

УДК 539.42  
PACS 81.40.Np, 62.20.me

## Аномалии упругих свойств металлов при гигацикловом нагружении металлов и кинетика развития поврежденности

М.В. Банников<sup>a,b</sup>, И.А. Банникова<sup>b</sup>, С.В. Уваров<sup>a,b</sup>, О.Б. Наймарк<sup>b</sup>

<sup>a</sup> Пермский государственный национальный исследовательский университет

614990, Пермь, ул. Букирева, 15

email: mbannikov@icmm.ru

<sup>b</sup> Институт механики сплошных сред УрО РАН, ул. Ак. Королева 1, 614013, Пермь, Россия

Рассматриваются современные представления о механизмах зарождения необратимых циклических сдвигов как структурно индуцированных пластических сдвиговых деформаций, являющихся в общем случае частью накапливаемой пластической деформации, которые приводят к образованию усталостных трещин. Показана связь микроскопических механизмов усталости с модельными представлениями и описанием стадийности развития поврежденности на основе нелинейной кинетики накопления дефектов в процессе циклического нагружения в режимах много- и гигацикловой усталости. Приведена методика *in situ* определения накопления необратимых усталостных повреждений с помощью анализа нелинейных проявлений сигнала обратной связи в замкнутой системе ультразвуковой усталостной установки. В режиме сверхмногоциклового (гигацикловой) усталости проявляются аномалии упругих свойств материала, приводящие к эффекту нелинейности в амплитуде колебаний. Данный эффект возрастает с иницированием и ростом усталостной трещины. Методика была применена к образцам из сплавов алюминия при различном уровне среднего напряжения для определения момента иницирования и роста усталостной трещины в режимах много- и гигацикловой усталости. Показано, что методика пригодна для раннего обнаружения усталостных трещин при циклическом нагружении в ультразвуковом режиме, как на поверхности, так и внутри материала.

**Ключевые слова:** циклическое нагружение; необратимые деформации; гигацикловая усталость.

Поступила в редакцию 08.11.2017; принята к опубликованию 26.11.2017

## Anomalies in the elastic properties of metals at very high cycle loading and kinetics of damage accumulation

M.V. Bannikov<sup>a,b</sup>, I.A. Bannikova<sup>b</sup>, S.V. Uvarov<sup>a,b</sup>, O.B. Naimark<sup>b</sup>

<sup>a</sup> Perm State University, Bukireva St. 15, 614990, Perm

email: mbannikov@icmm.ru

<sup>b</sup> Institute of continuum media mechanics UB RAS, A. Korolev St. 1, 614013, Perm, Russia

Paper describes current understanding of the mechanism of origin of cyclic irreversible shifts as structurally induced plastic shear strains, which are generally part of the accumulated plastic strain, which lead to formation of fatigue cracks. Statistical approach proposed which allowed to determine types of collective modes in ensembles mesoscopic defects and establish their role in the

mechanisms of low- and high-cycle fatigue fracture, fracture mechanisms of scaling. The system of defining equations for low- and high-cycle fatigue is shown. Connection between the microscopic mechanisms of fatigue with model representation and description of stages of damage is described on the basis of non-linear kinetics of defects accumulation during cyclic loading. The technique for *in situ* definition of fatigue damage accumulation by analyzing nonlinearity of the feedback signal of ultrasonic fatigue setting was presented. In very high cycle fatigue regime anomalies of elastic properties of the material are manifesting which leads to effect of non-linearity in oscillation amplitude. This effect increases with the initiation and growth of fatigue cracks. This method was applied to aluminum alloy samples at different levels of the stress to determine the moment of initiation and growth of fatigue cracks. This technique is useful for early detection of fatigue cracks, both on the surface and within the material.

**Keywords:** cyclic loading, irreversible deformation, very high cycle fatigue.

Received 08.11.2017; accepted 26.11.2017

doi: 10.17072/1994-3598-2017-4-63-70

## 1. Введение

Исследования отечественных [1–3] и зарубежных [4–6] ученых последних десятилетий становится ясно, что усталостная поврежденность является результатом множественных многомасштабных деформаций, которые приводят к необратимым микроструктурным и топологическим изменениям, определяющим критические состояния поврежденности и переход к разрушению. Общие выводы о механизмах циклической деформации и микроструктурных изменениях, приводящих к усталостному разрушению, позволяют связать эти критические состояния с развитием ансамбля микротрещин, зарождающихся в локализованных сдвигах.

В последние годы резко возрос интерес к фундаментальным проблемам усталости в связи с возможностью достижения усталостного ресурса, соответствующего так называемой сверхмногоцикловой (гигацикловой) усталости [3–11]. Результаты этих исследований поставили, в частности, вопрос о существовании предела усталости при переходе от много- к гигацикловым условиям нагружения.

Развитие повреждений при усталости традиционно связывается с микропластическими деформациями [4–5], которые формируются в условиях циклического нагружения, инициирующего различные микроструктурные механизмы, контролируемые долговечность и зависящие от природы и исходной структуры материала. Для пластичных металлов наблюдается специальный вид усталостной (циклической) локализации деформации (persistent slip bands – PSB), развитие которой традиционно ведет к инициированию трещин в приповерхностной зоне. Вторым распространенным случаем, например, при усталостном разрушении высокопрочных сталей, является зарождение повреждений (микротрещин) в окрестности включений при низких амплитудах нагрузки, соответствующих сверхмногоцикловой усталости (СМУ).

## 2. Зарождение и интенсивность циклических необратимых сдвигов

Величина необратимых сдвигов  $p$  определяется в [4] как микроструктурно-индуцированные пластические сдвиговые деформации, являющиеся в общем случае частью накапливаемой пластической деформацией [5, 11]. К микроскопическим механизмам, инициирующим циклические необратимые сдвиги, традиционно относят поперечные сдвиги в ансамблях винтовых дислокаций, сдвиговую асимметричность сдвигов, которые приводят к шероховатости поверхности образцов.

Процессы поврежденности, инициируемые необратимыми сдвигами, не обязательно инициируются поверхностью; они могут также формироваться в объеме материала или приповерхностных слоях. Переходы от сверхмногоцикловой усталости (низкая амплитуда нагрузки) к малоцикловой (высокая амплитуда) соответствуют изменению  $p$  в диапазоне от  $0 < p < 1$ .

В [4, 12] отмечается, что определение вклада необратимого циклического сдвига связано с существенными экспериментальными трудностями, и поэтому необходимы дополнительная экспериментальная информация и адекватные модельные представления, которые позволят провести комплексный количественный анализ. Так приведенная в [4] оценка величины необратимого циклического сдвига для меди в условиях СМУ для числа циклов  $10^{10}$  дает значение  $p \sim 10^{-5}$ , что составляет 10% от значения необратимого циклического сдвига при малоцикловой усталости.

### 2.1. Определение усталостной долговечности по данным необратимого циклического сдвига

Разнообразие механизмов и вклад в стадийность разрушения при усталости различных материалов обуславливают проблемы использования количественной величины параметра циклического сдвига для описания усталостной долговечно-

сти. Различие между стадиями зарождения и распространения трещин не является однозначным [11], что связано в большей степени с разрешением используемой экспериментальной техники. С учетом этого выделяются следующие качественные признаки характерных стадий. Стадия иницирования, которая включает все механизмы формирования трещины до размера, с которого трещину можно рассматривать как дефект, распространение которого может описываться подходами механики разрушения (механики трещин). Это определение, предложенное в [12], соответствует структурной интерпретации как переход от состояния, контролируемого развитием системы микросдвигов, микротрещин при циклической пластической деформации, к стадии распространения трещины, контролируемой соотношениями механики разрушения.

В соответствии с данной интерпретацией стадийности в [11] был развит подход, получивший название «критической диаграммы поврежденности» (the French critical damage curve), в основу которого было положено предположение о существовании на S-N диаграмме предела усталости.

Критическая кривая была получена в условиях двухстадийного эксперимента, соответствующего определению, данному в [11] для характерных стадий усталостного разрушения. Следуя данному определению, вводится количество циклов, необходимых для иницирования трещины «критической длины» («нераспространяющаяся трещина» в соответствии с диаграммой Kitagawa-Takahashi [12]). Характерная длина таких формирующихся микротрещин была определена в [12] в диапазоне до нескольких десятков микрон. Количество циклов, которые разделяют кривую Френча от S-N кривой при заданном напряжении, определяет временной период распространения трещины.

Важным при переходе от большеамплитудных (малоцикловая усталость) к малоамплитудным (много- и сверхмногоцикловая усталость) являются закономерности стадийности развития усталостного разрушения и рост продолжительности стадии развития поврежденности и формирования трещины по сравнению со стадией распространения последней.

## 2.2. Особенности зарождения трещин при сверхмногоцикловой усталости

Особенностями усталостного разрушения при сверхмногоцикловой усталости является иницирование трещины в объеме материала, когда очаг разрушения имеет вид так называемого «рыбьего глаза – fish-eye». При этом отмечаются два характерных случая: формирование для высокопрочных материалов зоны «fish-eye» в окрестности включения и, для пластичных материалов, формирование очага в зоне интенсивных микропластических локализованных сдвигов.

В соответствии с рассматриваемыми случаями различают два типа материалов, которые обнаруживают многостадийные усталостные диаграммы в «Coffin-Manson» переменных ( $\Delta\varepsilon_{pl}/2$  – амплитуда пластической деформации;  $N_f$  – критическое число циклов). Пластичные (как правило, ГЦК) монофазные материалы (тип I) и высокопрочные стали, содержащие неметаллические включения (тип II).

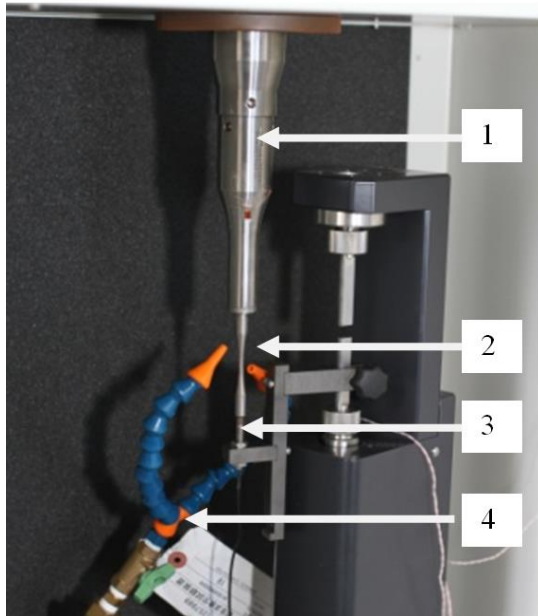
## 3. Нелинейные эффекты упругости и податливости в поврежденных образцах

Оценка стадийности процесса усталостного разрушения по данным ультразвуковых испытаний вызывает большой интерес как эффективный метод неразрушающего контроля. В [13-17] обсуждаются методы измерения амплитуды второй и более высоких гармоник основной частоты, которые позволяют обнаружить и охарактеризовать усталостные повреждения в металлах которые вызывают отклонения от гармонических ультразвуковых режимов. Метод основан на иницировании продольного возмущения конечной амплитуды  $A_0$  и частоты  $\omega_0$  с одной стороны образца, тогда как другой его торец остается свободным.

Вид экспериментальной установки изображен на рис. 1. Использовалась ультразвуковая нагружающая машина Shimadzu USF-2000, работающая по принципу резонанса системы волновод-образец. Генератор создает колебания частотой 20 кГц, которые преобразуются в механические с помощью пьезокерамического преобразователя и усиливаются в волноводе. Геометрия образцов разрабатывалась таким образом, чтобы максимум амплитуды напряжения приходился на центр образца, а максимум амплитуды смещения – на его торцы. В процессе испытаний при такой частоте колебаний в центре образца повышается температура, поэтому применяется система воздушного охлаждения. Для различных материалов наблюдается различная динамика роста температуры: так, алюминиевые и титановые образцы проявляют малое увеличение (несколько десятков градусов) температуры, тогда как высокопрочные стали – значительно нагреваются при испытаниях (до нескольких сотен градусов). В результате изменяются геометрия и локальные свойства материала, и процедура испытаний становится невозможной. В данной работе температура увеличивается в начале эксперимента на 30–40° и стабилизируется благодаря воздушному охлаждению. Предполагается, что такой разогрев не влияет на характеристики исследуемого материала.

Амплитуда колебаний свободного торца образца измерялась с помощью высокочувствительного индуктивного датчика через систему аналого-

цифрового преобразователя. Разработанное программное обеспечение позволяло *in situ* с помощью фурье анализа получать амплитуду первой, второй и третьей гармоник колебаний.



**Рис. 1.** Внешний вид экспериментальной установки: 1 – волновод, 2 – образец, 3 – датчик перемещения, 4 – система охлаждения

При достаточно больших значениях  $A_0$  и отклонениях от линейного упругого закона колебания свободного торца образца будут содержать ряд гармонических составляющих: компоненты с амплитудой  $A_1$  на основной частоте  $\omega_0$ , амплитудой  $A_2$  второй гармоники на частоте  $2\omega_0$ , и т.д. Параметр нелинейности  $\beta^e$  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  $\sigma$  – 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. 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  $u_2 = (1/8)k^2 \beta^e u_1^2 a$ ,  $k = \omega_0 / v$  – волновое число. Откуда 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

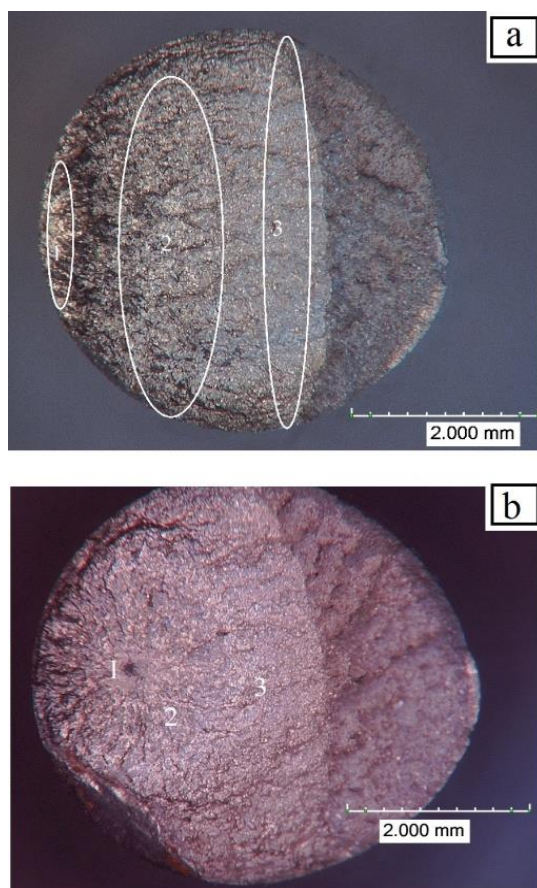
$$\beta_{\text{relative}} = \beta / \beta_0, \quad (5)$$

где  $\beta_0$  относится к неповрежденному материалу. Увеличение  $\beta_{\text{relative}}$  с ростом усталостных повреждений сообщалось в ряде работ [15-17]. Разработанные в [14,16] экспериментальные установки позволяют оперативно наблюдать процесс усталостного нагружения с помощью лазерного вибрметра и определение высших гармоник в испытываемых образцах.

При усталостных испытаниях 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 типов «вскрывалась» охлаждением образцов жидким азотом и последующим доломом. 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 многоцикловой усталости ( $10^6$ - $10^7$ ), трещина образуется с поверхности образца (рис. 2, а). При разрушении 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. 2, б.

Поверхности разрушения в дальнейшем анализировались с помощью оптического интерферометра-профилометра New View по методике, описанной в работах [7–8].



**Рис. 2.** Характерный рельеф поверхности зоны усталостного разрушения: *a* – при многоциклового усталости; *b* – при гигацикловой усталости. Зоны 1 – инициирование трещины; 2 – стабильный рост трещины; 3 – критический рост трещины

#### 4. Измерение коэффициента нелинейности.

В работах [15-17] дано описание испытания образцов из алюминиевых сплавов с амплитудой 130, 150 и 160 МПа. Данное напряжение составляет 0.45-0.55 предела упругости исследуемого материала 289 МПа, модуль Юнга 69 ГПа. Во время импульса длительностью 100 мс записывался сигнал длиной 10 мс (с частотой записи 250 кГц – 2500 точек) с задержкой записи 35 мс. Изменения резонансной частоты в течение циклических испытаний фиксировались по пиковым значениям из амплитудного спектра измеряемого сигнала.

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

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

В работах [15–17] амплитуда колебаний измеряется в децибелах в масштабах  $A_1=20 \log(a_1)$  и  $A_2=20 \log(a_2)$ , тогда соотношение (4) принимает вид

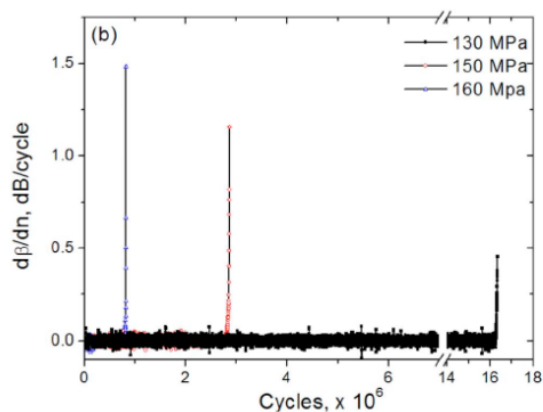
$$20\log(\beta) = 20\log(k) + 20\log(u_2) - 40\log(u_1), \quad (7)$$

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

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

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

На частотном спектре измеряемых сигналов в начале испытаний амплитуда второй гармоники очень мала, но в процессе циклических испытаний амплитуда 2-й гармоники начинает увеличиваться. По формуле (9) из данных сигналов вычисляется коэффициент нелинейности. На рис. 2 показаны зависимости коэффициента нелинейности  $\beta_{relative}$  и его изменения за цикл  $d\beta/dN$  во время испытаний образцов 6061-T6511 при амплитудах напряжения 130, 150 и 160 МПа. Усталостная долговечность при 130, 150 и 160 составила  $1.63 \cdot 10^7$ ,  $2.87 \cdot 10^6$  и  $0.83 \cdot 10^6$  циклов соответственно.



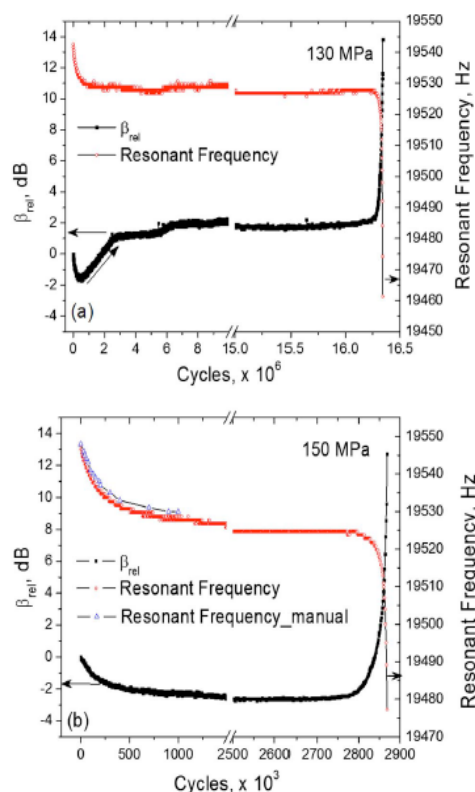
**Рис. 3** Относительное изменение показателя нелинейности за цикл нагрузки [17]

Как можно заметить из графика, наибольшее изменение  $d\beta/dN$  наблюдается при амплитуде нагружения 160 МПа, затем в порядке уменьшения следуют значения при 150 и 130 МПа соответственно. Этот ожидаемый результат соответствует величине скорости роста трещины и показывает возможность использования метода для *in situ* регистрации и контроля скорости роста усталостной трещины в процессе испытаний.

В [17] отмечено, что изменение  $\beta_{relative}$  происходит значительно раньше, чем изменение резонансной частоты (рис. 4), что говорит о более высокой чувствительности метода.

Для подтверждения факта обнаружения внутренней трещины был проведен [17] следующий эксперимент: образец испытывался при амплитуде напряжений 90 МПа в течение  $2.23 \cdot 10^6$  циклов. После обнаружения монотонного возрастания коэффициента нелинейности амплитуда была повышена до 150 МПа для окончательного разрушения





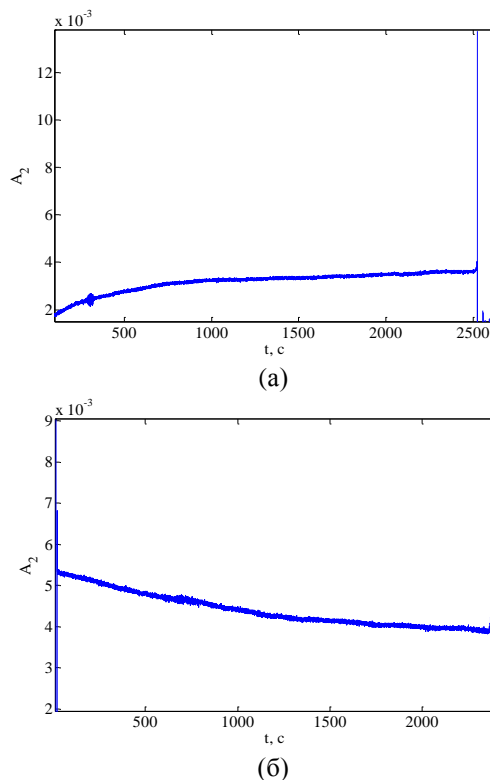
**Рис.4** Зависимости коэффициента нелинейности и резонансной частоты от числа циклов [17]

образца. На поверхности разрушения были обнаружены области роста трещины при нагрузках 90 МПа и 150 МПа с различным рельефом. Таким образом, данный метод применим для раннего обнаружения усталостной трещины даже при внутреннем ее зарождении.

В данной работе были исследованы образцы из сплава АМГ-6, в исходном и предварительно деформированном состоянии с амплитудой нагружения 135 МПа. Были получены аналогичные [14-17] закономерности изменения второй гармоники, показывающие её резкий рост перед разрушением. Также обнаружено различное изменение амплитуды второй гармоники для образцов без предварительного нагружения (рис. 4, а) и с предварительной динамической деформацией (рис. 4, б).

Амплитуда второй гармоники таких образцов монотонно уменьшалась в процессе усталостного эксперимента, но также резко увеличилась непосредственно перед разрушением. Трещина при этом образовалась с поверхности образца. Данный феномен, возможно, связан с изменением упругих свойств материала в процессе эксперимента и перераспределением внутренних напряжений.

Несмотря на то, что процесс образования усталостной трещины носит сугубо локальный характер, образование внутренних дефектов приносит вклад в интегральные характеристики материала,



**Рис. 5.** Зависимости амплитуды второй гармоники для сплавов АМГ-6: а) в исходном состоянии б) В предварительно деформированном состоянии

такие как модуль Юнга, как это было показано в работе [18] на примере прецизионного гидростатического взвешивания образцов из титана в после усталостных испытаний титана и армо-железа. Предполагается, что чувствительность индукционного датчика перемещений даёт возможность уловить такие изменения в амплитуде колебаний, которые позволят предсказать начало зарождения трещины и создать новые методики контроля и предупреждения усталостного разрушения.

## 5. Заключение

Показано, что усталостное разрушение связано с накоплением необратимых повреждений, вызванных нелинейными проявлениями циклического сдвига. Стадия инициирования усталостной трещины соответствует структурной интерпретации как переход от состояния, контролируемого развитием системы мезодефектов (микросдвигов, микротрещин) при циклической пластической деформации, к стадии распространения трещины, контролируемой соотношениями механики разрушения.

Описана методика для определения накопления необратимых усталостных повреждений с помощью анализа нелинейных проявлений сигнала обратной связи в замкнутой системе ультразвуковой

усталостной установки. В режиме сверхмногоцикло-вой (гигацикловой) усталости проявляются аномалии упругих свойств материала, что приводит к эффекту нелинейности, который возрастает с иницированием и ростом усталостной трещины. Стадийность развития поврежденности связывается с проявлениями аномалий поглощения энергии при формировании коллективных мод дефектов.

Приведены зависимости коэффициента нелинейности  $\beta_{relative}$  от амплитуды нагружения в течение усталостной долговечности для алюминиевых сплавов с различным состоянием внутренних микрорпор. Показано, что  $\beta_{relative}$  значительно увеличивается при образовании усталостной трещины и его значение увеличивается с ростом амплитуды. Обнаружены различные закономерности изменения амплитуды второй гармоники для образцов из АМГ-6 с предварительной деформацией и без неё. Возможно, это связано с перераспределением внутренних напряжений или с изменением упругих свойств материала в процессе ультразвуковых испытаний.

Показано, что чувствительность методики определения момента зарождения трещины по коэффициенту нелинейности превышает методику определения по резонансной частоте, что позволит в дальнейшем более подробно исследовать механизмы и характер возникновения внутреннего разрушения, называемого «fish-eye».

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, № проектов: 16-41-590892 p\_a, 16-48-590534, 17-01-00867.

### Список литературы

1. Терентьев В. Ф., Билы М. К. К вопросу о построении полной кривой усталости. Сообщение 1 и 2. // Проблемы прочности. 1972 Т. 4. № 6. С. 1222–1261.
2. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 456 с.
3. Ботвина Л. Р. Гигацикловая усталость – новая проблема физики и механики разрушения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2004. Т. 70, № 4. С. 41–51.
4. Mughrabi H. Microstructural fatigue mechanisms: Cyclic slip irreversibility, crack initiation, nonlinear elastic damage analysis // International Journal of Fatigue. 2013. Vol. 57. P. 2–8.
5. Shyam A, Milligan W. A model for slip irreversibility, and its effect on the fatigue crack propagation threshold in a nickel-base superalloy // Acta Materialia. 2005. Vol 53. N. 3. P. 835–844.
6. Risbet M., Feaugas X., Some comments about fatigue crack initiation in relation to cyclic slip irreversibility // Engineering Fracture Mechanics. 2008. Vol. 75. P. 3511–3519.
7. Оборин В. А., Банников М. В., Наймарк О. Б., Froustey C. Длинно-корреляционные много-масштабные взаимодействия в ансамблях дефектов и оценка надёжности алюминиевых сплавов при последовательных динамических и усталостных нагружениях // Письма в журнал технической физики. 2011. Т. 37. Вып. 5. С. 105–110.
8. 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.
9. Weidner A, Man J, Tirschler W, Klapetek P., Blochwitz C, Polák J, Skrotzki W. Half-cycle slip activity of persistent slip bands at different stages of fatigue life of polycrystalline nickel // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 492. P. 118–127.
10. Mughrabi H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime // International Journal of Fatigue. 2006. N. 28. P. 1501–1508.
11. Mughrabi H. Cyclic slip irreversibilities and the evolution of fatigue damage // Metallurgical and Materials Transactions A. 2009. N. 40. P. 1257–1279.
12. French H. J. Fatigue and the hardening of steels // Transactions of the American Society for Steel Treating. 1933. Vol. 21. P. 899–946.
13. Cantrell J. H., Yost W. T. Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures // International Journal of Fatigue. 2001. Vol. 23. P. 487–490.
14. Kim J. Y., Jacobs L. J., Qu J., Littles J. W. Experimental characterization of fatigue damage in a nickel-base superalloy using nonlinear ultrasonic waves // The Journal of the Acoustical Society of America. 2006. Vol. 120. P. 1266.
15. Kumar A, Torbet C. J., Jones J. W., Pollock T. M. Nonlinear ultrasonics for in situ damage detection during high frequency fatigue // Journal of Applied Physics. 2009. Vol. 106, 024904.
16. 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 Materialia. 2010. Vol. 58. P. 2143–2154
17. 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 // Scripta Materialia. 2011. Vol. 64. P. 65–68.
18. Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г., Нарыкова М. В., Банников М. В., Оборин В. А., Абаимов С. Г., Palin-Luc T., Наймарк О. Б., Экспериментальное и теоретическое исследование многомасштабных закономерностей разрушения в сверхмногоцикло-вой усталости // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20. С. 82–93.

## References

1. Terent'ev V. F., Bily M. K.. K voprosu o postroenii polnoy krivoy ustalosti. Soobshchenie 1 i 2. (To question about description of general fatigue curve. Reports 1 and 2). *Problems of strength*, 1972, vol. 4, no. 6, pp. 1222–1261 (In Russian).
2. Ivanova V. S., Terent'ev V. F. *Priroda ustalosti metallov* (The nature of fatigue in metals). Moscow: Metallurgy, 1975. 456 p. (in Russian).
3. Botvina L. R. Gigatsiklovaia ustalost' – novaia problema fiziki i mekhaniki razrusheniia (Gigacycle fatigue - the new problem of physics and mechanics of fracture). *Zavodskaya Laboratoriya. Diagnostika Materialov*, 2004, vol. 70, no. 4, pp. 41–51 (In Russian).
4. Mughrabi H. Microstructural fatigue mechanisms: Cyclic slip irreversibility, crack initiation, nonlinear elastic damage analysis. *International Journal of Fatigue*, 2013, vol. 57, pp. 2–8.
5. Shyam A, Milligan W., A model for slip irreversibility, and its effect on the fatigue crack propagation threshold in a nickel-base superalloy. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, no. 3, pp. 835–844.
6. Risbet M, Feaugas X., Some comments about fatigue crack initiation in relation to cyclic slip irreversibility. *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, vol. 75, pp. 3511–3519.
7. Oborin V., Bannikov M., Naimark O., Froustey C. Long-range-correlation large-scale interactions in ensembles of defects: estimating reliability of aluminum alloys under dynamic cycling and fatigue loading conditions. *Technical Physics Letters*, 2011, vol. 37, no. 3, pp. 241–243.
8. Oborin V. A. Bannikov M. V. Naimark O. B., Palin-Luc T. Scaling invariance of fatigue crack growth in gigacycle loading regime. *Technical Physics Letters*, 2010, vol. 36, no 11, pp. 1061–1063.
9. Weidner A, Man J, Tirschler W, Klapetek P., Blochwitz C, Polák J, Skrotzki W., Half-cycle slip activity of persistent slip bands at different stages of fatigue life of polycrystalline nickel. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol 492, pp. 118–127
10. Mughrabi H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime. *International Journal of Fatigue*, 2006, no. 28, pp. 1501–1508.
11. Mughrabi H. Cyclic slip irreversibilities and the evolution of fatigue damage. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, no. 40, pp. 1257–1279.
12. French H. J. Fatigue and the hardening of steels. *Transactions of the American Society for Steel Treating*, 1933, vol. 21, pp. 899–946.
13. Cantrell J. H., Yost W. T. Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures. *International Journal of Fatigue*, 2001, vol. 23, pp. 487–490
14. Kim J. Y., Jacobs L. J., Qu J., Littles J. W., Experimental characterization of fatigue damage in a nickel-base superalloy using nonlinear ultrasonic waves. *The Journal of the Acoustical Society of America*, 2006, Vol. 120, 1266.
15. Kumar A, Torbet C. J., Jones J. W., Pollock T. M. Nonlinear ultrasonics for in situ damage detection during high frequency fatigue. *Journal of Applied Physics*, 2009, vol. 106, 024904.
16. 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 Materialia*, 2010, vol. 58, pp. 2143–2154.
17. 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. *Scripta Materialia*, 2011, vol. 64, pp. 65–68
18. 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.

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

Банников М. В., Банникова И. А. Уваров С. В., Наймарк О. Б. Аномалии упругих свойств металлов при гигацикловом нагружении металлов и кинетика развития поврежденности // Вестник Пермского университета. Физика. 2017. № 4 (38). С. 63–70. doi: 10.17072/1994-3598-2017-4-63-70

### Please cite this article in English as:

Bannikov M. V., Bannikov I. A., Uvarov S. V., Naimark O. B., Anomalies in the elastic properties of metals at very high cycle loading and kinetics of damage accumulation. Bulletin of Perm University. Physics, 2017, no. 4 (38), pp. 63–70. doi: 10.17072/1994-3598-2017-4-63-70