

表面完整性对 FGH96 粉末合金高温低循环疲劳性能的影响研究

王欣^{1,2}, 陈星¹, 王晓峰^{1,3}, 宋颖刚^{1,2}, 汤智慧^{1,2}, 邹金文^{1,3}

(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: 采用陶瓷弹丸和铸钢丸+陶瓷丸为介质对 FGH96 合金车削表面进行喷丸强化, 引入 3 种表面完整性状态。研究了一次喷丸、二次喷丸和车削状态下表面形貌、残余应力场和高温低循环疲劳寿命。结果表明: 二次喷丸强化在消除车削刀痕和表面平均粗糙度增大的同时, 引入了底部圆滑的弹坑, 二次喷丸后 Kurtosis 值趋于 3, 但强度较小的一次喷丸仅能够部分消除刀痕; 同时, 一次喷丸和二次喷丸后, 表面残余压应力由车削的-446 MPa, 提高到-1000~-1100 MPa, 二次喷丸后残余压应力场深度由车削的 100 μm 提高到 250 μm , 一次喷丸残余压应力场深度与车削状态相当。在二次喷丸良好的表面完整性作用下, 在 650 $^{\circ}\text{C}$, $\epsilon_r=1.2\%$ 的试验条件下, 相比于车削状态, 二次喷丸后疲劳寿命提高 108%; 相比之下, 一次喷丸提高 21%; 喷丸后疲劳寿命分散度减小。经过断口宏微观观察和反推分析说明, 3 种表面完整性状态的疲劳扩展寿命很接近, 造成疲劳寿命差别的主要原因是裂纹萌生差别, 二次喷丸的裂纹萌生寿命分别是一次喷丸的 221%, 以及车削状态的 216%。利用工艺手段优化表面完整性是提高 FGH96 合金表面完整性和低循环疲劳寿命的关键。

关键词: 表面完整性; 低循环疲劳; 粉末合金; 喷丸

中图分类号: TG668; V263.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)01-0269-10

随着航空工业的发展, 对航空发动机要求日益提高^[1]。一方面, 要求推力提高使得发动机涡轮前进口温度持续升高^[2,3], 以粉末高温合金为代表的耐温更高材料逐渐取代变形合金, 成为高压涡轮盘的主要材料^[4,5]。另一方面, 长寿命服役成为国内外发动机安全性及成本控制的要求^[6], 大修间隔时间 (time during overhaul, TBO) 增长, 这就要求由粉末高温合金材料制造的高压涡轮盘具有良好的疲劳性能。针对粉末合金的疲劳失效, 国内外开展了大量研究^[7-9]。在实际服役中, 低循环疲劳是涡轮盘的重要失效模式^[10-13]。

对于镍基合金的低循环疲劳, 许多文献从组织角度开展研究^[14-17]。事实上, 低循环疲劳裂纹大多萌生于表面, 表面完整性状态对低循环疲劳有很大影响, 而文献的研究结果不一。黄等^[18]研究了表面完整性对镍基合金高/低循环疲劳寿命的影响, 认为表面粗糙度和表面硬度分别对疲劳性能起到了积极和消极的作用, 而残余应力基本对于低循环疲劳不起作用。Sulak 等^[19]研究则认为吹砂对于镍基合金低循环疲劳性能

基本没有影响。Sahu^[20]认为晶界在热腐蚀后成为了低循环疲劳源, 弱化低循环疲劳性能。

实际制造过程中, 高压涡轮盘采用喷丸强化作用最终制造工序, 喷丸强化引入的强化层对表面完整性影响显著。杨健等^[21]统计了盘件制造过程中测得的表面完整性状态, 提出了宏观、微观和制造残余应力指标用于提高高压涡轮盘表面完整性状态以保障其疲劳性能。在喷丸和低循环疲劳性能关系方面, 林涛等^[22]认为喷丸对于大尺寸夹杂的粉末合金疲劳性能影响很小, 但对于小尺寸夹杂粉末合金的低循环性能有增益作用。张海风等^[23]研究了 DZ4 定向合金喷丸后热处理产生的再结晶层对于低循环疲劳的影响, 结果表明再结晶层的晶界开裂是导致表面微裂纹大量萌生的根源, 从而导致疲劳寿命大幅度降低。Altenberger^[24]等研究了激光冲击和深滚压强化后钛合金应力控制的低循环疲劳, 结果表明 550 $^{\circ}\text{C}$ 的高温下强化层残余应力松弛, 但滚压强化后纳米化的表面组织和激光冲击强化后的位错缠结是高温低循环疲劳性能增益的主要强

收稿日期: 2018-01-09

基金项目: 航空基金 (2015ZF21017); 中航工业技术创新基金 (2013E62137R)

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

化因素。Soady^[25]通过试验认为喷丸的 3 大强化作用（表面粗糙化、加工硬化和残余应力）中，残余应力可以在外载下得到保持，从而提高了缺口低循环疲劳性能。Sahoo^[26]则在盘件试验中说明喷丸后盘件榫槽结构低循环疲劳寿命提高了 3 倍。由此可见，对于喷丸引入的表面完整性与高温低循环疲劳性能的关系，国内外看法不一。部分国内学者认为在低循环疲劳这类高应力状态下，表面强化层将很快松弛，从而无法起到强化效果，而国外则多认为表面强化可以显著提高低循环疲劳性能。

本研究利用不同喷丸强化方法在镍基粉末合金 FGH96 表面引入不同的表面完整性状态，研究低循环疲劳寿命与残余压应力、表面形貌等表面完整性指标的关系。特别通过断口观察和定量反推的方法分析低循环疲劳过程中，不同表面完整性状态下寿命萌生与扩展寿命的关系，得到表面完整性对镍基粉末合金大应变低循环疲劳性能的影响，为表面强化技术在粉末合金涡轮盘的应用提供支持。

1 实验

试验材料为镍基粉末合金 FGH96，取自该合金的盘锻件径向，经过棒材-热等静压-包套挤压^[27]-锻造制备，元素成分如表 1 所示，室温力学性能屈服强度：1080~1210 MPa，抗拉强度：1520~1600 MPa，延伸率：17%~25%。

疲劳试样如图 1 所示，取样时在锻件上线切割下料，工作端在加工前留 1 mm 余量，加工工序为：线切割下料、粗车、半精车、精车。精车采用了全新的 DNMG150612 伊斯卡刀片，车削工艺参数进给量 0.15~0.20 mm/r，切削深度 0.30 mm，转速 2000 r/min。

喷丸强化过程符合 HB/Z 26-2011，采用了一次喷丸和二次喷丸的工艺方法已引入 3 种表面完整性状态，分别标注为一次喷丸（single shot peening, SSP）、二次喷丸（double shot peening, DSP）和车削状态（turning），如表 2 所示。

表面完整性表征方面，研究残余应力场和三维表面形貌。残余应力场采用 Xstress-3000 型 X 射线衍射

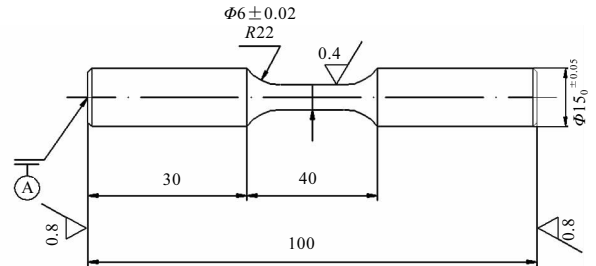


图 1 低循环疲劳试样

Fig.1 Fatigue sample with low cycle

表 2 表面完整性状态

Table 2 Surface integrity statuses

No.	The first shot-peening	The second shot-peening
SSP	Shot: ceramic shot AZB150 Intensity: 0.12 mmA Coverage: 125%	-
DSP	Shot: cast-iron shot ASH110 Intensity: 0.25 mmA; Coverage: 125%	Shot: ceramic shot AZB150 Intensity: 0.12 mmA; Coverage: 125%
Turning	-	-

残余应力分析仪配合电化学剥层的方法完成，测试方向为试样轴向，垂直于车削刀痕方向。靶材为 Cr K α 靶，管电流 6.66 mA，管电压 30 kV，衍射峰偏移的测试方法为交相关法，电化学剥层采用了高氯酸甲醇溶液。三维形貌采用 MicroXAM Shift-phase 白光干涉仪完成，并垂直于车削刀痕方向测试表面粗糙度数值。

疲劳试验方面，疲劳加载温度为 650 °C，按照 GB/T 15248-2008 的试验方法，采用的测试频率为 3 Hz，测试应变比为-1，测试应变为-0.6%~+0.6%，测得应力为-950~1000 MPa。在上述条件下，对比 3 种表面完整性状态的疲劳寿命。

疲劳试验后，对典型断口进行宏微观观察以及断口反推^[28]。典型断口为：（1）车削状态的 F96-2-DZ-20 号试样（车削状态，后简称 DZ-20），疲劳寿命为 1923 周；（2）一次喷丸状态的 F96-1-DZ-2 号试样（一次喷丸，后简称 DZ-2），疲劳寿命为 2275 周；（3）二次喷丸状态的 F96-1-DZ-9 号试样（二次喷丸，后简称 DZ-9），疲劳寿命为 4577 周。宏观观察采用了体视显微镜，微观观察采用了 Quanta 600 扫描电镜完成。

2 结果与讨论

2.1 残余应力

表 1 FGH96 合金的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of FGH96 powder metallurgy superalloy ($\omega/\%$)

Cr	Co	W	Mo	Nb	Ti	Zr	Ni
15.5~16.5	12.5~13.5	3.8~4.2	3.8~4.2	0.6~1.0	3.5~3.9	0.025~0.05	Bal.

图 2 为 3 种表面完整性状态下 FGH96 合金的残余应力梯度分布。由图 2 可知：(1) 无论是车削还是喷丸状态，在表面引入的残余应力场均为压应力场，残余压应力数值随深度呈先增大再减小的趋势，压应力场形态为倒钩型；(2) 喷丸后表面残余压应力数值 (-1000~-1100 MPa) 明显大于车削状态 (-446 MPa)；(3) 从压应力场深度分析，车削与一次喷丸相当，深度为 100 μm 左右，二次喷丸后压应力场深度明显大于车削和一次喷丸，达到 250 μm 以上，一次喷丸和车削的应力场深度接近。

喷丸引入残余压应力场的原因在许多文献都已经说明^[29,30]，不在此冗述。车削在实施过程中，同时存在切削去除表层金属和使次表层金属变形的作用。切削去除了的表层金属与测试得到的残余应力分布无关，表层金属去除后，受到了变形作用的次表层金属成为了表层。变形作用可以分为车削刀具前角的塑性压缩作用和刀具后角的滚光作用^[31]。由于加工试样时采用了全新刀具，刀具前角锋利，塑性压缩作用不明显，本车削工艺状态下滚光作用占主要地位。车削过程中，刀具后角对次表层金属有拉伸弹塑性形变作用，车削后拉伸形变形成的表层金属有向原先平衡位置点阵回复的倾向，即残余压应力。事实上，这与喷丸形成表面拉伸弹塑性形变而保留表面压应力的原理类似，图 2 中的残余应力分布也类似，只是喷丸影响层大于车削^[32]。

2.2 表面形貌观察

表 1 状态下的表面形貌状态如图 3 所示。由图 3 可知：(1) 车削表面存在接近平行的车削刀痕，根据车削原理，该刀痕实际上是车削螺旋线，在本实验的车削工艺参数下，表面加工刀痕深度为，计算得到的表面粗糙度参数：平均粗糙度(R_a)为 327 nm，均方根粗糙度(R_z)为 393 nm，表面轮廓痕迹底部的圆滑程度(R_{ku}) (Kurtosis parameter) 为 2.46。(2) 车削后进行陶瓷弹丸喷丸的表面为弹坑痕迹和车削加工刀痕共同存在的表面形貌，这可能是陶瓷弹丸强度偏小的原因。

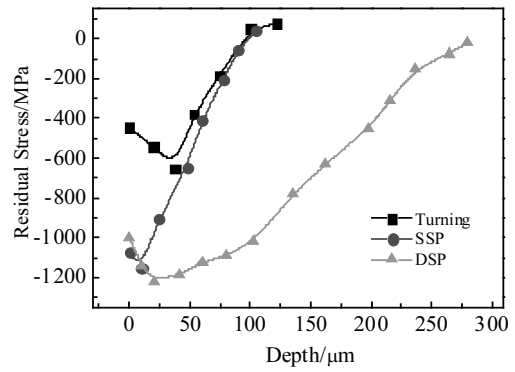


图 2 3 种表面完整性下的残余应力场

Fig.2 Residual stress profile of the three surface integrity statues

弹坑深度约为，计算得到的表面粗糙度参数： R_a 为 660 nm， R_z 为 850 nm， R_{ku} 为 4.64。(3) 车削后进行二次喷丸，表面只能观察到弹坑，观察不到车削加工刀痕形貌，计算得到的表面粗糙度参数： R_a 为 1070 nm， R_z 为 1339 nm， R_{ku} 为 2.98。

随着喷丸强度的增大，表面粗糙度 R_a 、 R_z 也随之增大。疲劳性能与 R_a 、 R_z 和 R_{ku} 均密切相关^[33]，表面平均粗糙度 R_a 和均方根粗糙度 R_z 是一种表面整体轮廓起伏的统计数据。当二次喷丸的弹坑覆盖了车削加工刀痕时， R_a 和 R_z 均明显增大，这对于疲劳性能显然不利。另一方面，表面轮廓痕迹底部的圆滑程度 R_{ku} 越接近 3^[34]，表示越圆滑。二次喷丸后弹坑覆盖加工刀痕，弹坑底部圆滑，是有利于疲劳性能的。表面粗糙度参数对于疲劳性能的影响，还需要通过理论和数值模拟进行进一步研究，本研究不涉及此方面，但不应仅通过 R_a 、 R_z 增大就认为喷丸表面粗糙化对于疲劳性能有不利影响。相比之下，观察图 3 可得，小强度的一次喷丸并没有完全消除车削加工刀痕，使得一次喷丸后既使得表面平均粗糙度增大，又没有产生底部圆滑的弹坑。

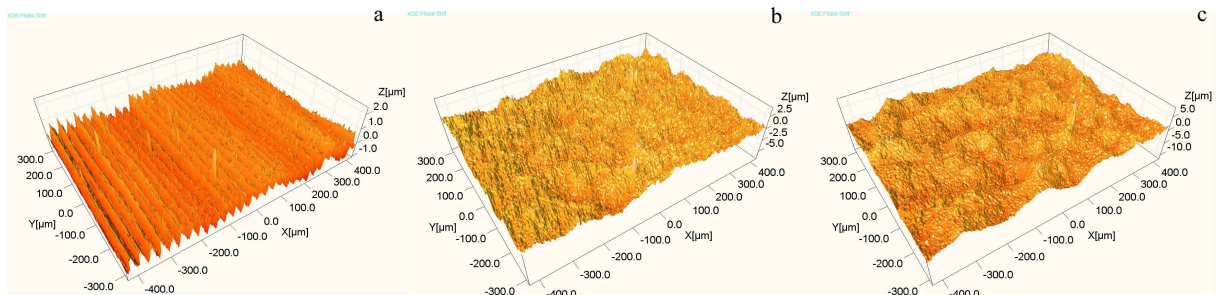


图 3 3 种表面状态下的残余应力场

Fig.3 Surface morphologies of the three surface integrity statues: (a) turning, (b) SSP, and (c) DSP

2.3 疲劳性能

按照实验方法，表 2 的 3 种表面完整性状态的疲劳寿命如表 3 所示。表 3 中每个表面完整性状态完成试样 5 件，按照 HB/Z 112-1986^[35]，3 种表面完整性状态疲劳寿命的置信度为 90%，误差限度为 5%。

对比表 2 的中值疲劳寿命估计量可知：（1）在本研究的疲劳试验条件下，二次喷丸的低循环疲劳寿命高于一次喷丸，又高于原始状态；（2）相比于原始状态，二次喷丸后疲劳寿命提高 108.9%，而一次喷丸后仅提高 21.4%；（3）一次喷丸和二次喷丸后疲劳寿命的标准差和变异系数均小于原始状态，说明喷丸后 FGH96 合金的疲劳寿命一致性更好，疲劳寿命的实际置信度高于车削状态。

由疲劳性能数据结果可知，喷丸对 FGH96 合金高温低循环疲劳性能具有强化作用，且根据喷丸工艺引入表面完整性不同，对疲劳寿命的强化作用也不相同，二次喷丸对于疲劳性能的强化作用优于陶瓷丸一次喷丸。

2.4 低循环疲劳断口的宏微观形貌

原始试样断裂位置接近圆弧处，一次和二次喷丸

试样断裂于试样工作段中部，见图 4。

原始试样断口呈多源特征，在断口一侧边缘可见多个平坦疲劳区，靠近源区侧试样边缘断面呈深蓝色，随着裂纹的深入，颜色逐渐变浅为黄色，平坦区断面长约 4.7 mm，裂纹稳定扩展深度约为 0.4 mm；源区对侧瞬断区呈黄色斜 45°断面，见图 5a。一次喷丸试样源区位于试样边缘，呈线源，裂纹扩展区平坦，长度约为 4.1 mm，呈深蓝色，裂纹稳定扩展深度约为 0.5 mm；在疲劳扩展区左右两侧均呈斜 45°，断面呈紫蓝色，见图 5b。二次喷丸试样断口在试棒圆边缘周多个区域可见平坦疲劳区，平坦区断面呈深蓝色，主裂纹扩展在试样一侧，稳定扩展深度约为 0.8 mm；瞬断区位于试样中部靠一侧，断面呈灰色，见图 5c。

采用扫描电镜进行微观观察，DZ-20 和 DZ-2 断口呈多源，源区未见冶金缺陷，裂纹主要是从试样表面一侧径向朝另一侧扩展，扩展区可见大量的疲劳条带特征，瞬断区为韧窝和滑移特征，见图 6 和图 7。DZ-9 断口呈多源，源区未见冶金缺陷，裂纹从多处表面起源向心部径向扩展，扩展区可见大量的疲劳条带特征，瞬断区为韧窝和滑移特征，见图 8。

表 3 3 种表面完整性状态下的低循环疲劳寿命

Table 3 Fatigue life of the three surface integrity statuses with low cycle

No.	Cycles	Surface integrity statuses	logN(10cycles)	Average	Estimate of median fatigue life	Standard deviation	Coefficient of variation
F96-2-DZ-5	1175	Turning	3.070	3.295	1971	0.172	0.052
F96-2-DZ-19	1923		3.284				
F96-2-DZ-20	2370		3.375				
F96-2-DZ-4	1643		3.216				
F96-2-DZ-1	3377		3.529				
F96-1-DZ-2	2275	SSP	3.357	3.379	2393	0.069	0.020
F96-1-DZ-21	3172		3.501				
F96-1-DZ-11	2193		3.341				
F96-1-DZ-28	2171		3.337				
F96-1-DZ-29	2282		3.358				
F96-1-DZ-24	4120	DSP	3.615	3.615	4117	0.072	0.020
F96-1-DZ-9	4577		3.661				
F96-1-DZ-19	4721		3.674				
F96-1-DZ-3	4271		3.631				
F96-1-DZ-18	3111		3.493				

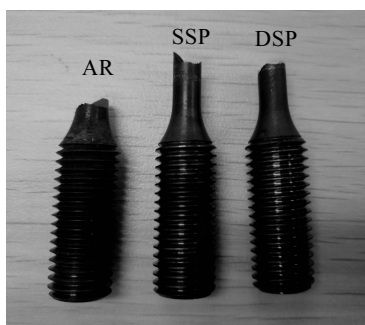


图 4 3 种表面完整性状态试样断裂位置

Fig.4 Fracture locations of the three surface integrity statuses

由断口观察可知，在本试验条件下，车削、一次喷丸和二次喷丸后，疲劳断口基本一致：（1）为多源疲劳，而不是由冶金缺陷萌生的疲劳源；（2）疲劳源萌生于表面；（3）首先开裂的疲劳源，呈现氧化后的蓝白色。

2.5 疲劳断口的反推分析

由于仅从断口观察无法分辨表面完整性对疲劳性能的影响，对 3 个状态下疲劳试样进行了断口反推分析。

首先分析试样的加载方式和裂纹起源以及对应的扩展形貌特征，确定上述 3 件断口微观特征主要以疲劳条带为主，再确定运用疲劳条带作为寿命断口定量

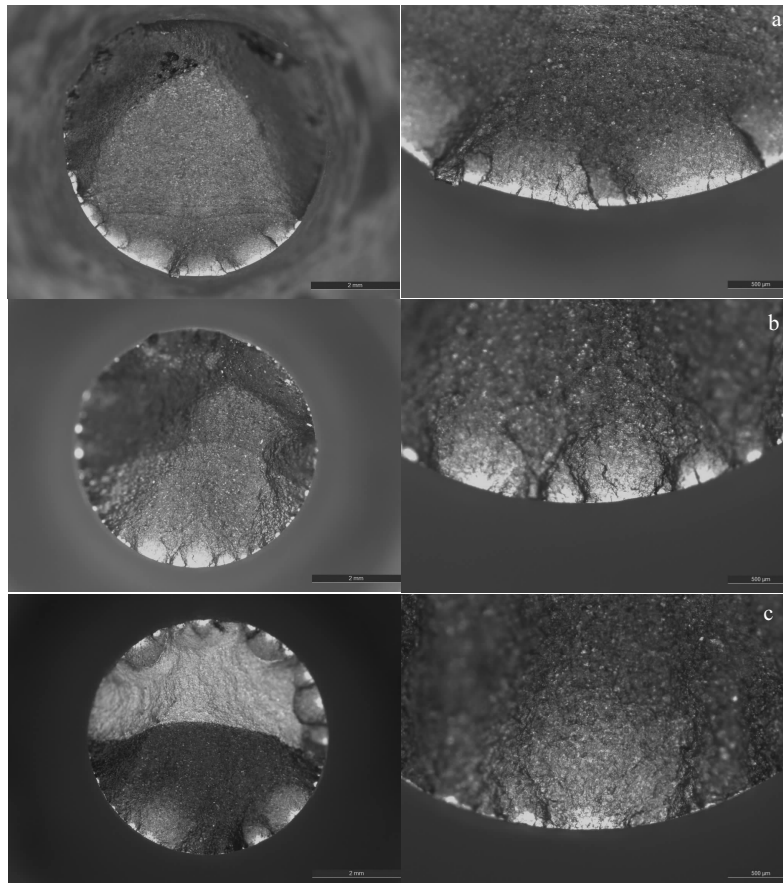


图 5 3 种表面完整性疲劳试样断口宏观形貌

Fig.5 Fracture morphologies of fatigue samples for three surface integrity statues: (a) DZ-20, (b) DZ-2, and (c) DZ-9

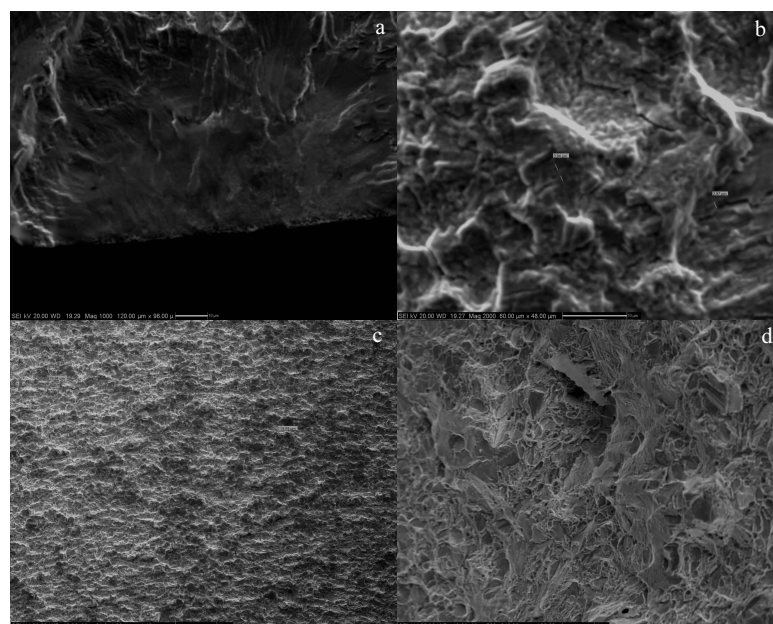


图 6 车削疲劳试样断口微观形貌

Fig.6 Fracture morphologies of sample DZ-20: (a) source region, (b) fatigue band, (c) rapid expansion zone, and (d) dimple

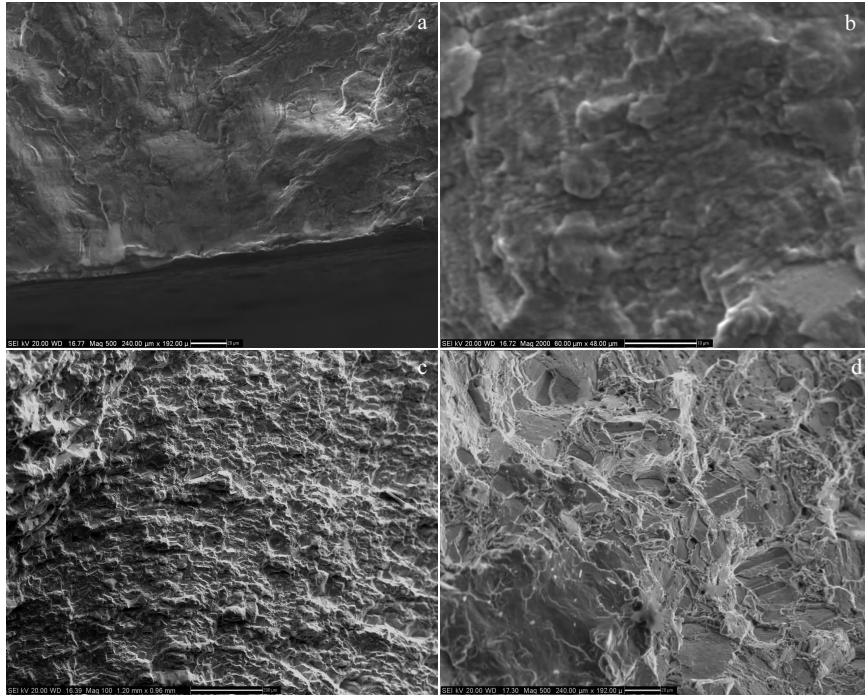


图 7 一次喷丸疲劳试样断口微观形貌

Fig.7 Fracture morphologies of sample DZ-2: (a) source region, (b) fatigue band, (c) rapid expansion zone, and (d) dimple

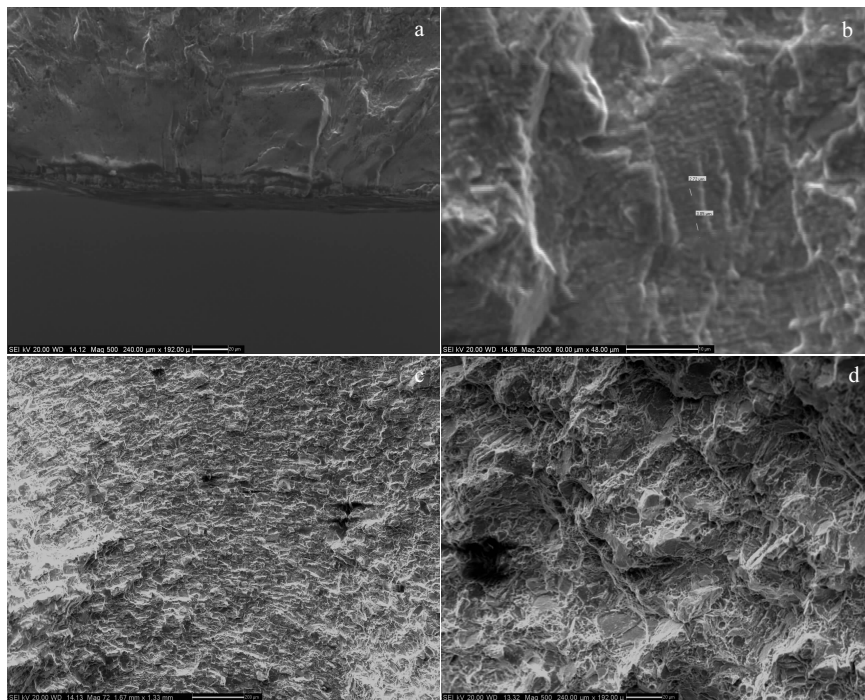


图 8 二次喷丸疲劳试样断口微观形貌

Fig.8 Fracture morphologies of sample DZ-9: (a) source region, (b) fatigue band, (c) rapid expansion zone, and (d) dimple

分析的参量，从疲劳源区开始对扩展区内的疲劳条带进行了测定，在每个测定点及其附近的区域测量 3 次取平均值作为该处的疲劳条带间距，也即疲劳裂纹扩展速率。

(1) 原始状态

DZ-20 断口从距主源区约 0.01 mm 后即可观察到疲劳条带，对比图 2，该深度超过了车削应力场深度范围。对疲劳条带进行测量，测定的数据分别见表 4。

距源区 4.70 mm 为最后观察到疲劳条带位置，利用表 4 中数据进行曲线拟合，可以得到疲劳裂纹扩展速率与裂纹长度之间的关系曲线，见图 9。可见裂纹扩展速率随裂纹长度的变化逐渐增大。采用列表梯形法计算疲劳扩展寿命（见公式（1）），具体计算数据列入表 4 的 N_i 栏内。DZ-20 断口从距源区 0.01 mm 之后的疲劳扩展寿命为 602 循环周次。DZ-20 总寿命为 2370 循环周，萌生寿命等于总寿命减去扩展寿命，因此 DZ-20 的萌生寿命为 1768 循环周。

$$N_f = \sum N_n = \sum (a_n - a_{n-1}) / \left(\frac{da_n + da_{n-1}}{2dN_n + dN_{n-1}} \right) \quad (1)$$

式中： a_n 为第 n 点距离源区的裂纹长度， a_{n-1} 为第 $n-1$ 点距离源区的裂纹长度， da/dN 为裂纹扩展速率。

(2) 一次喷丸

DZ-2 断口从距主源区约 0.01 mm 后即可观察到疲劳条带，对比图 2，该深度超过了一次喷丸应力场深度范围。对疲劳条带进行测量，测定的数据分别见表 5。距源区 4.15 mm 为最后观察到疲劳条带位置，

表 4 车削状态 DZ-20 试样低循环疲劳条带数据

Table 4 Low cycle fatigue band parameters of turned sample

DZ-20			
No.	Crack length, a/mm	Average fatigue band spacing, $S/\mu m$	N_i
1	0.01	0.88	91
2	0.09	0.88	120
3	0.21	1.12	171
4	0.39	0.98	103
5	0.80	7.00	44
6	1.50	25.0	35
7	2.80	50.0	38
8	4.70	50.0	$\sum N_n = 602$

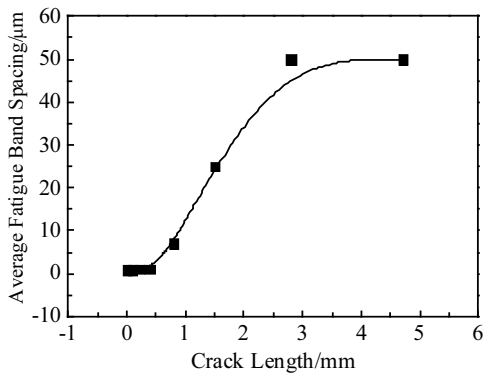


图 9 车削疲劳试样断口裂纹扩展速率与裂纹长度的关系
Fig.9 Relationship between crack growth rate and crack length of fatigue specimen after turning

利用表 5 中数据进行曲线拟合，可以得到疲劳裂纹扩展速率与裂纹长度之间的关系曲线，见图 10。可见裂纹扩展速率随裂纹长度的变化逐渐增大。采用列表梯形法计算疲劳扩展寿命，具体计算数据列入表 5 的 N_i 栏内。DZ-2 断口从距源区 0.01 mm 之后的疲劳扩展寿命为 543 循环周。DZ-2 总寿命为 2275 循环周，萌生寿命等于总寿命减去扩展寿命，因此 DZ-2 的萌生寿命为 1732 循环周。

(3) 二次喷丸

DZ-9 断口从距主源区约 0.01 mm 后即可观察到疲劳条带，对比图 2，该深度未超过二次喷丸应力场深度范围。对疲劳条带进行测量，测定的数据分别见表 6。距源区 3.22 mm 为最后观察到疲劳条带位置，利用表 6 中数据进行曲线拟合，可以得到疲劳裂纹扩展速率与裂纹长度之间的关系曲线，见图 11。可见裂纹扩展速率随裂纹长度的变化逐渐增大。采用列表梯形法计算疲劳扩展寿命，具体计算数据列入表 6 的 N_i 栏内。DZ-9 断口从距源区 0.01 mm 之后的疲劳扩展寿命为 747 循环周。DZ-9 总寿命为 4577 循环周，萌生寿命等于总寿命减去扩展寿命，因此 DZ-9 的萌生寿命为 3830 循环周。

表 5 一次喷丸 DZ-2 试样低循环疲劳条带相关数据

Table 5 Low cycle fatigue band parameters of SSP sample DZ-2

No.	Crack length, a/mm	Average fatigue band spacing, $S/\mu m$	N_i
1	0.01	1.07	45
2	0.06	1.13	135
3	0.22	1.24	177
4	0.50	1.93	61
5	1.00	14.5	44
6	1.95	28.3	38
7	2.95	25.0	43
8	4.15	31.0	$\sum N_n = 543$

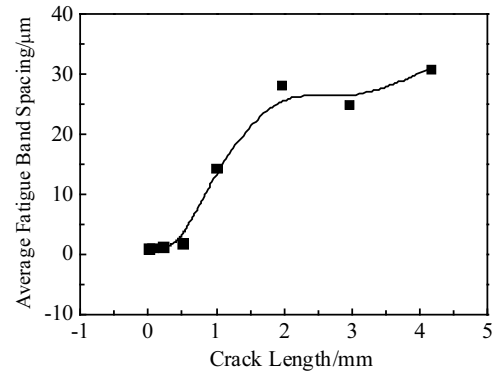


图 10 一次喷丸疲劳试样断口裂纹扩展速率与裂纹长度的关系
Fig.10 Relationship between crack growth rate and crack length of fatigue specimen after SSP

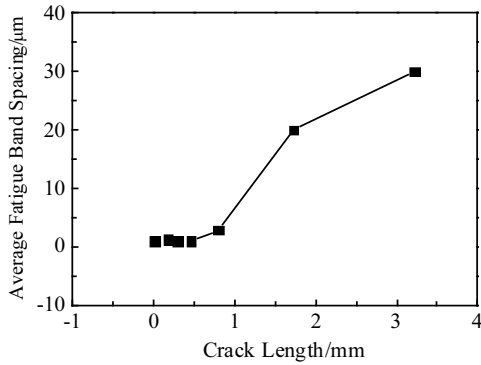


图 11 二次喷丸疲劳试样断口裂纹扩展速率与裂纹长度的关系
Fig.11 Relationship between crack growth rate and crack length of fatigue specimen after DSP

表 6 二次喷丸 DZ-9 试样低循环疲劳条带数据

Table 6 Low cycle fatigue band parameters of DSP sample DZ-9

No.	Crack length, a/mm	Average fatigue band spacing, S/µm	N_i
1	0.01	0.98	143
2	0.17	1.25	118
3	0.30	0.96	168
4	0.46	0.95	177
5	0.80	2.90	81
6	1.73	20.0	60
7	3.22	30.0	$\Sigma N_n = 747$

DZ-20 (车削) 扩展寿命为 602 循环周, 占总寿命的 25.4%, 萌生寿命为 1768 循环周, 占总寿命的 74.6%; DZ-2 (陶瓷丸喷丸) 扩展寿命为 543 循环周, 占总寿命的 23.9%, 萌生寿命为 1732 循环周, 占总寿命的 76.1%; DZ-9 (二次喷丸) 扩展寿命为 747 循环周, 占总寿命的 16.3%, 萌生寿命为 3830 循环周, 占总寿命的 83.7%。

2.6 讨论

从 2.1 和 2.2 可知, 二次喷丸、一次喷丸和车削的表面完整性状态存在很大差别。二次喷丸后引入了深层残余压应力场、增大的表面平均粗糙度值和圆滑的弹坑。相比之下, 一次喷丸后产生的数值相对车削大的残余压应力场, 但深度与车削应力场接近, 小于二次喷丸; 同时, 由于未能有效消除加工刀痕, 使得喷丸后 Kurtosis 值为 4.64, 底部圆滑度差。车削加工作为本研究的基准状态, 表面形貌为连续的螺旋状车削刀痕, 表面平均粗糙度最低, 残余压应力数值也最小。

3 种状态下 FGH96 疲劳试样的总疲劳寿命有较大差别, 二次喷丸、一次喷丸和车削状态中值疲劳估计量分别为 4117 周、2393 周、1971 周。二次喷丸较车

削提高明显, 一次喷丸略有提高。进一步进行断口反推, 结果表明, 3 种状态下疲劳裂纹扩展寿命基本一致, 二次喷丸、一次喷丸和车削状态疲劳裂纹扩展寿命分别为 602 周、543 周、747 周; 而 3 种状态下裂纹萌生寿命差别巨大, 二次喷丸、一次喷丸和车削状态裂纹萌生寿命分别为 3830 周、1732 周、1768 周, 二次喷丸的裂纹萌生寿命分别是一次喷丸的 221%, 以及车削状态的 216%。

由此可见, 表面完整性的差别是带来裂纹萌生寿命差别的重要原因。二次喷丸后表面留下的平滑弹坑使得表面实际微观应力集中减低, 降低了局部的实际受力; 在 0~0.1 mm 处数值很大的残余压应力场, 缓和了实际外加载荷, 也降低了局部的实际受力, 这使得疲劳裂纹萌生需要更大的能量, 从而延长了萌生寿命。相比之下, 强度较低的一次喷丸未能消除加工刀痕, 无法形成底部圆滑弹坑, 在 0~0.1 mm 处, 残余压应力也衰减很快, 对于外加载荷的影响小, 因此其裂纹萌生寿命也较短。

由此可见, 利用表面强化技术引入良好的表面完整性状态, 可以显著提高 FGH96 合金的高温低循环疲劳寿命, 起到良好的疲劳强化效果。

3 结 论

1) FGH96 合金车削、小强度的一次喷丸、二次喷丸状态的低循环寿命中值估计量分别为: 1971 周、2393 周、4117 周, 造成寿命差别的主要原因是裂纹萌生寿命。通过断口反推, 车削、小强度的一次喷丸、二次喷丸状态的裂纹萌生寿命分别为 1768 周、1732 周、3830 周。

2) 二次喷丸后表面留下的 Kurtosis 值趋向于 3 的平滑弹坑使得表面实际微观应力集中降低, 降低了局部的实际受力; 在 0~0.1 mm 处数值较大的残余压应力场, 缓和了实际外加载荷, 也降低了局部的实际受力; 这使得疲劳裂纹萌生需要更大的能量, 从而延长了萌生寿命。

3) 利用表面强化技术引入良好的表面完整性状态, 可以显著提高 FGH96 合金的高温低循环疲劳寿命, 起到良好的疲劳强化效果。

参考文献 References

[1] Meng Lingyong(孟令勇), Gao Haihong(高海红), Zheng Tianhui(郑天慧) et al. Gas Turbine Experiment and Research(燃气涡轮试验与研究)[J], 2016, 29(2): 57
[2] Huang Shunzhou(黄顺洲), Lu Deyu(陆德雨). Gas Turbine Experiment and Research(燃气涡轮试验与研究)[J], 2001,

- 14(1): 462
- [3] Ye Peiliang(叶培梁), Liu Daxiang(刘大响). *Gas Turbine Experiment and Research*(燃气涡轮试验与研究)[J], 2001, 14(1): 38
- [4] Chang L, Sun W, Cui Y *et al.* *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2017, 48A(3): 1
- [5] Song Yingdong(宋迎东), Wen Weidong(温卫东), Gao Deping(高德平). *Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 1996(3): 294
- [6] Liang Chunhua(梁春华). *Aero-Engine*(航空发动机)[J], 2007, 33(2): 57
- [7] Gabb T P, Telesman J, Kantzos P T *et al.* *Journal of Failure Analysis and Prevention*[J], 2007, 7(1): 56
- [8] Liu Chengli(刘成立), Lv Zhenzhou(吕震宙), Xu Youliang(徐有良). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(2): 232
- [9] Liu Xingling(刘新灵), Tao Chunhu(陶春虎). *Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2011, 6(2): 124
- [10] Liu Liyu(刘丽玉), Tao Chunhu(陶春虎). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2014, 38(8): 108
- [11] Guo Yong(郭勇), Qi Ye(齐野), Li Wei(李伟) *et al.* *Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2008, 3(3): 37
- [12] Feng Yinli(冯引利), Wu Changbo(吴长波), Gao Weiqiang(郭伟强) *et al.* *Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2012, 27(3): 628
- [13] Liu Chunjiang(刘春江), Liu Xinling(刘新灵), Zhao Kai(赵凯). *4th International Conference on Advances in Materials and Manufacturing Processes*(第四届材料与制造工艺研究进展国际学术会议)[C]. Kunming: Transaction Technical Publications, 2013: 250
- [14] Maier G, Riedel H, Somsen C. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 55(5): 126
- [15] Stinville J C, Lenthe W C, Miao J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 103: 461
- [16] Brien V, Décamps B. *Materials Science & Engineering A*[J], 2001, 316(1-2): 18
- [17] Zhang Shichao(张仕朝), Yu Huichen(于慧臣), Li Ying(李影). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2013, 33(1): 100
- [18] Huang Qi(黄奇), Ren Jingxin(任敬心), Zhang Juncheng(张钧澄). *Acta Aeronautica Et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 1991, 12(10): 528
- [19] Sulak I, Obrtlík K, Celko L. *Key Engineering Materials*[J], 2015, 665: 73
- [20] Sahu J K, Gupta R K, Swaminathan J *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 51(2): 68
- [21] Yang Jian(杨健), Liu Guoliang(刘国良), Wei Lei(魏磊) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(1): 86
- [22] Lin Tao(林涛), He Yuhuai(何玉怀). *Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing*(理化检验: 物理分册)[J], 2011, 47(11): 697
- [23] Zhang Haifeng(张海风), Shi Huiji(施惠基). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(1): 71
- [24] Altenberger I, Nalla R K, Sano Y *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2012, 44: 292
- [25] Soady K A, Mellor B G, Shackleton J *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(29-30): 8579
- [26] Sahoo B, Satpathy R K, Prasad K *et al.* *Procedia Engineering*[J], 2013, 55(12): 144
- [27] Liu Chenyi(刘趁意), Wang Shuyun(王淑云), Li Fuguo(李付国) *et al.* *China Metal Forming Equipment & Manufacturing Technology*(锻压装备与制造技术)[J], 2009, 44(1): 84
- [28] Liu Xinling(刘新灵), Zhang Zheng(张峥), Tao Chunhu(陶春虎). *Quantitative Analysis of Fatigue Fracture*(疲劳断口定量分析)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2010
- [29] Wang Renzhi(王仁智). *Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing*(理化检测: 物理分册)[J], 2007, 43(10): 535
- [30] Gao Yukui(高玉魁). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2347
- [31] Miya Shige(米谷茂). *The Formation and Countermeasures of Residual Stress*(残余应力的产生与对策)[M]. Beijing: China Machine Press, 1983
- [32] Sharman A R C, Hughes J I, Ridgway K. *Journal of Materials Processing Tech*[J], 2015, 216: 123
- [33] Davim P. *Surface Integrity in Machining*[M]. Germany: Springer, 2010
- [34] Thomas T R. *Precision Engineering*[J], 1981, 3(2): 97
- [35] *Statistical Analysis Method for Fatigue Test of Materials*, HB/Z 112-86[S]. 1986

Effect of Surface Integrity on High-temperature Low-cycle Fatigue of FGH96 Powder Metallurgy Superalloy

Wang Xin^{1,2}, Chen Xing¹, Wang Xiaofeng^{1,3}, Song Yinggang^{1,2}, Tang Zhihui^{1,2}, Zou Jinwen^{1,3}

(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: Ceramic shot and ceramic shot+cast-iron shot were employed to peen the turning surface of FGH96 powder metallurgy superalloy to induce 3 surface integrity statuses. Surface topography, residual stress profile and high-temperature low-cycle fatigue performance were investigated of single shot peening (SSP), double shot peening (DSP) and turning statuses. The results show that DSP removes turning marks, increases the average roughness R_a , and induces the crater with smooth bottom, which makes the Kurtosis parameter approach 3. Moreover as contrast, SSP with low intensity could only partially eliminate marks. Meanwhile, surface compressive residual stress values are from -1000 MPa to -1100 MPa by SSP and DSP compared with -446 MPa by turning; furthermore, the depth of DSP residual stress profile is 250 μm from 100 μm of turning. By the effect of perfect DSP surface integrity statue, fatigue cycles increase to 108% compared with turning, and the SSP edges up only 21% in the fatigue condition of 650 $^{\circ}\text{C}/\epsilon_t=1.2\%$. The fatigue life dispersion decreases after peening. The results of macro/microscopic observation and analysis show the fatigue propagation lives are close among three surface integrity statuses while the fatigue initiation lives vary greatly. The initiation life of DSP is 221% of SSP and 216% of turning. It is important and necessary to optimize the shot peening method for surface integrity promotion and high temperature low-cycle fatigue performance improvement.

Key words: surface integrity; low-cycle fatigue; powder metallurgy superalloy; shot peening

Corresponding author: Wang Xin, Candidate 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