

Gd₂Zr₂O₇热障涂层材料性能研究及抗CMAS行为

王进双*, 徐一妍, 卢贤军, 龚文杰, 王迎辉

(信阳师范大学 河南省豫南非金属矿资源高效利用重点实验室, 河南 信阳 464000)

摘要: 以氧化锆(ZrO₂)和氧化钆(Gd₂O₃)材料为原料,使用高温固相法合成了Gd₂Zr₂O₇。通过X射线衍射(XRD)、热膨胀仪、扫描电子显微镜(SEM)和维氏硬度计等仪器对其晶相结构、热膨胀系数、微观结构、力学性能和抗烧蚀性能进行了系统研究,并在1250℃下对Gd₂Zr₂O₇进行了4~12 h的CMAS(CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂)热腐蚀实验。结果表明:Gd₂Zr₂O₇具有较高的热膨胀系数(TEC)、较好的抗烧蚀性能,但其力学性能较差。热腐蚀4 h后,腐蚀深度达到41.56 μm;热腐蚀12 h后,腐蚀深度达到132.30 μm。在高温下,Gd₂Zr₂O₇与熔融的CMAS发生反应,生成致密富磷灰石相Ca₂Gd₈(SiO₄)₆O₂,能够阻碍CMAS的进一步渗透。

关键词: 热障涂层; 力学性能; 抗烧蚀性能; CMAS腐蚀

中图分类号: O642.5; TS936

文献标志码: A

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Properties and CMAS resistance of Gd₂Zr₂O₇ thermal barrier coating

WANG Jinshuang*, XU Yiyang, LU Xianjun, GONG Wenjie, WANG Yinghui

(Henan Key Laboratory of Utilization of Non-metallic Mineral in the South of Henan, Xinyang Normal University, Xinyang 464000, China)

Abstract: Gd₂Zr₂O₇ was synthesized by high-temperature solid-phase synthesis using zirconia (ZrO₂) and Gadolinium(III) oxide (Gd₂O₃) as raw materials. The crystal structure, thermal expansion coefficient, microstructure, mechanical properties and sintering resistance of Gd₂Zr₂O₇ were systematically studied by XRD, thermal dilatometer, SEM and Vickers hardness tester. The results showed that Gd₂Zr₂O₇ exhibited a high coefficient of thermal expansion (TEC) and good sintering resistance, but its mechanical properties were poor. After 4 h of hot corrosion, the corrosion depth reached 41.56 μm; After 12 h of hot corrosion, the corrosion depth reached 132.30 μm. At high temperature, Gd₂Zr₂O₇ reacted with molten CMAS to form a dense layer of Ca₂Gd₈(SiO₄)₆O₂, which hindering the further penetration of CMAS.

Key words: thermal barrier coating(TBC); mechanical properties; sintering resistance; CMAS corrosion

0 引言

随着发动机技术的不断进步、航空发动机推重比的不断提高,发动机热端部件的工作环境更加恶劣,对发动机热端部件的要求也越来越高。高温氧化、磨损以及腐蚀都会影响叶片的正常运转。为延长热端部件的服役寿命,1976年首次提出热障涂层(thermal barrier coating, TBC)的概念,

热障涂层被认为是保护燃气轮机高温合金热部件的最有效方法^[1-2]。热障涂层是将具有低热导、耐腐蚀和良好高温相稳定性的陶瓷材料以涂层的形式涂覆在航空发动机涡轮叶片的表面^[3-4],以达到提高热效率和推重比的目的而发展出的一种表面防护技术^[5]。TBCs是一种多层结构,通常由表面陶瓷层(TC)、热生长氧化物(TGO)、黏结涂层和高温合金基板组成,可以为现代燃气涡轮发动机

收稿日期:2023-12-13;修回日期:2024-03-06;*.通信联系人,E-mail:wangjinshuang88@126.com

基金项目:国家自然科学基金项目(51902279);信阳师范大学“南湖学者奖励计划”青年项目

作者简介:王进双(1988—),女,河南平顶山人,讲师,博士,主要从事陶瓷隔热防腐涂层的研发及应用。

引用格式:王进双,徐一妍,卢贤军,等.Gd₂Zr₂O₇热障涂层材料性能研究及抗CMAS行为[J].信阳师范大学学报(自然科学版),2025,38(4):470-475.

WANG Jinshuang, XU Yiyang, LU Xianjun, et al.Properties and CMAS resistance of Gd₂Zr₂O₇ thermal barrier coating[J].Journal of Xinyang Normal University (Natural Science Edition),2025,38(4):470-475.

中的热端部件提供出色的表面保护。

目前广泛使用的TBCs材料是6%~8% Y₂O₃稳定的ZrO₂(YSZ),该材料在1200℃以下时具有高温相稳定性好、热膨胀系数高和断裂韧性优异等优点。但是,当工作温度高于1200℃时,YSZ涂层就会发生烧结和相变,相变过程如图1所示,由相变过程引起的体积膨胀会导致涂层内部的应力失配,最终产生裂纹,此行为加速了涂层的剥落,大大降低了其使用寿命。另外,烧结会使YSZ的杨氏模量增加,应变容限降低,这对涂层的物理性能十分不利。显然,YSZ已无法满足下一代工业燃气轮机和航空发动机工作温度(>1200℃)的要求^[6-7]。

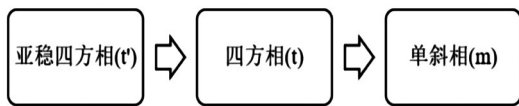


图1 YSZ服役温度高于1200℃的相变过程

Fig. 1 The phase change process of YSZ service temperature above 1200 °C

在沙漠、火山和高度污染地区等尘土环境中运行的发动机会不可避免地吸入易熔融的硅质颗粒。其主要成分为CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂,通常被称为CMAS^[8]。在高温下(>1250℃),熔融CMAS渗入TBC的孔隙和裂纹,导致严重的热化学和热机械降解^[9],YSZ涂层在熔融CMAS中的溶解通常表现为:钇从亚稳态的四方相氧化锆固溶体中浸出,同时与CMAS形成硅酸盐型反应产物,而四方相氧化锆由于缺少稳定剂钇从而转化为单斜氧化锆^[10]。此外,当发动机停止工作时,熔融的CMAS变成固体,TBC随之变得刚性且失去应变耐受性。工作温度的提升和抗CMAS腐蚀性能的优化已成为热障涂层领域所面临的重大问题,因此迫切需要寻找一种新的TBC材料来适配未来的先进发动机。

近年来,一些新型热障涂层材料被相继报道。如石榴石(Y₃Al_rFe_{5-r}O₁₂)、钙钛矿(CaZrO₃、SrZrO₃)、烧绿石(A₂B₂O₇,A=稀土元素,B=过渡金属)、稀土氧化物稳定的氧化锆(RE-ZrO₂)等,其中具有烧绿石(A₂B₂O₇)结构的化合物以其良好的高温相稳定性和较低的高温导热系数脱颖而出^[11]。烧绿石结构中,Gd₂Zr₂O₇具有更低的热导率、更高的热膨胀系数等优点,受到了广泛的关注。此外,在CMAS腐蚀过程中,Gd³⁺更易与

CMAS发生化学反应生成致密的磷灰石层,从而有效地阻止熔融CMAS的进一步渗透。

本文采用高温固相合成法制备了Gd₂Zr₂O₇陶瓷材料,对其晶相结构、热膨胀系数、微观结构、力学性能和抗烧蚀性能进行系统研究,并对Gd₂Zr₂O₇陶瓷材料在1250℃下4~12h的抗CMAS腐蚀行为进行研究;探究在同一温度下,腐蚀时间对CMAS渗透深度的影响,并探究了其腐蚀机理。

1 实验部分

1.1 样品的制备

根据需要合成的Gd₂Zr₂O₇总质量算出ZrO₂和Gd₂O₃所需质量,用分析天平准确称量,将称好的样品倒入球磨罐中湿磨6h。样品烘干后,再放入行星球磨机中干磨6h,用80目的筛子筛分后得到均匀的陶瓷混合粉。将陶瓷混合粉置于高温炉中以1600℃的高温煅烧12h,得到Gd₂Zr₂O₇粉末,再放入玛瑙研钵中磨成细粉。用电子分析天平准确称取1.5g的Gd₂Zr₂O₇粉末于玛瑙研钵中,加入一滴PVA(质量百分比5%),混合均匀后放入模具,用10MPa的压力压制成圆柱,共制备10个圆柱(用于后续抗烧蚀性能的测试和CMAS热腐蚀试验),同样的方法准确称取2.0g的Gd₂Zr₂O₇粉末制成长方体块,共制备2个长方体块(用于后续力学性能和热膨胀系数的测试)。将压好的长方体块和圆柱放入橡胶手套中,在200MPa的条件下冷等静压之后,取出样品放入高温炉中以1600℃烧结12h,得到Gd₂Zr₂O₇致密块。

1.2 CMAS腐蚀实验

以9:13:33:45的摩尔比例将MgO、Al₂O₃、CaO、SiO₂充分混合均匀。将所得的CMAS粉末与无水乙醇混合制成悬浊液,并以15mg/cm²涂抹均匀地覆盖在制备的Gd₂Zr₂O₇样品上。用烘箱干燥,加速无水乙醇蒸发。然后将涂覆CMAS粉末的样品置于高温炉中,在1250℃下分别热处理4、8、10、12h,即获得CMAS腐蚀后的样品。

1.3 样品的表征

使用型号为MiniFlex600的X-射线衍射分析仪(XRD)测定样品的晶体结构并对其进行分析。放射源为Cu Kα(λ=1.540 6×10⁻¹ nm),扫描角度为10°—90°,扫描速率为5°/min,步长为0.02°。使用型号为Phenom ProX的台式扫描电子显微镜(SEM)观察和分析样品的微观形貌。使用

MHVD-1000IS 型的维氏硬度计测定样品的维氏硬度和断裂韧性。在陶瓷块体的抛光表面加载 500 gf 的力,保持时间为 10 s。使用 DIL 402 卧式热膨胀仪测定样品的热膨胀曲线,测试样品是两端平行的长方体块,升温速度为 5 K/min, N_2 气氛,测试温度为 30~1500 $^{\circ}C$ 。

2 结果与讨论

2.1 XRD 分析

图 2 为制备的 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷材料的 XRD 图谱。从图 2 可以看出,制备的陶瓷粉末 XRD 衍射峰与 $Gd_2Zr_2O_7$ 的标准卡片完全对齐,没有其他物质的特征峰,证明成功合成了 $Gd_2Zr_2O_7$ TBC 材料。

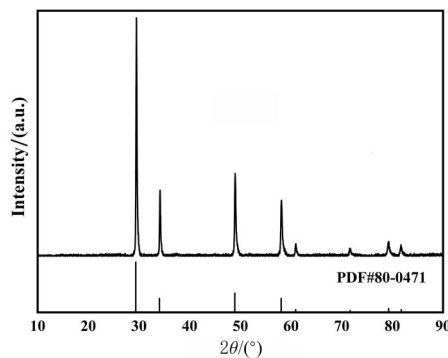


图 2 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷材料 XRD 图

Fig. 2 XRD of $Gd_2Zr_2O_7$ ceramic material

2.2 微观结构

图 3 是 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷块体横断面的微观形貌图,从图 3 可以看出 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷块为多孔结构,晶粒尺寸为 2~6 μm ,图中黑色部分为孔洞。

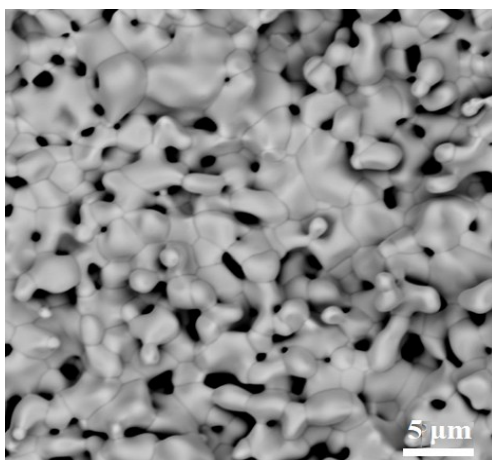


图 3 $Gd_2Zr_2O_7$ 热障涂层材料块的微观形貌

Fig. 3 Microscopic morphology of $Gd_2Zr_2O_7$ thermal barrier coating material block

2.3 热膨胀系数(TEC)

热膨胀系数是 TBCs 重要的考核参数。对于 TBCs 材料,较高的热膨胀系数有利于减少涂层与基底之间的热不匹配。根据实验数据计算得到的 $Gd_2Zr_2O_7$ 热膨胀系数如图 4 所示。

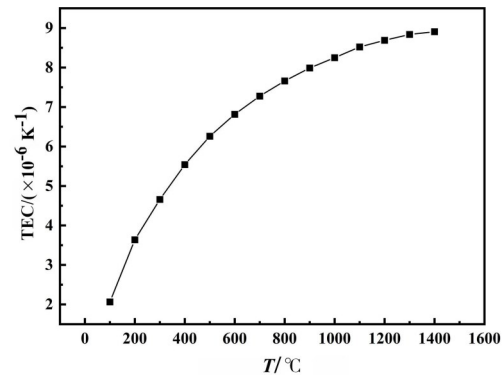


图 4 $Gd_2Zr_2O_7$ 100~1400 $^{\circ}C$ 的热膨胀系数

Fig. 4 Coefficient of thermal expansion of $Gd_2Zr_2O_7$ 100~1400 $^{\circ}C$

从图 4 可知, $Gd_2Zr_2O_7$ 的 TEC 随着温度的升高而增大,在 100~1400 $^{\circ}C$ 温度范围内, $Gd_2Zr_2O_7$ 的 TEC 从 $2.06 \times 10^{-6} K^{-1}$ 增加到 $8.91 \times 10^{-6} K^{-1}$,陶瓷材料的 TEC 与点阵结构中的质点间平均距离有关。随着温度的升高,点阵结构中的质点间平均距离增大并且晶体振动加强,使陶瓷材料的 TEC 增大。传统的 YSZ 热膨胀系数为 $10 \times 10^{-6} \sim 12 \times 10^{-6} K^{-1}$,略高于 $Gd_2Zr_2O_7$ ^[12]。高的热膨胀系数可在很大程度上缓解涂层与金属基体之间由于高温而产生的热应力,避免涂层产生裂纹,延长其服役寿命。因此,可以预测具有较低热膨胀系数的 $Gd_2Zr_2O_7$ 在热服役过程中会因热膨胀不匹配而过早失效。

2.4 抗烧结性能

烧结会降低气孔率,降低 TBCs 隔热性能。随着烧结程度的提高,热应力越来越集中,导致裂纹的发生和扩展^[13],从而影响 TBCs 材料在高温下的使用寿命,因此需要对 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷材料的抗烧结性进行评估。

将冷等静压后的 $Gd_2Zr_2O_7$ 圆柱放入高温炉中,在 1200、1300、1400、1500、1600 $^{\circ}C$ 下进行 6 h 的热处理,用游标卡尺分别测量不同温度下热处理前后的直径和高,计算热处理前后 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷材料的体积收缩率,如图 5 所示。从图 5 可知, $Gd_2Zr_2O_7$ 的体积收缩率整体呈上升趋势。在 1200~1600 $^{\circ}C$ 范围内, $Gd_2Zr_2O_7$ 的体积收缩率从 -4.56% 增加至

1.08%;从1200 °C到1500 °C Gd₂Zr₂O₇经过热处理后体积都膨胀,冷等静压后试样处在负压状态下,从处于真空状态的橡胶手套中取出,从负压状态变为常压,经过高温热处理之后体积膨胀,说明Gd₂Zr₂O₇陶瓷材料的抗烧蚀性能好;从1500 °C到1600 °C Gd₂Zr₂O₇热处理后体积收缩,抗烧蚀性能降低。热处理后的体积收缩率越小,陶瓷材料的抗烧蚀性能越好。综合以上数据可知,Gd₂Zr₂O₇ TBCs材料的抗烧蚀性能较好。

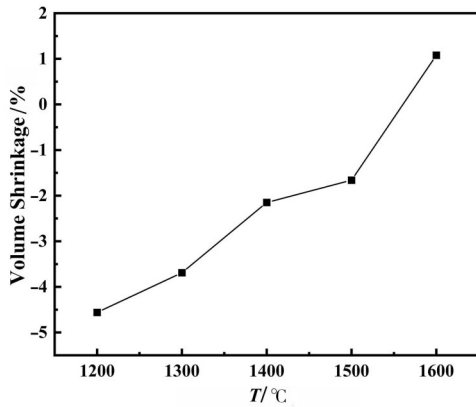


图5 Gd₂Zr₂O₇在不同温度(1200~1600 °C)下烧结6 h后的体积收缩率

Fig. 5 The volume shrinkage of Gd₂Zr₂O₇ after sintering at different temperatures (1200~1600 °C) for 6 h

2.5 力学性能

图6为Gd₂Zr₂O₇的杨氏模量、硬度、断裂韧性,其数值分别为(123.58±10.58) GPa、(2.93±0.05) GPa、(3.52±0.04) MPa·m^{1/2}。Gd₂Zr₂O₇陶瓷材料的杨氏模量比YSZ((210±10) GPa)低^[14],低的杨氏模量会减少陶瓷材料在涂层中的残余应力,从而延长涂层的热循环寿命。

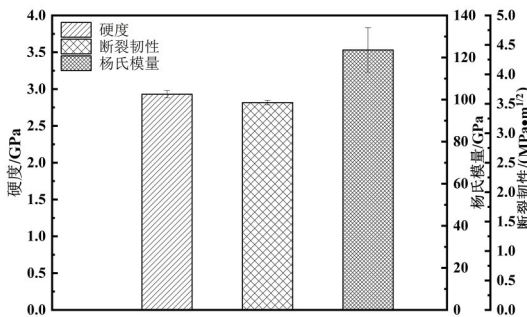


图6 Gd₂Zr₂O₇的力学性能图

Fig. 6 Diagram of mechanical properties of Gd₂Zr₂O₇

Gd₂Zr₂O₇的硬度比传统YSZ TBCs材料的硬度((13±1) GPa)低^[15],表明Gd₂Zr₂O₇陶瓷材料在运行过程中抵抗外界异物冲击的能力较低。断裂

韧性比YSZ(6~9 MPa·m^{1/2})的低^[15],断裂韧性是影响TBCs材料力学性能的一个重要参数,断裂韧性越低,可以承受的应变就越低。在实际应用过程中通常与YSZ涂层组成双陶瓷层,Gd₂Zr₂O₇陶瓷材料作为最外层,来抵抗CMAS的腐蚀。

2.6 CMAS腐蚀Gd₂Zr₂O₇陶瓷块体不同时间后的物相结构及微观结构分析

为了测试Gd₂Zr₂O₇在高温下的抗CMAS腐蚀性能,在1250 °C的CMAS环境中将Gd₂Zr₂O₇分别腐蚀不同时间,其结果如图7所示。CMAS腐蚀4~12 h后均有磷灰石相Ca₂Gd₈(SiO₄)₆O₂生成。这与DULUARD等^[16]的研究结果一致。

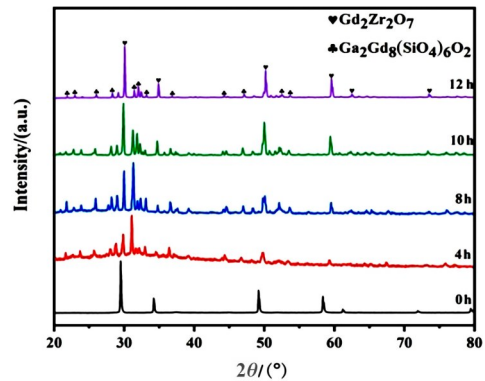


图7 CMAS腐蚀Gd₂Zr₂O₇陶瓷块体0~12 h后的XRD图谱

Fig. 7 XRD pattern of Gd₂Zr₂O₇ ceramic bulk after CMAS corrosion for 0~12 h

为进一步了解相关腐蚀机理,对CMAS腐蚀Gd₂Zr₂O₇陶瓷块体4~12 h样品的表面和截面进行分析,分别研究在1250 °C下CMAS对样品的腐蚀程度,采用具有能量散射光谱仪(EDS)的扫描电子显微镜对烧结陶瓷的形态和元素分布进行点扫描,得到不同放大倍数的表面及截面显微组织图以及Ca、Si、Mg和Al等元素分布图,用于研究CMAS高温腐蚀Gd₂Zr₂O₇机理。

图8为Gd₂Zr₂O₇在1250 °C被CMAS腐蚀12 h的表面微观形貌图,因其他腐蚀时间的样品表面被未渗透的CMAS完全包覆,无法显现腐蚀效果,所以这里只呈现了腐蚀时间为12 h的表面形貌,结合XRD及点扫结果(表1)可以发现,棒状晶体的化学组成与磷灰石相(Ap)较为符合,但Zr和Mg以固溶的形式也存在于磷灰石相中,该结果与文献[17]等的结果一致。磷灰石相生成后,其周围CMAS溶解能力将下降,不规则的球状晶粒则为重新析出的Gd₂Zr₂O₇陶瓷,而表面的黑色物质为未发生渗透的CMAS。

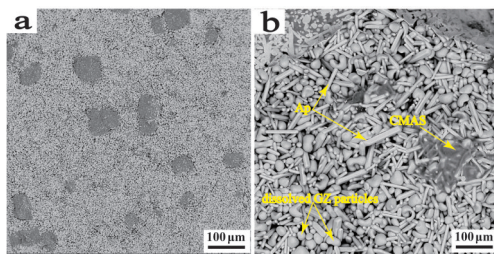


图 8 $Gd_2Zr_2O_7$ 在 $1250\text{ }^\circ\text{C}$ 下 CMAS 腐蚀 12 h 的表面微观形貌图
Fig. 8 Surface micromorphology of $Gd_2Zr_2O_7$ corrosion by CMAS at $1250\text{ }^\circ\text{C}$ for 12 h

图 9 为 CMAS 腐蚀 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷块体 4 h(a)、8 h(b)、10 h(c) 和 12 h(d) 的截面微观形貌。可以观察到 CMAS 与 $Gd_2Zr_2O_7$ 之间形成明显的反应层, 图 9(a)—(d) 呈现出明显的三部分: CMAS 层、反应层和 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷层。随着腐蚀时间增加, CMAS 层厚度减小。从图 9 可以看到, CMAS 玻璃和大块陶瓷之间存在一个相对密集的反应层,

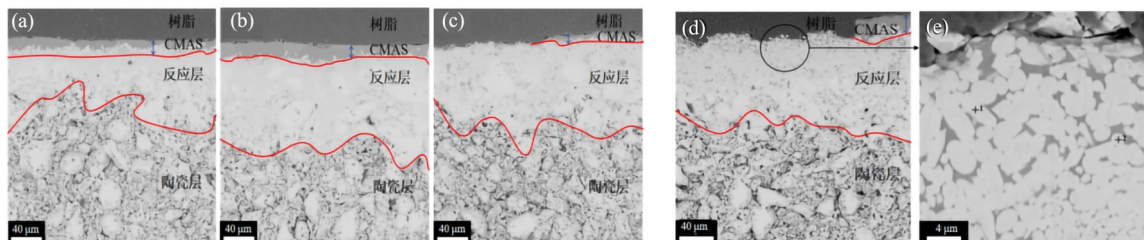


图 9 在 $1250\text{ }^\circ\text{C}$ 下 CMAS 腐蚀 $Gd_2Zr_2O_7$ 不同时间的截面微观形貌图
(a) 4 h; (b) 8 h; (c) 10 h; (d) 12 h; (e) 为对应(d)图的反应层局部放大图

Fig. 9 Micromorphology of cross-sectional erosion of $Gd_2Zr_2O_7$ by CMAS at $1250\text{ }^\circ\text{C}$ at different times

(a) 4 h; (b) 8 h; (c) 10 h; (d) 12 h; (e) is a local enlarged view of the reaction layer corresponding to (d)

表 2 能谱分析测试的图 9(e) 中各点的化学组成

Tab. 2 Chemical composition of points in Fig. 9(e) of the spectroscopy test

晶粒	原子百分比/%						
	Zr	O	Gd	Mg	Si	Al	Ca
+1	4.40	34.59	40.08	5.19	11.03	1.16	3.55
+2	22.26	41.53	20.30	3.91	5.78	2.05	4.17

可以发现, 棒状晶粒较符合磷灰石相(Ap)的组成, 但其以固溶的形式富含 Zr、Mg、Al 元素。该结果与表面的数据有略微的区别, 这种差异可能是对样品截面的抛光所致。球状晶粒同样为 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷的再析出产物。在高温下, $Gd_2Zr_2O_7$ 和 CMAS 发生了化学反应生成了致密的磷灰石相导致 CMAS 在反应层中快速结晶, 进一步减缓腐蚀, 从而抑制 CMAS 对热端部件的腐蚀, 其反应化

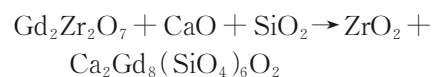
表 1 图 8(b) 中各物相的化学组成

Tab. 1 Chemical composition of each phase in Fig. 8(b)

物相	原子百分比/%						
	Zr	O	Gd	Mg	Si	Al	Ca
Ap	5.22	40.42	34.24	5.99	10.30	0.34	3.49
CMAS	3.85	45.70	—	5.13	17.05	9.56	18.71
GZ	28.56	40.44	23.37	3.42	1.63	0.83	1.75

CMAS 腐蚀 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷块体 4、8、10 和 12 h 后, CMAS 腐蚀反应层的厚度分别达到 41.56、95.17、101.50 和 132.30 μm 。随着腐蚀时间的增加, 腐蚀深度也在逐渐加深。图 9(e) 为 CMAS 腐蚀 $Gd_2Zr_2O_7$ 陶瓷块体 12 h 后截面反应层放大图, 可以发现在反应层中也出现了不规则球状晶粒和棒状晶粒。对图 9(e) 所示的棒状晶粒(+1) 和球状晶粒(+2) 进行了 EDS 元素分析, 如表 2 所示。

学式如下:



在 $1250\text{ }^\circ\text{C}$ 下, $Gd_2Zr_2O_7$ 晶粒在熔融的 CMAS 作用下重新结晶, 生成 ZrO_2 球状晶粒。 $Gd_2Zr_2O_7$ 晶粒中的 Gd 与熔融 CMAS 发生反应生成磷灰石相 $Ca_2Gd_8(SiO_4)_6O_2$ 导致熔融的 CMAS 重新结晶, 形成以磷灰石相为主的结晶化合物, 从而形成稳定致密的反应层, 阻碍 CMAS 的渗透。更重要的是, CMAS 溶解 $Gd_2Zr_2O_7$ 将导致熔融 CMAS 黏度增大, 避免了 CMAS 与 $Gd_2Zr_2O_7$ 的连续接触, 阻碍了 CMAS 的进一步反应, 从而阻止了 CMAS 的进一步渗透。此外, 由于 CMAS 中的 Ca 和 Si 在形成磷灰石相的过程中不断减少, CMAS 中的 Mg、Al 也不断富集, 并最终从 CMAS 熔融物中析出 $MgAl_2O_4$, 但在该实验中并未发现 $MgAl_2O_4$ 的生

成。这可能与腐蚀时间过短、CMAS中Ca和Si含量仍保持较高水平有关。

3 结论

采用高温固相合成法成功制备了Gd₂Zr₂O₇热障涂层材料,对其热膨胀系数、力学性能和抗烧蚀性能进行了研究,并且研究了在1250℃的高温条件下CMAS腐蚀Gd₂Zr₂O₇陶瓷块体试样4~12 h

后的腐蚀行为。结果表明,Gd₂Zr₂O₇陶瓷材料的热膨胀系数高,抗烧蚀性能好,硬度低,断裂韧性低。CMAS腐蚀Gd₂Zr₂O₇陶瓷块体试样4 h后,腐蚀深度达到41.56 μm;CMAS腐蚀试样12 h后,腐蚀深度达到132.30 μm。CMAS腐蚀Gd₂Zr₂O₇陶瓷块体试样4~12 h后均形成一层致密的富磷灰石相Ca₂Gd₈(SiO₄)₆O₂,能够阻碍CMAS的进一步渗透。

参考文献:

- [1] DAROLIA R. Thermal barrier coatings technology: Critical review, progress update, remaining challenges and prospects[J]. *International Materials Reviews*, 2013, 58(6): 315-348.
- [2] BAKKAR S, PANTAWANE M V, GU J J, et al. Laser surface modification of porous yttria stabilized zirconia against CMAS degradation[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(5): 6038-6045.
- [3] TAYLOR M P, PRAGNELL W M, EVANS H E. The influence of bond coat surface roughness on chemical failure and delamination in TBC systems[J]. *Materials and Corrosion*, 2008, 59(6): 508-513.
- [4] YOON S, HAN G D, JANG D Y, et al. Fabrication of yttria-stabilized zirconia aerogel for high-performance thermal barrier coating[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 806: 1430-1434.
- [5] CAO X Q, VASSEN R, STOEVEER D. Ceramic materials for thermal barrier coatings[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2004, 24(1): 1-10.
- [6] JIANG Tao, XIE Min, GUAN Lili, et al. Effect of Nb⁵⁺ and Cu²⁺ codoping on thermal properties of Gd₂Zr₂O₇ ceramic [J]. *Journal of Rare Earths*, 2021, 39(2): 180-185.
- [7] GUO Lei, LI Bowen, CHENG Yuxian, et al. Composition optimization, high-temperature stability, and thermal cycling performance of Sc-doped Gd₂Zr₂O₇ thermal barrier coatings: Theoretical and experimental studies[J]. *Journal of Advanced Ceramics*, 2022, 11(3): 454-469.
- [8] CHANG Haili, CAI Canying, WANG Yanguo, et al. Calcium-rich CMAS corrosion induced microstructure development of thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 324: 577-584.
- [9] MERCER C, FAULHABER S, EVANS A G, et al. A delamination mechanism for thermal barrier coatings subject to calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS) infiltration[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(4): 1029-1039.
- [10] KRÄMER S, YANG J, LEVI C G, et al. Thermochemical interaction of thermal barrier coatings with molten CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂ (CMAS) deposits[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2006, 89(10): 3167-3175.
- [11] WU Jie, WEI Xuezheng, PADTURE N P, et al. Low-thermal-conductivity rare-earth zirconates for potential thermal-barrier-coating applications[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2002, 85(12): 3031-3035.
- [12] LI Shaolin, YANG Xiaoguang, QI Hongyu, et al. The effect of thermal loading waveform on the failure mechanism of atmospheric-plasma-sprayed thermal barrier coating system[J]. *Science China Technological Sciences*, 2018, 61(11): 1679-1687.
- [13] 王进双. 氧化锆热障涂层失效机理研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2018.
WANG Jinshuang. Failure mechanism of zirconia thermal barrier coating [D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2018.
- [14] VASSEN R, CAO Xueqiang, TIETZ F, et al. Zirconates as new materials for thermal barrier coatings[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, 83(8): 2023-2028.
- [15] XIE Xiaoyun, GUO Hongbo, GONG Shengkai, et al. Lanthanum-titanium-aluminum oxide: A novel thermal barrier coating material for applications at 1300℃[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2011, 31(9): 1677-1683.
- [16] DULUARD S, DELON E, BONINO J P, et al. Transient and steady states of Gd₂Zr₂O₇ and 2ZrO₂·Y₂O₃ (ss) interactions with calcium magnesium aluminium silicates[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(4): 1451-1462.
- [17] ZHOU Xin, ZOU Binglin, HE Limin, et al. Hot corrosion behaviour of La₂(Zr_{0.7}Ce_{0.3})₂O₇ thermal barrier coating ceramics exposed to molten calcium magnesium aluminosilicate at different temperatures[J]. *Corrosion Science*, 2015, 100: 566-578.

责任编辑:张钰 郭红建