

DOI:10.16356/j.1005-2615.2024.01.007

FGH96 合金疲劳裂纹扩展过载迟滞行为研究

赵新宇^{1,2}, 李昀睿^{1,2}, 郭秩维³, 冯建文⁴, 万煜玮^{1,2}, 胡绪腾^{1,2}

(1.南京航空航天大学航空航天结构力学及控制全国重点实验室,南京 210016; 2.南京航空航天大学能源与动力学院,南京 210016; 3.中国航发沈阳发动机研究所,沈阳 110015; 4.中国民用航空适航审定中心结构审定室,北京 100102)

摘要: 针对 FGH96 粉末高温合金,开展了 500 °C 和 700 °C 不同过载比下的疲劳裂纹扩展过载迟滞行为试验,分析了试验温度、过载比等对 FGH96 合金裂纹扩展过载迟滞行为的影响,对其疲劳裂纹扩展过载迟滞行为进行了预测分析。结果表明:对于 FGH96 合金,过载比越大,过载迟滞效应越明显,相同过载比时 700 °C 下的过载迟滞效应比 500 °C 更为明显。过载比分别为 1.2 和 1.4 时,过载迟滞效应不明显,广义 Willenborg 模型、改进的广义 Willenborg 模型以及修正 Willenborg 模型的预测结果差别不大,与试验结果差别也不大。过载比为 1.6 时,过载迟滞效应明显,修正 Willenborg 模型对裂纹扩展曲线的预测结果与试验结果较为吻合,裂纹扩展寿命预测误差小于 10%,广义 Willenborg 模型和改进的广义 Willenborg 模型对裂纹扩展曲线的预测结果接近,与试验结果差别较大,裂纹扩展寿命预测结果与试验结果差别也较大。

关键词: 镍基高温合金; 裂纹扩展; 过载迟滞

中图分类号: V233.7

文献标志码: A

文章编号: 1005-2615(2024)01-0071-09

Fatigue Crack Growth with Overload Retardation Effects in FGH96 Alloy

ZHAO Xinyu^{1,2}, LI Yunrui^{1,2}, GUO Zhiwei³, FENG Jianwen⁴, WAN Yuyue^{1,2}, HU Xuteng^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Mechanics and Control for Aerospace Structures, Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, Nanjing 210016, China; 2. College of Energy and Power Engineering, Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, Nanjing 210016, China; 3. AECC Shenyang Engine Research Institute, Shenyang 110015, China; 4. Structure Certification Division, Airworthiness Certification Center, Civil Aviation Administration of China, Beijing 100102, China)

Abstract: Experiments were conducted to investigate the overload retardation behavior of fatigue crack growth in FGH96 powder superalloy at 500 °C and 700 °C under different overload ratios. The effects of test temperature and overload ratio on the crack growth overload retardation behavior of FGH96 alloy were analyzed, and the fatigue crack growth overload retardation behavior of FGH96 was predicted and analyzed. The results show that for FGH96 superalloy, the greater the overload ratio, the more pronounced the overload retardation effect. At the same overload ratio, the overload retardation effect at 700 °C is more pronounced than at 500 °C. When the overload ratios are 1.2 and 1.4, the overload retardation effect is not significant, and there is little difference between the predictions of the generalized Willenborg model, the modified generalized Willenborg model, and the modified Willenborg model, as well as the experimental results. When the overload ratio is 1.6, the overload retardation effect is significant. The prediction results of the modified Willenborg model for the crack growth curve are in good agreement with the experimental results, with a crack growth lifetime prediction error of less than 10%. The predictions of the generalized

基金项目: 国家科技重大专项(2017-IV-0004-0041)。

收稿日期: 2023-10-25; **修订日期:** 2024-01-09

通信作者: 胡绪腾, 男, 博士, 副教授, E-mail: xthu@nuaa.edu.cn。

引用格式: 赵新宇, 李昀睿, 郭秩维, 等. FGH96 合金疲劳裂纹扩展过载迟滞行为研究[J]. 南京航空航天大学学报, 2024, 56(1): 71-79. ZHAO Xinyu, LI Yunrui, GUO Zhiwei, et al. Fatigue crack growth with overload retardation effects in FGH96 alloy[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2024, 56(1): 71-79.

Willenborg model and the modified generalized Willenborg model for the crack growth curve are similar and differ significantly from the experimental results, leading to larger differences in crack growth lifetime predictions compared to the experimental results.

Key words: nickel based superalloy; crack growth; overload retardation

航空发动机服役过程中需要使结构件承受变幅疲劳载荷作用。发动机构件疲劳安全寿命(裂纹萌生寿命)分析较少考虑变幅疲劳载荷中存在的载荷次序效应,工程中通常采用Miner法则进行疲劳损伤累积分析。但对于疲劳裂纹扩展过程,变幅疲劳载荷次序的影响较为明显,对于轮盘等断裂关键件的损伤容限分析有必要考虑其影响。变幅疲劳载荷中,高峰值载荷对后续低峰值载荷下的裂纹扩展过程通常会产生“过载迟滞效应”,使低峰值载荷下的裂纹扩展速率比低峰值疲劳载荷单独作用时的裂纹扩展速率低,经过一定的循环次数后才逐渐恢复至其单独作用时的裂纹扩展速率。变幅疲劳载荷中,先出现的低峰值载荷对后续高峰值载荷下的裂纹扩展速率有加速效应(称为欠载加速效应),然而工程中高峰值载荷出现的次数较少,且持续时间很短,因此工程分析中通常忽略欠载加速效应的影响,而过载迟滞效应的影响则需要考虑^[1]。

过去几十年里,许多学者围绕裂纹扩展过载迟滞行为开展了较多研究。目前普遍认为随着过载比的增大迟滞程度逐渐明显^[2],当过载比超过某一数值后,裂纹甚至会停止扩展。另外,加载顺序也会对过载行为带来影响。大量试验结果表明^[3-4]:在等幅疲劳载荷基础上加入一次过载,随后紧接着施加压缩过载,负过载会部分甚至全部抵消正过载带来的迟滞影响,此现象称为迟滞减缓效应。然而在过载作用之前施加一次低载,那么低载对过载所引起的裂纹扩展减缓程度几乎没有影响。针对过载迟滞的机理,残余压应力理论是目前受到广泛接受的一种机理^[5]。该理论认为:引入拉伸过载后,裂纹尖端发生塑性变形,卸载后塑性区产生残余压应力场,进而降低了裂纹在塑性区内的扩展速率,当裂纹穿过过载产生的塑性区时,裂纹扩展速率开始恢复至等幅状态。

在残余压应力理论下衍生出了一种经典的塑性区迟滞模型——Willenborg模型^[6]。该模型使用了有效应力强度因子的概念,认为过载带来的扩展速率降低程度取决于裂纹扩展相较于过载塑性区的大小,该模型仅能处理正应力比下的裂纹迟滞效应^[7]。文献[8]开发了一种称为改进广义Willenborg(Modified general Willenborg, MGW)模型的载荷相互作用模型,在广义Willenborg模型的基础上考虑了最小载荷为负时对过载迟滞的减缓作

用。另一种考虑载荷的交互模型是Rockwell开发的Chang-Willenborg模型^[9],他们采用Walker方程计算正应力比,采用Chang开发的方程计算负应力比,描述迟滞效应的建模与广义Willenborg模型相同。条带屈服模型^[10]最早由欧洲航天局、荷兰国家航空航天实验室和美国航天局合作开发,其基于以下假设的力学模型:不断增长的疲劳裂纹将通过裂纹尖端塑性区扩展,并且裂纹经过留下的塑性变形将导致应力相互作用,促进裂纹扩展速率增加和减缓,其裂纹张开应力可以通过计算得到。基于条带屈服模型的裂纹闭合模型虽然对疲劳裂纹扩展预测较为准确,但计算量大,实际工程应用需要以牺牲精度为代价,以便提高计算速度^[11]。2000年,GE公司的文献[12]结合广义Willenborg模型中的有效应力强度因子概念,提出了改进的Willenborg模型,改进模型需要拟合4个材料参数,具有明确的物理意义,应用效果较好。

国内针对发动机轮盘等关键件损伤容限设计问题,在发动机用合金材料裂纹扩展行为和建模方面的研究起步较晚,尤其是针对盘用镍基合金裂纹扩展过载迟滞行为开展的研究工作更少,未见公开文献报道。本文针对涡轮盘用FGH96粉末高温合金,分别在500℃和700℃下开展不同过载比下的疲劳裂纹扩展过载迟滞行为试验,探究试验温度、过载比等对FGH96合金裂纹扩展过载迟滞行为的影响,评估广义Willenborg模型、改进的广义Willenborg模型以及修正Willenborg模型对FGH96疲劳裂纹扩展过载迟滞行为的预测效果。

1 疲劳裂纹扩展过载迟滞行为试验

1.1 试验材料与试验件

试验材料为FGH96粉末高温合金,是中国研制的第2代涡轮盘用粉末高温合金,是高推重比先进航空发动机涡轮盘的主选材料^[13],其材料组成见表1。依据疲劳裂纹扩展试验标准^[14],选用标准紧凑拉伸(Compact tension, CT)试样测试材料的裂纹扩展性能,试样设计如图1所示。CT试样宽度 W 为40 mm,厚度 B 为8 mm。CT试样裂纹尖端应力强度因子 K 计算公式为^[15]

$$K = \frac{F}{BW^{1/2}} g(a)$$

表 1 材料化学成分

Table 1 Chemical composition of materials							%
元素	Cr	Co	W	Mo	Nb	Al	
含量	15.50~16.50	12.50~13.50	3.80~4.20	3.80~4.20	0.60~0.80	1.95~2.30	
元素	Ti	C	Zr	B	Ni	Fe	
含量	3.55~3.90	0.045~0.060	0.03~0.06	0.012~0.020	余	≤0.50	

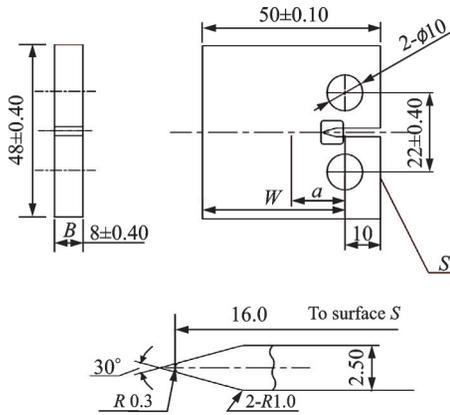


图 1 疲劳 CT 试样示意图

Fig.1 Schematic diagram of fatigue CT specimen

$$g(a) = \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (1)$$

式中: F 为加载力, B 和 W 分别为CT试件的厚度和宽度, $g(\alpha)$ 为形状参数, $\alpha = a/W$, a 为裂纹长度。

1.2 试验方法

依据疲劳裂纹扩展试验标准^[14],疲劳裂纹扩展试验分为两个阶段,第1阶段为裂纹预制阶段;第2阶段为正式裂纹扩展阶段。在裂纹预制阶段,采用逐级降载的方式进行裂纹预制,且最后一级预制载荷小于正式试验载荷。在正式裂纹扩展阶段,根据各个试样的试验温度,对CT试件加温和充分保温后开始正式试验。根据方案拟定的载荷进行加载,当试验在恒幅载荷下进行到预定的过载阶段时手动设置过载峰值,然后恢复到先前的恒幅载荷。本文采用图2所示直流电位法来监测裂纹扩

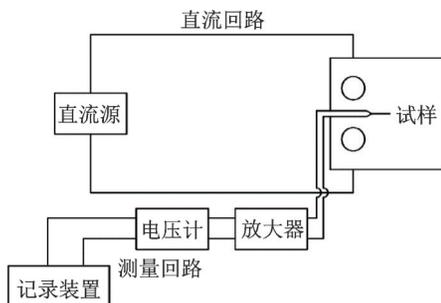


图 2 直流电位法裂纹扩展监测示意图

Fig.2 Schematic diagram of crack growth monitoring using DC potential method

展过程,直至试件断裂。

CT 试样裂纹尺寸与电位关系式为^[15]

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1 \left(\frac{U}{U_r} \right) + C_2 \left(\frac{U}{U_r} \right)^2 + C_3 \left(\frac{U}{U_r} \right)^3 \quad (2)$$

式中: U_r 为初始的电位差值(对应初始的裂纹长度); U 为瞬态的电位差值(对应实时的裂纹长度); $C_0 \sim C_3$ 为相关参数, $C_0 = -0.5051$, $C_1 = 0.8857$, $C_2 = 0.1398$, $C_3 = 0.0002398$ 。

1.3 试验条件

根据粉末涡轮盘的典型服役载荷环境,本文选取 500 °C 和 700 °C 两种温度进行疲劳裂纹扩展过载试验,测试环境为空气环境。疲劳裂纹过载试验的载荷谱如图 3 所示(图中过载比为 1.6),考虑在载荷比 0.5 时裂纹的扩展速率相对较慢,能够更为明显地体现过载效应,因此疲劳试验应力比设置为 0.5。试验共设计了 3 种过载比 R_{ol} : 1.2、1.4 和 1.6,具体试验规划见表 2。

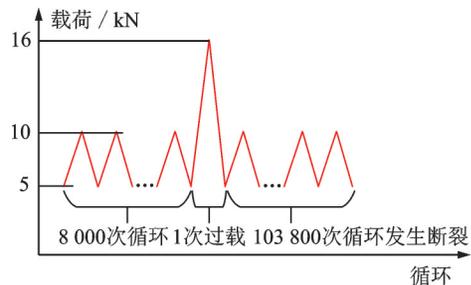


图 3 过载比 1.6 载荷曲线示意图

Fig.3 Schematic diagram of overload ratio 1.6 load curve

表 2 FGH96 疲劳裂纹过载迟滞试验方案

Table 2 Test plans for FGH96 fatigue crack overload retardation research

温度/°C	载荷比	频率/Hz	过载比	试样厚度/mm	试件数量
700	0.5	10	1.2	8	1
			1.4		1
			1.6		1
500	0.5	10	1.2	8	1
			1.4		1
			1.6		1

正式试验中由于加载时机的把控偏差,实际施加过载时的裂纹长度不一致,700 °C下裂纹尺寸偏小,而500 °C下偏大,在一定程度上缩小了二者之间的过载影响时间差距。

1.4 试验结果

图4(a~c)给出了700 °C下FGH96在疲劳载荷中出现不同程度过载时的疲劳裂纹扩展曲线试验结果。可以看出,700 °C下过载比为1.2时,FGH96的疲劳过载迟滞现象不太明显,过载比为1.4时出现一定程度的疲劳过载迟滞效应,过载比为1.6时,疲劳过载迟滞效应非常明显,经过67 585循环后恢复至过载发生前的水平,过载后的疲劳裂纹扩展几乎停滞。

图4(d~f)给出了500 °C下FGH96在疲劳载荷中出现不同程度过载时的疲劳裂纹扩展曲线试验结果。图4(g,h)给出了过载比1.2和1.4的局部放大图,可以看出,500 °C时的疲劳裂纹扩展过

载迟滞效应要弱于700 °C,500 °C下过载比为1.2时,几乎没有观察到明显的疲劳过载迟滞现象,过载比为1.4时稍有一点疲劳过载迟滞效应。过载比为1.6时疲劳过载迟滞效应明显,但弱于700 °C,过载比为1.6的过载发生后,700 °C下要经过更多疲劳循环后裂纹扩展速率才能恢复到过载发生前的水平。

图5给出了上述两种温度下FGH96不同过载比时的疲劳裂纹扩展速率-循环数曲线的对比。图5中疲劳循环曲线用黑色表示,过载迟滞影响段用红色表示。从图5中可以直观地看出相同过载条件下700 °C下的过载迟滞影响要大于500 °C,这主要是由于两种温度下FGH96的屈服强度和拉伸曲线存在差别所致,700 °C下屈服强度相对较低,相同疲劳载荷下发生相同过载时产生相对更大的过载塑性区,使得后续疲劳裂纹扩展受到的影响相对更大。

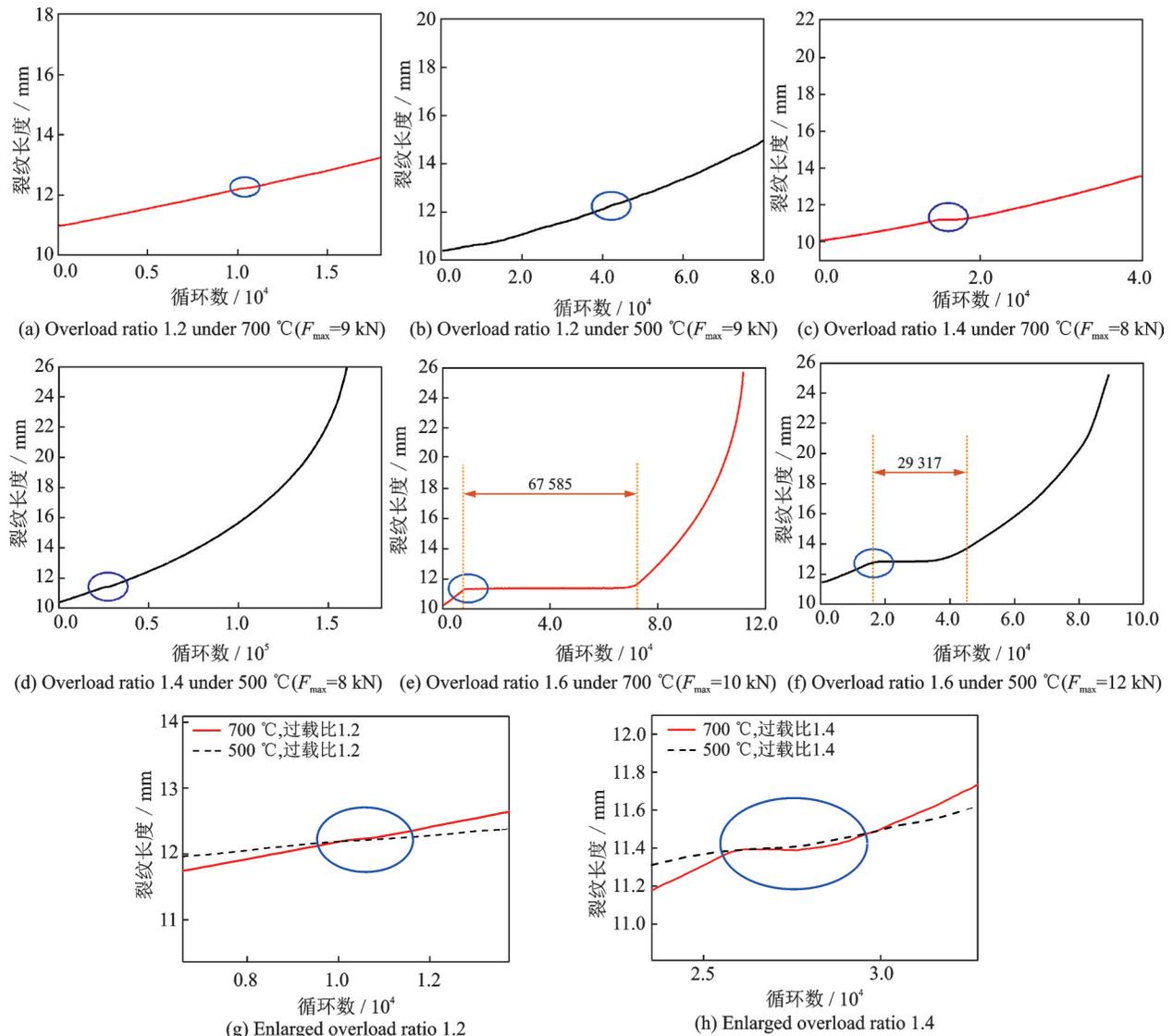


图4 700 °C和500 °C下FGH96不同过载比时的疲劳裂纹扩展曲线试验结果

Fig.4 Experimental results of fatigue crack growth curves for FGH96 under different overload ratios at 700 °C and 500 °C

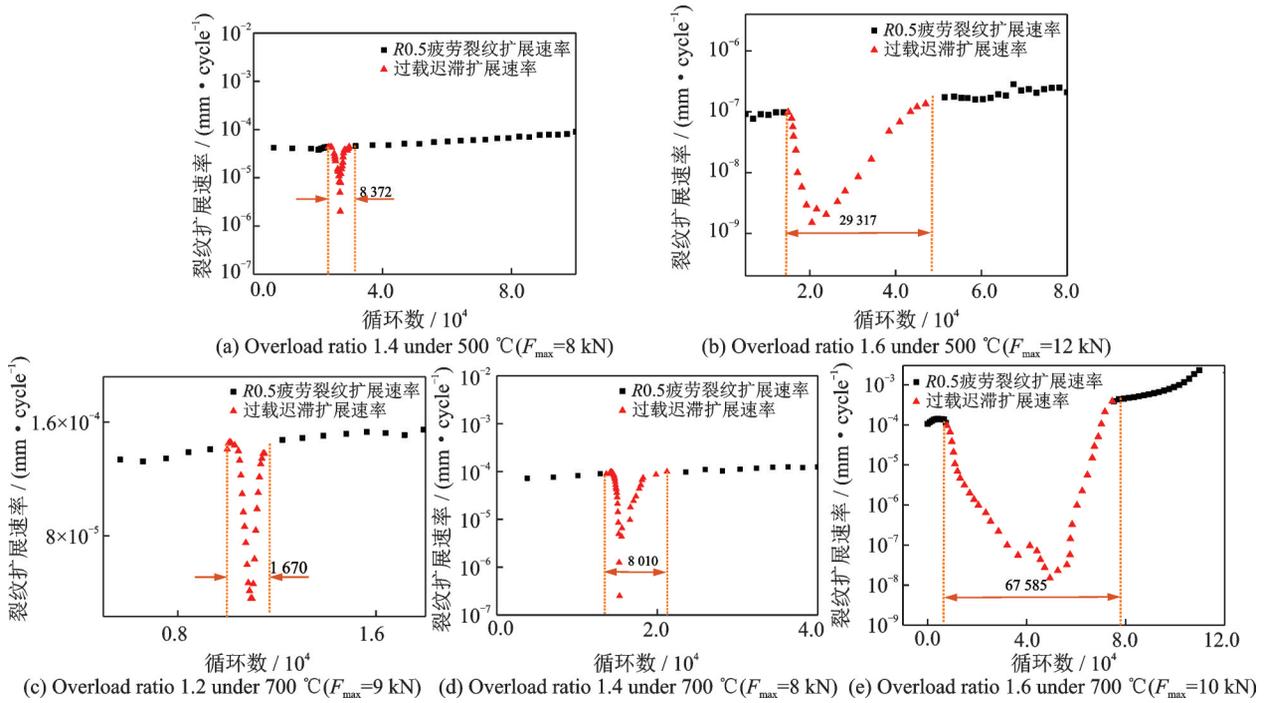


图 5 700 °C和 500 °C下 FGH96 在发生不同程度过载时疲劳裂纹扩展速率曲线的对比

Fig.5 Comparison of fatigue crack growth rate curves of FGH96 under different degrees of overload at 700 °C and 500 °C

2 疲劳裂纹扩展过载迟滞行为预测分析

本文基于广义 Willenborg 模型 (General Willenborg, GW)、MGW 模型以及修正 Willenborg 模型 (Modified Willenborg, MW), 对试验测试获得的 FGH96 疲劳裂纹扩展过载迟滞行为进行分析和预测。

2.1 过载迟滞塑性区模型

以应力强度因子 K 作为驱动参数, 过载迟滞效应发生后裂纹扩展速率降低可以表征为应力强度因子的减少。随着裂纹尖端塑性区尺寸的变化, 减少的应力强度因子也在改变, 进而决定过载迟滞是否发生。图 6 所示为: 若当前裂尖塑性区尺寸小于过载塑性区尺寸, 则减小的应力强度因子为正, 发生过载迟滞; 一旦当前塑性区尺寸超过过载塑性区, 由于载荷的增加 (较高的 K 和塑性区尺寸), 减小的应力强度因子变为零, 无过载迟滞现象。

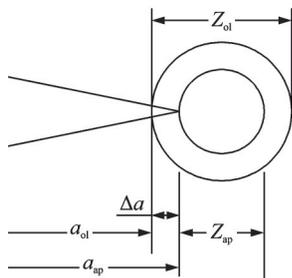


图 6 裂纹尖端塑性区^[12]

Fig.6 Crack tip plastic zone^[12]

本文讨论如下 3 种过载迟滞模型:

(1) GW 模型

GW 模型有效应力强度因子与有效应力比的表达式为

$$\begin{cases} K_{\max}^{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{red}} \\ K_{\min}^{\text{eff}} = K_{\min} - K_{\text{red}} \\ R_{\text{eff}} = \frac{K_{\min}^{\text{eff}}}{K_{\max}^{\text{eff}}} \end{cases} \quad (3)$$

式中 K_{red} 由式 (4) 计算。 K_{\max} 为当前循环的最大应力强度因子, $K_{\max, \text{ol}}$ 为最近一次过载时的最大应力强度因子, Δa 为自过载以来局部裂纹扩展量, Z_{ol} 为由过载导致的塑性区大小, 详见式 (5), ϕ 为缩放系数。

$$K_{\text{red}} = \phi \left[K_{\max, \text{ol}} \left(1 - \frac{\Delta a}{Z_{\text{ol}}} \right)^{\frac{1}{2}} - K_{\max} \right] \quad (4)$$

$$Z_{\text{ol}} = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_{\max}}{\alpha_g \sigma_{\text{ys}}} \right)^2 \quad (5)$$

式中 σ_{ys} 为材料的屈服强度。

对于 GW 模型, ϕ 有

$$\phi = \left(1 - \frac{\Delta K_{\text{th}}}{\Delta K} \right) / (R_{\text{so}} - 1) \quad (6)$$

式中: ΔK_{th} 为应力强度因子范围阈值; ΔK 为当前循环应力强度因子幅值; R_{so} 为截止应力比, 一般参考值为 2~3。有效应力强度因子范围为

$$\Delta K^{\text{eff}} = \begin{cases} K_{\max}^{\text{eff}} - K_{\min}^{\text{eff}} & K_{\max}^{\text{eff}} \geq 0 \\ 0 & K_{\max}^{\text{eff}} < 0 \end{cases} \quad (7)$$

(2) MGW 模型

MGW 和 GW 模型的共同之处在于二者计算有

效应力强度因子与有效应力比的公式相同,对于缩放系数 ϕ 的定义有所不同。MGW模型中的 ϕ 定义为

$$\phi = \begin{cases} 2.523\phi_0 / (1.0 + 3.5(0.25 - R_{ul})^{0.6}) & R_{ul} = K_{ul} / K_{max,ol} \leq 0.25 \\ 1.0 & R_{ul} = K_{ul} / K_{max,ol} > 0.25 \end{cases} \quad (8)$$

$$K_{red} = \begin{cases} \phi(K_{ol} - K_{max}) \left[1 - \frac{\Delta a}{\lambda(r_{ol} - r_{max})} \right]^\rho & \Delta a \geq \chi r_{ol}, \Delta a + \lambda r_{max} \leq \lambda r_{ol} \\ \phi(K_{ol} - K_{max}) \left[1 - \frac{\chi r_{ol}}{\lambda(r_{ol} - r_{max})} \right]^\rho & 0 \leq \Delta a < \chi r_{ol} \end{cases} \quad (9)$$

式中:过载塑性区尺寸 r_{ol} 和当前塑性区尺寸 r_{max} 分别定义为

$$\begin{cases} r_{ol} = \left(\frac{1}{2\pi} \right) \left(\frac{K_{ol}}{\sigma_{ys}^{ol}} \right)^2 \\ r_{max} = \left(\frac{1}{2\pi} \right) \left(\frac{K_{max}}{\sigma_{ys}^{max}} \right)^2 \end{cases} \quad (10)$$

当裂纹扩展增量在0和 χr_{ol} 之间时, K_{red} 被认为是一个恒定值;随着裂纹逐渐扩展, K_{red} 逐渐减小,直到裂纹扩展增量大于 $\lambda(r_{ol} - r_{max})$,此时 K_{red} 减小为0,过载迟滞效应消失,如图7所示。整个过载过程(单峰过载)的裂纹扩展速率应当是先快速下降后逐渐上升恢复到正常速率。

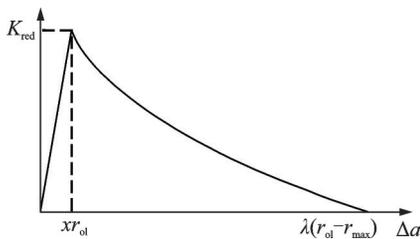


图7 修正的Willenborg迟滞模型中常数的物理意义

Fig.7 Physical meaning of constants in the modified Willenborg retardation model

如何确定式(9)中的模型参数至关重要。图8和图9给出了模型参数的确定过程:首先在速率-时

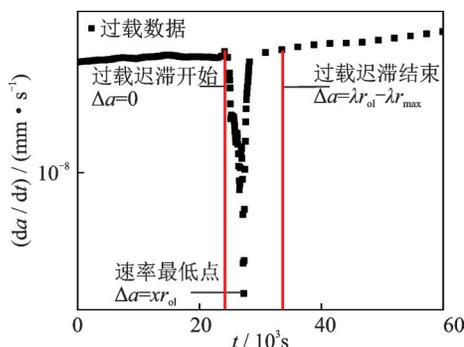


图8 确定修正的Willenborg模型系数 χ 和 λ

Fig.8 Determination of the modified Willenborg model coefficients χ and λ

式中: K_{ul} 为最近一次过载后的 K_{min} , ϕ_0 为模型参数。

(3) MW模型

文献[12]提出的MW模型需要4个材料参数: χ 、 λ 、 ϕ 和 ρ ,其中 χ 和 λ 用于表征对裂尖塑性区的缩放系数,决定裂纹扩展是否走出过载影响, ϕ 和 ρ 再用以描述减少的应力强度因子 K_{red} 。

间历程图上确定过载迟滞发生和结束的节点,通过数据处理确定系数 χ 和 λ ,再对式(9)在双对数坐标系下进行线性拟合,得到系数 ϕ 和 ρ ,由此获得该温度下的修正Willenborg迟滞模型材料系数。

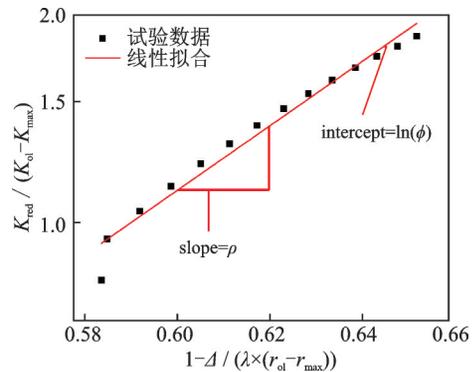


图9 确定修正的Willenborg模型系数 ϕ 和 ρ

Fig.9 Determination of the modified Willenborg model coefficients ϕ and ρ

基于本文试验数据分别拟合出700℃和500℃下的两组材料的过载迟滞模型参数,如表3、4所示。

表3 700℃疲劳过载迟滞模型拟合参数

Table 3 700℃ fatigue overload model fitting coefficients			
χ	λ	ϕ	ρ
0.266	1.683	1.821	0.316

表4 500℃疲劳过载模型拟合系数

Table 4 500℃ fatigue overload model fitting coefficients			
χ	λ	ϕ	ρ
0.160	1.792	1.884	0.780

2.2 过载迟滞行为预测与试验对比分析

基于上一节分析获得的3种过载迟滞模型对FGH96合金700℃和500℃下不同过载比下的过载迟滞行为进行预测和对比分析。

在预测分析中 FGH96 合金疲劳裂纹扩展模型采用 Walker 模型^[14], 见式 (11), 模型参数见表 5。

表 5 疲劳裂纹扩展 Walker 模型系数

Table 5 Walker model coefficients for fatigue crack growth

温度/°C	C	m	n
700	6.95×10^{-11}	0.603	2.444
500	2.30×10^{-11}	0.796	2.615

当进入过载段时将 ΔK 、 R 替换为式 (12) 中的 ΔK_{eff} 、 R_{eff}

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K(1 - R)^{m-1})^n \quad (11)$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}}(1 - R_{\text{eff}})^{m-1})^n \quad (12)$$

图 10 和 11 分别为 700 °C 和 500 °C 下不同过载比扩展曲线与预测曲线对比图, 其中过载比为 1.6 时裂纹扩展速率随应力强度因子变化曲线可以看出显著的速率下降; 过载比 1.2 和过载比 1.4 时, 由于过载效应对裂纹扩展寿命的影响并不显著, 因此裂纹扩展计算曲线与试验曲线相对较为接近; 过载比 1.6 时, 由于过载影响阶段在裂纹扩展寿命的占比较大, GW 模型与 MGW 模型对裂纹扩展的预测结果与试验结果均有较大出入, 而 MW 模型的裂纹扩展曲线预测结果与试验结果较为吻合。

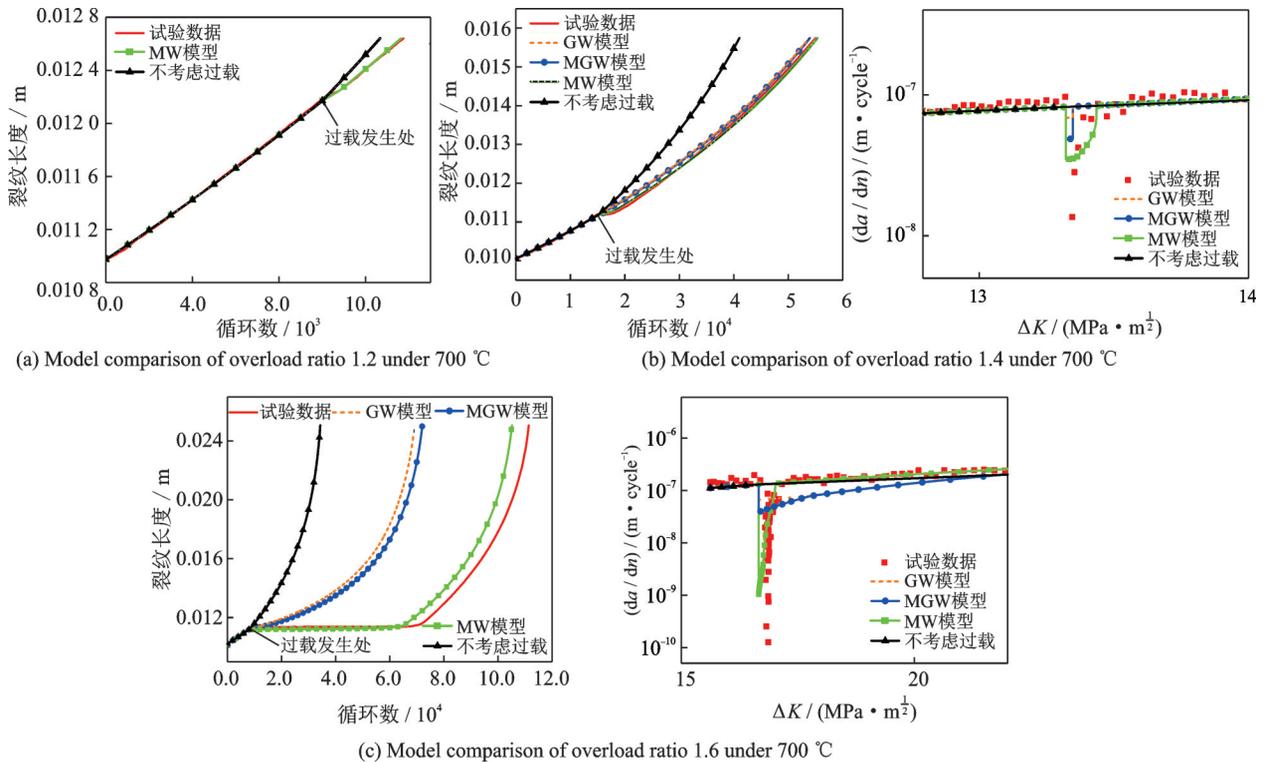
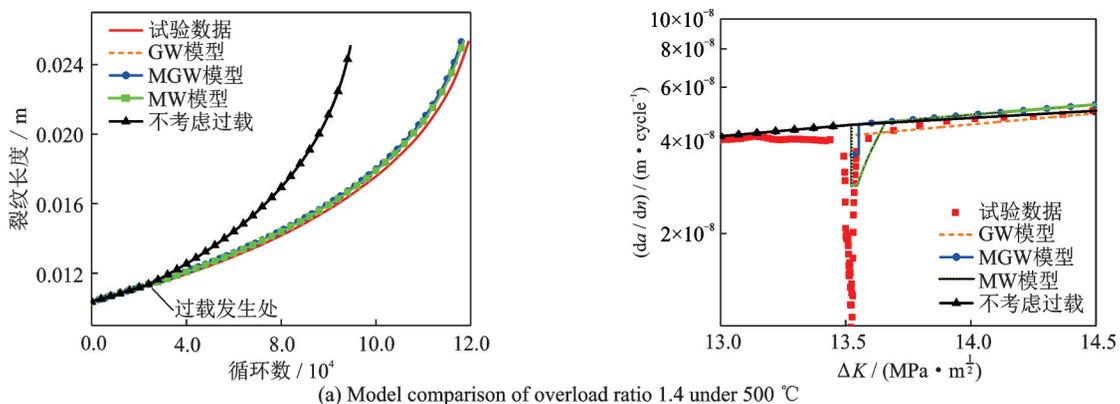


图 10 700 °C 不同过载比下试验扩展曲线与预测曲线对比

Fig.10 Comparison of test growth curves with prediction curves under different overload ratios at 700 °C



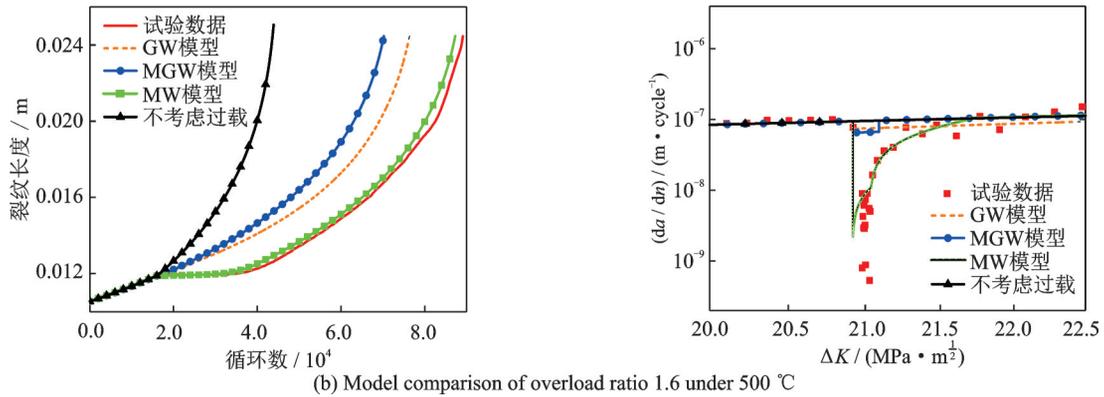


图11 500 °C不同过载比下试验扩展曲线与预测曲线对比

Fig.11 Comparison of test growth curves with prediction curves under different overload ratios at 500 °C

表6是3种模型预测的裂纹扩展寿命与试验结果的对比,其中500 °C过载比为1.2时,裂纹扩展几乎没有发生过载迟滞现象,故不作对比,对于过载比1.4的试验,3种模型的预测结果与试验结果均较为接近;而过载比1.6时,GW模型和MGW模型预测误差均较大,而MW模型的裂纹扩展寿命预测误差小于10%,预测效果明显优于GW模型和MGW模型以及不考虑过载的情况。

表6 考虑过载效应的裂纹扩展寿命计算结果与试验对比
Table 6 Comparison of fatigue cycle calculation results and experiments considering overload effects

模型	500 °C		700 °C		
	$R_{oi}=1.6$	$R_{oi}=1.4$	$R_{oi}=1.6$	$R_{oi}=1.4$	$R_{oi}=1.2$
GW	1.17	1.02	1.61	1.02	
MGW	1.27	1.02	1.55	1.02	
MW	1.02	1.01	1.06	1.01	1.01
不考虑过载	0.49	0.69	0.31	0.75	0.92

值得注意的是,GW模型虽然对裂纹扩展的预测结果与试验结果有较大出入,但截止应力比 R_{so} 却对预测结果有较大的影响。如图12,在700 °C过载比为1.6的条件下,调整 R_{so} 从2至1.35左右时,

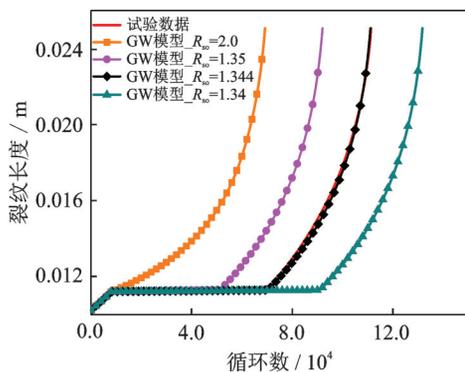


图12 截止过载比对GW模型的敏感性分析

Fig.12 Sensitivity analysis of GW model to cut-off overload ratio

裂纹扩展会出现明显的过载停滞;当 R_{so} 等于1.344时,与试验结果有较好的一致性;当 R_{so} 等于1.34时甚至过载迟滞时间超出了试验结果,此时 R_{so} 的物理意义不明确。

3 结 论

本文针对涡轮盘用FGH96粉末高温合金,开展了500 °C和700 °C不同过载比下的疲劳裂纹扩展过载迟滞行为试验,分析了试验温度、过载比等对FGH96合金裂纹扩展过载迟滞行为的影响,评估了广义Willenborg模型、改进的广义Willenborg模型以及修正Willenborg模型对其疲劳裂纹扩展过载迟滞行为的预测效果。主要结论如下:

(1)对于FGH96合金,过载比越大,过载迟滞效应越明显,相同过载比时700 °C下的过载迟滞效应比500 °C更为明显。

(2)对于FGH96合金,过载比分别为1.2和1.4时,过载迟滞效应不明显,3种过载迟滞模型的预测结果差别不大,与试验结果差别也不大。过载比为1.6时,过载迟滞效应明显,修正Willenborg模型对裂纹扩展曲线的预测结果与试验结果较为吻合,裂纹扩展寿命预测误差小于10%,广义Willenborg模型和改进的广义Willenborg模型对裂纹扩展曲线的预测结果接近,与试验结果差别较大,裂纹扩展寿命预测结果与试验结果差别也较大。通过调整截止过载比能改善广义Willenborg模型的预测效果。

参考文献:

[1] WEI R P. Fracture mechanics: Integration of mechanics, materials science, and chemistry[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2010.
[2] BORREGO L P, FERREIRA J M, DA CRUZ J M P, et al. Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and closure[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2003, 70(11): 1379-1397.

- [3] ROMEIRO F, FREITAS M D, FONTE M D. Fatigue crack growth with overloads/underloads: Interaction effects and surface roughness[J]. *International Journal of Fatigue*, 2009, 31(11/12): 1889-1894.
- [4] SEIFI R, BAHRAMI R. Numerical modeling the effects of overloading and underloading in fatigue crack growth[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2010, 17(6): 1475-1482.
- [5] NGANGA S P, JAMES M N. Variable amplitude loading in En8 (080M40) steel: A detailed experimental study of crack growth[J]. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2010, 19(2/3): 207-216.
- [6] WILLENBORG J, ENGLE R M, WOOD A. Crack growth retardation model using an effective stress concept: Technical Report AFFDL-TM-FBR-71-1[R]. [S.l.]: Air Force Flight Dynamics Laboratory, 1971.
- [7] GALLAGHER J P. A generalized development of yield zone models: Technical Report AFFDL-TM-FBR-74-28[R]. [S.l.]: Air Force Flight Dynamics Laboratory, 1974.
- [8] BRUSSAT T R. Estimating initiation times of secondary fatigue cracks in damage tolerance analysis[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2007, 6(3): 281-292.
- [9] CHANG J B, ENGLE R M. Improved damage-tolerance analysis methodology[J]. *Journal of Aircraft*, 1984, 21: 722-730.
- [10] SKORUPA M, MACHNIEWICZ T, SCHIJVE J, et al. Application of the strip-yield model from the NASGRO software to predict fatigue crack growth in aluminium alloys under constant and variable amplitude loading[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2007, 74(3): 291-313.
- [11] 张国勇, 顾绍景, 郭万林, 等. 一种基于约束因子的超载迟滞模型[J]. *航空学报*, 2011, 32(6): 1032-1039.
- ZHANG Guoyong, GU Shaojing, GUO Wanlin, et al. An overload retardation model based on constraint factors[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2011, 32(6): 1032-1039.
- [12] STONE R H V, SLAVIK D C. Prediction of time-dependent crack growth with retardation effects in nickel base alloys[J]. *ASTM Special Technical Publication*, 2000, 1389: 405-426.
- [13] 彭子超, 刘培元, 王旭青, 等. 不同服役条件下 FGH96 合金的蠕变特征[J]. *金属学报*, 2022, 58(5): 673-682.
- PENG Zichao, LIU Peiyuan, WANG Xuqing, et al. Creep behavior of FGH96 superalloy at different service conditions[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 58(5): 673-682.
- [14] NELSON D V. Review of fatigue-crack-growth prediction methods[J]. *International Journal of Rock Mechanics & Mining Encees & Geomechanics Abstracts*, 1978, 15(1): A3.
- [15] 中国航空工业总公司. 金属材料高温疲劳裂纹扩展速率试验方法: HB 7680—2000[S]. 北京: 航空工业出版社, 2000.
- China Aviation Industry Corporation. Test method for high-temperature fatigue crack propagation rate of metal materials: HB 7680—2000[S]. Beijing: Aviation Industry Press, 2000.

(编辑:陈珺)