

感应洛伦兹力对激光熔覆 Inconel 718 涂层中 Fe 元素分布的影响

王杰锋^{1,2,3}, 葛鸿浩^{1,2,3}, 徐瀚宗^{1,2,3}, 张群莉^{1,2,3}, 姚建华^{1,2,3}

(1. 浙江工业大学 激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310023)

(2. 高端激光制造装备省部共建协同创新中心, 浙江 杭州 310023)

(3. 浙江工业大学 机械工程学院, 浙江 杭州 310023)

摘要: 为了研究稳态磁场对激光熔覆 Inconel 718 涂层中 Fe 元素分布的影响, 建立基于体积平均法的三相混合凝固模型, 在激光熔覆过程中耦合加入稳态磁场, 模拟 316L 不锈钢表面制备 Inconel 718 涂层。采用 2D 瞬态模型, 结合传热传质, 流体流动和感应洛伦兹力, 模拟激光熔覆涂层中的元素分布, 并与实验结果进行对比。结果表明, 未施加磁场时熔覆层中 Fe 元素呈均匀分布; 施加稳态磁场时熔覆层中 Fe 元素分布不均匀, 在熔覆层顶部 Fe 元素含量较低, 熔覆层底部 Fe 元素含量较高。模拟结果与实验结果吻合良好, 证明计算模型的可靠性, 也表明稳态磁场能够抑制熔池流动, 对移动熔池的传热传质产生影响, 最终改变激光熔覆涂层中的元素分布。

关键词: 激光熔覆; 稳态磁场; 元素分布; 数值模拟

中图分类号: TG111.4; TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)08-2799-08

激光熔覆是指在激光照射下, 金属粉末与基体材料迅速升温熔化共同形成熔池, 并随着熔池的移动快速凝固, 形成与基体呈冶金结合的熔覆层, 其具有热输入量小, 热影响区小, 熔覆层组织致密, 性能优异等优点^[1-3]。激光熔覆过程中, 由于熔池中存在 Marangoni 对流和热溶质对流, 熔池流动较充分, 使基体材料和粉末材料充分混合, 熔池凝固后熔覆层的成分分布较均匀。外场辅助激光熔覆可以改变熔覆过程中熔池流动、传热和传质行为, 达到调控熔覆层成分、优化组织的目的。由于电磁力与材料没有直接接触, 可直接作用于材料内部, 避免熔覆过程中材料的污染, 且易于实现自动化控制。因此, 在激光熔覆过程中耦合加入稳态磁场以产生感应洛伦兹力抑制熔池流动, 实现对熔覆层成分分布进行调控。

磁场辅助激光加工作为一种外场辅助的方法, 国内外许多学者对其熔池流动、成分分布等方面做了研究。Gatzen 等人^[4]采用数值模拟和实验相结合的方法研究了电磁搅拌对激光焊接铝合金时硅元素分布的影响。Bachmann 等^[5,6]研究了稳态磁场对激光焊接铝合金时熔池流动和焊缝几何形状的影响, 发现稳态磁场在熔融液体中所产生的感应洛伦兹力能够抑制流体流动, 从而改

变焊缝几何形状。Meng 等人^[7]研究了电磁搅拌对激光焊接过程中热流和元素运输的影响, 结果表明电磁搅拌能够加快流体流动, 并且使成分分布更加均匀。国内学者主要针对磁场对激光加工过程中的熔体流动和成分分布进行了研究。Yao 团队^[8-10]研究了稳态磁场和电磁复合场对激光熔注 WC 涂层颗粒分布的影响, 结果表明稳态磁场减缓了熔池流动, 降低熔池对颗粒的拖曳力作用, 使 WC 颗粒在涂层中呈梯度分布; 在电磁复合场作用下, 施加不同方向的定向洛伦兹力可使 WC 颗粒集中于熔注层上层或下层区域。杨光等^[11,12]采用有限体积法研究磁场对激光熔池流场、熔凝单道及其周边基材温度分布、固液界面处温度梯度的影响。刘奋成等^[13,14]采用电磁辅助、 δ 时效和固溶处理等方法消除或抑制激光增材制造 Inconel 718 合金中出现的 Laves 相, 发现通过加大磁场强度使液态金属的对流加剧及 δ 时效和固溶处理均可促进 Nb 元素的均质化。Wang 等人^[15]发现稳态磁场能够抑制熔池的流动, 使激光重熔中熔池凝固后表面更加平滑。截止目前, 很少有人对稳态磁场辅助激光熔覆涂层中的元素分布进行研究, 同时缺少理论模型指导的大量实验, 其不仅费用昂贵, 而且时间成本较高。

收稿日期: 2020-09-08

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB0407300); 国家自然科学基金(51804274); 浙江省省属高校基本科研业务费项目(RF-C2019003)

作者简介: 王杰锋, 男, 1996 年生, 硕士生, 浙江工业大学激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310023, 电话: 0571-85290865, E-mail: 2720188651@qq.com

本工作采用数值模拟技术，建立基于体积平均法的气-液-固三相模型，获得流场、温度场和溶质场等信息，研究稳态磁场对激光熔覆涂层中元素分布的作用机理。

1 实验

稳态磁场辅助激光熔覆实验装置包括 2 kW 光纤耦合半导体激光器和稳态磁场装置，稳态磁场辅助激光熔覆实验示意图如图 1 所示，其中 N 代表磁铁的 N 极，S 代表磁铁的 S 极。两个相距 20 mm 的电磁铁磁极产生稳态磁场（最大可调场强 1.2 T）。实验基材选用 AISI 316L 不锈钢，试样尺寸为 200 mm×20 mm×10 mm。熔覆粉末选用 Inconel 718，所用粉末为雾化球形粉末，粒径为 53~150 μm，基材和粉末的化学成分如表 1 所示。实验前用角磨机打磨以除去表面的氧化层，并用乙醇清洗干净。将粉末材料置于 120 °C 真空干燥箱内连续烘烤 2 h，以除去粉末中的水分。

选用的激光熔覆工艺参数：激光功率 1500 W，扫描速度 12 mm/s，送粉量 18 g/min，送粉气和保护气均为

氩气。经高斯计测量，实验过程中施加稳态磁场所提供的磁感应强度为 1 T。实验结束后，用线切割机将熔覆后的试样分别沿平行于激光扫描方向和沿垂直于激光扫描方向切开，经镶嵌、打磨、抛光和化学腐蚀后制成金相试样。采用 ZEISS 光学显微镜观察试样的熔池形貌，并用 BRUKER XFlash 6130 型能谱仪（EDS）分析熔覆层成分分布。

2 模型的建立

2.1 数学模型

基于 Eulerian-Eulerian 体积平均法和磁场理论，将稳态磁场下的移动熔池内宏、微观物理现象耦合建立三相（液相、固相和空气相）混合凝固模型，耦合求解质量守恒方程、动量守恒方程、溶质守恒方程和能量守恒方程，模拟熔池凝固过程中的流体流动、传热和传质现象。为了简化模型，作了如下假设^[16,17]：

(1) 假定熔池中的金属液体流动是牛顿、不可压缩和层流。

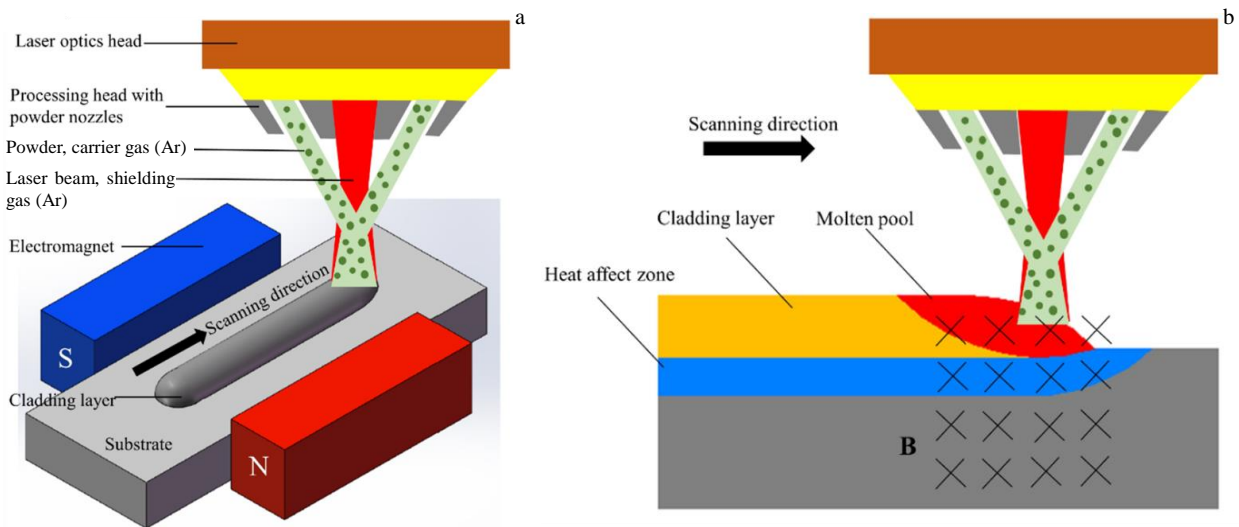


图 1 稳态磁场辅助激光熔覆示意图

Fig.1 Schematic diagram of laser cladding assisted by steady magnetic field: (a) three-dimensional view and (b) two-dimensional view

表 1 AISI 316L 基材和 Inconel 718 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AISI 316L substrate and Inconel 718 powder (ω/%)

Material	C	Si	Mn	Al	Ti	Nb	Ni	Cr	Mo	Fe
AISI 316L	0.02	0.55	1.55	-	-	-	10.0	16.5	2.08	Bal.
Inconel 718	0.045	0.20	0.04	0.54	0.97	4.92	Bal.	16.5	2.08	18.1

(2) 假定熔覆过程中粉末以液体的形式进入熔池，且呈高斯分布。

(3) 模型中的 3 相分别为液相、固相和空气相。它们对应的体积分数 (f_l, f_c, f_a) 之和为 1。

(4) 忽略粉末对熔池的冲击作用及熔池的蒸发作用。

(5) 忽略固相中的扩散传输。

(6) 模拟计算时只考虑 Fe, Cr, Ni, Mo, Mn 和 Nb 元素，忽略其他元素对计算的影响。

(7) 空气相与液相、固相之间只存在热量和动量传输，不存在质量和溶质传输。

计算模型采用的控制方程如下：

质量守恒方程：

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_l \rho_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \vec{u}_l) = -M_{lc} + \dot{M} \quad (1)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_c \rho_c) = M_{lc} \quad (2)$$

式中，下标 l, c 分别代表液相和固相， ρ 为密度， f 为体积分数， \vec{u}_l 为熔体流速， M_{lc} 为液相向固相的传质速率， \dot{M} 为单位时间内进入熔池的粉末质量，即送粉量。

动量守恒方程：

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t}(f_l \rho_l \vec{u}_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \vec{u}_l \otimes \vec{u}_l) = \\ -f_l \nabla p + \nabla \cdot \vec{\tau}_l + f_l \rho_l \vec{g}_l - \vec{U}_{lc} - \vec{U}_{la} + \vec{F}_{Lorentz} \end{aligned} \quad (3)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t}(f_a \rho_a \vec{u}_a) + \nabla \cdot (f_a \rho_a \vec{u}_a \otimes \vec{u}_a) = \\ -f_a \nabla p + \nabla \cdot \vec{\tau}_a + f_a \rho_a \vec{g}_a + \vec{U}_{la} + \vec{U}_{ca} \end{aligned} \quad (4)$$

式中，下标 a 代表空气相， p 为压力， $\vec{\tau}_l$ 为应力-应变张量， \vec{g} 为重力加速度， \vec{U}_{lc} 为液相与固相的动量交换量， \vec{U}_{la} 为液相与空气相的动量交换量， \vec{U}_{ca} 为固相与空气相的动量交换量， $\vec{F}_{Lorentz}$ 为稳态磁场作用下的感应洛伦兹力，其具体表达式如下所示：

$$\vec{F}_{Lorentz} = \vec{j} \times \vec{B} = \sigma \cdot (\vec{u} \times \vec{B}) \times \vec{B} \quad (5)$$

其中， \vec{j} 为电流密度矢量， \vec{B} 为磁感应强度， σ 为电导率， \vec{u} 为熔体流速， $(\sigma \cdot (\vec{u} \times \vec{B}))$ 是由垂直于磁场的熔体流动产生的感应电流密度。

溶质守恒方程：

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_l \rho_l c_{l_Yi}) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \vec{u}_l c_{l_Yi}) = -C_{lc_Yi} + \dot{C}_{Yi} \quad (6)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_c \rho_c c_{c_Yi}) = -C_{lc_Yi} \quad (7)$$

式中，下标 Yi 分别代表 Cr、Ni、Mo、Mn 和 Nb 元素， c 为溶质浓度， C_{lc} 为液相向固相的溶质传输量， \dot{C} 为溶质源项。

能量守恒方程：

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t}(f_l \rho_l h_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \vec{u}_l h_l) = \\ \nabla \cdot (f_l k_l \nabla T_l) - Q_{lc} - Q_{la} + \dot{Q}_l \end{aligned} \quad (8)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(f_c \rho_c h_c) = \nabla \cdot (f_c k_c \nabla T_c) - Q_{ca} + Q_{lc} + \dot{Q}_c \quad (9)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t}(f_a \rho_a h_a) + \nabla \cdot (f_a \rho_a \vec{u}_a h_a) = \\ \nabla \cdot (f_a k_a \nabla T_a) + Q_{la} + Q_{ca} \end{aligned} \quad (10)$$

式中， h 为焓， k 为热导率， T 为温度， Q_{lc} 为液相与固相的能量交换量， Q_{la} 为液相与空气相的能量交换， Q_{ca} 为固相与空气相的能量交换， \dot{Q}_l 为液相所吸收的激光能量， \dot{Q}_c 为固相所吸收的激光能量。

2.2 物理模型

本计算采用 2D 正四边形网格模型，求解域大小为 50 mm×11 mm，其中基体域 50 mm×10 mm，空气域 50 mm×1 mm。为提高计算效率，熔覆层处网格采用均匀网格，且网格较密，其余处网格从上至下由密到疏分布。计算域网格及边界条件如图 2 所示。

本计算采用 PC-SIMPLE 算法对控制方程进行求解，所有计算采用隐式求解方法，运行的时间步长为 1×10^{-6} s 左右。对于每个时间步长，迭代次数设置为 60 次，以确保连续性方程、动量守恒方程、溶质传输方程和体积分数的残差小于 10^{-5} ，热焓守恒方程的残差小于 10^{-7} 。一个 2D 模拟案例在 8 个 CPU (Intel Xeon E5-2620 2.40GHz) 上并行运行约 5 d。计算时所用热物性参数如表 2 所示，计算所选激光熔覆工艺参数与实验时的工艺参数相一致，选用的磁感应强度为 1 T。

为了追踪计算域，定义了 5 个离散的计算域，分别为基体域，空气域，激光束域，能量吸收域和粉末沉积域，如图 3 所示。激光束域照射在基体域上方，并沿着扫描方向以一定速度移动。随着基体吸收激光能量和粉末同轴注入，形成熔池并快速凝固，熔覆层逐渐堆积往上长，能量吸收域和粉末沉积域的位置也随之发生变化。

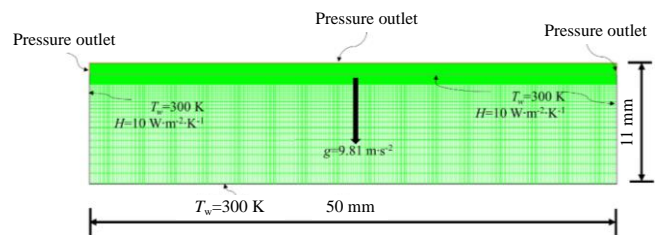


图 2 计算域网格和边界条件

Fig.2 Computation domain grid and boundary condition

表 2 计算时的热物性参数

Table 2 Thermophysical parameters used in calculation^[18-20]

Property	Value
Reference density, $\rho_{ref}/\text{kg m}^{-3}$	8000
Specific heat, $c_p/\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$	500
Thermal conductivity of solid, $k_s/\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$	19.2
Effective thermal conductivity of liquid, $k_l/\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$	209.2
Latent heat, $\Delta h_f/\text{J kg}^{-1}$	250000
Viscosity, $\mu/\text{kg m}^{-1} \text{s}^{-1}$	0.0042
Volume heat-transfer coefficient, $H^*/\times 10^9 \text{W m}^{-2} \text{K}^{-1}$	1.0
Temperature coefficient of surface tension, $\partial\sigma/\partial T \times 10^{-4} \text{N m}^{-1} \text{K}^{-1}$	-4.3

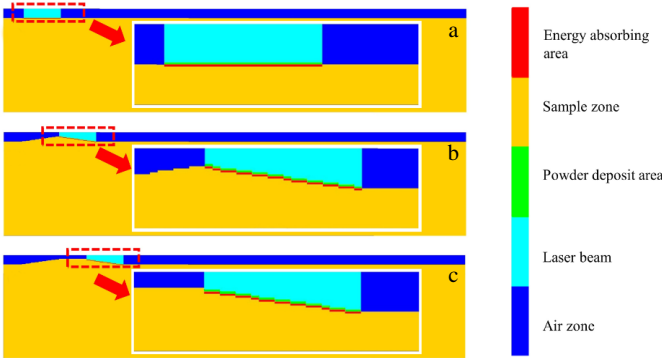


图 3 计算域演变过程

Fig.3 Evolution of computation domain: (a) computational domain initialization, (b) the initial stage of laser cladding, and (c) the stable stage of laser cladding

3 模型验证

3.1 熔池几何尺寸验证

图 4 所示为激光熔覆熔池几何尺寸模拟与实验对比图。从图中可以看出，模拟得到的熔池高度约为 600.13 μm ，熔池深度约为 250.03 μm ，通过实验所得的熔池高度约为 570.25 μm ，熔池深度约为 227.27 μm ，模拟结果与实验结果相吻合。由于受到当前模型的限制，只能得到熔池高度，熔池深度和熔覆层高度的验证结果，无法将模拟得到的熔池宽度与实验结果进行对比。另外，本计算采用 2D 几何模型，图 4a 所示是沿激光扫描方向的液相体积分数云图，而图 4b 所示是垂直于激光扫描方向的熔覆层金相图，因此无法将模拟得到的熔池形貌与实验结果进行对比。

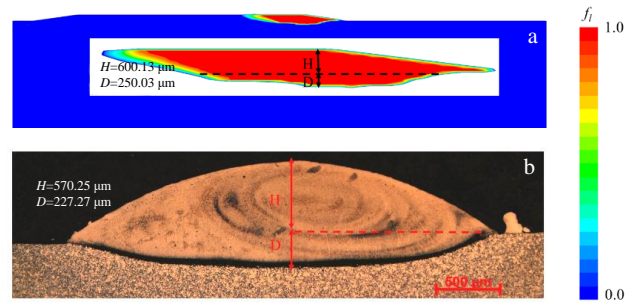


图 4 激光熔覆熔池几何尺寸模拟与实验对比图

Fig.4 Comparison between simulation (a) and experiment (b) of laser cladding pool geometry size

3.2 熔覆层元素分布验证

由于基材 316L 不锈钢中含大量的 Fe 元素，而粉末 Inconel 718 中 Fe 元素含量较少，故本实验采用 Fe 元素为示踪元素来研究激光熔覆涂层中的元素分布。图 5a 为沿激光扫描方向切割开的试样经镶嵌、磨抛、腐蚀后在光学显微镜下拍得的金相图。图 5b、5c 和 5d 分别为熔覆层初始区域、稳定区域和熔池区域的局部放大图。图 5e 为熔覆层中 Fe 元素分布云图。从图中发现，在初始区域，由于未形成熔池，熔融的金属粉末直接堆积在基材上，熔覆层中的 Fe 元素含量大致为粉末中 Fe 元素含量。在稳定区域，随着热输入量的增加，熔池逐渐形成并趋于稳定，在双涡流作用下，熔融金属粉末和基材混合的较充分，熔覆层中 Fe 元素分布较均匀。在熔池区域，由于粉末添加于熔池表面，添加的粉末和熔化的基材未充分混合，导致在熔池表面 Fe 元素含量较低，而熔池底部 Fe 元素含量较高。

在 Fe 元素分布云图上分别选 $x=0.015 \text{ m}$ ， $x=0.025 \text{ m}$ 和 $x=0.035 \text{ m}$ 方向上的 Fe 元素含量，并与实验测得的熔覆层 Fe 元素含量进行对比，如图 6 所示。从图中可以看出，Fe 元素在熔覆层中均呈均匀分布，且两者得到的熔覆层 Fe 元素含量较为一致，模拟结果与实验结果相吻合，证明模型可靠。由实验结果可知，在激光熔覆过程中熔池流动较强，熔融的基体材料与粉末材料混合较充分，最终使熔覆层中的元素分布较均匀。由于熔池移动并快速凝固，熔池流动运输的成分会被固化在熔池边缘，使得在熔覆层纵截面可以看到“漩涡状”的偏析现象。

4 分析与讨论

4.1 未施加磁场时元素分布机理

为了研究激光熔覆涂层中的元素分布机理，选取 $t=2.1 \text{ s}$ 时的温度场、流场和 Fe 元素分布进行研究，如图

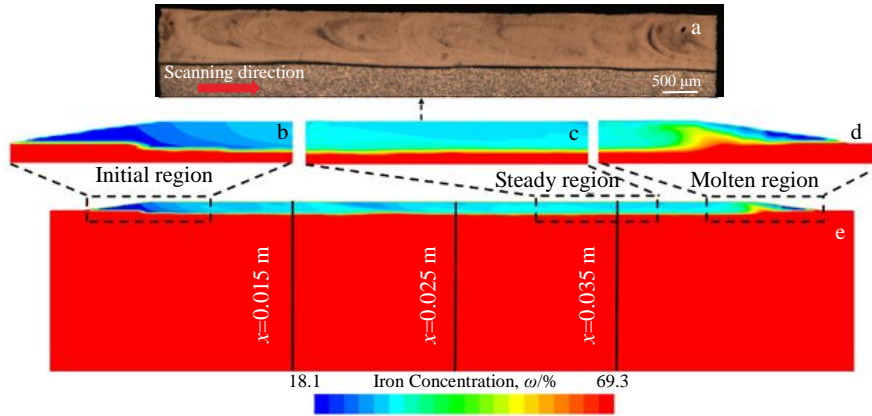


图 5 未施加磁场时 Fe 元素分布模拟图及熔覆层纵截面形貌图

Fig.5 Simulation diagram of Fe element distribution and profile of longitudinal section of cladding layer without magnetic field applied: (a) metallography of cladding layer, (b) partial enlarged view of initial region, (c) partial enlarged view of steady region, (d) partial enlarged view of molten region, and (e) simulation of Fe element distribution

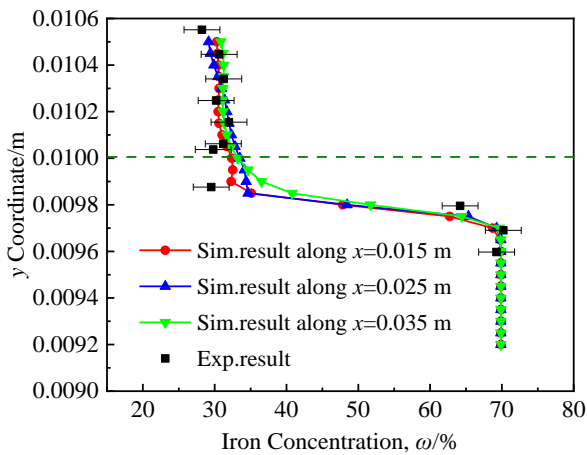


图 6 未施加磁场时 Fe 元素分布模拟与实验对比

Fig.6 Comparison between simulation and experiment of Fe distribution without magnetic field applied

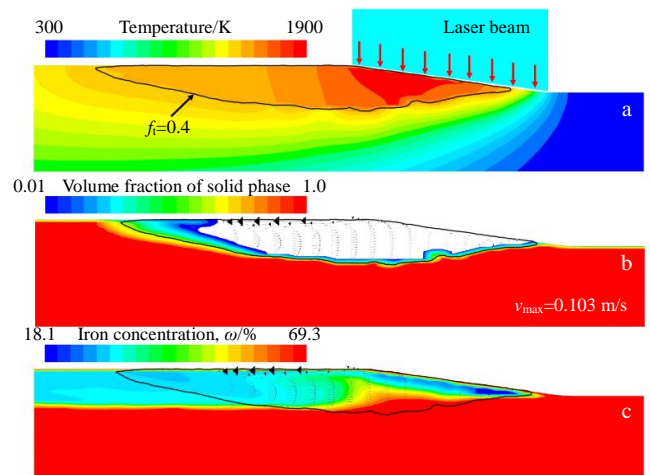


图 7 未施加磁场时的模拟结果图

Fig.7 Simulation results without magnetic field applied (t=2.1 s): (a) temperature field distribution, (b) volume fraction of solid phase, and (c) Fe element distribution

7 所示。在图 7a 中，熔池表面温度最高处并不是位于激光束中心，而是在激光束中心偏后处。熔池中心温度较高，边缘温度较低，存在较大的温度差，在表面张力梯度引起的 Marangoni 对流驱动下形成 2 个方向相反的涡流，如图 7b 所示。虽然熔池前方的温度梯度较熔池后方大，但是由于熔池不断向前移动过程中的热累积作用，熔池后方存在“拖尾”，表面张力具有更长的作用时间，使得熔池后方的涡流对流更剧烈。图 7c 所示为熔池区域的 Fe 元素分布，从图中可以看出，在熔池前方 Fe 元素含量较低，熔池底部 Fe 元素含量较高，而在熔池后方 Fe 元素分布较均匀。

图 8 所示为激光熔覆过程中熔池流动的示意图。由于粉末随激光同轴注入熔池且基材熔化，熔池流动未来得及将添加的粉末和熔化的基材充分混合，使得熔池表面 Fe 元素含量接近粉末中的 Fe 元素含量，而熔池底部 Fe 元素含量更接近于基材中的 Fe 元素含量。添加在熔池表面的粉末在 Marangoni 对流的作用下分别沿 2 个涡流运动。在顺时针方向的涡流作用下，富含粉末的熔体流入熔池底部。而在逆时针方向涡流的作用下，富含粉末的熔体沿熔池表面流向熔池后端，在凝固界面处由于重力作用，熔体向下流入熔池底部。2 个涡流作用下的

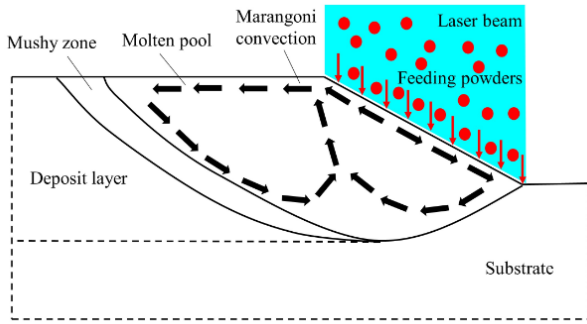


图 8 未施加磁场时熔池流动示意图

Fig.8 Flow diagram of molten pool without magnetic field applied

熔体在熔池底部汇聚，由于热浮力的作用向上流向熔池顶部，使得熔体充分混合，随着凝固界面不断向前推进，熔池凝固且熔覆层中元素呈均匀分布。

4.2 稳态磁场作用下元素分布机理

通过在激光熔覆过程中耦合加入稳态磁场可实现对熔覆层进行调控。图 9 为模拟与实验结果对比图，从图 9a 所示的沿激光扫描方向上的金相图可以看出，熔覆层上的元素分布不均匀，且在图 9e 模拟得到的熔覆层中 Fe 元素分布云图上可观察到相同现象。图 10 所示为在 Fe 元素分布云图上分别选 $x=0.015\text{ m}$ ， $x=0.025\text{ m}$ 和 $x=0.035\text{ m}$ 方向上的 Fe 元素含量，并与实验测得的熔覆层 Fe 元素含量进行对比。从图中可以看出，熔覆层中 Fe 元素分布不均匀，在熔覆层顶部 Fe 元素含量较低，

在熔覆层底部 Fe 元素含量较高。激光熔覆过程中耦合加入稳态磁场使得熔覆层中出现明显的元素偏析现象，可见在稳态磁场作用下熔融的基体材料与粉末材料混合不充分，这是由于稳态磁场作用下熔池流动受到抑制，熔池流动运输成分的能力下降，导致在熔覆层顶部存在较多粉末材料的成分，而在熔覆层底部存在较多基体材料的成分。

为了研究稳态磁场作用下激光熔覆涂层中的元素分布机理，选取施加 1 T 的稳态磁场时的温度场、流场和 Fe 元素分布进行研究 ($t=2.1\text{ s}$)，如图 11 所示。在图 11a 中，熔池表面最高温度为 1930 K，略高于不加磁场时熔池表面最高温度，可见稳态磁场对激光熔覆温度场分布影响不大。图 11b 所示为熔池流场分布，从图中可以看出，熔池的最大流速从不加磁场时的 0.103 m/s 减小到 0.0677 m/s，减小了 33.3%，可见稳态磁场对熔池流动有抑制作用，这与之前文献的结果相一致^[21]。图 11c 所示为熔池区域 Fe 元素分布云图，在熔池顶部和熔池后方 Fe 元素含量较不加磁场时较低，熔池底部 Fe 元素含量接近基材中 Fe 元素含量。

图 12 所示为稳态磁场辅助激光熔覆过程中熔池流动的示意图。在表面张力梯度引起的 Marangoni 对流作用下，流体在熔池内部形成 2 个不同方向的涡流。当施加 1 T 的稳态磁场时，根据式(5)可知，熔池中熔融的流体在稳态磁场中产生感应洛伦兹力，其方向始终与流体运动方向相反，可见感应洛伦兹力是一种阻力，其存在导致熔池的整体流速降低。由于熔池对流减弱，2 个涡流

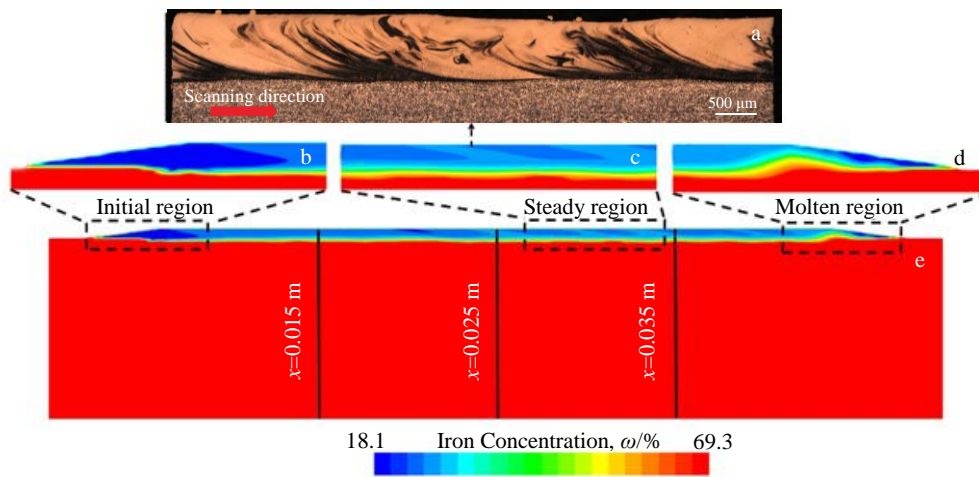


图 9 稳态磁场作用下 Fe 元素分布模拟图及熔覆层纵截面形貌图

Fig.9 Simulation diagram of Fe element distribution and profile of longitudinal section of cladding layer with steady magnetic field applied: (a) metallography of cladding layer, (b) partial enlarged view of initial region, (c) partial enlarged view of steady region, (d) partial enlarged view of molten region, and (e) simulation of Fe element distribution

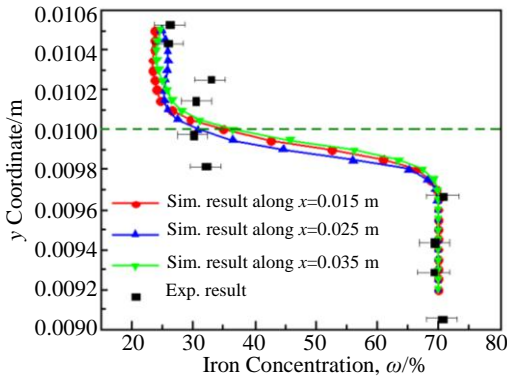


图 10 稳态磁场作用下 Fe 元素分布模拟与实验对比

Fig.10 Comparison between simulation and experiment of Fe distribution with steady magnetic field applied

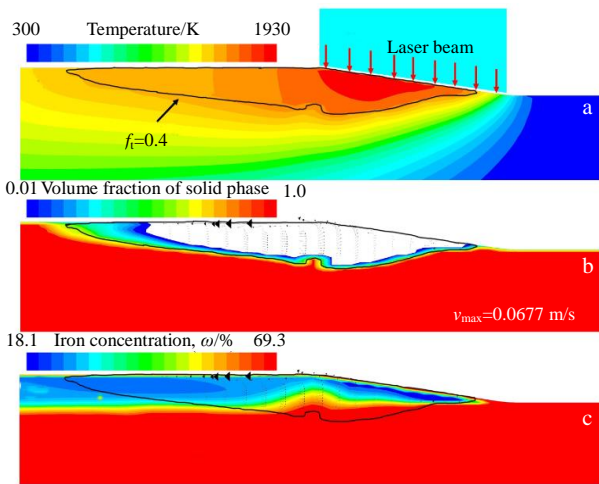


图 11 稳态磁场作用下的模拟结果图

Fig.11 Simulation results with steady magnetic field applied ($t=2.1$ s): (a) temperature field distribution, (b) volume fraction of solid phase, and (c) Fe element distribution

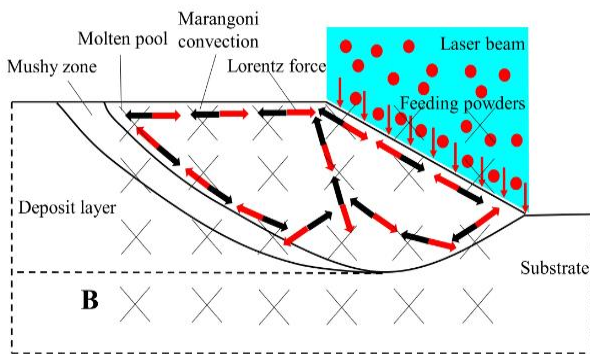


图 12 稳态磁场作用下熔池流动示意图

Fig.12 Flow diagram of molten pool with steady magnetic field applied

输运添加在熔池表面粉末的能力下降，更少的粉末经熔池对流进入熔池底部，随着凝固界面的不断推进被固化在熔覆层顶部，导致熔覆层顶部 Fe 元素含量接近粉末中的 Fe 元素含量。

5 结论

1) 通过对比模拟与实验结果发现，模拟得到的熔覆层 Fe 元素分布与实验得到的结果相吻合，证明当前模型的可靠性。

2) 在激光熔覆过程中，熔池中表面张力梯度引起的 Marangoni 对流是影响熔覆层中成分分布的主要因素。稳态磁场作用下熔池中产生的感应洛伦兹力是一种阻力，其存在导致熔池流速整体下降，影响熔覆层中的成分分布。

3) 稳态磁场辅助激光熔覆涂层中的元素分布不均匀，在熔覆层顶部 Fe 元素含量较低，熔覆层底部 Fe 元素含量较高。

参考文献 References

[1] Duan Xiaoxi(段晓溪), Gao Shiyu(高士友), Gu Yongfei(顾勇飞) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2016, 43(1): 68

[2] Xie Yuping(谢玉萍), Shi Wenqing(师文庆), Huang Jiang(黄江) et al. *Equipment Manufacturing Technology*(装备制造技术)[J], 2017(6): 50

[3] Zhang Ruizhu(张瑞珠), Li Linjie(李林杰), Tang Mingqi(唐明奇) et al. *Heat Treatment Technology and Equipment*(热处理技术与装备)[J], 2017, 38(3): 7

[4] Gatzen M, Tang Z, Vollertsen F. *Physics Procedia*[J], 2011, 12: 56

[5] Bachmann M, Avilov V, Gumenyuk A et al. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2013, 60: 309

[6] Bachmann M, Avilov V, Gumenyuk A et al. *International Journal of Thermal Sciences*[J], 2016, 101: 24

[7] Meng X, Artinov A, Bachmann M et al. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2019, 144: 1

[8] Wang Liang, Yao Jianhua, Hu Yong et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2017, 315: 32

[9] Xu Xiaodong(胡晓冬), Zhu Xiuhui(朱秀晖), Hu Yong(胡勇) et al. *Surface Technology*(表面技术)[J], 2019, 48(2): 54

[10] Wang Liang(王梁), Hu Yong(胡勇), Lin Yinghua(林英华) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2018, 45(10): 67

[11] Yang Guang(杨光), Xue Xiong(薛雄), Qin Lanyun(钦兰云) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(7): 1804

[12] Yang Guang(杨光), Zhao Endi(赵恩迪), Qin Lanyun(钦兰云) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工

- 程)[J], 2017, 46(4): 966
- [13] Cheng Hongmao(程洪茂), Liu Fencheng(刘奋成), Yang Guang(杨光) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(10): 2949
- [14] Liu Fencheng, Lyu Feiyue, Liu Fenggang *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9: 9753
- [15] Wang Liang, Yao Jianhua, Hu Yong *et al. Applied Surface Science*[J], 2015, 351: 794
- [16] Gan Zhengtao, Yu Gang, He Xiuli *et al. International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2017, 104: 28
- [17] He Xiuli, Song Lijun, Yu Gang *et al. Applied Surface Science*[J], 2011, 258(2): 898
- [18] Ge Honghao, Ren Fengli, Li Jun *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(3): 1139
- [19] Li J, Wu M, Ludwig A *et al. International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2014, 72(100): 668
- [20] Wen S, Shin Y C. *Journal of Applied Physics*[J], 2010, 108(4): 044 908
- [21] Hu Yong(胡勇), Wang Liang(王梁), Li Juehui(李珺辉) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2018, 45(8): 62

Effects of Induced Lorentz Force on Fe Element Distribution in Laser Cladding Inconel 718 coatings

Wang Jiefeng^{1,2,3}, Ge Honghao^{1,2,3}, Xu Hanzong^{1,2,3}, Zhang Qunli^{1,2,3}, Yao Jianhua^{1,2,3}

(1. Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310023, China)

(2. Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou 310023, China)

(3. College of Mechanical Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310023, China)

Abstract: In order to study the effect of steady magnetic field on Fe element distribution in laser cladding Inconel 718 coatings, a three-phase mixed solidification model based on volume average method was established. The steady magnetic field was coupled into the laser cladding process to simulate the preparation of Inconel 718 coatings on 316L stainless steel. The 2D transient model, combined with heat and mass transfer, fluid flow and induced Lorentz force, was used to simulate the distribution of element in the laser cladding coatings and compared with the experimental results. The results show that the Fe element content in the cladding layer is uniform when no magnetic field is applied; however, the Fe element content in the cladding layer is uneven when the steady magnetic field is applied, and the Fe element content in the top of the cladding layer is lower than that in the bottom of the cladding layer. The simulation results are in good agreement with the experimental results, which proves the reliability of the calculation model. It also shows that the steady magnetic field can inhibit the flow of the molten pool, affect the heat and mass transfer of the moving molten pool, and ultimately change the element distribution in the laser cladding coating.

Key words: laser cladding; steady magnetic field; element distribution; numerical simulation

Corresponding author: Ge Honghao, Ph. D., Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310023, P. R. China, Tel: 0086-571-85290865, E-mail: gehh@zjut.edu.cn