

# GH720Li 镍基高温合金蠕变-疲劳试验研究

胡殿印<sup>1,2,3</sup>, 马琦航<sup>1</sup>, 高 晔<sup>1</sup>, 王荣桥<sup>1,2,3</sup>

(1. 北京航空航天大学, 北京 100191)

(2. 先进航空发动机协同创新中心, 北京 100191)

(3. 航空发动机结构强度北京市重点实验室, 北京 100191)

**摘 要:** 对先进航空发动机涡轮盘的典型材料镍基高温合金 GH720Li 的蠕变-疲劳特性进行了试验研究。通过对真实涡轮盘上取样的圆棒试验件, 开展了 650 °C 不同保持时间下的 GH720Li 合金蠕变-疲劳试验。结果表明, 650 °C 下保持时间对 GH720Li 合金的蠕变-疲劳特性影响较大, 即, 在较长的保持时间 (>30 min) 下, 蠕变损伤占主导地位, 降低了材料的蠕变-疲劳寿命。SEM 断口分析表明: 随着保持时间的增加, 裂纹形成区由穿晶和沿晶混合断裂向沿晶断裂转化; 裂纹扩展区由穿晶断裂向穿晶、沿晶的混合模式转化。最后, 基于 GH720Li 合金的蠕变-疲劳试验数据, 分别选取载荷谱转换法和机械功密度法进行 GH720Li 合金的蠕变-疲劳寿命预测, 并研究了 2 种模型的工程适用性。

**关键词:** GH720Li; 蠕变-疲劳; 保持时间; 断口分析; 寿命模型

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)07-2185-07

涡轮盘作为航空发动机的结构关键件, 随着航空燃气涡轮发动机对高效率和高推重比的不断追求, 涡轮盘承受着更高的高温 and 机械等载荷的交互作用: 其承受的离心载荷的周期性变化构成低循环疲劳损伤; 处于高温环境工作下的涡轮盘同时必须考虑蠕变损伤。蠕变-疲劳的交互作用成为限制涡轮盘使用寿命的重要因素<sup>[1]</sup>。GH720Li 作为一种高强度、耐腐蚀、沉淀强化型镍基高温合金, 具有优异的高温综合性能, 例如较高的高温强度、良好的抗蠕变、抗疲劳和抗氧化性能等, 成为先进航空发动机涡轮盘首选材料<sup>[2]</sup>。

近 10 年来, 国内外对 GH720Li 合金 (美国牌号 Udimet720Li) 的蠕变-疲劳特性已经开展了较深入细致的研究<sup>[3-7]</sup>。Y. Yuan 等<sup>[3]</sup>从微观结构角度研究了合金的蠕变机制。结果表明, 二次  $\gamma'$  相的间距与强度对材料蠕变特性具有显著的影响; W. Harrison 等<sup>[4]</sup>的研究表明 Wilshire 方程对预测 Udimet720Li 的蠕变行为和应力松弛行为具有良好的效果; T. Billot 等<sup>[5]</sup>发现, 保持时间的引入会降低 Udimet 720Li 的疲劳寿命; W. J. Evans 等<sup>[6]</sup>证明晶间损伤是导致裂纹萌生和扩展的主要原因, 同时晶界周围的局部塑性对材料蠕变-疲劳寿命也有较大影响; M. Marchionni 等<sup>[7]</sup>根据真空和空气环境下的蠕变-疲劳试验的比较, 发现氧化作用降低了材料的蠕变-疲劳寿命, 而在低应变范围内, 应力松弛

作用提高了材料寿命。尽管上述研究已经取得了较好的成果, 但均从材料性能研究的角度出发, 即从合金棒材或饼材上取样, 尚未考虑涡轮盘加工过程导致的组织结构与材料性能的差异性<sup>[8-13]</sup>, 上述成果尚不能直接用来支撑涡轮盘结构的蠕变-疲劳寿命设计。因此, 十分有必要从真实涡轮盘上取样, 对涡轮盘材料 GH720Li 合金的蠕变-疲劳性能开展研究。

为此, 本研究对从真实涡轮盘上取样的 GH720Li 合金圆棒, 开展了 650 °C 不同保持时间下的蠕变-疲劳试验, 并对断口的组织形貌进行了 SEM 分析, 在此基础上对 GH720Li 合金的蠕变-疲劳寿命进行了预测, 为涡轮盘蠕变-疲劳寿命设计提供支持。

## 1 实 验

试样取自真实涡轮盘, 采用等温锻造方式, 热处理工艺为 (1080~1110) °C/(2~4)h/油淬+650 °C/24 h/空冷+760 °C/16 h/空冷。盘锻件经固溶+时效处理, 基体中  $\gamma'$  强化相的体积分数可达 40%~50%, 具有良好的高温持久性和蠕变性能。GH720Li 高温合金的化学成分如表 1 所示, 其显微组织如图 1 所示。可以观察到材料中的强化相组织, 包括块状的一次  $\gamma'$  相, 尺寸 >1  $\mu\text{m}$ , 球状的二次  $\gamma'$  相, 尺寸为 0.1~1  $\mu\text{m}$ , 更为细小的三次  $\gamma'$  相, 尺寸 <0.1  $\mu\text{m}$ 。

收稿日期: 2017-07-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51305012, 51375031); 航空科学基金 (2014ZB51)

作者简介: 胡殿印, 女, 1980 年生, 博士, 副教授, 北京航空航天大学能源与动力工程学院, 北京 100191, 电话: 010-82313841, E-mail: hdy@buaa.edu.cn

表 1 GH720Li 化学成分

| Table 1 Chemical composition of GH720Li (wt%) |             |             |           |           |           |           |       |           |            |       |       |        |       |      |
|-----------------------------------------------|-------------|-------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------|-----------|------------|-------|-------|--------|-------|------|
| C                                             | Cr          | Co          | W         | Mo        | Al        | Ti        | Fe    | B         | Zr         | Si    | Mn    | P      | Cu    | Ni   |
| 0.01~0.02                                     | 15.50~16.50 | 14.00~15.50 | 1.00~1.50 | 2.75~3.25 | 2.25~2.75 | 4.75~5.25 | ≤0.50 | 0.01~0.02 | 0.025~0.05 | ≤0.20 | ≤0.15 | ≤0.015 | ≤0.10 | Bal. |

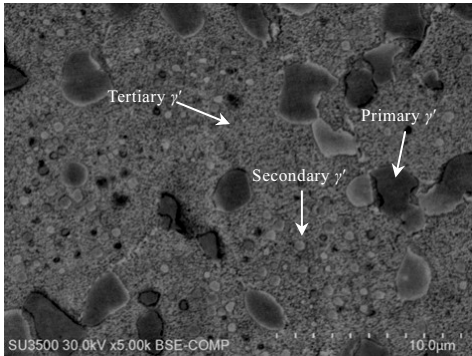


图 1 GH720Li 显微组织

Fig.1 Microstructure of GH720Li

本试验采用长春试验机研究所生产的试验机 CSS-3905。该试验机能进行载荷控制、应变控制的试验，引伸计的标距为 25 mm。采用电阻加热炉加热，最高试验温度可达 1000 ℃。为保证试样各部分温度均匀，试验中通过 3 只热电偶分别测量试样标距段的 3 点表面温度，进行闭环控制。在整个试验期间，温度波动不超过±2 ℃。试验参考 GB2039-1997-T《金属拉伸蠕变及持久试验方法》<sup>[14]</sup>和 GB/T4338-1995《金属材料高温拉伸试验》<sup>[15]</sup>执行。采用圆形截面试样，试样尺寸如图 2 所示。为考虑不同位置的分散性对试验结果的影响，沿周向在盘缘位置进行了取样，见图 3。

蠕变-疲劳试验温度与涡轮盘盘缘工作温度（650 ℃）相同，相应的材料力学性能如表 2 所示。

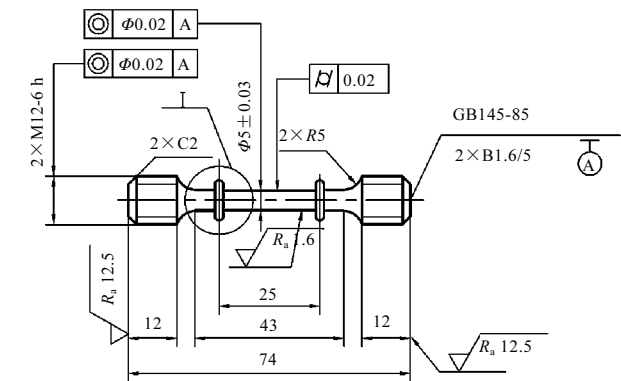


图 2 蠕变-疲劳试验试件

Fig.2 Geometry of specimen for creep-fatigue test (mm)

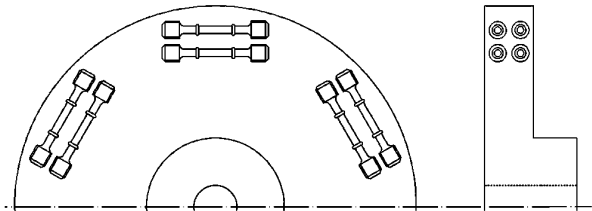


图 3 试件取样位置

Fig.3 Sampling position of specimens

表 2 650 ℃时 GH720Li 的力学性能

| Table 2 Mechanical properties of GH720Li at 650 ℃ |       |                     |                       |                   |      |
|---------------------------------------------------|-------|---------------------|-----------------------|-------------------|------|
| T/℃                                               | E/GPa | σ <sub>b</sub> /MPa | σ <sub>0.2</sub> /MPa | δ <sub>5</sub> /% | ψ/%  |
| 650                                               | 192   | 1420                | 1120                  | 20.5              | 23.5 |

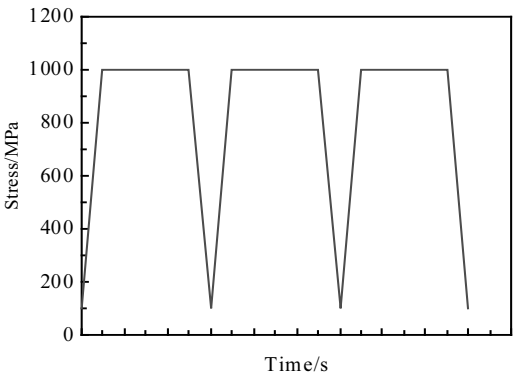


图 4 试验加载波形

Fig.4 Load waveform of test

蠕变-疲劳试验采用应力控制的加载方式，应力比  $R=0.1$ ，最大应力为 1000 MPa，加载波形如图 4 所示。试验中每个循环的疲劳周期为 30 s，即加载、卸载时间各是 15 s；保持时间分别为：3 min (CF3)、12 min (CF12)、30 min (CF30)、45 min (CF45)、∞(纯蠕变，C)。

2 结果与讨论

2.1 GH720Li 合金的包迹蠕变曲线

图 5 为 GH720Li 合金在连续循环加载下（CF45）的典型循环蠕变-疲劳曲线。可以看出，在蠕变-疲劳试验中，每一循环周期内既有疲劳分量又有蠕变分量。

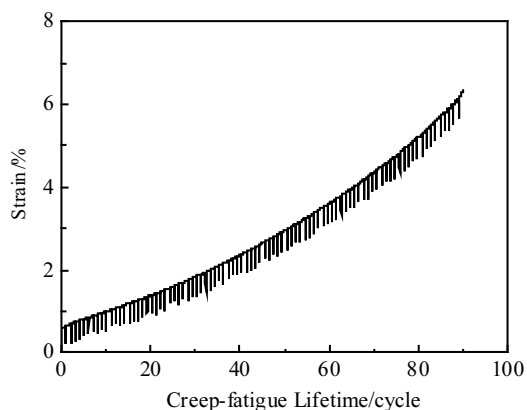


图 5 CF45 蠕变-疲劳循环曲线

Fig.5 Creep-fatigue cycle curve of CF45

GH720Li 合金在 650 °C 不同保持时间下的包迹蠕变曲线（包迹蠕变曲线指将每一周期内的最大应变点连接成的光滑曲线）如图 6 所示。可以发现：对应于不同加载周期的连续循环蠕变-疲劳过程，同纯蠕变试验相似，也存在着稳态阶段。随着保持时间的增长，GH720Li 合金的变形量呈现逐渐增大的变化过程。

## 2.2 GH720Li 合金的蠕变-疲劳寿命

保持时间对 GH720Li 合金的蠕变-疲劳稳态应变速率有明显的影响，即：较低的保持时间（CF3）下材料的蠕变-疲劳稳态应变速率较低，而在较长的保持时间（CF45）下，材料的蠕变-疲劳稳态应变速率更加接近于纯蠕变稳态应变速率，如图 7 所示。

试件的蠕变-疲劳循环寿命随着保持时间的增加而不断降低，但循环寿命降低的速率会随着时间的延长而减慢，如图 8 所示。

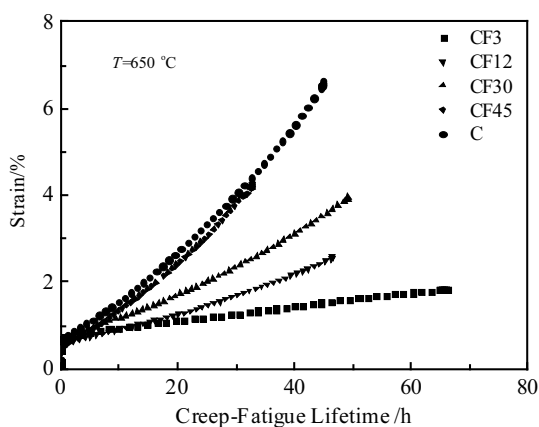


图 6 GH720Li 合金在不同保持时间下蠕变-疲劳曲线

Fig.6 Creep-fatigue cycle curves of GH720Li alloy at different dwells

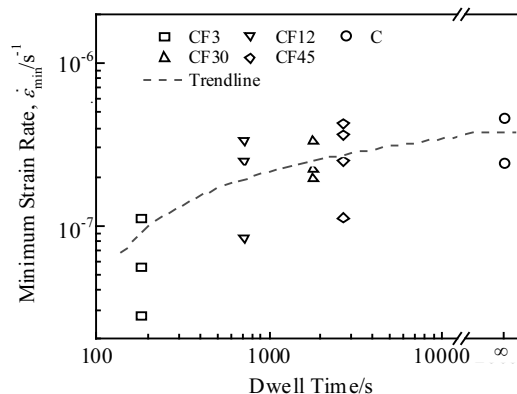


图 7 GH720Li 合金在不同保持时间下蠕变-疲劳稳态应变速率

Fig.7 Creep-fatigue minimum strain rate of GH720Li alloy at different dwells

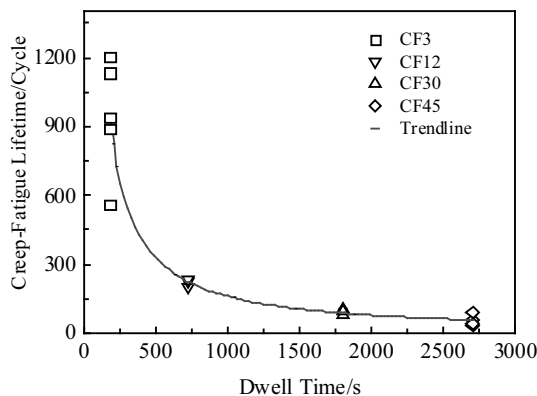


图 8 蠕变-疲劳循环寿命和保持时间关系

Fig.8 Relationship of creep-fatigue lifetime and dwell time

图 7 和图 8 中蠕变-疲劳稳态应变速率与循环寿命的变化趋势说明材料发生了循环减速<sup>[16]</sup>。即在蠕变-疲劳过程中，前一个周期卸载时未能回复的应变，可以部分地补偿下一个周期中的应变，这种效应的累积将减小总的应变速率和增加蠕变-疲劳循环寿命。保持时间愈短，卸载次数越多，则蠕变速率愈小，蠕变-疲劳循环寿命越长。

## 2.3 SEM 分析

蠕变-疲劳试验结束后，部分断裂的试件如图 9 所示。采用 ZEISS EVO 18 扫描电镜对断裂试件进行断口分析，以揭示保持时间对 GH720Li 合金蠕变-疲劳损伤影响的微观机理。SEM 的图像表明，不同保持时间下的合金宏观断口都是由 3 个明显不同的区域<sup>[17]</sup>构成，如图 10 所示：(I) 接近平面的裂纹形成区；

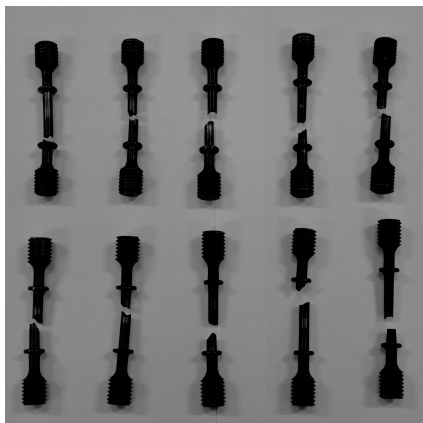


图 9 部分断裂的蠕变-疲劳试验件

Fig.9 Parts of fracture specimens of creep-fatigue test

(II) 裂纹扩展区; (III)带有  $45^\circ$ 剪切面的剪切断裂区。同时裂纹全部由试件的表面起裂。

在 CF3 的保持时间下, 裂纹形成区为沿晶断裂与穿晶断裂混合, 如图 11a 所示。图 11b 为 CF12 试验条件下的裂纹形成区, 沿晶裂纹较为明显。图 11c 为 CF45 试验条件下的裂纹形成区, 呈现典型的沿晶断裂特征。这说明随着保持时间的增长, 裂纹形成区由沿晶与穿晶混合断裂向沿晶断裂转变, 蠕变损伤逐渐占据主导地位。

在裂纹扩展区, 可以看到垂直于裂纹扩展方向分布的弧形条纹, 说明该处的疲劳作用较明显, 并且随着保持时间的增长, 弧形条纹也越来越明显, 如图 12 所示, 图中箭头所指方向为裂纹扩展方向。随着保持时间的增长, 裂纹扩展区由穿晶断裂向穿晶、沿晶混合断裂转化: 在 CF3 的试验条件下, 裂纹的扩展方式

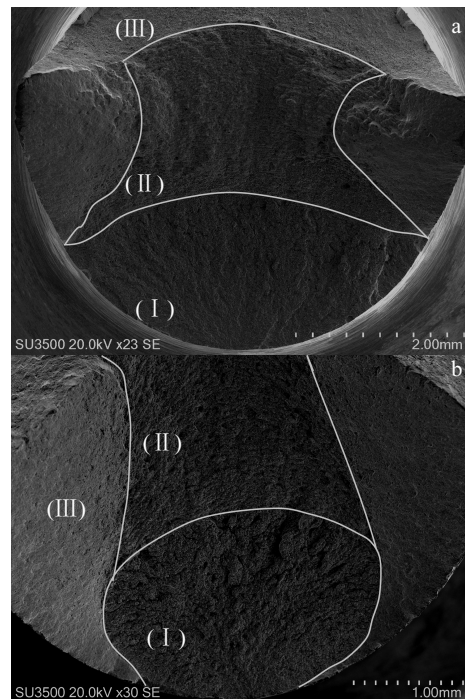


图 10 GH720Li 合金断口微观形貌

Fig.10 Fracture morphologies of GH720Li alloy: (a) CF3 and (b) CF45

以穿晶断裂为主, 如图 13a 所示; 而在 CF45 的试验条件下, 出现了沿晶特征, 如图 13b 所示。造成这种现象的原因是: 保持时间的增长导致蠕变过程在全寿命期内所占的比例增大, 蠕变损伤分量相应地增加。因此, 裂纹扩展区出现了沿晶特征。

剪切断裂区均呈  $45^\circ$ 剪切断裂, 不同保持时间下试件的剪切断裂区均无明显氧化层, 可以看到明显的浅韧窝, 如图 14所示。

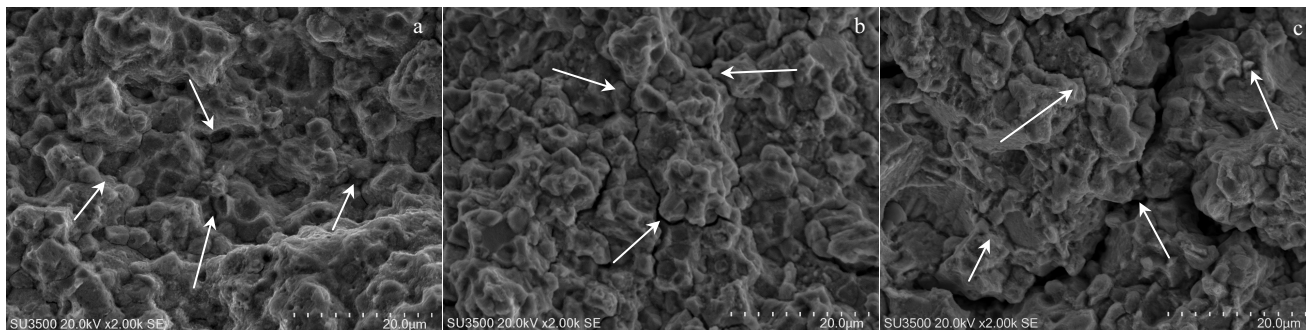


图 11 GH720Li 裂纹形成区断口形貌

Fig.11 Fracture morphologies of GH720Li alloy in the crack initiation area: (a) CF3, (b) CF12, and (c) CF45 (arrows represent the intergranular fracture mode)



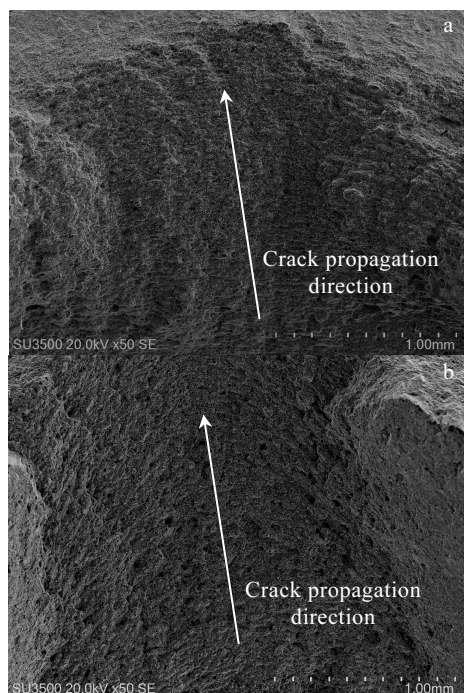


图 12 GH720Li 合金裂纹扩展区形貌

Fig.12 Morphologies of GH720Li alloy in the crack growth area:  
(a) CF3 and (b) CF45

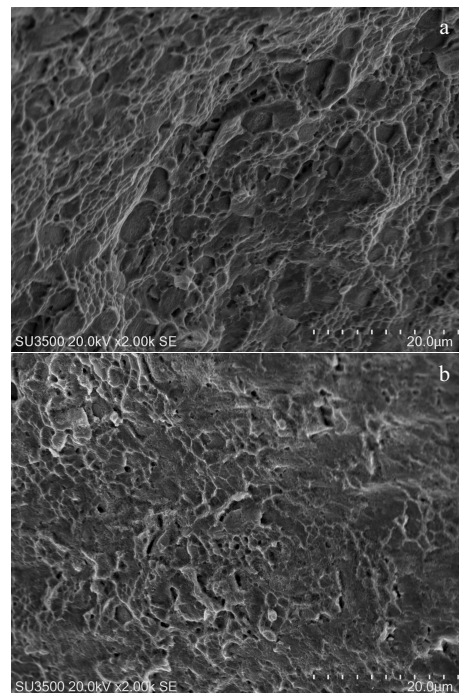


图 14 GH720Li 合金剪切断裂区断口形貌

Fig.14 Fracture morphologies of the shear fracture area in  
GH720Li alloy: (a) CF3 and (b) CF45

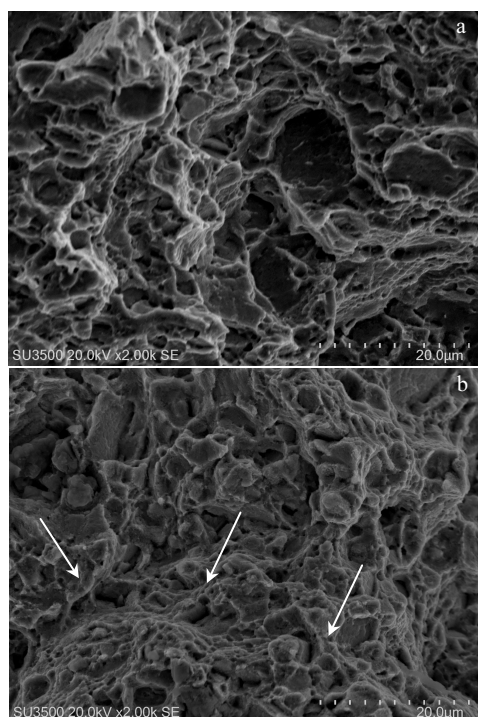


图 13 GH720Li 合金裂纹扩展区断口形貌

Fig.13 Fracture morphologies of GH720Li alloy in the crack  
growth area: (a) CF3 and (b) CF45 (arrows represent the  
intergranular fracture mode)

结合断口分析结果和蠕变-疲劳稳态应变速率变化趋势可以看出,蠕变-疲劳试验中的周期加载和卸载部分地削弱了蠕变损伤。因此,较低的保持时间(<5 min)下,材料的蠕变-疲劳寿命增加。随着保持时间增加(>30 min),蠕变作用越明显,断裂时间接近于纯蠕变寿命。

### 3 GH720Li 蠕变-疲劳寿命模型

#### 3.1 载荷谱转换法

金尧<sup>[18]</sup>等人提出了通过载荷谱的转换,将带保载时间的蠕变-疲劳循环用不带保载时间的纯疲劳循环代替,以便于工程应用的蠕变-疲劳寿命估算方法。该方法的原理是用疲劳循环来代替带有保持时间的蠕变-疲劳循环,这样就可以估算材料的蠕变-疲劳寿命,其方程为:

$$A(t_H)^{n_1} = N_f^0 / N_f^{t_H} - 1 \quad (1)$$

式中,  $A$ 、 $n_1$  分别为折算系数和折算指数,与最大应力、应力比和加载频率有关,与  $t_H$  无关;  $t_H$  为保持时间,  $N_f^0$  为纯疲劳寿命,  $N_f^{t_H}$  为蠕变-疲劳循环寿命。

利用最小二乘法拟合得到 GH720Li 合金的蠕变-疲劳寿命模型为:

$$10^{0.3738}(t_H)^{1.0355} = 472289 / N_f^{t_H} - 1 \quad (2)$$

拟合相关系数  $R^2 = 0.9504$ 。

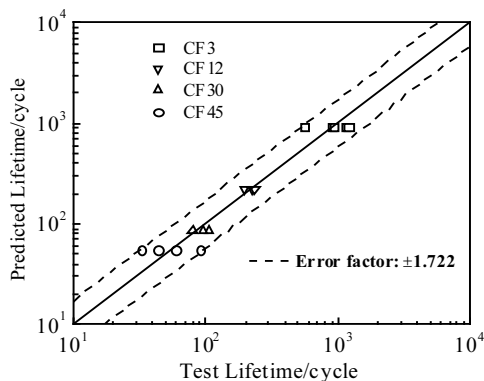


图 15 载荷谱转换法的蠕变-疲劳寿命预测结果

Fig.15 Creep-fatigue lifetime prediction results of loading patterns transformation method

如图 15 所示, 采用载荷谱转换法的蠕变-疲劳寿命预测分散系数为 1.722, 具有较好的精度。该方法用于预测材料的蠕变-疲劳寿命简单可靠, 但是并没有反映出材料的损伤过程, 使用时需要同时得到材料的疲劳寿命和蠕变-疲劳寿命。

### 3.2 GH720Li 高温合金的蠕变-疲劳寿命

D. M. Ji 等人<sup>[19]</sup>提出了机械功密度法(Applied Mechanical Work Density, AMWD)来评估材料的蠕变-疲劳寿命, 该方法认为: 通过负载在组件上所做的外功转化为的应变能是势能的一种形式。弹性变形形式下的应变能大部分是可恢复的。如果发生塑性变形, 应变能的一部分是不可逆的, 会导致部件损伤。在一定程度上, 部件消耗并造成损伤的应变能与外部对部件施加的机械功有关。

如图 16 所示的载荷控制的蠕变-疲劳试验, 当  $\sigma_{\min} > 0$ , 材料的循环寿命可以表达为:

$$N_f \dot{\epsilon}^\beta \left( \frac{T_{ht} \sigma_{\max} + (-1)^k (T_1 + T_2 + T_{hc}) \sigma_{\min}}{+ \frac{T_1 + T_2}{2} \Delta \sigma} \right)^\beta = A \quad (3)$$

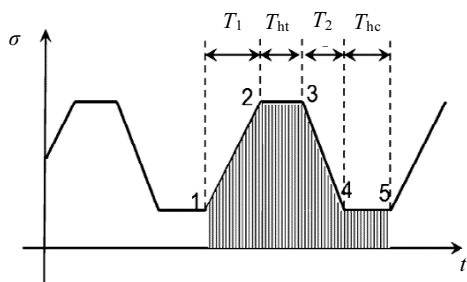


图 16 试验加载波形

Fig.16 Load waveform of test

式中,  $\dot{\epsilon}$  为蠕变-疲劳试验稳定阶段的棘轮应变率 (根据实验数据,  $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ ,  $\beta$  是与温度相关的材料参数。

利用最小二乘法得到 GH720Li 蠕变-疲劳的寿命模型:

$$N_f \dot{\epsilon}^{1.068} \left( \frac{T_{ht} \sigma_{\max} + (T_1 + T_2) \sigma_{\min}}{+ \frac{T_1 + T_2}{2} \Delta \sigma} \right)^{1.068} = 10^{1.4605} \quad (4)$$

其中拟合相关系数  $R^2 = 0.9467$ 。

由图 17 表明, 基于机械功密度法的寿命拟合分散系数为 1.707, 这说明机械功密度法对于带有不同保持时间的 GH720Li 蠕变-疲劳寿命预测具有良好的预测精度。该方法从能量法的角度建立蠕变-疲劳寿命模型, 所需参数较少, 应用于涡轮盘的蠕变-疲劳寿命预测具有一定的优势。

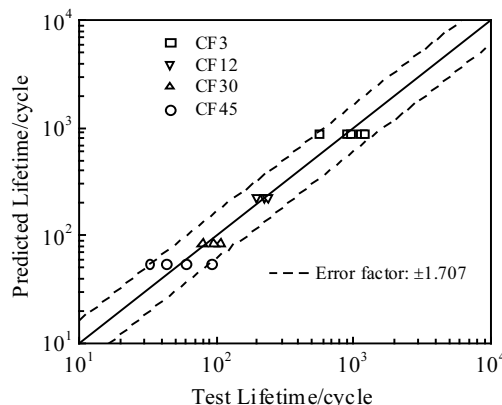


图 17 机械功密度法的蠕变-疲劳寿命预测结果

Fig.17 Creep-fatigue lifetime prediction results of AMWD method

## 4 结 论

1) GH720Li 合金保持时间的增长会对材料的蠕变-疲劳寿命造成明显的影响: 较低的保持时间会增加合金的蠕变-疲劳寿命, 而在较长的保持时间下, 合金的蠕变-疲劳寿命更加接近于纯蠕变寿命。

2) 随着保持时间的增加, 裂纹形成区由穿晶和沿晶混合断裂向沿晶断裂转化, 裂纹扩展区由穿晶断裂向穿晶、沿晶混合模式转化。

3) 基于 GH720Li 蠕变-疲劳试验结果, 分别使用载荷谱转换法和机械功密度法对蠕变-疲劳寿命模型进行了拟合, 寿命分散均在 2 倍以内。载荷谱转换法和机械功密度法均能较好地预测 GH720Li 镍基高温合金的蠕变-疲劳寿命。

## 参考文献 References

- [1] Chinese Society for Metals (中国金属学会). *China Superalloys Handbook* (中国高温合金手册)[M]. Beijing: China Standard Press, 2012
- [2] Zhong Peidao (钟培道). *Material Engineering*(材料与工程)[J], 2003(S1): 30
- [3] Yuan Y, Gu Y F, Cui C Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(15): 5106
- [4] Harrison W, Whittaker M, Williams S. *Materials*[J], 2013, 6(3): 1118
- [5] Billot T, Villechaise P, Jouiad M *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(5): 824
- [6] Evans W J, Jones J P, Williams S. *International Journal of Fatigue*[J], 2005, 27: 1473
- [7] Marchionni M, Osinkolu G A, Onofrio G. *International Journal of Fatigue*[J], 2002, 24(12): 1261
- [8] Hu D, Wang R. *Materials Science & Engineering A*[J], 2009, 515(1): 183
- [9] Hu D, Meng F, Liu H *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2015, 85: 1
- [10] Hu D, Wang R, Hou G. *Journal of Pressure Vessel Technology*[J], 2013, 135(2): 77
- [11] Tanner D W J, Becker A A, Hyde T H. *Materials Science Forum*[J], 2010, 636-637: 1504
- [12] Gustafsson D, Moverare J, Simonsson K *et al. Procedia Engineering*[J], 2011, 10: 2821
- [13] Wackermann K, Krupp U, Christ H J *et al. Journal of ASTM International*[J], 2011, 8(5): 103 569
- [14] GB/T2039-1997[S], 2012
- [15] GB/T 4338-1995[S], 2012
- [16] Wang X, Ni Q H, Zhou H *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 1990, 123(2): 207
- [17] Zhong Qunpeng(钟群鹏), Zhao Zihua(赵子华). *Fractography* (断口学)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 244
- [18] Jin Yao(金尧), Sun Yafang(孙亚芳), Sun Xunfang(孙训方). *Material Engineering*(材料工程)[J], 2000(11): 6
- [19] Ji D M, Shen M H H, Wang D X *et al. Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2015, 24(1): 194

## Creep-fatigue Behavior of Nickel-based Superalloy GH720Li

Hu Dianyin<sup>1,2,3</sup>, Ma Qihang<sup>1</sup>, Gao Ye<sup>1</sup>, Wang Rongqiao<sup>1,2,3</sup>

(1. Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. Collaborative Innovation Center of Advanced Aero-Engine, Beijing 100191, China)

(3. Beijing Key Laboratory of Aero-Engine Structure and Strength, Beijing 100191, China)

**Abstract:** The creep-fatigue behavior of a nickel-based superalloy GH720Li widely used for the turbine disk of an aero-engine was investigated experimentally. The cylindrical bars cut from an actual turbine disk were employed. The creep-fatigue tests with different dwell times were performed at 650 °C. The results reveal that GH720Li is very sensitive to dwell time at 650 °C. With the longer dwell time (>30 min), the creep damage is dominant, and the creep-fatigue life is reduced. Then, the mechanism of creep-fatigue failure was discussed by SEM analyses of the fracture surface. It is found that with the increase of dwell time, the failure mode of the crack formation zone is transformed from a mixture of transgranular and intergranular to an intergranular failure. In addition, the crack formation zone is transformed from an intergranular fracture to a mixture failure mode. Finally, based on the experimental data, a loading patterns transformation method and AMWD method were applied to predict the creep-fatigue life, and the applicability of two models was discussed.

**Key words:** GH720Li superalloy; creep-fatigue; dwell time; fracture analysis; life model

Corresponding author: Hu Dianyin, Ph. D., Associate Professor, School of Energy and Power Engineering, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, Tel: 0086-10-82313841, E-mail: hdy@buaa.edu.cn