

激光与光电子学进展

选区激光熔化 TiC/AlMgSc 复合材料组织及性能研究

丁惟云¹, 司福贵², 夏长庚², 孙德志², 徐亚坤^{2*}, 徐英翠², 程浩杰², 王孟志², 季伟²¹中国重型汽车集团有限公司, 山东 济南 250101;²中国重型汽车集团有限公司汽车研究总院, 山东 济南 250101

摘要 基于选区激光熔化(SLM)成形工艺制备了亚 μm TiC 颗粒增强 AlMgSc 复合材料,研究了 TiC/AlMgSc 复合材料的物相组成、显微组织和力学性能。研究表明:采用优化后的 SLM 成形工艺参数获得了高致密度(99.73%)的 TiC/AlMgSc 复合材料;SLM 成形中 TiC 颗粒与 AlMgSc 基体之间没有发生反应, TiC 颗粒提供了高密度的有效形核点,促使复合材料组织向等轴晶转变,晶粒发生细化,并且减弱了织构强度;添加 TiC 颗粒后,复合材料抗拉强度提升了 9.9%,达到了 611 MPa,延伸率下降为 10.02%;材料的断裂机制主要为韧脆混合断裂,在断口表面处留存着尺寸为 3~8 μm 的 TiC 团簇颗粒,并黏附在铝基体中。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; 铝基复合材料; 微观组织; 拉伸性能

中图分类号 TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP231309

Microstructure and Properties of TiC/AlMgSc Composites by Selective Laser Melting

Ding Weiyun¹, Si Fugui², Xia Changgeng², Sun Dezhi², Xu Yakun^{2*}, Xu Yingcui²,
Cheng Haojie², Wang Mengzhi², Ji Wei²¹China National Heavy Duty Truck Group Company, Jinan 250101, Shandong, China;²Automobile Research Institute of China National Heavy Duty Truck Group Company, Jinan 250101, Shandong, China

Abstract TiC nanoparticles reinforced AlMgSc composites are prepared based on selective laser melting (SLM) forming process, and the phase composition, microstructure and mechanical properties of TiC/AlMgSc composites are studied. The results show that TiC/AlMgSc composites with high density (99.73%) are obtained by using the optimized SLM forming process parameters. There is no reaction between TiC particles and AlMgSc matrix during SLM forming. TiC particles provide high-density effective nucleation points, which promote the transformation of the composite structure to equiaxed grains and grain refinement, and weaken the texture strength. After adding TiC particles, the tensile strength of the composites increased by 9.9% to 611 MPa, and the elongation decreased to 10.02%. The fracture mechanism of the composites is mainly ductile and brittle mixed fracture, and TiC clusters with a size of 3–8 μm remain on the fracture surface and adhere to the aluminum matrix.

Key words laser technology; selective laser melting; aluminum matrix composite; microstructure; tensile properties

1 引言

选区激光熔化(SLM)是一种粉末床熔融增材制造技术,它基于离散和堆叠的原理逐层累积成形,具有成形精度高、加工周期短,能够制造复杂结构金属零件等优势^[1-3]。SLM 成形过程中较快的凝固速度能够有效地抑制晶粒长大及元素偏析,使得成形件组织细小、

力学性能优异^[4]。铝合金作为轻质结构材料,具有密度低、比强度高、导热系数好、抗氧化、耐腐蚀性强等优点^[5-6],SLM 技术的运用进一步加快了高强铝合金材料和轻量化结构在航空航天、汽车工业等领域的发展应用。但目前 SLM 应用较为成熟的铝合金仍然是共晶 Al-Si 基金属,而 2xxx、6xxx、7xxx 系列合金的 SLM 工艺过程易产生明显裂纹和气孔。Sc、Zr 等元素的添加

收稿日期: 2023-05-15; 修回日期: 2023-06-19; 录用日期: 2023-07-12; 网络首发日期: 2023-07-22

通信作者: haojie@tju.edu.cn

是减少 2xxx、7xxx 系列铝合金裂纹的有效方法^[7-9]。同时, Sc、Zr 元素被广泛应用于 3xxx、5xxx 系列铝合金改性, 生成的 $Al_3(Sc, Zr)$ 相能够促使非均质形核, 可以有效细化晶粒。此外, 在 SLM 极快的冷却速度下, 基体固溶, 大量 Sc 和 Zr 形成过饱和固溶体, 为时效处理过程中析出 $Al_3(Sc, Zr)$ 相提供了极好的条件。这些纳米共格 $Al_3(Sc, Zr)$ 相粒子引起的沉淀强化作用提高了铝合金的强度, 同时也使其保持了良好的韧性和延展性^[10]。

Spierings 等^[11]对 SLM 制备 Al-4.6%Mg-0.66%Sc-0.42%Zr-0.49%Mn (质量分数) 合金进行了研究, 结果表明, 熔池中的 $Al_3(Sc, Zr)$ 和含 Al-Mg 的氧化物可作为形核点, 起到细晶强化的作用。Tang 等^[12]研究了时效处理对 SLM 制备高 Mg 含量 AlMgScZr 合金压缩性能的影响, 结果显示, 时效处理后合金的压缩屈服强度从 (342 ± 7) MPa 提高到 (476 ± 10) MPa。Kürnsteiner 等^[13]研究了直接能量沉积工艺过程中存在的固有热处理 (IHT) 对含 Sc 铝合金的影响, 发现在激光成形过程中较快的冷却速率会导致过饱和和 Al-Sc 矩阵的固态相变, 使纳米沉淀物的密度达到 10^{23} m^{-3} 。Shi 等^[14]研究了宽体积能量范围内, SLM 制备的 Al-Mg-Sc-Zr 合金的致密度、硬度和导电率之间的相关性; 同时也研究了平台温度对 SLM 制备的 Al-Mg-Sc-Zr 合金组织性能的影响^[15]。结果表明: 制备 Al-Mg-Sc-Zr 致密化 ($>99.7\%$) 零件的最小激光能量密度阈值为 $60 \sim 70 \text{ J/cm}^2$; 当平台温度为 $35 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 制造的样品各向异性较小, 而平台温度为 $200 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 制造的样品强度更高, 但从底部到顶部性能不均匀, 且微观组织中柱状晶的长径比也有所降低; 热处理后, 两种平台温度下制造的样品拉伸性能相似, 屈服强度均达到了 460 MPa。

铝基复合材料 (AMC) 的 SLM 制备为满足日益增长的高性能材料的需求开辟了一条新的道路。AMC 将铝基体的韧性、延展性与颗粒增强材料的刚性结合起来, 使材料具有更好的力学性能^[16-17]。Wang 等^[18]通过 SLM 制备了质量分数为 1% 的 $TiB_2/AlMgScZr$ 全致密且无裂纹复合材料, 该材料表现出高抗拉强度 [(480 ± 2) MPa] 和高延伸率 ($15.8\% \pm 0.7\%$)。高抗拉强度是由于细晶强化和第二相强化, 而延展性的提高主要是由晶界改性以及纳米 TiB_2 和纳米 Si 的析出物所引起的。但目前应用较多的 AMC 基体材料仍是 AlSi10Mg, 对于 Al-Mg 基复合材料的研究较少。因此, 本文基于 SLM 成形工艺制备了致密的 TiC 颗粒增强 AlMgSc 复合材料, 研究了 TiC/AlMgSc 复合材料的物相、显微组织等, 以期获得一种力学性能优异的 SLM 用铝基复合材料。

2 材料及方法

2.1 粉末原材料

实验选用的 AlMgSc 合金粉末是欧洲空中客车公司研发的增材制造专用 Scalmetalloy 铝合金粉末材料, 其颗粒形貌如图 1(a) 所示, 粉末颗粒大部分呈球状, 平均球形度为 0.92, 存在少量的卫星粉和不规则形状粉末颗粒。粉末的粒径 D 呈正态分布, 如图 1(b) 所示, 其中: q_r 和 Q_r 分别为粒径频度分布及粒径累积分布; $D_{10} = 23.81 \text{ } \mu\text{m}$ 、 $D_{50} = 40.17 \text{ } \mu\text{m}$ 、 $D_{90} = 67.22 \text{ } \mu\text{m}$ (D_{10} 、 D_{50} 和 D_{90} 是样品累积粒度分布数达到 10%、50% 和 90% 时所对应的粒径)。AlMgSc 合金粉末的化学成分如表 1 所示。TiC 颗粒由山东临沂研创新材料科技有限公司生产, 尺寸规格为 500 nm, 呈不规则形状分布。

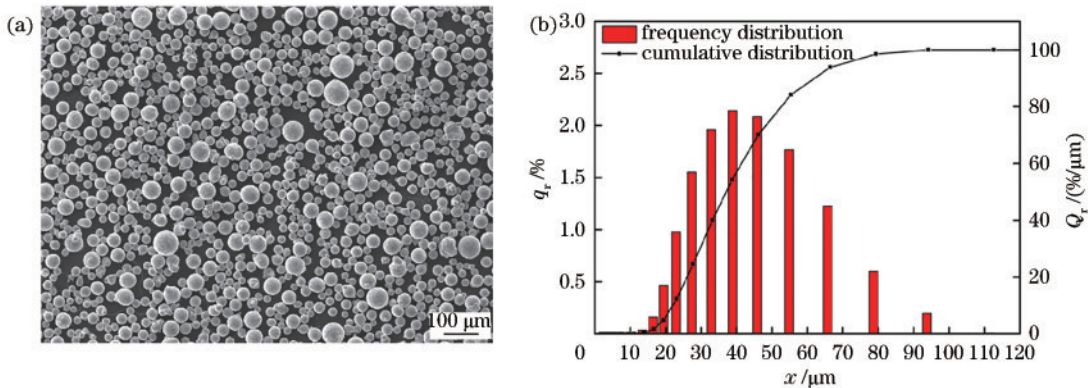


图 1 AlMgSc 合金粉末形貌及粒径分布。(a) 粉末形貌; (b) 粉末粒径分布

Fig. 1 Powder morphology and particle size distribution of AlMgSc alloy. (a) Powder morphology; (b) particle size distribution

表 1 AlMgSc 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlMgSc alloy powder

Element	Al	Mg	Sc	Zr	Mn	Si	Fe	Ti	O
Mass fraction / %	Bal.	4.7000	0.7900	0.3200	0.5900	0.0536	0.0858	0.0066	0.0203

2.2 制备方法

SLM 成形实验设备为西安铂力特增材技术股份

有限公司生产的 BLT-S200 型金属成形设备。该设备由光纤激光器、光路传输系统、送粉铺粉系统以及气体

保护装置等组成,配备了 IPG 激光器,激光波长为 1070 nm,激光束光斑直径为 100 μm 。SLM 设备腔室采用氩气保护,成形过程中,氧含量控制在 200×10^{-6} (质量分数)以下。成形前将粉末置于真空干燥箱中在 80 $^{\circ}\text{C}$ 温度下干燥 4 h。利用单因素实验法进行工艺参

数的研究,其中铺粉层厚为 40 μm ,层间扫描方向的旋转角度为 67° ,其余工艺参数如表 2 所示。利用不同工艺参数的 SLM 制备尺寸为 7 mm \times 7 mm \times 7 mm 的块状试样以进行参数优化实验,利用工艺参数优化后的 SLM 制备力学性能检测试样以进行室温拉伸实验。

表 2 TiC/AlMgSc 的 SLM 成形工艺参数
Table 2 Processing parameters of SLM forming TiC/AlMgSc

Sample	Laser power /W	Scanning speed /($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	Hatching spacing /mm
L1, L2, L3, L4, L5	205, 220, 235, 250, 265	1200	0.07
S1, S2, S4, S5	250	1000, 1100, 1300, 1400	0.07
H1, H3, H4, H5	250	1200	0.05, 0.09, 0.11, 0.13

2.3 测试方法

SLM 成形工艺制备 AlMgSc 和 TiC/AlMgSc 合金试样后,用线切割将试样从基板上切下,经清洗、研磨、抛光处理后使用 Keller 试剂 (95 mL H_2O + 2.5 mL HNO_3 + 1.5 mL HCl + 1.0 mL HF) 腐蚀 30 s。利用金相显微镜 (OM, DM2700M, 徕卡, 德国)、场发射扫描电子显微镜 (SEM, JSM-7900F, 日本电子株式会社, 日本) 以及背散射电子衍射仪 (EBSD, JSM-7900F, 日本电子株式会社, 日本) 进行微观组织结构分析。采用孔隙率和致密度两种评价方法分析 SLM 成形工艺参数对成形试样质量的影响。孔隙率的计算方法为:在每个试样纵截面选取 4 个区域进行 OM 图像统计,使用 Image-Pro Plus 软件识别和计算每张图片中孔隙面积占该张图片面积的百分比,每 4 张图片计算得到的百分数求平均值即为该试样的孔隙率。致密度利用高精度固体密度计 (DH-220MN, 广东宏拓仪器有限公司, 中国) 测量密度后计算求得。利用 X 射线衍射仪 (XRD, D8 Advance, 布鲁克, 美国) 分析试样的物相组

成。利用万能试验机 (INSTRON 5982, 英斯特朗, 美国) 进行室温拉伸实验,并通过 SEM 观察试样拉伸断口形貌。

3 分析与讨论

3.1 TiC/AlMgSc 复合粉末

利用球磨机进行 TiC/AlMgSc 复合粉末材料的制备,其中 TiC 颗粒的质量分数为 4.5%,球料比为 5:1,球磨转速为 200 r/min,球磨时间为 4 h。利用上述球磨工艺获得的 4.5% TiC/AlMgSc 复合粉末材料形貌如图 2 所示,可以观察到,经过球磨混合后,AlMgSc 基体粉末保持了较高的球形度。通过图 2(b) 的 SEM 高倍照片可以观察到,AlMgSc 颗粒表面黏附了许多 nm 级细碎颗粒以及 μm 级团簇颗粒。为了确认粉末表面黏附颗粒的成分,对 AlMgSc 粉末进行了 EDS (energy dispersive spectroscopy) 能谱面扫测试,结果如图 2(c)~(f) 所示。在粉末表面检测出大量 Ti 元素成分,其分布位置几乎与粉末表面黏附颗粒的位置一一对应。由于

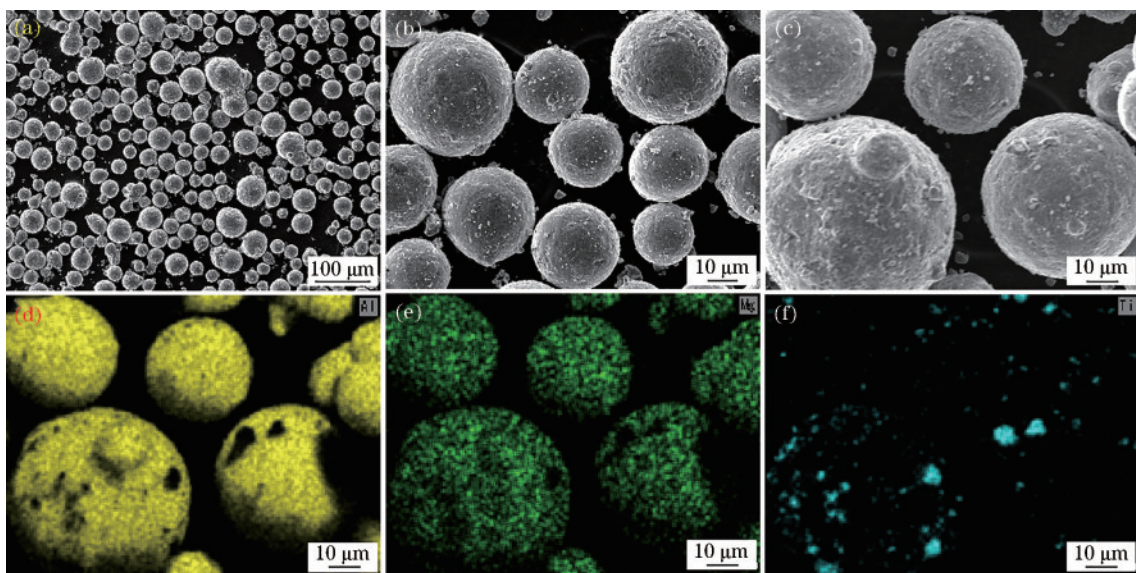


图 2 TiC/AlMgSc 复合粉末材料的形貌及 EDS 分析。(a)(b) 粉末形貌图;(c)~(f) EDS 元素分布

Fig. 2 Morphology and EDS analysis of TiC/AlMgSc composite powder. (a)(b) Powder topographies; (c)~(f) EDS distribution map of elements

TiC 颗粒具备很高的化学稳定性,球磨过程中能量不足会引起 TiC 分解,因此可以合理推测出 AlMgSc 粉末表面黏附的颗粒组织是 TiC,部分 TiC 团簇颗粒的尺寸接近 $8\ \mu\text{m}$ 。在球磨过程中,由于球磨珠的冲击和摩擦作用,亚 μm TiC 颗粒表面积累了大量的正或负电荷,颗粒形状的不规则造成表面电荷的集聚,使粒子极不稳定,易发生团聚。经检测,4.5% TiC/AlMgSc 铝基复合粉末材料的粒径分布为 $D_{10}=22.18\ \mu\text{m}$ 、 $D_{50}=39.70\ \mu\text{m}$ 、 $D_{90}=68.25\ \mu\text{m}$ 。相较于 AlMgSc 粉末材料的粒径分布,4.5% TiC/AlMgSc 铝基复合粉末材料的粒径分布几乎不变,说明 AlMgSc 粉末颗粒在与 TiC 颗粒球磨的过程中未发生较大形状的改变以及颗粒破碎现象。

3.2 TiC/AlMgSc 复合粉末的 SLM 成形性

图 3 为 TiC/AlMgSc 复合粉末的 SLM 成形试样致密度随激光功率、扫描速度及扫描间距的变化规律。通过 OM 图像统计的致密度值总是大于高精度固体密度计测得的致密度值,两种方法之间存在测量误差,但

在可接受范围内,这与文献[19]中的研究结论相似。从图 3 中可以看出,激光功率和扫描速度对成形试样致密度的影响比较大。如图 3(a)所示,当激光功率从 205 W 增加到 265 W 时,成形试样的致密度从 99.73% (致密度值均为高精度固体密度计测得)下降到 98.39%。这是因为激光功率的增大使得粉末吸收过高能量而充分熔化,熔池温度显著升高,进而导致不稳定液相熔池的形成,熔体快速冷却使气体难以溢出而被封闭在试样内部形成孔隙,从而降低了试样的致密度^[20]。此外,激光能量过高,液相容易飞溅,熔体冷却凝固后在成形表面产生球化缺陷,使试样成形表面凹凸不平,降低了铺粉质量,影响层与层之间的冶金质量,从而增加了成形试样的孔隙缺陷。孔隙缺陷会显著降低材料的力学性能,一方面破坏金属基体的连续性,使得拉伸时试样的实际承载面积减小;另一方面在外力的作用下,孔隙周围应力容易集中,从而演变为裂纹源,损害试样的拉伸强度。

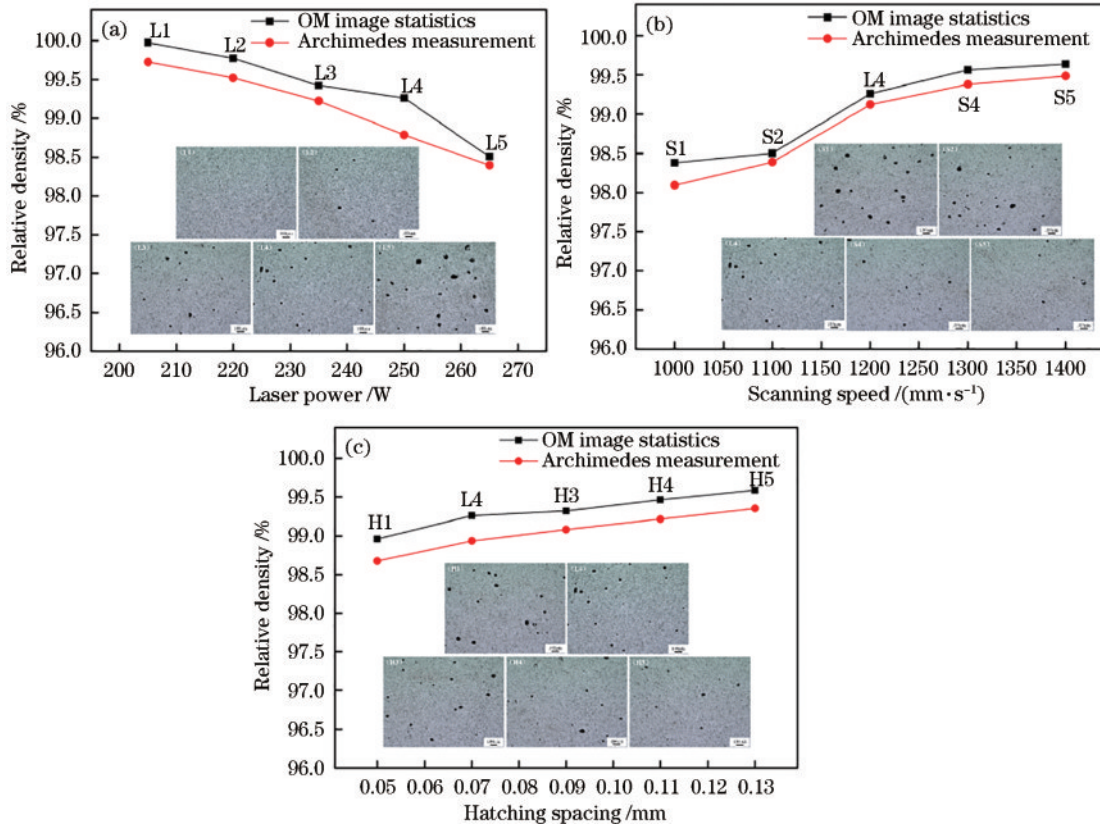


图 3 TiC/AlMgSc 复合粉末 SLM 成形参数对试样致密度的影响规律。(a) 激光功率; (b) 扫描速度; (c) 扫描间距

Fig. 3 Effect of SLM forming parameters of TiC/AlMgSc composite powder on the density of the sample. (a) Laser power; (b) scanning speed; (c) hatching spacing

图 3(b) 中成形试样的致密度随着扫描速度的增大而增大。当扫描速度从 1000 mm/s 增加到 1400 mm/s 时,成形试样的致密度从 98.09% 增加到 99.48%。扫描速度决定了激光束与粉末之间相互作用时间的长短。当扫描速度较低时,激光束在粉末和熔池上停留的时间长,能量供给过多,出现熔体汇聚、过烧现象,产

生剧烈的 Marangoni 对流效应,加剧了熔池截留气体的倾向性,最终形成气孔。图 3(c) 为扫描间距对成形试样致密度的影响规律。随着扫描间距的增大 (0.05 mm 增大到 0.13 mm),成形试样的致密度小范围增大 (98.67% 增加到 99.35%); 扫描间距较小时,重熔面积增大,热量累积增多,扫描轨迹不稳定造成粉末

黏附等缺陷,层层叠加后降低了成形试样的致密度^[21]。

文献[22]总结了纯 Al 以及 Al-Mg 和 Al-Si 合金 SLM 成形致密化试样通用的能量密度阈值范围(60~75 J/mm³),文献[15]研究了 SLM 构建高密度(>99.7%) AlMgSc 合金试件的最小应用能量密度阈值(60~70 J/mm³)。本文确定了 4.5%TiC/AlMgSc 复合材料 SLM 成形致密(99.73%)试样的最优工艺参数:激光功率为 205 W;扫描速度为 1200 mm/s;扫描间距为 0.07 mm;层厚为 40 μm;激光能量密度为 61 J/mm³。相较 AlMgSc 合金材料,4.5%TiC/AlMgSc 复合材料所需的激光能量密度偏小,主要是因为 Al 合金高导热率、高激光反射率的物理性能使得成形过程中激光吸收率较低,而亚 μm TiC 颗粒的加入有效提高了粉末原材料的激光吸收率,文献[23]也得出了相同结论。

3.3 物相与显微组织分析

图 4 为 SLM 成形工艺制备的 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料试样的 XRD 图谱。两种试样均由 α-Al 基体相组成,与 AlMgSc 合金试样相比,添加亚 μm TiC 颗粒后的复合材料试样仅增加了很弱的 TiC 衍射峰,没有其他相生成,这意味着 SLM 成形过程中 TiC 颗粒和 AlMgSc 基体之间没有发生反应。唯一不同点是 TiC/AlMgSc 复合材料试样相对于 AlMgSc 合金试样,α-Al 峰的衍射强度显著增加,这主要是因为复合材料基体取向发生了变化。

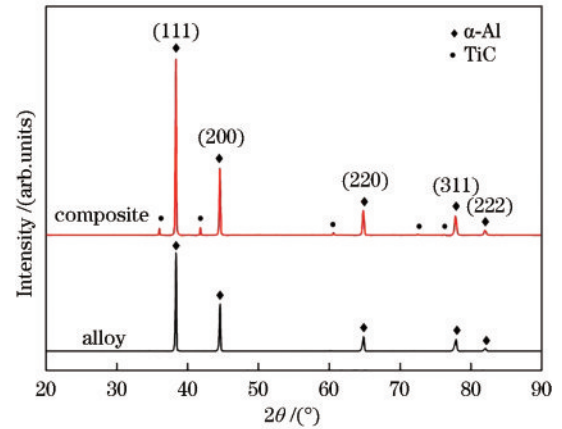


图 4 SLM 成形工艺制备的 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料试样的 XRD 图谱

Fig. 4 XRD patterns of AlMgSc alloy and TiC/AlMgSc composite formed by SLM

图 5 为 SLM 成形工艺制备的 TiC/AlMgSc 复合材料试样的横截面和纵截面 OM 图。从图 5(a)中可以观察到不同层之间的熔池形貌,其中,第 n 层与第 $n+1$ 层之间的夹角为 67°,这是由打印扫描策略决定的,经测量,两熔道之间的距离符合打印扫描间距设定(0.07 mm);从图 5(b)中可以明显观察到“鱼鳞状”结构,这是由于激光能量服从高斯分布,因此金属粉末在激光热源的照射下形成了半圆形熔池。

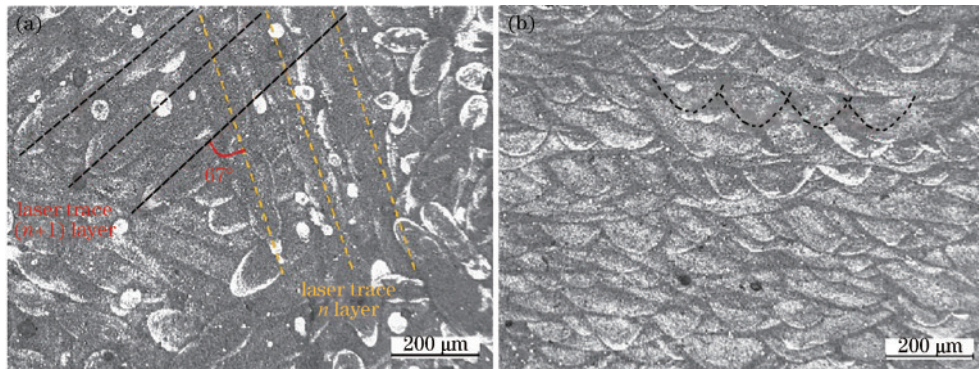


图 5 SLM 成形工艺制备的 TiC/AlMgSc 复合材料试样的 OM 图。(a)横截面;(b)纵截面

Fig. 5 OM diagrams of TiC/AlMgSc composite sample formed by SLM. (a) Cross section; (b) longitudinal section

图 6(a)为 SLM 成形工艺制备的 TiC/AlMgSc 复合材料纵截面的 SEM 形貌图,可以看出,显微组织中存在明显的细晶区和粗晶区,二者交替排列。在 SLM 成形过程中,上一层已凝固部分会受到重熔以及后续各层的热循环影响,不能及时散热而产生热累积,导致晶粒长大,形成短柱状晶组成的粗晶区。而已结晶的固相有吸热和散热作用,在靠近已结晶的固相区域内,二次熔化的液相会产生较大的过冷度进而促进形核,形成了等轴细晶区。

图 6(b)为 TiC/AlMgSc 复合材料试样的高倍 SEM 形貌图,其中:黑色点区域为金相腐蚀产生的孔洞;白色点区域为 TiC 颗粒。对点 1 和点 2 处的白色颗

粒进行 EDS 元素分析,结果如图 6(c)、(d)和表 3 所示,Ti 元素和 C 元素的原子百分比几乎为 1:1,且由于 TiC 颗粒在 AlMgSc 熔融基体中有良好的热稳定性和化学稳定性,不与基体发生反应,因此推断出白色颗粒为 TiC 颗粒。但点 1 和点 2 处的 TiC 颗粒尺寸相差较大,凝固时由于固液界面的推移效应,亚 μm TiC 颗粒多偏聚在 Al 基体晶界处,如图 6(b)中点 1 所示。TiC 微米团簇颗粒一部分源自复合粉末制备过程,另一部分是在 SLM 成形过程中形成的。由于 TiC 颗粒熔点较高,在熔池中处于未熔或半熔状态,且 TiC 颗粒的加入增加了熔体黏度,削弱了 Marangoni 对流效应,故部分 TiC 颗粒发生堆积形成 TiC 微米团簇颗粒,如图 6(b)中

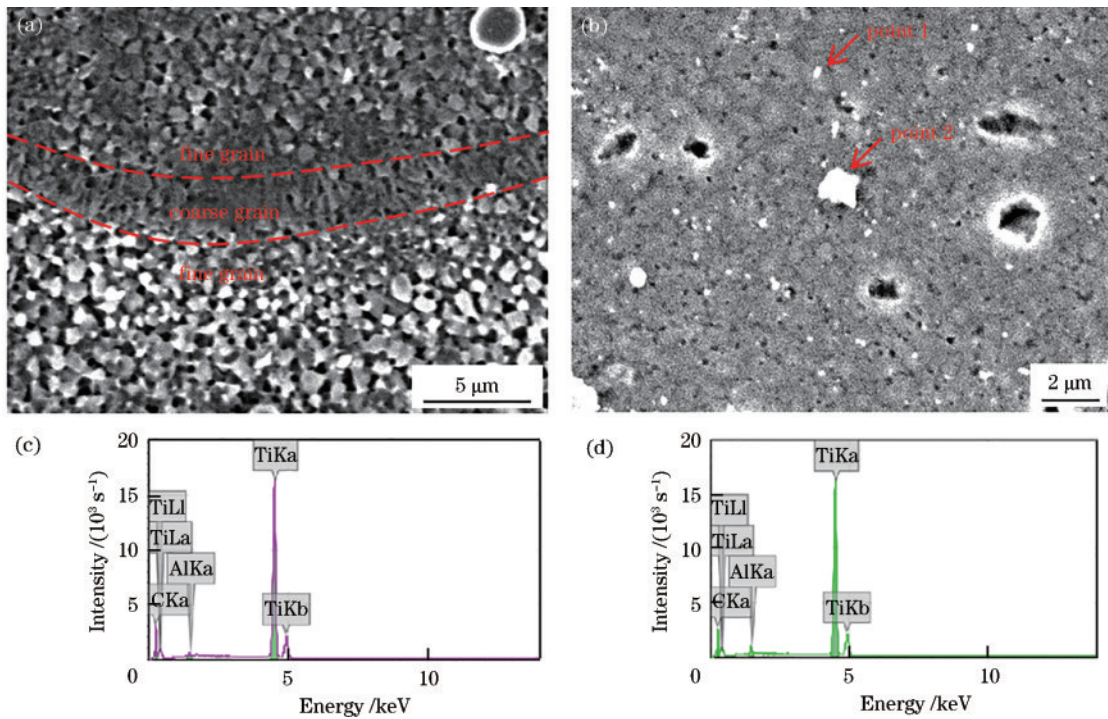


图 6 SLM 成形工艺制备的 TiC/AlMgSc 复合材料试样的 SEM 图及 EDS 分析。(a)(b)SEM 图;(c)点 1 处 EDS 分析;(d)点 2 处 EDS 分析

Fig. 6 SEM diagrams and EDS analysis of TiC/AlMgSc composite sample formed by SLM. (a) (b) SEM diagrams; (c) EDS analysis of point 1; (d) EDS analysis of point 2

表 3 点 1 和点 2 处白色颗粒的 EDS 元素分布
Table 3 EDS element distribution of white particles at points 1 and 2

Element	Atomic fraction / %		
	Al	Ti	C
Point 1	0.62±0.02	49.76±0.12	49.62±0.16
Point 2	1.50±0.03	50.58±0.12	47.92±0.17

点 2 所示。

为了进一步揭示 TiC 颗粒对 AlMgSc 基体晶粒形貌和取向的影响,对 SLM 制备的 AlMgSc 和 TiC/AlMgSc 试样纵截面进行 EBSD 分析,结果如图 7 所示。图 7(a)显示了 AlMgSc 合金试样单个熔池的显微组织结构,可以看出,熔池内部分布了很多柱状晶组织结构,熔池边缘处多为具有随机取向的细小等轴晶粒。图 7(b)显示了 TiC/AlMgSc 复合材料试样的熔池微观结构,相较于 AlMgSc 组织, TiC/AlMgSc 的柱状晶数量和尺寸大幅度降低,熔池基本由等轴晶粒和少量较短的柱状晶粒构成。TiC 颗粒的加入导致了柱状晶向等轴晶的转变以及晶粒的细化。TiC 颗粒在金属熔体中提供了高密度的有效形核点,大量低能形核点的存在降低了诱导等轴晶生长所需要的临界总过冷量,成为了等轴晶粒形核的孕育剂;同时, TiC 颗粒在凝固过程中还起到了抑制生长的作用,难熔的 TiC 颗粒阻止了晶界的移动,从而限制了沿热流方向晶粒的生长,这种晶界钉扎效应使当前层晶粒组织在受热影

响期间也能稳定生长。图 7(c)、(d)为 SLM 成形试样的 PF (pole figures) 图,可以看出, AlMgSc 合金试样和 TiC/AlMgSc 复合材料试样均存在沿建筑方向的 {100} 取向,但与 AlMgSc 相比, TiC/AlMgSc 复合材料织构的最大强度有所减弱,从 3.14 下降到 1.93,表明 TiC 颗粒的加入对 TiC/AlMgSc 复合材料的织构强度有一定影响,但取向未发生改变。

3.4 力学性能分析

表 4 为 SLM 成形工艺制备的 AlMgSc 合金材料和 4.5% TiC/AlMgSc 复合材料试样的室温拉伸测试结果。添加 TiC 颗粒后, TiC/AlMgSc 试样的抗拉强度、屈服强度和延伸率分别达到了 611 MPa、590 MPa 和 10.02%, 相比于 AlMgSc 合金材料的拉伸性能,其抗拉强度和屈服强度分别提升了 9.9% 和 12.2%, 但延伸率有所下降。通常第二相的引入可以有效提高合金强度,但也会因为阻碍位错的移动而牺牲材料的延展性。

SLM 成形工艺制备的 TiC/AlMgSc 复合材料在多种强化机制的共同作用下产生了优良的力学性能。TiC 颗粒和铝基体的热膨胀系数失配以及 SLM 成形的快冷快热过程造成了较大的热应力,导致晶粒内部产生位错^[23];同时,引入的亚 μm TiC 颗粒会对位错运动形成钉扎,增大了变形抗力,从而起到位错强化和弥散强化作用。根据文献[17, 24], 载荷传递也是存在于颗粒增强型复合材料中的强化机制,由于亚 μm TiC 颗粒的弹性模量远高于 AlMgSc 合金基体,受力变形过程中应力通过结合界面从基体合金有效传递至 TiC

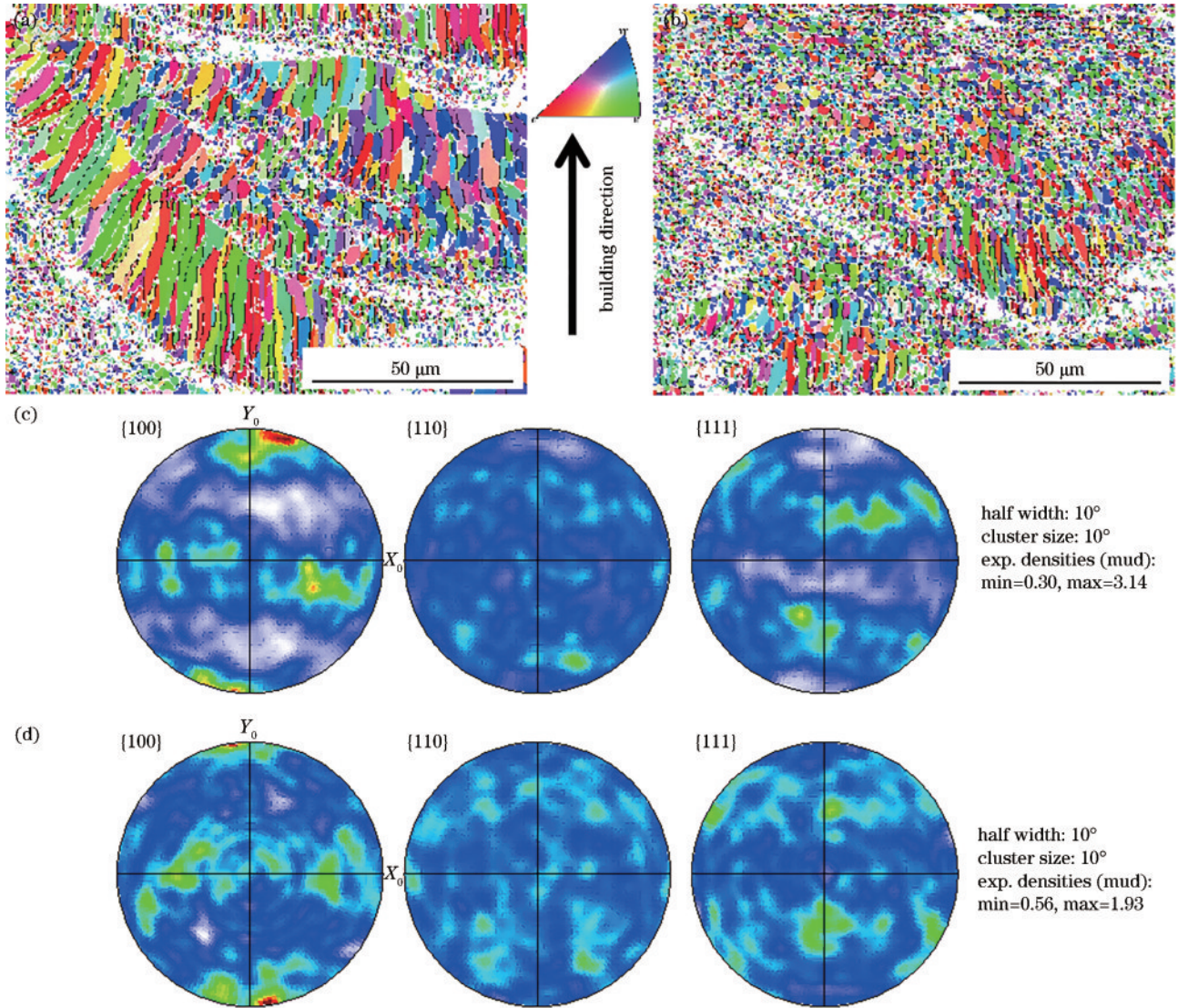


图 7 SLM 成形工艺制备的 AlMgSc 和 TiC/AlMgSc 试样沿建筑方向的 EBSD 图。(a) AlMgSc 试样的 EBSD 取向分布图；(b) TiC/AlMgSc 试样的 EBSD 取向分布图；(c) AlMgSc 试样的 PF 图；(d) TiC/AlMgSc 试样的 PF 图
 Fig. 7 EBSD diagrams along the building direction of AlMgSc and TiC/AlMgSc samples formed by SLM. (a) EBSD orientation distribution of AlMgSc sample; (b) EBSD orientation distribution of TiC/AlMgSc sample; (c) PF diagrams of AlMgSc sample; (d) PF diagrams of TiC/AlMgSc sample

表 4 SLM 成形工艺制备的 AlMgSc 和 TiC/AlMgSc 试样的拉伸性能
 Table 4 Tensile properties of AlMgSc and TiC/AlMgSc samples formed by SLM

Sample	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%
AlMgSc	556±4.5	526±4.6	12.42±0.4
TiC/AlMgSc	611±1.9	590±2.5	10.02±2.0

颗粒,在转移载荷的同时约束了基体合金变形,进而提高了复合材料的强度;但由于 TiC 颗粒数量的限制,载荷传递强化作用几乎可以忽略不计。细晶强化对提高材料的强度和韧性都是有益的。亚 μm TiC 颗粒在铝基体的晶体生长中起着形核衬底作用,同时对晶界迁移产生阻碍作用,显著细化了晶粒组织(从图 7 中可以

得到证实),从而提升了材料的强度,起到了细晶强化的作用;同时,由于相邻晶粒之间频繁的变形协调,细晶粒组织中的集中应力通常会随时间的推移而释放,这降低了裂纹形核的可能性,并最终导致均匀塑性变形。

为了更好地研究复合材料的断裂机制,对 SLM 成形工艺制备的 AlMgSc 和 TiC/AlMgSc 拉伸试样断口进行了 SEM 形貌分析,如图 8(a)~(f)所示。从图 8(a)、(d)可以看出,AlMgSc 和 TiC/AlMgSc 的断口形貌基本相似,均分布着撕裂状和阶梯状的解离台阶;从断口局部区域放大图[图 8(b)、(e)]中可以观察到韧窝和撕裂棱,表明试样具有一定的塑性,因而推断两者的断裂机制均属于韧脆混合型断裂。不同的是,AlMgSc 合金试样断口呈现出柱状晶和等轴晶交替被撕裂的形貌,而 TiC/AlMgSc 复合试样断口只存在被

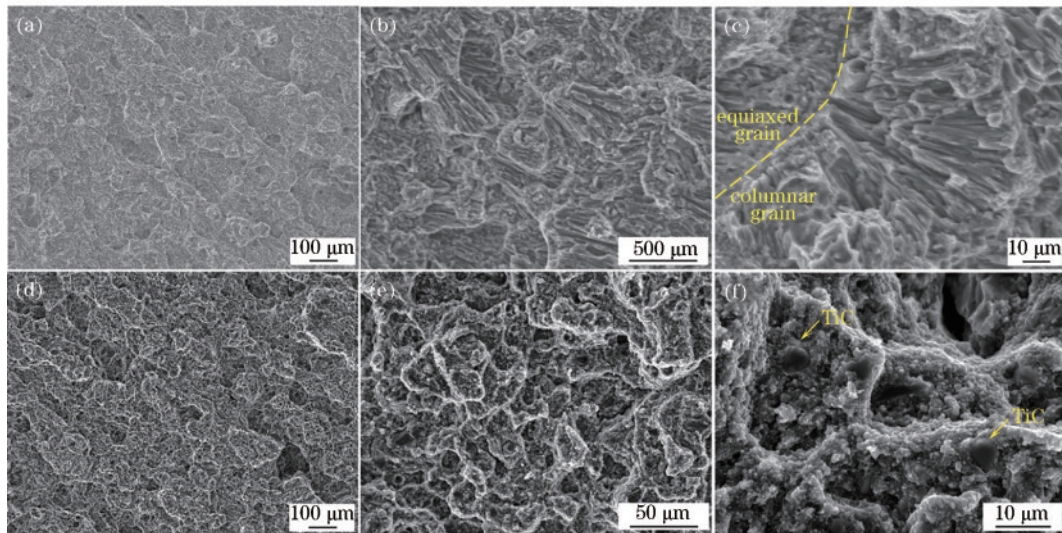


图 8 SLM 成形工艺制备的 AlMgSc 和 TiC/AlMgSc 试样的拉伸断口形貌。(a)~(c) AlMgSc 合金;(d)~(f) TiC/AlMgSc 复合材料
Fig. 8 Tensile fracture morphologies of AlMgSc and TiC/AlMgSc samples formed by SLM. (a)~(c) AlMgSc alloy; (d)~(f) TiC/AlMgSc composite

撕裂的细小等轴晶粒,如图 8(c)、(f)所示,这与图 6 的 EBSD 结果相印证。从图 8(f)中还可以观察到, TiC/AlMgSc 试样断裂表面留存的亚 μm TiC 颗粒,颗粒周围紧紧黏附着铝基体,表明 TiC 颗粒与铝基体的界面结合强度高,在拉伸变形过程中,应力集中在界面处,均匀分散的颗粒阻碍了滑移位错的缠结和积累,从而产生了更强的韧性。然而,图 8(f)中 TiC 颗粒发生了团聚形成了尺寸为 $3\sim 8\ \mu\text{m}$ 的颗粒簇,这可能会对复合材料的强度和韧性产生一定的负面影响^[12]。

4 结 论

本文对 SLM 成形工艺制备的亚 μm TiC 颗粒增强 AlMgSc 基复合材料开展了研究,优化了 4.5% TiC/AlMgSc 复合材料致密(99.73%)试样的成形参数。优化后的参数为:激光功率 205 W、扫描速度 1200 mm/s、扫描间距 0.07 mm、层厚 40 μm 。亚 μm TiC 颗粒的加入导致了柱状晶向等轴晶的转变以及晶粒组织的细化, TiC/AlMgSc 材料的抗拉强度、屈服强度和延伸率分别达到了 611 MPa、590 MPa 和 10.02%。TiC 颗粒的引入有效提高了合金强度,但延伸率小幅下降。拉伸断口表面留存尺寸为 $3\sim 8\ \mu\text{m}$ 的 TiC 团簇颗粒。

参 考 文 献

- [1] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components-Process, structure and properties[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.
- [2] Yin Y Y, Zhang J H, Yang S Z, et al. Effect of microstructure on the electrochemical dissolution behaviour of Hastelloy® X superalloy processed by selective laser melting and heat treatments[J]. Materials & Design, 2021, 206: 109828.
- [3] 谭超林, 周克崧, 马文有, 等. 激光增材制造成型马氏体时效钢研究进展[J]. 金属学报, 2020, 56(1): 36-52.
Tan C L, Zhou K S, Ma W Y, et al. Research progress of laser additive manufacturing of maraging steels[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(1): 36-52.
- [4] Li R D, Shi Y S, Wang Z G, et al. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting[J]. Applied Surface Science, 2010, 256(13): 4350-4356.
- [5] 邓朝阳, 郭一帆, 褚清坤, 等. 基于响应面优化法激光选区熔化 AlMgScZr 研究[J]. 材料研究与应用, 2021, 15(3): 210-219.
Deng C Y, Guo Y F, Chu Q K, et al. Study on selective laser melting process of AlMgScZr based on response surface optimization methodology[J]. Materials Research and Application, 2021, 15(3): 210-219.
- [6] Maconachie T, Leary M, Zhang J J, et al. Effect of build orientation on the quasi-static and dynamic response of SLM AlSi10Mg[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 788: 139445.
- [7] Zhang H, Zhu H H, Qi T, et al. Selective laser melting of high strength Al-Cu-Mg alloys: processing, microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 656: 47-54.
- [8] Qi T, Zhu H H, Zhang H, et al. Selective laser melting of Al7050 powder: melting mode transition and comparison of the characteristics between the keyhole and conduction mode[J]. Materials & Design, 2017, 135: 257-266.
- [9] 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.
Lü X R, Liu T T, Liao W H, et al. Solidification crack elimination and quality control of high-strength aluminum alloy 7075 fabricated using laser powder bed fusion[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402209.

- [10] Schmidtke K, Palm F, Hawkins A, et al. Process and mechanical properties: applicability of a scandium modified Al-alloy for laser additive manufacturing[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 369-374.
- [11] Spierings A B, Dawson K, Heeling T, et al. Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al-Mg alloys processed by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2017, 115: 52-63.
- [12] Tang H, Geng Y X, Luo J J, et al. Mechanical properties of high Mg-content Al-Mg-Sc-Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Metals and Materials International*, 2021, 27(8): 2592-2599.
- [13] Kürnsteiner P, Bajaj P, Gupta A, et al. Control of thermally stable core-shell nano-precipitates in additively manufactured Al-Sc-Zr alloys[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 32: 100910.
- [14] Shi Y J, Rometsch P, Yang K, et al. Characterisation of a novel Sc and Zr modified Al-Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Letters*, 2017, 196: 347-350.
- [15] Shi Y J, Yang K, Kairy S K, et al. Effect of platform temperature on the porosity, microstructure and mechanical properties of an Al-Mg-Sc-Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 732: 41-52.
- [16] Li W, Yang Y, Liu J, et al. Enhanced nanohardness and new insights into texture evolution and phase transformation of TiAl/TiB₂ *in situ* metal matrix composites prepared via selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2017, 136: 90-104.
- [17] Yu W H, Sing S L, Chua C K, et al. 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.
- [18] Wang J H, Liu T, Luo L S, et al. Selective laser melting of high-strength TiB₂/AlMgScZr composites: microstructure, tensile deformation behavior, and mechanical properties[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 16: 786-800.
- [19] Feng Z, Tan H, Fang Y B, et al. Selective laser melting of TiB₂/AlSi10Mg composite: processability, microstructure and fracture behavior[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 299: 117386.
- [20] Gu D D, Hagedorn Y C, Meiners W, et al. Nanocrystalline TiC reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites by Selective Laser Melting (SLM): densification, growth mechanism and wear behavior[J]. *Composites Science and Technology*, 2011, 71(13): 1612-1620.
- [21] 邹田春, 祝贺, 陈敏英, 等. 激光选区熔化碳化硅增强铝基复合材料的微观组织及拉伸性能研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(10): 1002123.
- Zou T C, Zhu H, Chen M Y, et al. Microstructure and tensile properties of SiC reinforced aluminum matrix composite prepared by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(10): 1002123.
- [22] Olakanmi E O. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al-Mg, and Al-Si Powders: effect of processing conditions and powder properties[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213(8): 1387-1405.
- [23] Xiao Y K, Bian Z Y, Wu Y, et al. Effect of nano-TiB₂ particles on the anisotropy in an AlSi10Mg alloy processed by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 798: 644-655.
- [24] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K, et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms[J]. *International Materials Reviews*, 2012, 57(3): 133-164.