

DOI: 10.7511/jslx20240722003

基板温度对激光增材制造熔池特征影响的数值模拟研究

钱学海, 赵吕*, 李振环

(华中科技大学 航空航天学院 & 智能制造装备与技术全国重点实验室, 武汉 430074)

摘要: 激光粉末床熔融增材制造技术具备成形自由度高和制造周期短等优势, 在航空航天和生物医疗领域复杂结构一体化成形中展现出卓越潜力。激光粉末床熔融工艺涉及极高的升温、冷却速率和极强的温度梯度, 不可避免地会在构件内产生热应力和残余应力, 严重损害构件的力学性能。因此, 选取合理的工艺参数, 降低熔池区域温度梯度幅值, 对提高成型件质量有着重要的意义。本文基于流体动力学方法, 使用多相流方法追踪粉末形状变化, 考虑了反冲压力和马兰戈尼效应, 计算分析了熔池流动行为和基板温度对温度梯度的影响。结果表明, 熔池边界的温度梯度显著高于熔池内部, 提高基板初始温度可有效降低温度梯度幅值, 有望减小热应力和残余应力。

关键词: 激光粉末床融化; 流体动力学; 熔池; 温度梯度

中图分类号: V256; O242.1

文献标志码: A

文章编号: 1007-4708(2024)05-0822-08

1 引言

增材制造 AM (Additive Manufacturing), 也称为 3D 打印技术, 是三大主要制造技术之一 (另两种是成型制造和减材制造)^[1], 其中激光粉末床熔融 (LPBF) 技术是目前最主流的金属增材制造技术之一, 已应用于航空航天、医疗、能源和汽车领域高性能部件的生产^[2]。在航空航天工程领域, 增材制造可以与拓扑优化设计结合, 制备具有复杂形貌的零部件, 实现飞行器轻量化设计目标^[3,4]; 在医疗行业中, 增材制造可实现不同患者个性化定制需求, 省去模具设计和制备过程, 降低成本, 并缩短制造周期^[5,6]。此外, 相比于传统的减材制造, 增材制造消除了材料与结构的边界, 可以实现组分-工艺-材料-结构-性能的一体化设计^[7]。

激光粉末床熔融过程中材料快速地加热熔化和冷却凝固是一个多物理场耦合和非平衡热力学过程^[8]。急速的升温和冷却会在材料内部产生较高的温度梯度, 进而产生热应力, 导致零件发生变形甚至开裂^[2]。因此, 需要合理设计工艺参数, 降低激光增材制造中材料内的温度梯度, 以此来获得

更高的零件质量。传统的实验方法通过不断试错来获取最佳的工艺参数, 效率低且成本高, 相比之下, 采用数值模拟可以得到激光粉末床熔融过程中熔池内部的动态流动行为和温度分布, 能够高效研究制备参数对温度梯度的影响。

熔池的流动行为和温度场呈现高度耦合关系^[8], 当激光照射在金属粉末上时, 材料迅速升温、熔化、气化甚至形成等离子体, 这些固体粉末、液体、金属蒸气和等离子体相互作用, 可能导致熔池发生凹陷和颗粒飞溅等现象; 金属粉末熔化后形成的熔池在多种驱动力作用下产生复杂的流动行为以及崎岖的液面形状, 可能产生气孔和匙孔等缺陷^[9]; 此外, 熔池液面形状也会进一步影响激光能量的吸收, 从而影响熔池内部温度场的演化。

Li 等^[10]在固体计算框架中使用高斯热源来模拟激光与均匀连续粉床的相互作用, 发现激光功率的增加会导致温度梯度的显著增长; Bayat 等^[11]开发了一种新的考虑穿透深度的高斯移动热源, 修正了以往激光热源等效形式对于温度场计算的误差。上述模拟基于纯热传导模型, 主要通过求解能量平衡方程来预测瞬态温度场, 忽略了粉末熔化过程中

收稿日期: 2024-07-22; 修改稿收到日期: 2024-08-14.

基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (12272143) 资助.

作者简介: 赵吕* (1990-), 男, 博士, 副教授 (E-mail: lvzhao@hust.edu.cn).

引用本文: 钱学海, 赵吕, 李振环. 基板温度对激光增材制造熔池特征影响的数值模拟研究 [J]. 计算力学学报, 2024, 41(5): 822-829.

QIAN Xue-hai, ZHAO Lü, LI Zhen-huan. Numerical study of influence of substrate temperature on melt pool behavior in laser additive manufacturing [J]. Chinese Journal of Computational Mechanics, 2024, 41(5): 822-829.

更加复杂的流体流动现象,因此,对温度场演化的描述精确不足。

相比之下,基于计算流体动力学(CFD)的模型不仅可以追踪粉末自由表面的形状演化从而有效预测熔池的大小,还可以纳入如表面张力、马兰戈尼效应和反冲压力等驱动力,有效地捕捉熔池内复杂的流动行为,因此得到的温度场更加贴近实际制备过程。Gan 等^[12]在 CFD 模型中使用了任意拉格朗日欧拉网格技术来跟踪熔池的自由表面,进而预测熔池的形状变化;Yan 等^[13]建立了一个高保真粉末尺度的 CFD 模型,该模型可以解析单个粉末颗粒的形状,预测了单轨/多轨缺陷的详细形成过程,包括球化效应、单轨不均匀性和扫描轨道内的气孔。

当前,学者们针对激光功率和扫描速度对熔池形态的影响已展开细致的实验和模拟研究,但对基板初始温度影响考虑较少。鉴于此,本文将采用 CFD 模型探究基板温度对 LPBF AlSi10Mg 熔池特征和温度梯度的影响。为此,本文首先使用离散单元法得到实际的粉末床形态,接着采用 CFD 模拟单道单层激光粉末床熔化过程,最后,分析不同基板初始温度(300 K, 358 K, 428 K 和 478 K)对熔池尺寸和温度梯度的影响。

2 粉末床的离散元建模

2.1 粉末颗粒尺寸

粉末床的形态不是本文的重点内容,因此,本文没有对实际的铺粉过程进行模拟,而是参照 Lee 等^[14]的工作直接生成了粉末床,首先在粉末舱内生成指定数量且符合尺寸分布的颗粒;然后,将颗粒静置,使其在重力的作用下自由下落,直至趋于稳态。颗粒直径分布源自实验测得的数据,如图 1(三条曲线代表三个独立样本的测试结果)所示,粉末的平均直径约为 30 μm 。

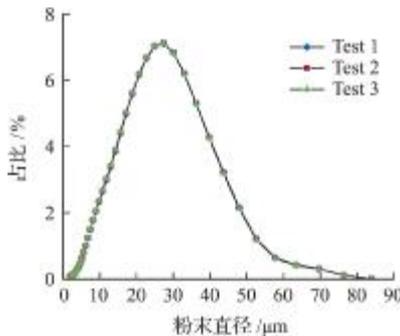


图1 粉末尺寸分布

Fig. 1 Size distribution of powder

2.2 离散元模型

在生成粉末床的过程中,颗粒的运动由摩擦接触和体力控制,接触的相互作用使用的是 Hertz-Mindlin 模型^[15]描述。对于两个已经接触、半径和质量分别为 R_1, R_2, m_1 和 m_2 的颗粒,其法向和切向接触力可表示为

$$\mathbf{F}_n = (-K_n |\delta_n|^{3/2} - \gamma_n |\dot{\delta}_n|) \mathbf{e}_n \quad (1)$$

$$\mathbf{F}_t = (-K_t |\xi_t| - \gamma_t |\dot{\xi}_t|) \mathbf{e}_t \quad (2)$$

式中 \mathbf{e}_n 和 \mathbf{e}_t 为两个颗粒间法向和切向方向的单位向量, $|\delta_n|$ 和 $|\dot{\delta}_n|$ 分别为法向的相对位移和相对速度, $|\xi_t|$ 和 $|\dot{\xi}_t|$ 分别为切向的相对位移和相对速度, K_n 和 γ_n 为法向的等效刚度和阻尼系数, K_t 和 γ_t 为切向的等效刚度和阻尼系数,具体可表示为

$$K_n = \frac{2E}{3(1-\nu^2)} \sqrt{\frac{R_1 R_2}{R_1 + R_2}} \quad (3)$$

$$K_t = \frac{2E}{(2+\nu)(1-\nu)} \sqrt{\frac{R_1 R_2}{R_1 + R_2}} \delta_n \quad (4)$$

$$\gamma_n = -\sqrt{\frac{5}{6}} \frac{\ln(\theta)}{\sqrt{\ln^2(\theta) + \pi^2}} \sqrt{3K_n \frac{m_1 m_2}{m_1 + m_2}} \quad (5)$$

$$\gamma_t = -\sqrt{\frac{5}{6}} \frac{\ln(\theta)}{\sqrt{\ln^2(\theta) + \pi^2}} \sqrt{2K_t \frac{m_1 m_2}{m_1 + m_2}} \quad (6)$$

式中 E, ν 和 θ 分别为杨氏模量、泊松比和恢复系数。

除了接触反力,颗粒间的黏聚力会产生吸引力,本文使用 JKR 黏聚力模型^[16]来描述这种行为

$$\mathbf{F}_{JKR} = 4 \sqrt{\frac{\pi a^3 \Psi E}{2(1-\nu^2)}} \mathbf{e}_t \quad (7)$$

其中黏聚力主要与材料的表面能量密度 Ψ 和接触区域的半径 a 有关。

本文使用离散有限元软件 EDEM 来模拟粉末床生成过程,为了保证稳定性,最小时间增量步由瑞利时间增量步给定^[15]

$$\Delta t < \frac{\pi R_{\min} \sqrt{\rho/E}}{0.163\nu + 0.877} \quad (8)$$

式中 ρ 为材料密度, R_{\min} 为最小颗粒半径,最小时间步物理意义是横波在固体颗粒中传播通过的时间。为了提高计算效率,模拟中忽略了少数极细颗粒,实验中测得的这些极细颗粒占比较少,对粉末床的填充密度影响可以忽略不计。模拟中粉末的材料属性以及相关模型系数列入表 1,粉末床的最终形态如图 2 所示。可以看出,本文方法可以获得铺设均匀的粉末床形态,粉末的平均层厚为 30 μm 。

表1 AlSi10Mg 颗粒的材料参数
Tab.1 Material parameters of AlSi10Mg particles

材料属性	数值	材料属性	数值
颗粒密度 $\rho/\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	2670 ^[17]	滚动摩擦系数	0.01 ^[15]
泊松比	0.33 ^[18]	滑动摩擦系数	0.6 ^[15]
杨氏模量 E/GPa	71 ^[18]	表面能密度/ $\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$	0.2 ^[19]
恢复系数	0.67 ^[15]		

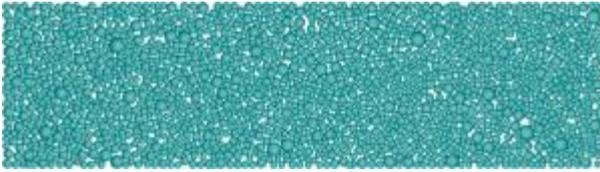


图2 粉末床形态
Fig.2 Shape of the powder

3 热-流体动力学耦合模型

3.1 传热模型

高能激光与粉末的作用是一个急速加热的瞬态响应过程,此过程的热量扩散主要靠热传导。对于三维瞬态温度场求解,其微分热传导方程为^[20]

$$\rho(T)c(T)\left[\frac{\partial T(x,y,z,t)}{\partial t}\right] = \nabla \cdot [K(T)\nabla T(x,y,z,t)] + q(x,y,z,t) \quad (9)$$

式中 $T(x,y,z,t)$ 为某材料点 t 时刻的温度, $\rho(T)$ 为使用材料的密度, $c(T)$ 为使用材料的比热容, $K(T)$ 为使用材料的导热系数, $q(x,y,z,t)$ 为热源的功率密度,其空间分布一般采用高斯型热源,具体形式为^[21]

$$q(r,z) = \frac{2\eta Q}{\pi R^2} \exp\left[-\frac{2r^2}{R^2}\right] \quad (10)$$

式中 η 为激光吸收率, $q(r,z)$ 为距光束径向距离 r 处和距粉末顶部深 z 处的热通量, Q 为激光的功率, R 为激光半径。粉末熔化形成熔池后,激光的能量持续输入会使得熔池中的液体蒸发,蒸发吸热如下^[22,23]

$$q_{\text{evaporation}} = \varphi_e L_v(T) P_{\text{atm}} \sqrt{\frac{m_A}{2\pi k_B T}} \exp\left[\frac{L_v m_A (T - T_b)}{k_B T T_b}\right] \quad (11)$$

式中 L_v 为材料的蒸发潜热, P_{atm} 为环境压强, m_A 为材料的摩尔质量, k_B 为玻尔兹曼常数, φ_e 为蒸发系数,一般取 0.82^[24-26]。

3.2 流体控制方程

熔池中质量和热量的迁移通过守恒方程(12~14)控制^[22]。

质量守恒方程

$$\nabla \cdot (\mathbf{v}) = 0 \quad (12)$$

纳维-斯托克斯方程

$$\rho \frac{\partial \mathbf{v}}{\partial t} + \rho \mathbf{v} \cdot \nabla \mathbf{v} = -\nabla p + \mu \nabla^2 \mathbf{v} + \rho \mathbf{G} + S_m \quad (13)$$

能量守恒方程

$$\rho \left[\frac{\partial h}{\partial t} + (\mathbf{v} \cdot \nabla) h \right] = \nabla \cdot (k \nabla T) \quad (14)$$

式中 h 为热焓, \mathbf{v} 为流体的速度, ρ 为密度, P 为压强, μ 为运动黏度, G 为重力加速度, S_m 为其他动量源项,包括糊状区流动阻力、表面张力和反冲压力。

糊状区是固体和液体作为混合物共存的区域,液体凝固会对其流动产生阻力,导致流体速度的急剧变化。这种对流体流动的阻碍作用一般用拖拽力系数描述,其是固体体积分数的函数,可表示为^[23]

$$F_d = \text{TSDRG} \{ F_s^2 / [M + (1 - F_s)^3] \} \quad (15)$$

$$\text{TSDRG} = 180 \mu_d / (\lambda_1^2 \rho) \quad (16)$$

式中 TSDRG 为与糊状区微观结构相关的系数, F_s 为局部固相分数, M 为任意小的正数,确保分母不为零, μ_d 为动态黏度, λ_1 为糊状区的特征长度。

熔池的表面张力会显著影响熔池内液体的流动行为,表面张力在液体运动和聚合中起到了重要的作用,由于表面张力梯度导致的马兰戈尼效应是液体流动的主要驱动因素之一。

通常认为表面张力随温度线性变化^[14],即

$$\sigma(T) = \sigma_0 + \frac{\partial \sigma}{\partial T} (T - T_{\text{ref}}) \quad (17)$$

式中 σ_0 为某个参考温度下的表面张力, $\partial \sigma / \partial T$ 为表面张力对温度的偏导数,一般是一个常数。

液体在蒸发过程会形成反冲压力,基于动力学理论描述的反冲压力形式为^[23]

$$P_{\text{rec}}(T) = \varphi_p L_v P_{\text{atm}} \exp\left[\frac{L_v (T - T_b)}{T R_{\text{gas}} T_b}\right] \quad (18)$$

式中 φ_p 为蒸发系数,取决于 Knudsen 边界处蒸汽的马赫数,在激光粉床熔融的模拟中, φ_p 一般取 0.54^[14,27,28], R_{gas} 为气体常数, T_b 为材料的蒸发温度。



图3 模型中自由表面的确定
Fig.3 Determination of free surfaces in models

激光粉末床熔化流体动力学模拟中,通常使用多相流法 VOF (Volume of Fluid) 对自由表面进行追踪^[29]

$$\partial F / \partial t + v \cdot \nabla F = 0 \quad (19)$$

式中 F 为给定网格中的流体体积分数。如图 3 所示,蓝色区域表示流体,白色区域表示非流体区域,当 $F=0$ 时,表示网格内没有流体;当 $F=1$ 时,表示该网格内充满流体;当 $0 < F < 1$ 时,表示该网格内部分充斥流体,即存在流体-空气间的自由表面。

3.3 边界条件

对于温度求解,必须给出初始条件和边界条件才有定解。本文初始条件为基板初始温度,即

$$T|_{t=0} = T_0 \quad (20)$$

考虑热辐射、热对流以及其他相应的热量损失,最终作用在粉末床表面的热流边界条件为^[23]

$$k \frac{\partial T}{\partial n} = q_{\text{laser}} - q_{\text{convection}} - q_{\text{radiation}} - q_{\text{evaporation}} \quad (21)$$

考虑表面张力、马兰戈尼效应和反冲压力,熔池自由表面的法向压力边界条件为^[23]

$$-P + 2\mu_d \frac{\partial v_n}{\partial n} = -P_{\text{rec}} + \frac{\gamma}{R_k} \quad (22)$$

式中 v_n 为流体的法向速度, P_{rec} 为反冲压力, γ 为表面张力系数, R_k 为自由表面的曲率,反冲压力的施加通过编写 Flow3D 中 forcal.f 子程序来实现。

3.4 模型以及材料属性

本文 CFD 模拟基于 Flow3D 软件开展,考虑到精细的 CFD 模拟计算代价较高,本文主要研究单层单道激光粉末床熔融过程熔池的热-流体动力学行为,图 4 展示了单层单道激光粉末床熔融模型,其尺寸为 $1800 \mu\text{m} \times 500 \mu\text{m} \times 400 \mu\text{m}$,其中沿激光扫描方向的尺寸为 $1800 \mu\text{m}$,基板厚度为 $400 \mu\text{m}$ 。整个模型采用 $5 \mu\text{m}$ 均匀网格进行划分,计算域内单元数量约为 158 万个。

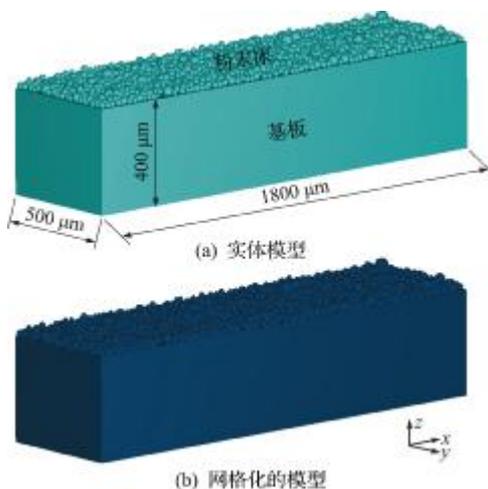


图 4 单层单道激光粉末床熔融模型

Fig. 4 Single track laser powder bed fusion model

激光粉末床熔融是一个多场的瞬态传热的过程,材料的属性均随温度变化。本文粉末材料为 AlSi10Mg,其温度相关的材料属性如图 5 所示^[30,31]。其他不随温度变化的材料属性包括固、液相线温度和蒸发温度等参数列入表 2。

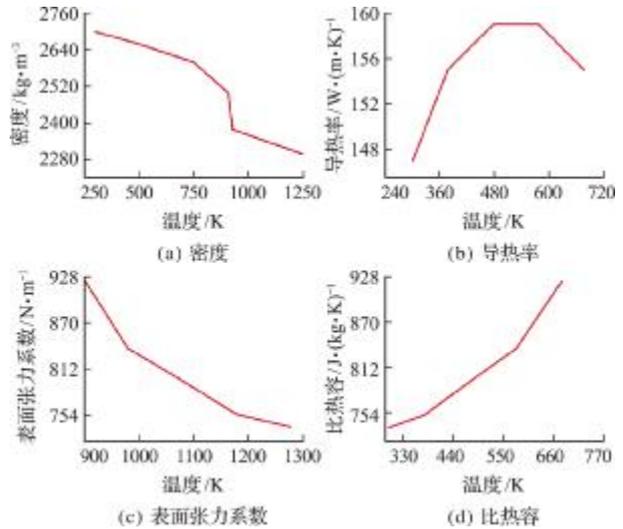


图 5 AlSi10Mg 温度相关的物理属性

Fig. 5 Temperature-dependent physical properties of AlSi10Mg

表 2 AlSi10Mg 材料参数^[23,31,33]

Tab. 2 Material parameters of AlSi10Mg^[23,31,33]

材料属性	数值	材料属性	数值
固相线温度/K	842	气体常数/ $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$	308
液相线温度/K	888	熔化潜热/ $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$	423000
蒸发温度/K	2700	蒸发潜热/ $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$	1.07×10^7
黏度/ $\text{Pa} \cdot \text{s}$	0.002	激光吸收率	0.6
大气压强/ $\text{N} \cdot \text{m}^{-2}$	101300		

本文 CFD 模拟中使用的激光功率为 390 W,扫描速度为 1300 mm/s,激光半径为 $50 \mu\text{m}$ 。这些参数是德国 EOS 增材制造供应商针对 AlSi10Mg 合金给出的最优制备参数^[32]。为研究基板初始温度对 LPBF AlSi10Mg 熔池特征以及温度梯度的影响,本文考虑了四种基板初始温度,即 300 K (22 °C), 358 K (80 °C), 428 K (150 °C) 和 478 K (200 °C)。

4 结果分析

4.1 熔池动态行为

首先对粉末熔化行为及熔池流动行为进行分析,以基板温度 300 K 的工况为例,该工况下熔凝区的尺寸变化如图 6 所示,可以看出,激光扫描过程中,熔道的宽度会逐渐变小并趋于一个稳定值;而熔池凹陷深度则是先不断变大,然后趋于稳定。这些演化现象可以基于马兰戈尼效应进行解释。

由于激光功率密度足够大,粉末床吸收的热量足以熔化表层的粉末和下层的基板而形成较为稳定的熔池,而位于激光照射正下方的熔融金属温度高,该区域的表面张力低,在激光扫描方向后端区域的温度相对更低,表面张力更大,这种差异会导致液体向表面张力更高的地方流动,即熔池附近的液体会朝向激光扫描方向的后端流动,此现象即为马兰戈尼效应。在激光扫描前期,熔池后端区域的温度还没有完全冷却,如图 6(b)所示,马兰戈尼效应并不明显,因此熔化的金属大多聚集在熔池内,没有往后端移动,熔池凹陷深度较浅;随着激光的移动,激光移动后端区域开始降温,并和熔池之间的温差逐渐加大,这种温差导致更多熔化的金属向激光扫描方向的后端移动,同时,随着温度的升高,熔池表面液体开始蒸发,会产生反冲压力,在这些因素的共同作用下,粉末床表面的凹陷会越来越深,如图 6(c~e)所示。

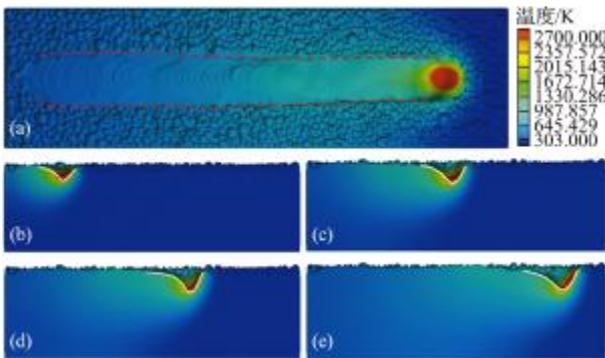


图 6 基板温度 300 K 扫描过程熔道形貌和熔池凹陷形貌变化
Fig. 6 Shape changes of melt track and melt pool when the substrate temperature is 300 K

激光扫描至约总路径长度 $1/2$ 时 ($t=500 \mu\text{s}$) 时熔池内液体的流动情况如图 7 所示,可以看出,金属液体在马兰戈尼效应的驱动下由前向后流动(图 7(b,c))。同时,在液体汽化产生的反冲压力作用下,熔池表层液体会有一个明显往内部流动的趋势,导致熔池表面形成明显的凹陷,如图 7(d)所示。在马兰戈尼效应和反冲压力的共同作用下,流体倾向于从高压区往低压区流动。除了这种向后流动之外,熔池中后端的液体具有较强的向前、向上流动的倾向(图 7(b)),这是因为流体在马兰戈尼效应驱动下流动到熔池尾端时产生了涡流,这种涡流使得熔池尾端的液体开始向前流动,并在熔池中后部,与凹陷处往后流的水流碰撞,导致动量向上传递。整个流场运动形式是一种逆时针流动模式,如图 7(a)中白色循环箭头所示。

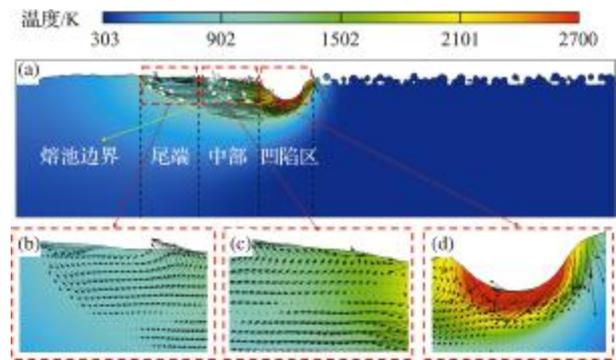


图 7 基板温度 300 K 模拟中熔池内流动情况
Fig. 7 Flow in the molten pool when substrate temperature is 300 K

4.2 熔池尺寸

四个基板温度工况下在 $X=1037 \mu\text{m}$ 处 ($t=800 \mu\text{s}$) Y-Z 截面的熔池大小和形貌对比如图 8 所示,图中红色区域为完全熔化的区域,蓝色区域是没有发生熔化的区域。可以看出,基板温度的改变并没有显著改变熔池的形貌,但对熔池尺寸产生了一些影响,随着基板温度的提高,熔池的宽度从 $165.6 \mu\text{m}$ 逐渐提高到 $174 \mu\text{m}$, $181 \mu\text{m}$ 和 $193 \mu\text{m}$ (增幅 16.5%),熔池的深度从 $106.9 \mu\text{m}$ 逐渐提高到 $116.2 \mu\text{m}$, $121.2 \mu\text{m}$ 和 $132.9 \mu\text{m}$ (增幅 24.3%)。虽然提高基板初始温度使得熔池的宽度和深度都有所增加,然而熔池的宽深比并没有发生显著改变,仅由 300 K 对应的 1.55 降低到了 478 K 对应的 1.45。此外,随着基板温度的提升,熔池的长度从 300 K 的 $542.1 \mu\text{m}$ 增大到 478 K 的 $709.1 \mu\text{m}$ (增幅 30.8%),如图 9 所示。可以看出,基板温度越高,熔池三个方向的尺寸均会有所增大,特别是长度方向的尺寸增幅最为明显。

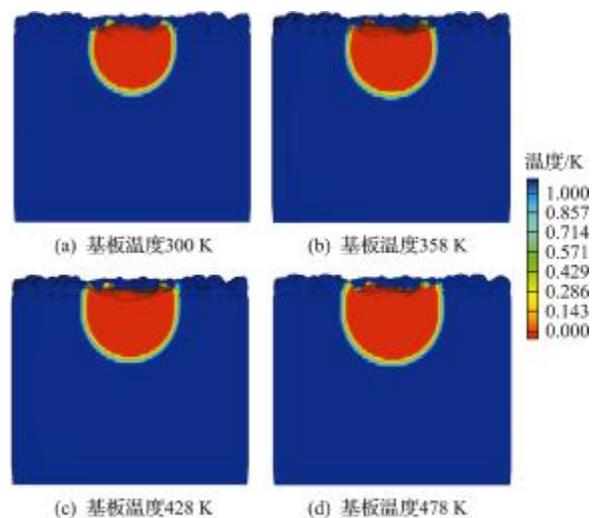


图 8 不同基板温度的熔池宽深对比
Fig. 8 Comparison of melt pool width and depth at different substrate temperatures

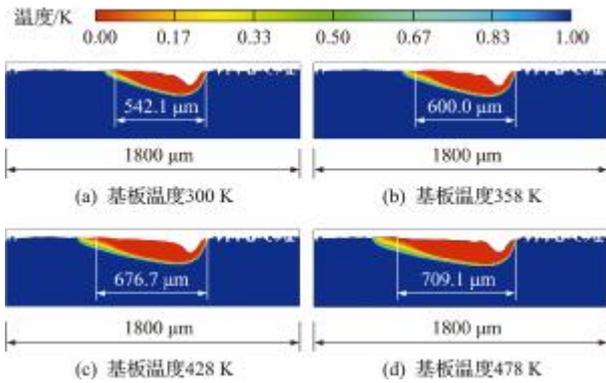


图9 不同基板温度熔池长度对比

Fig. 9 Comparison of melt pool length at different substrate temperatures

4.3 温度梯度

热应力一般形成于金属凝固后的冷却阶段,该阶段的温度梯度会显著影响热应力的水平。为了

进一步量化基板温度对熔池温度梯度的影响,本文绘制了不同基板温度下熔池内部中心点和边界中心点在不同方向上的温度梯度演化曲线,如图10所示。

对于熔池内部中心点而言,沿激光扫描方向(X方向)的温度梯度远高于另外两个方向,如图10(a~c)所示,这预示着沿扫描方向的热应力分量最大。此外,温度梯度在该点降温过程中呈现先上升后持续下降的趋势,最高值在850 K附近。对于熔池边界中心点而言,沿着打印方向(Z方向)的温度梯度最大,如图10(d~f)所示,预示着制备过程中构件有沿着熔池边界开裂的风险。对比熔池内部和边界中点可以看出,在三个方向上边界处的温度梯度均大于内部,说明热应力将主要集中于熔池边界。

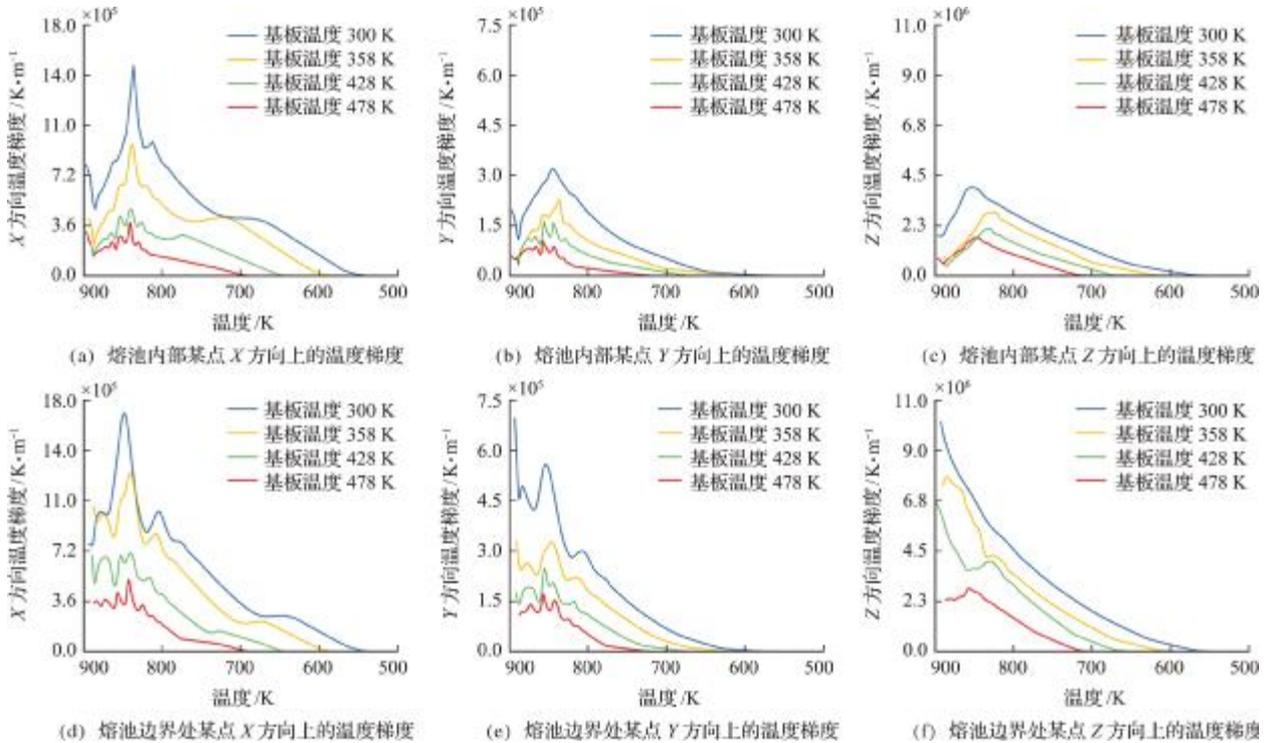


图10 不同基板温度对应的不同方向上的温度梯度

Fig. 10 Temperature gradients in different directions and for different substrate temperatures

通过对比不同基板温度下的温度梯度可以得到如下两个规律,首先,无论熔池内部还是边界的中心点,基板初始温度越高,温度梯度越低,对比基板温度300 K和478 K算例,温度梯度的极大值降低了约5倍;其次,当基板加热到较高的温度时,出现温度梯度的降温区间显著变窄,如对于300 K工况而言,温度降低至550 K时温度梯度才接近于零,而对于478 K工况而言,在降温至700 K左右时温度梯度便已经接近零。因此,不论从温度梯度极大值角度,还是从温度梯度存在的温度区间来

看,提高基板温度将显著降低热应力水平,防止构件在打印过程中出现变形甚至开裂现象发生。

5 结论

本文结合离散元法与计算流体动力学方法,实现了单层单道激光粉末床熔融AlSi10Mg熔池特征演化的数值模拟,并探讨了基板初始温度对熔池尺寸和温度梯度的影响。主要结论如下。

(1) 熔池的尺寸随着基板初始温度的提高而增大,长、宽和深尺寸从300 K到478 K的增幅分

别为 16.5%, 24.3% 和 30.8%。

(2) 熔池内部沿激光扫描方向的温度梯度最大, 而边界则是沿制备方向的温度梯度最高, 且边界处的温度梯度远高于熔池内部。

(3) 提高基板初始温度可以显著降低温度梯度的幅值(高达 5 倍), 并缩短温度梯度存在的降温区间, 有利于显著降低构件打印过程中的热应力水平。

参考文献(References):

- [1] Hull C W. Apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography[P]. United States: 638905, 1986-03-11.
- [2] 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.
- [3] Snyder J C, Thole K A. Effect of additive manufacturing process parameters on turbine cooling [A]. Turbomachinery Technical Conference and Exposition[C]. 2019.
- [4] Shapiro A A, Borgonia J P, Chen Q N, et al. Additive manufacturing for aerospace flight applications [J]. *Journal of Spacecraft and Rockets*, 2016, **53** (5): 952-959.
- [5] Liu L, Kamm P, García-Moreno F, et al. Elastic and failure response of imperfect three-dimensional metallic lattices; The role of geometric defects induced by selective laser melting [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2017, **107**:160-184.
- [6] Ma Y, Xie L, Yang B, et al. Three-dimensional printing biotechnology for the regeneration of the tooth and tooth-supporting tissues [J]. *Biotechnology and Bioengineering*, 2019, **116**(2):452-468.
- [7] Gu D D, Shi X Y, Poprawe R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing [J]. *Science*, 2021, **372**(6545): eabg1487.
- [8] Zhao C, Shi B, Chen S L, et al. Laser melting modes in metal powder bed fusion additive manufacturing [J]. *Reviews of Modern Physics*, 2022, **94**(4):045002.
- [9] Liu Z Y, Zhao D D, Wang P, et al. Additive manufacturing of metals; Microstructure evolution and multi-stage control [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, **100**:224-236.
- [10] Li Y L, Gu D D. Thermal behavior during selective laser melting of commercially pure titanium powder; Numerical simulation and experimental study [J]. *Additive Manufacturing*, 2014, **1**:99-109.
- [11] Bayat M, Mohanty S, Hattel J H. A systematic investigation of the effects of process parameters on heat and fluid flow and metallurgical conditions during laser-based powder bed fusion of Ti6Al4V alloy [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2019, **139**:213-230.
- [12] Gan Z T, Yu G, He X L, et al. Numerical simulation of thermal behavior and multicomponent mass transfer in direct laser deposition of Co-base alloy on steel [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2017, **104**:28-38.
- [13] Yan W T, Ge W J, Qian Y, et al. Multi-physics modeling of single/multiple-track defect mechanisms in electron beam selective melting [J]. *Acta Materialia*, 2017, **134**:324-333.
- [14] Lee Y S, Zhang W. Modeling of heat transfer, fluid flow and solidification microstructure of nickel-base superalloy fabricated by laser powder bed fusion [J]. *Additive Manufacturing*, 2016, **12**:178-188.
- [15] Chen H, Wei Q S, Wen S F, et al. Flow behavior of powder particles in layering process of selective laser melting; Numerical modeling and experimental verification based on discrete element method [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2017, **123**:146-159.
- [16] Parteli E J R, Pöschel T. Particle-based simulation of powder application in additive manufacturing [J]. *Powder Technology*, 2016, **288**:96-102.
- [17] Wu S B, Lei Z L, Jiang M, et al. Experimental investigation and discrete element modeling for particle-scale powder spreading dynamics in powder-bed-fusion-based additive manufacturing [J]. *Powder Technology*, 2022, **403**:117390.
- [18] Han B, Tao W, Chen Y B, et al. Double-sided laser beam welded T-joints for aluminum-lithium alloy aircraft fuselage panels; Effects of filler elements on microstructure and mechanical properties [J]. *Optics & Laser Technology*, 2017, **93**:99-108.
- [19] Yang S L, Zhong J, Wang J, et al. OpenIEC; An open-source code for interfacial energy calculation in alloys [J]. *Journal of Materials Science*, 2019, **54** (14): 10297-10311.
- [20] Bag S, Trivedi A, De A. Development of a finite element based heat transfer model for conduction mode laser spot welding process using an adaptive volumetric heat source [J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2009, **48**(10):1923-1931.
- [21] Li Y L, Gu D D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder [J]. *Materials & Design*, 2014, **63**:856-867.

- [22] Cook P S, Murphy A B. Simulation of melt pool behaviour during additive manufacturing: Underlying physics and progress [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, **31**:100909.
- [23] Guo L P, Wang H Z, Liu H J, et al. Understanding keyhole induced-porosities in laser powder bed fusion of aluminum and elimination strategy [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2023, **184**:103977.
- [24] Cho J H, Farson D F, Milewski J O, et al. Weld pool flows during initial stages of keyhole formation in laser welding [J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2009, **42**(17):175502.
- [25] Cho J, Farson D F, Hollis K J, et al. Numerical analysis of weld pool oscillation in laser welding [J]. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2015, **29**(4):1715-1722.
- [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] Matthews M J, Guss G, Khairallah S A, et al. *Denudation of Metal Powder Layers in Laser Powder-Bed Fusion Processes* [M]. Boca Raton: CRC Press, 2017.
- [28] Heeling T, Cloots M, Wegener K. Melt pool simulation for the evaluation of process parameters in selective laser melting [J]. *Additive Manufacturing*, 2017, **14**:116-125.
- [29] Shams M, Raeini A Q, Blunt M J, et al. A numerical model of two-phase flow at the micro-scale using the volume-of-fluid method [J]. *Journal of Computational Physics*, 2018, **357**:159-182.
- [30] Soylemez E, Koç E, Coşkun M. Thermo-mechanical simulations of selective laser melting for AlSi10Mg alloy to predict the part-scale deformations [J]. *Progress in Additive Manufacturing*, 2019, **4**(4):465-478.
- [31] Ansari P, Salamci M U. On the selective laser melting based additive manufacturing of AlSi10Mg; The process parameter investigation through multiphysics simulation and experimental validation [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, **890**:161873.
- [32] Santos Macias J G, Douillard T, Zhao L, et al. Influence on microstructure, strength and ductility of build platform temperature during laser powder bed fusion of AlSi10Mg [J]. *Acta Materialia*, 2020, **201**:231-243.
- [33] Mukherjee T, Wei H L, De A, et al. Heat and fluid flow in additive manufacturing—Part II: Powder bed fusion of stainless steel, and titanium, nickel and aluminum base alloys [J]. *Computational Materials Science*, 2018, **150**:369-380.

Numerical study of influence of substrate temperature on melt pool behavior in laser additive manufacturing

QIAN Xue-hai, ZHAO Lü*, LI Zhen-huan

(School of Aerospace Engineering & State Key Laboratory of Intelligent Manufacturing Equipment and Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: Laser powder bed fusion (LPBF) additive manufacturing offers notable potentials for fabrication of complex structures in the aerospace and biomedical fields due to its capabilities of free-form fabrication and rapid manufacturing. However, LPBF involves extremely high heating and cooling rates as well as strong temperature gradients, inevitably leading to the generation of thermal stresses and residual stresses within the components. These stresses can severely compromise the mechanical properties of the components. Therefore, selecting appropriate parameters to reduce the magnitude and gradient of temperature during the LPBF process is of paramount importance for enhancing the quality of the printed parts. In this paper, a computational fluid dynamics model was used to assess the effects of substrate temperature on the dynamic behavior and temperature field within the melt pool. The model utilizes the volume-of-fluid technique to track powder shape changes, and incorporates recoil pressure and Marangoni effects. The results show that the temperature gradient is notably higher at the melt pool border compared to the melt pool interior, and increasing substrate temperature can effectively reduce temperature gradient.

Key words: laser powder bed fusion; fluid dynamics; melt pool; temperature gradient