

高熵($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}$) TaO_4 陶瓷材料的热学、力学 及抗熔融硅酸盐环境沉积物侵蚀性能

王瑞达^{1,2}, 赵世贤², 李 磊³, 陈留刚¹, 司瑶晨², 李凌峰², 李红霞^{2,3}, 冯 晶⁴

(1. 郑州大学材料科学与工程学院河南省高温功能材料重点实验室, 郑州 10459; 2. 中钢集团洛阳耐火材料研究院有限公司先进耐火材料国家重点实验室, 河南 洛阳 471039; 3. 中国中钢集团有限公司, 北京 100080; 4. 昆明理工大学材料科学与工程学院, 昆明 650000)

摘 要: 新型高温热障涂层材料已成为新一代航空发动机发展的关键材料。本工作通过固相反应法合成了一种单斜结构的高熵稀土钽酸盐材料($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}$) TaO_4 [(5RE_{0.2}) TaO_4], 研究了其热、力学性能及抗熔融硅酸盐环境沉积物(CMAS)侵蚀性能。结果表明: (5RE_{0.2}) TaO_4 具有极低的热导率($1.22 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 600 °C)和较高的热膨胀系数($10.3\times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, 1 200 °C), 与 YSZ 材料相比($2.1\sim 2.7 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 100~900 °C)热导率下降了近 42%。由于独特的铁弹增韧效应, 其断裂韧性达 $2.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 优于多数新型热障涂层材料。1 350 °C 不同时间及 CMAS 侵蚀后, (5RE_{0.2}) TaO_4 反应层厚度和渗透深度均显著小于 YSZ 材料, 是一种极具应用潜力的新型热障涂层材料。

关键词: 稀土钽酸盐; 高熵陶瓷; 熔融硅酸盐环境沉积物侵蚀; 热障涂层

中图分类号: TK265 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2023)12-3133-11

网络出版时间: 2023-09-13



Thermal, Mechanical and Molten Silicate Environmental Deposits Corrosion Resistance Properties of High-Entropy ($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}$) TaO_4 Ceramic Materials

WANG Ruida^{1,2}, ZHAO Shixian², LI Lei³, CHEN Liugang¹, SI Yaochen², LI Lingfeng², LI Hongxia^{2,3}, FENG Jing⁴

(1. Henan Key Laboratory of High Temperature Functional Materials, School of Zhengzhou University Materials Science and Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 10459, China; 2. State Key Laboratory of Advanced Refractories, Sinosteel Luoyang Institute of Refractories Research Co., Ltd., Luoyang 471039, Henan, China; 3. China Sinosteel Group Co., Ltd., Beijing 100080, China; 4. School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650000, China)

Abstract: Novel high-temperature thermal barrier materials become the key materials for the development of new generation aeroengines. In this paper, a monoclinic high-entropy rare-earth tantalate material ($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}$) TaO_4 [(5RE_{0.2}) TaO_4] was synthesized via solid-state reaction. The thermal, the mechanical and the molten silicate environmental deposits (CMAS) corrosion resistance were investigated. The results indicate that (5RE_{0.2}) TaO_4 exhibits a low thermal conductivity (i.e., $1.22 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 600 °C) and a high thermal expansion coefficient (i.e., $10.3\times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, 1 200 °C). Compared with YSZ material (i.e., $2.1\sim 2.7 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 100~900 °C), the thermal conductivity is decreased by 42%. The fracture toughness reaches $2.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, which is superior to most thermal barrier coating materials because of its unique ferroelastic toughening effect. The thickness and penetration depth of the (5RE_{0.2}) TaO_4 reaction layer are smaller than those of the YSZ material after being corroded by CMAS at 1 350 °C for different durations. This material is a developed thermal barrier coating material with a great application potential.

Keywords: rare earth tantalate; high entropy ceramics; molten silicate environmental deposits corrosion resistance properties; thermal barrier coating

收稿日期: 2023-07-06。 修订日期: 2023-07-28。

基金项目: 河南省中央引导地方科技发展资金项目(Z20221343008)。

第一作者: 王瑞达(1998—), 男, 硕士研究生。

通信作者: 赵世贤(1981—), 男, 博士, 高级工程师;

陈留刚(1988—), 男, 博士, 副教授。

Received date: 2023-07-06. Revised date: 2023-07-28.

First author: WANG Ruida (1998—), male, Master candidate.

E-mail: 1461586234@qq.com

Correspondent author: ZHAO Shixian (1981—), male, Ph.D., Senior Engineer;
CHEN Liugang (1988—), male, Ph.D., Associate Professor.

E-mail: zhaosx@lirrc.com; lgchen@zzu.edu.cn

热障涂层是提高燃气轮机、航空发动机高温部件隔热性能与使用寿命的关键材料^[1]。当前研究最多、应用最广的热障涂层材料为氧化钇稳定氧化锆(YSZ)，其主要优势在于具有较低的热导率、高热膨胀系数、高熔点和良好的力学性能，在热障涂层材料中占据不可替代的地位^[2-3]。然而，YSZ 材料已经不能满足新一代航空发动机的工作温度($\geq 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$)^[4-5]。因此，急需研制一种新型热障涂层材料代替传统 YSZ。

稀土钨酸盐、磷酸盐、铌酸盐具有比 YSZ 更低的热导率和更好的抗 CMAS 侵蚀性。然而这些材料的断裂韧性较低或热膨胀系数有待提高，阻碍了其在热障涂层中的应用。近年来，稀土钨酸盐材料因其具有独特的铁弹增韧、良好的热学性能、更高的使用温度而备受关注^[6-8]。Wang 等^[6]发现 RETaO_4 的热导率($3.94\sim 1.26\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, $100\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$)低于传统的热障涂层材料 YSZ($2.1\sim 2.7\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, $100\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$)。Chen 等^[9]发现 RETaO_4 (RE=Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Ho, Er, Y, Sc, Yb, Lu)热膨胀系数为 $[(5.0\sim 10.7\times 10^{-6})\text{ K}^{-1}$, $1200\text{ }^{\circ}\text{C}]$ 。但是，为满足新一代大推重比航空发动机的更高要求，稀土钨酸盐材料的热学和力学性能需要进一步改善。

高熵材料由于具有 4 种核心效应^[10-13]，即：1) 热力学的高熵效应；2) 结构的晶格畸变效应；3) 动力学的迟滞扩散效应；4) 性能的“鸡尾酒”效应，使得单组元陶瓷材料的某些性能得到优化，综合性能得到进一步提升。Zhang 等^[14]制备的高熵稀土钨酸盐($\text{La}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Y}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}$) NbO_4 具有较高的热膨胀系数($11.19\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$, $686\text{ }^{\circ}\text{C}$)和较低的热导率($2.34\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, $100\text{ }^{\circ}\text{C}$)，优于单组元 YNbO_4 的热膨胀系数($10.6\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$, $829\text{ }^{\circ}\text{C}$)和热导率($3.12\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, $100\text{ }^{\circ}\text{C}$)。Guo^[15]等制备的高熵材料($\text{La}_{0.2}\text{Nd}_{0.2}\text{Sm}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}$) $_2(\text{Zr}_{0.75}\text{Ce}_{0.25})_2\text{O}_7$ 具有较高的断裂韧性 $[(2.0\pm 0.3)\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}]$ ，较 $\text{La}_2(\text{Zr}_{0.75}\text{Ce}_{0.25})_2\text{O}_7$ 材料 $[(1.4\pm 0.1)\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}]$ 获得明显提升，有望延长涂层在高温环境下的使用寿命。Wang 等^[16]制备的高熵 RETa_3O_9 材料热膨胀系数范围为 $[(8.0\times 10^{-6}\sim 10.1\times 10^{-6})\text{ K}^{-1}$, $1200\text{ }^{\circ}\text{C}]$ ，远高于单组元 RETa_3O_9 (RE=Gd, Sm, Dy) 的热膨胀系数 $[(3.6\times 10^{-6}\sim 7.5\times 10^{-6})\text{ K}^{-1}$, $1200\text{ }^{\circ}\text{C}]$ 。目前，关于高熵稀土钨酸盐材料 RETaO_4 的相关报道较少，其综合性能(热学、力学、耐腐蚀性)鲜有研究。

本工作将采用固相反应法合成了一种新型的高熵稀土钨酸盐($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}$) TaO_4 材料，系

统研究材料相组成、微观结构、热物理性能、力学性能、抗 CMAS($\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$)侵蚀性能，从而提出一种极具应用潜力的新型热障涂层材料。

1 实验

1.1 样品制备

以高纯氧化物(Y_2O_3 、 Gd_2O_3 、 Dy_2O_3 、 CeO_2 、 La_2O_3 、 Ta_2O_5 ，纯度 $>99.9\%$ ，粒径 $10\sim 30\text{ }\mu\text{m}$ ，GoRing-China)为原料，采用高温固相反应法制备高熵稀土钨酸盐($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}$) TaO_4 [(5RE $_{0.2}$) TaO_4]材料。首先，将氧化物粉末按照化学计量比称量质量，放入球磨罐中球磨混合。随后将粉末干燥后在 20 MPa 的压力下将粉末压制成直径 20 mm 、厚度 5 mm 的小圆片，进行 $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 预烧结。在 $1750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 5 h 的条件下烧成。最后，在 $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h 的条件进行热蚀刻工艺。

1.2 样品表征

用 X'Pert Pro 型 X 射线衍射仪分析试样的物相组成，测试条件： Cu 靶， K_{α} 射线，管电压 60 kV ，管电流 100 mA 。用 GeminiSEM 300 型扫描电子显微镜观察试样的显微形貌，用 AzcLive UltimMax65 型能谱仪检测试样微观区域的元素分布，用 RPZ-04P 型全自动高温热膨胀仪测定样品的热膨胀率(dL/L_0)与热膨胀系数(TECs)。用 LFA1 000 型激光导热仪检测试样热扩散系数(α)，测试前在试样表面喷涂石墨，以防止激光束直接穿透试样造成测量误差，每个温度点测量 5 次，最终取平均值。通过 Neumann-Kopp 定律^[17]计算高熵稀土钨酸盐的比热容(C_p)。用 Archimedes 排水法测定样品密度(ρ)。热导率(k')由热扩散系数(α)、比热容(C_p)与密度(ρ)计算得出，计算公式如下：

$$k' = \alpha C_p \rho \quad (1)$$

样品中的气孔会影响热导率的测定，因此，对材料的实际热导率进行如下修正：

$$K_0 = k' / (1 - 4/3\phi) \quad (2)$$

其中： K_0 为实际热导率； ϕ 为样品的孔隙率($\phi = 1 - \rho/\rho_0$ ； ρ_0 为样品的理论密度)。

用 Agilent G200 型纳米压痕仪测定样品弹性模量，并用 LM-810AT 型显微硬度计测试样品的 Vickers 硬度。断裂韧性通过式(3)^[18]计算：

$$K_{IC} = 0.016(E/H_V)^{1/2}(P/c^{3/2}) \quad (3)$$

其中： K_{IC} 为断裂韧性($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)； E 为弹性模量(GPa)； c 为 Vickers 硬度标记下尖端裂纹平均长度(mm)； P 为施加的压力(N)； H_V 为 Vickers 硬度(GPa)。

材料脆性指数(M)的计算公式如下^[19]。

$$M = H_V / K_{IC} \quad (4)$$

1.3 抗 CMAS 侵蚀性分析

首先制备出组成为 $33\text{CaO}-9\text{MgO}-13\text{Al}_2\text{O}_3-45\text{SiO}_2$ 的 CMAS 粉体。将各氧化物按照化学计量比称量质量并放入球磨罐中球磨混合。随后在 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 烧结 5 h, 将烧结产物进行研磨得到 CMAS 粉体。

将 CMAS 粉体按照 80 mg/cm^2 的质量压成小圆片, 放置在待侵蚀的试样中心位置, 随后将试样置于马弗炉中, 加热至 $1350\text{ }^\circ\text{C}$ 分别保温 6、12、24 h。随炉冷却后, 取出被侵蚀试样, 沿中线切割得到陶瓷基体与 CMAS 的截面试样。最后, 采用 SEM/EDS 对试样进行抗侵蚀性分析。

2 结果与讨论

2.1 物相与微观形貌分析

图 1 为 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 的 XRD 分析结果。由图 1a 可见, 与单斜相 GdTaO_4 标准卡片(Icsd 00-024-0441)相比, 发现有一对应的衍射峰和 $12(5)$ 的空间结构。由图 1b 可见, 在 $2\theta=23^\circ$ 附近发现了第二相衍射峰, 经与标准卡片(Icsd 00-045-1212)对比, 得知第二相为 CeTa_3O_9 , 其原因可能是 Ce^{4+} 的掺入促使了少量第二相的生成。由于高熵特性引起 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 衍射峰较 GdTaO_4 发生一定偏移, 原因是通过引入不同的稀土元素引起了本征晶格畸变, 使原子平面粗糙度增加和衍射峰的强度与位置发生变化。对相组成的分析表明, 高温固相反应能够制备出了具有单斜结构的高熵稀土钽酸盐材料。

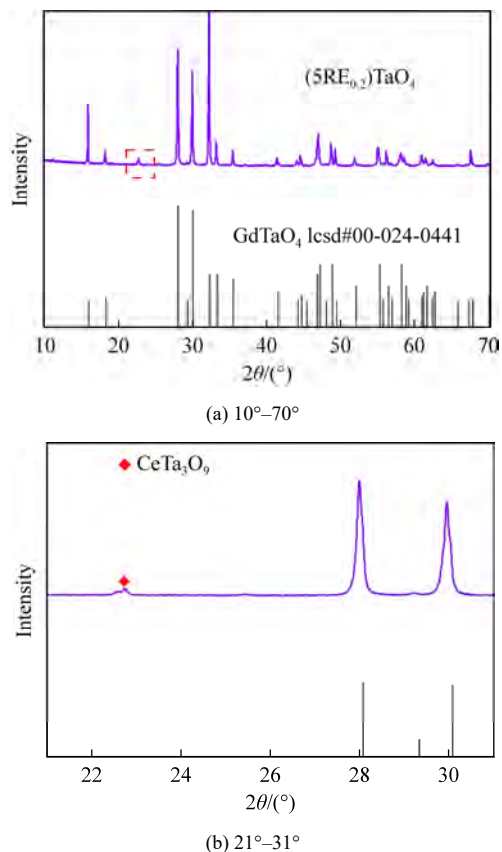
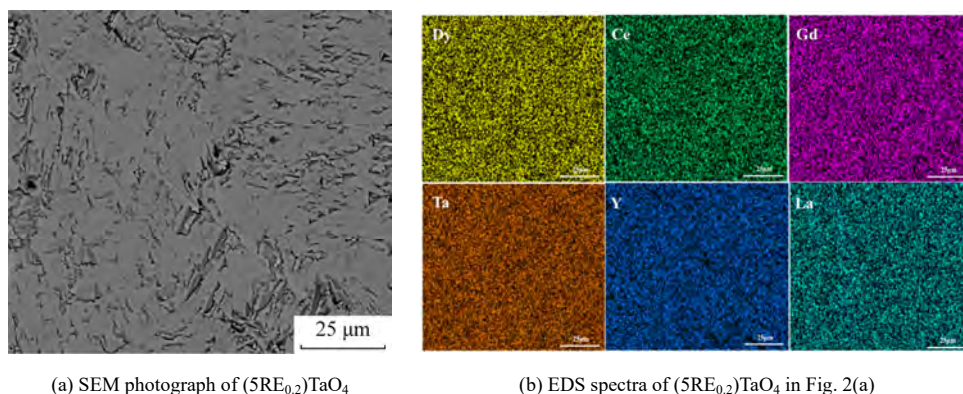


图 1 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 的 XRD 分析结果和 GdTaO_4 的 ICSD 卡片

Fig. 1 XRD results of $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ and ICSD card of GdTaO_4

图 2 为 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 的 SEM 照片和对应的 EDS 元素分布图。由图 2 可见, 烧结后的 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 陶瓷表面没有明显的孔洞, 从晶粒间的成分分析可以观察到, Ta、Y、Gd、Ce 和 La 在微观结构上分布均匀, 无明显偏析与聚集现象发生。



(a) SEM photograph of $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$

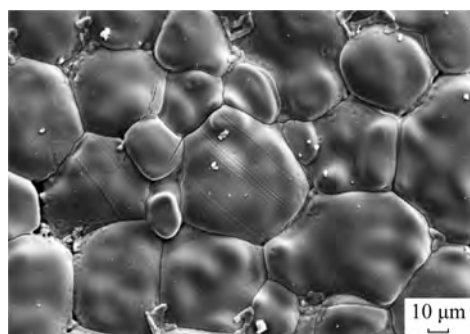
(b) EDS spectra of $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ in Fig. 2(a)

图 2 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 的 SEM 照片和对应的 EDS 元素分布图
Fig. 2 SEM image and EDS element distribution diagram of $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$

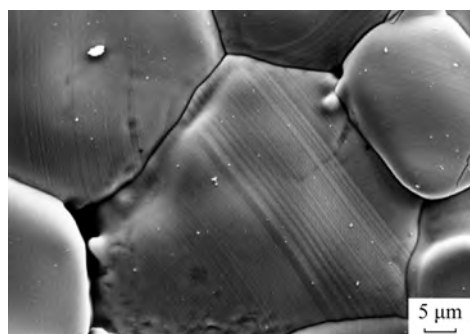
图 3 为热腐蚀后高熵稀土钽酸盐显微结构分析, 结合表 1 中材料空间结构、晶粒尺寸、体积

密度和气孔率数据对比可知, 高熵 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 具有与单组元 RETaO_4 相同的空间结构, 但由于烧结

温度高,其晶粒尺寸发生较明显的长大^[20]。此外,在热腐蚀后晶粒表面可以观察到铁弹畴的存在,这主要是由于稀土钽酸盐($5\text{RE}_{0.2}\text{TaO}_4$)在高温时($\geq 1400\text{ }^\circ\text{C}$)发生相变,晶粒表面产生热应力,进而轻微扭动产生。



(a) Grain distribution



(b) Ferroelastic domain distribution map

图3 ($5\text{RE}_{0.2}\text{TaO}_4$)的晶粒和铁弹畴分布图

Fig. 3 Grain distribution and ferroelastic domain distribution map of ($5\text{RE}_{0.2}\text{TaO}_4$)

表1 ($5\text{RE}_{0.2}\text{TaO}_4$)陶瓷与 RETaO_4 陶瓷的空间结构、晶粒尺寸、体积密度和气孔率^[6-7,21-22]

Table 1 Spatial structure, grain size, bulk density and porosity of ($5\text{RE}_{0.2}\text{TaO}_4$) and RETaO_4 ceramics^[6-7,21-22]

Samples	Space group	Grain size/ μm	Bulk density/ ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	Porosity/ %
YTao_4	I2(5)	5–25	6.958	
GdTaO_4	I2(5)	5–20	8.276	4
DyTaO_4	I2(5)	3–20	9.080	8
$(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$	I2(5)	10–60	7.503	6.3

2.2 热学性能分析

图4为($5\text{RE}_{0.2}\text{TaO}_4$)热学性能随温度变化曲线。由图4a可见,由于体积膨胀与声子激发, ($5\text{RE}_{0.2}\text{TaO}_4$)热容随温度升高而缓慢升高^[23],且数值始终低于 RETaO_4 和YSZ。($5\text{RE}_{0.2}\text{TaO}_4$)样品的热扩散系数(图4b)同样低于 RETaO_4 与YSZ,较低的热扩散系数有助于实现更低的热导率, ($5\text{RE}_{0.2}\text{TaO}_4$)

热导率显著低于单组元的 RETaO_4 以及YSZ,且随着温度的升高热导率值先降低后升高,最低值达到了 $1.22\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 。

对于高熵稀土钽酸盐陶瓷,热量传导主要通过晶格振动完成,声子为晶格振动的简正模能量量子,是量子化的晶格振动。式(5)为热导率微观表达式^[23]:

$$k = \frac{1}{3} \int_0^{\omega_m} c(\omega) v l(\omega, T) d\omega \quad (5)$$

式中: $c(\omega)$ 、 $l(\omega, T)$ 和 v 分别为单位体积热容、声子平均自由程、平均声速。声子平均自由程对热导率的高低起到决定性作用,随着温度的升高陶瓷的平均自由程呈下降趋势。高温(不小于 $600\text{ }^\circ\text{C}$)时,由于光子热辐射的影响热导率呈现上升趋势。

由图4c可见, ($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}\text{TaO}_4$)材料相较于文献报道的($\text{Y}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{Sm}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{TaO}_4$)材料^[24]具有更低的热导率。由于($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}\text{TaO}_4$)具有第二相,第二相作为最强的散射中心,有效的减小了声子散射的平均自由程,并且第二相加剧了晶格畸变,从而在一定程度上降低了材料热导率。另外,高熵的晶格畸变效应体现在引入不同的稀土元素,造成原子尺寸差异不同,导致了不同程度的原子尺寸失序、质量失序和晶格结构失序,也影响着高熵稀土钽酸盐产生不同程度的晶格畸变与声子散射强度,最终得到不同的热导率数值^[25-27]。原子的尺寸失序与质量失序对热导率的影响可由式(6)表示^[28]。

$$\tau_{\text{PD}}^{-1} = v \omega^4 \delta / (4\pi v_p^2 v_g) \quad (6)$$

其中: τ_{PD}^{-1} 为声子弛豫时间; v 为每个原子的体积; ω 为声子频率; v_p 为声子相速度; v_g 为声子群速度; δ 为原子质量与半径的不匹配程度(即晶格畸变程度),对应关系可描述为式(7)^[28]。

$$\delta = \sum_{i=1}^n f_i (1 - m_i / \bar{m})^2 + \sum_{i=1}^n f_i (1 - r_i / \bar{r})^2 \quad (7)$$

其中: m_i 、 r_i 分别为的第 i 个原子分数 f_i 的质量和半径; $\bar{m}$ 、 $\bar{r}$ 分别为该原子所在位置的平均质量和半径。根据式(6),当 δ 越大,声子弛豫时间(τ_{PD}^{-1})越短,进而声子散射越强,最终导致热导率越低。

表2为($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}\text{TaO}_4$)和($\text{Y}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{Sm}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{TaO}_4$)中不同元素的原子质量与半径。根据表2和式(7),可计算得出 δ 分别为0.065和0.061。($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}\text{TaO}_4$) δ 值更大,说明晶格畸变程度越严重,使其在测量温度区间拥有比($\text{Y}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{Sm}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{TaO}_4$)更低的热导率。

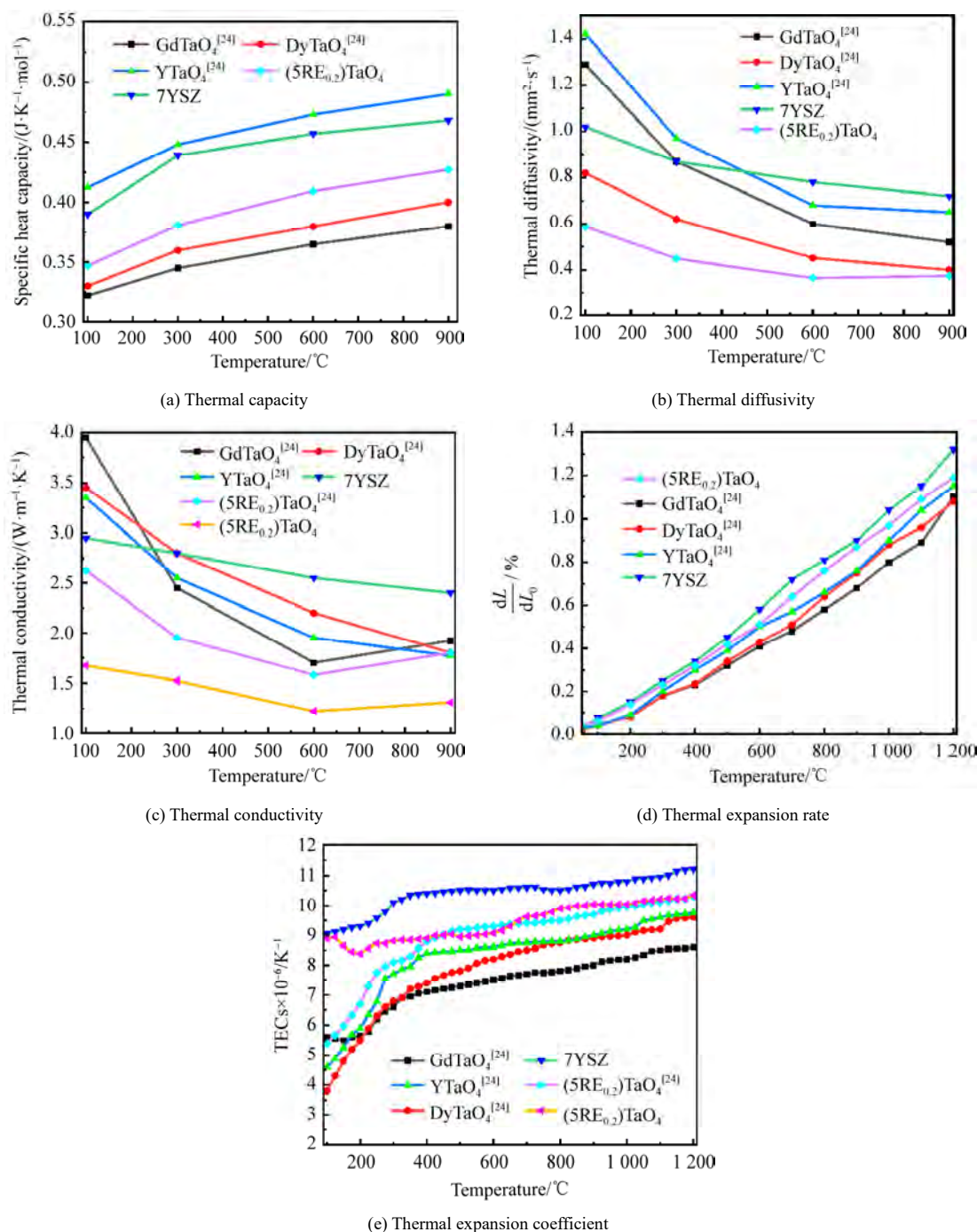
图 4 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 材料与其它材料的热学性能对比Fig. 4 Thermal properties of $(\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2})\text{TaO}_4$ ceramics

表 2 稀土元素的原子半径与质量

Table 2 Atomic radius and mass of rare earth elements

Element	Atomic radius/ $\text{\AA}$	Mass/($\text{g} \cdot \text{mol}^{-1}$)
Y	1.82	89.0
Gd	2.54	157.0
Dy	2.49	162.5
Ce	1.81	140.0
La	2.74	138.9
Sm	2.59	150.4

Ta_2O_5 在高温下的挥发性高于 RE_2O_3 , 在高温固相反应过程中, 一部分 Ta_2O_5 挥发出去, 产生氧空位造成点缺陷, 加剧了声子散射过程。图 3 中稀土钽酸盐独特的铁弹畴结构也有助于降低热导率^[29]。因此, 高熵稀土钽酸盐材料拥有极低的热导率。

由图 4d 可见, 热膨胀速率随温度呈上升趋势, 且斜率基本不变。由此表明, 高熵稀土钽酸盐

(5RE_{0.2})TaO₄ 在升温过程中没有发生相变, 具有良好的高温相稳定性。由图 4e 可以看出, (5RE_{0.2})TaO₄ 热膨胀系数随温度升高逐渐升高, 最高达到了 $10.3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, 高于单组元 RETaO₄ 的热膨胀系数, 接近 YSZ 材料, 其原因可能是由于稀土离子的掺杂强化了晶格应力场, 加剧了晶格振动的非谐性, 增强了热膨胀系数^[24]。较高的热膨胀系数有助于减缓与合金基体热失配性, 减小热应力, 增加材料的使用寿命。

2.3 力学性能分析

图 5 为(5RE_{0.2})TaO₄ 试样的 Vickers 硬度压痕照片。由图 5 可见, 因压痕所产生的裂纹通过晶粒拓展, 表现为穿晶断裂。在压痕中心区域约 70 μm 的范围内可以观察到铁弹畴切换现象, 在此区域内铁

弹畴现象高于其它区域, 说明压痕附近明显的铁弹畴相变是由应力引起的。由于铁弹畴的存在能延缓裂纹的直线扩展, 使其延各个晶粒的铁弹畴方向扩展, 阻碍了裂纹进一步扩大, 进而提高了材料的断裂韧性。通过纳米压痕仪测出(5RE_{0.2})TaO₄ 的弹性模量平均值为 146.8 GPa, 远低于 YSZ 材料 (240 GPa)^[30–33]。较低的弹性模量使材料具有更高的应变容限, 能够更好的抵抗热冲击、热失配、热循环所造成的损伤。

图 6 为系列材料的力学性能对比。由图 6 可见, (5RE_{0.2})TaO₄ 的断裂韧性平均值为 $2.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 高于 YSZ ($2.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 和其它稀土钽酸盐、铌酸盐和锆酸盐材料^[16,30–36]。良好的断裂韧性有助于热障涂层抵抗高温下沿径向延伸时产生的摩擦应力, 减缓

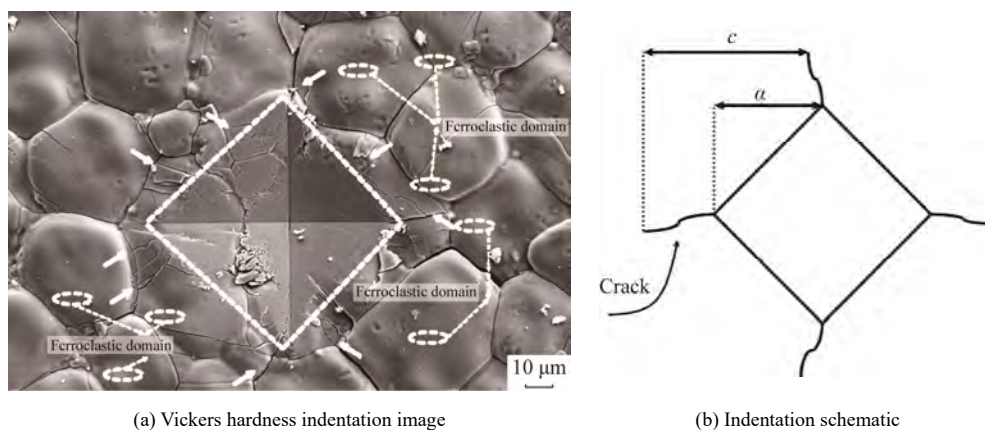


图 5 (5RE_{0.2})TaO₄ 的 Vickers 硬度压痕和压痕示意图

Fig. 5 Vickers hardness indentation image and indentation schematic of (5RE_{0.2})TaO₄

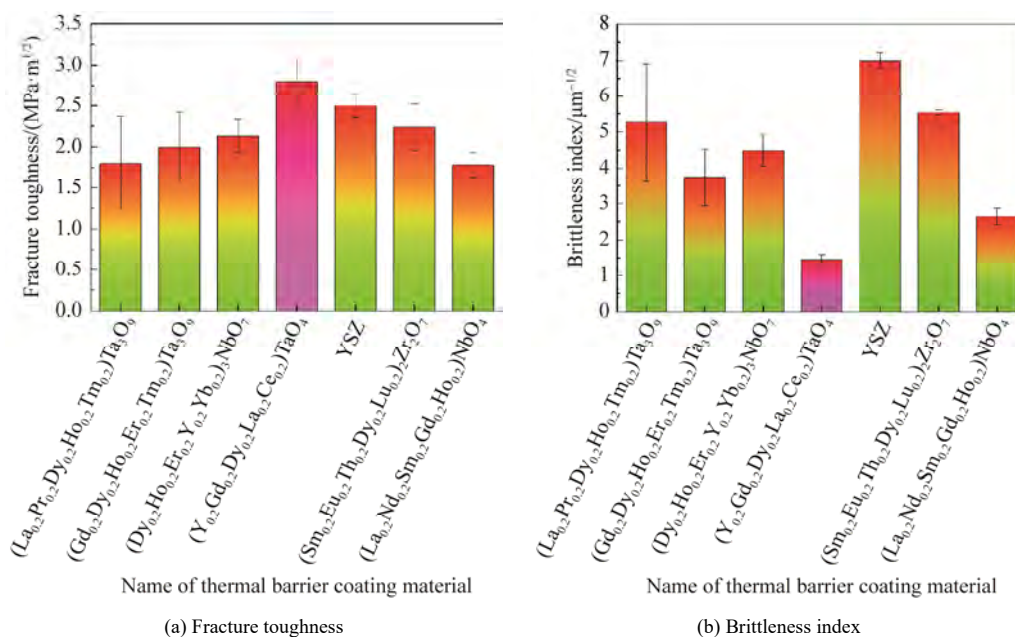


图 6 系列热障涂层材料的力学性能数据图^[16,30–36]

Fig. 6 Mechanical performance data chart of the series of thermal barrier coating materials^[16,30–36]

脱落,提升涂层使用寿命。另外,由式(4)计算得出, $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 的脆性指数(M)为 $1.45 \mu\text{m}^{-1/2}$, 明显小于 YSZ 的脆性指数值($7 \mu\text{m}^{-1/2}$), 较小的脆性指数表明材料拥有更高的损失容限。硬度是热障涂层材料重要的力学性能之一^[37], $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 的 Vickers 硬度值 H_V 为 $3.5 \sim 4.5 \text{ GPa}$, 其与制备试样的本征特性和晶粒尺寸密切相关。

2.4 抗 CMAS 侵蚀性分析

2.4.1 CMAS 在 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 和 YSZ 的渗透 图 7 为 1350°C $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 与 YSZ 试样经 CMAS 侵蚀后的截面显微结构 SEM 照片。通过分析不同侵蚀时间下材料由表面到内部不同部位的成分, 判断 CMAS 的渗透深度(YSZ 中 CMAS 渗透深度已超出显微照片的区域范围, 因此, 没有给出 EDS 结果), 渗透深度随时间的变化趋势如图 8 所示。由图 7~图 8 和表 3 可知, $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 试样中 CMAS 渗透深度明显小于 YSZ 试样, $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 经 24 h 侵蚀

后 CMAS 的渗透深度约 $400 \mu\text{m}$, 而 YSZ 的渗透深度已达 $1500 \mu\text{m}$ 。进一步分析渗透深度-时间($h-t$)关系可知, $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 和 YSZ 的 $h-t$ 关系都基本遵循抛物线规律, 且渗透速率 YSZ 远高于 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 。

由图 7 还可以看出, $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 在 CMAS 侵蚀 24 h 后, 反应层上方仍有 CMAS 残留。对残留 CMAS 组成分析可知, 随着反应时间的延长, CMAS 中元素 Ca/Si 摩尔比呈下降趋势。Ca/Si 摩尔比越小 CMAS 黏度越大, 表明残留 CMAS 的黏度增大, 进而提高了渗透难度^[31]。此外, 稀土钽酸盐试样有部分溶解到 CMAS 中, 且含量随时间稍有增加。而 YSZ 试样经过 CMAS 侵蚀后, 仅在 6 h 时表层有少量 CMAS 残留, 更长侵蚀时间下 CMAS 已完全渗入 YSZ 基体中。随着渗透时间进一步延长(24 h), 因表面 CMAS 已消耗殆尽, CMAS 的渗透速率明显下降。

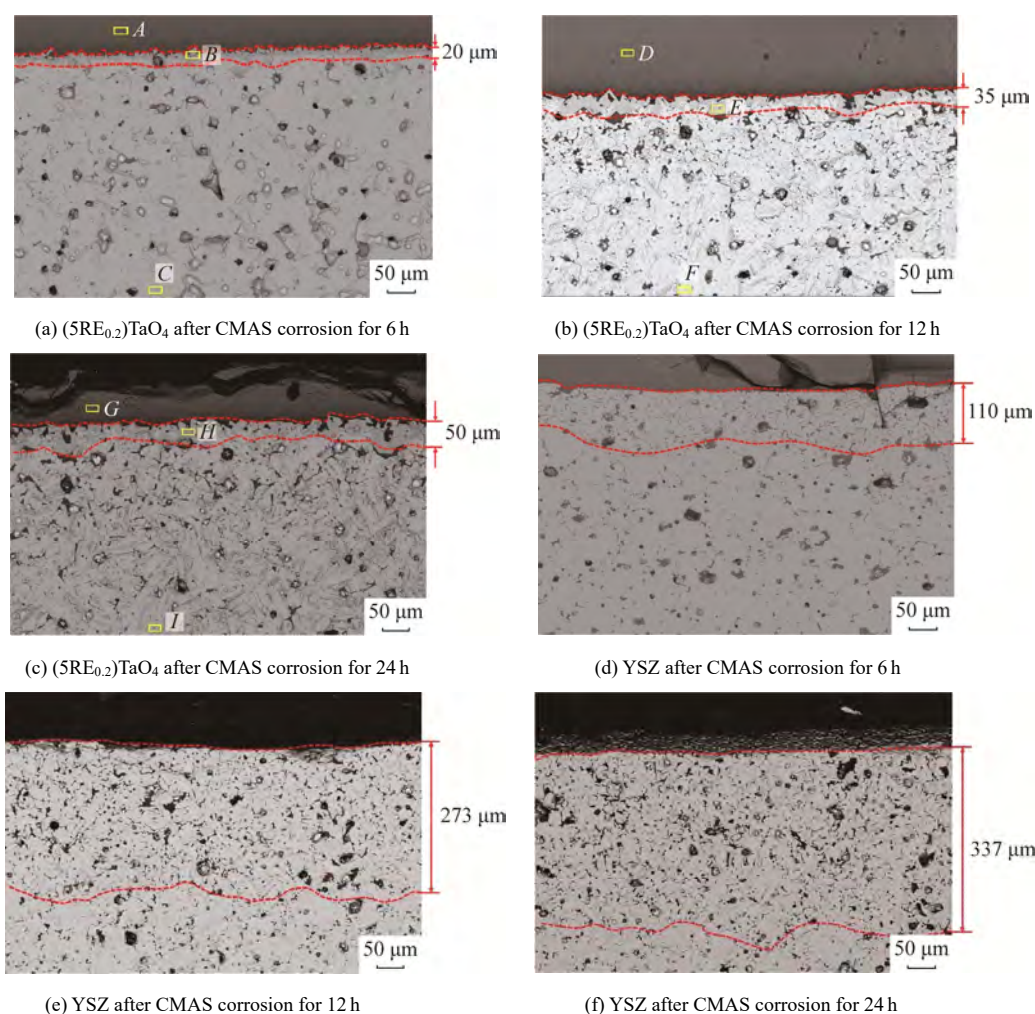


图 7 CMAS 在 1350°C 侵蚀不同时间后 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 和 YSZ 试样的截面微观结构 SEM 照片

Fig. 7 SEM photographs of cross-sectional microstructure of $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ and YSZ samples after 1350°C erosion at different time

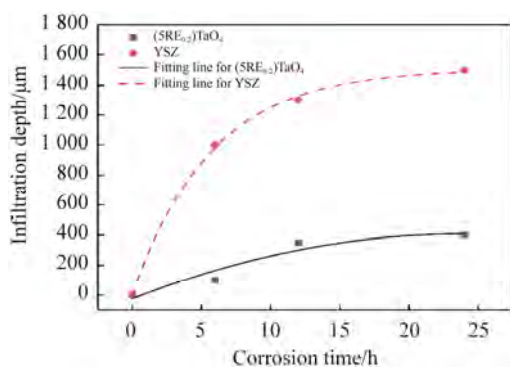


图8 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 和 YSZ 的 CMAS 渗透深度与侵蚀时间关系曲线

Fig. 8 Relationship between CMAS infiltration depth and corrosion time of $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ and YSZ

2.4.2 CMAS 侵蚀后 YSZ 和 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 中反应区的表征 图 7、图 9 可观察到 YSZ 在不同侵蚀时

间下反应层结构, 晶粒演化成圆滑的形貌 (晶粒尺寸为 $5\sim 30\ \mu\text{m}$)。经 6、12、24 h 侵蚀后反应层厚度分别为 110 、 $273\ \mu\text{m}$ 和 $337\ \mu\text{m}$, 明显高于 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 材料。图 10 为 CMAS 侵蚀 12 h 后 YSZ 反应层的局部形貌图, 可以清晰辨认晶粒和 CMAS 的分布状态。图 10a 中反应层晶粒的元素分布仅为 Zr 和 O, 说明经 CMAS 侵蚀反应后, YSZ 晶粒中稳定剂发生脱溶, 脱溶导致 ZrO_2 发生了 t-ZrO_2 相向 m-ZrO_2 相的转变, 引起晶格体积变化^[38–40]。由图 10b 中元素分布图可知, CMAS 侵蚀反应主要存在于反应层的晶界区域, 发生了晶界腐蚀。对单个晶粒进行能谱线扫描分析(如图 10c~图 10d), 可知晶粒为核壳结构, 芯层(约 $10\ \mu\text{m}$)不含 Ca 元素, 壳层含有恒定的低含量 Ca 元素^[41]。由此可以推断,

表 3 图 7 中标记点的元素含量

Table 3 Element contents of points in Fig. 7

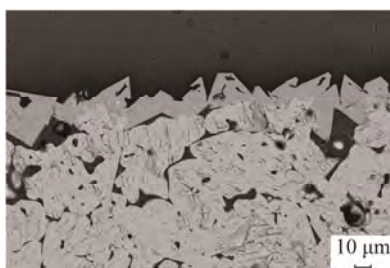
x/%

Element	6 h			12 h			24 h		
	Point A	Point B	Point C	Point D	Point E	Point F	Point G	Point H	Point I
Ca	9.18	8.48	0.00	7.37	8.80	0.00	7.23	8.24	0.00
Mg	0.71	0.46	0.00	0.49	0.86	0.00	0.55	0.76	0.00
Al	7.21	3.12	0.00	4.93	2.71	0.00	4.69	2.65	0.00
Si	17.35	5.35	0.00	18.91	4.37	0.00	18.10	5.13	0.00
Y	0.57	2.30	4.60	0.94	1.94	4.63	0.97	2.29	4.48
Gd	0.49	1.83	3.43	0.63	1.87	3.86	0.75	1.71	3.85
Dy	0.48	2.20	3.36	0.67	2.06	3.93	0.68	1.85	3.56
Ce	0.17	1.03	1.68	0.35	1.02	1.55	0.41	1.09	1.57
La	0.48	0.38	2.78	0.94	0.62	2.95	1.22	0.74	2.81
Ta	1.30	10.98	17.01	1.77	11.86	16.27	2.33	11.51	16.73
O	62.05	63.88	67.14	62.99	63.89	66.82	63.08	64.05	67.00

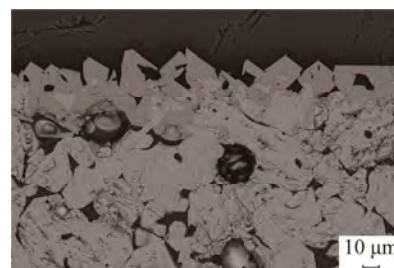
x is mole fraction.



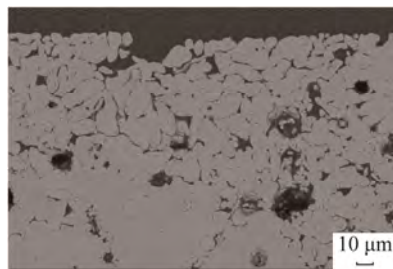
(a) $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ after CMAS corrosion for 6 h



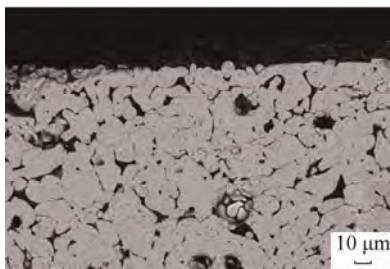
(b) $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ after CMAS corrosion for 12 h



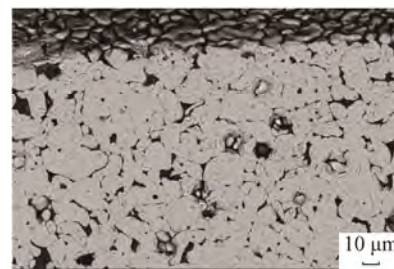
(c) $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ after CMAS corrosion for 24 h



(d) YSZ after CMAS corrosion for 6 h



(e) YSZ after CMAS corrosion for 12 h



(f) YSZ after CMAS corrosion for 24 h

图 9 与图 7 相对应的截面微观结构 SEM 放大照片

Fig. 9 SEM images of cross-sectional microstructure corresponding to Fig. 7

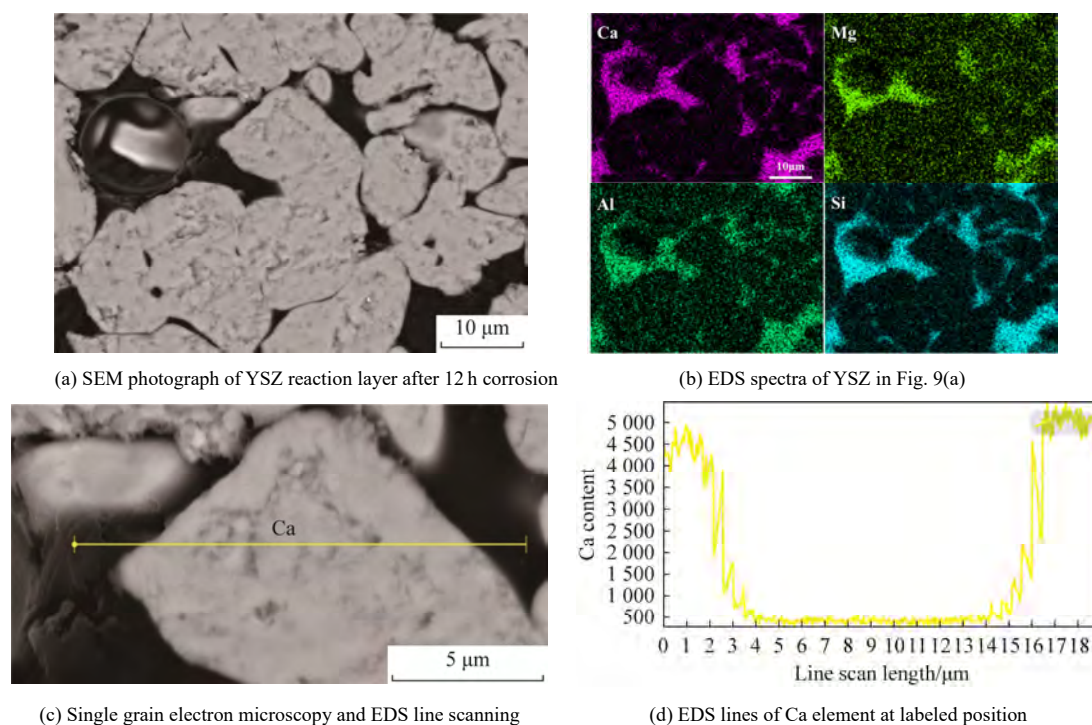


图 10 CMAS 侵蚀 12 h 后 YSZ 反应层 SEM 照片以及 EDS 元素分布
Fig. 10 SEM images of YSZ reaction layer and EDS distribution after 12 h corrosion by CMAS

YSZ 抗 CMAS 侵蚀性能差的主要原因为 CMAS 的脱溶反应, 以及反应后晶粒呈“孤岛”疏松结构促进了 CMAS 熔体的进一步渗透。

对 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 材料的抗 CMAS 侵蚀行为进行分析, 发现其与 YSZ 不同(见图 7 和图 9), 在残余 CMAS 与 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 的界面处, 生成了连续且接近致密的反应层, 反应层厚度分别为 20、35 μm 和 50 μm , 平均形成速率分别为前 6 h 为 3.33 $\mu\text{m}/\text{h}$, 6~12 h 为 2.5 $\mu\text{m}/\text{h}$, 12~24 h 为 1.25 $\mu\text{m}/\text{h}$, 表明随着侵蚀时间的延长, 反应层的厚度不断增加, 而形成速率持续降低。随着反应层的生长, CMAS 的渗透速率也相应降低。另外, 由 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 反应层成分分析可知, 反应层中 Ca 元素含量相对较高, 结合相关报道^[42], 推测反应层中有新物相生成。

图 11 为 1 350 $^{\circ}\text{C}$ 混合粉体烧结 24 h 的 XRD 谱。为探究反应层的生成物, 将 CMAS 与 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 按照体积比 1:1 进行混合, 在 1 350 $^{\circ}\text{C}$ 条件下保温 24 h, 分析反应产物。由图 11 可见, 反应后的主要产物为 $\text{Ca}_2\text{Ta}_2\text{O}_7$, 由此可以推测, $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 经 CMAS 侵蚀后发生反应, 吸收 CMAS 中的 CaO, 增加了 CMAS 熔体的黏度, 从而在一定程度上抑制了 CMAS 的进一步渗透。

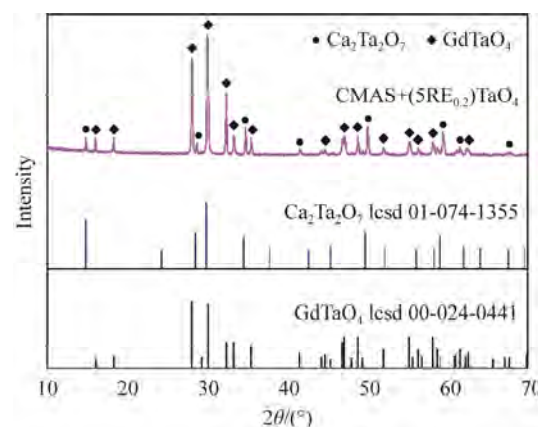


图 11 1 350 $^{\circ}\text{C}$ 条件下混合粉体烧结 24 h 的 XRD 谱
Fig. 11 XRD patterns of mixed powders sintered at 1 350 $^{\circ}\text{C}$ for 24 h

3 结论

采用高温固相反应法成功制备了具有第二相的高熵稀土钽酸盐陶瓷($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2}$) TaO_4 [$(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$]。 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 陶瓷材料的热导率($1.22\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 600 $^{\circ}\text{C}$)低于常规 YSZ 材料, 其 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 时的热膨胀系数达 $10.3\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$, 显著高于单组元 RETaO_4 ($8.8\times 10^{-6}\sim 9.6\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$, 1 200 $^{\circ}\text{C}$), 与 YSZ ($10\times 10^{-6}\sim 11\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$, 1 200 $^{\circ}\text{C}$) 相近。高温

合成的 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 陶瓷材料具有独特的铁弹畴结构, 应力作用下表现出优异的铁弹增韧效应, 其断裂韧性(K_{IC})达到了 $2.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 脆性指数(M)仅为 $1.45 \mu\text{m}^{-1/2}$, 优于其它新型热障涂层陶瓷材料。1350 °C 条件下 CMAS 侵蚀后, $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 生长出连续且接近致密的反应层, 减缓了 CMAS 对材料的进一步侵蚀。侵蚀时间达 24 h 后, CMAS 在 $(5\text{RE}_{0.2})\text{TaO}_4$ 中的渗透深度仅为 $400 \mu\text{m}$, 远小于 YSZ 中的渗透深度($1\ 500 \mu\text{m}$)。

上述结果表明, 高熵稀土钽酸盐材料($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{La}_{0.2})\text{TaO}_4$ 具有优异的综合性能, 作为新型热障涂层材料具有极大的应用潜力。

参考文献:

- [1] TURCER L R, PADTURE N P. Towards multifunctional thermal environmental barrier coatings (TEBCs) based on rare-earth pyrosilicate solid-solution ceramics[J]. *Scr Mater*, 2018, 154: 111–117.
- [2] YANG G J, CHEN Z L, LI C X, et al. Microstructural and mechanical property evolutions of plasma-sprayed YSZ coating during high-temperature exposure: Comparison study between 8YSZ and 20YSZ[J]. *J Therm Spray Technol*, 2013, 22(8): 1294–1302.
- [3] 朱正权, 黄永章, 李兴彦, 等. 氧化钨基热障涂层陶瓷材料的研究进展[J]. *金属功能材料*, 2011, 18(2): 79–82.
ZHU Zhengquan, HUANG Yongzhang, LI Xingyan, et al. *Met Funct Mater* (in Chinese), 2011, 18(2): 79–82.
- [4] KUMAR V, BALASUBRAMANIAN K. Progress update on failure mechanisms of advanced thermal barrier coatings: A review[J]. *Prog Org Coat*, 2016, 90: 54–82.
- [5] ZHAO Z F, CHEN H, XIANG H M, et al. High entropy defective fluorite structured rare-earth niobates and tantalates for thermal barrier applications[J]. *J Adv Ceram*, 2020, 9(3): 303–311.
- [6] WANG J, CHONG X Y, ZHOU R, et al. Microstructure and thermal properties of RETaO_4 (RE = Nd, Eu, Gd, Dy, Er, Yb, Lu) as promising thermal barrier coating materials[J]. *Scr Mater*, 2017, 126: 24–28.
- [7] WANG J, ZHOU Y, CHONG X Y, et al. Microstructure and thermal properties of a promising thermal barrier coating: YTaN_4 [J]. *Ceram Int*, 2016, 42(12): 13876–13881.
- [8] ZHOU Y X, GAN M D, YU W, et al. First-principles study of thermophysical properties of polymorphous YTaN_4 ceramics[J]. *J Am Ceram Soc*, 2021, 104(12): 6467–6480.
- [9] CHEN L, HU M Y, WU P, et al. Thermal expansion performance and intrinsic lattice thermal conductivity of ferroelastic RETaO_4 ceramics[J]. *J Am Ceram Soc*, 2019, 102(8): 4809–4821.
- [10] YE H J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes[J]. *Adv Eng Mater*, 2004, 6(5): 299–303.
- [11] YE H J W. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys[J]. *JOM*, 2013, 65(12): 1759–1771.
- [12] ROST C M, SACHET E, BORMAN T, et al. Entropy-stabilized oxides[J]. *Nat Commun*, 2015, 6: 8485.
- [13] OSES C, TOHER C, CURTAROLO S. High-entropy ceramics[J]. *Nat Rev Mater*, 2020, 5(4): 295–309.
- [14] 张奕雄, 王盼盼, 何君杰, 等. 一种作为潜在热障涂层材料的新型高熵铌酸盐氧化物热物理性能研究[J/OL]. [2023-06-26]. <http://h-p.kns.cnki.net/zulib.vpn358.com/kcms/detail/11.2365.tg.20230215.0943.002.html>.
ZHANG Yixiong, WANG Panpan, HE Junjie, et al. *J Chin Soc Rare Earths*[J/OL]. [2023-06-26]. <http://h-p.kns.cnki.net/zulib.vpn358.com/kcms/detail/11.2365.tg.20230215.0943.002.html>.
- [15] GUO D H, ZHOU F F, XU B S, et al. High-entropy $(\text{La}_{0.2}\text{Nd}_{0.2}\text{Sm}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Yb}_{0.2})_2(\text{Zr}_{0.75}\text{Ce}_{0.25})_2\text{O}_7$ thermal barrier coating material with significantly enhanced fracture toughness[J]. *Chin J Aeronaut*, 2023, 36(4): 556–564.
- [16] CHEN L, LI B H, GUO J, et al. High-entropy perovskite RETa_3O_9 ceramics for high-temperature environmental/thermal barrier coatings[J]. *J Adv Ceram*, 2022, 11(4): 556–569.
- [17] SWALIN R A, ARENTS J. Thermodynamics of solids[J]. *J Electrochem Soc*, 1962, 109(12): 308C.
- [18] ANSTIS G R, CHANTIKUL P, LAWN B R, et al. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements[J]. *J Am Ceram Soc*, 1981, 64(9): 533–538.
- [19] BOCCACCINI A R. Machinability and brittleness of glass-ceramics[J]. *J Mater Process Technol*, 1997, 65(1–3): 302–304.
- [20] DELON E, ANSART F, DULUARD S, et al. Synthesis of yttria by aqueous sol-gel route to develop anti-CMAS coatings for the protection of EBPVD thermal barriers[J]. *Ceram Int*, 2016, 42(12): 13704–13714.
- [21] 陈琳, 冯晶. 铁弹性稀土钽酸盐 RETaO_4 陶瓷的热物理性质研究进展[J]. *实验流体力学*, 2022, 36(4): 56–76.
CHEN Lin, FENG Jing. *J Exp Fluid Mech* (in Chinese), 2022, 36(4): 56–76.
- [22] CHEN L, JIANG Y H, CHONG X Y, et al. Synthesis and thermophysical properties of RETa_3O_9 (RE=Ce, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Er) as promising thermal barrier coatings[J]. *J Am Ceram Soc*, 2018, 101(3): 1266–1278.
- [23] PADTURE N P, KLEMENS P G. Low thermal conductivity in garnets[J]. *J Am Ceram Soc*, 2005, 80(4): 1018–1020.
- [24] WANG J, WU F S, ZOU R A, et al. High-entropy ferroelastic rare-earth tantalite ceramic: $(\text{Y}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{Sm}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Dy}_{0.2})\text{TaO}_4$ [J]. *J Am Ceram Soc*, 2021, 104(11): 5873–5882.
- [25] ZHAO Z F, XIANG H M, DAI F Z, et al. $(\text{La}_{0.2}\text{Ce}_{0.2}\text{Nd}_{0.2}\text{Sm}_{0.2}\text{Eu}_{0.2})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$: a novel high-entropy ceramic with low thermal conductivity and sluggish grain growth rate[J]. *J Mater Sci Technol*, 2019, 35(11): 2647–2651.
- [26] QIU S H, LI M L, SHAO G, et al. $(\text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba})\text{ZrO}_3$: a promising entropy-stabilized ceramic for titanium alloys smelting[J]. *J Mater Sci*

- Technol, 2021, 65: 82–88.
- [27] WEI Z Y, MENG G H, CHEN L, et al. Progress in ceramic materials and structure design toward advanced thermal barrier coatings[J]. J Adv Ceram, 2022, 11(7): 985–1068.
- [28] TOBERER E S, ZEVALKINK A, SNYDER G J. Phonon engineering through crystal chemistry[J]. J Mater Chem, 2011, 21(40): 15843–15852.
- [29] WANG J, CHONG X Y, LV L, et al. High-entropy ferroelastic ($10\text{RE}_{0.1}$) TaO_4 ceramics with oxygen vacancies and improved thermophysical properties[J]. J Mater Sci Technol, 2023, 157: 98–106.
- [30] HE K, CHEN J J, WENG W X, et al. Microstructure and mechanical properties of plasma sprayed Al_2O_3 -YSZ composite coatings[J]. Vacuum, 2018, 151: 209–220.
- [31] JANG B K, MATSUBARA H. Hardness and Young's modulus of nanoporous EB-PVD YSZ coatings by nanoindentation[J]. J Alloys Compd, 2005, 402(1–2): 237–241.
- [32] GADAG S, SUBBARAYAN G, BARKER W. Thermo-elastic properties of dense YSZ and porous Ni-ZrO₂ monolithic and isotropic materials[J]. J Mater Sci, 2006, 41(4): 1221–1232.
- [33] SOOD A, CHEAITO R, BAI T Y, et al. Direct visualization of thermal conductivity suppression due to enhanced phonon scattering near individual grain boundaries[J]. Nano Lett, 2018, 18(6): 3466–3472.
- [34] ZHU J T, MENG X Y, XU J, et al. Ultra-low thermal conductivity and enhanced mechanical properties of high-entropy rare earth niobates (RE_3NbO_7 , RE = Dy, Y, Ho, Er, Yb)[J]. J Eur Ceram Soc, 2021, 41(1): 1052–1057.
- [35] ZHU J T, XU J, ZHANG P, et al. Enhanced mechanical and thermal properties of ferroelastic high-entropy rare-earth-niobates[J]. Scr Mater, 2021, 200: 113912.
- [36] REN K, WANG Q K, SHAO G, et al. Multicomponent high-entropy zirconates with comprehensive properties for advanced thermal barrier coating[J]. Scr Mater, 2020, 178: 382–386.
- [37] WANG H G. Criteria for analysis of abradable coatings[J]. Surf Coat Technol, 1996, 79(1–3): 71–75.
- [38] VIDAL-SÉTIF M H, RIO C, BOIVIN D, et al. Microstructural characterization of the interaction between 8YPSZ (EB-PVD) thermal barrier coatings and a synthetic CAS[J]. Surf Coat Technol, 2014, 239: 41–48.
- [39] ZHANG C L, FEI J M, GUO L, et al. Thermal cycling and hot corrosion behavior of a novel LaPO_4 /YSZ double-ceramic-layer thermal barrier coating[J]. Ceram Int, 2018, 44(8): 8818–8826.
- [40] LI M Z, CHENG Y X, GUO L, et al. Preparation of plasma sprayed nanostructured GdPO_4 thermal barrier coating and its hot corrosion behavior in molten salts[J]. Ceram Int, 2017, 43(10): 7797–7803.
- [41] WU D, YAO Y, SHAN X A, et al. Equimolar $\text{YO}_{1.5}$ and $\text{TaO}_{2.5}$ co-doped ZrO_2 as a potential CMAS-resistant material for thermal barrier coatings[J]. J Am Ceram Soc, 2021, 104(2): 1132–1145.
- [42] YE F X, YANG W Q, YAN S, et al. The wettability and corrosion behaviors of CMAS on M-Y TaO_4 at 1 350 °C[J]. J Therm Spray Technol, 2021, 30(4): 873–885.