

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

熊志伟, 张凯*, 刘婷婷**, 廖文和

南京理工大学机械工程学院, 江苏 南京 210094

摘要 熔融生长的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷具有优异的高温性能。采用激光粉末床熔融(LPBF)直接制备 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷,研究了不同激光功率下的单道形貌特征及块体表面质量、物相组成、微观组织结构的演变规律和力学性能。结果表明,激光功率的提升将增加熔池的长度和单沉积道的宽度。 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的表面粗糙度(R_a)和气孔率均随着激光功率的增加先降低后升高。在没有添加 Y_2O_3 等稳定剂的条件下, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的物相主要包括 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $m\text{-ZrO}_2$ 和亚稳相 $t\text{-ZrO}_2$ 。随着激光功率的增加, $m\text{-ZrO}_2$ 逐渐减少,这是由于 LPBF 的快速冷却过程抑制了马氏体相变。样件的晶粒尺寸随着激光功率的增加呈增大趋势,晶界密度减小,因此测量的显微硬度和断裂韧性呈现下降的趋势。当激光功率为 60 W 时,得到硬度为 $H_v=17.19$ GPa 和断裂韧性为 $K_{IC}=6.67$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 的最优力学性能样品。

关键词 激光技术; 激光粉末床熔融; $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷; 熔池; 晶粒尺寸; 断裂韧性

中图分类号 TH16; TP277

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL231464

1 引言

$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷由于其细小晶粒尺寸、干净的界面和相互缠绕交织的微观结构,故具有优异的力学性能、热稳定性、抗氧化性和抗蠕变性^[1-3],有望成为最具潜力的超高温结构材料之一,在航空、航天、核工程等领域中具有潜在的应用价值^[4-5]。近年来, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的制备技术和性能开发研究引起了广泛关注,传统的陶瓷烧结制造技术工序繁琐,脱脂烧结过程中的收缩变形难以控制,且难以成形复杂结构的零部件,这限制了 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷在工业上的应用^[6-7]。

增材制造(AM)技术具有设计自由度高、可控形性优异、生产成本低、交付周期短等优点^[8-9],无需使用昂贵的模具就能生产原型构件及定制和小批量生产复杂结构部件。研究界和工业界亟须开发出能够生产无缺陷和全致密陶瓷部件的 AM 工艺。立体光刻技术(SLA)^[10]、喷墨打印技术^[11]、选择性激光烧结技术(SLS)^[12]、激光近净成型技术(LENS)^[13] 和激光粉末床熔融(LPBF)技术等多种 AM 工艺得到了广泛的研究。相比其他 AM 工艺,LPBF 技术有望直接制造 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的复杂零部件并获得致密的显微结构^[12]。然而,LPBF 过程累积的热应

力会超过陶瓷材料的裂纹扩展临界应力,使得成形过程不稳定,最终打印终止。因此,LPBF 直接制备陶瓷亟须解决陶瓷韧性不足的难题,这具有很大的挑战^[14]。

针对 LPBF 直接制备陶瓷的难题,国内外许多学者围绕激光与粉末相互作用的过程开展了单道的模拟仿真和实验表征等研究^[15-17]。然而,这些研究无法全面还原 LPBF 复杂的物理过程,难以验证数值仿真模型的准确性^[18]。此外,为了成形形状与性能都合格的零件,需要根据材料微观组织的演变规律设计相关的工艺参数。近年来,在激光增材制造技术直接制备 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷方面,大量学者聚焦在微观组织的研究上。他们分别通过优化材料体系配比^[19]、调控激光扫描速度^[20]、施加外部超声振动耦合物理场^[21]等方式,建立了“材料-工艺-微观组织-力学性能”的关系,为制造高性能陶瓷材料打下了理论基础。然而,目前有关激光功率对 LPBF 成形 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的熔池形态、微观组织和力学性能的影响研究鲜有报道。

本文针对 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷材料体系,基于实时高速成像系统采集的图像和共聚焦显微镜三维重构的表面信息,开展了单沉积道研究,统计了熔池长度、单沉积道宽度等形貌特征信息。为了完善 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的材料-工艺-微观组织-力学性能的关系,通

收稿日期: 2023-12-01; 修回日期: 2023-12-21; 录用日期: 2024-01-10; 网络首发日期: 2024-01-26

基金项目: 国家自然科学基金(52005262)

通信作者: *zhangkai@njust.edu.cn; **liutingting@mail.njust.edu.cn

过 X 射线衍射仪 (XRD)、扫描电镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 和显微硬度等表征和测试方法, 研究了不同激光功率下 LPBF 制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的表面质量、相对致密度、相组成、微观组织和力学性能的演变规律。

2 实验设置

2.1 原始粉末材料

实验选用 Al_2O_3 粉末和 ZrO_2 粉末。使用扫描电子显微镜区分初始粉末的形态差异。使用具有动态光散射 (DLS) 功能的激光粒度分析仪, 在 $25\text{ }^\circ\text{C}$ 下测量粉末的粒度分布。利用质量比为 $41.5\%:58.5\%$ 的 ZrO_2 和 Al_2O_3 粉末配制陶瓷浆料以备打印, 具体配比和球磨参数见前期工作^[22]。

2.2 成形参数与过程

本实验中激光加工过程在自主研发的 LPBF 设备上开展, 设备配备连续型红外光纤激光器, 激光

波长为 1064 nm , 测得 $1/e^2$ 光斑尺寸为 $100\text{ }\mu\text{m}$ 左右。为了研究 LPBF 成形 Al_2O_3 基共晶陶瓷的单道形貌特征, 搭建了一套高速成像系统。使用采样频率为 83333 Hz 的高速摄像机观察激光成形过程。为确保成像质量, 采用 808 nm 的光源进行成像补光, 并在光路上安装 808 nm 滤波片和 8 倍放大光路透镜组。

图 1 为 LPBF 成形 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的过程示意图。具体 LPBF 工艺的步骤见前期开展的工作^[23]。设定工艺参数如下: 扫描速度为 100 mm/s , 激光功率设定为 $60\sim 200\text{ W}$ (每间隔 20 W 取一个值), 扫描间距为 $100\text{ }\mu\text{m}$, 层厚为 $50\text{ }\mu\text{m}$ 。每个激光功率下重复进行三次 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的单沉积道打印, 单道尺寸设置为 9 mm , 并开启高速相机进行过程拍摄。利用“之”字形扫描策略制备尺寸为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 1\text{ mm}$ 的共晶陶瓷样品, 以研究相的形成、表面质量、微观结构和力学性能。

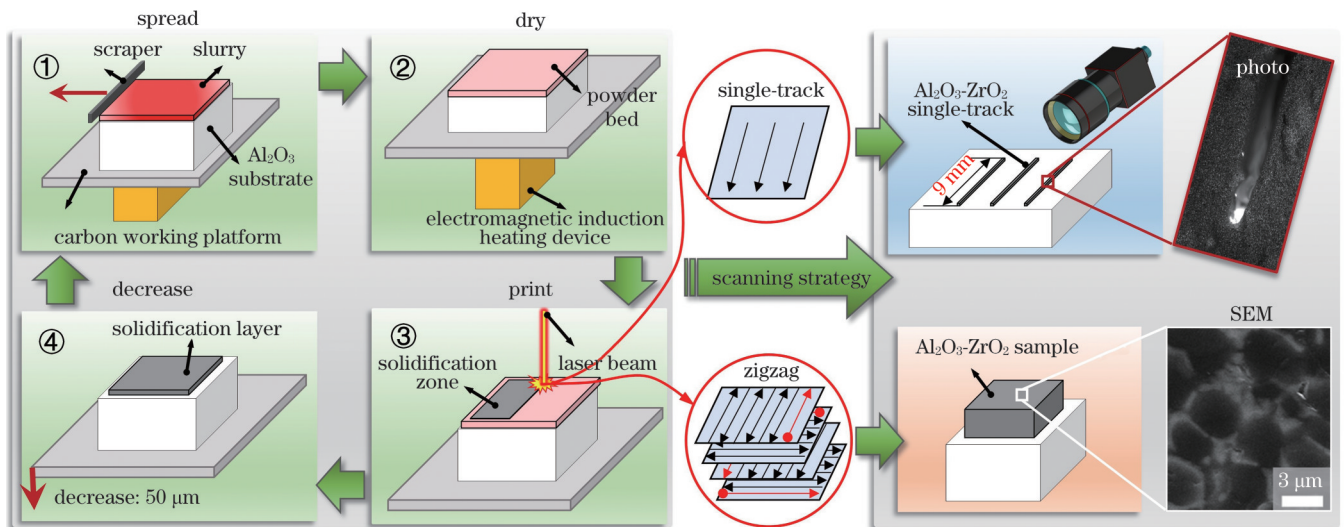


图 1 实验过程示意图

Fig. 1 Diagram of experiment process

2.3 表征方法

针对单道的形貌特征, 采用 ImageJ 软件对高速相机采集的图像的熔池长度 (l) 进行测量; 采用三维形貌分析软件对共聚焦显微镜采集的沉积道表面图像的熔池宽度 (w) 进行测量。每个激光功率参数下的单道形貌特征测量次数为 20 次, 并取平均值和标准差进行分析。

使用 X 射线衍射仪探测制备样品的物相和晶体结构信息。通过与 2016 年 JCPDS-ICDD 数据库^[24] 进行对比, 确定了 LPBF 制品中的结晶相。为了进行微观结构分析, 使用金相试样研磨抛光机对试样进行了研磨和抛光。采用光学显微镜得到抛光样品的金相图, 利用 ImageJ 软件进行阈值分割, 将图像转化为二值化图像, 并用于计算样品的相对致密度。使用场扫描电镜观测样品上表面的微观结构和形态。使用能量色散

X 射线光谱 (EDXS) 系统进行了相分析。通过金相观察, 在选定的 SEM 图像中, 使用 ImageJ 软件测量了不少于 1000 个晶粒, 采用截距法确定了胞状结构的尺寸大小^[25]。

硬度 (H_v) 通过维氏压痕法测量, 载荷为 9.8 N , 停留时间为 15 s ^[19]。每个样品加载后至少测量 10 个压痕, 以确定平均值。使用光学显微镜测量裂纹长度和压痕半径, 并代入 Palmqvist 裂纹方程计算试样的断裂韧性 (K_{IC})^[26]。

3 结果与分析

3.1 原始粉末及 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷单沉积道特征

原始粉末的 SEM 形貌和粒径测试结果如图 2 所示。 Al_2O_3 粉末呈不规则片状结构, 中值粒径 $d_{50} =$

414 nm, 平均粒径为 479 nm; ZrO_2 粉末呈球状, $d_{50}=254$ nm, 平均粒径为 252 nm, 由于极小的粒径和较大

的比表面积, ZrO_2 粉末更倾向于发生团聚, 如图 2(c) 所示。

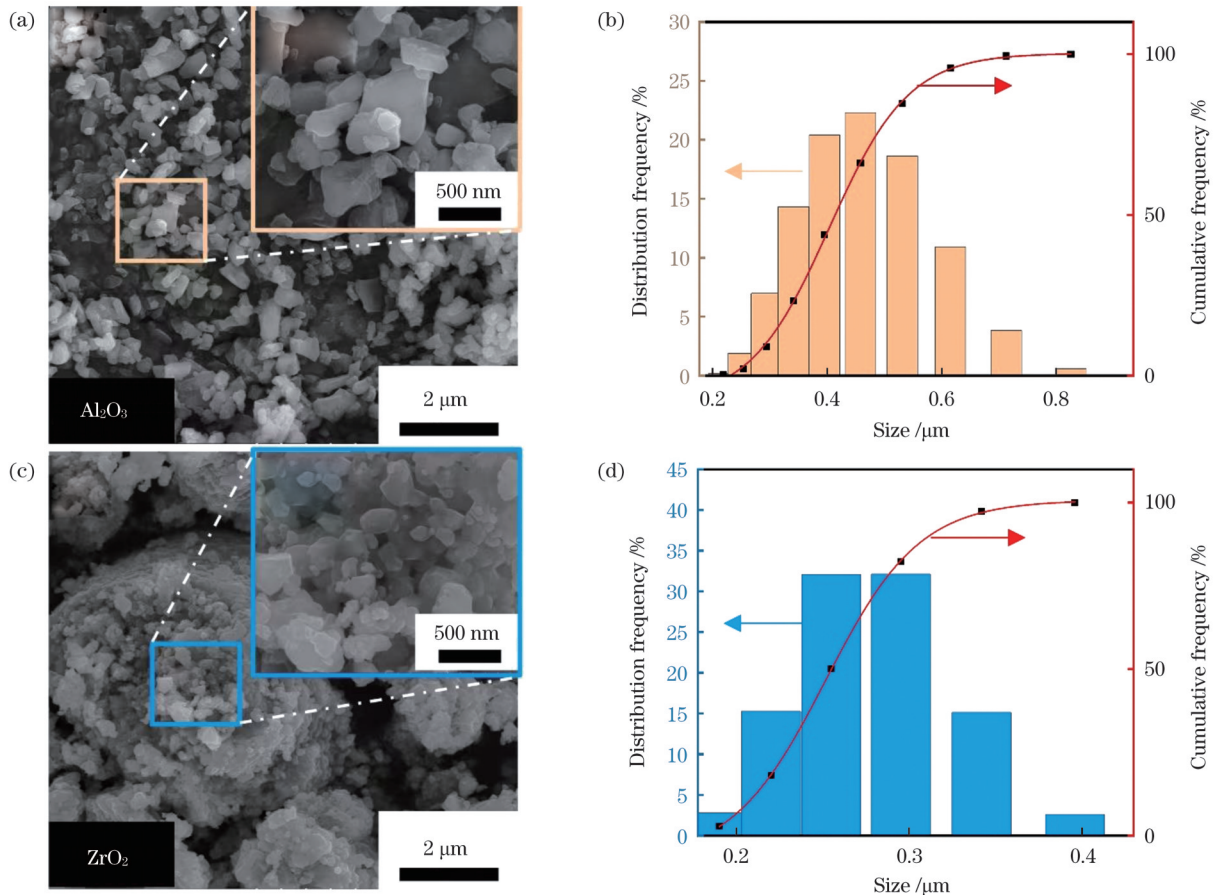


图 2 原始粉末的形态及尺寸。(a) Al_2O_3 粉末颗粒的形态; (b) Al_2O_3 粉末的粒径分布; (c) ZrO_2 粉末颗粒的形态; (d) ZrO_2 粉末的粒径分布

Fig. 2 Morphology and size of original powder. (a) Al_2O_3 powder particle morphology; (b) particle size distribution of Al_2O_3 powder; (c) ZrO_2 powder particle morphology; (d) particle size distribution of ZrO_2 powder

图 3 所示为采用高速相机捕捉的不同激光功率 (P) 下 Al_2O_3 - ZrO_2 共晶陶瓷 LPBF 单沉积道的实时图像。从单沉积道的照片可以看出, 纳米 Al_2O_3 和 ZrO_2 粉末均匀散布在基板上。在激光开启之后, 粉床被激光辐照的区域瞬时发生熔化相变, 形成液相熔池。激光在振镜的控制下进行线性扫描, 熔池的固液界面也随着聚焦区域的变化而移动。高温 Al_2O_3 - ZrO_2 共晶陶瓷液相将冷却、凝固, 并通过搭接的方式在道间和层间进行外延生长而熔合。由于熔池较高的温度和镜面效应, 液相熔池的辐射和反射光强度比粉末床和沉积道要高, 这在图像中表现为液相所在区域呈现高亮的状态。因此可以通过图像实时判断熔池形态和沉积道特征。在激光扫描过程中, 鲜有发现粉末颗粒和熔滴飞溅的现象, 这可能是由于较小的粉末颗粒尺寸不仅可以增加激光在粉床中的漫反射进而促进激光能量的均匀吸收, 还可以通过增加粉体之间的接触面积来提高热传导效率进而抑制局部过热现象。对比不同激光功率下沉积道的形貌特征可以发

现, 当激光功率较低时, 沉积道更容易发生颈缩, 如图 3(a) 所示。 Al_2O_3 - ZrO_2 共晶陶瓷液相的黏度约为 $80 \times 10^{-3} Pa \cdot s^{[27]}$, 比金属高一个数量级, 因此陶瓷液体中的分子之间的相互吸引力更强, 其更难流动和扩散。当能量输入不足时, 温度降低, 黏度增大, 更容易在表面张力作用下发生球化。球化使得熔池的稳定性降低、宽度波动变大, 这就造成了凝固过程中的沉积道颈缩甚至断裂, 可能影响熔道搭接进而降低成形试样性能。此外, 当激光功率较高时, 持续的热量输入和温度累积使得熔池尾部的材料开始气化沸腾, 形成大气泡, 如图 3(d) 所示。图 3(e) 展示了不同激光功率下熔池长度 l 和单沉积道宽度 w 的测量统计结果。无论是熔池长度 l 还是单沉积道宽度 w 均随着激光功率的增加而单调增加。在激光功率上升的初期 (60 W \rightarrow 120 W), 单沉积道宽度 w 呈现较快的增长趋势, 而熔池长度 l 则缓慢增加; 在激光功率上升的后期 (140 W \rightarrow 200 W), 熔池长度 l 和单沉积道宽度 w 的增长趋势出现了逆转, 即单沉积道宽度 w 的增长放

缓,熔池长度 l 以较高速率增长。产生这种现象的原因可能是 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷具有较低的热导率和极高的固液相转变焓^[28-29]。随着能量输入的增加,激光辐照区域内的粉末发生固液相变的成分占比越来越

高,熔池宽度的进一步增大将受到热导率的限制。而不断输入的能量通过对流的形式传递到熔池尾部,从而形成熔池拖尾,增加熔池的长度,如图 3(c) 中的虚线所示。

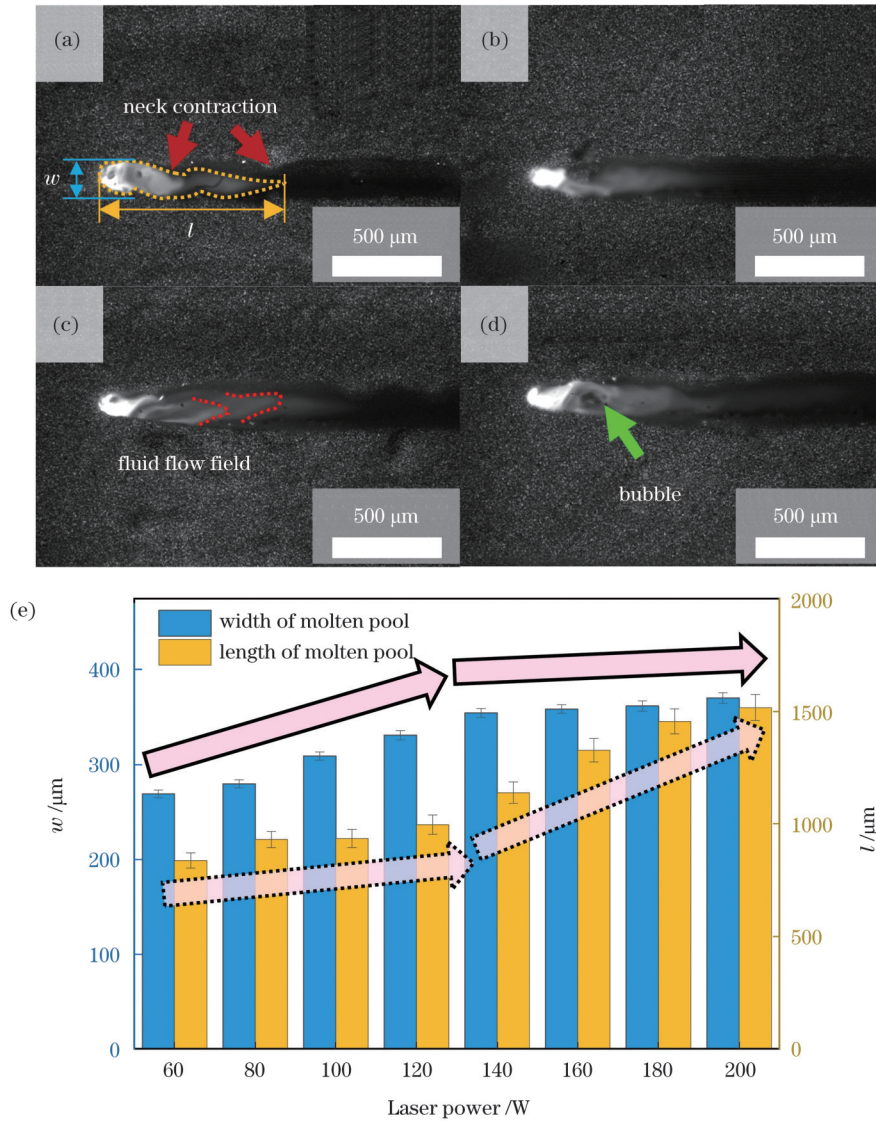


图 3 不同激光功率下高速相机捕捉的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 单沉积道的实时图像。(a) $P=60$ W; (b) $P=100$ W;

(c) $P=140$ W; (d) $P=180$ W; (e) 不同激光功率下 l 和 w 的测量结果

Fig. 3 Real-time images of LPBF single deposition track of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics under different laser powers captured by high-speed camera. (a) $P=60$ W; (b) $P=100$ W; (c) $P=140$ W; (d) $P=180$ W; (e) measured results of l and w under different laser powers

3.2 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的表面质量及相对致密度

图 4 展示了不同激光功率下 LPBF 工艺成形的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的样品照片。如图 4(a)~(c) 所示,当激光功率为 60~100 W 时,可以看到 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷样品与 Al_2O_3 基板表面发生一定程度的脱黏,从而形成翘曲和变形。 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷与 Al_2O_3 基板热膨胀系数的不匹配和低能量下熔焊界面的不牢固可能是翘曲变形的主要原因^[28]。随着激光功率提升至 120 W 以上,脱黏现象得到抑制。当激光功率上升

至 180 W 时, Al_2O_3 基板产生了宏观裂纹,如图 4(g) 和图 4(h) 所示,这是由于周期性的加热冷却过程带来的应力累积^[30]。 Al_2O_3 基板的开裂可能撕裂 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷沉积块体,造成样件开裂,如图 4(g) 所示。在图 4(h) 中,沉积块体表面未被基板的开裂撕裂,因此可以推测 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷具有比 Al_2O_3 基板更高的裂纹萌发生力阈值^[31]。此外,图 4(g) 中基板的裂纹穿过沉积样件时发生了偏转并产生分支,这表明 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷可能还具有更优异的裂纹扩展

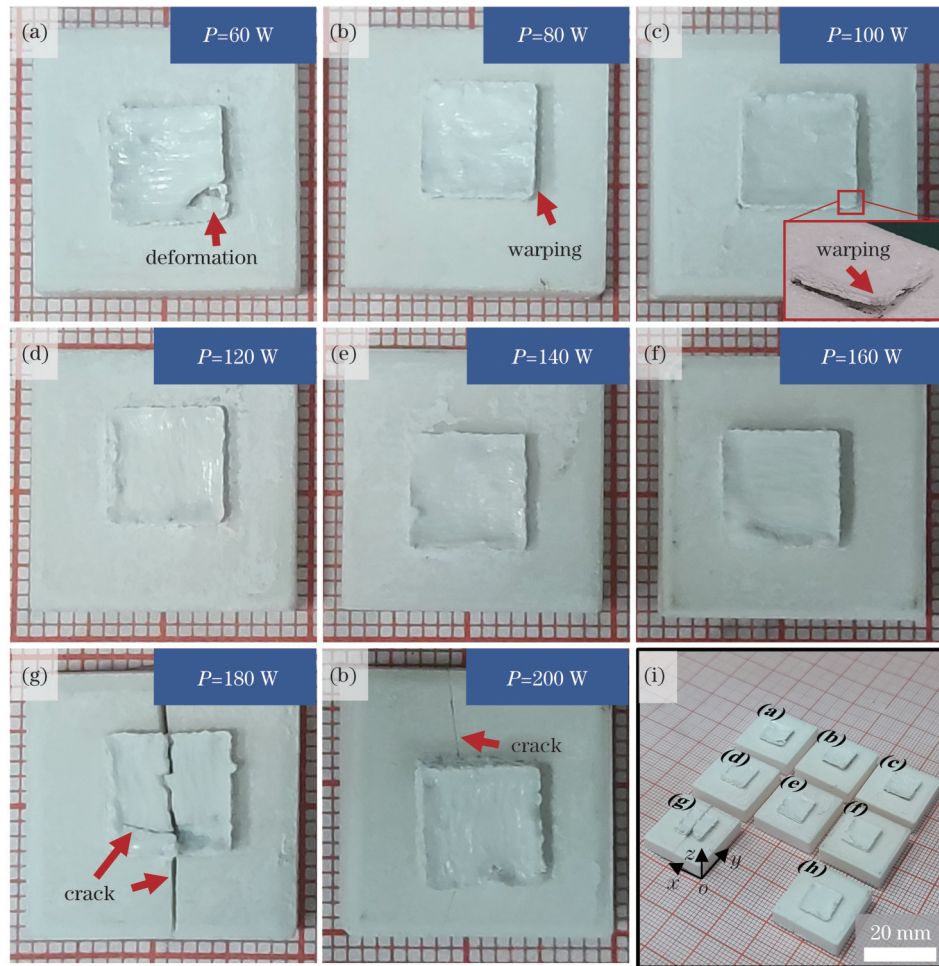


图4 不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的 LPBF 块体成形试样。(a) $P=60\text{ W}$; (b) $P=80\text{ W}$; (c) $P=100\text{ W}$; (d) $P=120\text{ W}$; (e) $P=140\text{ W}$; (f) $P=160\text{ W}$; (g) $P=180\text{ W}$; (h) $P=200\text{ W}$; (i) 样品的整体照片

Fig. 4 Block samples of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics shaped by LPBF under different laser powers. (a) $P=60\text{ W}$; (b) $P=80\text{ W}$; (c) $P=100\text{ W}$; (d) $P=120\text{ W}$; (e) $P=140\text{ W}$; (f) $P=160\text{ W}$; (g) $P=180\text{ W}$; (h) $P=200\text{ W}$; (i) overall photograph of samples

抗性。

图5展示了不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 块体成形试样表面的三维形貌重构结果和粗糙度的统计结果,其中 IQR 为四分位距。在激光功率从 60 W 上升至 200 W 的过程中,样品的表面主要存在四种典型状态的演化。如图5(a)所示,当激光功率较低时,熔道之间存在许多小坑,图片右侧是样品的边缘,呈现红色坡地的形态,这与图4(b)、(c)中翘曲变形的结果一致。如图5(b)所示,当功率为 120~140 W 时,熔道搭接良好,也未见明显的起伏,因此表面质量较好。进一步提升激光功率之后,试样表面开始出现穿越数十个熔道的横向裂纹,此时熔道也出现了稳定性下降的现象,如图5(c)所示。由图5(d)可见,当激光功率上升至 180~200 W 时,产生了熔道偏移现象,这也导致搭接处出现许多沿着熔道延伸方向分布的孔隙。熔道偏移可能是由 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷较低的热导率和蛇形扫描策略造成的^[31]。如图5(e)所示,成形试样上表面的粗糙度 (R_a) 随着激光功率的增加先降低

后升高,最优表面粗糙度 R_a 的值为 $3.88\text{ }\mu\text{m}$,此时激光功率为 $P=140\text{ W}$ 。

图6为不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 成形块体试样的抛光表面光镜图。在低功率下,孔径约为 $50\text{ }\mu\text{m}$ 的气孔沿着熔道方向排列,低功率下熔道间搭接不充分而引起的空隙可能造成这种分布特征。此外,功率不足引起的颈缩缺陷[图3(a)]还会成为平行于熔道方向生长的裂纹[图6(a)]的萌生位点^[32]。随着激光功率的增加,熔道搭接之间的气孔逐渐减少。进一步提升激光功率至 160 W,试样出现贯穿熔道的裂纹。当激光功率为 200 W 时,熔道发生偏移,且出现大尺寸 ($200\sim 300\text{ }\mu\text{m}$) 的气孔,该结果与单道中形成的大气泡[图3(d)]相吻合。通过二值化图像的分析,得到不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 块体相对致密度的测量结果,如图6(e)所示,其中实心点代表相对致密度平均值,长条区域代表测量标准误差。 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的相对致密度随着激光功率的增加,先从 96.92% 上升至极大值 99.43%,随

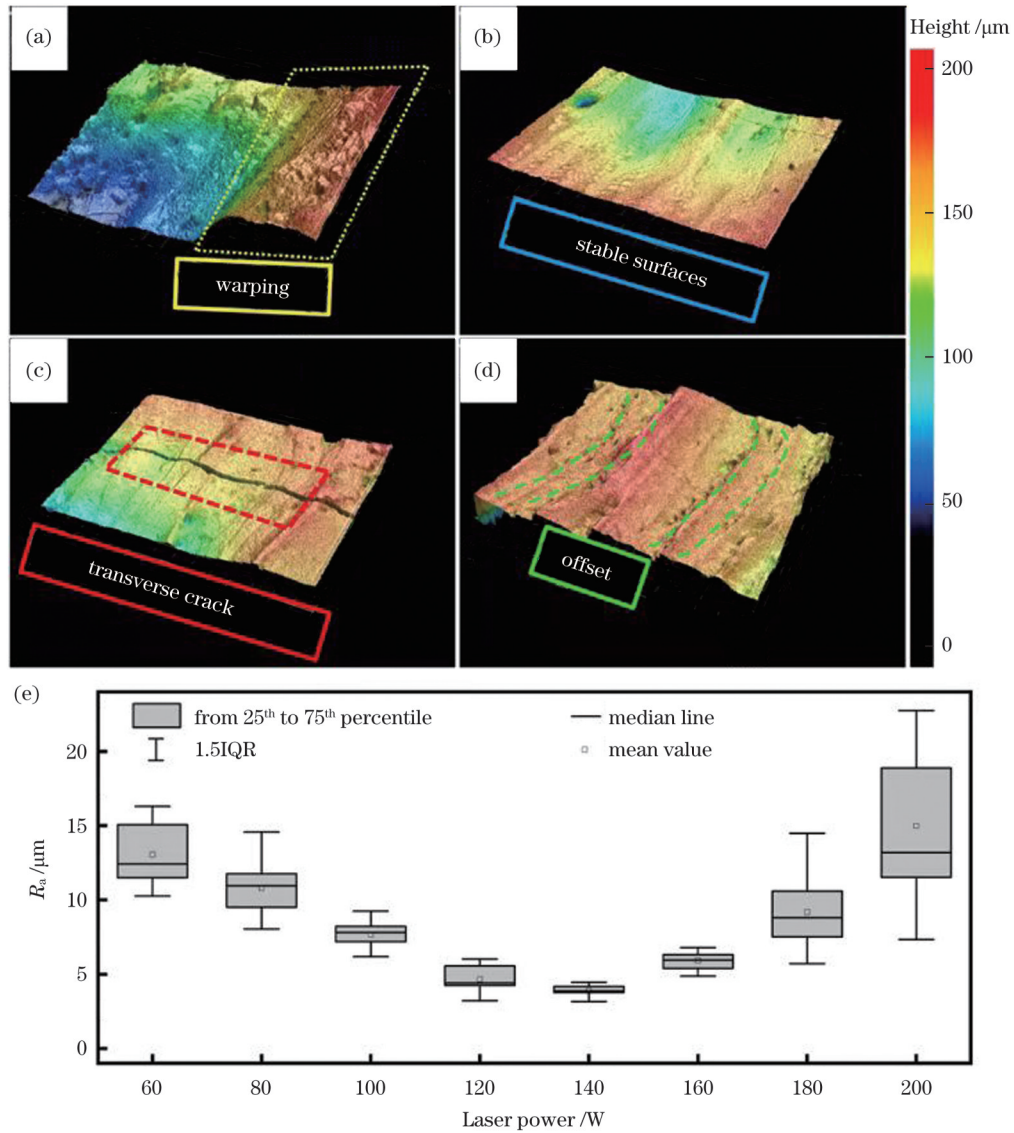


图 5 不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 块体成形试样表面的三维形貌重构结果。(a) $P=80\text{ W}$; (b) $P=120\text{ W}$;

(c) $P=160\text{ W}$; (d) $P=200\text{ W}$; (e) 不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 块体成形试样表面的粗糙度

Fig. 5 Three-dimensional morphology reconstruction results of block samples of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics shaped by LPBF under different laser powers. (a) $P=80\text{ W}$; (b) $P=120\text{ W}$; (c) $P=160\text{ W}$; (d) $P=200\text{ W}$; (e) surface roughness of block samples of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics shaped by LPBF under different laser powers

后过量能量输入引入的大尺寸气孔降低了样品的相对致密度。

3.3 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的物相结构

图 7 为原始粉末和不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 成形块体的 XRD 测试结果。如图 7(a) 所示,原始粉末由六方晶系 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和单斜晶系 m-ZrO_2 组成。如图 7(b) 所示,所有功率下成形样品中均产生了 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。随着激光功率的增加, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的最高峰映射的晶面由 $(10\bar{1}4)$ 转变为 $(11\bar{2}0)$, 这表明 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 晶体的择优生长方向在功率升高时发生了改变。当激光功率为 $60\sim 100\text{ W}$ 时,同时存在 m-ZrO_2 和四方晶系 t-ZrO_2 。进一步提升激光功率,样品中只存在 t-ZrO_2 。

t-ZrO_2 往往仅存在于添加了 Y_2O_3 等稳定剂的烧结态 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷中,相比于 LENS, LPBF 具有更快的冷却速度,可能导致 t-ZrO_2 的占比对激光功率敏感。分析认为,在激光加工后,粉末熔化凝固后重新结晶,在这个过程中温度先上升后急速下降,将发生 $\text{m-ZrO}_2 \rightarrow \text{c-ZrO}_2 \rightarrow \text{t-ZrO}_2 \rightarrow \text{m-ZrO}_2$ 的相变^[33]。 $\text{c-ZrO}_2 \rightarrow \text{t-ZrO}_2$ 的相变温度为 $2370\text{ }^\circ\text{C}$, 接近体系熔点, $\text{c-ZrO}_2 \rightarrow \text{t-ZrO}_2$ 相变具有充分转换的能量和空间尺寸;然而 $\text{t-ZrO}_2 \rightarrow \text{m-ZrO}_2$ 的相变温度为 $1100\sim 1200\text{ }^\circ\text{C}$, LPBF 淬火过程中的转换时间不足,极短的凝固结晶时间约束了相变所需的交换能量和空间尺寸,因此亚稳态马氏体相 t-ZrO_2 得以保存。

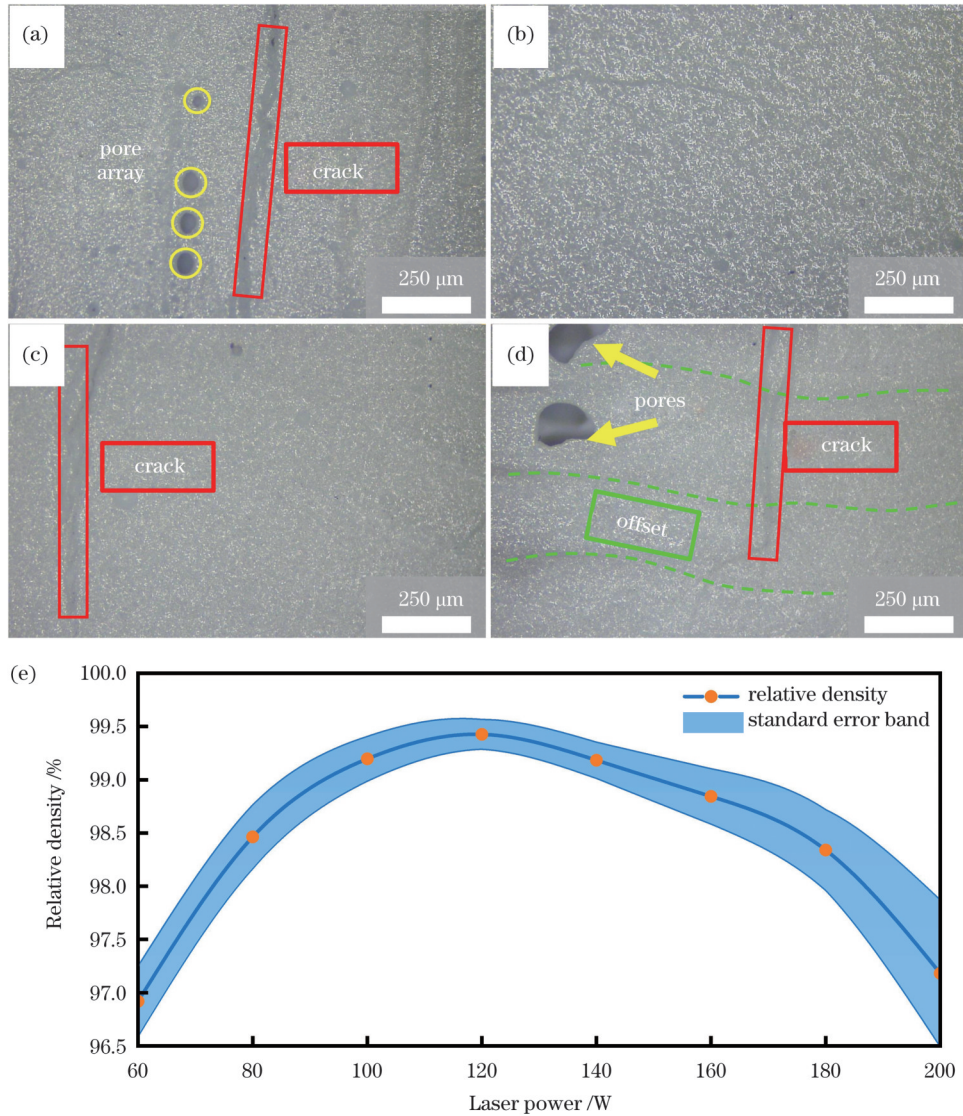


图 6 不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 块体成形试样抛光后的表面光镜图及相对致密度。(a) $P=80\text{ W}$; (b) $P=120\text{ W}$; (c) $P=160\text{ W}$; (d) $P=200\text{ W}$; (e) 相对致密度

Fig. 6 Optical microscope images of surfaces and relative density values of polished block samples of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics shaped by LPBF under different laser powers. (a) $P=80\text{ W}$; (b) $P=120\text{ W}$; (c) $P=160\text{ W}$; (d) $P=200\text{ W}$; (e) relative density

3.4 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的微观组织

图 8 为 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 成形块体试样的典型微观组织及元素分布结果。微观组织的基本单元呈现类细胞结构。EDS 线扫描结果展示了 Al 元素和 Zr 元素的交替错峰分布, 将信号峰与直线上的组织对应, 可推断白色相富 Zr 元素, 黑色相富 Al 元素, ZrO_2 的壳包裹着 Al_2O_3 的核构成类细胞基元。如表 1 所示, 区域内的 O、Al、Zr 元素的质量分数分别为 38.45%、32.39% 和 29.16%, 该结果与理论值 (38.32%、30.97% 和 30.70%) 非常接近。

图 9 展示了不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 成形样品上表面的高倍 SEM 结果, 可见圆形、菱形、五边形、六边形细胞等对称性较高的组织形态, 也可见拉长、内凹、孪生等对称性较低的组织形态, 细胞间还存在共晶微结构。相比数字光处理光固化

(DLP)、SLA 和喷墨打印 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的微观组织, 烧结过程中仅在颗粒间接触的烧结颈处发生物质迁移; 而 LPBF 过程中存在大量自由离子/原子团簇的液相状态, 极大地增强了元素的扩散能力, 因此可以在结晶过程中形成复杂多变的微观组织形态。经过 ImageJ 软件的测量和统计, 不同激光功率下的类细胞晶粒尺寸的统计结果如图 9(e) 所示, 其中点代表晶粒尺寸的平均值, 长条区域为统计值误差带, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的类细胞晶粒尺寸随着激光功率的增加而增加。

这种晶粒尺寸增加的现象可以用焊接晶粒的生长模型^[34]来解释:

$$g^2 = k_1 \alpha \tau e^{\left(\frac{-Q}{RT_r}\right)} + g_0^2, \quad (1)$$

式中: g 为最终晶粒尺寸; g_0 为初始晶粒尺寸; k_1 为动力

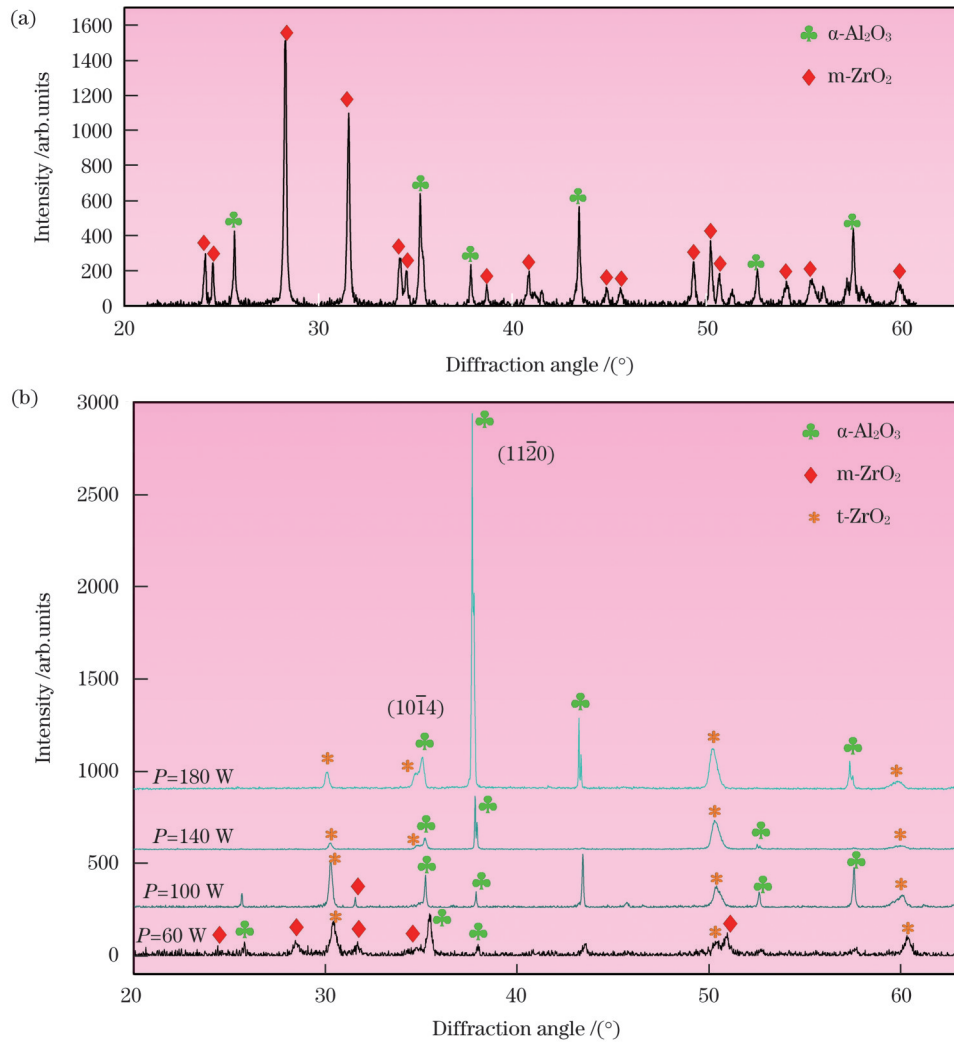


图 7 XRD 测试结果。(a)原始粉末;(b)不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 成形块体试样

Fig. 7 XRD test results. (a) Pristine powder; (b) block samples of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics shaped by LPBF under different laser powers

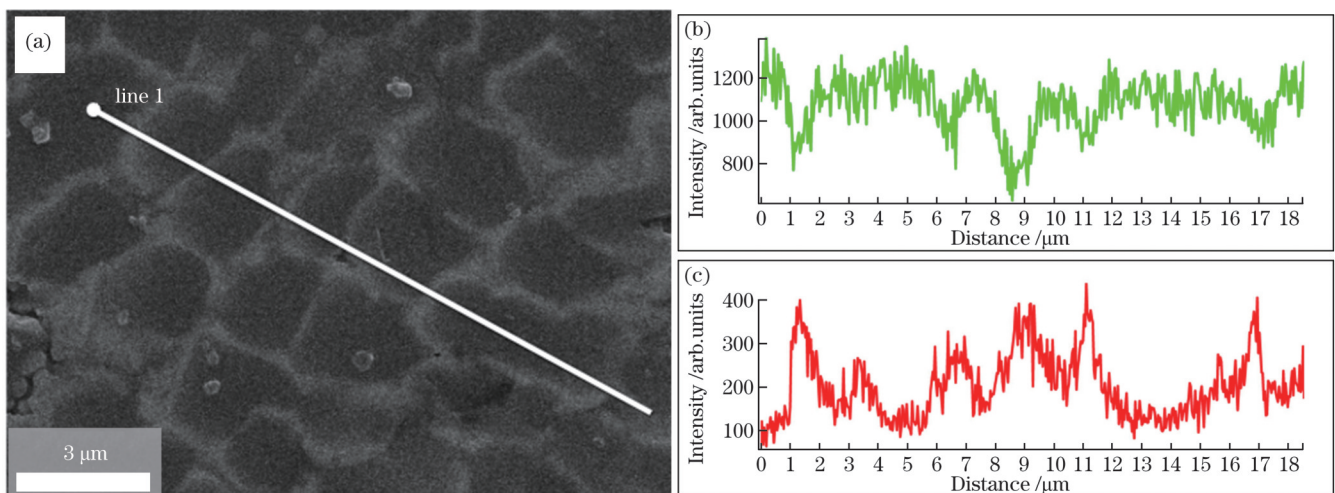


图 8 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 成形块体试样的典型微观组织及元素分布结果。(a) $P=120\text{ W}$ 时的微观组织;(b)图 8(a) 中线 1 上 Al 元素的分布情况;(c)图 8(a) 中线 1 上 Zr 元素的分布情况

Fig. 8 Typical microstructure and elemental distribution results of block samples of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics shaped by LPBF under different laser powers. (a) Microstructure at $P=120\text{ W}$; (b) distribution of Al element on line 1 in Fig. 8(a); (c) distribution of Zr element on line 1 in Fig. 8(a)

表 1 Al₂O₃-ZrO₂共晶陶瓷 LPBF 成形块体试样的元素含量
Table 1 Element contents of block samples of Al₂O₃-ZrO₂ eutectic ceramics shaped by LPBF under different laser powers

Element	Mass fraction / %
O	38.45
Al	32.39
Zr	29.16
Total	100.00

学常数; Q 为晶粒生长的活化能; R 为气体普适常数; α 为热导率; τ 为升温时间; T_p 为峰值温度, 由 α 和 τ 确定。

$$\alpha = \sqrt{\frac{2\pi RT_p}{Q}}, \quad (2)$$

$$\tau = \frac{P/v}{2\pi\lambda} \cdot \frac{1}{T_p - T_0}, \quad (3)$$

式中: v 为激光扫描速度; λ 为热导率; T_0 为预热温度; τ 为温度由 T_0 升到 T_p 的加热时间。由式(1)~(3)可知, 随着激光功率的增加, 线热源的能量密度增加, 熔池存在的时间增加, 晶粒生长的时间增加, 从而促进了 Al₂O₃-ZrO₂共晶陶瓷的类细胞晶粒尺寸的增加。

3.5 Al₂O₃-ZrO₂共晶陶瓷的力学性能

图 10 展示了 Al₂O₃-ZrO₂共晶陶瓷 LPBF 成形样品的显微硬度和断裂韧性与激光功率工艺参数的关系。显微硬度随着激光功率的增加呈现递减的趋势, 断裂韧性则是先降低后升高; 当激光功率为 60 W 时, 样品

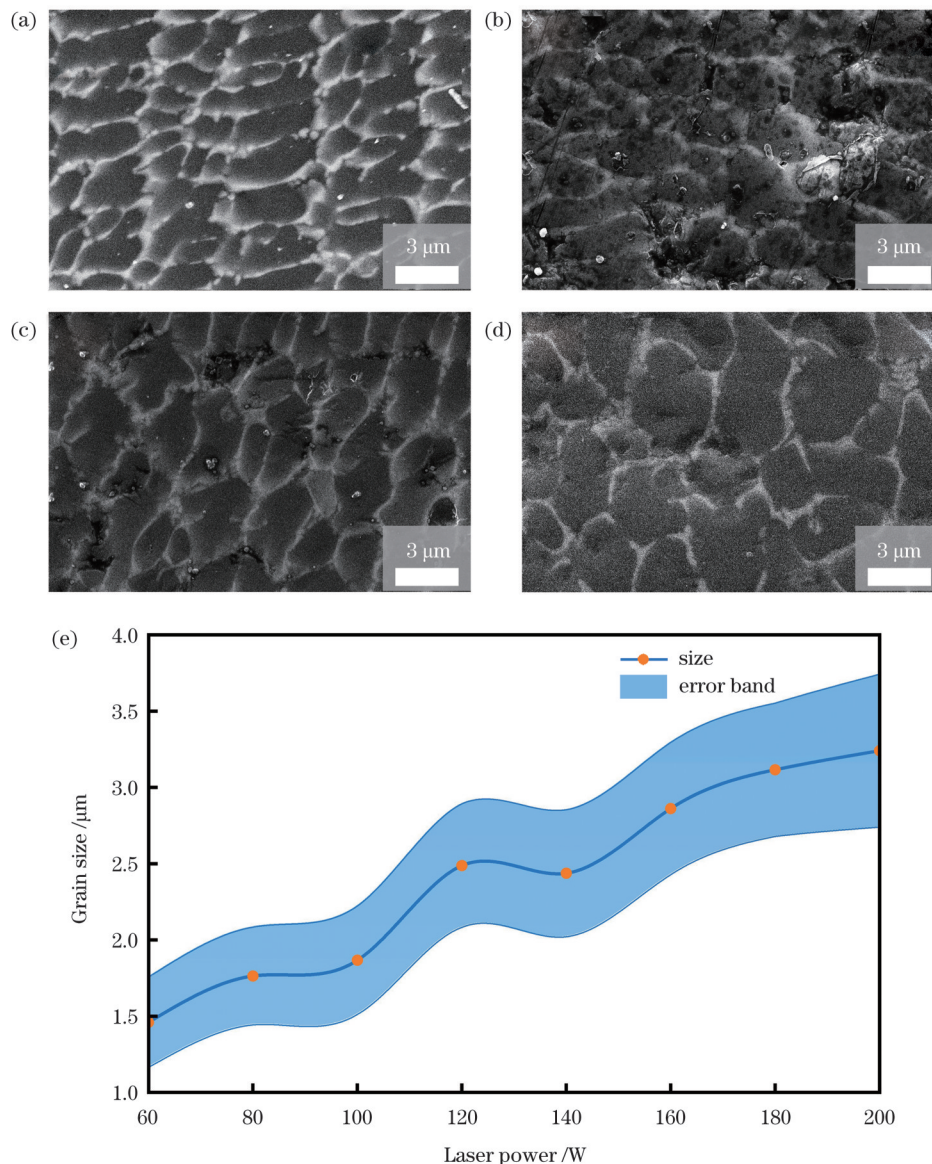


图 9 不同激光功率下 Al₂O₃-ZrO₂共晶陶瓷 LPBF 成形样品的上表面微观组织。(a) $P=60$ W; (b) $P=100$ W; (c) $P=140$ W; (d) $P=180$ W; (e) 不同激光功率下类细胞晶粒的尺寸统计结果

Fig. 9 Upper surface microstructures of Al₂O₃-ZrO₂ eutectic ceramic samples shaped by LPBF under different laser powers. (a) $P=60$ W; (b) $P=100$ W; (c) $P=140$ W; (d) $P=180$ W; (e) statistical results of cellular-like grain sizes under different laser powers

呈现最优的硬度和断裂韧性,分别为 17.19 GPa 和 $6.67 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。表 2 展示了不同工艺下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的组织典型特征和力学性能。相比 SLA、DLP 等烧结态 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷,LPBF 制备的样品的微观组织和力学性能的可调性更强。此外,LPBF 试样的微观组织尺寸相比 LENS 试样 ($5\sim 10 \mu\text{m}$) 更细小,因此展现出更优异的硬度和断裂韧性。根据霍尔-佩

奇理论,低能量下样品内部细化的晶粒可以形成大量晶界,当外界施加载荷时,可以提供更多的位错塞积,从而使样品的硬度和断裂韧性得到提升^[35]。当激光功率超过 140 W 时,晶粒尺寸增加,断裂韧性也呈现增加的趋势,这可能与微观组织中纳米尺度的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶组织的出现有关,通过共晶强化和界面增韧的方式,裂纹的扩展得到抑制。

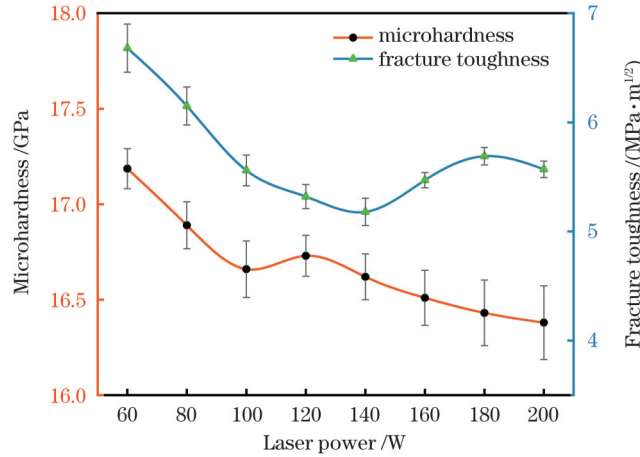


图 10 不同激光功率下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷 LPBF 成形样品的显微硬度和断裂韧性

Fig. 10 Microhardness and fracture toughness of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramic samples shaped by LPBF under different laser powers

表 2 不同技术制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷样品的典型微观组织特征和力学性能

Table 2 Typical microstructure characteristics and mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramic samples prepared by different techniques

Microstructure feature	Manufacturing technology	Grain size / μm	Microhardness / GPa	Fracture toughness / (MPa·m ^{1/2})
Solidification pattern	LPBF (This work)	1.46 ± 0.29	17.190 ± 0.105	6.670 ± 0.220
		1.76 ± 0.32	16.890 ± 0.123	6.150 ± 0.174
		3.24 ± 0.50	16.380 ± 0.193	5.570 ± 0.075
	LENS ^[13]	8.24	16.75	4.1
Sintered state	SLA ^[10]	1.93(Al_2O_3), 1.22(ZrO_2)	13.43	2.87
		2.77(Al_2O_3), 1.71(ZrO_2)	14.21	3.88
		3.22(Al_2O_3), 0.58(ZrO_2)	17.40	7.76

4 结 论

设计了变激光功率工艺参数下的 LPBF 直接成形 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的单道和块体实验。通过高速相机采集了单道沉积过程中的照片,分析了单道形貌特征;结合 XRD、SEM 等工具研究了打印样品的表面质量、物相结构、微观组织、力学性能,得出以下结论:

1) 随着激光功率的增加,熔池长度和沉积道宽度均呈现增加的趋势。在高激光功率下,熔池的拖尾现象更显著。

2) $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的表面粗糙度和气孔率均随着激光功率的增加先降低后升高,高激光功率下的熔道偏移和大尺寸气孔导致表面质量下降。

3) $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的物相主要包括 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、

$m\text{-ZrO}_2$ 、亚稳相 $t\text{-ZrO}_2$ 。随着激光功率的增加, $m\text{-ZrO}_2$ 逐渐减少,常温下亚稳态的 $t\text{-ZrO}_2$ 得以保留,这是由于极短的凝固时间约束了相变所需的交换能量和空间尺寸。

4) LPBF 制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷的微观组织呈现类细胞状结构,其尺寸随着激光功率的增加而增加。

5) 在 $P=60 \text{ W}$ 下,LPBF 制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 共晶陶瓷样品具有最优显微硬度和断裂韧性,分别为 17.19 GPa 和 $6.67 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。

参 考 文 献

- [1] Waku Y, Nakagawa N, Wakamoto T, et al. A ductile ceramic eutectic composite with high strength at 1, 873 K[J]. Nature, 1997, 389: 49-52.

- [2] Fan Z Q, Yin Y, Tan Q Y, et al. Unveiling solidification mode transition and crystallographic characteristics in laser 3D-printed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics[J]. *Scripta Materialia*, 2022, 210: 114433.
- [3] Wang Z G, Ouyang J H, Wang Y J, et al. Microstructural characterization of nanostructured $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic layer by laser rapid solidification method[J]. *Applied Surface Science*, 2019, 476: 335-341.
- [4] 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]. *Ceramics International*, 2023, 49(8): 12758-12771.
- [5] Zheng T Q, Wang W, Sun J X, et al. Development and evaluation of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ composite processed by digital light 3D printing[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(7): 8682-8688.
- [6] Banik S R, Iqbal I M, Nath R, et al. State of the art on zirconia toughened alumina cutting tools[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2019, 18: 2632-2641.
- [7] Tari G. Gelcasting ceramics: a review[J]. *American Ceramic Society Bulletin*, 2003, 82: 43-46.
- [8] Li N, Huang S, Zhang G D, et al. Progress in additive manufacturing on new materials: a review[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(2): 242-269.
- [9] Olhero S M, Torres P M C, Mesquita-Guimarães J, et al. Conventional versus additive manufacturing in the structural performance of dense alumina-zirconia ceramics: 20 years of research, challenges and future perspectives[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 77: 838-879.
- [10] Liu X Y, Zou B, Xing H Y, et al. The preparation of $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ composite ceramic by SLA-3D printing and sintering processing[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(1): 937-944.
- [11] Pandit P P. Inkjet printing of graphene-reinforced zirconia composite: microstructures and properties[D]. Oxford: Miami University, 2023.
- [12] Pfeiffer S, Florio K, Puccio D, et al. Direct laser additive manufacturing of high performance oxide ceramics: a state-of-the-art review[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, 41(13): 6087-6114.
- [13] 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[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, 42(6): 2957-2973.
- [14] Shen Z L, Su H J, Yu M H, et al. Large-size complex-structure ternary eutectic ceramic fabricated using laser powder bed fusion assisted with finite element analysis[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 72: 103627.
- [15] 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]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, 42(3): 1088-1101.
- [16] Zhang K, Liu T T, Liao W, et al. Simulation of the thermal behavior and analysis of solidification process during selective laser melting of alumina[D]. Austin: University of Texas at Austin, 2018: 1808-1820.
- [17] Zheng Y, Zhang K, Liu T T, et al. Cracks of alumina ceramics by selective laser melting[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(1): 175-184.
- [18] 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]. *Additive Manufacturing*, 2021, 48: 102425.
- [19] 马瑞岑, 张凯, 韦辉亮, 等. 基于数值仿真的 Al_2O_3 陶瓷激光选区熔化表面微观组织形成机理研究[J]. *中国激光*, 2019, 46(2): 0202002.
- Ma R Q, Zhang K, Wei H L, et al. Formation mechanism of surface microstructure in selective laser melting of alumina ceramic based on numerical simulation[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(2): 0202002.
- [20] Xiong Z W, Zhang K, Liu T T, et al. Role of scanning speed on the microstructure and mechanical properties of additively manufactured $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2023, 106(12): 7760-7775.
- [21] Hu Y B, Ning F D, Cong W L, et al. Ultrasonic vibration-assisted laser engineering net shaping of $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ bulk parts: effects on crack suppression, microstructure, and mechanical properties[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(3): 2752-2760.
- [22] 张凯, 刘婷婷, 张长东, 等. 基于熔池数据分析的激光选区熔化成形翘曲变形行为研究[J]. *中国激光*, 2015, 42(9): 0903007.
- Zhang K, Liu T T, Zhang C D, et al. Study on deformation behavior in selective laser melting based on the analysis of the melt pool data[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(9): 0903007.
- [23] 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]. *Ceramics International*, 2023, 49(22): 35948-35962.
- [24] Gates-Rector S, Blanton T. The powder diffraction file: a quality materials characterization database[J]. *Powder Diffraction*, 2019, 34(4): 352-360.
- [25] Thorvaldsen A. The intercept method: 2. determination of spatial grain size[J]. *Acta Materialia*, 1997, 45(2): 595-600.
- [26] Quinn G D. Fracture toughness of ceramics by the vickers indentation crack length method: a critical review[M]//Tandon R, Wereszczak A, Lara-Curzio E, et al. *Mechanical properties and performance of engineering ceramics II: ceramic engineering and science proceedings*. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2008, 27(2): 45-62.
- [27] Kondo T, Muta H, Kurosaki K, et al. Density and viscosity of liquid ZrO_2 measured by aerodynamic levitation technique[J]. *Heliyon*, 2019, 5(7): e02049.
- [28] Kim W K, Shim J H, Kaviany M. Thermophysical properties of liquid UO_2 , ZrO_2 and corium by molecular dynamics and predictive models[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2017, 491: 126-137.
- [29] Mills K C. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys[M]. Cambridge: Woodhead Publishing, 2002.
- [30] 尹清远, 韦辉亮, 张昌春, 等. 基于固有应变法的激光增材制造特征结构应力与变形高效预测[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402207.
- Yin Q Y, Wei H L, Zhang C C, et al. Effect prediction of stress and deformation for laser additive manufacturing of characteristic structure based on inherent strain method[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(14): 1402207.
- [31] Qiu Y D, Wu J M, Chen A N, et al. Balling phenomenon and cracks in alumina ceramics prepared by direct selective laser melting assisted with pressure treatment[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(9): 13854-13861.
- [32] 宋长辉, 付厚雄, 严仲伟, 等. 激光粉末床熔融成形内部质量缺陷及其调控方法[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402801.
- Song C H, Fu H X, Yan Z W, et al. Internal defects and control methods of laser powder bed fusion forming[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(14): 1402801.
- [33] 林守钢, 郭溪溪, 陈浩, 等. 激光熔注制备 ZrO_2 热障涂层过程中 ZrO_2 颗粒的组织演变[J]. *中国激光*, 2019, 46(8): 0802004.
- Lin S G, Guo X X, Chen H, et al. Microstructure evolution of ZrO_2 particle during manufacture of ZrO_2 thermal barrier coating by laser melt injection[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(8): 0802004.
- [34] Ashby M F, Easterling K E. A first report on diagrams for grain growth in welds[J]. *Acta Metallurgica*, 1982, 30(11): 1969-1978.
- [35] 吕新蕊, 刘婷婷, 廖文和, 等. 高强铝合金 7075 激光粉末床熔融凝固裂纹的消除与质量控制[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402209.

Effects of Laser Power on Molten Pool Morphology, Microstructure, and Mechanical Properties of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ Eutectic Ceramics Shaped by Laser Powder Bed Fusion

Xiong Zhiwei, Zhang Kai*, Liu Tingting**, Liao Wenhe

School of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, Jiangsu, China

Abstract

Objective Molten-grown $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics exhibit outstanding high-temperature performance and have potential technological applications in aviation, aerospace, and nuclear engineering. Laser powder bed fusion (LPBF) technology has several advantages, including high design flexibility, low production costs, and short delivery cycles, making it promising in the direct manufacture of complex $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramic components with dense microstructures. However, the transient interaction between ceramic powder and lasers still requires clarification, and insufficient ceramic toughness poses significant challenges to the direct fabrication of ceramics via LPBF. Consequently, it is imperative to investigate the real-time morphology evolution of molten pools and establish a correlation among the “material-process-microstructure-mechanical properties” to lay the groundwork for producing high-performance ceramic materials. This paper presents an innovative study based on real-time high-speed imaging systems and three-dimensional confocal microscope reconstruction of surface information in single deposition tracks. Morphological characteristics such as molten pool length and single deposition track width are statistically analyzed. The results indicate that increasing laser power leads to longer molten pools and wider single deposition tracks. To improve the correlation among the material-process-microstructure-mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics, characterization and testing methods, including X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS), and microhardness measurements, are employed to investigate the surface quality, relative density, phase composition, microstructure, and mechanical property evolution of LPBF-produced $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics under different laser powers. The findings demonstrate a gradual reduction in m-ZrO₂ with increasing laser power owing to the inhibition of the martensitic phase transformation during rapid LPBF cooling. Additionally, the cellular grain size of the specimens exhibits an increasing trend with higher laser power, accompanied by a decrease in grain boundary density. Consequently, the measured microhardness and fracture toughness exhibit a decreasing trend.

Methods This experiment is conducted on a self-developed LPBF device. The process parameters are set as follows: a scanning speed of 100 mm/s, laser power ranging from 60 W to 200 W (with interval of 20 W), scanning pitch of 100 μm , and layer thickness of 50 μm . Single deposition tracks of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics are printed under different laser powers, and a high-speed camera is employed to capture the process. Using a zigzag scanning strategy, eutectic ceramic samples with dimensions of 10 mm \times 10 mm \times 1 mm are fabricated to investigate phase formation, surface quality, microstructure, and mechanical properties. A high-speed camera with a sampling frequency of 83333 Hz is used to observe the laser forming process. To ensure image quality, an 808 nm light source is utilized for supplementary illumination, which is installed with an 808 nm filter and an 8 \times magnification lens group in the optical path. An X-ray diffractometer is employed to detect the phase and crystal structure information of the prepared samples. The field scanning electron microscope is used to observe the microstructure and morphology of the sample surfaces. Phase analysis is conducted using an energy-dispersive X-ray spectrometer (EDXS) system, and hardness and fracture toughness are measured using the Vickers hardness testing method.

Results and Discussions According to Fig. 3(e), the length of the molten pool and width of the single deposition channel increase consistently with increasing laser power. Additionally, when the laser power initially increases from 60 W to 120 W, the width exhibits significant growth, and the length increases slowly. However, as the laser power increases from 140 W to 200 W, the growth trends of the length and width are reversed. When fabricating $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramic bulks using LPBF, a low power leads to warping and deformation (Fig. 4), whereas a high power results in molten track shift (Fig. 5). Furthermore, the surface roughness and porosity decrease initially and then increase with increasing laser power (Figs. 5 and 6). Therefore, selecting an appropriate laser power is advantageous for enhancing both the stability and quality of samples. As shown in Fig. 7, the preservation of the substable martensitic phase t-ZrO₂ is observed at a high laser power. This can be attributed to the limited conversion time during LPBF quenching, which hinders the energy exchange and spatial dimensions necessary for phase transition within the short period of solidification and crystallization. The microstructure of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics consists of cellular-like units (Fig. 8). Based on ImageJ measurements and statistics, the grain size of these units increases with increasing laser power (Fig. 9), and according to Hall-Petch theory, low-energy grain refinement generates numerous grain boundaries within the sample. These

boundaries effectively impede dislocation movement when external loads are applied, resulting in enhanced sample hardness and fracture toughness (Fig. 10).

Conclusions Combining the images taken by the high-speed camera with the characterization of the samples, the following conclusions are drawn.

- 1) With increasing laser power, both the length of the molten pool and width of the deposition track exhibit an increasing trend. At higher laser powers, the trailing phenomenon of the molten pool becomes more prominent.
- 2) The surface roughness and porosity of the $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics initially decrease and then increase with increasing laser power. The deterioration in surface quality at higher laser powers can be attributed to molten pool offset and the occurrence of large-sized pores.
- 3) The main phases of the $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics include $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ and metastable $m\text{-ZrO}_2$, with $t\text{-ZrO}_2$ as a substable phase. As laser power increases, the content of $m\text{-ZrO}_2$ gradually decreases, and the preservation of metastable $t\text{-ZrO}_2$ at room temperature is due to the limited energy exchange and spatial dimensions required for phase transformation within the extremely short solidification time.
- 4) The microstructure of LPBF-produced $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics exhibits a cellular-like structure, with the size increasing with laser power.
- 5) Among the tested laser powers, samples fabricated under $P=60$ W demonstrate the optimal microhardness (17.19 GPa) and fracture toughness ($6.67 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$).

Key words laser techniques; laser powder bed fusion; $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ eutectic ceramics; molten pool; grain size; fracture toughness