

喷丸强化对 GH4096 合金表面状态和疲劳性能的影响

田伟¹, 伏宇¹, 张少平¹, 钟燕¹, 付锐², 李福林²

(1. 中国航发四川燃气涡轮研究院, 四川 成都 610500)

(2. 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

摘要: 采用 S110 铸钢丸和 Z300 陶瓷丸对 GH4096 合金开展了喷丸强化试验, 利用扫描电镜和三维轮廓仪分析了喷丸表面形貌, 采用 X 射线衍射法分析了喷丸表面残余应力, 采用扫描电镜 EBSD 分析了喷丸试样的截面显微组织, 并对喷丸试样进行了 650 °C 低周疲劳试验。结果表明: 随着喷丸强度的增大喷丸表面的粗糙度升高, 相同喷丸强度下陶瓷丸喷丸表面的粗糙度低于铸钢丸喷丸表面的粗糙度。铸钢丸喷丸表面的残余压应力在-860~-1000 MPa 之间, 随着喷丸强度的增加残余压应力略有降低; 陶瓷丸喷丸表面的残余压应力在-1000~-1100 MPa 之间, 随着喷丸强度的增加残余压应力略有增加。GH4096 合金喷丸后表面发生塑性变形, 形成弹丸坑形貌, 出现晶界弯曲, 产生晶格畸变, 造成大量位错塞集, 形成密集分布的小角度晶界, 晶粒取向也随之改变。喷丸强化可提高 GH4096 合金 650 °C 高温下的低周疲劳寿命, 复合喷丸对疲劳寿命的提升效果最明显, 相同喷丸强度下陶瓷丸的强化效果优于铸钢丸。喷丸强化后试样的疲劳裂纹多萌生于强化层之下的亚表面, 喷丸强化的效果受表面粗糙度、残余应力及强化层深度等共同影响。

关键词: GH4096 合金; 喷丸强化; 表面形貌; 残余应力; 显微组织; 疲劳性能

中图分类号: TG146.1⁺5; TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)06-1726-09

GH4096 合金是近年来研制的一种新型沉淀硬化型变形高温合金, 其化学成分与美国第 2 代粉末高温合金 Rene 88DT (国内对应牌号为 FGH96) 的成分控制范围相同。GH4096 合金采用我国自主研发的“电渣重熔连续定向凝固+3D 整体锻造+等温模锻”的新型铸和锻工艺制备。GH4096 合金锻件无宏观偏析、无大尺寸夹杂、组织均匀, 不仅具有良好的强度、塑性、抗蠕变性能和抗疲劳性能, 而且相比于粉末冶金材料具有成本低、制造周期短等优点^[1-2]。该合金适用于航空发动机压气机盘、涡轮盘、涡轮轴等关键转动零件, 最高使用温度可达 750 °C^[3-4]。

航空发动机工作时, 盘、轴类零件除了承受静载作用外还承受很高的交变载荷, 产生疲劳失效的风险较高。盘、轴类零件采用的耐高温高强度材料的疲劳性能对其表面完整性尤为敏感^[5-6]。研究表明, 通过喷丸工艺对盘、轴类零件的关键部位进行强化处理, 是提高其表面完整性和抗疲劳性能的有效手段。王欣等^[7]研究了喷丸强化对涡轮盘用 FGH95 合金和 FGH96 合金疲劳性能的影响, 结果表明喷丸强化后可在 FGH95 合金表

面形成强化层, 表面压应力可达-800~-1150 MPa, 尤其是采用铸钢丸+陶瓷丸的复合喷丸工艺方法时, 表层残余压应力更大, 表面粗糙度较小, 强化效果最佳, 650 °C/550 MPa 条件下 FGH95 合金的中值疲劳寿命较未喷丸强化提高 20 倍以上^[7]。采用 0.12 mmA 的大喷丸强度对 FGH96 合金进行处理后可消除原始磨削痕迹, 使表面粗糙度略有增大, 疲劳试验时裂纹萌生于试样的次表层且呈现单源疲劳模式。采用 0.05 mmA 的小喷丸强度处理时无法完全消除原始磨削痕迹, 疲劳裂纹萌呈多源形式萌生于试样的表层。适宜的喷丸强化工艺可以缓解结构应力集中对 FGH96 合金疲劳性能的削弱^[8]。此外, 研究还发现喷丸强化可使涡轮盘用 FGH4097 和 FGH95 合金的表面残余压应力更大、更深、更稳定, 强化层中形成高密度位错及大量的小角度晶界, 有利于提高疲劳裂纹萌生寿命, 降低裂纹扩展速率, 可显著提高室温拉压疲劳极限和高温旋转弯曲疲劳极限^[9-10]。

本工作开展了 GH4096 合金喷丸工艺试验, 对喷丸试样的表面状态进行了分析, 采用典型喷丸参数对低周疲劳性能试样进行强化, 在 650 °C 下验证了喷丸

收稿日期: 2023-06-02

作者简介: 田伟, 男, 1981 年生, 博士, 研究员, 中国航发四川燃气涡轮研究院, 四川 成都 610500, 电话: 028-83017713, E-mail: tianwei62418@163.com

强化效果。本研究结果可以为 GH4096 合金盘、轴类零件的喷丸工艺制订提供参考。

1 实 验

GH4096 合金的名义化学成分列于表 1 中，其铸锭采用真空感应熔炼+电渣重熔连续定向凝固的双联工艺冶炼，铸锭经均匀化处理后通过 3D 整体锻造制成锻坯，锻坯经等温模锻制成涡轮盘锻件并进行固溶+时效热处理。固溶处理制度为：1075 ℃，保温 5 h，油冷；时效处理制度为：760 ℃，保温 8 h，空冷。

从涡轮盘锻件的辐板部位切取试样开展喷丸试验。喷丸试验的试样尺寸为 30 mm×30 mm×5 mm，采用平面磨床对试样 30 mm×30 mm 的表面进行磨削加工，使其粗糙度达到 $R_a=0.4\text{ }\mu\text{m}$ ，并将其作为喷丸表面。喷丸试验时采用 Z300 陶瓷丸（ $\Phi 0.30\sim\Phi 0.43\text{ mm}$ ）和 S110 铸钢丸（ $\Phi 0.30\sim\Phi 0.43\text{ mm}$ ）2 种喷丸介质。除了采用陶瓷丸、铸钢丸开展单一介质喷丸外，还采用铸钢丸+陶瓷丸开展了复合喷丸试验。复合喷丸时，先采用铸钢丸进行高强度喷丸（第 1 次喷丸），再采用陶瓷弹丸进行较低强度喷丸（第 2 次喷丸）。喷丸试验采用的喷丸强度列于表 2 中，喷丸角度均为 85°，喷丸覆盖率均为 125%。

喷丸试验后的试样在乙醇中进行超声波清洗，然后采用扫描电镜和白光三维轮廓仪对喷丸表面形貌进行分析，采用接触式粗糙度仪对试样表面不同方向的粗糙度进行分析，采用 X 射线衍射仪对喷丸表面残余应力进行分析，采用扫描电镜 EBSD 分别对喷丸试样的纵截面组织状态、晶体取向、晶粒形貌、位错分布等进行观察分析。

从 GH4096 合金涡轮盘锻件的辐板部位切取试块，加工成工作段直径为 $\Phi 6\text{ mm}$ 的低周疲劳试样，如图 1 所示。然后在其工作段表面进行喷丸强化。低周疲劳性能试验在 MTS 370 液压伺服疲劳试验机上进行，试验温度为 650 ℃，加载波形为三角波，试验载荷通过应变进行控制，最大应变 $\varepsilon_{\max}=1.1\%$ ，应变比 $R_\varepsilon=0.05$ ，频率 $f=0.2\text{ Hz}$ 。未喷丸试样和每种喷丸工艺试样各取 7 支，按上述参数开展试验，直至断裂。然后根据 HB/Z 112-1986 计算每种喷丸试样的中值疲劳寿命，根据中值疲劳寿命验证不同喷丸工艺的强化效果。低周疲劳试验后，采用体视显微镜和扫描电镜对低周疲劳试样的断口进行分析。

2 结果与讨论

2.1 表面形貌

采用不同参数喷丸后，试样表面粗糙度 R_a 随喷丸强度的变化情况如图 2 所示，典型参数下喷丸试样的

表 1 GH4096 合金的名义化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4096 alloy (wt%)											
Cr	Co	W	Mo	Nb	Al	Ti	C	Zr	B	Fe	Ni
16	13	4	4	0.7	2.1	3.8	0.05	0.05	0.015	≤0.50	Bal.

表 2 喷丸强度

Table 2 Shot peening intensity	
Shot peening medium	Shot peening intensity/A
S110 cast steel shot	0.14
	0.18
	0.22
	0.26
	0.30
Z300 ceramic shot	0.06
	0.10
	0.14
	0.18
	0.22
(S110+Z300) double shot peening	S110/0.22+Z300/0.14
	S110/0.26+Z300/0.14
	S110/0.30+Z300/0.14

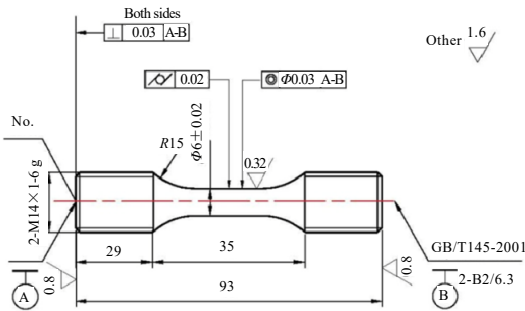


图 1 低周疲劳试样

Fig.1 Schematic diagram of low cycle fatigue sample

表面形貌如图 3 所示。喷丸前试样表面为典型的磨削加工形貌，磨削痕迹均匀，沿同一方向分布，如图 3a₁ 和图 3a₂ 所示。分别测试了每个试样平行于磨削痕迹方向和垂直于磨削痕迹方向的粗糙度，并计算其平均值。喷丸前试样的平均粗糙度 R_a 为 0.4 μm 。经过铸钢丸喷丸后，试样表面形成了很明显的弹丸坑形貌，说明试样表面经过铸钢丸撞击后产生了塑性变形。随着

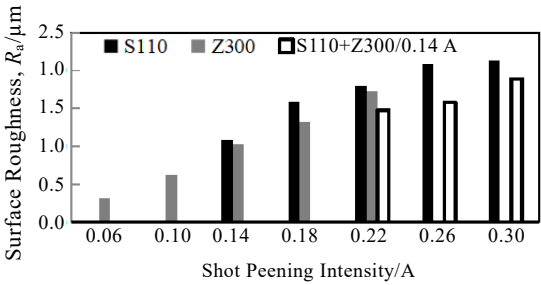


图 2 不同喷丸试样的表面粗糙度

Fig.2 Surface roughness of different shot peening specimens

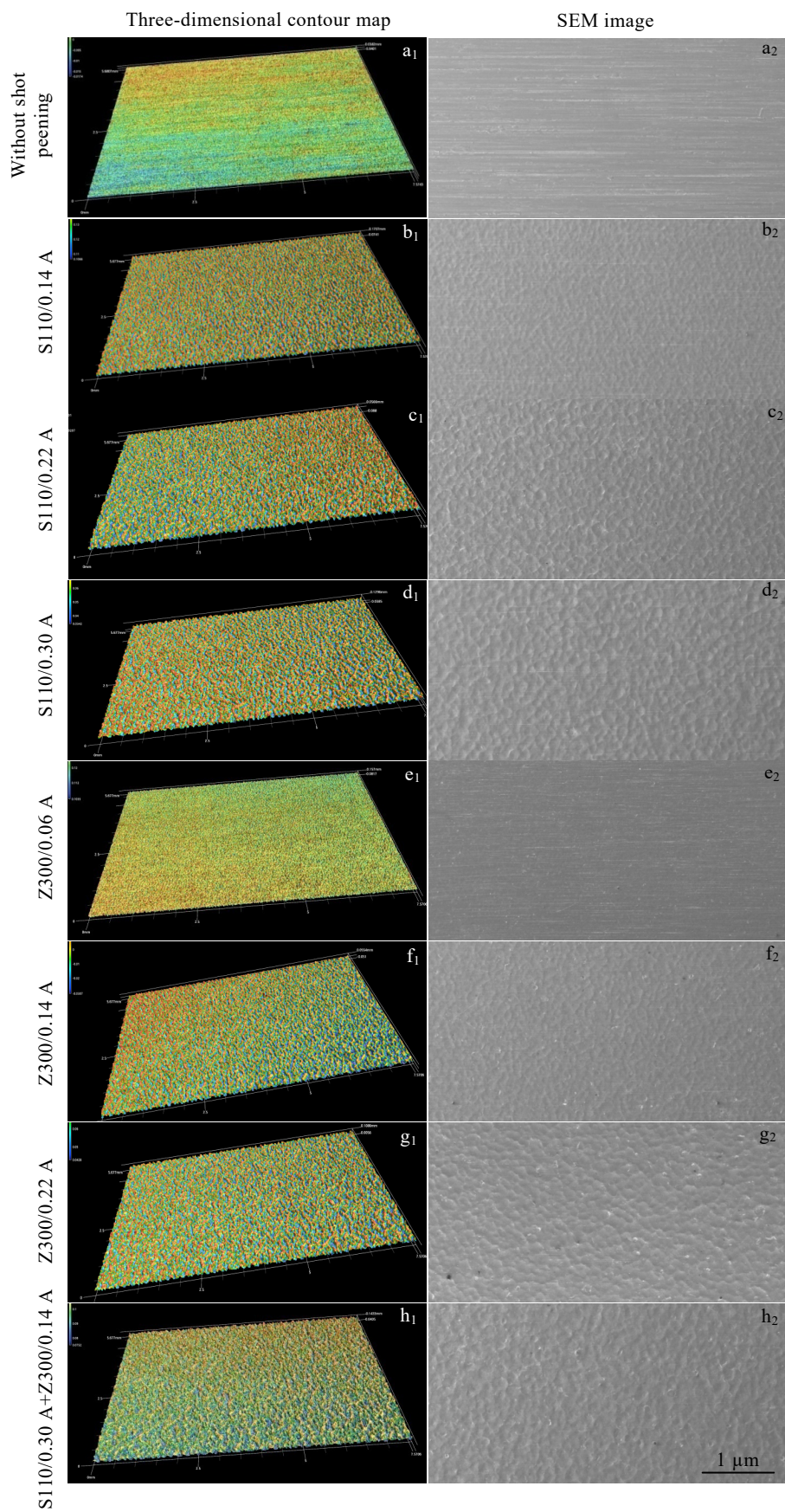


图 3 不同喷丸试样的表面形貌

Fig.3 Surface morphologies of different shot peening samples

铸钢丸喷丸强度的增大, 弹丸坑的形貌更加明显, 直径随之增加, 弹丸坑底部和边缘的高度差增大, 各弹丸坑之间形成了褶皱形貌, 因此试样表面的粗糙度也随之增加。当喷丸强度达到 0.26 A 时试样表面的塑性变形已经非常充分, 继续增加喷丸强度后表面粗糙度不再有明显的变化。陶瓷丸的喷丸强度为 0.06 A 时, 试样表面粗糙度 R_a 为 $0.32 \mu\text{m}$, 相比于喷丸前有所降低。通过扫描电镜照片 (图 3e₂) 可以发现, 试样表面仍存在沿同一方向的磨削痕迹, 但通过三维轮廓图 (图 3e₁) 可以发现试样表面形成了大量的细小弹丸坑, 说明在此喷丸工艺下连续的磨削痕迹已经被弹丸打断。由于 0.06 A 的喷丸强度低, 弹丸坑的深度很小, 因此表面粗糙度很低。试验参数范围内陶瓷丸的喷丸强度相对较低, 随着喷丸强度增加, 表面弹丸坑的深度和直径持续增大, 因此表面粗糙度随喷丸强度的增加而持续增大。

由图 2 可知, 相同喷丸强度下陶瓷丸喷丸的表面粗糙度低于铸钢丸喷丸的粗糙度。并且, 陶瓷丸喷丸的弹丸坑底部与边缘的高度差小, 弹丸坑间的褶皱更轻微, 如图 3 所示。复合喷丸的表面粗糙度介于相同喷丸强度下, 铸钢丸和陶瓷丸单一介质喷丸的粗糙度之间。由此说明, 采用铸钢丸进行高强度的喷丸后, 再采用陶瓷丸进行较低强度的喷丸处理可以改善表面粗糙度。

2.2 残余应力

图 4 为不同参数喷丸后试样表面的残余应力检测结果。采用铸钢丸经不同强度的喷丸后, 试样表面均呈现为残余压应力, 压应力的范围在 $-860 \sim -1000 \text{ MPa}$ 之间。随着喷丸强度的增加, 表面残余压应力略有降低。这是因为随着喷丸强度的增加, 所形成的弹丸坑加深、加大, 表面塑性变形程度加剧。塑性变形程度增加, 使得试样表面的残余应力发生松弛, 进而导致表面残余压应力有所降低。陶瓷丸喷丸后试样表面的残余压应力在 $-1000 \sim -1100 \text{ MPa}$ 之间。随着喷丸强度的增加, 表面残余应力略有提高。这是因为在试验参数范围, 陶瓷丸的喷丸强度相对较低, 试样表面的塑性变形程度较小, 未导致表面残余压应力出现明显松弛。

相同喷丸强度下, 陶瓷丸喷丸表面的残余压应力大于铸钢丸喷丸的压应力。这是因为陶瓷丸喷丸的试样表面相较铸钢丸喷丸表面更平整、塑性变形较轻微、通过塑性变形释放的残余应力较少。

3 种参数下复合喷丸试样的表面残余压应力均大于 -1000 MPa , 并且残余压应力高于相同喷丸强度下单一介质喷丸后的残余应力。

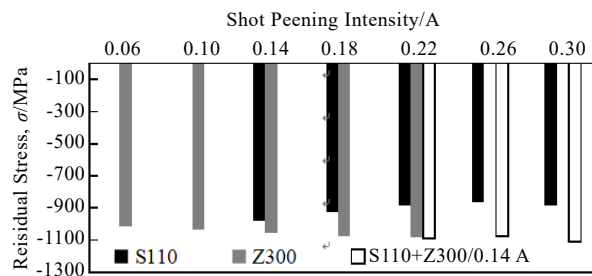


图 4 不同喷丸试样的表面残余应力

Fig.4 Surface residual stress of different peening specimens

2.3 显微组织

未喷丸和喷丸后试样截面的 EBSD 分析结果如图 5 所示。图 5a₁~5f₁ 分别为不同试样截面的晶粒取向分析图。可以看出, GH4096 合金的基体为等轴晶组织, 晶粒尺寸在 $5 \sim 20 \mu\text{m}$ 之间。通常情况下, 同一个晶粒内各区域的晶体取向是相同的, 即在 EBSD 晶体取向图中同一个晶粒内呈现相同的颜色。通过晶粒取向分析图可以发现, 未喷丸试样的每个晶粒均为一种单一颜色, 即晶粒取向保持正常状态, 未发现晶向转变的情况, 如图 5a₁ 所示。喷丸后的试样中存在晶体取向处于转变过程中的晶粒, 也就是说部分晶粒中存在多种不同的颜色, 如图 5b₁~5f₁ 所示, 并且越靠近喷丸表面出现这种晶向转变的概率越高。同时可以发现, 喷丸试样表面和近表面处存在白色“缺失”区域, 如图 5c₁、5e₁、和 5f₁ 所示。这是因为在弹丸的冲击作用下使得表面和近表面材料的晶格结构发生了变化, 部分区域出现 Ni 基合金面心立方结构无法完全识别的情况, 即呈现为白色“缺失”区域。

图 5a₂~5f₂ 分别为不同试样截面的变形晶粒分析图, 其中蓝色晶粒为原始再结晶晶粒, 红色为变形晶粒, 黄色为亚晶粒。再结晶晶粒和变形晶粒与周围晶粒的取向差大于 15° , 而亚晶粒与周围晶粒的取向差在 $2^\circ \sim 15^\circ$ 之间。可以看出, 未喷丸强化试样中主要为蓝色的再结晶晶粒, 存在少量的黄色亚晶和微量的红色变形晶粒。喷丸强度较低时 (0.06 A), 试样表层出现少量的红色的变形晶粒, 并且次表层出现一部分黄色的亚晶晶粒, 如图 5d₂ 所示。喷丸强度增大后, 试样表层和近表层形成大量的红色的变形晶粒, 另外在红色变形晶粒下部还存在较多亚晶粒。经统计, 陶瓷丸高强度 (0.14 A) 喷丸试样近表层中变形晶粒的数量是低强度 (0.06 A) 喷丸试样的 5.2 倍, 占整个视场的 47.2%, 充分说明采用陶瓷丸对 GH4096 合金喷丸时喷丸强度对显微组织的影响非常明显。

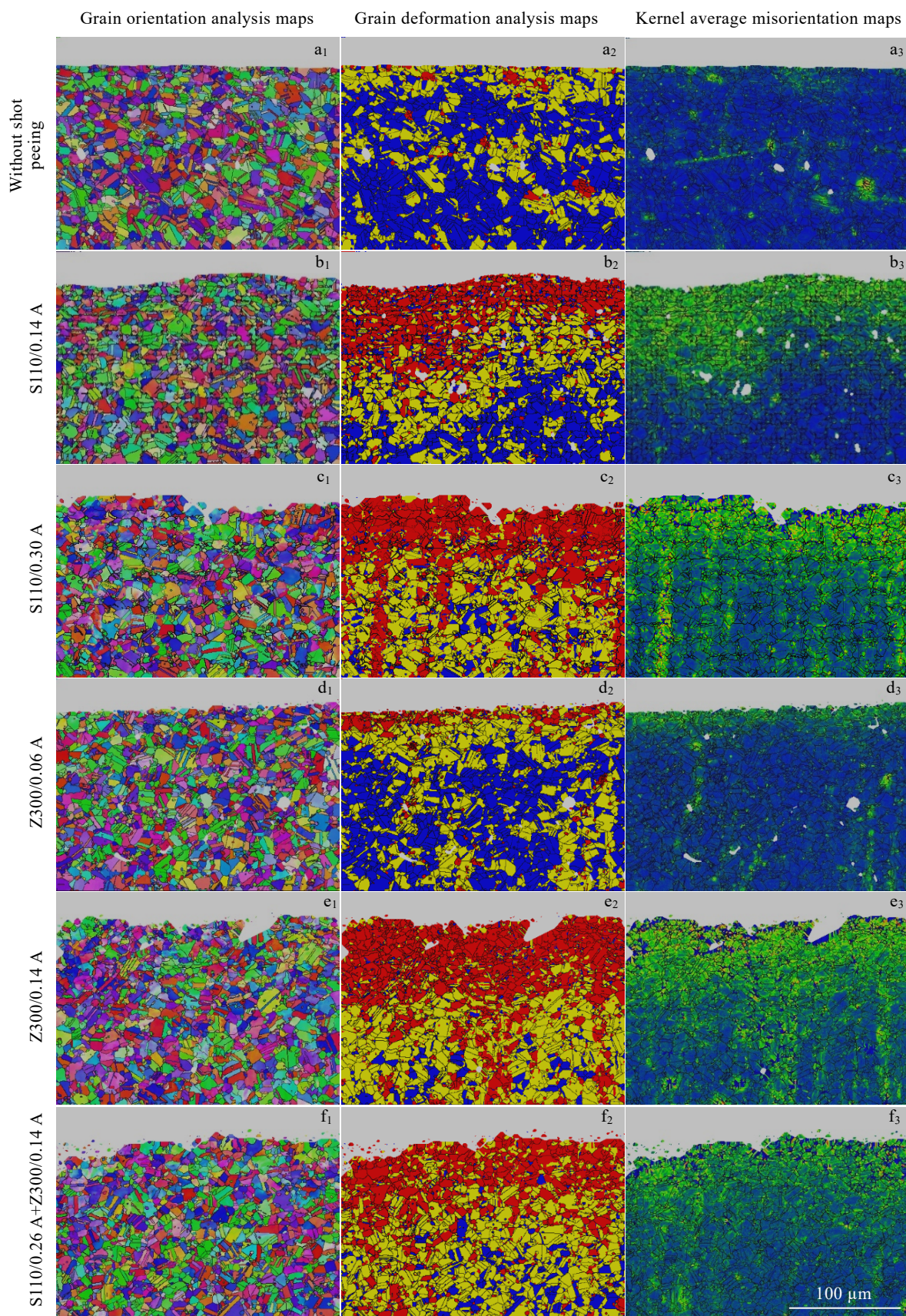


图 5 不同喷丸试样的截面 EBSD 分析结果

Fig.5 EBSD analysis results of cross section of different shot peening specimens

图 5a₃~5f₃ 分别为不同试样截面的局部取向差图 (KAM), 反映了位错密度和残余应力的分布。深蓝色区域的位错密度和残余应力最低, 绿色、黄色、红色区域的位错密度和残余应力依次升高。通过图 5a₃ 可以看出, 未喷丸试样中大部分区域为蓝色, 说明其位错密度和残余应力水平很低。喷丸后在试样表面及近表面形成了大量的位错, 其位错密度明显高于未受喷丸影响的区域。当铸钢丸的喷丸强度为 0.14 A 时, 受喷丸影响的深度较浅, 位错主要集中分布于试样表面以下 80~120 μm 的范围内区域。喷丸强度增大至 0.26 A 时, 受喷丸影响的深度增大, 位错在试样中的分布深度明显增大, 超过了 180 μm。

图 6 为喷丸试样近表面区域中, 小角度晶界与晶粒内部晶向转变的对应关系。图 6a 和 6c 中的黑色线为大角度晶界, 其相邻晶粒的晶体取向差在 15°以上; 浅绿色线为小角度晶界, 相邻区域的晶体取向差在 2°~15°; 红色线为孪晶界。选取晶粒中的小角度晶界图和晶体取向图进行比对发现, 小角度晶界的产生与晶粒内部晶向转变存在对应关系。小角度晶界和晶向转变的产生过程为: 高速弹丸对试样表面产生撞击, 表面及近表面材料中的位错发生运动并产生塑性变

形, 位错在运动过程中发生塞积形成小角度晶界, 小角度晶界两侧的晶体取向存在差异, 从而使得晶粒取向分析图上显示为不同的颜色。晶向转变是再结晶晶粒向亚晶结构或者变形晶粒转变的一个表现。因受弹丸的冲击作用, 晶粒内部产生变形, 而变形的能量不足以引发再结晶, 未能形成大角度晶界, 因此以一种变形晶粒的状态存在。

2.4 低周疲劳

选择典型喷丸参数在 GH4096 合金低周疲劳试样上进行喷丸强化, 然后在 650 °C 高温下验证喷丸强化对疲劳性能的提升效果。每种喷丸参数下的中值疲劳寿命如图 7 所示, 计算中值疲劳寿命时取置信度 $\gamma=95\%$, 误差限度 $\delta_{\max}=5\%$ 。未喷丸强化试样的中值疲劳寿命估量值为 1717 周次, 并且各子样的疲劳寿命分散性较大。喷丸后 GH4096 合金的疲劳寿命较喷丸之前有明显提高, 并且疲劳寿命的分散性减小。陶瓷丸的喷丸强度由 0.06 A 增大到 0.14 A 后, 试样的中值疲劳寿命估量值由 4786 周次提高至 5322 周次。这是由于陶瓷丸的喷丸强度增大后, 其表面残余压应力有所提高, 强化层的深度有所增大。铸钢丸的喷丸强度由 0.14 A 增大到 0.26 A 后, 试样的中值疲劳寿命估量值

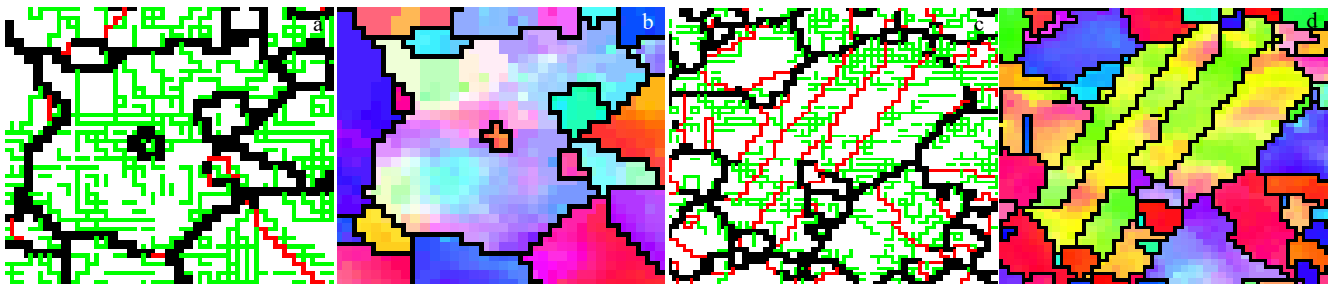


图 6 喷丸试样小角度晶界与晶粒取向的对应关系

Fig.6 Corresponding relations between low angle grain boundary (a, c) and grain orientation mappings (b, d) of shot peened S110/0.30 A (a-b) and Z300/0.14 A (c-d) specimens

由 5111 周次降低至 4924 周次。这是因为铸钢丸的喷丸强度增大后其表面残余压应力略有降低, 并且其表面粗糙度有所增加, 导致表面应力集中效应增强, 因此铸钢丸的喷丸强度增大后疲劳性能略有降低。当喷丸强度同为 0.14 A 时, 陶瓷丸强化试样的疲劳寿命高于铸钢丸强化试样的疲劳寿命。这是因为在相同喷丸强度下, 陶瓷丸喷丸强化表面的粗糙度更低并且残余压应力更大, 更有利于疲劳寿命的提高。复合喷丸强化试样的平均疲劳寿命略高于相同喷丸强度下单一介质喷丸的疲劳寿命。

图 8 为未喷丸强化和喷丸强化 (Z300/0.14 A) 试样的典型疲劳断口。疲劳断口由疲劳源区、疲劳扩展

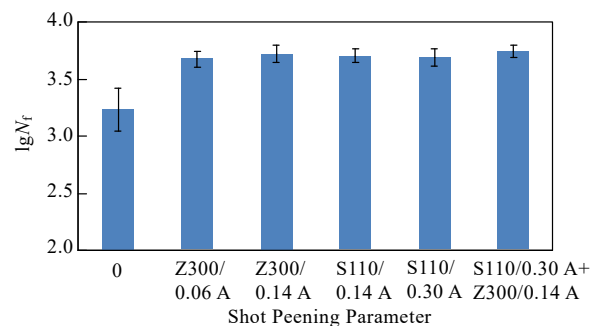


图 7 不同喷丸工艺的低周疲劳寿命

Fig.7 Low cycle fatigue life of specimens with different shot peening parameters

区和瞬断区组成。体视显微镜下, 2 种试样的疲劳源区和疲劳扩展区均呈现为蓝紫色, 瞬断区呈现为金黄色, 疲劳扩展区与瞬断区之间具有明显的弧形边界。疲劳裂纹萌生后, 高温环境中的氧气会进入断口表面使其发生氧化变色。疲劳源区和疲劳扩展区的断口形

成较早, 高温氧化时间较长, 因此被氧化成蓝紫色。瞬断区的断口形成时间较晚, 氧化程度相对较轻, 呈现金黄色。未喷丸和喷丸 2 种试样的疲劳扩展区的表面均较为平坦, 并且具有放射棱线的特征; 瞬断区的表面较为粗糙, 高低起伏较大, 在最后断裂位置存在

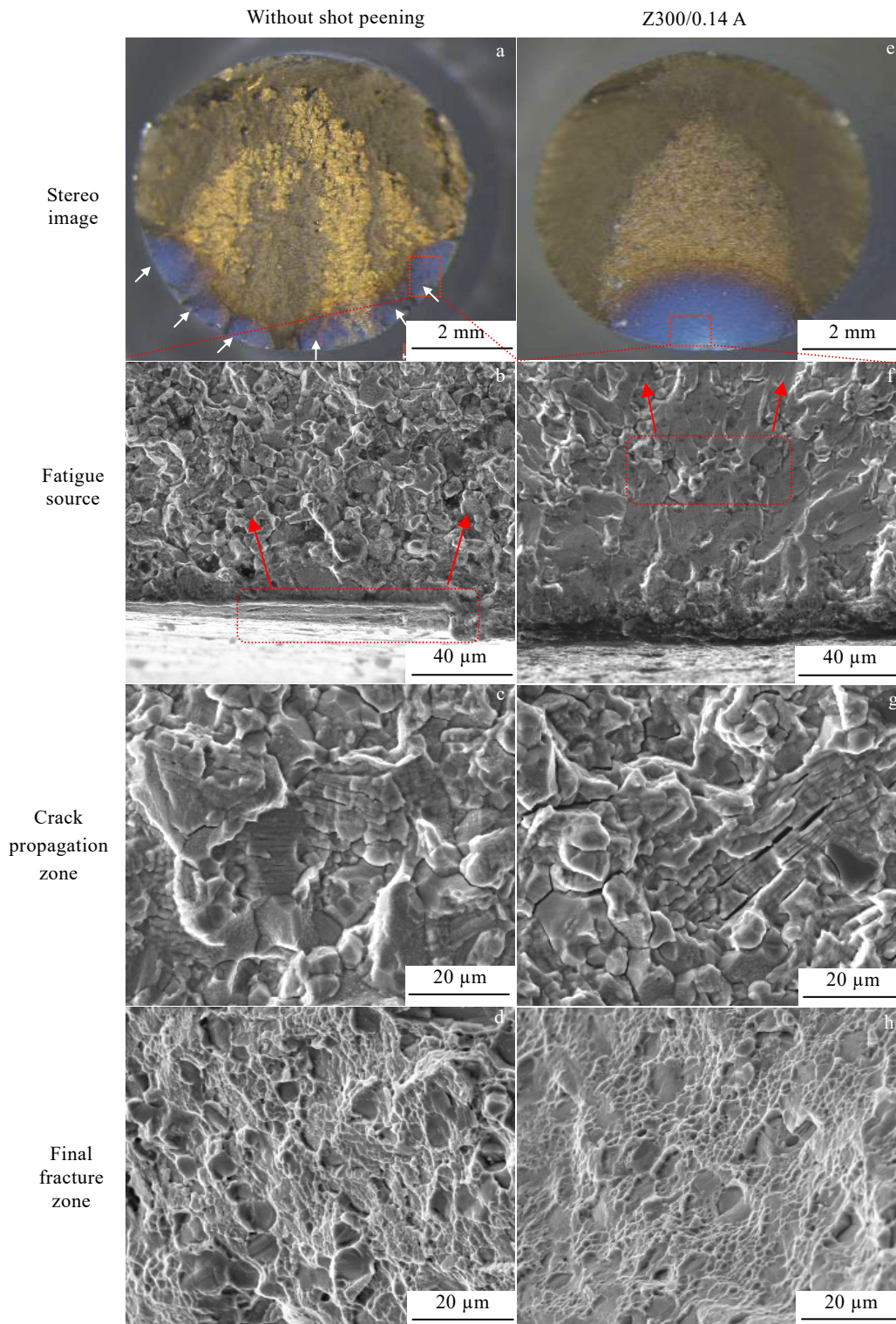


图 8 不同试样的典型低周疲劳断口形貌

Fig.8 Low cycle fatigue fracture morphologies of specimens with different typical shot peenings

剪切唇, 如图 8a 和 8e 所示。扫描电镜下, 2 种试样的疲劳扩展区均具有沿晶断裂的特征, 如图 8b、8c、8f 和 8g 所示。疲劳扩展的中、后期, 断口表面具有典型的疲劳条带特征, 并形成了大量的相互平行的二次裂纹。扫描电镜下, 2 种试样的瞬断区呈现为韧窝形貌, 如图 8d 和 8h 所示。

对比未喷丸和喷丸试样的疲劳断口可以发现, 未喷丸试样通常具有 2 个以上的疲劳源区, 如图 8a 中箭头所示。并且, 未喷丸试样的疲劳源区均位于试样表面的加工痕迹处, 如图 8b 中的红色方框所示。试样表面的加工痕迹处会形成应力集中, 循环加载时该区域材料的疲劳损伤最严重, 往往会成为疲劳裂纹最先萌生的部位。分析发现, 大部分的喷丸强化疲劳试样仅有 1 个疲劳源区, 如图 8e 中的箭头所示。而且, 喷丸强化试样的疲劳源区多位于距离试样表面 40~100 μm 的亚表层, 如图 8f 中的红色方框所示。这是因为, 喷丸强化去除了试样表面的加工刀痕, 并在表面附近形成了具有较大残余压应力和很高位错密度的强化层。研究发现^[11-13], 喷丸强化层内的材料承受残余压应力, 强化层之下的材料承受拉应力, 在疲劳载荷的共同作用下, 裂纹通常会在强化层之下的部位萌生。因此, 喷丸强化试样的疲劳源区多位于试样的亚表层。此外, 喷丸试样疲劳扩展区的面积大于未喷丸试样单个疲劳扩展区的面积, 与其各单个疲劳扩展区的面积总和相当。喷丸试样和未喷丸试样瞬断区的断口特征一致, 无明显区别。

3 结 论

1) 喷丸强化后 GH4096 合金表面形成弹丸坑形貌, 随着喷丸强度的增大喷丸表面的粗糙度增大, 相同喷丸强度下陶瓷丸喷丸表面的粗糙度低于铸钢丸喷丸表面的粗糙度, 复合喷丸表面的粗糙度介于相同喷丸强度下单一介质喷丸表面的粗糙度之间。

2) 铸钢丸喷丸表面的残余压应力在 -860~-1000 MPa 之间, 随着喷丸强度的增加残余应力略有降低; 陶瓷丸喷丸表面的残余压应力在 -1000~-1100 MPa 之间, 随着喷丸强度增加残余应力略有升高。

3) 喷丸强化后 GH4096 合金表面及近表层发生塑性形变, 形成变形晶粒, 出现晶界弯曲, 产生晶格畸变, 造成大量位错塞集, 形成密集分布的小角度晶界, 晶粒的取向也随之改变。喷丸强度增大后强化层的深度随之增加。

4) 喷丸强化可以提高 GH4096 合金 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温下

的疲劳寿命, 复合喷丸对疲劳寿命的提升效果最明显, 相同喷丸强度下陶瓷丸的强化效果优于铸钢丸。未喷丸试样的疲劳裂纹多萌生于表面的加工痕迹处, 并具有多个疲劳源区; 喷丸试样的疲劳裂纹萌生于强化层之下的亚表层, 且通常只有 1 个疲劳源区。喷丸强化效果受表面粗糙度、残余应力及强化层深度共同影响。

参考文献 References

- [1] Fu R, Li F L, Yin F J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 638: 152
- [2] Li F L, Fu R, Feng D *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(6): 1437
- [3] Yin Fajie(尹法杰), Fu Rui(付 锐), Li Fulin(李福林) *et al.* *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2018, 30(1): 32
- [4] Zhu Lihua(朱立华), Xiao Lei(肖 磊), Guo Jianzheng(郭建政) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2415
- [5] 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
- [6] Xu C, Yao Z H, Dong J X *et al.* *Rare Metals*[J], 2019, 38(7): 642
- [7] Wang Xin(王 欣), Wang Kechang(王科昌), Luo Xuekun(罗学昆) *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2018, 61(23): 40
- [8] Wang Xin(王 欣), Hu Yunhui(胡云辉), Wang Xiaofeng(王晓峰) *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2017, 13: 48
- [9] Zhu Wenguang(朱文光), Zhang Xin(张 鑫), Song Kangkai(宋慷慨) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2711
- [10] 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.
- [11] Fu H G, Sun Q J, Wang W S *et al.* *Journal of Machine Design*[J], 2022, 39(S2): 51
- [12] Guo Minzhi(郭敏智), Deng Mingming(邓明明), Jiang Tingting(姜婷婷) *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2023, 66(8): 110
- [13] Wu Peisong(吴培松), Zhang Jixiang(张继祥), Zhou Bomou(周伯谋) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4610

Effect of Shot Peening on Surface State and Fatigue Performance of GH4096 Alloy

Tian Wei¹, Fu Yu¹, Zhang Shaoping¹, Zhong Yan¹, Fu Rui², Li Fulin²

(1. AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610500, China)

(2. Department of High-Temperature Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: The shot peening experiment was conducted on S110 cast steel shot and Z300 ceramic shot, the morphology of shot peening surface was observed by SEM and three-dimensional contour instrument. The residual stress of shot peening surface was tested by X-ray diffraction, and the microstructure of cross section of shot peening layer was analyzed by OM and EBSD. The result shows that with the increase in shot peening intensity, the roughness of shot peening surface is increased. The roughness of ceramic shot peening surface is lower than that of cast steel shot. Residual compressive stress on the cast steel shot peening surface is between -860 MPa to -1000 MPa and with the increase in shot peening intensity, the residual compressive stress is slightly reduced. Residual compressive stress on the shot peening surface ceramic is between -1000 MPa to -1100 MPa, and with the increase in shot peening intensity, the residual compressive stress is slightly increased. After shot peening, projectile pits are formed on GH4096 alloy surface, plastic deformation occurs, grain boundaries are curved, and lattice deformation occurs, which causes a lot of dislocation set and low angle grain boundaries, and the grain orientation changes. The low-cycle fatigue life of GH4096 alloy at 650 °C can be improved by shot peening. The improvement effect of double shot peening on fatigue life is the most obvious, and strengthening effect of ceramic shot peening is better than that of cast steel shot peening. The strengthening effect of shot peening is mutually influenced by residual stress, surface roughness, and depth of strengthening layer.

Key words: GH4096 alloy; shot peening; surface morphology; residual stress; microstructure; fatigue performance

Corresponding author: Tian Wei, Ph. D., Researcher, AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610500, P. R. China, Tel: 0086-28-83017713, E-mail: tianwei62418@163.com