

镍基高温合金 GH4169 小裂纹早期扩展的 原位疲劳试验

张 丽^{1,2}, 黄新跃^{1,2}, 吴学仁^{1,2}, 于慧臣^{1,2}, 张 敏³, 李宏良³

(1. 中国航空工业集团公司 北京航空材料研究院

航空材料检测与评价北京市重点实验室, 北京 100095;

2. 中国航空工业集团公司 北京航空材料研究院

先进高温结构材料国防科技重点实验室, 北京 100095;

3. 北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘 要: 通过原位扫描电子显微镜(SEM)疲劳试验,研究了直接时效 GH4169 高温合金在室温下的疲劳小裂纹萌生和早期扩展过程.结果表明:在应力比 $R=0.1$ 的拉-拉疲劳载荷作用下,疲劳小裂纹的萌生寿命仅为全寿命的 20%左右.疲劳小裂纹起源于表面夹杂,以半椭圆表面裂纹形状扩展,扩展后期穿透试样一侧形成角裂纹,角裂纹迅速扩展导致试样断裂.疲劳小裂纹的早期扩展易受局部微观结构的影响,扩展速率分散性较大.

关 键 词: 镍基高温合金; GH4169; 原位疲劳试验; 疲劳小裂纹; 裂纹扩展速率

中图分类号: V216.3

文献标志码: A

In-situ experiment on early growth of small fatigue crack of nickel-based superalloy GH4169

ZHANG Li^{1,2}, HUANG Xin-yue^{1,2}, WU Xue-ren^{1,2},

YU Hui-chen^{1,2}, ZHANG Min³, LI Hong-liang³

(1. Beijing Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation,

Beijing Institute of Aeronautical Materials,

Aviation Industry Corporation of China, Beijing 100095, China;

2. National Key Laboratory of Science and

Technology on Advanced High Temperature Structure Materials,

Beijing Institute of Aeronautical Materials,

Aviation Industry Corporation of China, Beijing 100095, China;

3. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: Small fatigue crack initiation and propagation behaviors at room temperature of a directly aged nickel-based superalloy GH4169 were studied by in-situ scanning electron microscope (SEM) fatigue test. The results showed that under tension-tension fatigue loading with $R=0.1$, small fatigue the crack initiation period was only about 20% of the total fatigue life. Small fatigue cracks initiated at surface inclusions and grew as semi-elliptical surface cracks. The surface crack broke through one side of the specimen and subsequently became a corner crack with fast growth rates, leading to the final fracture. The early growth of

small fatigue cracks was strongly affected by the local microstructure of materials, and the scattering of small fatigue crack growth rate was large.

Key words: nickel-based superalloy; GH4169; in-situ fatigue test; small fatigue crack; crack growth rate

涡轮盘是航空发动机断裂关键件. 美国空军航空发动机结构完整性大纲(ENSIP) MIL-STD-1783 规定航空发动机断裂关键件要按损伤容限设计^[1-2]. 由于“小裂纹效应”的存在, 当直接将长裂纹数据用于短裂纹时可能会得到非保守的疲劳寿命计算结果. 所谓“小裂纹效应”, 是指在相同的名义应力强度因子范围 ΔK 的作用下, 小裂纹的扩展速率高于长裂纹, 并且在低于长裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 的情况下小裂纹仍能扩展^[3-5]. 在构件因承受疲劳载荷而发生的失效问题中, 大部分材料尤其是含夹杂、孔洞等缺陷的材料的绝大部分寿命消耗在裂纹扩展阶段, 即小裂纹扩展阶段^[6-7]. 因此, 疲劳小裂纹问题引起了疲劳研究工作者的广泛关注. 传统的疲劳小裂纹试验是在通用的疲劳试验机上进行的, 主要通过塑料复型法或长焦光学显微镜对疲劳小裂纹进行观测, 这些方法不但颇为费时, 而且需要试验人员高度细致, 才能实现小裂纹长度的高精度测量. 随着近年来微观分析方法的进步, 微观试验观测设备有了很大发展. 原位疲劳试验技术的发展为在线观察疲劳裂纹萌生及扩展过程提供了手段. 本文采用原位扫描电子显微镜(SEM)观察的方法对 GH4169 合金疲劳小裂纹室温下的早期扩展过程进行了试验研究, 分析了疲劳小裂纹扩展的一些特点.

1 试验方法

1.1 材料与试样

试验所用材料为镍基高温合金 GH4169, 其主要化学成分见表 1. 其热处理工艺为: 720 °C 保温 8 h; 以 50 °C/h 的速率, 随炉冷却至 620 °C, 保温 8 h; 空冷. 材料在室温下的基本力学性能参数: 屈服强度 $\sigma_{0.2} = 1390$ MPa, 抗拉强度 $\sigma_b = 1530$ MPa^[8].

原位疲劳试验所用试样与文献[9]中所用试样相同, 形状和尺寸如图 1 所示. 试样缺口为浅的弧形缺口, 试样的厚度比宽度大, 形成了实际的侧面. 机械加工完成的试样表面有大量划痕, 为了除掉表面加工痕迹, 得到更好的观察效果, 对试样表面进行低应力抛光, 抛光剂颗粒粒径最细到 1 μm , 抛光后的试样表面达到了原位疲劳试验观察

要求的表面粗糙度.

表 1 镍基高温合金 GH4169 主要化学成分
Table 1 Main chemical composition of nickel-based superalloy GH4169

元素	C	Cr	Mo	Nb	Co
质量分数/%	0.024	17.55	2.93	5.36	0.14
元素	Ni	Fe	P	Al	Ti
质量分数/%	54.37	17.55	0.01	0.52	1.01

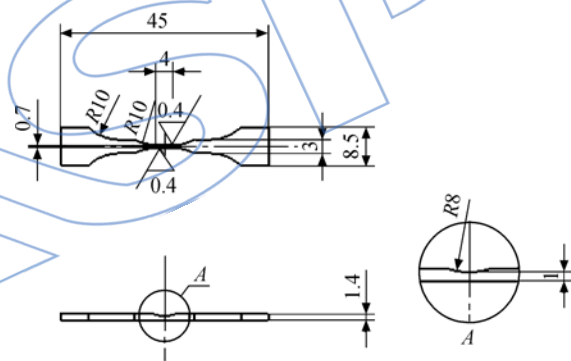


图 1 原位 SEM 疲劳试验用试样的形状及尺寸
(单位: mm)

Fig. 1 Specimen geometry and dimensions for in-situ SEM fatigue test (unit: mm)

镍基高温合金 GH4169 的微观组织结构如图 2 所示, 平均晶粒直径为 12 μm , 个别晶粒直径达到 50 μm 左右. 从图中可见存在两种不同形状的夹杂: 颜色较深的为 Ti(C, N), 直径在 10~15 μm ; 颜色较浅的为 Nb(C, N), 形状、大小各异.

1.2 试验条件与装置

试验采用原位 SEM 疲劳试验机进行, 试验条件为室温、真空, 在 SEM 的观察腔内进行. 疲劳试验采用应力控制, 轴向拉伸, $\sigma_{\max} = 1015$ MPa = 0.73 $\sigma_{0.2}$, 应力比 $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0.1$. 加载波形为正弦波, 试验频率为 10 Hz. 为了得到良好的扫描拍照效果, 在观察疲劳小裂纹期间试验频率调整为 0.01 Hz. 在室温干燥的环境下, 载荷频率对疲劳

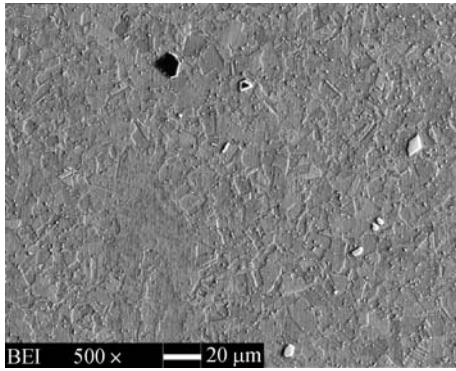


图2 GH4169 镍基高温合金的微观组织结构

Fig. 2 Microstructure of nickel-based superalloy GH4169

过程的影响可以忽略^[10]. 疲劳试验后,采用 Photoshop 软件测量 SEM 照片中的裂纹尺寸,裂纹长度 $2a$ 沿试样缺口根部按裂纹在水平面内的投影测量的. 对试样断口表面,用 CamScan 3100 SEM 进行观察.

1.3 数据处理方法

裂纹扩展速率是根据割线法^[1,4]计算得到的,即

$$\frac{da}{dN} = \frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (1)$$

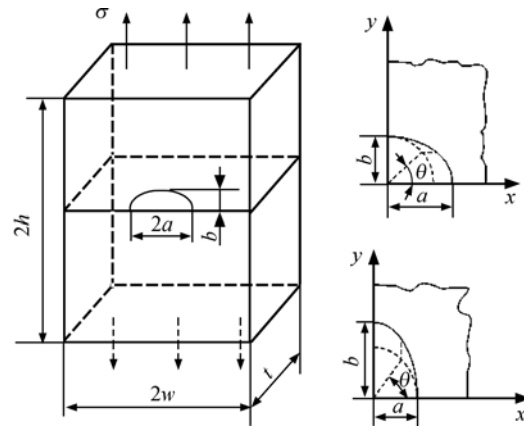
式中 a_i 是在循环数为 N_i 时的裂纹长度. 相应的应力强度因子范围 ΔK 是用平均裂纹长度计算的,即 $a = (a_i + a_{i+1})/2$.

半椭圆表面裂纹前缘各点的应力强度因子按下式计算^[11]:

$$K_I = \sigma \sqrt{\frac{\pi b}{E(k)}} \cdot F_1 \left[\frac{b}{a}, \frac{b}{t}, \frac{a}{w}, \theta \right] \quad (2)$$

$$F_1 = \left[M_1 + M_2 \left(\frac{b}{t} \right)^2 + M_3 \left(\frac{b}{t} \right)^4 \right] g f_{\theta} f_w \quad (3)$$

式中 t 为板厚; σ 为远距均匀拉伸应力; $E(k)$ 为第二类完全椭圆积分; $M_1, M_2, M_3, g, f_{\theta}, f_w$ 为 a, b, t, w, θ (参量角) 的函数; 其定义见图 3.

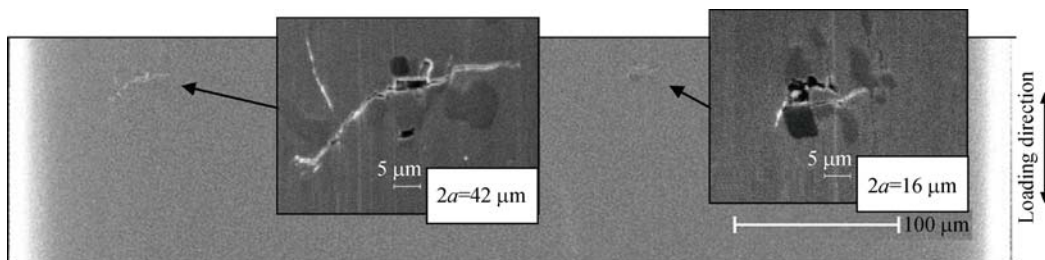
图3 半椭圆表面裂纹试样及参量角 θ 定义Fig. 3 Semi-elliptical surface crack of the specimen and the definition of the parametric angle θ

2 试验结果与分析

2.1 疲劳小裂纹的早期扩展行为

在疲劳载荷作用下,疲劳小裂纹倾向于在金属材料的夹杂粒子或空洞处、强烈的滑移区、弱的界面和晶粒等处萌生^[4]. 图 4、图 5 给出了试样的疲劳小裂纹早期扩展过程. 当循环周次 $N = 40537$ ($N/N_f = 21.7\%$) 时,首次观察到两条疲劳小裂纹,这两条疲劳小裂纹均起源于 Ti(C,N) 夹杂的边界处,其尺寸分别为 $2a = 42 \mu\text{m}$ 和 $2a = 16 \mu\text{m}$. 裂纹起始寿命通常定义为首次达到可检裂纹的循环时间或循环周次^[12]. 因此,在本试验中观察到的试样裂纹起始寿命仅为全寿命的 20% 左右.

图 5 给出了疲劳小裂纹的早期扩展过程. 由图可见:疲劳小裂纹的早期扩展,受到微观结构特征的显著影响,裂纹扩展途径多次出现转折,见图 5(a)~图 5(d). 循环周次 $N = 179506$ ($N/N_f = 96\%$) 时,裂纹扩展到试样的左侧边缘,见图 5(e). 循环周次到 $N = 184995$ ($N/N_f = 99\%$) 时,裂纹完全张开,裂纹扩展基本保持平直,裂纹长度达到 $313.5 \mu\text{m}$,为如图 5(f) 所示. 此时,右侧裂纹

图4 疲劳小裂纹起源于夹杂边界 ($N = 40537, N/N_f = 21.7\%$)Fig. 4 Small fatigue cracks initiated at the inclusions ($N = 40537, N/N_f = 21.7\%$)

扩展长度仅为 $26\mu\text{m}$, 且两条裂纹未合并. 随后经过 1448 次循环, 试样断裂.

2.2 疲劳小裂纹试样断口形貌分析

试样的断口形貌如图 6 所示, 疲劳的 3 个区: 疲劳源区(A)、裂纹扩展区(B)和瞬断区(C)清晰可辨. 由图可见, 疲劳小裂纹在早期扩展过程中始终未穿透试样厚度. 疲劳小裂纹从疲劳源区扩展, 形成三维半椭圆表面裂纹. 在疲劳后期穿透一侧, 形成一个大的角裂纹, 角裂纹迅速扩展, 并导致试样断裂, 见图 7. A, B, C 各区的细节如图 8 所示, 从图 8(a)可见: 疲劳裂纹源为表面夹杂, 且仅有一个裂纹源, 因此图 4 中观察到的右侧疲劳小裂纹在整个裂纹扩展过程中都始终未与左侧疲劳小

裂纹合并, 导致试样断裂的裂纹仅为图 4 中的左侧疲劳小裂纹. 从图 8(a)还可看到: 在疲劳扩展区, 有两个深色夹杂被撕开, 夹杂内部及夹杂边界处均有未扩展的疲劳小裂纹, 再次说明夹杂本身及夹杂边界易开裂形成微裂纹. 该夹杂虽然开裂形成微裂纹, 但并没有扩展, 说明表面和近表面的夹杂比内部夹杂更易成为造成断裂的裂纹源. 图 8(b)给出裂纹扩展区的部分形貌, 可见细小的疲劳条带. 瞬断区可见韧窝断裂, 如图 8(c)所示.

2.3 疲劳小裂纹扩展速率

试验观察到的早期疲劳小裂纹为表面裂纹, 根据图 3 的定义, $2a$ 为试样表面两个疲劳小裂纹尖端之间的长度. 图 9 给出了采用割线法计算得

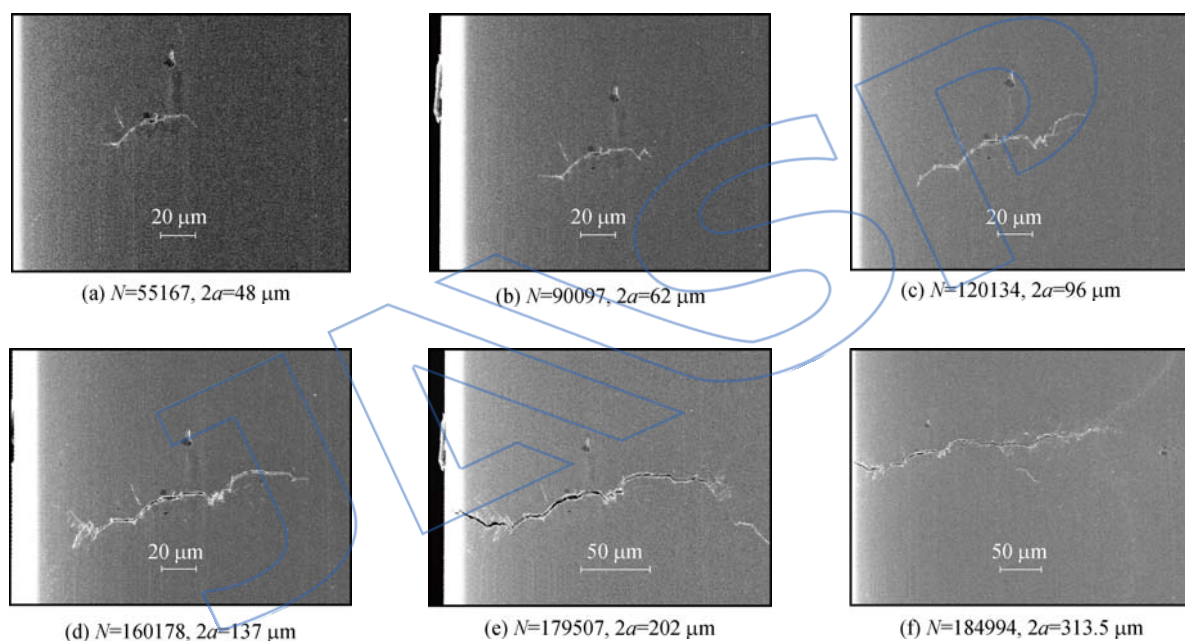


图 5 疲劳小裂纹早期扩展过程

Fig. 5 Early growth process of small fatigue crack

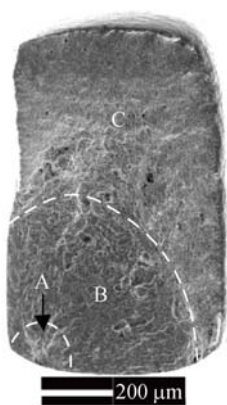


图 6 试样断口形貌

Fig. 6 Fractograph of specimen

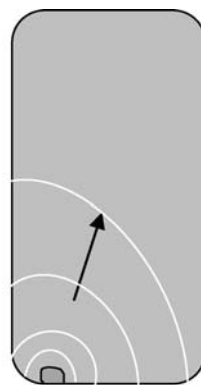


图 7 疲劳小裂纹扩展图示说明

Fig. 7 Illustration for small fatigue crack propagation

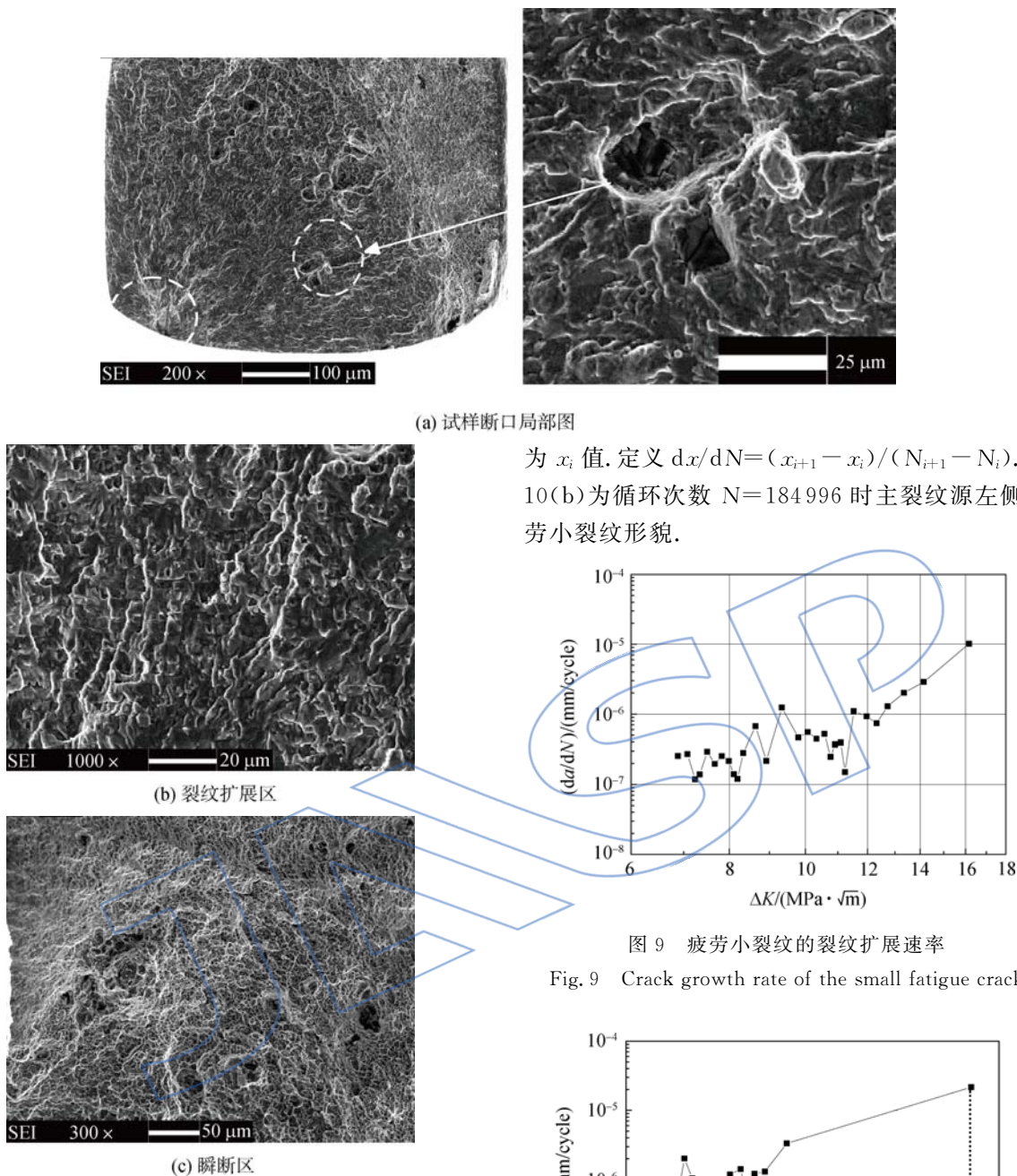


图 9 疲劳小裂纹的裂纹扩展速率

Fig. 9 Crack growth rate of the small fatigue crack

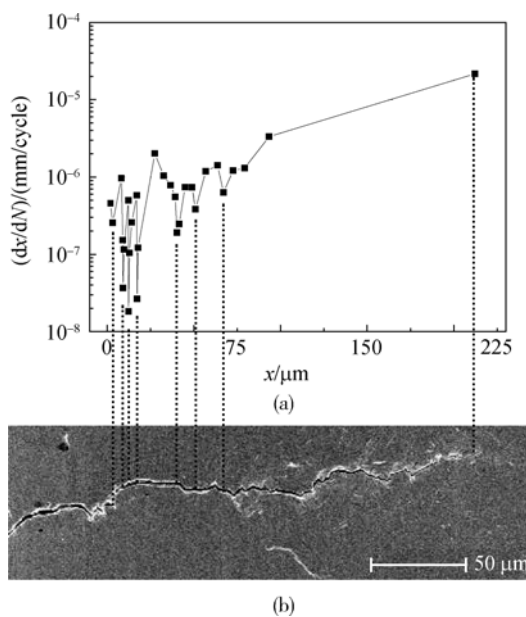


图 10 裂纹扩展速率点与相应的裂纹尖端位置

Fig. 10 Crack growth rate points and corresponding crack tip locations

图 8 各区典型特征图

Fig. 8 Typical characteristics of different zones

到的疲劳小裂纹扩展速率,应力强度因子范围根据式(2)计算得到.从图中曲线可以看出疲劳小裂纹扩展速率数据分散性较大.

疲劳小裂纹的扩展对局部微观结构(如碳化物、晶界、晶粒取向等)非常敏感^[13-14].为了更好地表征微观结构特征对疲劳小裂纹早期扩展速率的影响,将右侧疲劳小裂纹尖端点的扩展速率 dx/dN ,与疲劳小裂纹尖端位置 x 相关联,得到如图 10(a)所示曲线,图中 x 定义为:首次观察到的疲劳小裂纹右尖端点为 0 点,不同循环次数 N_i 对应的疲劳小裂纹右尖端点为终点,两者之间距离

由图10可见:裂纹扩展过程中,裂纹尖端可能遇到晶界,或取向不同的晶粒等微观结构特征,使得裂纹扩展路径发生改变,从而裂纹扩展速率降低^[15].裂纹长度较小时,受微观结构影响更为严重,裂纹扩展速率较低,且变化较大.随着裂纹长度的增加,这种微观结构的影响逐渐降低,裂纹扩展速率趋于稳定,尤其到裂纹扩展后期,疲劳小裂纹足够长且完全张开,裂纹扩展迅速,裂纹扩展速率明显上升.微观结构特征对疲劳小裂纹扩展速率的影响还有待进一步研究.

3 结 论

采用原位 SEM 疲劳试验技术,捕捉到了裂纹尺寸较小时的裂纹扩展行为,实现了对镍基高温合金 GH4169 疲劳小裂纹早期裂纹扩展过程的研究,为损伤容限设计打下基础.通过分析镍基高温合金 GH4169 原位试样的疲劳小裂纹早期扩展过程、断口形貌,以及裂纹扩展速率,得到如下结论:

- 1) 疲劳小裂纹起源于试样的表面夹杂,其起始寿命仅为全寿命的 20% 左右.
- 2) 该疲劳小裂纹从疲劳源区扩展,形成三维半椭圆表面裂纹.在疲劳扩展后期穿透一侧,形成一个大的角裂纹,角裂纹迅速扩展,使试样断裂.
- 3) 疲劳小裂纹扩展易受微观结构的影响,造成疲劳小裂纹扩展速率数据分散性较大.

参考文献:

- [1] Romanoski G R. The fatigue behavior of small cracks aircraft turbine disk alloys[D]. Massachusetts, US: Massachusetts Institute of Technology, 1990.
- [2] 何玉怀,于慧臣,郭伟彬,等.直接时效 GH4169 高温合金疲劳裂纹扩展性能试验[J].航空动力学报,2006,21(2):349-353.
HE Yuhuai, YU Huichen, GUO Weibin, et al. Experimental study on fatigue crack growth behavior of direct aging GH4169 superalloy[J]. Journal of Aerospace Power, 2006, 21(2):349-353. (in Chinese)
- [3] 吴学仁,刘建中.基于小裂纹理论的航空材料疲劳全寿命预测[J].航空学报,2006,27(2):219-226.
WU Xueren, LIU Jianzhong. Total fatigue life prediction for aeronautical materials by using small crack theory[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2006, 27(2):219-226. (in Chinese)
- [4] 吴学仁, Newman J C, 李成功, 等. 高强度铝合金的小裂纹效应[C]//国际科技合作课题论文集(5). 北京:航空工业出版社,1994:3.
- [5] Newman J C Jr., Annigeri B S. Fatigue-life prediction method based on small-crack theory in an engine material[J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2012, 134(3):1-8.
- [6] Polak J. Cyclic deformation, crack initiation, and low-cycle fatigue[M]//Ritchie R O, Murakami Y. Comprehensive structural integrity Cyclic loading and fracture. [S. l.]: Elsevier, 2003:1-39.
- [7] Connolly T, Reed P A S, Starink M J. Short crack initiation and growth at 600 °C in notched specimens of Inconel 718[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 340(1):139-154.
- [8] 《航空发动机设计用材料数据手册》编委会. 航空发动机设计用材料数据手册:第4册[M]. 北京:航空工业出版社,2010.
- [9] HUANG Xinyue, YU Huichen, XU Manqiong, et al. Experimental investigation on microcrack initiation process in nickel-based superalloy DAGH4169 [J]. International Journal of Fatigue, 2012, 42:153-164.
- [10] 徐灏. 疲劳强度[M]. 北京:高等教育出版社,1988.
- [11] 中国航空研究院. 应力强度因子手册[M]. 增订版. 北京:科学出版社,1993.
- [12] Zerbst U, Madia M, Hellmann D. An analytical fracture mechanics model for estimation of S-N curves of metallic alloys containing large second phase particles[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2012, 82:115-134.
- [13] MA Xianfeng, SHI Huiji. On the fatigue small crack behaviors of directionally solidified superalloy DZ by in situ SEM observations[J]. International Journal of Fatigue, 2012, 35:91-98.
- [14] Andersson H, Persson C. In-situ SEM study of fatigue crack growth behavior in IN718[J]. International Journal of Fatigue, 2004, 26(3):211-219.
- [15] Newman J C Jr., Phillips E P, Swain M H. Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory[J]. International Journal of Fatigue, 1999, 21(2):109-119.