

考虑裂尖不同塑性状态的工业纯钛断裂参量与疲劳裂纹扩展速率模型*

FRACTURE PARAMETER AND FATIGUE CRACK GROWTH RATE MODEL FOR COMMERCIAL PURE TITANIUM UNDER DIFFERENT CRACK TIP PLASTIC STATES

李 建^{**1,2} 徐英东³ 沈程骏³ 戴承霖³ 徐 涵³ 朱建国^{1,2} 周昌玉⁴

(1. 江苏大学 土木工程与力学学院 结构健康管理研究院, 镇江212013)

(2. 江苏大学 高端装备关键结构健康管理国际联合研究中心, 镇江212013)

(3. 江苏大学 能源与动力工程学院, 镇江212013)

(4. 南京工业大学 机械与动力工程学院, 南京211816)

LI Jian^{1,2} XU YingDong³ SHEN ChengJun³ DAI ChengLin³ XU Han³ ZHU JianGuo^{1,2}
ZHOU ChangYu⁴

(1. Institute of Structural Health Monitoring, Faculty of Civil Engineering and Mechanics, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(2. National Center for International Research on Structural Health Management of Critical Components, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(3. School of Energy and Power Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(4. School of Mechanical and Power Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

摘要 考虑到裂尖不同程度的塑性变形,选择合适的断裂参量并准确预测疲劳裂纹扩展速率是一项非常重要的任务。采用4种不同疲劳加载条件,通过理论计算与实验分析探究了裂纹尖端断裂参量与疲劳裂纹扩展速率之间的关联,最后通过公式与参数拟合对疲劳裂纹扩展速率预测提供合适的模型。结果表明,随着载荷比和载荷幅的提高, ΔK 表征疲劳裂纹扩展逐渐失去了其合理性和有效性。裂纹扩展前期,高载荷比裂纹扩展阻力更大。在裂纹扩展后期,高、低载荷比裂纹扩展阻力差距在缩小。在所有讨论的断裂参量中, $\Delta J'_{ac}$ 是适合工业纯钛疲劳裂纹扩展的断裂参量,在此基础上提出了相应的疲劳裂纹扩展速率预测模型。

关键词 疲劳裂纹扩展 断裂参量 预测模型 载荷比 载荷幅

中图分类号 O346.1

Abstract It's an important task that choosing appropriate fracture parameters and predicting the fatigue crack growth rate accurately considering the different degrees of plastic deformation at the crack tip. The relation between crack tip fracture parameters and a fatigue crack growth rate was investigated by theoretical calculation and experimental analysis under four different fatigue loading conditions. Finally, a suitable model for predicting a fatigue crack growth rate was provided by formulas and the parameter fitting. The results indicate that ΔK representing a fatigue crack growth rate loses its rationality and effectiveness gradually with increases of the load ratio and the load amplitude. At the early stage of the crack propagation, the crack propagation resistance of high load ratio is higher than low load ratio. At the later stage of the crack propagation, the gap between high and low load ratios and the crack growth resistance decreases. $\Delta J'_{ac}$ is the suitable fracture parameter for the fatigue crack propagation of the industrial pure titanium among all of the fracture parameters discussed. On this basis, the corresponding prediction model of the fatigue crack growth rate was proposed.

Key words Fatigue crack growth; Fracture parameter; Prediction model; Load ratio; Load amplitude

Corresponding author: LI Jian, E-mail: lj66@ujs.edu.cn

The project supported by the China Postdoctoral Science Foundation (No.2020M681496), and the National Natural Science Foundation of China (No.52105149).

Manuscript received 20230525, in revised form 20230626.

*20230525收到初稿,20230626收到修改稿。中国博士后基金面上项目(2020M681496),国家自然科学基金项目(52105149)资助。

**李 建,男,1989年生,江苏扬州人,汉族,江苏大学讲师,博士,硕士研究生导师,主要研究方向为机械结构强度。

0 引言

随着断裂力学的发展,准确预测疲劳裂纹的扩展过程成为了一项更为重要的任务。线弹性断裂力学(Linear Elastic Fracture Mechanics, LEFM)是计算工程结构疲劳裂纹扩展的传统方法。裂尖局部区域存在小范围的塑性变形,含裂纹体的力学行为主要由塑性区外的广大弹性区域决定。一般采用裂纹尖端应力强度因子 K 来描述裂纹尖端附近的应力应变行为。Paris模型^[1]是描述疲劳裂纹扩展行为的第一种,也是最为经典的模型。几十年来,该模型已成功地应用于疲劳裂纹扩展的工程问题中。Paris模型建立了应力强度因子幅 ΔK 和裂纹扩展速率之间的关系,对第II阶段的疲劳裂纹扩展进行了较好地描述,并将疲劳裂纹扩展率与 ΔK 联系起来,满足如下幂律关系:

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

式中, a 为裂纹长度; N 为循环次数; C 为稳定扩展系数; m 为稳定扩展指数。Paris模型是当今工程应用中预测疲劳裂纹扩展寿命理论的基础。以Paris公式为基础,目前为止研究工作者们给出了各种修正形式,这些修正模型可以用下面的通用形式表示^[2]:

$$da/dN = f(\Delta K, R) = g(\Delta K, K_{\max}) \quad (2)$$

此类预测疲劳裂纹扩展的速率模型是以线弹性断裂力学为基础的,描述其裂纹扩展的断裂参量都是与 K 相关的。然而,如果不考虑裂尖的循环塑性变形,无法解释观察到的各种疲劳裂纹扩展现象^[3]。众所周知,在循环载荷作用下裂尖附近会产生塑性应变积累^[4]。即使总体的应力场为弹性,材料力学行为也表现为局部塑性^[5]。对大多数韧性较好,能承受较大塑性变形的金属材料而言,小范围屈服条件难以满足,线弹性断裂力学不再适用。RICE J R等^[6-7]提出了 J 积分的概念, HUTCHINSON J W等^[8-9]建立了HRR(Hutchinson, Rice, Rosengren)奇异场,为弹塑性断裂力学奠定了重要的理论框架。随着塑性变形量的增加,控制疲劳裂纹扩展的参量宜用弹塑性断裂参量 J 积分来描述^[10]。然而随着裂尖塑性变形程度进一步提高,HRR场也不一定适用于裂尖。考虑到裂尖不同程度的塑性变形,选择合适的断裂参量并准确预测疲劳裂纹扩展速率是一项非常重要的任务。LI J等^[11]-13]发现工业纯钛裂尖不同的塑性变形程度对疲劳裂纹扩展行为有着非常显著的影响。本文将考虑裂尖不同的塑性变形状态,进一步对疲劳断裂参量进行研究与讨论,最后对疲劳裂纹扩展速率预测提供合适的预测模型。

1 不同程度塑性变形下裂尖断裂参量

通常认为裂纹的疲劳扩展行为与裂尖塑性区的尺寸紧密相关^[12-13]。当塑性区尺寸与晶粒大小相当,甚至比单个晶粒小时,裂尖的塑性变形受到应力强度因子 K 和微观组织的双重影响,这个时候尾迹塑性区由粗糙度引起的裂纹闭合会减小裂纹扩展的有效驱动力。此时属于疲劳裂纹扩展的近门槛阶段。随着加载水平提高,塑性区尺寸大大超出单个晶粒尺寸大小,此时如果限定在 K 控制的区域内,裂纹扩展与裂尖断裂参量 K 和 ΔK 有关,属于线弹性断裂行为。随着加载水平的提高,裂尖附近的材料行为不再符合线弹性断裂行为。当裂尖塑性区超出 K 场范围, K 场也就失去了意义。裂纹扩展行为更大程度上受到材料的宏观力学性能的影响^[14]。此时,裂纹尖端应力和应变状态符合HRR场。裂纹尖端材料的力学性能由 J 积分控制,裂纹尖端塑性区局限于 J 控制区域。宏观力学性能包括材料强度、断裂韧性等。它们的性能差异将影响裂纹尖端的塑性变形,最终影响疲劳裂纹的扩展行为。当塑性区延伸到整个试样的大范围区域时,脱离了裂纹尖端的局部力学行为,弹塑性参数 J 积分也无法描述断裂行为。图1表示裂尖不同变形状态的示意图。

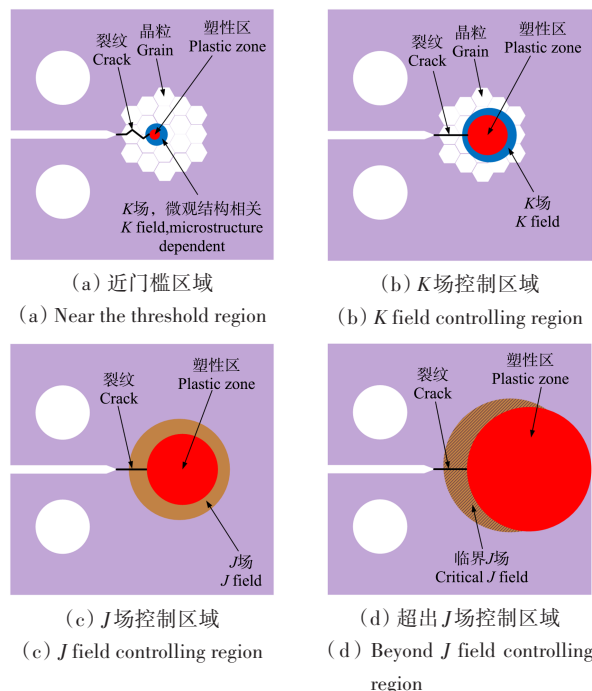


图1 裂尖不同程度变形下的CT试样示意图

Fig. 1 Diagram of the computed tomography (CT) specimen at different crack tip deformation levels

2 线弹性断裂参量 K 与疲劳裂纹扩展

本文选取的材料为工业纯钛TA2,采用4种不同疲劳加载条件,分别记为A、B、C、D。其中,A表示低

载荷比和低载荷幅加载, $R=0.1, \Delta F=2\ 882\text{ N}$; B表示低载荷比和高载荷幅加载, $R=0.1, \Delta F=4\ 803\text{ N}$; C表示高载荷比和低载荷幅加载, $R=0.8, \Delta F=1\ 441\text{ N}$; D表示高载荷比和高载荷幅加载, $R=0.8, \Delta F=2\ 400\text{ N}$ 。根据之前的研究发现, 4种不同疲劳加载下, 裂纹尖端的初始变形将经历从线性弹性断裂到试样的整个剩余韧带区的广泛塑性变形。这些不同的初始变形状态将对随后的疲劳裂纹扩展行为产生显著的影响^{[11]1-13}。

图2绘制了4种载荷下疲劳裂纹扩展速率^{[11]1-13}。由图2可见, 在同样的载荷比、 ΔK 下, 载荷幅的提高会降低疲劳裂纹扩展速率。尤其是高载荷比、高 ΔK 下差距更加明显。同样的 ΔK 下, 高载荷比加载下的裂纹扩展速率比低载荷比条件下的高出很多。这些差异可以说明随着载荷比和载荷幅的提高, 裂尖塑性变形对疲劳裂纹扩展作用不可忽略, ΔK 表征疲劳裂纹扩展就逐渐失去了其合理性和有效性。对于恒定载荷幅的试验, 一些材料会表现出与载荷比相关的特点, 也就是说, 当载荷幅与裂纹长度都恒定时, 高载荷比会提高裂纹扩展速率^[15-17]。

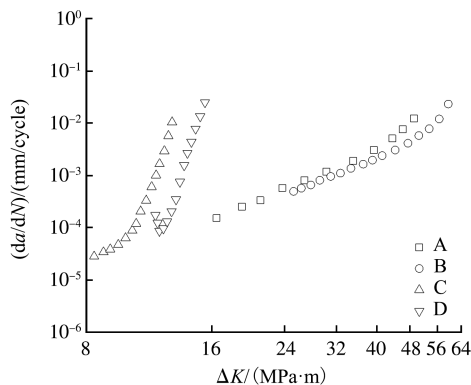


图2 不同加载条件下工业纯钛疲劳裂纹扩展速率 da/dN 与 ΔK

Fig. 2 Crack growth rate da/dN and ΔK for commercial pure titanium under different loading conditions

如果试样的加载条件满足裂尖线弹性力学行为基本条件^[18], 需要满足式(3)的前提条件:

$$W-a \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K_{\max}}{R_e} \right)^2 \quad (3)$$

式中, R_e 为材料屈服强度。图3表示不同疲劳载荷下, $(W-a)$ 以及 $(4/\pi)(K_{\max}/R_e)^2$ 随裂纹扩展的演变过程。其中, α 表示归一化的裂纹长度, 可以表示为

$$\alpha = (a - a_0)/(a_f - a_0) \quad (4)$$

式中, a 为任意时刻的裂纹长度; a_0 为预制裂纹结束后的初始裂纹长度; a_f 为临界裂纹长度。根据图3中的结果可以总结发现, 某些情况下疲劳裂纹扩展不符合线弹性断裂行为。特别是在高载荷比和高载荷幅下, 裂纹的扩展行为完全不满足线弹性断裂条件。即使在低载荷比和低载荷幅下, 裂纹扩展到一定程度, 裂

纹扩展行为也不符合线弹性断裂条件。可以预见, 本文的试验载荷下, 疲劳裂纹扩展行为并不能够运用经典的线弹性断裂理论进行描述。之前的研究中结合有限元与断口形貌的分析结果也同样得出了类似的判断^{[11]1-13}。

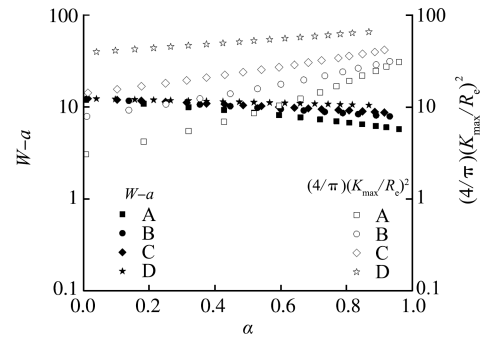


图3 不同疲劳载荷下, $W-a$ 以及 $(4/\pi)(K_{\max}/R_e)^2$ 随裂纹扩展的演变过程

Fig. 3 Evolution of $W-a$ and $(4/\pi)(K_{\max}/R_e)^2$ with crack growth under different loading conditions

3 J积分与疲劳裂纹扩展

采用标准的CT试样, 通过载荷位移曲线可以计算出 J 积分, 表达形式如下:

$$J = J_e + J_p \quad (5)$$

式中, J_e 、 J_p 分别为 J 的弹性部分与塑性部分。 J_e 可以由 K 计算得到。

CT试样在加载过程中, 裂尖主要受到弯曲载荷的作用, 但是并不是纯弯曲, 还受到拉伸作用。根据文献^[19]中的理论推导:

$$J_p = \frac{2}{W-a} \frac{(1+\eta)}{(1+\eta^2)} \int_0^{s_p} \left(\frac{F}{B} \right) ds_p + \frac{2}{W-a} \eta \frac{(1-2\eta-\eta^2)}{(1+\eta^2)^2} \int_0^{\frac{F}{B}} s_p d\left(\frac{F}{B} \right) \quad (6)$$

$$\eta = \left[\left(\frac{2a}{W-a} \right) + 2 \left(\frac{2a}{W-a} \right) + 2 \right]^{1/2} - \left[\left(\frac{2a}{W-a} \right) + 1 \right] \quad (7)$$

从材料试验标准中能够发现 J 的表达式:

$$J_p = \frac{\eta_p U_p}{B(W-a)} \quad (8)$$

$$\eta_p = 2 + 0.522(1 - a/W) \quad (9)$$

当 $\eta=0$ 时, 试样受到纯弯曲的作用, 式(6)退化为

$$J_p = \frac{2}{W-a} \int_0^{s_p} \left(\frac{F}{B} \right) ds_p \quad (10)$$

CT试样退化为三点弯的试样形式, 此时, $\eta_p=2$ 。

采用非线性断裂力学参量 J 积分范围 ΔJ , 可以表示弹塑性材料的疲劳裂纹扩展特性, 该参量是在循环加载-卸载过程中得到的 J 积分。DOWLING N E等^[20]

进行了试验研究,提出了一种利用在循环卸载过程中所获得的加载点位移的迟滞回线的简单估算方法。采用标准 CT 试样的简单评价方法计算 ΔJ 积分,表达式为

$$\Delta J = \Delta J_e + \Delta J_p \quad (11)$$

式中, ΔJ_e 、 ΔJ_p 分别为 ΔJ 的弹性部分与塑性部分。 ΔJ_e 可以由 ΔK 计算得到。 ΔJ_p 的值可以根据式(13)由图4中阴影部分面积 A_p 所确定的塑性功获得^[21]。

$$\Delta J_e = \frac{(1-s^2)}{E} \Delta K^2 \quad (12)$$

$$\Delta J_p = \frac{2 + 0.522(W-a)}{W-a} \frac{A_p}{BW} \quad (13)$$

图5表示疲劳裂纹扩展速率与 ΔJ 的关联曲线。由图5可以看出,在所有加载条件下 ΔJ 与 ΔK 表征的裂纹扩展数据呈现出相似的规律。

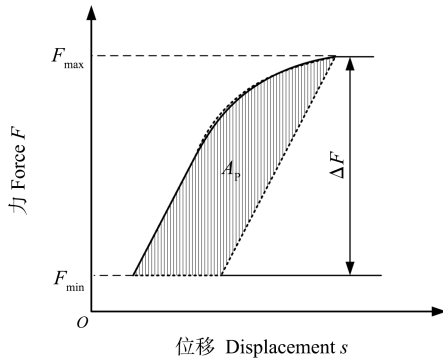


图4 A_p 以及对应的塑性功

Fig. 4 A_p and the corresponding plastic work

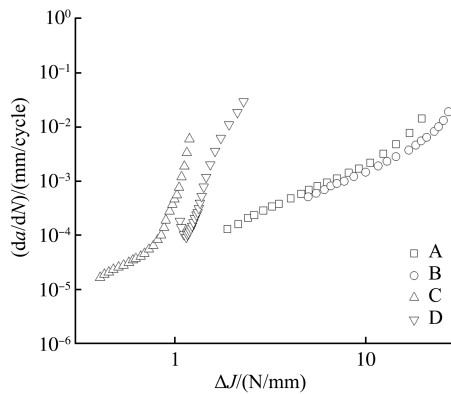


图5 不同加载条件下工业纯钛疲劳裂纹扩展速率 da/dN 与 ΔJ

Fig. 5 Fatigue crack growth rate da/dN and ΔJ for commercial pure titanium under different loading conditions

由于疲劳裂纹扩展过程中裂纹扩展阻力会不断增大,累积的 J 积分也会随之增加。使用 ΔJ_{ac} 定义循环 J 积分的积累, ΔJ_{ac} 反映了疲劳裂纹扩展的阻力。 ΔJ_{ac} 的值可以通过标准中计算的 J_R 阻力曲线的方法来获得^[22]:

$$\Delta J_{ac}(i) = \frac{\Delta K^2(i)}{E} (1-s^2) + \Delta J_{pac}(i) \quad (14)$$

$$\Delta J_{pac}(i) = [\Delta J_{pac}(i-1) + \frac{\eta_p(i-1)}{W-a(i-1)} \frac{A_p(i) - A_p(i-1)}{B_N}] [1 - \gamma(i-1) \left(\frac{a(i) - a(i-1)}{W-a(i-1)} \right)] \quad (15)$$

$$\eta_p(i-1) = 2.0 + 0.522 \frac{W-a(i-1)}{W} \quad (16)$$

$$\gamma(i-1) = 1.0 + 0.76 \frac{W-a(i-1)}{W} \quad (17)$$

在式(15)中, $A_p(i) \sim A_p(i-1)$ 表示在给定的力-位移曲线下,第 $i-1$ 个循环与第 i 个循环的塑性面积的增量,如图6所示。

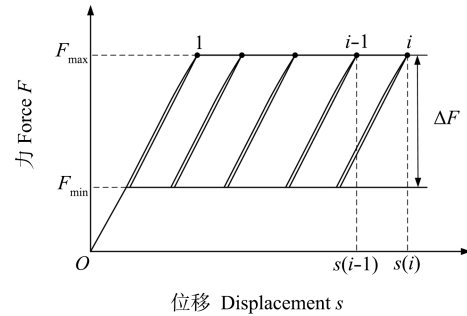


图6 参数 ΔJ_{ac} 的定义

Fig. 6 Definition of the parameter ΔJ_{ac}

$$A_p(i) - A_p(i-1) = \Delta F [s(i) - s(i-1)] \quad (18)$$

图7显示了疲劳裂纹扩展速率与参量 ΔJ_{ac} 的关联。在同样 ΔJ_{ac} 下,裂纹扩展的大部分阶段,高载荷比下疲劳裂纹扩展速率比低载荷比要低得多。由此可以推测,在相同的 ΔJ_{ac} 下,高载荷比裂纹扩展阻力更大,这也反映了高、低载荷比在裂纹扩展初期扩展机制的不同。在高载荷比下需要更高的 ΔJ_{ac} ,才能确保与低载荷比下的疲劳裂纹扩展速率相当。裂纹扩展阻力在提高的过程中,疲劳裂纹扩展速率也在不断提高,特别是在高载荷比低载荷幅下。在疲劳裂纹扩展后期的高 ΔJ_{ac} 阶段,裂纹扩展到快速扩展阶段,两者差距在缩小,甚至最终会发生反转,这说明高、低载荷比

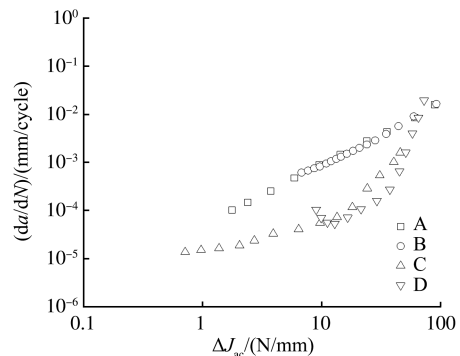


图7 不同加载条件下工业纯钛疲劳裂纹扩展速率 da/dN 与 ΔJ_{ac}

Fig. 7 Fatigue crack growth rate da/dN and ΔJ_{ac} for commercial pure titanium under different loading conditions

在裂纹扩展后期扩展机制是相同的。这是因为在疲劳裂纹扩展的后期, 裂纹尖端的塑性区很大, 不同加载条件下的裂纹扩展会产生很高的阻力, 所以差异是无法区分的。

当裂纹尖端周围发生大范围的塑性变形时, 每次加载-卸载过程完成时, 会发生不可忽视的塑性变形能量积累, 从而产生不可忽视的塑性 J 积分积累。定义 $\Delta J'_{ac}$ 为

$$\Delta J'_{ac} = \Delta J_{ac}(i) - \Delta J_{ac}(i-1) \quad (19)$$

式中, $\Delta J'_{ac}$ 为 ΔJ_{ac} 的变化率; $\Delta J_{ac}(i)$ 为 ΔJ_{ac} 在第 i 个循环的累积值; $\Delta J_{ac}(i-1)$ 为 ΔJ_{ac} 在第 $(i-1)$ 个循环的累积值。

图 8 显示了疲劳裂纹扩展速率与参量 $\Delta J'_{ac}$ 的关联。在大多数的疲劳裂纹扩展阶段, 高载荷比下的疲劳裂纹扩展速率比低载荷比下的要低得多。这说明了在相同的 $\Delta J'_{ac}$ 下, 高载荷比具有更大的裂纹扩展阻力。在高载荷比下, 需要较高的 $\Delta J'_{ac}$, 以确保疲劳裂纹扩展速率与低载荷比相当。然而, 在疲劳裂纹扩展的最后阶段, 疲劳裂纹扩展速率在不同的加载条件下相当。在同样的载荷比下, 疲劳裂纹扩展速率可与 $\Delta J'_{ac}$ 很好的相关联, 相比较于 ΔJ_{ac} , $\Delta J'_{ac}$ 具备更好的关联性。

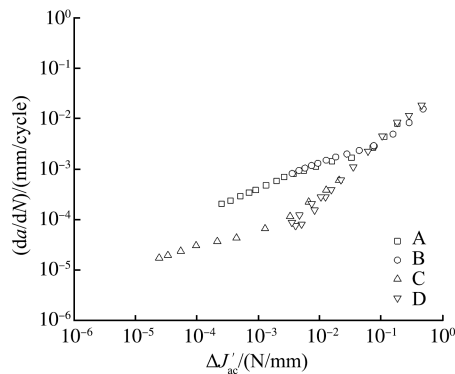


图 8 不同加载条件下工业纯钛疲劳裂纹扩展速率 da/dN 与 $\Delta J'_{ac}$

Fig. 8 Fatigue crack growth rate da/dN and $\Delta J'_{ac}$ for commercial pure titanium under different loading conditions

4 疲劳裂纹扩展速率模型

根据图 8 所反映出来的疲劳裂纹扩展速率特点, 发现在疲劳裂纹扩展前期图线趋势符合 Paris 幂律特点, 在扩展后期也符合 Paris 幂律特点。据此提出式 (20) 所示的表达形式:

$$da/dN = (da/dN)_1 + (da/dN)_2 - c(da/dN)_1^b (da/dN)_2^{1-b} \quad (20)$$

其中, 式 (20) 右边第 1 项可以表示为

$$(da/dN)_1 = C_1 (\Delta J'_{ac})^{m_1} \quad (21)$$

在疲劳裂纹扩展前期可以用式 (21) 表示疲劳裂

纹扩展速率。式 (20) 右边第 2 项可以表示为

$$(da/dN)_2 = C_2 (\Delta J'_{ac})^{m_2} \quad (22)$$

在疲劳裂纹扩展后期可以用式 (22) 表示疲劳裂纹扩展速率。考虑到式 (21)、式 (22) 在裂纹扩展中间比较长的裂纹扩展阶段存在一些相互干涉影响, 于是再加上式 (20) 右边第 3 项。具体的拟合参数如表 1 所示。其中, 载荷比 $R=0.1$ 时, $C_1=0.0089$, $m_1=0.4407$, $c=0.8117$, $b=0.414$; 载荷比 $R=0.8$ 时, $C_1=0.0003$, $m_1=0.2531$, $c=0.317$, $b=0.785$ 。在任何载荷比下, $C_2=0.0402$, $m_2=1.0682$ 。拟合曲线如图 9 所示。由图 9 可以看出, 拟合的结果与实验数据能够很好地吻合。

表 1 不同加载条件下拟合参数总结

Tab. 1 Summary of fitting parameters under different loading conditions

加载条件 Loading condition	载荷比 Load ratio	C_1	m_1	C_2	m_2	c	b
A, B	0.1	0.0089	0.4407	0.0402	1.0682	0.8117	0.414
C, D	0.8	0.0003	0.2531	0.0402	1.0682	0.3170	0.785

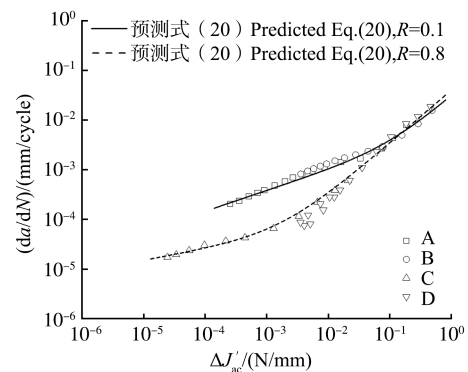


图 9 不同加载条件下工业纯钛疲劳裂纹扩展速率 da/dN 与 $\Delta J'_{ac}$ 拟合曲线

Fig. 9 Fitting curves of fatigue crack growth rate da/dN and $\Delta J'_{ac}$ for commercial pure titanium under different loading conditions

从拟合的几个参数可以看出, 在裂纹扩展前期, 由于高、低载荷比裂纹扩展阻力相差很大, C_1 和 m_1 数值相差也很大, 这很好地反映了疲劳裂纹扩展机制不同所造成的模型参数的区别。在裂纹扩展后期, 裂尖都是大范围塑性变形, 高、低载荷比裂纹扩展阻力相差较小, C_2 和 m_2 数值相同, 这也反映了裂纹扩展机制相同所体现出来的模型参数的一致性。

5 结论

本文考虑裂尖不同的塑性变形状态, 研究裂尖不同程度的塑性变形条件下的断裂参表征, 最后对疲劳裂纹扩展速率预测提供合适的预测模型。主要研究结论如下:

1) 随着载荷比和载荷幅的提高, ΔK 表征疲劳裂纹扩展就逐渐失去了其合理性和有效性。

2) 在同样的 ΔJ_{ac} 或 $\Delta J'_{ac}$ 下, 裂纹扩展的大部分阶段, 高载荷比下疲劳裂纹扩展速率比低载荷比要低得多, 高载荷比裂纹扩展阻力更大。裂纹扩展阻力在提高的过程中, 疲劳裂纹扩展速率也在不断提高。在疲劳裂纹扩展后期, 高、低载荷比差距在缩小, 甚至最终会发生反转。

3) 在所有讨论的断裂参量中, $\Delta J'_{ac}$ 是适合工业纯钛疲劳裂纹扩展的断裂参量, 本文提出的疲劳裂纹扩展速率模型可用于工业纯钛含裂纹结构的疲劳裂纹扩展速率预测。

参考文献(References)

- [1] PARIS P, ERDOGAN F. A critical analysis of crack propagation laws[J]. Journal of Basic Engineering, 1963, 85(4): 528-534.
- [2] CIAVARELLA M, PAGGI M, CARPINTERI A. One, no one, and one hundred thousand crack propagation laws: a generalized Barenblatt and Botvina dimensional analysis approach to fatigue crack growth[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2008, 56(12): 3416-3432.
- [3] VORMWALD M. Effect of cyclic plastic strain on fatigue crack growth[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 82: 80-88.
- [4] LINO Y. Local fatigue damage accumulation around notch attending crack initiation [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26(6): 1419-1430.
- [5] JAMES M N, CHRISTOPHER C J, LU Y W, et al. Local crack plasticity and its influences on the global elastic stress field [J]. International Journal of Fatigue, 2013, 46: 4-15.
- [6] RICE J R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks[J]. Journal of Applied Mechanics, 1968, 35(2): 379-386.
- [7] CHEREPANOV G P. On crack propagation in solids [J]. International Journal of Solids and Structures, 1969, 5(8): 863-371.
- [8] HUTCHINSON J W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1968, 16(1): 13-31.
- [9] RICE J R, ROSENGREN G F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1968, 16: 1-12.
- [10] 陈学东, 杨铁成, 蒋家玲, 等. 压力容器高应变区应变疲劳裂纹扩展试验研究 [J]. 实验力学, 2003, 18(4): 520-528.
- CHEN XueDong, YANG TieCheng, JIANG JiaLing, et al. An experimental research on the strain fatigue crack propagation in high-strain region of pressure vessels [J]. Journal of Experimental Mechanics, 2003, 18(4): 520-528 (In Chinese).
- [11] LI J, SU C Y, LU L, et al. Investigation on fatigue crack growth behavior for commercial pure titanium at different crack tip plastic deformed levels [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2019, 100: 1-13.
- [12] GARCÍA A M, SEHITOGLU H. Contact of crack surfaces during fatigue: part 1. formulation of the model [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, 28(11): 2263-2275.
- [13] KAMP N, PARRY M R, SINGH K D, et al. Analytical and finite element modelling of roughness induced crack closure [J]. Acta Materialia, 2004, 52(2): 343-353.
- [14] GALL K, SEHITOGLU H, KADIOGLU Y. FEM study of fatigue crack closure under double slip [J]. Acta Materialia, 1996, 44(10): 3955-3965.
- [15] ZHAN W G, LU N L, ZHANG C Z. A new approximate model for the R -ratio effect on fatigue crack growth rate [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2014, 119: 85-96.
- [16] KALNAUS S, FAN F F, VASUDEVAN A K, et al. An experimental investigation on fatigue crack growth of AL6XN stainless steel [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75(8): 2002-2019.
- [17] ZHANG J X, JIANG Y Y. An experimental study of inhomogeneous cyclic plastic deformation of 1045 steel under multiaxial cyclic loading [J]. International Journal of Plasticity, 2005, 21(11): 2174-2190.
- [18] American Society for Testing and Materials. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates: ASTM E647-15 [S]. America: American Society for Testing and Materials, 2015: 1-50.
- [19] MERKLE J G, CORTEN H T. A J integral analysis for the compact specimen, considering axial force as well as bending effects [J]. Journal of Pressure Vessel Technology, 1974, 96(4): 286-292.
- [20] DOWLING N E, BEGLEY J A. Fatigue crack growth during gross plasticity and the J -integral Mechanics of Crack Growth [A]//West Conshohocken: ASTM International, 1976: 82-105.
- [21] MUHAMAD AZMI M S, FUJII T, TOHGO K, et al. On the ΔJ -integral to characterize elastic-plastic fatigue crack growth [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2017, 176: 300-307.
- [22] American Society for Testing and Materials. Standard test method for measurement of fracture toughness: ASTM E1820-13 [S]. America: American Society for Testing and Materials, 2013: 1-54.