

喷丸强化对 FGH4097 粉末高温合金室温高周疲劳极限的影响

钟丽琼^{1,2}, 梁益龙³, 严振³, 胡浩¹

(1. 贵州大学 现代制造技术教育部重点实验室, 贵州 贵阳 550025)

(2. 贵阳学院, 贵州 贵阳 550005)

(3. 贵州大学 高性能金属结构材料与制造技术国家地方联合工程实验室, 贵州 贵阳 550025)

摘 要: 对 FGH4097 粉末高温合金进行喷丸强化, 测定室温下高周疲劳极限, 利用 SEM 观察疲劳断口特征及喷丸表面形貌, X 射线应力仪和超微小动态显微硬度仪测定试样表层残余应力(σ_r)和超显微硬度(DHV), 采用 EBSD 及 TEM 观察喷丸强化层的微观特征。结果表明: 室温下, 与未喷丸试样相比, 喷丸后残余压应力更大、更深、更稳定, 有利于提高疲劳裂纹萌生抗力及降低裂纹扩展速率; 喷丸表层的高位错密度、大量小角度晶界及取向晶粒数量减少阻碍疲劳裂纹在表面萌生, 从而 FGH4097 高周疲劳极限提高 20.7%。

关键词: 喷丸强化; FGH4097 粉末高温合金; 室温高周疲劳

中图分类号: TG132.3⁺3; TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)07-2198-07

与变形高温合金相比, 粉末高温合金具有晶粒细小和组织均匀等优点, 使合金屈服强度高、疲劳性能好并节省原料, 已成为制造航空发动机涡轮盘、压气机盘、篦齿盘、封严盘和涡轮盘挡板的主要材料^[1-6]。FGH4097 粉末高温合金, 是我国研制的第 3 代粉末高温合金, 最高服役温度可达 750 °C, 其蠕变性能和耐高温性能均优于 FGH4095 和 FGH4096^[7, 8], 主要应用于制造发动机的盘、轴等零件^[9, 10]。航空高温零部件材料不仅需要良好的高温强度及蠕变性能, 还需要良好的疲劳性能, 已有一些喷丸强化对粉末高温合金高温疲劳性能影响的研究^[6, 10-13]。喷丸强化能提高 Rene'95 粉末高温合金的高温 (550 °C) 高周旋转弯曲疲劳极限 18.5%和低周疲劳性能^[12]; 激光喷丸强化能提高 FGH4097 合金高温 (650 °C) 旋转弯曲疲劳极限 40.5%, 传统喷丸提高 23.9%^[6]; 邹金文等人^[13]发现喷丸能消除 FGH4096 合金拉削加工形成的回复和部分再结晶组织, 并以形变组织取而代之, 从而显著提高高温 (650 °C) 旋转弯曲疲劳性能。但喷丸强化对粉末高温合金室温疲劳性能影响的研究却鲜有报道。室温下, 粉末高温合金喷丸表层的残余压应力、显微硬度及微观组织在循环应力的作用时将发生怎样的变化, 喷丸如何影响粉末高温合金室温高周疲劳性

能都是当前亟待解决的问题。本研究对 FGH4097 粉末高温合金进行喷丸处理, 测定未喷丸和喷丸试样的室温高周疲劳极限, 从疲劳断口、表面粗糙度、表面形貌、表层残余压应力和显微硬度分布、喷丸表层微观组织特征等方面分析 FGH4097 的室温喷丸强化机理, 为粉末高温合金的喷丸强化研究奠定实验和理论基础。

1 实 验

本研究所用粉末高温合金 FGH4097 其主要成分 (质量分数, %) 为: Co 15.85, Cr 9.13, W 3.8, Mo 4.95, Al 1.75, Ti 1.8, Hf 0.25, C 0.025, Ni 余量。显微组织结构如图 1 所示, 一次强化相 γ' 呈条形状在晶界析出, 块状二次强化相 γ'' 及球状三次强化相 γ''' 在晶内析出, 析出相体积分数大于 60%^[7]。其室温力学性能如表 1 所示。

根据 GB/T3075-2008 设计图 2 所示光滑疲劳试样, 将其分为未喷丸和喷丸处理 2 组。对厚度为 3.6 mm 的平板试样进行双面喷丸处理, 作为高周疲劳前表面粗糙度测定、残余应力分布、显微硬度分布及微观组织分析试样。其中喷丸强度、喷丸压力、喷丸时间和覆盖率分别为 0.13 A、 0.23×10^5 Pa、160 s 和 100%。

收稿日期: 2017-07-10

基金项目: 现代制造技术教育部重点实验室开放基金 (XDKFJJ[2016]05); 贵州省科技计划 (黔科合重大专项字 ([2014]6012); 贵州省科技计划 (黔科合 JZ 字[2014]2003)

作者简介: 钟丽琼, 女, 1981 年生, 博士生, 副教授, 贵阳学院机械工程学院, 贵州 贵阳 550005, 电话: 0851-84734606, E-mail: zhenyuan04@163.com

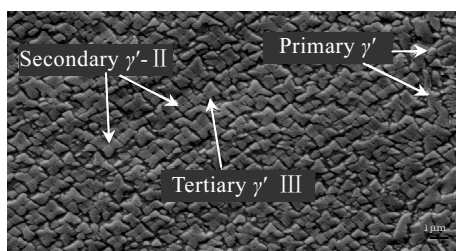


图1 FGH4097 合金的微观组织

Fig.1 Microstructure of FGH4097 alloy

表1 FGH4097 粉末高温合金的力学性能

Table 1 Mechanical properties of FGH4097 alloy

σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	ψ /%
983	1350	17	25

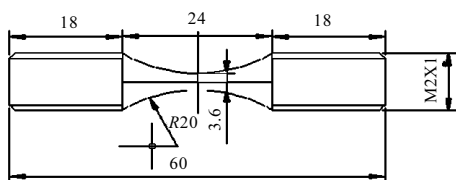


图2 FGH4097 疲劳试样

Fig.2 Fatigue specimen of FGH4097

室温下, 在 QBG-100 高频试验机上, 以 $r=-1$ 拉压加载方式进行高周疲劳试验。采用 SEM 观察疲劳断口。

采用粗糙度仪分别在未喷丸和喷丸平面试样表面上随机测试 5 次, 取平均值作为最终表面粗糙度值, 并用 SEM 观察试样表面形貌。

采用 X 射线应力仪测定高周疲劳前后及喷丸前后试样表层残余应力。具体测试参数为: Mn K α 靶材, (311) 晶面, 衍射角 151° , 应力常数-349 MPa, 准直管直径 1 mm, $\sin^2\psi$ 法中 $\psi=0^\circ, 45^\circ$, 扫描范围 $158^\circ\sim 143^\circ$, 扫描步距 0.05° , 计数时间 1 s, 电压 18 kV, 电流 4 mA。

显微硬度试样取喷丸前后平板试样和疲劳断裂试样的横截面进行镶样, 砂纸磨光后抛光。超微小动态硬度仪测试试样表层显微硬度, 测试力为 196 mN, 保载 10 s。

EBSD 试样取喷丸前后平板试样的横截面进行镶样, 水砂磨光后电解抛光 (5%高氯酸+95%乙醇, 体积分数, 电压为 20 V, 电流为 0.4 A, 时间为 30 s), 扫描步距和范围分别为 $0.8\ \mu\text{m}$ 和 $625\ \mu\text{m}\times 438\ \mu\text{m}$ 。用 channel 5 软件分析 EBSD 结果。

TEM 试样, 首先在平板试样上切出 3 片大小为 $4\ \text{mm}\times 8\ \text{mm}$, 距喷丸表面 0.4 mm 厚的薄片; 然后用砂纸磨非喷丸面, 使薄片厚度分别为 30、125 和 $225\ \mu\text{m}$, 再用砂纸磨 125 和 $225\ \mu\text{m}$ 薄片的喷丸面, 使厚度达

$50\ \mu\text{m}$; 最后双喷离子减薄 (5%高氯酸+95%乙醇, 体积分数)。采用 TEM 观察距表面距离 (d) 约为 15、100 和 $200\ \mu\text{m}$ 处微观组织。

2 实验结果

2.1 FGH4097 高周疲劳极限

疲劳升降曲线如图 3 所示。升降法疲劳极限计算

公式 $\sigma = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^n \sigma_i v_i$, 其中 m 为有效实验次数, n 为应

力水平级数, σ_i 为第 i 级应力水平, v_i 为第 i 级应力水平下的试验次数。根据公式计算出未喷丸试样疲劳极限为 424.28 MPa, 喷丸试样疲劳极限为 512.3 MPa, 喷丸后 FGH4097 粉末高温合金轴向拉压高周疲劳极限提高了 20.7%。

2.2 疲劳断口形貌

图 4 为未喷丸 6#疲劳试样 ($\sigma=420\ \text{MPa}$, $N=8.53\times 10^6$) 及喷丸 7#疲劳试样 ($\sigma=500\ \text{MPa}$, $N=9.762\times 10^6$) 的疲劳断口形貌。其中图 4a1 和图 4a2 分别为未喷丸和喷丸试样的疲劳断口宏观照片, 均由疲劳源区、稳定扩展区及瞬断区 3 部分组成, 箭头指向处为疲劳裂纹源, 可以看出未喷丸试样疲劳裂纹萌生于表面, 喷丸试样疲劳裂纹萌生于距表面约 $200\ \mu\text{m}$ 的次表面, 这与 TC11 钛合金^[14,15]喷丸强化类似, 且未喷丸试样的瞬断区面积大于喷丸试样。图 4c1 和图 4c2 为疲劳断口宏观图中圆圈所示位置稳定扩展区的疲劳条带。可见, 喷丸试样疲劳条带比未喷丸试样细小。

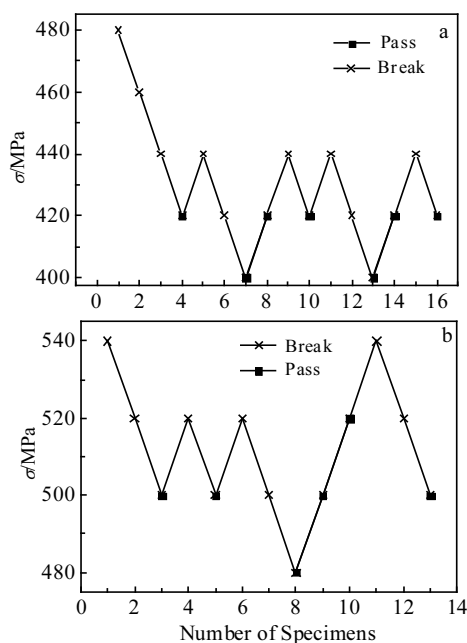


图3 未喷丸和喷丸试样疲劳升降曲线

Fig.3 Fatigue lift curves of specimens without shot peening (WSP) (a) and with shot peening (SP) (b)

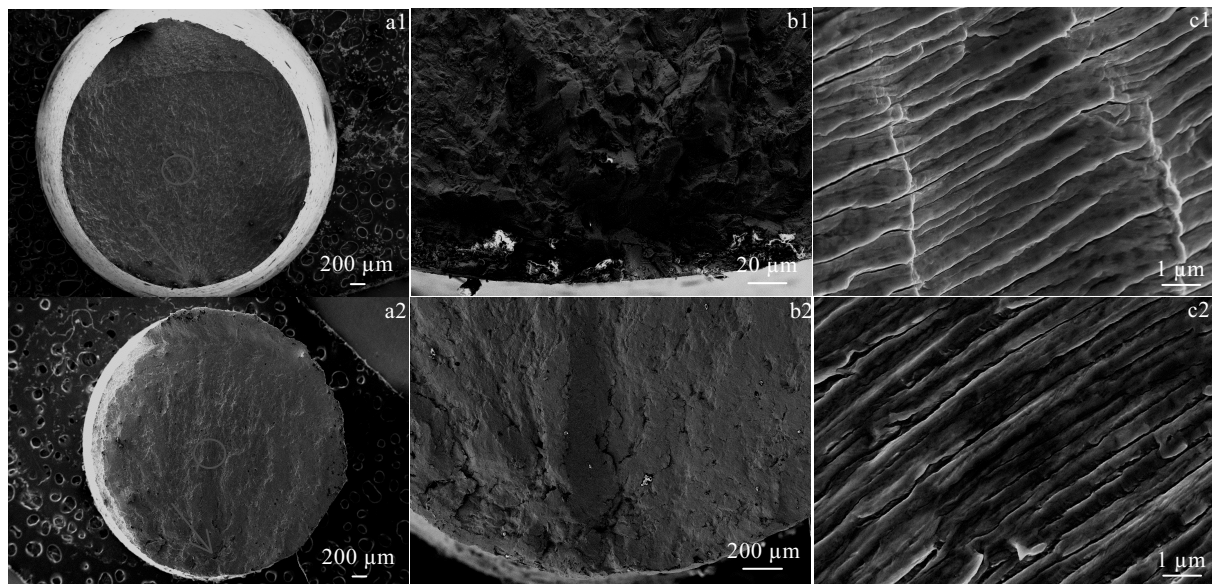


图 4 未喷丸及喷丸试样疲劳断口形貌

Fig.4 Fatigue fracture morphologies of WSP (a1~c1) and SP (a2~c2) specimens: (a1, a2) fatigue fracture macrograph; (b1, b2) fatigue crack initiation; (c1, c2) fatigue striation

2.3 表面粗糙度及形貌

经测试, 未喷丸和喷丸试样的表面粗糙度分别为 0.53 和 1.08 μm, 喷丸后表面粗糙度明显增大。SEM 表面形貌如图 5 所示, 图 5a 中未喷丸表面有明显切削刀痕, 图 5b 中喷丸表面上切削刀痕仍隐约可见, 同时存在大小不一的弹痕, 这也是喷丸表面粗糙度增大的原因。但本研究中未见到文献[11, 12]中观察到的微孔洞形貌。

2.4 残余应力分布

图 6 为 FGH4097 喷丸前后及高周疲劳前后残余应

力沿层深的分布曲线, 其中高周疲劳后残余应力分布曲线是以未喷丸 6#试样及喷丸 7#试样疲劳断口附近处残余应力为代表。从图 6 中可以看出, 高周疲劳前, 未喷丸试样表面残余应力约为 -300 MPa, 在 $d < 30 \mu\text{m}$ 内迅速减小成拉应力。喷丸试样残余应力场呈“√”型分布, 表面残余应力约为 -600 MPa, 在 $d = 50 \mu\text{m}$ 处残余压应力达最大约为 -1000 MPa 后, 残余压应力随 d 的增大而减小, 残余压应力层深约 210 μm。高周疲劳后, 未喷丸 6#试样表层残余压应力几乎全部松弛, 仅表面存在约 100 MPa 的压应力; 而喷丸 7#试样表层残余压应力在 $d < 50 \mu\text{m}$ 范围内松弛量随 d 增加而减小, 表面残余压应力松弛量最大, 约为 16%, 在 $d > 50 \mu\text{m}$ 的范围内无明显松弛。

2.5 显微硬度分布

图 7 为 FGH4097 喷丸前后及高周疲劳前后超显微硬度分布曲线, 高周疲劳后显微硬度分布曲线是以未喷丸 6#试样及喷丸 7#试样疲劳断口附近处显微硬度为代表。从图 7 中可以看出, 高周疲劳前, 未喷丸试样表层超显微硬度(DHV)在 4200 MPa 附近上下波动, 无明显表面硬化现象, 喷丸试样表层超显微硬度随 d 增加而减小, 表面最大超显微硬度(DHV)约为 5200 MPa, 且硬化层深约 300 μm。高周疲劳后, 未喷丸 6#试样和喷丸 7#试样表层超显微硬度在 $d < 200 \mu\text{m}$ 范围内均减小, 未喷丸表面超显微硬度减小了约 9.5%, 而喷丸表面超显微硬度减小了约 7.6%后其超显微硬度仍高于基体, 硬化层深约为 100 μm。

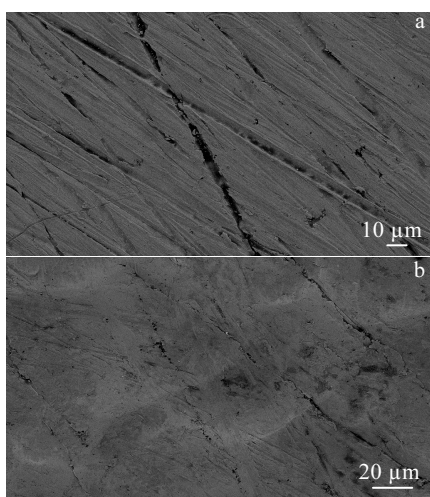


图 5 未喷丸和喷丸试样表面形貌

Fig.5 SEM surface morphologies of WSP (a) and SP (b) specimens

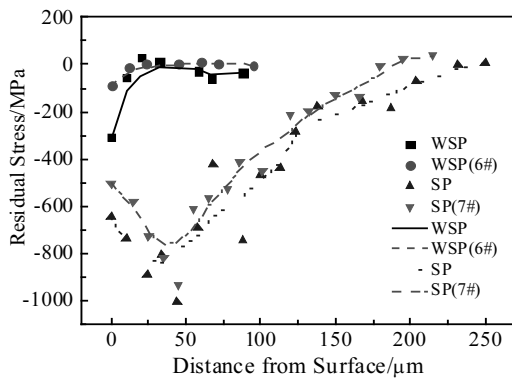


图 6 残余应力分布曲线

Fig.6 Distribution curves of residual stress

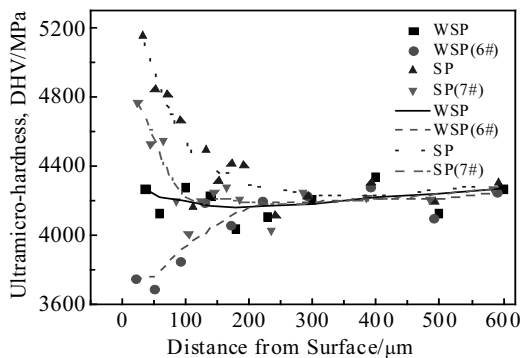


图 7 超显微硬度分布曲线

Fig.7 Distribution curves of ultramicro-hardness

2.6 EBSD 观察

图 8 为疲劳前试样表层横截面 EBSD 图像质量 (IQ) 图。图 8a 中未喷丸试样表层 EBSD 图像质量清晰, 解析率达 98.2%, 而图 8b 中喷丸试样表层出现黑色零解析区, 解析率降低。黄色、蓝色和红色晶界分别代表小角度晶界 (取向差小于 15°), 大角度晶界 (取向差大于 15°) 和孪晶界 (取向差 <111 轴取向差约为 60°)。在如图 9 的晶粒取向差统计分布柱状图中可以看出, 未喷丸试样表层中小角度晶界约占 11%, 喷丸试样表层中小角度晶界约占 56%, 小角度晶界明显增加。这表明 FGH4097 合金喷丸处理后, 晶粒内部发生了剧烈塑性变形, 产生大量的位错。图 10 为试样表层施密特因子 (SF) 分布统计图, 图 10a 中未喷丸试样表层 $0.3 \leq SF \leq 0.5$, 且 $SF=0.5$ 所占比例最大, 而图 10b 中喷丸试样表层 $0.28 \leq SF \leq 0.5$, $SF=0.45$ 所占比例最大, 取向晶粒数量减少。

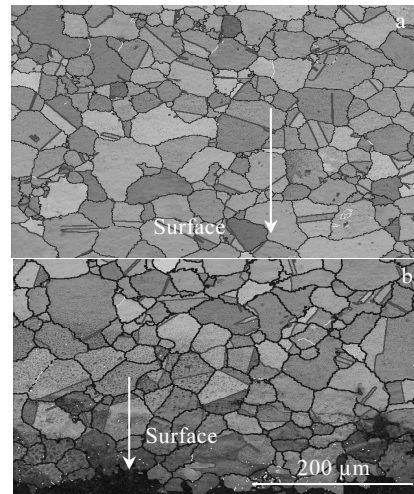


图 8 未喷丸和喷丸试样表面 EBSD-IQ 图

Fig.8 EBSD-IQ images of WSP (a) and SP (b) specimens

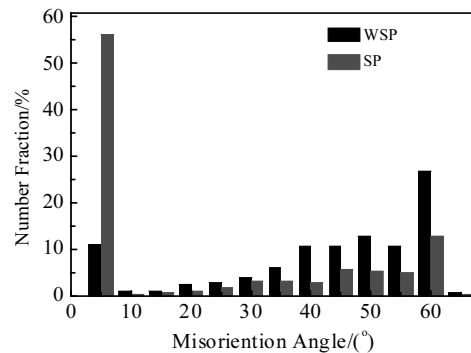


图 9 晶粒取向差柱状图

Fig.9 Histograms of misorientation angles

2.7 喷丸表层 TEM 观察

图 11a、11b 和 11c 分别为 $d=15$ 、100 和 200 μm 的喷丸试样表层 TEM 照片。图 11a 中位错在析出相界面上堆积, 在析出相内缠结呈环状; 图 11b 中位错密度降低, 呈单滑移态; 图 11c 中几乎看不到位错, 圆圈所示位置的选区电子衍射花样如图 11d 所示, 通过标定看出沉淀强化相 γ' 与基体 γ 相属于共格关系。

3 分析与讨论

3.1 喷丸强化效果分析

根据文献[6, 10, 12, 13]的研究结果以及本实验结果可知, 喷丸强化不仅能提高 FGH4097 高温旋转弯曲疲劳极限, 而且能提高室温拉压疲劳极限。本研究中 FGH4097 喷丸强化后室温拉压疲劳极限提高 20.7%, 文献[6,12]中喷丸强化后抗高温旋转弯曲疲劳极限提高 18.5%^[12]和 23.9%^[6], 喷丸强化效果基本相同。可

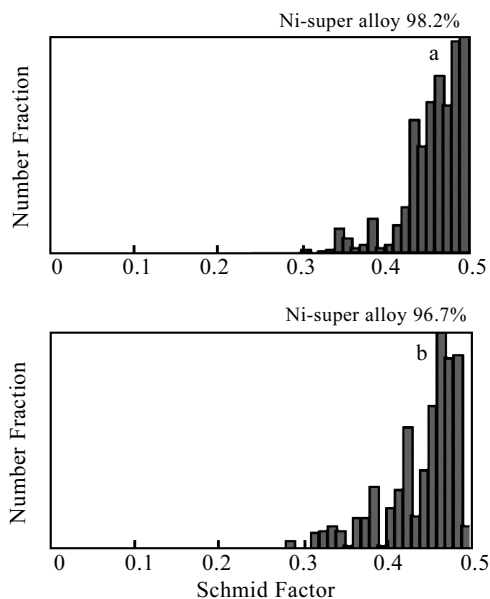


图 10 未喷丸和喷丸试样表层 SF 分布

Fig.10 Histograms of SF for the WSP (a) and SP (b) specimens

以看出,对于 FGH4097 而言,喷丸强化对室温拉压疲劳性能的影响可用来预测对高温旋转弯曲疲劳性能的影响,从而减少高温疲劳试验量,降低研发成本。这可能是因为表面强化对旋转弯曲疲劳性能的影响大于拉压疲劳,但喷丸强化层的残余压应力及硬化组织在高温下较室温更易松弛和软化^[11]所致。

3.2 FGH4097 喷丸强化机理分析

喷丸强化后,表层引入残余压应力和组织强化是疲劳性能有较大幅度提高的主要原因^[14-16]。

从残余压应力强化机理来看,一方面,高的表面残余压应力将有效减小表面疲劳载荷的平均应力,有利于抵抗裂纹的萌生;深的残余压应力层将减小裂纹的扩展速率,有利于延长裂纹的扩展寿命^[17]。另一方面,稳定的残余压应力有利于发挥提高疲劳性能的作用。本研究中 FGH4097 喷丸和未喷丸试样残余应力分

布曲线如图 6 所示,疲劳前,喷丸试样表面残余压应力、最大残余压应力及残余应力层深大于未喷丸试样;疲劳后,残余压应力均发生松弛,但喷丸试样表面残余压应力松弛程度小于未喷丸试样,即喷丸残余压应力比未喷丸稳定。这些均对疲劳极限的提高有利。

从组织强化机理来看,试样表层的细化组织和高位错密度可使表层强度和硬度增加,阻碍疲劳裂纹在表面萌生,提高裂纹萌生抗力。一方面,从图 7 中可以看到,FGH4097 未喷丸试样表层显微硬度,在疲劳前与基体基本一致,疲劳后,出现循环软化现象,TC11 钛合金^[18]中也有过类似现象,在 $d < 200 \mu\text{m}$ 范围内显微硬度小于基体,表面裂纹萌生抗力降低,促进疲劳裂纹在表面萌生;FGH4097 喷丸试样表层显微硬度,在疲劳前后均大于基体,表面裂纹萌生抗力增加,阻碍疲劳裂纹在表面萌生。另一方面,FGH4097 喷丸表层具有高位错密度、细化组织和难塑性变形的特点,这有利于提高表面疲劳裂纹萌生抗力,迫使疲劳裂纹源在较薄弱的次表面萌生。由于 EBSD 的 IQ 值反映菊池信号的强度,当累计应变和位错密度高时,菊池信号强度降低,从而导致低的 IQ 值和黑暗的 IQ 图^[19,20]。图 8 中,喷丸试样 EBSD 的 IQ 图在 $d < 30 \mu\text{m}$ 范围内几乎为黑色, $d = 100 \mu\text{m}$ 附近有少数黑点, $d = 200 \mu\text{m}$ 附近与未喷丸试样相似,说明 FGH4097 喷丸试样表层具有较高的位错密度。如图 11 所示 FGH4097 喷丸试样 $d = 15, 100, 200 \mu\text{m}$ 处的 TEM 观察结果进一步证实了喷丸表层的高位错密度。图 9 的晶粒取向差统计分析显示,与未喷丸试样相比,喷丸表层的小角度晶界数量大幅度增加,奥氏体不锈钢^[20]机械研磨表层晶粒取向差统计分析也有类似现象,说明喷丸表层亚组织细化。而塑性变形难易程度用施密特因子(SF)的大小表征。当 SF 值较大时,滑移系易开动,易发生塑性变形;当 SF 值较小时,滑移系难开动,塑性变形难^[21]。未喷丸和喷丸试样表层的 SF 分布进行

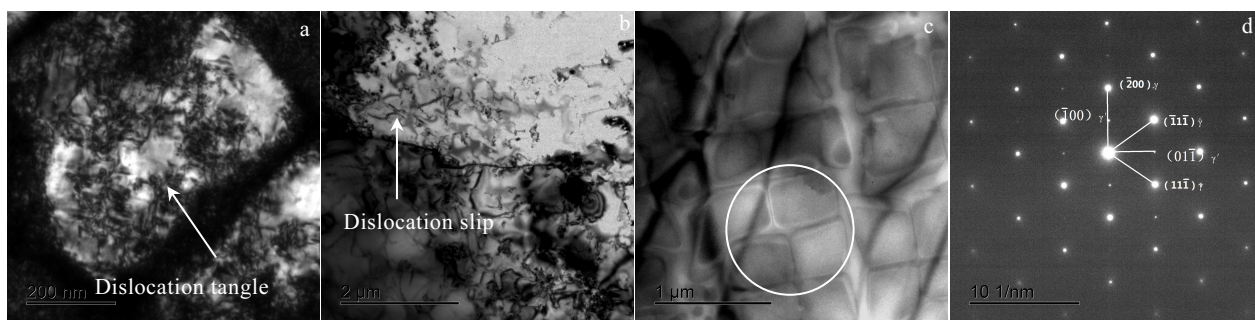


图 11 喷丸试样 TEM 照片及选区电子衍射花样

Fig.11 TEM images of the SP specimens: (a) $d = 15 \mu\text{m}$, (b) $d = 100 \mu\text{m}$, and (c) $d = 200 \mu\text{m}$; selected area electron diffraction pattern corresponding to the cycle dislocation marked in Fig.11c (d)

统计如图 10 所示, FGH4097 属于面心立方结构, 其滑移系较多, 因此未喷丸试样表层 $SF > 0.3$, 且 $SF = 0.5$ 所占百分比最大; 而喷丸试样表层中 $SF = 0.5$ 所占比例大幅减小, 表明软取向晶粒数量减少, 即喷丸试样表层的塑性变形难度大于未喷丸试样。

4 结 论

1) FGH4097 粉末高温合金喷丸后拉压疲劳极限提高了 20.7%, 喷丸强化效果显著。

2) 与未喷丸试样相比, FGH4097 喷丸表层残余压应力值及层深更大, 且更稳定, 这有利于提高裂纹萌生抗力和降低裂纹扩展速率, 提高疲劳性能。

3) FGH4097 未喷丸试样表层的循环软化现象降低表面裂纹萌生抗力, 促进裂纹的表面萌生; 而喷丸试样表层的高位错密度、大量小角度晶界及较少软取向晶粒均起到阻碍裂纹在表面萌生的作用, 从而改善疲劳性能。

参考文献 References

- [1] Soula A, Renollet Y, Boivin D *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2009, 510: 301
- [2] Zou Jinwen (邹金文), Wang Wuxiang(汪武祥). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 244
- [3] Lei Jingfu(雷景富), Zheng Yong(郑 勇), Yu Jun(余 俊) *et al.* *Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2011(6): 18
- [4] Zhang Yiwen(张义文), Shangguan Yongheng(上官永恒). *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2004, 14(6): 31
- [5] Gao Yukui(高玉魁), Zhong Zhen(仲 政), Lei Liming(雷力明). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(5): 1230
- [6] High Temperature Materials Branch of China Metal Institute (中国金属学会高温材料分会编). *China Superalloys Handbook*(中国高温合金手册, 下卷) [M]. Beijing: China Zhijian Publishing House, Standards Press of China, 2012: 645
- [7] Zhang Yiwen(张义文), Tao Yu(陶 莹), Zhang Ying(张 莹) *et al.* *Proceedings of 11th Annual Meeting of China Superalloys*(第 11 届中国高温合金年会)[C]. Beijing: Chinese Society for Metals Conference Proceedings, 2007
- [8] Cheng Qian(程 茜), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *World Iron & Steel*(世界钢铁)[J], 2001, 11(5): 43
- [9] Yang Sheng(杨 升). *Proceedings of 15th Annual Meeting of China Association for Science and Technology*(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)[C]. Guiyang: China Association for Science and Technology to Learn Academic Department, 2013
- [10] 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
- [11] Wang Renzhi(王仁智), Ru Jilai(汝继来), Li Xiangbin(李向斌). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1993, 13(2): 9
- [12] Ru Jilai(汝继来), Wang Renzhi(王仁智), Li Xiangbin(李向斌). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1996, 16(1): 12
- [13] Zou Jinwen(邹金文), Wang Yu(汪 煜), Wang Renzhi(王仁智). *Proceedings of 11th Annual Meeting of China Superalloys*(第 11 届中国高温合金年会)[C]. Beijing: Chinese Society for Metals Conference Proceedings, 2007
- [14] Zhong Liqiong(钟丽琼), Yan Zhen(严 振), Liang Yilong(梁益龙) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1224
- [15] Yan Zhen(严 振), Liang Yilong(梁益龙), Zhang Zejun(张泽军) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2014, 38(4): 554
- [16] Hu Naisai(胡奈赛), Wang Qinyong(王庆勇). *Journal of Xi'an Jiaotong University*(西安交通大学学报)[J], 1992(3): 93
- [17] Gao Yukui, Wu X R. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(9): 3737
- [18] Liang Y L, Zhong L Q, Yan Z. *Materials Science Forum*[J], 2016, 849: 302
- [19] Chen Y J, Hjelen J, Roven H J. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(8): 1801
- [20] Liu S, Gao S Y, Zhou Y F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 617: 127
- [21] Fang S, Zhang M C, Yu Q Y *et al.* *Advanced Materials Research*[J], 2014, 1077: 50

Effect of Shot Peening on High Cycle Fatigue Limit of FGH4097 P/M Superalloys at Room Temperature

Zhong Liqiong^{1,2}, Liang Yilong³, Yan Zhen³, Hu Hao¹

(1. Key Laboratory of Advanced Manufacturing Technology, Ministry of Education, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

(2. Guiyang University, Guiyang 550005, China)

(3. High Performance Metal Structure Material and Manufacture Technology National Local Joint Engineering Laboratory, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

Abstract: Effects of shot peening on high cycle fatigue limit of the powder metallurgical nickel-based FGH4097 superalloy at room temperature were investigated. Fatigue fracture characteristics and shot peening surface morphology were observed by SEM, the sample surface residual stresses (σ_r) and ultramicrohardness (DHV) were determined by X-ray diffraction stress tester and ultra-small dynamic microhardness tester, respectively; EBSD and TEM were used to observe the microscopic characteristics of the shot peening layer. The results show that compressive residual stresses induced by shot peening are larger, deeper and more stable at room temperature than that of unpeened samples. It is beneficial to improve the resistance of fatigue crack initiation and reduce crack propagation rate. The high dislocation density, a large number of low-angle boundaries and a small number of soft orientation grains in the surface layer of shot peening specimens make the fatigue crack difficult to initiate at the surface, and high cycle fatigue limit of the FGH4097 superalloy at room temperature is increased by 20.7%.

Key words: shot peening strengthening; P/M FGH4097 superalloys; high cycle fatigue limit at room temperature

Corresponding author: Liang Yilong, Professor, High Performance Metal Structure Material and Manufacture Technology National Local Joint Engineering Laboratory, Guizhou University, Guiyang 550025, P. R. China, Tel: 0086-851-84734606, E-mail: liangyilong@126.com