

TiAl 合金表面热障涂层的高温抗氧化性能研究

何 坛^{1,2,3} 张永建^{1,2,3} 余文涛^{1,2,3} 刘少军⁴

[1.西安文理学院陕西省表面工程与再制造重点实验室; 2.西安文理学院西安市智能增材制造重点实验室;
3.西安文理学院西安市植入器械成形与优化重点实验室; 4.精明(西安)金属科技有限公司]

摘 要 利用大气等离子喷涂技术(APS)在 TiAl 合金基体表面制备 TiAl₃/Al₂O₃-13TiO₂ 纳米热障涂层。采用 SEM、EDS 和 XRD 技术分析纳米热障涂层在氧化前后的微观组织及相组成,并对其在 950 ℃ 下的抗氧化性能进行测试。结果表明,TiAl 合金表面制备 TiAl₃/Al₂O₃-13TiO₂ 纳米热障涂层后高温抗氧化性能显著提高,氧化动力学曲线呈对数变化规律,950 ℃ 高温氧化时,氧化速率常数为 $3.7 \times 10^{-3} \text{ mg}^2 \cdot \text{cm}^4/\text{s}$ 。在高温氧化过程中,TiAl₃ 粘结层与 TiAl 合金基体之间发生元素扩散,TiAl 合金基体与粘结层之间界面消失。在陶瓷层与粘结层之间形成均匀连续的热生长氧化物层(TGO),在 TiAl₃ 粘结层完全降解为 TiAl₂ 相和三元 Ti-Al-O 化合物后,TGO 对陶瓷层和粘结层仍具有良好的粘附性,减少氧气向内扩散。陶瓷涂层可以延缓氧原子的大量扩散,同时避免粘结层过度氧化。因此,TiAl₃/Al₂O₃-13TiO₂ 纳米热障涂层能够有效地提高 TiAl 合金基体的高温抗氧化性。

关键词 TiAl 合金;热障涂层;高温氧化

中图分类号 TG146.23;TG335.86 文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.011.023 开放科学(资源服务)标识码(OSID):



High Temperature Oxidation Resistance of Thermal Barrier Coatings on the
Surface of TiAl Alloy

He Tan^{1,2,3}, Zhang Yongjian^{1,2,3}, Yu Wentao^{1,2,3}, Liu Shaojun⁴

[1.Shaanxi Provincial Key Laboratory of Surface Engineering and Remanufacturing, Xi'an University of Arts and Sciences; 2.Xi'an Key Laboratory of Intelligent Additive Manufacturing, Xi'an University of Arts and Sciences; 3.Xi'an Key Laboratory of Implant Forming and Optimization, Xi'an University of Arts and Sciences; 4.Canny (Xi'an) Metal Technology Co., Ltd.]

Abstract: TiAl₃/Al₂O₃-13TiO₂ nanostructured thermal barrier coating was prepared on the surface of TiAl alloy substrate by atmospheric plasma spraying(APS). The microstructure and phase composition of nanostructured thermal barrier coating before and after oxidation were analyzed by SEM, EDS and XRD, and the high-temperature oxidation resistance at 950 ℃ was characterized. The results indicate that the high-temperature oxidation resistance of TiAl₃/Al₂O₃-13TiO₂ nanostructured thermal barrier coating on TiAl alloy is significantly improved, and the oxidation kinetic curve presents a logarithmic variation pattern, where the oxidation rate constant is $3.7 \times 10^{-3} \text{ mg}^2 \cdot \text{cm}^4/\text{s}$ at 950 ℃. During the high temperature oxidation process, elemental diffusion occurs between TiAl₃ bond layer and TiAl alloy, and the interface between TiAl alloy and bond layer disappears. A uniform and continuous thermally grown oxide layer TGO is formed between ceramic layer and bond layer, which possesses desirable adhesion to the ceramic layer and bond layer even after TiAl₃ bond layer is completely degraded to TiAl₂ phase and ternary Ti-Al-O compound, reducing the inward diffusion of oxygen. The ceramic coating can retard the massive diffusion of oxygen atoms while avoiding excessive oxidation of bond layer. Therefore, TiAl₃/Al₂O₃-13TiO₂ nanostructured thermal barrier coating can effectively enhance high-temperature oxidation resistance of TiAl alloy.

Key Words: TiAl Alloy, Thermal Barrier Coating, High Temperature Oxidation

收稿日期:2023-05-05;修改稿收到日期:2023-05-30

基金项目:国家自然科学基金青年科学基金资助项目(11902250);陕西省教育厅专项科研计划资助项目(20JK0875);西安文理学院三年行动计划资助项目(2021XDJH18);陕西高校青年创新团队资助项目,陕西省自然科学基金基础研究计划资助项目(2023-JC-YB-409)

第一作者简介:何坛,女,1986 年出生,讲师,西安(710065),E-mail: xiaohetas809@163.com

引用格式:何坛,张永建,余文涛,等. TiAl 合金表面热障涂层的高温抗氧化性能研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(11):1 566-1 570.
HE T, ZHANG Y J, YU W T, et al. High temperature oxidation resistance of thermal barrier coatings on the surface of TiAl alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(11):1 566-1 570.

γ -TiAl 合金是一种在航空航天、交通运输和汽车等行业应用前景十分广泛的工程材料^[1-3]。 γ -TiAl 合金作为一种轻质高温材料,具有优良的高温强度、耐腐蚀性和抗蠕变性,被认为是制备发动机的理想候选材料^[4-5]。目前,只有波音公司将 Ti-48Al-2Cr-2Nb(摩尔分数,%)合金成功应用在 GE-nx90 发动机第 6、7 级低压叶片上^[6]。然而, γ -TiAl 合金在 750~800 °C 以上抗氧化性能较差,这限制了 TiAl 基合金的高温应用。

改善 γ -TiAl 基合金高温抗氧化性的最佳途径是表面改性处理,近年来,许多高温抗氧化涂层逐渐用于 γ -TiAl 基合金,并取得了良好的效果,主要包括金属涂层^[7-10]、陶瓷涂层^[11-13]、热障涂层(TBCs)等^[14-16]。对于金属涂层,MCrAlY 系涂层是应用较多的合金类涂层,主要用于高温合金基体的抗氧化防护或热障涂层体系中基体与陶瓷涂层间的粘结,具有优异的高温抗氧化性能。但在高温氧化过程中,MCrAlY 系涂层与基体之间普遍存在反应扩散行为,会导致涂层迅速退化和失效。对于陶瓷涂层,在高温氧化过程中可以有效地阻挡氧原子向基体扩散,并且基体与陶瓷涂层之间不会发生相互扩散,可以有效提高 TiAl 基合金的力学性能。但是大部分陶瓷涂层和基体合金之间的相容性较差,而且涂层存在较大的内应力,极易产生剥落、开裂等缺陷。热障涂层通常由隔热陶瓷面层和抗氧化合金粘结层两部分组成,由于陶瓷与基体合金的热膨胀系数相差很大,当温度场变化时,陶瓷/粘结层界面出现较大热应力,可能导致涂层破坏。与常规陶瓷材料相比较,纳米陶瓷材料的塑韧性大幅提高,抗热冲击和抗断裂能力相应增强。LIANG B 等^[17]采用 APS 技术分别制备出颗粒尺寸为 60~100 μm 的一般 ZrO_2 镀层与尺寸为 60~80 nm 的纳米 ZrO_2 镀层。结果发现,纳米热障涂层在循环氧化过程中逐渐出现纵向裂纹,但是没有横向裂纹,而常规热障涂层中同时产生纵向及横向裂纹。当纳米陶瓷用作 TBC 面层时,陶瓷面层与合金粘结层间的热膨胀系数差值减小,热应力降低,TBC 开裂的可能性降低。

因此,对 TiAl 合金进行表面改性及纳米热障涂层技术研究,可将 TiAl 合金基体和纳米热障涂层材料的优点结合起来,成为提高 TiAl 合金高温抗氧化性能的有效途径。

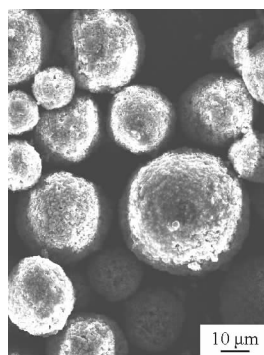
1 试验方法与材料

选用铸态 TiAl 合金,其化学成分(摩尔分数,下同)为:48%的 Ti,48%的 Al,2%的 Cr,2%的 Nb。采用线切割加工成尺寸为 30 mm×20 mm×2 mm 的试样。采用 AS600DTXBE 计算机自动控制离子镀膜设备制备镀铝膜。采用质量分数为 99.99%的 Al 靶材制备

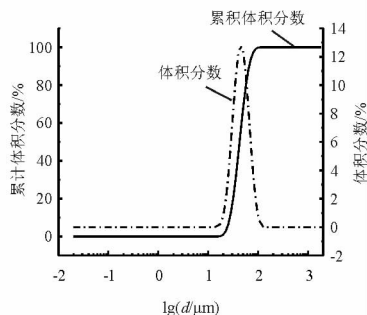
粘结层。膜层沉积之前,首先通入氩气,采用电压为 1 200 V,束流为 300 mA 的 Ar^+ 轰击试样表面约 20 min。镀膜工艺参数:电流为 700 A,电压为 36 V,主气为 Ar:50PSI、次气为 He:80PSI,喷射距离为 80 mm,转速为 3 r/min、喷枪移动速度为 500 mm/min,多弧离子镀膜时加热温度为 300 °C。利用 GSL-1800X-KS 型真空高温管式气氛炉对镀铝膜进行扩散热处理,在 200 °C 以上时通入氩气保护,热处理工艺为 800 °C×2 h,随炉冷却。

纳米陶瓷涂层由质量分数为 87%的 Al_2O_3 和 13% TiO_2 的混合纳米粉末喷涂而成,混合纳米粉混以一定量的聚乙烯醇溶液,通过造粒机制备成粒径分别为 $d_{10}=27\text{ }\mu\text{m}$, $d_{50}=42\text{ }\mu\text{m}$, $d_{90}=66\text{ }\mu\text{m}$ 的粉末,使粉末达到大气等离子喷涂所需的微米级尺寸,造粒后粉末呈类球形,具有良好的流动性,见图 1。采用 AT-3000PLASMA CONTROL SYSTEM 大气等离子喷涂设备制备 Al_2O_3 -13 TiO_2 表面陶瓷层。喷涂电压为 35~40 V,电流为 700~750 A,喷涂距离为 80~90 mm;等离子喷涂系统的转速为 3 r/min,喷枪移动速率为 500 mm/min。

利用 NovaNano SEM450 型场发射扫描电镜(SEM)观察分析涂层的微观形貌。用 DX2700 型 X 射线衍射仪(XRD)分析喷涂粉末和喷涂后陶瓷层的物相组成。恒温氧化试验采用增重法,即在每个进行高温氧化试验周期后,将试样称量,观察其质量变化情况。待电炉升到所需的温度,将试样放入炉内均温区,每隔 20 h 称重 1 次,试验总时长为 100 h。高温氧化试验过程中,称量采用 SHIMADZU-AUW220D 型电子分析天平,精度为 0.1 mg。



(a) 纳米陶瓷粉末微观形貌



(b) 粒径分布图

图 1 纳米陶瓷粉末微观形貌及粒径分布图

Fig.1 Morphology and particle size distribution of nanostructured ceramic powder

2 试验结果与讨论

2.1 热障涂层的微观形貌和组织结构

图 2 为热障涂层的表面及截面形貌,其表面为 Al_2O_3 -13 TiO_2 纳米粉末喷涂制成的陶瓷涂层。由图 2a

可以看出,涂层表面粗糙不平,这是由于部分未完全熔化的颗粒导致。热障涂层的表面涂层主要由完全熔化区和部分熔化区组成,存在少量的裂纹以及孔洞。在等离子喷涂过程中,喷涂粉末熔化为熔融态,少量空气混合在其中,当熔融态粉末被喷射到基体上后,空气逃逸出涂层产生孔洞。而在冷却过程中,涂层中的热应力不

均匀导致涂层中出现了裂纹,横向和纵向裂纹都存在。横向裂纹一般是由于颗粒在沉积过程中上下两层未完全结合或者是裂纹扩展造成的,因此,横向裂纹都存在于相邻两层之间的未结合界面。纵向裂纹是由于熔融陶瓷颗粒在沉积过程中急速冷却所形成的热应力释放而造成的^[18]。

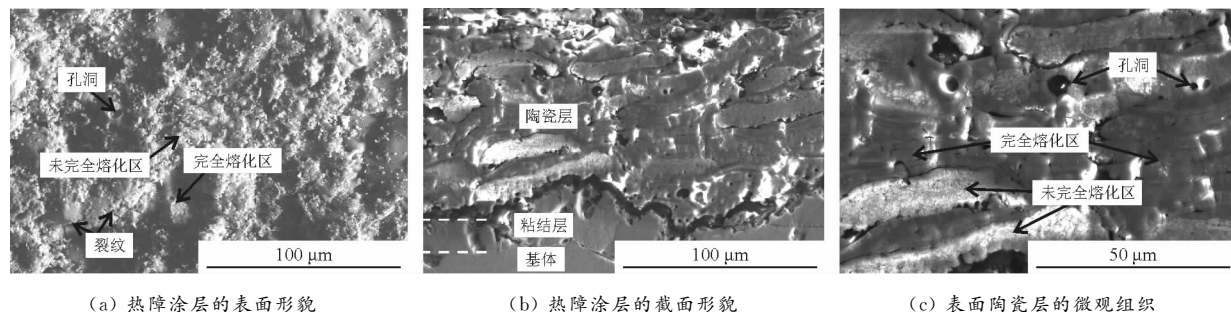


图 2 热障涂层的表面及截面形貌

Fig.2 Surface and cross-sectional morphologies of thermal barrier coating

由图 2b 可以看出,涂层从上至下依次为纳米陶瓷涂层、粘结层和 TiAl 合金基体。陶瓷涂层和粘结层的厚度分别约为 90 和 30 μm 。通过 EDS 分析,粘结层中 Al、Ti 元素摩尔分数分别为 75% 和 23%, 基体元素与镀层中 Al 元素发生了互扩散,粘结层形成 TiAl_3 相。陶瓷层由层状结构组成,见图 2c,这是热喷涂涂层的典型结构特点。陶瓷层中出现完全熔化区域和未完全熔化区域,根据文献报道^[19],出现两个不同区域的原因是喷涂粉末熔点的差异和喷枪内温度不均匀。 Al_2O_3 和 TiO_2 的熔点分别为 2 045 $^\circ\text{C}$ 和 1 840 $^\circ\text{C}$ 。当等离子喷涂喷枪中某些区域的温度在 1 840~2 045 $^\circ\text{C}$ 时, Al_2O_3 粉末不能完全熔化,而 TiO_2 粉末将会完全熔化。当喷枪内温度高于 2 045 $^\circ\text{C}$ 时, Al_2O_3 和 TiO_2 粉末均会完全熔化。当喷枪内温度低于 1 840 $^\circ\text{C}$ 时, Al_2O_3 和 TiO_2 粉末都不会完全熔化。因此全熔化区的成分分布均匀,而未完全熔化区是由部分熔化 Al_2O_3 颗粒组成,存在成分偏析的问题^[20]。完全熔化区组织致密,在高温抗氧化的过程中可阻止 O 原子的渗入,而部分熔化区存在一定的孔隙,对抗氧化性能不利。

2.2 涂层的物相组成

图 3 为喷涂前后陶瓷粉末和喷涂后陶瓷层的衍射图谱。可以看出,喷涂前粉末主要是由 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相和 Rutile- TiO_2 相组成。经过大气等离子喷涂后,稳定相 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 部分转化为亚稳相 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相,稳定相 Rutile- TiO_2 部分转化为亚稳相 Brookite- TiO_2 和 Anatase- TiO_2 相,这是由于在等离子喷涂过程中,涂层的快速凝固形成的。相对于 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相具有较低的界面形核能, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相先于 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相从液相中冷却形核^[21-22]。

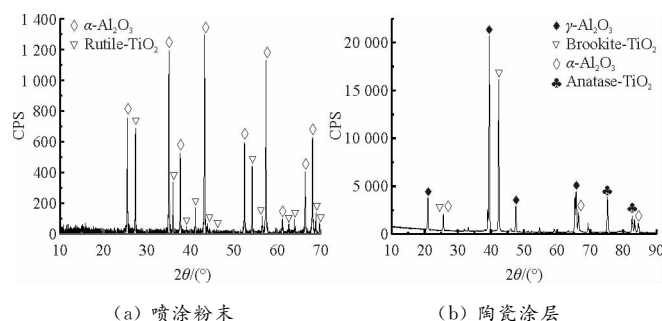


图 3 喷涂粉末和喷涂后陶瓷涂层的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of sprayed powder and ceramic coating after spraying

2.3 氧化动力学分析

图 4 为有无纳米热障涂层 TiAl 合金在 950 $^\circ\text{C}$ $\times$ 100 h 的恒温氧化动力学曲线。结果表明,有涂层合金单位面积的氧化增重要明显小于无涂层合金,这说明热障涂层能够有效保护 TiAl 合金。在 950 $^\circ\text{C}$ 下氧化试验初始阶段氧化试样的质量增加非常明显。而随着氧化时间延长,氧化试样增重速率明显减小,在最后 20 h 氧

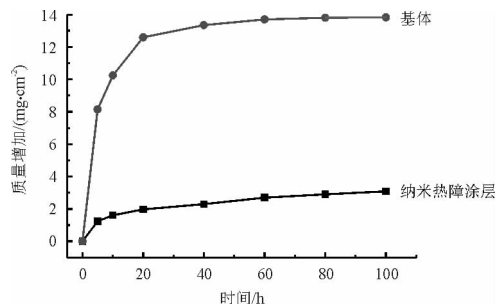


图 4 950 $^\circ\text{C}$ 下有无涂层 TiAl 合金氧化动力学曲线
Fig.4 Oxidation kinetic curves of TiAl alloy before and after coating at 950 $^\circ\text{C}$

化过程中,几乎没有氧化增重。950 ℃下氧化 100 h 后,有无涂层 TiAl 合金单位面积的氧化增重分别是 2.9 mg/cm² 和 13 mg/cm²。与 TiAl 合金相比,热障涂层具有更优异的抗氧化性能。

为了分析有无涂层 TiAl 合金氧化速率,氧化速率常数(k_p)可计算为:

$$\Delta m^2 = k_p t \tag{1}$$

式中, Δm 为单位面积氧化增重; t 为氧化时间。计算结果见表 1。可以看出,有涂层 TiAl 合金的氧化速率常数明显低于无涂层的。较低的氧化速率常数表明在热障涂层的保护下,TiAl 合金具有更好的抗氧化性能。

表 1 有涂层和无涂层合金的氧化速率常数

Tab.1 Oxidation rate constants for coated and uncoated alloys	
合金	$k_p/(\text{mg}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1})$
有涂层	8.4×10^{-5}
无涂层	3.7×10^{-3}

相较于其他涂层体系,多层热障涂层表现出良好的抗氧化性。ZENG S W 等^[23]使用大气等离子喷涂方法在 TiAl 合金表面制备由传统 YSZ 陶瓷涂层和纳米 YSZ 陶瓷涂层组成的热障涂层。由于纳米 YSZ 陶瓷涂层能够有效减小孔隙和裂纹,表现出良好的抗氧化性能。本研究选用 Al₂O₃-13TiO₂ 纳米粉末制备陶瓷涂层,这是由于 TiO₂ 颗粒能够起到密封孔洞和裂纹的作用,因而具有更低的孔隙率。低孔隙率陶瓷涂层能够有效阻挡氧原子扩散至过渡涂层和 TiAl 合金基体,具有优异的抗氧化性能和高温稳定性能。

2.4 恒温氧化后的涂层形貌

图 5 为 950 ℃氧化 100 h 后纳米热障涂层的截面形貌,EDS 分析结果见表 2。结果表明,热生长氧化物(Thermal growth oxide,TGO)层^[24]主要由 Al 和 O 元素组成,可推测 TGO 层主要是 Al₂O₃ 相。经过 100 h 高温氧化后,TiAl₃ 过渡层逐渐转变为两层,根据表 2 的元素分析,第一层主要为 TiAl₂ 相,主要由 TiAl₃ 层与基体的互扩散引起的。第二层主要由两相组成,经过 100 h 高温氧化后,经过 EDS 分析表明,TiAl₃ 相逐渐转变为两种 Ti-Al-O 化合物。CHUMS 等^[25]发现在 1 000 ℃

下氧化 3 h 后,在氧化物和基体之间形成了一个双相层,由两个几乎平行的相组成。EDS 结果表明,这两相为 Ti-Al-O 化合物,其相结构和成分有待后续分析确定。

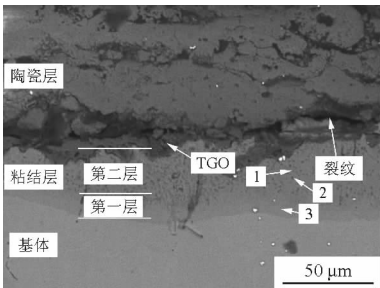


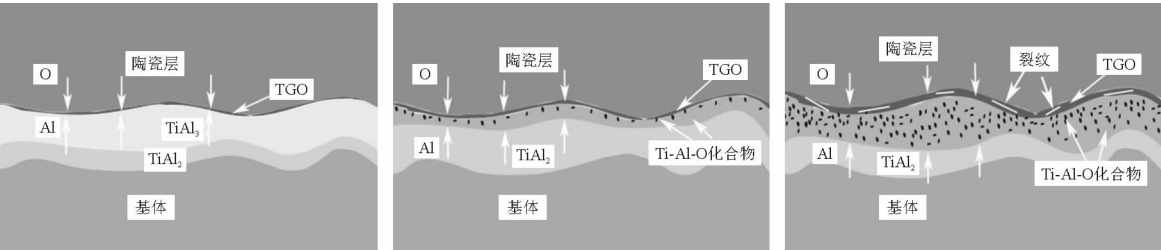
图 5 热障涂层 950 ℃恒温氧化 100 h 的截面组织图片

Fig.5 Cross-sectional structure of thermal barrier coating oxidized at 950 ℃ for 100 h

表 2 图 5 中不同区域的 EDS 分析结果

Tab.2 EDS results of different regions in Fig.5		%				
位置	x_B					相组成
	Al	Ti	Cr	Nb	O	
1	61.2	19.2	0.8	1.8	17	Ti-Al-O 化合物
2	57.3	17.2	0.7	1.8	22	Ti-Al-O 化合物
3	61.9	27.4	2.6	2.1	5.0	TiAl ₂
TGO	29.9	3.0	-	-	67.1	Al ₂ O ₃

图 6 为粘结层转变过程的示意图。经过 100 h 高温氧化后,TiAl₂ 层的转变过程包括 3 个阶段。第 1 阶段,由于 TiAl₃ 过渡层与基体的互扩散导致 TiAl₂ 层的形成;第 2 阶段,随着氧化时间延长, TiAl₂ 层的厚度逐渐增加而 TiAl₃ 层的厚度逐渐减小。同时 Ti-Al-O 化合物逐渐出现并随着 TiAl₃ 层的消耗。第 3 阶段,经过 100 h 氧化后,TiAl₃ 层逐渐转变为 2 种三元 Ti-Al-O 化合物。由于氧元素的扩散,TiAl₂ 层的厚度逐渐减小。通过上述粘结层的演化过程可以看出,纳米热障涂层改善 TiAl 合金抗氧化性能的作用机理主要是阻挡氧原子扩散至合金表面。Al₂O₃-13TiO₂ 纳米陶瓷涂层具有较低的孔隙率,能够有效阻挡大部分的氧原子向粘结层扩散;粘结层通过氧化反应消耗氧原子;纳米陶瓷层/粘结层界面处生成的致密 Al₂O₃ 层能够进一步阻挡氧原子扩散至 TiAl 合金表面。



(a) 粘结层转变初期 (b) 粘结层转变中期 (c) 粘结层转变后期

图 6 粘结层在氧化 100 h 过程的演变示意图

Fig.6 Evolution of bond layer during oxidation for 100 h

3 结 论

(1)在 950 ℃ 下氧化 100 h 后,有无 $\text{TiAl}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ -13 TiO_2 纳米热障涂层的 TiAl 合金氧化增重分别是 2.9 mg/cm² 和 13 mg/cm²。这表明纳米热障涂层能够有效提高 TiAl 合金的高温抗氧化性能。

(2)在 950 ℃ 下氧化 100 h 期间,粘结层的演化过程分为 3 个阶段。第 1 阶段,由于 TiAl_3 粘结层与 TiAl 基体的互扩散导致 TiAl_2 层的形成。第 2 阶段,随着氧化时间延长, TiAl_2 层的厚度逐渐增加,而 TiAl_3 层的厚度逐渐减小。同时伴随着 TiAl_3 层的消耗, Ti-Al-O 化合物逐渐出现。第 3 阶段,经过 100 h 氧化后, TiAl_3 层逐渐转变为 2 种三元 Ti-Al-O 化合物。

(3)纳米热障涂层改善 TiAl 合金抗氧化性能的作用机理主要是阻挡氧原子扩散至合金表面。 Al_2O_3 -13 TiO_2 纳米陶瓷涂层具有较低的孔隙率,能够有效阻挡大部分的氧原子扩散;粘结层通过氧化反应消耗氧原子;纳米陶瓷层/粘结层界面处生成的致密 Al_2O_3 层能够进一步阻挡氧原子扩散 TiAl 合金表面。

参 考 文 献

- [1] 王国田,龙泽堃,王强,等. 脉冲频率对定向凝固 TiAl 基金属组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(11): 1 331-1 337.
- [2] WU X H. Review of alloy and process development of TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2006, 14(10-11): 1 114-1 122.
- [3] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
- [4] 杨勍人,张小干,曹蓓,等. TiAl 合金冷却相变研究进展及细晶组织调控[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(2): 142-147.
- [5] TANG B, CHENG L, KOU H C, et al. Hot forging design and microstructure evolution of a high Nb containing TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2015, 58: 7-14.
- [6] APPEL F, JONATHAN D, OEHRING M. Gamma Titanium Aluminides: Science and Technology[M]. John Wiley & Sons: New York, 2011.
- [7] ZHANG L W, LU L, WANG L, et al. Microstructural characteristics and oxidation behavior of low-pressure cold-sprayed CoNi-CrAlY coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2017, 26(7): 1 565-1 572.
- [8] GONG X, ZHANG N N, ZHANG Z L, et al. Microstructure and oxidation behavior of Al and Al/NiCrAlY coatings on pure titanium alloy[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2017, 26(5): 846-856.
- [9] WEI Q, YIN Z Y, LI H. Oxidation control in plasma spraying NiCrCoAlY coating[J]. Applied Surface Science, 2012, 258(12): 5 094-5 099.
- [10] CHEN R R, GONG X, WANG Y, et al. Microstructure and oxidation behavior of plasma-sprayed NiCoCrAlY coatings with and without Ta on Ti44Al6Nb1Cr alloys[J]. Corrosion Science, 2018, 136: 244-254.

- [11] SIRVENT P, CRUZ D, MUÑEZ C J, et al. Microstructure and high-temperature oxidation behavior of cold gas-sprayed NiAl_2O_3 coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2016, 25(4): 694-703.
- [12] VERNHES L, BEKINS C, LOURDE N, et al. Nanostructured and conventional Cr_2O_3 , TiO_2 , and TiO_2 - Cr_2O_3 thermal-sprayed coatings for metal-seated ball valve applications in hydrometallurgy[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2016, 25(5): 1 068-1 078.
- [13] ZHANG T T, HUANG C B, LAN H, et al. Oxidation and hot corrosion behavior of plasma-sprayed $\text{MCrAlY-Cr}_2\text{O}_3$ coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2016, 25(6): 1 208-1 216.
- [14] LIU Z H, YANG H B, JIA Y F, et al. Heat protective properties of NiCrAlY/ Al_2O_3 gradient ceramic coating fabricated by plasma spraying and slurry spraying[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 327: 1-8.
- [15] LIMARGA A M, WIDJAJA S, YIP T H. Mechanical properties and oxidation resistance of plasma-sprayed multilayered $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ thermal barrier coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 197(1): 93-102.
- [16] SAREMI M, AFRASIABI A, KOBAYASHI A. Microstructural analysis of YSZ and YSZ/ Al_2O_3 plasma sprayed thermal barrier coatings after high temperature oxidation[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(14): 3 233-3 238.
- [17] LIANG B, DING C X. Thermal shock resistances of nanostructured and conventional zirconia coatings deposited by atmospheric plasma spraying[J]. Surface Coating Technology, 2005, 197(2-3): 185-192.
- [18] 张红松,魏媛,陈晓鸽. 等离子喷涂 ZrO_2 纳米热障涂层及热导率[J]. 河南工程学院学报, 2008, 20(1): 40-43.
- [19] ZHANG J X, HE J N, DONG Y C, et al. Microstructure characteristics of Al_2O_3 -13 TiO_2 coating plasma spray deposited with nanocrystalline powders[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 197(1-3): 31-35.
- [20] WANG D S, TIAN Z J, SHEN L D, et al. Microstructural characteristics and formation mechanism of Al_2O_3 -13 TiO_2 coatings plasma-sprayed with nanostructured agglomerated powders[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 203(10-11): 1 298-1 303.
- [21] LIN X H, ZENG Y, ZHOU X M, et al. Microstructure of alumina-3wt.% titania coatings by plasma spraying with nanostructured powders[J]. Materials Science and Engineering, 2003, A357(112): 228-234.
- [22] MCPHERSON R. On the formation of thermally sprayed alumina coatings[J]. Journal of Materials Science, 1980, 15(12): 3 141-3 149.
- [23] ZENG S W, ZHAO A M, JIANG H T. Oxidation of conventional and nanostructured 8% yttria-stabilized zirconia coating surface coatings on γ -TiAl[J]. Applied Surface Science, 2015, 332: 362-367.
- [24] HAYNES J A. Potential influences of bond coat impurities and void growth on premature failure of EB-PVD TBCs[J]. Scripta Materialia, 2001, 44(7): 1 147-1 152.
- [25] CHU M S, WU S K. Oxidation behavior of Ti-50Al intermetallics with thin TiAl_3 film at 1 000 ℃[J]. Oxidation of Metals, 2005, 63: 1-13.

(编辑:彭瑾)