

УДК 620.1:669.295

*О.Г. Оспенникова<sup>1</sup>, С.А. Наприенко<sup>1</sup>, В.В. Автаев<sup>1</sup>***ВЛИЯНИЕ МОРСКОЙ ВОДЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ  
МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СПЛАВА VT3-1  
ПРИ РАЗЛИЧНЫХ КОЭФФИЦИЕНТАХ АСИММЕТРИИ НАГРУЖЕНИЯ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-115-124

*На специально разработанных образцах сплава VT3-1 экспериментально установлено, что морская вода приводит к повышению условного предела выносливости при симметричном цикле нагружения, в условиях циклического растяжения и циклического сжатия.*

*Методом растровой электронной микроскопии установлено, что в условиях циклического сжатия развитие усталостных трещин сопровождается формированием фасетчатого рельефа, образующего ручейки с продольными складками. При испытании в морской воде фасетки имеют хрупкий вид, в то время как в воздушной атмосфере на их поверхности наблюдаются признаки пластической деформации. При симметричном цикле нагружения и при циклическом растяжении в морской воде формируются усталостные бороздки, как и в воздушной атмосфере.*

**Ключевые слова:** титановые сплавы, коррозионное растрескивание, циклическое сжатие, растровая электронная микроскопия, фрактография.

*O.G. Ospennikova<sup>1</sup>, S.A. Naprienko<sup>1</sup>, V.V. Avtaev<sup>1</sup>***INFLUENCE OF SEA WATER ON FATIGUE LIMIT  
OF ALLOY VT3-1 AT DIFFERENT LOAD RATIO**

*On specially developed samples of VT3-1 alloy, it was experimentally established that the sea water leads to an increase of fatigue limit under symmetrical loading cycle, under conditions of cyclic stretching and cyclic compression.*

*By the method of scanning electron microscopy it was found that under the conditions of cyclic compression the development of fatigue cracks is accompanied by the formation of a faceted relief of the forming trickle with longitudinal folds. When tested in sea water facets have a fragile appearance, while in the air on their surface there are signs of plastic deformation. With a symmetrical loading cycle and cyclic stretching, fatigue grooves are formed in sea water, as in the air atmosphere.*

**Keywords:** titanium alloys, corrosion cracking, cyclic compression, scanning electron microscopy, fractography.

<sup>1</sup>Федеральное 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**

Использование сплавов на основе титана в конструкциях авиационных ГТД и ГТУ обусловлено их высокими удельными свойствами, такими как прочность и жаропрочность в комплексе с высокой стойкостью к воздействию коррозионно-активных сред. Однако случаются отказы ГТД, связанные с разрушением крупногабаритных деталей из двухфазных титановых сплавов – например, лопаток вентилятора и дисков

компрессора высокого и низкого давления. В ряде научных работ также установлено, что разрушение происходило при совместном воздействии среды и действующих напряжений [1, 2].

Развитие трещины по данному механизму протекает при низких значениях действующих растягивающих напряжений. При этом разрушение носит локальный характер, и большая часть детали не подвергается коррозионному повреждению. Данный вид разрушения можно определить как замедленное разрушение в коррозионно-активной среде, которое может быть связано как с использованием ГТД в условиях морского базирования авиационной техники, так и с эксплуатацией наземных ГТУ в атмосфере, содержащей соединения хлора.

Элементы конструкции ГТД и ГТУ в процессе эксплуатации находятся в сложном напряженно-деформированном состоянии. Нагрузки, которые испытывают детали, могут быть как статическими, так и циклическими. При этом повторные нагрузки могут носить характер как малоциклового, так и многоциклового усталостного нагружения, а напряжения, действующие при разрушении, могут быть как растягивающими, так и сжимающими.

Оценка влияния эксплуатационных условий работы деталей ГТД на свойства материалов должна послужить базой для улучшения химического состава и структурно-фазового состояния сплавов [3–6], совершенствования конструкций и технологий производства узлов и агрегатов [7–10].

Существует достаточно большое количество научных работ по исследованию замедленного разрушения титановых сплавов под напряжением в коррозионно-активных средах [11–13]. В работе [14] проведены исследования влияния морской воды на пороговые значения коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) в условиях статического и малоциклового нагружения. Эти исследования показали, что КИН в морской воде значительно ниже, чем на воздухе (до 3 раз – для сплава ВТЗ-1), а поверхности разрушения имеют хрупкий фасеточный рельеф.

Поведение двухфазных титановых сплавов в условиях высокочастотного многоциклового нагружения в морской воде на данный момент не исследовано.

Следует также отметить, что в настоящее время широкое распространение получили испытания образцов при симметричном и асимметричном усталостном нагружении в области циклического растяжения [15], а поведение металлических материалов в области циклического сжатия изучается лишь в ограниченном числе работ [16, 17].

Однако еще в середине XX века профессор С.И. Кишкина (Ратнер) отмечала, что сжимающие напряжения при усталостном нагружении приводят к разрушению конструкционных сталей и алюминиевых сплавов [18]. Было показано, что при усталостных испытаниях в области сжатия образцов раскисленной конструкционной стали и деформированного алюминиевого сплава образовывались трещины, ориентированные перпендикулярно к приложенным сжимающим нагрузкам. Показано также, что для этих материалов при уровне циклической долговечности  $N=10^6$  циклов при одностороннем сжатии предел выносливости более чем на 50% выше, чем при симметричном цикле нагружения, и на 40% выше, чем в условиях одноосного растяжения.

В данной работе исследовано влияние коэффициента асимметрии цикла нагружения (КАЦ) на сопротивление многоциклового усталости (МнЦУ) титанового сплава ВТЗ-1 на воздухе и в морской воде.

### Материалы и методы

Для определения влияния морской воды и КАЦ на сопротивление титанового сплава ВТЗ-1 МнЦУ проведены испытания образцов из прутковой заготовки  $\varnothing 50$  мм. Химический состав прутковой заготовки соответствует сплаву ВТЗ-1 по ОСТ1-90013–81 (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав сплава ВТЗ-1 для изготовления образцов

Образец	Содержание химических элементов, % (по массе)									
	Al	Mo	Cr	Si	Fe	C	Zr	O	N	H
Пруток	6,40	2,30	1,28	0,22	0,39	0,08	0,35	0,06	0,03	0,010
ОСТ1 90013–81	5,5–7,0	2,0–3,0	0,8–2,0	0,15–0,4	0,2–0,7	≤0,10	≤0,50	≤0,18	≤0,05	≤0,015

Примечание. Ti – основа.

Прутковую заготовку подвергали термической обработке по режиму двойного отжига с нагревом в однофазную  $\beta$ -область для получения структуры с крупным  $\beta$ -зерном и пластинчатой структурой, соответствующей 3 баллу по 10-балльной шкале макроструктур и 6–7 типу по 9-типной шкале микроструктур согласно ПИ 1.2.785–2009, проявляющей бóльшую чувствительность к условиям испытаний, чем с бимодальной микроструктурой [9].

Для проведения фрактографических исследований использовали растровый электронный микроскоп.

С целью исследования влияния КАЦ на сопротивление МнЦУ разработана геометрическая форма образца, рабочая часть которого имеет форму клина и механический концентратор напряжений (надрез) радиусом  $r=1$  мм. Данная форма образца позволила получить асимметричные значения действующих напряжений в надрезе и с противоположной стороны от него при усталостном нагружении (рис. 1, а) [18].

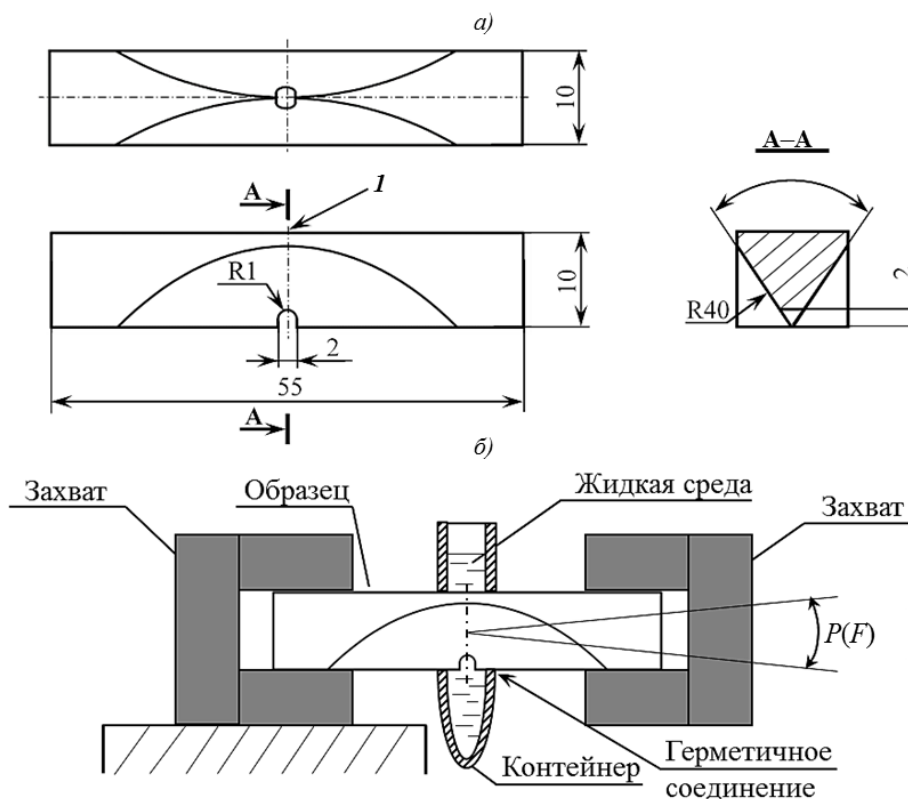


Рис. 1. Образец для испытаний на МнЦУ при различных значениях коэффициента асимметрии цикла нагружения ( $I$  – место наклейки тензорезистора):

$a$  – форма образца;  $b$  – схема нагружения образца с использованием индивидуального контейнера для коррозионно-активной среды

Испытание данных образцов проводили по СТО 1-595-17-467–2015 при симметричном цикле нагружения ( $R=-1$ ), в условиях циклического растяжения (при  $R: 0; 0,3; 0,5$ ) и циклического сжатия (при  $R=\infty; 3$ ).

Для того чтобы избавиться от разрывов в значениях КАЦ при  $R=\infty$ , использовали расчет нормированного коэффициента асимметрии цикла нагружения ( $R_{\text{norm}}$ ), описанный в СТО 1-595-17-467–2015. При этом нормированный коэффициент  $R_{\text{norm}}$  равен среднему значению напряжений, действующих при циклическом нагружении, отнесенному к разности (размаху) напряжений в цикле:

$$R_{\text{norm}} = \frac{\bar{\sigma}}{\Delta\sigma}; \quad (1)$$

$$\text{где } \bar{\sigma} = (\sigma_{\text{max}} + \sigma_{\text{min}}) / 2, \quad \Delta\sigma = \sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}. \quad (2)$$

В ходе испытаний образец подвергали периодическому нагружению при четырехточечном изгибе в плоскости симметрии образца при заданном значении коэффициента  $R$  при частоте нагружения 100 Гц с использованием резонансной испытательной машины RUMUL. За базу испытания взято количество циклов нагружения –  $N=10^6$ . При испытаниях в морской воде использовали индивидуальные контейнеры для каждого образца (рис. 1, б).

Перед проведением испытаний на один из образцов наклеивали тензорезистор TML UFLA-3-350-11. Наклейку датчика проводили на плоскую поверхность образца в зоне, противоположной надрезу радиусом  $r$  (рис. 1, а), совмещая ось деформации тензорезистора с осью симметрии образца.

### Результаты и обсуждение

При испытаниях задавали размах значений изгибающего момента  $\Delta M$ , а также коэффициент  $R$ , что определяло амплитудные значения изгибающего момента –  $M_{\text{min}}$  и  $M_{\text{max}}$ . Расчет напряжений  $\sigma_{\text{min}}$  и  $\sigma_{\text{max}}$ , действующих в надрезе при нагружении, проводили в соответствии с геометрической формой образца.

Напряжения  $\sigma$ , действующие в надрезе, зависят от изгибающего момента  $M$  следующим образом:

$$\sigma = C \cdot M \quad (3)$$

где  $C$  – константа.

Для расчета константы  $C$  экспериментально получали значения деформаций со стороны, противоположной надрезу при загрузке образца. Образец с тензорезистором пошагово статически нагружали в упругой области в условиях – от статического сжатия до статического растяжения.

При нагружении фиксировали значения приложенного изгибающего момента  $M$  и показания тензорезистора – величину относительной упругой деформации  $\varepsilon_T$ . Это позволило построить калибровочную зависимость деформации  $\varepsilon_T$ , наведенной на образец из сплава ВТЗ-1 со стороны, противоположной надрезу радиусом  $r$ , от величины изгибающего момента  $M$  (рис. 2). Полученный массив данных обработали методом наименьших квадратов, в результате чего получили зависимость

$$\varepsilon_T = A \cdot M, \quad (4)$$

где  $A$  – коэффициент пропорциональности, равный  $105,71 \cdot 10^{-6} \text{ Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ .

В соответствии с законом Гука упругие напряжения  $\sigma_T$  зависят от величины упругой деформации  $\varepsilon_T$ :

$$\sigma_T = E \cdot \varepsilon_T, \quad (5)$$

где  $E$  – модуль упругости сплава ВТЗ-1, равный 115 ГПа [20].

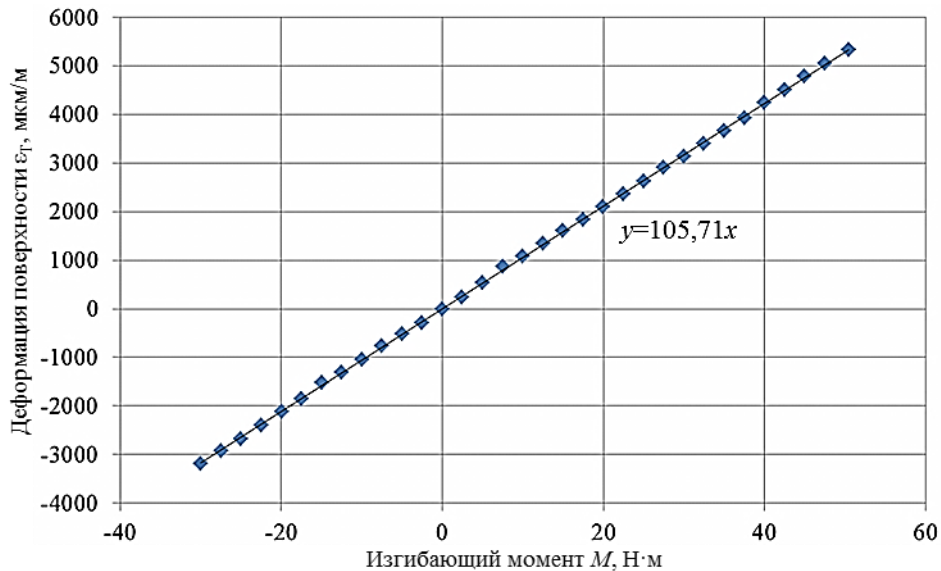


Рис. 2. Калибровочный график зависимости деформации  $\epsilon_T$  по данным тензорезистора в точке  $I$  (рис. 1,  $a$ ) от приложенного момента изгиба  $M$  на установке CRACKTRONIC

Подставив выражение (4) в уравнение (5), определили упругие напряжения  $\sigma_T$  в зависимости от величины приложенного изгибающего момента  $M$ :

$$\sigma_T = E \cdot A \cdot M. \quad (6)$$

Величина произведения коэффициента концентрации напряжений в надрезе  $K_t$  (сечение А–А, рис. 1,  $a$ ) и коэффициента асимметрии момента сопротивления  $K_W$  рабочего сечения со стороны надреза и противоположной стороны образца соответствует отношению величины напряжения  $\sigma$ , действующего в надрезе, к величине напряжения  $\sigma_T$ , действующего в области наклеенного тензорезистора (рис. 1,  $a$ ):

$$\frac{\sigma}{\sigma_T} = K_W \cdot K_t. \quad (7)$$

Методом конечных элементов с использованием программного обеспечения ANSYS определили значения  $K_W$  и  $K_t$  (рис. 3). Рассчитанные коэффициенты составили -1,54 и 2,68 соответственно.

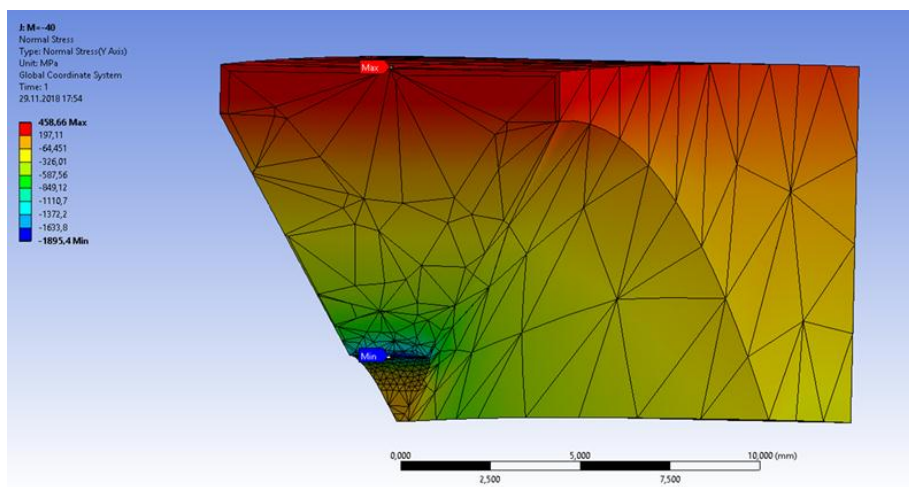


Рис. 3. Рабочее сечение образца с наложенной сеткой конечных элементов и шкалой напряжений при действии изгибающего момента 40 Н·м

Сопоставив уравнения (6) и (7), представляем константу  $C$  из уравнения (3) в виде:

$$C = K_W \cdot K_t \cdot E \cdot A = -50,21 \text{ МПа}/(\text{Н}\cdot\text{м}). \quad (8)$$

В ходе испытаний на определение условного предела выносливости задавали начальное амплитудное значение изгибающего момента при усталостном нагружении. Это значение соответствовало напряжению, действующему в надрезе, 0,8 от предполагаемого значения условного предела выносливости для сплава ВТЗ-1 при  $R=-1$  и заданном уровне циклической долговечности  $N=10^6$  циклов.

После того, как испытуемый образец отработал заданную базу без разрушения, повышали величину размаха момента в цикле нагружения  $\Delta M$  на 2 Н·м при неизменном коэффициенте  $R$ .

Проведение испытаний на МнЦУ прекращали при падении резонансной частоты испытательной машины  $F$  на величину  $>0,5\%$ , что являлось свидетельством начала развития разрушения в образце.

При появлении трещины на образце в процессе испытаний в качестве условного предела выносливости при заданном значении коэффициента  $R$  принимали размах напряжений, действующих в надрезе при циклическом испытании,  $-\Delta\sigma_{RN}$ , т. е. значения, полученные при предыдущем режиме, при котором образец отстоял заданную базу.

В ходе испытаний титанового сплава ВТЗ-1 на МнЦУ при различных значениях КАЦ от циклического сжатия  $R=3$  ( $R_{\text{ном}}=-1$ ) до циклического растяжения  $R=0,5$  ( $R_{\text{ном}}=1,5$ ) на воздухе и в морской воде определены значения условного предела выносливости  $\Delta\sigma_{RN}$  (табл. 2, рис. 4).

Таблица 2

**Результаты испытаний на определение предела выносливости  $\Delta\sigma_{RN}$  образцов из титанового сплава ВТЗ-1 в воздушной атмосфере и в морской воде на базе  $N=10^6$  циклов**

Условный номер образца	$R$	$R_{\text{ном}}$	$M_{\text{min}}$	$M_{\text{max}}$	$\Delta M$	$\sigma_{\text{min}}$	$\sigma_{\text{max}}$	$\Delta\sigma_{RN}$
			Н·м			МПа		
Воздушная атмосфера								
11	3,0	-1,0	-46	-14	32	-2310	-703	1607
12	$\infty$	-0,5	-24	0	24	-1205	0	1205
13	-1,0	0	-8	8	16	-402	402	803
14	0	0,5	0	12	12	0	603	603
15	0,3	1,0	4,3	14,3	10	216	718	502
16	0,5	1,5	10	20	10	502	1004	502
Морская вода								
21	3	-1,0	-51,45	-15,42	36	-2583	-774	1808
22	$\infty$	-0,5	-32	0	32	-1607	0	1607
23	-1,0	0	-12	12	24	-603	603	1205
24	0	0,5	0	18	18	0	904	904
25	0,3	1,0	6	20	14	301	1004	703
26	0,5	1,5	10	20	10	502	1004	502

Результаты испытаний обработаны методом наименьших квадратов для построения функциональных зависимостей условного предела выносливости  $\Delta\sigma_{RN}$  от нормированного коэффициента асимметрии цикла нагружения  $R_{\text{ном}}$  с точностью аппроксимации  $>0,99$ . Полученные полиномы второго порядка представлены на рис. 4 и имеют следующий вид:

– воздушная атмосфера –  $\Delta\sigma_{RN} = 830 - 560R_{\text{ном}} + 230R_{\text{ном}}^2$ , (9)

– морская вода –  $\Delta\sigma_{RN} = 1220 - 575R_{\text{ном}} + 55R_{\text{ном}}^2$ . (10)

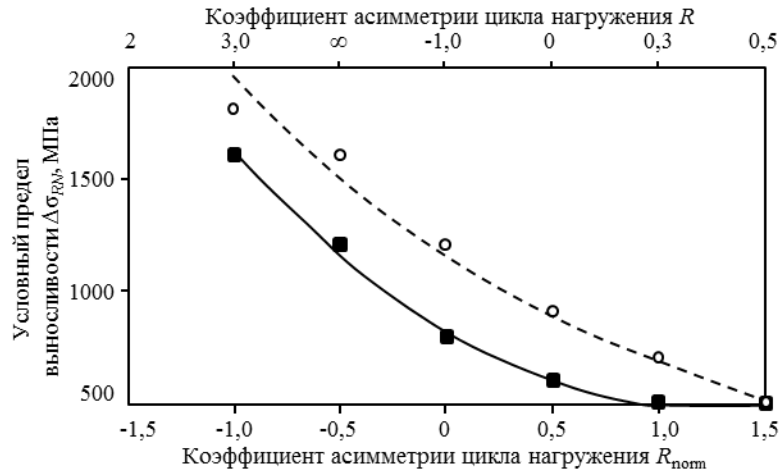


Рис. 4. Зависимость величины условного предела выносливости  $\Delta\sigma_{RN}$  сплава ВТЗ-1 в воздушной атмосфере (■) и морской воде (○) от величины коэффициента асимметрии цикла нагружения  $R_{norm}$  (—, - - - полиномиальные функции)

Результаты испытаний показывают, что, по сравнению с воздушной атмосферой, морская вода повышает значения условного предела выносливости образцов из титанового сплава ВТЗ-1 с надрезом радиусом 1 мм при КАЦ:  $+0,5 \leq R \leq +3,0$  ( $1,5 \leq R_{norm} \leq -1,0$ ).

Данный эффект связан с тем, что при циклическом нагружении образцов без исходной усталостной трещины разрушение образцов определяется не скоростью роста трещины, а временем до ее зарождения. Наличие морской воды приводит к повышению устойчивости поверхности образца к зарождению усталостной трещины. Это связано с тем, что на полированной поверхности образца не работает механизм охрупчивания, который наблюдается на образцах с исходной трещиной [14], в то время как, согласно результатам исследований [21], материалы, которые разрушаются от поверхности, имеют особенность повышать свои прочностные характеристики при испытаниях в жидких средах. Повышение прочностных характеристик в данном случае обусловлено эффектом поверхностного натяжения жидкой фазы. В случае испытаний на МНЦУ титанового сплава ВТЗ-1 развитие трещины начинается от поверхности надреза.

Исследования поверхностей вскрытых усталостных трещин на образцах из сплава ВТЗ-1 после испытаний позволили установить влияние КАЦ на особенности формирования изломов. При периодическом сжатии  $R=3,0$  ( $R_{norm}=-1,0$ ) на поверхности разрушения происходит формирование ручьистого рельефа как в воздушной атмосфере, так и в морской воде (рис. 5, а, б). При этом формируются складки, ориентированные поперек фронта растущей трещины – показаны стрелками на рис. 5 а, б. В обоих случаях поверхность излома имеет фасеточное строение, однако на поверхности фасеток образца, испытанного в воздушной атмосфере, наблюдаются сглаженные участки, свидетельствующие о незначительной пластической деформации (рис. 5, в). Следы пластической деформации на изломе образца, испытанного в воздушной атмосфере, обусловлены микропластическим механизмом при развитии трещины по усталостному механизму, аналогично циклическому растяжению с формированием фасеточного рельефа на первой стадии кинетической диаграммы усталостного разрушения двухфазных титановых сплавов с тем отличием, что зона пластичности в вершине трещины значительно меньше.

На образцах, испытанных в морской воде, фасетки являются совершенно плоскими – без признаков пластической деформации (рис. 5, г). Формирование хрупких фасеток при усталостном разрушении образца, испытанного в морской воде в условиях

периодического сжатия, обусловлено тем же механизмом охрупчивания, что и при усталостном разрушении титановых сплавов в коррозионно-активных средах [1, 2, 11–14]. Это связано с тем, что в условиях периодического сжатия при наличии пластического гистерезиса в вершине растущей трещины, в момент снижения сжимающей нагрузки, в вершине трещины появляются напряжения растяжения [16].

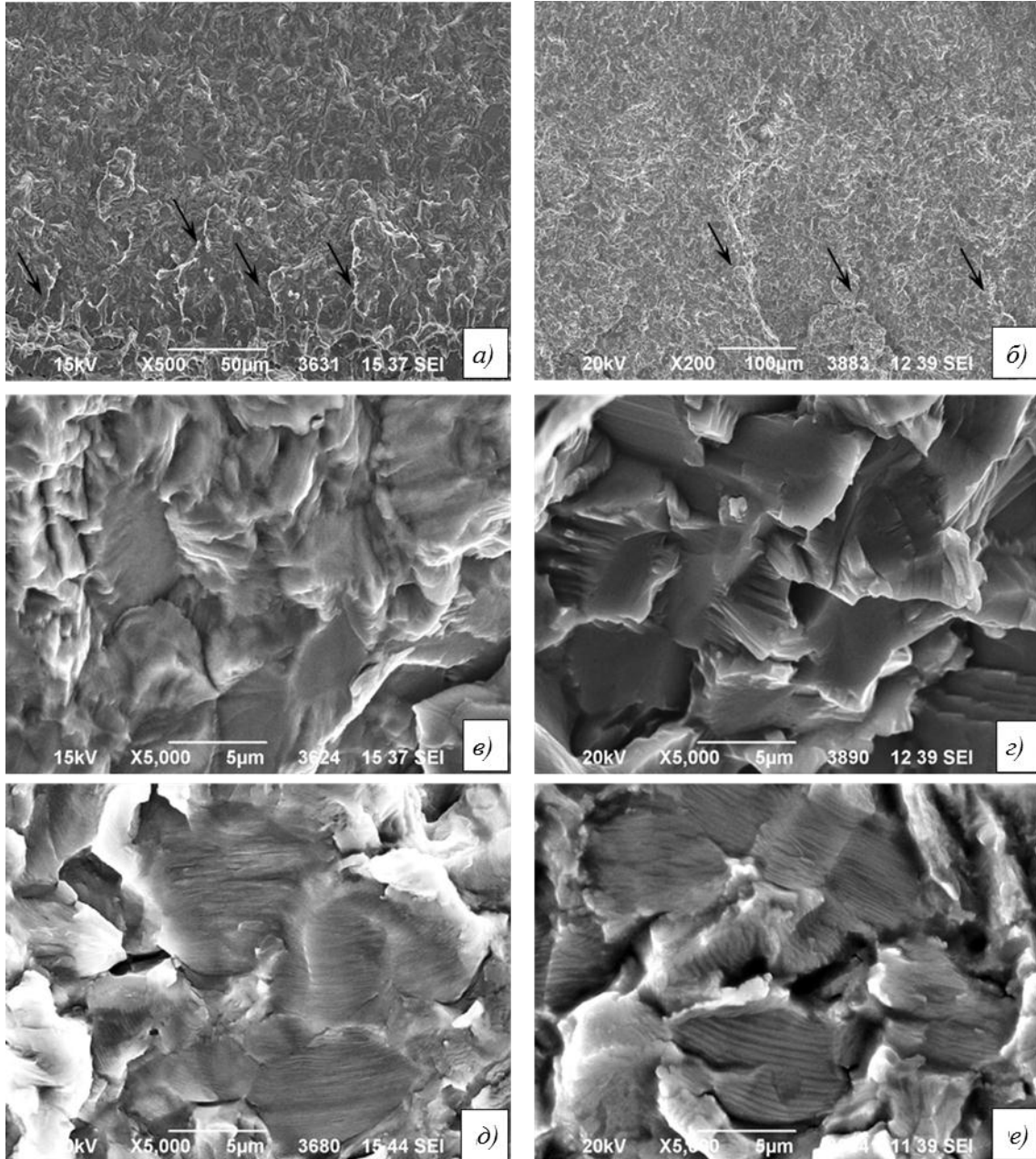


Рис. 5. Морфология поверхности разрушения образцов из сплава ВТЗ-1, испытанных в воздушной атмосфере и морской воде, при различных значениях коэффициента асимметрии цикла нагружения:

*а, в* – поверхность усталостного разрушения образца 11 ( $R_{\text{norm}}=-1,0$ ; воздушная атмосфера);  
*б, г* – поверхность усталостного разрушения образца 21 ( $R_{\text{norm}}=-1,0$ ; морская вода);  
*д, е* – поверхности усталостного разрушения образцов 16 и 26, испытанных при  $R_{\text{norm}}=1,5$  в воздушной атмосфере и в морской воде соответственно

При симметричном цикле нагружения ( $R=-1,0$ ) и циклическом растяжении ( $R: 0; 0,3; 0,5$ ) разрушение сплава ВТ3-1 в обеих средах происходит с формированием усталостных бороздок, образующих фронт развития усталостной трещины (рис. 5,  $\delta$ ,  $e$ ). Появление вязкого бороздчатого рельефа в изломах образцов, испытанных в морской воде, свидетельствует о том, что скорость движения усталостной трещины в образцах превышает пороговую (максимальную) скорость развития коррозионной трещины, определенную в работе [14]. По этой причине, несмотря на воздействие морской воды, развитие усталостной трещины происходит с формированием вязких бороздок.

Полученные в работе данные по разрушению титанового сплава в морской воде в условиях многоциклового усталостного нагружения не противоречат результатам испытаний в условиях статического и малоциклового усталостного нагружения, а дополняют их, формируя полную картину поведения двухфазных титановых сплавов при воздействии морской воды.

### Заключения

Впервые получены результаты по многоцикловой усталости двухфазного титанового сплава в морской воде, в том числе в условиях циклического сжатия.

Морская вода приводит к повышению предела выносливости образцов из титанового сплава ВТ3-1 с концентратором радиусом 1 мм в интервале значений коэффициента асимметрии цикла нагружения от циклического сжатия до циклического растяжения:  $+0,5 \leq R \leq +3,0$  ( $1,5 \leq R_{\text{ном}} \leq -1,0$ ).

Развитие усталостных трещин в условиях циклического сжатия сопровождается формированием ручьистого рельефа с продольными складками.

На поверхности фасеточного рельефа образцов, испытанных в воздушной атмосфере, наблюдаются признаки пластической деформации, в то время как фасетки на изломах образцов, испытанных в морской воде, имеют совершенно хрупкий вид.

При симметричном цикле нагружения и в области циклического растяжения разрушение в обеих средах развивается с формированием усталостных бороздок.

### ЛИТЕРАТУРА

1. 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.
2. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Лукина Е.А. Исследование причин образования трещин на ступице диска КВД из сплава ВТ8 наземной ГТУ // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №12 (72). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.12.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-97-106.
3. Ночовная Н.А., Панин П.В., Кочетков А.С., Боков К.А. Опыт ВИАМ в области разработки и исследования экономнолегированных титановых сплавов нового поколения // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №9 (45). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.12.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-5-5.
4. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Исследование структуры и свойств жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана с микродобавками гадолиния // Материаловедение. 2017. №3. С. 3–10.
5. Ночовная Н.А., Кашапов О.С., Быков Ю.Г., Карамян К.А. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и механические свойства основного материала и материала сварного шва рабочего колеса типа «блиск» из сплава ВТ41 в конструкции КВД перспективного двигателя // Электрометаллургия. 2017. №11. С. 15–19.
6. Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Боков К.А. Современные экономнолегированные титановые сплавы: применение и перспективы развития // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. №9 (735). С. 8–15.

7. 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.
8. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
9. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства жаропрочного титанового сплава для лопаток КВД // *Авиационные материалы и технологии*. 2010. №2. С. 8–14.
10. 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.
11. Pilchak A.L., Young A.H., Williams J.C. Stress corrosion cracking facet crystallography of Ti–8Al–1Mo–1V // *Corrosion Science*. 2010. Vol. 52. P. 3287–3296.
12. Cao S., Lim C.V.S., Hinton B., Wu X. Effects of microtexture and Ti<sub>3</sub>Al ( $\alpha$ 2) precipitates on stress-corrosion cracking properties of a Ti–8Al–1Mo–1V alloy // *Corrosion Science*. 2017. Vol. 116. P. 22–33.
13. Chattoraj I. Stress corrosion cracking (SCC) and hydrogen-assisted cracking in titanium alloys // *Stress Corrosion Cracking*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2011. P. 381–408.
14. Орлов М.Р., Наприенко С.А. Разрушение двухфазных титановых сплавов в морской воде // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2017. №1 (49). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.12.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-1-10-10.
15. 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.
16. Морозова Л.В., Орлов М.Р. Исследование причин разрушения зубчатых колес в процессе эксплуатации // *Сб. докл. VI Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»*. М.: ВИАМ, 2015. С. 19.
17. Морозова Л.В., Орлов М.Р. Усталостное разрушение ведущей конической шестерни газотурбинного двигателя из стали 16ХЗНВМФМБ // *Сталь*. 2015. №2. С. 68–71.
18. Ратнер С.И. Разрушение при повторных нагрузках. М.: Гос. изд-во оборон. пром-сти, 1959. 352 с.
19. Способ определения предела выносливости металлических материалов: пат. 2603243 Рос. Федерация; заявл. 07.10.15; опубл. 01.11.16.
20. *Авиационные материалы: справочник*. М.: МАП, 1973. Т. 5: Магниево-титановые сплавы. 585 с.
21. Штремель М.А. Разрушение в 2 кн. М.: МИСиС, 2014. Кн. 1. Разрушение материала. 670 с.