

球化效应下激光选区熔化中的激光辐照行为

任治好^{1,2}, 张正文^{1,2,3*}, 马翔宇^{1,2}, 毛胜兰^{1,2}

¹重庆大学机械传动国家重点实验室, 重庆 400044;

²金属增材制造(3D 打印)重庆市重点实验室, 重庆 400044;

³英国埃克塞特大学工程、数学与物理科学学院, 英国 埃克塞特 EX4 4QF

摘要 激光选区熔化(SLM)过程中,表面张力使得金属熔池具有团聚球化的趋势,导致熔道内部出现孔隙缺陷。以 Cu-Cr-Zr 铜合金粉末为对象,通过数值模拟和实验验证,再现了连续熔道和球化效应下熔池和激光反射吸收的演变过程。其中,数值模拟基于 VOF 两相流模型,充分考虑表面张力和反冲压力等物理现象,同时采用光线追踪算法描述激光和材料的相互作用。结果表明:较高能量密度下可获得稳定的熔池和连续的熔道形貌,由反冲压力引起的凹陷区具有困光效应,导致全局吸收率增大;较低能量密度下熔池的润湿性较差,形成扭曲破碎的熔道形貌,激光在裸露基板表面的单次反射极大削弱了能量吸收效率,使球化效应下的全局吸收率出现剧烈波动。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 球化效应; 激光反射吸收; 光线追踪方法

中图分类号 TG665

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1402203

1 引言

激光选区熔化(SLM)技术采用高度聚焦的高能激光束将一层金属粉末在指定区域熔化并凝固,再通过逐层堆积形成三维致密实体^[1]。逐层加工这一特点为自由设计提供了新的机遇,使得定制产品的按需生产成为可能,且不会因几何结构复杂而增加制造成本。由于 SLM 在兼顾复杂形状和高性能金属构件的快速制造中具有独特优势,目前正逐渐成为解决航空航天、国防军工、生物医药等工业制造领域关键技术难题的有效途径^[2-3]。

SLM 熔池复杂的热动力学行为易导致气孔、裂纹、飞溅、剥蚀等结构缺陷的产生,对制件的质量控制具有重要影响^[4-5]。然而,当前的技术手段难以对微观熔池进行实时监测和分析。因此,近年来诸多学者采用数值模拟的方式建立了 SLM 微观熔池数值模型,以深入揭示 SLM 过程中复杂的传热传质过程。罗心磊等^[6]基于有限单元法(FEM)模拟了 SLM 过程中温度场和熔池尺寸,探究了激光热源模型对模拟结果的影响。Gu 等^[7]将粉末床视为连续介质,采用有限体积法(FVM)模拟了 SLM 过程中的马兰戈尼(Marangoni)效应;Gürtler 等^[8]采用流体体积(VOF)法建立了两相流数值模型,首次考虑了单独粉末颗粒的熔化凝固过程。Khairallah 等^[9]进一步报道了更精

细的 SLM 熔池动力学模型,发现表面张力是熔池的主要驱动力,并研究了反冲压力对熔池表面凹陷的影响。

SLM 过程中粉末床对激光能量的吸收决定了成形熔道的质量。当粉末吸收较低的热量而不能建立稳定的熔池时,熔池会在表面张力的作用下破碎成孤立的球状液滴,这被称作球化效应。球化效应阻止 SLM 形成连续的熔道,造成内部孔隙缺陷,进而形成裂纹源^[10]。因此,研究 SLM 球化效应过程中激光的能量吸收规律对实现高质量 SLM 成形和指导工艺开发具有重要意义。目前已报道了多种描述激光-物质相互作用的方法,包括:1)具有预定轮廓的体积热源^[11-14];2)忽略激光反射的自由表面热源^[9, 15-17];3)基于光线追踪的激光热源^[18-19]。当粉末熔化形成熔池,激光作用的对象由松散的粉末颗粒转变为液体熔体,或者两者兼而有之,这使得激光与物质相互作用变得复杂,而体积热源模型显然难以精确描述该过程。自由表面热源模型在追踪激光/材料作用界面的方面取得了进步,但忽略了激光的多次反射。光线追踪模型将激光束离散为多条独立射线,每条射线均在材料表面发生反射吸收,因此能反映激光吸收率在熔池演变过程的动态变化。目前,国内外针对 SLM 工艺的数值模拟大多采用前两种热源模型,无法对 SLM 过程中激光的反射吸收机理进行深入分析。因此,本文采用光线追踪

收稿日期: 2021-12-20; 修回日期: 2022-03-23; 录用日期: 2022-03-25

基金项目: 重庆市自然科学基金(cstc2020jcyj-zdxmX0021)

通信作者: *zhangzw@cqu.edu.cn

算法构建了高精度的激光热源模型,并结合 VOF 两相流流体动力学模型,重点研究球化效应下 SLM 成形铜合金过程的激光反射行为。所提模型具有高保真展现 SLM 成形过程的能力,可为实际工艺开发提供重要指导。

2 理论模型和实验方法

2.1 控制方程

基于流体动力学理论和 VOF 两相流模型建立 SLM 传热传质的物理方程,熔体的流动遵循流体动力学的质量、动量和能量三大守恒定律,以及两相流模型的相守恒方程,守恒方程分别为

$$\frac{\partial \bar{\rho}}{\partial t} + \nabla \cdot (\bar{\rho} \mathbf{v}) = 0, \quad (1)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\bar{\rho} \mathbf{v}) + \nabla \cdot (\bar{\rho} \mathbf{v} \mathbf{v}) = -\nabla p + \bar{\rho} \mathbf{g} + \nabla \cdot \boldsymbol{\tau} + \mathbf{F}_D + \mathbf{F}_{St} + \mathbf{F}_M + \mathbf{P}_V, \quad (2)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\bar{\rho} h) + \nabla \cdot (\bar{\rho} \mathbf{v} h) = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q_C + Q_R + Q_V + Q_{laser}, \quad (3)$$

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

式中: t 为时间; \mathbf{v} 、 p 、 T 分别代表速度场、压力场和温度场; $\bar{\rho}$ 、 h 、 k 、 \mathbf{g} 分别表示流体的密度、热焓、热导率以及重力加速度; $\boldsymbol{\tau}$ 为与黏度有关的剪切应力张量; α 为控制体积内金属相的体积分数。式(2)和式(3)等号右边的后 4 项分别为系统中额外施加的动量源项和能量源项。

动量源项中, \mathbf{F}_D 表示金属相凝固产生的动量衰减^[20],可描述为

$$\mathbf{F}_D = K_C \frac{(1 - f_L)^2}{(f_L^3 + C_k)} \mathbf{v}, \quad (5)$$

式中: K_C 表示糊状区渗透系数; C_k 为一个足够小的常数; f_L 为金属相的液相体积分数。

\mathbf{F}_{St} 为表面张力^[21],可表示为

$$\mathbf{F}_{St} = \sigma \kappa \mathbf{n} \left| \nabla \alpha \right| \frac{2\bar{\rho}}{\rho_m + \rho_g}, \quad (6)$$

式中: σ 为表面张力系数; κ 为表面曲率; \mathbf{n} 为表面法向向量; ρ_m 和 ρ_g 分别为金属相和气体相的密度。

\mathbf{F}_M 为由马兰戈尼效应引起的熔池表面剪切力,可描述为

$$\mathbf{F}_M = \frac{d\sigma}{dT} [\nabla T - \mathbf{n}(\mathbf{n} \cdot \nabla T)] \left| \nabla \alpha \right| \frac{2\bar{\rho}}{\rho_m + \rho_g}, \quad (7)$$

式中: $\frac{d\sigma}{dT}$ 为表面张力温度梯度系数。

\mathbf{P}_V 为熔池表面蒸发引起的反冲压力,表示为

$$\mathbf{P}_V = 0.54 P_0 \exp\left(L_v \frac{T - T_v}{RTT_v}\right) \mathbf{n} \left| \nabla \alpha \right| \frac{2\bar{\rho}}{\rho_m + \rho_g}, \quad (8)$$

式中: P_0 、 L_v 、 T_v 、 R 分别表示环境压力、金属蒸发潜热、蒸发温度和理想气体常数。

能量源项中, Q_C 和 Q_R 分别为对流和热辐射的能量耗散,可表示为

$$Q_C + Q_R = -[h_c(T - T_{amb}) + \sigma_s \epsilon (T^4 - T_{amb}^4)] \cdot \left| \nabla \alpha \right| \frac{2\bar{\rho} \bar{C}_p}{\rho_m C_{pm} + \rho_g C_{pg}}, \quad (9)$$

式中: h_c 、 σ_s 、 ϵ 、 T_{amb} 分别为对流换热系数、Stefan-Boltzmann 常数、热辐射率和环境温度; \bar{C}_p 、 C_{pm} 、 C_{pg} 分别表示混合单元、金属相单元和气相单元的比热容。

Q_V 为由蒸发引起的热耗散,可描述为

$$Q_V = -0.82 \frac{L_v}{\sqrt{2\pi MRT}} P_0 \exp\left(L_v \frac{T - T_v}{RTT_v}\right) \cdot \left| \nabla \alpha \right| \frac{2\bar{\rho} \bar{C}_p}{\rho_m C_{pm} + \rho_g C_{pg}}, \quad (10)$$

式中: M 为金属相的摩尔质量。

2.2 光线追踪算法

为了更好地模拟实际的激光-材料相互作用,采用一种依赖于网格的光线追踪方法。如图 1 所示,激光束被定义为具有高斯能量分布的圆形截面,圆形截面首先被均匀的正方形网格离散为多条子射线,每条射线携带的能量强度与其距离光斑中心的距离有关,可表示为

$$I(r) = \frac{2P}{\pi\omega^2} \exp\left(-2 \frac{r^2}{\omega^2}\right), \quad (11)$$

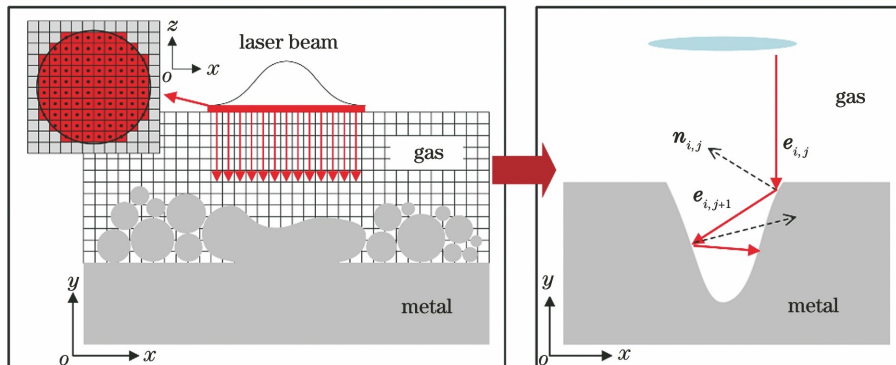


图 1 光线追踪算法的原理图
Fig. 1 Schematics of ray-tracing algorithm

式中： P 表示激光功率； ω 表示当激光强度衰减到中心处的 $1/e^2$ 时的光束半径； r 表示光束截面上任意一点到光斑中心的距离。

激光束垂直投射到粉末床，每条射线被定义为一个具有入射方向的向量 $e_{i,j}$ ，其中 i 表示射线的序号， j 表示该条射线的反射次数。如图 1 的右图所示，当第 i 条射线从光束截面垂直入射，并在气体和金属材料的两相交界面发生反射，光路的改变遵循几何光学原理，即反射角与入射角相等。因此，射线在两相交界面发生反射后的射线可以表示为

$$e_{i,j+1} = e_{i,j} - 2(e_{i,j} \cdot n_{i,j})n_{i,j}, \quad (12)$$

式中： $e_{i,j+1}$ 表示第 i 条射线在第 j 次反射后的向量； $n_{i,j}$ 表示第 i 条射线在发生第 j 次反射时两相交界面的单位法向量。每次反射时，发生反射的控制单元将吸收部分射线的能量，吸收率为 A ，则当前射线经反射后的能量强度 $I_{i,j+1} = (1-A)I_{i,j}$ ，其中 $I_{i,j}$ 表示第 i 条射线在第 j 次反射前的能量强度。每一次反射意味着金属材料对激光能量的吸收，吸收的能量以体能量密度的形式储存在每个计算单元中，并通过源项 Q_{laser} 加到能量守恒方程中，即

$$Q_{\text{laser}} = \sum_{i,j} A \frac{\Delta x^2 I_{i,j}}{\Delta x^3}, \quad (13)$$

表 1 仿真中采用的 Cu-Cr-Zr 铜合金热物性参数

Table 1 Material properties of Cu-Cr-Zr alloy used in the simulation

Parameter	Value
Density of metal / (kg · m ⁻³)	8927
Specific heat of metal / (J · kg ⁻¹ · K ⁻¹)	380
Thermal conductivity of solid metal / (W · m ⁻¹ · K ⁻¹)	320
Thermal conductivity of liquid metal / (W · m ⁻¹ · K ⁻¹)	100
Solidus temperature / K	1338.7
Liquidus temperature / K	1355.4
Boiling temperature / K	2868
Viscosity / (Pa · s)	0.0043
Surface tension coefficient / (N · m ⁻¹)	1.304
Temperature coefficient of surface tension / (N · m ⁻¹ · K ⁻¹)	-0.286 × 10 ⁻³
Latent heat of fusion / (J · kg ⁻¹)	204000
Enthalpy change of evaporation / (J · mol ⁻¹)	300540

光线追踪算法是基于 FLUENT 软件的自定义函数(UDF)实现的，使用 DEFINE_EXECUTE_AT_END 宏函数，在每个时间载荷步计算完成后对光线的反射吸收进行计算。首先，建立 4 个数组以存储每条光线的信息，包括当前光线的坐标位置、方向向量、所携带的能量和发生反射的次数。然后，将每条光线的当前坐标沿光线方向前进一个网格的大小，并判断当前单元是否为界面单元 ($0 < \alpha < 1$)。若非界面单元，

式中： Δx 表示网格边长，计算模型采用均匀的正六面体结构进行网格划分，网格边长为 $4 \mu\text{m}$ 。另外，在考虑金属材料对激光的吸收率方面，目前大多文献^[10,18-19,22-24]采用基于菲涅尔定律(Fresnel law)的吸收准则，忽略了温度对吸收率的影响，对于铜合金这类在常温下吸收率较低的材料(常温下的吸收率为 5%)，采用该吸收准则将会严重低估 SLM 热过程中铜合金的吸收率。因此，采用基于温度变化的 Hagan-Ruben 吸收模型来减小由温度带来的误差，铜合金的吸收率表达式^[25]为

$$A_H = 4 \sqrt{\frac{\pi c_0 \epsilon_0}{\lambda} \rho_e}, \quad (14)$$

式中： c_0 、 ϵ_0 、 λ 、 ρ_e 分别表示光速、真空介电常数、激光的波长和金属材料的电阻率。电阻率 ρ_e 是一个与温度有关的线性函数，且在固态和液态时具有较大差异，在数值仿真中近似采用铜的电阻率^[26]表达式：

$$\rho_e = \begin{cases} (-0.125 + 0.675 \times 10^{-2} T) \cdot 10^{-8}, & \text{solid} \\ (6.2 + 1.02 \times 10^{-2} T) \cdot 10^{-8}, & \text{liquid} \end{cases} \quad (15)$$

此外，仿真中用到的其他相关热物性参数如表 1 所示。

则继续沿光线方向前进，直到寻找到界面单元；若为界面单元，则在对应网格施加热量，随后进行反射计算，更新光线的方向、能量和反射次数。最后，对所有光线进行上述循环，每条光线的计算终止条件为光线能量低于初始能量的 1% 或超出模型边界。

2.3 粉末床模型

首先基于雨滴法^[27]，采用离散元软件 (EDEM Solution) 产生充足的粉末颗粒，这些颗粒在重力的作

用下形成堆垛;然后,移除高于粉末层厚的颗粒,粉末层厚设置为 $60\ \mu\text{m}$,粉末颗粒的分布服从正态分布,平均粒径为 $32\ \mu\text{m}$,标准差为 $6\ \mu\text{m}$;最后,将生成的粉末颗粒的球心坐标和颗粒半径数据导入 FLUENT 流体仿真软件中进行初始化,初始化后的粉末床模型如图 2 所示。

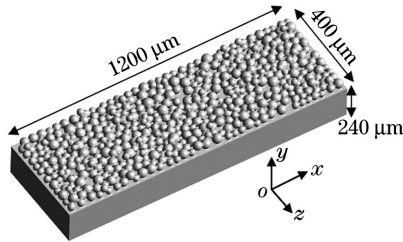


图 2 粉末床模型初始化

Fig. 2 Initialization of the powder bed

2.4 SLM 成形实验

实验所用的材料为 Cu-Cr-Zr 铜合金粉末,粉末形貌如图 3 所示,平均粒径为 $32\ \mu\text{m}$,材料的化学成分如表 2 所示。采用苏州西帝摩三维打印科技有限公司研发的 XDM 250 设备进行单道成形实验。由于本课题组前期针对该材料已经进行了系列工艺实验,因此本研究采用 2 组工艺参数分别获得连续和具有球化效应的两条熔道,并开展对应的数值模拟,具体工艺参数如表 3 所示。

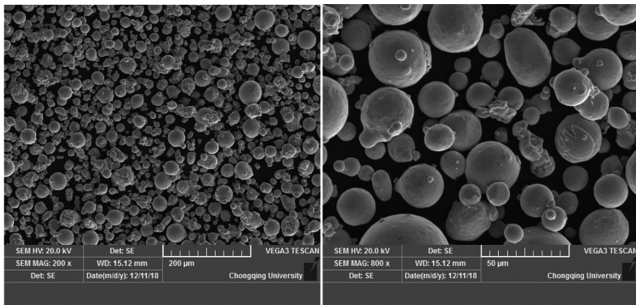


图 3 Cu-Cr-Zr 铜合金粉末形貌

Fig. 3 Powder morphology of Cu-Cr-Zr powder

表 2 Cu-Cr-Zr 铜合金化学成分

Table 2 Chemical compositions of Cu-Cr-Zr powder

Element	Cr	Zr	Fe	Si	P	Cu
Mass fraction /%	0.5-1.5	0.05-0.25	<0.05	<0.05	<0.01	Bal.

表 3 仿真和实验采用的工艺参数

Table 3 Process parameters used in SLM simulations and experiments

Serial number	Laser power P / W	Scanning velocity $v / (\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$
1	430	0.6
2	330	1.2

2.5 激光有效吸收率测量实验

为验证光线追踪模拟获得吸收率数据的有效性,采用量热法,通过自制量热装置对 SLM 过程中的激光有效吸收率进行原位测量^[28]。如图 4 所示,量热装置由金属圆形薄片、底部基座和两个热电偶组成。薄片呈杯状结构,深度为 $0.1\ \text{mm}$ 的沉槽用于填充粉末,底部焊接有两个 K 型热电偶,分别位于薄片圆心处和偏移圆心一段距离的位置。高能激光沿薄片的直径方向对凹槽内的粉层进行长度为 $6\ \text{mm}$ 的单道扫描,可通过监测两个热电偶的温度变化计算出有效吸收率。

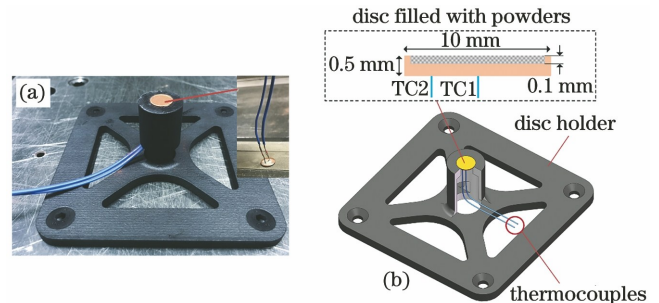


图 4 用于测量有效激光吸收率的自制量热装置。

(a) 实物装置; (b) 装置原理图

Fig. 4 Homemade calorimetric apparatus used to measure the effect laser absorptivity. (a) Physical device; (b) device schematic

图 5 所示为典型的热电偶温度变化曲线。由于热电偶位置分布的差异,在激光开启后,靠近中心的热电偶 TC1 监测到的最高温度要高于热电偶 TC2 监测的最高温度,但随着冷却的进行,温度趋于收敛。本实验对整个“薄片-粉床”系统进行了很好的隔热处理,可以假设收敛阶段温度变化服从牛顿冷却定律的指数函数形式,即

$$T(t) = T_1 \exp(-t/t_{\text{con}}) + T_0, \quad (16)$$

式中: t_{con} 为待定常数; T_0 为扫描前初始温度。根据拟合收敛阶段的曲线,可反向推导出激光开启时“薄

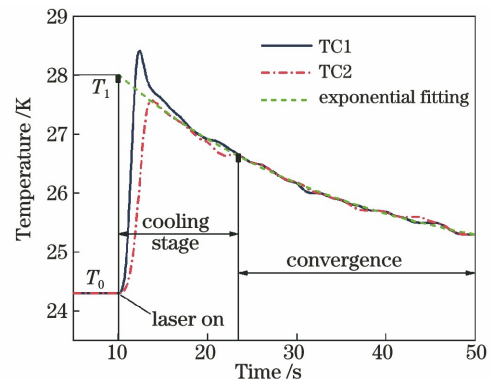


图 5 通过自制量热装置获得的 SLM 过程中典型热电偶温度变化曲线

Fig. 5 Typical temperature variation curves detected by thermocouples of calorimetric apparatus during SLM process

片-粉床”系统的名义最高温度 T_1 。值得注意的是,量热法将薄片和粉床视作一个能进行快速热传导且温度均匀的整体系统,即激光开启后该系统温度瞬间升至最高值,随后遵循牛顿冷却定律逐渐冷却至初始温度, T_1 表示虚拟的最高系统温度。已知系统温度变化范围,通过对比热进行积分可计算出系统从 T_0 变化至 T_1 所需的能量,进而得到有效激光吸收率,即

$$A_{\text{laser}} = \frac{\int_{T_0}^{T_1} m C_p dT}{Pl/v}, \quad (17)$$

式中: m 、 C_p 、 P 、 l 和 v 分别表示“薄片-粉床”系统的质量、金属材料的比热、激光功率、单道长度和扫描速度。

3 分析与讨论

3.1 单道模型验证

SLM 数值仿真研究通常采用将仿真和实验的单道深度和宽度进行对比的方法对仿真模型的有效性进行验证^[15,29]。采用 430 W 的激光功率和 0.6 m/s 的扫描速度进行单道实验以验证模型的有效性。如图 6(a)所示,将仿真的单道形貌与采用相同工艺参数制备的 SLM 单道形貌进行对比,模拟的单道宽度在 105.4~133.2 μm 范围内,平均值为 122.4 μm ,实验的宽度范围为 91.1~140.9 μm ,平均值为 110.1 μm 。如图 6(b)所示,熔道在深度方向也基本吻合,说明仿真与实验结果相符。

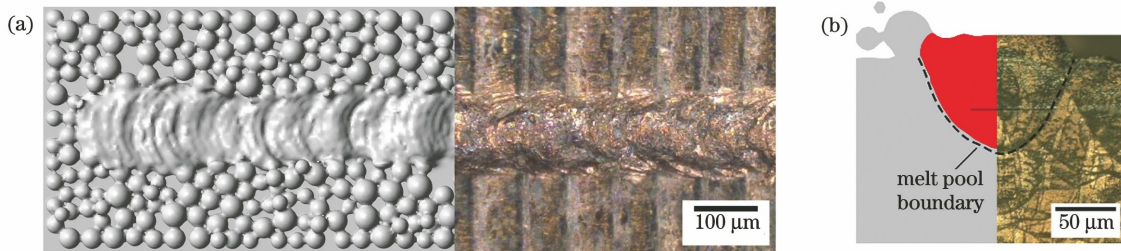


图 6 单道仿真与实验结果对比。(a)熔道形貌顶视图;(b)熔池边界横截面图

Fig. 6 Comparison of modelled and experimental results. (a) Track morphology in top view; (b) melt pool boundary in cross-section view

3.2 连续单道和球化效应下的激光反射吸收行为

图 7 所示为两组工艺条件下 SLM 铜合金的熔池

动态演变过程。离散的粉末颗粒受激光辐照后逐渐熔化,随着激光束的持续加热,光斑下的粉末颗粒在表面

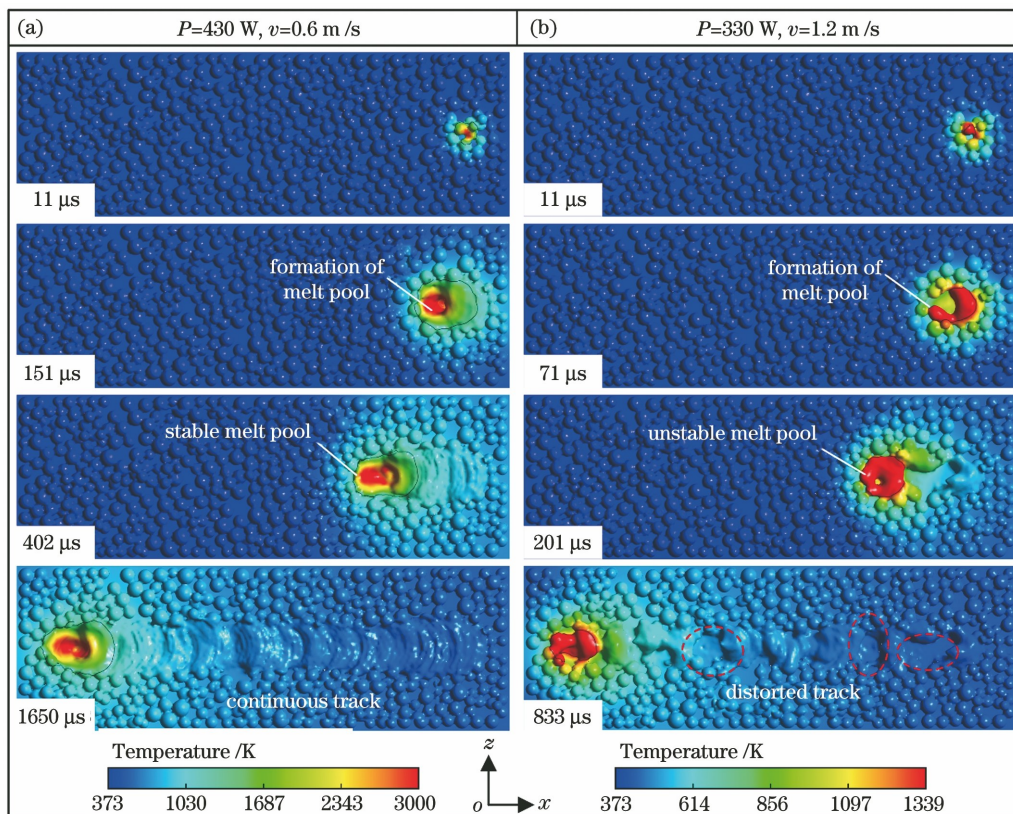


图 7 两组工艺参数下 SLM 成形单道熔池演变过程的顶视图。(a)连续单道的情况;(b)球化单道的情况

Fig. 7 Top view of melt pool evolution of SLM single-track under two different process parameters. (a) Continuous single-track case; (b) balling single-track case

张力的作用下逐渐聚合并形成液态熔池。在 430 W 的激光功率和 0.6 m/s 的扫描速度下,由于输入的能量密度较高,粉床产生充足的液态熔体,并在基板上润湿铺展,润湿性较好,且具有稳定的熔池形貌,可形成连续的熔道。在 330 W 的激光功率和 1.2 m/s 的扫描速度下,由于输入的能量密度较低,所产生的熔池尺寸明显小于连续熔道情况下的熔池尺寸。在表面张力的作用下,液体为了减小表面自由能,总是朝最小表面积的状态发展,不充分的能量输入将引起熔池的团聚和球化,最后形成破碎的熔道形貌。尽管大多数研究都将球化现象归结为粉末床欠熔化下的表面张力作用,但球化效应下激光辐射行为对熔池的影响却鲜有报道,深入了解球化效应下的激光材料能量耦合机制和本质规律将有助于指导实际工艺开发。

借助光线追踪算法可以很好地再现激光在熔池演变过程的反射吸收行为。如图 8 所示,为清楚起见,激光射线用 4 种不连续的颜色表示,代表 4 个能量等级。入射光线能量与初始能量的比值在 75%~100% 的区

间时用红色表示,射线在反射时损失能量,蓝光表示小于或等于初始能量的 25% 的情况。在 11 μs 时,两种工艺条件下的射线均通过多次反射穿透粉末,但由于输入能量密度的差异,球化条件下的粉床温度明显低于连续熔道情况下的粉床温度。随着加工的继续,连续熔道情况下的熔池表面温度较高,当温度超过材料的蒸发温度时,熔池表面在蒸汽反冲压力的作用下向下凹陷,在 151 μs 时形成较深的凹陷区。激光射线在凹陷区内发生多次反射吸收,产生困光效应,强化了凹陷区熔池表面对激光能量的吸收。对比球化熔道在 71 μs 时的情况,由于没有产生足够的熔体,熔池几乎不在基板上润湿铺展,而是团聚为孤立的球体,光斑下的粉末颗粒在表面张力作用下被拖拽到光斑后方,暴露出的基板直接与激光射线作用发生垂直反射。发生垂直反射的射线仅在基板表面发生一次能量吸收,削弱了粉末的困光效应,使得粉床吸收的能量进一步降低。在连续熔道情况的 402 μs 时,熔池中心的凹陷深度有所降低,这是因为已经凝固的熔道相比于粉末

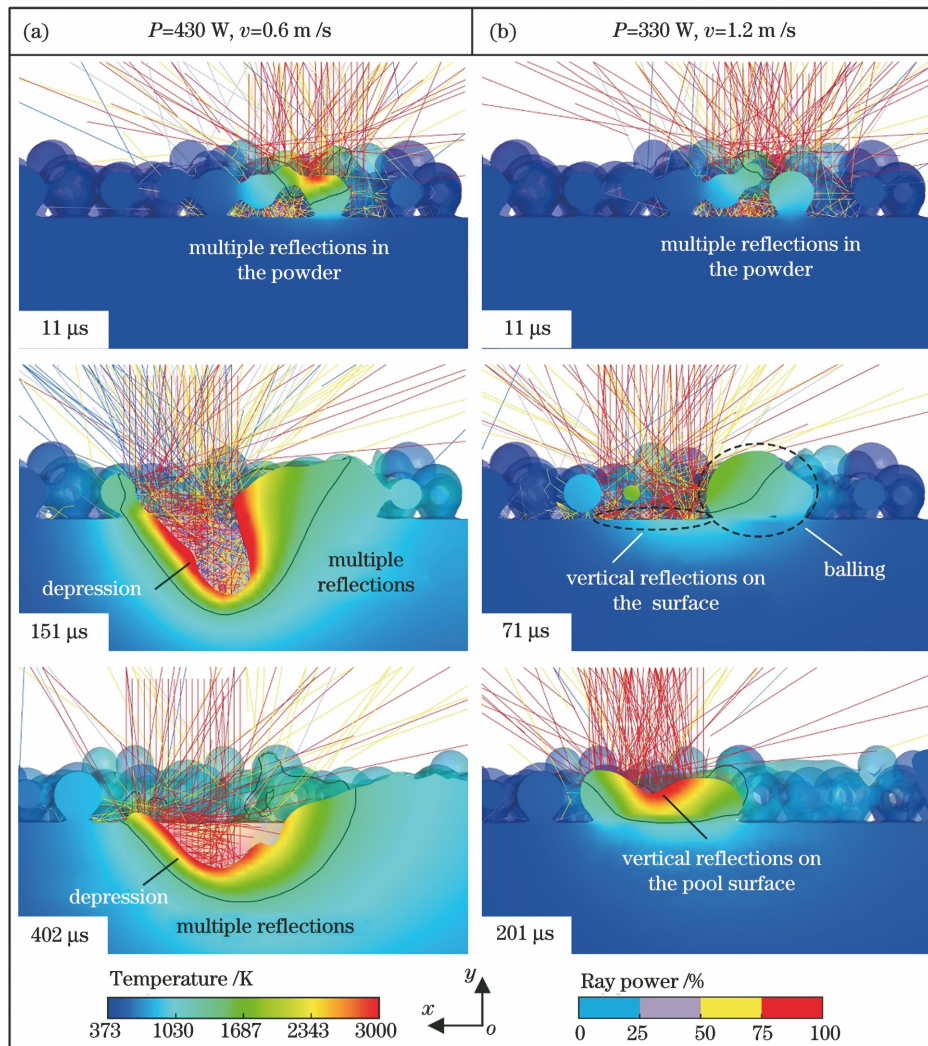


图 8 两组工艺参数下熔池演变过程中的激光反射吸收行为。(a)连续单道的情况;(b)球化单道的情况

Fig. 8 Laser reflection and absorption behaviors within melt pool under two process parameters. (a) Continuous single-track case; (b) balling single-track case

具有更高的热导率,增强了熔池向后方的热传导,从而导致熔池表面的温度降低。尽管凹陷区深度有所减小,但仍可以为射线提供多次反射的环境,使其整体吸收率维持在较高水平。相反,球化条件下的熔道在201 μs时形成孤立的熔池,此时大部分射线作用于熔池表面,但由于温度较低,并未产生明显的由反冲压力导致的凹陷区,部分射线在熔池表面经一次吸收后被反射到气体环境中。为了进一步揭示球化效应下的激光能量吸收特点,下一节将对两种工艺条件下的全局吸收率进行讨论。

3.3 连续和球化熔道的全局吸收率对比

在讨论全局吸收率之前,首先对吸收率模拟结果的有效性进行验证。图9分别展示了连续和球化熔道两种工艺条件下监测到的热电偶温度变化曲线,根据2.5节介绍的量热法原理计算得到相应的有效吸收率。另外,记录SLM扫描过程中每个时刻的全局吸收率,求出对应的平均全局激光吸收率。表4给出了有效吸收率的实验数据和平均全局吸收率的计算结果,可以看出,模拟结果与实验结果基本吻合,误差小于8%。

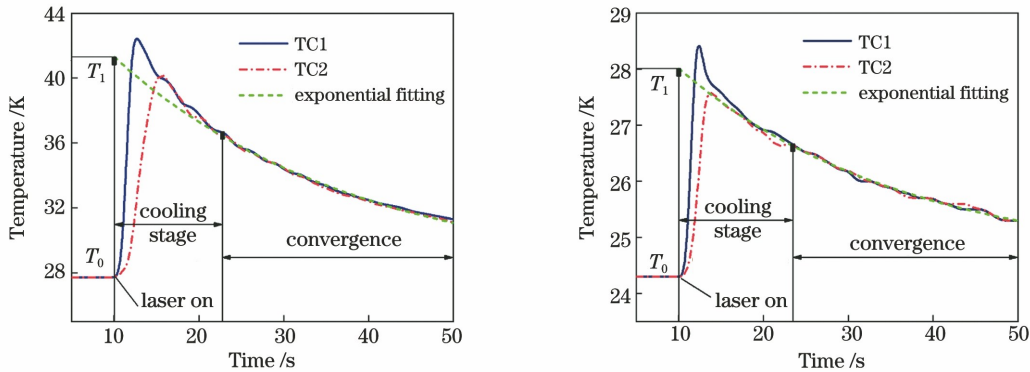


图9 两种工艺条件下热电偶监测到的温度变化曲线。(a) $P=430\text{ W}, v=0.6\text{ m/s}$; (b) $P=330\text{ W}, v=1.2\text{ m/s}$

Fig. 9 Temperature curves versus time obtained by thermocouples under two process parameters. (a) $P=430\text{ W}, v=0.6\text{ m/s}$; (b) $P=330\text{ W}, v=1.2\text{ m/s}$

表4 有效激光吸收率和平均全局吸收率数据

Table 4 Values of effective absorptivity and average global absorptivity

Laser parameter	Effective absorptivity / %	Average global absorptivity / %	Error / %
$P=430\text{ W}, v=0.6\text{ m/s}$	40.24	40.4	0.4
$P=330\text{ W}, v=1.2\text{ m/s}$	27.04	25.1	7.1

图10展示了两种工艺条件下SLM扫描过程中全局吸收率随时间的变化关系。连续熔道条件下的全局吸收率会经历初始阶段快速攀升随后下降的过程,最终保持在一个相对稳定的水平。这是因为在初始阶段粉床的温度较低,吸收率较低,随着粉床温度升高形成熔池,吸收率逐渐升高,但光斑扫掠过的区域逐渐凝固为致密实体,光斑下的凹陷区深度降低,一定程度上

削弱了凹陷区的困光效应,导致全局吸收率有所下降。经历初始阶段后,熔池状态与激光能量吸收过程达到动态平衡,此时全局吸收率的变化较为平稳。相反,球化条件下的全局吸收率变化曲线显示出更强烈的振荡。经计算,球化条件下的平均全局吸收率仅为25.1%,连续熔道条件下为40.3%。根据3.2节的分析,全局吸收率的剧烈振荡与能量输入不足引起的熔池球化过程密切相关,孤立球状熔池和暴露的基板表面将导致全局吸收率严重下降,不稳定的熔池状态使得粉床与激光之间无法实现稳态的能量耦合,进一步加剧了球化效应。

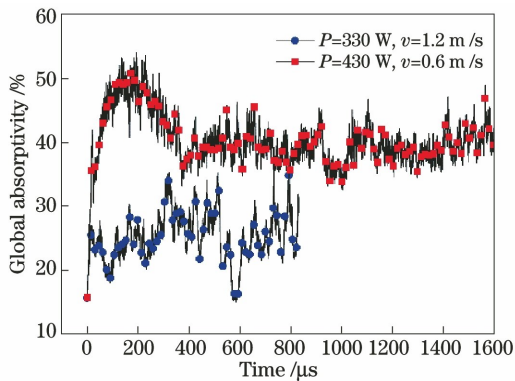


图10 两种工艺条件下全局吸收率的动态变化

Fig. 10 Dynamic variation of global absorptivity under two process parameters

4 结 论

基于计算流体力学建立SLM热过程中的流体仿真模型,采用光线追踪算法描述激光和材料之间的相互作用,重点研究了激光反射吸收行为与熔池热动力学行为之间的关系规律,对比了连续熔道和球化效应下的激光辐射行为的基本特征,主要结论如下:

1) 光线追踪算法在SLM流体仿真模型中的应用可以很好地再现熔池热动力学演变过程中的激光反射

吸收行为,为深入认识 SLM 过程的能量耦合机制提供参考。

2) 430 W 激光功率和 0.6 m/s 扫描速度下呈现出较为稳定和连续的 SLM 铜合金熔道,330 W 激光功率和 1.2 m/s 扫描速度下熔道呈现出破碎扭曲的形貌特征,其主要原因是粉床的不充分熔化导致熔池在表面张力作用下具有团聚球化的趋势。

3) 反冲压力作用使熔池表面形成凹陷区,促进了激光的多次反射吸收,使其具有困光效应,而球化现象中裸露的基板表面极大削弱了困光效应,降低了粉床对激光的能量吸收。

4) 球化效应下全局吸收率具有剧烈波动的特征,不稳定的熔池状态对激光与粉床的能量耦合具有不利影响,熔池状态与能量吸收过程的动态平衡是成形良好质量 SLM 熔道的关键。

参 考 文 献

- [1] 秦艳利, 孙博慧, 张昊, 等. 选区激光熔化铝合金及其复合材料在航空航天领域的研究进展 [J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402002.
Qin Y L, Sun B H, Zhang H, et al. Development of selective laser melted aluminum alloys and aluminum matrix composites in aerospace field [J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402002.
- [2] 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.
- [3] Attarilar S, Ebrahimi M, Djavanroodi F, et al. 3D printing technologies in metallic implants: a thematic review on the techniques and procedures [J]. International Journal of Bioprinting, 2020, 7(1): 306.
- [4] 王迪, 欧远辉, 窦文豪, 等. 粉末床激光熔融过程中飞溅行为的研究进展 [J]. 中国激光, 2020, 47(9): 0900001.
Wang D, Ou Y H, Dou W H, et al. Research progress on spatter behavior in laser powder bed fusion [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(9): 0900001.
- [5] 宋剑锋, 宋有年, 王文武, 等. 金属粉末选区激光熔化成形表面粗糙度预测及控制方法研究 [J]. 中国激光, 2022, 49(2): 0202008.
Song J F, Song Y N, Wang W W, et al. Prediction and control on the surface roughness of metal powder using selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(2): 0202008.
- [6] 罗心磊, 刘美红, 黎振华, 等. 不同热源模型对选区激光熔化 18Ni300 温度场计算结果的影响 [J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402005.
Luo X L, Liu M H, Li Z H, et al. Effect of different heat-source models on calculated temperature field of selective laser melted 18Ni300 [J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402005.
- [7] Gu D D, Yuan P P. Thermal evolution behavior and fluid dynamics during laser additive manufacturing of Al-based nanocomposites: underlying role of reinforcement weight fraction [J]. Journal of Applied Physics, 2015, 118(23): 233109.
- [8] Gürtler F J, Karg M, Leitz K H, et al. Simulation of laser beam melting of steel powders using the three-dimensional volume of fluid method [J]. Physics Procedia, 2013, 41: 881-886.
- [9] 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.
- [10] Bayat M, Mohanty S, Hattel J H. Multiphysics modelling of lack-of-fusion voids formation and evolution in IN718 made by multi-track/multi-layer L-PBF [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2019, 139: 95-114.
- [11] Qiu C L, Panwisawas C, Ward M, et al. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting [J]. Acta Materialia, 2015, 96: 72-79.
- [12] Xia M J, Gu D D, Yu G Q, et al. Selective laser melting 3D printing of Ni-based superalloy: understanding thermodynamic mechanisms [J]. Science Bulletin, 2016, 61(13): 1013-1022.
- [13] Xia M J, Gu D D, Yu G Q, et al. Influence of hatch spacing on heat and mass transfer, thermodynamics and laser processability during additive manufacturing of Inconel 718 alloy [J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2016, 109: 147-157.
- [14] Gusarov A V, Yadroitsev I, Bertrand P, et al. Model of radiation and heat transfer in laser-powder interaction zone at selective laser melting [J]. Journal of Heat Transfer, 2009, 131(7): 072101.
- [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] 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.
- [17] Yuan W H, Chen H, Cheng T, et al. Effects of laser scanning speeds on different states of the molten pool during selective laser melting: simulation and experiment [J]. Materials & Design, 2020, 189: 108542.
- [18] Le K Q, Tang C, Wong C H. On the study of keyhole-mode melting in selective laser melting process [J]. International Journal of Thermal Sciences, 2019, 145: 105992.
- [19] 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.
- [20] Voller V R, Prakash C. A fixed grid numerical modelling methodology for convection-diffusion mushy region phase-change problems [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 1987, 30(8): 1709-1719.
- [21] Brackbill J U, Kothe D B, Zemach C. A continuum method for modeling surface tension [J]. Journal of Computational Physics, 1992, 100(2): 335-354.
- [22] Le K Q, Wong C H, Chua K H G, et al. Discontinuity of overhanging melt track in selective laser melting process [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2020, 162: 120284.
- [23] Bayat M, Thanki A, Mohanty S, et al. Keyhole-induced porosities in Laser-based Powder Bed Fusion (L-PBF) of Ti₆Al₄V: high-fidelity modelling and experimental validation [J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100835.
- [24] Ge W J, Fuh J Y H, Na S J. Numerical modelling of keyhole formation in selective laser melting of Ti₆Al₄V [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 62: 646-654.
- [25] Xie J, Kar A, Rothenflue J A, et al. Temperature-dependent absorptivity and cutting capability of CO₂, Nd:YAG and chemical oxygen-iodine lasers [J]. Journal of Laser Applications, 1997, 9(2): 77-85.
- [26] Iida T, Guthrie R I L. The physical properties of liquid metals [M]. Oxford: Clarendon Press, 2006.
- [27] 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.

- [28] Trapp J, Rubenchik A M, Guss G, et al. *In situ* absorptivity measurements of metallic powders during laser powder-bed fusion additive manufacturing [J]. *Applied Materials Today*, 2017, 9: 341-349.
- [29] 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.

Laser Irradiation Behavior Analysis during Balling Effect in Selective Laser Melting

Ren Zhihao^{1,2}, Zhang Zhengwen^{1,2,3*}, Ma Xiangyu^{1,2}, Mao Shenglan^{1,2}

¹ State Key Laboratory of Mechanical Transmissions, Chongqing University, Chongqing 400044, China;

² Chongqing Key Laboratory of Metal Additive Manufacturing (3D Printing), Chongqing 400044, China;

³ College of Engineering, Mathematics and Physical Sciences, University of Exeter, Exeter EX4 4QF, U.K.

Abstract

Objective Insufficient laser energy input typically leads to the well-known balling effect and results in potential porosities. The basis of selective laser melting (SLM) process is the interaction between the laser and feedstock powder which determines the thermo-fluid dynamics of melt pool and the final quality of SLMed parts. An in-depth insight of laser energy deposition during the SLM process is critical for the process' optimization and defect elimination. However, due to the difficulty of direct observation of laser reflections, the current understanding of laser irradiation mechanisms is still vague and unclear. Numerical modeling is an effective way to simulate the heat and mass transfer during the SLM process at mesoscopic scale. However, the laser heat source models used in existing literature, such as volumetric heat source and vertical ray heat source, have rarely considered the authenticity of laser-material interaction and have neglected the behavior of multiple reflections and absorptions of a laser in SLM. Therefore, a high-fidelity mesoscopic CFD model coupled with the ray-tracing method has been established in this work using which the correlation between melt pool dynamics and laser irradiation behaviors is well visualized and studied.

Methods The numerical simulation is based on the VOF two-phase flow model that fully considers several physical phenomena such as solidification/melting, surface tension, Marangoni effect, recoil pressure, evaporation heat loss. A ray-tracing algorithm (Fig. 1) is developed to describe the laser-material interaction using user defined function in the commercial software FLUENT. A rain drop method is utilized to generate a layer of randomly packed powder particles based on the commercial software EDEM. The Cu-Cr-Zr single track is fabricated by a commercial SLM system (XDM 250, XDM Co., Ltd, China). The surface track morphology in top view and cross-sectional view of the metallographic diagram is observed with a digital microscope to compare with the simulation results. *In-situ* measurements of the effective laser absorptivity (Figs. 4 and 5) are carried out based on the calorimetric method to validate the modeled laser absorptivity.

Results and Discussions Under the laser power of 430 W and scanning speed of 0.6 m/s, the simulated track width is in the range of 105.4–133.2 μm with an average of 122.4 μm . The experimental result on the other hand is in the range of 91.1–140.9 μm with the average of 110.1 μm . Additionally, the simulated and experimental outcomes also match in terms of the track depth (Fig. 6). A continuous melt track is formed with 430 W laser power and 0.6 m/s scanning speed, while a distorted and broken track is observed with 330 W laser power and 1.2 m/s scanning speed (Fig. 7). This can be attributed to the fact that the insufficient energy input leads to the generation of a smaller volume of melted liquid, and the melted liquid tends to aggregate with surface tension at play. By visualizing the laser ray trajectories, different laser reflection behaviors are observed in both cases. Multiple laser reflections are observed in the depression region for the continuous case, while fewer reflections are observed as the balling effect occurs which implies a reduction in global laser absorptivity (Fig. 8). The effective laser absorptivity measurement has good agreement with the simulated global absorptivity using the ray-tracing method with a low relative error of 7.1% (Table 4). In addition, the vertical reflections on the emerging exposed substrate greatly contribute to the reduction of global absorptivity and lead to an intense oscillation (Figs. 8 and 10).

Conclusions In the present study, a novel mesoscopic CFD model is established to simulate the melt pool dynamics and laser reflection behaviors during SLM. The implementation of the ray-tracing method can well reproduce the laser reflection and absorption behaviors with the evolution of melt pool thermodynamics which provides an in-depth insight into

the energy coupling mechanism during the SLM process. The depression region induced by recoil pressure has a light trapping effect which promotes multiple laser reflection and absorption. The exposed substrate surface due to the occurrence of balling effect greatly weakens the light trapping effect and reduces the laser absorption of the powder bed. The global absorptivity under the balling effect has characteristics of violent fluctuation. The unstable melt pool has an adverse effect on energy coupling between the laser and powder bed. The dynamic balance between the melt pool state and laser absorption is the key to forming a single track of good quality.

Key words laser technique; selective laser melting; balling effect; laser reflection and absorption; ray-tracing method