

TiAl 合金表面激光重熔等离子喷涂 MCrAlY 涂层研究

Study on Laser Remelting MCrAlY Coatings Prepared by
Plasma Spraying on TiAl Alloy Surface

王东生^{1,2}, 田宗军^{1,2}, 陈志勇², 沈理达², 刘志东^{1,2}, 黄因慧^{1,2}

(1 南京航空航天大学 江苏省精密与微细制造技术重点实验室,
南京 210016; 2 南京航空航天大学 机电学院, 南京 210016)

WANG Dong-sheng^{1,2}, TIAN Zong-jun^{1,2},
CHEN Zhi-yong², SHEN Li-da², LIU Zhi-dong^{1,2}, HUANG Yin-hui^{1,2}

(1 Jiangsu Key Laboratory of Precision and Micro-
Manufacturing Technology, Nanjing University of Aeronautics and
Astronautics, Nanjing 210016, China; 2 College of Mechanical and Electrical
Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

摘要: 为了进一步提高 TiAl 合金表面等离子喷涂 MCrAlY 涂层的高温氧化性能, 采用激光重熔工艺对涂层进行处理, 研究了激光重熔对涂层微观组织及抗氧化性能的影响。用扫描电镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 和 X 射线衍射仪 (XRD) 分析了涂层氧化前后的表面形貌、微观组织和相组成。结果表明: 经过激光重熔处理后, 涂层片层状组织得以消失, 致密性提高, 消除了喷涂层的大部分孔洞、夹杂等缺陷, 同时使 Al 元素在涂层表面的重新分布, 形成了 Al 的富集区; 等离子喷涂 MCrAlY 层能显著提高 TiAl 合金的抗高温氧化性能, 经过激光重熔后可进一步提高其抗高温氧化性能。

关键词: 激光重熔; 等离子喷涂; TiAl 合金; MCrAlY 涂层; 微观组织; 抗高温氧化性能

中图分类号: TG 156 99; TG 166 7 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2009)07-0072-07

Abstract: To improve the hightemperature oxidation resistance of the MCrAlY coatings prepared by plasma spraying on TiAl alloy surface, laser remelting experiment had been carried out and the effects of laser remelting on microstructure and oxidation resistance on the coatings were researched. The surface morphology, microstructure and phase of the coatings before and after oxidation were investigated using scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffractometry (XRD). The results show that the coating has a higher compactness and the lamellar structure of plasma-sprayed coating is eliminated after laser remelting. Meanwhile, aluminum is redistributed at the top of the remelted coating and forms an Al-rich region because of relative low density of Al. The plasma-sprayed MCrAlY coating has better oxidation resistance than the original TiAl alloy, and the laser-remelted coating has the best oxidation resistance.

Key words: laser remelting; plasma spraying; TiAl alloy; MCrAlY coating; microstructure; high-temperature oxidation resistance

TiAl 基金属间化合物合金(以下简称 TiAl 合金)具有密度低、比强度和比刚度高、高温蠕变及高温疲劳性能好等优点, 被认为是极具应用前景的新型轻质高温结构材料之一, 特别是对未来航空航天、发动机以及燃气轮机等极具吸引力。但当 TiAl 合金使用温度高于 800℃ 时, 其抗氧化性能迅速降低, 因此进一步提高 TiAl 合金的抗高温氧化能力就成了急需解决的问题^[1,2]。

MCrAlY (M = Ni, Co, Fe) 涂层为单独使用的高温抗氧化层和热障涂层 (Thermal Barrier Coating, TBCs) 的黏接层, 已广泛用于燃气轮机部件上, 目前制备 MCrAlY 涂层的方法主要有等离子喷涂 (Plasma Spraying, PS) 和电子束物理气相沉积 (Electron Beam-Physical Vapor Deposition, EB-PVD) 等方法。由于成本低, 生产效率高, 喷涂层厚度可调范围大, 成

分易控制等优点, 等离子喷涂已成为 MCrAlY 涂层的主要制备方法。但等离子喷涂工艺特点决定了涂层具有典型的层状结构, 涂层中存在较高的非平衡相和孔隙率, 界面结合的主要形式是机械结合等, 这些因素限制了等离子喷涂涂层的抗氧化性能、耐磨性能、耐腐蚀性能等。激光重熔(熔覆)处理是一种将激光技术和热处理相结合的激光表面强化技术^[3], 也是一种有效提高等离子喷涂层性能方法, 可以消除了喷涂层的层状结构、大部分孔隙和氧化物夹杂, 形成了均匀致密的涂层, 保证了涂层的性能, 从而提高了工件的使用寿命。许多研究表明激光重熔(熔覆)技术可显著提高 MCrAlY 涂层抗高温氧化性能^[4-8]。

本工作采用等离子喷涂方法在 TiAl 合金表面制备了 MCrAlY 涂层, 并用激光重熔工艺对涂层进行处理, 用带有能谱仪(EDS)的扫描电子显微镜(SEM)和 X 射线衍射仪(XRD)对氧化前后涂层表面形貌、微观组织和相组成进行研究和表征, 考察了激光重熔处理

对涂层微观组织和抗高温氧化性能的影响。

1 实验

1.1 实验材料

实验用基体材料为钢铁研究总院高温材料研究所熔炼的 γ -TiAl 基合金(TAG-2), 尺寸为 10mm × 10mm × 5mm, 其名义化学成分为 Ti-46.5Al-2.5V-1Cr (原子分数/%), 合金经非自耗电弧炉反复熔炼三次, 再在真空磁悬浮电炉中重熔三次, 铸锭经 1260℃/175MPa/3h 热等静压处理及在 1350℃保温 10min 后随炉冷却得到全片层组织。等离子喷涂所用 MCrAlY 材料为北京矿冶研究总院金属材料所生产的粒度为 -140~+325 目, 由 Y₂O₃ 弥散的 NiCoCrAl 超合金粉末(KF-113A), 其名义成分为 Ni-20Co-18Cr-15Al-2Y₂O₃ (质量分数/%), 相应的粉末形貌和能谱分析结果见图 1。

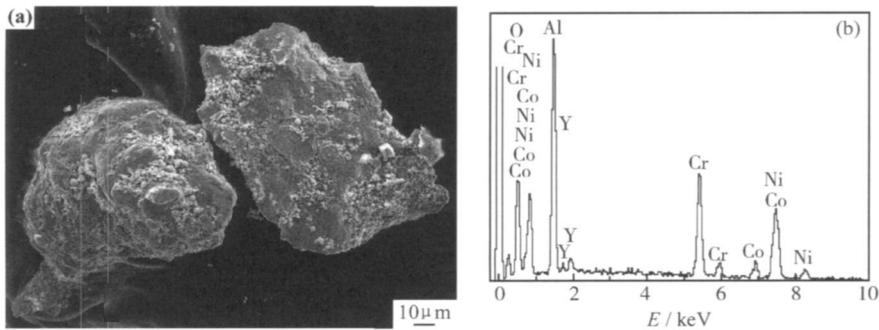


图 1 MCrAlY 粉末 SEM 形貌(a)及 EDS 能谱分析结果(b)
Fig. 1 SEM image (a) and EDS result (b) of MCrAlY powder

1.2 涂层制备工艺和设备

采用等离子喷涂预制 MCrAlY 涂层, 喷涂设备为 3710 型等离子喷涂系统, 等离子喷涂工艺参数见表 1。喷涂前试样经打磨、除油、喷砂等预处理。激光重熔采用 SLCE-X12×25 型 CO₂ 激光加工机, 重熔时氩气保护, 通过激光重熔过程温度场数值模拟^[9,10] 结合具体实验, 得到了相对优化的激光重熔工艺参数: 激光功率为 950W, 光斑尺寸为 5mm × 3mm 的矩形光斑, 激光扫描方向沿光斑 3mm 侧, 扫描速度为 600mm/m, 搭接量为 20%。

1.3 分析及测试手段

采用带有 INCAx-sight 型能谱仪的 JSM-7100F 型场发射扫描电子显微镜(FESEM)分析和观察氧化前后涂层的形貌和显微组织; 用 X 射线衍射仪(XRD)来进行涂层相分析, 衍射实验在 D/max 2500 型 X 射

表 1 等离子喷涂参数

Table 1 Plasma spraying parameters

Process parameter	MCrAlY
Current/A	710
Voltage/V	42
Primary gas, Ar/kPa	65
Secondary gas, He/kPa	115
Carrier gas, Ar/kPa	45
Powder feed rate/(g·min ⁻¹)	2
Spray distance/mm	110
Traverse speed/(mm·s ⁻¹)	100
Coating thickness/μm	~150

线衍射仪上进行, 衍射条件: 靶材为铜靶(K α , λ =0.154178nm), 电子加速电压为 50kV, 电流为 200mA, 扫描速度为 4(°)/min, 步宽为 0.02°。

对试样进行循环氧化试验, 以不连续称重法测定各试样的氧化动力学曲线(所有结果均为 3 个试样的平均值)。具体方法如下: 在 SX2-4-9 箱式电阻炉中进行氧化实验, 试样放入已烧至恒重的氧化铝坩埚中, 在 850℃ 静态空气中氧化, 氧化 100h, 氧化过程中每隔 10h 连同坩埚称量一次, 所用称重天平是感重为 10^{-4} g 的 FA1004 型分析天平, 作单位面积试样增重随时间变化的氧化动力学曲线。

2 结果与讨论

2.1 氧化前显微组织分析

等离子喷涂 MCrAlY 涂层形貌如图 2 所示。由图 2a 可见, 等离子喷涂 MCrAlY 涂层表面凹凸不平, 呈片层状堆积在一起, 片层结构为等离子喷涂过程中熔融或半熔融状态的 MCrAlY 粒子在撞击已形成的涂层表面展平成薄片状后, 瞬间凝固形成的, 片层之间为小面积粘合, 有许多孔隙存在, 致密性不高。孔隙的形成主要是由于喷涂粒子的相互搭接堆积、熔融粒子的体积收缩及喷涂时熔融粒子中的气体在涂层冷却至室温后的析出所致。图 2b 为相应的横截面形貌, 可见涂层呈明显的层状堆积特征, 这主要由等离子喷涂工艺特点决定的, 同时有较多黑色区域, 黑色区域为未熔颗粒、孔隙和氧化物夹杂集中的地方。等离子喷涂是利用等离子热源将材料加热至熔化或热塑性状态, 形成一簇高速的熔态粒子流(熔滴流), 依次碰撞基体或已形成的涂层表面, 经过粒子的横向流动扁平化, 急速凝固冷却, 不断沉积而形成的^[1]。熔滴在形成涂层的过程中, 由于很高的扁平化速度和冷却凝固速度, 各熔滴的行为在通常的喷涂条件下是相互独立的, 后一道喷涂粉末在前一道涂层上重复叠加, 因此等离子喷涂 MCrAlY 涂层具有层状结构的特征。

激光重熔的主要目的是为了消除喷涂层的层状结构、大部分孔隙和氧化物夹杂, 形成均匀致密的涂层, 保证了涂层的性能, 从而提高了工件的使用寿命。图 3 为相应的激光重熔 MCrAlY 涂层形貌, 可以看出, 激光重熔处理后, 消除了大部分内部缺陷, 涂层变得致密、均匀, 涂层与基体间由喷涂态的机械结合变为冶金结合^[7,8]。比较重熔前后的涂层形貌, 喷涂态的 MCrAlY 层表面疏松、不均匀; 而激光重熔态的 MCrAlY 层表面致密, 无微裂纹。

2.2 高温氧化实验结果

图 4 为原始 TiAl 合金、等离子喷涂以及激光重熔 MCrAlY 涂层在 850℃ 下的氧化动力学曲线, 可见看出, 原始 TiAl 合金的氧化增重很大, 且其氧化增重曲

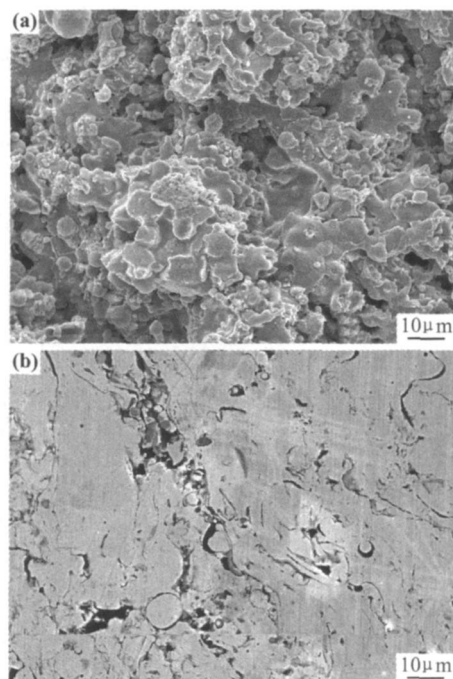


图 2 等离子喷涂 MCrAlY 涂层 SEM 形貌

(a) 表面; (b) 横截面

Fig. 2 SEM morphology of plasma-sprayed MCrAlY coating

(a) surface; (b) cross section

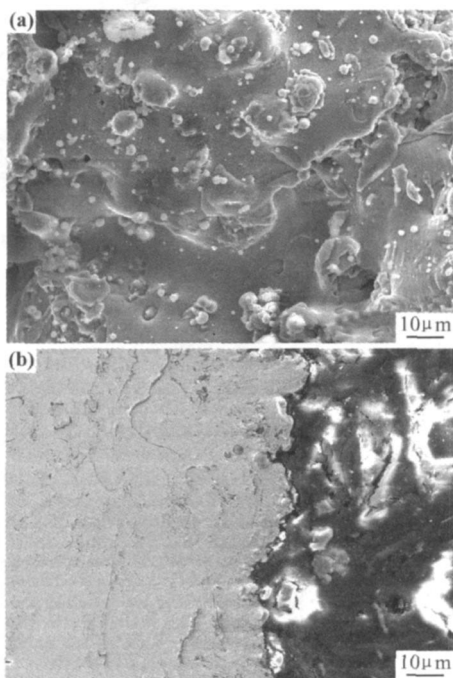


图 3 激光重熔 MCrAlY 涂层 SEM 形貌

(a) 表面; (b) 横截面

Fig. 3 SEM morphology of laser-re melted MCrAlY coating

(a) surface; (b) cross section

线近似一条直线, 抗高温氧化性能较差, 而 MCrAlY 涂层可显著提高其抗氧化性能。不论是等离子喷涂

MCrAlY 涂层还是激光重熔 MCrAlY 涂层的氧化动力学曲线都近似呈抛物线型,氧化初期氧化增重较明显,随着氧化时间的增加,氧化保护膜的生成,氧化增重趋于平缓,表明 MCrAlY 涂层具有较好的抗高温氧化性能,但激光重熔 MCrAlY 涂层的氧化增重趋势较等离子喷涂态的平缓,经 850℃氧化 100h 后,等离子喷涂 MCrAlY 涂层的氧化增重为 $4.29\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2}$,而激光重熔涂层只有 $3.11\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2}$,重熔后其抗高温氧化性能提高 27.52%。

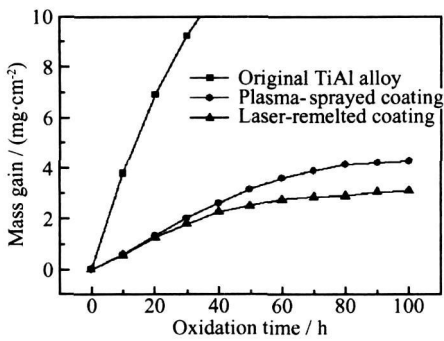


图 4 850℃下氧化动力学曲线

Fig 4 Oxidation kinetics of specimens at 850℃

2 3 高温氧化机理分析

原始 TiAl 合金在 850℃氧化 100h 后,氧化层表面的 XRD 分析结果如图 5 所示,可见,原始合金在高温长时间氧化后,其表面主要氧化产物为 TiO_2 和 Al_2O_3 ,并且 TiO_2 峰较强,表明其中又以 TiO_2 的量居多。

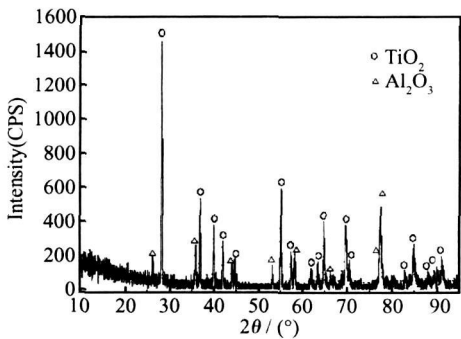


图 5 原始 TiAl 合金 850℃氧化 100 h 氧化层表面的 X 射线衍射分析结果

Fig 5 XRD patterns of the original TiAl alloy after oxidation at 850℃ for 100h

图 6a, b 分别为原始 TiAl 合金 850℃氧化 100h 后氧化层表面和横截面形貌。由图 6a 可看出:氧化层表面由粗大的四方形晶粒及少量细小的晶粒组成,能谱分析表明,粗大的四方形晶粒主要含 Ti 和 O,而少量细小晶粒则主要由 Al 和 O 组成,结合 XRD 分析结

果可判断表面氧化产物由 TiO_2 和少量的 Al_2O_3 相组成。由图 6b 可看出, TiAl 表面的氧化层具有分层结构,且各层间结合不好,如前所述外层主要由 TiO_2 组成,内层为 TiO_2 和 Al_2O_3 的混合物,内外层间为一富 Al_2O_3 的中间层^[12],由于不能形成保护性的 Al_2O_3 氧化层从而导致 TiAl 表现出较差的抗高温氧化性能。另外经过长期高温氧化后,氧化层有较严重的剥落现象。

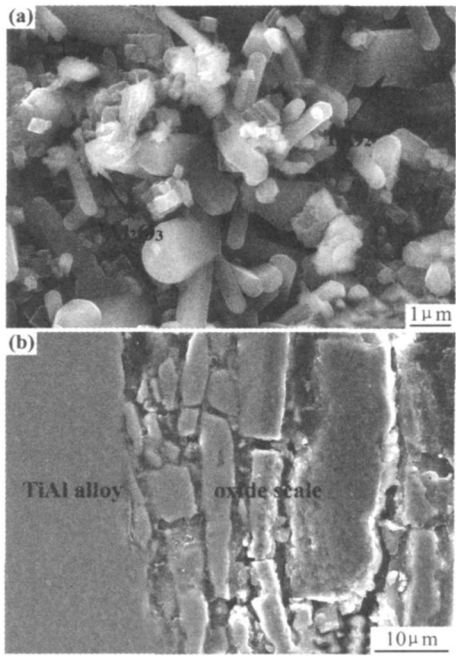


图 6 原始 TiAl 合金 850℃氧化 100h 后形貌
(a) 表面; (b) 横截面

Fig 6 Oxides morphology of the untreated original TiAl alloy after oxidation at 850℃ for 100h
(a) surface; (b) cross section

由氧化物的标准生成自由能可知, Al_2O_3 和 TiO 的标准生成自由能非常接近,从热力学角度来讲,在氧化的初期,应该是 Al 和 Ti 同时氧化。由于氧化层表面的氧压很高,所以生成的 TiO 很快被氧化成 TiO_2 。从 XRD 检测结果看,主要氧化产物也是 TiO_2 和 Al_2O_3 ,从动力学角度来看, Ti 在 TiO_2 的扩散速度远远大于 Al 在 Al_2O_3 的扩散速度。因此 TiO_2 的生长更迅速,氧化层中的 TiO_2 的量更多^[13, 14]。

等离子喷涂和激光重熔 MCrAlY 涂层在 850℃氧化 100h 后,均未出现氧化层剥落现象。 MCrAlY 涂层之所以具有较好的抗高温氧化性能,稀土氧化物 Y_2O_3 的加入起到了重要作用,一方面少量 Y_2O_3 颗粒的弥散分布强化了 MCrAlY 合金,同时可大幅度改善合金的抗氧化性能,另一方面也增大了氧化层的黏附

力,从而减缓了氧化层的剥落。图 7a, b 为相应氧化层表面的 XRD 分析结果,结果表明,等离子喷涂 MCrAlY 涂层氧化后氧化物主要有 NiO, Cr_2O_3 , NiCr_2O_4 , Al_2O_3 等,经过激光重熔,涂层氧化后氧化物与重熔前基本相同,只是 Al_2O_3 的峰更强,同时出现新相

NiAl_2O_4 。分析其原因是:激光重熔过程中,涂层中密度较小的 Al 上浮于涂层表面,使重熔态的 MCrAlY 涂层表面 Al 含量较高^[7,8],在高温氧化过程中生成的 Al_2O_3 也相应较多,同时部分 Al_2O_3 与 NiO 发生固相反应生成 NiAl_2O_4 尖晶石。

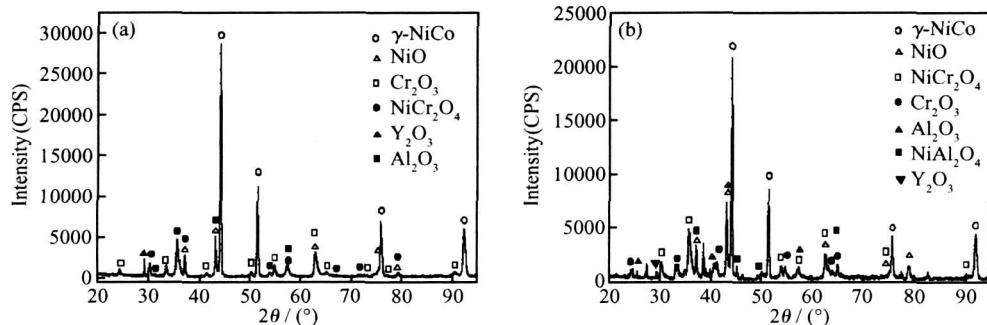


图 7 MCrAlY 涂层 850℃氧化 100h 氧化层表面的 X 射线衍射分析结果 (a) 等离子喷涂态; (b) 激光重熔态

Fig 7 XRD patterns of the MCrAlY coating after oxidation at 850 °C for 100h (a) plasma-sprayed; (b) laser-remelted

图 8 为等离子喷涂 MCrAlY 涂层在 850 °C 氧化 100h 后的氧化层表面形貌。可见其表面主要有菜花状氧化物以及少量颗粒状氧化物组成,同时有极少量针叶状氧化物夹杂在颗粒状氧化物之间,整个氧化层较疏松。图 9a, b 为相应的菜花状和颗粒状氧化物能谱(EDS)分析结果,结合 XRD 分析结果可判断菜花状氧化物成分为尖晶石 NiCr_2O_4 ,在氧化层的最外层,是氧化层外延生长的核心。由于涂层自由膨胀效应被外延生长的 NiCr_2O_4 尖晶石氧化物所抑制,这将导致冷却过程中产生压应力,引起涂层剥落,因此表面菜花状的氧化物对涂层的抗高温氧化性能是不利的^[7,8]。根据文献[7,8],针叶状氧化物为 Al_2O_3 ,主要分布在颗粒状(多面体状) Cr_2O_3 , NiCr_2O_4 , NiO 等复合氧化物之间。

图 10 为激光重熔 MCrAlY 涂层在 850℃氧化 100h 后的氧化层表面形貌。与等离子喷涂层氧化物相比,其菜花状氧化物明显减少,颗粒状和针叶状氧化物显著增多,且其氧化层较致密。图 11 为相应的颗粒状氧化物能谱分析结果,可见其表面含有较高的 Al 的氧化物,这与 XRD 分析结果也是相符的。这是激光重熔 MCrAlY 涂层具有较好的抗高温氧化性能的主要原因:因为激光重熔使密度较小的 Al 在涂层的顶部附近重新分布,形成 Al 的富集区。氧化初期,Al 富集区发生氧化,形成保护性的氧化物 Al_2O_3 ,起到了氧化屏障作用;最终,在重熔层的顶部形成生长缓慢、致密的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Cr}_2\text{O}_3$ 层,这有利于涂层抗氧化性能

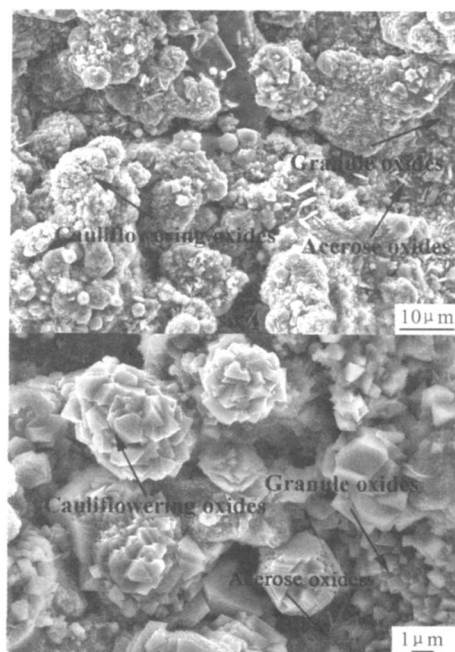


图 8 等离子喷涂 MCrAlY 涂层 850℃氧化 100h 后表面形貌

Fig 8 Oxides morphology of the plasma-sprayed NiCoCrAlY- Y_2O_3 coating after oxidation at 850 °C for 100h

的提高^[7,8]。另外,激光重熔消除了喷涂层的大部分孔洞、夹杂等缺陷,使涂层致密度提高,减少了高温氧化过程中金属离子向外扩散和氧离子向内扩散的通道也是使激光重熔涂层具有较高抗高温氧化性能的一个重要原因。

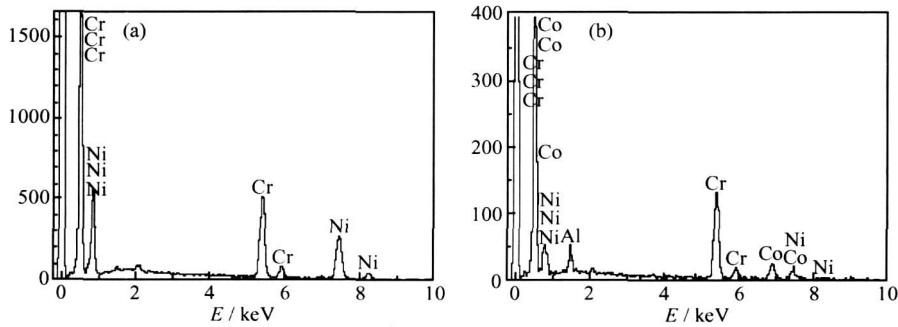


图9 氧化物 EDS 分析结果 (a) 菜花状; (b) 颗粒状
Fig. 9 The EDS results of oxides (a) cauliflowering oxides; (b) granule oxides

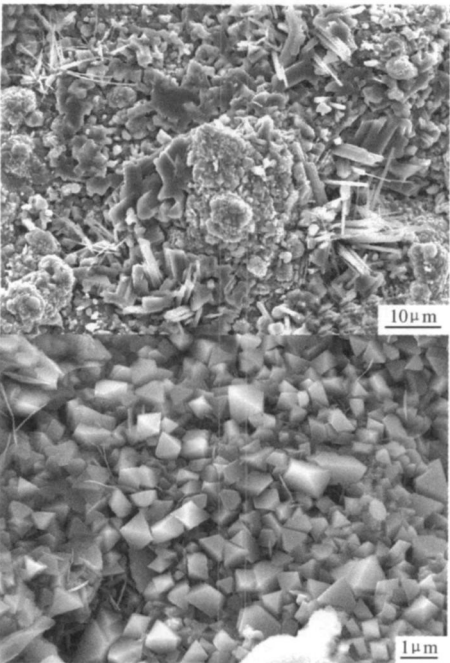


图 10 激光重熔 MCrAlY 涂层 850℃氧化 100h 后表面形貌
Fig. 10 Oxides morphology of the laser-remelted MCrAlY coating after oxidation at 850℃ for 100h

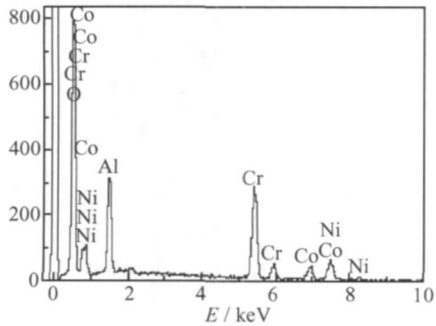


图 11 氧化物 EDS 分析结果
Fig. 11 The EDS results of oxides

基体一侧由 γ -TiAl 转变为硬而脆的 AlNi_2Ti 和/或 AlCo_2Ti 三元金属间化合物, 涂层与基体之间的互扩散会恶化涂层的抗长期高温氧化性能及基体的力学性能, 特别像这样硬而脆的扩散层会显著降低基体的疲劳寿命。因此如果要进一步提高 TiAl 合金表面激光重熔 MCrAlY 涂层的抗长期高温氧化性能, 必须采取措施抑制涂层和基体之间的互扩散。王启民等人^[17, 18]的研究表明: 通过在 TiAl 合金与 MCrAlY 涂层间加入 Al/ Al_2O_3 扩散障可有效的减缓基体与 MCrAlY 涂层的互扩散, 提高 TiAl 合金抗氧化性能并延长其使用寿命。

3 结论

- (1) 采用等离子喷涂技术在 TiAl 合金表面制备了 MCrAlY 涂层, 经过激光重熔处理后, 涂层片层状组织得以消失, 致密性提高, 同时消除了喷涂层的大部分孔洞、夹杂等缺陷。
- (2) 等离子喷涂 MCrAlY 涂层能显著提高 TiAl 合金的抗高温氧化性能, 经过激光重熔后可进一步提高其抗高温氧化性能。
- (3) 激光重熔 MCrAlY 涂层具有较高抗氧化性能的原因是: 一方面激光重熔使 Al 元素在涂层表面的重新分布, 形成了 Al 的富集区; 另一方面归因于激光重熔消除了喷涂层的大部分孔洞、夹杂等缺陷, 使涂层致密度提高, 从而减少了高温氧化过程中氧化扩散通道。

参考文献

[1] YANG R, CUI Y Y, DONG L M, et al. Alloy development and shell mould casting of gamma TiAl [J]. Journal of Material Processing Technology, 2003, 135(2- 3): 179- 188.
[2] 王东生, 黄因慧, 田宗军, 等. TiAl 合金表面 涂层技术研究现状 [J]. 材料导报, 2007, 21(11): 72- 75.
[3] 王东生, 黄因慧, 田宗军, 等. 激光重熔对喷射电沉积纳米镍涂

文献[15, 16] 的研究表明: 在长期高温氧化过程中, MCrAlY 涂层中的 Ni, Co 向内扩散的过程将导致

- 层组织与性能的影响 [J]. 中国激光, 2008, 35(1): 142–146.
- [4] SIDHU B S, PURI D, PRAKASH S. Characterisations of plasma sprayed and laser remelted NiCrAlY bond coats and Ni₃Al coatings on boiler tube steels [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 368(1): 149–158.
- [5] PARTES K, GIOILLI C, BARDI U. High temperature behaviour of NiCrAlY coatings made by laser cladding [J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(10): 2208–2213.
- [6] IWAMOTO H, SUMIKAWA T, NISHIDA K, et al. High temperature oxidation behavior of laser clad NiCrAlY layer [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 241(1): 251–258.
- [7] WU Y N, ZHANG G, FENG Z C, et al. Oxidation behavior of laser remelted plasma sprayed NiCrAlY and NiCrAlY-Al₂O₃ coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 138(1): 56–60.
- [8] WU Y N, QIN M, FENG Z C, et al. Improved oxidation resistance of NiCrAlY coatings [J]. Materials Letters, 2003, 57(16–17): 2404–2408.
- [9] 王东生, 田宗军, 沈理达, 等. TiAl 合金表面激光重熔等离子喷涂 MCrAlY 涂层热力耦合有限元分析 [J]. 应用激光, 2008, 28(2): 92–98.
- [10] 王东生, 田宗军, 沈理达, 等. 钛合金表面激光重熔等离子喷涂 MCrAlY 涂层温度场数值模拟 [J]. 应用激光, 2007, 27(6): 444–449.
- [11] MCPHERSON R. The relationship between the mechanism of formation, microstructure and properties of plasma-sprayed coatings [J]. Thin Solid Films, 1981, 83(13): 297–310.
- [12] 唐兆麟, 王福会. TiAlCr 涂层对 TiAl 金属间化合物抗高温氧化性能的影响 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 1998, 18(1): 35–40.
- [13] IZUMI T, YOSHIOKA T, HATASUGU S. Oxidation behavior of sulfidation processed TiAl-2 at.% X (X = Si, Mn, Ni, Ge, Y, Zr, La, and Ta) alloys at 1173 K in air [J]. Intermetallics, 2005, 13(7): 694–703.
- [14] LIU X B, YU R L. Microstructure and high-temperature wear and oxidation resistance of laser clad V/W₂C/TiC composite coatings on V-TiAl intermetallic alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 439(1–2): 279–286.
- [15] TANG Z L, WANG F H, WU W T. Effect of MCrAlY overlay coatings on oxidation resistance of TiAl intermetallics [J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 99(3): 248–252.
- [16] TANG Z L, WANG F H, WU W T. The effects of several coatings on cyclic oxidation resistance of TiAl intermetallics [J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 110(1–2): 57–61.
- [17] WANG Q M, GUO M H, KEP L, et al. Oxidation protection of NiCoCrAlY coatings on gamma-TiAl [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2005, 15(2): 423–426.
- [18] WANG Q M, ZHANG K, GONG J, et al. NiCoCrAlY coatings with and without an Al₂O₃/Al interlayer on an orthorhombic Ti₂AlNb-based alloy: oxidation and interdiffusion behaviors [J]. Acta Materialia, 2007, 55(4): 1427–1439.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(59975046); 江苏省自然科学基金重点项目(BK2004005)

收稿日期: 2008-05-04; 修订日期: 2008-09-10

作者简介: 王东生(1978—), 男, 博士研究生, 研究方向为激光表面改性技术, 联系地址: 南京市御道街 29 号南京航空航天大学 285 信箱(210016), E-mail: wangds@nuaa.edu.cn

(上接第 71 页)

- [8] MA W, GONG S K, XU H B, et al. The thermal cycling behavior of lanthanum-cerium oxide thermal barrier coating prepared by EB-PVD [J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200: 5113–5118.
- [9] CAO X Q, VASSEN R, TIETZ F, et al. New double-ceramic-layer thermal barrier coatings based on zirconia-rare earth composite oxides [J]. Journal of the European Ceramics Society, 2006, 26: 247–252.
- [10] ZHOU H M, YI D Q, YU Z M, et al. Preparation and thermophysical properties of CeO₂ doped La₂Zr₂O₇ ceramic for thermal barrier coatings [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 438: 217–222.
- [11] CAO X Q, LI J Y, ZHONG X H, et al. La₂(Zr_{0.7}Ce_{0.3})₂O₇ — a new oxide ceramic material with high sintering-resistance [J]. Material Letter, 2008, 62: 2667–2669.
- [12] MILLER R A. Thermal barrier coatings for aircraft engines: history and directions [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 1997, 6(1): 35–42.
- [13] SCHULZ U, SARUHAN B, FRITSCHER K, et al. Review on advanced EB-PVD ceramic topcoats for TBC applications [J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2004, 1(4): 302–315.
- [14] SLEIGHT A. Negative thermal expansion materials [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 1998, 3(2): 128–131.
- [15] SCHULZ U, MENZBACH M, LEYENS C, et al. Influence of substrate material on oxidation behavior and cyclic lifetime of EB-PVD TBC systems [J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 146: 117–123.
- [16] BI X F, XU H B, GONG S K. Investigation of the failure mechanism of thermal barrier coatings prepared by electron beam physical vapor deposition [J]. Surface and Coatings Technology, 2000, 130: 122–127.
- [17] EVANS A G, MUMMDR, HUTCHINSON J W, et al. Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings [J]. Progress in Materials Science, 2001, 46: 505–553.
- [18] HUTCHINSON J W, EVANS A G. On the delamination of thermal barrier coatings in a thermal gradient [J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 149: 179–184.

收稿日期: 2009-02-10; 修订日期: 2009-05-15

作者简介: 牟仁德(1975—), 男, 博士, 主要从事 EB-PVD 热障涂层研究, 联系地址: 北京市 81 信箱 5 分箱(100095), E-mail: murende@163.com