

МАСШТАБНО-ИНВАРИАНТНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ В СПЛАВЕ АМГ6 ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ *

В.А. Оборин, *Институт механики сплошных сред УрО РАН*

М.А. Соковиков, *Институт механики сплошных сред УрО РАН*

О.Б. Наймарк, *Институт механики сплошных сред УрО РАН*

Проведено исследование кинетики роста усталостных трещин в сплаве алюминия АМГ6 в режиме гигацикловой усталости при предварительном динамическом деформировании. 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 осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского при скоростях деформации до $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$, последующем гигацикловом нагружении на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000 и количественном анализе фрактографии изломов на основе данных профилометрии и сканирующей электронной микроскопии.

В работе предложено оригинальное кинетическое уравнение, устанавливающее связь между скоростью роста усталостной трещины, изменением коэффициента интенсивности напряжений и масштабными инвариантами, характеризующими коррелированное поведение дефектов различных структурных уровней. Показана связь параметров кинетического уравнения (показателем степени в обобщенном законе Пэриса) с масштабными инвариантами дефектных структур, формирующих рельеф поверхности разрушения в процессе гигациклового нагружения.

Ключевые слова: разрушение, гигацикловая усталость, скейлинг, морфология поверхности, уравнение Пэриса, кинетика роста трещины.

Введение

Изучение закономерностей стадийности развития поврежденности, кинетики

распространения усталостных трещин, являясь фундаментальной проблемой физики и механики разрушения, привлекает в

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Пермского края в рамках научных проектов № 16-48-590534 «Разработка методов оценки надежности материалов авиационного назначения при комбинированном динамическом и последующем гигацикловом нагружении» и № 19-48-590009 «Разработка методических подходов по оценке коррозионного ресурса материалов авиационного назначения при комбинированном (динамическом, ударно-волновом) и последующем гигацикловом нагружении».

последнее десятилетие исключительное внимание в связи с приложениями в авиационном моторостроении, ядерной энергетике при прогнозировании ресурса материалов и конструкций в области сверхмногоцикловых нагружений. Серии катастроф, обусловленных усталостным разрушением газотурбинных двигателей [1–3], 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, получившей в западной литературе определение «foreign object damage» [4–9].

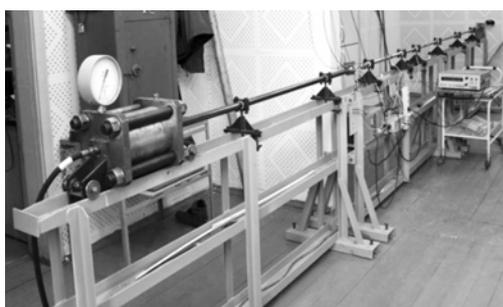
Характерная черта развития разрушения в условиях многоцикловой (гигацикловой) усталости – решающее влияние на усталостную долговечность стадии ини-

цирования усталостной трещины. При этом качественным отличием является образование усталостной трещины в объеме материала, что кардинально меняет постановку проблемы оценки усталостного ресурса, методов исследования стадийности развития разрушения.

Материал и условия эксперимента

Предварительное нагружение образцов из сплава алюминия АМГ6 осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского (РСГ) (рис. 1, а) при скоростях деформации до $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$, после чего образцы подвергались циклическим испытаниям (с коэффициентом асимметрии $R=-1$) на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 (рис. 1, б) при обильном воздушном охлаждении сжатым воздухом с последующим изучением фрактографии изломов. Химический состав и механические характеристики сплава АМГ6 представлены в табл. 1, 2.

Предварительное растяжение образцов проводилось на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского. С помощью компактной газовой пушки при налетании ударника на левый торец первого мерного (входного) стержня в нем формируется продольный одномерный импульс сжатия $\epsilon_{11}(t)$ (рис. 2).



а



б

Рис. 1. Испытательный комплекс в лаборатории Физических основ прочности ИМСС УрО РАН:

а – разрезной стержень Гопкинсона–Кольского,

б – ультразвуковая испытательная машина Shimadzu USF-2000

Таблица 1

Химический состав сплава АМГ6 (в процентном содержании)

Al	Cu	Mg	In	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 сплава АМГ6

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

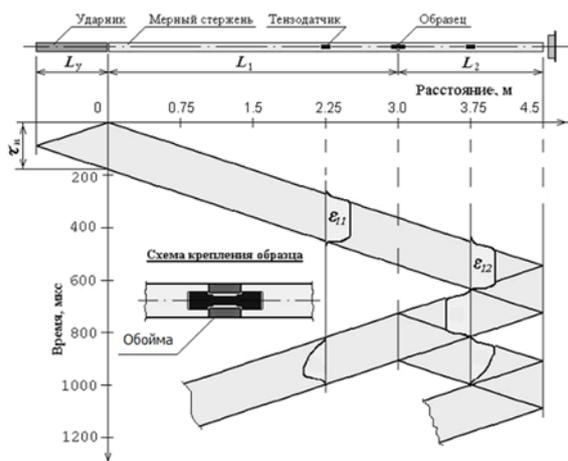
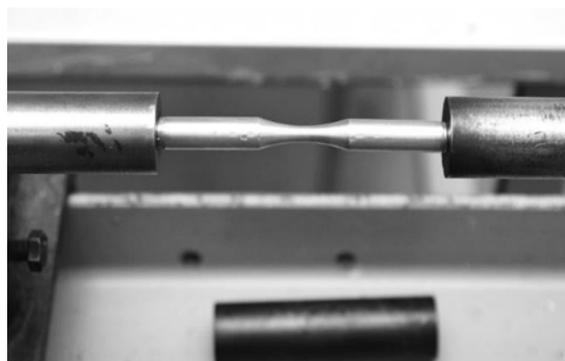


Рис. 2. Картина распространения волн в системе РСГ

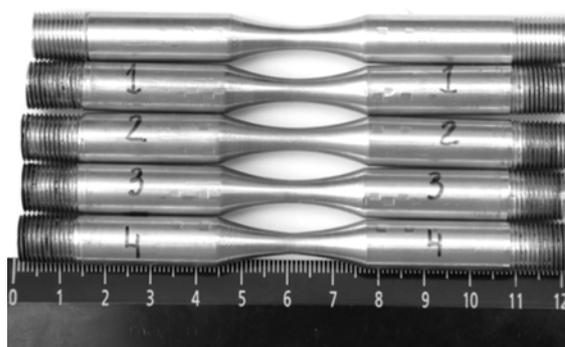
Нагружающий импульс сжатия свободно проходит через обойму и образец, не вызывая пластической деформации в нем (основная часть волны распространяется через обойму, имеющую высокий предел текучести), во второй (выходной) стержень волной $\epsilon_{12}(t)$ и, достигнув свободного торца этого стержня, отражается волной растяжения. Этот импульс растяжения является исходной падающей волной для растяжения образца. Импульс растяжения, достигнув образца, частично проходит через него в первый стержень и частично отражается назад во второй стержень. Образец при этом претерпевает пластическую деформацию в области, примыкающей к наименьшему сечению, обойма не испытывает растяжения, так как она не скреплена со стержнями (рис. 3).

Усталостные испытания образцов

Образцы, подвергнутые предварительному динамическому нагружению, в соответствие с методикой испытаний приводились к необходимой геометрии механической обработкой и испытывались на циклическое нагружение. Усталостное нагружение проводилось на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 (рис. 1, б) при уровнях напряжений 105-162 МПа и симметричном цикле $R=-1$. Геометрия образцов приведена на рис. 4. Ультразвуковая испытатель-



а



б

Рис. 3. Внешний вид образцов: а – образец, установленный в РСГ для предварительного динамического нагружения (обойма для наглядности снята); б – исходный и после испытаний образцы на динамическое растяжение

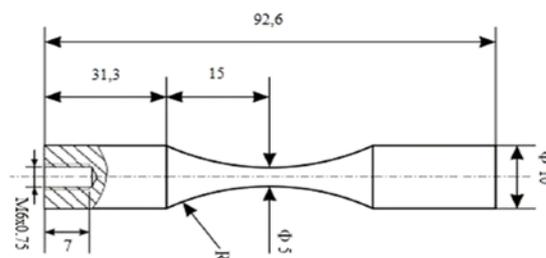


Рис.4. Геометрия образцов

ная машина позволяет испытывать материалы на базе 10^9-10^{10} циклов с амплитудой от 1 и до нескольких десятков микрометров, частотой 20 кГц, что сокращает время испытания до нескольких дней в отличие от классических усталостных установок, на которых такое число циклов достигается за годы испытаний.

Циклическое нагружение при указанных режимах показало снижение на 15–25% предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава

АМгб с уровня напряжения 162 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 121–138 МПа, соответствующего критическому количеству циклов $\sim 7,5 \cdot 10^8$ (рис. 5).

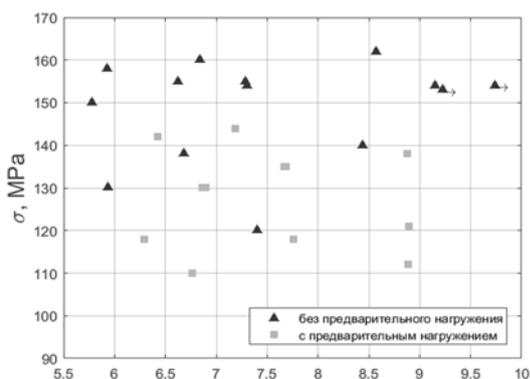


Рис. 5. S-N кривая в случае динамического предварительного нагружения и без предварительного нагружения для АМгб

Фрактальный анализ

Поверхностный рельеф разрушенных образцов исследовался методами фрактального анализа с помощью интерферометра-профилометра высокого разрешения New-View (при увеличении $\times 2000$) [10–12] для определения характеристик коррелированного поведения многомасштабных дефектных структур, с которыми связывалось распространение трещины.

При усталостных испытаниях сплава АМгб наблюдались два типа разрушения образцов: первый – когда образцы разрушались непосредственно во время эксперимента, второй – когда образцы, обладающие явными признаками разрушения

(сильное изменение резонансной частоты испытаний, выход усталостной трещины на поверхность), уже были не способны продолжать выдерживать усталостную нагрузку в резонансной частоте. Поверхность разрушения образцов первого и второго типа «вскрывалась доломом» при предварительном охлаждении образцов жидким азотом. Предполагается, что поверхность разрушения в режиме гигацикловой усталости уже сформировалась в процессе эксперимента и занимает большую часть поверхности разрушения, что сопровождается изменением резонансной частоты испытаний.

При разрушении цилиндрических образцов за число циклов, соответствующих многоциклового усталости (10^6 - 10^7), трещина образуется с поверхности образца (Рис. 6, а). При разрушении сплава АМгб на базе 10^8 циклов и более трещина образуется внутри образца и на поверхности разрушения видна характерная для такого режима усталости область излома – «рыбий глаз» («fish-eye»), в центре которой находится очаг разрушения, окруженный областью с фрагментированной (субмикроструктурной) структурой (светлая область), рис. 6, б.

Области сканирования распределялись по зоне роста усталостной трещины и анализировались одномерные образцы срезы рельефа поверхности в радиальном направлении по отношению к границе раздела между зонами 1 и 3. Около 12 одномерных «срезов» анализировались в пределах каждого «окна», обеспечивая

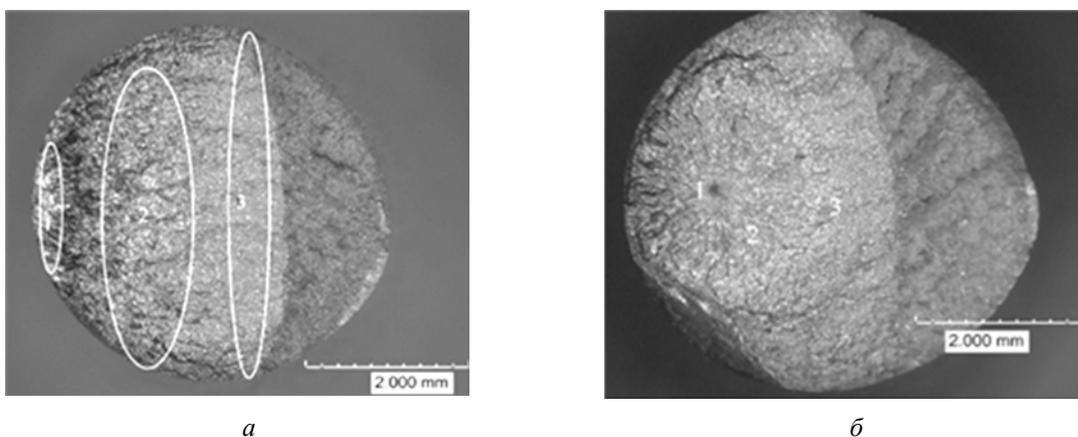


Рис. 6. Характерный рельеф поверхности зоны усталостного разрушения сплава АМгб: а – при многоциклового усталости, б – при гигацикловой усталости для образца № 2

представительность данных о структуре рельефа, индуцированного дефектами, с вертикальным разрешением $\sim 0,1$ нм и горизонтальным $\sim 0,1$ мкм.

Для определения минимального (критического) масштаба l_{sc} , соответствующего установлению длинно-корреляционных взаимодействий в ансамблях дефектов, использовался метод определения показателя Херста [12]. По одномерным профилям рельефа поверхности разрушения вычислялась функция $K(r)$ по формуле:

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

где $K(r)$ – усредненная разность значений высот рельефа поверхности $z(x+r)$ и $z(x)$ на

окне размером r , H – показатель Херста (показатель шероховатости). Представление функции $K(r)$ в логарифмических координатах в соответствии с соотношением (1) позволяет провести оценку критического масштаба l_{sc} (рис. 7, б). Значение нижней границы масштаба скейлинга принималось за значение критического масштаба l_{sc} , значение верхней границы – за значение масштаба, связанного с зоной процесса L_{pz} , – областью коррелированного поведения дефектных структур (рис. 7, б).

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

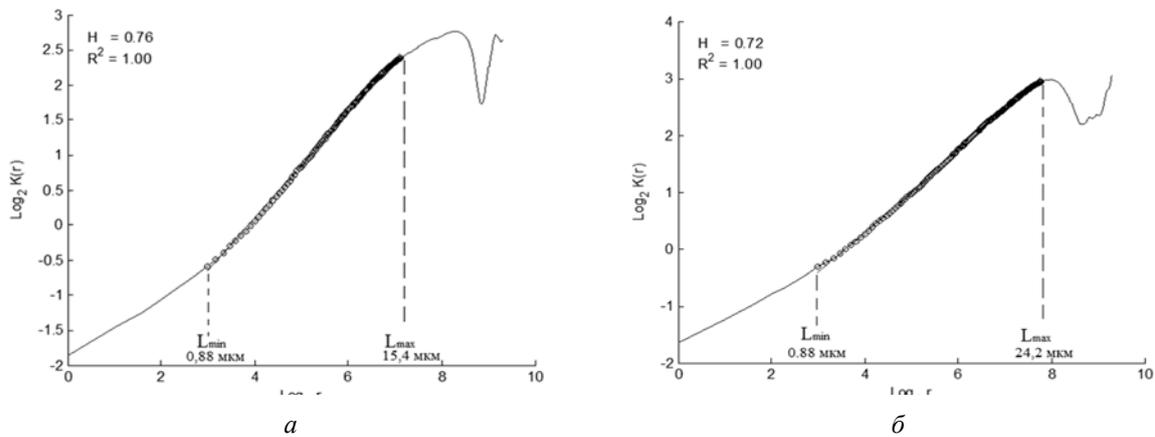


Рис. 7. Характерный вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ (при увеличении $\times 2000$): а – внутри «fish-eye»; б – вне «fish-eye»

Таблица 3

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

Номер образца	Удлинение, мм	Скорость ударника, м/с	σ МПа	ΔN , циклы	l_{sc} , мкм	L_{pz} , мкм	H
1	0,89	28,41	130	$7,33 \cdot 10^6$	1,4	20,6	0,57
2	1,77	40,30	120	$7,82 \cdot 10^8$ «fish-eye»	0,5	10,9	0,63
3	1,27	32,10	120	$5,72 \cdot 10^7$	1,0	18,2	0,60
4	2,21	40,30	105	$5,83 \cdot 10^6$	1,0	14,2	0,46
5	1,33	32,5	118	$1,60 \cdot 10^6$	1,1	21,2	0,75
6	1,23	32,5	112	$7,65 \cdot 10^8$	0,9	11,3	0,57
7	1,89	24,0	144	$1,54 \cdot 10^7$	0,8	21,7	0,61
8	1,83	23,1	142	$2,64 \cdot 10^6$	0,5	20,0	0,54
9	1,62	21,9	130	$7,88 \cdot 10^6$	3,9	37,6	0,64
10	1,74	23,1	138	$7,51 \cdot 10^8$ «fish-eye»	0,8	13,4	0,49
11	1,94	23,6	135	$4,84 \cdot 10^7$	1,0	13,8	0,49
12	1,74	22,7	135	$4,66 \cdot 10^7$	1,0	26,6	0,58

Сравнение скейлинговых характеристик образцов, нагруженных в условиях много- и гигацикловой усталости, позволило установить существенное уменьшение диапазона пространственных масштабов (0,5-10,9 мкм), на которых показатель Хёрста остается постоянным для динамически нагруженных образцов сплава АМгб в зоне «fish-eye».

Химический анализ

Химический состав сплава АМгб определялся с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi S-3400n по спектру излучения отраженных электронов с помощью модуля INCA (рис. 8, б). По данным сканирующей электронной микроскопии, распределение элементов по сплаву неравномерно.

Исследовался спектр излучения в трех областях (рис. 8, а). Было обнаружено, что в центре «fish-eye» (для образца № 2 из табл. 3), в области 2 содержание Al и Mg 49% и 42% соответственно. В области 1, рядом с «fish-eye» состав Al и Mg 91% и 6%, как и положено для сплава АМгб. В области 3 на дне «fish-eye» содержание Al и Mg 72% и 24%. Анализ образца № 10 из табл. 3 показал несущественное изменение химического состава в окрестности «fish-eye». Область 2 может свидетельствовать о наличии интерметаллидного включения, например Al_3Mg_2 (β -фаза состояния системы Al-Mg) или $Al_{12}Mg_{17}$ (γ -фаза) [13], которое стало концентратором напряжений и способствовало локализации поврежденности, обусловившей инициацию трещины в объеме материала.

Автомодельные закономерности роста усталостной трещины

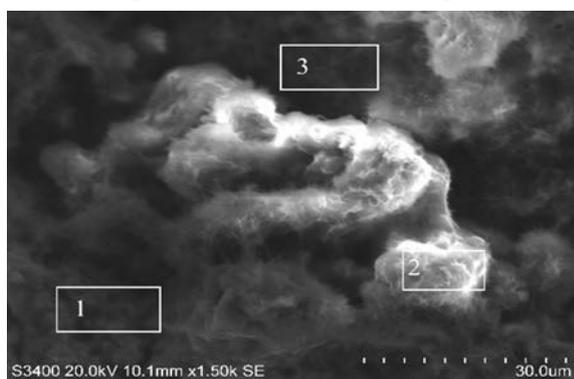
Проявление автомодельных закономерностей роста усталостной трещины на образцах, нагруженных в области много- и сверхмногоциклового усталости, исследовалось методами теории подобия и размерностей [14,15]. Зависимость скорости роста трещины da/dN (a – длина трещины, N – число циклов) определялась следующими параметрами:

$$\frac{da}{dN} = F(\Delta K, E, l_{sc}, L_{pz}), \quad (2)$$

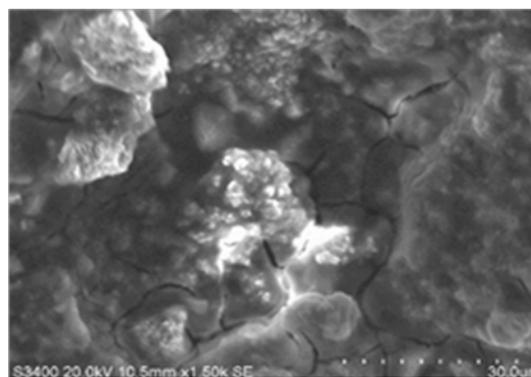
где ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений; E – модуль Юнга; l_{sc} – минимальный пространственный масштаб в окрестности вершины трещины (зоны процесса разрушения), на котором начинают проявляться масштаб-инвариантные закономерности рельефа поверхности разрушения, L_{pz} – масштаб зоны процесса разрушения в вершине трещины. Значения L_{pz} и l_{sc} (см. табл. 3) определены экспериментально на основе исследования корреляционных свойств с помощью масштабного инварианта (показателя Херста). Следуя П-теореме [14], в безразмерном виде функцию (2) с использованием переменных $(\Delta K, E, l_{sc}, L_{pz})$ можно представить в виде

$$\frac{da}{dN} = \Phi\left(\frac{\Delta K}{E\sqrt{l_{sc}}}, \frac{L_{pz}}{l_{sc}}\right). \quad (3)$$

Оценка значений $\Delta K / E\sqrt{l_{sc}} \ll 1$ и $L_{pz} / l_{sc} \gg 1$ позволяет предположить



а



б

Рис.8. Увеличенные фрагменты «fish-eye» для сплава АМгб, образец № 2

промежуточно-асимптотический характер кинетики роста трещины и записать (3) в виде:

$$\frac{da}{dN} = l_{sc} \left(\frac{\Delta K}{E\sqrt{l_{sc}}} \right)^\alpha \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^\beta, \quad (4)$$

где α и β – степенные показатели, отражающие промежуточно-асимптотический характер кинетики роста трещины как функции безразмерных переменных $\Delta K / (E\sqrt{l_{sc}})$, l_{sc}, L_{pz} . Вводится параметр

$$\Delta K_{eff} = \Delta K \left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}} \right)^{\beta/\alpha}, \text{ который позволя-$$

ет записать уравнение (4) в виде, аналогичном закону Париса,

$$\frac{da}{dN} = l_{sc} \left(\frac{\Delta K_{eff}}{E\sqrt{l_{sc}}} \right)^\alpha, \quad (5)$$

и который может быть применен для описания как малых, так и больших трещин, кинетика которых определяется различными структурными параметрами l_{sc}, L_{pz} и показателями скейлинга α, β .

Полученное уравнение кинетики роста трещины при $l_{sc} \rightarrow b$ (b – вектор Бюргера), $L_{pz} \rightarrow l_{sc}$ и, соответственно $\Delta K_{eff} \rightarrow \Delta K$, аналогично уравнению, предложенному в работе Херцберга [16].

Решения уравнения (5) представлены на рис. 9 в обычной (рис. 9, а) и логарифмической (рис. 9, б) шкале по оси абсцисс. Неизвестные параметры были найдены с использованием экспериментальных данных: $\alpha = 3$, $\beta = -6,38$. Начальный

размер трещины равен $a_0 \approx 50$ мкм для образца № 2 и $a_0 \approx 20$ мкм для образца № 10. Полученные результаты качественно согласуются с результатами численного моделирования [17].

Несмотря на практически одинаковое критическое число циклов до разрушения, видно, что рост усталостной трещины для образца № 2 происходит более плавно, что связано с большим размером a_0 . Это может являться следствием того, что для образца № 2 местом инициирования трещины служило интерметаллидное включение, а для образца № 10 – некоторый дефект структуры дислокационного типа. Таким образом, двум различным механизмам инициирования подповерхностных трещин соответствуют различные начальные размеры и скорости роста на разных стадиях, что отражается в уравнении (5) при помощи введенных параметров L_{pz} и l_{sc} .

Выводы

Сравнительный анализ масштабных инвариантов в характерных зонах (зоны «fish-eye», распространения усталостной трещины) для образцов, нагруженных в условиях много- и гигацикловой усталости, позволил установить существенное уменьшение диапазона пространственных масштабов, на которых показатель Хёрста остается постоянным для динамически нагруженных образцов сплава АМг6. Этот результат подтверждает наше предположение о связи характеристических масштабов L_{pz} и l_{sc} , определяющих коррелированное поведение ансамблей дефектов, с механизмами зарождения и распространения усталостных трещин [18]. Установлено, что переход от ста-

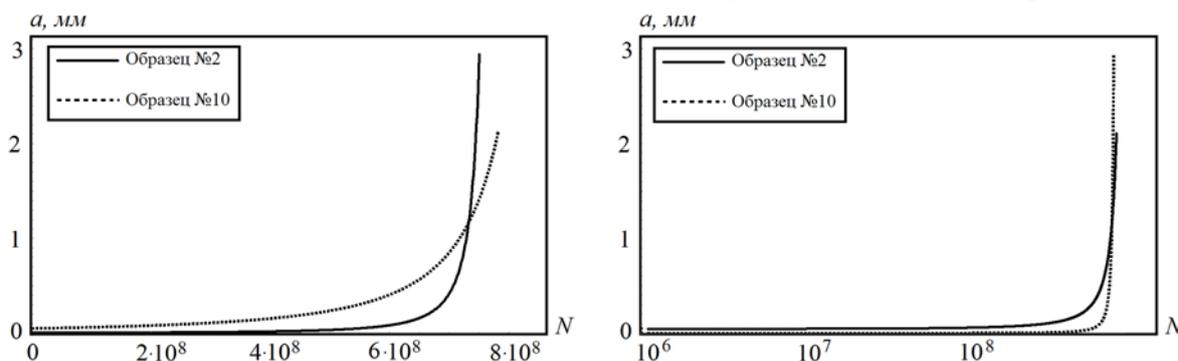


Рис. 9. Кинетика роста усталостной трещины для образцов 2 и 10 (см. табл. 3)

дии формирования области локализованного деформирования «fish-eye» происходит за счет формирования очагов разрушения и сопровождается качественной сменой нелинейной динамики системы – переходом

от монофрактальной к мультифрактальной динамике, что характеризуется расширением мультифрактального спектра на завершающей стадии роста трещины, приводящей к макроразрушению.

Библиографический список

1. Cowles B.A. High cycle fatigue in aircraft gas turbines - an industry perspective // International Journal of Fracture – 1996. – Vol. 80 – P. 147–163.
2. Шанявский А.А. Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации // – Уфа: ООО «Монография». – 2007. – 500 с.
3. Nicholas T. High Cycle Fatigue. A Mechanics of Material Perspective // Elsevier. – 2006. – 641 p.
4. 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.
5. 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.
6. 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 29 – 2007. – P. 69–80.
7. Chen Xi Foreign object damage on the leading edge of a thin blade // Mechanics of Materials – 2005 – Vol. 37 – P. 447–457.
8. 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.
9. Franklin J. Foreign Object Damage in the UK RAF // National Aerospace FOD Prevention Inc. (NAFPI), 1-st Int. conference, London – 2003.
10. Федер Е., Данилов Ю. А., Шукуров А. Фракталы. – М.: Мир, 1991. 254 с.
11. Mandelbrot B.B. The fractal geometry of nature // N.Y.: Freeman 1983. – 480 p.
12. Bouchaud E. Scaling properties of cracks // J. Phys. Condens. Matter. – 1997. – Vol. 9. –P. 4319– 4344.
13. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Том 1. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
14. Varenblatt G.I. Scaling phenomena in fatigue and fracture // Int. J. of Fracture. – 2006. – Vol. 138. – P. 19–35.
15. Баренблатт Г.И., Ботвина Л.Р. Автомодельность усталостного разрушения. Накопление поврежденности. – Изв. АН СССР, Механика тверд. тела. – 1983. – № 4. – С. 161– 165.
16. 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.
17. Билалов Д.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. Математическое моделирование процесса разрушения сплава АМг2.5 в режиме много- и гигацикловой усталости // Вычислительная механика сплошных сред. – 2018. – Т. 11. № 3. – С. 323–334.
18. Оборин В.А., Банников М.В., Наймарк О.Б., Palin-Luc T. Масштабная инвариантность роста усталостной трещины при гигацикловом режиме нагружения // Письма в журнал технической физики. – 2010. – Т. 36. –Вып. 22. – С. 76–82.

SCALE-INVARIANT PATTERNS OF DAMAGE DEVELOPMENT IN AMG-6 ALLOY UNDER CONSECUTIVE DYNAMIC AND GIGACYCLE LOADING

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

Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS

A study of fatigue crack growth kinetics in aluminum alloy AMg-6 in gigacycle fatigue mode at preliminary dynamic deformation has been carried out. The relevance of the statement is determined by the critical applications of estimating materials and structural elements resource of aircraft gas turbine engines in terms of flight cycle with random dynamic effects. Preliminary loading of samples was carried out by the dynamic tension on Hopkinson-Kolsky rod split at strain rates up to ~103 s⁻¹ subsequent gigacycle loading on the ultrasonic testing machine Shimadzu USF-2000 quantitative analysis and fractography of fractures based on the data from profilometry and scanning electron microscopy.

The authors propose an original form of kinetic equation which relates the rate of the fatigue crack growth with changes in the stress intensity factor. The scale invariance of defect structures responsible for the formation of the fracture surface relief under gigacycle fatigue loading was found out to be related to the power exponent of the Paris law.

Keywords: fracture, gigacycle fatigue, scaling, surface morphology, Paris law, crack growth kinetics.

Сведения об авторах

Оборин Владимир Александрович, ведущий инженер лаборатории Физических основ прочности, Институт механики сплошных сред УрО РАН – филиал Пермского федерального исследовательского центра УрО РАН (ИМСС УрО РАН), 614013, г. Пермь, ул. Академика Королева, 1; e-mail: obovin@icmm.ru

Сокоиков Михаил Альбертович, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории Физических основ прочности, ИМСС УрО РАН; e-mail: sokovikov@icmm.ru

Наймарк Олег Борисович, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией Физических основ прочности, ИМСС УрО РАН; e-mail: naimark@icmm.ru

Материал поступил в редакцию 01.07.2019 г.