

УДК 539.3

DOI: 10.32326/1814-9146-2019-81-3-305-323

**МОДЕЛИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ
ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ МЕХАНИЗМОВ
МАЛО- И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ***

© 2019 г. **Волков И.А.^{1,2}, Игумнов Л.А.², Сикарёв С.Н.¹,
Шишулин Д.Н.³, Волков А.И.¹**

¹*Волжский государственный университет водного транспорта,
Нижний Новгород, Российская Федерация*

²*Научно-исследовательский институт механики
Национального исследовательского Нижегородского государственного
университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Российская Федерация*

³*Нижегородский государственный технический университет
им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, Российская Федерация*

pmptmvgavt@yandex.ru

Поступила в редакцию 22.04.2019

Рассматриваются процессы усталостной долговечности поликристаллических конструкционных сплавов при совместном действии механизмов мало- и многоциклового усталости. С позиции механики поврежденной среды развита математическая модель, описывающая процессы пластического деформирования и накопления усталостных повреждений. Модель состоит из трех взаимосвязанных частей: соотношений, определяющих циклическое упругопластическое поведение материала с учетом зависимости от процесса разрушения; уравнений, описывающих кинетику накопления усталостных повреждений; критерия прочности поврежденного материала.

Вариант определяющих соотношений упругопластичности основан на представлении о поверхности текучести и принципе градиентальности вектора скорости пластических деформаций к поверхности текучести в точке нагружения. Такой вариант уравнений состояния отражает основные эффекты процесса циклического пластического деформирования материала для произвольных сложных траекторий нагружения.

Вариант кинетических уравнений накопления усталостных повреждений основан на введении скалярного параметра поврежденности, базируется на энергетических принципах и учитывает основные эффекты образования, роста и слияния микродефектов при произвольных сложных режимах нагружения. Предложена совместная форма эволюционного уравнения накопления усталостных повреждений в областях малоциклового и многоциклового усталости. Показано, что при регулярном циклическом нагружении материала уменьшение амплитуды деформации цикла при переходе от малоциклового к многоциклового усталости происходит постепенно и зависит от физического

* Выполнено при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-08-00881).

взаимодействия этих механизмов в переходной зоне. В качестве критерия прочности поврежденного материала используется условие достижения величины поврежденности критического значения. Приведена методика численного определения параметров эволюционного уравнения накопления усталостных повреждений при многоциклового усталости.

Для оценки достоверности и определения границ применимости определяющих соотношений механики поврежденной среды проведены численные исследования процессов деформирования и накопления усталостных повреждений в ряде конструкционных сплавов при циклических испытаниях и выполнено сравнение полученных численных результатов с данными натурных экспериментов. Результаты сопоставления расчетных и экспериментальных данных показали, что разработанная модель поврежденной среды достоверно описывает долговечность конструкций при совместном действии механизмов мало- и многоциклового усталости. Показано, что предлагаемая модель качественно и с необходимой для практических расчетов точностью количественно описывает основные эффекты процессов деформирования и накопления усталостных повреждений в конструкционных сплавах при циклическом нагружении.

Ключевые слова: малоцикловая усталость, многоцикловая усталость, деформация, напряжение, поврежденность, моделирование, механика поврежденной среды, численный и натурный эксперименты.

Введение

Многолетние экспериментальные и теоретические исследования усталостных повреждений позволили сделать вывод, что усталость охватывает две отличающиеся друг от друга области циклического нагружения [1–3].

На рис. 1 представлены экспериментальные данные усталостной долговечности мартенситно-старящей стали с 18% Ni [3] в логарифмических координатах «амплитуда деформации – число циклов до разрушения» (1 – общая кривая усталостной долговечности, 2 – кривая многоциклового усталости, 3 – кривая малоциклового усталости).

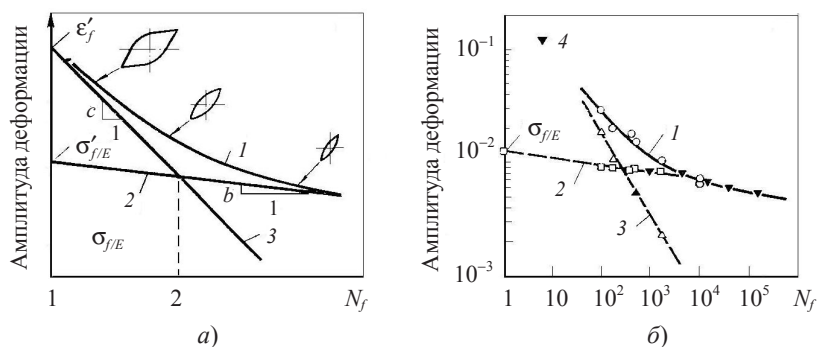


Рис. 1

Одна из этих областей – область малоциклового усталости (МЦУ) – область циклического нагружения, при котором во время каждого цикла возникают знакопеременные макроскопические пластические деформации. Эта область характеризуется небольшим числом циклов N_f до усталостного разрушения ($N_f \leq 10^4$ в экспериментах на одноосное растяжение-сжатие лабораторных образцов) и реализуется

в элементах конструкций в зонах высоких температур и конструктивной концентрации напряжений при номинальных допускаемых напряжениях $\sim (0,5-0,8)\sigma_T$ (σ_T – предел текучести материала). Процесс МЦУ сопровождается циклическим упрочнением (или разупрочнением) материала и нелинейной зависимостью «напряжение–деформация» при циклическом деформировании. МЦУ в значительной мере зависит от циклических свойств конструкционного материала и истории нагружения [4–8].

Другая область – область циклического нагружения, при котором макроскопическая деформация во время каждого цикла принимается упругой, а пластическими деформациями пренебрегают. Для этой области характерны малые нагрузки и большие долговечности ($N_f > 10^5$ в экспериментах на одноосное растяжение-сжатие лабораторных образцов). Эта область называется областью многоциклового усталости (МнЦУ). Именно макроскопическая циклическая деформация позволяет отличить МЦУ от МнЦУ.

В области долговечностей $N_f = 10^4-10^5$ одновременно действуют оба механизма деградации начальных прочностных свойств конструкционного материала.

Долговечность при МЦУ в значительной степени определяется характеристиками процесса упругопластического деформирования конструкционных материалов и историей их нагружения [9]. МнЦУ металла является следствием микроскопической деформации, вызывающей совокупность необратимых процессов на микро- и мезоуровнях (циклическая вязкость, внутреннее трение и т.д.) [3]. В публикациях [10–12] с современных позиций механики поврежденной среды [3, 13–16] развита математическая модель, описывающая процессы накопления усталостных повреждений в конструкционных материалах (металлах и их сплавах) при многоосных непропорциональных путях малоциклового термосилового нагружения. В [17] приведен энергетический критерий МнЦУ и основные экспериментальные результаты его обоснования.

В настоящей статье с учетом указанного критерия модель поврежденной среды для описания процессов МЦУ [10–12] обобщается на случай совместного протекания процессов мало- и многоциклового усталости металлов и проводится оценка достоверности модели механики поврежденной среды (МПС) путем численного моделирования экспериментальных процессов и сравнение полученных численных результатов с опытными данными [18].

1. Определяющие соотношения механики поврежденной среды

Основные положения рассматриваемого варианта МПС заключаются в следующем [10–12]:

– материал среды начально изотропен и повреждения в нем отсутствуют (учитывается только анизотропия, вызванная процессами деформирования; анизотропия упругих свойств, вызванная процессами поврежденности материала, не учитывается);

– компоненты тензоров деформаций e_{ij} и скоростей деформаций \dot{e}_{ij} включают в себя упругие e_{ij}^e, \dot{e}_{ij}^e и пластические e_{ij}^p, \dot{e}_{ij}^p деформации, то есть обратимые и необратимые составляющие;

– начальная поверхность текучести для различных температур описывается поверхностью в форме Мизеса. Эволюция изменения поверхности текучести описывается изменением ее радиуса C_p и перемещением ее центра ρ_{ij} ;

- рассматриваются процессы деформирования, характеризуемые малыми деформациями;
- изменение объема тела упруго;
- единственным структурным параметром, характеризующим на макроуровне степень поврежденности материала, является скалярный параметр ω – поврежденность ($\omega_0 \leq \omega \leq \omega_f$);

- влияние уровня накопленной поврежденности на процессы деформирования материала учитывается путем введения эффективных напряжений.

Модель поврежденной среды, развитая в [10–12], состоит из трех взаимосвязанных составных частей:

- соотношений, определяющих упругопластическое поведение материала с учетом зависимости от процесса разрушения;

- эволюционных уравнений, описывающих кинетику накопления усталостных повреждений;

- критерия прочности поврежденного материала.

Определяющие соотношения пластичности

В упругой области связь между шаровыми и девиаторными составляющими тензоров напряжений и деформаций и их скоростей устанавливается с помощью закона Гука:

$$\begin{aligned} \sigma &= 3K[e - \alpha(T - T_0)], & \sigma_{ij} &= 2Ge_{ij}^{te}, \\ \dot{\sigma} &= 3K(\dot{e} - \dot{\alpha}T - \alpha\dot{T}) + \frac{\dot{K}}{K}\sigma, & \dot{\sigma}'_{ij} &= 2G\dot{e}'_{ij} + \frac{\dot{G}}{G}\sigma'_{ij}, \end{aligned} \quad (1)$$

где T – температура, T_0 – начальная температура, $K(T)$ – модуль объемного сжатия, $G(T)$ – модуль сдвига, $\alpha(T)$ – коэффициент линейного температурного расширения материала.

Для описания эффектов монотонного и циклического деформирования вводится поверхность текучести в форме Мизеса:

$$F_s = S_{ij}S_{ij} - C_p^2 = 0, \quad S_{ij} = \sigma'_{ij} - \rho_{ij}. \quad (2)$$

Для описания сложных циклических режимов деформирования в пространстве напряжений вводится поверхность циклической «памяти». Уравнение поверхности «памяти» имеет вид:

$$F_p = \rho_{ij}\rho_{ij} - \rho_{\max}^2 = 0, \quad (3)$$

где ρ_{\max} – максимальный за историю нагружения модуль ρ_{ij} .

В диапазоне температур T , при которых эффекты отжига незначительны, принимается, что изотропное упрочнение (эволюция C_p) может быть монотонным, циклическим и связанным с изменением температуры T . Конкретизация эволюционного уравнения для радиуса поверхности текучести имеет вид [19, 20]:

$$\dot{C}_p = [q_\chi H(F_p) + a(Q_s - C_p)\Gamma(F_p)]\dot{\chi} + q_3\dot{T}, \quad (4)$$

$$C_p = C_p^0 + \int_0^t \dot{C}_p dt, \quad \dot{\chi} = \left(\frac{2}{3} \dot{e}_{ij}^p \dot{e}_{ij}^p \right)^{1/2}, \quad \chi = \int_0^t \dot{\chi} dt, \quad (5)$$

$$q_\chi = \frac{q_2 A \psi_1 + (1 - A) q_1}{A \psi_1 + (1 - A)}, \quad Q_s = \frac{Q_2 A \psi_2 + (1 - A) Q_1}{A \psi_2 + (1 - A)}, \quad 0 \leq \psi_i \leq 1, \quad i = 1, 2,$$

$$A = 1 - \cos^2\theta, \quad \cos\theta = n_{ij}^e n_{ij}^s, \quad n_{ij}^e = \frac{\dot{e}'_{ij}}{(\dot{e}'_{ij}\dot{e}'_{ij})^{1/2}}, \quad n_{ij}^s = \frac{S_{ij}}{(S_{ij}S_{ij})^{1/2}},$$

$$H(F_\rho) = \begin{cases} 1, & F_\rho = 0 \wedge \rho_{ij}\dot{\rho}_{ij} > 0, \\ 0, & F_\rho < 0 \vee \rho_{ij}\dot{\rho}_{ij} \leq 0, \end{cases} \quad \Gamma(F_\rho) = 1 - H(F_\rho). \quad (6)$$

Здесь q_1, q_2, q_3 – модули изотропного упрочнения, соответствующие монотонным лучевым путям нагружения (q_1), излому траектории деформирования на 90° (q_2), температурному изменению радиуса поверхности текучести (q_3); a – постоянная, определяющая скорость процесса стабилизации формы петли гистерезиса циклического деформирования материала; Q_s – стационарное значение радиуса поверхности текучести при данных ρ_{\max} и T ; χ – длина траектории пластического деформирования материала; C_p^0 – начальное значение радиуса поверхности текучести [19, 20].

Первое слагаемое в квадратных скобках в уравнении (4) описывает изотропное упрочнение в результате монотонного пластического деформирования ($H(F_\rho) = 1$ и $\Gamma(F_\rho) = 0$), второе слагаемое – циклическое упрочнение материала ($H(F_\rho) = 0$ и $\Gamma(F_\rho) = 1$); третье слагаемое в правой части – изменение радиуса поверхности текучести при изменении температуры. В целом уравнение (4) описывает локальную анизотропию пластического упрочнения в зависимости от параметра A , характеризующего отклонение вектора догрузки от нормали к поверхности текучести в точке нагружения. Операторы $H(F_\rho)$ и $\Gamma(F_\rho)$ позволяют автоматически провести разделение процессов монотонного и циклического деформирования.

Эволюция внутренней переменной ρ_{ij} принимается в виде [21]:

$$\dot{\rho}_{ij} = \tilde{g}_1 \dot{e}_{ij}^p - g_2 \rho_{ij} \dot{\chi} + \dot{\rho}_{ij}^* + g_5 \rho_{ij} \langle \dot{T} \rangle, \quad \rho_{ij} = \int_0^t \dot{\rho}_{ij} dt, \quad (7)$$

$$\tilde{g}_1 = g_1 + k_1 (1 - \exp(-k_2 \chi_m)) \langle \cos \beta \rangle, \quad \langle \cos \beta \rangle = \frac{\dot{\rho}_{ij} \rho_{ij}}{(\dot{\rho}_{ij} \rho_{ij})^{1/2} (\rho_{ij} \rho_{ij})^{1/2}}, \quad (8)$$

$$\dot{\rho}_{ij}^* = g_3 \dot{e}_{ij}^p H(F_\rho) - g_4 \rho_{ij} \dot{\chi}, \quad (9)$$

где $g_1, g_2, g_3, g_4, g_5, k_1$ и k_2 – экспериментально определяемые материальные параметры.

Здесь и далее для любой величины B , заключенной в угловые скобки $\langle \rangle$, выполняются условия

$$\langle B \rangle = \begin{cases} B & \text{при } B > 0, \\ 0 & \text{при } B \leq 0. \end{cases}$$

При несимметричном жестком и мягком циклических нагружениях за счет члена $\dot{\rho}_{ij}^*$ уравнение (7) описывает процессы посадки и «вышагивание» (ratcheting) петли циклического пластического гистерезиса. При $g_3 = g_4 = k_1 = 0$ из (7) получаем частный случай – уравнение Армстронга – Фредерика – Кадашевича [20]:

$$\dot{\rho}_{ij} = g_1 \dot{e}_{ij}^p - g_2 \rho_{ij} \dot{\chi}. \quad (10)$$

Уравнения (7) или (10) описывают известный пространственный эффект Баушингера и анизотропию векторных свойств при изменении направления деформирования (изломе траектории деформирования).

Для описания эволюции поверхности «памяти» необходимо сформулировать уравнение для ρ_{\max} :

$$\dot{\rho}_{\max} = \frac{(\rho_{ij}\dot{\rho}_{ij})H(F_\rho)}{(\rho_{mn}\rho_{mn})^{1/2}} - g_2\rho_{\max}\dot{\lambda} - g_5\rho_{\max}\langle\dot{T}\rangle. \quad (11)$$

Компоненты тензора скоростей пластических деформаций подчиняются закону градиентальности вектора скорости пластических деформаций к поверхности текучести в точке нагружения:

$$\dot{e}_{ij}^p = \lambda S_{ij}, \quad (12)$$

где λ – коэффициент пропорциональности, определяемый из условия прохождения новой поверхности текучести через конец вектора девиатора напряжений в конце этапа нагружения.

На стадии развития рассеянных по объему повреждений наблюдается влияние поврежденности на физико-механические характеристики материала. Это влияние может быть учтено введением эффективных напряжений [11]:

$$\tilde{\sigma}'_{ij} = F_1(\omega)\sigma'_{ij} = \frac{G}{\tilde{G}}\sigma'_{ij} = \frac{\sigma'_{ij}}{(1-\omega)[1 - (6K + 12G)\omega/(9K + 8G)]}, \quad (13)$$

$$\tilde{\sigma} = F_2(\omega)\sigma = \frac{K}{\tilde{K}}\sigma = \frac{\sigma}{4G(1-\omega)/(4G + 3K\omega)}, \quad (14)$$

где \tilde{G} , \tilde{K} – эффективные модули упругости, определяемые по формулам Мак-Кензи [11].

Аналогично определяется эффективная переменная $\tilde{\rho}_{ij}$:

$$\tilde{\rho}_{ij} = F_1(\omega)\rho_{ij}. \quad (15)$$

Эволюционные уравнения накопления усталостных повреждений

Для формулировки эволюционных уравнений для $\dot{\omega}$ используем подход, основанный на установлении связи скоростей $\dot{\omega}$ с некоторыми механическими параметрами, зависящими от процесса деформирования материала, критическое значение которых определяет момент полного разрушения элементарного объема материала. Наиболее эффективным подходом решения этой проблемы является энергетический подход [2, 3, 9–11, 15, 22].

В.В. Новожиловым [23] было показано, что при МЦУ энергия, затраченная на образование дефектов при нестационарном упругопластическом деформировании, хорошо коррелирует с работой W_p тензора микронапряжений ρ_{ij} на пластических деформациях e_{ij}^p :

$$\dot{W}_p = \rho_{ij}\dot{e}_{ij}^p, \quad W_p = \int \rho_{ij}de_{ij}^p. \quad (16)$$

В.Т. Трощенко [2, 17] для процессов МнЦУ предложил критерий разрушения, устанавливающий взаимосвязь между суммарной рассеянной энергией деформирования и числом циклов до разрушения, который хорошо зарекомендовал себя для большого класса конструкционных сталей. При регулярном симметричном циклическом нагружении критерий имеет вид:

$$W_e^{\text{он}} = \sum_1^{N_f} [\Delta W_e - \Delta W_e^{\text{неон}}] = W_e^f = \text{const}, \quad (17)$$

где W_e^f – критическая удельная работа, соответствующая зарождению усталостной трещины; $W_e = \sum_1^{N_f} \Delta W_e = \sum_1^{N_f} \sigma'_{ij} \Delta e'_{ij}$ – полная удельная работа девиатора напряжений σ'_{ij} на девиаторе упругих деформаций e'_{ij} ; $W_e^{\text{оп}} = \sum_1^{N_f} \Delta W_e^{\text{оп}}$ – «опасная» часть полной удельной работы, а $W_e^{\text{неоп}} = \sum_1^{N_f} \Delta W_e^{\text{неоп}}$ – «неопасная» часть полной накопленной удельной работы деформирования; N_f – число циклов до зарождения усталостной трещины.

Ю.Г. Коротких для нерегулярного циклического нагружения обобщил соотношение (17) в виде [24]:

$$\Delta W_e^{\text{оп}} = \Delta W_e [1 - f(\gamma)], \quad \gamma = \frac{\sigma_{\text{н}}}{\sigma_{\text{н}}^R}, \quad (18)$$

где $\sigma_{\text{н}}$ – интенсивность девиатора напряжений; $\sigma_{\text{н}}^R$ – интенсивность девиатора напряжений, соответствующая условному пределу выносливости материала σ^R ; $f(\gamma)$ – функция, характеризующая степень влияния механизма МнЦУ на кривую усталости.

В статье [24] функция $f(\gamma)$ представлена в виде:

$$f(\gamma) = \begin{cases} 1, & \text{при } \gamma \leq 1, \\ 1 - w_* ((\gamma - 1) / (\gamma_* - 1))^n & \text{при } 1 < \gamma < \gamma_*, \\ 1 - w_* & \text{при } \gamma \geq \gamma_*, \end{cases} \quad (19)$$

где w_* , γ_* и n – экспериментально определяемые параметры материала [24]. График функции показан на рис. 2 пунктирной линией. Интервал $\gamma \in [0, 1]$ соответствует области отсутствия условий зарождения усталостной трещины – области гиперцикловой усталости (ГЦУ), интервал $\gamma \in (1, \gamma_*)$ – области образования усталостной трещины по механизму МнЦУ, а диапазон $\gamma \geq \gamma_*$ – области образования усталостной трещины по совместному механизму мало- и многоциклового усталости.

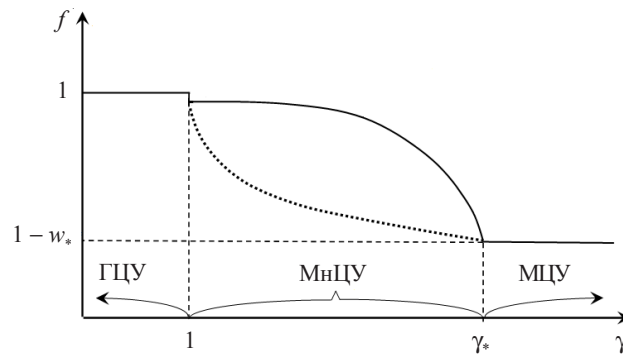


Рис. 2

Многоосность напряженного состояния существенно влияет на долговечность материала, причем это влияние проявляется двояко: влияние собственно многоосности при пропорциональном нагружении (когда все компоненты тензора деформаций меняются пропорционально одному параметру) и влияние вращения главных площадок тензора напряжений (когда компоненты напряжений меняются не в фазе).

Экспериментальные и теоретические исследования влияния многоосности при других видах напряженных состояний (двухосном растяжении-сжатии, трехосном растяжении) показали существенное влияние на долговечность материала «объемности» напряженного состояния $\beta = \sigma/\sigma_n$, характеризуемого интенсивностью тензора напряжений σ_n и его шаровой (гидростатической) компонентой σ [14].

Обобщая имеющиеся в литературе данные, можно утверждать, что скорость процесса накопления повреждений $\dot{\omega}$ зависит от «объемности» напряженного состояния, характеризующегося некоторой функцией $f_1(\beta)$: $\dot{\omega}$ увеличивается при $\beta \rightarrow +\infty$ для $\beta > 0$ (всестороннее трехмерное растяжение) и уменьшается при $\beta \rightarrow -\infty$ для $\beta < 0$ (в этом случае может происходить частичное «залечивание» накопленной поврежденности). При $\beta = 0$ (чистый сдвиг, $\sigma = 0$) нормированная функция $f_1(\beta)$ должна равняться 1.

Влияние непропорциональности нагружения, при котором компоненты тензоров напряжений и деформаций меняются не в фазе (главные площадки тензоров вращаются), а тензоры напряжений и пластических деформаций не соосны, заключается в следующем [4–8]:

- форма траектории деформирования является параметром, существенно влияющим на усталостную долговечность;
- конструкционные материалы демонстрируют сложное циклическое поведение в условиях многоосного непропорционального нагружения – дополнительное циклическое упрочнение или разупрочнение;
- при непропорциональном циклическом нагружении критерий эквивалентных деформаций или интенсивности деформаций не является критерием эквивалентности и может привести к неконсервативным оценкам.

Суммируя приведенные выше результаты, общую структуру эволюционных уравнений накопления усталостных повреждений в элементарном объеме материала с учетом совместного действия механизмов мало- и многоциклового усталости можно представить в виде:

$$\dot{\omega}_i = f_1(\beta)f_2(\omega_i)f_3(W_i)f_4(\dot{W}_i), \quad i = e, p, \quad (20)$$

где функции f_j , $j = \overline{1,4}$, учитывают: объемность напряженного состояния ($f_1(\beta)$); уровень накопленной поврежденности ($f_2(\omega_i)$); накопленную относительную энергию повреждения, затраченную на образование дефектов ($f_3(W_i)$); скорость изменения энергии повреждения ($f_4(\dot{W}_i)$).

В уравнении (20):

$$f_1(\beta) = \exp \beta, \quad f_2(\omega_i) = \begin{cases} 0, & W_i \leq W_a, \\ \omega_i^{1/3}(1-\omega_i)^{2/3}, & W_i > W_a \wedge \omega_i \leq 1/3, \\ (\sqrt[3]{16}/9)\omega_i^{-1/3}(1-\omega_i)^{-2/3}, & W_i > W_a \wedge \omega_i > 1/3, \end{cases} \quad (21)$$

$$f_3(W_p) = \frac{W_p - W_a}{W_p^f - W_a}, \quad f_4(\dot{W}_p) = \frac{\dot{W}_p}{W_p^f - W_a}, \quad (22)$$

$$f_3(W_e) = \frac{W_e}{W_e^f} [1 - f(\gamma)], \quad f_4(\dot{W}_e) = \frac{\dot{W}_e}{W_e^f} [1 - f(\gamma)],$$

где β – параметр объемности напряженного состояния, W_a – значение энергии повреждения в конце стадии зарождения рассеянных повреждений при МЦУ, а W_e^f ,

W_p^f – значения энергии, соответствующие образованию макроскопической трещины при МнЦУ и МЦУ соответственно.

Функцию $f(\gamma)$ представим в виде:

$$f(\gamma) = \begin{cases} 1, & \text{при } \gamma \leq 1, \\ 1 - w_*(\gamma_*/\gamma)^2 \exp[k(\gamma_* - \gamma)] & \text{при } 1 < \gamma < \gamma_*, \\ 1 - w_* & \text{при } \gamma \geq \gamma_*, \end{cases} \quad (23)$$

где w_* , γ_* и n – экспериментально определяемые параметры материала [24]. График функции показан на рис. 2 сплошной линией.

Длительность фазы зарождения микродефектов будем связывать со значением параметра W_a .

Когда микродефекты вырастают до размеров, сопоставимых со средним расстоянием между ними, начинается процесс слияния (разрыв оставшихся промежутков сплошности между дефектами). В настоящей статье детальная модель слияния полостей не строилась, а для учета этого процесса кинетическое уравнение за счет члена $f_2(\omega)$ сформулировано таким образом, чтобы при достижении поврежденностью значения $\omega = 1/3$ зависимость $\dot{\omega} = f_1(\omega)$ учитывала «лавинообразное» нарастание величины поврежденности.

При механизмах исчерпания ресурса, сочетающих МЦУ и МнЦУ, суммарная усталостная поврежденность определяется выражением

$$\Delta\omega = \Delta\omega_p + \Delta\omega_e, \quad \omega = \sum \Delta\omega. \quad (24)$$

Критерий прочности поврежденного материала

Интегрируя эволюционное уравнение (20), для величины поврежденности совместно с определяющими уравнениями циклической пластичности (1)–(15) при известной истории нагружения можно получить условие образования макроскопической трещины (критерий разрушения). При этом в момент достижения величины поврежденности критического значения $\omega = \omega_f$ материал в рассматриваемом элементарном объеме настолько поврежден, что любое дальнейшее нагружение, по существу, невозможно без того, чтобы не произошло разрушение объема материала на макроскопическом уровне.

С учетом вышесказанного в качестве критерия окончания фазы развития рассеянных микроповреждений принимается условие достижения величиной поврежденности ω своего критического значения:

$$\omega = \omega_f \leq 1. \quad (25)$$

2. Определение параметров модели механики поврежденной среды при МнЦУ

Методика определения материальных параметров и скалярных функций определяющих соотношений МПС при МЦУ подробно изложена в [25].

В общем случае для практического применения модели поврежденной среды при МнЦУ необходимо для каждого конструкционного материала знать следующие материальные параметры:

– w_* – асимптотическое значение относительной удельной «опасной» энергии за цикл (характеризует начало участка совместного действия деградационных механизмов МЦУ и МнЦУ);

- γ_* – относительное значение амплитуды интенсивности напряжений σ_n , соответствующее w_* ;
- k – степенной показатель в функции $f(\gamma)$, позволяющий осуществить нелинейность влияния МнЦУ;
- σ_n^R – амплитуду интенсивности напряжений, соответствующую условному пределу усталости σ_R ;
- W_e^f – критическое значение «опасной» энергии при МнЦУ.

Для определения материальных параметров эволюционных уравнений накопления усталостных повреждений при МнЦУ из исследуемого конструкционного материала изготавливается серия лабораторных образцов, которые подвергаются одноосному циклическому растяжению-сжатию для определения количества циклов до зарождения усталостной трещины N_f в рабочей части образца. Эксперимент проводится при заданной амплитуде интенсивности деформаций ϵ_n^T , отвечающей техническому пределу текучести материала σ_T . Из эксперимента также находится значение «опасной» энергии МнЦУ W_e^f .

Параметры γ_* и σ_n^R связаны формулой $\gamma_* = \sigma_n^*/\sigma_n^R$, где σ_n^* – то значение интенсивности тензора напряжений, после которого приращение относительной «опасной» энергии за цикл не зависит от амплитуды деформации (см. рис. 1). При определении материальных параметров эволюционных уравнений накопления усталостных повреждений при МнЦУ значение σ_n^* принимается равным $\sigma_n^* = \sigma_n^T$, а $\sigma_n^R = \sigma_n^T/3$, если условный предел выносливости материала принять равным $\sim 10^{12}$ циклов.

Значение параметра w_* выбирается из имеющейся экспериментальной информации таким образом, чтобы влияние МнЦУ начинало сказываться с момента расхождения экспериментального графика усталостной долговечности с расчетным графиком, полученным по математической модели усталостной долговечности при МЦУ [24]. Значение параметра w_* находится в диапазоне $0 < w_* < 1$.

Значение параметра k выбирается из условия наилучшего приближения расчетной кривой усталости к экспериментальной.

3. Численные результаты

В статье [18] представлены экспериментальные данные о циклическом неупругом деформировании и усталостном разрушении сталей 20 и 08X18H12T при одночастотном нагружении с нижней частотой, одночастотном нагружении с верхней частотой и двухчастотном нагружении с различными частотами. Исследование усталости металлов как при одночастотном, так и при двухчастотном режимах нагружения проводили на установке МИР-СТ, предназначенной для испытаний металлических образцов на усталость при одноосном растяжении-сжатии в условиях симметричного и асимметричного циклов нагружения.

Испытывались гладкие цилиндрические образцы конструкционных сталей – среднеуглеродистой стали 20 (в условиях поставки), аустенитной стали 08X18H12T (1) (исходное состояние) и 08X18H12T (2) (после эксплуатационной наработки).

Каждый из вышеперечисленных материалов исследовался при следующих режимах нагружения:

- режим нагружения 1 – одночастотное высокочастотное (34 Гц) нагружение при симметричном цикле;

– режим нагружения 2 – одночастотное высокочастотное (34 Гц) нагружение при асимметричном цикле (среднее напряжение цикла $\sigma_m = 50$ МПа);

– режим нагружения 3 – одночастотное низкочастотное (малоцикловое, 0,082 Гц) нагружение при асимметричном цикле ($\sigma_m = 50$ МПа). Это испытание осуществляли на установке УМЭ 10ТМ;

– режим нагружения 4 – двухчастотное нагружение при переменной асимметрии цикла, изменяющейся в пределах от 0 до 100 МПа.

В результате исследования усталостной долговечности сплавов при указанных режимах нагружения были получены кривые усталости в координатах «амплитуда напряжения – логарифм числа циклов до разрушения».

В таблицах 1–4 для сталей 20, 08X18H12T (1) и 08X18H12T (2) представлены основные физико-механические характеристики и материальные параметры МПС, определенные по результатам эксперимента и используемые в расчетах.

Таблица 1

**Основные физико-механические характеристики
и параметры модели МПС конструкционных сталей**

Характеристики	Материал		
	08X18H12T (1)	08X18H12T (2)	Сталь 20
K , МПа	166616	166616	175000
G , МПа	76900	76900	80770
C_p^0 , МПа	175	180	200
g_1 , МПа	24090	24090	19000
g_2	286	286	224
g_3 , МПа	0	0	0
g_4	0	0	0
g_5	0	0	0
a	5	5	5
W_a , МДж/м ³	0	0	0
W_p^f , МДж/м ³	1350	1964	416
γ_*	1,111	1,200	1,095
w_*	0,188	0,306	0,166
k	-60,10	-33,06	-45,38
W_e^f , МДж/м ³	712	1800	9200

Таблица 2

**Значение модуля монотонного изотропного упрочнения q_1
от длины траектории пластического деформирования χ
для аустенитной стали в исходном состоянии ($q_2 = 0$)**

χ	0	0,002	0,004	0,006	0,008	0,01	0,015	0,02	0,03
q_1 , МПа	-4471	-4188	-3859	-2460	-182	888	1531	1274	913

Таблица 3

**Значение модуля монотонного изотропного упрочнения q_1
от длины траектории пластического деформирования χ
для аустенитной стали после эксплуатационной наработки ($q_2 = 0$)**

χ	0	0,002	0,004	0,006	0,008	0,01	0,015	0,02	0,03
q_1 , МПа	-4471	-4188	-3859	-2460	-182	888	1531	1274	913

Таблица 4

Значение модуля монотонного изотропного упрочнения q_1
от длины траектории пластического деформирования χ
для среднеуглеродистой стали 20 ($q_2 = 0$)

χ	0	0,0005	0,0025	0,005	0,007	0,009	0,01	0,015	0,02
q_1 , МПа	-23505	-11300	3000	50	240	560	720	700	650

На рис. 3–5 и в таблицах 5–7 приведены результаты сравнения расчетных и экспериментальных данных. Здесь и далее сплошными линиями отмечены осредненные опытные данные, круглыми маркерами – результаты расчетов по предложенной модели МПС, а треугольными маркерами показаны результаты расчета по модели МПС, предложенной в [24]. Видно, что в области МЦУ и в переходной области расчеты по обеим моделям МПС практически совпадают как между собой, так и с опытными данными. В области МнЦУ модель МПС, предложенная в [24], дает существенно завышенные прогнозные результаты, а модель МПС, предложенная в настоящей статье, качественно и с необходимой для практических расчетов точностью количественно описывает экспериментальные результаты.

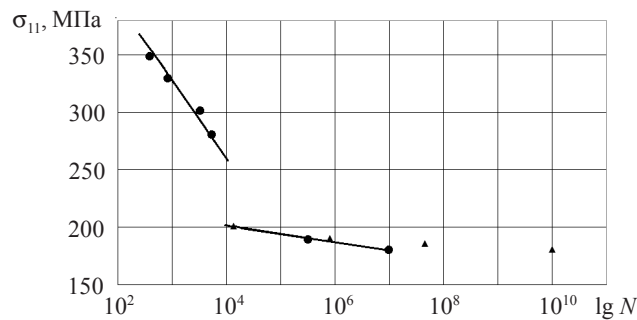


Рис. 3

Таблица 5

Результаты сравнения опытных и расчетных данных
по усталостной долговечности стали аустенитного класса 08X18H12T (1)

Амплитуда цикла σ_{11} , МПа	Экспериментальное число циклов до разрушения N_f	Число циклов до разрушения N_f по предложенной модели МПС	Число циклов до разрушения N_f по модели МПС [24]
180	>10 ⁷	9035704	>10 ¹⁰
190	393000	320550	787120
200	14000	14000	14000
280	5084	5312	–
300	3091	3103	–
330	1125	865	–
350	475	409	–

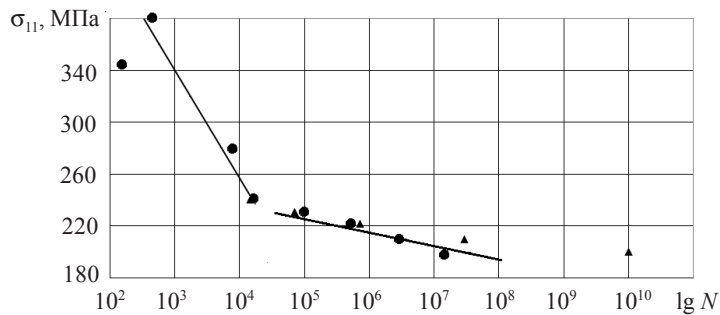


Рис. 4

Таблица 6

Результаты сравнения опытных и расчетных данных по усталостной долговечности стали аустенитного класса 08X18H12T (2)

Амплитуда цикла σ_{11} , МПа	Экспериментальное число циклов до разрушения N_f	Число циклов до разрушения N_f по предложенной модели МПС	Число циклов до разрушения N_f по модели МПС [24]
200	$>10^7$	15121953	$>10^{10}$
210	2740000	2894990	29927000
220	994000	554225	696000
230	35000	106102	73250
240	16000	16000	15891
280	4800	7563	—
380	330	458	—

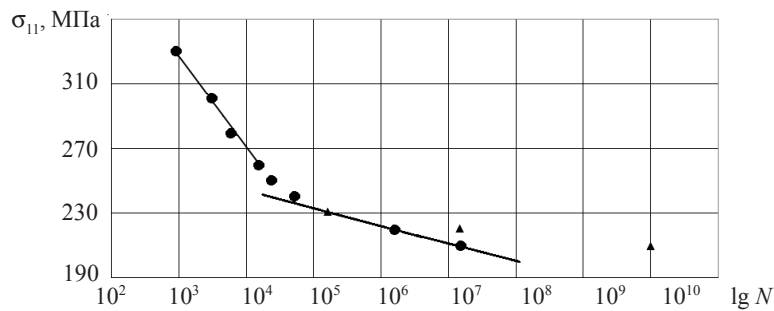


Рис. 5

Таблица 7

Результаты сравнения опытных и расчетных данных по усталостной долговечности среднеуглеродистой стали 20

Амплитуда цикла σ_{11} , МПа	Экспериментальное число циклов до разрушения N_f	Число циклов до разрушения N_f по предложенной модели МПС	Число циклов до разрушения N_f по модели МПС [24]
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>
210	$>1,3 \cdot 10^7$	14676066	$>10^{10}$
220	3230000	1691232	14830000
230	163000	160000	163000

Таблица 7 (продолжение)

1	2	3	4
240	109000	53604	–
250	45000	23650	–
260	16000	16124	–
280	6985	6127	–
300	3110	3100	–
330	878	976	–

В статье [22] представлены результаты экспериментальных исследований многоциклового усталостной долговечности жаропрочного сплава ВЖ-159 в условиях действия высоких температур. Экспериментальные исследования процессов МнЦУ в области температур, достигающих 1000 °С, проведены с использованием надежного испытательного оборудования, позволяющего реализовывать знакопеременное циклическое нагружение. Испытательная установка Amsler 150HF P5100, используемая в [22], отвечает всем требованиям, предъявляемым к испытательным машинам указанного класса. При проведении испытаний она была доукомплектована нагревательным устройством, позволяющим поддерживать в рабочей зоне образца температуру до 1000 °С, и системой высокотемпературных захватов для лабораторных образцов выбранной формы (цилиндрических сплошных). Образец находился в условиях одноосного растяжения-сжатия осевыми силами, интенсивность которых менялась в цикле от минимальных до максимальных значений (режим мягкого нагружения).

При рабочей температуре 850 °С были проведены испытания и получены усталостные кривые в координатах «амплитуда напряжений – логарифм числа циклов до разрушения» для материала ВЖ-159 при симметричном и асимметричном циклах нагружения. В цикле нагружения осуществлялся контроль амплитуды напряжения и среднего напряжения цикла.

Обработка экспериментальной информации позволила получить набор усталостных кривых из исследуемого материала при различных уровнях задаваемого среднего напряжения цикла (разных коэффициентах асимметрии цикла $r = -1; -0,7; -0,5$). В таблице 8 для жаропрочного сплава ВЖ-159 представлены основные физико-механические характеристики и материальные параметры МПС, определенные по результатам эксперимента и используемые в расчетах.

Таблица 8

**Основные физико-механические характеристики
и параметры модели МПС жаропрочного сплава ВЖ-159 при $T = 850$ °С**

Характеристика	K , МПа	G , МПа	C_p^0 , МПа	g_1 , МПа	g_2	a	W_a , МДж/м ³	W_p^f , МДж/м ³
ВЖ-159	113000	52000	80	51800	890	5	0	5

Результаты сравнения расчетных и экспериментальных данных представлены на рис. 6 и в таблице 9. На рисунке сплошными линиями отмечены осредненные опытные данные, круглыми маркерами – результаты расчетов по предложенной модели МПС, а треугольными маркерами – результаты расчетов по модели МПС, предложенной в [24]. Видно, что здесь, как и в предыдущем примере, модель МПС, предложенная в [24], дает существенно завышенные результаты усталостной долговечности поликристаллических конструкционных сплавов.

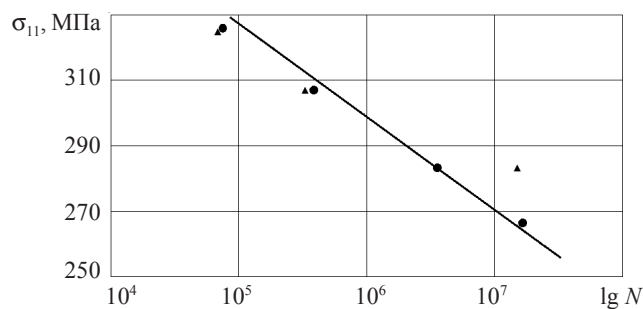


Рис. 6

Таблица 9

Результаты сравнения опытных и расчетных данных по усталостной долговечности жаропрочного сплава ВЖ-159

Амплитуда цикла σ_{11} , МПа	Экспериментальное число циклов до разрушения N_f	Число циклов до разрушения N_f по предложенной модели МПС	Число циклов до разрушения N_f по модели МПС [24]
266	$>1,3 \cdot 10^7$	16363000	$>10^{12}$
283	3168267 4169396 3644912	3620700	15120000
307	386438 229776	393910	345650
326	60500 178100	74040	70000

В целом сопоставление результатов расчетов и экспериментальных данных показывает, что развитая модель МПС качественно и с необходимой для практических расчетов точностью количественно описывает процессы усталостной долговечности (МЦУ и МнЦУ) поликристаллических конструкционных сплавов при совместном действии механизмов мало- и многоциклового усталости.

Заключение

Для описания усталостной долговечности поликристаллических конструкционных сплавов при совместном действии механизмов, сочетающих мало- и многоцикловую усталость, проведена оценка достоверности определяющих соотношений МПС путем сопоставления результатов численных экспериментов с опытными данными по пластическому деформированию и накоплению усталостных повреждений в ряде конструкционных сплавов (08X18H12T, сталь 20, ВЖ-159) при циклическом нагружении, которая подтвердила правильность моделирования и определения материальных параметров.

Список литературы

1. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ. Предсказание. Предотвращение. М.: Мир, 1984. 624 с.
2. Романов А.Н. Разрушение при малоцикловом нагружении. М.: Наука, 1988. 279 с.

3. Трощенко В.Т. *Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении*. Киев: Наукова думка, 1981. 343 с.
4. Лэмба Г.С., Сайдботтом О.М. Пластичность при циклическом нагружении по непропорциональным траекториям. *Теоретические основы инженерных расчетов*. 1978. Т. 100. №1. С. 108–126.
5. Макдауэл Д.Л. Экспериментальное изучение структуры определяющих уравнений для непропорциональной циклической пластичности. *Теоретические основы инженерных расчетов*. 1985. №4. С. 98–111.
6. Охаси И., Каваи М., Каито Т. Неупругое поведение стали 316 при многоосных непропорциональных циклических нагружениях при повышенной температуре. *Теоретические основы инженерных расчетов*. 1985. Т. 107. №2. С. 6–15.
7. Tanaka E., Murakami S., Ooka M. Effects of strain path shapes on nonproportional cyclic plasticity. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1985. Vol. 33. No 6. P. 559–575.
8. Taleb L., Cailletaud G., Saï K. Experimental and numerical analysis about the cyclic behavior of the 304L and 316L stainless steels at 350 °C. *International Journal of Plasticity*. 2014. Vol. 61. P. 32–48.
9. Митенков Ф.М., Кайдалов В.Б., Коротких Ю.Г. и др. *Методы обоснования ресурса ЯЭУ*. М.: Машиностроение, 2007. 448 с.
10. Волков И.А., Коротких Ю.Г. *Уравнения состояния вязкоупругопластических сред с повреждениями*. М.: Физматлит, 2008. 424 с.
11. Волков И.А., Игумнов Л.А. *Введение в континуальную механику поврежденной среды*. М.: Физматлит, 2017. 304 с.
12. Волков И.А., Игумнов Л.А., Коротких Ю.Г., Казаков Д.А., Емельянов А.А., Тарасов И.С., Гусева М.А. Программная реализация процессов вязкопластического деформирования и накопления повреждений в конструкционных сплавах при термомеханическом нагружении. *Проблемы прочности и пластичности*. 2016. Т. 78. №2. С. 188–207.
13. Мураками С. Сущность механики поврежденной среды и ее приложение к теории анизотропных повреждений при ползучести. *Теоретические основы инженерных расчетов*. 1983. №2. С. 44–50.
14. Леметр Ж. Континуальная модель повреждения, используемая для расчета разрушения пластичных материалов. *Труды Американского общества инженеров-механиков. Сер. Д. Теоретические основы инженерных расчетов*. 1985. Т. 107. №1. С. 90–98.
15. Боднер С.Р., Линдхолм У.С. Критерий приращения повреждения для зависящего от времени разрушения материалов. *Труды Американского общества инженеров-механиков. Сер. Д. Теоретические основы инженерных расчетов*. 1976. Т. 100. №2. С. 51–58.
16. Chaboche J.L. Constitutive equation for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International Journal of Plasticity*. 1989. Vol. 5. No 3. P. 247–302.
17. Трощенко В.Т. Рассеянные усталостные повреждения металлов и сплавов. Сообщение 3. Деформационные энергетические критерии. *Проблемы прочности*. 2006. №1. С. 5–31.
18. Хамаза Л.А., Коваленко В.А. Сопротивление металлов усталостному разрушению и деформированию при двухчастотном нагружении. Сообщение 1. Методика и результаты исследования усталости и неупругости металлов при двухчастотном циклическом нагружении. *Проблемы прочности*. 1989. №10. С. 7–18.
19. Волков И.А., Игумнов Л.А., Коротких Ю.Г. *Прикладная теория вязкопластичности*. Нижний Новгород: Изд-во ННГУ, 2015. 318 с.
20. Митенков Ф.М., Волков И.А., Игумнов Л.А., Коротких Ю.Г. и др. *Прикладная теория пластичности*. М.: Физматлит, 2015. 284 с.
21. Волков И.А., Игумнов Л.А., Тарасов И.С., Шишулин Д.Н., Пичков С.Н., Маркова М.Т. Моделирование пластического деформирования поликристаллических конструкционных сплавов при блочных несимметричных режимах мягкого малоциклового нагружения. *Проблемы прочности и пластичности*. 2019. Т. 81. №1. С. 63–76.
22. Антипов А.А., Горохов А.Н., Горохов В.А., Казаков Д.А., Капустин С.А. Экспериментально-теоретическое исследование усталости материалов и конструкций в условиях высокотемпературных многоцикловых нагружений. *Проблемы прочности и пластичности*. 2014. Вып. 76. Ч. 1. С. 26–38.

23. Новожилов В.В. О перспективах феноменологического подхода к проблеме разрушения. *Механика деформируемых тел и конструкций*. М.: Машиностроение, 1975. С. 349–353.

24. Большухин М.А., Зверев Д.Л., Кайдалов В.Б. и др. Оценка долговечности конструкционных материалов при совместных процессах малоциклового и многоциклового усталости. *Проблемы прочности и пластичности*. 2010. Вып. 72. С. 28–35.

25. Волков И.А., Коротких Ю.Г., Панов В.А., Шишулин Д.Н. Моделирование процессов накопления усталостных повреждений в конструкционных сталях при блочном малоцикловом нагружении. *Вычислительная механика сплошных сред*. 2014. Т. 7. №1. С. 15–22.

References

1. Callings J.A. *State Equation for Viscoelasticoplastic Media with Injuries*. New York, Chichester, Brisbane, Toronto, Singapore. 1981. 624 p.

2. Romanov A.N. *Razrusheniye pri malotsiklovom nagruzhenii* [Destruction under Low-cycle Loading]. Moscow. Nauka Publ. 1988. 279 p. (In Russian).

3. Troshchenko V.T. *Deformirovaniye i razrusheniye metallov pri mnogotsiklovom nagruzhenii* [Deformation and Destruction of Metals under High-cycle Loading]. Kiev. Naukova dumka Publ. 1981. 343p. (In Russian).

4. Lamba H.S., Sidebottom O.M. Cyclic plasticity for nonproportional paths. Part 1. Cyclic hardening, erasure of memory, and subsequent strain hardening experiments. *J. Eng. Mater. Technol.* 1978. Vol. 100. No 1. P. 96–103. DOI:10.1115/1.3443456.

5. McDowell D.L. An experimental study of the structure of constitutive equations for nonproportional cyclic plasticity. *J. Eng. Mater. Technol.* 1985. Vol. 107. No 4. C. 307–315. DOI: 10.1115/1.3225824.

6. Ohashi Y., Kawai M., Kaito T. Inelastic behavior of type 316 stainless steel under multiaxial nonproportional cyclic stressings at elevated temperatur. *J. Eng. Mater. Technol.* 1985. Vol. 107. No 2. P. 101–109. DOI:10.1115/1.3225781.

7. Tanaka E., Murakami S., Ooka M. Effects of strain path shapes on nonproportional cyclic plasticity. *J. Mech. Phys. Solids*. 1985. Vol. 33. No 6. P. 559–575.

8. Taleb L., Cailletaud G., Sa'i K. Experimental and numerical analysis about the cyclic behavior of the 304L and 316L stainless steels at 350 °C. *Int. J. Plasticity*. 2014. Vol. 61. P. 32–48.

9. Mitenkov F.M., Kaydalov V.B., Korotkikh Yu.G. *Metody obosnovaniya resursa yadernykh energeticheskikh ustanovok* [Methods of Substantiation of the Resource of Nuclear Power Plants]. Moscow. Mashinostroenie Publ. 2007. 448 p. (In Russian).

10. Volkov I.A., Korotkikh Yu.G. *Uravneniya sostoyaniya vyzakouprugoplasticheskikh sred s povrezhdeniyami* [Equations of State Viscoelasticoplastic Environments with Injuries]. Moscow. Fizmatlit Publ. 2008. 424 p. (In Russian).

11. Volkov I.A., Igumnov L.A. *Vvedeniye v kontinualnuyu mekhaniku povrezhdonnoy sredy* [Introduction to Continuum Mechanics Damaged Environment]. Moscow. Fizmatlit Publ. 2017. 304 p. (In Russian).

12. Volkov I.A., Igumnov L.A., Korotkikh Yu.G., Kazakov D.A., Emelyanov A.A., Tarasov I.S., Guseva M.A. Programmaya realizatsiya protsessov vyzakoplasticheskogo deformirovaniya i nakopleniya povrezhdeniy v konstruktivnykh splavakh pri termomekhanicheskom nagruzhenii [Software impeementation of viscoplastic deformation and damage accumulation processes in structural alloys under thermal-mechanical loading]. *Problemy prochnosti i plastichnosti* [Problems of Strength and Plasticity]. 2016. Vol. 78. No 2. P. 188–207 (In Russian).

13. Murakami S. Notion of continuum damage mechanics and its application to anisotropic creep damage theory. *J. Eng. Mater. Technol.* 1983. Vol. 105. Iss. 2. P. 99–105.

14. Lemaitre J. A Continuous damage mechanics model for ductile fracture. *J. Eng. Mater. Technol.* 1985. Vol. 107. No 1. P. 83–89. DOI: 10.1115/1.3225775.

15. Bodner S.R., Lindholm U.S. An incremental criterion for time-dependent failure of materials. *J. Eng. Mater. Technol.* 1976. Vol. 98. No 2. P. 140–145. DOI:10.1115/1.3443356.

16. Chaboche J.L. Constitutive equation for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *Inter. J. of Plasticity*. 1989. Vol. 5. No. 3. P. 247–302.

17. Troshchenko V.T. Nonlocalized fatigue damage of metals and alloys. Part 3. Strain and energy criteria. *Strength of Materials*. 2006. Vol. 38. Iss.1. P. 1–19.
18. Khamaza L.A., Kovalenko V.A. Resistance of metals to fatigue failure and deformation during two-frequency loading. Report 1. Test methods and results on the fatigue and inelasticity of metals during two-frequency cyclic loading. *Strength of Materials*. 1989. Vol. 21. Iss. 10. P. 1285–1292.
19. Volkov I.A., Igumnov L.A., Korotkikh Yu.G. *Prikladnaya teoriya vyzkoplastichnosti [Applied Theory of Viscoplasticity]*. Nizhny Novgorod. UNN Publ. 2015. 318 p. (In Russian).
20. Mitenkov F.M., Volkov I.A., Igumnov L.A., Korotkikh Yu.G. et al. *Prikladnaya teoriya plastichnosti [Applied Theory of Plasticity]*. Moscow. Fizmatlit Publ. 2015. 284 p. (In Russian).
21. Volkov I.A., Igumnov L.A., Tarasov I.S., Shishulin D.N., Pichkov S.N., Markova M.T. Modelirovaniye plasticheskogo deformirovaniya polikristallicheskih konstruktsionnykh splavov pri blochnykh nesimmetrichnykh rezhimakh myagkogo malotsiklovogo nagruzheniya [Modeling plastic deformation of polychrystalline structural alloys under block-type nonsymmetrical regimes of soft low-cycle loading]. *Problemy prochnosti i plastichnosti [Problems of Strength and Plasticity]*. 2019. Vol. 81. No 1. P. 63–76 (In Russian).
22. Antipov A.A., Gorokhov A.N., Gorokhov V.A., Kazakov D.A., Kapustin S.A. Eksperimentalno-teoreticheskoye issledovaniye ustalosti materialov i konstruktsiy v usloviyakh vysokotemperaturnykh mnogotsiklovykh nagruzheniy [Experimental and theoretical studies fatigue of materials and structures under high-temperature and high-cycle loading]. *Problemy prochnosti i plastichnosti [Problems of Strength and Plasticity]*. 2014. Iss. 76. Pt. 1. P. 26–38 (In Russian).
23. Novozhilov V.V. O perspektivakh fenomenologicheskogo podkhoda k probleme razrusheniya. [On the prospects of a phenomenological approach to the problem of destruction]. *Mekhanika deformiruyemykh tel i konstruktsiy [Mechanics of Deformable Bodies and Structures]*. Moscow. Mashinostroenie Publ. 1975. P. 349–353 (In Russian).
24. Bolshuhin M.A., Zverev D.L., Kaidalov V.B. et al. Otsenka dolgovechnosti konstruktsionnykh materialov pri sovместnykh protsessakh malotsiklovykh i mnogotsiklovykh ustalosti [Assessing the service life of structural materials under combined processes of low-cycle and high-cycle fatigue]. *Problemy prochnosti i plastichnosti [Problems of Strength and Plasticity]*. 2010. Iss. 72. P. 28–35 (In Russian).
25. Volkov I.A., Korotkikh Yu.G., Panov V.A., Shishulin D.N. Modelirovanie protsessov nakopleniya ustalostnykh povrezhdeniy v konstruktsionnykh stalyakh pri blochnom malotsiklovom nagruzhenii [Modeling of fatigue damage accumulation in structural steels under low-cycle block loading]. *Vychislitel'naya mekhanika sploshnykh sred [Computational Continuum Mechanics]*. 2014. Vol. 7. No 1. P. 15–22 (In Russian).

MODELING FATIGUE LIFE OF POLYCRYSTALLINE STRUCTURAL ALLOYS UNDER A COMBINED EFFECT OF LOW- AND HIGH-CYCLE FATIGUE MECHANISMS

Volkov I.A.^{1,2}, Igumnov L.A.², Sikaryov S.N.¹, Shishulin D.N.³, Volkov A.I.¹

¹*Volga State University of Water Transport, Nizhny Novgorod, Russian Federation*

²*Research Institute for Mechanics, National Research Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod, Russian Federation*

³*Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russian Federation*

Processes of fatigue life of polycrystalline structural alloys under a combined effect of low- and high-cycle fatigue are considered. In the framework of mechanics of damaged media (MDM), a mathematical model is developed, which describes processes of plastic deformation and fatigue damage accumulation. The MDM model consists of three interrelated parts: relations defining cyclic elastoplastic behavior of the material, accounting for its dependence on the failure process;

equations describing fatigue damage accumulation kinetics; a strength criterion of the damaged material.

The version of defining relations of elastoplasticity is based on the notion of yield surface and the principle of orthogonality of the plastic strain rate vector to the yield surface at the loading point. This version of equations of state reflects the main effects of the cyclic plastic deformation process of the material for arbitrarily complex loading trajectories.

The version of kinetic equations of damage accumulation is based on introducing a scalar parameter of damage degree. The construction uses energy-based principles and accounts for the main effects of the process of nucleation, growth and merging of microdefects under arbitrarily complex multiaxial loading regimes. A combined form of the evolutionary equation of fatigue damage accumulation in the regions of low-cycle (LCF) and high-cycle (HCF) fatigue is proposed.

It is shown that, under regular cyclic loading of the material, the stress amplitude of the cycle decreases by degrees during the transition from LCF to HCF and depends on the physical interaction of these mechanisms in the transition zone.

The condition when the damage degree attains its critical value is taken as the strength criterion of the damaged material.

A methodology of numerically determining parameters of the evolutionary equation of fatigue damage accumulation in the conditions of HCF is presented.

To assess the reliability and the limits of applicability of the defining relations of MDM, processes of plastic deformation and fatigue damage accumulation in a number of structural alloys in cyclic tests have been numerically studied, and the obtained numerical results have been compared with the data of full-scale experiments.

The results of comparison of the numerical and experimental data reveal that the developed model of mechanics of damaged media adequately describes durability of structures subjected to a combined effect of low- and high-cycle fatigue mechanisms. It is shown that the introduced MDM model qualitatively and, accurately enough for practical engineering purposes, quantitatively describes the main effects of the processes of plastic deformation and fatigue damage accumulation in structural alloys under cyclic loading.

Keywords: low-cycle fatigue, high-cycle fatigue, deformation, stress, damage degree, modeling, mechanics of damaged media, numerical and full-scale experiments.