

选区激光熔化成形高硬度 AlSiMg₃ 合金

侯 裕, 耿遥祥, 陈金汉, 罗金杰, 唐 浩, 许俊华, 喻利花, 鞠洪博

(江苏科技大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003)

摘 要: 基于选区激光熔化 (SLM) 技术熔体快速冷却的特点, 通过提高 Al-Si-Mg 合金中 Mg 的含量, 设计获得 SLM 技术专用 AlSiMg₃ 合金。系统研究了不同工艺参数和时效处理条件对 SLM 成形 AlSiMg₃ 合金组织和硬度的影响。结果表明, SLM 成形样品均由 α -Al、Si 和 Mg₂Si 相构成。高激光能量密度有利于增加粉末样品的成形性, 当激光功率为 160 W, 扫描速度为 200 mm/s 时, 样品具有最低孔隙率 0.07%。随着激光扫描速度的增加, 样品中富 Si 组织的比例逐渐升高, Mg 元素在 α -Al 中固溶量逐渐增大, 使得 SLM 成形样品的硬度(HV)逐渐升高, 最大值为(1940±30) MPa。样品经 150 °C 时效处理后, 由于 α -Al 内部纳米颗粒的析出, 导致样品硬度增大, 最大值为(2100±20) MPa, 远高于现有报道的 SLM 成形 Al-Si 和 Al-Si-Mg 铝合金。本研究报道了成形性和力学性能优异的 SLM 专用 Al-Si-Mg 合金。

关键词: 选区激光熔化; AlSiMg₃; 时效处理; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)11-3943-07

增材制造 (AM) 是一种通过 CAD 建模, 将材料逐层累加成形的技术, 可实现多种材料的快速近净成形^[1]。该技术现已广泛应用于航空航天、汽车、医疗、军工和艺术品设计等领域^[2]。选区激光熔化 (SLM) 是一种基于选区激光烧结发展而来的新型增材制造技术, 其首先对所需形状零件进行建模并分层切片, 然后利用高能激光束熔化处于松散状态的粉末薄层, 最终以逐层铺粉、逐层熔凝堆积的方式成形任意形状高致密度零件^[3]。SLM 技术不需要模具即可直接成形, 制备和后处理工艺简单, 可制造传统工艺无法实现的复杂精密零件 (如薄壁和封闭内腔结构等), 并且制造过程中所用粉末可重复使用, 材料的利用率高^[4]。

Al-Si 系铝合金具有比强度高、铸造性能好、耐腐蚀性能优异等特点, 广泛应用于柴油机汽缸体、减速箱壳体、高压阀件、涡轮叶片等器件^[5]。由于该体系合金多属于近共晶成分, 成形性好, 有利于获得高致密度 SLM 成形样品^[6]。目前, Al-Si 和 Al-Si-Mg 铝合金的 SLM 研究已经广泛开展^[7-10]。Takata^[7]等人研究了 SLM 制备 AlSi10Mg (Al-10Si-(0.20~0.45)Mg) 样品的组织和力学性能。结果表明, 在 SLM 加工过程中, 由于熔池内部的热量被基板及未熔化粉末快速吸收, 熔池内的合金液体快速冷却凝固 (冷却速度可达 $10^3 \sim 10^8$ K/s^[11]), 使得成形样品的组织细化, 熔池内部呈现亚微米尺寸的胞状结构, 熔池边界由于上一层沉

积样品的重熔和二次加热, 分别形成了组织粗化区和热影响区。特殊的凝固组织使得 SLM 成形样品的力学性能明显优于传统铸造成形样品^[12]。Yang^[8]等人系统研究了时效处理对 A357 (Al-7.01Si-0.56Mg) 铝合金组织和力学性能的影响。结果表明, SLM 成形样品经低温 (180 °C) 时效后, 胞状 α -Al 内部有大量细小富 Si 纳米颗粒析出, 此时样品的强度明显增加, 但塑性降低。样品经高温时效后, 由于高强度的网格状富硅组织发生分解及 α -Al 内部 Si 纳米颗粒的粗化^[13], 导致样品强度迅速降低, 但塑性增加明显。这一研究结果也表明, 通过不同的时效处理工艺可大范围调节 SLM 成形 Al-Si-Mg 合金的力学性能。Yang^[9]等人增加了 Al-Si-Mg 合金中 Mg 的含量, 研究了 SLM 成形 AlSi12Mg0.75 合金的力学性能。结果表明, 样品的成形性较好, 致密度超过 99%, Mg 含量的增加没有明显改变合金的组织, 但有效提升了样品的强度, 成形态样品的屈服强度 (YS) 超过 350 MPa, 抗拉强度 (UTS) 超过 420 MPa, 优于 SLM 成形 AlSi10Mg 合金^[14]。

目前 SLM 成形 Al-Si 系铝合金研究主要集中在 AlSi10Mg^[15]、AlSi12^[16]和 AlSi7Mg^[17,18]等传统合金体系, 合金中 Mg 含量较低, 力学性能明显低于传统高强铝合金。SLM 技术熔体快速冷却凝固的特性在细化合金组织的同时, 也可提高合金化元素在合金中的固

收稿日期: 2019-11-05

基金项目: 国家重点研发计划项目 (2016YFB1100103); 江苏省自然科学基金青年基金项目 (BK20180985); 江苏省高等学校自然科学研究面上项目 (18KJB430011)

作者简介: 侯 裕, 男, 1995 年生, 硕士生, 江苏科技大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003, E-mail: houyujust@163.com

溶度。本研究在前期的工作中通过成分设计, 获得了高 Mg 质量分数为 1.4% 的 SLM 成形 Al-Si-Mg 合金, 所获得合金的显微硬度超过 1700 MPa, 压缩 YS 超过 450 MPa, 力学性能优异^[19]。基于此, 本研究继续提升 Al-Si-Mg 合金中 Mg 的含量至 3%(质量分数), 探索高 Mg 含量 SLM 成形 Al-Si-Mg 合金的组织 and 力学性能。

1 实验

通过 N₂ 雾化技术制备 Al-Si-Mg 合金粉末, 粉末样品的化学成分由等离子体扫描光谱仪(ICP)测试获得 (Al-8.73Si-3.08Mg)。SLM 样品制备由 FS121M 型 SLM 设备完成, 该设备配有 200 W 的光纤激光器, 具有高精度三轴振镜扫描系统, 光斑直径在 40~100 μm 内可调。成形过程中保护气体为氩气, 缸内氧气含量低于 100 $\mu\text{L/L}$ 。实验工艺参数为: 激光功率 120 和 160 W, 光斑直径 100 μm , 铺粉厚度 30 μm , 扫描间距 100 μm , 激光扫描速度 200~1100 mm/s。成形样品尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm, 成形后样品见图 1。采用图像法测定样品的孔隙率。样品的 Vickers 硬度由 HXS-100TAC 型显微硬度计测试获得, 实验载荷为 300 g, 保载时间为 15 s。由 Zeiss Axioskop2 型金相显微镜 (OM) 和 JSM6480 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察粉末和 SLM 成形样品的表面形貌和显微组织。

2 结果与讨论

2.1 合金粉末表征

图 2 为粉末样品的表面形貌 SEM 照片。从图 2 中可知, 粉末样品的球形度较好, 球形粉末表面有少

量不规则细粉黏着, 小颗粒粉末的附着不利于粉末的流动, 但在实验过程中并未影响设备的正常铺粉。图 3 为 AlSiMg₃ 粉末粒径分布结果。粉末颗粒呈正态分布, 粒径分布特征值 D_{10} 、 D_{50} 和 D_{90} 分别为 20.7、34.3 和 54.9 μm 。

2.2 工艺参数对样品 SLM 成形性的影响

图 4 和图 5 分别给出了激光功率为 120 和 160 W 时, 不同激光扫描速度下获得 SLM 成形样品 (平行于沉积方向) 的 OM 照片。由图可知, SLM 成形样品呈现典型的鱼鳞状熔池组织^[20], 样品中存在少量孔洞, 激光功率较低时, 样品的孔洞数量较多。依据图 4 和图 5 获得成形样品的孔隙率统计结果见图 6。从图 6 中可知, 当激光功率为 120 W 时, 随着激光扫描速度的增大, 样品孔隙率逐渐增加, 样品的孔隙率较高; 当激光功率为 160 W 时, 样品的孔隙率随激光扫描速度的增大呈现波动变化, 但均低于 0.5%, 成形性较好。在激光功率为 160 W, 扫描速度为 200 mm/s 时样品具有最低孔隙率 0.07%。在低扫描速度时粉末吸收了较高的能量, 粉末所吸收的热量足以使其充分融化, 熔体黏度和表面张力较小, 流动性好, 样品成形致密^[21]。当激光功率为 120 W 时, 在高激光扫描速度下, 由于

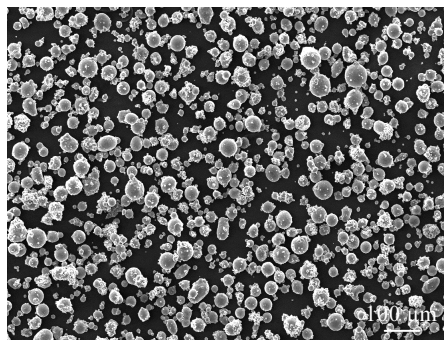


图 2 AlSiMg₃ 合金粉末形貌

Fig.2 SEM image of AlSiMg₃ powders

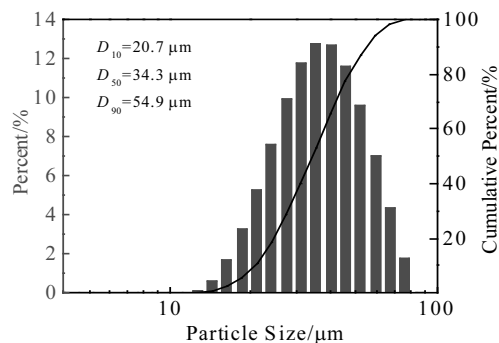


图 3 AlSiMg₃ 合金粉末粒径分布

Fig.3 Particle size distribution of AlSiMg₃ powders

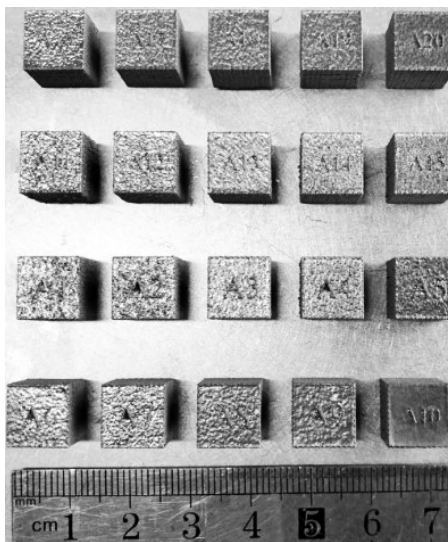


图 1 SLM 成形 AlSiMg₃ 样品照片

Fig.1 Photographs of SLM-formed AlSiMg₃ alloy

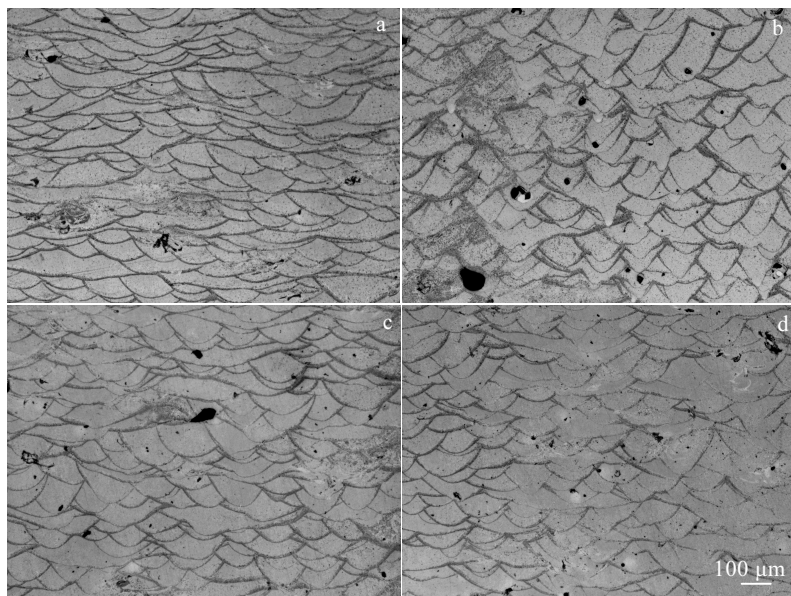


图 4 激光功率 120 W 不同扫描速度时 SLM 成形 AlSiMg₃ 样品的金相照片

Fig.4 OM images of AlSiMg₃ samples manufactured at a laser power of 120 W with different scanning speeds: (a) 300 mm/s, (b) 600 mm/s, (c) 800 mm/s, and (d) 1000 mm/s

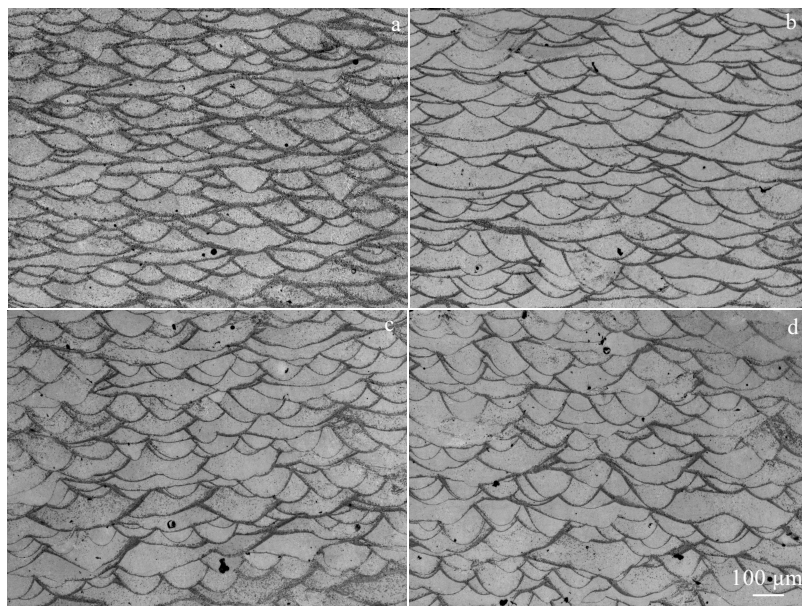


图 5 激光功率 160 W 不同扫描速度时 SLM 成形 AlSiMg₃ 样品的金相照片

Fig.5 OM images of AlSiMg₃ samples manufactured at a laser power of 160 W with different scanning speeds: (a) 500 mm/s, (b) 700 mm/s, (c) 900 mm/s, and (d) 1100 mm/s

激光能量密度低，导致熔池温度较低，熔体黏度和表面张力较大，流动性变差，铺展不均匀，继而导致成形样品孔隙率增加。

2.3 SLM 成形样品的显微组织和结构

图 7 给出了 SLM 成形 AlSiMg₃ 样品的 SEM 典型显微组织照片。样品的显微组织分为 3 个区域：熔池

内部的组织细化区、熔池搭接处的组织粗化区和热影响区。组织细化区呈现片层状枝晶结构，组织粗化区为岛状结构，热影响区内富 Si 组织（亮色区域）发生溶解中断^[22]。SLM 成形时，熔池凝固过程中具有较大冷速，使得成形样品的组织极为细小。粗晶区的形成主要是由于激光扫描形成的熔池深度大于粉层厚度，

导致局部已凝固区域发生重熔，重熔区以下近邻固态合金的温度由于受到熔体和结晶潜热的影响而迅速升高，致使重熔区合金液体的冷却速度变慢，温度梯度较小，凝固时熔池底部与已结晶固相接触，尽管结晶前沿液体中有一定的过冷度，但已结晶固相上直接生长所提供的吉布斯自由能远低于金属溶液自发形核所需的吉布斯自由能。因此，重熔液体的凝固过程主要是依靠近已结晶固相上柱状小枝晶作为衬底直接外延生长，由此形成粗晶区^[23]。重熔区的边界为热影响区，其形成主要是由于此处激光的能量已不足以将固相进行重熔，但二次加热使该区域内富 Si 组织部分溶解、断裂和球化^[24]。

图 8 为激光功率为 160 W 时不同激光扫描速度下 SLM 成形样品熔池内部的 SEM 照片。从图 8 中可知，在高激光扫描速度下，样品中亮色富 Si 组织和暗色富 Al 组织发生细化，富 Si 组织比例有所增加。在激光功率为 120 W 时获得的 SLM 成形样品中同样观察到

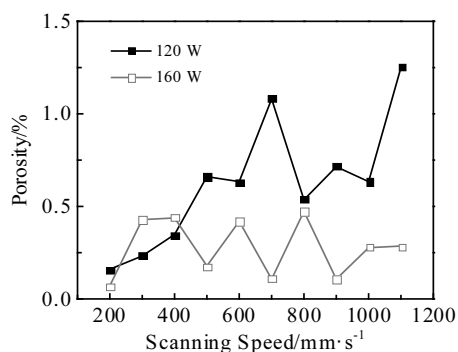


图 6 SLM 成形样品的孔隙率随激光功率和激光扫描速度的变化关系曲线

Fig.6 Evolution of the porosity of SLM-formed samples with the laser power and scanning speed

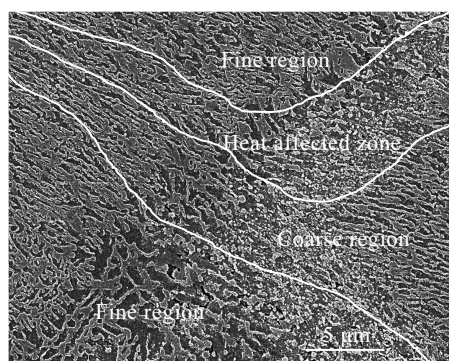


图 7 SLM 成形样品的 SEM 显微组织

Fig.7 SEM image of SLM-formed samples

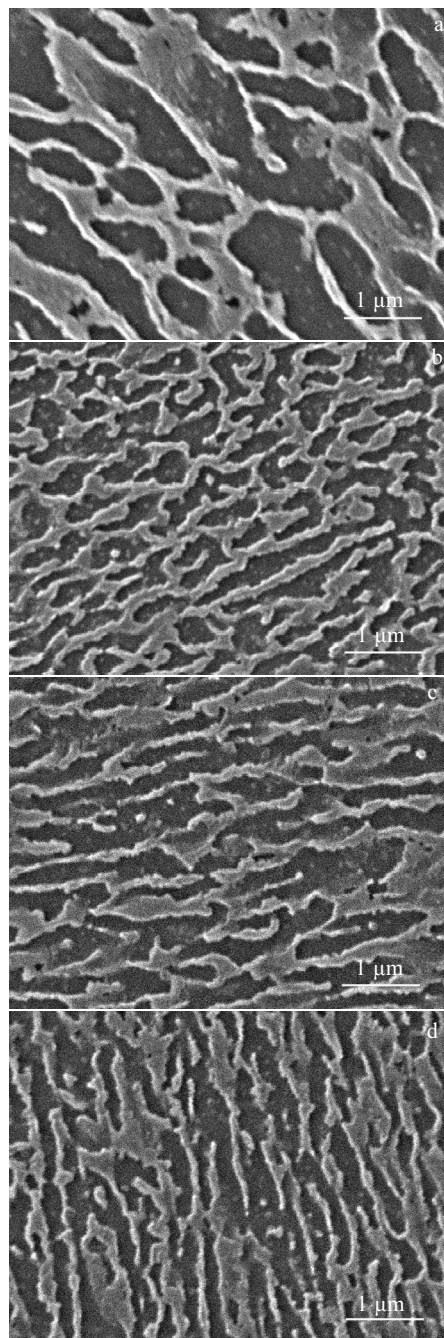


图 8 激光功率 160 W 时不同激光扫描速度下获得 SLM 成形样品的显微形貌

Fig.8 SEM images of SLM-formed samples with laser power of 160 W and different scanning speeds: (a) 200 mm/s, (b) 500 mm/s, (c) 800 mm/s, and (d) 1100 mm/s

这一现象。这主要是由于随着激光扫描速度的增加，熔池的冷却速度变快，亚共晶成分 AlSiMg_3 合金熔体在凝固过程中 $\alpha\text{-Al}$ 的析出长大动力学受限，析出尺寸和比例逐渐减小，剩余熔体凝固成富 Si 组织。当激光扫描速度较低时， $\alpha\text{-Al}$ 内部存在少量纳米颗粒。纳米颗粒

的析出主要是由于低扫描速度下激光对样品的作用时间较长, 已凝固样品的温升较高, 过固溶于 α -Al 内的合金化元素容易以单质或化合物纳米颗粒的形式析出。

图 9 为不同工艺参数下获得 SLM 成形样品的 XRD 图谱。从图 9 中可知, 所有样品中均包含 α -Al、Si 和 Mg_2Si 相。随着扫描速度的增大, 样品中 α -Al 所对应的衍射峰均向左轻微偏移。这主要是由于随着激光扫描速度的增加, 成形样品的冷却速度变快, 增加了 Mg 在 α -Al 中的固溶度, 由于 Mg 的原子半径大于 Al 的原子半径 ($r_{\text{Al}} = 0.1434 \text{ nm}$, $r_{\text{Mg}} = 0.160 \text{ nm}$), Mg 固溶量的增加增大了 α -Al 的晶格常数, 从而使得 α -Al 晶体衍射峰左移^[25]。

2.4 SLM 成形样品的力学性能

图 10 为 SLM 成形 AlSiMg₃ 样品的硬度随激光功率和扫描速度的变化关系曲线。从图 10 中可知, 在不同激光功率下, 随着扫描速度的增加, 样品的硬度值逐渐升高。激光功率为 120 W 时, 样品硬度(HV)的最大值为 $(1940 \pm 30) \text{ MPa}$ (1000 mm/s), 激光功率为 160 W 时, 样品硬度的最大值为 $(1930 \pm 20) \text{ MPa}$ (1100 mm/s)。由于 SLM 成形铝合金的力学性能与富 Si 组织密切相关^[26], 因此, 高激光扫描速度下富 Si 组织比例的增加及微观组织的细化均可有效增加样品的硬度^[27]。此外, α -Al 内部 Mg 固溶量的增加 (图 9) 也会增加样品的固溶强化效果。

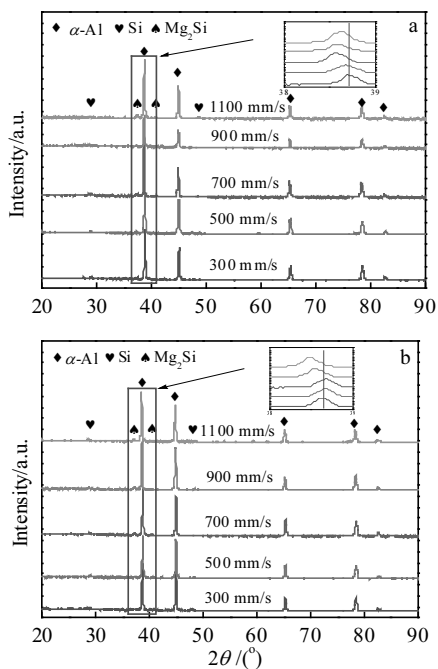


图 9 不同激光扫描速度下获得 SLM 成形样品的 XRD 图谱
Fig.9 XRD patterns of SLM-formed samples with different scanning speeds: (a) 120 W and (b) 160 W

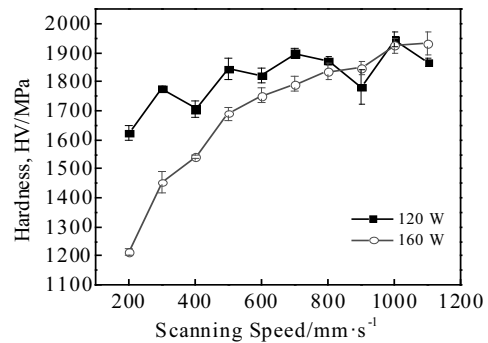


图 10 SLM 成形 AlSiMg₃ 样品硬度随激光功率和扫描速度的变化关系曲线

Fig.10 Hardness vs scanning speeds of SLM-formed AlSiMg₃ alloy at different laser energy

2.5 时效处理对 SLM 成形样品组织和力学性能的影响

图 11 给出了激光功率为 160 W, 扫描速度为 400 mm/s 时获得 SLM 成形样品经 150 °C 时效处理不同时间的 SEM 照片。从图 11 中可知, 经时效处理后, 样品中网格状富 Si 组织未发生明显变化, 但在富 Al 组织内部开始有大量亮色纳米颗粒析出。结合图 9 中的 XRD 的结果, 推测纳米颗粒应为固溶于 α -Al 内部的 Mg 和 Si 形成的 Mg_2Si 相。这一结论将在稍后发表的有关相似成分 Al-Si-Mg 合金 SLM 研究的论文中证实。

图 12 给出了在激光功率为 160 W, 扫描速度分别为 400 和 1100 mm/s 时获得 SLM 成形 AlSiMg₃ 合金经 150 °C 时效处理不同时间的硬度变化关系曲线。从中可知, 样品经 150 °C 时效处理后, 硬度均明显增加。当激光扫描速度为 400 mm/s 时, 样品经 2 h 时效处理后硬度具有最大值 $(1870 \pm 10) \text{ MPa}$; 当激光扫描速度为 1100 mm/s 时, 样品经时效处理 4 h 后硬度具有最大值 $(2100 \pm 20) \text{ MPa}$ 。经低温时效后, 样品硬度增加的主要原因为 α -Al 内部纳米 Mg_2Si 颗粒的析出强化作用。本研究表明, 低温时效处理可有效提升 SLM 成形 AlSiMg₃ 合金的硬度, 不同工艺参数下获得成形态样品的初始硬度值对后期时效处理样品的硬度有较大影响。低激光扫描速度下获得样品经低温时效后硬度较低的原因除了与样品成形时的微观组织有关外, 还与样品经低温时效后低 Mg 元素固溶量带来的低 Mg_2Si 析出量有关。

图 13 为 SLM 成形 Al-Si、Al-Si-Mg 合金及其对应的复合材料的维氏硬度值。从图 13 中可知, 本研究获得的 SLM 成形 AlSiMg₃ 合金的硬度远高于之前报道的 SLM 成形 Al-Si 系铝合金及其对应的复合材料^[28-36]。

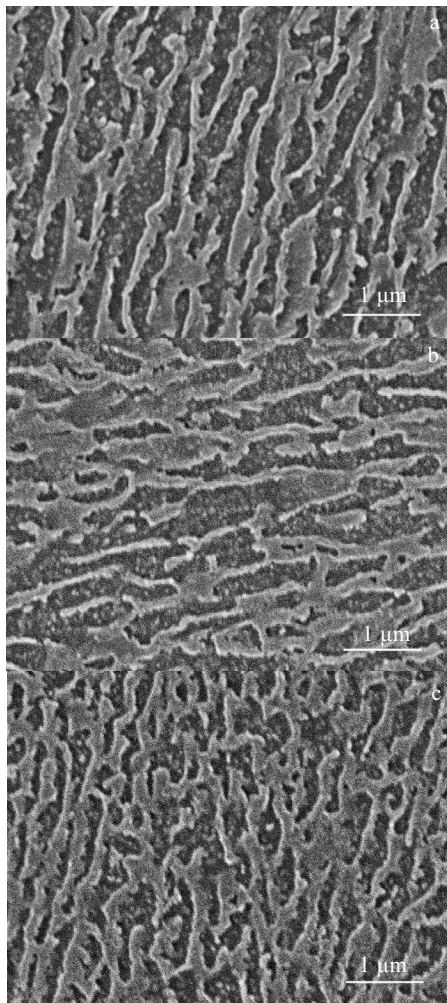


图 11 SLM 成形 AlSiMg₃ 样品在 150 °C 下时效处理不同时间的显微组织

Fig.11 SEM images of SLM-formed samples after aging treatment at 150 °C for 4 h (a), 10 h (b), and 14 h (c)

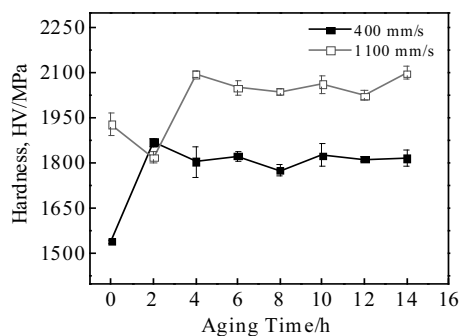


图 12 SLM 成形 AlSiMg₃ 合金经 150 °C 时效处理不同时间的硬度变化

Fig.12 Evolution of the hardness of SLM-formed AlSiMg₃ alloy after aging treatment at 150 °C for different time

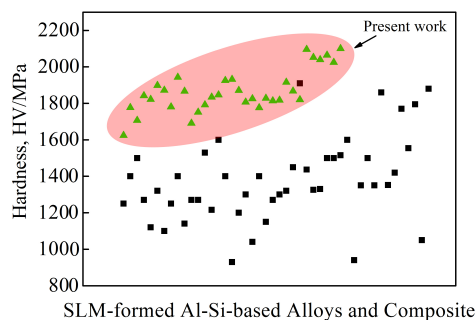


图 13 SLM 成形 Al-Si 系铝合金及其复合材料硬度分布

Fig.13 Hardness of SLM-formed Al-Si-based alloys and corresponding composites

3 结 论

1) 基于 SLM 技术熔体快速冷却的技术特性, 通过向 Al-Si-Mg 合金中增加合金化元素 Mg 的含量, 获得 SLM 专用铝合金新成分 Al_{88.19}Si_{8.73}Mg_{3.08}。

2) 高 Mg 含量的 AlSiMg₃ 铝合金具有较好的 SLM 成形性, 激光功率为 160 W 下获得 SLM 成形样品的孔隙率均低于 0.5%。当激光功率为 160 W, 扫描速度为 200 mm/s 时, 样品具有最低孔隙率 0.07%。

3) 随着激光扫描速度的增加, SLM 成形样品中富 Si 组织比例增大、显微组织细化、α-Al 中固溶 Mg 元素含量增多, 导致样品的硬度(HV)逐渐升高, 最大值为(1940±30) MPa。由于纳米颗粒的析出, SLM 成形 AlSiMg₃ 样品经 150 °C 时效处理后硬度得到明显提升, 时效处理样品硬度的最大硬度(HV)为(2100±20) MPa, 远高于现有报道 SLM 成形 Al-Si 和 Al-Si-Mg 合金及其对应的复合材料。样品的初始硬度值对后期时效处理样品的硬度有较大影响。

4) 本研究为 SLM 成形高硬度铝合金提供了思路和方法。

参考文献 References

- [1] Guo N N, Leu M C. *Frontiers of Mechanical Engineering*[J], 2013, 8(3): 215
- [2] Lu Bingheng(卢秉恒), Li Dichen(李涤尘). *Machine Building & Automation*(机械制造与自动化)[J], 2013, 42(4): 1
- [3] Gu Dongdong(顾冬冬), Shen Yifu(沈以赴). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2012, 404(8): 32
- [4] Chen Jilun(陈济轮), Dong Peng(董 鹏), Zhang Kun(张 昆) et al. *Electromachining & Mould*(电加工与模具)[J], 2014(1): 66
- [5] Jeng J Y, Lin M C. *Journal of Materials Processing*

- Technology[J], 2001, 110(1): 98
- [6] Kempen K, Thijs L, Humbeeck J V *et al.* *Physics Procedia*[J], 2012, 39: 439
- [7] Takata N, Kodaira H, Sekizawa K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 704: 218
- [8] Yang K V, Rometsch P, Davies C H J *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 154: 275
- [9] Bai Y C, Yang Y Q, Xiao Z F *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 140: 257
- [10] Aboulkhair N T, Simonelli M, Parry L *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2019, 106: 100 578
- [11] Zhang J L, Song B, Wei Q S *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 44
- [12] Pedersen L, Arnberg L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(3): 525
- [13] Maamoun A H, Elbestawi M A, Dosbaeva J K *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2018, 21: 234
- [14] Read N, Wang W, Essa K *et al.* *Materials & Design*[J], 2015, 65: 417
- [15] Guo M X, Ye Y, Jiang X H. *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(11): 6753
- [16] Dai D H, Gu D D, Zhang H *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2018, 99: 91
- [17] Wang M, Song B, Wei Q S *et al.* *Material Science & Engineering A*[J], 2019, 729: 463
- [18] Prashanth K G, Scudino S, Klauss H J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 590: 153
- [19] Geng Yaoxiang(耿遥祥), Fan Shimin(樊世敏), Jian Jianglin(简江林) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019,
- [20] Zhou L, Pan H, Hyer H *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2019, 158: 24
- [21] Tang M, Pistorius P C. *International Journal of Fatigue*[J], 2016, 94: 192
- [22] Liu X H, Zhao C C, Zhou X *et al.* *Materials & Design*[J], 2019, 168: 107 677
- [23] Ding X P, Wang L Z. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2017, 26: 280
- [24] Marola S, Manfredi D, Fiore G *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 742: 271
- [25] Hu Liang(胡 亮), Liu Yunzhong(刘允中), Tu Cheng(涂 诚) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2019, 24(4): 365
- [26] Fousová M, Dvorský D, Michalcová A. *et al.* *Materials Characterization*[J], 2018, 137: 119
- [27] Prashanth K G, Scudino S, Klauss H J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 590: 153
- [28] Bai Y C, Yang Y Q, Xiao Z F *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 140: 257
- [29] Li X P, Ji G, Chen Z *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 129: 183
- [30] Kang N, Coddet P, Chen C Y *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 99: 120
- [31] Mance D R, Churyumov A Y, Pozdniakov A V *et al.* *Materials Letters*[J], 2019, 236: 676
- [32] Aversa A, Lorusso M, Cattano G *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 1470
- [33] Zhou Y, Wen S F, Wang C *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2019, 120: 150 719
- [34] Ponnusamy P, Masood S H, Ruan D *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2018, 97(4): 1
- [35] Zakay A, Aghion E. *JOM*[J], 2019, 71(3): 1150
- [36] Han Q Q, Jiao Y. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 102: 3315

Selective Laser Melting of AlSiMg₃ Alloy with Super-hardness

Hou Yu, Geng Yaoxiang, Chen Jinhan, Luo Jinjie, Tang Hao, Xu Junhua, Yu Lihua, Ju Hongbo
(School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

Abstract: A high Mg-content AlSiMg₃ aluminium alloy was designed for selective laser melting (SLM) based on the technical characteristics of the liquid quenching in SLM. The effects of the process parameters and aging treatment on the microstructure and the hardness of the SLM-formed AlSiMg₃ alloy were studied. The results show that all SLM-formed samples are composed of α -Al, Si and Mg₂Si phases. High laser energy density is beneficial to the formability of the samples. The minimum porosity of ~0.07% is obtained for the sample fabricated at a laser power of 160 W with a scanning speed of 200 mm/s. The Mg element dissolved in α -Al and the proportion of Si-rich microstructures increase with the increase of the scanning speed; as a result, the hardness of the SLM-formed samples increases gradually. The maximum hardness of the SLM-formed sample reaches (1940±30) MPa. The hardness increases obviously after aging treatment of the SLM-formed samples at 150 °C for different times due to the precipitation of nanoparticles. The maximum hardness of the samples is (2100 ± 20) MPa, which is much higher than that of the reported SLM-formed Al-Si and Al-Si-Mg alloys. A special Al-Si-Mg alloy for SLM with excellent formability and mechanical properties has been reported in this paper.

Key words: selective laser melting; AlSiMg₃ alloy; aging treatment; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Geng Yaoxiang, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, P. R. China, Tel: 0086-511-84401184, E-mail: yaoxianggeng@163.com