

Механика материалов: прочность, ресурс, безопасность

УДК 620.191.33:620.178.32

РАЗВИТИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН В ПОЛЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦАХ ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ¹

© В. Н. Шлянников, Р. Р. Яруллин, И. С. Иштыряков²*Статья поступила 28 апреля 2015 г.*

Проведено расчетно-экспериментальное исследование скорости развития поверхностных трещин при комбинированном циклическом нагружении. Объекты исследований — алюминиевые полые цилиндрические образцы с наружными несквозными полуэллиптическими поверхностными трещинами под действием растяжения, кручения и их комбинации. Приращения длины и глубины трещины измеряли с помощью оптического инструментального микроскопа и датчика раскрытия берегов трещины (COD). Для рассматриваемых конфигураций поверхностных трещин численно определены упругие и пластические параметры состояния в форме I_n -интеграла и пластического коэффициента интенсивности напряжений (КИН) как функций соотношения полуосей, безразмерной длины и глубины трещины. Установлены эффекты влияния вида нагружения и ориентации исходного поверхностного дефекта на развитие трещин для двух типов алюминиевых сплавов. Интерпретация скорости роста усталостных трещин представлена в терминах упругих и пластических КИН. Показаны преимущества использования пластического КИН в силу его чувствительности к комбинированному нагружению вследствие учета пластических свойств материала.

Ключевые слова: поверхностная трещина; растяжение; кручение; скорость роста трещины.

Для обеспечения безопасной эксплуатации элементов конструкций, подверженных циклическому нагружению, необходимо применять подходы механики разрушения для оценки их долговечности. Анализ развития поверхностных усталостных трещин является одним из важнейших этапов прогнозирования несущей способности цилиндрических металлических элементов (трубопроводов, валов, осей и т.д.) с исходными и накопленными эксплуатационными повреждениями. В большинстве случаев несквозные дефекты возникают на свободной поверхности цилиндра и аппроксимируются как полуэллиптические трещины, для которых в литературе известны решения для упругих коэффициентов интенсивности напряжений (КИН). Сложное напряженное состояние, обусловленное различными сочетаниями силовых факторов (растяжения/сжатия, изгиба и кручения), характерно для большинства цилиндрических элементов конструкций. Задача прогнозирования их остаточной долговечности достаточно сложна, и замкнутое решение часто не доступно, так как поверхностные дефекты по своей природе трехмерны. Довольно часто к усталостному разрушению цилиндрических образцов приводят на-

чальные поверхностные дефекты. В работах [1 – 4] определены упругие КИН вдоль фронта несквозных дефектов и на их основе рассчитаны скорости роста трещин.

В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований развития усталостных трещин в полых цилиндрических образцах при растяжении и совместном действии растяжения и кручения. Установлено влияние условий нагружения на характеристики скорости развития усталостных трещин в алюминиевых сплавах различных свойств. Определена взаимосвязь между раскрытием (COD) и длиной трещины на свободной поверхности. Показано, что кинетика фронта трещины зависит от геометрии исходного надреза. С использованием экспериментальных данных для свободной поверхности цилиндрического образца спрогнозированы форма фронта развивающейся трещины и скорость роста трещины в наиболее глубокой точке фронта. На основе численных расчетов скорость развития поверхностных трещин интерпретирована с использованием традиционных упругих КИН и нового обобщенного параметра сопротивления разрушению в форме пластического КИН [5 – 7]. Установлены различия в скоростях роста трещины в наиболее глубокой точке ее фронта и на свободной поверхности полого цилиндрического образца.

¹ Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 14-19-01716).

² Казанский научный центр РАН, г. Казань, Россия;
e-mail: shlyannikov@mail.ru

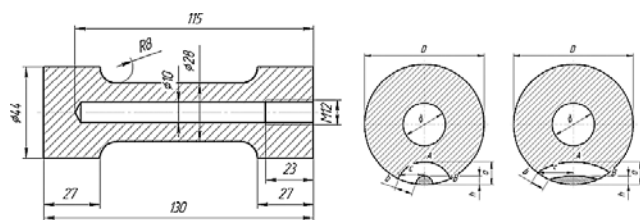


Рис. 1. Геометрия полого образца и исходных надрезов

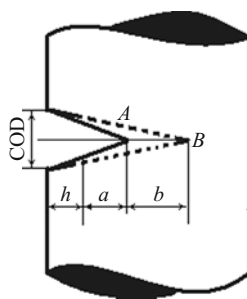


Рис. 2. Схема раскрытия трещины на внешней поверхности образца

Исследовали полые цилиндрические образцы, изготовленные из классических авиационных сплавов Д16ЧАТ и В95АТ1. Основные механические характеристики этих сплавов приведены в табл. 1, где E — модуль упругости; σ_0 — предел текучести, σ_b — предел прочности; $\sigma_{и}$ — истинное сопротивление отрыву; δ — относительное удлинение; ψ — относительное сужение; α и n — параметры упрочнения материала по модели Рамберга — Осгуда.

Геометрия полых цилиндрических образцов представлена на рис. 1: длина образца — 130 мм, внутренний диаметр рабочей части — 10 мм, внешний диаметр рабочей части — 28 мм. На рабочей части образцов электроискровым способом были нанесены исходные надрезы полукруговой и полуэллиптической форм глубиной 3 мм. Геометрия исходных надрезов и экспериментальные фронты развивающейся трещины представлены на рис. 1–3. Здесь a — текущая глубина трещины; $2c$ и $2a$ — большая и малая оси эллипса, аппроксимирующего фронт трещины; размер b — приращение длины трещины на свободной поверхности образца по циклам нагружения. Раскрытие трещины измеряли на внешней поверхности образца в месте расположения исходного надреза (см. рис. 2).

Экспериментальные исследования характеристик циклической трещиностойкости алюминиевых сплавов при растяжении, кручении и их совместном действии проводили на универсальной сервогидравлической испытательной установке BiSS Axial Torsion Test System с максимальными осевой нагрузкой ± 100 кН и крутящим моментом ± 2000 Н·м при частоте 10 Гц с коэффициентом асимметрии цикла нагружения $R_\sigma = 0,1$. Приращения длины трещины на поверхности образца измеряли с помощью оптического инструментального микроскопа. Собственно раскрытие берегов трещины на внешней поверхности образца в месте расположения исходного надреза определяли с помощью автоматизированного датчика COD. Во время усталостных испытаний на растяжение к образцам прикладывали номинальное напряжение

80 МПа, при совместном действии растяжения и кручения величины номинальных осевых и сдвиговых напряжений составляли 75 и 59 МПа соответственно.

Путем изменения амплитуды напряжений во время заданного количества циклов нагружения на поверхности разрушения цилиндрических образцов получены маркеры положения фронта трещины. На рис. 3 и 4 показаны типичные положения фронта развивающейся трещины при растяжении и кручении соответственно. По полученным таким способом формам фронтов трещин экспериментально определена взаимосвязь между соотношением полуосей развивающейся трещины a/c и относительной глубиной трещины a/D (см. рис. 3, б). Установлено, что вне зависимости от геометрии начального надреза при относительной глубине трещины $a/D = 0,25$ происходит стабилизация формы ее фронта. Путем периодических измерений длины трещины на поверхности (Δb) получены характеристики изменения скорости ее роста db/dN . Экспериментальные зависимости между a/c и a/D положены в основу определения скорости роста трещины da/dN в недоступной для измерений наиболее глубокой точке фронта развивающейся полуэллиптической трещины.

Как следует из рис. 3 и 4, длина дуги полуэллиптического фронта трещины зависит от условий нагружения полых образцов. Кроме того, процесс развития трещины в полых образцах можно разделить на два этапа. На первом этапе полуэллиптическая трещина является несквозной, на втором — она полностью пересекает толщину стенки цилиндрического образца и становится сквозной. Для корректного сравнения распределений параметров по фронту полуэллиптической трещины удобно ввести безразмерные координаты в следующем виде:

$$x_0 = \Delta\varphi \cos \varphi_0, \quad y_0 = \Delta\varphi \sin \varphi_0, \quad x_c = \Delta\varphi \cos \varphi_c,$$

$$y_c = \Delta\varphi \sin \varphi_c, \quad x_i = \Delta\varphi \cos \varphi_i, \quad y_i = \Delta\varphi \sin \varphi_i,$$

Таблица 1. Основные механические характеристики алюминиевых сплавов

Сплав	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	$\sigma_{и}$, МПа	E , ГПа	n	α
Д16ЧАТ	439	590	9	9	645	75,922	5,88	1,50
	438	598	12	13	686	77,191	5,85	1,58
В95АТ1	442	604	11	11	658	77,734	5,79	1,66
	470	637	10	15	731	74,135	6,62	1,62

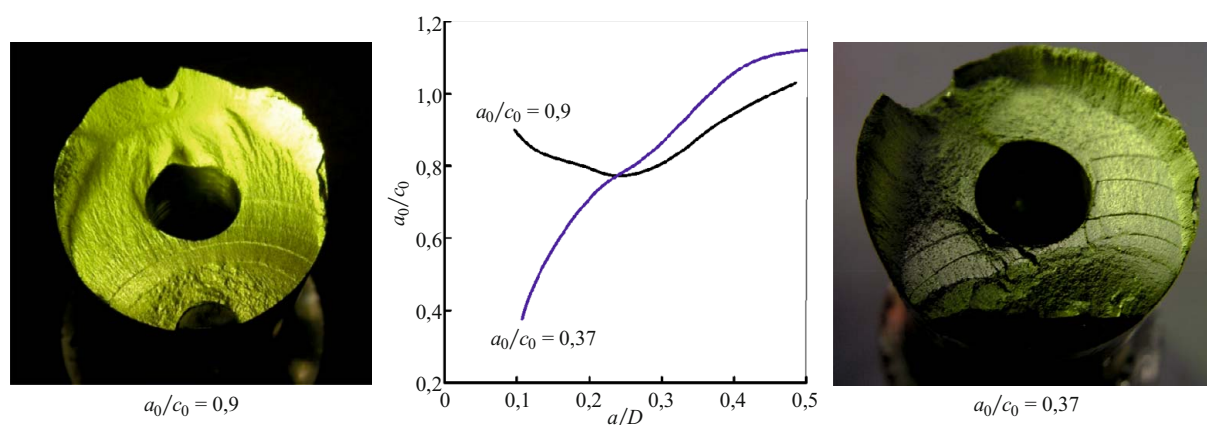


Рис. 3. Соотношения полуосей трещины для различных исходных надрезов



Рис. 4. Траектория развития трещины при кручении для поперечного (а) и продольного (б, в) расположений исходного надреза

$$\varphi_i \in [\varphi_0, \varphi_c], \Delta\varphi = \varphi_c - \varphi_0, \quad (1)$$

$$\bar{X}_i = \frac{x_0 - x_i}{x_0 - x_c}; \bar{Y}_i = \frac{y_i - y_0}{y_c - y_0}, \quad (2)$$

$$R_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\bar{X}_i^2 + \bar{Y}_i^2}, R \in [0, 1], \quad (3)$$

где φ_0 — угол, определяющий положение начальной точки полуэллиптического фронта трещины; φ_c — угол, соответствующий самой глубокой точке фронта трещины; φ_i — угол, обозначающий текущее положение точки фронта трещины в пределах изменения от φ_0 до φ_c с шагом 1° . В последующем представлении результатов численного моделирования будет использована переменная $0 \leq R \leq 1$.

Параметры стеснения. В последнее время для объяснения некоторых ограничений, присущих однопараметрическому подходу на основе J -интеграла, были введены двухпараметрические модели механики разрушения. Проявление влияния эффектов стеснения во взаимно перпендикулярных плоскостях на характе-

ристики сопротивления разрушению конструкционных материалов обусловлено размерами трещины, геометрией образцов, условиями нагружения, размерами исходного надреза. Для иллюстрации особенностей поведения поверхностных трещин в полых образцах на основе экспериментальной кинетики фронта полуэллиптического дефекта численно определили несингулярные упругие T -напряжения, параметр трехосности h и T_z -параметр напряженно-деформированного состояния трехмерного тела с трещиной.

T -напряжения используются для описания эффектов стеснения в условиях маломасштабной текучести. Для их расчета применяли метод перемещений берегов трещины на основе МКЭ, для оценки распределений упругих и упругопластических напряжений по фронту полуэллиптической трещины — программный комплекс ANSYS [8]. При расчетах в линейной постановке использовали упругие свойства алюминиевых сплавов: модуль упругости $E = 74$ ГПа и коэффициент Пуассона $\eta = 0,3$.

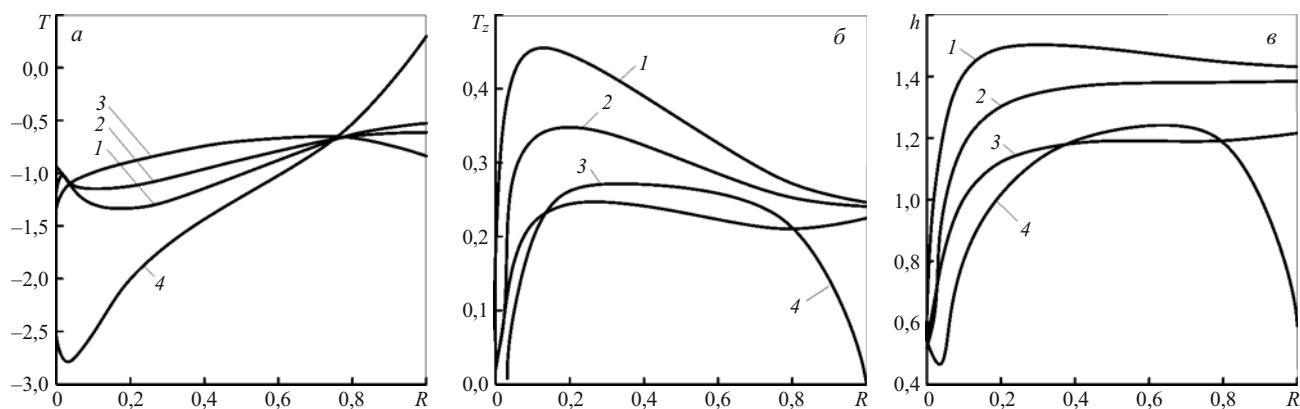


Рис. 5. Распределения параметров стеснения вдоль фронта трещины при растяжении: 1 — начальный фронт; 2, 3 — промежуточные; 4 — финальный фронт

Параметр T_z [9] введен для оценки эффектов стеснения в направлении толщины тела и может быть выражен как отношение нормальных упругопластических компонент напряжений:

$$T_z = \frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}, \quad (4)$$

где σ_{zz} — напряжения в направлении толщины тела; σ_{xx} и σ_{yy} — напряжения в плоскости, параллельной берегам трещины. Вариация этого параметра характеризует влияние толщины на распределение напряжений по фронту трещины и изменение размера пластической зоны.

Трехосность напряжений. В качестве обобщенной характеристики упругопластического состояния предложен [10] локальный параметр стеснения в области вершины трещины в следующем виде:

$$h(r, \theta, z) = \sigma_{kk} / \left(3 \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} \right), \quad (5)$$

где σ_{kk} и s_{ij} — гидростатическое напряжение и девиатор напряжений; параметр трехосности h является функцией первого и второго инвариантов тензора напряжений, который учитывает эффекты стеснения во взаимно перпендикулярных плоскостях, оставаясь независимым к выбранному направлению.

Распределения упругих и упругопластических параметров стеснения вдоль фронта трещины в полых образцах при циклическом растяжении для нормального отрыва представлены на рис. 5. Каждое из этих распределений соответствует положению фронта трещины в зависимости от накопленного количества циклов нагружения: $N_1 = 0$ (начальный фронт); $N_2 = 21\,000$ (промежуточный фронт); $N_3 = 50\,000$ (промежуточный фронт); $N_4 = 131\,500$ (фронт при разрушении). Распределение параметров стеснения представлено по безразмерной длине дуги фронта трещины R (уравнение (3)). Значение $R = 0$ соответствует началу фронта трещины (свободная поверхность образца), тогда как $R = 1$ совпадает с срединным сечением поло-

го образца. Следует отметить, что все параметры стеснения существенно меняются вдоль фронта трещины от свободной поверхности в направлении середины толщины. Кроме того, представленные распределения иллюстрируют характер совместного влияния кривизны и размеров экспериментальных фронтов трещины на поведение параметров стеснения по мере продвижения трещины по сечению полого цилиндрического образца. Как правило, в литературе отсутствуют подобные оценки влияния размеров трещины, основанные на экспериментальных данных при переходе состояния дефектов от несквозных к сквозным. Необходимо заметить, что фронт 4 на рис. 5 соответствует второму этапу развития трещины и становится сквозным, пересекая стенку цилиндра насквозь. Подобный характер распределений параметров стеснения T_z и h для фронта 4 с двумя минимумами на двух свободных поверхностях (внешняя и внутренняя поверхности цилиндра) совпадает с физическим смыслом, положенным в основу их определения.

Пластический КИН. Сформулируем и получим распределения вдоль фронта трещины пластического КИН с учетом определения параметра упругопластических полей напряжений в форме I_n -интеграла. В соответствии с подходом Хатчинсона [11] пластический КИН K_p для нормального отрыва (или чистого сдвига) может быть непосредственно выражен через упругий КИН с использованием J -интеграла Райса:

$$J = \frac{K_1^2}{E'} = \frac{\bar{\alpha} \sigma_0^2}{E'} I_n(\theta) (K_p)^{n+1}, \quad (6)$$

$$\bar{K}_p = \left[\frac{\bar{K}_1^2}{\bar{\alpha} \sigma_0^2} I_n(\theta) \right]^{1/(n+1)} = \left[\left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^2 \frac{\pi \lambda Y_1^2(a/w)}{\bar{\alpha} I_n(\theta)} \right]^{1/(n+1)};$$

$$\bar{K}_1 = \sigma \sqrt{\pi \lambda} Y_1(a/w), \quad (7)$$

где $\bar{K}_1 = K_1 / \sqrt{w}$ — нормированный на характерный размер тела с трещиной упругий КИН; $E' = E$ для

плоского напряженного состояния и $E' = E/(1 - \nu^2)$ для плоской деформации; $\bar{\alpha}$, n — параметры упрочнения материала; $\lambda = a/w$ — безразмерная длина трещины; w — характерный размер образца (в нашем случае это диаметр образца); σ — номинальные напряжения; σ_0 — предел текучести материала. Константу $I_n(\theta)$ определяют путем совместного решения уравнений для упругих и упругопластических полей напряжений. Для условий маломасштабной текучести, т.е. когда пластическая зона в области вершины трещины существенно меньше длины самой трещины, пластический КИН $\bar{K}_p$ может быть определен путем применения J -интеграла.

В классическом ХРР-решении [11] численный параметр I_n является функцией только показателя деформационного упрочнения n . Авторы работы [5] пересмотрели классическое ХРР-решение для плоского напряженного состояния и плоской деформации и предположили, что в условиях маломасштабной текучести выражение для I_n зависит от безразмерной длины трещины и геометрии образца, и предложили новый метод решения уравнения совместности деформаций в полном диапазоне смешанных форм разрушения от нормального отрыва до чистого сдвига. Управляющий параметр состояния в области вершины трещины в форме I_n -интеграла является фундаментальной характеристикой упругопластической механики деформирования и разрушения. Именно посредством I_n -интеграла реализуется влияние пластических свойств материала, а также формы, расположения и условий нагружения тела с трещиной заданной конечной геометрии, называемое в литературе проявлением эффектов стеснения при разрушении. В подавляющем большинстве публикаций (за исключением работы [9]) при интерпретации и прогнозировании влияния эффектов стеснения некорректно используют величину I_n для тела бесконечных размеров. В данной работе расширена область применения I_n -интеграла от тела бесконечных размеров [11] до экспериментальных полых цилиндрических образцов конкретной геометрии с криволинейным фронтом несквозного и сквозного

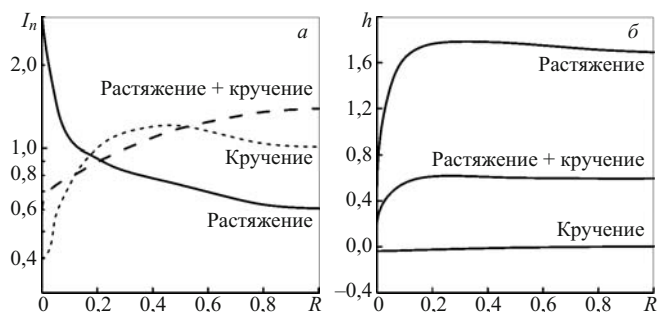


Рис. 6. Распределения параметров I_n (а) и трехосности напряжений h (б) вдоль фронта трещины для различных условий нагружения

дефекта. Управляющий параметр состояния может быть определен численно на основе МКЭ следующим образом [5]:

$$I_n^{FEM}(\theta, M_p, n, (a/w)) = \int_{-\pi}^{\pi} \Omega^{FEM}(\theta, M_p, n, (a/w)) d\theta, \quad (8)$$

$$\Omega^{FEM}(\theta, M_p, n, (a/w)) = \frac{n}{n+1} (\tilde{\sigma}_b^{n+1})^{FEM} \cos \theta -$$

$$- \left[\tilde{\sigma}_{rr}^{FEM} \left(\tilde{u}_\theta^{FEM} - \frac{d\tilde{u}_r^{FEM}}{d\theta} \right) - \tilde{\sigma}_{r\theta}^{FEM} \left(\tilde{u}_r^{FEM} + \frac{d\tilde{u}_\theta^{FEM}}{d\theta} \right) \right] \sin \theta -$$

$$- \frac{1}{n+1} (\tilde{\sigma}_{rr}^{FEM} \tilde{u}_r^{FEM} + \tilde{\sigma}_{r\theta}^{FEM} \tilde{u}_\theta^{FEM}) \cos \theta.$$

В подобной формулировке численный параметр I_n зависит не только от показателя деформационного упрочнения n , а также от относительной длины b/D и относительной глубины трещины a/D . Более подробная информация по определению параметра I_n в образцах различной геометрии представлена в работах [5–7].

На рис. 6 показаны распределения упругопластического параметра I_n и параметра трехосности напряжений h вдоль четырех экспериментально установленных положений фронта трещины при цикли-

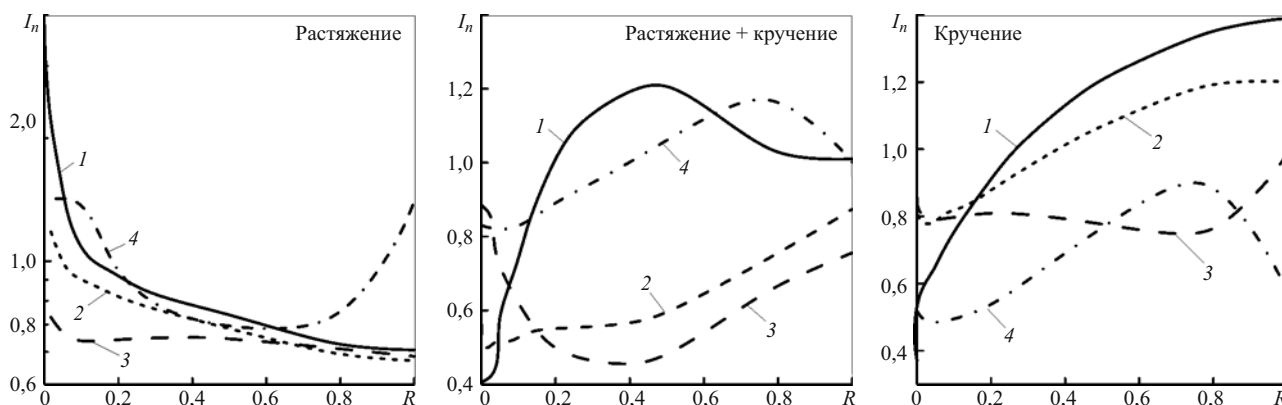


Рис. 7. Распределения параметра I_n вдоль фронта трещины для различных условий нагружения: 1 — начальный фронт; 2, 3 — промежуточные; 4 — финальный фронт

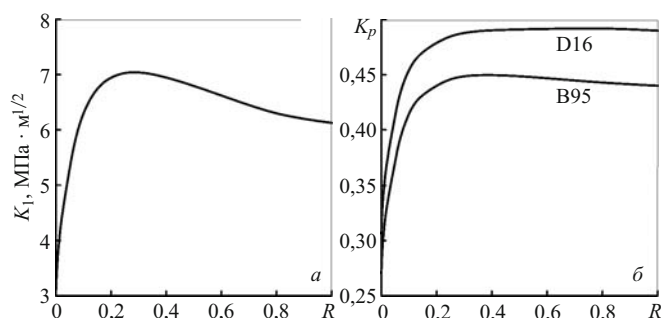


Рис. 8. Распределения упругого (а) и пластического (б) КИН для начального фронта трещины при растяжении

ческом нагружении в направлении от свободной поверхности полого цилиндрического образца к точке наиболее глубокого проникновения. Параметры стеснения представлены в нормированных координатах R , где $R = 0$ — начало фронта трещины (свободная поверхность образца); $R = 1$ — срединное сечение полого образца. На рис. 7 представлены распределения параметра I_n для простых и комбинированных условий нагружения растяжением и кручением и различных положений фронта трещин в полых образцах. Как следует из рис. 6 и 7, оба параметра стеснения существенно зависят от положения рассматриваемой точки на фронте трещины и приложенных нагрузок. Представленные данные наглядно иллюстрируют непрерывное изменение параметра I_n от двухмерного к трехмерному состоянию по фронту трещины в зависимости от кинетики размеров и формы дефекта под действием растяжения и кручения. Подобная информация отсутствует в открытой литературе и еще раз подчеркивает ограничения применения модельных решений для идеализированной ситуации — тела неограниченных размеров.

Заключительный этап численных расчетов состоял в определении пластического КИН в полых образцах. Необходимо отметить, что авторы работы [12] экспериментально продемонстрировали эффекты стеснения при определении вязкости разрушения на образцах двух стандартных геометрий. Одновременно

была представлена интерпретация тех же результатов испытаний по пластическому КИН [5] в балочных и компактных образцах. В отличие от постулатов построения двухпараметрических критериев [13–15] для учета эффектов стеснения при разрушении, не имеющих до настоящего времени реальных приложений, подход на основе пластического КИН [12] позволил получить четкую однопараметрическую количественную оценку свойств сопротивления материала статическому разрушению, свободную от влияния геометрии тела с трещиной и условий его нагружения. В работах [6, 7] пластический КИН уже использован для интерпретации скорости роста трещин в крестовидных образцах при смешанных формах двухосного нагружения. В этой связи целесообразно распространить интерпретацию развития трещин по пластическому КИН в полых цилиндрических образцах с несквозными и сквозными криволинейными дефектами при комбинированном циклическом нагружении.

На рис. 8 представлены распределения упругих и пластических КИН для одинаковых условий нагружения и вдоль одного и того же фронта трещины. Известно, что решения для упругих КИН по определению имеют одни и те же значения для условий плоского напряженного состояния и плоской деформации и не зависят от свойств материала. В противоположность этому для одного и того же численного распределения упругого КИН по фронту трещины, рассчитанного для свойств алюминиевых сплавов Д16ЧАТ и В95АТ1 (см. рис. 8), распределения пластического КИН для той же геометрии и условий нагружения являются различными. Эти данные дают наглядную иллюстрацию необходимости учета пластических свойств материала при интерпретации характеристик его сопротивления разрушению. Результаты, приведенные на рис. 9, подтверждают это предположение при детальном рассмотрении распределений упругих и пластических КИН для различных фронтов трещин. Напомним, что фронт 4 на рис. 9 соответствует второму этапу развития трещины и становится сквозным, пересекая стенку цилиндра насквозь.

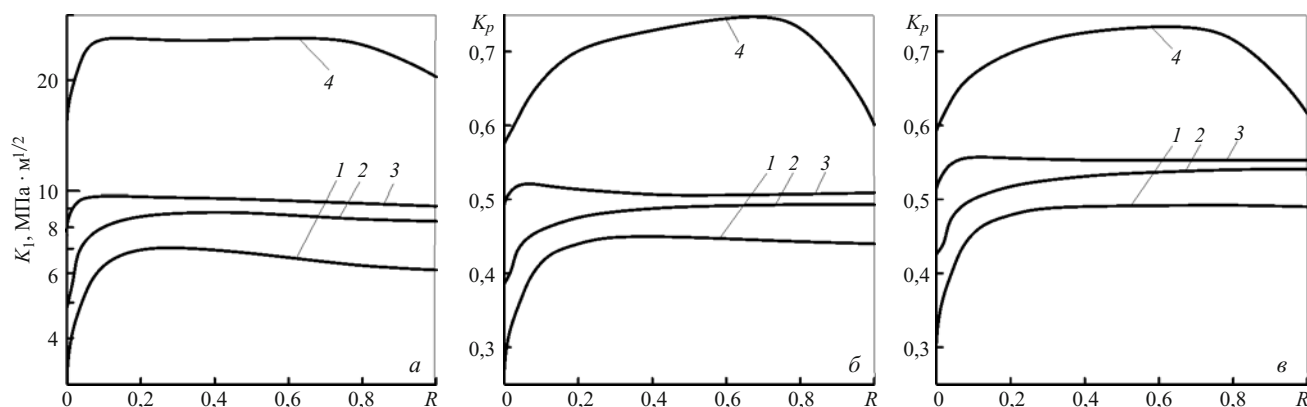


Рис. 9. Распределения упругого (а) и пластического (б — В95АТ1; в — Д16ЧАТ) КИН вдоль фронта трещин (1 — начальный; 2, 3 — промежуточный; 4 — финальный)

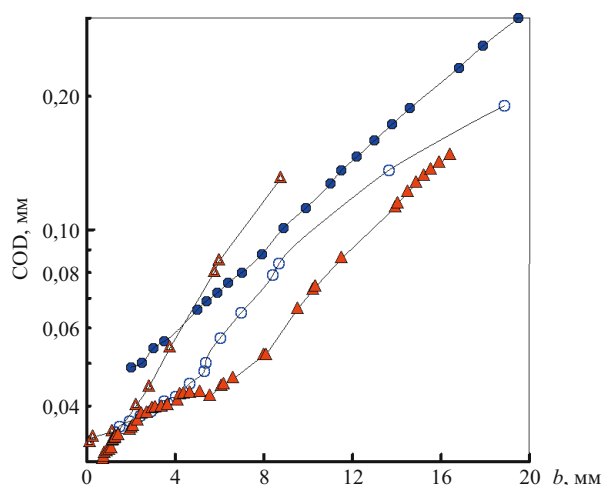


Рис. 10. Зависимость COD от длины трещины на поверхности полых образцов из сплавов В95 (●, ○) и Д16 (▲, △) для различных условий нагружения (●, ▲ — растяжение; ○, △ — растяжение + кручение)

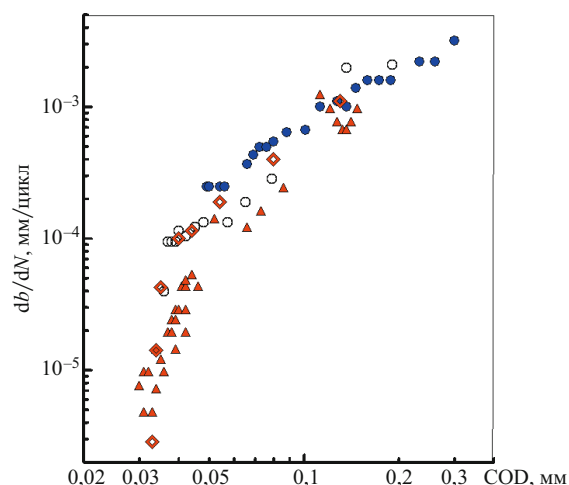


Рис. 11. Зависимость скорости роста трещины на свободной поверхности образцов из сплавов В95 (●, ○) и Д16 (▲, ◇) от COD для различных условий нагружения (●, ▲ — растяжение; ○, ◇ — растяжение + кручение)

Развитие поверхностных полуэллиптических трещин во время испытаний контролировали с помощью датчика раскрытия COD и оптического микроскопа. Скорость роста трещин при комбинированном растяжении и кручении определяли на полых образцах с начальным исходным надрезом глубиной 3 мм для каждого из исследованных алюминиевых сплавов. На рис. 10 приведены экспериментальные зависимости между раскрытием (COD) и длиной трещины на поверхности b для случаев чистого растяжения, а также комбинации растяжения и кручения. Как следует из представленных данных, наложение циклического кручения на циклическое растяжение влияет на характер зависимости COD от b , которая также зависит от свойств материала. Тем не менее между этими двумя параметрами существует корреляция, которая может быть полезна для автоматизации экспериментальных исследований при сложном напряженном состоянии. Зависимость раскрытия берегов трещины от ее длины на поверхности может быть описана в виде соответствующего полинома.

На рис. 11 представлены зависимости скорости роста трещины на поверхности db/dN от значений COD в цилиндрических образцах из сплавов В95АТ1 и Д16ЧАТ при чистом растяжении и комбинации растяжения и кручения. Установлено, что данные зависимости укладываются в одну общую кривую с узкой полосой разброса. Однако (согласно рис. 3 и 4) следует ожидать различные скорости роста трещин в направлении глубины a и на свободной поверхности b полых образцов.

На рис. 12, a и b показаны экспериментальные диаграммы усталостного разрушения для полых образцов, испытанных при чистом растяжении, в коор-

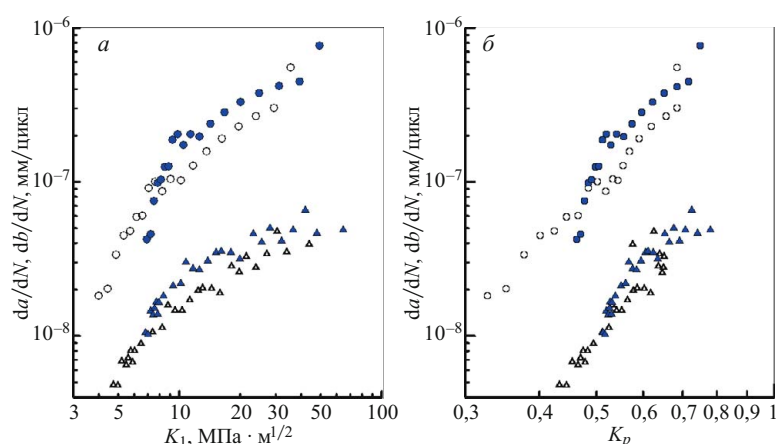


Рис. 12. Зависимости скорости роста трещины от упругих (a) и пластических (b) КИН при растяжении образцов из сплавов В95 (○, ●) и Д16 (△, ▲) для различных точек развивающейся трещины (○, △ и ●, ▲ — точки на поверхности и в срединном сечении)

динах скорость роста трещины — упругие K_1 (a) и безразмерные пластические K_p (b) КИН. Для определения экспериментальных величин упругих и пластических КИН для двух точек развивающейся трещины (на свободной поверхности и в срединном сечении) использовали распределения, представленные на рис. 9. Следует отметить, что скорость роста трещины в наиболее глубокой точке проникновения увеличивается быстрее, чем на поверхности.

Пластический КИН K_p показывает чувствительность к пластическим свойствам материала. Он имеет различные значения для каждого из рассмотренных алюминиевых сплавов как функции длины и глубины трещины для одинаковых упругих характеристик $E = 74$ ГПа и $\nu = 0,3$. Для одних и тех же условий нагружения образцов из сплавов Д16ЧАТ и В95АТ1 диапазон изменения упругого КИН один и тот же (см.

Таблица 2. Константы линейных участков диаграмм усталостного разрушения

Материал	Упругое решение для КИН				Нелинейное решение для КИН			
	Свободная поверхность		Наиболее глубокая точка фронта		Свободная поверхность		Наиболее глубокая точка фронта	
	m	$C \cdot 10^{-5}$	m	$C \cdot 10^{-5}$	m	$C \cdot 10^{-2}$	m	$C \cdot 10^{-2}$
B95AT1	1,3353	0,4542	1,1499	0,9369	4,0594	0,1559	4,8147	0,3105
D16CHAT	0,9890	0,1356	0,7173	0,3832	5,2669	3,7613	3,8868	1,9489

рис. 12, а), в то время как диапазон вариации пластического КИН различный (см. рис. 12, б). Следовательно, в рамках одного диапазона изменения скорости роста трещин в упругой и упругопластической интерпретациях развития трещин углы наклона линейных участков и пороговые значения КИН диаграмм усталостного разрушения будут отличаться в различной степени.

Пластический КИН в силу учета комплекса свойств исследуемого материала дает более объективную оценку сопротивления материала циклическому разрушению. Этот вывод подтверждается (см. рис. 12) соответствующим положением диаграмм усталостного разрушения при растяжении для обоих испытанных алюминиевых сплавов, а также данными табл. 2 для констант линейных участков в форме уравнения типа Париса $da/dN = C(K)^m$. Так, пороговые значения упругих КИН для образцов из сплавов D16CHAT и B95AT1 близки между собой — $K_{th} \approx 4 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, тогда как величины пластического КИН существенно различны — $K_{p,th} = 0,44$ и $K_{p,th} = 0,32$. Соответственно, показатели наклона линейных участков диаграмм усталостного разрушения в упругой трактовке для сплавов D16CHAT и B95AT1 составляют $m = 0,99$ и $m = 1,33$. В нелинейной интерпретации эти величины имеют большие значения — $m = 5,27$ и $m = 4,06$. Известно, что чем выше показатель m , тем меньше материал оказывает сопротивление циклическому разрушению. В этой связи трактовка циклического разрушения с позиций нелинейного анализа позволяет избежать неоправданно положительных свойств материалов, полученных на основе традиционного упругого подхода. Представленные в работе результаты показывают очевидные преимущества использования пластических КИН при определении характеристик материала сопротивления разрушению.

Таким образом, исследована скорость роста поллуэллиптических несквозных трещин в полых цилиндрических образцах из алюминиевых сплавов B95AT1 и D16CHAT с исходными надрезами различной геометрии.

Проведены серии трехмерных упругопластических расчетов по определению распределений параметров стеснения по фронту поллуэллиптических трещин. Установлено, что вне зависимости от геометрии начального надреза при относительной глубине трещины $a/D = 0,25$ происходит стабилизация формы ее

фронта. Определено, что существует одна общая зависимость между скоростью роста трещины на свободной поверхности и раскрытием трещины COD для рассмотренных алюминиевых сплавов и условий нагружения. Показано, что скорость роста трещины в наиболее глубокой точке ее фронта выше, чем на поверхности полых цилиндрических образцов. Пластический КИН, чувствительный к параметрам стеснения и упругопластическим свойствам материала, может быть использован в качестве обобщенного параметра, характеризующего сопротивление материала циклическому разрушению.

ЛИТЕРАТУРА (REFERENCES)

1. Newman J. C., Raju I. S. An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack / Eng. Fract. Mech. 1981. Vol. 15. N 1 – 2. P. 185 – 192.
2. Carpinteri A., Brighenti R. Part-through cracks in round bars under cyclic combined axial and bending loading / Int. J. Fatigue. 1996. Vol. 18. N 1. P. 33 – 39.
3. Yang F. P., Kuang Z. B., Shlyannikov V. N. Fatigue crack growth for straight-fronted edge crack in a round bar / Int. J. Fatigue. 2006. Vol. 28. P. 431 – 437.
4. Citarella R., Lepore M., Shlyannikov V., Yarullin R. Fatigue surface crack growth in cylindrical specimen under combined loading / Eng. Fract. Mech. 2014. Vol. 131. P. 439 – 453.
5. Shlyannikov V. N., Tumanov A. V. Characterization of crack tip stress fields in test specimens using mode mixity parameters / Int. J. Fract. 2014. Vol. 185. P. 49 – 76.
6. Shlyannikov V. N., Zakharov A. P. Multiaxial crack growth rate under variable T -stress / Eng. Fract. Mech. 2014. Vol. 123. P. 86 – 99.
7. Shlyannikov V. N., Tumanov A. V., Zakharov A. P. The mixed mode crack growth rate in cruciform specimens subject to biaxial loading / Theoret. Appl. Fract. Mech. 2014. Vol. 73. P. 68 – 81.
8. ANSYS Mechanical APDL Theory Reference Release 14.5 / ANSYS, Inc. Southpointe, 275 Technology Drive, CanonBurg, PA 2012.
9. Guo W. L. Elasto-plastic three dimensional crack border field-I / Eng. Fract. Mech. 1993. Vol. 46. P. 93 – 104.
10. Henry B. S., Luxmoore A. R. The stress triaxiality constraint and the Q -value as ductile fracture parameter / Eng. Fract. Mech. 1997. Vol. 55. P. 375 – 390.
11. Hutchinson J. W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material / Journ. Mech. Phys. Solids. 1968. Vol. 16. P. 13 – 31.
12. Shlyannikov V. N., Tumanov A. V., Boychenko N. V., Fernandez-Canteli A. The elastic and plastic constraint parameters for three-dimensional problems / Eng. Fract. Mech. 2014. Vol. 127. P. 86 – 93.
13. Matvienko Yu. G. The Effect of the Non-singular T -stress components on crack tip plastic zone under mode I loading / Procedia Materials Science. 2014. Vol. 3. P. 141 – 146.
14. Zhao J., Guo W., She C. The in-plane and out-of-plane stress constraint factors and $K-T-T_2$ description of stress field near border of semi-elliptical surface crack / Int. J. Fatigue. 2007. Vol. 29. P. 435 – 443.
15. Hebel J., Hohe J., Friedmann V., Siegele D. Experimental and numerical analysis of in-plane and out-of-plane crack tip constraint characterization by secondary fracture parameters / Int. J. Fract. 2007. Vol. 146. P. 173 – 188.