

复合喷丸强化对 EB-PVD 制备 CoCrAlY 涂层 高温氧化性能的影响

邓仲华^{1,2}, 刘其斌¹, 何利民², 黄光宏²

(1. 贵州大学, 贵州 贵阳 550025)

(2. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 为了研究复合型的高能喷丸工艺对 EB-PVD 制备的 CoCrAlY 涂层的高温氧化性能, 采用 0.3 N、0.3 N+0.1 N 和 0.3 N+0.2 N 的喷丸强度对 CoCrAlY 涂层进行了表面强化。观察了喷丸强化前后涂层的表面形貌; 测量了喷丸前后涂层的表面粗糙度、表面残余应力、涂层的厚度和截面硬度; 对比分析了喷丸前后涂层物相变化以及涂层高温氧化性能。结果表明: 复合喷丸强化比普通高能喷丸强化对 EB-PVD 制备的 CoCrAlY 涂层的抗高温氧化性能提升更加明显, 0.3 N+0.1 N 的复合喷丸工艺对提升涂层的高温抗氧化性能最好。相较普通喷丸工艺, 复合喷丸工艺更能明显降低 EB-PVD 制备的 CoCrAlY 涂层表面粗糙度, 提高涂层的致密度, 改善物相结构, 进而提升涂层的抗高温氧化性能。喷丸强度大于等于 0.3 N 时, CoCrAlY 涂层表面出现鳞状突出物, 导致氧化物在此处择优生长, 生成的氧化膜中的应力在此处集中而发生破裂, 降低涂层的使用寿命, 但复合喷丸能消除该鳞状突出物。

关键词: 复合喷丸; EB-PVD; CoCrAlY 涂层; 高温氧化性能; 机械形变

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)09-2840-07

近年来随着航空发动机推动力要求的不断增加, 燃气轮机联合循环热效率的提高, 涡轮进口温度也不断增加, 涡轮部分的气体温度甚至超过 1650 °C, 冷却部分的温度也达到了 1200 °C。某些重型燃气轮机的涡轮进口温度达到了 1700 °C, 涡轮部件热负荷大大增加^[1-3]。发动机上使用热障涂层 (thermal barrier coatings, TBCs) 可明显降低涡轮部件表面温度, 增加燃气轮机功率, 提高其热效率^[4]。目前最常用的热障涂层为双层结构, 即由沉积在高温合金基体上的金属粘结层和陶瓷顶层组成^[3]。现在使用的金属粘结层比较复杂, 主要是基于 MCrAlX 系统, 其中 M 为 Ni, Co, NiCo; X 为 Y, Si, Ta, 或 Hf^[5-7]。同时, MCrAlY 涂层系统因在抗氧化性能、抗热腐蚀性能、涂层韧性及与基体粘附力等方面具有好的综合性能而被广泛使用, 而且 NiCrAlY 涂层具有好的抗氧化性能, CoCrAlY 涂层具有较好的抗热腐蚀性能和抗硫化性能, 适合于海洋等腐蚀环境使用^[8, 9]。

有研究表明, 喷丸强化能增强 NiCoCrAlY 包覆涂层与基体的结合性能, 提高涂层的致密度及抗氧化性能^[10]。现在对 NiCoCrAlY, NiCrAlY 涂层系统的研究

较多, 而关于 CoCrAlY 涂层的制备与性能方面的研究较少。而且对于 CoCrAlY 涂层在喷丸处理方面的研究更少。CoCrAlY 涂层的脆性较大, 形变量较小, 喷丸处理工艺需要有更多的探索来为 CoCrAlY 涂层的应用奠定基础。

本实验分别采用 0.3 N、0.3 N+0.2 N 和 0.3 N+0.2 N 的强度对 CoCrAlY 涂层进行高能喷丸强化, 通过扫描电镜、光学显微镜、表面粗糙度仪、应力测试仪等对喷丸后的 CoCrAlY 涂层表面进行测试, 并对喷丸强化后的涂层进行高温氧化实验, 得到不同喷丸工艺参数下涂层表面形貌及抗高温氧化性能的变化。

1 实验

实验选用基体合金为 DZ466, 金属粘结层选用 CoCrAlY。合金基体, 合金靶材及制备后涂层的成分见表 1。

涂层制备过程如下: 首先, 将 DZ466 试棒加工成 30 mm×10 mm×1.5 mm 的试片, 对试片进行干吹砂 (100#刚玉砂粒), 再水吹砂 (100#刚玉砂粒) 的处理, 然后依次进行超声清洗, 去离子水清洗和乙醇清洗以

收稿日期: 2017-09-01

基金项目: 国家高技术研究发展计划 (“863 计划”) (2015AA034403); 贵州省高层次创新人才培养项目 (黔科合人才[2015]4009); 贵州省应用基础研究计划重大项目 (黔科合 JZ 字[2014]2003)

作者简介: 邓仲华, 男, 1989 年生, 硕士生, 贵州大学材料与冶金学院, 贵州 贵阳 550025, E-mail: shouroyedeng@hotmail.com

表 1 DZ466、CoCrAlY 靶材与粘结层的化学成分

Material	Ni	Co	Cr	Al	Mo	W	Ti	Ta	Hf	Y
DZ466	Bal.	7~10	9~12	3~5.5	1~3	4~7	1~4	5~7	1~2	-
CoCrAlY alloy	-	Bal.	21~30	9~20	-	-	-	-	-	0.4~0.6
CoCrAlY coating	-	63.33	23.54	12.77	-	-	-	-	-	0.36

去除表面残余砂粒及油污等污染物。表面处理完毕后, 使用 EB-PVD 技术在试片表面沉积厚度约为 60 μm 的 CoCrAlY 涂层。沉积完成后, 试样放入真空炉中进行 1050 $^{\circ}\text{C}$ 的真空热处理 2 h。

喷丸实验设备为 KXS-3000P 陶瓷丸数控喷丸机, 选用陶瓷弹丸, 弹丸直径 200 μm 。试验中单次喷丸和两次复合喷丸都有进行, 具体的喷丸实验内容见表 2。

将喷丸后的试样置于真空炉内, 1050 $^{\circ}\text{C}$ 的真空热处理 2 h。随后将试样置于半封闭式的陶瓷坩埚中, 放入 1100 $^{\circ}\text{C}$ 的高温炉中进行静态氧化实验, 定期称量整体重量变化。使用 Mitutoyo SJ310 型粗糙度仪测量涂层的表面粗糙度; 使用 Quanta600 环场扫描电镜和德国蔡司 SUPEA 40 热场发射电子扫描电镜观察喷丸前后涂层的表面与截面形貌; 横截面硬度在 FUTURE-TECH FV-700 的维氏硬度计上测量, 载荷为 10 g。热处理完成后的试样在 X 射线衍射仪(D/max 2200PC)上测定涂层的物相结构。通过涂层沉积前后重量变化和喷丸前后涂层厚度变化计算出复合喷丸强化后 CoCrAlY 涂层密度。

2 结果与讨论

2.1 EB-PVD 制备 CoCrAlY 涂层的形貌与结构

采用 EB-PVD 方法制备的涂层具有较大的应变容限的柱状晶结构^[11], 不易在涂层制备过程中发生涂层开裂或剥落, 沉积速度快。但制备的柱状晶结构的涂层致密度较低, 涂层中有许多微小间隙, 见图 1a 中的 CoCrAlY 涂层的横截面形貌。同时由于物理气相沉积法制备的涂层不能消除基底的起伏, 这些凹凸起伏的位置在涂层生长过程中可能形成瘤状凸起, 且会在涂层表面产生明显的微裂纹, 这些组织特点在图 1b 中清晰可见。EB-PVD 制备的 CoCrAlY 涂层的柱状晶顶端为三角形, 单个柱状晶中也有空洞产生, 相邻柱状

晶之间会有孔隙产生, 如图 1c。这些涂层的特征的出现降低了涂层的致密度, 且给氧或其他腐蚀性气氛侵入基体提供了快速通道, 影响涂层的高温使用寿命。

为了更好地利用 EB-PVD 方法制备热障涂层的优势, 国内外很多学者研究发现, 涂层的表面形变强化能有效提升 EB-PVD 法制备的金属粘接层的高温抗氧化性能和高温耐腐蚀性能^[4, 12-14]。

2.2 喷丸对涂层的表面形貌的影响

粘接层的表面形貌对热障涂层使用过程中表面的 TGO 膜的均匀完整性产生影响较大^[12]。表面的粗糙度是表面形貌的一种宏观评价方法, 主要是针对材料表面的高低起伏情况。表面粗糙度越大, TGO 膜受到的局部应力越大, TGO 膜越容易发生开裂, 导致涂层的使用寿命降低。同时涂层表面起伏会增大涂层与空气接触的比表面积, 导致涂层抗高温氧化性能降低。粘接层的表面形貌不但对涂层表面 TGO 形成和形成后的应力分布均匀性带来较大影响, 而且也会影响沉积 YSZ 陶瓷涂层后的复合涂层的使用寿命。

图 2 为 EB-PVD 制备的 CoCrAlY 涂层在不同强度下喷丸后的表面微观形貌。图 2 与图 1b 的喷丸试样表面形貌对比可知, 喷丸后试样表面变得较为平整, 原始涂层表面的微裂纹在喷丸强化后很难见到, 涂层表面质量得到明显改善。但涂层在 0.3 N 强度下喷丸处理后, 涂层表面出现了非常细小的鳞状的突出物和小坑, 如图 2a 中红色方框内。这是由于喷丸强度过大导致涂层塑性变形过大, 涂层表面局部被破坏。图 2b 和 2c 中可见涂层表面平整程度, 均一性都得到了明显改善, 也未发现如图 2a 中鳞状的突出物。这是由于 0.3 N 喷丸强化后产生的孔洞、鳞状突出物、缝隙等缺陷在随后的 0.2 N 和 0.1 N 小喷丸强度强化后再次发生塑性变形, 这些缺陷得到修复, 涂层表面形貌变得更加均匀平整。

2.3 喷丸强化对 CoCrAlY 涂层表面粗糙度的影响

图 3a 为喷丸前后涂层试样表面宏观状态图, 可见喷丸后涂层光亮程度明显提高, 且在复合喷丸后涂层表面较为均匀, 很难发现因基底机械加工而存在的竖条纹。图 3b 为喷丸前后 CoCrAlY 涂层的表面粗糙度, 误差 < 10%。为了准确表现出粗糙度的变化, 沿着试样的 30 mm 长的方向和垂直于长边的方向进行了测量,

表 2 CoCrAlY 涂层的喷丸强化实验方案

Table 2 Experimental schemes of CoCrAlY coating shot peening

No.	Strength of shot peening	Time/min	Overlap
1	0.3 N	3	100%
2	0.3 N+0.1 N	3+3	100%
3	0.3 N+0.2 N	3+3	100%

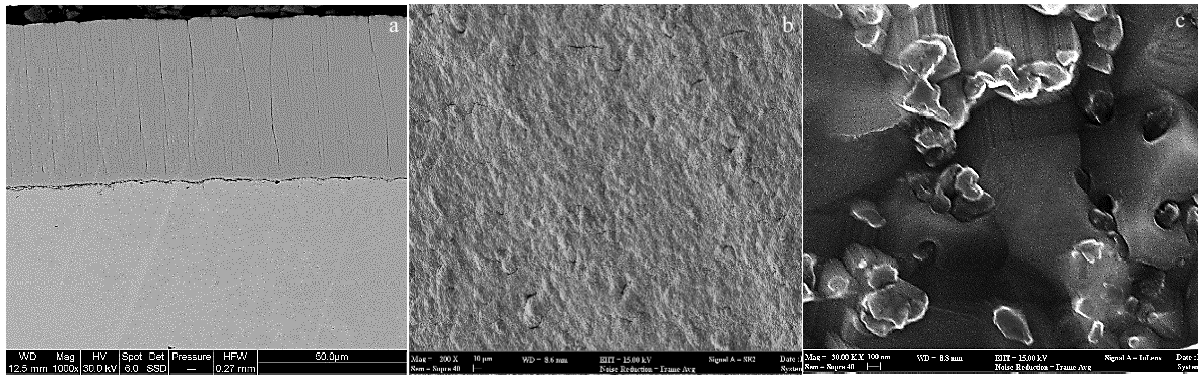


图 1 EB-PVD 制备 CoCrAlY 涂层的截面与表面形貌

Fig.1 Cross-sectional (a) and surface (b, c) morphologies of CoCrAlY coating prepared by EB-PVD

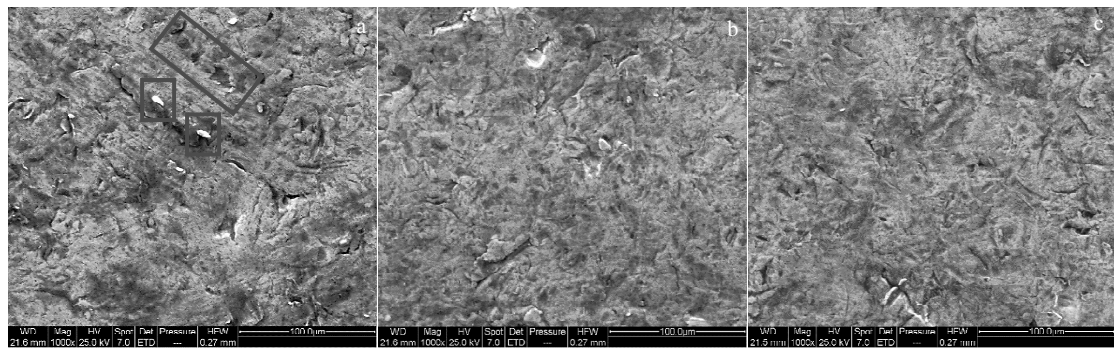


图 2 喷丸后 CoCrAlY 涂层的表面形貌

Fig.2 Surface microstructures of CoCrAlY coatings after shot peening with different strength: (a) 0.3 N, (b) 0.3 N+0.2 N, and (c) 0.3 N+0.1 N

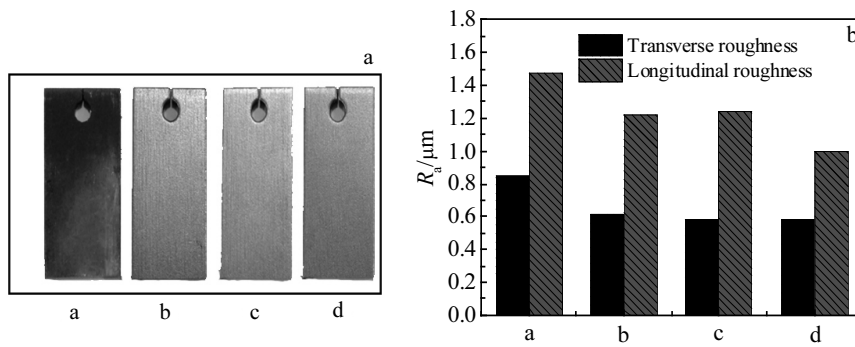


图 3 喷丸强化后 CoCrAlY 涂层的表面宏观形貌和粗糙度

Fig.3 Macrostructure (a) and surface roughness (b) of CoCrAlY coatings after shot peening (a-without surface strengthening, b-surface shot peening with strength of 0.3 N, c-surface compound shot peening with strength of 0.3 N+0.2 N, and d-surface compound shot peening with strength of 0.3 N+0.1 N)

分别记为纵向粗糙度与横向粗糙度，结果表明：EB-PVD 制备的 CoCrAlY 涂层在连续均匀的塑性变形下，表面粗糙度降低，纵向粗糙度由 $R_a=1.5 \mu\text{m}$ （横向 $0.82 \mu\text{m}$ ）降低到 $R_a=1.04 \mu\text{m}$ （横向 $0.6 \mu\text{m}$ ）。这就说

明了喷丸处理能有效的降低 EB-PVD 法制备的涂层表面粗糙度。当喷丸强度为 0.3 N 时，与强度为 0.3 N+0.2 N 和 0.3 N+0.1 N 表面复合喷丸工艺强化的涂层表面粗糙度相差不大。但 0.3 N+0.1 N 表面复合喷丸强化

相较普通的 0.3 N 喷丸强化的涂层表面粗糙度要低, 特别是纵向粗糙度。

2.4 喷丸对涂层残余应力的影响

一般认为涂层的内应力分为热应力和本征应力, 且本征应力又分为界面应力和生长应力, 其中热应力对涂层与基体的结合力影响最大^[15]。但涂层的本征应力对涂层的影响也不能忽视, 对于岛状模式生长的柱状晶涂层, 涂层本征应力表现为拉伸应力, 并且随着涂层厚度增加, 拉伸应力近似线性增加^[16, 17]。采用物理气相沉积方法制备的柱状晶 CoCrAlY 涂层符合上述特点。拉应力的存在可能导致涂层的开裂或剥落, 特别对于脆性较大的 CoCrAlY 涂层。图 4 为喷丸前后涂层中的残余应力值, 误差±20 MPa。从图中可知, 1050 °C 真空热处理后涂层的应力得到释放, 表面残余应力几乎为 0。对强化后的 CoCrAlY 涂层的表面残余应力数据分析表明: 喷丸强化能改变涂层的应力状态, 涂层将受到压应力, 且残余压应力的与喷丸强度有很大相关。复合喷丸后涂层的残余压应力增加, 不会使得涂层因弹丸多次撞击后发生了塑性流变, 而导致表层应力部分释放^[18], 也不会长时间、大喷丸强度下发生试样弯曲。残余应力的存在能为其后的真空热处理过程中的回复再结晶行为提供驱动力, 导致形核率上升, 晶粒得到细化。晶粒细化促使贯穿涂层的间隙被封堵, 缺陷的减少, 将提升涂层的抗高温氧化性能。

2.5 喷丸强化导致 CoCrAlY 涂层厚度和截面硬度的变化

高能喷丸使得涂层在垂直于涂层表面的连续作用下不断发生向下的塑性变形, 涂层厚度减小, 涂层

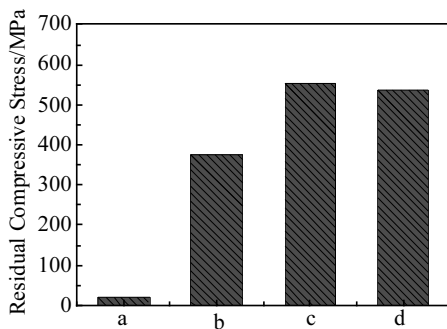


图 4 CoCrAlY 涂层的残余压应力

Fig.4 Residual compressive stress of CoCrAlY coatings (a-without surface strengthening, b-surface shot peening with strength of 0.3 N, c-surface compound shot peening with strength of 0.3 N+0.2 N, and d-surface compound shot peening with strength of 0.3 N+0.1 N)

致密度因而上升, 涂层内疏松和孔隙等特征结构减少。研究表明^[19], 喷丸处理能使 EB-PVD 法制备的 Ni 基涂层密度提高 30%以上。图 5a 的数据为在扫描电镜下测量的涂层厚度后计算所得, 可知复合喷丸能进一步减小涂层厚度, 且经过第 2 次强度为 0.1 N 和 0.2 N 的喷丸后, 涂层厚度变化量相同, 约为 1660 nm。通过计算得出复合喷丸强化后 CoCrAlY 涂层密度提升了约 20%。

图 5b 为不同强度喷丸后的 CoCrAlY 涂层截面硬度梯度值, 误差<1%。原始涂层硬度约为 5200 MPa, 从图中可见, 喷丸后涂层硬度得到显著提升, 且涂层硬度值随着与涂层表面距离的增加不断降低。因喷丸前后涂层具有相同成分和组织结构, 故喷丸强化后涂层的致密度和残余应力的变化可通过涂层的显微硬度值反映出来。从图 5b 可见, 随着距离涂层表面距离增加, 硬度值呈梯度逐渐降低, 反映了涂层致密度和残余应力也呈梯度下降, 符合高速运动的弹丸与金属表面的一般作用规律^[20]。

图 5b 中 0.3 N+0.1 N 和 0.3 N+0.2 N 的复合喷丸工艺强化的涂层表层硬度值几乎相等, 约为 8650 MPa, 0.3 N 喷丸强度强化的涂层表面硬度为 8320 MPa 与其相近。从图 5a 中可以看到 0.3 N+0.2 N 和 0.3 N+0.1 N 表面复合喷丸强化后的涂层厚度减少量 ΔH 约为 0.3 N 喷丸强度强化涂层的 2 倍, 涂层密度高于 0.3 N 喷丸强度

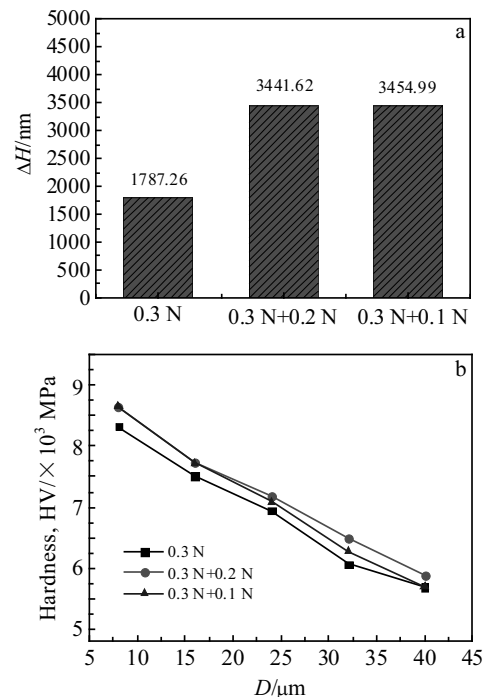


图 5 不同喷丸强度对 CoCrAlY 涂层厚度与截面硬度的影响
Fig.5 Thickness (a) and cross-sectional hardness (b) change of CoCrAlY coatings after shot peening with different strength

强化的涂层，但 2 组不同工艺喷丸强化的涂层表层硬度却相近。说明此时涂层表面的致密度已接近其理论的最大值，过大的喷丸强度只是冲击力传递到涂层内部，导致涂层内部的塑性变形进一步增大。对比分析图 5 中 0.3 N+0.2 N 和 0.3 N+0.1 N 的两种复合喷丸强化后涂层的厚度和硬度变化表明：复合喷丸过程中，在保证涂层完整性的前提下，当第 1 次喷丸强度达到一定值后，涂层表层达到最大致密度，表层硬度不再发生较大变化，随后的第 2 次喷丸也不会对涂层表层硬度产生变化。

2.6 涂层表面物相变化

喷丸引起表层材料产生连续塑性变形，使扩散后涂层的相组成和组织结构发生重大变化^[21]。经过喷丸处理后的 CoCrAlY 涂层再次经过 1050 °C 真空热处理 2 h，然后测试涂层的物相变化情况，得到如图 6 的 XRD 图谱。CoCrAlY 涂层主要由 γ -Co(fcc 结构)固溶体相和 β -CoAl(bcc 结构)相组成，对比峰强度可知，喷丸前涂层中 γ -Co 固溶体相所占体积分数较大。喷丸后，涂层中的 β -CoAl 相含量增加， γ -Co 固溶体相含量降低，且随着残余压应力值的增大，涂层的 β -CoAl 相含量增加。一方面是由于受到反复塑性变形，涂层中的位错大量增殖，在高温环境下，这些位错为 Al 原子的扩散运动提供了大量通道，导致 Al 原子补充充足，利于形成 β -CoAl 相；另一方面，由于涂层中应力状态的改变较大，以及大量位错缠结等原因，导致涂层内部界面能和畸变能较大，为涂层回复再结晶过程中 β -CoAl 相的形成提供驱动力。

2.7 涂层的氧化增重曲线

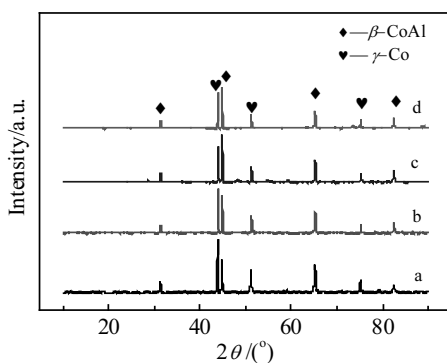


图 6 不同喷丸处理 CoCrAlY 涂层 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of CoCrAlY coatings (a-without surface strengthening, b-surface shot peening with strength of 0.3 N, c-surface compound shot peening with strength of 0.3 N+0.2 N, and d-surface compound shot peening with strength of 0.3 N+0.1 N)

图 7 为 CoCrAlY 涂层试样在 1100 °C 的氧化动力学曲线，在近 300 h 的高温氧化过程中，大致可分为 3 个部分：0~50 h 区间的初始快速氧化、50~160 h 区间的稳定慢速氧化以及 160 h 后的再次氧化增速。在 0~50 h 区间，涂层开始与空气中大量的氧气接触，Cr 和 Al 与 O 发生化学反应，快速形成热氧化物；随后的 50~160 h 的氧化过程中，由于形成了完整均匀的氧化膜，阻碍了氧原子和金属原子的扩散，氧化速率降低，涂层增重不明显^[22]；在 160 h 后，由于在长时间高温氧化，表层氧化膜中应力的不断增大，膜中开始产生的微裂纹，此时氧原子透过氧化膜，再次与涂层金属接触，氧化速率增大。

对比分析不同喷丸工艺下的涂层氧化动力学曲线可知，喷丸能够明显提升涂层的抗氧化性能。复合喷丸强化涂层的抗氧化性能要明显好于普通喷丸强化，在 1100 °C、近 300 h 的高温氧化过程中几乎未发现氧化物膜发生破裂而导致增重的现象。抗氧化性能对比结果为：未表面喷丸<强度 0.3 N 表面喷丸<强度为 0.3 N+0.2 N 表面复合喷丸<强度 0.3 N+0.1 N 表面复合喷丸。

结合文章前面部分关于涂层表面形貌、表面粗糙度、涂层密度变化、应力和物相变化的分析，对喷丸强化 CoCrAlY 涂层的工艺对涂层的高温抗氧化性能的机理进行研究，结果表明：相较普通喷丸，复合喷丸强化后的 CoCrAlY 涂层密度提高较大，经过高温回复后，涂层内孔隙，疏松等缺陷的减少，增大了高温下氧原子向涂层内部的渗入阻力，减低氧在涂层中由外向内的扩散速率，从而提高涂层的抗氧化能力^[21]。

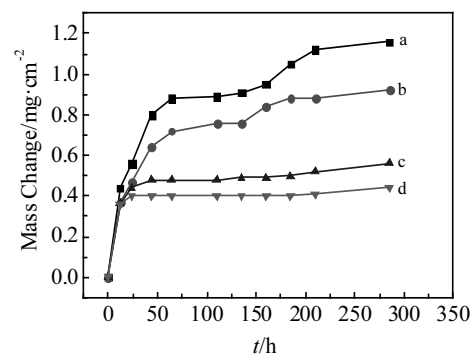


图 7 不同喷丸处理 CoCrAlY 涂层在 1100 °C 的氧化动力学曲线

Fig.7 Oxidation kinetics curves of CoCrAlY coatings exposed at 1100 °C (a-without surface strengthening, b-surface shot peening with strength of 0.3 N, c-surface compound shot peening with strength of 0.3 N+0.2 N, and d-surface compound shot peening with strength of 0.3 N+0.1 N)

喷丸后涂层表面粗糙度降低,致使涂层表面在 1100 °C 静态氧化过程中氧化膜生长均匀致密,涂层表面应力分布均匀,氧化膜不易在氧化过程中因应力集中而破裂,涂层抗高温氧化性能得到提升。由于喷丸导致涂层产生的较大变形和残余应力,在高温热处理过程中 β -CoAl 相增加,有利于涂层表面氧化膜的快速形成,快速的对涂层形成保护。CoAl 相的韧性好于 γ -Co 固溶体相^[9],与 TGO 有更好的热相容性,不易导致 TGO 开裂。这些都提高涂层的抗氧化性能。对涂层的表面形貌,涂层致密度,物相结构等方面研究分析,不难发现,强度 0.3 N+0.1 N 表面复合喷丸后涂层表面形貌,表层密度和整体密度,以及物相结构均有利于提升涂层的抗氧化性能。当喷丸强度大于等于 0.3 N 时,虽然能提升涂层致密度,降低表面粗糙度,促进 CoAl 相形成等有利于涂层抗高温氧化性能的因素,但与复合喷丸相比其抗高温氧化性能相差较大。这一方面是由于相对于复合喷丸强化工艺,涂层致密度低,表面粗糙度大,CoAl 相占比较少等原因导致的;另一方面,0.3 N 喷丸强度喷丸后在表面形成了少量鳞状凸起,有研究表明,此鳞状凸起的存在,导致氧化物在此处择优生长,形成孤岛氧化物,而此种孤岛状的氧化物距离粘接层界面越近,对界面残余应力影响越大^[23]。导致此处的氧化膜应力较为集中,在 Al 元素不断被消耗过程中,其容易发生破裂。同时,由于喷丸强度的增大,导致在喷丸前真空热处理过程中形成的 Al_2O_3 氧化膜破损,与喷丸过程中产生的一些弹丸碎渣一起进入粘结层表层的某些部位,在高温氧化过程中,弹丸碎渣或氧化皮将被包裹进入向内生长的氧化膜中^[24]。而碎渣或氧化皮与氧化膜之间的结合不如自身生长的氧化物致密,这些部位将有利于氧的向内扩散,且也会导致随后生成的氧化膜在此因应力集中而被破坏,从而降低 CoCrAlY 涂层的抗高温氧化性能。

3 结 论

1) 复合喷丸强化 CoCrAlY 涂层的工艺能明显提高 EB-PVD 制备的 CoCrAlY 涂层的抗高温氧化性能,且也好于普通高能喷丸强化工艺。其中 0.3 N+0.1 N 表面复合喷丸强化 CoCrAlY 涂层工艺得到的抗高温氧化性能最佳。

2) 相比普通高能喷丸,复合喷丸强化工艺能更显著降低 EB-PVD 制备的 CoCrAlY 涂层表面粗糙度,提高涂层的致密度,改善物相结构,进而提升涂层的抗高温氧化性能。

3) 喷丸强度大于等于 0.3 N 时,CoCrAlY 涂层表面出现鳞状突出物,导致氧化物在此处择优生长,形

成类似孤岛氧化物的凸起。此凸起处生长的氧化膜应力较为集中,容易发生破裂,从而降低了涂层的使用寿命。

参考文献 References

- [1] Bose S. *High Temperature Coatings*[M]. Burlington: Butterworth-Heinemann, 2007
- [2] Yoshifumi O, Daisuke K, Naotoshi O *et al. Thermal Spray Technology*(热喷涂技术)[J], 2014(03): 56
- [3] Tang Xuezhi(唐学智), Li Luping(李录平), Huang Zhangjun(黄章俊) *et al. Gas Turbine Technology*(燃气轮机技术)[J], 2015(3): 6
- [4] Guo Hongbo(郭洪波), Xu Huibin(徐惠彬), Gong Shengkai(宫声凯) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2001, 30(4): 314
- [5] Prater J T, Patten J W, Hays D D *et al. Thin Solid Films*[J], 1980, 73(2): 439
- [6] Fairbanks J W, Machlin I. *Conference on Proceedings of Gas Turbine Materials in the Marine Environment*[C]. Castine, Maine: Marine Maritime Academy, 1974
- [7] Wright I G, Pint B A, Simpson C S *et al. Materials Science Forum*[J], 1997, 251-254: 195
- [8] Wang Bing(王冰), Lu Chunyan(卢春燕), Sun Chao(孙超) *et al. Corrosion Science and Protection Technology*(腐蚀科学与防护技术)[J], 2002, 14(1): 7
- [9] Nicholls J. *Journal of the Minerals Metals & Materials Society*[J], 1999, 52(1): 28
- [10] Hemker K J, Mendis B G, Eberl C. *Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 483-484(1): 727
- [11] Bai Zhiming(白致铭), Guo Lei(郭磊), Liang Tianquan(梁天权) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2011, 32(11): 123
- [12] Song Jinxia(宋尽霞), Han Yafang(韩雅芳), Liu Qingquan(刘庆琰) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 289
- [13] Li Shusuo(李树索), Zhou Chungeng(周春根), Gong Shengkai(宫声凯) *et al. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics*(北京航空航天大学学报)[J], 2004, 30(10): 989
- [14] Zhou Z H, Gong S K, Li H F *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2007, 20(2): 145
- [15] Zhou Shun(周顺), Liu Weiguo(刘卫国), Liu Huan(刘欢) *et al. Journal of Vacuum Science and Technology*(真空科学与技术学报)[J], 2010, 30(4): 341
- [16] Zhang Ying(张瑛), Yang Junfeng(杨俊峰), Fang

- Qianfeng(方前锋). *Science and Technology Innovation Herald*(科技创新导报)[J], 2009, 34: 108
- [17] Fang Yongsi(房永思), Tang Wu(唐武), Weng Xiaolong(翁小龙) et al. *Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2006, 37(12): 1959
- [18] Wang Renzhi(王仁智). *Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing*(理化检验-物理分册)[J], 2007, 43(10): 535
- [19] Ru Jilai(汝继来), Wang Renzhi(王仁智). *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 1998(3): 30
- [20] Wang Xin(王欣), Li Siqing(李四清), Meng Zhenwei(孟震威) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2013, 33(3): 34
- [21] Wang Renzhi(王仁智), Ru Jilai(汝继来). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 1999(2): 14
- [22] Ren Weipeng(任维鹏), Li Qing(李青), Xiao Chengbo(肖程波) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2014, 44(6): 74
- [23] Han Zhiyong(韩志勇), Jing Zhenzhu(靖珍珠). *Journal of Civil Aviation University of China*(中国民航大学学报)[J], 2014, 32(4): 36
- [24] Xu Qiangang(徐前岗), Tang Jianxin(唐建新), Wang Ning(王宁) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2004, 24(4): 30

Effect of Surface Compound Shot Peening Process on Isothermal Oxidation of CoCrAlY Coatings Prepared by EB-PVD

Deng Zhonghua^{1,2}, Liu Qibin¹, He Limin², Huang Guanghong²

(1. Guizhou University, Guiyang 550025, China)

(2. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: CoCrAlY coatings prepared by EB-PVD were surface shot peened with strength of 0.3 N, 0.3 N+0.1 N and 0.3 N+0.2 N to study their isothermal oxidation performance after high energy compound shot peening process with different intensity. The surface morphologies of the coatings were observed before and after shot peening. The surface roughness, surface residual stress, thickness and cross-sectional hardness of the coatings were measured after shot peening. The phase change and performance of isothermal oxidation for the CoCrAlY coatings were analyzed after shot peening. The results show that the performance of isothermal oxidation of the CoCrAlY coating prepared by EB-PVD with compound shot peening is improved more than that by common shot peening, and the compound shot peening with strength of 0.3 N+0.1 N causes the best performance of isothermal oxidation. Compared with common shot peening, compound shot peening process can reduce the surface roughness, increase the density, change the phase structure, and improve isothermal oxidation performance of the CoCrAlY coating. When the shot peening intensity is greater than or equal to 0.3 N, scales form on the surface of CoCrAlY coating and result in preferential growth of TGO herein. Because of TGO film ruptured by stress concentration here, the service life of the coating is degraded. Meanwhile, the compound shot peening can remove the scales.

Key words: compound shot peening; EB-PVD; CoCrAlY coating; isothermal oxidation performance; mechanical deformation

Corresponding author: Liu Qibin, Ph. D., Professor, College of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, P. R. China, E-mail: qbliu2@263.net