

选区激光熔化 TiC/AlMgSc 复合材料组织与性能研究

杨倩, 张建勋, 孙苗, 李惠, 华文娟

(西安增材制造国家研究院有限公司, 陕西 西安 710300)

摘要: 采用选区激光熔化成形技术制备了 TiC/AlMgSc 铝基复合材料, 通过 X 射线衍射仪、扫描电镜以及万能试验机分析了铝基复合材料相组成、微观形貌、再结晶分布以及力学性能, 并理论计算了位错密度和 TiC 增强相对合金强度的提升值。结果表明: TiC 增强颗粒的添加使 TiC/AlMgSc 复合材料内部位错密度增加了 105%, 达到 $0.72 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$; 小于 $1 \mu\text{m}$ 晶粒和亚晶界比例显著增加, 再结晶程度降低; 抗拉强度、屈服强度和延伸率分别达到 611 MPa、589 MPa、11.0%, 相比 AlMgSc 合金屈服强度提升了 70 MPa, 延伸率下降了 1.1%。

关键词: 选区激光熔化; 铝基复合材料; AlMgSc 合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)08-2343-08

铝合金作为继钢铁之后应用最广泛的结构材料, 具有低密度、高比强度、良好的导热系数以及优良的抗氧化、耐腐蚀性能^[1-2], 是实现产品轻量化的首选结构材料, 因而被广泛地应用于航空航天领域, 诸如飞机蒙皮、机翼桁条、发动机、油箱、壁板以及金属反射镜等重要零部件的制造^[3-4]。选区激光熔化(selective laser melting, SLM)是粉末床熔融增材制造技术的一种, 以激光束作为热源, 基于“离散+堆叠”的原理将熔融粉末逐层累积成形, 相较于传统制造工艺, 具有较高的加工柔性和成形精度, 且加工周期更短, 能够制造复杂结构金属零件^[5-8]。目前, 大多数可打印铝合金仍然局限于共晶 Al-Si 基合金, 这些铝合金强度依旧很难与传统铸造高强铝合金相媲美, 这就需要发展高强韧以及耐腐蚀性良好的 SLM 用铝合金及其复合材料来满足航空航天严苛的使用条件。

2014 年, 美国空客公司研发了专门用于增材制造成形的 Scalmalloy 高强铝合金^[9], 该合金是在 Al-Mg 系合金中添加了 Sc 和 Zr 元素, 热处理后获得了相容性良好的塑性(12%)和抗拉强度(520 MPa), 成功地应用于机舱隔断和仿生隔板的打印。Al-Mg-Sc-Zr 合金中 Mg 元素可以提升铝合金固溶强化效果并有效降低铝合金熔点, 同时增加增材制造过程中粉末对激光的吸收率^[10]。Sc、Zr 元素能够形成细小弥散分布的金属间化合物 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相, 在凝固过程中作为形核质

点, 促使非均质形核, 有效细化晶粒组织; 此外时效过程中析出的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相可以作为第二相粒子有效强化铝合金基体。研究表明^[11-12], 每增加 0.1% (质量分数) 的 Sc、Zr 元素, 合金强度可提升 40~50 MPa。Sc、Zr 元素的添加除了能够改善合金强韧性之外, 还能在高温下预防再结晶, 添加 0.1% 的 Sc、Zr 即可使合金再结晶温度超过 400 °C^[13]。

Schmidtke 等^[14]对 SLM 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金进行了研究, 结果表明析出相的强化效应是由于 Zr 在富 Sc 核的析出物上形成了壳体结构, 热处理后强度可达 530 MPa。Li 等^[15]采用不同 SLM 加工参数成形 Al-6.2Mg-0.36Sc-0.09Zr 合金, 发现随激光能量密度的增加, 铝合金样品致密度和表面光洁度随之增加, 析出的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 颗粒呈三角形或方形, 对晶界的钉扎作用阻碍晶界迁移, 显著细化了熔池边界处晶粒, 该合金最大压缩强度达到 390 MPa, 且电化学腐蚀性能高于铸造铝合金。Shi 等^[16]研究了 SLM 制备 Al-Mg-Sc-Zr 合金工艺参数和溶质固溶、致密度、硬度和导电率之间的相关性, 低能量密度下的孔隙效应会降低硬度和导电率, 高能量密度下固溶的溶质效应占主导; Shi 等^[17]同时研究了 35 和 200 °C 平台温度对 SLM 制备 Al-Mg-Sc-Zr 合金组织性能, 35 °C 平台温度打印样品相较于 200 °C 的组织各向异性更小、强度更低, 经热处理后力学性能相差不大, 屈服强度均达

收稿日期: 2023-08-16

基金项目: 民用航天预研项目(D020302)

作者简介: 杨倩, 女, 1994 年生, 硕士, 西安增材制造国家研究院有限公司, 陕西 西安 710300, E-mail: yqqpct124214@163.com

到了 460 MPa。Shen 等^[18]对比分析了 SLM 成形 AlMgSc 合金 500 °C 均质热处理和 330 °C 时效处理后的微观组织和力学性能, 结果表明: 随着均质热处理时间的增加, 熔池边界逐渐消失, 亚微米细晶转变为微米等轴晶, 硬度和拉伸强度下降; 而延长时效处理时间对合金力学性能影响不大, 最佳时效时间为 1 h。Wang 等^[19]通过 SLM 制备了 1%TiB₂/AlMgScZr 全致密且无裂纹复合材料, 部分 TiB₂ 与基体形成共格关系, 作为异质形核显著细化晶粒; 部分 TiB₂ 颗粒在凝固过程中被推到固液前沿固定在晶界处, 使再结晶分数降低; TiB₂ 颗粒所起到的强化效应和晶界改性作用使 AlMgScZr 合金表现出良好的力学性能, 抗拉强度达 483 MPa、延伸率达 15.8%。

SLM 制备铝基复合材料满足高性能(高比刚度、强度和韧性)铝合金材料需求, 是一种具有前景的解决方案, 铝基复合材料可将基体的韧性、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^[20-21]。因此, 本研究在前期优化 SLM 成形 TiC/AlMgSc 复合材料工艺参数的基础上, 继续对 TiC/AlMgSc 复合材料相组成、显微组织、动态再结晶以及力学性能进行研究, 以期获得一种力学性能优异的 SLM 用铝基复合材料。

1 实 验

本实验选用空客公司研发的增材制造专用 AlMgSc 合金(牌号为 Scalmetalloy)作为基体材料, 采用 ICAP-7400 电感耦合等离子体发射光谱仪和 Fusion Master ONH 氧氮氢测试仪检测粉末化学成分和氧含量, 结果如表 1 所示。增强体颗粒选用临沂研创新材料科技有限公司生产的 TiC 颗粒, 尺寸规格为 500 nm, 呈不规则形状分布。采用球磨法制备 TiC/AlMgSc 复合粉末材料, 其中 TiC 增强颗粒质量分数为 4.5%。采用 HELOS-RODOS 激光粒度分析仪测量 TiC/AlMgSc 复合粉末粒径分布, 测试结果如图 1 所示, $D_{10}=22.18\text{ }\mu\text{m}$, $D_{50}=39.70\text{ }\mu\text{m}$, $D_{90}=68.25\text{ }\mu\text{m}$; 采用 JSM-7900F 场发射扫描电子显微镜(SEM)观察制备后的 TiC/AlMgSc 复合粉末颗粒表面形貌, 如图 2 所示, 球磨后 AlMgSc 基体粉末保持了较高的球形度, 大部分 TiC 颗粒均匀地黏附在基体合金表面, 少部分发生了团聚以团簇形式附着, 这是球磨法制备复合粉末材料过程中不可避免的。

采用 BLT-S200 选区激光熔化设备进行 TiC/AlMgSc 复合材料成形实验, 该设备配备 IPG 激光器, 激光功率为 500 W, 激光波长 1070 nm, 激光束光斑直径为 100 μm , 设备成形尺寸 105 mm×105 mm×325 mm。SLM 设备腔室采用 Ar 气保护, 成形过程氧含量控制在 200 $\mu\text{L/L}$ 以下; 成形前将复合粉末放置于真空干燥箱中 80 °C 干燥 4 h。TiC/AlMgSc 复合材料 SLM 工艺参数为: 铺粉层厚 40 μm , 激光功率 205 W, 扫描速度 1200 mm/s, 扫描间距 0.07 mm, 层间扫描方向的旋转角度为 67°, 拉伸试样成形尺寸为 14 mm×14 mm×70 mm, 金相试样成形尺寸为 7 mm×7 mm×7 mm; AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料热处理制度: 325 °C 下保温 4 h。

将 TiC/AlMgSc 金相试样和拉伸试样从基板上线切割后进行超声清洗, 选取金相试样的纵截面进行机械研磨并抛光; 采用 Keller 试剂对金相试样进行腐蚀; 采用氩离子抛光去应力, 抛光电流 2.5 mA, 电压 6.5 kV, 抛光时间为 4 h; 采用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪(XRD)分析试样的物相组成; 采用 JSM-7900F 场发射扫描电子显微镜以及背散射电子衍射(EBSD)进行微观组织、织构以及取向差测试, 并使用 Channel 5 软件进行数据处理; 参照国家标准 GB/T228-2002《金属材料室温拉伸试验方法》将拉伸试块加工为标距 25 mm 的标准拉伸试样, 每组 3 根试样, 采用 INSTRON 5982 万能试验机进行室温拉伸实验, 并求得 3 根拉伸试样的平均值即为材料室温拉伸力学性能。

2 结果与讨论

2.1 相分析及位错密度计算

图 3 显示了 SLM 成形 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料试样的 XRD 图谱。从图 3a 中可以看出 AlMgSc、TiC/AlMgSc 热处理前后均包含 α -Al 相的衍射峰, TiC/AlMgSc 复合材料相较于 AlMgSc 合金仅增加了衍射强度很低的 TiC 衍射峰, 而没有其他新相生成, TiC 颗粒具有良好的化学稳定性以及高熔点温度(3067 °C)^[22], 熔池的瞬时温度无法熔化 TiC 颗粒, 因而未与 Al 基体发生反应。图 3b 和图 3c 为 α -Al 相(111)和(200)晶面的放大图, 图中显示 Al₃(Sc,Zr)相仅存在于 AlMgSc 和 TiC/AlMgSc 热处理态试样中, Al₃(Sc,Zr)相是一种沉淀强化相,

表 1 AlMgSc 合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of AlMgSc alloy powder ($\omega/\%$)

Mg	Sc	Zr	Mn	Si	Fe	Ti	O	Al
4.70	0.79	0.32	0.59	0.0536	0.0858	0.0066	0.0203	Bal.

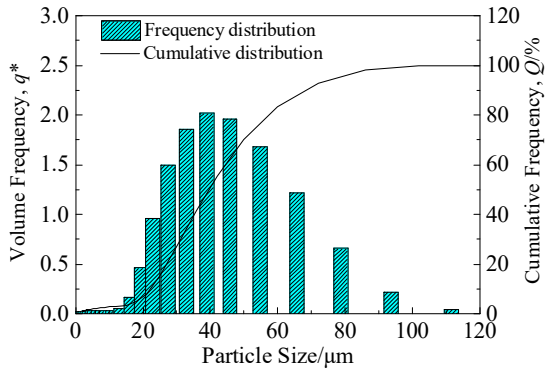


图 1 TiC/AlMgSc 复合粉末粒径分布

Fig.1 Particle size distribution of TiC/AlMgSc composite powder

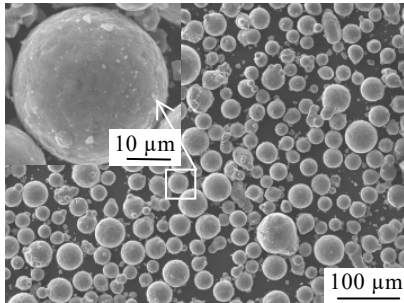


图 2 TiC/AlMgSc 复合粉末形貌

Fig.2 Morphology of TiC/AlMgSc composite powder

SLM 成形过程中析出的 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 纳米颗粒尺寸小且密度少, 因而未能被 XRD 图谱中标定出来, 经过时效处理后, 大量 Sc、Zr 原子从固溶体中析出与 Al 原子形成次生 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相, 并与 Al 基体保持高度共格关系^[23]。

基于 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料试样的 XRD 检测结果, 采用 Williamson-Hall (WH) 法^[24] 计算了试样内部的位错密度。WH 法是由 Williamson 和 Hall 于 20 世纪 50 年代提出的由晶粒尺寸和微应变引起的衍射峰宽化模型计算位错密度的方法, 研究表明^[25] 只有当晶粒尺寸小于 100 nm 时, 由晶粒尺寸造成的衍射峰宽化才较为明显, 而本研究晶粒尺寸均大于 100 nm, 因此只考虑微应变对衍射峰宽化的作用, 即:

$$\beta_{hkl} \frac{\cos \theta_{hkl}}{\lambda} \approx 4e \frac{\sin \theta_{hkl}}{\lambda} \quad (1)$$

式中, β_{hkl} 为 $\{hkl\}$ 衍射峰宽化量, θ_{hkl} 为衍射峰 (hkl) 的角度, λ 为 Cu K α 衍射靶波长 (取值 0.15418 nm), e 为平均有效微应变。对不同衍射峰的 $\beta_{hkl} \cos \theta_{hkl} / \lambda$ 和 $\sin \theta_{hkl} / \lambda$ 关系图进行线性拟合, 如图 4 所示, 拟合后直线的斜率即为 4 倍的平均有效微应变 e 。

Williamson 和 Smallman 还指出在只考虑材料内部位错密度变化造成晶格畸变的情况下, 位错密度和微应变存在以下关系^[24]:

$$\rho = 14.4 \frac{e^2}{b^2} \quad (2)$$

式中, b 为 Burgers 矢量 (取值 0.286 nm), 通过公式计算出 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料试样内部微应变及位错密度如表 2 所示, 添加 TiC 增强颗粒后试样内部微应变和位错密度明显增加, 沉积态位错密度增加了 61%, 达到了 $7.17 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, 热处理态增加了 105%, 达到了 $0.72 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, 硬质 TiC 颗粒的存在能够钉扎位错移动, 从而导致了位错密度的增加; 热处理能够有效消除试样内部残余微应力, 从而减小试样内部位错密度, TiC/AlMgSc 热处理态相较于沉积态位错密度减少了 90%。

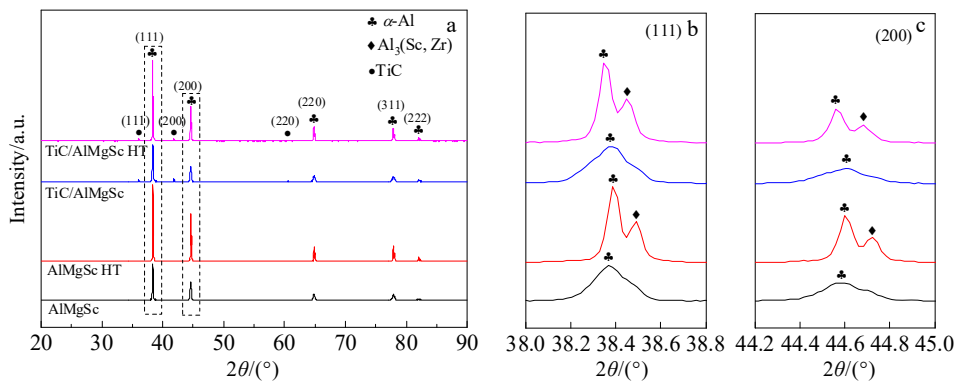


图 3 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of AlMgSc alloy and TiC/AlMgSc composite (a), α -Al phase (111) crystal plane magnification (b) and α -Al phase (200) crystal plane magnification (c)

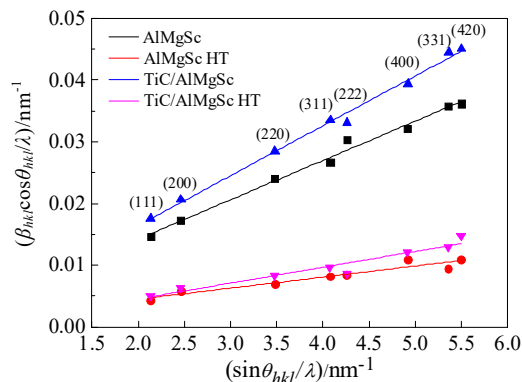
图 4 $\beta_{hkl} \cos \theta_{hkl} / \lambda$ 和 $\sin \theta_{hkl} / \lambda$ 关系Fig.4 Relationship between $\beta_{hkl} \cos \theta_{hkl} / \lambda$ and $\sin \theta_{hkl} / \lambda$

表 2 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料试样内部微应变及位错密度

Table 2 Microstrain and dislocation density in AlMgSc alloy and TiC/AlMgSc composites

Sample	Microstrain/%	Dislocation density/ $\times 10^{14} \text{ m}^{-2}$
AlMgSc	0.159	4.45
AlMgSc HT	0.045	0.35
TiC/AlMgSc	0.202	7.17
TiC/AlMgSc HT	0.064	0.72

2.2 微观组织分析

图 5 显示了 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料试样纵截面的微观形貌, 图中未出现裂纹和较大气孔, 表明 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料均具有良好的可打印性 (致密度大于 99.8%)。SLM 工艺过程中超高的冷却速率使得凝固时间极短, 因此得到了和铸态组织相差很大的“鱼鳞状”微观结构形貌。图 5c 是对图 5b 中白色框区域进行面扫描的结果, 可以看出白色颗粒为 TiC 增强体颗粒, 均匀地分布在 AlMgSc 基体表面, 部分尺寸大于 $1 \mu\text{m}$ 时 TiC 颗粒发生了团聚, 分析其形成原因有: 一是球磨混粉过程中的团聚颗粒保持到了 SLM 成形试样中; 二是在凝固过程中, 未熔化的 TiC 颗粒被固液界面推动前移发生聚集而形成 TiC 团簇颗粒。

图 6 为 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料 SLM 成形试样纵截面中 $\alpha\text{-Al}$ 的 IPF 图像。AlMgSc 合金微观组织是由大尺寸柱状晶和细小等轴晶粒组成的双晶粒组织, 如图 6a 所示, 等轴晶区位于熔池边界, 柱状晶区位于熔池内部, 垂直于熔池边界生长。SLM 成形过程中, 当前层熔覆的同时会沿堆积方向对已凝固层进行多次重熔, 熔池温度梯度以激光入射点为中心向半圆外扩散, 柱状晶粒沿温度梯度方向生长并指向熔

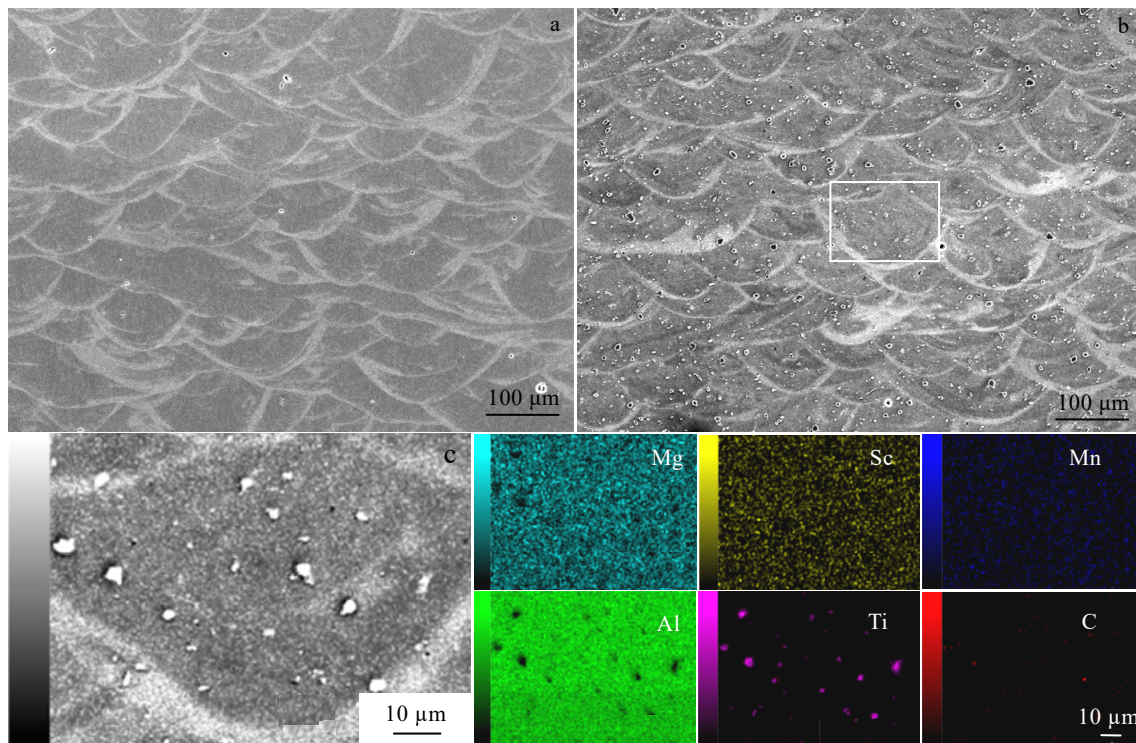


图 5 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料微观形貌及 EDS 面扫描

Fig.5 Microstructure (a) of AlMgSc alloy, microstructure (b) and EDS mappings (c) of TiC/AlMgSc composites

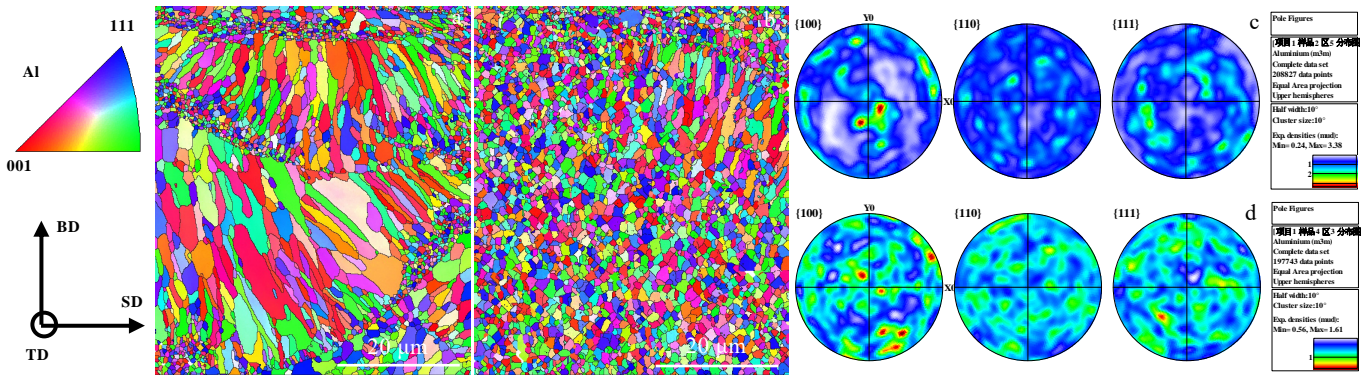


图 6 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料 IPF 图、极图

Fig.6 IPF diagrams (a-b) and pole diagrams (c-d) of AlMgSc alloy (a, c) and TiC/AlMgSc composites (b, d)

池中心, 呈现出外延生长趋势。细等轴晶的形成是由于熔池边界冷却速度慢, 更多的初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子在此聚集, 作为形核剂促进异质形核, 强烈细化晶粒形成了细等轴晶区。而图 6b 所示的 TiC/AlMgSc 复合材料组织中几乎只包含细等轴晶粒, 仅存的一小部分柱状晶尺寸也相较于 AlMgSc 合金中柱状晶粒尺寸减小很多, 这是因为熔池内部弥散分布的 TiC 颗粒同样可以作为异质形核位点, 促进柱状晶向等轴晶的转变。

图 6a 和图 6b 中红色代表<001>取向, 绿色代表<101>取向, 蓝色代表<111>取向, 而合金和复合材料 IPF 图中不同颜色区域均随机分布, 这意味着 AlMgSc

合金和 TiC/AlMgSc 复合材料 SLM 成形件晶粒没有特定的晶体取向, 表现为随机织构, 同样从图 6c 和图 6d AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料的极图中也可以观察到 TiC 增强颗粒的加入使得 AlMgSc 合金的织构强度从 3.38 下降到 1.61, 复合材料的晶体结构更趋于各向同性。

AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料晶粒尺寸大小的统计数据如图 7a 和图 7d 所示, AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料平均晶粒尺寸分别为 2.36 和 $1.04 \mu\text{m}$, 添加 TiC 增强体颗粒后 AlMgSc 合金的晶粒尺寸减小了一半。相较于 AlMgSc 合金, TiC/AlMgSc

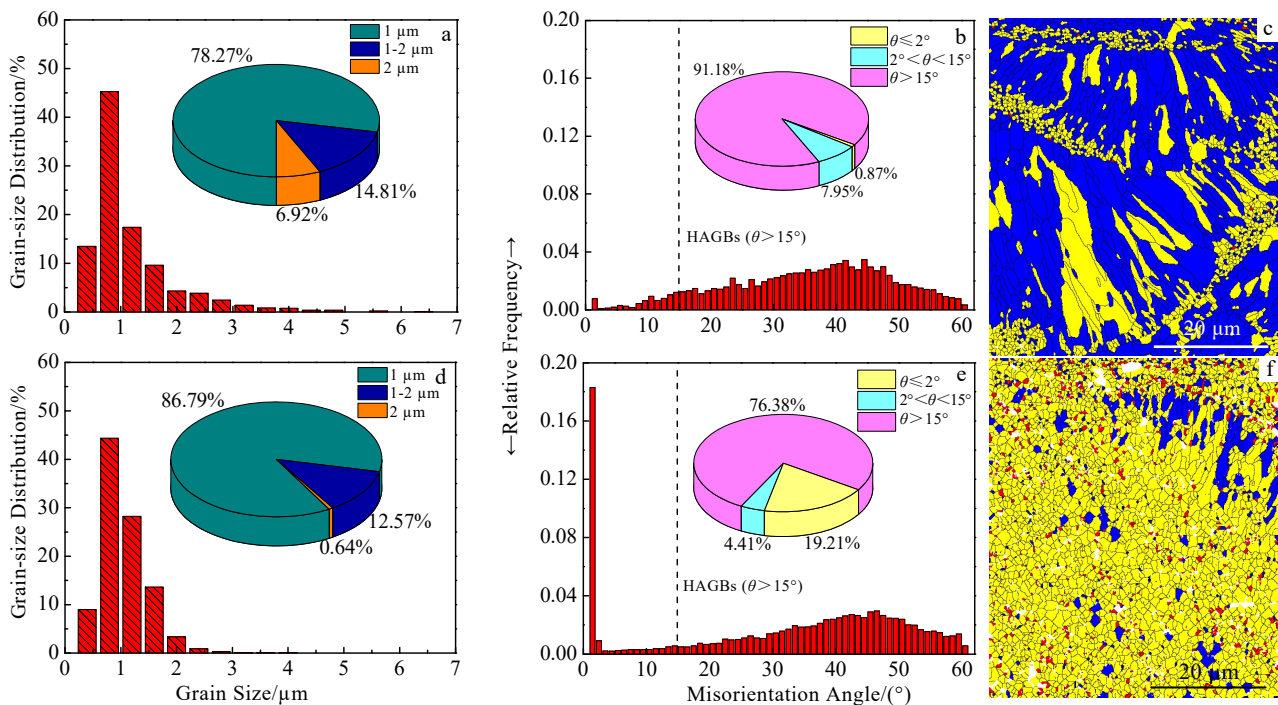


图 7 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料试样晶粒尺寸、晶界取向差以及再结晶分布图

Fig.7 Grain size (a, d), grain boundary orientation difference (b, e) and recrystallization distribution diagrams (c, f) of AlMgSc alloy (a-c) and TiC/AlMgSc composites (d-f)

复合材料中小于 $1\text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒比例从 78.27% 增加至 86.79%, 大于 $2\text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒比例从 6.92% 减少至 0.64%, 减少了 91%, $1\sim 2\text{ }\mu\text{m}$ 尺寸的晶粒比例也有所减少。TiC 颗粒的添加对 AlMgSc 合金晶粒细化现象可归因于以下几个原因: (1) TiC 颗粒作为异质形核点有效促进了非均匀形核; (2) 未熔化的 TiC 颗粒在晶界和晶粒内部诱导钉扎效应, 从而阻碍晶粒生长; (3) TiC 的低导热系数降低了基体的传热效率, 扰乱了热流的方向, 从而优化了温度梯度的分布方向, 减弱了晶粒沿某一温度梯度方向生长的趋势。

图 7b 和图 7e 显示了 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料晶界取向差分布与晶界类型。根据取向差值, 相邻晶粒取向差 $\theta \leq 2^\circ$ 定义为亚晶界 (Sub-GBs), $2^\circ < \theta \leq 15^\circ$ 定义为小角度晶界 (LAGBs), $\theta > 15^\circ$ 定义为大角度晶界 (HAGBs)。从图中可以看出, AlMgSc 合金中 HAGBs 占比为 91.18%, Sub-GBs 占比仅为 0.87%, 而 TiC/AlMgSc 复合材料中 HAGBs 和 LAGBs 占比分别减少至 76.38% 和 4.41%, Sub-GBs 占比增加至 19.21%。TiC 颗粒的添加显著提高了 Sub-GBs 的比例, 同时减少了 HAGBs 的数量。HAGBs 的比例对材料强韧性有较大的影响, 通常认为, 高比例的 HAGBs 可以有效阻碍位错在材料塑性变形中的运动, 从而有助于提高材料韧性。

图 7c 和图 7f 是 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料 SLM 成形试样的再结晶分布数据。图中蓝色区域为完全再结晶晶粒, 黄色区域为未完成再结晶的亚结构, 红色区域为变形晶粒。从图中可以看出, 再结晶区域分布和晶粒类型有很大关系, 柱状晶区几乎都为再结晶晶粒, 而等轴晶区更多的是未完成再结晶的亚晶区域。对比 AlMgSc 合金, TiC/AlMgSc 复合材料中的再结晶区域显著减少, TiC 颗粒对晶界的钉扎作用阻碍了晶粒受热传导, 起到了抑制再结晶的作用; 除此之外, 复合材料还存在小部分红色的变形晶粒区, 该区域很可能与 TiC 增颗粒的分布相对应。材料在应力的作用下发生局部塑性变形, 内部积累大量位错, 当位错密度达到一定程度时, 位错将发生多边化, 形成 Sub-GBs 或 LAGBs, 即发生了动态回复过程, 此时材料处于未完成再结晶的亚结构状态, 随着 Sub-GBs 继续吸收位错, 则会发生动态再结晶, LAGBs 逐渐转变为 HAGBs。TiC/AlMgSc 复合材料中 TiC 颗粒的钉扎作用阻碍了位错和晶界的迁移, 提高再结晶温度, 不利于再结晶的形核和长大, 因此 TiC/AlMgSc 复合材料再结晶程度远低于 AlMgSc 合金, 同时伴随着位错消耗数量减少, HAGBs 界数量减少以及 Sub-GBs 比例增加。

2.3 力学性能分析

图 8 显示了 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料热处理前后的室温拉伸性能。TiC 增强体的加入提高了 AlMgSc 合金强度, 对于沉积态试样, TiC/AlMgSc 复合材料抗拉强度、屈服强度和延伸率分别达到 439 MPa、426 MPa 和 19.0%, 相比 AlMgSc 合金屈服强度提升了 89 MPa, 延伸率下降了 3%, TiC/AlMgSc 复合材料热处理态抗拉强度、屈服强度和延伸率分别达到 611 MPa、589 MPa 和 11.0%, 相比 AlMgSc 合金屈服强度提升了 70 MPa, 延伸率下降了 1.1%。TiC 增强颗粒对 AlMgSc 合金材料的强化机理可归纳为以下 4 类:

(1) 细晶强化。TiC 颗粒作为异质形核点增加了晶粒成核的数量, 同时对晶界起到钉扎作用限制晶粒的生长, 晶粒越多, 晶界就越多, 材料的强度就越高。根据 Hall-Petch 关系^[26], 晶界强化对强度的贡献可描述为:

$$\Delta\sigma_{\text{Hall-Petch}} = k \left(d^{-\frac{1}{2}} - d_0^{-\frac{1}{2}} \right) \quad (3)$$

式中: k 为 Hall-Petch 系数, 取值为 $50\text{ MPa}\cdot\mu\text{m}^{1/2}$; d 为 TiC/AlMgSc 复合材料平均晶粒尺寸, 取值为 $1.05\text{ }\mu\text{m}$; d_0 为 AlMgSc 基体材料平均晶粒尺寸, 取值为 $2.36\text{ }\mu\text{m}$ 。经计算可得因细晶强化而提升的强度约为 16.37 MPa。

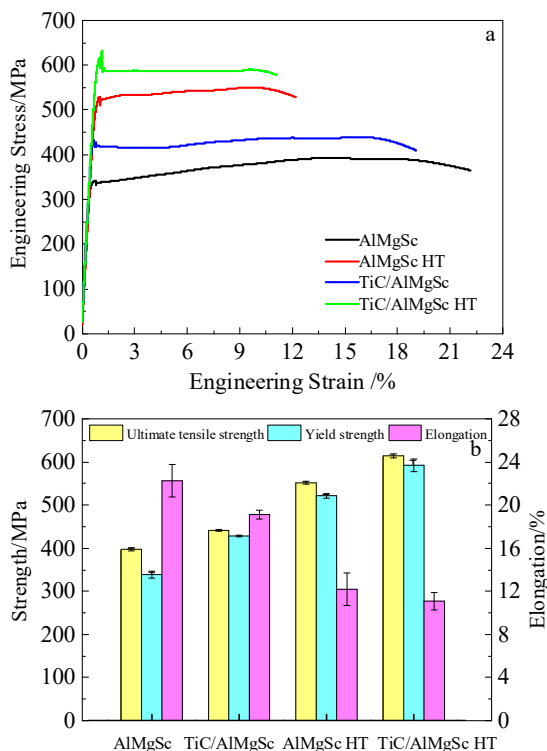


图 8 AlMgSc 合金和 TiC/AlMgSc 复合材料试样应力-应变曲线及拉伸性能

Fig.8 Stress-strain curves (a) and tensile properties (b) of AlMgSc alloy and TiC/AlMgSc composites

(2) Orowan 强化。位错遇到 TiC 颗粒会发生绕过并形成位错环, 因而位错运动过程中同时要克服第二相粒子的阻碍作用和周边位错环对位错的反作用力, 这对位错运动产生极大阻力, 从而有效钉扎位错, 起到了强化合金的效果。TiC 颗粒在铝基体内产生的弥散强化作用可通过下面的公式计算^[27]:

$$\Delta\sigma_{\text{Orowan, TiC}} = \frac{2G_m b}{d_{\text{TiC}}} \left(\frac{6V_{\text{TiC}}}{\pi} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (4)$$

式中: G_m 和 b 分别为铝基体材料的剪切模量和 Burgers 矢量, 取值分别为 26.5 GPa、0.286 nm; d_{TiC} 为 TiC 颗粒的平均尺寸 500 nm; V_{TiC} 为 TiC 增强相的体积分数, 由质量分数换算得 2.49%。经计算可得由 TiC 第二相强化而提升的强度约为 10.98 MPa。

(3) 位错密度强化。增强相和基体材料之间热膨胀系数不匹配导致变形程度不同, 在成形过程中基体和增强体界面产生应变梯度, 进而使得颗粒周围萌生大量位错。位错强度增量可表示为^[28]:

$$\Delta\sigma_{\text{CTE}} = \alpha_d G_m b \sqrt{\rho} \quad (5)$$

式中: α_d 为位错强化系数, 取值为 0.16; ρ 为 TiC/AlMgSc 材料内部位错密度, 经计算得 $0.72 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。经计算, 由增强相和基体材料之间热膨胀系数的不匹配而提升的强度约为 10.29 MPa。

(4) 载荷传递强化。由于 TiC 颗粒的硬度和弹性模量远高于基体材料, 受力变形过程中应力通过结合界面从 AlMgSc 基体合金有效传递至 TiC 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强度, 颗粒承载强化^[29]所贡献的强度增量可描述为:

$$\Delta\sigma_{\text{Load}} = \frac{3}{2} V_{\text{TiC}} \sigma_{\text{ys}} \quad (6)$$

式中: V_{TiC} 为 TiC 增强相的体积分数 2.49%; σ_{ys} 为 AlMgSc 基体材料的屈服强度 519 MPa。计算得 TiC 颗粒承载强化所贡献的强度增量为 19.38 MPa。

TiC/AlMgSc 铝基复合材料屈服强度的增量叠加评估可用复合法计算^[30]:

$$\Delta\sigma = \sigma_{\text{ys}} (\sigma_f - 1) \quad (7)$$

$$\sigma_f = \left(1 + \frac{\Delta\sigma_{\text{Hall-Petch}}}{\sigma_{\text{ys}}} \right) \left(1 + \frac{\Delta\sigma_{\text{Orowan}}}{\sigma_{\text{ys}}} \right) \left(1 + \frac{\Delta\sigma_{\text{Load}}}{\sigma_{\text{ys}}} \right) \cdot \left(1 + \frac{\Delta\sigma_{\text{CTE}}}{\sigma_{\text{ys}}} \right) \quad (8)$$

TiC/AlMgSc 复合材料通过上式计算后的屈服增量约为 60 MPa, 实际测得 AlMgSc 合金与 TiC/AlMgSc 复合材料的屈服强度差值为 70 MPa, 理论计算结果略

低于实际测量值, 通过计算分析得到细晶强化、Orowan 强化、位错强化以及载荷强化 4 种强化机制对屈服增量的贡献率分别为 28.7%、19.3%、18.0%和 34.0%。

TiC 增强相的添加虽然大幅提高了复合材料强度, 但塑性有所下降, 这主要是因为添加的 TiC 颗粒形状不规则, 以及在混粉和打印过程中部分发生团聚形成微米级大尺寸颗粒, 这都导致增强体颗粒和基体之间的界面结合不够致密, 且颗粒尖角处易产生应力集中, 在受到外力作用时成为裂纹源进而降低了复合材料塑性。

3 结 论

1) TiC/AlMgSc 复合材料中 TiC 颗粒未与 Al 基体发生反应; 热处理后有 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相析出, 位错密度相较于 AlMgSc 合金增加了 105%, 达到了 $0.72 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。

2) TiC 增强颗粒的添加促使 AlMgSc 合金中柱状晶向等轴晶转变, 晶粒尺寸显著减小, 大于 2 μm 的晶粒比例从 6.92%减少至 0.64%; Sub-GBs 比例增多, 从 0.87%增加至 19.21%; 再结晶程度降低, 未完成再结晶的亚结构增加。

3) TiC/AlMgSc 复合材料热处理态抗拉强度、屈服强度和延伸率分别达到 611 MPa、589 MPa 和 11.0%, 相比 AlMgSc 合金屈服强度提升了 70 MPa, 延伸率下降了 1.1%; 计算得出细晶强化、Orowan 强化、位错强化以及载荷强化 4 种强化机制对屈服增量的贡献率分别为 28.7%、19.3%、18.0%和 34.0%。

参考文献 References

- [1] Deng Chaoyang(邓朝阳), Guo Yifan(郭一帆), Chu Qingkun(褚清坤) et al. *Materials Research and Application* (材料研究与应用)[J], 2021, 15(3): 210
- [2] Maconachie T, Leary M, Zhang J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 788(2-3): 139445
- [3] Zhang J, Song B, Wei Q S et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 270
- [4] Qin Yanli(秦艳利), Sun Bohui(孙博慧), Zhang Hao(张昊) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(14): 9
- [5] Debroy T, Wei H L, Zuback J et al. *Progress in Materials Science* [J], 2018, 92: 112
- [6] Yin Y Y, Zhang J H, Yang S Z et al. *Materials & Design*[J], 2021, 206: 109828
- [7] Hu Yong(胡勇), Liu Yuanyuan(刘员员), Fu Sheng(符声启) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3937
- [8] Zhang W N, Wang L Z, Feng Z X et al. *Optik: Zeitschrift fur*

- Licht- und Elektronenoptik: Journal for Light-and Electronoptic*[J], 2020, 207: 163842
- [9] Spierings A B, Dawson K, Voegtlin M *et al. CIRP Annals-Manufacturing Technology*[J], 2016, 65(1): 213
- [10] Geng Yaoliang(耿遥祥), Tang Hao(唐 浩), Luo Jinjie(罗金杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 939
- [11] Lu Jinglin, Lin Xin, Kang Nan *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 811: 141089
- [12] Schmidtke K, Palm F, Hawkins A *et al. Physics Procedia*[J], 2011, 12: 369
- [13] Fang H J, Liu H, Yan Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2021, 804: 140682
- [14] Schmidtke K, Palm F, Hawkins A *et al. Physics Procedia*[J], 2011, 12: 369
- [15] Li R D, Wang M B, Yuan T C *et al. Powder Technology*[J], 2017, 319: 117
- [16] Shi Y J, Rometsch P, Yang K *et al. Materials Letters*[J], 2017, 196(1): 347
- [17] Shi Y U J, Yang K, Kairy S K *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 732(8): 41
- [18] Shen X F, Cheng Z Y, Wang C G *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2021, 143: 107312
- [19] Wang J H, Liu T, Luo L S *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 16: 786
- [20] Li W, Yang Y, Liu J *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 136: 90
- [21] Yu W H, Sing S L, Chua C K *et al. Progress in Materials Science*[J], 2019, 104: 330
- [22] Samal P, Vundavilli P R, Meher A *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 59: 131
- [23] Wang Jihao(王继浩). *The Microstructure and Properties of TiB₂/Al-Mg-Sc Composites By Selective Laser Melting*(选区激光熔化 TiB₂/Al-Mg-Sc 复合材料的组织与性能研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021
- [24] Williamson G K, Smallman R E. *Philosophical Magazine*[J], 1956, 1(1): 34
- [25] Kril C K, Birringer R. *Philosophical Magazine A*[J], 1998, 77(3): 621
- [26] Goh C S, Wei J, Lee L C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 423(1-2): 153
- [27] Liu Y X, Wang R C, Peng C Q *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 853(3): 157287
- [28] Hadadzadeh A, Baxter C, Amirkhiz B S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2018, 23: 108
- [29] Gusarov A V, Yadroitsev I, Bertrand P *et al. Applied Surface Science*[J], 2007, 254(4): 975
- [30] Kim C S, Sohn I, Nezafati M *et al. Journal of Materials Science*[J], 2013, 48(12): 4191

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

Yang Qian, Zhang Jianxun, Sun Miao, Li Hui, Hua Wenjuan

(National Institute Corporation of Additive Manufacturing, Xi'an 710300, China)

Abstract: TiC/AlMgSc aluminum matrix composites were fabricated by selective laser melting. The phase composition, microstructure, recrystallization distribution and mechanical properties of the aluminum matrix composites were analyzed by X-ray diffraction, scanning electron microscope and universal testing tensile machine. The increase in strength of the alloy contributed by dislocation density and TiC strengthened phase was calculated theoretically. The results show that the dislocation density of TiC/AlMgSc composites increases by 105% to $0.72 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ with the addition of TiC reinforced particles, the proportion of $<1 \mu\text{m}$ grains and sub-grain boundaries increases significantly, and the degree of recrystallization decreases. The tensile strength, yield strength and elongation reach 611 MPa, 589 MPa and 11.0%, respectively. Compared with those of AlMgSc alloy, the yield strength of the composites increases by 70 MPa while the elongation decreases by 1.1%.

Key words: selective laser melting; aluminum matrix composite material; AlMgSc alloy; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Yang Qian, Master, National Institute Corporation of Additive Manufacturing, Xi'an 710300, P. R. China, E-mail: yqqpct124214@163.com