

基板预热温度对选区激光熔化 AlSi9Mg1ScZr 微观组织及力学性能的影响

张 璨^{1,2}, 王国伟¹, 朱京玺^{1,2}, 王利利¹, 沈显峰¹, 叶 寒², 王 超¹, 黄姝珂¹

(1. 中国工程物理研究院 机械制造工艺研究所, 四川 绵阳 621900)

(2. 南昌大学 先进制造学院, 江西 南昌 330031)

摘 要: 研究了基板预热温度对选区激光熔化 (SLM) 制备 AlSi9Mg1ScZr 合金样品微观组织及力学性能的影响, 在 35、85、135 °C 3 种不同基板预热温度下, 制备了 SLM 样品并分别进行微观组织观察及性能测试。结果表明, 基板预热温度设置为 135 °C 时, 由于基板预热温度和激光扫描热输入的共同影响, 使合金在打印过程产生了原位时效效应, 在保留细小枝晶和 Si 网络的同时促进了元素从过饱和固溶体中析出。相比基板预热 35 °C 的样品, 纳米尺度的 Mg₂Si 相和 Si 相在 α -Al 基体及枝晶界析出的数量显著增加, 起到了提高强度的作用; 但微米尺度富 Fe 相的析出对塑性产生了负面影响。在基板预热温度设置为 135 °C 时, 制备的 AlSi9Mg1ScZr 合金在 0° 方向上屈服强度高达 360 MPa、抗拉强度高达 502 MPa、伸长率为 7%; 90° 方向上屈服强度高达 331 MPa、抗拉强度高达 511 MPa、伸长率为 5.4%。本研究通过提高基板预热温度, 在 SLM 过程中实现了 SLM 样品的原位时效, 改善了 SLM 制备 AlSi9Mg1ScZr 合金的微观组织, 在不经后续热处理的情况下, 大幅降低了残余应力, 得到了超高强度的 AlSi9Mg1ScZr 合金样品。

关键词: 选区激光熔化; AlSi9Mg1ScZr 合金; 基板预热; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.21; TG665

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)04-1075-11

增材制造技术 (AM), 包括选区激光熔化 (SLM) 和直接能量沉积 (DED) 等成形方式, 因其加工周期短、材料利用率高、个性化定制等技术优势, 为低密度、高比强度、低成本、几何结构复杂的新型材料的制备提供了可能, 在汽车工业、航空航天、军事设施等领域得到了广泛应用^[1-3]。其中选区激光熔化技术因其较高的打印精度和优异的力学性能而被广泛应用于复杂金属组件的生产中^[4]。在 SLM 过程中, 激光熔池快速熔凝可获得高凝固速率 (高达 $10^4 \sim 10^6$ K/s), 使打印金属产生了独特的微观结构和高度过饱和的固溶体^[5], 从而可以得到更加优良的性能。迄今为止, SLM 已被广泛应用于金属组件的制备, 其中铝硅合金因其较小的凝固收缩率以及良好的可焊性、成型性及耐热性而被广泛作为 SLM 的原材料^[6], 如 AlSiMg3^[7], AlSi10Mg^[8-10], AlSi7Mg^[11-12] 等受到了研究者的广泛关注。但在实际应用中, SLM 成形铝硅合金需经过合适的热处理工艺来改善合金微观组织和综合力学性能。

大量文献研究了热处理对 SLM 制备铝硅系合金

微观组织及力学性能的影响。Zhuo^[13] 等通过 300 °C/2 h + 水淬, 使 SLM 制备的 AlSi10Mg 塑性从 8% 提高到了 15.3%, 但抗拉强度却从 446 MPa 下降到了 273 MPa。Kimura^[12] 等研究了 SLM 制备 AlSi7Mg0.3 的微观组织和力学性能, 经过退火 (T5) 处理后, 合金的微观结构从细枝晶转变为粗枝晶, 且亚微米级的硅网络演变为微米级硅颗粒。SLM 试件的伸长率从 15% 上升到 30%, 而极限抗拉强度和屈服强度分别从 400 和 250 MPa 下降到 200 和 125 MPa。众多研究者^[14-17] 研究了 T6 回火热处理工艺对 SLM 制备 AlSi10Mg 合金微观组织及力学性能的影响。研究发现, 经 T6 热处理后的 SLM 样品强度大幅降低; 较高的热处理温度不但破坏了 SLM 制备 AlSi10Mg 样品的硅网络, 还使晶粒发生了明显粗化。Aboulkhair^[18] 等发现, T6 热处理后, SLM 成形 AlSi10Mg 抗拉强度由 268 MPa 变为 239 MPa, 降低 12%, 塑性提高了 2.8%。Wang^[19] 等设置了 270、300、330 °C 的保温 2 h 热处理, 结果发现, 随着热处理温度的升高, SLM 制备 AlSi10Mg 样品的塑性逐渐升高, 强度逐渐降低。王悦^[20] 等研

收稿日期: 2023-04-25

基金项目: 中国工程物理研究院创新发展基金 (CX20210005); 国家自然科学基金 (52101057)

作者简介: 张 璨, 男, 1997 年生, 硕士生, 南昌大学先进制造学院, 江西 南昌 330031, E-mail: 1099078574@qq.com

究了热处理对 SLM 制备 AlSi10Mg 组织及性能的影响,发现在 540 ℃, 1 h 固溶处理后,样品强度从 478 MPa 下降到了 246 MPa。众多研究表明,现有热处理工艺会导致铝硅系合金的枝晶粗化、晶粒粗化,以及硅网络转变为更粗大的硅颗粒;虽然使塑性得到了一定的提升,但大大降低了铝硅合金的抗拉强度和屈服强度。

针对上述研究中热处理后合金强度下降的现象,通过严格控制热处理的时间和温度,防止枝晶及晶粒粗化,抑制硅网络的颗粒状粗化转变,有望获得高强度的铝硅系合金。热循环对 SLM 成形合金的微观结构、过饱和和溶质的沉淀相析出以及第二相演化起着重要的作用^[10],本研究设计了一种预热打印的 SLM 方案,在现有打印工艺参数下调整基板预热温度,从而改变 SLM 过程的热循环。改变基板预热温度可得到不同的热循环温度,进而影响原位预热的沉淀相析出和第二相演化倾向,以期得到不同的原位热处理效果,进而实现铝硅系合金微观组织及力学性能调控^[21]。本研究中,以铝硅系合金 AlSi9Mg1ScZr 为原材料,在不同基板预热温度下通过 SLM 制备了不同打印方向上的样品,以期在不经后续热处理的情况下直接用 SLM 制备出高强度且塑性良好的 AlSi9Mg1ScZr 样品。本文通过显微组织表征及力学性能测试,探究了原位热处理对 SLM 制备 AlSi9Mg1ScZr 合金组织性能的影响,为制备高性能铝硅系合金提供了参考。

1 实 验

与现有的 AlSi10Mg 材料不同,本研究使用的 AlSi9Mg1ScZr,相比 AlSi10Mg 提高 Mg 含量并降低了 Si 含量,添加了微量 Sc 和 Zr 元素,通过气雾法制备得到了实验粉末,其化学成分及含量如表 1 所示。合金粉末的微观形貌如图 1 所示,通过图像分析软件统计,粉末的平均球形度约为 90.12%,表明所用粉末具有良好的铺粉特性,经激光粒度分析仪测得其粒径分布如图 2 所示,粉末平均粒径为 36.32 μm,粒径分布为 D_{10} =18.73 μm, D_{50} =36.32 μm, D_{90} =61.79 μm。

本实验的样品由德国 EOS 公司生产的 EOS M290 金属打印机制备,该打印机配备了 400 W 的光纤激光器,最大加工尺寸为 250 mm×250 mm×300 mm。样

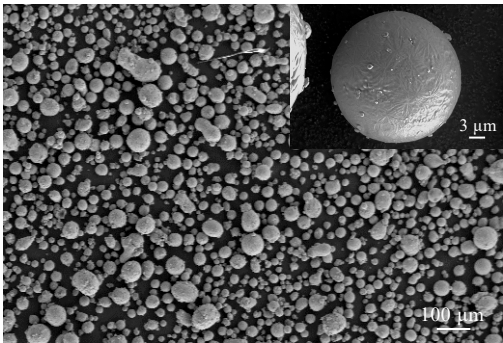


图 1 激光熔化 AlSi9Mg1ScZr 粉末形貌
Fig.1 SEM images of SLMed AlSi9Mg1ScZr alloy powder

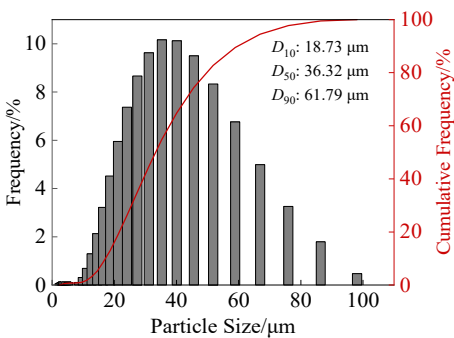


图 2 AlSi9Mg1ScZr 合金粉末的粒径分布
Fig.2 Particle size distribution of AlSi9Mg1ScZr alloy powder

品打印在氩气保护的成型仓内进行。打印策略如图 3a 所示,工艺参数为激光功率 370 W,层厚 0.03 mm,层间转角 67°,扫描速度 1300 mm/s,扫描间距为 0.16 mm。设置 3 组不同的预热温度(35/85/135 ℃),在 0°和 90°方向上切取 3 mm×5 mm×6 mm 的金相观察样品,并在 0°和 90°成型方向上分别加工制备拉伸试样(如图 3b 所示)。

各个金相样品经砂纸打磨后采用阿基米德排水法测其致密度。使用显微维氏硬度计,设置下压力 5 N,保持下压时间 10 s,根据压痕对角线长度得出对应维氏硬度。通过 μ-X360s 便携式 X 射线残余应力分析仪进行残余应力测试。根据 GB/T 228.1-2010 标准加工拉伸试样,在 0°和 90°成形方向上准备 3 个平行试样,拉伸实验在拉伸试验机上进行室温拉伸测试,拉伸速率为 2.1 mm/min。在电子扫描显微镜(ZEISS ULTRA 5)下观察断口形貌,并使用能量仪(EDS)对断面上的析出相进行元素分析。

对金相样品 0°和 90°方向的观察面(如图 3a 所示),经过打磨、抛光后,使用 Keller 试剂(95% H₂O +2.5% HNO₃+1.5% HCl+1.0% HF)对抛光表面淹没腐

表 1 AlSi9Mg1ScZr 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlSi9Mg1ScZr alloy powder (wt%)

Si	Mg	Sc	Zr	Fe	Al
8.2	0.94	0.1	0.04	0.12	Bal.

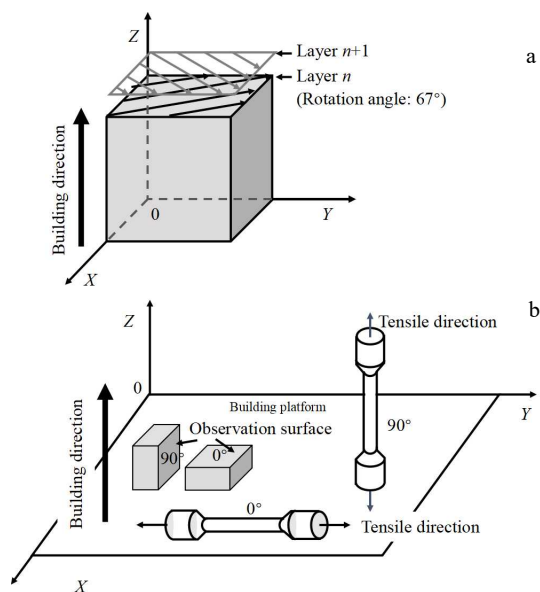


图3 打印策略示意图; 试样打印示意图

Fig.3 Illustration of printing strategy (a) and specimen printing (b)

蚀后得到观察样品。使用光学显微镜 (OM, ZEISS 倒置显微镜) 和电子扫描显微镜 (ZEISS ULTRA 5) 观察 SLM 制备样品的微观形貌。取机械抛光后的待观测表面, 对表面使用离子刻蚀仪 (Leica RES 101), 刻蚀电压 6.5 V, 时间为 1 h, 使用电子背散射仪器 (OXFORD Nordlys Nano, EBSD) 研究制备样品的晶体取向、晶粒尺寸和结构。用铜靶 ($\lambda=0.1542 \text{ nm}$) 在 $20^\circ \sim 110^\circ$ (2θ) 进行 X 射线衍射 (XRD) 分析。通过美国 Gatan 695 离子减薄仪, 在电压为 4 keV 下, 对样品进行离子减薄, 使用透射电子显微镜 (FEI Talos F200X) 测定样品的纳米级微观结构。

2 结果与讨论

2.1 不同基板预热温度制备 SLM 样品的致密度

不同基板预热温度下制备样品的光学显微镜照片如图 4 所示, 所有样品的打印熔合质量良好, 没有出现大尺寸的孔隙和搭接不良的现象, 孔隙的形状、大小及分布无明显差异, 且都具有孔隙面积小、孔隙数目不多的特点。本研究通过二值法统计孔隙占图像的面积比例, 得到了各个样品的致密度, 并通过阿基米德法测出了各个样品的密度。

不同基板预热温度下制备的样品密度和致密度如图 5 所示。可以观察到不同预热温度下, 试样均表现出较高的致密度 (大于 99.8%), 且不同基板预热温度下制备样品的密度和致密度相差极小, 均达到了较高水平。

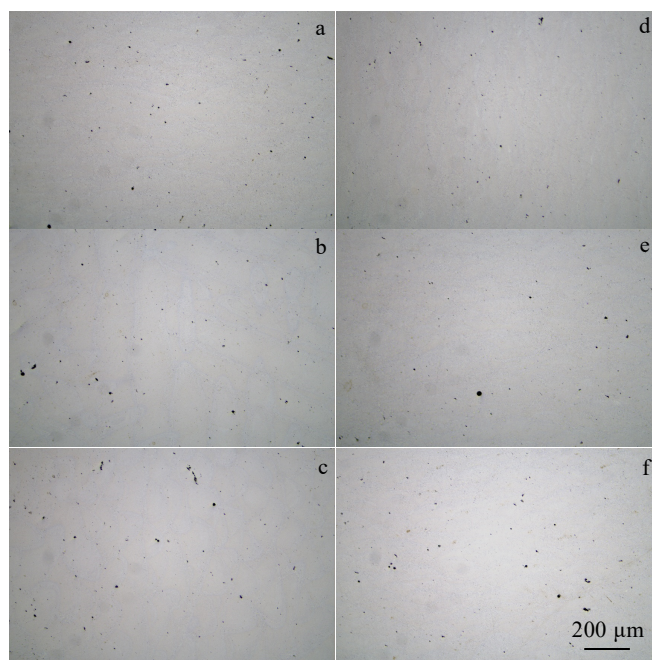


图4 不同预热温度下未腐蚀 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品光学显微镜图像

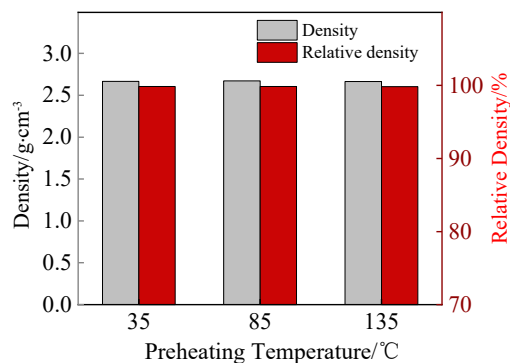
Fig.4 Optical microscope images of uncorroded SLMed AlSi9Mg1ScZr samples in 0° (a-c) and 90° (d-f) directions under different preheating temperatures: (a, d) 35°C , (b, e) 85°C , and (c, f) 135°C 

图5 不同预热温度下 SLM 成形样品的密度与致密度

Fig.5 Density and relative density of SLMed samples with different preheating temperatures

通过样品的孔隙情况、密度以及致密度测试, 可以看出, 在本研究选择的打印工艺及策略下, 不同基板预热温度下打印的样品均具有良好的打印质量。

2.2 不同基板预热温度下 SLM 制备样品的显微组织

如图 6 所示, 腐蚀后不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 合金样品熔池截面的光镜图, 表现为明显的 SLM 成形形态; 在 0° 方向上, 组织截面表

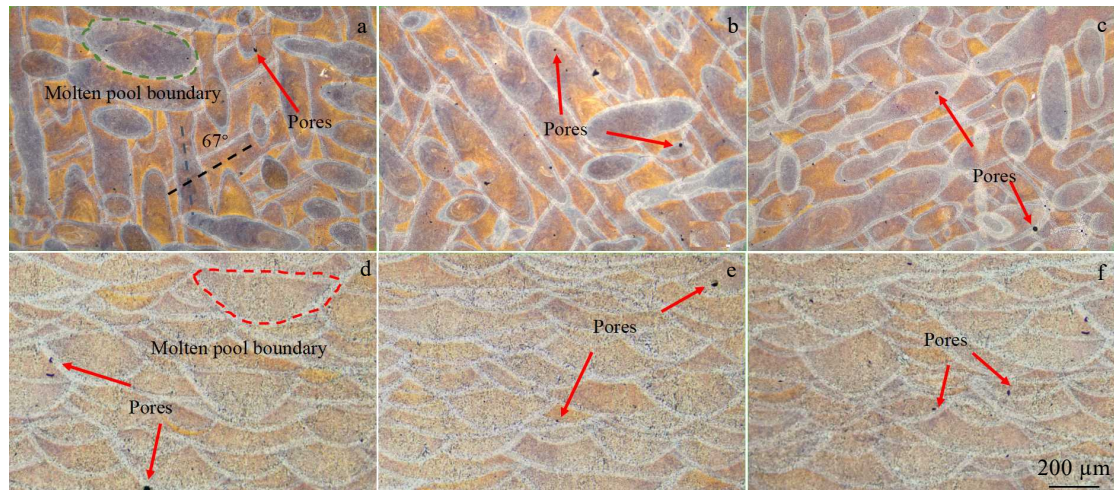


图 6 不同预热温度下腐蚀后 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品光学显微镜图像

Fig.6 Optical microscope images of corroded SLMed AlSi9Mg1ScZr samples in 0° (a-c) and 90° (d-f) directions under different preheating temperatures: (a, d) 35 °C, (b, e) 85 °C, and (c, f) 135 °C

现为交叉的移动熔池轨迹形态，且移动轨迹之间的夹角为 67°；在 90°方向上，组织截面表现为层状鱼鳞形态。这种宏观形貌与文献中报道的 SLM 成形 AlSi10Mg 合金组织形貌一致^[22]。0°和 90°方向上有较少圆形孔隙和不规则孔隙，这是由于 SLM 过程中高能量密度的输入导致合金中低熔点的成分蒸发，产生了气泡，这些气泡出现在熔池底部，由于熔融金属的凝固速率高，没有足够的时间使气泡在凝固前上升到熔池表面，导致打印合金中包含近球形孔隙。不规则孔隙主要是由于局部熔合不良引起，熔体润湿时间不足或夹杂导致熔合质量不佳，熔融的

金属不能完全填补扫描轨迹之间的间隙，从而形成不规则的孔隙。不同预热温度下制备的样品在熔池搭接处和熔池内部均有孔隙出现，孔隙的分布具有随机性。总体来说，本研究制备的样品孔隙面积较小且孔隙数量较少，本研究打印样品有较好的打印质量。

2.3 不同基板预热温度下 SLM 制备样品的微观组织

如图 7 所示，不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的微观组织 SEM 图，从图中可以观察到典型的硅网格包围α-Al 胞状枝晶的 SLM 成形铝硅合金的共晶组织^[23]。在 0°方向上，胞状枝晶的形

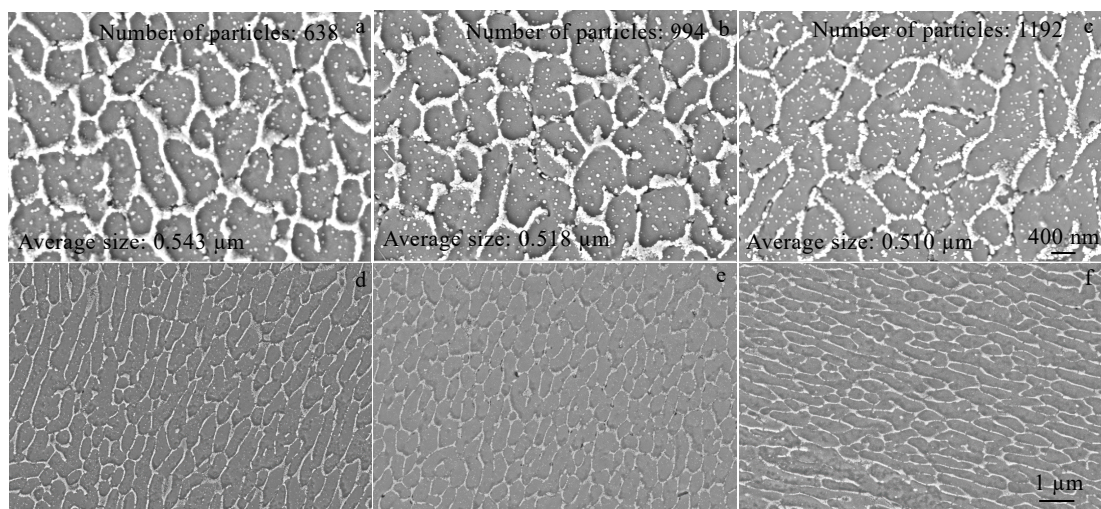


图 7 不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品在 0°和 90°方向上的 SEM 图像

Fig.7 SEM images of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples in 0° (a-c) and 90° (d-f) directions under different substrate preheating temperatures: (a, d) 35 °C, (b, e) 85 °C, and (c, f) 135 °C

状趋于正多边形; 在 90°方向上, 胞状枝晶呈现沿打印方向生长的条形。图中可以看出, 不同基板预热温度下制备样品的硅网格形状结构无明显变化, 没有出现硅网格转变为微米级硅颗粒的现象; 通过统计, 预热温度 35、85、135 °C 下制备样品在 0°方向上胞状枝晶的平均尺寸分别为 0.543、0.518、0.510 μm , 枝晶大小无明显变化; 由此可见, 本研究中采用的基板预热温度不会引起枝晶粗化, 也不会破坏细小的硅网格结构。在 0°方向上的 SEM 图中可以看出, α -Al 基体上有白色析出相的出现; 统计图 7a、7b、7c 中纳米级白色析出相的数量分别为 638、994、1192, 说明 α -Al 基体上的析出相随基板预热温度升高而逐渐增多, 析出相可以起到沉淀强化的作用, 可能会提高本研究中样品的强度。

如图 8 所示, 不同预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品在不同方向上的 EBSD 图, 可以观察到, 在 0°方向, 样品的晶粒形貌为细小等轴晶。在 90°方向, 熔池中心分布晶粒形貌的是粗大柱状晶, 熔池边界上分布了较细的等轴晶, 整体呈柱状晶分布。从图中可以看出, 不同基板预热温度下制备样品各晶粒取向分布比较均匀, 无明显的择优取向出现; 通过统计, 在 2 个方向上, 不同预热温度下晶粒的平均尺寸相近; 由此可见, 提高基板预热温度不会对该合金晶粒取向及大小产生明显影响。

如图 9 所示, 不同基板预热温度下成形试样 XRD 图谱, 可以观察到, 不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的物相是相近的, 均存在 α -Al 和

Si 相。在基板预热温度为 135 °C 时, 由于在较高的基板预热温度下, Si 元素在共晶区进一步析出, 导致图谱中 Si 相强度有所增加; 不同温度下制备试样在 XRD 中可观察到有 Mg_2Si 相的出现。

如图 10 和 11 分别为基板预热温度为 85 和 135 °C 透射电子显微镜图像及 EDS 面扫描。对比 85 和 135 °C 的图片, 可以观察到, 在基板预热温度为 135 °C 时, α -Al 基体上纳米析出相 (平均大小 20.37 nm) 明显增多, 对比 EDS 图像中 Si 元素的分布, 可以看出 α -Al 基体内的析出相主要是 Si 元素组成。枝晶边界 Mg 元素含量呈增长趋势; 对枝晶边界的含 Mg 析出相进行 EDS 元素分析和透射衍射花样的标定, 如图 12 所示, 可确定此析出相为 Mg_2Si 相。合金中的细小 Si 相和 Mg_2Si 相在铝硅系合金中均能起到强化作用^[24]。

2.4 预热温度对力学性能的影响

如图 13 所示, 展示了不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品在 0°和 90°方向上的硬度 (HV)。可以看出, 随着基板预热温度的提高, 2 个方向上的硬度也随之增高。且 0°方向比 90°方向上的硬度大, 这符合 SLM 成形铝硅合金各向异性的一般规律。在 3 组预热温度中, 135 °C 样品的硬度最高; 其在 0°方向上达到了 1507.24 MPa, 在 90°方向上达到 1501.36 MPa。造成这种显微硬度差异的原因是, 随着温度的增加, SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品过饱和固溶体中析出的纳米级 Si 相和 Mg_2Si 相数量增多, 由于沉淀强化作用使得硬度增加。

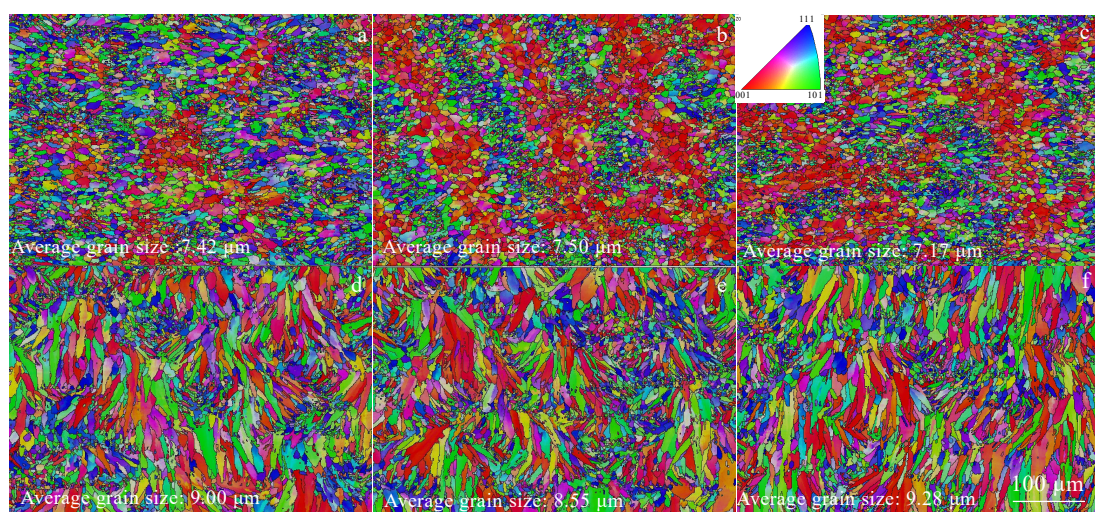


图 8 不同预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品在 0°和 90°方向上的晶粒取向分布

Fig.8 Grain orientation distributions of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples in 0° (a-c) and 90° (d-f) directions under different preheating temperatures: (a, d) 35 °C, (b, e) 85 °C, and (c, f) 135 °C

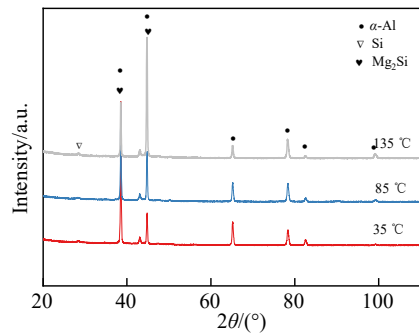


图 9 不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of SLMed AlSi9Mg1ScZr alloys with different substrate preheating temperatures

图 14 为不同基板预热温度下 SLM 制备的 AlSi9Mg1ScZr 铝合金试样上表面残余拉应力。可以

看出,随着基板预热温度的增加,合金试样残余应力呈现逐渐下降的趋势。随着基板预热温度提高,SLM 样品凝固温度与低温段的差值逐渐减小,样品内的整体温度梯度下降,减小了样品降温至预热温度时的收缩倾向,从而降低了合金在 SLM 成形过程中累积的残余应力。

不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的应力-应变曲线如图 15 所示,可以看出,随着基板预热温度的上升,样品在 0°和 90°方向上抗拉强度和屈服强度均有所增加,但延伸率有所下降。不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品屈服强度、抗拉强度和延伸率如图 16 所示。图中可以看出在基板预热温度为 135 °C 时,0°方向上平均其屈服强度为 360 MPa、平均抗拉强度为 502 MPa、平均延伸率为 7%;在 90°方向上其平均屈服强度为 331 MPa、平均抗拉强度为 511 MPa、平均延伸率为 5.4%,相比 35 °C 的平均屈服强度增加了 28%、平均抗拉强度增加了 6%。

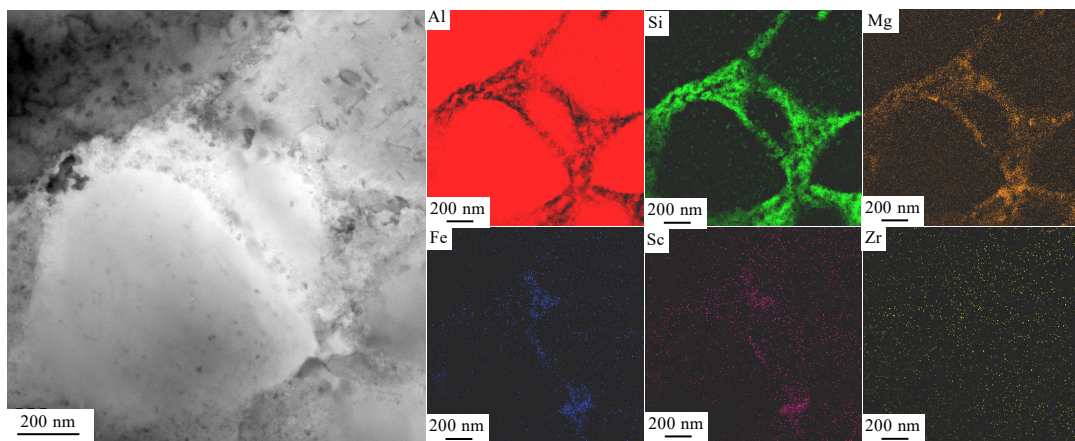


图 10 基板预热温度为 85 °C 时 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的 TEM 照片及 EDS 面扫描图

Fig.10 TEM image and EDS mappings of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples at substrate preheating temperature of 85 °C

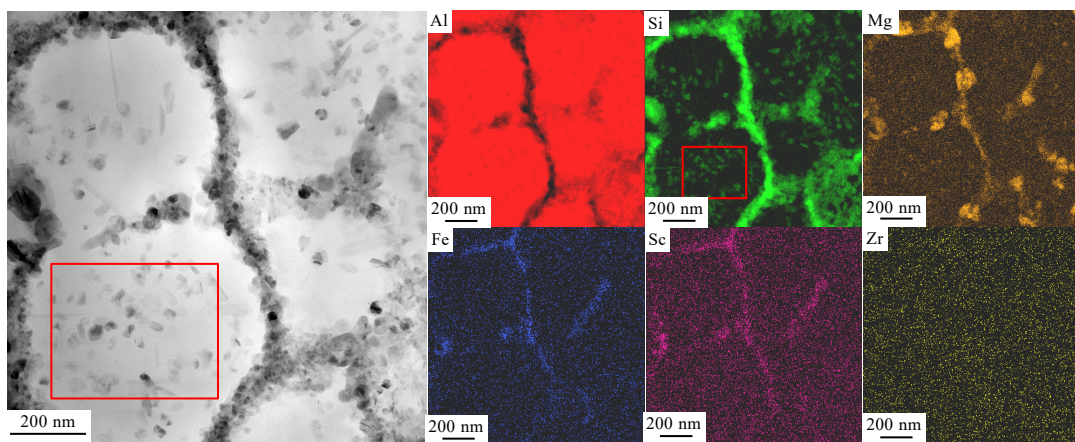


图 11 基板预热温度为 135 °C 时 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的 TEM 照片及 EDS 面扫描图

Fig.11 TEM image and EDS mappings of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples at substrate preheating temperature of 135 °C

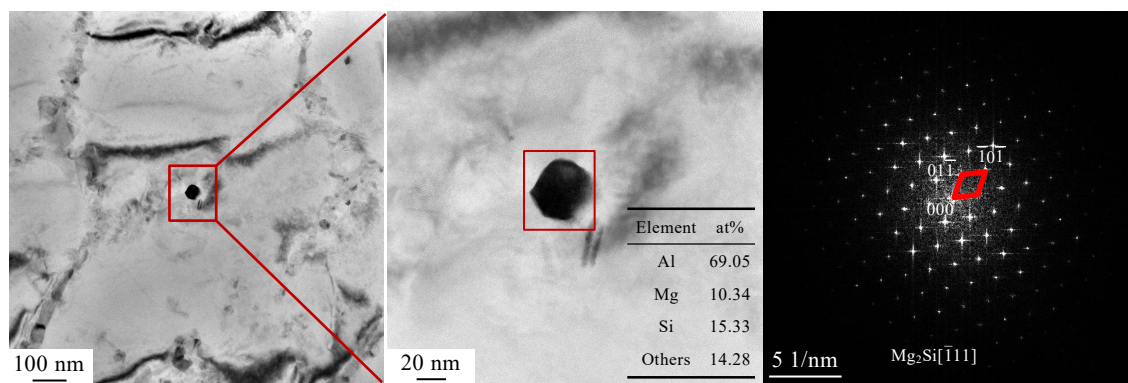


图 12 枝晶边界析出相衍射花样的标定

Fig.12 Diffraction calibration of dendrite boundary precipitation phases

针对提高基板预热温度, 样品塑性下降的现象, 对不同预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的拉伸断口进行了分析。如图 17 所示, 不同基板预热温

度下的断口 SEM 图, 在不同的预热温度下, 断口上均发现细小的韧窝, 表明试样的断裂呈塑性断裂倾向。在断口上明显观察到了微米级别的球形颗粒 (平均直径 $1.33 \mu\text{m}$), 对其数量进行统计, 图 17a、17b、17c 中球形颗粒的数量分别是 6、66、79, 图 17d、17e、17f 中球形颗粒的数量分别是 11、20、90。由此可见, 随着基板预热温度的增加, 断口上微米级球形颗粒数逐渐增多。

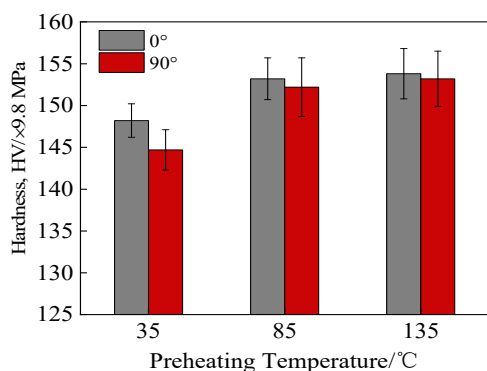


图 13 不同预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的硬度

Fig.13 Hardness of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples with different preheating temperatures

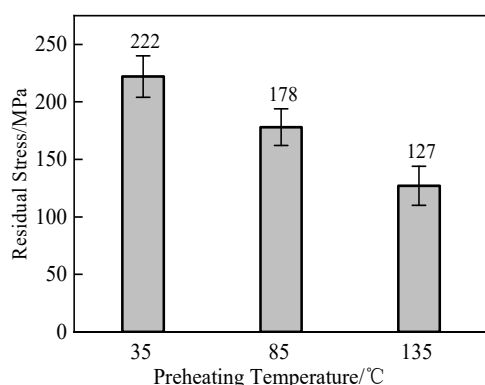


图 14 不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的残余应力

Fig.14 Residual stresses of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples with different substrate preheating temperatures

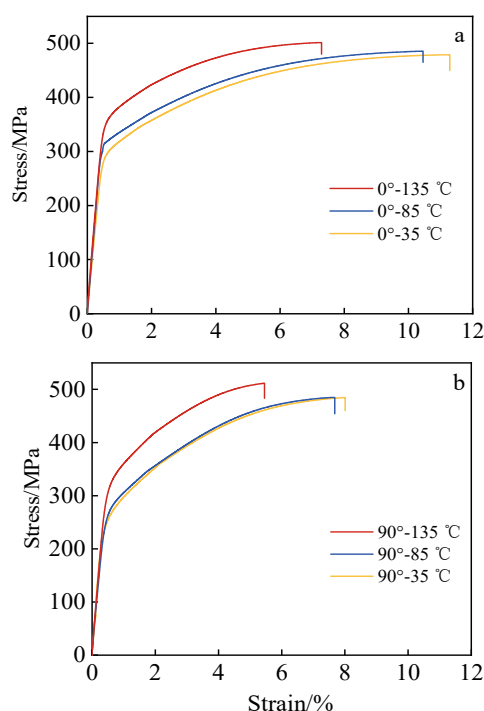


图 15 不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品在不同方向上的应力-应变曲线

Fig.15 Stress-strain curves of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples with different substrate preheating temperatures in different directions: (a) 0° and (b) 90°

如图 18 所示, EDS 分析结果表明, 合金中 Fe 元素的分布与球形颗粒的分布具有一致性, 对红色框内球形颗粒进行 EDS 分析, 发现球形颗粒主要成分是

Fe 和少量 Al, 这表明随着基板预热温度的升高, 合金中的杂质元素 Fe 从过饱和的固溶体中析出, 形成微米级别球形含 Al 的 Fe 颗粒。

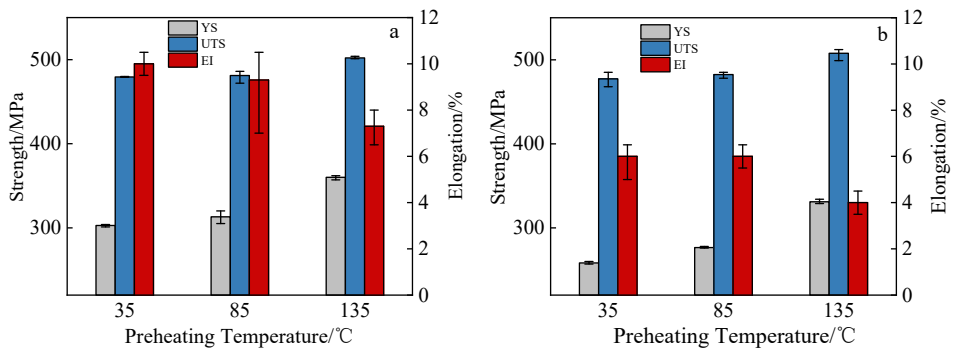


图 16 不同基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的抗拉强度、屈服强度和延伸率

Fig.16 Tensile strength, yield strength and elongation of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples with different substrate preheating temperatures in different directions: (a) 0° and (b) 90°

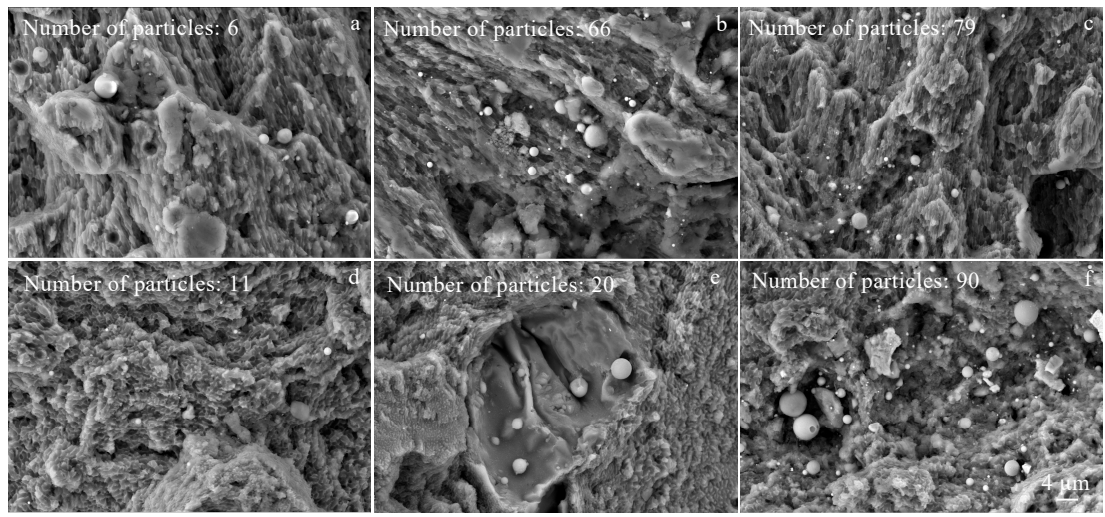


图 17 不同基板温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品在不同方向上拉伸断口的 SEM 图

Fig.17 Fracture SEM images of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples in 0° (a-c) and 90° (d-f) directions with different substrate preheating temperatures: (a, d) 35 °C, (b, e) 85 °C, and (c, f) 135 °C

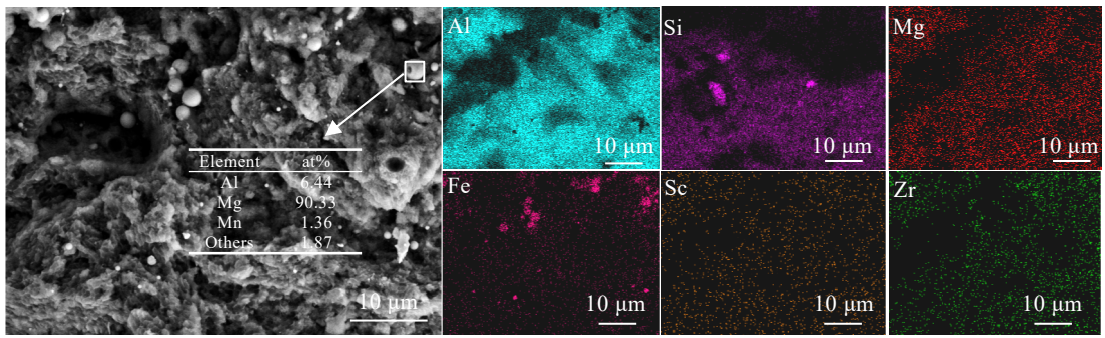


图 18 135 °C 基板预热温度下 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品断口形貌及 EDS 面扫描图

Fig.18 Fracture morphology and EDS mappings of SLMed AlSi9Mg1ScZr samples at substrate preheating temperature of 135 °C

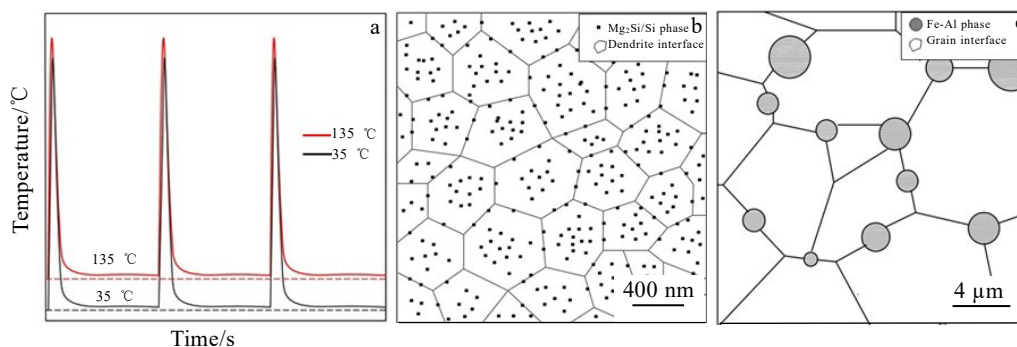


图 19 不同预热温度 SLM 成形过程热循环对 AlSi9Mg1ScZr 样品组织的影响示意图

Fig.19 Schematic diagrams of the effect of thermal cycling on the microstructure of AlSi9Mg1ScZr samples with different preheating temperatures in SLM forming process: (a) thermal cycle curve of SLM process, (b) nanoscale precipitated phase, and (c) microscale Al-Fe phase

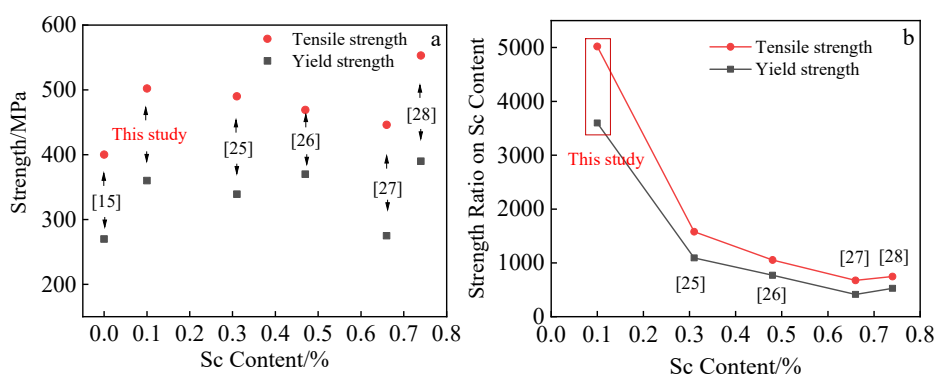


图 20 本研究与文献中性能对比

Fig.20 Comparison of properties in this study and other literatures

2.5 预热温度对 SLM 制备样品综合力学性能的影响机制

如图 19a 所示, 基板预热温度 35 和 135 °C 时 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 样品的热循环示意图, 提高基板预热温度可提高 SLM 热循环过程中降温时间段的平均温度。也提高了 SLM 热循环过程的低温段温度, 使样品在激光输入间隙的降温时间段的温度接近时效处理的温度水平, 实现了 SLM 过程中的原位时效, 促进了纳米级 Si 和 Mg₂Si 增强相的析出 (如图 19b 所示), 起到了沉淀强化的效果。对于铝硅系合金, 原位时效热处理可以使样品保留打印过程中因快速冷却而形成的细枝晶、细晶粒和硅网格组织, 从而有利于获得最优的综合力学性能。但是, 由于基板预热温度的上升, 合金中的杂质 Fe 元素也会从固溶体中析出, 形成微米级的含铝铁颗粒 (如图 19c 所示), 微米级颗粒的析出对强度有一定的好处, 但会显著降低样品的塑性。

拉伸实验结果表明, 在基板预热温度为 135 °C

时, SLM 制备样品在 0° 方向上的平均屈服强度为 360 MPa、平均抗拉强度为 502 MPa, 通过统计文献中添加微量 Sc 元素的铝合金, 绘制出铝合金平均力学性能随添加 Sc 含量的对比图 (图 20a), 可以看出, 在本次研究中, 对于 Sc 含量极低 (质量分数 0.1% 左右) 的 AlSi9Mg1ScZr 合金, 通过提高预热温度, 可以得到与添加高含量 Sc 元素铝合金相近的超高强度。通过统计强度与添加 Sc 元素的比值 (如图 20b), 可以看出, 本研究制备样品的强度与含 Sc 量的比值处于超高水平, 对于开发微量 Sc 元素的高强度铝合金具有参考意义。

3 结 论

1) 不同基板预热温度下, 制备的 SLM 样品致密度均达到了 99.8% 以上, 且孔隙数量较少, 不同基板预热温度下均能得到熔合质量良好的打印样品。

2) 随着预热温度的增加, SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr

合金的硬度、屈服强度和抗拉强度均有所增加；在 0° 方向上平均屈服强度高达 360 MPa、平均抗拉强度高达 502 MPa、平均伸长率为 7%；90° 方向上平均屈服强度高达 331 MPa、平均抗拉强度高达 511 MPa、平均伸长率为 5.4%。可见，在维持一定拉伸塑性的前提下，可以通过调控基板预热温度来提高 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 合金的强度，且相比其它含钕铝合金表现出优异的节约稀土作用，将钕元素的含量从 0.75% 降低至只需 0.1%。

3) 基板预热温度的提高，实现了在成形过程中对合金原位时效热处理的作用，在保留 SLM 成形 AlSi9Mg1ScZr 细小组织特征的前提下促进了 α -Al 基体中的纳米级 Si 相析出，也促进了枝晶边界纳米级 Mg₂Si 相的析出，起到了沉淀强化的作用，提高了合金的强度。但合金的塑性有所下降，主要归因于杂质元素 Fe，形成了相对粗大的微米级铁铝相。

参考文献 References

- [1] Sercombe T B, Schaffer G B *et al. Science*[J], 2003, 301(5637): 1225
- [2] Mallick P K. *Advanced Materials in Automotive Engineering* [M]. Cambridge: Woodhead Publishing, 2012: 5
- [3] Kadamkar P B, Watkins T R, De Hosson J T M *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55(4): 1203
- [4] Cui Xiaoming, Liang Shaobo, Zhao Xueping *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(5): 1603
- [5] Ma Pan, Jia Yangdong, Prashanth Konda Gokuldoss *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 657: 430
- [6] Kusoglu Ihsan Murat, Gökce Bilal, Barcikowski Stephan *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 36: 101489
- [7] Lv Hongwei(吕洪伟), Zhang Zhijie(张志杰), Luo Jinjie(罗金杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 1087
- [8] Read Noriko, Wang Wei, Essa Khamis *et al. Materials & Design*[J], 2015, 65: 417
- [9] Ye Han(叶寒), Huang Junqiang(黄俊强), Zhang Jianqiang(张坚强) *et al. Journal of Materials and Engineering*(材料工程)[J], 2020, 48(3): 75
- [10] Thijs Lore, Kempen Karolien, Kruth Jean-Pierre *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1809
- [11] Rao Heng, Giet Stephanie, Yang Kun *et al. Materials & Design*[J], 2016, 109: 334
- [12] Kimura Takahiro, Nakamoto Takayuki. *Materials & Design* [J], 2016, 89: 1294
- [13] Zhuo Longchao, Wang Zeyu, Zhang Hongjia *et al. Materials Letters*[J], 2018, 234: 196
- [14] Uddin Syed Z, Murr Lawrence E, Terrazas Cesar A *et al. Additive Manufacturing*[J], 2018, 22: 405
- [15] Sun Siyu, Liu Peng, Hu Jiaying *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2019, 114: 158
- [16] Casati Riccardo, Nasab Milad Hamidi, Coduri Mauro *et al. Metals*[J], 2018, 8: 954
- [17] Maamoun Ahmed H, Elbestawi Mohamed, Dosbaeva Goulvara K *et al. Additive Manufacturing*[J], 2018, 21: 234
- [18] Aboulkhair Nesma T, Maskery Ian, Tuck Chris *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 139
- [19] Wang Chenguang, Zhu Jinxi, Wang Guowei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 895: 162665
- [20] Wang Yue(王悦), Wang Jijie(王继杰), Zhang Hao(张昊) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(5): 10
- [21] Shi Yunjia, Yang Kun, Kairy Shravan K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 732: 41
- [22] Yang Tianye(杨天野), Cui Li(崔丽), He Dingyong(贺定勇) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(9): 1108
- [23] Zhang Wenqi(张文奇), Zhu Haihong(朱海红), Hu Zhiheng(胡志恒) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(8): 918
- [24] 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], 2020, 56: 821
- [25] Bi Jiang, Lei Zhenglong, Chen Yanbin *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 67: 23
- [26] Chen Jinhan(陈金汉), Geng Yaoxiang(耿遥祥), Hou Yu(侯裕) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 939
- [27] Spierings Adriaan B, Dawson Karl, Voegtlin Mark *et al. CIRP Annals-Manufacturing Technology*[J], 2016, 65(1): 213
- [28] Ma Rulong, Peng Chaoqun, Cai Zhiyong *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 775: 13875

Effect of Substrate Preheating Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi9Mg1ScZr Alloy Prepared by Selective Laser Melting

Zhang Can^{1,2}, Wang Guowei¹, Zhu Jingxi^{1,2}, Wang Lili¹, Shen Xianfeng¹, Ye Han², Wang Chao¹, Huang Shuke¹

(1. Institute of Machinery Manufacturing Technology, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, China)

(2. School of Advanced Manufacturing, Nanchang University, Nanchang 330031, China)

Abstract: The effects of substrate preheating temperature on the microstructure and mechanical properties of AlSi9Mg1ScZr alloy samples prepared by selective laser melting (SLM) were investigated. SLM samples were prepared at three different substrate preheating temperatures of 35, 85, and 135 °C, and subjected to microstructure observation and property testing. The results show that the substrate preheating temperature set to 135 °C causes the in-situ aging effect of the alloy during the printing process due to the combined effect of the substrate preheating temperature and laser scanning heat input, which promotes the precipitation of elements from the supersaturated solid solution while retaining fine dendrites and Si lattices. Compared with the sample with the substrate preheated at 35 °C, the nanoscale Mg₂Si and Si phases are precipitated significantly more in the α -Al matrix and dendrite boundaries, which improves the strength; however, the precipitation of the micron-scale Fe-rich phase has a negative effect on plasticity. At a substrate preheating temperature setting of 135 °C, the prepared AlSi9Mg1ScZr alloy exhibits a yield strength of 360 MPa, a tensile strength of 502 MPa, and an elongation of 7% in the 0° direction, and a yield strength of 331 MPa, a tensile strength of 511 MPa, and an elongation of 5.4% in the 90° direction. The microstructure of AlSi9Mg1ScZr alloy prepared by SLM is improved by increasing the substrate preheating temperature and in-situ aging of the SLM samples is achieved during SLM, by which the residual stress is significantly reduced and ultra-high strength AlSi9Mg1ScZr alloy samples can be obtained without subsequent heat treatment.

Key words: selective laser melting; AlSi9Mg1ScZr alloy; substrate preheating; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Wang Guowei, Ph. D., Senior Engineer, Institute of Machinery Manufacturing Technology, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, P. R. China, E-mail: gwwang13s@alum.imr.ac.cn