

Нефтегазовое дело. 2023. Т. 21, № 3. С. 133-148. ISSN 2073-0128 (print)

Petroleum Engineering. 2023. Vol. 21. No. 3. P. 133-148. ISSN 2073-0128 (print)

Научная статья

УДК 550.82

DOI: 10.17122/ngdelo-2023-3-133-148

УЧЕТ ВЛИЯНИЯ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР НА УСТАЛОСТНЫЙ РЕСУРС КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Виктор Владимирович Носов¹, Олег Геннадьевич Первейталов¹

¹Санкт-Петербургский горный университет, Санкт-Петербург, Россия

Автор, ответственный за переписку

Олег Геннадьевич Первейталов, perveitaloff.oleg@yandex.ru

Аннотация. В статье приводится пример реализации расчета усталостного ресурса, который использует многоуровневую модель акустической эмиссии для получения параметров, входящих в уравнение кинетической концепции прочности. С помощью данных, полученных во время акустико-эмиссионных испытаний на трещиностойкость образцов титанового сплава ПТ-3В при трех уровнях температуры: 293, 77 и 4 К, были рассчитаны концентрационно-кинетические показатели прочности X_{AE} и Y_{AE} , которые несут в себе информацию об уникальном характере накопления повреждений для данного объекта в виде структурного коэффициента γ , входящего в термофлуктуационное уравнение Журкова. Данные параметры были отобраны с участков деформирования образцов, которые по результатам микроструктурного анализа показали наличие множества микротрещин с различными направлениями распространения, которые связывались с накоплением разрушающих повреждений в упругопластической области. Полученные кинетические параметры: энергия активации разрушения U_0 и параметр γ использовались для оценки усталостного ресурса образцов по формуле, учитывающей синусоидальное изменение напряжений в ходе циклического нагружения и также основанной на кинетической концепции прочности. Учет изменений температуры в цикле вследствие термоупругого эффекта позволил получить кривые усталости схожие с полученными для титанового сплава при тех же температурах. Для сравнения были использованы кривые усталости схожего по свойствам титанового сплава, разрушенного циклическим нагружением при тех же температурах. Было доказано, что угол наклона кривых усталости, как индивидуальная характеристика материала определяется, полученными в ходе статических испытаний, концентрационно-кинетическими показателями X_{AE} и Y_{AE} .

Ключевые слова

акустическая эмиссия; кривые усталости; ресурс; суммарный счет АЭ; термоупругий эффект; формула Журкова; энергия активации разрушения; структурный коэффициент

Для цитирования

Носов В.В., Первейталов О.Г. Учет влияния криогенных температур на усталостный ресурс конструкционных сплавов с помощью акустической эмиссии// Нефтегазовое дело. 2023. Т. 21, № 2. С. 133-148. <https://doi.org/10.17122/ngdelo-2023-3-133-148>.

Original article

CONSIDERATION OF THE EFFECT OF CRYOGENIC TEMPERATURES ON THE FATIGUE OF RESOURCED ALLOYS BY MEANS OF ACOUSTIC EMISSION

Viktor V. Nosov, Oleg G. Perveitalov

¹Sant-Petersburg Mining University, St. Petersburg, Russia**Corresponding author**

Oleg G. Perveitalov, perveitaloff.oleg@yandex.ru

Abstract. The article provides an example of the implementation of fatigue life calculation, which uses a multi-level acoustic emission model to obtain the parameters included in the equation of the kinetic concept of strength. Using the data obtained during acoustic emission tests for crack resistance of titanium alloy samples PT-3V at three temperature levels: 293, 77 and 4 K, concentration-kinetic indices of X_{AE} strength and Y_{AE} were calculated, which carry information about the unique nature of damage accumulation for this object in the form of a structural γ coefficient included in the Zhurkovthermoeluktuation equation. These parameters were selected from the deformation sites of the samples, which, according to the results of microstructural analysis, showed the presence of many microcracks with different directions of propagation, which were associated with the accumulation of destructive damage in the elastoplastic region. The obtained kinetic parameters: the energy of activation of U_0 destruction and the γ parameter were used to estimate the fatigue life of the samples using a formula that takes into account the sinusoidal change in stresses during cyclic loading and is also based on the kinetic concept of strength. Taking into account the changes in temperature in the cycle due to the thermoelastic effect, it was possible to obtain fatigue curves similar to those obtained for the titanium alloy at the same temperatures. Fatigue curves of similar properties of titanium alloy destroyed by cyclic loading at the same temperatures were used for comparison. It has been proved that the slope of fatigue curves, as an individual characteristic of the material, is determined by the concentration-kinetic values of X_{AE} and Y_{AE} obtained during static tests.

Keywords

acoustic emission; fatigue curves; life; total AE count; thermoelastic effect; Zhurkov's formula; energy of destruction activation; structural coefficient

For citation

Nosov V.V., Perveitalov O.G. Uchet vliyaniya kriogennyh temperatur na ustalostnyj resurs konstrukcionnyh splavov s pomoshch'yu akusticheskoy emissii [Consideration of the effect of cryogenic temperatures on the fatigue of resourced alloys by means of acoustic emission] // *Neftegazovoe delo — Petroleum Engineering*, 2023, Vol. 21, No. 2. pp. 133-148. [in Russian]. <https://doi.org/10.17122/ngdelo-2023-3-133-148>.

Введение

В настоящее время целый ряд конструкционных сплавов и различные марки сталей применяются в оборудовании, эксплуатирующемся при криогенных температурах. Одни из наиболее ответственных элементов оборудования транспорта и хранения СПГ, насосных установок и емкостей производства сжиженных газов подвергаются одновременному воздействию низких температур и нагружению самого различного вида [1]. Особенно это важно для изотермических резервуаров и емкостей, хранящих сжиженный природный газ, работа которых отличается воздействием экстремальных температур и процессами разрушения, отличными от таковых при температурах окружающего воздуха.

Это выдвигает требования к своевременному отслеживанию структурного состояния и накопления повреждений в ходе эксплуатации. В частности, очень важно систематизировать данные об усталостной долговечности конструкционных материалов при криогенных температурах для оценки долговечности и безопасности такого оборудования. На данный момент, несмотря на имеющуюся накопленную экспериментальную базу в этой области, механизмы разрушения и отслеживания роста дефектов разработаны слабо.

Разработки требуют такие вопросы как механизмы разрушения [2], накопление микротрещин [3], отслеживание вязко-хрупкого перехода [4, 5], деформация при хрупком разрушении [5] и фазовые переходы [6, 7].

Помимо этого стоит учитывать изменение механических [8] и усталостных свойств сплавов и сталей при низкой температуре [9]. Причем эти вопросы должны решаться с точки зрения инженерной практики и не в ущерб применимости на производстве. Одним из наиболее важных вопросов прочности при низких температурах является вопрос остаточного ресурса и долговечности конструкционных материалов [1, 6, 10].

Одной из теорий, применяющихся для оценки долговечности материалов, является кинетическая концепция прочности, которая рассматривает процесс разрушения как накопление повреждений, возникающих при разрыве атомных связей в ходе тепловых флуктуаций в кристаллической решетке твердых тел [11]. Параметры, входящие в основное уравнение долговечности, речь о которых пойдет далее, также изучались многими авторами с точки зрения влияния низких температур [2, 5, 12–14], а также различные механизмы разрушения в данных условиях [13, 15] и подходы к усталостному ресурсу [5, 16].

В качестве доступного и эффективного средства отслеживания накопления повреждений в ходе нагружения на настоящий момент себя зарекомендовал метод акустической эмиссии (АЭ), который соответствует одноименному явлению испускания упругих при накоплении микро и макро-повреждений [17]. За последние десятилетия с помощью АЭ исследователи и инженеры научились идентифицировать механизмы разрушения материалов [18, 19], выработали ряд диагностических параметров [20–22] и предложили методики для расчета остаточного ресурса [23, 24].

Целью данной работы является применение полученных с помощью АЭ испытаний образцов, информации о структурных особенностях и характеристиках накопления повреждений при криогенных температурах для расчета количества циклов нагружения до разрушения образцов титанового сплава.

Расчет количества циклов до разрушения на основе кинетической концепции прочности

На основе большого количества эмпирических данных по изучению долговечности большого числа твердых тел, в том числе и полимерных, советским ученым С.Н. Журковым была предложена общая формула, носящая его имя (1):

$$\tau = \tau_0 \exp \frac{U_0 - \gamma \sigma(t)}{KT}, \quad (1)$$

где τ_0 — период атомных колебаний; U_0 — энергия активации разрушения, соответствующая энергии сублимации (отрыву атома и переходу тела в газообразное состояние); γ — параметр структурного состояния, который соответствует значению активационного объема и отражает структурную неоднородность материала образца; $\sigma(t)$ — скорость изменения напряжения на одном структурном элементе; K — постоянная Больцмана; t — температура.

Эта формула описывается следующим образом. В ходе теплового движения атомы кристаллической решетки колеблются около своих равновесных положений с частотой $\tau_0 = 10^{-11} - 10^{-13} \text{сек}^{-1}$. Связи между атомами могут разрываться тепловыми флуктуациями. Вероятность разрыва такой связи выражается в множителе $e^{\frac{U_0 - \gamma \sigma}{KT}}$, величина которого зависит как от температуры, так и от напряжения на связи. Растягивающее эффективное напряжение, возникающее при разрушении, снижает начальный энергетический барьер U_0 (энергию межатомных связей [25]) на величину $\gamma \sigma$, в результате чего возрастает вероятность разрыва связей, ответственных за прочность. Иначе говоря, член $\gamma \sigma$ — это работа, выполняемая внешней силой. Причем определяющими являются не средние, а большие локальные перенапряжения, возникающие на неоднородностях структуры.

Большинство реальных промышленных объектов эксплуатируются в условиях усталости с разной формой цикла. Оценка усталостного срока службы представляет одну из важнейших задач обеспечения безопасности в машиностроении. Существует ряд моделей нелинейного суммирования усталостных повреждений [26]. Однако, чтобы выразить процесс накопления повреждений, как необратимый, интерпретируя разрушение с позиций кинетической концепции прочности чаще всего используется критерий Бэйли [27] (2):

$$\int_0^{t_f} \frac{dt}{\tau_0 e^{\frac{U_0 - \gamma \sigma(t)}{KT}}} = 1, \quad (2)$$

где t_f — время до разрушения объекта.

Традиционное уравнение Журкова используется для оценки долговечности в условиях постоянства напряжений и температуры, что соответствует процессам ползучести. Однако, существуют различные режимы нагружения

объектов, при которых требуется определить их время до разрушения. Для оценки усталостного ресурса нужно преобразовать данное уравнение, учитывая синусоидальный режим изменения напряжений (рисунок 1). Подобные преобразования представлены в ряде работ [28–32]. С учетом критерия Бейли — уравнения (7) и соотношений $\sigma = \bar{\sigma} + \hat{\sigma} \cos\left(2\pi \frac{i\Delta t}{\tau_u}\right)$ изменения напряжений и температуры $T = \bar{T} + \hat{T} \cos\left(2\pi \frac{i\Delta t}{\tau_u}\right)$ получим (3):

$$\int_0^{t_f} \frac{dt}{\tau_0 e^{\frac{U_0 - \gamma \bar{\sigma} (1 + (\hat{\sigma}/\bar{\sigma}) \cos(\omega_1 t))}{kT (1 + (\hat{T}/\bar{T}) \cos(\omega_2 t))}}} = \frac{1}{\tau_0 e^{\frac{U_0 - \gamma \bar{\sigma}}{kT}}} \int_0^{t_f} e^{\left(\frac{\gamma \hat{\sigma} \bar{\sigma}}{kT \bar{\sigma}} \cos \omega_1 t\right)} e^{\left(\frac{\gamma \hat{T} \bar{T}}{kT \bar{T}} \cos \omega_2 t\right)} dt = 1. \quad (3)$$

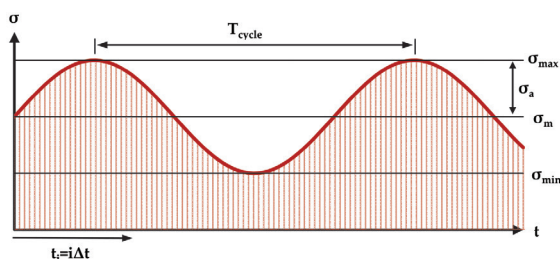


Рисунок 1. Схема разбивки усталостного цикла на элементарные участки времени

Figure 1. Fatigue cycle breakdown diagram

Используя неравенство Коши-Шварца (4), получим (4-5):

$$\int_a^b f(x)g(x)dx \leq \left[\int_a^b f^2(x)dx \int_a^b g^2(x)dx \right]^{0.5}, \quad (4)$$

$$\frac{1}{\tau_0 e^{\frac{U_0 - \gamma \bar{\sigma}}{kT}}} \int_0^{t_f} e^{\left(\frac{\gamma \hat{\sigma} \bar{\sigma}}{kT \bar{\sigma}} \cos \omega_1 t\right)} e^{\left(\frac{\gamma \hat{T} \bar{T}}{kT \bar{T}} \cos \omega_2 t\right)} dt \leq \frac{1}{\tau_0 e^{\frac{U_0 - \gamma \bar{\sigma}}{kT}}} \left[\int_0^{t_f} \left(e^{\left(\frac{\gamma \hat{\sigma} \bar{\sigma}}{kT \bar{\sigma}} \cos \omega_1 t\right)} \right)^2 dt \int_0^{t_f} \left(e^{\left(\frac{\gamma \hat{T} \bar{T}}{kT \bar{T}} \cos \omega_2 t\right)} \right)^2 dt \right]^{0.5}. \quad (5)$$

Применим модифицированную функцию Бесселя нулевого порядка [33] (6):

$$I_0(0) = 1, \\ I_0(x) = e^x / \sqrt{2\pi x}, \\ I_0(2x) = e^{2x} / \sqrt{2\pi 2x} = I_0^2(x) \sqrt{\pi x}. \quad (6)$$

$I_0(x)$ и $I_0(2x)$ — получены разложениями Ханкеля на основе асимптотических форм для большого значения аргумента x [33]. Решая относительно времени до разрушения, преобразуем правую часть уравнения (5) в (7):

$$t_f \geq \frac{\tau_0 e^{\frac{U_0 - \gamma \bar{\sigma}}{kT}}}{\left[I_0 \left(2 \frac{\gamma \hat{\sigma} \bar{\sigma}}{kT \bar{\sigma}} \right) I_0 \left(2 \frac{\gamma \hat{T} \bar{T}}{kT \bar{T}} \right) \right]^{0.5}}, \quad (7)$$

С учетом уравнения (7) после преобразования получим формулу для расчета количества циклов до разрушения, учитывающую температурные колебания в ходе циклического нагружения (8):

$$N_f = 2 \cdot f \cdot \tau_0 \sqrt{\pi} \cdot e^{\frac{U_0 - \gamma (\sigma_a + \sigma_{cp})}{kT}} \times \left(\frac{\gamma \sigma_{cp}}{kT} \cdot \frac{\hat{T}}{\bar{T}} \cdot \frac{\gamma \sigma_a}{kT} \right)^{0.25} \cdot e^{-\left(\frac{\gamma \sigma_{cp} \hat{T}}{kT \bar{T}}\right)}, \quad (8)$$

где t_f — количество циклов до разрушения; f — частота циклического нагружения; $\hat{T}$ — амплитуда колебаний температуры в циклах нагружения-разгрузки; $\bar{T}$ — средняя температуры; σ_a — амплитуда напряжений; σ_{cp} — среднее напряжение.

Чтобы учесть колебания температуры в ходе циклического нагружения, было выдвинуто предположение о влиянии термоупругого эффекта в виде локализованных у концентратора напряжений повышений температуры. Изучению термоупругого и термопластического эффекта посвящено большое количество работ, как отечественных [34], так и зарубежных исследователей [35–37]. Такое изменение температуры при режиме изменения напряжений $\sigma = \bar{\sigma} + \hat{\sigma} \cos(\omega t)$, принимая однородность его распределения, отсутствие структурных переходов и пластической деформации описывается уравнением, предложенным М.В. Банниковым и коллегами [38] (9):

$$T = \bar{T} e^{\left[-\frac{\beta(1-2\vartheta)}{\rho c} \Delta \sigma \sin \omega t \right]}, \quad (9)$$

где β — коэффициент температурного расширения; ϑ — коэффициент Пуассона; ρ — плотность; c — удельная теплоемкость.

Однако, как указывалось рядом авторов, циклическое изменение температуры в ходе усталостного разрушения является не единственным изменением температурного поведения материалов [39].

При начальной загрузке температура поверхности образца близка к температуре окружающей среды, скорость тепловыделения постоянна. На этапе I темп прироста температуры постепенно уменьшается по мере увеличения рассеивания тепла посредством тепловой конвекции через поверхность. Когда наработка достигает фазы II, происходит стабилизация температуры самонагрева, которая остается постоянной в течение длительного периода. Эта стабилизация достигается за

счет равновесия между тепловой энергией, генерируемой в результате самонагрева, и тепловой энергией, уходящей в окружающую среду через конвекцию и излучение (часто незначительное). На графике эта фаза описывается асимптотической линией, которая занимает большую часть все времени нагружения. В некоторых случаях, например тепловое равновесие не наступает, и вторая фаза характеризуется повышением температуры с почти постоянной скоростью. Это явление может быть вызвано такими механизмами как циклические микроструктурные изменения и прогрессирующее развитие повреждений в виде пустот и микротрещин. Когда микротрещины накапливаются, завершается фаза самонагрева II, и начинается фаза III, которая характеризуется ускоряющимся повышением температуры, так как в процессе преобладает нагрев от трения в макроскопическом масштабе, т.е. вновь появившиеся поверхности распространяющейся трещины начинают скользить друг по другу при циклической нагрузке, что приводит к изменениям температурных характеристик.

Таким образом, с точки зрения термофлуктуационной теории особую важность представляет определение того установившегося асимптотического значения температуры, которая длится преобладающую часть времени. V. Сгурі в работе [40] предложил модель для расчета данного значения температуры (10):

$$\Delta T_{Ac} = \frac{\Delta W N_{Ac}}{\rho c}, \quad (10)$$

где N_{Ac} — цикл, после которого температура достигла практического асимптотического значения, ΔW — энергия петли гистерезиса в каждом цикле, которую в случае упругого гистерезиса можно рассчитать по формуле (11):

$$A = \pi \sigma_0 \varepsilon_0 \sin \varphi, \quad (11)$$

где σ_0 — максимальное напряжение в цикле; ε_0 — максимальное удлинение в цикле; φ — угол установившегося смещения фаз.

Определяющими параметрами в уравнении долговечности, как указывалось ранее, являются энергия активации разрушения U_0 и структурный параметр γ . Если первый параметр является относительно стабильной величиной для конкретного материала и для определения которого был предложен целый ряд уравнения и подходов [28, 31, 41], то параметр γ характеризуется нестабильностью не только

по объему конкретного образца, но и при различных режимах деформации [16, 43], температурных условиях [44, 45], воздействии агрессивных сред [46] и механизмах разрушения [12]. Чтобы определить данные параметры в интересующих условиях эксплуатации объекта, необходимо отслеживать их изменения в ходе процесса накопления повреждений и уметь интерпретировать различные фазы в таком кумулятивном процессе. В качестве метода такого отслеживания для конструкционных материалов реальных технических объектов предлагается, получивший большое распространение, метод акустической эмиссии и основанная на нем многоуровневая модель потока сигналов акустической эмиссии.

Многоуровневая модель потока сигналов акустической эмиссии

Данный подход основан на кинетической концепции прочности, правиле линейного суммирования повреждений, разделении разрушения на стадии мелкодисперсного накопления микротрещин в напряженной зоне с развивающимся концентратором и последующего нестабильного роста трещины. В основу метода положены также учет структурной (присущей реальному объекту) и метрологической (связанной с АЭ аппаратурой) неоднородности. Подход не требует сложных расчетов, позволяет выделять этапы разрушения с помощью кумулятивных характеристик АЭ и может быть использован в инженерной практике.

Многоуровневая модель базируется на регистрации времени разрушения эталонных структурных элементов (зерен, волокон и т.д.) в ходе нагружения. Для этого выделяется этап однородного разрушения, на котором вероятность разрушения таких элементов одинаково вероятна и имеется общий для таких элементов кинетический признак — угол наклона кривой логарифма суммарного счета АЭ.

Параметром, который несет информацию о числе разрушенных структурных элементов в модели $\xi(t)$ может выступать один из кумулятивных параметров АЭ (суммарный счет, суммарная энергия, амплитуда и т.д.) [47] (12):

$$\xi(t) = k_{AE} C_0 \int_{\omega_0}^{\omega_0 + \Delta\omega} \Psi(\omega) \times \left[1 - \exp \left[- \int_0^t \frac{d\bar{t}}{\theta(U_0, \omega(\bar{t}))} \right] \right] d\omega. \quad (12)$$

Концентрация микротрещин во время нагружения с постоянной скоростью детерминированно описывается формулой (13):

$$C(t) = \frac{C_0 K T \exp \left[\frac{\gamma \dot{\sigma} t - U_0}{KT} \right]}{\gamma \dot{\sigma} \tau_0} \quad (13)$$

АЭ контроль подвержен влиянию ряда факторов, мешающих идентификации источников АЭ и выделению параметров процесса разрушения, из-за чего требуется метрологический параметр, связывающий число импульсов АЭ и количество разрушенных структурных элементов, образованных в ходе разрыва атомных связей на вершинах микротрещин. Для этого вводится акустико-эмиссионный коэффициент, характеризующийся как акустически активный объем (14):

$$k_{AE} = V \iiint_{\Delta t, f, u} \Phi(\Delta t, f, u) du df d\Delta t, \quad (14)$$

где V — подверженный контролю объем материала (макроуровень); $\Phi(\Delta t, f, u)$ — функция плотности распределения сигналов АЭ по продолжительности пауз между сигналами Δt , по частоте f и по амплитуде u . Смысл интеграла данной формулы заключается в вероятности попадания зарегистрированных сигналов в диапазон соответствующих параметров АЭ.

Согласно модели, основой контроля прочности и долговечности является интенсив-

ность протекания этапа однородного упругого разрушения структурных элементов материала, которое прослеживается на разных масштабных уровнях. Наноуровень, порядка атомных связей, описывается кинетической природой разрушения в ходе тепловых флуктуаций под напряжением. Отслеживание на микроуровне происходит с помощью кинетики параметров АЭ и процессов микротрещинообразования. Макроуровень выражается в количестве отработанных циклов нагружения или время выдержанное под нагрузкой всего объекта, элемента до разрушения.

Процесс разрушения делится на стадии мелкодисперсного (рассеянного по объему объекта либо локально сгруппированного в области дефекта) микротрещинообразования, который и включает этапы неоднородного и однородного разрушения и локализованного макроскопического разрыва сплошности. На второй стадии возникает укрупнённый локализованный разрыв сплошности (образование или рост трещины), протекающий упруго либо пластически. Однородный этап — это период стабильного «выхода из строя» структурных элементов примерно одинаковой прочности, который протекает до накопления критической концентрации микротрещин.

Этап однородного разрушения связан с накоплением микротрещин в области перед

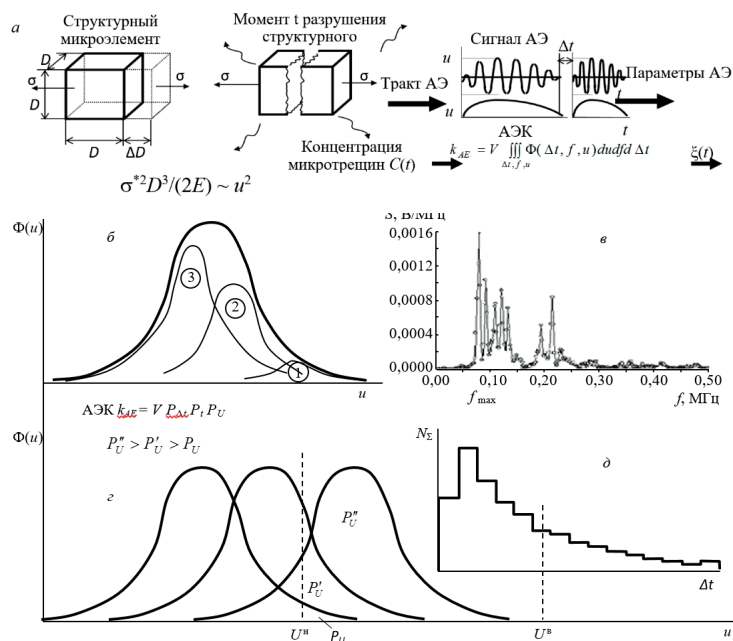


Рисунок 2. Модель источника АЭ и интерпретация значения, включающего в себя факторы тракта сигнала АЭ акустико-эмиссионного коэффициента

Figure 2. AE source model and interpretation of the value including the AE signal path factors of the acoustic emission coefficient

вершиной концентратора напряжений — трещины. Если у образца отсутствует ярко выраженный концентратор, то этап однородного разрушения занимает примерно 60 % от первой стадии разрушения. В ином случае, когда в ходе срастания пор и прорастания микротрещин уже образовался концентратор, этап однородного разрушения длится более короткий промежуток времени.

Для выделения этапа однородного разрушения с помощью АЭ диагностирования применяются три признака[48]:

- кинетический — аппроксимирование временной зависимости кумулятивных параметров АЭ по однородному разрушению (определение линейного участка зависимости АЭ в полулогарифмических координатах);

- статистический — учет стабилизации значений амплитудных, частотных и паузных распределений АЭ на временном участке однородного разрушения;

- признак упругой деформации — накопление микроповреждений, соответствующее однородному разрушению, происходит перед началом структурных перестроек (при пластической деформации) в верхней области прямой упругой деформации.

Временная зависимость числа импульсов АЭ, как частного случая параметра $\xi(t)$, на указанном этапе выражается как (15):

$$N_{\Sigma \text{однородн.}}(t) = \frac{k_{AE} C_0 K T \exp \left[\frac{\gamma \dot{\sigma} t - U_0}{KT} \right]}{\gamma \dot{\sigma} \tau_0}. \quad (15)$$

После несложных преобразований уравнения (15) получаем ряд диагностических пара-

метров концентрационно-кинетических АЭ показателей прочности [49] (16–17):

$$X_{AE} = \frac{d \ln \xi}{dt} = \frac{\gamma \dot{\sigma}}{KT}, \quad (16)$$

$$Y_{AE} = \frac{d \ln \xi}{d \sigma} = \frac{\gamma}{KT}, \quad (17)$$

где $\dot{\sigma}$ — скорость нагружения.

Полученные параметры устойчивы к проблемам АЭ аппаратуры и контроля, учитывают неоднородность структуры, позволяют отслеживать изменения механизма разрушения и их можно использовать в различных моделях по оценке ресурса на основе кинетической концепции прочности.

Учитывая вид выражений (15), (16) и (17) для выделения однородного разрушения на временной зависимости логарифма параметра АЭ, нужно выделять такой линейный участок, которому соответствует экспоненциально образный характер кривой самого параметра АЭ. Это позволит определить структурный параметр γ по данному, наиболее информативному с точки зрения кинетики накопления повреждений участку суммарного счета акустической эмиссии.

Данные и результаты

В качестве экспериментальных данных были использованы результаты АЭ испытаний на трещиностойкость образцов титанового сплава ПТ-3В при температурах 293, 77 и 4К, которые представлены в работе [50]. Подготовка образцов и проведение испытания были выполнены в соответствии с ГОСТ 25.506-85. Были получены графики суммарного счета АЭ для данных температур

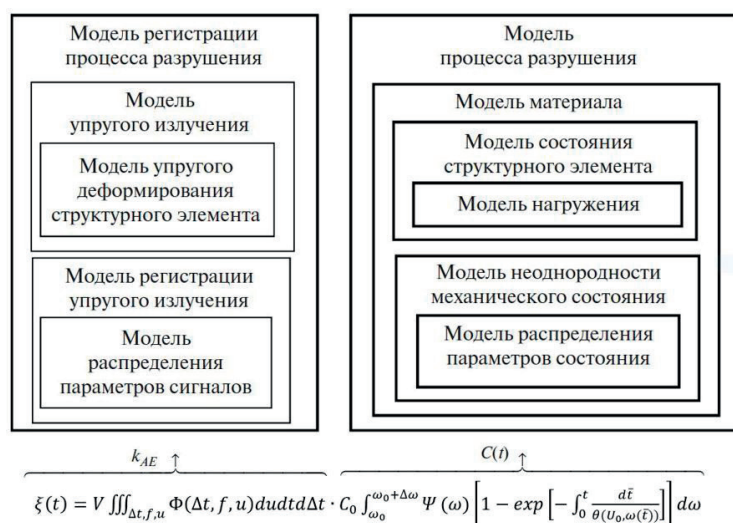


Рисунок 3. Структурная схема многоуровневой модели потока импульсов акустической эмиссии

Figure 3. Block diagram of multilevel model of acoustic emission pulse flow

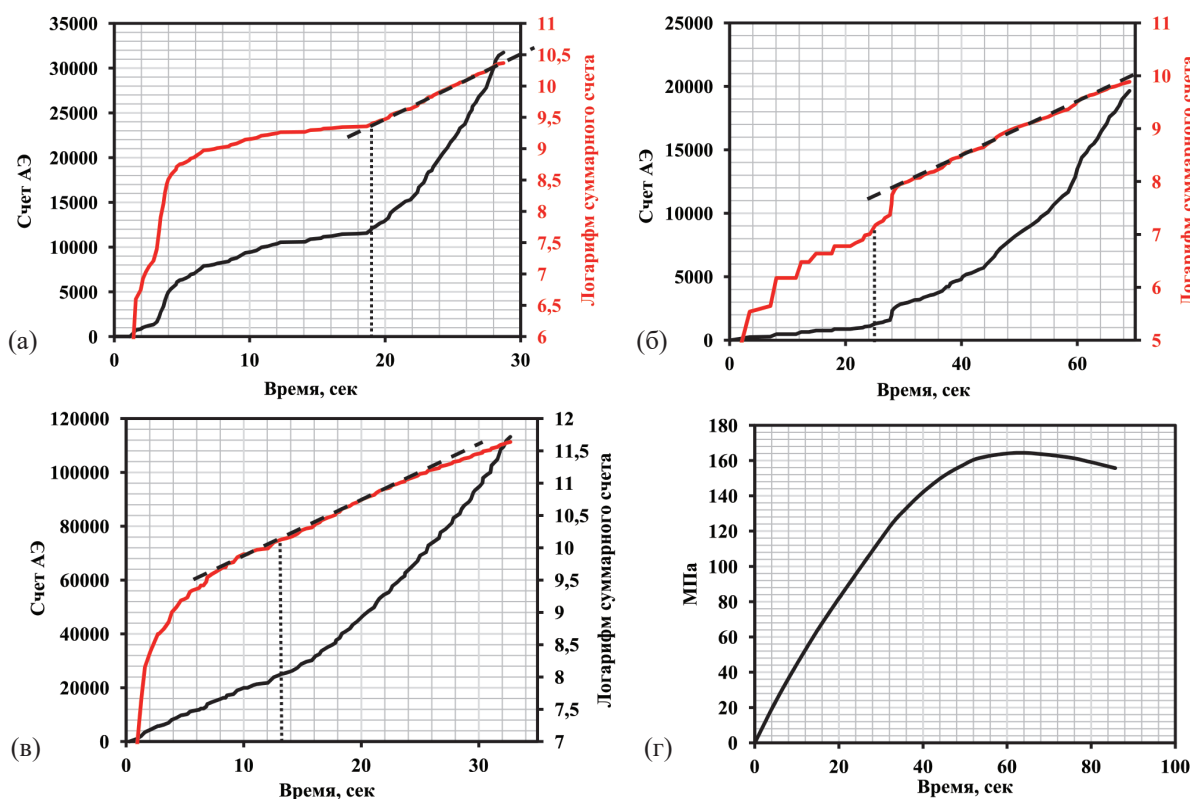
(рисунок 4). Плоские образцы шириной 13 мм и V-образными надрезами глубиной 2,2 мм были помещены в криостат, где поддерживалась нужная температура. Для установки датчиков АЭ использовались волноводы длиной около 500 мм. В ходе испытаний определялось значение трещиностойкости образцов и ее зависимость от температуры испытаний.

Как видно из рисунка 4, временные зависимости суммарного счета имеют четкий изгиб, связанный с началом более интенсивного увеличения испускаемых сигналов АЭ (рисунки 4, а, б, в). Такой изгиб был на всех кривых, вне зависимости от температуры и соответствовали точкам начала отклонения линейного участка нагрузки от первоначального угла нагружения (на рисунке 4 эти точки показаны пунктирными линиями). Это наблюдение указывает на то, что в момент начала излучения трещиной более интенсивного АЭ макротрещина не развивается, поскольку увеличение трещины привело бы к увеличению пластичности образца и, следовательно, к отклонению от линейности нагрузки. Но

линейность кривой наблюдается и после указанного момента.

Для того, чтобы выявить физическую причину этого, авторы нагружали образец до появления данного изгиба на кривой суммарного счета АЭ, после чего его выгружали и разрезали на полированные микрообразцы. Плоскости микродефектов располагались на образцах перпендикулярно плоскости исходного надреза. Микроанализ показал наличие отчетливо видимых микротрещин (около 10 μm), расположенных близко к кончику исходной трещины, но не в ее плоскости. Такие микротрещины, с одной стороны, указывают на начало физического разрушения образца, но, с другой стороны, ввиду их малости практически не влияют на его пластичность и поэтому не могут быть зарегистрированы по отклонению от линейности графика нагрузки [50].

Используя этот линейный участок на графике логарифма суммарного счета АЭ, который соответствует накоплению разрушающих микродефектов и экспоненциальной форме кривой суммарный счет АЭ вычисляется по



а) при 293 К; (б) при 77 К; в) при 4 К; г) график нагружения для образца 293 К

a) at 293 K; (b) at 77 K; c) at 4 K; d) load plot for sample 293 K

Рисунок 4. Суммарный счет АЭ во время нагружения образцов титанового сплава [50]

Figure 4. Total count of AE during loading of titanium alloy samples [50]

формуле (16) и (17) были рассчитаны концентрационно-кинетические показатели X_{AE} и Y_{AE} (таблица 1). Как можно заметить, необходимый для расчета остаточного усталостного ресурса структурный параметр γ можно легко вычислить из данных параметров. Энергия активации разрушения была рассчитана из выражения [51] (18):

$$U_0 = KT \left(\sigma^* \frac{\gamma}{KT} + \ln \left[\frac{C_0 KT}{\tau_0 \gamma \sigma^*} \right] \right), \quad (18)$$

где $C^*/C_0 \approx 0,01$ — отношение критической концентрации микротрещин к общему числу структурных элементов.

Для того, чтобы сравнить полученное значение циклов до разрушения с реальными экспериментальными данными, были использованы результаты экспериментов по усталостному нагружению полированных образцов и образцов с надрезами титанового сплава Ti-5Al-2.5Sn [9], который несмотря на некоторые отличия в химическом составе, имеет близкие к сплаву ПТ-3В механические и усталостные свойства. Полученные кривые усталости для надрезанных образцов и форма образца показаны на рисунке 5.

Далее для того, чтобы учесть колебания температуры в ходе циклического нагружения по формуле 9, была построена зависимость для трех используемых температур (рисунок 6). Асимптотическое увеличение темпе-

ратуры было рассчитано по формуле 10, принимая, что оно достигнет своего стабильного значения в первые 10-100 циклов.

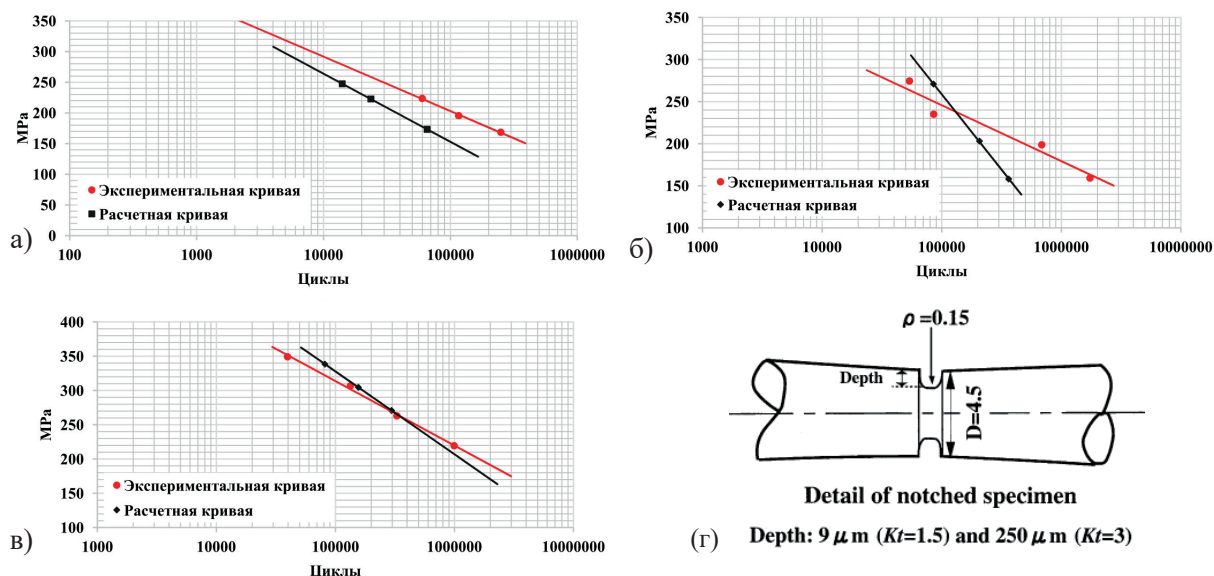
Так как в случае акустико-эмиссионных испытаний использовался плоский образец с V-образным острым надрезом, а в случае усталостного нагружения цилиндрический с круглым надрезом, учет действительных напряжений на вершине концентратора производился в качестве первого приближения с помощью коэффициента концентрации напряжений (ККН) (19):

$$K_t = \frac{\sigma_{\text{лок}}}{\sigma_{\text{ср}}}, \quad (19)$$

где $\sigma_{\text{лок}}$ — локальные истинные напряжения в вершине надреза на начальном этапе разрушения; $\sigma_{\text{ср}}$ — средние приложенные напряжения. Принимая, что истинные напряжения, приводящие к развитию процесса разрушения, для обоих образцов были одинаковы из-за сходства механических свойств титановых сплавов, нужно учесть априорную разницу между средними приложенными напряжениями из-за различий формы надреза:

$$\sigma_{\text{ср}2} = \frac{K_{t1} \sigma_{\text{ср}2}}{K_{t2}}.$$

Эта разница видна уже из того факта, что образец с более высоким коэффициентом концентрации напряжений в статических АЭ



а) для 293 К; б) для 77 К; в) для 4 К; г) форма образца, применяемого в усталостных испытаниях при криогенных температурах [1]

a) for 293 K; b) for 77 K; c) for 4 K; d) form of the sample used in fatigue tests at cryogenic temperatures [1]

Рисунок 5. Экспериментальные и расчетные кривые усталости

Figure 5. Experimental and design fatigue curves

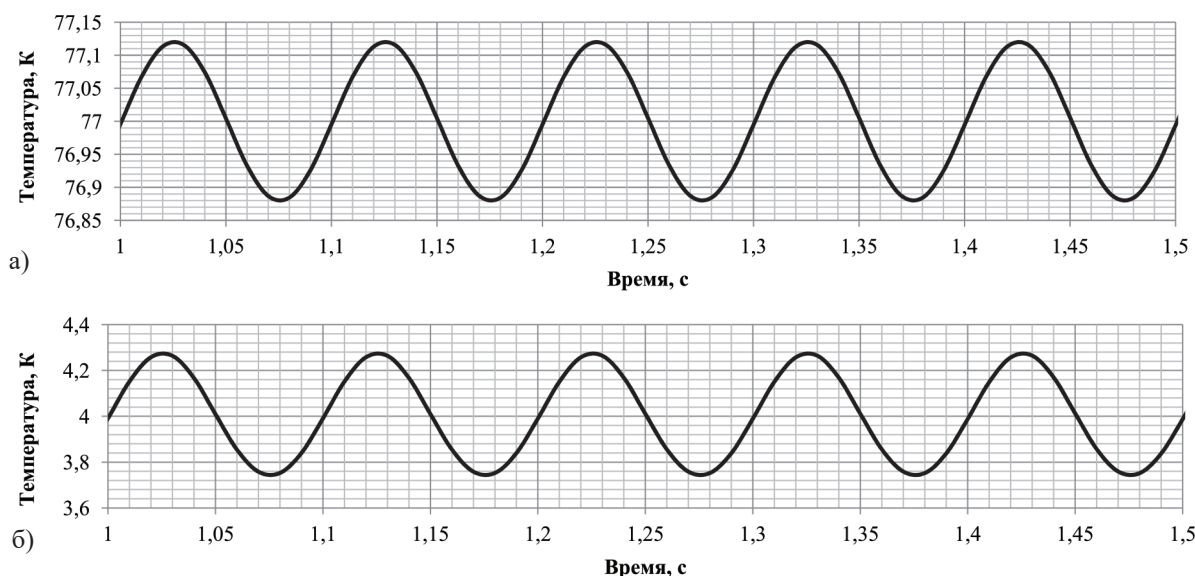


Рисунок 6. Температурные колебания во время циклического нагружения для образцов титанового сплава Ti-5Al-2.5Sn при температурах

Figure 6. Temperature fluctuations during cyclic loading for titanium alloy samples Ti-5Al-2.5Sn at temperatures

испытаниях разрушился при той нагрузке, которую второй образец с меньшим ККН воспринимал во время циклирования без явных признаков разрушения. Коэффициент концентрации напряжений для образца с двумя противоположными V-образными надрезами был рассчитан по формуле, предложенной в [52] (20):

$$K_t = 0,855 + 2,21 \sqrt{t/r} = 6,84, \quad (20)$$

где r — глубина надреза; r — радиус в вершине надреза.

Данный коэффициент использовался для того, чтобы отобразить на кривой усталости точки, которые бы соответствовали форме образца, использованному в оригинальном эксперименте на усталость. Исходные данные для построения кривых усталости приведены в таблице 1, а теплофизические свойства титановых сплавов при криогенных температурах для расчета колебаний температуры приняты по справочным данным [53].

После того как с помощью формул (16), (17) и (18) были получены структурный параметр γ и энергия активации разрушения, были рассчитаны параметры изменения температуры по формулам (9) и (10), а также учтена частота нагружения, для ряда амплитуд напряжений с помощью формулы (8) были постро-

ены кривые усталости, которые отражены на рисунке 5, а, б, в для трех температур.

На данном рисунке за угол наклона рассчитанных кривых отвечает параметр γ , который был получен в ходе статических испытаний на растяжение. Различие в углах наклона экспериментальной и расчетной кривых объясняется различием структурного параметра γ , что соответствует структурным различиям между двумя титановыми сплавами. При этом большие значения параметра γ , полученные с упругого участка нагружения делают кривую более пологой в соответствии с ее упругой составляющей, а отобранные значения с участка пластической деформации увеличивают угол наклона кривой. Положение расчетной кривой ниже экспериментальной может в некоторых случаях, может объясняться меньшим значением предела текучести у сплава ПТ-3В.

Кроме того, были рассчитаны значения энергии активации разрушения для трех температур по формуле (18) и по данным экспериментальных кривых усталости (21):

$$U(\sigma) = U_0 - \gamma \sigma = kT \ln \left(\frac{N_f}{f \tau_0} \right). \quad (21)$$

Зависимость кинетических параметров от температуры испытаний указывалась различными авторами. Температурные зависимости энергии активации разрушения и структур-

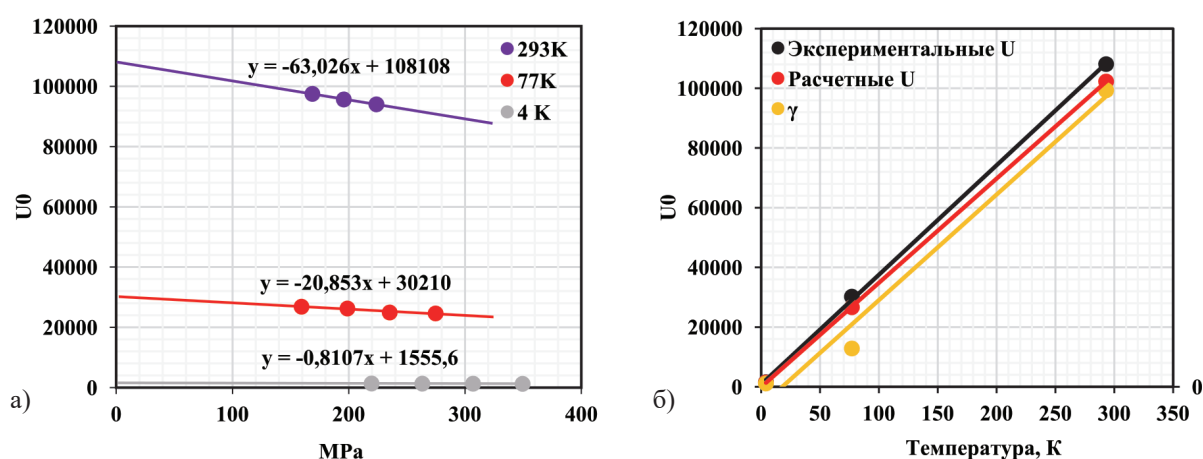
Таблица 1. Концентрационно-кинетические показатели и исходные данные к расчету усталостного ресурса**Table 1.** Concentration and kinetic parameters and input data for fatigue life calculation

Температура, К	$X_{AE}, \text{сек}^{-1}$	$Y_{AE}, \text{МПа}^{-1}$	$\gamma, \frac{\text{Дж}}{\text{Моль} \cdot \text{МПа}}$	$U_0, \frac{\text{Дж}}{\text{Моль}}$	ГЦ	T, К	$\tau_0, \text{сек}$	$K, \frac{\text{Дж}}{\text{К}}$
293	0,1032	0,0287	$1,159 \cdot 10^{-22}$	$1,737 \cdot 10^{-19}$	10	0,29	10^{-13}	$1,38 \cdot 10^{-23}$
77	0,0549	0,0172	$1,824 \cdot 10^{-23}$	$4,596 \cdot 10^{-20}$	10	0,12	10^{-13}	$1,38 \cdot 10^{-23}$
4	0,0848	0,0229	$1,265 \cdot 10^{-24}$	$2,478 \cdot 10^{-21}$	10	0,28	10^{-13}	$1,38 \cdot 10^{-23}$

ного параметра γ приведены на рисунке 7, б. Значения энергии активации, полученные перестройкой графиков в осях, в соответствии с уравнениями на рисунке 7, а, в качестве точки пересечения оси ординат близки значениям, полученным по результатам АЭ нагружения (таблица 1). Увеличение кинетических параметров с повышением температуры говорит о необходимости более подробного исследования их температурных, деформационных, частотных зависимостей и учете их при инженерных расчетах. Такая зависимость наблюдалась и для высокотемпературного нагружения с постоянным уровнем нагрузки (ползучестью), с последующим схождением в «полюсе» [54].

В настоящий момент вопросы температурной зависимости параметров, входящих в уравнение термофлуктуационного разрушения, разработаны только с позиций дислокационной теории [2, 45, 55, 56]. Снижение энергии активации разрушения и активацион-

ного объема в равной степени при уменьшении температуры деформации в низкотемпературной области отмечалось рядом авторов [2, 8, 42, 45]. При своем движении по плоскостям скольжения дислокации встречают препятствия с коротким радиусом действия типа примесных атомов, дислокаций леса или барьеров Пайерлса, которые они преодолевают с помощью термических флуктуаций [56]. Именно расстояние между этими препятствиями характеризуют тип этих барьеров [56]. Однако при изменении температуры деформирования по всему спектру меняется и характер преодолеваемых барьеров, и как следствие механизм разрушения тела. В следствии этого разрыв скорость разрывов связей начинает описываться преодолением локальных, ближних к дислокации барьеров, таких как дислокации «леса», представляющих скопления («клубки») хаотически расположенных дислокаций. В работе [2] было подтверждено соответствие энергии активации



а) определение энергии активации разрушения по кривым усталости; б) температурные зависимости кинетических параметров

a) determination of fracture activation energy from fatigue curves; b) temperature dependencies of kinetic parameters

Рисунок 7. Температурные зависимости энергии активации разрушения и структурного параметра γ

Figure 7. Temperature dependencies of destruction activation energy and structural parameter γ

разрушения при низких температурах энергии пересечения дислокаций «лес» для алюминия и энергии образования двойных перегибов на винтовых дислокациях для альфа-железа. Таким образом, снижение значения энергии активации объясняется уменьшением области, подверженной тепловой флуктуации, из-за чего сокращается число связей, которые участвуют в удержании атомов в данном положении и для выхода из «потенциальной ямы» требуется меньше энергии.

Такой подход к вопросам накопления повреждений и ресурса позволяет использовать новые характеристики прочности, которые основаны не на геометрических признаках подобия или критических значениях нагрузки, а на кинетике накопления повреждений. Так же как угол наклона кривой усталости характеризует особенности данного образца, полученные концентрационно-кинетические показатели являются аналогом, получаемым из статических испытаний.

Выводы

В работе был выполнен пример реализации подхода к расчету усталостного ресурса, который основана на многоуровневой модели акустической эмиссии. С помощью расчета показано, что метод АЭ способен отслеживать изменение кинетики накопления повреждений с точки зрения термофлуктуационных разрывов в кристаллической решетке материала с последующим образованием микротрещин. Концентрационно-кинетические показатели АЭ, полученные с участка однородного мелкодисперсного разрушения, соответствующего зоне упругой деформации дали возможность рассчитать параметры долговечности, прежде всего параметр структуры γ и

энергию активации разрушения. Не отрицая их температурной зависимости и влияния условий нагружения, можно утверждать, что такая оценка подходит для решения инженерных задач по оценке долговечности и остаточного ресурса криогенного оборудования для хранения газа.

Подход многоуровневой модели акустической эмиссии отличается ориентацией на физическую природу процессов разрушения, их кинетическую природу и определяющей ролью времени до разрушения структурных элементов. При этом информация об индивидуальной уникальной структуре реального объекта, учет которой с достаточной точностью затруднен для современных средств, заключается в концентрационно-кинетических показателях и. Данные параметры характеризуют индивидуальные особенности накопления повреждений для данного объекта.

Применение современных моделей для расчета усталостного ресурса на основе кинетического уравнения Журкова было показано на примере образцов титанового сплава ПТ-3В, разрушенных при трех уровнях температуры: 293, 77 и 4 К. Был произведен учет температурных колебаний, связанных с термоупругим эффектом в ходе циклического нагружения. Полученные кривые усталости имели несколько отличный от экспериментальных угол наклона, который определяется параметром γ , что объясняется отличиями в структуре для двух титановых сплавов. Таким образом, данные, полученные в ходе статического нагружения образцов с регистрацией сигналов АЭ, позволяют рассчитывать остаточный усталостный ресурс в низкотемпературной области.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Yuri T., Ono Y., Ogata T. Effects of Surface Roughness and Notch on Fatigue Properties for Ti-5Al-2.5Sn ELI Alloy at Cryogenic Temperatures // Science and Technology of Advanced Materials. 2003. Vol. 4, Issue 4. P. 291-299. DOI: 10.1016/S1468-6996(03)00058-5.
2. Петрова И., Разуваева М.В. Оценка активационных параметров разрушения в алюминии и α -железе по данным измерения долговечности при умеренных и низких температурах // Журнал технической физики. 2010. Т. 80, № 6. С. 90-95. EDN: RCTTEX.
3. Chen J.H., Wang G.Z. Study of Mechanism of Cleavage Fracture at Low Temperature // Metallurgical Transactions A. 1992. Vol. 23. P. 509-517. DOI: 10.1007/BF02801168.

4. Orlov A.N., Petrov V.A., Vladimirov V.I. Some Common Features of Longevity and Brittle Fracture Strength // International Journal of Fracture Mechanics. 1971. Vol. 7. P. 459-461. DOI: 10.1007/BF00189117.
5. Stepanov V.A., Shpeizman V.V., Zhoga L.V. The Kinetics of Brittle Failure in Solids and the Possibility of Predicting Failure for Static and Cyclic Loading // Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov. 1979. Vol. 15. P. 20-26.
6. Ostnsh O.P., Lazko V.E., Zinyuk O.D., Maksimovich T.L. Low-Temperature Cyclic Cracking Resistance of Welded Joints in a Martensitic-Austenitic Steel // Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov. 1992. Vol. 28. P. 70-75.
7. Molodets A.M. Temperature Dependence of the Spall Strength and Equation of State for Austenitic Chromium-Nickel Steel 18-10 // Physics of the Solid State. 2015. Vol. 57. P. 2045-2050. DOI: 10.1134/S1063783415100212.

8. Campbell J.D., Ferguson W.G. The Temperature and Strain-Rate Dependence of the Shear Strength of Mild Steel // *Philosophical Magazine*. 1970. Vol. 21, Issue 169. P. 63-82. DOI: 10.1080/14786437008238397.
9. Tetsumi Yuri, Yoshinori Ono, Toshio Ogata Effects of Surface Roughness and Notch on Cryogenic Fatigue Properties of Titanium Alloy // *Journal of the Japan Institute of Metals*. 2002. Vol. 66. P. 1287-1292. DOI: 10.2320/jinstmet1952.66.12_1287.
10. Kireenko O.F., Leksovskii A.M., Reget V.R. Role of Heating in Connection with the Reduced Life of Cyclically Stressed Polymers // *Mekhanika Polimerov*. 1968. Vol. 4. P. 386-388. DOI: 10.1007/BF00859531.
11. Regel V.R., Leksovskii A.M., Sakiev S.N. The Kinetics of the Thermofluctuation-Induced Micro- and Macrocrack Growth in Plastic Metals // *International Journal of Fracture*. 1975. Vol. 11. P. 841-850. DOI: 10.1007/BF00012901.
12. Petrov M.G., Ravikovich A.I. Deformation and Failure of Aluminum Alloys from the Standpoint of the Kinetic Concept of Strength // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2004. Vol. 45. P. 124-132. DOI: 10.1023/B:JAMT.0000009184.49247.34.
13. Myshlyaev M.M., Stepanov W.A., Shpeizman V.V. Change in Creep Mechanism of B.C.C. Metals at Transition from Low to High Temperatures // *Phys. Solid State*. 1971. Vol. 8. P. 393-402. DOI: 10.1515/9783112480663-005.
14. Bershtein V.A., Yemelyanov Yu.A., Stepanov V.A. Activation and Activation Volumes of Relaxational Processes in Polymers Under Quasi-Elastic Strain // *Polymer Science USSR*. 1984. Vol. 26. P. 2539-2546.
15. Шпейзман В.В. Кинетика хрупкого разрушения и возможности его прогнозирования // *Физика твердого тела*. 1992. Т. 34, № 7. С. 2261-2271.
16. Kartashov E.M. Decrease in Durability of Brittle Solids in Cyclic Tests // *Soviet Physics Journal*. 1981. Vol. 24. P. 479-483. DOI: 10.1007/BF00892938.
17. Botvina L.R., Tyutin M.R., Bolotnikov A.I., Petersen T.B. Effect of Preliminary Cycling on the Acoustic Emission Characteristics of Structural 15Kh2GMF Steel // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021. Vol. 2021. P. 32-41. DOI: 10.1134/S0036029521010043.
18. Chai M., Duan Q., Hou Xi., Zhang Z., Li L. Fracture Toughness Evaluation of 316LN Stainless Steel and Weld Using Acoustic Emission Technique // *ISIJ International*. 2016. Vol. 56, Issue 5. P. 875-882. DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-599.
19. Roy H., Parida N., Sivaprasad S., Tarafder S., Ray K.K. Acoustic Emissions During Fracture Toughness Tests of Steels Exhibiting Varying Ductility // *Materials Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 486, Issues 1-2. P. 562-571. DOI: 10.1016/j.msea.2007.09.036.
20. Yizhuo Chen, Ziehl P., Ramirez G., Fowler T. Effect of Temperature on Acoustic Emission Evaluation of FRP Vessels (Tensile Specimens) // *Journal of Pressure Vessel Technology*. 2007. Vol. 129. P. 516-524. DOI: 10.1115/1.2748832.
21. Mostafavi S., Fotouhi M., Motasemi A., Ahmadi M., Sindi C.T. Acoustic Emission Methodology to Evaluate the Fracture Toughness in Heat Treated AISI D2 Tool Steel // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2012. Vol. 21. P. 2106-2116. DOI: 10.1007/s11665-011-0119-6.
22. Williams R.S. Modeling of Elastoplastic Fracture Behavior Using Acoustic Emission Methods // *Journal of Metals*. 1979. Vol. 31. P. 21-25. DOI: 10.1007/BF03354508.
23. Shan D. Fatigue-Life Prediction of SiC Particulate Reinforced Aluminum Alloy 6061 Matrix Composite Using AE Stress Delay Concept // *Journal of Materials Science*. 1999. Vol. 34. P. 3263-3273. DOI: 10.1023/A:1004694209568.
24. Бабак В.П., Филоненко С.Ф. Модели сигнала акустической эмиссии // *Успехи авиакосмической техники*. 1998. № 1. С. 54-65. DOI: 10.18372/2306-1472.1.10902.
25. Krul, L.P., Matusevich Yu.I., Prokopchuk N.R. Mechanical Properties of Graft Copolymers of Polyethylene and Acrylonitrile Obtained by the Inhibited Graft Polymerization Method // *Journal of Polymer Science: Polymer Letters Edition*. 1984. Vol. 22. P. 611-615.
26. Hectors K., Waele W. Cumulative Damage and Life Prediction Models for High-Cycle Fatigue of Metals: A Review // *Metals*. 2021. Vol. 11 (2). P. 204. DOI: 10.3390/met11020204.
27. Freed A.D., Leonov A.I. The Bailey Criterion: Statistical Derivation and Applications to Interpretations of Durability Tests and Chemical Kinetics // *Math. Phys.* 2002. Vol. 53. P. 160-166.
28. Moghanlou M.R., Khonsari M.M. On the Kinetic Formulation of Fracture Fatigue Entropy of Metals // *Fatigue Fract Eng Mat Struct.* 2022. Vol. 45, Issue 2. P. 565-577. DOI: 10.1111/ffe.13618.
29. Mishnaevsky L., Brondsted P. Modeling of Fatigue Damage Evolution on the Basis of the Kinetic Concept of Strength // *International Journal of Fracture*. 2007. Vol. 144. P. 149-158. DOI: 10.1007/s10704-007-9086-1.
30. Mahmoudi A., Khonsari M.M. Evaluation of Fatigue in Unidirectional and Cross-Ply Laminated Composites Using a Coupled Entropy-Kinetic Concept // *Journal of Composite Materials*. 2022. Vol. 56, Issue 15. DOI: 10.1177/00219983221096884.
31. Hur S.H., Doh J., Yoo Y., Kim S.-W., Lee J. Stress-Life Prediction of 25°C Polypropylene Materials Based on Calibration of Zhurkov Fatigue Life Model // *Fatigue Fract Eng Mater Struct.* 2020. Vol. 43, Issue 8. P. 1784-1799. DOI: 10.1111/ffe.13231.
32. Doh J., Lee J. Bayesian Estimation of the Lethargy Coefficient for Probabilistic Fatigue Life Model // *Journal of Computational Design and Engineering*. 2018. Vol. 5, Issue 2. P. 191-197. DOI: 10.1016/j.jcde.2017.10.002.
33. Brewster Geelen B.D. Accurate Solution for the Modified Bessel Function of the First Kind // *Advances in Engineering Software*. 1995. Vol. 23. P. 105-109.
34. Bannikov M.V., Fedorova A.Y., Terekhina A.I., Plekhov O.A. Experimental Study of Fractal Properties of Fatigue Crack Growth and Energy Dissipation in Crack Tip // *PNRPU Mechanics Bulletin*. 2013. No. 2. P. 21-36.
35. Guo S., Liu X., Zhang H., Yan Z., Zhang Z., Fang H. Thermographic Study of AZ31B Magnesium Alloy under Cyclic Loading: Temperature Evolution Analysis and Fatigue Limit Estimation // *Materials*. 2020. Vol. 13(22). Article No. 5209. DOI: 10.3390/ma13225209.
36. Luong M.P. Infrared Thermographic Scanning of Fatigue in Metals. SMiRT-12. Ed. By K. Kussmaul. 1993.
37. Di Leonardo S., Cappello R., Burriesci G., Pitarresi G. Investigation of the Thermomechanical Response of Cyclically Loaded NiTi Alloys by Means of Temperature

Frequency Domain Analyses // *Materials*. 2021. Vol. 14(24). Article No. 7866. DOI: 10.3390/ma14247866.

38. Банников М.В., Терехина А.И., Плехов О.А., Плехова Э.В. Экспериментальное исследование особенностей процесса генерации тепла в вершине усталостной трещины // *Письма в журнал технической физики*. 2012. Т. 38, № 16. С. 9-15. EDN: RCVTJL.

39. Wu X., Li L. An Overview of Self-Heating Phenomena and Theory Related to Damping and Fatigue of Metals // *Applied Sciences*. 2022. Vol. 12 (6). Article No. 3054. DOI: 10.3390/app12063054.

40. Crupi V., Epasto G., Guglielmino E., Risitano G. Analysis of Temperature and Fracture Surface of AISI4140 Steel in Very High Cycle Fatigue Regime // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2015. Vol. 80, Part A. P. 22-30. DOI: 10.1016/j.tafmec.2015.07.007.

41. Grabar I. G. Thermoactivation Analysis of the Failure of bcc- and fcc-Metals and the Concept of Interrelation of Fatigue Curve Parameters // *Strength of Materials*. 1989. Vol. 21. P. 1511-1515. DOI: 10.1007/BF01529404.

42. Weaver J.L. The Effect of Temperature on Compressive Fatigue of Polystyrene // *Polymer Engineering and Science*. 1978. Vol. 18. P. 1117-1126.

43. Stepanov V.A., Peschanskaya N.N., Shpeizman V.V., Nikonov G.A. Longevity of Solids at Complex Loading // *International Journal of Fracture*. 1975. Vol. 11. P. 851-867. DOI: 10.1007/BF00012902.

44. Stepanov V.A. Deformation and Fracture of Polymers // *Mekhanika Polimerov*. 1975. P. 95-106.

45. Petrov M.G. Investigation of the Longevity of Materials on the Basis of the Kinetic Concept of Fracture // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2021. Vol. 62. P. 145156. DOI: 10.1134/S0021894421010181.

46. Regel V.R. Kinetic Theory of Strength as a Scientific Basis for Predicting the Lifetime of Polymers Under Load // *Mekhanika Polimerov*. 1971. P. 98-112.

47. Nosov V.V. On the Principles of Optimizing the Technologies of Acoustic-Emission Strength Control of Industrial Objects // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2016. Vol. 52. P. 386-399. DOI: 10.1134/S1061830916070068.

48. Lakhova E.N., Nosov V.V. Estimating the Residual Life of Plastically Deformed Welded Joints Using Simulation of Their Acoustic Emissions // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2012. Vol. 48. P. 75-84. DOI: 10.1134/S1061830912020064.

49. Nosov V.V. Appraising the Service Life of Dangerous Engineering Equipment by Acoustic Emission Diagnosis // *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2020. Vol. 49. P. 1072-1083. DOI: 10.3103/S1052618820120110.

50. Smirnov V.G., Solntsev Yu.F. The Use of Acoustic Emission for Determination of Fracture Toughness at Cryogenic Temperatures // *Problemy Prochnosti*. 1990. P. 24-27.

51. Носов В.В. Акустико-эмиссионный контроль качества пластически деформируемых заготовок // *Дефектоскопия*. 2017. № 5. С. 36-45. EDN: YPQFXV.

52. Bi Z., Pilkey W.D., Pilkey D.F. Peterson's Stress Concentration Factors. Hoboken NJ: John Wiley and Sons Inc, 2020. 560 p.

53. Новицкий Л.А., Кожевников И.Г. Теплофизические свойства материалов при низких температурах. Справочник. М.: Машиностроение, 1975. 216 с.

54. van Krevelen D.W., Te Nijenhuis K. Mechanical Properties of Solid Polymers // *Properties of Polymers*. Amsterdam: Elsevier Science, 2009. P. 383-503. DOI: 10.1016/B978-0-08-054819-7.00013-3.

55. Логинов Б.М., Проскурнин А.Н., Вершинин Е.В. Закономерности процессов движения дислокаций через ансамбли дислокаций леса и точечных препятствий в условиях одновременного действия статической и циклической нагрузки // *Физика твердого тела*. 2002. Т. 44, № 10. С. 1799-1801. EDN: RYQMJ.

56. Малыгин Г.А. Анализ скоростной чувствительности напряжений течения нанокристаллических металлов с ГЦК- и ОЦК-решетками // *Физика твердого тела*. 2007. Т. 49, № 12. С. 2161-2168. EDN: RCRGFH.

REFERENCES

1. Yuri T., Ono Y., Ogata T. Effects of Surface Roughness and Notch on Fatigue Properties for Ti-5Al-2.5Sn ELI Alloy at Cryogenic Temperatures. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2003, Vol. 4, Issue 4, pp. 291-299. DOI: 10.1016/S1468-6996(03)00058-5.

2. Petrov A.I., Razuvaeva M.V. Otsenka aktivatsionnykh parametrov razrusheniya v aluminii i α -zheleze po dannym izmereniya dolgovechnosti pri umerennykh i nizkikh temperaturakh [Estimation of the Fracture Activation Parameters of Aluminum and α -Iron from the Lifetime Data Measured at Moderate and Low Temperatures]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki — Zhurnal Tekhnicheskoi Fiziki*, 2010, Vol. 80, No. 6, pp. 90-95. EDN: RCTTEX. [in Russian].

3. Chen J.H., Wang G.Z. Study of Mechanism of Cleavage Fracture at Low Temperature. *Metallurgical Transactions A*, 1992, Vol. 23, pp. 509-517. DOI: 10.1007/BF02801168.

4. Orlov A.N., Petrov V.A., Vladimirov V.I. Some Common Features of Longevity and Brittle Fracture Strength. *International Journal of Fracture Mechanics*, 1971, Vol. 7, pp. 459-461. DOI: 10.1007/BF00189117.

5. Stepanov V.A., Shpeizman V.V., Zhoga L.V. The Kinetics of Brittle Failure in Solids and the Possibility of Predicting Failure for Static and Cyclic Loading. *Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov*, 1979, Vol. 15, pp. 20-26.

6. Ostnsh O.P., Lazko V.E., Zinyuk O.D., Maksimovich T.L. Low-Temperature Cyclic Cracking Resistance of Welded Joints in a Martensitic-Austenitic Steel. *Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov*, 1992, Vol. 28, pp. 70-75.

7. Molodets A.M. Temperature Dependence of the Spall Strength and Equation of State for Austenitic Chromium-Nickel Steel 18-10. *Physics of the Solid State*, 2015, Vol. 57, pp. 2045-2050. DOI: 10.1134/S1063783415100212.

8. Campbell J.D., Ferguson W.G. The Temperature and Strain-Rate Dependence of the Shear Strength of Mild Steel. *Philosophical Magazine*, 1970, Vol. 21, Issue 169, pp. 63-82. DOI: 10.1080/14786437008238397.

9. Tetsumi Yuri, Yoshinori Ono, Toshio Ogata Effects of Surface Roughness and Notch on Cryogenic Fatigue Properties of Titanium Alloy. *Journal of the Japan Institute of Metals*, 2002, Vol. 66, pp. 1287-1292. DOI: 10.2320/jinstmet1952.66.12_1287.

10. Kireenko O.F., Leksovskii A.M., Reget V.R. Role of Heating in Connection with the Reduced Life of Cyclically Stressed Polymers. *Mekhanika Polimerov*, 1968, Vol. 4, pp. 386-388. DOI: 10.1007/BF00859531.

11. Regel V.R., Leksovskii A.M., Sakiev S.N. The Kinetics of the Thermo-Fluctuation-Induced Micro- and Macrocrack Growth in Plastic Metals. *International Journal of Fracture*, 1975, Vol. 11, pp. 841-850. DOI: 10.1007/BF00012901.
12. Petrov M.G., Ravikovich A.I. Deformation and Failure of Aluminum Alloys from the Standpoint of the Kinetic Concept of Strength. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2004, Vol. 45, pp. 124-132. DOI: 10.1023/B:JAMT.0000009184.49247.34.
13. Myshlyaev M.M., Stepanov W.A., Shpeizman V.V. Change in Creep Mechanism of B.C.C. Metals at Transition from Low to High Temperatures. *Phys. Solid State*, 1971, Vol. 8, pp. 393-402. DOI: 10.1515/9783112480663-005.
14. Bershtein V.A., Yemelyanov Yu.A., Stepanov V.A. Activation and Activation Volumes of Relaxational Processes in Polymers Under Quasi-Elastic Strain. *Polymer Science USSR*, 1984, Vol. 26, pp. 2539-2546.
15. Shpeizman V.V. Kinetika khрупkogo razrusheniya i vozmozhnosti ego prognozirovaniya [Kinetics of Brittle Fracture and Possibilities of its Prediction]. *Fizika tverdogo tela — Physics of the Solid State*, 1992, Vol. 34, No. 7, pp. 2261-2271. [in Russian].
16. Kartashov E.M. Decrease in Durability of Brittle Solids in Cyclic Tests. *Soviet Physics Journal*, 1981, Vol. 24, pp. 479-483. DOI: 10.1007/BF00892938.
17. Botvina L.R., Tyutin M.R., Bolotnikov A.I., Petersen T.B. Effect of Preliminary Cycling on the Acoustic Emission Characteristics of Structural 15Kh2GMF Steel. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2021, Vol. 2021, pp. 32-41. DOI: 10.1134/S0036029521010043.
18. Chai M., Duan Q., Hou Xi., Zhang Z., Li L. Fracture Toughness Evaluation of 316LN Stainless Steel and Weld Using Acoustic Emission Technique. *ISIJ International*, 2016, Vol. 56, Issue 5, pp. 875-882. DOI: 10.2355/isijinternational. ISIJINT-2015-599.
19. Roy H., Parida N., Sivaprasad S., Tarafder S., Ray K.K. Acoustic Emissions During Fracture Toughness Tests of Steels Exhibiting Varying Ductility. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, Vol. 486, Issues 1-2, pp. 562-571. DOI: 10.1016/j.msea.2007.09.036.
20. Yizhuo Chen, Ziehl P., Ramirez G., Fowler T. Effect of Temperature on Acoustic Emission Evaluation of FRP Vessels (Tensile Specimens). *Journal of Pressure Vessel Technology*, 2007, Vol. 129, pp. 516-524. DOI: 10.1115/1.2748832.
21. Mostafavi S., Fotouhi M., Motasemi A., Ahmadi M., Sindi C.T. Acoustic Emission Methodology to Evaluate the Fracture Toughness in Heat Treated AISI D2 Tool Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, Vol. 21, pp. 2106-2116. DOI: 10.1007/s11665-011-0119-6.
22. Williams R.S. Modeling of Elastoplastic Fracture Behavior Using Acoustic Emission Methods. *Journal of Metals*, 1979, Vol. 31, pp. 21-25. DOI: 10.1007/BF03354508.
23. Shan D. Fatigue-Life Prediction of SiC Particulate Reinforced Aluminum Alloy 6061 Matrix Composite Using AE Stress Delay Concept. *Journal of Materials Science*, 1999, Vol. 34, pp. 3263-3273. DOI: 10.1023/A:1004694209568.
24. Babak V.P., Filonenko S.F. Modeli signalov akusticheskoi emissii [Models of Acoustic Emission Signals]. *Uspekhi aviakosmicheskoi tekhniki — Advances in Aerospace Technology*, 1998, No. 1, pp. 54-65. DOI: 10.18372/2306-1472.1.10902. [in Russian].
25. Krul, L.P. Matusevich Yu.I., Prokopchuk N.R. Mechanical Properties of Graft Copolymers of Polyethylene and Acrylonitrile Obtained by the Inhibited Graft Polymerization Method. *Journal of Polymer Science: Polymer Letters Edition*, 1984, Vol. 22, pp. 611-615.
26. Hectors K., Waele W. Cumulative Damage and Life Prediction Models for High-Cycle Fatigue of Metals: A Review. *Metals*, 2021, Vol. 11 (2), pp. 204. DOI: 10.3390/met11020204.
27. Freed A.D., Leonov A.I. The Bailey Criterion: Statistical Derivation and Applications to Interpretations of Durability Tests and Chemical Kinetics. *Math. Phys.*, 2002, Vol. 53, pp. 160-166.
28. Moghanlou M.R., Khonsari M.M. On the Kinetic Formulation of Fracture Fatigue Entropy of Metals. *Fatigue Fract Eng Mat Struct*, 2022, Vol. 45, Issue 2, pp. 565-577. DOI: 10.1111/ffe.13618.
29. Mishnaevsky L., Brondsted P. Modeling of Fatigue Damage Evolution on the Basis of the Kinetic Concept of Strength. *International Journal of Fracture*, 2007, Vol. 144, pp. 149-158. DOI: 10.1007/s10704-007-9086-1.
30. Mahmoudi A., Khonsari M.M. Evaluation of Fatigue in Unidirectional and Cross-Ply Laminated Composites Using a Coupled Entropy-Kinetic Concept. *Journal of Composite Materials*, 2022, Vol. 56, Issue 15, DOI: 10.1177/00219983221096884.
31. Hur S.H., Doh J., Yoo Y., Kim S.-W., Lee J. Stress-Life Prediction of 25°C Polypropylene Materials Based on Calibration of Zhurkov Fatigue Life Model. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2020, Vol. 43, Issue 8, pp. 1784-1799. DOI: 10.1111/ffe.13231.
32. Doh J., Lee J. Bayesian Estimation of the Lethargy Coefficient for Probabilistic Fatigue Life Model. *Journal of Computational Design and Engineering*, 2018, Vol. 5, Issue 2, pp. 191-197. DOI: 10.1016/j.jcde.2017.10.002.
33. Brewster Geelen B.D. Accurate Solution for the Modified Bessel Function of the First Kind. *Advances in Engineering Software*, 1995, Vol. 23, pp. 105-109.
34. Bannikov M.V., Fedorova A.Y., Terekhina A.I., Plekhov O.A. Experimental Study of Fractal Properties of Fatigue Crack Growth and Energy Dissipation in Crack Tip. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2013, No. 2, pp. 21-36.
35. Guo S., Liu X., Zhang H., Yan Z., Zhang Z., Fang H. Thermographic Study of AZ31B Magnesium Alloy under Cyclic Loading: Temperature Evolution Analysis and Fatigue Limit Estimation. *Materials*, 2020, Vol. 13 (22), Article No. 5209. DOI: 10.3390/ma13225209.
36. Luong M.P. *Infrared Thermographic Scanning of Fatigue in Metals*. SMiRT-12. Ed. By K. Kussmaul. 1993.
37. Di Leonardo S., Cappello R., Burriesci G., Pitarresi G. Investigation of the Thermomechanical Response of Cyclically Loaded NiTi Alloys by Means of Temperature Frequency Domain Analyses. *Materials*, 2021, Vol. 14 (24), Article No. 7866. DOI: 10.3390/ma14247866.
38. Bannikov M.V., Terekhina A.I., Plekhov O.A., Plekhova E.V. Eksperimental'noe issledovanie osobennosti protsessy generatsii tepla v vershine ustalostnoi treshchiny [Experimental Study of Heat Generation at the Vertex of a Fatigue Crack]. *Pis'ma v zhurnal tekhnicheskoi fiziki — Technical Physics Letters*, 2012, Vol. 38, No. 16, pp. 9-15. EDN: RCVTJL. [in Russian].

39. Wu X., Li L. An Overview of Self-Heating Phenomena and Theory Related to Damping and Fatigue of Metals. *Applied Sciences*, 2022, Vol. 12 (6), Article No. 3054. DOI: 10.3390/app12063054.
40. Crupi V., Epasto G., Guglielmino E., Risitano G. Analysis of Temperature and Fracture Surface of AISI4140 Steel in Very High Cycle Fatigue Regime. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2015, Vol. 80, Part A, pp. 22-30. DOI: 10.1016/j.tafmec.2015.07.007.
41. Grabar I.G. Thermoactivation Analysis of the Failure of bcc- and fcc-Metals and the Concept of Interrelation of Fatigue Curve Parameters. *Strength of Materials*, 1989, Vol. 21, pp. 1511-1515. DOI: 10.1007/BF01529404.
42. Weaver J.L. The Effect of Temperature on Compressive Fatigue of Polystyrene. *Polymer Engineering and Science*, 1978, Vol. 18, pp. 1117-1126.
43. Stepanov V.A., Peschanskaya N.N., Shpeizman V.V., Nikonov G.A. Longevity of Solids at Complex Loading. *International Journal of Fracture*, 1975, Vol. 11, pp. 851-867. DOI: 10.1007/BF00012902.
44. Stepanov V.A. Deformation and Fracture of Polymers. *Mekhanika Polimerov*, 1975, pp. 95-106.
45. Petrov M.G. Investigation of the Longevity of Materials on the Basis of the Kinetic Concept of Fracture. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2021, Vol. 62, pp. 145156. DOI: 10.1134/S0021894421010181.
46. Regel V.R. Kinetic Theory of Strength as a Scientific Basis for Predicting the Lifetime of Polymers Under Load. *Mekhanika Polimerov*, 1971, pp. 98-112.
47. Nosov V.V. On the Principles of Optimizing the Technologies of Acoustic-Emission Strength Control of Industrial Objects. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2016, Vol. 52, pp. 386-399. DOI: 10.1134/S1061830916070068.
48. Lakhova E.N., Nosov V.V. Estimating the Residual Life of Plastically Deformed Welded Joints Using Simulation of Their Acoustic Emissions. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2012, Vol. 48, pp. 75-84. DOI: 10.1134/S1061830912020064.
49. Nosov V.V. Appraising the Service Life of Dangerous Engineering Equipment by Acoustic Emission Diagnosis. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2020, Vol. 49, pp. 1072-1083. DOI: 10.3103/S1052618820120110.
50. Smirnov V.G., Solntsev Yu.F. The Use of Acoustic Emission for Determination of Fracture Toughness at Cryogenic Temperatures. *Problemy Prochnosti*, 1990, pp. 24-27.
51. Nosov V.V. Akustiko-emissionnyi kontrol' kachestva plasticheski deformiruemyykh zagotovok [Acoustic-Emission Quality Control of Plastically Deformed Blanks]. *Defektoskopiya — Defektoskopiya*, 2017, No. 5, pp. 36-45. EDN: YPQFXV. [in Russian].
52. Bi Z., Pilkey W.D., Pilkey D.F. *Peterson's Stress Concentration Factors*. Hoboken NJ, John Wiley and Sons Inc, 2020. 560 p.
53. Novitskii L.A., Kozhevnikov I.G. *Teplofizicheskie svoystva materialov pri nizkikh temperaturakh. Spravochnik* [Thermophysical Properties of Materials at Low Temperatures. Directory]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975. 216 p. [in Russian].
54. van Krevelen D.W., Te Nijenhuis K. Mechanical Properties of Solid Polymers. *Properties of Polymers*. Amsterdam, Elsevier Science, 2009. P. 383-503. DOI: 10.1016/B978-0-08-054819-7.00013-3.
55. Loginov B.M., Proskurnin A.N., Vershinin E.V. Zakonomernosti protsessov dvizheniya dislokatsii cherez ansambli dislokatsii lesa i tochechnyykh prepyatstviy v usloviyakh odnovremennogo deistviya staticheskoi i tsiklicheskoi nagruzki [Motion of Dislocations Through Ensembles of Forest Dislocations and Point Obstacles Upon the Simultaneous Action of Static and Cyclic Loads]. *Fizika tverdogo tela — Physics of the Solid State*, 2002, Vol. 44, No. 10, pp. 1799-1801. EDN: RYQQMJ. [in Russian].
56. Malygin G.A. Analiz skorostnoi chuvstvitel'nosti napryazhenii techeniya nanokristallicheskikh metallov s GTsK- i OTsK-reshetkami [Analysis of the Strain-Rate Sensitivity of Flow Stresses in Nanocrystalline FCC and BCC Metals]. *Fizika tverdogo tela — Physics of the Solid State*, 2007, Vol. 49, No. 12, pp. 2161-2168. EDN: RCRGFH. [in Russian].

ИНФОРМАЦИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Виктор Владимирович Носов, доктор технических наук, профессор Метрологии, приборостроения и управления качеством, Санкт-Петербургский горный университет, Санкт-Петербург, Россия

Victor V. Nosov, doctor of technical sciences, professor of Metrology, instrumentation and quality management, St. Petersburg mining university, St. Petersburg, Russia

Олег Геннадьевич Первейталов, аспирант, Санкт-Петербургский горный университет, Санкт-Петербург, Россия

Oleg G. Perveitalov, postgraduate student, St. Petersburg mining university, St. Petersburg, Russia

Статья поступила в редакцию 04.12.2022; одобрена после рецензирования 04.04.2023; принята к публикации 30.05.2023.

The article was submitted 04.12.2023; approved after reviewing 04.04.2023; accepted for publication 30.05.2023.