

镀铝改性对 LZO/YSZ 双陶瓷热障涂层 TGO 生长行为的影响

吴潇潇¹ 安国升¹ 王海鹏² 李文生^{1,3}

(1. 兰州理工大学材料科学与工程学院, 兰州 730050; 2. 上海蓝滨石化设备有限责任公司, 上海 201518; 3. 西北师范大学物理与电子工程学院, 兰州 730070)

摘要 利用磁控溅射技术在 LZO 陶瓷层表面镀铝, 通过 950 °C 高温氧化试验, 对比镀铝前后 LZO-YSZ-NiCoCrAlY 涂层的微观结构演变与热生长氧化物(TGO)层生长行为, 验证镀铝层具有阻碍氧气渗透的有益作用。结果表明, 与未镀铝涂层相比, 氧化前镀铝涂层表面呈海绵状, 孔洞与裂纹较少。氧化过程中, 镀铝涂层氧化增重速率 [k_{p2} 为 $0.463\ 27\ \text{mg}^2/(\text{cm}^4\cdot\text{h})$] 始终小于未镀铝涂层 [k_{p1} 为 $0.665\ 78\ \text{mg}^2/(\text{cm}^4\cdot\text{h})$]; 未镀铝涂层氧化至 25 h 时开始出现灰色混合氧化物, 且随着氧化时间延长, 混合氧化物产生了大量孔洞与裂纹, 最终导致涂层失效, 而镀铝层通过阻氧有效抑制了 TGO 的生长, 直至氧化结束, 镀铝涂层始终保持有益的单一 Al_2O_3 结构。因此, 陶瓷顶层镀铝改性是提高热障涂层服役寿命的有效手段。

关键词 高温氧化; 显微组织; 热生长氧化物; 镀铝改性

中图分类号 TB331; TG156

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240244

Effects of Aluminized Modification on TGO Growth Behavior of LZO/YSZ Biceramic Thermal Barrier Coatings

WU Xiaoxiao¹, AN Guosheng¹, WANG Haipeng², LI Wensheng^{1,3}

(1. College of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050;

2. Shanghai Lanpec Technologies Co., Ltd., Shanghai 201518; 3. College of Physics and Electronic Engineering, Northwest Normal University, Lanzhou 730070)

Abstract: LZO ceramic layer surface was coated on aluminum surface by magnetron sputtering technology, and the microstructure evolution and TGO growth behavior of LZO-YSZ-NiCoCrAlY coatings were compared through high-temperature oxidation experiments at 950 °C to verify the beneficial effect of coating layer hindering the penetration of oxygen. The results indicate that the surface of aluminized coating before oxidation presents sponge-like shape with fewer holes and cracks compared with the non-aluminized coating. During the oxidation process, the rate of oxidative weight gain of alumina coating [k_{p2} of $0.463\ 27\ \text{mg}^2/(\text{cm}^4\cdot\text{h})$] is always lower than that of uncoated ones [k_{p1} of $0.665\ 78\ \text{mg}^2/(\text{cm}^4\cdot\text{h})$]. Gray mixed oxides occur on the uncoated layer after oxidation for 25 h, and large amounts of holes and cracks are observed with the extension of oxidation, leading to the coating failure. The aluminized layer effectively inhibits the growth of TGO through the oxygen blocking, which maintains a beneficial single Al_2O_3 structure until the end of oxidation. Therefore, aluminized modification on the top layer of ceramic is an effective means to improve the service life of thermal barrier coatings.

Key Words: High-temperature Oxidation, Microstructure, Thermally Grown Oxides, Aluminized Modification

随着飞机发动机性能的不断提高, 涡轮叶片的使用温度已经达到了超合金的极限温度^[1-3]。为进一步提高发动机叶片的承温能力, 基于陶瓷隔热作用的热障涂层技术 (Thermal barrier coatings, TBCs) 应运而

生^[4-5]。典型的 TBC 由陶瓷层、热生长氧化物层 (Thermally grown oxide, TGO)、黏结层与高温合金基体组成^[6-7]。其中, 陶瓷层与黏结层是 TBC 的主要组成部分, 通常采用大气等离子喷涂 (APS) 或电子束物理气

收稿日期: 2024-06-04; 修订日期: 2024-07-10

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52075234); 国家重点研发计划资助项目 (2022YFE0121900); “111”计划资助项目 (D21032);

第一作者简介: 吴潇潇, 女, 1997 年出生, 硕士研究生, E-mail: WUXX8597@163.com

通信作者: 李文生, 男, 1973 年出生, 教授, E-mail: liws@lut.edu.cn

引用格式: 吴潇潇, 安国升, 王海鹏, 等. 镀铝改性对 LZO/YSZ 双陶瓷热障涂层 TGO 生长行为的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(9): 1366-1372.

WU X X, AN G S, WANG H P, et al. Effects of aluminized modification on TGO growth behavior of LZO/YSZ biceramic thermal barrier coatings[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(9): 1366-1372.

相沉积(EB-PVD)技术制备;而热生长氧化层(TGO)作为 TBC 高温工况下的产物对整体涂层的工作寿命具有显著影响^[8-9]。

TGO 的生长源于黏结层金属元素与外界 O₂ 的氧化反应,长时间的高温服役会使氧气大量渗入,导致 TGO 快速生长。离子扩散和气体渗透是 TBC 中氧气的主要传输方式。离子扩散主要通过晶格缺陷、空位或杂质原子的占位等通道进行,气体渗透则是通过陶瓷层沉积过程中孔隙与微裂纹实现的^[10]。由于气体的扩散系数远大于电解质的,因此,氧以气体渗透方式穿过陶瓷层的数量远大于以离子扩散传递的数量。尽管已有研究报道了更为先进的双陶瓷层结构^[11],但是喷涂技术制备的双层结构仍有孔隙与裂纹缺陷,而通过表面改性技术,实现陶瓷层涂层表面建立物理阻挡层,以填补其孔隙和裂纹,从而降低 TGO 层的气体渗透^[12-14],成为当下研究热点。为了提高材料的综合性能,表面技术得到了快速发展^[15]。已投入应用的改性技术包括:陶瓷层封孔、镀铝改性、强流脉冲电子束改性和激光重熔等。其中,表面镀铝改性技术通过形成一层致密的氧化膜,有效隔离基体材料与外界环境的接触,可降低氧气或腐蚀介质的侵蚀,从而显著提高基体的抗氧化性与耐腐蚀性。XU S M 等^[14]发现对 7YSZ TBC 进行镀铝改性,抑制了 TGO 的生长速率进而提高了 TBC 的使用寿命。ALII 等^[15]在黏结层上进行镀铝改性。发现 Al 扩散到黏结层材料中,并使 TGO 稳定生长,减少了氧的扩散。ZHANG X F 等^[16]对 TBC 进行镀铝改性,发现镀铝改性 EB-PVD 7YSZ TBC 具有较好的抗氧化性能。解志文等^[17]在 CoCrNiAlY-YSZ-LaMA 双陶瓷涂层表面沉积一层 Al 镀层,发现 Al 镀层与 O₂ 发生原位反应生成致密 Al₂O₃屏障层,有效阻止或延迟氧气内部渗透,降低了 TGO 生长速率。

近年来,LZO/YSZ 双陶瓷层结构热障涂层得到广泛关注^[18],但其高温抗氧化性能仍然亟待提高。本研究通过磁控溅射技术实现陶瓷顶层 LZO 镀铝,旨在阐明表面镀铝提高 LZO/YSZ 双陶瓷热障涂层高温抗氧化性能的作用机理,为高性能热障涂层优化和发展提供技术支持。

1 试验材料与方
 法

选取镍基高温合金 Inconel 738 为基体,试样尺寸为 10 mm×10 mm×5 mm。黏结层材料为 Amdry 365-2 型 NiCoCrAlY 粉末,陶瓷层材料为 204B-NS 型 YSZ 粉末和 La₂Zr₂O₇ 粉末,靶材为 99.9% 的圆柱体 Al 靶。采用 Sulzer Metco 9 MB 型大气等离子喷涂法(Atmo-

spheric Plasma Spraying, APS)制备黏结层与陶瓷层。采用 UDP650 型磁控溅射镀膜机,对陶瓷顶层进行镀铝改性,喷涂工艺参数见表 1 和表 2。

表 1 等离子喷涂工艺参数

Tab.1 Plasma spraying process parameters

参数	电压/ V	电流/ A	喷涂厚 度/mm	氩气气 流/(L· min ⁻¹)	氢气气 流/(L· min ⁻¹)	送粉率/ (g· min ⁻¹)
NiCoCrAlY	96	380	150	50	10	33
YSZ	105	360	100	50	10	30
LZO	105	360	100	50	10	30

表 2 磁控溅射工艺参数

Tab.2 Magnetron sputtering process parameters

磁控电压/A	磁控电流/V	电压偏差/V	电流偏差/A	真空度/Pa
2	360	70	1.12	0.10

通过马弗炉(KSL-1800X-A1)进行高温氧化测试。将未镀铝与镀铝试样分别记为 Z₁、Z₂。高温氧化温度为 950 ℃,氧化时间分别为 10、25、50 和 100 h。采用 D/MAX 2500 PC 型 X 射线衍射仪(XRD)对试样的晶体结构进行测定。采用自带 X 射线能谱的 QUANTA FEG 450 场发射扫描电镜(SEM)分别对涂层试样的表面和截面的微观形貌以及特定区域的元素含量和分布进行表征。

采用 Wagner 理论进行高温氧化过程动力学分析:

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

式中,Δ*m* 为单位面积的质量增重,mg/cm²; *k_p* 为抛物线氧化速率常数,mg²/(cm⁴·s); *t* 为氧化时间,h; *c* 为常数。试样的称重均值通过 Origin 软件绘制氧化动力学曲线,并通过线性拟合计算得到抛物线氧化速率值 *k_p*。

2 试验结果与讨论

2.1 氧化前涂层微观形貌

图 1 为 Z₁ 与 Z₂ 试样氧化前 XRD、SEM 及元素面扫描结果。可以看出,Z₁ 试样主要由 La₂Zr₂O₇ 组成,Z₂ 由 Al 与 La₂Zr₂O₇ 组成,其中,强 Al 峰表明镀铝层已形成,SEM 截面图与元素分布图进一步证实了该镀铝层的存在,Z₂ 试样表面可见致密连续的 Al 层。

图 2 为 Z₁ 与 Z₂ 试样氧化前 SEM 形貌。可以看出,Z₁ 涂层表面具有典型的层片状结构和若干微裂纹,这是大气等离子喷涂所产生的典型层状特征^[19]。在等离子喷涂过程中,由于加热不均匀,粉末颗粒的熔化程度会有所不同,完全熔化的颗粒在撞击基体表面时,由于具有较高的动能,能够形成较为平坦、致密的堆积结构,而未完全熔化的颗粒在撞击基体表面时,由于其熔化程度不足,流动性较差,因此可能产生突起或不规则

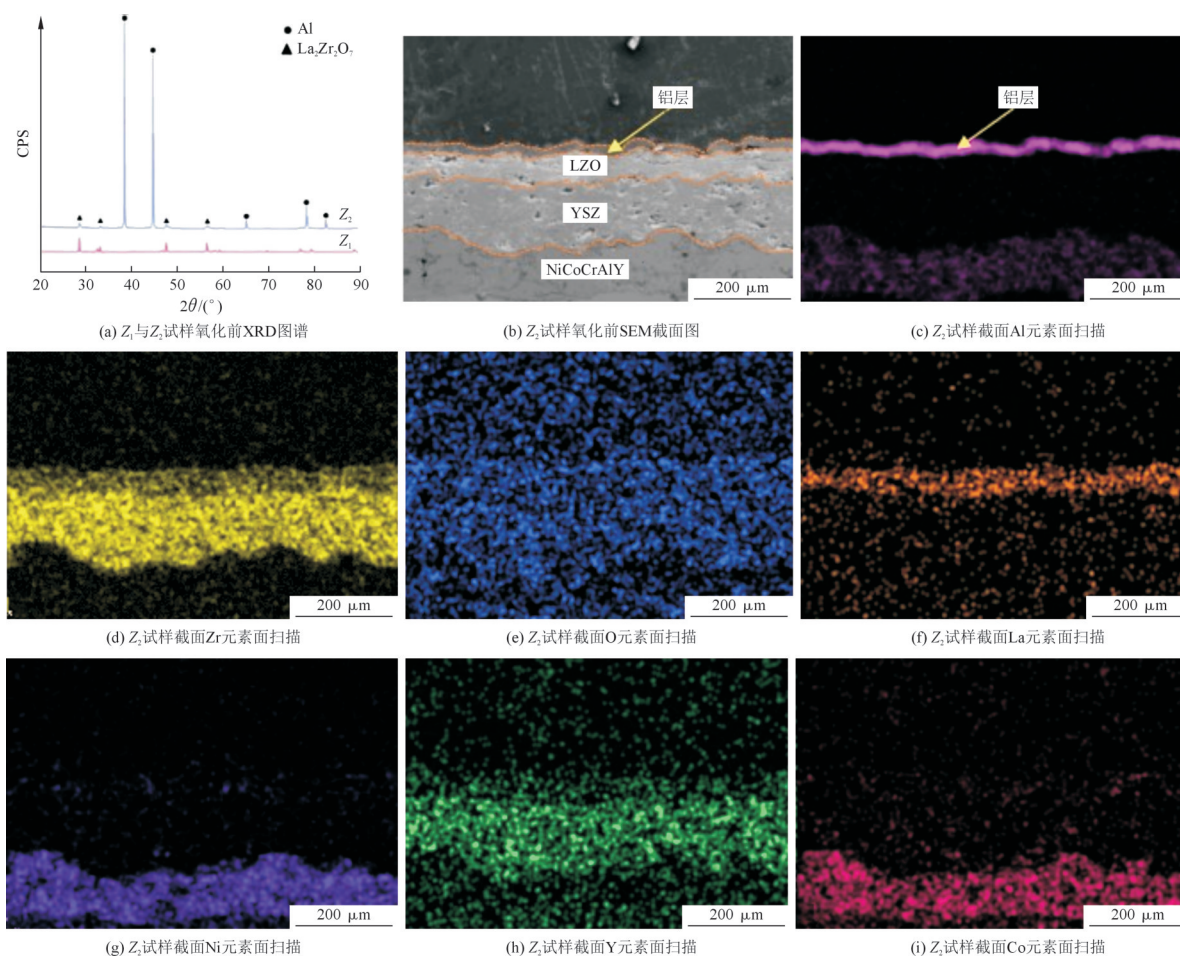

 图1 试样 Z_1 和 Z_2 的XRD图谱、SEM截面形貌与元素面扫描

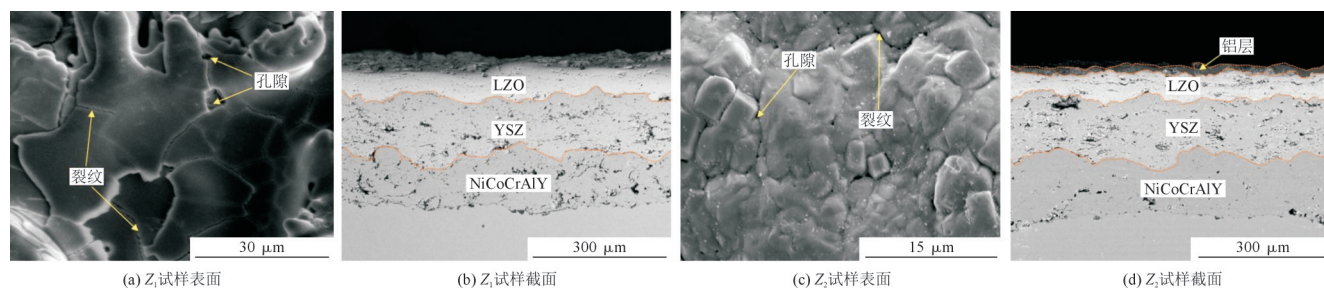
 Fig.1 XRD patterns, SEM cross sectional morphology and element mapping of Z_1 and Z_2 specimens

 图2 Z_1 与 Z_2 试样氧化前表面与截面SEM形貌

 Fig.2 SEM morphologies of surface and cross section of Z_1 and Z_2 specimens before oxidation

的形状。图2b中可以看到NiCoCrAlY、YSZ和LZO结构,相邻涂层间表现出良好的界面结合。对比可以看出,试样 Z_2 的表面形貌更为致密、无孔洞裂纹且与LZO层结合良好的镀铝层。

2.2 氧化动力学曲线

图3为在950℃下试样 Z_1 和 Z_2 的等温氧化动力学曲线。可以看出,在0~25 h内, Z_1 试样质量急剧增加至5.3 mg/cm², Z_2 试样质量增加至4.1 mg/cm²。氧化25 h后, Z_1 与 Z_2 质量增加开始减缓。经过100 h的高温氧化,试样 Z_2 的质量增加为6.84 mg/cm²,低于试样 Z_1 的8.3 mg/cm²。通过拟合计算得到 Z_1 与 Z_2 涂层的氧

化速率常数分别为0.665 78 mg²/(cm⁴·h)(k_{p1})与0.463 27 mg²/(cm⁴·h)(k_{p2})。可见,试样 Z_1 的氧化速率始终高于 Z_2 。

由图3c可以看出,试样 Z_1 的氧化层TGO厚度在10 h时约为1.71 μm,25 h时迅速增加到4.09 μm,100 h时增加到6.74 μm;而 Z_2 的氧化层TGO厚度在整个氧化测试过程中增长相对缓慢,在10、25 h时的TGO层厚度分别为1.04 μm和1.14 μm,即使氧化至100 h,试样 Z_2 的TGO层厚度也仅为1.81 μm。因此,致密氧化铝层能够抑制TGO的生长,降低了热障涂层的氧化速率。

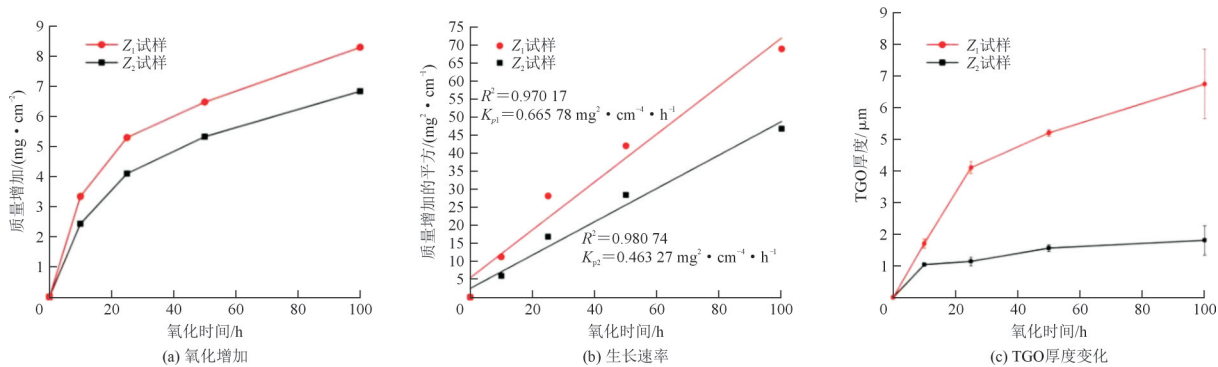


图 3 950 °C 等温氧化动力学曲线
 Fig.3 Isothermal oxidation kinetic curves at 950 °C

2.3 氧化后涂层微观形貌

图 4 为试样 Z₁ 和 Z₂ 氧化 100 h 后表面形貌和 XRD 图谱。可以看出, 试样 Z₁ 表面出现大量为氧气侵入提供通道的裂纹与孔洞, 大量球形颗粒积聚在 Z₂ 涂层表

面, 且含少量裂纹, 这与高温空气暴露过程中镀铝的熔化和氧化反应有关。由 XRD 图像可知, 试样 Z₁ 仍由 La₂Zr₂O₇ 组成, 与图 1a 中无明显差异, 说明在氧化测试过程中陶瓷层没有发生相变。试样 Z₂ 表面 Al 均氧化为 Al₂O₃, 形成致密的氧化铝层。

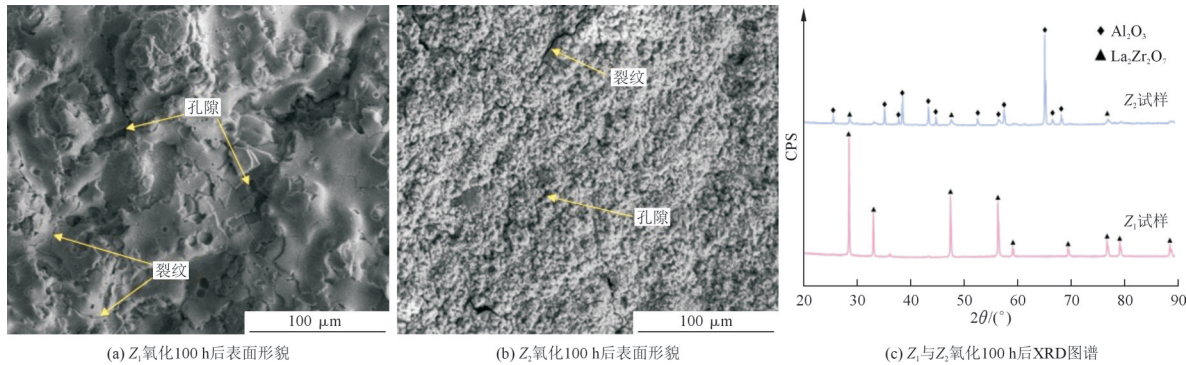


图 4 Z₁ 与 Z₂ 试样氧化 100 h 后表面形貌以及 XRD 图谱

Fig.4 Surface morphologies and XRD patterns of Z₁ and Z₂ specimens after oxidation for 100 h

2.4 TGO 的形成与生长

图 5 为经过 950 °C 氧化测试后, 喷涂 Z₁ 和 Z₂ 试样涂层中 TGO 层的 SEM 截面微观形貌。可以看出, 试样

Z₁ 的 YSZ-CoCrNiAlY 界面经过 10 h 氧化后, 呈现出单一黑色 TGO 层。随着氧化时间延长, TGO 层变厚。氧化 25 h 后, YSZ-CoCrNiAlY 界面出现灰色和黑色组

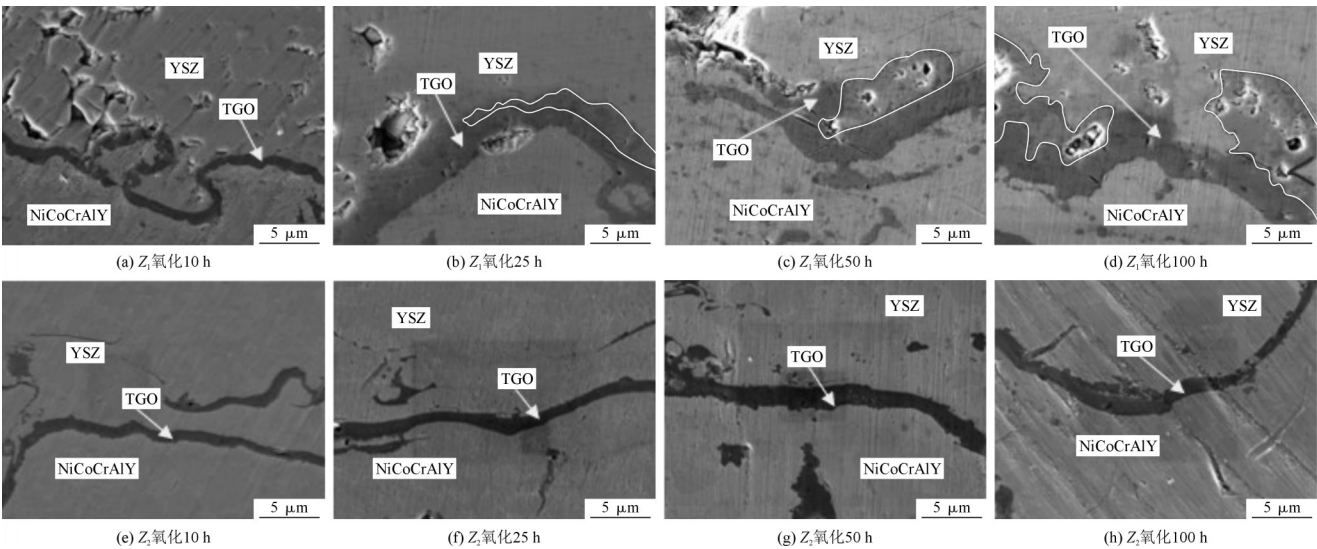


图 5 Z₁ 和 Z₂ 试样氧化不同时间后的截面形貌

Fig.5 Cross-sectional morphologies of Z₁ and Z₂ specimens after oxidation for different durations

成的两层 TGO。氧化 50 h 后灰色变多,且存在较多孔隙。氧化 100 h 后灰色层占 TGO 总厚度的大部分。黑色 TGO 层保持缓慢生长,而灰色 TGO 层则呈现快速且不规则的生长,导致 TGO 总厚度显著增加,100 h 时灰色 TGO 层的平均厚度约为 50 h 时的 2 倍。与试样 Z_1 不同,试样 Z_2 中未出现灰色的 TGO 层。在 YSZ-CoCrNiAlY 界面处仅显示出一层黑色 TGO。随着氧化时间延长,黑色 TGO 层会逐渐增厚,但其生长速度和厚度的增加都较为缓慢。

图 6 为 950 °C 下 Z_1 与 Z_2 试样氧化 100 h 后的截面形貌与元素分布图。可以看出,试样 Z_1 的 YSZ-

CoCrNiAlY 界面处形成了一层由厚灰色层和薄黑色层组成的严重扩散的 TGO,这可能来源于向内的氧扩散和向外的金属元素扩散^[20-21]。元素分布图表明,黑色层主要由 Al 和 O 组成,而灰色层则富含 Ni、Co、Cr、Al 和 O。已有研究表明,灰色氧化层为 $(\text{Ni}, \text{Co})\text{Cr}_2\text{O}_4$ 和 $(\text{Ni}, \text{Co})\text{O}$,黑色氧化层为 Al_2O_3 。试样 Z_2 的 TGO 界面仅呈现黑色 TGO 层^[21-22]。根据元素分布,试样 Z_2 的 TGO 层几乎完全由 Al_2O_3 组成。此外, Ni、Co 和 Cr 元素几乎没有扩散到氧化铝层的外部,表明在 950 °C 的空气暴露期间,该涂层的氧化扩散行为较低。

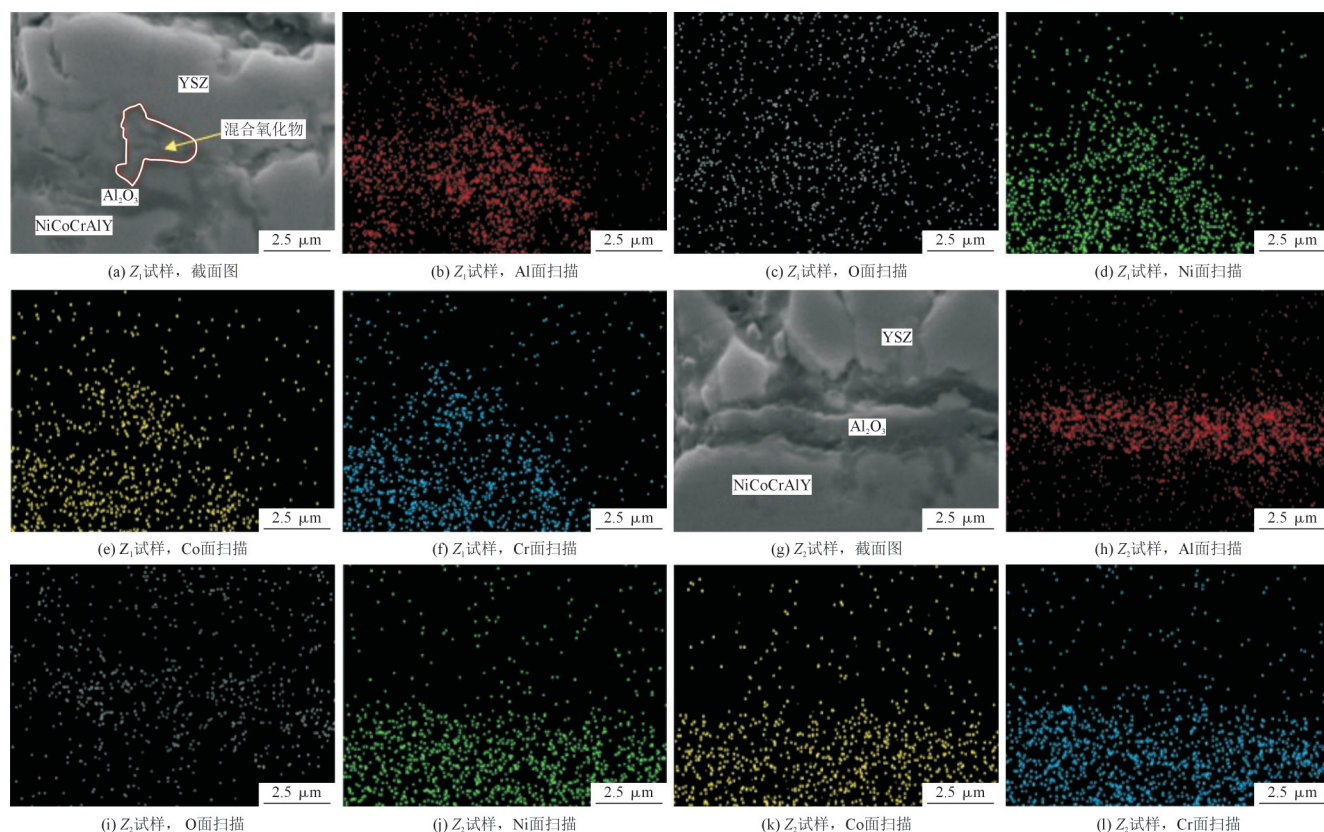


图 6 氧化 100 h 后 Z_1 和 Z_2 试样的 SEM 截面形貌与元素分布

Fig.6 SEM cross-sectional morphologies and elemental distribution of Z_1 and Z_2 specimens after oxidation for 100 h

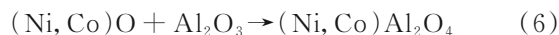
2.5 氧化机理

图 7 为 Z_1 和 Z_2 试样的氧化机理示意图。由于等离子喷涂技术的固有特征, Z_1 试样表面存在大量开孔和裂纹(见图 2a)。 Z_2 试样在高温氧化下, Al 氧化生成 Al_2O_3 (见图 4c), 形成致密的氧化层, 起到了阻氧作用。在高温氧化试验中, 固有的孔隙和微裂纹相互连接, 为 O_2 向内扩散提供通道, 导致 YSZ-NiCoCrAlY 界面氧化。根据研究, TBC 黏结层中元素的氧化遵循界面氧化的热力学规律^[23], 氧化物吉布斯自由能的顺序为: $\Delta_r G_{\text{Al}_2\text{O}_3}^\theta < \Delta_r G_{\text{Cr}_2\text{O}_3}^\theta < \Delta_r G_{(\text{Ni}, \text{Co})\text{O}}^\theta$, 表明下层的 Al_2O_3 TGO 层是在 YSZ-NiCoCrAlY 界面处首先形成的氧化层, 见

图 5a。反应方程为:



随着氧化时间延长, O_2 的大量涌入和 Al 的不断耗竭导致 Cr、Ni 和 Co 通过 Al_2O_3 层向外扩散^[21]。这些金属元素与 O_2 反应生成混合氧化物(图 5a 深黑色区)。这些氧化物是 $(\text{Ni}, \text{Co})\text{Cr}_2\text{O}_4$ 和 $(\text{Ni}, \text{Co})\text{O}$ 的混合物, 反应方程为^[24-26]:



Al_2O_3 、 NiCr_2O_4 、 NiO 和 CoO 的生长应力分别为

30.88、62.99、34.52 和 35.85 GPa^[21]。Al₂O₃ 的生长应力低于 Ni、Co 和 Cr 混合氧化物的生长应力。混合氧化物是脆性的,具有较高的生长应力,在高温氧化过程中,这些陶瓷层极有可能加速降解和断裂破坏过程^[26-27]。混合氧化物的快速生长也导致了该双陶瓷涂层的 TGO 层厚和增重率高。

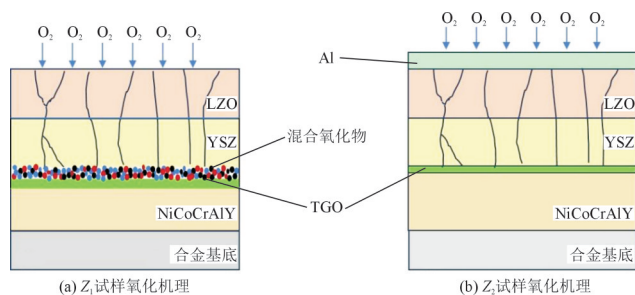


图7 Z₁与Z₂试样氧化机理示意图

Fig.7 Diagram of oxidation mechanism of Z₁ and Z₂ specimens

近期研究表明,由于致密的 Al-Y 层有效地封闭了多孔 YSZ 的氧化渗透通道,并阻止了 TGO 层的快速生长^[28],因此含有 Al-Y 的涂层具有更高的抗氧化性和热疲劳寿命。本研究中镀 Al 层(试样 Z₂)的双陶瓷 LZO-YSZ-CoCrNiAlY 涂层的抗氧化能力显著增强,Al 与陶瓷层表面的 O₂ 结合产生更致密的 Al₂O₃ 薄膜。在高温氧化过程中,相对致密的双陶瓷层和 Al₂O₃ 层的结合产生了阻氧效果,有效地抑制或延迟了氧气向内扩散,导致 YSZ 和 CoCrNiAlY 界面处的氧分压显著降低,减缓了 YSZ/CoCrNiAlY 界面处 TGO 层的氧化或扩散反应和生长速度。因此,在 YSZ/CoCrNiAlY 界面处存在单一且连续的 Al₂O₃ TGO 层,并且在这种镀铝的双陶瓷涂层(试样 Z₂)中实现了显著的抗氧化性增强。

3 结 论

(1) 高温氧化试验中,由于氧化后 Al₂O₃ 层的阻氧作用,O₂ 渗透过程被抑制,延缓了 Al、Ni、Co、Cr 离子的扩散,阻碍了 TGO 的生长,延长了热障涂层的寿命。

(2) 未镀铝热障涂层抛物线氧化速率常数 k_{p1} 为 0.665 78 mg²/(cm⁴·h),镀铝热障涂层抛物线氧化速率常数 k_{p2} 为 0.463 27 mg²/(cm⁴·h)。未镀铝试样 TGO 由两个子层组成,上层为混合物,下层为致密的 α -Al₂O₃,并在 TGO 层内部和 TGO/NiCrCoAlY 界面处形成破坏裂纹。镀铝试样 TGO 仍与 YSZ 和黏结层附着良好,没有质量损失,且比未镀铝试样 TGO 更薄,生长速率更低。

参 考 文 献

[1] WANG Z, ZHANG J J, LIU X, et al. Failure mechanism of plasma sprayed Tb-Y SZ coating under NaCl high-low temperature

cyclic corrosion[J]. Surface & Coatings Technology, 2023, 456(1): 129-244.

[2] SAHITH M S, GIRIDHARA G, KUMAR R S. Development and analysis of thermal barrier coatings on gas turbine blades-A review[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(1): 2746-2751.

[3] PAKSOY A H, XIAO P. Review of processing and design methodologies of environmental barrier coatings for next generation gas turbine applications[J]. Advances in Applied Ceramics, 2023, 122(1): 36-56.

[4] DRAGOMIR-STANCIU D, OPRISAN C, IANUS G, et al. Study of the influence of ceramic thermal coating on the mechanical resistance of the blades of aircraft engines[J]. Procedia Technology, 2014, 12: 329-333.

[5] 王志平, 战金滢, 刘延宽, 等. 热障涂层演变、失效理论及模型建立研究进展[J]. 表面技术, 2023, 52(9): 39-62.

[6] XIAO S K, LI J Z, HUANG P X, et al. Evaluation of environmental barrier coatings: A review[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2023, 20(4): 2055-2076.

[7] 安国升, 李文生, 冯力, 等. 激光重熔热障涂层 TGO 生长与抗高温氧化机制[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(12): 3780-3791.

[8] PAN Y Y, HAN D J, HUANG S S, et al. Thermal insulation performance and thermal shock resistance of plasma-sprayed TiAlCrY/Gd₂Zr₂O₇ thermal barrier coating on γ -TiAl alloy[J]. Surface & Coatings Technology, 2023, 468(1): 129-715.

[9] DOLEKER K M, OZGURLUK Y, KARAOGLANLI A C. TGO growth and kinetic study of single and double layered TBC systems[J]. Surface & Coatings Technology, 2021, 415: 127-135.

[10] 周益春, 杨丽, 朱旺. 热障涂层破坏理论与评价技术[M]. 北京: 科学出版社, 2021.

[11] AN G S, LI W S, FENG L, et al. Isothermal oxidation and TGO growth behaviors of YAG/YSZ double-ceramic-layer thermal barrier coatings[J]. Ceramics International, 2021, 47(17): 24320-24330.

[12] FOX A C, CLYNE T W. Oxygen transport by gas permeation through the zirconia layer in plasma sprayed thermal barrier coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 184(2-3): 311-321.

[13] LOGHMAN-ESTARKI M R, SHOJA R R, EDRIS H, et al. Comparison of hot corrosion behavior of nanostructured ScYSZ and YSZ thermal barrier coatings in the presence of molten sulfate and vanadate salt[J]. Ceramics International, 2016, 42(6): 7432-7439.

[14] XU S M, ZHANG X F, LIU M, et al. Oxidation resistance of Al-modified APS 7YSZ thermal barrier coating[J]. Materials Reports, 2019, 33(2): 283-287.

[15] ALI I, SOKOŁOWSKI P, GRUND T, et al. Oxidation behavior of thermal barrier coating systems with Al interlayer under isothermal loading[J]. Materials Science and Engineering, 2018, 373(1): 012-010.

[16] ZHANG X F, ZHOU K S, LIU M, et al. Enhanced properties of Al-modified EB-PVD 7YSZ thermal barrier coatings[J]. Ceramics International, 2016, 42(12): 13969-13975.

[17] 解志文, 陶浩天, 刘天新, 等. 镀铝对 CoCrNiAlY-YSZ-LaMgAl₁₁O₁₉ 双陶瓷热障涂层高温抗氧化行为的影响[J]. 航空制造技术, 2024, 67(4): 58-63.

[18] 杨乐馨, 李文生, 安国升, 等. LZO/8YSZ 双陶瓷热障涂层 CMAS 的腐蚀性能[J]. 中国表面工程, 2020, 33(1): 91-100.

[19] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. Science, 2002, 296(5566): 280-284.

[20] CHEN H F, ZHANG C, XUAN J H, et al. Effect of TGO evolution and element diffusion on the life span of YSZ/Pt-Al and YSZ/NiCrAlY coatings at high temperature[J]. Ceramics International, 2020, 46(1): 813-823.