中国科学: 技术科学 2013 年 第 43 卷 第 5 期: 545 ~ 553
www.scichina.com tech.scichina.com
《中国科学》杂志社
SCIENCE CHINA PRESS

前处理与超音速火焰喷涂金属陶瓷涂层对 TC21 钛合金疲劳性能的影响

杜东兴[①], 刘道新[①*], 孟保利[②], 张晓化[①]

① 西北工业大学航空学院, 腐蚀与防护研究所, 西安 710072;
② 西安飞机国际航空制造股份有限公司, 西安 710089
* E-mail: liudaox@nwpu.edu.cn

收稿日期: 2012-11-12; 接受日期: 2012-12-18
国家自然科学基金(批准号: 51171154, 51101127)资助项目

摘要 为研究喷砂与喷丸前处理及超音速火焰喷涂(HVOF)WC-17Co 金属陶瓷涂层对新型超高强度 TC21 钛合金疲劳性能的影响, 利用旋转弯曲疲劳试验机研究了疲劳性能的变化规律, 利用 X 射线衍射仪、表面粗糙度仪、显微硬度计、扫描电子显微镜和 X 射线应力测试仪等分析了前处理及涂层的基本特性与表面完整性. 结果表明, 喷砂与喷丸前处理均可以在 TC21 钛合金表面引入残余压应力; HVOF WC-17Co 涂层与钛合金基材结合紧密, 涂层硬度显著高于钛合金的表面硬度, 但涂层的次表层存在一定的残余拉应力. 喷丸能够显著提高 TC21 钛合金的疲劳抗力, 主要归因于喷丸引入了表面残余压应力; 喷砂对钛合金疲劳抗力无显著影响, 此归因于喷砂引入的表面残余压应力与造成的表面缺口效应的相互抵消. TC21 钛合金喷砂后进行 WC-17Co 涂层处理, 其疲劳抗力较基材显著降低, 此归因于 HVOF 过程的热效应极大地松弛了喷砂表面的残余压应力, WC-17Co 涂层韧性低、含孔洞型缺陷、且有残余拉应力, 以及喷砂造成的钛合金表面缺口效应的综合作用. TC21 合金喷丸后进行 WC-17Co 涂层处理, 其疲劳抗力较基材有所降低, 但降低的程度比喷砂预处理试样小, 这是因为喷丸处理改善疲劳抗力的有利作用部分弥补了 WC-17Co 涂层及 HVOF 高温效应对疲劳抗力的不利影响.

关键词
TC21 钛合金
超音速火焰喷涂
喷砂
喷丸
金属陶瓷涂层
WC-17Co
疲劳性能

为了满足先进飞机结构耐久性和损伤容限设计的要求, 近年来我国自主开发了 TC21 超高强度新型钛合金, 该合金具有高强、高韧、低裂纹扩展速率等综合性能的良好匹配特点, 作为飞机结构件材料其综合性能和应用价值明显优于广泛应用的 TC4 (Ti6Al4V)传统钛合金[1, 2]. 然而, 钛合金最大的缺点是耐磨性能差, 由此限制了其在摩擦工况下的应用. 近年来, 为解决电镀硬铬层固有的网状微裂纹造成的起落架部件液压密封失效及工艺的环境污染问题, 超音速火焰喷涂(HVOF)WC-Co 金属陶瓷涂层技术受到航空发达国家的高度重视, 并得到应用[3~6]. 将超高强度 TC21 钛合金用于制造飞机起落架、襟翼滑轨等重要结构件, 具有使飞机明显减重的优势, 然而这类部件受摩擦磨损和交变载荷的双重作用, 改善其

英文版发表信息: Du D X, Liu D X, Meng B L, et al. Effects of pretreatment and HVOF sprayed cermet coating on fatigue properties of TC21 titanium alloy. Sci China Tech Sci, 2013, 56: 1029–1037, doi: 10.1007/s11431-013-5149-x

耐磨性能的同时, 必须兼顾抗疲劳性能[7, 8]. 喷砂表面粗化处理是提高 HVOF 涂层结合强度的重要手段, 在工程中广泛应用, 然而研究表明[9~12], 喷砂过程中常因砂粒嵌入基材表面或造成表面尖锐性缺口而导致基材的疲劳性能显著下降. 喷丸强化能引入表面残余压应力而显著提高金属材料的疲劳性能[13~15], 同时也可适当使表面粗糙度增大而改善涂层的结合强度[16]. 因此, 用喷丸取代喷砂预处理用于钛合金航空零部件表面 HVOF WC-Co 涂层制备, 可望获得良好的耐磨和抗疲劳综合性能.

TC21 超高强度钛合金的表面缺口敏感性很大[2], 喷丸造成的表面缺口效应以及韧性较低的 WC-Co 涂层可能对 TC21 钛合金基材的疲劳性能造成不利影响, 能否以喷丸取代喷砂预处理用于 TC21 钛合金航空零部件表面 HVOF WC-Co 涂层的制备, 以获得良好的耐磨和抗疲劳综合性能, 目前尚未见到研究报导. 基于上述背景, 本文开展喷砂和喷丸前处理与 HVOF WC-17Co 涂层对 TC21 新型超高强度钛合金疲劳性能影响规律和作用机制的研究, 拟为 HVOF 喷涂技术在超高强度钛合金航空结构件上的工程应用提供依据.

1 试验材料与研究方法

1.1 试验材料

试验研究用 TC21 超高强度钛合金是一种$\alpha+\beta$双相钛合金, 化学成分如表 1 所示, 其热处理制度为: 910°C 1 h/空冷+550°C 6 h/空冷. 金相组织结构如图 1 所示(白色针状组织为α相, 黑色组织为β相), 力学性能测量结果如表 2 所示. 试验用喷涂 WC-17Co 粉末牌号为 Sulzer metco 公司的 Diamalloy 2005NS, 粒径范围为 5.5~45 μm, 其 SEM 下微观形貌如图 2 所示, 呈现典型的团聚烧结形貌特征.

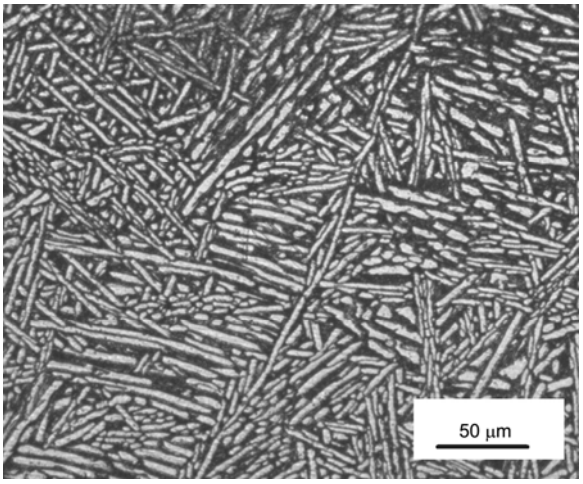

图 1 TC21 钛合金的金相组织

表 2 TC21 钛合金室温下的力学性能

Yield strength $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_b (MPa)	Elongation rate δ_5 (%)	Reduction of area ψ (%)
1130	1171	11	56

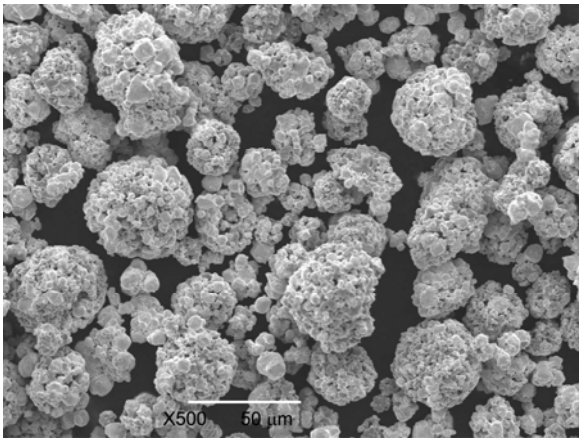

图 2 WC-17Co 粉末显微形貌

1.2 研究方法

1.2.1 喷涂预处理及喷涂方法

超高强度 TC21 钛合金疲劳试样经过机械纵向抛光后进行喷砂和喷丸预处理.

喷丸工艺规范: 根据 TC21 钛合金喷丸强化技术研究结果, 选用 S110 铸钢丸, 喷丸强度 0.20 mmA, 覆盖率为 100%.

表 1 TC21 钛合金的化学成分质量分数(wt%)

Al	Cr	Sn	Mo	Zr	Nb	C	N	H	O	Ti
6.29	1.74	2.38	2.59	2.24	1.9	0.026	0.008	0.002	0.077	remains

喷砂工艺规范: 根据生产实际经验控制喷砂流量和压力, 选用 120 目白刚玉沙粒对 TC21 钛合金试件进行喷砂处理.

HVOF WC-17Co 涂层工艺规范: 喷涂选用 Sulzer metco 公司生产的 DJ-2700 喷枪. 所采用的工艺参数如表 3 所示.

1.2.2　涂层基本性能测试方法

利用日本 Mitutoyo 公司 Surf Test SJ-301 型粗糙度仪测量试件表面的粗糙度 *Ra* 值. 涂层显微硬度的测量使用 HV-1000 型显微硬度计, 选用 Knoop 压头, 在 0.98 N 载荷下测定, 保载时间 20 s.

残余应力测试选用 D/MAX 2200 PC 型微机辅助 X 射线应力分析仪, 采用侧倾法, 扫描方式为固定 Ψ_0 法, Ψ_0 取 0°, 10°, 20°, 30°, 选择半高宽法定峰; 利用 Cu(Kα)靶辐射, 管电压为 40 kV, 管电流为 30 mA, 出光口采用平行光束技术, 照射面积为 2 mm×2 mm. 涂层残余应力分布测试采用剥层法.

利用 JSM-6390A 型扫描电子显微镜(SEM)观察分析涂层结构及形态特征, 涂层成分分析利用能谱仪进行.

涂层基本性能测试试样几何尺寸为 30 mm×30 mm×10 mm 的立方块, 喷丸、喷砂前试件进行抛光处理, 使其表面粗糙度 *Ra* 达到 0.08 μm. WC-17Co 涂层厚度控制为 200~220 μm.

1.2.3　疲劳试验方法

疲劳试验采用 PQ-6 型旋转弯曲疲劳试验机进行, 以模拟飞机襟翼滑轨和起落架零部件承受弯曲疲劳的工况条件, 试验频率为 50 Hz, 应力比 *R* 为−1, 室温环境. 疲劳试样的形状和几何尺寸如图 3 所示. 对 TC21 钛合金疲劳试样表面进行纵向抛光处理, *Ra*=0.08 μm. 疲劳试样表面 HVOF WC-17Co 涂层厚度控制在 55~65 μm, 喷涂后直接进行疲劳试验.

利用 JSM-6390A 型扫描电子显微镜观察分析试样的表面形态和断口特征.

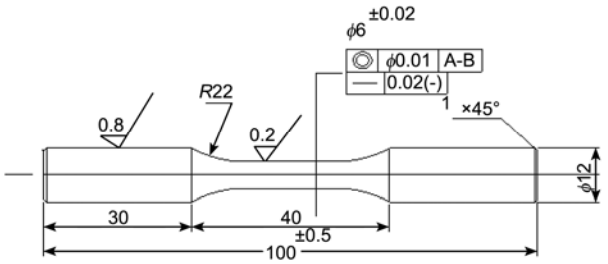

图 3　疲劳试样的几何尺寸(单位: mm)

2　试验结果与分析

2.1　涂层的基本性能

图 4 所示为 WC-17Co 粉末和 HVOF WC-17Co 涂层的 XRD 图谱, 可以看到, HVOF WC-17Co 涂层的 X 射线图谱与粉末的 XRD 图谱有所不同, 粉末中含有单一的 Co 相, 而涂层中 Co 相消失, 取而代之的是 W_2C 和亚稳相 Co_xW_yC 出现, 且后者衍射峰宽化, 即呈微晶特征. 此外, WC 几乎不发生脱碳现象, 表明 HVOF 过程中射流速度的提高抑制了 WC 的分解和氧化.

图 5 所示为钛合金基材(BM)表面、喷砂(GB)表面、喷丸(SP)表面及喷砂后 HVOF 涂层(GB+H)表面

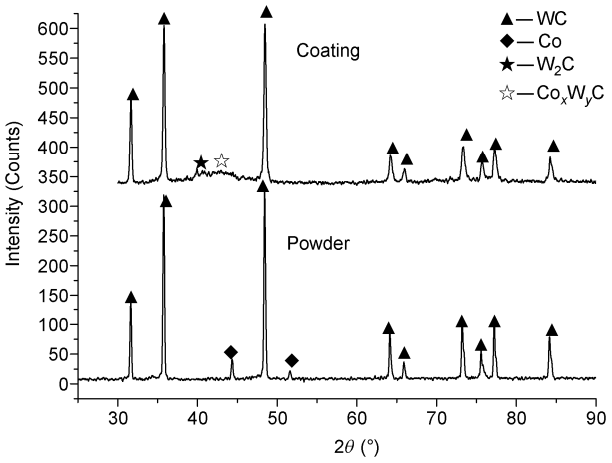

图 4　WC-17Co 粉末及喷涂涂层 XRD 图谱

表 3　HVOF 喷涂工艺参数

Powder Feed Rate (kg/h)	Carrier Gas Pressure (MPa)	Oxygen Pressure (MPa)	Combustion Gas Pressure (MPa)	Spray Distance (mm)	Gun Traverse Speed (mm/s)	Specimen Rotation (r/min)	Temperature to Substrate (°C)
4	1.41	1.52	1.41	300	200	3000	<150

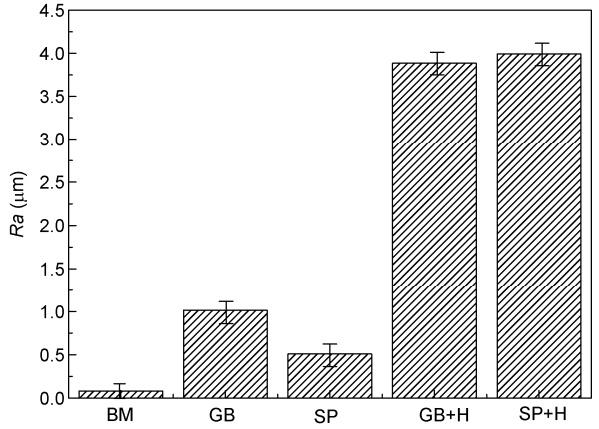

图 5　不同表面状态下表面粗糙度值

和喷丸后HVOF涂层(SP+H)表面粗糙度 *Ra* 测试结果, 可以看出喷砂与喷丸后 HVOF 涂层的试样表面粗糙度接近, 而其喷砂较喷丸前处理的表面粗糙度大.

图 6 所示为 SP 与 GB 前处理的试样表面起伏轮廓曲线. 从图 6 中明显看到, 喷砂前处理粗糙度轮廓起伏变化较喷丸处理大, 同时可以发现喷丸表面轮廓的曲率半径较大, 而喷砂表面轮廓的曲线半径非常小. 这是由于喷砂的砂粒具有尖锐的棱角, 喷丸的丸粒是球形, 表面尖锐棱角凹坑比球形凹坑更容易引起应力集中.

显微硬度测试表明, HVOF WC-17Co 涂层的硬度高达 1800 $HK_{0.98N}$, 是 TC21 钛合金基材硬度值(410 $HK_{0.98N}$)的 4.4 倍.

图 7 所示为喷砂与喷丸前处理后分别喷涂 WC-17Co 涂层试样的剖面微观形貌. 可以看出, 涂层大部分区域较为致密, 但也存在尺寸不同的孔洞. 涂层与钛合金基材的界面轮廓表明, 喷丸表面比较平整, 坑较浅, 坑底曲率半径较大; 然而, 喷砂表面存在曲率较小, 深度较大的凹坑, 这种现象的出现显然是由于多棱角砂粒撞击钛合金表面造成的, 虽然有利于提高涂层与钛合金基材的机械结合, 但是因表面应力集中突出, 则不利于基材疲劳性能.

拉伸法涂层结合力试验表明, 喷丸前处理与喷

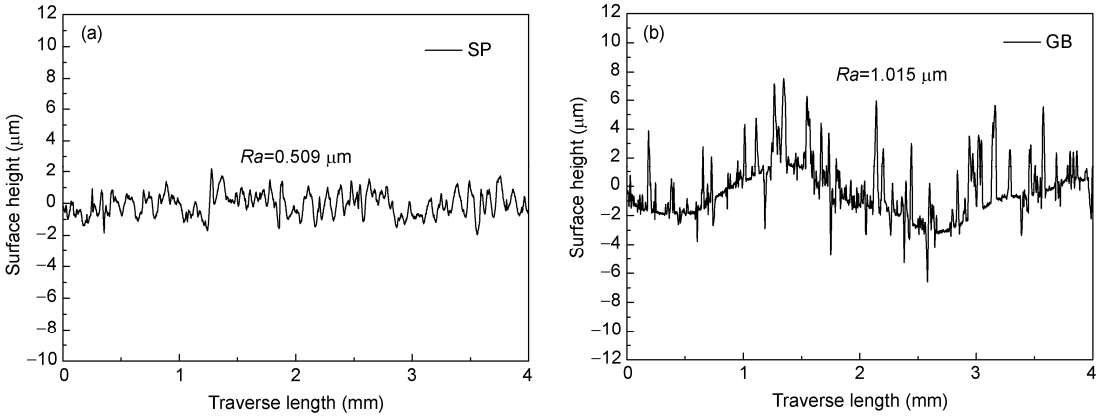

图 6　喷丸(a)和喷砂(b)前处理 TC21 试样表面的轮廓曲线

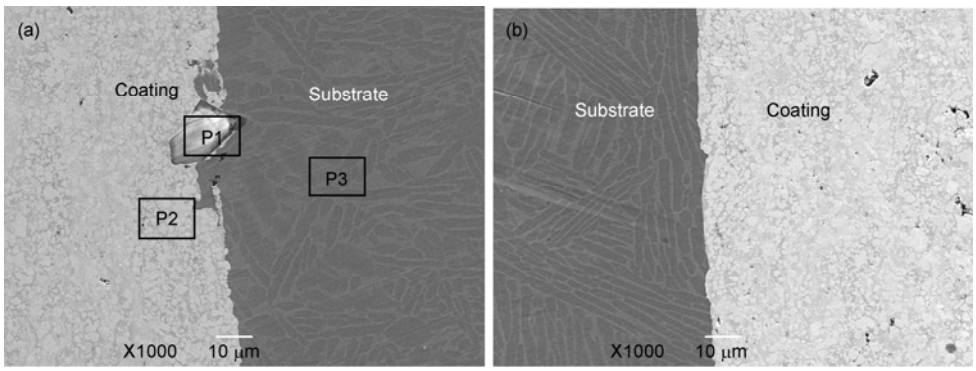

图 7　喷砂(a)与喷丸(b)前处理后喷涂 WC-17Co 涂层剖面微观形貌

砂前处理后 HVOF WC-17Co 涂层与基材的结合强度均超过 70 MPa, 即两种预处理均可以获得足够高的结合强度.

图 8 所示为对图 7(a)中所标 P1, P2 和 P3 三点处的 EDS 能谱分析结果, 可以看到, P1 点的主要成分为 Al 和 O, 这表明喷砂试件表面有氧化铝砂粒嵌入; P2 点的成分与 WC-17Co 涂层对应; P3 点的成分与 TC21 钛合金基体成分吻合.

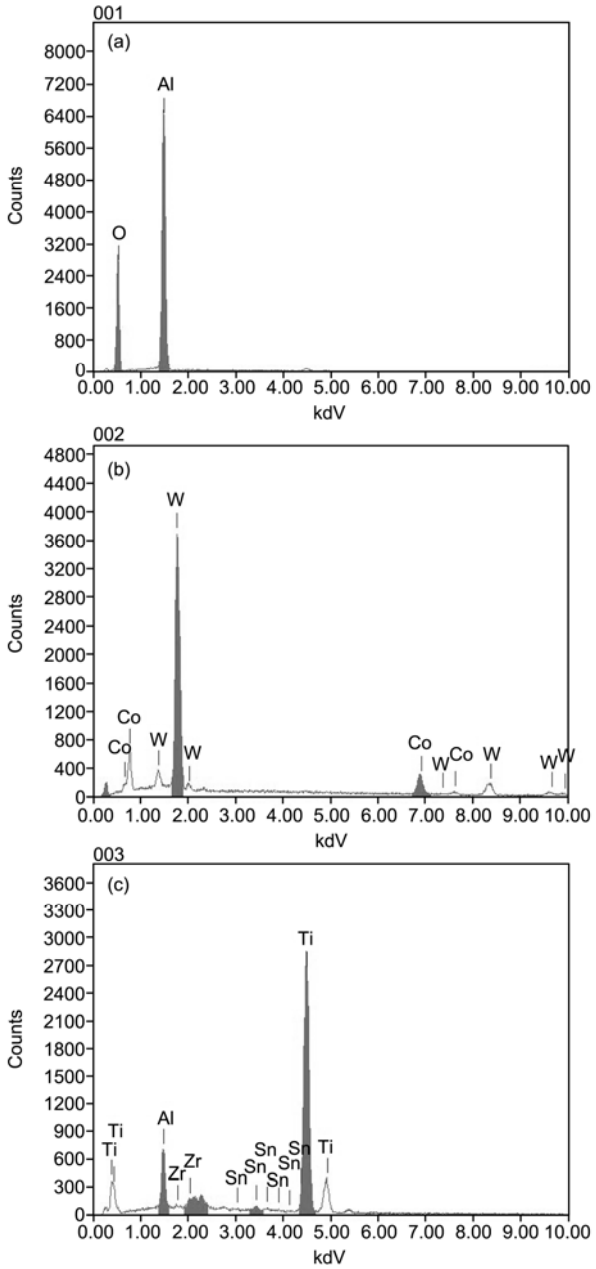

图 8　与图 7(a)中 3 点处对应的 EDS 能谱

(a) P1 点 EDS; (b) P2 点 EDS; (c) P3 点 EDS

图 9 所示分别为喷丸与喷砂前处理及其表面喷涂 WC-17Co 涂层试样残余应力沿层深分布的测试结果. 可以看到, 无论喷丸处理还是喷砂处理均在 TC21 钛合金表面引入了残余压应力场, 但二者的分布规律有所不同, 喷丸表面获得的残余压应力数值更大, 且最大残余压应力(数值为 455 MPa)处于表层下 18 μm 处, 表面残余压应力数值也比喷砂试样明显大; 喷砂试样最大残余压应力(数值为 293 MPa)处于极表面, 沿层深呈梯度趋势降低.

由于喷丸和喷砂预处理试样表面残余应力场的分布存在差异(图 9(a)), 所以造成带涂层试样表面残余应力场的分布也有所不同(图 9(b)). 喷丸预处理试样表面 HVOF WC-17Co 涂层, 涂层极表面为残余压应力状态, 压应力数值较小, 次表层则为与表面平衡的残余拉应力分布, 50 μm 层深处残余拉应力为 11 MPa; 涂层更深处受喷丸试样表面残余压应力场的影响又

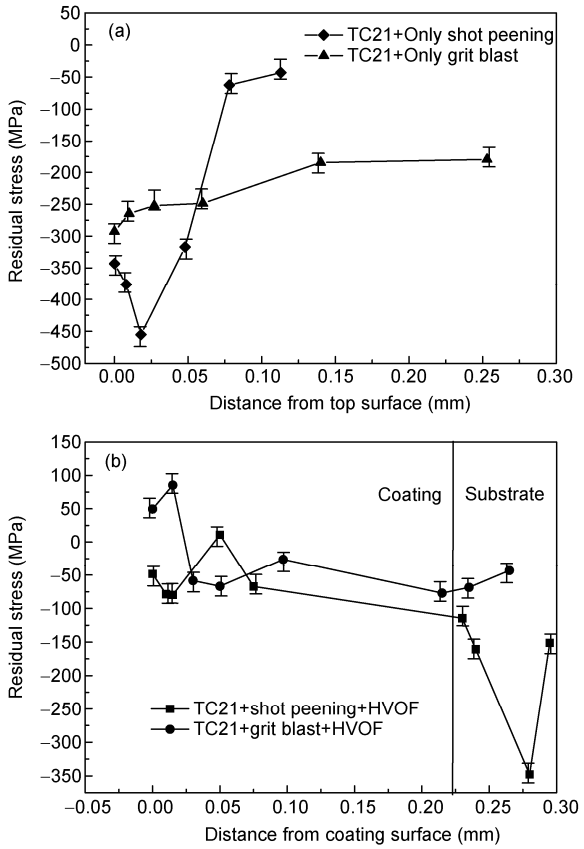

图 9　喷丸与喷砂前处理(a)及其喷涂 WC-17Co 涂层(b)试样残余应力沿层深分布

呈现压应力分布, 压应力数值沿层深逐步增大; 在涂层与钛合金基材界面处残余压应力约为 110 MPa, 比单纯喷丸处理试样表面残余压应力(数值为 350 MPa)明显降低, 这显然是由于 HVOF 过程中高速火焰及粒子流(速度可达 650 m/s[12])对喷丸试样表面的加热效应(HVOF 火焰温度可达 3000°C)导致的表面残余压应力松弛的缘故; 然而, 喷丸层内部仍然保留高达 350 MPa 的残余压应力. 喷砂预处理试样表面 HVOF WC-17Co 涂层, 涂层极表面为残余拉应力状态, 拉应力数值较小(最大值在 15 μm 处达到 85 MPa), 次表层逐步转变为与表面平衡的残余压应力分布; 涂层更深处受喷砂试样表面残余压应力场的影响仍然呈现压应力分布, 但压应力数值均较小; 在涂层与钛合金基材界面处残余压应力约为 80 MPa, 比单纯喷砂处理试样表面残余压应力明显降低, 同时喷砂处理层内的残余压应力也严重松弛, 分布深度比喷丸预处理试样明显小, 这与喷砂表面特殊的轮廓结构(图 7(a))造成的残余压应力易于松弛有直接关系. 本文对 HVOF 涂层残余应力场分布的测试结果与有关文献[4, 5]报导的结果是一致的.

2.2 表面处理对 TC21 钛合金疲劳行为的影响

图 10 和 11 所示为不同表面状态的 TC21 钛合金试样疲劳试验的测试结果. 可以看到, 喷丸处理能够显著提高 TC21 钛合金的疲劳抗力, 此主要归于喷丸引入表面残余压应力抑制了疲劳裂纹萌生及阻止疲劳裂纹早期扩展的缘故[15]. 喷砂处理对钛合金基材疲劳抗力无显著影响, 此归因于喷砂引入的表面残余压应力的有利作用与造成的表面缺口效应的不利作用的相互抵消. 然而, TC21 钛合金表面无论喷砂预处理还是喷丸预处理后进行 HVOF WC-17Co 涂层制备, 试样的疲劳抗力均不及钛合金基材, 其中喷砂预处理后 HVOF WC-17Co 涂层试样疲劳寿命降低得十分严重. 喷砂后 HVOF WC-17Co 涂层试样疲劳极限极低, 喷丸后 HVOF WC-17Co 涂层试样的疲劳极限(530 MPa)较 TC21 钛合金基材疲劳极限(655 MPa)降低了 19%.

图 11 所示结果还表明表面处理(不同预处理后 HVOF WC-17Co 涂层)对 TC21 钛合金高周疲劳(低应力疲劳)寿命的影响程度比对低周疲劳(高应力疲劳)的影响更显著, 此归因于高周疲劳和低周疲劳的控制因素的差异, 前者为裂纹萌生控制寿命, 后者则为裂纹扩展控制寿命.

2.3 疲劳断口特征

图 12 所示为不同表面状态的 TC21 钛合金疲劳试样断口形貌特征, 各试样的最大交变疲劳载荷为 700 MPa.

图 12 所示疲劳断口特征表明, TC21 钛合金基材试样(BM)疲劳裂纹源位于外加循环应力最大的表面处, 为单疲劳源(图 12(b)). TC21 钛合金喷砂试样(GB)疲劳裂纹源同样位于外加循环应力最大的表面处, 也为单疲劳源(图 12(d)). TC21 钛合金喷丸试样(SP)疲劳裂纹源则转移到表层以下约 100 μm 深处, 为单疲劳源(图 12(f)), 裂纹慢速扩展区所占比例较大, 表明其疲劳裂纹萌生较难, 疲劳裂纹扩展阻力较大, 寿命较长. TC21 钛合金喷砂后 HVOF WC-17Co 涂层试样(GB+H)疲劳裂纹源位于表面处, 为多疲劳源(图 12(h)),

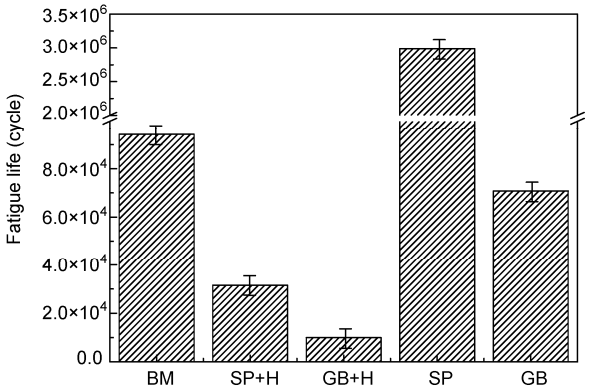

图 10 不同表面状态试样在 700 MPa 最大循环应力下疲劳寿命对比的柱形图

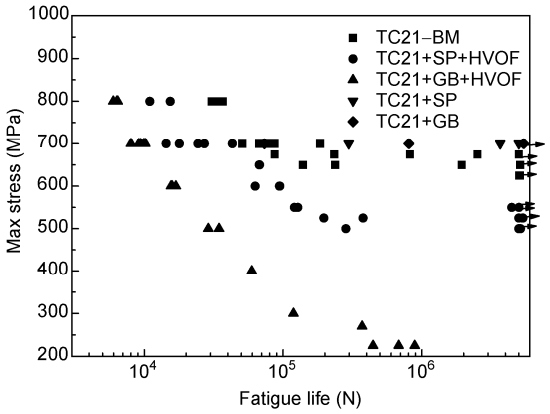

图 11 TC21 钛合金不同表面状态下的疲劳 S-N 曲线

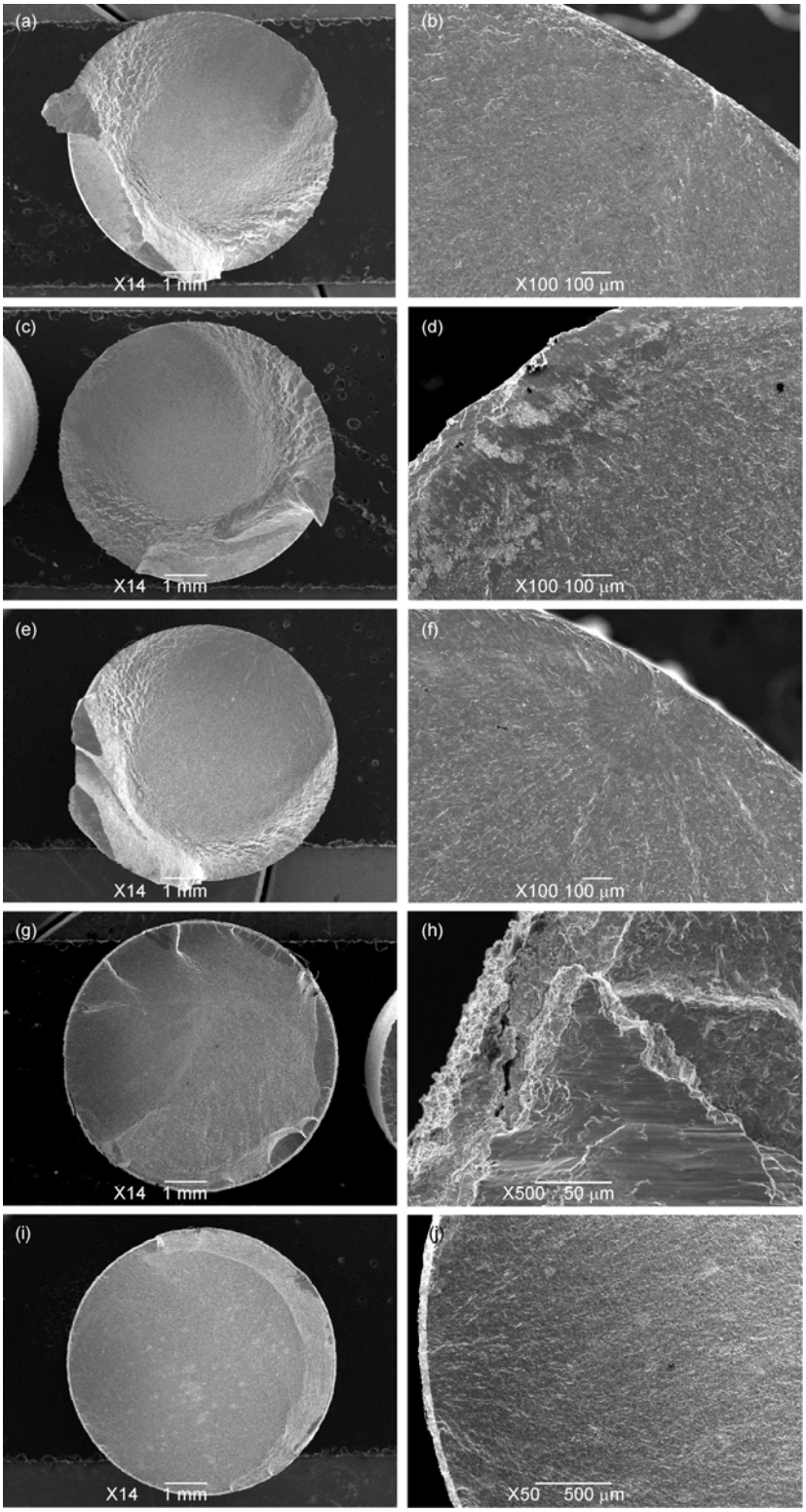

图 12　宏观断口形貌及疲劳源微观形貌的 SEM 图像

(a) BM(寿命 67025 次); (b) BM 裂纹源区; (c) GB(寿命 73325 次); (d) GB 裂纹源区; (e) SP(寿命 3666676 次); (f) SP 裂纹源区; (g) GB+H(寿命 9388 次); (h) GB+H 裂纹源区; (i) SP+H(寿命 27086 次); (j) SP+H 裂纹源区

几乎遍布整个试样的圆周, 不同疲劳裂纹交汇即形成台阶特征, 由此说明该种情况的试样疲劳裂纹十分容易萌生, 疲劳抗力低, 寿命短(已进入低周疲劳范畴); 源区微观特征表明, 由于 WC-17Co 涂层硬度高、韧性低, 且有孔洞缺陷, 因此涂层易于发生疲劳破坏[17], 由此诱导 TC21 钛合金基材疲劳裂纹的萌生. TC21 钛合金喷丸后 HVOF WC-17Co 涂层试样(SP+H)疲劳裂纹源位于表面处, 为多疲劳源(图 12(j)), 但较为集中, 裂纹扩展较为充分, 由此说明该种情况的试样疲劳裂纹萌生比基材(BM)容易, 但是却比喷砂预处理后 HVOF WC-17Co 涂层试样(GB+H)的裂纹萌生难, 疲劳寿命长.

2.4 讨论

2.2 节的疲劳试验结果表明单纯的喷砂处理对 TC21 钛合金基材疲劳寿命无显著影响, 这应归因于喷砂处理在 TC21 钛合金表面引入的表面残余压应力场的有利影响与喷砂造成的表面缺口效应的不利影响的相互抵消. 文献[13~15, 18, 19]的研究结果均表明, 表面引入残余压应力场能够有效延缓疲劳裂纹的萌生和早期扩展, 有效提高钛合金等金属材料的疲劳寿命. 本文作者[2, 20]近期开展的机加工表面完整性对 TC21 等超高强度钛合金疲劳性能影响的研究表明, TC21 钛合金表面缺口敏感性十分高, 表面粗糙度增大或存在尖锐性刀痕会导致其疲劳寿命降低数十倍. 一方面, 喷砂会造成 TC21 钛合金表面出现尖锐性缺口(图 6 和 7 所示), 引起应力集中, 促进疲劳裂纹萌生, 降低疲劳抗力; 另一方面, 喷砂会在 TC21 钛合金表面引入残余压应力(图 9(b)), 有利于提高疲劳抗力. 显然, 喷砂处理的上述两个截然不同影响作用的相互抵消使得其对 TC21 钛合金疲劳寿命未造成明显的改变. 喷丸处理能够显著提高 TC21 钛合金的疲劳寿命, 本文作者[13~15]的最近研究结果表明, 这主要是因为喷丸引入的表面残余压应力对疲劳裂纹萌生的延缓及对疲劳短裂纹扩展的阻止作用(促进裂纹闭合), 喷丸造成的表面加工硬化及组织细化对延缓疲劳裂纹的萌生也有有利影响, 喷丸造成的表面粗糙度增大及表面损伤则对疲劳裂纹萌生有促进作用, 当有利因素的作用大于不利因素的影响时, 喷丸处理就能够显著提高 TC21 钛合金的疲劳寿命.

WC-17Co 金属陶瓷涂层硬度高, 有利于提高钛合金的表面耐磨性能, 但这种涂层的韧性较低, 其疲劳抗力较差, 在弯曲疲劳应力作用下易于产生裂纹, 并十分容易穿过界面到达韧性高的钛合金基体内部[12]. 因此, WC-17Co 涂层常常导致金属基材疲劳抗力的显著降低[21, 22]. 此外, HVOF WC-17Co 涂层的密度虽然较高, 但是仍然存在孔洞等缺陷(图 7 所示), 同时涂层中分布残余拉应力, 这些因素均会导致 HVOF WC-17Co 涂层在交变载荷下产生疲劳失效. 所以, HVOF WC-17Co 硬质涂层对钛合金的疲劳抗力是不利的. HVOF 过程为高速(粒子流速度可达 650 m/s[12])、高温(HVOF 火焰温度可达 3000°C)过程, 无论是喷砂表面还是喷丸预处理的钛合金表面在 HVOF 过程中, 其表面引入的残余压应力场均会发生松弛效应(图 9 所示), 但是由于喷丸处理的钛合金表面残余压应力数值较大, 深度分布较深, 同时表面轮廓的曲率半径较大, 因此, 在 HVOF 过程中喷丸处理的 TC21 钛合金表面残余压应力松弛的程度相对较低, 即对疲劳抗力的有利因素被 HVOF 过程的影响相对喷砂试样低. 然而, 喷砂处理的 TC21 钛合金表面残余压应力数值较小, 深度分布较浅, 同时表面有较为尖锐的缺口存在, 因此, HVOF WC-17Co 涂层处理后的喷砂 TC21 钛合金表面保留的残余压应力数值较小, 分布深度也较浅, 即对疲劳抗力的有利因素被 HVOF 过程削弱得严重; 此外, 喷砂处理的 TC21 钛合金表面还会嵌入沙粒, 这对其疲劳性能也是不利的. 基于上述原因, 喷砂预处理的带 WC-17Co 涂层的 TC21 钛合金试样表面十分易于萌生疲劳裂纹(图 12(g)所示为多疲劳源特征), 对疲劳抗力不利的因素占主导地位, 因此, 其疲劳抗力远远不及 TC21 钛合金基材试样. 尽管对于喷丸预处理的带 WC-17Co 涂层的 TC21 钛合金试样, 不利于疲劳抗力因素的作用大于有利因素的影响, 但是二者的影响效应差异不是太大, 由此使得其疲劳抗力虽然不及 TC21 钛合金基材试样, 但是明显高于比喷砂预处理的带 WC-17Co 涂层的 TC21 钛合金试样的疲劳抗力.

3 结论

1) TC21 钛合金表面超音速火焰喷涂(HVOF) WC-17Co 涂层主要由 WC 相、Co_xW_yC 相和少量的 W_2C 相组成, WC 相分解和氧化不明显. HVOF WC-17Co 涂层与喷砂及喷丸预处理的 TC21 钛合金基材均结合紧

密, 结合强度较高, 是钛合金基材的表面硬度的 4.4 倍.

2) 喷丸处理使 TC21 钛合金基材疲劳抗力显著提高, 此主要归因于喷丸引入的表面残余压应力场对疲劳裂纹萌生过程的延缓及早期扩展过程的抑制作用. 喷砂处理对 TC21 钛合金基材疲劳抗力无显著影响, 此主要归因于喷砂引入的表面残余压应力场对疲劳抗力的有利影响与喷砂造成的表面缺口效应对疲劳性能的不利影响的彼此抵消.

3) 喷砂预处理后进行 HVOF WC-17Co 涂层处理使 TC21 钛合金基材疲劳抗力显著降低, 其原因主要是 WC-17Co 涂层硬度高、韧性低、表面粗糙度大以及表面有残余拉应力分布, 且含有孔洞型缺陷; 同时, HVOF 过程的高温效应使喷砂引入的表面残余压应力场严重松弛, 而使喷砂造成的表面缺口效应的不利影响突显.

4) 喷丸预处理后进行 HVOF WC-17Co 涂层处理使 TC21 钛合金基材疲劳抗力有所降低, 但降低的程度明显比喷砂预处理试样低, 其主要原因归于 WC-17Co 涂层对基材疲劳抗力的不利影响, HVOF 过程的高温效应使喷丸引入的表面残余压应力场的松弛, 但松弛程度不显著, 喷丸层内仍然保留数值较大的残余压应力.

参考文献

1 Fei Y, Zhou L, Qu H, et al. The phase and microstructure of TC21 alloy. Mater Sci Eng A, 2008, 494: 166–172
2 Du D X, Liu D X, Sun Y F, et al. The effects of machined workpiece surface integrity on the fatigue life of TC21 titanium alloy. Adv Mater Res, 2012, 503-504: 382–389
3 Oliveira F, Hernandez L, Berrios J A, et al. Corrosion-fatigue properties of a 4340 steel coated with Colmonoy 88 alloy, applied by HVOF thermal spray. Surf Coat Technol, 2001, 140: 128–135
4 Nascimento M P, Souza R C, Pigatin W L, et al. Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel. Int J Fatigue, 2001, 23: 607–618
5 Nascimento M P, Souza R C, Miguel I M, et al. Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel. Surf Coat Technol, 2001, 138: 113–124
6 Voorwald H J C, Padilha R, Costa M Y P, et al. Effect of electroless nickel interlayer on the fatigue strength of chromium electroplated AISI 4340 steel. Int J Fatigue, 2007, 29: 695–704
7 陶春虎, 刘庆璟, 曹春晓, 等. 航空用钛合金零件的失效及其预防. 北京: 国防工业出版社, 2002
8 Axinte D A, Kwong J, Kong M C. Workpiece surface integrity of Ti-6-4 heat-resistant alloy when employing different polishing methods. J Mater Process Technol, 2009, 209: 1843–1852
9 Savarimuthu A C, Taber H F, Megat I, et al. Sliding wear behavior of tungsten carbide thermal spray coatings for replacement of chromium electroplate in aircraft applications. J Thermal Spray Technol, 2001, 10: 502–510
10 Padilla K, Velasquez A, Berrios J A, et al. Fatigue behavior of a 4140 steel coated with a NiMoAl deposit applied by HVOF thermal spray. Surf Coat Technol, 2002, 150: 151–162
11 Puchi-Cabrera E S, Berrios-Ortiz J A, Da-Silva J, et al. Fatigue behavior of a 4140 steel coated with a Colmonoy 88 alloy applied by HVOF. Surf Coat Technol, 2003, 172: 128–138
12 Wielage B, Wank A, Pokhmurska H, et al. Development and trends in HVOF spraying technology. Surf Coat Technol, 2006, 201: 2032–2037
13 Zhang X H, Liu D X. Effect of shot peening on fretting fatigue of Ti811 alloy at elevated temperature. Int J Fatigue, 2009, 31: 889–893
14 Zhang X H, Liu D X, Tan H B, et al. Effect of TiN/Ti composite coating and shot peening on fretting fatigue behavior of TC17 alloy at 350°C. Surf Coat Technol, 2009, 203: 2315–2321
15 刘道新, 何家文. 喷丸强化因素对 Ti 合金微动疲劳抗力的作用. 金属学报, 2001, 37: 156–160
16 Costa M Y P, Venditti M L R, Voorwald H J C, et al. Effect of WC-10%Co-4%Cr coating on the Ti-6Al-4V alloy fatigue strength. Mater Sci Eng A, 2009, 507: 29–36
17 González-Hermosilla W A, Chicot D, Lesage J, et al. Effect of substrate roughness on the fatigue behavior of a SAE 1045 steel coated with a WC-10Co-4Cr cermet, deposited by HVOF thermal spray. Mater Sci Eng A, 2010, 527: 6551–6561
18 Xie L, Jiang C, Lu W. Investigation on the residual stress and microstructure of (TiB + TiC)/Ti-6Al-4V composite after shot peening. Mater Sci Eng A, 2011, 528: 3423–3427
19 Tsuji N, Tanaka S, Takasugi T. Effects of combined plasma-carburizing and shot-peening on fatigue and wear properties of Ti-6Al-4V alloy. Surf Coat Technol, 2009, 203: 1400–1405
20 杜东兴, 刘道新, 孙瑜峰, 等. 航空用 TC18 钛合金的车削加工工艺技术研究. 机械科学与技术, 2011, 30: 1805–1810
21 Ibrahim A, Berndt C C. Fatigue and deformation of HVOF sprayed WC-Co coatings and hard chrome plating. Mater Sci Eng A, 2007, 456: 114–119
22 Voorwald H J C, Souza R C, Pigatin W L, et al. Evaluation of WC-17Co and WC-10Co-4Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. Surf Coat Technol, 2005, 190: 155–164