

УДК 669.295

О.Г. Оспенникова¹, С.А. Наприенко¹, Е.А. Лукина¹**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН
НА СТУПИЦЕ ДИСКА КВД ИЗ СПЛАВА VT8 НАЗЕМНОЙ ГТУ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-97-106

Методом растровой и просвечивающей электронной микроскопии выполнено исследование эксплуатационного разрушения диска компрессора из титанового сплава VT8, работающего в наземной ГТУ. Установлено, что разрушение развивалось от фаски с частичным нанесением серебряного покрытия, по хрупкому механизму, с формированием фасеток скола и квазискола. Исследование структуры материала показало, что деталь длительное время работала при температурах >400°C. Показана возможность протекания химических реакций с участием хлора, приводящих к активизации процесса коррозионного растрескивания. При моделировании условий статического разрушения образцов диска в присутствии ионов хлора воспроизведен механизм замедленного разрушения, идентичный эксплуатационному.

Ключевые слова: сплав VT8, диск компрессора, электронная микроскопия, фрактография, коррозионное растрескивание.

O.G. Ospennikova¹, S.A. Naprienko¹, E.A. Lukina¹**STUDY OF OPERATIONAL DESTRUCTION
OF THE GTP COMPRESSOR DISK OF ALLOY VT8**

Features of operational destruction of the GTP compressor disk of VT8 alloy were investigated by the method of scanning and transmission electron microscopy. It is established that the destruction has evolved from the chamfer with the formation of cleavage facets. The mechanism of destruction is fragile. The covering on a facet was partially absent. The study of the structure of the material showed that the item worked for a long time at temperatures above 400°C. It is shown that the process of corrosion cracking can be activated by chemical reactions involving chlorine. The mechanism of delayed fracture identical to the operational one in modeling the conditions of static fracture of samples from the disk was reproduced.

Keywords: VT8, compressor disk, electronic microscopy, fractography, corrosion cracking.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Важнейшими преимуществами титановых сплавов перед другими конструкционными материалами являются их высокие удельная прочность и жаропрочность в сочетании с высокой коррозионной стойкостью. Обеспечивает такой комплекс свойств легирование титановых сплавов такими элементами, как молибден, ниобий, цирконий, тантал. Сплав VT8 обладает более высокими прочностными и жаропрочными свойствами по сравнению со сплавом VT6 благодаря высокому содержанию алюминия и дополнительному легированию кремнием.

Детали из двухфазных титановых сплавов применяются в конструкции ГТД [1]. Примеры эксплуатационных разрушений деталей ГТД из двухфазных титановых сплавов, таких как лопатка вентилятора из сплава VT3-1 и диск компрессора высокого давления (КВД) из жаропрочного титанового сплава VT18У, представлены в работах [2, 3].

Присутствие коррозионных сред, прежде всего, связано с использованием изделий в условиях морского климата, в котором одной из основных причин разрушения становятся именно коррозионные повреждения, а затем уже происходит разрушение, связанное с вибраций, термическими деформациями, механическим и эрозионным износом [4]. Аналогично ГТД, работающим в условиях морского базирования, детали компрессоров наземных ГТУ (помимо высоких температурно-силовых нагрузок) испытывают влияние агрессивных сред.

Как отмечено в работе [5], коррозионная стойкость является одним из преимуществ титановых сплавов. Это обусловлено, прежде всего, склонностью самого титана к образованию пассивирующих защитных пленок. Кроме того, введение таких легко пассивирующихся элементов, как Мо, также повышает коррозионную стойкость титана за счет торможения анодного процесса в присутствии различных коррозионных сред.

Однако при повышении температуры химическая активность титана как основы сплава возрастает, сопротивление коррозионным процессам во многом зависит от сплошности пассивирующих пленок. Титановые сплавы типа ВТ8 применяются в деталях ГТД (дисках, лопатках компрессоров низкого и высокого давления, деталях крепления вентилятора) и работают при температурах до 480°C. При этом напряженное состояние, в котором находятся детали компрессора, совместно с работой в коррозионной среде могут спровоцировать такой опасный процесс, как коррозионное растрескивание под напряжением, который имеет остро локализованный характер. Данный процесс возникает при одновременном воздействии растягивающих напряжений и агрессивной среды, содержащей активизирующие добавки – например, хлорид-ион. Этот процесс предполагает ускоренное развитие трещины при низких значениях действующих напряжений, при этом основная часть материала, как правило, не подвергается коррозионному разрушению. Причиной напряженного состояния может служить как пластическая деформация, так и остаточные напряжения, возникающие в ходе холодной деформации и формовки, сварки, термообработки, механической обработки и шлифовки. Величина и важность таких напряжений часто недооценивается.

Диагностика причин разрушения ответственных деталей из титановых сплавов для деталей КВД является важным процессом, позволяющим решить задачи повышения их эксплуатационной надежности и долговечности, а также должна послужить основой оптимизации химического состава и структуры сплавов [6–9], совершенствования технологии производства заготовок основных деталей ГТД [10, 11]. Особое внимание следует уделять чистоте поверхности деталей, качеству механической обработки, а также условиям работы элементов компрессора, не допуская перегревов и присутствия коррозионной среды.

Данная работа посвящена исследованию причин образования трещин на ступице диска КВД из сплава ВТ8 в ходе эксплуатации ГТУ.

Материалы и методы

Материалами для исследования являлись фрагменты ступицы диска КВД наземной ГТУ из поковки сплава ВТ8 с эксплуатационными повреждениями. Нарботка диска в составе двигателя составляла более 20000 ч.

Определение химического состава материала диска проводили на атомно-эмиссионном спектрометре Agilent 5100 ICP-OES, анализаторе серы и углерода LECO CS-600, анализаторе кислорода и азота LECO TS-600 и анализаторе водорода RHEN 602.

Фрактографические и микроструктурные исследования, а также рентгеноспектральный микроанализ фрагментов диска выполняли методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV фирмы Jeol с приставкой для рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) INCA и программным обеспечением OXFORD.

Исследование тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) Tecnai G2 F20 S-TWIN TMP фирмы FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ. Локальный химический анализ структурных составляющих проводили рентгеноспектральным методом с использованием энергодисперсионного спектрометра X-maxN 80T фирмы Oxford.

Результаты и обсуждение

При визуальном осмотре на заднем торце ступицы диска на расстоянии ~ 7 см друг от друга наблюдаются две трещины, огибающие торец ступицы в перпендикулярном направлении с выходом на внутреннюю и наружную поверхности диска (рис. 1, *a*).

Установлено, что поверхность ступицы со стороны полотна имеет равномерный темно-синий цвет. На торце ступицы диска наблюдаются однонаправленные риски, не связанные с эксплуатацией (рис. 1, *a*). По центру торца ступицы также наблюдается след, образующий окружность. Кроме того, на поверхности ступицы наблюдаются отдельные следы от фреттинг-коррозии (рис. 1, *a, б*).

Визуальный осмотр показал, что на поверхность фаски и внутреннюю поверхность ступицы нанесено покрытие. Покрытие имеет светло-серый цвет на фаске и более темный – на внутренней поверхности ступицы (рис. 1, *a*). В местах развития трещин на поверхности фаски наблюдаются темные пятна (рис. 1, *a, б*).



Рис. 1. Общий вид повреждений диска:

a – фрагмент ступицы с указанными трещинами; *б* – фрагмент ступицы с изломом с указанием сечений для изготовления микрошлифов; *в, г* – вскрытые эксплуатационные изломы (стрелками показаны очаговые зоны)

Результаты химического анализа показали, что состав материала исследованного диска соответствует требованиям на сплав ВТ8 по ОСТ1 90013–81 (см. таблицу).

Химический состав материала диска 9-й ступени КВД

Материал	Содержание элементов, % (по массе)									
	Ti	Al	Mo	Si	Zr	Fe	C	O	N	H
Образец диска	Основа	6,36	3,45	0,33	0,012	0,05	0,01	0,11	0,004	0,005
Сплав ВТ8 (ОСТ1 90013–81)	Основа	5,8–7,0	2,8–3,8	0,2–0,4	$\leq 0,05$	$\leq 0,3$	$\leq 0,1$	$\leq 0,15$	$\leq 0,05$	$\leq 0,015$

Результаты исследований структуры ступицы диска показали, что макро- и микроструктура соответствуют требованиям ОСТ1 90197–89. Макроструктура имеет матовый вид и соответствует 2–3 баллу 10-балльной шкалы макроструктур титановых сплавов по ПИ 1-2-785–09. Микроструктура глобулярно-пластинчатая соответствует 2 типу по 9-типной шкале для титановых ($\alpha+\beta$)-сплавов (штамповки, поковки) по ПИ 1-2-785–09. В прослойках β -фазы наблюдается третичный распад (рис. 2, *a*). Дефектов металлургического происхождения не обнаружено.

Исследование микроструктуры методом ПЭМ показало, что весь объем β -прослоек между первичными и вторичными частицами α -фазы представлен мелкодисперсными третичными пластинчатыми выделениями α -фазы (рис. 2, *б*). В структуре присутствуют выделения силицидов титана размером 0,3–0,6 мкм (рис. 2, *з*). В структуре первичных, вторичных и третичных выделений α -фазы также наблюдается образование наноразмерной α_2 -фазы размером не более 1 нм (рис. 2, *в*).

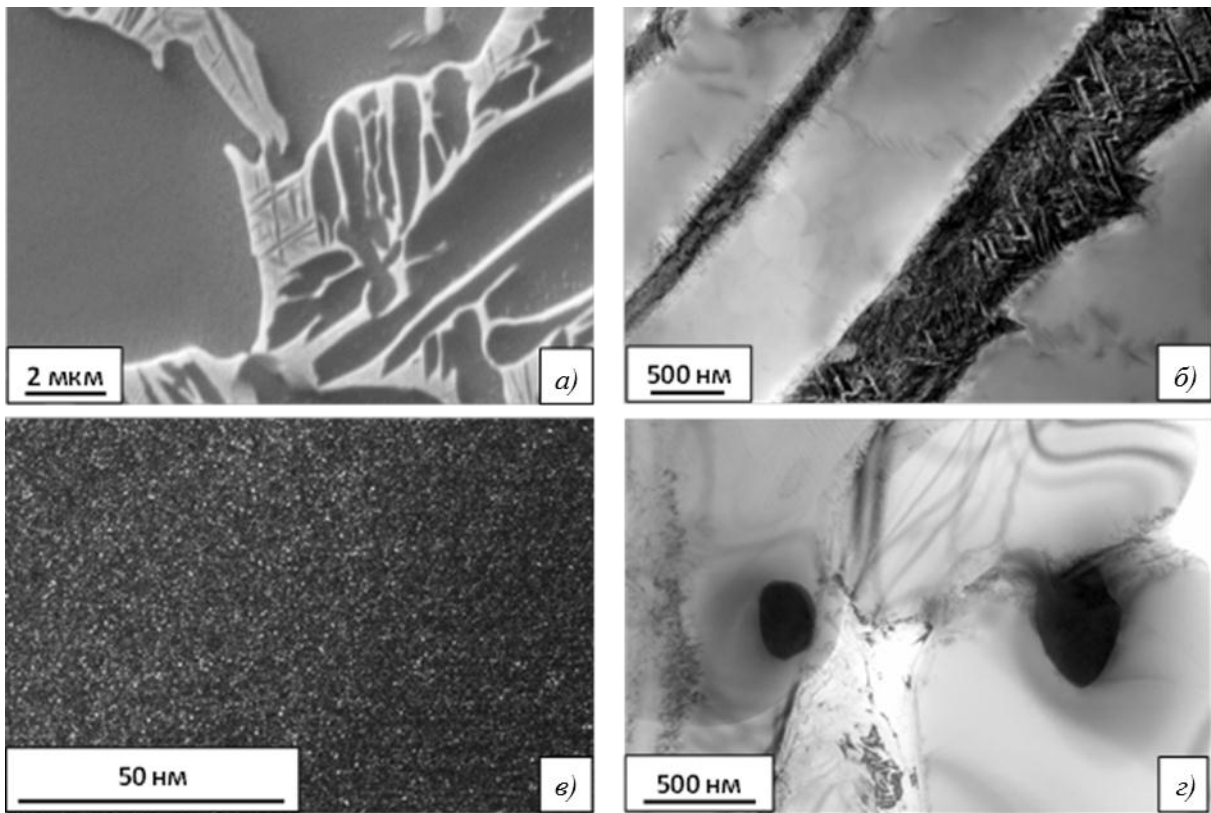


Рис. 2. Микроструктура материала ступицы:

a, б – третичные выделения α -фазы, выявленные посредством РЭМ и ПЭМ; *в* – выделения α_2 -фазы в первичных, вторичных и третичных выделениях α -фазы (съемка проводилась в темном поле); *з* – силициды титана

Для исследования покрытия у торца, фаски и внутренней поверхности ступицы проведен микроструктурный анализ. Толщина покрытия в неповрежденных местах составляла ~100 мкм. Однако на внутренней стороне ступицы вблизи фаски наблюдались участки с толщиной покрытия ~20 мкм. На поверхности фаски от внутренней поверхности к торцу толщина покрытия уменьшается, а на расстоянии 200–300 мкм от поверхности торца покрытие отсутствует. На поверхности торца покрытия не наблюдается (рис. 3, *a*). На некоторых участках на поверхности фаски наблюдаются дефекты покрытия в виде отслоений, а также открытых и закрытых пор (рис. 3, *б, в*).

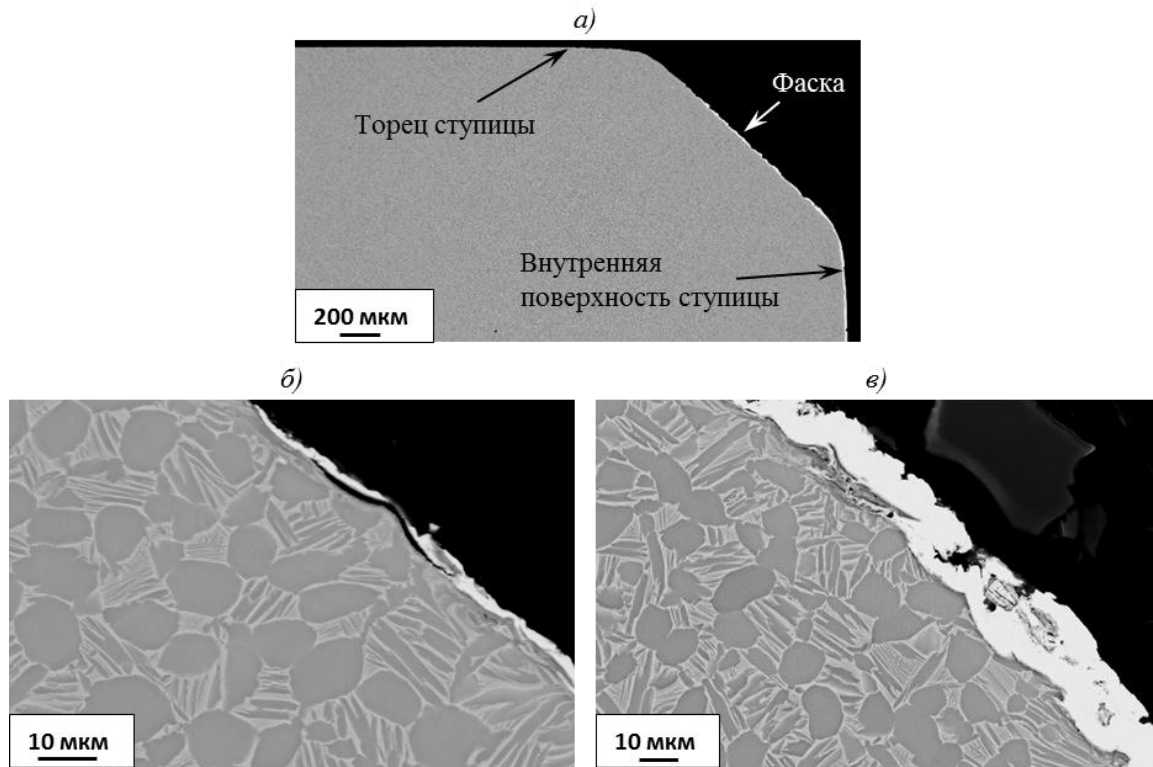


Рис. 3. Микроструктура ступицы диска КВД вблизи фаски:
a – общий вид; *б*, *в* – поверхность фаски вблизи радиуса перехода к внутренней поверхности ступицы и торцу ступицы соответственно

Для проведения фрактографических исследований были вскрыты эксплуатационные трещины (рис. 1, *в*, *з*). В результате исследования установлено, что разрушения в обоих случаях развивались от фаски. Вся поверхность разрушения окислена. На изломах встречаются отдельные участки, свободные от оксидов. Строение изломов на этих участках представлено хрупким фасеточным микрорельефом, не различающимся по морфологии в зависимости от расстояния от очага (рис. 4, *в–д*). Статический долот представлен вязким мелкоямочным рельефом, характерным для однократного разрушения титанового сплава ВТ8 (рис. 4, *е*).

С целью исследования структуры материала в очаговой зоне разрушения и темных пятен вблизи очага, а также фрактографических особенностей развития трещины изготовлен микрошлиф в плоскости, показанной на рис. 1, *б* (сечение 1). Установлено, что дефекты металлургического происхождения в очаговой зоне отсутствуют. Развитие магистральной трещины происходило с формированием множества вторичных трещин и растрескивания (рис. 5).

Материал темных участков имеет слоистую рыхлую структуру (рис. 5, *б*). Методом рентгеноспектрального микроанализа установлено, что в состав данных участков помимо серебра входят химические элементы сплава (титан, алюминий, молибден), а также кислород и хлор (рис. 6). На поверхности магистральной трещины наблюдается материал аналогичного состава (рис. 6). Внутри вторичных трещин, образовавшихся в процессе разрушения, присутствуют серебро и хлор (рис. 6, *б*). Из результатов рентгеноспектрального микроанализа видно, что разрушение проходило при непосредственном воздействии хлора. С целью подтверждения этой идеи в соответствии с СТО 1-595-30-468–2015 проведено испытание образца размером 5×8×55 мм с краевым надрезом 2 мм, изготовленного из фрагмента торца ступицы.

Посредством циклического нагружения на образец нанесена усталостная трещина. После этого образец оставили под нагрузкой, а в концентратор напряжения посредством капилляра подавали 2%-ный раствор HCl. После ~2 ч под нагрузкой образец сняли с испытательной машины, промыли, высушили и статически доломали на маятниковом копре. Видно, что на изломе образца ярко выражены три основные зоны (рис. 7, а): усталостного развития трещины, развития трещины при статическом нагружении в среде 2%-ного раствора HCl и статический долом.

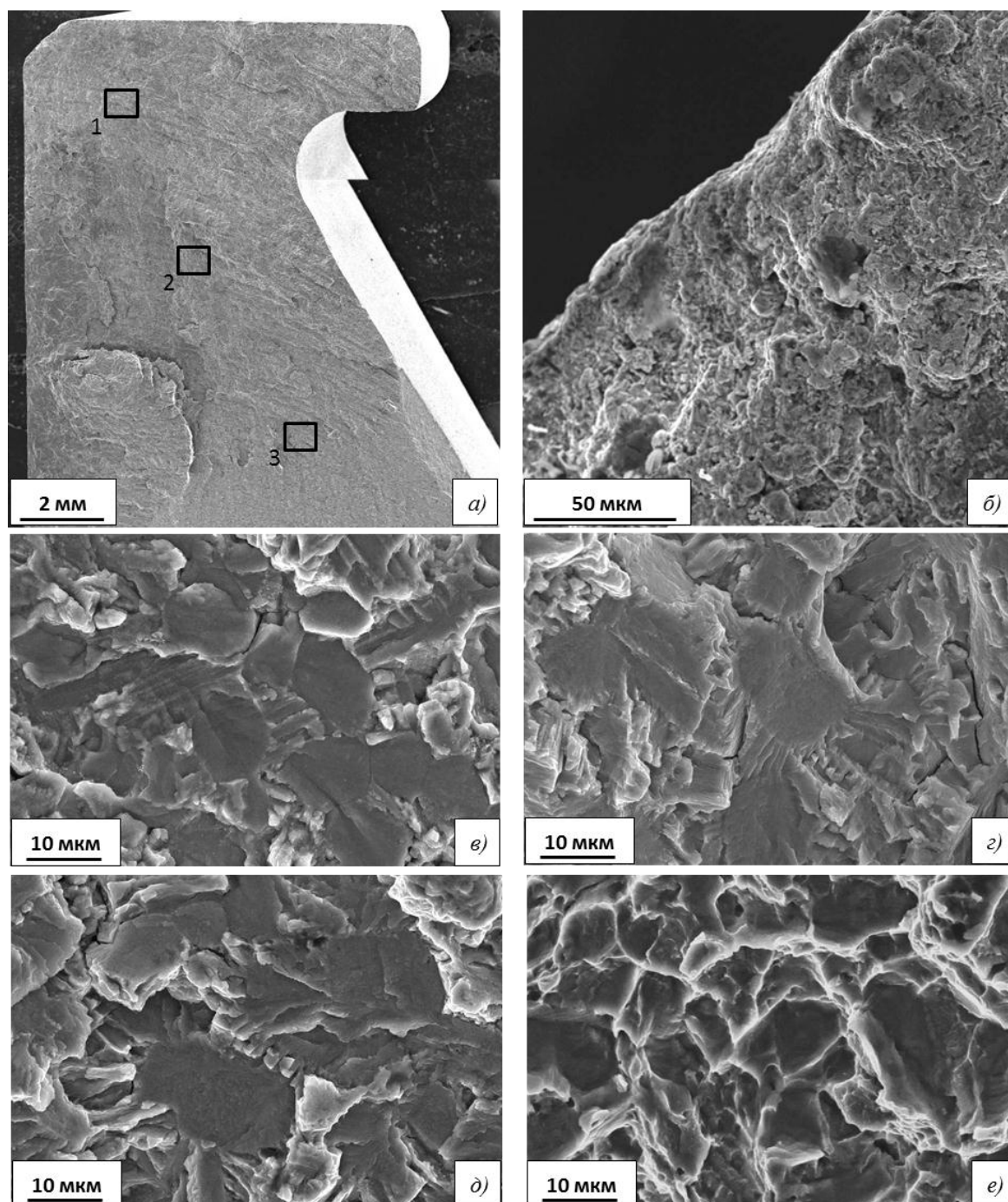


Рис. 4. Строение излома ступицы диска КВД:

а – общий вид излома; б – строение излома вблизи очаговой зоны разрушения; в–е – строение излома на участках 1–3, указанных на рис. 4, а, соответственно; е – статический долом

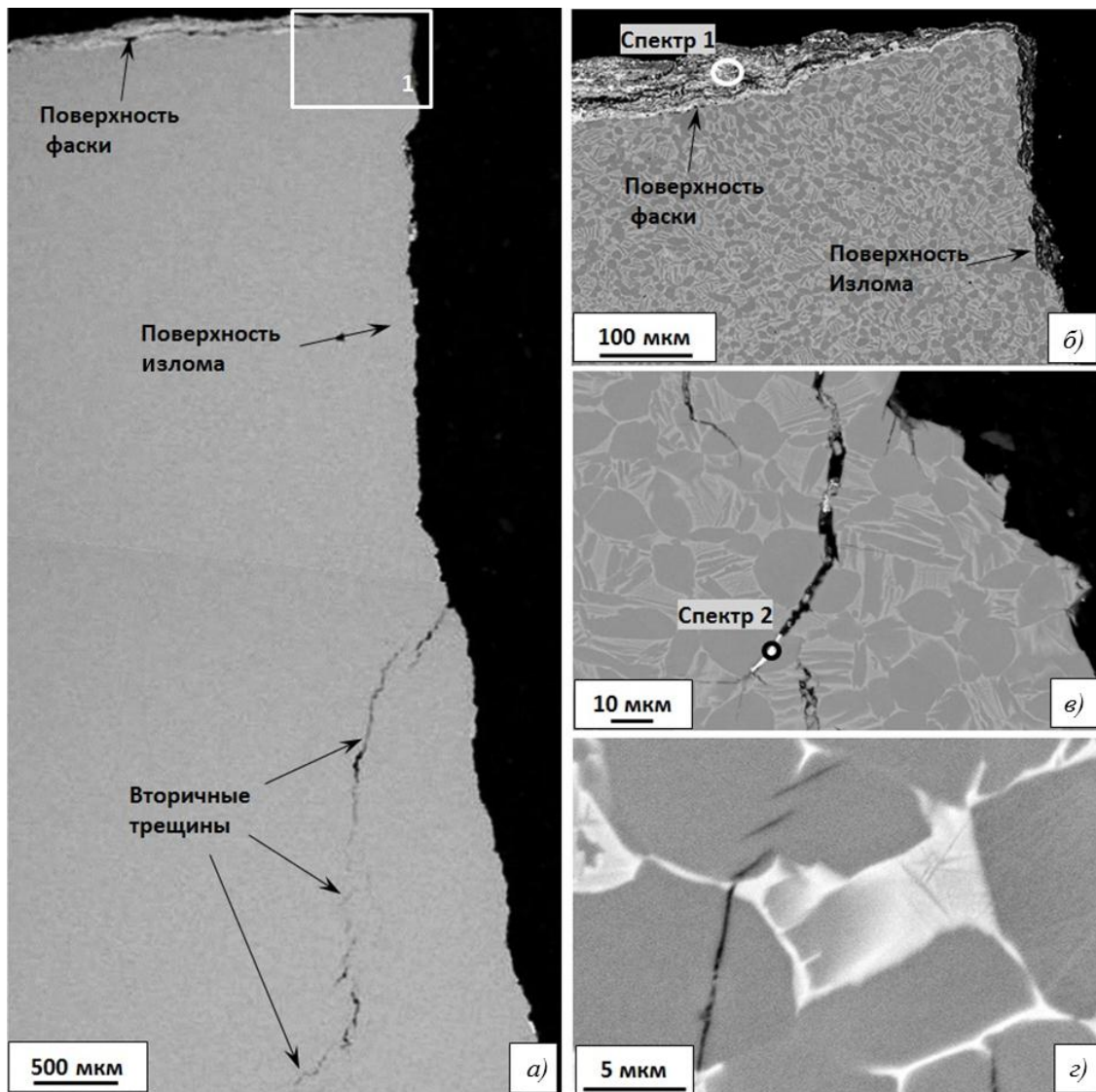


Рис. 5. Микрошлиф, проходящий через очаговую зону разрушения по сечению 1 на рис. 1, *a*: *a* – общий вид микрошлифа; *б* – участок 1, представленный на рис. 5, *a*; *в*, *г* – вторичные трещины

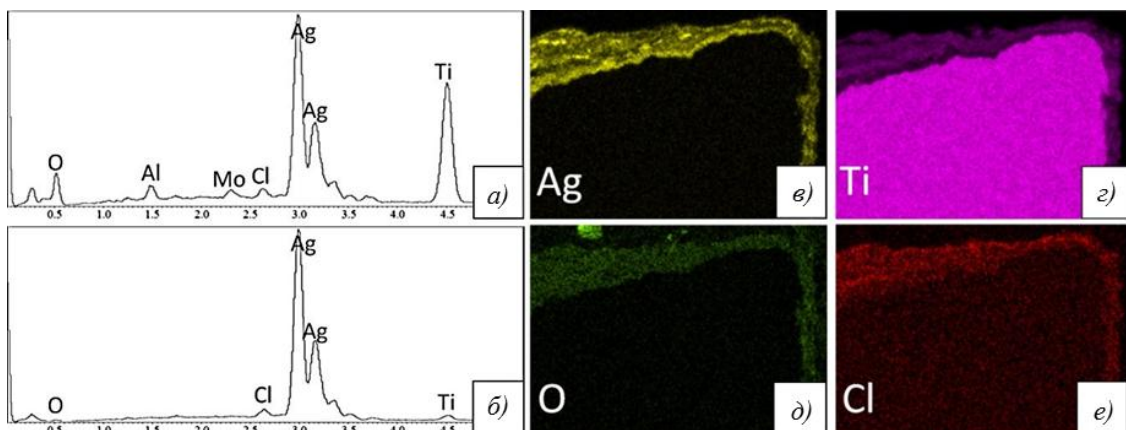


Рис. 6. Результаты рентгеноспектрального микроанализа:

a, *б* – рентгеновские спектры с участков 1 и 2, представленных на рис. 5, *б* и 5, *в* соответственно; *в*–*е* – карты распределения химических элементов (Ag, Ti, O, Cl соответственно) по поверхности микрошлифа, представленной на рис. 5, *б*

Зона усталостного развития трещины представлена характерными для сплава ВТ8 усталостными бороздками (рис. 7, б). Статический долом имеет строение, аналогичное долому эксплуатационной трещины (рис. 4, е). Разрушение в зоне развития трещины при статическом нагружении в среде 2%-ного раствора HCl представлено хрупким фасетчатым микрорельефом (рис. 7, в), идентичным микрорельефу эксплуатационных изломов ступицы диска (рис. 4, в–д).

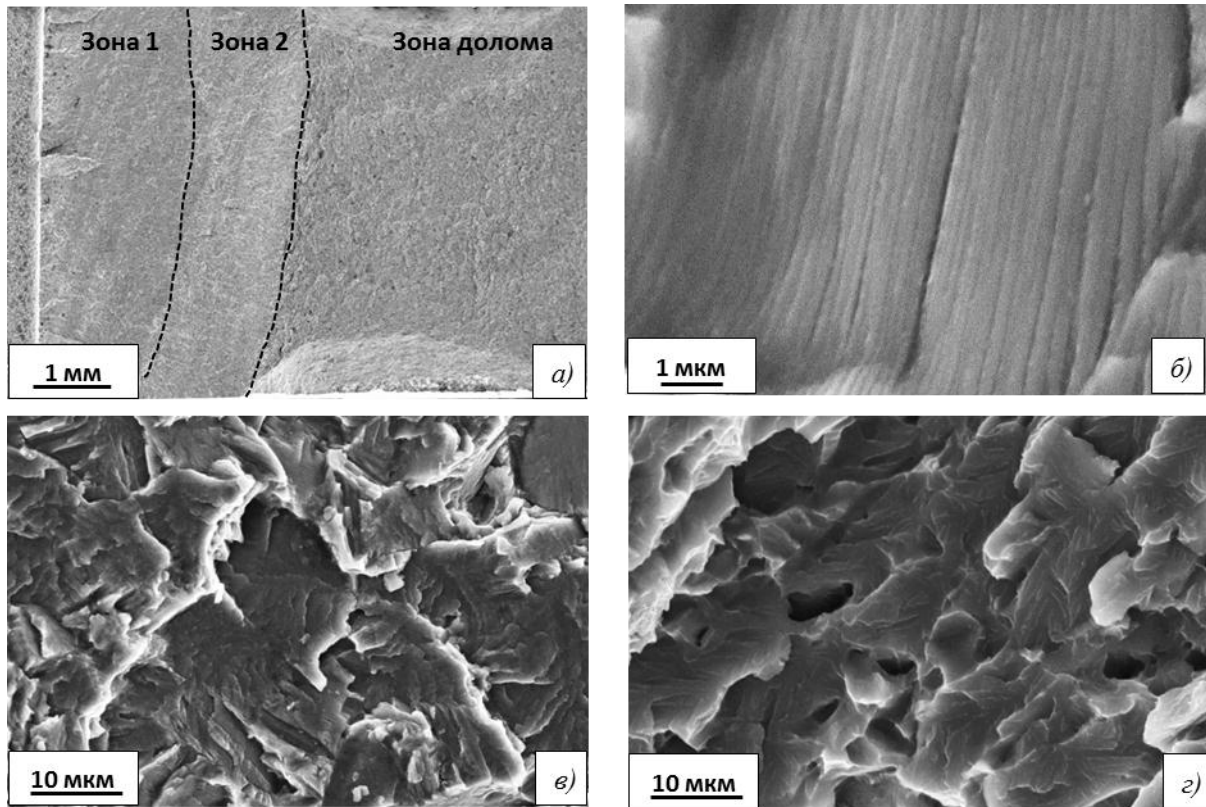


Рис. 7. Строение излома модельного образца из ступицы и образца из прутка сплава ВТ8, испытанных по СТО 1-595-30-468–2015:

а – общий вид излома модельного образца из ступицы; *б* – усталостные бороздки при циклическом нагружении на образце из ступицы (зона 1 на рис. 7, *а*); *в* – фасетчатый рельеф при статическом нагружении в 2%-ном растворе HCl на образце из ступицы (зона 2 на рис. 7, *а*); *г* – фасетчатый рельеф при статическом нагружении в 3%-ном растворе NaCl на образце из прутка сплава ВТ8

Испытания образцов из прутков сплава ВТ8 на статическую и циклическую трещиностойкость по СТО 1-595-30-468–2015 и СТО 1-595-30-474–2015 показало склонность сплава к коррозионному растрескиванию в хлорсодержащих средах. Разрушение в растворах HCl, NaCl и морской воде происходило по хрупкому механизму с формированием фасеточного микрорельефа (рис. 7, *г*), идентичного эксплуатационному (рис. 4, в–д).

Внешний осмотр ступицы диска позволяет предположить, что характерный синий цвет материала является признаком воздействия высоких температур. Проведенное исследование микроструктуры методами ПЭМ и РЭМ показало наличие третичной α -фазы, а также выделений α_2 -фазы (Ti_3Al), в том числе во вторичной и третичной (пластинчатой) α -фазе. Данное фазовое состояние ступицы свидетельствует о длительном воздействии температур $>400^\circ C$.

Утонение серебряного покрытия на отдельных участках вблизи фаски позволяет сделать предположение о механическом истирании покрытия в этой области и в свою очередь может приводить к формированию дополнительных концентраторов напряжений.

Формирование хрупких фасеток на изломе и наличие большого количества ветвящихся вторичных трещин и множественных растрескиваний на микрошлифе, проходящем поперек поверхности разрушения, не являются характерными для статического и усталостного разрушения титанового сплавов ВТ8 в воздушной атмосфере. При статическом разрушении формируется пластичный мелкоячеистый рельеф (рис. 4, *e*; 7, *z*), а при усталостном разрушении происходит объединение трещин, а не их ветвление [12]. Кроме того, на поверхности излома, внутри вторичных трещин и в составе материала темных участков на поверхности фаски помимо серебра обнаружены кислород и хлор.

Испытания по СТО 1-595-30-468–2015 в условиях статического нагружения образца из ступицы диска в 2%-ном растворе HCl и образцов из прутка сплава ВТ8 в других хлорсодержащих средах показали идентичность изломов экспериментальных и эксплуатационных образцов. Проведенные исследования свидетельствуют о том, что развитие трещин происходило по механизму коррозионного растрескивания под напряжением в присутствии ионов хлора.

Как известно, ионы хлора приводят к коррозионным повреждениям на поверхности титановых сплавов, а также к коррозионному растрескиванию под напряжением. В виду того, что поверхность титанового сплава покрыта защитной оксидной пассивирующей пленкой, она является мало восприимчивой к хлору. Развитие коррозионного процесса протекало на границе серебряного покрытия, что свидетельствует об участии серебра в данном процессе.

Термодинамический анализ реакций взаимодействия серебра с хлором и соляной кислотой показывает, что при температурах 150–200°C данные реакции протекают с образованием хлорида серебра [13]:



При взаимодействии хлорида серебра и титана протекает реакция с образованием хлорида титана:



При этом TiCl_4 в виде газа улетучивается с поверхности металла, разрушая оксидную пленку TiO_2 . На чистой незапассивированной поверхности активно протекает процесс поглощения водорода из атмосферы воздуха, а также водорода, выделяющегося по реакции (2). Это приводит к локальному повышению концентрации водорода в сплаве и его охрупчиванию [14, 15].

Температура плавления хлорида серебра составляет 455°C, а структурное состояние материала ступицы показывает, что деталь работала длительное время при температурах >400°C, не исключены забросы и до более высоких температур. Исходя из этого, можно заключить, что по мере развития трещины она заполнялась расплавом хлорида серебра, что в свою очередь способствовало ее росту по механизму коррозионного растрескивания.

Заключения

На основании исследования фазового состава материала установлено, что деталь работала длительное время при температурах $>400^{\circ}\text{C}$.

Разрушение ступицы диска КВД произошло по механизму коррозионного растрескивания под напряжением в присутствии ионов хлор, что подтверждено испытаниями по СТО 1-595-30-468–2015.

Активизации процесса коррозионного растрескивания способствовало присутствие продуктов химической реакции материала серебряного покрытия с хлором и титаном на поверхности ступицы и внутри вторичных трещин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Павлова Т.В., Кашапов О.С., Кондратьева А.Р., Калашников В.С. Возможности по расширению области применения сплава ВТ8-1 для дисков и рабочих колес компрессора // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №3 (39). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.10.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-5-5.
2. Орлов М.Р., Пучков Ю.А., Наприенко С.А., Лавров А.В. Исследование эксплуатационного разрушения лопатки вентилятора авиационного газотурбинного двигателя из титанового сплава ВТ3-1 // Титан. 2014. №4 (46). С. 23–30.
3. Орлов М.Р., Наприенко С.А., Лавров А.В. Фрактографический анализ эксплуатационного разрушения диска компрессора высокого давления из сплава ВТ18У // Титан. 2014. №2 (44). С. 16–21.
4. Лабкович Д.В. Опыт сервисного обслуживания энергетических газотурбинных установок в Республике Беларусь // Новости теплоснабжения. 2014. №4 (164). С. 37–40.
5. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учеб. пособие / А.Г. Илларионов, А.А. Попов. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. 137 с.
6. Павлова Т.В., Кашапов О.С., Ночовная Н.А. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №5. С. 8–14.
7. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // Авиационные материалы и технологии. 2013. №S2. С. 3–10.
8. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Истракова А.Р., Калашников В.С. Влияние содержания железа на механические свойства прутков из жаропрочного титанового сплава ВТ41 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №3. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.11.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-3-2-2.
9. Горбовец М.А., Ночовная Н.А. Влияние микроструктуры и фазового состава жаропрочных титановых сплавов на скорость роста трещины усталости // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №4 (40). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.10.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-3-3.
10. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
11. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Разработка опытно-промышленной технологии изготовления полуфабрикатов из псевдо-альфа-титанового сплава ВТ41 // Титан. 2016. №2 (52). С. 33–42.
12. Финкель В.М. Портрет трещины. М.: Металлургия, 1989. 192 с.
13. Рабинович В.А., Хавин З.Я. Краткий химический справочник. Л.: Химия, 1991. 432 с.
14. Lynch S.P. Mechanistic and fractographic aspects of stress-corrosion cracking (SCC) // Stress Corrosion Cracking. Cambridge: Woodhead Publishing, 2011. P. 3–89.
15. Lynch S.P. Hydrogen Embrittlement (HE) phenomena and mechanisms // Stress Corrosion Cracking. Cambridge: Woodhead Publishing, 2011. P. 90–130.