文章编号:1671-7872(2026)05-0589-12



张振亚 博士,副教授,教育部海外引进高层次人才,ISO TC107注册专家。长期从事极端苛刻环境中金属/陶瓷基表面与界面科学、高温防护涂层体系设计制备与服役性能评价研究。主持/参与国家重点研发计划、国家自然科学基金及GF项目等国家级/省部级课题多项。以第一/通信作者在*Corrosion Science*等期刊发表论文30余篇,申请专利近10项。获省科学技术奖、中国表面工程协会技术发明奖及华电集团科技奖励等,兼具学术前沿探索与工程应用转化能力。



Lee Sunghun 博士,韩国材料科学研究院(KIMS)极端材料研究所极端环境涂层团队首席研究员。主要研究方向为极端温度环境下的表面工程,涵盖先进陶瓷涂层与金属涂层的设计、涂层高温氧化行为、热流体仿真及耐等离子体刻蚀涂层等领域。其为韩国航空航天级热防护技术(含热防护系统TPS、热障涂层TBC、热管理涂层TMC)实现自主化作出了重要贡献。其精通物理气相沉积(PVD)、热喷涂、电子束-物理气相沉积(EB-PVD)等厚膜制备工艺,现任韩国热喷涂协会(KTSA)副会长,并在韩国材料科学研究院极端材料表征综合研究平台建设工作中承担核心职责。

张世宏教授的学术简介见第497页。

γ-$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$高熵稀土硅酸盐热/环境障涂层材料的热力学性能

朱子豪[1],马留洋[1],袁 帅[1],张振亚[1],Lee Sunghun[2],张世宏[1]
(1.安徽工业大学 先进金属材料绿色制造与表面技术重点实验室,安徽 马鞍山 243002;
2.韩国材料科学研究院 极端材料研究所,韩国 昌原市 51508)

收稿日期:2026-08-18;**修回日期:**2026-08-27
基金项目:安徽省自然科学基金项目(2408085JX008,2308085QE135);安徽省质量基础设施标准化专项(2023MKS01)
作者简介:朱子豪(2001—),男,安徽安庆人,硕士生,主要研究方向为高熵陶瓷材料及高温防护涂层。
通信作者:张振亚(1990—),男,河南商丘人,博士,副教授,主要研究方向为高温防护体系。
Lee Sunghun(1971—),男,韩国昌原人,博士,首席研究员,主要研究方向为表面科学与技术。
张世宏(1981—),男,甘肃会宁人,博士,二级教授,博士生导师,主要研究方向为表面科学与技术。
引文格式:朱子豪,马留洋,袁帅,等.γ-$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$高熵稀土硅酸盐热/环境障涂层材料的热力学性能[J].安徽工业大学学报(自然科学版),2026,43(5):589-600.
Citation: ZHU Z H, MA L Y, YUAN S, et al. Thermodynamic Performance of High-entropy Rare-earth Silicates of γ-$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ as Thermal/Environmental Barrier Coating Material[J]. Journal of Anhui University of Technology (Natural Science), 2026, 43(5):589-600.

摘要: 高熵设计为提升航空发动机热端部件用热/环境障涂层 (T/EBC) 的综合性能提供了有效策略。本研究采用固相反应法制备了 γ−$Er_2Si_2O_7$ 和高熵稀土二硅酸盐陶瓷 γ−$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$, 综合运用 X 射线衍射 (XRD)、Rietveld 精修、扫描电子显微镜 (SEM)、透射电子显微镜 (TEM)、激光闪射分析仪及高温烧结实验等手段, 系统研究其物相组成、微观结构、力学性能、热物理行为及在 1 300~1 500 ℃ 范围内的长期高温稳定性。结果表明: 所制备的 γ−$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$ 高熵陶瓷材料具有单一均匀的 γ 相结构。相较于 $Er_2Si_2O_7$, 该高熵陶瓷表现出更低的孔隙率、更高的维氏硬度、更优异的断裂韧性及更低的热导率, 其在 1 000, 1 500 ℃ 下的热导率分别为 0.933, 1.640 $W•m^{-1}•K^{-1}$。经 1 300, 1 500 ℃ 不同时长烧结处理后, 该材料晶粒尺寸生长速率较低, 展现出良好的抗高温烧结性能。构型熵、晶格畸变与迟滞扩散的协同作用共同改善了 γ−$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$ 的致密化程度、力学可靠性、隔热能力及抗烧结能力。本研究揭示了该高熵稀土二硅酸盐内在的结构−性能关系, 表明其是先进 T/EBC 材料领域极具应用前景的候选材料。

关键词: 热/环境障涂层; 高熵稀土二硅酸盐; 热物理性能; 低热导率; 微观结构; 抗烧结稳定性

中图分类号: TG 178 **文献标志码:** A **doi:** 10.12415/j.issn.1671−7872.26131

Thermodynamic Performance of High-entropy Rare-earth Silicates of γ−$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ as Thermal/Environmental Barrier Coating Material

ZHU Zihao[1], MA Liuyang[1], YUAN Shuai[1], ZHANG Zhenya[1], LEE Sunghun[2], ZHANG Shihong[1]

(1. Key Laboratory of Green Fabrication and Surface Technology of Advanced Metal Materials, Anhui University of Technology, Maanshan 243002, China; 2. Department of Extreme Environmental Coatings, Korea Extreme Materials Research Institute, Changwon, Gyeongnam, 51508, Republic of Korea)

Abstract: High-entropy design provides an effective strategy for enhancing the comprehensive performance of thermal/environmental barrier coatings (T/EBCs) for hot-section components of aero-engines. In this study, γ−$Er_2Si_2O_7$ and the high-entropy rare-earth disilicate ceramic γ−$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$ were synthesized via a solid-state reaction method. Their phase composition, microstructure, mechanical properties, thermophysical behavior, and long-term high-temperature stability at 1 300–1 500 ℃ were systematically investigated using X ray diffraction (XRD), Rietveld refinement, scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), laser flash analysis, and high-temperature sintering tests.The results indicate that the as-prepared γ−$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$ high-entropy ceramic possesses a homogeneous single-phase γ structure. Compared with $Er_2Si_2O_7$, the high-entropy ceramic exhibits lower porosity, higher Vickers hardness, superior fracture toughness, and lower thermal conductivity. Thermal conductivity values of γ−$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$ are 0.933 $W•m^{-1}•K^{-1}$ at 1 000 ℃ and 1.640 $W•m^{-1}•K^{-1}$ at 1 500 ℃, respectively. After sintering at 1 300 ℃ and 1 500 ℃ for different durations, γ−$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$ exhibits a low grain-growth rate, demonstrating excellent resistance to high-temperature sintering. The synergistic effects of configurational entropy, lattice distortion, and sluggish diffusion contribute to the enhanced densification, mechanical reliability, thermal-insulation capability, and sintering resistance of γ−$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$. These results elucidate the intrinsic structure–property relationships of the high-entropy rare-earth disilicate γ−$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$ and demonstrate its potential as a highly promising candidate material for advanced T/EBC applications.

Keywords: thermal/environmental barrier coating; high-entropy rare-earth disilicate; thermophysical property; low thermal conductivity; microstructures; anti-sintering stability

陶瓷基复合材料 (ceramic matrix composites, CMCs) 因低密度和高比强度等优势, 被视为下一代航空发动机高温热端结构部件的理想候选材料[1−3]。然而, 在高温水蒸气、热循环及熔融 CMAS(CaO−MgO−Al_2O_3−SiO_2) 沉积物等环境下, CMCs 易发生化学侵蚀和微观结构退化, 显著影响其服役寿命[2,4−7]。环境障涂层 (environmental barrier coatings, EBCs) 作为高温防护涂层, 可有效隔绝水蒸气及外物侵蚀, 提

升 CMCs 的服役温度并延长其寿命[1−3]。稀土二硅酸盐因热膨胀系数与 CMCs 匹配且化学相容性良好, 已成为 EBCs 面层的重要候选材料[8−11]。

稀土二硅酸盐虽与 CMCs 热膨胀匹配更优, 利于降低热失配应力、延缓开裂, 但其多晶现象使成分选择需兼顾高温相稳定性、抗烧结性、耐水氧腐蚀及抗 CMAS 熔盐腐蚀等多重因素[8−18]。高熵设计通过构型无序、晶格畸变和迟滞扩散, 为改善稀土二硅酸盐综合性能提供了新途径[19−22]。然而, 现有研究多聚焦于高熵稀土硅酸盐的 CMAS 腐蚀抗性、水蒸气腐蚀抗性和相稳定性[19−25], 对其单一 γ 相体系的微观结构、力学性能、热物理行为及抗烧结稳定性的系统研究仍较有限[16−22], 制约了 γ 相高熵硅酸盐在热/环境障涂层 (T/EBC) 体系中的发展及对其结构–性能关联的深入认识[23−25]。

选取 $Er_2Si_2O_7$ 和 γ–$(Ho_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2})_2Si_2O_7$ (简称 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$) 为研究对象。所选 5 种稀土元素均能形成稳定的 $RE_2Si_2O_7$ 相[13−15], 离子半径足够接近, 足以保持单斜 γ 相晶体框架[11,14]; 而适度失配可引入晶格畸变和化学无序, 增强声子散射并抑制原子扩散[22,25]。该组元组合在保证主相稳定形成的同时, 兼顾热匹配性、耐腐蚀潜力及结构稳定性需求[8−10]。为此, 采用高温固相反应法制备 γ–$Er_2Si_2O_7$ 及 γ–$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷, 对比两者的物相组成、晶体结构、微观结构、力学性能、热物理性能及抗烧结性能, 探讨高熵四大效应对致密化、晶粒生长及性能稳定性的影响, 为高性能 γ 相高熵稀土二硅酸盐 T/EBC 材料设计提供实验依据和理论指导。

1　实验过程

1.1　$Er_2Si_2O_7$ 与 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的制备

以高纯稀土氧化物 (RE=Ho, Er, Tm, Y, Yb, 纯度 99.9%, 济宁中凯新材料有限公司) 和 SiO_2(分析纯, 国药集团化学试剂有限公司) 为原料, 采用高温固相反应法制备 $Er_2Si_2O_7$ 及高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷。将各氧化物粉末分别置于 ZrO_2 坩埚中, 于 1 000 ℃ 下煅烧 5 h, 随炉自然冷却至室温, 以去除吸附水分及残留碳氧化物杂质。按化学计量比称量: 对于 $Er_2Si_2O_7$, Er_2O_3 与 SiO_2 摩尔比为 1∶2; 对于 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$, 5 种稀土氧化物 (Er_2O_3, Ho_2O_3, Tm_2O_3, Y_2O_3, Yb_2O_3) 按等摩尔比混合, 再将稀土氧化物混合物与 SiO_2 按总摩尔比 1∶2 配料。将原料置于球磨罐中, 以无水乙醇为介质, 在 360 r/min 转速下球磨 6 h, 随后于 60 ℃ 下干燥 10 h。将干燥粉末置于自动压片机 (PP–30S, 晶拓仪器, 中国) 中, 在 300 MPa 压力下单轴压制 3 min, 制成直径 20 mm 的圆片。将圆片置于 ZrO_2 坩埚中, 于 1 550 ℃ 下烧结 5 h, 获得 $Er_2Si_2O_7$ 和 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷材料。$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的制备流程如图 1 所示。

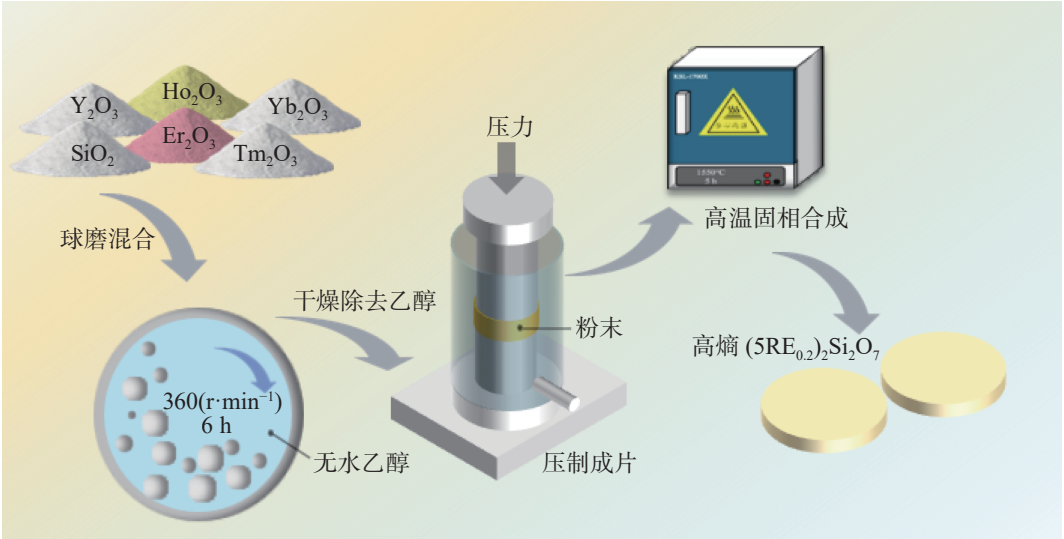


图1　高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷制备流程示意图

Fig. 1　Schematic diagram of the preparation process of high-entropy $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramic

1.2　高温稳定性试验与抗烧结试验

为评价 2 种陶瓷材料的长期高温服役稳定性及抗烧结性, 将 $Er_2Si_2O_7$ 与高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷置于 ZrO_2 坩埚中, 在管式炉恒温区进行高温热处理。热处理条件为静态空气气氛, 温度分别为 1 300, 1 500 ℃, 保温时间分别为 100, 200 h。升温程序: 由室温以 5 ℃/min 升至 1 000 ℃, 再以 2.5 ℃/min 升至目标温度。保温结束后随炉自然冷却至室温。通过表征热处理前后陶瓷的物相组成、表面微观结构及晶粒尺寸演变, 评价其长期高温服役稳定性。

1.3 表征方法

采用 X 射线衍射仪 (X ray diffraction, XRD, Rigaku D/max 2500 PC, 日本)Cu−Kα 辐射进行物相分析, 在 2θ=10°~70°范围内以 5 (°)/min 的扫描速率对 $Er_2Si_2O_7$ 和 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷进行扫描, 并采用 FullProf 软件对衍射数据进行 Rietveld 精修以解析晶体结构。采用配备能量色散谱仪 (energy-dispersive X ray spectroscopy, EDS, AZtecOne X–Max30) 的扫描电子显微镜 (scanning electron microscopy, SEM, Gemini SEM 300, Zeiss, 德国) 观察陶瓷表面及截面微观形貌并分析元素分布。原子尺度微观结构通过配备 EDS 系统的透射电子显微镜 (transmission electron microscopy, TEM, FEI Tecnai F20, 美国) 观察, 选取典型区域进行 EDS 面扫描以分析各稀土元素分布均匀性, 同时获得选区电子衍射 (selected-area electron diffraction, SAED) 和高分辨透射电子显微镜 (high-resolution transmission electron microscopy, HRTEM) 晶格条纹图像。陶瓷孔隙率和晶粒尺寸均采用 ImageJ 软件 (1.52 版) 进行统计分析。力学性能方面, 采用显微硬度计 (MH−5LD, 上海恒一精密仪器有限公司, 中国) 在载荷 9.8 N、保载时间 15 s 条件下测量维氏硬度, 每种陶瓷材料进行 10 次平行压痕测试并取平均值。断裂韧性 (K_{IC}) 根据式 (1)[26] 采用维氏压痕法计算:

$$K_{IC}=0.16H_v\cdot a^{\frac{1}{2}}(c/a)^{-\frac{3}{2}} \tag{1}$$

其中: H_v 为维氏硬度; a 为压痕中心至对角线顶点的平均距离; c 为压痕中心至裂纹尖端的平均距离。

热物理性能方面, 采用 TGA/DSC 系统 (TGA/DSC1/1600, Mettler Toledo, 瑞士) 分析陶瓷在空气气氛下由室温至 1 500 ℃ 的热行为。采用激光闪射分析仪 (LFA 427, Netzsch, 德国) 分别于室温 (RT) 及不同温度 (200, 400, 600, 800, 1 000, 1 200, 1 400, 1 500 ℃) 下测量热扩散系数 (α)。块体密度 (ρ) 采用阿基米德法测定, 比热容 (C_p) 依据 Neumann–Kopp 规则估算。热导率 (λ) 根据式 (2)[15] 计算。由于烧结块体含有一定量孔隙, 采用式 (3) 对实测热导率进行孔隙率 (Φ) 修正, 其中 λ_0 为完全致密材料的热导率。

$$\lambda=\alpha C_p\rho \tag{2}$$

$$\lambda/\lambda_0=1-\frac{4\Phi}{3} \tag{3}$$

2 结果

2.1 物相、晶体结构与微观形貌

2.1.1 物相与晶体结构

$Er_2Si_2O_7$ 及高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的 XRD 图谱如图 2(a) 和 (b) 所示。2 种陶瓷的衍射峰均与 γ−$Er_2Si_2O_7$ 标准卡片 (PDF No.97−001−6049) 高度吻合, 空间群为 P21/b, 未检测到杂相, 表明均成功合成为单一 γ 相二硅酸盐。对 XRD 数据进行 Rietveld 精修以进一步验证物相纯度与晶体结构, 结果如图 2(c) 和 (d) 所示。精修拟合因子较低 (R_p=7.19%, R_{wp}=5.62%), 表明晶体结构可靠性较高; 较小的差值曲线及一致的 Bragg 峰位置进一步证实了烧结陶瓷具有较高的结晶度和单相特征。

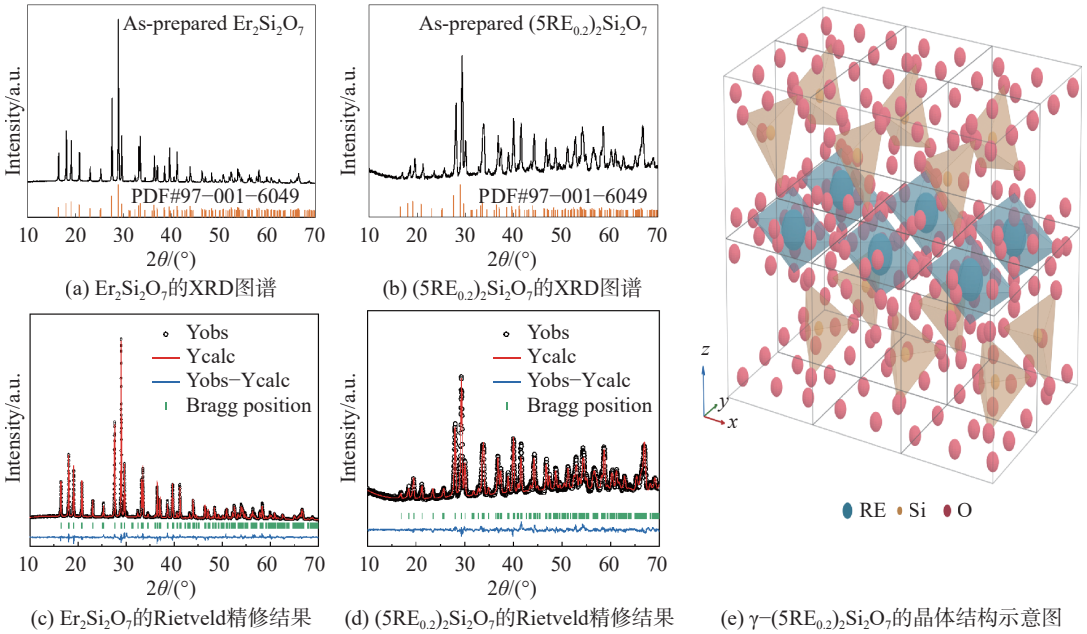


图2 XRD 图谱、Rietveld 精修结果及高熵 γ−$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的晶体结构示意图

Fig. 2 XRD patterns, Rietveld refinement results, and crystal structure schematic of high-entropy γ−$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$

表 1 为 Rietveld 精修所得的晶体结构参数。相较于 $Er_2Si_2O_7$, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的晶格参数略有增大, x_1 由 4.65×10^{-10} m 增至 4.67×10^{-10} m, x_2 由 1.072×10^{-9} m 增至 1.075×10^{-9} m, x_3 由 5.52×10^{-10} m 增至 5.54×10^{-10} m, β 由 96.06°略增至 96.11°。这些参数变化幅度虽较小, 但表明多组元稀土取代对局部晶体环境产生了影响, 引起晶格结构的细微调整。图 2(e) 为高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的单斜结构示意图, 5 种稀土阳离子随机占据稀土晶格位点, 二硅酸盐晶体框架得到良好保持。

表 1　$Er_2Si_2O_7$ 与高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的晶胞参数

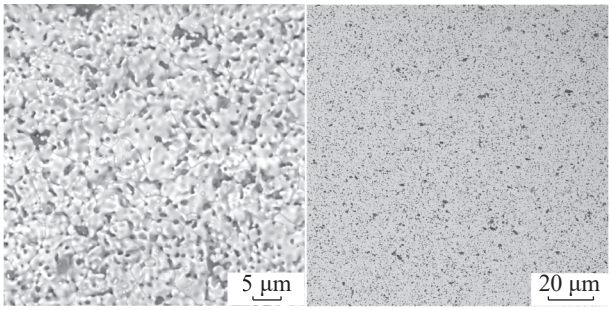
Tab. 1　Unit cell parameters of $Er_2Si_2O_7$ and high-entropy $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$

材料	$x_1/10^{-10}$ m	$x_2/10^{-9}$ m	$x_3/10^{-10}$ m	α/(°)	β/(°)	γ/(°)
$Er_2Si_2O_7$	4.65	1.072	5.52	90	96.06	90
$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$	4.67	1.075	5.54	90	96.11	90

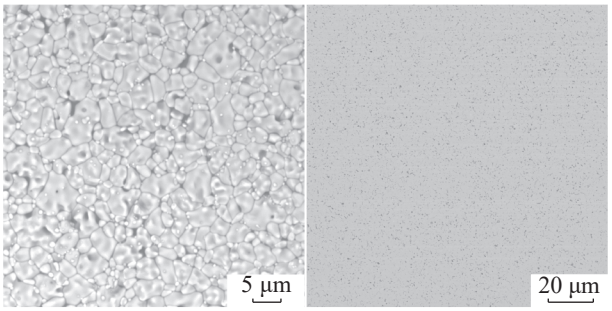
晶格轻微膨胀及角度变化源于 Ho, Er, Tm, Y 和 Yb 阳离子间的半径失配; 半径相近的阳离子会随机占据晶格位点, 引发局部应变波动, 导致晶胞轻微膨胀及单斜角细微调整, 以适应多组元阳离子的排布。XRD, Rietveld 精修及结构示意图共同证实, 高熵陶瓷形成了伴随适度晶格畸变的均匀单相固溶体, 未发生多相分离或晶体结构破坏。

2.1.2　微观形貌与元素分布

图 3 为 $Er_2Si_2O_7$ 和高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的表面形貌和截面微观结构。高熵陶瓷呈现出更为致密、均匀的微观结构, 由排列紧密的等轴晶粒组成, 晶界清晰, 仅晶界处分散有极少量微孔, 整个观察区域内未见明显裂纹或异常结构。相比之下, $Er_2Si_2O_7$ 陶瓷含有较多相互连通的孔隙, 且晶粒分布不均匀。图 4 为 2 种陶瓷的孔隙率统计结果: $Er_2Si_2O_7$ 孔隙率为 (7.80±0.68)%, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 则降至 (4.72±0.51)%。结合微观形貌与孔隙率结果可知, 高熵陶瓷具有良好的微观结构完整性和较高的致密化程度。



(a) $Er_2Si_2O_7$陶瓷块体表面及截面SEM



(b) 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$陶瓷块体表面及截面SEM

图3　$Er_2Si_2O_7$ 及高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的表面形貌与截面微观结构

Fig. 3　Surface morphologies and cross-sectional microstructures of as-prepared $Er_2Si_2O_7$ and high-entropy $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramics

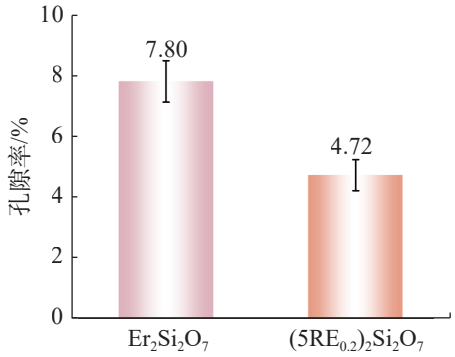
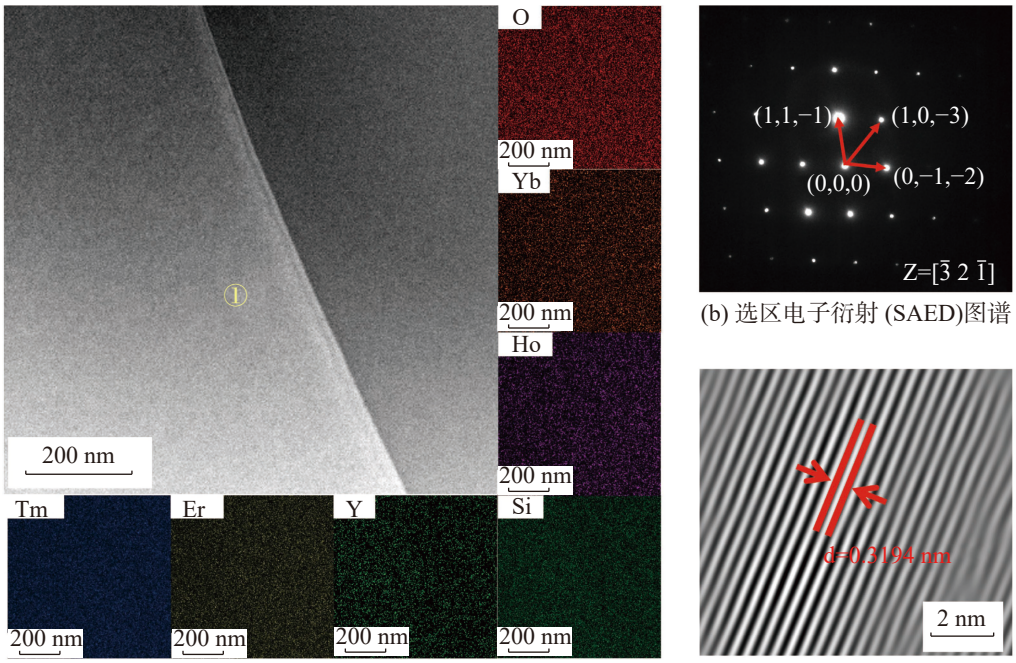


图4　$Er_2Si_2O_7$ 与高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的孔隙率

Fig. 4　Porosity of $Er_2Si_2O_7$ and high-entropy $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramics

为揭示高熵稀土硅酸盐的微观结构特征及成分均匀性, 采用 TEM 对 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷进行表征, 其 EDS 元素分布及 SAED 图谱见图 5。EDS 面扫描结果显示, Y, Yb, Ho, Er, Tm 等稀土元素在整个陶瓷材料中均匀分布, 未发现局部元素偏析或富集, 表明各元素在晶格中实现了均匀固溶, 为高熵单相固溶体的形成提供了有力证据。均匀分布的阳离子可避免局部化学波动, 有效防止高温服役过程中的相分离或第二相析出。

图 5(b) 为选定区域的 SAED 花样 (带轴 $Z=[\bar{3}2\bar{1}]$), 衍射斑点对应晶面为 (0,0,0), (1,1,−1), (1,0,−3), (0,−1,−2)。衍射斑点清晰、尖锐、规则排列, 未观察到弥散衍射环或杂相斑点, 表明该区域结晶完整性较高。结合 XRD 结果, 进一步证实了高熵稀土二硅酸盐形成了均匀的单相固溶结构。HRTEM 图像 (图 5(c)) 显示清晰连续的晶格条纹, 晶面间距约 0.319 4 nm, 表明 γ 相基体具有高度有序的晶格结构。



(a) 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$图像及相应的元素分布

(b) 选区电子衍射 (SAED)图谱

(c) 高分辨TEM图像

图5 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的 TEM 表征

Fig. 5 TEM characterization of high-entropy $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramic

2.2 力学性能

图 6 为高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的维氏压痕形貌。测量压痕对角线半长 (a) 及从压痕中心至裂纹尖端的距离 (c), 采用压痕断裂法计算断裂韧性。

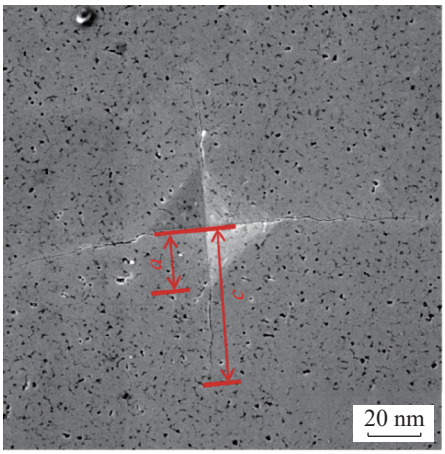
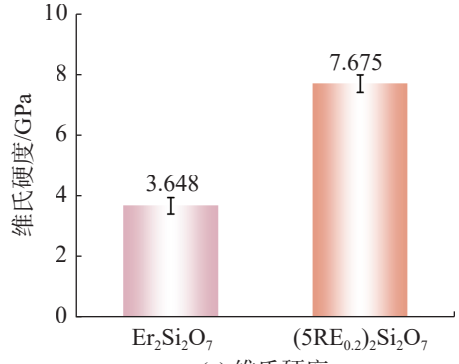


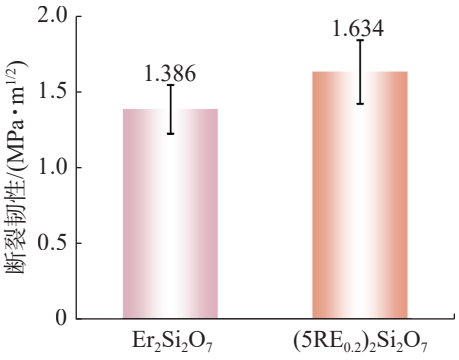
图6 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的维氏压痕形貌

Fig. 6 Vickers indentation morphology of high-entropy $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramic

图 7 为 2 种陶瓷的维氏硬度与断裂韧性统计数据。$Er_2Si_2O_7$ 陶瓷的维氏硬度为 (3.648±0.271) GPa, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷则显著提高至 (7.675±0.292) GPa, 增幅约 110%; 断裂韧性由 (1.386±0.161) MPa•$m^{1/2}$ 提升至 (1.634±0.210) MPa•$m^{1/2}$, 增幅约 18%。硬度和断裂韧性的同步提升表明, 高熵化可有效改善 γ 相稀土二硅酸盐的力学性能。性能提升主要归因于两方面: 一方面, 较低的孔隙率减少了应力集中, 增大了有效承载面积, 从而增强了对压痕变形和裂纹萌生的抵抗能力; 另一方面, 离子半径失配引起的晶格畸变在原子尺度产生非均匀键合环境, 阻碍位错运动和裂纹扩展, 进而提高断裂韧性。



(a) 维氏硬度



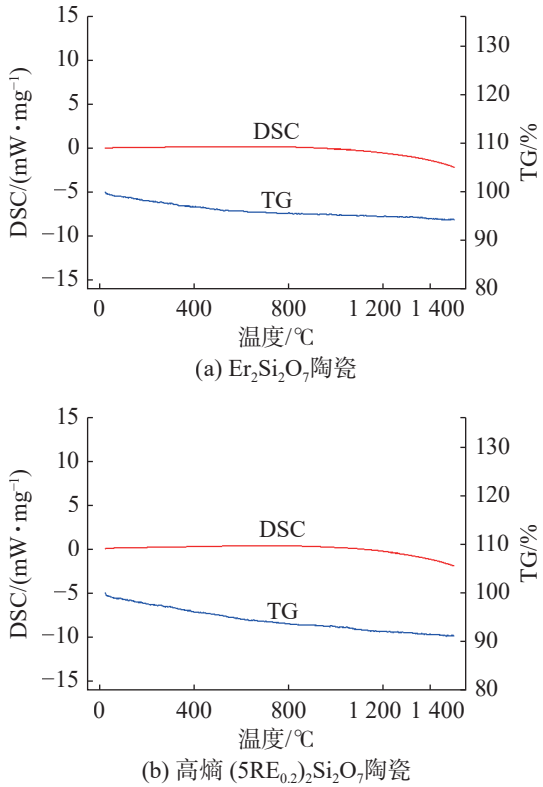
(b) 断裂韧性

图7 $Er_2Si_2O_7$ 和 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的硬度和断裂韧性

Fig. 7 Hardness and fracture toughness of $Er_2Si_2O_7$ and $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramics

2.3　热物理性能

图 8 为 $Er_2Si_2O_7$ 和高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷在空气气氛下由室温升至 1 500 ℃ 的 TG-DSC 曲线。TG 曲线显示, 2 种陶瓷在升温过程中仅表现轻微失重, 未发生明显热分解、组分挥发或氧化还原反应; 且 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的质量损失低于 $Er_2Si_2O_7$, 表明高熵陶瓷具有更优的热稳定性。2 种陶瓷的 DSC 曲线在整个温度范围内整体平滑, 未出现明显吸热峰或放热峰, 证实其在 25~1 500 ℃ 内未发生晶型转变或剧烈热化学反应, 与 XRD 所观察到的稳定 γ 相结构一致。2 种陶瓷的 TG-DSC 曲线变化趋势高度相似, 表明多组元稀土取代并未破坏 γ 相稀土二硅酸盐基体的高温热稳定性。



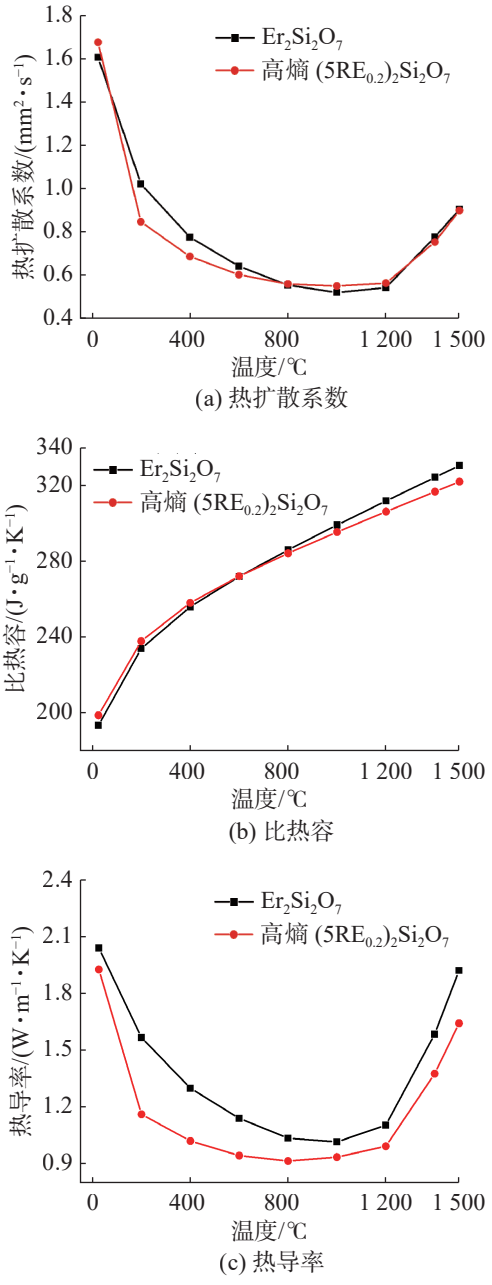
(a) $Er_2Si_2O_7$陶瓷

(b) 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$陶瓷

图8　$Er_2Si_2O_7$ 和 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的 TG-DSC 曲线

Fig. 8　TG-DSC curves of $Er_2Si_2O_7$ and $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramics

图 9 为 $Er_2Si_2O_7$ 和高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的热物理性能, 包括热扩散系数、比热容和热导率。如图 9(a) 所示, 2 种陶瓷的热扩散系数在低温至中温范围内均随温度升高而快速下降, 于约 1 000 ℃ 达到最低值, 随后在更高温度下逐渐回升。初始下降归因于晶格热振动增强, 加剧了声子散射并缩短声子平均自由程, 从而削弱了声子介导的热传输[22]。当温度超过约 1 000 ℃ 后, 辐射传热贡献的增加部分补偿了晶格热传输的降低, 导致热扩散系数回升[27]。在整个测试温度范围内, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的热扩散系数始终略低于或与 $Er_2Si_2O_7$ 相当, 表明高熵晶格对热传输具有更强的抑制作用。



(a) 热扩散系数

(b) 比热容

(c) 热导率

图9　$Er_2Si_2O_7$ 和 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的热物理性能

Fig. 9　Thermophysical properties of $Er_2Si_2O_7$ and $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramics

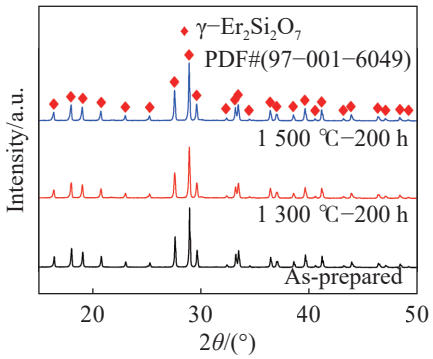
如图 9(b) 所示, 2 种陶瓷的比热容均随温度升高而单调增加, 在 25~1 500 ℃ 内变化曲线几乎重合, 差异可忽略。这是因为二者具有相同的 γ 相晶体框架及相近的原子键合环境, 多组元阳离子取代并未显著改变晶格振动自由度。

如图 9(c) 所示, 2 种陶瓷的热导率随温度变化的总体趋势与热扩散系数基本一致, 这是由于热

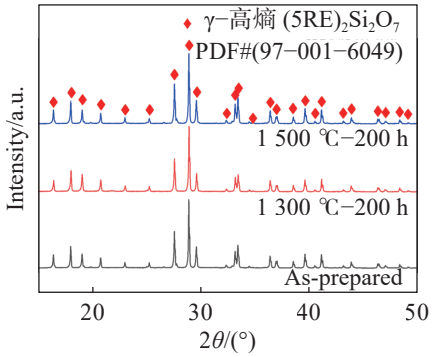
导率由热扩散系数、比热容与密度共同决定的。$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 在 25~1 500 ℃ 内的热导率整体低于 $Er_2Si_2O_7$, 这是由于高熵体系引入的多组元无序、离子半径差异及质量波动增强了晶格畸变和点缺陷散射, 从而进一步抑制了声子传输。该陶瓷在 800 ℃ 时热导率最低, 为 0.913 $W•m^{-1}•K^{-1}$, 较 $Er_2Si_2O_7$ 降低 0.120 $W•m^{-1}•K^{-1}$; 在 1 500 ℃ 时为 1.640 $W•m^{-1}•K^{-1}$, 较 $Er_2Si_2O_7$ 降低 0.279 $W•m^{-1}•K^{-1}$。上述结果表明, 高熵设计有效抑制了热传输, 赋予陶瓷优异的隔热性能, 有利于其在 T/EBC 中的应用。

2.4 高温热稳定性

图 10 为 $Er_2Si_2O_7$ 及高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷在 1 300, 1 500 ℃ 下烧结 200 h 后的 XRD 图谱。烧结后陶瓷的特征衍射峰均与标准 γ–$Er_2Si_2O_7$ 吻合, 未出现新的杂质峰或相变信号, 表明 2 种陶瓷在上述温度下均具有优异的相稳定性。结合图 8 的 TG–DSC 结果, 进一步证实其在 1 500 ℃ 以内的相稳定性。



(a) $Er_2Si_2O_7$陶瓷

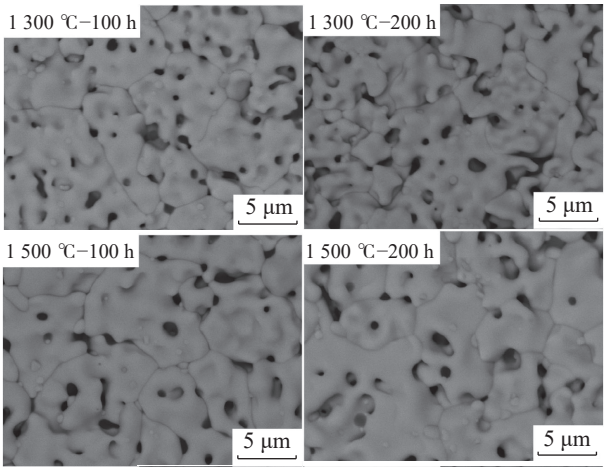


(b) 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$陶瓷

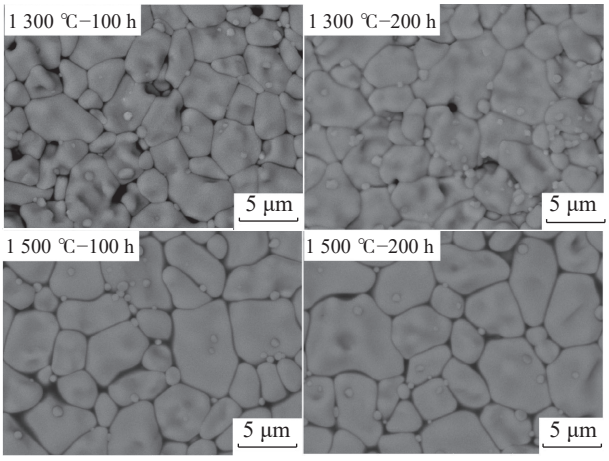
图10 $Er_2Si_2O_7$ 和高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷材料烧结后的 XRD 图谱

Fig. 10 XRD patterns of $Er_2Si_2O_7$ and $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramic materials after sintering

图 11 与图 12 分别为在 1 300, 1 500 ℃ 下烧结后 $Er_2Si_2O_7$ 及高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷的表面 SEM 形貌和晶粒尺寸统计分布。随着烧结温度升高和保温时间延长, 2 种陶瓷的晶粒尺寸均有所增大, 归因于高温下晶界迁移和原子扩散加快。在相同烧结条件下, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的晶粒生长速率均明显低于 $Er_2Si_2O_7$。在 1 300 ℃下, $Er_2Si_2O_7$ 的平均晶粒尺寸由 4.41 μm(100 h) 增至 4.58 μm(200 h), 而高熵陶瓷由 4.23 μm 增至 4.39 μm。经 1 500 ℃ 烧结 200 h 后, $Er_2Si_2O_7$ 的平均晶粒尺寸达 5.28 μm, 而高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 仅为 4.65 μm。



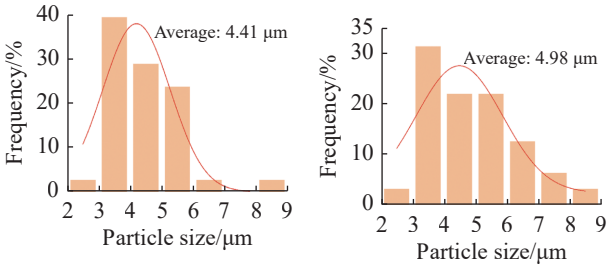
(a) $Er_2Si_2O_7$陶瓷的SEM图像

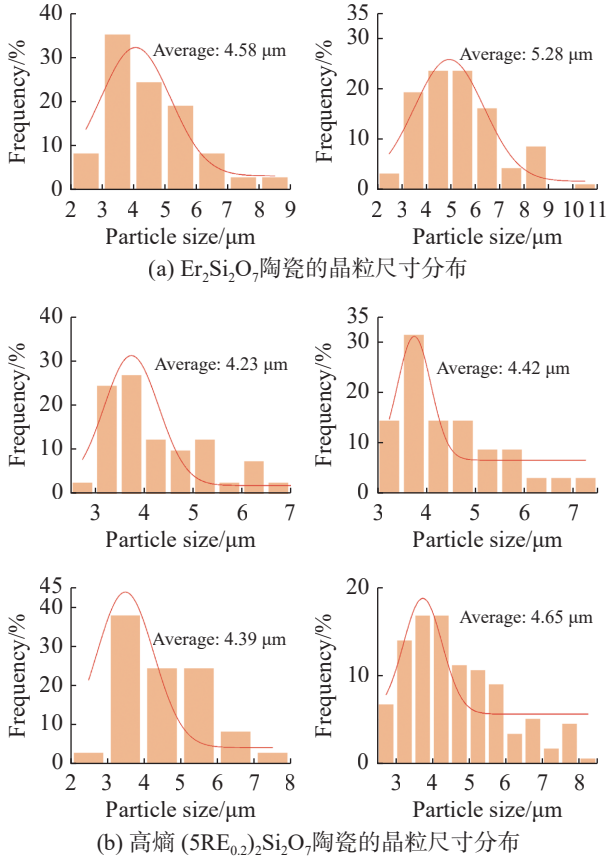


(b) 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$陶瓷的SEM图像

图11 $Er_2Si_2O_7$ 和高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷在不同温度下烧结不同时间后的 SEM 图像

Fig. 11 SEM images of $Er_2Si_2O_7$ and $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramics sintered at different temperatures for varying durations





(a) $Er_2Si_2O_7$陶瓷的晶粒尺寸分布

(b) 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$陶瓷的晶粒尺寸分布

图12　$Er_2Si_2O_7$ 和高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷在不同温度下烧结不同时间后的晶粒尺寸分布

Fig. 12　Grain size distribution of $Er_2Si_2O_7$ and $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramics sintered at different temperatures for varying durations

图 13 为 2 种陶瓷材料在不同温度下烧结不同时长后的平均晶粒尺寸。在相同测试条件下, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的平均晶粒尺寸均小于 $Er_2Si_2O_7$, 表明高熵陶瓷在长时间热处理过程中具有更优的稳定性与抗烧结能力。

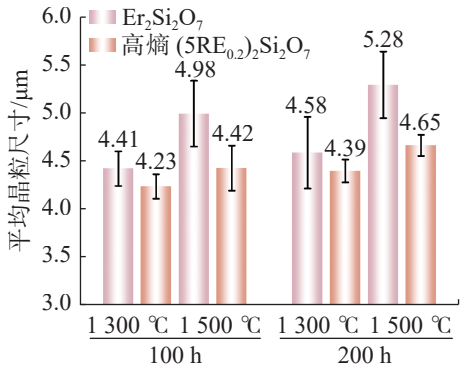


图13　$Er_2Si_2O_7$ 和 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷在不同温度下烧结不同时间后的平均晶粒尺寸

Fig. 13　Average grain size of $Er_2Si_2O_7$ and $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramics after sintering for different durations at various temperatures

图 14 为 2 种陶瓷在 1 300, 1 500 ℃ 下烧结不同时间后的晶粒生长率。当烧结温度由 1 300 ℃ 升至 1 500 ℃ 时, $Er_2Si_2O_7$ 在 100 h 和 200 h 后的晶粒尺寸分别增加约 12.9% 和 15.3%; 而 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 仅增加约 4.5% 和 5.9%, 表明高熵陶瓷的晶粒生长对温度的依赖性显著低于 $Er_2Si_2O_7$。此外, 保温时间由 100 h 延长至 200 h 后, 2 种陶瓷的晶粒生长速率均有所降低: 1 300 ℃ 下, $Er_2Si_2O_7$ 与 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的晶粒尺寸分别增加约 3.9% 和 3.8%; 1 500 ℃ 下分别为 6.0% 和 5.2%。上述结果表明, 高熵设计显著降低了晶粒生长对温度和时间的敏感性, 赋予材料更优的抗烧结稳定性。该行为源于多组元稀土阳离子的迟滞扩散效应, 其使原子迁移路径复杂化并提高晶界运动能垒, 从而有效抑制长时间高温烧结过程中的晶粒生长。

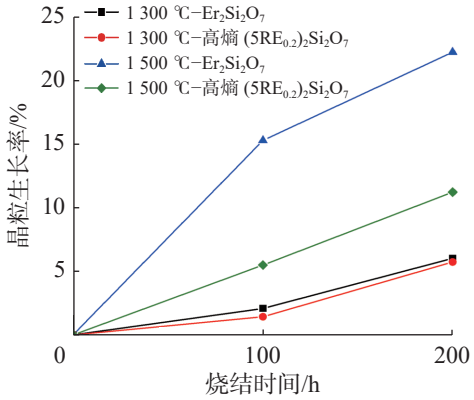


图14　$Er_2Si_2O_7$ 和 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷在不同温度下烧结不同时间后的晶粒生长率

Fig. 14　Grain growth rate of $Er_2Si_2O_7$ and $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ ceramics after sintering for different durations at various temperatures

3　讨论

孔隙率结果表明, 相同制备条件下, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的孔隙率低于 $Er_2Si_2O_7$, 说明其致密化程度更高。这表明, 多组元稀土阳离子的引入显著影响了二硅酸盐体系的烧结行为和致密化动力学。

从热力学角度分析, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 致密化程度的提高可与多组元固溶体形成所产生的高构型熵。根据热力学原理, 构型熵的增加会降低体系的 Gibbs 自由能, 为烧结和致密化提供额外驱动力[28–29]。因此, 在相同热处理条件下, 高熵陶瓷更易形成致密的微观结构。构型熵 (S_{config}) 和 Gibbs 自由能 (ΔG) 分别根据式 (4) 和式 (5) 计算:

$$S_{\text{config}} = -R\sum x_i \ln x_i \tag{4}$$

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad (5)$$

其中: R为气体常数 (8.314 J•mol^{-1}•K^{-1}); x_i为第 i 种组元的摩尔分数; ΔH为焓变; ΔS为熵变; T为绝对温度。

从动力学角度分析, 高熵体系中的迟滞扩散效应也有助于降低孔隙率。多组元阳离子形成的不同局部化学环境使原子迁移路径复杂化, 并抑制过度晶界迁移[29−30], 避免完全致密化前发生过早晶粒生长, 使颗粒通过黏性流动或体扩散更有效地重新排列和堆积, 减少残余孔隙并提高致密化程度。此外, 稀土阳离子间的半径失配引入晶格畸变, 增加晶界附近的缺陷浓度 (包括空位和位错), 促进局部原子传输并增强颗粒间结合[28,31]。因此, 构型熵、迟滞扩散和晶格畸变的协同作用, 使高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 相比 $Er_2Si_2O_7$ 实现了更有效的致密化。

与 $Er_2Si_2O_7$ 相比, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 具有更高的硬度和断裂韧性、更低的热导率及更优异的高温稳定性。这表明在二硅酸盐晶格中引入多组元稀土阳离子, 不仅保持了 γ 相框架, 还有效调控了力学性能、热传输行为及微观结构稳定性。综合性能的提升归因于多组元稀土占位所诱导的构型无序、晶格畸变与迟滞扩散的协同作用[29,32−33]。

从力学性能角度分析, 高熵陶瓷较高的硬度和断裂韧性与其更致密的微观结构及更复杂的局部晶体环境密切相关。$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 较低孔隙率降低了内部应力集中, 增大了有效承载面积, 从而增强了对压痕诱导变形和裂纹萌生的抵抗能力。同时, 稀土阳离子间的半径失配引入局部晶格畸变与键合非均匀性, 阻碍局部变形并提高裂纹扩展的抵抗能力[29,34]。因此, 高熵陶瓷表现出优于 $Er_2Si_2O_7$ 的力学性能。

在热物理性能方面, $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 较低的热导率归因于高熵晶格中更强的声子散射。稀土二硅酸盐陶瓷的热传输主要受晶格振动支配。高熵体系中, 不同原子质量与半径的多组元稀土阳离子随机占位, 引入质量与局部应变场波动, 扰乱声子传输连续性、缩短平均自由程, 从而比 $Er_2Si_2O_7$ 更有效地抑制热传递[22,29,35]。因此, 高熵陶瓷较低的热导率反映了多组元固溶效应所引发的本征热输运抑制作用。

在高温稳定性方面, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 在 1 300 ℃ 和 1 500 ℃ 长时间烧结后仍保持 γ 相结构, 且晶粒生长速率更低, 表明高熵设计提升了陶瓷抗热诱导晶粒生长的能力。该行为可从扩散动力学角度解释: 多组元稀土占位使原子扩散路径和晶界迁移过程复杂化, 提高了质量传输和晶界运动的动力学势垒[29−30], 从而有效抑制晶粒生长, 使陶瓷在长时间高温烧结后仍能保持更细小、稳定的微观结构。

综合来看, 高熵设计通过协同调控致密化行为、力学响应、声子传输和晶粒生长动力学, 显著提升了稀土二硅酸盐陶瓷的综合性能。$(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 在力学可靠性、隔热能力与抗烧结稳定性间实现了优于 $Er_2Si_2O_7$ 的平衡。表明高熵设计是优化稀土二硅酸盐服役性能的有效策略, 也凸显了 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 作为高温 T/EBC 候选材料的潜力。

4 结论

采用高温固相反应法成功制备了具有单一 γ 相的 $Er_2Si_2O_7$ 及高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 陶瓷, 研究其物相组成、力学性能、热物理行为及抗烧结性能。主要结论如下:

1) 与 $Er_2Si_2O_7$ 相比, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 表现出更低的孔隙率、显著提高的硬度以及略有提升的断裂韧性。多组元固溶产生的局部晶格畸变和非均匀键合环境增强了材料抵抗压痕变形及裂纹扩展的能力, 有利于改善稀土二硅酸盐陶瓷的力学性能。

2) 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 在整个测试温度范围内的热导率整体低于 $Er_2Si_2O_7$, 在 1 000 ℃ 和 1 500 ℃ 时分别为 0.933 W•m^{-1}•K^{-1} 和 1.640 W•m^{-1}•K^{-1}。多种稀土阳离子随机占位产生的质量波动和局部应变场增强了声子散射、缩短了声子平均自由程, 从而抑制晶格热传输, 使高熵陶瓷表现出良好的高温隔热能力。

3) 在 1 300 ℃ 和 1 500 ℃ 高温烧结不同时长后, 高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 的晶粒生长速率均低于 $Er_2Si_2O_7$, 表明多组元化学无序及其引起的扩散受阻能够限制高温下的原子迁移和晶界运动, 有利于保持高温条件下的微观结构稳定性。

综上所述, 高熵设计通过构型熵增、晶格畸变和迟滞扩散等协同机制, 有效提升了稀土二硅酸盐材料的综合防护能力。高熵 $(5RE_{0.2})_2Si_2O_7$ 在相稳定性、力学性能、热物理性能及高温热稳定性等方面均表现出较优的综合性能, 是一种具有良好应用前景的航空发动机热端部件先进 T/EBC 候选材料。

致谢

本研究得到安徽省自然科学基金 (2408085JX008, 2308085QE135) 与安徽省质量基础设施标准化专项 (2023MKS01) 的资助。感谢通信作者张世宏教授在选题方向和研究框架上的整体把握; 感谢 Lee Sunghun 研究员在实验开展及表征分析中的专业指导与有益讨论; 感谢指导教师张振亚副教授在选题、框架构建和论文撰写过程中提出的宝贵意见和建议。三位老师的帮助是本文顺利完成的重要条件, 在此一并表示诚挚谢意。

参考文献:

[1] LEE K N. Current status of environmental barrier coatings for Si-based ceramics[J]. Surface and Coatings Technology, 2000, 133/134:1−7.

[2] TEJERO−MARTIN D, BENNETT C, HUSSAIN T. A review on environmental barrier coatings: history, current state of the art and future developments[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(3):1747−1768.

[3] LEE K N, FOX D S, BANSAL N P. Rare earth silicate environmental barrier coatings for SiC/SiC composites and Si_3N_4 ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2005, 25(10):1705−1715.

[4] RICHARDS B T, YOUNG K A, FRANCQUEVILLE D F, et al. Response of ytterbium disilicate-silicon environmental barrier coatings to thermal cycling in water vapor[J]. Acta Materialia, 2016, 106:1−14.

[5] HARDER B J, STOKES J L, KOWALSKI B A, et al. Steam oxidation performance of $Yb_2Si_2O_7$ environmental barrier coatings exposed to CMAS[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(4):2486−2498.

[6] ZHANG Z Y, XUE Z L, WANG H H, et al. Corrosion behavior of $Y_xYb_{(2-x)}Si_2O_7$ environmental barrier coating materials against molten calcium-magnesium-aluminosilicate (CMAS) at 1 475 ℃[J]. Corrosion Science, 2024, 227:111770.

[7] TURCER L R, KRAUSE A R, GARCES H F, et al. Environmental-barrier coating ceramics for resistance against attack by molten calcia-magnesia-aluminosilicate (CMAS) glass: part I, $YAlO_3$ and γ−$Y_2Si_2O_7$[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(11):3905−3913.

[8] TOHER C, RIDLEY M J, TOMKO K Q, et al. Design rules for the thermal and elastic properties of rare-earth disilicates[J]. Materialia, 2023, 28:101729.

[9] FUJII S, IOKI A, YOKOI T, et al. Role of phonons on phase stabilization of $RE_2Si_2O_7$ over wide temperature range (RE = Yb, Gd)[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(3):780−788.

[10] TIAN Z L, REN X M, LEI Y M, et al. Corrosion of $RE_2Si_2O_7$ (RE=Y, Yb, and Lu) environmental barrier coating materials by molten calcium-magnesium-alumino-silicate glass at high temperatures[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(14):4245−4254.

[11] MAIER N, RIXECKER G, NICKEL K G. Formation and stability of Gd, Y, Yb and Lu disilicates and their solid solutions[J]. Journal of Solid State Chemistry, 2006, 179(6):1630−1635.

[12] STOKES J L, HARDER B J, WIESNER V L, et al. Crystal structures and thermal expansion of $Yb_2Si_2O_7$−$Gd_2Si_2O_7$ solid solutions[J]. Journal of Solid State Chemistry, 2022, 312:123166.

[13] ESCUDERO A, ALBA M D, BECERRO A I. Polymorphism in the $Sc_2Si_2O_7$−$Y_2Si_2O_7$ system[J]. Journal of Solid State Chemistry, 2007, 180(4):1436−1445.

[14] LUO Y X, SUN L C, WANG J M, et al. Material-genome perspective towards tunable thermal expansion of rare-earth di-silicates[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(10):3547−3554.

[15] GUO X T, ZHANG Y L, LI T, et al. High-entropy rare-earth disilicate $(Lu_{0.2}Yb_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Sc_{0.2})_2Si_2O_7$: a potential environmental barrier coating material[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(8):3570−3578.

[16] QIAN B, WANG Y, ZU J H, et al. A review on multicomponent rare earth silicate environmental barrier coatings[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 29:1231−1243.

[17] WANG X, CHENG M H, XIAO G Z, et al. Preparation and corrosion resistance of high-entropy disilicate $(Y_{0.25}Yb_{0.25}Er_{0.25}Sc_{0.25})_2Si_2O_7$ ceramics[J]. Corrosion Science, 2021, 192:109786.

[18] WEI F S, ZHANG D X, GONG X, et al. A systematic analysis of the calcium-magnesium-aluminosilicate corrosion behavior of high-entropy $(5Re_{0.2})_2Si_2O_7$ materials[J]. Corrosion Science, 2023, 219:111221.

[19] CHEN G H, ZHANG Y L, GUO X T, et al. Microstructure and water corrosion behavior of $(Lu_{0.2}Yb_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Sc_{0.2})_2Si_2O_7$ high-entropy rare-earth disilicate coating for SiC coated C/C composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2023, 43(8):3647−3657.

[20] WEI F S, ZHANG D X, LIU Y, et al. Novel $(Yb_{0.2}Tm_{0.2}Lu_{0.2}Sc_{0.2}Gd_{0.2})_2Si_2O_7$: exploring its potential for comprehensive performance in environmental barrier coatings[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(4):2512−2521.

[21] LUO Z W, JIANG J N, DONG S J, et al. $(Gd_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2})_2Si_2O_7$ and $(Sc_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2}Yb_{0.2}Lu_{0.2})_2Si_2O_7$ high-entropy rare-earth disilicates as promising materials for environmental barrier coatings[J]. Ceramics International, 2024, 50(13, Part A): 23342−23355.

[22] TURCER L R, SENGUPTA A, PADTURE N P. Low thermal conductivity in high-entropy rare-earth pyrosilicate solid-solutions for thermal environmental barrier coatings[J]. Scripta Materialia, 2021, 191:40−45.

[23] HAO S Q, OLEKSAK R P, DOĞAN Ö N, et al. Computational design of high-entropy rare earth disilicates as next-generation thermal/environmental barrier coatings[J]. Acta Materialia, 2023, 258:119225.

[24] WANG Y D, LIU D R, LI Z, et al. Data-driven design of high-entropy silicate ceramics with low thermal conductivity[J]. Materials & Design, 2025, 256:114277.

[25] SUN L C, LUO Y X, TIAN Z L, et al. High temperature corrosion of $(Er_{0.25}Tm_{0.25}Yb_{0.25}Lu_{0.25})_2Si_2O_7$ environmental barrier coating material subjected to water vapor and molten calcium-magnesium-aluminosilicate (CMAS)[J]. Corrosion Science, 2020, 175:108881.

[26] XUE Z L, ZHU Y, ZHOU L, et al. Thermal aging and CMAS corrosion behaviors of Y_2SiO_5 ceramic for environmental barrier coatings[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 968:172114.

[27] FENG T S, WANG Q Y, ADAPA S R, et al. A model to separate conduction and radiation in high temperature laser flash measurements for semi-transparent materials[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2024, 223:125228.

[28] ZHANG R Z, REECE M. Review of high entropy ceramics: design, synthesis, structure and properties[J]. Journal of Materials Chemistry A, 2019, 7(39):22148−22162.

[29] WANG Y L, ZHANG J, WU T B, et al. Full-scale insight

into high-entropy ceramics from basic concepts, synthesis technologies, structural characteristics, and properties to application prospects[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33:398−430.

[30] ZHAO Z F, XIANG H M, DAI F Z, et al. $(La_{0.2}Ce_{0.2}Nd_{0.2}Sm_{0.2}Eu_{0.2})_2Zr_2O_7$: a novel high-entropy ceramic with low thermal conductivity and sluggish grain growth rate[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2019, 35(11):2647−2651.

[31] ZHANG J L, LIANG J L, LI H, et al. A review of high-entropy ceramics preparation methods, properties in different application fields and their regulation methods[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 32:1083−1117.

[32] LI K B, WANG W Z, TU S T, et al. Design of high-entropy rare-earth disilicate materials for thermal environmental barrier coatings through thermal-mechanical experiments and finite element simulation studies[J]. Ceramics International, 2025, 51(8):10551−10573.

[33] KAVAK S, YÜKSEK A N, GÖKÇE H, et al. γ-type high-entropy disilicates $(Y_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Yb_{0.2}X_{0.2})_2Si_2O_7$ (X = Dy, Gd, Ho): phase stability, thermal behavior, and CMAS corrosion resistance[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2026, 1057:186932.

[34] WU J Y, HU X P, LIU S, et al. High-temperature mechanical properties and fracture mechanism of $A_6B_2O_{17}$ (A= Hf, Zr; B= Ta, Nb) high-entropy ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(6):3652−3663.

[35] 周少帅, 舒小勇, 常振东, 等. $(Sm_{0.2}Gd_{0.2}Eu_{0.2}Lu_{0.2}Dy_{0.2})_2Zr_2O_7$ 高熵稀土锆酸盐陶瓷材料设计与热物理性能 [J]. 材料工程, 2025, 53(12):288−296.
ZHOU S S, SHU X Y, CHANG Z D, et al. Design and thermophysical properties of $(Sm_{0.2}Gd_{0.2}Eu_{0.2}Lu_{0.2}Dy_{0.2})_2Zr_2O_7$ high entropy rare earth zirconic acid ceramic materials[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(12):288−296.

责任编辑: 何莉

(上接第 574 页)

[18] ADABIFIROOZJAEI E, RASTKERDAR E, NEMOTO Y, et al. In-situ scanning transmission electron microscopy study of Al-amorphous SiO_2 layer-SiC interface[J]. Journal of Materials Science, 2023, 58:2456−2468.

[19] 柳培, 王爱琴, 郝世明, 等. SiCp/2024Al 基复合材料的界面行为 [J]. 电子显微学报, 2014, 33(4):306−312.
LIU P, WANG A Q. HAO S M, et al. The interfacial condition of SiCp /Al composites[J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society, 2014, 33(4):306−312.

[20] JAMALI A, MIRSALEHI S E. Investigation on effects of traverse speed and number of passes on mechanical and abrasive properties of AA7075−T6/ZrO_2 surface nanocomposite produced using friction stir processing[J]. Welding in the World, 2022, 66:297−313.

[21] RAJAN G, KUMAR A, MULA S. Influence of friction stir processing on wear behavior of nanosized SiC reinforced AA5083 nanocomposites developed by stir casting[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2025, 141:1631−1649.

[22] FENG A H, CHEN D L, MA Z Y. Microstructure and cyclic deformation behavior of a friction-stir-welded 7075 Al alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41:957−971.

[23] LIU Z Y, WANG Q Z, XIAO B L, et al. Experimental and modeling investigation on SiCp distribution in powder metallurgy processed SiCp/2024 Al composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(21/22): 5582−5591.

[24] NIYAZ A B M, NAVEEN K S H, KALLIMANI A S, et al. Mechanical properties of SiC nanoparticle-reinforced Al−2024 alloy[J]. Fracture and Structural Integrity: International Journal of Italian Group of Fracture, 2025, 19(72):148−161.

[25] SHIN S, PARK H, PARK B, et al. Dispersion mechanism and mechanical properties of SiC reinforcement in aluminum matrix composite through stir- and die-casting processes[J]. Applied Sciences, 2021, 11(3):952.

[26] LI P, TONG Y Q, WANG X X, et al. Microstructures and mechanical properties of $AlCoCrFeNi_{2.1}$/6061−T6 aluminum-matrix composites prepared by friction stir processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 863:144544.

[27] YANG X, YAN Z F, DONG P, et al. Surface modification of aluminum alloy by incorporation of AlCoCrFeNi high entropy alloy particles via underwater friction stir processing[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 385:125438.

[28] WANG Y, CHEN Y H, XIE J L, et al. Microstructure and mechanical properties of CrMnFeCoNi high entropy alloy/Al composite with different reinforcement content[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 960:170882.

[29] LI P B, CHEN T J. Effect of SiCp volume fraction on the microstructure and tensile properties of SiCp/2024 Al-based composites prepared by powder thixoforming[J]. Journal of Materials Research, 2016, 31:2850−2862.

[30] NAJAR F A, RATHEE S, SRIVASTAVA M, et al. Enhancement of tribological, mechanical and fluidic characteristics of Al5059/B4C+5%Mg surface composites using friction stir processing[J]. Tribology International, 2026, 217: 111648.

[31] HE X J, YU X F, ZHAO D C, et al. Simultaneous enhancement of strength, ductility and wear resistance in Al5052 alloy via hybrid in-situ Al_3Ni and nano-SiC reinforcement during friction stir processing[J]. Ceramics International, 2026, 52(14):25597−25611.

[32] SUN H Q, SHI Y N, ZHANG M X. Wear behaviour of AZ91D magnesium alloy with a nanocrystalline surface layer[J]. Surface and Coatings Technology, 2007, 202(13): 2859−2864.

[33] KARABACAK A H, ÇANAKÇI A, ÖZKAYA S, et al. Effect of AlCrCuFeNi high entropy alloy reinforcements with and without B_4C on powder characteristic, mechanical and wear properties of AA5083 metal-metal composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1008:176627.

责任编辑: 何莉