

应力强度因子变程相关的 FGH97 蠕变-疲劳裂纹扩展主导因素

刘 浩, 鲍 蕊, 岳晨阳, 费斌军

(北京航空航天大学 航空科学与工程学院, 北京 100191)

摘 要: 利用扫描电镜对 FGH97 试件在 750 °C, 应力比为 0.05, 不同保载时间和应力强度因子变程处的断口微观特征进行了观察, 发现保载时间为 90 s 时, 随着应力强度因子变程提高, 疲劳条带特征逐渐消失, 可忽略疲劳载荷作用的应力强度因子变程值位于中等水平处; 保载时间为 450 s 和 1500 s 时可忽略疲劳载荷作用的应力强度因子变程值更低. 基于包含蠕变-疲劳交互项的 3 项式模型, 引入时间相关和循环相关分量对蠕变-疲劳裂纹扩展试验数据进行了分析, 发现不同保载时间下, 时间相关分量与循环相关分量对总的裂纹扩展速率的贡献量与应力强度因子变程水平有关. 基于分析结果, 给出了时间相关裂纹扩展速率描述模型, 并讨论了不同保载时间下影响裂纹扩展主导因素的应力强度因子变程值.

关 键 词: 裂纹扩展主导因素; 时间/循环相关; 应力强度因子变程; 蠕变-疲劳裂纹扩展;
镍基粉末高温合金

中图分类号: V216.3

文献标志码: A

Predominant factor related to stress intensity factor range on creep-fatigue crack growth of nickel-superalloy FGH97

LIU Hao, BAO Rui, YUE Chen-yang, FEI Bin-jun

(School of Aeronautic Science and Engineering,
Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China)

Abstract: The scanning electron microscopy was adopted to identify the fracture features of specimen in FGH97, which had been tested under the conditions of stress-ratio of 0.05, 750 °C and various dwell times. It was found that, for dwell time of 90 s, the fatigue striation feature gradually disappeared with the increment of the stress intensity factor range values, and the turning point of neglecting fatigue loads located at the medium stress intensity factor range level. But the corresponding stress intensity factor range values located at the lower levels for 450 s and 1500 s dwell time. Based on the trinomial model including fatigue item, creep item and creep-fatigue interaction item, the time-dependent and cycle-dependent components were employed to describe the test data of creep-fatigue crack growth in FGH97. The proportions of contribution to crack growth rate (CGR) of the two components are significantly influenced by stress intensity factor range values at different dwell times. The model for describing the time-dependent crack growth rate is proposed according to the analysis results. Furthermore, the stress intensity factor range values, which could affect the predominant factor of time-dependent component or time-dependent and cycle-dependent component on CGR, are obtained at various dwell times.

收稿日期: 2015-09-04

作者简介: 刘浩(1980—), 男, 重庆潼南人, 博士后, 主要从事飞机结构损伤容限、高温环境结构疲劳与断裂研究.

E-mail: beihangliuhao@foxmail.com

Key words: predominant factor on crack growth; time/cycle dependent; stress intensity factor range; creep-fatigue crack growth; nickel-based powder metallurgy superalloy

高温热端部件(如发动机涡轮盘、涡轮叶片等)在服役过程中,将承受由于启动、停车以及各类动作所带来的循环、持载以及更复杂的机械载荷形式,高温环境与各类载荷将共同对其断裂力学性能产生显著影响^[1-2]. 研究表明,高载持载时间^[3-6]、温度^[5]、应力强度因子变程(ΔK)或应力强度因子最大值($K_{\max}$)^[7]、氧化效应^[7-8]、材料微观结构^[7,9-10]等因素对构件或材料在高温下的裂纹扩展行为的影响显著.

通常情况下,在给定温度环境、加载频率、应力比(R)等试验条件时, ΔK 越高,裂纹扩展速率越大.然而,裂纹扩展行为以及主导裂纹扩展行为的因素受 ΔK 影响的规律却并不相同. Sadananda 等人^[11]对 IN718 在 538℃, $R=0.05$, 60 s 保载时的裂纹扩展行为研究表明,该材料的疲劳裂纹扩展在低 ΔK 阶段为沿晶失效,在高 ΔK 阶段为穿晶失效;对于 Udimet 700 在 850℃、60 s 保载时的裂纹扩展行为研究^[12]表明,该材料在低 ΔK 阶段为穿晶失效,在高 ΔK 阶段时为沿晶失效,整个断口上表现为混合断裂模式.而对于无保载的疲劳裂纹扩展行为, ΔK 的水平同样有显著的影响.何玉怀等人^[13]对直接时效 GH4169 在 650℃、无保载下的疲劳裂纹扩展的研究发现,在较小的 ΔK 范围内,沿晶特征更加显著,而在较高的 ΔK 范围内,破坏形式主要为穿晶破坏. Lerch 等人^[14]对 René N4 合金在 704℃, 1038℃ 和 1093℃ 下的疲劳裂纹扩展行为的研究也发现,该材料在不同温度下在低 ΔK 处的断口光滑平坦,随着 ΔK 水平的提高,断口变得粗糙,在高 ΔK 处裂纹优先在枝晶间扩展.

已发表的研究工作表明, ΔK 水平对材料高温下的疲劳裂纹扩展行为的影响非常复杂.本文以 FGH97 为研究对象,研究其在 750℃、 $R=0.05$ 、不同保载时间(t_h)下的疲劳裂纹扩展行为,旨在揭示与 ΔK 相关的影响裂纹扩展速率变化的裂纹扩展主导因素,为该材料在发动机涡轮盘中的应用提供依据;本文的研究方法可进一步为此类高温在役结构的损伤容限性能评定提供参考.文中的研究基于蠕变-疲劳裂纹扩展试验数据,首先对裂纹扩展速率变化规律不同的几个加载情况下的试件断口微观形貌特征进行了讨论;然后采

用时间相关分量和循环相关分量对包含蠕变-疲劳交互作用的 3 项式模型进行了简化,研究了两个分量对于不同保载时间下裂纹扩展速率的贡献;以时间相关裂纹扩展速率和循环相关裂纹扩展速率做比值,讨论了与 ΔK 水平相关的裂纹扩展主导因素.

1 FGH97 高温疲劳试验结果

FGH97 为我国自主研发的发动机涡轮盘用镍基粉末高温合金,该材料在 750℃ 下具有较高的持久强度和蠕变抗力以及较低的裂纹扩展速率,其制备的涡轮盘件已应用于某发动机^[15]. 材料热处理工艺见文献^[16];材料的主要化学成分见文献^[15];静力性能和蠕变性能见文献^[6,17].

文献^[6]中给出该材料在 750℃, $R=0.05$, 不同保载时间双对数坐标下的 $da/dN \sim \Delta K$ 关系曲线,如图 1 所示.

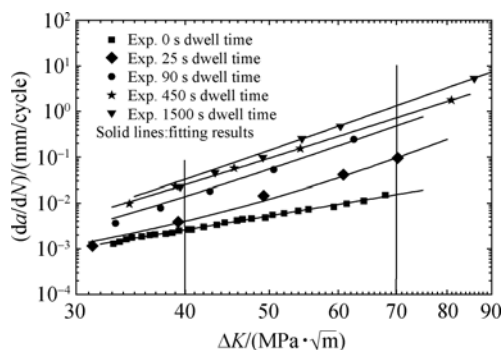


图1 FGH9 不同保载时间下的裂纹扩展速率
Fig. 1 Crack growth rates with different dwell time in FGH97

图 1 中 0 s 保载的情况是仅由机械疲劳引起的裂纹扩展.相对于 0 s 保载的情况,25 s 保载下低 ΔK 阶段的裂纹扩展速率与 0 s 保载时接近,而高 ΔK 阶段的裂纹扩展速率显著高于 0 s 保载时的,表明低 ΔK 阶段的裂纹扩展以疲劳载荷为主导,而高 ΔK 阶段影响裂纹扩展的因素将不仅仅是疲劳载荷.同样以 0 s 保载的情况为参考,90, 450 s 和 1500 s 保载下,高 ΔK 阶段的裂纹扩展速率增量显著高于低 ΔK 阶段的.这表明,给定的保载时间下,相对于 0 s 保载的情况,裂纹扩展速率

的增量与 ΔK 水平显著相关。此外,为了对保载时间对裂纹扩展速率的影响进行分析,图2中给出了给定的4个 ΔK 下的裂纹扩展速率数据。

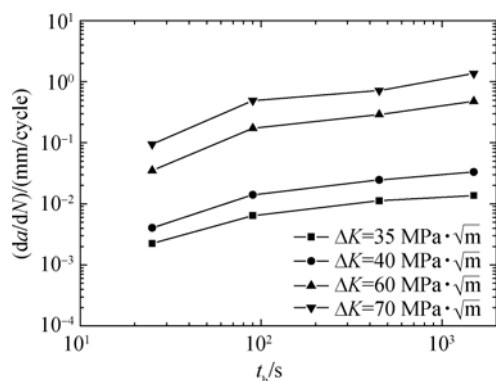


图2 给定 ΔK 值、不同保载时间下的裂纹扩展速率

Fig. 2 Crack growth rates vs. different t_h at given ΔK values

从图2中可以看出,在给定的不同的 ΔK 水平处,90~1500 s 保载时间内,双对数坐标下裂纹扩展速率随保载时间的延长均近似线性增加;保载时间从25 s 延长到90 s 时,裂纹扩展速率的增量更大。

YANG Hongqin 等人^[6]指出,保载时间的引入使得蠕变和氧化效应在裂纹扩展中发挥着重要作用。从图1和图2可以看出,不同保载时间和 ΔK 水平下,影响裂纹扩展速率增加的因素非常复杂,下面将进一步详细讨论。

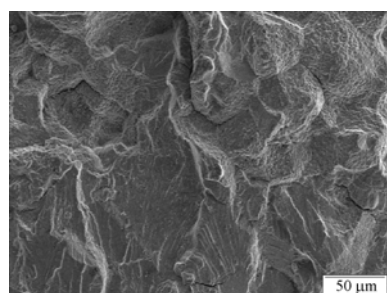
2 分析与讨论

2.1 不同加载情况下的微观断口形貌分析

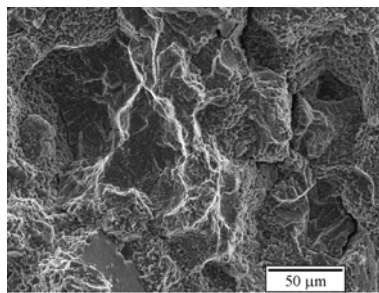
试验结束后,采用扫描电镜(SEM)观察了试样在90,450 s 和1500 s 保载时间下不同 ΔK 处的断口微观形貌特征,如图3所示。

2.2 不同分量所引起的裂纹扩展速率分析

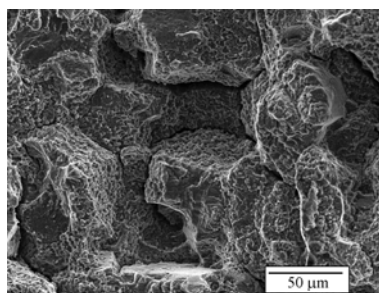
为了描述图1中不同保载时间下的裂纹扩展



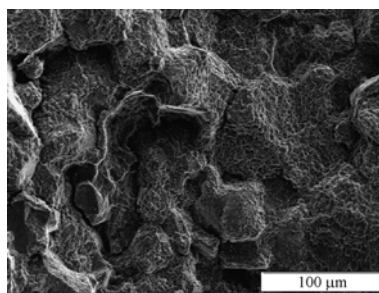
(a) 90 s保载, $\Delta K=31.1 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$



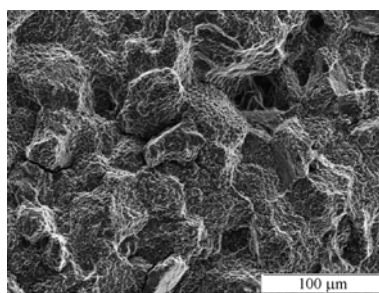
(b) 90 s保载, $\Delta K=40.8 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$



(c) 90 s保载, $\Delta K=59.6 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$



(d) 450 s保载, $\Delta K=50.3 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$



(e) 1500 s保载, $\Delta K=41.6 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$

图3 不同保载时间和 ΔK 处的微观断口形貌

Fig. 3 Micrographs of fracture surface at different t_h and ΔK

规律,文献[6]中提出了一个包含疲劳项、蠕变项以及蠕变-疲劳交互项的3项式模型,如式(1)所示。

$$\frac{da}{dN} = \left[\frac{da}{dN} \right]_{\text{fatigue}} + \left[\frac{da}{dN} \right]_{\text{creep}} + \left[\frac{da}{dN} \right]_{\text{interaction}} =$$

$$C(\Delta K)^n + A(K_{\max})^m t_h + D(\Delta K)^q \eta \quad (1)$$

式中 C, A, D, n, m, q 均为材料参数; η 为蠕变-

疲劳交互因子,其具体形式为

$$\eta = \exp \left[-p_1 \left(\ln \frac{1}{T+t_h} + p_2 \Delta K + p_3 \right)^2 \right] \quad (2)$$

式中的 p_1, p_2, p_3 也为材料参数; T 为基准三角波加载周期. 故, η 与 ΔK 和 t_h 有关. 文献[6]中给出了 FGH97 在 750°C 下各参数的数值. 式(1)对于 FGH97 在给定的加载条件下的裂纹扩展速率具有很好的拟合和预测能力, 如图 1 中的拟合曲线所示.

式(1)中等式右边第 1 项为疲劳裂纹扩展分量, 采用 ΔK 作为裂纹扩展的控制量; 第 2 项为蠕变裂纹扩展分量, 采用 $K_{\max}$ 作为裂纹扩展的控制量; 第 3 项为蠕变-疲劳交互裂纹扩展分量, 采用了 ΔK 作为裂纹扩展的控制量. 由于 $K_{\max}, \Delta K$ 与 R 具有如下的关系: $K_{\max} = \Delta K / (1-R)$, 因此, 式(1)中的蠕变分量和交互分量均具有 ΔK 和 t_h 的相关性, 而疲劳分量仅与 ΔK 相关. 可将式(1)中的蠕变分量和交互分量进行线性叠加, 记为时间相关分量; 而疲劳分量仅与循环载荷有关, 记为循环相关分量. 故, 式(1)可简化为式(3)的形式.

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{cycle-dependent}} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{time-dependent}} \quad (3)$$

式(3)即为循环相关分量和时间相关分量线性叠加的描述高温疲劳裂纹扩展速率的两项式模型. 研究者们[3,7,18-19]采用两项式叠加模型成功描述了一些材料在高温下的疲劳裂纹扩展行为.

按照式(3)的形式, 采用时间相关分量和循环相关分量对图 1 中不同保载时间下的试验数据分别进行分析, 结果如图 4 所示. 为了进行对比, 图 4 中还给出了 0 s 保载的试验数据和采用式(1)拟合的总的裂纹扩展速率曲线.

图 4(a)~图 4(d)中的点为试验数据值, 从上到下的线分别代表了总的裂纹扩展速率、时间相

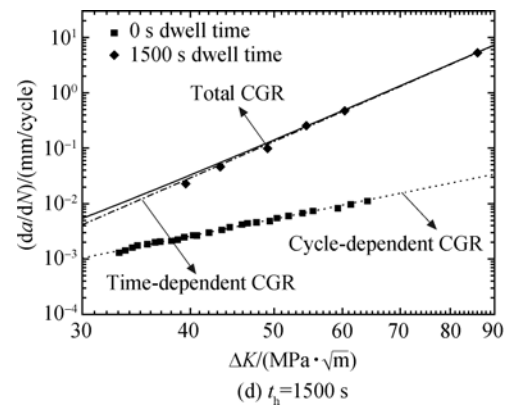
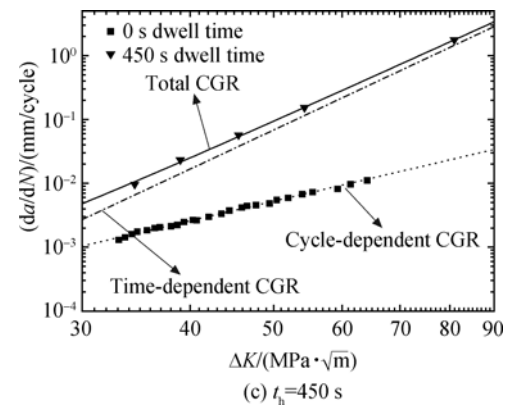
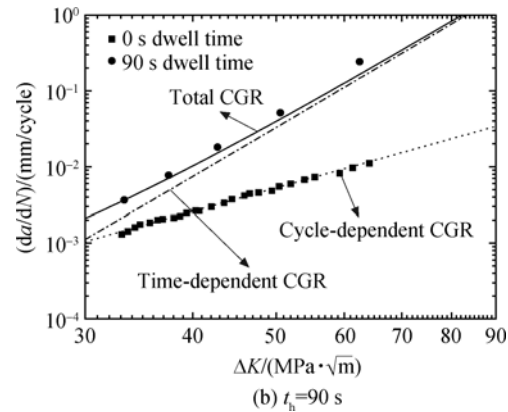
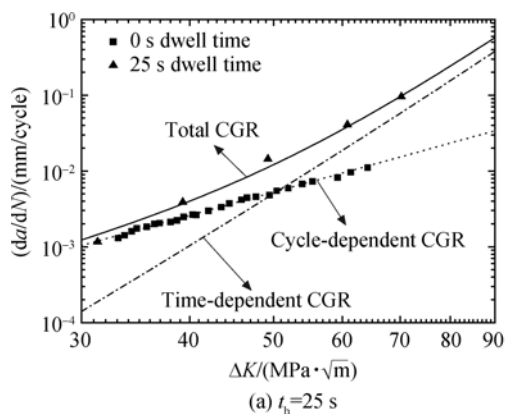


图 4 不同保载时间下循环相关与时间相关分量裂纹扩展速率

Fig. 4 Crack growth rate from cycle-dependent and time-dependent components at different t_h

关裂纹扩展速率以及循环相关裂纹扩展速率. 由图 4 可以看出, 25 s 保载时, 在考察的 ΔK 范围内, 存在一个使得时间相关分量与循环相关分量对总的裂纹扩展速率的贡献量相等的 ΔK 值, 高于该值的情况下, 时间相关分量的贡献量大于循环相关分量的, 低于该值时, 循环相关分量的贡献量大于时间相关分量的; 90 s 保载时, 该值降低到了约 $32 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$; 450 s 和 1500 s 保载时, 考察的 ΔK 范围内, 该值不存在, 也即是时间相关分量

对总的裂纹扩展速率的贡献量始终大于循环相关分量的. 此外, 由图 4 还可以看出, 不同保载时间下, ΔK 水平越高, 时间相关分量的贡献量越大.

对应于图 3(a)~图 3(c)的情况, 从图 4(b)中可以看出, $\Delta K=31.1 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 处, 循环相关裂纹扩展速率与时间相关分量的基本相等, 表现在图 4(a)中的微观断口上疲劳条带与沿晶特征相当; $\Delta K=40.8 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 图 4(b)中时间相关裂纹扩展速约为循环相关分量的 2 倍, 表现为图 2(b)中的时间相关的沿晶和氧化特征比疲劳特征更显著; $\Delta K=57.6 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 时, 图 4(b)中时间相关裂纹扩展速率约为循环相关分量的 10 倍, 表现为图 2(c)中时间相关的沿晶和氧化特征非常显著, 基本看不到疲劳条带特征.

对应于图 3(d)和图 3(e)的情况, 图 4(c)和图 4(d)中时间相关裂纹扩展速率远大于循环相关分量的, 故在断口上同样表现为非常显著的时间相关的沿晶和氧化特征.

为了对比分析, 将图 4 中不同保载时间下循环相关裂纹扩展速率与时间相关裂纹扩展速率统一给出, 如图 5 所示.

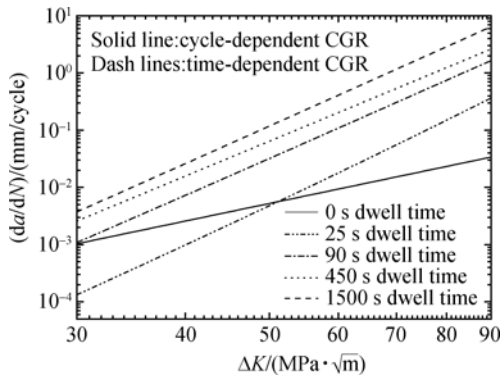


图 5 $R=0.05$ 时不同保载时间下循环相关和时间相关裂纹扩展速率对比

Fig. 5 Comparison of CGR from cycle-dependent and time-dependent components for $R=0.05$ and different t_h

图 5 中实线所示的循环相关裂纹扩展速率为 0 s 保载时的疲劳裂纹扩展速率; 虚线代表其余几个保载时间下的时间相关裂纹扩展速率. 由图 5 可以看出, 不同保载时间下的时间相关裂纹扩展速率曲线在双对数坐标下近似平行, 因此, 基于式 (1) 中的蠕变裂纹扩展速率分量, 简单起见, 假定不同保载下的时间相关分量裂纹扩展速率可由式 (4) 描述.

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{time-dependent}} = A \left(\frac{\Delta K}{1-R}\right)^m f(t_h) \quad (4)$$

式 (4) 中的 A 和 m 均为材料常数, 由蠕变裂纹扩展速率数据确定. 因此, 在确定了 A 和 m 后, 式 (4) 仅与 ΔK 和 t_h 相关. 对于给定的 ΔK 值, $f(t_h)$ 可进一步由下式确定:

$$f(t_h) = \left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{time-dependent}} / A \left(\frac{\Delta K}{1-R}\right)^m \quad (5)$$

为确定 $f(t_h)$ 的具体形式, 采用文献 [6] 中的 A 和 m 值, 根据图 5, 不同保载时间下给定的几个 ΔK 处的时间相关裂纹扩展速率如图 6 所示.

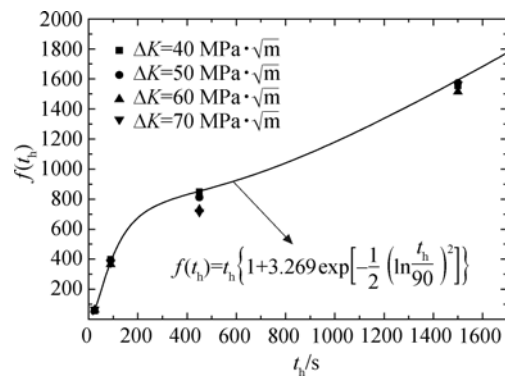


图 6 $f(t_h)$ 与 t_h 的关系

Fig. 6 Relationship between $f(t_h)$ and t_h

参考式 (1), 考虑 $f(t_h) = t_h [1 + f'(t_h)]$, 则 $1 + f'(t_h)$ 由图 7 中的数据确定. 借鉴对数高斯函数的形式, 观察到 90 s 保载处函数值最大, 对图 7 的数据进行拟合, 得到 $f'(t_h)$ 的表达式如图 7 中所示. 结合式 (4), 时间相关裂纹扩展速率描述式的具体形式由式 (6) 给出.

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{time-dependent}} = A \left(\frac{\Delta K}{1-R}\right)^m \cdot t_h \left\{ 1 + 3.269 \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\ln \frac{t_h}{90} \right)^2 \right] \right\} \quad (6)$$

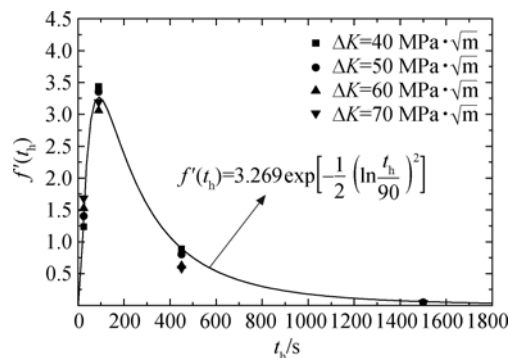


图 7 $f'(t_h)$ 与 t_h 的关系

Fig. 7 Relationship between $f'(t_h)$ and t_h

2.3 ΔK 相关的裂纹扩展主导因素

为了对时间相关和循环相关的裂纹扩展速率进行定量的对比分析,将时间相关分量与循环相关分量的裂纹扩展速率做比值,基于图1的试验数据,不同保载时间下两者的比值如图8所示。

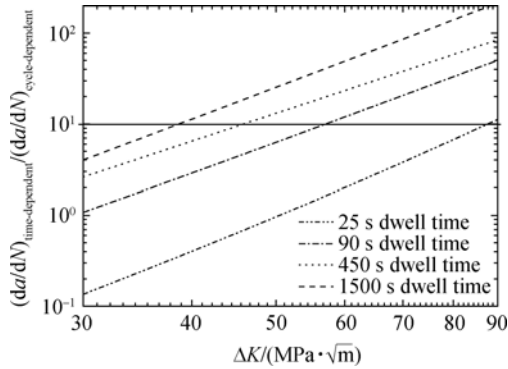


图8 不同保载时间下时间相关和循环相关裂纹扩展速率比值

Fig. 8 Ratio of time-dependent rate and cycle-dependent rate at different t_h

由图8可以看出,不同保载时间下, ΔK 水平越高,时间相关裂纹扩展速率与循环相关分量的比值越大。当时间相关与循环相关裂纹扩展速率比值为10时,意味着时间相关的裂纹扩展速率是循环相关的10倍,认为这种情况下实际的裂纹扩展行为完全由时间相关分量主导,循环相关分量的作用可以忽略。因此,图8中比值为10的线上的交点对应的 ΔK 水平即为仅考虑时间相关分量的临界 ΔK ,可记为 ΔK_{cr-t} ,下标t表示时间相关。该临界 ΔK_{cr-t} 在不同保载时间下的值如图9所示。

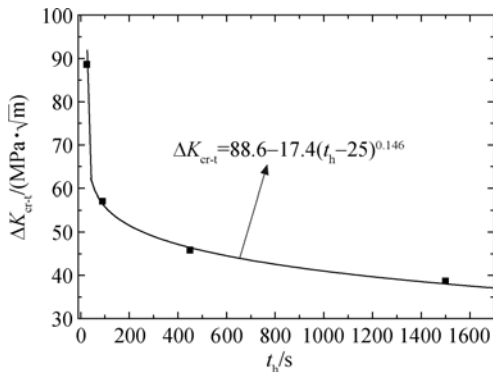


图9 $R=0.05$ 时 ΔK_{cr-t} 随保载时间的变化

Fig. 9 Relationship of ΔK_{cr-t} vs. t_h for $R=0.05$

图9中的 ΔK_{cr-t} 与 t_h 之间的关系可用式(7)所示的函数进行描述

$$\Delta K_{cr-t} = 88.6 - 17.4(t_h - 25)^{0.146} \quad (7)$$

式中的常数88.6为 $t_h=25$ s时的 ΔK_{cr-t} 值,17.4与0.146为拟合常数;式(7)的适用范围为 $t_h \geq 25$ s。式(7)的拟合效果也如图9中所示。由图9可以看出,随着 t_h 的无限延长, ΔK_{cr-t} 趋近于一个常值。事实上,保载时间的无限延长表明裂纹扩展本质上即为蠕变裂纹扩展,疲劳载荷的作用在考察的 ΔK 范围内完全可以忽略。

进一步,对于本文中所给定的试验条件(750°C , $R=0.05$),当 $t_h \geq 25$ s时,如果施加的 $\Delta K \geq \Delta K_{cr-t}$,则对裂纹扩展速率进行计算时可以忽略机械疲劳载荷的作用;反之,如果所施加的 $\Delta K < \Delta K_{cr-t}$,则对裂纹扩展速率进行计算时,需同时考虑时间相关的效应和机械疲劳载荷的作用。基于此,结合式(1)和式(6),式(3)可进一步具体表示为

$$\begin{aligned} \frac{da}{dN} &= C(\Delta K)^n + \\ &A \left(\frac{\Delta K}{1-R} \right)^m t_h \left\{ 1 + 3.269 \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\ln \frac{t_h}{90} \right)^2 \right] \right\} \\ &\quad \text{for } \Delta K < \Delta K_{cr-t} \\ \frac{da}{dN} &= A \left(\frac{\Delta K}{1-R} \right)^m t_h \cdot \\ &\quad \left\{ 1 + 3.269 \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\ln \frac{t_h}{90} \right)^2 \right] \right\} \\ &\quad \text{for } \Delta K \geq \Delta K_{cr-t} \end{aligned} \quad (8)$$

采用式(8)对图1所示的裂纹扩展速率数据重新进行拟合,结果如图10所示。

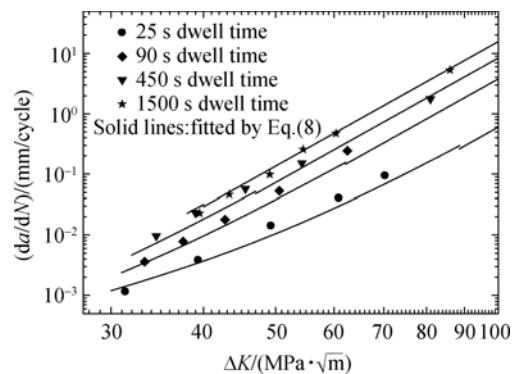


图10 式(8)对试验数据的拟合

Fig. 10 Fitting results of test data by Eq. (8)

图10表明,采用式(8)对试验数据进行拟合时,除了25s的拟合曲线稍低于试验数据外,其余几个保载时间下的拟合曲线与试验结果重合度良好。

根据本节分析结果,与图3中不同加载情

况进行对比,发现图 3(a)和图 3(b)中的 ΔK 小于对应保载时间下的 ΔK_{cr-t} ,此时主导裂纹扩展的因素包括时间相关分量和循环相关分量;而图 3(c)~图 3(e) 中的 ΔK 大于对应保载时间下的 ΔK_{cr-t} ,此时主导裂纹扩展的因素为时间相关分量。

3 结 论

本文对国产粉末冶金高温合金 FGH97 在 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$, $R=0.05$ 时,不同保载时间下影响裂纹扩展主导因素的 ΔK 水平进行了深入的研究,得到如下的结论:

1) 不同保载时间下,裂纹扩展过程中的微观断口特征与 ΔK 水平有关。 $t_h=90\text{ s}$ 时,较低的 ΔK 处为穿晶和沿晶的混合断口,较高 ΔK 处沿晶特征显著,可忽略疲劳载荷作用的 ΔK 处于 $40.8\sim 59.6\text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ 范围内; $t_h=450,1500\text{ s}$ 时考察的 ΔK 范围内均为显著的沿晶特征,可忽略疲劳载荷作用的 ΔK 值更低。

2) 对考察的 ΔK 范围内时间相关分量与循环相关分量对总的裂纹扩展速率的贡献的分析表明, ΔK 越高,时间相关分量的贡献量越大。采用材料的蠕变裂纹扩展速率参数,得到了与 ΔK 和 t_h 相关的描述时间相关裂纹扩展速率的公式。

3) 以时间相关分量与循环相关分量所引起的裂纹扩展速率做比值,得到了时间相关分量主导裂纹扩展速率的临界 ΔK 值,利用该临界值可以判断不同加载条件下的裂纹扩展速率主导因素。

参考文献:

- [1] Shlyannikov V N, Iltachenko B V, Stipanov N V. Fracture analysis of turbine disks and computational experimental background of the operational decisions[J]. Engineering Failure Analysis, 2001, 8(5): 461-475.
- [2] Koul A K, Bellinger N C, Fahr A. Damage-tolerance-based life prediction of aeroengine compressor discs: I a deterministic fracture mechanics approach[J]. International Journal of Fatigue, 1990, 12(5): 379-387.
- [3] Wei R P, HUANG Zhifan. Influence of dwell time on fatigue crack growth in nickelbase superalloys[J]. Material Science and Engineering: A, 2002, 336(1/2): 209-214.
- [4] 张国栋, 刘绍伦, 何玉怀, 等. 定向合金 DZ125 热/机械疲劳寿命预测模型评估[J]. 航空动力学报, 2004, 19(1): 17-22.
ZHANG Guodong, LIU Shaolun, HE Yuhuai, et al. Life predication of thermomechanical fatigue in DS superalloy DZ125[J]. Journal of Aerospace Power, 2004, 19(1): 17-22. (in Chinese)
- [5] Lu Y L, Chen L J, Liaw P K, et al. Effects of temperature and hold time on creep-fatigue crack-growth behavior of HAYNES® 230® alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 429(1/2): 1-10.
- [6] YANG Hongqin, BAO Rui, ZHANG Jianyu, et al. Creep-fatigue crack growth behaviour of a nickel-based powder metallurgy superalloy under elevated temperature[J]. Engineering Failure Analysis, 2011, 18(3): 1058-1066.
- [7] Leo Prakash D G, Walsh M J, MacLachlan D, et al. Crack growth micro-mechanisms in the IN718 alloy under the combined influence of fatigue, creep and oxidation[J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31(11): 1966-1977.
- [8] Tong J, Dalby S, Byrne J, et al. Creep, fatigue and oxidation in crack growth in advanced nickel base superalloys[J]. International Journal of Fatigue, 2001, 23(1): 897-902.
- [9] 赵勇铭, 宋迎东. 夹杂对粉末高温合金裂纹扩展寿命的影响[J]. 航空动力学报, 2005, 20(5): 772-777.
ZHAO Yongming, SONG Yingdong. Influence of inclusions on crack growth life of powder metallurgy[J]. Journal of Aerospace Power, 2005, 20(5): 772-777. (in Chinese)
- [10] 张丽, 黄新跃, 吴学仁, 等. 镍基高温合金 GH4169 小裂纹早期扩展的原位疲劳试验[J]. 航空动力学报, 2014, 29(4): 901-906.
ZHANG Li, HUANG Xinyue, WU Xueren, et al. In-situ experiment on early growth of small fatigue crack of nickel-based superalloy GH4169[J]. Journal of Aerospace Power, 2014, 29(4): 901-906. (in Chinese)
- [11] Sadananda K, Shahinian P. Crack growth behavior in alloy 718 at $425\text{ }^{\circ}\text{C}$ [J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1978, 100(4): 381-387.
- [12] Sadananda K, Shahinian P. Hold-time effects on high temperature fatigue crack growth in Udimet 700[J]. Journal of Materials Science, 1978, 13(11): 2347-2357.
- [13] 何玉怀, 于慧臣, 郭伟伟, 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 Weiwei, 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)
- [14] Lerch B A, Antolovich S D. Fatigue crack propagation behavior of a single crystalline superalloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 1990, 21(8): 2169-2177.
- [15] 张义文, 刘建涛. 粉末高温合金研究进展[J]. 中国材料进展, 2013, 32(1): 1-11.
ZHANG Yiwen, LIU Jiantao. Development in powder metallurgy superalloy[J]. Materials China, 2013, 32(1): 1-11. (in Chinese)
- [16] 张莹, 张义文, 张娜, 等. FGH97 粉末冶金高温合金热处理工艺和组织性能的研究[J]. 航空材料学报, 2008, 28(6):

- 5-9.
- ZHANG Ying, ZHANG Yiwen, ZHANG Na, et al. Heat treatment processes and microstructure and properties research on P/M superalloy FGH97[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2008, 28(6): 5-9. (in Chinese)
- [17] LIU Hao, BAO Rui, ZHANG Jianyu, et al. A creep-fatigue crack growth model containing temperature and interactive effects[J]. International Journal of Fatigue, 2014, 59(3): 34-42.
- [18] Henaff G, Odemer G, Benoit G, et al. Prediction of creep-fatigue crack growth rates in inert and active environments in an aluminium alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31(11): 1943-1951.
- [19] Djavanroodi F. Creep-fatigue crack growth interaction in nickel base super alloy[J]. American Journal of Applied Sciences, 2008, 5(5): 454-460.

(编辑:叶 青)