

# FGH97 高温合金不同控制模式低周疲劳性能研究

杨金龙<sup>1,2</sup>, 朱晓闽<sup>1</sup>, 陈 祺<sup>1</sup>, 邱传荣<sup>1</sup>, 郭建政<sup>1,2</sup>

(1. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

(2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

**摘 要:** 研究了氩气雾化制粉+热等静压+热处理的全尺寸 FGH97 合金盘件不同位置组织、650 °C 拉伸性能、应力和应变控制方式低周疲劳性能及其断口形貌。结果表明: 盘件不同位置晶粒度、 $\gamma'$ 相尺寸形貌相似, 650 °C 抗拉强度为 1325~1340 MPa, 650 °C 屈服强度为 1010~1025 MPa。应力控制低周疲劳寿命 ( $N_f$ ) 均值约 200 000 周次, Weibull 分布尺度因子  $\eta=21\ 5194$ , 尺寸  $<80\ \mu\text{m}$  的夹杂物对  $N_f$  影响不明显。应变控制  $N_f < 20\ 000$  周次时,  $\eta=14\ 622$ ,  $N_f > 20\ 000$  周次时,  $\eta=44\ 342$ ; 夹杂物面积变化引起  $N_f$  值 Weibull 分布特征值  $\beta$  不同。2 种控制方式下, 疲劳断口裂纹源都主要由夹杂物引起, 断口形貌无明显差异。应变控制对夹杂物更敏感。

**关键词:** FGH97; 低周疲劳; 应力控制; 应变控制; Weibull 分布

中图分类号: TG146.1<sup>+</sup>5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)09-3235-09

80%~90%的金属断裂事故由疲劳引起。从 19 世纪人们就已开始对材料和结构件疲劳进行研究<sup>[1-3]</sup>。影响材料疲劳寿命的因素主要包括: 材料本身强度、缺陷、表面状态、服役条件及结构设计等<sup>[1-7]</sup>。提高材料抗拉强度, 有利于疲劳性能<sup>[3,4]</sup>。材料缺陷(孔洞、夹杂物等)易引起循环载荷应力/应变集中, 成为疲劳裂纹源<sup>[3-6]</sup>。零部件表面完整性好、表面压应力状态对拉应力疲劳有利<sup>[4]</sup>。环境可能会造成裂纹尖端氧化或腐蚀, 影响疲劳裂纹扩展<sup>[4]</sup>。结构设计影响应力分布, 可能的局部应力集中降低疲劳寿命<sup>[4,7]</sup>。因此, 疲劳研究关注循环应变作用机理、循环应力来源、损伤过程及结构设计优化等。

粉末高温合金高温疲劳性能优异, 组织稳定性好, 已广泛应用于航空发动机涡轮盘制备<sup>[8-10]</sup>。随着对环境和经济性要求的提高, 不断要求提高航空发动机燃气进口温度及延长服役时间, 对经历启-停循环载荷作用的低周疲劳寿命 ( $N_f$ ) 要求就越来越高。高压涡轮盘主要受到发动机启-停过程中离心载荷和热应力的作用, 发动机事故中, 盘件低循环疲劳损伤占比达到 28%<sup>[8,9]</sup>。

FGH97 高温合金与俄罗斯 EP741NP 合金相似。俄罗斯已成功为米格 31、图 204 等机种航空发动机生产超过 7 万个 EP741NP 盘件<sup>[11]</sup>。我国 FGH97 合金正处于部分装机、地面试验阶段<sup>[12,13]</sup>。目前该合金制备工艺路线主要为等离子旋转电极 (Plasma Rotating Electrode Processing, PREP) 制粉+热等静压 (Hot

Isostatic Pressing, HIP)+热处理工艺。PREP 粉末粒度较粗 (50~150  $\mu\text{m}$ ), 粉末高温合金低周疲劳断裂主要由夹杂物引起, 与粗粒径粉末相对应的夹杂物尺寸较大, 严重减低疲劳寿命<sup>[11-16]</sup>。而氩气雾化制粉 (Argon Atomization, AA) 通过高速氩气雾化溶体, 粉末粒度较细 (原粉中粒度  $<100\ \mu\text{m}$ , 粉末含量超过 80%), 通过筛分等工序进一步控制夹杂物尺寸, 提高材料疲劳寿命, 已得到关注<sup>[8-10,17]</sup>。

材料组织各向异性、夹杂物尺寸及位置等均影响材料的低周疲劳, 裂纹源随机形成, 所以疲劳寿命存在分散性。1937 年威布尔提出了 Weibull 分布, 利用少数样品测试, 分析材料服役安全可靠。Weibull 分布模型属于基本函数, 具有连续的单变量, 且每个参数具有独立的物理意义, 用来分析材料失效寿命及断裂模式差异<sup>[18,19]</sup>。

材料低周疲劳测试主要包括应力控制和应变控制 2 种方式, FGH97 材料技术要求和文献多测试最大应力 980 MPa 下的应力控制低周疲劳寿命<sup>[12-16,17,20]</sup>。应变控制疲劳在 U720Li<sup>[21]</sup>、RR1000<sup>[22]</sup>、FGH96<sup>[20]</sup>等合金研究中得到关注, 而关于 FGH97 材料的应变控制疲劳测试研究较少。本实验研究 FGH97 材料采用 AA 制粉+HIP+热处理, 应变和应力 2 种控制模式下, 低周疲劳寿命及其断裂过程, 利用 Weibull 分布讨论不同模式下样品寿命可靠性。

收稿日期: 2019-07-20

基金项目: 国家科技重大专项 (2017-VI-0009-0080); 广东省重点领域研发计划项目 (2019B010935001); 深圳市科技创新委员会项目 (20170308111659935)

作者简介: 杨金龙, 男, 1988 年生, 博士生, 中南大学粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083, E-mail: yangjinlong0419@163.com

# 1 实验

试验 FGH97 材料的名义化学成分(质量分数, %) 为: Cr 9.0, Mo 3.85, W 5.55, Ti 1.8, Co 15.75, Al 5.05, Nb 2.6, Hf 0.3, C 0.04, Zr $\leq$ 0.015, B $\leq$ 0.015, Ce $\leq$ 0.010, Mg $\leq$ 0.02, Ni 余量。制备工艺: 真空感应熔炼获得高纯母合金, AA 法雾化得到细粒径粉末, 经过粉末筛分等处理后, 进行包套、封焊、HIP+热处理。要求粉末粒度小于 80  $\mu\text{m}$ 。利用自主研发设备检测粉末中夹杂物尺寸和数量。夹杂物数量少于 20 颗/kg, 尺寸 $<$ 100  $\mu\text{m}$ 。HIP 工艺: 温度 1200 $\pm$ 10  $^{\circ}\text{C}$ , 压力 $\geq$ 120 MPa, 时间 $\geq$ 3 h; 热处理制度为: 1200 $\pm$ 10  $^{\circ}\text{C}$ 保温 4 h, 空冷, 650~950  $^{\circ}\text{C}$ 三级时效, 保温时间 3~20 h, 空冷。

制备的全尺寸盘件直径约 600 mm, 厚度约 50 mm。用线切割切取材料, 加工成标准力学性能测试样品。不同位置取样编号及测试说明如表 1 所示。

高温拉伸试验按照 GB/T 228.1-2015《金属材料 拉伸试验 第二部分: 高温拉伸试验方法》在万能试验机上进行。

疲劳试验按照 GB/T15248-2008《金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》在配备三区控温的 Instron 8801 液压疲劳试验机上进行。疲劳试样加工满足 ASTM E466-07 关于低应力加工和纵向抛光的要求。为保证试样的同轴度, 采用精密螺纹磨加工夹持端的螺纹。

应力控制低周疲劳实验条件: 试验温度 650  $^{\circ}\text{C}$ ;  $\sigma_{\text{max}}=980$  MPa;  $\sigma_{\text{min}}=30$  MPa; 频率  $f=1$  Hz; 三角波, 试验持续直至试样断裂。

应变控制低周疲劳实验条件: 试验温度 650  $^{\circ}\text{C}$ , 三角波, 频率  $f=0.33$  Hz, 应变比  $R_e=0.05$ , 总应变范围  $\Delta\epsilon_t=0.8\%$ , 试验持续直至试样断裂。

利用 NikonMM-400 测量显微镜观察显微组织及断口形貌, CARL\_ZEISS\_EVOMA25 扫描电子显微镜 (Scanning Election Microscopy, SEM) 观察断口, 测试断口夹杂物最大方向尺寸、面积、离表面距离等, 能谱仪 (Election Diffraction Spectrometer, EDS) 测试微区化学成分。利用 Oringin 软件, 绘制夹杂物最大尺寸、位置、面积与  $N_f$  关系图。

# 2 结果与分析

## 2.1 显微组织

全尺寸盘件热处理后显微组织如图 1 所示。图 1a~1d 为轮缘位置组织, 图 1e~1h 为轮毂位置组织。对比金相腐蚀态晶粒、抛光态组织, 盘轮缘、轮毂位置晶粒度分布均匀, 在 ASTM7.5-8.5 级之间, 未见明显晶粒度差别, 抛光态金相组织未见连续网状粉末原始颗粒边界 (Prior Particle Boundaries, PPB)。晶内  $\gamma'$  尺寸在 370~410 nm 之间, 波动较小。晶界主要由尺寸 $<$ 2  $\mu\text{m}$  的  $\gamma'$  和白色碳化物组成<sup>[14,15,17,23]</sup>。盘件不同位置组织无明显差别。

表 1 样品取样位置及测试说明

Table 1 Sampling location and test description

Sample	Location and test
TT-R	Tangential in the rim, tensile
TT-R/2	Tangential in the middle, tensile
TR-R/2	Radial in the middle, tensile
LT-R	Tangential in the rim, low cycle fatigue
LT-R/2	Tangential in the middle, low cycle fatigue
LT-R/2	Radial in the middle, low cycle fatigue

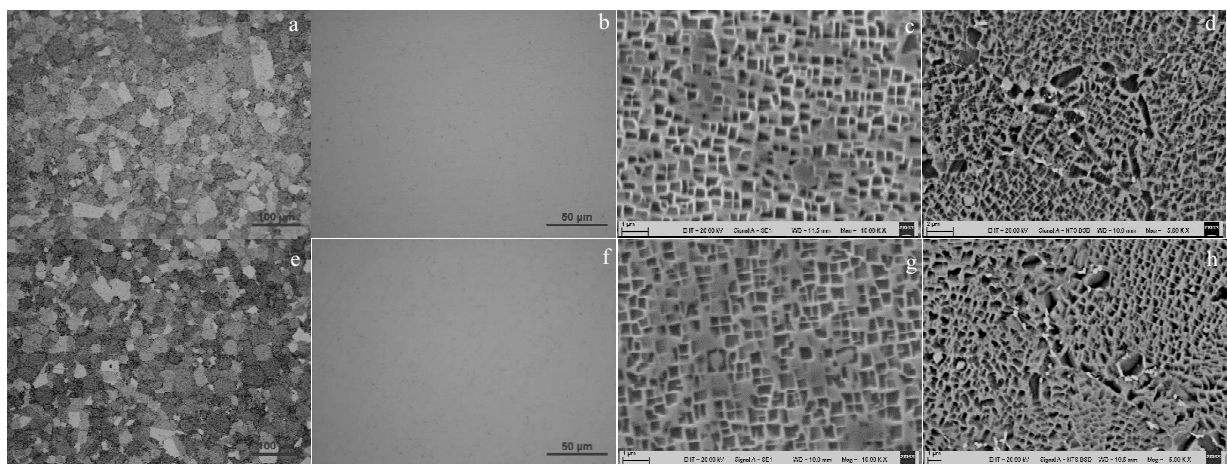


图 1 盘件不同位置组织

Fig.1 Microstructures of different positions of the disc: (a~d) rim; (e~h) hub; (a, b, e, f) OM image, (c, g) SEM image of grain, (d, h) SEM image of grain boundaries

### 2.2 拉伸性能测试

盘件不同位置和方向 650 °C 拉伸性能如图 2 所示。3 个位置/方向 (轮缘周向、1/2R 位置径向、周向) 650 °C 拉伸强度值为 1325~1340 MPa 之间, 屈服强度在 1010~1025 MPa 之间, 波动不超过 2%, 塑性在 29%~33% 之间。盘件在不同位置/方向的微观组织相似、拉伸性能稳定。

图 3 为 650 °C 拉伸曲线。应力控制疲劳试验的峰值应力 980 MPa 对应的应变为 0.6%, 这时材料已发生明显的塑性变形。应变控制疲劳试验的峰值应变为 0.84%, 对应的峰值应力为 1019 MPa, 比应力控制疲劳试验的峰值应力提高约 4%, 应变量也提高了 40%。本次试验采用的应变控制疲劳实验条件比应力控制的实验条件更严苛。

### 2.3 应力控制疲劳试验

图 4 为不同位置/方向应力控制疲劳寿命。由图 4 可知, 3 个位置/方向 (轮缘周向、1/2R 位置径向、周向) 疲劳寿命  $N_f$  均值约 20 万周次, 不同位置寿命均值接近, 但样品的  $N_f$  在 15.9 万到 23.7 万周次间波动。  $N_f$

受多个因素影响, 存在波动, 可利用 Weibull 分析确定测试条件下可靠性, 计算某一给定周次的失效概率。

Weibull 分布  $N_f$  周次样品失效概率  $F(N_f)$ :

$$F(N_f) = 1 - e^{-\left(\frac{N_f}{\eta}\right)^\beta} \tag{1}$$

$\beta$  为斜率或形状因子 (Shape), 表示 Weibull 失效模式等级, 如早期 ( $\beta < 1$ )、随机 ( $\beta = 1$ ) 或磨损、老化 ( $\beta > 1$ )。不同  $\beta$  值, 表明可能出现的不同失效模式等级,  $\beta$  越大, 表明产品测试稳定性越高。  $\eta$  为尺度因子 (Scale), 表示 63.2% 样品的失效周次, 与  $\beta$  无关<sup>[18]</sup>。

图 5 利用 Weibull 分布拟合了应力控制疲劳测试数据, 得到  $\beta = 8.27$ ,  $\eta = 215194$ , 其中 9 个样品寿命值高于 20 万周次, 占样品总数的 75%。较文献[16]PREP 制备 FGH97 材料寿命值均值 4 万周次提高约 5 倍, 超过材料技术要求 5000 周次<sup>[20]</sup>, 测试结果与文献[17,24] 18.4 万周次寿命接近。

### 2.4 应变控制疲劳试验

图 6a 为应变控制样品每个循环最大应力、最小应力和应变幅。在稳定状态下, 最大应力约 1000 MPa,

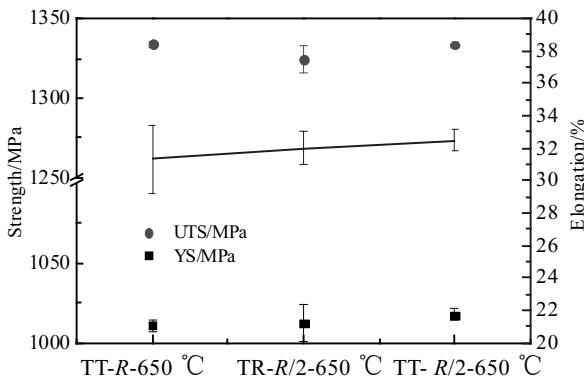


图 2 不同位置拉伸性能

Fig.2 Tensile properties at different locations

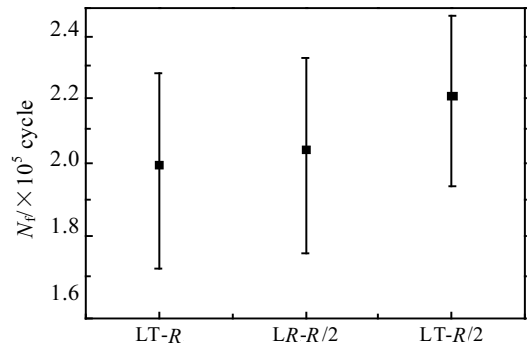


图 4 不同位置应力控制疲劳寿命

Fig.4  $N_f$  of stress control test in different locations

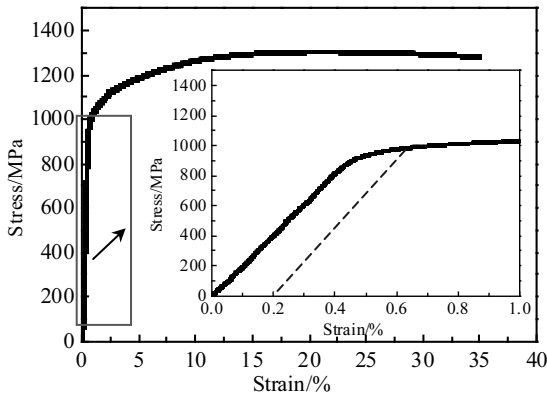


图 3 650 °C 拉伸曲线

Fig.3 Tensile curve at 650 °C

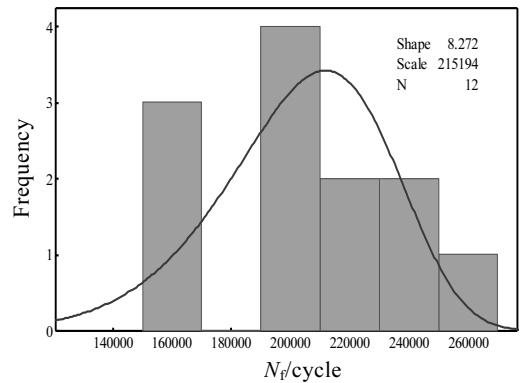


图 5 应力控制疲劳性能分布

Fig.5 Weibull distribution of  $N_f$  in stress control test

最小应力为压应力, 约 500 MPa, 应力幅值约 1500 MPa。

图 6b 为应变控制疲劳寿命的 Weibull 分布, 包括 34 个疲劳样品,  $\beta=1.603$ ,  $\eta=26\ 191$ 。疲劳寿命值  $N_f$  在 8000 到 70 000 周次间波动, 且出现低于 20 000 周次失效样品 24 个, 占总数的 71%。

对比图 4、5、6 数据可知, 在 2 种控制方式下, 虽然峰值应力值只相差 20 MPa, 但应力控制疲劳寿命  $N_f$  远高于应变控制。为研究 2 种控制方式对粉末合金疲劳断裂模式的影响, 分析决定疲劳寿命差异的根本原因, 利用 SEM 观察了每个疲劳样品的断口, 确定裂

纹源的性质, 测量裂纹源的夹杂物尺寸、面积及位置。

### 2.5 低周疲劳断裂特征

2 种不同控制测试模式下, 疲劳样品断口形貌如图 7 所示。图 7a 为应力控制疲劳断口, 可见疲劳裂纹源区、裂纹扩展区以及瞬断区。其中, 裂纹源区主要由夹杂物引起, 裂纹扩展区可见明显的疲劳辉纹。图 7b 为应变控制疲劳断口, 与图 7a 相同, 扩展区呈穿晶断裂。图 8 为 EDS 分析断口夹杂物结果, 主要富集 Al、O 等元素, 与文献[16,17]报道一致, 为非金属夹杂物。

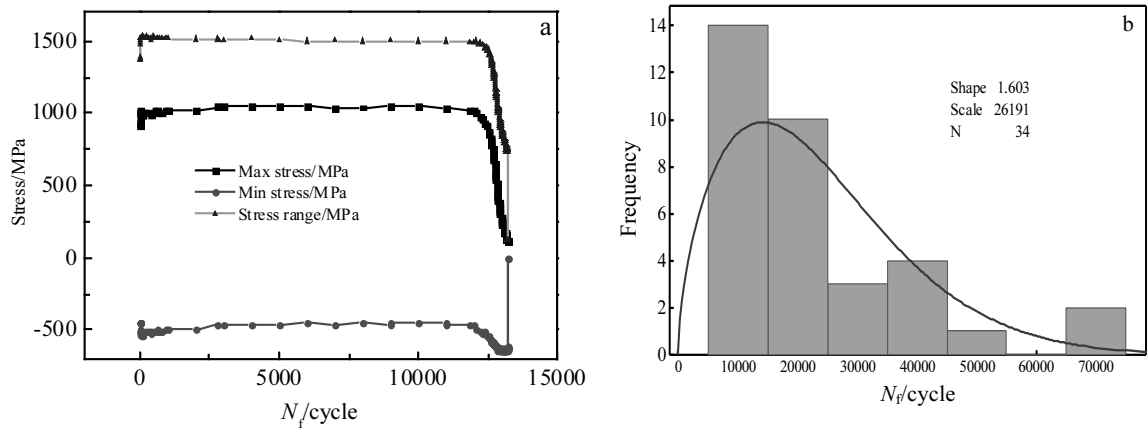


图 6 应变控制疲劳每个循环最大应力、最小应力、应力幅, 疲劳寿命 Weibull 分布

Fig.6 Strain control test: (a) max stress, min stress and stress range in each cycle and (b) Weibull distribution of  $N_f$

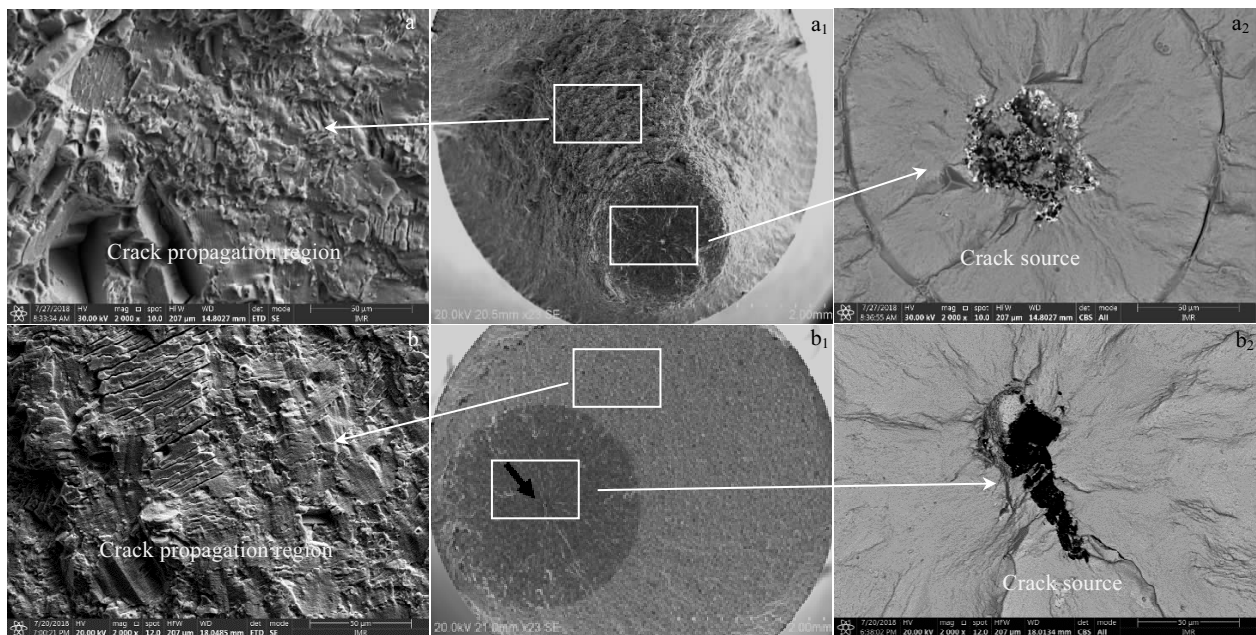


图 7 疲劳断口 SEM 照片

Fig.7 SEM images of fatigue fracture: (a) stress control and (b) strain control

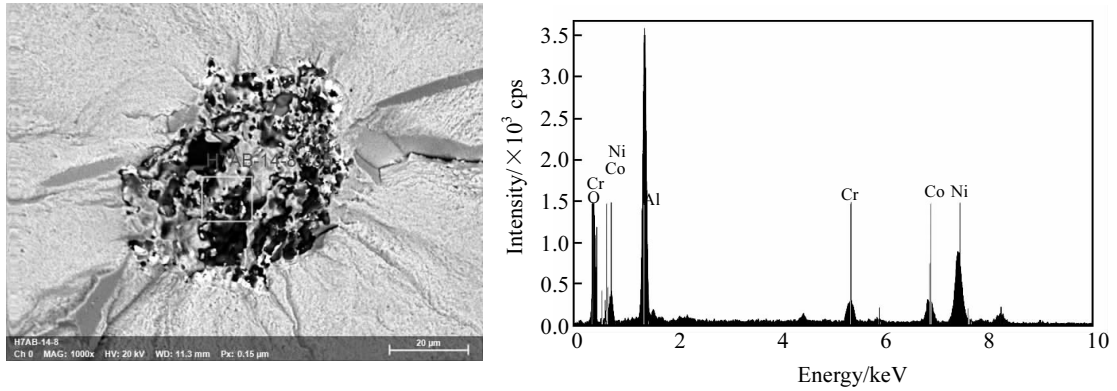


图 8 断口夹杂物及 EDS 分析  
Fig.8 EDS analysis of a fracture inclusion

从疲劳裂纹萌生到最终引起疲劳断裂,可分为:裂纹萌生(自然萌生尺寸 1 μm、夹杂物、孔洞等缺陷存在时尺寸 10~100 μm),短裂纹扩展(<30 μm)、机械/物理短裂纹扩展(30 μm~1 mm)、长裂纹扩展(>1 mm)以及最终断裂<sup>[1-3,6,24]</sup>。裂纹萌生常在材料应力/应变集中的缺陷处,2 种控制模式下疲劳裂纹萌生点一致,主要由非金属夹杂物引起,如图 7 所示。粉末合金中的非金属夹杂物主要来源于合金熔炼、粉末制备及后处理过程,包括陶瓷颗粒、溶渣、有机物等。夹杂物的弹性模量、强度和塑性、热膨胀系数、化学成分等与基体材料不同,HIP 后不能形成冶金结合,成为粉末合金典型的疲劳裂纹萌生点<sup>[2,6,16]</sup>。

2.6 应变控制与应力控制对比

对 2 种控制方式下疲劳样品断口信息进行统计,如图 9、图 10 所示。

在应力控制条件下,12 个样品都是由夹杂物引起疲劳裂纹源。图 9a 显示当应力控制疲劳断口夹杂物尺寸为

92 μm,疲劳寿命值降低为 164 702 周次。其余夹杂物尺寸均小于 80 μm,寿命值均大于 16.8 万周次,当夹杂物尺寸小于 80 μm,对疲劳寿命影响不明显<sup>[1,3,6,17]</sup>。

疲劳循环载荷作用下,驻留滑移带在样品表面形成,与近表面夹杂物的交互作用,可能形成裂纹源<sup>[3,5]</sup>,图 9b 总结了夹杂物位置的影响。如图 9b 中虚线左边箭头所示样品与图 9a 中箭头所指为同一个样品,夹杂物为 60 μm,距离表面约 87 μm,  $N_f$  为 169 139 周次。另一个样品,夹杂物尺寸为 47 μm,距离表面 55 μm,  $N_f$  为 232 185 周次。在图 9b 虚线右边,是裂纹源距离表面 250 μm 以上的样品,在所研究的材料及实验条件下,夹杂物的位置对  $N_f$  无明显影响。

图 10 为应变控制下断口夹杂物与  $N_f$  关系。图 10 的 34 个样品中除 1 个为平台型断裂外,其余样品裂纹源均由夹杂物引起。图 10a 显示  $N_f$  随着夹杂物尺寸增大而降低,当尺寸增大到约 60 μm 后,  $N_f$  值降到 1 万到 2 万周次左右,变化也趋于平缓。图 10a 中黑框内

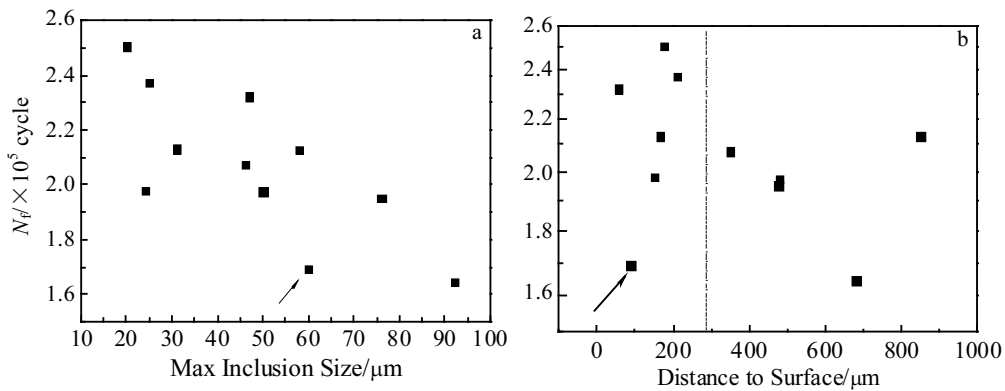


图 9 应力控制断口夹杂物与  $N_f$  关系

Fig.9 Relationship between the stress control fracture inclusion and  $N_f$ : (a) max size and  $N_f$ ; (b) distance to surface and  $N_f$

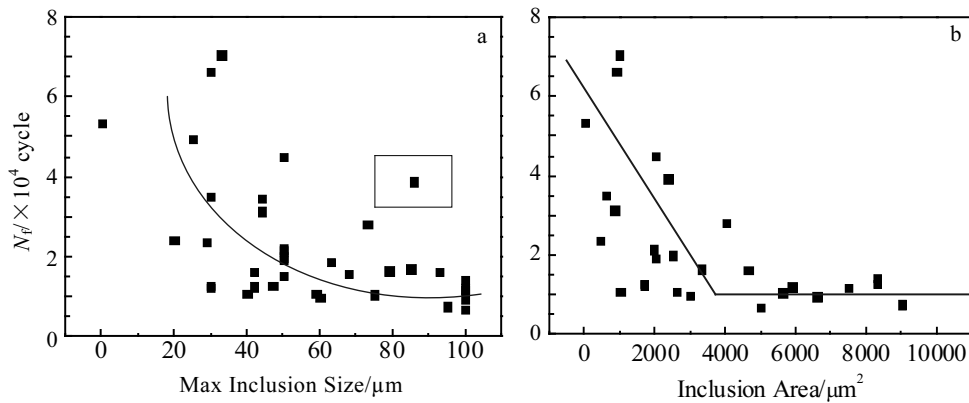


图 10 应变控制断口夹杂物与  $N_f$  关系图

Fig.10 Relationship between the strain control fatigue inclusion and  $N_f$ : (a) max size and  $N_f$ ; (b) area and  $N_f$

是异常点，试样断口发现长条状夹杂物，夹杂物尺寸  $86 \mu\text{m} \times 12 \mu\text{m}$ ，对应的  $N_f$  为 38 750 周次。

夹杂物面积与  $N_f$  关系统计结果见图 10b。当夹杂物面积增大到约  $3600 \mu\text{m}^2$ ， $N_f$  降低到 8000 到 20 000 周次，与夹杂物尺寸的规律一致。

对比图 9 和图 10 可知，对于应力控制疲劳，小于  $80 \mu\text{m}$  的夹杂物对  $N_f$  影响不明显；对于应变控制疲劳，夹杂物尺寸小于约  $60 \mu\text{m}$  时（面积小于约  $3600 \mu\text{m}^2$ ），随着尺寸增大， $N_f$  降低。超过  $60 \mu\text{m}$  后，变化趋于平缓。相比于应力控制，应变控制对夹杂物更敏感，夹杂物尺寸和面积显著影响疲劳寿命。

夹杂物面积 (A)、循环载荷方式及材料本身硬度 (HV) 与疲劳极限  $\sigma_c$  存在半定量关系<sup>[3,6,24]</sup>：

$$\sigma_c \propto \frac{1.43(HV + 120)}{(\sqrt{A})^{\frac{1}{6}}} \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha \quad (1)$$

当夹杂物位于内部时，1.43 被替换为 1.56。 $\sigma_c$  单位为 MPa， $\sqrt{A}$  单位是  $\mu\text{m}$ ，表示垂直于加载方向的缺陷面积平方根。 $R$  表示应力比。 $\alpha=0.226+HV \times 10^{-4}$ ，适用于缺陷尺寸在  $200 \mu\text{m}$  内<sup>[3,6,24]</sup>。图 10 中夹杂物位置均为表面及近表面，当面积从  $3600$  变化到  $6400 \mu\text{m}^2$  时， $\frac{1}{(\sqrt{A})^{\frac{1}{6}}}$  从 0.51 变化为 0.48，变化约 6%， $A=900 \mu\text{m}^2$

时为 0.57，相对 0.51 变化约 12%。相对而言，小尺寸夹杂物其面积变化对疲劳极限和寿命影响更敏感，与图 10 类似。

图 9 应力控制范围内，应力值最大 980 MPa，对应应变为 0.6%。除大于  $80 \mu\text{m}$  1 个异常点外，其余点  $N_f$  与夹杂物尺寸关系不明显。而对于应变控制，稳态

最大应力值为 1000 MPa，应变 0.84%，最小压应力 500 MPa。由图 10 可知夹杂物尺寸临界值约为  $60 \mu\text{m}$ 。应变控制较应力控制对夹杂物尺寸更敏感。

2 种控制方式下  $N_f$  值 Weibull 分布对比见图 11，应力控制  $N_f$  值明显高于应变控制  $N_f$  值。应力控制中，1%失效率（99%存活率下）的  $N_f$  为 123 401 周次，应变控制则为 1486 周次。应力控制材料  $N_f$  均值为 205 867 周次，而应变控制为 20 837 周次，高约 10 倍。

裂纹萌生一般发生在加载第 1 个或者前几个循环，由不可逆塑性变形引起。材料存在缺陷情况下，裂纹萌生阶段相对较短。继续循环加载过程中，裂纹扩展成为微观短裂纹，微观短裂纹尺寸约为几个晶粒尺寸范围，且可能受阻于晶粒边界<sup>[3,6,24]</sup>。

在较高应力或持续塑性变形积累状态下，仅有部分短裂纹克服材料本身限制，继续扩展，进入机械短裂纹阶段，成为疲劳裂纹源。应变控制较应力控制最大应力接近，但经受约 500 MPa 的压应力载荷，应力幅提高约 50%，位错密度提高，在夹杂物周围聚集概率提高，更容易在更小尺寸夹杂物周围形成塑性变形区，引起短裂纹<sup>[6,24]</sup>。短裂纹形成后，在较高应力/应变作用下，也更容易继续扩展直至形成裂纹源。因此，应变控制疲劳寿命较应力控制低。

对于应变控制见图 11，Weibull 概率曲线存在拐点，约在 2 万周次。拐点前后斜率不同，即  $\beta$  值不同。

对图 11 中应变控制拐点前后  $N_f$  与夹杂物面积进行分类统计，结果如图 12 所示。图 12a 寿命对应图 12c 夹杂物面积。利用公式 (1) 计算样品 1%失效率为 8520 周次，0.1%失效率寿命为 3726 周次。12c 面积均值  $1222 \mu\text{m}^2$ ，除 1 个样品 ( $3500 \mu\text{m}^2$ ) 外，均小于  $3000 \mu\text{m}^2$ ，且小于  $1000 \mu\text{m}^2$  样品占 77%，标准差为

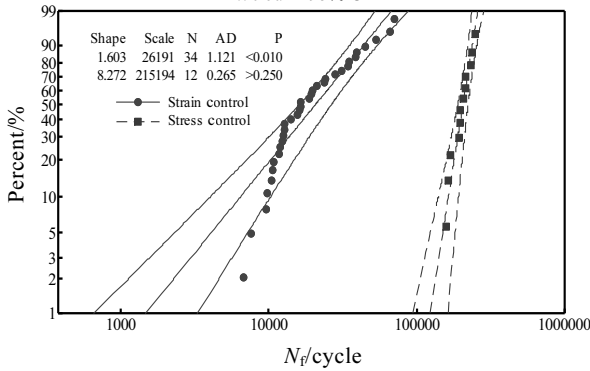


图 11 不同控制方式  $N_f$  比较

Fig.11 Comparison of  $N_f$  with different control modes

986  $\mu\text{m}^2$ 。图 12b 对应图 12d 夹杂物面积。图 12b 中, 样品 1% 失效率为 4668 周次, 0.1% 失效率寿命为 2633 周次。图 12d 中, 夹杂物面积均值为 4165  $\mu\text{m}^2$ , 超过 3000  $\mu\text{m}^2$  样品占 71%, 标准差为 2611  $\mu\text{m}^2$ 。图 12a 和图 12b 寿命均满足 Weibull 分布, 图 12c 和图 12d 夹

杂物面积明显不同, 临界面积约 3500  $\mu\text{m}^2$  (尺寸约 60  $\mu\text{m}$ ), 与图 10 结果相似。减小夹杂物面积, 1% 失效率从图 12b 的 4668 周次提高到图 12a 的 8520 周次, 提高约 1 倍。

疲劳  $N_f$  主要由裂纹源形成 (到机械短裂纹阶段) 和裂纹扩展两部分循环周次组成<sup>[1-3,6]</sup>。夹杂物尺寸的一半  $\alpha_p$  与其周围裂纹尺寸  $a$  之和为裂纹总长度, 当  $\alpha_p < a_0$  ( $a_0$  为裂纹生长临界尺寸) 或  $\alpha_p \approx a_0$  时,  $N_f$  主要由裂纹形核和短尺寸裂纹生长决定。当  $\alpha_p > a_0$ , 低周疲劳裂纹源形成后, 进入长裂纹扩展阶段, 即裂纹在循环载荷作用下开合稳定, 不再受初始裂纹尺寸的影响<sup>[2,4,6,24]</sup>。

对于图 12a、图 12c 而言, 夹杂物尺寸较小, 裂纹形核和短尺寸裂纹生长需要经历一定循环周次, 而后进入长裂纹扩展阶段。对于图 12b、图 12d 可能直接进入长裂纹扩展阶段, 2 种情况  $N_f$  值不同。对进入长裂纹扩展阶段以后, 在循环载荷作用下, 仍需循环一定周次, 如图 12b 的 7000 周次到 20 000 周次, 才会进入迅速断裂。

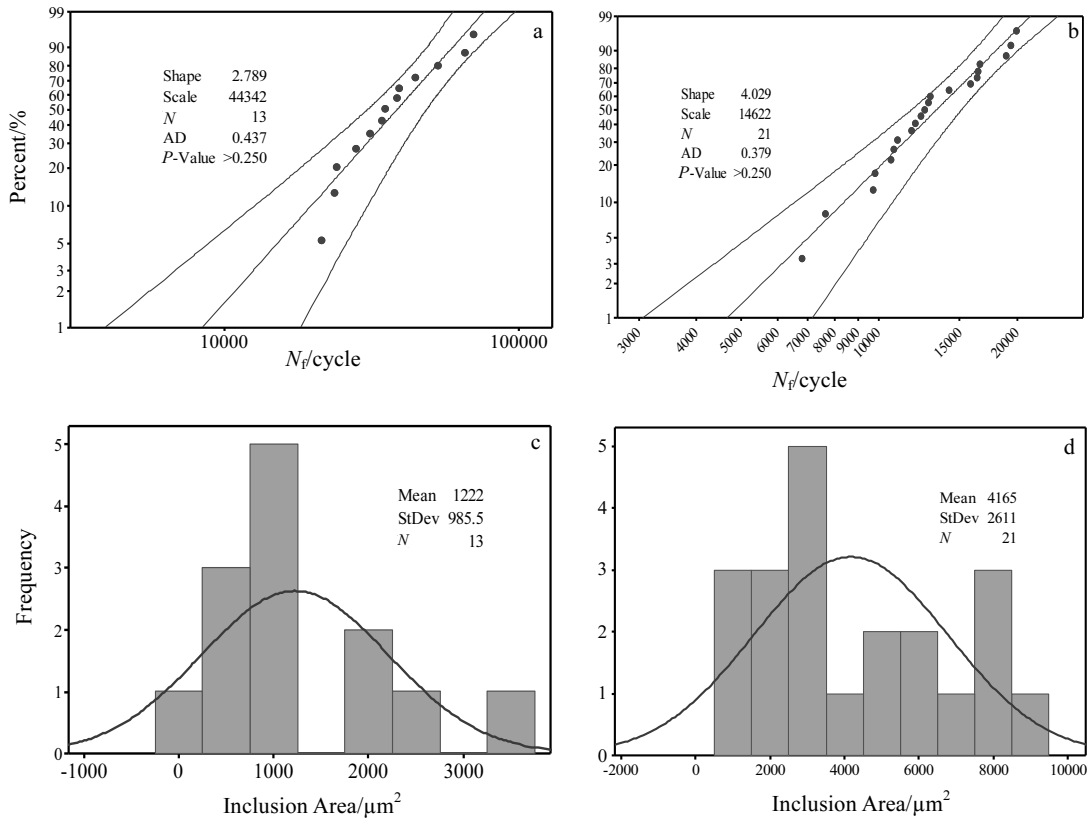


图 12 应变控制  $N_f$  与夹杂物面积分类统计

Fig.12 Statistical data of strain control  $N_f$  and the inclusion area: (a)  $N_f > 20\ 000$  cycle, (b)  $N_f < 20\ 000$  cycle, (c) inclusion area of  $N_f > 20\ 000$  cycle, and (d) inclusion area of  $N_f < 20\ 000$  cycle

### 3 结 论

1) 试验盘件不同部位的晶粒尺寸、显微组织均匀。650 °C 拉伸强度值在 1325~1340 MPa 之间, 屈服强度在 1010~1025 MPa 之间, 波动不超过 2%, 塑性在 29%~33% 间波动; 拉伸性能稳定。

2) 不同部位 650 °C 应力控制低周疲劳寿命  $N_f$  均值约 20 万周次, Weibull 分布特征值  $\beta=8.27$ ,  $\eta=215194$ 。当夹杂物尺寸  $< 80 \mu\text{m}$  时对  $N_f$  影响不明显。

3) 应变控制疲劳稳态最大应力约 1000 MPa, 最小压应力约 500 MPa。夹杂物面积变化引起  $N_f$  值 Weibull 分布特征值  $\beta$  不同; 当夹杂物面积大于临界值 (约  $3600 \mu\text{m}^2$ ), 使得  $N_f$  降低至 20 000 周次以下。

4) 2 种低周疲劳测试控制模式, 在粉末粒度小于  $80 \mu\text{m}$ , 夹杂物尺寸  $< 100 \mu\text{m}$  范围内, 疲劳断口形貌相似, 裂纹源都主要由夹杂物引起。应变控制测试条件下疲劳寿命对夹杂物尺寸更敏感。

致谢: 感谢中国科学院金属所孙文儒老师及其课题组成员给予的测试帮助。

#### 参考文献 References

- [1] Polák J. *Comprehensive Structural Integrity* [J], 2003(4): 1
- [2] Zerbst U, Madia M, Klingner C et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2019, 97: 777
- [3] Murakami Y. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*[M]. Amsterdam: Elsevier Science, 2019
- [4] Schijve J. *Fatigue of Structures and Materials*[M]. Berlin Springer Science & Business Media, 2001
- [5] Huron E S, Roth P G. *Superalloys 1996*[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals and Materials Society, 1996: 359
- [6] Zerbst U, Madia M, Klingner C et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2019, 98: 228
- [7] Miller K J. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 1987, 10(1): 75
- [8] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2008
- [9] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloy*(高温合金材料与工程应用)[M]. Beijing: Science Press, 2010: 6
- [10] Furrer D, Fecht H. *JOM*[J], 1999, 51(1): 14
- [11] Zhang Yiwen(张义文), Chi Yue(迟悦). *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2012, 22(5): 37
- [12] Yang Sheng(杨升). *The 13th Session of the 15th Annual Conference of China Association for Science and Technology: Proceedings of the Aero-Engine Design, Manufacturing and Applied Technology Seminar*(第十五届中国科协年会第 13 分会场: 航空发动机设计, 制造与应用技术研讨会论文集)[C]. Beijing: ACCA, 2013
- [13] Wang Tianyi(王天一), Wei Wentao(韦文涛), Yang Fan(杨帆) et al. *The Sixth China Aviation Association Youth Science and Technology BBS Collection*(第六届中国航空学会青年科技论坛文集) [C]. Beijing: CAAYST, 2014
- [14] Radavich J, Furrer D. *Superalloys, 2004*[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals And Materials Society, 2004: 381
- [15] Radavich J, Furrer D, Carneiro T et al. *Superalloys, 2008*[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals and Materials Society, 2008: 63
- [16] Zhang Ying(张莹), Zhang Yiwen(张义文), Zhang Na(张娜) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(4): 444
- [17] Yang Jinlong(杨金龙), Zhu Xiaomin(朱晓闽), Xiong Jiangying(熊江英) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(5): 1614
- [18] Abernethy R B. *The New Weibull Handbook*[M]. Florida: North Palm Beach, 1996
- [19] Chandran K S R, Chang P, Cashman G T. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(3): 482
- [20] China Metal Society High Temperature Alloy Chapter(中国高温合金分会). *China Superalloys Handbook*(中国高温合金手册)[M]. Beijing: China Quality Inspection Press, 2012: 7
- [21] Sun F, Gu Y, Kawagishi K et al. *Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloy 718 & Derivatives: Energy, Aerospace, and Industrial Applications*[C]. Berlin: Springer, 2018: 779
- [22] Zhang T, Jiang J, Shollock B A et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 641: 328
- [23] Yang Jinlong(杨金龙), Zhu Xiaomin(朱晓闽), Tan Jianjun(谭建均) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 4093
- [24] Chan K S. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(9): 1428



## Low Cycle Fatigue Properties of FGH97 P/M Superalloy with Different Test Control Modes

Yang Jinlong<sup>1,2</sup>, Zhu Xiaomin<sup>1</sup>, Chen Qi<sup>1</sup>, Qiu Chuanrong<sup>1</sup>, Guo Jianzheng<sup>1,2</sup>

(1. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, China)

(2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** An FGH97 superalloy disc was manufactured by argon atomization (AA) + hot isostatic pressing (HIP) + heat treatment process. Then the microstructure at different positions, the tensile properties at 650 °C, the low cycle fatigue properties with stress and strain constant-amplitude controlling, and the fatigue fracture of the samples were investigated. The results reveal that the grains size and the size and morphology of the  $\gamma'$  are similar at different positions. The tensile strength at 650 °C is between 1325 and 1340 MPa, and the yield strength is between 1010 to 1025 MPa, which are relatively stable. The average  $N_f$  of stress-controlling is 200 000 cycles at different positions, and Weibull distribution  $\eta$  is 215 194. The effect of the inclusion of less than 80  $\mu\text{m}$  in size on  $N_f$  is not obvious. The Weibull distribution  $\eta$  of strain-controlling is 14 622 when the  $N_f$  is less than 20 000 cycles, and 44 342 when  $N_f$  is more than 20 000 cycles. The variation of inclusion area leads to the difference of characteristic value  $\beta$  of  $N_f$  Weibull distribution. The crack source of fatigue fracture is mainly the inclusions, and the fracture morphology is rather similar. The fatigue of the strain controlling is more sensitive to the inclusions.

**Key words:** FGH97 superalloy; low cycle fatigue; stress controlling; strain controlling; Weibull distribution

---

Corresponding author: Guo Jianzheng, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-755-82799717, E-mail: guo\_jianzheng@qq.com