение модифицированного расплава ЖСЗ-ДК.

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, поскольку в вакууме при температуре 1700 °C и выше происходит кипение расплава, что не позволяет провести ВТОР, а отсутствие в конструкции печи манипулятора не позволяет провести операцию введения в расплав порошка модификатора. Исходя из этого, для устранения случаев охрупчивания материала РКТ его изготовление следует проводить с использованием «свежих» шихтовых материалов и без литейных отходов сплава по технологии изготовления РКТ №2, механические свойства которого соответствуют требованиям КД.

### **Выводы к главе 8**

1. В микроструктуре исследованного жаропрочного медноникелевого сплава выявлены интерметаллиды  $(\text{Ni}_{0,72}\text{Cu}_{0,28})_3\text{Zr}$  с гексагональной решеткой, метастабильная  $\gamma'$ -фаза  $(\text{Ni}_{0,7}\text{Cu}_{0,3})_3\text{Ti}$  с ГЦК решеткой, стабильная  $\eta$  – фаза  $(\text{Ni}_{0,7}\text{Cu}_{0,3})_3\text{Ti}$  с ГПУ решеткой и карбиды TiC.

2. Пластинчатые зернограницные и внутризеренные выделения  $\eta$  – фазы образуются в результате превращения  $\gamma' \rightarrow \eta$ , образование ячеистых выделений  $\eta$  – фазы происходит по механизму прерывистого распада.

3. У образцов исследованного сплава, состаренных по режиму выделения  $\gamma'$ -фазы, значения относительного удлинения на 10%, а относительного сужения на 40% превышают значения этих свойств у образцов, состаренных по режиму выделения  $\eta$ -фазы

4. Фактором, способствовавшим образованию технологических трещин в заготовках форсунок газогенераторов, явились зернограницные пластинчатые выделения  $\eta$  – фазы

5. Термообработка прутков сплава по режиму выделения  $\gamma'$ -фазы обеспечивает максимальные значения прочности и пластичности, а также исключает образование технологических трещин в заготовках деталей газогенераторов.

6. Образцы стали 03X12H10МТР-ВД, термообработанные по режиму I, имеют структуру со 100 %-ым содержанием мартенсита. В микроструктуре образцов стали, термообработанных по режиму II, присутствуют как мартенсит, так и аустенит.

7. Значительное снижение ударной вязкости  $KCV^{196}$  у образцов стали 03X12H10МТР-ВД, термообработанных по режиму I и подвергнутых отпуску в интервале температур от 350 до 500 °С, связано с возникновением вязко-хрупкого перехода.

8. Основными факторами, способствующими возникновению вязко-хрупкого перехода, в стали 03X12H10МТР-ВД, термообработанной по режиму I, явились: микроструктура со 100%-м содержанием мартенсита, упрочнение мартенсита дисперсными частицами  $Ni_3Ti$  при старении и относительно крупное зерно.

9. Повышение степени упрочнения мартенсита при повышении температуры старения образцов стали, термообработанных по режиму I, приводит к более значительному снижению значений ударной вязкости  $KCV^{196}$ .



10. У образцов стали, термообработанной по режиму I и отпущенной при температурах ниже температур старения мартенсита, а также у образцов стали обработанных по режиму II вязко-хрупкого перехода не возникает.

11. Предотвратить значительное снижение ударной вязкости у материала узлов ЖРД, прошедших операции пайки и термообезжиривания можно путем повторной термообработки по режиму: закалка с температуры 750 °С, охлаждение в воде + старение при температуре 450 °С в течение 2 часов,

12. Основной причиной разрушения и последующего возгорания РКТ№1 двигателя явилось охрупченное состояние материала диска ротора, связанное с низкими значениями прочности  $\sigma_b$ , удлинения  $\delta$  и ударной вязкости  $a_1$ , не соответствующие требованиям КД.

13. Значительное охрупчивание материала РКТ№1 связано с присутствием в микроструктуре крупных выделений первичных карбидов TiC и их неблагоприятной морфологией.

14. Причиной присутствия крупных выделений карбидов TiC и их неблагоприятной морфологии могли стать использование в шихте литейных отходов сплава, в которых присутствовали крупные карбиды TiC и низкая скорость кристаллизации расплава.

15. Для устранения случаев охрупчивания материала РКТ его изготовление следует проводить с использованием «свежих» шихтовых материалов и без литейных отходов сплава по технологии изготовления РКТ №2

**Библиографический список****К главе 1**

1. Л. Энгель, Г. Клингеле. Растровая Электронная Микроскопия. Разрушение., М., Металлургия., 1986. – 232 с.
2. Пино А. Микроструктурные аспекты высокотемпературной усталости конструкционных материалов. В кн. Усталость материалов при высокой температуре под ред. Р.П. Склтона, М., Металлургия, 1988, с. 233 – 273.
3. Склтон Р. Зарождение и рост трещин термической усталости в элементах конструкций. В кн. Усталость материалов при высокой температуре под ред. Р.П. Склтона, М., Металлургия, 1988, с. 12 – 54.
4. 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.
5. С.В. Лашко, Н.Ф. Лашко. Пайка металлов, М., «Машиностроение», 1988, 376 с.
6. Справочник по пайке. Под ред. И.Е. Петрунина. Москва, «Машиностроение», 2003.
7. 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.
8. Полянский А.М., Полянский В.М. Прочность и излом паяного шва как показатели качества паяного соединения. Сварка и диагностика. 2014. №3. С. 57 – 60.
9. 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.
10. Beeghiy H.F. - J. Electrochim. Sos. 1950. V. 97. P. 152.
11. Liebhafsky H.A., Zemany P.D. Analytical Chemistry. 1956. V. 28. P. 455.

12. Практическая растровая электронная микроскопия, под ред. Дж. Гоулдстейна и Х. Яковица, М., Мир, 1978, 656 с.
13. Х.А. Либхафски, Г.Г. Пфейфер, Э.Г. Уинслоу, П.Д. Земани, Применение поглощения и испускания рентгеновских лучей, М., Металлургия, 1964, 391 с.

## К главе 2

14. Е.Е. Браун, Д.Р. Музыка. Сплавы на железоникелевой основе/В кн. Суперсплавы II, Книга.1, Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок., М., Металлургия, 1995, 384 с.
15. И.В. Росс., Ч.Т. Симс. Сплавы на основе никеля. В кн. Суперсплавы II, Книга.1, Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок., М., Металлургия, 1995, 384 с.
16. W.C. Hagel and H.J. Beattie. Iron and Steel Institute Special Report No. 64. London. P. 98.
17. M.C. Chaturvedi and Y. Han, Met. Sci., 17 (1983). P. 145.
18. D.F. Paulonis, J.M. Oblak, D.S. Duval. Precipitation in nickel-base alloy 718. Trans. ASM, vol. 62, no. 3, pp. 611-622. (1969).
19. Y. Han, P. Deb, and M.C. Chaturvedi, Met. Sci., 16 (1982), pp. 555-561.
20. R. Cozar and A. Pineau, Morphology of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys. Metal Trans 4 (1973), pp. 47-59.
21. H.J. Wagner and A.M. Hall. Physical Metallurgy of Alloy 718. DMIC Report No. 217 (1965).
22. V. Ramaswamy, P.R. Swann, D.R.F. West. Observations on Intermetallic Compound and Carbide Precipitation in Two Commercial Nickel-Base Superalloys. Journal of the Less Common Metals, vol. 27 (1972), pp. 17-26.
23. A. Taylor, R.W. Floyd. The Constitution of Ni-Rich Alloys of the Ni-Ti-Al System. J. Inst. Met. 81, pp. 25-32.
24. B.S. Natapov, V.E. Ol'shanetskii, E.P. Ponomarenko. Effect of alloyed elements on the form of secondary precipitates in refractory nickel alloys. Metal Science and Heat Treatment, 7 (1965), pp. 11-14.

25. J.R. Mihalisin, R.F. Decker. Phase Transformations in Nickel-Rich Nickel-Titanium-Aluminum Alloys. Trans. Metall. Soc. AIME. Vol. 218 (1960), p. 507.
26. G. Chen et. Al. in Superalloys 1984, M. Gell, C.S. Kortovich, TMS – AIME, Warrendale, P.A, 61. (1984).
27. J.M. Moyer. in Superalloys 1984, M. Gell, C.S. Kortovich, TMS – AIME, Warrendale, P.A, pp. 443-54. (1984).
28. W.J. Boesch, H.B. Canada. Precipitation reactions and stability of Ni<sub>3</sub>Nb in Inconel alloy 718. Journal of Metals, vol. 21 (1969), pp. 34.
29. J.F. Radavich, in Advances in X – ray Analysis, vol. 3, W.M. Maeller (ed.), Plenum, New York, 1960, p.p. 365 – 375.
30. W.B. Pearson. «A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys». Pergamon Press, Oxford. (1958).
31. Симс Ч., Хагелъ В. Жаропрочные сплавы, М., «Металлургия», 1976 г. 568 с.
32. H.L. Eiselstein. Advances in the Technology of Stainless and Related Alloys, STP369, ASTM, PA, 1965, pp. 62-67.
33. J.M. Silcock and N.J. Williams, JISI, 204, 1100, (1966).
34. H.E. Collins, R.J. Quigg. Carbide and intermetallic instability in advanced nickel-base superalloys. ASM Trans, vol. 61 (1968), p. 139.
35. L.R. Woodyatt, C.T. Sims, and H.J. Jr. Beattie. Prediction of sigma-type phase occurrence from compositions in austenitic superalloys. Trans Met. Soc. AIME (1966), vol. 236, no. 4, pp. 519-527.
36. J.F. Barker, E.W. Ross, and J.F. Radavich. Long time stability of Inconel 718. Journal of Metals, vol. 22, pp. 31-41 (1970).
37. R.V. Jr. Miner, Metall. Trans. A 8A, 1949 (1977).
38. M. Kaufman and A.E. Palty. The phase structure of Inconel 718 and 702 alloys. Trans. AIME (1961), vol. 221, p. 1253.
39. J. Gordine, Weld. J. 49, 480-s (1971).
40. Wlodek S.T. The Structure of IN-100. Trans. ASM (1964), vol. 57, pp. 110-119.
41. Mihalisin J.R., Bieber C.G., Grant R.T. Sigma--its occurrence, effect, and control in nickel-base superalloys. Trans. AIME (1968), vol. 242, pp. 2399-2414.

42. Dreshfield R.L., Ashbrook R.L. NASA TN D-5185, (April 1969); NASA TN D-6015 (September 1970).
43. Pauling L. Phys. Rev., 54, 899 (1938).
44. Kittel C. Introduction to Solid State Physics, Wiley, New York, 1956, pp. 329-37.  
Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. Пер. с англ. М., Физматгиз, 1962. 696 с. с ил.
45. L.R. Woodyatt, C.T. Sims and H.J. Beattie. Prediction of  $\sigma$ -phase occurrence from compositions in austenitic superalloys. Jr., Trans. Metall. Soc. of AIME. 1966, v. 236, p. 519.
46. Boesch W.J., Slaney J. S. Met. Prog., 86, N1, 109-11 (1964).
47. Д.Р. Музыка. Металловедение никельжелезных сплавов/В кн. Жаропрочные сплавы. Симс Ч., Хагель В. // М., «Металлургия», 1976г. 568 с.
48. Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы. М., «Металлургия», 568с.
49. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции. Ред. Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер и др. Пер. С англ. Под ред. Р.Е. Шалина. М., «Металлургия», 1981. 480 с.
50. Patent N 5,336,695 Nov. 22, 1994 (USA)
51. Patent N 5,439,640 Aug. 8, 1995 (USA)
52. Smith H.H., and Michael D.J., "Effect of Environment on Fatigue Crack Propagation Behavior of Alloy 718 at Elevated Temperatures", Metallurgical Transactions A, Vol.17A, No.2, pp. 370-374 (February 1986).
53. Weerasooriya T., "Effect of Frequency on Fatigue Crack Growth Rate of Inconel 718 at High Temperature", ASTM STP 969, American Society for Testing and Materials, pp. 907-923 (1988).
54. Kreuger D.D.; Antolovich S.D.; and Van Stone, R.H., "Effect of Grain Size and Precipitate Size on the Fatigue Crack Growth Behavior of Alloy 718 at 427 °C", Metallurgical Transaction A, Vol. 18A, No. 8, pp. 1431-1449 (August 1987).
55. Chang K.M., "Time-Dependent Fatigue Crack Propagation in Inconel 718 Superalloys," Mechanical Behavior of Materials. V. Vol. 2, held in Beijing, China, June 3-6, 1987, Pergamon Press plc, Oxford, UK, pp. 1139-1147 (1988).

56. Ghonem, H.; Nicholas, T.; and Pineau, A., "Elevated Temperature Fatigue Crack Growth in Alloy 718. I. Effects of Mechanical Variables", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 16, No. 5, pp. 565-576 (May 1993).
57. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений, под ред. Ю. Мураками, т.1., М., Мир, 448 с.
58. Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы. Справочник под ред. Б.С. Литвака, М., ПРОМЕТ – сплав, 2008, 333с.
59. Риттер А.М, Брайент К.Л, Влияние частиц вторых фаз на разрушение в конструкционных сплавах, В кн: Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов под редакцией К.Л. Брайента, М., «Металлургия», 1988, 552 с.
60. 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.
61. I. Kirkman, *JISI* (1969), vol. 207, p. 1612.
62. C. P. Sullivan and M. J. Donachie, *J. Met. Eng. Q.* 11, 1 (1971).
63. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции. Ред. Д.Котсорадис, П.Феликс, Х.Фишмайстер и др. Пер. С англ. Под ред. Р.Е. Шалина. М., «Металлургия», 1981. 480 с.
64. Fournier D. and Pineau A. Low cycle fatigue behavior of Inconel 718 at 238 K and 823 K, *Metal. Trans. A* (1977), vol. 8, p. 1095.
65. Штремель М.А. Разрушение. В 2-х кн. Кн. 2. Разрушение структур. М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. 670 с.
66. Партон В.З., Морозов Е. М. Механика упругопластического разрушения. М.: Наука, 85. 504 с.
67. Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии механики разрушения. М. Физматлит, 2006. 328 с.
68. Ножницкий Ю.А., Туманов Н.В., Черкасова С.А., Лаврентьева М.А. Фрактографические методы определения остаточного ресурса дисков авиационных двигателей. // *Вестник УГАТУ*. 2011. Т.15. №4 (44). С. 39-45.



69. Туманов Н. В., Лаврентьева М. А., Черкасова С. А., Серветник А. Н. Моделирование устойчивого роста усталостных трещин в дисках турбин авиадвигателей при простом и сложном циклах нагружения. Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета, №3 (19), 2009. С. 188-199.
70. Ножницкий Ю.А. Подтверждение ресурса авиационных газотурбинных двигателей и критических по последствиям разрушения деталей этих двигателей // Современные проблемы ресурса материалов и конструкций: тр. III школы – семинара. М.: МАМИ, 2009. С. 74 – 89.
71. Полянский А.М., Полянский В.М. О повышении предела выносливости сплава ЭК-61 в условиях работы сопловых лопаток ЖРД, Труды НПО Энергомаш №27, 2010. с. 223 – 243.
72. С.И. Кишкина, Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов, М., Металлургия, 1981, 280 с.
73. 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.
74. Броек Д., Основы механики разрушения. М. Высшая школа, 1980. 368 с.
75. Полянский А.М., Полянский В.М. Оценка ресурса лопатки соплового аппарата двигателя РД-180, имеющей трещину // Труды НПО Энергомаш. М., 2011, №28. С. 79-93.
76. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений, под ред. Ю. Мураками, т.2, М., Мир, 1990, 1013 с.

### К главе 3

77. Фридман Дж.К., Ансел Г.С. Порошковая металлургия // В кн. Симс Ч., Хагель в. кн. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1976. С. 401-417.
78. Кашкаров А.М., Козыков Б.А., Ляпунов Г.Г., Полянский А.М. и др. Влияние технологических нагревов на структуру, механические свойства и сопротивление усталости гранулированного сплава ЭП741НП. Труды НПО Энергомаш №22, 2004. С. 156 – 167.

79. Каблов Е.Н. Двигатели 6-го поколения // Перспективные материалы. №3, 2000, С. 27.
80. Shaefer D.L. and Trembino C.J. State-of-the-North American P/M Industry.// Intern. Journ. of Powder Metallurgy. V.39, №5, 2003, p. 31.
81. Д. Мак Лин, Механические свойства металлов, М., Металлургия, 1965, 431 с.
82. 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.
83. В.Д. Биггс, Разрушение// В кн.: Физическое металловедение. Вып.3 // Под ред. Р. Кана/ М.: «Мир», 1968. С. 443 -472.
84. Elber W. The Significance of Fatigue Crack Closure // Damage Tolerance in Aircraft Structures. ASTM STP, 1971. №486, pp. 230 – 242.
85. Garrett G. C, Knott J. F. On of influence of fracture mechanisms of fatigue crack propagation in aluminium alloys // Metall. Transact. -1975. № 8. P. 1663 - 1665.
86. 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.
87. Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения. М., Металлургия. 1978. 256 с.
88. Полянский А.М., Полянский В.М., Зайнятулов И.И. Механизм и причины образования трещин в лопатках рабочих колес турбины, Труды НПО Энергомаш №25, 2008. с. 223 – 234.
89. Томашов Н.Д., Чернова Г.П., Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы, М., Металлургия, 1986. 357 с.
90. Колачёв Б.А. Водородная хрупкость металлов. М., Металлургия. 1985. – 216 с.
91. Linch S.P. A Comparative Study of Stress Corrosion Cracking and Liquid – Metal Embrittlement in Al, Ni, Ti and Fe-Based Alloys. –In: Hydrogen Effects in Metals. Proc. III Int. Conf. on Behaviour of Materials (ed. I.M. Bernstein and A.W. Thompson). 1980. ATME. p. 863-871.

92. 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.
93. И.В. Кисте, Е.И. Лубнин, И.Л. Пашолок, Ю.В. Яцко. Исследование влияния атмосферы распыления и скорости кристаллизации на состояние поверхности гранул никелевых суперсплавов. В сб. Ракетно – космическая техника, серия VIII, вып. 2, Материаловедение, ч. II, 1991, с. 3 – 12.
94. 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.
95. Фомин В.В. Гидроэрозия металлов. М., Машиностроение, 1966. – 292 с.
96. Бакрадзе М.М., Овсепян С.В., Шугаев С.А., Летников М.Н. Влияние режимов закалки на структуру и свойства штамповок из жаропрочного никелевого сплава ЭК 151- ИД // Труды ВИАМ: электрон. научн. журн. 2013. №9. Ст. 01.
97. Волков А.М. Востриков А., Бакрадзе М.М. Принципы создания и особенности легирования гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД. Труды ВИАМ. №8 (44). 2016. С. 10 – 16.
98. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Востриков А.В., Федоренко Е.А., Волков А.М. Освоение перспективного высокопрочного гранулируемого никелевого сплава для турбинных дисков авиационных двигателей нового поколения. Технология легких сплавов № 3. 2015. С. 64 – 68.
99. Гарибов Г.С., Востриков А.В., Гриц Н.М., Федоренко Е.А. Разработка новых гранулированных жаропрочных сплавов для производства дисков и валов авиационных двигателей // Технология легких сплавов. 2010. № 2. С. 34–49.
100. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Востриков А.В., Федоренко Е.А. Повышение характеристик прочности и сопротивления МЦУ гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов за счет снижения крупности гранул // Двенадцатый международный салон «Двигатели–2012» (НТКД–2012). Москва. 18–19 апреля. Сб. тезисов. – М.: АССАД, 2012. С. 218.

101. Гарибов Г.С. Гриц, Н.М., Волков А.М., Востриков А.В., Федоренко Е.А.,  
Металловедческие аспекты производства заготовок дисков из гранулируемых  
жаропрочных никелевых сплавов методом ГИП. Технология легких сплавов  
№ 3. 2014. С. 54 – 58.
102. Гарибов Г.С. Гриц, Н.М., Востриков А.В., Федоренко Е.А., Волков А.М.  
Универсальный гранулируемый суперсплав ВВ753 для роторных деталей  
ГДТ. Технология легких сплавов № 4. 2015. С. 53 – 57.

#### К главе 4

103. Авиационные материалы: Справочник/ Под ред. А.Т. Туманова. Москва.  
ОНТИ-1975. т.т. 2. 6.
104. Физические величины: Справочник/ А.П. Бабичев. Н.А. Бабушкина. А.М.  
Братковский и др.; под ред. И.С. Григорьева. Е.З. Михайлова. – М.;  
Энергоатомиздат. 1991 г.
105. 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.
106. Справочное руководство по гальванотехнике, Ч.1, перев. с нем. М.,  
«Металлургия», 1972, с. 488.
107. 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.
108. Г.Б. Синярев, М.В. Добровольский, Жидкостные ракетные двигатели, ГИОП,  
М., 1957, 580 с.
109. Флинн Г. Физика акустической кавитации в жидкостях // Физическая  
акустика / Под ред. У. Мезона. – М.: Мир, 1967. – Т. 1, Ч. Б. – с. 7 – 138.
110. Полянский А.М., Полянский В.М. Гидроэрозия в узлах ЖРД // Труды НПО  
Энергомаш. М., 2012, №29. С. 249-264.
111. Основы теории и расчета жидкостных ракетных двигателей, под ред. В.М.  
Кудрявцева, М., Высшая школа, 1967, 676 с.

**К главе 5**

112. Логочева Е.В., Полянский А.М., Полянский В.М., Сарафасланиян Х.Б., О повышении усталостной прочности трубопроводов ЖРД, Труды НПО Энергомаш.М.: 2011. №28. с. 70-78.
113. 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.
114. 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.

**К главе 6**

115. Полянский А.М., Полянский В.М. Гидроэрозия в узлах ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2012. №29. С. 249 – 264.
116. Р. Кнепп, Дж. Дейли, Ф. Хэммит., Кавитация, М.: Мир, 1974, 687 с.
117. Пашнин Ю.А. и др., Фторопласты, “Химия”, Ленинградское отд., 1978.
118. Полянский А.М., Полянский В.М. Особенность фреттинг – износа в ЖРД. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2012. №29. С. 265 – 276.
119. Трение, изнашивание и смазка. Справочник. Под редакцией И.В. Каргельского, М., Машиностроение, 1978, т.1, 400 с.
120. Д. Дюкет. Коррозия и усталость при фреттинге., в сб. Обработка поверхности и надежность материалов., М., Мир, 1985, с. 149-161.
121. В.Н. Лозовский., Схватывание в прецизионных парах трения., М., Наука, 1972, 84 с.

**К главе 7**

122. М.Н. Kamdar and A.R.C. Westwood, “Environment-Sensitive Mechanical Behavior” (A.R.C. Westwood and N.S. Stoloff, eds.), p. 581. Gordon and Breech, New York.

123. W. Rostoker, J.M. McCaughey, and Marrkus, “Embrittlement by Liquid Metals” Van Nostrand-Reinhold, New York, 1960.
124. N.S. Stoloff, (1968). Liquid metals embrittlement, in “Surface and Interfaces (J. Burke, N. Rtted, W. Weiss, eds.) p. 159. Sagamore Arme Mat. Res. Conf., 1968.
125. A.R.C. Westwood and M.H. Kamdar, “Concerning Liquid Metal Embrittlement, Particularly of Zinc Monocrystals by Mercury”, Phil. Mag., 8, 787 (1963).
126. J.A. Kapp, Unpublished work, ARRADCOM, Benet Weapons Laboratory, Watervliet, New York, 1982.
127. M.H. Kamdar, Unpublished work, ARRADCOM, Benet Weapons Laboratory, Watervliet, New York, 1982.
128. V.I. Likhtman, E.D. Shchukin, and P.K. Rebinder, “Physico-Chemical Mechanics of Metals. “Academy of Science of the U.S.S.R., Moscow, 1962.
129. М. Хансен, К. Андерко, Структуры двойных сплавов, т.I, М., 1982, 608 с.
130. W.M. Robertson, “Propagation of a Crack Filled with Liquid Metal”, Trans. Met. Soc. AIME 236, pp. 1478-1482 (1966).
131. N. Perrone and H. Leibowitz, Int. Conf. Fracture, 2nd Sendai Japan (1965).
132. 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.
133. G. Samoz, Subcritical Crack Growth in Ti – 8Al – 1Mo – 1V Alloy in Organic Environments, Salt Water, and Inert Environments. Proc. Conf. Fund. Aspects of Stress Corr. Huston, Texas. p. 684-690.
134. В.А. Маричев, И.Л. Розенфельд, В.В. Лунин Субкритический рост трещин в титановых сплавах на воздухе. Защита металлов, 1980, т.XVI, 1, с. 14-20.
135. D.N. Williams, Subcritical Crack Growth under Sustained Load. Metallurg. Trans., 1974, v.5, 11, p.
136. Полянский А.М., Полянский В.М., Растрескивание сварных соединений литого и деформированного титанового сплава ВТ5 // МиТОМ. №6, с. 35 – 41, 2004.



137. Lewis R.E., Coplan I.L., Coons W.C. The Elevated Temperature Ductility Dip Phenomenon in Alfa, Near-alfa and Alfa-beta Titanium Alloys. In: Titanium Science and Technology. V.2. p. 895-902, 1985.
138. ГОСТ 19807 – 91.
139. N. Paton. Low Temperature Hydrogen Embrittlement of Titanium Alloys. In: Titanium Science and Technology. V.2. p. 2519-2526, 1985.
140. Williams D.P., Nelson H.G., Gaseous hydrogen-induced cracking of Ti-5Al-2.5Sn. Metall. Trans. 3, pp. 2107-2113 (1972).
141. Голубков С.Б., Кашкаров А.М., Мовчан Ю.В., Полянский А.М. и др. Причины образования трещин в околошовной зоне кольцевого сварного шва в литом патрубке из титанового сплава ВТ5Л // Труды НПО «Энергомаш». 2004. Т.22, с. 181 -195.
142. В.И. Никитин, Жаропрочность, пластичность и коррозия авиала, М., Металлургия., 1978, 152 с.
143. Thomas G. – The ageing characteristics of aluminum alloys. Electron transmission studies of Al-Mg-Si alloys. J. Inst. Metals. 1961-62. V. 90, №2. P. 57 – 63.
144. Келли А., Никлсон Р. Дисперсионное твердение. М., «Металлургия», 1966. 300 с.
145. Гинье А. Неоднородные металлические твердые растворы. М., ИЛ, 1962.160 с.
146. Материалы в машиностроении. Т. 1. Цветные металлы и сплавы. Под ред. Лужникова Л. П. М., «Машиностроение», 1967. 304 с.
147. Кикичев Р.Н., «Коррозионное растрескивание аустенитных хромоникелевых сталей и сталей», Вопросы атомной науки и техники., 2003., с. 96 – 100.
148. Зубченко А.С., Харина И.Л., Рунов А.Е., Мухин Д.В., Коровин Н.Ю., «Коррозионное растрескивание сварных соединений трубопроводов из стали 08X18H10T энергоблоков с реакторами типа РБМК», МиТОМ №2 (620), Москва, февраль 2007.
149. Г. Кеше., Коррозия металлов. Физико-химические принципы и актуальные проблемы., М., Металлургия, 1984, 400 с.

150. Полянский А.М., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С. Причины образования негерметичности у многослойности сильфона-компенсатора магистрали горючего ЖРД после проведения ускоренных климатических испытаний. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2021-2022. №38-39. С. 233 – 244.

### К главе 8

151. 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.
152. B.R. Clark and F.B. Pickering, JISI, 205, 70, 1967 (34).
153. Физическое металловедение. Под ред. Р. Кана, вып. II, Фазовые превращения. Металлография., Мир, М., 1968, 490 с.
154. C.C. Clark and J.S. Iwanski, AIMT, 215, 648, 1959 (28).
155. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных установок/ под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С. Чагеля У.К., Кн.1, М.: Металлургия, 1995 - 384 с.
156. F.G. Wilson and F.B. Pickering, JISI, 204, 628 (1966).
157. D.R. Muzyka, Met. Eng. Q., 11, 12, 1971.
158. Паспорт ПЗ1 – 39 – 73 на жаропрочный медный сплав №273.
159. Полянский А.М., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С. Влияние термообработок на снижение ударной вязкости стали 03X12H10MTP-ВД. «Материаловедение» / М.: Наука и технологии, №9, 2020, с. 3-9.
160. «Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы», Справочник», М., Промет – сплав, 2008, с. 268 - 278.
161. Тарасенко Л.В., Звигинцев Н.В., Титов В.И., Рулина З.М., Хадыев М.С. Структура, состав интерметаллидных фаз и свойства стали 00X11H10M2T. – ФММ, 1985, т. 59, вып. 3.
162. Пирогова Г.Д., Коркка С.И. Фазовый состав мартенситностареющей стали 03X11H10M2T в области температур 300 – 650°C. – ФММ, 1976, 41, вып. 2, с. 364 – 369.

163. Звигинцев Н.В., Каган Е.С., Осминкин В.А. Влияние легирования на свойства хромоникелевых мартенситностареющих сталей. – Изв. АН СССР, сер. Металлы, 1982, №6, с. 116 – 120.
164. Каган Е.С., Потак Я.М., Сачков В.В. Механические свойства нержавеющей стали со стареющим мартенситом. – МиТОМ, 1969, №4, с. 5 – 9.
165. Физическое металловедение, под. ред. Кана, вып.3, Мир., М., 1968, с 366.
166. Полянский А.М., Полянский В.М., Гайнуллин А.Р., Жариков Я.С. Технологическое охрупчивание сплава ЖСЗ-ДК. Труды НПО Энергомаш им. В.П. Глушко. 2021-2022. №38-39. С. 245 – 258.
167. Кишкин С.Е., Химушин Ф.Ф., Булыгин А.С., Строев А.С. В «Справочнике по авиационным материалам. Коррозионные и жаропрочные стали и сплавы», «Машиностроение», М., 1965, 632 с.
168. Симс Т.С., Хагель В., Жаропрочные сплавы, М., Metallurgia, 1976, 568 с.
169. Pearcey B.J., Smashey R.W., Trans. TMS – AIME, 239, 451, (1967).
170. Kaufman M., Palty A.E., Trans. TMS – AIME, 218, 107, (1960).
171. Жеребцов С.Н., Лобов Е.В., Чернышев У.А., Повышение эффективности воздействия модификаторов за счет применения технологии высокотемпературной обработки расплава в процессе электрошлакового литья, Труды Нижегородского гос. тех. университета им. Р.Е. Алексеева. №3 (110), с. 247 – 254.
172. Жеребцов. С.Н., Применение метода высокотемпературной обработки расплава жаропрочного сплава при литье изделие «Сердечник рогообразный» // Литейщик России, 2005, №7, с. 37 – 39.
173. Жеребцов. С.Н., Применение nano материалов и высокотемпературной обработки никельхромовых сплавов при электрошлаковом литье: дисс. канд. техн. Наук / Жеребцов С.Н. – Новокузнецк, 2006 – 213 с.



АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО  
«Научно-производственное объединение им. С.А. Лавочкина»  
(АО «НПО Лавочкина»)



Ленинградская ул., д. 24, г. Химки,  
Московская область, 141402  
ОГРН 1175029009363, ИНН 5047196566

Тел. +7 (495) 573-56-75, факс +7 (495) 573-35-95  
e-mail: npol@laspace.ru  
www.laspace.ru

от \_\_\_\_\_ № \_\_\_\_\_

на № \_\_\_\_\_ от \_\_\_\_\_



Утверждаю

И.О. заместителя генерального директора –  
главного инженера  
АО «НПО Лавочкина»

Р.Ю Родыгин

« 14 » 09 2023 года

### А К Т

об использовании результатов докторской диссертации Полянского Александра Михайловича «Материаловедческие решения проблем разрушения деталей и узлов жидкостных ракетных двигателей в производстве и эксплуатации»

Настоящий акт подтверждает использование диссертационной работы Полянского Александра Михайловича на тему: «Материаловедческие решения проблем разрушения деталей и узлов жидкостных ракетных двигателей в производстве и эксплуатации», представленной на соискание ученой степени доктора технических наук.

По результатам работы были проведены экспертизы разрушений узлов КА и реализованы обоснованные конструктивно - технологические мероприятия по их устранению:

- определены механизм и причины преждевременных разрушений тепловых труб с аксиальными канавками (АТТ) при гидроиспытаниях;
- установлены причины образования негерметичности сварного шва сильфона, образовавшейся при тестовых испытаниях (циклические нагружения в пределах 25 циклов);
- получены результаты фрактографического исследования образцов из сплава ВТ23 после испытаний на КРН.

Главный металлург



Севастьянов А.С.

«Утверждаю»

Директор

АО «Протон ПМ»

Госкорпорация «Роскосмос»

И.В. Краснов

2023 года



### А К Т

об использовании результатов докторской диссертации Полянского Александра Михайловича «Материаловедческие решения проблем разрушения деталей и узлов жидкостных ракетных двигателей в производстве и эксплуатации»

Настоящий акт подтверждает использование диссертационной работы Полянского Александра Михайловича на тему: «Материаловедческие решения проблем разрушения деталей и узлов жидкостных ракетных двигателей в производстве и эксплуатации», представленной на соискание ученой степени доктора технических наук.

По результатам работы были проведены экспертизы разрушений узлов ЖРД и реализованы обоснованные конструктивно - технологические мероприятия по их устранению:

- определены механизм и причины преждевременных силовых разрушений корпусов насосов горючего (силовые разрушения при гидроиспытаниях, сплав АЛ – 4);
- установлены причины разрушений корпусов статора и насоса горючего при нагреве под пайку (жидкометаллическое охрупчивание, сплав ЭК-61);
- определены характер и причины разрушения слоев сильфонов компенсатора магистрали горючего (коррозионное растрескивание, климатические испытания, сталь 12Х18Н10Т).

Главный сварщик

/ Кацай В. Г. /





**АО КОНСТРУКТОРСКОЕ БЮРО  
ХИМАВТОМАТИКИ**  
ИНТЕГРИРОВАННАЯ СТРУКТУРА НПО ЭНЕРГОМАШ

Госкорпорация «Роскосмос»  
Акционерное общество  
«Конструкторское бюро химавтоматики»  
(АО КБХА)

Ворошилова 20, Воронеж, Россия, 394006  
Тел.: +7 (473) 234-65-65, +7 (473) 263-36-80  
Факс: +7 (473) 263-41-00  
E-mail: info\_kb@kbkha.ru; http://kbkha.ru

ОКПО 29691226, ОГРН 1043600062725  
ИНН/КПП 3665046177/366501001

Исполняющий обязанности  
директора АО КБХА  
Гребенщиков А.В.  
2023 года



от \_\_\_\_\_ № \_\_\_\_\_  
На № \_\_\_\_\_ от \_\_\_\_\_

### А К Т

об использовании результатов докторской диссертации Полянского Александра Михайловича «Материаловедческие решения проблем разрушения деталей и узлов жидкостных ракетных двигателей в производстве и эксплуатации»

Настоящий акт подтверждает использование диссертационной работы Полянского Александра Михайловича на тему: «Материаловедческие решения проблем разрушения деталей и узлов жидкостных ракетных двигателей в производстве и эксплуатации», представленной на соискание ученой степени доктора технических наук.

По результатам работы были проведены экспертизы разрушений узлов ЖРД и реализованы обоснованные конструктивно - технологические мероприятия по их устранению:

- определены механизм и факторы, способствовавшие разрушению паяных соединений сопла верхнего двигателя 14Д23/РД0124А;
- установлены причины и механизм образования проплавов хромоникелевого теплозащитного покрытия у камер сгорания двигателя РД191 в области критического сечения.

Зам. директора по качеству

Грицюк В.Г.