



激光选区熔化成形 TiC/SiC 协同增强 铝基复合材料的组织性能与强化机制

洪旭潮, 刘允中, 黄 斌

(华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广州 510640)

摘 要: 混杂颗粒增强铝基复合材料通过发挥各增强相的协同作用, 提高其综合力学性能, 具有单一颗粒增强铝基复合材料所不具备的优势。本文采用激光选区熔化(SLM)技术制备了 TiC/SiC 混杂颗粒增强 AlSi10Mg 复合材料。通过 EBSD、SEM、TEM 和拉伸试验研究了添加 TiC、SiC 颗粒对复合材料的显微组织和力学性能的影响。结果表明: TiC 的加入, 使(TiC+SiC)/AlSi10Mg 复合材料的组织由粗大柱状晶转变为细小的等轴晶, 铝基体平均粒径仅为 4.27 μm 。SiC 与铝基体之间发生轻微的界面反应, 生成少量棒状的 Al_4C_3 和 Si, 界面结合良好。SLM 制备的(TiC+SiC)/AlSi10Mg 复合材料具有优良的力学性能, 其伸长率和抗拉强度分别为(9.7 \pm 0.4)%、(488 \pm 8) MPa, 与 SLM 制备的 AlSi10Mg 合金相比, 分别提高了 19.8%和 22.0%。TiC/SiC 混杂增强铝基复合材料强度和塑性的提高是多种强化机制共同作用的结果, 为采用 SLM 成形高性能铝基复合材料及其应用提供技术参考, 具有重要的研究意义和应用价值。

关键词: 激光选区熔化; 混杂颗粒; 铝基复合材料; 强化机制

文章编号: 1004-0609(2021)-09-2436-11

中图分类号: TB311

文献标志码: A

引文格式: 洪旭潮, 刘允中, 黄 斌. 激光选区熔化成形 TiC/SiC 协同增强铝基复合材料的组织性能与强化机制[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(9): 2436–2446. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40061

HONG Xu-chao, LIU Yun-zhong, HUANG Bin. Microstructures, properties and strengthening mechanism of TiC/SiC synergistically reinforced aluminum matrix composites by selective laser melting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(9): 2436–2446. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-40061

激光选区熔化(SLM)技术作为快速成形金属零件的一种方法, 近几年来得到了大量的研究, 该技术适用于制备小且复杂的高精度零件^[1-3]。使用 SLM 技术成形铝合金及铝基材料成为了近年来的研究热点。铝合金具有密度低、比强度高和耐腐蚀性能好的优点, 广泛地应用于各个工业领域, 例如电子器件, 汽车和船舶工业^[4-6]。但是, 铸造铝合金, 特别是 Al-Si 合金, 综合力学性能较差^[7], 一般不用于承力结构件, 应用范围较小。为了扩大其应用范围, 就需要对铝合金进行一定的性能提升, 其中最常用的方法是开发铝基复合材料(AMCs)^[8]。

颗粒增强铝基复合材料一直是金属基复合材

料研究发展的重要方向之一^[9-11], 增强相颗粒能在铝基复合材料中起到强化作用, 提高复合材料的强度和硬度。但是随着研究的深入, ESKANDARI 等^[12]发现单一颗粒增强铝基复合材料的强度和塑性存在难以兼顾的问题, 即在提高材料强度的同时, 其塑性通常会出现一定程度的下降。LI 等^[13]采用 LAM 技术制备了 TiC 颗粒增强的 AlSi10Mg 复合材料, 发现 TiC/AlSi10Mg 复合材料的拉伸强度有所提升, 其最大抗拉强度由 251.3 MPa 增加到 278.8 MPa, 但其伸长率由(12.3 \pm 2.1)%降低到(11.1 \pm 2.8)%。XUE 等^[14]采用激光选区熔化法制备了 SiC 颗粒增强的 AlSi10Mg 复合材料, 并对其进行

基金项目: 广东省重点领域研发计划资助项目(2019B090907001); 广东省科技计划资助项目(2014B010129002)

收稿日期: 2020-12-01; 修订日期: 2021-03-09

通信作者: 刘允中, 教授, 博士; 电话: 020-87110081; E-mail: yzhliu@scut.edu.cn

室温力学性能测试; 结果表明, 相比于激光选区熔化制备的 AlSi10Mg 合金, SiC/AlSi10Mg 复合材料显微硬度有所提高, 但其抗拉强度(341.9 MPa)明显下降。因此, 研究者将研究重点投向混杂颗粒增强铝基复合材料, 希望通过颗粒之间的相互反应或者协同增强^[15-16], 对复合材料的性能进行全面的改性, 从而得到综合力学性能优良的材料; 目前, 已经通过粉末冶金法^[17]、挤压铸造法^[18]等制备了一系列塑性好、强度高的颗粒混杂增强铝基复合材料。但迄今为止, 关于激光选区熔化成形颗粒协同增强铝基复合材料的研究报道较少, 且对其显微组织演变和力学性能及强化机制了解更少。

本文以 AlSi10Mg 为基体, 添加亚微米 SiC 和纳米 TiC 陶瓷颗粒, 并采用 SLM 技术制备了 TiC/SiC 协同增强的铝复合材料。通过两种陶瓷颗粒的作用, 同时提高材料的强度与塑性, 扩大铝基复合材料的应用范围。系统地研究了复合材料的显微组织和相的变化, 测试了复合材料的力学性能并分析讨论了其强韧化机理。为采用 SLM 成形高性能铝基复合材料以及应用提供技术参考, 具有重要的研究意义和应用价值。

1 实验

1.1 原料粉末

原材料采用组合雾化法制备的 AlSi10Mg 合金粉末和高能球磨制备的亚微米 SiC 粉末和纳米 TiC 粉末, 其平均粒径分别为 29.57 μm 、0.50 μm 与 40 nm, 其中 AlSi10Mg 粉末的名义化学成分如表 1 所示。

表 1 AlSi10Mg 合金粉末的名义化学成分

Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg alloy powder (mass fraction, %)

Al	Si	Mg	Ti	O
Bal.	9.0-11.0	0.2-0.45	0.15	<0.10

1.2 材料制备

设置两个对照组, 分别为不添加陶瓷颗粒的 AlSi10Mg 空白对照组与添加了一种陶瓷颗粒的 2%SiC/AlSi10Mg(质量分数, 下同)对照组, 实验组

为 1%TiC/2%SiC/AlSi10Mg 复合材料。采用低能球磨组装修饰法制备复合粉末。图 1(a)和(b)所示为 AlSi10Mg 原始粉末和使用低能球磨方法制备的 (TiC+SiC)/AlSi10Mg 复合粉末形态。在球磨前, 组合雾化法制备的 AlSi10Mg 原始粉末为规则的球形形状, 并含有少量的卫星球。球磨后, 基体粉末仍保持规则的球形, 并且 TiC 与 SiC 颗粒镶嵌在基体粉末表面。图 1(d)所示为复合粉末的粒径分布图, 粉末的平均粒径位 33.17 μm 。

本研究采用 EOS-M290 型激光选区熔化设备, 制备添加不同陶瓷颗粒的复合材料。激光工艺参数设置为: 激光功率 280 W; 扫描速度 1100 mm/s; 扫描间距 0.12 mm。在 SLM 成形前, 在真空干燥箱中对复合粉末进行干燥, 温度为 70 $^{\circ}\text{C}$, 干燥时间为 3 h。为了方便起见, 将 SLM 成型的 AlSi10Mg、2%SiC/AlSi10Mg、1%TiC/2%SiC/AlSi10Mg 样品材料分别命名为 S0、S1 和 S2。

1.3 分析测试

成形样品经砂纸研磨、抛光后, 使用自制凯勒试剂(95 mL H_2O +2.5 mL HNO_3 +1.5 mL HCl +1 mL HF)腐蚀试样, 腐蚀时间为 40 s, 然后用 NOVA NANOSEM 430 型号的场发射扫描电镜对材料表面形貌、显微组织、晶粒取向等进行观察和分析。用 X'pert Powder 型设备对材料进行物相分析。使用 Instron5967 型电子万能试验机测试材料的室温拉伸性能。

2 结果与分析

2.1 表面形貌

图 2 所示为在激光功率 280 W、扫描速度 1100 mm/s 条件下 S0、S1 和 S2 表面的 SEM 像。由图 2(a)可见, S0 表面存在孔洞、球化现象。这是由于激光输入能量密度较低, 不足以将 AlSi10Mg 合金粉末完全熔化, 少量未熔的复合粉末被包裹在液相中, 形成小尺寸的孔洞。相比之下, S1 和 S2 表面较为光滑, 几乎没有孔洞。这是由于复合粉末中添加的 SiC 和 TiC 颗粒粒径小, 对激光的吸收率较高^[19], 在较低的激光功率下就可使复合粉末完全熔化, 从而提高复合材料的成形质量。

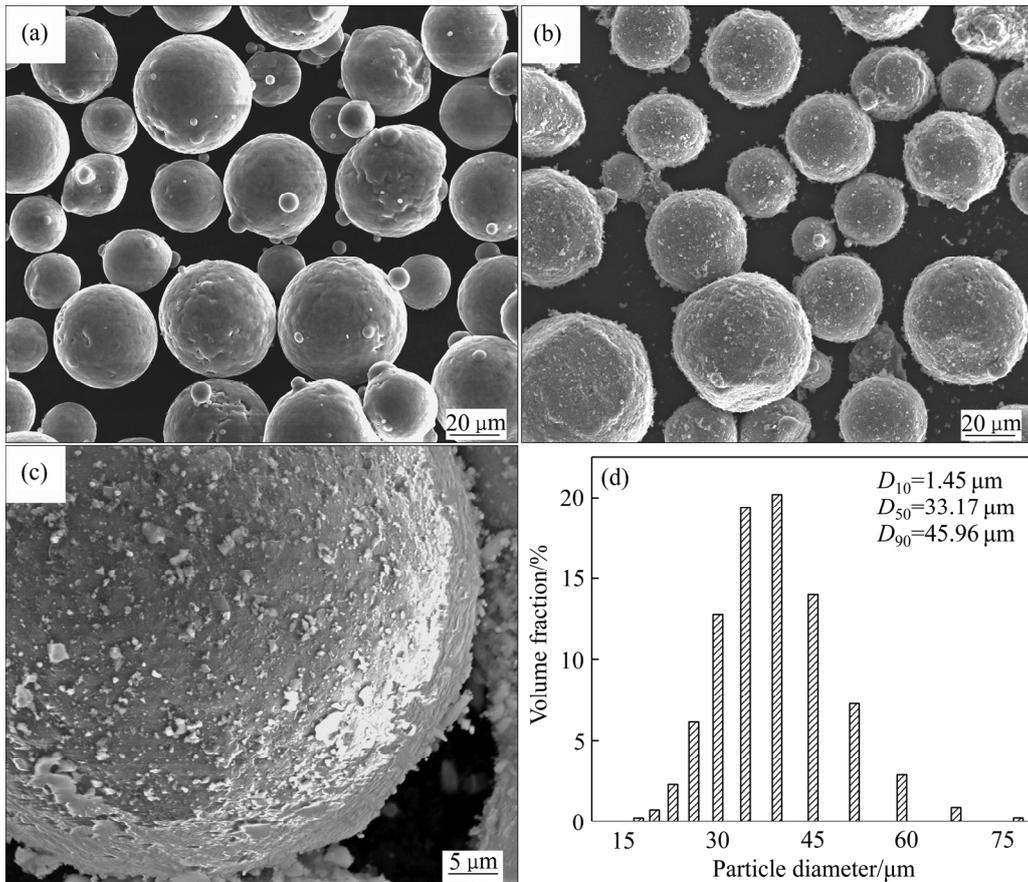


图1 两种粉末的SEM像

Fig. 1 SEM images of two kinds of powder: (a) AlSi10Mg powder; (b) (TiC+SiC)/AlSi10Mg composite powder; (c) Magnification of Fig. 1(b); (d) Particle size distribution of (TiC+SiC)/AlSi10Mg composite powder

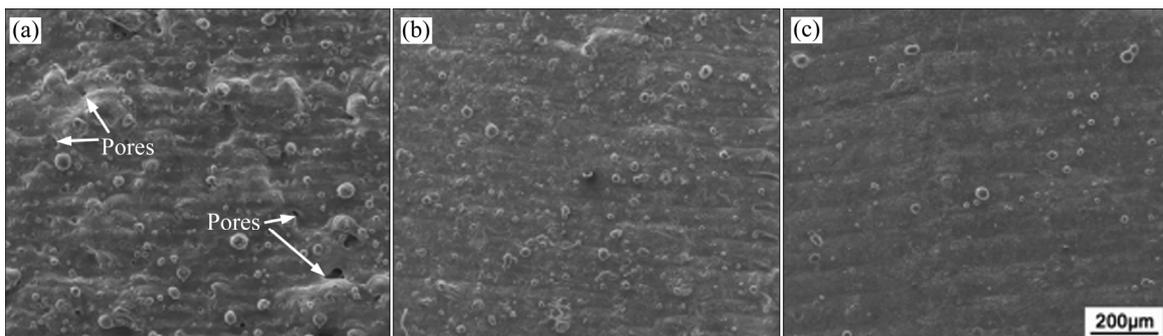


图2 S0、S1和S2表面的SEM像

Fig. 2 SEM images of S0(a), S1(b) and S2(c) surfaces

2.2 显微组织

图3所示为SLM成形试样的晶粒取向分布图和晶粒尺寸图,其中蓝色、红色和绿色分别表示 $\langle 111 \rangle$ 、 $\langle 001 \rangle$ 和 $\langle 101 \rangle$ 取向。由图3(a)和(b)可以观察到试样S0和S1的显微组织主要是由柱状晶和一些粗大的等轴晶粒组成。试样S0和S1的晶粒均较为

粗大,平均粒径分别为 $12.66 \mu\text{m}$ 和 $18.96 \mu\text{m}$ 。而试样S2的晶粒细化明显,红色、蓝色和绿色区域分布相对随机,晶粒取向差异大。S2组织由细小的等轴晶组成,平均粒径仅为 $4.27 \mu\text{m}$,最大晶粒的尺寸也才达到 $14 \mu\text{m}$ 。这说明S2中添加的TiC颗粒有细化晶粒的作用。

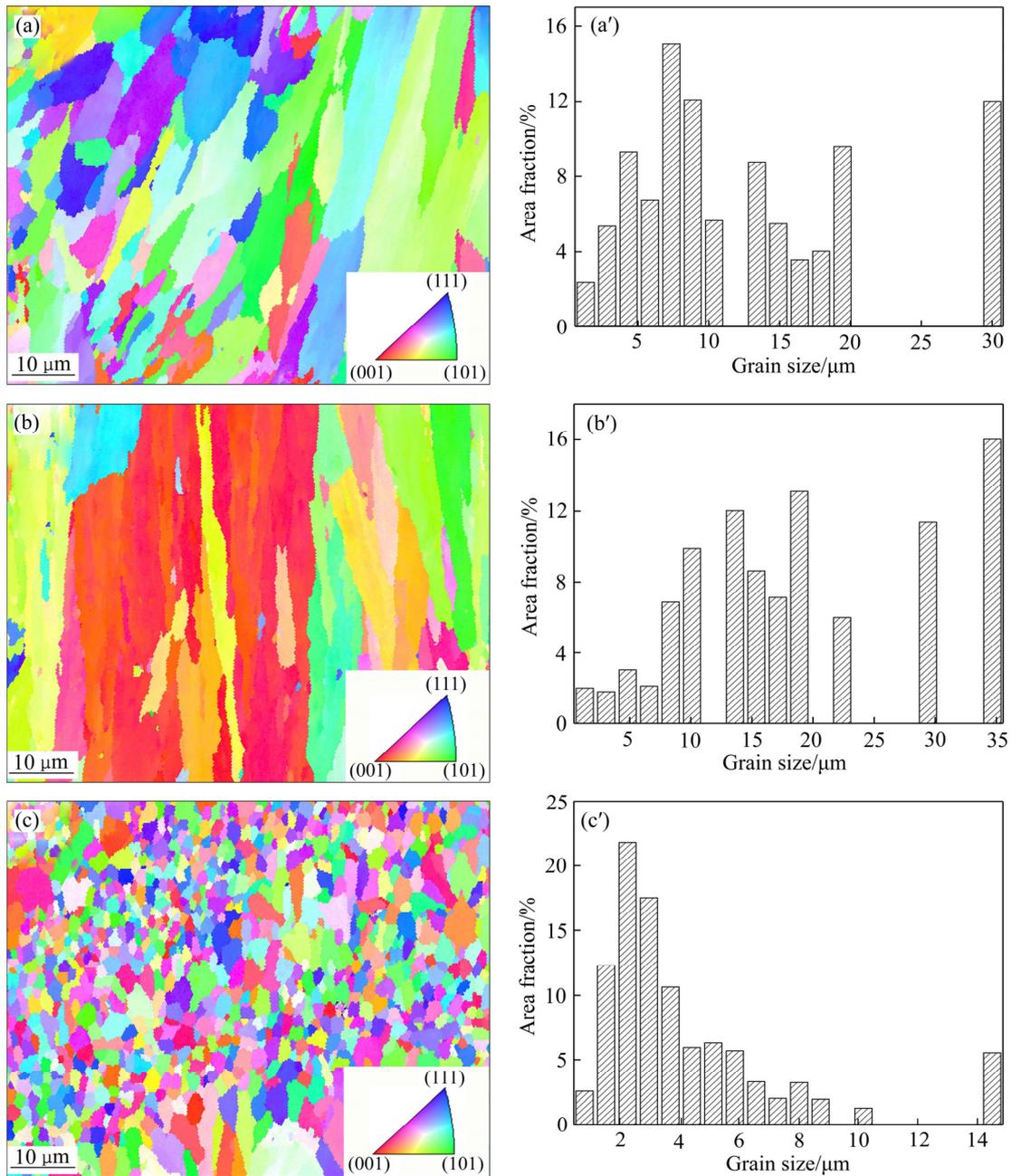


图 3 SLM 成形试样的 IPF 取向分布图和晶粒尺寸分布图

Fig. 3 Grain orientation distribution maps((a), (b), (c)) and grain size distribution maps((a'), (b'), (c')) of SLM formed samples: (a), (a') S0; (b), (b') S1; (c), (c') S2

为了进一步地了解晶粒的显微结构, 对试样进行了 SEM 分析, 图 4 所示为 S0、S1 和 S2 三种材料在纵截面方向的显微结构图。在低倍 SEM 条件下, 可以观察到样品表面熔池的形貌, 以及 SiC 和 TiC 的分布范围。由图 4(d)、(h)可以观察到 SiC 和 TiC 有少量的聚集, 但是整体分布仍较为均匀。S0 主要由三个典型的区域组成: 细的组织区、热影响区和粗的组织区。S1 组织则主要以长条状的形式存

在, 组织沿熔池散热的方向呈柱状生长。而 S2 的组织则较为细小, 呈等轴状分布。三种材料的组织均由小岛状的铝基体与网格状的共晶 Si 组成。不同的是 S0 中的 Si 相更加连续, 也更加清晰。S1 和 S2 的 Si 相则呈断续状分布, 且存在一些短棒状相。由后续 TEM 分析可知, 短棒状相为纳米尺寸的 Al_4C_3 (见图 6(d))。 Al_4C_3 的存在说明在激光选区熔化过程中 Al 和 SiC 发生了原位反应。

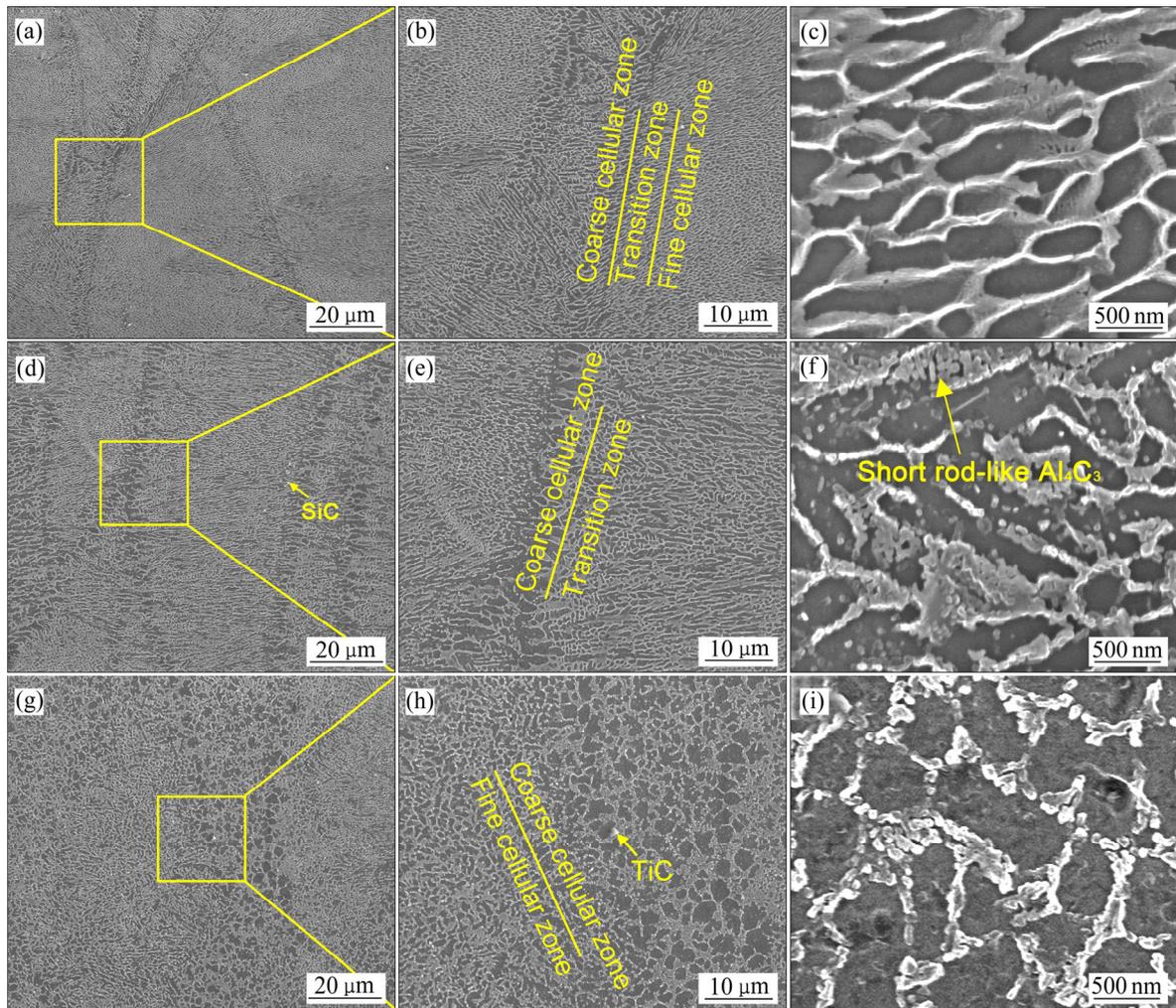


图4 SLM成形试样的纵截面SEM像

Fig. 4 SEM images of longitudinal section of SLM formed samples: (a), (b), (c) S0; (d), (e), (f) S1; (g), (h), (i) S2

2.3 相分析

图5所示为三种试样的XRD谱。由图5可知，S0除Al和Si相外，还检测到含量较低的 Mg_2Si 相。 Mg_2Si 相是在SLM过程中Si原子与Mg原子形成的金属间化合物，是铝合金中一种常见的析出强化相，可以起到第二相强化的作用，提高复合材料的强度和硬度^[20]。对于试样S1和S2，都检测到了Al、Si、 Mg_2Si 和SiC相，没有检测到 Al_4C_3 相的存在，这说明 Al_4C_3 的含量较少。而S1与S2中Si和 Mg_2Si 的含量相比于S0，有明显的增加。这是因为当温度超过940 K时，SiC与Al发生反应： $4Al(l)+3SiC(s)\rightarrow Al_4C_3(s)+3Si$ ^[21]。复合材料中Si含量增加，有更多的Si可以与Mg结合，形成 Mg_2Si 相。

为了进一步探讨复合材料相的分布及作用，对S2进行TEM分析。如图6(b)所示，TiC的在晶粒

内部与晶界处均有分布。晶粒内部的TiC颗粒，起异质形核作用。在SLM过程中，TiC的熔点高，作

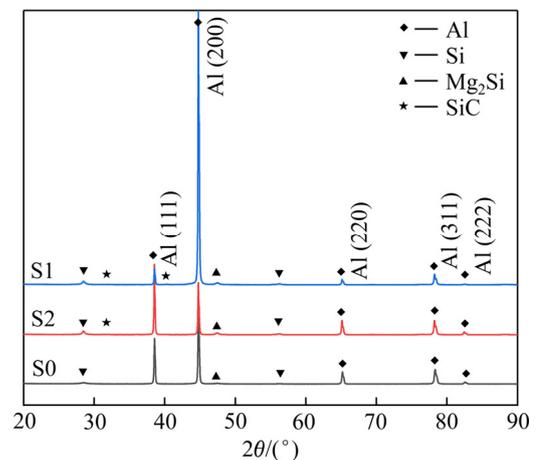


图5 SLM成形试样的XRD谱

Fig. 5 XRD patterns of SLM formed samples

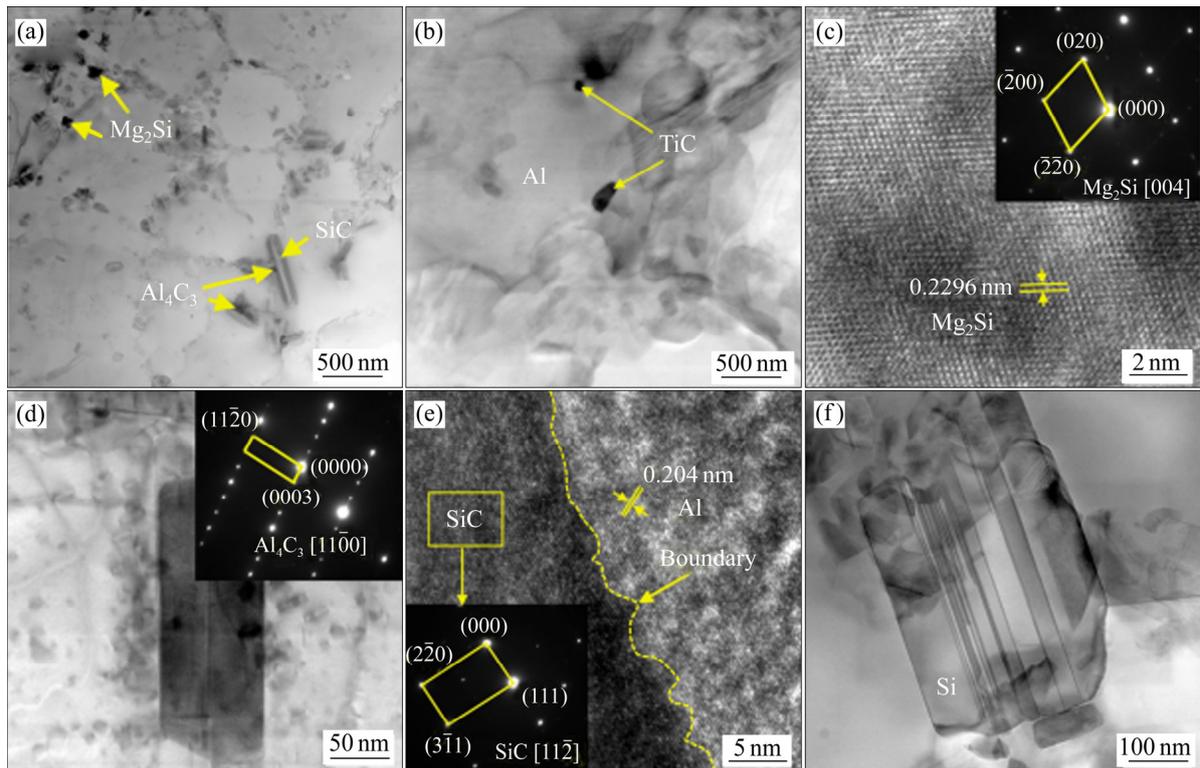


图 6 S2 试样的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of S2 composite samples: (a) Microstructures of S2 samples; (b) TiC; (c) HRTEM image of Mg₂Si; (d) Short rod-like Al₄C₃; (e) Interface between SiC and Al matrix; (f) Twin Si

为 $\alpha(\text{Al})$ 的异质形核剂, 促使非均匀形核, 从而获得细小铝基体晶粒组织。其次, 分布于晶界处的 TiC 颗粒, 可对晶界产生钉扎作用, 抑制晶粒的长大^[22]。沿着晶粒边界, 还可以观察到 SiC、Mg₂Si 和短棒状相的高分辨率 TEM 图像。Mg₂Si 为黑色片状, 长度在 10~100 nm 之间。而短棒状相为 Al₄C₃, 其大部分分布于 SiC 与铝基体界面处。如图 6(e) 所示, 界面的反应使 SiC 增强相与基体之间的界面结合更加紧密。PEREZ-BUSTAMANTE 等^[23]研究表明少量 Al₄C₃ 相的存在可以改善铝基体与 SiC 的润湿性从而提高界面结合强度, 提高复合材料的力学性能。此外, 复合材料中部分 Si 具有纳米孪晶结构(见图 6(f))。孪晶 Si 的存在, 不但可以阻碍位错的运动, 还可以吸收位错, 从而承受更大的塑性变形^[24]。

2.4 力学性能分析

图 7 所示为 SLM 成型拉伸试样及其静态拉伸数据图。如图 7(b) 所示, 使用线切割将 SLM 成型

试样按照 GBT 228.1—2010 金属拉伸试验国家标准要求切割成 60 mm×10 mm×2 mm 的标准试样后进行静态拉伸试验。由图 7(c) 可知, S1 的抗拉强度和伸长率分别为(448±15) MPa 和(5.4±0.5)%, 抗拉强度比 S0 提高了 12.0%, 但伸长率却比 S0 减少了 33.3%。而 S2 的抗拉强度和伸长率分别为(488±8) MPa、(9.7±0.4)%, 与 SLM 制备的 AlSi10Mg 合金相比, 分别提高了 22.0%和 19.8%。相比于 S0 和 S1, S2 在不降低塑性的前提下, 抗拉强度也得到了较大的提升。

图 8 所示为三种材料室温拉伸断口形貌的 SEM 像。从图 8(a)、(d)、(g) 中可以观察到三种试样都分布着阶梯状的解理台阶, 不同的是 S2 断口的解理台阶周围分布着较多的河流花样。对 S0 断口表面局部区域进行放大, 如图 8(b) 所示, S0 断口处有气孔存在。这些气孔在拉伸过程中会优先形成裂纹, 加速断裂的进程, 降低复合材料的力学性能。从图 8(e)、(h) 可看到被拔出一段后断裂留下的 SiC 颗粒

以及 SiC 被拔出后留在断口表面形成的孔洞。而且断裂的 SiC 颗粒周围黏附大量的铝基体,这说明 SiC 与铝基体的界面结合强度高,在拉伸过程中更有利于载荷的传递,提高复合材料的性能。对三种材料的断口进一步放大,如图 8(c)、(f)、(i)所示, S2 断口的韧窝更大更深,这说明 S2 在断裂前,经历了较大的塑性变形。

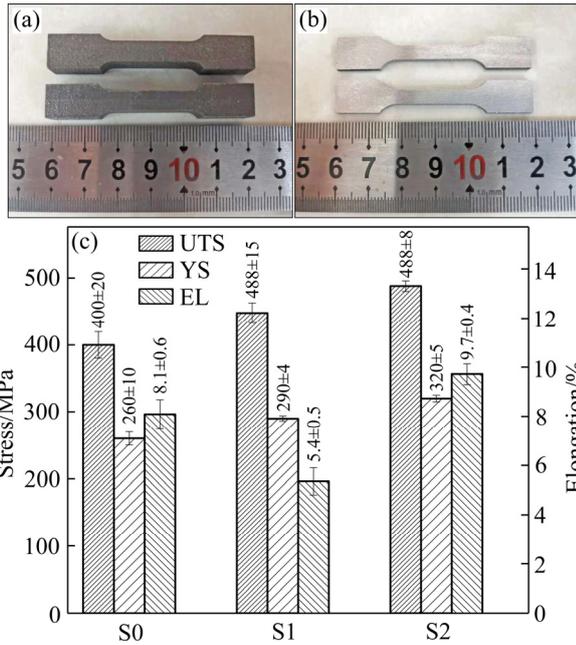


图 7 SLM 成型 S2 试样和线切割后的拉伸试样照片及拉伸性能数据图

Fig. 7 Photos of SLM formed S2 sample(a) and tensile sample after wire cutting(b), and data graph of tensile performance (c)

3 讨论

3.1 强化机制

SiC/TiC 混杂增强铝基复合材料具有优良的综合力学性能,是两种陶瓷颗粒协同作用的结果。一方面,由于纳米 TiC 的加入使铝基体晶粒组织明显细化,从而引起细晶强化作用,晶粒越细,晶界越多,越不利于位错滑移,铝基体强度提高;另一方面,由于 SiC、TiC 的加入以及因 SiC 的加入而生成的 Mg₂Si 和孪晶 Si 相,增加了对位错滑移的阻碍,产生 Orowan 强化和位错强化作用。此外, SiC 和 TiC 的硬度、弹性模量均高于铝基体,在试样拉伸变形的过程中, SiC 和 TiC 承担部分载荷,从而提高铝基复合材料强度。

3.1.1 细晶强化

由于纳米 TiC 颗粒作为异质形核剂,增加了形核部位,抑制晶粒的长大,细化晶粒的尺寸,同时提高复合材料强度和塑性。由图 3 可知, S0 的平均晶粒尺寸为 12.66 μm, S2 的平均晶粒尺寸为 4.27 μm。根据 Hall-Petch 公式 $\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ 可知:

$$\sigma_{\text{Hall-Petch}} = \sigma_{S2} - \sigma_{S0} = Kd_{S2}^{-1/2} - Kd_{S0}^{-1/2} \quad (1)$$

式中: K 为常数,取 50 MPa·μm^{1/2} [25]; d 为铝基体的晶粒尺寸,其中 d_{S2} 为 4.27 μm, d_{S0} 为 12.66 μm。计算可得因细晶强化而提升的强度约为 10 MPa。

3.1.2 Orowan 强化

SiC 和 TiC 作为外加第二相,在铝基体内产生弥散强化作用;且 SiC 的加入改变了基体材料的显微组织, Mg₂Si 相和孪晶 Si 相含量增加,使材料强度升高。由 SiC、TiC 和原位生成产物而提升的强度可由式(2) [26] 表示:

$$\Delta\sigma_{\text{Orowan}} = \sigma_{\text{Orowan, SiC}} + \sigma_{\text{Orowan, TiC}} + \sigma_{\text{Orowan, Si}} \quad (2)$$

$$\sigma_{\text{Orowan, x}} = \frac{0.13G_m b}{d_x \left[\left(\frac{1}{2V_x} \right)^{1/3} - 1 \right]} \ln \frac{d_x}{2b} \quad (3)$$

式中: G_m 和 b 分别为铝基体的剪切模量和柏氏矢量,其值分别为 26.5 GPa、0.286 nm; d_x 表示第二相和析出物的平均粒径, d_{SiC} 、 d_{TiC} 、 $d_{\text{Mg}_2\text{Si}}$ 和 d_{Si} 的值分别为 500 nm、40 nm、30 nm 和 100 nm; V_x 表示 SiC、TiC、Mg₂Si 和孪晶 Si 的体积分数。由于 SiC 与铝基体只发生轻微的界面反应,生成的 Si 含量不多,所以孪晶 Si 与 Mg₂Si 相的含量可忽略不计,即 $V_{\text{Mg}_2\text{Si}} \approx 0$ 、 $V_{\text{Si}} \approx 0$, V_{SiC} 、 V_{TiC} 分别为 1.69%、0.54%。计算可得 $\sigma_{\text{Orowan, SiC}} = 6.4$ MPa, $\sigma_{\text{Orowan, TiC}} = 29.6$ MPa, $\sigma_{\text{Orowan, Mg}_2\text{Si}} \approx 0$, $\sigma_{\text{Orowan, Si}} \approx 0$ 。求得 $\sigma_{\text{Orowan}} = 36$ MPa, 即由第二相强化而提升的强度约为 36 MPa。

3.1.3 位错强化

铝基体与 SiC 和 TiC 增强颗粒之间的热膨胀系数不一致,复合材料在 SLM 冷却过程中产生较大的热应力,位错在颗粒周围萌生,提高材料的强度。位错强度增量可以描述为 [27]:

$$\Delta\sigma_{\text{CTE}} = \alpha_d G_m b \sqrt{\rho_d} \quad (4)$$

式中: $\alpha_d = 0.16$ 为位错强化系数 [28]; ρ_d 为金属基

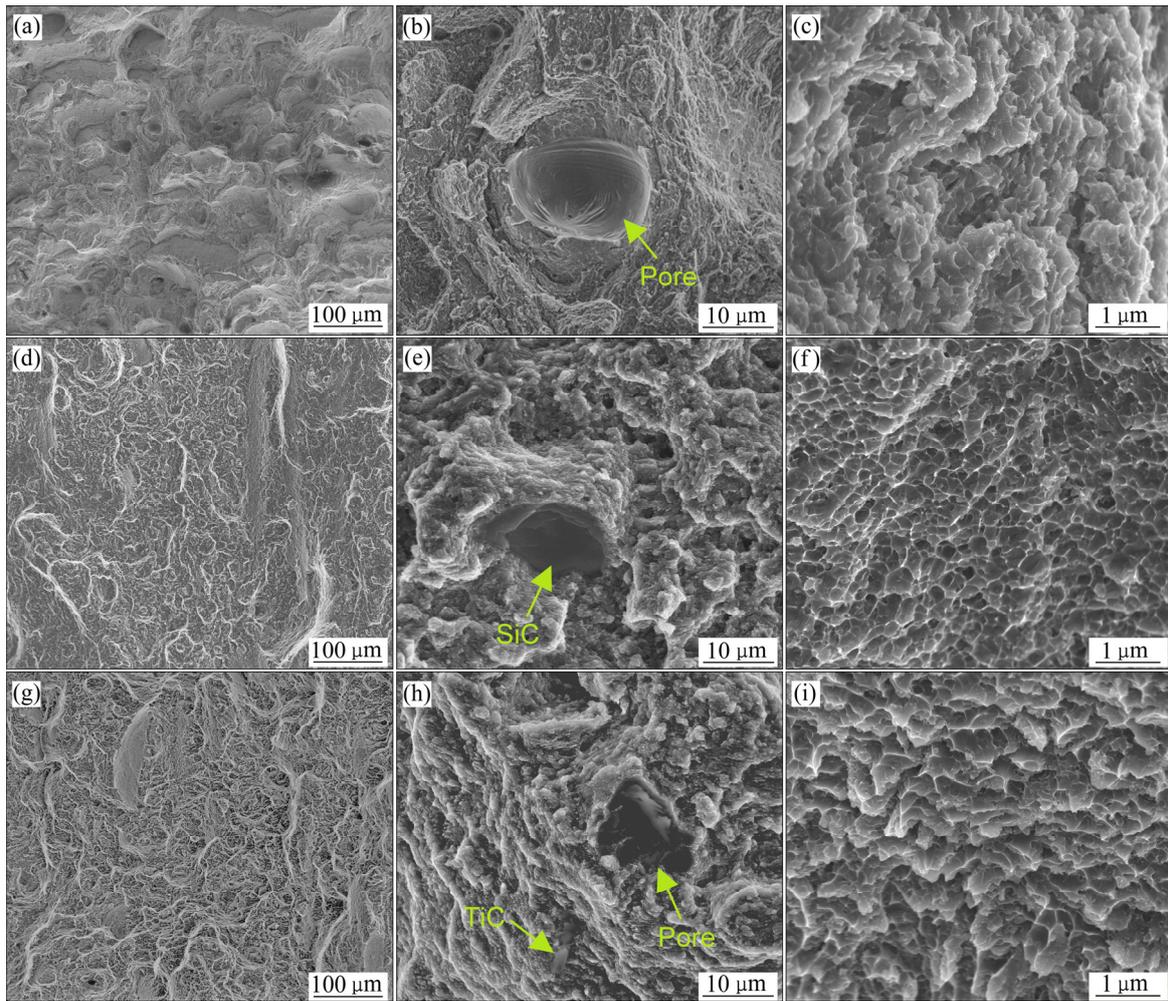


图 8 SLM 成形试样拉伸断口形貌

Fig. 8 Morphologies of tensile fracture of SLMed samples: (a), (b), (c) S0; (d), (e), (f) S1; (g), (h), (i) S2

体内部位错密度, 其值取 $1.14 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ [27]; 得 $\Delta\sigma_{CTE} = 40 \text{ MPa}$ 。

4) 载荷传递。由于 SiC 和 TiC 的硬度和弹性模量远高于铝基体, 当受外力作用时, 载荷从基体传递到 SiC 和 TiC 颗粒, 从而提高复合材料的抗拉强度。颗粒承载强化应力计算式如式(5)[26]所示:

$$\sigma_{load} = 0.5(V_{SiC} + V_{TiC})\sigma_{ys,AlSi10Mg} \quad (5)$$

$\sigma_{ys,AlSi10Mg} = 260 \text{ MPa}$, 为 AlSi10Mg 基体的屈服强度, 得 $\Delta\sigma_{load} = 3 \text{ MPa}$ 。

综上所述, 通过均方根叠加的求和方法[29], SiC/TiC 混杂增强铝基复合材料屈服强度的增量可表示为:

$$\Delta = \sqrt{(\sigma_{Hall-Petch})^2 + (\sigma_{Orowan})^2 + (\sigma_{CTE})^2 + (\sigma_{load})^2} =$$

55 MPa

实验结果表明, 该增量与试样 S2 屈服强度增

加的实际结果基本吻合。

3.2 塑性提高机制

SiC/TiC 混杂增强铝基复合材料的伸长率为 $(9.7 \pm 0.4)\%$, 相比于 AlSi10Mg 合金和单一 SiC 增强的 AlSi10Mg 复合材料, 都有明显的提升。对于 (TiC+SiC)/AlSi10Mg 复合材料, 其塑性的提高主要是因为晶粒的细化。TiC 的加入促使铝基体明显细化, 细晶复合材料受到外力作用时, 塑性变形相对均匀。其次, 铝基体晶粒形貌由柱状晶转变为等轴晶也可提高复合材料的塑性。

4 结论

1) 在 SLM 成形过程中, TiC 陶瓷颗粒作为异质形核剂, 促使 $\alpha(\text{Al})$ 熔体非均匀形核, 获得细小

的等轴晶粒,提高复合材料塑性。

2) SiC 和 TiC 的加入可产生细晶强化、Orowan 强化和位错强化作用;在拉伸过程中,载荷传递到硬度和弹性模量更高的陶瓷颗粒,阻碍铝基体裂纹的扩展,从而提高材料的强度。

3) TiC 和 SiC 颗粒具有协同增强的作用,(TiC+SiC)/AlSi10Mg 复合材料的塑性和强度都得到一定程度的提升。

REFERENCES

- [1] 张安峰,李涤尘,梁少端,等.高性能金属零件激光增材制造技术研究进展[J].航空制造技术,2016(22):16-22.
ZHANG An-feng, LI Di-chen, LIANG Shao-duan, et al. Development of laser additive manufacturing of high-performance metal parts[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016(22): 16-22
- [2] 吴文恒,张亮,何贝贝,等.选择性激光熔化增材制造工艺过程模拟研究现状[J].理化检验(物理分册),2016,48:693-697.
WU Wen-heng, ZHANG Liang, HE Bei-bei, et al. Current status of research on computer simulation of selective laser melting additive manufacturing process[J]. Physical and Chemical Test Physical Classification, 2016, 48: 693-697.
- [3] 王黎.选择性激光熔化成形金属零件性能研究[D].武汉:华中科技大学,2012.
WANG Li. Research on the performance in selective laser melting of metallic part[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2012.
- [4] 邓运来,张新明.铝及铝合金材料进展[J].中国有色金属学报,2019,29(9):2115-2141.
DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Development of aluminium and aluminium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 2115-2141.
- [5] TOPCU I, GULSOY HO, KADIOGLU N, et al. Processing and mechanical properties of B4C reinforced Al matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 482(1/2): 516-521.
- [6] SMITH A V, CHUNG D D L. Titanium diboride particle-reinforced aluminium with high wear resistance[J]. Journal of Materials Science, 1996, 31(22): 5961-5973.
- [7] TSAI Yu-chou, CHOU Chen-yu, LEE Sheng-long, et al. Effect of trace La addition on the microstructures and mechanical properties of A356 (Al-7Si-0.35 Mg) aluminum alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 487(1/2): 157-162.
- [8] 高红霞,王蒙,樊江磊,等.混杂颗粒增强铝基复合材料的研究进展[J].粉末冶金工业,2019,29(3):1-7.
GAO Hong-xia, WANG Meng, FAN Jiang-lei, et al. Research progress of hybrid particle reinforced aluminum matrix composites[J]. Powder Metallurgy Industry, 2019, 29(3): 1-7.
- [9] WANG P, ECKERT J, PRASHANTH K, et al. 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.
- [10] LI C G, SUN S, LIU C M, et al. Microstructure and mechanical properties of TiC/AlSi10Mg alloy fabricated by laser additive manufacturing under high-frequency micro-vibration[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 794: 236-246.
- [11] KARBALAEI A K, BAHARVANDI H R, MIRZAEI O. Fabrication of nano-sized Al₂O₃ reinforced casting aluminum composite focusing on preparation process of reinforcement powders and evaluation of its properties[J]. Composites Part B, 2013, 55: 426-432.
- [12] ESKANDARI H, TAHERI R, KHODABAKHSHI F. Friction-stir processing of an AA8026-TiB₂-Al₂O₃ hybrid nanocomposite: Microstructural developments and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 660: 84-96.
- [13] LI C G, SUN S, ZHANG Y F, et al. Effects of laser processing parameters on microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloys reinforced by TiC[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 103(5/8): 3235-3246.
- [14] XUE G, KE L D, ZHU H L, et al. Influence of processing parameters on selective laser melted SiC_p/AlSi10Mg composites: Densification, microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 764: 138155.
- [15] KWON H S, LEE G G, KIM S G, et al. Mechanical properties of nanodiamond and multi-walled carbon nanotubes dual-reinforced aluminum matrix composite

- materials[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 632: 72–77.
- [16] ZHANG X Z, CHEN T J, QIN Y H. Effects of solution treatment on tensile properties and strengthening mechanisms of SiC_p/6061Al composites fabricated by powder thixoforming[J]. *Materials & Design*, 2016, 99: 182–192.
- [17] TOOZANDEHJANI M, OSTOVAN F, JAMALUDIN K R, et al. Process-microstructure-properties relationship in Al-CNTs-Al₂O₃ nanocomposites manufactured by hybrid powder metallurgy and microwave sintering process[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(9): 2239–2254.
- [18] 刘一雄. Ti颗粒与SiC_p协同增强铝基复合材料组织性能与强化机理研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2015.
- LIU Yi-xiong. Microstructure, property and strengthening mechanism of aluminum matrix composites synergy reinforced by Ti particles and SiC_p[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2015.
- [19] 杨莹. 铝合金激光选区熔化的吸收行为模拟与实验研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2019.
- YANG Ying. Simulation and experimental study on absorption behavior of aluminum alloy based on selective laser melting[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019.
- [20] 于文刚. CNTs/SiC_w混杂增强2024铝基复合材料的组织与性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.
- YU Wen-gang. Study on the structure and properties of CNTs/SiC_w hybrid reinforced 2024 aluminum matrix composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013.
- [21] WANG Min, SONG Bo, WEI Qin-song, et al. Improved mechanical properties of AlSi7Mg/nano-SiC_p composites fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 810: 151926.
- [22] AMMOURI A H, KRIDL G, AYOUB G, et al. Relating grain size to the Zener-Hollomon parameter for twin-roll-cast AZ31B alloy refined by friction stir processing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 222: 301–306.
- [23] PEREZ-BUSTAMANTE R, GOMEZ-ESPARZA C D, ESTRADA-GUEL I, et al. Microstructural and mechanical characterization of Al-MWCNT composites produced by mechanical milling[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 502(1/2): 159–163.
- [24] 卢磊, 卢柯. 纳米孪晶金属材料[J]. *金属学报*, 2010, 46(11): 1422–1427.
- LU Lei. Metallic materials with nano-scale twins[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(11): 1422–1427.
- [25] GUTIERREZ-URRUTIA I, MUÑOZ-MORRIS M A, MORRIS D G, et al. Contribution of microstructural parameters to strengthening in an ultrafine-grained Al-7% Si alloy processed by severe deformation[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(4): 1319–1330.
- [26] ZHANG Z, CHEN D L. Prediction of fracture strength in Al₂O₃/SiC_p ceramic matrix nanocomposites[J]. *Science & Technology of Advanced Materials*, 2007, 8(1/2): 5–10.
- [27] AMIR H, CARTER B, BABAKSHALCHI A, et al. Strengthening mechanisms in direct metal laser sintered AlSi10Mg: Comparison between virgin and recycled powders[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 23: 108–120.
- [28] SHAHA S K, CZERWINSKI D, CHEN D L, et al. Dislocation slip distance during compression of Al-Si-Cu-Mg alloy with additions of Ti-Zr-V[J]. *Materials Science and Technology*, 2015, 31(1): 63–72.
- [29] KUMAR N, MISHRA R S. Additivity of strengthening mechanisms in ultrafine grained Al-Mg-Sc alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 580: 175–183.

Microstructures, properties and strengthening mechanism of TiC/SiC synergistically reinforced aluminum matrix composites by selective laser melting

HONG Xu-chao, LIU Yun-zhong, HUANG Bin

(National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials,
South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: The hybrid particles reinforced aluminum matrix composite material has excellent mechanical properties, which a single nanoparticle reinforced aluminum matrix composite does not have, through the synergy of the reinforcement phases. In this study, the TiC/SiC hybrid particle reinforced AlSi10Mg composite material was prepared by selective laser melting (SLM) technology. The effects of TiC and SiC particles on microstructures and mechanical properties of composite materials were studied through EBSD, SEM, TEM and tensile tests. The results show that the addition of TiC changes the structure of the (TiC+SiC)/AlSi10Mg composite from coarse columnar grains to fine equiaxed grains, and the average grain size of the aluminum matrix is only 4.27 μm . The interface reaction between SiC and the aluminum matrix produces a small amount of rod-like Al_4C_3 and Si, and the interface is well bonded. The (TiC+SiC)/AlSi10Mg composite prepared by SLM has excellent mechanical properties. Its elongation and tensile strength are $(9.7\% \pm 0.4)\%$ and (488 ± 8) MPa, respectively. Compared with those of AlSi10Mg alloy prepared by SLM, they are improved by 19.8% and 22.0%, respectively. The increment in strength and plasticity of TiC/SiC hybrid reinforced aluminum matrix composites is the result of multiple strengthening mechanisms. It provides a technical reference for the use of selective laser melting and forming of high-performance aluminum-based composite materials and their applications. It has important research significance and application value.

Keywords: SLM; hybrid particles; aluminum matrix composites; strengthening mechanism

Foundation item: Project(2019B090907001) supported by the Research and Development Program in Key Areas of Guangdong Province, China; Project(2014B010129002) supported by the Science and Technology Program of Guangdong Province, China

Received date: 2020-12-01; **Accepted date:** 2021-03-09

Corresponding author: LIU Yun-zhong; Tel: +86-20-87110081; E-mail: yzhliu@scut.edu.cn

(编辑 何学锋)