

## 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

邹田春<sup>1\*</sup>, 祝贺<sup>1</sup>, 陈敏英<sup>1</sup>, 梅思远<sup>1</sup>, 杨旭东<sup>2</sup>

<sup>1</sup>中国民航大学适航学院, 天津 300300;

<sup>2</sup>中国民航大学中欧航空工程师学院, 天津 300300

**摘要** 采用机械混合法制备 SiC/AlSi7Mg 混合粉末, 利用激光选区熔化(SLM)技术成形 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样, 研究复合材料的物相组成、微观组织和拉伸性能。结果表明: SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的相对密度最高能够达到 99.2%; 试样微观组织与典型 SLM 成形铝合金的组织相似, 在铝基体中存在均匀分布的 SiC 及原位反应产生的 Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> 增强相, SiC 与铝基体间形成了较强的界面结合。与铝合金相比, 复合材料的强度明显提高, 抗拉强度达到 452 MPa, 屈服强度达到 280 MPa, 但伸长率下降到 4.5%; 复合材料的主要断裂模式为脆性断裂。

**关键词** 激光技术; 激光材料成形; 激光选区熔化; 铝基复合材料; 微观组织; 拉伸性能

**中图分类号** TG113.25

**文献标志码** A

**doi:** 10.3788/CJL202148.1002123

### 1 引言

激光选区熔化(SLM)技术是一种铺粉式的金属激光增材制造(AM)技术, 该技术基于分层制造原理, 采用材料逐层累加的方法, 根据三维计算机辅助设计(CAD)模型, 利用高能激光束逐层熔化金属粉末, 获得近乎全致密的实体零件<sup>[1-3]</sup>。SLM 过程中的光斑直径小、冷却速度快( $10^5 \sim 10^8$  K/s), 制造的零部件具有优异的力学性能, 可以直接制备形状复杂的精密构件<sup>[4]</sup>。SLM 技术已经实现了铝基<sup>[5]</sup>、镍基<sup>[6]</sup>、钛基<sup>[7]</sup>、不锈钢<sup>[8]</sup>等金属材料的成形, 被广泛应用于航空航天、汽车和船舶等领域。

铝合金具有比强度高以及耐蚀性和导电导热性能良好等优点, 是航空航天等领域应用最广的金属材料之一<sup>[9]</sup>。近年来, 研究人员对 SLM 成形铝合金的工艺、组织及性能开展了试验及理论研究, 结果发现, Al-Si 系铸造铝合金的焊接性能良好, 但力学性能有待提高。铝基复合材料因具有基体及增强材

料的综合性能而逐步成为目前的研究热点。目前, SLM 成形铝基复合材料常用的颗粒增强材料主要有 TiN、TiB<sub>2</sub>、WC 等陶瓷颗粒。如: Gao 等<sup>[10]</sup>通过在 AlSi10Mg 中添加 TiN 颗粒, 制备了强度、韧性和硬度同时提高的 TiN/AlSi10Mg 复合材料; Xi 等<sup>[11]</sup>利用 SLM 成形了 TiB<sub>2</sub>/AlSi10Mg 复合材料, 对该复合材料进行研究后发现, TiB<sub>2</sub> 的加入虽然没有对晶粒取向及平均尺寸产生显著影响, 但却使晶粒的尺寸分布变窄, 提高了材料的硬度及摩擦磨损性能; 叶寒等<sup>[12]</sup>对 SLM 成形 WC/AlSi10Mg 合金的微观组织及疲劳性能开展研究, 并依据试验数据建立了复合材料寿命预测模型。与其他颗粒相比, SiC 颗粒具有强度高、硬度大、激光吸收率高、与铝合金结合良好等特点。传统加工方法制备的 SiC 颗粒增强铝基复合材料已在航空航天等领域获得了实际应用, 但 SLM 成形的 SiC 颗粒增强铝基复合材料还处于研究阶段<sup>[13]</sup>。Chang 等<sup>[14]</sup>研究了 SiC 初始粒径对 SiC/AlSi10Mg 粉末体系 SLM 成形的影响,

收稿日期: 2020-11-20; 修回日期: 2021-01-26; 录用日期: 2021-02-18

基金项目: 国家自然科学基金(51971242)、中央高校基本科研业务费中国民航大学专项(3122020083)、天津市研究生科研创新项目(2019YJSS079)

\*E-mail: zoutianchun@126.com

结果发现, SiC 的添加提高了混合粉末对激光的吸收率, 且随着 SiC 颗粒粒径的减小, 试样的致密度和颗粒分布均匀性得到提高, 硬度和耐磨性能均有所提升。

目前, 国内外对于 SLM 成形 SiC 颗粒增强铝基复合材料的研究较少, 尤其对拉伸性能的研究较少。鉴于此, 本文利用 SLM 技术, 在不同工艺参数下成形了 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样, 然后对材料的成形工艺、物相组成、微观组织及拉伸性能进行了研究。

表 1 AlSi7Mg 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlSi7Mg alloy powder

Sample	Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Ti	Mn	Al
Normal mass fraction / %	6.5-7.5	0.45-0.7	≤0.19	≤0.05	≤0.07	0.08-0.25	≤0.10	Bal.
Actual mass fraction / %	7.01	0.617	0.141	0.001	<0.009	0.089	<0.003	Bal.

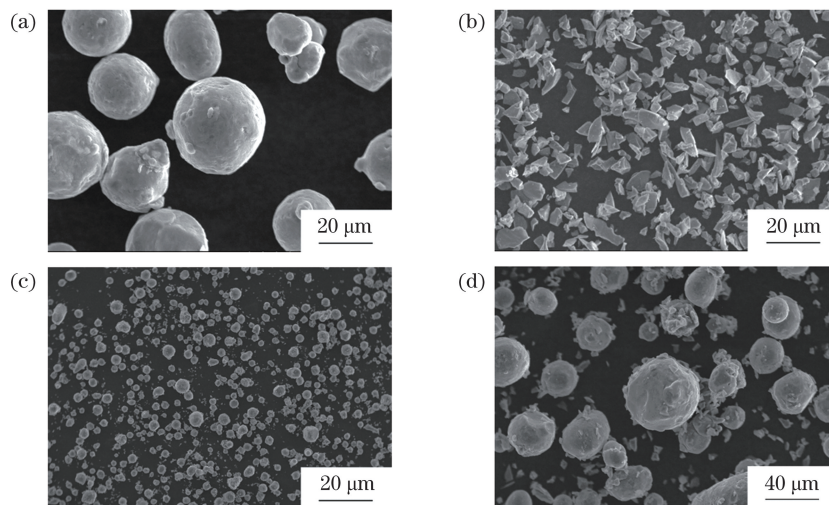


图 1 粉末的 SEM 形貌。(a) AlSi7Mg 合金粉末; (b) SiC 粉末; (c)(d) 5% SiC/AlSi7Mg 混合粉末

Fig. 1 SEM images of powder. (a) AlSi7Mg alloy powder; (b) SiC powder; (c)(d) 5% SiC/AlSi7Mg mixed powder

采用 SLM 125 型激光选区熔化设备成形试样, 成形前将基板预热至 200 °C, 成形在氩气保护下进行。由前期对 AlSi7Mg 合金的研究可知, 铝合金对激光的反射率较高, 激光功率为 350 W 时能够获得成形质量较好的试样, 而 SiC 的加入能够提高混合粉末的激光吸收率。因此, 为了保证试样的成形质量, 设置激光功率( $P$ )为固定值 300 W, 扫描速度( $v$ )为 800~1600 mm/s, 扫描间距( $s$ )为 0.10~0.14 mm, 铺粉层厚( $t$ )为 30  $\mu$ m。采用不同的工艺参数制备尺寸为 10 mm×10 mm×15 mm 的块状试样, 如图 2(a)所示, 成形结束后使用电火花切割

## 2 试验方法

本试验使用 V 型混料机将 5% SiC (SiC 的质量分数为 5%) 和 AlSi7Mg 粉末混匀。其中, AlSi7Mg 合金粉末为气雾化球形粉末, 粒度分布为 20~63  $\mu$ m, 平均粒径为 38.88  $\mu$ m; SiC 粉末为多角形颗粒, 平均粒径为 5  $\mu$ m。AlSi7Mg 合金粉末的化学成分如表 1 所示, 混合前后粉末的 SEM 形貌如图 1 所示。由图 1(c)、(d)可以看出, 混合后的粉末仍保持着较好的球形度, 且 SiC 颗粒分散得较为均匀。

机将试样从基板上切割下来。使用优化后的工艺参数成形棒状试样, 然后将其机加工成拉伸试样, 试样的尺寸如图 2(b)所示。

采用阿基米德排水法测试试样的密度。对块状试样进行打磨、抛光处理后使用 Keller 试剂 (95 mL H<sub>2</sub>O + 2.5 mL HNO<sub>3</sub> + 1.5 mL HCl + 1.0 mL HF) 腐蚀 30 s, 然后使用光学显微镜 (OM) 和扫描电子显微镜 (SEM) 观察 SiC/AlSi7Mg 复合材料的微观组织。采用 X 射线衍射仪 (XRD) 分析试样的物相组成。使用万能试验机进行室温拉伸测试, 并通过 SEM 观察拉伸试样的断口形貌。

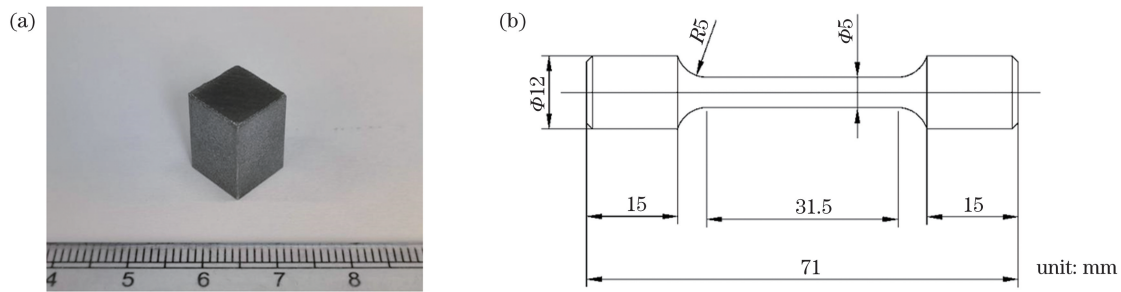


图 2 SLM 成形块状试样以及拉伸试样的尺寸。(a) 块状试样；(b) 拉伸试样

Fig. 2 Cubic sample formed by selective laser melting and size of tensile sample. (a) Cubic sample; (b) tensile sample

### 3 分析与讨论

#### 3.1 工艺参数对相对密度的影响

图 3 为不同工艺参数下 SLM 成形的 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的金相图,图 4 为 SLM 成形试样相对密度随工艺参数变化的曲线。可以看出,在激光功率和铺粉层厚分别固定为 300 W 和 30  $\mu\text{m}$  的条件下,当扫描间距为 0.10~0.14 mm 时,试样内部的缺陷随着扫描速度的增加呈现先减少后增多的趋势,试样的相对密度则呈现为先增加后降低的趋势,在扫描速度为 1400 mm/s 时,试样的相对密度达到峰值。这是因为当扫描速度高于 1400 mm/s 时,粉末吸收的激光能量不足,熔池内

部液相温度较低,液相的黏度增加,熔体的流动性较差,难以均匀铺展,从而导致试样内部出现缺陷;同时,较弱的 Marangoni 对流也不利于熔池内 SiC 颗粒的均匀分布<sup>[15]</sup>。随着扫描速度适当降低,熔池停留时间延长,熔体的流动性提高,有利于孔隙的填充,减小了熔池内 SiC 颗粒的团聚现象,形成了连续均匀的组织<sup>[16]</sup>。但当扫描速度过低时,激光与粉末间相互作用的时间过长,能量密度过高,导致熔池温度及熔池中心到边缘的温度梯度较大。高温易使材料中的低熔点元素气化形成气孔,大的温度梯度则使熔池表面张力增大,同时使内部熔体流动增强,熔池变得不稳定,导致气孔和球化现象产生,降低了试样整体的相对密度。

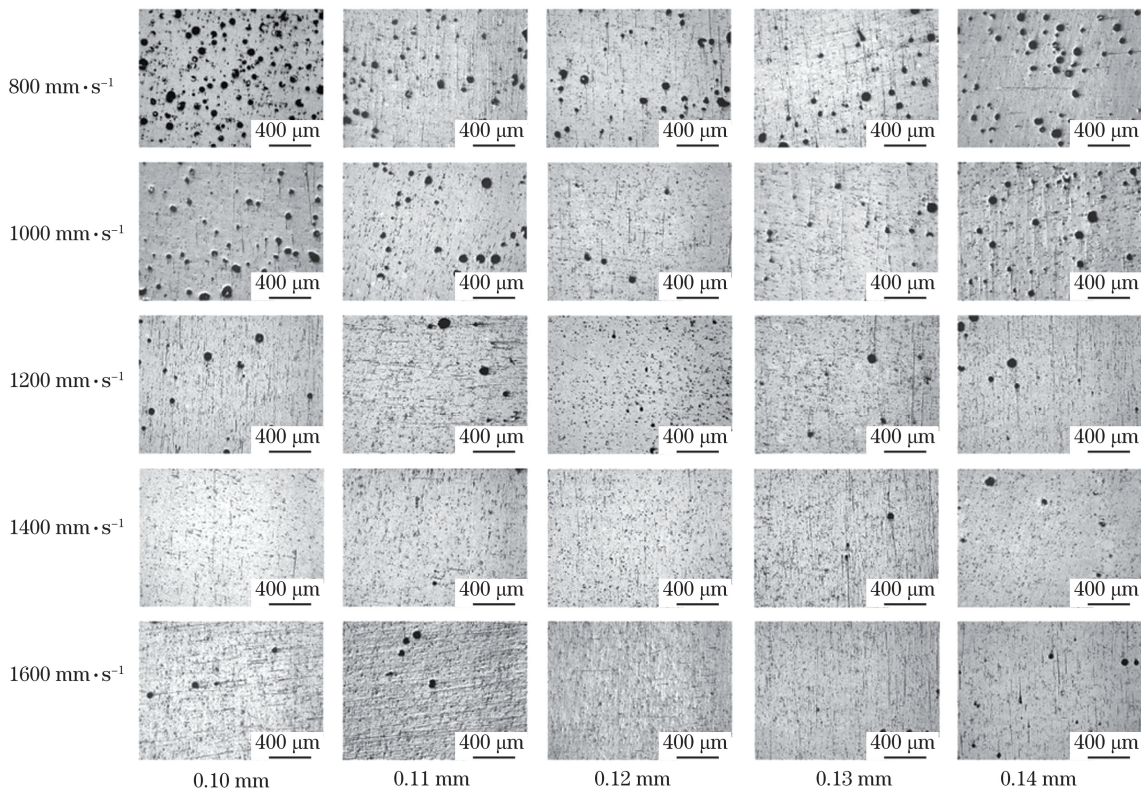


图 3 不同工艺参数下 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的 OM 图

Fig. 3 OM images of SiC/AlSi7Mg samples formed at different process parameters

图 4(b)是扫描速度为 1400 mm/s 时,试样相对密度随扫描间距的变化曲线。当扫描间距为 0.10~0.14 mm 时,随着扫描间距增大,试样的相对密度同样呈现先增加后降低的趋势,且当扫描间距为 0.12 mm 时,相对密度达到最高,为 99.2%。扫描间距主要控制熔池的搭接率<sup>[17]</sup>。当扫描间距大于 0.12 mm 后,熔池的搭接率较小,熔体难以完全填充相邻扫描轨道间的孔隙,导致试样的相对密度下降。当扫描间距减小至 0.12 mm 时,熔池的搭接率适中,凝固后的熔池表面平坦,有利于后续的铺粉和成形,试样的相对密度有所提高<sup>[18]</sup>。随着

扫描间距进一步减小,过高的搭接率使重熔面积增加,重叠区热积累严重,扫描轨迹不稳定,熔体凝固后的表面质量较差,导致缺陷形成,试样的相对密度下降。

SLM 成形试样的相对密度受工艺参数的影响较大,通过参数优化,可使铝合金试样的相对密度达到 99.8%<sup>[19]</sup>。但由于 SiC 颗粒的加入,熔体黏度大幅提高,降低了熔体的流动性,因此,工艺参数优化后, SiC/AlSi7Mg 复合材料的相对密度仍低于 AlSi7Mg 合金。本文使用优化后的工艺参数制备试样,并进行后续研究。

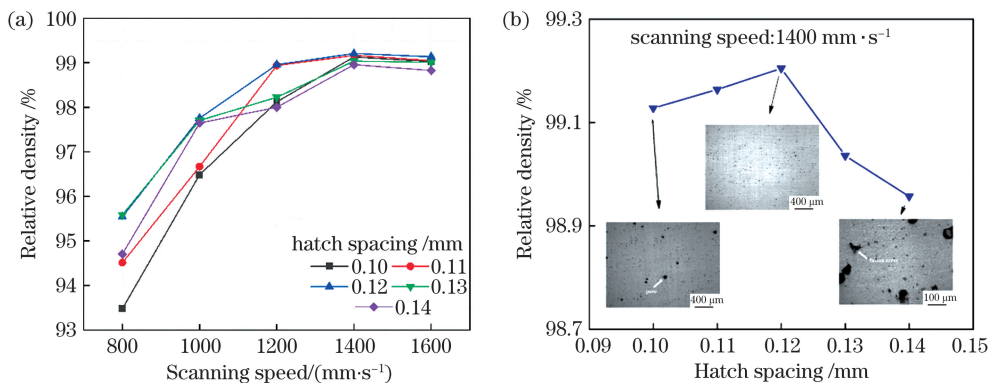


图 4 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的相对密度随工艺参数的变化。(a)随扫描速度的变化;(b)随扫描间距的变化  
Fig. 4 Variations of relative density of SiC/AlSi7Mg samples with process parameters. (a) Variation with scanning speed; (b) variation with hatch spacing

### 3.2 物相与显微组织分析

图 5 为原始 AlSi7Mg 粉末、SiC/AlSi7Mg 混合粉末以及 SLM 成形 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的 XRD 图谱。由图 5 可以发现:混合前后的粉末及成形试样中,都有明显的铝、硅衍射峰。由于 SiC 颗粒的加入, SiC/AlSi7Mg 混合粉末中出现了 SiC 衍射

峰,说明在机械混合过程中, SiC 与 AlSi7Mg 未发生反应。SiC/AlSi7Mg 试样中出现了 SiC 及 Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> 衍射峰。这是因为在 SLM 成形过程中的激光能量作用下,当熔池温度高于 1670 K 时, SiC 与铝熔体发生了(1)式所示的原位反应,并生成了 Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub>;但由于 SiC 的添加量较少, SiC 与 Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> 的衍射峰并不明显<sup>[20]</sup>。

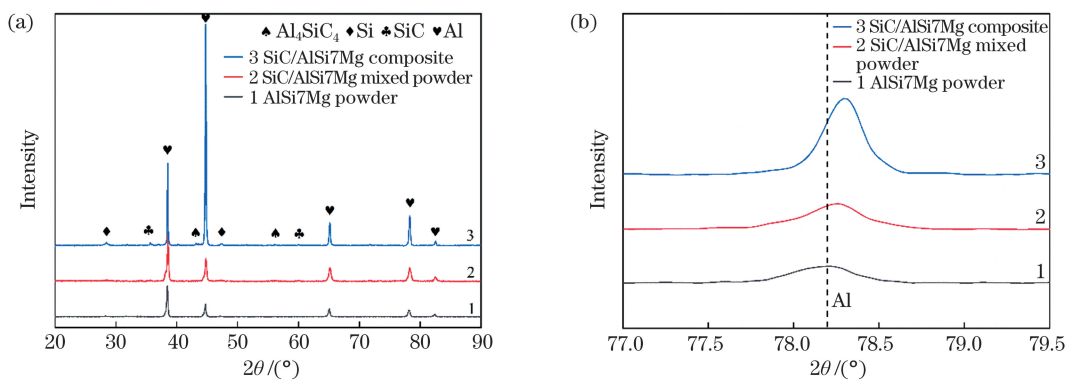


图 5 AlSi7Mg 粉末、SiC/AlSi7Mg 混合粉末及 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的 XRD 图谱和衍射峰。(a) XRD 图谱;  
(b)衍射峰

Fig. 5 XRD patterns and diffraction peaks of AlSi7Mg powder, SiC/AlSi7Mg mixed powder and SiC/AlSi7Mg composite sample. (a) XRD patterns; (b) diffraction peaks



图 5(b) 为粉末及试样的铝衍射峰, 可以看出, 沉积态试样的铝衍射峰出现了向右偏移的现象。

Bragg 定律的表达式为

$$2d \sin \theta = n\lambda, n = 1, 2, 3, \quad (2)$$

式中:  $d$  为晶面间距;  $\theta$  为衍射角度;  $\lambda$  为 X 射线波长。

复合材料的衍射角增大, 表明其晶面间距减小, 这是因为沉积态试样中生成了过饱和固溶体, 从而影响了晶格常数。SLM 过程的快速熔化凝固, 使硅原子在  $\alpha$ -Al 基体中发生了固溶。

图 6 为 SLM 成形 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样抛光后的 OM 图。在图 6(a) 中可以观察到基体中分布着较为均匀的 SiC 颗粒。进一步放大后可以发现, SiC 颗粒的形貌与原始粉末中的 SiC 相似, 均为多角形颗粒, 如图 6(b)、(c) 所示, 此外还有大量的条状相存在。

图 7(a)~(f) 为 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样腐蚀后的 OM 图及 SEM 图。与 SLM 成形 AlSi7Mg 合金试样相似, 在 SiC/AlSi7Mg 复合材料的 OM 图中可以看到清晰的椭圆形及鱼鳞状熔池<sup>[21]</sup>, 如图 7(a)、(b) 所示。对图 7(a) 虚线框中熔池边缘处

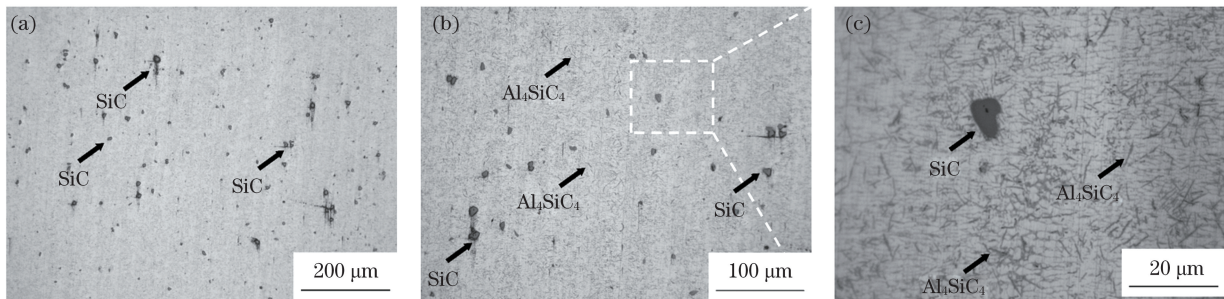


图 6 SLM 成形 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的 OM 图。(a)  $\times 50$ ; (b)  $\times 100$ ; (c)  $\times 500$

Fig. 6 OM images of SiC/AlSi7Mg composite sample formed by selective laser melting. (a)  $\times 50$ ; (b)  $\times 100$ ; (c)  $\times 500$

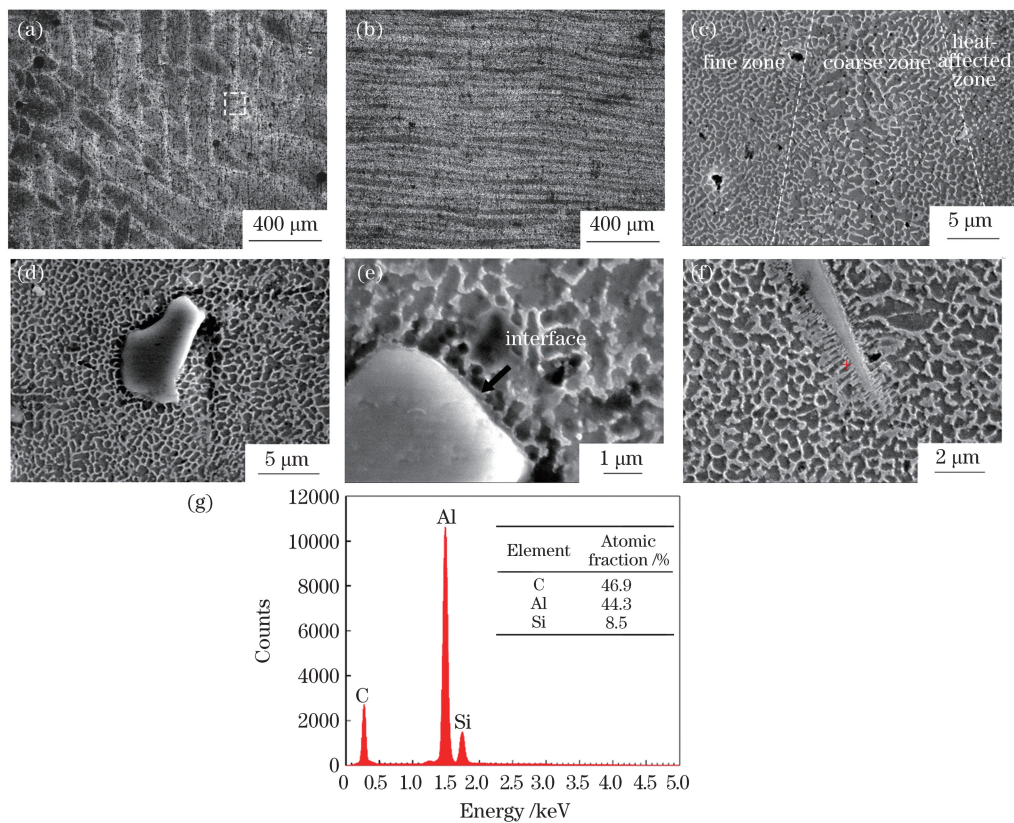


图 7 SLM 成形 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的微观组织及 EDS 分析。(a)(b) OM 图; (c)~(f) SEM 图; (g) EDS 分析

Fig. 7 Microstructures and EDS analysis of SiC/AlSi7Mg composite sample formed by selective laser melting.

(a)(b) OM images; (c)~(f) SEM images; (g) EDS analysis

的微观组织进一步放大后进行观察,可以观察到白色网状结构的共晶硅和灰色岛状铝基体,以及由于 SLM 成形过程中的激光能量呈高斯分布而形成的典型的细晶区 (fine zone)、粗晶区 (coarse zone) 和热影响区 (heat affected zone),如图 7(c) 所示。由图 7(g) 所示的能谱 (EDS) 分析结果可以发现,条状增强相中铝、硅、碳元素的原子比接近 4 : 1 : 4。结合 XRD 图谱可以判断条状相为  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$ 。

从图 7(d)、(e) 中可以发现 SiC 颗粒与铝基体间形成了良好的界面结合,无明显的孔隙。在 SLM 成形过程中,激光能量的高斯分布使熔池内部存在温度梯度,进而产生 Marangoni 对流,使 SiC 在熔池中能够重新均匀排布。在激光能量的作用下,熔融铝合金与 SiC 颗粒表面充分接触,润湿性良好, SiC 与熔融铝合金发生了原位反应, SiC 颗粒发生部分或完全分解,进一步提高了两者间的润湿性;因此,试样中的 SiC 颗粒与铝基体间结合紧密,界面处无明显的孔隙及裂纹, SiC 颗粒与铝基体间实现了良好的冶金结合。在图 7(f) 中可以发现,部分  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  在 SiC 颗粒表面形成,在 SiC 颗粒表面发生的原位反应使 SiC 与铝基体间发生了化学结合。

### 3.3 拉伸性能分析

表 2 为 SLM 成形沉积态 SiC/AlSi7Mg 复合材料、AlSi7Mg 合金<sup>[18]</sup> 的室温拉伸性能。SiC/AlSi7Mg 复合材料的抗拉强度为 452 MPa,屈服强度为 280 MPa,伸长率为 4.5%,弹性模量达到 83 GPa。与沉积态铝合金相比,复合材料的抗拉强度及屈服强度均有明显提高,但伸长率大幅下降。

这是因为熔池中较高的成形温度避免了  $\text{Al}_4\text{C}_3$  脆性相的形成,促进了具有较高稳定性的  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  相在基体中和 SiC 表面形成<sup>[22]</sup>。SiC 颗粒与铝基体之间的热膨胀系数不匹配,在基体中引入了高密度的几何必须位错,导致基体强度提高。SiC 及  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  增强相与铝基体结合紧密,而且增强相因直接承受拉伸过程中由基体传递到其上的应力而产生了直接强化作用,因此复合材料的抗拉强度和屈服强度较 AlSi7Mg 合金明显提升。但高弹性模量的 SiC 与  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  增强相的存在阻碍了位错移动和界面迁移,提高了复合材料的抗变形能力,因此试样的伸长率下降,材料由韧性材料转变为脆性材料。本试验下试样的相对密度较文献<sup>[18]</sup> 中的 (99.8%) 略低,试样内部存在的缺陷是使试样提前破坏、伸长率下降的原因之一。

表 2 SLM 成形 SiC/AlSi7Mg 和 AlSi7Mg 的拉伸性能  
Table 2 Tensile properties of SiC/AlSi7Mg and AlSi7Mg formed by selective laser melting

Sample	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation / %
SiC/AlSi7Mg	452	280	4.5
AlSi7Mg <sup>[18]</sup>	400	200	12.5

图 8 为 SLM 成形 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的拉伸断口形貌图。从图 8(a) 中可以看出,断裂表面较为平坦,没有明显的剪切唇区和纤维区。在图 8(b) 中可以观察到解理面,说明复合材料试样的断裂为脆性断裂,这与试样的室温拉伸性能相符。此外,在图 8(a)、(b) 中能够观察到孔隙及 SiC 颗

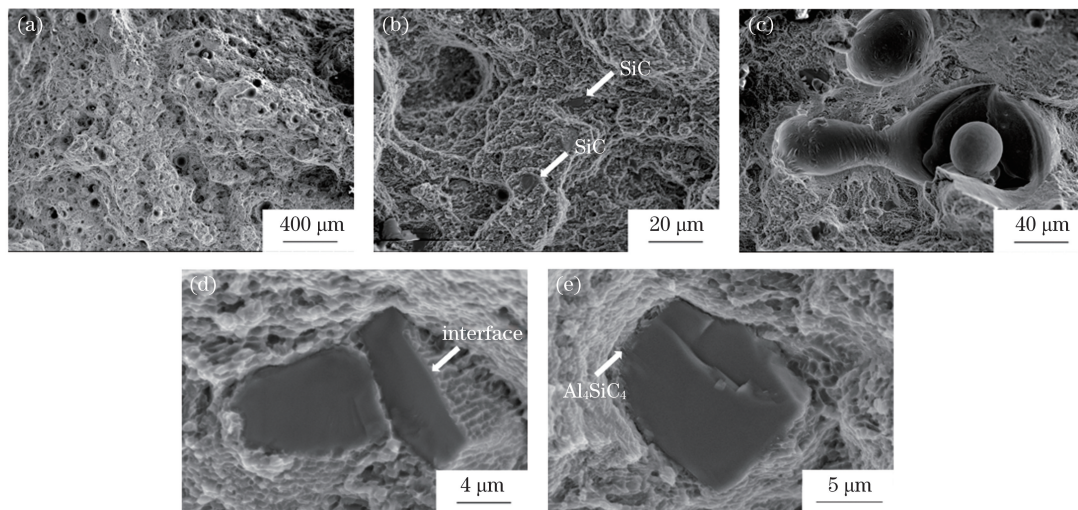


图 8 SLM 成形 SiC/AlSi7Mg 复合材料试样的拉伸断口形貌。(a) 断口;(b) SiC 颗粒;(c) 孔隙;(d)(e) 界面  
Fig. 8 Tensile fracture images of SiC/AlSi7Mg composite sample formed by selective laser melting. (a) Fracture; (b) SiC particles; (c) pore; (d)(e) interface

粒。对孔隙处的高倍照片进行观察可以发现,孔隙中还存在未熔化的铝合金粉末,如图 8(c)所示。对 SiC 颗粒处进一步放大观察,如图 8(d)、(e)所示, SiC 颗粒与铝基体结合良好,仍嵌在基体中,部分 SiC 颗粒表面存在条形  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  增强相,充当了 SiC 与铝基体间的过渡层,提高了 SiC 与铝基体界面的结合强度,将基体承受的载荷传递到增强相上,使试样的整体强度提高。在 SiC 颗粒附近的铝基体上可以观察到较浅的韧窝。这说明铝基体为延性破坏,同时说明铝基体与 SiC 颗粒间的界面结合强度足够高,破坏发生在铝基体上,而非 SiC 与  $\text{AlSi7Mg}$  界面处。因此,推断试样中的缺陷是导致试样破坏的主要原因。

## 4 结 论

采用 SLM 成形技术制备了 5% SiC/ $\text{AlSi7Mg}$  复合材料试样,试样的相对密度随扫描速度和扫描间距的提高均呈先增加后减小的趋势。在激光功率为 300 W、扫描速度为 1400 mm/s、扫描间距为 0.12 mm、铺粉层厚为 30  $\mu\text{m}$  条件下制备的复合材料试样的相对密度最高,为 99.2%。

SLM 成形 SiC/ $\text{AlSi7Mg}$  复合材料试样的微观组织与典型铝合金的组织相似,存在细晶区、粗晶区及热影响区。SiC 在铝基体中分布均匀,无明显的团聚现象。SiC 与铝基体发生原位反应,在界面处及基体中形成了  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  相,界面间实现了良好的冶金结合。

SiC 颗粒的加入和  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  相的形成使得复合材料的强度提高,其抗拉强度为 452 MPa、屈服强度为 280 MPa,但伸长率却降低为 4.5%,试样的断裂模式主要为脆性断裂。

## 参 考 文 献

- [1] Gao W Y, Wang K, Zhang W Q, et al. Research progress of aluminum alloys fabricated by selective melting [J]. *Hot Working Technology*, 2020, 49(18): 17-20.  
高文英, 王凯, 张伟强, 等. 选区熔化成形铝合金技术研究进展[J]. *热加工工艺*, 2020, 49(18): 17-20.
- [2] Yang Y Q, Chen J, Song C H, et al. Current status and progress on technology of selective laser melting of metal parts [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(1): 011401.  
杨永强, 陈杰, 宋长辉, 等. 金属零件激光选区熔化技术的现状及进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(1): 011401.
- [3] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 0500002.  
顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 0500002.
- [4] Zhang J L, Li F L, Zhang H J, et al. Research progress on preparation of metallic materials by selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(10): 100003.  
张家莲, 李发亮, 张海军, 等. 选区激光熔化技术制备金属材料研究进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(10): 100003.
- [5] Tan Q Y, Liu Y G, Fan Z Q, et al. Effect of processing parameters on the densification of an additively manufactured 2024 Al alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 58: 34-45.
- [6] Nagahari T, Nagoya T, Kakehi K, et al. Microstructure and creep properties of Ni-base superalloy IN718 built up by selective laser melting in a vacuum environment [J]. *Metals*, 2020, 10(3): 362.
- [7] Morita T, Tsuda C, Sakai H, et al. Fundamental properties of Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting method [J]. *Materials Transactions*, 2017, 58(10): 1397-1403.
- [8] Liu Y, Yang Y Q, Mai S Z, et al. Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder[J]. *Materials & Design*, 2015, 87: 797-806.
- [9] Dursun T, Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys [J]. *Materials & Design*, 2014, 56: 862-871.
- [10] Gao C, Wu W, Shi J, et al. Simultaneous enhancement of strength, ductility, and hardness of TiN/ $\text{AlSi10Mg}$  nanocomposites via selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 34: 101378.
- [11] Xi L X, Guo S, Gu D D, et al. Microstructure development, tribological property and underlying mechanism of laser additive manufactured submicro-TiB<sub>2</sub> reinforced Al-based composites [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 819: 152980.
- [12] Ye H, Zhang J Q, Huang J Q, et al. Microstructure and fatigue properties of selected laser-melted WC/ $\text{AlSi10Mg}$  composites [J]. *Materials Reports*, 2019, 33(22): 3789-3794.  
叶寒, 张坚强, 黄俊强, 等. 选区激光熔化 WC/ $\text{AlSi10Mg}$  复合材料的微观组织和疲劳性能[J]. *材料导报*, 2019, 33(22): 3789-3794.
- [13] Zhou Y, Zhang D Y, Wang W D, et al. Current

- situation and aerospace applications analysis based on SiC particle reinforced aluminum matrix composites manufactured by selective laser melting [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2018, 61(10): 68-73.
- 周岩, 张冬云, 王卫东, 等. 选区激光熔化成形碳化硅颗粒增强铝基复合材料研究现状及航空航天应用[J]. *航空制造技术*, 2018, 61(10): 68-73.
- [14] Chang F, Gu D D, Dai D H, et al. Selective laser melting of *in situ* Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> + SiC hybrid reinforced Al matrix composites: influence of starting SiC particle size[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2015, 272: 15-24.
- [15] AlMangour B, Grzesiak D, Cheng J Q, et al. Thermal behavior of the molten pool, microstructural evolution, and tribological performance during selective laser melting of TiC/316L stainless steel nanocomposites: experimental and simulation methods [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 257: 288-301.
- [16] Yuan P P, Gu D D. Molten pool behaviour and its physical mechanism during selective laser melting of TiC/AlSi10Mg nanocomposites: simulation and experiments [J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2015, 48(3): 035303.
- [17] Chen Z, Wei Z Y, Wei P, et al. Experimental research on selective laser melting AlSi10Mg alloys: process, densification and performance[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(12): 5897-5905.
- [18] Zou T C, Ou Y, Zhu H, et al. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted AlSi7Mg alloy [J]. *Materials Reports*, 2020, 34(10): 10098-10102.
- 邹田春, 欧尧, 祝贺, 等. 激光选区熔化 AlSi7Mg 合金的微观组织和力学性能[J]. *材料导报*, 2020, 34(10): 10098-10102.
- [19] Kimura T, Nakamoto T. Microstructures and mechanical properties of A356 (AlSi7Mg0.3) aluminum alloy fabricated by selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 1294-1301.
- [20] Anandkumar R, Almeida A, Colaço R, et al. Microstructure and wear studies of laser clad Al-Si/SiC(p) composite coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2007, 201(24): 9497-9505.
- [21] Biffi C A, Fioocchi J, Tuissi A, et al. Selective laser melting of AlSi10Mg: influence of process parameters on Mg<sub>2</sub>Si precipitation and Si spheroidization [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 755: 100-107.
- [22] Zhao X, Gu D D, Ma C L, et al. Microstructure characteristics and its formation mechanism of selective laser melting SiC reinforced Al-based composites[J]. *Vacuum*, 2019, 160: 189-196.

## Microstructure and Tensile Properties of SiC Reinforced Aluminum Matrix Composite Prepared by Selective Laser Melting

Zou Tianchun<sup>1\*</sup>, Zhu He<sup>1</sup>, Chen Mingying<sup>1</sup>, Mei Siyuan<sup>1</sup>, Yang Xudong<sup>2</sup>

<sup>1</sup> College of Airworthiness, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China;

<sup>2</sup> Sino-European Institute of Aviation Engineering, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China

### Abstract

**Objective** Selective laser melting (SLM) is an important method to realize functional optimization design and manufacture lightweight metal parts. The parts fabricated by SLM possess have a fine microstructure and excellent mechanical properties due to the rapid cooling rate. Some typical metals, such as aluminum alloys, Ni alloys, and Ti alloys, have been manufactured successfully by SLM and are used widely in the aerospace, automobile, and marine industries. In recent years, aluminum matrix composites have attracted considerable attention because of the advantageous properties of the matrix and reinforcement materials. Compared to other reinforced particles, SiC particles are the most common ceramic reinforcement because of their easy availability, low cost, and high hardness. However, few studies have examined the relative density, microstructure, and properties of SLMed SiC/Al composites, particularly the tensile properties. In this study, 5% SiC/AlSi7Mg composite specimens were prepared by SLM at different process parameters, and an almost entirely dense specimen was obtained. SiC particles and Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> phases formed during the *in situ* reaction were distributed uniformly throughout the aluminum matrix, and strong metallurgical bond existed at the interface. Such aluminum matrix composites posse high tensile strength and yield strength but low ductility compared with the SLMed aluminum alloy. The fracture mode of the SLMed



composites was mainly brittle fracture.

**Methods** The original powders used in this study were SiC powders and gas atomized AlSi7Mg powders. The mixed powders with 5% SiC powders were prepared using a V-type mixer. The SiC/AlSi7Mg composite specimens were then fabricated with SLM 125 equipment using different SLM process parameters in an argon atmosphere. Subsequently, the Archimedes method was used to measure the relative densities of the composite specimens. The microstructure of the SLMed composites was observed by optical microscopy and scanning electron microscopy after grinding, polishing, and etching in Keller reagent. The phase identification of the specimen was analyzed by X-ray diffraction. The tensile properties were examined using an electronic universal testing machine at room temperature. In addition, the fracture morphology of the composite was also characterized by scanning electron microscopy.

**Results and Discussions** With increasing scanning speed and hatch spacing, the relative densities of the SLMed SiC/AlSi7Mg composites increased initially and then decreased (Fig. 4). The relative density of the composite reached up to 99.2% under the optimized process parameters (laser power of 300 W, scanning speed of 1400 mm/s, hatch spacing of 0.12 mm, and layer thickness of 30  $\mu\text{m}$ ). The typical fine zone, coarse zone, and heat-affected zone also can be found in the microstructure of the SLMed composite. New needle-like  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  phases formed during the SLM process because of the *in situ* reaction of SiC particles and molten aluminum matrix. The SiC particles and  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  phases were distributed uniformly in the matrix due to the Marangoni flow. The *in situ* reactions occurring on the surface of SiC particles promoted the wettability of the SiC particles and molten aluminum matrix. No pores or cracks were observed in the interface, indicating a strong metallurgical bonding. The SiC and  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  reinforced phases in the matrix enhanced matrix strength that could bear the stresses transferred from the matrix. However, they also hindered the dislocation movement and interface migration, and the deformation resistance of the composite was improved. The tensile strength and yield strength of the SLMed composite increased to 452 MPa and 280 MPa, respectively, but the elongation decreased to 4.5%. The cleavage plane observed in the fracture morphology also showed brittle fracture.

**Conclusions** The SiC/AlSi7Mg composite specimens were manufactured successfully by the SLM process. The relative density of the SLMed composite increased initially and then decreased with increasing scanning speed and hatch spacing. The SLMed composite exhibited a relative density of 99.2% under the optimized parameters. The microstructure of the composite was similar to the SLMed aluminum alloy, where the typical fine zone, coarse zone, and heat-affected zone exist. The new  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$ -reinforced phases were formed in the aluminum matrix and at the interface of the SiC particles and matrix caused by the *in situ* reactions between the SiC particles and molten aluminum alloy. Good metallurgical bonding in the interface was formed. The SiC and  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$ -reinforced phases were distributed uniformly throughout the aluminum matrix. The strength of the SLMed composite was improved by the addition of SiC particles and the formation of an  $\text{Al}_4\text{SiC}_4$  phase, but the ductility decreased compared to SLMed AlSi7Mg. The tensile strength, yield strength, and elongation of the SLMed composite were 452 MPa, 280 MPa, and 4.5%, respectively. The fracture mode of the SLMed composites was mainly brittle fracture.

**Key words** laser technique; laser materials processing; selective laser melting; aluminum matrix composite; microstructure; tensile properties

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3850