

激光粉末床熔融增材制造未熔合气孔缺陷形成机理研究

石岩^{1,2*}, 魏登松^{1,2}¹长春理工大学机电工程学院, 吉林 长春 130022;²光学国际科技合作基地(光学), 吉林 长春 130022

摘要 目前,基于激光粉末床熔融(LPBF)增材制造的成形件会不可避免地存在一定程度的气孔缺陷,为探究该缺陷的形成机理,以 AlSi10Mg 为研究对象,采用离散元法(DEM)和计算流体力学(CFD)对激光增材制造过程中单层和多层成形的熔池流场进行了数值模拟。通过调节激光功率和扫描间距,分析了加工参数对 LPBF 单道、多道和多层缺陷的影响机制。结果表明:低功率时,熔道易产生球化、扭曲、气孔等缺陷,而高功率时飞溅现象加剧;对于多道成形,扫描间距过大会使搭接区形成气孔缺陷,扫描间距过小将加剧积热效应。对于层间转角为 67°、采用棋盘格扫描策略的多层打印,单棋盘格熔道两端的高度和道间沟壑是影响铺粉表面粗糙度的主要因素,凹凸不平的铺粉表面会影响铺粉层的厚度均匀性,在激光能量不足时导致层间产生气孔,进而影响层间结合质量;适宜的能量输入有助于形成粗糙度小的铺粉平面和足够的熔深,减少层间气孔缺陷。

关键词 激光技术; 激光粉末床熔融; 缺陷; 计算流体力学; 离散元法

中图分类号 TN249 文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL230568

1 引言

增材制造(AM),又称 3D 打印,是 20 世纪 80 年代后期发展起来的一种新型的加工技术,其基于离散/堆积原理,通过材料的逐渐累积实现零部件的制造^[1-2]。激光粉末床熔融(LPBF)是一种以激光为能量源的增材制造技术,具有不受零件结构限制的优点^[3]。激光具有能量密度高的特点,可实现难加工金属的制造。目前,LPBF 技术可应用的材料已涵盖钛合金、高温合金、铁基合金、铝合金、难熔合金、非晶合金、陶瓷以及梯度材料等,在航空航天领域高性能复杂构件和生物制造领域多孔复杂结构的制造上具有显著优势^[4]。

然而,在 LPBF 制造过程中,零件会经历周期性的非稳态循环加热、快速冷却和短时非平衡循环固态相变,内部极易产生未熔合孔洞、熔融金属填充不足、层间搭接不良、未熔粉末等缺陷^[5],影响成形件性能的稳定性。如何减少甚至避免上述缺陷的产生是 LPBF 技术面临的关键问题^[6]。

LPBF 加工过程中熔凝反应复杂、快速的特点使得成形件缺陷难以通过现有手段进行实时监测与调控^[7],因此,实验试错法是早期 LPBF 加工工艺研究的

常用方法,国内外众多学者在长期实验中总结了缺陷形成与加工参数之间的关系^[8-14]。相关研究表明工艺气孔缺陷可分为未熔合气孔和匙孔塌陷气孔,前者尺寸较大且形状不规则,对成形件性能的影响较为显著,后者的尺寸通常较小且形状规则^[11]。Darvish 等^[12]发现未熔合气孔多形成于激光能量输入不足的工艺条件下,但在激光功率过高的工艺条件下,形成的大尺寸飞溅也会造成未熔合气孔的产生;Shrestha 等^[13]通过 X 射线探伤探究了线能量密度对匙孔塌陷气孔的影响,得出了在高线能量工艺条件下匙孔缺陷的数量和尺寸随着线能量增大而增大的结论。实验试错法的相关研究结果为 LPBF 工艺研究奠定了重要基础,但该方法无法对缺陷形成的机理进行研究,同时具有周期长、成本高、效率低等缺点。

近几年,随着设备的更新与计算机技术的发展,通过数值模拟进行 LPBF 成形缺陷研究成为研究人员探索的方向,开展的数值模拟主要包括宏观^[15-19]、介观^[20-35]和微观尺度^[36]模拟。其中:宏观和微观模拟分别针对的是成形件的整体优化和组织生长,无法对内部微观缺陷进行研究和调控;介观模拟以液态熔池为研究对象,主要考虑粉末材料的固液转化和熔池流动,是研究熔池中瞬时变化和微观缺陷形

收稿日期: 2023-02-27; 修回日期: 2023-03-22; 录用日期: 2023-04-03; 网络首发日期: 2023-04-13

基金项目: 吉林省科技发展计划国际科技合作项目(20220402015GH)

通信作者: *shiyang@cust.edu.cn

成的有效手段。Ninpetch 等^[20]通过流体体积法 (VOF 法)对自由界面进行追踪,对熔池的热动力学行为进行了分析,结果显示:熔池中液体的流动主要受马兰戈尼效应、气化反冲压力及重力的影响。梁平华等^[22]通过单层多道热-流模拟研究了扫描间距对熔道搭接的影响,结果发现增大扫描间距会使搭接区气孔缺陷增多。

现有的 LPBF 介观模拟研究大都围绕 LPBF 单层单道、单层多道热-流增材模型展开,但单层模拟研究存在一定的局限性,如:1) 无法对层间气孔缺陷的形成机理进行研究;2) 默认铺粉面为标准水平面,但在实际加工中,铺粉面是具有一定粗糙度的实体表面,凹凸不平的铺粉表面对成形质量的影响无法体现。因此,近年来有学者开始对 LPBF 多层介观模拟展开研究。Cao 等^[27]基于不同粒径分布的粉床进行了多层单道介观模拟研究,结果显示:铺粉厚度越小,粉床中的小粒径颗粒越多,越有助于减少气孔缺陷。Wang 等^[32]采用同向扫描策略建立多层多道增材模型,得到了道间与层间气孔缺陷形貌,其采用的铺粉方法为自由落体法,与实际铺粉过程存在一定差异。Fotovvati 等^[33]建立了多层多道增材热-流模型,在层数增加的过程中观察到了不同的单层增材表面形貌和层间气孔,但他们没有进行试验验证。综上,现有的少量 LPBF 多层介观模拟研究存在铺粉过程与实际加工过程不符以及扫描策略单一等问题。层间转角和分区扫描策略由于可以起到缺陷填充和减小应力等作用^[8-9],是常用的 LPBF 加工策略,而多加工工艺策略下多层成形气孔缺陷的形成机理尚待进一步研究。

笔者针对粉体空隙和铺粉表面粗糙度影响下的多层介观成形过程进行了数值模拟研究,以 LPBF 实际铺粉状态和工艺策略为限定条件,就线、面、体的成形特点进行相应流场的有限元分析。考虑到激光深熔模式下由匙孔不稳定形成的气孔缺陷受粉末空隙和铺粉表面粗糙度的影响相对较小,笔者拟采用面热源模式深入探究尺寸相对较大、对成形性能影响较为显著

的未熔合气孔的形成机理。

2 材料与方法

2.1 热源及粉床模型

激光热源模型为高斯热源,其热源密度^[23]的表达式为

$$q(r) = \frac{2\alpha P_L}{\pi\sigma^2} \exp\left(-2\frac{r^2}{\sigma^2}\right), \quad (1)$$

式中: P_L 为激光功率(W); σ 为高斯光斑半径(m); r 为热源作用范围内任意位置与热源中心之间的距离(m); α 为材料对激光的吸收率。当激光波长为 1060 nm 时,块体 AlSi10Mg 对激光的吸收率较低,为 9%。材料对激光的吸收率在很大程度上还会受到表面粗糙度的影响,通常情况下松散粉床对激光的吸收率是块体的 3~5 倍,因此取 $\alpha=0.3$ ^[29-30]。

本次模拟使用与实际加工相近的粉末床模型,该模型通过 EDEM 软件^[37]模拟刮板运动建立。颗粒粒径分布如图 1 所示。颗粒间的相互作用遵循 Hertz-Mindlin (no slip) 接触模型^[37]。粉床建模过程与粉床尺寸如图 2 所示,粉层厚度为 60 μm 。将建立的粉床和热源模型导入 Flow-3D 软件^[24]进行温度场及流场计算,计算域网格尺寸为 5.5×10^{-6} m,计算时间步长为 1×10^{-8} s。

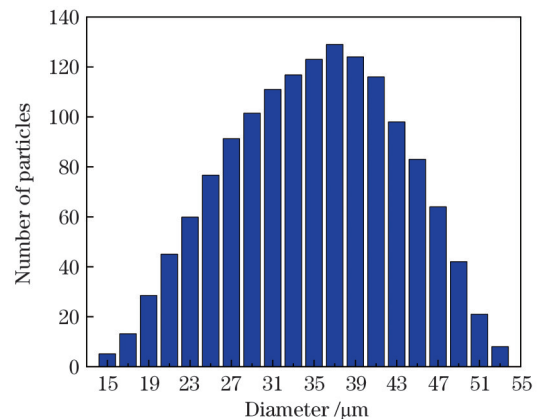


图 1 粉床颗粒粒径分布

Fig. 1 Size distribution of powder bed particles

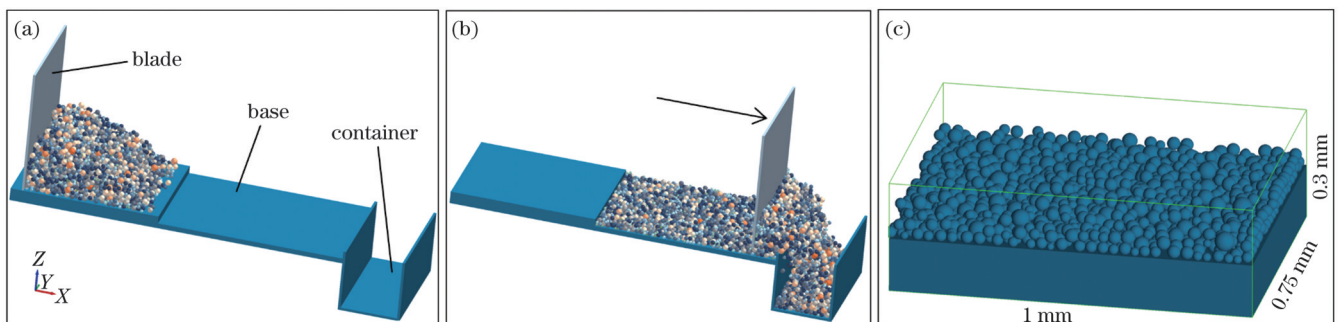


图 2 粉床参数及建模过程。(a) 刮板运动前;(b) 刮板沿 X 轴正向移动铺粉;(c) 最终的粉床模型

Fig. 2 Powder bed parameters and modeling process. (a) Before the blade movement; (b) blade moves forward along X-axis to pave powder; (c) final powder bed model

2.2 控制方程

LPBF 制造过程中涉及的物理现象众多,因此需在数值建模中进行一定的合理假设。本文假设如下:1) 熔池中的流体为层流且不可压缩;2) 忽略等离子体效应。

模型遵循三大守恒定律,质量、动量和能量守恒表达式^[23]分别为

$$\nabla \cdot \mathbf{V} = 0, \quad (2)$$

$$\frac{\partial \mathbf{V}}{\partial t} + (\mathbf{V} \cdot \nabla) \mathbf{V} =$$

$$-\frac{1}{\rho} \nabla P + \mu \nabla^2 \mathbf{V} + \mathbf{g} [1 - \beta(T - T_m)], \quad (3)$$

$$\frac{\partial H}{\partial t} + (\mathbf{V} \cdot \nabla) H = \frac{1}{\rho} (\nabla \cdot \mathbf{k} \nabla T) + S_U, \quad (4)$$

式中: \mathbf{V} 为熔融金属的流速(m/s); ρ 为熔融金属的密度(kg/m^3); P 为流体压力(Pa); μ 为熔融金属的黏度($\text{Pa}\cdot\text{s}$); \mathbf{g} 为重力加速度(m/s^2); β 为材料的体积膨胀系数(K^{-1}); T 为流体的瞬时温度(K); T_m 为材料熔点(K); \mathbf{k} 为传热系数[$\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$]; S_U 为热源项。

在 LPBF 加工中,自由表面和保护气之间存在粉床吸热、热对流、热辐射、热传导和金属蒸发等复杂的能量交换,自由表面的热边界条件^[18]为

$$k \frac{\partial T}{\partial z} = q(r) - h_c(T - T_0) - \epsilon_r \sigma_s(T^4 - T_0^4) - q_{ev}, \quad (5)$$

式中: h_c 为导热系数[$\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$]; ϵ_r 为等效发射系数($\epsilon_r=0.36$ ^[19]); T_0 为环境温度(K); σ_s 为 Stefan-Boltzmann 常数[$\sigma_s=5.67 \times 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2\cdot\text{K}^4)$]; q_{ev} 为蒸发热量。蒸发热量^[25]的表达式为

$$q_{ev} = 0.82 \frac{\Delta H^*}{\sqrt{2\pi MRT}} P_0 \exp\left(\Delta H^* \cdot \frac{T - T_v}{RTT_v}\right), \quad (6)$$

式中: M 为摩尔质量(g/mol); R 为理想气体常数[$R=8.314 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$]; P_0 为环境压力($P_0=1.01325 \times 10^5 \text{ Pa}$); T_v 为沸点(K); ΔH^* 为逸出金属蒸气的焓(J)。金属蒸发会对下方熔池产生蒸发反作用力^[14],其表达式^[20]为

$$P_r = 0.54 P_0 \exp\left(L_v \cdot \frac{T - T_v}{RTT_v}\right), \quad (7)$$

式中: L_v 为气化潜热(J/kg)。

2.3 多层粉床模型及层间转角建立方法

不同工艺参数下加工成形的单层实体形貌存在一定差异,多层粉床模型须以各单层成形实体作为基底通过刮板运动铺粉建立。在获得与实测形貌相符的单层实体模型后,将其导入 EDEM 软件进行二次铺粉得到与各工艺参数对应的多层粉床模型。

为实现 67° 层间转角,需在单层加工时激光束直线扫描速度 V 为 $2500 \text{ mm}/\text{s}$ 的基础上,改变其在 X 轴和 Y 轴上的分量。激光束扫描速度在 X 轴和 Y 轴上的分量 V_x 和 V_y 的计算公式分别为

$$V_x = V \cdot \cos \beta, \quad (8)$$

$$V_y = V \cdot \sin \beta, \quad (9)$$

式中: V 为扫描速度(mm/s); β 为层间转角角度($^\circ$)。

2.4 试验材料与方法

试验材料为真空气雾化法制备的 AlSi10Mg 粉末,其粒径范围为 $15 \sim 53 \mu\text{m}$, $D_{10}=19.3 \mu\text{m}$, $D_{50}=32.2 \mu\text{m}$, $D_{90}=52.3 \mu\text{m}$,其 SEM 微观形貌如图 3 所示,松装密度 $\geq 1.3 \text{ g}/\text{cm}^3$,安息角 $\leq 40^\circ$,氧的质量分数 $\leq 0.08\%$ 。AlSi10Mg 粉末的化学成分和热物性参数见表 1、表 2 和图 4。为使模拟过程贴合实际加工,密度、热导率、比热容、黏度和表面张力系数设置为随温度变化的变量。

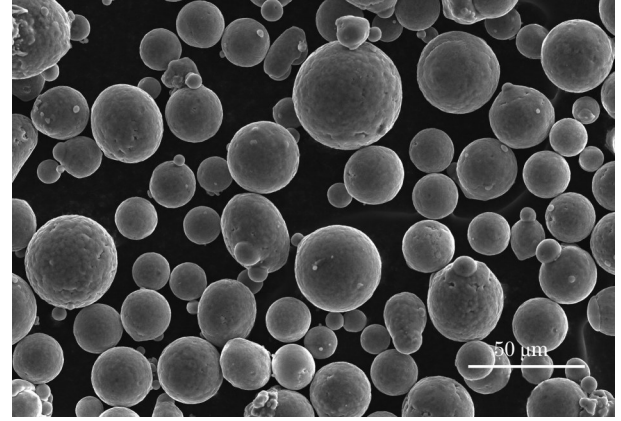


图 3 AlSi10Mg 粉末颗粒的微观形貌

Fig. 3 Morphology of AlSi10Mg powder particles

表 1 AlSi10Mg 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg powder

Element	Mass fraction / %
Al	Bal.
Si	9.88
Mg	0.27
Fe	0.061
Cu	<0.01
Mn	<0.01
Zn	<0.01
Ni	<0.01
O	0.042

表 2 AlSi10Mg 的热物性参数^[19,31]

Table 2 Thermophysical properties of AlSi10Mg^[19,31]

Property	Value
Solidus temperature /K	830.15
Liquidus temperature /K	870.15
Vaporization temperature /K	2743
Latent heat of fusion /($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}$)	4.23×10^5
Latent heat of vaporization /($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}$)	1.07×10^7
Surface tension coefficient /($\text{mN}\cdot\text{m}^{-1}$)	1000.726
Temperature sensitivity of surface tension coefficient /($\text{mN}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	-0.152

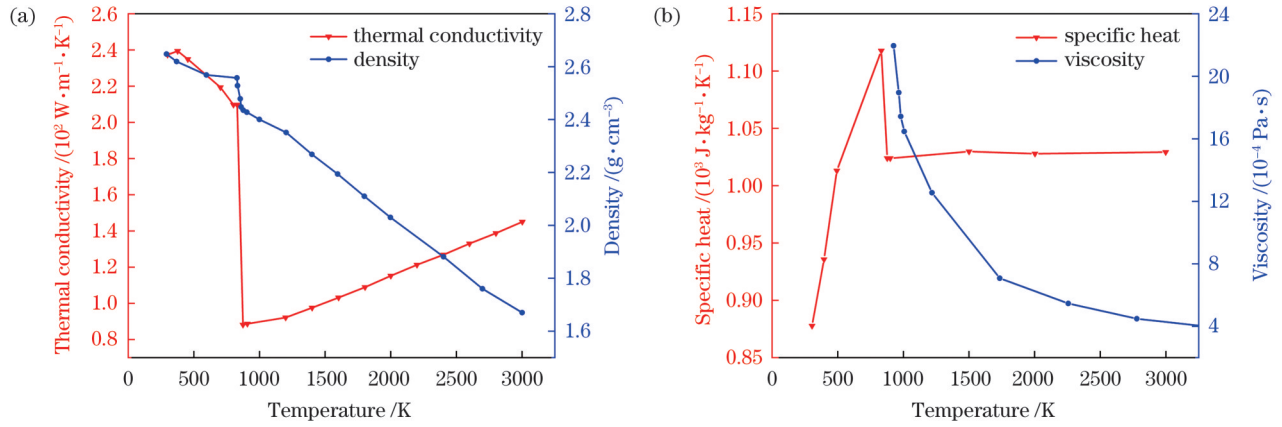


图4 AlSi10Mg随温度变化的热物性参数^[30]。(a)热导率和密度;(b)比热容和黏度

Fig. 4 Temperature-dependent thermophysical properties of AlSi10Mg^[30]. (a) Thermal conductivity and density; (b) specific heat and viscosity

采用 TruPrint 3000 型激光增材制造设备完成试验验证工作,该设备配备的激光器为 SPI Lasers PIPA-Q 光纤激光器,其输出激光的波长为 1060 nm,焦点光斑直径为 100 μm ,最大功率为 500 W。试验前,对 AlSi10Mg 粉末进行真空干燥处理,并将基板预热至 473 K。加工保护气是纯度为 99.999% 的氮气。为减小成形件的各向异性及内应力,采取的扫描策略如图 5 所示,为棋盘格分区 Z 字扫描,分区大小为 5 mm \times 5 mm,层间转角 67°。试验中所使用的主要加工参数见表 3。

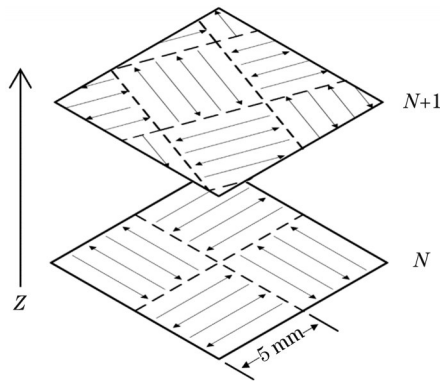


图5 加工扫描策略
Fig. 5 Scan strategy

3 结果与分析

3.1 模型验证

采用离散元法和计算流体力学建立三维瞬态模型,通过 Flow-3D 内置的流体体积法计算获得熔道的

表3 试验中使用的主要加工参数

Table 3 Main process parameters used in the experiment

Parameter	Value
Laser power /W	150–450
Scan speed /($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	2500
Laser spot size / μm	100
Layer thickness / μm	60

模拟形貌。当扫描速度为 2500 mm/s 时,不同激光功率下模拟与实测熔道的尺寸误差如表 4 所示,误差主要是由前述模型假设以及实际加工中颗粒无法避免的氧化导致的。激光功率为 425 W 时的模拟与实测熔道形貌如图 6 所示,可见,模型的模拟结果与实际加工结果较为符合,该模型可用于后续模拟研究。

3.2 激光功率对单道缺陷的影响

3.2.1 熔池的热动力学行为分析

欲探究缺陷的形成机理,须先对熔池的热动力学行为进行总体分析。图 7 展示了扫描速度为 2500 mm/s、功率为 425 W 条件下典型单道的形成过程,图中黑色箭头为熔融金属流动的速度矢量。图 8 所示为熔道 $X=296 \mu\text{m}$ 处截面流场随时间的变化。 $t=32 \mu\text{s}$ 时激光开始作用于此处粉床,粉床吸热升温,当温度大于熔点 870 K 时形成液态熔池。 $t=62 \mu\text{s}$ 时液态熔池受到重力、马兰戈尼效应^[20]和气动反冲压力的共同作用。其中:马兰戈尼效应是由温度梯度导致的液体表面张

表4 不同激光功率下模拟与实测熔道尺寸对比

Table 4 Comparison between simulated and measured track size under different laser powers

Laser power /W	Simulated width / μm	Measured width / μm	Simulated depth / μm	Measured depth / μm	Width error /%	Depth error /%
325	146.3	141.7	39.7	38.4	3.2	3.4
375	168.4	164.6	50.9	49.4	2.3	3.0
425	186.3	183.3	56.9	55.8	1.6	1.9

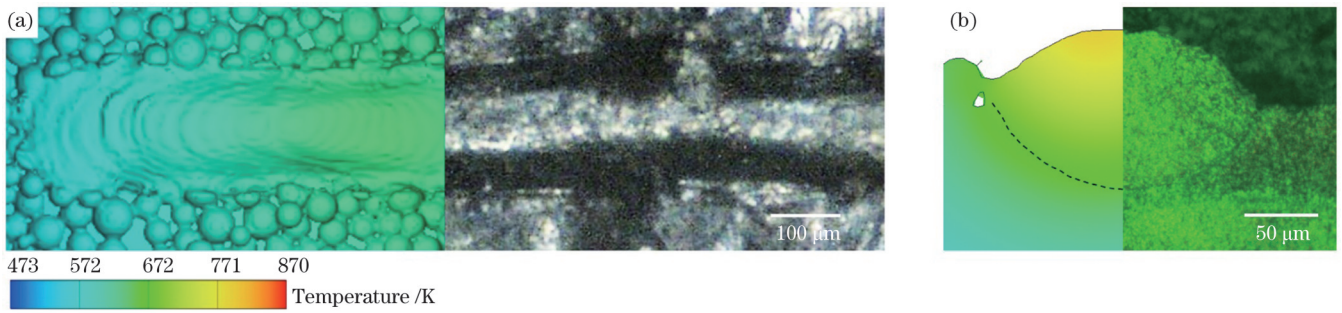


图 6 模拟与实测熔道形貌对比。(a)熔道总体形貌;(b)熔道截面形貌

Fig. 6 Comparison between simulated and measured track morphology. (a) Overall morphology of the track; (b) cross-section morphology of the track

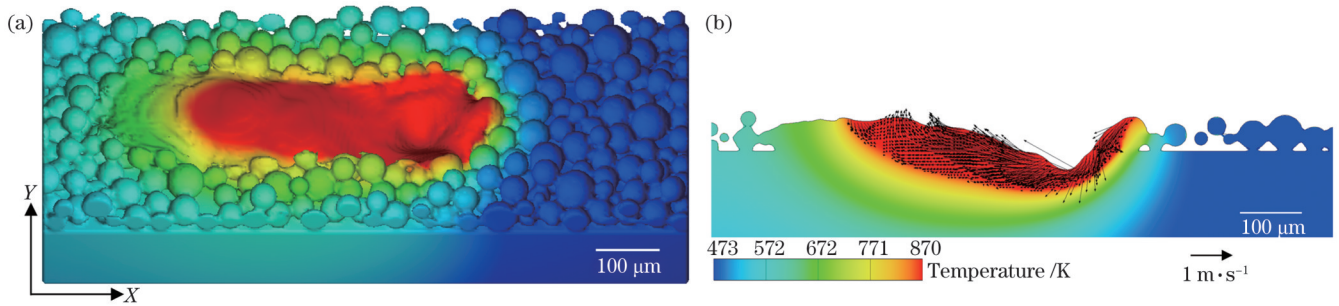


图 7 熔池的三维形貌及 XOZ 截面形貌。(a)三维形貌;(b)XOZ 截面形貌

Fig. 7 Three-dimensional and XOZ section morphology of molten pool. (a) Three-dimensional morphology; (b) XOZ section morphology

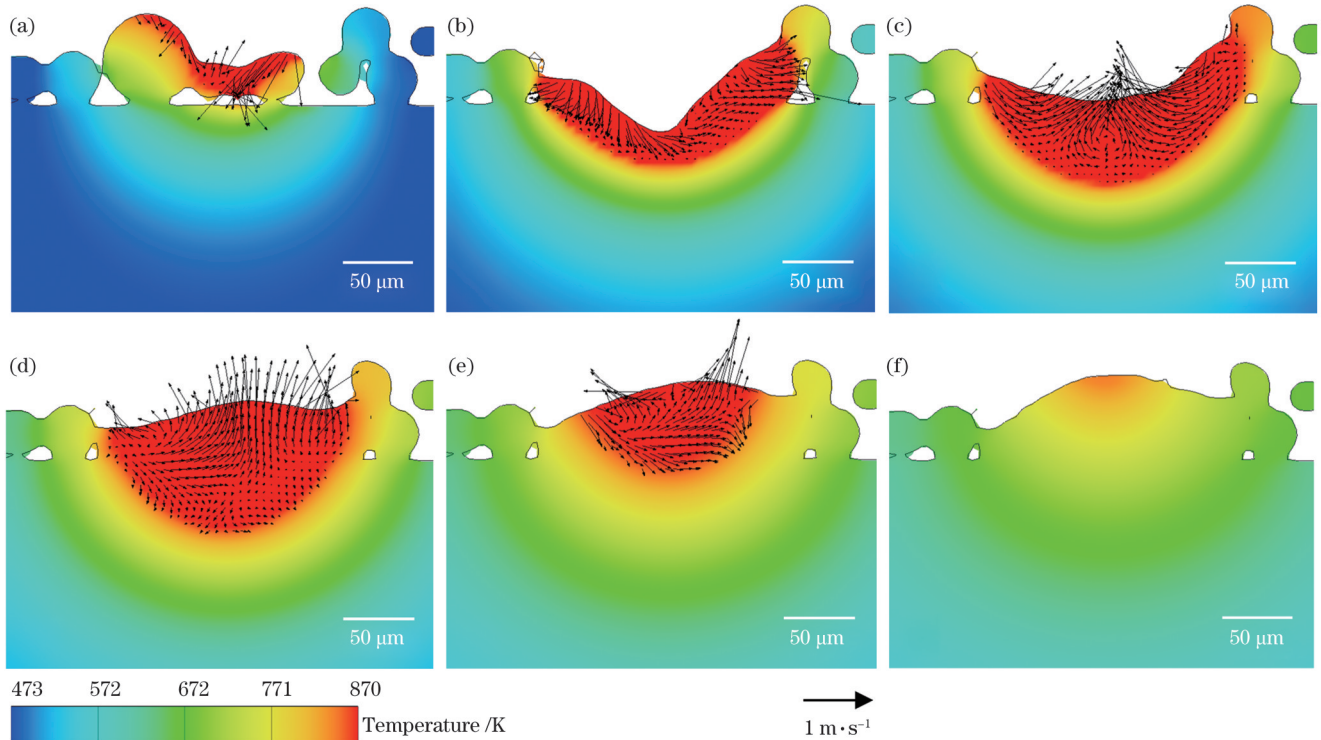


图 8 熔池 YOZ 截面形貌随时间的变化。(a) 32 μs ; (b) 62 μs ; (c) 82 μs ; (d) 118 μs ; (e) 185 μs ; (f) 246 μs

Fig. 8 Variation of YOZ section morphology of molten pool with time. (a) 32 μs ; (b) 62 μs ; (c) 82 μs ; (d) 118 μs ; (e) 185 μs ; (f) 246 μs

力不同形成的,力的方向由熔池温度高的区域指向温度低的区域;气化反冲压力是由 AlSi10Mg 蒸发产生的,方向向下。在三种力的共同作用下,激光下方的熔池形成凹陷。热源继续移动, $t=82 \mu\text{s}$ 时,液态熔池不

再有热量输入,同时持续的散热使得熔池温度逐渐降低,反冲压力逐渐消失,在重力和马兰戈尼效应的影响下, $t=82\sim 246 \mu\text{s}$ 时凹陷的液面逐渐平坦,最终在表面张力的作用下形成凸起并凝固。

3.2.2 激光功率对缺陷的影响

图 9 所示为 2500 mm/s 扫描速度下熔道形貌随功率的变化。由图 9(a) 可以看到, 在激光功率为 150 W 时, 熔道产生了较为严重的球化现象。如图 10 熔道截面所示, 此时的能量输入极低, 热源只能熔化部分表面粉末, 无法穿透至粉层下部, 粉层与基板之间存在大量孔隙, 松散的粉层对熔池几乎没有约束力, 表

面张力起决定作用, 而液滴有形成最小表面的倾向, 液滴由此形成球形, 发生球化。随着激光功率逐渐增大, 如图 9(b)~(d) 所示, 热源能够穿透粉层并将基板部分熔化, 此时熔池可分为上方的气液界面和下方的固液界面, 下方的固液界面对上部熔池具有一定的约束作用, 且约束力随着固液界面的增大而增大, 因此增大能量输入能够有效抑制球化现象。

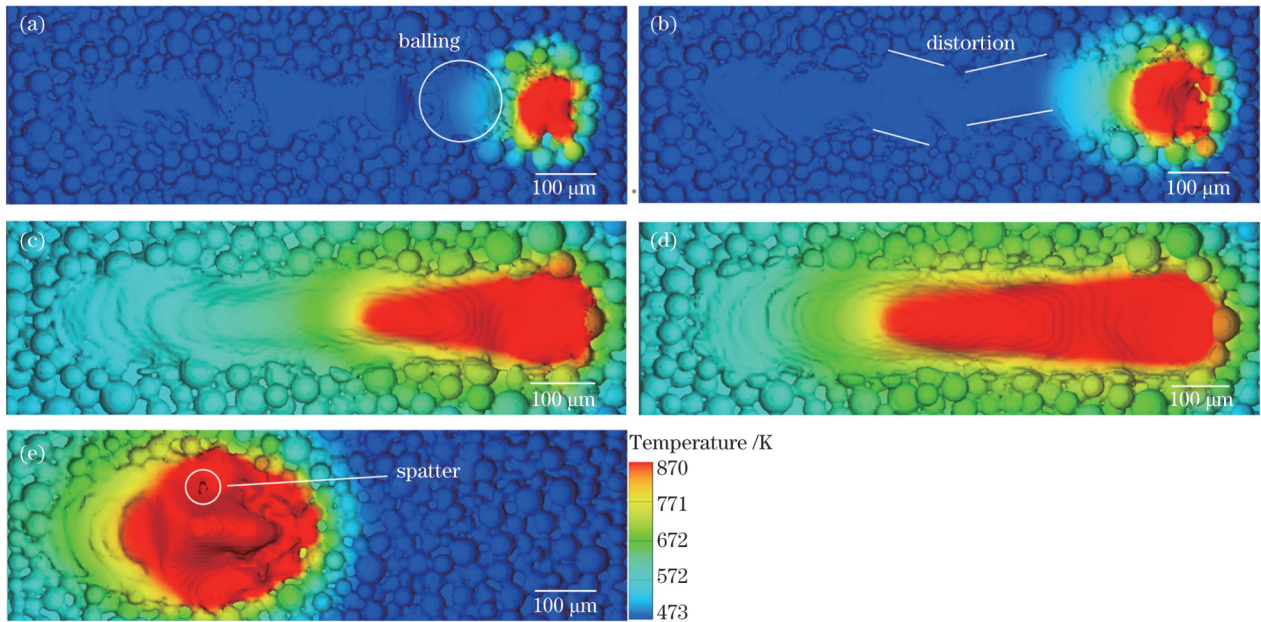


图 9 不同激光功率下的熔道形貌。(a) 150 W; (b) 250 W; (c) 325 W; (d) 425 W; (e) 500 W

Fig. 9 Track morphology under different laser powers. (a) 150 W; (b) 250 W; (c) 325 W; (d) 425 W; (e) 500 W

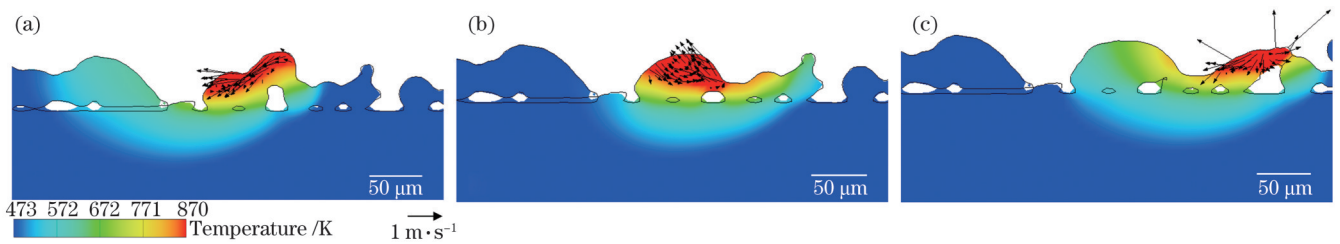


图 10 球化现象的熔池流场。(a) 230 μs; (b) 270 μs; (c) 300 μs

Fig. 10 Flow field of molten pool with balling. (a) 230 μs; (b) 270 μs; (c) 300 μs

随着激光功率增大, 能量输入足以形成一条连续的熔道, 如图 9(b) 所示, 但此时熔道相对扫描路径产生了一定偏移从而呈现扭曲的形貌, 这是粉床颗粒的分布不均造成的。高斯热源的能量分布具有中心至边缘逐渐递减的特点, 熔道边缘粉末受到的热输入较少, 对于较小的颗粒, 激光热源足以将其完全熔化, 而对于大直径颗粒, 热源只能将其部分熔化。熔化时熔道左右温差不同, 熔融金属在表面张力的作用下向温度低的方向流动, 随着熔道的逐渐延长, 就形成了熔道的扭曲现象。熔道扭曲将使得熔道左右两边在搭接时的搭接面积不同, 进而影响搭接质量。此时可以增大能量输入, 随着能量密度增大, 大直径的粉末颗粒也可以完全熔化, 熔道两边的温差减小, 可以减少熔道扭曲缺陷的产生。

对于单道而言, 气孔主要存在于粉床和基板间, 是

由松散颗粒间的孔隙造成的。图 11 所示是单道中心纵截面气孔缺陷随功率的变化。当激光功率为 150 W 时, 能量输入只能使部分表面粉末熔化, 气孔缺陷十分严重; 当激光功率为 250 W 时, 熔深和熔融金属的润湿性增大, 气孔缺陷有所减少; 当激光功率为 325 W 时, 能量输入使得部分基板熔化, 熔道中心和基板实现冶金结合, 熔道中心无明显的气孔缺陷。可见, 单道气孔主要形成于低激光功率的工况下, 适当增大激光功率可以有效减少气孔缺陷。

随着激光功率逐渐增大, 球化、扭曲和气孔等缺陷逐渐减少。随着激光功率持续增大, 如图 9(e) 所示, 飞溅现象加剧。液滴飞溅是在马兰戈尼效应和气化反冲压力的共同作用下形成的, 如图 12 所示。随着输入的能量逐渐增大, 蒸发材料质量增加, 温度梯度逐渐增

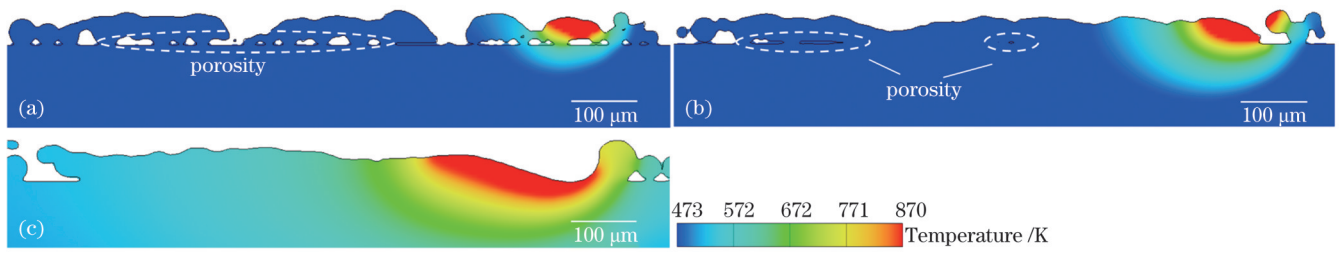


图 11 单道气孔缺陷随激光功率的变化。(a) 150 W; (b) 250 W; (c) 325 W

Fig. 11 Variation of porosity of single track with laser power. (a) 150 W; (b) 250 W; (c) 325 W

大且气化反冲压力增大,导致飞溅现象加剧。飞溅存在于成形件表面会增大表面粗糙度,且氧化相对严重的飞溅颗粒存在于成形件内部会降低成形件的使用性能。避免过高的能量输入可以减少飞溅现象的产生。

3.3 扫描间距对多道气孔缺陷的影响

单道通过互相搭接形成平面,在确定激光功率和扫描速度后,扫描间距对搭接质量起决定性作用。已知当扫描速度为 2500 mm/s、激光功率为 350 W 时,熔道宽度为 157 μm,取搭接率为 30%、20%、10% 和 5% 时的多道为研究对象,其对应的近似扫描间距分别为

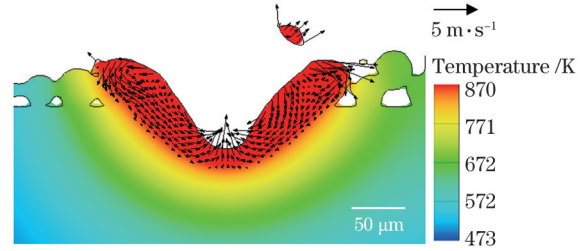


图 12 飞溅现象的熔池流场

Fig. 12 Flow field of molten pool with spatter

110、125、140、150 μm,具体的多道形貌如图 13 所示。

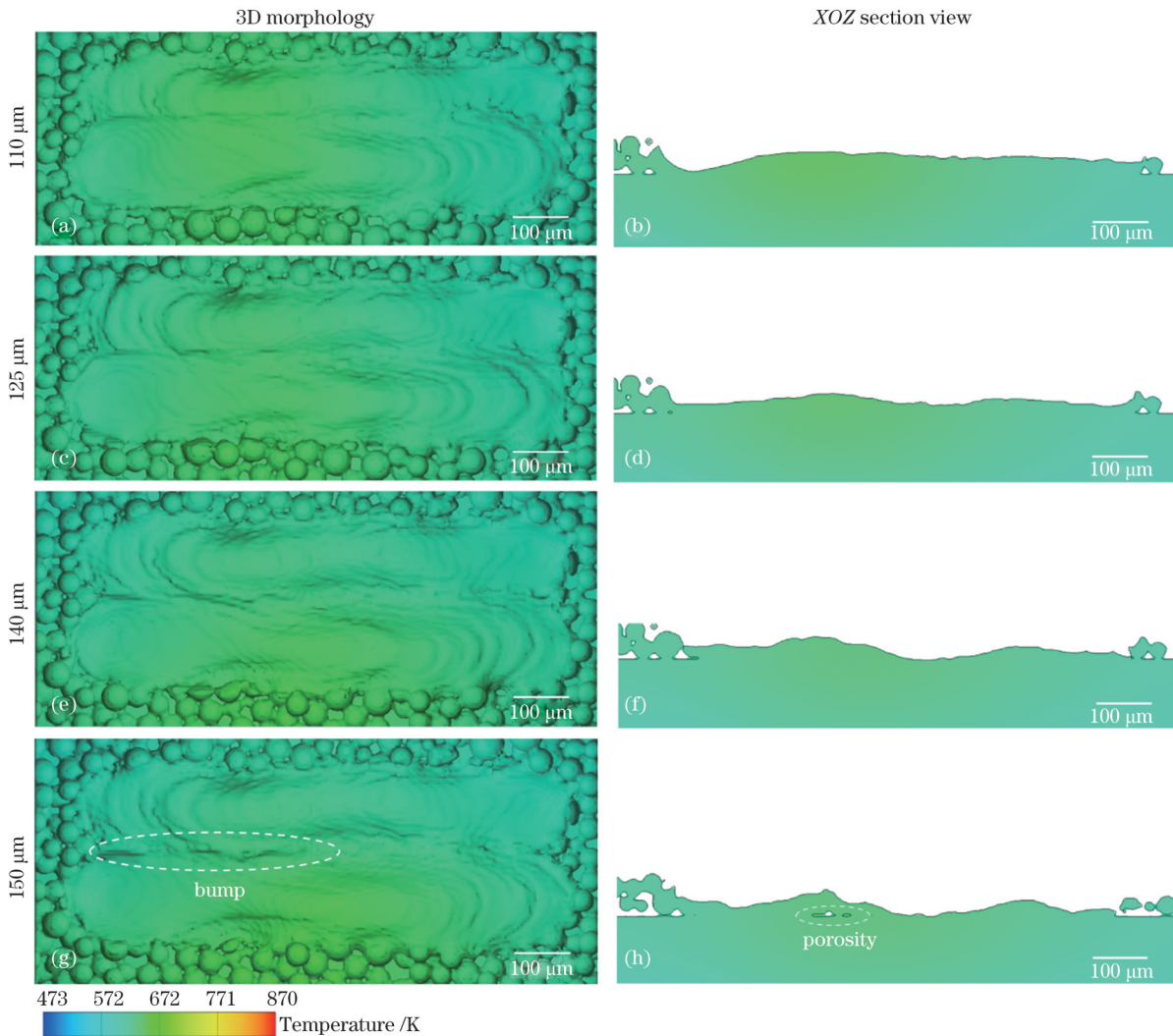


图 13 激光功率为 350 W 时不同扫描间距下的多道形貌

Fig. 13 Multi-track morphology under different hatch spaces at laser power of 350 W

当扫描间距为 110 μm 时, 搭接率较大, 搭接质量较好; 当扫描间距为 125 μm 和 140 μm 时, 搭接率减小, 熔道间的沟壑较为明显, 搭接区域未见明显的气孔; 当扫描间距为 150 μm 时, 搭接处存在凸起, 如图 13(g) 所示, 这是未完全熔化的金属粉末, 且搭接区出现了如图 13(h) 所示的道间气孔缺陷, 道间搭接气孔是由熔道边缘的小熔深造成的。

对于同样的扫描间距, 当激光功率不同时熔道的搭接质量也不相同。图 14 所示为激光功率为 475 W、

扫描间距分别为 110 μm 和 140 μm 时的多道横截面形貌。此时不同于激光功率为 350 W 的工况, 在扫描间距为 110 μm 时, 熔道的半数体积被覆盖, 出现了轻微过搭接现象, 积热现象比较严重, 而且不利于加工效率的提升; 当扫描间距增大到 140 μm 时, 熔道搭接质量较好。可见, 对于不同的激光功率, 适宜的扫描间距值也不相同, 扫描间距过大会形成气孔缺陷, 扫描间距过小则会加剧积热效应并降低加工效率。

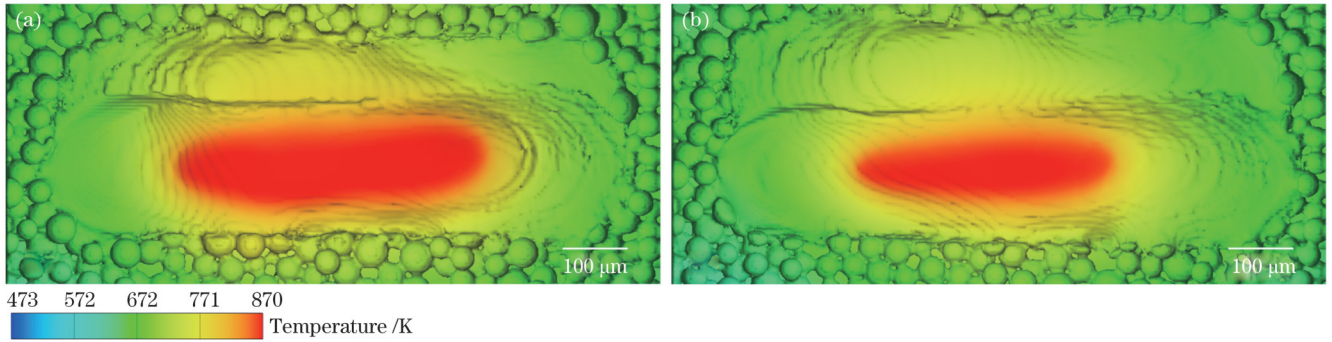


图 14 激光功率为 475 W 时不同扫描间距下的多道形貌。(a) 110 μm ; (b) 140 μm

Fig. 14 Multi-track morphology under different hatch spaces at laser power of 475 W. (a) 110 μm ; (b) 140 μm

3.4 成形表面对层间气孔缺陷的影响

3.4.1 多层增材模型的建立

单层增材是在基板表面光滑平整的理想条件下模拟实现的, 而多层增材成形是在已经打印成形后凹凸

不平的表面上进行的, 因此, 多层模拟要考虑已成形表面的粗糙度和层间转角的影响。铺粉表面粗糙度主要受两个因素的影响, 分别是熔道扫描端部的高度差和熔道间的沟壑。熔道两端的特殊形貌如图 15(a)

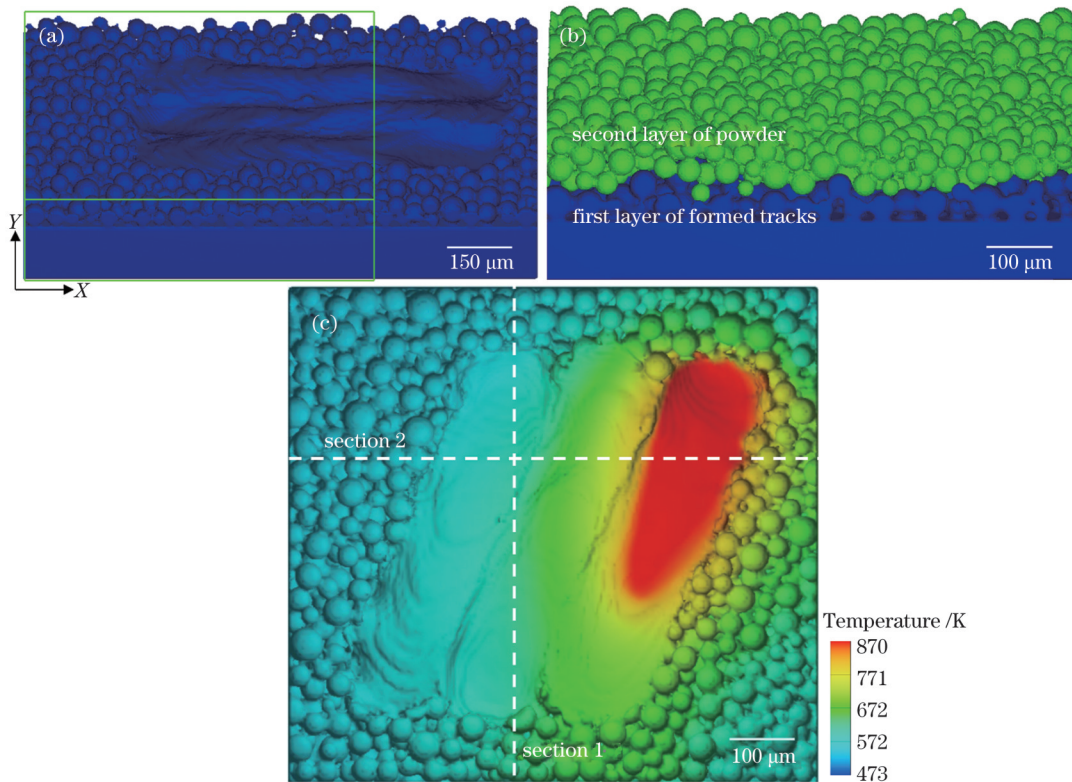


图 15 多层增材模拟过程。(a) 截取第一层部分熔道; (b) 铺设多层增材粉床; (c) 第二层增材模拟

Fig. 15 Multi-layer AM simulation process. (a) Intercepting part of the first layer of tracks; (b) paving multi-layer AM powder bed; (c) the second layer of AM simulation

所示,这是在气化反冲压力、马兰戈尼效应、表面张力和重力的综合作用下形成的^[34]。熔道开始端液相堆积而结束端液相不足,凝固后使得多道端部区域的成形面呈现高低起伏的形貌,在形成熔道“头凸尾凹”现象的过程中,气化反冲压力为主要作用力^[35],因此熔道两端的高度差随着激光功率的增大而增大。

由于单层多熔道两端的形貌特征类似,为适当减小数值模拟运算的压力,取图 15(a)所示第一层多道成形面的左端和中部作为研究对象。将图 2 中

的平面基板更换为第一层成形的实体表面铺粉可得到图 15(b)所示的多层增材粉床模型,第二层模拟使用图 5 所示的扫描策略,即扫描方向相对于第一层转过 67°,最终可实现图 15(c)所示的多层增材模拟。

3.4.2 成形表面对气孔缺陷形成的影响

当扫描速度为 2500 mm/s、激光功率为 350 W、扫描间距为 140 μm 时,图 15(c)所示粉床 X=343 μm 处的截面 1 和 Y=489 μm 处的截面 2 上气孔缺陷形成过程分别如图 16 和图 17 所示,图中分别展示了每道激光

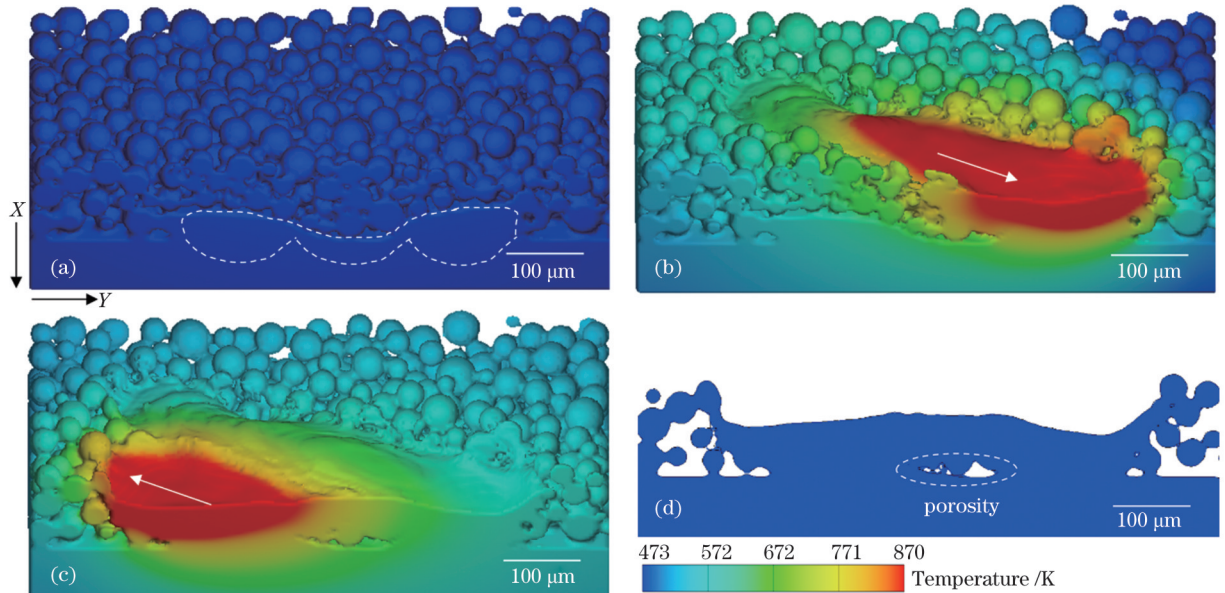


图 16 截面 1 上层间气孔形成过程。(a) 0 μs; (b) 200 μs; (c) 573 μs; (d) 1100 μs

Fig. 16 Formation of interlayer porosity at section 1. (a) 0 μs; (b) 200 μs; (c) 573 μs; (d) 1100 μs

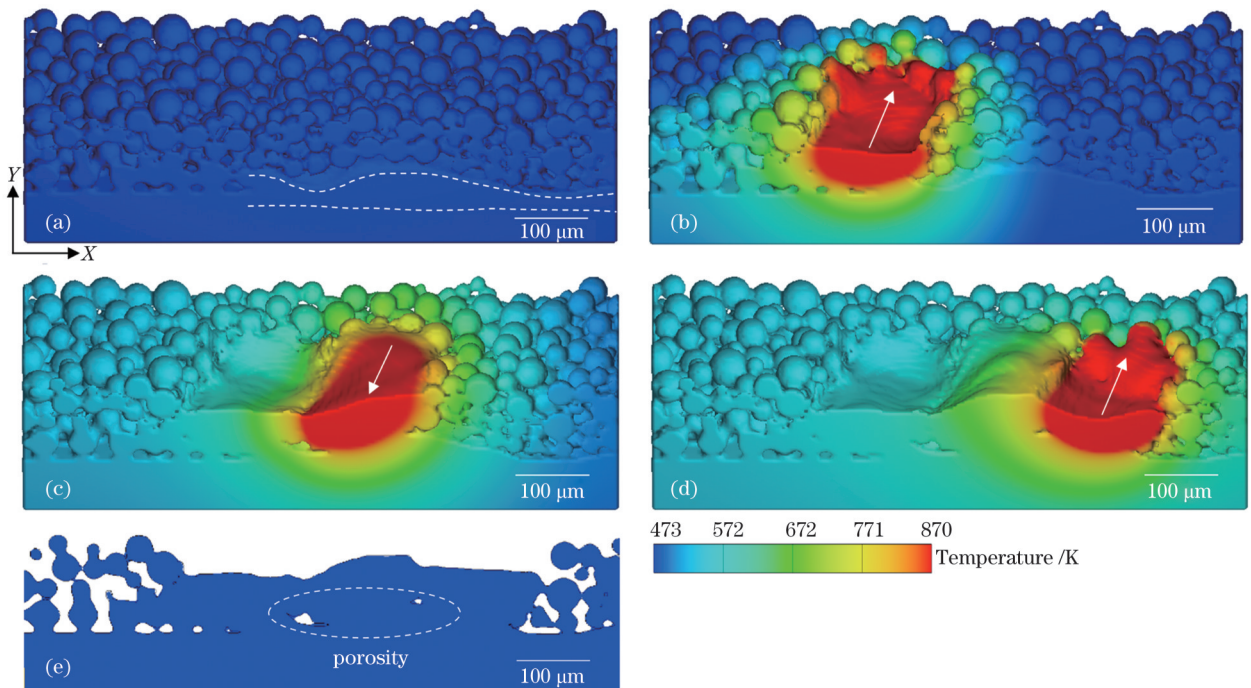


图 17 截面 2 上层间气孔的形成过程。(a) 0 μs; (b) 197 μs; (c) 506 μs; (d) 976 μs; (e) 1100 μs

Fig. 17 Formation of interlayer porosity at section 2. (a) 0 μs; (b) 197 μs; (c) 506 μs; (d) 976 μs; (e) 1100 μs

扫过此截面时的截面形貌以及最终形成的气孔缺陷,其中以粉末为基底打印的部分不做分析。

由图 16 和图 17 可以看到,当 $t=0$ 时,受熔道端部和道间沟壑的影响,第一层截面的实体表面高度存在一定的起伏,这使得第二层粉床不同位置处的粉层厚度不相同。激光热源的扫描方向转过 67° 后作用于粉床,此时虽然与第一层打印使用的激光功率相同,但由于厚粉末区域(此区域的粉层厚且导热能力差)的存在,能量无法传递至底部颗粒,液滴无法填充沟壑区域,容易形成大的气孔缺陷。同时可以发现,由于熔道

截面呈月牙形,气孔缺陷大多集中在两层熔道的搭接交界处。

当扫描速度为 2500 mm/s 、扫描间距为 $140\text{ }\mu\text{m}$ 、层间转角为 67° 、激光功率为 $350\sim 450\text{ W}$ 时,多层打印的截面形貌如图 18 所示。可以看到,随着激光功率增大,气孔数量减少且气孔体积减小。这是由于采用中高能量打印时,第一层成形质量比较好,道间沟壑较浅,粉层的厚度均一性较好,且激光穿透能力强,将粉层较厚的区域熔化,能够获得致密性较好的成形件。

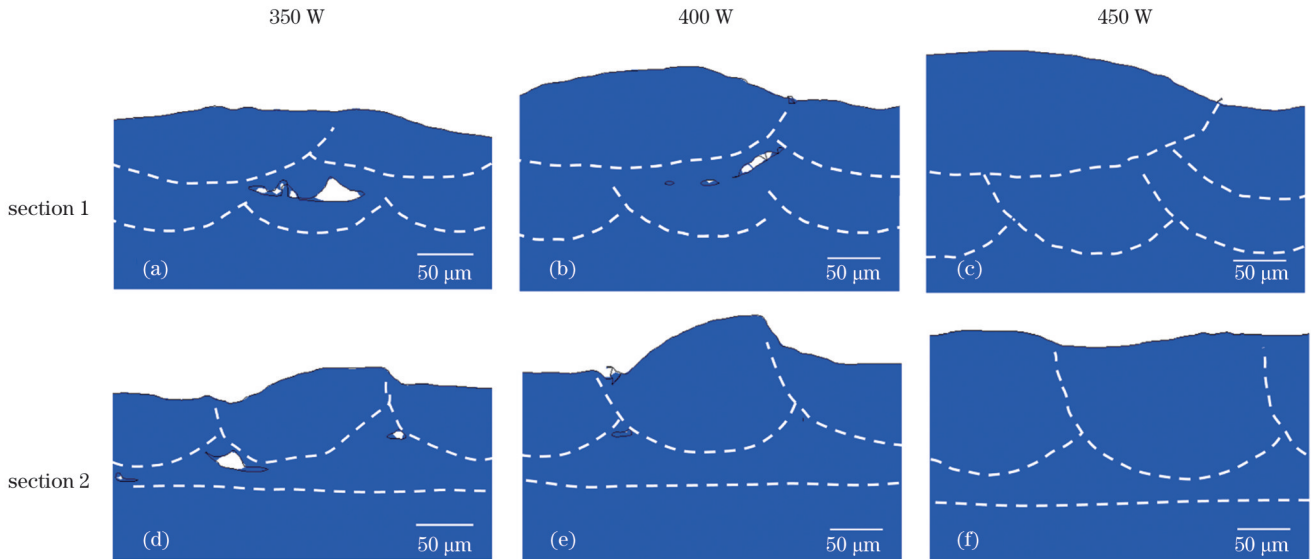


图 18 气孔缺陷随激光功率的变化
Fig. 18 Variation of porosity with laser power

3.5 试验验证

为验证仿真模型及理论分析的正确性,在扫描速度为 2500 mm/s 、激光功率为 $150\sim 425\text{ W}$ 的条件下成形了单道,同时在扫描速度为 2500 mm/s 、激光功率为 $350\sim 450\text{ W}$ 、扫描间距为 $140\text{ }\mu\text{m}$ 的条件下打印了尺寸为 $\Phi 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的柱体。模拟与实测的单道以及块体 Z 向截面形貌对比如图 19 和图 20 所示。由于采

用有层间转角的分区扫描策略,成形块体的熔道方向分布无特定规律,且熔道因搭接重熔无法完整显示。考虑到熔道与截面间夹角不同时熔道宽度不同,故以截面熔道宽度作为判断依据。模拟与实测熔道边界已用虚线标出,所标下层熔道与截面的夹角也已标明。由图 19 和图 20 可以看出单道缺陷和气孔缺陷的形貌变化规律与前述分析相符。

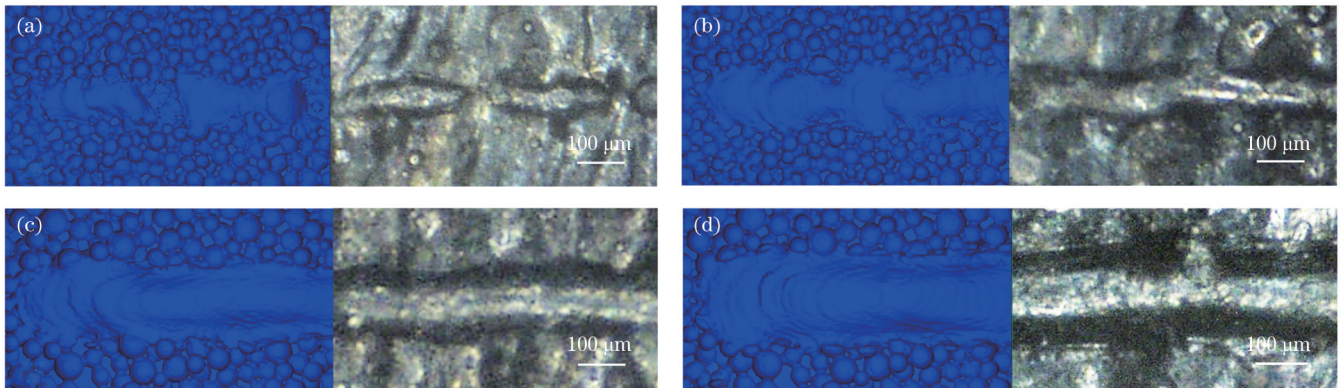


图 19 单道模拟与实测形貌对比。(a) 150 W ; (b) 250 W ; (c) 325 W ; (d) 425 W
Fig. 19 Comparison between simulated and measured single track morphology. (a) 150 W ; (b) 250 W ; (c) 325 W ; (d) 425 W

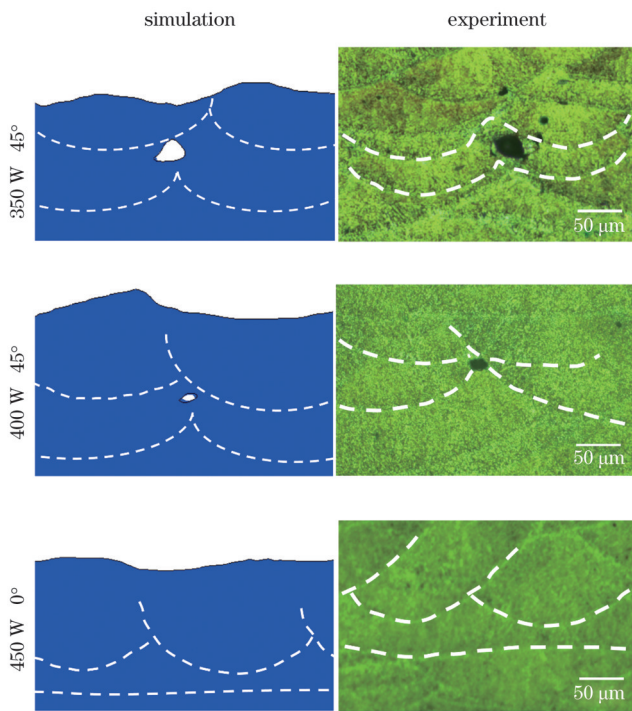


图 20 成形件 Z 向截面模拟与实测形貌对比

Fig. 20 Comparison between simulated and measured morphology of Z-section of formed parts

4 结 论

采用离散元法和计算流体力学对 LPBF 单道以及道间、层间缺陷进行了数值模拟,并进行了试验验证,探究了加工参数对成形件缺陷的影响机理,得出以下结论:

1) 在扫描速度固定的条件下,激光功率对熔道形貌起决定性作用。在热传导模式下,低功率时粉末熔融不完全,液滴流动性差,易产生球化、气孔等缺陷,并会在马兰戈尼效应作用下产生扭曲缺陷;高功率时,由于马兰戈尼效应和气化反冲压力增大,飞溅现象加剧。在对加工参数进行优化时,须合理调配激光功率和扫描速度,使能量输入在一个合适的范围内。

2) 扫描间距过小会加剧积热效应,并降低加工效率;扫描间距过大会导致熔道间的搭接面积过小,加之熔道边缘熔深小,粉末熔融不完全,最终形成气孔并增大表面粗糙度。不同线能量密度下的最优扫描间距不同。

3) 单层成形表面的粗糙度会影响铺粉层的厚度均匀性,在激光能量输入不足时厚粉区易形成气孔缺陷。由气化反冲压力、马兰戈尼效应、表面张力和重力共同作用下形成的熔道两端的高度差以及在表面张力作用下形成的熔道中心凸起是影响实体表面粗糙度的主要原因。合适的加工参数可以获得粗糙度较小的铺粉表面和足够的熔深,进而提高层间结合质量。

参 考 文 献

- [1] 卢秉恒. 增材制造技术: 现状与未来[J]. 中国机械工程, 2020, 31(1): 19-23.
Lu B H. Additive manufacturing: current situation and future[J]. China Mechanical Engineering, 2020, 31(1): 19-23.
- [2] 张学军, 唐思熠, 肇恒跃, 等. 3D 打印技术研究现状和关键技术[J]. 材料工程, 2016, 44(2): 122-128.
Zhang X J, Tang S Y, Zhao H Y, et al. Research status and key technologies of 3D printing[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(2): 122-128.
- [3] 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.
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.
- [4] 杨强, 鲁中良, 黄福享, 等. 激光增材制造技术的研究现状及发展趋势[J]. 航空制造技术, 2016, 59(12): 26-31.
Yang Q, Lu Z L, Huang F X, et al. Research on status and development trend of laser additive manufacturing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(12): 26-31.
- [5] 杨鑫, 王彝, 谷文萍, 等. 金属激光 3D 打印过程数值模拟应用及研究现状[J]. 材料工程, 2021, 49(4): 52-62.
Yang X, Wang B, Gu W P, et al. Application and research status of numerical simulation of metal laser 3D printing process[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(4): 52-62.
- [6] 宋长辉, 付厚雄, 严仲伟, 等. 激光粉末床熔融成形内部质量缺陷及其调控方法[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402801.
Song C H, Fu H X, Yan Z W, et al. Internal quality defects in laser powder bed melting forming and their control methods[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402801.
- [7] 敖晓辉, 刘检华, 夏焕雄, 等. 选择性激光熔化工艺的介-微观建模与仿真方法综述[J]. 机械工程学报, 2022, 58(5): 239-257.
Ao X H, Liu J H, Xia H X, et al. A review of meso-micro modeling and simulation methods of selective laser melting process [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2022, 58(5): 239-257.
- [8] Lu Y J, Wu S Q, Gan Y L, et al. Study on the microstructure, mechanical property and residual stress of SLM Inconel-718 alloy manufactured by differing island scanning strategy[J]. Optics & Laser Technology, 2015, 75: 197-206.
- [9] Xu J Y, Ding Y T, Gao Y B, et al. Grain refinement and crack inhibition of hard-to-weld Inconel 738 alloy by altering the scanning strategy during selective laser melting[J]. Materials & Design, 2021, 209: 109940.
- [10] 陈洪宇, 顾冬冬, 顾荣海, 等. 5CrNi4Mo 模具钢选区激光熔化增材制造组织演变及力学性能研究[J]. 中国激光, 2016, 43(2): 0203003.
Chen H Y, Gu D D, Gu R H, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of 5CrNi4Mo die steel parts by selective laser melting additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(2): 0203003.
- [11] 姚讯杰, 王佳玮, 杨雁程, 等. 金属构件激光增材制造缺陷产生机理及控制机制探究[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402802.
Yao X J, Wang J W, Yang Y C, et al. Research on the mechanism of defects in laser additive manufacturing of metal components and its control mechanism[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402802.
- [12] Darvish K, Chen Z W, Pasang T. Reducing lack of fusion during selective laser melting of CoCrMo alloy: effect of laser power on geometrical features of tracks[J]. Materials & Design, 2016, 112: 357-366.
- [13] Shrestha S, Starr T, Chou K. A study of keyhole porosity in selective laser melting: single-track scanning with micro-CT analysis[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2019, 141(7): 071004.
- [14] 殷杰, 郝亮, 杨亮亮, 等. 激光选区熔化增材制造中金属蒸气与飞溅相互作用研究[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402202.
Yin J, Hao L, Yang L L, et al. Study on the interaction between

- metal vapor and splash in laser selective melting additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402202.
- [15] 文舒, 董安平, 陆燕玲, 等. GH536 高温合金选区激光熔化温度场和残余应力的有限元模拟[J]. 金属学报, 2018, 54(3): 393-403. Wen S, Dong A P, Lu Y L, et al. Finite element simulation of the temperature field and residual stress in GH536 superalloy treated by selective laser melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(3): 393-403.
- [16] 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.
- [17] Zhang W Y, Tong M M, Harrison N M. Scanning strategies effect on temperature, residual stress and deformation by multi-laser beam powder bed fusion manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101507.
- [18] Dai K, Shaw L. Finite element analysis of the effect of volume shrinkage during laser densification[J]. Acta Materialia, 2005, 53(18): 4743-4754.
- [19] Chen L W, Li H, Liu S, et al. Simulation of surface deformation control during selective laser melting of AlSi10Mg powder using an external magnetic field[J]. AIP Advances, 2019, 9(4): 045012.
- [20] Ninpetch P, Kowitwarangkul P, Mahathanabodee S, et al. Computational investigation of thermal behavior and molten metal flow with moving laser heat source for selective laser melting process[J]. Case Studies in Thermal Engineering, 2021, 24: 100860.
- [21] 李军, 刘婷婷, 廖文和, 等. 激光选区熔化 GH3536 高温合金成形特征与缺陷研究[J]. 中国激光, 2023, 50(12): 1202012. Li J, Liu T T, Liao H W, et al. Study on forming characteristic and defects of GH3536 superalloy by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(12): 1202012.
- [22] 梁平华, 唐倩, 冯琪翔, 等. 激光选区熔化单道扫描与搭接数值模拟及试验[J]. 机械工程学报, 2020, 56(22): 56-67. Liang P H, Tang Q, Feng Q X, et al. Numerical simulation and experiment of single track scanning and lapping in selective laser melting[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(22): 56-67.
- [23] Chen Z, Xiang Y, Wei Z Y, et al. Thermal dynamic behavior during selective laser melting of K418 superalloy: numerical simulation and experimental verification[J]. Applied Physics A, 2018, 124(4): 313.
- [24] Shrestha S, Chou K. An investigation into melting modes in selective laser melting of Inconel 625 powder: single track geometry and porosity[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021, 114(11): 3255-3267.
- [25] Cheng B, Loeber L, Willeck H, et al. Computational investigation of melt pool process dynamics and pore formation in laser powder bed fusion[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(11): 6565-6578.
- [26] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A, et al. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones[J]. Acta Materialia, 2016, 108: 36-45.
- [27] Cao L, Guan W. Simulation and analysis of LPBF multi-layer single-track forming process under different particle size distributions[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021, 114(7): 2141-2157.
- [28] Ur Rehman A, Mahmood M A, Ansari P, et al. Spatter formation and splashing induced defects in laser-based powder bed fusion of AlSi10Mg alloy: a novel hydrodynamics modelling with empirical testing[J]. Metals, 2021, 11(12): 2023.
- [29] Boley C D, Khairallah S A, Rubenchik A M. Calculation of laser absorption by metal powders in additive manufacturing[J]. Applied Optics, 2015, 54(9): 2477-2482.
- [30] Wei P, Wei Z Y, Chen Z, et al. Thermal behavior in single track during selective laser melting of AlSi10Mg powder[J]. Applied Physics A, 2017, 123(9): 604.
- [31] Zhou J T, Han X, Li H, et al. *In-situ* laser polishing additive manufactured AlSi10Mg: effect of laser polishing strategy on surface morphology, roughness and microhardness[J]. Materials, 2021, 14(2): 393.
- [32] Wang Z K, Yan W T, Liu W K, et al. Powder-scale multi-physics modeling of multi-layer multi-track selective laser melting with sharp interface capturing method[J]. Computational Mechanics, 2019, 63(4): 649-661.
- [33] Fotovvati B, Chou K. Multi-layer thermo-fluid modeling of powder bed fusion (PBF) process[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 83: 203-211.
- [34] Tang C, Le K Q, Wong C H. Physics of humping formation in laser powder bed fusion[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2020, 149: 119172.
- [35] Yin J, Wang D Z, Yang L L, et al. Correlation between forming quality and spatter dynamics in laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2020, 31: 100958.
- [36] Yang M, Wang L, Yan W T. Phase-field modeling of grain evolutions in additive manufacturing from nucleation, growth, to coarsening[J]. Npj Computational Materials, 2021, 7(1): 1-12.
- [37] Fouda Y M, Bayly A E. A DEM study of powder spreading in additive layer manufacturing[J]. Granular Matter, 2019, 22(1): 1-18.

Lack-of-Fusion Porosity Defects Formation Mechanism in Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing

Shi Yan^{1,2*}, Wei Dengsong^{1,2}

¹School of Electromechanical Engineering, Changchun University of Science and Technology, Changchun 130022, Jilin, China;

²National Base of International Science and Technology Cooperation for Optics, Changchun 130022, Jilin, China

Abstract

Objective Porosity defects significantly affect the performance of parts manufactured by laser powder bed fusion (LPBF). Reducing or avoiding defects is a key issue in the LPBF technology. The complex, small, and rapid characteristics of the melting and solidification reactions in the LPBF manufacturing process make monitoring and controlling the defects of the formed parts in real-time using existing methods challenging. Traditional trial-and-error methods cannot analyze the formation mechanism of porosity defects, owing to their shortcomings, such as long cycle time, high cost, and low efficiency. Recently, mesoscopic simulations using dynamic

molten pools have provided a new method for studying the formation mechanisms and regulation of defects in the LPBF manufacturing process. However, existing mesoscopic simulation has not been sufficiently researched on the formation mechanism of interlayer porosity defects, which manifests as the following issues: the powder-spreading process does not conform to the actual situation and always uses a scanning strategy with the same scan direction, and the formation mechanism of multi-layer porosity defects under multiple processing strategies requires further research. Therefore, it is necessary to establish a multilayer additive mesoscopic model under a chess scan strategy with an interlayer angle, and comprehensively explore the porosity defect formation mechanism under this commonly used scan strategy.

Methods Herein, AlSi10Mg powder was used as the research object. First, an irregular powder bed that fits the actual manufacturing process was established by simulating the movement of the blade based on discrete element method (DEM), and computational fluid dynamics (CFD) numerical simulation was performed using the volume of fluid (VOF) method. Based on the established model, the thermal dynamic behavior of the molten pool was analyzed, and the main fluid driving forces in the change in the molten pool morphology were summarized. Using the above simulation method, the evolution mechanism of porosity defects in the formed parts during single track, multi-track, and multi-layer additive manufacturing processes was studied by adjusting the laser power and hatch space. Finally, using LPBF additive manufacturing equipment, the porosity morphology under the chess scanning strategy with an interlayer angle of 67° was experimentally verified through process tests.

Results and Discussions It is found in the single-track printing simulation that under a fixed scan speed, laser power plays a decisive role in the morphology of the tracks. At low laser powers, powder melting is incomplete, and the fluidity of the liquid droplet is poor. When the binding force of the loose powder is insufficient, the molten pool is prone to forming balling defects owing to the effect of surface tension (Fig. 10), and porosity defects are formed because of the inability to fill the gaps between the powders entirely (Fig. 11). In addition, the track is prone to distortion defects under the Marangoni effect [Fig. 9(b)]. At a high laser power, the spatter phenomenon intensifies owing to the increase in the Marangoni effect and recoil pressure (Fig. 12). For multi-track printing, a large hatch space leads to small overlapping areas between the tracks, resulting in the formation of porosity defects between tracks, as well as an increase in surface roughness as the penetration depth of the track edge is small and powder melting is incomplete (Fig. 13). When the hatch space is small, the heat accumulation effect is aggravated, reducing the process efficiency (Fig. 14). In multilayer printing, porosity defects are mainly affected by the nonuniform thickness of the powder bed. The height difference between the two ends of the tracks caused by the combined effects of the recoil pressure, Marangoni effect, surface tension, and gravity, as well as the central bump of the tracks formed by surface tension, are the main factors affecting the surface roughness of the formed parts (Fig. 15). Interlayer porosity defects tend to form when the laser energy input is insufficient (Fig. 16). Finally, the porosity evolution mechanism is verified through the LPBF process tests (Figs. 19 and 20).

Conclusions The results show that defects such as balling, distortion, and porosity tend to be formed under low laser power, whereas the spatter is aggravated under high laser power. A large hatch space causes porosity in the overlapping area, and a small hatch space aggravates the heat accumulation effect. Therefore, it is necessary to reasonably adjust the laser power, scan speed, and hatch space to maintain the laser energy input within suitable range when optimizing the processing parameters. For multi-layer printing with the chessboard scan strategy and an interlayer angle of 67° , the main factors affecting the roughness of a single-fraction solid surface are the different heights of the two ends of the tracks and the grooves between the tracks. An uneven solid surface affects the thickness uniformity of the powder layer, resulting in porosity between the layers, thus, affecting the bonding quality of the layers. An appropriate energy input will help form a surface with low roughness and provide sufficient penetration to reduce interlayer defects.

Key words laser technique; laser powder bed fusion; defects; computational fluid dynamics; discrete element method