

引文格式: 鲁亮, 张剑锋, 徐瑶, 等. FGH4096粉末高温合金保载低周疲劳性能研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(12): 44-50.

LU Liang, ZHANG Jianfeng, XU Yao, et al. Study on sustained peak low-cycle fatigue performance of PM FGH4096 superalloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(12): 44-50.

# FGH4096粉末高温合金保载低周疲劳性能研究\*

鲁亮, 张剑锋, 徐瑶, 杨璟

(中国航发商用航空发动机有限责任公司, 上海 200241)

[摘要] 对 FGH4096 粉末高温合金在 700 °C 下进行了总应变范围控制的低周疲劳试验和拉伸应变保载低周疲劳试验, 研究了保载时间对滞回环特征、应力松弛、循环应力响应和疲劳寿命的影响及其产生作用的损伤机理。结果表明, 保载时间的引入可导致 FGH4096 合金疲劳寿命降低, 随保载时间的延长, 疲劳寿命降低速率逐渐减小; 在总应变范围 0.9% 下, 不同保载时间下 FGH96 合金均表现出循环软化特征; 在拉伸应变保持期间发生应力松弛现象, 拉伸应变保持初始阶段, 应力急剧下降, 之后随保持时间延长而趋于平缓。微观组织分析表明, 低周疲劳断口和保载低周疲劳断口均由疲劳源区、疲劳裂纹扩展区和瞬断区组成, 疲劳源区均位于试样表面, 扫描电镜下观察两种试样断口均未发现明显的蠕变断裂特征。

关键词: FGH4096; 粉末高温合金; 保载低周疲劳; 应力松弛; 拉伸应变; 疲劳断口

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.12.044



鲁亮  
高级工程师, 研究方向为材料性能检测与表征。

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, 涡轮盘作为航空发动机关键热端部件要承受高温和机械等载荷的交互作用。FGH4096 粉末高温合金作为我国研发的二代损伤容限型粉末高温合金, 具有晶粒细小、组织均匀、使用温度高和裂纹扩展速率低等一系列优点, 是制造先进航空发动机涡轮盘的关键材料。涡轮盘长期服役于高温、高转速等恶劣工况, 由于承受循环离心载荷造成低周疲劳 (Low-cycle fatigue, LCF) 损伤, 同时高温工作环境使得涡轮盘易发生蠕变损伤失效, 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。因此, 涡轮盘的低周疲劳行为和蠕变-疲劳交互作用下的保载低周疲劳 (Sustained peak low-cycle fatigue, SPLCF) 行为是航空发动机安全性和可靠性保障的重要

关注内容。

在镍基高温合金低周疲劳和保载低周疲劳研究方面, 国内外研究人员针对高温合金的蠕变-疲劳性能依赖于温度<sup>[1-2]</sup>、应变范围<sup>[3-4]</sup>、波形<sup>[5-7]</sup>及保载时间<sup>[8-9]</sup>等已开展了诸多研究工作。对于大多数镍基高温合金来说, 温度、应变范围和保载时间的增加会降低合金的疲劳寿命, 压缩保载下的疲劳寿命大于拉伸保载下的疲劳寿命<sup>[10]</sup>。Shahani<sup>[11]</sup>和Thakker<sup>[12]</sup>等发现, 在低总应变保载低周疲劳试验中, Inconel 718 和 AF2-1DA 合金的疲劳寿命会显著降低。Chen 等<sup>[13]</sup>研究了 FGH4096 高温合金在 60 s 和 120 s 保载条件下 650 °C 疲劳循环行为和蠕变-疲劳交互作用, 并建立了基于蠕变-疲劳交互作用的寿命预测模型。徐可君等<sup>[14]</sup>研究 FGH4096 粉末高温合金在 550 °C 下不同应力水平及较短保载时间的循环应变响

\* 基金项目: 国家自然科学基金 (52105163)。

应及寿命变化规律,提出了一种基于循环应变特征的疲劳-蠕变寿命预测方法。虽然针对航空发动机用高温合金的疲劳行为已开展了大量研究,但针对FGH4096高温合金在较高使用温度(700℃)下的疲劳行为研究则较少,对保载时间大于2min的疲劳行为研究鲜有报道。700℃为FGH4096高温合金涡轮盘典型服役工况温度,超过2min保载下的疲劳行为更接近服役条件。

基于此,本文以FGH4096高温合金为研究对象,开展0.5~30min不同保载时间下700℃应变控制低周疲劳试验,对疲劳循环过程应力、应变及疲劳寿命进行了分析,为涡轮盘蠕变-疲劳寿命设计提供支持。

## 1 试验材料及方法

### 1.1 试验材料

试验材料为FGH4096合金,该合金的主要化学成分见表1。试验用FGH4096合金通过氩气雾化制粉、热等静压、锻造和热处理制备而成,热处理制度为1150℃×2h+760℃×8h+空冷。在热处理后的锻件本体切取试样毛坯,加工出图1所示试样进行疲劳试验。

### 1.2 试验方法

试验采用MTS-370电液伺服疲劳试验机,引伸计型号为632.53F-14,按照ASTM E606和ASTM E2714检测标准,在疲劳试验机上进行无保载和保载疲劳试验,试验温度为700℃,控制方式为总应变范围控制,应变比 $R_e=0.05$ ,试验失效判据为峰值载荷下降25%或试样断裂。开展总应变范围为0.85%、0.9%、1.0%和1.2%的低周疲劳试验,以及不同保载时间条件下总应变范围为0.9%的拉伸应变保载疲劳试验(SPLCF),试验条件如表2所示。无保载疲劳试验频率为0.5Hz,保载疲劳试验采用梯形波,波形如图2所示,其中 $\Delta t$ 为保载时间。试验结束后,在距离断口约

10mm处使用线切割进行断口取样,在扫描电子显微镜下观察断口形貌。

## 2 结果与分析

### 2.1 保载对循环应力-应变曲线的影响

图3为FGH4096合金700℃下LCF和总应变范围0.9%下SPLCF试验循环应力-应变曲线(滞回曲线)。由图3(a)可知,LCF滞回曲线宽度随总应变范围的增加而增大,

表明总应变范围越大,塑性应变范围也越大。材料疲劳寿命会因塑性应变的产生而降低,因此,在LCF试验中,随着塑性应变范围的增加,试样疲劳性能会显著降低。对比图3(b)的SPLCF试验结果,其曲线形状与无保载条件下相似,但曲线位置明显向下移动,且随着保载时间的增加,向下移动幅度越大。此外,保载疲劳试验中发生了明显应力松弛现象,如图3(b)放大图所示,拉伸应变保持

表1 FGH4096合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of FGH4096 superalloy (mass fraction) %

Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb	Ni
16.04	13.16	4.02	4.08	3.75	2.18	0.68	余量

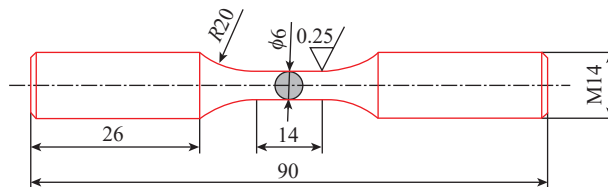


图1 疲劳试验用试样形状及尺寸(mm)

Fig.1 Shapes and dimensions of the testing specimen for fatigue tests (mm)

表2 疲劳试验条件

Table 2 Summary of fatigue tests

温度/℃	应变比 $R_e$	保载时间/min	总应变范围 $\Delta\epsilon/\%$
700	0.05	0	0.85/0.9/1.0/1.2
		0.5	0.9
		2	0.9
		8	0.9
		30	0.9

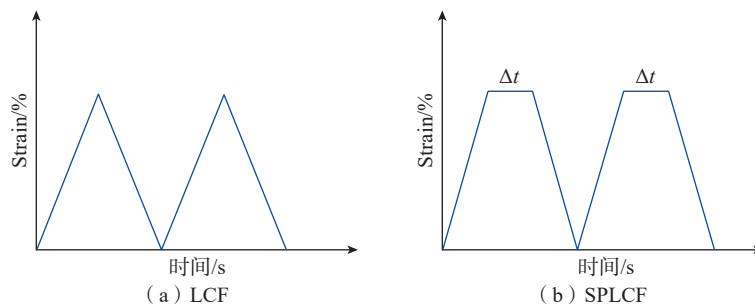


图2 加载波形示意图

Fig.2 Schematic diagram of loading waveform

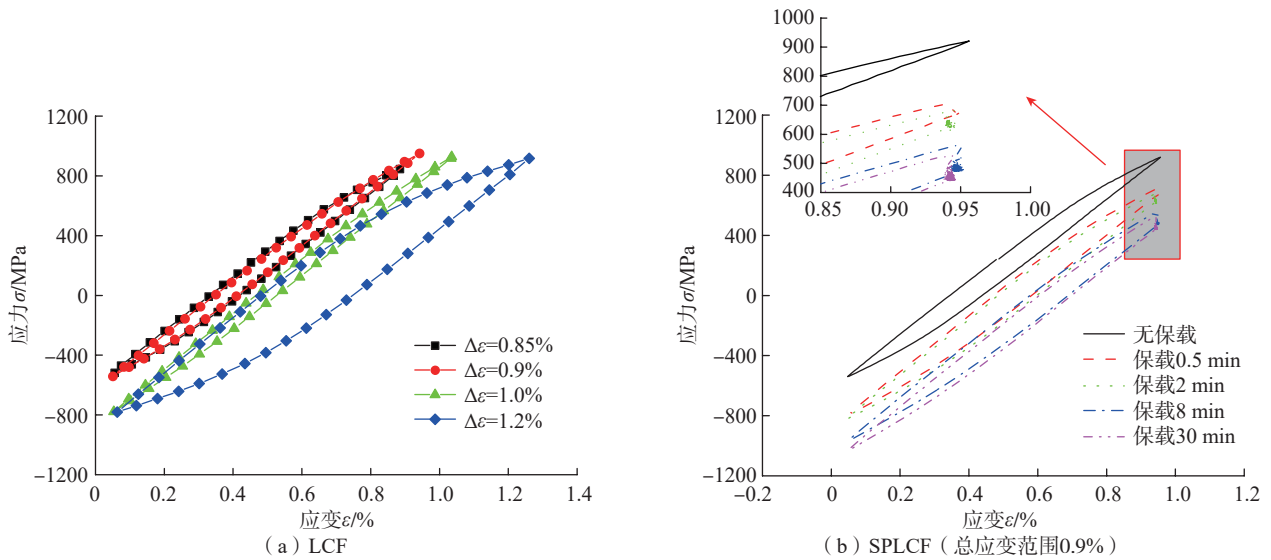


图3 LCF和SPLCF(总应变范围0.9%)半寿命循环应力-应变曲线

Fig.3 Cyclic stress-strain curves under LCF and SPLCF tests (total strain range of 0.9%) at half-life

阶段应变不变,峰值应力逐渐下降。

图4为LCF和SPLCF滞回曲线示意图,可知,在拉伸应变加载过程中,试样总应变范围 $\Delta\epsilon_t$ 保持不变,在适当的温度及应力条件下,试样产生应力松弛 $\Delta\sigma_{r,tension}$ ,同时非弹性应变 $\Delta\epsilon_p$ 增加,弹性应变 $\Delta\epsilon_e$ 减小,应力范围 $\Delta\sigma$ 缩小。图5中所展示不同加载时间的试样都存在应力松弛现象,应力松弛的发生导致了加载阶段应力值逐渐降低。此外,加载8 min和30 min的应力松弛量明显大于加载0.5 min和2 min,加载阶段的时间长短对应力松弛起到重要的作用。

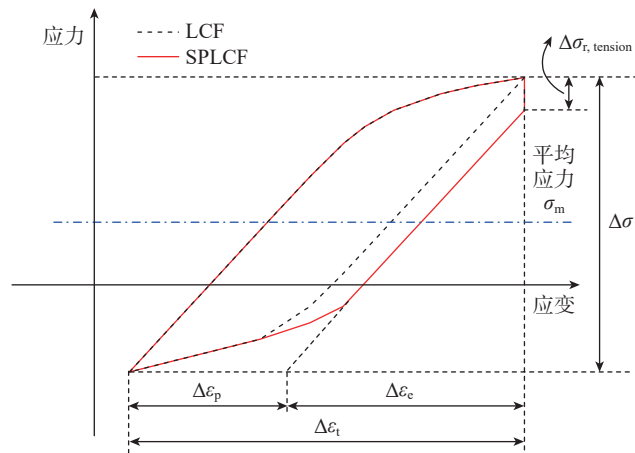


图4 LCF和SPLCF试验滞回曲线示意图

Fig.4 Schematic diagram of hysteresis curves under LCF and SPLCF tests

图6为加载2 min 1~6循环周次的应力-时间曲线,可以看出,随着循环加载的进行,每次循环的峰值应力总体呈减小趋势,且随着循环周次的增大,峰值应力的降低速率减慢。循环第1周峰值应力较大,加载阶段产生明显的应力松弛量,导致下一循环的峰值应力降低较多。随着疲劳循环的进行,峰值应力不断降低,应力松弛量也不断减小,造成峰值应力的降低速率减慢。应力松弛驱动力的降低造成上述现象发生。进一步放大曲线,可以看出,在加载的初始几秒钟,应力快速降低,但随

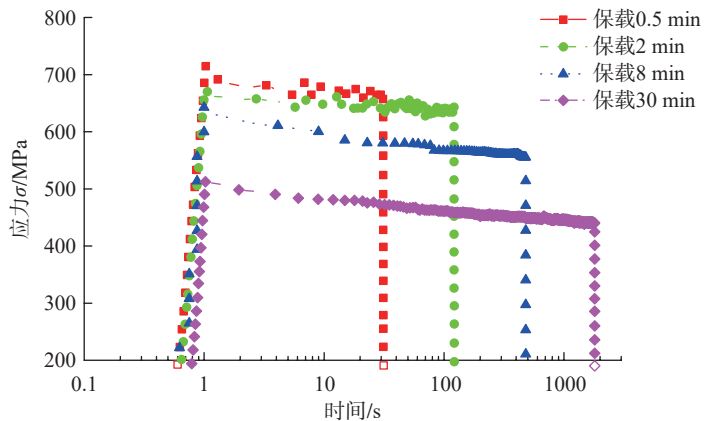


图5 不同加载时间半寿命应力松弛曲线(总应变范围0.9%)

Fig.5 Stress relaxation curves under different load-holding time at half-life (the total strain range of 0.9%)

着保载的进行,应力降低幅度逐渐减小。

## 2.2 保载对于循环应力响应的影响

图 7 (a) 为总应变范围 0.9% 下不同保载时间平均应力随循环次数变化曲线,与无保载 LCF 试验相比, SPLCF 试验条件下平均应力呈下降趋势,但平均应力随着循环次数增加下降更加明显。此外,保载 8 min 和 30 min 试验平均应力降低速率大于保载 0.5 min 和 2 min 试验。SPLCF 试验条件下平均应力逐渐降低,随着循环次数的增加,产生压缩平均应力,保载时间越长,产生的压缩平均应力越大。这种压缩平均应力是每个周期的拉伸停留期间的应力松弛而导致的,应变峰值保持阶段,最大应力不断降低。另外,应变峰值保持阶段弛豫引起的非弹性应变的逆转需要较高压应力来闭合滞后回路。在相同循环次数下,保载 8 min 和 30 min 试验的应力松弛量明显大于保载 0.5 min 和 2 min 试验(图 5),因此,保载时间越长其峰值应力下降越多,导致保载时间越长平均应力下降速率越大。

图 7 (b) 是总应变范围 0.9% 下不同保载时间应力范围随循环数变化曲线,无保载条件下应力范围随循环次数的增加先增大后减小,表现出先循环硬化后循环软化现象,这与 Chen 等<sup>[4]</sup>研究发现一致。与无保载相比,不同保载时间下,应力范围随循环次数的增加先减小,后趋于稳定,最后又减小,总体表现出循环软化现象。此外,对比不同保载时间的曲线发现,保载时间越长,应力范围下降越大。

## 2.3 保载对于蠕变-疲劳寿命的影响

不同总应变范围、不同保载时间的 LCF 和 SPLCF 疲劳寿命如图 8 所示。LCF 试验疲劳寿命随总应变范围增加而减小,如图 8 (a) 所示。在 0.9% 总应变范围下, SPLCF 试验疲劳寿命比 LCF 显著降低,拉伸应变

保载时间越长,疲劳寿命越短,如图 8 (b) 所示。对比不同保载时间的疲劳寿命发现,0.5 min 保载时,疲劳寿命降低最为显著,延长保载时间时,疲劳寿命下降趋势变缓。从图 6 可知,

应力松弛主要发生在应变保持阶段的前 10 s 左右,继续增加保载时间,对应力松弛的影响却并不显著,保载疲劳寿命降低趋势变缓。在 Ding<sup>[15]</sup> 和陈立美<sup>[16]</sup> 等对 UDIMET720 和

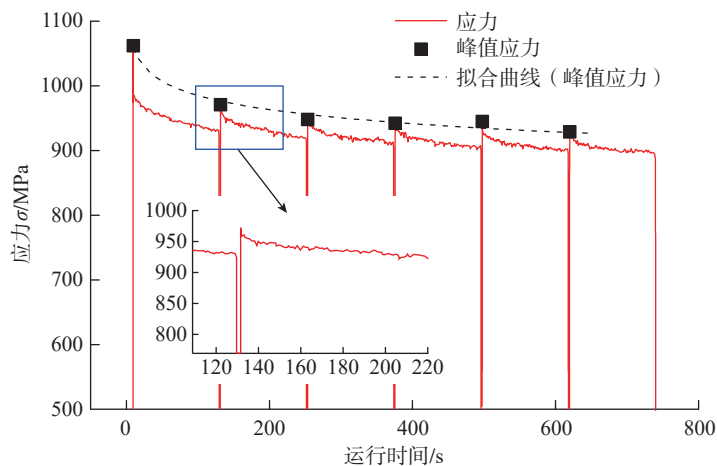
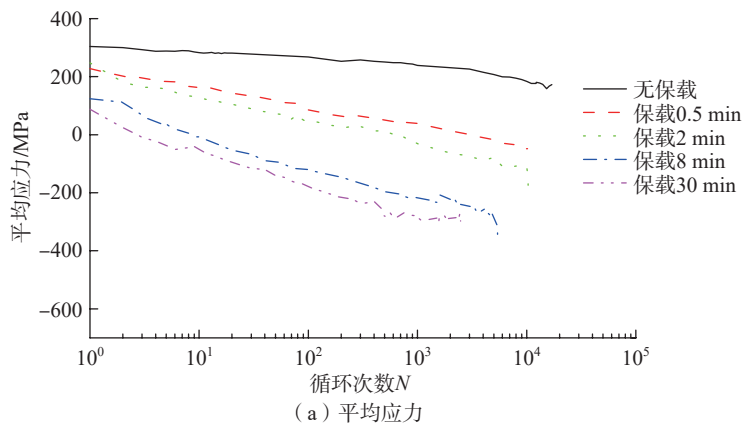
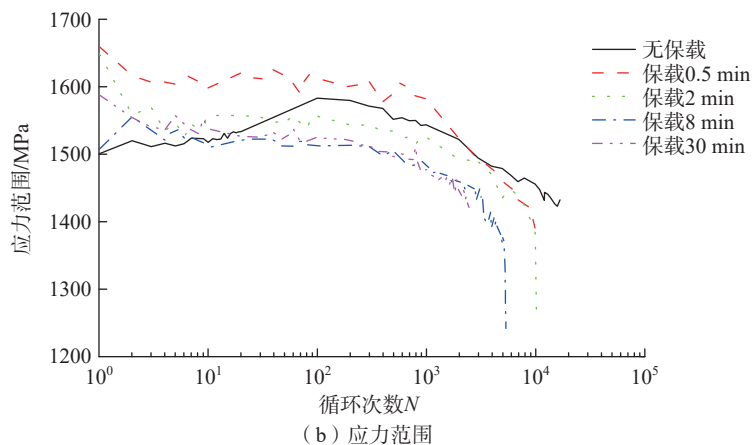


图 6 保载 2 min 典型应力松弛曲线

Fig.6 Typical stress relaxation curves at holding time of 2 min



(a) 平均应力



(b) 应力范围

图 7 总应变范围 0.9% 下不同保载时间平均应力和应力范围随循环次数变化曲线

Fig.7 Curves of the mean stress and stress range with the number of cycles under different load-holding time at the total strain range of 0.9%

DZ445 合金保载疲劳的研究中发现相似结果。拉伸应变保载会降低 FGH4096 合金的疲劳寿命,这与保载过程中的应力松弛密切相关。

### 2.4 断口分析

图 9 为不同保载时间试样的宏观断口形貌,对比发现,断口均呈典型的疲劳源区+疲劳裂纹扩展区+瞬断区形貌,即图 9 中的 I 区、II 区和 III 区。疲劳源区均位于试样表面;裂纹扩展区光滑、平坦,呈扇形特征;瞬断区比较粗糙,表面凹凸不平。保载 8 min 试样的瞬断区明显较小,这与较长保载时间使得峰值应力下降较大有关。

对比图 9 中不同保载时间试样断口颜色发现,从疲劳源区到疲劳裂纹扩展区的颜色变化为:灰色→棕色→淡黄色→淡蓝色,分析认为这代表了氧化程度由重到轻变化。保载 8 min 试样的疲劳源区和部分疲劳裂纹扩展区呈现灰色,表明此区域氧化较为严重。

使用扫描电镜 (SEM) 对试样断口表面进行微观分析, SPLCF 试验虽然引入了蠕变损伤试验条件,但未发现蠕变的韧窝状断口形貌。发现无保载和保载 8 min 的裂纹源均起源于试样表面,如图 10 (a) 和 (b) 所示。另外,对比图 10 (a) 和 (b) 发现,8 min 保载表面氧化程度较无保载的更严重,这也验证了宏观断口观察到的现象。在裂纹源区未发现次表面萌生裂纹,裂纹源处未发现夹杂、未融颗粒等缺陷。试样断口疲劳裂纹扩展区均呈解理断裂特征,未发现沿晶断裂形貌。在疲劳裂纹扩展区有少量二次裂纹,如图 10 (c) 和 (d) 中白色箭头所示。

## 3 讨论

### 3.1 保载效应

平均应力和应力范围(或应力幅)影响疲劳寿命,平均应力和应力范围越大,疲劳寿命越短,反之亦然。

从图 7 (a) 中发现拉伸应变保载试验条件下试样平均应力逐渐减小,由拉伸转变为压缩平均应力。平均应力对保载疲劳寿命的影响与非弹性应变和弹性应变的大小有关,保载时形成的非弹性应变越大,弹性应变则越小,平均应力降低则越多,平均应

力绝对值越小,对疲劳寿命的影响则越小。在研究中发现虽然保载时间较长试样的平均应力较小、应力范围也较小或相差不大,但其疲劳寿命显著低于保载时间较短的试样。这一现象与保载阶段发生的应力松弛有关。保载阶段发生的应力松弛使部

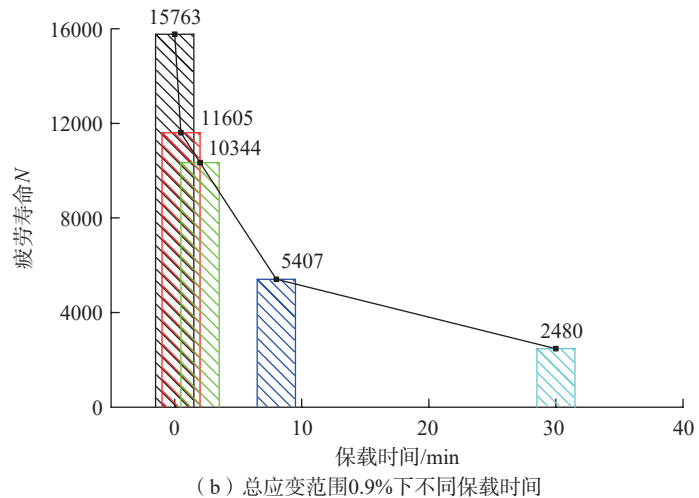
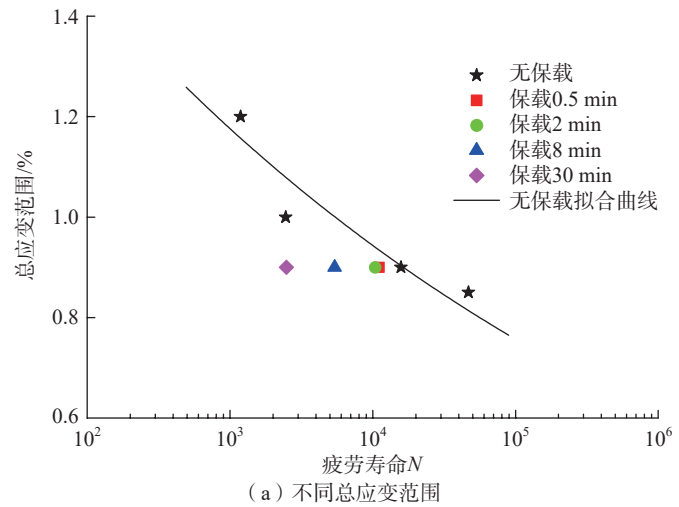


图 8 不同总应变范围及不同保载时间的 LCF 和 SPLCF 疲劳寿命

Fig.8 Fatigue life in LCF and SPLCF tests at different total strain range and different load-holding time

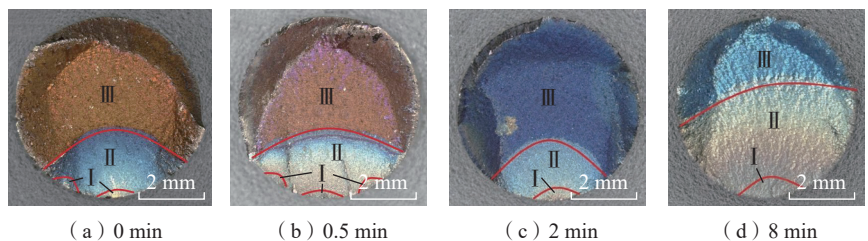


图 9 不同保载时间的断口宏观形貌

Fig.9 Macro morphology of fracture surfaces with different load-holding time

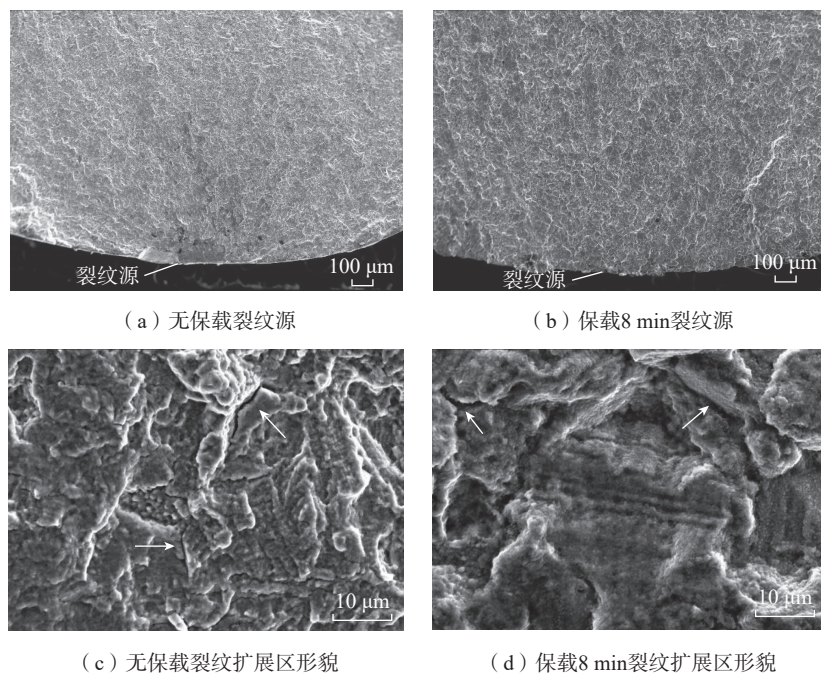


图 10 典型裂纹源和裂纹扩展区形貌

Fig.10 Typical fractographs showing the crack initiation sites and propagation character

分弹性应变转变为非弹性应变,造成疲劳寿命损伤,且保载时间越长,疲劳损伤越大。因此,与保载阶段应力松弛造成的损伤相比,平均应力对疲劳寿命的影响则不显著。此外,较高的试验温度(700℃)、长时间的保载,以及氧化也是影响疲劳寿命的因素。

在保载初始阶段,峰值应力急剧降低,保载 2 min 初始 10 s 左右,应力已下降到总松弛量的 40%,这种现象在陈立佳等<sup>[17]</sup>的 3 种合金长时应力松弛试验中也有所提及。对于这一现象进一步分析,随着保载过程中应力松弛的产生,使得弹性应变  $\Delta\epsilon_e$  转变为非弹性应变  $\Delta\epsilon_p$ ,总应变范围  $\Delta\epsilon_t$  保持不变,如图 4 所示,非弹性应变的增加降低了疲劳寿命。当保载时间超过 0.5 min 时,随着保持时间增加,SPLCF 寿命降低趋势变缓,这与应力松弛主要发生在应变保持初始阶段有关,继续增加保载时间,保载疲劳寿命降低趋势变缓。

### 3.2 损伤机制

FGH4096 合金 LCF 和 SPLCF 试

验宏观断口形貌(图 9)表明试样均为脆性断裂,未发生明显塑性变形。疲劳裂纹源均位于试样表面,大多为单裂纹源。而聂潇乾<sup>[18]</sup>和肖阳<sup>[19]</sup>等发现,保载时间的引入使得断面呈现多裂纹源特征,疲劳试样表面粗糙度要求为  $R_a 0.32 \mu\text{m}$  和  $R_a 0.8 \mu\text{m}$ ,而本文所用疲劳试样表面粗糙度要求为  $R_a 0.25 \mu\text{m}$ 。因此,认为本文试样大多为单裂纹源与疲劳试样表面粗糙度较低有关。

SPLCF 试验过程中影响疲劳寿命的主要因素有氧化和蠕变两个方面。当试验温度较高、保载时间较长时,氧化对疲劳寿命的影响会越来越显著。应变保载过程中蠕变的产生降低了疲劳寿命,而应力松弛使得峰值应力不断下降,蠕变驱动力逐渐减小,因此,应变保载会削弱蠕变对疲劳寿命的贡献。保载过程中蠕变和氧化都会降低疲劳寿命,疲劳寿命降低程度受试验温度、载荷类型、载荷大小和保载时间综合影响,而 LCF 试验通常时间较短,受蠕变和氧化的影响较小。

## 4 结论

(1) 拉伸应变保载时间的引入可导致 FGH4096 合金 SPLCF 疲劳寿命降低,随保载时间的增大,疲劳寿命降低速率逐渐减小。

(2) 在总应变范围 0.9% 下,不同保载时间下 FGH96 合金均表现出循环软化特征,保载时间越长,循环软化现象越显著。

(3) 在拉伸应变保持期间发生应力松弛现象,拉伸应变保持初始阶段,应力急剧下降,之后随保载时间延长而趋于平缓。

(4) LCF 和 SPLCF 断口均由疲劳源区、疲劳裂纹扩展区和瞬断区组成,疲劳源区均位于试样表面,断口均未发现明显的蠕变断裂特征。

## 参考文献

- [1] LU Y L, CHEN L J, WANG G Y, et al. Hold time effects on low cycle fatigue behavior of HAYNES 230<sup>®</sup> superalloy at high temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 409(1-2): 282-291.
- [2] FOURNIER D, PINEAU A. Low cycle fatigue behavior of inconel 718 at 298 K and 823 K[J]. Metallurgical Transactions A, 1977, 8(7): 1095-1105.
- [3] 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<sup>®</sup> 230<sup>®</sup> alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 429(1-2): 1-10.
- [4] CHEN G, ZHANG Y, XU D K, et al. Low cycle fatigue and creep-fatigue interaction behavior of nickel-base superalloy GH4169 at elevated temperature of 650 °C[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 655: 175-182.
- [5] CARROLL L J, CABET C, CARROLL M C, et al. The development of microstructural damage during high temperature creep-fatigue of a nickel alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2013, 47: 115-125.
- [6] PLUMBRIDGE W J, ELLISON E G. Stress response behaviour of a cast nickel base superalloy subject to combined creep-fatigue[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials &

Structures, 1991, 14(4): 373–389.

[7] LORD D C, COFFIN L F. Low cycle fatigue hold time behavior of cast René 80[J]. Metallurgical Transactions, 1973, 4(7): 1647–1654.

[8] SHI D Q, LIU J L, YANG X G, et al. Experimental investigation on low cycle fatigue and creep-fatigue interaction of DZ125 in different dwell time at elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 528(1): 233–238.

[9] LU Y L, LIAW P K, SUN Y, et al. Hold-time effect on the elevated-temperature crack growth behavior of solid-solution-strengthened superalloys[J]. Acta Materialia, 2007, 55(3): 767–775.

[10] KOBAYASHI K, HAYAKAWA M, KIMURA M. Creep-fatigue interaction properties of nickel-based superalloy 617[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2011, 24(2): 125–131.

[11] SHAHANI V, POPPH G. Evaluation of cyclic behavior of aircraft turbine disk alloys: NASA-CR-159433[R]. Washington: National Aeronautics and Space Administration, 1978.

[12] THAKKER A B, COWLES B A. Low

Strain, long life creep fatigue of AF2-1DA and INCO 718: NASA CR-167989[R]. Springfield: National Aeronautics and Space Administration, 1983.

[13] CHEN S Y, WEI D S, WANG J L, et al. Experimental and modeling investigation of the creep-fatigue interactive deformation behavior of PM super alloy FGH96 at evaluated temperature[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 749: 106–117.

[14] 徐可君, 肖阳, 秦海勤, 等. 基于循环应变特征的疲劳-蠕变寿命预测方法[J]. 航空学报, 2021, 42(5): 524109.

XU Kejun, XIAO Yang, QIN Haiqin, et al. Fatigue-creep life prediction based on cyclic strain characteristics[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2021, 42(5): 524109.

[15] BILLOT T, VILLECHAISE P, JOUIAD M, et al. Creep-fatigue behavior at high temperature of a UDIMET 720 nickel-base superalloy[J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(5): 824–829.

[16] DING B, REN W L, PENG J C, et al. Influence of dwell time on the creep-fatigue behavior of a directionally solidified Ni-based superalloy DZ445 at 850 °C[J]. Materials

Science and Engineering: A, 2018, 725: 319–328.

[17] 陈立佳, 吴崑, LIAW P K. 3种高温合金的蠕变-疲劳交互作用行为及寿命预测[J]. 金属学报, 2006, 42(9): 952–958.

CHEN Lijia, WU Wei, LIAW P K. Creep-fatigue interaction behaviors and life predictions for three superalloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006, 42(9): 952–958.

[18] 聂潇乾, 张成成, 王润梓, 等. 粉末冶金FGH96镍基高温合金的蠕变-疲劳交互行为[J]. 机械工程材料, 2019, 43(6): 8–11, 17.

NIE Xiaoqian, ZHANG Chengcheng, WANG Runzi, et al. Creep-fatigue interaction behavior of powder metallurgy nickel-based superalloy FGH96[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2019, 43(6): 8–11, 17.

[19] 肖阳, 秦海勤, 徐可君, 等. 不同保载时间下FGH96粉末高温合金疲劳-蠕变试验研究[J]. 西北工业大学学报, 2020, 38(4): 873–880.

XIAO Yang, QIN Haiqin, XU Kejun, et al. Experimental study on fatigue-creep of P/M FGH96 superalloy with different holding time[J]. Journal of Northwestern Polytechnical University, 2020, 38(4): 873–880.

## Study on Sustained Peak Low-Cycle Fatigue Performance of PM FGH4096 Superalloy

LU Liang, ZHANG Jianfeng, XU Yao, YANG Jing

(AECC Commercial Aircraft Engine Co., Ltd., Shanghai 200241, China)

**[ABSTRACT]** Total strain-controlled low-cycle fatigue tests and sustained peak low-cycle fatigue tests with load-holding at maximum tension strains were conducted on powder metallurgy (PM) FGH4096 superalloy at 700 °C. The influence of the dwell time on the hysteresis loops, stress relaxation, cyclic stress response, fatigue life and damage mechanism were discussed. As shown in test results, tensile strain holding reduce fatigue life. PM FGH4096 superalloy exhibits cyclic softening with different dwell time at the total strain range of 0.9%. The saturation phenomenon of holding effect is found when dwell time increases. Stress relaxation and creep deformation occur during the tensile strain holding period. The stress decreases sharply in the first few seconds of the tensile strain holding period and much slowly later. The low-cycle fatigue fracture and sustained peak low-cycle fatigue fracture are composed of fatigue source area, fatigue crack propagation area and instantaneous fracture area. The fatigue source area is located on the specimen surface. No obvious creep fracture characteristics are found in sustained peak low-cycle fatigue fracture and low-cycle fatigue fracture.

**Keywords:** FGH4096; Powder metallurgy superalloy; Load-holding low-cycle fatigue; Stress relaxation; Tensile strain; Fatigue fracture

(责编 阳光)