

## 激光增材制造 GH3536 合金的低周疲劳行为

肖来荣<sup>1</sup>, 谭威<sup>1</sup>, 刘黎明<sup>2</sup>, 涂晓萱<sup>1</sup>, 彭振武<sup>1</sup>, 王欢<sup>2</sup>, 赵小军<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083;

<sup>2</sup>北京动力机械研究所, 北京 100074

**摘要** 采用轴向应变控制法研究了激光增材制造成形 GH3536 合金在室温和 800 °C 下的低周疲劳性能, 并通过扫描电镜和透射电镜分别对合金的断口形貌、组织进行了分析。结果表明: 温度和应变的增加会缩短合金的疲劳寿命。在室温下, 合金在不同应变幅下均表现出了先循环硬化后循环软化的特征, 且疲劳裂纹源单一; 位错密度的增加是合金循环硬化的重要因素。在 800 °C 下, 合金在低应变幅下先循环硬化, 再出现明显的循环稳定现象, 最后循环软化至失效; 在高应变幅下则表现为先循环硬化再循环软化。800 °C 下合金的裂纹源数量较多, 相的析出及其对位错的钉扎使合金发生了硬化。合金的疲劳寿命与应变幅符合 Basquin-Coffin-Manson 关系。塑性应变能模型能够准确地预测疲劳寿命, 预测结果均位于 1.5 倍分散带以内。

**关键词** 激光技术; 低周疲劳; 增材制造; GH3536 合金; 寿命预测

中图分类号 TG146.1+5

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.2202009

### 1 引言

激光增材制造技术是一种逐层叠加并快速凝固成形材料的多学科交叉技术。激光选区熔化(SLM)技术作为增材制造技术的一种, 具有节省原料、不受形状复杂程度限制、无需模具和制备周期较短等优点, 适用于形状复杂和高精度零部件的制造, 在航空航天、医疗和国防等领域得到了广泛应用<sup>[1-2]</sup>。

GH3536 合金是一种固溶强化型镍基高温合金, 其主要强化元素为 Cr 和 Mo。该合金在 900 °C 以下具有优良的持久性能、抗蠕变性能和高温稳定性, 短期工作温度可高达 1080 °C, 主要用于制作航空发动机燃烧室和高温气冷堆等的热端部件<sup>[3]</sup>。这些热端部件的外形比较复杂, 在加工成形方面具有极高的要求。使用 SLM 成形技术制备 GH3536 合金零部件可以大幅节约成本。目前, 研究人员已经对 GH3536 合金的 SLM 成形工艺和拉伸性能开展了相关研究<sup>[4-8]</sup>。与其他镍基高温合金一样, GH3536 合金在航空发动机等场合中服役时会受到高温和交变载荷的影响, 由此累积低周疲劳损伤, 会导致零部件萌生裂纹并最终失效。因此, 研究人员

对传统方法成形的 GH3536 合金进行了一系列研究, 如: Miner 等<sup>[9]</sup>研究了锻造 GH3536 合金在 25~982 °C 之间的低周疲劳性能, 结果发现, 该合金在 500 °C 以下时主要通过溶质原子钉扎位错来实现疲劳过程中的应变硬化, 而在 500 °C 以上时则是通过不断析出  $M_{23}C_6$  型碳化物来产生硬化; Hong 等<sup>[10]</sup>研究了 GH3536 合金在 650~870 °C 之间的疲劳性能, 结果发现高温下合金的晶界易氧化生成易破碎的氧化物, 导致疲劳裂纹在晶界处萌生的概率增大。

研究表明, SLM 成形合金与传统工艺生产的合金在组织上存在显著差异, 导致它们的性能也出现了显著差异<sup>[7,11]</sup>。因此, 国内外研究人员对 SLM 成形 GH3536 合金开展了低周疲劳性能研究。Esmailizadeh 等<sup>[12]</sup>发现, 沉积态 GH3536 合金的疲劳性能受组织和表面粗糙度的影响: 在低周疲劳寿命区域, 晶粒尺寸越大, 疲劳性能越差; 在高周疲劳寿命区域, 表面粗糙度越大, 疲劳强度越小。Lindström 等<sup>[13]</sup>通过研究沉积态 GH3536 合金的室温低周疲劳性能发现, 裂纹萌生过程占据了 78% 以上的疲劳寿命, 裂纹在扩展时可以撕裂枝晶界, 影响合金的裂纹扩展过程。由上述报道可知, 目前关

收稿日期: 2021-05-06; 修回日期: 2021-05-15; 录用日期: 2021-06-02

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB1106000)

通信作者: \*zhaoxj@csu.edu.cn

于 SLM 成形 GH3536 合金低周疲劳性能的研究主要集中在沉积态合金的室温低周疲劳性能方面,但沉积态合金中往往存在孔洞和裂纹缺陷,这些缺陷会严重损害合金的拉伸性能和疲劳性能<sup>[11]</sup>。之前的研究表明,热等静压和固溶处理能够有效消除孔洞等缺陷,改善疲劳性能<sup>[14-15]</sup>。鉴于此,本文对经过热等静压(HIP)和固溶处理的 SLM 成形 GH3536 合金的室温、高温(800 °C)低周疲劳性能展开研究,以为 SLM 成形 GH3536 合金的应用提供理论基础。

## 2 试验材料及方法

采用 GH3536 合金粉末作为成形材料,粉末的形貌和粒径分布如图 1 所示。由图 1 可知,GH3536 合金粉末主要呈球状,粒度范围为 16 ~ 45  $\mu\text{m}$ 。

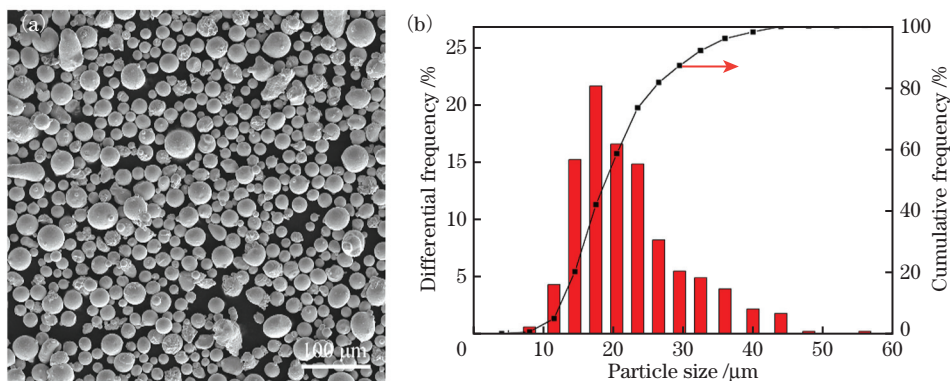


图 1 GH3536 合金粉末。(a)粉末形貌;(b)粒径分布

Fig. 1 GH3536 alloy powder. (a) Powder morphology; (b) size distribution

表 1 GH3536 合金粉末的主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of GH3536 alloy powder

| Element         | Cr    | Fe    | Mo   | Co   | Si   | W    | Al   | Mn    | C     | Ni   |
|-----------------|-------|-------|------|------|------|------|------|-------|-------|------|
| Mass fraction/% | 21.53 | 18.74 | 9.10 | 1.72 | 0.61 | 0.53 | 0.30 | 0.025 | 0.062 | Bal. |

由于热等静压+固溶处理能够消除组织的各向异性<sup>[8]</sup>,故试验中仅对长度方向垂直于沉积方向的合金进行研究。将热等静压+固溶处理后的合金加工成标准疲劳试样,尺寸如图 2 所示。试样的工作段和过渡圆弧均进行了磨削和抛光处理。依据 GB/T 15248—2008《金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》,在 MTS 810 型疲劳试验机上进行应变控制下的低周疲劳试验,加载波形为三角波,总应变幅  $\Delta\epsilon_1$ (以下简称“应变幅”)为 0.25%~1.2%,应变速率为 0.01  $\text{s}^{-1}$ ,应变比  $R_\epsilon = -1$ ,试验温度分别为室温和 800 °C。疲劳试验进行至试样断裂,设定最大应力幅值下降 20%时对应的循环周次为疲劳寿命。用 TESCAN MIRA3 型扫描电镜观察疲劳试样的断口形貌,并结合 Tecnai G2 20 型透射电镜观

察试样疲劳断裂后的微观组织。GH3536 合金粉末的化学成分如表 1 所示。为了避免粉末中吸附的水分对成形效果造成影响,SLM 成形前使用真空干燥箱对合金粉末进行烘干处理。成形设备采用湖南华曙高科技有限责任公司的 Farsoon FS 271m 型激光选区熔化成形设备进行成形,成形过程中持续通入氩气进行保护,采用 S 型扫描策略,层间转角为 67°,成形参数为:激光功率 250 W,扫描速度 1100 mm/s,扫描间距 90  $\mu\text{m}$ ,层厚 30  $\mu\text{m}$ 。

本课题组前期的研究<sup>[14]</sup>表明,热等静压+固溶处理能够改善 SLM 成形 GH3536 合金的组织和疲劳性能,故本试验中的合金均进行热等静压+固溶处理,其中:热等静压设备型号为 QIH-62,工艺参数为 1175 °C/160 MPa/3 h/炉冷;固溶处理设备的型号为 SX-12-16,工艺参数为 1175 °C/真空/2 h/氩气冷却。

察试样疲劳断裂后的微观组织。

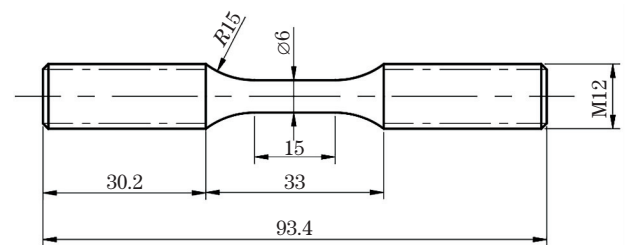


图 2 低周疲劳试样的形状与尺寸(单位:mm)

Fig. 2 Shape and dimension of low cycle fatigue specimen (unit: mm)

## 3 结果与分析

### 3.1 循环应力响应曲线

图 3 为 GH3536 合金在不同应变幅下的循环应

力响应曲线图。由图 3 可知,温度和应变幅均可对 SLM 成形 GH3536 合金的循环应力响应行为产生重要影响。在室温下,不同应变幅下的试样先发生循环硬化,而后开始循环软化,最后进入断裂失效阶段。在疲劳过程中,合金的循环硬化通常是由位错增殖、缠结等造成的,而循环软化则与位错的重新排列及湮灭有关<sup>[16]</sup>。在 800 °C 下,当应变幅为 0.25% 和 0.4% 时,试样先缓慢循环硬化至 20 周次,然后硬化速率开始加快(表现为斜率增大),在 300 周次左右进入循环稳定阶段,并在轻微的循环软化后立

即进入失效断裂阶段;当应变幅为 0.8% 和 1.2% 时,试样的循环变化过程与室温下的相似,但硬化速率和软化速率呈现出一定的变化。在相同的应变幅下,合金在 800 °C 下的应力幅比室温下的要低,其疲劳寿命也同样如此。值得注意的是,无论是在室温下还是在 800 °C 下,试样循环硬化至应力峰值的循环周次会随着应变幅的减小而增加;而且,在同一应变幅下,温度较高时的峰值应力幅较低,这是因为高温下合金强度下降<sup>[6]</sup>,产生相同的塑性变形所需的应力值也会下降。

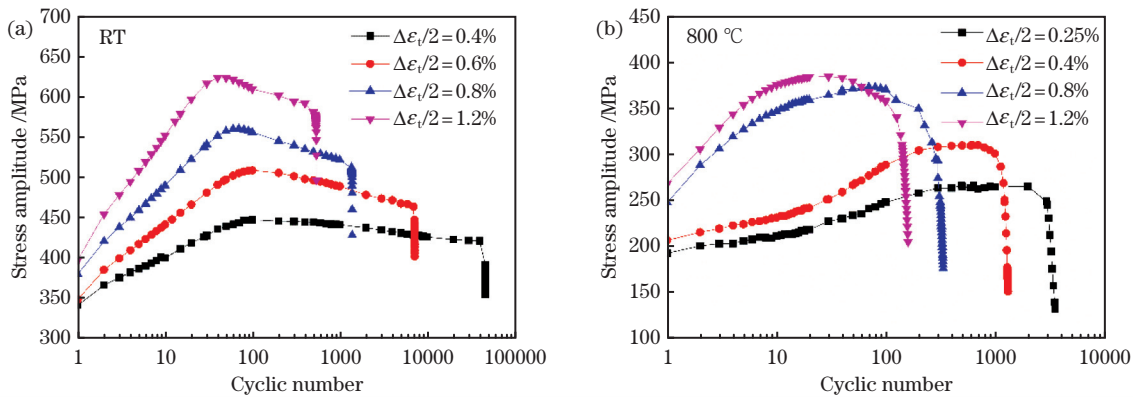


图 3 不同应变幅下 SLM 成形 GH3536 合金的循环应力响应曲线。(a)室温;(b)800 °C

Fig. 3 Cyclic stress response curves of GH3536 alloy formed by selective laser melting (SLM) at different strain amplitudes. (a) Room temperature (RT); (b) 800 °C

### 3.2 循环应力-应变关系

迟滞回线由每个循环内的应力和应变数据组成,它能反映一定范围内的总应变和总应力之间的关系。在一个迟滞回线中,迟滞回线的宽度即为塑性应变范围  $\Delta\epsilon_p$ ,迟滞回线的面积代表单个循环下材料所耗散的塑性应变能  $W$ 。本研究中将半寿命

下的迟滞回线作为稳定迟滞回线。将不同应变幅下合金在室温和 800 °C 时的半寿命迟滞回线进行比较,如图 4 所示。由图 4 可知,在相同的温度下,随着应变幅增加,迟滞回线的面积增大。这表明合金耗散的塑性应变能增多,积累的疲劳损伤也增大。

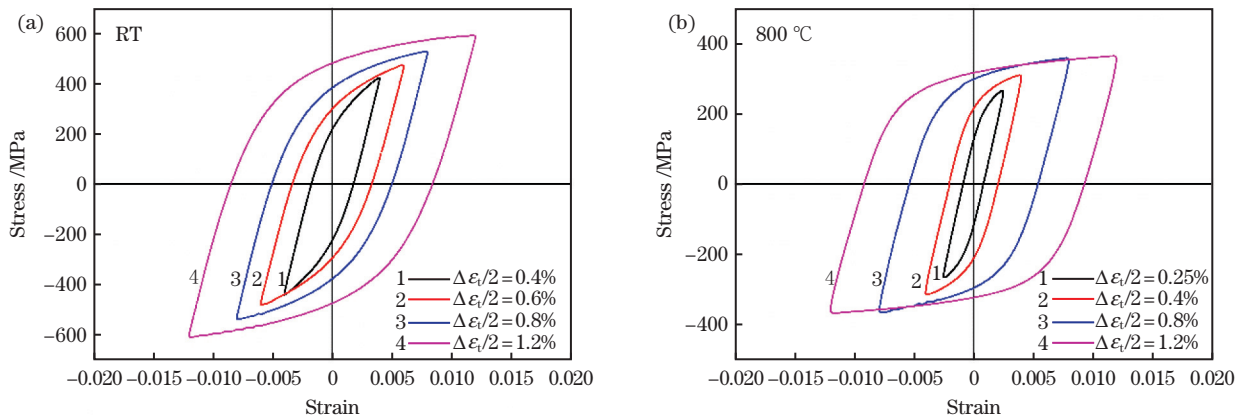


图 4 不同应变幅下 SLM 成形 GH3536 合金的半寿命迟滞回线。(a)室温;(b)800 °C

Fig. 4 Hysteresis loops at half-life of GH3536 alloy formed by SLM at different strain amplitudes.

(a) Room temperature; (b) 800 °C

应力幅与塑性应变幅之间的关系可由 Ramberg-Osgood 公式进行描述,即

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K' \left( \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (1)$$

式中： $\Delta\sigma/2$  为循环应力幅； $\Delta\epsilon_p/2$  为塑性应变幅； $K'$  为循环强度系数； $n'$  为循环应变硬化指数。(1)式中的数据均可由半寿命时的迟滞回线求得。采用双对数坐标对(1)式进行线性拟合，求得室温下的  $K'$  和  $n'$  分别为 1680.55 MPa 和 0.2171，高温下的  $K'$  和  $n'$  分别为 710.95 MPa 和 0.1359。相应的循环应力-应变曲线如图 5 所示。

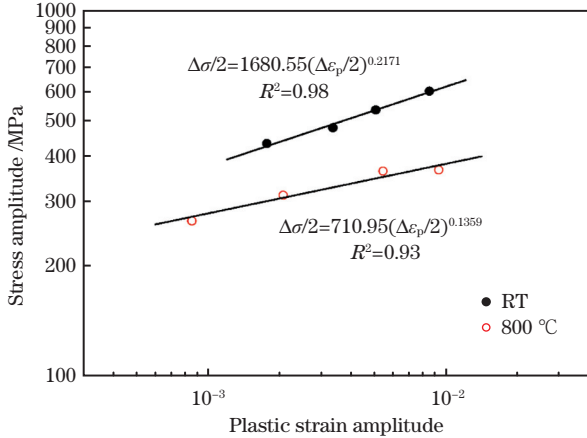


图 5 SLM 成形 GH3536 合金在室温和 800 °C 下的循环应力-应变关系

Fig. 5 Cyclic stress-strain relationship of GH3536 alloy formed by SLM at room temperature and 800 °C

### 3.3 应变-寿命关系

镍基高温合金的低周疲劳应变-寿命关系遵循

表 2 SLM 成形 GH3536 合金在室温和 800 °C 下的低周疲劳参数

Table 2 Low cycle fatigue parameters of GH3536 alloy formed by SLM at room temperature and 800 °C

| Temperature /°C | $\sigma'_f$ /MPa | $b$     | $\epsilon'_f$ | $c$     | $E$ /GPa |
|-----------------|------------------|---------|---------------|---------|----------|
| RT              | 1369.12          | -0.0995 | 0.1115        | -0.3748 | 199      |
| 800             | 797.50           | -0.1680 | 0.5859        | -0.7352 | 110      |

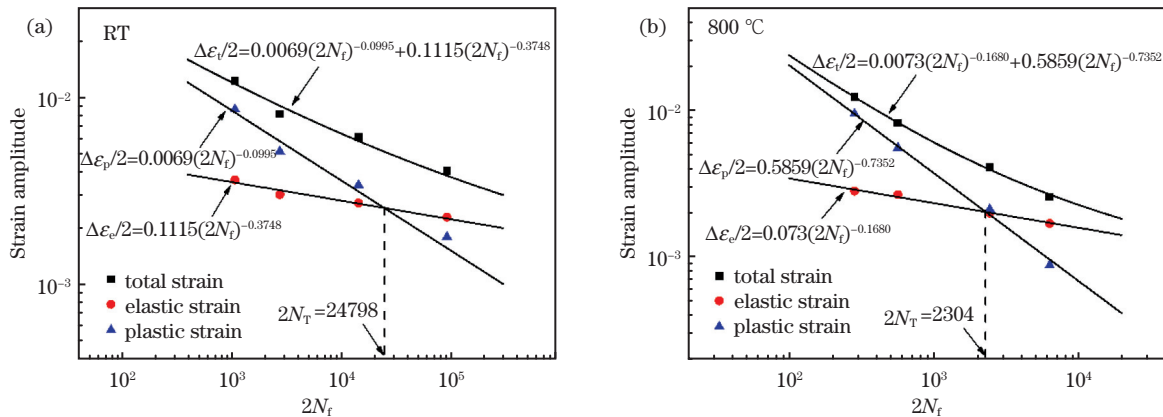


图 6 SLM 成形 GH3536 合金的应变-寿命曲线。(a)室温；(b)800 °C

Fig. 6 Strain-life curves of GH3536 alloy formed by SLM. (a) Room temperature; (b) 800 °C

### 3.4 疲劳断裂机制

图 7 为 0.4% 和 1.2% 应变幅下的室温低周疲劳试样断口形貌。由图 7(a)、(c) 可知，试样的宏观断面

Basquin-Coffin-Manson 关系<sup>[17]</sup>，即

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \epsilon'_f (2N_f)^c, \quad (2)$$

式中： $\Delta\epsilon_t/2$ 、 $\Delta\epsilon_e/2$  和  $\Delta\epsilon_p/2$  分别为总应变幅、弹性应变幅和塑性应变幅； $\sigma'_f$  为疲劳强度系数； $b$  为疲劳强度指数； $\epsilon'_f$  为疲劳延性系数； $c$  为疲劳延性指数； $E$  为弹性模量； $N_f$  为疲劳寿命。采用(2)式对低周疲劳数据进行拟合，得到表 2 所示的相应参数值。与室温相比，800 °C 下的低周疲劳参数除了  $\epsilon_f$  之外均发生了下降。

SLM 成形 GH3536 合金在室温和 800 °C 下的疲劳寿命  $N_f$  随总应变幅、弹性应变幅和塑性应变幅的变化如图 6 所示。由图可知：在相同的总应变幅下，800 °C 时合金的低周疲劳寿命比室温下的要低；而且，无论是在室温下还是在 800 °C 下，弹性应变幅和塑性应变幅的拟合曲线都出现了交点，该交点对应的寿命  $N_T$  为过渡疲劳寿命，其中， $N_T$  在室温下为 12399 周次，在 800 °C 时为 1152 周次。通常而言，当疲劳寿命高于  $N_T$  时，循环阶段的总应变幅较小，弹性应变的贡献大于塑性应变，即弹性变形占据主导地位，此时，合金的疲劳寿命主要由强度决定；当疲劳寿命低于  $N_T$  时，循环加载时的总应变幅较大，塑性变形占据主导地位，因此，合金的塑性对疲劳寿命起主导作用<sup>[18-19]</sup>。

分为三个典型区域，即裂纹源、扩展区和瞬断区。低应变幅下的疲劳源和扩展区所占面积较高应变幅下的多，表明低应变幅下疲劳裂纹萌生后扩展的距离较

长。不同应变幅下的试样均为单个疲劳源,疲劳源位于试样表面,能够观察到侵入沟和挤出脊,如图 7(b)、(e)所示,这表明合金的疲劳裂纹由表面的驻留滑移带引起。由图 7(c)、(f)可知扩展区布满了疲劳辉纹,0.4%应变幅下的疲劳辉纹间距约为  $0.15 \mu\text{m}$ ,而 1.2%应变幅下的疲劳辉纹间距较宽,约为  $0.91 \mu\text{m}$ 。

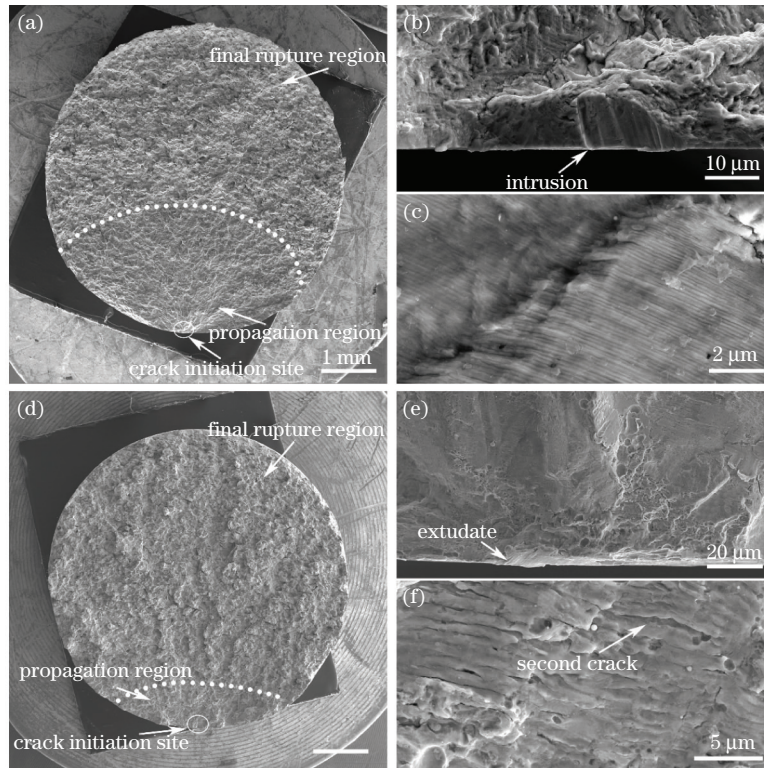


图 7 SLM 成形 GH3536 合金的室温低周疲劳断口形貌。(a) 0.4%应变幅下的宏观断口;(b) 0.4%应变幅下的裂纹源放大图;(c) 0.4%应变幅下的疲劳辉纹;(d) 1.2%应变幅下的宏观断口;(e) 1.2%应变幅下的裂纹源放大图;(f) 1.2%应变幅下的疲劳辉纹

Fig. 7 Low cycle fatigue fracture morphologies of GH3536 alloy formed by SLM tested at room temperature. (a) Macro-fracture at 0.4% strain amplitude; (b) amplified view of crack initiation site at 0.4% strain amplitude; (c) fatigue striations at 0.4% strain amplitude; (d) macro-fracture at 1.2% strain amplitude; (e) amplified view of crack initiation site at 1.2% strain amplitude; (f) fatigue striations at 1.2% strain amplitude

图 8 为 0.4%和 1.2%应变幅下高温(800 °C)低周疲劳试样的断口形貌。由图 8(a)、(d)可知,高温低周疲劳试样的宏观断面同样分为裂纹源、扩展区和瞬断区。不同的是,高温低周疲劳试样呈多源开裂,且由于多个裂纹源处于不同的平面,因此裂纹在扩展至汇合时就会产生疲劳台阶。由图 8(b)、(e)可以看到,高温低周疲劳试样的主裂纹起源于试样表面的缺陷。此外,在 0.4%应变幅下的主裂纹源旁还发现了夹杂物。值得注意的是,通过对比图 7(a)、(d)和图 8(a)、(d)能够发现,相比于室温疲劳断口,高温疲劳断口的裂纹源和扩展区面积占比较大,说明裂纹在高温下扩展的距离更长。但是在图 8(c)、(f)中可以看到,0.4%应变幅下的辉纹间

通常认为疲劳辉纹间距为裂纹在各个循环周次下扩展的距离,高应变幅下的辉纹间距较宽,这与其疲劳寿命较短的现象相符。此外,高应变幅下的扩展区还有少量二次裂纹和第二相脱落造成的微孔。其中,二次裂纹的形成能够在一定程度上缓解主裂纹的应力集中程度,有助于降低疲劳裂纹的扩展速率。

距约为  $2.93 \mu\text{m}$ ,而 1.2%应变幅下的辉纹间距约为  $10.69 \mu\text{m}$ 。800 °C下的疲劳辉纹间距比室温下高了一个数量级,说明高温下疲劳裂纹的扩展速率明显增加,这是 800 °C下裂纹源和扩展区占比较大,但疲劳寿命仍然较短的原因。显然,高温下多个裂纹源的出现以及更快的裂纹扩展速率是其疲劳寿命比室温下更短的重要原因。由于合金疲劳裂纹的萌生对缺陷较为敏感,因此,提高加工精度和减少缺陷数量有助于提高合金的疲劳寿命<sup>[20-21]</sup>。

### 3.5 疲劳断裂后的微观结构

SLM 成形 GH3536 合金室温疲劳试样断口附近的微观形貌如图 9 所示。由图 9 可知:在 0.4%应变幅下,试样内部的位错数量较少,主要呈现为单

根位错;当应变幅为 0.6% 时,试样内部的位错数量明显增加,并且能够观察到滑移带,有部分位错相互缠结;随着应变幅增至 0.8%,试样内部形成了较大的畸变,并产生了位错墙;当应变幅为 1.2% 时,在试样内能够看到位错胞,其中一部分位错胞内的位错高度缠结,而另一部分位错胞内的位错密度较低,保持在低能状态。这种位错结构的低能状态与循环软化时的位错增殖、湮灭以

及相互反应等有关<sup>[22]</sup>。室温下,合金的位错密度和形态在疲劳变形时会不断变化,出现图 9 所示的位错缠结现象。同时,相关研究<sup>[9]</sup>表明,合金在较低温度下的硬化过程与溶质原子对位错的钉扎有关,位错密度的增加会加剧这一现象。可见,室温下合金的硬化过程与位错密度的增加密切相关。此外,应变幅增加在导致位错密度增大的同时,使合金的硬化程度提高。

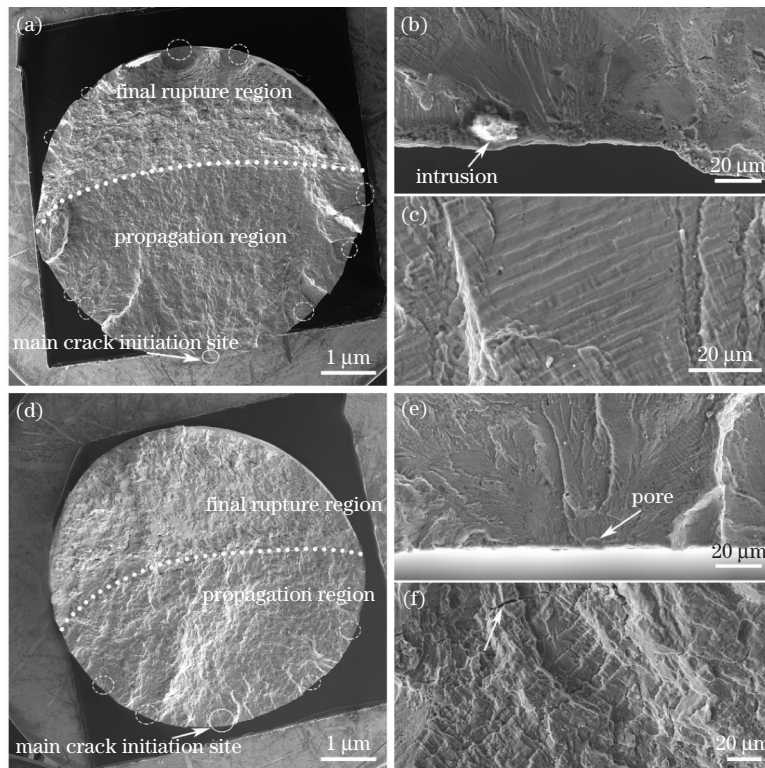


图 8 SLM 成形 GH3536 合金的高温低周疲劳断口形貌(800 °C)。(a) 0.4% 应变幅下的宏观断口;(b) 0.4% 应变幅下的裂纹源放大图;(c) 0.4% 应变幅下的疲劳辉纹;(d) 1.2% 应变幅下的宏观断口;(e) 1.2% 应变幅下的裂纹源放大图;(f) 1.2% 应变幅下的疲劳辉纹

Fig. 8 Low cycle fatigue fracture morphologies of GH3536 alloy formed by SLM tested at 800 °C. (a) Macro-fracture at 0.4% strain amplitude; (b) amplified view of crack initiation site at 0.4% strain amplitude; (c) fatigue striations at 0.4% strain amplitude; (d) macro-fracture at 1.2% strain amplitude; (e) amplified view of crack initiation site at 1.2% strain amplitude; (f) fatigue striations at 1.2% strain amplitude

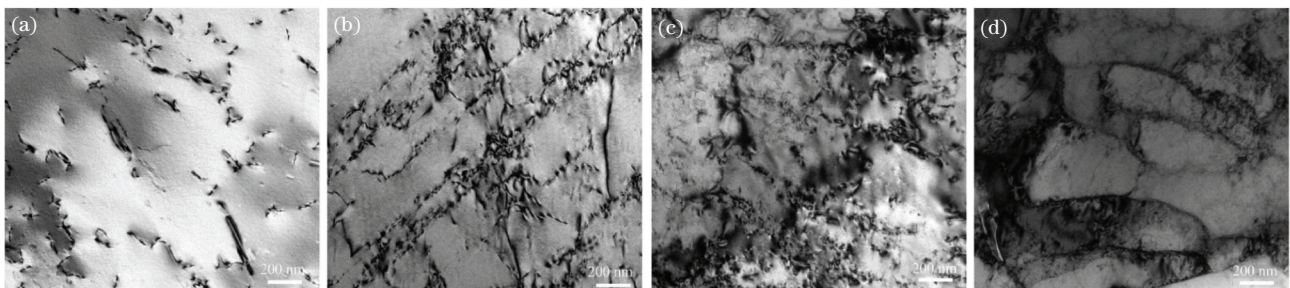


图 9 SLM 成形 GH3536 合金室温低周疲劳断裂后的微观结构。(a) 0.4% 应变幅;(b) 0.6% 应变幅;(c) 0.8% 应变幅;(d) 1.2% 应变幅

Fig. 9 Microstructures of GH3536 alloy formed by SLM after low cycle fatigue fracture at room temperature. (a) 0.4% strain amplitude; (b) 0.4% strain amplitude; (c) 0.8% strain amplitude; (d) 1.2% strain amplitude

图 10 为 SLM 成形 GH3536 合金高温疲劳试样断口附近的微观形貌。从图 10(a)中能够发现,在 0.25%应变幅下,合金内部的位错数量明显比室温下的少,并且合金中除了原本就有的  $M_{23}C_6$  型碳化物外,还有较多的条状析出相生成。对圆形虚线区域进行选区电子衍射,衍射结果表明该析出相也是  $M_{23}C_6$  型碳化物,并且该碳化物与合金的奥氏体基体具有明显的共格取向关系。此外,在合金基体

中还发现了堆垛层错现象,如图 10(a)中箭头所示。在 0.4%应变幅下的试样中发现了一些平行的位错组态,且孪晶界处分布的析出相内有位错存在。在 0.8%和 1.2%应变幅下的合金中均观察到了析出相与位错相互缠结的现象。对比图 9 与图 10 不难发现,800 °C 低周疲劳后的位错密度明显比室温下的少,这主要是因为合金在 800 °C 疲劳过程中发生了动态回复。

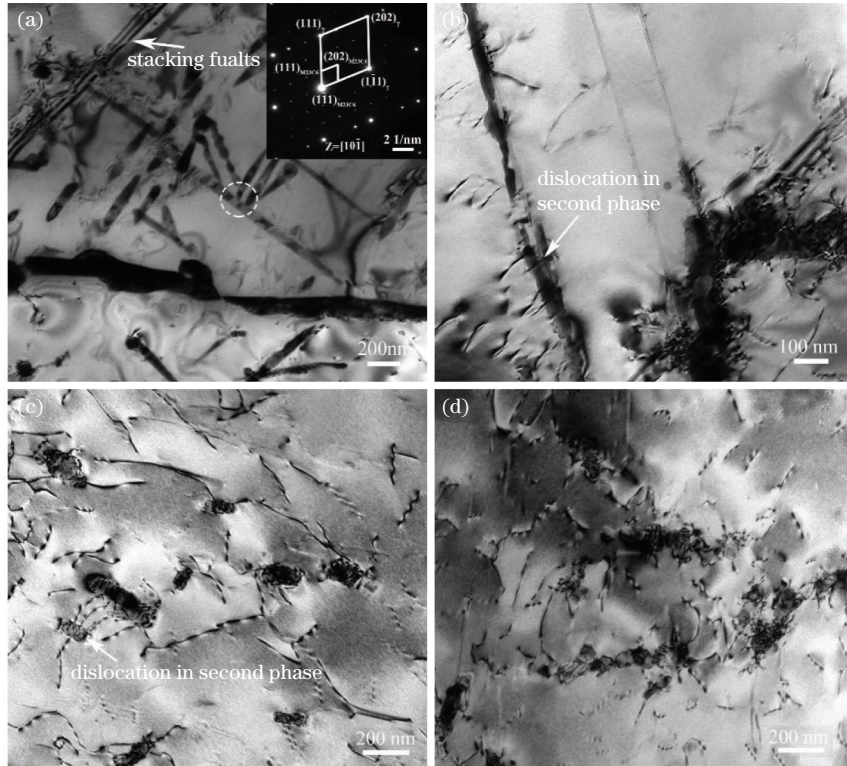


图 10 SLM 成形 GH3536 合金在 800 °C 低周疲劳断裂后的微观结构。(a) 0.25%应变幅;(b) 0.4%应变幅;(c) 0.8%应变幅;(d) 1.2%应变幅

Fig. 10 Microstructures of GH3536 alloy formed by SLM after low cycle fatigue fracture at 800 °C. (a) 0.25% strain amplitude; (b) 0.4% strain amplitude; (c) 0.8% strain amplitude; (d) 1.2% strain amplitude

在 800 °C 疲劳变形过程中,位错亚结构的形成为析出相提供了异质形核点,促进了相的析出。同时,新析出的相反过来又会阻碍位错运动。随着析出相数量的增加,析出相对位错的阻碍作用也增加,导致合金进一步硬化,这也能解释合金在 0.25%和 0.4%两个应变幅下的硬化速率突然增大的现象,如图 3(b)所示。在 0.8%和 1.2%应变幅下,合金的位错密度虽然有所增加,但是合金仅在几十个循环周次后就开始软化,没有足够的时间析出更多的碳化物,故其初期的硬化速率并未表现出突增的现象。800 °C 下析出相数量的增加及其与位错之间的交互作用,是合金硬化的主要原因。

### 3.6 疲劳寿命预测

塑性应变能模型因为具有简洁的计算过程而常

被用来预测疲劳寿命<sup>[23-24]</sup>,其表达式为

$$D_i = \left( \frac{W_i}{W_0} \right)^\beta, \quad (3)$$

$$D = \sum_{i=1}^{N_i} D_i = \sum_{i=1}^{N_i} \left( \frac{W_i}{W_0} \right)^\beta, \quad (4)$$

式中: $D_i$  为第  $i$  个循环的损伤参数; $W_i$  为第  $i$  个循环内的塑性应变能; $W_0$  和  $\beta$  是材料常数。 $W_0$  为固有疲劳韧性,其值越大,材料的损伤容限越大; $\beta$  为损伤转变指数,表示材料对载荷条件变化的损伤敏感性,其值越大,疲劳抗力越大。在材料循环过程中,循环稳定阶段占据主要部分,因此,可以把  $W_i$  近似看作是循环稳定时的塑性应变能  $W_s$  (本文以半寿命时的迟滞回线作为循环稳定时的迟滞回线)。当疲劳损伤系数  $D=1$  时,材料失效。此时,上述公

式可转变为

$$W_s = W_0 N_f^{-1/\beta} \quad (5)$$

依据(5)式对相应的数据进行拟合,可以得到  $W_0$  和  $\beta$  在室温下分别为  $222.24 \text{ MJ/m}^3$  和  $2.320$ , 在  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下分别为  $673.15 \text{ MJ/m}^3$  和  $1.225$ 。半寿

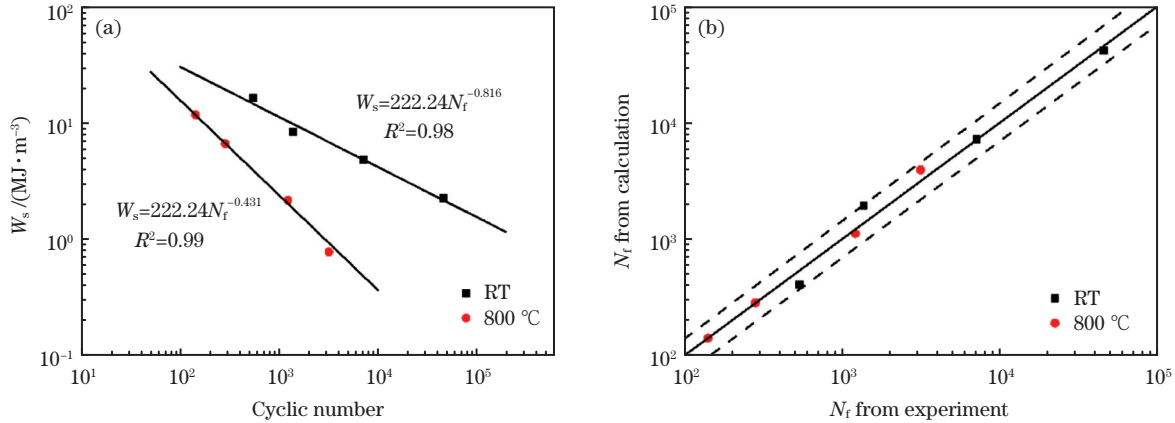


图 11 塑性应变能寿命预测模型及预测结果。(a)半寿命塑性应变能与疲劳寿命的关系;(b)疲劳寿命预测结果  
Fig. 11 Plastic strain energy life prediction model and prediction results. (a) Relationship between plastic strain energy at half-life and cyclic number to failure; (b) the results of fatigue life prediction

## 4 结 论

本文对热等静压+固溶处理后的 SLM 成形 GH3536 合金在室温和  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下的低周疲劳性能进行了研究,得到如下主要结论:

1) 合金在室温下的疲劳寿命优于  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下的。合金在室温下表现为先循环硬化再循环软化的特征。在  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下,  $0.25\%$  和  $0.4\%$  应变幅下的试样会先循环硬化,而后进入循环稳定阶段,再经过循环软化才失效断裂; $0.8\%$  和  $1.2\%$  应变幅下的试样只存在循环硬化后软化的过程。

2) 合金的应变幅与寿命符合 Basquin-Coffin-Manson 模型。合金在室温和  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下的过渡疲劳寿命  $N_T$  分别为 12399 周次和 1152 周次。

3) 合金在室温和  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下的疲劳断口呈现为裂纹源、扩展区和瞬断区三个区域。室温下的疲劳断口呈现为单个裂纹源,而  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下的疲劳断口则呈多个裂纹源,两者的裂纹均起源于试样表面。 $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下裂纹源数量的增加以及疲劳辉纹间距的增加加速了合金的失效。室温下合金的硬化与位错密度的增加有关,而  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下则是由析出相的产生及其对位错的钉扎造成的。

4) 采用塑性应变能模型对合金在室温和  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  下的疲劳寿命进行了预测,预测结果均位于 1.5 倍分散带内。

## 参 考 文 献

- [1] Chang K, Liang E Q, Zhang R, et al. Status of metal additive manufacturing and its application research in the field of civil aviation[J]. Materials Reports, 2021, 35(3): 3176-3182.  
常坤, 梁恩泉, 张韧, 等. 金属材料增材制造及其在民用航空领域的应用研究现状[J]. 材料导报, 2021, 35(3): 3176-3182.
- [2] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.  
顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.
- [3] Wang X Y. Research on the optimization of grain boundary character distribution and its effect on properties in Hastelloy X [D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2017.  
王小艳. Hastelloy X 合金晶界特征分布优化及其对合金性能的影响[D]. 南京: 南京理工大学, 2017.
- [4] Xue J Q, Chen X H, Lei L M. Effects of microstructure on mechanical properties of GH3536 alloy fabricated by selective laser melting[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(14): 141401.  
薛珈琪, 陈晓晖, 雷力明. 激光选区熔化 GH3536 合金组织对力学性能的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(14): 141401.



- [5] Hou H P, Liang Y C, He Y L, et al. Microstructural evolution and tensile property of Hastelloy-X alloys produced by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44 (2): 0202007.  
侯慧鹏, 梁永朝, 何艳丽, 等. 选区激光熔化 Hastelloy-X 合金组织演变及拉伸性能 [J]. 中国激光, 2017, 44(2): 0202007.
- [6] Zheng Y L, He Y L, Chen X H, et al. Elevated-temperature tensile properties and fracture behavior of GH3536 alloy formed via selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47 (8): 0802008.  
郑寅岚, 何艳丽, 陈晓晖, 等. 选区激光熔化成形 GH3536 合金的高温拉伸性能及断裂行为分析 [J]. 中国激光, 2020, 47(8): 0802008.
- [7] Zhang Y Z, Hou H P, Peng S, et al. Anisotropy of microstructure and mechanical properties of Hastelloy X alloy produced by selective laser melting [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2018, 38(6): 50-56.  
张永志, 侯慧鹏, 彭霜, 等. 激光选区熔化 Hastelloy X 合金的显微组织与拉伸性能的各向异性 [J]. 航空材料学报, 2018, 38(6): 50-56.
- [8] Tomus D, Tian Y, Rometsch P A, et al. Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behaviour and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting [J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 667: 42-53.
- [9] Miner R V, Castelli M G. Hardening mechanisms in a dynamic strain aging alloy, Hastelloy X, during isothermal and thermomechanical cyclic deformation [J]. Metallurgical Transactions A, 1992, 23 (2): 551-561.
- [10] Hong H U, Kim I S, Choi B G, et al. Effects of temperature and strain range on fatigue cracking behavior in Hastelloy X [J]. Materials Letters, 2008, 62(28): 4351-4353.
- [11] Sabelkin V P, Cobb G R, Shelton T E, et al. Mitigation of anisotropic fatigue in nickel alloy 718 manufactured via selective laser melting [J]. Materials & Design, 2019, 182: 108095.
- [12] Esmailizadeh R, Keshavarzkermani A, Ali U, et al. On the effect of laser powder-bed fusion process parameters on quasi-static and fatigue behaviour of Hastelloy X: a microstructure/defect interaction study [J]. Additive Manufacturing, 2021, 38: 101805.
- [13] Lindström T, Calmunger M, Eriksson R, et al. Fatigue behaviour of an additively manufactured ductile gas turbine superalloy [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2020, 108: 102604.
- [14] Xiao L R, Tan W, Liu L M, et al. Effect of post treatment on microstructure and properties of GH3536 alloy formed by laser forming [J/OL]. Laser & Optoelectronics Progress [2021-05-15]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/31.1690.TN.20210301.1049.050.html>.  
肖来荣, 谭威, 刘黎明, 等. 后处理对激光成形 GH3536 合金组织与性能的影响 [J/OL]. 激光与光电子学进展 [2021-05-15]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/31.1690.TN.20210301.1049.050.html>.
- [15] Wang F D. Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy® X alloy by selective laser melting technology [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012, 58(5/6/7/8): 545-551.
- [16] Jin D, Zuo H Z, Liu B, et al. Non-masing characteristic analysis and fatigue life prediction for 316L stainless steels [J]. China Mechanical Engineering, 2020, 31(24): 2931-2936.  
金丹, 左皓中, 刘兵, 等. 316L 不锈钢 non-Masing 特性分析和疲劳寿命预测 [J]. 中国机械工程, 2020, 31(24): 2931-2936.
- [17] Zou C L, Chen L J, Pang J C, et al. The low-cycle fatigue, fracture and life prediction of compacted graphite iron: influence of temperature [J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 763: 138101.
- [18] Han Y D, Zhang Z F, Xu L Y, et al. Study on high temperature low cycle fatigue behavior of P92 steel weld metal [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(3): 11-14, 31, 161.  
韩永典, 张兆福, 徐连勇, 等. P92 钢焊缝金属高温低周疲劳行为分析 [J]. 焊接学报, 2019, 40(3): 11-14, 31, 161.
- [19] Yang X R, Wang X H, Zhang W Y, et al. Low cycle fatigue properties and prediction of fatigue life for commercially purity zirconium [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(8): 2515-2522.  
杨西荣, 王欣晗, 张文艳, 等. 工业纯锆的低周疲劳特性及寿命预估 [J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(8): 2515-2522.
- [20] Huo H, Zhang A F, Qi Z J, et al. Low-cycle fatigue performance of boron-modified TC4 deposited by laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202003.  
霍浩, 张安峰, 齐振佳, 等. 硼变质激光熔化沉积 TC4 的低周疲劳性能 [J]. 中国激光, 2020, 47(12): 1202003.
- [21] Qin L Y, Wu J B, Wang W, et al. Microstructures and fatigue properties of Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V

- titanium alloy fabricated using laser deposition manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(10): 1002008.
- 钦兰云, 吴佳宝, 王伟, 等. 激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金组织与疲劳性能研究[J]. 中国激光, 2020, 47(10): 1002008.
- [22] Hao S, Chen L, Zou Z Y, et al. Microstructural evolution and cyclic softening/hardening response of a TRIP-assisted duplex stainless steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 811: 141026.
- [23] Wang M, Pang J C, Li S X, et al. Low-cycle fatigue properties and life prediction of Al-Si piston alloy at elevated temperature[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 704: 480-492.
- [24] Deng W K, Xu J H, Hu Y M, et al. Isothermal and thermomechanical fatigue behavior of Inconel 718 superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 742: 813-819.

## Low Cycle Fatigue Behavior of GH3536 Alloy Formed via Laser Additive Manufacturing

Xiao Lairong<sup>1</sup>, Tan Wei<sup>1</sup>, Liu Liming<sup>2</sup>, Tu Xiaoxuan<sup>1</sup>,  
Peng Zhenwu<sup>1</sup>, Wang Huan<sup>2</sup>, Zhao Xiaojun<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup> School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha, Hunan 410083, China;

<sup>2</sup> Beijing Power Machinery Research Institute, Beijing 100074, China

### Abstract

**Objective** In recent years, additive manufacturing of GH3536 alloy has made it an appealing nickel-base superalloy for aircraft engine applications. At the moment, much attention is being paid to the as-deposited alloy, with particular emphasis on the forming process, microstructure, and tensile properties. However, there are only a few reports on low cycle fatigue properties in the open literature. The anisotropic fatigue properties of as-deposited alloys have been demonstrated. Furthermore, the as-deposited alloy's flaws will considerably reduce its fatigue lifetime. Fortunately, hot isostatic pressing (HIP) and solution treatment (ST) are viable methods for improving the alloy's fatigue properties. The goal of this study is to evaluate the low cycle fatigue properties of GH3536 alloy treated with HIP and ST at room temperature and 800 °C, as well as to identify the deformation and fracture mechanisms. In addition, a plastic strain energy model for predicting fatigue lifetime is developed.

**Methods** GH3536 alloy was prepared using Farsoon FS 271m selective laser melting equipment with argon gas protection. The HIP was performed in QIH-62 equipment for 3 h at 1175 °C under a pressure of 160 MPa in a vacuum environment, after which the alloy was furnace-cooled to room temperature. ST was performed in SX-12-16 equipment at 1175 °C in a vacuum environment for 2 h, followed by argon cooling. Low cycle fatigue specimens were processed according to GB/T 15248—2008 and tested on MTS 810 fatigue testing machine at room temperature and 800 °C under strain control. The loading waveform was a triangular wave; the total strain amplitude was 0.25%–1.2%; the strain rate was 0.01 s<sup>-1</sup>, and the strain ratio was -1. The TESCAN MIRA3 scanning electron microscopy was used to examine the fracture morphology of the fatigue specimens, and the Tecnai G2 20 transmission electron microscope was used to examine the microstructure after the fatigue test.

**Results and Discussions** Temperature and strain amplitude appear to have an impact on fatigue life and cyclic deformation behavior. The fatigue life of the alloy at room temperature is greater than that at 800 °C. At room temperature, the alloy exhibits cyclic hardening before cyclic softening. However, at 800 °C, the specimens with 0.25% and 0.4% strain amplitudes show cyclic hardening at first, cyclic stabilization subsequently, and then cyclic softening until the final rupture. After cyclic hardening, the specimens with 0.8% and 1.2% strain amplitudes only show softening (Fig. 3). The Basquin-Coffin-Manson model accurately describes the relationship between total strain amplitude, elastic strain amplitude, plastic strain amplitude, and fatigue cycles. The transition fatigue life at room temperature and 800 °C calculated using the Basquin-Coffin-Manson model is 12399 and 1152 cycles, respectively (Fig. 6). At room temperature, the fracture morphology exhibits a single fatigue source that originates from the resident slip band near the surface of the specimen (Fig. 7). Whereas, at 800 °C, multicrack sources usually derived from defects near the surface can be observed (Fig. 8). The increase in dislocation density at room temperature

makes dislocation slip more difficult and increases the alloy's cyclic hardening degree (Fig. 9). As a result of dynamic recovery, the density of dislocations at 800 °C is lower than that at room temperature. High temperature and dislocations promote the heterogeneous nucleation of precipitates. Therefore, the interaction between precipitates and dislocations results in cyclic hardening of the alloy (Fig. 10). The plastic strain energy model is used to predict the life of the alloy. The intrinsic fatigue toughness ( $W_0$ ) and fatigue transition exponent ( $\beta$ ) are 222.24 MJ/m<sup>3</sup> and 2.320 at room temperature and 673.15 MJ/m<sup>3</sup> and 1.225 at 800 °C, respectively. The predicted lifetime is within 1.5 times of the dispersion band (Fig. 11).

**Conclusions** The fatigue lifetime of GH3536 alloy treated with HIP and ST decreases as temperature or strain amplitude increases. At room temperature, the alloy undergoes cyclic hardening before cyclic softening at various strain amplitudes, and its fatigue crack source is a single one. The increase of the dislocation density is an important factor of cyclic hardening. However, at 800 °C, the alloy initially exhibits cyclic hardening, then cyclic stabilization, and finally cyclic softening to failure at low strain amplitude. Meanwhile, at high strain amplitudes, the alloy exhibits cyclic softening after cyclic hardening. Furthermore, on the fracture surface of the fatigue alloy tested at 800 °C, a number of crack sources are observed. The alloy hardens due to the pinning effect of the precipitated phases. The alloy's fatigue lifetime and strain amplitude satisfy the Basquin-Coffin-Manson equation, and the transition fatigue lifetime at room temperature and 800 °C is 12399 and 1152 cycles, respectively. The plastic strain energy model accurately predicts fatigue life, and the predicted results are within 1.5 times of the dispersion band.

**Key words** laser technology; low cycle fatigue; additive manufacturing; GH3536 alloy; lifetime prediction

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900