引用格式：米文元，王志刚，付继轩，等．快速凝固 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷材料先进制备与高温力学性能研究进展[J]．材料工程，2026，54(3)：81-94.
MI Wenyuan，WANG Zhigang，FU Jixuan，et al.Research progress in advanced fabrication and high-temperature mechanical properties of rapidly solidified Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramic materials[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(3)：81-94.

快速凝固 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷材料先进制备与高温力学性能研究进展

米文元[1]，王志刚[1,2,3*]，付继轩[1]，倪志豪[1]，李鹏博[1]，刘仍谦[1]，张永和[1,2,3]，王炫力[1,2,3]，谢　敏[1,2,3]，宋希文[1,2,3]，欧阳家虎[4]，牟仁德[5]

（1 内蒙古科技大学 材料科学与工程学院，内蒙古 包头 014010；2 轻稀土资源绿色提取与高效利用教育部重点实验室（内蒙古科技大学），内蒙古 包头 014010；3 内蒙古自治区先进陶瓷材料与器件重点实验室，内蒙古 包头 014010；4 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院，哈尔滨 150001；5 中国航发北京航空材料研究院，北京 100095）

摘要：快速凝固 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷微观结构由超细、三维网状缠结的单晶 Al_2O_3 和 ZrO_2 组成，尤其在择优生长方向上表现出优异的高温力学性能，如强度、韧性和高温抗蠕变性等，使其成为高温氧化气氛下长期稳定服役的优选超高温结构陶瓷材料。本文综述了近些年 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷材料体系、先进制备工艺技术、微观组织特征及高温力学性能的主要研究进展。介绍了当前国内外已开展的 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷的材料体系及其分类；阐述了 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷快速凝固先进制备技术的基本原理、技术优势、局限性及其主要应用领域。重点对快速凝固 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷的典型微观结构和高温力学性能，如高温抗蠕变性和高温抗弯强度进行了系统阐述。相较于传统技术制备的共晶陶瓷，利用快速凝固技术制备的具有独特微观结构和优异力学性能的 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷，不仅提高了传统氧化物陶瓷材料的高温力学性能，尤其是在极端高温、高压及强氧化等恶劣环境下的应用，展现出前所未有的潜力和价值。

关键词：Al_2O_3-ZrO_2；共晶陶瓷；快速凝固；高温力学；超高温陶瓷
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000115　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000115
中图分类号：TQ174　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)03-0081-14

Research progress in advanced fabrication and high-temperature mechanical properties of rapidly solidified Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramic materials

MI Wenyuan[1]，WANG Zhigang[1,2,3*]，FU Jixuan[1]，NI Zhihao[1]，LI Pengbo[1]，LIU Rengqian[1]，ZHANG Yonghe[1,2,3]，WANG Xuanli[1,2,3]，XIE Min[1,2,3]，SONG Xiwen[1,2,3]，OUYANG Jiahu[4]，MU Rende[5]

（1 School of Materials Science and Engineering，Inner Mongolia University of Science and Technology，Baotou，014010，China；2 Key Laboratory of Green Extraction & Efficient Utilization of Light Rare-Earth Resources（Inner Mongolia University of Science and Technology），Ministry of Education，Baotou 014010，China；3 Inner Mongolia Key Laboratory of Advanced Ceramic Material and Devices，Baotou 014010，China；4 School of Materials Science and Engineering，Harbin Institute of Technology，Harbin 150001，China；5 AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials，Beijing 100095，China）

Abstract：Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics，fabricated by rapid solidification technology and composed of ultrafine，three-dimensionally intertwined single-crystal domains，represent a distinct category of eutectic oxides. These materials exhibit exceptionally high-temperature mechanical properties，such as strength，toughness，and creep resistance when aligned along the preferred growth direction，rendering them preferred ultrahigh-temperature structural materials for long-term operation in high-temperature oxidizing atmospheres. This paper comprehensively reviews the eutectic systems，advanced preparation techniques，microstructure

characteristics, and mechanical properties of Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics, with particular emphasis on their high-temperature mechanical performance. It begins by summarizing the material systems of Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics developed to date, followed by a concise introduction to the basic principles, advantages, limitations, and application areas of their advanced preparation technologies. Finally, a detailed comparative analysis is provided, highlighting the typical microstructures and high-temperature mechanical properties-including creep resistance and flexural strength-of Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics prepared by advanced processes. Compared to traditional eutectic ceramics, Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics fabricated by rapid solidification technology, characterized by unique microstructures and superior mechanical properties, not only enhance the performance and preparation efficiency of conventional sintered oxide materials but also demonstrate unprecedented potential for applications in extreme environments involving high temperatures, high pressures, and strong oxidation.

Key words: Al_2O_3-ZrO_2; eutectic ceramic; rapid solidification; high-temperature mechanic; ultrahigh-temperature ceramic

随着航空运输业的持续发展以及能源转型战略的深入推进，燃气涡轮发动机在推重比、可靠性及燃油效率等关键性能指标上面临持续升级需求。目前，推力为120 kN级的先进航空发动机其涡轮进口温度已突破1700 ℃，而未来航空发动机的涡轮前温度预计将进一步提升至2100 ℃以上，显著超越了现有最先进单晶叶片合金的耐温极限(≈1100 ℃)。因此，研发出新一代超高温结构陶瓷材料已成为航空动力领域亟待攻克的核心技术瓶颈。Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷是基于共晶反应机制，在特定晶体学取向关系下实现过冷熔体的协同形核与共向生长的氧化铝基复合陶瓷材料，从本质上消除了传统粉末冶金技术中难以避免的界面非晶相及微观缺陷，同时使陶瓷材料具备三维空间内连续交叉的组织结构特征[1]。复相陶瓷通过共晶化工艺显著提升了其抗高温蠕变性能，使其能够在接近熔点(>1650 ℃)的超高温氧化环境中保持优异的力学性能和组织稳定性。因此，Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷被认为是新一代能够在高温氧化性气氛下长期稳定服役的潜在超高温结构材料。研究表明，在低于 500 ℃时，Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷的抗拉强度高达1200 MPa，尤其在1000 ℃和1400 ℃超高温环境下，强度保持率仍可分别达到92%和67%[2-3]。针对Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷，现行制备技术主要有布里奇曼法[4]、直拉法[5]、定边喂膜法[6]及微拉法[7]等。然而，由于Al_2O_3-ZrO_2陶瓷具有高熔点、本征脆性以及室温绝缘性等特性，采用传统电阻式加热和电磁感应加热均难以实现大尺寸、复杂形状共晶陶瓷制备。目前，布里奇曼法是制备大尺寸共晶陶瓷唯一有效且可行的技术，但其存在微观组织粗大、力学强度低以及能耗高、效率低等技术缺陷。因此，发展新型高效制备技术已成为突破该材料工程化应用瓶颈的关键，对于满足未来航空发动机在极端服役环境下的性能需求具有重要战略意义。

基于激光束、电子束、等离子体等特种热源的加工制备技术在氧化物共晶陶瓷领域展现出独特优势，具有能量密度高(>10^6 W·cm^{-2})、加热速率快(10^4～10^9 ℃·s^{-1})以及动态温控精准等特点，有望克服共晶陶瓷高熔点及传统加热方式难以实现熔凝制备的技术难题，从而为大尺寸、复杂形状氧化物共晶陶瓷的高精度、高质量制备提供技术路径[8-9]。在熔凝过程中，高能束流通过高斯分布能量场实现局部瞬时加热(能量聚焦时间<1 ms)，使材料在微区达到超高温(>2500 ℃)，在亚秒级时间内完成熔化凝固过程，有效抑制胞状/柱状晶偏析、微孔缺陷及晶界非晶相的形成，显著提升微观结构均匀性和共晶冶金质量。以激光加热浮区法(laser zone method，LHFZ)为例，该技术在Al_2O_3-YAG-ZrO_2(Y_2O_3)三元共晶体系中取得突破性进展。研究表明，制备的Φ6 mm棒材室温抗弯强度达4.6 GPa，断裂韧性为4 MPa·$m^{1/2}$，较传统工艺提升50%以上。值得关注的是，其生长速率高达1200 mm·h^{-1}，较常规定向凝固技术(≈300 mm·h^{-1})提升3倍，且共晶层片间距可精细调控至0.05～0.2 μm，突破了传统工艺1～10 μm的极限[10]。此外，Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷在高温力学性能具有显著优势，例如：在1500 ℃/10^{-4}·s^{-1}测试条件下，压缩蠕变强度高达433 MPa，是相同化学成分烧结态多晶陶瓷的13倍；Al_2O_3-GAP共晶体系在1600 ℃高应力条件下，平均抗弯屈服强度达690 MPa，较已报道的Al_2O_3-YAG共晶陶瓷(53 MPa)提升12倍[11]。

本文综述了近年来Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷材料领域的研究进展。首先，阐述了Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的材料体系及其结构与性能特点；其次，概述了先进

快速凝固制备技术的技术原理、工艺特点及应用前景，包括激光加热区熔法、激光增材制造技术、高能束表面区熔技术以及快速烧结改进型熔凝制备技术等；同时，分析了典型共晶凝固微观组织的特征及其与凝固工艺参数的关系；最后，重点总结了 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷在高温蠕变性能和高温抗弯强度方面的代表性研究进展。

1　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷体系

1.1　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷体系

在氧化物共晶陶瓷体系，单晶 Al_2O_3具有优异的高温抗氧化性及沿 c 轴方向优异的抗蠕变性能[12]。在定向凝固工艺条件下，以单晶 Al_2O_3为基体与其他高性能氧化物复合形成共晶自生复合陶瓷，能够充分结合二者的性能优势，从而最大限度地提升综合服役性能。一般而言，Al_2O_3与稀土氧化物（RE_2O_3）可形成两类氧化物共晶陶瓷体系：高抗蠕变性的石榴石结构和钙钛矿结构化合物，如图 1 所示[13-16]。此外，由于 Y_2O_3部分稳定 ZrO_2（YSZ）具有独特的相变增韧特性，常作为增强相形成 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷，具体可分以下两大类：

（1）二元氧化物共晶体系：Al_2O_3-ZrO_2、Al_2O_3-ZrO_2（RE_2O_3）、石榴石晶型 Al_2O_3-$RE_3Al_5O_{12}$（REAG）（RE＝Y，Tb，Dy，Ho，Er，Tm，Yb……）和钙钛矿晶型 Al_2O_3-$REAlO_3$（RE＝La，Nd，Eu，Sm，Gd……）等；

（2）三元氧化物共晶体系：Al_2O_3-$RE_3Al_5O_{12}$-ZrO_2（Y_2O_3）（RE＝Tb，Dy，Ho，Er，Tm，Yb……）以及 Al_2O_3-$REAlO_3$（REAP）-ZrO_2（Y_2O_3）（RE＝La，Nd，Eu，Sm，Gd……）等。

Al_2O_3-ZrO_2作为典型的二元共晶体系，微观组织呈典型的协同共生生长特性，由单晶 Al_2O_3和 ZrO_2相呈三维空间相互交错构成，相界面具有典型的共格/半共格特征，特别赋予共晶陶瓷材料优异的高温力学性能，使其在高温氧化、高强度、耐磨和防护涂层等领域具有广阔的应用前景。与二元体系相比，Al_2O_3-ZrO_2基三元共晶陶瓷体系是在二元体系的基础上引入氧化物形成的三元共晶陶瓷体系。因此，Al_2O_3-ZrO_2基三元共晶陶瓷体系表现出更优异的综合性能，例如：Zhang 等[17]采用等离子喷涂技术制备了 Al_2O_3-ZrO_2-Y_2O_3复合涂层，研究表明，与 Al_2O_3-ZrO_2涂层相比，Al_2O_3-ZrO_2-Y_2O_3三元涂层具有更加均匀致密的微观组织，同时表现出更低的摩擦系数和磨损率以及更高的显微硬度，且该涂层还展现出优异的韧性和界面结合强度。目前，针对 Al_2O_3-ZrO_2-Y_2O_3体系的研究最为系统和深入，主要包括 Al_2O_3-ZrO_2（Y_2O_3）、Al_2O_3-YAG 和 Al_2O_3-YAG-ZrO_2（Y_2O_3），表 1[18-29]为目前已开展研究的 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷材料体系。

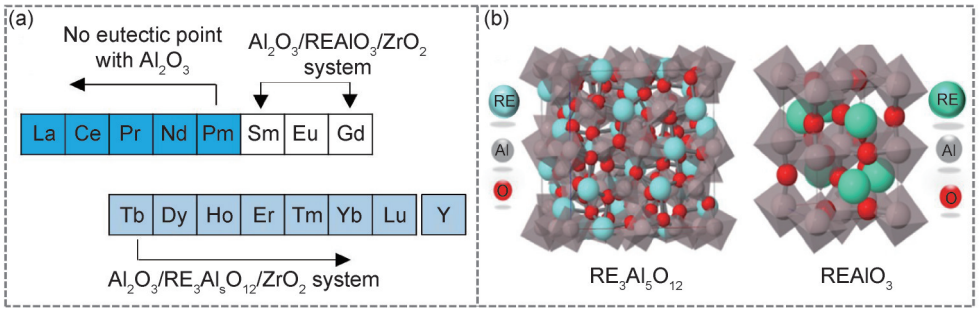


图 1　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷体系、典型石榴石型和钙钛矿型稀土铝酸盐的晶胞结构示意图[13-16]

Fig.1　Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic system，schematic diagrams of lattice structure of rare-earth aluminum garnets and perovskites (a)eutectic formation by alumina and rare-earth compounds；(b)lattice unit cell of $Y_3Al_5O_{12}$ and $GdAlO_3$[13-16]

2　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷先进制备及微观组织特征

2.1　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷先进制备技术

一般而言，适用于晶体材料的制备技术均可用于制备共晶陶瓷材料。然而，Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的制备存在极大的工艺技术瓶颈，主要源于其独特的本征物理化学特性，即具有超过 1700 ℃的高熔点，同时具有导电性差和脆性大的弊端，采用传统电磁感应加热技术难以满足其熔凝需求。近年来，针对 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷材料，国内外学者开发出系列先进熔凝技术，包括激光加热区熔法（laser floating zone，LFZ）[30-31]、微下拉法（micro-pulling-down，μ-PD）[7,32]、航空声学悬浮器法（aero-acoustic levitation，AAL）[33]、氧乙炔焰表面快速凝固（oxy-acetylene flame remelting，OAFR）[34]、等离子体辅助熔凝技术（pulse discharge plasma assisted melting，PDPAM）[35]、定向能量沉积法[36]（directed energy deposition，DED）、燃烧合成

表 1 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的材料体系、化学成分及熔点

Table 1 Material systems, chemical compositions and melting points of Al_2O_3-ZrO_2 eutectic ceramics

Composition/(mol/%)	Eutectic phases			Eutectic points T_E/℃	Ref.
	Matrix	Secondary phases			
$63Al_2O_3$-$37ZrO_2$	Al_2O_3	ZrO_2	—	1862	[18]
$81.5Al_2O_3$-$18.5Y_2O_3$	Al_2O_3	YAG	—	1827	[19]
$65Al_2O_3$-$16Y_2O_3$-$19ZrO_2$	Al_2O_3	YAG	ZrO_2	1717	[20]
$77Gd_2O_3$-$23Al_2O_3$	Al_2O_3	GAP	—	1719	[21]
$58Al_2O_3$-$19Gd_2O_3$-$23ZrO_2$	Al_2O_3	GAP	ZrO_2	1662	[22]
$81Al_2O_3$-$19Er_2O_3$	Al_2O_3	EAG	—	1860	[23]
$65.9Al_2O_3$-$15.5Er_2O_3$-$18.6ZrO_2$	Al_2O_3	EAG	ZrO_2	1720	[24]
$65Al_2O_3$-$16Re_2O_3$-$19ZrO_2$	Al_2O_3	$(5RE_{0.2})AG$	ZrO_2		[25]
$63Al_2O_3$-$34ZrO_2$-$3Y_2O_3$	Al_2O_3	YSZ	—	1860	[26]
$58Al_2O_3$-$32.7ZrO_2$-$9.3Y_2O_3$	Al_2O_3	YSZ	—	1862	[27]
$46.5Al_2O_3$-$53.5EuAlO_3$	Al_2O_3	Eu_2O_3	—	1712	[28]
$54Al_2O_3$-$27Y_2O_3$-$19ZrO_2$	Al_2O_3	YAG	YSZ	1717	[29]

法(combustion synthesis,CS)[37]及光学浮区法(optical floating zone,OFZ)[23]等。上述方法在关键熔凝工艺参数具有明显差异,主要表现为以下两类:(1)通过高能束热源,如氧乙炔火焰、激光或电子束等,快速移动温度场对材料表面实现局部熔凝;(2)高温熔体的深过冷处理,可以通过加快冷却速率来提供。通过典型示例阐述广泛应用于Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷制备的代表性工艺技术。

2.1.1 激光加热区熔法(LFZ)

激光加热区熔法是利用高能激光束作为热源,通过调节激光的功率、扫描速率等工艺参数对材料的局部区域进行加热和熔化,进而实现材料的精确加工和形状控制。激光加热区熔法又可分为激光加热悬浮区熔法[38]和激光区域重熔法(laser zone remelting method,LZ)[39]。LFZ是采用高能激光束将悬浮试样局部熔融,依靠熔区表面张力和与重力平衡保持形状,即可获得凝固试样件;LZ是将工件放在水平台上,高能激光束缓慢扫过工件形成熔池,熔体在熔池中通过对流、传导以及辐射自激散热冷却,即可获得凝固试样。相比于改进型垂直布里奇曼法(modified vertical Bridgman,MB),LFZ具有无坩埚、高温度梯度高(10^3 ℃·cm^{-1})、热影响区小和共晶层片间距小等特点。苏海军教授团队[31],利用LFZ法实现了在高温度梯度(3.6×10^3~6.9×10^3 ℃·cm^{-1})和低凝固速率(4 μm·s^{-1})下制备尺寸为68 mm×3 mm×3 mm Al_2O_3-$Er_3Al_5O_{12}$共晶陶瓷。值得注意的是,LFZ的温度梯度远高于MB的温度梯度(≈10^2 ℃·cm^{-1}),这种高温度梯度有助于实现快速凝固,从而获得组织细小、力学性能优异的共晶陶瓷材料。然而,LFZ在试样成形过程中容易产生裂纹,限制其制备复杂试样的能力,并且LFZ对工艺参数的选择也非常敏感,如激光功率和扫描速率等。Moshtaghioun等[40]利用LFZ制备的$MgAl_2O_4$-MgO共晶陶瓷,在750 mm·h^{-1}的生长速度下最佳,可得到无横向裂纹的超细纤维状共晶陶瓷,低于此值时,纤维微观结构会变粗,使力学性能退化,并且当生长速率为50 mm·h^{-1}时,共晶层片间距增大并伴随横向裂纹的出现。可见,LFZ目前仅局限于小尺寸纤维状共晶陶瓷制备且制备效率较低。

2.1.2 激光增材制造技术(LAM)

激光增材制造技术(laser additive manufacturing technology,LAM),又称为激光3D打印技术,作为先进制造技术的典型代表。该技术基于离散-堆积原理实现材料的近净成形,通过计算机辅助设计构建三维模型,利用高能量密度激光束作为热源,对陶瓷材料表面进行精确熔化和逐层堆积,从而实现复杂构件的精确成形。LAM体系包括激光选区熔化[41](laser selective melting,SLM)技术、激光净近成形[42](laser engineered net shaping,LENS)技术和定向能量沉积(directed energy deposition,DED)[43-44]等制造技术,具有高精度、高效率、材料适应性强和无需模具等优点。例如,Su等[22,45]首次将DED技术成功应用于制备高度大于410 mm的大尺寸Al_2O_3-$GdAlO_3$-ZrO_2三元共晶陶瓷棒。此外,Fan[46-47]等对基于LAM技术的Al_2O_3-ZrO_2和Al_2O_3-YAG-ZrO_2共晶陶瓷体系中的晶体学理论进行系统研究,成功制备出具有细小共晶显微组织且致密度高于98%的复杂构件。然而,由于LAM“逐点扫描/逐层堆积”特点,试样存在表面粗糙度较高、热应力微裂纹和气孔等工艺缺陷。随着双光

束协同调控、超声辅助成形等新技术的引入，LAM有望在陶瓷材料制备领域的精度控制和缺陷抑制方面取得突破。

2.1.3　高能束表面区熔技术（HEBSZM）

高能束表面区熔技术（high-energy-beam surface zone melting technology，HEBSZM）是一种基于非平衡凝固原理的先进材料加工技术，主要通过移动的高能束流（包括激光、电子束及氧乙炔火焰等）对陶瓷表面进行局部辐照，使材料经历熔化-凝固循环过程，在表层形成深度可控的快速凝固层。相较于传统凝固工艺，高能束表面区熔技术具有显著优势：① 采用惰性气体保护或真空环境，可将杂质含量控制在百万分之一以内；② 在固液界面（S/L界面）实现10^3～10^6 ℃·s^{-1}的超高冷却速率及＞10^4 ℃·cm^{-1}的极端温度梯度；③ 通过能量密度动态调控可实现共晶生长方向与热流方向的精准匹配[34]。上述特性有效抑制了成分过冷现象和胞状晶偏析，实现了纳米级共晶组织调控制备。例如，课题组Wang等[34]通过氧乙炔焰表面熔凝技术制备Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷，其微观结构呈现出皱纹状的共晶结构，其最小相间距为0.12 μm，证实了冲击波诱导凸起表面有助于显著的裂纹偏转增韧效果。但是高能束表面区熔技术也受材料的类型、形状和尺寸的限制，对于复杂形状和大尺寸的零件，高能束表面区熔技术的加工效率和质量可能受到影响。然而，HEBSZM目前仍存在以下技术瓶颈：① 受限于材料本征特性及构件几何复杂度，对于曲率半径＜2 mm的复杂曲面难以实现均匀熔覆；② 熔覆层与基体的热膨胀系数差异易导致界面残余应力集中；③ 对于厚度＞5 mm的大尺寸构件，单道熔覆深度不足，需多道次重叠加工。

2.1.4　快速烧结改进型熔凝制备技术（PDPAM）

等离子体辅助熔凝技术（pulse discharge plasma assisted melting，PDPAM）是利用高压电源在气体（惰性或反应性气体）中产生等离子体，而等离子体中的高能粒子与材料表面碰撞传递动能，使材料表面迅速升温熔融，随后熔池借助基体导热或辅助冷却装置进而实现快速冷却。例如，Wang等[35]利用PDPAM技术，采用纳米级Al_2O_3-ZrO_2（Y_2O_3）混合原料原位制备Al_2O_3-ZrO_2二元共晶陶瓷，其平均间距为（0.25±0.06）μm，与表1中的LAM技术的共晶层片间距非常接近。该技术实现了共晶组织的显著优化，使微观结构从粗大不规则共晶转变为超细层片状共晶，这种组织转变有效解决了传统共晶陶瓷晶粒粗大的问题，同时通过显著的晶粒细化作用，使材料在常温及高温条件下的力学性能均得到了显著提升。但是PDPAM也存在不足，由于PDPAM加热系统中存在的放电脉冲能和焦耳热的耦合场分布特性以及冷却系统分布等，导致烧结陶瓷内在垂直于轴向压力平面、具有边缘到中心温度逐渐增加的温度场分布特征，难以实现均匀凝固组织制备。闪烧技术（flash sintering，FS）是将待烧结材料置于电场中，材料内部离子在电场作用下定向迁移，离子迁移过程中碰撞产生焦耳热，焦耳热局部集中形成“热点”，使“热点”区域温度急剧升高，促使原子快速扩散和重排，填充孔隙，实现材料的快速烧结。作为一种近些年发展的新型电场辅助陶瓷烧结方法，在加热的同时对陶瓷坯体施加外加电场。由于焦耳热效应坯体会自我发热，从而达到迅速致密化的目的。闪烧技术的优势是能够较在低的初始温度下迅速启动烧结过程，且烧结速率快，恒温时间短，这使得闪烧技术更为节能高效。例如，Sun等[48]利用闪烧技术制备出致密的Al_2O_3-$GdAlO_3$-ZrO_2三元共晶陶瓷，且在闪烧温度为1316 ℃、时间为30 s、保温1 h的条件下，共晶陶瓷仍具有较高的硬度（17.7 GPa）和断裂韧度（4.3 MPa·$m^{1/2}$）。与Henniche等[49]利用1500 ℃热压烧结制备的Al_2O_3-$GdAlO_3$-ZrO_2共晶陶瓷相比，烧结温度更低且保温时间更短。然而，闪烧技术存在温度场均匀性差和难以制备大尺寸构件的弊端。表2[20,22-23,46,48,50-52]列举了应用于Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷制备的先进技术。

2.2　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷微观组织特征

受传统烧结技术工艺限制，烧结态多晶陶瓷的晶间通常不具备晶体学位向关系，呈随机取向特征，且普遍存在孔洞、弱界面及界面非晶相等结构缺陷。值得注意的是，由于高温条件下t-ZrO_2相保持较高的稳定性致使相变增韧机制失效，进而导致Al_2O_3-ZrO_2陶瓷的高温强度显著降低。Al_2O_3-ZrO_2基共晶凝固组织在三维空间呈现两相交替分布、相互交织的网状结构特征，如图3（a）～（e）所示。其中，ZrO_2作为增强相均匀弥散分布于Al_2O_3基体中，这种独特的微观结构具有高度织构化、强化相分布均匀、组织可控性强以及力学性能各向异性等显著特征。相比而言，图3（f）为传统粉末冶金烧结法制备Al_2O_3-YAG陶瓷的微观组织形貌。不难看出，烧结态晶粒间存在明显的界面结构。相界面对高温力学性能的影响包括以下几方面：共晶陶瓷的低能界面能共格/半共格界面能够有效抑制原子扩散与位错攀移；半共格界面微区纳米台阶能够钉扎位错，从而增强其高温抗变形能力；界面氧化形成致密钝化层可以有效抑制晶界弱化。例如，Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷的共格/半共格相界面（如$(0001)_{Al_2O_3}$//$(111)_{ZrO_2}$）具有低界面能（≈0.2 J·m^{-2}），这种低能界面

表 2 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的先进制备工艺

Table 2 Advanced fabrication techniques for Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics

Fabrication technique	Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramic	Dimension/mm	Temperature gradient/(℃·cm^{-1})	Average eutectic spacing/μm	Eutectic microstructure	Ref.
MB	Al_2O_3-YAG	45×120×20	<2×10^2	40±5	Irregular lamellar	[50]
OFZ	Al_2O_3-YAG-ZrO_2	Φ1×35	(6×10)^2-10^3	10-50	Columnar	[23]
LFZ	Al_2O_3-YAG-YSZ	Φ7×60 68×7×5	10^3	0.3-3.1	Lamellar cellular	[51]
μ-PD	Al_2O_3-YAG-ZrO_2	Φ5×100	10^3	1-10	Lamellar cellular	[20]
DED	Al_2O_3-GAP-ZrO_2	Φ5×90	>10^3	<1	Banded	[22]
LAM	Al_2O_3-ZrO_2	70× 10×5	>10^3	0.2	Columnar	[46]
FS	Al_2O_3-GAP-ZrO_2	20× 3×1		1-3	Rod-like lamellar	[48]
OAFR	Al_2O_3-ZrO_2	Φ30×5	>10^3	0.14	Lamellar cellular	[52]

使晶界滑移临界应力提高至450 MPa(传统烧结陶瓷仅150 MPa),从而延缓高温强度衰减。共晶组成相之间具备协同耦合生长特性,且共晶生长方向与其择优生长方向保持一致,形成具有共格或半共格特征的低能相界面结构,彻底消除传统烧结产生的孔洞、界面非晶相和其他微观晶界缺陷,从根本上强化了相界面的结合强度,赋予了Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷在超高温氧化环境下优异的高温力学性和抗蠕变性。例如,Song[4]等通过MB法制备出无孔和非晶相存在的Al_2O_3-$Er_3Al_5O_{12}$(EAG)共晶陶瓷,其中Al_2O_3相被嵌入到EAG基质相中,两个相相互缠绕在一起,且纵截面上显微组织在凝固方向按照特定的方向进行生长,硬度和断裂韧性最高可达21.57 GPa和2.98 MPa·m$^{1/2}$。可见,Al_2O_3-ZrO_2陶瓷共晶化微观结构的最重要特征是共晶相间的共格/半共格界面特征,以及共晶相单晶替再三维空间的交错互锁结构。Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷三维交织生长特征微观组织与相界面结构,如图3所示[53-54]。

Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷依据微观组织结构特征可划分为规则共晶与不规则共晶两类。规则共晶显微结构在相界面处形成具有特定晶体学取向关系,主要表现为层状和纤维状两种微观形貌。在纤维/棒状结构中,其中一相呈现棒状形态,并均匀地嵌入到另一相中。在不规则共晶组织中,虽然其中一相同样嵌入到第二相中,但两相之间不存在明显的晶体学取向关系。界面粗糙度理论揭示了共晶组织生长模式与形貌特征的调控机制,该理论指出界面粗糙度参数(α)主要由共晶组分的熔化熵(ΔS_f)决定。因此,依据界面粗糙度参数(α)可以预测各相的生长方式和生长形貌:

$$a=\frac{\zeta\Delta S_f}{R} \tag{1}$$

式中:ζ为晶体学参数(≈1);R为气体常数(8.31 J·mol^{-1}·K^{-1});ΔS_f为组成相的熔化熵。

通常情况下,大多数金属材料具有较低的熔化熵(α<2),微观原子沉积表面为粗糙界面,因而倾向于以各向同性的非小平面方式生长;相比而言,陶瓷材料通常具有较高的熔化熵(α>2),微观原子沉积表面为粗糙界面,倾向于以小平面方式生长。基于Hunt-Jackson理论模型,共晶陶瓷的微观组织可分为三种类型:非小平面/非小平面型、小平面/小平面型以及非小平面/小平面型。当两相均具有较低的熔化熵(α<2)时,共晶组织以非小平面/非小平面方式生长,形成层状或纤维状的共晶微观结构;当其中一相具有高熔化熵(α>2)且另共晶相具有低熔化熵时,则呈现小平面/非小平面生长特征,导致不规则显微结构的形成;若两相均具有较高的熔化熵(α>2),则共晶组织以小平面/小平面方式生长,形成具有各自独立晶体特征的多面体结构。对于Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷而言,其组成相均为氧化物,具有较高的熔化熵,理论上应遵循小平面/小平面共晶生长模式,并通常形成不规则共晶结构。然而,在氧化物共晶陶瓷体系中会存在特殊的组织演化现象。例如,Ohashi等[55]通过籽晶诱导技术制备的Al_2O_3-$GdAlO_3$共晶陶瓷呈现出纤维状共晶组织;Fan等[38]采用激光加热区熔法制备的Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷,其微观结构随凝固速率的变化发生了显著转变,从三维网状结构演变为胞状结构,如图4(a)~(c)所示。研究表明,籽晶诱导技术可实现纤维状规则共晶组织的调控,而凝固速率的变化可诱导共晶结构从三维网状向胞状结构转变。可见,Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的微观组织不仅受热力学影响,还很大程度依赖于制备工艺参数。Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的微观结

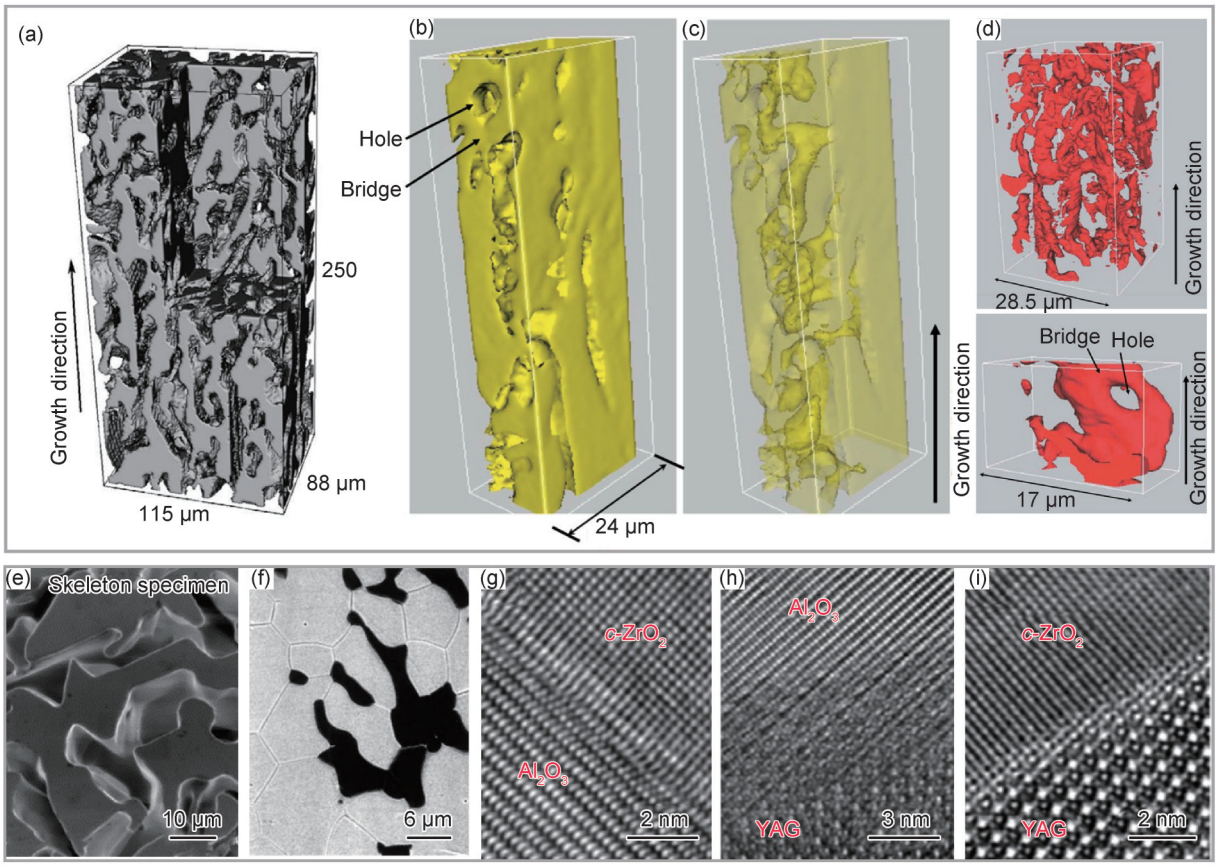


图 3　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷三维交织生长特征微观组织与相界面结构[53-54]

(a)YAG 相;(b)Al_2O_3相;(c)Al_2O_3的三维图像;(d)ZrO_2相;(e)YAG 骨架;(f)Al_2O_3-YAG 陶瓷的烧结态微观结构;(g)Al_2O_3-ZrO_2界面;(h)Al_2O_3-YAG 界面;(i)YAG-ZrO2 界面

Fig.3　3D images and surface morphologies of skeleton of unidirectionally solidified Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramic

(a)YAG phase;(b)Al_2O_3 phase;(c)half transparentized 3D image of Al_2O_3;(d)ZrO_2 phase;(e)YAG skeleton;(f)as-sintered microstructure of Al_2O_3-YAG ceramic;(f)Al_2O_3-ZrO_2 interface;(h)Al_2O_3-YAG interface;(i)YAG-ZrO_2 interface[53−54]

构,如图 4 所示[38,56-57]。

在共晶凝固过程中形成的微观结构通常比 Hunt-Jackson 模型的描述更为复杂。因此,需要从两个不同尺度特征进行分析:相结构尺度(0.1～10 μm)和晶团结构尺度(10～100 μm)。在规则共晶体系中,相尺寸特征主要表现为层间距或纤维间距(λ),其与生长速率(V)满足λ^2V=Constant 依赖关系。可见,可通过调控生长速率参数实现对共晶组织特征尺寸的控制。例如:Zhai 等[56]研究了 Al_2O_3-ZrO_2-YAG 共晶组织在不同生长速率下的尺寸演变规律,研究表明,当生长速率为 2 mm·h^{-1}时,共晶组织呈现“汉字”状的不规则形貌;当生长速率提高至 10 mm·h^{-1}时,则形成了超细化的 Al_2O_3-ZrO_2-YAG 共晶组织,如图 4(d)～(f)所示。在 Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷的显微结构中,共晶团结构是一种普遍存在的组织特征,这种结构的形成源于 S/L 界面前沿的溶质富集所导致的成分过冷现象。当过冷度达到临界值时,熔体形成蜂窝状界面形貌,从而促使共晶团微观结构的形成。例如,Wang 等[48]通过 PDPAM 制备的 Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷,当熔体温度达到 1900 ℃时,其组织逐渐由平面共晶向不规则胞状团转变。胞状共晶组织由于其复杂性和不规则性,使材料的性能更加难以预测和控制,但是如果有较小的生长速率或较大的温度梯度,可以防止或减轻 S/L 界面前沿成分过冷的发生。

3　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷力学性能

3.1　硬度、断裂韧性

硬度是表征材料抵抗局部塑性变形能力的关键力学性能参数。Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷通常表现出较高的硬度,主要受制备工艺、第二相引入以及微观组织细化等因素影响。研究表明,Al_2O_3-YAG 或 Al_2O_3-EAG 二元共晶陶瓷的硬度为 13.9～21.6 GPa,断裂韧性为 2～5.9 MPa·$m^{1/2}$;Al_2O_3-YAG-ZrO_2或 Al_2O_3-EAG-ZrO_2三元共晶陶瓷的硬度为 14.5～23.6 GPa,断裂韧性为 3.2～6.8 MPa·$m^{1/2}$;Al_2O_3-5$RE_{0.2}$AG 共晶陶

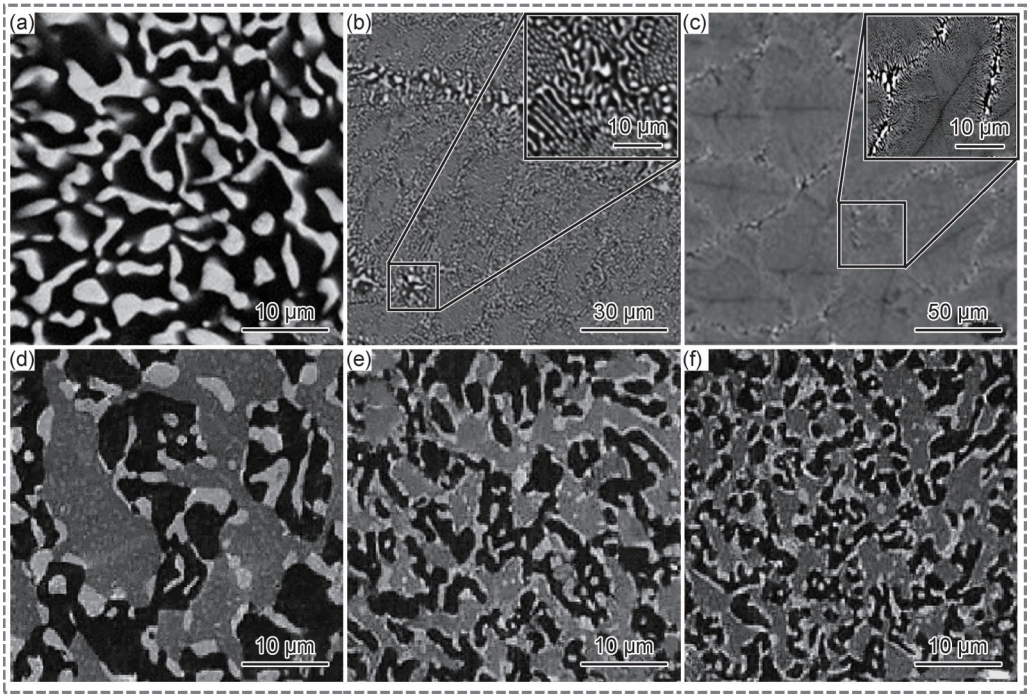


图4 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的微观结构[38,56-57]

(a)～(c)不同凝固速率下Al_2O_3-ZrO_2的微观结构;(d)～(f)不同生长速率下Al_2O_3-ZrO_2-YAG的微观结构

Fig.4 Microstructure of Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics

(a)-(c)microstructure of Al_2O_3-ZrO_2 at different solidification rates;(d)-(f)microstructure of Al_2O_3-ZrO_2-YAG at different growth rates[38,56-57]

瓷的硬度和断裂韧性分别为16.8 GPa和6.8 MPa·$m^{1/2}$;Al_2O_3-5$RE_{0.2}$AG-ZrO_2共晶陶瓷的硬度和断裂韧性分别可达17.4 GPa和8.6 MPa·$m^{1/2}$[21,38,45,58-60]。因此,添加ZrO_2或引入高熵相无疑是协同提升硬度和断裂韧性行之有效的方法,其内在机制可归因为:首先,ZrO_2的引入有效细化了共晶层片尺寸,增加了界面密度,同时通过钉扎效应、裂纹偏转和分叉等机制提高了材料的硬度和断裂韧性。其次,高熵5$RE_{0.2}$AG的引入通过其缓慢的扩散动力学效应进一步促进了层片细化,并且高熵5$RE_{0.2}$AG引起的晶格畸变以及由此产生的显著界面畸变,共同作用进一步增强了共晶陶瓷的硬度和断裂韧性。高熵5$RE_{0.2}$AG的引入通过其缓慢的扩散动力学行为促进层状结构细化,同时其诱发的晶格畸变与界面应力场耦合作用,协同提升Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷的维氏硬度与断裂韧性。与此同时,采用快速凝固技术制备的二元共晶陶瓷硬度介于17～22 GPa之间,与常规烧结工艺相比,快速凝固技术具有更高的冷却速率,有利于获得晶粒细化的凝固组织,而晶粒细化是提高材料强度和硬度的有效途径。Lee等[61]研究证实当Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷的层片厚度从0.38 μm减小至0.110 μm时,其硬度值从11 GPa显著提升至13.1 GPa。可见,减小共晶层片间距是提升共晶陶瓷材料硬度的有效举措。

3.2 高温抗蠕变性

Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷表现出优异的抗蠕变性能,这主要归因于以下几个因素:首先,Al_2O_3单晶沿c轴方向具有极强的抗蠕变特性;其次,ZrO_2相在高温下会发生从单斜晶系向四方晶系的相变,相变过程不仅能够吸收裂纹前端扩展裂纹,还可以通过相变所产生的体积膨胀抵消蠕变诱发的体积收缩,从而增强了材料的抗蠕变能力;此外,共晶陶瓷在凝固过程中形成的三维网状结构,具有良好的协同变形能力,相界面之间结合牢固且不存在界面非晶相,有效克服了高温老化下晶界弱相导致的晶界滑移现象,有效提高材料抵抗变形的能力。图5(a)为Al_2O_3-YAG/(EAG/GAP)共晶陶瓷在1450～1600 ℃空气中蠕变速率与应力的关系曲线。研究表明,共晶陶瓷的蠕变速率$\dot{\varepsilon}$随外加应力的增加而显著增大,变化趋势规律符合幂律关系:

$$\dot{\varepsilon}=A\sigma^n\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{2}$$

式中:A为材料常数;n为应力指数(≈2.1～2.5);σ为负荷应力;R为气体常数;Q为蠕变激活性能;T为热力学温度。该式定量描述了材料在高温蠕变过程中,蠕变的应变速率与应力、温度之间的关系,即材料的蠕变变形速率不仅依赖于外界应力大小(应力越高,

蠕变越快),也取决于温度水平(温度越高,热激活越显著,蠕变越剧烈),同时受材料本征特性(A、Q、n)的制约。此外,Mazerolles 等[62]的研究进一步揭示了 Al_2O_3-YAG 共晶陶瓷的蠕变特性。研究表明,在 1450 ℃高温压缩实验中,当初始应力处于 70～200 MPa 范围时,蠕变阶段呈现出变形速率持续下降的特性。在更高的应力条件下,对第一阶段和第二阶段蠕变速率的测量结果表明,第二阶段蠕变速率对外加应力(σ)展现出极高的敏感性。Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的最小蠕变速率与应力函数关系的比较,如图 5 所示[62-64]。

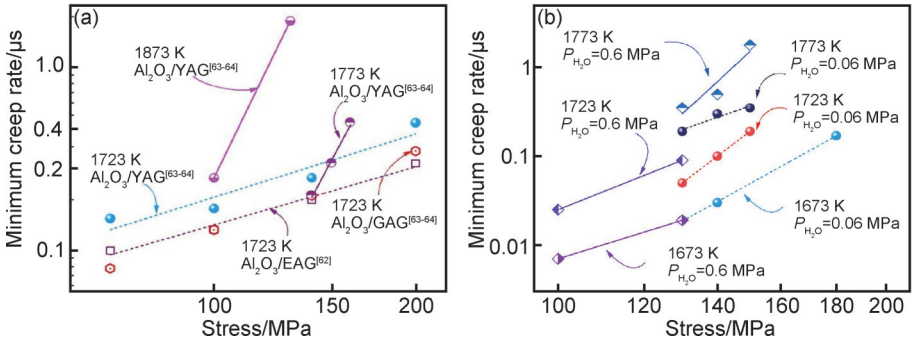


图 5　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷在 1500 ℃下的最小蠕变速率与应力的关系(a)及环境关系(b)[62-64]

Fig.5　Relationship between the minimum creep rate and stress(a) and environmental factors(b) of Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics at 1500 ℃[62-64]

为探究气氛对 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的蠕变特性的影响,Harada 等[63]系统研究了 Al_2O_3-YAG 共晶陶瓷在不同环境条件下的拉伸蠕变行为。图 5(b)为 1400～1500 ℃和 100～200 MPa 应力条件下,干燥空气、水蒸气压为 0.6 MPa 的潮湿环境以及不同水蒸气压气氛对材料蠕变性能的影响。研究表明,当 P_{H_2O}=0.6 MPa 时,在相同应力和温度条件下水蒸气环境下蠕变速率显著高于干燥空气中的蠕变速率,且略高于 P_{H_2O}=0.06 MPa 条件下的蠕变速率。这表明水分的存在会加速材料的蠕变行为,微观结构分析表明蠕变过程中发生了位错运动,进一步证实了 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的蠕变特性受环境因素的显著影响。鉴于影响蠕变速率的因素具有多元性,式(2)已不适用。因此,在富水环境下的塑性变形速率可描述为:

$$\dot{\varepsilon}=A_w\left(P_{H_2O}\right)^r\sigma^n\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{3}$$

式中:A_w和 r 为常数;n 为应力指数(≈3.2);P_{H_2O}为水蒸气气压;σ为负荷应力,GPa;R 为气体常数;Q 为蠕变激活性能;T为绝对温度,K。式(2)是对式(1)的拓展,在含水蒸气的高温环境中,材料蠕变速率除了应力和温度外,还受水蒸气气压共同决定,应力越大、温度越高、水蒸气气压越高,蠕变就越显著。此外,Sayir 等[64]对 Al_2O_3-YSZ 共晶陶瓷的高温力学性能及蠕变行为进行了系统研究。研究表明,在 1500 ℃/300 MPa 条件下,蓝宝石晶体的高温蠕变行为表现出显著的各向异性特征:沿 c 轴取向未观察到明显蠕变现象,表现出最优异的抗蠕变性能;然而,当取向为偏离 c 轴 15°和 45°时,材料表现出明显的蠕变行为。因此,Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷独特的三维组织结构及半共格相界面,以及优异的 Al_2O_3沿 c 轴取向的抗蠕变特性,共同赋予了 Al_2O_3-YSZ 共晶陶瓷卓越的高温抗蠕变性能。

3.3　高温抗弯强度

CMSX-10 镍基以及快速凝固 Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷抗弯强度、共晶层片尺寸与温度的依赖关系图 6 所示。从图中可以看出,CMSX-10 镍基高温合金作为综合性能优异的高温结构材料,其最高服役温度最高可达 1200 ℃,极限服役温度已达到其熔点的 85%。相比而言,Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷具备优异的高温抗弯强度:能够在接近其熔点(>1650 ℃)的超高温氧化环境中保持良好的力学性能和组织稳定性。Al_2O_3-ZrO_2共晶陶瓷尤其在 500 ℃以下时抗拉强度可达 1200 MPa,且在 1000 ℃和 1400 ℃超高温环境下抗弯强度保持率仍高达的 92% 和 67%,如图 6(a)所示。因此,Al_2O_3-ZrO_2被认为是最有潜质成为新一代在高温氧化性气氛下长期稳定服役的首选超高温结构材料。研究表明,采用改进改进的布里奇曼法(modified Bridgman,MB)、坩埚区熔法(crucible-based zone melting,CZ)、光学浮区法(optical floating zone,OFZ)、感应加热区熔法(induction heating zone melting,IHZM)制备的 Al_2O_3-ZrO_2基二元共晶陶瓷,在低抽拉速率(5～20 mm/h)条件下,其抗弯强度为 260～400 MPa,在 1500 ℃高温下,其抗弯强度最高可达 1.6 GPa,在 800 ℃其抗弯强度高达约 800 MPa。此外,ZrO_2的引入显著提高了 Al_2O_3-ZrO_2基三元共晶陶瓷的抗弯强度,使其达到 700～800 MPa。高温强度提升主要归因于第三组分的添加增加了相界面面积,从而增强了材料在断裂过

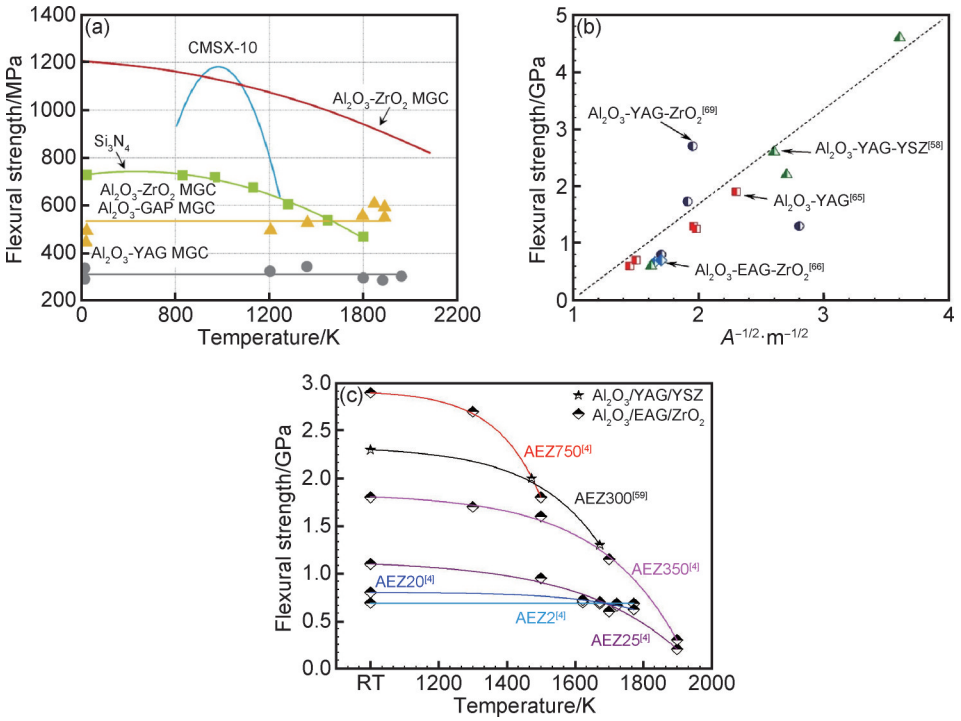


图 6 快速凝固 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷抗弯强度、共晶层片尺寸与温度的关系[4,58,65-66,69]

(a)温度对 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷与其他高温结构材料弯曲强度的影响;(b)平均共晶层片尺寸对 Al_2O_3-YAG、Al_2O_3-EAG 和 Al_2O_3-YAG-YSZ 弯曲强度的影响;(c)AEZ2、AEZ20、AEZ25、AEZ300、AEZ350 和 AEZ750 的弯曲强度随温度变化的函数关系

Fig.6 Flexural strength and eutectic lamella size as a function of temperature of rapidly solidified Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics[4,59,65-66,69]

(a)effect of temperature on flexural strength of Al_2O_3-ZrO_2-based eutectic ceramics with other high-temperature structural materials; (b)effect of average eutectic lamella size on flexural strength of Al_2O_3-YAG、Al_2O_3-EAG and Al_2O_3-YAG-YSZ; (c)flexural strengths of AEZ2, AEZ20, AEZ25, AEZ300, AEZ350 and AEZ750 as a function of temperature

程中抵抗裂纹扩展的能力。快速凝固 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷的抗弯强度与其共晶层片尺寸也密切相关,图 6(b)所示为 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷的共晶层片尺寸与抗弯强度之间的关系曲线。结果表明,从室温到 1500 ℃,利用激光加热区熔法制备 Al_2O_3-YAG、Al_2O_3-EAG 和 Al_2O_3-YAG-YSZ 共晶陶瓷的抗弯强度与 $1/\lambda^{1/2}$ 成正比,即共晶层片间距越小,材料的抗弯强度越高。在共晶陶瓷等材料中,抗弯强度(σ_f)与共晶层片间距(λ)遵循 Hall-Petch 关系式:

$$\sigma_f = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{\lambda}} \tag{4}$$

式中:σ_0 为材料常数;K 为强度系数;λ 为共晶层片间距。Fan 等[43]的研究进一步证实了这一规律:采用 LFZ 制备的共晶层片间距为 0.3 μm 的 Al_2O_3-ZrO_2 共晶陶瓷棒,其抗弯强度可达 1.4 GPa,接近具有层状微结构的陶瓷棒所测得的最佳抗弯强度值 1.6 GPa。此外,研究还发现 Al_2O_3-YAG-YSZ 纳米共晶陶瓷棒在 1700 ℃以上的高温空气中表现出优异的力学性能,其抗弯强度高达 4.6 GPa。目前已报道的 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷的抗弯强度见表 3[60,65-72]所示。

根据 Jackson-Hunt 关系[21],共晶层片尺寸随生长速率增加呈减小趋势,因此生长速率是调控共晶陶瓷力学性能的重要因素之一。图 6(c)为采用 MB 和 CZ 等凝固工艺、以 25 mm·h^{-1} 以下速率制备的 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷。研究表明,其弯曲强度从室温(RT)到接近熔点的温度范围内几乎保持不变;尤其当生长速率为 750 mm·h^{-1} 时,抗弯强度高达 3 GPa,显著高于二元共晶陶瓷;在 25~35 mm·h^{-1} 的生长速率范围内,Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷在 1200 ℃下仍保持较高的强度保留率。然而,快速凝固制备 Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷的弯曲强度随环境温度升高呈下降趋势,且随着凝固速率增加,抗弯强度衰减温度呈降低趋势,这种衰减现象主要源于高温测试条件下 ZrO_2 相变应力与热失配的耦合作用。具体来说,在 1200 ℃时 ZrO_2 发生 $t\rightarrow m$ 相变诱导 $\Delta V/V\approx3.9\%$ 体积膨胀,同时 Al_2O_3 与 ZrO_2 的热膨胀系数差异($\Delta\alpha=2\times10^{-6}$ K^{-1}),引发 Al_2O_3/ZrO_2 两相界面应力积累,导致沿相界面形成微裂纹[73]。此外,过小的共晶层片尺寸(如 $\lambda<0.2$ μm)在高温下更容易发生扩散过程,进一步削弱界面结合强度。因此,Al_2O_3-ZrO_2 基共晶陶瓷的抗弯强度

表 3　Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷材料体系、制备技术及抗弯强度

Table 3　Eutectic systems, manufacturing technologies and bending strength of alumina-based eutectic ceramics

Eutectic system	Technique	Dimension /mm	Test temperature /℃	Strength /MPa	Ref.
Al_2O_3-YAG	CZ	Φ10×5	RT-1600	260-310	[65]
Al_2O_3-EAG-ZrO_2	MB	3×4×36	RT-1600	700	[66]
Al_2O_3-GAP	MB	3×4×36	RT-1600	695	[67]
Al_2O_3-ZrO_2	MB	Φ2×6	RT-1500	800-1130	[68]
Al_2O_3-YAG-ZrO_2	LFZ	Φ1.6×8.5	RT-1500	1600-3000	[69]
Al_2O_3-YAG-YSZ	LFZ	—	RT	4600	[70]
Al_2O_3-EAG-ZrO_2	IHZM	Φ10	RT-11450	660-805	[71]
Al_2O_3-($5RE_{0.2}$)AG	OFZ	Φ9×120	RT	333	[60]
Al_2O_3-YAG	OFZ	Φ9×120	RT-1300	344-339	[72]

与共晶层片尺寸和生长速率密切相关，而先进的制备技术也能够有效实现晶粒细化和生长速率的优化调控。

4　结束语

综上所述，经过近十几年的快速发展，Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷在成分设计、制备技术创新、微观组织调控和力学性能优化等方面取得了显著进展，这主要得益于制备和表征技术的突破。制备技术从传统的MB法发展到OFZ、LFZ和LAM等先进方法，这些创新技术采用红外热源或激光作为加热源，将温度梯度从10^4 ℃·cm^{-1}提高了两个数量级，实现了微观结构的精确调控，从而大幅提升了材料性能。通过对共晶组织细化，在1500 ℃高温环境下Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷的抗弯强度提升至1 GPa以上，室温抗弯强度高达4.6 GPa，相比相同成分的传统烧结陶瓷提高了一个数量级，同时断裂韧性也得到了显著改善。尽管Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷研究取得了重要进展，但仍面临一些亟待解决的关键挑战，虽然快速凝固技术显著改善了材料的断裂韧性，但仍未达到工程应用的严格要求。未来的研究应重点关注以下方向：

(1)固化法与连续纤维增韧技术。连续纤维增韧技术已被证实是提升材料断裂韧性的有效途径，未来的研究重点应致力于推进连续纤维增韧Al_2O_3基共晶陶瓷的创新发展，特别是深入研究通过铸造工艺将液态陶瓷与纤维基体复合的制备方法，该技术旨在充分发挥两种工艺的优势，实现材料断裂韧性的协同提升。

(2)颗粒弥散增韧技术。通过在Al_2O_3-ZrO_2基共晶陶瓷基体中引入高弹性模量的非金属颗粒(如SiC、WC和ZrB_2等)或具有延展性的金属颗粒(如Al、Cu和Fe等)作为第二相增强体，可有效提升材料性能，这些增强颗粒在基体材料受拉伸时能够抑制横向截面的收缩，从而增加纵向拉应力，实现材料的强化效果。

(3)通过采用多重增韧策略，向Al_2O_3基共晶陶瓷中添加ZrO_2，并引入高熵相($5RE_{0.2}$)AG，能够显著提升该陶瓷材料的断裂韧性，若将这两种增韧方法有机结合，将会产生更为显著的增韧效果。

参考文献

[1] 陈乾，苏海军，姜浩，等. 超高温氧化物陶瓷激光增材制造及组织性能调控研究进展[J]. 无机材料学报，2024，39(7)：741-753.
CHEN Q，SU H J，JIANG H，et al. Progress of ultra-high temperature oxide ceramics：laser additive manufacturing and microstructure evolution[J]. Journal of Inorganic Materials，2024，39(7)：741-753.

[2] HAO S，SU H，ZHAO D，et al. Complex shaped Al_2O_3/YAG/ZrO_2 eutectic ceramics with excellent high temperature mechanical properties printed by vat photopolymerization[J]. Additive Manufacturing，2025，101：104703.

[3] WANG W，LIU J，SONG C. Directionally solidified Al_2O_3/ZrO_2 eutectic ceramic prepared with induction heating zone melting[J]. Journal of Materials Research，2018，33(11)：1681-1689.

[4] SONG C，WANG S，LIU J，et al. Microstructure and mechanical properties of Al_2O_3/$Er_3Al_5O_{12}$ binary eutectic ceramic prepared by bridgman method[J]. Materials，2018，11(4)：534.

[5] GALENIN E，SIDLETSKIY O，DUJARDIN C，et al. Growth and characterization of SrI_2：Eu crystals fabricated by the czochralski method[J]. IEEE Transactions on Nuclear Science，2018，65(8)：2174-2177.

[6] 王东海，薛艳艳，李纳，等. 导模法生长微孔蓝宝石晶体工艺及性能研究[J]. 无机材料学报，2019，34(12)：1290-1294.
WANG D H，XUE Y Y，LI N，et al. Micro-tube sapphire crystal grown by the edge-defined-film fed method[J]. Journal of Inorganic Materials，2019，34(12)：1290-1294.

[7] XU J，GUYOT Y，NEHARI A，et al. Cr-doped Al_2O_3-YAG binary and Al_2O_3-YAG-ZrO_2 ternary eutectic materials crystallized by the micro pulling down technique and their characterization[J]. CrystEngComm，2023，25(34)：4834-4847.

[8] TAN X, SU H, LIU Y, et al. CMAS corrosion resistance and mechanism of directionally solidified Al_2O_3/YAG eutectic ceramics at high temperatures of 1300-1500 ℃[J]. Corrosion Science, 2025, 248: 112793.

[9] CHAUDHARY R P, PARAMESWARAN C, IDREES M, et al. Additive manufacturing of polymer-derived ceramics: materials, technologies, properties and potential applications[J]. Progress in Materials Science, 2022, 128: 100969.

[10] ZHAO D, SU H, HAO S, et al. Insight into faceted-nonfaceted transition of directionally solidified eutectic ceramic composites by laser floating zone melting and infrared imaging[J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 277: 111372.

[11] WANG Z G, OUYANG J H, MA Y H, et al. Grain size dependence, mechanical properties and surface nanoeutectic modification of Al_2O_3-ZrO_2 ceramic[J]. Ceramics International, 2019, 45(11): 14297-14304.

[12] LIU Y, SU H, TAN X, et al. Stability of crystallographic texture and mechanical anisotropy toward Al_2O_3/YAG eutectic ceramic composite using single crystalline seeds[J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 274: 111263.

[13] HARADA Y, UEKAWA N, KOJIMA T, et al. Development of formation method for homogeneous and fine eutectic like microstructures with off eutectic composition in various rare earth oxide-Al_2O_3 systems[J]. Advances in Applied Ceramics, 2009, 108(2): 78-83.

[14] TACHIBANA M, IWANADE A, MIYAKAWA K. Distribution coefficients for rare-earth doping in $Y_3Ga_5O_{12}$ garnet: comparison with $Y_3Al_5O_{12}$[J]. Journal of Crystal Growth, 2022, 590: 126700.

[15] SU H, ZHANG J, YU J, et al. Rapid solidification and fracture behavior of ternary metastable eutectic Al_2O_3/YAG/YSZ *in situ* composite ceramic[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(4/5): 1967-1973.

[16] KEPINSKI L, LISIECKI R, PTAK M. Synthesis and characterization of a hexagonal polymorph of $GdAlO_3$[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 856: 158234.

[17] ZHANG X, WANG Y W, SUN W W, et al. Microstructure and properties of Al_2O_3-ZrO_2-Y_2O_3 composite coatings prepared by plasma spraying[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2020, 29(5): 967-978.

[18] ZHAI S, PAN W, LIU J. Regulation of Y_2O_3 addition on structure and properties of Al_2O_3/ZrO_2(Y_2O_3) directionally solidified eutectic ceramic[J]. Ceramics International, 2023, 49(18): 30240-30247.

[19] ZHAO D, SU H, LIU H, et al. Densification and microstructural evolution of bulk Al_2O_3-$Y_3Al_5O_{12}$(YAG) eutectic ceramic fabricated by spark plasma sintering[J]. Ceramics International, 2019, 45(9): 12337-12343.

[20] BENAMARA O, LEBBOU K. Orientations and seed type effect on Al_2O_3-YAG-ZrO_2 eutectic microstructure solidified from the melt by the micro-pulling down technique[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(11): 5613-5623.

[21] SHEN Z, SU H, LIU H, et al. Directly fabricated Al_2O_3/$GdAlO_3$ eutectic ceramic with large smooth surface by selective laser melting: rapid solidification behavior and thermal field simulation[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(3): 1088-1101.

[22] LIU H, SU H, SHEN Z, et al. One-step additive manufacturing and microstructure evolution of melt-grown Al_2O_3/$GdAlO_3$/ZrO_2 eutectic ceramics by laser directed energy deposition[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(6): 3547-3558.

[23] ZHONG Y J, LIU Y R, GAO Q, et al. Microstructure of directionally solidified Al_2O_3/EAG eutectic ceramics prepared with high-temperature gradient[J]. Ceramics International, 2021, 47(4): 5456-5463.

[24] WANG S, LIU J, ZHAI S. Microstructure and mechanical properties of Al_2O_3/$Er_3Al_5O_{12}$/ZrO_2 prepared by a high-frequency zone melting method[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 81: 291-298.

[25] ZHONG Y, LI Z, WANG X. Insight into tuning of ZrO_2 distribution and mechanical properties of directionally solidified Al_2O_3/($5Re_{0.2}$)AG/ZrO_2 eutectic ceramic composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 266: 111016.

[26] YU W, DING Q, ZHENG Y, et al. Making high-performance Al_2O_3-3YSZ ceramics with eutectic/polycrystalline structure by hot-pressing eutectic powders[J]. Ceramics International, 2024, 50(5): 8527-8534.

[27] 付连生. Al_2O_3/ZrO_2(Y_2O_3)共晶陶瓷的凝固行为及微观组织特征[D]. 大连: 大连理工大学, 2019.
FU L S. Solidification behavior and microstructural characteristics of Al_2O_3/ZrO_2(Y_2O_3) eutectic ceramics[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2019.

[28] 亢静锐, 董桂霞, 吕易楠, 等. Eu_2O_3掺杂量及烧结温度对氧化铝基微波陶瓷性能的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(8): 78-83.
KANG J R, DONG G X, LYU Y N, et al. Influences of Eu_2O_3 doping amount and sintering temperature on properties of Al_2O_3-based microwave ceramic materials[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(8): 78-83.

[29] HUAMÁN-MAMANI F A, JIMÉNEZ-HOLGADO C, JIMÉNEZ-MELENDO M. Fabrication and creep properties of eutectic-composition Al_2O_3/YAG/YSZ sintered composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(15): 7752-7761.

[30] ZAJÍC F, KLEJCH M, ELIÁŠ A, et al. Nd: YAG single crystals grown by the floating zone method in a laser furnace[J]. Crystal Growth & Design, 2023, 23(4): 2609-2618.

[31] SU H, SHEN Z, REN Q, et al. Evolutions of rod diameter, molten zone and temperature gradient of oxide eutectic ceramics during laser floating zone melting[J]. Ceramics International, 2020, 46(11): 18750-18757.

[32] 邹征刚. 微下拉法生长的铈掺杂LuAG/Al_2O_3和($Lu_{2/3}Gd_{1/3}$)AG/Al_2O_3共晶的结构与发光性能研究[D]. 赣州: 江西理工大学, 2018.
ZOU Z G. Study on the structure and luminescent properties of ce-doped luAG/Al_2O_3 and ($Lu_{2/3}Gd_{1/3}$) AG/Al_2O_3 eutectics grown by micro-pulling-down method [D]. Ganzhou: Jiangxi University of Science and Technology, 2018.

[33] NIESSEN J, MUEHMER D, TONNESEN T, et al. Aero acoustic levitation to unveil the solidification of complex oxides: case study of the system Al_2O_3-ZrO_2[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(5): 2787-2796.

[34] 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[J]. Materials, 2023, 16(8): 2985.

[35] XIE L Y, WANG Z G, ZHANG Y Z, et al. Microstructural refinement and mechanical response of Al_2O_3-ZrO_2 eutectics fabricated by a novel pulse discharge plasma assisted melting method [J]. Ceramics International, 2022, 48(16): 23510-23517.

[36] ZHAO D, BI G, CHEN J, et al. Melt-grown behaviour of heat treated high-purity alumina ceramics prepared by laser directed energy deposition[J]. Ceramics International, 2024, 50(1): 1777-1787.

[37] YU W, ZHENG Y, YU Y, et al. The reaction mechanism analysis and mechanical properties of large-size Al_2O_3/ZrO_2 eutectic ceramics prepared by a novel combustion synthesis[J]. Ceramics International, 2018, 44(11): 12987-12995.

[38] WANG X, ZHANG W, XIAN Q G, et al. Preparation and microstructure of large-sized directionally solidified Al_2O_3/$Y_3Al_5O_{12}$ eutectics with the seeding technique[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(16): 5625-5631.

[39] SONG K, ZHANG J, LIU L. Hypereutectic Al_2O_3/YAG/ZrO_2 *in situ* composite prepared by horizontal laser zone melting[J]. High Temperature Materials and Processes, 2017, 36(1): 23-28.

[40] MOSHTAGHIOUN B M, PEÑA J I. Non-hall-petch hardness dependence in ultrafine fibrous $MgAl_2O_4$-MgO eutectic ceramics fabricated by the laser-heated floating zone (LFZ) method[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(10): 3208-3212.

[41] ZHANG Z, SONG X, SU H, et al. Microstructure evolution and solidification behaviour of ZrB_2-SiC composite ceramics fabricated by laser surface zone-melting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 190: 145-154.

[42] SU H, LIU Y, REN Q, et al. Distribution control and formation mechanism of gas inclusions in directionally solidified Al_2O_3-$Er_3Al_5O_{12}$-ZrO_2 ternary eutectic ceramic by laser floating zone melting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 66: 21-27.

[43] SHEN Z, SU H, JIANG H, et al. Predicting rapid growth behavior in solidified eutectic ceramic composites using infrared thermal imaging and thermal field simulation during laser directed energy deposition [J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 283: 111619.

[44] SU H, LIU H, JIANG H, et al. One-step preparation of melt-grown Al_2O_3/$GdAlO_3$/ZrO_2 eutectic ceramics with large size and irregular shape by directed energy deposition[J]. Additive Manufacturing, 2023, 70: 103563.

[45] YAN S, HUANG Y, ZHAO D, et al. 3D printing of nano-scale Al_2O_3-ZrO_2 eutectic ceramic: principle analysis and process optimization of pores [J]. Additive Manufacturing, 2019, 28: 120-126.

[46] FAN Z, YIN Y, TAN Q, et al. Unveiling solidification mode transition and crystallographic characteristics in laser 3D-printed Al_2O_3-ZrO_2 eutectic ceramics[J]. Scripta Materialia, 2022, 210: 114433.

[47] FAN Z, ZHAO Y, TAN Q, et al. Nanostructured Al_2O_3-YAG-ZrO_2 ternary eutectic components prepared by laser engineered net shaping[J]. Acta Materialia, 2019, 170: 24-37.

[48] SUN F, JI P, TAN L, et al. Formation of eutectic microstructure in Al_2O_3-$GdAlO_3$-ZrO_2 ceramics by flash sintering[J]. Ceramics International, 2022, 48(11): 16455-16460.

[49] HENNICHE A, OUYANG J, MA Y, et al. Microstructure, mechanical and thermo-physical properties of hot-pressed Al_2O_3-$GdAlO_3$-ZrO_2 ceramics with eutectic composition[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2017, 27(4): 491-497.

[50] LIU Y, SU H, TAN X, et al. Unveiling crystallographic texture in laser floating zone melted Al_2O_3/YAG eutectic ceramic by seed-crystal inducing[J]. Ceramics International, 2024, 50(20): 40185-40190.

[51] REN Q, SU H, ZHANG J, et al. Microstructure control, competitive growth and precipitation rule in faceted Al_2O_3/$Er_3Al_5O_{12}$ eutectic *in situ* composite ceramics prepared by laser floating zone melting[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(5): 1900-1908.

[52] WANG Z G, OUYANG J H, MA Y H, et al. Formation mechanism of a wrinkled and textured Al_2O_3-ZrO_2 nanoeutectic rapidly solidified from oxy-acetylene flame remelting[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2019, 102(1): 63-69.

[53] SHA J J, OCHIAI S, OKUDA H, et al. Residual stresses in YAG phase in directionally solidified eutectic Al_2O_3/YAG ceramic composite estimated by X-ray diffraction[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2008, 28(12): 2319-2324.

[54] WANG X, ZHONG Y, SUN Q, et al. Competitive growth of Al_2O_3/YAG/ZrO_2 eutectic ceramics during directional solidification: effect of interfacial energy[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2019, 102(4): 2176-2186.

[55] OHASHI Y, YASUI N, SUZUKI T, et al. Orientation relationships of unidirectionally aligned $GdAlO_3$/Al_2O_3 eutectic fibers[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2014, 34(15): 3849-3857.

[56] ZHAI S, LIU J, LIU Q. Preparation of directionally solidified Al_2O_3/YAG/ZrO_2 ternary eutectic ceramic with induction heating zone melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 789: 240-248.

[57] LIU H, SU H, SHEN Z, et al. Insights into high thermal stability of laser additively manufactured Al_2O_3/$GdAlO_3$/ZrO_2 eutectic ceramics under high temperatures [J]. Additive Manufacturing, 2021, 48: 102425.

[58] SU H, ZHANG J, SONG K, et al. Investigation of the solidification behavior of Al_2O_3/YAG/YSZ ceramic *in situ* composite with off-eutectic composition[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2011, 31(7): 1233-1239.

[59] ZHONG Y, XIANG W, HE L, et al. Directionally solidified

$Al_2O_3/(Y_{0.2}Er_{0.2}Yb_{0.2}Ho_{0.2}Lu_{0.2})_3Al_5O_{12}$ eutectic high-entropy oxide ceramics with well-oriented structure, high hardness, and low thermal conductivity[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(14): 7119-7129.

[60] ROMARIO Y S, BHAT C, RAMEZANI M, et al. Fabrication of translucent graded dental crown using zirconia-yttrium multi-slurry tape casting 3D printer[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2024, 152: 106406.

[61] LEE J H, YOSHIKAWA A, DURBIN S D, et al. Microstructure of Al_2O_3/ZrO_2 eutectic fibers grown by the micro-pulling down method[J]. Journal of Crystal Growth, 2001, 222(4): 791-796.

[62] MAZEROLLES L, PERRIERE L, LARTIGUE-KORINEK S, et al. Microstructures, crystallography of interfaces, and creep behavior of melt-growth composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2008, 28(12): 2301-2308.

[63] HARADA Y, SUZUKI T, HIRANO K, et al. Environmental effects on ultra-high temperature creep behavior of directionally solidified oxide eutectic ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2005, 25(8): 1275-1283.

[64] ARGON A S, YI J, SAYIR A. Creep resistance of directionally solidified ceramic eutectics of Al_2O_3/c-ZrO_2 with sub-micron columnar morphologies[J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 319: 838-842.

[65] LIU Y, SU H, SHEN Z, et al. High temperature calcium-magnesium-alumina-silicate (CMAS) corrosion behavior of directionally solidified Al_2O_3/YAG eutectic ceramic[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 165: 66-74.

[66] WAKU Y, SAKATA S, MITANI A, et al. Microstructure and high-temperature strength of $Al_2O_3/Er_3Al_5O_{12}/ZrO_2$ ternary melt growth composite[J]. Journal of Materials Science, 2005, 40(3): 711-717.

[67] SU H, SHEN Z, MA W, et al. Comprehensive microstructure regularization mechanism and microstructure-property stability at 1773 K of directionally solidified $Al_2O_3/GdAlO_3$ eutectic ceramic composite[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 256: 110647.

[68] PASTOR J Y, POZA P, LLORCA J, et al. Mechanical properties of directionally solidified Al_2O_3-ZrO_2(Y_2O_3) eutectics[J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 308(1/2): 241-249.

[69] PASTOR J Y, LLORCA J, MARTÍN A, et al. Fracture toughness and strength of Al_2O_3-$Y_3Al_5O_{12}$ and Al_2O_3-$Y_3Al_5O_{12}$-ZrO_2 directionally solidified eutectic oxides up to 1900 K[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2008, 28(12): 2345-2351.

[70] OLIETE P B, PEÑA J I, LARREA A, et al. Ultra-high-strength nanofibrillar Al_2O_3-YAG-YSZ eutectics[J]. Advanced Materials, 2007, 19(17): 2313-2318.

[71] WANG S, LIU J, LAN D, et al. Microstructural stability and high temperature strength of directionally solidified $Al_2O_3/Er_3Al_5O_{12}/ZrO_2$ eutectic ceramics[J]. Ceramics International, 2024, 50(1): 306-314.

[72] WANG X, TIAN Z, ZHANG W, et al. Mechanical properties of directionally solidified $Al_2O_3/Y_3Al_5O_{12}$ eutectic ceramic prepared by optical floating zone technique[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(10): 3610-3617.

[73] ZHENG Y, YU W, YU Y, et al. Fracture morphology and toughening mechanism of Al_2O_3/ZrO_2 eutectic ceramic prepared by the combustion synthesis under ultra-high temperature[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 81: 21-26.

基金项目:国家自然科学基金(52204316,52562007,52372062);内蒙古自然科学基金优秀青年基金(2025YQ007)

收稿日期:2025-02-27;**录用日期**:2025-04-26

通讯作者:王志刚(1987—),男,副教授,博士,主要从事先进热障涂层/结构陶瓷材料研究,联系地址:内蒙古包头市阿尔丁大街7号内蒙古科技大学 材料科学与工程学院(014010),E-mail: wangzhigang@imust.edu.cn

(本文责编:张宝玲)