

耐热钢 GH36 高低周复合 疲劳裂纹扩展的研究

北京航空材料研究所 牛康民 涂柏林 颜鸣皋

摘 要

在600°C下进行了耐热钢GH36高低周复合疲劳裂纹扩展试验,观察到裂纹的 da/dN 明显地分为两个区域:其一是慢速扩展区,此时裂纹扩展主要取决于低循环载荷;其二是快速扩展区取决于高频振动。两区之间存在一个明显的过渡点,约为 $\Delta K_{\text{minor}}=3.5\sim 5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 。而高频振动载荷抑制蠕变损伤。因此高温高、低周复合疲劳存在着低周-蠕变-高频振动三者的交互作用。

一、引 言

航空发动机涡轮盘和压气机盘的裂纹故障经常出现在盘的轮缘榫齿、喉道及槽底等部位,这些部位随着叶片的工作条件受高、低周复合载荷的作用^[1]。低循环载荷来源于离心力和高温热应力,高频振动由燃气动力和系统振动产生。高、低周复合疲劳在各主要工业国家都开展了研究,已经提出了一些复合疲劳的强度评估方法,但对复合疲劳裂纹扩展的报道较少,我们对此已有评述^[1,2]。有证据表明^[3],复合疲劳断裂寿命 N_f 中,起始寿命 N_i 仅占小部分,裂纹扩展是主要的。对复合疲劳裂纹扩展的报道^[4,5]还仅限于室温条件。值得指出的是Powell等人^[4]对高、低周复合疲劳裂纹扩展的研究,他们根据压气机盘材Ti-6Al-4V在常温下的试验结果提出,若次级应力的 $\Delta K_{\text{minor}} > \Delta K_{th(R)}$ 时,裂纹扩展速率将急剧增加, ΔK_{minor} 成为裂纹扩展的主要因素,反之裂纹扩展将主要由低周载荷支配。

本文研究了某发动机Ⅱ级涡轮盘常用材料GH36在高温下的高、低周复合疲劳裂纹扩展行为^[2,6]。

二、材料和实验程序

GH36棒材的化学成分和机械性能见表1和表2。热处理工艺为1140°C/80min,水冷,670°C/14h,然后温度再升到780°C/12h,空冷。加工为板状缺口裂纹试样,缺口根部用线切割,见图1。

1985年6月1日收到。

表1 化学成分Wt%

Mn	Si	Cr	Ni	Ti	V	Mo	Nb	C	S	P	Fe
8.02	0.43	12.75	8.30	0.02	1.40	1.34	0.32	0.35	0.07	0.019	基

表2 600°C下机械性能

弹性模量 EGPa	屈服极限 $\sigma_{0.2}$ MPa	强度极限 σ_b MPa	延伸率 δ %	断面收缩率 ψ %
136	522	661	16.1	45.6

试验在电液程控复合应力疲劳试验机上进行。高频感应加热, $T=600^\circ\text{C}$, 试样工作段中部 20mm 内的温度偏差小于 $\pm 7.5^\circ\text{C}^{(2)}$ 。

直流电位法监测裂纹的长度⁽⁷⁾, 模拟试验给出缺口条件下 Johnson 公式的修正表达式, 按 5 点复合 Simpson 公式计算断口上的裂纹长度。当裂纹扩展至试样净截面应力 $\sigma > 0.8\sigma_{0.2}$ 时停止试验, 静载将试样拉断, 留下终态裂纹的前缘线。由初裂纹和终裂纹长度对裂纹计算进行修正。

载荷形式见图 2, 主循环块频率 $f_1=3/\text{min}$, 峰值保持 17s, 上升、下降各 1.5s, 即

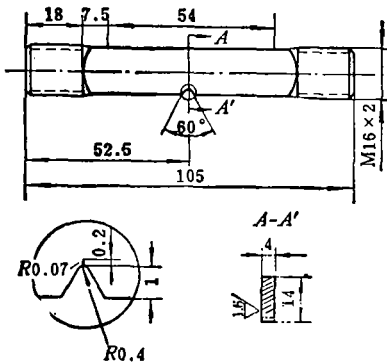


图1 板状缺口裂纹试样

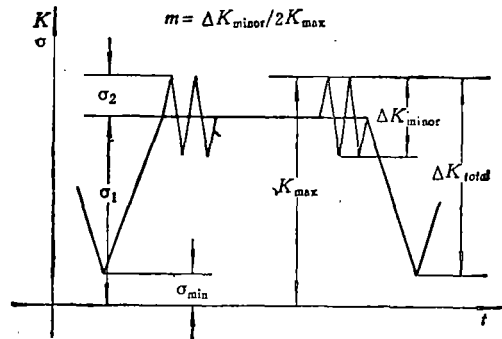


图2 高、低周复合疲劳(L-HCCF)载荷

加卸载速率与 $f=20/\text{min}$ 的恒幅三角波相同。次级高频振动频率 $f_2=30\text{Hz}$, 应力比 $R = \sigma_{\min}/(\sigma_1 + \sigma_2) = 0.1$, 定义高、低周循环块振幅比 $m = \sigma_2/(\sigma_1 + \sigma_2) = \Delta K_{\text{minor}}/(2K_{\text{max}})$ 。

三、应力强度因子计算

计算应力强度因子 K 避开缺口影响区, 按等效裂纹长度处理⁽²⁾, 即裂纹长度 l (不计缺口深度时) 大于某一条件值 l_0 后, 缺口试样按无缺口条件计算 K 值。由两方面来考虑⁽⁸⁾, 一是缺口对计算 K 值的影响 (理论的), 二是缺口塑性区对裂纹扩展行为的影响 (实验的)。

1. 理论值 l_0 按文献 [9] 的计算至多为 0.4mm, 该文献中用两种方法计算了半椭

圆缺口带裂纹的半无限大板的 K_I 值。

2. 缺口区下的短裂纹受缺口循环塑性区的作用^[10], 容易推导出下面的近似公式

$$R_r = (\rho/4) [(K_I \cdot \sigma_0 / \sigma_s)^2 - 1] \quad (1)$$

$$R_r^* = (\rho/4) [(K_I \cdot \Delta\sigma_0 / 2 \cdot \sigma_s')^2 - 1] \quad (2)$$

R_r 、 R_r^* 分别是缺口塑性区尺寸和循环塑性区尺寸, K_I 为应力集中系数, σ_0 、 $\Delta\sigma_0$ 分别是名义应力和应力变程, ρ 为缺口底部半径, σ_s 、 σ_s' 分别是屈服应力和循环屈服应力 (一般 $\sigma_s \approx \sigma_s'$)。轴向载荷的半椭圆缺口和 V 型缺口在半无限大板中的应力集中系数为^[9]

$$K_I = Y K_{Ie} = Y [1 + 2(D/\rho)^{1/2}] \quad (3)$$

Y 为几何形状系数, D 是缺口深度。将 (3) 式代入 (1) 式, 取 $\rho \rightarrow 0$

$$\begin{aligned} R_r &= \lim_{\rho \rightarrow 0} (\rho/4) [(K_I \cdot \sigma_0 / \sigma_s)^2 - 1] |_{\rho=0} \\ &= Y^2 \cdot \sigma_0^2 D / \sigma_s^2 = K_I^2 / (\pi \cdot \sigma_s^2) \end{aligned} \quad (4)$$

此即是线弹性断裂力学考虑了应力松弛后的平面应力塑性区尺寸。一般认为影响短裂纹扩展行为的是循环塑性区^[10]。本试验条件下, 由 (2) 式计算最大的 $R_r^* = 0.033 \text{ mm}$ 。而单调塑性区边界则可认为是缺口裂纹作用区的上限, 从 (1) 式得 $R_r = 0.56 \text{ mm}$ 。

根据上述两方面的估算结果, 定缺口影响区的上限值为 $l_0 = 0.56 \text{ mm}$ (对应本文中的最大载荷值), 因为试样的 $D/W = 1/14$ 很小, 故按半无限大板的处理结果可用于本试样。所以当计入缺口深度的总裂纹长度 $a > a_0 = 1.56 \text{ mm}$ 后, 按非缺口单边裂纹条件使用 K 。实际处理的最小裂纹长度是 $a = 1.63 \text{ mm}$ 。

试样长宽比足够大, 可按无限长板条查得^[11]

$$K_I = F \sigma (\pi a)^{1/2} \quad (5)$$

式中

$$F = \left(\frac{2b}{\pi a} \operatorname{tg} \frac{\pi a}{2b} \right)^{1/2} \frac{0.752 + 2.02 \times a/b + 0.37 [1 - \sin(\pi a/2b)]^3}{\cos(\pi a/2b)}$$

裂纹扩展的 da/dN 采用七点递增多项式计算。

四、实验结果

图 3 和图 4 提供了分别在 $P_{\max} = 14900, 13100, 11600 \text{ N}$ 三级载荷下完成的 $m = 0$ 和 $m = 0.12$ 的裂纹扩展数据。在 $m = 0$ 的梯形波低周载荷下, 当 $\Delta K > 50 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ 时, 试验点重复性很好, 低于这一应力水平分散性变大, 但 da/dN 上、下限之差最大不超过两倍。 $m = 0.12$ 的复合疲劳数据示出相当好的一致性。这说明按 $da/dN - \Delta K$ 关系处理数据是合理的, 初步断定本试验条件下 ΔK 能够作为描述裂纹 da/dN 的控制参量。三级载荷下 $m = 0$ 的裂纹扩展数据以最小二乘法拟合出 Paris 公式

$$da/dN = 1.22 \cdot 10^{-7} (\Delta K)^{2.80} \quad (6)$$

该直线在图 3 和图 5 中给出。图 4 使用了两种坐标系, 复合循环块的 $da/dN - \Delta K_{\text{total}}$ 和高频次级循环的 $da/dN - \Delta K_{\text{minor}}$ 。图 4 同时给出了单纯高频振动 (HCF) 的疲劳数据, 应力比 $R = 0.76$, 高频振动每 17s 可折算为一个循环块。

图 5 对比了 $m = 0, 0.04, 0.06, 0.08$ 和 0.12 等五种不同振幅比的试验结果, 横坐标为 ΔK_{total} 。引人注目的是 $m = 0.04$ 的裂纹扩展速率要低于 $m = 0$ 的。而 $m = 0.06$ 的

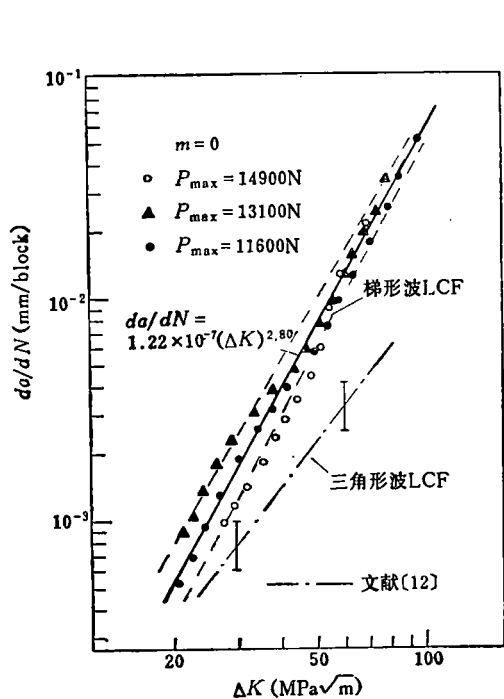


图 3 $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 三级载荷的梯形波低周疲劳 ($m = 0$) 数据和三角波低周疲劳试验结果^[12]

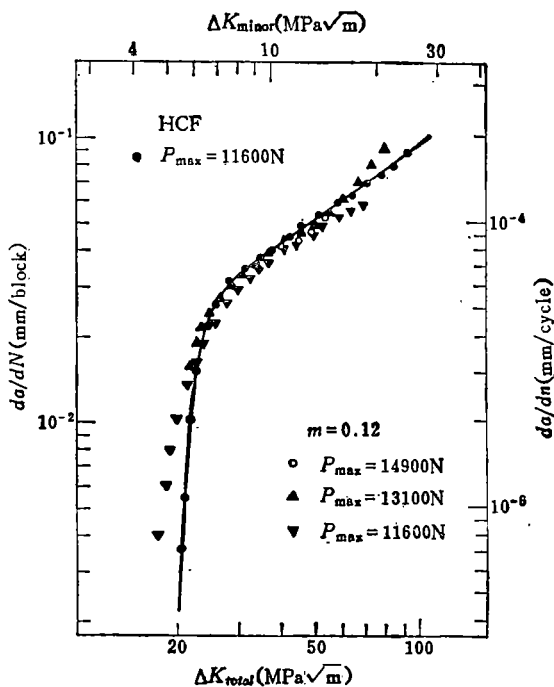


图 4 $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $m = 0.12$ 的三级载荷的 L-HCCF 数据与单纯高频疲劳 (HCF) 数据, 以两种坐标系统表示

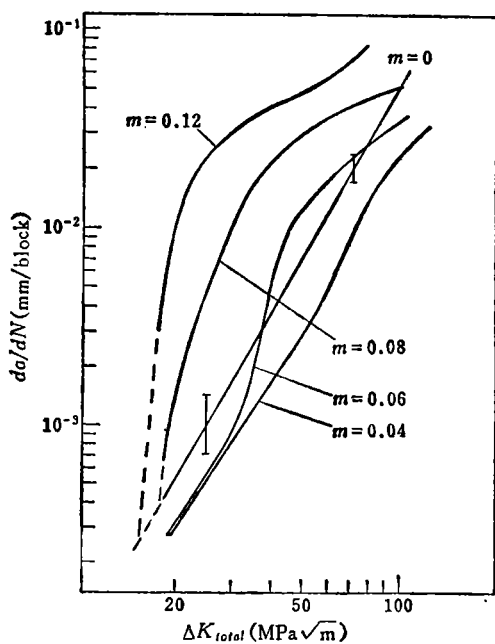


图 5 $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 不同 m 值的 L-HCCF 裂纹扩展行为比较, 外推部分用虚线表示

da/dN 则明显分为两部分, 当 $\Delta K_{total} < 35 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 时低于 $m = 0$ 的 (与 $m = 0.04$ 的数据接近); 当 $\Delta K_{total} > 35 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 时, da/dN 出现了明显的加速。 $m = 0.08$ 和 $m = 0.12$ 的试验结果都要高于 $m = 0$ 的, 若外推这些试验值可与式 (6) 给出的直线在低应力强度因子区相交。

五、分析及讨论

综合起来可以观察到高低周复合疲劳的裂纹扩展呈积分号“ \int ”形, 说明高频振动叠加在低周载荷上产生了两类效应, 即低 ΔK 区减缓裂纹扩展, 高 ΔK 区急剧加速裂纹扩展, 本文分别称之为高、低周复合疲劳裂纹扩展的慢速扩展区与快速扩展区。显然两区之间有一个加速点, 因快、慢区的范围随 m 值而异, 该加速点若以 ΔK_{total} 来衡量将随 m 值变化。

Powell 等人^[4]认为高、低周复合疲劳裂纹扩展中存在着加速触发点 ΔK_{onset} , 这个 ΔK_{onset} 与材料的疲劳门坎值特性有关, 由试验得到的加速点基本对应于次级循环应力在该应力比 R_{minor} 下的疲劳门坎值 $\Delta K_{th(R)}$, 也就是说大约在 $\Delta K_{minor} > \Delta K_{th(R)}$ 时裂纹扩展开始加速。本文试验数据用 ΔK_{minor} 计算出的加速点较为集中, 大致在 $\Delta K_{minor} = 3.5 \sim 5 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 的范围内。高温下疲劳门坎值测定的难度很大, 由图 4 可以看到高频疲劳在低 ΔK 区与加速后的复合疲劳裂纹扩展具有一致的趋势, 粗略地估计 $R = 0.76$ 的次级高频疲劳门坎值约为 $\Delta K_{th} = 5 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 。所以高温下复合疲劳裂纹扩展的加速点同样容易用疲劳门坎值的存在来解释。处理加速点时, 我们注意到除 $m = 0.08$ (该数据似乎不太稳定) 外, 加速点随 m 减小依次略有升高。这应理解为 m 较小时加速的 da/dN 较高, 即要求高频裂纹扩展的量更大, 故好象加速点高了, 而实际上的临界触发点 (以同一量级来衡量) 可能会更趋于一致。对于复合疲劳的加速点略低于 $\Delta K_{th(R)}$ 的现象, 应归因于复合疲劳的裂纹塑性区与用高频测量 $\Delta K_{th(R)}$ 的塑性区相差较大的缘故, 即这里有低循环载荷与高频的交互作用。

从疲劳门坎值的意义来考虑, 当 $\Delta K_{minor} < \Delta K_{th(R)}$ 时, 次级循环对裂纹扩展不再贡献, 故 Powell 等人认为^[4] da/dN 应与低循环 (以 ΔK_{total} 来计算) 的 da/dN 一致。但这不能解释高温下复合疲劳的 da/dN 低于梯形波低周 da/dN 的现象。图 3 比较了梯形波和三角波的低周裂纹扩展, 后者 $R = 0.1$, 频率 $f = 20/\text{min}$ ^[12]。如果用线性化方法分解梯形波中疲劳和蠕变损伤的话, 可以看到平台载荷时的蠕变量是很显著的, 并且随着应力强度因子的增加蠕变损伤量的比例增大, 在高 K 区蠕变量已大于单纯疲劳的损伤量。早期的研究表明, 有些金属的蠕变量在高循环应力下将会减少^[13], 一般认为这是由于屈服应力在高加载速率下升高了, 该现象在 GH36 这类沉淀强化型的材料中最为常见。图 6 是一组试样的终态裂纹图片, 可以根据形貌和条带观察到试样在不同 m 值下的断口状态。 $m = 0$ 的裂纹前缘内凸较大, 伴有剪切唇出现, 是平面应变和平面应力的混合型态, 此时裂纹越长平面应力的成分也越多。叠加振动后裂纹内凸大为改善, 明显地趋于平直, 试样两侧的剪切唇消失, 表现为平面应变特征。在复合疲劳下平面应变状态很容易满足, 这是高加载速率作用下材料出现强化的一个证明。扫描电镜的观察表明, 低循环 (带平台) 疲劳和高、低周复合疲劳在微观断裂机制上存在着差异, 见图 7。 $m = 0$ 的断口基

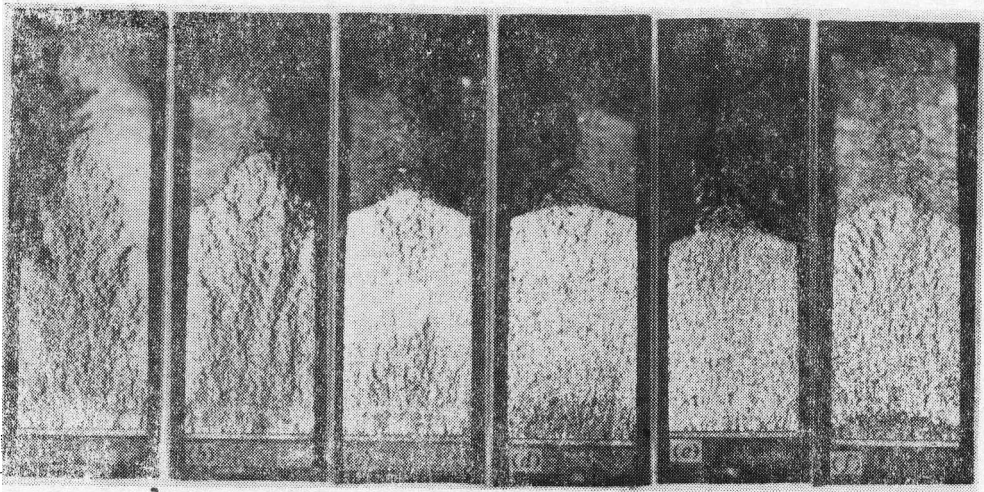


图 6 一组不同 m 值的断口 ($P_{\max} = 11600 \text{ N}$), 随 m 增加平面应变状态显著加强 (a) $m = 0$; (b) $m = 0.04$; (c) $m = 0.06$; (d) $m = 0.08$; (e) $m = 0.12$; (f) 高频。



图 7 扫描电镜下的断口形貌, 两种不同的微观断裂机制 ($\Delta K_{\text{total}} = 30 \sim 40 \text{ MPa}\sqrt{m}$) (a) $m = 0$ 沿晶断裂; (b) $m = 0.12$ 穿晶断裂。

本上为沿晶断裂; $m = 0.12$ 的断口则全部为穿晶断裂, 可以清楚地看到循环块条带。进一步的分析指出^[6], $m = 0$ 的断口有明显的蠕变特征, 叠加振动后这种特征基本消失。所以在 $\Delta K_{\text{minor}} < \Delta K_{\text{th}(R)}$ 时, 复合疲劳的 da/dN 较低, 只能是高频振动-蠕变相互作用的结果。这时 ΔK_{minor} 产生的纯疲劳损伤很小, 但却大大地抑制了蠕变损伤, 此时裂纹扩展以三角波低周疲劳损伤为主。值得注意的是这种对蠕变损伤的抑制作用贯穿于整个裂纹扩展阶段。

由图 4, 当 $\Delta K_{\text{minor}} > \Delta K_{\text{th}(R)}$ 时, 复合疲劳与纯高频振动数据重合, 证明加速后振动损伤占主导地位。因为振动对蠕变的抑制, 高频振动支配的裂纹扩展区中低循环损伤的成分很小, 即接近于三角波的低周损伤, 所以图 5 的复合疲劳数据在高 ΔK 区甚至可以低于 $m = 0$ 的数据。

上述讨论可以归纳于图 8 中, 在高、低周复合疲劳裂纹扩展中, 经历了一个由纯低周(三角波载荷)损伤为主(若 $\Delta K_{\text{minor}} < \Delta K_{th(R)}$)到高频振动支配裂纹扩展(若 $\Delta K_{\text{minor}} > \Delta K_{th(R)}$)的过程, 而高频振动总是抑制蠕变。该过程典型地体现了低周-蠕变-高频振动三者的交互作用, 这里损伤量不再是线性的叠加。

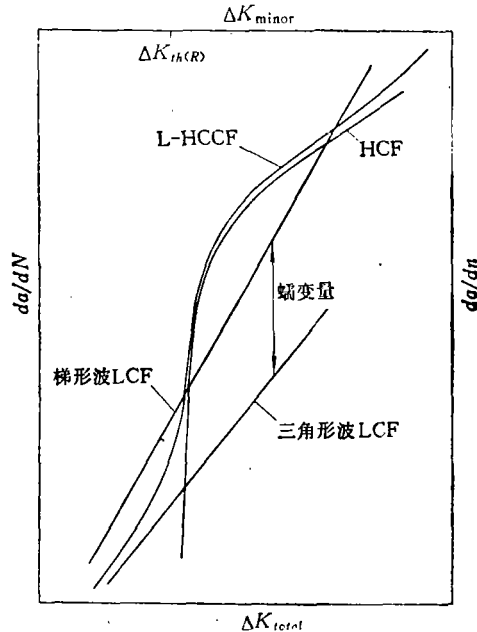


图 8 L-HCCF 裂纹扩展概括性的示意图, 体现了低周-蠕变-高频振动三者的交互作用

由于飞行条件下存在着高频振动, 一旦裂纹扩展受振动载荷支配, 将对飞行安全造成很大威胁, 所以高、低周复合疲劳慢、快速扩展区之间的加速点对涡轮盘的结构完整性研究有重要意义。然而涡轮盘在实际工作中还要受到燃气腐蚀、过载效应等, 再加之存在着低周-蠕变-高频振动三者的交互作用, 所以这一问题尚有待深入的讨论。

六、结 论

1. 按三级载荷检验, GH36 在 600°C 高温下可以使用应力强度因子 ΔK 描述裂纹扩展的 da/dN 。
2. 观察到高、低周复合疲劳裂纹扩展可划分为两个区域, 即慢速扩展区和快速扩展区, 两区之间有一个临界加速点。
3. 高温下的高低周复合疲劳存在着低周-蠕变-高频振动三者的交互作用。高频振动载荷抑制蠕变损伤。在慢速扩展区以三角波的低周损伤为主; 在快速扩展区裂纹扩展速率由高频振动支配。
4. 由次级高频振动 ΔK_{minor} 计算的临界加速点集中在 $\Delta K_{\text{minor}} = 3.5 \sim 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 的范围内, 该加速点的存在可由疲劳门槛值 $\Delta K_{th(K)}$ 来解释。

参加试验的人员有商锡玲、杨景成、平凤鸣、黄京红、侯静泳、刘兵等,在此表示衷心感谢。

参 考 文 献

- [1] 涂柏林, 振动与低循环载荷复合作用的疲劳寿命, 航空材料(专刊), Vol. 3, No. 2(1983), 第56页。
 [2] 牛康民, 高温合金高、低周复合循环疲劳试验研究, 硕士论文, 北京航空材料研究所(1984)。
 [3] Okada, T., Horikawa, T., Nakamura, H., Tsunenari, T. and Take, K., Fatigue Life Prediction of Nickel Base Superalloy under Intermittent Strain Cycling, J. of the Society of Mat. Science(Japan), Vol. 32 (1983), P. 651.
 [4] Powell, B. E., Duggan, T. V. and Jeal, R., The influence of minor cycles on low cycle fatigue crack propagation, Int. J. Fatigue, Vol. 4, No. 1(1982), P. 4.
 [5] Kikukawa, M., Jono, M. and Mikami, S., Fatigue Crack Propagation and Crack Closure Behavior under Stationary Varying Loadings (Test Results of Aluminum Alloy), J. of the Society of Mat. Science (Japan), Vol. 31 (1982), P. 483.
 [6] 王章安, GH36合金高温高低周复合疲劳行为的研究, 硕士论文, 北京航空材料研究所(1984)。
 [7] 牛康民, 涂柏林, 颜鸣皋, 缺口试样的裂纹电位标定及测量, 力学与实践, Vol. 8, No. 2 (1986)。
 [8] P. 斯坦利主编, 黄玉珊, 张相周等译, 断裂力学的工程应用, 机械工业出版社(1982), 北京, 第 182页。
 [9] Sih, G. C., Stress analysis of notch problems, Mechanics of fracture 5, Noordhoff International Publishing (1978), The Netherlands, P. 66, P. 125.
 [10] 李庆生, 缺口短疲劳裂纹扩展的弹塑性断裂力学, 力学与实践, Vol. 6, No. 2(1984), 第 9 页。
 [11] 中国航空研究院编, 应力强度因子手册, 科学出版社(1981), 北京, 第 120页。
 [12] 谢济洲, 刘绍伦, 涡轮盘材料的低周疲劳强度及其裂纹扩展特性, 北京航空材料研究所技术报告, (1983)。
 [13] 平修二, 金属材料的高温强度理论·设计, 科学出版社(1983), 北京, 第 386页。

A STUDY OF LOW- AND HIGH-CYCLE COMBINED FATIGUE CRACK PROPAGATION FOR A SUPERALLOY GH36

Niu Kangmin, Tu Bailin, and Yan Minggao
(Institute of Aeronautical Materials, Beijing)

Abstract

In the past years, the low- and high-cycle combined fatigue (L-HCCF) testing has been studied by many investigators. However, the L-HCCF crack propagation behavior at elevated temperature has scarcely been reported. In this paper, the L-HCCF crack propagation behavior described by stress intensity factor at 600°C for a superalloy GH36 is presented. It was found that the rate of L-HCCF crack propagation per block, da/dN , appeared a β -shaped curve, may be divided into two regions: 1) the slow propagation region, where the crack propagation is dependent primarily on the damage induced by the low cycle fatigue load; 2) the fast propagation region, in which the vibration loading becomes a dominant factor. A transition point between two regions, $\Delta K_{\text{minor}} = 3.5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, can be explained with fatigue threshold value $\Delta K_{\text{th(R)}}$. The vibration loading appeared to restrain the creep damage at elevated temperature and an interaction among LCF, creep and HCF in the course of the L-HCCF crack propagation was noted, where the linear cumulative damage law was inapplicable.