

激光选区熔化增材制造中金属蒸气与飞溅相互作用研究

殷杰^{1,2,3}, 郝亮^{1,2*}, 杨亮亮³, 李妍^{1,2}, 李正^{1,2}, 孙庆磊^{1,2}, 石斌^{1,2}¹中国地质大学(武汉)珠宝学院, 湖北 武汉 430074;²中国地质大学(武汉)先进制造研究所, 湖北 武汉 430074;³华中科技大学武汉光电国家研究中心, 湖北 武汉 430074

摘要 金属蒸气、飞溅和熔池是激光选区熔化(SLM)增材制造过程中的重要物理现象,与成形质量关联密切。本文基于高时空分辨原位成像系统,研究了 SLM 成形过程中金属蒸气与飞溅的相互作用。实验发现:金属蒸气不仅可以间接作用于粉末颗粒,即通过卷吸作用诱导的惰性卷吸气流形成粉末飞溅,还可以直接作用于粉末颗粒,即通过抬升力或反冲力使粉末颗粒进入蒸气羽流或落回粉床。得到了从熔池“液基”出射的熔滴飞溅以及从基板“固基”出射的粉末飞溅的速度阈值。将 SLM 成形过程中的飞溅作为示踪粒子,原位测量获得了蒸气反冲压。研究蒸气反冲力作用下金属蒸气与飞溅的“气-固”相互作用,为深入理解金属蒸气与熔池的“气-液”相互作用等现象奠定了基础。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 金属蒸气; 飞溅; 动力学; 相互作用; 增材制造

中图分类号 TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1402202

1 引言

激光选区熔化(SLM),又称粉末床激光熔融(LPBF),是一种精密的金属增材制造(AM)技术。该技术为个性化定制产品提供了一种低成本、高效率的制造方法,尤其适用于薄壁、复杂腔体、内流道等复杂零部件的快速成形,在航空航天、能源、生物和珠宝等领域应用前景广阔^[1]。当前,SLM 技术正朝着大尺寸多光束^[2]、多材料^[3]、高效^[4]和控形保性^[5]方向发展,但同时也存在着制约其工艺可靠性和可重复性的问题需要解决,如材料内部的冶金缺陷^[6]和残余应力^[7]等。较之已有百年历史的等材制造和减材制造,增材制造特别是 SLM 技术问世至今仅数十年,其成形机理还未完全明晰^[8]。通过研究 SLM 激光与物质的相互作用及其与成形缺陷之间的内在关联^[9],可为 SLM 技术实现少缺陷甚至是无缺陷的稳定成形奠定基础。

金属蒸气、飞溅和熔池是 SLM 激光与物质相互作用的重要物理现象,与成形质量关联密切。在 SLM 成形过程中,金属粉末在激光的辐照下迅速升温,达到熔点 T_m 熔化产生熔池,达到沸点 T_b 汽化产生金属蒸气乃至等离子体羽流。SLM 具有功率密度高($10^5 \sim$

$10^7 \text{ W} \cdot \text{cm}^{-2}$)、聚焦光斑小(直径为 $10 \sim 10^2 \mu\text{m}$)、扫描速度高($10^2 \sim 10^3 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$)的特点,导致熔池上方金属蒸气的传播速度快(约为 $10^2 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$),将直接或间接影响 SLM 成形过程中的熔池和飞溅行为。飞溅作为 SLM 成形过程中的副产物,易导致未熔合等成形缺陷,对试样的组织和性能影响显著^[10]。Liu 等^[11]研究了激光功率、扫描速度、保护气氛中的氧含量对 SLM 成形 316L 不锈钢飞溅形貌和成形性能的影响。Ali 等^[12]研究了 SLM 打印试样与出风口距离对飞溅聚集度和表面粗糙度的影响。

金属蒸气反冲力诱导熔池失稳是 SLM 成形过程中产生熔滴飞溅的主要原因。Wang 等^[13]揭示了 SLM 成形不锈钢过程中飞溅的形成机理,该机理包括金属蒸气反冲压、马兰戈尼效应和熔池热效应。Qiu 等^[14]通过高速摄像和数值模拟研究了金属蒸气诱导的液滴飞溅对 SLM 熔道表面粗糙度及其内部缺陷的影响。Gunenthiram 等^[15]的研究表明 SLM 飞溅数量与粉末的热扩散率、蒸发焓、黏度、表面张力等热物性参数有关,且大尺寸飞溅比例随着激光体能量密度的提高而增加。此外,激光熔池匙孔前壁失稳诱导产生的爆炸^[16],以及 SLM 易烧损元素剧烈汽化产生的相变爆炸^[17],也会产生大量熔滴飞溅并诱发熔道缺陷。

收稿日期: 2021-12-06; **修回日期:** 2022-01-11; **录用日期:** 2022-02-11

基金项目: 国家自然科学基金(61805095, 51675496, 51902295)、湖北省揭榜制科技项目(2021BEC010)、武汉市科技局项目(2020010601012172)、中央高校基本科研业务费专项资金资助项目

通信作者: *haoliang@cug.edu.cn

上述研究表明,由蒸气反冲压和蒸气相变爆炸“气-液”相互作用导致的熔池失稳是 SLM 成形过程中产生熔滴飞溅的主要因素。

金属蒸气伯努利效应诱导的惰性气流卷吸作用是 SLM 过程中产生粉末飞溅的主要驱动力。近年来,随着在 SLM 成形中“气-固”研究的开展,人们发现在基于激光与粉末床相互作用的 SLM 成形中除了从熔池“液基”出射的高温熔滴飞溅外,还有大量从熔池附近基板“固基”出射的粉末飞溅。Ly 等^[18]指出,SLM 成形过程中的飞溅并不都是由蒸气反冲压诱导产生的,而是主要源于金属蒸气驱动的惰性气流对微小颗粒的卷吸作用。随后,Chen 等^[19]通过气-固耦合的数值模拟验证了该现象。Zhao 等^[20]采用高能 X 射线成像技术研究了 SLM 成形过程中粉末飞溅的瞬态动力学行为。Guo 等^[21]的研究表明,金属蒸气驱动飞溅出射的加速度比惰性气流卷吸作用驱动的飞溅的加速度高约一个数量级。除此之外,惰性气流卷吸作用对 SLM 成形质量有显著影响。Matthews 等^[22]研究发现,熔池附近的粉末颗粒在惰性气流卷吸作用下脱离粉床,导致 SLM 熔道上出现明显的剥蚀区域。Bidare 等^[23]通过高速纹影成像揭示了粉床剥蚀现象与 SLM 多层加工中粉末飞溅之间的内在联系。Leung 等^[24-25]的研究表明,蒸气驱动的粉末卷吸作用和熔池润湿是 SLM 熔道形成的关键机制,其中粉末的氧含量会改变表面张力系数等热物性参数,进而改变熔体的流动行为,乃至形成缺陷。

当前,SLM 增材制造中金属蒸气与飞溅相互作用的研究报道还非常有限。在 SLM 飞溅行为的数值模拟中,由于多尺度、多相流需要庞大的计算资源,暂不能对熔滴飞溅和粉末飞溅同时进行模拟^[19,21],而成形后的物化表征分析无法对 SLM 成形中的飞溅行为进行有效研究,因此,高时空分辨成像技术是研究 SLM

成形过程中金属蒸气与飞溅相互作用的理想手段。

本文采用自主设计的高时空分辨原位成像系统,对 SLM 增材制造中蒸气羽流直接/间接作用下飞溅的典型动力学行为进行研究:首先探究从“液基”熔池出射的飞溅以及从“固基”基板出射的飞溅的出射过程和形成机理;然后将 SLM 成形过程中的飞溅作为示踪粒子,藉由原位测量获得金属蒸气反冲压。通过研究金属蒸气与飞溅的“气-固”相互作用,为今后深入研究金属蒸气与熔池的“气-液”相互作用(如蒸气反冲压诱导产生熔池匙孔)等现象奠定了基础。

2 实验材料与方法

2.1 SLM 与原位成像系统

SLM 实验选用的激光器为 YLS-2000-SM 型光纤激光器,其最大平均功率为 2000 W,波长为 $1064\text{ nm} \pm 10\text{ nm}$ 。激光经由焦距 $f=200\text{ mm}$ 的扩束准直镜、hurrySCAN 型扫描振镜和焦距 $f=500\text{ mm}$ 的 $f-\theta$ 镜组成的光路系统到达粉床区域。采用 PRIMES FM120 型焦点分析仪测得聚焦光斑半径(D86 处) ω_0 为 $159\text{ }\mu\text{m}$,光斑能量分布为 TEM₀₀ 模高斯分布。

如图 1 所示,实验采用的是本研究团队自主设计并搭建的高时空分辨原位成像系统,其最高空间分辨率为 $3\text{ }\mu\text{m}/\text{pixel}$,最高时间分辨率为 190 ns。该系统采用 Phantom V2012 高速摄像机,实验中图像的采集帧率为 10^5 frame/s ,曝光时间为 $1\text{ }\mu\text{s}$;同时,该系统配备与高速摄像机同步的 CAVILUX 大功率脉冲半导体激光照明光源,其最高重复频率可达 400 kHz,可减小热影响区并提高成像对比度。此外,该高速摄像机采用 Navitar 变焦光学系统提高空间分辨率,其镜头前端还配备了波长为 $810\text{ nm} \pm 10\text{ nm}$ 的 Thorlabs 窄带滤光片(更多细节请查阅文献[26])。

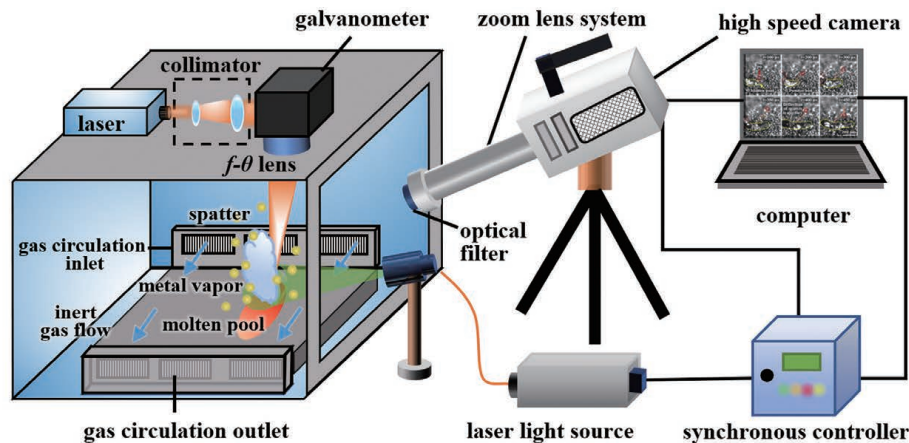


图 1 SLM 高时空分辨原位成像系统实验装置示意图

Fig. 1 Schematic of experimental setup for high spatial-temporal resolution *in situ* imaging during SLM

2.2 实验材料

本实验采用的原料是气雾化 GH4169 合金球形粉末,采用 Mastersizer 3000 测得其粒径为: $D_{10} =$

$21.7\text{ }\mu\text{m}$, $D_{50} = 31.1\text{ }\mu\text{m}$, $D_{90} = 45.0\text{ }\mu\text{m}$ 。表 1 所示为 GH4169 高温合金粉末的化学成分,其相关热物性参数如表 2 所示。

表1 实验用GH4169高温合金粉末的化学成分
Table 1 Chemical composition of GH4169 powder in experiment

Element	Mass fraction /%
Al	0.56
Ti	1.01
Cr	18.94
Mn	0.01
Fe	18.23
Mo	3.00
Nb	4.98
C	0.04
Ni	Bal.

表2 GH4169高温合金的热物性参数^[27-28]
Table 2 Thermophysical parameters of GH4169^[27-28]

Thermophysical parameter	Value
Liquidus temperature, T_m /K	1609
Evaporation temperature, T_b /K	3190
Density of solid metal, ρ_s /($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$)	8192
Density of liquid metal, ρ_m /($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$)	7400
Thermal conductivity of liquid metal, k /($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	34.5
Surface tension, σ /($\text{N} \cdot \text{m}^{-1}$)	1.88

在最优工艺参数区间中分别选取激光能量密度 E_v 为 27.5, 59.0, 90.4 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 的工艺参数进行成形实验。激光能量密度 E_v 的计算公式为

$$E_v = \frac{P}{Vd_1h_p}, \quad (1)$$

式中: P 为激光功率; V 为扫描速度; d_1 为激光光斑直径; h_p 为粉末层厚度。实验时的氩气流量为 $5 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$, 粉床铺粉厚度为 $40 \mu\text{m}$ 。

2.3 表征分析方法

本实验采用高时空分辨原位成像系统对飞溅进行观察, 该系统选取的视场范围是 $2.0 \text{ mm} \times 1.8 \text{ mm}$, 熔池和飞溅的运动通过 45° 拍摄角投影到成像系统的 CMOS 传感器上。其中飞溅出射是在三维空间中发生的, 通过双目传感器原位测量可获得其精确的出射角度和速度。本文将飞溅在三维空间中的运动轨迹投影到二维平面后再进行数学计算。此外, 为了更加清晰地观察 SLM 成形过程中激光与物质的相互作用, 采用图像滤波算法来增加熔滴飞溅和粉末飞溅图像的锐度。采用 ImageJ 1.53 逐帧追踪飞溅和熔池的运动轨迹^[29], 进而测算出飞溅的数量和尺寸以及飞溅的出射角度和出射速度等物理量^[30]。本文定义 SLM 成形过程中熔池液柱和飞溅的出射速度垂直分量在垂直向上的方向为正, 出射速度水平分量在激光熔池行进方向(水平向右)为正, 出射角度为飞溅的运动方向与激光熔池行进方向的夹角。

3 分析与讨论

3.1 SLM 成形过程中金属蒸气反冲压驱动的熔滴飞溅行为

熔滴飞溅源于激光作用时的熔池失稳, 是激光焊接的主要飞溅类型^[31-32], 也是 SLM 增材制造中飞溅的重要组成部分。熔滴飞溅的主要驱动力是作用于熔池表面的蒸气反冲压和马兰戈尼效应, 在熔池形成初期更易产生大量熔滴飞溅。本研究团队之前报道了高温熔体从熔池后端亚阈值出射的现象(熔体聚集凸起→形成金属液柱→液柱失稳并被吸回熔池)及其对 SLM 熔道成形质量的影响^[33], 本文则主要聚焦于激光与粉末床相互作用时熔体从熔池超阈值出射, 以更深入地探讨 SLM 成形过程中的熔滴飞溅行为。

图 2 所示为不同激光能量密度下, SLM 成形过程中熔池特征和熔滴飞溅行为的高分辨成像时序图。由图 2 可知: 当激光能量密度 $E_v = 27.5 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时, 熔池没有明显的液柱出射; 当 $E_v = 59.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时, 熔池后端发生亚阈值出射现象, 金属液柱被吸回熔池; 当 $E_v = 90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时, 熔池后端发生超阈值出射, 形成熔滴飞溅, 并且在该激光能量密度条件下液柱不再连续, 而是发生振荡和断裂。随着激光的行进, 液柱的出射角度先增加, 然后在一定范围内来回振荡, 断裂的液柱以熔滴飞溅的形式出射。

熔池中熔滴飞溅的出射速度阈值主要取决于熔体的表面张力、表面几何形状和动能。为了更精确地描述熔池液柱的出射现象, 本文定义超阈值出射为熔池后端液柱的出射速度超过速度阈值而发生的出射, 定义亚阈值出射为熔池后端液柱的出射速度接近但未超过速度阈值, 最终落回熔池。对于液柱末端半径为 R_{dc} 的半球形凸起, 其逃逸速度阈值的垂直分量^[33]可用 $u_{th,1}$ 表示为

$$u_{th,1} = \sqrt{\frac{2\sigma}{\rho R_{dc}}}, \quad (2)$$

式中: ρ 和 σ 分别为熔体的密度和表面张力。相关热物性参数可参考表 2。由式(2)可知, 液柱从熔池中出射的速度阈值与其材料属性(密度 ρ 、表面张力 σ)和几何形状属性(液柱末端半径 R_{dc})有关, 因此, 理论上液柱的出射速度阈值是其固有属性。在激光辐照下, 材料升温会导致其热物性参数发生变化(GH4169 的密度和表面张力都会随温度升高而下降), 为方便讨论, 这里假设熔融金属的热物性参数为定值。SLM 成形过程中, 材料表面剧烈汽化产生的蒸气反冲压和马兰戈尼效应驱动熔体高速运动, 当其运动速度大于出射速度阈值时, 就会发生熔滴出射, 液柱随之断裂。通过比较图 2 可知, 熔池下凹匙孔和液柱凸起现象在高激光能量密度下更加明显, 相应的熔体运动速度也显著增加。因此, 随着激光能量密度增加, 液柱断裂形成不连续熔滴飞溅的概率大幅增加。

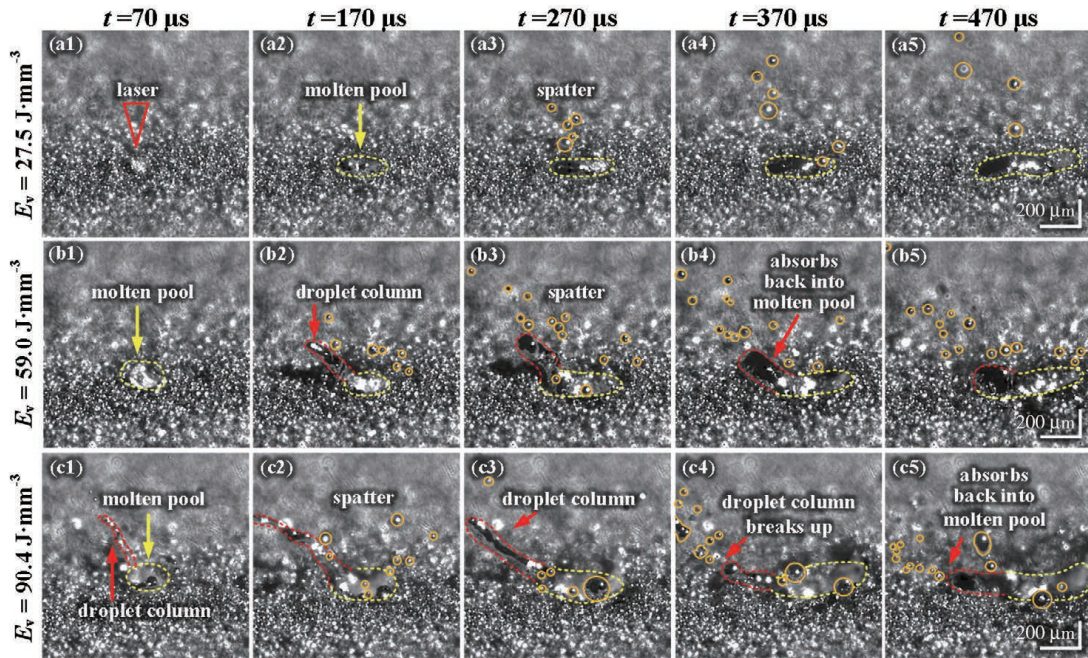


图2 不同激光能量密度 E_v 下,SLM 成形过程中熔池特征和熔滴飞溅行为的高分辨成像时序图。(a1)~(a5) $E_v = 27.5 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时熔池没有明显的液柱射出;(b1)~(b5) $E_v = 59.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时熔池后端发生亚阈值出射现象,金属液柱被吸回熔池;(c1)~(c5) $E_v = 90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时熔池后端发生超阈值出射,液柱振荡后断裂形成熔滴飞溅

Fig. 2 Time series snapshots of evolution of molten pool and spatter behavior as a function of laser energy density (E_v) during SLM. (a1)–(a5) No obvious droplet column ejection occurs with E_v of $27.5 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$; (b1)–(b5) a subthreshold ejection occurs where the droplet column absorbs back into the molten pool with E_v of $59.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$; (c1)–(c5) a droplet column oscillates and eventually breaks up into spatter particles with E_v of $90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$

测得 $E_v = 90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时液柱末端半径 R_{dc} 为 $16.2 \sim 52.5 \mu\text{m}$ 。因此,由式(2)计算得到该熔滴飞溅的出射速度阈值的垂直分量 $u_{th,1}$ 为 $3.1 \sim 5.6 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。在 $t = 70 \mu\text{s}$ 时,垂直速度分量 u_v 达到极大值 $20.0 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$,可知熔体运动速度大于出射阈值,因而发生熔滴飞溅出射。不仅如此,在 $t = 350 \mu\text{s}$ 之前,熔体出射速度的垂直分量均高于速度阈值 $u_{th,1}$,这就解释了为什么 $E_v = 90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 与 $E_v = 59.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时形成的连续液柱不同, $E_v = 90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时金属液柱不断地发生断裂并形成了大量的熔滴飞溅。作为对比,在 $E_v = 59.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 条件下,半径为 $35.8 \mu\text{m}$ 的液柱的最高出射速度为 $3.4 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$,接近但小于其速度阈值 ($3.7 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$),所以最终未能出射,落回熔池^[33]。

图3为激光能量密度为 $90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 发生超阈值出射时,熔池液柱末端的“速度-角度-时间”曲线。如图3中的区间⑤所示, $E_v = 90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时,熔池液柱存续末期出现了类似于 $E_v = 59.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时的液柱吸回现象。据此可将液柱出射过程分为3个阶段:区间①为上升阶段;区间②~④为振荡阶段;区间⑤为回落阶段。

1) 在上升阶段,液柱出射角度从 $60 \mu\text{s}$ 时的 96.3° 增大到 $100 \mu\text{s}$ 时的 113.8° (正值表示液柱出射),出射速度的垂直分量由 $60 \mu\text{s}$ 时的 $16.7 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$

下降到 $100 \mu\text{s}$ 时的 $14.3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$,出射速度的水平分量由 $60 \mu\text{s}$ 时的 $-1.8 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 增大到 $100 \mu\text{s}$ 时的 $-6.3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。

2) 在振荡阶段,液柱出射角度在 $130^\circ \sim 150^\circ$ 范围内振荡,振荡频率约为 8 kHz ,出射速度的垂直分量仍为下降趋势,在 $300 \mu\text{s}$ 时降为 $4.6 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$,出射速度的水平分量也转变成下降趋势,在 $300 \mu\text{s}$ 时降为 $-4.3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。

3) 在回落阶段,当 $t = 360 \mu\text{s}$ 时,液柱回落到熔池中,出射角度剧烈变化,并在 $400 \mu\text{s}$ 时转变为 -36.9° (负值表示液柱回落);出射速度的垂直分量由正值变为负值,水平分量由负值变为正值,两者在 $400 \mu\text{s}$ 时分别为 $-0.5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 和 $0.7 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。

伴随着熔池液柱的高速出射和振荡,液柱在 $500 \mu\text{s}$ 内至少断裂了4次。随着液柱的断裂,出射速度的垂直分量 u_v 逐渐降低,最终在第4次断裂后出射速度低于出射阈值 $u_{th,1}$,因此液柱最终回落到熔池中。

熔池液柱断裂常伴有大量熔滴飞溅产生,说明液柱出射是熔滴飞溅的高级形式。在较低的激光能量密度下,熔池液柱的出射不明显,随着激光能量密度增大,液柱发生亚阈值出射;当激光能量密度较高时,液柱会发生超阈值出射,并振荡断裂为若干熔滴飞溅。

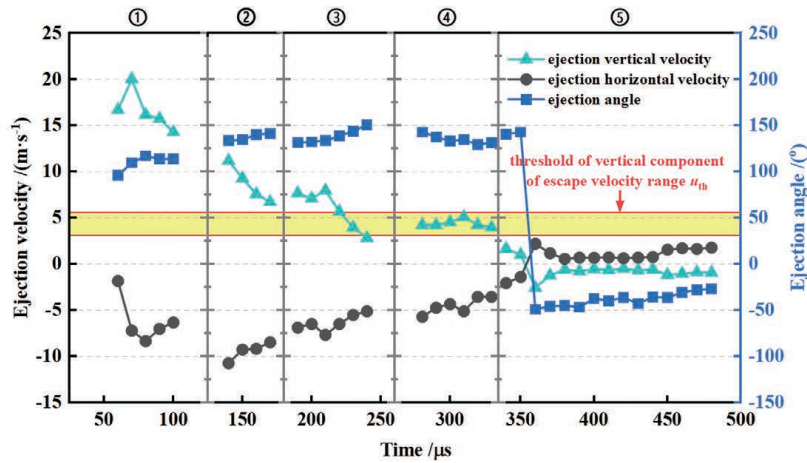


图3 SLM成形过程中熔液液柱末端的“速度-角度-时间”曲线(当液柱的出射速度大于逃逸速度阈值时,液柱断裂为大量熔滴飞溅;图中的不连续处表示液柱断裂, $E_v = 90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$)

Fig. 3 Droplet column ejection velocity and ejection angle as a function of time during SLM (the droplet column breaks up into a large number of droplet spatters when the ejection velocity is greater than the threshold of escape velocity. The discontinuity of curve represents breaking up of droplet column, $E_v = 90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$)

3.2 SLM成形过程中金属蒸气卷吸作用驱动的粉末飞溅行为

3.1节主要探讨了SLM成形过程中从熔池“液基”出射的熔滴飞溅(主要由金属蒸气反冲力驱动),本节将侧重研究从基板“固基”出射的粉末飞溅(主要由惰性卷吸气流驱动)。

SLM增材制造激光与物质相互作用过程中,熔池表面温度超过沸点后剧烈汽化并产生金属蒸气。通过高时空分辨原位测量^[26]和多物理场数值模拟^[34]可知:金属蒸气的传播速度非常快,熔池上方蒸气的传播速度可达 $10^2 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。根据伯努利定律,在SLM成形过程中,高速运动的流体(高温金属蒸气羽流)附近会产生低压区域,驱动周围的流体(常温惰性保护气

体)“卷吸”至熔池附近。值得注意的是,在粉床上方也有层流吹扫的惰性气流,用于去除SLM成形腔内的飞溅和冷凝物等副产物,但该惰性吹扫气流的速度相对较低,一般在 $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 数量级^[35]。而同样是基于高能束粉末床熔化的电子束熔融(EBM),由于其工况为真空环境,因此理论上几乎不存在卷吸作用驱动的飞溅(但仍存在熔池失稳产生的飞溅)。

当前,SLM成形过程中由卷吸作用导致的飞溅完整出射过程和相关动力学行为的相关报道还很有限。本文基于高时空分辨原位表征技术,将卷吸作用下典型飞溅颗粒的出射过程分为4个阶段:1)粉末颗粒在基板上团聚长大,如图4中的P1、P2、P3颗粒;2)进入惰性卷吸气流,如图4中P1、P2颗粒;3)进入

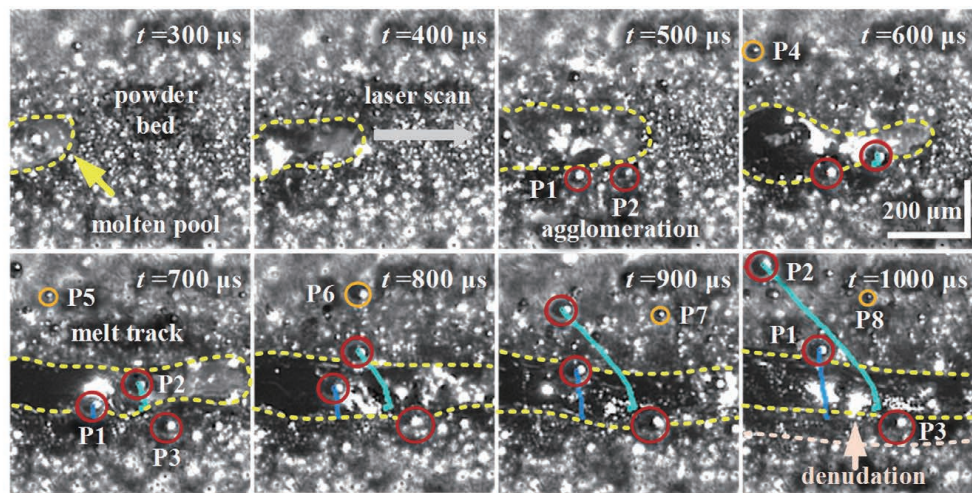


图4 SLM成形过程中金属蒸气卷吸作用驱动的粉末飞溅行为。粉末颗粒P1、P2和P3在基板上团聚长大,其中:P1和P2在 $600 \mu\text{s}$ 时出射成为大尺寸飞溅,并进入惰性卷吸气流;P2与小尺寸飞溅(P4~P8)进入金属蒸气羽流;P3位于熔池旁的剥蚀区,未能出射($E_v = 50.9 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$)

Fig. 4 Powder spatter behavior driven by metal vapor entrainment during SLM. Powder particles P1, P2, and P3 agglomerate on the substrate; P1 and P2 eject as large spatters and enter entrained inert gas flow at $600 \mu\text{s}$; P2 and small spatters (P4~P8) enter the metal vapor plume; P3 locates at the denudation zone adjacent to the melt track ($E_v = 50.9 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$)

金属蒸气羽流,如图4中的P2颗粒;4)落回粉床或进入惰性吹扫气流。本节将从SLM成形过程中金属蒸气与飞溅的“气-固”相互作用出发,重点探讨颗粒在基板团聚长大、进入惰性卷吸气流、进入金属蒸气羽流这三个阶段。

3.2.1 SLM成形过程中粉末颗粒在基板上团聚长大

图4所示为金属蒸气卷吸作用诱导产生的典型飞溅的高分辨成像时序图。大尺寸颗粒P1、P2和P3在基板上受热后团聚长大,其尺寸分别为57.4, 74.3, 68.4 μm ,其中P1和P2出射(速度较低,为 $1\sim 2\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$),而熔道旁的P3颗粒未能出射形成飞溅。

SLM成形时,高能束激光作用于实体(基板或已成形层)上方铺设的粉床。其中,热导率比粉床高 $1\sim 2$ 数量级的实体基板/已成形层,会更高效地将激光能量传递给高温熔池周边的粉末颗粒^[36]。熔池附近未直接参与成形的粉末颗粒受热后表层润湿,与邻近颗粒形成烧结颈,进而团聚长大,如图4所示。这些大尺寸粉末颗粒紧邻熔池,在熔池上方高速传播金属蒸气的卷吸作用下,出射为大尺寸飞溅(如P1和P2颗粒),这也是SLM成形过程中大尺寸飞溅的重要形成机理之一^[26]。但是,如果粉末颗粒的重力大于金属蒸气或卷吸惰性气流的拖拽力(如抬升力等),则该粉末颗粒(如P3)不会发生飞溅出射,也就不能被成形腔内层流吹扫的惰性气流所清除,从而将会对后续的粉末循环再使用造成影响^[37-38]。

3.2.2 SLM成形过程中粉末颗粒进入惰性卷吸气流

如前所述,SLM成形过程中气流与粉末颗粒的气-固相互作用包括金属蒸气羽流对粉末颗粒的抬升力和反冲力以及卷吸惰性气流和吹扫惰性气流对粉末颗粒的拖拽力等。由康恩达效应可知,高速惰性气流会“吹散”粉床上的颗粒,因此存在惰性气流速度的临界值^[35]。

根据Shao和Lu^[39]提出的临界摩擦速度计算模型,假设粒径为 $50\sim 1800\ \mu\text{m}$ 的理想球体粉末颗粒松散地分布在表面干净且光滑的平板上,则粉末颗粒出射的临界气流速度 $u_{\text{th,g}}$ 为

$$u_{\text{th,g}} = \sqrt{A_N \left(\sigma_p g d + \frac{\gamma}{\rho d} \right)}, \quad (3)$$

式中: A_N 为经验值,取0.0123时与实验结果拟合得最好^[39]; σ_p 为颗粒与气体的密度之比; ρ 为气体密度; g 为重力加速度; d 为粉末颗粒直径; γ 为经验常数,取值为 $1.65\times 10^{-4}\sim 5\times 10^{-4}\text{ kg}\cdot\text{s}^{-2}$ 。根据式(3)可以计算得到粉末颗粒P3出射的临界惰性气流速度为 $0.233\sim 0.297\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 。考虑到粉末颗粒在受热团聚过程中其表面具有一定的润湿性,因此,实际的粉末颗粒出射的临界惰性气流速度会更高。

3.2.3 SLM成形过程中粉末颗粒进入金属蒸气羽流

在图4中还可以看到小尺寸飞溅P4~P8,其尺寸范围是 $22.2\sim 35.3\ \mu\text{m}$,并且与第2节描述的原始粉末粒径范围($D_{90} = 45\ \mu\text{m}$)相当。这些小尺寸飞溅的出射速度较高(最高可达 $7.97\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$)。图5是

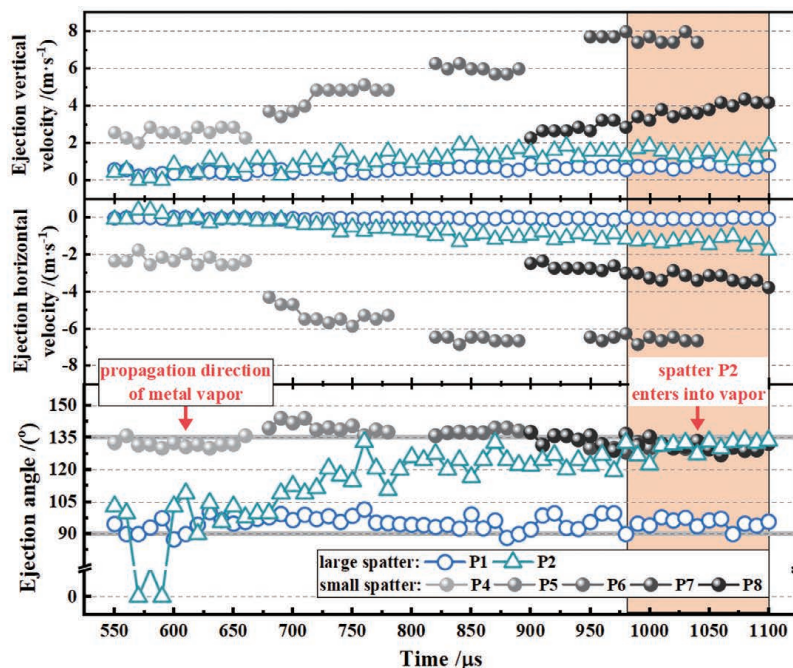


图5 SLM成形过程中惰性卷吸气流驱动的大尺寸飞溅(P1和P2)和小尺寸飞溅(P4~P8)的出射角度 θ 和出射速度 u 随时间 t 的演变规律,其中P2在 $t=980\sim 1100\ \mu\text{s}$ 范围内的出射角度与小尺寸飞溅(P4~P8)的平均出射角度符合较好,表明其进入金属蒸气羽流

Fig. 5 Evolution of ejection angle θ and ejection velocity u of the large spatters (P1 and P2) and small spatters (P4~P8) driven by entrained inert gas flow during SLM. The ejection angle of P2 is in good agreement with average ejection angle of small spatters (P4~P8) during $t=980\sim 1100\ \mu\text{s}$, which indicates P2 enters into the metal vapor plume

在惰性气流卷吸拖拽力驱动下产生的小尺寸飞溅(P4~P8)和大尺寸飞溅(P1和P2)的“速度-角度-时间”曲线,可知:小尺寸飞溅的出射速度较高,出射角度的偏离度较小。这说明在金属蒸气羽流作用下,飞溅出射的方向性较强。类比于粒子图像测速法(PIV),本研究提出将飞溅作为原位示踪粒子,根据飞溅出射后运动规律的改变,计算得到所在流体的行为特征。因此,小尺寸飞溅的平均出射角度可代表蒸气的出射方向($134.1^\circ \pm 4.1^\circ$)。

由图5可以得出:大尺寸飞溅的飞行速度均小于 $2 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$; P1颗粒在 $550 \sim 1100 \mu\text{s}$ 范围内的平均出射角度为 95.2° ,表明其未进入蒸气羽流中; P2颗粒在 $980 \sim 1100 \mu\text{s}$ 范围内的出射角度为 130.8° ,并且在上升时曲线形状明显振动,表明其与蒸气有热量和动量传递,最后进入到蒸气羽流中。

如图6所示,SLM成形过程中的金属蒸气流一般具有较大的垂直速度分量 u_v ,其诱导的卷吸惰性气流具有较大的水平速度分量 u_h 。据此可将SLM成形过程中卷吸作用驱动的粉末飞溅分为两种类型:

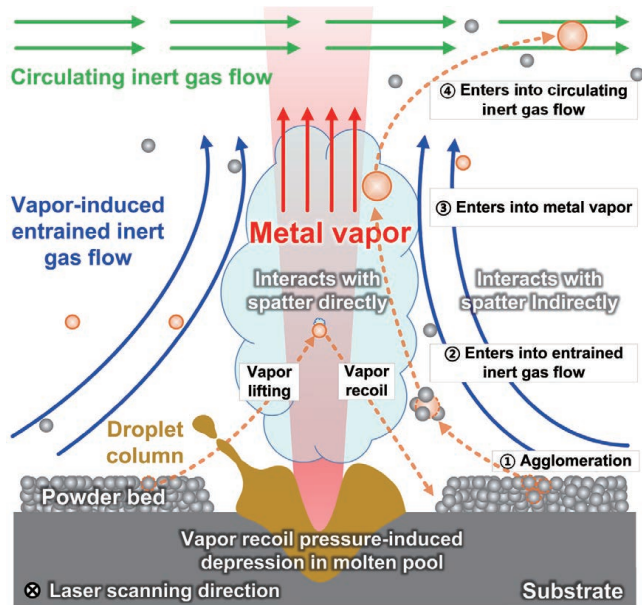


图6 SLM成形中飞溅出射过程以及金属蒸气与飞溅相互作用示意图

Fig. 6 Schematic of spatter ejection process and interaction between metal vapor and spatter in SLM

1) 惰性卷吸气流的拖拽力为主要驱动力时产生的飞溅。熔池上方垂直速度分量较高的金属蒸气羽流诱导产生了具有较高水平速度分量的惰性卷吸气流,使得粉床中原先静止的粉末颗粒,在惰性气流卷吸拖拽力的驱动下产生水平/垂直方向的位移,出射后形成飞溅。

2) 金属蒸气羽流的抬升力为主要驱动力时产生的飞溅。飞溅颗粒被惰性气流卷吸进入金属蒸气羽流后,在高速传播的蒸气羽流作用下进一步加速,此时飞溅的运动方向基本与金属蒸气运动方向一致,可视作金属蒸气中的示踪粒子。因此根据多个飞溅运动方向

的统计结果可以推断金属蒸气的传播方向。在惰性卷吸气流(近粉床表面)和金属蒸气羽流的共同作用下,一部分飞溅进入惰性吹扫气流中被去除,另一部分则落回粉床。

3.3 SLM成形过程中金属蒸气反冲力驱动下的飞溅动力学

在SLM成形过程中,金属蒸气直接作用于飞溅颗粒,不仅会对飞溅产生向上的抬升力,还会对飞溅或熔池产生向下的蒸气反冲力。值得注意的是,蒸气反冲力是熔池形成匙孔的关键,对熔池行为具有显著影响。在蒸气反冲力的驱动下,熔池将产生下凹或匙孔。若熔池匙孔在气体逸出前闭合,将导致孔洞缺陷形成的概率增加^[40]。尽管熔池表面张力和马兰戈尼效应等驱动力对熔池匙孔的行为具有重要影响,但并不是形成熔池匙孔的决定性因素。通过比较熔池匙孔的驱动力可知,蒸气反冲力是区别熔池传导模式和深熔模式的关键^[41]。近年来,虽然出现了从时域^[33]和频域^[42]研究SLM成形过程中蒸气反冲力的报道,但相关研究还很有限。为深入揭示光致蒸气反冲力驱动的飞溅出射机理,本节选取典型飞溅颗粒对其运动轨迹进行研究。

如图7所示,在SLM成形过程中,典型飞溅(P9)上表面受激光辐照产生蒸气反冲力,导致其运动轨迹发生偏转。飞溅颗粒在金属蒸气卷吸作用下沿蒸气出射方向运动,当其穿过激光束时($t = 350 \mu\text{s}$),迅速被加热变为明亮的熔融态飞溅或火花^[33,43]。受蒸气羽流反冲压的作用,高温颗粒的运动轨迹会发生剧烈变化($t = 400 \sim 450 \mu\text{s}$)。

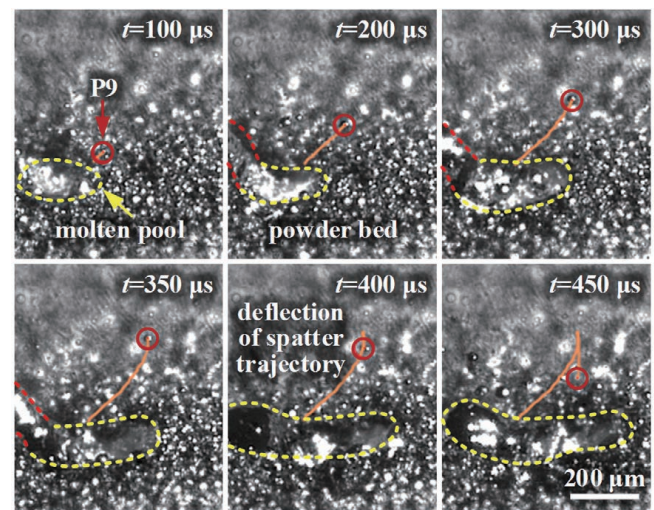


图7 在SLM过程中,典型飞溅上表面受激光辐照产生蒸气反冲力导致其运动轨迹发生偏转。 $t = 100 \sim 300 \mu\text{s}$ 为蒸气抬升力主导阶段, $t = 350 \sim 450 \mu\text{s}$ 为蒸气反冲力主导阶段($E_v = 50.9 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$)

Fig. 7 Upper surface of a typical spatter is irradiated by laser, resulting in vapor recoil and deflection of spatter trajectory during SLM. $t = 100 \sim 300 \mu\text{s}$ is vapor lifting dominant stage, and $t = 350 \sim 450 \mu\text{s}$ is vapor recoil dominant stage ($E_v = 50.9 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$)

图 8(a) 是 $E_v = 59.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 条件下颗粒 P9 出射轨迹的矢量图; 图 8(b) 是出射速度和出射角度随时间的变化关系, 沿激光运动方向的出射角度为 0° , 沿沉积方向的出射角度为 90° 。飞溅在激光出光后 $100 \mu\text{s}$ 时的出射角约为 51.8° , 出射速度的垂直分量 $u_v = 1.3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 水平分量 $u_h =$

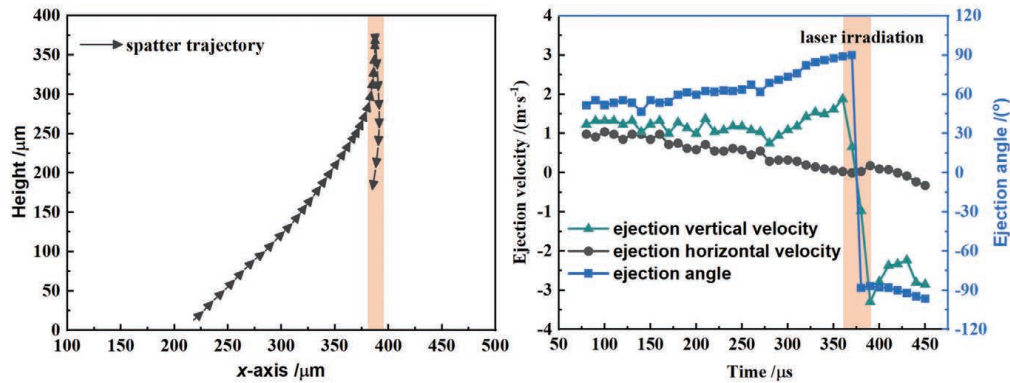


图 8 SLM 光致蒸气反冲压作用下的飞溅运动行为(P9)。(a)飞溅运动轨迹偏转;(b)出射角度 θ 和出射速度 u 随时间 t 的演变规律
Fig. 8 Vapor recoil pressure-driven spatter (P9) behavior during SLM. (a) Deflection of spatter trajectory; (b) ejection angle θ and ejection velocity u of spatter as a function of time

当激光束接近颗粒 P9 时, 受金属蒸气羽流抬升的作用, 在 $t = 350 \mu\text{s}$ 时, 出射角 θ 增大到 87.7° , 出射速度的水平分量降至 $0.07 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 垂直分量增大到 $1.6 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 蒸气抬升的加速度为 $0.2 \times 10^5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-2}$ 。随着激光运动, 飞溅颗粒进入激光照射区域, 在激光高能束的辐照下于 $t = 350 \mu\text{s}$ 时转变为白炽状态, 温度随之急剧升高, 达到沸点 T_b 时, 颗粒的上部开始沸腾, 产生的金属蒸气对颗粒施加向下的反冲压, 使其运动轨迹发生剧烈变化。如图 8(b) 中的矩形区域所示, 在 $t = 360 \sim 390 \mu\text{s}$ 极短的时间内, 颗粒的出射角度从 89° 变化到 -86.9° , 出射速度的垂直分量从 $1.9 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 变化到 $-3.3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。通过对速度-时间曲线求导可以计算出颗粒的加速度。在颗粒 P9 运动轨迹的转折处 ($t = 380 \mu\text{s}$), 垂直方向的最大加速度为 $-1.97 \times 10^5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-2}$ 。综合考虑该阶段飞溅颗粒在垂直方向上的蒸气抬升力 F_{lift} 、蒸气反冲力 F_{recoil} 和重力 G , 由牛顿第二定律可知作用于半径 $r = 12.7 \mu\text{m}$ 的球形颗粒上的有效反冲压强 P_r [21] 的计算公式为

$$P_r = \frac{ma_p}{A} = \frac{4}{3}\rho_p r a_p, \quad (4)$$

式中: A 为颗粒横截面积; m 为颗粒质量; ρ_p 为熔融液态颗粒的密度; a_p 为加速度的大小。从而可求得 P9 的有效蒸气反冲压的最大值为 $2.7 \times 10^4 \text{ Pa}$ 。

在同属于激光与物质相互作用的脉冲激光烧蚀过程中, 剧烈蒸发产生蒸气相变爆炸的前一阶段还存在“正常蒸发”现象 [44]。正常蒸发是凝聚态固体或者液体转化为气态, 即原子或者分子从材料表层发射, 因此可在任意能量密度下发生, 并且没有阈值温度。本文主要探究 SLM 成形过程中高能连续激光作用下的高温熔体表面的剧烈蒸发过程, 当出射的飞溅颗粒被加

$1.0 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。出射速度的水平分量随着时间增加而缓慢下降。由于在 $100 \sim 350 \mu\text{s}$ 期间, 出射速度水平分量 u_h 的平均值小于 SLM 激光扫描速度 ($1 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$), 并且飞溅的运动轨迹几乎处于扫描道的正上方, 因此, 在 $t = 350 \mu\text{s}$ 时, 飞溅颗粒 P9 被激光束捕获。

热到沸点时, 由金属蒸气产生的反冲压对熔融液态颗粒施加压力。蒸气反冲压 P_r 可根据与饱和蒸气压 P_s 的动量守恒来计算。由 Clausius-Clapeyron 方程 [45] 可知

$$P_r = 0.56 P_s, \quad P_s = P_1 \exp \left[\Delta h \left(\frac{1}{T_b} - \frac{1}{T_s} \right) \right], \quad (5)$$

式中: P_1 为标准大气压 (101325 Pa); Δh 为单个原子的蒸发能; T_s 为表面温度。一般情况下, SLM 成形过程中的饱和蒸气压为数个大气压 [18]。由式 (5) 计算可知蒸气反冲压 P_r 比大气压 P_1 小一个数量级, 这与根据式 (4) 计算得到的实验结果相符, 二者处于同一数量级。

不仅如此, 由 King 等 [46] 的研究可知: 液态金属从熔池“挤压”出射所需的反冲压必须超过其表面张力产生的压强, 即 $P_r > \sigma/\omega_e = 1.2 \times 10^4 \text{ Pa}$ 。当作用于熔池上表面的蒸气反冲压超过该阈值时, 其产生向下的压力使熔池表面向下凹陷, 进而导致液态金属从熔池中出射。因此, 作用于熔池上方飞溅颗粒的蒸气反冲压同时也是使熔池形成凹陷的主要驱动力。

值得注意的是, 由于本实验所用激光的能量为单模高斯分布, 因此激光焦深的计算公式为

$$\Delta = \pm \frac{\lambda f^2}{\pi D^2}, \quad (6)$$

式中: λ 为激光波长; f 为聚焦镜的焦距; D 为激光束入射到聚焦镜表面的光斑直径。由第 2 节的 SLM 装备参数可计算得到当前激光焦深为 3.4 mm 。因此, 熔池上方 $h = 400 \mu\text{m}$ 处的飞溅和熔池 ($h = 0 \mu\text{m}$) 都位于激光焦深内。这表明, 通过高时空分辨原位测量飞溅 P9 所受到的金属蒸气反冲力, 亦可推出 SLM 熔池表面所受到的金属蒸气反冲力。

4 结 论

本文通过自主设计的高时空分辨原位成像系统,研究了SLM增材制造过程中金属蒸气与飞溅的相互作用,包括:金属蒸气通过卷吸作用诱导的惰性卷吸气流间接作用于粉末颗粒,形成粉末飞溅;金属蒸气通过抬升力或反冲力直接作用于粉末颗粒,使其进入蒸气羽流或落回粉床。得出的主要结论如下:

1) 探明了从熔池“液基”出射的熔滴飞溅的出射过程和熔体速度阈值。在较低的激光能量密度下,熔池液柱出射不明显;随着激光能量密度增大,熔池后端凸起乃至产生金属液柱;当激光能量密度较高时,液柱发生振荡出射,并断裂成若干熔滴飞溅。熔池液柱出射过程分为3个阶段,即上升阶段、振荡出射阶段和回落阶段。

2) 揭示了从基板“固基”出射的粉末飞溅的出射过程和气流速度阈值。卷吸作用下典型飞溅颗粒的出射过程分为4个阶段,即粉末颗粒在基板上团聚长大、进入惰性卷吸气流、进入金属蒸气羽流、落回粉床或进入惰性吹扫气流。

3) 变害为利,将SLM成形中的飞溅作为示踪粒子,通过粉末颗粒与金属蒸气的“气-固”相互作用,原位测量获得了金属蒸气反冲压,并且实验测量值与理论计算值符合得较好。这为今后深入研究金属蒸气与熔池的“气-液”相互作用(如蒸气反冲压诱导产生熔池匙孔)等现象奠定了基础。

为了对上述SLM成形中金属蒸气反冲压的原位测量方法进行优化,针对前向出射飞溅中受高能束辐照后运动状态发生改变的典型飞溅(如P9)数量较少的现状,本研究团队进一步提出一种多高能束增强原位测量金属蒸气反冲压的方法^[47]。该方法采用双高能束(如双激光束),且设置双高能束扫描模式为同向前后而行,“前列高能束”与粉末作用时产生的后向出射飞溅,经“后列高能束”辐照发生如A形偏转,能有效增加光致蒸气反冲压作用下典型飞溅的数量。

SLM增材制造的物理本质是“激光与物质(材料)相互作用”,今后的研究工作拟分别从“激光”与“材料”两个层面深入拓展:前者包括不同激光模式/多光束^[26]SLM成形过程中的激光与物质相互作用,后者则聚焦于多材料/难成形材料^[17]的SLM成形机理等,以期为高质高效、大尺寸SLM增材制造控形保性的发展奠定基础。

参 考 文 献

- [1] 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.
- [2] Wei H L, Mukherjee T, Zhang W, et al. Mechanistic models

- for additive manufacturing of metallic components[J]. Progress in Materials Science, 2021, 116: 100703.
- [3] Wei C, Li L. Recent progress and scientific challenges in multi-material additive manufacturing via laser-based powder bed fusion[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2021, 16(3): 347-371.
- [4] Tan C L, Weng F, Sui S, et al. Progress and perspectives in laser additive manufacturing of key aeroengine materials[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2021, 170: 103804.
- [5] 廉艳平, 王潘丁, 高杰, 等. 金属增材制造若干关键力学问题研究进展[J]. 力学进展, 2021, 51(3): 648-701.
Lian Y P, Wang P D, Gao J, et al. Fundamental mechanics problems in metal additive manufacturing: a state-of-art review[J]. Advances in Mechanics, 2021, 51(3): 648-701.
- [6] 李瑞迪, 魏青松, 刘锦辉, 等. 选择性激光熔化成形关键基础问题的研究进展[J]. 航空制造技术, 2012, 55(5): 26-31.
Li R D, Wei Q S, Liu J H, et al. Research progress of key basic issue in selective laser melting of metallic powder[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012, 55(5): 26-31.
- [7] 柯林达, 殷杰, 朱海红, 等. 钛合金薄壁件选区激光熔化应力演变的数值模拟[J]. 金属学报, 2020, 56(3): 374-384.
Ke L D, Yin J, Zhu H H, et al. Numerical simulation of stress evolution of thin-wall titanium parts fabricated by selective laser melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(3): 374-384.
- [8] 王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题[J]. 航空学报, 2014, 35(10): 2690-2698.
Wang H M. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2014, 35(10): 2690-2698.
- [9] Leung C L A, Marussi S, Atwood R C, et al. *In situ* X-ray imaging of defect and molten pool dynamics in laser additive manufacturing[J]. Nature Communications, 2018, 9: 1355.
- [10] 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.
- [11] Liu Y, Yang Y Q, Mai S Z, et al. Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder[J]. Materials & Design, 2015, 87: 797-806.
- [12] Ali U, Esmailizadeh R, Ahmed F, et al. Identification and characterization of spatter particles and their effect on surface roughness, density and mechanical response of 17-4 PH stainless steel laser powder-bed fusion parts[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 756: 98-107.
- [13] Wang D, Wu S B, Fu F, et al. Mechanisms and characteristics of spatter generation in SLM processing and its effect on the properties[J]. Materials & Design, 2017, 117: 121-130.
- [14] 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.
- [15] Gunenthiram V, Peyre P, Schneider M, et al. Experimental analysis of spatter generation and melt-pool behavior during the powder bed laser beam melting process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 251: 376-386.
- [16] Zhao C, Guo Q L, Li X X, et al. Bulk-explosion-induced metal spattering during laser processing[J]. Physical Review X, 2019, 9(2): 021052.
- [17] Yin J, Zhang W Q, Ke L D, et al. Vaporization of alloying elements and explosion behavior during laser powder bed fusion of Cu-10Zn alloy[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2021, 161: 103686.
- [18] Ly S, Rubenchik A M, Khairallah S A, et al. Metal vapor micro-jet controls material redistribution in laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Scientific Reports, 2017, 7: 4085.

- [19] Chen H, Yan W T. Spattering and denudation in laser powder bed fusion process: multiphase flow modelling [J]. *Acta Materialia*, 2020, 196: 154-167.
- [20] Zhao C, Fezzaa K, Cunningham R W, et al. Real-time monitoring of laser powder bed fusion process using high-speed X-ray imaging and diffraction [J]. *Scientific Reports*, 2017, 7: 3602.
- [21] Guo Q L, Zhao C, Escano L I, et al. Transient dynamics of powder spattering in laser powder bed fusion additive manufacturing process revealed by *in situ* high-speed high-energy X-ray imaging [J]. *Acta Materialia*, 2018, 151: 169-180.
- [22] Matthews M J, Guss G, Khairallah S A, et al. Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes [J]. *Acta Materialia*, 2016, 114: 33-42.
- [23] Bidare P, Bitharas I, Ward R M, et al. Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion [J]. *Acta Materialia*, 2018, 142: 107-120.
- [24] Leung C L A, Marussi S, Towrie M, et al. The effect of powder oxidation on defect formation in laser additive manufacturing [J]. *Acta Materialia*, 2019, 166: 294-305.
- [25] Leung C L A, Marussi S, Towrie M, et al. Laser-matter interactions in additive manufacturing of stainless steel SS316L and 13-93 bioactive glass revealed by *in situ* X-ray imaging [J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 24: 647-657.
- [26] Yin J, Wang D Z, Wei H L, et al. Dual-beam laser-matter interaction at overlap region during multi-laser powder bed fusion manufacturing [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102178.
- [27] Panwisawas C, Gong Y L, Tang Y T, et al. Additive manufacturability of superalloys: process-induced porosity, cooling rate and metal vapour [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 47: 102339.
- [28] Mills K C. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys [M]. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd., 2002: 181-190.
- [29] Schneider C A, Rasband W S, Eliceiri K W. NIH image to ImageJ: 25 years of image analysis [J]. *Nature Methods*, 2012, 9(7): 671-675.
- [30] Yin J, Yang L L, Yang X, et al. High-power laser-matter interaction during laser powder bed fusion [J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 29: 100778.
- [31] Kaplan A F H, Powell J. Spatter in laser welding [J]. *Journal of Laser Applications*, 2011, 23(3): 032005.
- [32] 张高磊, 孔华, 邹江林, 等. 高功率光纤激光深熔焊接飞溅特性以及离焦量对飞溅的影响 [J]. *中国激光*, 2021, 48(22): 2202008.
- Zhang G L, Kong H, Zou J L, et al. Spatter characteristics of high-power fibre laser deep penetration welding and effect of defocus on spatter [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(22): 2202008.
- [33] 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.
- [34] Jakumeit J, Zheng G Y, Laqua R, et al. Modelling the complex evaporated gas flow and its impact on particle spattering during laser powder bed fusion [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 47: 102332.
- [35] Zhang X B, Cheng B, Tuffile C. Simulation study of the spatter removal process and optimization design of gas flow system in laser powder bed fusion [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 32: 101049.
- [36] Yin J, Zhu H H, Ke L D, et al. A finite element model of thermal evolution in laser micro sintering [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 83: 1847-1859.
- [37] Santeccchia E, Spigarelli S, Cabibbo M. Material reuse in laser powder bed fusion: side effects of the laser: metal powder interaction [J]. *Metals*, 2020, 10(3): 341.
- [38] 路超, 肖梦智, 屈岳波, 等. 激光选区熔化成形 316L 循环使用粉末特性演变机理研究 [J]. *中国激光*, 2021, 48(14): 1402009.
- Lu C, Xiao M Z, Qu Y B, et al. Evolution mechanism of powder properties of recycled 316L stainless steel in selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(14): 1402009.
- [39] Shao Y P, Lu H. A simple expression for wind erosion threshold friction velocity [J]. *Journal of Geophysical Research: Atmospheres*, 2000, 105(D17): 22437-22443.
- [40] Hojjatzadeh S M H, Parab N D, Guo Q L, et al. Direct observation of pore formation mechanisms during LPBF additive manufacturing process and high energy density laser welding [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2020, 153: 103555.
- [41] 庞盛永. 激光深熔焊接瞬态小孔和运动熔池行为及相关机理研究 [D]. 武汉: 华中科技大学, 2011.
- Pang S Y. A study on the transient keyhole and moving weld pool behaviors and mechanisms of deep penetration laser welding [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2011.
- [42] Cullom T, Lough C, Altese N, et al. Frequency domain measurements of melt pool recoil force using modal analysis [J]. *Scientific Reports*, 2021, 11: 10959.
- [43] Pauzon C, Hoppe B, Pichler T, et al. Reduction of incandescent spatter with helium addition to the process gas during laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V [J]. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2021, 35: 371-378.
- [44] Bulgakova N M, Bulgakov A V. Pulsed laser ablation of solids: transition from normal vaporization to phase explosion [J]. *Applied Physics A*, 2001, 73(2): 199-208.
- [45] Bäuerle D. Laser processing and chemistry [M]. 4th ed. Heidelberg: Springer, 2011.
- [46] King W E, Barth H D, Castillo V M, et al. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(12): 2915-2925.
- [47] 殷杰, 郝亮, 尹作为, 等. 一种多高能束增强原位测量增材制造中蒸气反冲压的方法: 202210146980.0 [P]. 2022-02-17.
- Yin J, Hao L, Yin Z W, et al. A method of multiple high-energy beam enhanced *in-situ* measurement of vapor recoil pressure in additive manufacturing: 202210126980.0 [P]. 2022-02-17.

Investigation of Interaction between Vapor Plume and Spatter During Selective Laser Melting Additive Manufacturing

Yin Jie^{1,2,3}, Hao Liang^{1,2*}, Yang Liangliang³, Li Yan^{1,2}, Li Zheng^{1,2}, Sun Qinglei^{1,2}, Shi Bin^{1,2}

¹ Gemological Institute, China University of Geosciences, Wuhan 430074, Hubei, China;

² Advanced Manufacturing Research Institute, China University of Geosciences, Wuhan 430074, Hubei, China;

³ Wuhan National Laboratory for Optoelectronics, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, Hubei, China

Abstract

Objective Selective laser melting (SLM), also known as laser powder bed fusion (LPBF), has broad application prospects due to its excellent performance and high fabrication accuracy. SLM technology is developing toward multi-beam, multi-material, high quality, and high-efficiency manufacturing. However, defects, such as internal metallurgical defects, and residual stress, restrict its process reliability and repeatability. Investigating the laser-matter interaction and its internal relationship with forming defects is expected to provide a scientific theoretical basis for SLM to achieve stable forming with fewer defects. This work studies the interaction between vapor plume and spatter behavior during SLM based on high spatial-temporal resolution *in situ* imaging systems.

Methods The high spatial-temporal resolution *in situ* imaging system consists of a high-speed video camera (Phantom 2012, Vision Research, USA), a synchronized pulsed high-power diode laser light source (CAVILUX HF, Cavitar, Finland), and a zoom lens system (12X Zoom, Navitar, USA). In this work, imaging was performed at up to 10^5 frames/s with a $1 \mu\text{s}$ exposure time. In front of the camera lens, a Thorlabs narrow bandpass filter with a wavelength of 808 nm was placed. With a full field of view of $2.0 \text{ mm} \times 1.8 \text{ mm}$, the camera setup angle between the object plane and processing plane was 45° . The spattering trajectory is the projection on the plane parallel to the CMOS detector. An image filtering algorithm used to increase the sharpness of the spatter imaging. The sizes, numbers, ejection angles, and ejection velocities of the spatter trajectory were quantified using ImageJ 1.53.

Results and Discussions (1) Droplet spatter (ejected from the “liquid base” of the molten pool) driven by the metal vapor recoil pressure. When the laser energy density is $27.5 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$, the ejection of the liquid column in the molten pool is not noticeable. As the laser energy density increases to $59.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$, the protrusion and the droplet column are formed at the rear of the molten pool. The super-threshold ejection occurs when the laser energy density $E_v = 90.4 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ (Fig. 2), and the droplet column ejection process can be divided into three stages (Fig. 3): the rising stage (Section ①); the oscillation stage (Sections ②–④); and the falling stage (Section ⑤). The hemispherical protrusion radius of the droplet column R_{dc} ranges from $16.2 \mu\text{m}$ to $52.5 \mu\text{m}$. Therefore, $3.1\text{--}5.6 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ can be estimated as the vertical component of the threshold velocity $u_{th,1}$ (Eq. 2). The peak value of the ejection velocity vertical component u_v ($20.0 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$) is greater than $u_{th,1}$, indicating that the protrusion ejects completely at approximately $t = 70 \mu\text{s}$. With the high-speed ejection and oscillation, the droplet column broke at least four times in $500 \mu\text{s}$, and the oscillation frequency is approximately 8 kHz.

(2) Powder spatter (ejected from the “solid base” of the substrate) driven by the metal vapor-induced entrainment. Under the influence of metal vapor entrainment, the typical spatter particle ejection process can be divided into four stages (Fig. 4): ① agglomerates on the substrate (P1, P2, and P3); ② enters the entrained inert gas flow (P1 and P2); ③ enters the metal vapor plume (P2); and ④ falls back into the powder bed or enters the circulating inert gas flow. The ejection velocities of small-sized spatters are relatively high, and the deviation of ejection angle is small (Fig. 5), implying that their average ejection angle can represent the metal vapor propagation direction ($134.1^\circ \pm 4.1^\circ$). For particle P1, the average ejection angle is 95.2° from $t = 550 \mu\text{s}$ to $1100 \mu\text{s}$, indicating that P1 does not enter the vapor plume. On the contrary, for particle P2, the average ejection angle is 130.8° (very close to metal vapor propagation direction) from $t = 980 \mu\text{s}$ to $1100 \mu\text{s}$, implying that P2 enters the vapor plume. Furthermore, under the influence of the metal vapor plume, the geometry of P2 vibrates, indicating the heat and momentum transfer from the metal vapor plume to P2.

(3) Spattering dynamics driven by the metal vapor recoil pressure. As spatter particle P9 enters the laser beam region, when the temperature steeply increases, the upper parts of the particle begin to boil (incandescent state) at $t = 350 \mu\text{s}$, and the particle's trajectory changes drastically by the vapor recoil pressure (Fig. 7). Within a very short period ($t = 360\text{--}390 \mu\text{s}$), the ejection angle changes from 86° to -86.9° , and u_v changes from $1.9 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ to $-3.3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$

(Fig. 8). Therefore, the effective recoil pressure can be calculated as 2.7×10^4 Pa, which is consistent with the theoretical results of the Clausius-Clapeyron equation. Moreover, according to the SLM equipment parameters adopted in this work, it is calculated that the laser focal depth is 3.4 mm. Hence, the spatter ($h = 400 \mu\text{m}$) ejected above the molten pool ($h = 0 \mu\text{m}$) is located at the laser focal depth. This suggests that the metal vapor recoil on the surface of the molten pool can be derived from the metal vapor recoil on the spatter P9 by *in-situ* measurements with high spatial-temporal resolution.

Conclusions We reveal the ejection process and the melt escape velocity threshold of the droplet spatter from the “liquid base” of the molten pool. The ejection process of powder spatter from the “solid base” of the substrate is also revealed as well as the gas velocity threshold.

The spattering during SLM was used as a tracer particle to obtain *in-situ* measurements of vapor recoil pressure through the “vapor-solid” interaction between metal vapor and powder particles, and the experimental measurements were in good agreement with the theoretical calculations. This lays the foundation for future research on the “vapor-liquid” interaction between metal vapor and molten pool (e.g., vapor recoil-induced keyhole and other phenomena).

The physical essence of SLM additive manufacturing is “laser-matter interaction.” The research will be expanded in the future to include “laser” and “material,” e.g., the multi-beam laser-matter interaction during SLM and the forming mechanism of multi-material and difficult-to-form materials, which is expected to provide the scientific theoretical basis for SLM technology to achieve stable forming with fewer defects.

Key words laser technique; selective laser melting; metal vapor; spatter; dynamics; interaction; additive manufacturing