

В общем случае ввиду отмеченной выше «нестационарности» v_1 величина β является функцией комплексной безразмерной частоты n . Пусть система подачи или центральный стержень подвергались воздействию колебаний давления с амплитудой $|\Delta p|$ и переменной частотой ε , причем для v_1 записывались в зависимости от ε амплитуда $|\Delta v_1|$ и сдвиг φ по фазе

$$\Delta v_1 = |\Delta v_1| (\Delta p / |\Delta p|) \exp(i\varphi) \quad (10)$$

В дальнейшем вместо ε удобно использовать величину $m = \varepsilon t_0$, так что $\omega = i\varepsilon$, $n = im$. Тогда из определения β (7) с учетом (10) следует:

$$v = |\Delta \ln v_1 / \Delta \ln p| [\cos \varphi - (\operatorname{Re} \beta / \operatorname{Im} \beta) \sin \varphi] \quad (11)$$

$$v_- = |\Delta \ln v_1 / \Delta \ln p| [\cos \varphi - (\sin \varphi) (\operatorname{Re} \beta - 1) / \operatorname{Im} \beta]$$

$$(v = d \ln v / d \ln p, \quad v_- = d \ln G_- / d \ln p)$$

Полагая на границе колебательной неустойчивости $n = im$ и приравнивая отдельно вещественные и мнимые части, получим из (6)

$$\begin{aligned} \operatorname{Re} \beta &= m^2 a (a^2 + b^2)^{-1}, \quad \operatorname{Im} \beta = m^2 b (a^2 + b^2)^{-1} \\ a &= m \sin m + \cos m - 1, \quad b = \sin m - m \cos m \\ \operatorname{Re} \beta &= m^2 c (c^2 + d^2)^{-1}, \quad \operatorname{Im} \beta = m^2 d (c^2 + d^2)^{-1} \\ c &= 1 - \cos m, \quad d = m - \sin m \end{aligned} \quad (12)$$

Таким образом, правые части (11) есть известные функции от m , что позволяет построить границу устойчивости в виде параметрической (с параметром m) зависимости v (v_-). Практически всегда $v_- = 1$, но построение v (v_-) представляется наиболее надежным способом получения значений v (1) на границе устойчивости.

Поступила 24 X 1972

ЛИТЕРАТУРА

1. Caveny L. H., Glick R. L., Influence of embedded metal fibers on solid-propellant burning rate. J. Space. and Rockets, 1967, vol. 4, No. 1.
2. Silver B. Gas generating device. Atlantic Research. Corp. Англ. пат., кл. F3A (F 07 f) No. 1034682.
3. Гусаченко Л. К. Возможность колебаний очень низкой частоты в полузамкнутом объеме. Автореф. докл. 3-го Всес. симпозиума по горению и взрыву. Л., 1971, Черноголовка, 1971.
4. Siegmund G., Schaberger J. Verfahren zum Betreiben eines Strahlantriebes, insbesondere für Raketen. Josef Schaberger and Co. Gmb H. Пат. ФРГ, кл. 46 д, 1/05, (F 02K), № 977738.

УДК 620.191.33

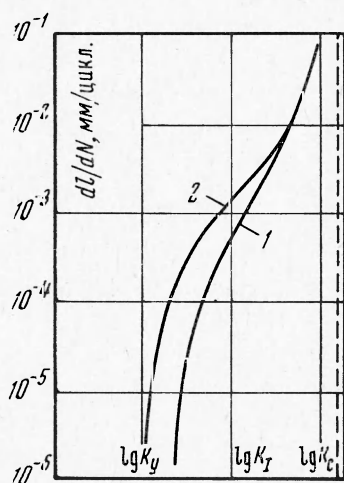
О РОСТЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН ПРИ НИЗКОМ УРОВНЕ НАПРЯЖЕНИЙ

Х. Халманов, Г. П. Черепанов

(Москва)

Недавние эксперименты Барзома, Имхофа и Ролфе (см. обзор [1]) показали, что в высокопрочных никелевых сталях рост усталостных трещин в области низких напряжений значительно отличается от предсказываемого теорией [2]. В связи с этим в работе [2] было высказано мнение о возможном влиянии атмосферной влаги на рост усталостных трещин в этих материалах. В данной работе произведен учет этого эффекта в рамках старой теории, что позволило вполне удовлетворительно описать и объяснить упомянутые выше опытные данные.

Анализ экспериментальных результатов [3-6] показывает, что влияние внешних агрессивных сред на рост усталостных трещин выражается в значительном увеличении скорости роста трещины. Эффективность воздействия среды зависит как от активности системы материал — окружающая среда, так и от параметров переменного нагружения. Учитывая, что основным параметром, контролирующим процесс локального разрушения в вершине трещины, является коэффициент интенсивности напряжений, характер воздействия среды на рост усталостных трещин схематично можно показать сравнением диаграмм $dl/dN \sim K_I$ (фиг. 1).



Фиг. 1

Существуют крайние режимы локального разрушения. Если скорость роста трещины под статической нагрузкой при воздействии среды гораздо больше скорости роста усталостной трещины в вакууме, то механизм разрушения при переменном нагружении в агрессивной среде такой же, как при статическом нагружении в той же среде. Этот крайний режим имеет место при достаточно низких уровнях коэффициента интенсивности напряжений ($K_I < K_c$) при этом скорость роста усталостной трещины в среде значительно больше соответствующей скорости в вакууме (фиг. 1). Заметим, что согласно экспериментам [3-6] скорость роста трещины во влажной среде в образцах из алюминиевых сплавов в 10 раз больше, чем в вакууме, а для высокопрочных сталей скорости отличаются в 20-30 раз. Причиной роста трещины на этом участке диаграммы $dl/dN \sim K_I$ является водородное охрупчивание малой области вблизи вершины трещины.

Для скорости роста трещины при определенном характере локального разрушения по механизму водородного охрупчивания получается выражение (этот случай рассмотрен Г. П. Черепановым в монографии «Механика хрупкого разрушения»)

$$dl/dN = AF (K_{Ie}^2 / K_{10}^2) \quad (1)$$

Здесь A , K_{10} — определяемые из прямого эксперимента постоянные, K_{Ie} — среднее растягивающее значение коэффициента интенсивности напряжений за цикл, определяемое из условия

$$K_{Ie} = \frac{1}{T_e} \int_0^{T_e} (K_{Im} + K_{Ia} \sin \omega t) dt \quad (2)$$

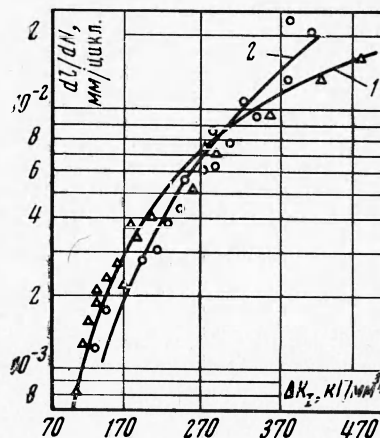
$T_e = \kappa T$ — время действия растягивающих напряжений в течение цикла нагружения, κ — функция коэффициента асимметрии цикла R , причем $0 \leq \kappa \leq 1$, K_{Im} , K_{Ia} — соответственно среднее значение и амплитуда коэффициента интенсивности напряжений.

Функция $y = F(x)$ в формуле (1) определяется соотношением

$$-E_i(-y) = x^{-1} \quad (3)$$

где $-E_i(-y)$ — интегральная показательная функция.

На фиг. 2 показано сравнение зависимости (1) с экспериментальными результатами для скорости роста усталостной трещины в образцах из двух высокопрочных сталей 13 Cr — 8 Ni — 2 Mo (треугольники) и 9 Ni — 4 Co — 0.2 C (кружочки), испытанных



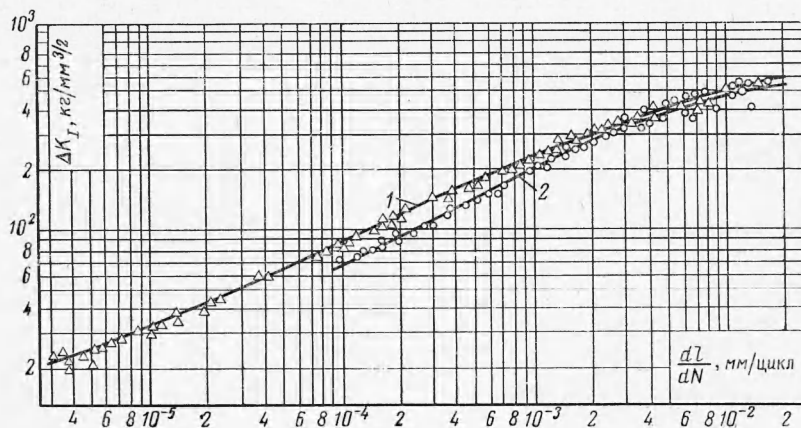
Фиг. 2

в соленой воде [7]. Эксперимент проведен при пульсирующем цикле нагружения, поэтому $\kappa = 1$. Теоретические кривые обозначены на фигуре цифрой 1 для стали 13 Cr и цифрой 2 для стали 9 Ni. Значения постоянных следующие: 1 — $K_{I0} = 88.5 \text{ кг/мм}^{3/2}$, $A = 1.1 \cdot 10^{-3} \text{ мм/цикл.}$, 2 — $K_{I0} = 115 \text{ кг/мм}^{3/2}$, $A = 1.5 \cdot 10^{-3} \text{ мм/цикл.}$

Другой крайний режим локального разрушения реализуется при значениях K_I , близких к K_c . На этом участке диаграммы рост усталостной трещины обусловлен локальным разрушением за счет конечных пластических деформаций вблизи вершины трещины. Скорость роста трещины при этом определяется выражением [2, 8]

$$\frac{dl}{dN} = -\beta \left[\frac{K_{I \max}^2 - K_{I \min}^2}{K_c^2} + \ln \frac{K_c^2 - K_{I \max}^2}{K_c^2 - K_{I \min}^2} \right] \quad (4)$$

где β и K_c находятся экспериментально. Отметим, что скорость роста трещины в вакууме на всем интервале изменения K_I определяется формулой (4).



Фиг. 3

Скорость роста усталостной трещины с учетом обоих этих факторов определяется формулой

$$\frac{dl}{dN} = AF \left(\frac{K_{Ie}^2}{K_{I0}^2} \right) - \beta \left[\frac{K_{I \max}^2 - K_{I \min}^2}{K_c^2} + \ln \frac{K_c^2 - K_{I \max}^2}{K_c^2 - K_{I \min}^2} \right] \quad (5)$$

Постоянные A , K_{I0} , β , K_c необходимо находить из эксперимента. На фиг. 3 представлено сравнение кривых, построенных по формуле (5), с экспериментальными данными для скорости роста трещин при циклическом пульсирующем нагружении образцов из двух высокопрочных сплавов стали [1]. Эксперименты проведены в обычной атмосфере при комнатной температуре. Опытные данные для стали 10 Ni — Cr — Mo — Co показаны на фигуре треугольниками, соответствующая теоретическая кривая при значениях $A = 1.02 \cdot 10^{-4} \text{ мм/цикл.}$, $K_{I0} = 21,2 \text{ кг/мм}^{3/2}$, $\beta = 1,02 \cdot 10^{-1} \text{ мм/цикл.}$, $K_c = 710 \text{ кг/мм}^{3/2}$, обозначена цифрой 1. Опытные данные для стали НУ-130 изображены кружочками, соответствующая теоретическая кривая при значениях $A = 7.6 \cdot 10^{-4} \text{ мм/цикл.}$, $K_{I0} = 46 \text{ кг/мм}^{3/2}$, $\beta = 4.6 \cdot 10^{-2} \text{ мм/цикл.}$, $K_c = 566 \text{ кг/мм}^{3/2}$ обозначена цифрой 2.

Поступила 10 XI 1972

ЛИТЕРАТУРА

1. Barsom J. M., Imhof E. J., Rolfe S. T. Fatigue — crack propagation in high yield — strength steels. Engng. Fract. Mech., 1971, vol. 2, No. 4.
2. Черепанов Г. П., Халманов Н. On the theory of fatigue crack growth. Engng Fract. Mech., 1972, vol. 4, No. 2, pp. 219—230.

3. Wei R. P. Some aspects of environment-enhanced fatigue crack growth. Engng Fract. Mech., 1970, vol. 1, No. 4, pp. 633—651.
4. Hartman A., Schijve J. The effect of environment and load frequency on the crack propagation. Low for macro fatigue crack growth in aluminum alloys. Engng Fract. Mech., 1970, vol. 1, No. 4, pp. 615—631.
5. Райдер, Галлахер. Контролируемые внешней средой скорости распространения усталостных трещин в стали SAE4340. Влияние температуры. Тр. Америк. о-ва инж.-механ., Сер. Д., Теорет. основы инж. расчетов, 1970, т. 92. № 1, стр. 133—138.
6. Dunahue R. J., Clark H. Mcl, Atanmo P., Kumble R., McEvilly A. J. Crack opening displacement and the rate of fatigue crack growth. Internat. J. Fract. Mech., 1972, vol. 8, No. 2, pp. 209—219.
7. Крукер, Ланге. Исследование распространения коррозионно-усталостной трещины в некоторых новых высокопрочных конструкционных сталях. Теор. основ. инж. расчетов, 1969, т. 91, № 4, стр. 7—13.
8. Халманов Х., Черепанов Г. П. Анализ экспериментальных данных по развитию усталостных трещин. ПМТФ, 1970, № 5.

Технический редактор Э. Ф. Буцова

Сдано в набор 2/IV-1973 г. Т-08388 Подписано к печати 31/V 1973 г. Тираж 1950 экз.
Зак. 1957 Формат бумаги 70×108^{1/16} Усл. печ. л. 14,0 Бум. л. 5 Уч.-изд. л. 13,9

2-я типография издательства «Наука». Москва, Шубинский пер., 10