



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 1, 2019

PNRPU MECHANICS BULLETIN

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



DOI: 10.15593/perm.mech/2019.1.10

УДК 539.421

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВА АМг6 ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОМ УДАРНО-ВОЛНОВОМ И ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

В.А. Оборин, М.В. Банников, Ю.В. Баяндин, О.Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 11 февраля 2019 г.
Принята: 29 марта 2019 г.
Опубликована: 30 марта 2019 г.

Ключевые слова:

разрушение, гигацикловая усталость, скейлинг, морфология поверхности, разрушение, ударно-волновое нагружение.

АННОТАЦИЯ

Экспериментально реализована программа испытаний по сверхмногоцикловому нагружению (количество циклов 10^7 – 10^9) образцов, изготовленных из массивных плоских мишеней (алюминиевый сплав АМг6) и подвергнутых плосковолновому нагружению (метод взрывного генератора). Режимы ударно-волнового нагружения обеспечивали создание контролируемой поврежденности для имитации структурных изменений в материалах лопаток вентиляторов в условиях высокоскоростного соударения с твердыми частицами. Сверхмногоцикловое нагружение осуществлялось на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000, позволяющей испытывать образцы на базе 10^8 – 10^{10} циклов с амплитудой до нескольких десятков микрометров и частотой испытаний 20 кГц. Показано существенное снижение на 34 % предельного напряжения разрушения на базе 10^9 циклов для предварительно нагруженного ударной волной сплава АМг6.

Применена методика *in situ* определения усталостных повреждений, основанная на анализе амплитудно-частотных характеристик, соответствующих изменению эффективных упругих свойств, что позволило исследовать стадийность развития поврежденности с учетом нелинейной кинетики накопления дефектов в процессе циклического нагружения в режимах много- и гигацикловой усталости. Установлено аномальное изменение упругих свойств материала при достижении критических уровней поврежденности. Установлены количественные корреляции между механическими свойствами и масштабно-инвариантными (скейлинговыми) характеристиками рельефа поверхностей разрушения, формирующихся в процессах динамического и гигациклового нагружения по данным профилометрии (интерферометр-профилометр New-View 5010 с разрешением от 0,1 нм). Для образцов, подвергнутых предварительному ударно-волновому деформированию, установлено уменьшение показателя Херста по сравнению с недеформированными образцами. Последнее связывается с интенсивной фрагментацией при формировании дислокационных ансамблей в ходе ударно-волнового нагружения, что затрудняет формирование упорядоченной системы дефектов при последующем усталостном нагружении.

© ПНИПУ

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

Баяндин Юрий Витальевич – к.ф.-м.н., с.н.с., e-mail: buv@icmm.ru, ID: [0000-0002-1824-1940](https://orcid.org/0000-0002-1824-1940)

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

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

Vladimir A. Oborin – Lead Engineer, e-mail: oborin@icmm.ru, ID: [0000-0003-2836-2073](https://orcid.org/0000-0003-2836-2073)

Yuri V. Bayandin – CSc in Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher,

e-mail: buv@icmm.ru, ID: [0000-0002-1824-1940](https://orcid.org/0000-0002-1824-1940)

Mikhail V. Bannikov – CSc in Physical and Mathematical Sciences, Researcher,

e-mail: sokovikov@icmm.ru, ID: [0000-0002-5737-1422](https://orcid.org/0000-0002-5737-1422)

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

e-mail: naimark@icmm.ru, ID: [0000-0001-6537-1177](https://orcid.org/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)

LIFETIME OF AMg6 ALLOY UNDER CONSECUTIVE SHOCK-WAVE AND GIGACYCLE LOADING

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

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

ARTICLE INFO

Received: 11 February 2019
Accepted: 29 March 2019
Published: 30 March 2019

Keywords:

fracture, gigacycle fatigue, scaling, surface morphology, multifractal analysis.

ABSTRACT

The paper presents the experimentally implemented test program for very-high-cycle loading (number of cycles 10^7 - 10^9) samples produced from massive planar targets (aluminum alloy AMg6) and subjected to the plane wave loading method (explosive generator). Shock-wave loading modes provided a controlled damage to simulate structural changes in fan blade materials under conditions of a high-speed collision with solid particles. Very-high-cycle loading was performed using the ultrasonic testing machine Shimadzu USF-2000 that allows testing samples on the basis of 10^8 - 10^{10} cycles with an amplitude of up to several tens of micrometers and a frequency test of 20 kHz. A significant reduction by 34% of the fatigue strength on the basis of 10^9 cycles for the AMg6 alloy pre-loaded with a shock wave is shown.

The technique of the "in situ" determination of fatigue damage is based on the analysis of the amplitude-frequency characteristics corresponding to the change in effective elastic properties. It allowed us to explore the damage development stages taking into account nonlinear kinetics of the defects accumulation in the process of cyclic loading in multi- and gigacycle fatigue modes. The anomalous change of elastic properties of the material at critical levels of damage is established. A quantitative correlation between mechanical properties and scale-invariant characteristics of the topography of the fracture surface are formed in the processes of dynamic loading and gigacycle according to profilometry (interferometer-Profilometer New View 5010 with a resolution of 0.1 nm). For the samples subjected to the preliminary shock-wave deformation, a decrease in the Hurst index in comparison with the undeformed samples was established. The latter is associated with an intensive fragmentation in the formation of dislocation ensembles during shock wave loading, which complicates the formation of an ordered system of defects under the subsequent fatigue loading.

© PNRPU

Введение

Определение природы зарождения усталостных трещин является одной из актуальных фундаментальных проблем для различных областей приложений, особенно если говорить о сверхмногоцикловой (гигацикловой) [1–5] усталости, когда трещина образуется внутри материала. Влияние случайных статических или динамических нагрузок на долговечность материалов в условиях сверхмногоцикловой усталости вызывает в настоящее время большой интерес в авиационном моторостроении в связи с необходимостью оценки ресурса (долговечности), например, лопаток газотурбинных двигателей в условиях эксплуатации, сопровождающихся соударением с твердыми частицами [6–11].

Характерной чертой развития разрушения в условиях гигацикловой усталости является решающее влияние на усталостную долговечность стадии инициирования усталостной трещины. При этом качественным отличием является образование усталостной трещины в объеме материала, что решающим образом меняет постановку проблемы оценки усталостного ресурса, методов исследования стадийности развития разрушения. В отличие от традиционных подходов, в противоположность сложившимся традициям в области многоцикловой усталости, где центральное внимание уделяется стадии распространения трещин, возникает фундаментальная про-

блема зарождения усталостной трещины в ходе много-масштабных процессов развития поврежденности, ассоциируемой с дефектами различной природы (включения, полосы локализованного пластического сдвига, микротрещины, поры). В [12, 13] 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. Роль стадии инициирования особенно важна для гигацикловых режимов нагружения, которые характеризуются зарождением очага разрушения в форме fish-eye («рыбий глаз») в объеме материала. Природа образования особой зоны с сильно измельченным зерном (FGA) вокруг внутреннего дефекта до сих пор вызывает вопросы [13].

1. Материал и условия эксперимента

Предварительное воздействие на образцы из алюминиевого сплава AMg6 толщиной 15 мм осуществлялось ударным нагружением алюминиевой пластиной толщиной 4 мм и диаметром 120 мм, разогнанной с помощью плосковолнового взрывного генератора до скорости ~1400 м/с (рис. 1). Эксперимент реализован в ла-

боратории реологических свойств конденсированных сред при импульсных воздействиях Института проблем химической физики РАН [14].

Химический состав и механические характеристики сплава АМг6 представлены в табл. 1 и 2.

Таблица 1

Химический состав АМг6
(в процентном содержании)

Table 1

Chemical composition of aluminum alloy
(in weight %)

Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Be	Ti
91,1–93,68	0,10	5,8–6,8	0,5–0,8	0,4	0,4	0,20	0,0002–0,005	0,02–0,1

Таблица 2

Квазистатические характеристики
при растяжении АМг6

Table 2

Quasi-static tensile properties of АМг6

Модуль упругости, ГПа	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Максимальное удлинение, %
71	180	355	25

В момент полета пластины-ударника к образцу диаметр плоского участка соударения составлял не менее 90 мм. Толщина пластины ударника при данной скорости соударения выбиралась из соображения сохранения стационарного ударносжатого состояния по всей толщине образцов АМг6, то есть максимальная амплитуда импульса сжатия была по всей толщине образца одинаковой. Для исключения боковой и тыльной разгрузки образцов и реализации условий «сохранения» последние запрессовывались без зазоров в стальное кольцо диаметром 200 мм. Из сохраненных пластин АМг6 вырезались образцы специальной формы для проведения усталостных испытаний (рис. 2).

Усталостное нагружение проводилось на ультразвуковой [13] испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 при уровнях напряжений 90–162 МПа и симметричном цикле $R = -1$. Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать материалы на базе 10^9 – 10^{10} циклов с амплитудой от одного до нескольких десятков микрон с частотой 20 кГц, что существенно сокращает время испытания. В процессе эксперимента образцы охлаждались сжатым воздухом.

Результаты испытаний показали снижение на ~34 % предельного напряжения разрушения на базе 10^9 циклов для предварительно нагруженного ударной волной сплава АМг6 с уровня напряжения 162 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжения 107 МПа (рис. 3).

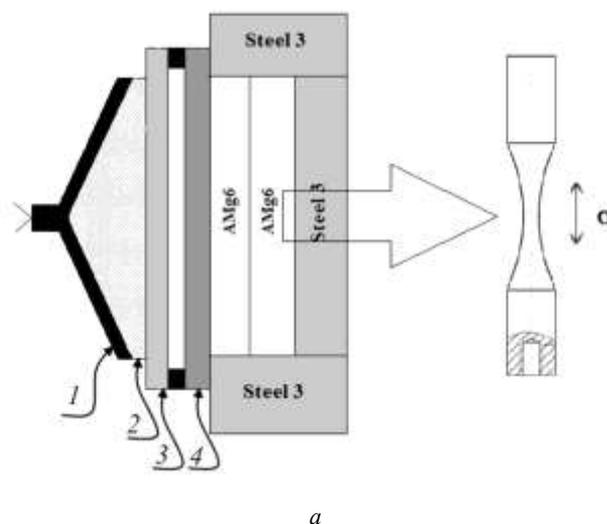


Рис. 1. Схема эксперимента (а) и фото мишени в сборке (б) для сохранения ударно-сжатых образцов алюминиевого сплава АМг6. Взрывная коническая линза состоит из взрывчатого вещества 1 и вкладыша из парафина 2; 3 – стальная пластина-ослабитель; 4 – алюминиевый ударник

Fig. 1. The experimental scheme (a) and photo of target in assembly (b) to save shock-compressed samples of aluminum alloy АМг6. The explosive conical lens consists of an explosive 1 – a paraffin insert 2; 3 – steel weakening plate; 4 – aluminum striker

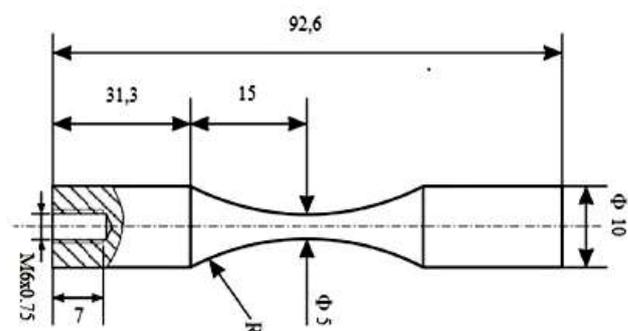


Рис. 2. Геометрия образцов

Fig. 2. Geometry of the samples

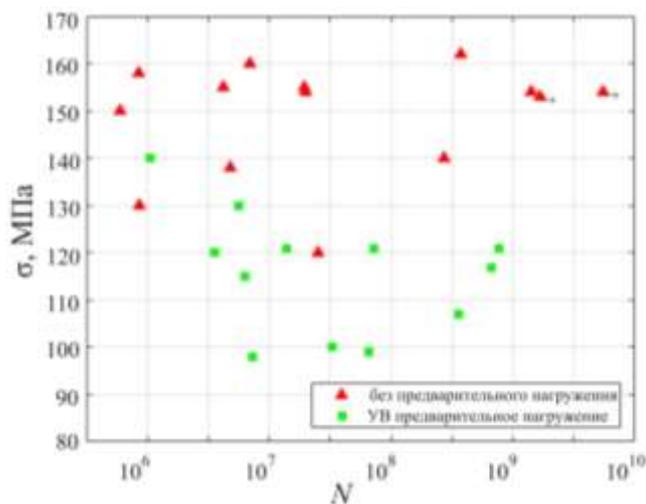


Рис. 3. S-N зависимость сплава АМг6 после предварительного нагружения ударной волной и при отсутствии предварительного нагружения

Fig. 3. The S-N curve of AlMg6 alloy in the case of dynamic preloading and in the absence of preloading

2. Амплитудно-частотный анализ эффективных упругих свойств. Оценка поврежденности материала в процессе усталостных испытаний

Амплитудно-частотный анализ изменения эффективных упругих свойств осуществлялся по данным измерения колебаний свободного торца образца с помощью высокочувствительного индуктивного датчика и системы аналого-цифрового преобразователя (рис. 4). Разработанное программное обеспечение позволяло *in situ* с помощью Фурье-анализа получать амплитуду первой, второй и третьей гармоник колебаний.

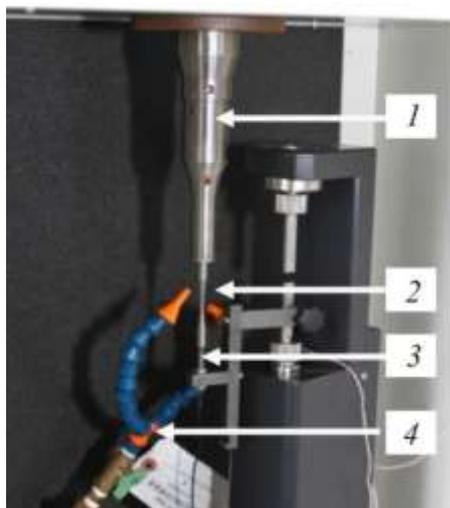


Рис. 4. Экспериментальная установка: 1 – волновод; 2 – образец; 3 – датчик перемещений; 4 – система охлаждения

Fig. 4. The experimental setup: 1 – horn; 2 – sample; 3 – displacement sensor; 4 – cooling system

При достаточно больших значениях амплитуды колебаний и отклонениях от линейного упругого закона колебания свободного торца образца будут содержать ряд гармонических составляющих: компоненты с амплитудой A_1 на основной частоте ω_0 , с амплитудой A_2 второй гармоники частотой $2\omega_0$ и т.д. Параметр нелинейности β^e 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 $\beta^e = -(A_3^e / A_2^e)$ волновое уравнение может быть представлено в виде

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

где u – компонента вектора смещений в направлении a ; 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 $u_2 = (1/8)k^2 \beta^e u_1^2 a$; k – волновое число, $k = \omega_0 / v$.

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:

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

где β_0 относится к неповрежденному материалу. Об увеличении β_{relative} с ростом усталостных повреждений сообщалось в ряде работ [15–17]. Разработанные в [16–20] экспериментальные установки позволяют оперативно наблюдать за процессом усталостного нагружения с помощью лазерного виброметра и определения высших гармоник в испытываемых образцах.

Измерение амплитуды проводилось индуктивным датчиком с частотой записи сигнала 10 МГц. Анализировались временные отрезки по 65536 точкам с частотой записи 100 Гц. Система «обратной связи» анализировала среднее значение амплитуды второй гармоники

на данном участке и, если оно превышало пороговое значение, сигнализировала о зарождении трещины.

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 ростом усталостной трещины. На графике (см. рис. 5) между моментом обнаружения трещины с помощью системы обратной связи и изменением собственной частоты колебаний, связанной с признаками макроскопического разрушения образца, прошло более $2 \cdot 10^6$ циклов нагружения. Предполагается, что первый резкий скачок амплитуды в момент времени $5,415 \cdot 10^4$ с связан с образованием усталостной трещины, а дальнейшее нелинейное увеличение амплитуды связано с ростом усталостной трещины и соответствующим изменением в упругих характеристиках образца.

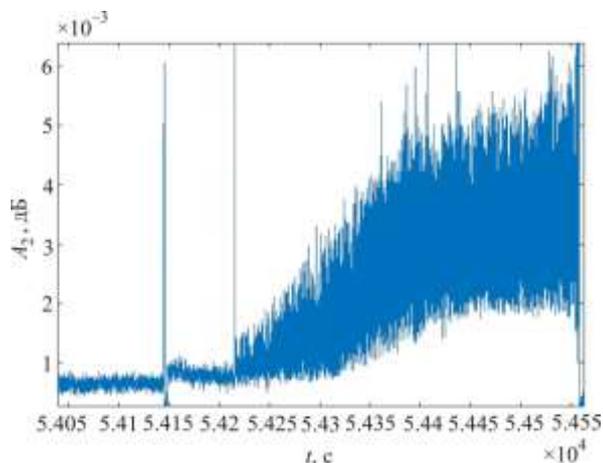


Рис. 5. Амплитуда второй гармоники на заключительном этапе циклических испытаний

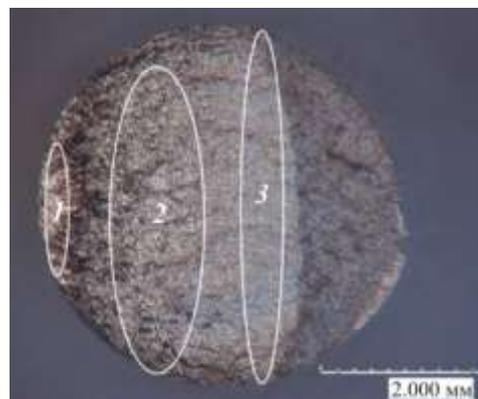
Fig. 5. Amplitude of the second harmonic on the final stage of cyclic testing

Несмотря на то, что процесс образования усталостной трещины носит выраженный локальный характер, образование внутренних дефектов приносит вклад в интегральные характеристики материала, такие как модуль Юнга, как это было показано в работе [17] на примере прецизионного гидростатического взвешивания образцов из титана и армко-железа после усталостных испытаний. Таким образом, чувствительность индукционного датчика перемещений позволяет установить изменения в амплитуде колебаний, предсказать начало зарождения трещины и предложить новые методики контроля и предупреждения усталостного разрушения.

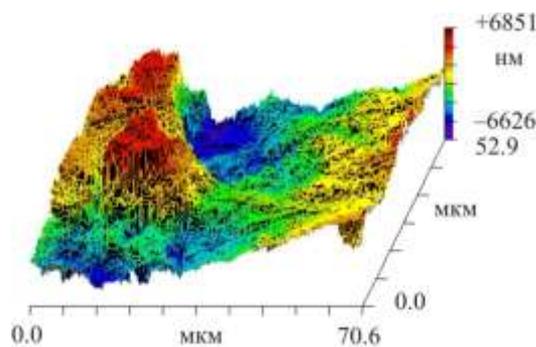
3. Количественный анализ морфологии поверхности разрушения

Поверхностный рельеф разрушенных образцов исследовался с помощью интерферометра-профилометра высокого разрешения New-View (при увеличении

$\times 2000$, рис. 6.) и затем анализировался методами фрактального анализа [22–26] для определения условий коррелированного поведения многомасштабных дефектных структур, с которым связывалось распространение трещины. Поверхность разрушения состоит из трех характерных зон: 1 – зона инициирования усталостной трещины, 2 – зона роста усталостной трещины, 3 – зона критического роста трещины.



a



b

Рис. 6. Характерный рельеф поверхности зоны усталостного разрушения сплава АМг6: а – оптическое изображение; б – 3D-изображение зоны 2

Fig. 6. A characteristic surface relief of a fatigue fracture zone AlMg6 alloy: a – optical image; b – 3D image of a surface of area 2

В зоне 2 (рис. 6, a) роста усталостной трещины анализировались одномерные профили рельефа поверхности в радиальном направлении по отношению к границе раздела между зонами 1 и 3 (рис. 6, б). От 12 до 15 одномерных профилей анализировались в пределах области исследования профилометра, обеспечивая представителность данных о структуре рельефа.

Для определения минимального (критического) масштаба l_{sc} , соответствующего установлению длиннокорреляционных взаимодействий в ансамблях дефектов, использовался метод определения показателя Херста. По одномерным профилям рельефа поверхности разрушения вычислялась функция $C(r)$ по формуле [20, 21]

$$C(r) = \left\langle (z(x+r) - z(x))^2 \right\rangle_x^{1/2} \propto r^H, \quad (6)$$

где $C(r)$ представляет собой усредненную разность значений высот рельефа поверхности $z(x+r)$ и $z(x)$ на окне размером r ; H – показатель Херста (показатель шероховатости).

Представление функции $C(r)$ в логарифмических координатах в соответствии с соотношением (6) позволяет провести оценку критического масштаба l_{sc} (рис. 7, б). Значение нижней границы линейного участка функции

$C(r)$ принималось за значение критического масштаба l_{sc} , значение верхней границы принималось за значение масштаба, связанного с зоной процесса L_{pz} – областью коррелированного поведения дефектных структур (см. рис. 7, б).

Значения показателя Херста H и критических масштабов L_{pz} и l_{sc} для различных условий нагружения приведены в табл. 3.

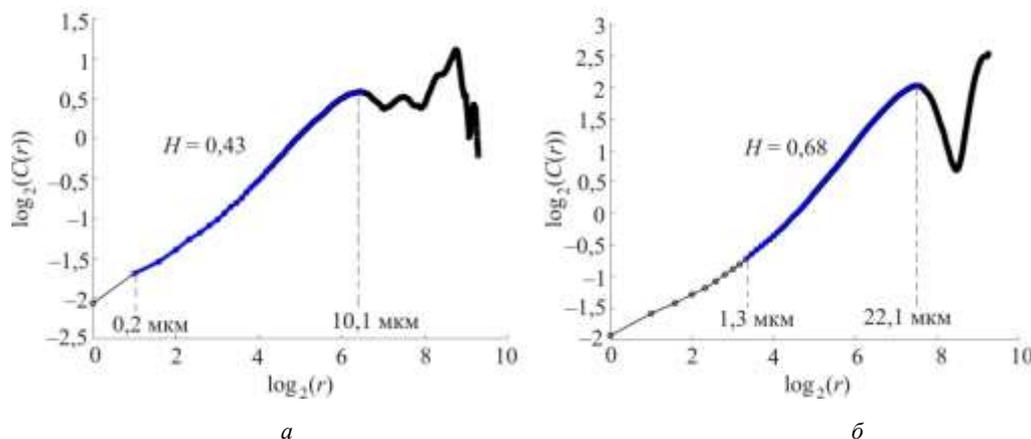


Рис. 7. Характерный вид зависимости $\log_2 C(r)$ от $\log_2(r)$ ($\times 2000$) для образцов: а – с предварительным нагружением; б – без предварительного нагружения

Fig. 7. Characteristic $\log_2 C(r)$ vs. $\log_2(r)$ ($\times 2000$) plot for specimens: а – under preloading; б – without preloading

Таблица 3

Значения показателя Херста H ($\times 2000$) и значения критических масштабов L_{pz} и l_{sc} при различных уровнях напряжения усталостной долговечности

Table 3

The values of the Hurst exponent H ($\times 2000$) and scales L_{pz} and l_{sc} at various levels of fatigue

Номер образца	σ , МПа	ΔN , циклы	l_{sc} , мкм	L_{pz} , мкм	H
1.1	140	$1,06 \cdot 10^6$	0,5	16,0	0,46
1.2	130	$5,58 \cdot 10^6$	0,7	17,2	0,52
1.3	120	$3,58 \cdot 10^6$	1,2	14,5	0,55
2.1	100	$3,26 \cdot 10^7$	1,1	17,1	0,53
2.2	107	$3,58 \cdot 10^8$	0,8	21,1	0,55
2.3	98	$7,29 \cdot 10^6$	0,9	12,7	0,43
3.1	99	$6,57 \cdot 10^7$	0,4	16,9	0,48
3.2	121	$7,29 \cdot 10^7$	1,8	24,2	0,57
3.3	115	$6,39 \cdot 10^6$	0,3	5,0	0,34
4.1	121	$1,73 \cdot 10^8$	2,0	30,7	0,55
4.2	121	$1,39 \cdot 10^7$	0,6	22,5	0,58
4.3	117	$6,72 \cdot 10^8$	1,1	14,6	0,54

Сравнительный анализ масштабных инвариантов по данным количественной профилометрии позволил установить уменьшение показателя Херста ($H = 0,34 \dots 0,58$ в диапазоне структурных масштабов 0,3–30,7 мкм) для образцов, не подвергнутых предварительному нагружению ($H = 0,58 \dots 0,76$ в диапазоне структурных масштабов 1,3–34,7 мкм) [26]. Структура материала, нагружаемого при высоких скоростях деформирования, характеризуется интенсивной фрагментацией при формировании дислокационных ансамблей, которые инициируют многомасштабный рост дефектов при последующем усталостном нагружении. Исходная фраг-

ментированная структура затрудняет формирование упорядоченной системы дефектов при усталостном нагружении, что, по-видимому, является причиной уменьшения показателя Хёрста и менее выраженной способностью материала к формированию полос локализованного сдвига (persistent slip bands).

Заклучение

Исследовано изменение усталостной прочности в сверхмногоцикловом диапазоне режимов нагружения сплава АМгб, подвергнутого предварительному ударно-

волновому деформированию. Показано существенное снижение усталостной прочности (до 34 % от прочности исходных образцов) на базе испытаний 10^9 циклов. Анализ колебаний свободного торца в процессе сверхмногоцикловых испытаний показал значительное увеличение амплитуды второй гармоники и коэффициента нелинейности при образовании усталостных трещин. Это позволит прогнозировать усталостную долговечность материала и идентифицировать внутренние дефекты в предкритической стадии накопления поврежденности. Определены значения масштабных инвариантов и соответствующих им структурных масштабов в терминах показателя Хёрста. Для образцов, подвергнутых предварительному ударно-волновому деформированию, установлено уменьшение показателя Херста по сравнению с недеформированными образцами. Последнее связывается с интенсивной фрагментацией при формировании дислокационных ансамблей в ходе ударно-волнового нагружения, что затрудняет формирование упорядоченной системы дефектов при последующем усталостном нагружении. Влияние предварительного интенсивного нагружения на значения масштабных инвариантов и пространственных масштабов в соответствии с работами авторов [26–30] предполагается использовать для исследования кинетических закономерностей роста усталостной трещины и оценки

ресурса материалов авиационного моторостроения при комбинированном динамическом и усталостном нагружении.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотрудникам лаборатории реологических свойств конденсированных сред при импульсных воздействиях Института проблем химической физики РАН, Черноголовка, А.С. Савиных, Г.В. Гаркушину, С.В. Разоренову за проведенные эксперименты по ударно-волновому нагружению.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 17-01-00867_a, 18-08-01186_a).

Acknowledgments

The authors are grateful to the staff of the laboratory of the rheological properties of condensed media under impulse effects of the Institute of Problems of Chemical Physics of the Russian Academy of Sciences Chernogolovka Savinykh A.S., Garkushin G.V., Razorenov S.V. for the shock-wave loading experiments.

This work was supported by the Russian Foundation for Basic Research (Project 17-01-00867_a, 18-08-01186_a).

Библиографический список

1. Ботвина Л.Р. Гигацикловая усталость – новая проблема физики и механики разрушения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – Т. 70, № 4. – С. 41.
2. Масштабная инвариантность роста усталостной трещины при гигацикловом режиме нагружения / В.А. Оборин, М.В. Банников, О.Б. Т. Наймарк, Palin-Лус // Письма в журнал технической физики. – 2010. – Т. 36. – Вып. 22. – С. 76–82.
3. Cowles B.A. High cycle fatigue in aircraft gas turbines – an industry perspective // International Journal of Fracture – 1996. – Vol. 80 – P. 147–163.
4. Шанявский А.А. Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации. – Уфа: Монография, 2007. – 500 с.
5. Nicholas T. High Cycle Fatigue // A Mechanics of Material Perspective. – Elsevier, 2006. – 641 p.
6. 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.
7. 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 – P. 2128–2136.
8. 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. – P. 69–80.
9. Chen Xi Foreign object damage on the leading edge of a thin blade // Mechanics of Materials. – 2005. – Vol. 37 – P. 447–457.
10. Nowell D., Duó P., Stewart I.F. Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage // International Journal of Fatigue. – 2003. – Vol. 25. – P. 963–969.
11. Franklin J. Foreign object damage in the UK RAF // National Aerospace FOD Prevention Inc. (NAFPI), 1st Int. Conference. – London, 2003.
12. Microstructure scaling properties and fatigue resistance of pre-strained aluminium alloys (part 1: AlCu alloy) / C. Froustey, O. Naimark, M. Bannikov, V. Oborin // European Journal of Mechanics A/Solids. – 2010. – Vol. 29. – P. 1008–1014.
13. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. – Marcel Dekker Publisher Co, 2005. – 328 p.
14. Prediction of Aluminum Alloy (AlMg6) Life Time under Consecutive Shock-Wave and Gigacycle Fatigue Loads / V. Oborin, Y. Bayandin, A. Savinykh, G. Garkushin, S. Razorenov, O. Naimark // AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing. – 2018. – Vol. 2051. – No. 1. – P. 020216-1-020216-4.
15. Cantrell J.H., Yost W.T. Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures // Int. J. of Fatigue. – 2001. – Vol. 23. – P. 487–490.
16. In situ characterization of fatigue damage evolution in a cast Al alloy via nonlinear ultrasonic measurements / A. Kumar et al. // Acta Materialia. – 2010. – Vol. 58. – No. 6. – C. 2143–2154.
17. In situ damage assessment in a cast magnesium alloy during very high cycle fatigue / A. Kumar [et al.] // Scripta Materialia. – 2011. – Vol. 64. – No. 1. – P. 65–68.
18. In situ nonlinear ultrasonic for very high cycle fatigue damage characterization of a cast aluminum alloy / W. Li, H. Cui, W. Wen, X. Su, C.C. Engler-Pinto Jr. // Materials Science and Engineering A. – 2015. – No. 645. – P. 248–254.
19. Frequency Effect and Influence of Testing Technique on the Fatigue Behaviour of Quenched and Tempered Steel and Aluminium Alloy / N. Schneider, J. Bödecker, C. Berger, M. Oechsner // International Journal of Fatigue. – 2016. – No. 93. – P. 224–23.

20. 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.

21. Экспериментальное и теоретическое исследование многомасштабных закономерностей разрушения при сверхмногоциклового усталости / В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, М.В. Банников, С.Г. Абаймов, И.Ш. Ахатов, Т. Palin-Luc // Физическая мезомеханика. – 2017. – Т. 20, № 1.

22. Федер Е., Данилов Ю. А., Шукуров А. Фракталы. – М.: Мир, 1991. – 254 с.

23. Mandelbrot B.B. The fractal geometry of nature. – N.Y.: Freeman, 1983. – 480 p.

24. Zaiser M. Scale invariance in plastic flow of crystalline solids // Advances in Physics. – 2006. – Vol. 55. – P. 185–245.

25. Bouchaud E. Scaling properties of cracks // J. Phys. Condens. Matter. – 1997. – Vol. 9. – P. 4319–4344.

References

1. Botvina L. Gigacyklovaya 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.

2. Oborin V., Bannikov M., Naimark O. and Palin-Luc T. Scaling invariance of fatigue crack growth in gigacycle loading regime. *Technical Physics Letters*, 2010, vol. 36, no. 11, pp. 1061–1063.

3. Cowles B.A. High cycle fatigue in aircraft gas turbines – an industry perspective. *Int. J. of Fracture*, 1996, vol. 80, pp.147–163.

4. Shanyavskiy A.A. Modelirovaniye ustalostnykh razrusheniye metallov. Sinergitika v aviatsii [Modeling of fatigue fracture of metals. Synergetic in aviation]. Ufa, *OOO «Monografiya»*, 2007, 500 p.

5. Nicholas T. High Cycle Fatigue. *A Mechanics of Material Perspective*. Elsevier, 2006, 641 p.

6. 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.

7. 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, pp. 2128–2136.

8. Oakley S.Y., Nowell D. Prediction of the combined high- and low-cycle fatigue performance of gas turbine blades after foreign object damage. *Int. J. of Fatigue*, 2007, vol. 29, pp. 69–80.

9. Chen Xi Foreign object damage on the leading edge of a thin blade. *Mechanics of Materials*, 2005, vol. 37, pp. 447–457.

10. Nowell D., Duó P., Stewart I.F. Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage. *Int. J. of Fatigue*, 2003, vol. 25, pp. 963–969.

11. Franklin J. Foreign Object Damage in the UK RAF. National Aerospace FOD Prevention Inc. (NAFPI), 1st Int. conference. London, 2003.

12. Froustey C., Naimark O., Bannikov M., Oborin V. Microstructure scaling properties and fatigue resistance of prestrained aluminium alloys (part 1: AlCu alloy). *European Journal of Mechanics A/Solids*, 2010, vol. 29, pp.1008–1014.

13. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. *Marcel Dekker Publisher Co.*, 2005, 328 p.

14. Oborin V., Bayandin Y., Savinykh A., Garkushin G., Razorenov S., Naimark O. Prediction of Aluminum Alloy (AlMg6) Life Time under Consecutive Shock-Wave and Gigacycle Fatigue Loads. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2051, no. 1, pp. 020216-1-020216-4.

15. John H. Cantrell, William T. Yost Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures. *Int. J. of Fatigue*, 2001, 23, pp.487–490.

26. Фрактальный анализ поверхности разрушения сплава АМг6 при усталостном и динамическом нагружении / В.А. Оборин, М.В. Банников, Ю.В. Баяндин, М.А. Сокоиков, Д.А. Билалов, О.Б. Наймарк // Вестник Пермского национального исследовательского университета. Механика. – 2015. – № 2. – С. 116–126. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.2.07

27. Barenblatt G.I. Scaling phenomena in fatigue and fracture // *Int. J. of Fracture*. – 2006. – Vol. 138. – P. 19–35.

28. Hertzberg R.W. On the calculation of closure-free fatigue crack propagation data in monolithic metal alloys // *Materials Science and Engineering A*. – 1995. – Vol. 190. – P. 25–32.

29. Mechanical and microstructural aspects of localized plastic flow / Sokovikov M. et al. // *Solid State Phenomena*. – 2016. – Vol. 243. – P. 113–120.

30. Xie H., Sanderson D.J. Fractals effects of crack propagation on dynamic stress intensity factors and crack velocities // *Int. Jour. Fract.* – 1995. – Vol. 74. – P. 29–42.

16. Kumar A. et al. In situ characterization of fatigue damage evolution in a cast Al alloy via nonlinear ultrasonic measurements. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no. 6, pp. 2143–2154.

17. Kumar A. et al. In situ damage assessment in a cast magnesium alloy during very high cycle fatigue. *Scripta Materialia*, 2011, vol. 64, no. 1, pp. 65–68.

18. W. Li, H. Cui, W. Wen, X. Su, C. C. Engler-Pinto Jr.: In situ Nonlinear Ultrasonic for Very High Cycle Fatigue Damage Characterization of a Cast Aluminum Alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2015, no 645, pp. 248–254

19. N. Schneider, J. Bödecker, C. Berger, M. Oechsner: Frequency Effect and Influence of Testing Technique on the Fatigue Behaviour of Quenched and Tempered Steel and Aluminium Alloy. *Int. J. of Fatigue*, 2016, no 93, pp. 224–23

20. 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.

21. 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, vol. 20, no. 1, pp. 78–89.

22. Feder E. Fractali [Fractals]. *Moscow, Mir*, 1991, 254 p.

23. Mandelbrot B.B. The fractal geometry of nature. *N.Y, Freeman*, 1983, 480 p.

24. Zaiser M. Scale invariance in plastic flow of crystalline solids. *Advances in Physics*, 2006, vol. 55, pp. 185–245.

25. Bouchaud E. Scaling properties of cracks. *J. Phys. Condens. Matter*, 1997, no. 9, pp. 4319–4344.

26. Oborin V.A., Bannikov M.V., Bayandin Y.V. [Fraktal'nyi analiz poverkhnosti razrusheniia splava AMg6 pri ustalostnom i dinamicheskom nagruzenii] Fractal analysis of fracture surface of aluminum alloy AMg6 under fatigue and dynamic loading. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2015. no. 2, pp. 116–126. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.2.07

27. Barenblatt G.I. Scaling phenomena in fatigue and fracture. *Int. J. of Fracture*, 2006, vol. 138, pp. 19–35.

28. Hertzberg R.W. On the calculation of closure-free fatigue crack propagation data in monolithic metal alloys. *Materials Science and Engineering A*, 1995, vol. 190, pp. 25–32.

29. Sokovikov M., Chudinov V., Bilalov D. Mechanical and microstructural aspects of localized plastic flow. *Solid state phenomena*, 2016. vol. 243, pp. 113–120. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.136

30. Xie H., Sanderson D.J. Fractals effects of crack propagation on dynamic stress intensity factors and crack velocities. *Int. J. of Fracture*, 1995, vol. 74, pp. 29 – 42.