喷丸强度对 FGH4113A 高温合金微观组织的影响及定量表征

朱立华[1,2]，肖 磊[3]，郭建政[3,4]，计红军[1,2]

(1. 哈尔滨工业大学（深圳）索维奇智能新材料实验室，广东 深圳 518055)

(2. 哈尔滨工业大学（深圳）先进焊接与连接国家重点实验室，广东 深圳 518055)

(3. 深圳市万泽中南研究院有限公司，广东 深圳 518000)

(4. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室，湖南 长沙 410083)

摘 要：镍基粉末高温合金涡轮盘长期在高温高应力条件下服役，对其综合力学性能有着严苛的要求，而表面形貌与微观组织对盘件性能有着至关重要的影响，通常需进行表面喷丸强化处理。基于此，本工作系统性地研究了不同喷丸强度下 FGH4113A 合金的表面和亚表层微观组织及变形情况，并探究了两者的定量关系。结果表明：经过喷丸处理后，合金亚表面产生位错塞积，诱发晶粒内形成变形孪晶，并且变形孪晶数量随喷丸强度的增大而增大。另外，喷丸强化引入的位错使变形层存在大量的小角晶界，从而发生晶粒细化提升了合金硬化效果。随着喷丸强度的增大，合金表面粗糙度、表面残余压应力、硬化层厚度以及表面显微硬度等特征呈现出不断增大的趋势。这些研究结果可为实际生产过程中喷丸强化参数的调控提供一定的数据支撑。

关键词：FGH4113A 高温合金；喷丸强化；微观组织；塑性变形；残余应力

中图法分类号：TG668 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2023)07-2415-09

镍基粉末高温合金因其具有优异的高温力学性能而被广泛用于航空发动机涡轮盘的制备[1-4]。通常该合金多在高温高应力条件下服役，因此对其抗疲劳性能及强度有着严苛的要求。一旦合金零部件表面出现加工缺陷，则大幅加速裂纹扩展，造成合金过早失效，缩短其使用寿命，因此在工业上需对其进行表面强化处理，喷丸强化是实际生产过程中最为常见的强化手段之一[5-7]。通常地，经过喷丸强化后，合金表面加工缺陷能得到一定程度的改善，同时在合金表层和亚表层引入一定量的位错和残余压应力，有利于降低合金服役时承受的拉应力，进而延缓裂纹的扩展，提升合金使用寿命[8]。

由于喷丸工艺参数众多，调控较为繁琐，因此在实际生产中，通常是通过改变喷丸材质、调控喷丸强度和表面覆盖率等几个关键因素来优化喷丸强化效果，喷丸强度是其中至关重要的因素之一[9]。当前在这方面国内外有着较多的研究报道[10-13]。如 Child[14]和 Kattoura[6]等研究表明，随着喷丸强度的提高，合金表面显微硬度、表面粗糙度和硬化层厚度等表面完整性指标提高，并且当喷丸强度足够大时，合金亚表层可形成梯度纳米晶组织。高玉魁等[15]发现经喷丸后 FGH97 粉末高温合金表面和亚表层引入大量位错，使得疲劳裂纹源难以在表面萌生而是迁移到次表面，从而提高合金的抗疲劳性能。Wang 等[16]通过对 DD11 合金喷丸后也发现了相同的现象。然而 Klotz 等[17]认为，当喷丸强度超过一定值时，虽然可提高合金的抗疲劳性能，但是多次测试发现其疲劳寿命离散度增大，导致合金性能不稳定。事实上，喷丸后的合金表面粗糙度增大，在承力条件下容易产生应力集中，从而不利于合金性能。如王欣等[18]发现随着喷丸强度的增大，合金的抗疲劳性能呈现出先提高后降低的趋势。Kumar 等[19]研究发现，经喷丸后，合金表层和亚表层产生大量的位错和晶格畸变，造成位错移动困难，虽然可改善合金的强度，但是其延伸率大为降低。韩梅等[20]通过对喷丸后的 DD6 合金进行高温拉伸试验也发现与 Kumar[19]研究中一致的现象。因此在喷丸过程中，高温合金的表面强化是“提高裂纹萌生抗力”与“减小表面应力集中”之间的平衡问题，这与喷丸强度

收稿日期：2022-06-29

基金项目：国家科技重大专项（2017-VI-0009-0080）；深圳市工业和信息化局项目（201806071114243770）；广东省重点领域研发计划（2019B010935001）

作者简介：朱立华，男，1994 年生，博士生，哈尔滨工业大学（深圳）索维奇智能新材料实验室，广东 深圳 518000，E-mail: 20b355003@stu.hit.edu.cn

有着直接的关联。此外，关于喷丸强度与合金微观组织之间的定量关系研究目前也较少。

基于此，本工作通过对 FGH4113A 粉末高温合金进行不同喷丸强度的表面强化试验，并对喷丸后合金表面形貌、显微硬度以及亚表层微观组织的演变进行研究，探究合金显微组织特征与喷丸强度的定量关系，以预测合金在不同喷丸强度下的微观组织的变化，进而优化合金喷丸参数，提升合金的综合力学性能。

1　实　验

1.1　实验材料的制备

本实验用材为自主设计的 FGH4113A 镍基粉末高温合金，化学成分如表 1 所示。具体制备工艺为：将真空气雾化制得的粉末装入不锈钢包套中，真空脱气以及焊封后进行热等静压烧结，烧结工艺为 1150 ℃/4 h，随后通过热挤压对合金进行致密化处理，挤压温度为 1130 ℃，挤压比为 4.7。对挤压后的合金于 KSL-1400X 马弗炉中进行过固溶+时效热处理，固溶温度为 1190 ℃，固溶时长为 1 h，冷却方式空冷；时效温度为 800 ℃，时效时长为 8 h。随后将热处理后样品加工成如图 1b 所示尺寸的试样，喷丸前样品用 1200# 砂纸进行打磨，并于如图 1a 所示的 MT800-V40/2/2X-LEAP 喷丸设备上进行喷丸处理。喷丸材质为 ABZ300 陶瓷丸，喷丸强度分别为 0.09、0.13、0.15、0.20、0.23 和 0.27 mmA（通过阿尔门试片确定）。

1.2　实验材料的表征

通过 Rtec/UP-Lambda 3D 光学轮廓仪对喷丸前后合金表面 3D 轮廓进行观察，扫描尺寸为 0.82 mm×0.61 mm。采用 Vecco Dektak 150 轮廓仪对不同喷丸强度下的试样表面粗糙度进行测定。图 1c 和 1d 分别为喷丸前合金表面粗糙度曲线和 3D 轮廓，可以发现喷丸前合金平面较为平整，通过式（1）和（2）可计算粗糙度的平均算术偏差 R_a 和最大高度 R_z 的值[21]，喷丸前分别为 83 和 717 nm。

$$R_a=\frac{1}{l}\int_0^l|f(x)|\mathrm{d}x \tag{1}$$

$$R_z=|R_p|+|R_v| \tag{2}$$

其中，$f(x)$为表面粗糙度曲线函数，l 为测量距离，R_p 和 R_v 分别为表面粗糙度曲线波峰最高值和波谷最低值。

采用 Wilson Tukon1202 显微硬度计对 FGH4113A 合金的表面垂直至亚表面的梯度显微硬度进行测定，测试载荷为 500 g，保压时间为 10 s，每个测试点间距为 0.05 mm，测试点个数为 20 个，喷丸前合金的硬度为 4557 MPa。在带有 EBSD 探头的 ZEISS sigma 300 场发射扫描电镜下观察合金喷丸前后的显微组织。合金喷丸前后的样品截面经打磨和振动抛光 8 h 后进行 EBSD 表征。图 2 为喷丸前合金 EBSD 图，可以发现经热处理后，存在较多的孪晶组织，如图 2a 和 2b 所示。并且从图 2c 和 2d 中可以观察到，小角晶界占比只有 0.05%，晶粒平均尺寸为 23.81 μm。采用 XL-640 型 X 射线应力测定仪对不同喷丸强度下残余应力进行测定，测定方法为侧倾固定 φ 法，φ 为 0.0°、15.5°、22.2°、27.6°、32.3°、36.7°、40.9°、45.0°，定峰方法为角相关法，靶材选用 Mn 靶，衍射晶面为 (311)，光斑直径 2 mm，计数时间 20 s，X 光管高压为 20 kV，电流 5 mA。对每组不同喷丸强度下样品均检测 5 个点后取平均值得到试件残余应力，同时测试出喷丸前合金的残余应力为−308.4 MPa，“−”表示为方向。

2　结果与分析

2.1　合金表面形貌和残余应力

图 3 和图 4 分别为不同喷丸强度下合金表面 SEM 形貌和 3D 轮廓。从图 3 中可以发现，经喷丸后，合金表面存在喷丸凹坑，并且随着喷丸强度的增大，喷丸凹坑逐渐加深，同时陶瓷喷丸撞入合金表面对四周产生挤压作用，从而使喷丸凹坑四周形成突起区域。当喷丸强度为 0.27 mmA 时，存在微米级的脱落碎屑残留在合金表面上（图 3f），表明过大的喷丸强度造成合金表面损伤。进一步地观察合金 3D 轮廓，喷丸强度为 0.09 mmA 时，合金 3D 轮廓与喷丸前相当。当喷丸强度增大至 0.13 和 0.15 mmA 时，合金表面突起明显，如图 4b 和 4c 红色区域所示，并且在 0.15 mmA 喷丸强度下，可观察到合金表面的喷丸凹坑，如图 4c 蓝色区域所示。当喷丸强度进一步增大至 0.20 mmA 时，可以看到喷丸凹坑数量明显增多，合金表面不平整度增大；当喷丸强度为 0.23 和 0.27 mmA 时，喷丸凹坑面积增大，并且表面凹坑非常明显，如图 4e 和 4f 蓝色区域所示。这是因为当喷丸强度增大，陶瓷喷丸对合金表面的冲击力越大，从而形成的凹坑面积越大。

表 1　FGH4113A 高温合金化学成分

Table 1　Chemical composition of the FGH4113A superalloy (ω/%)

Al	Co	Cr	Mo	Nb	Ti	W	Ta	Hf	Ni
2.8-3.2	18.5-19.5	12.5-13.5	3.75-4.25	1.1-1.3	3.5-3.9	3.75-4.25	0.9-1.1	0.17-0.23	Bal.

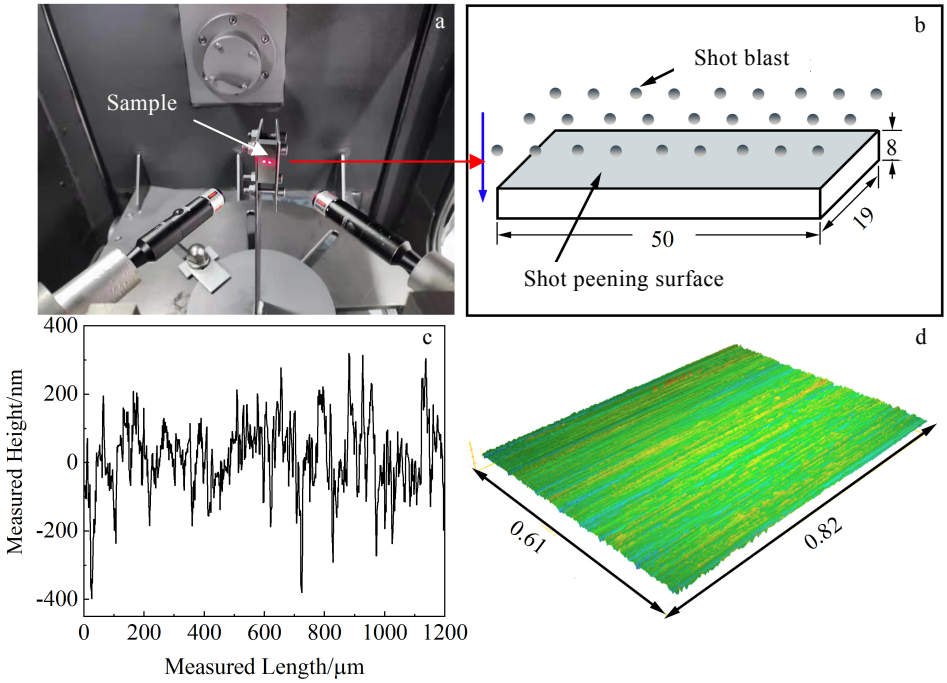

图 1　喷丸处理的设备照片和过程示意图及喷丸前合金表面形态

Fig.1　Shot peening equipment photo (a) and process schematic (b); surface roughness curve (c) and 3D profile (d) of the superalloy before shot peening

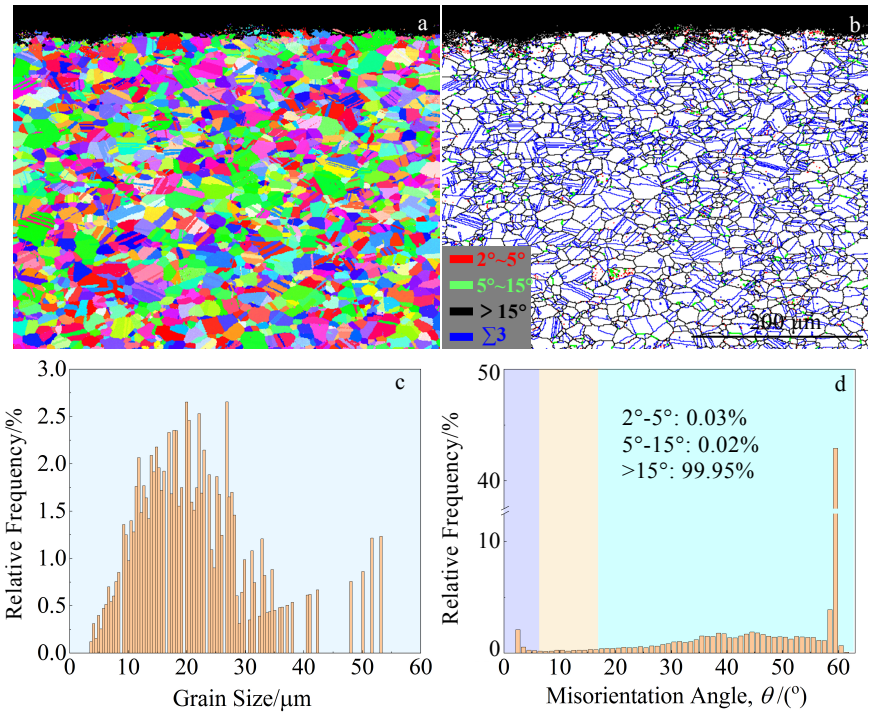

图 2　喷丸前合金晶粒尺寸分布和晶界取向差角分布

Fig.2　EBSD images and analysis results for the superalloy before shot peening: (a) IPF map, (b) grain boundary orientation distribution, (c) grain size distribution, and (d) grain boundary misorientation angle distribution

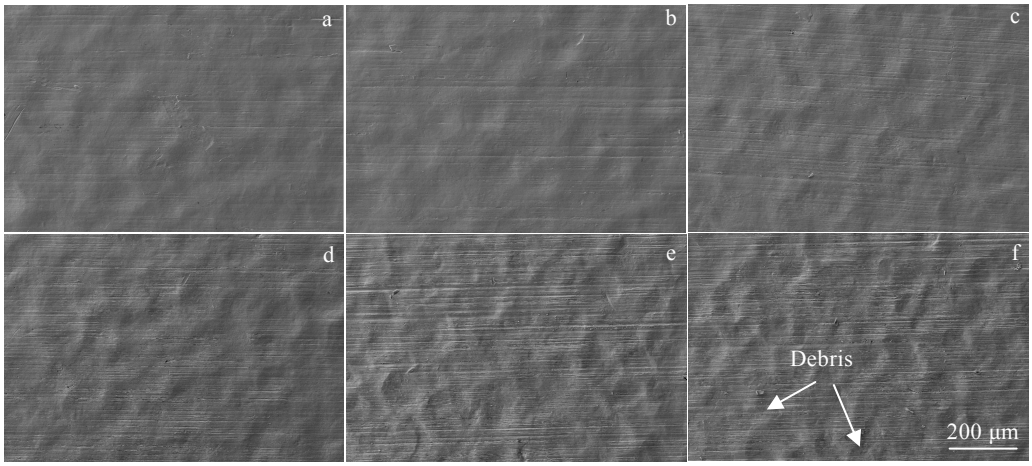

图 3　不同喷丸强度下合金表面的 SEM 形貌

Fig.3　SEM morphologies of the superalloy surface at different shot peening intensities: (a) 0.09 mmA, (b) 0.13 mmA, (c) 0.15 mmA, (d) 0.20 mmA, (e) 0.23 mmA, and (f) 0.27 mmA

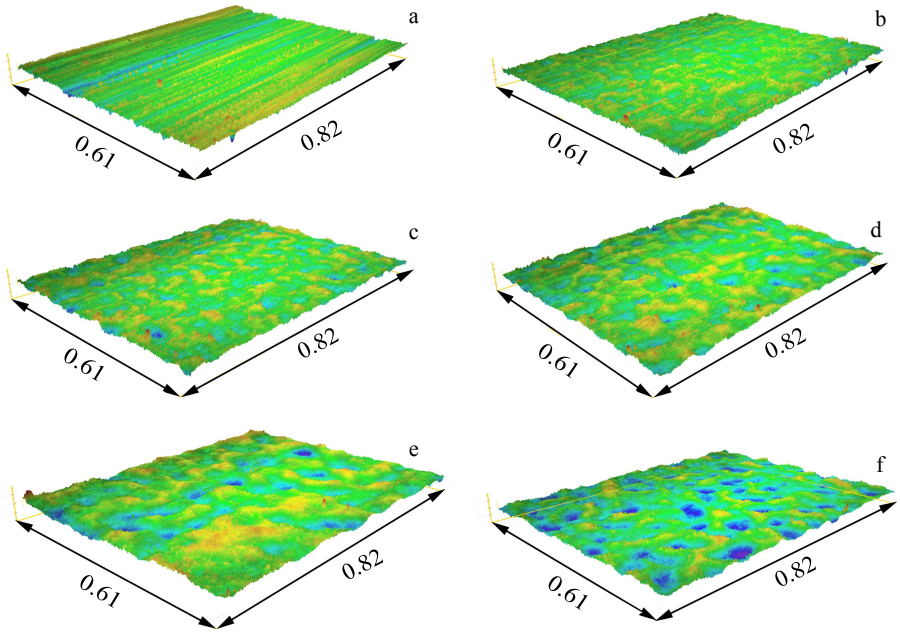

图 4　不同喷丸强度下合金表面的 3D 轮廓

Fig.4　3D profiles of the superalloy surface at different shot peening intensities: (a) 0.09 mmA, (b) 0.13 mmA, (c) 0.15 mmA, (d) 0.20 mmA, (e) 0.23 mmA, and (f) 0.27 mmA

对不同喷丸强度下合金表面粗糙度曲线进行测定，结果如图 5 所示，可以发现相比于喷丸前，喷丸后的合金表面粗糙度曲线最大波峰 R_p 与最低波谷 R_v 的值变大，并且随着喷丸强度的增大，R_p 与 R_v 值逐渐增大，可一定程度上反映出 R_a 和 R_z 的值也是不断地增大。通过式（1）和（2）对不同喷丸强度下 R_a 和 R_z 的值进行测定，其结果如图 6 所示，对 R_a、R_z 和喷丸强度的关系值进行求 lg 对数处理，可以发现，两者的 lg 值呈现出明显的线性关系（图 6），线性拟合关系可以表达为：

$$\lg R_a=1.38\lg A+0.65 \quad (R^2=0.99) \tag{3}$$

$$\lg R_z=1.32\lg A+1.45 \quad (R^2=0.96) \tag{4}$$

其中 A 为喷丸强度。这说明，通过式（3）和（4）可以有效地预判不同喷丸强度下FGH4113A 合金表面粗糙度的值。

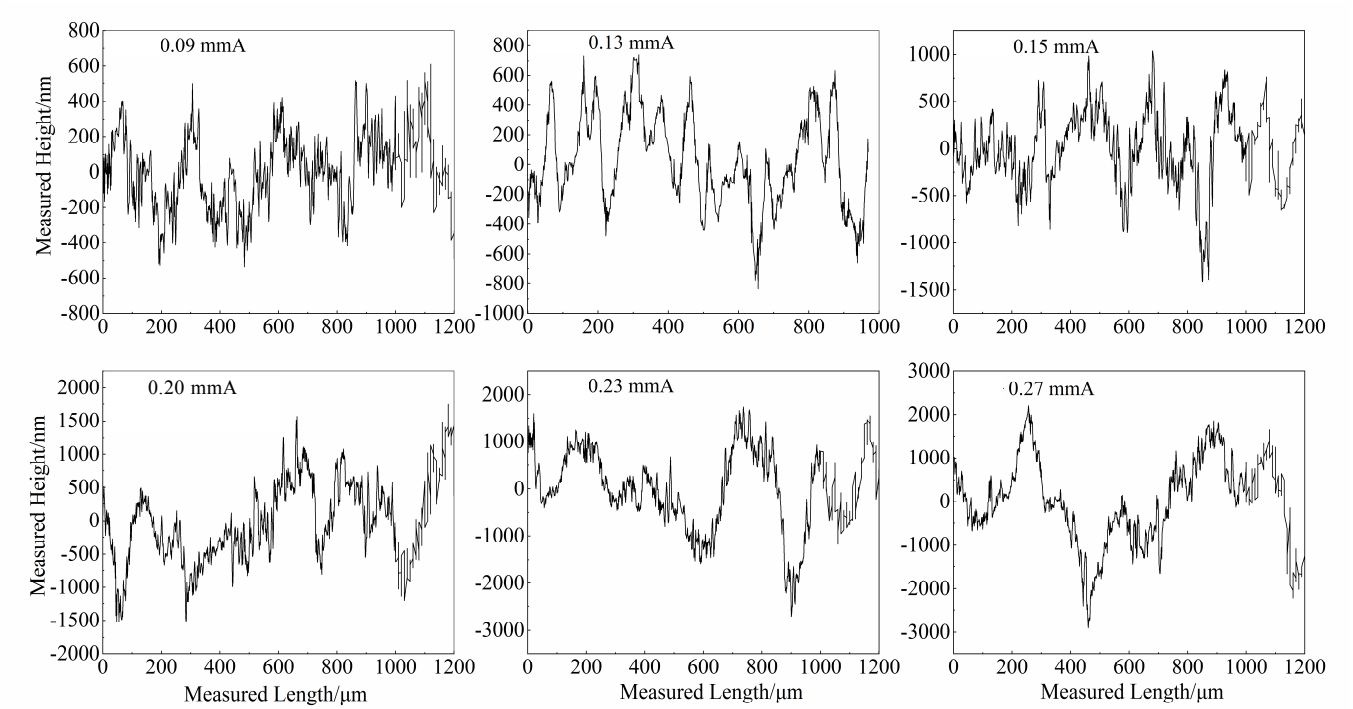

图 5　不同喷丸强度下合金的表面粗糙度曲线

Fig.5　Surface roughness curves of the superalloy at different shot peening intensities

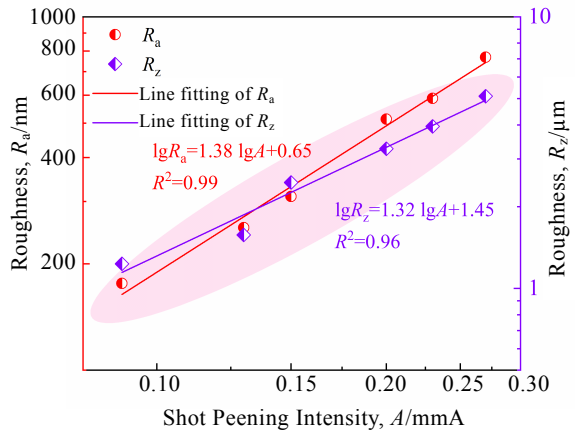

图 6　不同喷丸强度下合金的 R_a、R_z 值及其与喷丸强度关系拟合曲线

Fig.6　R_a and R_z values of the superalloy at different shot peening intensities and their fitted curves

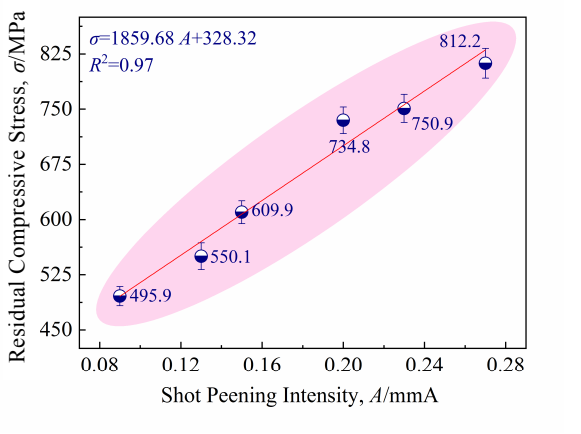

图 7　不同喷丸强度下合金表面残余压应力值及与喷丸强度关系拟合曲线

Fig.7　Surface residual compressive stress values of the superalloy at different shot peening intensities and their fitted curves

由于陶瓷丸对合金表面造成冲击，从而使合金表面和亚表层产生晶格畸变，导致合金表面存在残余应力。对不同喷丸强度下合金表面残余应力进行测定，结果如图 7 所示，可以发现经过喷丸后，合金表面引入残余压应力，并且相比于喷丸前有着明显的上升。同时从图 7 中可以发现随着喷丸强度的增大，合金表面残余压应力逐渐增大，并且残余压应力与喷丸强度表现出较好的线性关系，对其进行拟合获得如下表达式：

$$\sigma=1859.68A+328.32\ \ (R^2=0.97) \tag{5}$$

其中 σ 为残余压应力，拟合后的截距为 328.32，即当喷丸强度为 0 mmA 时，合金表面残余压应力为 328.32 MPa，这与喷丸前测得的残余应力为−308.4 MPa 相当，与式（3）和（4）类似，可以通过式（5）有效地预判不同喷丸强度下合金表面残余应力的值。

2.2　合金亚表层形貌和硬度分布

对合金亚表层金相组织进行分析，结果如图 8 所示。

可以发现经过喷丸处理后，合金亚表层发生塑性变形，随着喷丸强度的增大，合金亚表层的塑性变形层厚度逐渐增大，并且从图 8d~8f 中可以明显地观察到变形孪晶。为此对 0.09 和 0.23 mmA 2 个差异较大的喷丸强度下的合金变形层金相组织放大分析，结果如图 9 所示，可以发现，在 0.09 mmA 喷丸条件下，合金在靠近表面处的亚表层组织存在轻微的变形，而当喷丸强度为 0.23 mmA 时，晶粒内存在大量的变形孪晶，如图 9b 箭头所示。表明随着喷丸强度的增大，合金亚表层位错密度增大。同时由于镍基粉末高温合金属于低层错能奥氏体合金，交滑移比较困难，而喷丸过程致使合金表面位错塞积，导致位错运动受阻，则容易诱发孪晶来协调变形。

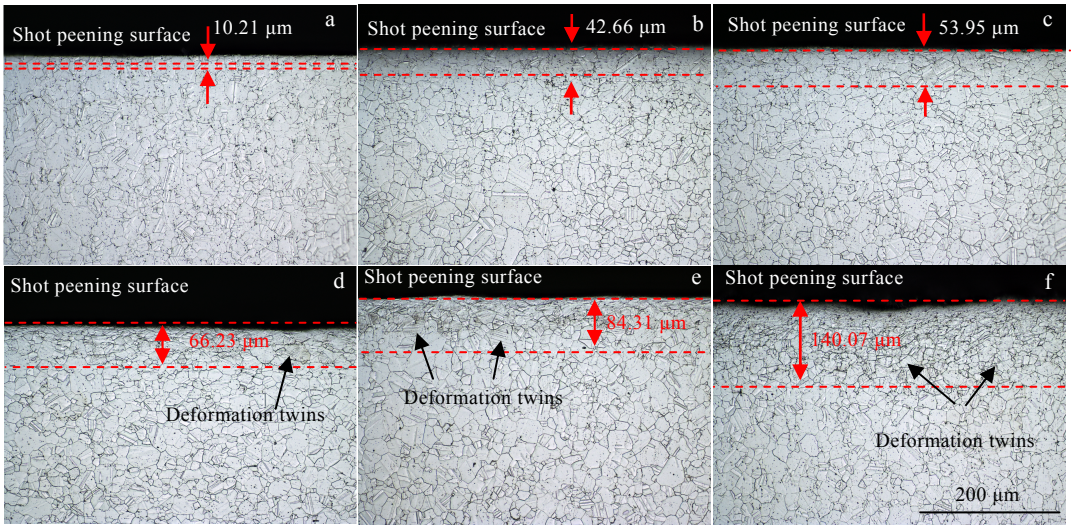

图 8　不同喷丸强度下合金亚表层的金相组织

Fig.8　Metallographs of the subsurface layers of the superalloy at different shot peening intensities: (a) 0.09 mmA, (b) 0.13 mmA, (c) 0.15 mmA, (d) 0.20 mmA, (e) 0.23 mmA, and (f) 0.27 mmA

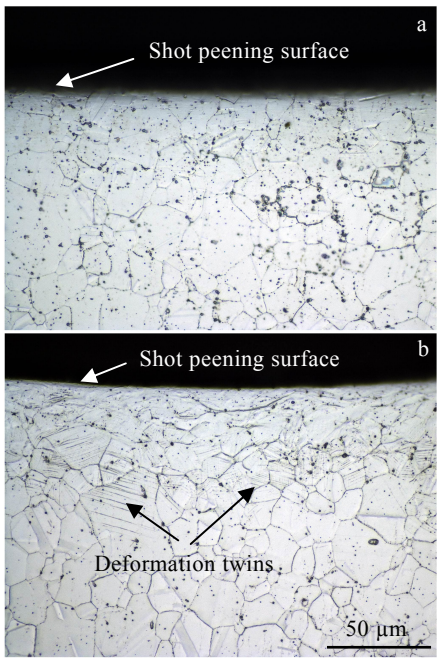

图 9　喷丸强度为 0.09 和 0.23 mmA 时合金亚表层的金相组织

Fig.9　Metallographs of the subsurface layer of the superalloy at shot peening intensity of 0.09 (a) and 0.23 mmA (b)

随后对图 8 中不同喷丸强度值与合金变形层厚度取对数进行拟合，结果如图 10 所示，可以发现两者的 lg 值有着较好的线性关系（也可表示为幂指数关系），可通过下式表达：

$$\lg D=2.1\lg A+3.34 \quad (R^2=0.92) \tag{6}$$

其中，D 为变形层厚度。

现目前大部分的研究认为喷丸后可改善合金的疲劳性能。有研究表明，较大的喷丸强度下，因高密度的位错塞积使位错在亚表层运动困难，进而容易导致合金韧性降低，降低合金的拉伸性能[20,22]。但是作者团队最新研究表明[23]，喷丸后，由于需较大的外加应力才能使塑性变形层中的位错开动，从而可改善合金的拉伸性能。因此，通过恰当的喷丸参数引入适量的位错是影响合金力学性能的关键，而这与喷丸后合金塑性变形层厚度及位错密度密不可分，因此预判不同喷丸强度下合金亚表层的塑性变形层厚度则显得尤为重要。通过式（6）可较好地预测不同喷丸强度下 FGH4113A 合金的变形层厚度，从而优化合金喷丸参数。

由图 8 和图 9 可知，经喷丸后，合金亚表层发生了明显的塑性变形，同时从图中可以看到当喷丸强度

增大至 0.23 mmA 时，亚表层晶粒内诱发了大量的变形孪晶，因此进一步对喷丸强度为 0.23 mmA 的试样进行 EBSD 表征，其结果如图 11 所示。从图 11b 中可以看出，发生了塑性变形的亚表层区域存在着大量的小角晶界。喷丸前合金小角晶界占比不超过 0.1%（图 2d），在喷丸强度为 0.23 mmA 时，小角晶界占比迅速增大至 15%左右（图 11d）。另外有研究表明，随着喷丸强度的增大，IN718 高温合金小角晶界占比不断增大[9]。通常亚晶界主要由位错的堆积而形成，经喷丸后，合金表面和亚表层发生塑性变形，进而在局部区域引入位错，从而使亚晶界占比增大，但是亚晶界的稳定性较差，小角度晶界占比的显著提高亦是因为塑性变形产生的位错通过回复机制形成亚晶界结构造成的[24]。另外喷丸后合金平均晶粒尺寸降低至 20.45 μm，这主要是由于合金表面和亚表层形成了大量的小角晶界，该区域的晶粒被分割成许多个单个的小区域，从而使晶粒发生细化，这对合金有一定的细晶强化效果[25-26]。

进一步地分析不同喷丸强度下合金自表面垂直至亚表层的显微硬度，结果如图 12 所示，可以发现，喷丸强度为 0.09 mmA 时，合金表面硬度提高至 4802 MPa，相比于喷丸前（4557 MPa）提升 5.37%。随着喷丸强度的增大，合金表面硬度逐渐增大，当喷丸强度分别为 0.13、0.15、0.20、0.23 和 0.27 mmA 时，合金表面硬度 $HV_{0.5}$ 分别为：4924.4、4998、5164.6、5272.4 和 5556.6 MPa，相比于喷丸前分别提升 8.17%、9.68%、13.33%、15.7%

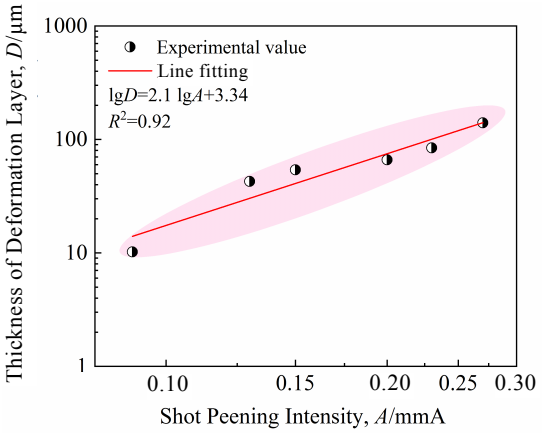

图 10　不同喷丸强度下合金变形层厚度及其与喷丸强度关系拟合曲线

Fig.10　Thickness values of superalloy deformation layer at different shot peening intensities and their fitted curve

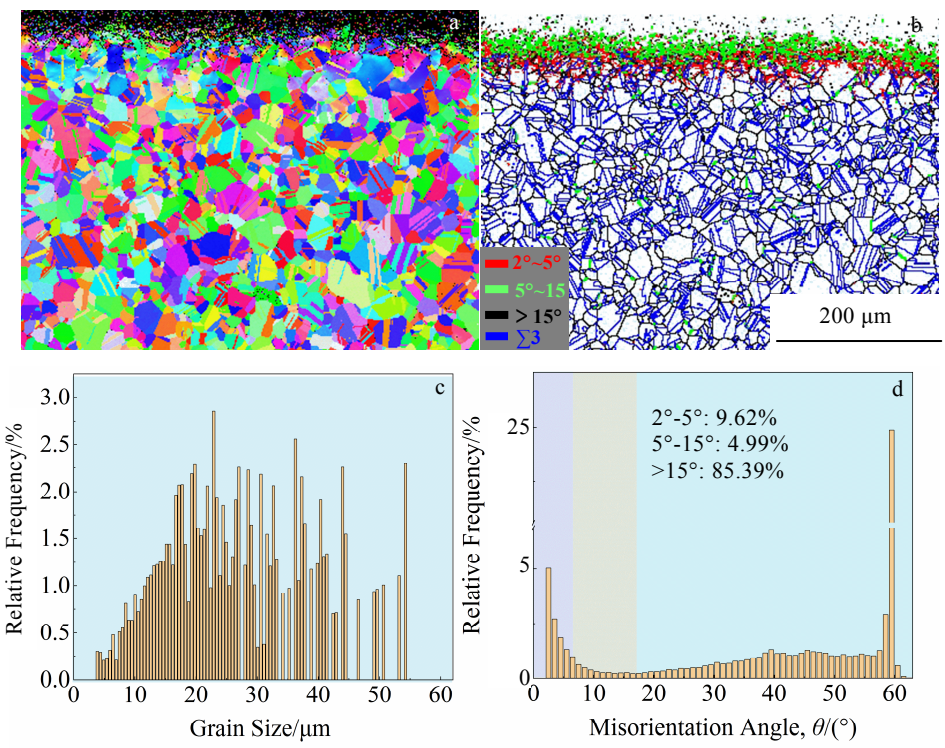

图 11　喷丸强度为 0.23 mmA 时合金晶粒尺寸分布和晶界取向差角分布

Fig.11　EBSD images and analysis results of the superalloy at shot peening intensity of 0.23 mmA: (a) IPF map, (b) grain boundary orientation distribution, (c) grain size distribution, and (d) grain boundary misorientation angle distribution

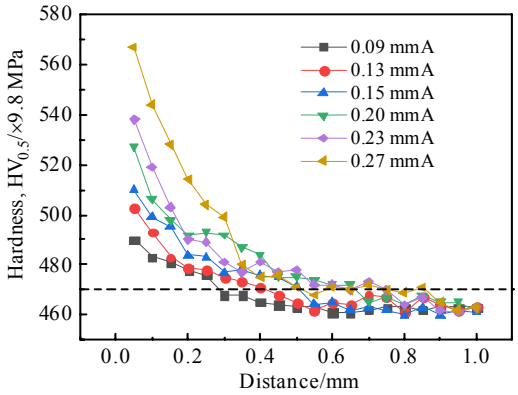

图 12　不同喷丸强度下合金表面垂直至亚表层的梯度显微硬度曲线

Fig.12　Gradient microhardness curves from surface perpendicularly to subsurface layer of the superalloy at different shot peening intensities

和 21.9%。表明合金表面发生了明显的加工硬化，并且硬化效果随着喷丸强度的增大而增大，这主要是因为合金亚表面引入的位错形成小角晶界使晶粒发生细化所致，表现出更高的硬度。同时亚表层产生的晶格畸变也会对合金的硬度有一定的影响。从图 12 中可以看出自表层垂直于亚表层方向的显微硬度不断降低，表明塑性变形程度逐渐减小。

3　结　论

1) 随着喷丸强度的增大，合金表面粗糙度逐渐增大，并且两者的对数值有着较好的线性关系，同时表面残余压应力与喷丸强度也表现出较好的线性正相关：

$\lg R_a=1.38\lg A+0.65$ ($R^2=0.99$)，

$\lg R_z=1.32\lg A+1.45$ ($R^2=0.96$)，

$\sigma=1859.68A+328.32$ ($R^2=0.97$)

2) 喷丸强化后，致使合金表面位错塞积，导致位错运动受阻，可诱发合金亚表层晶粒内形成变形孪晶，其协调塑性变形。并且随着喷丸强度的增大，位错密度增大，变形孪晶数量明显增多，塑性变形层增厚，且变形层厚度与喷丸强度两者的对数值呈现出明显的线性关系：

$\lg D=2.11\lg A+3.34$ ($R^2=0.92$)

3) 喷丸后因引入大量位错使合金变形层存在大量小角晶界，具有细晶强化效应从而提升合金硬度，并且随着喷丸强度的提高，强化效果不断增大，当喷丸强度分别为 0.13、0.15、0.20、0.23 和 0.27 mmA 时，合金表面硬度分别为：4924.4、4998.0、5164.6、5272.4 和 5556.6 MPa，相比于喷丸前分别提升 8.17%、9.68%、13.33%、15.7%和 21.9%。

参考文献　References

[1] Sun B, Zhang T B, Song L *et al*. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 18: 1436

[2] Tian T, Hao Z B, Ge C C *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 776: 139007

[3] Cheng Junyi(程俊义), Zhu Lihua(朱立华), Xiao Lei(肖　磊) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1478

[4] Zhang Yiwen(张义文), Liu Jiantao(刘建涛). *Materials China*(中国材料进展), 2013, 32(1): 1

[5] Hu D Y, Gao Y, Meng F C *et al*. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49: 1397

[6] Kattoura M, Mannava S R, Qian D *et al*. *International Journal of Fatigue*[J], 2017, 104: 366

[7] Chan W L, Cheng H K F. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2022, 118: 683

[8] Wang C, Lai Y B, Wang L *et al*. *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 383: 125 247

[9] Zeng W, Yang J J. *Materials*[J], 2020, 13(6): 1437

[10] Li Danyang(李丹阳), Yin Fengshi(殷凤仕), Wang Xiaoming(王晓明) *et al*. *Surface Technology*(表面技术)[J], 2020, 49(8): 105

[11] Kumar D, Idapalapati S, Wang W *et al*. *Materials*[J], 2019, 12(16): 2503

[12] John M, Kalvala P R, Misra M *et al*. *Materials*[J], 2021, 14(14): 3841

[13] Montross C S, Wei T, Ye L *et al*. *International Journal of Fatigue*[J], 2002, 24(10): 1021

[14] Child D J, West G D, Thomson R C. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(12): 4825

[15] 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

[16] Wang X, Xu C L, Hu D Y *et al*. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 296: 117 209

[17] Klotz T, Delbergue D, Bocher P *et al*. *International Journal of Fatigue*[J], 2018, 110(5): 10

[18] Wang Xin(王　欣), Hu Yunhui(胡云辉), Fu Shuhong(付书红) *et al*. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2018, 43(1): 67

[19] Kumar S, Rao G S, Chattopadhyay K *et al*. *Materials & Design*[J], 2014, 62(10): 76

[20] Han Mei(韩 梅), Yu Jian(喻 健), Li Jiarong(李嘉荣) *et al*. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(8): 169

[21] Cai Jin(蔡 晋), Cherutich K C, Li Wei(李 威) *et al*. *Surface Technology*(表面技术)[J], 2021, 50(6): 250

[22] Wang Xin(王 欣), Wang Kechang(王科昌), Xu Chunling(许春玲) *et al*. *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2019, 32(1): 48

[23] Zhu L H, Fan X L, Xiao L *et al*. *Journal of Materials Science*[J], 2023, 58(6): 2838

[24] Orozco-Caballero A, Jackson T, da Fonseca J Q. *Acta Materialia*[J], 2021, 220: 117 306

[25] Kumar D, Idapalapati S, Wang W *et al*. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 267: 215

[26] Bogachev I, Knowles K M, Gibson G J. *Materialia*[J], 2022, 15(23): 101 438

Effect of Shot Peening Intensity on FGH4113A Superalloy Microstructure and Quantitative Characterization

Zhu Lihua[1,2], Xiao Lei[3], Guo Jianzheng[3,4], Ji Hongjun[1,2]

(1. Sauvage Laboratory for Smart Materials, Harbin Institute of Technology (Shenzhen), Shenzhen 518055, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology (Shenzhen), Shenzhen 518055, China)

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

(4. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Powder metallurgy Ni-based superalloy turbine discs serve at high temperatures and high stress levels for a long time, and the comprehensive mechanical properties of the superalloy are required stringently, while the surface morphology and microstructure have a significant impact on the performance of the superalloy, which generally requires surface shot peening treatment. Based on this, this work systematically investigates the surface/subsurface microstructure and deformation of the FGH4113A superalloy at different shot peening intensities and explores the quantitative relationships between them. The result indicates that the dislocation pile-up occurs in the subsurface and induces the formation of deformation twins. Meanwhile, the number of deformation twins rises with the increase in shot peening intensity. Furthermore, the dislocations triggered by shot peening induce a large number of low angular grain boundaries in the deformed layer, which results in grain refinement to reinforce the superalloy hardening effect. In addition, with the increase of shot peening intensity, the characteristics of superalloy surface roughness, surface residual compressive stress, hardened layer thickness, and surface microhardness display an increasing trend. This finding can provide data to support the regulation of shot peening parameters in the actual production process.

Key words: FGH4113A superalloy; shot peening; microstructure; plastic deformation; residual stress

---

Corresponding author: Ji Hongjun, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Shenzhen 518055, P. R. China, Tel: 0086-755-26033281, E-mail: jhj7005@hit.edu.cn