

УДК 539.388.1: 539.431: 539.42  
PACS 62.25.Fg, 62.20.Mk

## Исследование влияния предварительных динамических и последующих гигацикловых усталостных нагрузок на долговечность титанового сплава VT-8

В. А. Оборин<sup>†</sup>, М. В. Банников, М. А. Соколов, О. Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

<sup>†</sup> oborin@icmm.ru

В работе проведено исследование циклической долговечности титанового сплава VT-8 в режиме гигацикловой усталости с предварительным динамическим деформированием. Актуальность постановки определяется важными приложениями – оценкой ресурса материалов и элементов конструкций авиационных газотурбинных двигателей в условиях полетного цикла при случайных динамических воздействиях. Предварительное нагружение образцов из сплава титана VT-8 осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского при скоростях деформации до  $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$ , после чего образцы подвергались циклическим нагрузкам на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 при принудительном воздушном охлаждении сжатым воздухом. Экспериментально реализована программа циклического нагружения с применением методики «in situ» определения накопления усталостных повреждений, основанной на анализе нелинейных проявлений колебаний свободного торца образца. Образование внутренней усталостной трещины и её рост обнаруживаются с помощью методики по изменению коэффициента нелинейности, что позволит установить связь микроскопических механизмов накопления необратимых повреждений усталости с модельными представлениями, а также рассмотреть стадийность развития поврежденности в процессе циклического нагружения в режимах много- и гигацикловой усталости. Обнаружены различные закономерности изменения сигналов амплитуды второй гармоники колебаний свободного торца образцов с различной внутренней структурой, которые связаны с механизмами релаксации напряжений и накоплением повреждений. Усталостное нагружение проводилось на ультразвуковой испытательной машине резонансного типа в диапазоне напряжений 200–500 МПа. Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать материалы на базе  $10^9$ – $10^{10}$  циклов с амплитудой от 1-го и до нескольких десятков микрон с частотой 20 кГц. Циклическое нагружение в указанных режимах обнаружило значительное снижение усталостной долговечности: при уровне напряжений 585 МПа с  $2.23 \cdot 10^9$  критического количества циклов в исходном (недеформированном) состоянии до  $6.38 \cdot 10^3$  для предварительно нагруженного сплава VT-8.

**Ключевые слова:** разрушение; гигацикловая усталость; комбинированное нагружение; рост трещин

*Поступила в редакцию 01.04.2025; после рецензии 30.05.2025; принята к опубликованию 30.05.2025*

## Investigation of the influence of consecutive dynamic and gigacycle fatigue loads on the lifetime of titanium alloy VT-8

V. A. Oborin<sup>†</sup>, M. V. Bannikov, M. A. Sokolov, O. B. Naimark

Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russia

<sup>†</sup> oborin@icmm.ru

The paper investigates the cyclic durability of VT-8 titanium alloy in the gigacycle fatigue mode with preliminary dynamic deformation. This has important applications – the assessment of the resource of materials and structural elements of aircraft gas turbine engines in flight cycle conditions under random dynamic effects. The dynamic preloading test program for specially designed specimens of VT-8 alloy was implemented experimentally using a split Hopkinson (Kolsky) pressure bar. Very-high-cycle fatigue tests were performed on a Shimadzu USF-2000 ultrasonic testing machine, in which specimens are subjected to  $10^8$ – $10^{10}$  cycle loading with an amplitude of several tens of micrometers and a frequency of 20 kHz. The experimental program tests high-cycle and very-high-cycle loading realized using the ‘in situ’ method for determining 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 representations as well as to consider the stages of the damage development based on the nonlinear kinetics of the defect accumulation under cyclic loading in high-cycle and gigacycle fatigue modes. Cyclic loading in the specified modes showed a significant decrease in fatigue life: at a stress level of 585 MPa – from the  $2.23 \cdot 10^9$  critical number of cycles in the initial (undeformed) state to  $6.38 \cdot 10^3$  for preloaded alloy VT-8.

**Keywords:** fracture; gigacycle fatigue; combined loading; crack growth.

*Received 01 April 2025; revised 30 May 2025; accepted 30 May 2025*

doi: 10.17072/1994-3598-2025-2-37-46

## 1. Введение

Определение природы зарождения усталостных трещин является одной из важнейших фундаментальных проблем для различных областей приложений машиностроения, особенно если говорить о сверхмногоцикловой (гигацикловой) усталости, когда трещина образуется внутри материала [1]. Серии катастроф, обусловленных усталостным разрушением газотурбинных двигателей [2–4], в сочетании с высокой стоимостью оценки ресурса и потенциальной стоимостью разработки новых конструкций, стимулировали перспективные концепции национальных программ в области много- и гигациклового разрушения, основанные на использовании новых фундаментальных результатов при оценке усталостной прочности.

Влияние случайных статических или динамических нагрузок на долговечность материалов в условиях гигацикловой усталости вызывает в настоящее время большой интерес в авиационном моторостроении в связи с необходимостью решения проблемы надежности (долговечности) в условиях эксплуатации, например, лопаток газотурбинных двигателей при соударении с твердыми частицами, получившую в западной литературе определение «foreign object damage» [5–9].

Несмотря на значительный объем экспериментальных данных, до настоящего времени не получены ответы на многие вопросы в оценке надежности и длительной прочности металлов [11–19]. Трудности разделения стадий зарождения усталостной трещины и ее распространения инициировали принципиально новую постановку проблемы: необходимость общей формулировки задачи усталостного разрушения, включающую описание

многомасштабной кинетики локализации повреждения, зарождения и роста усталостной трещины, включая стадии ее медленного и быстрого роста [1, 21]. Продолжительность этих стадий существенно определяется состоянием структуры материала, условиями нагружения (много- и гигацикловые режимы), состоянием поверхности нагружаемого материала.

Характерной чертой развития разрушения в условиях гигацикловой усталости является решающее влияние на усталостную долговечность стадии зарождения усталостной трещины. При этом качественным отличием гигацикловой (сверхмногоцикловой) усталости от классической многоцикловой является образование усталостной трещины в объеме материала [1, 19–22], 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 о зарождении усталостной трещины в ходе многомасштабных процессов развития поврежденности, ассоциируемой с дефектами различной природы (включения, полосы локализованного пластического сдвига, микротрещины, поры). В [20–21] отмечается, что стадийность разрушения характеризуется эффектами «необратимости», инициированными формированием локализованных сдвигов, играющих ключевую роль при зарождении усталостной трещины, что может проявляться в виде нелинейности упругого поведения материалов, «аномалий упругой податливости» усталостных образцов, что, в свою очередь, может рассматриваться как перспективный метод неразрушающего контроля. Роль ста-

дии инициирования особенно важна для гигацикловых режимов нагружения, т.к. при таких условиях сильное влияние оказывает структура материала [1, 3, 14]. Очаг трещины в форме “fish-eye” («рыбий глаз») формируется в объеме материала на внутренних дефектах (включениях, порах, фасетках). Вокруг внутреннего дефекта образуется особая зона с сильно измельченным зерном и отличной шероховатостью от остальной морфологии поверхности разрушения, природа образования которой до сих пор вызывает вопросы [22].

## 2. Материал и условия эксперимента

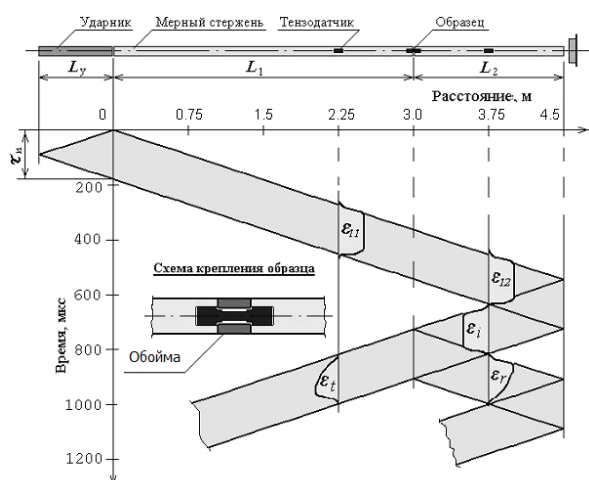
Предварительное нагружение образцов из сплава титана ВТ-8 осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского (РСГ) при скоростях деформации до  $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$ , после чего образцы подвергались циклической нагрузке с симметричным циклом ( $R = -1$ ) на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 с принудительным воздушным охлаждением сжатым воздухом.

Механические характеристики сплава ВТ-8 при растяжении представлены в табл. 1.

**Табл. 1.** Квасистатические характеристики при растяжении сплава ВТ8

Модуль упругости (ГПа)	Предел прочности (МПа)	Относительное удлинение при разрыве (%)
110	930-980	6-8

Система для испытаний при растяжении состоит из двух длинных стержней (нагружающего и опорного) с достаточно высоким пределом текучести и образца, расположенного между их торцами. Схема испытаний на растяжение и картина распространения волн в системе РСГ представлена на рис. 1.



**Рис. 1.** Картина распространения волн в системе РСГ



а



б

**Рис. 2.** Внешний вид образцов: а) – образец, установленный в РСГ для предварительного динамического нагружения (обойма для наглядности снята); б) – исходные образцы на динамическое растяжение

Для динамического растяжения образцов нагружающий стержень принимался в два раза длиннее опорного стержня, который имел свободный задний торец. Образец соединялся со стержнями с помощью резьбы с использованием упорного кольца (рис. 2, а).

Ускоряемый с помощью компактной газовой пушки ударник воздействует на левый торец первого мерного (входного) стержня, инициируя в нем продольный одномерный импульс сжатия  $\varepsilon_{11}(t)$  (рис. 1). В силу того, что ударник и стержни изготовлены из одного материала (высокопрочная сталь), длительность нагружающего импульса определяется длиной ударника. При налетании ударника на входной стержень в ударнике формируется упругая волна сжатия (что соответствует линии, исходящей из 0), которая при достижении сводного конца ударника отражается волной растяжения. При достижении волной растяжения места контакта ударника и входного стержня нагружение заканчивается. Нагружающий импульс сжатия движется по входному стержню и свободно проходит через опорное кольцо и образец, не вызывая пластической деформации в образце (основная часть волны распространяется через кольцо, имеющее высокий предел текучести), во второй (выходной) стержень волной  $\varepsilon_{12}(t)$  и, достигнув свободного торца этого стержня, отражается волной растяжения. Этот импульс растя-

жения является исходной падающей волной для растяжения образца. Импульс растяжения, достигнув образца, частично проходит через него в первый стержень, частично отражается во второй стержень импульсом сжатия в силу того, что акустическая жесткость образца (т.е. произведение плотности на скорость звука и на площадь сечения) существенно меньше акустической жесткости стержней. Далее этот импульс сжатия, достигнув свободного конца второго стержня, отражается импульсом растяжения и, двигаясь по второму стержню и достигнув образца, может немного догрузить образец, но его амплитуда будет существенно меньше амплитуды первого импульса растяжения.

Образец при этом претерпевает пластическую деформацию в области, примыкающей к наименьшему сечению образца (рис. 2, б). Для испытаний на циклическое растяжение-сжатие из полученных после предварительного растяжения заготовок вырезаются образцы с геометрией, указанной на рис. 3.

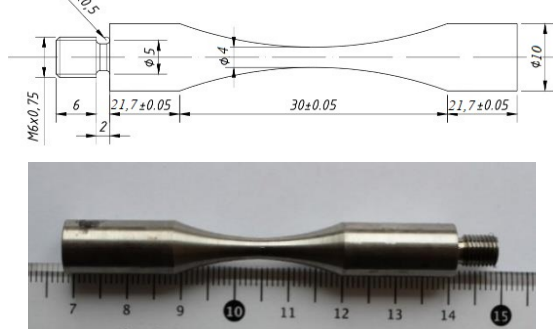


Рис. 3. Геометрия образцов для испытаний после предварительного нагружения

Сверхмногоцикловые усталостные нагружения осуществлялись на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000. Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать материалы на базе  $10^8$ – $10^{10}$  циклов с амплитудой от 1 и до нескольких десятков микрон с частотой 20 кГц, что сокращает время испытания до нескольких дней в отличие от классических усталостных установок, в которых такое число циклов достигается за годы испытаний. Усталостные испытательная машина состоит из трех основных компонентов: генератора высокой частоты, пьезоэлектрического преобразователя и системы контроля смещения. На рис. 4 представлена принципиальная схема установки. Ультразвуковой генератор трансформирует сигнал напряжения частотой 50–60 Гц в ультразвуковой синусоидальный сигнал частотой 20 кГц. Пьезоэлектрический преобразователь (конвертер) трансформирует электрические колебания ультразвукового генератора в механические той же частоты. Ультразвуковой усилитель (волновод) усиливает механические колебания. Испы-

тание на усталость в ультразвуковом режиме контролируется системой контроля смещения. Эта система содержит индуктивный датчик смещения и компьютер, отвечающий за контроль смещения и за сбор данных. Сбор данных осуществляется с помощью аналого-цифрового преобразователя.

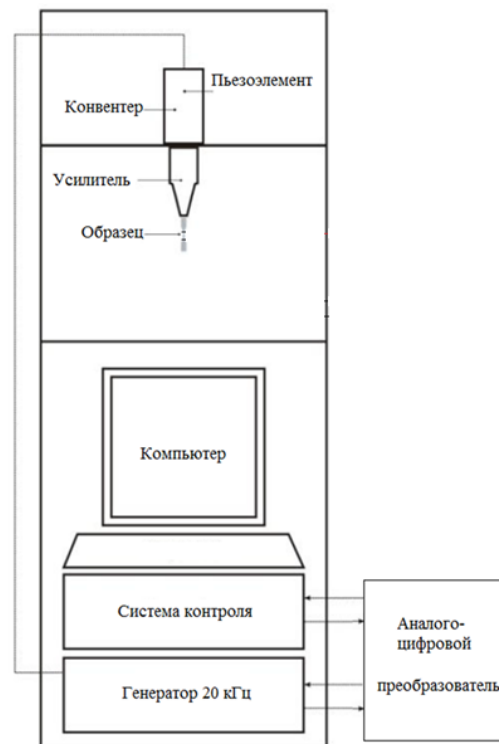


Рис. 4. Принципиальная схема испытательной установки

Циклическое нагружение после динамического предварительного деформирования показало значительное снижение усталостной долговечности, например, при уровне напряжений 585 МПа (рис. 5) наблюдается снижение критического количества циклов с  $2.23 \cdot 10^9$  в исходном (недеформированном) состоянии до  $6.38 \cdot 10^3$  предварительно нагруженного сплава ВТ-8 при уровне напряжений 585 МПа.

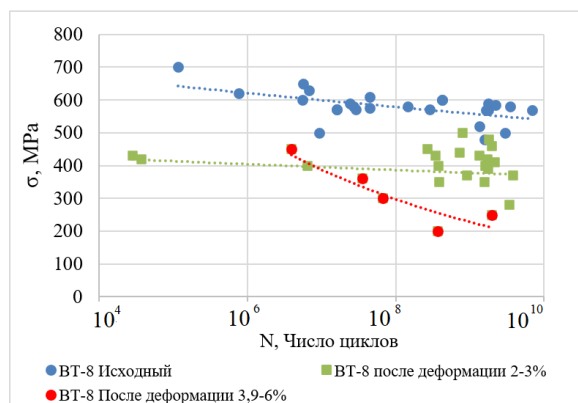


Рис. 5. Диаграммы циклической долговечности титанового сплава ВТ-8

Можно выделить две кривые: для относительно малых предварительных деформаций (2–3%) и для «больших» деформаций в интервале 4–6%. Видно, что при малых деформациях в области гигацикловой усталости наблюдается большой разброс по усталостной прочности, тогда как для больших деформаций кривая лежит значительно ниже и разброс в свойствах значительно меньше. Возможно, при данных условиях нагружения присутствует критическая точка в значениях приложенной предварительной деформации, после которой формируется такая дефектная структура, которая не позволяет конкурировать механизмам формирования внутренних усталостных трещин, а образует одну критическую трещину.

### 3. Исследование стадий накопления повреждений методом нелинейной акустики

Метод нелинейной акустики для исследования стадий накопления повреждения был предложен и описан в работах [23–25]. Он основан на инициировании продольного конечно-амплитудного возмущения  $A_0$  с частотой  $\omega_0$  с одной стороны образца, тогда как другой его торец остается свободным. Колебания свободного торца образца будут содержать ряд гармонических составляющих: компоненты с амплитудой  $A_1$  на основной частоте  $\omega_0$ , амплитудой  $A_2$  второй гармоники ( $2\omega_0$ ) и т.д. Параметр нелинейности  $\beta$  определяется экспериментально путем измерения абсолютных амплитуд сигналов первой  $A_1$  и второй  $A_2$  гармоник, соответствующих нелинейному закону упругости:

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

где  $\sigma$  – нагрузка,  $u$  – перемещение,  $a$  – пространственная (не пространственная, а материальная (лагранжева) координата, см. [23]) координата,  $A_2^e$  и  $A_3^e$  – упругие коэффициенты второго и третьего порядка соответственно. Введением коэффициента нелинейности  $\beta = -(A_3^e / A_2^e)$  волновое уравнение может быть представлено в виде

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c^2 \left[ 1 - \beta \left( \frac{\partial u}{\partial a} \right) \right] \left( \frac{\partial^2 u}{\partial a^2} \right), \quad (2)$$

где  $c$  – продольная скорость звука,  $t$  – время. Его решение, учитывая, 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  $u_2 = (1/8)k^2 \beta u_1^2 a$ ,  $k = \omega_0 / v$  – волновое число. Откуда можно выразить:

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

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

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

где  $\beta_0$  относится к неповрежденному материалу.

Для определения коэффициента нелинейности прологарифмируем обе части уравнения (4):

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

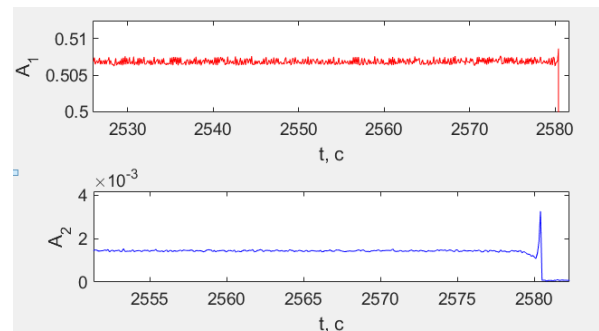
Амплитуда колебаний измеряется в децибелах в масштабах  $A_1 = 20 \log(u_1)$  и  $A_2 = 20 \log(u_2)$ , тогда соотношение принимает вид

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

Таким образом, относительный параметр нелинейности можно найти из формулы:

$$20 \log(\beta / \beta_0) = (A_2 - 2A_1) - (A_2 - 2A_1)_0. \quad (7)$$

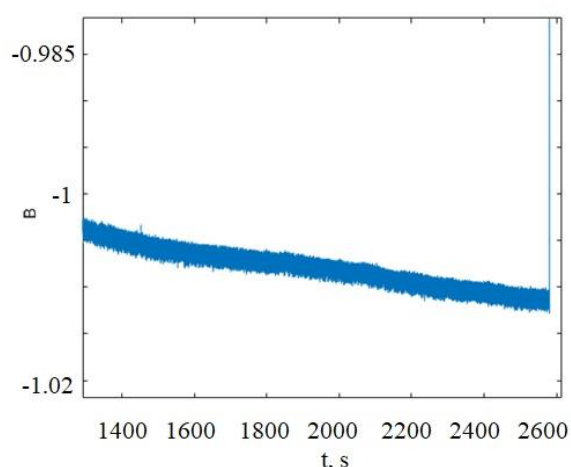
Указанный метод был применен при исследовании стадийности усталостного разрушения сплава ВТ-8 при многоцикловом и сверхмногоцикловом нагружении после предварительного нагружения. На рис. 6 показано изменение амплитуды первой гармоники (красным цветом) и второй гармоники (синим цветом) на завершающей стадии испытаний для образца №4 (357 МПа,  $N=6.72 \cdot 10^7$ ) из сплава ВТ-8 с предварительной деформацией перед усталостным нагружением 4.4%.



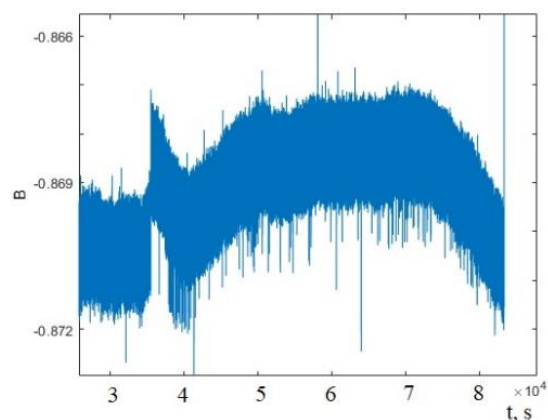
**Рис. 6.** Амплитуды колебаний (в децибелах) 1-й и 2-й гармоник свободного торца образца № 4 на завершающей стадии испытаний

Сигнал, получаемый с датчика, выходит на плато и остаётся постоянным до момента разрушения, где наблюдается яркий пик на второй гармонике, связанный с выходом усталостной трещины на поверхность. Коэффициент нелинейности, рассчитанный по формуле (7) для образца №4, показан на рис. 7, а. Наблюдаются монотонное снижение относительного значения коэффициента нелинейности в процессе всего усталостного испытания и резкий пик в конце эксперимента, связанный с выходом трещины на поверхность. Отрицательное значение коэффициента нелиней-

ности можно связать с постепенной релаксацией внутренних напряжений [26], вызванных предварительным деформированием и «подготовкой» материала к образованию усталостной трещины. Подобное поведение амплитуд первой и второй гармоник, а также коэффициента нелинейности демонстрируют все образцы, разрушенные в диапазоне многоциклового усталости. При гигацикловой усталости в значении коэффициента нелинейности могут наблюдаться максимумы или минимумы, которые можно связать с образованием внутренних усталостных трещин и их ростом при монотонном изменении коэффициента нелинейности и, соответственно разделить стадии усталостного разрушения.



а



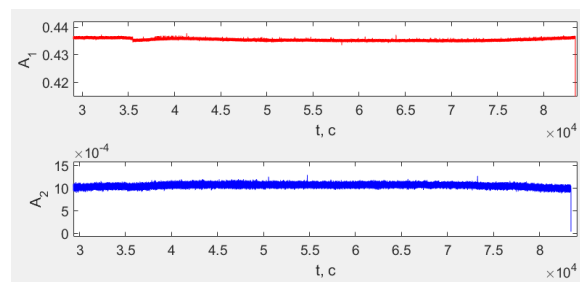
б

**Рис. 7.** Параметр относительной нелинейности  $\beta$  на заключительном этапе испытаний для: а) – образца № 4, б) – образца № 3

Проведено исследование усталостного разрушения сплава ВТ-8, подвергнутого предварительной динамической деформации в диапазоне 2–6%. Установлено значительное снижение усталостной прочности от 20% при деформациях 2–3% и до 30% при значениях предварительной деформации

3.9–4.4% для многоциклового усталости. При сверхмногоциклового усталости наблюдается большой разброс в усталостной прочности для малых значений предварительной деформации (2–3%), обусловленный множеством различных механизмов, которые могут формировать внутреннюю усталостную трещину и их конкуренции. Для предварительной деформации 6% снижение прочности может достигать до 60% по сравнению с материалом в состоянии поставки, что, возможно связано с формированием такой дефектной структуры, при которой механизмы формирования внутренних усталостных трещин перестают конкурировать и критическая трещина образуется значительно раньше.

Образец №3 ( $\sigma=306$  МПа,  $N=1.98 \cdot 10^9$ ) с предварительной деформацией перед усталостным нагружением 3.9%, разрушенный в условиях гигациклового режима усталости, демонстрирует несколько иные закономерности поведения амплитуд (рис. 8) и коэффициента нелинейности (рис. 7, б).



**Рис. 8.** Амплитуды колебаний (в децибелах) 1-й и 2-й гармоник свободного торца образца № 3 на завершающей стадии испытаний

Значения амплитуд первой и второй гармоник достигают плато в начале эксперимента и практически не изменяются до его окончания, но коэффициент нелинейности претерпевает две стадии – образование внутренней усталостной трещины с резким скачком коэффициента нелинейности (при количестве циклов  $8 \cdot 10^8$ ) и его дальнейшее увеличение до критического значения (количество циклов  $1.4 \cdot 10^9$ ), которое происходит по механизму «коротких трещин» [27–28]. Последующее резкое снижение коэффициента нелинейности может быть связано с ростом трещины по закону Пэриса и распространением ее на поверхность образца. Такое поведение коэффициента нелинейности наблюдается у большинства образцов, разрушающихся при сверхвысокоциклового усталости. У некоторых образцов коэффициенты нелинейности не изменяются до конечной стадии усталостного разрушения, что может быть связано с недостаточной чувствительностью датчика к возникновению внутренних дефектов. Различие между наблюдаемыми стадиями, основанное на показаниях датчика колебаний свободной поверхности, было подтверждено в работах авторов [27–28] результатами

фрактографического и рентгеномографического анализа сплавов AMG-6 и Ti45Nb.

#### 4. Выводы

Исследовано усталостное разрушение сплава ВТ-8, подвергнутого предварительной динамической деформации в диапазоне 2–6%. Наблюдалось значительное снижение усталостной прочности с 20% при предварительных деформациях 2–3% и до 30% при значениях предварительной деформации 3.9–4.4% при многоциклового усталости. При гигацикловой усталости наблюдается значительный разброс усталостной прочности при небольших значениях предварительной деформации (2–3 %) из-за множества механизмов, которые могут инициировать образование внутренних усталостных трещин и их конкурирующих эффектов. При предварительной деформации в 6% снижение прочности может достигать 60% по сравнению с неповрежденным материалом, что может указывать на наличие критической точки, при которой механизмы образования внутренних усталостных трещин перестают работать и образуется критическая трещина. Было проведено исследование стадийности усталостного разрушения методом анализа нелинейных колебаний свободного конца образца, что может позволить выделить стадии зарождения и роста внутренней усталостной трещины [27]. Наблюдается монотонное уменьшение относительного значения коэффициента нелинейности в течение всего испытания на усталость и резкий пик в конце эксперимента, связанный с выходом трещины на поверхность. В случае гигацикловой усталости могут наблюдаться максимумы или минимумы в значении коэффициента нелинейности, что может быть связано с образованием внутренних усталостных трещин и их ростом при монотонном изменении коэффициента нелинейности и, соответственно, с разделением стадий усталостного разрушения.

Работа выполнена в рамках госзадания, регистрационный номер темы №124020200116-1.

#### Список литературы

1. Bathias C., Paris P. C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. Boca Raton: CRC Press, 2004. 328 p.
2. Cowles B. A. High cycle fatigue in aircraft gas turbines an industry perspective // International Journal of Fracture. 1996. Vol. 80. N. 2–3. P. 147–163.
3. Шанявский А.А. Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации. Уфа: ООО «Монография», 2007. 500 с.
4. Nicholas T. High Cycle Fatigue: A Mechanics of Materials Perspective. Amsterdam: Elsevier, 2006. 656 p.
5. Peters J. O., Ritchie R. O. Influence of foreign object damage on crack initiation and early crack growth during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V // Eng. Fract. Mech. 2000. Vol. 67. P. 193–207. DOI: 10.1016/S0013-7944(00)00045-X
6. Spanrad S., Tong J. Characterisation of foreign object damage (FOD) and early fatigue crack growth in laser shock peened Ti-6Al-4V aerofoil specimens // Materials Science and Engineering: A. 2011. Vol. 528. N. 4–5. P. 2128–2136. DOI: 10.1016/j.msea.2010.11.045
7. Oakley S. Y., Nowell D. Prediction of the combined high- and low-cycle fatigue performance of gas turbine blades after foreign object damage // International Journal of Fatigue. 2007. Vol. 29. N. 1. P. 69–80. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2006.02.042
8. Chen X. Foreign object damage on the leading edge of a thin blade // Mechanics of Materials. 2005. Vol. 37. N. 4. P. 447–457. DOI: 10.1016/j.mechmat.2004.03.005
9. Nowell D., Duo P., Stewart I. F. Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage // International journal of fatigue. 2003. Vol. 25. N. 9–11. P. 963–969. DOI: 10.1016/S0142-1123(03)00160-9
10. Ботвина Л. П. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334 с.
11. Ботвина Л. П. Гигацикловая усталость – новая проблема физики и механики разрушения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2004. Т. 70. № 4. С. 41–51.
12. Crawford B. R. et al. Can pitting corrosion change the location of fatigue failures in aircraft? // International Journal of Fatigue. 2014. Vol. 61. P. 304–314. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2013.10.017
13. Шанявский А. А., Никитин А. Д., Т. Palin-Luck Сверхмногоциклового усталость алюминиевого сплава Д16Т // Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23. № 3. С. 43–53. DOI: 10.24411/1683-805X-2020-13005
14. Никитин И. С., Никитин А. Д., Стратула Б. А. Комплексное исследование зарождения и роста усталостных трещин при сверхмногоциклового кручении // Физическая мезомеханика. 2023. Т. 26. № 3. С. 50–61. DOI: 10.55652/1683-805X\_2023\_26\_3\_50
15. Никитин А. Д., Шанявский А. А., Беклемишев Н. Н. Усталость в титановых сплавах при сверхмногоциклового режиме нагружения // Материаловедение. 2017. № 6. С. 14–20.
16. Grupp U. et al. The behavior of short fatigue cracks during Very High Cycle (VHCF) Fatigue of duplex stainless steel // Engineering Fracture Mechanics. 2015. Vol. 145. P. 197–209. DOI: 10.1016/j.engfractmech.2015.03.024

17. Шанявский А. А., Никитин А. Л. Масштабная иерархия процессов малоциклового, многоциклового и сверхмногоциклового усталости разрушения титанового сплава ВТ3-1 // Физическая мезомеханика. 2014. №. 4. Р. 59–68.
18. Schönbauer B. M., Yanase K., Endo M. VHCF properties and fatigue limit prediction of precipitation hardened 17-4PH stainless steel // International Journal of Fatigue. 2016. Vol. 88. P. 205–216. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.03.034
19. Zhang L. L. et al. 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. Vol. 82. P. 402–410. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.08.021
20. Mughrabi H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime // Int. J. Fatigue. 2006. N. 28. P.1501–1508. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.05.018
21. Mughrabi H. Microstructural fatigue mechanisms: Cyclic slip irreversibility, crack initiation, nonlinear elastic damage analysis // International Journal of Fatigue. 2013. Vol. 57. P. 2–8. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.06.007
22. Sakai T. Review and prospects for current studies on high cycle fatigue of metallic materials for machine structural use // J. Solid Mech. Mat. Eng. 2009. Vol. 3. N. 3. P. 425–439. DOI: 10.1299/jmmp.3.425
23. Cantrell J.H., Yost W. T. Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures // Int. J. of Fatigue. 2001. Vol. 23. P.487–490. DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00162-1
24. 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. Vol. 58. P.2143–2154. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.11.055
25. 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. Vol. 64. P.65–68. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.09.008
26. Nazarov A. A. Review: Nonequilibrium grain boundaries in bulk nanostructured metals and their recovery under the influences of heating and cyclic deformation // Letters on Materials. 2018. Vol. 8. No. 3. P. 372–381. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-372-381
27. Bannikov M. V., Oborin V. A., Bilalov D. A., Naimark O. B. A kinetic equation for fatigue crack initiation and growth in the very high cycle range based on fractography and nonlinear dynamics // AIP Conference Proceedings. 2020. Vol. 2315, 040005. DOI: 10.1063/5.0036885
28. Naimark O., Oborin V., Bannikov M., Ledon D. Critical dynamics of defects and mechanisms of damage-failure transitions in fatigue // Materials. 2021. Vol. 14. N.10. P. 2554. DOI: 10.3390/ma14102554

## References

1. Bathias C., Paris P. C. *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*. Boca Raton: CRC Press, 2004. 328 p.
2. Cowles B. A. High cycle fatigue in aircraft gas turbines an industry perspective. *International Journal of Fracture*, 1996, vol. 80, no. 2-3, pp. 147-163.
3. Shaniavskii A. A. *Modelirovanie ustalostnykh razrushenij metallov. Sinergetika v aviatsii* [Modeling of fatigue failures of metals. Synergy in aviation]. Ufa: LLC "Monografiya", 2007. 500 p. (In Russian).
4. Nicholas T. *High Cycle Fatigue: A Mechanics of Materials Perspective*. Elsevier, 2006. 656 p.
5. Peters J. O., Ritchie R. O. Influence of foreign object damage on crack initiation and early crack growth during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V. *Eng. Fract. Mech.*, 2000, vol. 67, pp. 193–207. DOI: 10.1016/S0013-7944(00)00045-X
6. Spanrad S., Tong J. Characterisation of foreign object damage (FOD) and early fatigue crack growth in laser shock peened Ti-6Al-4V aerofoil specimens. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, no. 4-5, pp. 2128-2136. DOI: 10.1016/j.msea.2010.11.045
7. Oakley S. Y., Nowell D. Prediction of the combined high- and low-cycle fatigue performance of gas turbine blades after foreign object damage. *International Journal of Fatigue*, 2007, vol. 29, no. 1, pp. 69-80. DOI:10.1016/j.ijfatigue.2006.02.042
8. Chen X. Foreign object damage on the leading edge of a thin blade. *Mechanics of Materials*, 2005, vol. 37, no. 4, pp. 447-457. DOI:10.1016/j.mechmat.2004.03.005
9. Nowell D., Duo P., Stewart I. F. Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage. *International Journal of Fatigue*, 2003, vol. 25, no. 9-11, pp. 963-969. DOI:10.1016/S0142-1123(03)00160-9
10. Botvina L. R. *Razrushenie: kinetika, mekha-nizmy, obshchie zakonomernosti* [Destruction: kinetics, mechanisms, general patterns]. M.: Nauka, 2008. 334 p. (In Russian).
11. Botvina L. Gigaciklovaya ystalost – novaya problema fiziki i mehaniki razrysheniya [Gigacycle fatigue as a new problem of physics and damage mechanics]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2004, vol. 70, no. 4, pp. 41-51. (In Russian).
12. Crawford B. R. et al. Can pitting corrosion change the location of fatigue failures in aircraft? *International Journal of Fatigue*, 2014, vol. 61, pp. 304-314. DOI:10.1016/j.ijfatigue.2013.10.017
13. Shaniavskii A.A., Nikitin A.D., Palin-Luc T. Very high cycle fatigue of D16T aluminum alloy. *Phys Mesomech*, 2021, no. 24, pp. 77–84. DOI: 10.1134/S1029959921010112

14. Nikitin I.S., Nikitin A.D., Stratula B.A. A Comprehensive study of fatigue crack initiation and growth under very high cycle torsional fatigue loading. *Phys Mesomech*, 2023, no. 26, pp. 523–532. DOI:10.1134/S1029959923050053.
15. Nikitin A. D., Shaniavskii A. A., Beklemishev N. N. Uсталost' v titanovykh splavakh pri sverhmnogociklovom rezhime nagruzheniya [Fatigue in titanium alloys under ultra-multi-cycle loading conditions]. *Materialovedenie*, 2017, no. 6, pp. 14–20. (In Russian).
16. Krupp U. et al. The behavior of short fatigue cracks during Very High Cycle (VHCF) Fatigue of duplex stainless steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 2015, vol. 145, pp. 197–209. DOI:10.1016/j.engfracmech.2015.03.024
17. Shaniavskii A. A., Nikitin A. L. Masshtabnaya ierarhiya processov malociklovoj, mnogo-ciklovoj i sverhmnogociklovoj ustalosti razrusheniya titanovogo splava VT3-1 [Large-scale hierarchy of low-cycle, multi-cycle, and ultra-high-cycle fracture fatigue processes in VT3-1 titanium alloy]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2014, no 4, pp. 59–68. (In Russian).
18. Schönbauer B. M., Yanase K., Endo M. VHCF properties and fatigue limit prediction of precipitation hardened 17-4PH stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 2016, vol. 88, pp. 205–216. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.03.034
19. Zhang L. L. et al. 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, vol. 82, P. 402–410. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.08.021
20. Mughrabi H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime. *Int. J. Fatigue*, 2006, no. 28, pp.1501–1508. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.05.018
21. Mughrabi H. Microstructural fatigue mechanisms: Cyclic slip irreversibility, crack initiation, non-linear elastic damage analysis. *International Journal of Fatigue*, 2013, vol. 57, pp. 2–8. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.06.007
22. Sakai T. Review and prospects for current studies on high cycle fatigue of metallic materials for machine structural use. *J. Solid Mech. and Mat. Eng.*, 2009, vol. 3, no. 3, pp. 425–439. DOI: 10.1299/jmmp.3.425
23. Cantrell J. H., Yost W. T. Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures. *Int. J. of Fatigue*, 2001, vol.23, pp. 487–490. DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00162-1
24. 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, vol.58, pp. 2143–2154. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.11.055
25. 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, vol.64, pp. 65–68. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.09.008
26. Nazarov A. A. Review: Nonequilibrium grain boundaries in bulk nanostructured metals and their recovery under the influences of heating and cyclic deformation. *Letters on Materials*, 2018, vol. 8, no. 3, pp. 372–381. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-372-381
27. Bannikov M. V., Oborin V. A., Bilalov D. A., Naimark O. B. A kinetic equation for fatigue crack initiation and growth in the very high cycle range based on fractography and nonlinear dynamics. *AIP Conference Proceedings*, 2020, vol. 2315, 040005. DOI: 10.1063/5.0036885
28. Naimark O., Oborin V., Bannikov M., Ledon D. Critical dynamics of defects and mechanisms of damage-failure transitions in fatigue. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 10, pp. 2554. DOI: 10.3390/ma14102554

**Просьба ссылаться на эту статью в русскоязычных источниках следующим образом:**

Оборин В. А., Банников М. В., Соколов М. А., Наймарк О. Б. Исследование влияния предварительных динамических и последующих гигацикловых усталостных нагрузок на долговечность титанового сплава VT-8 // Вестник Пермского университета. Физика. 2025. № 2. С. 37–46. doi: 10.17072/1994-3598-2025-2-37-46

**Please cite this article in English as:**

Oborin V. A., Bannikov M. V., Sokolov M. A., Naimark O. B. Investigation of the influence of consecutive dynamic and gigacycle fatigue loads on the lifetime of titanium alloy VT-8. *Bulletin of Perm University. Physics*, 2025, no. 2, pp. 37–46. doi: 10.17072/1994-3598-2025-2-37-46

**Сведения об авторах**

1. *Оборин Владимир Александрович*, канд.физ.-мат. наук, н.с., лаборатория физических основ прочности, Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской Академии Наук, ул. Академика Королева, 1, г.Пермь, 614013

2. Банников Михаил Владимирович, канд.физ.-мат. наук, н.с., лаборатория физических основ прочности, Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской Академии Наук, ул. Академика Королева, 1, г.Пермь, 614013
3. Соколов Михаил Альбертович, канд.физ.-мат. наук, доцент, с.н.с., лаборатория физических основ прочности, Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской Академии Наук, ул. Академика Королева, 1, г.Пермь, 614013
4. Наймарк Олег Борисович, докт. физ.-мат. наук., профессор, заведующий лабораторией физических основ прочности, Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской Академии Наук, ул. Академика Королева, 1, г.Пермь, 614013

#### Author information

1. Vladimir A. Oborin, Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Researcher, Laboratory of Physical Foundations of Strength, Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS; 1, Akademika Koroleva st., Perm, 614013, Russia
2. Mikhail V. Bannikov, Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Researcher, Laboratory of Physical Foundations of Strength, Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS; 1, Akademika Koroleva st., Perm, 614013, Russia
3. Mikhail A. Sokolov, Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Senior Researcher, Laboratory of Physical Foundations of Strength, Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS; 1, Akademika Koroleva st., Perm, 614013, Russia
4. Oleg B. Naimark, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Laboratory of Physical Foundations of Strength, Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS; 1, Akademika Koroleva st., Perm, 614013, Russia