

Научная статья

УДК 669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-112-123

ВЛИЯНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6

С.А. Наприенко¹, П.Н. Медведев¹, А.А. Левченко¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Проведено исследование влияния различных значений коэффициента асимметрии цикла нагружения R (от -1 до $0,9$) при определении минимальных и максимальных значений изгибающего момента при нагружении на базе $N = 10^6$ циклов, при которых происходит разрушение. Выявлено, что изменение значений R от -1 до $0,7$ не приводит к изменению строения излома в зоне усталостного развития трещины. При R , равном $0,8$ и $0,9$, усталостное разрушение происходит с формированием фасеток склола. В α - и β -фазах остаточные макро- и микродеформации кристаллической решетки увеличиваются с увеличением значений R и максимальных напряжений.

Ключевые слова: коэффициент асимметрии цикла, титановые сплавы, сплав VT6, фрактография, пластическая деформация

Для цитирования: Наприенко С.А., Медведев П.Н., Левченко А.А. Влияние коэффициента асимметрии цикла нагружения на особенности разрушения титанового сплава VT6 // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-112-123.

Scientific article

INFLUENCE OF THE COEFFICIENT OF ASYMMETRY OF THE LOADING CYCLE ON THE FEATURES OF DESTRUCTION OF TITANIUM ALLOY VT6

S.A. Naprienko¹, P.N. Medvedev¹, A.A. Levchenko¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The influence of various values of the asymmetry coefficient of the loading cycle R (-1 to $0,9$) in determining the minimum and maximum values of the bending moment during loading based on $N = 10^6$ cycles at which fracture occurs has been studied. It was revealed that the change in R values from -1 to $0,7$ do not lead to a change in the fracture structure in the zone of fatigue crack development. At R equal to $0,8$ and $0,9$, fatigue failure occurs with the formation of chip facets. In the α - and β -phases, the residual macro- and micro-deformations of the crystal lattice increase with increasing values of R and maximum stresses.

Keywords: cycle asymmetry coefficient, titanium alloys, alloy VT6, fractography, plastic deformation

For citation: Naprienko S.A., Medvedev P.N., Levchenko A.A. Influence of the coefficient of asymmetry of the loading cycle on the features of destruction of titanium alloy VT6. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-112-123.

Введение

В процессе эксплуатации большинство деталей газотурбинных двигателей, наземных газотурбинных установок и паровых турбин испытывают циклические нагрузки. При этом прикладываемая циклическая нагрузка может иметь различное соотношение минимальных и максимальных значений сжимающих и растягивающих нагрузок – коэффициента асимметрии цикла нагружения (R). Титановые сплавы применяются при изготовлении особо ответственных деталей, в том числе и крупногабаритных. Однако при эксплуатации и испытаниях иногда происходит разрушение данных деталей. Анализ причин разрушения – важнейшая задача, позволяющая применить мероприятия по снижению вероятности подобных разрушений в будущем, что в свою очередь отразится на повышении ресурса и надежности деталей [1–4].

Основным объектом исследований при определении причин разрушения является излом. Формируемая в процессе разрушения поверхность несет в себе информацию об условиях нагружения. Однако в связи с тем, что фрактографический анализ носит сравнительный характер, для однозначной интерпретации результатов исследований необходимо проводить испытания и исследования образцов в лабораторных условиях при заданных условиях нагружения [5, 6].

Дополнительный интерес представляет деформированная структура сплава вблизи поверхности разрушения. Исследования показывают, что данная деформированная область, как и излом, может иметь свои уникальные особенности в зависимости от условий нагружения [7–9].

При эксплуатации детали испытывают циклические нагрузки в широком диапазоне значений коэффициента асимметрии цикла нагружения. Таким образом, оценка влияния коэффициента асимметрии цикла нагружения (вплоть до циклического растяжения с $R = 0,9$) на свойства материала является важной задачей [10–12].

В связи с тем, что титановый сплав ВТ6 является одним из самых распространенных сплавов, применяемых при производстве крупногабаритных высоконагруженных деталей, выявление фрактографических особенностей и особенностей деформированного слоя вблизи поверхности разрушения на образцах, испытанных с различными коэффициентами асимметрии цикла нагружения, является актуальной и необходимой задачей [13–15].

Материалы и методы

В качестве объекта исследований отобраны образцы из штамповки титанового сплава ВТ6 с бимодальной структурой, соответствующей второму типу по 9-типной шкале для ($\alpha + \beta$)-сплавов по ПИ 1.2-785–2009 (рис. 1). Определено, что предел прочности материала $\sigma_B = 1000$ МПа, а предел текучести $\sigma_{0,2} = 940$ МПа.

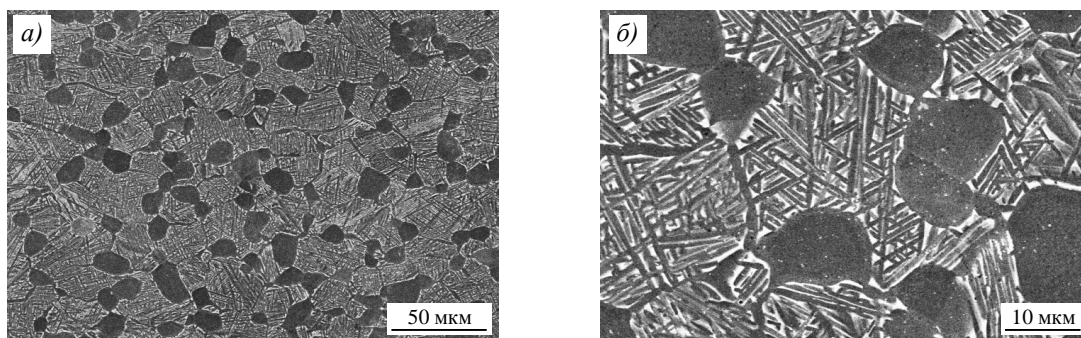


Рис. 1. Микроструктура ($a - \times 500$; $b - \times 2000$) штамповки титанового сплава ВТ6 в отожженном состоянии

Из штамповки изготовлены образцы квадратного сечения 10×10 мм длиной 55 мм с боковым надрезом на длинной стороне, выполненным на электроэрозионном станке, глубиной 1 мм и радиусом 0,3 мм (рис. 2).

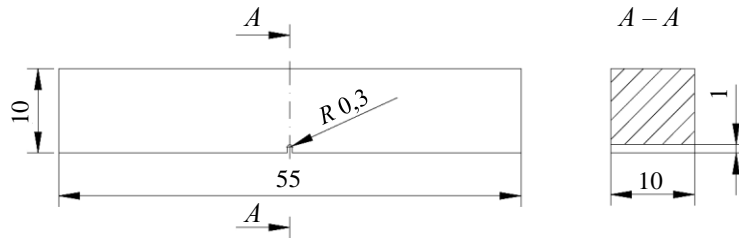


Рис. 2. Образец для испытаний

Во время испытания образцы подвергали циклическому нагружению по схеме четырехточечного изгиба при определенных значениях коэффициента асимметрии цикла нагрузки R . Эксперименты проводили с использованием резонансной испытательной машины. Частота циклов при нагружении данных образцов в начале испытаний составляла ~100 Гц; за базу испытаний взято количество циклов $N = 10^6$.

Испытания проводили при разных значениях R : от симметричного (–1) до циклического растяжения (0,9).

Коэффициент асимметрии цикла определяли как отношение минимального значения изгибающего момента, действующего на образец в цикле, к максимальному:

$$R = \frac{M_{\min}}{M_{\max}}. \quad (1)$$

Фрактографические и микроструктурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе, исследование области пластической деформации – на микрошлифах, которые ориентированы перпендикулярно поверхности излома на расстоянии 0,5 мм от концентратора напряжений (образец 1 на рис. 3).

Проведен также рентгеноструктурный анализ непосредственно на изломе (образец 2 на рис. 3) и под его поверхностью на расстоянии 5 мм (образец 3 на рис. 3), чтобы выявить особенности изменения структуры в процессе разрушения относительно исходного состояния материала образцов. Рентгеновскую съемку проводили с направления, перпендикулярного плоскости разрушения, поэтому измеренные в этом направлении периоды решетки пересчитаны в величину остаточной макродеформации. Расчет деформации проведен по формуле

$$\varepsilon = \frac{a_0 - a_{\text{crack}}}{a_0}, \quad (2)$$

где a_0 – период решетки в исходном состоянии (образец 3, рис. 3); a_{crack} – период решетки, измеренный с плоскости разрушения.

Под термином остаточная микро- и макродеформация, определяемая рентгеновским дифракционным методом, понимается как остаточная упругая деформация, приводящая соответственно к уширению и смещению рентгеновской линии. Данные термины связаны с макро- и микронапряжениями (через закон Гука) и являются устойчивыми понятиями в области рентгеноструктурного анализа [16, 17].

Для того чтобы оценить ширину зоны пластической деформации, с использованием рентгеновского дифрактометра проанализировали изменение уширения рентгеновской линии по мере удаления от плоскости разрушения. Измерения выполняли с помощью коллимированного рентгеновского пучка в форме штриха, который увеличен вдоль плоскости излома и максимально сужен в поперечном направлении.

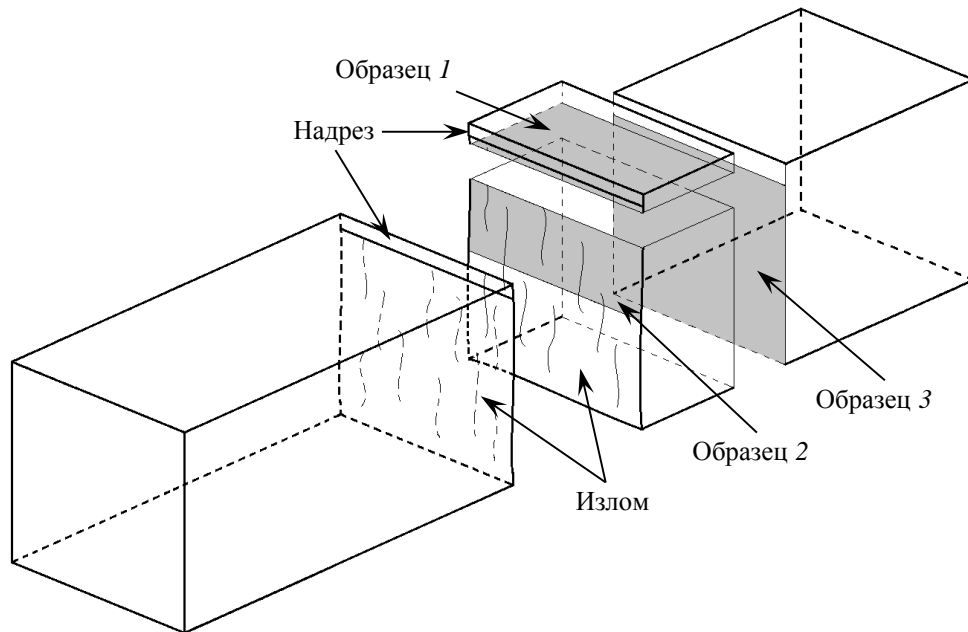


Рис. 3. Схема отбора образцов для исследования зоны пластической деформации методом рентгеноструктурного анализа (серым цветом показана плоскость исследования)

Для устранения геометрического уширения размеров пучка проведена асимметричная съемка при луче, падающем перпендикулярно плоскости образца. Съемку проводили с помощью перемещения счетчика в угловом диапазоне $2\theta = 73,8\text{--}79,8$ градусов, в который попадают три линии от плоскостей $\alpha\text{-Ti}$: $(20\bar{2}0)$, $(1\bar{1}2\bar{2})$ и $(20\bar{2}1)$. Съемку осуществляли с шагом 50 мкм в направлении от поверхности излома вглубь образца с применением прецизионного пятикоординатного столика для образцов.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты исследований

При испытаниях задавали значения размаха изгибающего момента M и значения R . Данные параметры определяли минимальные и максимальные значения изгибающего момента в цикле нагружения (M_{\min} и M_{\max}).

Напряжения σ , действующие в концентраторе, определяли как произведение номинальных напряжений σ_n и теоретического коэффициента концентрации напряжений α_σ :

$$\sigma = \sigma_n \cdot \alpha_\sigma. \quad (3)$$

Значения номинальных напряжений определяли исходя из геометрических размеров образца и прикладываемого изгибающего момента по формуле

$$\sigma_n = 6M/da^2, \quad (4)$$

где d – ширина образца; a – высота образца в месте концентратора.

Определение теоретического коэффициента концентрации напряжений α_σ производили исходя из геометрических размеров образца в соответствии с п. 1.4.2. и чертежом 48 приложения 3 к ГОСТ 25.504–82. Таким образом, коэффициент концентрации $\alpha_\sigma = 3,6$.

В ходе испытаний определяли максимальное напряжение цикла σ_{\max} , при котором долговечность до разрушения составила $N = 10^6$ циклов по методу «лестницы», приведенному в работе [7]. Следует отметить, что данный метод испытаний не описан в ГОСТ 25.502–79, а полученные значения применены для выявления общих тенденций.

Начальное амплитудное значение изгибающего момента при циклическом нагружении соответствовало напряжению, которое действует в надрезе и составляет 0,8 от предполагаемого максимального напряжения цикла σ_{\max} при $N = 10^6$ циклов для сплава ВТ6 при заданном значении R .

В процессе испытаний все образцы доводились до разрушения. Если образец успешно проходил базу испытаний без разрушения, то размах изгибающего момента в цикле нагружения ΔM увеличивали на 1 Н·м. При испытании каждого из образцов происходило не менее трех повышений ΔM до разрушения. Единообразие проведения испытаний позволяет не учитывать предыдущие этапы нагружения, так как накопление повреждений до процесса разрушения образцов, испытанных при различных значениях R , аналогично.

За величину σ_{\max} принимали максимальное значение напряжений в цикле, при котором образец выдерживал $N = 10^6$ циклов при заданном значении коэффициента асимметрии цикла нагружения R .

Если резонансная частота испытательной машины уменьшалась более чем на 0,5 %, образец считался разрушенным при текущих параметрах испытаний. Затем образец доводили до полного разрушения при тех же условиях.

Во время испытания титанового сплава ВТ6 при различных значениях коэффициента асимметрии цикла нагружения – от симметричного цикла ($R = -1$) до циклического растяжения ($R = 0,9$) – определены значения σ_{\max} (табл. 1).

Таблица 1

Результаты испытаний на определение максимальных напряжений цикла σ_{\max} , при котором долговечность до разрушения составила $N = 10^6$ циклов, для титанового сплава ВТ6 при различных значениях коэффициента асимметрии цикла нагружения

Условный номер образца	R	ΔM	M_{\min}	M_{\max}	$\Delta\sigma$	σ_{\min}	σ_{\max}
		Н·м			МПа		
1	-1	24	-12	12,0	640	-320	320
2	-0,9	23	-10,9	12,1	613	-290	323
3	-0,8	22	-9,8	12,2	587	-261	326
4	-0,7	24	-9,9	14,1	640	-264	376
5	-0,6	21	-7,9	13,1	560	-210	350
6	-0,5	23	-7,7	15,3	613	-204	409
7	-0,4	18	-5,1	12,6	480	-137	343
8	-0,3	17	-3,9	13,1	453	-105	348
9	-0,2	16	-2,7	13,3	427	-71	356
10	-0,1	17	-1,5	15,5	453	-41	412
11	0	17	0	17,0	453	0	453
12	0,1	15	1,7	16,7	400	44	444
13	0,2	14	3,5	17,5	373	93	466
14	0,3	14	6,0	20,0	373	160	533
15	0,4	13	8,7	21,7	347	231	578
16	0,5	12	12,0	24,0	320	320	640
17	0,6	12	18,0	30,0	320	480	800
18	0,7	12	28,0	40,0	320	747	1067*
19	0,8	11	44,0	55,0	293	1173*	1467*
20	0,9	8	72,0	80,0	213	1920*	2133*

* Значения напряжений, которые могут использоваться в качестве оценочных.

Результаты испытаний показывают, что при изменении значений параметра R от -1 до $0,9$ значение амплитуды напряжений $\Delta\sigma$, действующих в концентраторе при определении σ_{\max} , снижается с 640 до 213 МПа. Следует отметить, что определенные в результате расчетов напряжения при R , равном $0,7$; $0,8$ и $0,9$, превышают предел текучести сплава и могут использоваться только в качестве оценочных значений.

На всех испытанных образцах проведены фрактографические исследования. Результаты исследований показали, что на начальном этапе развития усталостных трещин разрушение происходит с формированием фасеток скола (рис. 4, *a*). По мере развития трещин на поверхностях изломов образцов, испытанных при значениях R от -1 до $0,7$, появляются усталостные плато, на поверхности которых формируются усталостные бороздки, а их шаг увеличивается (рис. 4, *б*, *в*). На определенном этапе происходит развитие усталостных трещин только с формированием усталостных бороздок, шаг которых растет по мере увеличения длины трещины (рис. 4, *б-г*). На образцах, испытанных при значениях R , равных $0,8$ и $0,9$, по мере развития усталостного разрушения поверхности излома огрубляются, однако смены строения излома с фасеточного рельефа не наблюдается до самого долома (рис. 4, *д*). Статический долом на всех образцах представлен пластичным мелкоячеистым рельефом (рис. 4, *е*).

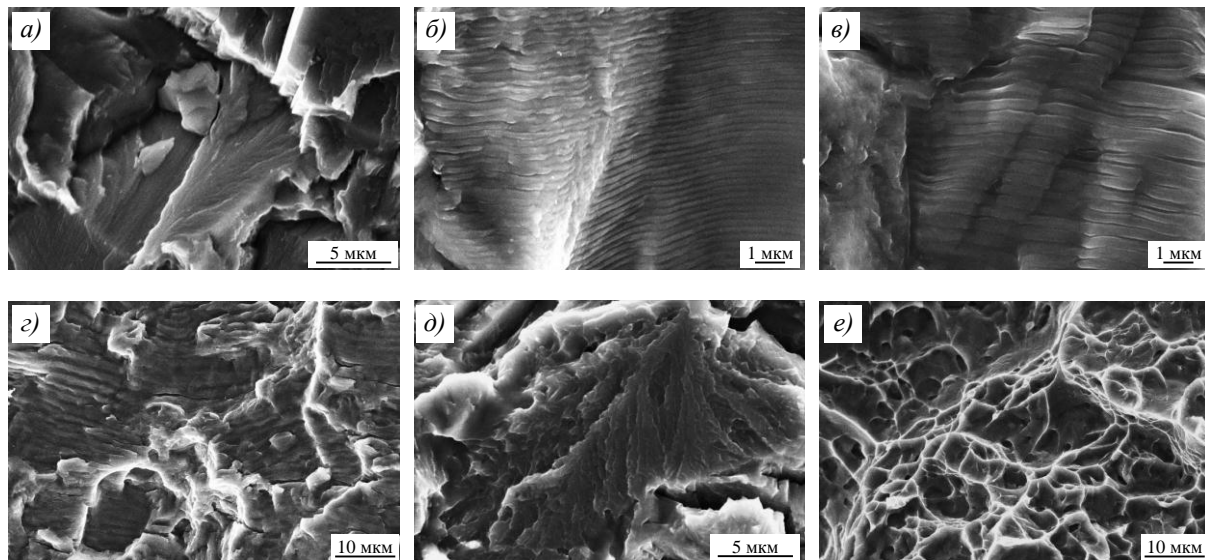


Рис. 4. Строение изломов образцов на различных этапах развития усталостной трещины: *a* – очаговая зона разрушения; *б-г* – зона усталостного развития трещины при R от -1 до $0,7$; *д* – зона усталостного развития трещины при R $0,8$ и $0,9$; *е* – статический долом

На образцах, испытанных с коэффициентом асимметрии цикла R : -1 ; $-0,2$; $0,2$; $0,6$; $0,7$ и $0,8$, проведены рентгеноструктурные исследования. Значения параметров решетки и микродеформации кристаллической решетки для α - и β -фаз получены с поверхности излома (образец 2 на рис. 3) и на удалении от излома (образец 3 на рис. 3). Полученные данные позволили рассчитать изменение микродеформаций и параметров решеток α - и β -фаз в зоне разрушения по отношению к исходному материалу (табл. 2 и 3).

Исследования показали, что в зоне разрушения формируются сжимающие остаточные макродеформации.

Нагружение при R , равном -1 и $-0,2$, практически не оказывает влияния на формирование остаточных макро- и микродеформаций решетки по сравнению с испытаниями при R , равном $0,2$; $0,6$ и $0,8$.

Результаты рентгеноструктурного анализа α -фазы при значениях коэффициента асимметрии цикла от -1 до $0,8$

R	Период решетки a			Период решетки c			Микродеформация решетки, %		
	исходное состояние	после деформации	Δ^* , %	исходное состояние	после деформации	Δ^* , %	исходное состояние	после деформации	Δ
	пм			пм					
-1	292,23	292,26	0,011	466,66	466,05	0,131	0,088	0,311	0,079
-0,2	292,30	292,21	0,030	466,74	466,45	0,062	0,091	0,137	0,046
0,2	292,33	291,96	0,126	466,77	465,97	0,172	0,083	0,221	0,138
0,6	292,27	291,69	0,200	466,67	464,91	0,379	0,080	0,259	0,179
0,7	292,26	291,69	0,195	466,71	464,88	0,394	0,078	0,296	0,218
0,8	292,24	291,69	0,191	466,75	464,92	0,394	0,076	0,167	0,235

* Макродеформация.

Результаты рентгеноструктурного анализа β -фазы при значениях коэффициента асимметрии цикла от -1 до $0,8$

R	Период решетки a			Микродеформация решетки, %		
	исходное состояние	после деформации	Δ^* , %	исходное состояние	после деформации	Δ
	пм					
-1	321,01	320,73	0,088	0,154	0,333	0,179
-0,2	321,12	320,74	0,117	0,099	0,156	0,057
0,2	321,14	320,10	0,321	0,100	0,389	0,289
0,6	321,19	319,62	0,488	0,221	0,425	0,204
0,7	321,26	319,29	0,611	0,156	0,574	0,418
0,8	321,32	319,32	0,623	0,091	0,692	0,601

* Макродеформация.

На образце с $R = 0,8$ проведен анализ глубины деформированного слоя (образец 1 на рис. 3). Выбран шаг сканирования 50 мкм, который позволяет не выявлять зону пластической деформации в поперечном направлении относительно поверхности разрушения.

Обсуждение и заключения

Анализ результатов испытаний показывает, что при небольших значениях R (от -1 до $-0,2$) значения максимальных напряжений в цикле нагружения изменяются незначительно – от 320 до 356 МПа (табл. 1, рис. 5). Это свидетельствует о том, что при наличии в цикле нагружения сжимающих напряжений существует пороговое значение максимальных напряжений в цикле, которое практически не зависит от асимметрии и амплитуды. При переходе к отнулевому циклу и нагружению в области циклического растяжения происходит повышение максимальных напряжений в цикле. При $R > 0,7$ расчетные напряжения превышают предел текучести, поэтому принято, что при значениях R от 0,7 до 1 действующие напряжения меняются от предела текучести $\sigma_{0,2} = 940$ МПа до предела прочности $\sigma_b = 1000$ МПа. При $R = 1$ реализуется однократное статическое нагружение.

Результаты рентгеноструктурного анализа показывают, что действие растягивающих напряжений при нагружении приводит к формированию сжимающих остаточных макродеформаций в зоне разрушения. Зависимость остаточных макродеформаций от коэффициента асимметрии цикла имеет форму сигмоиды (рис. 6).

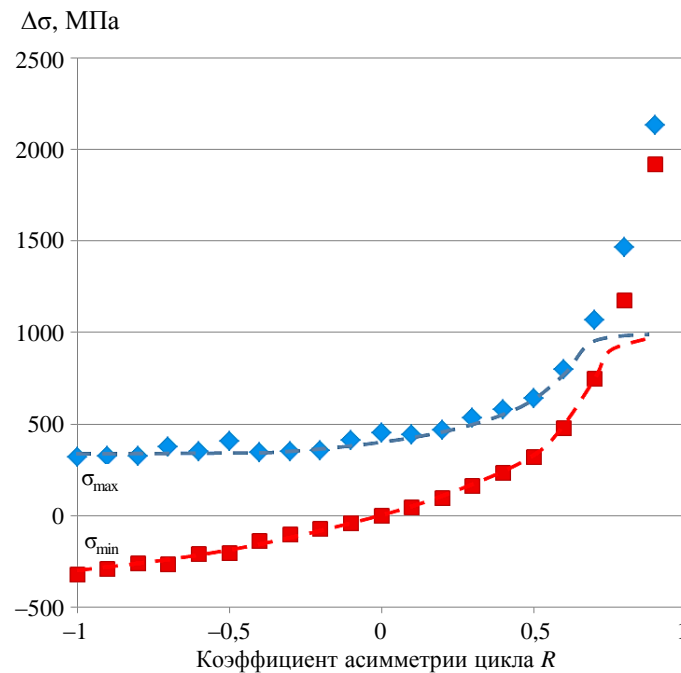


Рис. 5. Значения максимальных и минимальных напряжений, действующих в цикле нагружения при различных значениях R при определении долговечности образцов из титанового сплава ВТ6 (■, ◆ – рассчитанные по ГОСТ 25.504–82 без учета пластической деформации; — —, — — с учетом пластической деформации)

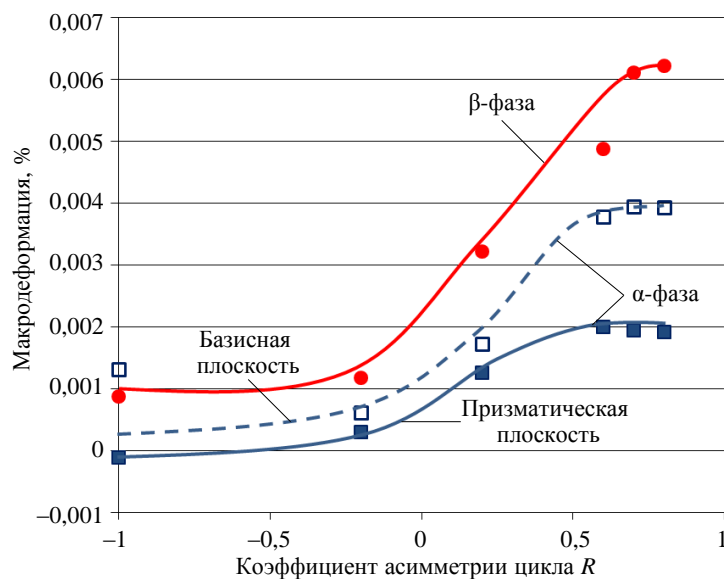


Рис. 6. Макродеформация на поверхности излома при различных значениях R

При низких значениях R (-1 и $-0,2$) уровень остаточных макро- и микродеформаций решеток α - и β -фаз незначителен (табл. 2 и 3, рис. 6). При повышении значений R от $-0,2$ до $0,6$ уровень остаточных макро- и микродеформаций растет. Это, по-видимому, объясняется увеличением размера зоны пластической деформации в вершине растущей трещины вследствие действия в цикле нагружения растягивающих напряжений более высокого уровня. При значениях R , равных $0,6$; $0,7$ и $0,8$, уровень остаточных макродоформаций практически не изменяется. Таким образом, зависимость

остаточной макродеформации от коэффициента асимметрии цикла схожа с изменением значений максимальных напряжений в цикле нагружения, представленных на рис. 5.

Анализ результатов фрактографических исследований показывает, что изменение значений R от -1 до $0,7$ не приводит к существенному изменению строения излома в зоне усталостного развития трещины, которое представлено бороздчатым микрорельефом. При коэффициентах асимметрии цикла $0,8$ и $0,9$ усталостное разрушение сопровождается образованием фасеток скола.

Подобное разрушение с формированием фасеток скола наблюдается при усталостном нагружении титановых сплавов с выдержкой при максимальной нагрузке (dwell-эффект) [18–20] и в условиях холодной ползучести при напряжениях, близких к пределу текучести сплава [21, 22].

При значениях коэффициента асимметрии цикла нагружения, близких к 1 , происходят статическое нагружение до высокого уровня и наложение циклического нагружения амплитуды низкого уровня. Таким образом, можно предположить, что значительный вклад в процесс пластической деформации при разрушении в процессе циклического нагружения при высоком значении R вносит механизм холодной ползучести.

В ряде работ [23, 24] показано, что в процессе низкотемпературной ползучести в материале происходит перераспределение напряжений между «мягкими» и «твердыми» зернами. Это приводит к накоплению дислокаций в α -фазе и, как следствие, к хрупкому разрушению.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотруднику НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, кандидату технических наук О.С. Кашапову за важные замечания и рекомендации, которые использованы при написании данной статьи.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Конструкционные и функциональные материалы – основа экономического и научно-технического развития России // Вопросы материаловедения. 2006. № 1. С. 64–67.
2. Каблов Е.Н. Жаропрочные конструкционные материалы // Литейное производство. 2005. № 7. С. 2–7.
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. 2016. № 9 (45). Ст. 05 . URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-5-5.
4. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов – гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2001. № 1. С. 3–8.
5. Проходцева Л.В., Ерасов В.С., Лаврова О.Ю., Лавров А.В. Влияние формы цикла на усталостные свойства и микростроение изломов титанового сплава ВТ3-1 // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 2 (23). С. 54–58.
6. Банников М.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б. Исследование стадийности разрушения титановых сплавов в режиме много- и гигацикловой усталости на основе морфологии поверхности разрушения // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2015. № 3. С. 15–24.
7. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Автаев В.В. Влияние морской воды на сопротивление многоцикловой усталости сплава ВТ3-1 при различных коэффициентах асимметрии нагружения // Труды ВИАМ. 2019. № 1 (73). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-115-124.

8. Шакиртов М.М. О влиянии коэффициента асимметрии цикла внешней нагрузки на характеристики цикла нагружения материала при вершине трещиновидного дефекта // Труды МАИ. 2016. № 89. С. 5.
9. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264 с.
10. Абалхан Д.Ю., Чигвинцев Р.А. Влияние асимметрии цикла нагружения на кинетику роста усталостных трещин в титановых сплавах // XXVII Регион. конф. молодых ученых и исследователей Волгоградской области: сб. материалов конф. Волгоград, 2022. С. 78–80.
11. Горбовец М.А., Беляев М.С., Ходинев И.А., Лукьянова М.И. Исследование малоциклового усталости жаропрочных сплавов при «жестком» цикле нагружения // Цветные металлы. 2017. № 2. С. 91–95. DOI: 10.17580/tsm.2017.02.15.
12. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
13. Капустин В.И., Захарченко К.В., Черепанова В.К., Шаяпов В.Р. Исследование диссипативных процессов сплава ВТ6 при усталости // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.11.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-96-111.
14. Дуюнова В.А., Павлова Т.В., Кашапов О.С., Чучман О.В. Долговечность поковок и штамповок из сплава ВТ6 для деталей газотурбинных двигателей и авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.11.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
15. Яковлев А.Л., Арисланов А.А., Путьрский С.В., Ночовная Н.А. Исследование механических свойств и структуры крупногабаритных полуфабрикатов из титанового сплава ВТ6ч // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-12-18.
16. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов; 4-е изд., доп. и перераб. М.: МИСИС, 2002. 360 с.
17. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
18. Наприенко С.А., Медведев П.Н., Раевских А.Н., Попов М.А. Дифракционные методы исследования при анализе зоны пластической деформации под поверхностью разрушения // Вестник московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2019. № 4 (127). С. 97–110.
19. Bache M.R. A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions // International Journal of Fatigue. 2003. Vol. 25. P. 1079–1087.
20. Mills M., Ghosh S., Rokhlin S. et al. The Evaluation of Cold Dwell Fatigue in Ti-6242. New Jersey, 2018. 198 p.
21. Наприенко С.А., Кашапов О.С., Зайцев Д.В., Медведев П.Н. Особенности разрушения титанового сплава ВТ8-1 в условиях холодной ползучести // Деформация и разрушение материалов. 2024. № 6. С. 30–38.
22. Zhihong W., Hongchao K., Nana C. et al. Recent developments in cold dwell fatigue of titanium alloys for aero-engine applications: a review // Journal of Materials Research and Technology. 2022. Vol. 20. P. 469–484.
23. Dunne F.P.E., Rugg D. On the mechanisms of fatigue facet nucleation in titanium alloys // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 2008. No. 31. P. 949–958. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2008.01284.x.
24. Stroh A.N. The Formation of Cracks as a Result of Plastic Flow // Proceedings of the Royal Society a Mathematical, Physical and Engineering Sciences. 1954. No. 223. P. 404–414. DOI: 10.1098/rspa.1954.0124.

References

1. Kablov E.N. Structural and functional materials – the basis of economic and scientific-technical development of Russia. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 1, pp. 64–67.
2. Kablov E.N. Heat-resistant structural materials. *Liteynoe proizvodstvo*, 2005, no. 7, pp. 2–7.
3. Nochovnaya N.A., Panin P.V., Kochetkov A.S., Bokov K.A. VIAM experience in the field of development and research of economically alloyed titanium alloys of new generation. *Trudy VIAM*, 2016, no. 9 (45), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 14, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-5-5.
4. Kablov E.N. Quality control of materials – a guarantee of safety of operation of aviation equipment. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2001, no. 1, pp. 3–8.
5. Prohodceva L.V., Erasov V.S., Lavrova O.Ju., Lavrov A.V. Influence of form of cycle on fatigue properties and microstructure of breaks of VT3-1 titanium alloy. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. 2, pp. 54–58.
6. Bannikov M.V., Oborin V.A., Naimark O.B. Study of the stages of fracture of titanium alloys in the mode of high- and hygcycle fatigue based on the morphology of the fracture surface. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika*, 2015, no. 3, pp. 15–24.
7. Ospennikova O.G., Napriyenko S.A., Avtayev V.V. Boundary between single-crystal substrate and received by selective laser melting alloy ZhS32-VI structural and phase changes after high temperatures and tension influence investigation. *Trudy VIAM*, 2019, no. 1 (73), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 14, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-115-124.
8. Shakirtov M.M. On the influence of the external load cycle asymmetry coefficient on the characteristics of the material loading cycle at the tip of a crack-like defect. *Trudy MAI*, 2016, no. 89, p. 5.
9. Klevtsov G.V., Botvina L.R., Klevtsova N.A., Limar L.V. *Fractal diagnostics of fracture of metallic materials and structures*. Moscow: MISiS, 2007, 264 p.
10. Abalkhan D.Yu., Chigvintsev R.A. Influence of loading cycle asymmetry on the kinetics of fatigue crack growth in titanium alloys. *XXVII Regional Conf. of Young Scientists and Researchers of the Volgograd Region: Collection of Conf. Proc. Volgograd*, 2022, pp. 78–80.
11. Gorbovets M.A., Belyaev M.S., Khodynev I.A., Lukyanova M.I. Study of low-cycle fatigue of heat-resistant alloys under a «hard» loading cycle. *Tsvetnye metally*, 2017, no. 2, pp. 91–95. DOI: 10.17580/tsm.2017.02.15.
12. Erasov V.S., Oreshko E.I. Fatigue tests of metal materials (review). Part 1. Main definitions, loading parameters, representation of results of tests. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
13. Kapustin V.I., Zakharchenko K.V., Cherepanova V.K., Shayapov V.R. Investigation of dissipative processes of VT6 alloy under fatigue. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 14, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-96-111.
14. Duyunova V.A., Pavlova T.V., Kashapov O.S., Chuchman O.V. Fatigue strength of forgings from VT6 alloy for parts of gas turbine engines and aircrafts. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 11, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
15. Yakovlev A.L., Arislanov A.A., Putyrsky S.V., Nochovnaya N.A. Study of mechanical properties and structure of large-sized semi-finished products made of VT6ch titanium alloy. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-12-18.
16. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and electron-optical analysis: textbook for universities; 4th ed., add. and rev.* Moscow: MISiS, 2002, 360 p.
17. Umansky Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N., Rastorguev L.N. *Crystallography, X-ray diffraction and electron microscopy*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 632 p.
18. Naprienko S.A., Medvedev P.N., Raevskikh A.N., Popov M.A. Diffraction research methods in the analysis of the plastic deformation zone under the fracture surface. *Vestnik moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Baumana. Ser.: Mechanical Engineering*, 2019, no. 4 (127), pp. 97–110.

19. Bache M.R. A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions. *International Journal of Fatigue*, 2003, vol. 25, pp. 1079–1087.
20. Mills M., Ghosh S., Rokhlin S. et al. *The Evaluation of Cold Dwell Fatigue in Ti-6242*. New Jersey, 2018, 198 p.
21. Naprienko S.A., Kashapov O.S., Zaitsev D.V., Medvedev P.N. Features of fracture of titanium alloy VT8-1 under cold creep conditions. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2024, no. 6, pp. 30–38.
22. Zhihong W., Hongchao K., Nana C. et al. Recent developments in cold dwell fatigue of titanium alloys for aero-engine applications: a review. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 20, pp. 469–484.
23. Dunne F.P.E., Rugg D. On the mechanisms of fatigue facet nucleation in titanium alloys. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2008, no. 31, pp. 949–958. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2008.01284.x.
24. Stroth A.N. The Formation of Cracks as a Result of Plastic Flow. *Proceedings of the Royal Society a Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 1954, no. 223, pp. 404–414. DOI: 10.1098/rspa.1954.0124.

Информация об авторах

Наприенко Сергей Александрович, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Медведев Павел Николаевич, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Левченко Алексей Александрович, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Sergey A. Naprienko, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Pavel N. Medvedev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexey A. Levchenko, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 01.09.2025; получена после доработки 24.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.09.2025.
The article was submitted 01.09.2025; received in revised form 24.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 17.09.2025.