

# 铺粉层厚对选区激光熔化成形 AlSi10Mg 合金质量及效率的影响

闫泰起<sup>1</sup>, 陈冰清<sup>1\*</sup>, 唐鹏钧<sup>1</sup>, 楚瑞坤<sup>2</sup>, 郭绍庆<sup>1</sup>

<sup>1</sup>中国航发北京航空材料研究院 3D 打印研究与工程技术中心, 北京 100095;

<sup>2</sup>飞而康快速制造科技有限责任公司, 江苏 无锡 214145

**摘要** 研究了铺粉层厚对选区激光熔化成形 AlSi10Mg 合金致密度、微观组织、拉伸性能及成形效率的影响。实验结果表明,在优化的激光能量密度区间内,30  $\mu\text{m}$  低层厚和 60  $\mu\text{m}$  高层厚下成形的试样致密度均可达到 99.00% 以上,且具有良好的拉伸性能。但 30  $\mu\text{m}$  低层厚成形试样的强度略高于 60  $\mu\text{m}$  高层厚,且 30  $\mu\text{m}$  低层厚成形试样在平行成形方向的延伸率明显高于 60  $\mu\text{m}$  高层厚,原因是 30  $\mu\text{m}$  低层厚成形试样的拉伸裂纹很难在尺寸更小、排布更密集的熔池边界扩展。研究结果还表明,30  $\mu\text{m}$  低层厚成形试样的缺陷多分布在熔池边界,而 60  $\mu\text{m}$  高层厚成形试样的缺陷多分布在熔池内部。此外,在成形质量相近的情况下,高层厚的成形效率约为低层厚的 2.7 倍。

**关键词** 激光技术; 选区激光熔化; 铺粉层厚; 致密度; 拉伸性能; 成形效率

中图分类号 TN249

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1002106

## 1 引言

AlSi10Mg 合金属于铸造铝合金,具有密度低、工艺性好及耐蚀性强等特点,广泛应用于航空航天、仪表、汽车等领域<sup>[1]</sup>。随着各行各业对产品技术水平要求的提高,结构功能一体化、轻量化以及研制周期成为铝合金构件制造过程中需要重点考虑的问题<sup>[2]</sup>。近年来,选区激光熔化(SLM)成形技术的快速发展为新型铝合金构件的制造提供了新途径<sup>[3]</sup>。SLM 成形技术先通过专用软件将待成形零件的三维模型切片分层后,利用高能激光束按照每层切片的图形数据逐层选择性地熔化金属粉末。然后通过逐层铺粉、熔化凝固堆积的方式制造出实体零件<sup>[4-5]</sup>。借助辅助支撑和熔化区外的粉末,SLM 成形技术可以灵活制备出具有薄壁、格栅、中空点阵等结构复杂且成形难度较大的零件<sup>[6]</sup>。

由于铝合金对激光能量的吸收率较低,关于 SLM 成形铝合金的研究仍处在优化成形工艺参数阶段。通过不断优化 SLM 成形工艺参数,可得到

致密度大于 99.0%、拉伸性能良好(抗拉强度大于 300 MPa,延伸率大于 10%)的铝合金试样<sup>[7-10]</sup>。但实际成形过程中,除成形质量外,还需考虑成形效率。市场上通常用成熟的 SLM 成形设备进行铝合金成形,铺粉层厚为 20~50  $\mu\text{m}$ <sup>[11-13]</sup>,铝合金零件的成形效率和性能存在一定的局限性。增加铺粉层厚可提高零件的成形效率,但 SLM 成形技术的逐层叠加特点,使层厚不仅决定了激光功率等参数的选取,还决定了单道熔池的尺寸、散热速率等特性,进而决定了成形件的组织与性能。若过度增大铺粉层厚,会导致成形件的表面质量严重下降,同时会增加冶金缺陷,降低成形件的力学性能<sup>[14]</sup>。

目前,关于不同层厚对 SLM 成形铝合金组织性能及成形效率的影响研究较少。因此,本文用不同层厚下的优化工艺参数研究了 AlSi10Mg 合金的成形技术,并分析了铺粉层厚对试样致密度、组织性能、缺陷以及成形效率的影响规律,为 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在工程中的应用提供了参考。

收稿日期: 2020-07-28; 修回日期: 2020-09-10; 录用日期: 2020-10-27

\*E-mail: hwtkjebq1984@163.com

## 2 实验材料与方法

实验选用的原材料为气雾化法制备的 AlSi10Mg 合金粉末,其化学元素的质量分数如表 1 所示,粉末形貌和粒径分布如图 1 和图 2 所示。可以发现,AlSi10Mg 合金的粉末颗粒大部分近似呈球形,表面质量良好,小部分颗粒呈不规则椭球形,

粉末平均粒径为  $27.34 \mu\text{m}$ 。实验用 Concept Laser 公司的 X Line 1000R 型号 SLM 合金成形设备,最大成形尺寸为  $630 \text{ mm} \times 400 \text{ mm} \times 500 \text{ mm}$ ,配置的高功率光纤激光器的功率为  $1 \text{ kW}$ 。成形前,将铝合金基板预热至  $150 \text{ }^\circ\text{C}$ ,并在成形舱内充满体积分数不小于  $99.99 \%$  的氩气,以保证成形过程中氧的体积分数小于  $0.1 \%$ 。

表 1 AlSi10Mg 合金粉末中元素的质量分数

Table 1 Mass fraction of element in AlSi10Mg alloy powder

unit: %

Element	Al	Si	Mg	Ti	Ni	Mn	Cu	Fe	Zn	Pb	Sn	O
Mass fraction	balance	10.00	0.34	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.034	<0.01	<0.01	<0.01	0.070

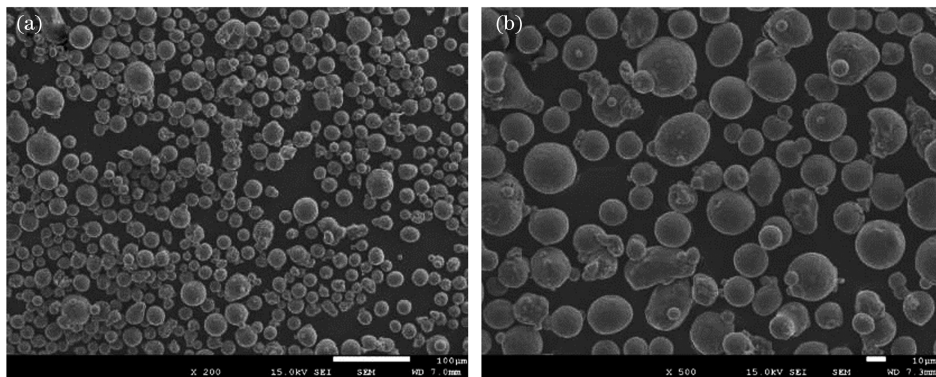


图 1 AlSi10Mg 合金粉末的形貌。(a)  $\times 200$ ; (b)  $\times 500$

Fig. 1 Morphology of the AlSi10Mg alloy powder. (a)  $\times 200$ ; (b)  $\times 500$

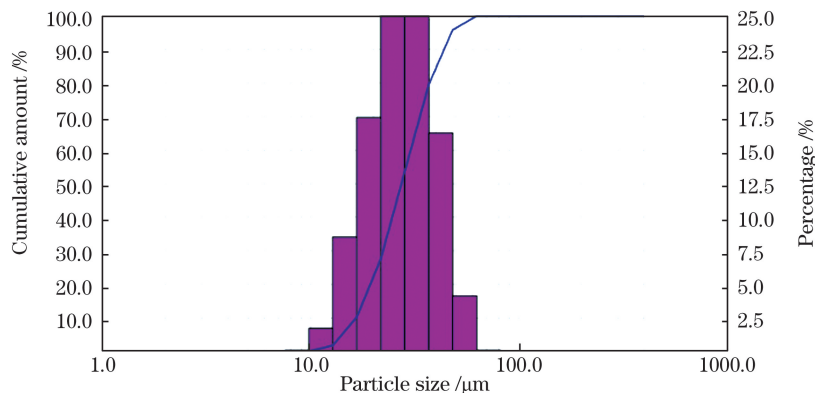


图 2 AlSi10Mg 合金粉末粒径分布

Fig. 2 Particle size distribution of the AlSi10Mg alloy powder

SLM 成形 AlSi10Mg 合金的铺粉层厚通常为  $20 \sim 50 \mu\text{m}$ ,该范围内的已有研究结果表明,当铺粉层厚为  $30 \mu\text{m}$  时,成形的 AlSi10Mg 合金性能最优。为了提高成形效率,满足生产需求,还需研究更高层厚下合金试样的成形效果,因此,实验选取  $60 \mu\text{m}$  高层厚与  $30 \mu\text{m}$  低层厚合金试样进行对比。考虑到  $60 \mu\text{m}$  高层厚粉末需要较高的功率进行熔透,固定铺粉层厚之后,用直径为  $0.2 \text{ mm}$  的光斑、功率为  $890 \text{ W}$  的激光进行实验,其他成形工艺参数如表 2 所示。其中,扫描速度每次增加  $100 \text{ mm/s}$ 。用表 2

中的成形工艺参数制备一系列尺寸为  $8 \text{ mm} \times 8 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$  的方形试样,尺寸为  $13 \text{ mm} \times 13 \text{ mm} \times 73 \text{ mm}$  的方形试棒(垂直成形方向,下文简称为 X/Y 方向)及直径为  $13.5 \text{ mm}$ ,高为  $73 \text{ mm}$  的圆柱形试棒(平行成形方向,下文简称为 Z 方向),成形试样如图 3 所示。取 2 块方形试样用于观察组织形貌,各取 3 根方形试棒和圆柱形试棒用于拉伸性能测试。成形结束后,将试样置于  $260 \text{ }^\circ\text{C}$  的温度下进行  $2 \text{ h}$  去应力退火处理。

表 2 SLM 成形的工艺参数

Table 2 Process parameters of the SLM forming

No.	Layer thickness / $\mu\text{m}$	Spot diameter / mm	Laser power / W	Scanning speed / $(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	Hatch spacing / mm
1	30	0.1	350	1400-1800	0.16
2	60	0.2	890	1600-2000	0.20

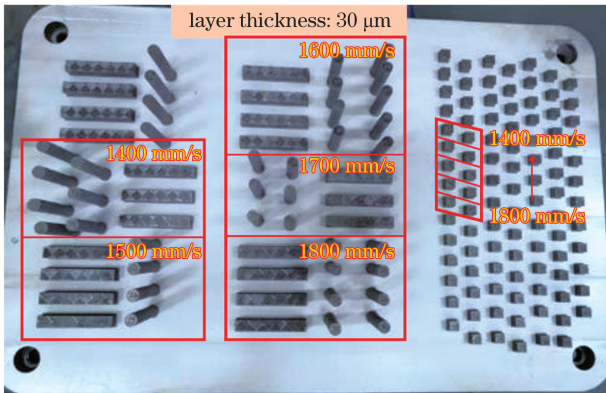


图 3 部分成形试样的图像

Fig. 3 Image of the partially formed sample

将方形试样进行超声清洗烘干后,先用阿基米德排水法测量试样的致密度;然后对试样进行镶嵌、打磨、抛光,并用 Keller 试剂腐蚀 30 s;最后用清水冲洗试样,用  $\text{HNO}_3$  溶液清洗腐蚀产物,并再次用清水冲洗吹干。用 Leica DM4000 型金相显微镜和 FEI Nano 450 型场发射扫描电子显微镜 (FESEM) 观察试样的微观组织及内部孔洞,并用 Image-Pro

Plus 图像软件统计试样缺陷的尺寸信息。成形的圆柱形和方形试样按 GB/T 228.1-2010 加工成直径为 12 mm,高为 71 mm 的标准室温拉伸试样,用 AG-IS250kN 型万能材料试验机进行拉伸性能测试,并用 FESEM 观察拉伸断口的形貌。

### 3 实验结果及分析

#### 3.1 不同层厚下试样的致密度与拉伸性能

试样的成形质量受激光功率、扫描速度、铺粉层厚等工艺参数的综合影响,激光能量密度指单位体积内粉末吸收的激光能量,可表示为<sup>[15-16]</sup>

$$E = \frac{P}{v \times h \times t}, \quad (1)$$

式中, $E$  为激光能量密度 ( $\text{J}/\text{mm}^3$ ), $P$  为激光功率 ( $\text{W}$ ), $v$  为扫描速度 ( $\text{mm}/\text{s}$ ), $h$  为扫描间距 ( $\text{mm}$ ), $t$  为铺粉层厚 ( $\text{mm}$ )。用表 2 中的第 1 组工艺参数成形 AlSi10Mg 合金试样,测量并计算 30  $\mu\text{m}$  低层厚、扫描速度为 1400~1800  $\text{mm}/\text{s}$  时的激光能量密度和 AlSi10Mg 合金试样的致密度,结果如表 3 和图 4 所

表 3 30  $\mu\text{m}$  层厚下 AlSi10Mg 合金试样的工艺参数、能量密度和致密度

Table 3 Process parameters, energy density and relative density of AlSi10Mg alloy sample under 30  $\mu\text{m}$  layer thickness

Layer thickness / $\mu\text{m}$	Spot diameter / mm	Laser power / W	Hatch spacing / mm	Scanning speed / $(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	Energy density / $(\text{J} \cdot \text{mm}^{-3})$	Relative density / %
30	0.1	350	0.16	1400	52.08	98.88
				1500	48.61	98.88
				1600	45.57	99.25
				1700	42.89	99.25
				1800	40.51	98.88

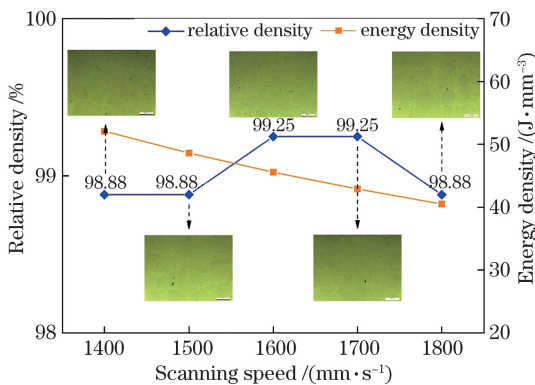


图 4 30  $\mu\text{m}$  层厚下 AlSi10Mg 合金试样的致密度及对应能量密度

Fig. 4 Relative density and corresponding energy density of AlSi10Mg alloy sample under 30  $\mu\text{m}$  layer thickness

示。可以发现,该参数范围内成形的 AlSi10Mg 合金试样致密度均大于等于 98.88%,且组织均匀,孔洞缺陷较少,可观察到相互垂直的熔池编织形貌和激光束的扫描轨迹。当扫描速度为 1600  $\text{mm}/\text{s}$  和 1700  $\text{mm}/\text{s}$ ,即激光能量密度为 45.57  $\text{J}/\text{mm}^3$  和 42.89  $\text{J}/\text{mm}^3$  时,合金试样的致密度最高,可达到 99.25%。

用表 2 中第 2 组工艺参数进行 60  $\mu\text{m}$  高层厚 AlSi10Mg 合金试样的成形实验,测量并计算对应的激光能量密度和致密度,结果如表 4 和图 5 所示。可以发现,60  $\mu\text{m}$  高层厚与 30  $\mu\text{m}$  低层厚成形的 AlSi10Mg 合金试样致密度处于同一水平,均大于等于 98.88%,且具有均匀致密的微观组织。当扫

表 4 60 μm 层厚下 AlSi10Mg 合金试样的工艺参数、能量密度和致密度

Table 4 Process parameters, energy density and relative density of AlSi10Mg alloy sample under 60 μm layer thickness

Layer thickness / μm	Spot diameter / mm	Laser power / W	Hatch spacing / mm	Scanning speed / (mm · s <sup>-1</sup> )	Energy density / (J · mm <sup>-3</sup> )	Relative density / %
60	0.2	890	0.20	1600	46.35	98.88
				1700	43.63	99.25
				1800	41.20	99.25
				1900	39.04	99.25
				2000	37.08	98.88

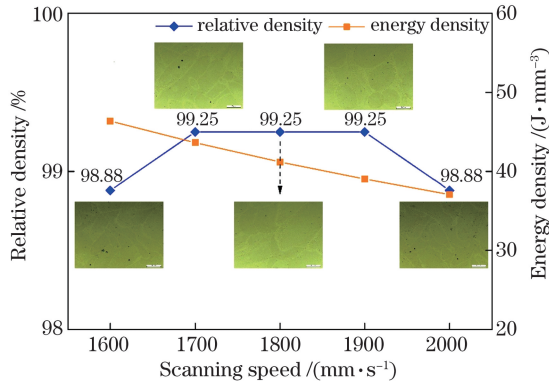


图 5 60 μm 层厚下 AlSi10Mg 合金试样的致密度及对应能量密度

Fig. 5 Relative density and corresponding energy density of AlSi10Mg alloy sample under 60 μm layer thickness

描速度为 1700~1900 mm/s 时, 激光能量密度从

43.63 J/mm<sup>3</sup> 下降到 39.04 J/mm<sup>3</sup>, 试样致密度可达到 99.25%。

在提升试样致密度的基础上, 优化试样的力学性能也是 SLM 成形 AlSi10Mg 合金的必要条件。从表 3、表 4 中选出 5 组致密度高于 99.00% 的 AlSi10Mg 合金试样, 测试其室温拉伸性能, 结果如图 6 所示。可以发现, 5 组试样均具有较好的拉伸性能(X/Y 方向的抗拉强度大于等于 269.1 MPa, 延伸率大于等于 13.78%; Z 方向的抗拉强度大于等于 278.2 MPa, 延伸率大于等于 8.16%)。但 30 μm 低层厚成形的 AlSi10Mg 合金试样抗拉强度和屈服强度均略高于 60 μm 高层厚; 30 μm 低层厚和 60 μm 高层厚成形的合金试样延伸率基本相当, 但在 Z 方向 30 μm 低层厚成形的合金试样延伸率略高。

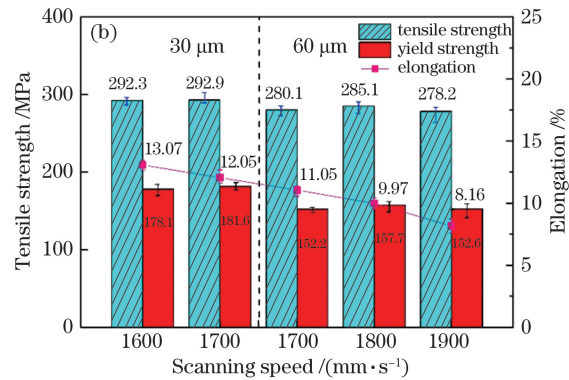
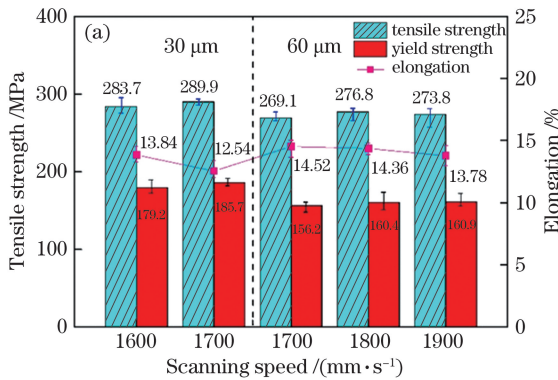


图 6 不同层厚下 AlSi10Mg 合金试样的室温强度和塑性。(a) X/Y 方向; (b) Z 方向

Fig. 6 Room temperature strength and plasticity of AlSi10Mg alloy samples with different layer thicknesses.

(a) X/Y direction; (b) Z direction

### 3.2 不同层厚下合金的微观组织

AlSi10Mg 合金试样的力学性能与其致密度、微观组织形貌息息相关, 为了分析不同层厚成形的 AlSi10Mg 合金试样致密度及拉伸性能差异的原因, 选择 1 组 30 μm 低层厚和 1 组 60 μm 高层厚下致密度高、强度与塑性匹配较好的成形试样进行分析, 试样对应的成形参数、致密度及拉伸性能如表 5 所示。

用表 5 中的参数成形的 AlSi10Mg 合金试样金相组织如图 7 所示, 通过高亮的熔池边界可以分辨出激光扫描路径及层与层之间的堆叠现象。在 X/Y 方向, 扫描路径沿相互垂直的 2 个方向排布, 但 60 μm 高层厚下的扫描路径明显宽于 30 μm 低层厚, 且相邻平行熔池间的重叠比例更大, 如图 7(a)、图 7(c) 所示; 在 Z 方向可观察到圆弧状熔池沿成形方向逐层堆叠的鱼鳞状形貌, 但 60 μm 高层厚下的

表 5 不同层厚下 AlSi10Mg 合金试样的参数

Table 5 Parameters of AlSi10Mg alloy samples under different layer thicknesses

Layer thickness / $\mu\text{m}$	Spot diameter / mm	Laser power / W	Hatch spacing / mm	Scanning speed / $(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	Energy density / $(\text{J} \cdot \text{mm}^{-3})$	Relative density / %	Tensile strength / MPa		Elongation / %	
							X/Y	Z	X/Y	Z
30	0.1	350	0.16	1600	45.57	99.25	283.7	292.3	13.84	13.07
60	0.2	890	0.20	1700	43.63	99.25	276.8	285.1	14.36	9.97

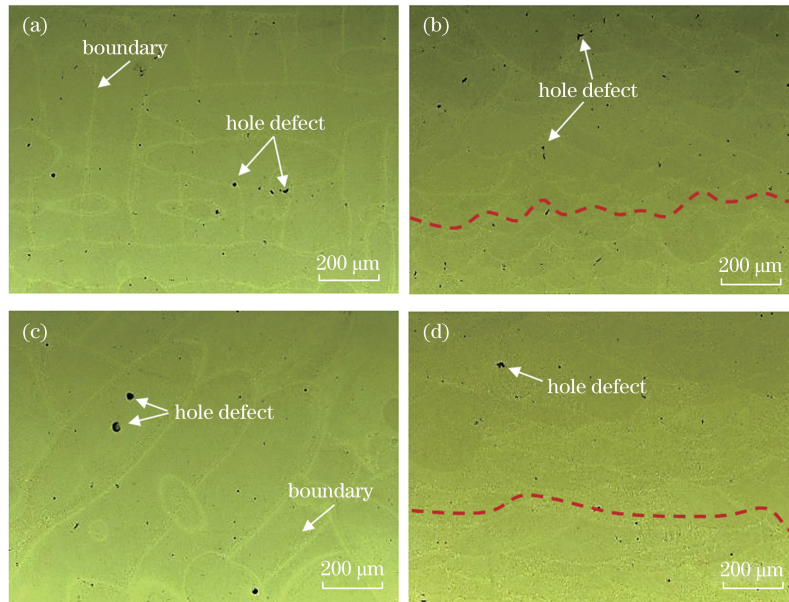


图 7 不同层厚下试样的金相图。(a) 30  $\mu\text{m}$  层厚, X/Y 方向; (b) 30  $\mu\text{m}$  层厚, Z 方向; (c) 60  $\mu\text{m}$  层厚, X/Y 方向; (d) 60  $\mu\text{m}$  层厚, Z 方向

Fig. 7 Metallographic diagrams of samples with different layer thicknesses. (a) Layer thickness is 30  $\mu\text{m}$ , X/Y direction; (b) layer thickness is 30  $\mu\text{m}$ , Z direction; (c) layer thickness is 60  $\mu\text{m}$ , X/Y direction; (d) layer thickness is 60  $\mu\text{m}$ , Z direction

熔池深度与宽度明显大于 30  $\mu\text{m}$  低层厚, 如图 7(b)、图 7(d) 所示。原因是 60  $\mu\text{m}$  高层厚下, 为保证粉末完全熔化, 增加了光斑直径及激光功率。由表 5 中的室温拉伸结果可知, 60  $\mu\text{m}$  高层厚与 30  $\mu\text{m}$  低层厚成形的合金试样在 Z 方向的延伸率差别较大, 该现象可能与拉伸断裂过程中裂纹扩展的难易程度有关, 即熔池边界组织比熔池内部组织更粗大, 易成为裂纹扩展的薄弱界面, 裂纹的扩展路径如图 7(b)、图 7(d) 中的虚线所示。可以发现, 30  $\mu\text{m}$  低层厚下熔池尺寸较小, 组织排布密集, 裂纹

扩展路径更曲折, 扩展难度更大; 而 60  $\mu\text{m}$  高层厚下熔池尺寸较大, 裂纹扩展路径更平滑, 扩展难度相对较低。

表 6 为不同层厚下 AlSi10Mg 合金试样的孔洞缺陷尺寸, 可以发现, SLM 成形的 AlSi10Mg 合金中的缺陷分布具有一定规律: 30  $\mu\text{m}$  低层厚下缺陷多分布在熔池边界, 平均尺寸为 6.2  $\mu\text{m}$ ; 而 60  $\mu\text{m}$  高层厚下缺陷多分布在熔池内部, 平均尺寸为 8.1  $\mu\text{m}$ 。这表明铺粉层厚较大时, 容易形成尺寸较大的孔洞。原因是 30  $\mu\text{m}$  低层厚下光斑直径 D 为

表 6 不同层厚下 AlSi10Mg 合金试样的孔洞尺寸

Table 6 Hole sizes of AlSi10Mg alloy samples under different layer thicknesses

Layer thickness / $\mu\text{m}$	Hole size / $\mu\text{m}$				Average value / $\mu\text{m}$
	1	2	3	4	
30	5.6	6.1	6.1	7.4	6.2
60	7.0	7.7	8.8	8.9	8.1

0.1 mm, 扫描间距  $h$  为 0.16 mm; 而 60  $\mu\text{m}$  高层厚下光斑直径  $D$  为 0.2 mm, 扫描间距  $h$  为 0.20 mm。30  $\mu\text{m}$  低层厚和 60  $\mu\text{m}$  高层厚下的熔池重叠示意图如图 8 所示, 可以发现, 30  $\mu\text{m}$  低层厚下相邻熔池间的重叠区域较小, 导致相邻熔池之间可能出现空隙, 凝固过程中在熔池边界区域生成孔洞缺陷; 而 60  $\mu\text{m}$  高层厚下熔池之间的重

叠区域较大, 有利于填补熔池之间的空隙, 熔池边界处的孔洞缺陷较少。但 60  $\mu\text{m}$  高层厚下的激光功率较大, 部分粉末完全熔化后会以液滴的形式飞溅出来, 从而在当前铺粉层表面凝固形成金属球(球化现象)。进行下一层铺粉时, 粉末无法填充金属球之间的空隙, 从而在该区域产生尺寸较大的缺陷。

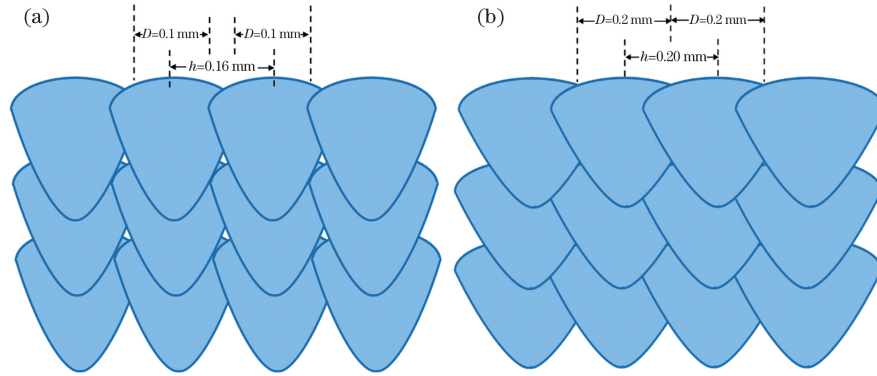


图 8 不同层厚下熔池的重叠区域。(a) 30  $\mu\text{m}$  层厚; (b) 60  $\mu\text{m}$  层厚

Fig. 8 Overlapping areas of the molten pool with different layer thicknesses. (a) Layer thickness is 30  $\mu\text{m}$ ; (b) layer thickness is 60  $\mu\text{m}$

用 FESEM 对不同层厚的 AlSi10Mg 合金试样熔池边界与熔池内部组织进行观察分析, 结果如图 9 所示。可以发现, SLM 成形的 AlSi10Mg 合金微观组织由深色基体与基体上分布的白色网状组织组成。结合文献[17-19]可知, 深色基体为 Al 基体, 白色网状组织为析出的共晶 Si。30  $\mu\text{m}$  低层厚和 60  $\mu\text{m}$  高层厚成形试样组织中, 网状共晶 Si 的整体分布无显著差异, 但共晶 Si 的尺寸存在差异。其中, D1~D7 为实测共晶 Si 的尺寸。根据组织中网状共晶 Si 的尺寸和分布情况, 将熔池分为熔池内部和熔池边界<sup>[19]</sup>, 可以发现, 30  $\mu\text{m}$  低层厚下, 熔池内部共晶 Si 的尺寸约为 0.09~0.10  $\mu\text{m}$ , 熔池边界共晶 Si 的尺寸约为 0.20  $\mu\text{m}$ ; 60  $\mu\text{m}$  高层厚下, 熔池内部共晶 Si 的尺寸约为 0.12~0.15  $\mu\text{m}$ , 熔池边界共晶 Si 的尺寸约为 0.32  $\mu\text{m}$ 。

熔池内部的网状共晶 Si 尺寸小于熔池边界的网状共晶 Si 尺寸, 原因是熔池边界为相邻熔池的重叠部分, 两次加热减缓了熔池边界的冷却速率, 共晶 Si 颗粒有更充分的时间析出长大。对比不同层厚下 AlSi10Mg 合金试样的微观组织形貌发现, 60  $\mu\text{m}$  高层厚下的合金试样组织中, 网状共晶 Si 的尺寸在熔池内部和熔池边界上均大于 30  $\mu\text{m}$  低层厚下合金试样对应区域的组织, 这种差异也与冷却速率有关。Hofmeister 等<sup>[20]</sup> 和 Ma 等<sup>[21]</sup> 描述了 SLM 过程中熔池的冷却速度, 可表示为

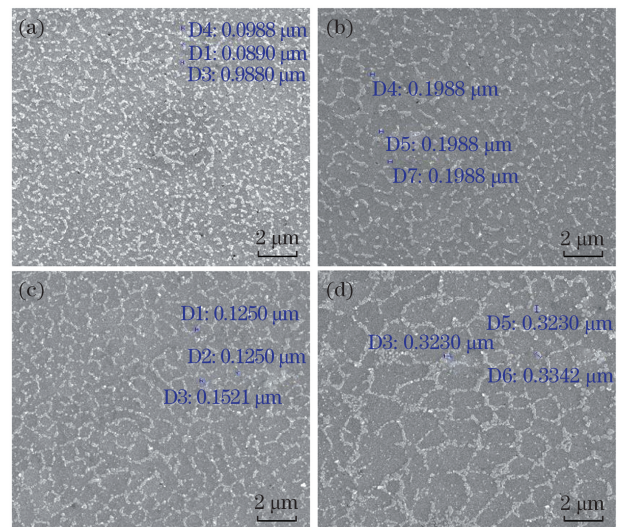


图 9 不同层厚 AlSi10Mg 合金试样的 FESEM 图像 (X/Y 方向)。(a) 30  $\mu\text{m}$  层厚, 熔池内部; (b) 30  $\mu\text{m}$  层厚, 熔池边界; (c) 60  $\mu\text{m}$  层厚, 熔池内部; (d) 60  $\mu\text{m}$  层厚, 熔池边界

Fig. 9 FESEM images of AlSi10Mg alloy samples with different layer thicknesses (X/Y direction). (a) Layer thickness is 30  $\mu\text{m}$ , inside the molten pool; (b) layer thickness is 30  $\mu\text{m}$ , boundary the molten pool; (c) layer thickness is 60  $\mu\text{m}$ , inside the molten pool; (d) layer thickness is 60  $\mu\text{m}$ , boundary the molten pool

$$\Delta v_T = C \cdot E \cdot v^{1/2} \cdot d^{-(3/2)}, \quad (2)$$

式中,  $\Delta v_T$  为熔池冷却速度,  $C$  为与粉末材料有关的常数,  $d$  为层厚。由表 5 可知,  $30\ \mu\text{m}$  低层厚和  $60\ \mu\text{m}$  高层厚选用的成形参数中, 激光能量密度  $E$  和激光扫描速度  $v$  相差不大, 因此层厚  $d$  对熔池冷却速度  $\Delta v_T$  的影响最大。在  $30\ \mu\text{m}$  低层厚下的冷却速度较高, 整个熔池内共晶 Si 的尺寸更精细; 而  $60\ \mu\text{m}$  高层厚下熔池冷却速度较低, 熔池内共晶 Si 的尺寸更粗大。根据细晶强化理论<sup>[22]</sup>可知, 晶粒的尺寸越小, 金属的强度越高, 因此  $30\ \mu\text{m}$  低层厚下成形的 AlSi10Mg 合金抗拉强度略高于  $60\ \mu\text{m}$  高层厚下成形的 AlSi10Mg 合金。

### 3.3 不同层厚下的拉伸断口

图 10 为用表 5 中工艺参数成形的 AlSi10Mg 合金试样的宏观拉伸断口形貌。可以发现,  $30\ \mu\text{m}$  低层厚和  $60\ \mu\text{m}$  高层厚下的 Z 方向断口相对平整, 存在相互垂直的熔道排布, 孔洞较少; 而 X/Y 方向断口表面起伏较大, 可观察到较多的孔洞。原因是拉伸过程中裂纹会沿组织薄弱的界面进行扩展, 在 Z 方向试样拉伸过程中, 熔池边界的共晶 Si 尺寸相更粗大, 该区域抵抗裂纹扩展的能力也较弱, 容易成为裂纹扩展的薄弱区域, 因此, 裂纹会沿熔池边界扩

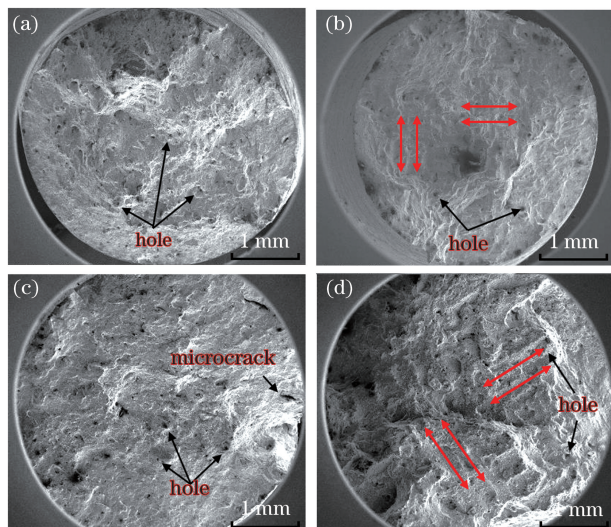


图 10 不同层厚下 AlSi10Mg 合金试样的宏观拉伸断口形貌。(a)  $30\ \mu\text{m}$  层厚, X/Y 方向; (b)  $30\ \mu\text{m}$  层厚, Z 方向; (c)  $60\ \mu\text{m}$  层厚, X/Y 方向; (d)  $60\ \mu\text{m}$  层厚, Z 方向

Fig. 10 Macroscopic tensile fracture morphology of AlSi10Mg alloy samples with different layer thicknesses. (a) Layer thickness is  $30\ \mu\text{m}$ , X/Y direction; (b) layer thickness is  $30\ \mu\text{m}$ , Z direction; (c) layer thickness is  $60\ \mu\text{m}$ , X/Y direction; (d) layer thickness is  $60\ \mu\text{m}$ , Z direction

展直至断裂, 如图 10(b)、图 10(d) 所示。而在 X/Y 方向试样中, 熔池之间相互垂直排布, 导致裂纹沿熔池边界持续扩展的难度较大, 裂纹容易沿孔洞、裂纹等缺陷和组织薄弱区的界面进行扩展, 因此, 组织中的孔洞等缺陷更容易暴露于该方向试样的断口表面。

图 11 为不同层厚下成形试样拉伸断口的微观形貌, 可以发现, 在  $30\ \mu\text{m}$  低层厚下, X/Y 方向和 Z 方向拉伸断口表面的韧窝具有相似的形貌特征, 整体分布均匀, 尺寸约为  $0.5\ \mu\text{m}$ ; 而  $60\ \mu\text{m}$  高层厚下, X/Y 方向和 Z 方向拉伸断口表面韧窝形貌差别较大, X/Y 方向断口的韧窝分布不均匀, 尺寸约为  $1\sim 2\ \mu\text{m}$ , 深度较深; Z 方向断口的韧窝尺寸约为  $0.5\ \mu\text{m}$ , 且深度较浅。此外,  $60\ \mu\text{m}$  高层厚试样断口的韧窝周围分布着孔洞缺陷, 如图 10(c)、图 10(d) 所示, 这些孔洞会破坏铝基体的连续性, 导致裂纹快速扩展和组织失效。

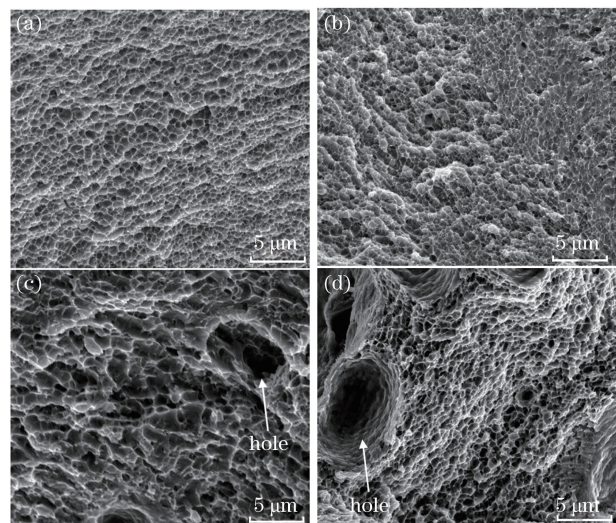


图 11 不同层厚下 AlSi10Mg 合金试样的微观拉伸断口形貌。(a)  $30\ \mu\text{m}$  层厚, X/Y 方向; (b)  $30\ \mu\text{m}$  层厚, Z 方向; (c)  $60\ \mu\text{m}$  层厚, X/Y 方向; (d)  $60\ \mu\text{m}$  层厚, Z 方向

Fig. 11 Microscopic tensile fracture morphology of AlSi10Mg alloy samples with different layer thicknesses. (a) Layer thickness is  $30\ \mu\text{m}$ , X/Y direction; (b) layer thickness is  $30\ \mu\text{m}$ , Z direction; (c) layer thickness is  $60\ \mu\text{m}$ , X/Y direction; (d) layer thickness is  $60\ \mu\text{m}$ , Z direction

### 3.4 不同层厚下的成形效率

SLM 成形工艺的生产效率一般用成形速率 ( $V_0$ ) 表示<sup>[23]</sup>, 即

$$V_b = t \times h \times v. \quad (3)$$

可以发现,要想提高成形速率,则需在高铺粉层厚下尽量提升扫描速度和加宽扫描间距。实验在铺粉层厚分别为 30  $\mu\text{m}$  和 60  $\mu\text{m}$  时,合理设置扫描速度和扫描间距,使粉末吸收的激光能量密度近似,从而保证 AlSi10Mg 合金的成形质量。在保证成形质

量的前提下,通过(3)式计算出不同层厚下 AlSi10Mg 合金的 SLM 成形速率,结果如表 7 所示。可以发现,在实验选择的工艺参数窗口内,将铺粉层厚从 30  $\mu\text{m}$  增加至 60  $\mu\text{m}$ ,可在不明显降低成形质量的情况下,使成形效率提高 2.7 倍。

表 7 不同铺粉层厚优化工艺参数下 AlSi10Mg 合金试样的成形速率

Table 7 Forming rates of AlSi10Mg alloy samples with optimized process parameters under different thicknesses

Layer thickness / $\mu\text{m}$	Spot diameter / mm	Laser power / W	Scanning speed / ( $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ )	Hatch spacing / mm	Energy density / ( $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ )	Forming rate / ( $\text{mm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$ )
30	0.1	350	1600	0.16	45.57	7.68
60	0.2	890	1700	0.20	43.63	20.40

## 4 结 论

1) 在实验采用的成形参数范围内,30  $\mu\text{m}$  低层厚和 60  $\mu\text{m}$  高层厚均可得到致密度不小于 99.00%、拉伸性能良好的 AlSi10Mg 合金。

2) 30  $\mu\text{m}$  低层厚成形的 AlSi10Mg 合金试样强度略高于 60  $\mu\text{m}$  高层厚,原因是 30  $\mu\text{m}$  低层厚试样组织中的共晶 Si 尺寸较小;30  $\mu\text{m}$  低层厚下试样的纵向延伸率明显高于 60  $\mu\text{m}$  高层厚,原因是 30  $\mu\text{m}$  低层厚下的熔池尺寸更小且组织排布密集。研究结果还表明,30  $\mu\text{m}$  低层厚下的缺陷多分布在熔池边界,而 60  $\mu\text{m}$  高层厚下缺陷多分布在熔池内部。

3) 不同层厚下 AlSi10Mg 合金试样的 Z 方向断口均可观察到相互垂直的熔道,原因是熔池边界的共晶 Si 尺寸相对粗大,易成为裂纹扩展的薄弱区域。30  $\mu\text{m}$  低层厚下断口韧窝分布均匀,尺寸约为 0.5  $\mu\text{m}$ 。但 60  $\mu\text{m}$  高层厚下的微观断口中,X/Y 方向的韧窝尺寸约为 1~2  $\mu\text{m}$ ,深度较深,而 Z 方向韧窝尺寸约为 0.5  $\mu\text{m}$ 。

4) 在致密度均大于 99.00%且拉伸性能相近的情况下,60  $\mu\text{m}$  高层厚 AlSi10Mg 合金的成形效率约为 30  $\mu\text{m}$  低层厚的 2.7 倍。

## 参 考 文 献

[1] Ke Y, Ma P, Ma Y C, et al. Microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Applied Laser, 2019, 39(2): 198-203.  
柯宇, 马盼, 马永超, 等. 激光选区熔化 AlSi10Mg 合金微观组织及力学性能研究[J]. 应用激光, 2019, 39(2): 198-203.

[2] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic

aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.

顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.

- [3] Li N, Huang S, Zhang G D, et al. Progress in additive manufacturing on new materials: a review [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(2): 242-269.
- [4] Liu W, Li N, Zhou B, et al. Progress in additive manufacturing on complex structures and high-performance materials [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(20): 128-151, 159.  
刘伟, 李能, 周标, 等. 复杂结构与高性能材料增材制造技术进展[J]. 机械工程学报, 2019, 55(20): 128-151, 159.
- [5] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components: process, structure and properties [J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.
- [6] Yang Y Q, Wu S B, Zhang Y, et al. Application progress and prospect of fiber laser in metal additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500012.  
杨永强, 吴世彪, 张越, 等. 光纤激光器在金属增材制造中的应用进展及展望[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500012.
- [7] 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.
- [8] Zou Y T, Wei Z Y, Du J, et al. Effect and optimization of processing parameters on relative density of AlSi10Mg alloy parts by selective laser melting[J]. Applied Laser, 2016, 36(6): 656-662.  
邹亚桐, 魏正英, 杜军, 等. AlSi10Mg 激光选区熔化



- 成形工艺参数对致密度的影响与优化[J]. 应用激光, 2016, 36(6): 656-662.
- [9] Zhang W Q, Zhu H H, Hu Z H, et al. Study on the selective laser melting of AlSi10Mg[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(8): 918-926.  
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.
- [10] Hou W, Chen J, Chu S L, et al. Anisotropy of microstructure and tensile properties of AlSi10Mg formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(7): 0702003.  
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): 0702003.
- [11] Rosenthal I, Stern A, Frage N, et al. Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 682: 509-517.
- [12] Deng Z J, Cheng Q L, Ke L D, et al. Study on density and mechanical properties of AlSi10Mg alloy prepared by selection laser melting forming [J]. Foundry Technology, 2018, 39(9): 1904-1906, 1915.  
邓竹君, 成群林, 柯林达, 等. 激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金构件致密度和力学性能研究[J]. 铸造技术, 2018, 39(9): 1904-1906, 1915.
- [13] Wang X J. Process parameters and properties of selective laser melting Al-Si alloys [D]. Beijing: China University of Geosciences, 2014: 52-68.  
王小军. Al-Si 合金的选择性激光熔化工艺参数与性能研究[D]. 北京: 中国地质大学(北京), 2014: 52-68.
- [14] Aboulkhair N T, Maskery I, Tuck C, et al. On the formation of AlSi10Mg single tracks and layers in selective laser melting: microstructure and nano-mechanical properties [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 230: 88-98.
- [15] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, et al. Additive manufacturing of metals [J]. Acta Materialia, 2016, 117: 371-392.
- [16] Zong X W, Gao Q, Zhou H Z, et al. Effects of bulk laser energy density on anisotropy of selective laser sintered 316L stainless steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0502003.  
宗学文, 高倩, 周宏志, 等. 体激光能量密度对选区激光熔化 316L 不锈钢各向异性的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(5): 0502003.
- [17] Trevisan F, Calignano F, Lorusso M, et al. On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: process, microstructure, and mechanical properties [J]. Materials, 2017, 10(1): 76.
- [18] Wu J, Wang X Q, Wang W, et al. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg [J]. Acta Materialia, 2016, 117: 311-320.
- [19] Yan T Q, Tang P J, Chen B Q, et al. Effect of annealing temperature on microstructure and tensile properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(8): 37-45.  
闫泰起, 唐鹏钧, 陈冰清, 等. 退火温度对激光选区熔化 AlSi10Mg 合金微观组织及拉伸性能的影响[J]. 机械工程学报, 2020, 56(8): 37-45.
- [20] Hofmeister W, Griffith M. Solidification in direct metal deposition by LENS processing [J]. JOM, 2001, 53(9): 30-34.
- [21] Ma M M, Wang Z M, Gao M, et al. Layer thickness dependence of performance in high-power selective laser melting of 1Cr<sub>18</sub>Ni<sub>9</sub>Ti stainless steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 215: 142-150.
- [22] Liu Y D, Liu S Z, Song H D, et al. Fine-grain strengthening mechanism of low carbon martensite steel and its mechanical properties [J]. Journal of Northeastern University, 2014, 35(4): 499-503.
- [23] Shi X Z, Ma S Y, Liu C M, et al. Performance of high layer thickness in selective laser melting of Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V [J]. Materials, 2016, 9(12): 975.

# Effect of Layer Thickness on Forming Quality and Efficiency of AlSi10Mg Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

Yan Taiqi<sup>1</sup>, Chen Bingqing<sup>1\*</sup>, Tang Pengjun<sup>1</sup>, Chu Ruikun<sup>2</sup>, Guo Shaoqing<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*3D Printing Research and Engineering Technology Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;*

<sup>2</sup>*Falcon Fast Manufacturing Technology Co., Ltd., Wuxi, Jiangsu 214145, China*

## Abstract

**Objective** The rapid development of selective laser melting (SLM) technology provides an excellent solution for the rapid manufacturing of new complex aluminum alloy parts. Most studies on SLM of aluminum alloy remain in the stage of optimizing the processing parameters. Through continuous optimization of processing parameters, aluminum alloy samples with a density of over 99.00% and good tensile properties can be obtained. However, forming efficiency should also be considered in the actual forming process. To improve the forming efficiency, the most direct solution is to increase the layer thickness. The layer thickness determines the selection of other parameters, such as laser power, and the size of a single molten track and heat dissipation rate, which further determines the microstructure and properties of forming parts. Although properly increasing layer thickness is essential to improve the forming efficiency, if the layer thickness is excessively increased, the surface quality of formed parts will be severely reduced, and the metallurgical defects will also be increased, decreasing the mechanical properties. There are few reports on the effect of different layer thickness on microstructure, properties, and forming efficiency of SLM of aluminum alloy. In this study, the forming technology of AlSi10Mg alloy is investigated using optimized process parameters under different layer thickness. Besides, the influence of layer thickness on density, microstructure and properties, defects, and forming efficiency is analyzed, which provided a reference for further application of laser selective melted AlSi10Mg alloy in engineering.

**Methods** AlSi10Mg powder with good appearance quality is selected. First, the aluminum alloy substrate is preheated to 150 °C, and the oxygen content in the forming chamber is kept below 0.1%. Concept laser X Line 1000R is selected as a SLM equipment. The high layer thickness of 60 μm is compared with the low layer thickness of 30 μm. Other processing parameters are designed based on the layer thickness, and a series of square blocks and bars are formed. After forming, the samples are annealed at 260 °C for 2 h. The densities of the samples are measured using the Archimedes method. Then, the microstructure and internal defects of the samples are observed through the metallographic microscope and scanning electron microscope. The size of the samples' defects is counted using Image-Pro Plus. The formed bars are used to test the room-temperature tensile properties. Finally, the fracture morphology is observed and analyzed using a scanning electron microscope.

**Results and Discussions** The AlSi10Mg alloy with high density (Fig. 4 and Fig. 5) and good tensile properties (Fig. 6) can be formed under 30 μm lower layer thickness and 60 μm higher layer thickness. There are still differences as follows: the strength of AlSi10Mg alloy formed at 30 μm layer thickness is slightly higher than that of 60 μm layer thickness. This is attributed to the fine grain strengthening effect caused by smaller eutectic Si size in the 30 μm lower layer thickness samples (Fig. 9). Besides, the Z-direction elongation of the samples formed at 30 μm lower layer thickness is significantly higher than that at 60 μm higher layer thickness. This is because the molten pool at 30 μm lower layer thickness is smaller and densely arranged, leading to more zigzag crack propagation path and increased the difficulty of crack propagation; thus, resulting in a higher elongation (Fig. 7). The results showed that the defects with 30 μm lower layer thickness are more distributed in the molten pool boundary, while the defects with 60 μm higher layer thickness are more distributed in the molten pool. The Z-direction fracture surface with different layer thicknesses is perpendicular to each other (Fig. 10) since the eutectic Si in the boundary is relatively coarse, which becomes the weak area of crack propagation. When the AlSi10Mg alloy samples are with a density of over 99.00% and similar tensile properties, the forming efficiency with 60 μm higher layer thickness is about 2.7 times higher than that of 30 μm lower layer thickness.

**Conclusions** The layer thickness effect on relative density, microstructure, tensile properties, and forming

efficiency of AlSi10Mg alloy fabricated by SLM investigated. The results showed that within the optimized laser energy density range, the relative density of the samples fabricated at 30  $\mu\text{m}$  lower layer thickness and 60  $\mu\text{m}$  higher layer thickness reached over 99.00% and possessed good tensile properties. The tensile strength of the 30  $\mu\text{m}$  lower layer thickness sample is slightly higher than that of the 60  $\mu\text{m}$  higher layer thickness sample, which is attributed to the fine grain strengthening effect caused by the finer eutectic Si in the 30  $\mu\text{m}$  lower layer thickness sample. The *Z*-direction elongation of the 30  $\mu\text{m}$  lower layer thickness sample is significantly larger than that of the 60  $\mu\text{m}$  higher layer thickness sample since it is not easy for cracks to propagate along the smaller and more densely arranged molten pool boundaries in the 30  $\mu\text{m}$  lower layer thickness samples. The defects in the 30  $\mu\text{m}$  lower layer thickness sample are distributed along the molten pool boundaries, while the defects in the 60  $\mu\text{m}$  higher layer thickness samples are distributed inside the molten pool. Besides, the forming efficiency of 60  $\mu\text{m}$  higher layer thickness is about 2.7 times higher than that of 30  $\mu\text{m}$  lower layer thickness with similar forming quality.

**Key words** laser technique; selective laser melting; powder layer thickness; relative density; tensile properties; forming efficiency

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3850