

激光选区熔化成形原位自生 TiB₂/Al-Si 复合材料的 微观组织和力学性能

章敏立, 吴一*, 廉清, 张阳, 李险峰, 王浩伟

(上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200240)

摘要: 利用激光选区熔化(SLM)技术制备了原位自生 TiB₂ 纳米陶瓷颗粒增强 Al-Si 基复合材料, 并对成形后的 TiB₂/Al-Si 复合材料进行不同的热处理。通过 XRD 物相分析、SEM 微观组织观察、电子背散射衍射(EBSD)、EDS 元素扫描分析和力学拉伸试验等对 TiB₂/Al-Si 复合材料的微观组织进行观察和力学性能测试。研究表明, 在原位自生 TiB₂ 纳米陶瓷颗粒和 SLM 快速凝固特性的共同作用下, SLM 成形的原位自生 TiB₂/Al-Si 复合材料具有超细晶结构, 平均晶粒尺寸为 1.1 μm; TiB₂/Al-Si 复合材料的力学性能优异, 屈服强度为 262 MPa, 抗拉强度为 435 MPa, 延伸率为 11.88%。对比经不同热处理的 TiB₂/Al-Si 复合材料, 直接时效处理(150℃/12 h)的 TiB₂/Al-Si 复合材料性能最优, 抗拉强度达到 488 MPa, 提高了 53 MPa, 延伸率降低至 7.2%。

关键词: 激光选区熔化(SLM); 原位自生 TiB₂; Al-Si; 复合材料; 热处理; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TB331 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2018)11-3114-08

Microstructures and mechanical properties of in-situ TiB₂/Al-Si composite fabricated by selective laser melting

ZHANG Minli, WU Yi*, LIAN Qing, ZHANG Yang, LI Xianfeng, WANG Haowei

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: TiB₂/Al-Si composite samples were produced by selective laser melting (SLM), following by different heat treatments. The microstructures and mechanical properties of in-situ TiB₂/Al-Si composites before and after different heat treatments were analyzed by XRD, SEM, electron back-scattered diffraction (EBSD), EDS and tensile tests. The results indicate that the as-prepared SLM TiB₂/Al-Si composites have ultra-fine microstructures and high mechanical properties due to the high cooling rate of SLM and the existence of nano TiB₂ particles. The average grain size is 1.1 μm, and TiB₂/Al-Si composites show high yield strength of 262 MPa, high tensile strength of 435 MPa and excellent elongation of 11.88%. For the TiB₂/Al-Si composites after different heat treatments, the mechanical properties reach its best after the direct artificial aging (150℃/12 h). The tensile strength of the TiB₂/Al-Si composites reaches 488 MPa which increases by 53 MPa, and the elongation decreases to 7.2%.

Keywords: selective laser melting (SLM); in-situ TiB₂; Al-Si; composites; heat treatment; microstructure; mechanical properties

近年来, 激光增材制造技术飞速发展, 其成形原理是利用计算机将零件的三维模型(CAD)分层剖分, 采用高功率密度的激光束逐点、逐线、逐面

地增加材料, 从而形成三维复杂结构零件^[1-2]。目前金属激光增材制造技术主要有激光选择性烧结(SLS)、激光立体成形(LSF)和激光选区熔化

收稿日期: 2017-11-02; 录用日期: 2017-12-18; 网络出版时间: 2018-01-24 15:42

网络出版地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180123.001>

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100100)

通讯作者: 吴一, 博士, 讲师, 研究方向为金属基复合材料、功能复合材料、增材制造 E-mail: eagle51@sjtu.edu.cn

引用格式: 章敏立, 吴一, 廉清, 等. 激光选区熔化成形原位自生 TiB₂/Al-Si 复合材料的微观组织和力学性能[J]. 复合材料学报, 2018, 35(11): 3114-3121.

ZHANG Minli, WU Yi, LIAN Qing, et al. Microstructures and mechanical properties of in-situ TiB₂/Al-Si composite fabricated by selective laser melting[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(11): 3114-3121 (in Chinese).

(SLM)。SLM 技术为研究热点, 该方法可直接熔化金属粉末, 制造的零件致密度接近 100%, 且具有较高尺寸精度和较好表面粗糙度^[3]。此外, SLM 成形过程冷却速度极快, 达到 $10^3 \sim 10^5$ °C/s, 因此成形材料晶粒细小、力学性能优良^[4-6]。基于以上特点, SLM 技术弥补了传统制备工艺的不足, 可为航空航天、国防军工等领域中结构复杂和精度要求高的关键零件提供优质的力学性能保证。

铝合金具有密度低、比强度高、导电、导热、耐腐蚀性好等优点, 但由于铝材激光吸收率低(小于 9%)、热导率大(217.7 W/(m·K))、易氧化等特性使其 SLM 成形的零件易存在氧化物夹杂、孔洞等缺陷^[7-9]。国内外对于铝合金 SLM 研究多集中于 Al-Si 合金^[10-12], 少量研究涉及 Al-Cu 合金^[13-14], 针对复合材料 SLM 的研究鲜有报道。目前的研究表明, SLM Al-Si 系合金抗拉强度可达 360 MPa 以上, 但由于存在氧化物夹杂、孔洞等缺陷, 影响了材料的塑性, 延伸率仅为 5% 左右, 远低于锻件水平, 阻碍其在工业领域的应用^[15-17]。

铝合金中原位自生第二相增强体(如纳米陶瓷 TiB₂ 颗粒)有助于其 SLM 成形。因为 TiB₂ 的激光吸收率约为 80%, 且热导率低, 仅为 25 W/(m·K)^[18], 所以可大大提高材料的激光吸收率^[4]。同时可改善材料成形过程中的热量分布, 优化材料的组织结构, 从而提高材料的力学性能。将性能优异的原位自生 TiB₂ 颗粒增强 Al 基复合材料与先进的激光增材制造技术相结合, 对于推动航空航天事业的发展具有重大意义。

本研究通过 SLM 技术制备了原位自生 TiB₂ 纳米陶瓷颗粒增强 Al-7Si-0.5Mg-Cu 基复合材料, 并对成形后的 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料进行了不同的热处理, 在此基础上对 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料的微观组织演变、力学性能变化和热处理工艺进行了研究分析。

1 实验材料及方法

Al-Si 合金铸造性能良好, 适合 SLM 的研究。本研究采用混合盐法制备铸态的原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料, 其中 TiB₂ 颗粒的质量分数为 2.5wt%, 实验材料为高纯度 K₂TiF₆、KBF₄、Al-50Cu、工业纯 Al、工业纯 Mg 等。制备所得铸态原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材

料经由 N₂ 保护的真空雾化技术转化为 SLM 用粉末, 筛选粉体粒径分布为 15~53 μm 的粉体。粉体的化学成分由电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP)分析测得, 结果如表 1 所示。

表 1 原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料粉末化学成分(质量分数, wt%)

Table 1 Chemical composition of in-situ TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu composite powder (mass fraction, wt%)

Element	Mg	Cu	Ti	B	Si	Al
SLM powder	0.44	0.76	1.71	0.77	6.94	Bal.

Note: SLM—Selective laser melting.

采用德国 EOS 公司生产的 M290 金属选择性激光熔化 3D 打印机, 在 Ar 保护下进行打印。激光功率为 300 W, 扫描速度为 1 000 mm/s, 熔道间距为 0.19 mm, 层厚为 30 μm。打印成形的 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料样品如图 1 所示。对打印成形的拉伸片和块体进行不同的热处理, 分别是 T6 热处理(固溶 450°C/2 h+淬火+人工时效 180°C/12 h)和直接人工时效处理(150°C/12 h)。

采用配有电子背散射衍射(EBSD)和 EDS 元素扫描分析的 SEM(Tescan, FERA3 XMU/XMH)对材料的微观组织进行表征。SEM 所需样品的制备过程: 经由 400、800、1200、2500 号砂纸及 5 μm、1.5 μm、0.5 μm 抛光液研磨抛光后, 用 Keller 试剂(1vol% HF+1.5vol% HCl+2.5vol% HNO₃+95vol% H₂O)腐蚀若干秒。室温拉伸试样尺寸如图 2 所示, 由 SLM 直接打印成形, 使用的室温拉伸仪器为 Zwick/Roell Z100 100 kN 万能试验机, 由应变模式控制, 速率为 1×10^{-4} s⁻¹。

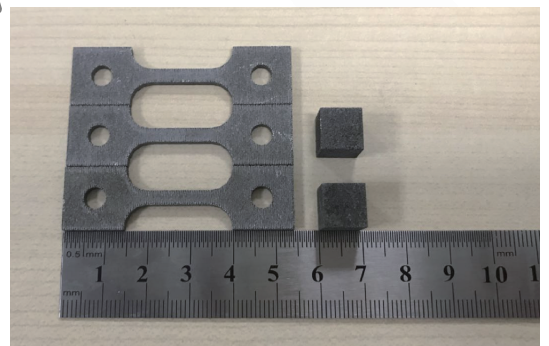


图 1 激光选区熔化(SLM)成形原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料试样

Fig. 1 Specimens of in-situ TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu composite fabricated by SLM

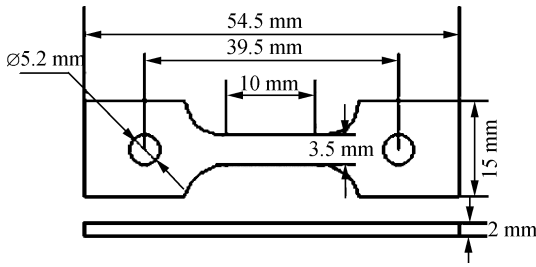


图2 片状室温拉伸试样尺寸

Fig. 2 Size of room temperature tensile test specimens

2 结果与讨论

2.1 SLM成形原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 微观组织及力学性能

2.1.1 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 物相

图3为原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料铸态、粉末和 SLM 成形样品的 XRD 图谱。可知,铸态复合材料中 TiB₂ 相和 Si 相的峰明显强于粉末和 SLM 试样,说明铸态材料中 TiB₂ 和 Si 发生团聚,而 SLM 成形的复合材料中 TiB₂ 和 Si 相呈现新的存在形式,弥散地分布在基体中。

2.1.2 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 微观组织

图4为铸态和 SLM 成形原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料微观组织形貌及 Ti、Si 元素分布。可以看出,铸态的 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料中 TiB₂ 颗粒与 Si 元素的团聚现象十分明显,出现大于 20 μm 的大块团聚;而 SLM 成形的 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料中, Si 元素未出

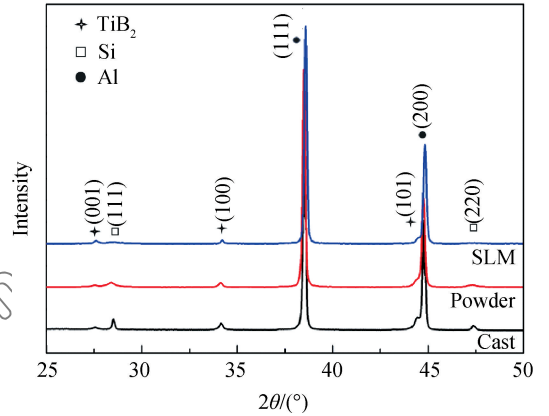


图3 原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料 (铸态、粉末、SLM)XRD 图谱

Fig. 3 XRD patterns of in-situ TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu composite (Cast, powder, SLM)

现聚集现象,也未以粒状或针状的形式出现在 Al 基体上,而是呈现细小的网格状均匀分布(如图4(b)所示),TiB₂ 颗粒宏观上也弥散地分布在基体中,只存在少量团簇。Si 元素的分布状态反映出在 SLM 快速凝固的作用下,合金元素在基体中分布均匀,呈现出过饱和状态。同时 TiB₂ 增强相与 Al 基体存在良好的共格关系^[19],颗粒与基体界面干净^[20],而且增强相的尺寸为纳米级,对其弥散均匀分布起到很好的弥散强化作用,有助于提高 TiB₂/Al-Si 复合材料的力学性能。

2.1.3 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 晶粒尺寸

图5(a)是高倍下 SLM 原位自生 TiB₂/Al-7Si-

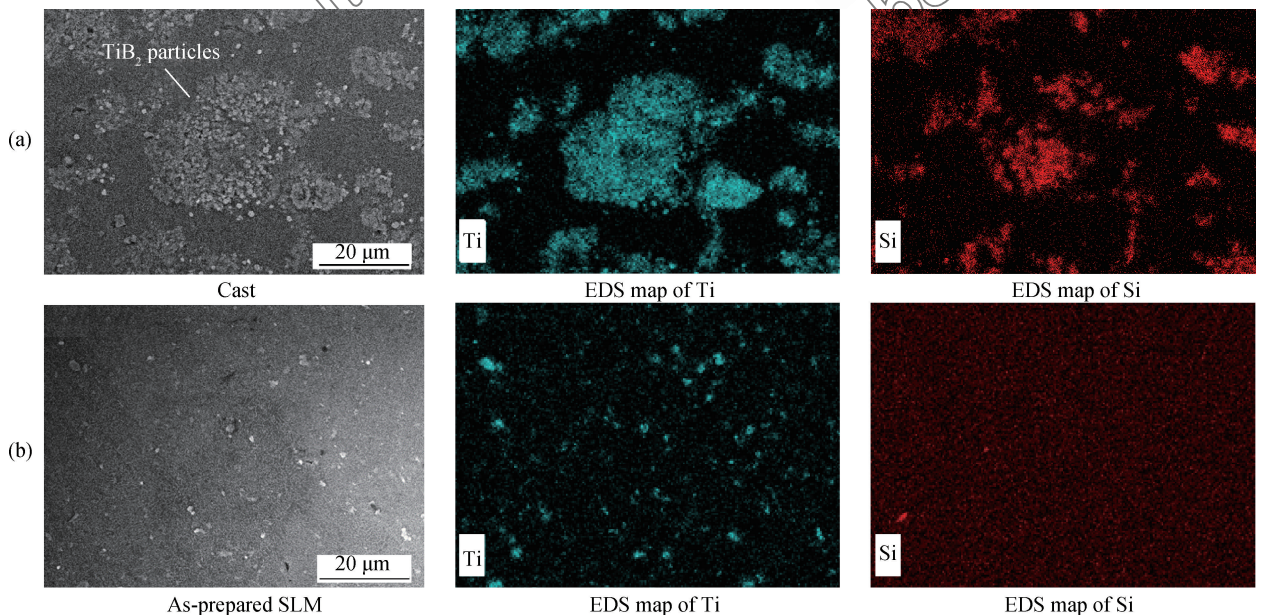


图4 原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料微观组织形貌及 EDS 元素扫描分析(铸态、SLM)

Fig. 4 Microstructure and EDS map of in-situ TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu composite (Cast, SLM)

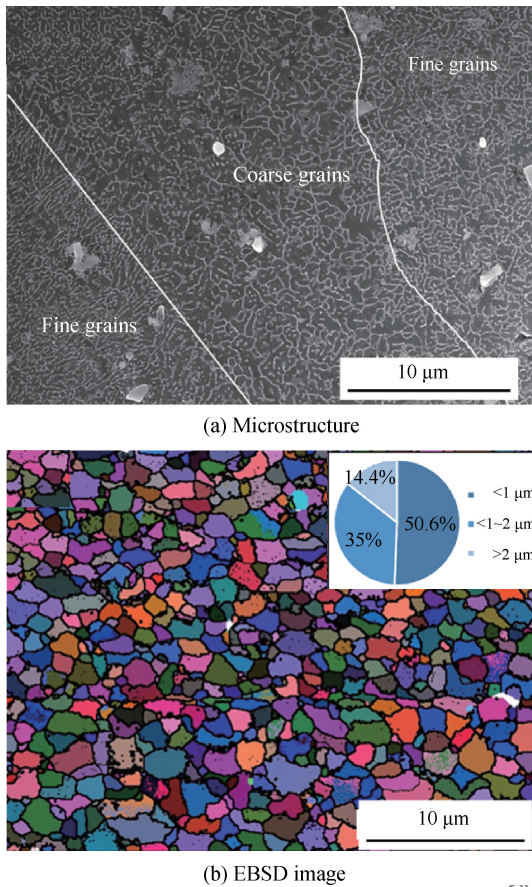


图 5 SLM 成形的原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料的微观组织

Fig. 5 Microstructures of in-situ TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu composite fabricated by SLM

0.5Mg-Cu 复合材料的微观组织。可以看出, TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料微观组织出现明显的粗晶区和细晶区, 且交替出现。粗晶区、细晶区的出现与该区域的凝固过程有关, 激光束扫过铺粉区, 粉末熔化形成熔池, 由于凝固过程时间短、速度快, 从而形成细小的等轴晶, 在熔道交叠的区域, 激光重复扫过, 热量积累, 使晶粒进一步长大, 形成粗晶区。

图 5(b) 是 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料晶粒尺寸的 EBSD 图像。经 Channel 5 软件处理统计, 图中不同的颜色代表该像素点在欧拉空间的取向, 黑色线条代表取向差大于 15° 的大角度晶界, 即通常所认为的晶界。从统计结果可知, 晶粒为细小的等轴晶, 平均晶粒尺寸为 1.1 μm, 且有 50.6% 的晶粒为超细晶(晶粒尺寸小于 1 μm 的晶粒)。与铸态 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料平均晶粒尺寸 20 μm 相比, SLM 成形的 TiB₂/Al-7Si-

0.5Mg-Cu 复合材料晶粒细化更显著。这是由于 SLM 的冷却速度远高于铸态, 冷却速度越大, 临界形核半径越小, 形核几率越大, 形核数量也就越多, 从而形成细小的等轴晶。此外, TiB₂ 颗粒在成形过程中起钉扎作用, 削弱热量积累对晶粒长大造成的影响, 起到细化晶粒的效果。

2.1.4 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 力学性能

表 2 为铸态和 SLM 成形原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料的室温拉伸力学性能。可以看出, SLM 成形的 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料各项力学性能指标均优于铸态。铸造样品的抗拉强度为 279 MPa, 而 SLM 成形样品的抗拉强度达到 435 MPa, 屈服强度为 262 MPa, 且其延伸率可达 11.88%, 远高于铸态的 4.20%。SLM 成形材料优异的力学性能与细晶强化、弥散强化和固溶强化机制有关。

表 2 铸态和 SLM 成形原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料的力学性能

Table 2 Mechanical properties of in-situ TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu composite fabricated by cast and SLM

State	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	A /%
Cast	224	279	4.20
As-prepared SLM	262	435	11.88

Notes: $R_{p0.2}$ —Yield strength; R_m —Tensile strength; A —Elongation.

2.2 SLM 成形原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料热处理工艺

2.2.1 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 物相

图 6 为不同热处理状态下的 SLM 成形原位自

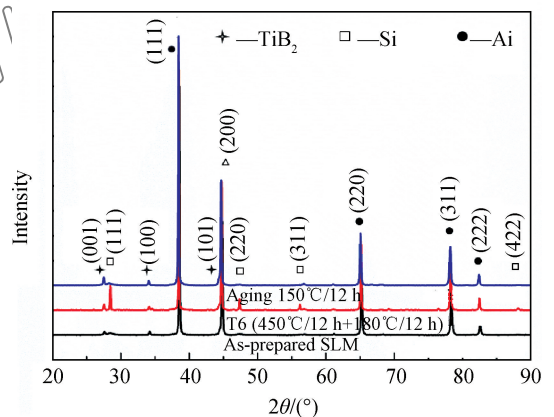


图 6 原位自生 TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料不同热处理的 XRD 图谱

Fig. 6 XRD patterns of in-situ TiB₂/Al-7Si-0.5Mg-Cu composite after different heat treatments

生 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料的 XRD 图谱。可知, 原始态和不同热处理态的 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料中主要存在基体相 Al、Si 和颗粒增强相 TiB_2 , 没有检测到其他合金元素相 (Al_2Cu 相或 Mg_2Si 相), 这与材料中 Mg、Cu 元素含量较少有关。T6 热处理样品中 Si 相的峰明显强于其他两种状态, 说明 SLM 成形后样品中的合金元素已经“固溶”在基体中, 处于过饱和状态; 再进一步对样品进行 T6 热处理, 材料中 Si 元素在高温下聚集析出, 因此 Si 相的峰较强; 而直接人工时效的样品, 因热处理温度较低, 原子扩散速度较慢, Si 元素并未从基体中大量聚集析出, 因此与原始态物相无明显差异。

2.2.2 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 微观组织

图 7 是 SLM 成形原位自生 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料进行不同热处理后的微观组织形貌。可知, 原始态的复合材料组织结构均匀, Si 元素呈现网格状分布, 经过 $450^\circ\text{C}/2\text{ h}$ 的固溶热处理后(如图 7(b)所示), Si 元素的网状分布消失, 有黑色块状组织从基体中析出, 经过 EDS 元素扫描分析确定为 Si 相。图 7(c)是将固溶处理后的

$\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料进行 $180^\circ\text{C}/12\text{ h}$ 人工时效处理后的微观组织, 基体中出现细小的白色析出相, 可能为常见的 Al-Si-Mg 合金的 Mg_2Si 强化相^[21-22]。图 7(d)为将 SLM 后成形的 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料直接进行 $150^\circ\text{C}/12\text{ h}$ 人工时效处理后的微观形貌组织。可以看出, Si 元素原有的网格状分布消失, 但并未出现大量块状 Si 相析出, 而是出现大量白色细小相析出。

图 8 为直接时效处理($150^\circ\text{C}/12\text{ h}$)后的 SLM 成形原位自生 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料晶粒尺寸的 EBSD 图像。可知, 平均晶粒尺寸为 $1.03\ \mu\text{m}$, 在该热处理工艺下时效晶粒尺寸并无变化。

2.2.3 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 力学性能

图 9 是 SLM 成形原位自生 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料经过两种不同热处理及原始状态下的拉伸曲线, 并列出了拉伸强度和延伸率数值。可知, SLM 成形的 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料具有良好力学性能, 屈服强度为 $262\ \text{MPa}$, 抗拉强度为 $435\ \text{MPa}$, 延伸率为 11.88% 。经过 T6 热处理后复合材料的塑性虽明显提高, 但强度大幅

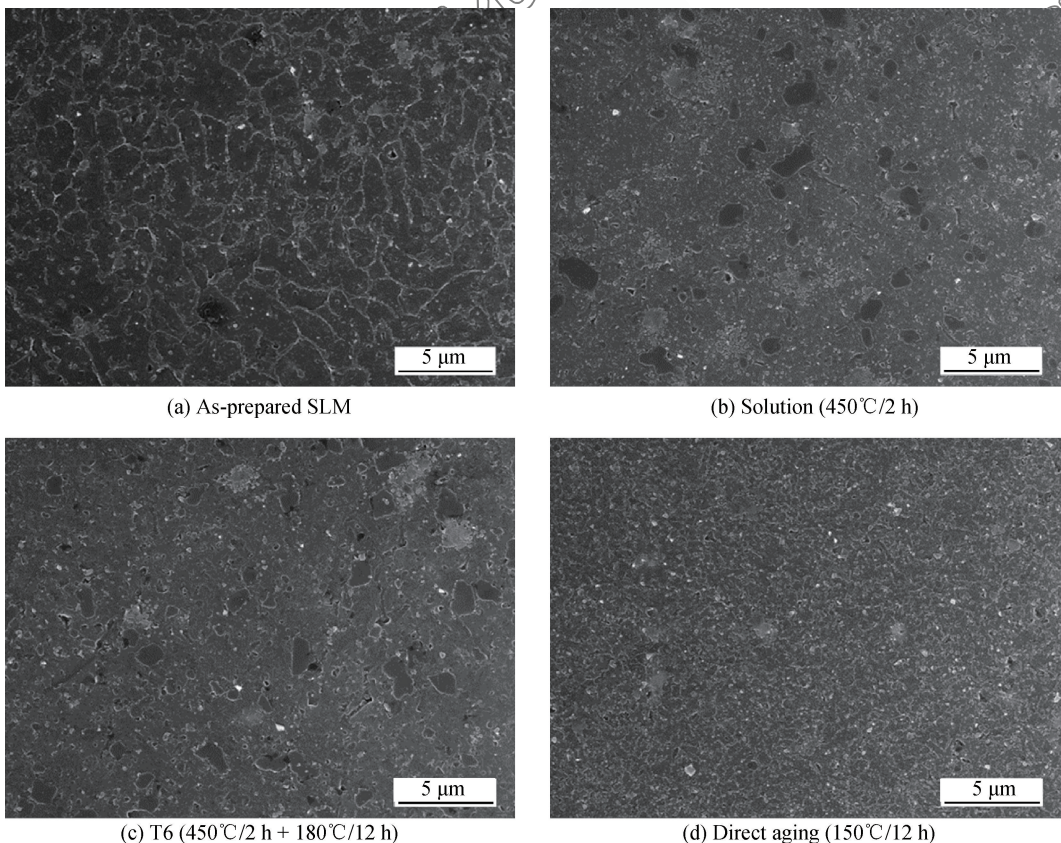


图 7 SLM 成形的原位自生 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料

Fig. 7 Microstructure of in-situ $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ composite (SLM)

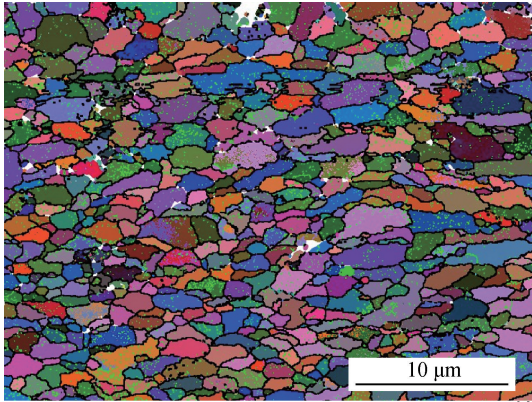
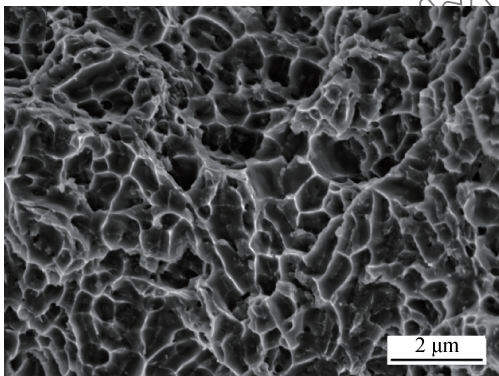


图 8 直接时效处理(150°C/12 h)后 SLM 成形原位自生 $TiB_2/Al-7Si-0.5Mg-Cu$ 复合材料 EBSD 图像

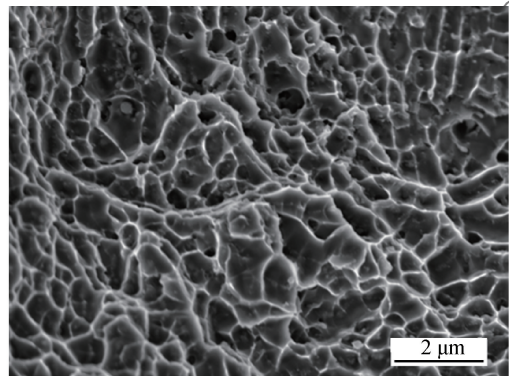
Fig. 8 EBSD image of in-situ $TiB_2/Al-7Si-0.5Mg-Cu$ composite fabricated by SLM after direct artificial-aging treatment(150°C/12 h)

下降, 抗拉强度仅为原始状态的 58%。而只进行时效处理的 $TiB_2/Al-7Si-0.5Mg-Cu$ 复合材料, 伴随着细小白色析出相的出现, 复合材料强度进一步提高, 塑性略有下降, 抗拉强度从 435 MPa 提高到 488 MPa, 延伸率降低至 7.20%。

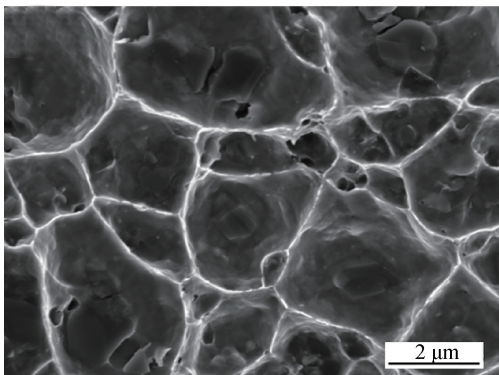
图 10(a)和图 10(b)分别是原始态和直接人工时效后的断口形貌图像。可知, 热处理前后的断口



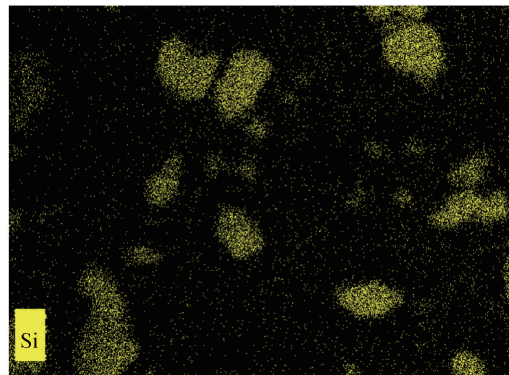
(a) As-prepared SLM



(b) Direct aging (150°C/12 h)



(c) T6 (450°C/2 h + 180°C/12 h)



(d) EDS map of Si after T6

图 10 不同热处理状态下的原位自生 $TiB_2/Al-7Si-0.5Mg-Cu$ 复合材料断口形貌

Fig. 10 Fracture appearance of in-situ $TiB_2/Al-7Si-0.5Mg-Cu$ composite with different heat treatments

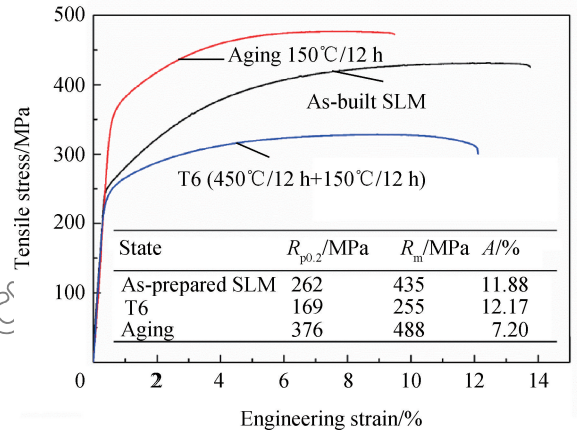


图 9 不同热处理状态下的激光选区熔化成形原位自生 $TiB_2/Al-7Si-0.5Mg-Cu$ 复合材料拉伸曲线

Fig. 9 Mechanical properties of $TiB_2/Al-7Si-0.5Mg-Cu$ composite fabricated by SLM with different heat treatments

组织基本没有变化, 韧窝呈现等轴状; 而经过 T6 热处理的 $TiB_2/Al-7Si-0.5Mg-Cu$ 复合材料(如图 10(c)所示)韧窝明显变得粗大, 且韧窝断口底部出现块状 Si 相, 是引发材料断裂的主要原因。

以上结果表明, 传统的热处理方式, 尤其固溶处理和

T6 热处理不利于提高 SLM 成形的复合材料力学性能, 处于过饱和状态的合金元素受高温作用的聚集析出是力学性能下降的主要原因。人工时效处理后的复合材料在第二相物质析出的作用下, 具有更高的机械强度, 延伸率也可达到 7.20%, 具有较高的工业应用价值。

3 结论

研究了铸态和激光选区熔化 (SLM) 成形原位自生 TiB_2 纳米陶瓷颗粒增强 Al-7Si-0.5Mg-Cu 复合材料微观组织和力学性能的变化, 并对 SLM 成形的 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料进行了热处理。

(1) SLM 的凝固速度极快, 同时原位自生 TiB_2 颗粒在成形过程中起钉扎作用, 使成形的 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料具有超细晶结构, 平均晶粒尺寸为 $1.1\ \mu\text{m}$ 。

(2) SLM 成形原位自生 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料具有与铸态时截然不同的微观结构, Si 呈现网格状分布, 且 TiB_2 颗粒弥散的分布在基体中, 各合金元素在基体中的溶解度远高于平衡凝固中的极限固溶度, 达到过饱和状态。

(3) 传统 T6 热处理 (固溶 $450^\circ\text{C}/2\ \text{h}$ + 淬火 + 人工时效 $180^\circ\text{C}/12\ \text{h}$) 使 SLM 成形的原位自生 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料中 Si 大量析出, 以大块状存在基体中, 对材料的力学性能造成不利影响。

(4) 经过直接人工时效 ($150^\circ\text{C}/12\ \text{h}$) 后, SLM 成形原位自生 $\text{TiB}_2/\text{Al-7Si-0.5Mg-Cu}$ 复合材料中有第二相物质析出, 在基体中弥散分布形成析出强化, 进一步提高了材料的强度, 延伸率略有下降。

参考文献:

[1] 黄卫东. 材料 3D 打印技术的研究进展[J]. 新型工业化, 2016, 6(3): 53-70.
HUANG W D. Research progress of material 3D printing technology[J]. The Journal of New Industrialization, 2016, 6(3): 53-70 (in Chinese).

[2] 张虎, 聂小佳, 朱海红, 等. 激光选区熔化成形高强 Al-Cu-Mg 合金研究[J]. 中国激光, 2016(5): 78-84.
ZHANG H, NIE X J, ZHU H H, et al. Study on high strength Al-Cu-Mg alloy fabricated by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016(5): 78-84 (in Chinese).

[3] 郑增, 王联凤, 严彪. 3D 打印金属材料研究进展[J]. 上海有色金属, 2016, 37(1): 57-60.
ZHENG Z, WANG L F, YAN B. Research progress of metal materials for 3D printing[J]. Shanghai Nonferrous Metals, 2016, 37(1): 57-60 (in Chinese).

[4] LI X P, JI G, CHEN Z, et al. Selective laser melting of nano- TiB_2 , decorated AlSi10Mg alloy with high fracture strength and ductility[J]. Acta Materialia, 2017, 129: 183-193.

[5] LI X P, WANG X J, SAUNDERS M, et al. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al-12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility[J]. Acta Materialia, 2015, 95: 74-82.

[6] 韩远飞, 孙相龙, 邱培坤, 等. 颗粒增强钛基复合材料先进加工技术研究与发展[J]. 复合材料学报, 2017, 34(8): 1625-1635.
HAN Y F, SUN X L, QIU P K, et al. Research and development of processing technology on particulate reinforced titanium matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(8): 1625-1635 (in Chinese).

[7] 董鹏, 李忠华, 严振宇, 等. 铝合金激光选区熔化成形技术研究现状[J]. 应用激光, 2015(5): 607-611.
DONG P, LI Z H, YAN Z Y, et al. Research status of selective laser melting of aluminum alloys [J]. Applied Laser, 2015(5): 607-611 (in Chinese).

[8] LOUVIS E, FOX P, SUTCLIFFE C J. Selective laser melting of aluminium components[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(2): 275-284.

[9] 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.

[10] KANG N, CODDET P, CHEN C, et al. Microstructure and wear behavior of in-situ, hypereutectic Al-high Si alloys produced by selective laser melting [J]. Materials & Design, 2016, 99: 120-126.

[11] KEMPEN K, THIJS L, HUMBEECK J V, et al. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: Parameter optimisation and material characterisation[J]. Materials Science & Technology, 2015, 31(8): 917-923.

[12] THIJS L, KEMPEN K, KRUTH J P, et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder[J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1809-1819.

- [13] AHUJA B, KARG M, NAGULIN K Y, et al. Fabrication and characterization of high strength Al-Cu alloys processed using laser beam melting in metal powder bed[J]. *Physics Procedia*, 2014, 56: 135-146.
- [14] ZHANG H, ZHU H, QI T, et al. Selective laser melting of high strength Al-Cu-Mg alloys: Processing, microstructure and mechanical properties[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 656: 47-54.
- [15] WEI P, WEI Z, CHEN Z, et al. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: Single track, densification, microstructure and mechanical behavior[J]. *Applied Surface Science*, 2017, 408: 38-50.
- [16] ANWAR A B, PHAM Q C. Selective laser melting of Al-Si10Mg: Effects of scan direction, part placement and inert gas flow velocity on tensile strength[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 240: 388-396.
- [17] LI W, LI S, LIU T, et al. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 663: 116-125.
- [18] MENG C, CUI H C, LU F G, et al. Evolution behavior of TiB₂ particles during laser welding on aluminum metal matrix composites reinforced with particles[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(6): 1543-1548.
- [19] SCHAFFER P L, MILLER D N, DAHLE A K. Crystallography of engulfed and pushed TiB₂ particles in aluminium[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 57(12): 1129-1132.
- [20] 张建平, 乐永康, 毛建伟. 原位自生 TiB₂/7055 复合材料的组织与力学性能[J]. *特种铸造及有色合金*, 2009, 29(3): 249-251.
- ZHANG J P, LE Y K, MAO J W. Microstructure and mechanical properties of in-situ sub-micron TiB₂/7055 matrix composites[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 2009, 29(3): 249-251 (in Chinese).
- [21] 丁科, 李炜, 毕娟娟, 等. 铝合金中 Mg₂Si 相的时效析出过程[J]. *特种铸造及有色合金*, 2009, 29(12): 1160-1164.
- DING K, LI W, BI J J, et al. Survey of aging precipitation process of Mg₂Si phase in aluminum alloy[J]. *Special-cast and Non-ferrous Alloys*, 2009, 29(12): 1160-1164 (in Chinese).
- [22] 郭永春, 桑英明, 杨通, 等. Al-Si-(Cu, Mg)合金时效析出相分析[J]. *热加工工艺*, 2012, 41(18): 213-216.
- GUO Y C, SANG Y M, YANG T, et al. Analysis on precipitation behavior of Al-Si-(Cu, Mg) alloy during aging treatment[J]. *Hot Working Technology*, 2012, 41(18): 213-216 (in Chinese).