

DOI: 10.7511/jslx20231017001

选区激光熔化过程熔池缺陷的形成机理研究

周翔, 江五贵*, 李琦, 陈韬, 彭杰

(南昌航空大学 航空制造工程学院, 南昌 330063)

摘要:采用三维高保真计算流体动力学模型,研究了镍基高温合金 GH4169 在 SLM 过程中的熔池流动和缺陷形成过程,揭示了剥蚀和球化等缺陷的形成机理。结果表明,熔池的驱动力主要为马兰戈尼力和表面张力,马兰戈尼力促使熔池由内而外流动,而表面张力导致熔池由外向内流动。剥蚀现象一般出现在熔池附近,当剥蚀区域较小时,剥蚀呈周期性出现和消失。而当剥蚀区域较大时,少量的熔融液体无法填充大区域的剥蚀,导致表面质量退化。当熔池的长深比小于 3.4 时,在高温区(马兰戈尼力为主要驱动力)与低温区(表面张力为主要驱动力)的交界处更容易发生球化现象。研究成果有助于指导工艺优化提升选区激光熔化成形件的表面质量。

关键词:选区激光熔化;计算流体动力学;镍基高温合金;熔池缺陷;表面质量

中图分类号: TB301; O35

文献标志码: A

文章编号: 1007-4708(2024)05-0816-06

1 引言

选区激光熔化(SLM)作为一种直接成形金属零件的增材制造技术,能够实现复杂结构和形状零件的一体化成形,具有效率高、材料利用率高和生产周期短等优点,已在航空航天、汽车和医疗等领域应用^[1]。与以液体或线材为原料加工的增材制造不同,选区激光熔化的工艺核心是用激光有选择性的将颗粒材料熔化,其主要优点之一是能够在零件生产中充当支撑从而减少必要的结构支撑量。由于 SLM 工艺是通过层层熔化材料来加工产品的,因此在 SLM 过程中容易产生球化、剥蚀^[2]和孔隙^[3]等缺陷。

为了减少 SLM 成形件的缺陷,改善成形件的表面性能,学者对工艺参数进行了大量研究。文献[4,5]研究了加工参数对钛合金孔隙缺陷的影响,发现激光能量密度对孔隙缺陷的成形影响较大。Wei 等^[6]研究了不同的能量密度下的缺陷,在样品中检测到球化、层间气孔、开放气孔和冶金气孔等缺陷。Thijs 等^[7]研究表明,熔池周围的粉末剥蚀将导致 Ti 基合金在 SLM 过程中形成大量气孔,同时增加了表面粗糙度。除了气孔,在 SLM 组件中

也经常观察到球化。如果工艺参数选择不正确,SLM 中金属粉末床中的颗粒可能未完全熔化,或熔化成小液滴,许多小液滴凝固后沿着扫描轨迹形成不连续的熔道,形成球化。SLM 过程中影响球化的因素有很多,Boutaous 等^[8]将激光选区熔化过程中主要物理现象与基于离散元法的三维数值模型相结合,建立了综合模型,研究了工艺参数对激光熔化过程中球化现象的影响。

为了了解 SLM 过程中各种缺陷的形成机理,通常进行数值模拟。Gürtler 等^[9]首次采用三维介观模型来模拟钢粉末在 SLM 过程中的熔化和凝固过程。结果表明,当能量输入不足时,粉末在金属板上的融合不完全,导致层间气孔的产生。然而,学者们在模型中使用了均与分布相同粒径的颗粒尺寸进行模拟,与实际情况不一致。为了解决此问题,Khairallah 等^[10]在模型中引入了具有一定尺寸分布的粉体,其结果表明,强烈的动态熔体流动是气孔形成和材料飞溅的原因。王明等^[11]提出一种离散元-计算流体动力学(DEM-CFD)耦合的硬球加强模型,有效提高了计算效率。Qiu 等^[12]基于实验观察和数值模拟,指出各种缺陷(如开孔、层间气孔和飞溅等)的形成取决于熔融液体在熔池中

收稿日期:2023-10-17; 修改稿收到日期:2023-11-01.

基金项目:国家自然科学基金(12062016)资助项目.

作者简介:江五贵*(1975-),男,博士,教授(E-mail:jiangwugui@nchu.edu.cn).

引用本文:周翔,江五贵,李琦,等.选区激光熔化过程熔池缺陷的形成机理研究[J].计算力学学报,2024,41(5):816-821,850.
ZHOU Xiang,JIANG Wu-gui,LI Qi,et al. Study on formation mechanism of molten pool defects during selective laser melting process[J]. Chinese Journal of Computational Mechanics,2024,41(5):816-821,850.

的流动性,与马兰戈尼力和反冲力有关。

总之,与实验研究相比,对球化现象的数值模拟研究较少。然而,对于工业制造商来说,建立SLM的数值模型可以优化工艺、降低成本和提高产品质量。熔池的流动方式与球化形成的机理研究还较少。因此,本文从介观角度,采用DEM模拟高斯分布的颗粒的铺粉过程,并将粉床导入到CFD模型中研究选区激光熔化熔池动力学,揭示熔池流动和缺陷产生的机理。

2 模型与方法

本文采用DEM模拟真实粉末颗粒大小分布,颗粒直径为 $20\ \mu\text{m}\sim 40\ \mu\text{m}$,采用平均颗粒尺寸为 $30\ \mu\text{m}$ 的高斯分布,然后提取DEM结果中单个粒子的大小和位置,将其导入CFD模型,具体可参考Li等^[13]工作。当激光热源接触粉末时,粉末受热熔化成液体,熔池中液态金属受Marangoni效应和蒸汽反冲力共同作用而流动。随着激光的远离,液态金属逐渐凝固。

图1显示了模型为 $(1000\times 300\times 400)\ \mu\text{m}^3$ 大小的三维计算域。半透明的灰色盒子表示金属粉末床上的气体层,红色箭头表示激光的扫描方向, T 为温度(单位:K)。该域由 $200\ \mu\text{m}$ 基板、 $50\ \mu\text{m}$ 粉末层颗粒和 $150\ \mu\text{m}$ 厚的气体区组成,用于激光扫描时对自由表面的跟踪。激光功率 P 为 $100\ \text{W}\sim 500\ \text{W}$,并以 $1.5\ \text{m/s}$ 的速度扫描粉末层。DEM铺粉模型具体可参考孙远远等^[14]的工作。VOF模拟基于开源代码OpenFOAM,具体细节参考Xu等^[15,16]的工作。

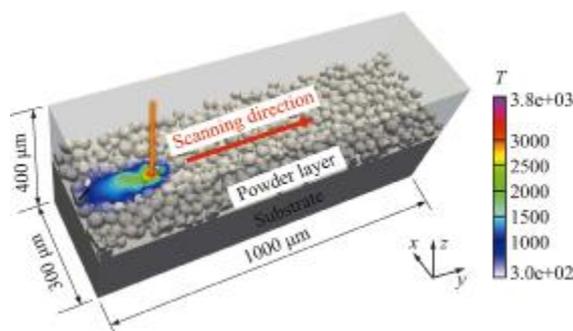


图1 模拟激光选区熔化熔池形貌的三维计算域
Fig. 1 Three-dimensional computational domain for simulating the molten pool morphology of selective laser melting

3 结果与讨论

3.1 SLM中熔池流场的分析

为了研究选区激光熔化熔池流动的机理,对熔池的形成过程进行一个详细的讨论。一般来说,熔

池的主要驱动力为表面张力和马兰戈尼力,温度梯度会引起表面张力,而表面张力梯度产生马兰戈尼力,马兰戈尼力驱动熔池形成马兰戈尼流。将马兰戈尼流量化,定义为马兰戈尼数 Mg ,即

$$Mg = \frac{(d\sigma/dT)L\Delta T}{\mu\alpha} \quad (1)$$

式中 $d\sigma/dT$ 为表面张力随温度的变化, L 为熔池的长度, ΔT 为温差, μ 为动态黏度, α 为热扩散率。通过前面的模拟可知,在扫描过程中熔池流动保持为稳定状态,熔池长度变化不大。动态黏度和热扩散率假设为常数,由式(1)可知,随着时间的变化,表面张力梯度和温度系数主导了熔池流动的方向。

马兰戈尼流动的方向与表面张力梯度密切相关。图2说明了表面张力对温度的两种依赖关系,以及相应的熔池的流动方向。图2(c,f)为固定位置熔融液体随时间变化的两种流动方式,其中图2(c)为激光附近的熔融液体的流动方式,图2(f)为激光远离时熔融液体的流动方式。如图2(b)所示,表面张力的大小随温度的升高而逐渐降低,表面张力的温度梯度 $(d\sigma/dT)$ 在整个熔池温度范围内通常为负(图2(a))。表明高温区(熔池中心)的表面张力低于低温区(熔池边缘)。因此,沿液面从熔池中心向边缘流动(向外流动,图2(c))。

如图2(e)所示,随着激光的远离,表面张力逐渐增大。如图2(d)所示,表面张力的温度梯度系数逐渐降低但大于零,说明此时熔池流动满足处处为正的 $d\sigma/dT$,则会出现从边缘(低表面张力)向中心(高表面张力)的向内流动如图2(f)所示。可以看出,两种流动方式交替出现,激光附近的熔池表现为由熔池中心向熔池边缘流动,激光远离后的熔池表现为由熔池边缘向熔池中心流动,从而给熔池流动提供持续的驱动力。

如图3所示,激光功率为 $200\ \text{W}$,扫描速度为 $1.5\ \text{m/s}$,激光束中心的起点位于 $(x_0, y_0) = (150, 50)$ 处。整个扫描时间设定为 $500\ \mu\text{s}$,扫描长度为 $75\ \mu\text{m}$ 。熔池最高温度出现在激光扫描 $5\ \mu\text{s}$ 时,在 $15\ \mu\text{s}$ 时激光照射在粉末表面,观察发现此时熔池的温度场呈五彩斑斓的花状,温度梯度非常明显。熔池中心的温度达到最高 $3500\ \text{K}$,熔池最边缘处呈深蓝色 $1700\ \text{K}$ 。此时,巨大的反冲力冲出一个凹陷,此凹陷可以作为镜面多次反射激光热源,使得金属粉末吸收更多的热量。但是此凹陷区别于匙孔,比匙孔浅。随着激光继续扫描,此凹陷的开口宽度增加到低 $25\ \mu\text{s}$ 时,开口宽度达到最大。这是因为激光初次照射在基板上时,基板的温度在

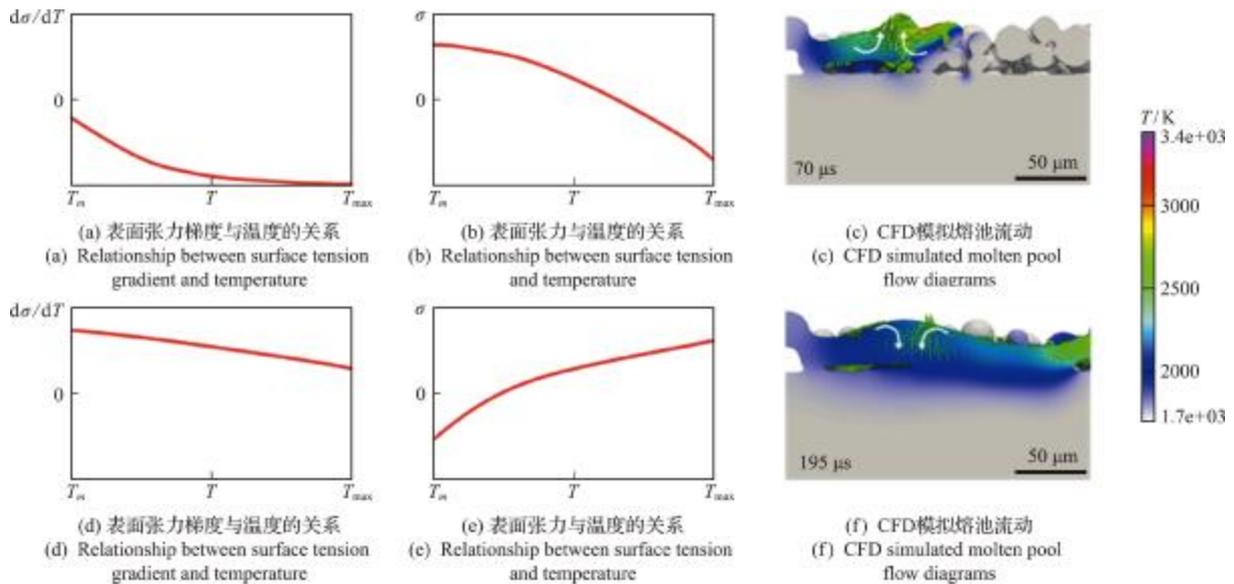


图2 表面张力梯度与温度、表面张力与温度的关系和 CFD 模拟熔池流动 (T 为温度, T_m 为熔点温度, T_{max} 为最大加热温度)

Fig. 2 Relationship between surface tension gradient and temperature; relationship between surface tension and temperature; CFD simulated molten pool flow diagrams (T is the temperature, T_m is the melting point temperature, and T_{max} is the maximum heating temperature)

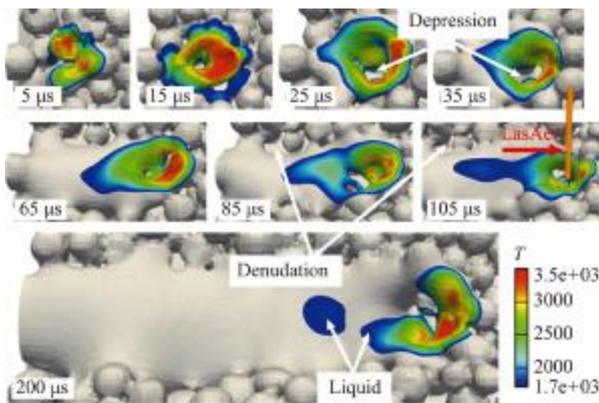


图3 熔池形貌演变

Fig. 3 Evolution of molten pool morphology

室温状态,金属粉末颗粒热量的吸收较少。因此,激光输入的热量暂时停留在粉末层表面,由于金属粉末的形状为近球形。激光照射在球形粉末上产生复杂的镜面反射,反射到以激光正下方为中心的四周,增大了凹陷的开口宽度。

当激光扫描至 $35 \mu\text{s}$ 时,可明显观察到凹陷的开口宽度减小。因为此时激光已经加热了一段时间,此段时间的加热对熔池周围的金属粉末颗粒有一定的预热作用,特别是沿着激光扫描方向的金属粉末颗粒。经过激光残余热量提前预热,熔池的温度梯度有所下降。熔池中心依然为温度最高处,因为预热的原因,最高温度相比 $25 \mu\text{s}$ 时有所下降。熔池边缘的温度也仅表现为小梯度的范围,深蓝色区域的色带较窄。

当激光扫描至 $65 \mu\text{s}$,深蓝色区域 (1700 K) 和绿色区域 (2500 K) 变长变宽,说明随着激光继续

向右扫描,上一时间段的熔池还未及时冷却。因此,未凝固的熔融液体在扫描过程中逐渐累积,使得熔池的温度梯度范围逐渐扩大。当激光扫描至 $85 \mu\text{s}$,熔池逐渐冷却,浅蓝色区域在激光正下方熔池的拖拽下,熔池尾部逐渐变大变长 ($2000 \text{ K} \sim 2500 \text{ K}$),呈彗星尾巴状。

当激光扫描至 $105 \mu\text{s}$,由于快速扫描的激光和熔融液体冷却之间产生时间差,再加上未冷却的熔融液体持续的堆积,观察到深蓝色区域变成又细又长的尾巴,并且与反冲力下的熔池呈脱离的趋势。熔池从边缘向熔池中心凝固,造成熔池边缘先于熔池中心凝固,形成颈缩。当激光扫描至 $200 \mu\text{s}$,熔池尾部区域彻底与主熔池断开。因为逐渐累积的熔池在冷却时,温度降低到熔点附近,此时熔池的流动性已经降低到无法随着主熔池继续向激光扫描方向流动。

当激光扫描至 $255 \mu\text{s}$,表面熔池的形状逐渐趋于稳态,熔池的宽度沿凝固轨迹波动。熔池的深度逐渐增加,但在 $105 \mu\text{s}$ 时已达到稳定的状态。然而,此时出现了熔池凝固颈缩现象,此时为颈缩前期。颈缩造成提前凝固,从而影响产品的机械性能。 $200 \mu\text{s}$ 时,颈缩后期形成。在熔池流动的过程中,剥蚀现象持续产生。

3.2 剥蚀和侧面浅孔

SLM 中的剥蚀缺陷将影响下一层铺粉和润湿。为了研究剥蚀和侧面浅孔形成的原因,绘制了如图 4 所示的熔道形貌图。激光功率为 200 W 、速

度为 1.5 m/s。如图 4(a)所示,300 μs 时,在熔池附近的左上方出现了剥蚀。因为沿着凹陷边缘的强劲高速流将带走颗粒,从而产生剥蚀区域。同时,熔池附近的熔融液体出现了不对称冷却和流动,熔融液体在向左流动的过程中,倾向于向下流动并凝固,导致上方熔融液体与未熔合颗粒分离,区域明显。如图 4(b)所示,400 μs 时,图 4(a)中相同位置处的剥蚀区域由下一时间段的熔融液体填充。相同的是,图 4(b)中熔池的左上方也出现了剥蚀区域,该区域在 500 μs 时(图 4(c))消失了。此剥蚀现象均出现在熔池附近,而又同样地在下一时间段被填充。说明此现象是周期性地发生在 SLM 扫描过程中,优化的工艺参数下,剥蚀现象会因为熔融液体充足而被填充。如图 4(c)所示,部分未熔化的粉末包裹在熔融液体中凝固住。因为随着激光的远离,上一时间段的熔融液体在冷却凝固之前,发生横向流动并将两侧附近未熔化的颗粒拉入熔道。但是此时熔融液体的温度未达到金属粉末颗粒的熔点,因此未熔化的颗粒由周围熔融液体凝固住,滞留在熔道上。

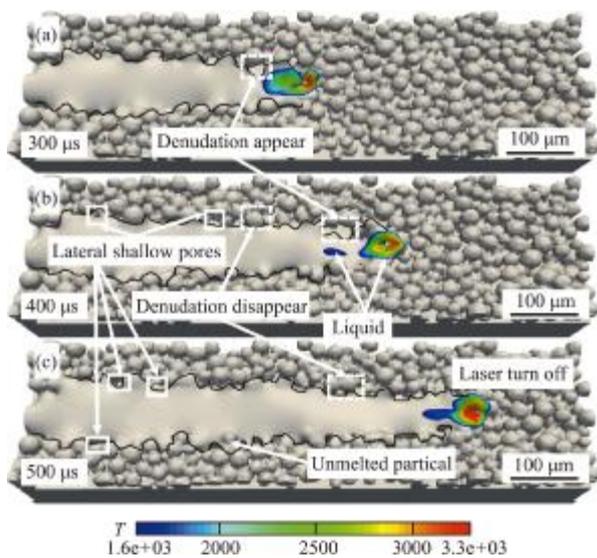


图 4 CFD 模拟熔道形貌(激光扫描速度为 1.5 m/s,向右移动功率为 200 W,白色虚线框为剥蚀现象,白色实线框为侧面浅孔产生处)
Fig. 4 CFD simulated morphology of the molten track(laser scanning speed of 1.5 m/s to the right and the power of 200 W, white dashed box represents the phenomenon of denudation, while the white solid box represents the location of shallow pores on the side)

如图 4(b,c)所示,白色实线方框处为侧面浅孔,是因为可能原本存在于颗粒之间的空隙,当颗粒熔化时,此空隙才暴露出来。还有一种情况(图 4)是部分熔化的颗粒与熔池合并,颗粒之间的空隙可能会导致孔隙缺陷。此浅孔的产生会增加表面

粗糙度,降低下一层的润湿性,并作为持续不稳定的缺陷起源。在扫描方向上,孔隙垂直排列,并且沿着熔体轨道宽度的边缘周期性重复,与捕获的部分熔化颗粒有关^[17]。这些小孔的产生会影响产品的机械性能,但可以通过适当重叠相邻的扫描熔道来消除此孔隙。

3.3 球形形成机理

为了研究球形形成的机理,图 5 绘制了激光功率为 100 W、扫描速度为 1.5 m/s,相同位置不同时刻熔池的形态和流动图,其中黑色方框处为球形现象产生的位置,黑色箭头为熔池流动的方向。 μ 为动态黏度,动态黏度是用来表征液体黏性的内摩擦系数。蓝色区域代表固体,红棕色区域代表熔融液体。如图 5(a)所示,在 260 μs 时,熔池的流动方式为向外向下流动,熔化的颗粒没有汇聚成熔池。因为原本球形的金属粉末颗粒之间的接触就是点与点接触,而数个球形的金属颗粒堆积起来,相互之间存在空隙。当金属粉末颗粒吸收热量,熔化成液体状态时,一般来说会在表面张力的作用下团在一起形成熔池。所以在 260 μs 时,由于金属粉末颗粒之间的空隙,再加上此时熔池的驱动力较小,使得金属粉末颗粒熔化后仍处在其原本的位置,而没有及时融合在一起。

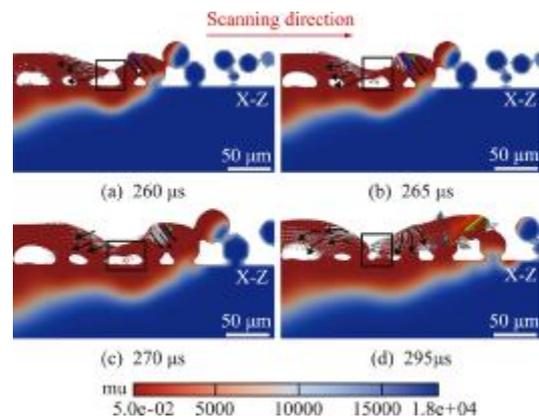


图 5 SLM 过程中相同位置的熔池随时间变化的流动图
Fig. 5 Flow charts of X-Z cross section of the molten pool at the same position during SLM process

265 μs 时,如图 5(b)所示,随着激光继续向右扫描,熔融的金属液体在马兰戈尼力的驱动下向左流动。此时,黑色方框处显示了 260 μs 时相同位置下熔融液体的汇合情况。熔融液体在马兰戈尼力的驱动下向左流动,使得原本分开的熔融液体汇聚在一起。观察发现,熔融液体此时只是像桥梁一样连接在一起,原本的粉末颗粒与基板之间的空隙

却依然存在。这是因为体能量密度太小,激光热量输入不足,导致金属粉末颗粒熔化较少,缺少大量的熔融液体填充空隙。此空隙属于未熔合空隙,所以其形状是不规则的细长的孔。

270 μs 时,如图 5(c)所示,黑色方框区域孔隙变窄变长。因为熔融液体在冷却过程中,熔池向外流动并下沉到熔池底部(靠近基板方向)。孔隙两侧的溶液也倾向于向基板方向流动,有助于熔融液体向基板沉积,良好的沉积使得孔隙减小。295 μs 时,如图 5(d)所示,熔融液体随着激光的远离,温度逐渐降低,表面张力的作用越发明显,使得孔隙上方两侧的熔融液体断开。因为在孔隙两侧的熔融液体,此时的熔池驱动力主要为表面张力,表面张力梯度处处为负。两个方向相反的流动(左边靠近凝固冷却方向,右边靠近激光扫描的方向。两个相反的流动使得原本脆弱的溶液液体区域(桥梁)撕裂为两个球体。而此时桥梁下的孔隙也在桥梁断开时破裂成两个孔隙。靠近激光方向的熔池的驱动力主要是马兰戈尼力,而远离激光的熔池的驱动力主要是表面张力。熔池断开的区域处于两种力之间,这意味着熔道不连续的最根本原因是两种力驱动熔池向两个相反的方向流动,从而熔池撕裂成两部分并冷却。最终,形成不连续的熔道。

在一些不合适的工艺条件下,当熔池不稳定并分解成几个小的、不连接的珠子或球出现在零件表面时,就会出现球团缺陷。球化降低了尺寸精度和疲劳性能,并可能阻碍铺粉刮刀板的运动,从而中断打印。在 SLM 扫描过程中产生球化现象的原因有很多,如单位体积内材料沉积的热能控制金属粉末的熔化;熔池上表面表面张力和金属液的对流流动也与成球机理有关;由于流体动力学和毛细不稳定性,熔池解体形成球。Du 等^[18]将影响球化产生的因素量化为 6 个力学变量对 SLM 球化缺陷的影响,分别是体能量密度 E 、表面张力 F 、理查德森数 R 、凝固时间 T 、熔池长度深度比 ϵ 和马兰戈尼数 M 。其中熔池长深比可表示为

$$\epsilon = L_{MP} / D_{MP} \quad (2)$$

式中 L_{MP} 为熔池的长度, D_{MP} 为熔池的深度。熔池 X-Z 截面如图 6 所示。红色区域为熔池,空白区域为基板。基板以下红色区域的深度为熔池的深度,基板以上红色区域的长度为熔池的长度。

为了确定影响球化产生的熔池的长深比,测量了激光功率为 100 W~500 W,扫描速度固定为

1.5 m/s 五组不同参数组合的试验组,测量了熔池的长深比。为了降低数据的偶然性概率,每组参数都选取了五个固定位置的长深比,分别为 $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4$ 和 ϵ_5 , 之后取平均值,具体激光参数列入表 1。由表 1 可知,在 100 W~400 W 阶段,随着激光功率的增大, ϵ 逐渐增大。然而当激光功率继续增加到 500 W 时,熔池长度的增长速度赶不上熔池深度的增加速度,导致 ϵ 减小。当 ϵ 为 3.4 时,SLM 扫描的熔道出现不连续和球化等缺陷。即当激光功率为 100 W、扫描速度为 1.5 m/s 时,球化现象非常明显。

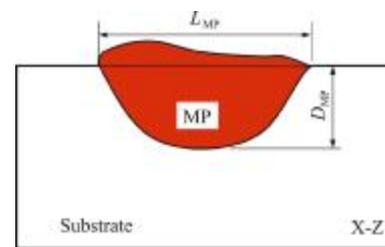


图 6 熔池 X-Z 截面

Fig. 6 X-Z cross-section of the molten pool

表 1 不同激光功率下熔池的长深比

Tab. 1 Ratio of length to depth of molten pool under different laser powers

laser power	ϵ_1	ϵ_2	ϵ_3	ϵ_4	ϵ_5	Average value ϵ
100 W	2	3.75	4.25	2	5	3.4
200 W	5.2	5.27	5.09	5.81	6	5.74
300 W	6.17	6.17	4.33	6.9	5.5	5.81
400 W	6.67	6.67	7.6	8	4.71	6.73
500 W	5.63	6.43	5.38	5.63	5.71	5.76

4 结 论

本文采用 CFD 方法对激光选区熔化的熔池动力学进行研究,通过改变激光功率来研究熔池的流动机理和缺陷形成的机理,主要结论如下。

(1) 激光选区熔化的熔池流动主要与马兰戈尼力和表面张力有关,熔池的流动方向取决于表面张力的温度梯度系数。当 $d\sigma/dT$ 为负数时,流动方向为熔池中心向熔池边缘流动。当 $d\sigma/dT$ 为正数时,熔池流动方向为熔池边缘向熔池中心。

(2) 剥蚀现象一般出现在熔池附近,当剥蚀区域较小时,剥蚀呈周期性出现和消失。当剥蚀区域较大时,少量的熔融液体无法填充大区域的剥蚀,导致表面质量退化。

(3) 当熔池的流动方式为由熔池的中心向熔

池的边缘流动时,球化现象容易出现在高温区(马兰戈尼力为主要驱动力)与低温区(表面张力为主要驱动力)的交界处。

(4) 在 SLM 过程中,对于镍基高温合金材料来说,当熔池的长深比小于 3.4 时,容易产生球化。

参考文献(References):

- [1] Maconachie T, Leary M, Lozanovski B, et al. SLM lattice structures: Properties, performance, applications and challenges [J]. *Materials & Design*, 2019, **183**: 108137.
- [2] 黄海明,徐晓亮,章梓茂. 剥蚀引起的球锥体两相绕流效应 [J]. *计算力学学报*, 2011, **28**(3): 366-370. (HUANG Hai-ming, XU Xiao-liang, ZHANG Zi-mao. Effect of two-phase flow past sphere-conic surface caused by denudation [J]. *Chinese Journal of Computational Mechanics*, 2011, **28**(3): 366-370. (in Chinese))
- [3] 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.
- [4] Huang S, Narayan R L, Tan J H K, et al. Resolving the porosity-unmelted inclusion dilemma during in-situ alloying of Ti34Nb via laser powder bed fusion [J]. *Acta Materialia*, 2021, **204**: 116522.
- [5] Liu W, Chen C Y, Shua S S, et al. Study of pore defect and mechanical properties in selective laser melted Ti6Al4V alloy based on X-ray computed tomography [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, **797**: 139981.
- [6] Wei X, Ouyang D, Zhen C, et al. Effect of energy density on defect evolution in 3D printed Zr-based metallic glasses by selective laser melting [J]. *Science China Physics, Mechanics & Astronomy*, 2019, **63**(2): 226111.
- [7] Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T, et al. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti6Al4V [J]. *Acta Materialia*, 2010, **58**(9): 3303-3312.
- [8] Boutaous M, Liu X, Siginer D A, et al. Balling phenomenon in metallic laser based 3D printing process [J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2021, **167**: 107011.
- [9] 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.
- [10] 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.
- [11] 王明,刘巨保,王雪飞,等. 硬球加强模型在 CFD-DEM 耦合计算中的验证与分析 [J]. *计算力学学报*, 2023, **40**(2): 198-207. (WANG Ming, LIU Ju-bao, WANG Xue-fei, et al. Verification and analysis of hard ball reinforced model in CFD-DEM coupling calculation [J]. *Chinese Journal of Computational Mechanics*, 2023, **40**(2): 198-207. (in Chinese))
- [12] 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.
- [13] Li Q, Jiang W G, Qin Q H, et al. Particle-scale computational fluid dynamics study on surface morphology of GH4169 superalloy during multi-laser powder bed fusion with low energy density [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, **92**: 287-296.
- [14] 孙远远,江五贵,徐高贵,等. 选区激光熔化成形区粗糙表面对铺粉质量的影响:离散元模拟 [J]. *力学学报*, 2021, **53**(12): 3217-3227. (SUN Yuan-yuan, JIANG Wu-gui, XU Gao-gui, et al. Influence of rough surface of deposited area on quality of powder spreading during selective laser melting: Discrete element simulations [J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2021, **53**(12): 3217-3227. (in Chinese))
- [15] Xu G G, Jiang W G, Sun Y Y, et al. Particle-scale computational fluid dynamics simulation on selective parallel dual-laser melting of nickel-based superalloy [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, **73**: 197-206.
- [16] Jiang W G, Xu G G, Li Q, et al. Improvement of wetting and necking of nickel-based superalloys fabricated by sequential dual-laser powder bed fusion via particle-scale computational fluid dynamics [J]. *Additive Manufacturing*, 2022, **59**: 103203.
- [17] Körner C, Attar E, Heisl P. Mesoscopic simulation of selective beam melting processes [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, **211**(6): 978-987.
- [18] Du Y, Mukherjee T, DebRoy T. Physics-informed machine learning and mechanistic modeling of additive manufacturing to reduce defects [J]. *Applied Materials Today*, 2021, **24**: 101123.

Predicting tensile behavior of additively manufactured copper alloys by convolutional neural network

XIAO Qing-hui¹, ZHANG Ren-jia², LIU Shi-jie³, HU Wen-xuan¹,
LÜ Chen-xi¹, ZHU Si-ying¹, YI Min^{*1}

(1. State Key Laboratory of Mechanics and Control for Aerospace Structures, NUAU, Nanjing 210016, China;

2. Beijing Institute of Aerospace Systems Engineering, Beijing 100076, China;

3. Beijing Aerospace Propulsion Institute & Laboratory of Science and Technology on Cryogenic Liquid Propulsion, Beijing 100076, China)

Abstract: Deep learning has gained significant attention due to its remarkable advantages in handling complex data and tasks, and has been successfully applied in material property prediction. Here, a mathematical framework combining the convolutional neural network (CNN) model with the crystal plasticity finite element method (CPFEM) that considers the strengthening contributions from solid solution, dislocation and grain boundary is proposed to predict the uniaxial tensile mechanical behavior of additively manufactured CuCrZr copper alloy by using its crystallographic texture polar figure, microstructure figure and grain size. The crystal plasticity model parameters are calibrated by using experimental results to verify the model's accuracy and predictive ability. Subsequently, a series of CPFEM simulations is conducted for different representative volume elements using the calibrated crystal plasticity model. These simulation results are used to train, validate, and test the CNN model. The results show that the CNN model significantly reduces the computation time while guaranteeing the prediction accuracy, demonstrating its promising application in mechanical property prediction.

Key words: additive manufacturing; convolutional neural networks; crystal plasticity; copper alloys

(上接第 821 页)

Study on formation mechanism of molten pool defects during selective laser melting process

ZHOU Xiang, JIANG Wu-gui^{*}, LI Qi, CHEN Tao, PENG Jie

(School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: A three-dimensional high fidelity computational fluid dynamics model was used to study the melt flow and defect formation process of nickel-based high-temperature alloy GH4169 during SLM, revealing the formation mechanisms of molten pool defects such as denudation and balling during the SLM process. The simulation results indicated that the primary driving forces governing the molten pool are the Marangoni force and surface tension, where the Marangoni force causes the melt pool to flow out from the inside, while surface tension causes the melt pool to flow inwards from the outside. Denudation phenomena usually occur near the molten pool. When the denudation area is small, it appears and disappears periodically. However, when the denudation area is large, a limited amount of molten liquid cannot sufficiently fill the large denudation area, resulting in surface quality degradation. Furthermore, when the length-to-depth ratio of the melt pool is lower than 3.4, balling is more likely to occur at the interface between the high-temperature region dominated by Marangoni force and the low-temperature region dominated by surface tension. The present work contributes to guiding process optimization and improving the surface quality of SLM parts.

Key words: selective laser melting; computational fluid dynamics; nickel-based superalloy; molten pool defect; surface quality