

Section 2 ENVIRONMENTAL (CORROSIVE MEDIUM, TEMPERATURE, 277
LOADING WAVEFORM, ETC.) EFFECTS
ON THE FATIGUE CRACK PROPAGATION

ВЗАИМОСВЯЗЬ ХАРАКТЕРИСТИК УСТАЛОСТИ
И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Т.Ю. Яковлева, Л.Е. Матохнюк

THE CORRELATION BETWEEN FATIGUE
AND FRACTURE CHARACTERISTICS OF TITANIUM ALLOYS

T.Yu. Yakovleva, L.E. Matokhnyuk

Институт проблем прочности Национальной академии наук Украины, Киев

Abstract. Interrelation between fatigue and fracture characteristics for titanium alloy has been shown basing on the analysis of the fatigue curves equations and fatigue fracture diagrams which incorporate cyclic loading rate and cycles asymmetry ratio. The kinetic diagrams equations parameters can be obtained from fatigue curve equation. The calculated fatigue and fracture resistance characteristics were compared with the experiments for VT1-0 titanium alloy.

Циклический характер физических процессов и локализация областей максимальных структурных изменений являются определяющими как в течение инкубационного (накопление усталостных повреждений), так и активного (развитие трещины) периодов усталостного разрушения. С этой точки зрения кривые усталости и кинетические диаграммы усталостного разрушения отражают две взаимосвязанные стадии единого процесса – усталостного разрушения. Поэтому использование единого подхода к анализу поведения материала в условиях циклического нагружения позволяет наиболее полно и адекватно описать феномен усталости. Чаще всего единый подход к проблеме усталости просматривается в анализе стадии развития трещины.

Основой единого подхода является положение о том, что условия зарождения и дальнейшего развития трещины определяются в основном процессами, происходящими у вершины существующей трещины или в окрестности какого-либо концентратора напряжений под действием системы приложенных нагрузок [1]; приращение усталостной трещины осуществляется за счет ее повторного зарождения вблизи вершины [2–6]; зарождение усталостной трещины представляет собой двухпараметрический процесс, который описывается характеристическим размером зоны предразрушения в вершине надреза и размахом локальных напряжений или деформаций в этой зоне [7]. Положение о схожести процессов, реализуемых на стадиях зарождения и роста усталостной трещины, является основой обобщенной теории усталости Екобори [8]. В этой работе предпринята попытка создать теорию, которая бы последовательно отражала атомистические, микроструктурные и континуальные аспекты усталости, предполагая, что механизмы возникновения так называемых зародышевых микротрещин и наблюдаемых в вершине магистральной трещины одинаковы. В связи с трудностями практического применения эта теория не получила дальнейшего развития. Тем не менее, данные о влиянии структуры материала на характеристики его циклической трещиностойкости послужили основой одного из наиболее активно развивающихся в настоящее время направлений – микроструктурной механики разрушения, которая представляет собой синтез подходов механики сплошных сред с физическими аспектами разрушения, учитывающими состояние материала в зоне пластической деформации в вершине трещины. Модели на базе микроструктурной механики разрушения используют для описания развития

коррозионно-усталостных [9], коротких и неразвивающихся [10, 11] трещин; металлов с разным состоянием поверхности [12]; в качестве единого подхода к коротким, длинным и неразвивающимся трещинам [10]. Разделить влияние микроструктуры металла и его напряженно-деформированного состояния на локальное напряжение разрушения в условиях концентрации напряжений позволяют локальные критерии квазихрупкого разрушения [13].

Перечисленные направления и задачи, которые решают в рамках этих направлений, показывают перспективность комплексного подхода, объединяющего в себе единый взгляд на обе стадии усталостного разрушения с учетом локального характера процессов, протекающих на микроструктурном уровне. Такой подход позволяет с единых позиций описать период накопления усталостных повреждений и стадию развития трещины в диапазоне длин от коротких и нераспространяющихся вплоть до нестабильного роста магистральной трещины [14]. В данной работе на примере титанового сплава показана возможность применения указанного подхода для анализа взаимосвязи характеристик усталости и разрушения металлических материалов.

В основе рассматриваемого подхода лежат экспериментальные исследования, которые показывают [14–16], что локальный характер развивающихся микроструктурных изменений при практически стабильном состоянии остального материала дает возможность рассматривать области локализации пластической деформации (ЛПД) как микрообъемы с иными свойствами по сравнению с остальным материалом, и вследствие этого обладающие более или менее выраженной граничной поверхностью, а также внутренней энергией, отличной от остального материала. По мере увеличения продолжительности нагружения увеличиваются размеры области (ЛПД) и возрастает степень локализации структурной перестройки материала, то есть изменяются ее геометрические и структурные параметры. Локальное разрушение наступает тогда, когда материал области ЛПД теряет способность к дальнейшей пластической деформации, чему соответствуют критические значения размерных, структурных и энергетических параметров.

Дислокационная структура зоны пластической деформации в вершине магистральной трещины в припороговой области значений ΔK представляет собой дальнейшее логическое развитие структуры, сформированной на стадии накопления усталостных повреждений в основном объеме. Материал характеризуется скорее количественным, чем качественным отличием дислокационной структуры, формирующейся в зоне разрушения, от структуры локальных, наиболее деформированных в течение инкубационного периода, микрообластей основного объема (рис. 1, *a*). Принципиальное сходство структурных характеристик материала в области ЛПД и зоны разрушения в припороговой области роста трещины также показывает, что одна или несколько из областей ЛПД служат очагами разрушения. По мере увеличения значений ΔK появляются элементы структуры, соответствующие более высоким уровням напряжений, чем номинальные (рис. 1, *b*).

Увеличение значений ΔK по мере роста длины трещины, то есть продолжительности нагружения, сопровождается одновременным изменением геометрических и структурных характеристик зоны пластической деформации под поверхностью разрушения. Отсюда следует, что скорость роста усталостной трещины обусловлена главным образом продолжительностью периода структурной подготовки материала в окрестности вершины трещины и энергоемкостью процесса разрушения как такового, связанного с взаимодействием фронта трещины с исходными и сформировавшимися элементами структуры и субструктуры.

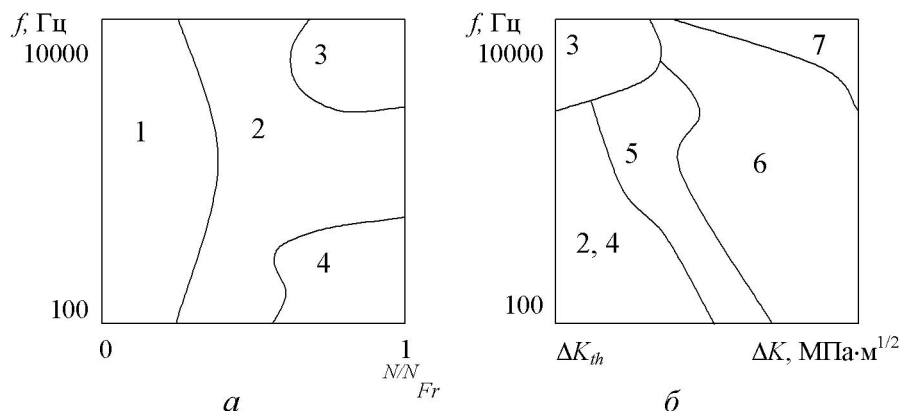


Рис. 1. Схематическое представление преобладающих типов дислокационных структур в титановых сплавах на стадии накопления усталостных повреждений (*а*) и на стадии стабильного роста трещины (*б*): 1 – границы наклона, сетки, одиночные дислокации; 2 – деформация межфазных границ; 3 – дефекты упаковки; 4 – петли; 5 – плоские скопления, ячеистая структура; 6 – полосовая структура; 7 – деформация микрообластей, прилегающих к исходно присутствующим в α -фазе двойникам.

Из сопоставления приведенных закономерностей развития областей ЛПД и области разрушения (зоны пластической деформации в вершине трещины) следует одинаковый «структурно-геометрический» характер их эволюции по мере увеличения продолжительности нагружения. Одинаков результат увеличения частоты циклического нагружения – повышение степени локализации пластической деформации как в течение инкубационного периода (уменьшение размеров областей ЛПД), так и на стадии развития трещины (уменьшение глубины зоны пластической деформации, сокращение шага усталостных бороздок и ширины полос соответствующей полосовой дислокационной структуры, размеров площадок их однонаправленного расположения). Увеличение значений R сопровождается формированием менее энергоемкой структуры в течение инкубационного периода и активизацией менее энергоемких механизмов разрушения на стадии развития трещины. Таким образом, выполненные исследования показали принципиальное сохранение на обеих стадиях нагружения закономерностей структурных изменений, присущих данному материалу, а также единый характер их зависимости от скорости деформирования, а именно уменьшение размеров зон ЛПД, элементов формирующейся субструктуры и фрактографических элементов с увеличением скорости циклического нагружения.

Приведенные закономерности, которые говорят о едином характере накопления повреждений в микрообластях развивающейся пластической деформации в течение инкубационного периода и в зоне разрушения на стадии развития трещины, являются основой начальных модельных допущений. Материал области ЛПД рассматривают как некую квазифазу, которая представляет собой сплошную среду, физико-механические свойства которой, в том числе уровень деформации и удельная поверхностная энергия, являются функцией координат и времени; текущее значение среднего радиуса области линейно зависит от средней скорости процессов микропластической деформации и времени; конкретный характер и механизмы структурной эволюции области находят свое отражение в изменении величины удельной поверхностной энергии.

В результате получены [14] уравнения кривой усталости

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

где

$$a_\sigma = k \sqrt{\frac{E_\omega \operatorname{tg} \varphi}{3\nu_0} \cdot \frac{\partial \alpha}{\partial N}}; \quad b_\sigma = k \sqrt{\frac{E_r}{3\nu_0} \cdot \frac{\partial \alpha}{\partial T}}; \quad c_\sigma = k \sqrt{\frac{E_\omega \operatorname{tg} \varphi}{3} \cdot \frac{\partial \alpha}{\partial \nu_0}};$$

$$\sigma_e = k \sigma_{e/-1}; \quad k = 1 - k_{a/R} \frac{1+R}{2},$$

E_ω , E_i – динамический и релаксированный модули упругости соответственно, φ – угол сдвига фаз между напряжением и деформацией, $k_{a/R}$ характеризует чувствительность материала к статической составляющей напряжений, а также кинетической диаграммы усталостного разрушения

$$\frac{dl}{dN} = \frac{2(\Delta K - \Delta K_e - a_{\Delta K} \sqrt{f})^2}{\frac{\pi}{\Phi^2} (b_\sigma + c_\sigma \sqrt{f})^2}; \quad \Delta K_e = \frac{\sigma_{er} \sqrt{2\pi r}}{\Phi}, \quad a_{\Delta K} = \frac{a_{\sigma r} \sqrt{2\pi r}}{\Phi}, \quad (2)$$

$$\Delta K = k \Delta K_{-1}, \quad k = 1 - k_{a/-1} \frac{1+R}{2},$$

где параметры σ_{er} , a_σ , b_σ и c_σ имеют здесь тот же физический и математический смысл, что и в уравнении (1), но относятся к микрообласти максимальных структурных изменений в окрестности точки r, θ в вершине трещины; $k_{a/-1}$ имеет тот же смысл, что в уравнении (1) и относится к амплитуде внешней нагрузки; ΔK_{-1} – коэффициент интенсивности напряжений в условиях симметричного нагружения при заданной скорости роста трещины.

Для проверки уравнений были рассчитаны коэффициенты по входящим в них параметрам. Оценка этих параметров была выполнена по приведенным в литературе 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; $\gamma_{ef} \approx 1 \cdot 10^{-4}$ 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/сек. Получены следующие оценочные значения коэффициентов: $a_\sigma \approx 1,17$ МПа/Гц^{0,5}, $b_\sigma \approx 3317$ МПа·цикл^{0,5} и $c_\sigma \approx 203$ МПа·(цикл/Гц)^{0,5}, которые использованы в расчетах теоретических кривых усталости и кинетических диаграмм усталостного разрушения. Затем рассчитаны величины амплитуды напряжений для заданной базы нагружения и значения dl/dN для заданного значения ΔK . Расчеты выполнены для четырех частот нагружения.

Приведенные величины коэффициента корреляции теоретических и экспериментальных данных (табл.), теоретические кривые усталости (рис. 2).

Значения коэффициентов уравнений для расчетных кривых усталости и кинетических диаграмм усталостного разрушения технически чистого титана ВТ1-0 и характеристики степени их согласия с экспериментальными данными и кинетические диаграммы, (рис. 3) показывают связь параметров локальной пластической деформации с макрохарактеристиками прочности и трещиностойкости в условиях циклического нагружения. Поскольку испытания на усталость и циклическую трещиностойкость проводили в сопоставимых условиях, в таблице приведена также величина $A_{f/cal}$: $A_{f/cal} = 2/\pi(C_f)^2$, рассчитанная по коэффициенту C_f для кривой усталости. Из таблицы следует, что для материалов, испытанных в близких условиях нагружения, величины коэффициентов уравнения кинетической диаграммы могут быть рассчитаны по коэффициентам уравнения кривой усталости, что открывает дополнительные возможности взаимного прогнозирования характеристик циклической прочности и трещиностойкости.

Таблица

Частота f , Гц	Уравнение	Коэффициенты	Стандартная ошибка S	Коэффициент корреляции η	S/σ_{ue} %	$A_{f/calc}$
100	(1)	$\sigma_{ue} = 109,62;$ $C_f = 84,77$	18,42386	0,68340	16,8	
500	(1)	$\sigma_{ue} = 124,24;$ $C_f = 7860,60$	21,19391	0,90407	17,1	
3000	(1)	$\sigma_{ue} = 161,96;$ $C_f = 14484,5$	15,10758	0,707407	9,3	
10000	(1)	$\sigma_{ue} = 215,00;$ $C_f = 23587,0$	42,89493	0,86695	19,9	
140	(2)	$A_f = 1,7714 \cdot 10^{-8};$ $\Delta K_{ue} = 2,44$	$4,41 \cdot 10^{-7}$	0,9855237		$2,1 \times 10^{-8}$
600	(2)	$A_f = 9,1445 \cdot 10^{-9};$ $\Delta K_{ue} = 2,88$	$2,4 \cdot 10^{-7}$	0,991654		$1,0 \times 10^{-8}$
3000	(2)	$A_f = 3,0237 \cdot 10^{-9};$ $\Delta K_{ue} = 3,53$	$1,62 \cdot 10^{-8}$	0,990064		$3,0 \times 10^{-9}$
10000	(2)	$A_f = 1,0540 \cdot 10^{-9};$ $\Delta K_{ue} = 4,15$	$3,1 \cdot 10^{-9}$	0,8539657		$1,1 \times 10^{-9}$

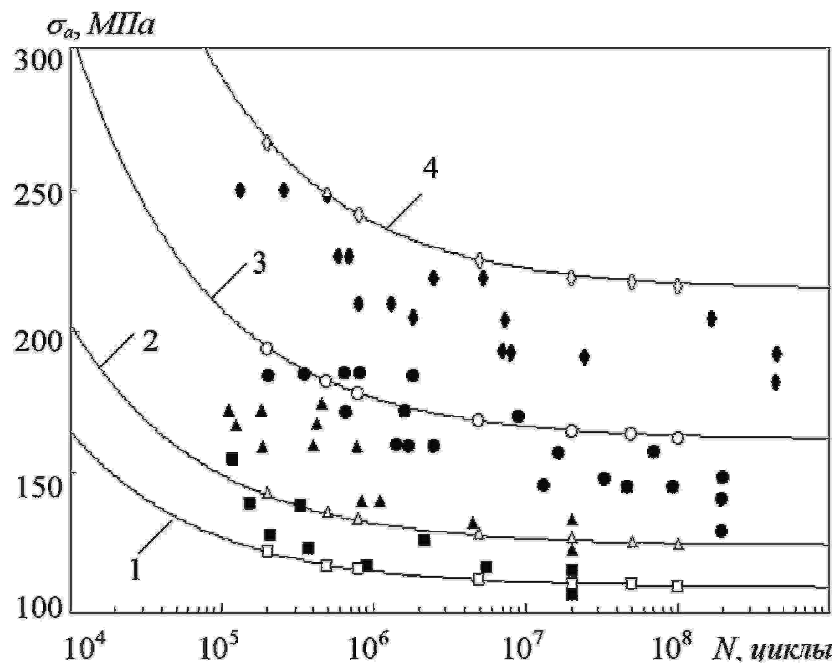


Рис. 2. Расчетные значения σ_a (светлые точки), построенные по ним в соответствии с уравнением (1) кривые усталости и результаты усталостных испытаний [17] (темные точки) сплава ВТ1-0. Частота нагружения: 1 – 100 Гц; 2 – 500 Гц; 3 – 3 КГц; 4 – 10 КГц.

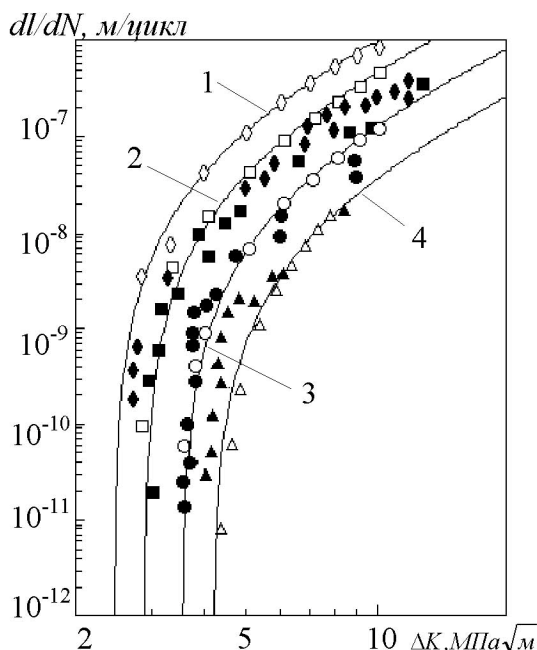


Рис. 3. Расчетные значения dl/dN (светлые точки), построенные по ним в соответствии с уравнением (2) кинетические диаграммы усталостного разрушения и результаты испытаний на циклическую трещиностойкость [17] (темные точки) технически чистого титана BT1-0. Частота нагружения f : 1 – 140 Гц; 2 – 600 Гц; 3 – 3 кГц; 4 – 10 кГц.

Литература

1. Голуб В.П., Плащинская А.В. Докритический рост усталостных трещин в тонких пластинах с концентраторами напряжений // Оцінка й обґрунтування продовження ресурсу елементів конструкцій.: Праці конф., Т. 1. – Київ, 2000. – С. 93 – 99.
2. Красовский А.Я. Локальная пластическая деформация в вершине трещины и хрупкое разрушение металлов // Автореф. на соискание ученой степени докт. физ.-мат. наук. – 1973. – Киев: Институт металлофизики АН Украины. – 48 с.
3. Lal D.N. and Weiss V. A notch analysis of fracture approach to fatigue crack propagation // Met. Trans. – 1978. – 9A. – P. 413 – 426.
4. Glinka G. A notch stress-strain analysis approach to fatigue crack growth // Eng. Fract. Mech. – 1985. – 21. – P. 245 – 261.
5. Fujimoto Y., Namada K. Исследование по оценке прочности в случае малых усталостных трещин на основе модели зоны повреждения // Nihon zairyo kyodo gakkaiishi = J. Jap. Soc. Strength and Fract. Mater. – 2000. – 66, N 644. – P. 768 – 775.
6. Андрейкив А.Е. Расчетная модель для определения периода зарождения усталостной трещины // Физ.-хим. механика материалов. – 1976. – № 6. – С. 27 – 30.
7. Остап О.П., Панасюк В.В. До питання про зародження втомних макротріщин у зразках із надрізом // Пробл. прочності. – 2000. – № 5. – С. 19 – 33.
8. Yokobori T. An Interdisciplinary Approach to Fracture and Strength of Solids. – Groningen: Wolters-Nordhoff scientific publications LTD, 1970. – 260 p.
9. Хома М.С., Похмурський В.І. Корозійна витривалість корозійнотривких сталей зі зварними з'єднаннями // Физ.-хим. механика материалов – 2000. – № 4. – С. 99 – 102.
10. Brown M.W. Interface of short, long and non-propagating cracks // The behaviour of short fatigue cracks. – London: MEP Institution Mechanical Engineers, 1986. – 1. – P. 423 – 439.
11. Navarro A., de los Rios E.R. A model for shot fatigue crack propagation with an interpretation of the shot – long crack transition // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1987. – 10. – P. 169 – 186.
12. Міллер К.-Дж., Акід Р. Застосування підходів мікроструктурної механіки руйнування до металів із різним станом поверхні // Физ.-хим. механика материалов. – 1997. – № 1. – С. 9 – 32.
13. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Фізичні основи локального підходу до аналізу крихкого руйнування металів і сплавів // Физ.-хим. механика материалов. – 2001. – № 4. – С. 49 – 62.
14. Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наук. думка, 2003. – 238 с.
15. Яковлева Т.Ю. Взаимосвязь микромеханизмов структурной перестройки титанового сплава BT18У в процессе усталостного разрушения // Там же. – 2000. – № 6. – С. 73 – 83.
16. Яковлева Т.Ю. Закономерности развития магистральной трещины и эволюции дислокационной структуры в зоне разрушения титанового сплава BT22 при различных частотах циклического нагружения // Там же. – 2001. – № 5. – С. 65 – 75.
17. Матохнюк Л.Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.