

TiAl 合金表面 TiAlCrY/YSZ 涂层 高温长时间服役性能

潘洋洋^{1,2}, 梁波¹, 洪督², 祁志祥³, 牛亚然², 郑学斌²

(1. 燕山大学 材料科学与工程学院, 亚稳材料国家重点实验室, 秦皇岛 066004; 2. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 特种无机涂层实验室, 上海 200050; 3. 南京理工大学 材料评价与设计教育部工程研究中心, 先进金属与金属间化合物材料技术工信部重点实验室, 南京 210094)

摘要: TiAl 合金具有低密度、高比强度的优异性能, 是一种潜在的航空发动机用结构材料。TiAl 合金的服役温度范围为 700~900 °C, 在其表面制备高温热防护涂层可以进一步提高服役温度。本研究采用等离子喷涂技术在 TiAl 合金表面制备了新型 TiAlCrY/YSZ 涂层, 并与传统的 NiCrAlY/YSZ 热障涂层进行高温长时间服役性能对比研究。结果发现, TiAlCrY/YSZ 涂层在 1100 °C 空气环境中服役 300 h 保持完好, 表现出良好的高温性能, 而 NiCrAlY/YSZ 涂层在 1100 °C 的服役寿命不足 100 h。显微分析结果表明, TiAlCrY 黏结层表面会形成一层连续且致密的 TGO, 其主要成分为 Al₂O₃, 与 YSZ 涂层的界面相容性良好。并且 TGO 在 1100 °C 空气环境中服役 300 h 后, 厚度仍 < 8 μm。以上研究表明, 与传统 NiCrAlY/YSZ 热障涂层相比, TiAlCrY/YSZ 更适合作为 TiAl 合金表面的高温热防护涂层。

关键词: TiAl 合金; TiAlCrY/YSZ 涂层; 等离子喷涂; 高温长时间服役性能

中图分类号: TQ174 文献标志码: A

High Temperature Long-term Service Performance of TiAlCrY/YSZ Coating on TiAl Alloy

PAN Yangyang^{1,2}, LIANG Bo¹, HONG Du², QI Zhixiang³, NIU Yaran², ZHENG Xuebin²

(1. State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, College of Materials Science and Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China; 2. Key Laboratory of Inorganic Coating Materials CAS, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China; 3. MIIT Key Laboratory of Advanced Metallic and Intermetallic Materials Technology, Engineering Research Center of Materials Behavior and Design, Ministry of Education, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

Abstract: TiAl alloy has excellent properties of low density and high specific strength, which is a potential structural material for aero-engine. The service temperature of TiAl alloy is limited in the range of 700–900 °C, which is further improved by preparation of high temperature thermal protection coating. In the present work, a new type of TiAlCrY/YSZ coating was prepared on the TiAl alloy by plasma spray technologies, of which long-term service performance at high temperature was compared with the traditional NiCrAlY/YSZ coating. It was found that the TiAlCrY/YSZ coating remained intact after served 300 h at 1100 °C in the air, showing excellent high temperature performance, while the service lifetime of the NiCrAlY/YSZ coating at 1100 °C was less than 100 h. The

收稿日期: 2022-06-11; 收到修改稿日期: 2022-07-26; 网络出版日期: 2022-08-04

基金项目: 中国科学院国防科技创新基金项目(CXJJ-21S029)

The Basic Research of the Ministry of Science and Technology of the Chinese Academy of Sciences (CXJJ-21S029)

作者简介: 潘洋洋(1991–), 男, 博士研究生. E-mail: panyangyang4155@163.com

PAN Yangyang (1991–), male, PhD candidate. E-mail: panyangyang4155@163.com

通信作者: 梁波, 教授. E-mail: liangbo@ysu.edu.cn

LIANG Bo, professor. E-mail: liangbo@ysu.edu.cn

microstructure observation found that a continuous and dense TGO composed of Al_2O_3 was continuously formed on the TiAlCrY bonding coating, suggesting that TiAlCrY coating has good interfacial compatibility with the YSZ top coating. Moreover, the thickness of TGO was still less than 8 μm after served 300 h at 1100 $^\circ\text{C}$ in the air. As compared with traditional NiCrAlY/YSZ coating, the TiAlCrY/YSZ coating is a more suitable high temperature thermal coating ever for TiAl alloys.

Key words: TiAl alloy; TiAlCrY/YSZ coating; plasma spray; high temperature long-term service performance

TiAl 合金具有低密度(约为 3.9 g/cm^3)、高比强度等优异性能,是替代 Ni 基高温合金(密度约为 8.5 g/cm^3)用于航空发动机的一种潜在结构材料^[1-3]。研究发现, TiAl 合金的服役温度范围在 700~900 $^\circ\text{C}$,当超过这个温度范围,会出现显著的 Ti 竞争氧化,影响 TiAl 合金高温力学性能,这限制了其作为航空发动机高温部件的应用^[4]。热障涂层技术是解决这个问题的一种有效方法,可进一步提升 TiAl 合金的服役温度^[5-6]。

TiAlCr 基涂层是一种新型的有望用于 TiAl 合金表面的高温抗氧化涂层材料^[7-9]。TiAlCr 基涂层与 TiAl 合金具有相同的主体组元,在服役过程中可以避免界面处元素扩散并生成新的脆性相。另外,在高温环境中这种涂层表面还会生成一层致密的热生长氧化层(Thermally Grown Oxide Layer, TGO),起到保护基体不被氧化的作用。Braun 等^[10]采用磁控溅射的方法在 TiAl 合金表面制备了 TiAlCrY 涂层,并表现出优异的抗氧化循环性能,在 900 $^\circ\text{C}$ 空气环境中经过 1000 h 循环氧化,涂层增重仅约 1.8 mg/cm^2 。然而,磁控溅射方法制备的涂层厚度较薄、结合强度较小,难以对基体进行长期有效防护^[11-12]。此外,已有文献报道表明,该涂层的高温行为研究限定在 900 $^\circ\text{C}$,无法客观评价更高服役温度下对 TiAl 合金的防护效果。

针对该问题,本实验室前期通过优化设计,采用等离子喷涂技术在 TiAl 合金表面制备了 TiAlCrY 高温抗氧化涂层。该涂层在 1100 $^\circ\text{C}$ 高温环境中,表面形成一层连续的 TGO 层^[13-14]。与此同时,又在 TiAlCrY 涂层表面沉积一层 YSZ 陶瓷隔热层,并对这种双层型结构热障涂层进行了高温耐水淬热冲击循环性能研究。结果发现, TiAl 合金表面 TiAlCrY/

YSZ 热障涂层 1100 $^\circ\text{C}$ 水淬热冲击循环寿命达到 145 次,接近已经被广泛应用的 Ni 基高温合金表面 NiCrAlY/YSZ 涂层的水淬热冲击循环寿命^[15]。

然而,对于航空发动机热端部件上的热障涂层,不仅要求优异的高温耐热冲击循环性能,还需要在高温环境中保持较长的服役时间^[16-17]。为此,本研究采用真空和大气等离子喷涂技术在 TiAl 合金表面制备了 TiAlCrY/YSZ 涂层,对其进行 1100 $^\circ\text{C}$ 空气环境的高温长时间服役性能研究,并与 NiCrAlY/YSZ 涂层进行了对比。期望通过本工作,进一步研究 TiAl 合金表面 TiAlCrY/YSZ 热障涂层的综合性能,并推进其应用。

1 实验方法

1.1 试样准备

采用 30 mm×15 mm×2 mm 的 TiAl 合金(Al: 35%~45%; Nb: 5%~15%, 原子分数)作为基体。采用真空等离子喷涂系统在基体表面分别制备 TiAlCrY 和 NiCrAlY 黏结层,之后采用大气等离子喷涂系统分别在两种黏结层表面制备 YSZ 隔热层。三种粉体的各组元含量及来源如表 1 所示,对应的等离子喷涂工艺参数列于表 2 中。

将制备好的涂层样品放入保护气氛炉内,进行 1000 $^\circ\text{C}$ /10 h 的预处理。

1.2 高温长时间服役性能测试

采用高温马弗炉(JXR1200-30,上海均科仪器科技有限公司,中国)测试涂层 1100 $^\circ\text{C}$ 的长时间服役性能。实验过程中,每隔 50 h 将样品取出,待冷却到室温后,采用高温胶涂抹裸露的基体,以减少基体氧化对涂层高温长时间服役性能的影响。分别

表 1 YSZ、TiAlCrY 和 NiCrAlY 粉体成分(% , 原子分数)

Table 1 Compositions of YSZ, TiAlCrY and NiCrAlY powders (% , in atom)

	Al	Cr	Y	Ti	Ni	Zr	O	Source
TiAlCrY	55.0	20.0	0.4	24.6	—	—	—	Nanjing University of Science and Technology
NiCrAlY	14.5	20.5	1.0	—	64.0	—	—	Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences
YSZ	—	—	3.7	—	—	30.3	66.0	Sulzer Metco

表 2 YSZ、TiAlCrY 和 NiCrAlY 涂层喷涂参数

Table 2 Spray parameters of YSZ, TiAlCrY and NiCrAlY coatings

Coating	Ar/slpm	H ₂ /slpm	Spray distance/mm	Feed rate/(r·min ⁻¹)	Power/kW	Vacuum pressure/Pa
TiAlCrY/ NiCrAlY	30–40	5–15	200–300	15–30	30–40	1–3
YSZ	30–40	5–15	90–130	15–30	38–48	—

选取 100、200 和 300 h 高温长时间服役样品进行截面形貌观察。

1.3 样品表征

采用 X 射线衍射仪(RAX-10, Rigaku 公司, 日本)对涂层的物相组成进行分析, 测试条件为 CuK α 射线($\lambda=0.15406$ nm)。采用场发射扫描电子显微镜(Magellan 400, FEI, 美国)分析涂层的表面和截面形貌。采用能谱仪(PN-5502, INCA ENGERY, 英国)分析涂层截面的元素分布。采用热膨胀仪(TMA403F3, Netzsch, 德国)表征样品的热膨胀系数。采用数字式显微硬度计(HXD-1000TMC, 上海泰明光学仪器有限公司, 中国)测量涂层硬度, 加载载荷 4.9 N, 加载时间为 15 s, 显微硬度取 10 个测量值的平均值。利用图像分析法分析 5~8 张 1000 倍涂层截面的背散射电子(BSE)照片获得涂层气孔率。

2 结果与讨论

2.1 涂层结构

图 1 为喷涂态 YSZ 和 TiAlCrY 涂层的表面形貌和 XRD 图谱, 由图可以观察到, 两种涂层表面熔滴

铺展面积较大, 有少量的气孔和微裂纹。YSZ 涂层主要为 t' 相的 ZrO₂, 并含有少量的 m 相 ZrO₂; TiAlCrY 涂层主要为 Laves、 τ 和 β -Cr 相。

TiAl 合金表面喷涂态 TiAlCrY/YSZ 涂层的截面形貌如图 2 所示。由图可知, 涂层之间结合紧密, 在界面位置几乎不存在明显的孔洞和裂纹。TiAlCrY 黏结层的结构致密, 厚度约为 100 μm ; YSZ 陶瓷隔热层厚度约为 300 μm , 内部存在细小的孔洞和微裂纹, 其气孔率约为(8.3 \pm 0.5)%。陶瓷隔热层中细小孔洞和微裂纹可以提高涂层的隔热性能, 但是气孔率过高不利于提升涂层的耐热冲击循环性能提升, 综合考虑一般认为气孔率在 10%左右较为合适^[18]。

喷涂态 TiAlCrY/YSZ 涂层内部可能存在较大的残余应力, 需要对试样进行热处理, 释放部分残余应力。图 3 为 TiAlCrY/YSZ 涂层热处理后的截面形貌, 由图可知, 涂层之间的结合紧密, 并且在 TiAlCrY 黏结层表面生成了较薄的、致密的、连续的 TGO 层, 此时 TGO 厚度约为 2.0 μm 。通过 EDS 结果发现 TGO 主要是由致密的 Al₂O₃ 组成。

2.2 高温长时间服役性能测试和显微结构演变

TiAl 合金表面 TiAlCrY/YSZ 涂层在 1100 $^{\circ}\text{C}$ 空气环境中处理 100、200 和 300 h 的典型截面形貌, 如

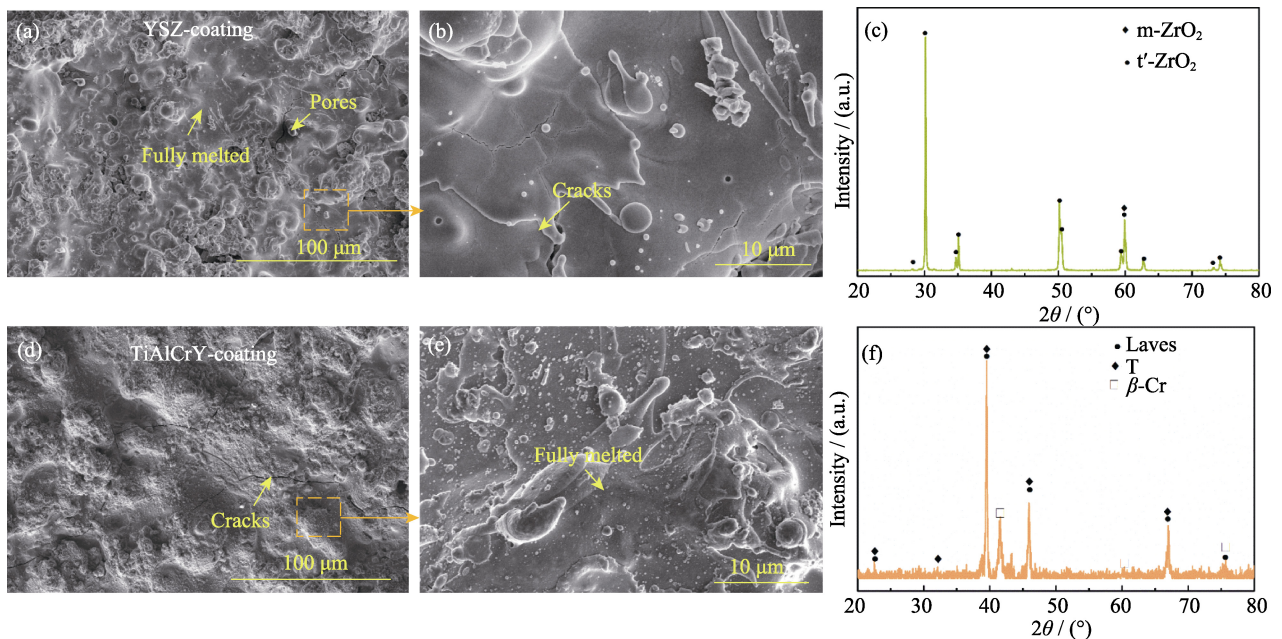


图 1 喷涂态 YSZ (a~c)和 TiAlCrY (d~f)涂层的表面形貌和 XRD 图谱

Fig. 1 Surface morphologies and XRD patterns of the as-sprayed YSZ (a-c) and TiAlCrY (d-f) coatings

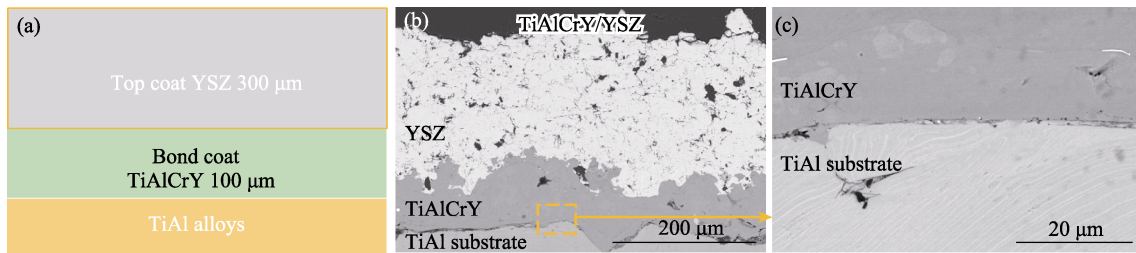


图 2 TiAlCrY/YSZ 涂层示意图(a)和喷涂态涂层的截面形貌(b, c)

Fig. 2 Diagram (a) and cross-sectional morphologies (b, c) of as-sprayed TiAlCrY/YSZ coating

图 4 所示。可以发现, YSZ 涂层在 1100 °C 长时间服役过程中, 涂层未出现明显裂纹和剥落现象, 服役 300 h 后的气孔率约为(9.0±0.4)%。TiAlCrY 黏结层表面存在的 TGO 主要成分为 Al_2O_3 , 与常规 TBCs 涂层中 NiCrAlY 和 YSZ 涂层界面 TGO 的成分相同, 说明 TiAlCrY 与 YSZ 的界面化学兼容性优异。除此之外, 当高温处理时间从 100 h 延长到 300 h, TGO 的厚度增长不明显, 约从 3.8 μm 增大到 8.0 μm 。在高温长时间服役过程中, 服役初期 TGO 厚度生长速率较快, 形成致密且连续的阻氧层后, 厚度生长变得缓慢, 服役 300 h 后厚度约 8.0 μm 。

TiAlCrY/YSZ 涂层在 1100 °C 高温服役时间超过 300 h, 是 NiCrAlY/YSZ 涂层服役时间的 3 倍。但是, 在高温处理过程中, TiAlCrY 黏结层内部明显存在孔洞和裂纹等缺陷, 并且缺陷的边缘位置被氧化, 形成了一层较薄的 Al_2O_3 。通过对比服役不同时间样品的截面形貌发现, 孔洞的数量随着服役时间延长而增加, 而这些孔洞可能会影响涂层的服役寿命。影响主要从两个方面体现: (1)减少 TiAlCrY 黏

结层对空气的阻碍作用, 使基体被氧化; (2)在高温服役过程中 TiAlCrY 黏结层的孔洞会生长、延伸和连通, 最终导致黏结层剥落。

1100 °C 空气环境中处理 200 h 的 TiAlCrY/YSZ 涂层截面形貌和 EDS 结果(图 4(e~h))显示, TiAlCrY 黏结层中裂纹和孔洞数量较多, 而 TiAl 合金基体内部类似的缺陷较少。并且发现, TiAlCrY 黏结层中裂纹均在与基体的界面处停止(图 4(g)), 这说明 TiAlCrY 黏结层内部的裂纹是先形成后被氧化的, 这归因于 TiAlCrY 涂层较差的韧性, 易发生裂纹扩展。在 TiAlCrY 涂层内部, 存在较多的 Laves 相, 涂层内的裂纹和孔洞基本都出现在 Laves 相附近。有文献指出, Laves 相力学性能较差, 比较脆性, 因此 Laves 相富集区易产生裂纹并发生氧化^[19-21]。

高温处理 300 h 的 TiAlCrY/YSZ 涂层典型截面形貌(图 4(i~l))显示, TiAlCrY 黏结层中的裂纹出现在靠近 YSZ 涂层界面处, 并在开裂位置出现了 Ti 的氧化物。除此之外, Ti 的氧化物还出现在 TGO 的表面。这是由于 TGO(主要成分 Al_2O_3)的形成消耗

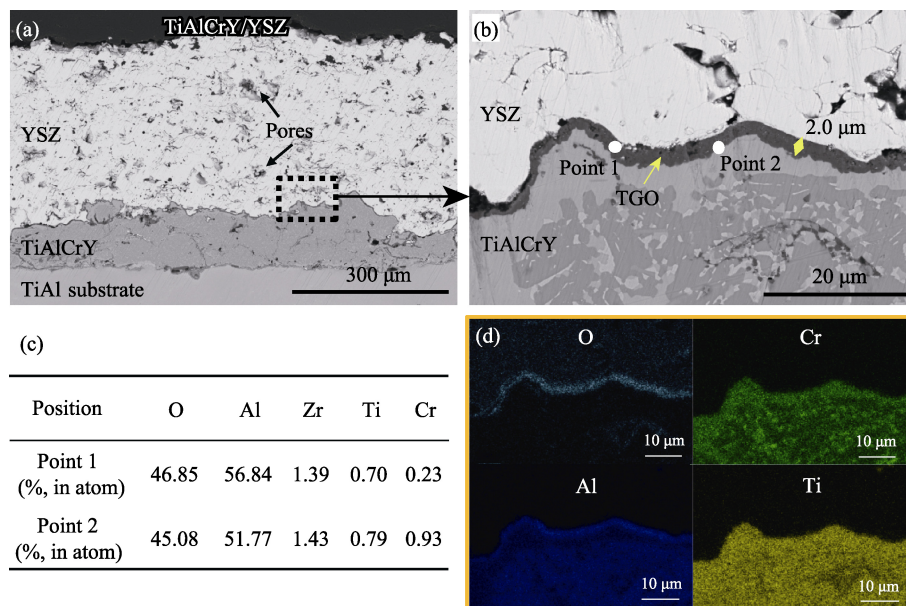


图 3 TiAlCrY/YSZ 涂层热处理后的截面形貌(a, b)和 EDS 结果(c, d)

Fig. 3 Cross-sectional morphologies (a, b) and EDS analyses (c, d) of TiAlCrY/YSZ coating after heat-treatment

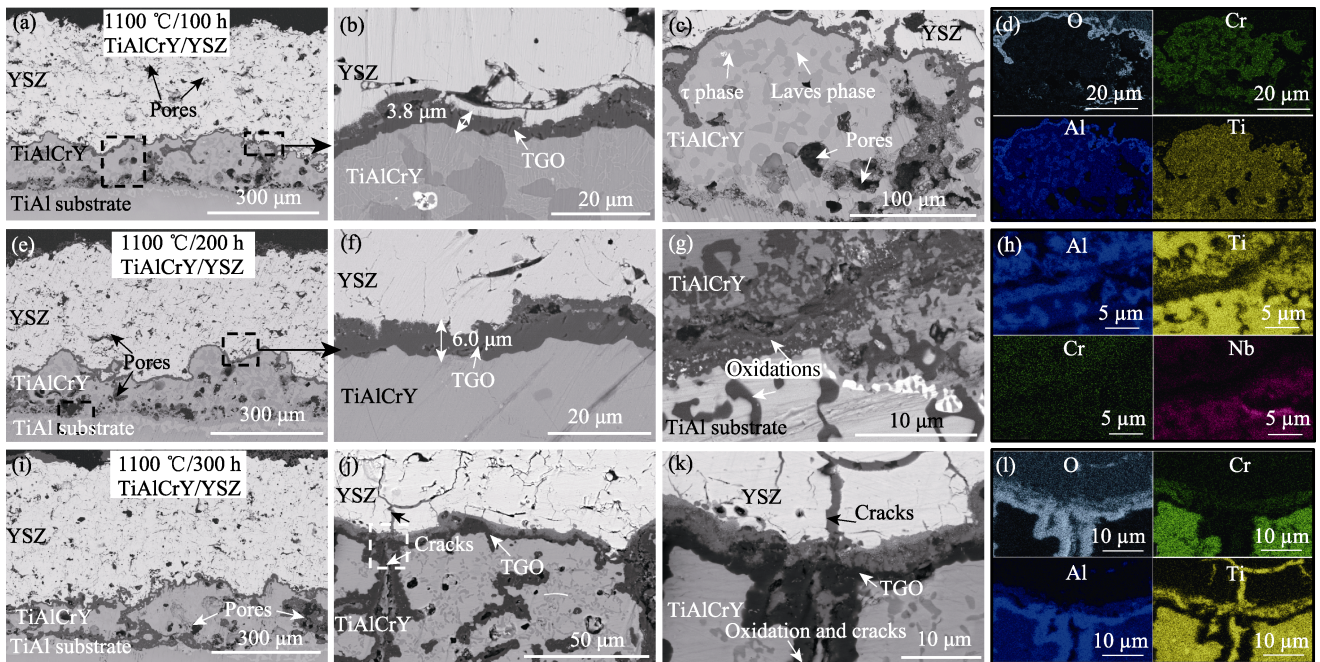


图 4 TiAlCrY/YSZ 涂层经 1100 °C 处理 100 h (a~d)、200 h (e~h)和 300 h (i~l)的截面形貌和 EDS 分析结果
 Fig. 4 Cross-sectional morphologies and EDS results of TiAlCrY/YSZ coating after heat-treatment at 1100 °C for 100 h (a-d), 200 h (e-h) and 300 h (i-l)

了 TiAlCrY 黏结层近表面位置处的 Al 元素, 导致该位置形成了 Ti 的富集区。Ti 元素在 Al₂O₃ 中具有较快的扩散速率^[22-23], 当其扩散到 Al₂O₃ 外表面上, 就会被迅速氧化。同 Al₂O₃ 相比, Ti 的氧化物结构疏松, 易形成孔洞^[24]。

图 5 为 TiAlCrY 黏结层经 1100 °C 空气环境处理 100 h 后的截面形貌和 EDS 结果。在 TiAlCrY 黏结层孔洞的内部检测到少量的 Ti 和 O 元素, 这进一

步说明 Ti 的竞争氧化也是 TiAlCrY 黏结层内部孔洞形成的原因之一。

NiCrAlY/YSZ 涂层作为对比, 同样被沉积到 TiAl 合金表面。图 6 为 TiAl 合金表面 NiCrAlY/YSZ 涂层经过 1100 °C 空气环境处理 100 h 后的典型截面形貌、EBSD 相分布和残余应力分布结果。由图可知, 在 NiCrAlY 黏结层与 TiAl 合金基体之间形成一层扩散反应区 (Inter-Diffusion Reaction Zone, IDZ)

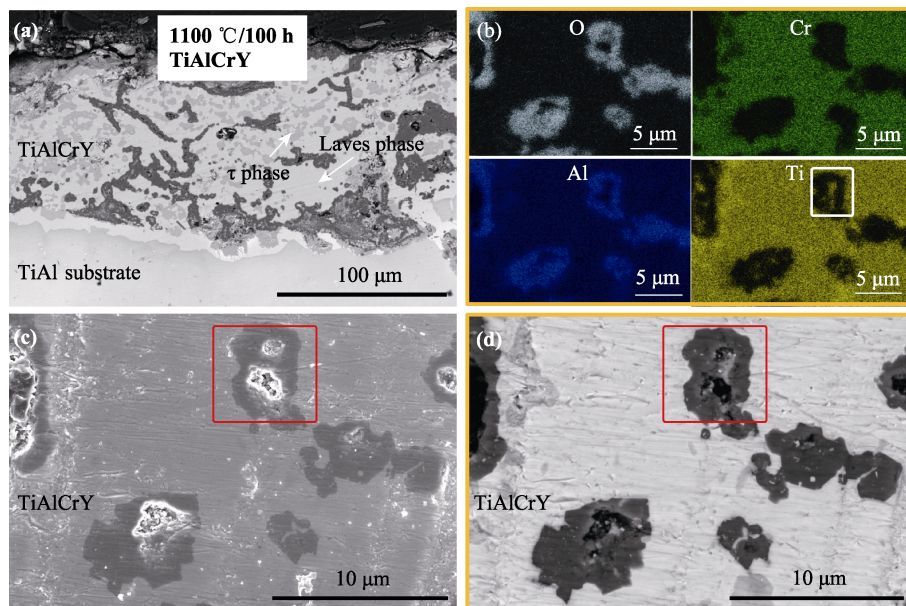


图 5 TiAlCrY 涂层经 1100 °C 处理 100 h 的截面形貌(a, c, d)和 EDS 结果(b)

Fig. 5 Cross-sectional morphologies (a, c, d) and EDS analyse (b) of TiAlCrY coating after heat-treatment at 1100 °C for 100 h

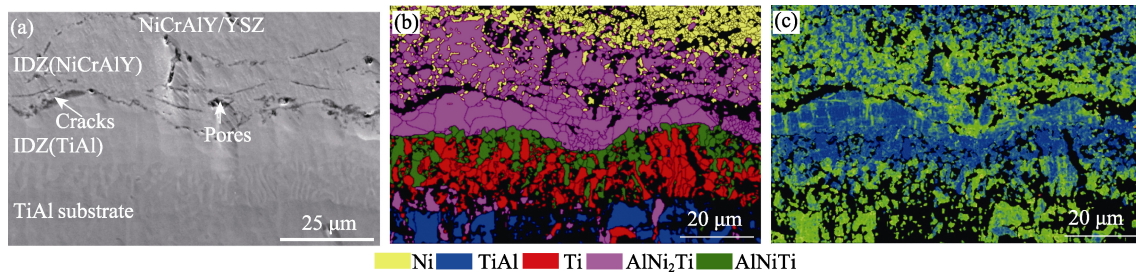


图 6 NiCrAlY/YSZ 涂层经 1100 °C 处理 100 h 后的截面形貌(a)和 EBSD 结果(b, c)

Fig. 6 Cross-sectional morphologies (a) and EBSD results (b, c) of NiCrAlY/YSZ coating after 100 h thermal-treatment at 1100 °C. Colorful images are available on the website

在 IDZ 中有 AlNi_2Ti 和 AlNiTi 等新相生成。其中 AlNi_2Ti 的脆性严重, 在体系中易引起应力集中图 6(c) 中绿色区域存在较大的残余应力, 对应图 6(b) 中 AlNi_2Ti 相分布区域; 图 6(c) 中蓝色区域存在较小的残余应力, 对应图 6(b) 中的 Ti 相分布区域) 涂层与基体界面位置处有裂纹产生, 这将影响涂层与基体的结合性能。

2.3 失效分析

一般地, Ni 基高温合金表面热障涂层失效主要是由应力造成的, 可归结为三种情况^[25-27]: (1) 黏结层表面的 TGO 生长过快, 引起周围应力变化; (2) 涂层与基体的热膨胀系数差异较大, 在热循环过程中产生较大的热应力; (3) 涂层与基体的界面存在硬脆相, 易引起应力集中, 会破坏涂层与基体的界面结合。

首先, 参考 Ni 基高温合金表面 NiCrAlY/YSZ 涂层的 TGO 厚度容限范围, 研究 TGO 生长过快对热障涂层服役寿命的影响。从 TiAlCrY/YSZ 涂层的高温长时间服役测试过程中的截面形貌演变可知, 1100 °C 经过 300 h 处理后 TiAlCrY 黏结层表面的 TGO 厚度不足 8 μm。在应用广泛的 Ni 基高温合金表面 NiCrAlY/YSZ 体系中, TGO 的厚度一般要求控制在 <8 μm 的范围内^[18,28]。而 TiAl 合金的热膨胀系数比 Ni 基高温合金小, 与 YSZ 涂层及 TGO 的热膨胀系数差较小。因此, 在 TiAl 合金基体表面 TiAlCrY/YSZ 涂层中, TGO 的厚度容限范围更大, 可以判定, TGO 的生长不是 TiAlCrY/YSZ 涂层高温长时间服役失效的主要原因。

其次, 对比研究了 TiAl、TiAlCrY、NiCrAlY 合金和 YSZ 涂层的热膨胀系数对热障涂层寿命的影响, 结果如图 7 所示。由图可知, 在 100~1100 °C 范围内, TiAl 合金基体的热膨胀系数在 $9.7 \times 10^{-6} \sim 13.1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 范围, YSZ 涂层的热膨胀系数小于基体, 在 $5.3 \times 10^{-6} \sim 9.3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 范围, 在热冲击过程中 YSZ 涂层中会产生压应力。TiAlCrY 和 NiCrAlY 黏结层的热膨胀系数大于 TiAl 合金基体, 分别在

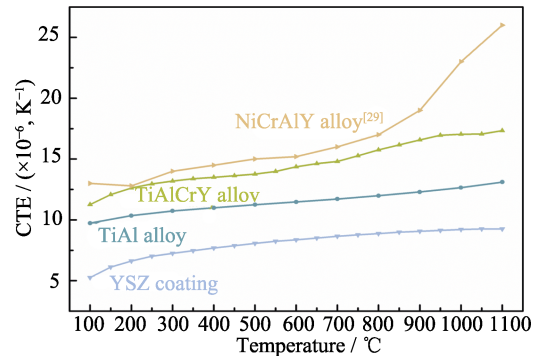


图 7 YSZ 涂层、TiAl、TiAlCrY 和 NiCrAlY 合金在 100~1100 °C 范围的热膨胀系数

Fig. 7 Thermal expansion coefficients (CTE) of YSZ coating, TiAl, TiAlCrY, and NiCrAlY alloys in the range of 100~1100 °C

$11.3 \times 10^{-6} \sim 17.3 \times 10^{-6}$ 和 $13.0 \times 10^{-6} \sim 26.0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ^[29] 范围, 在热冲击过程中会产生拉应力^[30]。其中, TiAlCrY 的热膨胀系数约为 NiCrAlY 的 67%~87%, 产生的拉应力也小于 NiCrAlY 涂层。一般来说, 涂层内适当存在的压应力有利于抑制裂纹扩展, 因此, 在 TiAlCrY/YSZ 涂层的高温服役性能测试过程中, YSZ 涂层几乎无明显的剥落现象^[13]。而涂层内的拉应力会加速涂层内部裂纹扩展, 不利于延长涂层的服役寿命^[31]。因此, 从理论上来说, TiAl 合金基体表面的 TiAlCrY 涂层的裂纹密度较 NiCrAlY 涂层少, 更适于做 TiAl 合金表面的黏结层。

最后, 采用压痕形貌法, 对比分析了两种组分黏结层与 TiAl 合金基体界面的结合情况对热障涂层寿命的影响。图 8 为 NiCrAlY 和 TiAlCrY 涂层及 IDZ 在相同载荷作用力下的压痕形貌。可以看到, NiCrAlY 涂层与 TiAl 合金基体界面存在一层厚度约为 90 μm 的 IDZ, 其压痕区域出现了明显的微裂纹, 而 NiCrAlY 和 TiAlCrY 涂层内相应区域未出现微裂纹(图 8(b~d))。通过对比维氏硬度发现, IDZ 的维氏硬度较高, 为 $(5.67 \pm 0.74) \text{ GPa}$, 而 NiCrAlY 和 TiAlCrY 涂层的维氏硬度较小, 分别为 (4.49 ± 0.21) 和 $(4.26 \pm 0.37) \text{ GPa}$ 。这说明 IDZ 的硬度较高、脆性

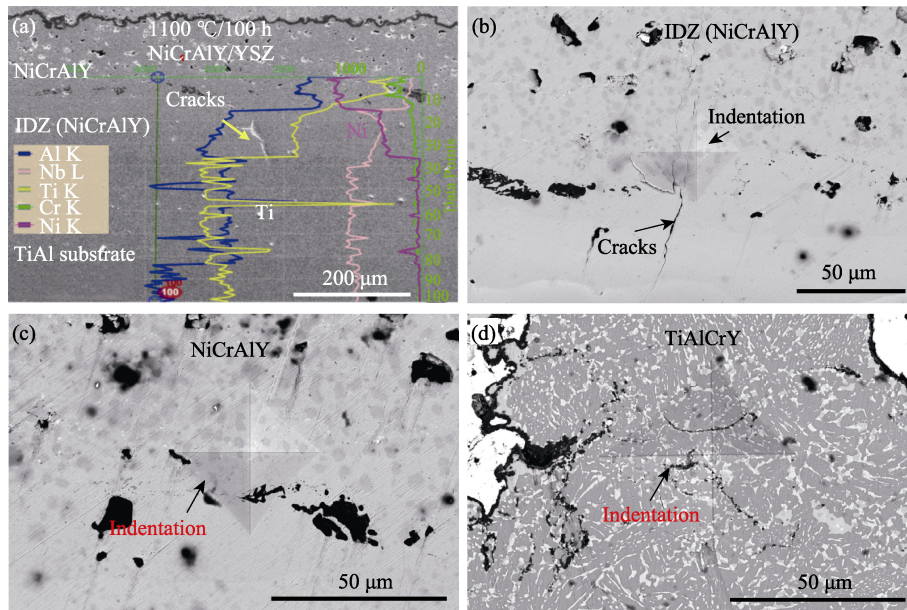


图 8 IDZ 的 EDS 结果(a)和 IDZ (b)、NiCrAlY(c)、TiAlCrY(d)涂层在 4.9 N 载荷力下的典型压痕形貌
Fig. 8 EDS results (a) of IDZ and indentation morphologies of IDZ(b), NiCrAlY (c), and TiAlCrY (d) coatings under 4.9 N load

较大, 因此, 其抗裂纹扩展能力较差。结合 EBSD 的表征结果, 可以推断, IDZ 内生成了新的硬脆相, 降低了涂层与基体的界面结合性能, 不利于延长涂层的服役寿命。所以, 传统的 NiCrAlY/YSZ 涂层不适合用作 TiAl 合金表面的热障涂层。

综合比较两种涂层在 1100 °C 高温空气环境的长时间服役性能, 可以发现: TiAlCrY/YSZ 涂层的高温长时间服役时间超过 300 h, 并且涂层依然保持完整; 而 NiCrAlY/YSZ 涂层的 1100 °C 高温长时间服役时间不足 100 h。这归因于 TiAlCrY 黏结层与 TiAl 合金基体间优异的化学兼容性和热膨胀系数匹配性。而 NiCrAlY 黏结层与 TiAl 合金基体在界面会发生扩散、反应生成新的硬脆相, 破坏涂层与基体界面的结合性能。

3 结论

采用等离子喷涂技术在 TiAl 合金表面制备了 TiAlCrY/YSZ 和 NiCrAlY/YSZ 两种不同黏结层组分的热障涂层, 并对其 1100 °C 的高温长时间服役性能进行研究, 得出如下结论:

1) TiAl 合金表面的 TiAlCrY/YSZ 涂层在 1100 °C 空气环境中经过 300 h 处理, 涂层保持完整, 表现出良好的高温长时间服役性能, 服役时间约是 NiCrAlY/YSZ 涂层的 3 倍;

2) TiAlCrY 涂层表面在高温环境中会形成连续且致密的 TGO 层, 厚度不足 2 μm。并且, TiAlCrY 作为

黏结层与 TiAl 合金基体以及 YSZ 隔热涂层间都具有良好的物理和化学兼容性。相比较而言, TiAlCrY/YSZ 涂层更适合作为 TiAl 合金表面的热障涂层;

3) NiCrAlY 涂层与 TiAl 合金的热失配较大, 并且在高温环境中, 界面会生成新的硬脆相, 破坏界面的结合, 因此不适合作为 TiAl 合金表面的热障涂层。

参考文献:

- [1] DIMIDUK D M. Gamma titanium aluminide alloys—an assessment within the competition of aerospace structural materials. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, **263(2)**: 281.
- [2] CLEMENS HELMUT, MAYER SVEA. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Advanced Engineering Materials*, 2013, **15(4)**: 191.
- [3] CLEMENS HELMUT, KESTLER HEINRICH. Processing and applications of intermetallic γ -TiAl-based alloys. *Advanced Engineering Materials*, 2000, **2(9)**: 551.
- [4] 彭小敏, 夏长清, 王志辉. TiAl 基合金高温氧化及防护的研究进展. *中国有色金属学报*, 2010, **20(6)**: 1116.
- [5] CLARKE DAVID R, OECHSNER M, PADTURE N P, et al. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines. *MRS Bulletin*, 2012, **37(10)**: 891.
- [6] GLEESON B. Thermal barrier coatings for aeroengine applications. *Journal of Propulsion and Power*, 2006, **22(2)**: 375.
- [7] LEYENS C, VAN LIERE J W, PETERS M, et al. Magnetron-sputtered Ti-Cr-Al coatings for oxidation protection of titanium alloys. *Surface & Coatings Technology*, 1998, **108-109(10)**: 30.
- [8] FOX-RABINOVICH G S, WILKINSON D S, VELDHIJS S C, et al. Oxidation resistant Ti-Al-Cr alloy for protective coating applications. *Intermetallics*, 2006, **14(2)**: 189.
- [9] ZHOU C G, YANG Y, GONG S K, et al. Effect of Ti-Al-Cr coatings on the high temperature oxidation behavior of TiAl alloys. *Materials Science & Engineering A*, 2001, **307(1/2)**: 182.

- [10] BRAUN R, BRAUE W, FROHLICH M, *et al.* Thermally grown oxide scales on gamma-TiAl coated with thermal protection systems. *High Temperature Technology*, 2009, **26(3)**: 305.
- [11] BRAUN R, FRÖHLICH M, BRAUE W, *et al.* Oxidation behaviour of gamma titanium aluminides with EB-PVD thermal barrier coatings exposed to air at 900 °C. *Surface & Coatings Technology*, 2007, **202(4-7)**: 676.
- [12] 唐兆麟, 王福会, 吴维. TiAlCr 涂层对 TiAl 金属间化合物抗高温氧化性能的影响. *中国腐蚀与防护学报*, 1998, **18(1)**: 35.
- [13] PAN Y Y, LIANG B, NIU Y R, *et al.* Thermal shock behaviors of plasma sprayed TiAlCrY/YSZ system on TiAl alloys. *Ceramics International*, 2022, **48(5)**: 6199.
- [14] PAN Y Y, LIANG B, HONG D, *et al.* Effect of TiAlCrNb buffer layer on thermal cycling behavior of TiAlCrY/YSZ coatings on γ -TiAl alloys. *Surface & Coatings Technology*, 2021, **431(15)**: 128000.
- [15] RACHELEH A P, REZA S R, REZA M, *et al.* Improving the thermal shock resistance of plasma sprayed CYSZ thermal barrier coatings by laser surface modification. *Opt. Laser. Eng.*, 2012, **50(5)**: 780.
- [16] 许世鸣, 张小锋, 刘敏, 等. APS 制备 7YSZ 热障涂层镀铝改性的抗氧化性. *材料导报*, 2019, **33(1)**: 283.
- [17] JAMALI H, MOZAFARINIA R, RAZAVI R S, *et al.* Comparison of thermal shock resistances of plasma-sprayed nanostructured and conventional yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings. *Ceramics International*, 2012, **38(8)**: 6705.
- [18] ZHANG X F, ZHOU K S, ZHANG J F, *et al.* Structure evolution of 7YSZ thermal barrier coating during thermal shock testing. *Journal of Inorganic Materials*, 2015, **30(12)**: 1261.
- [19] BRADY M P, SMIALEK J L, HUMPHREY D L, *et al.* The role of Cr in promoting protective alumina scale formation by γ -based Ti-Al-Cr alloys—II. Oxidation behavior in air. *Acta Materialia*, 1997, **45(6)**: 2371.
- [20] LIU C T, ZHU J H, BRADY M P, *et al.* Physical metallurgy and mechanical properties of transition-metal Laves phase alloys. *Intermetallics*, 2000, **8(9/10/11)**: 1119.
- [21] TAKEYAMA M, LIU C T. Microstructure and mechanical properties of Laves-phase alloys based on Cr₂Nb. *Materials Science & Engineering A*, 1991, **132(91)**: 61.
- [22] WEISS M, LU M, P VAN DER HEIDE, *et al.* Radiation enhanced diffusion of Ti in Al₂O₃. *Journal of Chemical Physics*, 2000, **113(12)**: 5058.
- [23] KLIAUGA A M, Ferrante M. Interface compounds formed during the diffusion bonding of Al₂O₃ to Ti. *Journal of Materials Science*, 2000, **35(17)**: 4243.
- [24] HILLE T S, TURTELTAUB S, SUIKER A S J, *et al.* Oxide growth and damage evolution in thermal barrier coatings. *Engineering Fracture Mechanics*, 2011, **78(10)**: 2139.
- [25] CUI Y J, GUO M Q, WANG C L, *et al.* Evolution of the residual stress in porous ceramic abradable coatings under thermal exposure. *Surface and Coatings Technology*, 2020, **394(25)**: 125915.
- [26] ABBA A A, ABUL F M A, SOHAIL A. Evolution of internal cracks and residual stress during deposition of TBC. *Ceramics International*, 2020, **46(17)**: 26731.
- [27] LI D, PENG B Z, QU W, *et al.* Finite-element simulation of residual stress in zirconia thermal barrier coating. *Advanced Materials Research*, 2011, **311-313**: 210.
- [28] HILLE T S, TURTELTAUB S, SUIKER A S J. Oxide growth and damage evolution in thermal barrier coatings. *Engineering Fracture Mechanics*, 2011, **78(10)**: 2139.
- [29] KARUNARATNE M S A, KYAW S, JONES A, *et al.* Modelling the coefficient of thermal expansion in Ni-based superalloys and bond coatings. *Journal of Materials Science*, 2016, **51(9)**: 4213.
- [30] LASSEUR V, GOUTIER S, GARCIA V M, *et al.* Residual stress evolution in zirconia (Y₂O₃8%) coatings during atmospheric plasma spraying for substrates under rotating kinematic. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2020, **29(5/6)**: 1313.
- [31] ARAI M, WADA E, KISHIMOTO K. Residual stress analysis of ceramic thermal barrier coating based on thermal spray process. *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers*, 2007, **72(717)**: 1251.