

Прогнозирование характеристик сопротивления усталости металлов в гигацикловой области по результатам высокочастотных испытаний. Сообщение 2. Применение модели накопления усталостных повреждений

Л. Е. Матохнюк, Т. Ю. Яковлева, А. В. Бялонович

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

На основании анализа основных физических процессов, происходящих в металлическом материале при воздействии циклических нагрузок, предложена модель формирования и развития областей локальной пластической деформации. Получено уравнение состояния материала для момента времени, непосредственно предшествующего старту усталостной трещины, в котором учитываются частота циклического нагружения в явном виде как фактор, непосредственно влияющий на скорость накопления повреждений, и коэффициент асимметрии цикла. Уравнение является основой для прогнозирования характеристик сопротивления усталости, в том числе на больших базах нагружения, при различных, включая низкие, частотах по результатам высокочастотных испытаний.

Ключевые слова: локальные пластические деформации, дислокационная структура, просвечивающая электронная микроскопия, Фурье-анализ изображений, поверхностная энергия, сопротивление усталости, частота нагружения.

Введение. Ранее [1] экспериментально показано, что при соблюдении идентичности условий испытаний влияние большинства технологических, конструкционных и эксплуатационных факторов на значения пределов выносливости в относительном выражении одинаково проявляется как на низких, так и высоких частотах нагружения. Это свидетельствует о том, что основные механизмы накопления усталостных повреждений, характерные для конкретного материала, не изменяются независимо от частоты нагружения, а скорость деформирования влияет на величину неупругих деформаций и соответственно на степень накопленной за цикл пластической деформации и значения пределов выносливости. Если установить зависимость влияния частоты на характеристики сопротивления усталости, представится возможным прогнозировать поведение материала на базах воздействия циклической нагрузки, превышающих 10^9 цикл, с учетом влияния многих факторов по результатам только высокочастотных испытаний.

Рассмотрим, как влияет скорость циклического нагружения на механизмы накопления повреждений в конструкционных материалах.

Эволюция структурных параметров материала при циклическом нагружении. Для установления закономерностей влияния частоты нагружения на механизм усталости металлических материалов был проведен комплекс исследований по оценке влияния характеристик цикла и технологических факторов на эволюцию структурных параметров алюминиевого сплава АМг6Н, технически чистого титана ВТ1-0, титановых сплавов ПТ7М и ВТ22 и сплава на никелевой основе ЭП202 [2]. Структурные исследования

каждого сплава осуществляли на образцах в исходном и разрушенном состоянии, а также по достижении N , равного 0,1; 0,5; 0,9, числа циклов до появления макротрещины N_{fr} . Уровень напряжений для усталостных испытаний выбирали таким образом, чтобы его величина была одинаковой для данного материала при всех частотах нагружения.

На испытанных при различных частотах образцах определяли следующие параметры: интегральную плотность дефектов (методом измерения остаточного электросопротивления); плотность подвижных дислокаций и степень закрепления дислокаций (методом измерения внутреннего трения); морфологию дислокационной структуры (просвечивающая электронная микроскопия); степень и характер упорядоченности структурных элементов (метод Фурье-анализа [3, 4]).

Для всех частот симметричного и асимметричного нагружения характерна такая последовательность структурных изменений: формирование на ранних стадиях нагружения скоплений дислокаций, образованных в основном из диполей и петель (сплав АМг6Н); незначительное повышение плотности дислокаций (сплав ЭП202); трансформация скоплений в полосы, состоящие, главным образом, из петель и сплетений дислокаций краевой и винтовой ориентации (сплав АМг6Н); распад частиц упрочняющей γ' -фазы (сплав ЭП202); активизация вторичных систем скольжения практически одновременно с первичными (ВТ1-0), причем по мере увеличения наработки циклов вторичное скольжение доминирует; формирование ячеистой структуры (сплав ПТ7М); наличие сетки и двойников в α -фазе (сплав ВТ18У); образование в α -пластинах тетраэдров дефектов упаковки, фрагментация этих пластин, появление элементов субструктуры между поперечными полосами скольжения (сплав ВТ22); перестройка полосчатой структуры в слабо развитую ячеистую (сплав АМг6Н); образование полос деформации, которые трансформируются в усталостные микротрещины в свободных от выделений разупрочненных зонах (сплав ЭП202). При этом в течение всего периода циклического нагружения имеются все типы перечисленных структур и большие области, не претерпевшие изменений и соответствующие исходному состоянию.

Наиболее характерные особенности высокочастотного нагружения таковы: снижение уровня накопления усталостных повреждений за цикл (данные электросопротивления) и, как следствие, понижение степени пластической деформации; уменьшение размеров областей с явно выраженными структурными изменениями (Фурье-анализ изображений, электронно-микроскопические данные), что свидетельствует о повышении степени локализации пластической деформации. При этом сохраняются основные тенденции эволюции структуры, характерные для конкретного материала в процессе нагружения.

С увеличением значений коэффициента асимметрии циклов R отмечаются более равномерные структурные изменения, т. е. уменьшение степени локализации пластической деформации и формирование элементов менее энергоемкой дислокационной структуры, которая обеспечивает меньшую способность материала к длительному циклическому деформированию: в частности, изменение строения границ ячеек (сплав АМг6Н); более заметный рост плотности дислокаций, появление плоских дислокационных скоплений и элементов ячеистой структуры (сплав ЭП202).

Закономерности изменения дислокационной структуры при повышении частоты асимметричного нагружения те же, что и при симметричных циклах. Однако степень проявления скоростной чувствительности зависит от соотношения величин статической и переменной составляющих напряжений цикла, т.е. от значения коэффициента асимметрии циклов R , что обусловлено неодинаковой чувствительностью материалов к изменению скорости однонаправленного нагружения и частоты.

Показано, что вид дефектов, возникающих в данном материале, их плотность зависят от исходной структуры материала (наводороженный титановый сплав ПТ7М) и наличия сварного соединения (сплав ПТЗВ). Однако при этом сохраняются стадийность и локальный характер структурных изменений в процессе циклического нагружения, увеличение размеров микрорайонов структурных изменений по мере роста числа циклов нагружения, наличие “структурно-замороженных”, прекративших свое развитие, микрорайонов.

В целом результаты процессов локальной структурной перестройки в условиях периодического нагружения настолько существенны, что обуславливают изменение таких интегральных характеристик, как значения Фурье-коэффициентов изображения структуры материала (рис. 1), внутреннее трение, удельное остаточное электросопротивление. Наиболее интенсивное накопление дефектов осуществляется в течение первых 10% долговечности. В дальнейшем их плотность возрастает менее интенсивно либо стабилизируется. В отдельных случаях перед разрушением (после 90% долговечности) имеет место еще одно резкое повышение плотности. Конкретные особенности кинетики накопления дефектов определяются видом и состоянием материала, а также условиями нагружения.

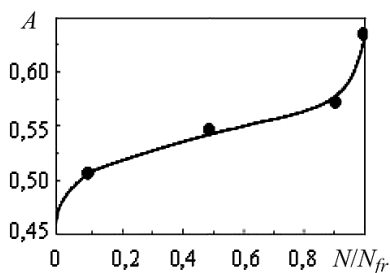


Рис. 1. Зависимость параметра A Фурье-коэффициентов изображения структуры сплава АМг6Н от относительной долговечности (N – текущее число циклов нагружения; N_{fi} – число циклов до разрушения).

Эволюция структурных параметров, т.е. развивающаяся локальная пластическая деформация, наблюдается в ограниченном числе микрообъемов на фоне значительного количества возникающих, но не развивающихся областей структурных изменений при всех рассмотренных ранее [1] условиях нагружения, независимо от вида предварительно сформированной структуры. Указанная закономерность проиллюстрирована на рис. 2, где серым цветом показана степень локальных структурных изменений в материале, подвергнутом циклическому нагружению. Особенностью микрообъемов максимальных структурных изменений (на рис. 2 обозначено черным цветом) является

повышенная чувствительность к внешним нагрузкам, обусловленная влиянием таких факторов, как благоприятная кристаллографическая ориентация, локальная концентрация напряжений, концентрационная неоднородность по примесным и легирующим элементам, близость к свободной поверхности материала. Благодаря локальному характеру развивающихся микроструктурных изменений при практически стабильном состоянии окружающего материала области локализации пластической деформации (ЛПД) можно рассматривать как микрообъемы с отличающимися от остального материала свойствами и обладающими более или менее выраженной граничной поверхностью, а также внутренней энергией. По мере увеличения продолжительности нагружения растут размеры области ЛПД и степень локализации структурной перестройки материала, т.е. изменяются ее геометрические и структурные параметры. Локальное разрушение наступает при потере материалом области ЛПД способности к дальнейшей пластической деформации, чему соответствуют критические значения размерных, структурных и энергетических параметров.

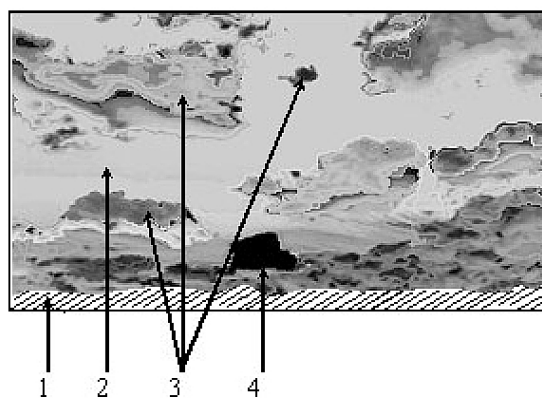


Рис. 2. Схематическое представление степени локальных структурных изменений в процессе циклического нагружения: 1 – свободная поверхность; 2 – материал в исходном состоянии; 3 – примеры микрообъемов с разной степенью структурных изменений; 4 – область максимальных структурных изменений, являющаяся очагом разрушения.

Модель разрушения материала при периодическом нагружении. Для решения поставленной задачи – учета влияния частоты нагружения на характеристики сопротивления усталости – рассмотрим модель поведения металлического материала, подвергающегося периодическому нагружению произвольной нагрузкой с частотой f , с учетом приведенных выше результатов экспериментальных исследований физических процессов изменения свойств. Исходя из этого сделаем следующие начальные допущения:

материал области ЛПД представляет собой сплошную среду, физико-механические свойства которой, в том числе удельная поверхностная энергия, являются функцией координат и времени;

текущее значение среднего радиуса ЛПД линейно зависит от средней скорости процессов микропластической деформации и времени;

конкретный характер и механизмы эволюции структуры находят свое отражение в изменении удельной поверхностной энергии области ЛПД.

Проанализируем условия равновесия системы область ЛПД – остальной массив материала с учетом наличия поверхности раздела и энергетический баланс области ЛПД.

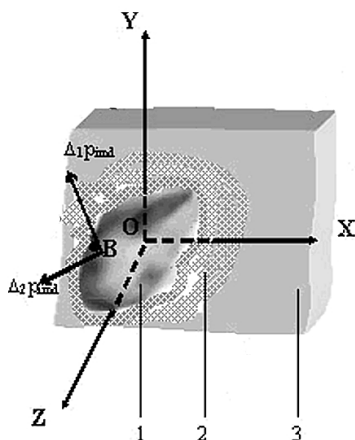


Рис. 3. Схема материала: 1 – область ЛПД; 2 – переходная зона; 3 – основной материал, не содержащий структурных изменений.

В материале, подвергающемся периодическому нагружению произвольной нагрузкой P , выделим объем с областью ЛПД, которая характеризуется некоторым фиксированным уровнем деформации (рис. 3). По мере дальнейшего нагружения размерные и структурные характеристики области ЛПД становятся критическими и соответствуют старту трещины. С учетом вышеизложенного полагаем, что существует граничная поверхность (рис. 3), содержащая произвольную точку B между областью ЛПД и остальным объемом материала и обладающая поверхностной энергией области ЛПД. Рассмотрим состояние области ЛПД под нагрузкой в течение N -го цикла нагружения в произвольный момент времени t от начала нагружения с учетом влияния ее поверхностной энергии на поле напряжений в переходной зоне. На основании условия термодинамического баланса получим уравнение равновесия с обобщением граничных условий для случая, когда необходимо учитывать рассеяние энергии и поверхностную энергию:

$$\frac{\partial \sigma_{ik}}{\partial x_k} = 0; \quad \sigma_{ik} = \frac{\partial F_0}{\partial \varepsilon_{ik}}; \quad \sigma_{ik} n_k + \alpha \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right) n_i + \frac{\partial \alpha}{\partial x_i} + p_{di} = p_i, \quad (1)$$

где σ_{ik} , ε_{ik} – компоненты тензора напряжений и деформаций соответственно; n – составляющие вектора нормали к поверхности области ЛПД; α – свободная энергия единицы поверхности (удельная поверхностная энергия) области ЛПД; p_i – составляющие внешней силы, действующей на единицу поверхности; F_0 – свободная энергия единицы объема тела; R_1, R_2 – главные радиусы кривизны поверхности области ЛПД. В данной ситуации в граничных условиях упругого равновесия следует учитывать дополнительные силы: нормальную $\Delta_1 p_{imd} = \alpha(1/R_1 + 1/R_2)$, обусловленную кривизной поверхности области ЛПД, тангенциальную $\Delta_2 p_{imd} = \partial \alpha / \partial x_i$, вызванную

зависимостью удельной поверхностной энергии от координат, и “диссипативную” силу $p_{di} = \partial\psi/\partial\dot{u}_i$ (ψ – диссипативная функция, являющаяся квадратичной функцией скоростей \dot{u}_i в теле с заданным в каждой точке вектором смещения \mathbf{u}), обусловленную рассеянием энергии.

Действующие напряжения представим в виде суммы составляющих σ_e , приводящей к макроупругой деформации на заданной частоте, и σ_{md} , обусловленной микроструктурными изменениями в наиболее напряженных и благоприятно ориентированных для этого микрообъемах:

$$\sigma = \sigma_e + \sigma_{md}. \quad (2)$$

Составляющую σ_{md} , в свою очередь, можно представить в виде суммы трех составляющих: первые две связаны с размером области ЛПД и величиной α после N циклов нагружения и зависят от времени, прошедшего от начала нагружения. Третья связана с процессом пластической деформации в течение рассматриваемого цикла и зависит от характеристик последнего:

$$\sigma_{md} = \sigma_{md1} + \sigma_{md2} + \sigma_{md3}.$$

Проанализируем изменение внутренней энергии области ЛПД в приближении ее к сферической форме радиуса r и линейной зависимости текущего значения r от средней скорости процессов микропластической деформации ν_0 и времени t : $r = \nu_0 t = \nu_0 NT$, где $T = 1/f$ – период цикла нагружения.

В отличие от условий упругого равновесия, изменение внутренней энергии в этом случае носит необратимый характер. Развитие области под действием периодической нагрузки происходит в двух измерениях. Пространственное – это изменение геометрических размеров и, как следствие, объемной энергии, определяемой как $4\pi r^3 \sigma^2 / 3E_i$ с учетом цикличности нагружения по выражению для комплексного модуля упругости $E_i = E_r (1 + i\omega\tau_\sigma) / (1 + i\omega\tau_\varepsilon)$, где E_r – релаксированный модуль, соответствующий условиям полной завершенности релаксационных процессов; ω – круговая частота, $\omega = 2\pi f$; τ_σ и τ_ε – постоянные, соответственно равные времени релаксации деформации при постоянном напряжении и времени релаксации напряжений при постоянной деформации. И структурное – это эволюция морфологии структуры области и изменение величины удельной поверхностной энергии, определяемой как $4\pi r^2 \alpha$. В обоих измерениях указанные изменения протекают в физическом времени, которое представлено через период и число циклов. Выражение для удельного (на единицу площади) изменения внутренней энергии материала ΔF в окрестности области ЛПД спустя время t после начала нагружения имеет вид

$$\Delta F = \alpha - \frac{r\sigma_{md}^2}{3E_i}. \quad (3)$$

Рост области ЛПД происходит до тех пор, пока снижение ее энергии путем релаксации упругих напряжений при эволюции структуры превышает увеличение таковой в результате возрастания геометрических размеров и

удельной поверхностной энергии. Критическим моментом в этом случае является равенство нулю суммарного изменения энергии, которое соответствует определенному критическому размеру области и величине удельной поверхностной энергии. В дальнейшем снижение энергии возможно только за счет разрушения области, т.е. возникновения первичной микротрещины.

Математически условием разрушения является равенство нулю полной производной изменения удельной (на единицу площади) энергии по радиусу области:

$$\frac{d\Delta F}{dr} = \frac{\partial \Delta F}{\partial N} + \frac{\partial \Delta F}{\partial T} + \frac{\partial \Delta F}{\partial v_0} = 0, \quad (4)$$

а условиями локального разрушения служит критическое значение этого радиуса и удельной поверхностной энергии.

Полагаем, что $\sigma_{md1} \cong \sigma_{md2} \cong \sigma_{md3}$. В результате дифференцирования (4) получим соотношение

$$\left(\frac{\partial \alpha}{\partial N} - \frac{3\sigma_{md1}^2 v_0 T}{E_i} \right) + \left(\frac{\partial \alpha}{\partial T} - \frac{3\sigma_{md2}^2 v_0 N}{E_r} \right) + \left(\frac{\partial \alpha}{\partial v_0} - \frac{3\sigma_{md3}^2 NT}{E_i} \right) = 0, \quad (5)$$

которое представляет собой условие неустойчивости по отношению к локальному разрушению.

Сохранение основных закономерностей эволюции структуры в условиях нагружения с различной величиной коэффициента асимметрии циклов R позволяет выразить амплитуду напряжений σ_a при асимметричном нагружении через соответствующее амплитудное значение напряжений для симметричных циклов $\sigma_{a/1}$, величины коэффициента асимметрии и коэффициента чувствительности материала к статической составляющей $k_{a/R}$:

$$\sigma_a = k\sigma_{a/1}, \quad k = 1 - k_{a/R} \frac{1+R}{2}. \quad (6)$$

Исходя из предположения, что после N_{fr} циклов нагружения сформирована область ЛПД с критическими значениями r и α , соответствующими условию неустойчивости, а также учитывая (2), (5) и (6), получаем уравнение, связывающее амплитуду напряжений с числом циклов до появления микротрещины N_{fr} , в которое входят частота нагружения и величина коэффициента асимметрии циклов:

$$\sigma_a = \sigma_e + a_\sigma \sqrt{f} + b_\sigma \sqrt{\frac{1}{N_{fr}}} + c_\sigma \sqrt{\frac{f}{N_{fr}}}, \quad (7)$$

где

$$a_\sigma = k \sqrt{\frac{E_\omega \operatorname{tg} \varphi}{3v_0} \frac{\partial \alpha}{\partial N}}; \quad b_\sigma = k \sqrt{\frac{E_r}{3v_0} \frac{\partial \alpha}{\partial T}}; \quad c_\sigma = k \sqrt{\frac{E_\omega \operatorname{tg} \varphi}{3} \frac{\partial \alpha}{\partial v_0}}; \quad \sigma_e = k\sigma_{e/1};$$

E_ω – динамический модуль упругости; φ – угол сдвига фаз между напряжением и деформацией.

Уравнение (7) преобразуем к простейшему виду

$$\sigma_a = \sigma_{ue} + \frac{C_f}{\sqrt{N_{fr}}}, \quad (8)$$

где

$$\sigma_{ue} = \sigma_e + a_\sigma \sqrt{f}; \quad C_f = b_\sigma + c_\sigma \sqrt{f}.$$

Выражение (8) представляет собой уравнение кривой усталости с двумя коэффициентами для заданных условий мягкого нагружения. Возможность применения данного уравнения для аппроксимации экспериментально полученных результатов усталостных испытаний проверена практически на всех классах металлических материалов при различных частотах нагружения, температурах, коэффициентах асимметрии циклов, а также на сварных соединениях. Способы нагружения: осевое растяжение–сжатие; изгиб плоских образцов; изгиб с вращением. Проверка показала его хорошее соответствие результатам усталостных испытаний [2]: коэффициент корреляции находится, как правило, в пределах 0,85...0,98. Это означает, что математическая форма уравнений (7) и (8) отражает реальную функциональную зависимость между напряжением и числом циклов до разрушения для металлических материалов в разных структурных состояниях и в различных по напряженному состоянию и характеристикам окружающей среды условиях испытаний.

Отметим, что параметры, входящие в выражения для коэффициентов основного уравнения (7), описывают физико-кристаллографические особенности процессов деформации, которые реализуются в области ЛПД и зависят от принципиальных факторов нагружения. Следовательно, эти коэффициенты можно рассматривать как постоянные материала в определенных границах условий испытаний: температурный интервал; диапазон частот нагружения; уровень внешней нагрузки; характер окружающей среды. Конкретные характеристики диапазона и условий испытаний, в которых указанные коэффициенты принимаются постоянными, зависят от класса материала, допустимой погрешности в задаваемых переменных.

Оценка достоверности модели и ее аналитического выражения включает проверку теоретических уравнений кривой усталости (7) и (8). Для этого были рассчитаны коэффициенты по входящим в них параметрам. Определение параметров выполняли по приведенным в литературных источниках данным для технически чистого титана: $b \approx 3 \cdot 10^{-10}$ м; $\rho \approx 10^{10}$ м⁻²; $\gamma_0 \approx 1,2 \cdot 10^{-6}$ МДж/м²; $\gamma_{eff} \approx 1 \cdot 10^{-4}$ МДж/м²; $G = 0,408 \cdot 10^5$ МПа; $E_i \approx E_r \approx E = 1,12 \cdot 10^5$ МПа; $\sigma_e = 98$ МПа; $\nu_0 \approx 10^{-5} \dots 10^{-4}$ м/с. Пластическая деформация и формирование граничной поверхности обусловлены изменением плотности дислокаций. Поэтому неупругая деформация области ЛПД имеет обратимый характер в том случае, если параметр $\partial\alpha/\partial N$ (результатирующее изменение α за цикл нагружения) по порядку величины не превышает зна-

чения удельной энергии дислокации на единицу площади F_d ($F_d \approx Gb^2/l$, где G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; l – расстояние между дислокациями, $l \approx \rho^{-0,5}$; ρ – плотность дислокаций). Тогда в (7) имеем $\partial\alpha/\partial N \approx \approx 3,67 \cdot 10^{-10}$ МДж/(м² · цикл).

Параметр $\partial\alpha/\partial T$ характеризует изменение α за единицу времени в течение одного (в данном случае соответствующего N_{fr}) цикла нагружения. Принимая, что скорость изменения α соответствует скорости процессов пластической деформации, и учитывая, что скорость деформации $\dot{\epsilon}$ определяется соотношением $\dot{\epsilon} = b\rho\nu_0$, получаем $\partial\alpha/\partial T = \sigma^* \dot{\epsilon}$, где σ^* – напряжения, вызывающие скольжение в данном материале, т.е. $\sigma^* = \sigma_e$. Отсюда получим $\partial\alpha/\partial T \approx 2,94 \cdot 10^3$ МДж/(м² · с).

Эффективная поверхностная энергия γ_{eff} , затрачиваемая на создание свободной поверхности и определяемая по результатам разрушения, представляет собой сумму $\gamma_{eff} = \gamma_0 + \gamma_{md}$ (γ_0 – истинная поверхностная энергия, характеризующая избыточную, по сравнению с энергией атомов в объеме металла, энергию атомов в поверхностном слое; γ_{md} – удельная энергия микропластической деформации, предшествующей разрушению). Полагая, что в начальный момент времени внутренняя энергия области ЛПД не отличается от внутренней энергии окружающего материала и что процессы микропластической деформации к моменту разрушения практически завершены, получаем изменение величины α от 0 до $9,88 \cdot 10^{-5}$ МДж/м², а скорости дислокаций ν_0 от 10^{-4} до 10^{-5} м/с. Заменяя производную $\partial\alpha/\partial\nu_0$ отношением $\Delta\alpha/\Delta\nu_0$, и, принимая, что $\Delta\alpha \approx \gamma_{md}$, $\Delta\nu_0 \approx 9 \cdot 10^{-5}$ м/с, получаем $\partial\alpha/\partial\nu_0 \approx \approx 1,1$ МДж · с/м³.

Получены следующие оценочные значения коэффициентов: $a_\sigma \approx \approx 1,17$ МПа/Гц^{0,5}; $b_\sigma \approx 3317$ МПа · цикл^{0,5}; $c_\sigma \approx 203$ МПа · (цикл/Гц)^{0,5}, используемые в расчетах теоретических кривых усталости. Также рассчитаны величины амплитуды напряжений при четырех частотах для заданной базы нагружения. Проведено сопоставление кривых усталости, построенных по σ_a , с результатами усталостных испытаний образцов из технического титана ВТ1-0 (рис. 4) [5]. Видно, что теоретические значения σ_a для частот нагружения 100, 500 Гц и 3 кГц довольно хорошо соответствуют эксперименту. В то же время расчетные значения для малых долговечностей (при $2 \cdot 10^5$ цикл) расположены ниже экспериментальных точек.

Расчетная кривая для частоты 10 кГц находится несколько выше экспериментальных данных, что может быть обусловлено локальным саморазогревом металла при высокочастотном нагружении. Несмотря на интенсивное воздушное охлаждение и отсутствие заметного саморазогрева на макроуровне, в локальных областях, где происходит зарождение микротрещин, наблюдается существенное повышение температуры, о чем свидетельствует наличие высокотемпературных двойников в материале образцов, испытанных на частоте 10 кГц. Результатом этого является реальное снижение значений долговечности при высокочастотном нагружении.

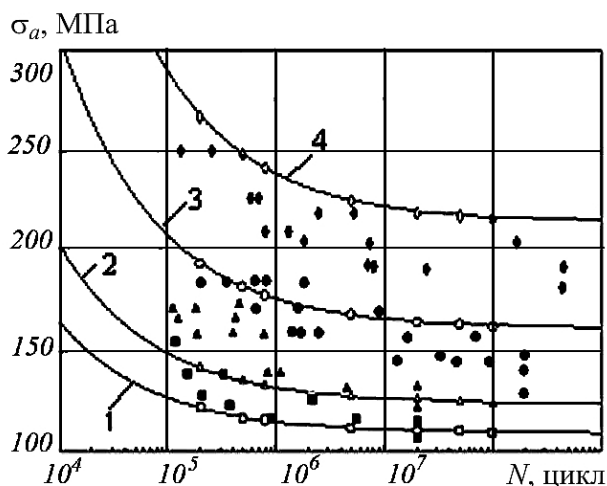


Рис. 4. Кривые усталости, построенные по расчетным значениям σ_a (светлые точки) и результатам усталостных испытаний (темные точки): 1 – $f = 100$ Гц; 2 – $f = 500$ Гц; 3 – $f = 3$ кГц; 4 – $f = 10$ кГц.

Кроме того, расхождение между теоретическими и экспериментальными результатами обусловлено тем, что использованные в теоретических расчетах микрохарактеристики заимствованы из литературных источников, т.е. относятся к материалам с несколько различным содержанием примесей, размером зерна и т.д. Тем не менее очевидно, что расчет не противоречит эксперименту. Это свидетельствует о достаточно хорошем согласовании модели с экспериментом и о связи параметров локальной пластической деформации с макрохарактеристиками прочности в условиях периодического нагружения.

Прогнозирование кривых усталости на низких частотах нагружения по результатам высокочастотных испытаний. В настоящее время известно достаточно много соотношений, описывающих экспериментальную кривую усталости, в некоторых из них учитывается частота нагружения. Отличительной особенностью уравнения (7) является то, что частота играет роль не эмпирического параметра, а математически учтенного фактора, влияющего на релаксационные свойства материала, которые проявляются в условиях периодического нагружения. Поэтому данное уравнение можно рассматривать в качестве математической основы прогнозирования характеристик сопротивления усталости материала при различных частотах по результатам высокочастотных испытаний.

Если определить постоянные в уравнении (7), то получим уравнение кривой усталости, содержащее частоту нагружения f в явном виде. Это дает возможность, задавая значение частоты, построить кривую усталости на нужной частоте. Значения постоянных можно определить, не прибегая к усталостным испытаниям, с помощью физических методов исследований. Однако такая задача является очень сложной, особенно для легированных сплавов. Поэтому значительно проще определить величины коэффициентов по результатам высокочастотных испытаний на базах нагружения от 10^5 до $10^9 \dots 10^{11}$ цикл. При этом можно выяснить, не изменяется ли механизм

усталостного разрушения материала в гигацикловой области и можно ли аппроксимировать экспериментальные результаты единой кривой. В случае если кривая усталости имеет разрыв, ее следует разбить на участки.

При сохранении основных принципов эволюции структуры материала в рассматриваемом диапазоне частот нагружения методика прогнозирования заключается в следующем.

Усталостные испытания образцов проводят на частоте нагружения, соответствующей верхней границе диапазона, в условиях, идентичных тем, при которых будет осуществляться прогнозирование на низкие частоты. В частности, это размеры и форма образцов, наличие или отсутствие концентратора напряжений, температура испытаний, окружающая среда, значения коэффициента асимметрии циклов. База испытаний должна быть не меньше той, на которую осуществляется прогноз.

Чтобы получить коэффициенты уравнения (7), определим с помощью любой математической программы, которая позволяет для заданного вида функциональной зависимости по табличным значениям аргумента и функции, т.е. экспериментальным точкам, построить график этой функции, а именно: с использованием экспериментальных данных и вида функции получаем и решаем систему четырех уравнений с четырьмя неизвестными. Точность полученных значений слагаемого σ_e , коэффициентов a_σ , b_σ , c_σ и, следовательно, прогноза зависит от уровня рассеивания результатов эксперимента. Особенно это относится к величине σ_e (циклический предел упругости при $f \rightarrow 0$). Подставим в уравнение (7) полученные величины σ_e , a_σ , b_σ , c_σ и значение частоты, для которой осуществляем прогнозирование, и приведем его к (8), т.е. рассчитаем σ_{ue} и C_f .

Для двух произвольных значений долговечности и известных коэффициентов σ_{ue} и C_f определяем σ_a . Таким образом получаем две точки: $\sigma_{a1}(N_{f1})$ и $\sigma_{a2}(N_{f2})$, которые задают форму и положение прогнозируемой кривой усталости. Задавая две пары значений $N_{f1} - \sigma_{a1}$ и $N_{f2} - \sigma_{a2}$ в уравнении (8) и используя ту же программу, что и для расчета коэффициентов, получаем прогнозируемую кривую усталости.

Применимость указанного метода проверяли путем сопоставления результатов расчета с экспериментальными данными усталостных испытаний на различных частотах нагружения металлических материалов разных классов: углеродистые стали S10C и S20C [6–8], алюминиевые сплавы АМг6 [9], 01570 [10], L70 и DTD687 [11], легированная сталь ВНС-25, сплав на никелевой основе ЭП202 [12], титановые сплавы ПТ7М [13], ВТ1-0, ВТ18У, ВТ20У, ВТ22, ВТ3-1 [5] и др. Сопоставление пределов выносливости, определенных экспериментально и на основании прогнозируемых кривых усталости, проводили на базе $2 \cdot 10^7$ цикл, которая была достигнута для всех частот нагружения. Установлено, что максимальное расхождение между данными не превышает 10%, что вполне приемлемо для усталостных испытаний, учитывая естественный разброс экспериментальных точек. В качестве примеров на рис. 5 и 6 приведены экспериментальные данные усталостных испытаний сплавов АМг6Н и ЭП 202 и прогнозирования кривых усталости по результатам, полученным на частоте 10 кГц. Видно, что между расчетом и экспериментом наблюдается хорошее соответствие.

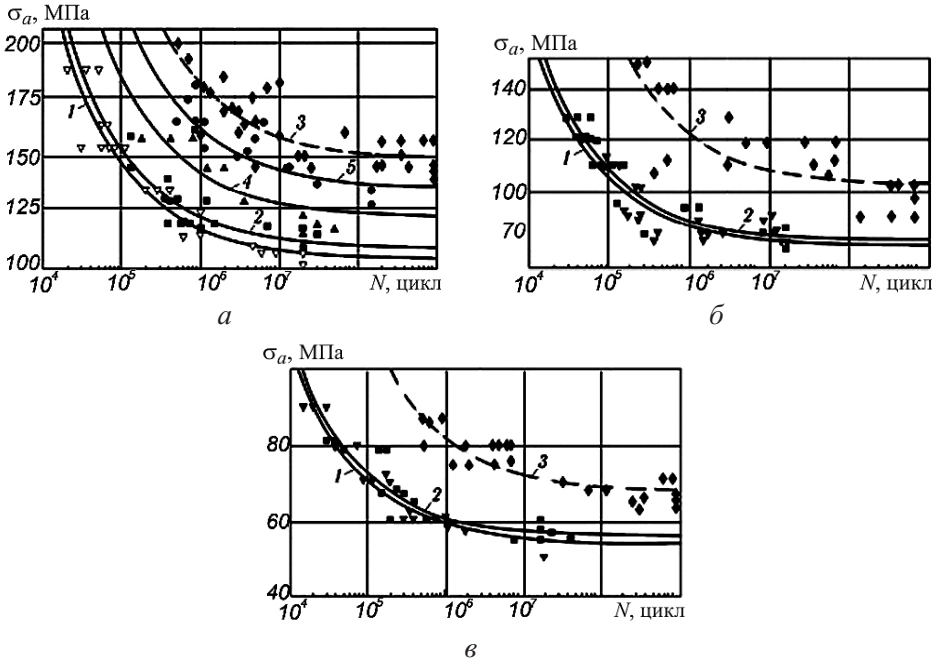


Рис. 5. Кривые усталости сплава АМг6Н, построенные по результатам эксперимента с частотой нагружения 10 кГц (3), и прогнозируемые кривые усталости (1, 2, 4, 5): а – $R = -1$; б – $R = 0$; в – $R = 0,5$ (1 – $f = 35$ Гц; 2 – $f = 200$ Гц; 3 – $f = 10$ кГц; 4 – $f = 500$ Гц; 5 – $f = 3$ кГц).

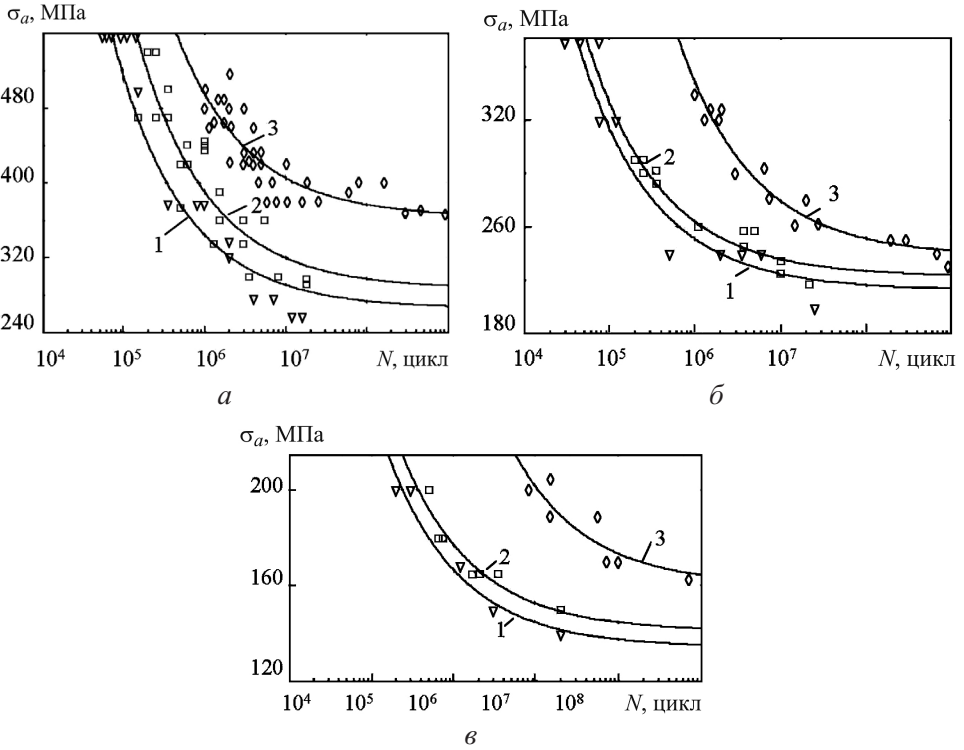


Рис. 6. Кривые усталости сплава ЭП202, построенные по результатам эксперимента с частотой нагружения 10 кГц (3), и прогнозируемые кривые усталости (1, 2): а – $R = -1$; б – $R = 0$; в – $R = 0,5$ (1 – $f = 35$ Гц; 2 – $f = 200$ Гц; 3 – $f = 10$ кГц).

Выводы

1. Показано, что характеристики циклов нагружения и исходная структура материала оказывают значительное влияние на конкретный вид дефектов, возникающих в данном материале, их плотность, особенности взаимодействия. Однако независимо от частоты нагружения сохраняются стадийность и локальный характер эволюции дислокационной структуры в микроробластях на фоне практически неповрежденного материала, увеличение размеров микроробластей максимальных структурных изменений по мере роста числа циклов нагружения, наличие “замороженных” в структурном отношении микроробластей.

2. Предложена модель накопления усталостных повреждений в материале, в которой области локализации пластической деформации рассматриваются как микроробъемы со свойствами, отличающимися от свойств остального материала, вследствие чего имеют граничную поверхность и внутреннюю энергию. Приведено математическое описание модели, представляющее собой уравнение состояния материала для момента времени, непосредственно предшествующего старту усталостной трещины, которое учитывает частоту циклического нагружения как фактор, непосредственно влияющий на скорость накопления повреждений, и коэффициент асимметрии цикла. Экспериментальная проверка полученных уравнений показала, что различие между расчетными и экспериментальными данными по сопротивлению усталости находится, как правило, в области разброса последних, что подтверждает обоснованность модели.

3. Полученное уравнение является основой для прогнозирования характеристик сопротивления усталости, в том числе на больших базах нагружения, при различных, включая низкие, частотах по результатам высокочастотных испытаний. Проверка предложенного способа прогнозирования на большом объеме экспериментального материала авторов и на данных, приведенных в литературных источниках, показала его практическую применимость.

Резюме

На основі аналізу основних фізичних процесів, що мають місце в металічному матеріалі при дії циклічних навантажень, запропоновано модель формування і розвитку областей локальної пластичної деформації. Отримано рівняння стану матеріалу для моменту часу, який безпосередньо передуює старту утомної тріщини. У рівнянні враховуються частота циклічного навантаження в явному вигляді як фактор, що безпосередньо впливає на швидкість накопичення пошкоджень, і коефіцієнт асиметрії циклу. Рівняння є основою для прогнозування характеристик опору втомі, у тому числі на великих базах навантаження, за різних, включаючи низькі, частот за результатами високочастотних випробувань.

1. Матохнюк Л. Е., Яковлева Т. Ю., Бялонович А. В. Прогнозирование характеристик сопротивления усталости металлов в гигацикловой области по результатам высокочастотных испытаний. Сообщ. 1. Экспериментальные результаты // Пробл. прочности. – 2012. – № 4. – С. 67 – 78.

2. Яковлева Т. Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наук. думка, 2003. – 236 с.
3. Яковлева Т. Ю., Матохнюк Л. Е. Оценка деградации структуры металлических материалов методом Фурье-анализа // Оценка и обоснование продления ресурса элементов конструкций. – Киев: Ин-т проблем прочности НАН Украины. – 2000. – Т. 1 – С. 193 – 197.
4. Бялонович А. В. Количественный анализ изображения структуры материалов при воздействии циклических нагрузок // Надежность и долговечность машин и сооружений. – 2010. – № 33. – С. 239 – 247.
5. Матохнюк Л. Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.
6. Kikukawa M., Ohji K., and Ogura E. On the high-frequency push-pull fatigue strength of 0.2 percent carbon steel // Proc. 6th Jap. Congr. on Test Materials: Kyoto, 1963. – P. 4 – 9.
7. Kikukawa M., Ohji K., and Ogura E. High-frequency push-pull fatigue strength of metals up to 49.7 kcs // Proc. 7th Jap. Congr. on Test Materials: Kyoto, 1964. – P. 7 – 9.
8. Kikukawa M., Ohji K., and Ogura E. Push-pull fatigue strength of mild steel at very high frequencies of stress up to 100 kcs // Trans. ASME D. – 1965. – 87, No 4. – P. 857 – 864.
9. Матохнюк Л. Е., Войналович А. В., Хляпов А. А. и др. Сопротивление усталости алюминиевого и магниевых сплавов при высоких частотах нагружения // Пробл. прочности. – 1988. – № 7. – С. 23 – 28.
10. Яковлева Т. Ю., Матохнюк Л. Е. Прогнозирование характеристик сопротивления усталости металлов при различных частотах нагружения // Там же. – 2004. – № 4. – С. 145 – 155.
11. Гаррис У. Дж. Влияние частоты циклов нагружения на прочность металлов // Усталость и выносливость металлов / Под ред. Г. В. Ужика. – М.: Изд-во иностр. лит., 1963. – С. 294 – 324.
12. Войналович А. В., Кофто Д. Г., Матохнюк Л. Е., Хляпов А. А. Влияние асимметрии цикла нагружения на сопротивление усталости сплавов ЭП202 и ВНС-25 при различных частотах нагружения // Пробл. прочности. – 1990. – № 8. – С. 84 – 89.
13. Матохнюк Л. Е., Войналович А. В., Яковлева Т. Ю. Сопротивление усталости материалов на больших базах нагружения // Завод. лаб. – 2004. – 70, № 4. – С. 52 – 56.

Поступила 15. 12. 2010