

Банников М.В., Оборин В.А., Билалов Д.А., Наймарк О.Б. Нелинейная динамика и стадийность поврежденности титановых сплавов Ti6Al4V и Ti45Nb при сверхмногоциклового усталости // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2020. № 2. С. 145-153. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.2.12

Bannikov M.V., Oborin V.A., Bilalov D.A., Naimark O.B. Nonlinear dynamics and stages of damage of Ti6Al4V and Ti45Nb titanium alloys in very high cycle fatigue. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2020, no. 2, pp. 145-153. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.2.12



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 2, 2020

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index>



DOI: 10.15593/perm.mech/2020.2.12

УДК 539.421

НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА И СТАДИЙНОСТЬ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti6Al4V И Ti45Nb ПРИ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

М.В. Банников, В.А. Оборин, Д.А. Билалов, О.Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 27 апреля 2020 г.
Принята: 25 июня 2020 г.
Опубликована: 30 июня 2020 г.

Ключевые слова:

разрушение, титановые сплавы, гигацикловая усталость, морфология поверхности, нелинейная динамика.

АННОТАЦИЯ

В работе приведена экспериментальная методология оценки сверхмногоциклового (гигациклового) ресурса применительно к титановым сплавам авиационного ВТ-6 (Ti6Al4V) и медицинского (Ti45Nb) назначения с различным состоянием микроструктуры (крупнокристаллическое и субмикроструктурное). Субмикроструктурное состояние было получено интенсивной пластической деформацией, реализованной двумя методами: трехмернойковки для Ti45Nb и радиально-сдвиговой прокатки для сплава ВТ-6. Экспериментально реализована программа испытаний многоциклового и сверхмногоциклового нагружения (количество циклов 10^7 – 10^9) с применением методики *in situ* определения накопления усталостных повреждений, основанной на анализе нелинейных проявлений сигнала обратной связи в замкнутой системе ультразвуковой усталостной установки, которая позволяет установить связь микроскопических механизмов усталости с модельными представлениями, а также рассмотреть стадийность развития поврежденности на основе нелинейной кинетики накопления дефектов в процессе циклического нагружения в режимах много- и гигацикловой усталости. Определены различные закономерности изменения амплитуды второй гармоники колебаний свободного торца образцов с различной внутренней структурой, которые связаны с механизмами релаксации напряжений и накопления повреждений. Уменьшение размера зерна в сплаве Ti45Nb методом трехмернойковки улучшило усталостные свойства в 1,3–1,5 раза, тогда как для сплава ВТ-6 метод радиально-сдвиговой прокатки не увеличил усталостные свойства в сверхмногоциклового диапазоне, что может быть связано с наличием больших остаточных внутренних напряжений. На основе полученных по морфологии поверхности разрушения масштабных параметров и установленных в работе закономерностей будут построены кинетические уравнения зарождения и роста усталостных трещин в гигациклового диапазоне нагружения. Данное уравнение на основе эмпирических степенных параметров, связанных со структурой материала, позволит установить количество циклов для зарождения внутренней трещины и выхода ее на поверхность.

© ПНИПУ

© Банников Михаил Владимирович – к.ф.-м.н., н.с., e-mail: mbannikov@icmm.ru, [ID: 0000-0002-5737-1422](#)

Билалов Дмитрий Альфредович – к.ф.-м.н., н.с., e-mail: ledon@icmm.ru, [ID: 0000-0003-1541-2246](#)

Оборин Владимир Александрович – вед. инж., e-mail: oborin@icmm.ru, [ID: 0000-0003-2836-2073](#)

Наймарк Олег Борисович – д.ф.-м.н., профессор, зав. лаб., e-mail: naimark@icmm.ru, [ID: 0000-0001-6537-1177](#)

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

[ID: 0000-0002-5737-1422](#)

Dmitry A. Bilalov – CSc in Physical and Mathematical Sciences, Researcher, e-mail: Ledon@icmm.ru,

[ID: 0000-0003-1541-2246](#)

Vladimir A. Oborin – Leading Engineer, e-mail: oborin@icmm.ru, [ID: 0000-0003-2836-2073](#)

Oleg B. Naimark – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of Laboratory,

e-mail: naimark@icmm.ru, [ID: 0000-0001-6537-1177](#)



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

NONLINEAR DYNAMICS AND STAGES OF DAMAGE OF Ti6Al4V AND Ti45Nb TITANIUM ALLOYS IN VERY HIGH CYCLE FATIGUE

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

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

ARTICLE INFO

Received: 27 April 2020
Accepted: 25 June 2020
Published: 30 June 2020

Keywords:

fracture, Titanium alloys, gigacycle fatigue, surface morphology, nonlinear dynamics.

ABSTRACT

The paper presents an experimental methodology aimed at evaluating a very-high cycle resource for aviation titanium alloys VT-6 (Ti6Al4V) and Ti45Nb for medical applications with different microstructures (large-crystal and submicrocrystalline ones). The submicrocrystalline (SMC) state was obtained by an intensive plastic deformation realized in two ways: the three-dimensional forging for Ti45Nb and radial-shear rolling for Ti6Al4V. The experimental program tests high-cycle and very-high-cycle loading (number of cycles 107-109) realized using the *in situ* determination method of the accumulation of the irreversible fatigue damage by analyzing nonlinear forms of feedback in a closed system ultrasonic fatigue setup. This makes it possible to establish the connection of the microscopic fatigue mechanisms with the model views and consider the stages of the damage development based on the nonlinear kinetics of the defect accumulation under cyclic loading in high- and gigacycle fatigue modes. We established various relations between changes in the amplitude of the second harmonic of vibrations of the free end of the samples with different internal structures, which are associated with the mechanisms of stress relaxation and damage accumulation. The grain size reduction in Ti45Nb alloy by the three-dimensional forging improved the fatigue properties by 1.3-1.5 times, whereas for VT-6 alloy, the radial-shear rolling method could not increase the fatigue properties in the very high cycle fatigue range, which may be caused by the presence of large residual internal stresses. Based on the scale parameters obtained earlier from the fracture surface morphology and the relations established in this work, the kinetic equations for the origin and growth of fatigue cracks in the gigacycle loading range will be constructed. This equation, based on the empirical power parameters related to the structure of the material, will allow us to determine the number of cycles for the origin of an internal crack and its growth to the surface.

© PNRPU

Введение

Определение природы зарождения усталостных трещин является одной из важнейших фундаментальных проблем для различных областей приложений, особенно если говорить о сверхмногоцикловой (гигацикловой) [1–3] усталости, когда трещина образуется внутри материала. Характерной чертой развития разрушения в условиях гигацикловой усталости является решающее влияние на усталостную долговечность стадии иницирования усталостной трещины. При этом качественным отличием является образование усталостной трещины в объеме материала [4, 5], что решающим образом меняет постановку проблемы оценки усталостного ресурса, методов исследования стадийности развития разрушения. В противоположность сложившимся традициям в области многоцикловой усталости, где центральное внимание уделяется стадии распространения трещин, возникает фундаментальная проблема зарождения усталостной трещины в ходе многомасштабных процессов развития поврежденности, ассоциируемой с дефектами различной природы (включения, полосы локализованного пластического сдвига, микротрещины, поры).

Формирование ультрамелкозернистой или наноструктуры методами интенсивной пластической деформации приводит к существенному повышению прочностных свойств металлических материалов как при квазистатических [6–10], так и при циклических испытаниях [11–14], поэтому исследования усталостных характери-

стик титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой являются актуальной задачей. При исследовании механизмов формирования усталостных трещин [1, 4, 14, 15] отмечается, что стадийность разрушения характеризуется эффектами «необратимости», инициированными формированием локализованных сдвигов, играющих ключевую роль при зарождении усталостной трещины, что может проявляться в признаках нелинейности упругого поведения материалов, «аномалий упругой податливости» усталостных образцов. Широкое применение получила методика анализа нелинейных колебаний [16–18] для оценки зарождения и роста усталостных трещин [19–24], которая позволяет *in situ* оценить состояние поврежденности материала в процессе испытаний на основе проявления аномалий упругих свойств, измеряемых по амплитуде колебаний второй гармоники свободного торца образца. Использование данной методики совместно с анализом морфологии поверхностей разрушения позволит разделить стадии зарождения и распространения усталостной трещины в гигацикловом диапазоне, установить механизмы формирования трещин и сформулировать фундаментальные кинетические уравнения с учетом масштабных параметров.

1. Материал и условия эксперимента

В работе исследовались авиационный сплав титана VT-6 (Ti6Al4V) и медицинский сплав Ti45Nb. Исследуемые титановые сплавы были представлены в круп-

нокристаллических и субмикроструктурных (СМК) состояниях. Мелкозернистое состояние сплава ВТ-6 достигалось методом радиально-сдвиговой прокатки [25] на мини-стане винтовой прокатки «14-40» с предварительным нагревом заготовок в интервале температур 850–700 °С. Мелкозернистую структуру в Ti45Nb формировали комбинированным двухэтапным методом интенсивной пластической деформации, который включал многократное абс-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим отжигом [26, 27]. Геометрия образцов представляла форму песочных часов (рис. 1, б) с линейными размерами, которые вычислялись по аналитическим формулам [1] для выполнения условия резонанса системы из нагружающей машины и образца.

Усталостное нагружение проводилось на ультразвуковой испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 (рис. 1, а: 1 – волновод, 2 – образец, 3 – датчик перемещений, 4 – система охлаждения) при симметричном цикле ($R = -1$). Амплитуда колебаний свободного торца образца измерялась с помощью высокочувствительного индуктивного датчика через систему аналого-цифрового преобразователя. Разработанное программное обеспечение позволяло *in situ* с помощью Фурье-анализа получать амплитуду первой, второй и третьей гармоник колебаний.

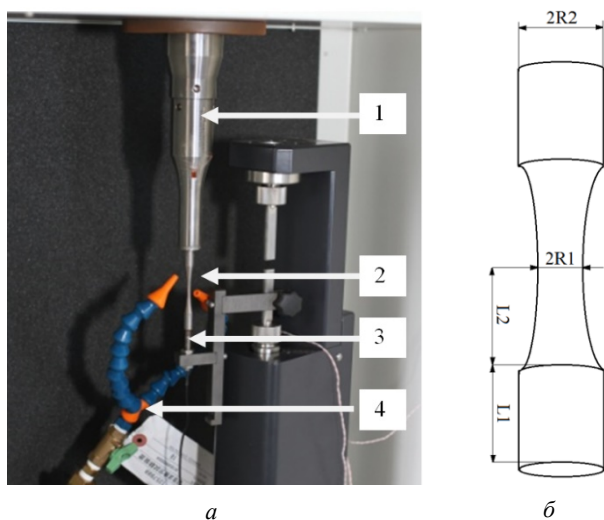


Рис. 1. а – Экспериментальная установка; б – геометрия образцов. Размеры L1, L2, R1, R2 подбираются для выполнения условия резонанса по формулам, описанным в [1]

Fig. 1. a) the experimental setup; b) the geometry of the specimens. Scales of L1, L2, R1, R2 depend on material properties and are selected to satisfy the condition of resonance of the formulas described in [1]

2. Результаты усталостных испытаний

Результаты усталостных испытаний сплава ВТ-6 изображены на диаграмме на рис. 2. Видно, что в результате радиально-сдвиговой прокатки усталостные

свойства материала не повысились. Амплитуда напряжений на базе испытаний 10^9 циклов составила 420 МПа для сплава ВТ-6 в СМК состоянии и 450 МПа для сплава ВТ-6 в исходном состоянии.

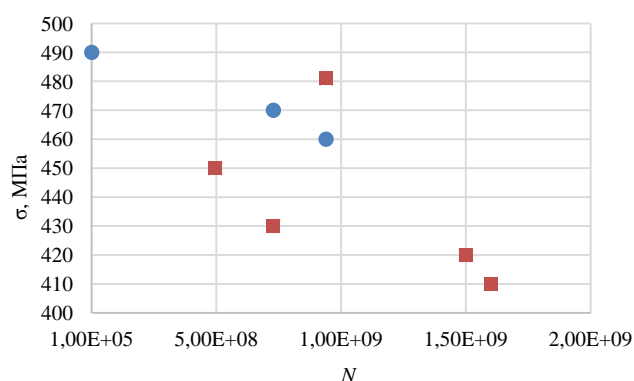


Рис. 2. S-N-диаграмма для сплава ВТ-6, голубые круги – в исходном состоянии, оранжевые квадраты – в СМК-состоянии

Fig. 2. S-N diagram for Ti6Al4V alloy, the blue circles show the initial state, the orange squares show the SMC state

Морфологию поверхностей разрушения образцов из сплава ВТ-6 можно разделить на три вида (рис. 3): а) с образованием поверхностной трещины, амплитуда нагружения $\sigma = 490$ МПа, число циклов до разрушения $N = 9,05 \cdot 10^5$ – такой вид характерен для многоциклового усталости (10^5 – 10^7 циклов до разрушения); б) с образованием трещины в глубине материала, так называемый «рыбий глаз»; амплитуда нагружения $\sigma = 480$ МПа, число циклов до разрушения $N = 9,4 \cdot 10^8$ – такая поверхность разрушения характерна для (гигацикловой) усталости (10^8 – 10^9 циклов до разрушения); в) подповерхностное зарождение трещины, амплитуда нагружения $\sigma = 410$ МПа, число циклов до разрушения $N = 1,6 \cdot 10^9$ – такой тип разрушения характерен для материалов с высокими подповерхностными остаточными напряжениями, формирующими очаг усталостной трещины. Возможно, снижение усталостных свойств СМК сплава ВТ-6, полученного методом радиально-сдвиговой прокатки, связано именно с наличием больших остаточных напряжений внутри материала.

Мелкозернистая структура титанового сплава Ti45Nb, сформированная комбинированным методом ИПД, увеличила его усталостные свойства в 1,3–1,4 раза (рис. 4), но наблюдается очень большой разброс по количеству циклов, соответствующих напряжению на базе 10^9 . Для образцов крупнозернистого сплава Ti45Nb напряжение на базе 10^9 циклов до разрушения составило 150–200 МПа, тогда как это напряжения для СМК-сплава составило 250–300 МПа. Однако при напряжении 300 МПа наблюдаются разрушения как при $1,2 \cdot 10^9$, так и при $5 \cdot 10^7$. Такой большой разброс значений циклов до разрушения может свидетельствовать о сильной неоднородности структуры образцов.

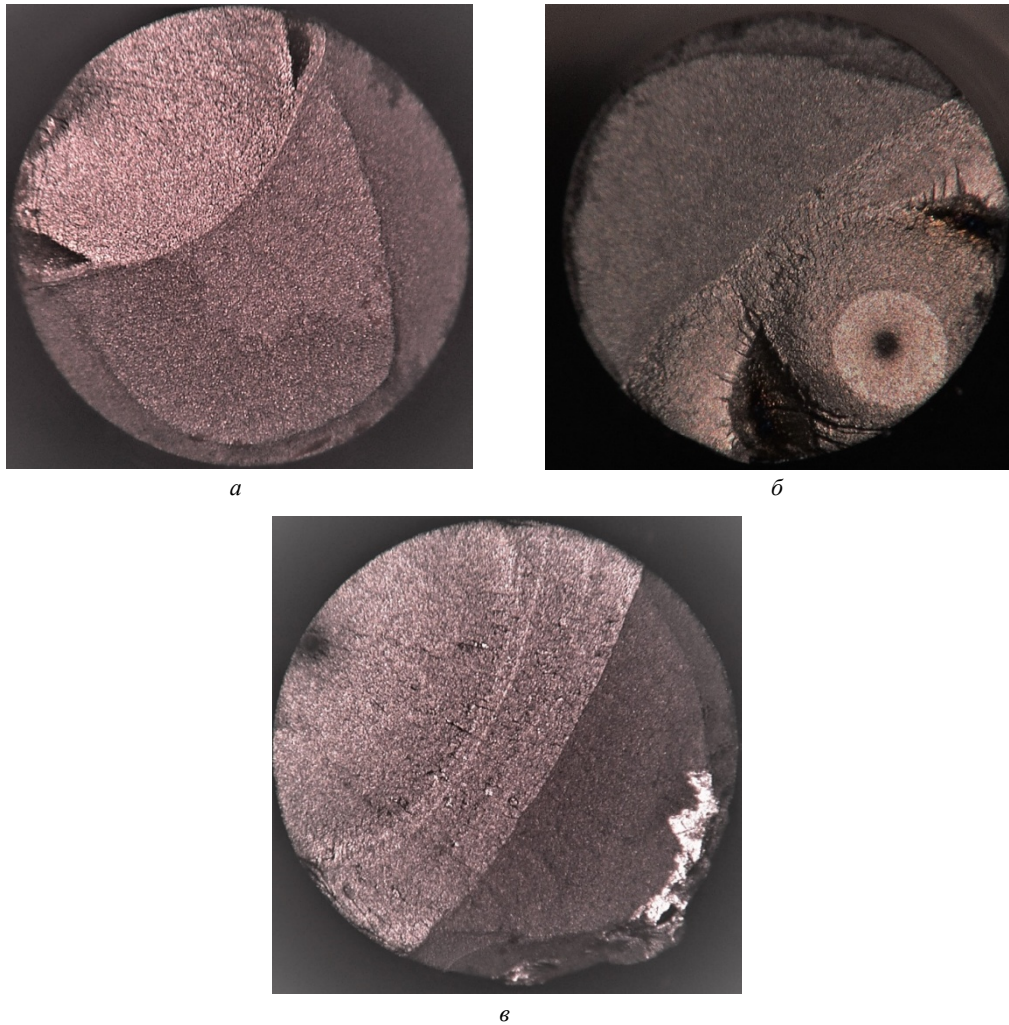


Рис. 3. Образец сплава титана VT-6: *a* – поверхность разрушения образца в исходном состоянии с образованием поверхностной трещины; *б* – в СМК-состоянии с образованием внутренней трещины и характерной для этого морфологией поверхности разрушения в виде *fish-eye*; *в* – в СМК-состоянии с образованием подповерхностной трещины

Fig. 3. *a*) The fracture surface of the Ti6Al4V alloy sample in the initial state with the formation of a surface crack; *b*) the fracture surface of the Ti6Al4V sample alloy in the SMC state with the formation of an internal crack and a fracture surface morphology characteristic of this in the form of a *fish-eye*; *c*) the fracture surface of the Ti6Al4V alloy sample in the SMC state with the formation of a subsurface crack

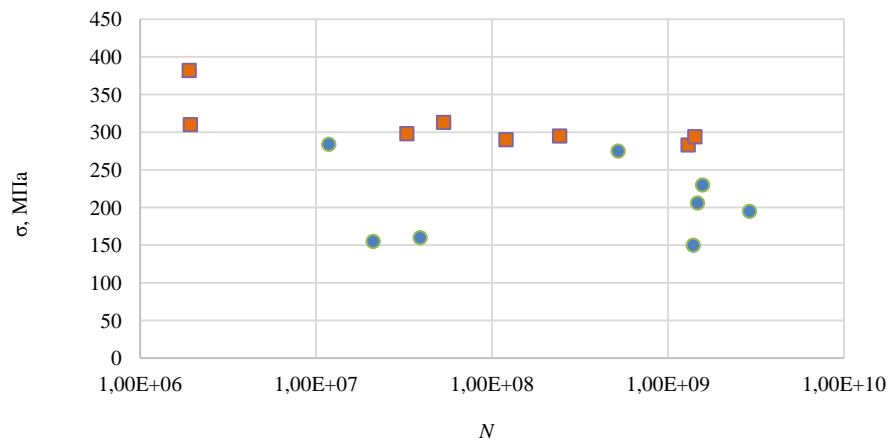


Рис. 4. S-N-диаграмма для сплава Ti45Nb, голубые круги – в крупнокристаллическом состоянии, оранжевые квадраты – в СМК-состоянии

Fig. 4. The S-N diagram for the Ti45Nb alloy, the blue circles show the large crystal state, the orange squares show the SMC state

3. Методика оценки поврежденности материала в процессе усталостных испытаний по колебаниям свободного торца

Колебания свободного торца образца при испытаниях будут содержать ряд гармонических составляющих: компоненты с амплитудой A_1 на основной частоте ω_0 , амплитудой A_2 второй гармоники частотой $2\omega_0$ и т.д. Введем параметр нелинейности β^e [16–18], который определяется экспериментально путем измерения абсолютных амплитуд сигналов первой A_1 и второй A_2 гармоник, соответствующих нелинейному закону упругости:

$$\begin{aligned} \sigma &= A_2^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right) + \left(\frac{1}{2} \right) A_3^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right)^2 + \dots = \\ &= A_2^e \left[\left(\frac{\partial u}{\partial a} \right) - \frac{1}{2} \beta^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right)^2 + \dots \right], \end{aligned} \quad (1)$$

где σ – нагрузка; u – перемещение; a – пространственная координата; A_2^e и A_3^e – упругие коэффициенты второго и третьего порядка соответственно. Введением коэффициента нелинейности $\beta^e = -\left(A_3^e / A_2^e \right)$ волновое уравнение может быть представлено в виде

$$\begin{aligned} \sigma &= A_2^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right) + \left(\frac{1}{2} \right) A_3^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right)^2 + \dots = \\ &= A_2^e \left[\left(\frac{\partial u}{\partial a} \right) - \frac{1}{2} \beta^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right)^2 + \dots \right], \end{aligned} \quad (2)$$

где u – компонента вектора смещений в направлении a ; c – продольная скорость звука; t – время. Его решение, с учетом того, что возмущение торца $u = u_1 \cos(\omega t)$, будет иметь вид

$$u = u_0 + u_1 \cos(\omega t) + u_2 \sin 2(\omega t - ka) + \dots, \quad (3)$$

где $u_2 = 1/8k^2 \beta^e u_1^2 a$, $k = \omega_0 / v$ – волновое число. Отсюда можно выразить

$$\beta^e = 8u_2 / k^2 u_1^2 a. \quad (4)$$

При исследовании нелинейных явлений в режиме гигацикловой усталости с помощью измерения амплитуд основной и второй гармоник определяется относительный параметр

$$\beta_{\text{relative}}^e = \beta^e / \beta_0^e, \quad (5)$$

где β_0^e относится к неповрежденному материалу. Увеличение $\beta_{\text{relative}}^e$ с ростом усталостных повреждений сообщалось в ряде работ [15–24]. Для определения коэффициента нелинейности прологарифмируем обе части уравнения (4):

$$\log(\beta) = \log(k) + \log(u_2) - 2\log(u_1). \quad (6)$$

В работах амплитуда колебаний измеряется в децибелах в масштабах $A_1 = 20\log(a_1)$ и $A_2 = 20\log(a_2)$, тогда соотношение (4) принимает вид

$$20\log(\beta) = 20\log(k) + 20\log(u_2) - 40\log(u_1), \quad (7)$$

$$20\log(\beta) = K + A_2 - 2A_1. \quad (8)$$

Таким образом, относительный параметр нелинейности в (5) можно найти из формулы

$$20\log(\beta / \beta_0) = (A_2 - 2A_1) - (A_2 - 2A_1)_0. \quad (9)$$

Измерение амплитуды проводилось индуктивным датчиком с частотой записи сигнала 10 МГц. Анализировались временные отрезки по 65 536 точек с частотой записи 100 кГц.

Несмотря на то что процесс образования усталостной трещины носит сугубо локальный характер, образование внутренних дефектов привносит вклад в интегральные характеристики материала, такие как модуль Юнга, как это было показано в работе [28] на примере прецизионного гидростатического взвешивания образцов из титана после усталостных испытаний. Предполагается, что чувствительность индукционного датчика перемещений позволяет уловить такие изменения в амплитуде колебаний, которые могут предсказать начало зарождения трещины и позволят создать новые методики контроля и предупреждения усталостного разрушения. Изменение амплитуды второй гармоники в данной работе связывается с наличием внутренних дефектов. Резкое изменение сигнализирует о значительном изменении упругих модулей, вызванном большим дефектом, таким как трещина. Разработанная система «обратной связи» анализировала среднее значение амплитуды второй гармоники, и, если оно начинало резко увеличиваться, останавливала испытания и сигнализировала о возможном зарождении усталостной трещины. При этом большой интерес вызывал характер изменения амплитуды в самом процессе усталостного нагружения сплавов с различной структурой.

Для материалов с крупнокристаллической структурой амплитуда второй гармоники в процессе испытаний выходит на стационар в начале эксперимента и 99 % всего времени значительно не изменяется. На заключительном этапе испытаний (рис. 5), когда появляется очаг трещины, амплитуда второй гармоники претерпевает резкие изменения и начинает лавинообразно расти с образованием и ростом усталостной трещины.

На некоторых образцах наблюдалось монотонное изменение амплитуды второй гармоники перед лавинообразным ростом с формированием трещины (рис. 6). Данное изменение может быть связано как с изменением внутренней структуры, которая формирует трещину, так и с линейным расширением материала вследствие увеличения температуры в процессе испытаний.

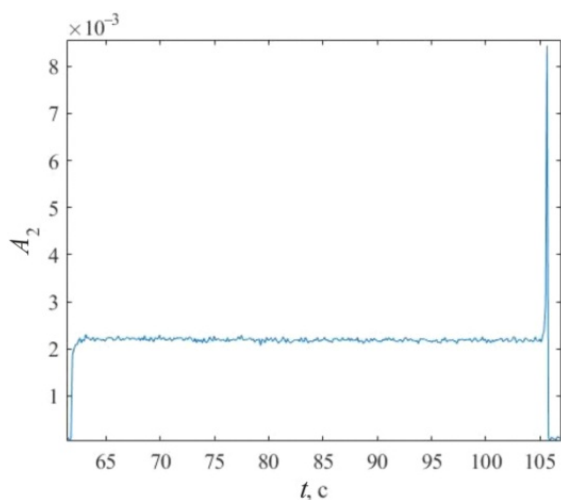


Рис. 5. Амплитуда второй гармоники (в относительных единицах) при испытаниях сплава Вт-6 в исходном состоянии, при образовании поверхностной трещины $\sigma = 490$ МПа, число циклов до разрушения $N = 9,05 \cdot 10^5$

Fig. 5. The amplitude of the second harmonic (in relative units) when testing the Ti6Al4V alloy in the initial state, with the formation of a surface crack $\sigma = 490$ MPa, the number of cycles to failure is $N = 9.05 \cdot 10^5$

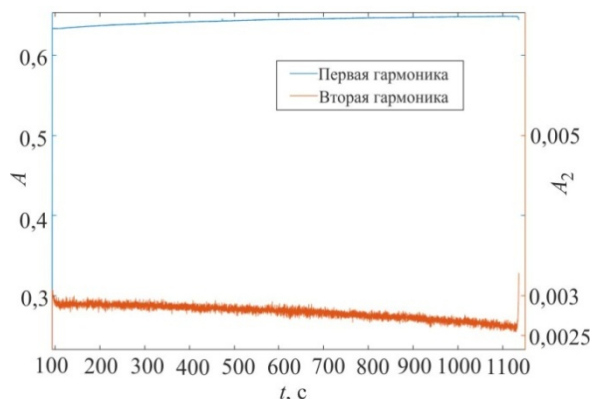


Рис. 6. Амплитуда первой гармоники (левая шкала) и амплитуда второй гармоники (правая шкала) в относительных единицах при испытаниях сплава образца Ti45Nb в крупнокристаллическом состоянии $\sigma = 155$ МПа, число циклов до разрушения $N = 2,11 \cdot 10^7$

Fig. 6. The amplitude of the first harmonic (left scale) and the amplitude of the second harmonic (right scale) when testing the Ti45Nb alloy in the coarse-crystalline state $\sigma = 155$ MPa, the number of cycles to failure is $N = 2.11 \cdot 10^7$

При длительных испытаниях материалов с мелкозернистой структурой на некоторых образцах наблюдалось значительное изменение амплитуды второй гармоники в процессе испытаний, как, например, на образце № 12 Ti45Nb в СМК-состоянии (рис. 7).

Такое поведение можно связать с релаксацией остаточных внутренних напряжений в материале, вызванных интенсивной пластической деформацией. Данный эффект для материалов с наноструктурным состоянием под действием малых циклических нагрузок был продемонстрирован в работе [29]. Подобные проявления

в закономерностях изменения амплитуды второй гармоники наблюдаются в предварительно нагруженных материалах [30].

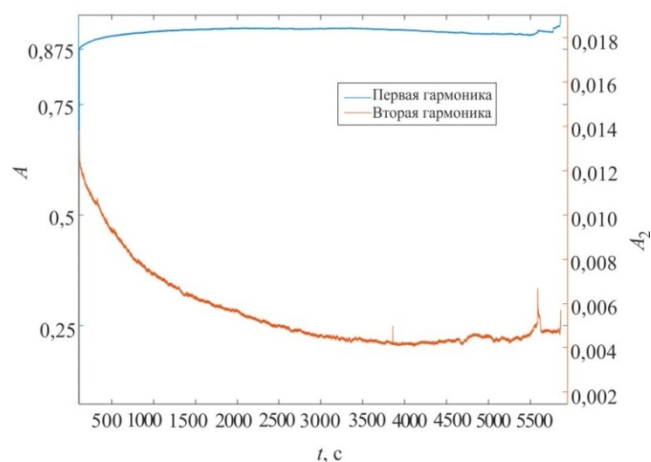


Рис. 7. Амплитуда первой гармоники (левая шкала) и амплитуда второй гармоники (правая шкала) при испытаниях сплава образца Ti45Nb в СМК-состоянии $\sigma = 290$ МПа, число циклов до разрушения $N = 1,2 \cdot 10^8$

Fig. 7. The amplitude of the first harmonic (left scale) and the amplitude of the second harmonic (right scale) when testing the Ti45Nb alloy in the SMC state $\sigma = 290$ MPa, the number of cycles to failure is $N = 1.2 \cdot 10^8$

Применение разработанной методики и системы обратной связи позволило остановить усталостные испытания в момент, когда внутренняя трещина уже зародилась, но еще не вышла на поверхность. Для этого образцы снимались с испытаний при обнаружении лавнообразного роста амплитуды второй гармоники и исследовались в рентгеновском томографе. Так, в образце Ti45Nb в крупнокристаллическом состоянии, нагруженном с амплитудой $\sigma = 195$ МПа (число циклов до разрушения $N = 5,2 \cdot 10^8$), была обнаружена трещина, которая еще не вышла на поверхность (рис. 8). Изменение амплитуды в момент времени $1,58 \cdot 10^4$ связано с временной остановкой эксперимента.

Данный результат позволяет разделять стадию формирования и распространения усталостной трещины в гигацикловом режиме нагружения, что позволит модифицировать кинетические уравнения для роста и зарождения усталостных трещин в сверхмногоцикловом диапазоне.

В некоторых случаях наблюдалось одновременное изменение амплитуды как первой, так и второй гармоник колебаний в процессе испытаний, связанное со значительным изменением температуры образца. При этом линейное расширение материала приводило к таким параметрам нагружения, когда система начинала выходить из резонанса, что приводило к большим помехам в исследуемых сигналах. Для нивелирования указанной проблемы в дальнейших исследованиях будет применена система охлаждения с обратной связью.

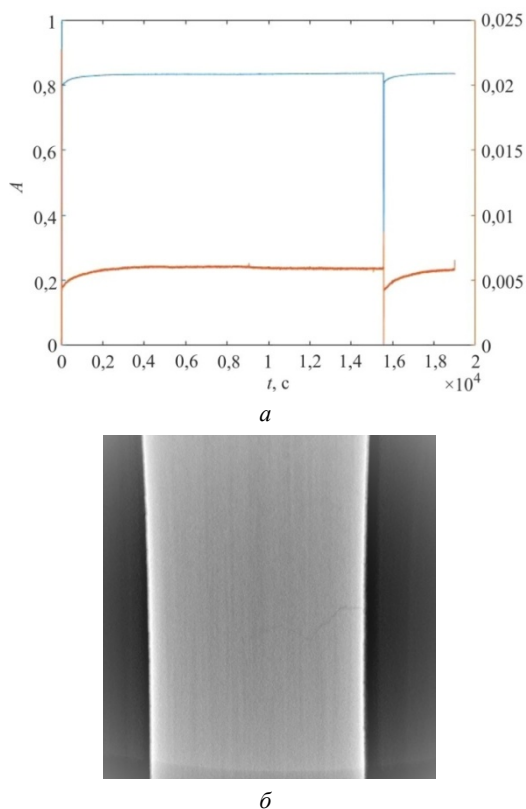


Рис. 8. *a* – Амплитуда первой гармоники (левая шкала) и амплитуда второй гармоники (правая шкала) при испытаниях сплава образца Ti45Nb в крупнокристаллическом состоянии; *б* – изображение среза в Y-Z-проекции, полученное на рентгеновском томографе

Fig. 8. *a*) The amplitude of the first harmonic (left scale) and the amplitude of the second harmonic (right scale) when testing the Ti45Nb alloy in a coarse-crystalline state; *b*) the image of the slice in the Y-Z projection obtained using an x-ray tomograph

Заключение

В настоящей работе описана экспериментальная методика оценки надежности сверхмногоциклового нагружения с применением методики *in situ* определения накопления необратимых усталостных повреждений, основанной на анализе нелинейных проявлений сигнала обратной связи в замкнутой системе ультразвуковой усталостной установки, которая позволила разделить стадии зарождения и роста усталостной трещины в сверхмногоцикловом диапазоне и установить связь микроскопических механизмов усталости с модельными представлениями.

Отсутствие увеличения усталостных характеристик сплава VT-6 при формировании ультрамелкозернистой структуры объясняется высокими внутренними остаточными напряжениями, вызванными интенсивной деформацией при формировании структуры. Это подтверждается наличием большого числа подповерхност-

ных трещин в сверхмногоцикловом диапазоне нагружения и характерным монотонным изменением амплитуды второй гармоники, связанной с релаксацией напряжений в процессе длительных циклических испытаний с малыми амплитудами нагружения.

Установлены различные закономерности изменения амплитуды второй гармоники у образцов с крупнокристаллическим и субмикрокристаллическим состоянием, которые связаны с различными механизмами перераспределения деформаций внутри материала. Так, у крупнокристаллических наблюдалось незначительное изменение амплитуды второй гармоники в процессе испытаний, тогда как у образцов, подвергнутых интенсивной пластической деформации, наблюдались значительные монотонные изменения таковой, которые могут быть связаны с перераспределением внутренних напряжений. Анализ колебаний свободного торца в процессе сверхмногоцикловых испытаний позволяет разделить стадию зарождения усталостной трещины в сверхмногоцикловом диапазоне от стадии ее распространения. Это позволит на основе фрактографии поверхности разрушения и данных о количестве циклов, необходимых для достижения трещиной определенных стадий предложить кинетическое уравнение роста усталостных трещин в сверхмногоцикловом диапазоне с учетом масштабных параметров.

Благодарности

Авторы выражают благодарность за предоставленные для исследований образцы из сплава VT-6 для испытаний коллегам из лаборатории физического материаловедения ИФПМ СО РАН Е.В. Найденкину, И.П. Мишину; за предоставленные для исследований образцы из сплава Ti45Nb коллегам из лаборатории физики наноструктурных биокomпозитов ИФПМ СО РАН Ю.П. Шаркееву и А.М. Майрамбековой.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 18-72-00142.

Acknowledgements

The authors acknowledge the colleagues E.V. Naidenkina, I.P. Mishin from the Physical Materials Science Laboratory of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, for the VT-6 alloy samples provided for the testing, and the colleagues Sharkeev Yu.P. and Mairambekova A.M. from the Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites, Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences for the samples of Ti45Nb alloy provided for the research.

This work was supported by the Russian Science Foundation Grant No. 18-72-00142.

Библиографический список

1. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. – Marcel Dekker Publisher Co, 2005. – 328 p.
2. Шанявский А.А. Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации. – Уфа: ООО «Монография», 2007. – 500 с.
3. Ботвина Л.Р. Гигацикловая усталость – новая проблема физики и механики разрушения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – Т. 70, № 4. – С. 41–51.
4. Bathias C., Paris P., Gigacycle fatigue of metallic aircraft components // International Journal of Fatigue. – 2010. – Vol. 32, no. 6. – P. 894–897. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.03.015>
5. Subsurface crack initiation and propagation mechanisms in gigacycle fatigue / Zhiyong Huang, Danièle Wagner, Claude Bathias, Paul C. Paris // Acta Materialia. – 2010. – Vol. 58, no. 18. – P. 6046–6054. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.07.022>
6. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Progress in materials science. – 2006. – No. 51. – P. 427–556. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2005.08.003
7. Ovid'ko I.A., Valiev R.Z., Zhu Y.T. Review on superior strength and enhanced ductility of metallic nanomaterials // Progress in materials science. – 2018. – No. 94. – P. 462–540. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.02.002>
8. The effect of interfaces on mechanical and superplastic properties of titanium alloys / E.V. Naydenkin, I.V. Ratochka, I.P. Mishin, O.N. Lykova, N.V. Varlamova // J Mat Sci. – 2017. – Vol. 52, no. 8. – P. 4164. DOI: 10.1007/s10853-016-0508-1
9. Naydenkin E., Grabovetskaya G., Ivanov K. The Effect of Grain Boundary State on Deformation Process Development in Nanostructured Metals Produced by the Methods of Severe Plastic Deformation // Materials Science Forum. – 2011. – Vol. 683. – P. 69. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.683.69>
10. Vinogradov A., Hashimoto S., Multiscale Phenomena in Fatigue of Ultra-Fine Grain Materials—An Overview // Materials Transactions. – 2001. – Vol. 42, no. 1. – P. 74–84. DOI: 10.2320/matertrans.42.74
11. Höppel H.W. Mechanical Properties of Ultrafine Grained Metals under Cyclic and Monotonic Loads: An Overview. Materials Science Forum. – 2006. – Vol. 503–504. – P. 259–266. DOI: 10.4028/www.scientific.net/msf.503-504.259
12. Effect of equal-channel angular pressing on the fatigue strength of titanium and a zirconium alloy / V.F. Terent'ev, S.V. Dobatkin, S.A. Nikulin [et al.] // Russ. Metall. – 2011. – P. 981–988. <https://doi.org/10.1134/S003602951100119>
13. Mughrabi H. Microstructural mechanisms of cyclic deformation, fatigue crack initiation and early crack growth // Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2015. – Vol. 373 (2038). 20140132. <https://doi.org/10.1098/rsta.2014.0132>
14. 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. – P. 425–439. <https://doi.org/10.1299/jmmp.3.425>
15. On the formation mechanisms of fine granular area (FGA) on the fracture surface for high strength steels in the VHCF regime / Zhang Li-Li [et al.] // International Journal of Fatigue. – 2016. – No. 82. – P. 402–410. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.08.021
16. Cantrell J.H., Yost W.T. Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures // Int. J. of Fatigue. – 2001. – Vol. 23. – P. 487–490. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00162-1](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00162-1)
17. In situ characterization of fatigue damage evolution in a cast Al alloy via nonlinear ultrasonic measurements / A. Kumar, C.J. Torbet, T.M. Pollock, J.Wayne Jones // Acta Mater. – 2010. – Vol. 58. – P. 2143–2154. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.11.055>
18. In situ damage assessment in a cast magnesium alloy during very high cycle fatigue / A. Kumar, R.R. Adharapurapu, J.W. Jones, T.M. Pollock // Scr. Mater. – 2011. – Vol. 64. – P. 65–68. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.09.008
19. Non-collinear wave mixing for non-linear ultrasonic detection of physical ageing in PVC / A. Demčenko, R. Akkerman, P.B. Nagy, R. Loendersloot // NDT & E International. – 2012. – Vol. 49. – P. 34–39. <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2012.03.005>
20. Second harmonic generation at fatigue cracks by low-frequency Lamb waves: Experimental and numerical studies / Yang Yi., TaiNg C., Kotousov A., Sohn H., JinLim H. // Mechanical Systems and Signal Processing. – 2018. – Vol. 99. – P. 760–773. <https://doi.org/10.1016/j.ymsp.2017.07.011>
21. Kober J., Prevorovsky Z. Theoretical investigation of nonlinear ultrasonic wave modulation spectroscopy at crack interface // NDT & E International. – 2014. – Vol. 61. – P. 10–15. <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2013.09.001>
22. Acousto-ultrasonics-based fatigue damage characterization: Linear versus nonlinear signal features / Z. Su, C. Zhou, M. Hong, L. Cheng, Q. Wang, X. Qing // Mechanical Systems and Signal Processing. – 2014. – Vol. 45, no. 1. – P. 225–239. <https://doi.org/10.1016/j.ymsp.2013.10.017>
23. Noncontact detection of fatigue cracks by laser nonlinear wave modulation spectroscopy (LNWMS) / P. Liu, H. Sohn, T. Kundu, S. Yang // NDT & E International. – 2014. – Vol. 66. – P. 106–116 <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2014.06.002>
24. Наймарк О.Б., Банников М.В. Нелинейная кинетика развития поврежденности и аномалии упругих свойств металлов при гигацикловом нагружении // Письма о материалах. – 2015. – Т. 5, № 4. – С. 497–503.
25. Evolution of the structural-phase state of a VT22 titanium alloy during radial shear rolling and subsequent aging / E.V. Naydenkin, I.V. Ratochka, I.P. Mishin, O.N. Lykova // Russian physics journal. – 2015. – Vol. 58. – P. 1068–1073.
26. Microstructure and Mechanical Properties of Nanostructured and Ultrafine-Grained Titanium and the Zirconium Formed by the Method of Severe Plastic Deformation / Y.P. Sharkeev, A.Y. Eroshenko, V.I. Danilov [et al.] // Russ Phys. – 2014. – J 56. – P. 1156–1162. <https://doi.org/10.1007/s11182-014-0156-3>
27. Structure, phase composition and mechanical properties in bioinert zirconium-based alloy after severe plastic deformation / A.Yu. Eroshenko, A.M. Mairambekova, Yu.P. Sharkeev, Zh.G. Koval'skaya, M.A. Khimich, P.V. Uvarkin // Letters on Materials. – 2017. – Vol. 7(4). – P. 469–472. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-4-469-472C
28. Experimental and theoretical study of multiscale damage-failure transition in very high cycle fatigue / V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, M.V. Narykova, M.V. Bannikov, O.B. Naimark, S.G. Abaimov, I.S. Akhatov, T. Palin-Luc // Physical Mesomechanics. – 2017. – Vol. 20. – № 1. – P. 78–89. DOI: 10.1134/S1029959917010076
29. Nazarov A.A. Nonequilibrium grain boundaries in bulk nanostructured metals and their recovery under the influences of heating and cyclic deformation. Review // Letters on Materials. – 2018. – Vol. 8, no. 3. – P. 372–381. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-372-381
30. Долговечность сплава АМг6 при последовательном ударноволновом и гигацикловом нагружении / В.А. Оборин, М.В. Банников, Ю.В. Баяндин, О.Б. Наймарк // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2019. – № 1. – С. 121–128. DOI: 10.15593/perm.mech/2019.1.10

References

1. Bathias C., Paris P. C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. *Marcel Dekker Publisher Co*, 2005, 328 p.
2. Shanyavskiy A.A. Modelirovaniye ustalostnykh razrushe-niy metallov. Sinergetika v aviatsii [Modeling of fatigue fracture of metals. Synergetic in aviation]. *Ufa, OOO «Monografiya»*, 2007, 500 p.
3. Botvina L. Gigaciklovaya ystalost – novaya problema fiziki i mehaniki razrysheniya [Gigacycle fatigue – new problem of physics and mechanical damage]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2004, vol. 70, no. 4, pp. 41-51.
4. Bathias C., Paris P., Gigacycle fatigue of metallic aircraft components, *International Journal of Fatigue*, 2010, 32(6), pp. 894-897. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.03.015>
5. Zhiyong Huang, Danièle Wagner, Claude Bathias, Paul C.Paris, Subsurface crack initiation and propagation mechanisms in gigacycle fatigue, *Acta Materialia*, 2010, 58(18), pp. 6046-6054. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.07.022
6. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials, *Progress in materials science*, 2006, 51, pp. 427-556. DOI:10.1016/j.pmatsci.2005.08.003
7. Ovid'ko I.A., Valiev R.Z., Zhu Y.T. Review on superior strength and enhanced ductility of metallic nanomaterials, *Progress in materials science*, 2018, 94, pp. 462-540. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2018.02.002
8. Naydenkin E.V., Ratochka I.V., Mishin I.P., Lykova O.N.,Varlamova N.V.. The effect of interfaces on mechanical and superplastic properties of titanium alloys, *J Mat Sci*, 2017, 52(8), pp. 4164. DOI: 10.1007/s10853-016-0508-1
9. Naydenkin E., Grabovetskaya G., Ivanov K. The Effect of Grain Boundary State on Deformation Process Development in Nanostructured Metals Produced by the Methods of Severe Plastic Deformation, *Materials Science Forum*, 2011, 683, pp. 69. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.683.69
10. Vinogradov A., Hashimoto S., Multiscale Phenomena in Fatigue of Ultra-Fine Grain Materials—An Overview, *Materials Transactions*, 2001, 42(1), pp. 74–84. DOI: 10.2320/matertrans.42.74
11. Höppel H.W. Mechanical Properties of Ultrafine Grained Metals under Cyclic and Monotonic Loads: An Overview, *Materials Science Forum*, 2006, 503-504, pp. 259-266. DOI:10.4028/www.scientific.net/msf.503-504.259
12. Terent'ev, V.F., Dobatkin, S.V., Nikulin, S.A. Effect of equal-channel angular pressing on the fatigue strength of titanium and a zirconium alloy, *Russ. Metall*, 2011, pp.981–988. DOI: 10.1134/S0036029511100119
13. Mughrabi H. Microstructural mechanisms of cyclic deformation, fatigue crack initiation and early crack growth, *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 2015, 373(2038). 20140132. DOI: 10.1098/rsta.2014.0132
14. 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, 3(3), pp.425-439. DOI: 10.1299/jmmp.3.425
15. Zhang Li-Li. On the formation mechanisms of fine granular area (FGA) on the fracture surface for high strength steels in the VHCF regime, *International Journal of Fatigue*, 2016, 82, pp. 402-410. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.08.021
16. Cantrell J.H., Yost W. T. Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures, *Int. J. of Fatigue*, 2001, 23, pp. 487–490. DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00162-1
17. Kumar A., Torbet C.J., Pollock T.M., Jones J.W. In situ characterization of fatigue damage evolution in a cast Al alloy via nonlinear ultrasonic measurements, *Acta Mater.*, 2010, 58, pp. 2143–2154. 10.1016/j.actamat.2009.11.055
18. Kumar A., Adharapurapu R.R., Jones J.W., Pollock T.M. In situ damage assessment in a cast magnesium alloy during very high cycle fatigue, *Scr. Mater*, 2011, 64, pp. 65–68. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.09.008
19. Demčenko A., Akkerman R., Nagy P.B., Loendersloot R. Non-collinear wave mixing for non-linear ultrasonic detection of physical ageing in PVC, *NDT & E International*, 2012, 49, pp. 34-39. DOI: 10.1016/j.ndteint.2012.03.005
20. Yang Yi., TaiNg C., Koutsov A., Sohn H., JinLim H. Second harmonic generation at fatigue cracks by low-frequency Lamb waves: Experimental and numerical studies, *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2018, 99, pp. 760-773 DOI: 10.1016/j.ymsp.2017.07.011
21. Kober J., Prevorovsky Z. Theoretical investigation of nonlinear ultrasonic wave modulation spectroscopy at crack interface, *NDT & E International*, 2014, 61, pp. 10-15. DOI: 10.1016/j.ndteint.2013.09.001
22. Su Z., Zhou C., Hong M., Cheng L., Wang Q., Qing X. Acousto-ultrasonics-based fatigue damage characterization: Linear versus nonlinear signal features, *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2014, 45(1), pp 225-239. DOI: 10.1016/j.ymsp.2013.10.017
23. Liu P., Sohn H., Kundu T., Yang S. Noncontact detection of fatigue cracks by laser nonlinear wave modulation spectroscopy (LNWMS), *NDT & E International*, 2014, 66, pp. 106-116 DOI:10.1016/j.ndteint.2014.06.002
24. Naimark O.B., Bannikov M.V. Non-linear kinetics of damage accumulation and anomalies in the elastic properties of metals at very high cycle loading. *Letters on materials*, 2015, vol. 5, no. 4, pp 497-503.
25. Naydenkin E.V., Ratochka I.V., Mishin I.P., Lykova O.N. Evolution of the structural-phase state of a VT22 titanium alloy during radial shear rolling and subsequent aging, *Russian physics journal*, 2015, 58, pp. 1068-1073.
26. Sharkeev Y.P., Eroshenko A.Y., Danilov V.I. et al. Microstructure and Mechanical Properties of Nanostructured and Ultrafine-Grained Titanium and the Zirconium Formed by the Method of Severe Plastic Deformation, *Russ Phys J.*, 2014, 56, pp. 1156–1162. DOI:10.1007/s11182-014-0156-3
27. Eroshenko A.Yu., Mairambekova A.M., Sharkeev Yu.P., Kovalevskaya Zh.G., Khimich M.A., Uvarin P.V. Structure, phase composition and mechanical properties in bioinert zirconium-based alloy after severe plastic deformation, *Letters on Materials*, 2017, 7(4), pp. 469-472. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-4-469-472C.
28. Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G., Narykova M.V., Bannikov M.V., Naimark O.B., Abaimov S.G., Akhatov I.S., Palin-Luc T. Experimental and theoretical study of multiscale damage-failure transition in very high cycle fatigue. *Physical Mesomechanics*, 2017, 20(1), pp. 78-89. DOI: 10.1134/S1029959917010076
29. Nazarov A.A., Nonequilibrium grain boundaries in bulk nanostructured metals and their recovery under the influences of heating and cyclic deformation. Review, *Letters on Materials*, 2018, 8(3), pp. 372-381. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-372-381
30. Oborin V.A., Bannikov M.V., Bayandin Y.V., Naimark O.B. Lifetime of AMg6 alloy under consecutive shock-wave and gigacycle loading, *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2019, vol. 1, pp. 121-128. DOI: 10.15593/perm.mech/2019.1.10