

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 ПНИПУ. Механика. – 2015. – № 3. – С. 15–24. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.02

Bannikov M.V., Oborin V.A., Naimark O.B. Researching stages of destruction of titanium alloys during high- and gigacycle fatigue by analyzing morphology of fracture surfaces. *PNRPU Mechanics Bulletin*. 2015. No. 3. Pp. 15-24. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.02



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 3, 2015

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<http://vestnik.pstu.ru/mechanics/about/inf/>



DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.02

УДК 539.4

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТАДИЙНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В РЕЖИМЕ МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НА ОСНОВЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ

**М.В. Банников, В.А. Оборин, О.Б. Наймарк**

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

### О СТАТЬЕ

Получена: 17 мая 2015 г.  
Принята: 30 июля 2015 г.  
Опубликована: 30 сентября 2015 г.

#### Ключевые слова:

количественная фрактография,  
гигацикловая усталость,  
титановые сплавы

### АННОТАЦИЯ

Стадии зарождения и распространения усталостной трещины в режимах много- и гигацикловой усталости титановых сплавов с различным состоянием микро-структуры анализировались по поверхностям разрушения. Образцы подвергались нагружению на резонансной усталостной машине Shimadzu USF-2000 в режиме гигацикловой усталости и сервогидравлической BISS bi-00-100 в режиме многоцикло-вой усталости. Установлено, что титан в субмикрористаллическом состоянии показывает более высокие свойства к сопротивлению усталости как в многоцикло-вом, так и в гигацикловом режимах. Методами оптической и электронной микроско-пии проведен качественный анализ морфологии поверхности, а использование интерферометра-профилометра New View 5010 позволило установить количест-венные характеристики профиля поверхности разрушения, по которым определя-лись масштабно-инвариантные закономерности инициирования и роста трещины.

Зарождение трещины происходило как с поверхности образца, в режиме мно-гоцикло-вой усталости, так и в объеме материала с характерным типом излома – «рыбий глаз» («fish-eye»). Количественная фрактография является эффективным методом исследования роли исходной структурной гетерогенности, накопления дефектов различных масштабных уровней (дислокационных ансамблей, микропор, микротрещин) при оценке критических условий перехода от дисперсного к макро-скопическому разрушению. Описание характерных стадий этого перехода, вклю-чающих зарождение и развитие трещин, является основой для оценки временного ресурса изделий в условиях усталости.

Обнаружены две характерные зоны, сильно отличающиеся друг от друга шеро-ховатостью и, соответственно, значением показателя Херста. В результате анализа скейлинговых закономерностей было установлено, что зона вокруг очага разрушения связана с накоплением микроповреждений, которые обнаруживают коррелированное поведение. По мере циклического нагружения дефекты накапливаются и образуют усталостную трещину критического размера, начиная с которого ее рост подчиняется закону Пэриса.

© ПНИПУ

© Банников Михаил Владимирович – кандидат физико-математических наук, научный сотрудник, e-mail: mbannikov@icmm.ru

Оборин Владимир Александрович – ведущий инженер лаборатории, e-mail: oborin@icmm.ru

Наймарк Олег Борсиович – доктор физико-математических наук, профессор, e-mail: naimark@icmm.ru

Mikhail V. Bannikov – PhD in Physical and Mathematical Sciences, Researcher, e-mail: mbannikov@icmm.ru

Vladimir A. Oborin – Engineer of Laboratory, e-mail: oborin@icmm.ru

Oleg B. Naimark – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, e-mail: naimark@icmm.ru

## RESEARCHING STAGES OF DESTRUCTION OF TITANIUM ALLOYS DURING HIGH- AND GIGACYCLE FATIGUE BY ANALYZING MORPHOLOGY OF FRACTURE SURFACES

M.V. Bannikov, V.A. Oborin, O.B. Naimark

Institute of Continuous Media Mechanics UrB RAS, Perm, Russian Federation

---

### ARTICLE INFO

Received: 17 May 2015  
Accepted: 30 July 2015  
Published: 30 September 2015

#### Keywords:

fractography,  
gigacycle fatigue,  
titanium alloy

---

### ABSTRACT

Fatigue (high- and gigacycle) crack initiation and its propagation in titanium alloys with coarse and fine grain structure are studied by fractography analysis of fracture surfaces. Specimens were loaded using a resonance fatigue machine Shimadzu USF-2000 in gigacycle regime and servohydraulic machine BISS bi-00-100 in high-cycle fatigue regime. Fine grain alloys demonstrated higher fatigue resistance for both HCF and gigacycle fatigue regimes. Fractured specimens were analyzed by interferometer microscope and SEM to improve methods of monitoring damage accumulation during fatigue test and verify the models of fatigue crack kinetics.

Fatigue crack initiation occurred from the surface of the sample in high-cycle fatigue regime and bulk of material with a characteristic type of fracture – “fish-eye” in gigacycle fatigue regime. Quantitative fractography is an effective method for investigating the role of the original structural heterogeneity, the accumulation of defects in various scale levels (dislocation ensembles, micropores, microcracks) in the evaluation of the critical conditions for the transition from particulate to the macroscopic fracture. The description of the stages of this transition, including the initiation and propagation of cracks, is the basis for assessing the temporary resource products in terms of fatigue.

High resolution profilometry (interferometer-profiler New View 5010) data of fracture surface roughness allowed estimating scale invariance (the Hurst exponent) and establishing the existence of two characteristic areas of damage localization (different values of the Hurst exponent). Area 1 with diameter ~300  $\mu\text{m}$  has the pronounced roughness and is associated with damage localization hotspot. Area 2 shows less amplitude roughness, occupies the rest of fracture surface; and it is considered as the trace of the fatigue crack path corresponding to the Paris kinetics.

© PNRPU

---

## Введение

Много- и гигацикловая усталость является важнейшей фундаментальной и инженерной проблемой для различных областей приложений. Серии катастроф, обусловленных разрушением газотурбинных двигателей [1], в сочетании с высокой стоимостью оценки ресурса и потенциальной стоимостью разработки новых конструкций стимулировали перспективные концепции национальных программ в области много- и гигациклового разрушения [2–5], основанные на использовании новых фундаментальных результатов при оценке усталостной прочности. Суть программ заключается в разработке подходов, использующих результаты фундаментальных исследований, современных методов лабораторного моделирования и структурных исследований для обоснования оценки стадийности разрушения и закономерностей «критичности» при переходе к макроскопическому разрушению. Устойчивый интерес к гигацикловому диапазону ( $10^9$  циклов) усталостных нагрузок связан с возможностями достижения данного усталостного ресурса вследствие прогресса в создании новых (нано- и субмикроструктурных) материалов, прорывными тенденциями в технологии, обеспечившими экономическую востребованность гигациклового ресурса в области авиационного моторостроения [6].

Разделение стадий инициирования и распространения усталостных трещин представляет собой одну из ключевых проблем усталостного разрушения [6–8] и определяется методологией исследования кинетики поврежденности, зарождения, распространения тре-

щин и возможностями экспериментальной техники регистрации характерных стадий разрушения. В работах [6, 7, 9] отмечается, что, по-видимому, существует единственный способ определения стадийности зарождения и распространения усталостных трещин – рассмотрение всех стадий развития дефектов до появления трещины-лидера с размером, который допускал бы использование подходов механики разрушения. Роль стадии инициирования особенно важна для гигацикловых режимов нагружения, которые характеризуются зарождением очага разрушения в форме «fish-eye» в объеме материала. При этом в [6–8] отмечается, что собственно стадия распространения усталостной трещины в гигацикловом режиме может быть незначительной в силу того, что время для формирования области инициирования может составлять основную часть ресурса.

## 1. Особенности инициирования трещины в режиме гигацикловой усталости

Характерной чертой развития разрушения в условиях гигацикловой усталости является решающее влияние на усталостную долговечность стадии инициирования усталостной трещины. Таким образом, в противоположность сложившимся традициям в области многоциклового усталости, где главное внимание уделяется стадии распространения трещин, возникает фундаментальная проблема зарождения усталостной трещины в ходе многомасштабных процессов развития поврежденности, ассоциируемой с дефектами различной природы (полосы локализованного пластического сдвига, микротрещины, поры). При этом качественным отличием гигацикловой усталости является инициирование усталостной трещины в объеме материала [3–5]. Это решающим образом меняет постановку проблемы оценки усталостного ресурса, методов исследования стадийности развития разрушения, формирования критических условий перехода от дисперсного к макроскопическому разрушению, экспериментальных и структурных методов оценки стадийности разрушения. В работах [7, 8] также отмечается, что стадийность разрушения характеризуется эффектами «необратимости», инициированными формированием локализованных сдвигов, играющих ключевую роль при зарождении усталостной трещины.

При исследовании просвечивающим электронным микроскопом зоны образования усталостной трещины в объеме материала вблизи неметаллического включения был предложен один из механизмов инициирования трещины в объеме материала [10] (рис. 1). В слое, толщина которого составляет 400 нм, в окрестности включения наблюдается перераспределение дислокаций и образование малоугловых границ (полигонизация), что формирует зону с сильно измельченными субзернами, имеющими различные кристаллические ориентации. Это позволило выдвинуть предположение о последовательности механизмов инициирования усталостной трещины при гигацикловых режимах нагружения, включающих:

- 1) формирование слоя с измельченным зерном, вызванное постепенной полигонизацией, индуцированной вокруг внутреннего дефекта, в процессе длительного циклического нагружения;
- 2) образование микроповреждений (микронесплошностей), постепенное увеличение их числа и слияние;
- 3) микроповреждения (микронесплошности), которые распространяются на всю толщину слоя с измельченным зерном и в процессе слияния образуют микротрещину вокруг неметаллического включения.

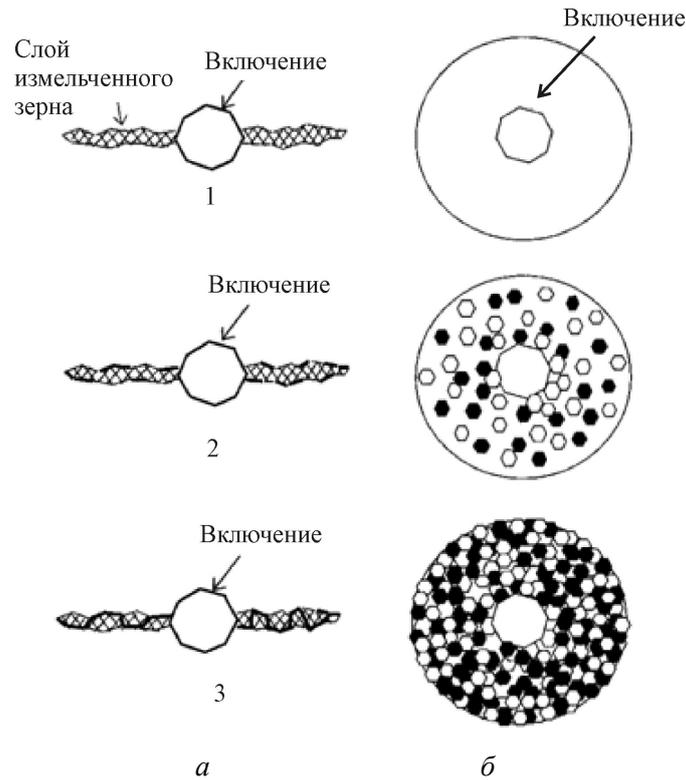


Рис. 1. Схематичное изображение этапов инициирования трещины вокруг включения в режиме гигацикловой усталости: *а* – продольное сечение образца, проходящее через очаг разрушения; *б* – поперечное сечение образца, проходящее через очаг разрушения [10]

На рис. 1 представлена качественная картина механизма инициирования трещины в виде продольного и поперечного сечения образца, проходящего через включение. Толстые сплошные линии на рис. 1, *а* и восьмиугольники на рис. 1, *б* указывают на микроповреждения вдоль границы новообразованного слоя с матрицей материала. На завершающей стадии образования трещины микроповреждения примыкают и пересекают друг друга, образуя грубую поверхность в области измельченного зерна. После того как сформировалась трещина критического размера, она распространяется в соответствии с кинетическим законом Пэриса.

## 2. Материалы и условия эксперимента

В данной работе исследовались образцы из сплава титана ВТ-6 (Ti6Al4V) и технически чистого титана марки Grade-4 в различных состояниях микроструктуры (рис. 2). В исходном крупнокристаллическом состоянии средний размер зерна составлял 25 мкм; в субмикроструктурном (ультрамелкозернистом) состоянии УМЗ-1 средний размер зерен 150 нм; в субмикроструктурном (ультрамелкозернистом) состоянии УМЗ-2 средний размер зерна составлял 200 нм. Измельченное зерно было получено с помощью равноканального углового прессования: УМЗ-1 –  $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 8 проходов, волочение с 14 до 9 мм при  $T = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; УМЗ-2 –  $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 4 прохода, теплая прокатка с 12 до 8 мм при  $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

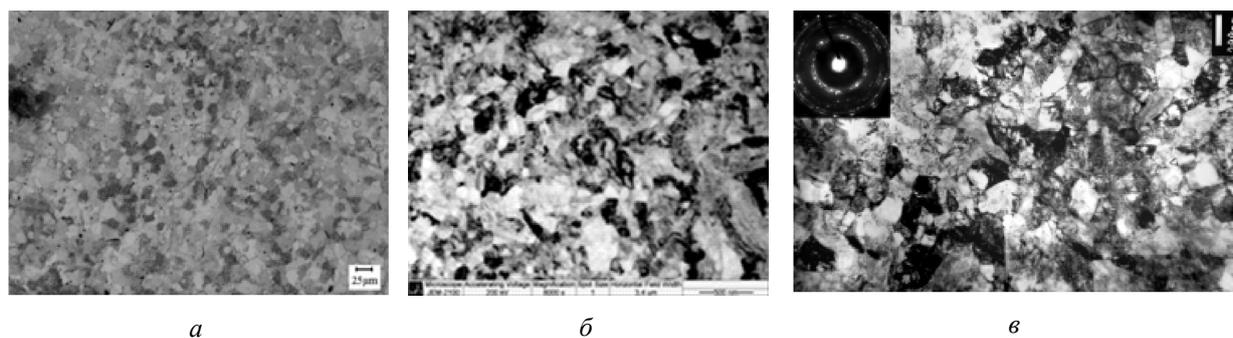


Рис. 2. Структура *Ti Grade-4*, изображения микрошлифов поверхности, полученные оптическим металлографическим микроскопом: *a* – исходное состояние (размер зерна ~25 мкм); *б* – состояние УМЗ-1 (размер зерна ~200 нм); *в* – состояние УМЗ-2 (размер зерна ~200 нм)

Образцы, предварительно подвергнутые механической полировке и химическому травлению, исследовались в оптическом (металлографическом микроскопе и интерферометре-профилометре New View) и электронном микроскопе. По данным просвечивающей микроскопии, в состоянии УМЗ-1 микроструктура более однородная, зерна имеют равноосную форму как в поперечном, так и в продольном сечении. В УМЗ-2 в продольном сечении прутка наблюдается развитая металлографическая текстура, которая характеризуется удлинёнными зёрнами с дислокационной субструктурой в результате прокатки после РКУП.

Испытания на многоцикловую усталость проводились на классической сервогидравлической машине BISS bi-00-100 с частотой 10 Гц с коэффициентом асимметрии цикла  $R = -1$ . Испытания на гигацикловую усталость проводились на ультразвуковой резонансной нагружающей машине Shimadzu USF-2000 при частоте циклических колебаний 20 кГц с коэффициентом асимметрии цикла  $R = -1$ . Данная машина позволяет достичь базы испытаний  $10^9$  циклов за 2 рабочих дня, тогда как на классической испытательной машине с частотой испытаний в 50–100 Гц такой эксперимент может длиться годами [11]. Машина резонансного типа состоит из генератора высокой частоты (20 кГц), преобразователя и усилителя колебаний [6, 11, 12]. Вся система находится в режиме резонанса таким образом, чтобы максимум стоячей волны напряжения приходился на центр образца, а максимумы волны смещения на его торцы.

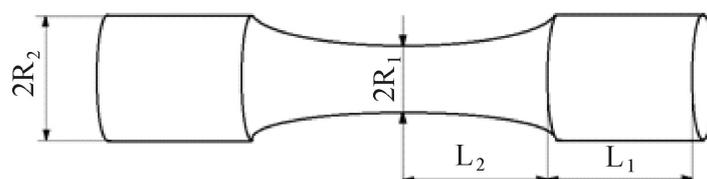


Рис. 3. Геометрия образцов. Размеры  $L_1$ ,  $L_2$ ,  $R_1$ ,  $R_2$  подбираются для выполнения условия резонанса по формулам, описанным в [6]

Для обеспечения условия резонанса системы образец–машина длина образцов (рис. 3) должна соответствовать значениям, рассчитанным по сложным аналитическим формулам [6], в зависимости от плотности исследуемого материала и его динамического модуля Юнга; поверхность образцов для испытаний на усталостную прочность в режиме гигацикловой усталости должна иметь шероховатость не более 0,6 мкм для предотвраще-

ния образования трещин с поверхности. Ввиду того что диаметры прутков из материалов с различным состоянием микроструктуры отличались по технологическим причинам, их длины также были различны.

### 3. Результаты усталостных испытаний

Результаты испытаний изображены на сводном графике (рис. 4) в сопоставлении с данными из работы [6] для сплава Ti6Al4V (BT-6). Усталостное разрушение сплава BT-6 на базе испытаний  $10^9$  циклов произошло при амплитуде напряжения 495 МПа. Разрушения Ti Grade-4 на базе  $10^9$  циклов нагружения произошли при амплитудах напряжений 275 МПа для исходного состояния и 375 и 340 МПа для состояний УМЗ-1 и УМЗ-2 соответственно.

Результаты усталостных испытаний сплава титана BT-6 в гигацикловом режиме нагружения хорошо согласуются с данными работы [6]. Прослеживается предсказанное в работах [6, 10] влияние микроструктуры материала на его усталостные характеристики в режиме гигацикловой усталости. Субмикрокристаллическое состояние титана Ti Grade-4 УМЗ-1 с равновесными границами зерен проявляет высокие усталостные свойства по сравнению с состоянием УМЗ-2, где состояние границ зерен менее однородно, и поликристаллическим состоянием структуры с размером зерна 25 мкм.

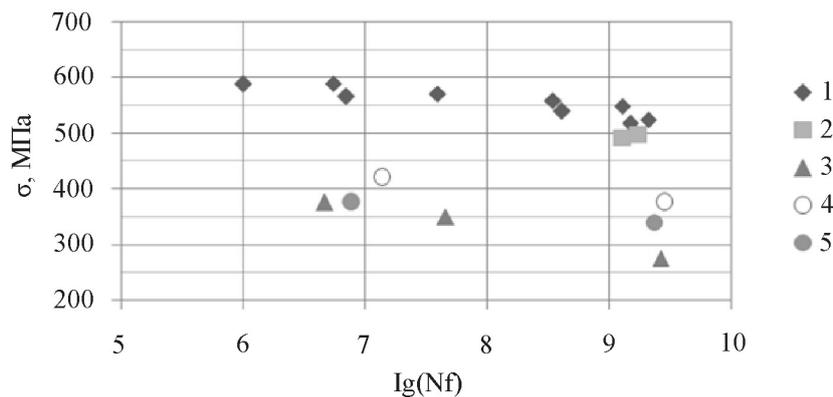


Рис. 4. Результаты испытаний на гигацикловую усталость: 1 – данные об усталостной долговечности для сплава Ti6Al4V (BT-6) Bathias [6]; 2 – сплав BT-6; 3 – Ti Grade-4 в исходном состоянии; 4 – Ti Grade-4 в ультрамелкозернистом состоянии УМЗ-1; 5 – Ti Grade-4 в ультрамелкозернистом состоянии УМЗ-2

Для установления механизмов разрушения в режиме гигацикловой усталости поверхности разрушения всех образцов исследовались с применением электронной микроскопии, а также оптической микроскопии и профилометрии.

### 4. Количественная фрактография поверхностей разрушения

С целью установления значения масштабного инварианта [12, 13] в процессе иницирования усталостной трещины в гигацикловом режиме нагружения поверхность разрушения исследовалась с помощью интерферометра New View. Было обнаружено две характерные зоны, сильно отличающиеся друг от друга шероховатостью и, соответственно, значением показателя Херста (рис. 5, а).

Зона I диаметром  $\sim 80\text{--}250$  мкм в зависимости от исследуемого материала в окрестности очага разрушения обладает высокой шероховатостью и соответствует зоне накопления дефектов и инициирования усталостной трещины; зона II охватывает остальную часть поверхности разрушения и является более гладкой, чем первая, соответствует распространению трещины по закону Пэриса. Данные результаты подтверждают механизмы инициирования трещины, описанные в [10].

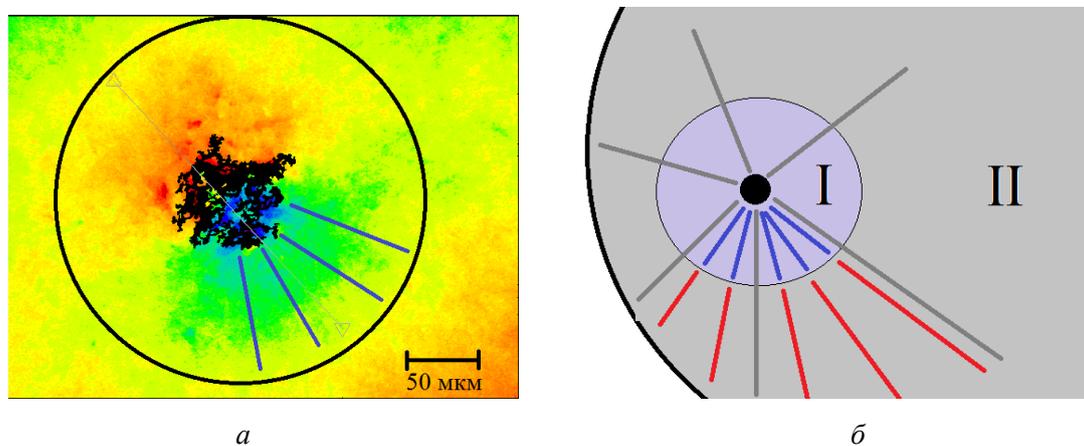


Рис. 5. Очаг трещины в режиме гигацикловой усталости: *a* – изображение очага усталостной трещины и характерной зоны повышенной шероховатости вокруг него, полученное на интерферометре New View 5010; *б* – схема исследования поверхности разрушения цилиндрических образцов в гигацикловом режиме нагружения с помощью интерферометра New View 5010. Цифрами I и II обозначены зоны инициирования и распространения трещины. Сплошными линиями разных цветов показаны направления сечений профиля поверхности, для которых вычислялись масштабные инварианты (показатель Херста), синие – внутри зоны I, красные – внутри зоны II, серые перекрывали обе зоны

Для исследования масштабно-инвариантных закономерностей из двумерного профиля поверхности разрушения, полученного на интерферометре New View, вырезались одномерные профили различной длины, охватывающие как обе характерные зоны (серые линии), так и ограниченные только одной зоной (красные и синие линии) (рис. 5, б). Полученные профили анализировались в терминах показателя Херста [14, 15]. Значение показателя Херста определялось по наклону линейного участка функции корреляции  $K(r)$  в логарифмических координатах:

$$K(r) = \left\langle (z(x+r) - z(x))^2 \right\rangle_x^{1/2} \propto r^H, \quad (1)$$

где  $z(x)$  – высота рельефа, зависящая от координаты  $x$ ; угловые скобки отражают усреднение по  $x$ ;  $H$  – показатель Херста. В логарифмических координатах коэффициентом наклона линейного участка такой функции является показатель  $H$ , а границы этого участка определяют масштаб корреляции.

Функция корреляции, построенная по профилям, включающим обе характерные зоны, имеет два линейных участка с изломом на масштабе, соответствующем изменению механизмов формирования рельефа поверхности разрушения, тогда как функции, построенные по профилям внутри зон, имели только один линейный участок (рис. 6).

В результате анализа масштабно-инвариантных закономерностей было установлено, что зона вокруг очага разрушения связана с накоплением микрповреждений. По мере

циклического нагружения дефекты накапливаются и образуют усталостную трещину критического размера, начиная с которого ее рост подчиняется закону Пэриса. Значение показателя Херста при этом близко к значениям, полученным в работе [1] для усталостного разрушения алюминиевых сплавов в режиме Пэриса.

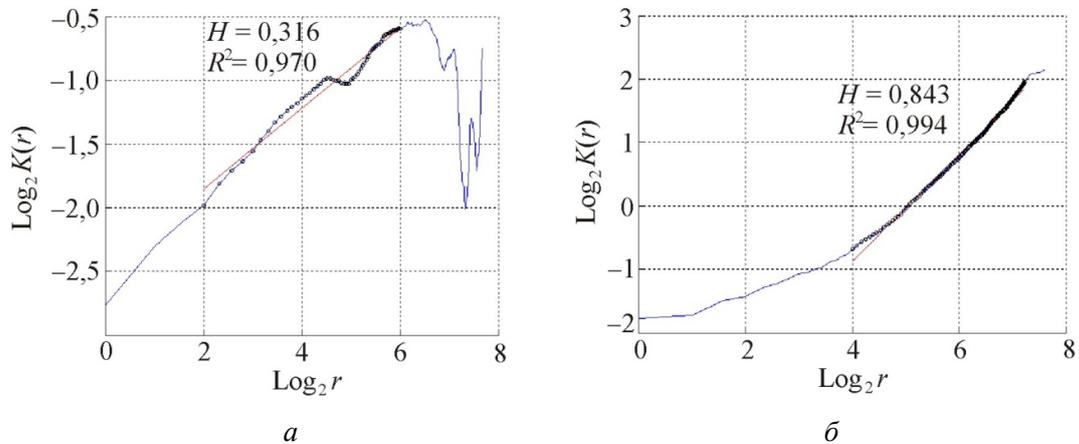


Рис. 6. Функция корреляции, построенная по одномерному профилю поверхности разрушения сплава ВТ-6: *a* – внутри зоны I; *б* – внутри зоны II

В образцах из чистого титана Grade-4 очаг усталостной трещины в гигацикловом режиме нагружения инициировался на глубине 70–150 мкм под поверхностью. Характерным отличием поверхности разрушения таких образцов от сплава ВТ-6 является отсутствие в оптическом изображении каких-либо границ зон. Однако на карте высот, построенной с помощью профилометра New View 5010, можно обнаружить характерную зону инициирования трещины вокруг очага разрушения, шероховатость которой отличается от остальной зоны распространения трещины, ее радиус равен  $\sim 40$  мкм.

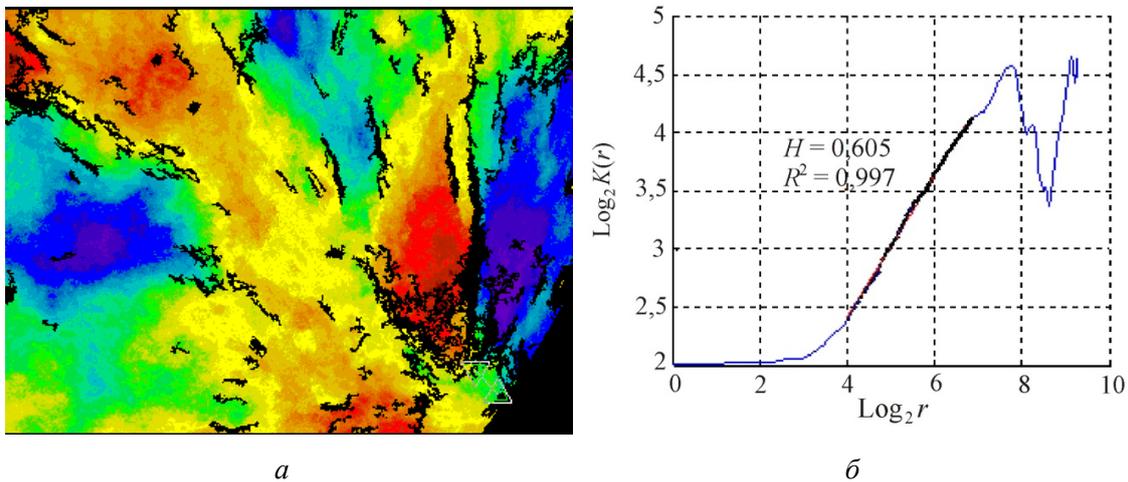


Рис. 7. Очаг трещины в режиме многоциклового усталости: *a* – поверхность разрушения при многоциклового усталости (иницирование с поверхности образца); *б* – функция корреляции, построенная по рельефу поверхности разрушения

Профили поверхностей разрушения образцов, на которых усталостная трещина инициировалась с поверхности, также были исследованы интерферометром New View 5010 и проанализированы функцией корреляции (рис. 7). Исследования морфологии поверхности разрушения при инициировании трещины с поверхности образца показали, что функ-

ция корреляции обнаруживает только один наклон на всей поверхности разрушения как вблизи, так и вдали от очага разрушения. Значение линейного наклона функции корреляции соответствует значению фрактальной размерности профиля трещины, распространяющейся по закону Пэриса. Зоны накопления дефектов, характерной для внутреннего инициирования трещины, не обнаруживается. Это свидетельствует о принципиально различных механизмах при инициировании трещины в объеме материала и на поверхности.

## Заключение

На основе сравнительного анализа закономерностей усталостного разрушения титана с субмикроструктурной и обычной поликристаллической структурой установлено увеличение усталостной прочности при гигацикловых режимах нагружения для титана Grade-4 с субмикроструктурной структурой. При этом более равновесное состояние границ зерен показывает более высокие усталостные характеристики.

На основе количественного анализа морфологии поверхностей усталостного разрушения по данным профилометрии высокого разрешения и вычисления масштабного инварианта (показателя Херста) установлены качественные различия механизмов инициирования и распространения трещин в режимах много- и гигацикловой усталости.

Определены значения на основе количественного анализа рельефа поверхности разрушения по данным профилометрии высокого разрешения масштабного инварианта (показателя Херста) и соответствующие им масштабы, характеризующие развитие поврежденности в окрестности вершины усталостной трещины, которые позволили разделить на поверхности разрушения стадию зарождения и распространения трещины в режиме гигацикловой усталости.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ 14-19-01173.

## Библиографический список

1. Шанявский А.А., Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации. – Уфа: Монография, 2007. – 500 с.
2. Murakami Y., Endo M. Effect of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength // *International Journal of Fatigue*. – 1994. – No. 16. – P. 163–182.
3. Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1999. – No. 22. – P. 559–565.
4. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1999. – No. 22. – P. 581–590.
5. Bathias C., Drouillac L., Le Francois P. How and why the fatigue S-N curve does not approach a horizontal asymptote // *International Journal of Fatigue*. – 2001. – No. 23. – P. 143–151.
6. Bathias C., Paris P.C. *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*. – Marcel: Dekker Publisher Co, 2005. – 328 p.
7. Mughrabi H. Microstructural fatigue mechanisms: Cyclic slip irreversibility, crack initiation, non-linear elastic damage analysis // *Int. J. Fatigue*. – 2013. – Vol. 57. – P. 2–8
8. Mughrabi H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime // *Int. J. Fatigue*. – 2006. – No. 28. – P. 1501–1508.
9. Suresh S. *Fatigue of materials*. – Cambridge University Press; Berlin, 1998.

10. Sakai T. Review and Prospects for Current Studies on High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use // *Jour. Solid Mech. and Mat. Eng.* – 2009. – No. 3(3). – P. 425–439.
11. Bathias C. Piezoelectric fatigue testing machines and devices // *International Journal of Fatigue.* – 2006. – No. 28. – P. 1438–1445.
12. Масштабная инвариантность роста усталостной трещины при гигацикловом режиме нагружения / В.А. Оборин, М.В. Банников, О.Б. Наймарк, Т. Palin-Luc // *Письма в журнал технической физики.* – 2010. – Т. 36, № 22. – С. 76–82.
13. Barenblatt G.I. Scaling Phenomena in Fatigue and Fracture // *International Journal of Fracture.* – 2004. – Vol. 138. – No. 1. – P. 19–35.
14. Bouchaud E. Scaling properties of cracks // *J. Phys.: Condens. Matter.* – 1997. – No. 9. – P. 4319–4344.
15. Оборин В.А., Банников М.В., Наймарк О.Б. Масштабно-инвариантные закономерности эволюции структуры и оценка надежности алюминиевых сплавов при последовательных динамических и усталостных нагружениях // *Вестник Пермского государственного технического университета. Механика.* – 2010. – № 2. – С. 87–97.

## References

1. Shaniavskii A.A. Modelirovanie ustalostnykh razrushenii metallov. Sinergetika v aviatsii [Modeling of metal fatigue failures. Synergetics in aviation]. Ufa: Monografiia, 2007. 500 p.
2. Murakami Y., Endo M. Effect of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International Journal of Fatigue*, 1994, no. 16, pp. 163-182.
3. Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 1999, no. 22, pp. 559-565.
4. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 1999, no. 22, pp. 581-590.
5. Bathias C., Drouillac L., Le Francois P. How and why the fatigue S-N curve does not approach a horizontal asymptote. *International Journal of Fatigue*, 2001, no. 23, pp. 143-151.
6. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. Marcel: Dekker Publisher Co, 2005. 328 p.
7. Mughrabi H. Microstructural fatigue mechanisms: Cyclic slip irreversibility, crack initiation, non-linear elastic damage analysis. *Int. J. Fatigue.*, 2013, vol. 57, pp. 2-8.
8. Mughrabi H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime. *Int. J. Fatigue*, 2006, no. 28, pp. 1501-1508.
9. Suresh S. Fatigue of materials. Cambridge University Press, Berlin, 1998.
10. Sakai T. Review and Prospects for Current Studies on High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use. *Jour. Solid Mech. and Mat. Eng.*, 2009, vol. 3, no. 3, pp. 425-439
11. Bathias C. Piezoelectric fatigue testing machines and devices. *International Journal of Fatigue*, 2006, no. 28, pp 1438-445.
12. Oborin V.A., Bannikov M.V., Naimark O.B., Palin-Luc T. Scaling invariance of fatigue crack growth in gigacycle loading regime. *Technical Physics Letter*, 2010, vol. 36, no. 11, pp. 1061-1063. DOI: 10.1134/S106378501011026X
13. Barenblatt G.I. Scaling Phenomena in Fatigue and Fracture. *International Journal of Fracture*, 2004, vol. 138, no. 1, pp. 19-35.
14. Bouchaud E. Scaling properties of cracks. *J. Phys.: Condens. Matter.*, 1997, no. 9, pp. 4319-4344.
15. Oborin V.A. Bannikov M.V. Naimark O.B. Masshtabno-invariantnye zakonomernosti evolucii struktury i otsenka nadezhnosti aliuminievykh splavov pri posledovatelnykh dinamicheskikh i ustalostnykh nagruzheniiakh [Scale-invariant laws of structure evolution and evaluation of the reliability of aluminum alloys in successive dynamic and fatigue loadings]. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2010, no. 2, pp. 87-97.