

选区激光熔化成形 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金的流场数值模拟

宋晓霞, 王文礼, 刘雅菲, 董国文

(西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

摘要: 基于离散元法和有限体积法建立了选区激光熔化 (SLM) 成形 Mg-3.4Y-3.6Sn-2.6Zn-0.8Zr 合金粉末尺度的三维模型, 模拟了激光功率、扫描速度及激光能量密度对流体流动的影响, 分析了熔池内金属熔化、流体流动及凝固成形过程等问题。结果表明, 增加激光功率与降低扫描速度对熔池内溶质流动的影响本质上是是一致的。当扫描速度一定时, 激光功率为 100 W 时, 流体流速最大为 4.914 m/s。熔池温度较高时熔融液体蒸发带来的反冲压力导致熔池凹陷。

关键词: 选区激光熔化; 稀土镁合金; 数值模拟; 流体流动

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)11-2844-07

1 引言

镁合金是目前工业应用中最轻的金属结构材料^[1-2], 能减轻汽车自身重量的同时还降低燃油消耗。然而镁合金在室温下表现出较差的力学性能和成形性, 且传统加工工艺制造的工件存在微观组织均匀性较差^[3-4]、加工效率低, 材料利用率低、零件氧化等不足, 从而限制了镁合金在实际生产中的开发和应用^[5]。稀土镁合金改善了传统镁合金的耐高温性能, 提高合力学性能、增强耐蚀性等新特性, 具有广阔的应用前景^[6-7]。

选区激光熔化技术 (selective laser melting, SLM) 利用高速运动的激光束对金属粉末床进行局部加热, 使粉末颗粒短时间内快速熔化凝固成形, 实现金属零件的增材制造^[8-9]。SLM 技术在成形稀土镁合金领域的应用前景广阔, 然而, 成形工艺的复杂性 (激光热源、粉体材料和基板之间的物理化学作用) 带来了多方面的挑战和限制。仅依赖传统的实验方法难以揭示其成形过程, 数值模拟依托于计算科学快速发展的产物, 正成为研究 SLM 成形过程的有效途径之一^[10-11]。

本研究建立了 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金 SLM 成形过程的三维瞬态模型。通过离散单元法 (DEM) 建立粉末颗粒的三维模型, 以 Fluent 软件为平台模拟了 SLM 过程, 研究了激光功率、扫描速度和激光能量密度对熔池流场的影响。

2 数值模型

SLM 成形过程中包含了金属粉末颗粒的快速熔化和凝固, 且涉及众多工艺参数。数值模型的准确性会直

接影响计算结果的准确性。为了简化模型, 本研究提出以下假设: (1) 假设熔池中的液态金属为层流、不可压缩的牛顿流体; (2) 金属粉末材料的热物性参数是温度的函数; (3) 粉末对激光能量的吸收率不变; (4) 忽略金属蒸发和元素烧损引起的质量变化。

2.1 粉末床模型

本研究中, 利用离散单元法建立三维 SLM 粉末床堆积模型, 如图 1 所示。粉末层的几何尺寸为 0.8 mm×0.25 mm×0.03 mm, 粉末颗粒大小为 20~30 μm。最终计算域的尺寸为 0.8 mm×0.25 mm×0.2 mm, 其中基板厚度为 100 μm。

2.2 SLM 模型

2.2.1 激光热源模型

镁合金是低熔点低沸点合金, 在 SLM 过程中熔池温度高于沸点时会产生强烈蒸发, 大量的镁合金蒸汽产生并形成了反冲压力, 使得熔池成匙孔形状。为了更好地描述该传导模型, 本研究采用高斯体热源模型。体积热源模型表示如下^[12-13]:

$$q = \frac{9\eta Pe^3}{\pi(e^3 - 1)H(t)(r_e^2 + r_e r_i + r_i^2)} \cdot \exp\left(-\frac{3((x - ut)^2 + y^2)}{r_0(z)^2}\right) \quad (1)$$

$$r_0(z) = r_e - (r_e - r_i) \frac{z_e - z}{H(t)} \quad (2)$$

式中, $q(x, y, z)$ 为坐标系中点 (x, y, z) 的激光能量密度, P 为激光功率, u 为扫描速度, η 为激光吸收率, e 为自然常数 (约为 2.718), r_e 、 r_i 表示分别为顶面和底面热源的有效

收稿日期: 2024-11-15

基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (52274394)

作者简介: 宋晓霞, 女, 1999 年生, 硕士生, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: 2221800321@qq.com

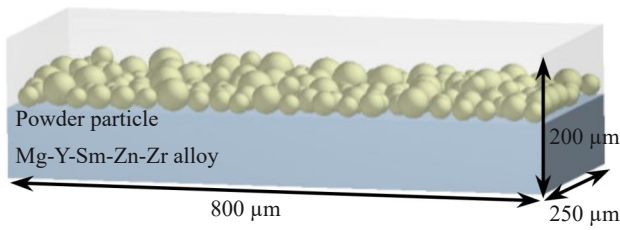


图1 粉末床模型

Fig.1 Powder bed model

半径, $r_0(z)$ 为热源在 z 轴方向的有效半径, $H(t)$ 表示热源随相界面波动的作用深度, 是随相界面波动的值, z_c 为上热源到底面的距离。

2.2.2 控制方程

SLM 过程中粉末颗粒熔化, 熔池中熔体流动遵循流体动力学。在建立 SLM 成形过程模型时需要遵守质量、动量及能量三大守恒定律。

质量守恒方程, 表示如下:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \vec{V}) = 0 \quad (3)$$

式中, ρ 为密度, t 为时间, \vec{V} 为流体流动速度。

动量守恒方程, 依据动量守恒定律推导出:

$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial t} + \vec{V} \cdot \nabla \vec{V} = -\frac{1}{\rho} \nabla P + \mu \nabla^2 \vec{V} + g + S_{MT} \quad (4)$$

式中, P 为微元体上的压力(静压), μ 为粘度, g 为重力常数, S_{MT} 是动量源项。

本模型中动量源项 S_{MT} 主要反映反冲压力^[14-15]和 Marangoni 对流^[16]对熔池的作用, 通过用户自定义函数加载在 Fluent 中, 公式为:

$$S_{MT} = S_1 + S_2 \quad (5)$$

$$S_1 = \left[AB_0 / \sqrt{T_w} \exp\left(-\frac{U}{T_w}\right) \right] \frac{2\bar{\rho}}{\rho_1 + \rho_2} \quad (6)$$

$$S_2 = \left[\frac{d\sigma}{dT} (\nabla T - \vec{n}(\vec{n} \cdot \nabla T)) \right] \nabla \alpha_1 \left| \frac{2\bar{\rho}}{\rho_1 + \rho_2} \right| \quad (7)$$

式中, S_1 为反冲压力, S_2 为马兰戈尼对流, A 为调整系数, B_0 为蒸发系数, T_w 为匙孔壁温度, U 为材料相关系数, σ 为表面张力系数, T 为温度, \vec{n} 为界面单位法向量, α_1 为金属相的体积分数, ρ_1 为金属相密度, ρ_2 为氩气相密度, $\bar{\rho}$ 为平均密度。

能量守恒方程公式为:

$$\frac{\partial h}{\partial t} + \vec{V} \cdot \nabla h = k \nabla^2 T + S_H \quad (8)$$

式中, h 为焓, k 为导热系数, T 为温度, S_H 为能量源项。

能量源项主要包括高斯热源作用下的匙孔形状熔池在对流和辐射作用下的能量损失, 将在边界条件中介绍。

2.2.3 VOF 方程

给每个网格都设定了体积分数函数 α_1 , 表示金属相

占据网格空间的比例, 函数方程如下:

$$\frac{\partial \alpha_1}{\partial t} + \nabla \cdot (\alpha_1 \vec{u}) = 0 \quad (9)$$

式中, 当 $\alpha_1=1$ 时, 表明此时的网格充满金属相材料; 当 α_1 在 0~1 之间时, 网格内存在流体和气体的界面, 说明其为自由表面; 当 $\alpha_1=0$ 时, 说明网格内均为气相。在本研究中, 网格内应充满氩气。

2.3 边界条件

选区激光熔化加工过程中, 边界条件的设置主要体现在以下 4 个方面: (1) 将保护气体氩气层侧面和顶面设置为速度入口边界条件; (2) 粉末, 基板侧面与底面设置为壁面边界条件; (3) 在气相和液相边界, 存在热对流和辐射^[17]:

$$k \frac{\partial T}{\partial y} = -h_c(T - T_{amb}) - \sigma_s \varepsilon (T^4 - T_{amb}^4) \quad (10)$$

式中, h_c 为对流换热系数, T_{amb} 为环境温度, σ_s 为 Stefan-Boltzmann 常数, ε 为热辐射系数。

(4) 在熔池存在的两相边界上的能量条件^[17]:

$$k \frac{\partial T}{\partial y} = q - h_c(T - T_{amb}) - \sigma_s \varepsilon (T^4 - T_{amb}^4) \quad (11)$$

2.4 材料属性

本研究所选用的金属粉末为 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 镁合金, 借助 JMatPro 软件对材料的热物理参数进行计算, 最终确定了本研究所用合金的各项热物性参数, 如图 2 所示。其它核心参数见表 1。然而, 实际结果与模拟结果之间必然存在一定的差异, 这是本次模拟过程中不可避免的一种误差。

最终计算域的尺寸为 0.8 mm×0.25 mm×0.2 mm, 其中基板厚度为 100 μm。为了提高计算求解的效率和计算精度, 将模型网格划分为结构性六面体网格; 在选区激光熔化成形单道次的模拟中, 经过多次的校正, 网格尺寸设置为 3 μm。网格划分如图 3 所示。

3 模拟结果与讨论

3.1 典型工艺参数下溶质流动

为了更直观地分析熔池内流体流动, 将从 YZ 平面分析熔体纵向流动趋势。图 4 是激光功率为 80 W, 扫描速度为 0.3 m/s 时, 从 0.97~1.9 ms, 粉末床沿扫描方向 X 为 350 mm 处熔池温度分布以及流场速度矢量的 YZ 截面图。从图中可以看出, 在 $t=0.97$ ms 时, 粉末颗粒传递热量形成等温区, 但熔池内热量不足使熔化粉末。在 1.07 ms 时, 金属粉末受热熔化, 熔体在高温梯度引起的 Marangoni 对流和自身重力的作用下, 向熔池中心流动, 使熔融金属与基板具有良好的冶金性。在 1.15 ms 时, 激光束向目标平面移动, 热作用时间增加, 熔池表面温度超过了稀土镁合金的蒸发温度, 蒸汽反冲压力作为主要驱动力, 使熔池表面出现明显的凹陷现象。在 1.20 ms 时, 激光束作用于目标平面, 熔池内温度较高, 金属蒸发

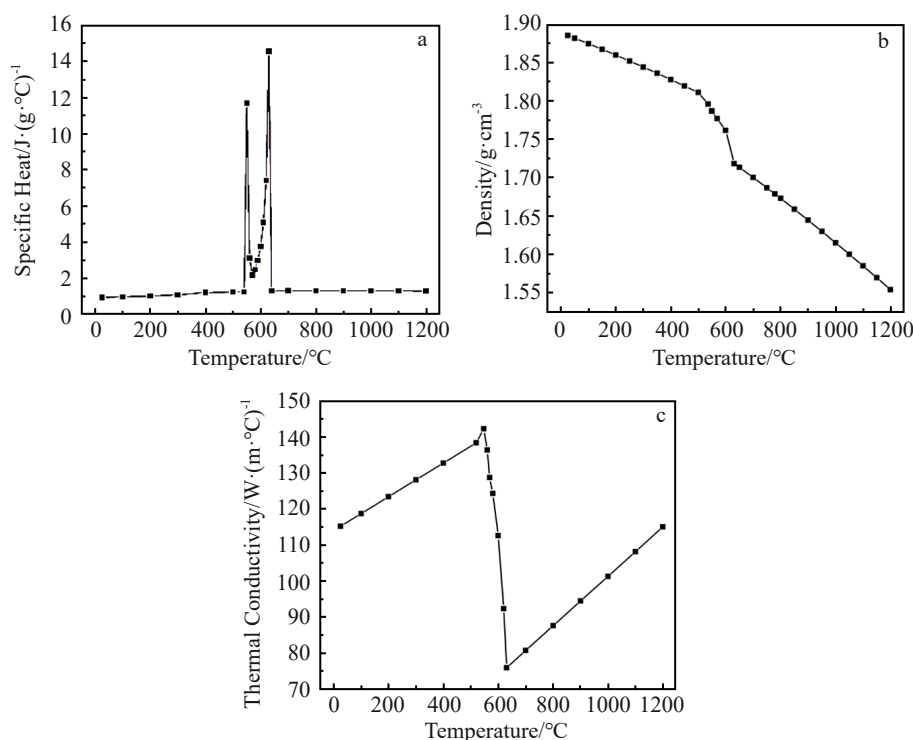


图2 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金的热物性参数

Fig.2 Thermophysical parameters of Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr alloy: (a) specific heat, (b) density, and (c) thermal conductivity

表1 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金的主要参数

Table 1 Main parameters of Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr alloy

Parameter	Value
Absorption coefficient of powder, η	0.37
Solidus temperature, T_s/K	798.41
Liquidus temperature, T_l/K	904.05
Surface tension, $\gamma_0/N \cdot m^{-1}$	0.55
Temperature coefficient of surface tension/ $\times 10^{-4} N \cdot (m \cdot K)^{-1}$	-2.656
Solid viscosity, $\mu_s/kg \cdot (m \cdot s)^{-1}$	5
Liquid viscosity, $\mu_l/kg \cdot (m \cdot s)^{-1}$	0.002
Latent heat of fusion, $L_f/\times 10^6 J \cdot kg^{-1}$	3.5
Heat transfer coefficient, $h_c/W \cdot (m^2 \cdot K)^{-1}$	15
Radiation emissivity, ε	0.4
Stefan-Boltzmann constant, $\sigma_s/\times 10^{-8} W \cdot (m^2 \cdot K^4)^{-1}$	5.67

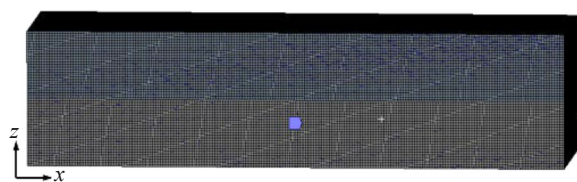


图3 网格划分

Fig.3 Mesh generation

汽化加剧,反冲压力作用于熔池表面使熔融金属向熔池边缘流动,从而传递热量和质量,使得熔池尺寸进一步增加。

在 1.22 ms 时,激光束开始远离目标平面,反冲压力减弱,熔池中 Marangoni 对流和反冲压力同时驱动熔体向边缘流动,进一步增加了熔池尺寸,同时 Marangoni 对流对熔池凹陷进行填充。在 1.27~1.30 ms 期间,随着激光束的逐渐远离,熔池内温度逐渐降低,此时反冲压力减弱,熔池内 Marangoni 对流为主要驱动力,凹陷区域逐渐被填充。在 1.90 ms 时,熔池冷却至室温,熔体完全凝固,粉末颗粒熔化形成熔覆层,熔道边缘由于粉末颗粒不完全熔化形成了孔隙。综合以上分析,在选区激光熔化成形过程中,熔池中无蒸发现象时,熔池内液体流动主要由 Marangoni 对流驱动;当熔池中金属蒸发汽化时,反冲压力对熔池行为起着主导作用。

3.2 激光功率对熔池流动的影响

图 5 是不同激光功率下的熔池流场速度矢量图,此时扫描速度为 0.3 m/s。图中箭头反映了熔池中熔融金属的流动趋势,箭头的长短和颜色表示流速的大小。从图 5 中可以看出,随着激光功率的增加,熔体流速也在逐渐增加。当激光功率从 40 W 增加到 100 W 时,最大流速从 2.672 m/s 增加到 4.914 m/s,流速增加了熔池内传热传质速率,熔池体积和热影响区逐渐增加。当扫描速度恒定时,随着激光功率的增大,熔池内总热量显著增加,Marangoni 对流和反冲压力共同作用于熔池内熔融金属,推动流体向外流动,同时高温降低了液体粘度,使液体流动的阻力减小,在这些因素的共同作用下熔池内熔融金属的流速得以显著提升。

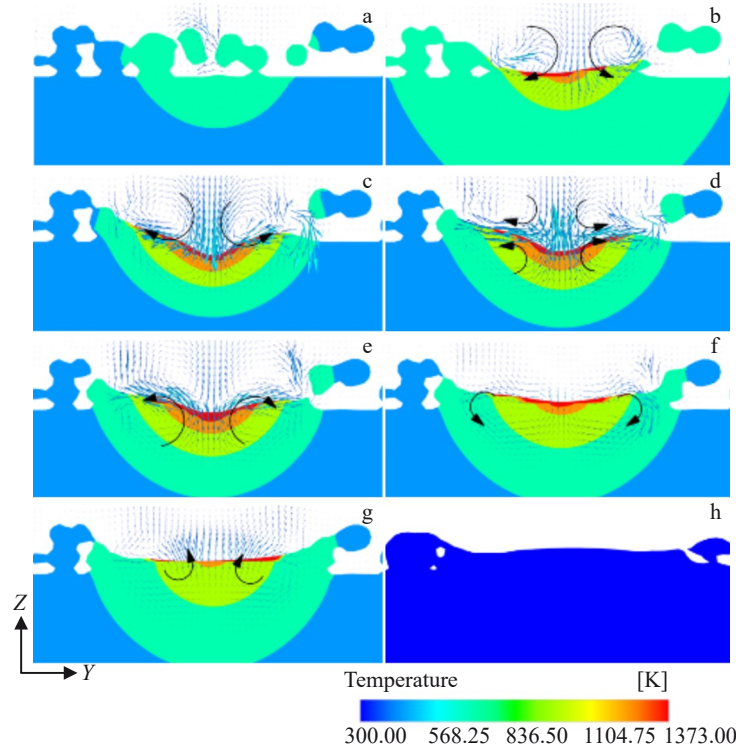


图 4 沿 Y 方向熔池温度分布及流体流动过程

Fig.4 Temperature distributions of the molten pool in the Y-direction and fluid flow process: (a) $t=0.97$ ms, (b) $t=1.07$ ms, (c) $t=1.15$ ms, (d) $t=1.20$ ms, (e) $t=1.22$ ms, (f) $t=1.27$ ms, (g) $t=1.30$ ms, and (h) $t=1.90$ ms

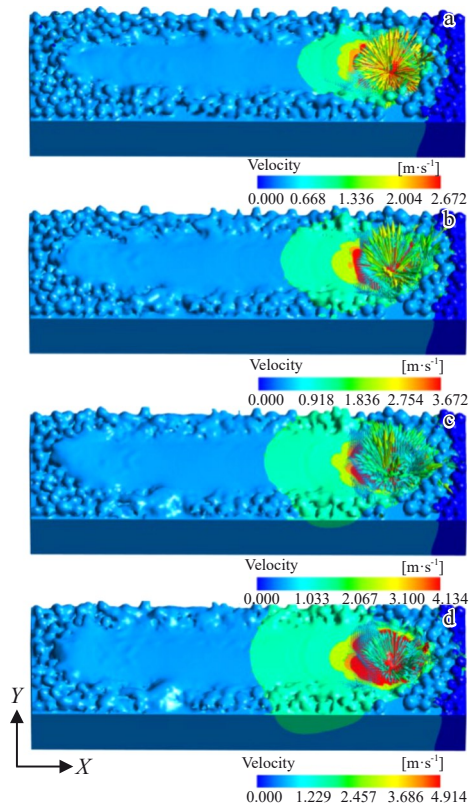


图 5 扫描速度为 0.3 m/s 时不同激光功率的流场速度矢量图

Fig.5 Flow field velocity vector diagrams with different laser powers at the scanning speed of 0.3 m/s: (a) 40 W, (b) 60 W, (c) 80 W, and (d) 100 W

当激光功率为 80 W 时，熔体流速为 4.13 m/s，此时熔池内流速较大。采用 Peclet 数 (Pe) 表示传热程度，熔池中的传热包括热传导和对流，由熔体液体的流速决定。 Pe 越高表示传热越强烈，凝固速度越快。 Pe 计算公式如式 (12) 所示^[18]：

$$Pe = \frac{\text{Convection}}{\text{Conduction}} = \frac{v\rho C_p L_R}{k}$$

(12)

式中， v 为流体速度， ρ 为金属密度 (kg/m^3)， C_p 为金属比热容 ($\text{J/kg}\cdot\text{K}$)， L_R 为特征长度 (取熔池宽度一半)， k 为熔体的热导率。 Pe 是热对流和传导的比值，当 Pe 值远高于 1 时，热对流在熔池内传热过程中具有显著优势，通过计算求得 Pe 值约为 3.04，此时熔池内主要传热机制为热对流。

当激光功率为 80 和 100 W 时，熔融金属流动速度分别达到了 4.134、4.914 m/s，熔池尺寸和等温区域增加。由于激光功率增加，熔池内的热量增加，高温梯度使 Marangoni 对流更加剧烈，同时高温降低了熔融液体的粘度，流体的驱动力增加、阻力减弱，因此金属液体流动速度增加，流速增加导致熔体飞溅，在熔池表面形成缺陷。高温使流速增加的同时，也降低了熔池的稳定性，当温度达到金属蒸发温度，熔池内液体急剧蒸发汽化，产生向下的反冲压力作用于熔池表面，使熔池内液态金属的流动更加复杂，在熔池表面出现凹陷。

3.3 扫描速度对熔池流动的影响

探究不同扫描速度对熔池内溶质流动的影响因素,选定激光功率为 60 W,扫描速度为 0.3、0.5 及 0.7 m/s。

图 6 是不同扫描速度下的熔池流场速度矢量图,此时激光功率为 60 W。图中箭头反映了熔池中熔融金属的流动趋势,箭头的长短和颜色表示流速的大小。从图中可以看出,随着扫描速度的不断增大,熔体流速逐渐减小,当扫描速度从 0.3 m/s 增加到 0.7 m/s 时,最大流速从 3.672 m/s 减小到了 2.859 m/s,并且熔道形貌平整性下降,熔池尺寸和热影响区显著减小。随着扫描速度的增加,热输入速率下降,熔池内总热量显著减少,导致表面张力引起的 Marangoni 效应减弱,熔池内传热传质作用减小。因此,较高的扫描速度减少了熔池热输入最终使金属流速下降。

当扫描速度为 0.3 m/s 时,熔池内液体材料的流速为 3.672 m/s,粉末熔化形成稳定熔池,并且熔池体积显著增加。此时熔池内温度较高,蒸汽反冲压力使熔池凹陷,此时 Marangoni 对流和反冲压力相互制约,同时作用于熔池,熔池边缘和中心存在热量和质量的相互传递,使熔池尺寸增加。当激光的扫描速度为 0.5 m/s 时,熔池内熔融金属的流速下降到 3.304 m/s,熔池尺寸减小,金属粉末熔化,颗粒间的空隙消失,与基板紧密结合,形成连续、致密的熔覆层,当扫描速度为 0.7 m/s 时,熔池内液体材料

的流速下降到 2.859 m/s,熔池内流体流动速度减缓,熔池尺寸减小。

3.4 熔池凹陷

熔池内的反冲压力导致熔池表面凹陷,以及高温梯度引起 Marangoni 对流,都呈现出径向向外的流动模式,使得凹陷区域增加。于此同时,激光持续扫描时,熔融金属流动补充凹陷区域。熔池内温度升高,Marangoni 对流和反冲压力对熔池内流体的作用也会相应增强,当两者之间形成动态平衡时,熔池凹陷深度能在一定范围内保持相对稳定,呈现出与熔池尺寸同步的动态演化特征。这种平衡状态能够使凹陷区域与激光束同步向前运动。

为了探究激光功率与扫描速度对熔池温度场和流体流动的影响,引入线能量密度,其计算公式如下所示:

$$\eta = \frac{P}{v} \quad (13)$$

式中, P 为激光功率, v 为扫描速度。

图 7 为线能量密度 $\eta=200$ J/m 时,不同工艺参数下熔池温度场与流场的三维形貌。如图所示,熔池尺寸、温度分布和凹陷深度在相同的激光能量密度下呈现出不同的变化趋势:当激光功率为 60 W,扫描速度为 0.3 m/s 时,熔池凹陷深度为 18.50 μm ;激光功率为 100 W,扫描速度为 0.5 m/s 时,熔池凹陷深度为 22.43 μm 。且激光功率为

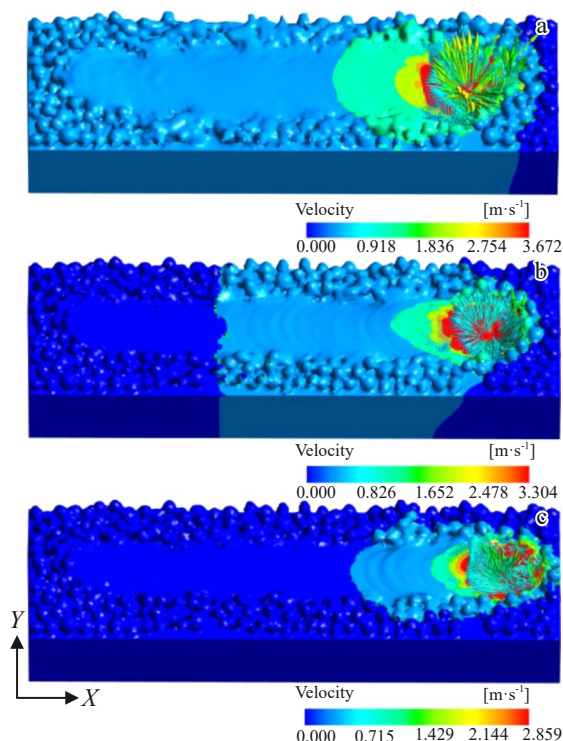


图 6 激光功率为 60 W 时不同扫描速度下的流场速度矢量图

Fig.6 Flow field velocity vector diagrams at different scanning speeds with the laser power of 60 W: (a) $v=0.3$ m/s, (b) $v=0.5$ m/s, and (c) $v=0.7$ m/s

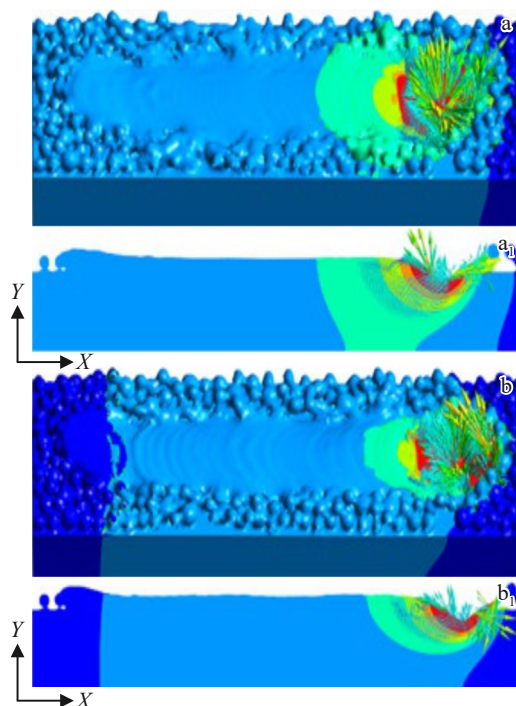


图 7 线能量密度为 200 J/m 时流场三维形貌和 XY 平面流场矢量图

Fig.7 Three-dimensional morphologies of the flow field (a, b) and XY-plane flow field vector maps (a₁, b₁) under line energy density of 200 J/m: (a-a₁) $P=60$ W, $v=0.3$ m/s; (b-b₁) $P=80$ W, $v=0.5$ m/s

100 W,扫描速度为0.5 m/s时,熔池的温度梯度较小。当激光能量密度相同时,激光束在相同区域内输入熔池的热量相同,但单位时间的热输入量和冷却速率不同,低扫描速度需要更多时间成形,加热和冷却速率也相应减小,高激光功率使得熔池内温度升高,导致熔池尺寸增加。激光功率为60 W,扫描速度为0.3 m/s时熔池凹陷较小,低扫描速度使得熔池内流体流动更充分,增加了热量的传递时间,表面张力使熔池中心的热量向熔池边缘传递,造成熔化范围增大。因此,虽然线能量密度一致,但是激光功率为100W,扫描速度为0.5m/s时熔池尺寸较小,但熔池凹陷较深。

4 实验验证

为了验证模型的可靠性,将制备的 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 成型件的熔道尺寸和模拟结果进行对比。

4.1 实验材料

本研究使用课题组自主知识产权的 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金,采用具有自主知识产权的粉体制备方法(CN202210572099.7)获得粒径分布为40~70 μm ,平均粒径为52 μm 的不规则粉末作为实验的原材料,如图8所示为合金粉末 SEM 照片。选区激光熔化成形前,需要将金属粉末用干燥箱真空烘干,处理时间为8 h。

4.2 实验设备及方法

实验所使用激光快速成形设备为 BLT-S210,该 SLM 成形设备主要是 Nd-YAG 激光器,最大输出功率 500 W,保护气体为氩气,最大成型尺寸为 105 mm×105 mm×200 mm。激光光斑直径 D 为 60 μm ,扫描间距 H 为 80 μm ,粉末层厚度 T 为 20 μm ,基板材料为 ZK61M,实验所研究的工艺条件与数值模拟一致。

4.3 实验结果与分析

在前期的模型建立过程中,通过多次对比模拟结果与实验结果,不断地对模型中设置的参数进行修正,最终获得了较好的熔道尺寸匹配结果。本研究选取工艺参数:激光功率为80 W、扫描速度为0.3 m/s的成形件分析熔道尺寸和表面形貌。如图9所示,通过测量得出实验中熔道宽度为151.60 μm ;而模拟中熔道宽度为136.27 μm 。熔

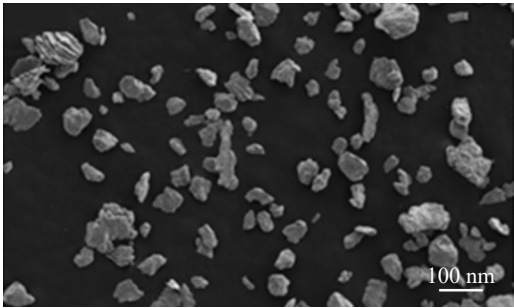


图8 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金粉末 SEM 形貌

Fig.8 SEM image of the Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr alloy powder

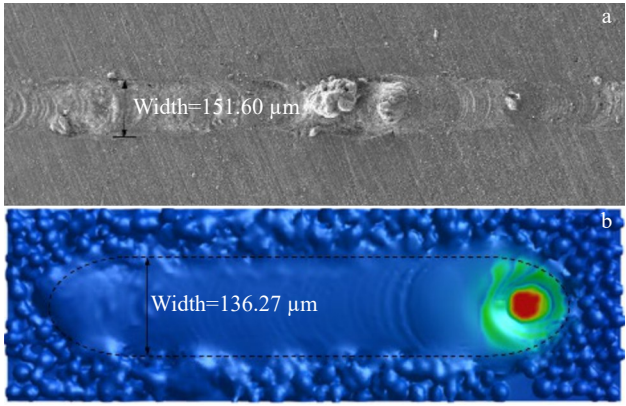


图9 熔道尺寸

Fig.9 Sizes of melt path: (a) experimental result and (b) simulation result

道宽度的误差为10.11%。此时实验结果与数值模拟之间的误差小于15%,模型的准确性进一步得到了验证。

5 结论

1)熔池内流体流动的主要原因是由高温梯度引起的 Marangoni 对流。Marangoni 对流使得熔池中心与熔池边缘处存在传热、传质过程。激光功率过高,熔池表面的温度超过合金沸点而产生蒸发,带来反冲压力使熔池凹陷。

2)增加激光功率与降低扫描速度对熔池内溶质流动的影响趋势是一致的。当激光功率由40 W 增加至100 W,最大流速从2.672 m/s 增大到4.914 m/s。当扫描速度由0.3 m/s 增加至0.7 m/s,最大流速从3.672 m/s 减小到了2.859 m/s。

3)当激光能量密度相同时,熔池尺寸和流速因单位时间热输入量和冷却速率不同呈现出不同的变化趋势。

参考文献 References

- [1] Liu Shuai, Guo Hanjie. *Metals*[J], 2020, 10(8): 1073
- [2] Tian Zhiqian(田志骞), Wang Ren(汪 认), Feng Junbo(冯俊博) et al. *MW Metal Forming*(金属加工(热加工))[J], 2023(6): 8
- [3] Zeng Xiaoqin(曾小勤), Chen Yiwen(陈义文), Wang Jingya(王静雅) et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(11): 2963
- [4] Song Jiangfeng, She Jia, Chen Daolun et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(1): 1
- [5] Wu Guohua, Wang Cunlong, Sun Ming et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021, 9(1): 1
- [6] Cheng Zizhou(程子洲), Zhao Liping(赵莉萍), Wang Xiaoqing(王小青) et al. *Rare Earth Information*(稀土信息)[J], 2022(5): 30
- [7] Luo Xiaodong(罗晓东), Zhang Dezhou(张德洲), Chen Xiaoyu(陈小雨) et al. *Journal of the Chinese Society of Rare Earths*(中国稀土学报)[J], 2023, 41(2): 244

- [8] Papazoglou E L, Karkalos N E, Karmiris-Obratański P *et al.* *Archives of Computational Methods in Engineering*[J], 2021, 29: 941
- [9] Zhang Wanneng, Wang Linzhi, Feng Zhongxue *et al.* *Optik*[J], 2020, 207: 163842
- [10] Razavykia A, Brusa E, Delprete C *et al.* *Materials*[J], 2020, 13(17): 3895
- [11] Song Xingfang, Zhang Yong. *Science China Materials*[J], 2023, 66(11): 4165
- [12] Xie Xigui, Zhou Jianxi, Long Jiangqi. *Optics & Laser Technology*[J], 2021, 140: 107085
- [13] Xu G X, Wu C W, Qin G L *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2011, 57(1–4): 245
- [14] Geng Shaoning, Jiang Ping, Shao Xinyu *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 46: 50
- [15] Fabbro R, Chouf K. *Journal of Applied Physics*[J], 2000, 87(9): 4075
- [16] Semak V, Matsunawa A. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 1997, 30(18): 2541
- [17] Wang Wenli, Wang Dan, He Lun *et al.* *Materials Research Express*[J], 2020, 7(11): 116519
- [18] Li Xianlong, Wei Xu, Zhang Laiqi *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2023, 125(11–12): 5031

Numerical Simulation of Flow Field of Mg-Y-Sm-Zn-Zr Alloy Formed by Selective Laser Melting

Song Xiaoxia, Wang Wenli, Liu Yafei, Dong Guowen

(College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: A powder-scale three-dimensional model of the selective laser melting (SLM) process for Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr alloy was established by the discrete element method and the finite volume method, and the effects of laser power, scanning speed and laser line energy density on the fluid flow in the molten pool were simulated. The problems of metal melting, fluid flow and solidification and forming process in the molten pool were analyzed. Results show that the effects of increasing the laser power or decreasing the scanning speed on the solute flow in the molten pool are essentially the same. At a certain scanning speed, the maximum fluid flow rate is 4.914 m/s when the laser power is 100 W. The recoil pressure due to the evaporation of the molten liquid at higher molten pool temperatures leads to the depression of the molten pool.

Key words: selective laser melting; rare earth magnesium alloys; numerical simulation; fluid flow

Corresponding author: Wang Wenli, Ph. D., Professor, College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: wangwl@nwpu.edu.cn