

Микроструктурно-зависимая модель для расчета скорости роста физически малой и длинной усталостных трещин

О. Н. Герасимчук

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

На основании предложенной структурной концепции пороговых размахов коэффициента интенсивности напряжений разработана модель, описывающая кинетику роста физически малой и длинной трещин. Модель позволяет рассчитывать долговечность при росте физически малой и длинной трещин при регулярной циклической одноосной нагрузке по данным статических механических характеристик и микроструктуры исходного материала. Достоверность модели подтверждена результатами испытаний на трещиностойкость при симметричном циклическом плоском изгибе образцов из титанового сплава ВТЗ-1 в различных микроструктурных состояниях. Получена хорошая сходимость расчетных кинетических диаграмм усталостного разрушения с экспериментальными данными.

Ключевые слова: пороговый размах коэффициента интенсивности напряжений, микроструктурно короткая трещина, физически малая трещина, длинная трещина, микроструктура, кинетическая диаграмма усталостного разрушения, титановые сплавы.

Обозначения

- a, c, h – параметры гексагональной плотноупакованной (ГПУ) кристаллической решетки
- b – модуль вектора Бюргера \vec{b}
- d – линейный размер микроструктурного элемента, ответственного за усталостную прочность данного материала (размер зерна, максимальная глубина микроструктурно короткой трещины (МКТ), минимальная глубина физически малой трещины (ФМТ))
- E – модуль упругости
- ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений (КИН)
- $K_{I \max}$ – максимальный КИН цикла по моде I
- $\Delta K_{th,d}$ – пороговый размах КИН для МКТ
- $\Delta K_{th,l}$ – пороговый размах КИН для ФМТ
- ΔK_{th} – пороговый размах КИН для длинных трещин (ДТ)
- $\Delta K_{th,eff}$ – эффективный пороговый размах КИН
- ΔK_T – размах КИН, соответствующий переходу от ФМТ к ДТ
- l – глубина поверхностной полукруговой трещины
- l_s – переходная глубина ФМТ при $\sigma_a = \sigma_{-1}$
- l_i – переходная глубина ФМТ при $\sigma_{-1} < \sigma_a \leq \sigma_p$
- l'_i – конечная глубина ФМТ (начальная глубина ДТ)
- l_t – конечная глубина ДТ (критерий разрушения от усталости)
- M – фактор Тейлора ($M = 1/m_s$)

m_s	–	фактор Шмида ($m_s = \cos \varphi \cos \gamma$)
φ	–	угол между нормалью к плоскости скольжения и направлением действия нагрузки
γ	–	угол между направлением скольжения и направлением действия нагрузки
μ	–	коэффициент Пуассона
N	–	число циклов нагрузки
R	–	коэффициент асимметрии цикла
$r_{p,c}$	–	размер циклической пластической зоны
σ_a	–	амплитуда напряжений цикла нагрузки
σ_{\max}	–	максимальное напряжение цикла нагрузки
σ_{-1}	–	предел выносливости при симметричном цикле нагрузки
σ_p	–	предел пропорциональности
σ_f	–	напряжение внутреннего трения в кристаллической решетке
Y, Y_1, Y_2	–	геометрические факторы (коррекция КИН)

Введение. Исследования последних 30 лет выявили, а затем и подтвердили, что в процессе циклического нагружения конструкционных металлов и сплавов поведение так называемых коротких трещин существенно отличается от поведения длинных. За это время для описания роста коротких трещин были разработаны подробные аналитические и численные модели [1]. Однако инженерные методы прогнозирования усталостной долговечности, как правило, требуют более простых и легко применимых подходов. Поскольку эти методы могут упускать некоторые детали, они должны учитывать механизмы и принципиальные различия между поведением коротких и длинных трещин для более точного прогнозирования усталостной долговечности.

Ранее [2, 3] была предложена простая модель для расчета долговечности на стадии роста усталостной трещины, состоящей из двух этапов: рост физически малой и длинной трещин. Модель, описанная в [2], была разработана на основе модификации модели, представленной в [4].

Преимуществом модели [2] является возможность расчета долговечности на стадии роста усталостной трещины при отсутствии каких-либо сведений о характеристиках сопротивления усталостному разрушению исследуемого материала, т.е. для конкретизации модели необходимо по данным испытаний на кратковременное растяжение определить параметры упругости E , μ , σ_p , а из микроструктурного анализа исходного материала – параметры структуры d и текстуры M , а также параметр кристаллической решетки b .

Однако модель [2] имеет существенные недостатки, касающиеся как ограничения ее применимости только в многоцикловой области усталостного разрушения, так и корректности определения интервала роста ФМТ и пороговых размахов КИН для МКТ, ФМТ и ДТ, которые были отмечены в [5].

Цель данной работы заключается в устранении недостатков модели [2] на основании структурной концепции пороговых размахов КИН [5], при этом новая модель не должна усложнять расчет долговечности на стадии роста усталостной трещины.

Проверка достоверности предлагаемой модели состоит в сравнении рассчитанных кинетических диаграмм усталостного разрушения (КДУР) для ДТ с результатами испытаний на трещиностойкость при изгибной симметричной циклической нагрузке

образцов из титанового сплава ВТЗ-1 в семи различных микроструктурных состояниях [3], полученными в процессе роста ДТ при различных ΔK .

Разработка модели. Заметим, что все приводимые ниже выкладки относятся к симметричному циклу регулярной одноосной нагрузки ($R = -1$). Поэтому полагаем, что $\Delta K = K_{I \max}$, как это принято в международных стандартах при $R = -1$ [6], и что напряжения во всех приводимых уравнениях представлены амплитудным значением $\sigma_a = \sigma_{\max}$. Таким образом предполагается, что ФМТ, как и ДТ, в процессе такой циклической нагрузки будет подрастать только во время полупериода растяжения.

Как отмечалось выше, рост коротких трещин традиционно рассматривается отдельно от роста длинных трещин, поскольку полученные для них зависимости скорости роста dl/dN от ΔK различаются, что проявляется в следующем [7]:

чрезмерно большой разброс экспериментальных результатов измерения скорости роста коротких трещин;

короткие трещины растут при значениях ΔK , которые существенно ниже ΔK_{th} для длинных трещин;

высокие скорости роста коротких трещин наблюдаются даже при таких низких ΔK ;

высокие скорости роста коротких трещин уменьшаются с увеличением приложенного ΔK , нарушая таким образом принципы механики сплошной среды;

заметное взаимодействие с микроструктурой (торможение у границ зерен и резкое увеличение скорости роста после прохождения границы зерна) при длине трещины, составляющей несколько размеров зерна;

средняя скорость роста коротких трещин при низкой нагрузке уменьшается с увеличением ΔK , иногда достигая минимума, после чего снова растет, постепенно приближаясь к скорости роста длинных трещин;

при одинаковых приложенных ΔK короткие трещины растут быстрее длинных.

Сформулированные выше характерные различия между ростом коротких и длинных трещин были выявлены по экспериментальным данным, представленным традиционным для линейно-упругой механики разрушения (ЛУМР) способом, т.е., когда приложенный размах КИН ΔK выражается через длину трещины l :

$$\Delta K = \sigma_a Y \sqrt{\pi l}, \quad (1)$$

где Y – геометрический фактор для соответствующих форм и размеров трещины и тела, а также условий нагружения.

При разработке представленной модели роста усталостной трещины также использовался аппарат ЛУМР. Таким образом, движущая сила трещины представляется ΔK , определяемым уравнением (1).

Ранее [2, 3] предлагалось стадию роста усталостной трещины (стадия 2 усталостного разрушения) рассматривать с момента иницирования МКТ глубиной в один линейный размер микроструктурного элемента (размер зерна) d , ответственного за усталостную прочность данного материала, до глубины трещины l_i , принимаемой за критерий усталостного разрушения. Стадию 2 следует разделить на участок роста ФМТ от d до l'_i , на котором наблюдаются вышеперечисленные особенности поведения коротких (физически малых) трещин, и участок роста ДТ от l'_i до l_i , где поведение трещины можно описать обычным уравнением Париса (рис. 1).

Кроме того, как указывалось ранее [5], рост ФМТ в области многоциклового усталости ($\sigma_{-1} \leq \sigma_a \leq \sigma_p$) необходимо разделить на два участка из-за различия механизмов ее роста (рис. 1,а). Первый участок: от d до l_i , когда ФМТ развивается вдоль благоприятных для сдвига плоскостей скольжения отдельных зерен. При этом для данной трещины $\Delta K_{th,l}$ изменяется от $\Delta K_{th,d}$ для МКТ до ΔK_{th} для ДТ.

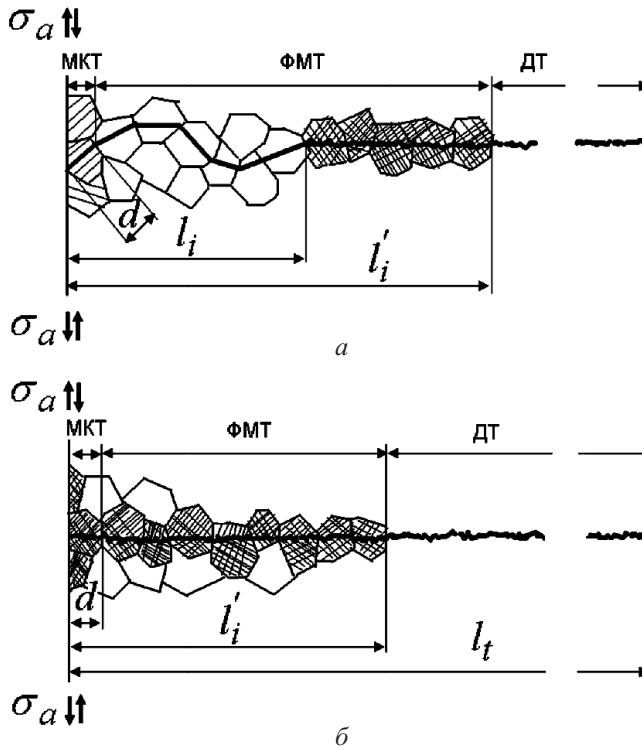


Рис. 1. Схема двухмерного представления распространения усталостной трещины при разных уровнях σ_a : а – $\sigma_{-1} < \sigma_a \leq \sigma_p$; б – $\sigma_a > \sigma_p$.

Второй участок: от l_i до l'_i , когда ФМТ меняет механизм роста и развивается в плоскости, перпендикулярной направлению действия растягивающей нагрузки. Таким образом, при $\sigma_{-1} \leq \sigma_a \leq \sigma_p$ средняя скорость роста ФМТ на первом участке должна снижаться до минимума при $\Delta K = \Delta K_{th}$, на втором – возрастать, постепенно приближаясь к скорости роста ДТ. Здесь употреблен термин “средняя скорость роста ФМТ”, поскольку значительной осцилляцией реальной скорости роста из-за барьерного эффекта границ зерен, особенно на начальном участке до l_i при низких уровнях нагрузки ($\sigma_a \leq \sigma_p$), являющейся случайным процессом, можно пренебречь.

В области малоциклового усталости ($\sigma_a > \sigma_p$) – рис. 1,б ввиду стирания различий в механизмах распространения МКТ, ФМТ и ДТ скорость роста ФМТ будет постепенно возрастать и по достижении глубины l'_i сравняется со скоростью развития ДТ. При этом ΔK достигает уровня ΔK_T , определяемого выражением [5]

$$\Delta K_T = \sigma_p \sqrt{12\pi d}. \quad (2)$$

Глубина l'_i определяется из условия достижения размером циклической пластической зоны (ПЗ) $r_{p,c}$ перед вершиной трещины размера зерна d , как необходимого и достаточного условия для перехода к ДТ (когда рост трещины выходит из-под барьерного влияния границ зерен) [5]:

$$l'_i = 12d \left(\frac{\sigma_p}{Y_2 \sigma_a} \right)^2, \quad (3)$$

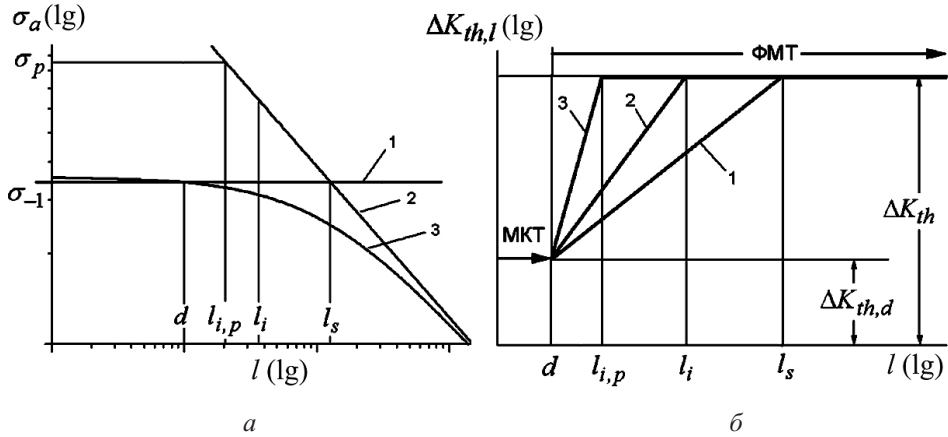


Рис. 2. Модифицированная КТ-диаграмма ($1 - \sigma_a = \sigma_{-1}$, $2 - \sigma_a = \Delta K_{th}/(Y_2\sqrt{\pi l})$, $3 - \sigma_a = \Delta K_{th}/[Y_2\sqrt{\pi(l+l_s)}]$) – а и зависимость порогового размаха КИН от глубины ФМТ при разных уровнях σ_a ($1 - \sigma_a = \sigma_{-1}$, $2 - \sigma_{-1} < \sigma_a < \sigma_p$, $3 - \sigma_a = \sigma_p$) – б.

где σ_p – предел пропорциональности, представляющий начало макротекучести материала; Y_2 – геометрический фактор для самой глубокой точки фронта поверхностной полукруговой плоской трещины, перпендикулярной направлению действия σ_a . Как было показано в [5], для такой трещины, растущей от поверхности бесконечного полупространства, $Y_2 = 0,73$.

Формулы (2), (3) были получены ранее [5] из выражения для циклической ПЗ:

$$r_{p,c} = \frac{1}{12\pi} \left(\frac{\Delta K}{\sigma_p} \right)^2 \quad (4)$$

с учетом (1) при $Y = Y_2$ и $r_{p,c} = d$.

Переходная глубина l_i определяется из уравнения кривой 2 на рис. 2,а:

$$l_i = l_s \left(\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_a} \right)^2, \quad (5)$$

где l_s – переходная глубина ФМТ при $\sigma_a = \sigma_{-1}$, которая может быть вычислена с использованием экспериментально определенных значений ΔK_{th} и σ_{-1} по известной зависимости

$$l_s = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{Y_2 \sigma_{-1}} \right)^2. \quad (6)$$

В работе [5] на основании предложенной концепции пороговых размахов КИН материала была выведена формула, позволяющая рассчитать величину l_s по известным характеристикам микроструктуры d и M , кристаллической решетки b и h и характеристикам упругости E и μ :

$$\sqrt{\frac{l_s}{d}} = \frac{8\sqrt{\pi}(1+\mu)}{\sqrt{12}M} \sqrt{\frac{h}{b}}, \quad (7)$$

где h – расстояние между соседними плоскостями скольжения в кристаллической решетке в зависимости от того, какая система скольжения активируется по отношению к направлению действия σ_a .

Формула (7) представлена в таком виде, поскольку величина $\sqrt{l_s/d}$ является ключевым параметром (константой материала), связывающим между собой все пороговые размахи КИН материала [5] и одновременно раскрывающим свой физический смысл.

Таким образом, с использованием формулы (7) и полученной ранее [8] зависимости σ_{-1} от d :

$$\sigma_{-1} = A + B \operatorname{arctg} \frac{E\sqrt{b/(4d)} - A}{B}, \quad (8)$$

где $A = (\sigma_f + \sigma_p)/2$; $B = (\sigma_p - \sigma_f)/\pi$; $\sigma_f \cong ME[2(1 + \mu)]^{-1} \cdot 10^{-3}$, можно из формулы (6) рассчитать ΔK_{th} для ДТ, располагая вышеперечисленными исходными параметрами, а также величиной σ_p , определенными из испытаний на кратковременное растяжение и из анализа исходной микроструктуры:

$$\Delta K_{th} = \sigma_{-1} Y_2 \sqrt{\pi l_s}. \quad (9)$$

Для получения уравнений скорости роста трещины dl/dN на каждом из определенных выше участков кроме ΔK_{th} необходимо использовать $\Delta K_{th,d}$ для МКТ и параметр $\Delta K_{th,l}$ для ФМТ, зависящий от глубины l растущей трещины. Как было показано ранее [5], эти параметры могут быть также просто рассчитаны по формулам:

$$\Delta K_{th,d} = \sigma_{-1} Y_1 \sqrt{\pi d}; \quad (10)$$

$$\Delta K_{th,l} = \Delta K_{th,d} \frac{Y_2}{Y_1} \sqrt{\frac{l}{d} \left(\frac{l}{d}\right)^{m'}} \quad \text{при} \quad d \leq l \leq l_i, \quad (11)$$

где

$$m' = \frac{\lg(\sigma_a/\sigma_{-1})}{\lg[(l_s \sigma_{-1}^2)/(d \sigma_a^2)]}; \quad (12)$$

Y_1 – геометрический фактор для самой глубокой точки фронта поверхностной полукруговой плоской трещины радиуса d , расположенной под углами γ и φ , близкими к 45° , $Y_1 = 0,612$ [5].

Графики уравнения (11) с учетом (12) при разных σ_a приведены на рис. 2,б в логарифмических координатах $\Delta K_{th,l} - l$.

Для записи уравнений скорости роста ФМТ и ДТ предлагается единая форма в виде степенного закона

$$\frac{dl}{dN} = C(\Delta K)^n, \quad (13)$$

но для каждого участка роста с разными коэффициентами C и n , которые будут выражены через вышеперечисленные исходные параметры.

На рис. 3 в логарифмических координатах $dl/dN - \Delta K$ представлена схема модели для расчета скорости роста ФМТ и ДТ с учетом основных отличительных особенностей их роста, которые отмечены выше. В соответствии с этой моделью рост ДТ представлен уравнением

$$\frac{dl}{dN} = b \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th}} \right)^m \quad (14)$$

Таким образом, коэффициент C из (13) для участка ДТ будет равен $b/(\Delta K_{th})^m$, где b (м/цикл) – минимальная скорость роста трещины, т.е. точка с координатами b и ΔK_{th} представляет так называемую “нижнюю точку” перелома КДУР для ДТ [4].

График уравнения

$$\frac{dl}{dN} = b \left(\frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K_{th,eff}} \right)^3, \quad (15)$$

которое было предложено в [9] для описания результатов испытаний различных сплавов при росте ДТ в терминах эффективного размаха КИН ΔK_{eff} :

$$\Delta K_{eff} = \Delta K - \Delta K_{CL}, \quad (16)$$

где ΔK_{CL} – составляющая, учитывающая вклад закрытия трещины, представлен на рис. 3 линией 1.

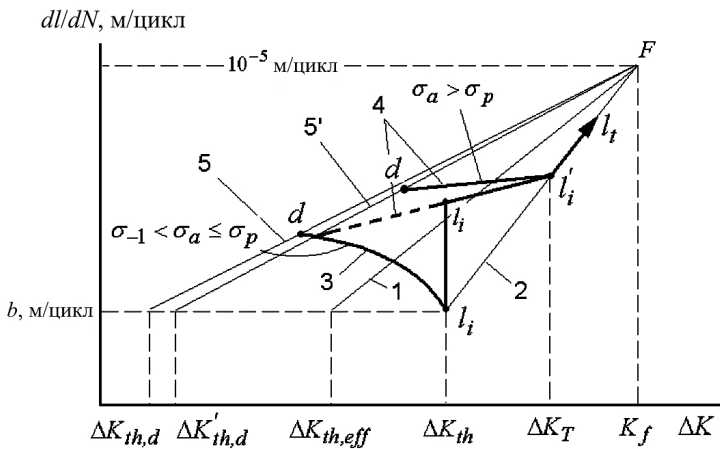


Рис. 3. Схема модели для расчета скорости роста ФМТ и ДТ.

В [9] также было показано, что для разных классов металлических материалов КДУР для ДТ, построенные по экспериментальным данным в координатах $dl/dN - \Delta K$ при различных асимметриях цикла нагрузки и $dl/dN - \Delta K_{eff}$, имеют тенденцию к схождению при высоких скоростях роста. Ранее [3] также установлена подобная тенденция КДУР, построенных по экспериментальным данным роста ДТ для титанового сплава ВТЗ-1 в семи различных микроструктурных состояниях при $R = -1$ и $0,7$. Как указывается во многих работах [1, 4, 8, 9], величина ΔK_{th} при асимметрии цикла $R \geq 0,7$ равна $\Delta K_{th,eff}$. Исходя из этого предполагается, что для отдельно взятого сплава независимо от его микроструктурного состояния все графики уравнений типа (14) при разных фиксированных значениях порогового размаха КИН и график уравнения (15), не зависящий от микроструктуры, будут сходиться в одной точке (на рис. 3 точка F) с ординатой $dl/dN = 10^{-5}$ м/цикл и абсциссой $\Delta K = K_f$. Скорость 10^{-5} м/цикл была выбрана как верхняя граница скорости роста уста-

лостной трещины, установленная международными стандартами [6], при которой определяется КИН при циклических нагрузках в момент разрушения.

Авторы работ [8, 9] предлагают рассчитывать $\Delta K_{th,eff}$ по простой формуле

$$\Delta K_{th,eff} = E\sqrt{b}. \quad (17)$$

Тогда показатель степени m в уравнении (14) в соответствии со схемой, приведенной на рис. 3, вычисляется по формуле

$$m = \frac{3[\lg(E\sqrt{b}) - \lg K_f]}{\lg \Delta K_{th} - \lg K_f}, \quad (18)$$

где $\lg K_f$ рассчитывается из уравнения (15) с учетом (17) при $dl/dN = 10^{-5}$ м/цикл:

$$\lg K_f = \frac{1}{3}(3 \lg E + \lg \sqrt{b} - 5). \quad (19)$$

Линия 5 на рис. 3 представляет собой местоположение отправных точек, из которых стартует ФМТ при различных σ_a в области многоциклового усталости ($\sigma_{-1} \leq \sigma_a \leq \sigma_p$). Таким образом, она является условной КДУР для МКТ глубиной d и описывается уравнением

$$\frac{dl}{dN} = b \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th,d}} \right)^{m_d}, \quad (20)$$

где $\Delta K_{th,d}$ вычисляется по (10), m_d – по (18) при подстановке $\Delta K_{th,d}$ вместо ΔK_{th} .

Кривые 3 на рис. 3 представляют графики средней скорости роста ФМТ при различных σ_a в области $\sigma_{-1} \leq \sigma_a \leq \sigma_p$ на первом участке:

$$\frac{dl}{dN} = b \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th,l}} \right)^{m_l}, \quad (21)$$

где $\Delta K_{th,l}$ вычисляется по (11) с учетом (12) при $d \leq l \leq l_i$, показатель степени m_l – по (18) при подстановке $\Delta K_{th,l}$ вместо ΔK_{th} .

Кривые 4 на рис. 3 – это графики уравнения средней скорости роста ФМТ при разных σ_a и развитии ее по другому механизму, т.е. в плоскости, перпендикулярной направлению действия σ_a . Уравнение для кривых 4 было получено по известным координатам исходной точки ФМТ, соответствующей d на линии 5', и конечной ее точки, соответствующей l'_i на линии 2 (14). После преобразований уравнение имеет следующий вид:

$$\frac{dl}{dN} = b \left(\frac{\Delta K_T}{\Delta K_{th}} \right)^m \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_T} \right)^{m_1}. \quad (22)$$

Здесь

$$m_1 = \frac{m'_d \lg(\sigma_a/\sigma_{-1}) - m \lg(\Delta K_T/\Delta K_{th})}{\lg \sqrt{d/l'_i}}, \quad (23)$$

где m'_d – показатель степени в уравнении типа (20) для МКТ при условии, что она растет в плоскости, перпендикулярной направлению действия σ_a , т.е. уравнение для линии $5'$ имеет вид

$$\frac{dl}{dN} = b \left(\frac{\Delta K}{\Delta K'_{th,d}} \right)^{m'_d}; \quad (24)$$

$$\Delta K'_{th,d} = \sigma_{-1} Y_2 \sqrt{\pi d}; \quad (25)$$

m'_d рассчитывается по (18) при подстановке $\Delta K'_{th,d}$ вместо ΔK_{th} , ΔK_T и l'_i – по формулам (2) и (3) соответственно.

Таким образом, в области многоциклового усталости ($\sigma_{-1} < \sigma_a \leq \sigma_p$) скорость роста ФМТ на первом участке (от d до l_i) рассчитывается по уравнению (21), на втором (от l_i до l'_i) – по (22). В области малоциклового усталости ($\sigma_a > \sigma_p$) ее скорость роста (от d до l'_i) рассчитывается также по (22). Далее скорость роста ДТ на участке от l'_i до l_t определяется по уравнению (14).

Число циклов N при росте усталостной трещины на каждом участке получим в результате численного интегрирования соответствующих уравнений (21), (22) и (14) при подстановке конкретных значений параметров, входящих в эти уравнения.

Необходимо заметить, что геометрический фактор $Y_2 = 0,73$ можно использовать в уравнении (14) для поверхностной полукруговой ДТ, считая ее еще достаточно малой по сравнению с габаритными размерами тела (образца или элемента конструкции) при одноосной нагрузке как растяжением–сжатием, так и циклическим изгибом. Если конечный размер l_t трещины соизмерим с размерами тела (трещина – поверхностная полуэллиптическая или краевая сквозная), необходимо воспользоваться соответствующими приближенными формулами для расчета Y_2 , приведенными в [10].

Опробование модели. Имеющиеся в литературных источниках экспериментальные данные о росте коротких и длинных трещин в различных материалах, к сожалению, не содержат достаточного количества исходных данных, необходимых для корректного расчета скоростей роста по предлагаемой модели. Поэтому для ее опробования, как и в [5], использовали экспериментальные данные о росте ДТ в образцах из титанового сплава ВТ3-1 в различных микроструктурных состояниях [3]. Таким образом, сравнивались КДУР для ДТ, полученные экспериментально и рассчитанные по предлагаемой модели.

Исходные данные для расчета следующие [5]: $E = 1,275 \cdot 10^5$ МПа; $\sigma_a = 840$ МПа; $\mu = 0,3$; $b = 2,5 \cdot 10^{-10}$ м; $M = 2$; $h = 4,66 \cdot 10^{-10}$ м для микроструктурного состояния № 1 и $h = 4,5 \cdot 10^{-10}$ м для № 2–7. Размеры зерна d для каждого микроструктурного состояния приведены в таблице. Там же представлены полученные экспериментально пределы выносливости σ_{-1}^3 и значения ΔK_{th}^3 , которые сравниваются с σ_{-1}^p и ΔK_{th}^p , рассчитанными по (8) и (9) с использованием (7), соответственно.

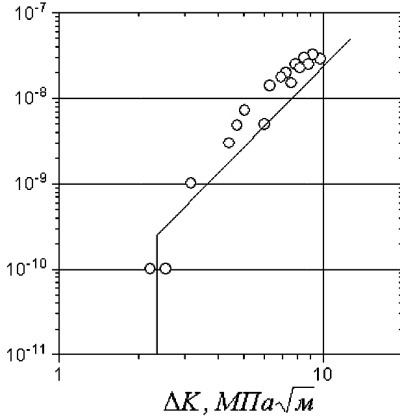
На рис. 4 приведены КДУР, рассчитанные по уравнению (14) с использованием (7)–(9), (18), (19), и экспериментальные результаты измерения скорости роста ДТ при $R = -1$ для семи структурных состояний сплава ВТ3-1. Наблюдается хорошее совпадение расчетных данных с экспериментальными.

На рис. 5 для контраста приведены результаты для двух микроструктурных состояний № 1 и 7 с наименьшим и наибольшим размером зерна d соответственно. Там же представлены графики уравнений (15) для ΔK_{eff} в сравнении с экспериментальными данными для ΔK при $R = 0,7$ и (21), (22) для роста ФМТ при $\sigma_a = \sigma_p = 840$ МПа в соответствии со схемой, показанной на рис. 3. При этом глубина ФМТ l'_i при переходе к ДТ, рассчитанная по формуле (3), для микроструктурных

**Экспериментальные и рассчитанные характеристики
для исследованных микроструктурных состояний сплава ВТЗ-1**

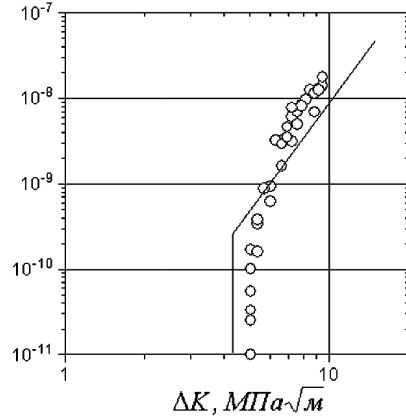
№ микро- структурного состояния	Эксперимент			Расчет				
	d , мкм	σ_{-1}^3 , МПа	ΔK_{th}^3 , МПа $\sqrt{м}$	σ_{-1}^p , МПа (8)	ΔK_{th}^p , МПа $\sqrt{м}$ (9)	ΔK_T , МПа $\sqrt{м}$ (2)	l_i , мкм, (3) при	
							$\sigma_a = \sigma_{-1}$	$\sigma_a = \sigma_p$
1	0,4	800	2,37	791	2,35	3,26	10	9
2	1,8	750	5,00	695	4,30	6,92	59	40
3	2,0	700	4,74	658	4,30	7,30	73	45
4	2,5	650	4,60	615	4,49	8,15	105	56
5	3,0	600	5,00	574	4,59	8,93	145	67
6	4,0	520	4,11	504	4,65	10,32	250	90
7	10,0	350	5,06	335	4,89	16,31	1416	225

dl/dN , м/цикл



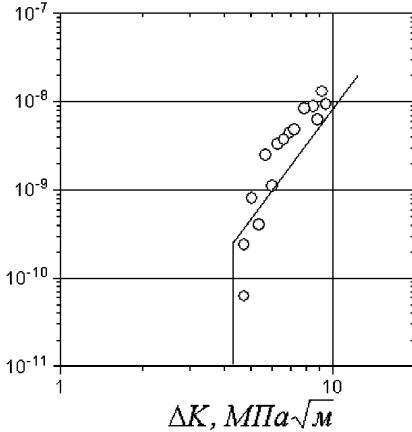
а

dl/dN , м/цикл



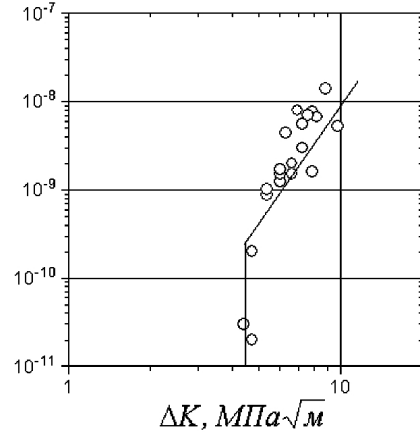
б

dl/dN , м/цикл



в

dl/dN , м/цикл



г

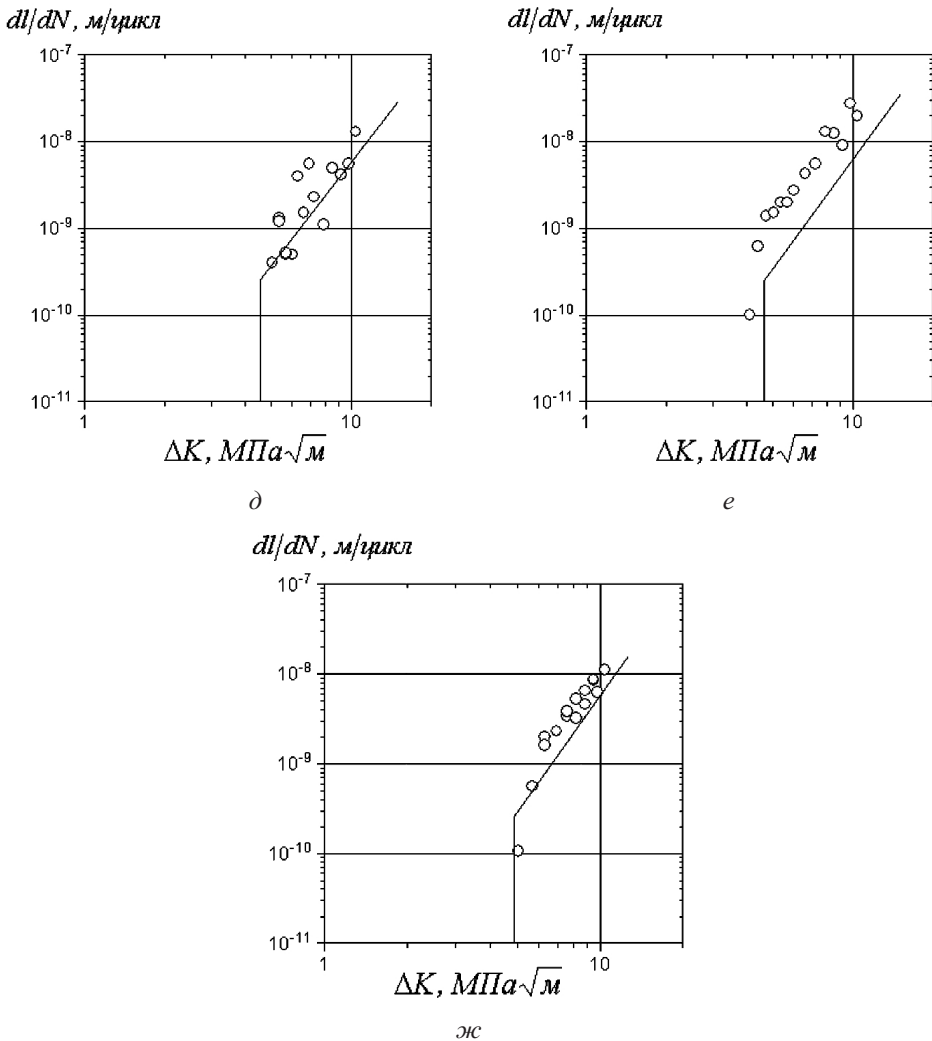


Рис. 4. Сравнение рассчитанных КДУР (линии) с экспериментальными результатами (точки) измерения скорости роста ДТ при $R = -1$: а, б, в, г, д, е, ж – соответственно микроструктурные состояния № 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 сплава ВТЗ-1.

состояний № 1 и 7 составляет соответственно 9 и 225 мкм, т.е. различие достигает 25 раз. Значения l'_i для всех микроструктурных состояний, а также для $\sigma_a = \sigma_{-1}$ приведены в таблице. Видно, что для одного и того же сплава в зависимости от микроструктуры и уровня нагрузки глубина ФМТ при переходе к ДТ может различаться более чем на два порядка.

Выводы

1. Представленная модель скорости роста ФМТ и ДТ является механической моделью, связывающей параметры ЛУМР и механические характеристики на макроуровне с параметрами микроструктуры и кристаллической решетки на микроуровне.

2. Преимущество предложенной модели состоит в том, что она позволяет рассчитывать число циклов регулярной симметричной циклической одноосной нагрузки при росте трещины от начальной ее глубины в один размер зерна до конечной,

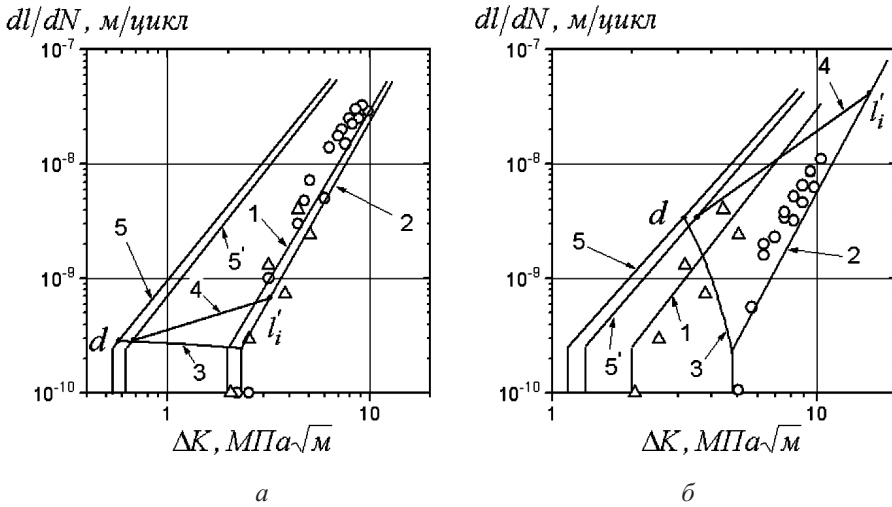


Рис. 5. Графики уравнений скорости роста ФМТ при $\sigma_a = \sigma_p = 840$ МПа (3 – уравнение (21), 4 – (22)) и ДТ (2 – уравнение (14), 1 – (15), 5 – (20), 5' – (24)), а также экспериментальные данные роста ДТ в сплаве ВТЗ-1 (○ – $R = -1$, Δ – $R = 0,7$): а, б – микроструктурные состояния № 1 и 7.

являющейся критерием усталостного разрушения, не располагая при этом никакими данными о характеристиках сопротивления усталостному разрушению исследуемого материала.

3. Для конкретизации модели необходимо проведение испытаний на кратковременное растяжение с целью определения характеристик упругости (модуль упругости, коэффициент Пуассона, предел пропорциональности), а также анализ микроструктуры и текстуры исходного материала для определения размера микроструктурного элемента (размера зерна), ответственного за усталостную прочность данного материала, фактора Тейлора (или фактора Шмида), вектора Бюргерса и расстояния между соседними параллельными плоскостями скольжения в кристаллической решетке.

4. Достоверность модели подтверждена результатами испытаний на трещиностойкость при росте ДТ в образцах из титанового сплава ВТЗ-1 в семи различных микроструктурных состояниях. Получено хорошее совпадение рассчитанных КДУР с экспериментальными данными.

Резюме

На основі запропонованої структурної концепції порогових розмахів коефіцієнта інтенсивності напружень розроблено модель, що описує кінетику росту фізично малої та довгої тріщин. Модель дозволяє розраховувати довговічність під час росту фізично малої і довгої тріщин в усьому діапазоні регулярного циклічного одновісного навантаження за даними про статичні механічні характеристики та микроструктуру вихідного матеріалу. Достовірність моделі підтверджується результатами випробувань на тріщиностійкість під час симетричного циклічного плоского згину зразків із титанового сплаву ВТЗ-1 у різних структурних станах. Отримано добру збіжність розрахункових кінетичних діаграм утомного руйнування з експериментальними даними.

1. Davidson D., Chan K., McClung R., and Hudak S. Small fatigue cracks // Comprehensive Structural Integrity. – 2003. – 4. – P. 129–164.

2. Герасимчук О. М., Кононученко О. В. Модель для прогнозування втомної довговічності титанових сплавів. Повідомлення 1. Розробка моделі втомної довговічності до ініціювання мікроструктурно короткої тріщини і моделі росту фізично малої та довгої тріщин // Пробл. прочності. – 2013. – № 1. – С. 64–79.
3. Герасимчук О. М., Кононученко О. В. Модель для прогнозування втомної довговічності титанових сплавів. Повідомлення 2. Апробація моделі та аналіз результатів розрахунку // Там же. – № 2. – С. 58–69.
4. Marines-Garcia I., Paris P. C., Tacla H., and Bathias C. Fatigue crack growth from small to long cracks in VHCF with surface initiations // Int. J. Fatigue. – 2007. – **29**. – P. 2072–2078.
5. Герасимчук О. Н. Взаимосвязь между пороговыми размахами коэффициента интенсивности напряжений материала и переход от короткой к длинной усталостной трещине // Пробл. прочности. – 2014. – № 3. – С. 77–95.
6. Standard Test Method for Measurements of Fatigue Crack Growth Rates. – ASTM STP E647-00. – 2000.
7. Sadananda K. and Vasudevan A. K. Short crack growth and internal stresses // Int. J. Fatigue. – 1997. – **19**. – P. S99–S108.
8. Герасимчук О. М. Узагальнена залежність границі витривалості від розміру зерна матеріалу // Пробл. прочності. – 2011. – № 2. – С. 128–144.
9. Hertzberg R. W. A simple calculation of da/dN data in the near threshold regime and above // Int. J. Fract. – 1993. – **64**. – P. R53–R58.
10. *Механика разрушения и прочность материалов. Справочное пособие: В 4 т. / Под ред. В. В. Панасюка. – Киев: Наук. думка, 1988. – Т. 2: Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами / М. П. Саврук. – 620 с.*

Поступила 11. 04. 2014