

研究论文

引用格式: *J. Inorg. Mater.*, XXXX, XX(XX): XXXX
DOI: 10.15541/jim20250452

Al 表面改性 Si-HfO₂/YbDS/GYYZO 热-环境障涂层的抗 CMAS 腐蚀性能

商 森^{1,2}, 姜林文¹, 董 浩², 戴 睿², 吴 健², 卓学士², 张军贵², 张小锋²

(1. 宁波大学, 材料科学与化学工程学院, 宁波 315000; 2. 广东省科学院新材料研究所, 现代材料表面工程技术国家工程实验室及广东省现代表面工程技术重点实验室, 广州 510650)

摘要: 随着航空发动机热端部件服役温度的提升, 钙镁铝硅酸盐(CMAS)腐蚀已成为热/环境障涂层(T/EBCs)失效的关键因素。新型 Gd₂O₃-Yb₂O₃-Y₂O₃ 共稳 ZrO₂(GYYZO)陶瓷因其优异的热物理性能而颇具应用前景, 但在 1500 °C 极端高温下, 其抗 CMAS 腐蚀性能仍需进一步提高。本研究采用表面镀铝+真空热处理方法对等离子喷涂-物理气相沉积(Plasma Spray-physical Vapor Deposition, PS-PVD)制备的 Si-HfO₂/Yb₂Si₂O₇/GYYZO 涂层体系进行表面改性。首先, 对 PS-PVD 制备的涂层进行 1300 °C 退火处理, 愈合微裂纹; 随后, 利用直流脉冲磁控溅射技术在 GYYZO 层表面沉积厚度为 3~4 μm 的铝薄膜; 最后, 通过真空热处理(400 °C/2.5 h + 660 °C/2 h + 808 °C/1.5 h + 980 °C/1 h)使铝层转化为致密的 Al₂O₃ 阻挡层。系统研究了改性前后涂层在 1500 °C 下的 CMAS 腐蚀演变行为及失效机理。结果表明, 在 1500 °C 下, CMAS 熔体通过晶界快速渗透至未改性 GYYZO 涂层内部, 诱使 Yb₂Si₂O₇ 层产生“起泡”损伤及大量裂纹, 最终导致涂层加速失效。与之相比, 经铝改性技术处理后的 GYYZO 涂层, 得益于表面原位生成的致密 Al₂O₃ 阻挡层, 可有效抑制 CMAS 的晶界渗透, 从而延缓腐蚀动力学进程。在腐蚀 1 h 后, 改性涂层仍能保持结构完整性。

关键词: 热/环境障涂层; CMAS 腐蚀; 铝改性; GYYZO

中图分类号: TQ174

文献标志码: A

文章编号:

CMAS Corrosion Resistance of Al-modified Si-HfO₂/YbDS/GYYZO Thermal-environmental Barrier Coating

SHANG Sen^{1,2}, JIANG Linwen¹, DONG Hao², DAI Rui², WU Jian², ZHUO Xueshi²,

ZHANG Jungui², ZHANG Xiaofeng²

(1. Ningbo University, College of Materials Science and Chemical Engineering, Ningbo 315000, China; 2. National Engineering Laboratory for Modern Materials Surface Engineering Technology, and Guangdong Provincial Key Laboratory of Modern Surface Engineering Technology, Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510650, China)

收稿日期: 2025-11-09; 收到修改稿日期: 2026-01-19; 网上出版日期: XXXX-XX-XX

基金项目: 四川省科技计划(2025ZDZX0003)

Sichuan Science and Technology Program (2025ZDZX0003)

作者简介: 商 森 (2000-), 男, 硕士研究生. E-mail: 2356800464@qq.com

SHANG Sen (2000-), male, Master candidate. E-mail: 2356800464@qq.com

通信作者: 姜林文, 副教授. E-mail: jianglinwen@nbu.edu.cn

JIANG Linwen, associate professor. E-mail: jianglinwen@nbu.edu.cn

张小锋, 正高级工程师. E-mail: zxf200808@126.com

ZHANG Xiaofeng, professor. E-mail: zxf200808@126.com

Abstract: The rising service temperature of aero-engine hot-section components makes calcium magnesium aluminum silicate (CMAS) corrosion a key failure mechanism for thermal/environmental barrier coatings T/EBCs. The novel Gd₂O₃-Yb₂O₃-Y₂O₃ co-stabilized ZrO₂ (GYYZO) ceramic is promising due to its good thermophysical properties, however, its CMAS corrosion resistance at 1500 °C needs improvement. In this work, a PS-PVD-fabricated Si-HfO₂/Yb₂Si₂O₇/GYYZO coating system was enhanced via Al deposition and vacuum heat treatment. Firstly, the as-sprayed coating was annealed at 1300 °C to heal microcracks. Subsequently, a 3–4 μm thick aluminum film was deposited on the GYYZO layer surface via direct current pulsed magnetron sputtering. Finally, vacuum heat treatment (400 °C/2.5 h + 660 °C/2 h + 808 °C/1.5 h + 980 °C/1 h) was conducted to promote the formation of a dense Al₂O₃ barrier layer. A comparative study at 1500 °C revealed that CMAS rapidly penetrated the unmodified GYYZO coating along grain boundaries, causing blistering and cracking in the Yb₂Si₂O₇ layer and accelerating failure. Conversely, the Al-modified GYYZO coating formed a dense Al₂O₃ barrier *in situ*, effectively suppressing CMAS penetration and slowing corrosion kinetics, thus maintaining structural integrity after 1 h.

Keywords: thermal/environmental barrier coating; CMAS corrosion; aluminum modification; GYYZO

陶瓷基复合材料,特别是碳化硅纤维增强的碳化硅复合材料,因其高比强度、低密度及优异的高温力学性能,可显著提升发动机的工作温度与燃油效率^[1-3],已成为制备新一代高推重比航空发动机热端部件(如涡轮叶片、燃烧室等)的关键材料。然而,发动机工况温度普遍提升至 1300 °C 以上,甚至达到 1500 °C,在此环境下,吸入的沙尘、火山灰等环境沉积物会熔融形成 CMAS 玻璃体,对热端部件及其表面的 T/EBCs 构成严重威胁^[4-6]。CMAS 腐蚀是一个涉及热、化学、机械耦合的复杂过程,熔体沿涂层孔隙、裂纹,特别是晶界快速渗透,进而诱发涂层溶解、反应产物析出及巨大的热失配应力,最终导致涂层开裂、剥落失效^[7-10]。

为应对这一挑战,研发新型耐 CMAS 腐蚀的 T/EBCs 材料体系至关重要^[11-13]。稀土硅酸盐,特别是稀土锆酸盐及其多元掺杂体系,因具有优异的高温相稳定性、低热导率及与 SiC 基体良好的热膨胀匹配性而受到广泛关注^[14-16]。其中,GYYZO 陶瓷通过多元稀土协同掺杂,进一步提升了材料的高温稳定性,展现出良好的应用前景^[17-19]。然而,Li 等^[20]研究表明,在 1500 °C 极端温度下,CMAS 对 GYYZO 涂层的腐蚀仍极为剧烈,熔体主要通过晶界渗透机制迅速破坏涂层。这揭示了即使对于优化的材料体系,晶界在超高温条件下仍是 CMAS 腐蚀的薄弱环节^[21]。

Wu 等^[22]研究表明,通过表面改性(如预镀铝层)诱导生成连续、致密的反应阻挡层,是提升 T/EBCs 抗 CMAS 性能的有效策略。铝改性层在高温下可转化为 Al₂O₃ 或与涂层中的稀土元素反应生成石榴石相,该产物层不仅能物理阻挡 CMAS 渗透,而且

可通过改变熔体化学性质,显著延缓腐蚀动力学过程^[22-24]。基于此,本工作系统研究了 GYYZO 涂层及其铝改性涂层在 1500 °C 下的 CMAS 腐蚀行为,重点揭示了未改性涂层的失效机理,并阐明了铝改性处理所诱导的防护机制,以期开发适用于超高温环境的先进 T/EBCs 体系提供理论依据与实践指导。

1 实验方法

1.1 样品制备

将 SiC 基体用丙酮超声清洗 10 min、无水乙醇超声清洗 10 min,粗化处理、压缩空气吹净表面砂石后再用无水乙醇超声清洗 10 min,最后置于 70 °C 烘箱中干燥。将处理好的基体装上夹具,采用 PS-PVD 技术在基体表面依次沉积 Si-HfO₂、Yb₂Si₂O₇(简称 YbDS)、GYYZO 三种涂层,喷涂参数见表 1。将涂层放入 GSL-1600X 型箱式炉,在 1300 °C 下退火 2 h(简称 GYYZO 涂层),退火处理的加热和冷却速度为 5 °C/min,目的是愈合喷涂涂层的裂纹,避免裂纹成为熔融 CMAS 的快速渗透路径。

利用直流脉冲磁控溅射镀膜机(J-1250 型,辽宁锦州工业涂层制备厂),在退火态 GYYZO 涂层表面沉积一层 3~4 μm 厚的 Al 薄膜。镀膜前,将已退火的涂层放置在 70 °C 烘箱中干燥 30 min,目标是为了去除涂层内部的水分子;同时将样品用铜丝缠绕悬挂在工件转架上,采用纯度为 99.9% 的圆柱体铝靶。镀膜时,在铝靶中间通入冷却水,以降低铝靶内部温度,避免温度过高影响镀膜质量;设置电流、电压分别为 3 A、150 V,镀铝真空度控制

在 5×10^{-3} Pa 左右。镀膜结束后, 对带有 Al 膜的涂层样品进行真空热处理($400\text{ }^{\circ}\text{C}/2.5\text{ h} + 660\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h} + 808\text{ }^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h} + 980\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$), 真空热处理后的样品简称 Al-GYYZO 涂层, 并用于高温 CMAS 腐蚀实验。

表 1 PS-PVD 喷涂参数

Table 1 PS-PVD spraying parameters

Parameter	Si-HfO ₂	YbDS	GYYZO
Spray distance/mm	300	350	280
Current/A	650	700	630
Ar/(L·min ⁻¹)	40	40	50
H ₂ /(L·min ⁻¹)	5	12	8
Feeding rate/(r·min ⁻¹)	2.5	2.8	3
Chamber pressure/mbar	40	50	60
Carrier gas/(L·min ⁻¹)	3	2.5	2.5

1 mbar=100 Pa

1.2 高温 CMAS 腐蚀实验

本研究所用熔融 CMAS 的主要成分见表 2, CMAS 熔点约为 $1190\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[10]。首先, 首先, 将 CMAS 均匀地分散在无水乙醇中, 然后涂覆于在样品表面, 并置于烘箱中干燥, 重复 CMAS 涂覆、干燥步骤。为了避免涂层被过度腐蚀, 影响观察涂层的退化过程, 控制 CMAS 涂覆量约为 2 mg/cm^2 。在 $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下, 分别进行不同时间(1 min、10 min、30 min 和 1 h)的 CMAS 腐蚀实验。对实验后的样品进行微观形貌以及成分分析。

表 2 CMAS 的组成成分

Table 2 Compositions of CMAS

Oxide	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Fe ₂ O ₃ +Na ₂ O+K ₂ O+ZrO
Mole/%	34.91	4.44	10.58	46.20	3.87

1.3 样品表征

采用 X 射线衍射仪(XRD, D8-Advance, Bruker)分析样品表面相组成, 衍射角度 $2\theta=10^{\circ}\sim 90^{\circ}$, Cu-K α 靶, 扫描步长 $10(^{\circ})/\text{min}$ 。采用场发射-扫描电子显微镜(FE-SEM, Nova-Nano-430, FEI)在二次电子(SE)成像模式下分析样品表面和截面的显微形貌。

2 结果与讨论

2.1 微观结构分析

图 1 为 PS-PVD 法制备的 GYYZO 涂层微观结构表征结果。界面微观结构(图 1(a))显示, 涂层与基体、涂层与涂层之间结合良好, 无贯穿裂纹, 无较大孔隙。如图 1(b)所示, 涂层与涂层结合处形成了典型的锯齿状机械互锁结构, 这有利于提升界面结合强度^[25]。进一步地, 涂层截面(图 1(c))可见少量不连续且不贯穿的纵向裂纹, 该裂纹可作为有效的应力释放机制, 从而改善涂层在高温下的抗热震性能^[26]。

Al 改性前后 GYYZO 涂层的 XRD 图谱(图 2)显示, 未观察到明显的 Al₂O₃ 特征峰。这可能是由于原位生成的 Al₂O₃ 阻挡层过薄($3\sim 4\text{ }\mu\text{m}$), 低于 XRD 技术的检测深度。尽管如此, 后续通过能谱仪(EDS)验证了表面存在 Al 元素。

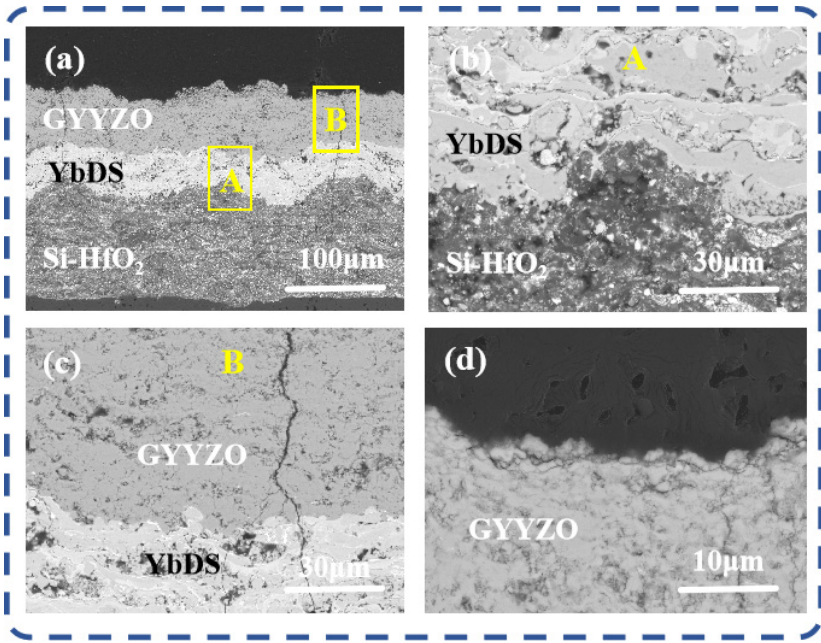


图 1 GYYZO 涂层的微观截面形貌

Fig. 1 Cross-sectional morphologies of GYYZO coating

(a) Cross-sectional view of Si-HfO₂/Yb₂Si₂O₇/GYYZO coating system; (b) Interface between Si-HfO₂ and Yb₂Si₂O₇ layers; (c) Interface between Yb₂Si₂O₇ and GYYZO layers; (d) High-magnification view of GYYZO layer

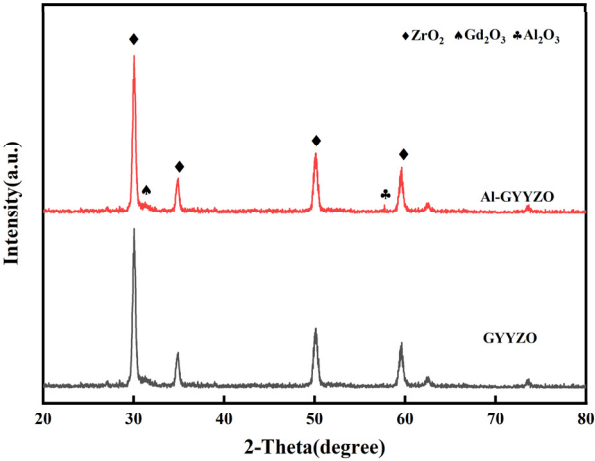


图 2 GYYZO 与 Al-GYYZO 涂层的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns of the GYYZO and Al-GYYZO coatings

2.2 GYYZO 涂层的 CMAS 腐蚀结果分析

图 3 展示了 GYYZO 涂层在 1500 °C 下经过不同时间 CMAS 腐蚀后的截面形貌。随着腐蚀时间的延长，涂层微观结构发生显著退化。腐蚀 1 min 后(图 3(a))，涂层表面形成一薄层腐蚀产物，但得

益于 PS-PVD 工艺所制备涂层的高致密性，熔融 CMAS 被有效阻挡在外，未发生快速渗透与剥落，初步证明了该工艺的优越性。当腐蚀时间延长至 10 min 时(图 3(b))，涂层内出现横向裂纹，其归因于 1500 °C CMAS 融化并进行晶界渗透作用导致

GYYZO 层迅速失效^[21], 这些裂纹为 CMAS 的渗入提供了通道。因此, 腐蚀 30 min 后(图 3(c)), 腐蚀

深度已达约 50 μm , 外部 GYYZO 层几乎完全被破坏, 致使 YbDS 层发生“起泡”失效过程^[20]。

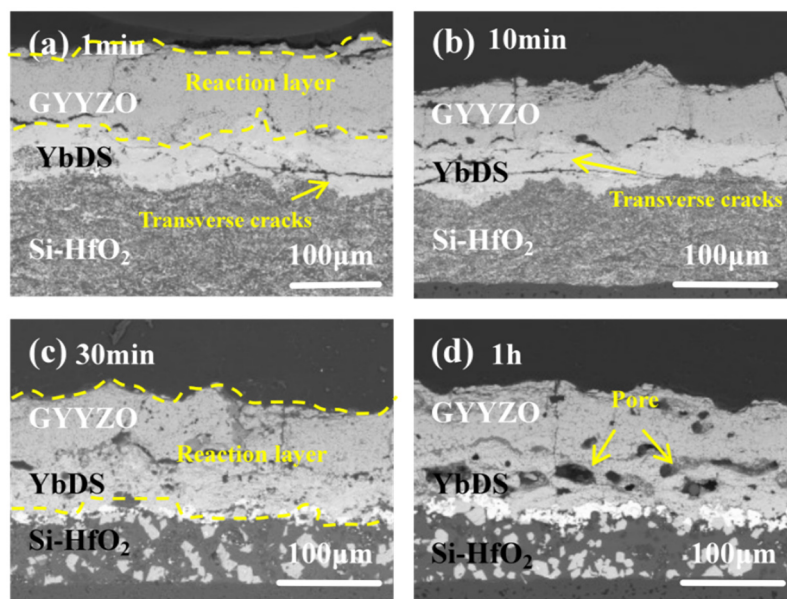


图 3 GYYZO 涂层在 1500 °C 下经过不同 CMAS 腐蚀时间的截面形貌

Fig. 3 Cross-sectional morphologies of GYYZO coating after CMAS corrosion at 1500 °C for different time

(a) 1 min; (b) 10 min; (c) 30 min; (d) 1 h

图 4 展示了 GYYZO 涂层在 1500 °C 下经 CMAS 腐蚀 10 min 后的截面微观形貌。在 1500 °C 高温下, CMAS 与涂层材料均达到熔融或相变温度。而熔融状态下的 CMAS 会通过涂层中的内部缝隙、微裂纹以及晶界渗透作用快速渗入并发生相互作用^[7, 27]。如图 4(b)所示, CMAS 通过以上方式迅速进入 GYYZO 涂层内部并发生相互作用, 形成一层致密的反应层。EDS 元素面扫结果(图 4(d))显示, Ca²⁺在腐蚀过程中渗透至 YbDS 层, 并与 Yb²⁺发生阳离子交换反应, 促使磷灰石结构相沉淀, 形成临时致密层, 阻挡了剩余 CMAS 的继续渗透, 这也是 YbDS 层在腐蚀 10 min 时未见明显腐蚀痕迹的原因。然而, 该磷灰石层与中间层之间存在较大的热

膨胀系数失配, 导致涂层内部产生显著的热应力, 进而诱发横向裂纹(图 4(c))。基于上述分析可知, GYYZO 涂层在 1500 °C CMAS 腐蚀中的失效主要源于以下过程: 熔融 CMAS 快速渗透至涂层内部, 其中 CaO 与涂层中的 Gd、Yb 等稀土元素反应生成磷灰石相, 形成致密反应层; 由于反应层覆盖几乎整个 GYYZO 层, 其厚度较大, 与下方 YbDS 层之间因热膨胀系数差异产生显著的热失配应力, 进而诱发裂纹形核与扩展, 形成大量横向及贯穿性裂纹, 这些裂纹为残余 CMAS 的进一步渗透提供通道, 并严重削弱涂层体系的结合强度, 诱发“起泡”失效机制(图 3(d))。

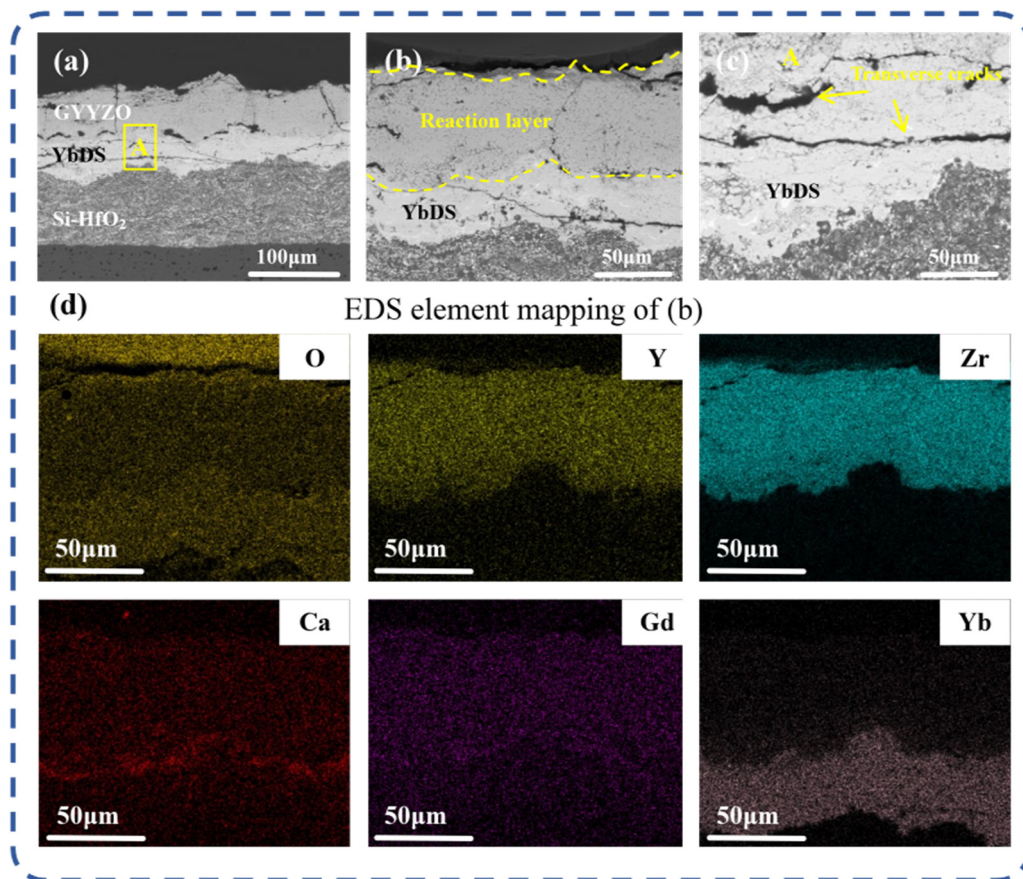


图 4 GYYZO 涂层在 1500 °C 下经 CMAS 腐蚀 10 min 后的截面微观形貌

Fig. 4 Cross-sectional microstructure of GYYZO coating after CMAS corrosion at 1500 °C for 10 min

(a) Cross-sectional morphology; (b) Reaction layer; (c) Transverse cracks in the intermediate layer; (d) EDS elemental mappings of Fig. (b)

2.3 Al-GYYZO 涂层的 CMAS 腐蚀结果分析

图 5 为经磁控溅射镀铝并真空热处理后 GYYZO 涂层的微观结构表征结果。从图中可以看出, 镀铝后涂层整体结构完整, 未出现明显损伤(图 5(a)); 涂层表面覆盖一层连续的 Al 膜(图 5(c)), EDS 元素面扫描结果也进一步证实 Al 元素均匀分布(图 5(e))。

图 6 展示了 Al-GYYZO 涂层在 1500 °C 下经过不同时间 CMAS 腐蚀后的截面形貌。与未改性 GYYZO 涂层在腐蚀 1 和 10 min 后即形成腐蚀层不同, Al 改性 GYYZO 涂层表面的改性层在初始阶段保持完整, 成功将残余 CMAS 阻挡在外, 显示出优异的屏障作用(图 6(a, b))。即使腐蚀时间延长

至 30 min, 涂层整体仍保持完整结构, 但表面的 Al 改性层已因 CMAS 的化学腐蚀而逐渐变薄(图 6(c))。该结果表明, Al 改性层在初期作为屏障有效阻挡了 CMAS 渗透, 其消耗过程与反应产物(如莫来石)的形成相关, 从而增加了熔体黏度, 延缓了腐蚀进程。

EDS 分析结果(表 3)显示, 高温环境下 Hf 元素发生偏聚, 与 O、Si 反应生成 HfSiO_4 , HfSiO_4 可进一步提高黏结层的抗腐蚀性能^[28-29], 而过量 Si 则以单质形式存在, 表明 Si-HfO₂ 黏结层具有良好的抗氧化性能。

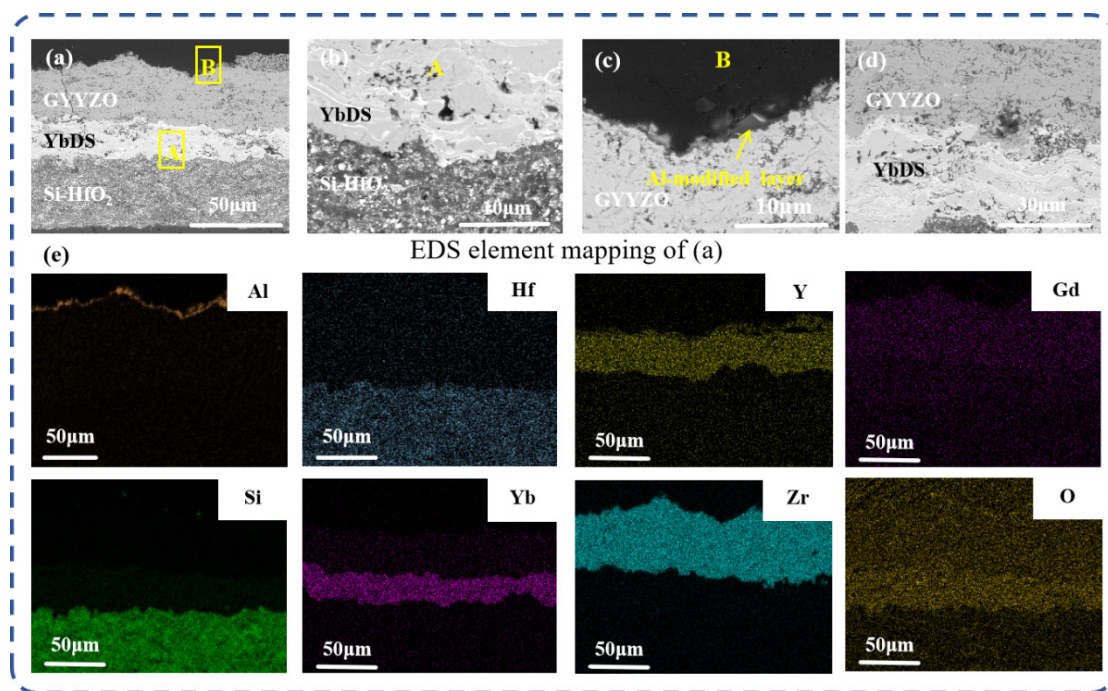


图 5 Al-GYYZO 涂层的微观截面形貌

Fig.5 Cross-sectional morphologies of Al-GYYZO coating

(a) As-sprayed cross-section; (b) Interface between bond coat and interlayer; (c) Aluminum-modified layer; (d) Interface between GYYZO and interlayer; (e) EDS elemental mappings of Fig. (a)

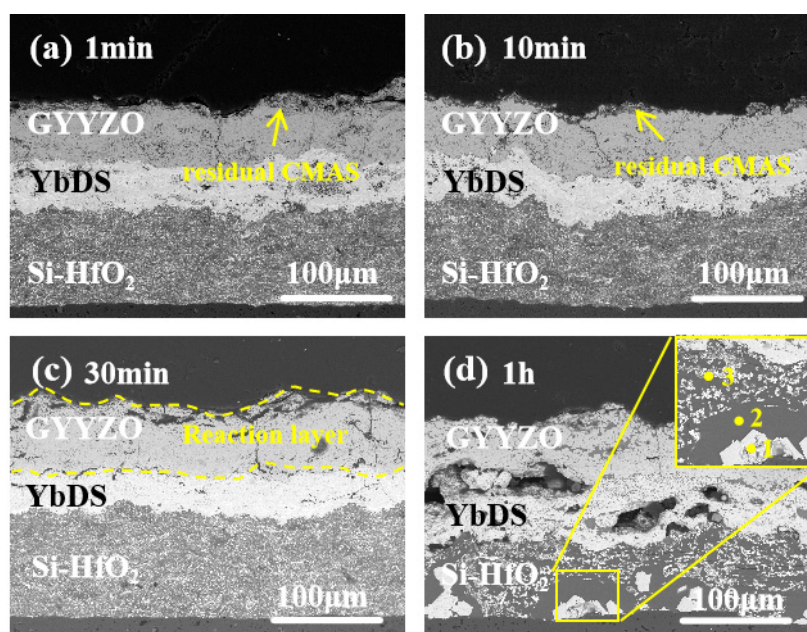


图 6 Al-GYYZO 涂层在 1500 °C 下经过不同时间 CMAS 腐蚀后的截面形貌

Fig. 6 Cross-sectional morphologies of AlGYYZO coating after CMAS corrosion at 1500 °C for different times

(a) 1 min; (b) 10 min; (c) 30 min; (d) 1 h

表 3 图 6(d)标记区域的 EDS 元素组成

Table 3 EDS elemental compositions of the marked

regions in Fig. 6(d)			
Element	Content/(%, in atom)		
	Spot 1	Spot 2	Spot 3
Si	20.85	99.04	27.1
Hf	17.58	0.91	18.84
O	61.58	0.05	52.28
Ca	0	0	0.20
Mg	0	0	0.17

Al	0	0	1.41
----	---	---	------

为探究 Al-GYYZO 涂层与 CMAS 的相互作用机理, 图 7 展示了腐蚀 10 min 后的截面形貌及相应 EDS 分析。由元素面分布结果(图 7(c))可见, CMAS 中的 Ca²⁺未迅速渗入中间层发生反应, 而是被有效阻挡在涂层表面。研究表明, 引入 Al 促使形成石榴石结构 RE₃Al₅O₁₂, 该相在界面处引发剧烈的结晶反应, 显著降低 CMAS 熔体的流动性, 从而延缓其渗透速率。值得注意的是, Al 改性 GYYZO 涂层在腐蚀 10 min 后的损伤程度远低于未改性涂层。

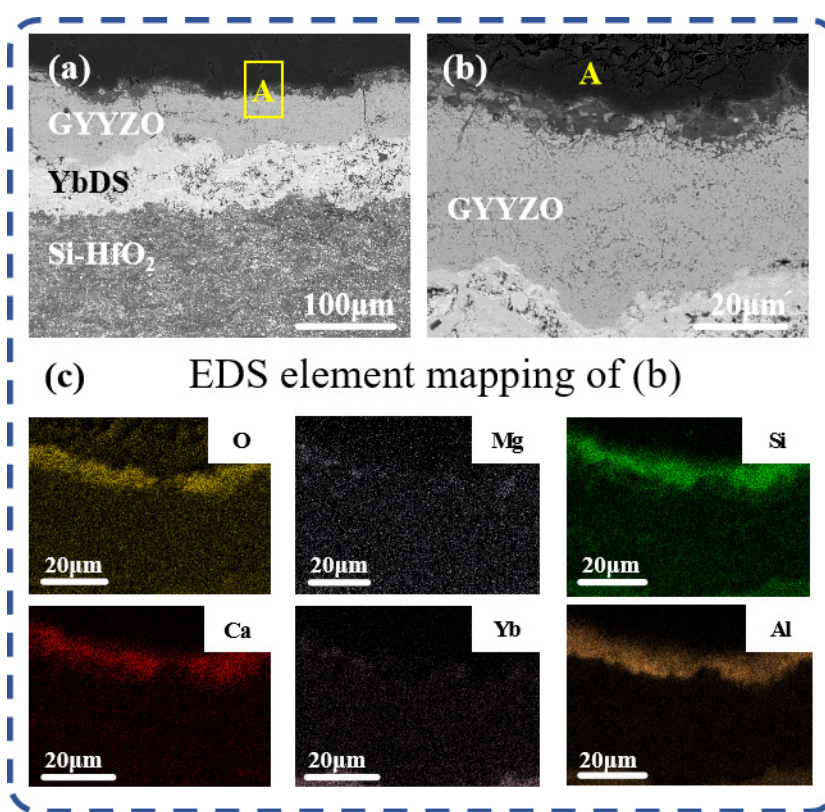


图 7 Al-GYYZO 涂层在 1500 °C 下经 CMAS 腐蚀 10 min 后的微观截面形貌

Fig.7 Cross-sectional morphologies of Al-GYYZO coating after CMAS corrosion at 1500 °C for 10 min

(a) Cross-sectional morphology; (b) Reaction layer; (c) EDS elemental mappings of Fig. (b)

进一步地, 如图 8 所示, 即使腐蚀时间延长至 30 min, Al-GYYZO 涂层仍保持结构完整, 未出现严重的腐蚀行为。截面形貌清晰显示, YbDS 层以及 Si-HfO₂ 层没有腐蚀痕迹, 改性涂层的完整性明显优于未改性涂层, 且 EDS 结果表明 CMAS 中 Ca、Al、Si 等元素未继续向内扩散。此外, 与生成磷灰

石相的反应层比, 形成石榴石相在消耗等量 CMAS 的同时对涂层本身的消耗更少, 这进一步增强了改性涂层的长期耐久性, 表明其具备优异的抗 CMAS 腐蚀性能, Al 改性层大幅度减缓了 CMAS 腐蚀速率。

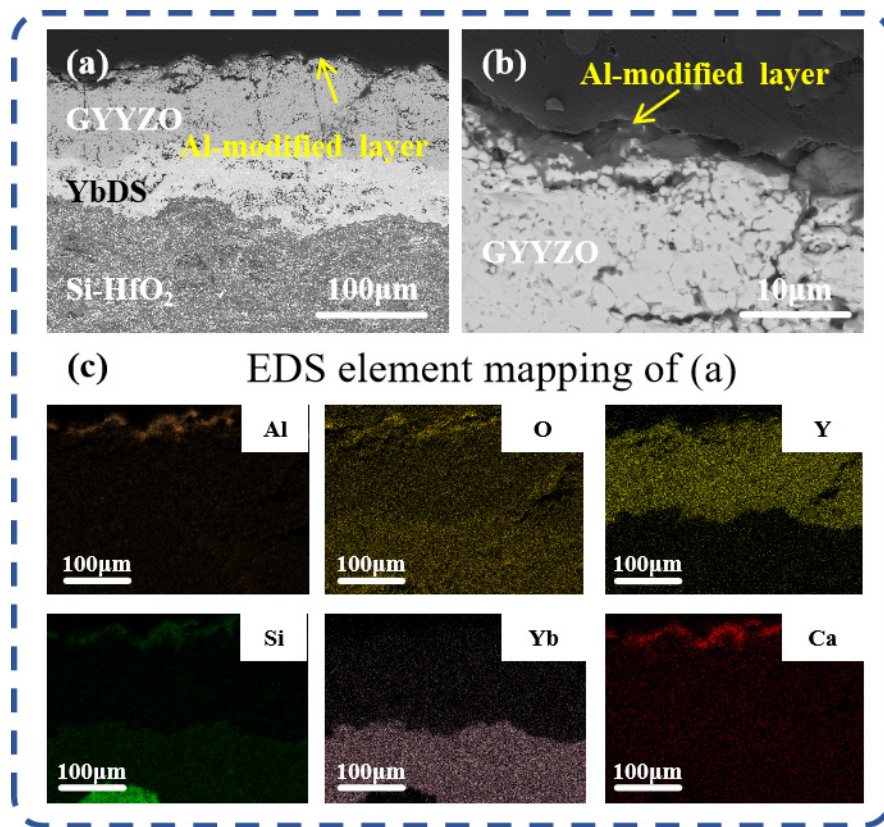


图 8 Al-GYYZO 涂层在 1500 °C 下经 CMAS 腐蚀 30 min 后的微观截面形貌

Fig.8 Cross-sectional morphologies of Al-GYYZO coating after CMAS corrosion at 1500 °C for 30 min

(a) Cross-sectional morphology; (b) Reaction layer; (c) EDS elemental mappings of Fig. (a)

综上所述, Al 改性 GYYZO 涂层的抗 CMAS 腐蚀机理可归因于表面富集的 Al_2O_3 。首先, 致密的 Al_2O_3 层本身作为物理屏障, 有效阻碍 CMAS 的初始渗透。其次, Al_2O_3 促使界面处发生反应生成石榴石相, 此过程不仅直接消耗 CMAS 熔体, 还会提高残余熔体中 CaO 和 SiO_2 的浓度, 进而促进生成更为致密的磷灰石相反应层。由于石榴石相优先形成, 其调控并可能减少了磷灰石相的总量, 有效避免了因磷灰石层过厚引发的热膨胀失配问题, 从而抑制了裂纹的产生, 延缓了 CMAS 的渗透速率。

3 结论

本研究系统探讨了新型 $\text{Si-HfO}_2/\text{YbDS}/\text{GYYZO T/EBCs}$ 体系在 1500 °C 极端高温下抵抗 CMAS 熔融腐蚀的行为与机理, 重点揭示了未改性 GYYZO 涂层的失效机制, 研究了 Al 改性强化技术对 GYYZO 涂层的抗 CMAS 腐蚀性能防护机理。

在 1500 °C 高温下, CMAS 熔体腐蚀性极强, 未改性 GYYZO 涂层会迅速被玻璃态 CMAS 通过晶界完全渗透, 导致与 YbDS 层因热膨胀系数失配而产生巨大应力, 引发大量横向与贯穿裂纹, 并发生“起泡”损伤。这些裂纹为 CMAS 的快速渗透提供了通道, 最终导致涂层过早失效。

Al 改性处理显著提升了 GYYZO 涂层在 1500 °C 下的抗 CMAS 腐蚀能力, 其防护优势源于多重协同机制。热处理后, 涂层表面形成致密 Al_2O_3 层, 其作为有效的物理屏障延缓了 CMAS 的初始渗透; 同时, Al_2O_3 诱导 CMAS 优先生成石榴石相, 既直接消耗熔融 CMAS, 又调控残余熔体成分, 促进后续形成结构更致密、热稳定性更高的磷灰石相。该“石榴石优先生长-磷灰石协同演化”的反应路径有效缓解了过量磷灰石生成所引起的热失配应力与开裂行为。由此, Al 改性使 GYYZO 涂层在高温 CMAS 腐蚀环境下由“快速反应-应力开裂-加速渗透”转变为“缓慢反应-致密阻挡-渗透受限”, 显著延长了涂层的服役寿命。本研究为下一代航空发动

机用耐超高温 CMAS 腐蚀涂层的设计与优化提供了实验依据和理论参考。

参考文献:

- [1] CHENG H C, WANG Y L, LIU H F, *et al.* Microstructure evolution and thermochemical interaction of dysprosia stabilized zirconia with CMAS attack. *Materials Characterization*, 2025, **227**: 115331.
- [2] GODBOLE E P, HEWAGE N, POERSCHKE D L. Spreading and reaction behavior of CMAS-type silicate melts with multiphase Y and Gd aluminate-zirconate T/EBC materials. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, **43(14)**: 6416.
- [3] DENG L W, WANG Y, ZHANG X D. Enhancing the anti-CMAS corrosion performance of EBCs via adding SiC to Yb₂Si₂O₇ top ceramic layer: a novel SiC-Yb₂Si₂O₇/Si EBCs strategy. *Journal of the European Ceramic Society*, 2026, **46(3)**: 117847.
- [4] FAN D, ZHONG X, WANG Y W, *et al.* Corrosion behavior and mechanism of aluminum-rich CMAS on rare-earth silicate environmental barrier coatings: . *Journal of Inorganic Materials*, 2023, **38(5)**: 544.
- [5] YAN S Q, WU J, TAN X, *et al.* Microstructural evolution and corrosion mechanism of thermal/environmental barrier coatings against molten calcium–magnesium–alumino–silicate. *Surface and Coatings Technology*, 2024, **478**: 130433.
- [6] WU Y M, ZHONG X, HONG D, *et al.* Corrosion behaviors of Lu₄Hf₃O₁₂ thermal/environmental barrier coatings to molten CMAS attack at 1300–1500 °C. *Applied Surface Science*, 2024, **676**: 161020.
- [7] WANG Y Q, WANG F L, MAO J K, *et al.* Reliability analysis of thermal barrier coatings under CMAS deposition and penetration. *Surface and Coatings Technology*, 2024, **489**: 131139.
- [8] ZHANG G H, SHI J Y, SHEN H Y, *et al.* Synergistic mechanism of Gd³⁺ and Yb³⁺ on crystallization behavior of CMAS corrosion products. *Journal of Inorganic Materials*, 2026, **41(1)**: 27.
- [9] WANG H D, ZHUO X S, ZHANG J G, *et al.* Strengthening of CMAS corrosion resistance of thermal barrier coatings by surface Al-Ce modification. *Surface and Coatings Technology*, 2025, **510**: 132168.
- [10] SONG J B, ZHANG X F, DENG C M, *et al.* Research of *in situ* modified PS-PVD thermal barrier coating against CMAS (CaO–MgO–Al₂O₃–SiO₂) corrosion. *Ceramics International*, 2016, **42(2)**: 3163.
- [11] 玉邈云, 郭凯森, 程一凡, 等. Y₂O₃添加对 Al₂O₃陶瓷/CMAS 界面致密反应层生长行为的影响研究. *装备制造技术*, 2025(8): 60.
- [12] LIANG R H, ZHONG X, HONG D, *et al.* High-temperature water vapor corrosion behaviors of environmental barrier coatings with Yb₂O₃-modified silicon bond layer. *Journal of Inorganic Materials*, 2025, **40(4)**: 425.
- [13] FAN W K, YANG X, LI H H, *et al.* Pressureless sintering of (Y_{0.2}Gd_{0.2}Er_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2})₂Zr₂O₇ high-entropy ceramic and its high temperature CMAS corrosion resistance. *Journal of Inorganic Materials*, 2025, **40(2)**: 159.
- [14] LIU Y C, WANG S G, YANG T F, *et al.* Solid particle erosion of an environmental barrier coating and chemically vapor infiltrated SiC/SiC for aeroengine. *Ceramics International*, 2024, **50(20)**: 39993.
- [15] LV H Z, GE M, ZHANG H F, *et al.* Microstructure, thermophysical properties and oxidation resistance of SiC_f/SiC–YSi₂–Si composite fabricated through reactive melt infiltration. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, **43(14)**: 5950.
- [16] WANG S, ZHENG T, QIN Y, *et al.* Influence of annealing on the CMAS corrosion behaviour of ytterbium disilicate environmental barrier coatings: a Raman imaging study. *Corrosion Science*, 2024, **240**: 112450.
- [17] ZHANG Y H, SUN Y N, TAN X, *et al.* High temperature stability and sintering resistance of Gd₂O₃-Yb₂O₃-Y₂O₃-ZrO₂ (GYYZO) coating. *Surface and Coatings Technology*, 2023, **459**: 129405.
- [18] SHI T J, ZHAO T, GUO Y Q, *et al.* Microstructural optimization of Gd₂O₃-Yb₂O₃-Y₂O₃ co-stabilized ZrO₂/YSZ coatings with enhanced thermal shock resistance. *Materials & Design*, 2025, **254**: 114142.
- [19] SHI T J, BAI B T, PENG H R, *et al.* Improved thermal shock resistance of GYYZO-YSZ double ceramic layer TBCs induced by induction plasma spheroidization. *Surface and Coatings Technology*, 2024, **477**: 130372.
- [20] LI J, ZHOU C, WANG J M, *et al.* Exploration on intrinsic corrosion resistance of β-Lu₂Si₂O₇ against calcium–magnesium–aluminosilicate (CMAS) at 1500 °C via grain boundary engineering. *Materials & Design*, 2025, **253**: 113965.
- [21] TURCER L R, KRAUSE A R, GARCES H F, *et al.* Environmental-barrier coating ceramics for resistance against attack by molten calcium-magnesia-aluminosilicate (CMAS) glass: part II, β-Yb₂Si₂O₇ and β-Sc₂Si₂O₇. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, **38(11)**: 3914.
- [22] WU J, WANG Z F, ZHUO X S, *et al.* Enhancing CMAS corrosion resistance of PS-PVD Si/Yb₂Si₂O₇ EBCs via Al-modification. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, **43(8)**: 3727.
- [23] ZHANG X F, ZHOU K S, LIU M, *et al.* CMAS corrosion and thermal cycle of Al-modified PS-PVD environmental barrier coating. *Ceramics International*, 2018, **44(13)**: 15959.
- [24] DONG L, WEI X W, LIU M J, *et al.* Boosting corrosion resistance of environmental barrier coatings through surface aluminum modification against molten salts. *Corrosion Science*, 2025, **244**: 112646.

-
- [25] ZHANG X, ZHANG H F, ZHANG N N, *et al.* Oxidation behavior of AlCoCrFeNi bond coating in the YSZ-TBCs produced by APS and PS-PVD method. *Ceramics International*, 2024, **50**(10): 17190.
- [26] DONG L, LIU M J, ZHANG X F, *et al.* Infiltration thermodynamics in wrinkle-pores of thermal sprayed coatings. *Applied Surface Science*, 2021, **543**: 148847.
- [27] CHENG B, ZHENG G B, HOU D, *et al.* Formation mechanisms of columnar/dense structure for Gd₂Zr₂O₇ ceramics coatings with superior CMAS corrosion resistance. *Corrosion Science*, 2025, **257**: 113348.
- [28] LIU R X, LIANG W P, MIAO Q, *et al.* Revealing the oxidation growth mechanism and crack evolution law of novel Si–HfO₂/Yb₂Si₂O₇/Yb₂SiO₅ environmental barrier coatings during thermal cycling. *Journal of Advanced Ceramics*, 2024, **13**(10): 1677.
- [29] ANTON R, LEISNER V, WATERMEYER P, *et al.* Hafnia-doped silicon bond Coats manufactured by PVD for SiC/SiC CMCs. *Acta Materialia*, 2020, **183**: 471.