DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4111

B_4C/AlSi10Mg 复合材料激光选区熔化成形工艺及性能研究

洛　毅,汪志太,胡耀政,徐志锋,刘奋成,张守银,刘丰刚
(南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室,江西 南昌 330063)

摘　要:颗粒增强铝基复合材料因其卓越的综合性能而备受关注,选区激光熔化技术为复合材料的制备提供了新的路径。采用 SLM 技术成形不同含量 B_4C 颗粒增强 AlSi10Mg 复合材料,研究了成形工艺参数(激光功率、扫描速度和扫描间距)对成形件显微组织、致密度和力学性能的影响规律。结果表明,B_4C/AlSi10Mg 复合材料试样内部孔洞和裂纹较少,B_4C 颗粒在铝基体中分布均匀,与 AlSi10Mg 基体有良好的结合。在激光功率 240 W,扫描速度 1 400 mm/s,扫描间距 0.13 m 的工艺条件下,3%B_4C/AlSi10Mg(质量分数)复合材料致密度最高达到 99.39%。当 B_4C 颗粒含量提高至 5%时,尽管硬度有所提升,但致密度、抗拉强度及断裂伸长率均有下降。

关键词:选区激光熔化;B_4C/AlSi10Mg 复合材料;显微组织;力学性能

中图分类号:TG669　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2024)08-0793-09

Study of the Processes and Properties of B_4C/AlSi10Mg Composites Formed via Selective Laser Melting

LUO Yi, WANG Zhitai, HU Yaozheng, XU Zhifeng, LIU Fencheng, ZHANG Shouyin, LIU Fenggang
(National Defense Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: Particle-reinforced aluminium-based composites are gaining attention for their excellent overall performance, and selective laser melting (SLM) provides a new path for the fabrication of these materials. SLM was used to form AlSi10Mg composites with different contents of B_4C particles. The effects of different forming process parameters (laser power, scanning speed and scanning spacing) on the microstructure, density and mechanical properties of the formed parts were studied. The results show that the B_4C/AlSi10Mg composites exhibit fewer internal voids and cracks, with a uniform distribution of B_4C particles in the aluminium matrix and good bonding between the B_4C particles and the AlSi10Mg matrix. The density of the 3 wt. %B_4C/AlSi10Mg composite material reaches 99.39% with a laser power of 240 W, a scanning speed of 1 400 mm/s, a powder thickness of 0.03 mm and a scanning spacing of 0.13 mm. When the B_4C particle content is increased to 5 wt. %, although the hardness is improved, the density, tensile strength and elongation are reduced.

Key words: selective laser melting; B_4C/AlSi10Mg composites; microstructure; mechanical properties

随着航空工业、国防军工、轨道交通等领域高新技术的飞速发展,传统的金属材料已经无法满足日益复杂的需求,单一金属或合金的力学性能逐渐成为阻碍上述行业关键部位零部件在复杂工况下工作的主要瓶颈,这一问题促成了金属基复合材料(metal matrix composites, MMCs)的诞生和飞速发展[1-3]。其中,铝基复合材料(aluminium matrix composites, AMCs)由于其密度较小、比强度、比模量高的特点而备受关注。铝基复合材料通常根据增强相的大类分为两种,分别是连续纤维增强铝基复合材料和非连续增强铝基复合材料。连续纤维增强铝基复合材料的增强相以较长的纤维为主,如碳纤维、氧

收稿日期:2024-06-01
基金项目:国家自然科学基金(52361010)
作者简介:洛　毅,1999 年生,硕士生.研究方向为金属材料组织与性能控制.Email: 809946612@qq.com
通讯作者:汪志太,1983 年生,讲师.研究方向为金属增材制造.Email: wangzt@nchu.edu.cn
引用格式:洛毅,汪志太,胡耀政,徐志锋,刘奋成,张守银,刘丰刚.B_4C/AlSi10Mg 复合材料激光选区熔化成形工艺及性能研究[J].铸造技术,2024,45(8): 793-801.
LUO Y, WANG Z T, HU Y Z, XU Z F, LIU F C, ZHANG S Y, LIU F G. Study of the processes and properties of B_4C/AlSi10Mg composites formed via selective laser melting[J]. Foundry Technology, 2024, 45(8): 793-801.

中国知网 https://www.cnki.net

化铝纤维等。非连续纤维增强铝基复合材料的增强相主要包括颗粒、晶须等。其中，颗粒增强铝基复合材料是目前应用最为广泛的铝基复合材料，主要的增强相有 B_4C、SiC、TiC、TiB_2、AlN 等[4-7]。B_4C 颗粒由于高硬度(仅次于金刚石和立方相氮化硼)、低密度、化学稳定性好等特点，被认为是制备铝基复合材料理想的增强相[8-10]。目前制备颗粒增强铝基复合材料的常用方法主要有粉末冶金法、搅拌铸造法和喷射沉积法等。但这些方法的生产工艺过程较为复杂，且很难制造可以二次成型的高精度复杂结构的零部件。因此选区激光熔化技术已成为当下最先进、发展速度最快的颗粒增强复合材料制备方法之一[11-15]。

选区激光熔化制造技术是一种分层制造技术，其独特之处在于逐层叠加，在合适的激光工艺参数下能够实现快速熔化和快速凝固，且可以在无需模具的情况下制造复杂零件，从而缩短设计与生产周期，同时也有效提高了材料的利用率[16-17]。Astfalck 等[18]采用 Al-Si 合金(20~63 μm)与 SiC 粉末(25 μm)作为原料，利用选区激光熔化技术成功制备了含有 10%SiC(质量分数，下同)的增强 Al-Si 合金复合材料，并研究了不同能量密度对复合材料显微组织的影响。胡亮等[19]通过添加 TiB_2 陶瓷颗粒，改善了铝合金对激光的吸收率，提高了熔体的流动性，使得最终的成形件具有较高的致密性。

本文用西安铂力特公司研发的 BLT-S210 型 SLM 成形设备，对 3%和 5%B_4C/AlSi10Mg 复合粉末进行成形工艺研究，通过改变激光功率、扫描速度和扫描间距的参数组合，确定了两种复合材料的最佳成形工艺参数。针对两种质量分数最佳参数的成形试样进行致密度、硬度及抗拉强度测试，并对二者显微形貌进行分析。进而研究工艺参数对 B_4C/AlSi10Mg 复合材料力学性能和显微形貌的影响规律，为后续复合材料的制造和应用奠定理论基础。

1 实验材料与方法

1.1 原料制备

研究选用微米级 B_4C 颗粒(7~10 μm)和 AlSi10Mg 球形粉末(15~53 μm)作为原材料，将两种原料粉末按照 3:97 和 5:95 的质量比进行称重配置，将混合粉末与直径为 10、5、3 和 1 mm 的不锈钢球一同装入球磨机中，球料比为 10:1，在真空环境中进行机械混合。经过多次实验后确认转速为 160 r/min，混合时间为 8 h。通过正反转和停歇交互进行的方式使原始粉末均匀混合，保持较好的形貌粒度。

1.2 实验方案

成形试样为 10 mm×10 mm×10 mm 的立方体，成形氧含量在 1×10^{-20}%以下，具体工艺参数如表 1 所示。采用阿基米德法测量试样的致密度，采用凯勒试剂进行腐蚀，在 XSP-4XP 型光学显微镜和 SU1510 型扫描电子显微镜下观察试样内部组织结构。使用 HVS-1000 维氏显微硬度仪对 SLM 成形试样进行测试。使用 D8 ADVANCE-A25 型 X 射线衍射仪对试样进行物相分析。根据 GB/T 228.1-2021 加工金属拉伸性能测试试样棒，使用 MTS 万能电子拉伸试验机对试样棒进行拉伸测试，拉伸速率设定为 1 mm/min，每组工艺测试 3 个试样取平均值。

表1 选区激光熔化实验工艺参数
Tab.1 Experimental process parameters for selective laser melting

Parameters	Parameter range
Laser power/W	220~340
Laser scanning speed/(mm·s^{-1})	400~1 400
Hatching spacing/mm	0.09~0.17
Layer thickness/μm	30

2 实验结果及讨论

2.1 粉末形貌

图 1 为原始粉末材料和混合后粉末颗粒在扫描电镜下的形貌图。从图 1 可以看出，B_4C 颗粒呈不规则多边形，表面光滑无其他杂质，粒径尺寸大小分布在 7~10 μm 之间，AlSi10Mg 粉末颗粒形貌近似球。表 2 为 AlSi10Mg 粉末的成分表。

表 2 AlSi10Mg 合金粉末成分
Tab.2 Composition of the AlSi10Mg alloy powder (mass fraction/%)

Elements	Si	Mg	Fe	Mn	Zn	Cu	Ti	Al
Content	9.70	0.38	0.11	<0.02	<0.02	<0.02	<0.02	Bal.

经过球磨机长时间混合后，得到了较为均匀的混合粉末，如图 1c 所示。不规则的 B_4C 颗粒均匀分布在球形 AlSi10Mg 颗粒周围。粉末形状与混合之前基本保持一致。为了保持粉末干燥性，在实验之前需在真空干燥箱中烘干 4 h。

2.2 工艺参数对复合材料成形致密度的影响

2.2.1 激光功率和扫描速度对复合材料成形致密度的影响

图 2 为铺粉厚度 0.03 mm、扫描间距 0.13 mm 时，3%B_4C/AlSi10Mg 复合材料成形试样致密度在不同激光功率和扫描速度下的变化规律图。从图中可以看出，在激光功率恒定的情况下，当扫描速度从

中国知网 https://www.cnki.net

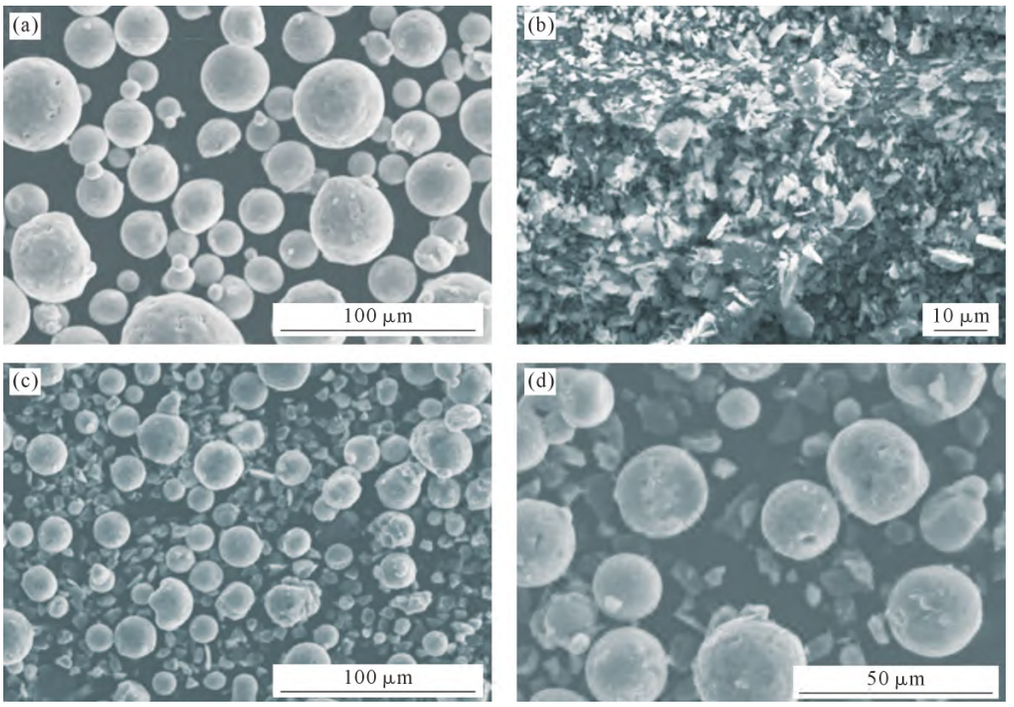

图 1　粉末形貌：(a) AlSi10Mg 粉末；(b) B_4C 颗粒；(c, d) B_4C/AlSi10Mg 混合粉末

Fig.1　Morphology of the powders: (a) AlSi10Mg powder; (b) B_4C particles; (c, d) B_4C/AlSi10Mg mixed powder

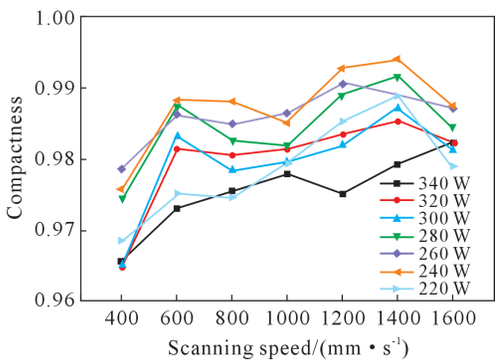

图 2　3%B_4C/AlSi10Mg 复合材料试样致密度随激光功率和扫描速度的变化

Fig.2　Variation in the compactness of 3 wt.%B_4C/AlSi10Mg composite material samples with respect to the laser power and scanning speed

400 mm/s 提升至 1 600 mm/s 时，总的来看成形试样的致密度先升高，后下降。在扫描速度为 1 400 mm/s 时达到顶峰，继续增加扫描速度至 1 600 mm/s，致密度开始下降。当激光功率从 220 W 增加至 340 W 的过程中，致密度同样是先上升后下降，当激光功率为 240 W 时，整体致密度较高。这是因为适当的激光功率和扫描速度可以提供足够的能量，使粉末充分熔化并填充熔池之间的间隙，形成致密的材料结构。然而，过高的激光功率或扫描速度会导致材料过热，产生更多的孔隙和裂纹，反而降低致密度。在扫描速度为 240 W、扫描速度为 1 400 mm/s 时，可以获得较高的致密度，为 99.40%。

图 3 为扫描速度 1 400 mm/s 时，试样致密度随激光功率变化的金相照片。在低功率情况下，粉体吸收的能量不足，导致成型过程中部分粉体仅部分溶解。熔体流动性较低，润湿性不足，导致熔体中液相减少，阻碍了熔池之间间隙的有效填充。这导致大量孔洞和未熔化的粉末，形成了大量尺寸较大的工艺孔，最终导致试样密度降低，如图 3a 所示。随着激光功率的增加，粉体吸收的能量逐渐上升。熔体中的液相增多，稳定了熔池并减小了金属冶金孔的尺寸，如图 3b~d 所示。随着激光功率的进一步提高，单位体积的粉体材料吸收的能量增加，提高了熔池温度并减缓了冷却速率。同时，在高功率激光作用下，内部金属液体剧烈溅射，降低了熔池的稳定性。溅射期间产生的液滴在回落时经历了球化效应。大量微米级金属球在熔池表面凝固，形成了熔池之间的间隔。通过持续打印，试样的密度最终降低，如图 3e 和 f 所示。

2.2.2　扫描间距对致密度的影响

图 4 为激光功率 240 W、层厚 0.03 mm 时，在不同扫描速度下，致密度随扫描间距的变化情况。从图中可以看出，随着扫描间距的增加，试样的致密度也呈现先上升后下降的总体趋势。当扫描速度提升至 1 400 mm/s，扫描间距为 0.09 mm 时，试样致密度为 96.88%。随着扫描间距升至 0.13 mm，致密度提升至 99.39%。进一步提升扫描间距，试样致密度逐渐下降至 97.54%。继续提升扫描速度，发现致密度开始下降，但随着扫描间距的提升，致密度也保持着先上升后下降的趋势，且最佳扫描间距处于0.13 mm 附近。总体而言，当激光功率为 240 W、层厚为 30 μm、扫描速度为1 400 mm/s、扫描间距 0.13 mm 时，致密度

中国知网　https://www.cnki.net

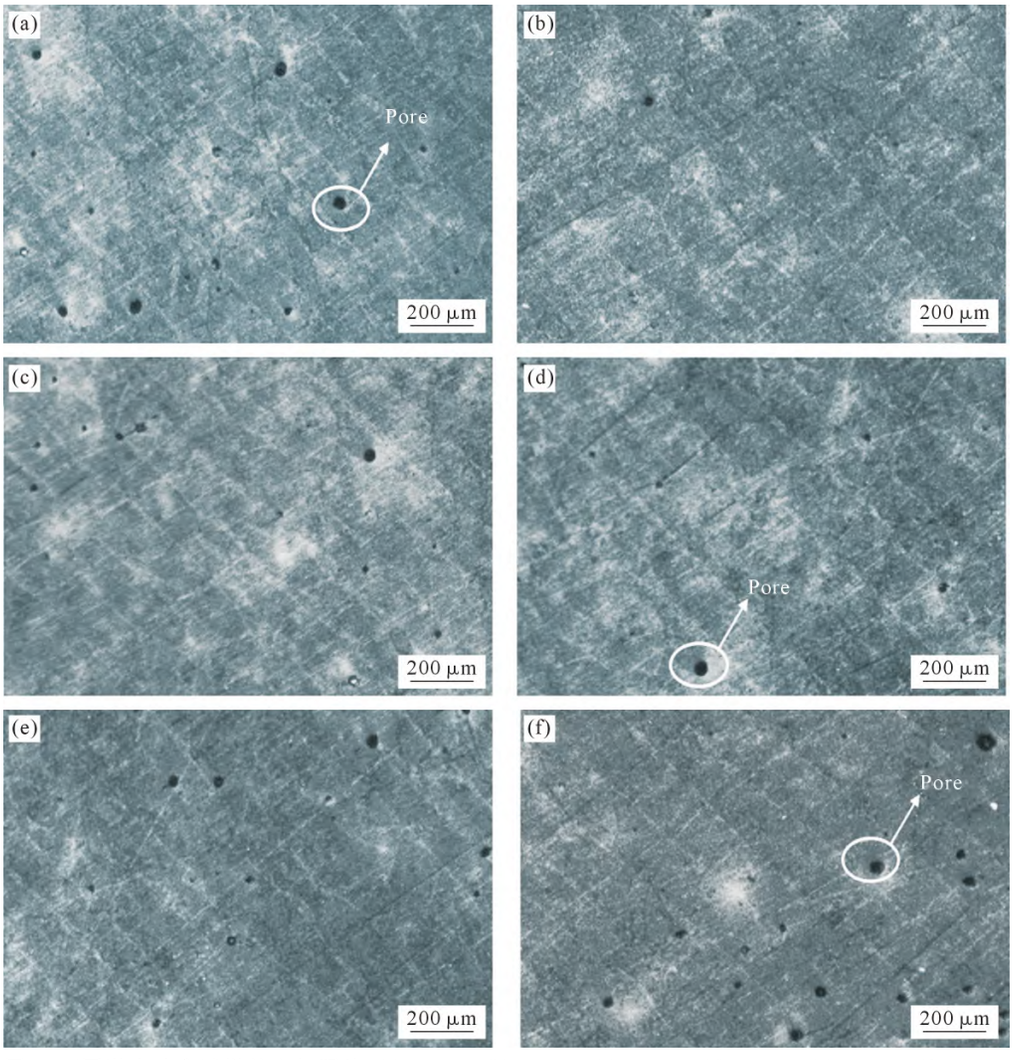

图 3 不同激光功率试样的金相照片:(a) 220 W; (b) 240 W; (c) 260 W; (d) 280 W; (e) 320 W; (f) 340 W

Fig.3 Metallographic images of samples at different laser powers: (a) 220 W; (b) 240 W; (c) 260 W; (d) 280 W; (e) 320 W; (f) 340 W

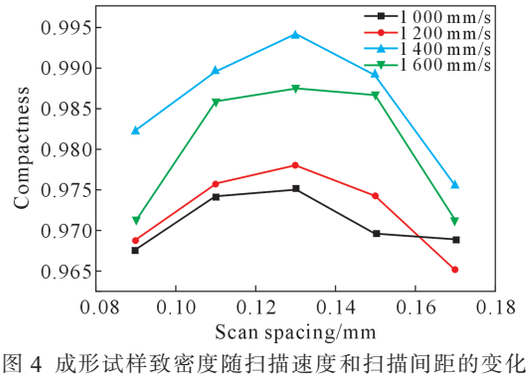

图 4 成形试样致密度随扫描速度和扫描间距的变化

Fig.4 Variation in the compactness of the formed samples with the scanning speed and scanning spacing

达到最大值,为 99.39%。

图 5 展示了在 240 W 激光功率和 1 400 mm/s 扫描速度下,不同激光扫描间距条件下试样的金相照片。显而易见,0.09 mm 的扫描间距过小,导致了大面积的重熔区。在熔融状态下,液相熔池持续暴露在高能激光中,导致熔池冷却时间显著增加,稳定性降低,且容易发生球化现象,形成大型冶金孔洞(图5a)。因此,试样的致密度下降。将扫描间距从 0.09 mm 增加到 0.13 mm 时,相邻熔池之间的搭接率减小,导致重熔区面积减小。受热传导的影响,相邻液相熔池之间的热影响区减小。在高能激光的照射下,液相能够完全填充相邻熔池之间的空隙,确保熔池连续,且液相流动性好,B_4C 颗粒在基体内均匀分布(图 5c)。整个熔化与凝固过程稳定,试样的致密度达到最大值,为 99.39%。继续增加扫描间距导致相邻熔池之间的搭接率减小。因此,相邻熔池之间的间隙增大,熔融的液相金属无法完全填充这些间隙。未融化的粉末留存在这些间隙中,导致熔池不连续,形成间隙处大型冶金孔洞(图 5d 和 e)。这导致试样的致密度下降。

综上,对于 3%B_4C/AlSi10Mg 复合材料,致密度最优成形工艺参数为激光功率 240 W;扫描速度 1 400 mm/s;扫描间距 0.13 mm。

2.2.3 5%B_4C 质量分数复合材料工艺探索

图 6 为 5%B_4C 试样致密度随激光功率和扫描

中国知网 https://www.cnki.net

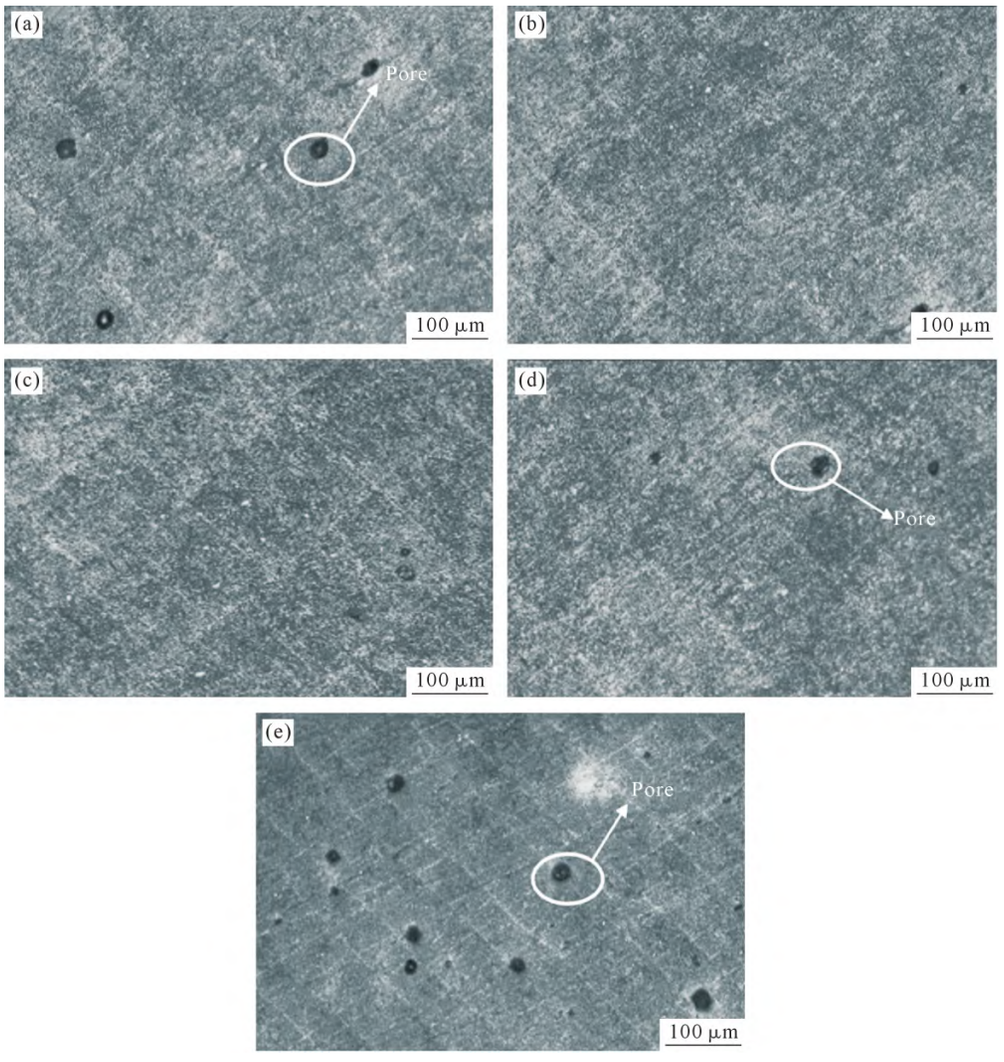

图 5　不同扫描间距下试样的金相照片:(a) 0.09 mm; (b) 0.11 mm; (c) 0.13 mm; (d) 0.15 mm; (e) 0.17 mm

Fig.5　Metallographic images of samples at different scanning spacings: (a) 0.09 mm; (b) 0.11 mm; (c) 0.13 mm; (d) 0.15 mm; (e) 0.17 mm

速度的变化情况。由图 6 可知,致密度随工艺参数的变化规律与 3%B_4C 复合材料一致，随着扫描速度的提升,致密度是先上升后下降,在 1 400 mm/s 附近达到对应功率的峰值,随着激光功率的提升,致密度同样是先上升后下降,在 220 W 达到峰值。最佳扫描间距经过实验测试同样为 0.13 mm。对于 5% B_4C/AlSi10Mg 复合材料，致密度最优成形工艺参数为激光功率 220 W;扫描速度 1 400 mm/s;扫描间距 0.13 mm。

2.3　B_4C 质量分数对 B_4C/AlSi10Mg 复合材料显微形貌的影响

图 7 为 SLM 成形 B_4C 不同质量分数(3%和 5%) B_4C/AlSi10Mg 复合材料试样最佳制备工艺下的致密度最高时的金相图片。从 4 幅图中可以看出,成形试样内部的熔池都是细长的,并且层与层间的熔池之间的夹角约为 67°。这归因于每次扫描层结束时激光偏转 67°。相邻熔池之间的孔隙率相对较小,

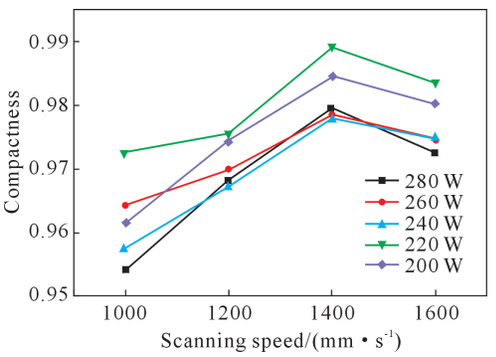

图 6　5%B_4C/AlSi10Mg 复合材料试样致密度随激光功率和扫描速度的变化

Fig.6　Variation in the compactness of 5 wt. %B_4C/AlSi10Mg composite material samples with respect to the laser power and scanning speed

这表明激光的适当重叠率，使得熔融相能够有效地填充相邻熔池之间的空隙。随着 B_4C 体积分数的增加,成形试样内部出现较多冶金孔洞,如图 7b 所示,这些孔洞呈不规则形状，通常出现在增强颗粒周围

中国知网　https://www.cnki.net

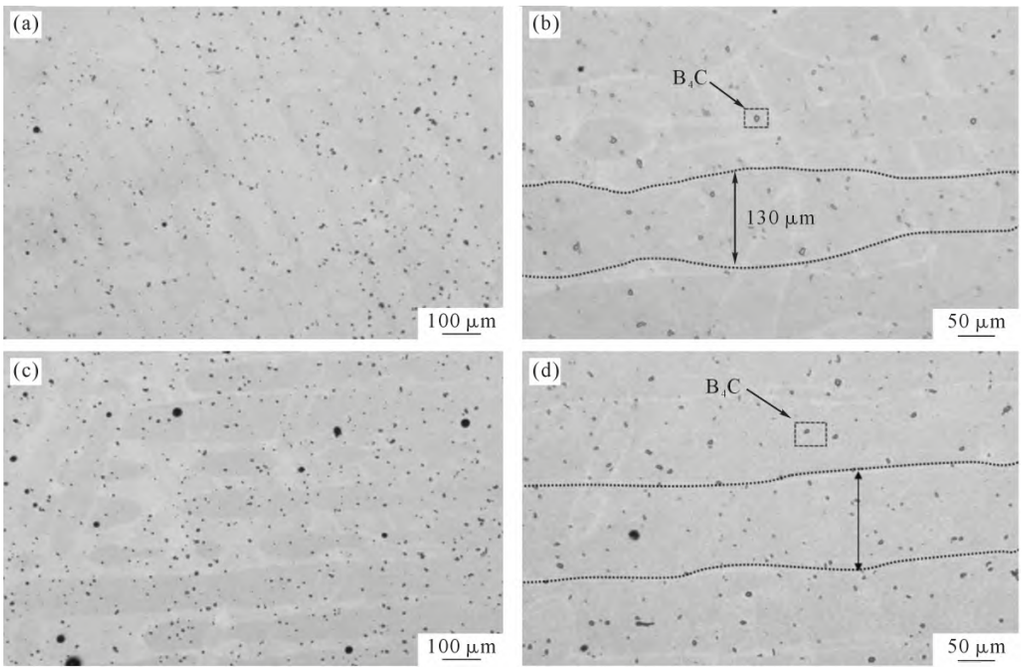

图 7 不同 B_4C 质量分数 SLM 复合材料试样金相试样：(a, b) 3%; (c, d) 5%

Fig.7 Metallographic samples of SLM composite material samples with different mass fractions of B_4C: (a, b) 3 wt.%; (c, d) 5 wt.%

或熔池边界。这些孔洞的形成主要是由于 B_4C 与基体之间激光吸收率的差异。随着 B_4C 体积分数的增加，B_4C 吸收了过多的热量，导致相邻熔池周围温度升高，冷却速率减缓，并在熔池内发生球化现象，从而形成冶金孔洞，使得成形试样致密度降低。同样，在图中可以看出 B_4C 颗粒在基体中呈均匀分布，没有明显的聚集现象，且 B_4C 颗粒与基体金属结合紧密。在优化后的最佳工艺下，合金粉末完全熔化，且 B_4C 颗粒对熔融金属液体流动影响较小，熔池稳定。在 Marangoni 对流效应的作用下，B_4C 颗粒能够与液相均匀流动，从而确保了均匀的分布[20]。

2.4 B_4C 质量分数对 B_4C/AlSi10Mg 复合材料力学性能的影响

2.4.1 B_4C 质量分数对 B_4C/AlSi10Mg 复合材料显微硬度的影响

图 8 为 B_4C 不同质量分数下 B_4C/AlSi10Mg 复合材料的显微硬度和 AlSi10Mg 合金显微硬度的对比图。随着 B_4C 质量分数的增加，试样的硬度有了明显的提升，最高达 178.1 HV，表明 B_4C 颗粒的引入显著提高了复合材料的硬度。通过提高 B_4C 颗粒的质量分数，也能继续提高复合材料的硬度，但相较于从未添加增强相颗粒到添加 3%B_4C 颗粒带来的约 38 HV 的硬度增幅，添加 5%B_4C 颗粒的复合材料相较于添加 3%B_4C 颗粒的复合材料提升幅度仅有 14.3 HV，说明 B_4C 颗粒质量分数的提高也存在边际效应。B_4C 颗粒在铝基体中作为异质形核点，可以

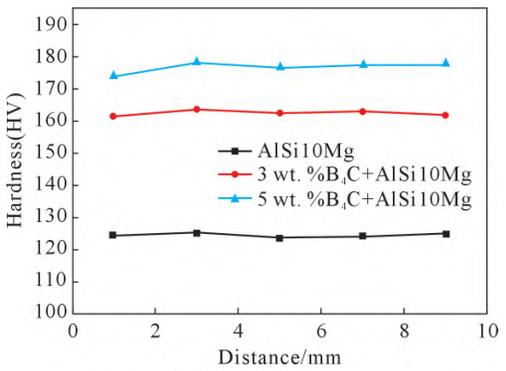

图 8 B_4C 不同质量分数复合材料与 AlSi10Mg 合金硬度对比

Fig.8 Comparison of hardness between composite materials with different B_4C mass fractions and the AlSi10Mg alloy

促进晶粒细化。细小的晶粒增加了晶界面积，阻碍了位错的移动，从而提高了材料的强度和硬度。且 B_4C 颗粒由于其高硬度和高弹性模量，能有效承受外部施加的应力，并将其传递到基体材料上。虽然更多 B_4C 颗粒能够提供更多位置的颗粒强化，但 B_4C 颗粒的增多将导致金属粉末的减少，熔化的液相不足以完全包裹增强相颗粒和填充熔池间距，从而导致出现更多的孔洞。同时 B_4C 颗粒质量分数的增加，B_4C 颗粒吸收的热量也会导致颗粒周围熔池温度冷却速度下降，熔池内部容易出现球化现象导致试样硬度下降。

2.4.2 B_4C 质量分数对 B_4C/AlSi10Mg 复合材料拉伸性能的影响

图 9 为两种不同质量分数复合材料和 AlSi10Mg 合金 SLM 成形试样的抗拉强度和断裂伸

中国知网 https://www.cnki.net

长率柱状图。添加了 B_4C 颗粒的复合材料相较于 AlSi10Mg 合金的抗拉强度有了显著提升。当添加 3%B_4C 时，性能最佳的试样抗拉强度达到492 MPa，但随着 B_4C 颗粒质量分数的继续增加，试样的抗拉强度和工程应变都有所下降，当添加 5%B_4C 时，性能最佳的试样抗拉强度为 452 MPa。原因可能是随着 B_4C 质量分数的增加，在拉伸的过程中 B_4C颗粒易作为裂纹的萌生点，产生更多的裂纹，同时 B_4C 质量分数的增加，将导致相对密度的下降。拉伸试样中的孔隙变多，在拉伸过程中也会导致抗拉强度的下降。通过对比同种质量分数、不同工艺参数试样拉伸性能可以看出，前文中最高相对密度对应的成形工艺同样也是最高抗拉强度的成形工艺。通过 SLM 制备的 AlSi10Mg 合金抗拉强度为 350.62 MPa，虽然与复合材料有一定差距，但相较于铸态铝合金试样的抗拉强度高出许多，其主要原因是 SLM 成形过程中带来的各种强化方式，如 B_4C 颗粒均匀分布在基体中，通过阻碍位错运动来提高材料强度和硬度的颗粒强化；SLM 过程中，快速凝固使得 B_4C 颗粒均匀分布在基体中，形成细小而均匀的弥散强化相；B_4C 颗粒作为异质形核点，细化晶粒结构，增加晶界面积，从而提高强度；在高温熔融过程中，Si 元素可以溶解在基体中，形成固溶体，通过晶格畸变来提高材料的强度。且通过 SLM 制备的复合材料由于增强颗粒的分布更为均匀，抗拉强度也高于传统方法制备的复合材料。

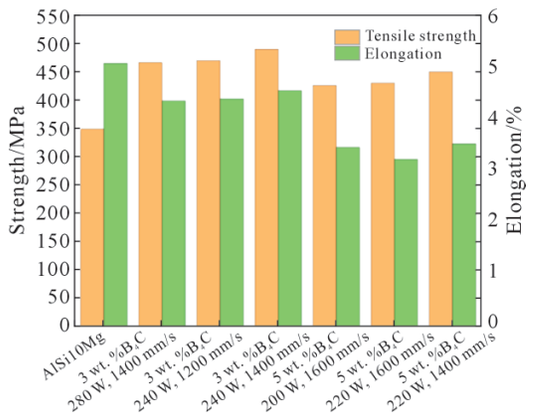

图 9　B_4C 不同质量分数复合材料和 AlSi10Mg 合金 SLM 成形试样的抗拉强度和断裂伸长率

Fig.9　Bar charts of tensile strength and fracture elongation of SLM formed composite materials with different mass fractions of B_4C and AlSi10Mg alloys

与传统金属制造工艺相比，SLM 成形工艺制备的颗粒增强复合材料具有更高的抗拉强度，但其断裂伸长率却偏低，塑性较差。当添加 3%B_4C 时，最佳成形工艺参数对应的断裂伸长率约为 4.57%，与 SLM 成形 AlSi10Mg 合金接近，当提高至 5%B_4C，最佳成形工艺参数对应的断裂伸长率下降至3.54%。

为了深入研究 SLM 成形颗粒增强铝基复合材料的断裂机理，探究了伸长率与抗拉强度变化的原因，对含 3%、5%B_4C 复合材料最佳成形工艺的试样拉伸断口进行扫描电子显微镜分析。图 10 为 3%、5%B_4C 试样拉伸断口的扫描电镜形貌图。图 10a 和 b 为 3%B_4C 试样的断口形貌图，可以看出，断口处出现了多处整齐的撕裂脊，没有明显的韧窝，且出现 B_4C 颗粒脱落后的缝隙和较多片状 Si，判断该试样的断裂类型为以脆性断裂为主的脆性塑性复合型断裂。图 10c 和 d 为 5%B_4C 试样的断口形貌图，随着 B_4C 质量分数的提高，断口处出现了光滑的解理面和未融化的金属粉末，该试样的断裂类型同样为以脆性为主的脆性塑性复合型断裂，且相较于 3%B_4C 试样脆性更加明显。结合前文实验中 3%B_4C 试样抗拉强度和断裂伸长率均优于 5%B_4C 试样分析原因，更多的 B_4C 颗粒的添加虽然能一定程度上继续发挥弥散强化、颗粒强化等效果，但同样也会带来许多负面效果，如过多的 B_4C 颗粒导致复合材料的塑性下滑严重，影响材料后续加工性能。其次由于 B_4C 颗粒质量分数的增加，B_4C 颗粒吸收的热量过多，使得熔池冷却速度下降，晶粒相比低质量分数复合材料增大的同时，也使得固溶在晶界中的 Si 不断析出，进而导致金属基体软化和冶金孔隙的增多，多种负面因素叠加导致 5%B_4C 试样抗拉强度和断裂伸长率均不如 3%。

3　结论

(1)采用机械球磨法在合适的球磨速率和球磨时间下制备的 B_4C/AlSi10Mg 复合粉末拥有较好的粉末形状，两种成分分布均匀，这对选区激光熔化成形的最终成形质量有着重要意义，优秀的粉末质量能大幅减少成形过程中的冶金缺陷，这也是获得高致密度及优秀力学性能的重要一步。

(2)激光工艺参数对试样致密度的影响至关重要。过高或者过低的能量输入都会导致试样出现较大面积的孔洞和裂纹。3%B_4C/AlSi10Mg 复合材料的最佳工艺参数为：激光功率 240 W，扫描速度 1 400 mm/s，扫描间距 0.13 mm。5%B_4C/AlSi10Mg 复合材料的最佳工艺参数为：激光功率 220 W，扫描速度 1 400 mm/s，扫描间距 0.13 mm。

(3)在添加适量 B_4C 颗粒后，复合材料的力学性能得到有效提升。在 3%下，复合材料表现出较高的致密性、硬度、抗拉强度和抗压强度，其致密度最高达到 99.39%，硬度为 163.5 HV，抗拉强度为 492 MPa，

中国知网　https://www.cnki.net

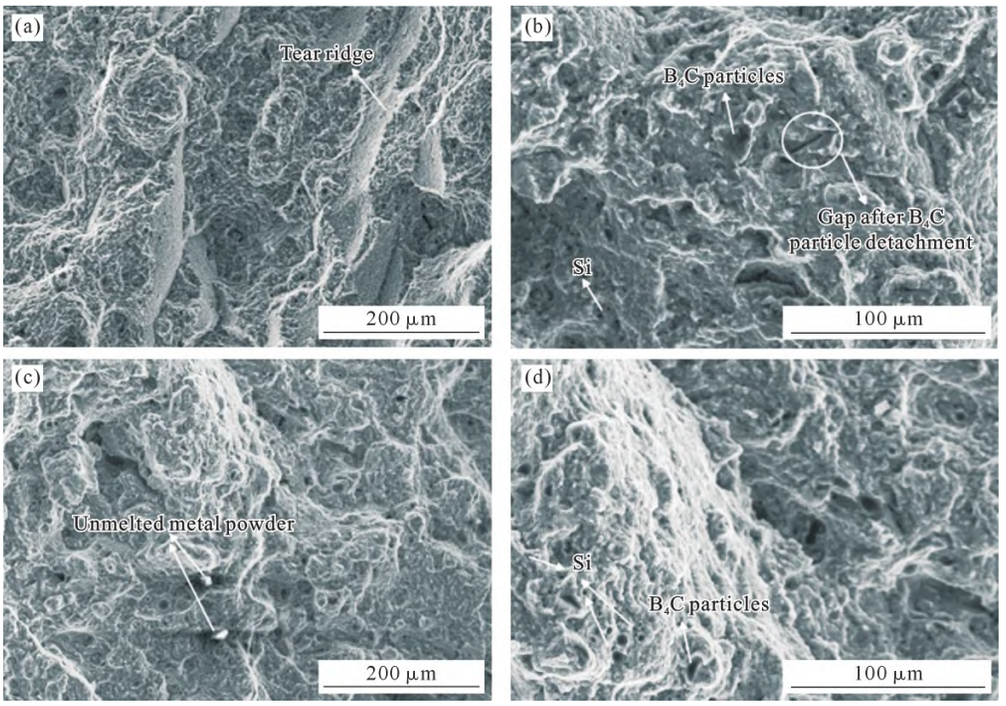

图 10 不同 B_4C 颗粒质量分数 SLM 成形试样拉伸断口形貌：(a, b)3%; (c, d) 5%

Fig.10 Tensile fracture morphology of SLM formed samples with different mass fractions of B_4C particles: (a, b) 3 wt .%; (c, d) 5 wt. %

断裂伸长率为 4.57%。但当 B_4C 颗粒含量进一步提高至 5%时，尽管硬度有所提升，但致密度、抗拉强度及断裂伸长率均下降，且复合材料的脆性明显增加，加工性能降低。

参考文献：

[1] SRIVASTAVA A K, DIXIT A R, TIWARI S. A review on the intensification of metal matrix composites and its nonconventional machining [J]. Science and Engineering of Composite Materials, 2018, 25(2): 213-228.

[2] KACZMAR J W, PIETRZAK K, WŁOSIŃSKI W. The production and application of metal matrix composite materials[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 106(1-3): 58-67.

[3] SHEIKHZADEH M, SANJABI S. Structural characterization of stainless steel/TiC nanocomposites produced by high-energy ball-milling method at different milling times [J]. Materials & Design, 2012, 39: 366-372.

[4] 孙延. 碳纤维增强复合材料在新能源汽车上的应用形式及进展[J]. 粘接，2019, 40(9): 71-73.
SUN Y. Application forms and progress of carbon fiber reinforced composites in new energy vehicles [J]. Adhesion, 2019, 40 (9): 71-73.

[5] 周翔. 非晶颗粒增强铝基复合材料组织与性能的研究[D]. 武汉：湖北工业大学，2020.
ZHOU X. Study on microstructure and mechanical properties of amorphous particles reinforced aluminum matrix composites [D]. Wuhan: Hubei University of Technology, 2020.

[6] 费良军，朱秀荣，童文俊，王荣，徐永东，齐丕骧. 纤维增强铝基复合材料及其应用[J]. 特种铸造及有色合金，2001(S1): 150-152.
FEI L J, ZHU X R, TONG W J, WANG R, XU Y D, QI P X. Fiber reinforced aluminum matrix composite and application[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2001(S1): 150-152.

[7] CZERWINSKI F. Current trends in automotive lightweighting strategies and materials[J]. Materials, 2021, 14(21): 6631

[8] CANAKCI A, ARSLAN F, YASAR I. Pre-treatment process of B_4C particles to improve incorporation into molten AA2014 alloy [J]. Journal of Materials Science, 2007, 42: 9536-9542

[9] ESTHER I, DINAHARAN I, MURUGAN N. Microstructure and sliding wear characterization of submicron and nanometric boron carbide particulate reinforced AA2124 aluminum matrix composites prepared by stir casting[J]. Materials Research Express, 2019, 6: 0865i3.

[10] LI Y Z, WANG Q Z, WANG W G, XIAO B L, MA Z Y. Interfacial reaction mechanism between matrix and reinforcement in B_4C/6061Al composites [J]. Materials Chemistry and Physics, 2015, 154: 107-117

[11] CHEN L Y, PENG J Y, XU J Q, CHOI H, LI X C. Achieving uniform distribution and dispersion of a high percentage of nanoparticles in metal matrix nanocomposites by solidification processing [J]. Scripta Materialia, 2013, 69(8): 634-637.

[12] CHEN G, WAN J, HE N, ZHANG H M, HAN F, ZHANG Y M. Strengthening mechanisms based on reinforcement distribution uniformity for particle reinforced aluminum matrix composites [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(12): 2395-2400.

[13] BI J, LEI Z L, CHEN Y B, CHEN X, TIAN Z, LIANG J W, QIN X K, ZHANG X R. Densification, microstructure and mechanical properties of an Al-14.1Mg-0.47Si-0.31Sc-0.17Zr alloy printed by selective laser melting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 774: 138931.

中国知网 https://www.cnki.net

[14] 赵剑峰，马智勇，谢德巧，韩雪谦，肖猛. 金属增材制造技术[J]. 南京航空航天大学学报，2014, 46(5): 675-683.
ZHAO J F, MA Z Y, XIE D Q, HAN X Q, XIAO M. Metal additive manufacturing technique[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2014, 46(5): 675-683.

[15] 张昕楠，姜伊辉. 喷射沉积技术在制备金属基复合材料中的研究进展[J]. 铸造技术，2017, 38(5): 981-985.
ZHANG X N, JIANG Y H. Research progress of spray deposition technology in preparation of metal matrix composites[J]. Foundry Technology, 2017, 38(5): 981-985.

[16] BABUSKA T F, KRICK B A, SUSAN D F, KUSTAS A B. Comparison of powder bed fusion and directed energy deposition for tailoring mechanical properties of traditionally brittle alloys[J]. Manufacturing Letters, 2021, 28: 30-34.

[17] 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.

[18] ASTFALCK L C, KELLY G K, LI X P, SERCOMBE T B. On the breakdown of SiC during the selective laser melting of aluminum matrix composites[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(8): 1600835.

[19] 胡亮. 纳米 TiB_2 颗粒对激光选区熔化成形 2024 铝合金显微组织与力学性能的影响[D]. 广州：华南理工大学，2020.
HU L. Effect of nano-TiB_2 particles on microstructures and mechanical properties of 2024 aluminum alloy prepared by selective laser melting[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2020.

[20] SHI Q M, GU D D, XIA M J, CAO S N, TING R. Effects of laser processing parameters on thermal behavior and melting/solidification mechanism during selective laser melting of TiC/Inconel 718 composites[J]. Optics & Laser Technology, 2016, 84: 9-22.

中国知网　https://www.cnki.net