



激光选区熔化2024改性AlSi10Mg合金

贾增庆^{1,2}, 高通^{1,2}, 王桂龙^{1,2}, 刘相法^{1,2}, 赵国群^{1,2}, 王协彬^{1,2}

(1. 山东大学 材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 济南 250061;

2. 山东大学 材料科学与工程学院, 济南 250061)

摘要: 本文首先制备了含有1.5%(质量分数)TiC的2024铝合金粉末, 并将其加入AlSi10Mg合金粉末中, 形成AlSi10Mg-2024(TiC)混合粉末, 然后采用激光选区熔化工艺对混合粉末成形, 并对其沉积态和T6热处理态的显微组织及力学性能进行了表征。结果表明: 激光选区熔化过程中2024铝合金中的TiC颗粒可作为异质形核点, 促进Al形核, 进而抑制粗大柱状晶的形成, 显著细化铝合金的显微组织, 并弱化了〈100〉//BD(Build direction, 生长方向)丝织物的形成。经过T6热处理(520℃固溶2 h, 190℃时效10 h)后, AlSi10Mg-2024(TiC)合金仍保持较高的力学性能, 抗拉强度达到400 MPa。而经T6热处理后AlSi10Mg合金的强度仅为260 MPa。这是因为添加2024合金可以引入Cu元素, 在时效过程中析出第二相粒子, 强化铝合金基体。另外, 时效过程中析出的纳米Si颗粒也可对T6热处理后的AlSi10Mg-2024(TiC)合金起到一定强化作用。

关键词: 激光选区熔化; 增材制造; 铝合金; AlSi10Mg; 2024铝合金

文章编号: 1004-0609(2022)-11-3257-11

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

引文格式: 贾增庆, 高通, 王桂龙, 等. 激光选区熔化2024改性AlSi10Mg合金[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(11): 3257–3267. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42749

JIA Zeng-qing, GAO Tong, WANG Gui-long, et al. Selective laser melting of 2024-modified AlSi10Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(11): 3257–3267. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42749

近年来, 随着航空航天、交通运输等领域的快速发展, 激光增材制造铝合金受到了国内外的广泛关注并快速发展^[1-5]。然而, 目前适配激光增材制造工艺的铝合金材料体系有限, 主要为AlSi10Mg、AlSi7Mg、AlSi12等Al-Si体系铸造铝合金, 一般强度低、塑性差, 不能满足航空航天等领域对轻质高强高韧铝合金结构的需求^[5-6]。传统的Al-Cu、Al-Mg、Al-Zn等高强铝合金体系(如2024和7075铝合金)中由于合金元素含量较高, 在快速熔化/凝

固过程中易产生热裂纹等缺陷, 导致其不适用于激光增材制造过程^[5-6]。

引入形核质点、促进快速凝固过程中铝合金晶粒形核, 是细化铝合金显微组织, 进而提高其强度和塑性的有效手段^[4, 7-9], 也是抑制热裂纹、改善Al-Cu、Al-Zn等体系铝合金成形性能的潜在方法。添加TiB₂或TiC是目前常用的一种引入异质形核点的方法。LI等^[7]采用熔盐反应在AlSi10Mg基体中原位生成了TiB₂增强相, 可极大细化激光选区熔化

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51905310); 山东省自然科学基金资助项目(ZR2020YQ39, ZR2020ZD05); 山东省重点研发计划资助项目(2019GGX104065)

收稿日期: 2021-12-06; **修订日期:** 2022-01-19

通信作者: 王协彬, 副教授, 博士; 电话: 0531-88392621; E-mail: xiebin.wang@email.sdu.edu.cn

AlSi10Mg的显微组织,提升其力学性能,抗拉强度可达530 MPa,伸长率>15%。英国Aeromet公司研究人员通过向Al-Cu合金中加入TiB₂增强相,改善其成形性能,伸长率可达12%~15%。除添加TiB₂和TiC纳米颗粒外,TAN等^[10]通过加入纳米LaB₆颗粒,显著细化了激光选区熔化AlSi10Mg合金的显微组织,获得了平均晶粒尺寸为1.6 μm的等轴晶组织,提升了其力学性能。

添加Sc、Zr、Ti、Ta等元素也是常用的细化激光增材制造铝合金组织,提升其力学性能的方法^[11-21]。上述元素在凝固过程中会形成Al₃X相作为形核质点促进形核,进而细化铝合金显微组织。同时,上述元素固溶在铝基体中,在后续时效过程中可析出纳米Al₃X第二相粒子,进一步提升激光增材制造铝合金强度。例如,SPIERINGS等^[22]报道Sc和Zr元素改性的Al-Mg合金(Scalmalloy合金)表现出优异的力学性能,其抗拉强度可达520 MPa,伸长率>13%。LI等^[13]利用Zr改性2024合金,显著改善了2024合金的成形性能,其强度高达580 MPa。TAN等^[14]首次采用纳米Ti颗粒改性2024合金粉末,发现添加少量纳米Ti(0.7%,质量分数)可以极大抑制柱状晶的产生,获得均匀的细晶组织,显著提升了增材制造2024合金的综合性性能,其抗拉强度为(432±20) MPa,伸长率可达(10±0.8)%。

添加Si元素可以增加增材制造过程中熔体的流动性,抑制热裂纹的产生,改善Al-Cu和Al-Zn等合金的成形性能。WANG等^[23]设计了一种Al-3.5Cu-1.5Mg-1Si合金,结果表明加入Si后可以显著改善Al-Cu-Mg合金的成形性能。我们前期工作^[24]也通过添加Si元素改善7075铝合金的成形性能,结果表明随Si添加量的增加,热裂纹显著减少,并且粗大柱状晶被抑制。当Si含量为4.0%(质量分数)时,获得了无宏观裂纹的细晶组织。

为了制备适配激光增材制造的高强度铝合金材料,我们前期工作^[25]将Al-Ti-C-B中间合金制成粉末,并采用机械混合的方法将该粉末加入AlSi10Mg合金中。结果表明,添加10% Al-Ti-C-B中间合金可以显著细化AlSi10Mg合金显微组织,并提升其力学性能(强度约500 MPa,伸长率约10%)。然而,采用这种方法制备的铝合金,经去应力退火后,强度急剧降低。为了解决这一问题,

本研究提出了一种新的适配激光增材制造高强度铝合金粉末制备方法。首先制备了一种包含有纳米TiC颗粒的2024(TiC)铝合金粉末,通过机械混合的方法制备了AlSi10Mg-2024(TiC)混合粉末。一方面,加入TiC纳米颗粒可以细化增材制造铝合金显微组织;另一方面,添加2024合金可以引入Cu等元素,能够在后续的热处理过程中析出第二相粒子,起到时效强化作用。本工作重点研究了激光增材制造AlSi10Mg-2024(TiC)混合粉末的显微组织及力学性能。

1 实验

实验采用英国雷尼绍公司购买的AlSi10Mg粉末,以及从江苏威拉里新材料科技有限公司定制的2024铝合金粉末。其中,2024粉末中包含有1.5%(质量分数)的TiC增强相,将此合金命名为2024(TiC)。制备改粉末的主要流程包括:1)将常用的Al-Ti-C中间合金熔化;2)加入Cu、Mg以及Al-Mn中间合金调控熔体成分,使其满足标准《GB/T 3190—2008:变形铝及铝合金化学成分》中2024合金成分要求;3)使用真空感应气雾化方法,将获得的铸锭雾化成粉,通过筛分得到所需的粉末。采用ThermoFisher iCAP-6300光谱仪测量两种粉末的化学成分,结果见表1。图1所示为2024(TiC)粉末截面显微组织。由图1(a)和(b)可以看出,粉末主要包含细小的Al晶粒以及周围的AlCu/AlCuMg相。气雾化过程中液滴快速凝固成粉末,形成细小的Al晶粒。由图1(c)~(d)还可以看出,TiC颗粒主要分布于晶界处,并出现了团聚现象。

表1 AlSi10Mg和2024(TiC)铝合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg and 2024(TiC) aluminum alloy powders

Powder	Mass fraction/%					
	Si	Cu	Mg	Mn	Ti	Al
AlSi10Mg	9.46	—	0.33	—	—	Bal.
2024(TiC)	—	4.32	1.45	0.42	0.89	Bal.

图2(a)所示为AlSi10Mg粉末形貌,粉末呈不规则形状,球形粉含量较低,这会影响到粉末的流动性。采用激光粒度仪(Malvern Panalytical Mastersizer 3000)测试得到的粒度分布如图2(a')所

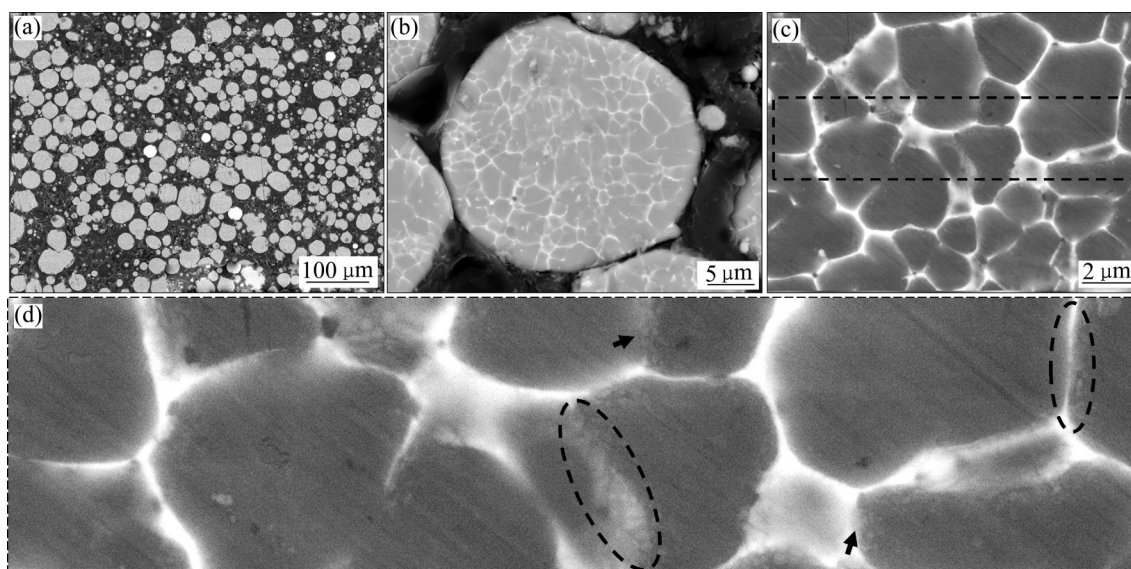


图1 含1.5% TiC颗粒的2024(TiC)铝合金粉末截面显微组织

Fig. 1 Cross section microstructure of 2024(TiC) alloy powders containing 1.5% TiC nanoparticles: (a) 2024(TiC) alloy powder; (b) Al grain around with AlCu/AlCuMg phase; (c) TiC nanoparticles on boundary; (d) Enlarged area marked in (c)

示, 粉末粒度分布区间较宽, 主要分布在 32~80 μm ($D_{50}=50.9 \mu\text{m}$)。图 2(b)所示为 2024(TiC)粉末形貌, 整体球形度高、表面质量好, 但存在较多的细粉。由图 2(b')可见, 2024(TiC)粉末粒径分布更集中, 主要分布在 22~49 μm ($D_{50}=33.1 \mu\text{m}$)。采用机械混合的方法制备本实验所需的混合粉末, 即向 AlSi10Mg 粉末中添加 30%(质量分数)的 2024(TiC)粉末, 使用三维混合机混合 4 h。将混合后的粉末命名为 AlSi10Mg-2024(TiC)。图 2(c)和(c')所示分别为混合粉末的形貌以及粒径分布。由图 2(c')可见, AlSi10Mg-2024(TiC)粉末的粒径分布更宽, D_{10} 、 D_{50} 和 D_{90} 分别为 22.2 μm 、37.7 μm 和 61.9 μm 。

实验用雷尼绍 RenAM 500E 选区激光熔化 (Selective laser melting, SLM)设备, 激光工作模式为脉冲模式。用高纯氩气作保护气使成形仓中氧含量 $<1\times 10^{-4}$ 。激光选区熔化工艺参数为: 激光功率 275 W, 点距 80 μm , 曝光时间 40 μs , 扫描间距 80 μm , 铺粉层厚 40 μm 。扫描策略选用条带状扫描, 层间旋转 67°, 条带宽度 5 mm。如图 3(a)所示, 共制备了两种试样, 其中立方块(10 mm×10 mm×10 mm)用于测量密度及显微组织表征, 长方体(72 mm×12 mm×12 mm)用于制备拉伸试样。图 3(b)所示为符合 ASTM E8—21 标准的拉伸试样, 其中平

行段尺寸为 32 mm×2 mm×6 mm。采用 T6 热处理工艺对试样进行后处理: 520 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 2 h, 然后在 190 $^{\circ}\text{C}$ 时效 10 h。

试样经砂纸打磨后采用 Archimedes 排水法测试其致密度, 选取酒精为浸渍液体, 每组试样测试 3 次, 取平均值为最终结果。利用 COXEM EM-30Plus 扫描电子显微镜(SEM)表征粉末、试样及拉伸断口形貌。采用凯勒试剂侵蚀试样表面获得金相样品。利用背散射电子衍射系统(EBSD, JEOL JSM-7800 扫描电镜和 Oxford NordlysMax3 配件)来表征成形试样的晶粒形貌及织构。利用 Rigaku Smart Lab X 射线衍射仪表征样品物相, 其中靶材为 Cu K_{α} 靶, 扫描速度为 10 ($^{\circ}$)/min。采用 HVS-1000A 维氏显微硬度计测试样品表面硬度, 载荷 4.9 N, 保压时间 10 s。采用 MTS 电子万能试验机进行室温拉伸实验, 应变速率为 2%/min, 选用标距为 25 mm 的引伸计测量试样拉伸变形过程的应变。

2 结果与讨论

2.1 成形质量

经测试得到激光选区熔化 AlSi10Mg 试样的密度为 2.67 g/cm^3 , 相对密度为 99.6%, 其中

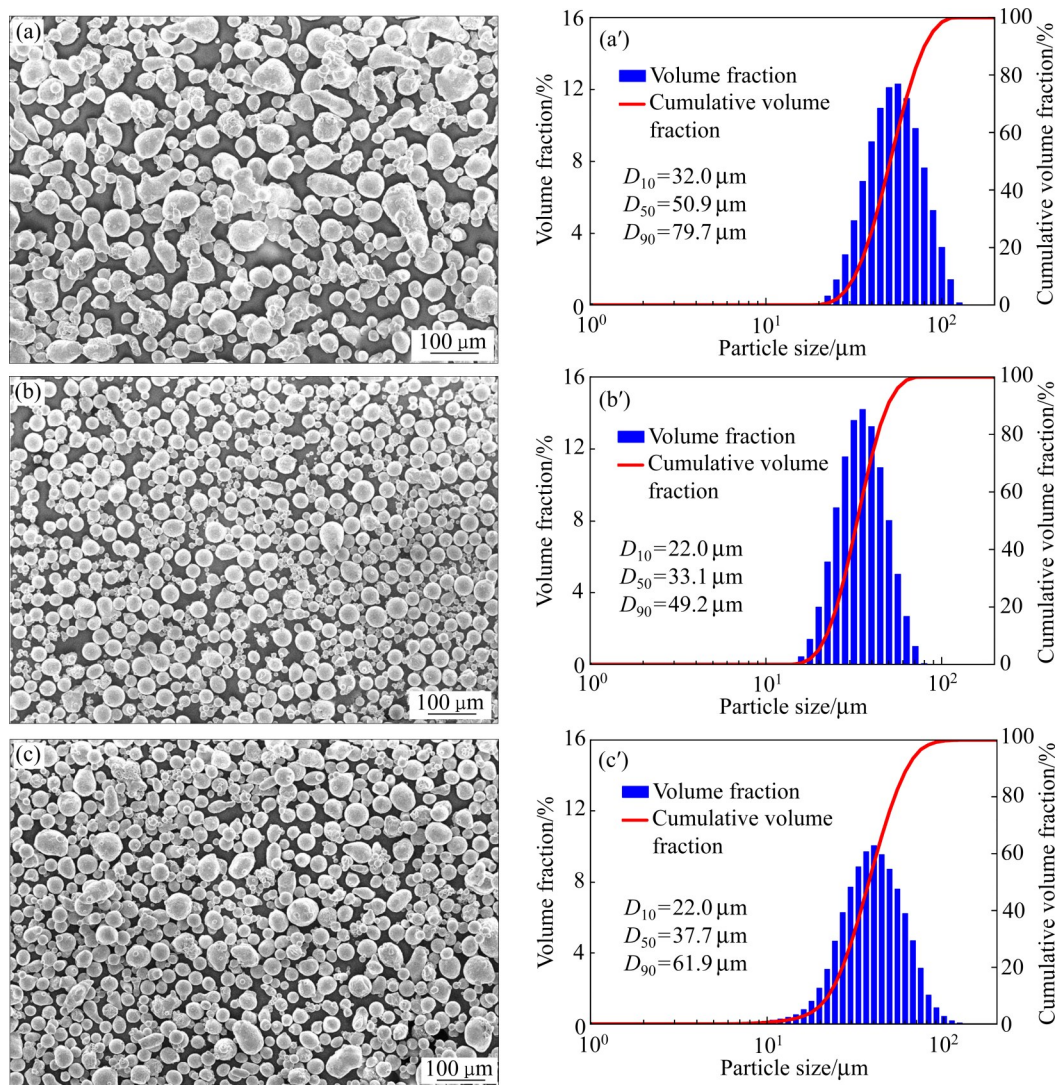


图2 AlSi10Mg 粉末、2024(TiC)合金粉末、AlSi10Mg-2024(TiC)粉末形貌及其粉末粒径分布

Fig. 2 Morphologies and particle size distributions of AlSi10Mg powders ((a), (a')), 2024(TiC) alloy powders ((b), (b')) and AlSi10Mg-2024(TiC) alloy powders ((c), (c'))

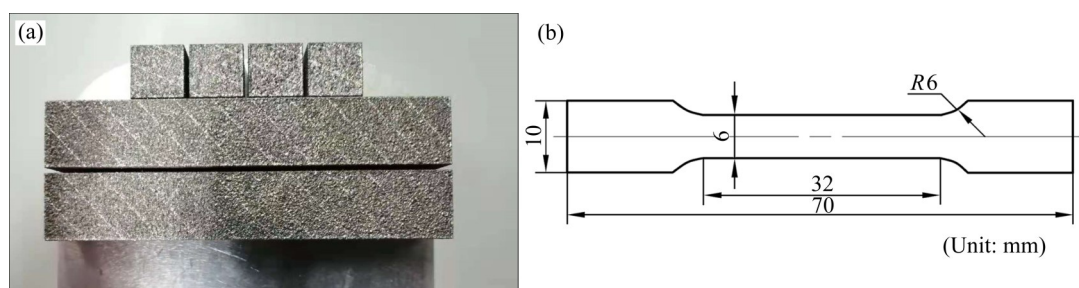


图3 激光选区熔化 AlSi10Mg-2024(TiC)铝合金试样和拉伸试样尺寸

Fig. 3 AlSi10Mg-2024(TiC) samples fabricated by selective laser melting(a) and dimension of tensile samples(b)

AlSi10Mg 合金的理论密度为 2.68 g/cm^3 。AlSi10Mg-2024(TiC)试样的密度为 2.72 g/cm^3 ，这是由于 2024 铝合金的密度比 AlSi10Mg 高，添加 2024 会提高沉积态样品的密度。图 4(a)~(c)所示为沉积态

AlSi10Mg 试样的显微组织，仅观察到了少量的小气孔，未发现明显的裂纹等缺陷。图 4(d)~(f)所示为 AlSi10Mg-2024(TiC)试样的显微组织，添加 30%2024(TiC)后，仍未出现明显的裂纹，总体成形

质量较好, 但气孔等缺陷较 AlSi10Mg 合金有增加。通常来讲, 2024 铝合金中 Cu、Mg 等合金元素含量较高, 在激光选区熔化快速熔化/凝固过程中易产生热裂纹等缺陷^[26]。本研究表明, AlSi10Mg 合金中加入 30% 的 2024(TiC) 合金, 不会明显影响其成形性能。

2.2 显微组织

图 5 所示为侵蚀后沉积态样品的显微组织。图

5(a)所示为 AlSi10Mg 试样的显微组织, 可见明显叠加熔池形貌, 其宽度约为 135 μm , 高度约为 90 μm 。图 5(b)所示为 AlSi10Mg 试样熔池边缘处的高倍显微图像, 其中深色区域为 $\alpha(\text{Al})$ 基体, 白色为 Al-Si 共晶组织。可以看出, 激光选区熔化过程中的快速凝固, 显著限制了成分偏析范围, 形成了细小的胞状组织。在熔池内部的胞状组织较熔池边缘更加细小, 并且熔池内部细长的胞状组织沿温度梯度方向生长, 即从熔池边缘到熔池中心方向。与

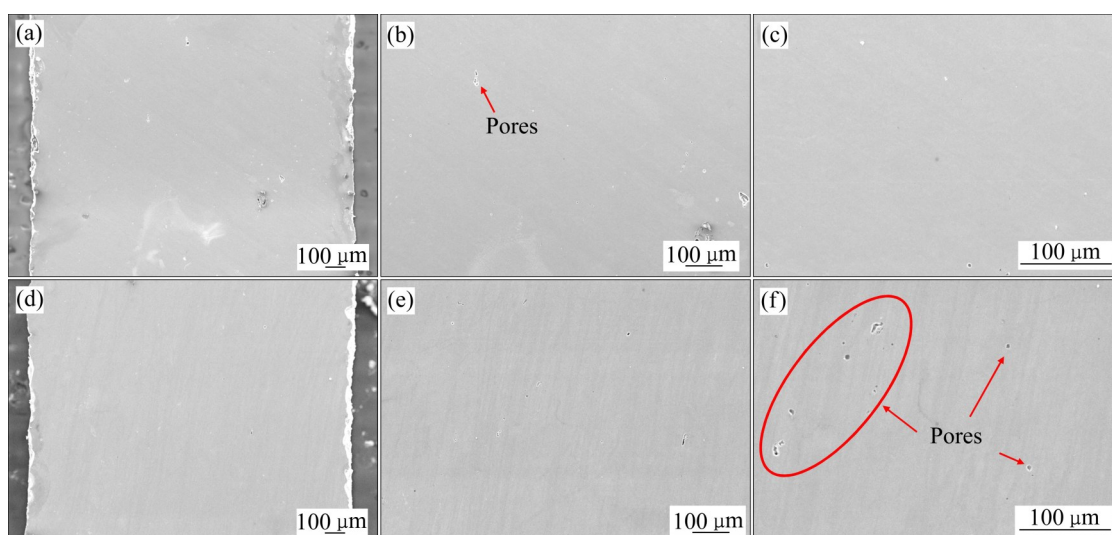


图 4 激光选区熔化 AlSi10Mg 和 AlSi10Mg-2024(TiC) 合金试样的显微组织

Fig. 4 Microstructures of AlSi10Mg((a), (b), (c)) and AlSi10Mg-2024(TiC) ((d), (e), (f)) alloy samples fabricated by selective laser melting

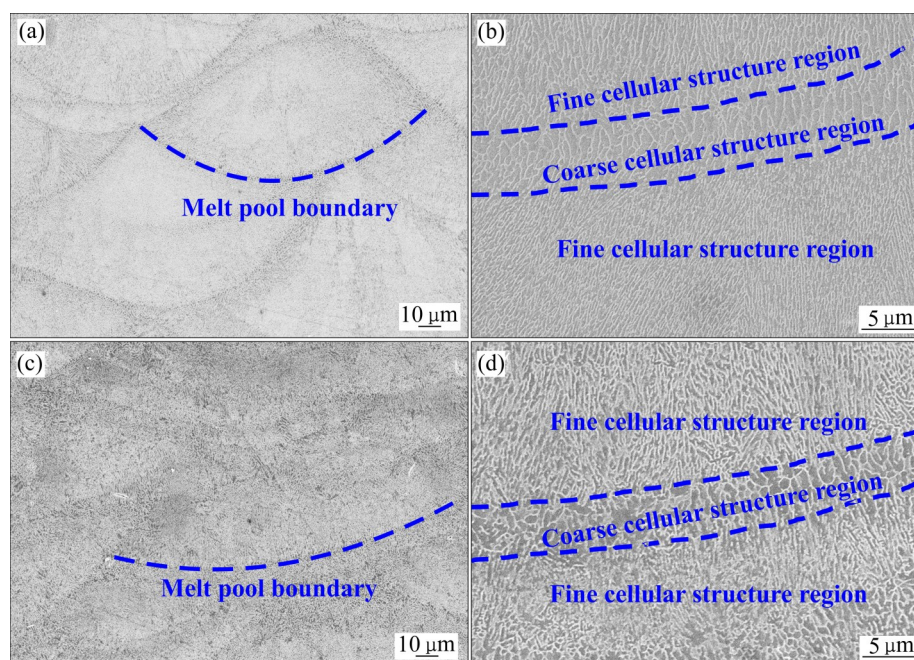


图 5 沉积态试样经侵蚀后的显微形貌

Fig. 5 Etched microstructures of as-fabricated samples: (a), (b) AlSi10Mg alloy; (c), (d) AlSi10Mg-2024(TiC) alloy

AlSi10Mg 合金类似, 激光选区熔化 AlSi10Mg-2024(TiC)合金试样显微组织主要由胞状组织组成(见图 5(c)~(d))。因为 2024(TiC)铝合金中含有 1.5% 的 TiC 颗粒, 表明添加晶粒细化剂不会影响快速凝固形成的胞状组织形貌。

图 6 所示为沉积态试样平行于生长方向(Build direction, BD)的 EBSD 结果。如图 6(a)所示, 沉积态 AlSi10Mg 合金包含有粗大的柱状晶及熔池边缘处的细小等轴晶。柱状晶生长方向大体与沉积方向一致。激光选区熔化成形当前层时会部分重熔已成形材料, 凝固时晶粒发生外延生长, 沿温度梯度最大方向长大, 最终形成贯穿多层的柱状晶。这种特殊的晶粒长大方式, 也会显著影响到材料的各向异性^[27]。图 6(a)中 AlSi10Mg 合金的反极图表明, 合金沿沉积方向形成了强<100>//BD 的丝织结构。

如图 6(b)所示, 沉积态 AlSi10Mg-2024(TiC)合金主要包含细小等轴晶和少量的柱状晶, 其平均晶粒尺寸仅为 2.8 μm 。由于 2024(TiC)合金中加入了 1.5% 纳米 TiC 颗粒, 纳米颗粒在凝固过程中作为异质形核点, 可以促进 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒形核, 有效抑制柱状晶的形成和长大, 进而细化激光增材制造 AlSi10Mg 的显微组织。图 6(b)中沉积态 AlSi10Mg-2024(TiC)合金的反极图表明, 合金沿沉积方向并未有明显的织构形成, 也证实纳米 TiC 颗粒抑制了柱状晶的形成, 可有效改善沉积态试样的各向异性。

图 7 所示为经 T6 热处理后试样的显微组织。T6 热处理后, 激光选区熔化形成特有的显微组织形貌完全被破坏, 原来的网状共晶组织完全分解并

析出微米级块状 Si 颗粒。对比图 7(a)和(b)可以看出, 加入 30% 2024(TiC)后, 块状 Si 颗粒的形貌差别不大, 但在 AlSi10Mg-2024(TiC)合金基体中析出了大量纳米 Si 颗粒。可能是由于添加 2024 合金引入的 Mg、Cu 等元素降低了 Si 在 Al 基体的溶解度, 进而在热处理过程中析出纳米 Si 颗粒。LI 等^[7]的研究表明, 纳米 Si 颗粒也能强化 Al 合金基体, 进而提升其强度。

图 8 所示为粉末、沉积态及经 T6 热处理后 AlSi10Mg 和 AlSi10Mg-2024(TiC)合金的 XRD 谱。由图 8 可见, AlSi10Mg 粉末中存在 Al 和 Si 两相, 2024(TiC)铝合金粉末中并未检测到 TiC 和 Al_2Cu / Al_2CuMg 相, 主要是因为 TiC 和 Al_2Cu / Al_2CuMg 相尺寸小且含量低, 利用 XRD 技术难以检测到。沉积态合金中均仅检测到了 Al 和 Si 两相, 经 T6 热处理后, 合金中 Si 相衍射峰强度升高, 主要因为热处理导致 Si 从 Al 基体中析出, 这一趋势与显微观察结果一致。在 AlSi10Mg-2024(TiC)合金中并未检测到 Al_2Cu / Al_2CuMg 相, 可能是因其含量较低, 使 XRD 技术难以检测到。

2.3 力学性能

图 9(a)所示为 AlSi10Mg 和 AlSi10Mg-2024(TiC)合金沉积态和 T6 热处理后的硬度。由图 9(a)可以看出, 添加 30% 2024(TiC)合金后, 沉积态试样硬度略有增加, 从 122HV 增加到 130 HV; 经过 T6 热处理后, 两种合金的硬度均较沉积态有降低, 但是 AlSi10Mg-2024(TiC)合金的降幅较小, 仅从 130HV 降低至 126 HV, 而 AlSi10Mg 合金的硬度从

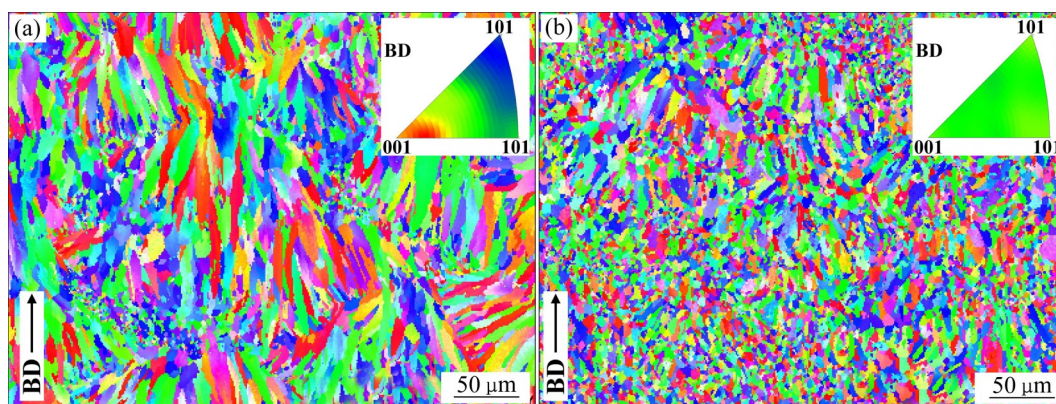


图 6 沿沉积方向的 EBSD 结果及反极图

Fig. 6 EBSD and inverse pole figures of as-fabricated samples along growth direction of additive manufacturing: (a) AlSi10Mg alloy; (b) AlSi10Mg-2024(TiC) alloy

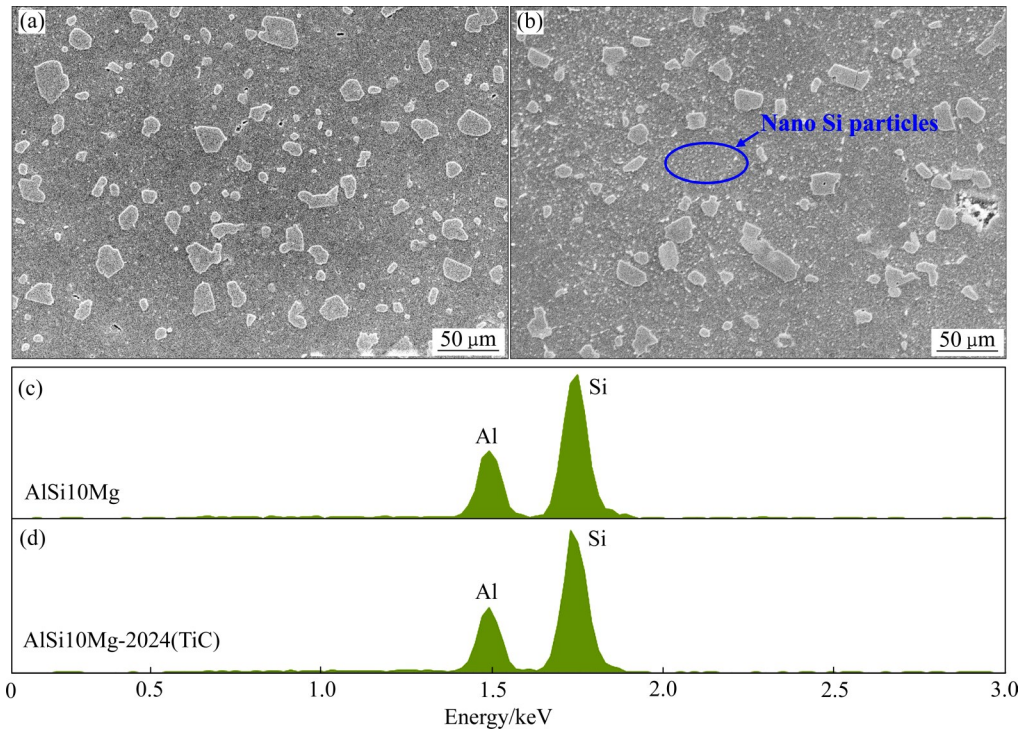


图 7 T6 热处理(520 °C 固溶 2 h, 190 °C 时效 10 h)后试样的显微组织和 EDS 结果

Fig. 7 Microstructures and EDS results of samples after T6 heat treatment (solution treatment at 520 °C for 2 h, followed by aging at 190 °C for 10 h): (a) AlSi10Mg alloy; (b) AlSi10Mg-2024(TiC) alloy; (c) EDS result of large particle of AlSi10Mg alloy; (d) EDS result of large particle of AlSi10Mg-2024(TiC) alloy

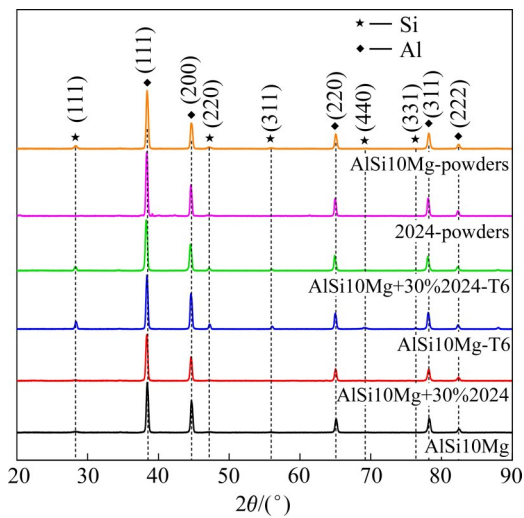


图 8 粉末、沉积态及经 T6 热处理后 AlSi10Mg 及 AlSi10Mg-2024(TiC)合金的 XRD 谱

Fig. 8 XRD patterns of AlSi10Mg and AlSi10Mg-2024(TiC) alloy powders, as-fabricated and T6-treated samples

122 HV 降低至 86 HV。这表明虽然仅添加了 30% 的 2024(TiC) 合金, 但仍能够对 AlSi10Mg-2024(TiC)合金起到较为明显的时效强化作用。

图 9(b)所示为两种合金沉积态和 T6 热处理后的拉伸应力-应变曲线。由图 9(b)可以看出, 两

种合金沉积态的力学性能差别不大, 加入 30% 2024(TiC)合金后, 抗拉强度由(435±5) MPa 增加到 (451±12) MPa, 屈服强度由(285±10) MPa 增加到 (300±21) MPa, 伸长率变化不显著, 均为 5%~6%。由图 6 可知, 由于 2024(TiC)合金中含有 1.5% TiC 纳米颗粒, 加入 30% 2024(TiC) 合金后可以显著细化沉积态合金的晶粒, 但是并没有显著提升其强度和塑性。

由图 9(b)还可以看出, T6 热处理后, 两种合金的抗拉强度降低, 但是伸长率升高。AlSi10Mg 合金的强度降低较为明显, 从 440 MPa 降低到了 260 MPa, 降低幅度为 180 MPa。AlSi10Mg-2024(TiC)合金的抗拉强度从 461 MPa 降低至 400 MPa, 降低幅度仅为 61 MPa。需要注意的是, 经 T6 热处理后, AlSi10Mg+30%2024(TiC)合金的屈服强度升高至 336 MPa。这主要因为 2024 合金在热处理过程中会析出 $\text{Al}_2\text{Cu}/\text{Al}_2\text{CuMg}(\theta'$ 和 S' 相)等第二相粒子^[14, 28], 可有效强化 Al 合金基体。

图 10 所示为沉积态和 T6 热处理后 AlSi10Mg 及 AlSi10Mg-2024(TiC)合金的拉伸断口形貌。由显微

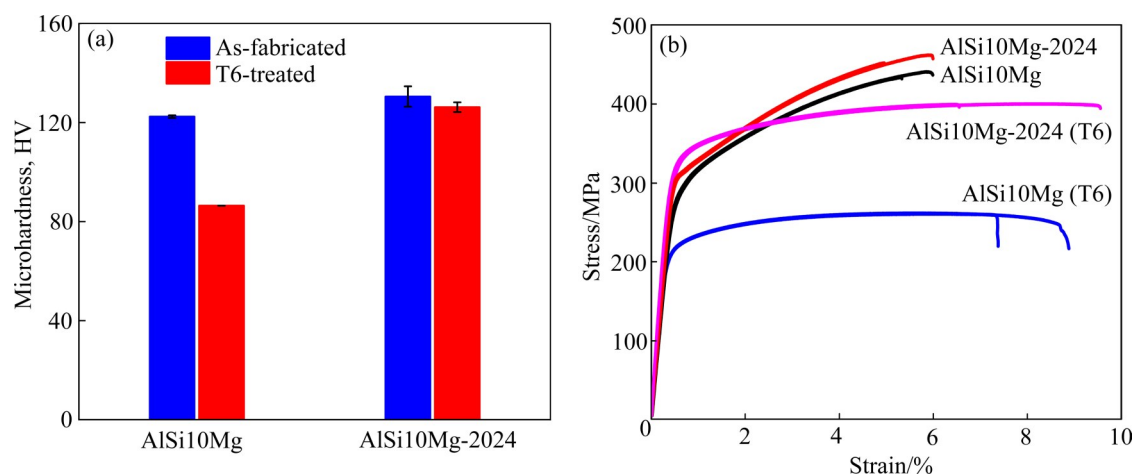


图9 沉积态和T6热处理后AlSi10Mg及AlSi10Mg-2024(TiC)合金的显微硬度及其拉伸应力-应变曲线

Fig. 9 Microhardness(a) and tension stress-strain curves(b) of AlSi10Mg and AlSi10Mg-2024(TiC) alloys both in as-fabricated condition and after T6 heat treatment

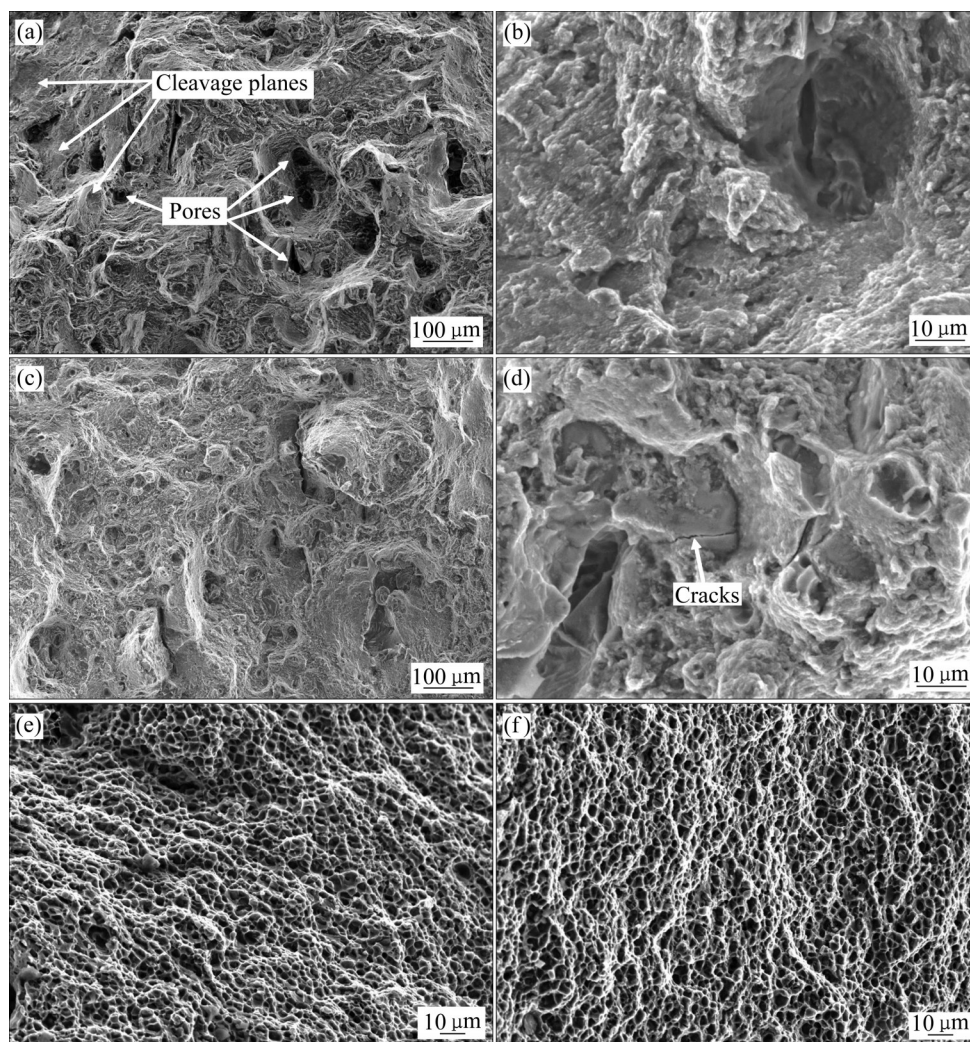


图10 沉积态和T6热处理后AlSi10Mg及AlSi10Mg-2024(TiC)合金的拉伸断口形貌

Fig. 10 Tensile fracture morphologies of AlSi10Mg and AlSi10Mg-2024(TiC) alloys both in as-fabricated condition and after T6 heat treatment: (a), (b) As-fabricated AlSi10Mg alloy; (c), (d) As-fabricated AlSi10Mg-2024(TiC) alloy; (e) AlSi10Mg alloy after T6 heat treatment; (f) AlSi10Mg-2024(TiC) alloy after T6 heat treatment

组织(见图5)表征可知,激光选区熔化Al-Si合金晶粒内部由细小的胞状组织组成。拉伸过程中强度较低的 $\alpha(\text{Al})$ 基体首先发生变形,并在基体/共晶界面处产生应力集中,当应力无法协调二者变形时,就会在界面处产生微裂纹。随着外加应力逐步提升,微裂纹逐渐长大扩展,并最终导致断裂^[29]。由图10(a)~(d)可以看出,沉积态AlSi10Mg和AlSi10Mg-2024(TiC)合金断口有大量解理面并构成解理台阶,为典型的脆性断裂,这也与其较低的伸长率相符(见图9(b))。另外,在试样断口处也观察到了较多的孔洞以及未融合等缺陷,试样内部缺陷也会成为裂纹源,诱导裂纹的产生,从而降低合金的力学性能^[30]。由图10(e)~(f)可以看出,经T6热处理后,AlSi10Mg及AlSi10Mg-2024(TiC)合金的断口形貌类似,断口主要由韧窝组成,表现为典型的韧性断裂,其韧窝的尺寸约为5 μm 。与沉积态断口形貌相比,经T6热处理后韧窝变大变深,塑性得到了显著提高。

综上所述,加入含有TiC纳米颗粒的2024(TiC)合金可以强化激光选区熔化AlSi10Mg合金,主要原因是细晶强化和析出强化。由图6可知,加入TiC改性的2024后,晶粒得到了显著细化,沿沉积方向生长的粗大柱状晶转变成细小等轴晶,并抑制了强织构的产生。根据Hall-Petch关系式可知^[31],晶粒尺寸越小,其屈服强度越高。然而,本实验并未观察到沉积态合金的塑性明显提升,可能是成形过程中产生的孔洞及未融合等缺陷割裂了基体,使材料在变形过程中断裂。添加2024(TiC)合金会引入Mg、Cu元素,在热处理过程中会析出 Al_2Cu / $\text{Al}_2\text{CuMg}(\theta'$ 和 S' 相)等第二相粒子,使得T6热处理后AlSi10Mg-2024(TiC)合金的强度显著高于未改性AlSi10Mg合金。此外,时效过程中析出的纳米Si颗粒也可起到一定强化作用。

3 结论

1) 添加30%(质量分数)的2024(TiC)合金粉末并未明显影响混合粉末的成形性能。2024合金由于含有较多的合金元素,在快速熔化/凝固过程中易产生热裂纹等缺陷。本工作中向AlSi10Mg中加入30%2024(TiC)合金,混合粉末仍保持良好的成形

性能。

2) 加入2024(TiC)合金(含1.5%TiC纳米颗粒)可以显著细化激光选区熔化组织。激光选区熔化过程中,2024(TiC)合金会释放大量的TiC纳米颗粒,可作为异质形核点促进Al形核,抑制粗大柱状晶的生长,进而形成细小等轴晶组织,同时也显著弱化了 $\langle 100 \rangle // \text{BD}$ (Build Direction,生长方向)丝织构的形成。

3) 在AlSi10Mg加入30%2024(TiC)合金,可以引入Cu等合金元素,使AlSi10Mg-2024(TiC)合金在热处理过程中保持较高的强度和塑性。经过T6热处理后AlSi10Mg合金的强度降低至260 MPa,而AlSi10Mg-2024(TiC)合金的抗拉强度保持了较高水平,为400 MPa。

REFERENCES

- [1] 王悦,王继杰,张昊,等. 热处理对激光选区熔化AlSi10Mg合金显微组织及力学性能的影响[J]. 金属学报, 2021, 57(5): 613-622.
WANG Yue, WANG Ji-jie, ZHANG Hao, et al. Effects of heat treatments on microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(5): 613-622.
- [2] 骆冬智,孙智富. 铝合金增材制造技术在军工领域的研究进展[J]. 兵器装备工程学报, 2019, 40(8): 212-218.
LUO Dong-zhi, SUN Zhi-fu. Recent developments on researches of military usage Al alloys via additive manufacturing[J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2019, 40(8): 212-218.
- [3] 陈伟,陈玉华,毛育青. 铝合金增材制造技术研究进展[J]. 精密成形工程, 2017, 9(5): 214-219.
CHEN Wei, CHEN Yu-hua, MAO Yu-qing. Research progress in additive manufacturing technology of aluminum alloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2017, 9(5): 214-219.
- [4] ABOULKHAIR N T, SIMONELLI M, PARRY L, et al. 3D printing of aluminum alloys: Additive manufacturing of aluminum alloys using selective laser melting[J]. Progress in Materials Science, 2019, 106: 100578.
- [5] KOTADIA H R, GIBBONS G, DAS A, et al. A review of laser powder bed fusion additive manufacturing of aluminium alloys: Microstructure and properties[J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102155.
- [6] OLAKANMI E O, COCHRANE R F, DALGARNO K W. A

- review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 74: 401–477.
- [7] LI X P, JI G, CHEN Z, et al. Selective laser melting of nano-TiB₂ decorated AlSi10Mg alloy with high fracture strength and ductility[J]. *Acta Materialia*, 2017, 129: 183–193.
- [8] GAO C, WU W, SHI J, et al. Simultaneous enhancement of strength, ductility, and hardness of TiN/AlSi10Mg nanocomposites via selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 34: 101378.
- [9] 蔡志勇, 刘海江, 王日初, 等. 激光选区熔化铝合金及其复合材料的进展[J]. *中国有色金属学报*, 2022, 32(1): 50–65.
- CAI Zhi-yong, LIU Hai-jiang, WANG Ri-chu, et al. Progress in aluminum alloys and composites fabricated by selective laser melting[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2022, 32(1): 50–65.
- [10] TAN Q, YIN Y, FAN Z, et al. Uncovering the roles of LaB₆-nanoparticle inoculant in the AlSi10Mg alloy fabricated via selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 800: 140365.
- [11] MARTIN J H, YAHATA B, MAYER J, et al. Grain refinement mechanisms in additively manufactured nano-functionalized aluminum[J]. *Acta Materialia*, 2020, 200: 1022–1037.
- [12] LI R, WANG M, LI Z, et al. Developing a high-strength Al-Mg-Si-Sc-Zr alloy for selective laser melting: Crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms[J]. *Acta Materialia*, 2020, 193: 83–98.
- [13] LI G, BRODU E, SOETE J, et al. Exploiting the rapid solidification potential of laser powder bed fusion in high strength and crack-free Al-Cu-Mg-Mn-Zr alloys[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 47: 102210.
- [14] TAN Q, ZHANG J, SUN Q, et al. Inoculation treatment of an additively manufactured 2024 aluminium alloy with titanium nanoparticles[J]. *Acta Materialia*, 2020, 196: 1–16.
- [15] OPPRECHT M, GARANDET J P, ROUX G, et al. A solution to the hot cracking problem for aluminium alloys manufactured by laser beam melting[J]. *Acta Materialia*, 2020, 197: 40–53.
- [16] GLERUM J A, KENEL C, SUN T, et al. Synthesis of precipitation-strengthened Al-Sc, Al-Zr and Al-Sc-Zr alloys via selective laser melting of elemental powder blends[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 36: 101461.
- [17] ZHOU L, PAN H, HYER H, et al. Microstructure and tensile property of a novel AlZnMgScZr alloy additively manufactured by gas atomization and laser powder bed fusion[J]. *Scripta Materialia*, 2019, 158: 24–28.
- [18] ZHOU L, HYER H, PARK S, et al. Microstructure and mechanical properties of Zr-modified aluminum alloy 5083 manufactured by laser powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 28: 485–496.
- [19] ZHANG H, GU D, YANG J, et al. Selective laser melting of rare earth element Sc modified aluminum alloy: Thermodynamics of precipitation behavior and its influence on mechanical properties[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 23: 1–12.
- [20] YANG K, SHI Y, PALM F, et al. Columnar to equiaxed transition in Al-Mg(-Sc)-Zr alloys produced by selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 145: 113–117.
- [21] 王凯冬, 刘允中, 程文, 等. 激光选区熔化成形含锆 Al-Cu-Mg 合金的显微组织与力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(8): 2069–2080.
- WANG Kai-dong, LIU Yun-zhong, CHENG Wen, et al. Microstructures and mechanical properties of Zr modified Al-Cu-Mg alloy processed by selective laser melting[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(8): 2069–2080.
- [22] SPIERINGS A B, DAWSON K, DUMITRASCHKEWITZ P, et al. Microstructure characterization of SLM-processed Al-Mg-Sc-Zr alloy in the heat treated and HIPed condition[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 20: 173–181.
- [23] WANG P, GAMMER C, BRENNE F, et al. Microstructure and mechanical properties of a heat-treatable Al-3.5Cu-1.5Mg-1Si alloy produced by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 711: 562–570.
- [24] MONTERO-SISTIAGA M L, MERTENS R, VRANCKEN B, et al. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 238: 437–445.
- [25] GAO T, ZHANG S, LIU G, et al. A high strength AlSi10Mg alloy fabricated by laser powder bed fusion with addition of Al-Ti-C-B master alloy powders[J]. *Materialia*, 2021, 16: 101103.
- [26] 马如龙, 彭超群, 王日初, 等. 选区激光熔化铝合金的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(12): 2773–2788.
- MA Ru-long, PENG Chao-qun, WANG Ri-chu, et al. Progress in selective laser melted aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(12): 2773–2788.
- [27] 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.
- [28] CHENG S, ZHAO Y H, ZHU Y T, et al. Optimizing the strength and ductility of fine structured 2024 Al alloy by nano-precipitation[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(17): 5822–5832.
- [29] 周 凯, 谢德巧, 吕 非, 等. 激光选区熔化成形 Al-Si 系合金的改性工艺研究现状[J]. *电加工与模具*, 2020(6): 60–69.
ZHOU Kai, XIE De-qiao, LÜ Fei, et al. Current status of research on modification process of Al-Si series alloys shaped by selective laser melting[J]. *Electromachining & Mould*, 2020(6): 60–69.
- [30] GLODEŽ S, KLEMENC J, ZUPANIČ F, et al. High-cycle fatigue and fracture behaviours of SLM AlSi10Mg alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(10): 2577–2589.
- [31] WANG Y, WANG Y T, LI R D, et al. Hall-Petch relationship in selective laser melting additively manufactured metals: Using grain or cell size? [J]. *Journal of Central South University*, 2021, 28(4): 1043–1057.

Selective laser melting of 2024-modified AlSi10Mg alloy

JIA Zeng-qing^{1,2}, GAO Tong^{1,2}, WANG Gui-long^{1,2}, LIU Xiang-fa^{1,2}, ZHAO Guo-qun^{1,2}, WANG Xie-bin^{1,2}

(1. Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials (Ministry of Education), Shandong University, Jinan 250061, China;
2. School of Materials Science and Engineering, Shandong University, Jinan 250061, China)

Abstract: In this work, 2024 alloy powders with 1.5% (mass fraction) TiC nanoparticles were produced first. The special 2024(TiC) alloy powders were added into the widely used AlSi10Mg powders through mechanical mixing. Selective laser melting technique was used to fabricate the samples. The microstructure and mechanical properties of the as-fabricated samples and the samples after T6 heat treatment (solution treated at 520 °C for 2 h, aging at 190 °C for 10 h) were studied. The results show that the TiC nanoparticles could act as the heterogeneous nucleation site of Al grains, leading to the suppression of coarse columnar grains. As a result, the microstructure could be refined remarkably. Moreover, the strong $\langle 100 \rangle$ //BD (Build direction) fiber texture is suppressed largely. After T6 heat treatment, the strength of AlSi10Mg alloy drops to 260 MPa, while the strength of 2024(TiC) modified alloy, i.e. AlSi10Mg-2024(TiC) alloy, maintains at a high level of around 400 MPa. This is because the addition of 2024 alloy will introduce Cu element, which promotes the formation of second-phase particles during subsequent aging treatment, and thus strengthening the aluminum matrix. Moreover, the precipitation of nanoscale Si particles may also help to strengthen the T6-treated AlSi10Mg-2024(TiC) alloy.

Key words: selective laser melting; additive manufacturing; aluminum alloy; AlSi10Mg; 2024 alloy

Foundation item: Project(51905310) supported by the National Nature Science Foundation of China; Projects (ZR2020YQ39, ZR2020ZD05) supported by the Nature Science Foundation of Shandong Province, China; Project(2019GGX104065) supported by the Key Research and Development Program of Shandong Province, China

Received date: 2021-12-06; **Accepted date:** 2022-01-19

Corresponding author: WANG Xie-bin; Tel: +86-531-88392621; E-mail: xiebin.wang@email.sdu.edu.cn

(编辑 何学锋)