

热暴露对表面预形变单晶合金组织和性能的影响

王欣^{1,2}, 艾莹璐^{1,2}, 汤智慧^{1,2}, 刘晨光^{1,3}, 李春志¹, 赵振业¹

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

(2. 航空材料先进腐蚀与防护航空重点实验室, 北京 100095)

(3. 先进高温结构材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

摘要: 针对[001]取向的 DD11 单晶合金, 在垂直于[001]方向进行 2 种强度的铸钢弹丸喷丸强化以引入表面预形变, 采用电子背散射衍射 (EBSD)、扫描电镜和硬度测试等方法研究了预形变后表层组织; 后续不同温度热暴露完成后, 采用扫描电镜和硬度计, 研究了热暴露温度和预形变程度对表层组织和硬度梯度的共同影响; 并且表征了喷丸+热暴露后单晶合金的高温疲劳性能。结果表明, 单晶合金喷丸预形变后表面出现[110]和[111]取向的亚晶, 同时出现表面应变硬化效果; 随着形变程度的增大, 亚晶取向角、旋转亚晶层深度和硬化效果也随之增大。随着热暴露温度升高, 预形变表面形变组织呈现球化-零星不连续胞状组织-连续胞状组织-再结晶的动态回复过程, 硬化效果也随之松弛; 形变程度越大, 开始出现动态回复过程的温度越低, 但喷丸+1060 °C/2 h 热暴露并未观察到再结晶。相比磨削状态, 喷丸+热暴露后, 1060 °C 轴向疲劳寿命有所提高。1060 °C/350 MPa/R=-1/轴向疲劳源呈现内部萌生为主源, 表面为次源的状态。

关键词: 单晶合金; 热暴露; 喷丸; 预形变; 表层组织

中图分类号: TG668; TG113.25

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0573-07

单晶合金以良好的抗蠕变及抗高温氧化能力, 被广泛用作制备涡轮叶片的主要材料^[1,2]。单晶合金叶片制造过程中不可避免地会产生塑性形变, 形变组织可能在后续热作用 (包括热处理的固溶时效过程和服役过程中燃气高温冲击作用) 下发生组织形态的变化。

陶春虎等^[3]指出, 镍基定向或单晶合金再结晶的物理本质是由铸态 γ' 相溶解控制的高能态畸变组织向低能态无畸变组织转变的过程。在再结晶发生的可能性和形态、动力学研究方面, 熊继春等^[4,5]研究了不同热处理温度下再结晶的组织形态, 表明从 1050 °C 提高到 1200 °C 过程中, 表面组织从胞状组织向再结晶组织转变; 王志刚等^[6]对于再结晶组织的研究认为残余应力是再结晶的驱动力; 魏文娟等^[7]研究了喷丸、吹砂和磨削对于再结晶层的影响, 表明再结晶层从厚到薄分别为喷丸-吹砂-磨削层。Zambaldi 等^[8]对单晶合金室温塑性变形后的再结晶进行了模拟和实验验证。研究再结晶形态的目的是其对于力学性能的影响。袁海龙等^[9]对 DD3 合金吹砂后进行热时效处理, 结果表明, 时效温度对再结晶发生的可能性影响很大; 李志强等的研究^[10]认为, 再结晶弱化了拉伸和持久性能; 张兵等的

研究^[11]认为, 再结晶层无承载能力, 严重弱化持久性能; 刘丽荣等^[12]的研究结果表明, 再结晶层越厚, 持久性能越差。在工程意义的再结晶研究方面, 较多文献^[4-12]提到的塑性变形过程模拟的是固溶热处理之前引入的塑性形变, 热暴露过程模拟的是固溶时效过程。从服役角度考虑, 在完成单晶涡轮叶片固溶时效后的制造过程中, 可预见能够产生塑性形变的工序包括打孔^[13]、机械加工^[14]、局部吹砂、喷丸强化^[15-17]等。这些表面预形变 (后面简称预形变) 也可能在后续服役的燃气高温作用下发生再结晶。疲劳失效是涡轮叶片的一种重要失效模式^[18,19], 由于单晶合金缺乏晶界强化元素, 故表面再结晶可能对疲劳性能有不利影响。这方面的文献较少, 如 He 等^[20]认为再结晶是造成单晶转子叶片失效的主要原因。

单晶合金在高温条件下的组织变化与塑性形变程度及文献[3]中的畸变组织有关。本研究采用 2 种强度喷丸以引入不同预形变, 研究预形变组织取向、硬度梯度以及高温条件下的变化, 结合热暴露后 1060 °C 疲劳寿命试验结果, 分析模拟服役的热暴露状态对喷丸单晶合金组织和疲劳性能的影响, 为单晶合金应用研

收稿日期: 2018-02-06

基金项目: 航空基金 (2015ZF21017)

作者简介: 王欣, 男, 1983 年生, 博士生, 高级工程师, 中国航发北京航空材料研究院表面工程所, 北京 100095, 电话: 010-62496450, E-mail: rasheed990918@163.com

究提供支撑。

1 实验

采用含质量分数 3%Re 的第二代单晶合金 DD11, 化学成分见表 1, 原始组织状态如图 1 所示。单晶合金由固溶 Al 元素的 Ni 基体 γ 相(白色, 通道)和强化相 Ni_3Al 金属基化合物 γ' 相(黑色, 立方结构)构成。

采用线切割将取向 [001] 的铸棒切成 8 mm×8 mm×16 mm 的方块 (16 mm 长度方向与 [001] 平行), 将方块仔细平面磨削至 7 mm×7 mm×15 mm 后, 电抛光除去加工应力层。喷丸采用硬质铸钢丸 ZG30, 过程符合 HB/Z 26-2011; 为了研究预形变程度对再结晶的影响, 采用 0.15 mmA 和 0.35 mmA 的 2 种强度, 表面覆盖率为 100%~300%, 流量 5 kg/min, 入射角度 85°。

喷丸试样在大气条件下完成热暴露。由于二代单晶合金设计服役温度上限在 1060 °C, 故选择的热暴露温度为 980、1060 和 1140 °C, 将马弗炉升到设定温度, 将试样放入 2 h 后取出, 空冷。

采用 JSM-7001F 型场发射扫描电镜配合 Pegasus XM2 型电子背散射衍射设备观察了原始喷丸状态下的单晶合金表面层组织, 电子背散射衍射试样截面金相制样后采用 SiO_2 粉末悬浮振动抛光的方法去除制样产生的残余应力。采用 JSM-7001F 型场发射扫描电镜观察了热暴露后的单晶表面层组织变化。采用 FM-700 型显微硬度计分析了原始喷丸状态和热暴露后的沿深度方向的硬度梯度变化。

疲劳试验在 1060 °C 下用 MTS-810 疲劳伺服试验机完成。试样表面状态分别为: (1) 磨削状态+1060

°C/2 h 热暴露; (2) 0.35 mmA 喷丸+1060 °C/2 h 热暴露; (3) 0.15 mmA 喷丸+1060 °C/2h 热暴露。设计的试样长度为 140 mm, 工作端直径 6 mm, 夹持在高温炉以外。试验过程参照 HB 5287-1996 的要求, 试验为应力控制, 应力 350 MPa, 频率 4 Hz。疲劳试验按 HB/Z 112-1986 的成组法进行。

2 结果与讨论

2.1 喷丸后单晶合金的表面组织与性能

图 2 为 0.15 mmA 工艺喷丸后的表面层组织截面 SEM 和电子背散射衍射照片。图 2a 下方为喷丸表面, 将未受到喷丸影响的基体区域 EBSD 照片 (图 2b) 作为对比。图 2c 为不同颜色代表的取向。图 2c 中, 取向角 2°~5°为红色, 5°~15°为绿色, 大于 15°为深蓝色。由图 2 可知: (1) 对比图 2a、2b, 单晶试样的心部处于较好的 [001] 取向; 经过喷丸强化后, 在表面观察到细小的非 [001] 取向区域, 厚度为 10~15 μm ; (2) 非 [001] 取向的表面区域观察到多种颜色的细小亚晶, 参考图 2c 可知, 亚晶有 [110] 和 [111] 取向的组织, 也有从 [001] 向 [110] 和 [111] 取向转变中的晶体取向; (3) 非 [001] 取向的表面区域观察到许多取向大于 15°的亚晶, 在更深的 20~30 μm 区域, 观察到少量取向为 2°~5°的亚晶。

图 3 为 0.35 mmA 工艺喷丸后的表面层组织截面 SEM 和电子背散射衍射照片。取向信息、取向角、喷丸表面与图 2 一致。对比可知: (1) 单晶试样的心部处于较好的 [001] 取向, 而引入较大程度表面形变后, 表层组织取向发生了巨大变化, 观察到多种取向的亚晶层; 最表层观察到 [111] 取向的亚晶与图 2a 表面的细小亚晶层类似, 最大深度约为 50 μm ; 次表层观察到 [110] 取向的亚晶, 深度达到 200 μm ; 次表层以下是 [001] 取向的基体; (2) 观察图 3b, 对应这 3 个深度, 近表面 50 μm 部位观察到较大角度取向角晶界, 深度 50~200 μm 区域观察到小取向角亚晶界。

镍基单晶合金热处理采用固溶时效的方法, 最终热处理后组织为 $\text{NiAl}+\text{Ni}_3\text{Al}$ 的结构^[21], 基体 NiAl 为面心立方结构, 滑移系很多, 因此, 喷丸后开动大量滑移系^[22], 产生的塑性变形将对硬度产生影响。图 4 为 DD11 单晶合金喷丸后截面的显微硬度场。可见:

(1) DD11 合金基体硬度为 4.5~4.7 GPa, 喷丸后形成了硬度梯度; (2) 喷丸强度为 0.35 mmA 的 DD11 单晶试样在同深度下显微硬度明显大于 0.15 mmA 试样, 以 4.70 GPa 为基体, 则喷丸强度为 0.15 mmA 和 0.35 mm 下硬化层厚度分别为 150 和 240 μm ; (3) 喷丸强度为 0.15 mmA 和 0.35 mm 下, 可测的近表面 30 μm

表 1 DD11 单晶高温合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the single crystal superalloy DD11 (wt%)

Al	Cr	Ta	Co	W	Re	Ni
6.0	4.0	7.0	8.0	7.0	3.0	Bal.

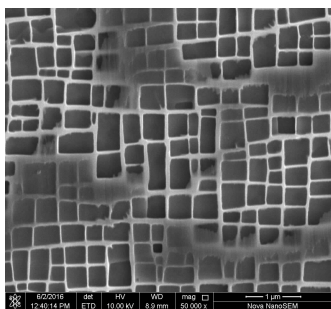


图 1 DD11 单晶合金组织

Fig.1 Microstructure of single-crystal superalloy DD11

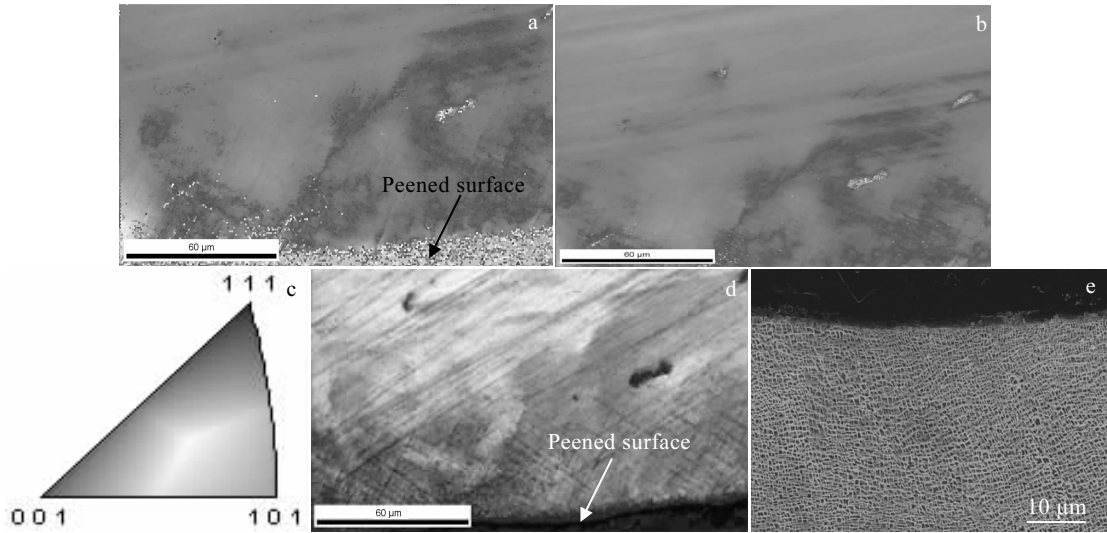


图 2 0.15 mmA 喷丸的表层组织截面扫描电镜及电子背散射照片

Fig.2 SEM-EDSD images of cross-section of surface microstructure at a peening intensity of 0.15 mmA: (a) peened surface microstructure by EBSD; (b) original microstructure; (c) orientation diagram by EBSD; (d) sub-grain misorientation by EBSD; (e) peened surface microstructure by SEM

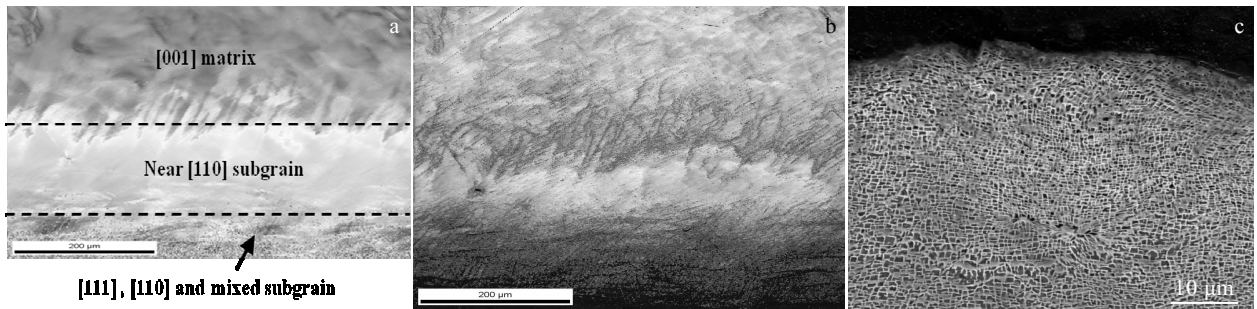


图 3 0.35 mmA 喷丸的表层组织截面扫描电镜及电子背散射照片

Fig.3 SEM-EDSD image s of cross-section of surface microstructure at a peening intensity 0.35 mmA: (a) peened surface microstructure by EBSD; (b) sub-grain misorientation by EBSD; (c) peened surface microstructure by SEM

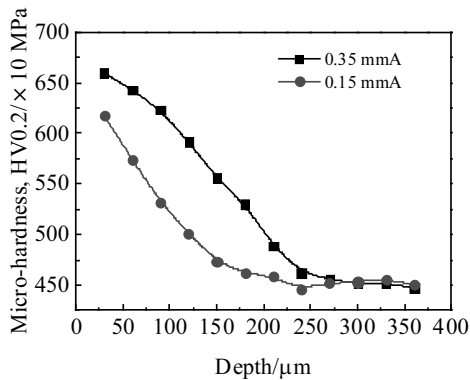


图 4 喷丸单晶 DD11 合金截面硬度梯度

Fig.4 Micro-hardness profile of cross-section of shot-peened single crystal superalloy DD11

位置硬度分别较基体(4.70 MPa)提高 31.9%和 40.4%。

对比组织观察和硬度分析结果可知，喷丸强化引入的形变组织表现就是发生了局部的晶体旋转，晶体旋转程度随着强度加大而加大，大强度喷丸时，甚至可以在表面观察到[111]取向。此外，由于硬度代表材料抵抗局部硬物压入其表面的能力，图 4 的测试结果表明，喷丸对单晶合金产生应变硬化作用；硬化作用随着喷丸强度的加大而增大；对于同一种强度，最表面变形量最大，深度加大后，弹丸撞击表面的影响变小，硬度增益也逐渐减小。

2.2 热暴露对喷丸单晶合金的表面组织与性能的影响

图 5 为热暴露温度为 980、1060 和 1140 ℃，时效时间 2 h 下，喷丸强度为 0.15 和 0.35 mmA 时的截面

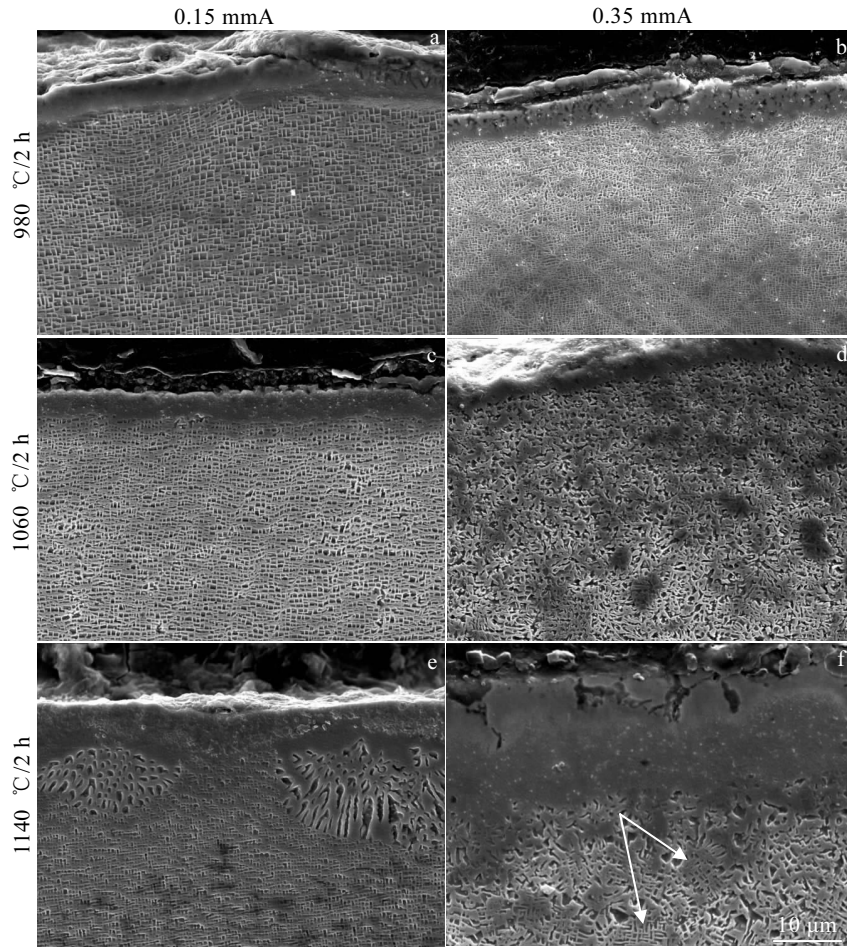


图 5 经过 2 h 980、1060 和 1140 °C 热暴露后的喷丸单晶合金 DD11 截面组织

Fig.5 Microstructures of cross-section of shot-peened single crystal superalloy DD11 after aging at 980 °C/2 h, 1060 °C/2 h and 1140 °C/2 h

组织。对比同一温度时效的 2 种喷丸工艺，在 980 °C/2 h 条件下，0.15 mmA 工艺喷丸表面组织呈现略有变形的立方组织，而 0.35 mmA 工艺喷丸后能够观察到球化现象；1060 °C/2 h 条件下，0.15 mmA 工艺喷丸表面组织呈现出开始球化的立方组织，而 0.35 mmA 工艺喷丸后能够观察到明显的球化现象，球化组织连续；1140 °C/2 h 条件下，0.15 mmA 工艺喷丸表面组织呈现出零星不连续的胞状组织，而 0.35 mmA 工艺喷丸后能够观察到明显胞状组织，并且能够看到一些再结晶的早期特征，如立方网格的方向不同等(见白色箭头)。图 6 为热暴露温度为 980、1060 和 1140 °C，时效时间 2 h 下，喷丸强度为 0.15 和 0.35 mmA 的截面硬度场。对比图 4，经过 2 h 热暴露后，单晶合金的表面硬度明显下降，但仍然存在可观察到的硬度梯度，980 °C/2 h 硬度梯度随深度逐渐减小，1060 °C/2 h 和 1140 °C/2 h 硬度梯度随深度呈现先增大再减小的趋势。

由此可知：(1) 随着温度升高，喷丸带来的表面形变组织逐渐转变，呈现球化-零星不连续胞状组织-

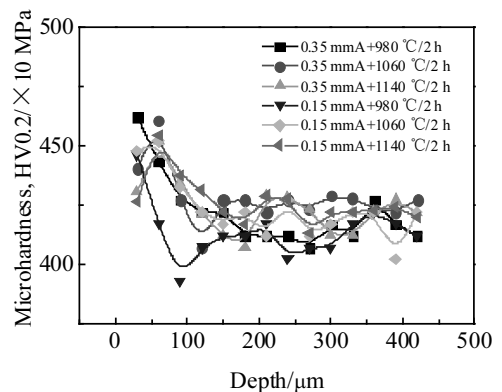


图 6 经过 2 h 980、1060 和 1140 °C 热暴露后的喷丸单晶合金 DD11 硬度梯度

Fig.6 Microhardness profile of shot-peened single crystal superalloy DD11 after aging at 980 °C/2 h, 1060 °C/2 h and 1140 °C/2 h

连续胞状组织-再结晶的动态回复过程；(2) 形变程度越大，开始出现动态回复过程的温度越低。如本研究

中，0.35 mmA 的大强度喷丸在 980 °C/2 h 下即发生球化，而 0.15 mmA 喷丸后在同样温度下并未发生球化；

(3) 2 种工艺喷丸后在第二代单晶合金的名义服役最高温度 1060 °C 暴露 2 h，均未观察到再结晶现象；(4) 由于喷丸表面形变最大，在高温下发生的动态回复作用大于次表层，因此，在 1060 和 1140 °C 热暴露 2 h，测试到硬度梯度随深度呈现先增大再减小的趋势。

2.3 喷丸+热暴露单晶合金的疲劳性能

磨削态及 0.15 mmA, 0.35 mmA 喷丸态经 1060 °C /2 h 热暴露后 3 种表面状态下疲劳寿命如表 2 所示。从表 2 可知：(1) 喷丸对单晶合金在 1060 °C 轴向光滑疲劳性能有增益效果，0.15 mmA 喷丸后中值疲劳寿命估计提高了 38%，0.35 mmA 喷丸后提高了 10%；(2) 无论是喷丸还是原始状态，1060 °C 热暴露后疲劳寿命分散度都很低。

结合此前的喷丸、喷丸+热暴露组织分析，表 2 喷丸前后疲劳性能对比可以有以下解释。首先，硬度是抵抗局部变形能力的表征。喷丸+热暴露后仍然保留一定

的表面硬化作用，这对于表面起源的疲劳过程具有疲劳强化作用。图 7 是 0.15 mmA 喷丸+热暴露后的疲劳断口。该断口起源于两个位置：多源表面（白色箭头）起源和单源内部起源（黑色箭头），内部起源是主源，表面起源是次源。这与常规的表面起源的疲劳过程^[23]有明显差别。此现象与单晶类铸造材料有关，也与高温条件下的疲劳过程特殊性有关。一方面，既然表面可以萌生裂纹，则喷丸预变形表面硬化作用可以起到一定的抗疲劳强化效果，因此，喷丸+热暴露的疲劳性能优于磨削+热暴露，但由于表面不是主疲劳源，因此，疲劳性能提高幅度较小，0.15 和 0.35 mmA 条件下，1060 °C /2 h 时效后，中值疲劳寿命仅比原始未强化试样提高有限。另一方面，图 8 是磨削+热暴露后的疲劳断口，内部起源也是主源（双源），主源及其扩展是控制疲劳寿命的根本。无论是喷丸还是磨削，在 1060 °C /光滑轴向疲劳条件下，均由内部起源，因此，疲劳寿命的最终控制因素在于单晶内部组织的疲劳抗力，无论是喷丸还是原始状态，1060 °C 后疲劳寿命分散度都很低。

表 2 喷丸/磨削+热暴露后 DD11 单晶合金的疲劳性能

Table 2 Fatigue performance of shot-peened/ground+heat exposed single-crystal superalloy DD11					
Surface integrity	Fatigue life/cycle	Logarithmic fatigue life	Median fatigue life	Standard deviation	Estimate of median fatigue life/cycle
Grinding+ 1060 °C/2 h	290 022	5.46			
	322 024	5.51			
	298 764	5.48	5.45	0.0020	283 386
	265 485	5.42			
	246 719	5.39			
Shot peening intensity 0.15 mmA+ 1060 °C/2 h	432 596	5.64			
	374 376	5.57			
	355 197	5.55	5.59	0.0044	391 394
	483 119	5.68			
	330 487	5.52			
Shot peening intensity 0.35 mmA+ 1060 °C/2 h	337 658	5.53			
	362 891	5.56			
	308 758	5.49	5.50	0.0030	313 739
	258 375	5.41			
	310 973	5.49			

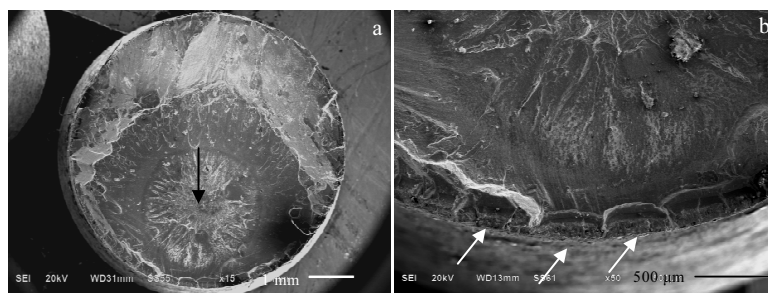


图 7 0.15 mmA 喷丸+热暴露试样疲劳断口

Fig.7 Fatigue fracture of 0.15 mmA peened and thermal-exposed sample (life=483 119)

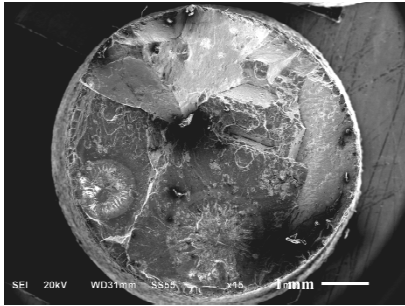


图 8 磨削+热暴露试样疲劳断口

Fig.8 Fatigue fracture of ground and thermal-exposed sample
(life=290 022)

3 结 论

1) [001]取向的单晶合金喷丸预形变后表面出现[110]和[111]取向的亚晶,同时出现表面应变硬化效果;随着形变程度的增大,亚晶取向角、旋转亚晶层深度和硬化效果也随之增大。

2) 随着热暴露温度升高,喷丸带来的表面形变组织呈现球化-零星不连续胞状组织-连续胞状组织-再结晶的动态回复过程,硬化效果也随之松弛;形变程度越大,开始出现动态回复过程的温度越低,但喷丸+1060 °C/2 h 热暴露并未观察到再结晶。

3) 相比磨削状态,喷丸+热暴露后,1060 °C轴向疲劳寿命有所提高,0.15 mmA 喷丸+热暴露后疲劳寿命高于 0.35 mmA 喷丸+热暴露;疲劳源呈现内部萌生为主源,表面为次源的状态。

参考文献 References

[1] Cetel A D, Duhl D N. *Superalloy 1988*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1988: 235

[2] Seth B B. *Superalloy 2000*[C]. Warrendale, PA: TMS, 2000: 3

[3] Tao Chunhu(陶春虎), Zhang Weifang(张卫方), Li Yunju(李运菊) et al. *Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2006, 1(4): 1

[4] Xiong Jichun(熊继春), Li Jiarong(李嘉荣), Liu Shizhong(刘世忠) et al. *Material Engineering*(材料工程)[J], 2009(S1): 110

[5] Xiong Jichun(熊继春), Li Jiarong(李嘉荣), Zhao Jinqian(赵金乾) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(10): 1232

[6] Wang Zhigang(王志刚), Zhao Jingchen(赵京晨) Yan Ping(燕

平) et al. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2009, 21(2): 23

[7] Wei Wenjuan(魏文娟), Tang Haijun(唐海军), Feng Qiang(冯强). *Materials Engineering*(材料工程)[J], 2011, 8: 42

[8] Zambaldi C, Roters F, Raabe D et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2007, 454-455(16): 433

[9] Yuan Hailong(袁海龙), Liu Shizhong(刘世忠), Han Mei(韩梅) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(5): 18

[10] Li Zhiqian(李志强), Huang Zhaohui(黄朝晖), Tan Yongning(谭永宁) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2011, 31(5): 1

[11] Zhang Bing(张兵), Liu Delin(刘德林), Tao Chunhu(陶春虎) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2012, 32(6): 85

[12] Liu Lirong(刘丽荣), Han Shuo(韩烁), Pu Yifan(浦一凡) et al. *Cast*(铸造)[J], 2016, 65(8): 779

[13] Sun Ruifeng(孙瑞峰), Zhang Xiaobing(张晓兵), Cao Wenbin(曹文斌) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(5): 1193

[14] Gao Qi(高奇), Gong Yadong(巩亚东), Zhou Yunguang(周云光) et al. *Journal of Northeastern University, Natural Science*(东北大学学报:自然科学版)[J], 2017, 38(4): 542

[15] Chen Yanhua(陈艳华). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2014

[16] Wang Xin(王欣), You Hongde(尤宏德), Li Jiarong(李嘉荣) et al. *Materials Engineering*(材料工程)[J], 2014, 4: 53

[17] Gao Yukui(高玉魁). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2009, 34(8): 60

[18] Liu Z, Yue Z, Zhi X et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(8): 1563

[19] Wright P K, Jain M, Cameron D. *Superalloys 2004*[C]. Warrendale, PA: 2004: 657

[20] He Y H, Hou X Q, Tao C H et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2011, 18(3): 944

[21] Li Jiarong(李嘉荣), Jin Haipeng(金海鹏), Liu Shizhong(刘世忠). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(10): 1784

[22] Wang Xin(王欣), Cao Lamei(曹腊梅), Du Zhineng(杜治能) et al. *The 11th National Heat Treatment Conference*[C]. Beijing: Chinese Heat Treatment Society, 2015

[23] Hu Chunyan(胡春燕), Liu Xinling(刘新灵), Tao Chunhu(陶春虎). *Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2014, 9(4): 224

Effect of Thermal Exposure on the Micro-structure and Performance of Surface Pre-deformed Single-crystal Superalloy

Wang Xin^{1,2}, Ai Yingjun^{1,2}, Tang Zhihui^{1,2}, Liu Chenguang^{1,3}, Li Chunzhi¹, Zhao Zhenye¹

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. Aviation Key Laboratory of Advanced Corrosion and Protection on Aviation Materials, Beijing 100095, China)

(3. National Key Laboratory of Advanced High Temperature Structural Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The [001] oriented DD11 single-crystal superalloy (SC) was shot-peened perpendicular to [001] to induce pre-deformation. Pre-deformed microstructure was investigated using electron backscatter diffraction (EBSD), scanning electron microscopy (SEM) and microhardness tester (HT). After subsequent thermal exposure (TE) at different temperatures, the effect of the temperature and pre-deformation degree on surface structure and microhardness profile was researched by SEM and HT, and the high-temperature fatigue performance after peening-thermal exposure was tested. The results show that after pre-deformation, [110] and [111] oriented sub-grains are observed on the surface, and surface strain hardening effect occurs. The greater the deformation degree, the larger the sub-grain orientation angle, and the greater the depth of the rotating sub-grain layer and hardening effect. With the increase of exposure temperature, the pre-deformed surface microstructure shows a dynamic recovery process of spheroidization, fragmentation-discontinuous cellular organization and continuous cellular organization, and the micro-hardness is relaxed. Furthermore, the greater the deformation degree, the lower the temperature at which the recovery process occurs. However, no recrystallization is observed under the condition of shot peening+1060 °C/2 h. Compared with grinding and TE, the 1060 °C fatigue cycles increase after peening and TE. For fatigue condition of 1060 °C /350 MPa/R=-1/axial, the main source of fatigue is sprouting inside, while secondary sources appear on the surface.

Key words: single-crystal superalloy; thermal exposure; shot peening; pre-deform; surface microstructure

Corresponding author: Wang Xin, Candidate for Ph. D., Senior Engineer, Surface Engineering Institution, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62496450, E-mail: rasheed990918@163.com