

# 一种新型粉末高温合金的低周疲劳行为与寿命预测模型分析

张高翔<sup>1</sup>, 龙安平<sup>1,2</sup>, 肖磊<sup>1</sup>, 熊江英<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, 湖南 长沙 410083)

**摘要:** 对一种新型第 3 代粉末高温合金 A3 在 700 °C、应变范围 0.6%~1.4% 试验条件下的低周疲劳性能进行了研究, 分析了材料的循环滞后回线、Massing 特性、循环应力应变响应、应变-寿命关系等特性。采用 Manson-Coffin 模型、拉伸滞回能模型、三参数能量模型对疲劳寿命数据进行拟合预测, 结果表明 Manson-Coffin 模型的寿命预测精度最高, 在 3 倍分散带以内。用扫描电子显微镜对疲劳源区观察, 结果表明: 低应变时疲劳源数量上呈现单源, 高应变时呈多源特征; 随应变增大, 疲劳源位置趋向于试样表面, 裂纹扩展区面积减小, 瞬断区面积增大。疲劳断口典型的 3 个区域观察结果表明: 疲劳源四周存在较多河流状线, 其为裂纹扩展方向, 裂纹扩展区存在较多二次裂纹, 瞬断区出现韧窝与解理断裂特征。A3 合金的断裂模式主要为穿晶断裂。

**关键词:** 粉末高温合金 A3; 低周疲劳; 寿命预测; 疲劳断口

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)08-2789-10

涡轮盘是航空发动机的关键零部件, 对航空发动机的可靠性、安全寿命起决定性的作用<sup>[1-4]</sup>。涡轮盘、涡轮叶片等被誉为燃气涡轮的心脏, 一直受到冶金工作者的关注<sup>[5-7]</sup>。涡轮盘工作时承受复杂的热、机械载荷, 对涡轮盘材料的疲劳性能有着极高的要求。据统计, 航空发动机结构故障占总故障的 60%~70%, 而疲劳破坏占发动机结构故障的 80%~90%, 因此低周疲劳性能是整个轮盘定寿最重要和最关键的环节<sup>[8]</sup>。近几十年来, 粉末高温合金已成为涡轮盘的首选材料<sup>[1]</sup>。目前粉末高温合金盘件制备生产工艺已成熟, 主要有 2 种, 即以美国为代表的氩气雾化(AA)制粉+热挤压(HEX)+等温锻造(ITF)和以俄罗斯为代表的旋转电极(PREP)制粉+直接热等静压(HIP)成形工艺。我国粉末高温合金的研究起步于 20 世纪 70 年代后期, 陆续开展了 FGH95、FGH96、FGH97 与 FGH98 合金的研制, 由于缺少大型挤压机和封闭的等温锻造设备, 盘件制备工艺有 2 种, 即 PREP 制粉+HIP 与 AA / PREP 制粉+HIP+ITF 生产工艺<sup>[9]</sup>。PREP 工艺制得的成品粉粒度一般控制在 50~150 μm, HIP 成型后晶粒粗大, 夹杂物尺寸大, 可达 150 μm<sup>[10]</sup>, 粉末高温合金疲劳试验结果表明 98.7% 的试样断裂于夹杂处, 随夹杂

物尺寸增大, 寿命显著降低<sup>[11]</sup>, 大尺寸夹杂物极大地影响了盘件的疲劳寿命。目前高性能粉末涡轮盘所用的合金粉末有朝超纯、细粒径方向发展的趋势, 欧美已将粉末粒度由 63 μm 降为 53 μm<sup>[10,12]</sup>, 俄罗斯也在采用更细的粉末, 并开展了相关研究<sup>[9]</sup>。

作者所在团队研发了一种新型第 3 代粉末高温合金 A3, 本工作开展了 A3 合金在 700 °C、应变范围 0.6%~1.4% 试验条件下的低周疲劳性能的研究, 包括循环滞后回线与 Massing 特性、循环应力-应变响应行为、应变-寿命关系特征等, 并探寻建立适合该合金的寿命预测模型, 为该合金的应用提供依据。此外, 还将分析 A3 粉末合金的低周疲劳断口及断裂模式, 可为粉末高温合金的相关研究提供参考。

## 1 实验

试验材料 A3 合金采用真空感应炉熔炼, 其成分见表 1。采用氩气雾化法制粉, 粉末筛分后装套经热等静压成型, 热处理制度为 1150 °C ×4 h 固溶+760 °C ×16 h 时效。按图 1 加工低周疲劳试样, 疲劳试验在 Instron8801 试验机上进行, 采用标距 12.5 mm 引伸计进行轴向应变控制, 试验温度 700 °C, 通过电

收稿日期: 2020-09-10

基金项目: 广东省重点领域研发计划项目(2019B010935001); 国家科技重大专项(2017-VI-0009-0080)

作者简介: 张高翔, 男, 1992 年生, 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000, 电话: 0755-82792341, E-mail: 954476579@qq.com

表 1 A3 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of A3 alloy (ω/%)

Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Hf	Ni
19	13	4.0	4.0	3.0	3.7	1.2	0.9	0.2	Bal.

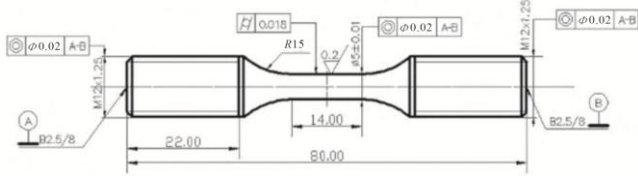


图 1 低周疲劳试样

Fig.1 Geometry of the specimen used in fatigue test (mm)

阻丝高温炉加热试样，温度波动控制在  $\pm 2\text{ }^\circ\text{C}$ ，试验波形为三角波，应变比  $R=0$ ，频率  $0.33\text{ Hz}$ ，总应变范围为  $0.6\% \sim 1.4\%$ ，试样完全断裂为两部分时终止试验。试样断口经超声波清洗，用 CARLZEISSEVOMA25 扫描电镜+能谱仪分析断口形貌和疲劳源成分。

## 2 结果与分析

### 2.1 循环滞后回线与 Massing 特性

图 2 为  $700\text{ }^\circ\text{C}$  条件下 A3 合金不同应变幅下的稳定循环滞后回线。可以看出，应变幅越大，滞后回线的环面积越大，消耗的塑性应变能越大，因此疲劳寿命越短；当应变范围为  $0.6\%$  时，滞后回线近似于一条直线，且随应变幅的减小，滞后回线向拉应力方向移动。材料低周疲劳破坏时所需要的能量是一定的，循环滞后环的面积代表材料塑性变形时所做的功或能量的损失，即塑性应变能，其宽窄或大小说明材料抗塑性变形的能力高低<sup>[13,14]</sup>。Massing 特性即指材料疲劳过程中的特性，将稳定循环滞后回线整体平移，平移路径是从最低点平移至原点，平移后如不同应变幅的滞回曲线上部重合，则材料具有 Massing 特性，否则不具有 Massing 特性<sup>[15]</sup>。图 3 为  $700\text{ }^\circ\text{C}$  条件下 A3 合金 Massing 特性曲线，可以看出，不同应变幅的滞回曲线上部基本重合，说明 A3 合金在  $700\text{ }^\circ\text{C}$  下基本符合 Massing 特性。

### 2.2 循环应力-应变响应（稳定循环）

A3 合金低周疲劳应力、应变与寿命关系见表 2，循环应力-应变关系用应力幅与塑性应变幅表达：

$$\sigma_a = K'(\epsilon_{pa})^{n'} \quad (1)$$

公式中， $\sigma_a$  为循环应力幅； $\epsilon_{pa}$  为循环塑性应变幅； $n'$  为循环硬化指数； $K'$  为循环强度系数。

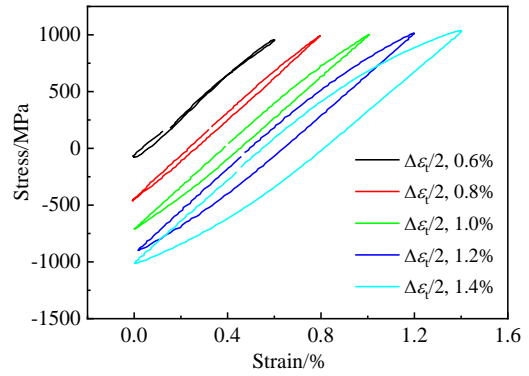


图 2 A3 合金在  $700\text{ }^\circ\text{C}$  的稳态滞后回线

Fig.2 Steady-state hysteresis loop of A3 alloy at  $700\text{ }^\circ\text{C}$

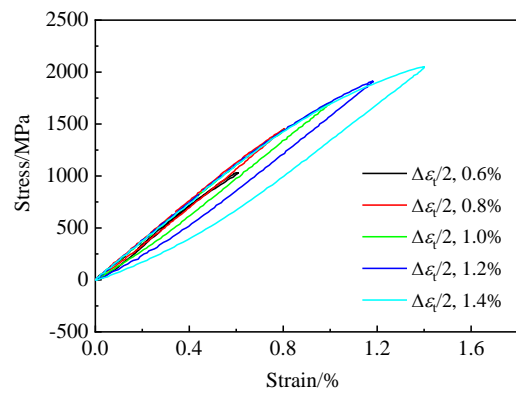


图 3 A3 合金在  $700\text{ }^\circ\text{C}$  的 Massing 特性曲线

Fig.3 Massing characteristic curves of A3 alloy at  $700\text{ }^\circ\text{C}$

根据式(1)采用双对数坐标对数据进行线性拟合，斜率和截距分别是  $n'(0.167)$  值和  $K'(1457\text{ MPa})$  值，截距是对数形式需换算才能得到循环强度系数  $K'$ ，见表 3。

图 4 为 A3 合金在  $700\text{ }^\circ\text{C}$  下的循环应力-应变关系曲线。图中数据点均由半寿命 ( $N_f/2$ ) 时的循环滞后回线求得，可以看出，曲线表现出 2 种斜率特性，斜率转变点位置的塑性应变幅  $\epsilon_{pa}$  约为  $0.02\%$ 。当塑性应变幅  $\epsilon_{pa} \leq 0.02\%$ ，随着塑性应变幅增加，循环应力幅上升较快，当塑性应变幅  $\epsilon_{pa} \geq 0.02\%$ ，随着塑性应变幅增加，循环应力幅增加变缓，斜率约为转变点前的  $1/7$ 。图 5 是 A3 合金在  $700\text{ }^\circ\text{C}$  的塑性应变寿命曲线，可以看出，斜率转变点  $\epsilon_{pa} = 0.02\%$  对应疲劳寿命约为  $1 \times 10^4$ 。A3 合金疲劳寿命高于  $1 \times 10^4$  时，随塑性应变增加，应力上升较快，A3 合金疲劳寿命低于  $1 \times 10^4$  时，随塑性应变增加，应力增加变缓，约为转变点前的  $1/7$ 。斜率转变点可视为疲劳的重要参数，类似于拉伸性能的屈服强度。A3 合金的拉伸性能见表 4，在  $700\text{ }^\circ\text{C}$  的屈服强度值为  $1042\text{ MPa}$ ，从图 4 可知斜率转变点的

表 2 A3 合金的应力、应变与寿命关系

Table 2 Relationship between stress, strain and fatigue life of A3 alloy

$(\Delta\epsilon_t/2),\%$	$(\Delta\epsilon_e/2),\%$	$(\Delta\epsilon_p/2),\%$	$\sigma_d/\text{MPa}$	$\sigma_{\max}/\text{MPa}$	$N_f/\text{cycle}$
0.282	0.268	0.014	509	947	322 860
0.292	0.287	0.005	548	976	212 531
0.397	0.386	0.011	677	981	13 942
0.404	0.383	0.020	729	978	29 625
0.490	0.468	0.022	852	1022	2185
0.494	0.477	0.017	849	1013	2266
0.504	0.467	0.037	853	995	4512
0.593	0.518	0.076	949	1004	1067
0.629	0.533	0.096	913	960	523
0.694	0.564	0.130	1028	1040	749
0.701	0.573	0.128	1029	1043	496

表 3 A3 合金的循环应力-应变参数

Table 3 Cyclic stress-strain parameters of A3 alloy

Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	$K'/\text{MPa}$	$n'$
700	1457	0.167

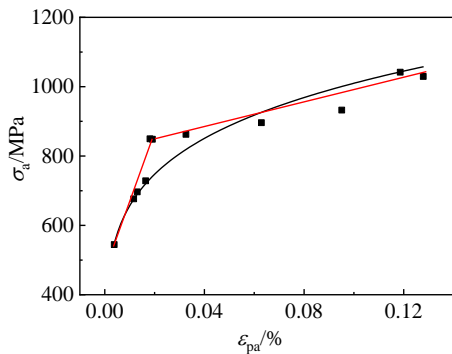


图 4 A3 合金在 700 °C 的循环应力-应变曲线

Fig.4 Cycle stress-strain curve of A3 alloy at 700 °C

应力幅值约为 855 MPa，查表 2 其对应的最大应力值约 1022 MPa，该值与拉伸屈服强度 1042 MPa 十分接近，相差仅约 2%。因此 A3 合金循环应力-应变关系曲线的斜率转变是材料达到屈服造成的。

2.3 循环应力响应行为

在总应变  $\Delta\epsilon_t$  不变情况下，循环应力随循环周次的变化反映了 A3 合金的应变硬化或软化行为。应变硬化或软化现象与位错有关，位错增殖导致应变硬化，位错湮灭导致应变软化，当位错增殖速率与位错湮灭速率达到平衡时，合金呈现循环稳定状态，循环稳定时不存在明显的循环硬化或软化，循环硬化与循环软化二者达到了动态均衡<sup>[13,16]</sup>。图 6 为 A3 合金 700 °C

下的循环应力响应曲线，在 1.4%、1.2% 大应变条件下，A3 合金先循环硬化后循环软化；在 0.6%、0.8%、1.0% 应变条件下，A3 合金疲劳试验开始后呈现循环稳定特征，最后进入失稳扩展阶段，无明显循环硬化或软化过程。对于 A3 合金，大应变疲劳的起始阶段位错增殖剧烈，远高于位错湮灭速度，因此先呈现出循环硬化特点，而中小应变疲劳起始阶段位错增殖缓慢，几乎也不存在位错湮灭，因此无明显的循环硬化过程。

2.4 应变-寿命关系曲线

图 7 是 A3 合金在 700 °C 的应变-寿命曲线，分别为总应变、塑性应变、弹性应变幅值与疲劳寿命  $2N_f$

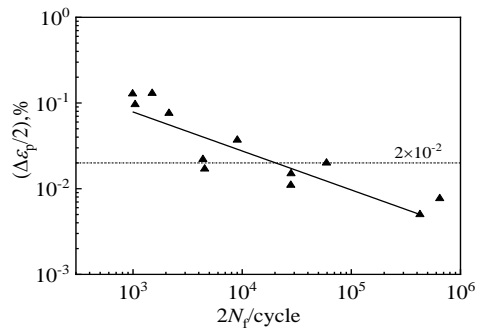


图 5 A3 合金在 700 °C 的塑性应变寿命曲线

Fig.5 Plastic strain-life curve of A3 alloy at 700 °C

表 4 A3 合金的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of A3 alloy

Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$
25	1170	1620	19.5	20
650	1063	1508	21.0	19
700	1042	1368	15.5	17

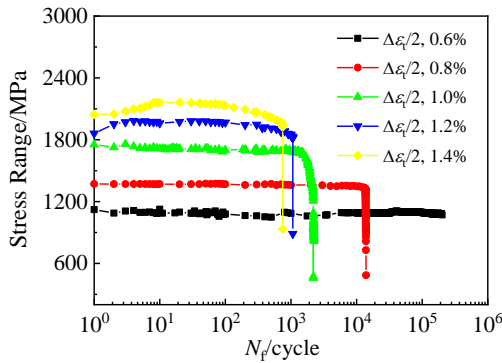


图 6 A3 合金在 700 °C 的循环应力响应曲线

Fig.6 Cyclic stress response curves of A3 alloy at 700 °C

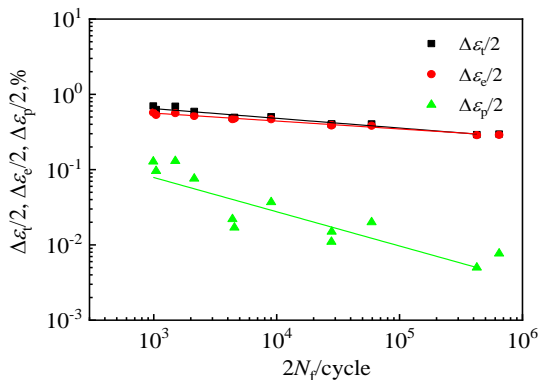


图 7 A3 合金在 700 °C 时  $\Delta\epsilon_e$ 、 $\Delta\epsilon_e/2$ 、 $\Delta\epsilon_p$  与疲劳寿命  $N_f$  的关系  
Fig.7 Relationship between  $\Delta\epsilon_e$ 、 $\Delta\epsilon_e/2$ 、 $\Delta\epsilon_p$  and fatigue life  $N_f$  of A3 alloy at 700 °C

的关系曲线，疲劳寿命随应变量增大而逐渐减小。Coffin 把  $\Delta\epsilon_e/2-2N_f$  和  $\Delta\epsilon_p/2-2N_f$  关系曲线的交点定义为过渡寿命  $N_T$ ，并认为  $N_T$  是低周疲劳的关键指标之一，当  $N_f < N_T$  时，塑性应变对疲劳的贡献比弹性应变大，当  $N_f > N_T$  时，弹性应变则起主要作用<sup>[17]</sup>。影响过渡寿命  $N_T$  大小可能因素是材料的强度与延展性，增加强度或降低延展性均可能导致过渡寿命的降低<sup>[18,19]</sup>。由图 7 可知，A3 合金  $\Delta\epsilon_e/2-2N_f$  和  $\Delta\epsilon_p/2-2N_f$  关系曲线随疲劳寿命增大，相交距离拉大，不存在交点，因此 A3 合金在 700 °C 温度下不存在过渡寿命  $N_T$ 。随着疲劳寿命的增大，塑性应变急剧下降，弹性应变与总应变相交，弹性应变对疲劳寿命起主要作用。

### 2.5 低周疲劳寿命分析

一般认为，低周疲劳的应变范围与断裂寿命密切相关。Manson<sup>[20]</sup>和 Coffin<sup>[21]</sup>最早引入了塑性应变与疲劳寿命之间的关系，提出了 Manson-Coffin 方程，是应用广泛的寿命预测模型<sup>[22]</sup>。能量法也是疲劳寿命预测较为常见的方法，其用循环应变滞回能描述材料疲

劳寿命，揭示了疲劳损伤本质，物理意义明确<sup>[22,23]</sup>。由能量法发展而来的预测模型较多，Ostergren<sup>[24]</sup>提出了拉伸滞回能模型，张国栋等<sup>[25]</sup>提出了三参数幂函数能量模型，Kliman 和 Bily<sup>[26]</sup>、Morrow<sup>[27]</sup>以及 Eyllin<sup>[28-30]</sup>等都提出了各自的循环滞回能数学模型，Morrow 模型适用于 Massing 特性材料，Ellyin 模型引入了 Jhansale-Topper-的主骨架模型，适用于非 Massing 材料<sup>[23]</sup>。适用于粉末高温合金的疲劳寿命预测较为常用的有 Manson-Coffin 方程、拉伸滞回能模型、三参数幂函数能量模型，本研究采用此 3 个模型进行 A3 合金的寿命预测分析。

#### 2.5.1 拉伸滞回能模型

拉伸滞回能模型由 Ostergren<sup>[24]</sup>提出，该模型将低周疲劳损伤同试样吸收的拉伸滞回能关联，滞回能与疲劳寿命之间遵循幂指数关系：

$$N_f^a \Delta W_t = c \tag{2}$$

$$\Delta W_t = \Delta\epsilon_{in} \sigma_{max} \tag{3}$$

公式中，滞回能  $W_t$  表征为峰值拉伸应力  $\sigma_{max}$  和非弹性应变  $\Delta\epsilon_{in}$  的乘积， $\Delta\epsilon_{in}$  为非弹性应变，纯疲劳时用塑性应变  $\Delta\epsilon_p$  代替。

拉伸滞回能模型的拟合结果见图 8，寿命预测结果见图 9，预测精度低，远超出 3 倍分散带。

#### 2.5.2 三参数能量模型

基于  $\epsilon-N$  曲线三参数幂函数公式，并结合 Manson-Coffin 模型、拉伸滞回能模型，张国栋等建立了三参数幂函数能量模型，该模型对于单晶等韧性较好的材料，其预测精度更高，模型为：

$$N_f (\Delta W - \Delta W_0)^m = c \tag{4}$$

$$\Delta W = \Delta\epsilon_{in} (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \tag{5}$$

式中： $\Delta W_0$  为疲劳极限时对应能量值； $m$ 、 $c$  均为待定常数。 $\Delta\epsilon_{in}$  为非弹性应变，纯疲劳时用塑性应变  $\Delta\epsilon_p$  代替。

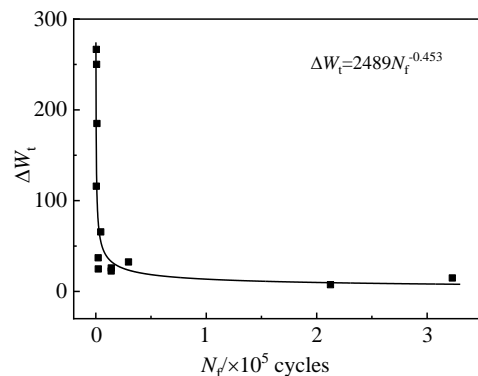


图 8 拉伸滞回能模型拟合结果

Fig.8 Life fitting results of the Ostergren model

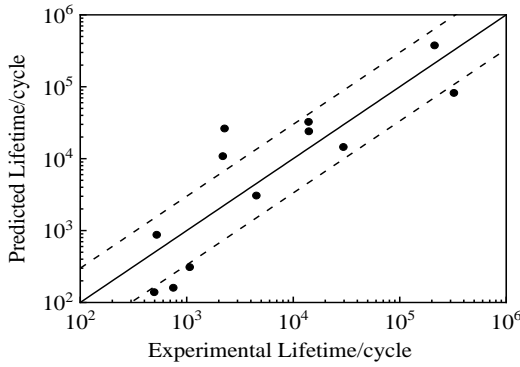


图 9 拉伸滞回能模型寿命预测结果

Fig.9 Life prediction results of the Ostergren model

三参数幂函数能量模型的拟合结果见图 10, 寿命预测结果见图 11, 预测精度较好, 但稍微超出 3 倍分散带。

### 2.5.3 Manson-Coffin 模型

Manson-Coffin 模型是国内材料数据手册处理低周疲劳常用的经典模型<sup>[31]</sup>, 其奠定了定量研究低周疲劳寿命的基础, 模型为:

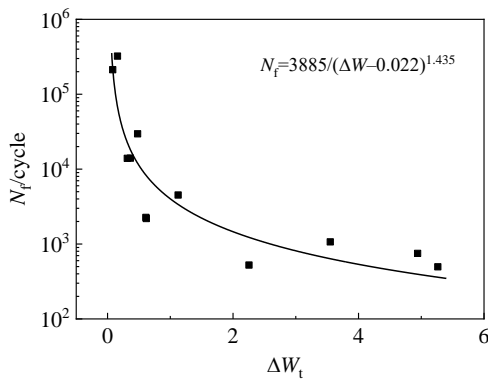


图 10 三参数能量模型拟合结果

Fig.10 Life fitting results by three-parameter power model

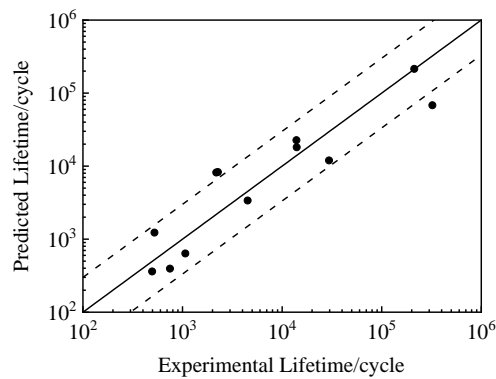


图 11 三参数能量模型预测结果

Fig.11 Life prediction results by three-parameter power model

$$\frac{\Delta \varepsilon_f}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (6)$$

公式中:  $\varepsilon_f$  为总应变,  $\sigma_f'$  为疲劳强度系数,  $b$  为疲劳强度指数,  $\varepsilon_f'$  为疲劳延性系数;  $c$  为疲劳延性指数,  $E$  为弹性模量。

Manson-Coffin 模型的拟合结果见图 12, 得到  $b = -0.105$ ,  $\sigma_f' = 2002$ ,  $\varepsilon_f' = 0.018$ ,  $c = -0.455$ 。寿命预测结果见图 13, 预测精度好, 试验数据点全部落在 3 倍分散带内。

### 2.5.4 寿命预测能力分析

疲劳寿命模型的预测能力一般常用寿命分散带来衡量, 其表征了预测寿命与试验寿命的偏差大小, 分散带越接近 1, 表明预测结果与试验结果越接近, 反之则越偏离。对于 A3 合金在 700 °C 条件下的低周疲劳寿命, 从图 8~10 可以看出: 仅 Manson-Coffin 模型拟合的寿命分散带落在 3 倍因子内, 拉伸滞回能模型与三参数能量模型均超出 3 倍因子, 因此 Manson-Coffin 模型在 3 个模型中的寿命预测精度最高; 三参数能量模型的寿命预测精度次之; 拉伸滞回能模型的寿命预测精度最差。

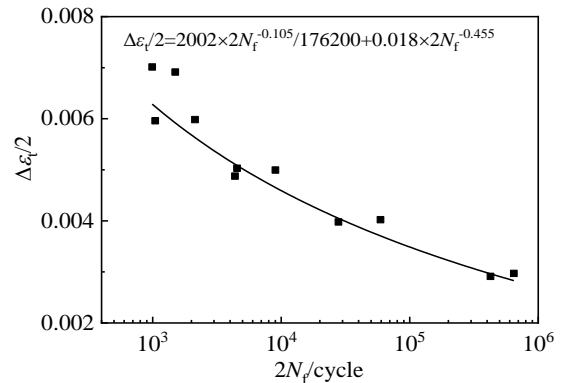


图 12 Manson-Coffin 拟合结果

Fig.12 Life fitting results by Manson-Coffin equation

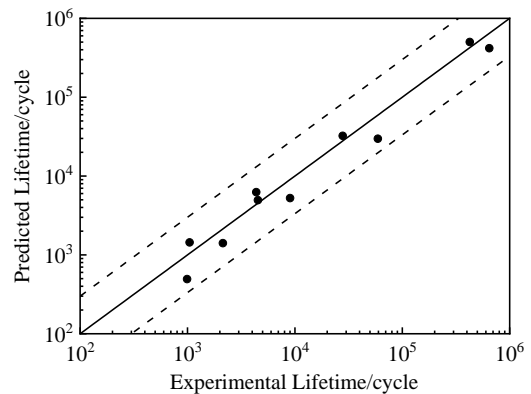


图 13 Manson-Coffin 寿命预测结果

Fig.13 Life prediction results by Manson-Coffin equation

### 2.6 低周疲劳断口分析

#### 2.6.1 宏观断口形貌

图 14a~14e 分别是应变条件 0.6%、0.8%、1.0%、1.2%、1.4% 的疲劳宏观断口形貌照片，均可观察到明显的 3 个区域，即疲劳源区、裂纹扩展区、瞬断区，如图 14b，I、II、III 区分别是疲劳源区、裂纹扩展区、瞬断区。疲劳源区的形状近似圆形，如疲劳源靠近试样表面，疲劳源区则是残缺圆形形状，与裂纹扩展区构成扇形，如图 14c、14d、14e。观察图 14a~14e 可知，

随着试验条件应变范围的增大，疲劳源数量上由单个转变成多个，疲劳源位置由试样内部转移至试样表面。相关研究也表明<sup>[32,33]</sup>，在高应变范围下，低周疲劳裂纹萌生点主要出现在试样表面，在低应变范围下，则主要出现在近表面或试样内部。小应变范围下呈单源特征，大应变范围下呈多源特征<sup>[34]</sup>。

#### 2.6.2 疲劳源区

图 15a~15e 分别是应变条件 0.6%~1.4% 的疲劳源区形貌，如图 15a，15b 均明显可见较多河流状线从疲

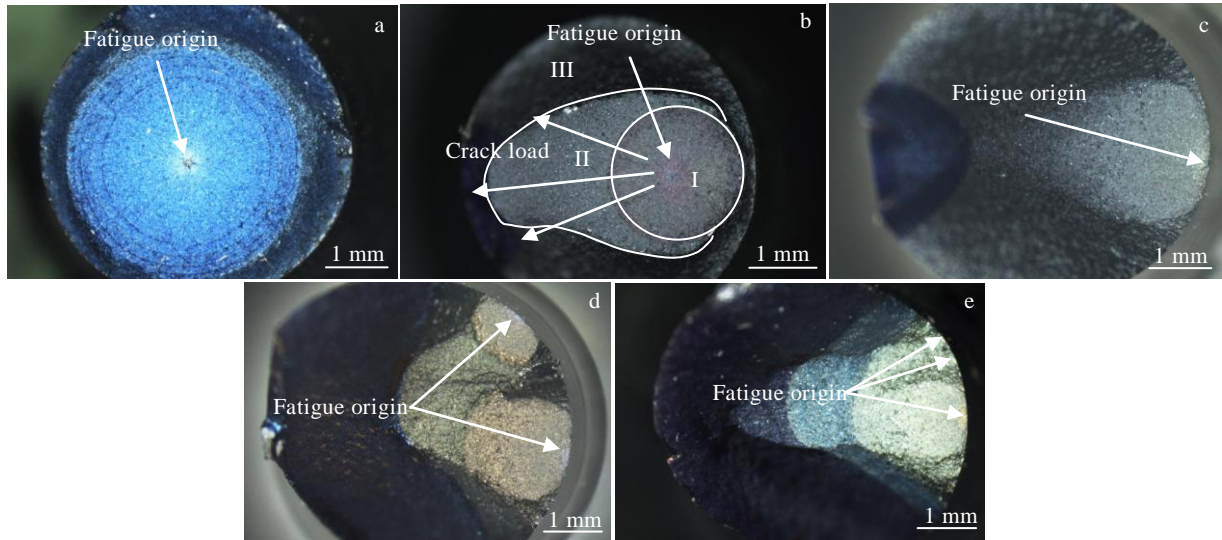


图 14 不同应变条件下疲劳宏观断口形貌

Fig.14 Macrostructure of fatigue fracture under different strain conditions: (a)  $\Delta\epsilon_t/2=0.6\%$ ,  $N_f=212\ 531$ ; (b)  $\Delta\epsilon_t/2=0.8\%$ ,  $N_f=29\ 625$ ; (c)  $\Delta\epsilon_t/2=1.0\%$ ,  $N_f=2185$ ; (d)  $\Delta\epsilon_t/2=1.2\%$ ,  $N_f=1067$ ; (e)  $\Delta\epsilon_t/2=1.4\%$ ,  $N_f=749$

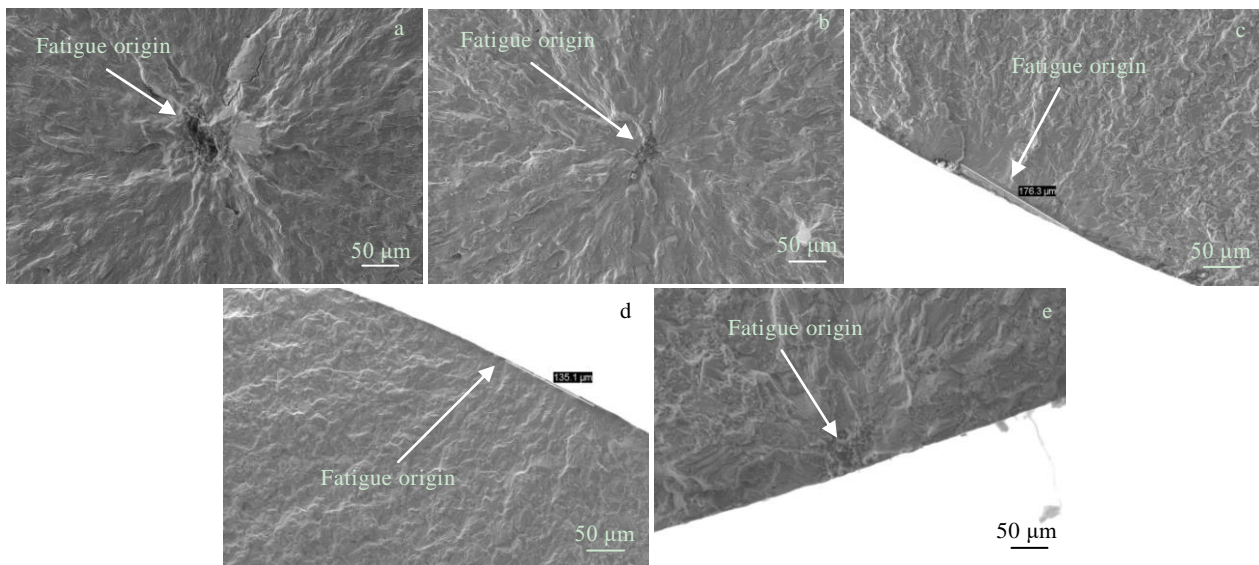


图 15 不同应变条件下疲劳源区形貌

Fig.15 Morphologies of fatigue origin area under different strain conditions: (a)  $\Delta\epsilon_t/2=0.6\%$ ,  $N_f=212\ 531$ ; (b)  $\Delta\epsilon_t/2=0.8\%$ ,  $N_f=29\ 625$ ; (c)  $\Delta\epsilon_t/2=1.0\%$ ,  $N_f=2185$ ; (d)  $\Delta\epsilon_t/2=1.2\%$ ,  $N_f=1067$ ; (e)  $\Delta\epsilon_t/2=1.4\%$ ,  $N_f=749$

劳源向四周发散，其是疲劳裂纹扩展的方向。通过电子扫描显微镜（SEM）对疲劳源进行 EDS 能谱分析，分析统计结果见表 5。疲劳源的类型主要为夹杂或平台型，夹杂主要是氧化铝或氧化钛，呈椭圆形，平台型疲劳源均起始于试样表面，呈长条状。

2.6.3 裂纹扩展区

图 16a~16e 分别是应变条件 0.6%~1.4% 的裂纹扩展区形貌。对于 A3 合金，仅在 0.6% 应变条件下观察到疲劳条带，且该应变条件下未观察到二次裂纹；0.8%~1.4% 应变条件下可观察到较多二次裂纹，从图 16b~16e 可看出，随应变条件增大二次裂纹减少，裂纹长度变短，深度变浅。

2.6.4 瞬断区

图 17a~17e 分别是应变条件 0.6%~1.4% 的裂纹扩展区形貌。瞬断区相对裂纹扩展区几乎不存在二次裂纹，出现较多韧窝，韧窝是塑性断裂的特征。从图 17a~17c 可看出，随应变条件增大，韧窝深度变浅。从图 17c~17e 可看出，随应变条件增大，韧窝消失，出现明显的解理面、解理台阶，台阶由方型变成阶梯型，断口趋向平整。解理断裂是一种穿晶断裂，即断裂面沿解理面分离。

2.6.5 断裂模式

图 18a~18e 分别是应变条件 0.6%、0.8%、1.0%、1.2%、1.4% 的断口断面形貌。0.8% 应变条件下，伴有较多沿晶断裂，0.6% 应变条件断口边缘在 5 个应变条件中表现最为锐利光滑。从图 18a~18e 可看出，A3 合

表 5 不同应变条件下的疲劳源

Table 5 Fatigue origin under different strain conditions

$(\Delta\epsilon_i/2),\%$	$N_f/cycle$	Types	Position	Quantity	Elements
0.6	212 531	Inclusion	Inside	1	Al/Ti
0.8	29 625	Inclusion	Inside	1	Al/O
1.0	2 185	Plat	Surface	1	C/O
1.2	1 067	Plat	Surface	2	C/O
1.4	749	Inclusion	Surface	3	Al/C/O

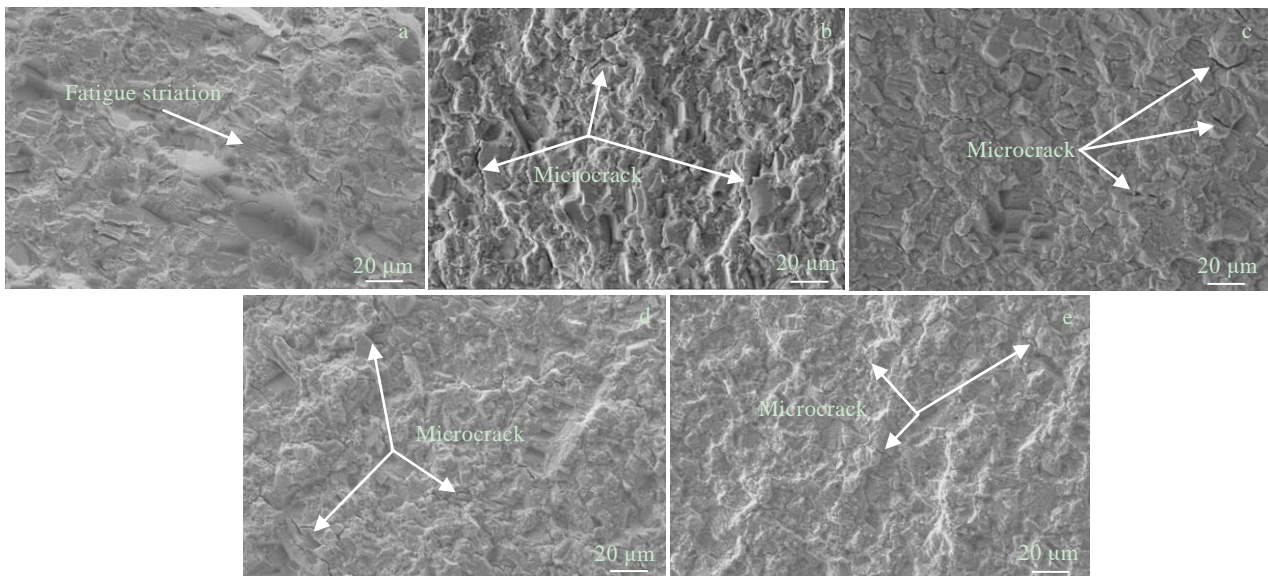


图 16 不同应变条件下裂纹扩展区形貌

Fig.16 Morphologies of crack propagation zone under different strain conditions: (a)  $\Delta\epsilon_i/2=0.6\%$ ,  $N_f=212\ 531$ ; (b)  $\Delta\epsilon_i/2=0.8\%$ ,  $N_f=29\ 625$ ; (c)  $\Delta\epsilon_i/2=1.0\%$ ,  $N_f=2185$ ; (d)  $\Delta\epsilon_i/2=1.2\%$ ,  $N_f=1067$ ; (e)  $\Delta\epsilon_i/2=1.4\%$ ,  $N_f=749$

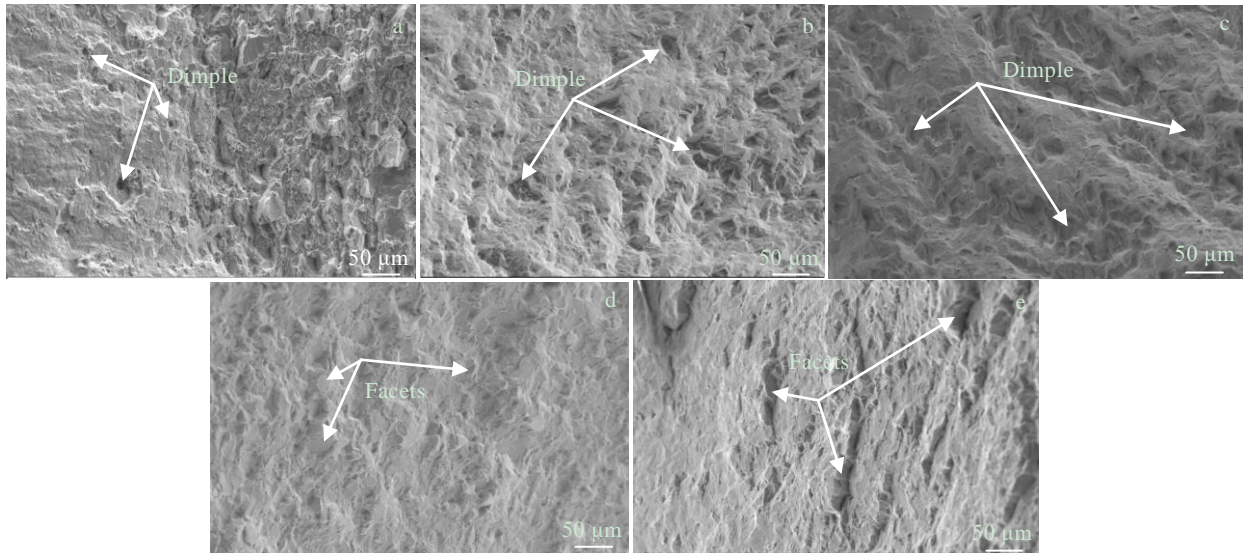


图 17 不同应变条件下瞬断区形貌

Fig.17 Morphologies of transient zone under different strain conditions: (a)  $\Delta\epsilon_t/2=0.6\%$ ,  $N_f=212\ 531$ ; (b)  $\Delta\epsilon_t/2=0.8\%$ ,  $N_f=29\ 625$ ; (c)  $\Delta\epsilon_t/2=1.0\%$ ,  $N_f=2185$ ; (d)  $\Delta\epsilon_t/2=1.2\%$ ,  $N_f=1067$ ; (e)  $\Delta\epsilon_t/2=1.4\%$ ,  $N_f=749$

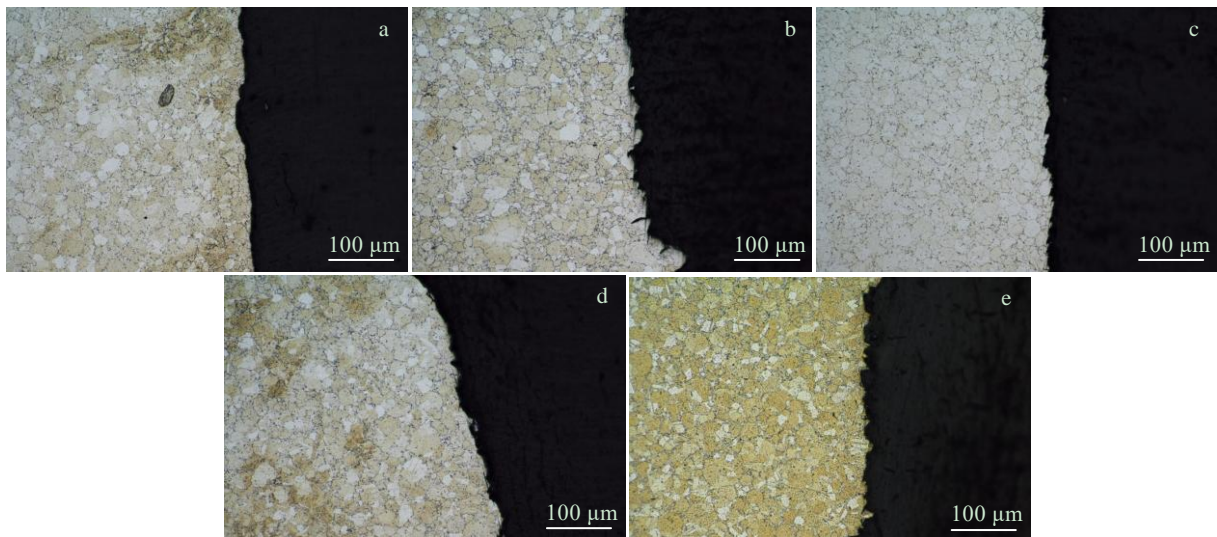


图 18 不同应变条件下断口断面形貌

Fig.18 Fracture section morphologies under different strain conditions: (a)  $\Delta\epsilon_t/2=0.6\%$ ,  $N_f=212\ 531$ ; (b)  $\Delta\epsilon_t/2=0.8\%$ ,  $N_f=29\ 625$ ; (c)  $\Delta\epsilon_t/2=1.0\%$ ,  $N_f=2185$ ; (d)  $\Delta\epsilon_t/2=1.2\%$ ,  $N_f=1067$ ; (e)  $\Delta\epsilon_t/2=1.4\%$ ,  $N_f=749$

金的低周应变疲劳断裂模式主要为穿晶断裂。

### 3 结 论

1) 700 °C 不同应变条件下, A3 合金循环应力响应行为表现不同: 大应变条件呈现出先循环硬化后循环软化特征, 无明显循环稳定过程; 中小应变试验条件下, 仅呈现出循环稳定的特征。A3 合金循环应力-应变关系曲线斜率转变点的最大应力值与其屈服强度

接近, 相差仅约 2%。

2) 700 °C 温度条件下, Manson-Coffin 模型对 A3 合金适用性较好, 寿命预测精度落在 3 倍分散带以内, 拉伸滞回能、三参数能量模型预测精度均超出 3 倍分散带。

3) A3 合金的相关疲劳性能参数: 循环硬化指数  $n'=0.167$ ; 循环强度系数  $K'=1457$  MPa; 疲劳强度系数  $\sigma'_f=2002$ ; 疲劳强度指数  $b=-0.105$ ; 疲劳延性系数



$\epsilon_f'=0.018$ ; 疲劳延性指数  $c=-0.455$ 。

4) 低应变条件下疲劳源主要位于试样内部, 疲劳源区呈近圆形, 向四周发散; 高应变条件下疲劳源主要位于试样表面, 疲劳源区呈残缺圆形状, 与裂纹扩展区构成扇形; 疲劳源区可观察到大量浅白色河流状线, 是疲劳裂纹扩展的方向; 裂纹扩展区发现疲劳条带与较多二次裂纹; 瞬断区发现较多韧窝与解理断裂特征。

5) A3 合金在 700 °C 的疲劳断裂机制主要为穿晶断裂。

#### 参考文献 References

- [1] Zhang Guoqing(张国庆), Zhang Yiwen(张义文), Zheng Liang(郑亮) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1133
- [2] Hu Benfu(胡本芙), Tian Gaofeng(田高峰), Jia Chengchang(贾成厂) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2007(4): 80
- [3] Wang Yifan(王轶凡). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2017
- [4] Ning Yongquan(宁永权), Yao Zekun(姚泽坤), Guo Hongzhen(郭鸿镇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(7): 1235
- [5] Reed R C. *The Superalloys Fundamentals and Applications*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2008
- [6] Pollock T M, Tin S. *Journal of Propulsion and Power*[J], 2006, 22(2): 361
- [7] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C. *Superalloys II*[M]. New York: Wiley, 1987
- [8] Yang Jun(杨俊), Zhang Guibin(张贵斌), Qi Shengying(祁圣英) *et al.* *Gas Turbine Experiment and Research*(燃气涡轮试验与研究)[J], 2012, 25(1): 9, 48
- [9] Zhang Yiwen(张义文), Liu Jiantao(刘建涛). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2013, 32(1): 1, 38
- [10] Xiao Lei(肖磊), Zhu Xiaomin(朱晓闽), Zhang Gaoxiang(张高翔) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1623
- [11] Huron E S, Roth P G. *Superalloys*[C]. PA: TMS, 1996
- [12] Eisen W. *International Journal of Powder Metallurgy*[J], 1997, 33(8): 62
- [13] Zhang Shichao(张仕朝), Li Li(李莉), Hou Xueqin(侯学勤). *Journal of Mechanical Strength*(机械强度)[J], 2017, 39(2): 311
- [14] Xie Jizhou(谢济洲). *Manual of Low Cycle Fatigue*(低循环疲劳手册)[M]. Beijing: Beijing Institute of Aerial Materials, 1991
- [15] Zhang Shichao(张仕朝). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(1): 93
- [16] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008
- [17] Chen Lijia(陈立佳), Wang Guangzhong(王光中), Tian Jifeng(田继丰). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 35(11): 1144
- [18] Chen L, Wang Z, Yao G *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 1999, 21(8): 791
- [19] Coffin L. In Carden A, McEvily A, Wells C eds. *Fatigue at Elevated Temperatures*[M]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1973
- [20] Manson S. *Fatigue: Experimental Mechanics*[J], 1965, 5(4): 193
- [21] Coffin Jr L F. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*[J], 1954, 76: 931
- [22] Xu Chao(许超), Zhang Guodong(张国栋), Su Bin(苏彬). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2007(8): 65, 72
- [23] Li Bin(李斌). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2014
- [24] Ostergren W J. *Journal of Testing and Evaluation*[J], 1976, 4(5): 327
- [25] Zhang Guodong(张国栋), Su Bin(苏彬). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2007(2): 314
- [26] Kliman V, Bily M. *Materials Science and Engineering*[J], 1984, 68(1): 11
- [27] Morrow J. *Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals*[M]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1965
- [28] Lefebvre D, Ellyin F. *International Journal of Fatigue*[J], 1984, 6(1): 9
- [29] Ellyin F, Kujawski D. *Journal of Pressure Vessel Technology*[J], 1984, 106(4): 342
- [30] Ellyin F. *Journal of Engineering Materials and Technology*[J], 1985, 107(2): 119
- [31] Suresh S. *Fatigue of Materials*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1998
- [32] Chandran K R, Chang P, Cashman G. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32(3): 482
- [33] Miao G, Yang X, Shi D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 668: 66
- [34] Zhao Chao(赵超), Huang Jinfeng(黄进峰), Zhang Jin(张津) *et al.* *Chinese Journal of Engineering*(工程科学学报)[J], 2020, 42(5): 602

## Analysis of Low Cycle Fatigue Behavior and Life Prediction Model of a New Powder Superalloy

Zhang Gaoxiang<sup>1</sup>, Long Anping<sup>1,2</sup>, Xiao Lei<sup>1</sup>, Xiong Jiangying<sup>1,2</sup>

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

(2. Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** In order to study the low-cycle fatigue behavior of a new powder superalloy A3, fatigue tests with total strain amplitudes from 0.6% to 1.4% at 700 °C were conducted. Fatigue test results were analyzed including cyclic hysteresis loop, Massing characteristics cyclic stress-strain responses, and strain-life curves. The fatigue life data were fitted by Manson-Coffin equation, Ostergren model and three-parameter energy method. The accuracy of fatigue life prediction obtained by Manson-Coffin equation is optimum. The micro-mechanisms were studied through scanning electron microscopy (SEM). As the strain amplitude gets larger, the number of fatigue sources increases, and the location of the fatigue source changes from the core of the sample to the surface, and the area of the crack propagation decreases while the ductile fracture zone increases. The observation of these three typical areas of fatigue fracture shows that light white river-like lines are found around the fatigue origin in the crack initiation zone which direct to crack propagation. Secondary cracks are found in the crack propagation zone. Dimples and cleavage fracture characteristics are found in the transient zone. The fatigue fracture mode of A3 alloy is mainly trans-granular.

**Key words:** powder superalloy A3; low cycle fatigue; life prediction; fatigue fracture

---

Corresponding author: Xiao Lei, Ph. D., Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, P. R. China, Tel: 0086-755-82731326, E-mail: catshaw@zju.edu.cn