



时效温度对选区激光熔化高强 AlSiMg1.4合金组织和力学性能的影响

耿遥祥¹, 樊世敏², 李 洁³, 许俊华¹, 张志杰¹, 鞠洪博¹, 喻利花¹

(1. 江苏科技大学 材料科学与工程学院, 镇江 212003;

2. 重庆长征重工有限责任公司, 重庆 400083;

3. 湘电风能有限公司, 湘潭 411102)

摘 要: 研究了时效温度对选区激光熔化成形高Mg含量AlSiMg1.4合金组织和力学性能的影响。结果表明: SLM沉积态样品具有典型的熔池状显微组织, 熔池内部为贯穿的柱状晶, 熔池边界为等轴晶, 晶粒内部存在胞状亚结构。Mg含量的增加有效提升了合金 $\alpha(\text{Al})$ 基体中Mg的固溶量, 有利于沉积态AlSiMg1.4样品中Mg-Si团簇的形成及直接时效样品中Mg-Si纳米强化相的析出, 从而有效提升了合金的强度。样品经150℃直接时效处理2 h后, 其屈服强度和抗拉强度分别超过320 MPa和530 MPa, 优于传统SLM成形Al-Si-Mg合金。由于不同沉积方向上熔道分布和胞状亚结构尺寸的不同, 导致沉积态样品和150℃时效态样品具有明显的力学性能各向异性。当时效温度增加至300℃和400℃时, 由于不同沉积方向样品的显微组织逐渐趋同, 使得样品的力学性能各向异性逐渐消失, 但网格状富Si组织的分解导致样品的强度大幅降低。

关键词: 选区激光熔化; AlSiMg1.4合金; 显微组织; 力学性能; 各向异性

文章编号: 1004-0609(2022)-10-2897-12

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 耿遥祥, 樊世敏, 李 洁, 等. 时效温度对选区激光熔化高强AlSiMg1.4合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(10): 2897-2908. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42141

GENG Yao-xiang, FAN Shi-min, Li Jie, et al. Effect of aging temperature on microstructure and mechanical properties of high-strength AlSiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(10): 2897-2908. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42141

航空航天等高端装备领域对高性能、经济 and 环保的追求, 导致其对精密和复杂整体高强铝合金构件的需求迫切。选区激光熔化(Selective laser melting, SLM)技术可解决兼顾复杂形状和高性能金属构件快速制造的技术难题^[1-5]。铸造Al-Si-Mg系铝合金(如A356和A357)具有较高的强度、较好的塑性以及优良的铸造性能等特点, 已被广泛应用于航空航天和汽车制造等领域^[6]。同时, Al-Si-Mg系铝合金也是目前获得应用的最主要SLM成形铝

合金体系。在SLM成形Al-Si-Mg合金中, 金属熔体的快速冷却过程可有效细化晶粒, 增加Si在铝基体中的固溶度, 并在 $\alpha(\text{Al})$ 内部产生胞状亚结构, 特殊的凝固组织使其力学性能明显优于同成分的铸造合金^[7-12]。此外, SLM沉积态Al-Si-Mg合金的力学性能也可通过工艺参数和后期热处理进行大范围调节^[13]。但目前报道或商业应用的SLM成形Al-Si-Mg合金的强度往往低于500 MPa, 其力学性能有待进一步提升。

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51801079, 52001140)

收稿日期: 2021-08-03; 修订日期: 2021-11-22

通信作者: 耿遥祥, 副教授, 博士; 电话: 13952871355; E-mail: yaoxianggeng@163.com

SLM成形过程熔体冷却速度极快($10^3 \sim 10^6$ K/s), 该过程可抑制合金凝固过程中的晶粒长大和元素的宏观偏析, 提高合金的力学性能^[14]。此外, 该过程可大幅提高合金元素的固溶度, 有效增加合金元素的固溶和/或时效沉淀强化效果。因此, 基于SLM技术熔体快速冷却的特点, 发展SLM专用高强Al-Si-Mg合金, 具有重要的应用价值。在传统铸造Al-Si-Mg合金中, 增加Si和Mg的含量是提升Al-Si-Mg合金强度的有效手段, 但过多合金化元素的加入会降低合金的塑性^[15], 限制其在工业中的应用。此外, 受到Mg在Al-Si合金中固溶度的限制, 其含量往往小于0.7%(质量分数, 下同)。SLM技术突破了传统合金元素的固溶极限, 大幅提升了Mg元素在Al-Si合金中的固溶度。BAI等^[16]研究了高Si、Mg含量SLM成形AlSi12Mg0.75合金的力学性能。结果表明, Mg含量的增加有效提升了合金的强度, 其屈服强度($\sigma_{0.2}$)达到355 MPa, 抗拉强度(σ_b)达到428 MPa, 优于SLM成形AlSi10Mg和Al12Si合金^[17], 但其延伸率(δ)降低至约2.5%。KIMURA等^[18]系统研究了Mg含量的变化对SLM成形Al-4Si合金组织和力学性能的影响。结果表明, 不同成分合金的致密度均超过99.4%, Mg含量的增加有效提升了合金的强度, 并细化了晶粒, 当Mg含量由0.01%增加到2.00%后, 合金的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 分别由125 MPa和250 MPa提升至275 MPa和425 MPa, 并且 δ 仍保持在12%以上。但由于合金中Si含量较低, 所形成的网格状富Si组织比例较低且不连续, 导致SLM成形高Mg含量AlSi4Mg合金的强度低于常用SLM成形Al-Si-Mg合金^[19]。可见, 合理调控SLM成形Al-Si-Mg合金中Si和Mg的含量是使合金获得高强度的同时保持良好伸长率的关键。

在前期工作中^[20-21], 本课题组基于合金液-固局域结构相容性和SLM工艺熔体急冷的技术特性^[22-23], 通过调控Si和Mg的含量, 设计了高Mg含量SLM专用Al-8.1Si-1.4Mg(AlSiMg1.4)合金新成分。该合金具有优异的SLM成形性和力学性能, 致密度超过99.9%, 样品的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 分别超过300 MPa和500 MPa, 伸长率与SLM成形AlSi10Mg相当。Al-Si-Mg合金属于可热处理强化铝合金, 时效处理对合金的组织 and 性能有较大影响, 有必要进行深入研究。基于此, 本工作系统研究了时效温度对SLM成形AlSiMg1.4合金组织、力学性能及力学性能各向异性的影响, 为进一步优化SLM成形高强

Al-Si-Mg合金的力学性能提供指导。

1 实验

采用氮气(N_2)雾化方法制备Al-Si-Mg合金粉末, 由Icp2060t等离子体扫描光谱仪(ICP)测试获得的粉末样品的化学成分为Al-8.1Si-1.4Mg。筛取直径为15~53 μm 的合金粉末进行SLM实验, 实验所用设备型号为BLT-S310。样品的SLM成形工艺参数为: 激光功率分别为200 W和300 W, 扫描速率为800~1600 mm/s, 光斑直径为100 μm , 扫描间距为100 μm , 铺粉厚度为30 μm 。激光扫描方式为单向直线扫描, 连续层之间的激光扫描方向夹角为67°。应用Axioskop2型金相显微镜(OM)和SM-6480扫描电子显微镜(SEM, 200 kV)观察SLM成形样品的显微组织和断口形貌。应用JEM-2010 F透射电子显微镜(TEM)和附带的能谱分析仪(EDS)分析样品组织和成分。采用CMT5205型微机控制电子万能试验机测试棒状样品的拉伸性能, 应变速率为 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 拉伸试样分为垂直(XY面)和平行(XZ面)于样品沉积方向两种, 所制备拉伸试样在基板上的排布及尺寸见图1。样品的时效处理条件

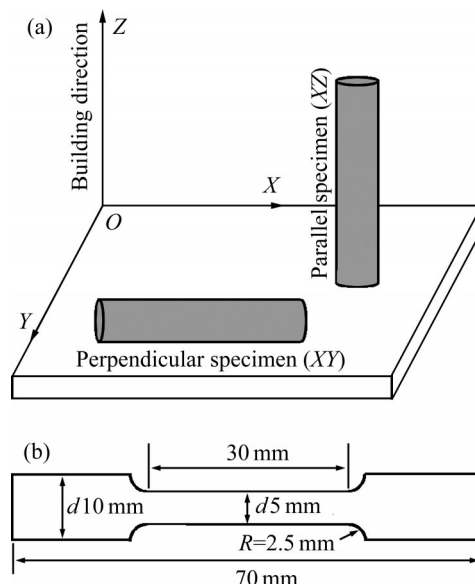


图1 SLM沉积样品在基板上的排布及拉伸样品尺寸示意图

Fig. 1 Arrangement of tensile SLM deposited specimens on base plate at parallel (XZ) and perpendicular (XY) to building direction(a), and dimension of rod tension specimen(b) (R stands for corner radius, d stands for diameter)

为: 150、300、400 °C时效处理 2 h。本研究涉及的组织观察和性能测试均在以激光功率为 200 W、激光扫描速度为 1200 mm/s 时获得的样品上进行。

2 实验结果

2.1 SLM 沉积态 AlSiMg1.4 样品的显微组织

在激光功率为 200 W 和 300 W 的条件下, SLM 沉积态样品的孔隙率均随激光扫描速率的增加呈现先减小后增大的关系, 当激光功率为 200 W、激光扫描速率为 1200 mm/s 时, 样品具有最低的孔隙率(约 0.047%), 近乎全致密^[20-21], 表明该合金具有优异的 SLM 成形性。图 2 所示为 SLM 沉积态样品在 XZ 和 XY 面的金相照片。从图 2 可知, XZ 面为熔道截面半圆形熔池结构(见图 2(a)), 熔池边界处的枝晶较粗大, 熔池内部枝晶细小, 并呈现由熔池底部

向顶部外延生长的特性(见图 2(b)), 这主要是由 SLM 成形过程中熔池内部熔体由熔池底部向熔池顶部定向凝固所致。XY 面呈现长条状熔道结构(见图 2(c)), 熔池边界同样由粗大枝晶构成, 但由于 XY 截面近乎垂直于熔池内部枝晶的生长方向, 使得 XY 面熔池内部组织表现极为细小(见图 2(d))^[24]。高倍 SEM 像表明, SLM 沉积态样品具有明显的胞状亚结构(见图 3)。暗色胞状组织为 $\alpha(\text{Al})$, 其内部固溶有 Si 和 Mg 元素及嵌有少量纳米 Si 颗粒; 胞状组织边界亮色网格为 Al、Si 共晶组织, 也为 Mg 元素的主要聚集区, 称作富 Si 组织^[20]。胞状组织的形成主要是由于在 Al-Si-Mg 合金熔体在快速凝固过程中, $\alpha(\text{Al})$ 形核长大, 合金中的部分 Si 和 Mg 元素被排出并聚集在 $\alpha(\text{Al})$ 周围。此外, 在 SLM 成形过程中, 激光对样品的反复加热, 使得 $\alpha(\text{Al})$ 中部分过固溶的 Si 元素以纳米 Si 颗粒的形式析出(见图 4)。

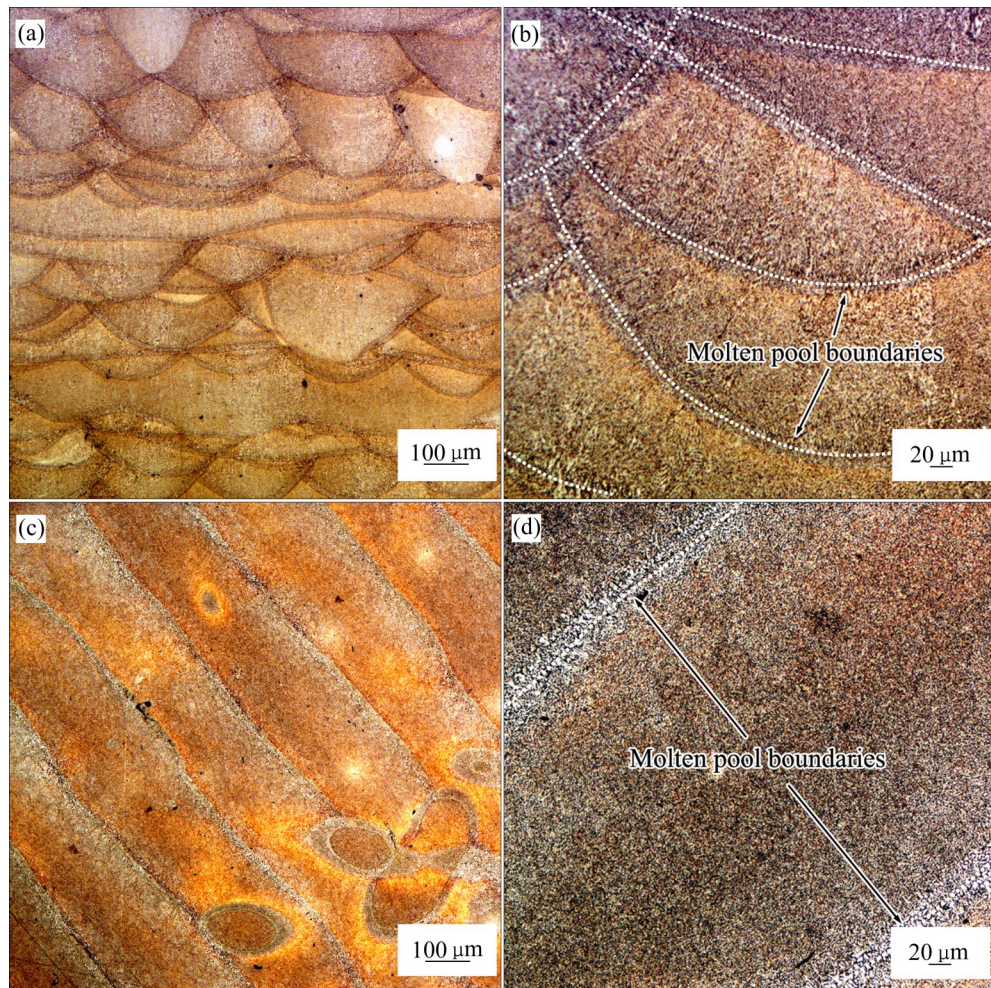


图2 SLM 沉积态 AlSiMg1.4 样品在 XZ 和 XY 面的 OM 像

Fig. 2 Optical metallographs of SLM deposited AlSiMg1.4 sample for different material orientations (Dashed lines show melt pool boundaries): (a), (b) XZ plane; (c), (d) XY plane

SLM 沉积态样品的熔池边界为胞状组织粗大区 and 热影响区(HAZ)(见图 3(a)、3(c)和 3(d)), 熔池内部为胞状组织细小区(见图 3(a)和 3(b))。胞状组织粗大区是由沉积样品发生重熔再凝固而形成, 由于该区域熔体冷却较慢, 凝固后该区域获得的亚结构相对粗大; HAZ 紧邻胞状组织粗大区, 是由于激光对熔池底部进行二次加热, 使得网格状富 Si 组织发生分解而形成; 胞状组织细小区为熔池内部熔体快速凝固所形成^[25]。SLM 沉积态 AlSiMg1.4 样品的显微组织与传统 SLM 沉积态 Al-Si-Mg 合金基本一致^[26-27]。不同工艺下获得沉积态样品的显微组织没有明显区别。

图 4 所示为 SLM 沉积态样品细晶区的 TEM 明场像。由图 4 可见, 胞状 $\alpha(\text{Al})$ 内部有少量 Si 纳米颗粒析出^[21]。EDS 测试结果表明, 胞状 $\alpha(\text{Al})$ 内部 Si 和 Mg 的含量(质量分数)分别为 2.6%~3.3% 和 0.3%~

0.6%, 而网格状富 Si 组织中各元素含量波动较大, 这可能与网格状富 Si 组织内部相构成相对复杂有关^[28](见表 1)。

EBS D 分析表明, SLM 沉积态样品 XZ 面的熔池内部由粗大柱状晶构成, 熔池边界分布有细小等轴晶(见图 5(a))。柱状晶的形成是由 SLM 成形过程中高激光能量密度在熔池内部引起 $\alpha(\text{Al})$ 定向凝固所致^[1]。通过分析反极图可知, SLM 沉积态样品熔池内部柱状晶在 $\langle 001 \rangle$ 方向存在明显织构(见图 5(a))。SLM 沉积态样品的平均晶粒尺寸约为 $6\text{ }\mu\text{m}$ (见图 5(b)), 小于 SLM 成形 AlSi10Mg 合金的(约为 $10\text{ }\mu\text{m}$)^[25]。这主要是由于 AlSiMg1.4 样品中 Mg 的含量较高, 溶质元素 Mg 含量的增加提高了合金的过冷度, 进而增加了 $\alpha(\text{Al})$ 的形核点, 促使晶粒细化^[18-19, 29]。

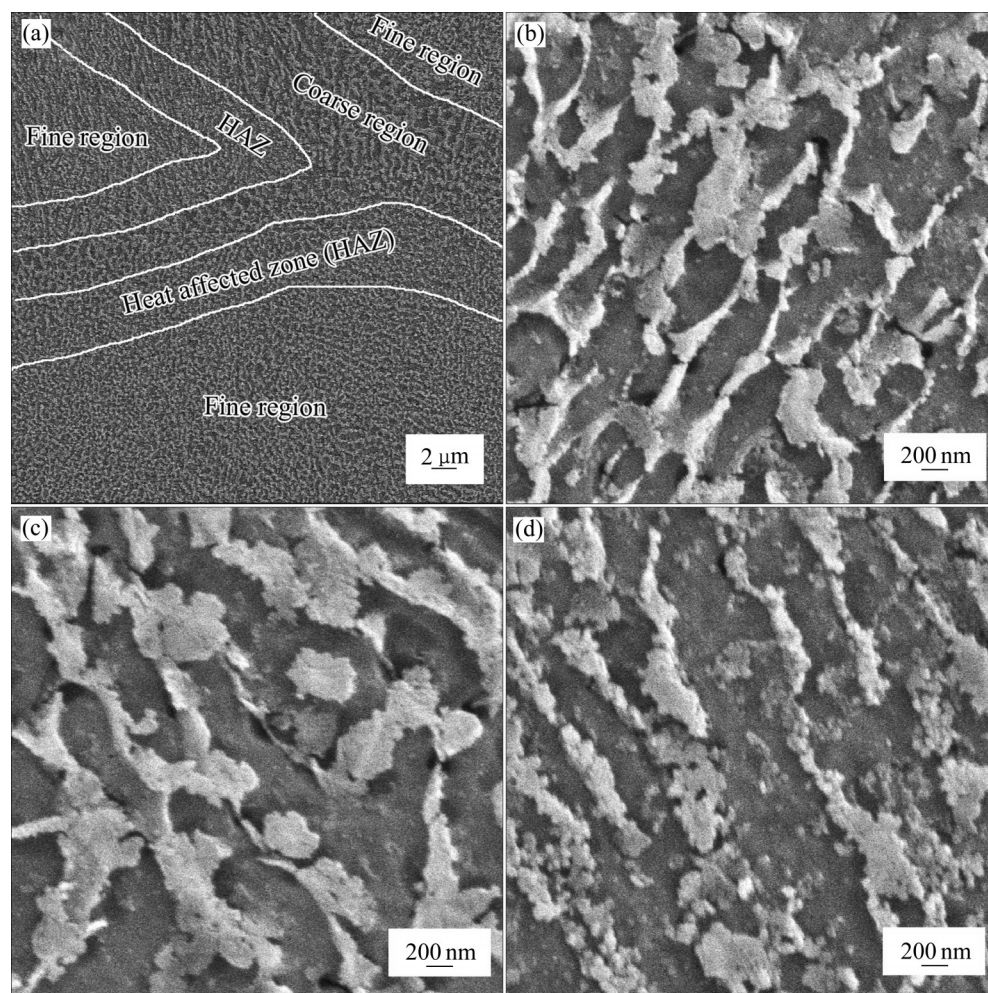


图3 SLM 沉积态 AlSiMg1.4 样品 XZ 面的 SEM 像

Fig. 3 SEM images of SLM deposited AlSiMg1.4 alloy in XZ plane(a), enlarged images of fine region(b), coarse region(c) and heat-affected zone(d)

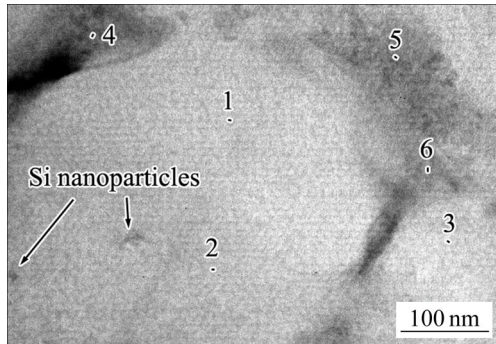


图4 SLM沉积态 AlSiMg1.4样品的TEM明场像

Fig. 4 TEM bright field image of SLM deposited AlSiMg1.4 alloy

表1 SLM沉积态 AlSiMg1.4样品的EDS成分分析

Table 1 Energy dispersive spectrometry analysis of point in SLM deposited AlSiMg1.4 alloy as marked in Fig. 4

Point No.	Position	Mass fraction/%		
		Al	Si	Mg
1	Cell	96.5	2.6	0.3
2	Cell	96.5	2.8	0.4
3	Cell	96.2	3.3	0.6
4	Boundary	50.1	33.7	16.2
5	Boundary	69.0	20.5	10.5
6	Boundary	41.4	39.1	19.5

2.2 时效温度对样品显微组织的影响

图6所示为SLM沉积态样品及经150、300和400℃时效处理2 h后样品的SEM像。当沉积态样品经150℃时效处理后,在其SEM像中未观察到明显的微观组织变化。当时效温度增加到300℃时,时效样品中网格状富Si组织开始分解球化,同时, $\alpha(\text{Al})$ 晶粒内部过固溶的Si元素也以球形Si颗粒的形式析出^[26]。进一步增加时效温度至400℃时,网格状富Si组织分解完全,并且球形Si颗粒发生长大粗化。

2.3 时效温度对沉积态样品力学性能的影响

图7(a)所示为不同构建方向上SLM沉积态样品经不同温度时效处理后的工程拉伸应力-应变曲线,依据该曲线获得的样品力学性能见图7(b)。可见,沉积态和150℃时效处理态样品存在明显的力学性能各向异性,XY方向拉伸样品具有较高的 $\sigma_{0.2}$ 和 δ ;

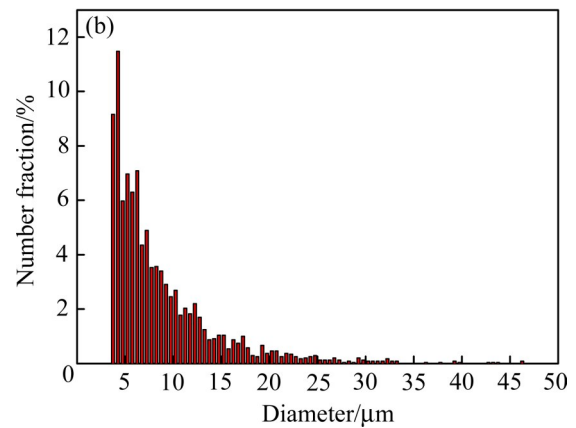
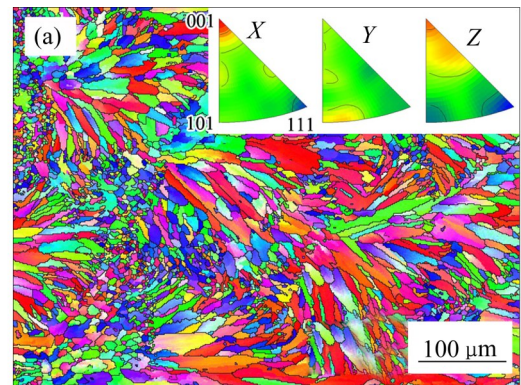


图5 SLM沉积态 AlSiMg1.4样品在XZ面的EBSD分析结果及晶粒分布

Fig. 5 EBSD orientation map(a) and grain size distribution(b) of SLM deposited AlSiMg1.4 sample in XZ plane (Inset in Fig. 5(a) shows inverse pole figures)

当时效温度增加到300℃时,样品的力学性能各向异性明显降低;400℃时效时,样品的力学性能各向异性完全消失,表现为各向同性。沉积态样品在XY和XZ方向样品的 $\sigma_{0.2}$ 、 σ_b 和 δ 分别为:(341±14) MPa、(518±6) MPa和(7.1±0.4)%及(279±1) MPa、(525±5) MPa和(5.5±0.2)%。沉积态样品经150℃时效处理后,强度获得明显提升, δ 有所降低,其XY和XZ方向样品的 $\sigma_{0.2}$ 、 σ_b 和 δ 分别为:(370±3) MPa、(538±1) MPa和(5.8±0.1)%及(323±5) MPa、(538±1) MPa和(4.6±0.1)%。之后,随着时效温度的增加,样品的强度迅速降低, δ 明显增加,当时效温度为400℃时,样品的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 分别降低为约186 MPa和约232 MPa, δ 增加为约20%。沉积态样品经300℃和400℃时效处理后强度的降低主要是由网格状富Si组织分解引起^[19]。图8给出了本研究获得SLM沉积态和150℃时效处理态 AlSiMg1.4

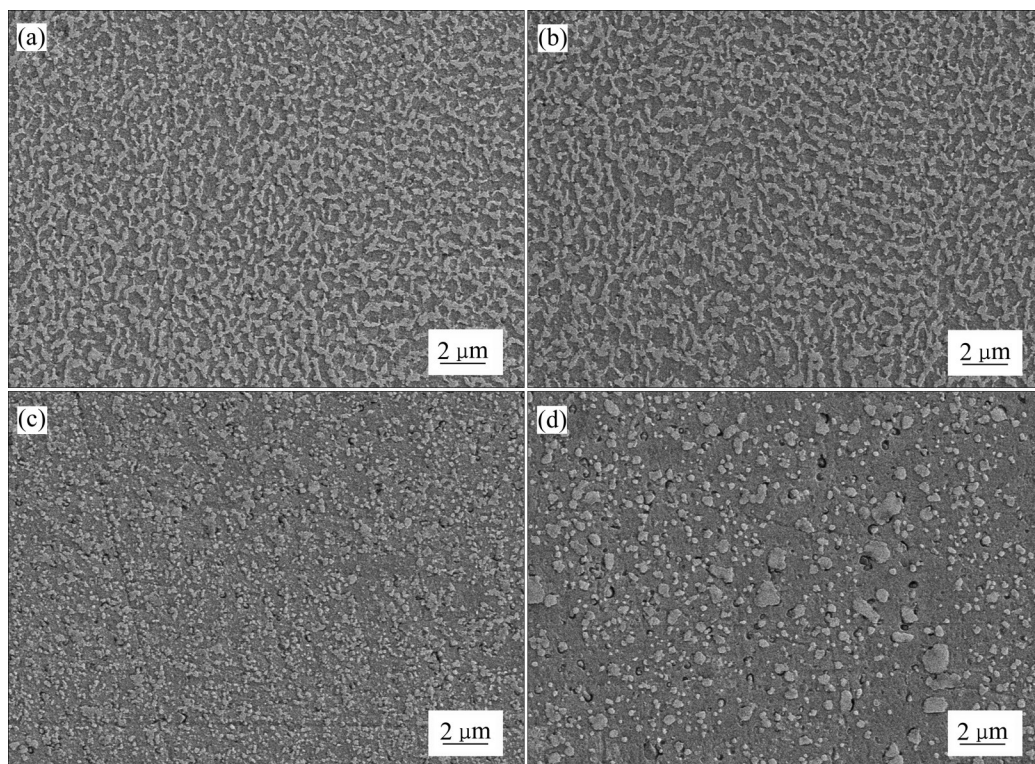


图6 SLM沉积态样品及沉积态样品经不同温度时效处理2 h后的SEM像

Fig. 6 SEM images of SLM deposited AlSiMg1.5 sample(a) and samples after ageing at 150 °C(b), 300 °C(c) and 400 °C(d) for 2 h

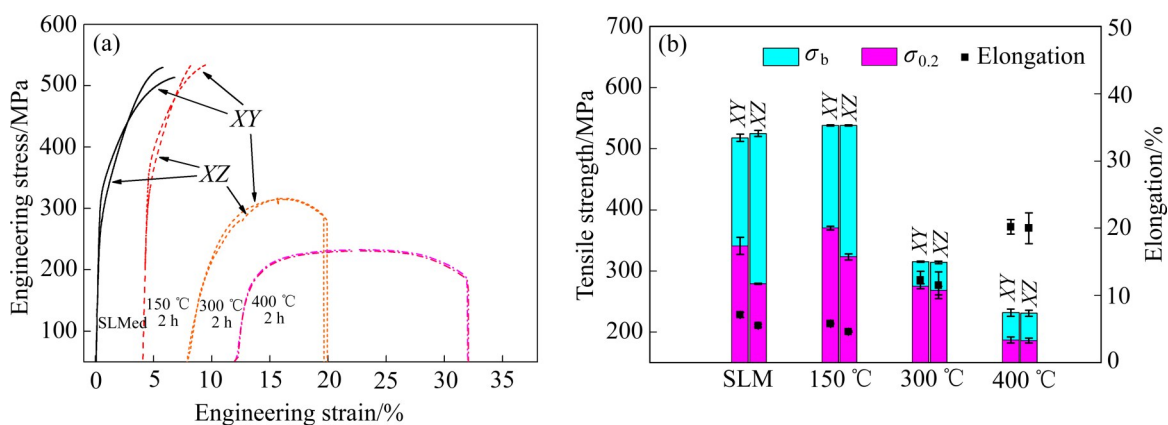


图7 SLM沉积态及时效处理态样品的拉伸工程应力-应变曲线和力学性能

Fig. 7 Engineering tensile stress-strain curves(a) and mechanical properties(b) of SLM deposited AlSiMg1.4 samples after aging at different temperature for 2 h

样品与其他文献报道的SLM成形Al-Si-Mg样品在不同沉积方向上强度和 δ 的对比结果[1, 10, 16-17, 25, 27-28, 30-41]。相比于之前报道的SLM成形Al-Si-Mg合金, 本研究获得的SLM成形AlSiMg1.4合金在不同沉积方向上均表现出较高的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b , 并保持良好的 δ , 具有优异的综合力学性能。

3 讨论

3.1 样品的强化机制

3.1.1 沉积态样品

相较于传统SLM沉积态Al-Si-Mg合金, SLM沉积态AlSiMg1.4合金具有较高的 $\sigma_{0.2}$, 这主要是细

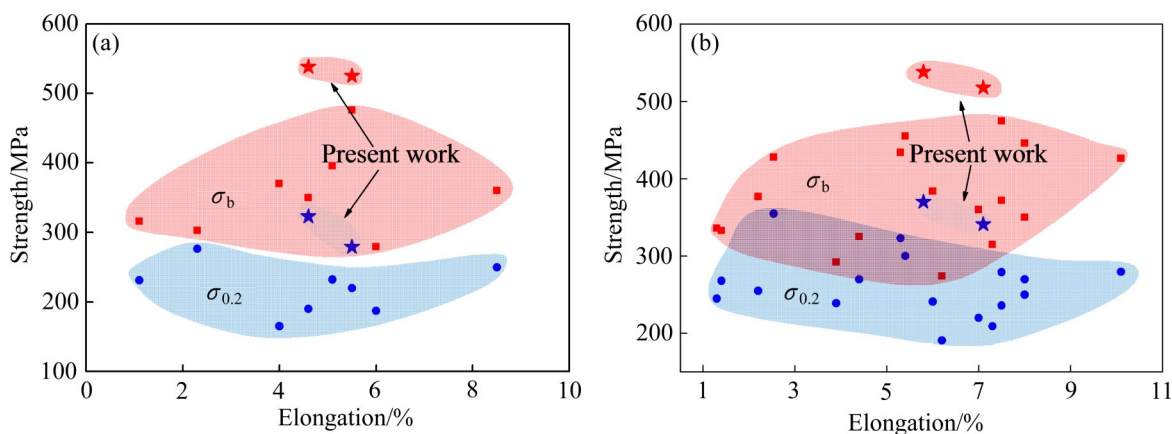


图8 不同沉积方向上SLM沉积态和150 °C时效态样品与其他SLM成形Al-Si-Mg样品力学性能对比结果

Fig. 8 Comparison of $\sigma_{0.2}$, σ_b and elongation of SLM deposited and 150 °C aging samples with other Al-Si-Mg alloys fabricated using SLM technique, XZ plane^[17, 25, 27-28, 30-31] (a) and XY plane^[1, 10, 16-17, 25, 27, 30-41] (b)

晶强化、固溶强化和位错强化共同作用的结果。SLM沉积态AlSiMg1.4合金晶粒尺寸更加细小(约6 μm , 见图5), 晶粒细化增加了晶界密度, 阻碍了位错的运动, 提升了样品的 $\sigma_{0.2}$, 即遵循Hall-Petch关系^[42]。晶粒的细化也是SLM沉积态AlSiMg1.4合金在获得高强度的同时能保持较好伸长率和优异成形性的主要原因。EDS分析结果表明, SLM沉积态AlSiMg1.4样品胞状 $\alpha(\text{Al})$ 中Si和Mg元素的平均含量(质量分数)约为2.9%和0.4%(见图4和表1), AlSiMg1.4合金中Mg元素增加, 大幅提升了 $\alpha(\text{Al})$ 中Mg元素的固溶量, 使其高于SLM沉积态AlSi10Mg合金(约0%)^[28]。热力学上, Mg和Si的混合焓为-26 kJ/mol^[43], 表明Mg和Si在合金中具有很强的化学亲和力, $\alpha(\text{Al})$ 中Mg元素的固溶量的增加使Mg-Si原子团簇的形成成为可能^[21], 在合金变形过程, 由于这些富Mg-Si团簇的剪切模量与周围Al原子差别较大, 可产生局部应变场, 局部应变场与晶格中位错的相互作用阻碍位错的自由移动, 从而提高材料的 $\sigma_{0.2}$ ^[44]。此外, SLM沉积态样品中高冷速及高固溶元素带来的高内应力也会增加合金中的位错密度, 从而增加位错间的交互作用, 提升合金的 $\sigma_{0.2}$ ^[45]。

3.1.2 时效样品

经150 °C时效处理后, 合金的 $\sigma_{0.2}$ 获得较大幅度的提升。对于Al-Si-Mg铸造合金, 固溶处理后的析出强化遵循沉淀顺序^[46]: (Mg+Si)团簇/GP-I区 $\rightarrow\beta''$ (Mg_5Si_6 或 $\text{Mg}_5\text{Al}_2\text{Si}_4$)/GP-II区 $\rightarrow\beta'$ ($\text{Al}_3\text{Mg}_9\text{Si}_7$)

和 $\beta'\rightarrow\beta(\text{Mg}_2\text{Si})$, β'' 是铸造Al-Si-Mg合金中峰时效时的主要析出相。而在传统的SLM沉积态Al-Si-Mg(如AlSi10Mg和AlSi7Mg)合金中, 由于SLM技术熔体急冷的技术特性, 使得合金中固溶更多的Si元素, Si元素固溶浓度的增加使得Si原子比Mg原子具有更强的聚集和析出驱动力^[13], 因此 $\alpha(\text{Al})$ 基体中的主要时效析出相为纳米Si颗粒, 而由于 $\alpha(\text{Al})$ 基体中Mg原子固溶量过低^[28], 使得合金中很难形成Mg-Si团簇或 β'' 相。由于传统SLM沉积态Al-Si-Mg合金时效析出的纳米Si颗粒在 $\alpha(\text{Al})$ 基体中随机分布, 所以其对合金强度的提升作用有限。虽然传统SLM沉积态Al-Si-Mg合金经T6处理后, 可获得 β'' 强化相, 但由于合金中富Si网格状组织的分解和 $\alpha(\text{Al})$ 中Si元素固溶量的降低, 使得合金的强度急剧下降^[19]。对于本研究获得的SLM沉积态AlSiMg1.4合金, 合金中Mg含量的增加, 促使了沉积态合金 $\alpha(\text{Al})$ 基体中Mg-Si团簇的形成。合金经150 °C直接时效处理后, 这些Mg-Si团簇可作为 β'' 相的前驱体, 最终在 $\alpha(\text{Al})$ 基体中析出 β'' 相^[21]。由于 β'' 相与基体共格, 因此, 能够产生更大的晶格畸变, 从而有效增大位错运动的阻力, 提升合金的 $\sigma_{0.2}$ ^[47]。

3.2 样品的力学性能各向异性

图9所示为不同沉积方向沉积态拉伸样品的断口形貌。可见, XY和XZ方向拉伸样品的断口处均分布着许多阶梯状的解理台阶(见图9(a)和(c))。在

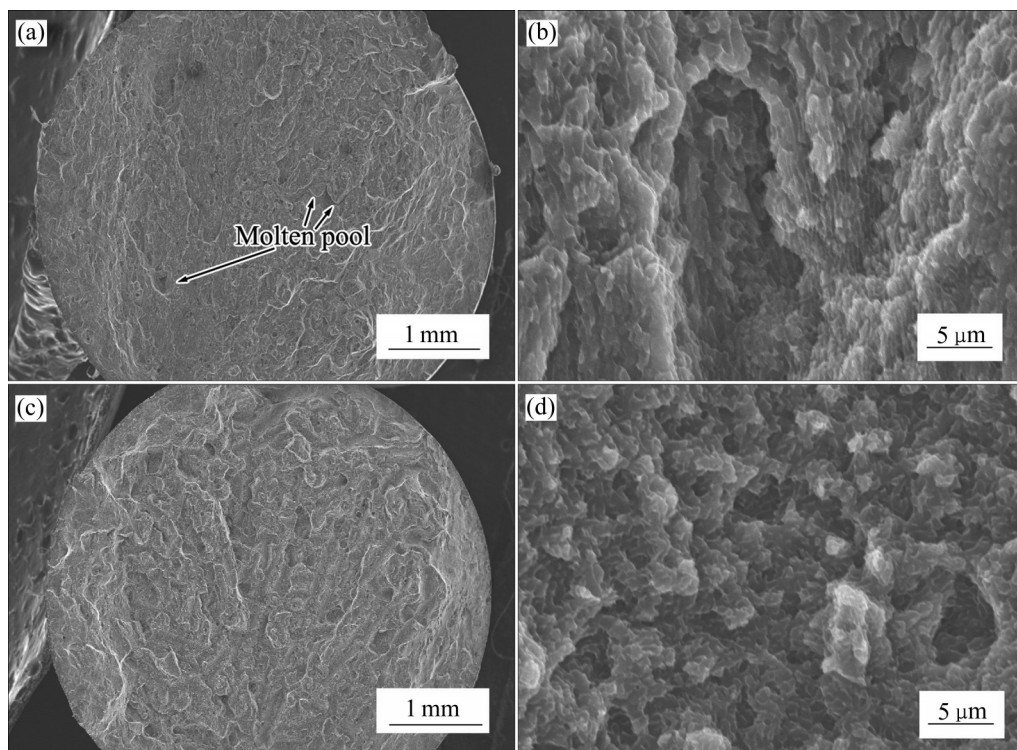


图9 不同沉积方向SLM沉积态AlSiMg1.4样品的拉伸断口形貌

Fig. 9 Tensile fracture of SLM deposited AlSiMg1.4 samples in different depositional directions: (a), (b) XY plane; (c), (d) XZ plane

XZ方向拉伸样品中, 样品裂纹萌生于熔池边界处, 然后裂纹通过较弱的层位向上推进将它们分开, 直至样品完全断裂(见图9(c)), 因此, 在断口处可观察到熔道形貌。在XY方向拉伸样品中, 在样品断口处观察不到清晰的熔池轨迹, 但可以观察到很多形状弯曲的解理台阶, 这些解理台阶是断裂前熔池轨道所处的位置。LÜ等^[48]的研究结果表明, 在SLM沉积态Al-Si-Mg合金中, 相互连接的网格状富Si组织在低应变下($\epsilon < 0.1$)便可发生损伤。由于SLM沉积态样品中熔池边界区域的强度较低^[33]。因此, 在拉伸过程中, 裂纹往往萌生于靠近HZA区的胞状组织粗化区内网格状富Si组织, 裂纹一旦在该区域扩延, 部分接触裂纹面积较大的熔池就会被分离并被拉出(见图9(a))。由于相邻沉积层之间的激光扫描方向不同, 只有垂直于拉伸方向的熔池轨道在断裂失效的过程中起作用, 在此方向, 一个完整的熔池可能被拉出。SLM沉积态AlSiMg1.4合金的断口形貌与传统SLM沉积态AlSi10Mg合金的断口形貌基本一致^[30-31]。此外, 在不同沉积方向拉

伸样品的断裂面上均可看到微小的韧窝(见图9(b)和9(d)), XY拉伸方向样品为拉长的韧窝(见图9(b)), XZ拉伸方向样品为等轴的韧窝(见图9(d)), 这些韧窝的大小和尺寸与相应沉积方向样品中胞状结构一致。鉴于XZ方向拉伸样品断口的熔道形貌及较粗的韧窝(胞状组织), 也可进一步推断样品断裂位置主要在熔池边界中胞状组织粗大的区域。

在传统变形铝合金中, 织构的存在是合金存在力学性能各向异性的重要原因之一^[49], 但是在SLM成形Al-Si-Mg合金中, 经高温($\geq 300\text{ }^{\circ}\text{C}$)时效处理后, 样品在不同方向上的力学性能各向异性基本消失, 但样品中织构没有发生明显改变^[26], 表明SLM成形Al-Si-Mg合金中织构的存在并不是样品产生力学性能各向异性的主要原因。鉴于网格状富Si组织的存在及胞状 $\alpha(\text{Al})$ 中高Si固溶量是SLM沉积态Al-Si-Mg合金获得高强度的主要原因^[19]。由于熔池边界处胞状组织的粗大及其凝固过程中相对较低的冷却速度, 导致该区域网格状富Si组织比例的减少和 $\alpha(\text{Al})$ 中Si和Mg固溶量的降低, 从而降低

了该区域的强度^[30],使得XZ方向拉伸样品的 $\sigma_{0.2}$ 较低。与XZ方向拉伸试样相比,XY拉伸方向样品的断裂涉及更多熔池横截面的断裂,因此具有较高的 $\sigma_{0.2}$ 。此外,SLM沉积态样品XY面晶界处较小的无沉淀带也可能是导致XZ方向拉伸样品具有低 $\sigma_{0.2}$ 的另一原因^[26]。在SLM沉积态Al-Si-Mg合金中,塑性应变导致网格状富Si组织在非常低的应变下开裂,随后富Si组织附近的局部剪切导致空洞形成,当空洞合并时,材料失效。与水平拉伸试样相比,垂直拉伸试样上等轴细小的胞状组织会更容易导致孔洞合并,从而降低样品的伸长率^[26]。由于沉积态样品经150℃时效处理后,其胞状微观组织没有发生改变,因此,其力学性能各向异性产生的机理与沉积态样品一致。当时效温度为300℃时,由于大部分网格状富Si组织发生分解,样品的力学各向异性减弱。当时效温度增加到400℃时,由于网格状富Si组织完全分解球化,样品各个沉积方向上的显微组织均匀一致,因此其力学各向异性消失。沉积态样品经400℃时效处理后,其不同沉积方向上样品的断口形貌一致,解理台阶消失,韧窝变大变

深,塑性增大(见图10)。

4 结论

1) SLM沉积态AlSiMg1.4样品具有典型的胞状亚结构,依据亚结构尺寸和形貌的不同,可将样品的显微组织分为胞状组织粗化区、胞状组织细化区和热影响区。样品熔池内部和熔池边界分别由柱状晶和等轴晶构成,Mg含量的增加降低了合金的平均晶粒尺寸,由传统SLM成形Al-Si-Mg合金的约10 μm降低至约6 μm。

2) 经150℃、300℃和400℃时效处理后,样品的强度先增大后降低,其中150℃时效态样品在不同沉积方向的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 均超过320 MPa和530 MPa。细晶强化、固溶强化、析出强化和位错强化的共同作用,使得本研究获得的SLM成形AlSiMg1.4合金具有高强度。

3) 由于SLM沉积态和150℃时效处理态样品组织中特殊的熔道结构及胞状亚结构的尺寸差异导致不同沉积方向上样品存在力学性能各向异性;之

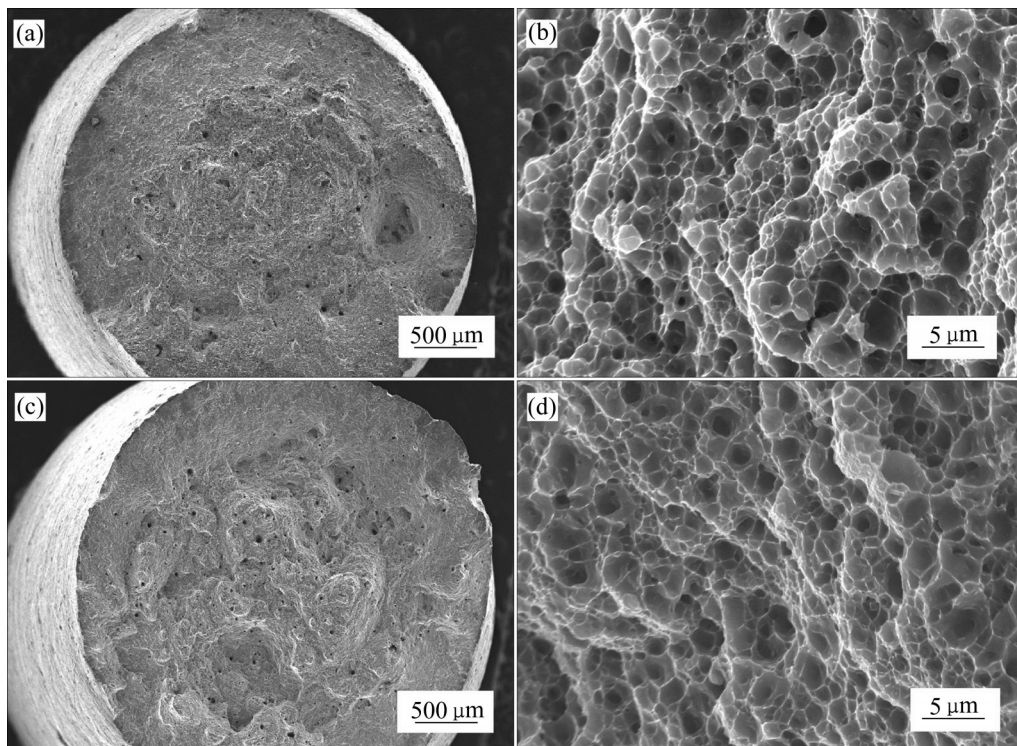


图10 不同沉积方向上SLM沉积态AlSiMg1.4样品经400℃时效处理后拉伸断口形貌

Fig. 10 Tensile fracture morphologies of 400 °C aging AlSiMg1.4 samples along different depositional directions: (a), (b) XY plane; (c), (d) XZ plane

后随着时效温度的增加,样品的胞状亚结构发生分解,熔道结构逐渐消失,样品的力学性能各向异性不断减小直至消失。

4) 本研究获得的 SLM 专用 AlSiMg1.4 铝合金的强度明显高于传统成分的 SLM 成形 Al-Si-Mg 合金($\sigma_{0.2}$ 提升约 20%, σ_b 提升约 15%, 而 δ 与之相当), 综合力学性能优异, 具有重要的应用价值。

REFERENCES

- [1] 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.
- [2] 林鑫, 黄卫东. 应用于航空领域的金属高性能增材制造技术[J]. *中国材料进展*, 2015, 34(9): 684–688
LIN Xin, HUANG Wei-dong. High performance metal additive manufacturing technology applied in aviation field [J]. *Materials China*, 2015, 34(9): 684–688.
- [3] GENG Y X, TANG H, XU J H, et al. Influence of process parameters and aging treatment on the microstructure and mechanical properties of AlSi8Mg3 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 2022, 29(9): 1770–1779.
- [4] TANG H, GENG Y X, LUO J J, et al. Mechanical properties of high Mg-content Al–Mg–Sc–Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Metals and Materials International*, 2021, 27(8): 2592–2599.
- [5] GENG Y X, TANG H, XU J H, et al. Strengthening mechanisms of high-performance Al–Mn–Mg–Sc–Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Science China Materials*, 2021, 64(12): 3131–3137.
- [6] 王安家, 李金山, 周中波, 等. A357 合金低压铸造过程及性能研究[J]. *热加工工艺*, 2007, 36(13): 59–63.
WANG An-jia, LI Jin-shan, ZHOU Zhong-bo, et al. Study on process and property of A357 alloy produced by low pressure casting[J]. *Hot Working Technology*, 2007, 36(13): 59–63.
- [7] YAN Q, SONG B, SHI Y S. Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 41: 199–208.
- [8] 张文奇, 朱海红, 胡志恒, 等. AlSi10Mg 的激光选区熔化成形研究[J]. *金属学报*, 2017, 53(8): 918–926.
ZHANG Wen-qi, ZHU Hai-hong, HU Zhi-heng, et al. Study on the selective laser melting of AlSi10Mg[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2017, 53(8): 918–926.
- [9] DAI D H, GU D D, ZHANG H, et al. Influence of scan strategy and molten pool configuration on microstructures and tensile properties of selective laser melting additive manufactured aluminum based parts[J]. *Optics & Laser Technology*, 2018, 99: 91–100.
- [10] WANG M, SONG B, WEI Q S, et al. Effects of annealing on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted AlSi7Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 739: 463–472.
- [11] RAO J H, ZHANG Y, FANG X Y, et al. The origins for tensile properties of selective laser melted aluminium alloy A357[J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 17: 113–122.
- [12] KIM D K, WOO W, HWANG J H, et al. Stress partitioning behavior of an AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting during tensile deformation using in situ neutron diffraction[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 686: 281–286.
- [13] RAO J H, ZHANG Y, ZHANG K, et al. Multiple precipitation pathways in an Al–7Si–0.6Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2019, 160: 66–69.
- [14] SING S L, AN J, YEONG W Y, et al. Laser and electron-beam powder-bed additive manufacturing of metallic implants: A review on processes, materials and designs[J]. *Journal of Orthopaedic Research*, 2016, 34(3): 369–385.
- [15] KIMURA T, NAKAMOTO T, MIZUNO M, et al. Effect of silicon content on densification, mechanical and thermal properties of Al-xSi binary alloys fabricated using selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 682: 593–602.
- [16] BAI Y C, YANG Y Q, XIAO Z F, et al. Process optimization and mechanical property evolution of AlSiMg0.75 by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2018, 140: 257–266.
- [17] SURYAWANSHI J, PRASHANTH K G, SCUDINO S, et al. Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2016, 115: 285–294.
- [18] KIMURA T, NAKAMOTO T, OZAKI T, et al. Microstructural formation and characterization mechanisms of selective laser melted Al-Si-Mg alloys with increasing magnesium content[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 754: 786–798.
- [19] WU J, WANG X Q, WANG W, et al. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg[J]. *Acta Materialia*, 2016, 117: 311–320.
- [20] 耿遥祥, 樊世敏, 简江林, 等. 选区激光熔化专用 AlSiMg 合金成分设计及力学性能[J]. *金属学报*, 2020, 56(6): 821–830.

- GENG Yao-xiang, FAN Shi-min, JIAN Jiang-lin, et al. Mechanical properties of AlSiMg alloy specifically designed for selective laser melting[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(6): 821–830.
- [21] GENG Y X, WANG Y M, XU J H, et al. A high-strength AlSiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 867: 159103.
- [22] GENG Y X, WANG Y M, WANG Z R, et al. Formation and structure-property correlation of new bulk Fe-B-Si-Hf metallic glasses[J]. *Materials & Design*, 2016, 106: 69–73.
- [23] 耿遥祥, 王英敏. 铁基非晶合金局域结构与性能关联: 基于微合金化机理研究[J]. *金属学报*, 2020, 56(11): 1558–1568.
- GENG Yao-xiang, WANG Ying-min. Local structure-property correlation of Fe-based amorphous alloys: Based on minor alloying research[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(11): 1558–1568.
- [24] 侯伟, 陈静, 储松林, 等. 选区激光熔化成形 AlSi10Mg 组织与拉伸性能的各向异性研究[J]. *中国激光*, 2018, 45(7): 67–77.
- HOU Wei, CHEN Jing, CHU Song-lin, et al. Anisotropy of microstructure and tensile properties of AlSi10Mg formed by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(7): 67–77.
- [25] 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.
- [26] YANG K, ROMETSCH P, DAVIES C H J, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and anisotropy in mechanical properties of A357 alloy produced by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2018, 154: 275–290.
- [27] YANG K, ROMETSCH P, JARVIS T, et al. Porosity formation mechanisms and fatigue response in Al-Si-Mg alloys made by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 712: 166–174.
- [28] FOUISOVÁ M, DVORSKÝ D, MICHALCOVÁ A, et al. Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures[J]. *Materials Characterization*, 2018, 137: 119–126.
- [29] TAKAHASHI T, KAMIO A, KOJIMA Y, et al. Morphologies of solid-liquid interface in unidirectionally solidified aluminum and aluminum-zinc alloys[J]. *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 1970, 20(12): 611–619.
- [30] ROSENTHAL I, STERN A, FRAGE N. Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 682: 509–517.
- [31] TAKATA N, KODAIRA H, SEKIZAWA K, et al. Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 704: 218–228.
- [32] TANG M, PISTORIUS P C. Anisotropic mechanical behavior of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting[J]. *JOM*, 2017, 69(3): 516–522.
- [33] READ N, WANG W, ESSA K, et al. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development[J]. *Materials and Design*, 2015, 65: 417–424.
- [34] XIONG Z H, LIU S L, LI S F, et al. Role of melt pool boundary condition in determining the mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 740–741: 148–156.
- [35] ABOULKHAIR N T, MASKERY I, TUCK C, et al. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 667: 139–146.
- [36] CHEN B, MOON S K, YAO X, et al. Strength and strain hardening of a selective laser melted AlSi10Mg alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 141: 45–49.
- [37] LI W, LI S, LIU J, 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.
- [38] MARTIN J H, YAHATA B D, HUNDLEY J M, et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys[J]. *Nature*, 2017, 549(7672): 365–369.
- [39] UZAN N E, SHNECK R, YEHESEKEL O, et al. Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM)[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 704: 229–237.
- [40] ZHUO L C, WANG Z Y, ZHANG H J, et al. Effect of post-process heat treatment on microstructure and properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy[J]. *Materials Letters*, 2019, 234: 196–200.
- [41] WEI P, WEI Z Y, 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.
- [42] HU J, SHI Y N, SAUVAGE X, et al. Grain boundary stability governs hardening and softening in extremely fine nanograined metals[J]. *Science*, 2017, 355(6331): 1292–1296.
- [43] TAKEUCHI A, INOUE A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element[J]. *Materials Transactions*,

- 2005, 46(12): 2817–2829.
- [44] VARVENNE C, LEYSON G P M, GHAZISAEIDI M, et al. Solute strengthening in random alloys[J]. *Acta Materialia*, 2017, 124: 660–683.
- [45] LI R D, WANG M B, LI Z M, 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.
- [46] SHA G, MÖLLER H, STUMPF W E, et al. Solute nanostructures and their strengthening effects in Al-7Si-0.6Mg alloy F357[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(2): 692–701.
- [47] EDWARDS G A, STILLER K, DUNLOP G L, et al. The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(11): 3893–3904.
- [48] ZHAO L, SANTOS MACÍAS J G, DING L P, et al. Damage mechanisms in selective laser melted AlSi10Mg under as built and different post-treatment conditions[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 764: 138210.
- [49] ZHAO Q, LIU Z Y, HU Y C, et al. Texture effect on fatigue crack propagation in aluminium alloys: An overview[J]. *Materials Science and Technology*, 2019, 35(15): 1789–1802.

Effect of aging temperature on microstructure and mechanical properties of high-strength AlSiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting

GENG Yao-xiang¹, FAN Shi-min², Li Jie³, XU Jun-hua¹, ZHANG Zhi-jie¹, JU Hong-bo¹, YU Li-hua¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China;

2. Chongqing Changzheng Heavy Industry Co., Ltd., Chongqing 400083, China;

3. XEMC Winpower Co., Ltd., Xiangtan 411102, China)

Abstract: In this work, the influence of aging temperature on microstructure and mechanical properties of SLM deposited high Mg-content AlSiMg1.4 alloy was systematically studied. The results show that the SLM deposited sample has a typical molten pool structure, in which the columnar grains penetrate the molten pool and the equiaxed grains exist in the molten pool boundary. The cellular substructure exists in the grains. The increase of Mg content in the sample effectively improves the solid solution of Mg in $\alpha(\text{Al})$ matrix, which is conducive to the formation of Mg-Si clusters in SLM deposited samples and the precipitation of Mg-Si strengthening phases in direct aging samples, and thus effectively improves the strength of the alloy. After being aged at 150 °C for 2 h, the yield strength ($\sigma_{0.2}$) and tensile strength (σ_b) of the samples are over 320 MPa and 530 MPa, respectively, which are higher than those of the most of the known Al-Si-Mg alloys fabricated by the SLM technique. Due to the different distribution and size of cellular substructure in different deposition directions, the as-deposited and 150 °C aging samples have obvious mechanical property anisotropy. When the aging temperature increases to 300 °C and 400 °C, the anisotropy of mechanical properties of the samples with different deposition directions disappears due to the decomposition of cellular substructure. In this case, the strength of the samples decreases significantly, and the elongation increases greatly.

Key words: selective laser melting; AlSiMg1.4 alloy; microstructure; mechanical properties; anisotropy

Foundation item: Projects (51801079, 52001140) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-08-03; **Accepted date:** 2021-11-22

Corresponding author: GENG Yao-xiang; Tel: +86-13952871355; E-mail: yaoxianggeng@163.com

(编辑 龙怀中)