

УДК 539.4.013.3:669

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ПАРАМЕТРОВ СОСТОЯНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЕДЕНИЯ КРИВЫХ УСТАЛОСТИ

Мыльников В.В.¹, к.т.н., доцент кафедры «Технологии строительства» (mrmylnikov@mail.ru)

Скуднов В.А.², д.т.н., профессор кафедры «Металловедение, термическая и пластическая обработка металлов»

¹ Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет

(603950, Россия, Нижний Новгород, ул. Ильинская, 65)

² Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

(603022, Россия, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

Аннотация. Поведение материалов в различных областях циклического нагружения очень различно и может зависеть как от их состояния, так и от условий испытания. В качестве критериев повреждений при циклическом нагружении может служить ширина петли гистерезиса, параметры теории дислокаций, размах напряжений и их интенсивности, связь с размером зерна и др. Между тем, до сих пор нет общего комплексного математического уравнения, отражающего влияние на повреждение металлов при усталости таких важных характеристик поликристаллов, как плотность или дефектность, скорость релаксации напряжений, скорость нагружения, структурно-энергетическое состояние материала, а именно прочность, твердость и приложенное напряженно-деформированное состояние. В представленной работе рассмотрено влияние циклического нагружения на разрушение с позиций конкуренции скоростей нагружения и релаксации внутренних напряжений с учетом спектра волн пластической деформации. В зависимости от вида и условий нагружения формируется разный спектр волн пластической деформации и разрушения при различных видах и условиях нагружения. Показано, что с увеличением частоты циклического нагружения (скорости деформирования) время нарастания напряжения сокращается, при этом напряжение, соответствующее определенной пластической деформации, увеличивается. Интенсивность снижения сопротивления разрушению материала связана с интенсивностью накопления повреждений. Получены общие аналитические уравнения для описания поведения кривых усталости поликристаллических металлов и сплавов, позволяющие представить влияние факторов их состояния в зависимости от внешних условий циклического нагружения. Уравнения позволяют моделировать различные ситуации поведения поликристаллов при усталости в металлах, а так же анализировать кривые усталости материалов, находящихся в различных состояниях. Поскольку скорость релаксации в поликристаллах – величина векторная $\vec{\epsilon} = \vec{\epsilon}_{пл.д} + \vec{\epsilon}_р$, представляющая сумму векторов скорости пластической деформации ($\vec{\epsilon}_{пл.д}$) и скорости собственно разрушения $\vec{\epsilon}_р$ – зарождение и рост трещин, то с учетом этого можно получить, что с ростом $\vec{\epsilon}_{пл.д}$ при постоянстве общей скорости релаксации скорость разрушения снизится и кривая усталости пойдет ниже (положе). Построены кривые усталости при различных показателях структурно-энергетического состояния – твердости по Бринеллю и коэффициентах, зависящих от плотности.

Ключевые слова: сопротивление усталости, повреждаемость, скорость релаксации внутренних напряжений, частота циклического нагружения (скорость деформирования), плотность, твердость, напряженное состояние материала.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-244-250

Проблема усталости, как и 100 лет назад, является одной из актуальных. Подавляющее большинство (около 90 %) поломок деталей машин и конструкций возникает от накопления повреждений при циклических нагрузках [1].

Одной из основных задач современного материаловедения является изучение природы усталостного разрушения, так как от сопротивления усталости во многом зависит работоспособность и надежность конструкций и изделий в машиностроении, авиастроении и других видах промышленности [2, 3]. Частые случаи усталостного разрушения свидетельствуют о недостаточности знаний природы этого явления, связанного со сложностью процессов, протекающих в материалах под воздействием переменных нагрузок [1].

Поведение материалов в различных областях циклического нагружения очень различно и может зависеть как от их состояния, так и от условий испытания [4 – 9].

В качестве критериев повреждений при циклическом нагружении может служить ширина петли гистерезиса [10, 11], параметры теории дислокаций [12 – 14], размах напряжений (формула Мэнсона-Коффина) и их интенсивности [15 – 18], связь с размером зерна (уравнение Холла-Петча) [19, 20] и т. д. [9, 21 – 23].

Между тем, до сих пор нет общего комплексного математического уравнения, отражающего влияние на повреждение металлов при усталости таких важных характеристик поликристаллов, как плотность (дефектность), скорость релаксации напряжений, скорость нагружения, структурно-энергетическое состояние материала (прочность, твердость) и приложенное возникающее напряженно-деформированное состояние.

Получаемые из опытов кривые усталости (диаграммы Велера) [24] систематизированы в несколько характерных типов (рис. 1) и даются в координатах оптимальное (σ_{max}) или амплитудное (σ_a) напряжение – долговечность ($\ln N$). Как обычно, они описываются лишь эмпиричес-

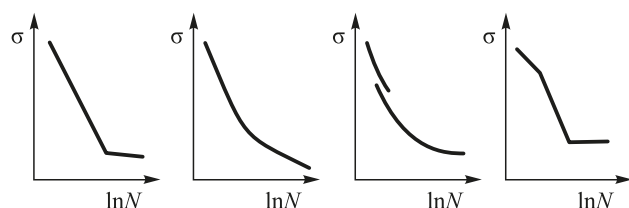


Рис. 1. Основные типы экспериментальных кривых усталости

Fig. 1. The main types of experimental fatigue curves

ким уравнением Вейбулла $\sigma N^Q = \text{const}$ [25, 26]. Перечисленных параметров состояния поликристаллов в явном виде в этом уравнении не содержится.

Целью настоящей работы является попытка получения общего теоретического уравнения для описания связи $\sigma_a(N)$, в котором бы содержались все необходимые параметры состояния и отражалось поведение поликристаллов при усталости и общий характер кривой усталости Велера, а так же объяснялся характер разных типов диаграмм усталости различных материалов.

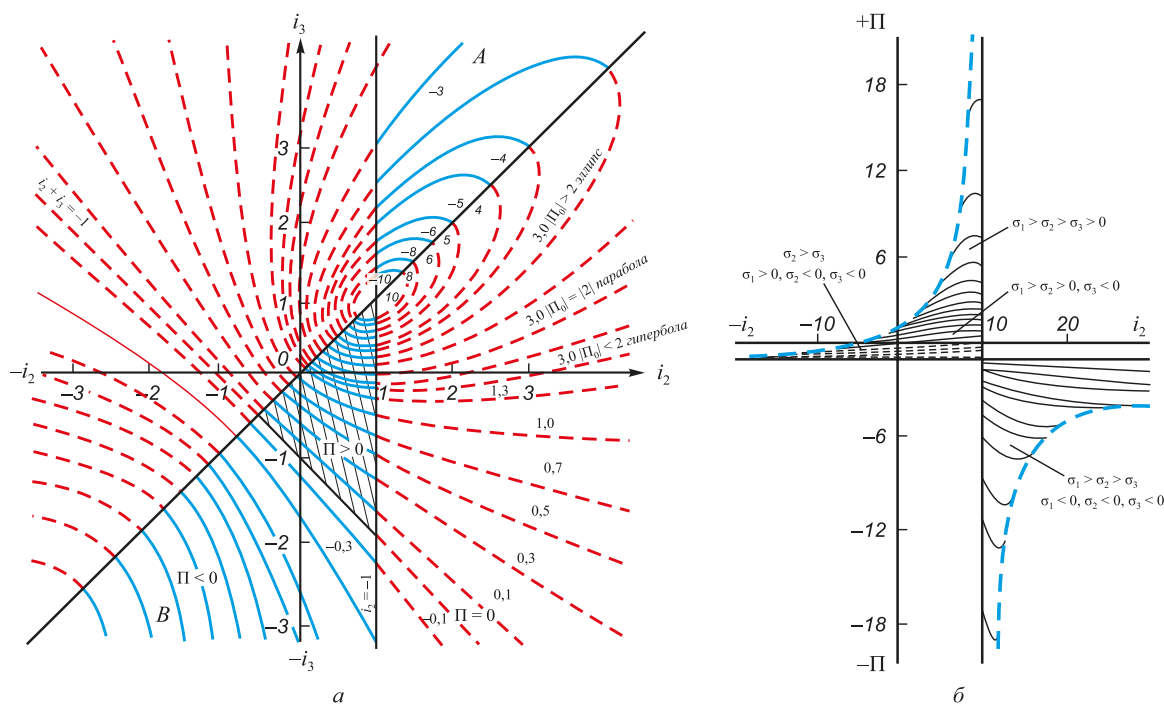
Изменение показателей напряженного состояния при механических испытаниях

Как известно [4 – 7, 12, 13, 21], процесс усталостно-разрушения металлов и сплавов происходит путем

постепенного развития и накопления повреждений, вначале субмикроскопических, затем микроскопических с последующим переходом к макроскопическим нарушениям сплошности – образованию усталостных трещин.

Учет влияния условий циклического нагружения оценивается уровнем напряжений при различном напряженном состоянии (изгиб с вращением, растяжение-сжатие, кручение и т. д.), частотой нагружения и температурой.

Теоретически возможные значения показателя напряженного состояния Π получены из анализа выражения при условии, что значения $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 \neq 0$. Они представлены на рис. 2, а в системе координат $\Pi = \varphi(i_1, i_2, i_3)$, где $i_1 = \sigma_1/\sigma_1 = 1,0$; $i_2 = \sigma_2/\sigma_1$; $i_3 = \sigma_3/\sigma_1$. Графики линии одинаковой концентрации Π при значениях $\Pi > 2$ будут эллипсом, при $\Pi = 2$ – параболой и при $\Pi < 2$ – гиперболой. Область применения функции находится из неравенств $1 \geq i_2 \geq i_3$ и $1 \leq i_2 \leq i_3$. Область, определенная первым неравенством, обозначена буквой А, вторым неравенством – В. Функция Π будет положительна в области В лишь в обозначенном штриховкой треугольнике, ограниченном прямыми линиями: $i_3 = i_2$; $i_2 = 1,0$ и $i_2 + i_3 = 1,0$. Во всех остальных случаях в области В, а также во всей области А величина Π отрицательна.

Рис. 2. Теоретическое значение показателя напряженного состояния Π , вычисленное из выражения $\Pi = \pm \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i}$:

а – в зависимости от безразмерных величин $i_1 = \sigma_1/\sigma_1 = 1,0$; $i_2 = \sigma_2/\sigma_1$; $i_3 = \sigma_3/\sigma_1$ (области действительных значений Π обозначены сплошными линиями); б – то же, но в другой системе координат, в интервале значений Π от -18 до $+18$

Fig. 2. Theoretical value of the index stressed state Π calculated by the expression

$$\Pi = \pm \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i}$$

а – depending on the dimensionless values $i_1 = \sigma_1/\sigma_1 = 1,0$; $i_2 = \sigma_2/\sigma_1$; $i_3 = \sigma_3/\sigma_1$ (the field of real values Π is indicated by solid lines); б – the same, but in a different coordinate system, the range of values of Π from -18 to $+18$

Значения Π в интервале от -18 до $+18$, охватывающие практические области напряженных состояний механических испытаний, представлены на рис. 2, б (при $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 \neq 0$). Они могут быть отнесены к любой стадии поведения деформируемого твердого тела, включая упругую, пластическую области и момент его разрушения.

Модель соотношения частоты циклического нагружения и скоростей нагружения и релаксации внутренних напряжений

Влияние частоты нагружения на усталость можно рассматривать как влияние на сопротивление усталости (пластическому деформированию) скорости деформирования, либо продолжительности времени действия напряжений. Частота повторения нагрузки определяет важные параметры циклического нагружения, влияющие на характеристики металлов и сплавов: скорость нарастания и убывания нагрузки (напряжения), а, следовательно, и скорость деформирования и время действия максимальной и минимальной нагрузок цикла. С увеличением частоты циклического нагружения (скорости деформирования) время нарастания напряжения сокращается, при этом напряжение, соответствующее определенной пластической деформации, увеличивается. За каждый цикл нагружения металл теряет меньшую долю запаса пластичности. При этом учитывается, что пластическая деформация сопровождается одновременным протеканием как минимум трех процессов: упрочнения, разрыхления и разупрочнения, зависящих от скорости деформирования.

Если рассмотреть сущность циклического нагружения и разрушения, то фактически оно сводится к конкуренции скоростей нагружения ($\dot{\epsilon}_n$) и скорости релаксации внутренних напряжений ($\dot{\epsilon}_{\text{рел}} = \dot{\epsilon}_p$), заключающихся в накоплении повреждений и фактически являющихся скоростью падения сопротивления разрушению (σ_k) материала, т. е. $\dot{\epsilon}_p$. Скорость нагружения за цикл прием равной

$$\dot{\epsilon}_n = \frac{\Delta\sigma}{\Delta t^{(1)}} \approx \frac{\sigma_a}{\Delta t^{(1)}}, \quad (1)$$

где $\Delta t^{(1)}$ – время, в течение которого достигается максимальное напряжение в цикле (для симметричного цикла $\Delta t^{(1)} = 0,25t_{\text{ц}}$, где $t_{\text{ц}}$ – время цикла).

Скорость релаксации ($\dot{\epsilon}_{\text{рел}}$) примем как скорость снижения сопротивления разрушению (σ_k), описываемую для поликристалла уравнением вида

$$\dot{\epsilon}_{\text{рел}} = \dot{\epsilon}_p = \frac{\sigma_k}{\Delta t^{(1)} K_{\text{ц}} N}, \quad (2)$$

где σ_k – сопротивление разрушению поликристалла при однократном нагружении на разрыв цилиндрического образца; $K_{\text{ц}}$ – коэффициент цикла, учитывающий отно-

шение времени $\Delta t^{(1)}$ ко времени всего цикла (изменяется от нуля до единицы); N – число циклов до разрушения при заданном максимальном или амплитудном напряжении.

Соотношение скоростей $\dot{\epsilon}_p / \dot{\epsilon}_n$ из отношения уравнений (2) и (1) будет определяться как

$$\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_n} = \frac{\sigma_k}{\sigma_a K_{\text{ц}} N}. \quad (3)$$

Оценка предельной деформации металлических сплавов

Поскольку любой поликристалл в произвольном термомеханическом состоянии характеризуется определенными величинами предельной деформации (пластичностью) $\epsilon_i^{\text{пр}}$ и сопротивлением разрушению (прочностью на разрыв) σ_k , зависящими, как правило, от четырех факторов состояния: дефектности, структурно-энергетического состояния, релаксационной способности и напряженно-деформированного состояния, то конкуренция скоростей $\dot{\epsilon}_p / \dot{\epsilon}_n$ будет всегда протекать в подобных состояниях одной самоорганизующейся системы, отличающейся соотношением (диапазоном) указанных параметров состояния. На основании работ [12, 27] В.А. Скудновым [28] были предложены уравнения (4) и (5) для оценки предельной деформации металлических сплавов и сопротивления деформации поликристаллов в зависимости от факторов их состояния: соотношения плотности в исходном и конечном состоянии, структурно-энергетического состояния (соответствия твердости и предела текучести), показателей напряженно-деформированного состояния и соотношения скоростей релаксации внутренних напряжений и скорости нагружения:

$$\epsilon_i^{\text{пр}} = \epsilon_0 + \frac{\ln \left(\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}} \right)}{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2 \right) e^{\alpha \Pi} - \frac{\dot{\epsilon}_{\text{рел}}}{\dot{\epsilon}_n}}; \quad (4)$$

$$\sigma_k = \sigma_{k0} e^{\left[\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2 \right) - \frac{\dot{\epsilon}_{\text{рел}}}{\dot{\epsilon}_n} \epsilon_{\text{рх}} e^{\alpha \Pi} \right] (\epsilon_i^{\text{пр}} - \epsilon_0)}, \quad (5)$$

где ϵ_0 – упругая деформация; $\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}}$ – исходная плотность металла; HB – твердость материала (сплава) в заданном термомеханическом состоянии; σ_T – предел текучести (упругости) основы материала, при котором возможны сдвиги при циклическом нагружении; Π – показатель напряженного состояния, изменяющийся от $-\infty$ (при сжатии) до $+\infty$ (при растяжении); α – коэффициент, учитывающий влияние коэффициентов Лодэ – вида деформаций и напряжений.

Из уравнений (4) и (5) следует, что предельная деформация сплавов снижается с уменьшением исход-

ной плотности и повышением твердости в заданном термомеханическом состоянии, а так же с возрастанием жесткости напряженного состояния и с увеличением скорости деформирования и повышается с увеличением скорости релаксации. Эти уравнения получены в рамках традиционного рассмотрения пластической деформации без учета диссипативных процессов, происходящих в локальных объемах циклически деформируемых металлических материалов. В качестве примера рассмотрим высокопластичные материалы с относительным сужением $\psi = 50 - 70 \%$, применяемые для производства трубных сталей. Эксплуатацию трубных сталей отличает характерная особенность, состоящая в том, что при работе под давлением, под действием коррозионной среды и т. д. пластичность стали снижается до 1 – 2 % при сохранении геометрических размеров труб, хотя при высокой релаксационной способности под давлением труба должна увеличивать свой диаметр, что практически не происходит. Из этого следует, что уравнения (4) и (5) не отражают поведение предельной деформации трубной стали и нуждаются в корректировке.

Волновой характер внутреннего механического поля при знакопеременном нагружении

Академиком В.Е. Паниным [29] убедительно показано, что в условиях сильного возбужденного состояния материала за исходное нужно брать состояние, характеризующее максимум неравновесного термодинамического потенциала, для которого функция распределения атомов в пространстве качественно отличается от таковой для идеального кристалла. Наряду со структурными состояниями исходного кристалла, в условиях сильного возбуждения в пространстве междоузлий появляются новые разрешенные структурные состояния, вакантные, либо занятые возбужденными ионами. Учет их приводит к принципиально новому заключению о возникновении в деформируемом кристалле внутреннего механического поля волновой природы.

В зависимости от вида и условий нагружения формируется разный спектр волн пластической деформации и разрушения при различных видах и условиях нагружения.

При знакопеременном нагружении встречные сдвиги и повороты возникают в пределах отдельных конгломератов зерен, окруженных зонами слабodeформированных зерен. В областях всестороннего сжатия образуется фрагментация материала, его экструзия, в областях всестороннего растяжения наблюдается появление трещин. При знакопеременном нагружении встречные повороты происходят на низком структурном уровне, материал может накапливать большое число микротрещин без разрушения. Переход встречных поворотов на высокий структурный уровень (крупные конгломераты зерен) приводит к возникновению протяженных трещин и разрушению материала. Крупно-

зернистая структура способствует низкой усталостной прочности. Каждый структурный уровень пластической деформации характеризуется своей эффективностью релаксации внутреннего механического поля с определенной последовательностью вовлечения в деформацию различных структурных уровней [29].

Таким образом, при усталостном нагружении стадий релаксационному механизму пластической деформации предшествует волновой характер, при котором размеры изделия не меняются, а пластичность падает практически до нуля. Следовательно, уравнения (4) и (5) примут следующий вид:

$$\varepsilon_i^{np} = \varepsilon_0 + \frac{\ln\left(\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}}\right)}{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) e^{\alpha\Pi} - \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{рел}}{\dot{\varepsilon}_H} - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн}\right]}; \quad (6)$$

$$\sigma_K = \sigma_{K0} e^{\left\{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) - \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{рел}}{\dot{\varepsilon}_H} - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн}\right] \varepsilon_{рх} e^{\alpha\Pi}\right\} (\varepsilon_i^{np} - \varepsilon_0)}, \quad (7)$$

где $\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн}$ – соотношение скоростей с учетом спектра волн пластической деформации; $\varepsilon_{рх} = e^{\omega}$ – коэффициент разрыхления, зависящий от поврежденности ω , изменяющейся от нуля до единицы.

Подставим соотношение (3) в уравнения (6) и (7) и, выразив зависимости $N(\sigma_a)$, получим выражение для связи диаграмм усталости с интересующими параметрами состояния. Они будут иметь следующий вид:

$$N = \frac{\sigma_K}{\sigma_a K_{II} \left[\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) e^{\alpha\Pi} - \frac{\ln\left(\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}}\right)}{\varepsilon_i^{np} - \varepsilon_0} + \left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн} \right]}; \quad (8)$$

$$N = \frac{\sigma_K \varepsilon_{рх} e^{\alpha\Pi}}{\sigma_a K_{II} \left[\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) - \frac{\ln\left(\frac{\sigma_K}{\sigma_{K0}}\right)}{\varepsilon_i^{np} - \varepsilon_0} + \left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_H}\right)_{волн} \varepsilon_{рх} e^{\alpha\Pi} \right]}. \quad (9)$$

Теоретические закономерности кривых усталости, определяемые из уравнений (8) и (9), представлены на рис. 3.

Из уравнений (8) и (9) следует:

– с ростом σ_a число циклов до разрушения снижается, что соответствует феноменологическим представлениям об усталостном разрушении [3 – 5, 9, 10];

– с ростом параметров σ_K , ρ_{M0} , $\frac{\rho_{M0}}{\rho_{Mkp}}$, $\sigma_{рх}$ и снижением относительной твердости кривая усталости расположена выше;

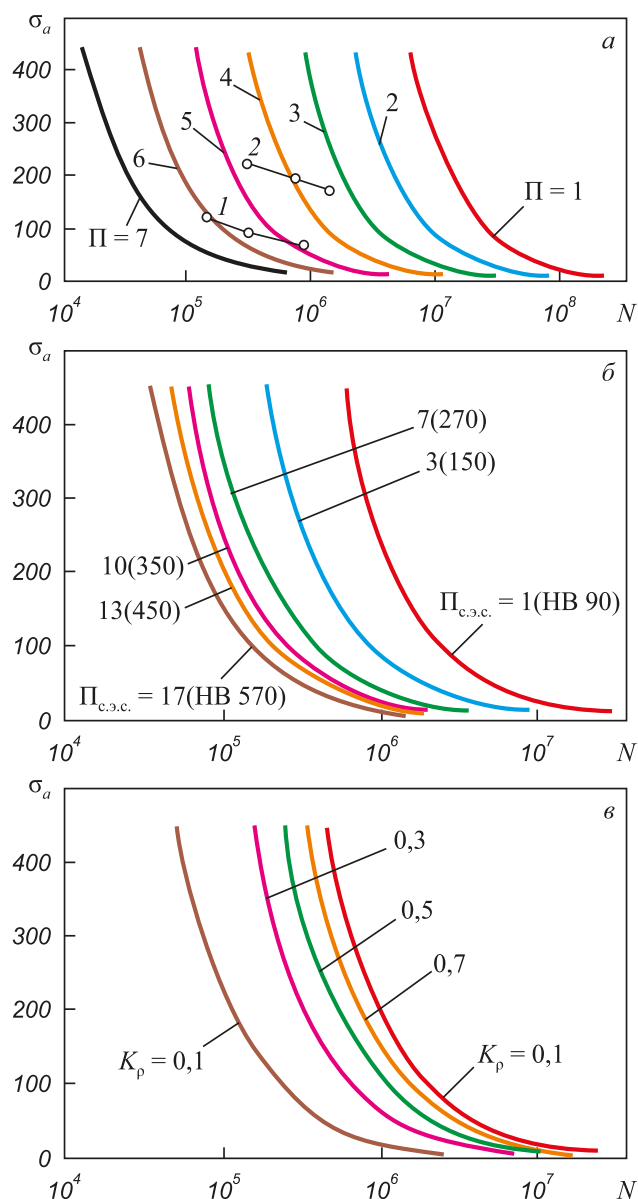


Рис. 3. Теоретические кривые усталости при различных значениях показателей:

a – Π для стали 16ХСН в состояниях I (1) и II (2); *б* – $\Pi_{с.э.с.}$; *в* – при различных значениях плотности

Fig. 3. Theoretical fatigue curves at different parameters values: *a* – Π for steel 16KhSN in states I (1) and II (2); *б* – $\Pi_{с.э.с.}$; *в* – for different values of density

– с ростом показателя напряженного состояния от $-\Pi$ до $+\Pi$, что соответствует переходу от схем сжатия к схемам растяжения, картина обнаруживается двойственная – из уравнения (8) рост показателя Π сам по себе снижает уровень кривой усталости, но так как с увеличением этого показателя уменьшается пластичность, то окончательный итог определится соотношением их вкладов. Из уравнения (9), наоборот, следует, что рост величины Π сам по себе приведет к росту уровня кривой $N(\sigma_a)$, но так как одновременно должны изменяться пластичность и сопротивление разрушению, то итог определится их соотношением;

– умножив и разделив уравнения (8) и (9) на величину ε_i^{np} , подставив вместо $\sigma_k \varepsilon_i^{np}$ величину $A_{уд}(1+n)$ ($A_{уд}$ – удельная работа материала, n – показатель деформационного упрочнения), получим, что с ростом удельной работы (вязкости) разрушения и коэффициента упрочнения кривая пойдет выше;

– поскольку скорость релаксации в поликристаллах – величина векторная $\vec{\varepsilon} = \vec{\varepsilon}_{пл.д} + \vec{\varepsilon}_p$, представляющая сумму векторов скорости пластической деформации ($\vec{\varepsilon}_{пл.д}$) и скорости собственно разрушения $\vec{\varepsilon}_p$ – зарождение и рост трещин, то с учетом этого можно получить, что с ростом $\vec{\varepsilon}_{пл.д}$ при постоянстве общей скорости релаксации скорость разрушения снизится и кривая усталости пойдет ниже (положе).

Уравнения (8) и (9) позволяют моделировать различные ситуации поведения поликристаллов при усталости в металлах, а так же анализировать кривые усталости материалов, находящихся в различных состояниях. В качестве примера на рис. 3, *a* приведены экспериментальные точки поведения стали 16ХСН в двух состояниях. Видно, что в состоянии I (кривая 1) реализовывалось более опасное приложенное напряженное объемное состояние растяжения, характеризующееся показателем $\Pi = 6 \dots 4$, тогда как в состоянии II (кривая 2) имеем $\Pi = 4,5 \dots 3,0$, т. е. состояние II менее опасно. Кривая усталости располагалась выше и правее. На рис. 3, *б*, *в* построены кривые усталости при различных показателях структурно-энергетического состояния ($\Pi_{с.э.с.}$) – твердости по Бринеллю и коэффициентах K_p , зависящих от плотности.

Выводы. Получены общие аналитические уравнения для описания поведения кривых усталости поликристаллических сплавов, а именно сталей, позволяющие представить соотношение факторов их состояния: дефектности, структурно-энергетического состояния, релаксационной способности, напряженно-деформированного состояния в зависимости от внешних условий циклического нагружения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мак-Ивили А.Дж. Анализ аварийных разрушений / Пер. с англ. Э.М. Лазарева, И.Ю. Шкадиной / Под. ред. Л.Р. Ботвиной. – М.: Техносфера, 2010. – 416 с.
2. Готтштайн Г. Физико-химические основы материаловедения / Пер. с англ. К.Н. Золотовой, Д.О. Чаркина / Под. ред. В.П. Зломанова. – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2009. – 400 с.
3. Шанявский А.А., Банов М.Д., Беклемишев Н.Н. Диагностика усталости авиационных конструкций акустической эмиссией. – М.: МАИ, 2017. – 188 с.
4. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов / Пер. с польск. Г.Н. Мехеда / Под ред. С.Я. Яремы. – М.: Металлургия, 1990. – 432 с.
5. Shanyavskiy A. Scales of metal fatigue failures and mechanisms for origin of subsurface fracture formation // Solid State Phenomena. 2017. Vol. 258 SSP. P. 249 – 254.
6. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / Пер. с англ. / Под ред. Б.А. Любова. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
7. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. – М.: Наука, 2015. – 479 с.

8. Мак Лин Д. Механические свойства металлов / Пер. с англ. Л.И. Миркина / Под ред. Я.Б. Фридмана. – М.: Металлургия, 1965. – 432 с.
9. Терентьев В.Ф. Циклическая прочность субмикро- и нанокристаллических металлов и сплавов (обзор) // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2010. № 1. С. 8 – 24.
10. Ребяков Ю.Н., Чернявский О.Ф. Деформационные свойства материалов при сочетании знакопеременного течения и формоизменения // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Математика. Механика. Физика. 2012. № 11 (270). С. 47 – 51.
11. Гаденин М.М. Влияние формы цикла нагружения на сопротивление циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов // Вестник научно-технического развития. 2010. № 9 (37). С. 15 – 19.
12. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
13. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: Металлургиздат, 1958. – 267 с.
14. Орлов А.Н. Зависимость плотности дислокаций от величины пластической деформации и размера зерна // Физика металлов и материаловедение. 1977. Т. 44. № 5. С. 966 – 970.
15. Manson S.S. Behavior of materials under conditions of thermal stress // NACA TN-2933. 1953.
16. Manson S.S., Muralidharam U. Fatigue life prediction in bending from axial fatigue information // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 1987. Vol. 9. No. 5. P. 357 – 372.
17. Coffin L.F. (Jr). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal // Transactions ASME. 1954. Vol. 76. P. 931 – 950.
18. Коротких Ю.Г., Волков И.А., Тарасов И.С., Бородай А.Н. Численное исследование процессов сложного пластического деформирования конструкционных сталей по замкнутым траекториям непропорционального деформирования при малоцикловом нагружении // Проблемы прочности и пластичности. 2009. № 71.С. 26 – 35.
19. Hall E.O. Deformation and ageing of mild steel // Proc. Phys. B. 1951. Vol. 64. No.1. P. 747 – 753.
20. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals // J. Iron Steel Inst. 1953. Vol. 174. P. 25 – 28.
21. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
22. Susmel L., Taylor D. A novel formulation of the theory of critical distances to estimate lifetime of notched components in the medium-cycle fatigue regime // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2007. Vol. 30. No. 7. P. 567 – 581.
23. Mylnikov V.V. Accelerated method to forecast the parameters of metal materials fatigue resistance with consideration of repeated loading frequency // International Journal Of Applied And Fundamental Research. 2013. No. 2. Available at URL: www.science-sd.com/455-24311.
24. Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний: Справочник. – М.: Металлургия, 1978. – 304 с.
25. Weibull W. The phenomenon of rupture in solid // Proc. Royal Swed. Inst. Eng. Res. 1939. Vol. 153. P. 1 – 55.
26. Weibull W. A statistical theory of strength of materials // Ibid. 1939. Vol. 151. P. 5 – 45.
27. Скуднов В.А. Предельные пластические деформации металлов. – М.: Металлургия, 1989. – 176 с.
28. Скуднов В.А. Закономерности поведения кривых усталости // Изв. вуз. Черная металлургия. 1995. № 2. С. 24 – 26.
29. Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов. Т. 1 / Отв. ред. С.Г. Псахье. – Томск: ТГУ, 2015. – 462 с.

Поступила 24 мая 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 3, PP. 244–250.

INFLUENCE OF DIFFERENT STATE PARAMETERS ON THE BEHAVIOR OF FATIGUE CURVES

V.V. Myl'nikov¹, V.A. Skudnov²

¹ Nizhny Novgorod State University of Architecture, Building and Civil Engineering, Nizhny Novgorod, Russia

² Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alexeev, Nizhny Novgorod, Russia

Abstract. The behavior of materials in different areas of cyclic loading is very different and can depend on both their state and the test conditions. As the criteria for damage during cyclic loading, width of the hysteresis loop, parameters of the dislocation theory, magnitude of the stresses and their intensity, relation with the grain size, etc. can serve. Meanwhile, there is still no general complex mathematical equation reflecting the effect on metal damage during fatigue of such important characteristics of polycrystals as the density or defectiveness, the stress relaxation rate, loading rate, structural and energy state of the material, namely, strength and hardness, and the applied emerging stress-strain state. In the present work, the influence of cyclic loading on failure from the point of view of competition of the loading and relaxation rates of internal stresses with allowance for the spectrum of plastic deformation waves is considered. Depending on the type and loading conditions, a different spectrum of the waves of plastic deformation and fracture is formed under different kinds and loading conditions. It is shown that as the frequency of cyclic loading (strain rate) increases, the voltage rise time decreases, and the voltage corresponding to a certain plastic deformation increases. The intensity of reducing the resistance to material destruction is related to the intensity of damage accumulation. General analytical equations for describing the behavior of the fatigue curves of polycrystalline metals and alloys are obtained, which allow one to represent the influence of the factors of their state

in dependence on the influence of the external conditions of cyclic loading. The equation allows to simulate various situations of behavior of polycrystals with fatigue in metals, as well as to analyze the fatigue curves of materials in different states. Since the relaxation rate in polycrystals is the vectorial value $\bar{\epsilon} = \bar{\epsilon}_{pl,d} + \bar{\epsilon}_p$, representing the sum of the vectors of the plastic deformation rate ($\bar{\epsilon}_{pl,d}$) and the actual fracture rate $\bar{\epsilon}_p$ is the nucleation and growth of cracks, then taking this into account, with increasing $\bar{\epsilon}_{pl,d}$ with constant total relaxation rate, the rate of destruction will decrease, the fatigue curve will go lower (position). Fatigue curves are constructed for various parameters of the structural-energy state (Brinell hardness) and density-dependent coefficients.

Keywords: fatigue resistance, defect, stress relaxation rate, frequency of cyclic loading (deformation rate), density, hardness, stress state of material.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-244-250

REFERENCES

1. McEvily A.J. *Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Prevention*. New York: Wiley, 2002, 324 p. (Russ.ed.: McEvily A.J. *Analiz aviariynykh razrushenii*. Moscow: Tekhnosfera, 2010, 416 p.).
2. Gottstein G. *Physical Foundations of Materials Science*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2004. (Russ.ed.: Gottstein G. *Fiziko-khimicheskie osnovy materialovedeniya*. Moscow: Laboratoriya znaniy, 2009, 400 p.).
3. Shanyavskii A.A., Banov M.D., Beklemishev N.N. *Diagnostika ustalosti aviatsionnykh konstruktov akusticheskoi emissiei* [Diagnostics of fatigue of aircraft structures by acoustic emission]. Moscow: MAI, 2017, 188 p. (In Russ.).

4. Kocanda S. *Zmecenione niszczenie metali*. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 1972. (Russ.ed.: Kocanda S. *Ustalostnoe rastreskivanie metallov*. Moscow: Metallurgiya, 1990, 432 p.) (In Polish).
5. Shanyavskiy A. Scales of metal fatigue failures and mechanisms for origin of subsurface fracture formation. *Solid State Phenomena*. 2017, vol. 258 SSP, pp. 249–254.
6. Honeycombe R.W.K. *The plastic deformation of metals*. Edward Arnold Ltd., 2nd. ed., 1984, 483 p. (Russ.ed.: Honeycombe R. *Plasticheskaya deformatsiya metallov*. Moscow: Mir, 1972, 408 p.).
7. Terent'ev V.F., Korableva S.A. *Ustalost' metallov* [Fatigue of metals]. Moscow: Nauka, 2015, 479 p. (In Russ.).
8. McLean D. *Mechanical Properties of Metals*. London: John Wiley & Sons, 1962, 403 p. (Russ.ed.: McLean D. *Mekhanicheskie svoistva metallov*. Moscow: Metallurgiya, 1965, 431 p.).
9. Terent'ev V.F. Cyclic strength submicro – and nanocrystalline metals and alloys (review). *Novi materiali i tekhnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni*. 2010, no. 1, pp. 8–24. (In Russ.).
10. Rebyakov Yu.N., Chernyavskii O.F. Deformation properties of materials under combined alternating current and forming. *Vestnik Yu-zhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Matematika. Mekhanika. Fizika*. 2012, no. 11 (270), pp. 47–51. (In Russ.).
11. Gadenin M.M. Influence of the shape of loading cycle on the resistance to cyclic deformation and fracture of structural materials. *Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya*. 2010, no. 9 (37), pp. 15–19. (In Russ.).
12. Ivanova B.C., Terent'ev V.F. *Priroda ustalosti metallov* [Nature of metals fatigue]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 456 p. (In Russ.).
13. Cottrell A.H. *Dislocation and plastic flow in crystals*. Oxford: Clarendon press, 1953. (Russ. ed.: Cottrell A.H. *Dislokatsii i plasticheskoe techenie v kristallakh*. Moscow: Metallurgizdat, 1958, 267 p.).
14. Orlov A.N. Dependence of dislocation density on grain size and degree of plastic deformation. *Phys Met Metallogr*. 1977, vol. 44, no. 5, pp. 56–60.
15. Manson S.S. *Behavior of materials under conditions of thermal stress*. NACA TN-2933. 1953.
16. Manson S.S., Muralidharam U. Fatigue life prediction in bending from axial fatigue information. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1987, vol. 9, no. 5, pp. 357–372.
17. Coffin L.F. (Jr). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions ASME*. 1954, vol. 76, pp. 931–950.
18. Korotkikh Yu.G., Volkov I.A., Tarasov I.S., Borodoi A.N. Numerical study of processes of complex plastic deformation of structural steel along closed trajectories of disproportionate deformation under low-cycle loading. *Problemy prochnosti i plastichnosti*. 2009, no. 71, pp. 26–35. (In Russ.).
19. Hall E.O. Deformation and ageing of mild steel. *Proc. Phys. B*. 1951, vol. 64, no. 1, pp. 747–753.
20. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals. *J. Iron Steel Inst.* 1953, vol. 174, pp. 25–28.
21. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie* [Large plastic deformations and destruction]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 224 p. (In Russ.).
22. Susmel L. and Taylor D. A novel formulation of the theory of critical distances to estimate lifetime of notched components in the medium-cycle fatigue regime. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2007, vol. 30, no. 7, pp. 567–581.
23. Mylnikov V.V. Accelerated method to forecast the parameters of metal materials fatigue resistance with consideration of repeated loading frequency. *International Journal of Applied and Fundamental Research*. 2013, no. 2. Available at URL: www.science-sd.com/455-24311.
24. Shkol'nik L.M. *Metodika ustalostnykh ispytaniy*. *Spravochnik* [Methodology of fatigue tests. Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 304 p. (In Russ.).
25. Weibull W. The phenomenon of rupture in solid. *Proc. Royal Swed. Inst. Eng. Res.* 1939, vol. 153, pp. 1–55.
26. Weibull W. A statistical theory of strength of materials. *Ibid.* 1939, vol. 151, pp. 5–45.
27. Skudnov V.A. *Predel'nye plasticheskie deformatsii metallov* [Limit plastic deformations of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 176 p. (In Russ.).
28. Skudnov V.A. Regularities in the behavior of fatigue curves. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1995, no. 2, pp. 24–26. (In Russ.).
29. Panin V.E. *Fizicheskaya mezomekhanika materialov. Tom 1* [Physical mesomechanics of materials. Vol. 1]. Psakh'e S.G. ed. Tomsk: TGU, 2015, 462 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.V. Myl'nikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Building Technology” (mrmynikov@mail.ru)

V.A. Skudnov, Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Physical Metallurgy, Heat and Plastic Treatment of Metals”

Received May 24, 2016