

激光增材制造超高温氧化物复合陶瓷熔池行为监测与调控研究进展

朱培艺¹, 苏海军^{1,2}, 姜 浩¹, 余明辉¹, 张 云¹, 余升阳¹, 郭一诺^{1,2}, 张 卓¹, 郭 敏¹

(1. 西北工业大学, 凝固技术全国重点实验室, 西安 710072; 2. 西北工业大学深圳研究院, 广东 深圳 518057)

摘 要: 氧化物复合陶瓷具有优异的高温力学性能、抗氧化性能、抗腐蚀性能及热稳定性, 被认为是适用于航空航天领域极端环境下的新一代超高温结构材料。激光增材制造(LAM)作为一种先进的高效柔性智能制造技术, 在制备高精度复杂形状构件方面具有独特的优势, 并已在金属及其复合材料领域取得了广泛的应用。然而, 由于氧化物复合陶瓷具有高熔点及高裂纹敏感性, LAM 过程中熔池呈现复杂的温度分布与流动行为, 难以对其熔化及凝固过程精确控制, 极易产生裂纹、气孔等缺陷, 从而严重影响材料的一体化制备及性能。针对上述问题, 本文首先概述了目前主流制备氧化物复合陶瓷的 2 种 LAM 技术的工作原理及工艺特点, 包括激光定向能量沉积与激光粉末床熔融技术; 重点分析了 LAM 制备氧化物复合陶瓷熔池的温度分布与流动特点。其次, 系统总结了 LAM 制备氧化物复合陶瓷熔池监测技术的研究进展, 包括熔池尺寸、稳定性、温度分布及缺陷形成过程的实时监测方法。同时, 深入讨论了工艺参数调控、成分掺杂在改善熔池行为方面的作用, 并介绍了数值模拟在该领域的最新应用进展。最后, 提出了目前 LAM 氧化物复合陶瓷熔池调控所面临的主要挑战, 并从多因素协同调控熔池的方法、机器视觉与反馈控制的集成以及多物理场耦合模拟等方面展望了该领域未来发展的趋势及方向。

关键词: 氧化物复合陶瓷; 激光增材制造; 熔池监测技术; 熔池调控方法; 数值模拟

中图分类号: TQ174 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)09-3032-15

网络出版时间: 2026-08-18



自第一次世界大战以来, 制空权在现代战争中始终发挥着至关重要的作用。未来, 战斗机将朝着高机动性、灵活性、超音速和远程航行等方向发展, 这对发动机的动力性能提出了更高要求^[1]。涡轮进气口温度(TIT)是影响发动机推重比的关键因素, 随着战斗机的更新换代, TIT 显著升高^[2]。例如, 推重比接近 10 的发动机, 涡轮进气口温度已达 1650 °C^[2], 这使得热端部件对材料的高温力学性能、抗氧化性和热稳定性的要求愈发严苛。目前, 镍基单晶高温合金的承温极限仅为 1150 °C^[3]。氮化物、碳化物等非氧化物陶瓷以及 C/C 复合材料虽然能承受更高的温度, 但在高温及大气环境下长时服役后, 易发生氧化失效等问题^[4-6]。因此, 亟须开发

能够在超高温极端环境下保持良好力学性能与耐腐蚀性的先进结构材料, 并探索高效、可控的制备工艺, 以满足未来发动机的服役需求。

在众多材料中, 氧化物复合陶瓷不仅具有优异的高温耐腐蚀和抗氧化性, 还展现出优异的高温力学性能和杰出的组织稳定性, 已成为超高温结构材料中极具应用前景的候选材料之一^[7, 8]。与烧结氧化物陶瓷相比, 定向凝固技术所制备的氧化物共晶复合陶瓷各相从熔体中共生复合析出并耦合生长, 大幅消除了晶界及非晶相, 形成更洁净、稳定的相界面, 显著提升了氧化物复合陶瓷的高温力学性能和高温耐腐蚀性能^[9]。例如, Al₂O₃/YAG 共晶复合陶瓷在 1700 °C 大气环境下热处理 500 h 后, 抗弯强度

收稿日期: 2025-12-29。 修订日期: 2026-01-18。

基金项目: 国家重点研发计划(2024YFB3714502); 国家自然科学基金(52130204, 52174376); 陕西省重点研发计划项目(2024CY-GJHX-29, 2024GX-ZDCYL-03-03); 国家先进稀有金属创新中心项目(2024ZG-GCZX-01(1)-01); 宁波市科技计划项目(2025Z070); 苏州国家实验室开放课题(SZLAB-1108-2025-TS002); 西北工业大学凝固技术全国重点实验室开放课题(2025-TZ-01)。

第一作者: 朱培艺(2001), 男, 硕士研究生。

通信作者: 苏海军(1981), 男, 博士, 教授。

Received date: 2025-12-29. Revised date: 2026-01-18.

First author: ZHU Peiyi (2001-), male, Master candidate.

E-mail: zhupeiye@mail.nwpu.edu.cn

Correspondent author: SU Haijun (1981-), male, Ph.D., Professor.

E-mail: shjnpu@nwpu.edu.cn

仍能保持在 300~370 MPa^[10]; 经 1400 °C 和 1500 °C 的 CMAS(CaO–MgO–Al₂O₃–SiO₂) 熔盐腐蚀 50 h 后, 腐蚀速率未出现显著上升^[11]。

迄今为止, 氧化物复合陶瓷已通过多种技术成功制备, 其制备工艺的发展即是定向凝固技术温度梯度不断增加的过程。当温度梯度从 10² K/cm 增加至 10⁴ K/cm 时, 氧化物共晶复合陶瓷的共晶间距可从微米级减小至纳米级^[12]。布里奇曼法作为最早的定向凝固技术, 已成功制备出 Al₂O₃/GdAlO₃ 共晶复合陶瓷, 在高温条件下具有优异力学性能^[13]。但该方法存在试样与坩埚直接接触所导致的污染问题。针对这一问题, 微抽拉法^[14]、激光悬浮区熔法^[15]等无须直接接触坩埚的定向凝固技术逐步发展。然而, 这些凝固技术在制备大尺寸复杂形状试样或空心试样时仍面临挑战^[16]。

LAM 技术的出现为解决这些问题提供了新的可能性^[17]。该方法是基于“点–线–面–体”逐层叠加制备三维零件的成形理念所开发出的新型制备技术, 具有制备周期短、灵活度高等特点^[18]。迄今为止, LAM 技术已广泛用于钛合金^[19]、铝合金^[20]以及高温合金^[21, 22]等航空航天领域常用材料的制备。因此, 将 LAM 技术应用于制备氧化物复合陶瓷, 有望突破大尺寸复杂构件制备的瓶颈。然而与金属材料相比, 陶瓷材料高熔点、高脆性、熔体高黏度等特性, 使其在 LAM 过程中易产生裂纹、气孔等缺陷, 极大程度上限制了其工程化应用^[23]。熔池作为 LAM 成形过程中的基本单元, 其内部的流动状态、晶粒生长机制以及温度场、应力场的分布和演化规律, 将直接影响所得样品的成形、微观组织和力学性能^[24]。因此, 发展 LAM 制备氧化物复合陶瓷过程中的熔池监测与调控新方法, 对于制备大尺寸高性能氧化物复合陶瓷构件具有重要的意义。

本文首先对 2 种主流制备氧化物复合陶瓷的 LAM 技术的工作原理及工艺特点进行对比, 并分析了 LAM 超高温氧化物陶瓷熔池的温度分布规律与流动特性。随后, 系统总结了视觉和温度监测技术在 LAM 氧化物陶瓷熔池监测方面的研究进展, 讨论了工艺参数调控、掺杂对熔池的改善以及数值模拟在该领域的应用进展。最后, 展望了 LAM 超高温氧化物复合陶瓷未来的发展趋势和方向。

1 LAM 技术概述

目前用于制备氧化物复合陶瓷的 LAM 技术主要为激光定向能量沉积(LDED)与激光粉末床熔融

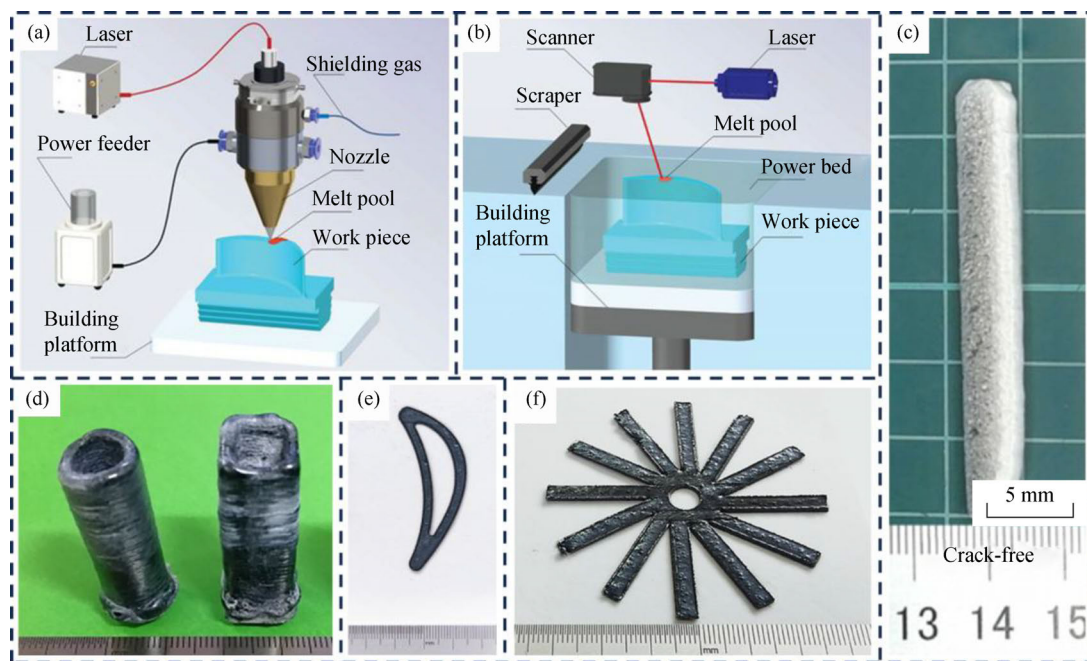
(LPBF)技术^[25]。这 2 种技术最核心的区别在于其粉末输送方式。LDED 属于送粉式的 LAM 技术, 其工作原理如图 1a 所示^[26, 27]。在惰性气体的推动下, 陶瓷粉末被精准地吹入熔池中, 同时惰性气体为熔池提供保护, 确保沉积过程的稳定性和纯净性。该技术通常采用光斑尺寸较大的激光束(>2 mm)和较低的扫描速率(5~20 mm/s), 形成的熔池尺寸可达 6 mm。因此, 该工艺在制备速率与效率(沉积厚度<1 mm)方面更具优势^[28]。

LPBF 属于铺粉式的 LAM 技术, 其工作原理如图 1b 所示^[27, 29]。每完成 1 层沉积, 用于制备工件的腔室会向下移动, 随后刮刀将粉末均匀地铺展在基板上。通过不断重复“铺粉–熔化–凝固”这一过程, 材料逐层堆积形成三维零件^[27]。与 LDED 相比, LPBF 的激光束光斑尺寸更小(通常<0.2 mm), 扫描速率更快(10~1000 mm/s), 形成的熔池尺寸也更小, 因此, 具备更高的打印精度^[28]。上述 2 种代表性 LAM 技术特点对比如表 1 所示^[28, 30]。

目前, 通过 LAM 技术已成功制备出了壁状^[31]、环形^[32]及不规则复杂形状^[33]的氧化物复合陶瓷试样, 如图 1c~图 1f 所示。此外, Liu 等^[34]探究了 LDED 技术制备的 Al₂O₃/GdAlO₃/ZrO₂ 共晶复合陶瓷的高温热稳定性, 即使在 1500 °C 退火 200 h 后, 也未出现明显质量变化和相变, 其硬度仅由 15.84 GPa 降至 13.01 GPa。上述结果证实, LAM 技术制备的氧化物复合陶瓷可作为高温结构材料长期使用。

2 氧化物复合陶瓷熔池行为特点

LAM 制备氧化物复合陶瓷过程中, 熔池的演变可分为 3 个阶段^[35]: 首先, 设备通过铺粉或送粉的方式将陶瓷粉末输送至基板; 随后, 汇聚于基板的激光束将陶瓷粉末与基板熔化, 形成液态熔池。由于陶瓷熔体具有较大的表面张力, 熔池会自然形成椭圆形。最后, 随着激光束沿预设路径移动, 熔池前端不断形成新的熔化区域, 后端则快速冷却凝固, 最终形成致密的陶瓷构件。陶瓷粉末的熔化程度与激光器的选择密切相关, 这主要取决于材料对特定波长激光的吸收特性。目前, 适用于增材制造的激光器主要有光纤激光器、Nd: YAG 激光器和 CO₂ 激光器^[36]。氧化物陶瓷(如 Al₂O₃、TiO₂ 及 ZrO₂)对近红外波段激光的能量吸收率较低。光纤激光器与 Nd: YAG 激光器波长约 1.1 μm, 难以被氧化物陶瓷高效吸收; 相比之下, CO₂ 激光器的输出波长达 10.6 μm,



(a) Schematic diagram of LDED; (b) Schematic diagram of LPBF; (c) Wall-shaped $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ eutectic composite ceramics; (d) Annular $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ composite ceramic; (e–f) Complex-structure $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ eutectic composite ceramics.

图1 LAM 工作原理示意图及制备的氧化物复合陶瓷试样^[27, 31–33]

Fig.1 Schematic diagram of LAM and fabrication of oxide composite ceramic samples^[27, 31–33]

表1 LDED 与 LPBF 技术特点对比^[28, 30]

Table 1 Comparison of the LDED and LPBF technologies^[28, 30]

Technology	Powder feeding method	Spot diameter/mm	Scanning speed/(mm·s ⁻¹)	Deposition layer thickness/mm	Advantage
LDED	Blow powder by gas	>3.0	5–20	<1.0	High preparation efficiency
LPBF	Powder bed melting	<0.2	10–1000	<0.1	High preparation precision

更适合氧化物陶瓷的增材制造需求，可实现陶瓷构件的高精度、高效率制备^[37]。

2.1 熔池温度分布特点及影响机制

LAM 具有快速加热和迅速冷却的复杂过程。与金属相比，陶瓷具有更高的熔点与更低的热导率，限制了熔池的有效散热，导致其温度梯度加剧，温度分布也更加复杂^[38]。根据激光特性，输入熔池的能量通常被认为呈高斯分布。可用如下方程进行描述^[39]：

$$q(r) = \frac{2\eta P}{\pi R^2} \exp\left(-\frac{2r^2}{R^2}\right) \quad (1)$$

式中： $q(r)$ 为激光热通量密度(W/m^2)； η 为激光能量吸收率； P 为激光功率(W)； R 为激光光斑半径(m)； r 为从计算点到热源中心的距离(m)。结合该公式与已知的激光功率、光斑尺寸等参数可以确定激光热源的热通量密度。在图 2a 中，最大热通量密度从熔池中心向边缘区域呈指数下降^[40]。由于熔池温度呈

现“中间高、边缘低”分布特点，熔池边缘的熔体会率先冷却凝固。当熔池中心区域的熔体冷却收缩时，会受到边缘已凝固组织的约束，进而产生残余应力。随着沉积高度的增加，当不断积累的应力超过材料本身承受极限时，便会产生裂纹，如图 2b 所示^[41]。为改善输入至熔池的能量分布不均匀的问题，Ullah 等^[29]提出了一种改变 LPBF 激光束轮廓的方法，可实现热输入的精确控制和更佳的熔池动力学，为氧化物复合陶瓷材料的 LPBF 制备工艺提供更可靠的技术方案。

此外，氧化物复合陶瓷熔池在熔融沉积过程中还存在复杂的能量交换。当激光束照射到粉末表面时，一部分激光能量被反向散射到周围的环境中，剩余的能量将通过吸收、透射和散射的方式被陶瓷粉末吸收，形成熔池^[42]。由于陶瓷熔池温度大于环境温度，熔池会与周围环境产生对流、辐射散热^[43]。另外，高温熔池与已沉积层直接接触，在固液(S/L)界面处还存在热量的交换和传递^[42]。因此，LAM 加

工过程中的传热由热传导、对流和辐射共同控制。当沉积高度较低时, 熔池热量主要通过基板向下传递。在凝固过程中, 晶粒便会沿着热流的反方向定向生长, 导致试样横截面和纵截面组织出现差异。例如, Balla 等^[44]通过 LDED 制备的 Al_2O_3 陶瓷纵截面的微观组织为沿沉积方向(BD)生长的柱状晶粒, 这种组织具有强烈的各向异性特征。随后, 研究人员对氧化物共晶复合陶瓷熔池中不同位置的组织进行分析, 如图 3 所示^[45, 46]。由图 3a 可以看出, 在高

温度梯度和冷却速率下, 熔池凝固后形成了纳米级共晶组织。在沉积层重合处, 共晶组织呈现粗化的带状组织(黄色虚线区域), 内部组织呈柱状共晶胞组织, 且共晶胞沿垂直于带状组织的方向延伸(红色虚线区域)。在图 3b1~图 3b3 中, 组织从熔池中心到边缘逐渐细化, 组织形貌从非规则共晶转变为规则共晶^[45]。图 3c1~图 3c3 中, 同样发现微观组织从熔池底部到顶部发生由非规则共晶到规则共晶的转变^[46]。这主要是因为过冷度从熔池底部到表面呈现

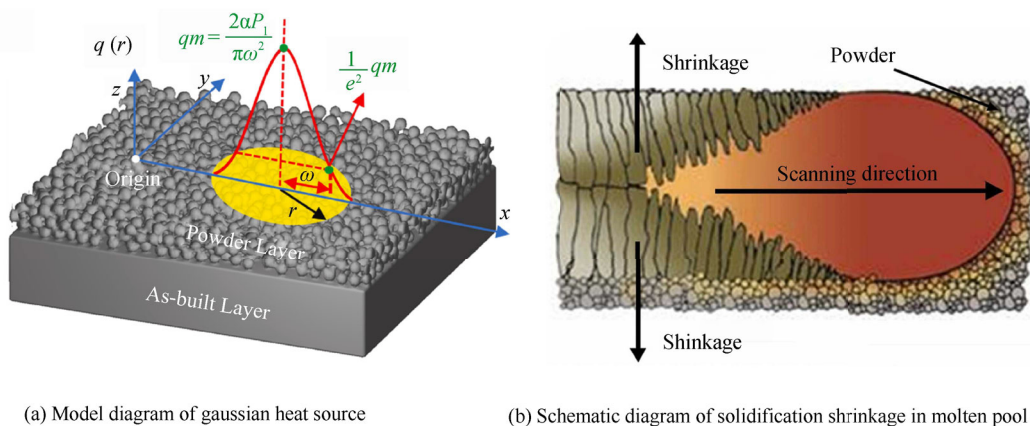


图 2 LPBF 制备过程中高斯热源模型图及熔池的凝固收缩示意图^[40, 41]

Fig. 2 Gaussian heat source model diagram and molten pool solidification shrinkage schematic diagram during LPBF^[40, 41]

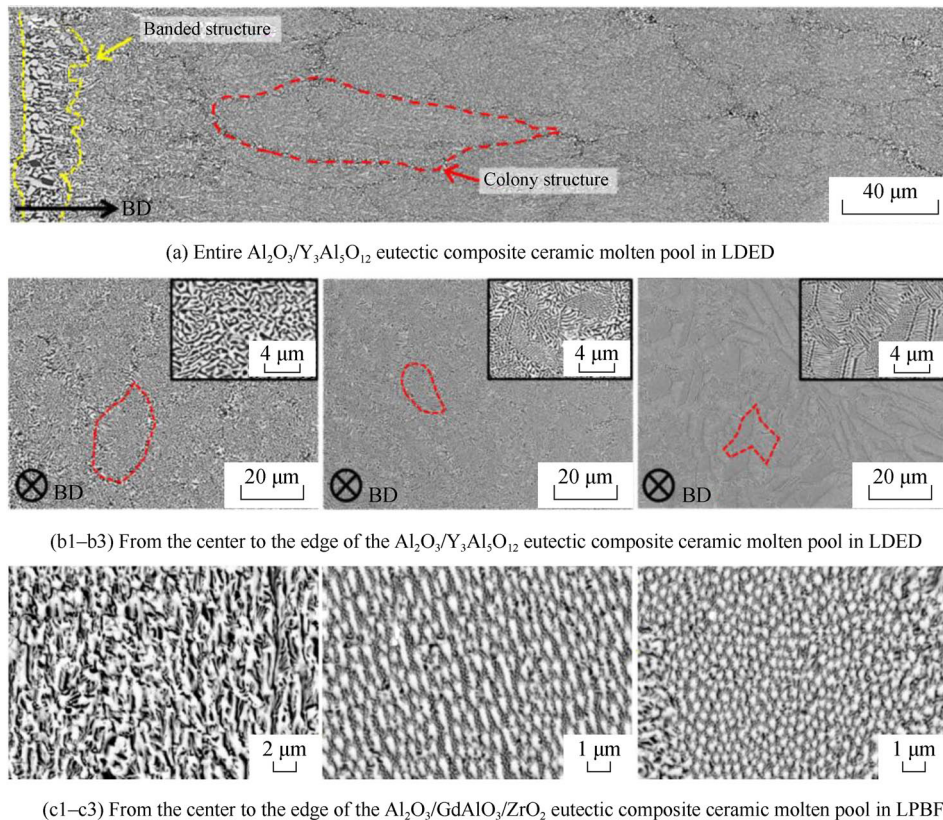


图 3 LAM 中氧化物复合陶瓷熔池不同区域的微观组织^[45, 46]

Fig. 3 Microstructure of different regions in the oxide composite ceramics molten pool in LAM^[45, 46]

递增趋势, 足够高的过冷度会导致具有高熔化熵的 Al_2O_3 相从小平面生长向非小平面生长方式发生转变^[46], 这一现象也充分体现了氧化物复合陶瓷熔池凝固过程中, 凝固组织演变的复杂性。

2.2 熔池流动特性及作用规律

稳定的 LAM 制备过程是加工具有高性能复杂结构氧化物复合陶瓷构件的关键, 而熔池的稳定性主要受流体动力学控制^[47, 48]。其中, 表面张力、马兰戈尼对流和反冲压力发挥重要作用^[47]。例如, 在高扫描速率或低激光功率下, 熔池易出现不连续现象, 且难以良好附着于已沉积层, 在表面张力的作用下, 熔池会产生不稳定的球化效应^[39]。在多数氧化物复合陶瓷体系(如 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$)中, 陶瓷熔体沸点显著高于金属熔体。因此, 在一定工艺参数下可忽略陶瓷熔体因为蒸发所产生的反冲力, 表面张力梯度诱导的马兰戈尼力成为驱动熔体流动的主导因素^[40]。然而, 氧化物陶瓷熔体流动行为对体系的化学成分与工艺参数具有高度依赖性。当掺杂了光吸收剂或采用高激光功率的工艺条件时, 熔体蒸发产生的反冲压力不再可忽视, 进而引发匙孔效应的产生。

马兰戈尼对流在熔池中主要存在 2 种模式^[43]:

1) 流入模式: 当表面张力随温度的升高而增加时($d\sigma/dT > 0$), 由于激光束的能量呈高斯分布, 熔池中心的温度最高, 并向外围逐渐降低。熔池中心和边缘之间的表面张力差驱动熔体流向中心; 2) 流出模式: 当表面张力随温度的升高而降低时($d\sigma/dT < 0$), 熔体则从中心流向温度较低的区域。需要指出的是, 不同的制备技术也会影响熔池流动。在 LDED 工艺中, 陶瓷粉末的冲击会使熔池的实际表面流速高于马兰戈尼对流的速度^[43]。

陶瓷熔池的流动通常对气孔的形成以及表面质量具有关键影响, 如图 4 所示^[49]。由图 4 可见, 由于目前没有完善的陶瓷粉末制备工艺, 粉末颗粒中难免会残留气体^[31]。当陶瓷粉末熔化时, 气体便释放到熔池中^[49]。在流出模式下, 气泡便会在浮力和马兰戈尼力的作用下共同克服黏滞阻力向熔池表面移动。然而, 氧化物陶瓷的熔体黏度远高于金属熔体(通常大 1~2 个数量级)^[50], 若气泡上升速度小于熔池固液界面凝固的速度, 气泡便会被凝固界面捕获, 形成孔隙^[51]。在成形方面, 当 $|d\sigma/dT|$ 很小时(约 0.2), 流出模式下的马兰戈尼力不足以在熔池中形成强对流, 只能以较低速率将熔体拉到熔池边缘, 最终在凝固后形成凹形形貌^[40]。

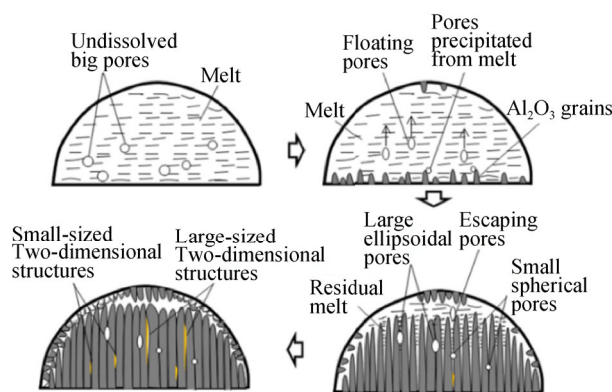


图 4 LDED 制备过程中孔隙形成示意图^[49]

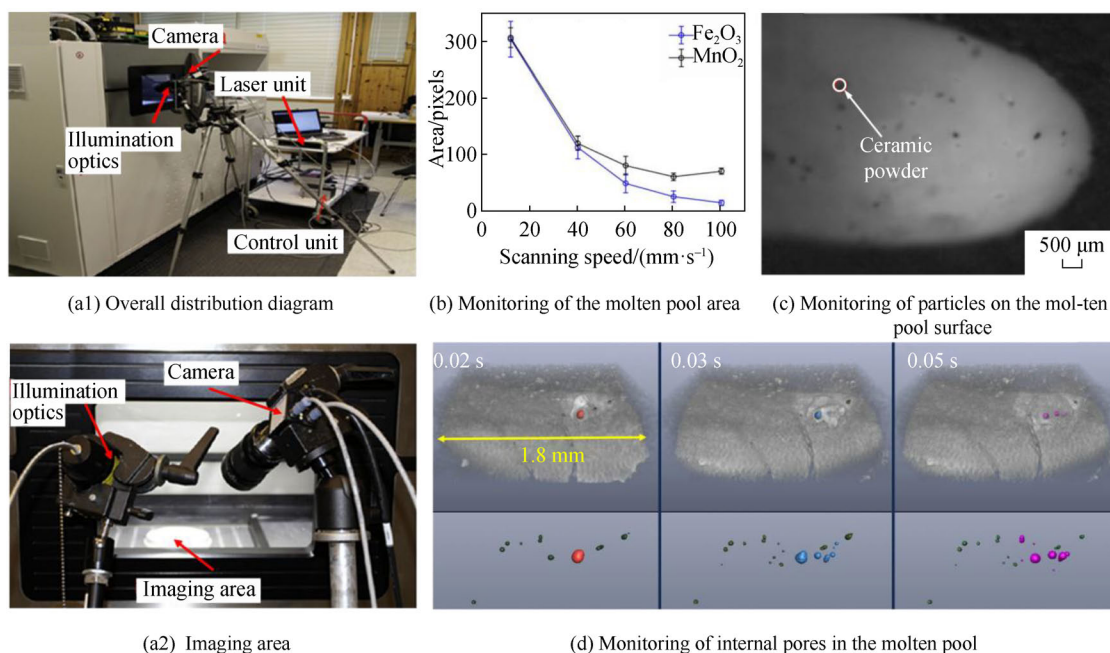
Fig. 4 Schematic diagram of pore formation during LDED^[49]

3 氧化物复合陶瓷熔池监测技术

3.1 视觉监测

由于熔池温度较高, 液相熔池的辐射和反射光强度显著高于未熔化区域^[52]。基于这一特征, 可通过视觉技术对陶瓷熔池几何形状和表面流动进行监测, 还可对孔隙率、微观组织、力学性能进行间接评估^[53, 54]。根据视觉传感器的安装位置, 视觉监测方法可分为同轴监测与离轴监测 2 种类型^[55, 56]。同轴监测是指激光束与监测系统使用同一个扫描单元, 而离轴监测的扫描系统仅有激光束。同轴监测技术可精准捕捉熔池几何形貌与动态演化等信息, 且温度的空间分辨率更高, 但该方法难以同时观测高温区与低温区。与同轴监测相比, 离轴视觉监测凭借广阔的视野和易于调整视角等优势, 在熔池监测中具有更大的优势, 如图 5a 所示^[56]。

通过高速摄影机可直接监测 LAM 制备氧化物复合陶瓷过程中熔池的尺寸、稳定性及缺陷形成过程。Qian 等^[56]通过高速摄影机成功记录了 LPBF 制备 Al_2O_3 陶瓷过程中熔池及其周围区域的动态变化。此外, 还观察到了不同热输入下裂纹的形成与扩展过程。研究发现, 随着热输入的增加, 熔池直径和熔化深度逐渐变大, 并确定出 400 J/m 的热输入可以获得最佳的熔池形貌。熊志伟等^[57]通过高速摄影机捕捉到不同功率下 LPBF 制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷熔池形态和单沉积层的实时图像。观察发现, 当激光功率较高时, 持续的热输入和温度累积会导致熔池尾部的材料汽化沸腾, 形成气泡。Florio 等^[58]通过分析熔池面积随时间的变化, 研究了 Fe_2O_3 和 MnO_2 两种掺杂剂在 LPBF 制备 Al_2O_3 陶瓷时的适用性。研究结果显示, 单道扫描时, 掺杂 MnO_2 粉末的熔池在高扫描速率($>40 \text{ mm/s}$)下仍

图5 氧化物陶瓷激光增材制造视觉监测设备及应用^[56, 58, 59, 62]Fig. 5 Equipment and application of visual monitoring for laser additive manufacturing of oxide ceramics^[56, 58, 59, 62]

具有较大的尺寸和更高的稳定性(图5b)。Li等^[43]利用高速摄影机分析了LDED制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷熔池表面的流动特性。通过跟踪熔池上表面未熔化的陶瓷颗粒可计算出熔池上表面的流动速度,如图5c所示。例如,当激光功率为500 W时,计算出的熔池流动速度接近1.8 m/s。此外, Li等^[59]还通过高速摄影机采集了LDED制备 Al_2O_3 陶瓷过程中熔池图像,结合图像数据驱动的卷积神经网络对孔隙率进行预测,实现了对宏观熔池轮廓与介观孔隙率的同步监测,为实时视觉监测技术提供了多尺度监测方法。

与高速摄影机不同, X射线断层扫描显微镜作为一种3D成像技术,能够更好地获取熔池内部信息并监控缺陷真实的形成过程^[60]。例如, Makowska等^[61]通过原位断层扫描技术探究了LPBF工艺中不同激光功率对 Al_2O_3 熔池孔隙形成的影响。图5d清晰追踪了气泡的产生、运动以及逸出过程,为孔隙的形成机制提供了直观的实验依据。相关研究表明,该技术还能够为后续的模拟验证和机器视觉反馈研究提供具有高分辨率的实验数据^[62-63]。

3.2 温度监测

温度监测设备主要有高温计、光谱仪、热成像等,如图6a~图6c所示^[56, 64]。通过这些设备可获取熔池的辐射强度、温度分布等更加丰富的信息^[65-67]。同样地,温度监测系统既可以同轴安装,也可以离

轴安装。离轴安装虽然在安装设计上没有限制,但由于热辐射信号来自整个熔池以及热影响区,测得的温度会低于熔池的最高温度^[66]。不过,该测量方式获取的温度信号,仍能有效反映熔池的整体温度分布。Qian等^[56]将高温计与光谱仪相结合,通过监测熔池温度分布,实现了对LPBF制备 Al_2O_3 陶瓷过程中热稳定性的有效评估和实时监测,并确定400~700 J/m为理想的热输入区间,同时证实了这类监测方法在质量检测中的巨大潜力。

文献[68]在研究LPBF制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷的预热工艺时,采用热成像对高温预热过程进行了实时监测。从热成像图中观察到凝固后的LPBF零件完全被预热区域覆盖,且当预热温度接近共晶粉末熔点时,可形成更大熔池。Liu等^[69]利用热成像研究了在1500~2500 °C预热温度条件下,LPBF制备氧化钇稳定氧化锆(YSZ)复合陶瓷样品表面平均温度的动态变化过程,发现预热可以缩小熔池与非熔化区的温度差,显著降低温度梯度。Shen等^[70]通过红外热像仪,获取了LDED制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷过程中熔池表面的温度分布信息。图6d为制备前9层时熔池表面中心区域的温度变化曲线,结果显示,第1层温度最低。这是由于第1层与基板直接接触,通过热传导散热,导致温度远低于其他层。图6e展示了沿激光扫描方向获得的熔池顶部不同位置的温度分布,温度梯度在熔池

边缘区域达到最大值(1×10^6 K/m), 在熔池中心达到最小值(6×10^5 K/m)。高速摄影机或红外热成像设备虽然能实现精确监测, 但其高昂成本限制了工业应用。相比之下, 基于光电二极管的监测系统通过将光信号转换为电压信号, 可实现实时、低成本的熔池温度监测^[71]。例如, Zhang 等^[72]通过光电二极管

对 LPBF 制备 Al_2O_3 过程中熔池的稳定性进行监控。当功率为 100 W 时, 由于激光能量适中, 熔池保持稳定状态, 光电二极管信号波动幅度较小。然而, 当激光功率增加到 260 W 时, 过高的能量输入导致熔池失稳, 引发熔池温度的剧烈波动, 此时的光电二极管信号波动幅度的显著增大, 如图 6f 所示。

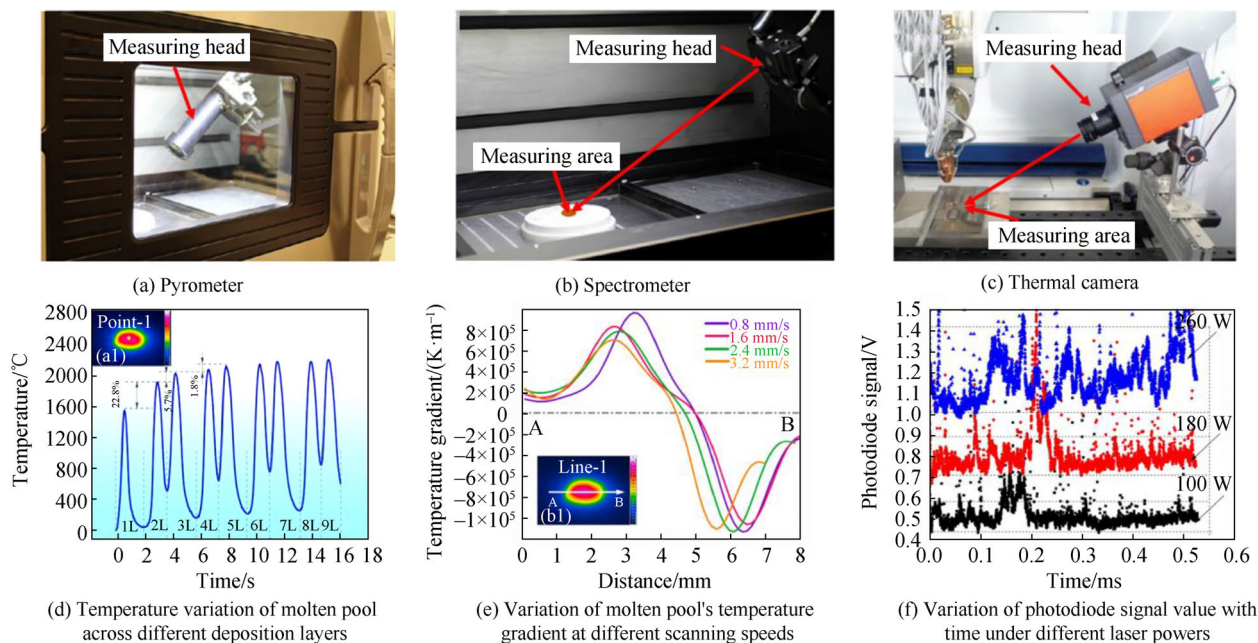


图 6 氧化物陶瓷激光增材制造温度监测设备及应用^[56, 64, 70, 72]

Fig. 6 Equipment and application of temperature monitoring for laser additive manufacturing of oxide ceramics^[56, 64, 70, 72]

综上所述, 研究人员通过视觉监测与温度监测技术, 实现了对 LAM 制备氧化物复合陶瓷熔池尺寸、稳定性、温度分布及内部缺陷形成过程的实时捕捉与分析, 也为后续的熔池调控提供了关键数据支撑。

4 氧化物复合陶瓷熔池调控

4.1 工艺参数对熔池的调控

相较于其他熔池调控方法, 通过优化工艺参数调控熔池具有经济、便捷、高效等优势。在 LAM 制备氧化物复合陶瓷过程中, 扫描速率、激光功率、离焦量等工艺参数选择不当, 易导致熔池失稳, 进而产生裂纹、气孔等缺陷。目前, 关于激光功率和扫描速率对氧化物陶瓷熔池影响的研究已较为丰富。Liu 等^[73]研究了不同 LPBF 扫描速率对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷熔池形状及尺寸的影响, 如图 7a 所示。当扫描速率为 6 mm/min 时, 熔池呈近似圆形。熔池的宽度和深度随着扫描速率的提高而减小。当扫描速率高于 30 mm/min 时, 由于激光输入到熔池的能量强度呈现高斯分布, 光斑

外围区域的热量不足以熔化陶瓷粉末, 导致熔池的宽度小于激光光斑尺寸。此外, 提高扫描速率还可以显著加快熔池的凝固速度, 从而细化微观组织, 有效抑制了裂纹的形成和扩展^[74, 75]。例如, Su 等^[26]通过控制 LDED 扫描速率, 在 480 mm/min 的扫描速率下成功制备出表面无宏观裂纹的壁状 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷。

激光功率的大小决定熔池的温度高低及分布, 进而影响熔池的黏度与流动行为。Li 等^[43]发现 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷熔池的中心温度随 LPBF 激光功率的增加而升高, 表面张力随温度升高而降低, 导致熔池中心区域与前沿区域之间的表面张力梯度增大, 增强了马兰戈尼效应, 熔池流速提高。同时, 激光功率的增加还使熔池高度与沉积层宽度呈上升趋势, 且高功率下熔池拖尾现象更显著(图 7b)。然而, 当能量输入不足时, 熔池的温度降低且黏度增大, 更容易在表面张力作用下发生球化效应, 导致熔池的稳定性降低以及试样表面质量下降^[57]。

除扫描速率和激光功率外, 离焦量对熔池的影响往往容易被忽略。Xiong 等^[76]研究发现, 当 LPBF

的离焦量为 -3 mm 时, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷熔池呈现图 7c2 中的漏斗状。且熔池底部出现的深黑色, 反映了陶瓷被烧蚀的现象。随着离焦量增加, 熔池变浅, 匙孔消失。当离焦量为 $+3\text{ mm}$ 时, 熔池的截面呈现出图 7c3 中的锅盖状。

4.2 成分掺杂对熔池的调控

目前, 大量研究通过成分掺杂对熔池进行调控。氧化物陶瓷对 Nd: YAG 激光的吸收率低($<10\%$), 这就导致激光能量难以转化为足够的热能熔化粉末, 不仅无法形成稳定熔池, 还难以实现相邻两沉积层之间均匀、高效的熔合^[77]。通过掺杂光吸收剂(如 Fe_2O_3 、石墨、 MnO_2 等), 可显著改善氧化物陶瓷对近红外范围内激光的吸收。例如, Pfeiffer 等^[78]为改善氧化物陶瓷粉末对激光的吸收, 选择将纳米 MnO_2 掺入 Al_2O_3 中, 使得激光吸收率提升了 80.9%。Juste 等^[79]通过在 Al_2O_3 粉末中掺入 0.1%(体积分数)石墨, 增加了粉末对激光的吸收率, 制备出致密度

可达 97.5%的陶瓷零件。Wu 等^[80]研究发现, 通过在 LDED 加工过程中向 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷熔池引入 TiC 颗粒, 可提高激光吸收率, 进而升高熔池的温度, 使熔池黏度降低, 加速气体逸出。此外, TiC 颗粒与氧化物复合陶瓷基体的热膨胀系数及弹性模量错配诱发的残余应力场, 与扩展裂纹尖端相互作用, 通过裂纹跨颗粒扩展与钉扎效应抑制裂纹萌生, 使得氧化物复合材料断裂韧性与抗弯强度分别提升 13.42%和 34.18%。然而, 颗粒的分布主要由熔体的黏度决定。相比于激光直接扫描的区域, 熔池边缘区域的温度较低, TiC 颗粒运动受到更大的阻力, 导致极少量 TiC 颗粒分布在熔池边缘, 结果如图 8 所示。另外, 掺杂尖锐且不规则的 SiC 颗粒在提高熔池温度的同时, 也增强了 LDED 制备过程中粉末对熔池的冲击, 加速熔池的扰动和对流。此外, 具有锋利边缘的 SiC 颗粒还可以穿透熔池表面的液膜, 为气泡逸出提供了通道^[81]。

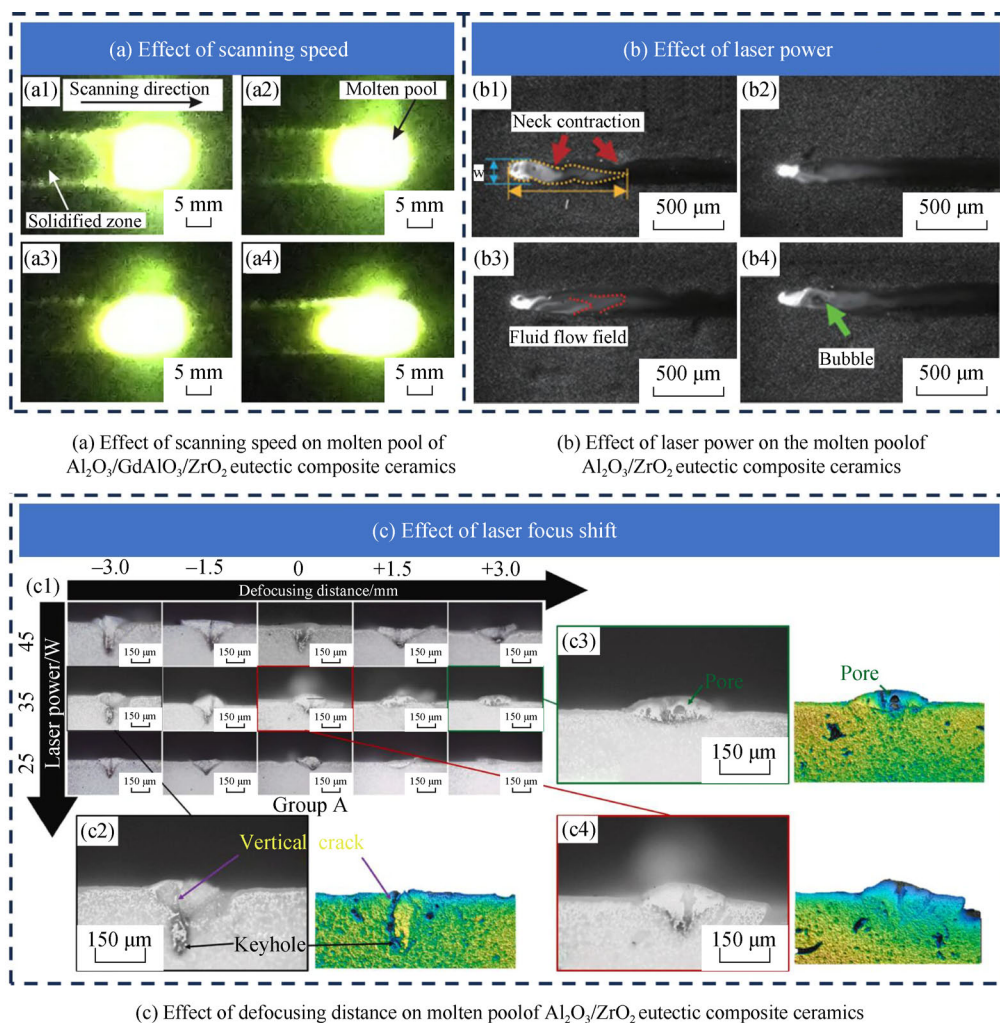


图 7 LAM 中工艺参数对氧化物复合陶瓷熔池的影响^[57, 73, 76]

Fig. 7 Influence of process parameters on the oxide composite ceramics molten pool in LAM^[57, 73, 76]

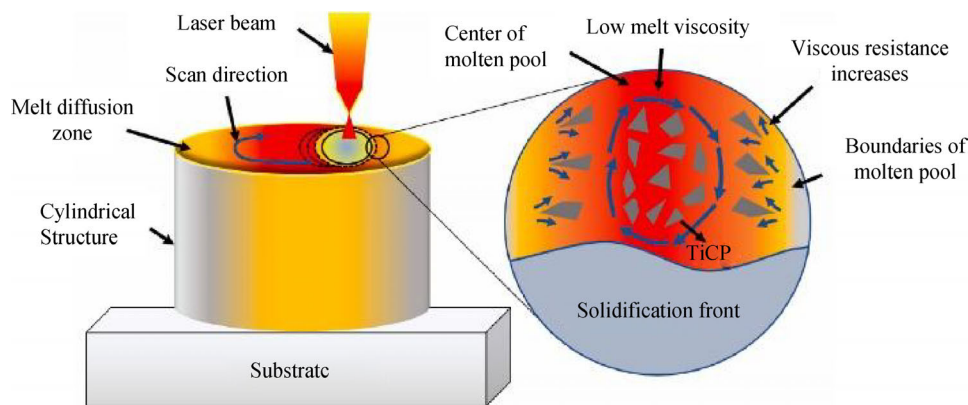


图 8 LDED 制备过程中 TiC 颗粒在 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶复合陶瓷熔池中的分布图^[80]

Fig. 8 Distribution of TiC particles in the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ eutectic composite ceramic molten pool in LDED^[80]

成分掺杂也可对熔池凝固方式进行调控。Shen 等^[33]在 LPBF 凝固过程中,通过掺杂具有高热导率的高熵合金颗粒促进了熔池的热量散失,显著增加了局部过冷度,有利于微观组织的细化。Fan 等^[82]通过引入具有高生长限制因子的溶质(Al_2O_3),使 YSZ 复合陶瓷组织从粗大的柱状晶转变为细小的等轴晶,产生显著的增韧效果,有效抑制在 LDED 制造氧化物复合陶瓷过程中裂纹的形成。

4.3 数值模拟对熔池的调控

在制备过程中,激光功率、扫描速率、扫描策略等众多工艺参数之间存在复杂的耦合关系,共同影响加工过程的稳定性与最终成形效果^[23, 83, 84]。在探究不同调控方式对成形以及缺陷的影响时,传统方法往往需要开启大量高成本的实验^[85, 86]。数值模拟作为一种高效、低成本的定量分析工具,为揭示 LAM 制备氧化物复合陶瓷过程中的熔池的物理行为及优化加工工艺提供理论和技术支持^[87]。然而,由于目前氧化物复合陶瓷材料物理性能的数据库不足,氧化物复合陶瓷激光增材制造数值模拟领域尚处于起步阶段。

在 LAM 制备氧化物复合陶瓷热源模型建立方面, Li 等^[88]通过求解三维准稳态热传导方程,对比了表面热源模型与基于 Beer-Lambert 定律的体积热源模型对熔池形状的预测效果。结果显示,体积热源模型更为准确,其计算结果与熔池实际深度、宽度一致。随后, Li 等^[89]进一步优化了模型,考虑了潜热与马兰戈尼对流引起的热对流的影响,并将该模型应用于 LAM 技术制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ 复合陶瓷的研究中。计算结果表明,优化后模型得出的熔池剖面精度更高,且证实潜热对熔池形状的影响大于对流,如图 9a 所示。在此基础上, Moniz 等^[39]基于比尔-朗伯定律的体积热源,通过有限元模型分析了

LPBF 制备单道 Al_2O_3 陶瓷过程中熔池与激光的相互作用和马兰戈尼效应,讨论了不同工艺条件下熔池不稳定性和球化的成因,如图 9b 所示。Chen 等^[77]对表面张力梯度所引起的马兰戈尼效应进行建模,模拟熔池中的流体动力学,详细分析了表面张力效应和 LPBF 的工艺参数对 Al_2O_3 熔池的温度分布和几何形状的影响。研究表明,负的 $d\sigma/dT$ 会使熔池尺寸在宽度和高度上增加,凝固轨迹更平滑;而正的 $d\sigma/dT$ 则会缩小熔池,导致等温线断裂与轨迹不规则性增加。

通过数值模拟还可以对熔池的组织演化以及裂纹缺陷的形成机理进一步探究。Huang 等^[90]基于热分析模型模拟了 LDED 制备壁状 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{TiO}_5$ 复合陶瓷的过程,获取了如图 9c 中熔池的温度分布与温度梯度。由于熔池温度梯度的主导方向不同,壁状试样中心区域的微观组织沿沉积方向定向生长,而两侧区域的微观组织生长方向与沉积方向的偏差角约为 60° 。由于裂纹更倾向沿晶界扩展,导致中心区域裂纹多为纵向裂纹,两侧区域则存在大量横向裂纹。Shen 等^[91]利用有限元热力耦合模拟,系统探究了 LPBF 制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ 共晶复合陶瓷过程中不同预热方法对裂纹的影响。有限元模拟结果显示,阶梯预热的方式会使最大主应力集中区的应力值显著降低,减少裂纹萌生与扩展的驱动力(图 9d)。此外, Shen 等^[70]将有限元和红外热成像获得的温度梯度、凝固速率等数据与 Jackson-Hunt(JH)、Magnin-Kurz(MK)、Guzik-Kopyciński(GK)和 Trivedi-Magnin-Kurz(TMK)模型结合,预测了 LDED 制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ 共晶复合陶瓷不同区域的微观组织,如图 9e 所示。研究发现 JH 模型适用于晶内棒状规则共晶(低凝固速率), TMK 模型适用于层间片层规则共晶(高凝固速率), MK 和 GK 模型适用于晶界或层

间非规则微观共晶组织。

然而, 这些模拟都将粉末视为一个连续体, 忽略了激光与粉末之间的相互作用, 也未精确考虑激光增材制造的条件。通过对粉末颗粒进行直接建模, 可以更精确地研究熔池和沉积层的形状^[39, 40]。Muther 等^[62]通过高保真模拟研究了掺有 5.2%Fe₃O₄ 的 Al₂O₃ 复合陶瓷的熔池动力学, 系统分析了激光功率和扫描速率对熔池几何形状的影响, 从而建立了 LPBF 稳定制备 Al₂O₃ 陶瓷的工艺窗口, 如图 9f 所示。

综上所述, 中国内外研究人员通过工艺参数调控、掺杂及数值模拟等方法, 在改善 LAM 氧化物复合陶瓷熔池温度分布、稳定性, 抑制气孔与裂纹缺陷以及优化微观组织方面取得显著进展。然而, 当前熔池调控策略局限于单一工艺参数的优化; 通过成分掺杂(如 C、SiC)虽能改善熔池吸光率, 但在高温下极易发生氧化; 此外, 在大尺寸复杂构件制备中, 熔池的动态调控以及多场耦合模拟仍存在巨大的挑战与发展空间。

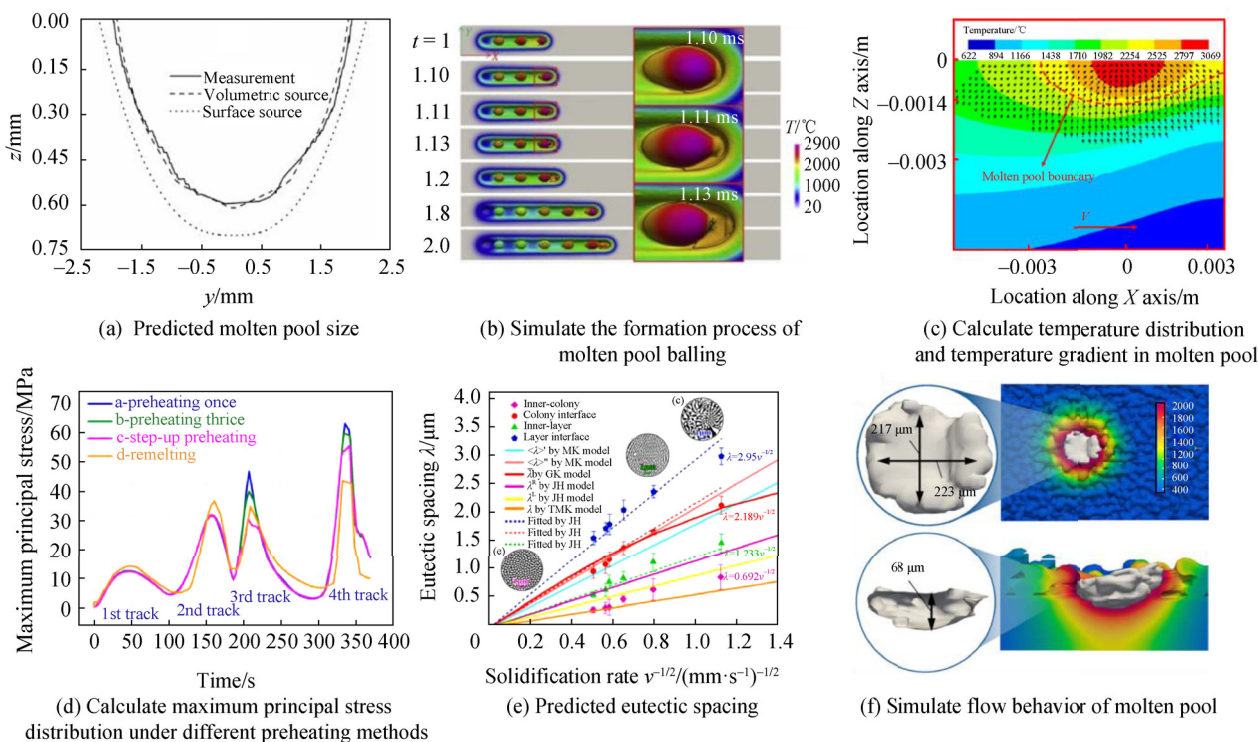


图 9 数值模拟在 LAM 制备氧化物复合陶瓷中的应用^[39, 62, 70, 88, 90, 91]

Fig. 9 Applications of numerical simulation in preparation of oxide composite ceramics via LAM^[39, 62, 70, 88, 90, 91]

5 结论与展望

氧化物复合陶瓷作为新型超高温结构候选材料之一, 凭借其优异的耐高温氧化、耐腐蚀等性能, 在新一代航空航天高端装备热端结构部件领域的应用中展现出巨大的应用前景。近年来, 中国内外研究人员通过高速摄像机、光谱仪、热成像等监测手段对氧化物复合陶瓷熔池稳定性, 温度分布以及流动方式进行细致的监测, 不仅深化了对凝固后微观组织与缺陷形成过程的理解, 还为数值模拟的发展提供了丰富的熔池信息支撑。

然而, 当前 LAM 制备氧化物复合陶瓷仍面临诸多尚未解决的关键科学问题与技术瓶颈:

1) 大尺寸复杂构件制备中, 单一调控因素(如

激光功率、扫描速率)的适配性有限, 多因素协同调控的耦合效应与优化策略尚未建立。

2) 现有监测技术虽能捕捉缺陷的形成, 但对裂纹、气孔等缺陷形成过程的早期预警能力不足, 缺乏“监测—识别—调控”的闭环反馈机制。

3) 熔池多场耦合作用机制尚不明确, 熔池热量传递、应力演化与熔体流动之间的动态关联缺乏定量描述, 导致难以精准预判熔池行为的变化规律。

本文以激光增材制造超高温氧化物复合陶瓷的熔池行为为核心, 聚焦熔池温度分布、流动特性的监测技术及调控方法, 深入剖析熔池行为与缺陷形成的关联, 填补了现有综述对熔池行为研究的空白, 为缺陷抑制和高性能构件制备提供了更直接的参考。为突破制备大尺寸复杂结构氧化物陶瓷制造技

术的瓶颈,需对 LAM 制备熔池的监测和调控等进行更深入的系统性研究,未来可重点关注以下 3 个方向:

1) 探究激光熔池的多因素协同调控方法。裂纹、气孔等缺陷在制备大尺寸复杂试样过程中往往会带来灾难性的影响,极大程度地限制其工程化应用。然而,现有熔池调控手段多聚焦于单一因素(如激光功率、扫描速率),工艺适用性差,难以满足复杂试样不同区域的调控需求。因此,有必要进一步发展更加有效的多因素协同调控方法,实现大尺寸复杂氧化物复合陶瓷构件的制备。

2) 推进机器视觉与反馈控制的集成。当前研究基于高速摄影机和红外相机,初步实现了对缺陷形成过程、温度场分布等信息的提取,探究了工艺参数对缺陷演化及温度场分布规律的影响机制,且通过高速摄影结合卷积神经网络实现了孔隙率的同步监测。然而,由于尚未建立“缺陷类型–工艺参数”的定量关系,导致无法快速调用对应的工艺调控方案。同时,缺乏对氧化物复合陶瓷特有裂纹、气孔缺陷的专用识别算法,制备过程易受高温辐射、粉末飞溅的影响,难以实现对缺陷的实时、精准识别。未来需开发针对氧化物复合陶瓷特有缺陷的识别算法。建立“缺陷识别–数据库匹配–制备工艺”的一体化自动监测与反馈系统,针对不同缺陷自动调用数据库中的控制方案,实时调整工艺参数,实现智能化质量控制。

3) 完善多物理场的耦合模拟技术。当前该领域能够对熔池形状、温度场和应力场分布进行预测。但与金属增材制造相比,氧化物复合陶瓷熔池不仅涉及更复杂的凝固过程、应力应变演变,还伴随着陶瓷熔体高黏度流动,流场分析仍处于起步阶段。此外,现有模型的构建仍偏于简单,且热物理参数的数据库尚不完善,难以建立高精度模型。因此,需进一步开发和完善 LAM 氧化物复合陶瓷的“热–力–流”多场耦合数值模拟方法和工具,补充高温下氧化物复合陶瓷的热物理参数实现对氧化物复合陶瓷微观组织与机械性能的精准预测,为缺陷形成及演化机理的深入研究提供理论支撑。

参考文献:

- [1] 张国庆, 滕超逸. 航空航天先进结构材料技术现状及发展趋势[J]. 航空材料学报, 2024, 44(2): 1–12.
ZHANG Guoqing, TENG Chaoyi. J Aeronaut Mater, 2024, 44(2): 1–12.
- [2] ZENG Q H, CHEN X W. Combustor technology of high temperature

- rise for aero engine[J]. Prog Aerosp Sci, 2023, 140: 100927.
- [3] 张健, 王莉, 谢光, 等. 镍基单晶高温合金的研发进展[J]. 金属学报, 2023, 59(9): 1109–1124.
ZHANG Jian, WANG Li, XIE Guang, et al. Acta Metall Sin, 2023, 59(9): 1109–1124.
- [4] YAN S B, DUAN X M, CAI D L, et al. The oxidation behavior and corrosion mechanism of SiC matrix ceramics in a high temperature wet air environment[J]. J Eur Ceram Soc, 2024, 44(15): 116729.
- [5] BINNER J, PORTER M, BAKER B, et al. Selection, processing, properties and applications of ultra-high temperature ceramic matrix composites, UHTCMCs–A review[J]. Int Mater Rev, 2020, 65(7): 389–444.
- [6] 黄兹翔, 王峰, 贺智勇, 等. 热压烧结工艺制备 C/SiC 复合材料的抗烧蚀性能[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(12): 2629–2635.
HUANG Hongxiang, WANG Feng, HE Zhiyong, et al. J Chin Ceram Soc, 2021, 49(12): 2629–2635.
- [7] ZHAI S Y, LIU J C, LIU Q. Microstructure evolution and toughening mechanism of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YSZ}$ directionally solidified eutectic ceramic[J]. J Alloys Compd, 2021, 873: 159760.
- [8] 付连生, 付莹, 张瑞祥, 等. Y_2O_3 添加量对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 共晶陶瓷显微组织及力学性能的影响[J]. 材料科学与工艺, 2023, 31(4): 87–96.
FU Liansheng, FU Ying, ZHANG Ruixiang, et al. Mater Sci Technol, 2023, 31(4): 87–96.
- [9] XU J, LIU J, XU X D, et al. Development and applications of directional solidified eutectic ceramics: An overview[J]. Ceram Int, 2025, 51(23): 39373–39389.
- [10] NAKAGAWA N, OHTSUBO H, MITANI A, et al. High temperature strength and thermal stability for melt growth composite[J]. J Eur Ceram Soc, 2005, 25(8): 1251–1257.
- [11] 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[J]. Corros Sci, 2025, 248: 112793.
- [12] WANG X, ZHONG Y J, HU Q D. A review of Al_2O_3 -based eutectic ceramics for high-temperature structural materials[J]. J Mater Sci Technol, 2025, 214: 214–232.
- [13] WAKU Y, NAKAGAWA N, WAKAMOTO T, et al. A ductile ceramic eutectic composite with high strength at 1, 873 K[J]. Nature, 1997, 389(6646): 49–52.
- [14] BENAMARA O, LEBBOU K. Orientations and seed type effect on Al_2O_3 -YAG-ZrO₂ eutectic microstructure solidified from the melt by the micro-pulling down technique[J]. J Eur Ceram Soc, 2021, 41(11): 5613–5623.
- [15] 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[J]. Ceram Int, 2020, 46(11): 18750–18757.
- [16] TAURINO R, MARTINUZZI S, PADOVANO E, et al. Laser additive manufacturing of Al_2O_3 and ZrO₂-based eutectic ceramic oxide: An overview[J]. J Eur Ceram Soc, 2025, 45(5): 117133.
- [17] 吴甲民. 方兴未艾的陶瓷增材制造[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(9): 1785.
WU Jiamin. J Chin Ceram Soc, 2021, 49(9): 1785.
- [18] GONG G H, YE J J, CHI Y M, et al. Research status of laser additive manufacturing for metal: A review[J]. J Mater Res Technol, 2021, 15: 855–884.
- [19] SU J L, JIANG F L, TENG J, et al. Recent innovations in laser

- additive manufacturing of titanium alloys[J]. *Int J Extrem Manuf*, 2024, 6(3): 032001.
- [20] FAN H J, HU J Y, WANG Y, et al. A review of laser additive manufacturing (LAM) aluminum alloys: Methods, microstructures and mechanical properties[J]. *Opt Laser Technol*, 2024, 175: 110722.
- [21] YU Q, WANG C S, ZHAO Z S, et al. New Ni-based superalloys designed for laser additive manufacturing[J]. *J Alloys Compd*, 2021, 861: 157979.
- [22] AYDOGAN B, SAHASRABUDHE H. Enabling multi-material structures of co-based superalloy using laser directed energy deposition additive manufacturing[J]. *Metals*, 2021, 11(11): 1717.
- [23] ZHAO D K, BI G J, CHEN J, et al. A critical review of direct laser additive manufacturing ceramics[J]. *Int J Miner Metall Mater*, 2024, 31(12): 2607–2626.
- [24] LIU H F, JIANG H, CHEN Q, et al. Insights into the applicability of laser energy density in directly preparing Al_2O_3 -based eutectic ceramics by laser additive manufacturing[J]. *Ceram Int*, 2024, 50(2): 3381–3387.
- [25] DADKHAH M, TULLIANI J M, SABOORI A, et al. Additive manufacturing of ceramics: Advances, challenges, and outlook[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2023, 43(15): 6635–6664.
- [26] SU H J, LIU H F, JIANG H, et al. One-step preparation of melt-grown $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ eutectic ceramics with large size and irregular shape by directed energy deposition[J]. *Addit Manuf*, 2023, 70: 103563.
- [27] GU D D, SHI X Y, POPRAWE R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. *Science*, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [28] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, et al. Additive manufacturing of metallic components—Process, structure and properties[J]. *Prog Mater Sci*, 2018, 92: 112–224.
- [29] ULLAH A, SHAH M, ALI Z, et al. Additive manufacturing of ceramics *via* the laser powder bed fusion process[J]. *Int J Appl Ceram Technol*, 2025, 22(3): e15087.
- [30] 余升阳, 苏海军, 姜浩, 等. 激光增材制造超高温氧化物陶瓷孔隙缺陷形成及抑制研究进展[J]. *无机材料学报*, 2025, 40(9): 944–956.
- YU Shengyang, SU Haijun, JIANG Hao, et al. *J Inorg Mater*, 2025, 40(9): 944–956.
- [31] JIANG H, SU H J, YU M H, et al. Insights into the influence of powder particle shape on forming process and mechanical properties of Al_2O_3 ceramic fabricated by laser directed energy deposition[J]. *Addit Manuf*, 2024, 81: 103984.
- [32] HUANG Y F, WU D J, ZHAO D K, et al. Process optimization of melt growth alumina/aluminum titanate composites directed energy deposition: Effects of scanning speed[J]. *Addit Manuf*, 2020, 35: 101210.
- [33] SHEN Z L, SU H J, YU M H, et al. Enhanced 3D printing and crack control in melt-grown eutectic ceramic composites with high-entropy alloy doping[J]. *J Mater Sci Technol*, 2025, 209: 64–78.
- [34] 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[J]. *Addit Manuf*, 2021, 48: 102425.
- [35] LIU Z W, MA C B, CHANG Z X, et al. Formation mechanism and quantitative analysis of pores in Al_2O_3 - ZrO_2 ceramic different structures by laser additive manufacturing[J]. *Ceram Int*, 2023, 49(10): 16099–16109.
- [36] LEE H, LIM C H J, LOW M J, et al. Lasers in additive manufacturing: A review[J]. *Int J Precis Eng And Manuf-Green Tech*, 2017, 4(3): 307–322.
- [37] PFEIFFER S, FLORIO K, PUCCIO D, et al. Direct laser additive manufacturing of high performance oxide ceramics: A state-of-the-art review[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2021, 41(13): 6087–6114.
- [38] DE FAOITE D, BROWNE D J, CHANG-DÍAZ F R, et al. A review of the processing, composition, and temperature-dependent mechanical and thermal properties of dielectric technical ceramics[J]. *J Mater Sci*, 2012, 47(10): 4211–4235.
- [39] MONIZ L, CHEN Q, GUILLEMOT G, et al. Additive manufacturing of an oxide ceramic by laser beam melting: Comparison between finite element simulation and experimental results[J]. *J Mater Process Technol*, 2019, 270: 106–117.
- [40] LI S C, LIU D F, MI H B, et al. Numerical simulation on evolution process of molten pool and solidification characteristics of melt track in selective laser melting of ceramic powder[J]. *Ceram Int*, 2022, 48(13): 18302–18315.
- [41] LIU Z W, MA C B, CHANG Z X, et al. Advances in crack formation mechanism and inhibition strategy for ceramic additive manufacturing[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2023, 43(12): 5078–5098.
- [42] FAN Z Q, LU M Y, HUANG H. Selective laser melting of alumina: A single track study[J]. *Ceram Int*, 2018, 44(8): 9484–9493.
- [43] LI F Z, LIU Z W, LI B, et al. Pore formation model for direct laser deposition of Al_2O_3 - ZrO_2 ceramic[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2022, 42(1): 207–215.
- [44] BALLA V K, BOSE S, BANDYOPADHYAY A. Processing of bulk alumina ceramics using laser engineered net shaping[J]. *Int J Appl Ceram Technol*, 2008, 5(3): 234–242.
- [45] FAN Z Q, ZHAO Y T, TAN Q Y, et al. New insights into the growth mechanism of 3D-printed Al_2O_3 - $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ binary eutectic composites[J]. *Scr Mater*, 2020, 178: 274–280.
- [46] LIU H F, SU H J, SHEN Z L, et al. Direct formation of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ ternary eutectic ceramics by selective laser melting: Microstructure evolutions[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2018, 38(15): 5144–5152.
- [47] XU K K, GONG Y D, ZHAO Q. Numerical simulation on molten pool flow of Inconel718 alloy based on VOF during additive manufacturing[J]. *Mater Today Commun*, 2022, 33: 104147.
- [48] ZHANG Y H, FANG X W, ZHANG W N, et al. Molten pool flow behavior and influencing factors in electron beam selective melting of IN738 superalloy[J]. *Front Mater*, 2023, 10: 1211648.
- [49] NIU F Y, WU D J, LU F, et al. Microstructure and macro properties of Al_2O_3 ceramics prepared by laser engineered net shaping[J]. *Ceram Int*, 2018, 44(12): 14303–14310.
- [50] WU D J, ZHAO D K, HUANG Y F, et al. Shaping quality, microstructure, and mechanical properties of melt-grown mullite ceramics by directed laser deposition[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 871: 159609.
- [51] HUANG Y F, WU D J, ZHAO D K, et al. Investigation of melt-growth alumina/aluminum titanate composite ceramics prepared by directed energy deposition[J]. *Int J Extrem Manuf*, 2021, 3(3): 035101.
- [52] LIU R S, YANG H. Multimodal probabilistic modeling of melt pool geometry variations in additive manufacturing[J]. *Addit Manuf*, 2023, 61: 103375.
- [53] LI W Y, LIU W W, SALEHEEN K M, et al. Research and prospect of

- on-line monitoring technology for laser additive manufacturing[J]. *Int J Adv Manuf Technol*, 2023, 125(1–2): 25–46.
- [54] ZHANG B, LIU S Y, SHIN Y C. In-Process monitoring of porosity during laser additive manufacturing process[J]. *Addit Manuf*, 2019, 28: 497–505.
- [55] LANE B, ZHIRNOV I, MEKHONTSEV S, et al. Transient laser energy absorption, co-axial melt pool monitoring, and relationship to melt pool morphology[J]. *Addit Manuf*, 2020, 36: 101504.
- [56] QIAN B, TAIMISTO L, LEHTI A, et al. Monitoring of temperature profiles and surface morphologies during laser sintering of alumina ceramics[J]. *J Asian Ceram Soc*, 2014, 2(2): 123–131.
- [57] 熊志伟, 张凯, 刘婷婷, 等. 激光功率对激光粉末床熔融成形 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷熔池形态、微观组织和力学性能影响的研究[J]. *中国激光*, 2024, 51(10): 229–241.
- XIONG Zhiwei, ZHANG Kai, LIU Tingting, et al. *Chin J Lasers*, 2024, 51(10): 229–241.
- [58] FLORIO K, PUCCIO D, VIGANÒ G, et al. Process characterization and analysis of ceramic powder bed fusion[J]. *Int J Adv Manuf Technol*, 2021, 117(7/8): 2105–2116.
- [59] LI B, ZHANG Y, LEI Y C, et al. A single-sensor multi-scale quality monitoring methodology for laser-directed energy deposition: Example with height instability and porosity monitoring in additive manufacturing of ceramic thin-walled parts[J]. *Addit Manuf*, 2024, 79: 103923.
- [60] LHUISSIER P, BATAILLON X, MAESTRE C, et al. *In situ* 3D X-ray microtomography of laser-based powder-bed fusion (L-PBF): A feasibility study[J]. *Addit Manuf*, 2020, 34: 101271.
- [61] MAKOWSKA M G, VERGA F, PFEIFFER S, et al. Operando tomographic microscopy during laser-based powder bed fusion of alumina[J]. *Commun Mater*, 2023, 4: 73.
- [62] MUTHER A, MAKOWSKA M G, ZHANG Z L, et al. Identifying melt pool behavior in ceramics PBF-LB *via* operando synchrotron tomographic microscopy and high-fidelity process modeling[J]. *Addit Manuf*, 2025, 103: 104756.
- [63] YEUNG H. Toward real-time feedback control for powder bed fusion additive manufacturing[J]. *Addit Manuf*, 2025, 114: 105041.
- [64] ALTENBURG S J, STRABE A, GUMENYUK A, et al. *In-situ* monitoring of a laser metal deposition (LMD) process: Comparison of MWIR, SWIR and high-speed NIR thermography[J]. *Quant InfraRed Thermogr J*, 2022, 19(2): 97–114.
- [65] MISRA S, MOHANTY I, RAZA M S, et al. Investigation of IR pyrometer-captured thermal signatures and their role on microstructural evolution and properties of Inconel 625 tracks in DED-based additive manufacturing[J]. *Surf Coat Technol*, 2022, 447: 128818.
- [66] GRISHIN M Y, SDVIZHENSII P A, ASYUTIN R D, et al. Combining thermal imaging and spectral pyrometry for express temperature mapping in additive manufacturing[J]. *Appl Opt*, 2023, 62(2): 335–341.
- [67] HU Y B, CHEN H N, LIANG X D, et al. Monitoring molten pool temperature, grain size and molten pool plasma with integrated area of the spectrum during laser additive manufacturing[J]. *J Manuf Process*, 2021, 64: 851–860.
- [68] HAGEDORN Y C, WILKES J, MEINERS W, et al. Net shaped high performance oxide ceramic parts by selective laser melting[J]. *Phys Procedia*, 2010, 5: 587–594.
- [69] LIU Q, DANLOS Y, SONG B, et al. Effect of high-temperature preheating on the selective laser melting of yttria-stabilized zirconia ceramic[J]. *J Mater Process Technol*, 2015, 222: 61–74.
- [70] SHEN Z L, SU H J, 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]. *Compos Part B Eng*, 2024, 283: 111619.
- [71] ZHANG P Y, ZHOU X, MA H Q, et al. Anomaly detection in laser metal deposition with photodiode-based melt pool monitoring system[J]. *Opt Laser Technol*, 2021, 144: 107454.
- [72] ZHANG K, LIU T T, LIAO W H, et al. Photodiode data collection and processing of molten pool of alumina parts produced through selective laser melting[J]. *Optik*, 2018, 156: 487–497.
- [73] LIU H F, SU H J, SHEN Z L, et al. Effect of scanning speed on the solidification process of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ eutectic ceramics in a single track by selective laser melting[J]. *Ceram Int*, 2019, 45(14): 17252–17257.
- [74] NIU F Y, WU D J, YAN S, et al. Process optimization for suppressing cracks in laser engineered net shaping of Al_2O_3 ceramics[J]. *Jom*, 2017, 69(3): 557–562.
- [75] ZHANG K, LIU T T, LIAO W H, et al. Influence of laser parameters on the surface morphology of slurry-based Al_2O_3 parts produced through selective laser melting[J]. *Rapid Prototyp J*, 2018, 24(2): 333–341.
- [76] 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 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics[J]. *Ceram Int*, 2023, 49(22): 35948–35962.
- [77] CHEN Q, GUILLEMOT G, GANDIN C A, et al. Numerical modelling of the impact of energy distribution and Marangoni surface tension on track shape in selective laser melting of ceramic material[J]. *Addit Manuf*, 2018, 21: 713–723.
- [78] PFEIFFER S, MAKOWSKA M, FLORIO K, et al. Selective laser melting of thermal pre-treated metal oxide doped aluminum oxide granules[J]. *Open Ceram*, 2020, 2: 100007.
- [79] JUSTE E, PETIT F, LARDOT V, et al. Shaping of ceramic parts by selective laser melting of powder bed[J]. *J Mater Res*, 2014, 29(17): 2086–2094.
- [80] 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[J]. *Ceram Int*, 2023, 49(8): 12758–12771.
- [81] WU D J, LU F, ZHAO D K, et al. Effect of doping SiC particles on cracks and pores of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics fabricated by directed laser deposition[J]. *J Mater Sci*, 2019, 54(13): 9321–9330.
- [82] FAN Z Q, TAN Q Y, YUAN L, et al. Solute-induced grain refinement for crack suppression in laser additive manufactured ceramics[J]. *Acta Mater*, 2025, 292: 121069.
- [83] YU M H, SU H J, SHEN Z L, et al. Microstructure evolution and mechanical property of melt-grown $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ eutectic ceramic directly prepared by laser powder bed fusion[J]. *J Alloys Compd*, 2025, 1039: 183191.
- [84] YAO J T, SU H J, JIANG H, et al. Enhanced 3D printing in large-size $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ eutectic ceramics directly by laser directed energy deposition based on an oscillation process[J]. *J Manuf Process*, 2025, 155: 747–759.
- [85] WU X X, YAN H, ZHOU Y Q, et al. Review of additive manufactured metallic metamaterials: Design, fabrication, property and application[J]. *Opt Laser Technol*, 2025, 182: 112066.

- [86] YU S Y, SU H J, JIANG H, et al. Surface remelting strategy for enhancing forming quality in laser directed energy deposition of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3/\text{ZrO}_2$ eutectic ceramics: Defect suppression and microstructure evolution[J]. *J Adv Ceram*, 2026, 15(1): 9221198.
- [87] KUMAR A, SHUKLA M. Numerical modeling of selective laser melting: Influence of process parameters on the melt pool geometry[J]. *J Mater Eng And Perform*, 2023, 32(17): 7998–8013.
- [88] LI J F, LI L, STOTT F H. Comparison of volumetric and surface heating sources in the modeling of laser melting of ceramic materials[J]. *Int J Heat Mass Transf*, 2004, 47(6/7): 1159–1174.
- [89] LI J F, LI L, STOTT F H. A three-dimensional numerical model for a convection–diffusion phase change process during laser melting of ceramic materials[J]. *Int J Heat Mass Transf*, 2004, 47(25): 5523–5539.
- [90] HUANG Y F, WU D J, YU X X, et al. Cracking mechanism in laser directed energy deposition of melt growth alumina/aluminum titanate ceramics[J]. *J Am Ceram Soc*, 2023, 106(7): 4358–4370.
- [91] SHEN Z L, SU H J, LIU H F, et al. Directly fabricated $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ eutectic ceramic with large smooth surface by selective laser melting: Rapid solidification behavior and thermal field simulation[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2022, 42(3): 1088–1101.

作者贡献声明:

朱培艺: 提出研究方向、设计论文框架、撰写论文
苏海军: 监督与管理项目、完善论文框架、审阅与修订论文
姜 浩: 检索与分析文献、参与论文撰写
余明辉: 绘制图表、参与论文撰写
张 云: 整理文献数据、参与论文撰写
余升阳: 绘制图表, 修订论文
郭一诺: 完善论文框架, 修订论文
张 卓: 审阅与修订论文
郭 敏: 审阅与修订论文

Research Progress on Monitoring and Regulation of Melt Pool Behavior in Laser Additive Manufacturing of Ultra-High Temperature Oxide Composite Ceramics

ZHU Peiyi¹, SU Haijun^{1,2}, JIANG Hao¹, YU Minghui¹, ZHANG Yun¹, YU Shengyang¹,
GUO Yinu^{1,2}, ZHANG Zhuo¹, GUO Min¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Research Development Institute of Northwestern Polytechnical University in Shenzhen, Shenzhen 518057, Guangdong, China)

Extended Abstract

The turbine inlet temperature (TIT) of an engine is a critical factor affecting the thrust-to-weight ratio. With the upgrade and replacement of fighter jets, the TIT increases significantly. Therefore, there is an urgent need to develop advanced structural materials that can maintain excellent mechanical properties and corrosion resistance in ultra-high temperature extreme environments, and explore efficient and controllable preparation processes to meet the service requirements of future engines. Among numerous materials, oxide composite ceramics possess outstanding high-temperature corrosion resistance and oxidation resistance, and exhibit excellent high-temperature mechanical properties and remarkable microstructural stability. They become one of the most promising candidates for ultra-high temperature structural materials. So far, oxide composite ceramics have been successfully prepared through a variety of technologies. However, these solidification technologies have obvious limitations in preparing large-sized complex-shaped or hollow components.

The emergence of laser additive manufacturing (LAM) technology provides a possibility to solve these problems. The application of LAM technology in the preparation of oxide composite ceramics is expected to break through the bottleneck in the preparation of large-sized complex components. However, compared with metal materials, ceramic materials have characteristics such as high melting point, high brittleness, and high melt viscosity, which easily lead to defects like cracks and pores during the LAM process, greatly restricting their engineering application. The molten pool, as the basic unit in the LAM forming process, directly affects the forming quality, microstructure, and mechanical properties of the obtained samples through its internal flow state, grain growth mechanism, and the distribution and evolution of the temperature and stress fields.

This review first compares the working principles and process characteristics of two mainstream LAM technologies for preparing oxide composite ceramics, and analyzes the temperature distribution laws and flow characteristics of the molten pool in LAM ultra-high temperature oxide ceramics. Subsequently, it systematically summarizes the research progress on visual and temperature monitoring technologies in the molten pool monitoring of LAM oxide ceramics, and discusses the improvement of the molten pool through process parameter regulation and doping, as well as the application progress of numerical simulation in this field. Finally, the future development and directions of LAM ultra-high temperature oxide eutectic ceramics are prospected.

The main research results obtained are as follows: 1) The processes of preparing oxide composite ceramics by two technologies, i.e., laser directed energy deposition (LDED) and laser powder bed fusion (LPBF), are compared. The differences between the two processes in key parameters such as powder delivery, spot size, and scanning speed are clarified, and the preparation of oxide composite ceramic components with wall-like, angular, and irregular complex shapes is realized; 2) The temperature distribution and flow characteristics of the molten pool of oxide composite ceramics during the LAM process are deeply revealed. The molten pool temperature characteristics and the resulting residual stress and crack formation mechanism are clarified. The influence of the molten

pool flow mode dominated by the Marangoni convection on the pore formation and the microstructure evolution law caused by differences in undercooling is also analyzed; and 3) A numerical simulation technology for the molten pool of LAM oxide composite ceramics is established, the heat source model is optimized, and the influence of process parameters on the molten pool behavior is clarified. The microstructure evolution and defect formation mechanism of oxide composite ceramics are revealed through multi-field coupling, providing a theoretical support for defect suppression.

Summary and Prospects As one of the new ultra-high temperature structural candidate materials, oxide composite ceramics show great application prospects in the hot-end structural components of a new generation of high-end aerospace equipment due to their excellent high-temperature oxidation resistance, corrosion resistance, and other properties. In recent years, researchers have conducted detailed monitoring on the stability, temperature distribution, and flow mode of the oxide composite ceramics molten pool using monitoring methods such as high-speed cameras, spectrometers, and thermal imaging. This can clarify the microstructure and defect formation process after solidification, and provide rich molten pool information support for the development of numerical simulation. Although significant progress is made in the existing research on molten pool monitoring and regulation, LAM oxide composite ceramics still inevitably have various defects, making their practical application unable to meet the requirements. To break through the bottleneck in the preparation of large-sized complex-structured oxide ceramics, more in-depth and systematic research on the monitoring and regulation of the molten pool prepared by LAM is needed. Future research can focus on the following directions, *i.e.*, 1) Exploring the preparation technology of large-sized complex oxide composite ceramic components and establishing a multi-factor collaborative regulation method for the molten pool; 2) Promoting the integration of machine vision and feedback control to realize intelligent control in the LAM preparation process; and 3) Developing the multi-field coupling numerical simulation technology for LAM oxide composite ceramics, thus providing a theoretical support for in-depth research on the mechanism of defect formation and evolution.

Keywords oxide composite ceramics; laser additive manufacturing; molten pool monitoring technology; molten pool regulation method; numerical simulation