

综述

DOI: 10.15541/jim20250440

氧化铝基定向凝固共晶陶瓷的组织特性、调控方法及环境稳定性

周 翠¹, 李 捷², 孙鲁超², 苏海军³, 王京阳²

(1. 辽宁材料实验室 燃氢防护技术研究所, 沈阳 110016; 2. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016; 3. 西北工业大学 全国凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘要: 随着航空工业的快速发展, 航空发动机所采用的高温结构材料正面临着日益严苛的服役环境与性能挑战。为满足未来先进航空动力系统的需求, 推重比超过 10 的先进航空发动机的进气口温度将突破 1500 °C。氧化铝基定向凝固共晶陶瓷凭借其超过 1700 °C 的极高熔点、优异的高温组织稳定性、高温力学性能稳定性以及本征抗氧化性能, 展现出在高温氧化环境中长期稳定运行的巨大潜力, 被视为下一代极端工况下理想的关键候选材料。本文首先综述了该类陶瓷材料的微观组织特征, 涵盖其典型组织形貌、晶体学取向关系及界面结构特性; 重点探讨了微观组织的调控方法, 包括工艺参数的优化调控、共晶组分优选以及高熵化设计等创新策略; 随后深入分析了材料在典型服役环境下(高温、氧化及化学腐蚀介质)的稳定性表现。在此基础上, 凝练总结并揭示了当前研究领域中所面临的关键科学问题与核心技术瓶颈, 并对未来研究方向提出了前瞻性展望, 旨在为该类陶瓷材料在先进航空动力系统中的应用提供理论依据与技术支持。

关键词: 氧化铝基共晶陶瓷; 定向凝固; 组织调控; 组织稳定性; 环境稳定性; 综述

中图分类号: TQ174

文献标志码: A

文章编号:

Alumina-based Directionally Solidified Eutectic Ceramics: Microstructure, Control Strategies and Environmental Stability

ZHOU Cui¹, LI Jie², SUN Luchao², SU Haijun³, WANG Jingyang²

(1. Institute of Coating Technology for Hydrogen Gas Turbines, Liaoning Academy of Materials, Shenyang 110016, China; 2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 3. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: With rapid advancement of aviation industry, high-temperature structural materials used in aero-engines are encountering increasingly severe service environments and performance challenges. To meet exacting requirements of future technologies, turbine inlet temperature of advanced aero-engines with a thrust-to-weight ratio exceeding 10 is projected to surpass 1500 °C. Al₂O₃-based directionally solidified eutectic ceramics are regarded as ideal and key candidate materials for next-generation extreme working conditions, particularly for long-term use in high-temperature oxidative environments, owing to their melting points exceeding 1700 °C, outstanding high-temperature stability, and inherent oxidation resistance. This paper provides a comprehensive review of microstructural characteristics of Al₂O₃-

收稿日期: 2025-10-31; 收到修改稿日期: 2025-12-26; 网上出版日期: xxxx-xx-xx

基金项目: 国家自然科学基金(52130204, U21A2063); 国家重点研发计划(2024YFB3714503); 辽宁省“兴辽英才”计划(XLYC2203090); 中国科学院国际合作伙伴计划项目(172GJHZ2022094FN)

National Natural Science Foundation of China (52130204, U21A2063); National Key R&D Program of China (2024YFB3714503); LiaoNing Revitalization Talents Program (XLYC2203090); International Partnership Program of the Chinese Academy of Sciences (172GJHZ2022094FN)

作者简介: 周 翠(1997-), 女, 博士. E-mail: zhouc@lam.ln.cn

ZHOU Cui (1997-), female, PhD. E-mail: zhouc@lam.ln.cn

通信作者: 孙鲁超, 研究员. E-mail: lcsun@imr.ac.cn; 苏海军, 教授, E-mail: shjnpu@nwpu.edu.cn

SUN Luchao, professor. E-mail: lcsun@imr.ac.cn; SU Haijun, professor. E-mail: shjnpu@nwpu.edu.cn

based directionally solidified eutectic ceramics, with particular emphasis on their morphological features, crystallographic relationships and interfacial structures. Subsequently, discussion focuses on strategies for microstructure control, including optimization of processing parameters, optimal selection of eutectic components and implementation of innovative approaches such as high-entropy design. Furthermore, a comprehensive analysis is conducted to evaluate stability of these materials under typical high-temperature service conditions, including thermal exposure, oxidative environments, and chemically corrosive media, with particular emphasis on their chemical stability characteristics. Based on this comprehensive review, key scientific issues and core technical challenges in current research are identified. Future research directions are also proposed to establish a theoretical foundation and provide technical guidance for engineering application of these materials in advanced aero-engine systems.

Key words: Al_2O_3 -based eutectic ceramic; directional solidification; microstructure control; microstructure stability; environmental stability; review

高温结构材料是支撑能源、航空航天及国防等领域发展的关键战略性高技术材料, 主要包括高温合金、金属间化合物、金属基复合材料和陶瓷基复合材料等。随着航空工业的快速发展, 航空发动机高温结构部件正面临日益严苛的服役环境。为满足先进航空动力系统的发展需求, 推重比超过 10 的航空发动机进气口温度预计将突破 $1500\text{ }^\circ\text{C}$ ^[1-2]。因此, 研发能够在 $1500\text{ }^\circ\text{C}$ 以上的高温及氧化性气氛等恶劣环境下长期稳定服役的高温结构材料, 已成为一项重要的战略任务。镍基单晶高温合金因其优异的高温力学性能, 广泛应用于先进燃气轮机系统中涡轮叶片。其工作温度可达约 $1100\text{ }^\circ\text{C}$, 接近熔点 ($1350\text{ }^\circ\text{C}$) 的 85%, 但在 $900\text{ }^\circ\text{C}$ 时强度显著下降。为确保其在高温环境下的性能稳定性, 通常采用复杂的气膜冷却结构或涂覆热障涂层等技术手段进行综合防护。尽管如此, 该合金在 $1500\text{ }^\circ\text{C}$ 高温条件下的实际应用仍面临诸多挑战^[3]。陶瓷基复合材料通常具有高熔点、高硬度、优异的耐腐蚀性能及高强度等特性, 可在 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 以上的极端热环境中保持稳定。其中, 碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料因具备较高的比强度和较低的密度 ($2.1\sim 2.8\text{ g/cm}^3$), 在航空高温结构材料领域受到广泛关注^[4-5]。然而, 尽管通过涂覆环境障涂层后可使其在约 $1350\text{ }^\circ\text{C}$ 的高温环境下稳定运行, 但在更高温度条件下仍易受低熔点氧化物的熔融侵蚀, 限制了其在极端高温环境中的进一步应用。因此, 开发能够在 $1500\text{ }^\circ\text{C}$ 富氧环境中长期稳定运行的新型高温结构材料体系, 已成为一项亟待解决的关键任务。

氧化铝基定向凝固共晶陶瓷因其极高的熔点 (超过 $1700\text{ }^\circ\text{C}$)、优异的高温稳定性、良好的本征抗氧化性能以及出色的高温力学性能, 被视为在氧化性环境中极具应用前景的高温结构材料^[6-8]。例如, Ren 等^[9]研究发现, 三元

$\text{Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}(\text{ErAG})/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 定向凝固共晶陶瓷在 $1500\text{ }^\circ\text{C}$ 高温环境下暴露 200 h 后, 其均匀非规则共晶组织仅发生轻微粗化, 表明该材料具备优异的高温组织稳定性。采用激光悬浮区熔法以 750 mm/h 的生长速率制备的 $\text{ErAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷, 其弯曲强度可达约 2.7 GPa , 并且在高达 1300 K 的温度下能保持稳定^[10]。氧化铝基定向凝固共晶陶瓷在高温 ($\geq 1500\text{ }^\circ\text{C}$) 环境中表现出的优异本征抗氧化性能, 主要归因于定向凝固工艺促使共晶组织沿热流方向有序排列, 形成热力学稳定的半共格界面, 从而有效抑制了非晶相的析出及其对界面性能的不利影响^[11-12]。此外, Xiong 等^[13]通过在 $\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷体系中引入 TiB_2 , 实现了微观组织形貌的细化, 使其维氏硬度与断裂韧性分别提升至 $\text{HV}2000$ 和 $5.97\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。采用闪烧技术制备的 $\text{GdAlO}_3(\text{GAP})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷具有亚微米级 (170 nm) 纤维状微观组织, 并表现出明显的塑性变形能力^[14]。综上所述, 氧化铝基定向凝固共晶陶瓷出的优异综合性能与其独特的定向凝固的微观组织密切相关。

目前较为成熟的定向凝固技术主要包括改进的 Bridgman 法^[15-16]、Czochralski(CZ)法^[17]、边界外延 (Edge defined film-fed growth, EFG)法^[18]、微抽拉 (Micro-pulling down, $\mu\text{-PD}$)法^[19-21]、燃烧合成法、改进电子束悬浮区熔 (Modified electron beam floating zone melting, EBFZM)技术^[22]、激光悬浮区熔 (Laser floating zone melting, LFZM)法^[23-24]以及光悬浮区熔 (Optical floating zone melting, OFZM)法^[25]等, 其核心挑战在于宏观工艺参数的调控与凝固界面稳定性的控制。凝固过程控制的关键在于抑制成分过冷 (Constitutional supercooling) 现象的发生, 需通过动态调节溶质分布与热流方向, 确保固液界面在宏观尺度上保持平直 (即实现平界面生长), 并在微观尺度上维持原子级平整, 避免形成非稳态组织。然

而, 氧化铝基定向凝固共晶陶瓷在形貌自适应调节能力有限, 容易引发微观组织失稳现象。例如, Liu 等^[26]研究表明, 采用 CZ 法制备的 $\text{Yb}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷时, 通过协同调控提拉速率、旋转速率、样品直径以及绝缘层厚度等关键生长参数, 可有效维持稳定的固液界面, 实现致密且形貌可控的晶体生长, 获得具有类似中国象形文字特征的微观结构; 当提拉速率从 1.5 mm/h 增加至 5.0 mm/h 时, 微观组织由类似中国象形文字结构转变为胞状结构, 并伴随微孔缺陷的出现。因此, 在实际应用中, 为制备具备稳定凝固行为、表面光滑且无缺陷的氧化铝基定向凝固共晶陶瓷, 需系统开展其微观组织演化规律的研究, 明确有效的微观组织调控机制。

本文综述了氧化铝基定向凝固共晶陶瓷所涉及的关键科学与核心技术挑战, 旨在为其产业化应用提供理论基础与技术支持。首先, 回顾采用定向凝固技术制备的氧化铝基共晶陶瓷在稳定与非稳定生长条件下所呈现的微观组织特征, 涵盖组织形貌、晶体学取向关系以及界面结构等方面; 最后, 重点分析了微观组织的调控机制, 并总结了其在典型服役环境(高温、氧化及典型腐蚀介质)的微观组织稳定性相关研究进展; 最后, 对氧化铝基定向凝固共晶陶瓷未来的发展方向及关键技术突破点进行了展望与分析。

1 微观组织特征

1.1 组织形貌

微观组织是决定陶瓷材料性能的关键因素。在氧化铝基定向凝固共晶陶瓷的制备过程中, 各组成相通过相互纠缠与耦合生长^[27], 形成三维互穿网络状结构(图 1(a1~c1))^[28-30], 可有效抑制各组成相内部晶界、孔洞等缺陷的形成。然而, 当某组成相(如 Al_2O_3 沿 c 轴方向)或两相均表现出明显的晶体生长各向异性时, 固液界面难以通过取向调节有效响应凝固前沿的扰动, 导致共晶片层间距分布不均。该现象在氧化铝基定向凝固共晶陶瓷中较为常见。如图 1(a2~c2)所示^[28-30], $\text{RE}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (REAG, RE=Y, Er 和 Yb)/ Al_2O_3 定向凝固共晶陶瓷呈现典型的非规则共晶组织, 其形貌特征类似于中国象形文字, 明显区别于层状或纤维状共晶组织。从界面动力学的角度分析, REAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷中形成的独特三维网络状形貌可依据修正的 Hunt-Jackson 理论^[31]进行解释。其中, Jackson 因子 $\alpha(\alpha=\Delta S_f/R)$, 其中 ΔS_f 为熔化焓, R 为理想气体常数)对组成相的生长行为具有明

显影响。根据文献数据, YAG 相与 Al_2O_3 相的 Jackson 因子分别为 14.72^[32]和 5.7^[33]。依据 Jackson 判据, 当 $\alpha > 5.5$ 时, 其呈现出强各向异性生长行为。此外, 为了使界面构型稳定在低应变、高匹配度的状态^[17], 氧化铝共晶陶瓷会沿特定方向生长。这一特性限制了微观结构在生长过程中的形态自由度, 导致定向凝固过程中, 氧化铝基共晶陶瓷形貌的调整能力低于规则形貌共晶(如棒状、层状以及纤维状结构共晶陶瓷)。因此, 氧化铝基共晶陶瓷的稳定生长通常表现为均匀的非规则形貌特征。

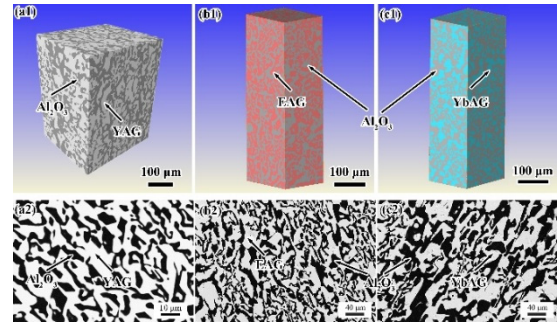


图 1 氧化铝基定向凝固共晶陶瓷的典型微观组织^[28-30]

Fig. 1 Typical microstructure of Al_2O_3 -based directionally solidified eutectic ceramic^[28-30]

(a1-c1) Three-dimensional network structure of (a1) YAG/ Al_2O_3 ^[28, 29], (b1) $\text{Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[30] and (c1) $\text{Yb}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[30]; (a2-c2) SEM morphologies of transverse section of (a2) YAG/ Al_2O_3 ^[28, 29], (b2) ErAG/ Al_2O_3 ^[30] and (c2) YbAG/ Al_2O_3 ^[30]

从生长动力学角度分析, 共晶陶瓷的微观形貌主要由熔体中两相或多相在凝固过程中的耦合协同生长行为所决定。依据 Jackson-Hunt 理论, 固液界面的动态稳定性通过满足最小过冷条件得以维持:^[34]当局部扰动(如热波动或溶质富集)导致过冷度升高时, 凝固过程可通过层状分叉或共晶间距的自适应调节, 实现溶质与热量的重新分布, 从而恢复并维持稳定生长。然而, 某些材料特性可能破坏该自适应机制。一方面, 晶体取向的强各向异性会强烈影响凝固过程中的生长行为, 例如 Al_2O_3 相沿 c 轴方向表现出明显的优先生长趋势^[35]; 另一方面, 共晶相间扩散动力学的差异可能导致溶质迁移速率不匹配, 引发成分场失配, 最终诱发相分离或界面失稳。鉴于氧化铝基共晶陶瓷在定向凝固过程中具备一定的形貌自适应能力, 其微观组织易出现失稳状况, 具体表现为非规则形貌的不均匀生长(如胞状组织以及枝晶组织)。例如, Sun 等^[36]采用 OFZM 法以 30 mm/h 的生长速率制备了 $\text{Lu}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}(\text{LuAG})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷, 观察到样品中存在明显的胞状结构。Xu 等^[37]研究了经电场处理并结合热振荡压制技术制备的 YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷, 发现材料中不仅存在孔

洞缺陷及 YAG 相和 Al_2O_3 相的偏析区域。Xiong 等^[38]采用激光粉末床熔融(Laser powder bed fusion, LPBF)技术制备了 $\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷, 结果表明, 改变工艺参数可导致针状、枝晶状以及纳米球状等不同微观组织结构的形成(图 2)^[38]。此外, Yao 等^[39-40]通过闪烧法制备的 $\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷除呈现典型的均匀非规则共晶组织形貌外, 随着闪烧温度和保温时间的变化, 其微观组织逐渐失稳, 进而演变为层片状、棒状以及不规则网络状的微观结构。

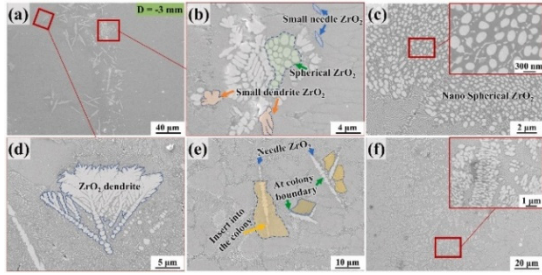


图 2 采用 LPBF 技术制造的样品顶部表面微观组织^[38]

Fig. 2 Microstructure of top surface of LPBF-fabricated sample^[38]

(a) Needle-like ZrO_2 settlement in the center of the molten pool; (b) Imperfectly needle-like ZrO_2 ; (c) Colony eutectic with nano spherical ZrO_2 structure; (d) A dendritic ZrO_2 located in colony eutectic structure; (e) Needle-like structure ZrO_2 located in colony eutectic structure; (f) Aggregation, growth, and elongation of nano spherical ZrO_2

1.2 晶体学关系

氧化铝基定向凝固共晶陶瓷的生长过程较为复杂, 受到共晶组织特征、制备工艺以及凝固参数等多种因素共同影响。这些因素相互作用, 导致共晶

陶瓷各组成相间出现多种择优取向与界面关系的竞争。对于单相材料而言, 其择优生长方向由固液界面能的各向异性与生长动力学共同决定, 通常只有当某一晶向同时具备最低的生长驱动力和最高的生长速率时, 才能成为主导的择优取向。这一机制是共晶体系中择优取向行为与单相材料生长存在差异的主要原因^[41]。具体而言, 在 A 相与 B 相共存的共晶陶瓷中, 固液界面分别平行于 A 相的(hkl)晶面和 B 相的(hkl)晶面, 而晶体生长方向则分别对应于 A 相的 $\langle uvw \rangle$ 晶向和 B 相的 $\langle uvw \rangle$ 晶向。以采用 OFZM 法在 20 mm/h 生长速率下制备的 $\text{GdAlO}_3(\text{GAP})/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷为例, 其晶体学关系为: $\langle 010 \rangle \text{GAP} // \langle 101 \rangle \text{GAP} // \langle 0001 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$ 和 $(002) \text{GAP} // (12\bar{1}) \text{GAP} // (11\bar{2}0) \text{Al}_2\text{O}_3$ ^[42]。同样, Wang 等^[43]通过 OFZM 法成功制备了 $\text{GAP}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷, 其晶体学取向关系为 $\langle 1\bar{1}0 \rangle \text{GAP} // \langle 001 \rangle \text{GAP} // \langle 10\bar{1}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$, 且 $(112) \text{GAP}$ 或 $(200) \text{GAP}$ 与 $(11\bar{2}0) \text{Al}_2\text{O}_3$ 呈平行对应关系。此外, 表 1 总结了在不同制备工艺条件下氧化铝基共晶陶瓷的生长方向以及其界面平行性关系分析^[21, 25, 44-53]。在氧化铝基共晶陶瓷体系中, 晶体取向关系直接影响界面稳定性。相关研究表明, 在稳态生长区域, YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷能够形成稳定的晶体学关系, 即 $(101) \text{YAG} // (11\bar{2}0) \text{Al}_2\text{O}_3$ 和 $(2\bar{1}1) \text{YAG} // (0001) \text{Al}_2\text{O}_3$ 。其中, 后者的平面晶格错配度更小($<10\%$), 有助于降低界面应变能, 进而推动稳定共晶耦合生长^[29]。

表 1 采用不同制备技术获得的氧化铝基定向凝固共晶陶瓷的晶体学关系^[21, 25, 44-53]

Table 1 Crystallographic relationships in Al_2O_3 -based directionally solidified eutectic ceramics fabricated via various methods^[21, 25, 44-53]

Eutectic system	Preparation method	Crystallographic relationship	
		Growth direction	Interface relationship
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[44]	MLSPM	$\langle 10\bar{1} \rangle \text{YAG} // \langle 10\bar{1}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(121) \text{YAG} // (0001) \text{Al}_2\text{O}_3$
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[25]	OFZM	$\langle 011 \rangle \text{YAG} // \langle 1\bar{1}00 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(2\bar{1}1) \text{YAG} // (0003) \text{Al}_2\text{O}_3$
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[45]	LFZM	$\langle 111 \rangle \text{YAG} // \langle 10\bar{1}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(11\bar{2}) \text{YAG} // (0001) \text{Al}_2\text{O}_3$
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[46]	Bridgman	$\langle 101 \rangle \text{YAG} // \langle 1\bar{1}00 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(2\bar{1}1) \text{YAG} // (0001) \text{Al}_2\text{O}_3$
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[47]	Bridgman	$\langle 110 \rangle \text{YAG} // \langle 11\bar{2}0 \rangle$ or $\langle 01\bar{1}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(\bar{1}12) \text{YAG} // (0001) \text{Al}_2\text{O}_3$
$\text{REAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[48]	OFZM	$\langle 110 \rangle$ or $\langle 2\bar{1}0 \rangle \text{REAG} // \langle 10\bar{1}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(121) \text{REAG} // (0001) \text{Al}_2\text{O}_3$ RE=Y, Yb, Er, Dy
$\text{YAG}:\text{Ce}^{3+}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[49]	LFZM	$\langle \bar{1}10 \rangle \text{YAG}:\text{Ce}^{3+} // \langle 1\bar{1}00 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(220) \text{YAG}:\text{Ce}^{3+} // (11\bar{2}0) \text{Al}_2\text{O}_3$
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ ^[48]	OFZM	$\langle 001 \rangle \text{YAG} // \langle 10\bar{1}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3 // \langle 001 \rangle \text{ZrO}_2$	$(001) \text{YAG} // (0001) \text{Al}_2\text{O}_3 // (100) \text{ZrO}_2$
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ ^[50]	OFZM	$\langle 001 \rangle \text{YAG} // \langle 1\bar{1}00 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3 // \langle 001 \rangle \text{ZrO}_2$	$(001) \text{YAG} // (11\bar{2}0) \text{Al}_2\text{O}_3 // (001) \text{ZrO}_2$
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ ^[21]	μ -PD	$\langle 100 \rangle \text{YAG} // \langle 0\bar{0}110 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3 // \langle 100 \rangle \text{ZrO}_2$	$(0\bar{3}1) \text{YAG} // (0003) \text{Al}_2\text{O}_3 // (010) \text{ZrO}_2$
$\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[51]	CZ/OFZM	$\langle 010 \rangle / \langle 001 \rangle \text{ZrO}_2 // \langle 0001 \rangle / \langle 01\bar{1}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(100) \text{ZrO}_2 // (2\bar{1}\bar{1}0) \text{Al}_2\text{O}_3$
$\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[52]	CZ/OFZM	$\langle 001 \rangle \text{ZrO}_2 // \langle 01\bar{1}0 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(100)/(010) \text{ZrO}_2 // (2\bar{1}\bar{1}0)/(0001) \text{Al}_2\text{O}_3$
$\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[53]	LHFZ	$\langle 011 \rangle \text{ZrO}_2 // \langle 0001 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$	$(200) \text{ZrO}_2 // (\bar{2}110) \text{Al}_2\text{O}_3$

*MLSPM represents modified laser surface processing method; LHFZ represents laser-heated floating zone method.

此外,取向关系对共晶形貌和力学性能具备协同优化作用。采用 OFZM 法制备的 GAP/Al₂O₃ 共晶陶瓷,能够通过调控晶体学关系以及进行形貌设计,协同提高材料的硬度((18.5±0.5) GPa)和断裂韧性((5.3±0.6) MPa·m^{1/2})^[42]。综上所述,晶体取向关系是调控微观结构、优化力学性能的关键设计参数。

1.3 界面结构

氧化铝基定向凝固共晶陶瓷因其较低的界面能,可通过形成致密且细小的片层结构维持界面稳定性。在相同生长条件下,均匀非规则共晶组织的片层间距仅为枝晶片层间距的十分之一^[54]。共晶陶瓷中界面形态的稳定性由表面能各向异性(热力学驱动力)与凝固速率(动力学制约因素)共同决定。因此,在氧化铝基定向凝固共晶陶瓷中,界面处的晶格错配通过周期性排列有效释放应变能,进而形成半共格界面^[55],如图 3 所示^[25, 50]。采用定向凝固方法制备的氧化铝基共晶陶瓷体系形成的半共格界面具有较低的界面能与较高的结构稳定性。半共格界面可借助钉扎效应抑制界面迁移,增强微观组织的抗粗化能力。在长时间高温服役或高凝固速率条件下,半共格界面能够有效阻止相界面滑移以及孔洞的产生,进而维系均匀的非规则共晶形貌^[56]。

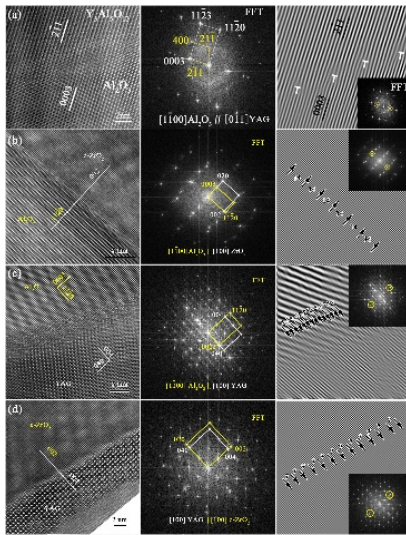


图 3 氧化铝基定向凝固共晶陶瓷界面的高分辨率透射电子显微镜图像^[25, 50]

Fig. 3 High-resolution transmission electron microscope images of interface in Al₂O₃-based directionally solidified eutectic ceramics^[25, 50]

(a) YAG/Al₂O₃^[25]; (b-d) YAG/Al₂O₃/ZrO₂^[52]

为揭示氧化铝基定向凝固共晶陶瓷中各组成相晶体学关系的演化规律,可采用 Nabarro 方法或 Bramfitt 平面错配法评估其界面晶格错配度(式(1, 2))。

$$F = \frac{2(md_H - nd_C)}{md_H + nd_C} \quad (1)$$

其中, F 表示错配度;在 REAG/Al₂O₃ 共晶陶瓷中, n 和 m 分别代表一维傅里叶滤波图像中 REAG 相与 Al₂O₃ 相的周期性错配数量,如图 3 所示^[25, 50]; d_C 和 d_H 分别为 REAG 和 Al₂O₃ 对应的晶面间距。

$$\delta_{(hkl)_R}^{(hkl)_A} = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 \left(\left| d_{\langle uvw \rangle_R^i} \cos \theta - d_{\langle uvw \rangle_A^i} \right| / d_{\langle uvw \rangle_R^i} \right) \quad (2)$$

其中, δ 表示错配度; $(hkl)_R$ 和 $(hkl)_A$ 分别代表 REAG 与 Al₂O₃ 的低指数晶面; $\langle uvw \rangle_R$ 和 $\langle uvw \rangle_A$ 分别表示 REAG 和 Al₂O₃ 在各自低指数晶面 (hkl) 上的低指数晶向; θ 表示 REAG 与 Al₂O₃ 晶面之间的平面夹角,如图 4(a, b)所示^[42]。

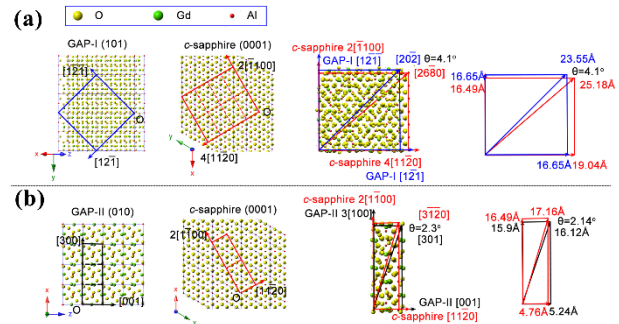


图 4 GAP/Al₂O₃ 定向凝固共晶陶瓷的晶格错配的示意图^[42]

Fig. 4 Schematic illustrations of lattice mismatch in GAP/Al₂O₃ directionally solidified eutectic ceramics^[42]

(a) (101) GAP // (0001) Al₂O₃; (b) (010) GAP // (0001) Al₂O₃

2 微观组织调控方法

2.1 组织形貌调控

组织形貌调控的核心在于控制共晶片层间距及各相分布的均匀性,主要通过调节工艺参数与优化体系组分两种途径实现。在氧化铝基定向凝固共晶陶瓷中,一个共晶片层由相邻的不同组成相共同构成,其平均共晶片层间距(λ)受生长速率(v)、温度梯度(G)以及材料成分(a)的协同影响。在相同的共晶体系下,制备过程中凝固工艺参数的变化显著影响材料微观组织的演化行为^[57-59]。其中,随着生长速率的提高, λ 呈现减小趋势^[34]。其物理机制在于:较高的 v 会增大熔体的过冷度,促进共晶分枝频繁形成,从而实现溶质在熔体中的有效再分配,最终细化微观组织。例如,采用 OFZM 法在 5~180 mm/h 速率范围内制备的 EAG/Al₂O₃ 共晶陶瓷,其 λ 随凝固速率的增加而逐渐减小^[60]。依据 Jackson-Hunt 模型,这一关系可表述为 $\lambda v^{1/2} = C$ (其中 C 为常数)^[31],

部分相关文献报道的数据汇总见表 2^[10, 19-20, 22, 46, 49, 61-68]。

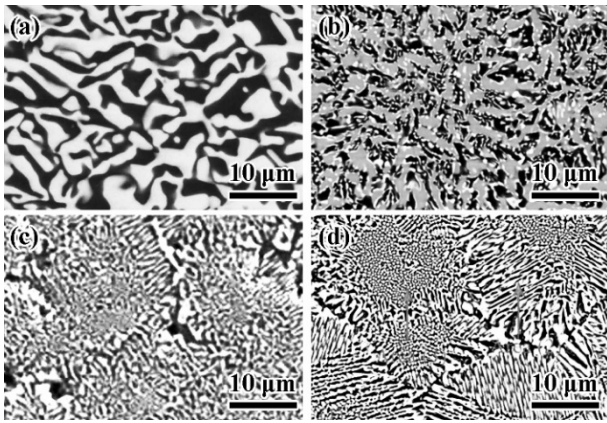


图 5 激光区熔法制备的氧化铝基定向凝固共晶陶瓷横截面形貌^[69]

Fig. 5 Transversal sections of Al_2O_3 -based directionally solidified eutectic ceramics fabricated *via* laser zone melting method^[69]

(a) $\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$; (b) $\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$; (c) $\text{GAP}/\text{Al}_2\text{O}_3$; (d) $\text{GAP}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$

氧化铝基共晶陶瓷的象形文字状结构属于一种不规则的共晶组织结构。其优势在于借助多路径裂纹偏转和桥接机制实现强韧化, 从而协同提升硬度与断裂韧性(如维氏硬度达 17.04 GPa, 断裂韧性达 $6.3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)^[70]。此外, 该结构能够抑制非平衡析出相生长, 有助于力学性能的稳定。而“胞状结构”通常指在定向凝固过程中, 因界面能各向异性或成分过冷等因素, 导致共晶相(如 Al_2O_3 和 YAG)形成类似细胞状的微观组织。该结构通常出现在较高的生长速率下, 其特点是两相并非完全规则的层片或

棒状排列, 而是呈现出一定程度的弯曲或局部聚集, 但仍能保持沿特定晶体学方向的协同生长。具有胞状结构的定向凝固共晶陶瓷同样可表现出较优异的力学性能, 例如, 在高速定向凝固($100 \mu\text{m/s}$)条件下制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{ZrO}_2$ 三元共晶陶瓷中形成的微纳尺度准单晶胞状结构, 可有效抑制微裂纹扩展, 使材料抗弯强度高达 2.5 GPa^[71]。此外, 通过调控体系组分可有效调控氧化铝基定向凝固共晶陶瓷的微观组织, 主要体现在以下两个方面: 其一, 通过调节体系的化学成分, 可实现氧化铝基共晶陶瓷微观组织的定向设计与性能提升^[72-74]。例如, 通过调控 Er_2O_3 、 Al_2O_3 和 ZrO_2 原料粉体的摩尔比, 可制备出不同组分配比的 $\text{EAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 陶瓷, 获得均匀非规则共晶结构或胞状结构^[75]。此外, 调控稀土元素种类可有效调控界面能分布, 进而影响共晶相的粗化动力学行为。例如, 在相同的激光区熔生长速率 (300 mm/h) 下制备的 $\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷与 $\text{GAP}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷, 在共晶片层间距和共晶形貌方面均表现出明显差异(图 5(a, c))^[69]。另一方面, 通过引入第三组元重构界面平衡, 可进一步优化微观组织^[34]。例如, 添加 ZrO_2 作为第三组元, 其作用机制主要源于 Zr^{4+} 对 Al_2O_3 相界面迁移的钉扎效应, 以及 ZrO_2 弥散分布引发的熔体局域过冷, 二者协同作用促使共晶片层间距明显细化至亚微米级别 ($<500 \text{ nm}$)(图 5(b))^[69]。例如, 采用 LFZM 法并在生长速率为 $400 \mu\text{m/s}$ 条件下制备的 $\text{EAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶陶瓷, 其共晶片层间距可控制在 $0.25 \mu\text{m}$ ^[76]。

表 2 部分氧化铝基共晶陶瓷的体系、制备工艺、 $\lambda v^{1/2}$ 关系以及微观形貌^[10, 19-20, 22, 46, 49, 61-68]

Table 2 Eutectic systems, preparation methods, $\lambda v^{1/2}$ and microstructures of some Al_2O_3 -based eutectic ceramics^[10, 19-20, 22, 46, 49, 61-68]

Eutectic system	Preparation method	$C=\lambda \cdot v^{1/2}/(\mu\text{m}^{1.5} \cdot \text{s}^{-0.5})$	Microstructure
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[46]	OFZM	11.6	Chinese script
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[46]	Bridgman	44.7	Chinese script/Cellular structure
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[22]	EBFZM	6.7	Chinese script/Lamellar structure
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[61]	LHFZ	10	Chinese script
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[19]	μ -PD	10	Chinese script
$\text{YbAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[62]	LFZM	11.5	Chinese script
$\text{EAG}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[10]	LHFZ	11.6	Chinese script
$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}:\text{Ce}^{3+}$ ^[49]	LFZM	22.0	Chinese script/Cellular structure
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ ^[63]	μ -PD	8	Chinese script/Geometric structure
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ ^[64]	μ -PD	8	Chinese script
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ ^[65]	LFZM	12.4	Chinese script/Cellular structure
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ ^[66]	LFZM	14.7	Chinese script/Cellular structure
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ ^[20]	μ -PD	6.5	Chinese script
$\text{YAG}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ ^[67]	EBFZM	5.3	Chinese script/Cellular structure
$\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ ^[68]	Laser 3D printing	1	Chinese script/Cellular structure

综上所述, 通过精确调控氧化铝基定向凝固共晶陶瓷的凝固工艺参数与体系组分(包括不同稀土元素以及第三相的添加), 能够有效控制其共晶组织的形貌特征。

2.2 晶体学关系调控方法

由于氧化铝基定向凝固共晶陶瓷的组成相具有较高的熔化焓及复杂多面体生长特性, 其晶体学关系的演化过程较为复杂, 实现单一晶体学结构的共晶陶瓷的可控制备仍面临较大挑战(图 6)^[77]。因此, 研究者围绕此类陶瓷的晶体学关系开展了调控研究, 主要通过调控生长速率、引入籽晶诱导以及高熵化设计三种策略实现突破。首先, 通过调控生长速率可有效控制氧化铝基定向凝固共晶陶瓷晶体学关系^[78]。例如, 当拉伸速率从 0.1 mm/min 增加至 1.0 mm/min 时, 采用 μ -PD 法生长的 YAG/ Al_2O_3 / ZrO_2 共晶陶瓷的晶体学关系发生明显转变, 由 $\langle 100 \rangle$ YAG // $\langle 0110 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$ // $\langle 100 \rangle \text{Zr(Y)O}_2$ (YZT) 和 (031) YAG // (0003) Al_2O_3 // (010) YZT, 转变为 $\langle 100 \rangle$ YAG // $\langle 1235 \rangle \text{Al}_2\text{O}_3$ // $\langle 110 \rangle$ YZT 和 (031) YAG // (2110) Al_2O_3 // (001) YZT^[21]。

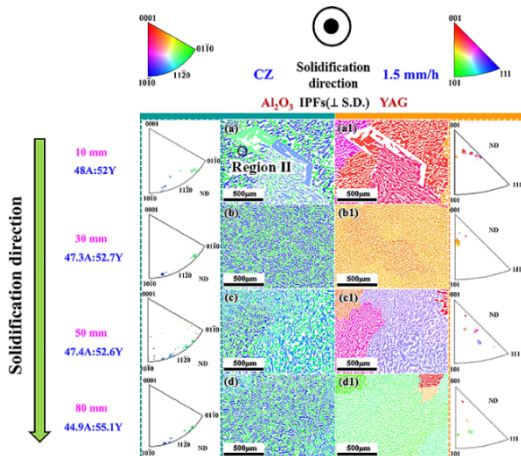


图 6 距离多晶氧化铝籽晶不同位置处 YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷的晶体学取向 EBSD 图像及其对应的反极图^[77]

Fig. 6 Crystallographic orientation EBSD images and corresponding inverse pole figures of YAG/ Al_2O_3 eutectic ceramic obtained at various distances from polycrystalline Al_2O_3 seed^[77] (a-d) Al_2O_3 phase; (a1-d1) YAG phase

此外, 通过籽晶诱导的调控机制可有效控制氧化铝基定向凝固共晶陶瓷晶体学取向关系(图 7)^[79]。根据 He 等^[80]的研究, 在晶体生长初期, 单晶 Al_2O_3 籽晶对调控 YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷中 Al_2O_3 相的取向方面起关键作用, 并为 YAG 相提供特定的生长方向。特别是在采用 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 取向的单晶 Al_2O_3 籽晶诱导生长的定向凝固 YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷中, Al_2O_3 相始终沿 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向择优生长。Liu 等^[17]采用 CZ 法

制备定向凝固 YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷, 在单晶 Al_2O_3 籽晶(取向分别为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$) 的诱导下, 该材料能够有效继承籽晶的晶体取向, 并表现出稳定的晶体织构生长特性。

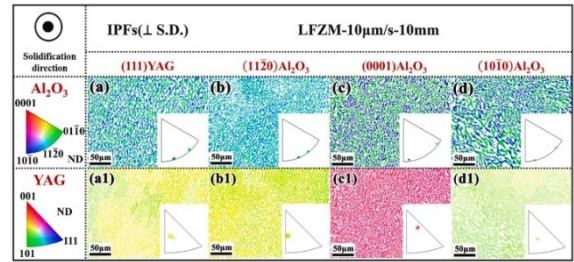


图 7 在不同单晶籽晶诱导下生长 10 mm 后 YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷的 EBSD 图像及其对应的反极图^[79]

Fig. 7 EBSD images and corresponding inverse pole figures of YAG/ Al_2O_3 eutectic ceramics after growing 10 mm induced by different single crystal seeds^[79]

(a-d) Al_2O_3 phase; (a1-d1) YAG phase

高熵化设计作为材料领域的重要创新方向, 拓展了材料成分调控的设计空间, 有效推动了材料性能的提升与功能可定制化发展^[81-83]。其中, 高熵陶瓷材料因其优异的结构稳定性、高硬度以及出色的抗氧化与耐腐蚀性能而受到广泛关注^[84-86]。2021 年, Zhong 等^[87]首次将高熵化设计理念引入氧化铝基共晶陶瓷体系, 采用 OFZM 法, 通过掺杂多种稀土元素成功制备出 $(\text{Y}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Lu}_{0.2})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷。该研究借助构型熵增效应促进原子级均匀分布, 实现了稀土元素在晶格中的均匀固溶, 并形成稳定的择优取向关系。通过高熵化设计制备的二元氧化铝基定向凝固 $(\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷, 在仅 15 mm 的生长距离内即可建立稳定的晶体学取向关系, 如图 8 所示^[88]。

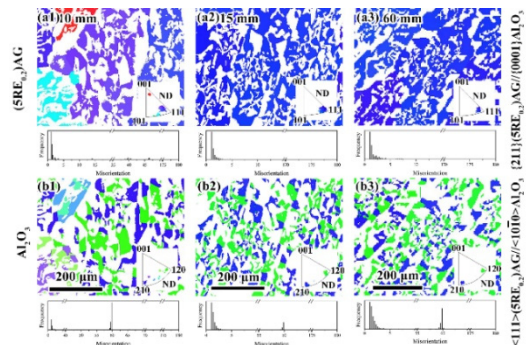


图 8 在距籽晶不同位置处 $(\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷的典型 EBSD 图像及其对应的反极图^[88]

Fig. 8 Typical EBSD patterns and corresponding inverse pole figures of $(\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ eutectic ceramic at different positions from seed crystal^[88]

(a1-a3) $(\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ phase; (b1-b3) Al_2O_3 phase

此外,与单组元三元 YAG/ Al_2O_3 / ZrO_2 共晶陶瓷相比,高熵化设计所制备的 $(\text{Y}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Lu}_{0.2})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶陶瓷展现出更为细密的微观组织结构以及更均匀分布的 ZrO_2 相^[89-90]。通过 LPBF 技术制备的 $(\text{Y}_{0.2}\text{Eu}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}\text{Lu}_{0.2})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶陶瓷则呈现类蜂窝状的核-壳结构^[91]。氧化铝基共晶陶瓷的高熵化设计借助多种稀土元素的协同效应,为微观组织结构的调控提供了新思路,是未来进一步优化材料性能的重要发展方向。

3 微观组织稳定性

在长期服役过程中,氧化铝基定向凝固共晶陶瓷在高温、富氧、低熔点氧化物和水蒸气环境等极端环境下诱导的微观组织演化,对其可靠性构成挑战。稳定性是高温结构材料服役中的关键性能指标,主要包括高温力学、抗高温水氧及低熔点氧化物等典型腐蚀介质能力的稳定性,而定向凝固共晶陶瓷材料上述性能的稳定性,均与其共晶组织密切相关。

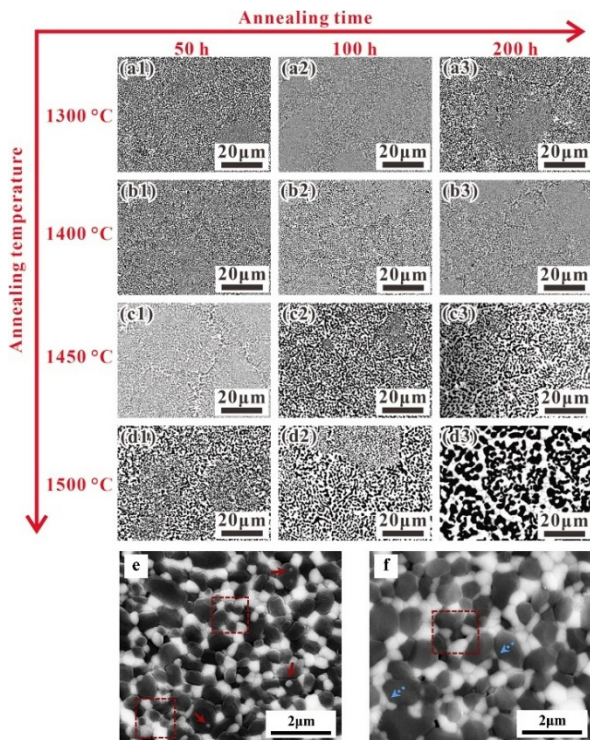


图 9 (a1~d3)经不同热处理温度与时长处理的氧化铝基定向凝固共晶陶瓷的表面 SEM 照片^[92]; (e, f)氧化铝基共晶陶瓷在(e)1450 和(f)1500 °C下烧结后的表面 SEM 照片^[93]

Fig. 9 (a1-d3) Surface SEM images of Al_2O_3 -based directionally solidified eutectic ceramics subjected to various heat treatment temperatures and durations^[92]; (e, f) Surface SEM images of Al_2O_3 -based eutectic ceramics sintered at (e) 1450 and (f) 1500 °C^[93]

3.1 高温稳定性

氧化铝基定向凝固共晶陶瓷凭借其独特且均匀的非规则共晶组织,可有效抑制高温环境下的晶界滑移,进而展现出优异的高温组织稳定性。采用熔融生长法制备的氧化铝陶瓷经历 1600 °C 下热处理 20 h 后,其质量、几何尺寸、表面粗糙度以及相组成均未发生明显变化,表现出良好的高温稳定性^[94]。通过 3D 打印制备的 GAP/ Al_2O_3 / ZrO_2 共晶陶瓷表现出优异的高温稳定性,在 1500 °C 下退火 200 h 后未观察到明显的质量损失或相变,其微米级共晶微观组织结构及抛光表面形貌在 1400 °C 高温下仍保持稳定,该温度超过其熔点的 80%,如图 9(a1~d3)所示^[92]。而采用热压烧结法制备的氧化铝基共晶陶瓷在 1450 与 1500 °C 热处理后均呈现明显的晶粒长大,如图 9(e, f)所示^[93]。此外,在 1400 °C 热处理条件下,感应加热区熔法制备的 EAG/ Al_2O_3 / ZrO_2 共晶陶瓷的组成相开始生长并发生一定程度的粗化;但由于表面能及微观组织结构的限制,其相生长趋势受到抑制,整体组织仍保持良好的组织稳定性^[95]。

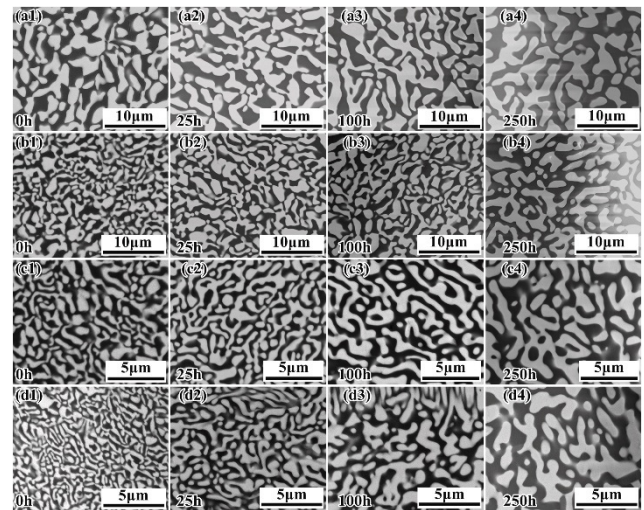


图 10 采用不同凝固速率制备的 GAP/ Al_2O_3 共晶陶瓷在 1773 K 热处理前后微观组织的演变^[96]

Fig. 10 Microstructural evolution of GAP/ Al_2O_3 eutectic ceramics fabricated under various growth rates, before and after heat treatment at 1773 K^[96]

(a1-a4) 2 $\mu\text{m/s}$; (b1-b4) 16 $\mu\text{m/s}$; (c1-c4) 50 $\mu\text{m/s}$; (d1-d4) 100 $\mu\text{m/s}$

氧化铝基定向凝固共晶陶瓷在高温(≥ 1500 °C)环境下表现出优异的本征抗氧化性,这主要归因于其热力学稳定的半共格界面结构、不存在会弱化性能的非晶相,以及形成的协同氧化保护机制。例如,以 2 $\mu\text{m/s}$ 生长速率制备的 GAP/ Al_2O_3 共晶陶瓷在 1773 K 空气气氛中热处理 250 h 后,其微观组织仍保持典型的中国象形文字状形貌特征,仅观察到平均共晶片层间距从 2.99 μm 增至 3.45 μm (图 10)^[96],

质量增加仅为 0.3%。上述结果表明, GAP/ Al_2O_3 定向凝固共晶陶瓷具有优异的微观组织高温稳定性与高温抗氧化能力^[96]。

3.2 力学稳定性

氧化铝基定向凝固共晶陶瓷展现出优异的高温力学性能保持能力, 这主要源于其独特的三维互穿网络结构, 该结构有助于应力的均匀分布并抑制位错滑移, 进而增强材料的结构稳定性。例如, 在 1500 °C 下, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ 共晶陶瓷的杨氏模量仍能保持其室温杨氏模量的 85%, 且其抗弯强度在高温条件下亦呈现出良好的稳定性^[28]。研究表明, 三元 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 共晶陶瓷在 1500 °C 下仍能够保持约 299.38 MPa 的抗弯强度, 强度保留率高达 84.81%^[97]。基于上述研究可以明确, 氧化铝基定向凝固共晶陶瓷在宽温域范围内展现出卓越的力学性能。

3.3 化学稳定性

在将氧化铝基定向凝固共晶陶瓷应用于航空发动机的高温结构部件之前, 其面临的关键挑战之一是材料在极端燃烧环境下的长期服役耐久性, 尤其是在高温水蒸气及熔融钙镁铝硅酸($\text{CaO-MgO-AlO}_{1.5}\text{-SiO}_2$, CMAS)腐蚀条件下的性能稳定性。近年来, 随着涡轮前温度的持续升高, 高温结构材料在水蒸气环境中的腐蚀问题日益凸显, 由此导致的材料性能退化与失效现象已引起国内外学术界和工业界的广泛关注^[98-99]。

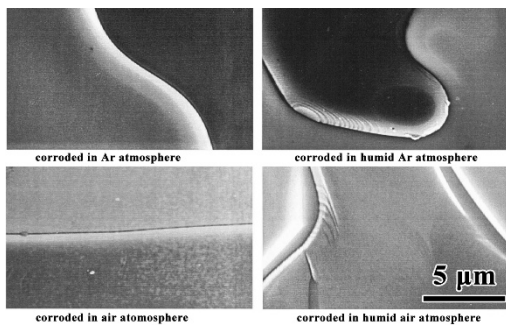


图 11 不同气氛下于 1800 °C 保温 10 h 后 YAG/ Al_2O_3 界面的 SEM 图像^[100]

Fig. 11 SEM micrographs of the YAG/ Al_2O_3 interface after 10 h of corrosion at 1800 °C in different atmospheres^[100]

针对氧化铝基定向凝固共晶陶瓷在高温水蒸气环境中的腐蚀行为, Bahlawane 等研究了 YAG/ Al_2O_3 定向凝固共晶陶瓷在 1200~1800 °C 水蒸气气氛下的高温耐蚀性能。结果表明, 水蒸气腐蚀主要发生在 YAG 相与 Al_2O_3 相的界面区域以及 Al_2O_3 相内部(图 11)^[100]。在低于 1800 °C 的条件下, 材料的重量和体积均有所增加, 但增幅较小, 说明氧化铝基定向凝

固共晶陶瓷在此温度范围内具备良好的抗水蒸气腐蚀能力。

此外, 当航空发动机高温结构热端部件在超过 1250 °C 的高温环境下运行时, 若吸入空气中的杂质颗粒(如灰尘、沙漠沙、火山灰及跑道碎屑等), 将面临 CMAS 腐蚀问题。氧化铝基定向凝固共晶陶瓷具有致密的微观结构与稳定的相界面, 能够有效抑制 CMAS 的渗透。例如, 采用 OFZM 法所制备的 YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷在 1500 °C 条件下经受 CMAS 腐蚀时, 由于 YAG 与 Al_2O_3 共晶相之间形成洁净且热力学稳定的界面, 高流动性及强腐蚀性的 CMAS 熔体难以寻找到连续的渗透通道。经过 100 h 腐蚀试验后, YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷的最大腐蚀深度约为 130 μm ^[101]。采用相同工艺制备的高熵化设计材料 ($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}$) $_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷, 在 1500 °C 下经历 200 h CMAS 腐蚀试验后, 最大腐蚀深度约为 219.5 μm (图 12)^[102]。同时, 通过 CZ 法生长的 YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷在 1300~1500 °C 范围内进行 CMAS 腐蚀试验后表现出良好的抗 CMAS 腐蚀性能: 在 1300 °C 下持续暴露 100 h 后未见明显腐蚀痕迹; 而在 1400 和 1500 °C 下分别腐蚀 50 h 后, 腐蚀深度由 306 μm 增至 316 μm , 腐蚀速率未出现明显上升^[103-104]。Li 等^[105]研究发现, 采用大气等离子喷涂工艺制备的 YAG/ Al_2O_3 共晶陶瓷在 1500 °C 条件下的抗 CMAS 腐蚀性能与晶粒尺寸以及晶界数量存在关联, 为后续通过材料组织控制提升抗 CMAS 腐蚀性能提供了依据。



图 12 ($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}$) $_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 共晶陶瓷在 1500 °C 经 CMAS 腐蚀不同时间后的 Ca 元素分布情况^[102]

Fig. 12 Ca elemental mappings of the cross-section of ($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}$) $_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ eutectic ceramic after CMAS corrosion at 1500 °C for different durations^[102]

(a) 4 h; (b) 50 h; (c) 100 h; (d) 200 h

4 结论与展望

氧化铝基定向凝固共晶陶瓷作为 1500 °C 以上极端高温环境的候选材料, 近年来在微观组织特征、调

控方法及其稳定性研究方面取得了显著进展。三维互穿网络结构与半共格界面的协同作用显著提升了材料的高温稳定性;通过工艺参数优化、籽晶诱导技术以及高熵化设计策略,实现了对微观组织的精确调控;此外,在高温水蒸气及 CMAS 腐蚀环境中,该材料表现出优于传统高温结构材料的化学稳定性。

氧化铝基定向凝固共晶陶瓷尽管已展现出优异的高温性能,但从实验室研究迈向工程应用仍面临三大关键瓶颈:其一,微观组织失稳机制尚未明确。当前对生长速率、温度梯度等工艺参数与微观组织失稳之间定量关系的研究尚不充分,难以准确预测不同材料体系下的失稳临界条件。工艺参数(例如生长速率和温度梯度)并不会直接引发失稳现象,而是通过改变材料内部的晶粒尺寸、相分布、织构、界面形态等微观结构特征,诱发凝固过程中的微观组织失稳。例如,采用相同制备技术但不同生长速率,或者采用不同制备技术时,因温度梯度的差异氧化铝基共晶陶瓷会生成不同的共晶组织。其二,大尺寸制备技术尚不成熟。现有定向凝固工艺主要适用于小尺寸样品(直径 $<10\text{ mm}$),在制备大尺寸构件时易出现成分不均、孔洞等缺陷,难以满足航空发动机部件对尺寸和质量的要求。其三,高温力学性能数据不足。现有研究多集中于室温及中温条件下的力学行为,而在 $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上长期服役条件下的疲劳与蠕变性能数据稀缺,制约了其在工程设计中的实际应用。

面对上述挑战,未来研究可着重在以下方向推进:

1) 深入研究微观组织失稳机制,构建“工艺参数-界面动态行为-组织形态”之间的定量关联模型。微观组织失稳(如溶质偏聚、界面裂纹萌生和相分离诱发孔洞)是高温服役过程中材料性能退化的根本原因。需结合原位表征技术(如高温激光共聚焦显微镜、同步辐射 X 射线衍射)实时观测定向凝固过程中固液界面的演化与组织失稳过程,例如,通过原位追踪生长速率变化对溶质分布的影响,明确成分过冷诱发组织失稳的临界条件;利用原子探针层析技术分析界面区域元素偏聚,揭示相分离与孔洞生成的原子尺度机制。此外,可结合多物理场耦合模拟方法(如相场模拟、有限元分析),预测不同材料体系的组织演化规律,为工艺参数优化提供理论依据与指导。

2) 发展新型高温温度梯度协同近净成形的定向凝固技术,实现共晶陶瓷微观结构精确调控与大尺寸构件高效成型。当前主流的定向凝固陶瓷制备技术(提拉法、水平区熔法、光悬浮区法和激光悬浮区熔

法等)普遍面临样品尺寸、形状精度与生长效率之间的权衡困境。亟需通过具备大功率输出与宽温区控制能力的定向凝固技术开发,提升定向凝固过程中的高温温度梯度的稳定性控制,从而有效缓解大尺寸样品内部热应力集中的问题;在工艺层面,可集成近净成形技术,实现复杂几何构件的直接成型,显著降低后续机械加工导致的材料损伤与性能劣化风险。

3) 构建完善的高温力学性能评价体系,以建立定向凝固共晶陶瓷微观组织与宏观服役性能的定量关联机制。受限于现有高温力学评价装备及标准测试条件(如测试温度、测试气氛)以及材料的尺寸局限,定向凝固共晶陶瓷材料在 $1500\sim 1800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 高温有氧条件下的力学性能评价极具挑战。为此,通过开发覆盖 $1500\sim 1800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的高温力学性能测试平台,重点针对小尺寸、非标尺寸定向凝固共晶陶瓷材料,开展高温有氧条件下的疲劳、蠕变与断裂韧性测试,有望在揭示微观组织参数对力学性能的调控机制的同时,建立高温力学性能与微观组织结构之间的关联模型,为材料性能的定向设计与优化提供理论依据。

4) 推进功能化与复合化设计,促进定向凝固共晶陶瓷材料从单一结构属性向多场景适应性适配发展。传统高温结构陶瓷正加速向“结构-功能一体化”转型。在定向凝固共晶材料功能化设计方面,通过在共晶体系中引入高导热相(如 SiC 颗粒),提升材料整体导热性能,有望缓解材料高温环境下的局部过热问题;通过构建“陶瓷基共晶陶瓷”类复合材料,如以 SiC_f/SiC 作为基体,嵌入氧化铝基定向凝固共晶陶瓷作为增强相,协同发挥基体的断裂韧性与增强相优异的高温稳定性,明显提升材料的综合服役性能;界面改性方面,通过引入纳米级增强相(如碳纳米管)调控界面结构,进一步提高材料在 CMAS 及水蒸气环境中的耐腐蚀性能,满足更极端工况下的使用需求。

参考文献:

- [1] 杜昆,陈麒好,孟宪龙,等.陶瓷基复合材料在航空发动机热端部件应用及热分析研究进展.推进技术,2022,43(2): 113.
- [2] 林左鸣.战斗机发动机的研制现状和发展趋势.航空发动机,2006,32(1): 1.
- [3] PEREPEZKO J H. The hotter the engine, the better. Science, 2009, 326(5956): 1068.
- [4] PADTURE N P. Advanced structural ceramics in aerospace propulsion. Nature Materials, 2016, 15(8): 804.
- [5] 杨金华,董禹飞,杨瑞,等.航空发动机用陶瓷基复合材料研究进展.航空动力,2021,5: 56.
- [6] WAKU Y, NAKAGAWA N, WAKAMOTO T, et al. A ductile ceramic eutectic composite with high strength at 1873 K. Nature, 1997, 389(6646): 49.
- [7] WAKU Y, NAKAGAWA N, OHTSUBO H, et al. Fracture and deformation behaviour of melt growth composites at very high temperatures. Journal of Materials Science, 2001, 36(7): 1585.
- [8] WANG Z G, ZHANG Y Z, OUYANG J H, et al. Nanocrystalline

- alumina-zirconia-based eutectic ceramics fabricated with high-energy beams: principle, solidification techniques, microstructure and mechanical properties. *Materials*, 2023, **16**(8): 2985.
- [9] REN Q, SU H J, ZHANG J, *et al.* Processing, microstructure and performance of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{ZrO}_2$ ternary eutectic ceramics prepared by laser floating zone melting with ultra-high temperature gradient. *Ceramics International*, 2018, **44**(5): 4766.
 - [10] MESA M C, OLIVETE P B, ORERA V M, *et al.* Microstructure and mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectic rods grown by the laser-heated floating zone method. *Journal of the European Ceramic Society*, 2011, **31**(7): 1241.
 - [11] VIECHNICKI D, SCHMID F. Eutectic solidification in the system $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$. *Journal of Materials Science*, 1969, **4**(1): 84.
 - [12] LIU J L, LIU D G, REN K, *et al.* Research progress on the flash sintering mechanism of oxide ceramics and its application. *Journal of Inorganic Materials*, 2022, **37**(5): 473.
 - [13] XIONG Z W, ZHANG K, LIAO W H, *et al.* Laser powder bed fusion fabrication of TiB_2 -Modified Al_2O_3 - ZrO_2 eutectic ceramics: microstructure evolution and mechanical properties. *Ceramics International*, 2024, **50**(24): 55577.
 - [14] AOKI Y, MASUDA H, TOCHIGI E, *et al.* Overcoming the intrinsic brittleness of high-strength Al_2O_3 - GdAlO_3 ceramics through refined eutectic microstructure. *Nature Communications*, 2024, **15**: 8700.
 - [15] YOSHIMURA M, SAKATA S I, YAMADA S, *et al.* The growth of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$: Ce melt growth composite by the vertical bridgman technique using an a -axis Al_2O_3 seed. *Journal of Crystal Growth*, 2015, **427**: 16.
 - [16] YOSHIMURA M, SAKATA S I, IBA H, *et al.* Vertical bridgman growth of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$: Ce melt growth composite. *Journal of Crystal Growth*, 2015, **416**: 100.
 - [17] LIU Y, SU H J, TAN X, *et al.* Stability of crystallographic texture and mechanical anisotropy toward $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ eutectic ceramic composite using single crystalline seeds. *Composites Part B: Engineering*, 2024, **274**: 111263.
 - [18] CHERIF M, DUFFAR T, CARROZ L, *et al.* On the growth and structure of Al_2O_3 - $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ - ZrO_2 : Y solidified eutectic. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, **40**(8): 3172.
 - [19] EPELBAUM B M, YOSHIKAWA A, SHIMAMURA K, *et al.* Microstructure of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectic fibers grown by μ -PD method. *Journal of Crystal Growth*, 1999, **198**: 471.
 - [20] BENAMARA O, CHERIF M, DUFFAR T, *et al.* Microstructure and crystallography of Al_2O_3 - $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ - ZrO_2 ternary eutectic oxide grown by the micropulling down technique. *Journal of Crystal Growth*, 2015, **429**: 27.
 - [21] BENAMARA O, LEBBOU K. The impact of the composition and solidification rate on the microstructure and the crystallographic orientations of Al_2O_3 - YAG - ZrO_2 eutectic solidified by the micropulling down technique. *RSC Advances*, 2021, **11**(22): 13602.
 - [22] SU H J, ZHANG J, DENG Y F, *et al.* A modified preparation technique and characterization of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectic *in situ* composites. *Scripta Materialia*, 2009, **60**(6): 362.
 - [23] REN Q, SU H J, ZHANG J, *et al.* Solid-liquid interface and growth rate range of Al_2O_3 -based eutectic *in situ* composites grown by laser floating zone melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, **662**: 634.
 - [24] SU H J, SHEN Z L, REN Q, *et al.* Evolutions of rod diameter, molten zone and temperature gradient of oxide eutectic ceramics during laser floating zone melting. *Ceramics International*, 2020, **46**(11): 18750.
 - [25] WANG X, WANG J Y, SUN L C, *et al.* Microstructure evolution of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectic crystal during directional solidification. *Scripta Materialia*, 2015, **108**: 31.
 - [26] LIU Y, SU H J, TAN X, *et al.* The effect of processing parameters on the temperature distribution and interface shape in Czochralski growth of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ eutectic ceramic composite: modeling and experiment. *Ceramics International*, 2025, **51**(22): 36401.
 - [27] WAKU Y, SAKATA S, MITANI A, *et al.* Microstructure and high-temperature strength of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{ZrO}_2$ ternary melt growth composite. *Journal of Materials Science*, 2005, **40**(3): 711.
 - [28] WANG X, TIAN Z L, ZHANG W, *et al.* Mechanical properties of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectic ceramic prepared by optical floating zone technique. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, **38**(10): 3610.
 - [29] WANG X, ZHONG Y J, WANG D, *et al.* Effect of interfacial energy on microstructure of a directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ eutectic ceramic. *Journal of the American Ceramic Society*, 2018, **101**(3): 1029.
 - [30] SUN L C, ZHOU C, DU T F, *et al.* Directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Yb}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectic ceramics prepared by optical floating zone melting. *Journal of Inorganic Materials*, 2021, **36**(6): 652.
 - [31] JACSON K A, HUNT J D. Lamellar and rod eutectic growth. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1966, **236**(8): 363.
 - [32] SU H J, ZHANG J, CUI C J, *et al.* Rapid solidification of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{ZrO}_2$ eutectic *in situ* composites by laser zone remelting. *Journal of Crystal Growth*, 2007, **307**(2): 448.
 - [33] ORERA V M, MERINO R I, PARDO J A, *et al.* Microstructure and physical properties of some oxide eutectic composites processed by directional solidification. *Acta Materialia*, 2000, **48**(18/19): 4683.
 - [34] LLORCA J, ORERA V M. Directionally solidified eutectic ceramic oxides. *Progress in Materials Science*, 2006, **51**(6): 711.
 - [35] SUN J Z, STIRNER T, MATTHEWS A. Structure and surface energy of low-index surfaces of stoichiometric α - Al_2O_3 and α - Cr_2O_3 . *Surface and Coatings Technology*, 2006, **201**(7): 4205.
 - [36] SUN H F, ZHOU C, DU T F, *et al.* Preparation, microstructures, and mechanical properties of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Lu}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectic ceramics. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2022, **19**(2): 695.
 - [37] XU X, FAN J Y, LIU J L, *et al.* Formation of eutectic structure in dense Al_2O_3 - YAG composite by electric field treatment. *Ceramics International*, 2021, **47**(16): 23647.
 - [38] XIONG Z W, ZHANG K, ZHU Z G, *et al.* Effect of laser focus shift on the forming quality, microstructure and mechanical properties of additively manufactured Al_2O_3 - ZrO_2 eutectic ceramics. *Ceramics International*, 2023, **49**(22): 35948.
 - [39] YAO S, LIU D G, LIU J L, *et al.* Ultrafast preparation of Al_2O_3 - ZrO_2 multiphase ceramics with eutectic morphology via flash sintering. *Ceramics International*, 2021, **47**(22): 31555.
 - [40] YAO S, LIU Y S, LIU D G, *et al.* Flash sintering of Al_2O_3 - ZrO_2 ceramics under alternating current electric field. *Ceramics International*, 2022, **48**(24): 36764.
 - [41] WANG X, ZHONG Y J, HU Q D. A review of Al_2O_3 -based eutectic ceramics for high-temperature structural materials. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, **214**: 214.
 - [42] ZHONG Y J, YUAN Y, LI H D, *et al.* Orientation relationships of seed crystal-induced $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ eutectic ceramics. *Acta Materialia*, 2025, **294**: 121094.
 - [43] WANG X, ZHANG W, ZHONG Y J, *et al.* Introduction of low strain energy GdAlO_3 grain boundaries into directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ eutectics. *Acta Materialia*, 2021, **221**: 117355.
 - [44] SU H J, ZHANG J, MA W D, *et al.* *In situ* fabrication of highly-dense $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ nanoeutectic composite ceramics by a modified laser surface processing. *Journal of the European Ceramic Society*, 2014, **34**(3): 739.
 - [45] LIU Y, SU H J, SHEN Z L, *et al.* Insight into the complex coupled growth behavior of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ eutectic ceramic based on the evolutions of microstructure and crystallographic texture. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, **43**(10): 4482.
 - [46] WANG X, ZHANG W, XIAN Q G, *et al.* Preparation and microstructure of large-sized directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectics with the seeding technique. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, **38**(16): 5625.
 - [47] SAKATA S, MITANI A, SHIMIZU K, *et al.* Crystallographic orientation analysis and high temperature strength of melt growth composite. *Journal of the European Ceramic Society*, 2005, **25**(8): 1441.
 - [48] MAZEROLLES L, PERRIERE L, LARTIGUE-KORINEK S, *et al.* Microstructures, crystallography of interfaces, and creep behavior of melt-growth composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 2008, **28**(12): 2301.
 - [49] LIU Y, SU H J, LU Z, *et al.* Collaborative enhancement of luminous efficacy and fracture toughness based on interface design of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$: Ce^{3+} eutectic phosphor ceramic grown by laser floating zone melting. *Ceramics International*, 2022, **48**(7): 10144.
 - [50] WANG X, ZHONG Y J, SUN Q, *et al.* Competitive growth of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ eutectic ceramics during directional solidification: effect of interfacial energy. *Journal of the American Ceramic Society*, 2019, **102**(4): 2176.
 - [51] MAZEROLLES L, MICHEL D, HÛTCH M J. Microstructures and interfaces in directionally solidified oxide-oxide eutectics. *Journal*

- of the European Ceramic Society, 2005, **25(8)**: 1389.
- [52] MAZEROLLES L, MICHEL D, PORTIER R. Interfaces in oriented $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ (Y_2O_3) eutectics. *Journal of the American Ceramic Society*, 1986, **69(3)**: 252.
- [53] SAYIR A, FARMER S C. The effect of the microstructure on mechanical properties of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ eutectic. *Acta Materialia*, 2000, **48(18/19)**: 4691.
- [54] KURZ W, FISHER D J, RAPPAZ M. Fundamentals of solidification 5th edition. Trans Tech Publications Ltd: Switzerland, 2023, **103(5)**: 372.
- [55] MA Y H, WANG Z G, OUYANG J H, et al. In-situ microcantilever deflection to evaluate the interfacial fracture properties of binary $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/SmAlO}_3$ eutectic. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, **39(10)**: 3277.
- [56] 沈强, 吴信婷, 魏琴琴, 等. 高密度高温高熔合金与陶瓷共晶复合材料的研究进展. *硅酸盐学报*, 2024, **52(2)**: 463.
- [57] GAO R, CHU Z F, WANG S H, et al. The evolution of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/GdAlO}_3\text{/ZrO}_2$ ternary eutectic ceramic microstructure and property with the growth rate. *Journal of Materials Research*, 2024, **39(5)**: 801.
- [58] ZHANG Y Z, WANG Z G, XIE L Y, et al. Laser surface nanocrystallization of oxide ceramics with eutectic composition: a comprehensive review. *Heat Treatment and Surface Engineering*, 2021, **3(1)**: 37.
- [59] XIE L Y, WANG Z G, ZHANG Y Z, et al. Microstructural refinement and mechanical response of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectics fabricated by a novel pulse discharge plasma assisted melting method. *Ceramics International*, 2022, **48(16)**: 23510.
- [60] ZHONG Y J, LIU Y R, GAO Q, et al. Microstructure of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/EAG}$ eutectic ceramics prepared with high-temperature gradient. *Ceramics International*, 2021, **47(4)**: 5456.
- [61] PASTOR J Y, LLORCA J, SALAZAR A, et al. Mechanical properties of melt-grown alumina-yttrium aluminum garnet eutectics up to 1900 K. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, **88(6)**: 1488.
- [62] OLIVETE P B, MESA M C, MERINO R I, et al. Directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Yb}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectics for selective emitters. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2016, **144**: 405.
- [63] LEE J H, YOSHIKAWA A, MURAYAMA Y, et al. Microstructure and mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}\text{/ZrO}_2$ ternary eutectic materials. *Journal of the European Ceramic Society*, 2005, **25(8)**: 1411.
- [64] LEE J H, YOSHIKAWA A, FUKUDA T, et al. Growth and characterization of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}\text{/ZrO}_2$ ternary eutectic fibers. *Journal of Crystal Growth*, 2001, **231(1/2)**: 115.
- [65] 贾晓娇, 张军, 苏海军, 等. 激光悬浮区熔 Al_2O_3 基共晶自生复合材料微观组织与力学性能. *金属学报*, 2012, **48(12)**: 1479.
- [66] SONG K, ZHANG J, JIA X J, et al. Microstructure of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/YAG/ZrO}_2$ hypereutectic alloy directionally solidified by laser floating zone method. *Acta Metallurgica Sinica*, 2012, **48(2)**: 220.
- [67] SU H J, ZHANG J, LIU L, et al. Preparation and microstructure evolution of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/YAG/YSZ}$ ternary eutectic ceramics by a modified electron beam floating zone melting. *Materials Letters*, 2013, **91**: 92.
- [68] LIU Z, SONG K, GAO B, et al. Microstructure and mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/ZrO}_2$ directionally solidified eutectic ceramic prepared by laser 3D printing. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, **32(4)**: 320.
- [69] WANG S H, PEÑA J I, LUN Z Y, et al. Optimization of growth theory of the directionally solidified alumina based eutectic ceramics. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, **982**: 173783.
- [70] CAO X, SU H J, GUO F W, et al. Directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/GAP}$ eutectic ceramics by micro-pulling-down method. *AIP Conference Proceedings*, 2016, **1783**: 020021.
- [71] ZHAO D, SU H J, LU B H, et al. Ultra-high strength micro-nano quasi-monocrystalline $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}\text{/ZrO}_2$ ternary eutectic ceramics processed by high-speed directional solidification. *Journal of the European Ceramic Society*, 2025, **45(13)**: 117485.
- [72] YAO S, LIU Y S, LIU D G, et al. Effect of the Al_2O_3 content on the microstructure evolution of flash-sintered $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-8YSZ}$ ceramics. *Open Ceramics*, 2023, **16**: 100468.
- [73] WU D J, YU X X, ZHAO Z Y, et al. One-step additive manufacturing of TiCp reinforced $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics composites by laser directed energy deposition. *Ceramics International*, 2023, **49(8)**: 12758.
- [74] WU D J, SHI J, NIU F Y, et al. Direct additive manufacturing of melt growth $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ functionally graded ceramics by laser directed energy deposition. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, **42(6)**: 2957.
- [75] WANG S H, LIU J C. Microstructure and growth characteristics of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/Er}_2\text{O}_3\text{/ZrO}_2$ solidified ceramics with different compositions. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, **41(7)**: 4284.
- [76] SU H J, LIU Y, REN Q, et al. Distribution control and formation mechanism of gas inclusions in directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}\text{-ZrO}_2$ ternary eutectic ceramic by laser floating zone melting. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, **66**: 21.
- [77] LIU Y, SU H J, SHEN Z L, et al. Effect of seed orientations on crystallographic texture control in faceted $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/YAG}$ eutectic ceramic during directional solidification. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, **146**: 86.
- [78] ZHOU C, SUN L C, DU T F, et al. Microstructure, crystallographic texture and mechanical properties of directionally solidified high-entropy ($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}$) $\text{AG/Al}_2\text{O}_3$ eutectic oxides: insights of growth rate control. *Journal of Materials Science & Technology*, 2026, **252**: 232.
- [79] LIU Y, SU H J, TAN X, et al. Unveiling crystallographic texture in laser floating zone melted $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/YAG}$ eutectic ceramic by seed-crystal inducing. *Ceramics International*, 2024, **50(20)**: 40185.
- [80] HE L T, WANG X, LI J Z, et al. Can orientations of directionally solidified dual-phase $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/YAG}$ eutectics be induced by single-phase sapphire seeds? *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, **142**: 216.
- [81] HE Z S, XUAN W D, HU T, et al. Development of a novel ($\text{Mg}_{0.25}\text{Co}_{0.25}\text{Ni}_{0.25}\text{Zn}_{0.25}$)O medium entropy oxide for dielectric applications. *Ceramics International*, 2024, **50(17)**: 31598.
- [82] CAI J H, LAN S, WEI B, et al. Colossal permittivity in high-entropy CaTiO_3 ceramics by chemical bonding engineering. *Nature Communications*, 2025, **16**: 4008.
- [83] WANG Y C, REECE M J. Oxidation resistance of (Hf-Ta-Zr-Nb)C high entropy carbide powders compared with the component monocarbides and binary carbide powders. *Scripta Materialia*, 2021, **193**: 86.
- [84] SUN J, GUO L X, ZHANG Y Y, et al. Superior phase stability of high entropy oxide ceramic in a wide temperature range. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, **42(12)**: 5053.
- [85] SUN L C, REN X M, LUO Y X, et al. Exploration of the mechanism of enhanced CMAS corrosion resistance at 1500 °C for multicomponent ($\text{Er}_{0.25}\text{Tm}_{0.25}\text{Yb}_{0.25}\text{Lu}_{0.25}$) $_2\text{Si}_2\text{O}_7$ disilicate. *Corrosion Science*, 2022, **203**: 110343.
- [86] LUO Y X, SUN L C, WANG J M, et al. Phase formation capability and compositional design of β -phase multiple rare-earth principal component disilicates. *Nature Communications*, 2023, **14**: 1275.
- [87] ZHONG Y J, XIANG W S, HE L T, et al. Directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/(Y}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Lu}_{0.2})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectic high-entropy oxide ceramics with well-oriented structure, high hardness, and low thermal conductivity. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, **41(14)**: 7119.
- [88] ZHOU C, LUO Z P, DU T F, et al. Directionally solidified high-entropy ($\text{Y}_{0.2}\text{Gd}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}$) $_3\text{Al}_5\text{O}_{12}\text{/Al}_2\text{O}_3$ eutectic with outstanding crystallographic texture formation capability. *Scripta Materialia*, 2022, **220**: 114939.
- [89] ZHONG Y J, LI Z, WANG X. Seed-crystal-induced directional solidification toward $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/(Y}_{0.2}\text{Er}_{0.2}\text{Yb}_{0.2}\text{Ho}_{0.2}\text{Lu}_{0.2})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}\text{/ZrO}_2$ ternary eutectic ceramics. *Acta Materialia*, 2024, **262**: 119369.
- [90] ZHONG Y J, LI Z, WANG X. Insight into tuning of ZrO_2 distribution and mechanical properties of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/(5Re}_{0.2}\text{)AG/ZrO}_2$ eutectic ceramic composites. *Composites Part B: Engineering*, 2023, **266**: 111016.
- [91] XIONG Z W, ZHANG K, LIAO W H, et al. In-situ synthesis of high-entropy $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/RE}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}\text{/ZrO}_2$ ceramic by laser powder bed fusion with exceptional properties. *Journal of Advanced Ceramics*, 2024, **13(12)**: 2004.
- [92] LIU H F, SU H J, SHEN Z L, et al. Insights into high thermal stability of laser additively manufactured $\text{Al}_2\text{O}_3\text{/GdAlO}_3\text{/ZrO}_2$ eutectic ceramics under high temperatures. *Additive Manufacturing*, 2021, **48**: 102425.
- [93] WANG Z G, OUYANG J H, MA Y H, et al. Grain size dependence, mechanical properties and surface nanoeutectic modification of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ceramic. *Ceramics International*, 2019, **45(11)**: 14297.

- [94] ZHAO D K, BI G J, CHEN J, *et al.* Melt-grown behaviour of heat treated high-purity alumina ceramics prepared by laser directed energy deposition. *Ceramics International*, 2024, **50**(1): 1777.
- [95] WANG S H, LIU J C, LAN D H, *et al.* Microstructural stability and high temperature strength of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{ZrO}_2$ eutectic ceramics. *Ceramics International*, 2024, **50**(1): 306.
- [96] SU H J, SHEN Z L, MA W D, *et al.* Comprehensive microstructure regularization mechanism and microstructure-property stability at 1773 K of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ eutectic ceramic composite. *Composites Part B: Engineering*, 2023, **256**: 110647.
- [97] HAO S Q, SU H J, ZHAO D, *et al.* Complex shaped $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ eutectic ceramics with excellent high temperature mechanical properties printed by vat photopolymerization. *Additive Manufacturing*, 2025, **101**: 104703.
- [98] BAKAN E, SOHN Y J, KUNZ W, *et al.* Effect of processing on high-velocity water vapor recession behavior of Yb-silicate environmental barrier coatings. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, **39**(4): 1507.
- [99] MA Y J, GUO C, CUI Y J, *et al.* Enhanced water-oxygen corrosion resistance of SiC/SiC composites at 1350 °C via a single-layer Y-Al-Si-O glass-ceramics environmental barrier coating. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, **44**(15): 116728.
- [100] BAHLOWANE N, WATANABE T, WAKU Y, *et al.* Effect of moisture on the high-temperature stability of unidirectionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ eutectic composites. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, **83**(12): 3077.
- [101] SUN H F, SUN L C, REN X M, *et al.* Outstanding molten calcium-magnesium-aluminosilicate (CMAS) corrosion resistance of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ eutectic ceramic at 1500 °C. *Corrosion Science*, 2023, **220**: 111289.
- [102] ZHOU C, SUN L C, DU T F, *et al.* Excellent calcium-magnesium-aluminosilicate corrosion resistance of high-entropy garnet/alumina directionally solidified eutectic at 1500 °C. *Journal of the American Ceramic Society*, 2024, **107**(3): 1748.
- [103] LIU Y, SU H J, SHEN Z L, *et al.* High temperature calcium-magnesium-alumina-silicate (CMAS) corrosion behavior of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ eutectic ceramic. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, **165**: 66.
- [104] TAN X, SU H J, LIU Y, *et al.* CMAS corrosion resistance and mechanism of directionally solidified $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ eutectic ceramics at high temperatures of 1300–1500 °C. *Corrosion Science*, 2025, **248**: 112793.
- [105] LI J, LUO Z X, CUI Y, *et al.* CMAS corrosion resistance of $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ceramic coating deposited by atmospheric plasma spraying. *Journal of Inorganic Materials*, 2024, **39**(6): 671.