

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА КИНЕТИКУ И МЕХАНИЗМ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

© 2019 г. Г.В. Клевцов, Р.З. Валиев, И.П. Семенова, Н.А. Клевцова, В.А. Данилов,
М.Л. Линдеров, С.В. Засыпкин

Тольяттинский государственный университет (ТГУ)

НИИ Физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического
университета (НИИ ФПМ УГАТУ), г. Уфа

Статья поступила в редакцию 13.08.18 г., доработана 19.11.18 г., подписана в печать 03.12.18 г.

Исследованы кинетика и механизм усталостного разрушения титанового сплава ВТ6 (состава, мас. %: 5,95 V, 5,01 Al и 89,05 Ti) в исходном (горячекатаном) крупнозернистом (КЗ) состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП) в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии. Для проведения РКУП использовались заготовки из указанного сплава диаметром 20 мм и длиной 100 мм, предварительно подверженные гомогенизационному отжигу. Затем проводилась закалка в воде от температуры 960 °С с выдержкой 1 ч, отпуск при 675 °С в течение 4 ч и РКУП при 650 °С (маршрут B_c , $\phi = 120^\circ$, число проходов $n = 6$). Исследована тонкая структура сплава после РКУП методом просвечивающей электронной микроскопии при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для определения твердости сплава использовался твердомер Time Group ТН 300. Испытания на статическое растяжение проводились на круглых образцах диаметром 5 мм. Использовалась универсальная испытательная машина Tinius Olsen H50KT. Скорость растяжения составляла 5 мм/мин. Усталостные испытания осуществлялись на призматических образцах толщиной 10 мм при 20 °С по схеме трехточечного изгиба на установке Instron 8802. Показано, что при одних и тех же условиях нагружения долговечность образцов (количество циклов до разрушения) из сплава в исходном КЗ-состоянии выше, чем в УМЗ. Количество циклов до зарождения усталостной трещины, независимо от состояния сплава, было на уровне 19–23 % от общей долговечности образцов. Прямолинейный участок на кинетических диаграммах усталостного разрушения сплава аппроксимируется уравнением Пэриса. Выявлено, что скорость распространения усталостной трещины в сплаве с УМЗ-структурой несколько выше, чем в сплаве с КЗ-структурой. Микрорельеф усталостных изломов сплава ВТ6 как в КЗ, так и в УМЗ-состоянии можно характеризовать как чешуйчатый с усталостными бороздками на поверхности чешуек. В очаге разрушения образцов с УМЗ-структурой можно наблюдать малорельефную область длиной 4–6 мкм. Микрорельеф зоны долома, независимо от состояния сплава, ямочный.

Ключевые слова: усталостное разрушение, титановый сплав, кинетика и механизм разрушения, крупнозернистое (КЗ) состояние, ультрамелкозернистое (УМЗ) состояние, РКУП, уравнение Пэриса.

Клевцов Г.В. — докт. техн. наук, профессор кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика» (НМиМ) ТГУ (445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14). E-mail: klevtsov11948@mail.ru.

Валиев Р.З. — докт. физ.-мат. наук, проф., директор Научно-исследовательского института физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета (НИИ ФПМ УГАТУ) (450008, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12). E-mail: rzvaliev@yahoo.com.

Семенова И.П. — докт. техн. наук, руководитель отдела объемных наноструктурированных титановых сплавов НИИ ФПМ УГАТУ. E-mail: semenova-ip@mail.ru.

Клевцова Н.А. — докт. техн. наук, доцент, профессор кафедры НМиМ ТГУ. E-mail: inshtet@mail.ru.

Данилов В.А. — науч. сотрудник НИИ прогрессивных технологий ТГУ (445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14). E-mail: V.Danilov@yandex.ru.

Линдеров М.Л. — канд. физ.-мат. наук, науч. сотрудник НИИ прогрессивных технологий ТГУ. E-mail: dartvi@gmail.com.

Засыпкин С.В. — лаборант-исследователь НИИ прогрессивных технологий ТГУ. E-mail: zvs181@mail.ru.

Для цитирования: Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Данилов В.А., Линдеров М.Л., Засыпкин С.В. Влияние ультрамелкозернистой структуры на кинетику и механизм усталостного разрушения титанового сплава ВТ6. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2019. No. 2. С. 58–64.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-2-58-64.

Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Semenova I.P., Klevtsova N.A., Danilov V.A., Linderov M.L., Zasyupkin S.V.

Effect of ultrafine-grained structure on kinetics and mechanism of VT6 titanium alloy fatigue failure

The kinetics and mechanism of fatigue fracture of VT6 titanium alloy (composition, wt. %: 5,95 V, 5,01 Al, 89,05 Ti) in the initial (hot-rolled) coarse-grained state and after equal channel angular pressing (ECAP) in the ultrafine-grained state were studied. Blanks used for ECAP were made of the specified alloy 20 mm in diameter and 100 mm in length previously subjected to homogenization annealing. Then, quenching was carried out in water from 960 °C (1 hour), tempering at 675 °C for 4 hours, ECAP at 650 °C (B_c route, $\phi = 120^\circ$, $n = 6$ passes). The fine structure of the alloy after ECAP was studied using transmission electron microscopy at accelerating voltage 200 kV. The Time Group TH 300 hardness tester was used to determine alloy hardness. Static tension of round samples with a diameter of 5 mm was carried out on the Tinius Olsen H50KT universal test machine. Tension speed was 5 mm/min. Fatigue tests of 10 mm thick prismatic samples were carried out at 20 °C using the three-point bending test at the Instron 8802 unit. It was shown that under the same loading conditions, sample durability (the number of cycles before failure) from the alloy in the initial coarse-grained state is slightly higher than in the ultrafine-grained state. The number of cycles before fatigue crack formation, regardless of the alloy state, is at the level of 19–23 % of the total durability of samples. The straight section in kinetic diagrams of alloy fatigue fracture is approximated by the Paris equation. It was found that the rate of fatigue crack propagation in an alloy with an ultrafine-grained structure is somewhat higher than in an alloy with a coarse-grained structure. The microrelief of VT6 alloy fatigue fractures both in coarse-grained and ultrafine-grained state can be characterized as «scaly» with fatigue grooves on the surface of flakes. The region of fracture of the alloy with the ultrafine-grained structure contain a low-relief area 4–6 μm in length. The break, irrespective of the alloy state, has a pit microrelief.

Keywords: fatigue failure, titanium alloy, kinetics and mechanism of failure, coarse-grained state, ultrafine-grained state, ECAP, Paris equation.

Klevtsov G.V. — Dr. Sci. (Eng.), Prof., Department of nanotechnologies, materials science and mechanics (NMSM) Togliatti State University (TSU) (445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya str., 14). E-mail: klevtsov11948@mail.ru.

Valiev R.Z. — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Research Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University (USATU) (450008, Russia, Ufa, K. Marx str., 12). E-mail: rzvaliev@yahoo.com.

Semenova I.P. — Dr. Sci. (Eng.), Head of the Bulk nanostructured titanium alloys group, Research institute of physics of advanced materials, UGATU. E-mail: semenova-ip@mail.ru.

Klevtsova N.A. — Dr. Sci. (Eng.), Associate prof., Department of NMSM, TSU. E-mail: inshtet@mail.ru.

Danilov V.A. — Research officer, Research institute of progressive technologies, TSU. E-mail: V.Danilov@yandex.ru.

Linderov M.L. — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research officer, Research institute of progressive technologies, TSU. E-mail: dartvi@gmail.com.

Zasyupkin S.V. — Laboratory assistant, Research institute of progressive technologies, TSU. E-mail: zvsl81@mail.ru.

Citation: Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Semenova I.P., Klevtsova N.A., Danilov V.A., Linderov M.L., Zasyupkin S.V. Effect of ultrafine-grained structure on kinetics and mechanism of VT6 titanium alloy fatigue failure. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2019. No. 2. P. 58–64 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-2-58-64.

Введение

Соппротивление материалов усталостному разрушению является важнейшей характеристикой конструктивной прочности материалов. Поэтому изучению усталостной прочности и механизма усталостного разрушения ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, полученных путем интенсивной пластической деформацией (ИПД), посвящено большое количество работ [1–14]. В процессе ИПД увеличивается прочность и снижается пластичность, что, как правило, приводит к повышению предела усталости материалов, но также и к снижению или незначительному повышению усталостной прочности в области малоциклового усталости [6, 7, 10, 15].

Авторы работ [7] и ряд других исследователей [16, 17] показали, что УМЗ-материалы, как правило, имеют более высокую скорость распро-

странения трещины в стационарном режиме по сравнению с крупнозернистыми (КЗ) сплавами. Низкую прочность УМЗ-материалов в области малоциклового усталости авторы [2, 7] связывают с меньшей извилистостью распространяющейся трещины, приводящей к снижению шероховатости поверхности изломов [7], и с относительно развитой циклической пластической деформацией, реализующейся у вершины трещины [2]. Низкая пластичность УМЗ-сплавов неблагоприятно сказывается на сопротивлении малоциклового усталости, что сильно ограничивает их практическое применение. Поэтому важнейшим из направлений повышения усталостной прочности УМЗ-материалов является разработка оптимальных режимов ИПД, повышающих их пластичность [18–20].

Целью настоящей работы являлось исследование кинетики и механизма усталостного разрушения титанового сплава ВТ6 с УМЗ-структурой, полученной путем равноканального углового прессования (РКУП), в сравнении с исходным крупнозернистым (КЗ) состоянием.

Материал и методики исследования

Объектом исследования был титановый сплав ВТ6 (состава, мас. %: 5,95 V, 5,01 Al и 89,05 Ti) в исходном КЗ-состоянии и после РКУП в УМЗ-состоянии. Температура полиморфного превращения в сплаве составляет $t_{\text{пп}} = 975 \pm 5$ °С. Исходное состояние материала получено путем горячей прокатки заготовок (производитель — «ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда). Технология проведения РКУП сплава заключалась в следующем. Заготовку диаметром 20 мм и длиной 100 мм подвергали гомогенизационному отжигу. Затем проводили закалку в воде от температуры 960 °С с выдержкой 1 ч, отпуск при 675 °С в течение 4 ч и РКУП при 650 °С (маршрут B_c , $\phi = 120^\circ$, число проходов $n = 6$) [18].

Структуру сплава изучали на оптическом и растровом электронном (РЭМ) (JEOL JSM-6390) микроскопах. Тонкую структуру сплава после РКУП исследовали с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM 2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Испытания сплава на твердость проводили на твердомере Time Group ТН 300. Статическое растяжение круглых образцов диаметром 5 мм со скоростью 5 мм/мин осуществляли на универсальной испытательной машине Tinius Olsen H50KT. Усталостные испытания призматических образцов толщиной 10 мм

с V-образным ($r = 0,2$ мм) концентратором напряжения выполняли при комнатной температуре по схеме трехточечного изгиба на установке Instgon 8802 при $\nu = 10$ Гц, $R = 0,1$ и $\Delta P = 2000 \div 4500$ Н. Микрофрактографический анализ изломов проводили на РЭМ Sigma («Carl Zeiss», Германия).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1, а приведена микроструктура сплава ВТ6 в исходном состоянии. В этом случае материал в исходной заготовке имеет типичную для горячекатаных прутков смешанную глобулярно-пластинчатую структуру: первичная α -фаза в виде равноосных зерен размером 15 ± 5 мкм и области с пластинчатой ($\alpha + \beta$)-структурой. Объемная доля глобулярной составляющей α -фазы составляет около 65 %.

Термическая обработка и РКУП сплава привели к уменьшению размера первичных зерен α -фазы. Доля УМЗ-структуры со средним размером зерен/субзерен α -фазы 240 ± 60 нм составляла около 70 % (см. рис. 1, б). Параметры структуры сплава ВТ6 в исходном (КЗ) и после РКУП в УМЗ-состоянии представлены в табл. 1.

Из табл. 2 видно, что РКУП по вышеуказанным режимам повышает твердость и прочностные свойства сплава ВТ6 примерно в 1,2 раза, однако снижает пластичность в 1,4 раза.

Усталостные испытания показали, что при одном и том же уровне нагрузки (ΔP) долговечность ($N_{\text{общ}}$ — количество циклов до разрушения) образцов с концентратором напряжения из сплава в КЗ-состоянии выше, чем после РКУП (табл. 3). Количество циклов до зарождения усталостной

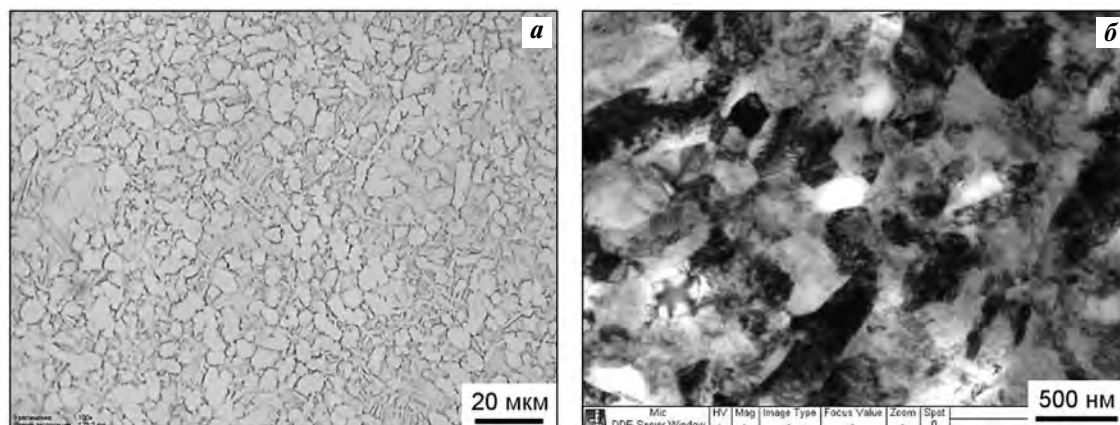


Рис. 1. Микроструктура сплава ВТ6 в КЗ-состоянии (металлография) (а) и в УМЗ-состоянии (ПЭМ) (б)

Таблица 1

Параметры структуры сплава ВТ6

Состояние сплава	Ср. размер α - и β -зерен/субзерен $d_{ср}$, мкм	Плотность дислокаций $\rho \cdot 10^{15}$, m^{-2}	Доля β -фазы, %
Исходное (КЗ)	15±5	0,19	15
После РКУП (УМЗ)	0,24±0,60	1,28	8

Таблица 2

Механические свойства сплава ВТ6

Состояние сплава	HRC	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Исходное (КЗ)	34	950±20	849±30	11,5±1,5
После РКУП (УМЗ)	36	1090±30	990±40	8,3±0,3

Таблица 3

Общая долговечность образцов из сплава ВТ6 до разрушения и относительное количество циклов до зарождения в них усталостной трещины

ΔP , Н	$N_{общ}$, цикл		$N_{зар}$, цикл/%	
	Исх.	После РКУП	Исх.	После РКУП
2000	—	$1,07 \cdot 10^5$	—	$2,4 \cdot 10^4/22$
2500	$1,18 \cdot 10^5$	$5,76 \cdot 10^4$	$2,6 \cdot 10^4/23$	$1,15 \cdot 10^4/20$
3500	$3,13 \cdot 10^4$	$1,88 \cdot 10^4$	$6,5 \cdot 10^3/21$	$4,0 \cdot 10^3/21$
4500	$1,59 \cdot 10^4$	—	$3,0 \cdot 10^3/19$	—

трещины ($N_{зар}$) возрастает с увеличением долговечности образцов $N_{общ}$. При этом $N_{зар}$ в образцах из КЗ-сплава выше, чем из УМЗ, хотя в процентном отношении, независимо от состояния сплава, $N_{зар} = 19 \div 23$ % от $N_{общ}$ (табл. 3).

Таким образом, наличие концентратора напряжения в образцах снижает время до зарождения усталостной трещины, а следовательно, и общую долговечность материала, в большей степени в УМЗ-состоянии по сравнению с исходным.

Прямолинейный участок на кинетических диаграммах усталостного разрушения сплава ВТ6, изображенных на рис. 2, аппроксимируется уравнением Пэриса:

$$dl/dN = C \Delta K^n,$$

где dl/dN — скорость распространения усталостной трещины; ΔK — размах коэффициента интенсивности напряжения у вершины трещины; C и n — коэффициенты.

Для КЗ-сплава уравнение Пэриса имеет вид

$$dl/dN = 7,6 \cdot 10^{-12} \Delta K^{3,6}, \text{ а для УМЗ-сплава — } dl/dN = 2,5 \cdot 10^{-11} \Delta K^{3,8}.$$

Из рис. 2 видно, что при одном и том же значении ΔK скорость распространения усталостной трещины в сплаве с УМЗ-структурой несколько выше, чем в образце с КЗ-структурой. Однако значения коэффициента n в уравнении Пэриса, очень близки между собой (3,6 и 3,8), что указывает на одинаковую чувствительность сплавов к циклическим перегрузкам [20].

На полученных изломах наблюдаются две зоны: зона усталостного развития трещины (l_f) и зона долома [20, 21]. Причем между ними отсутствует четко выраженная граница (рис. 3). Длина зоны l_f в зависимости от нагрузки представлена в табл. 4. Видно, что на изломах, полученных при

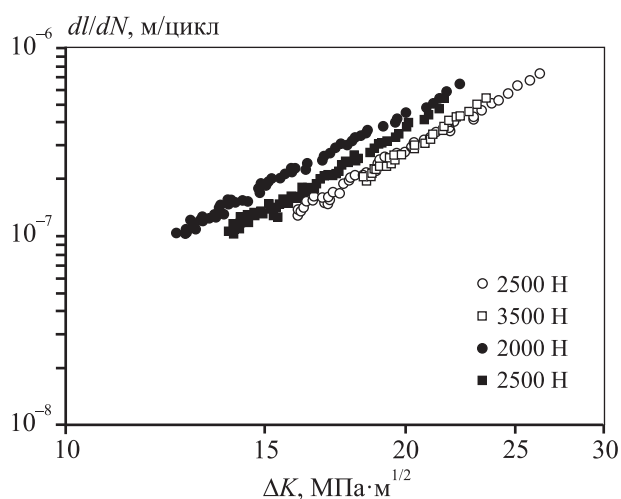


Рис. 2. Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения сплава ВТ6 в исходном состоянии (светлые значки) и после РКУП (темные)

Таблица 4

Длина усталостной зоны на поверхности изломов образцов из сплава ВТ6 в исходном состоянии и после РКУП

ΔP , Н	l_f , мм	
	Исх.	После РКУП
2000	—	8,1
2500	8,6	7,1
3500	6,6	4,8
4500	5,5	—

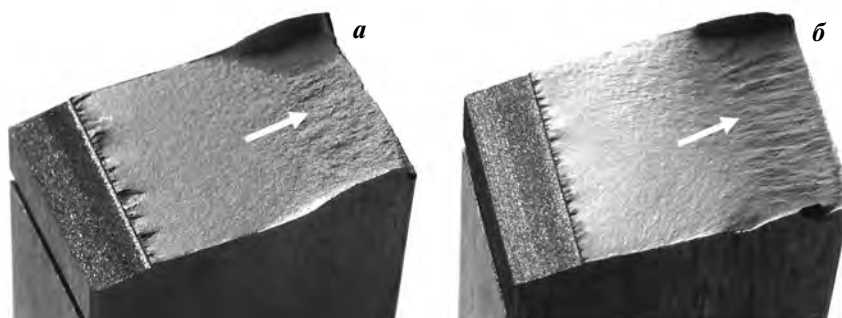


Рис. 3. Общий вид усталостных изломов сплава ВТ6 в исходном КЗ-состоянии (а) и после РКУП в УМЗ-состоянии (б)

а – $\Delta P = 2500$ Н, б – 2000 Н

Стрелками указана длина зоны усталостного развития трещины (l_f)

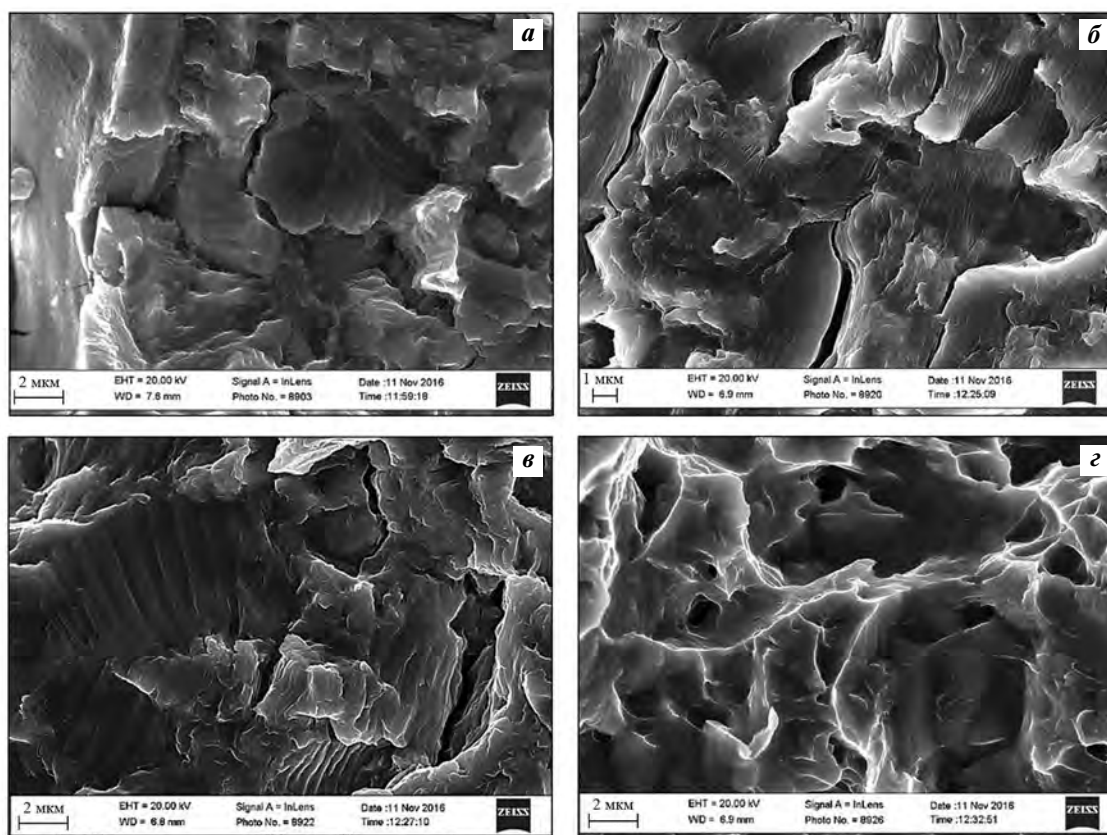


Рис. 4. Микрорельеф поверхности усталостного излома сплава ВТ6 в КЗ-состоянии (увеличение – $5000\times$)

а – в очаге разрушения ($\Delta P = 2500$ Н); б и в – при длине усталостной трещины 3 мм (б) и 6 мм (в); г – в зоне долома

одной и той же величине ΔP , значения l_f больше в случае сплава в исходном состоянии, чем после РКУП.

Микрофрактографические исследования усталостных изломов сплава ВТ6 в КЗ-состоянии показали, что в очаге разрушения зона вытяжки [21] отсутствует, а наблюдаются фасетки циклического скола (рис. 4, а). Микрорельеф на всем протяжении усталостного развития трещины можно

характеризовать как чешуйчатый (рис. 4, б, в). На поверхности чешуек видны усталостные бороздки. Микрорельеф зоны долома состоит из гладких неравномерных ямок (рис. 4, г).

В очаге разрушения усталостных изломов сплава в УМЗ-состоянии можно наблюдать мелорельефную область длиной 4–6 мкм. Затем микрорельеф, как и в предыдущем случае, можно характеризовать как чешуйчатый с усталостными

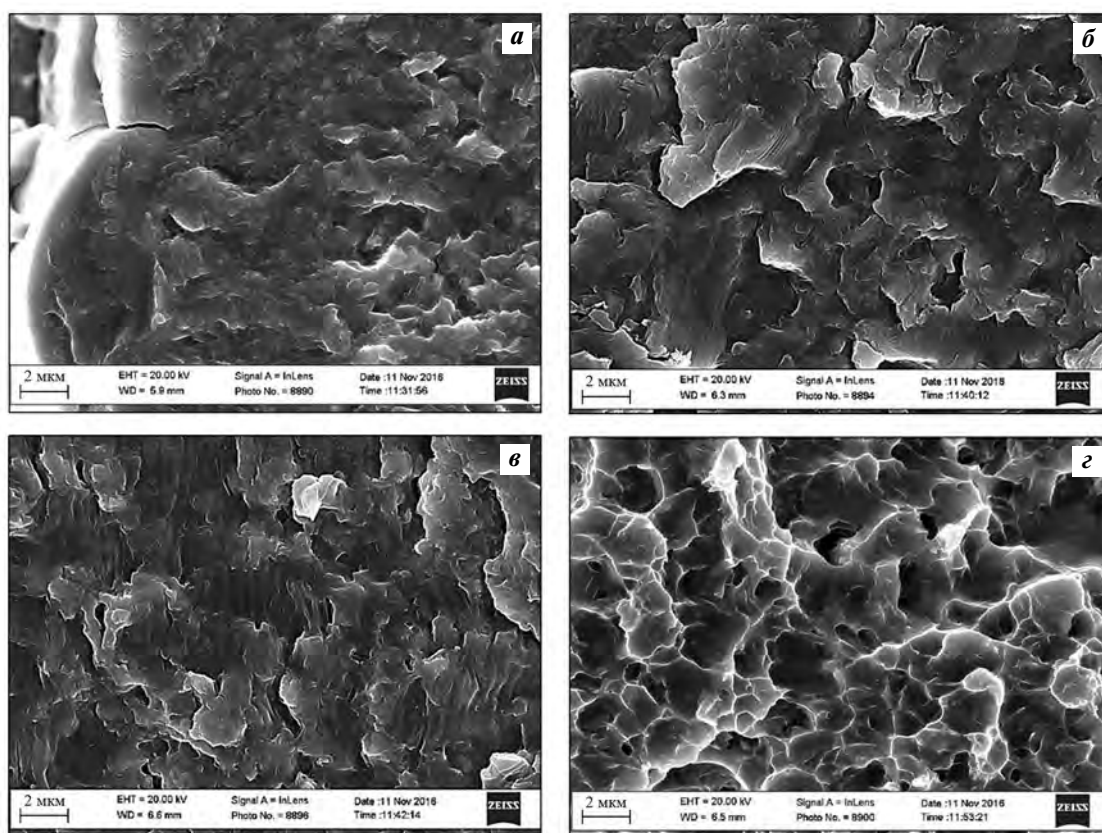


Рис. 5. Микрорельеф поверхности усталостного излома сплава ВТ6 в УМЗ-состоянии (увеличение 5000 $\times$)
 а – в очаге разрушения ($\Delta P = 2000$ Н); б и в – при длине усталостной трещины 3 мм (б) и 6 мм (в); г – в зоне долома

бороздками на поверхности чешуек (рис. 5, б, в). Зона долома состоит из очень мелких неравномерных гладких ямок (рис. 5, г).

Выводы

1. При одних и тех же условиях нагружения долговечность образцов с концентратором напряжения из сплава ВТ6 в исходном (КЗ) состоянии выше, чем после РКУП в УМЗ-состоянии. Количество циклов до зарождения усталостной трещины, независимо от состояния сплава, находится на уровне 19–23 %.

2. При одном и том же значении ΔK в уравнении Пэриса скорость распространения усталостной трещины в сплаве с УМЗ-структурой несколько выше, чем в КЗ материале. Однако значения коэффициента n для обоих образцов практически не отличаются друг от друга.

3. Микрорельеф усталостных изломов сплава ВТ6 как в КЗ, так и в УМЗ-состоянии можно характеризовать как чешуйчатый с усталостными бороздками на поверхности чешуек. Микрорельеф

зоны долома, независимо от состояния сплава, состоит из гладких неравномерных ямок.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 15–48–02119 р_поволжье_а).

Литература/References

1. Chung C.S., Kim J.K., Kim H.K., Kim W.J. Improvement of high-cycle fatigue life in a 6061 Al alloy produced by equal channel angular pressing. *Mater. Sci. Eng. A*. 2002. Vol. 337. P. 39–44.
2. Vinogradov A., Nagasaki S., Patland V., Kitagawa K., Kawazoe M. Fatigue properties of 5056 Al–Mg alloy produced by equal-channel angular pressing. *Nanostruct. Mater.* 1999. Vol. 11. P. 925–934.
3. Furuya Y., Matsuoka S., Shimakura S., Hanamura T., Torizuka S. Effects of carbon and phosphorus addition on the fatigue properties of ultrafine-grained steels. *Scripta Mater.* 2005. Vol. 52. P. 1163–1167.
4. Okayasu M., Sato K., Mizuno M., Hwang D.Y., Shin D.H. Fatigue properties of ultra-fine grained dual phase ferrite/martensite low carbon steel. *Int. J. Fatigue*. 2008. Vol. 30. P. 1358–1365.

5. Meyer L.W., Sommer K., Halle T., Hockauf M. Crack growth in ultrafine grained AA6063 produced by equal-channel angular pressing. *J. Mater. Sci. Eng.* 2008. Vol. 43. P. 7426—7431.
6. Meyer L.W., Sommer K., Halle T., Hockauf M. Microstructure and mechanical properties affecting crack growth behaviour in AA6060 produced by equal-channel angular extrusion. *Mater. Sci. Forum.* 2008. Vol. 584-586. P. 815—820.
7. Estrin Y., Vinogradov A. Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview. *Int. J. Fatigue.* 2010. Vol. 32. P. 898—907.
8. Goto M., Yamamoto T., Kitamura J., Iwamura T., Han S.Z., Ahn J.-H., Kim S., Lee J. Crack growth rate of inclined and deflected surface-cracks in round-bar specimens of copper processed by equal channel angular pressing under cyclic loading. *Eng. Fract. Mech.* 2017. Vol. 182. P. 100—113.
9. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. *Acta Mater.* 2013. Vol. 61. P. 782—817.
10. Mughrabi H., Hoppel H.W., Kautz M. Fatigue and microstructure of ultrafine-grained metals produced by severe plastic deformation. *Scripta Mater.* 2004. Vol. 51. P. 807—812.
11. Wang K., Tao N.R., Liu G., Lu J., Lu K. Plastic strain-induced grain refinement at the nanometer scale in copper. *Acta Mater.* 2006. Vol. 54. P. 5281—5291.
12. Millett P.C., Selyam R.P., Saxena A. Stabilizing nanocrystalline materials with dopants. *Acta Mater.* 2007. Vol. 55. P. 2329—2336.
13. Khalaj G., Khalaj M.J., Nazari A. Microstructure and hot deformation behavior of almg6 alloy produced by equal-channel angular pressing. *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. Vol. 542. P. 15—20.
14. Скрыбина Н.Е., Пинюгжанин В.М., Фрушар Д. Особенности формирования текстуры деформации в магниевом сплаве AZ31 в процессе равноканального углового прессования. *Перспективные материалы.* 2013. No. 1. С. 33—42.
Skryabina N.U., Pinyugzhanin V.M., Frushar D. Features of formation of texture of deformation in magnesium AZ31 alloy in the course of equal-channel angular pressing. *Perspektivnye materialy.* 2013. No. 1. P. 33—42 (In Russ.).
15. Исламгалиев Р.К., Нестеров К.М., Хафизова Э.Д., Ганев А.В., Голубовский Е.Р., Волков М.Е. Прочность и усталость ультрамелкозернистого алюминиевого сплава АК4-1. *Вестник УГАТУ.* 2012. No. 8. С. 104—109.
Islamgaliyev R.K., Nesterov K.M., Hafizova E.D., Ganeyev A.V., Golubovsky E.R., Volkov M.E. Durability and fatigue of ultrafine-grained AK4-1 aluminum alloy. *Vestnik UGATU.* 2012. No. 8. P. 104—109 (In Russ.).
16. Валиев Р.З., Семенова И.П., Латыш В.В., Щербakov А.В., Якушина Е.Б. Наноструктурный титан для биомедицинских применений: Новые разработки и перспективы коммерциализации. *Российские нанотехнологии.* 2008. No. 9-10. С. 80—89.
Valiev R.Z., Semenova I.P., Latysh V.V., Shcherbakov A.V., Yakushina E.B. Nanostructural titanium for biomedical applications: New developments and prospects of commercialization. *Rossiiskie nanotekhnologiiy.* 2008. No. 9-10. P. 80—90 (In Russ.).
17. Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Семенова И.П., Кашапов М.Р., Фесенюк М.В., Солдатенков А.П. Кинетика усталостного разрушения титана в субмикроструктурном состоянии. *Вестник ОГУ.* 2012. No. 9. С. 123—125.
Klevtsov G. V., Valiyev R.Z., Botvina L.R., Klevtsova N.A., Semyonova I. P., Kashapov M. R., Fesenyuk M.V., Soldatenkov A.P. Kinetics of fatigue failure of the titan in a submicrocrystalline state. *Vestnik OGU.* 2012. No. 9. P. 123—125 (In Russ.).
18. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications. TMS, Wiley, 2014.
19. Валиев Р.З., Рааб Г.И., Гундеров Д.В., Семенова И.П., Мурашкин М.Ю. Развитие методов интенсивной пластической деформации для получения объемных наноструктурных материалов с уникальными механическими свойствами. *Нанотехника.* 2006. No. 2. С. 32—42.
Valiyev R.Z., Raab G.I., Gunderov D.V., Semyonova I. P., Murashkin M.Yu. Development of methods of intensive plastic deformation for receiving volume nanostructural materials with unique mechanical properties. *Nanotekhnika.* 2006. No. 2. P. 32—42 (In Russ.).
20. Клевцов Г.В., Бобрук Е.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Валиев Р.З. Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных металлических материалов: Учеб. пос. Уфа: РИК УГАТУ, 2016.
Klevtsov G.V., Bobruk E.V., Semyonova I.P., Klevtsova N.A., Valiyev R.Z. Durability and mechanisms of destruction of the volume nanostructured metal materials. Ufa: RIK UGATU, 2016 (In Russ.).
21. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007.
Klevtsov G. V., Botvina L.R., Klevtsova N.A., Limar L.V. Fractography of destruction of metal materials and designs. Moscow: MISIS, 2007 (In Russ.).