

AlSi10Mg 激光选区熔化缺陷成因研究

姚曙光^{1,2*}, 董云辉^{1,2**}, 李湘龙³, 谢旻翰^{1,2}¹中南大学轨道交通安全教育部重点实验室, 湖南 长沙 410075;²中南大学交通运输工程学院, 湖南 长沙 410075;³中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083

摘要 激光选区熔化(SLM)过程工艺参数会直接影响熔道成形形貌及微观结构,从而影响成形结构的力学性能。针对 AlSi10Mg 合金在 SLM 成形过程中产生的缺陷,笔者采用试验方法研究了激光功率、扫描速度等成形参数对 AlSi10Mg 合金单、双熔道成形形貌的影响,并结合离散元-流体体积(DEM-VOF)法建立了介观尺度下 SLM 成形过程粉末床数值模拟模型,对低功率下熔道成形缺陷的成因进行研究。结果发现:激光能量密度不足(线能量密度低于 200 J/m)以及 AlSi10Mg 的易氧化性会严重影响熔道的连续性;在低扫描速率(200 mm/s)、高线能量密度(500 J/m)成形窗口下,熔池的连续性及表面平整度因受蒸气反冲压力的作用而降低,同时形成了深度可达 100 μm 的匙孔,影响了熔道形貌,并产生了孔隙缺陷。由数值模拟结果可知,提高预热温度至 500 K 可以降低粉末熔化所需的激光能量密度,从而改善低功率下的熔道不连续现象。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; AlSi10Mg 合金; 工艺参数; 缺陷; 数值模拟

中图分类号 TG146.2

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL231057

1 引言

激光选区熔化(SLM)是一种典型的增材制造方法,近年来,国内外研究人员使用 SLM 技术对 Ti6Al4V、AlSi10Mg 等合金进行了大量试验^[1-5]。AlSi10Mg 合金以其良好的导热性和可焊接性以及高强度、低密度等特性被广泛应用于汽车、航空航天等工业领域^[4-5]。

激光功率、扫描速度、激光光斑半径、扫描间距等重要打印参数决定了粉末层从激光束中获得能量的快慢,直接影响着 SLM 成形结构的微观结构和力学性能。不恰当的成形扫描参数以及粉体熔化不良的综合作用会导致成形结构的致密度不高。Buchbinder 等^[6]使用光斑直径为 200 μm 的激光光源开展了 AlSi10Mg 合金的 SLM 成形试验,并发现当激光功率大于 150 W 时才可以制备出相对密度较高的结构。Louvis 等^[7]开展了铝合金的 SLM 试验,试验结果显示:铝合金成形窗口较小,氧化效应是影响铝合金成形密度的重要因素。刘阳等^[8]利用田口方法进行了激光粉末沉积 AlSi10Mg 合金的试验设计,研究了激光能量密度对 AlSi10Mg 合金致密度的影响,结果发现激光能量密度在 120~140 J/mm³ 之间时可以获得致密度在 98% 以上的 AlSi10Mg 合金。陈柯宇等^[9]研究了激光功率对

SLM 成形 AlSi10Mg 合金组织及力学性能的影响,结果显示:在 350 W 激光功率下成形的试样的致密度可达 99.3%,综合力学性能最好。

金属粉末在高速移动的激光照射下迅速升温后熔化形成金属熔池,熔池内外复杂的热量及物质交换过程难以通过监测仪器进行实时探测,因而无法通过试验活动直接揭示成形过程中缺陷产生的机理;而数值模拟方法作为试验的补充和延伸,可以量化成形参数对成形试样性能的影响。因此,国内外研究人员不断建立 SLM 数值仿真模型。Körner 等^[10]建立了一个二维晶格玻尔兹曼模型,并基于该模型研究了随机填充粉末床在高斯激光热源选择性熔化过程中的熔化和再凝固问题。Khairallah 等^[11]建立了三维粉末床热流耦合模型,基于该模型发现马兰戈尼效应是熔池的主要驱动力。Roberts 等^[12]基于三维有限元模型研究了多层粉末床温度场演化引起的热应力分布的变化。杨朋英等^[13]基于光滑粒子动力学(SPH)方法建立了粉末床熔池动力学数值模型,提出了一种将 SPH 表面粒子转化为界面网格的技术,同时研究了多层多道 SLM 成形过程。

为探究打印参数对 AlSi10Mg 粉末熔道成形质量的影响以及熔道成形缺陷的产生机理,笔者针对 AlSi10Mg 粉末进行了单、双道成形试验研究,并根据

收稿日期: 2023-07-25; 修回日期: 2023-10-10; 录用日期: 2023-11-01; 网络首发日期: 2023-12-05

基金项目: 湖南省自然科学基金资助项目(2021JJ30853)、国家自然科学基金(12172383)

通信作者: *ysgxzx@csu.edu.cn; **214212119@csu.edu.cn

相应的材料参数通过离散元-流体体积 (DEM-VOF) 方法建立了精确的 SLM 成形过程介观尺度数值模型, 研究了 AlSi10Mg 成形过程中金属温度的变化以及熔池形貌的演化过程, 最后根据试验结果及数值模拟结果对低功率下 AlSi10Mg 熔道成形缺陷的成因进行了分析。

2 试验设计

2.1 试验材料和成形设备

采用的 AlSi10Mg 粉末由中南大学粉末冶金国家重点实验室制备。粉末的化学成分如表 1 所示, 粉末粒径分布如图 1 所示, 其中 $D_{(10)}=17.2 \mu\text{m}$, $D_{(50)}=30.5 \mu\text{m}$, $D_{(90)}=52.7 \mu\text{m}$ 。

表 1 AlSi10Mg 合金粉末的化学成分
Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg alloy powder

Element	Mass fraction / %
Al	Rest
Si	10.3
Mg	0.35
Cu	0.2
Ni	<0.01
V	<0.01
Fe	<0.01
Mn	<0.01
Ti	<0.01
Zn	<0.01

使用湖南华曙高科技股份有限公司生产的 FS271M 激光选区熔化设备 (如图 2 所示) 进行金属粉末的 SLM 成形, 该设备成形腔的尺寸为 $275 \text{ mm} \times 275 \text{ mm} \times 320 \text{ mm}$, 配备了 500 W 光纤激光器及高精

表 2 熔道成形参数

Table 2 Melt channel forming parameters

Laser power / W	Powder layer thickness / μm	Laser radius / μm	Scanning speed / $(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	Linear energy density / $(\text{J} \cdot \text{m}^{-1})$	Energy density / $(\text{J} \cdot \text{mm}^{-3})$	Melt gap / μm
300	50	45	700	429	85.7	130
300	50	45	1000	300	60	130
300	50	45	1500	200	40	130
100	50	45	200	500	111	80
100	50	45	500	200	44.4	80
100	50	45	800	125	27.8	80
100	50	45	1000	100	22.2	80

2.3 试验结果

成形试样冷却后使用 AM7031MT 数码显微镜对其熔道形貌进行观察分析。成形熔道及其典型显微形貌如图 4 所示, 熔道宽度随扫描速度的变化如图 5

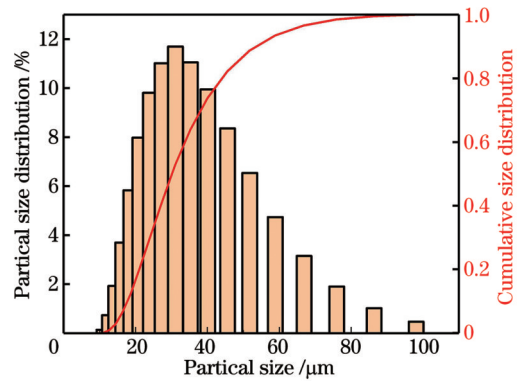


图 1 AlSi10Mg 合金粉末的粒径分布

Fig. 1 Particle size distribution of AlSi10Mg alloy powder

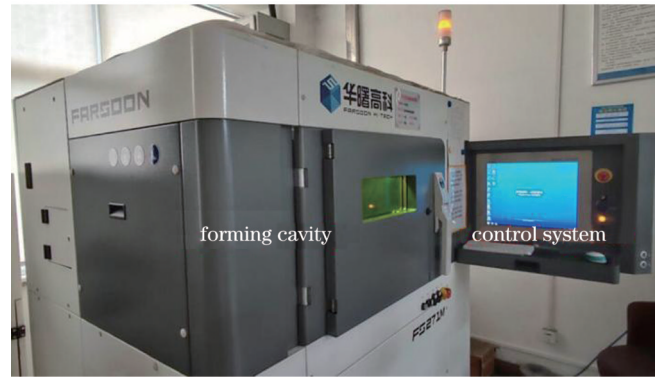


图 2 FS271M 激光选区熔化设备

Fig. 2 FS271M laser selective melting (SLM) equipment

度三轴扫描振镜, 最高扫描速度可达 15 m/s 。

2.2 成形参数设定

将铝基板预热至 $130 \text{ }^\circ\text{C}$, 成形腔内填充高纯度氩气作为保护气体, 控制成形腔内氧气的体积分数低于 0.15% 。成形参数如表 2 所示, 熔道长度设置为 20 mm 。为便于后续观察, 单熔道扫描设置 1 mm 间距, 重复成形 5 次。粉末铺层及扫描过程如图 3 所示。

所示。

当激光功率为 300 W 时, 在 $200 \sim 1000 \text{ mm/s}$ 扫描速度下成形了整体连续性良好的熔道, 而且熔道无明显球形现象, 搭接程度较高。同时可以发现, 随着激

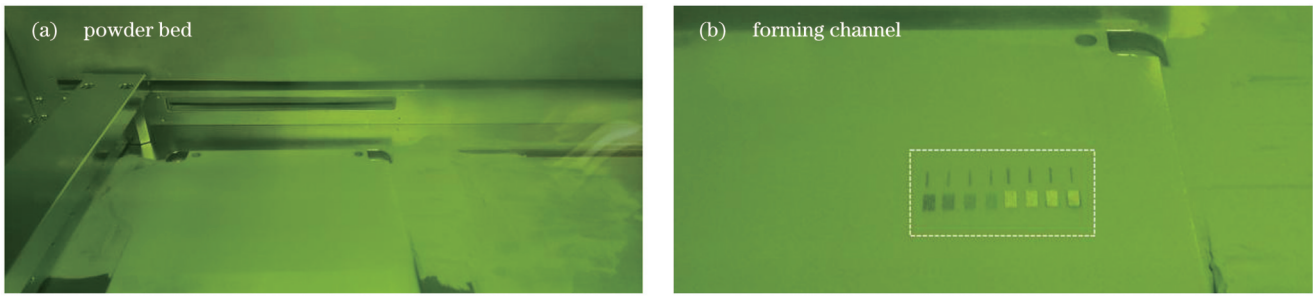


图 3 粉末床及成形熔道
Fig. 3 Powder bed and forming melt channel

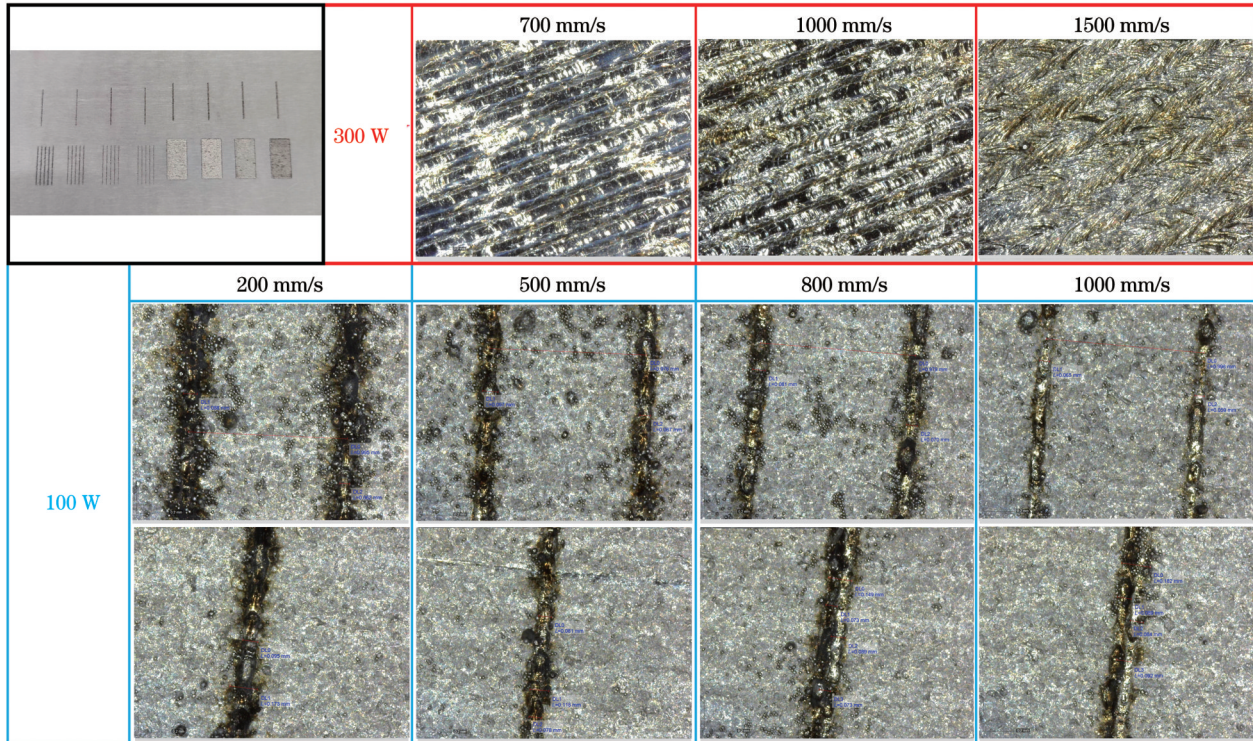


图 4 成形熔道及其显微形貌图
Fig. 4 Formed melt channels and their microscopic morphologies

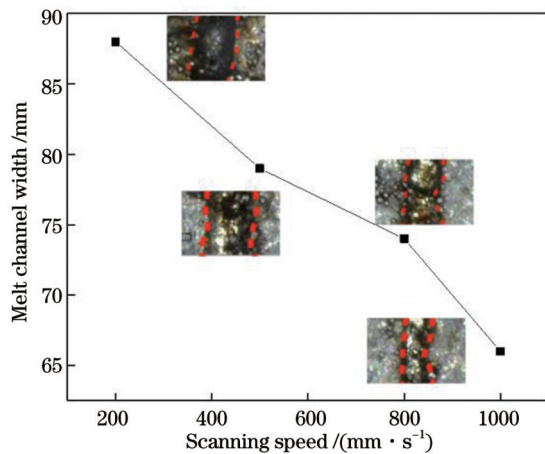


图 5 熔道宽度随扫描速度的变化
Fig. 5 Change of melt channel width with scanning speed

光扫描速度降低,熔道宽度逐渐增大,当扫描速度为 700 mm/s 时出现了明显的波纹形貌。采用 100 W 功

率激光进行熔道成形时,熔道不连续,且球化现象严重。为进一步探寻低功率(100 W)下 SLM 成形 AlSi10Mg 合金单熔道缺陷产生的机理,采用数值模拟方法进行研究。

3 数值模型的建立

采用 Flow-3D v11.1 软件模拟单熔道 SLM 成形过程。参考已有研究,为简化成形过程中涉及的问题,作出以下假设:1)假设 AlSi10Mg 合金粉末颗粒呈规则的球形;2)假设熔池中的熔体为不可压缩的均匀牛顿流体;3)将所研究的合金材料视为具有有效物理性质的纯材料。

3.1 物理模型及控制方程

建立数值仿真模型时考虑了 SLM 过程中的热辐射、热传导、固液相变、熔池蒸发等物理现象,同时考虑了重力、表面张力及其带来的马兰戈尼效应。SLM 成

物理过程如图 6(a)所示,设置单层粉末床厚度为 50 μm ,不考虑粉末床厚度带来的影响,采用离散元法 (DEM)模拟粒径大小介于 20 μm 至 50 μm 的金属粉末在仅受到重力作用时形成的粉末床模型,设定粉末的平均粒径为 35 μm ,且粉末的松装密度为 1.5 g/cm^3 ,即

相对密度为 55%。由于粉末的粒径均大于 20 μm ,故未考虑范德瓦尔斯力带来的粉末聚集。粉末整体铺至相同材料的平面基板顶部,基板是尺寸为 1.2 $\text{mm} \times 0.5 \text{mm} \times 0.2 \text{mm}$ 的长方体,可将其视为加工底座或者已扫描成形的结构部分。

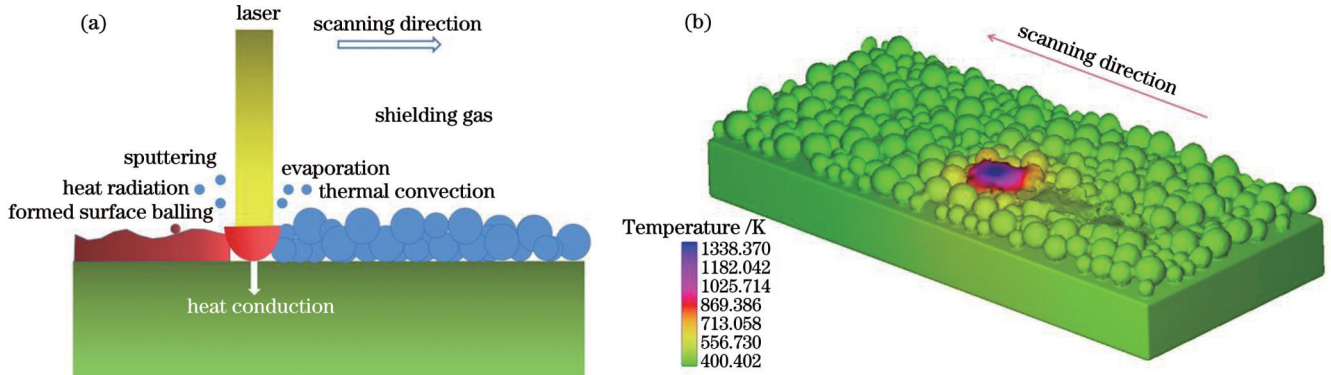


图 6 SLM 成形。(a)SLM 成形物理过程;(b)SLM 过程的介观数值模型

Fig. 6 SLM forming. (a) SLM forming physical process; (b) mesoscopic numerical model of SLM process

简化激光与粉末之间的反射及吸收穿透作用,将激光看作高斯分布的面热源,而且在激光作用方向上存在一定的离焦发散效果。热源热通量的表达式为

$$q(x, y, z) = \frac{mAP}{\pi r_L^2} \exp\left(-m \frac{x^2 + y^2}{r_L^2}\right), \quad (1)$$

其中,

$$r_L = r_0 + a|z_0 - z|, \quad (2)$$

式中: P 为激光功率; m 值取 2; A 表示粉末对激光能量的吸收率; r_0 表示激光半径; a 表示激光的发散角; z_0 为激光焦点的初始坐标。由积分结果可知,式(1)设定激光光斑半径内的功率占激光总功率的 86.7%。

在扫描过程中,高能量密度激光束直接作用在粉末表面,粉末吸收热量后迅速升温熔化,粉末及熔池表面因辐射及对流作用存在一定的热量损失,故调整最终输入的热通量大小^[14]为

$$q_{in} = q(x, y, z) - h_c(T - T_0) - \varepsilon\sigma_s(T^4 - T_0^4) - q_{ev}, \quad (3)$$

式中: h_c 为保护气体的对流换热系数; ε 为辐射发射率; σ_s 为斯特藩-玻尔兹曼常数; T_0 为环境温度,即基板的预热温度; T 为材料的实时温度; q_{ev} 表示熔池顶部蒸发损失的热量。

图 7 为激光能量刚开始作用在粉末床表面时的剖面图,激光能量以直射的方式作用在球形粉末表面,且满足激光离焦发散的特点。

单层金属粉末在激光的辐射作用下达到熔点后开始熔化,随着激光移动及热量向外传递,熔化的液态金属又冷却凝固成形。并且,当激光在相邻区域扫描加工时,材料会被循环加热并冷却。在 SLM 过程中,单元热量输入由激光束提供,热量输出则由热传导、热辐射及对流损失表示。

假设熔化后的液态金属不可压缩,热膨胀现象由

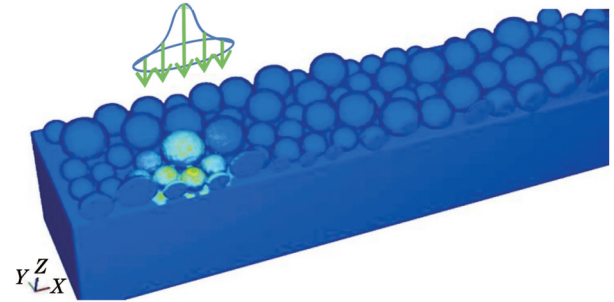


图 7 激光作用剖面图

Fig. 7 Profile view of laser action

密度关于时间的温度函数提供,控制方程为质量连续性方程、动量守恒方程和能量守恒方程^[15]。这三个方程的表达式分别为

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{v}) = 0, \quad (4)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho \mathbf{v}) + \nabla \cdot (\rho \mathbf{v} \otimes \mathbf{v}) = \nabla \cdot (\mu \nabla \mathbf{v}) - \nabla p + \rho \mathbf{g} + \mathbf{f}, \quad (5)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho h) + \nabla \cdot (\rho \mathbf{v} h) = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q_c + Q_R + Q_V + Q_{laser}, \quad (6)$$

式中: \mathbf{v} 和 \mathbf{g} 分别表示速度和重力加速度; μ 表示流体的动力黏度; p 是压强; \mathbf{f} 表示外部动量源项; T 表示温度; ρ 表示密度; h 表示焓; Q_c 、 Q_R 、 Q_V 、 Q_{laser} 表示系统内部额外施加的能量源项。

在激光扫描过程中,金属粉末颗粒吸收激光能量后温度升高直至熔化形成金属熔池。液态金属的表面张力系数可达到 1000 mN/m 以上,模型中曲面的表面张力在计算时用等效表面压力代替。在粉末熔化及熔池凝固过程中,熔池表面中心温度相比四周高,由表面张力系数的温度效应引起的表面张力梯度所产生的马

兰戈尼效应会影响熔池中流质的运动,故用马兰戈尼力表征马兰戈尼效应。马兰戈尼力^[13]的计算公式为

$$\mathbf{F}_{\text{Marangoni}} = \frac{d\sigma}{dT} [\nabla T - \mathbf{n}(\mathbf{n} \cdot \nabla T)], \quad (7)$$

式中: σ 为液态金属的表面张力系数; \mathbf{n} 为单位矢量。

随着激光移动,液态熔池迅速凝固成形,重力对熔池内液态金属的作用时间很短暂,所产生的驱动效果相对于表面张力及马兰戈尼效应而言较小,数值模拟可以验证这一结果。在不施加表面张力作用的模型中,粉末受热熔化后几乎未发生明显变形便立即冷却凝固。

鉴于熔池在激光作用下升温后会产生汽化现象,笔者在热源模型中考虑了蒸发吸热效应。根据 Klassen 等^[16]提出的蒸发过程数值模型,得到蒸发吸热通量为

$$q_{\text{ev}} = \frac{\varphi \Delta H_v}{\sqrt{2\pi MRT}} p_0 \exp\left(\Delta H_v \frac{T - T_{\text{lv}}}{RTT_{\text{lv}}}\right), \quad (8)$$

式中: p_0 为环境压强; T_{lv} 为熔池沸点; φ 为蒸发效率; ΔH_v 为蒸发潜热; M 为金属材料的摩尔质量; R 为理想气体常数。

当激光能量密度较高时,熔池表面温度达到沸点,熔池产生的合金蒸气会对熔池产生较大的反冲压力,反冲压力大于等于 $0.55P_0$,其中 P_0 为熔池的饱和蒸气压。在数值模拟中,饱和蒸气压以外作用的方式加载在熔池表面。饱和蒸气压可采用克劳修斯-克拉佩伦方程推导出^[16],即

$$p_v(T) = 0.55p_0 \exp\left(\Delta H_v \frac{T - T_{\text{lv}}}{RTT_{\text{lv}}}\right). \quad (9)$$

3.2 材料参数设定

粉末床与基板设为同种材料,即均为 AlSi10Mg,该材料的热物性参数^[17]设定如图 8 及表 3 所示。

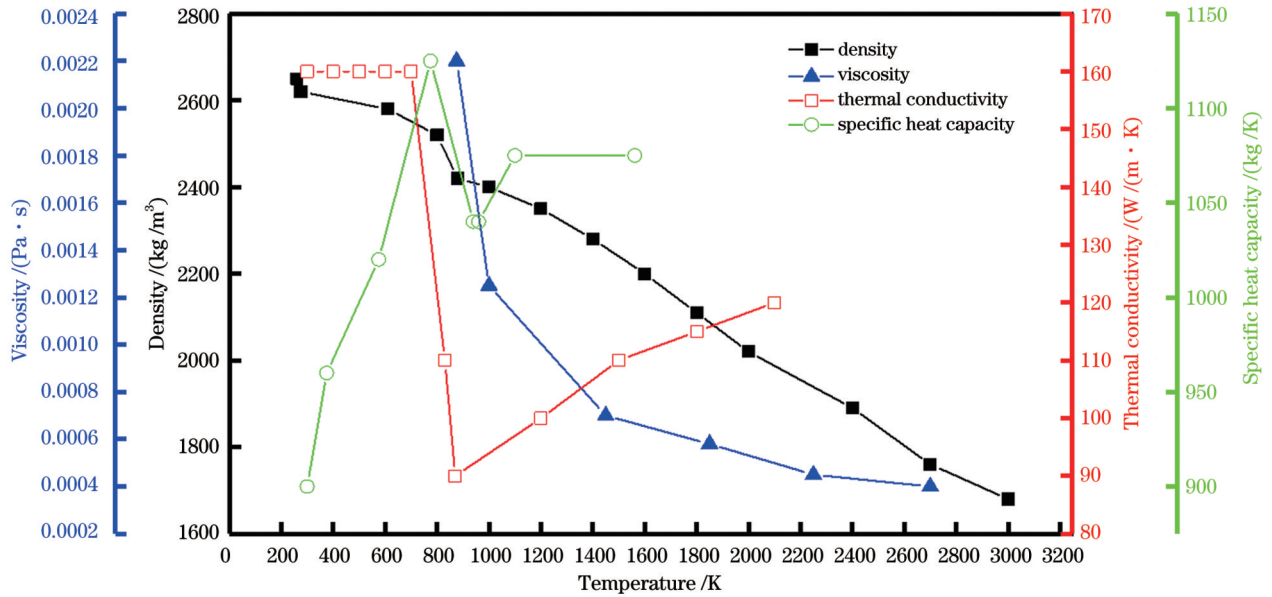


图 8 AlSi10Mg 的热导率、比热容、动力黏度、密度与温度的关系

Fig. 8 Thermal conductivity, specific heat capacity, dynamic viscosity, and density as a function of temperature for AlSi10Mg

表 3 材料的热物性参数

Table 3 Thermophysical properties of materials

Property	Value
Solidus temperature T_s /K	830
Liquidus temperature T_l /K	870
Boiling temperature T_{lv} /K	2743
Latent heat of melting ΔH /($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$)	3.89×10^5
Latent heat of evaporation ΔH_v /($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$)	1.07×10^7
Saturated vapor pressure P_0 /Pa	1.013×10^5 (2743 K)
Surface tension coefficient σ_0 /($\text{N} \cdot \text{m}^{-1}$)	1.02
Temperature sensitivity of surface tension σ_T /($\text{N} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	-3.1×10^{-4}
Convective heat transfer coefficient h_c /($\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$)	82
Radiation emissivity ϵ	0.4

3.3 模型验证

该合金粉末对激光能量的吸收率未知,因此,为了提高数值模拟结果的准确性,笔者将数值模拟结果中不同能量吸收率下的单、双熔道宽度及熔道形貌特

征与试验结果进行匹配比较,确定了此数值模型中 AlSi10Mg 材料对激光能量的吸收率为 12%。100 W 功率不同扫描速度下单熔道成形形貌对比如图 9 所示。

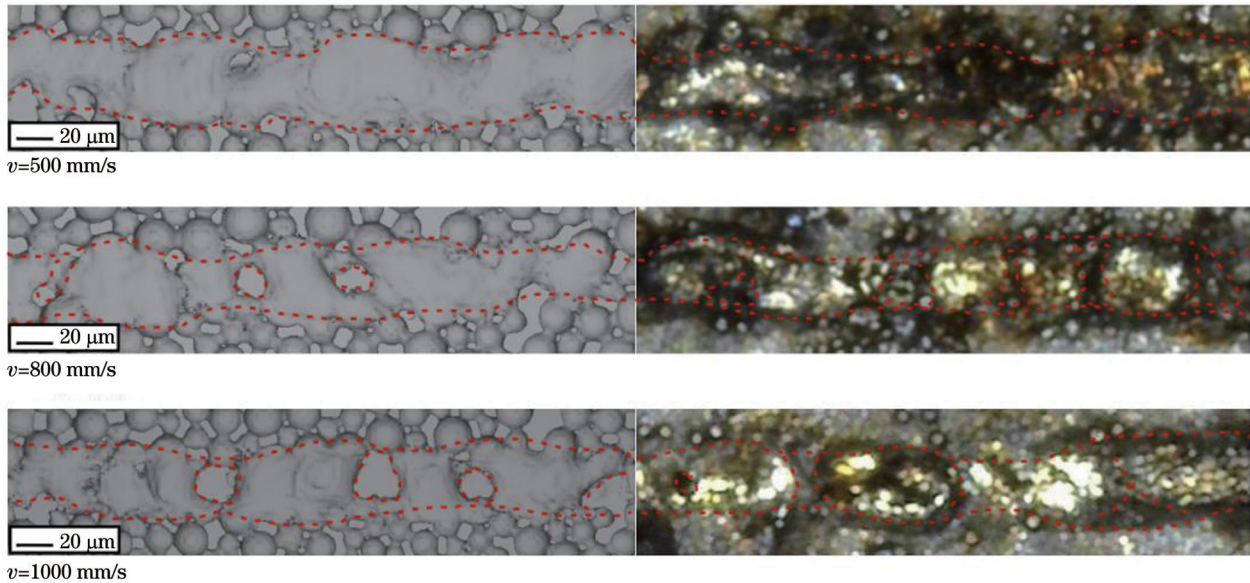


图 9 100 W 功率不同扫描速度下单熔道成形形貌的对比

Fig. 9 Comparison of single-channel appearances under 100 W power and different scanning speeds

4 缺陷成因分析

4.1 能量传递及熔池运动机理

在熔池未移动到所考虑的金属粉末前,这部分金属粉末的能量来源主要为高温熔池通过粉末床进行的热传导输入,这部分能量输入的快慢主要由金属粉末的导热性能以及熔池温度决定,而金属粉末的导热性能与材料的热导率以及粉末的相对密度直接相关。在热传导的作用下,金属粉末温度逐渐升高。

随着激光扫描的进行,粉末床上表面与激光直接作用部分迅速吸热升温,粉末开始熔化并在熔体表面张力的作用下合并,较深处的粉末材料未直接吸收激光能量,而是在固相粉末及液相熔池的热传导作用下升温熔化,形成新的熔池并以相同的形式将热量传递给基体及周围金属粉末。此外,熔池表面还存在一定的蒸发效应及热对流现象。金属熔池的动力黏度小,熔池头部中心温度较高,表面张力低于四周,表面流质趋向于向四周及尾部流动,在表面产生一定的波纹,当能量密度足够大使温度接近金属沸点时,熔池产生剧烈的汽化现象,逸出的金属蒸气对熔池表面产生一定的反冲压力,在熔池表面形成匙孔。同时,激光会在匙孔中发生多次反射,能量直接作用部位相对降低,从而进一步增大了熔池深度。随着激光的进一步移动,熔池失去直接的能量来源,在金属液相界面大温度梯度产生的热量传递作用下,金属熔体温度迅速降低,液态熔池冷却凝固,凝固成形形貌特征主要取决于表面张

力及蒸气反冲压力的作用。

在 SLM 成形过程中,成形基体内热量的传递主要以热传导的方式进行,而合金粉末及熔池的热导率与其成分配比、粉末的形状和尺寸直接相关,故调整粉末的成分配比、选取不同尺寸的合金粉末都会对熔池形貌及成形质量产生一定影响。

4.2 缺陷成因

图 10 为 100 W 功率激光不同扫描速度下成形的单熔道的显微形貌。可以发现,激光热影响区宽度随着激光扫描速度的增大而减小,扫描速度越小,粉末熔池氧化发黑程度越明显。AlSi10Mg 粉末在加工过程中的氧化效应是导致其成形结构件致密度低的重要原因^[8]。在相同低功率激光作用下,扫描速度越小,激光能量密度越大,因此熔池及熔池附近粉末的平均温度越高,氧化反应越剧烈,在成形熔道及其附近区域表面形成了致密的氧化层,从而影响了熔道的连续性以及层内、层间熔道的搭接效果。同时,可以看到结构中出现了孔隙,这会影响到成形结构的力学性能。

由单熔道显微形貌图的对比分析可知,扫描速度越小,熔道附近的小颗粒球化现象越严重,如图 11 所示。在较高的线能量密度激光作用下,熔池溅射并且气流作用更加剧烈,因而更容易在成形平面上产生小颗粒球化缺陷。同时可以发现,随着扫描速度增大,熔道不平直现象相对好转。更快的扫描速度意味着液态金属熔池可以更加迅速地冷却凝固,从而减少了熔池的液态流动效应带来的熔道不平直现象。

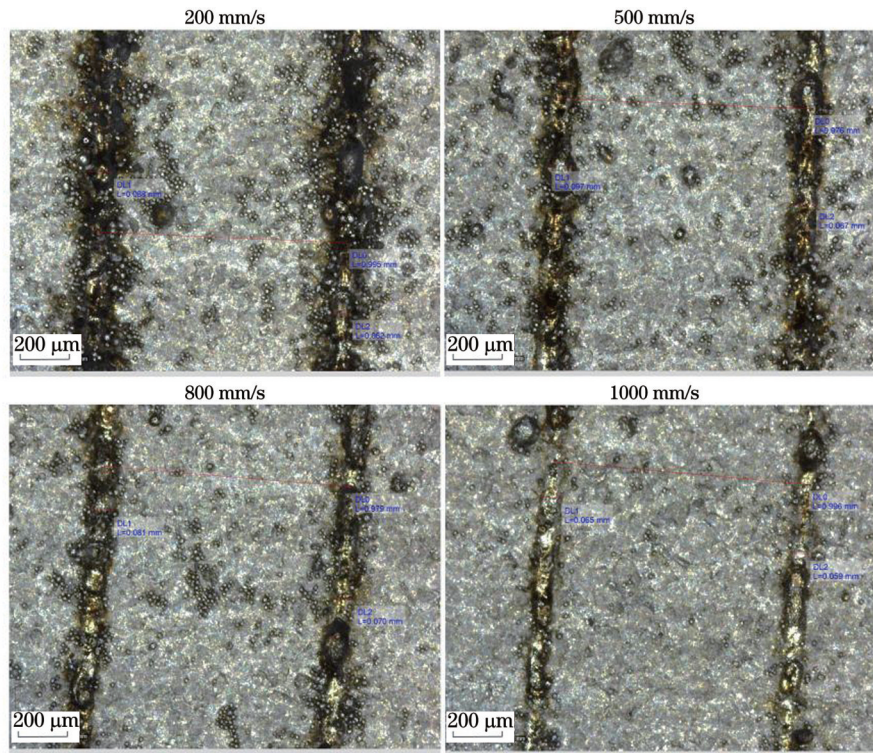


图 10 100 W 激光功率不同扫描速度下单熔道的显微形貌

Fig. 10 Microscopic appearance of single-channel formed under 100 W laser power and different scanning speeds

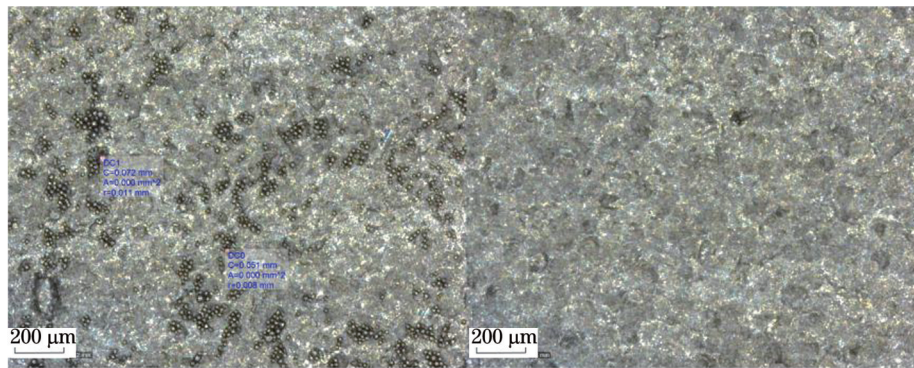


图 11 小颗粒球化现象对比(左:颗粒溅射区域;右:无溅射区域)

Fig. 11 Comparison of small particle spheroidization (left: particle sputtering area; right: no sputtering area)

800 mm/s 和 1000 mm/s 扫描速度下成形的双熔道的显微形貌如图 12 所示。同一速度下先后成形的

两条熔道的宽度无显著差别。右图中的双熔道对应的扫描速度更高,熔道宽度更小,在相同的扫描间距下搭

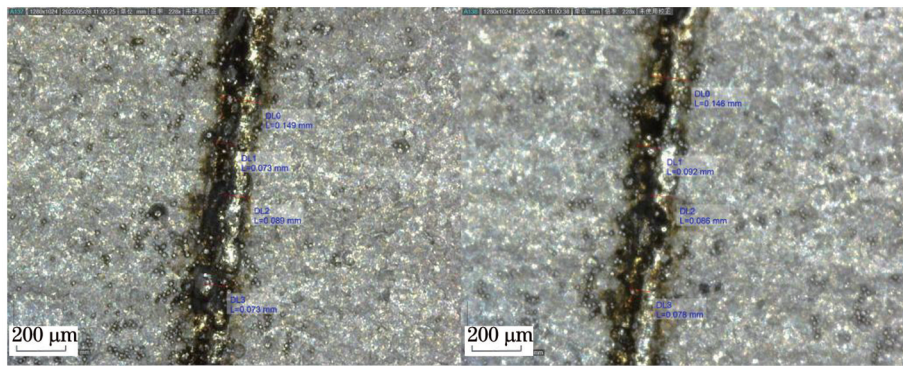


图 12 双熔道的显微形貌(左:800 mm/s;右:1000 mm/s)

Fig. 12 Microscopic appearance of double-channel (left: 800 mm/s; right: 1000 mm/s)

接率相对更低,第二条熔道相对于第一条熔道更加明亮,氧化程度明显降低,熔道连续性更好。经过首条熔道的氧化反应作用后,成形区域附近的氧含量进一步降低,可以削弱甚至消除氧化效应带来的影响;同时,在首条熔道激光成形对相邻位置的预热作用下,次熔道区域输入的能量相对更多,粉末的熔化程度更大,因此球化现象以及不连续现象均出现了一定程度的改善。

在低速(200 mm/s)激光扫描过程中,线能量密度为 500 J/m,此时金属熔池温度较高,表面温度已达到合金材料的沸点,因此需要考虑蒸气反冲压力对熔池液面的驱动效应。图 13 展示了另外三组扫描速度熔道成形试验中距粉末床顶部 20 μm 处熔道中心点的温度场变化。在 500 mm/s 的扫描速度下,由于线能量密度相对较低,熔池内该位置处流质的最高温度不足 1200 K,离液态合金的沸点尚存在一定差距,熔池汽化引起的反冲效应不明显,故而可忽略蒸气反冲压力带来的影响。

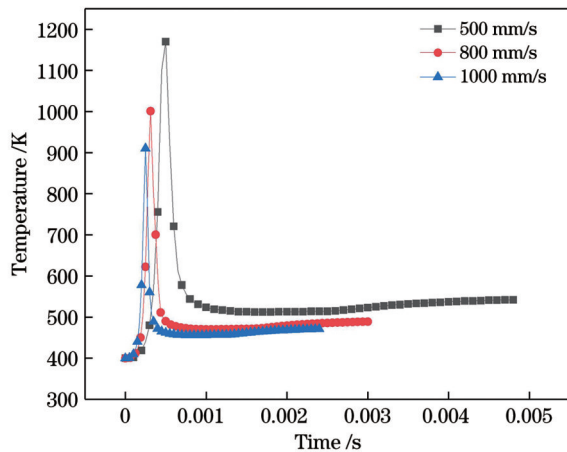


图 13 粉末床内某点的温度历程图

Fig. 13 Temperature evolution diagram at a point in the powder bed

当激光能量密度较低时,经粉末层及熔池传导的能量不足以将基板熔化,即熔池底部未触及基板,基板上方存在未完全熔化的金属粉末,而已熔融成液态的金属熔池在表面张力的作用下聚集成分后迅速冷却凝固,使熔道在扫描路径上产生不连续及大尺度球化现象。

在同等低功率激光作用下,扫描速度越大,粉末床上的线能量密度越小,沿激光扫描方向上相等长度区域内金属粉末的熔化量越少;当熔池深度不及粉末层厚时,因输入能量不足而引起的不连续现象随着扫描速度的增大而越发明显。但由于铝合金易氧化,在氧气未完全抽空的成形腔内进行激光熔融成形时,铝合金的氧化效应也会严重影响金属熔道的连续性。如图 14 所示,在 500 mm/s 的激光扫描速度下,激光能量密度刚好将粉末层完全熔化,但也未能得到连续性

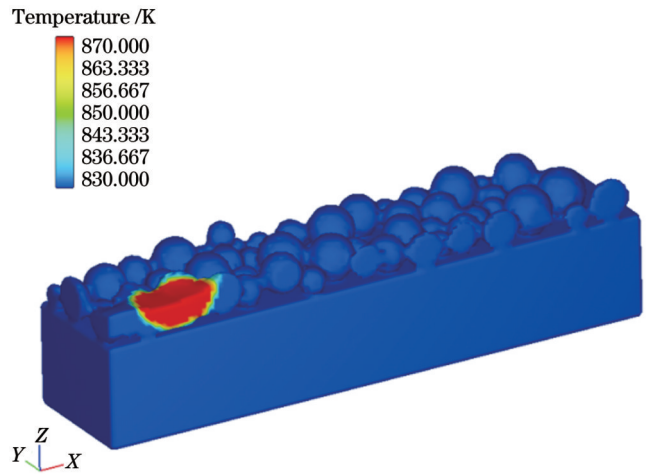


图 14 500 mm/s 扫描速度下的熔池切面

Fig. 14 Section of molten pool at 500 mm/s scanning speed

较好的金属熔道。

在 200 mm/s 的激光扫描速度下,金属成形熔道受到了氧化效应的严重影响,同时,高温熔池汽化产生的蒸气反冲压力也对熔池运动及熔道形貌产生了巨大影响。图 15 为 200 mm/s 扫描速度下熔池切面的时序图,熔池上表面在蒸气反冲压力的作用下产生凹陷,同时由于马兰戈尼效应,金属流质从温度高的中心区域向温度较低的四周流动,进一步加大了液面的凹陷程度,从而使得激光可以在竖直方向上穿透到更深的位置,同时合金粉末下方的基板亦能获得更多的激光能量而发生熔化。随着激光的移动,熔池前方的粉末进一步熔化,再加上熔池末端环流的填充,熔池凹陷便维持在一个稳定的深度。由于 AlSi10Mg 金属粉末的密度小、热导率高,低功率低速激光扫描下形成的熔池长度较短,熔池末端流质凝固速度快,故而熔池稳定性较差,如图 16 所示。即便是在未考虑氧化效应的数值模拟中,低速低功率激光扫描成形的熔池在表面张力的作用下仍难以形成平滑的表面。

金属熔池在蒸气反冲压力作用下产生匙孔,匙孔深度可达 100 μm。随着激光的移动,由于铝合金材料的高导热性,熔池迅速冷却凝固,形成的匙孔若未被熔池流质完全填充便会在内部形成孔隙缺陷,但由于成形缺陷产生在基板材料内部,难以在当前熔融层内采用重熔的方式进行缺陷修整。

4.3 缺陷改善

氧化效应会干扰激光粉末之间的相互作用,从而影响熔道形貌及成形结构的致密度。在实际试验及生产中,可采取首层预熔融的方式尽可能消耗腔内的残余氧气,降低成形过程中氧化效应产生的负面影响。

理论上,金属粉末受热熔化,温度从 T_0 上升到 T 所需的能量密度为

$$E = \int_{T_0}^T \rho c_p dT + \rho \Delta H_{(T)}, \quad (10)$$

其中 $\Delta H_{(T)}$ 为相变潜热关于温度的函数,它可简单地近

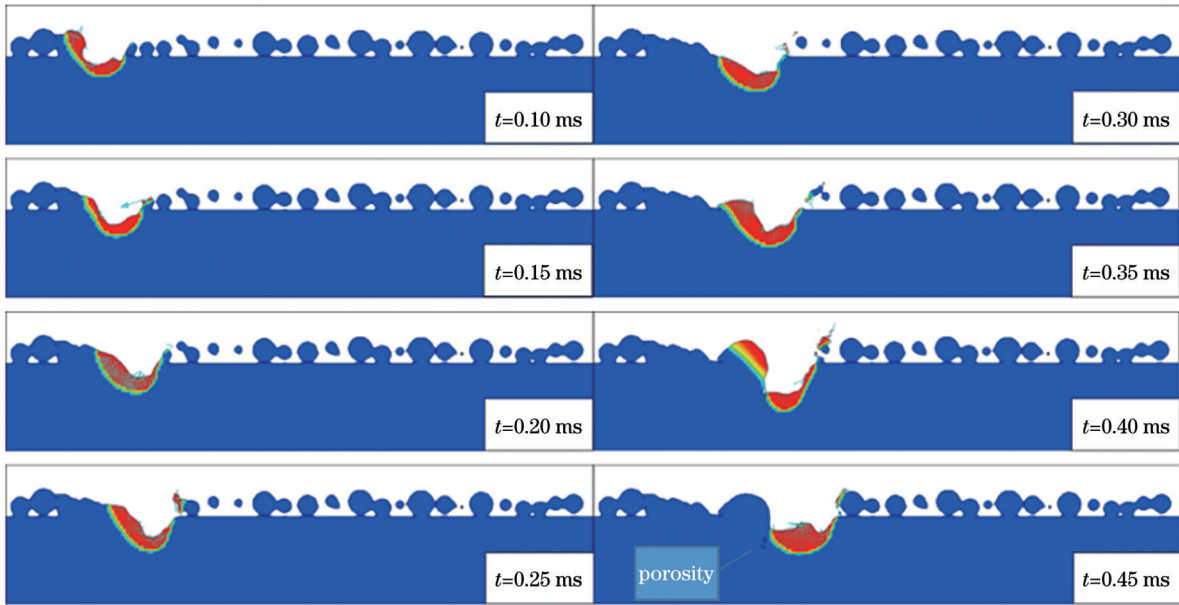


图 15 200 mm/s 扫描速度下单熔道成形切面的时序图

Fig. 15 Timing diagrams of single-channel forming section at 200 mm/s scanning speed

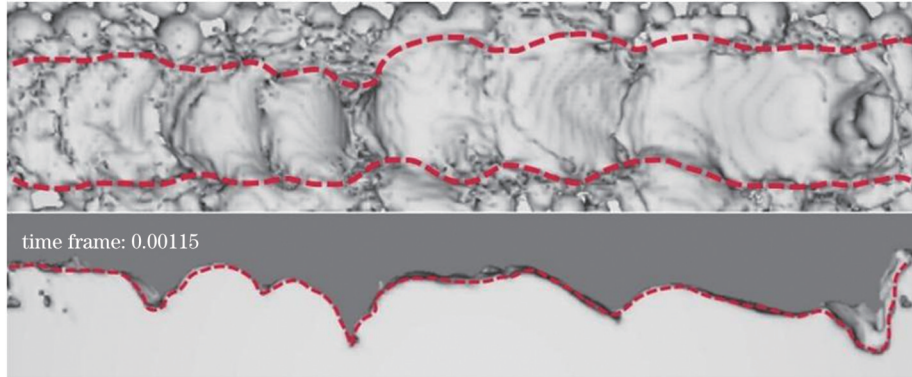


图 16 200 mm/s 扫描速度下单熔道的表面及切面形貌

Fig. 16 Surface and section images of single-channel at 200 mm/s scanning speed

似为

$$\Delta H_{(T)} = \begin{cases} \Delta H_v & T \geq T_s \\ \frac{T - T_1}{T_s - T_1} \cdot \Delta H_v & T_1 \leq T < T_s, \\ 0 & T < T_1, \end{cases} \quad (11)$$

式中： T_1 和 T_s 分别为该合金材料的液相线温度和固相线温度。熔池温度位于该温度区间内时处于固液共存状态。

熔道不连续主要是由粉末层熔化不充分导致的，降低粉末层厚显然可以改善由能量不足导致的不连续现象，但 SLM 成形参数的选取要在保证结构成形质量的前提下兼顾产品的成形效率，降低粉末层厚度会延长结构成形时间，影响成形效率^[18]。提高预热温度可以减少粉末熔化所需的能量。为探究预热温度对熔道成形形貌的影响，选定激光功率为 100 W、扫描速度为 800 mm/s 的扫描工艺参数，逐步提高预设环境温度 T_0 。考虑到 AlSi10Mg 熔点较低，同时考虑到实际成形设备的工艺参数限制，预热温度 T_0 的范围设置为

425~500 K。不同预热温度下的单熔道形貌如图 17 所示。随着预热温度升高，熔道的不连续性得到改善，当 $T_0=500$ K 时，成形区域内消除了不连续现象。以基板的上表面为基平面，选取热通量中心位置，获取熔

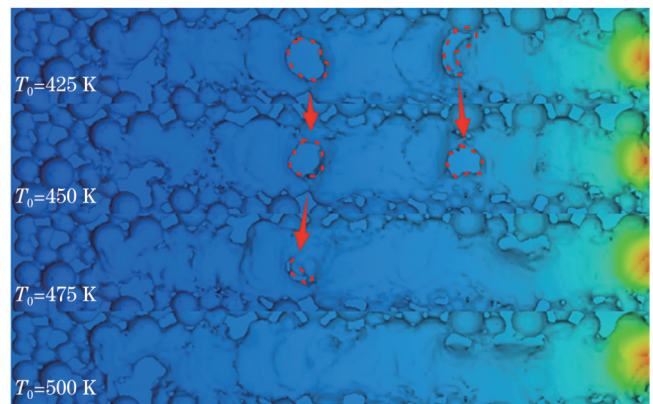


图 17 不同预热温度下的单熔道形貌

Fig. 17 Single-channel appearance at different preheating temperatures

池流质最低点坐标,计算熔池最深点到基平面的距离以及熔道平均宽度,得到了熔池尺寸随预热温度的变化,如图 18 所示。熔池尺寸随着预热温度的升高而增大,当预热温度达到 500 K 时,熔池最低点在基板平面下方,到基平面的平均距离为 4.61 μm 。鉴于实际试验及生产中对成形效率、经济性的考量,这里不再进行更高预热温度的研究和分析。

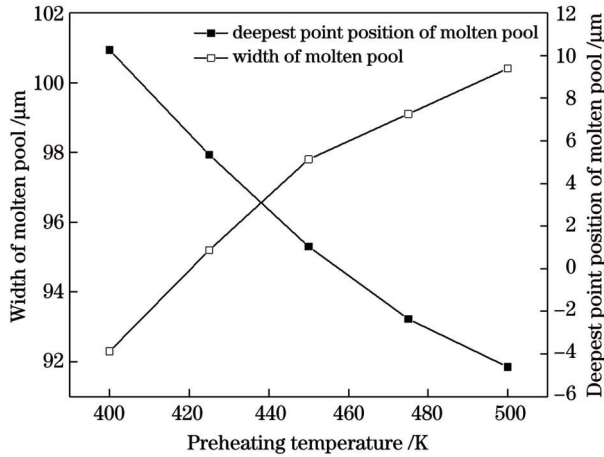


图 18 不同预热温度下熔池尺寸的变化

Fig. 18 Variation of molten pool sizes at different preheating temperatures

5 结 论

笔者通过试验及数值模拟方法对 AlSi10Mg 粉末材料进行了单层熔道成形研究,结果发现表面张力及熔池反冲压力在熔池演化及熔体运动中起着至关重要的作用。

即使采用高纯度的氩气作为保护气体进行试验,残余氧气仍会影响熔道成形质量(由于 AlSi10Mg 材料易氧化),因此在成形前应当尽可能降低成形腔内的氧气含量。

AlSi10Mg 合金粉末对激光的吸收能力较弱,研究中设定粉末对激光能量的吸收率为 12%,对于给定的 50 μm 层厚的粉末床,需要线能量密度为 200 J/m 的移动激光束才能使粉末层完全熔化。在 100 W 低功率激光扫描下,若激光能量密度过低,熔道就易产生不连续及大尺度球化现象,单纯通过降低扫描速度来提高输入线能量密度并不能有效解决熔道不平整的问题,低速扫描下形成的孔匙难以得到较为有效的填充,从而降低了熔道成形质量。通过提高预热温度可以降低熔化粉末所需的线能量密度,改善低功率下的熔道成形形貌。

参 考 文 献

[1] Glodež S, Klemenc J, Zupanič F, et al. High-cycle fatigue and fracture behaviours of SLM AlSi10Mg alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(10): 2577-2589.
 [2] Buchanan C, Gardner L. Metal 3D printing in construction: a

review of methods, research, applications, opportunities and challenges[J]. Engineering Structures, 2019, 180: 332-348.
 [3] Zhang J L, Song B, Wei Q S, et al. A review of selective laser melting of aluminum alloys: processing, microstructure, property and developing trends[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(2): 270-284.
 [4] Wu J, Wang X Q, Wang W, et al. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg[J]. Acta Materialia, 2016, 117: 311-320.
 [5] 付继康, 刘红军, 赵吉宾, 等. 激光选区熔化 AlSi10Mg 铝合金激光熔化沉积连接区密集气孔缺陷特性以及缺陷消除方法[J]. 中国激光, 2023, 50(4): 0402017.
 Fu J K, Liu H J, Zhao J B, et al. Characteristics and elimination method of dense porosity defects in laser melting deposition connection region of AlSi10Mg formed with selected laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(4): 0402017.
 [6] Buchbinder D, Meiners W, Pirch N, et al. Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting[J]. Journal of Laser Applications, 2014, 26(1): 012004.
 [7] Louvis E, Fox P, Sutcliffe C J. Selective laser melting of aluminium components[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(2): 275-284.
 [8] 刘阳, 伍子纯, 刘文胜, 等. 激光粉末沉积 AlSi10Mg 合金的致密化机制[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(7): 1900-1910.
 Liu Y, Wu Z C, Liu W S, et al. Densification mechanism of laser powder deposition AlSi10Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(7): 1900-1910.
 [9] 陈柯宇, 许莉敏, 甘杰, 等. 激光功率对选区激光熔化 AlSi10Mg 组织及力学性能的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(13): 1314001.
 Chen K Y, Xu L M, Gan J, et al. Effects of laser power on microstructure and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(13): 1314001.
 [10] Körner C, Attar E, Heisl P. Mesoscopic simulation of selective beam melting processes[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(6): 978-987.
 [11] Khairallah S A, Anderson A. Mesoscopic simulation model of selective laser melting of stainless steel powder[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(11): 2627-2636.
 [12] Roberts I A, Wang C J, Esterlein R, et al. A three-dimensional finite element analysis of the temperature field during laser melting of metal powders in additive layer manufacturing[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2009, 49(12/13): 916-923.
 [13] 杨朋英, 张帆, 黄灿, 等. 基于 SPH 方法的激光选区熔化数值模拟研究[J]. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2022, 52(10): 64-77.
 Yang P Y, Zhang F, Huang C, et al. Numerical simulation of laser selective melting based on SPH method[J]. Scientia Sinica: Physica, Mechanica & Astronomica, 2022, 52(10): 64-77.
 [14] Shrestha S, Chou K. A build surface study of powder-bed electron beam additive manufacturing by 3D thermo-fluid simulation and white-light interferometry[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2017, 121: 37-49.
 [15] Tang C, Tan J L, Wong C H. A numerical investigation on the physical mechanisms of single track defects in selective laser melting[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2018, 126: 957-968.
 [16] Klassen A, Scharowsky T, Körner C. Evaporation model for beam based additive manufacturing using free surface lattice Boltzmann methods[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2014, 47(27): 275303.
 [17] Wang L, Yan W T. Thermoelectric magnetohydrodynamic model for laser-based metal additive manufacturing[J]. Physical Review Applied, 2021, 15(6): 064051.
 [18] 闫泰起, 陈冰清, 唐鹏钧, 等. 铺粉层厚对选区激光熔化成形

AlSi10Mg 合金质量及效率的影响[J]. 中国激光, 2021, 48(10): 1002106.
Yan T Q, Chen B Q, Tang P J, et al. Effect of layer thickness on

forming quality and efficiency of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(10): 1002106.

Causes of Defects in Selective Laser Melting of AlSi10Mg

Yao Shuguang^{1,2*}, Dong Yunhui^{1,2**}, Li Xianglong³, Xie Minhan^{1,2}

¹Key Laboratory of Traffic Safety on Track, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410075, Hunan, China;

²School of Traffic & Transportation Engineering, Central South University, Changsha 410075, Hunan, China;

³State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, Hunan, China

Abstract

Objective The parameters for selective laser melting (SLM) directly affect the morphology and microstructure of the melt-forming process, which in turn affect the mechanical properties of the formed structure. Metal powder rapidly heats up and melts under high-speed laser irradiation, forming a metal molten pool. The complex heat and material exchange processes inside and outside the molten pool are difficult to detect in real-time using monitoring instruments. To address the defects generated during the SLM forming process of an AlSi10Mg alloy, this study employed experimental and numerical simulation methods to investigate the effects of forming parameters such as laser power and scanning speed on the morphology of single- and double-channel of the AlSi10Mg alloy.

Methods FS271M laser selective melting equipment was used for single- and double-channel SLM forming of the AlSi10Mg powder. The aluminum substrate was preheated to 130 °C, the forming cavity was filled with high-purity argon gas as a protective gas, and the oxygen volume fraction was controlled to be less than 0.15%. Table 2 lists the forming parameters. The melt length was set to 20 mm. To facilitate subsequent observation, 1 mm spacing was set for single-melt scanning, and the forming process was repeated five times. After forming and cooling, the morphology of the melt was observed and analyzed using an AM7031MT digital microscope. In addition, Flow-3D v11.1 software was used to simulate the single-channel laser selective melting forming process. A numerical simulation was conducted to investigate the physical effects and phenomena such as thermal radiation, heat conduction, solid-liquid phase transition, molten pool evaporation, gravity, surface tension, and the Marangoni effect derived from the SLM process.

Results and Discussions Under different scanning speeds using a laser power of 300 W, the overall continuity of the formed melt is good, no obvious spheroidization is observed, and the degree of overlap is high. As the laser-scanning speed decreases, the width of the melt gradually increases, and a clear ripple morphology is generated at a scanning speed of 700 mm/s. When a 100 W power laser is used for melt forming, the discontinuity and spheroidization of the melt are more severe. The width of the laser heat-affected zone decreases with an increase in the laser scanning speed. The lower the scanning speed, the more obvious is the degree of oxidation and blackening of the powder molten pool. The oxidation effect of the AlSi10Mg powder during processing is a major reason for the low density of the formed structural components. In practical experiments and production, the first-layer premelting method can be adopted to consume as much residual oxygen in the cavity as possible, reducing negative oxidation effects during the molding process. Under the action of a low scanning speed and high energy density laser, the spattering and airflow of the molten pool become more intense, making it easier to produce small-particle spheroidization defects on the forming plane. The keyhole depth generated by the metal molten pool under steam recoil pressure can reach 100 μm. As the laser moves, the molten pool rapidly cools and solidifies due to the high thermal conductivity of the aluminum alloy materials. If the keyhole is not completely filled by the molten pool fluid, pore defects form. Therefore, avoiding keyhole generation while ensuring the continuity of the melt path is necessary. The discontinuity of the melt path is mainly caused by insufficient melting of the powder layer. Reducing the thickness of the powder layer can improve the discontinuity caused by insufficient energy. However, the selection of SLM forming parameters should consider the product-forming efficiency while ensuring the quality of structure forming. Reducing the thickness of the powder layer prolongs the structure-forming time and affects the forming efficiency, and increasing the preheating temperature reduces the energy required for melting. To investigate the effects of the preheating temperature on the morphology of the formed channel, a laser power of 100 W and scanning speed of 800 mm/s were selected as scanning process parameters, and the preset environmental temperature T_0 was gradually increased for calculation. At $T_0=500$ K, the discontinuity phenomenon in the forming area is eliminated.

Conclusions This study investigated the single-layer melt forming of AlSi10Mg powder material through experimental and

numerical simulation methods. It was found that the surface tension and melt recoil pressure play crucial roles in the evolution and motion of the molten pool. Even when high-purity argon gas is used as the protective gas for the experiment, because of the oxidizability of the AlSi10Mg material, residual oxygen still affects the quality of the melt forming. Therefore, the oxygen content in the forming cavity should be minimized as much as possible prior to forming. Because the AlSi10Mg alloy powder has a weak laser absorption ability, the energy absorption rate was set to 12% in this study. For a given powder bed with a thickness of 50 μm , a mobile laser beam with a linear energy density of 200 J/m is required to completely melt the powder layer. Under low-power 100 W laser scanning, because of the low energy density of the laser, the melt channel is prone to discontinuity and large-scale spheroidization. Increasing the input energy density by reducing the scanning speed does not effectively solve the problem of uneven melt channels. Obtaining a smoother filling in the keyhole formed under low-speed scanning is difficult, which reduces the quality of the melt channel formation. By increasing the preheating temperature, the laser line energy density required for melting can be reduced, and the morphology of the melt formed at low power can be improved.

Key words laser technique; selective laser melting; AlSi10Mg alloy; process parameters; defects; numerical simulation