

喷丸压力对 GH3535 合金表面状态及疲劳性能的影响

吴培松^{1,2}, 张继祥¹, 周伯谋², 薛召露³, 陆燕玲²

(1. 重庆交通大学 机电与车辆工程学院, 重庆 400074)

(2. 中国科学院 上海应用物理研究所, 上海 201800)

(3. 安徽工业大学 现代表面工程研究中心, 安徽 马鞍山 243002)

摘要: 采用喷丸压力分别为 0.3、0.45 和 0.6 MPa 对 GH3535 高温合金表面进行喷丸。利用 SEM 观察合金表面形貌、强化层组织结构, 通过 OM、维氏硬度计、X 射线应力分析仪分析表层晶粒度、表层显微硬度、表层残余应力分布及 X 射线衍射峰半高宽。在室温条件下进行高周疲劳试验, 并通过 SEM 观察分析断口形貌特征。结果表明: GH3535 合金喷丸后表层形成了晶粒细化层、硬化层和残余压应力层。合金表面产生的晶粒细化层厚度、硬化层厚度以及残余压应力层厚度均随着喷丸压力的增加而提高。喷丸压力在 0.3~0.6 MPa 范围内, 疲劳寿命受喷丸压力的影响较为敏感, 且疲劳寿命随着喷丸压力的增加而提高。当喷丸压力为 0.6 MPa 时, 喷丸产生的效果最优, 疲劳寿命提高了 471.1%。喷丸后 GH3535 合金疲劳寿命的提高得益于合金表面状态的改善。

关键词: GH3535 合金; 喷丸压力; 显微硬度; 残余应力; 高周疲劳

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)12-4610-08

GH3535 合金是我国自主研发的一种熔盐堆用镍基高温合金^[1], 在耐熔盐腐蚀、抗中子辐照及高温力学性能等方面具有综合优势。国内外研究学者对该合金的关注点主要集中在熔盐腐蚀^[2,3]、中子辐照^[4]、焊接^[5]以及高温氧化^[6,7]等方面。但目前国内外对 GH3535 合金疲劳性能方面的研究相对较少, 相关实验数据也相对缺乏, 而且随着 GH3535 合金在熔盐堆建设中用途的不断扩大, 工程上也对该合金的疲劳性能提出了越来越高的要求。目前建设的第 4 代钍基熔盐堆整体上是常在常压下工作, 但是熔盐堆中的一些关键构件如压力容器、熔盐泵、回路管道等仍然处在一定动载荷的工况下工作, 因此要保证熔盐堆用材料 GH3535 合金具有一定力学性能, 特别是希望 GH3535 镍基合金具有良好的抗疲劳性能以保证熔盐堆长期、安全运行。因此, 开展 GH3535 合金疲劳性能的研究特别是探索提高其抗疲劳性能的强化方法就显得尤为重要。

目前, 改善金属材料抗疲劳性能最为简单有效的方式就是对材料进行表面改性处理, 一般工程上常用的表面改性技术则是喷丸强化。喷丸是利用高速弹丸

不断冲击材料表面使其获得表面强化层来抑制裂纹在表面萌生, 并有效减缓裂纹进一步扩展, 达到提高疲劳寿命的目的^[8]。此外, 喷丸还可以显著改变表层的微观结构, 引入高密度位错和晶格缺陷, 使得晶粒显著细化, 达到组织强化的目的^[9,10]。高玉魁^[11,12]等分别研究了喷丸强化对 Ti-19Al-22Nb 合金和 FGH97 高温合金疲劳性能的影响, 指出喷丸引入了残余压应力层将疲劳裂纹源迁移到强化层以下, 有效抑制裂纹的进一步扩展, 显著提高了合金的疲劳寿命。Liu 等^[13]研究喷丸强化对 GH4169 合金疲劳性能的试验时发现, 在室温、350 °C 疲劳试验温度下, GH4169 合金疲劳性能的改善主要是喷丸产生的表层纳米晶体、变形孪晶以及表层残余压应力和表面硬化共同作用的结果。

本研究主要对 GH3535 合金表面进行喷丸强化, 探究不同喷丸压力对合金表面状态以及疲劳性能的影响。通过表征试验和高周疲劳试验观察和分析喷丸对 GH3535 合金材料疲劳性能的强化效果, 探索喷丸压力对 GH3535 合金的强化机制。

收稿日期: 2021-12-20

基金项目: 国家自然科学基金(52071330); 上海市科委项目(19DZ2200300); 中国科学院战略先导专项项目(XDA02004210); 重庆市技术创新与应用发展重点专项(鲁渝科技协作计划项目)(cstc2020jscx-lyggX0007); 重庆市研究生导师团队建设项目(JDDSTD2019007); 重庆市研究生联合培养基地(JDLHPYJD2020032)

作者简介: 吴培松, 男, 1995 年生, 硕士生, 重庆交通大学机电与车辆工程学院, 重庆 400074, 电话: 023-62651999, E-mail: wupeisong@sina.ac.cn

1 实验

本试验采用的 GH3535 镍基合金的化学成分 (质量分数, %) 见表 1。为了便于测试喷丸强化后材料的表面性能, 采用尺寸为 15 mm×10 mm×5 mm 的块状试样进行表征试验; 高周疲劳实验采用棒状高频疲劳试样, 具体尺寸和形状见图 1。所有试样在机械加工之后均使用 400#、800#、1200#、2000#砂纸逐步研磨, 并采用 Al₂O₃ 抛光液进行抛光处理, 以减少机械加工带来的表面缺陷对疲劳试验结果的影响。

采用 9080D 加压型气动式喷丸机对疲劳试样和相应的表征试样进行喷丸强化处理试验。表征试样只对单面进行喷丸, 疲劳试样只针对于标距段和过渡圆弧位置进行喷丸。喷丸设定 3 个喷丸压力参数: 0.3、0.45 和 0.6 MPa。喷丸时间为 2 min, 喷嘴到受喷工件表面工作距离为 100 mm。喷丸介质采用成分为 ZrO₂ (70%) 和 SiO₂ (30%) 的陶瓷材质的弹丸, 喷丸弹丸粒径在 0.22~0.28 mm 之间, 其硬度(HV)在 7350~9800 MPa 之间, 远大于 GH3535 合金基体表面的硬度。对疲劳试样和相应的表征试样喷丸试验参数见表 2。

利用 Zeiss Merlin Compact 扫描电子显微镜 (SEM) 观察喷丸前后材料表面形貌和强化层微观组织结构形貌。通过光学显微镜测量合金表层晶粒度, 并采用截点法对喷丸前后表征试样的晶粒度进行评级。同时, 利用德国 Zwick-ZHV μ -S 型半自动显微硬度计测量材料表面以及沿层深方向的硬度分布, 每一组测试样品在同一层深处测试 3 组试验数据并取其平均值作为最终的硬度值, 从而获得表面显微硬度以及硬化层的深度。

利用 Proto-LXRD 型 X 射线应力分析仪测定喷丸前后样品的残余应力及 X 射线衍射峰半高宽 (FWHM), 测试所选用的技术参数为: 管电压 30 kV, 管电流 20 mA, 采用 Mn 靶 K α 射线, Cr 滤波片, 1 mm 准直管, 选用 {311} 衍射晶面, 对应的衍射角 2 θ 为 20°。同时, 借助 Proto-8818 电解抛光机对试样进行电化学剥层处理, 通过逐层电解抛光的方式检测试样喷丸前后残余应力沿层深方向的分布及 FWHM 的分布状况。

高周疲劳试验采用型号为 Zwick Amsler HFP

5100 高频疲劳试验机, 试验参照《GB/T 3075 金属材料 疲劳试验轴向力控制方法》, 应力比设为 R=0.1, 应力水平 400 MPa, 试验频率设定在 100~105 Hz 之间, 在室温条件下进行, 疲劳试样失效依据为试样在标距位置完全断裂。每一个工艺参数下分别测试 5 个疲劳试样, 取其结果的平均值作为最终的疲劳寿命。

将疲劳断口在无水乙醇中进行超声清洗, 并在烘干箱内烘干后利用 SEM 观察疲劳断口整体形貌特征和裂纹源区的形貌, 研究喷丸前后裂纹起源的位置。同时再将每个疲劳试样断口的侧面进行化学腐蚀, 利用 SEM 观察分析喷丸前后疲劳裂纹在疲劳试样表面扩展的方式。

2 结果与分析

2.1 表面轮廓与形貌

图 2a~2d 依次为未喷丸试样和喷丸压力分别为 0.3、0.45、0.6 MPa 试样的表面形貌。可以明显看出, 研磨和抛光后未喷丸的样品表面几乎没有明显的划痕, 材料表面较为平整光滑。而经过喷丸处理之后试样表面产生了皴裂、凹凸、小褶皱和起皮等现象(见图 2b-2d), 这种现象随着喷丸压力的增大而更加明显。此外, 由于高速弹丸从喷枪喷射出来会以较高的速度冲击试样的表面, 高速弹丸携带的动能其中有一部分

表 1 GH3535 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH3535 alloy ($\omega/\%$)

Mo	Cr	Fe	C	Mn	Si	Ni
16.3	6.5	3.7	0.04	0.49	0.45	Bal.

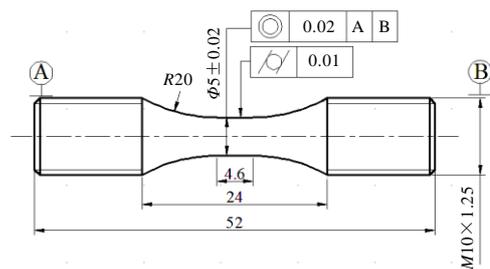


图 1 高周疲劳试样的尺寸

Fig.1 Size of the specimen used in high cycle fatigue test

表 2 喷丸试验参数

Table 2 Shot peening parameters of GH3535 alloy

Specimen	Shot peening pressure/MPa	Shot peening time/min	Shot peening distance/mm	Angle of shot peening/(°)
SP-1	0.3	2	100	90
SP-2	0.45	2	100	90
SP-3	0.6	2	100	90

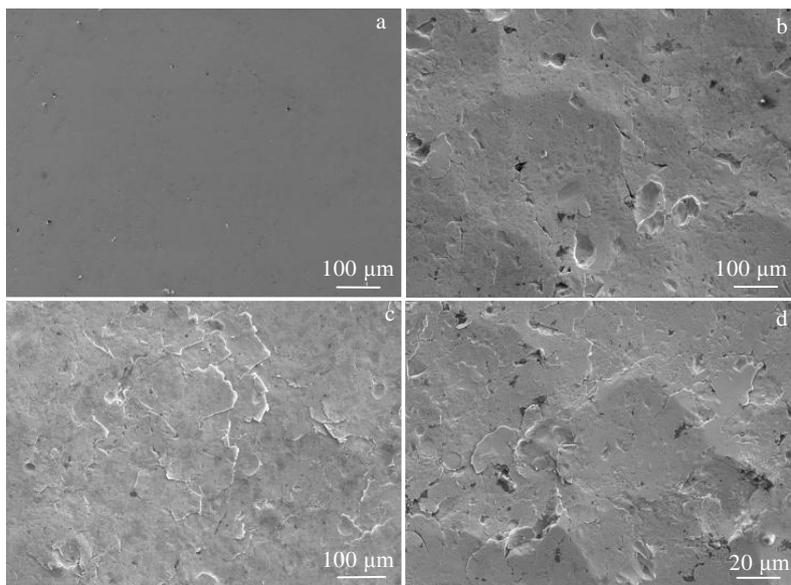


图 2 GH3535 合金未经喷丸处理及经过不同喷丸压力处理后的表面形貌

Fig.2 Surface morphologies of GH3535 alloy treated without shot peening (a) and with shot peening pressures of 0.3 MPa (b), 0.45 MPa (c), and 0.6 MPa (d)

被试样表面吸收，将动能转变为形变势能，使得试样表面产生不同程度的塑性变形，因此在表面产生了直径以及深度不一的弹坑。喷丸压力越大，样品表面弹坑的直径和深度也越大。

2.2 截面微观组织结构形貌

图 3 为 GH3535 合金不同喷丸压力的截面形貌。由图 3a 未喷丸试样的截面形貌可知，合金截面经过腐蚀之后，晶界特别明显，其晶粒度为 5 级。图 3b~3d 分别为喷丸压力 0.3、0.45 和 0.6 MPa 的喷丸试样截面形貌。明显看出经过喷丸之后 GH3535 合金表层晶界变模糊并产生了塑性变形层和晶粒细化层。当喷丸压力为 0.3 MPa 时，合金表层形成了厚度为 32 μm 塑性变形层和厚度为 110 μm 的晶粒细化层，细化层区域的晶粒度为 6 级。当喷丸压力增加到 0.45 MPa 时，合金塑性变形和晶粒细化现象更加明显。塑性变形层厚度达到了 75 μm ，合金表层产生的晶粒细化层深度达到了 153 μm ，晶粒度提高到 6.5 级。当喷丸压力为 0.6 MPa 时，表层晶粒度达到了 7 级，塑性变形层的厚度和晶粒细化层的厚度均进一步增加，分别达到了 86 和 175 μm 。喷丸压力的提高使得弹丸撞击材料表面的力度和速度显著增加，高速弹丸首先撞击合金表面并使其表面发生塑性变形，然后弹丸的能量会进一步向材料内部传递，能量传递的过程中会逐渐减少。因此使得表层发生不同程度的塑性变形，致使表层晶粒不断细化，形成沿层深方向分布的梯度结构。而且喷丸压力越大，材料截面塑性变形的影响区就越深。

同时也发现 GH3535 合金在经过喷丸之后，在合金表层存在着滑移带和孪晶，且滑移带的数量随着喷丸压力的增加而增多，而孪晶的数量随着喷丸压力的增大呈现出先增加后减少的趋势(见图 3b~3d)。这说明通过喷丸使得合金表层的晶粒产生位错，位错密度的增加引起了滑移带数量的增加，导致合金表层塑变形程度加深，从而达到组织强化的效果。

2.3 显微硬度

GH3535 合金喷丸前后的显微硬度分布情况如图 4 所示。可以看出，经过喷丸之后合金表层的显微硬度明显提高，合金显微硬度的最大值均出现在表面，且沿着深度方向逐渐减小，最后稳定在基体硬度(HV) 2058 MPa 左右。未经过喷丸强化处理的试样，由于在试样加工过程中刀具对材料表面的挤压作用，使得材料表层组织产生了轻微的硬化现象，产生了约 50 μm 的硬化层，其表面硬度 (HV) 为 2401 MPa。当喷丸压力为 0.3 MPa 时，试样表面硬度达到了 3410.4 MPa，硬化层厚度约为 150 μm 。当喷丸压力为 0.45 MPa 时，表面硬度增加到 4174.8 MPa，硬化层厚度增加到 225 μm 。进一步地，当喷丸压力增加至 0.6 MPa 时，表面硬度达到 4468.8 MPa，硬化层厚度达到了 240 μm 。喷丸之后的试样表面硬度相比于基体分别提高了 65.7%、102.8%、117.2%。可以看出，在 0.3~0.6 MPa 的喷丸压力范围内，喷丸压力的增加对试样表面硬度和硬化层深度的提高具有显著作用，喷丸压力越大表面硬化效果越明显。

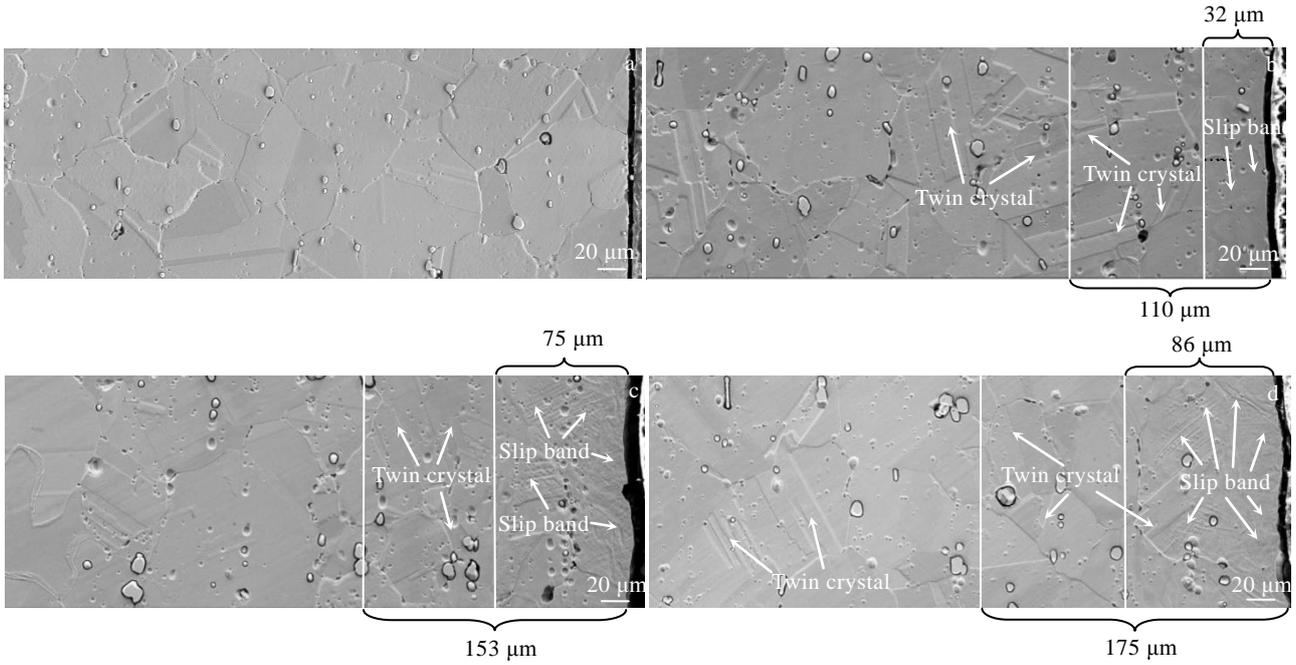


图 3 未经喷丸处理及经不同喷丸压力处理 GH3535 合金的截面形貌

Fig.3 Cross section morphologies of GH3535 alloy treated without shot peening (a) and with shot peening pressures of 0.3 MPa (b), 0.45 MPa (c), and 0.6 MPa (d)

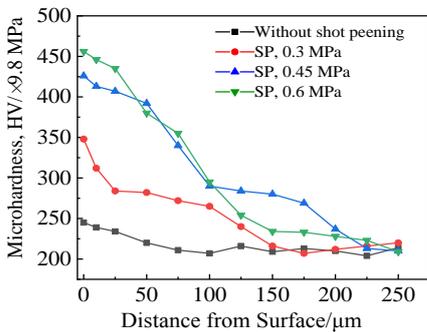


图 4 GH3535 合金喷丸强化前后试样显微硬度沿深度分布
Fig.4 Microhardness distributions along depth of GH3535 alloy before and after shot peening(SP)

2.4 残余应力

喷丸前后 GH3535 合金残余应力分布如图 5 所示。由图可知, 未喷丸试样的表面残余应力约为-23 MPa, 基本接近于零应力状态。通过喷丸后试样表层引入了明显的残余压应力场, 从材料表面到内部形成了逐渐递减的残余压应力梯度层。当喷丸压力为 0.3 MPa 时, 表层产生了厚度约为 160 μm 的残余压应力梯度层, 表面残余应力约为-821 MPa。喷丸压力增加到 0.45 MPa 时, 残余压应力梯度层厚度增加到 200 μm, 表面的残余应力为-851 MPa。当喷丸压力达到 0.6 MPa 时, 表

层产生了约为 200 μm 的残余压应力层, 表面残余应力为-855 MPa。可见, 喷丸压力在 0.3~0.6 MPa 范围内, 表面残余压应力对喷丸压力的变化并不敏感, 但是喷丸在 GH3535 合金表面引入了非常高的残余压应力, 残余压应力的绝对值均在 800 MPa 以上。从残余应力整体的分布来看, 当喷丸压力在 0.3~0.6 MPa 之间时, GH3535 合金表层产生的残余压应力随着喷丸压力的增大而增大。

喷丸在材料表层产生了弹性变形区和塑性变形区, 由于次表层的弹性变形区有恢复原状的趋势, 而最外层的塑性变形区会抑制弹性变形区的恢复, 从而在材料内部产生了残余压应力来维持材料内部的平衡^[14], 残余压应力层能够有效降低外载荷平均应力对 GH3535 合金表面的作用。有望在很大程度上抑制表面裂纹的萌生, 从而起到喷丸强化作用。

2.5 半高宽

半高宽(FWHM)是指衍射峰中最大强度的一半位置所占的角度范围。通过 X 射线衍射分析得出的半高宽可以反映材料内部的位错密度、微观残余应力、加工硬化程度和晶粒尺寸等信息。一般来说, 衍射峰半高宽值越大, 材料内部所产生的位错滑移现象就愈加明显。位错密度的增加导致塑性变形量的增加, 从而产生的加工硬化现象越明显、残余应力就越大、晶粒尺寸就越小^[15,16]。

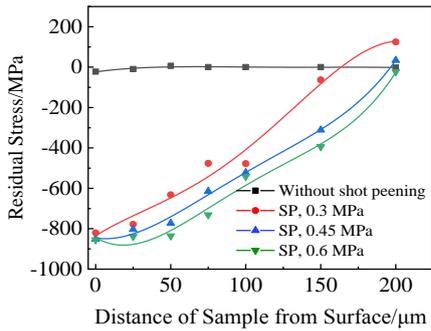


图 5 喷丸前后 GH3535 合金残余应力沿层深分布

Fig.5 Residual stress distributions along the layer depth of GH3535 alloy before and after shot peening

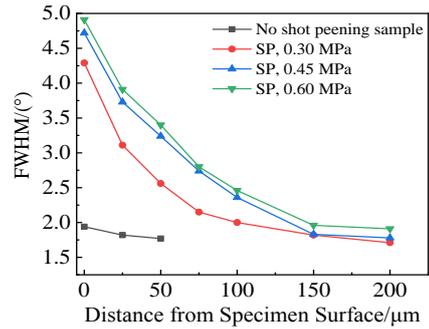


图 6 喷丸前后 GH3535 合金 FWHM 沿层深分布

Fig.6 FWHM distribution along the layer depth of GH3535 alloy before and after shot peening

图 6 为 FWHM 沿层深分布情况。可以看出，喷丸使得试样表层的半高宽显著增大。当喷丸压力从 0.3 MPa 提高到 0.6 MPa 时，合金表面的 FWHM 值从 4.29° 增加到 4.91°。同时还发现在相同的层深位置，喷丸压力越大 FWHM 值越大。但是 3 种喷丸压力下的试样均随着层深的增加 FWHM 值逐渐减小，最终稳定在 1.7° 左右，可以认为基体的半高宽为 1.7°。其中，喷丸压力为 0.3 MPa 的试样，衍射峰半高宽影响层深为 100 μm。喷丸压力为 0.45 和 0.6 MPa 的试样，半高宽的影响层深均达到了 150 μm。从整体来看，喷丸对半高宽起到了明显的宽化作用，且半高宽的宽化效果随着喷丸压力的增加越来越明显。而引起半高宽宽化的主要原因是通过喷丸引入了高密度的位错和孪晶，产生了明显的塑性变形。

同时，结合图 3~图 5 可知，喷丸之后 GH3535 合金表层衍射峰半高宽的梯度结构分布情况与表层晶粒细化层分布、表层显微硬度分布、表层残余应力分布趋势基本一致。这也从 X 射线衍射分析的角度间接地解释了喷丸压力对材料内部晶粒尺寸细化、表层显微硬度分布、表层残余应力分布的影响规律。

2.6 高周疲劳寿命

GH3535 合金喷丸前后的疲劳寿命如图 7 所示。从图中可以看出，在室温、400 MPa 应力水平，应力比 $R=0.1$ 下，经过不同喷丸压力强化处理后试样的高周疲劳寿命比未喷丸试样的高周疲劳寿命均有不同程度的提高。未喷丸试样疲劳寿命为 3 606 691 周次。喷丸压力为 0.3 MPa 时，疲劳寿命为 6 679 313 周次，提高了 85.2%。喷丸压力增加到 0.45 MPa 时，疲劳寿命达到了 8 949 576 周次，提高了 148.1%。喷丸压力为 0.6 MPa 时，疲劳寿命有了大幅度的提高，疲劳寿命

提高到 20 599 235 周次，提高了 471.1%。试样的高周疲劳寿命整体上呈现出随着喷丸压力的增加而逐渐提高的趋势。其中，当喷丸压力为 0.6 MPa 时，疲劳寿命提高了 1 个数量级，对 GH3535 合金高周疲劳性能的改善效果最为显著。

2.7 疲劳断口

图 8a 和 8b 分别为未喷丸试样的疲劳断口整体形貌和疲劳裂纹源区形貌。从疲劳断裂力学的角度来看：材料在外加载荷的作用下，疲劳裂纹往往起源于应力集中的裂纹源处，如碳化物、夹杂物以及晶界等薄弱位置^[17]。裂纹在表面萌生后会继续扩展直至材料的断裂失效。根据图 8a 和 8b 不难看出，未喷丸试样的疲劳裂纹源位于试样表面。并结合图 8c 未喷丸试样疲劳断口的侧面形貌可以明显地看到，裂纹在 GH3535 合金表面碳化物和晶界处萌生，碳化物和晶界的位置容易形成应力集中导致裂纹在此处萌生，并以穿晶的方式扩展直至试样断裂失效。

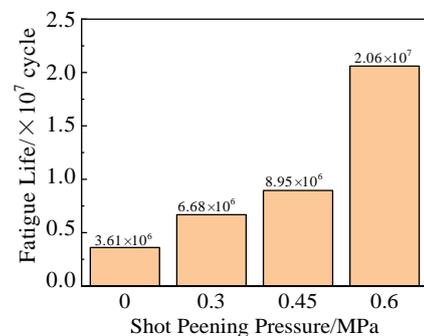


图 7 不同喷丸压力下试样的高周疲劳寿命

Fig.7 High cycle fatigue life of samples under different shot peening pressures

图 8d、8g 和 8j 分别为 0.3、0.45 和 0.6 MPa 喷丸压力下试样的疲劳断口整体形貌。图 8e、8h、8k 分别为 0.3、0.45、0.6 MPa 喷丸压力下试样的疲劳断口裂纹源区的形貌。可见喷丸之后试样的疲劳裂纹源仍然位于试样的表面。图 8f、8i、8l 分别为 0.3、0.45、0.6 MPa 喷丸压力下试样疲劳断口的侧面形貌。经过与图 8c 对比发现, 喷丸试样疲劳裂纹的扩展断裂方式仍是穿晶断裂, 说明了喷丸并没有改变 GH3535 合金疲劳裂纹的扩展方式。

2.8 强化机制分析

根据材料疲劳失效机制可知, 材料的疲劳破坏一般经历 3 个过程, 即: 裂纹萌生、裂纹扩展、断裂。其中, 疲劳断裂过程时间很短, 因此在实际的工程应用中总的疲劳寿命主要分为裂纹萌生寿命和裂纹扩展寿命 2 个部分^[18]。而喷丸强化所起到的强化作用也主要是针对于裂纹萌生阶段和裂纹扩展阶段。

根据图 4 和图 5 可知, 喷丸使得 GH3535 合金表层组织产生了加工硬化并引入了残余压应力层, 表面硬度的提高有助于抵抗循环外载荷对试样表面带来的损伤, 并抑制裂纹的形成。同时, 表层产生的残余压应力能够降低循环外载荷对试样表面的平均作用力,

从而减少外载荷对试样的疲劳破坏^[19]。此外, 由于表层残余压应力的存在会使得合金表层裂纹的萌生抗力显著提高, 达到延缓裂纹萌生的目的。结合图 2b、2c、2d 喷丸后试样表面形貌可知, 虽然喷丸对试样表面产生了一定的损伤, 但是喷丸之后 GH3535 合金表层产生的残余压应力会使得疲劳裂纹形成时所需要克服的临界抗力增大, 使裂纹萌生变得困难。同时, 试样表层的残余压应力和硬化梯度分布也在一定程度上会阻碍小裂纹的扩展, 以延长材料的疲劳寿命。因此, 随着喷丸压力的增大, 表层产生的残余压应力和显微硬度就越大, GH3535 合金疲劳寿命提高就越明显。通过研究发现, 对 GH3535 合金进行喷丸的强化机制与其他合金类材料存在相似之处^[20,21]: 疲劳寿命的提高在很大程度上归因于喷丸引入的残余压应力层、硬化层的强化作用, 最终使得疲劳裂纹萌生抗力增加, 进而提高合金材料的抗疲劳性能和寿命。

除此之外, 喷丸引起的 GH3535 合金组织结构的强化在一定程度上也延缓了裂纹在内表层的扩展, 达到提高疲劳寿命的目的。结合图 3 的 GH3535 合金喷丸前后截面组织结构形貌和图 6 的 GH3535 合金喷丸前后

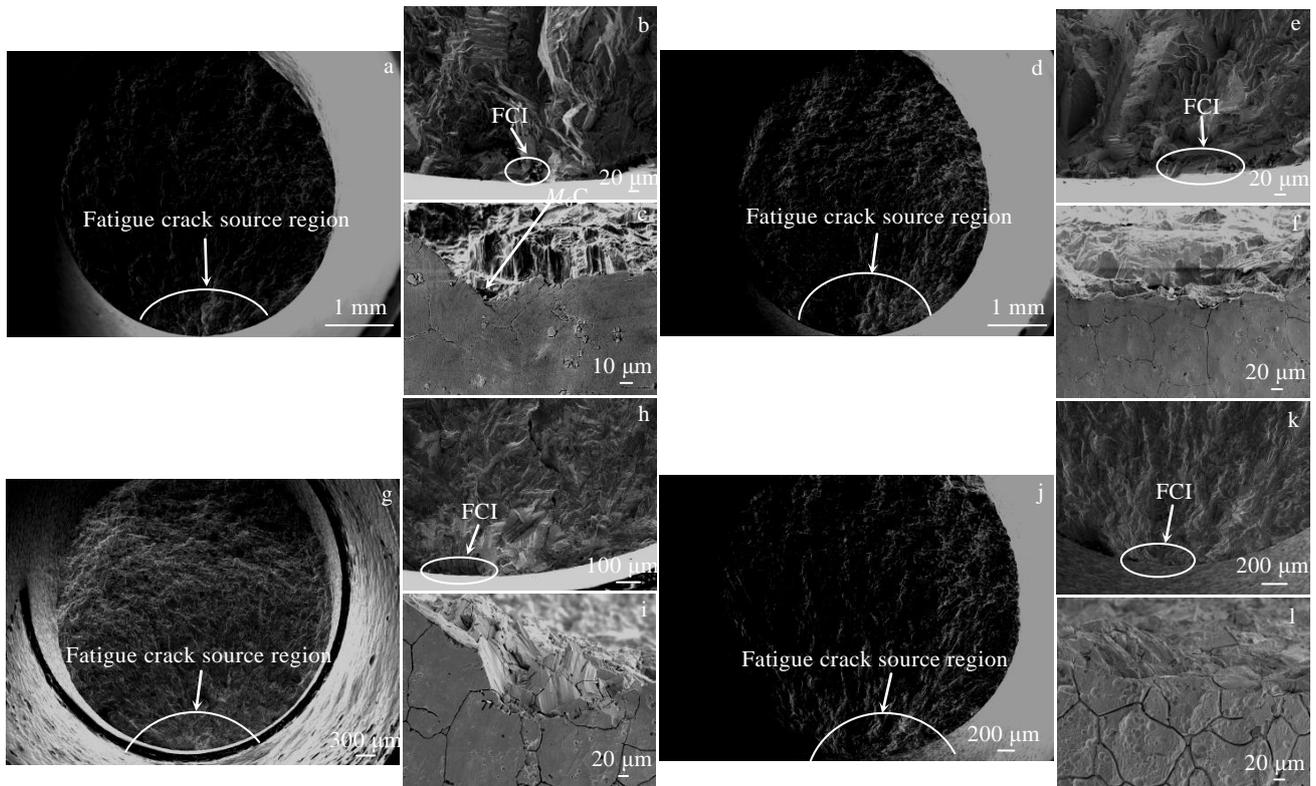


图 8 未喷丸处理及不同喷丸压力处理试样的疲劳断口形貌

Fig.8 Fatigue fracture morphologies of samples treated without shot peening (a~c) and with shot peening pressures of 0.3 MPa (d~f), 0.45 MPa (g~i), and 0.6 MPa (j~l)

FWHM 沿层深分布可知,材料表层产生了明显的晶粒细化层。由于高温合金的层错能较低,而合金表层晶粒细化越明显,裂纹扩展时就越容易受到阻碍^[22],这样就在一定程度上延缓了疲劳裂纹的扩展,从而有利于提高 GH3535 合金的疲劳寿命。

综上所述,根据表征试验和疲劳试验的结果,喷丸引入的残余压应力层、硬化层、塑性变形层以及晶粒细化层共同使得 GH3535 合金表面状态得到明显改善,从而提高了合金的疲劳寿命。

3 结 论

1) 喷丸使得 GH3535 合金表层组织发生了塑性变形,表层晶粒明显细化,分别产生了厚度为 32~86 μm 的塑性变形层和 110~175 μm 的晶粒细化层。变形层和晶粒细化层的厚度均随着喷丸压力的增大而增大。

2) 喷丸也使得表层分别引入了厚度为 150~240 μm 不等的硬度梯度层和 160~200 μm 不等的残余压应力层。且硬度梯度层和残余压应力层的厚度均随着喷丸压力的增加而提高。

3) 在 0.3~0.6 MPa 的喷丸压力范围内, GH3535 合金疲劳寿命对喷丸压力的变化比较敏感,疲劳寿命随着喷丸压力的增大而提高。其中,当喷丸压力为 0.6 MPa 时,喷丸效果最优,疲劳寿命提高了 471.1%。

4) 喷丸强化可有效提升 GH3535 合金疲劳寿命。这主要得益于喷丸在表层产生的残余压应力层、硬化层、塑性变形层和晶粒细化层共同作用的结果,产生的喷丸强化层有效地延缓了裂纹萌生和扩展,从而使得合金的疲劳寿命得以提高。

参考文献 References

- [1] Zhou Xingtai(周兴泰), Li Zhijun(李志军), Lu Yanling(陆燕玲) *et al.* *Strategic Study of Chinese Academy of Engineering*(中国工程科学)[J], 2019, 21(1): 29
- [2] Olson L C. *Materials Corrosion in Molten LiF-NaF-KF Eutectic Salt*[D]. Madison: University of Wisconsin-Madison, 2009
- [3] Hou J, Han F F, Ye X X *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2019, 32(3): 401
- [4] Li C, Lei G H, Xie R B *et al.* *Nuclear Engineering and Design*[J], 2019, 343: 38
- [5] Yu K, Jiang Z G, Li C W *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2017, 33(11): 1289
- [6] Fan Jinxin(范金鑫). *Study on Oxidation Performance of GH3535 Alloy at High Temperature*(GH3535 合金高温氧化性能研究)[D]. Chongqing: Chongqing Jiaotong University, 2015
- [7] Wang Songlin(汪松林), Lu Yanling(陆燕玲), Zhang Jixiang(张继祥) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(10): 3519
- [8] Huang Zhichao(黄志超), Lv Shiliang(吕世亮), Xie Chunhui(谢春辉) *et al.* *Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 2015, 23(3): 57
- [9] Dai S J, Zhu Y T, Huang Z W. *Vacuum*[J], 2016, 125: 215
- [10] Li H M, Liu Y G, Li M Q *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2015, 357: 197
- [11] Chen Y X, Wang J C, Gao Y K *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2019, 127: 53
- [12] Gao Yukui(高玉魁), Zhong Zheng(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
- [13] Zhao X H, Zhou H Y, Liu Y. *Results in Physics*[J], 2018, 11: 452
- [14] Ji Suyan(纪素艳), Chong Fali(种法力), Liao Kai(廖凯) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3714
- [15] Wang Xin(王欣), Cai Jianming(蔡建明), Wang Qiang(王强) *et al.* *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2011, 24(5): 58
- [16] Zhan Ke(詹科). *Study on Shot Peening and Characterization of S30432 Austenitic Stainless Steel* (S30432 奥氏体不锈钢喷丸强化及其表征研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013
- [17] Chen Chuanyao(陈传尧). *Fatigue and Fracture*(疲劳与断裂)[M]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology Press, 2002: 9
- [18] Zhou Wenlong(周文龙), Lv Cheng(吕成), Li Ye(李焯) *et al.* *Surface Technology*(表面技术)[J], 2020, 49(7): 230
- [19] González J, Bagherifard S, Guagliano M *et al.* *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2017, 185: 72
- [20] Gao Y K, Wu X R. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(9): 3737
- [21] Liu W C, Dong J, Zhang P *et al.* *Materials Transactions*[J], 2009, 50(4): 791
- [22] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 472

Effect of Shot Peening Pressure on the Surface State and Fatigue Properties of GH3535 Alloy

Wu Peisong^{1,2}, Zhang Jixiang¹, Zhou Bomou², Xue Zhaolu³, Lu Yanling²

(1. School of Mechatronics and Vehicle Engineering, Chongqing Jiaotong University, Chongqing 400074, China)

(2. Shanghai Institute of Applied Physics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China)

(3. Research Center of Modern Surface and Interface Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China)

Abstract: The surface of GH3535 superalloy was shot peened with the shot peening pressures of 0.3, 0.45 and 0.6 MPa. The surface profile morphology of the alloy and the structure of the strengthening layer were observed by SEM. The surface grain size, surface microhardness, surface residual stress distribution and X-ray diffraction peak half-height width were analyzed by OM, Vickers hardness tester, X-ray stress analyzer. The high-cycle fatigue experiment was carried out at room temperature, and the morphological characteristics of the fracture were observed and analyzed by SEM. The results show that the grain refinement layer, hardened layer and residual compressive stress layer are formed on the surface of GH3535 alloy after shot peening. And the thickness of the grain refinement layer, the thickness of the hardened layer and the thickness of the residual compressive stress layer produced on the surface of the alloy all increase with the increase of the shot peening pressure. The shot peening pressure is in the range of 0.3 MPa to 0.6 MPa, and the fatigue life is more sensitive to the impact of shot peening pressure, and the fatigue life increases with the increase of shot peening pressure. When the shot peening pressure is 0.6 MPa, the effect of shot peening is the best, and the fatigue life is increased by 471.1%. The increase in fatigue life of GH3535 alloy after shot peening benefits from the improvement of the alloy surface condition.

Key words: GH3535 alloy; shot peening pressure; microhardness; residual stress; high-cycle fatigue

Corresponding author: Lu Yanling, Ph. D., Department of Materials Research, Shanghai Institute of Applied Physics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, P. R. China, Tel: 0086-21-39191002, E-mail: luyanling@sinap.ac.cn