

УДК 621.452-226:620.191

## КИНЕТИЧЕСКОЕ УРАВНЕНИЕ УСТОЙЧИВОГО РОСТА ТРЕЩИН МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

© 2014 Н.В. Туманов

Центральный институт авиационного моторостроения имени П.И. Баранова, г. Москва

На основе анализа литературных данных о корреляции коэффициентов эмпирического уравнения Пэриса, связывающего степенной зависимостью скорость роста трещины усталости (СРТУ) с размахом коэффициента интенсивности напряжений (КИН), установлено, что указанное уравнение содержит скрытый параметр, нормирующий величину размаха КИН, причём как сам параметр, так и коэффициент пропорциональности между СРТУ и некоторой степенью пронормированного размаха КИН являются постоянными или слабо изменяющимися величинами для сплавов разного типа на одной и той же основе. Из соображений размерности и симметрии определены природа этого параметра, а также величины коэффициента пропорциональности и показателя степени. В результате получено кинетическое уравнение, совпадающее с кинетическим уравнением устойчивого роста трещин малоцикловой усталости (МЦУ), выведенным ранее с использованием физически обоснованной математической модели. Такое же уравнение получено при обработке приведённых в литературе экспериментальных данных, описывающих кинетику трещин МЦУ в стандартных образцах на стадии устойчивого роста с использованием в качестве меры СРТУ шага усталостных бороздок. Приведены примеры применения указанного уравнения для моделирования устойчивого роста трещин МЦУ в дисках авиадвигателей.

*Кинетика усталостных трещин, уравнение Пэриса, малоцикловая усталость, усталостные бороздки.*

Необходимую для расчётного прогнозирования кинетики усталостных трещин (КУТ) зависимость скорости роста трещины усталости (СРТУ)  $V$  от размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН)  $\Delta K$  обычно получают на основании испытаний стандартных образцов по

стандартизированной методике (например, [1]). Графическое представление зависимости  $V$  от  $\Delta K$  (при постоянном коэффициенте асимметрии цикла  $R$  и всех других условиях испытания) называют диаграммой циклической трещиностойкости (кинетической диаграммой) (рис.1а).

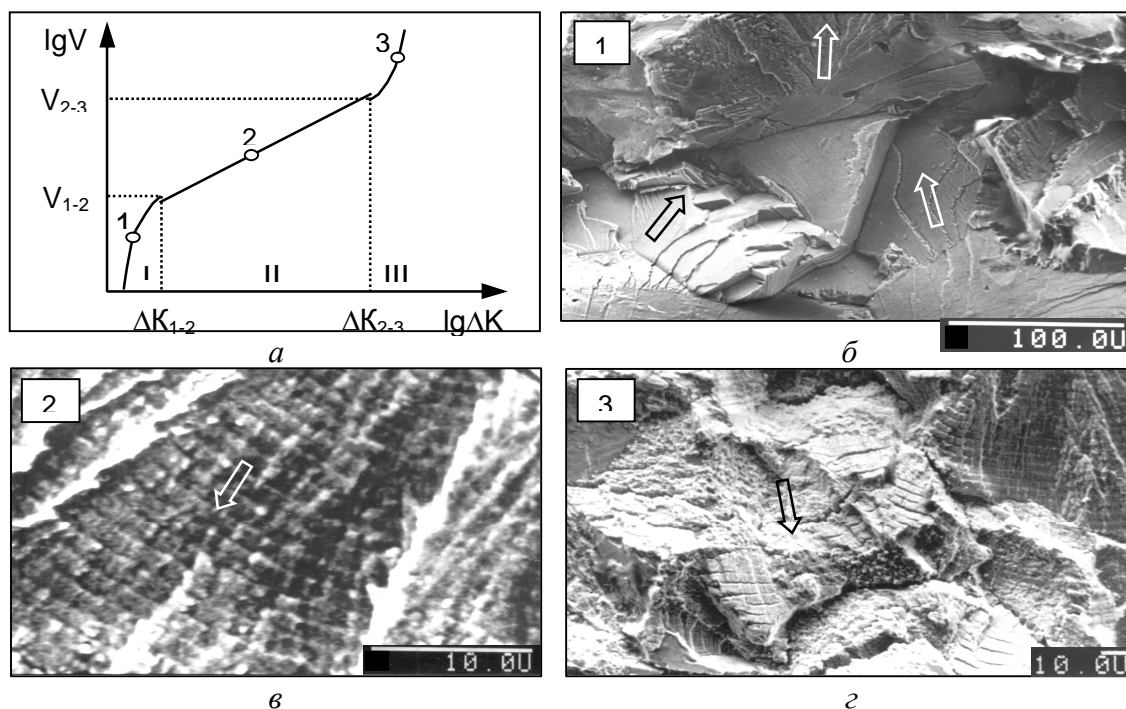


Рис.1. Схема трёхстадийной кинетической диаграммы  $V$ - $\Delta K$  (а) и характерный факторельеф на каждой стадии (стрелки – локальные направления роста трещины): б – сколы, в – усталостные бороздки, г – бороздки+микроямки

Типичная диаграмма  $V-\Delta K$  в двойных логарифмических координатах состоит из трёх участков – первый участок низких СРТУ ( $V < V_{1-2} \approx 0,1$  мкм/цикл), третий участок высоких СРТУ ( $V > V_{2-3} = 2 \div 3$  мкм/цикл) и второй участок устойчивого роста (УР) трещины ( $V_{1-2} < V < V_{2-3}$ ) (рис.1а). Каждому участку соответствуют определённый механизм разрушения, локализованный на фронте трещины, и обусловленный этим механизмом характерный микрорельеф поверхности разрушения (фрактурелъеф) (рис.1б-г).

Для описания СРТУ предложены многочисленные аналитические зависимости (уже в 1980г. в обзоре [2] были приведены 64 формулы для расчёта СРТУ, из них 35 – с использованием КИН), имеющие ограниченные прогностические возможности. Наибольшее распространение получило хорошо аппроксимирующее второй участок диаграммы  $V-\Delta K$  степенное (линейное в двойных логарифмических координатах) эмпирическое уравнение Пэриса [3]

$$V = C \Delta K^m. \quad (1)$$

Однако применение зависимости (1), полученной при испытаниях стандартных образцов, для описания кинетики трещин малоциклового усталости (МЦУ) в деталях приводит к результатам, которые существенно отличаются от экспериментальных данных. В качестве примера на рис.2а показаны изломы по двум вскрытым трещинам МЦУ, которые развились при эквивалентно-циклических испытаниях (ЭЦИ) при одном и том же режиме нагружения в идентичных местах (в области болтовых отверстий) двух дисков ТВД одинаковой конструкции, а на рис.2б приведены две фрактографически реконструированные (на основании измерения шага усталостных бороздок вдоль пути распространения трещины) экспериментальные кинетические зависимости «число циклов  $N$  – глубина трещины  $l$ » для этих трещин и две расчётные зависимости  $N(l)$ . Последние определены с использованием двух кинетических уравнений (1), полученных

в двух разных организациях при испытаниях лабораторных образцов с трещинами из материала диска при той же температуре (около  $500^\circ\text{C}$ ), что и в области развития трещин при ЭЦИ. Как видно, расчётные значения периода УР трещины (до глубины 3мм) отличаются от экспериментальных данных в одном случае в 1,5 раза, в другом – более чем в 3 раза, а между собой результаты расчётного прогнозирования различаются в 5 раз (при расчётах использовались одни и те же фрактографически реконструированные данные о конфигурации фронта трещин в процессе их развития). Отметим при этом, что экспериментальные зависимости  $N(l)$  для двух исследованных трещин близки между собой, что свидетельствует о закономерном характере УР, обеспечивающем возможность его надёжного детерминированного прогнозирования.

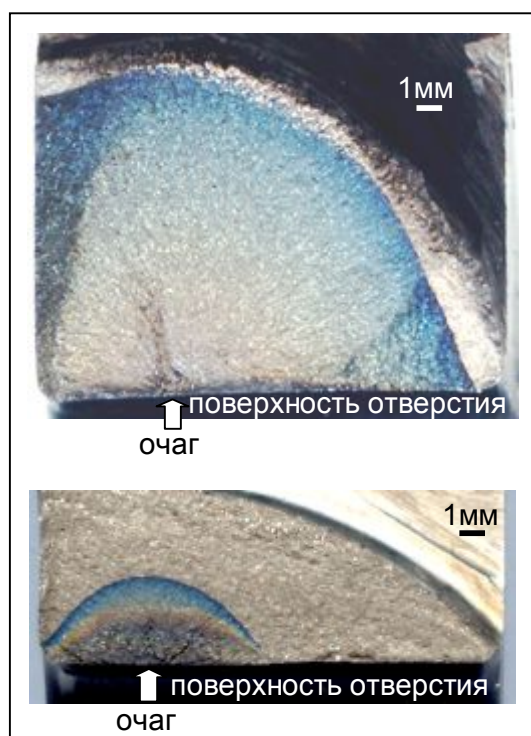
На основании анализа результатов испытаний стандартных образцов из различных металлических материалов была обнаружена закономерность, свидетельствующая ещё об одном недостатке уравнения (1): с начала 70-х годов прошлого века в многочисленных исследованиях кинетики усталостных трещин в образцах из сплавов на основе железа, алюминия, никеля и титана отмечалось (в частности, в работах [1,2, 4-8]), что коэффициент пропорциональности  $C$  и показатель степени  $m$  не являются независимыми характеристиками, а связаны уравнением линейной регрессии

$$\lg C = -a - mb \quad (a > 0, b > 0), \quad (2)$$

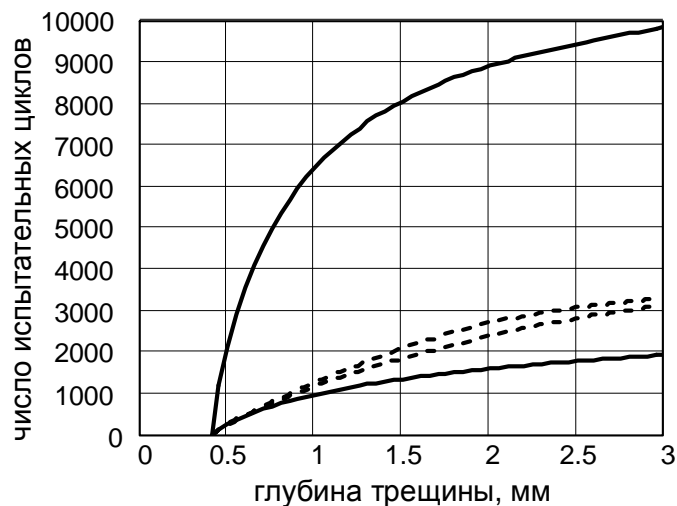
где параметры  $a$  и  $b$  для сплавов разного типа на одной и той же основе являются постоянными или слабо изменяющимися величинами по сравнению с изменением  $\lg C$  и  $m$ . Тогда  $C = 10^{-a-mb}$  и (1) принимает вид

$$V = P(\Delta K / Q)^m, \quad (3)$$

где  $P = 10^{-a}$  ( $0 < P < 1$ ) и  $Q = 10^b$  ( $Q > 1$ ). Как видно из (3), кинетические зависимости при различных значениях  $m$  пересекаются в точке, в которой  $\Delta K$  и  $V$  численно равны  $Q$  и  $P$ , соответственно.



а



б

Рис.2. Изломы по двум вскрытым трещинам МЦУ, развившимся при ЭЦИ в идентичных местах двух дисков ТВД одинаковой конструкции (а); расчётные (сплошные линии) и экспериментальные (пунктирные линии – микрофрактографическая реконструкция) кинетические зависимости для этих трещин (б)

Из уравнения (2) и вытекающего из него соотношения (3) следует, что зависимость (1) содержит скрытый параметр, нормирующий величину  $\Delta K$ , причём как сам параметр, так и коэффициент пропорциональности между СРТУ и некоторой степенью пронормированного размаха КИН являются постоянными или слабо изменяющимися величинами для сплавов разного типа на одной и той же основе. Природа этого параметра, а также величины коэффициента пропорциональности и показателя степени могут быть определены из следующих общих соображений.

Поскольку (3) описывает КУТ на втором участке кинетической диаграммы, где доминирующим фракторельефом являются усталостные бороздки, шаг  $S$  которых характеризует подрастание трещины за цикл нагружения ( $S=dl/dN=V$ ) (рис.3), соотношение (3) принимает вид

$$S = P(\Delta K / Q)^m. \quad (4)$$

Локальная трансляционная симметрия бороздчатого фракторельефа относительно непрерывного переноса вдоль фронта трещины (оси  $z$ ) и конечного переноса вдоль направления роста трещины (оси  $x$ )

(рис.3) и равенство элементарного переноса вдоль оси  $x$  (шага бороздок  $S$ ) продвижению локального фронта трещины за цикл нагружения означают, что достижение предельного состояния материала, приводящее к подрастанию трещины, происходит в каждом цикле и (в пределах определённого количества циклов) на одинаковом расстоянии от фронта трещины. Предположим, что нагружение в каждом цикле происходит квазистатически (что характерно для трещин МЦУ) и предельное состояние материала определяется некоторым предельным напряжением  $\sigma_*$ . Применим силовой критерий разрушения  $\sigma=\sigma_*$ , причём с учётом указанных выше элементов симметрии фракторельефа, отражающих пространственную и временную симметрию (периодичность) процесса разрушения, условие разрушения реализуется не в точке и не однократно, как в классических теориях прочности, а вдоль параллельной фронту линии в каждом цикле нагружения. Очевидно, что параметр  $\sigma_*$  должен входить в формулу (4), поскольку скорость развития разрушения (СРТУ  $S$ ) зависит не только от ха-

рактические характеристики локальной напряженности перед фронтом усталостной трещины (размаха КИН  $\Delta K$ ), но и от характеристики прочности материала, в котором развивается трещина. Если кинетика трещин МЦУ на втором участке кинетической диаграммы обусловлена только этими тремя параметрами ( $S$ ,  $\Delta K$  и  $\sigma_*$ ), то на основе анализа размерностей входящих в (4) величин получим  $Q = \sigma_*$  и  $m = 2$ , т.е.

$$S = P(\Delta K / \sigma_*)^2, \quad (5)$$

где  $P$  – безразмерная постоянная. Её значение, а также величину предельных напряжений  $\sigma_*$  оценим из следующего условия [9,10]: безразмерные числовые коэффициенты, входящие в полученные на основе анализа размерностей соотношения, должны быть не очень большими и не очень малыми. Поскольку  $0 < P < 1$ , в соответствии с этим соображением примем  $P \geq 0,1$ . Так как для жаропрочных титановых сплавов при  $\Delta K \approx 10 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  шаг бороздок  $S \approx 10^{-7} \text{ м}$ , то при использовании в

качестве  $\sigma_*$  технического предела прочности  $\sigma_B \approx 10^3 \text{ МПа}$  или теоретического предела прочности (прочности межатомных связей на отрыв)  $\sigma_{th} \approx 0,1E \approx 10^4 \text{ МПа}$  ( $E$  – модуль Юнга) из (5) получим  $P = 0,001$  или  $P = 0,1$ , соответственно. Тогда, руководствуясь сформулированным выше условием, в качестве характеристики прочности материала перед фронтом трещины  $\sigma_*$  следует принять  $\sigma_{th} \approx 0,1E$ . Подстановка  $\sigma_* \approx 0,1E$  в (5) при  $P = 0,1$  приводит к кинетическому уравнению

$$S \approx 10 (\Delta K / E)^2, \quad (6)$$

которое совпадает с кинетическим уравнением устойчивого роста трещин МЦУ, полученным ранее на основе физического и математического моделирования высокоэнергетического механизма периодического расслаивания-разрыва (МППР), действующего на фронте трещины на второй стадии кинетической диаграммы  $V$ - $\Delta K$  [11-14].

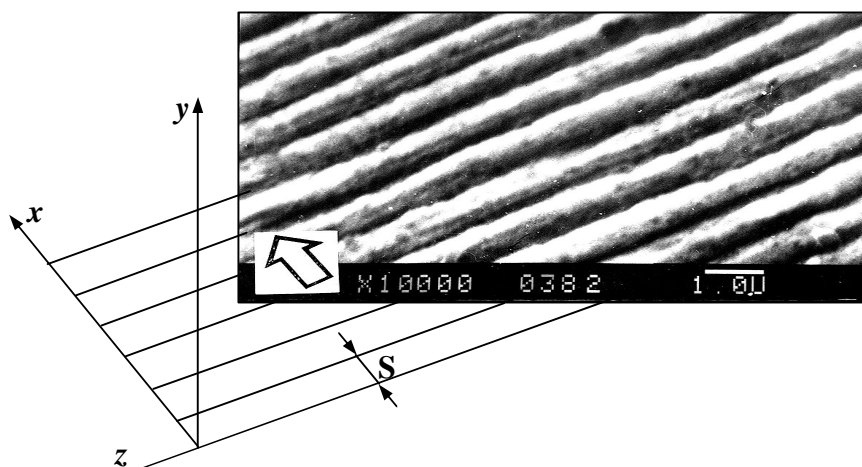


Рис.3. Трансляционная симметрия бороздчатого факторельефа (стрелка – направление роста трещины)

С учётом того, что  $S = dl/dN$ , имеем

$$N(l) = \int_{l_0}^l \frac{dl}{S(l)}; \quad (7)$$

тогда из (6) и (7)

$$N(l) = \frac{E^2}{10} \int_{l_0}^l \frac{dl}{[\Delta K(l)]^2}. \quad (8)$$

Результаты расчёта по формуле (8) УР трещины МЦУ в диске ТВД (рис.2) приведены на рис.4а (на рис.4б показаны конечно-элементные модели трещин в диске, используемые при определении зависимости  $\Delta K(l)$ ). Как видно, применение кинетического уравнения (6) приводит (в отличие от уравнения Пэриса) к зависимости  $N(l)$ , практически совпадающей с экспериментальными данными.

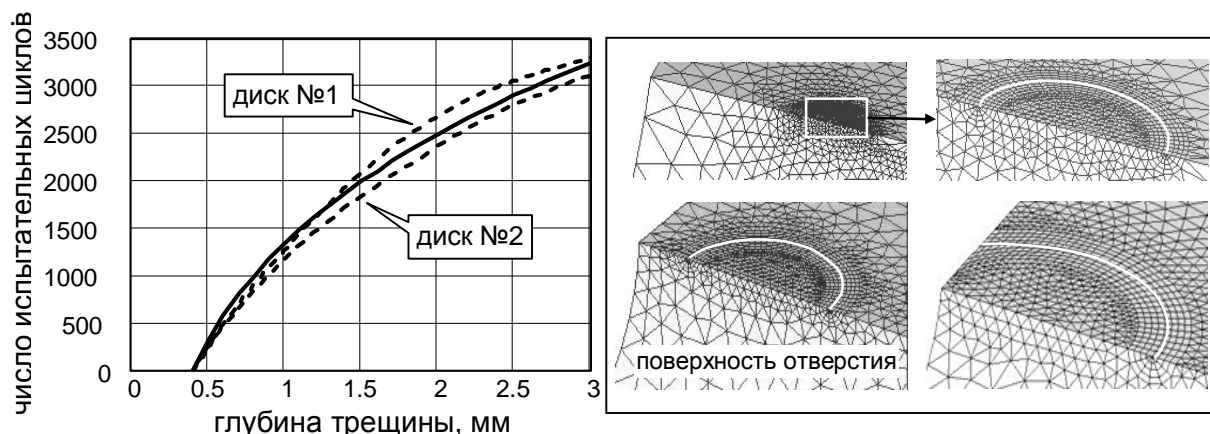


Рис.4. Верификация расчёта развития трещины в диске ТВД (рис.2) с использованием уравнения (6): а – расчётная (сплошная линия) и экспериментальные (пунктирные линии) кинетические зависимости; б – конечно-элементные модели трещин, реконструированные по данным фракталогического анализа и используемые при расчёте кинетической зависимости

Из сравнения соотношений (3) и (5) при  $P=0,1$  и  $\sigma_*=0,1E$  следует, что  $m=2$ ,  $a=1$  и  $b=\lg E-1$ , т.е.  $a=const$ , а  $b$  слабо изменяется для сплавов каждого типа, что и обеспечивает постоянство коэффициентов  $a$  и  $b$  в уравнении (2) при разных значениях  $m$ . Различие последних, в частности, связано с неточным выделением 2-го участка кинетической диаграммы, в результате чего при построении диаграммы используются также экспериментальные точки, соответствующие 1-му и 3-му участкам, где зависимость  $V$  от  $\Delta K$  существенно круче (производная  $dV/d(\Delta K)$  больше) (рис.1а). В тех же случаях, когда СРТУ определяют на основании измерения микроскорости роста трещины (по шагу бороздок  $S$ ), что почти автоматически обеспечивает выделение 2-го участка (для которого характерен бороздчатый фрактурельеф), получают квадратичные (или близкие к ним) зависимости СРТУ от  $\Delta K$  для разных материалов (например, [12, 15-17]).

В качестве примера на рис.5 приведены экспериментальные точки, полученные в [7] при измерении макроскорости  $V$  и микроскорости  $S$  (шага бороздок) при развитии трещины МЦУ в стандартном компактном образце из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП при температуре  $400^\circ\text{C}$  (размерность СРТУ –

мм/цикл, размерность  $\Delta K$  – кгс/мм<sup>3/2</sup>). Как видно, значения  $V$  и  $S$  различаются в большей части диапазона изменения  $\Delta K$ , при этом область изменения СРТУ  $S$  ( $-3,1 \leq \lg S \leq -2,8$ , т.е.  $0,8\text{мкм} \leq S \leq 1,6\text{мкм}$ ) соответствует стадии устойчивого роста, которой отвечает диапазон изменения шага бороздок  $0,1 \div 2\text{мкм}$  [18]. По приведённым на рис.5 данным можно оценить параметры  $D$  и  $n$  степенной зависимости  $S$  от  $\Delta K$

$$S = D \Delta K^n \tag{9}$$

или

$$\lg S = \lg D + n \lg \Delta K, \tag{10}$$

откуда

$$n = \frac{(\lg S)_2 - (\lg S)_1}{(\lg \Delta K)_2 - (\lg \Delta K)_1}. \tag{11}$$

Прямую (10) проведём через две точки, соответствующие крайним значениям шага бороздок на рис.5; координаты этих точек (с той точностью, которую позволяет приведённый в [7] график):  $(\lg \Delta K)_1=2,175$ ,  $(\lg S)_1=-3,1$ ;  $(\lg \Delta K)_2=2,325$ ,  $(\lg S)_2=-2,8$ . Тогда из (11) получим  $n=0,3/0,15=2$ , что совпадает с показателем степени в уравнении (6), а из (10) вычислим  $\lg D=-3,1-2 \cdot 2,175=-7,45$  и  $D=10^{-7,45}=3,55 \cdot 10^{-8} \text{мм}^4/\text{кгс}^2$ , т.е. коэффициент при  $\Delta K^2$  в зависимости (9) практически совпадает (отличается на

10%) с аналогичным коэффициентом в уравнении (6)  $10/E^2=3,23 \cdot 10^{-8} \text{ мм}^4/\text{кгс}^2$  (модуль Юнга сплава ЭП741НП при  $T=400^\circ\text{C}$  –  $E=17600 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ ).

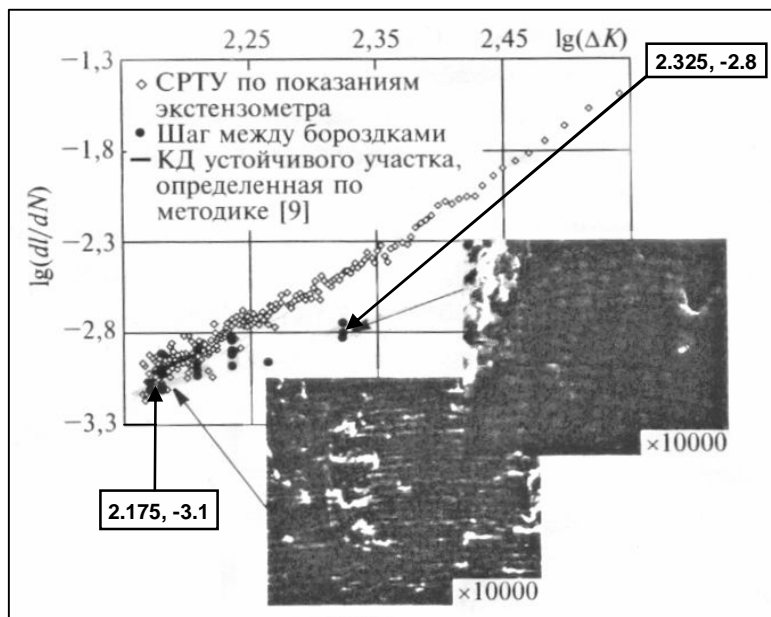


Рис.5. Сопоставление макро- и микроскорости роста трещины МЦУ в компактном образце из сплава ЭП741НП при температуре  $400^\circ\text{C}$  (размерность СРТУ – мм/цикл, размерность  $\Delta K$  –  $\text{кгс}/\text{мм}^{3/2}$ ) [7]

В ряде работ квадратичные зависимости между СРТУ и размахом КИН получены при измерении макроскорости роста трещины  $V$  (например, в [19] для алюминиевых сплавов, в [20] для сталей). При этом в [19] применялась специальная методика выделения 2-го участка кинетической диаграммы, а в [20] испытывались на МЦУ образцы с надрезом, что обеспечивало быстрый выход трещины на 2-ю стадию КУТ.

Таким образом, описывающее устойчивый рост трещин МЦУ кинетиче-

ское уравнение (6), которое было получено на основе физически обоснованной математической модели МПРР и верифицировано при сравнении результатов расчёта развития трещин МЦУ в дисках авиадвигателей с данными микрофрактографических исследований [11-14], подтверждается также результатами анализа корреляции коэффициентов уравнения Париса и связи между шагом усталостных бороздок и размахом КИН при развитии усталостных трещин в стандартных образцах.

### Библиографический список

1. Механика катастроф. Определение характеристик трещиностойкости конструкционных материалов / под. ред. Е.М. Морозова. М.: Международный институт безопасности сложных технических систем. 1995. 359 с.
2. Romvari P., Tot L., Nad D. Analysis of irregularities in the distribution of fatigue cracks in metals // Strength of Materials. V. 12, no. 12. 1980. P. 1481-1492
3. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws // Journal of Basic Engineering (Trans. ASME). 1963. No. 12. P. 528-534.
4. Niccolls E.H. A correlation for fatigue crack growth rate // Scripta Metallurgica. 1976. V. 10, no. 4. P. 295-298.
5. Tanaka K., Matsuoka S. A tentative explanation for two parameters,  $C$  and  $m$ , in Paris equation of fatigue crack growth // Int. Journal of Fracture. 1977. V. 13, no. 5. P. 563-584.
6. Ярема С.Я. О корреляции параметров уравнения Париса и характеристиче-

ках циклической трещиностойкости материалов // Проблемы прочности. 1981. № 9. С. 20-28.

7. Потапов С.Д., Перепелица Д.Д. Исследование циклической скорости роста трещин в материалах основных деталей авиационных ГТД // Технология легких сплавов. 2013. № 2. С. 5-19.

8. Голубовский Е.Р., Волков М.Е., Эмаусский Н.М. Оценка скорости развития трещины усталости в никелевых сплавах для дисков ГТД // Вестник двигателестроения. 2013. № 2. С. 229-235.

9. Бриджмен П.В. Анализ размерностей. М.-Л.: ОНТИ-ГТТИ, 1934. 120 с.

10. Эйнштейн А. Элементарное рассмотрение теплового движения молекул в твёрдых телах. Собрание научных трудов. Т. 3. М.: Наука, 1966. С. 253-264.

11. Туманов Н.В. Стадийность кинетики усталостных трещин и механизм периодического расслаивания-разрыва // Труды Первой международной конференции «Деформация и разрушение материалов». Т. 1. М.: ИМЕТ РАН, 2006. С. 85-87.

12. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А. Реконструкция и прогнозирование развития усталостных трещин в дисках авиадвигателей // Конверсия в машиностроении. 2005. № 4-5. С. 98-106.

13. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А., Серветник А.Н. Моделирование устойчивого роста усталостных тре-

щин в дисках турбины авиадвигателей при простом и сложном циклах нагружения // Вестник СГАУ. 2009. № 3(19), часть 1. С. 188-199.

14. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А. Фундаментальные и прикладные аспекты кинетики усталостных трещин // Труды II Международной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». М.: ИМАШ РАН, 2012. С. 442-448.

15. Екобори Т. Научные основы прочности и разрушения. Киев: Наукова думка, 1978. 352 с.

16. Bates R.C., Clark W.G. Fractography and fracture mechanics // Trans. ASM. 1969. V. 62, no. 2. P. 380-389.

17. Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. Киев: Наукова думка, 2003. 236 с.

18. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А. Концепция аддитивности циклической долговечности и её применение для определения ресурса дисков авиадвигателей // Вестник СГАУ. 2014. № 5(47), часть 1. С. 9-19.

19. Кишкина С.И. Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1981. 280 с.

20. Рыбин В.В., Пациорных А.И., Полиэктов Ю.И. Особенности разрушения высокопрочных литейных сталей при малоциклового усталости // Проблемы прочности. 1975. № 6. С. 32-39.

### **Информация об авторе**

**Туманов Николай Ваганович**, кандидат технических наук, начальник сектора, Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ). E-mail: [tumanov@rtc.ciam.ru](mailto:tumanov@rtc.ciam.ru). Область научных

интересов: динамика и прочность авиадвигателей, анализ разрушений, механизмы разрушения, кинетика усталостных трещин, электронная фрактография, конечно-элементное моделирование трещин.

## KINETIC EQUATION OF STABLE GROWTH FOR LOW CYCLE FATIGUE CRACKS

© 2014 N.V. Tumanov

Central Institute of Aviation Motors (CIAM), Moscow, Russian Federation

Based on the analysis of the literature data on the correlation of parameters of the empirical Paris equation that links the fatigue crack growth rate (FCGR) with the stress intensity factor (SIF) range by power dependence it is established that the equation contains a latent parameter normalizing the magnitude of the SIF range, while both the parameter itself and the coefficient of proportionality between FCGR and some power of normalized SIF range are constant or slightly changing magnitudes for alloys of different types on the same basis. For reasons of dimension and symmetry analysis the nature of this parameter as well as the magnitudes of the proportionality coefficient and the index of power are determined. As a result a kinetic equation is obtained coinciding with the kinetic equation for low cycle fatigue (LCF) crack stable growth deduced earlier using a physically justified mathematical model. The same equation is obtained on the basis of experimental data that describe the LCF crack kinetics in standard specimens at the stage of crack stable growth with the use of fatigue striations as a FCGR measure. Examples of application of the kinetic equation for LCF crack stable growth modeling in aero engine disks are presented.

*Fatigue crack kinetics, Paris law, low cycle fatigue, fatigue striations.*

### References

1. Mechanics of catastrophes. Determination of crack resistance characteristics of structural materials / ed. by Ye.M. Morozov. Moscow: Mezhdunarodnyy institut bezopasnosti slozhnykh tekhnicheskikh system Publ., 1995. 359 p.
2. Romvari P., Tot L., Nad D. Analysis of irregularities in the distribution of fatigue cracks in metals // *Strength of Materials*. V. 12, no. 12. 1980. P. 1481-1492
3. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws // *Journal of Basic Engineering (Trans. ASME)*. 1963. No. 12. P. 528-534.
4. Niccolls E.H. A correlation for fatigue crack growth rate // *Scripta Metallurgica*. 1976. V. 10, no. 4. P. 295-298.
5. Tanaka K., Matsuoka S. A tentative explanation for two parameters, C and m, in Paris equation of fatigue crack growth // *Int. Journal of Fracture*. 1977. V. 13, no. 5. P. 563-584.
6. Yarema S.Ya. Correlation of the parameters of the Paris equation and the cyclic crack resistance characteristics of materials // *Strength of Materials*. 1981. V. 13, no. 9. P. 20-28.
7. Potapov S.D., Perepelitsa D.D. Tests for Cyclic Crack Growth Rate in Materials of Critical Aircraft Gas-Turbine Engine Components // *Technology of light alloys*. 2013. No. 2. P. 5-19. (In Russ.)
8. Golubovski Ye.R., Volkov M. Ye., Emausski N.M. Estimation of fatigue crack growth rate in nickel alloys for aero engine disks // *Vestnik dvigatelestroeniya*. 2013. No. 2. P. 229-235. (In Russ.)
9. Bridgman P.W. *Analiz razmernostey [Dimensional analysis]*. M.-L.: ONTI-GTTI Publ., 1934. 120 p.
10. Einstein A. *Elementarnoe rassmotrenie teplovogo dvizheniya molekul v tverdykh telakh [Study of thermal motion of molecules in solids. Proceedings in 4 volumes]*. V. 3. Moscow: Nauka Publ., 1966. P. 253-264.
11. Tumanov N.V. Fatigue crack kinetic stages and mechanism of periodic splitting-rupture // *Proceedings of the 1<sup>st</sup> International Conference «Deformation and fracture of materials»*. V. 1. Moscow: IMET RAN Publ., 2006. P. 85-87. (In Russ.)
12. Tumanov N.V., Lavrentyeva M.A., Cherkasova S.A. Reconstitution and prediction of fatigue crack propagation in aero engine disks // *Conversion in machine building of Russia*. 2005. No. 4-5. P. 98-106. (In Russ.)



13. Tumanov N.V., Lavrentyeva M.A., Cherkasova S.A., Servetnik A.N. Modeling stable growth of fatigue cracks in aero engine turbine disks under simple and complex loading cycles // Vestnik of the Samara State Aerospace University. 2009. No. 3(19), part 1. P. 188-199. (In Russ.)

14. Tumanov N.V., Lavrentyeva M.A. Fundamental and applied aspects of fatigue crack kinetics // Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International Conference «Fundamental investigation and innovative technology in machine building». Moscow: IMASH RAN Publ., 2012. P. 442-448. (In Russ.)

15. Ekobori T. Nauchnye osnovy prochnosti i razrusheniya [Scientific foundations of strength and fracture]. Kiev: Naukova dumka Publ., 1978. 352p.

16. Bates R.C., Clark W.G. Fractography and fracture mechanics // Trans. ASM. 1969. V. 62, no. 2. P. 380-389.

17. Yakovleva T. Yu. Lokal'naya plasticheskaya deformatsiya i ustalost' metallov [Local plastic deformation and fatigue of metals]. Kiev: Naukova dumka Publ., 2003. 236 p.

18. Tumanov N.V., Lavrentyeva M.A. Conception of cycle life additivity and its application for the estimation of cycle life of aero engine disks // Vestnik of the Samara State Aerospace University. 2014. No. 5(47), part 2. P. 9-19. (In Russ.)

19. Kishkina S.I. Soprotivlenie razrusheniyu alyuminievyykh splavov [Failure resistance of aluminium alloys]. Moscow: Metallurgia Publ., 1981. 280p.

20. Rybin V.V., Patsiornykh A.I., Poliektov Yu.I. Singularities of the fracture of high-strength cast steels in low-endurance fatigue // Strength of Materials. 1975. V. 7, no. 6. P. 687-695.

#### **About the author**

**Tumanov Nikolai Vaganovich**, Candidate of Science (Engineering), Head of Sector, Central Institute of Aviation Motors (CIAM). E-mail: [tumanov@rtc.ciam.ru](mailto:tumanov@rtc.ciam.ru). Area

of Research: dynamics and strength of aero engines, failure analysis, fracture mechanisms, fatigue crack kinetics, electronic fractography, finite- element crack modeling.