

# SiC 颗粒对 LPBF 成形 TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料 冶金质量与性能的影响

耿 龙<sup>1,2</sup>, 吴 凡<sup>1,2</sup>, 彭艺杰<sup>1,2</sup>, 党铭吉<sup>1,2</sup>, 范 伟<sup>1,2</sup>, 谭 华<sup>1,2</sup>, 张凤英<sup>1,3</sup>, 林 鑫<sup>1,2</sup>

(1. 西北工业大学凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072; 2. 西北工业大学金属高性能增材制造与创新设计工业和信息化部重点实验室, 陕西 西安 710072; 3. 长安大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064)

**摘要:** SiC 颗粒尺寸与含量对激光粉末床熔融制备的颗粒增强铝基复合材料的冶金质量和力学性能有重要影响。本研究以 TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 预合金粉末为基体, 通过机械混合引入不同粒径和体积分数(5 μm-5%、5 μm-10% 和 20 μm-10%)的 SiC 颗粒。结果表明, SiC 含量或尺寸的增加降低了致密化, 缩小了工艺窗口。试样的最高致密度分别为 99.1%、98.2% 和 96.9%。过量的 SiC 或较大的 SiC 颗粒容易引起气孔、开裂和团聚缺陷, 恶化成形质量。5%(体积分数)SiC 试样的显微硬度和杨氏模量分别为 170 HV 和 113.8 GPa, 而 10%(体积分数)SiC 试样分别提高至 200 HV 和 130.6 GPa。适度的 SiC 含量和尺寸有利于实现高致密化和优异的力学性能。

**关键词:** 激光粉末床熔融; SiC 颗粒尺寸与含量; 致密度; 冶金缺陷; 力学性能

中图分类号: TG665

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)12-1223-13

## Effect of SiC Particles on the Metallurgical Quality and Properties of TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg Composites Fabricated by Laser Powder Bed Fusion

GENG Long<sup>1,2</sup>, WU Fan<sup>1,2</sup>, PENG Yijie<sup>1,2</sup>, DANG Mingji<sup>1,2</sup>, FAN Wei<sup>1,2</sup>, TAN Hua<sup>1,2</sup>,  
ZHANG Fengying<sup>1,3</sup>, LIN Xin<sup>1,2</sup>

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. MIIT Key Laboratory of Metal High Performance Additive Manufacturing and Innovative Design, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

**Abstract:** The size and content of SiC particles play crucial roles in determining the metallurgical quality and mechanical properties of particle-reinforced aluminum matrix composites (PAMCs) fabricated via laser powder bed fusion (LPBF). TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg prealloyed powder was used as the matrix, and SiC particles with different sizes and volume fractions (5 μm-5 vol.%, 5 μm-10 vol.%, and 20 μm-10 vol.%) were incorporated through mechanical mixing. The effects of the SiC particle size and content on the densification behavior, process window, metallurgical defects, and mechanical properties were systematically investigated. The results show that increasing the SiC content or particle size reduces densification and narrows the processing window. The maximum relative densities of the 5 μm-5 vol.%, 5 μm-10 vol.%, and 20 μm-10 vol.% samples are 99.1%, 98.2%, and 96.9%, respectively. Excessive addition or larger SiC particles tend to induce porosity, cracking, and agglomeration defects, deteriorating the forming quality. The 5 vol.% SiC sample exhibits a microhardness of 170 HV and a Young's modulus of 113.8 GPa, whereas those of the 10 vol.% SiC sample increase to 200 HV and 130.6 GPa, respectively. A moderate SiC content combined with smaller particle size is beneficial for achieving high densification and superior mechanical properties.

**Key words:** laser powder bed fusion; SiC particle size and content; relative density; metallurgical defect; mechanical property

收稿日期: 2025-10-17

基金项目: 中国国防基础研究基金(JCKY2022204B005)

作者简介: 耿 龙, 2001 年生, 硕士生。研究方向为增材制造成形铝合金组织与性能研究。Email: gengl@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 范 伟, 1995 年生, 博士, 教授。研究方向为金属增材制造。Email: fanw92@nwpu.edu.cn

谭 华, 1979 年生, 博士, 教授。研究方向为高性能金属激光增材制造与再制造技术的基础与应用。Email: tanhua@nwpu.edu.cn

引用格式: 耿龙, 吴凡, 彭艺杰, 党铭吉, 范伟, 谭华, 张凤英, 林鑫. SiC 颗粒对 LPBF 成形 TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料冶金质量与性能的影响[J]. 铸造技术, 2025, 46(12): 1223-1235.

GENG L, WU F, PENG Y J, DANG M J, FAN W, TAN H, ZHANG F Y, LIN X. Effect of SiC particles on the metallurgical quality and properties of TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg composites fabricated by laser powder bed fusion[J]. Foundry Technology, 2025, 46(12): 1223-1235.

激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)是一种先进的金属零件直接成形技术。该方法通过计算机控制的三维模型切片,结合金属粉末的逐层铺设与熔化,实现了无需模具的快速“近净成形”制造<sup>[1-2]</sup>。LPBF最大的优势在于能够高效加工复杂结构的零部件,在航空航天等领域展现出广阔的应用前景<sup>[3]</sup>。与此同时,颗粒增强铝基复合材料(particle-reinforced aluminum matrix composites, PAMCs)因其高比强度、高刚度、优异的弹性模量以及良好的抗疲劳性能,受到了研究人员的广泛关注<sup>[4-5]</sup>。但传统的制备工艺在实现复杂结构方面存在一定局限。基于此,利用LPBF技术制造高性能、结构复杂的PAMCs逐渐成为一个重要的发展方向<sup>[6-7]</sup>。

目前LPBF成形PAMCs常用的增强颗粒有SiC、TiB<sub>2</sub>、TiC、和TiB<sub>2</sub>+TiC双颗粒等<sup>[8]</sup>。Feng等<sup>[9]</sup>采用LPBF技术对预合金化TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg粉末进行成形,结果表明,加入6.5%(质量分数)TiB<sub>2</sub>后极限抗拉强度提升显著(接近增加约20%~50%),且伸长率仍维持在较高水平(约15%~16%)。然而,进一步增加TiB<sub>2</sub>含量将显著增加成形难度,同时强化效果提升有限,且强塑性匹配效应不明显。基于此,Geng等<sup>[10]</sup>进一步机械添加了具有高硬度、高弹性模量的SiC颗粒<sup>[11]</sup>,通过LPBF制备了5%(体积分数)SiC+6.5%(质量分数)TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg复合材料,在SiC和TiB<sub>2</sub>双颗粒的协同影响下,其力学性能得到进一步提高。Gu等<sup>[12]</sup>采用射线示踪计算分析了AlSi10Mg、SiC/AlSi10Mg和TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg材料在LPBF过程中粉末颗粒表面的激光吸收率和辐照度分布,以及增强颗粒对激光能量吸收的影响。结果显示加入增强颗粒可增强激光束与粉末颗粒的相互作用,粒子表面的激光轨迹斑增加,两复合材料的激光吸收率均高于AlSi10Mg基体。Xue等<sup>[13]</sup>发现较小尺寸的SiC颗粒可提高SiC/AlSi10Mg粉末的激光吸收率,促进材料致密化,同时改善颗粒与铝基体界面的润湿性和界面反应,从而显著增强复合材料的力学性能。

综上所述,增强颗粒的尺寸和含量在LPBF制备PAMCs中对熔池流动行为、能量分布、激光吸收以及粉末的熔融与凝固过程存在显著影响,从而影响材料的致密化程度和界面反应。不合理的颗粒尺寸与含量配置容易在成形过程中诱发孔隙、裂纹及颗粒团聚等缺陷,从而削弱材料的致密化程度和整体性能表现<sup>[14-15]</sup>。然而,现有研究多侧重颗粒单一尺寸或单一含量对力学性能的整体影响,缺乏系统性分析增强颗粒特性对复合材料的冶金质量、工艺窗

口和缺陷形成机制的影响。因此,开展多尺度、多因素的系统研究对于优化LPBF工艺参数、控制缺陷并实现高性能PAMCs的可控制备具有重要意义。

基于国内外前期研究发现的规律与问题,结合在TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg复合材料方面的研究基础<sup>[9-10]</sup>,本文以TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg预合金粉末为基体,通过机械混粉引入不同尺寸和含量的SiC陶瓷颗粒,5 μm-5%,5 μm-10%,20 μm-10%(体积分数),系统探讨SiC颗粒尺寸与含量对LPBF成形PAMCs的致密度、冶金质量、工艺窗口及缺陷形成机制的影响,为优化LPBF工艺参数和复合材料设计提供理论依据与实验参考。

## 1 实验材料与分析方法

研究用实验材料包括TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg预合金粉末与SiC粉末,其中原位自生TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg预合金粉末制备过程共分为两步:①由混合盐反应法制备得到铸态原位自生TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg材料;②采用真空气雾化技术将铸态材料制成粉体,粉末形貌如图1a和b所示,具有较好的球形度,存在少量的“卫星粉”。该粉末的化学成分如表1所示。SiC颗粒为港田纳米材料有限公司生产,中值粒径包括5、20 μm,形貌如图1c所示,化学成分见表2。

表1 通过ICP-AES测量的TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg粉末成分

Tab.1 Composition of the TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg powder measured via ICP-AES

(mass fraction/%)

Al	Ti	B	Cu	Mg	Fe	Si
Bal.	4.10	1.93	0.004	0.37	0.14	10.89

表2 SiC成分

Tab.2 SiC composition

(mass fraction/%)

SiC	Ni	Fe	Co	Mn	Al	C	O
≥99.9	≤0.011	≤0.014	≤0.011	≤0.03	≤0.05	≤0.02	≤0.14

对两种粉末机械混合(江西宝航新材料制造有限公司研制的全方位行星磨机),混合前为保持粉末干燥,利用真空干燥箱烘干SiC颗粒水分,烘干温度120 °C,时间2 h。用于混粉的球磨珠和罐均为玛瑙材质,球料质量比1:3。为防止TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg预合金粉末变形,球磨速度设置为80 r/min,球磨时间为3 h,且每15 min转换一个循环方向,不同循环方向间暂停2 min。混合完粉末利用扫描电子显微镜进行表面形貌表征,如图1d~f所示,对应的粉末粒径如图2所示。实验开始前为保持粉末干燥性,对其进行烘干操作,利用真空烘干箱在120 °C条件下真空烘干粉末3 h,同时使用无水乙醇对6061铝合金基板进行清洗,去除表面油污。

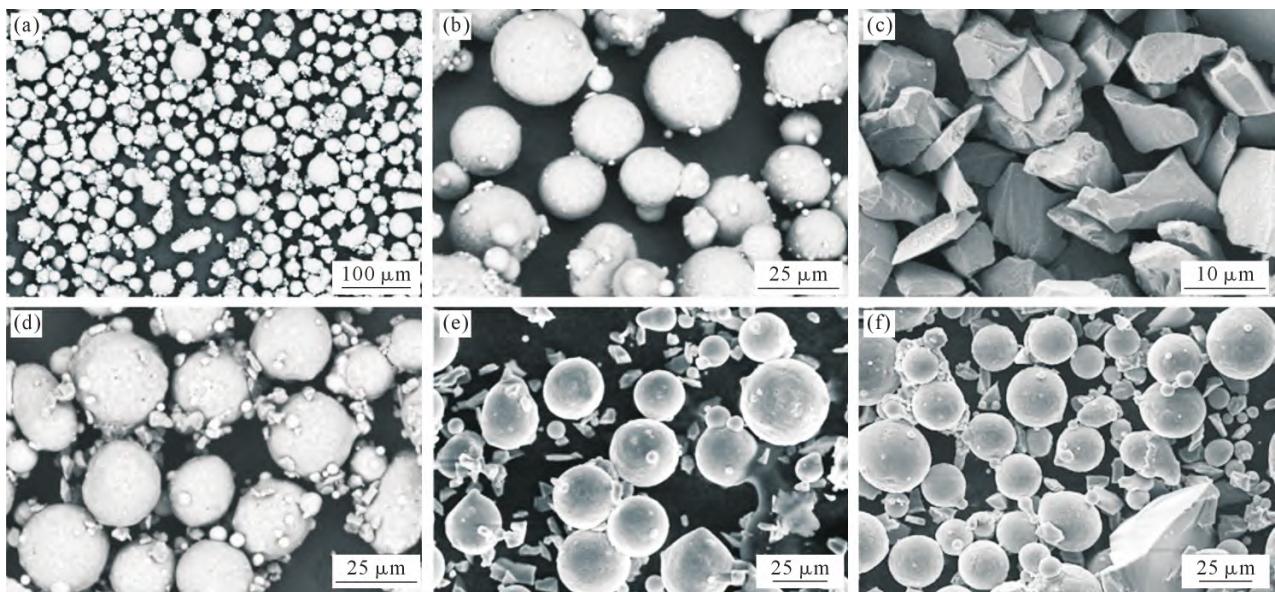


图 1 粉末形貌 SEM 像:(a, b) TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg; (c) SiC; (d) 5 μm-5%SiC; (e) 5 μm-10%SiC; (f) 20 μm-10%SiC  
Fig.1 SEM images of powder morphology: (a, b) TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg; (c) SiC; (d) 5 μm-5 vol.% SiC; (e) 5 μm-10 vol.% SiC;  
(f) 20 μm-10 vol.% SiC

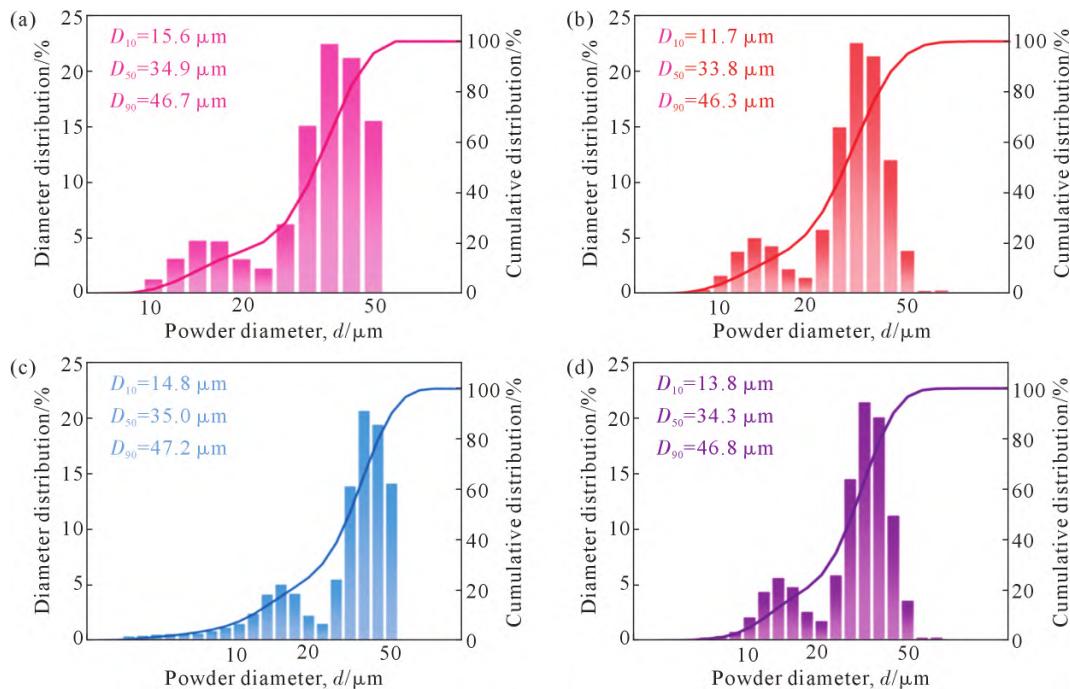


图 2 粉末粒径分布:(a) TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg; (b) 5 μm-5%SiC; (c) 5 μm-10%SiC; (d) 20 μm-10%SiC  
Fig.2 Particle size distributions: (a) TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg; (b) 5 μm-5 vol.% SiC; (c) 5 μm-10 vol.% SiC; (d) 20 μm-10 vol.% SiC

采用西安铂力特生产的 BLT-A320 设备成形 8 mm×8 mm×8 mm 的块状试样用于参数优化,实验参数采用正交设计法,如表 3 所示。在设备启动前,应先在成形舱室内注入高纯氩气,使氧含量降至  $2 \times 10^{-2}$ % 以下,同时为减少应力对试样的影响,将基板预热至 80 °C,扫描策略选择条带式扫描,其中层间旋转 67°。

利用赛多利丝 BS2245 电子天平,根据阿基米德排水法原理测试不同参数成形试样的密度,再与理论密度相比,所得为相对致密度。组织观察前需

表 3 激光粉末床熔融工艺参数

Tab.3 LPBF process parameters

Parameters	Value
Laser spot diameter, $D/\mu\text{m}$	80
Laser power, $P/\text{W}$	200, 230, 260, 290, 320, 350
Scanning speed, $v/(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	900, 1 100, 1 300, 1 500, 1 700
Spacing hatch, $h/\text{mm}$	0.09, 0.12
Powder layer thinkess, $t/\mu\text{m}$	30
Scanning strategy	67° rotation per layer

要完成金相试样的制备,首先打磨抛光试样 XOX 面,然后使用凯勒(Keller)试剂腐蚀 15 s,试剂配比为

95 mL H<sub>2</sub>O+1.5 mL HCl+2.5 mL HNO<sub>3</sub>+1 mL HF。利用光学显微镜(optical microscope, OM)和扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)对腐蚀后的金相试样微观组织进行表征与分析,同时结合能谱仪(energy dispersive spectroscopy, EDS)对试样的元素成分进行表征与分析。显微硬度的测试利用LECO 显微硬度计完成,测试前将试样表面进行打磨抛光,保证试样平整光滑,测试选用载荷为 300 g,保载时间 15 s,每个试样沿沉积方向测试 10 个点,点间距 0.5 mm,去掉一个最大值和最小值后取的平均值作为该试样最终显微硬度值。纳米压痕测试同样需要对试样表面进行打磨抛光,测试部位分为基体、SiC 颗粒,基体颗粒结合界面处最大载荷为 5 mN,加载、保载和卸载时间采用 525 原则。

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料冶金质量分析

分别对 3 种不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料,(SiC 颗粒尺寸与含量分别为 5 μm-5%, 5 μm-10%, 20 μm-10%)进行成形工艺特性分析,研究不同成分下工艺参数与冶金质量的关系,确认不同成分复合材料的最优工艺窗口,简称为 5 μm-5%, 5 μm-10%, 20 μm-10%SiC 复合材料。在 LPBF 工作过程中,材料所接受能量多少受多种因素共同作用,其

中激光功率  $P$ 、扫描速度  $v$  与扫描间距  $h$  是改变的直接因素,共同构成了体能量密度  $E_v$ <sup>[9]</sup>,即单位体积材料所接受的能量密度。通过下式计算获得:

$$E_v = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \quad (1)$$

式中, $E_v$  为激光能量密度,J/mm<sup>3</sup>;  $P$  为激光功率,W;  $v$  为激光扫描速率,mm/s;  $h$  为扫描间距,μm;  $t$  为层厚,μm。

图 3a 为 5 μm-5%SiC 复合材料致密度随能量密度变化,其致密度随能量密度增高先增大后减小,当能量密度小于 40 J/mm<sup>3</sup> 时,试样所受能量密度过小,不足以完全熔化金属粉末,造成试样成形质量不佳。当能量密度高于 80 J/mm<sup>3</sup> 时,试样所受能量密度过高,造成引起金属低沸点元素蒸发、熔池猛烈对流/飞溅及气体被包裹(keyhole/气孔),降低了试样致密度,更高能量密度这一现象越发明显。表明 5 μm-5%SiC 复合材料最优参数集中在能量密度较低区间,在 40~80 J/mm<sup>3</sup> 区间致密度超过 99%(激光功率 230 W 和扫描速度 1 500 mm/s 下达到最高致密度 99.1%)。增加 SiC 含量后,图 3b 中 5 μm-10%SiC 复合材料的致密度随能量密度变化趋势不变,但与 5 μm-5%SiC 复合材料相比,同样能量密度下 5 μm-10%SiC 复合材料的致密度低于前者(激光功率 200 W, 扫描速度 1 700 mm/s 下达到最高致密度 98.2%)。同时能量密度窗口变狭窄,最优能量密度区

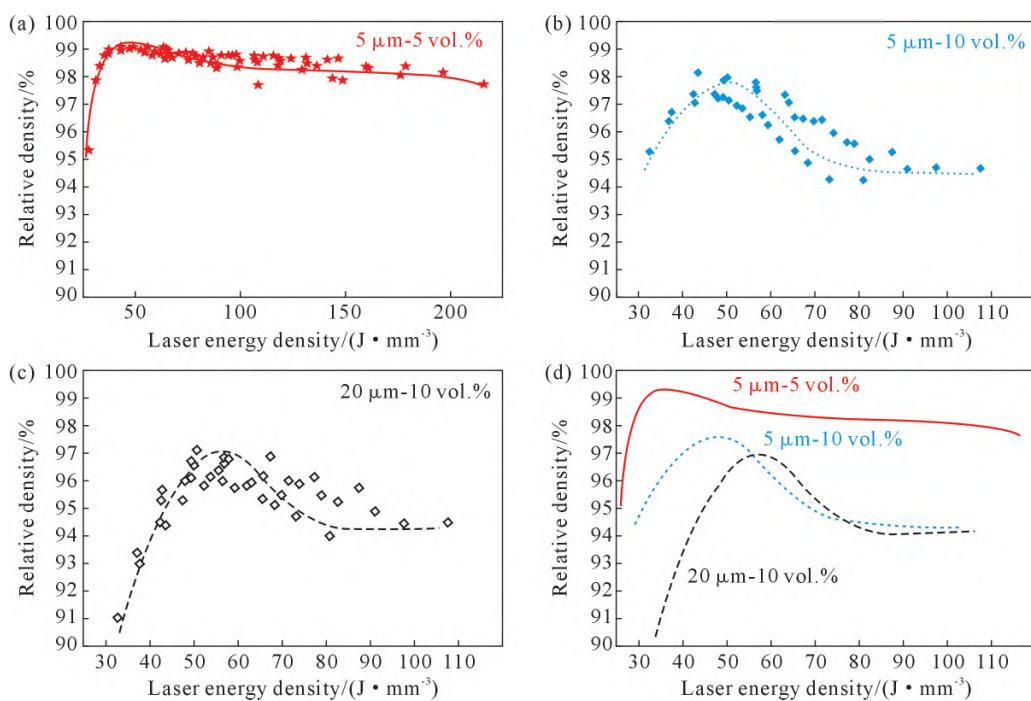


图 3 不同 SiC 尺寸和含量的 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料致密度随能量密度变化:(a) 5 μm-5%SiC; (b) 5 μm-10%SiC;(c) 20 μm-10%SiC; (d) 致密度比较

Fig.3 Relative density of SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg composites with different SiC sizes and contents varying with energy density:  
(a) 5 μm-5 vol.% SiC; (b) 5 μm-10 vol.% SiC; (c) 20 μm-10 vol.% SiC; (d) comparison of the densities

间在42~55 J/mm<sup>3</sup>。在保持 SiC 含量不变情况下增加 SiC 颗粒尺寸,试样致密度随能量密度变化趋势依然保持不变,但能量窗口进一步缩窄且低能区更容易出现熔合不良缺陷(lack of fusion, LOF)。这是由于较大颗粒更容易产生局部热屏蔽、团聚并造成局部熔池不连续。图 3d 综合展示了不同 SiC 颗粒尺寸与含量下复合材料致密度随激光能量密度变化的总体趋势。可以看出,随着 SiC 含量由 5% 增加至 10% 以及颗粒尺寸由 5 μm 增大至 20 μm,试样的整体致密度呈下降趋势,同时致密化所需的最佳能量密度区间逐渐向右移动,即需要更高的能量输入才能获得较高致密度。此外,能量密度窗口明显变窄,说明随着 SiC 颗粒含量和尺寸的增加,工艺对能量输入的敏感性增强,加工窗口减小。总体上,较低 SiC 含量和较小颗粒尺寸更有利于获得高致密度与稳定的成形性能。

为进一步分析不同能量密度试样成形情况,分别对不同能量密度试样的冶金质量进行观察,结果如图 4 与 5 所示。早前的研究<sup>[10]</sup>中已对 5 μm-5%SiC 复合材料的冶金质量进行了表示,过低能量密度下存在大量 LOF 缺陷,在能量密度 40~80 J/mm<sup>3</sup> 密度区间中试样内部无明显缺陷,当能量密度增加至 85.2 J/mm<sup>3</sup> 时,出现少量气孔缺陷,但孔隙比例和孔径均较小;继续提高能量密度后,气孔数量和尺寸明显增大,说明过高能量密度会引发气体捕获与孔洞形成。增加 SiC 含量后,试样不止存在气孔与 LOF 缺陷(图 4b~e),还在低于最优能量密度区间时产生不连续裂纹(图 4a),在高于最优能量密度区间

时则出现贯穿试样的宏观裂纹(图 4f),这些缺陷显著降低了试样的致密度,同时也使得工艺窗口进一步收窄,导致试样的最高致密度下降。

当 SiC 颗粒尺寸增大时,黑色 SiC 颗粒分布较为稀疏,颗粒间距增大,有助于其在基体中的均匀分散。然而,在能量密度过低的条件下(图 5a 和 b),试样内部仍存在大量 LOF 缺陷,致密度显著降低。当能量密度提高至 50.5~74.1 J/mm<sup>3</sup> 时,OM 图显示缺陷数量减少,仅存在少量 LOF 与微孔缺陷,这说明增大 SiC 尺寸虽可减轻高含量 SiC 颗粒团聚导致的缺陷,但大颗粒自身不利于熔池稳定,仍可能引发新的成形缺陷。在高能量密度条件下(图 5f),试样中出现微裂纹及贯穿性裂纹,进一步恶化了致密度。

SiC 尺寸与含量的变化改变了铝基复合材料的冶金质量,图 6 为 3 种不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料工艺窗口变化对致密度的影响,从图中可知,在 5%SiC 含量下试样成形窗口广,试样内不存在裂纹缺陷,低致密度试样主要由 LOF 缺陷造成。随着 SiC 含量增加至 10%,最优致密度从 99.2% 降为 98.1%,工艺窗口同时变狭窄如图 6c,与此同时,个别参数试样内部出现裂纹缺陷,出现孔洞缺陷的试样变多。增加 SiC 颗粒尺寸至 20 μm 后试样致密度发生大幅降低,最优致密度仅为 96.8%,在设定工艺窗口下无致密度良好试样,同时裂纹缺陷与熔合不良缺陷变多。SiC 尺寸与含量的变化改变了复合材料工艺窗口主要原因是:①引入不同状态的 SiC 复合粉末对激光的吸收率不同,使其最优工艺参数偏移;②在 LPBF 工作过程中受熔体黏度变化,改变

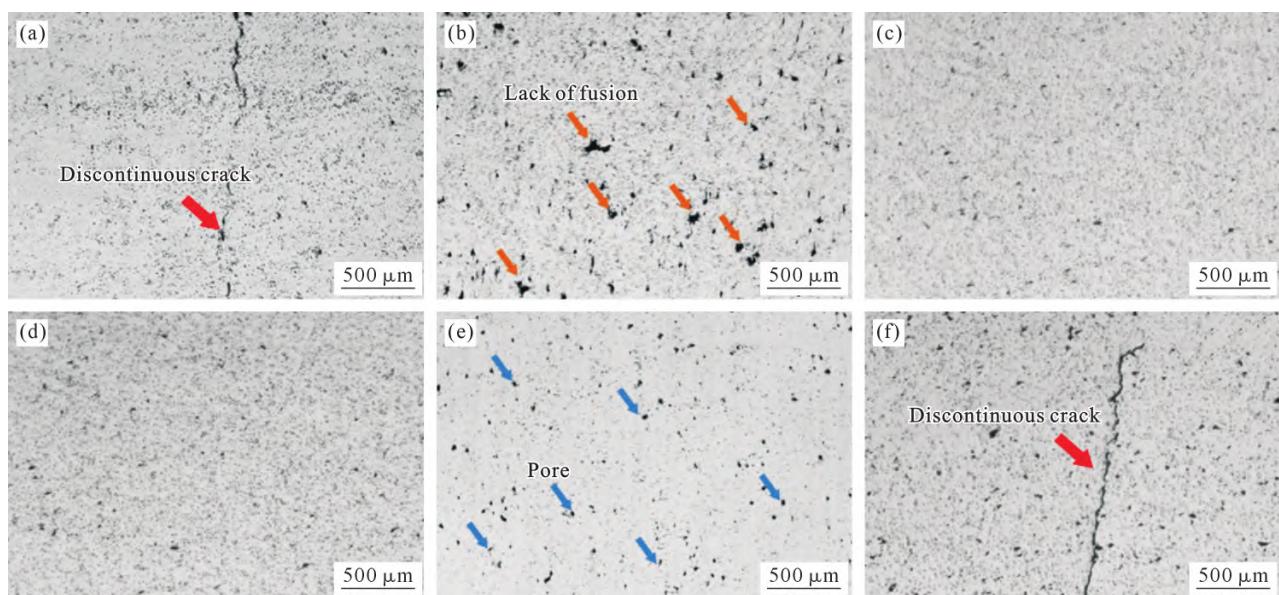


图 4 5 μm-10%SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 不同能量密度试样成形工艺窗口:(a) 32.0 J/mm<sup>3</sup>; (b) 37.0 J/mm<sup>3</sup>; (c) 42.1 J/mm<sup>3</sup>; (d) 50.1 J/mm<sup>3</sup>; (e) 67.3 J/mm<sup>3</sup>; (f) 87.5 J/mm<sup>3</sup>

Fig.4 Forming process window of 5 μm-10 vol.% SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg with different energy densities: (a) 32.0 J/mm<sup>3</sup>; (b) 37.0 J/mm<sup>3</sup>; (c) 42.1 J/mm<sup>3</sup>; (d) 50.1 J/mm<sup>3</sup>; (e) 67.3 J/mm<sup>3</sup>; (f) 87.5 J/mm<sup>3</sup>

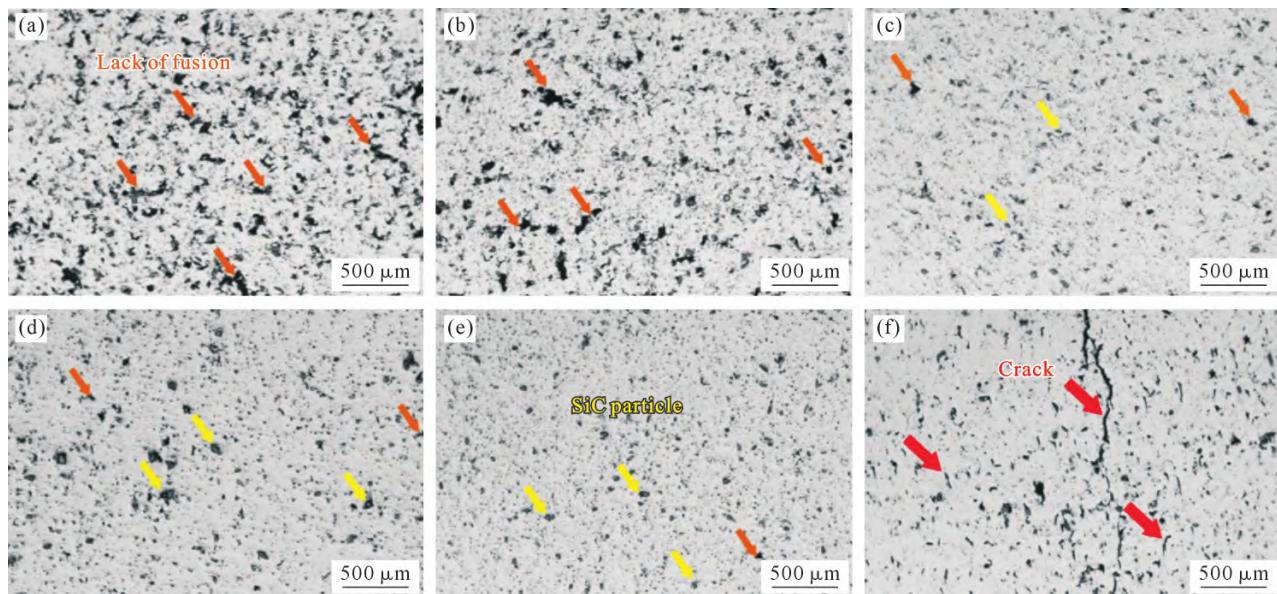


图 5 20  $\mu\text{m}$ -10%SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 不同能量密度试样成形工艺窗口 : (a) 37.0  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (b) 43.6  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (c) 50.5  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (d) 56.8  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (e) 74.1  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (f) 91.2  $\text{J}/\text{mm}^3$

Fig.5 Forming process window of 20  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg with different energy densities: (a) 37.0  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (b) 43.6  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (c) 50.5  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (d) 56.8  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (e) 74.1  $\text{J}/\text{mm}^3$ ; (f) 91.2  $\text{J}/\text{mm}^3$

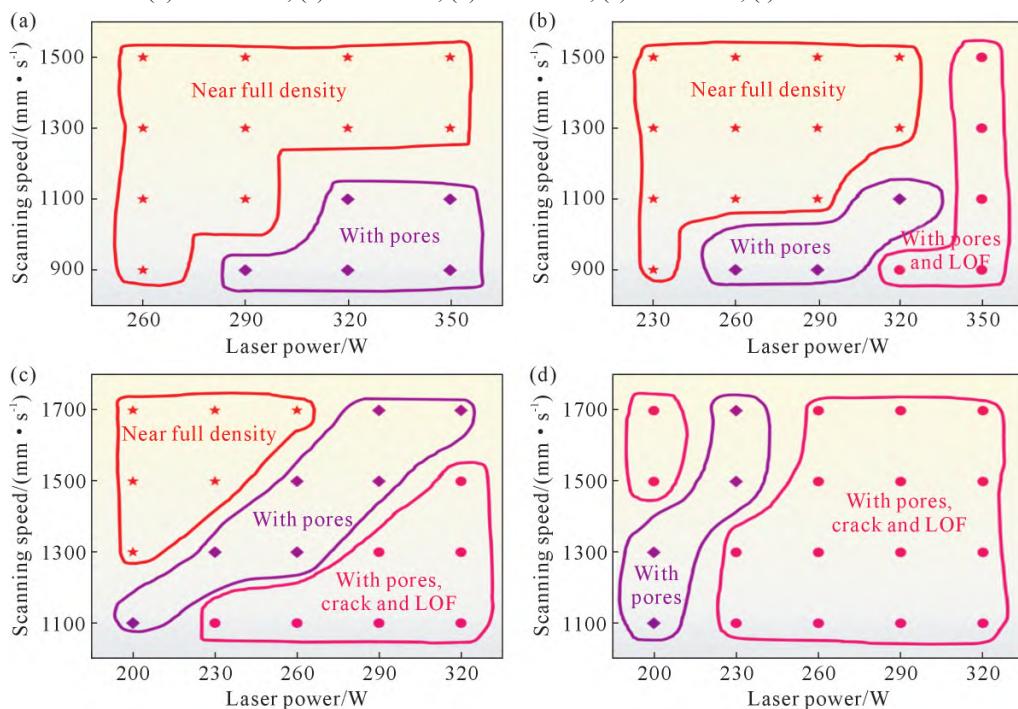


图 6 不同成分 SiC+TiB₂/AlSi10Mg 复合材料成形工艺窗口 : (a) TiB₂/AlSi10Mg; (b) 5  $\mu\text{m}$ -5%SiC; (c) 5  $\mu\text{m}$ -10%SiC; (d) 20  $\mu\text{m}$ -10%SiC

Fig.6 Forming process window of SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg composites with different compositions: (a) TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg; (b) 5  $\mu\text{m}$ -5 vol.% SiC; (c) 5  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC; (d) 20  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC

Marangoni 对流效应,从而影响成形致密度,随着 SiC 含量增加,内部缺陷增多,工艺窗口变狭窄<sup>[16-17]</sup>。

结合图 3 可以发现不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料工艺窗口发生偏移,粉末材料的 LPBF 可加工性受到多种物理和化学性质的影响,包括形貌、尺寸、表面状态以及粉末材料的组成<sup>[18]</sup>。在这些影响因素中,粉末的激光吸收率是关键因素之一,因为它直接决定了粉末在一定的激光波长下能吸收多

少能量形成熔体,图 7a 为不同成分复合材料的激光吸收率,TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 的激光吸收率为 43.7%,加入 5%SiC 后提升至 47.3%,10%SiC 时进一步增至 49.0%;当 SiC 颗粒尺寸增大至 20  $\mu\text{m}$  时,吸收率略有降至 47.5%。这表明添加 SiC 颗粒可有效提高粉末的激光吸收率,且随 SiC 含量增加而升高,而颗粒尺寸增大使吸收率略有下降。如图 7b 所示,SiC 颗粒分布于铝合金粉末表面及孔隙间,增强了激光与

粉末的多重反射效应。激光在粒子间多次反射与折射,延长了在粉末层中的停留时间,从而显著提升了整体吸收率。同时根据 Yang 等<sup>[19]</sup>的报道,吸收率的差异与颗粒大小有很大关系,吸收率随粉体粒径的增大而减小,与本文增大了 SiC 粒径粉末激光吸收率下降的现象一致。粉末激光吸收率的增加意味着不同粉末接收到同样的能量密度,高激光吸收率可以更好的捕获能量,从而使最优工艺参数区间发生偏移,这解释了不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料的不同工艺窗口。

图 6 显示增大 SiC 含量导致最优工艺窗口变狭窄,增加 SiC 尺寸致使致密度进一步恶化。含量增加造成工艺窗口狭窄主要有 3 个原因:①增加 SiC 颗粒含量后,大量的 SiC 颗粒结块,大大降低了熔体的流动性<sup>[55]</sup>。②高含量的 SiC 能够吸收并储存更多热能,使熔池温度升高,从而引发合金中低沸点元素(如 Mg)的蒸发,造成熔池的不稳定<sup>[47,56]</sup>。③当能量分布为高斯分布的激光束作用于粉末时,熔池内形成较大的温度梯度,剧烈的 Marangoni 对流进一步加剧了熔池的不稳定性<sup>[57]</sup>。当 SiC 颗粒尺寸增大时,致密度进一步下降,这与熔体黏度的变化密切相关。加入 SiC 后,熔体中的颗粒-颗粒相互作用和颗粒-熔体相互作用共同影响混合熔体的黏度。在高剪切速率条件下,颗粒-颗粒相互作用可忽略,黏度变化主要由颗粒-熔体相互作用决定。增大 SiC 颗粒尺寸后,激光吸收率的降低使熔池中混合熔体温度降低,导致 Marangoni 对流<sup>[53]</sup>和蒸发反冲压力减弱,熔池尺寸随之缩小。同时,大尺寸颗粒受重力影响更显著,增加了流动阻力,使混合熔体黏度升高。另一方面,较大 SiC 颗粒的热导率更高<sup>[58]</sup>,加剧了熔池散热,进一步降低熔池温度与寿命。综上,SiC 粒径增大会显著削弱熔池流动性,导致复合材料致密度下降。

## 2.2 缺陷表征及形成机制

与 LPBF 成形铝合金一致,不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/Al-

Si10Mg 复合材料中亦普遍存在孔隙缺陷。其主要诱因包括氢气孔与低熔点元素蒸发,氢气在铝合金不同固液状态中的溶解度差异<sup>[20]</sup>,粉末在激光作用时形成高温熔池,大量的氢溶解其中,激光作用后熔池温度骤降,大量氢准备析出,同时铝合金快速凝固。但受限于铝合金低密度,氢气泡在熔池中受到浮力小,上升速度慢,造成其从熔池中逃逸速度小于熔池凝固速度,从而遗留在试样中形成气孔缺陷,如图 8a 所示。同时,当熔池温度过高时易造成低熔点元素如 Mg 元素蒸发,在基体内形成气孔。除气孔外,试样内存在 LOF 缺陷,其主要形成因素之一是 LPBF 加工过程的球化现象<sup>[21]</sup>,球化是在金属液与周围介质存在表面张力作用下,为了保持两者界面自由能最小,界面形状逐渐向球形转变的过程<sup>[22]</sup>。发生球化现象时会造成熔池不能完全凝固成形,形成不连续熔池,因此形成 LOF 缺陷,如图 8b 所示。影响球化现象的因素有很多,诸如激光功率、扫描速度、层厚、金属液润湿性等。在一定范围内,金属粉末的熔化量越多,金属液黏度随温度升高而降低,金属液的流动性越好,越容易铺展于基体表面,从而抑制球化的形成。采用较大的功率,较低的扫描速度可以提高粉末激光吸收率,使粉末发生充分熔化来降低表面张力与熔体黏度,增加熔池深度与宽度从而减弱球化现象。虽然本文中实验参数为低功率高扫速区间,但是 SiC 的引入提高了激光吸收率,铝合金粉末仍能保持充分熔融状态。

值得注意的是,粉末特性对球化程度也有较大影响。虽然铝合金粉末可以保持充分熔融状态,但 SiC 颗粒因其高熔点特性不能充分熔解。图 8b 中 10%SiC 试样球化现象更为明显,表现出更多的 LOF 缺陷,这是因为 SiC 颗粒形状不规则,松装密度大,具有更高含量的 SiC 的试样熔池粘度更大,同时在熔池熔化凝固这一过程中,SiC 颗粒基本不发生熔化,以不规则颗粒形式存在进一步阻碍熔液的流动,

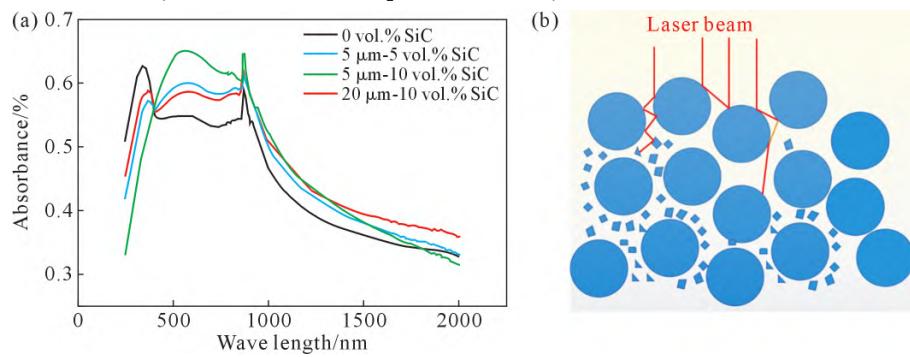


图 7 不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料激光吸收率和激光与粉末作用示意图:(a) 粉末激光吸收率;(b) 激光与粉末作用示意图

Fig.7 Schematic diagram of laser absorption and laser interaction with powder of SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg composites with different compositions: (a) laser absorptivity; (b) laser and powder action diagram

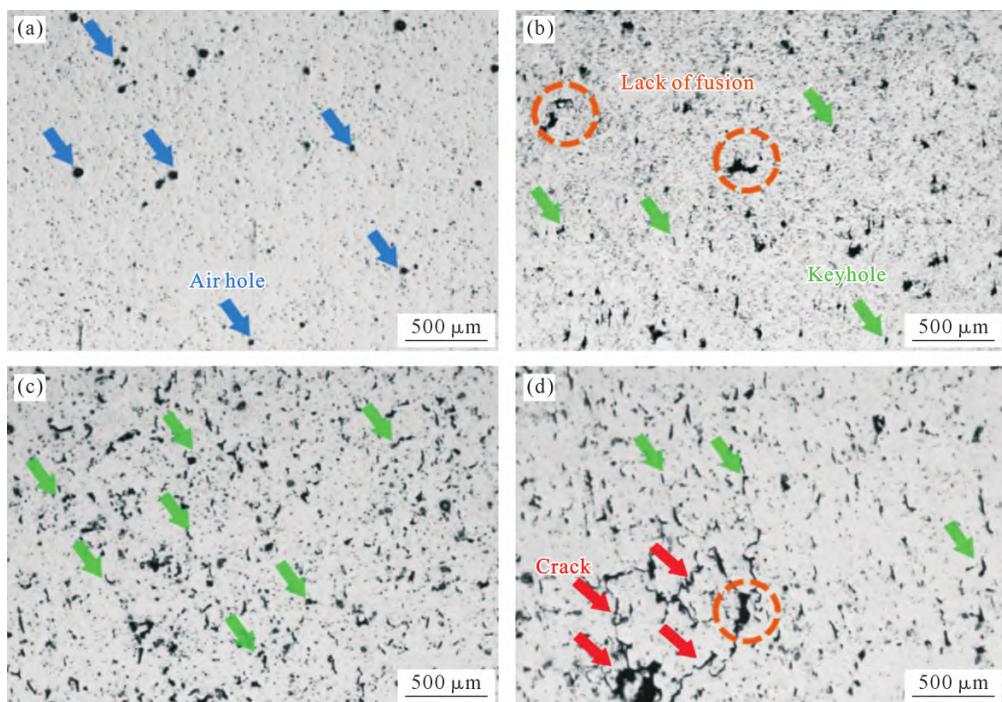


图 8 不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料典型缺陷 : (a) 5  $\mu\text{m}$ -5%SiC; (b) 5  $\mu\text{m}$ -10%SiC; (c, d) 20  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC  
Fig.8 Typical defects in SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg composites with different compositions: (a) 5  $\mu\text{m}$ -5 vol.% SiC; (b) 5  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC;  
(c, d) 20  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC

使球化现象更为严重。增大 SiC 颗粒尺寸至 20  $\mu\text{m}$  时, 该现象进一步恶化, 如图 8c 所示, 更为严重的是这种恶化的缺陷由于数量增加而在某些地方导致了图 8d 中裂纹的出现。综上, 为避免熔合不良缺陷要尽量保持 SiC 含量不易过高, 颗粒尺寸不易过大, 能量密度足够大进而保证熔液流动充分。

进一步对 5  $\mu\text{m}$ -10%SiC 复合材料 LOF 缺陷进行元素分析, 图 9a 中缺陷处存在明显的 Si、Ti、C、O 元素的偏析, 这体现了缺陷的产生很大概率与 SiC 颗粒和 TiB<sub>2</sub> 颗粒有关。另外 O 元素的存在也证明 LPBF 过程中可能存在氧化物夹杂, 这是形成 LOF 缺陷的另一个因素。Zhang 等<sup>[23]</sup>研究表明, 铝合金在 LPBF 加工过程中形成的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 阻碍了粉末颗粒的融合, 降低了凝固层与扫描路径之间的冶金结合效果, 加剧了球化现象, 降低了合金的密度。氧化物夹杂物常常诱发裂纹萌生, 降低零件的力学性能<sup>[24]</sup>。目前解决铝合金 LPBF 成形过程中氧化物夹杂问题手段有限, 只能从原材料和设备角度出发, 通常采用充分烘干粉末, 更换球形度更好的粉末, 进一步降低成型仓氧含量等。图 9b 可以观察到缺陷内部存在不完整的 SiC 颗粒, 存在部分熔解状态, 同时在 SiC 颗粒的锋利边缘处萌生裂纹。缺陷下半部分可以观察到 Ti 元素的明显富集, 缺陷边缘处萌生出裂纹缺陷。这两种现象证明 SiC 颗粒在 LPBF 热作用下会发生局部熔解, 在铝合金熔液凝固过程中降低熔液流动性, 使其不能充分补缩熔池。熔体黏度增大的

同时同样影响 TiB<sub>2</sub> 颗粒的分布, 熔池内对流效应减弱, 造成颗粒团聚, 在团聚处形成熔合不良缺陷<sup>[25]</sup>。此时应相应增大能量密度, 保证熔液流动性。除此之外, SiC 颗粒形状不规则, 往往存在锋利的尖角, 这会使应力在该区域内显著增高, 有因应力集中形成裂纹的风险。遗憾的是 SiC 锋利边缘处存在应力集中的现象现在并未有很好手段避免, 因为 SiC 颗粒本身硬度高, 难以加工制备成规则形状颗粒。

根据熊勋涛<sup>[26]</sup>的报道, 试样内部熔合不良缺陷可能诱导裂纹, LPBF 过程中熔合不良缺陷尖锐区域处存在的巨大热应力诱发了复合材料开裂, 图 9b 熔合不良区域已经诱发形成微小裂纹, 在应力作用下, 其会诱发长大, 形成大长度宽度的巨型裂纹, 如图 9c 所示。除缺陷诱发裂纹外, 复合材料内部同样存在凝固裂纹, 如图 9d 所示, 同时可以观察到在裂纹周围分布着棒状反应相, 铝合金在 LPBF 加工凝固过程中内部存在热应力<sup>[27]</sup>, 由于温度变化导致热应力超过了材料的破坏强度从而产生了裂纹。Si 元素可以降低合金熔点, 提高合金流动性, 增加 Si 元素的含量可以减小热裂纹的形成<sup>[28]</sup>, 但是部分参数仍存在大量热裂纹, 这是因为 SiC 的引入与基体反应改变了局部温度, 进一步增大局部区域温度差而诱发热应力, 热裂纹周围分布大量反应相也证明了这一点。因此控制热裂纹也要从工艺参数角度出发, 优化参数同时控制 SiC 与基体的结合反应。

除前述两种裂纹机制外, 当 SiC 发生严重团聚

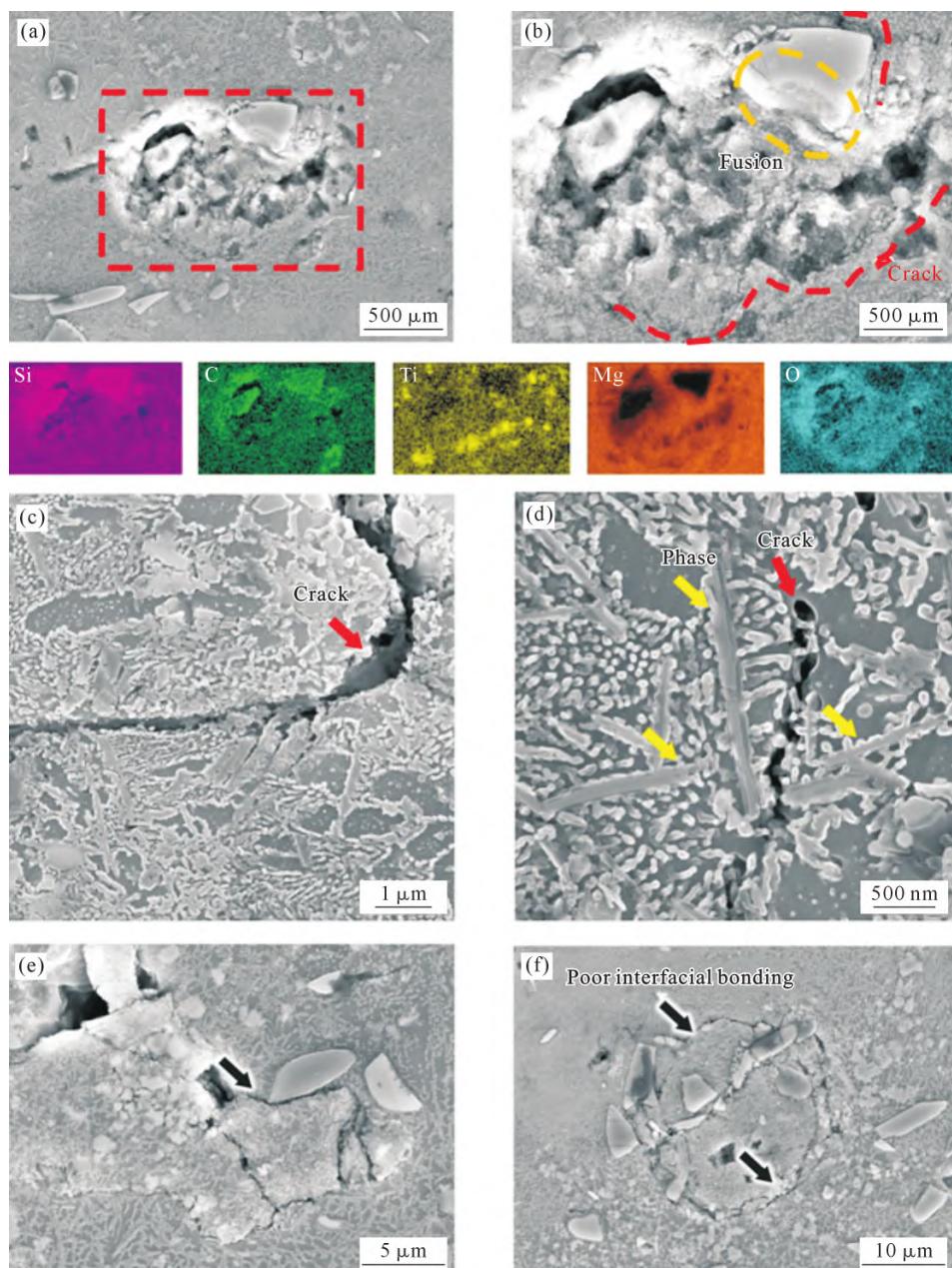


图 9 5 μm-10%SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料典型缺陷;(a) 低倍 SEM 照片及 EDS 结果;(b) 高倍 SEM 照片;(c) 缺陷诱发裂纹;(d) 热裂纹 SEM 照片;(e) 颗粒与基体界面结合处萌生裂纹;(f) SiC 颗粒团聚处裂纹集中分布

Fig.9 Typical defects of the 5 μm-10 vol.% SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg composite material: (a) low-magnification SEM image and EDS results; (b) high-magnification SEM image; (c) defect-induced cracks; (d) SEM image of hot cracks; (e) initiation of cracks at the interface between the particles and the substrate; (f) concentrated distribution of cracks at the agglomeration of SiC particles

时,会在颗粒与基体界面结合处出现结合不良的情况,如图 9e 和 f 所示。这主要源于 LPBF 过程中激光高斯能量分布及超快速加热—冷却引起的复杂热应力差异。激光作用下,被团聚的 SiC 颗粒包围的铝基粉末经历快速熔化并形成极高温度梯度,导致界面热应力显著增大。另一方面,SiC 与铝合金的热膨胀系数差异较大(SiC 约为  $4.4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ,铝合金约为  $23.2 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ),颗粒团聚会进一步放大这种差异,使界面应力集中更为严重。此外,铝基体熔体与 SiC 颗粒界面的润湿性较差,在凝固过程中被 SiC 颗粒包围的铝基粉末发生收缩,而外部的熔体无法进行

有效补缩,因此存在界面结合不良情况。当界面应力超过此弱界面的强度时,便会在界面处萌生微裂纹并迅速扩展,甚至导致 SiC 颗粒自身发生开裂<sup>[29]</sup>。

### 2.3 参数优化及力学性能

前文研究讨论了不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料工艺特性与冶金质量,分析了不同成分复合材料试样缺陷形成机制,即由工艺特性不同而引发的工艺上缺陷,包括气孔、熔合不良、热裂纹和由 SiC 颗粒本身物性参数不同而引发的缺陷,包括界面结合不良缺陷与团聚诱发裂纹缺陷。通过对上述缺陷的诱因分析,采用合适的能量密度可规避工艺

类缺陷,制备高致密度试样,如图 10 所示。采用的最优参数如表 4 所示。

基于上述研究结果,在最优工艺参数条件下对试样进行力学性能测试,以验证具有最高致密度 5  $\mu\text{m}$ -5%SiC 复合材料的综合性能优势。需要指出的是,20  $\mu\text{m}$ -10%SiC 试样由于内部缺陷较多,且即使经过工艺参数优化,其最高致密度仅为 96.1%,难以保证力学性能的代表性和可比性。因此,本节不讨论 SiC 颗粒尺寸对双颗粒增强铝基复合材料力学性能的影响,只讨论 TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg,5  $\mu\text{m}$ -5%SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg,5  $\mu\text{m}$ -10%SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg, 即 SiC 含量与力学性能变化关系。

在金属材料中通常硬度与屈服强度有着近似正比的关系,并且硬度测试是众多力学性能测试中相对简单的方法,因此首先对不同含量 SiC 试样进行显微硬度测试,不同成分试样显微硬度实验结果如图 11a 所示。从图中可以观察到 TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 试样平均硬度约为 128 HV,5%SiC 试样约为 170 HV,10%SiC 试样超过 200 HV,发现随着 SiC 含量的增

加,试样的显微硬度逐渐升高,同时各点间的显微硬度值波动越来越大,证明沿沉积方向,试样的力学性能逐渐不稳定,产生力学性能不均匀区域。这个现象可通过下式的混合法则加以分析<sup>[30]</sup>:

$$H_c = H_m f_m + H_r f_r \quad (2)$$

式中, $H_r$ 、 $H_m$ 、 $H_c$  分别为增强体、基体和复合材料的硬度, $f_r$ 、 $f_m$  分别为增强体和基体的体积分数。基体中陶瓷颗粒的含量越高,会导致更多的位错,从而提高复合材料的硬度<sup>[31]</sup>。受限于致密度水平,随 SiC 含量增加试样最优致密度发生降低,SiC 颗粒更容易团聚,造成试样内部性能不均匀,压头压在缺陷处和 SiC 颗粒周围概率随之增加,同时 10%SiC 试样内部组织发生明显变化,基体中大量板条状 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 相的分布不均匀同样影响力学性能,综合上述因素,造成试样显微硬度值发生明显波动。

进一步对不同成分复合材料进行纳米压痕测试,详细测试原理参考文献<sup>[32]</sup>。纳米压痕测试曲线如图 11c 和 d 所示,从中观察到 10%SiC 试样压痕深度明显小于 5%SiC 试样,说明 SiC 颗粒能够有效提升复

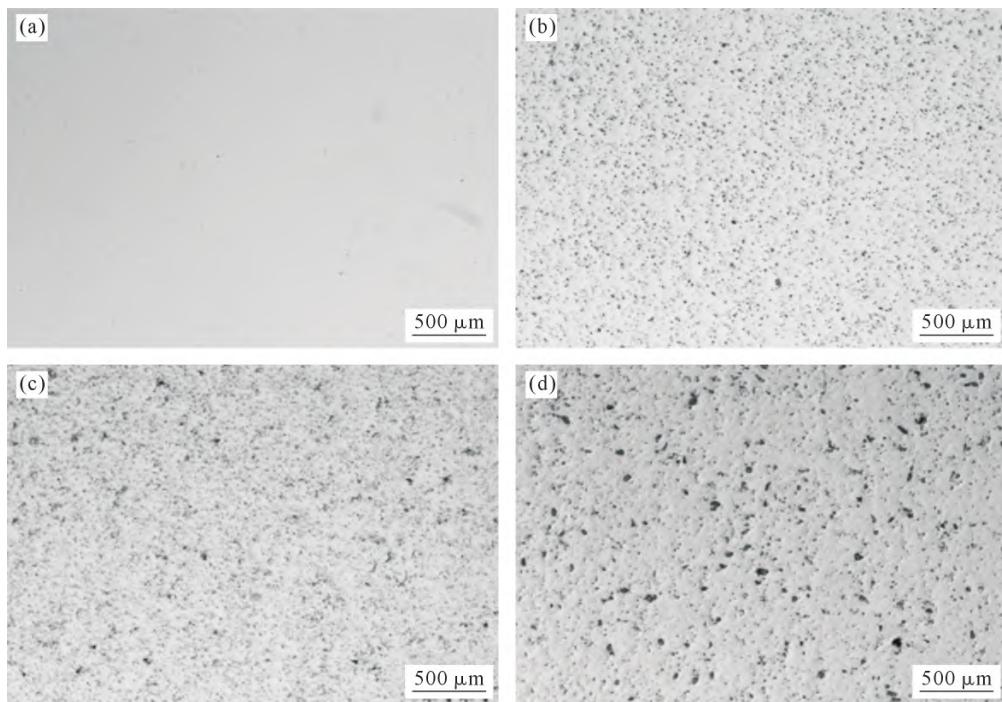


图 10 不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 最优致密度试样:(a) TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg; (b) 5  $\mu\text{m}$ -5 vol.% SiC; (c) 5  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC; (d) 20  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC

Fig.10 Optimal relative density of SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg with different components: (a) TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg; (b) 5  $\mu\text{m}$ -5 vol.% SiC; (c) 5  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC; (d) 20  $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC

表 4 不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 最优成形工艺参数

Tab.4 Optimum forming process parameters of SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg with different components

Materials	Power/W	Scanning speed/(mm·s <sup>-1</sup> )	Spacing hatch/mm	Relative density/%
TiB <sub>2</sub> /AlSi10Mg	260	1 500	0.11	99.8
5 $\mu\text{m}$ -5 vol.% SiC+TiB <sub>2</sub> /AlSi10Mg	230	1 500	0.09	99.1
5 $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC+TiB <sub>2</sub> /AlSi10Mg	200	1 700	0.09	98.2
20 $\mu\text{m}$ -10 vol.% SiC+TiB <sub>2</sub> /AlSi10Mg	200	1 100	0.09	96.9

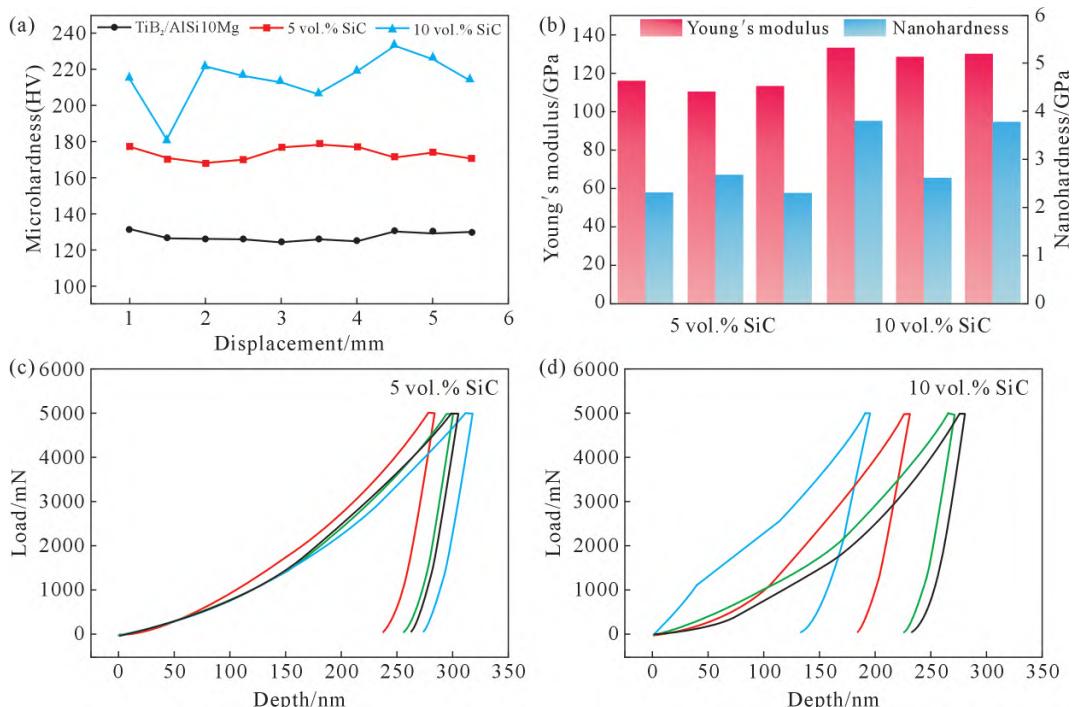


图 11 不同成分 SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 的力学性能:(a) 显微硬度;(b) 通过纳米压痕测试获得的杨氏模量以及硬度;(c) 5%SiC 的纳米压痕加载卸载曲线;(d) 5 μm-10%SiC 的纳米压痕加载卸载曲线

Fig.11 Mechanical properties of SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg with different compositions: (a) microhardness; (b) Young's modulus and hardness obtained via nanoindentation tests; (c) nanoindentation loading and unloading curves of 5 vol.% SiC; (d) nanoindentation loading and unloading curves of 5 μm-10 vol.% SiC

合材料抵抗微小外载的能力,同时10%SiC试样纳米压痕曲线同样显示出明显波动,4次测量曲线重合度较低,这进一步证明了10%SiC试样内不同区域具有明显性能差异。同时发现10%SiC试样加载阶段出现了波动,曲线不平滑,主要原因为:首先认为在加载初始阶段出现的波动现象被认为与合金晶粒内部的位错增殖有关,而在加载后期出现的波动现象被认为是由于位错从晶界处脱扎所导致。其次加载阶段的波动还与颗粒的偏聚有关,基体内分布大量蠕虫状Si相<sup>[10]</sup>,其密度的不同导致不同的压痕力学响应。图11b显示5%SiC试样杨氏模量与纳米硬度分别为113.8 GPa和2.43 GPa,10%SiC试样分别为130.6 GPa与和3.40 GPa,分别提高了14.7%和39.9%,其中10%SiC试样杨氏模量相对稳定,但最大纳米硬度差值1.20 GPa,这也说明了不同区域力学水平差异较大。综上,随SiC含量增高,显微硬度、纳米硬度与杨氏模量均升高,但是平均性能波动较大,主要是由于SiC含量过高,局部区域团聚现象明显,该现象恶化了材料性能。

### 3 结论

(1)SiC颗粒的引入显著影响复合材料的致密化行为。随着SiC含量和尺寸增加,试样致密度下降,最优能量密度区间由40~80 J/mm<sup>3</sup>缩小至42~55 J/mm<sup>3</sup>。

5 μm-5%、5 μm-10%及20 μm-10%复合材料的最高致密度分别为99.1%、98.2%和96.9%。

(2)SiC含量或粒径的增大均导致成形工艺窗口变窄并增加缺陷产生。5%SiC的工艺窗口宽广、未见裂纹;增加SiC含量至10%时复合材料最高致密度从99.2%降至98.1%,出现气孔及局部裂纹;20 μm-10%SiC复合材料的最高致密度进一步降至96.9%,伴随贯穿裂纹和熔合不良缺陷显著增多。

(3)SiC颗粒显著提高了粉末层对激光的吸收率。TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg基体为43.7%,5%SiC提高到47.3%,10%SiC进一步提升至49.0%,而20 μm颗粒时吸收率略降至47.5%。随SiC含量增加吸收率上升,颗粒变大时吸收率略有下降,这使得最佳能量密度发生偏移,影响了成形窗口。

(4)SiC颗粒显著强化了复合材料的力学性能:随着SiC含量由0提升至10%,复合材料显微硬度由约128 HV增加到超过200 HV;纳米硬度由2.43 GPa增加到3.95 GPa,杨氏模量由113.8 GPa提高到128.6 GPa。但高SiC含量引起的颗粒团聚和Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>析出导致材料局部性能波动加剧。

(5)综合分析表明,适量且细小的SiC颗粒(5 μm-5%)能在保持高致密度与稳定成形性的同时,显著提升复合材料硬度与刚度,是实现高性能SiC+TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg复合材料LPBF制备的最优参数组合。

## 参考文献：

- [1] FENG Z, WANG G, HAO Z W, WANG Y X, TAN H, FAN W, DANG M J, ZHANG S Y, CHEN Y G, PENG Y J, ZHANG T C, SHI S Q, WEI L, ZHANG F Y, LIN X, HUANG W D. Influence of scale effect on surface morphology in laser powder bed fusion technology[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2024, 19(1): e2336157.
- [2] 刘书俊,肖文龙,杨昌一,吴舒凡.激光粉末床熔融增材制造耐热铝合金的研究进展[J].材料导报,2024,38(18): 171-179.
- LIU S J, XIAO W L, YANG C Y, WU S F. Research progress in heat-resistant aluminum alloy fabricated by laser powder bed fusion additive manufacturing [J]. *Materials Report*, 2024, 38 (18): 171-179.
- [3] YANG X, LI B, LI Y Z, YANG B S, ZHOU K. A finite volume-based thermo-fluid-mechanical model of the LPBF process [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2024, 284: 109759.
- [4] MINASYAN T, HUSSAINOVA I. Laser powder-bed fusion of ceramic particulate reinforced aluminum alloys: A review[J]. *Materials*, 2022, 15(7): 2467.
- [5] YU W H, SING S L, CHUA C K, KUO C N, TIAN X L. Particle-reinforced metal matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting: A state of the art review[J]. *Progress in Materials Science*, 2019, 104: 330-379.
- [6] SERCOMBE T B, LI X. Selective laser melting of aluminium and aluminium metal matrix composites: Review[J]. *Materials Technology*, 2016, 31(2): 77-85.
- [7] 朱昌隆,王洪泽,郭利萍,唐梓珏,母杰瑞,吴一,黄洁,胡凯明,王浩伟.铝基复合材料激光粉末床熔化增材制造研究现状[J].铸造技术,2023,44(7): 583-598.
- ZHU C L, WANG H Z, GUO L P, TANG Z J, MU J R, WU Y, HUANG J, HU K M, WANG H W. Research status of aluminum matrix composites prepared by laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. *Foundry Technology*, 2023, 44(7): 583-598.
- [8] WANG R Q, XI L X, DING K, GÖKCE B, BARCIKOWSKI S, GU D D. Powder preparation during ball milling and laser additive manufacturing of aluminum matrix nanocomposites: Powder properties, processability and mechanical property[J]. *Advanced Powder Technology*, 2022, 33(8): 103687.
- [9] FENG Z, TAN H, FANG Y B, LIN X, HUANG W D. Selective laser melting of TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg composite: Processability, microstructure and fracture behavior[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 299: 117386.
- [10] GENG L, WU F, DANG M J, FENG Z, PENG Y J, KANG C N, FAN W, WANG Y X, TAN H, ZHANG F Y, LIN X. Laser powder bed fusion of SiC particle-reinforced pre-alloyed TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg composite with high-strength and high-stiffness[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2024, 334: 118635.
- [11] XU Y R, ZANGVIL A, KERBER A. SiC nanoparticle-reinforced Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> matrix composites: Role of intra- and intergranular particles [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 1997, 17(7): 921-928.
- [12] GU D D, YANG Y, XI L X, YANG J K, XIA M J. Laser absorption behavior of randomly packed powder-bed during selective laser melting of SiC and TiB<sub>2</sub> reinforced Al matrix composites[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 119: 105600.
- [13] XUE G, KE L D, LIAO H L, CHEN C P, ZHU H H. Effect of SiC particle size on densification behavior and mechanical properties of SiC<sub>p</sub>/AlSi10Mg composites fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 845: 156260.
- [14] MINASYAN T, HUSSAINOVA I. Laser powder-bed fusion of ceramic particulate reinforced aluminum alloys: A review[J]. *Materials* 2022, 15: 2467.
- [15] HE Y, XUE G, XIAO H F, ZHU H H. Investigating the characteristics of the laser powder bed fusion of SiC<sub>p</sub>/AlSi10Mg composites: From a single track to a cubic block [J]. *Micromachines*, 2025, 16(6): 697.
- [16] ABOULKHAIR N T, SIMONELLI M, PARRY L, ASHCROFT I, TUCK C, HAGUE R. 3D printing of aluminium alloys: Additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting [J]. *Progress in Materials Science*, 2019, 106: 100578.
- [17] WANG P, ECKERT J, PRASHANTH K G, WU M W, KABAN I, XI L X, SCUDINO S. A review of particulate-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(8): 2001-2034.
- [18] GU D D, MEINERS W, WISSENBACH K, POPRAWE R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms[J]. *International Materials Reviews*, 2012, 57(3): 133-164.
- [19] YANG Y, GU D D, DAI D H, MA C L. Laser energy absorption behavior of powder particles using ray tracing method during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy[J]. *Materials & Design*, 2018, 143: 12-19.
- [20] GALY C, LE GUEN E, LACOSTE E, ARVIEU C. Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 165-175.
- [21] 吴伟辉,杨永强,王迪.选区激光熔化成型过程的球化现象[J].华南理工大学学报(自然科学版),2010,38(5): 110-115.
- WU W H, YANG Y Q, WANG D. Balling phenomenon in selective laser melting process[J]. *Journal of South China University of Technology (Natural Science Edition)*, 2010, 38(5): 110-115.
- [22] KHAIRALLAH S A, ANDERSON A T, RUBENCHIK A, KING W E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones[J]. *Acta Materialia*, 2016, 108: 36-45.
- [23] ZHANG J L, SONG B, WEI Q S, BOURELL D, SHI Y S. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(2): 270-284.
- [24] SIMONELLI M, TUCK C, ABOULKHAIR N T, MASKERY I, ASHCROFT I, WILDMAN R D, HAGUE R. A study on the laser spatter and the oxidation reactions during selective laser melting of 316L stainless steel, Al-Si10-Mg, and Ti-6Al-4V[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(9): 3842-3851.
- [25] LI X P, KONG C, BECKER T, SERCOMBE T. Investigation of interfacial reaction products and stress distribution in selective laser melted Al12Si/SiC composite using confocal raman microscopy? [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2016, 18(8): 1337-1341.

- [26] 熊勋涛. 激光选区熔化成形 SiC/AlMgScZr 复合材料工艺及组织性能[D]. 西安: 西北工业大学, 2023.
- XIONG X T. Processability microstructure and properties of selective laser melting of SiC/AlMgScZr composite [D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2023.
- [27] 鲁强, 李凯, 杨明军, 李丽娅, 李瑞迪, 杜勇, 张莹, 王继成, 李谷南. 选区激光熔化高强铝合金缺陷的形成及控制研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(6): 703-712.
- LU Q, LI K, YANG M J, LI L Y, LI R D, DU Y, ZHANG Y, WANG J C, LI G N. Research progress on the formation and control of defects in high-strength aluminum alloys by selective laser melting [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41 (6): 703-712.
- [28] MONTERO-SISTIAGA M L, MERTENS R, VRANCKEN B, WANG X B, HOOREWEDER, B V, KRUTH J P, WAN HUMBEECK V. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 238: 437-445.
- [29] MA C L, GU D D, DAI D H, ZHANG H M, DU L, ZHANG H. Development of interfacial stress during selective laser melting of TiC reinforced TiAl composites: Influence of geometric feature of reinforcement[J]. Materials & Design, 2018, 157: 1-11.
- [30] KIM H S. On the rule of mixtures for the hardness of particle reinforced composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 289(1-2): 30-33.
- [31] EL-KADY O, FAYHY A. Effect of SiC particle size on the physical and mechanical properties of extruded Al matrix nanocomposites[J]. Materials & Design (1980-2015), 2014, 54: 348-353.
- [32] 苏杰. 原位自生颗粒增强铝基复合材料细观力学行为研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2019.
- SU J. Research on micromechanics behavior of in-situ particle reinforced aluminum matrix composites [D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2019.

(责任编辑:宫文婧)