

## 激光熔覆 316L 粉末多层堆积过程中熔覆层 Cr 元素分布机制研究

金宸宇<sup>1,2,3</sup>, 葛鸿浩<sup>1,2,3</sup>, 张亚周<sup>1,2,3</sup>, 董刚<sup>1,2,3</sup>, 张群莉<sup>1,2,3</sup>, 李琳<sup>4</sup>, 姚建华<sup>1,2,3\*</sup><sup>1</sup>浙江工业大学激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310014;<sup>2</sup>浙江工业大学机械工程学院, 浙江 杭州 310014;<sup>3</sup>高端激光制造装备省部共建协同创新中心, 浙江 杭州 310014;<sup>4</sup>英国曼彻斯特大学激光加工研究中心, 曼彻斯特 M139PL, 英国

**摘要** 为了研究激光熔覆 316L 粉末多层堆积过程中熔覆层的 Cr 元素分布机制,建立了一种基于体积平均法的三相熔化凝固模型,模拟多层激光熔覆过程中的熔池流动、传热和传质现象。对模拟结果与实验结果进行比较分析,验证了模型的可靠性。通过分析激光熔覆多层 316L 粉末过程中的温度场、流场以及元素分布的瞬态变化,以 Cr 元素作为粉末的示踪元素获得了熔覆层的元素分布机制。结果表明:由于 Marangoni 效应,熔池内形成了位于熔池前端的顺时针方向涡流和后端的逆时针涡流,熔池最大流速出现在熔池后端表面;在前三层熔覆过程中,随着层数增加,熔池表面温度梯度下降导致熔池最大流速减小,而在热积累作用下熔池体积明显增大,但熔池内部流态不发生改变。同时,第二、三层熔覆时熔覆层发生部分重熔,重熔区内的基体元素在熔池内被粉末元素再次稀释,导致粉末元素的含量在熔覆层内逐层上升,最终获得从基体元素向粉末元素过渡的熔覆层。

**关键词** 激光技术; 多层激光熔覆; 元素分布; 数值模拟

**中图分类号** TG174.4; TG111.4 **文献标志码** A

**DOI:** 10.3788/CJL221112

## 1 引言

激光再制造作为再制造工程的一个分支,是利用激光束对废旧零部件进行再制造处理的各种激光技术的统称,主要针对局部损伤及尺寸变化的零部件进行表面改性和结构尺寸恢复,从而提高零部件再制造后的服役性能<sup>[1]</sup>。激光熔覆作为一种激光再制造的重要方式,是指在基体表面利用高能量激光束熔化金属粉末,产生熔池使其与基体材料混合,达到提高材料表面性能的目的,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<sup>[2-3]</sup>。在实际生产中,单道熔覆层不能满足工业化生产中零部件的大面积修复需求,目前迫切需要多道多层的熔覆层。

国内外许多学者针对多层激光熔覆开展了大量研究。Liu 等<sup>[4]</sup>发现,在同一工艺参数下,即使单道熔覆层没有裂纹,多道熔覆后仍然可能出现裂纹,可以通过增加激光功率来消除裂纹。Korsmik 等<sup>[5]</sup>研究了多层激光熔覆过程中开裂的原因,提出了耐热镍合金修复涡轮叶片的激光粉末熔覆工艺建议。Huang 等<sup>[6]</sup>采用电磁场(EMF)辅助多层激光熔覆技术,可以减少激光

熔覆产生的涂层裂纹,在不改变熔覆层物相组成的情况下,利用电磁场可以使涂层中硬质相分布更加均匀。

以上学者主要通过实验的方法研究如何提高多层激光熔覆的熔覆层性能,但由于激光熔覆过程中的熔池是在极其短暂的时间内形成的,且熔池尺寸小,几乎无法精确地在实验过程中实现对熔池瞬时演变的实时监控<sup>[7-8]</sup>。随着计算机技术的发展,数值模拟在激光熔覆领域中的应用可以很好地解决这一问题,这为更好地研究激光熔覆这一多尺度、多物理场耦合的复杂过程<sup>[9]</sup>提供了一种重要且高效的手段<sup>[10]</sup>。

Gan 等<sup>[11]</sup>建立了镍基合金在铸铁上多层增材制造的三维模型,发现热行为和质量输运显著影响熔覆层的组织和性能,并在熔覆层底部发现了元素分布不均的现象。Duan 等<sup>[12]</sup>建立了三维凝固模型,探究了激光熔覆过程中熔池内部温度场及流场分布,考虑了激光束对熔池的冲击力作用,发现在涂层中部区域,Marangoni 流、热浮力流和反冲压力流相互交织,使元素分布比边界区更均匀。徐瀚宗等<sup>[13]</sup>建立了激光熔覆仿真模型,研究了工艺参数与熔覆层元素均匀性之间的关系,发现送粉率对元素平均浓度的影响最大。Song 等<sup>[14]</sup>通过数值模

收稿日期: 2022-08-08; 修回日期: 2022-09-12; 录用日期: 2022-11-15; 网络首发日期: 2022-11-21

基金项目: 国家自然科学基金重点项目(52035014)、浙江省“领雁”研发攻关计划(2022C01117)、浙江省公益技术应用研究项目(LGG20E050019)

通信作者: \*laser@zjutedu.cn

拟的方法,分析熔覆层的热历史、熔池的形成、对流形态和凝固形态,发现熔池在很短的时间内就能达到稳态,熔池内存在相当大的温度梯度和快速的圆形对流。Song 等<sup>[15]</sup>在单层激光熔覆的基础上,建立并验证了多层激光熔覆的数值模型,发现多层激光熔覆在热积累效应的影响下增强了熔体熔池的渗透效应,已经凝固的熔覆层被重新熔化,在 Marangoni 力驱动下,质量从下层向上层转移。目前尽管已有部分学者通过数值模拟的方法研究了激光熔覆过程中的熔池流动、传热传质等现象,但是关于多层激光熔覆中熔覆层的元素分布机制的研究鲜有报道。在激光熔覆过程中,由于基体与粉末元素含量不同,熔覆层的元素分布需要从基体元素向金属粉末元素过渡,通常熔覆层的元素组成越接近金属粉末,熔覆层性能就越好<sup>[16]</sup>。因此研究多层激光熔覆过程中的元素分布机理,对于掌控熔覆层元

素从基体元素向金属粉末元素过渡的规律,获得性能更加优异的熔覆层具有重大意义。

本文采用数值模拟方法,建立了基于体积平均法的固-液-气三相熔化凝固模型,结合实验验证,研究了在 45 钢基体上多层熔覆 316L 粉末时的熔池流动、温度场及 Cr 元素分布的变化过程,探究了激光熔覆 316L 粉末多层堆积过程中熔覆层元素的分布机制。

## 2 实验材料及工艺参数

图 1 所示为多层激光熔覆实验示意图,本实验采用 45 钢作为基板熔覆 316L 粉末,实验装置主要包括光纤耦合半导体激光器(波长为 900~1070 nm)、六自由度机械臂、双桶式送粉器和同轴送粉喷嘴。同时在激光熔覆过程中采用高纯氩气作为载体和保护气体,45 钢基板和 316L 粉末的化学成分如表 1 所示。

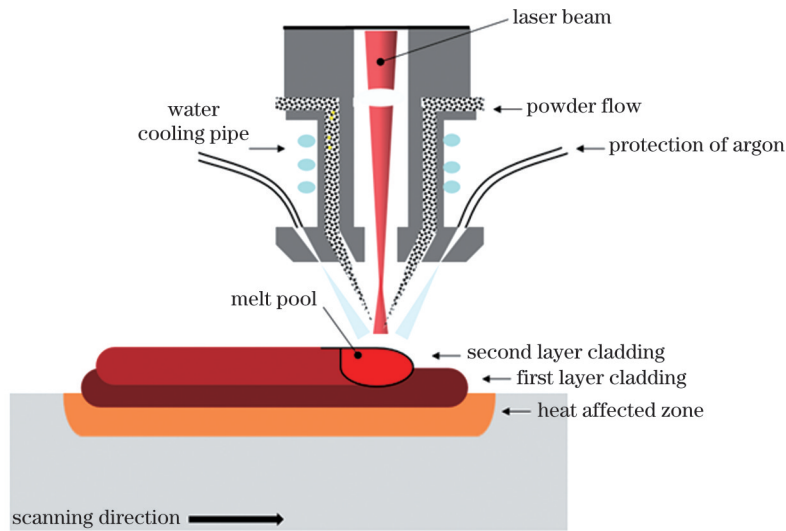


图 1 多层激光熔覆过程示意图

Fig. 1 Schematic of multilayer laser cladding process

表 1 45 钢和 316L 粉末的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 45 steel and 316L stainless steel powder

Material	Mass fraction / %						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
45 steel	0.45	0.20	0.60	-	-	-	Bal.
316L stainless steel powder	0.02	0.55	1.55	16.00	10.00	2.08	Bal.

实验主要工艺参数包括激光功率(1100 W),扫描速度(4 mm·s<sup>-1</sup>),送粉率(11.6 g·min<sup>-1</sup>),每层熔覆完成时机械臂的 z 轴抬升 0.86 mm。实验结束后,采用线切割方法将得到的试样垂直于激光扫描方向切开,得到试样的横截面,沿着激光扫描方向切开得到试样的纵截面,进行镶嵌、打磨、抛光制成金相试样,选用硝酸乙醇溶液腐蚀 60 s,用光学显微镜观察获得的试样横截面的金相图,使用能谱仪(EDS)进行点扫描,得到熔覆层纵截面的元素分布结果。

## 3 模型建立

### 3.1 模型基本假设与主要控制方程

本文建立了一个基于体积平均法的固-液-气三相熔化凝固模型,通过求解质量守恒方程、动量守恒方程、能量守恒方程、溶质守恒方程,模拟多熔覆层堆积过程中的熔池流动、传热传质等现象。模型主要假设<sup>[17-18]</sup>如下:

- 1) 熔覆使用的基材与粉末各向同性且均质;
- 2) 该模型仅考虑固( $f_c$ )、液( $f_l$ )、气( $f_g$ )三相,且固

相体积分数( $f_c$ )、液相体积分数( $f_l$ )、气相体积分数( $f_a$ )总和为 1,即  $f_c + f_l + f_a = 1$ ,其中液、气为流体相;

3) 假定熔池中的熔融金属为层流、不可压缩的牛顿流体;

4) 假定粉末金属以液相形式进入熔池;

5) 假定气相与其余两相没有质量和溶质传输,仅存在热量和动量交换;

6) 假设激光光束分布服从均匀分布;

7) 忽略凝固收缩,液相与固相密度视为定值。

质量守恒方程为

$$\begin{cases} \frac{\partial}{\partial t} (f_l \rho_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \mathbf{u}_l) = -M_{lc} + \dot{M} \\ \frac{\partial}{\partial t} (f_c \rho_c) = M_{lc} \end{cases}, \quad (1)$$

式中: $M_{lc}$ 为液相与固相之间的质量传输量,具体表达式为凝固时  $M_{lc} = \frac{\Delta f_l \rho_l}{\Delta t}$ ,熔化时  $M_{lc} = \frac{\Delta f_c \rho_l}{\Delta t}$ ,其中, $\Delta f_l$ 和  $\Delta f_c$ 分别为液相和固相的体积分数变化值, $\Delta t$ 为时间变化值; $\dot{M}$ 为粉末颗粒沉积引起的质量源项; $\rho_l$ 为液相密度; $\rho_c$ 为固相密度; $\mathbf{u}_l$ 为液相流速; $t$ 为时间。

动量守恒方程为

$$\begin{cases} \frac{\partial}{\partial t} (f_l \rho_l \mathbf{u}_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \mathbf{u}_l \otimes \mathbf{u}_l) = -f_l \nabla P + \nabla \cdot \boldsymbol{\tau}_l + f_l \rho_l \mathbf{g} - U_{lc} - U_{la} + F_M \\ \frac{\partial}{\partial t} (f_a \rho_a \mathbf{u}_a) + \nabla \cdot (f_a \rho_a \mathbf{u}_a \otimes \mathbf{u}_a) = -f_a \nabla P + \nabla \cdot \boldsymbol{\tau}_a + f_a \rho_a \mathbf{g} + U_{la} + U_{ca} \end{cases}, \quad (2)$$

式中: $U_{lc}$ 、 $U_{la}$ 和  $U_{ca}$ 是三相间的总动量交换率<sup>[19]</sup>; $\mathbf{u}_a$ 为气相流速; $P$ 为压力; $\boldsymbol{\tau}_l$ 和  $\boldsymbol{\tau}_a$ 分别为液相和气相应力-应变张量; $\rho_a$ 为气相密度; $\mathbf{g}$ 为重力加速度。通过求解 Navier-Stokes 方程获得液相和气相的运动速度,将 Marangoni 力作为动量源项  $F_M$  加载到液相的动量守恒

方程中,具体表达式为  $F_M = \nabla T_l \frac{\partial \gamma}{\partial T}$ ,其中, $\nabla T_l$ 是熔池表面液相的温度梯度, $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ 是表面张力的温度系数。

能量守恒方程为

$$\begin{cases} \frac{\partial}{\partial t} (f_l \rho_l h_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \mathbf{u}_l h_l) = \nabla \cdot (f_l k_l \nabla T_l) - Q_{lc} - Q_{la} + \dot{Q}_l \\ \frac{\partial}{\partial t} (f_c \rho_c h_c) = \nabla \cdot (f_c k_c \nabla T_c) + Q_{lc} - Q_{ca} + \dot{Q}_c \\ \frac{\partial}{\partial t} (f_a \rho_a h_a) + \nabla \cdot (f_a \rho_a \mathbf{u}_a h_a) = \nabla \cdot (f_a k_a \nabla T_a) + Q_{la} + Q_{ca} \end{cases}, \quad (3)$$

式中: $Q_{lc}$ 、 $Q_{la}$ 和  $Q_{ca}$ 是三相之间的总的能量交换<sup>[20]</sup>; $h_a$ 是气相焓值; $h_l$ 是液相焓值; $h_c$ 是固相焓值; $k_a$ 是气相热导率; $k_l$ 是液相热导率; $k_c$ 是固相热导率; $T_l$ 是液相温度; $T_c$ 是固相温度; $T_a$ 是气相温度; $\dot{Q}_l$ 和  $\dot{Q}_c$ 是由相体积分数决定的激光热输入量。实验中激光束为平顶激光,为了接近实验过程,模型中同样使用平顶激光束,激光能量在能量吸收域中均匀分布。

热源模型表达式为

$$q(r) = \frac{P_1 \alpha}{\pi r^2}, \quad (4)$$

式中: $P_1$ 为激光功率; $\alpha$ 为激光能量吸收率,根据实验结果计算获得; $r$ 为激光半径。

溶质守恒方程为

$$\begin{cases} \frac{\partial}{\partial t} (f_l \rho_l c_l^i) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \mathbf{u}_l c_l^i) = -C_{lc}^i + \dot{C}^i \\ \frac{\partial}{\partial t} (f_c \rho_c c_c^i) = C_{lc}^i \end{cases}, \quad (5)$$

式中: $i$ 代表 C、Cr、Ni、Mo 和 Mn 元素; $C_{lc}^i$ 是溶质  $i$  在液相和固相之间的交换量,凝固时  $C_{lc}^i$  等于  $c_l^i \cdot M_{lc}$ ,重

熔时  $C_{lc}^i$  等于  $c_c^i \cdot M_{lc}$ ; $c_l^i$ 是液相中溶质  $i$  的浓度; $c_c^i$ 是固相中溶质  $i$  的浓度; $\dot{C}^i$ 是粉末颗粒沉积导致溶质  $i$  增加的源项。

佩克莱特数  $P_e = \frac{vL}{\alpha'}$  可以用来表示对流与扩散的

相对比例,其中  $L$  为特征长度,此处取熔池半径, $v$  为流速, $\alpha'$  为特征扩散系数。当  $P_e$  数增大,输运量中扩散运输的比例减少,对流运输的比例增大。当  $P_e > 1$  时,熔池中的对流在溶质传输中起到主要作用。经计算当熔池稳定时,最大流速  $u_{max}$  达到  $0.1 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$  以上,此时  $P_e$  远大于 1,因此在激光熔覆过程中,溶质传输主要由熔池流动主导。

### 3.2 物理模型及计算域演变

本文采用尺寸为  $30 \text{ mm} \times 13 \text{ mm}$  的二维网格,上方参与传质计算的网格大小为  $0.2 \text{ mm} \times 0.1 \text{ mm}$ ,下方不参与传质计算的网格大小为  $0.2 \text{ mm} \times 0.5 \text{ mm}$ 。计算域网格分布及边界条件如图 2 所示,其中  $T_w$  为外界环境温度, $H$  为边界换热系数。仿真计算使用的主要材料的热物性参数如表 2 所示。

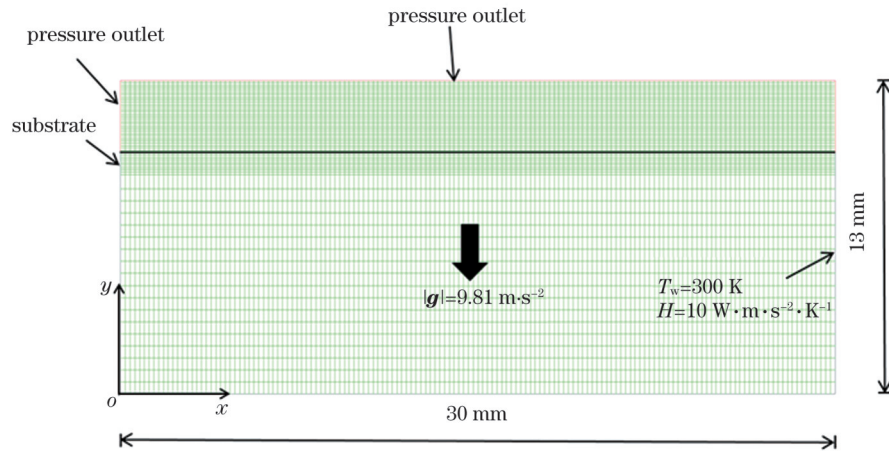


图 2 计算域网格分布及边界条件示意图

Fig. 2 Grid distribution and boundary conditions of computational domain

表 2 仿真计算时所使用的材料的热物性参数<sup>[21]</sup>

Table 2 Thermophysical parameters of materials used in simulation calculation<sup>[21]</sup>

Parameter	Value
Reference density / (kg·m <sup>-3</sup> )	8000
Specific heat / (J·kg <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	500
Melting point / K	1805.15
Thermal conductivity of solid / (W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	19.2
Effective thermal conductivity of liquid / (W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	209.2
Latent heat / (J·kg <sup>-1</sup> )	250000
Viscosity / (kg·m <sup>-1</sup> ·s <sup>-1</sup> )	0.0042
Temperature coefficient of surface tension / (N·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	-4.3 × 10 <sup>-4</sup>
Volume heat-transfer coefficient / (N·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )	1.0 × 10 <sup>9</sup>

如图 3 所示,在激光熔覆过程中定义了 5 个独立的仿真计算域,即空气域、激光束域、粉末沉积域、基体域、能量吸收域。激光束域随着时间匀速前进,并在每层扫描完成后消失,每层扫描时间为 5 s,层间停光时间为 3 s,经过 3 s 后重新出现在扫描起点进行下一层

的扫描。质量的增加只发生在粉末沉积域,热量的输入发生在能量吸收域。粉末沉积域的网格开始由气相充满,随着质量的不断增加,网格内的气相体积分数不断减小。当气相体积分数小于 0.1% 时,网格移位到激光能量吸收域,下方原来的能量吸收域网格移位到

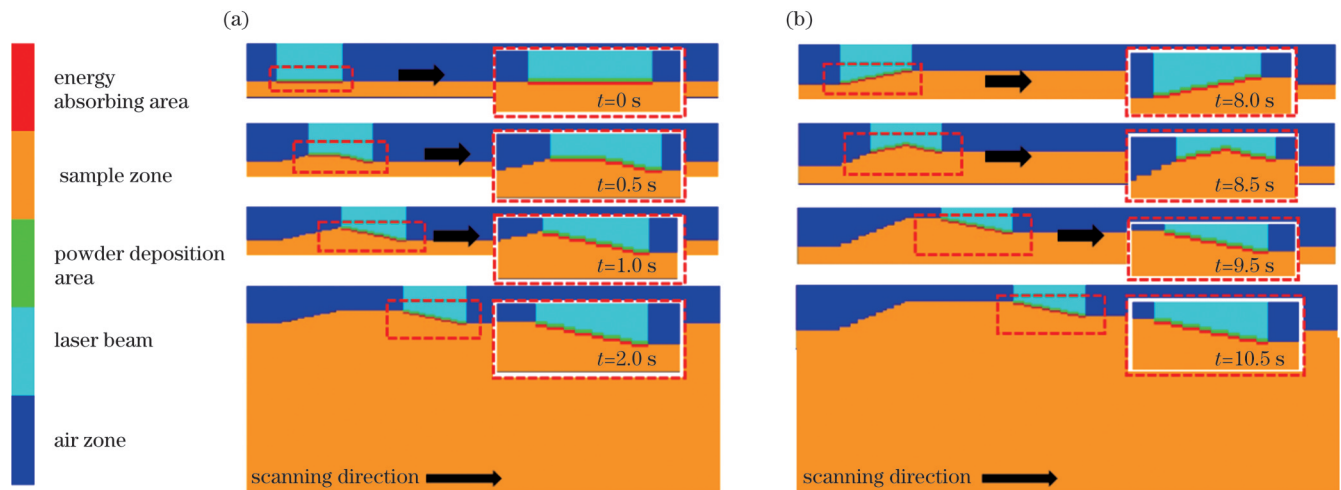


图 3 多层激光熔覆计算域演变。(a)第一层;(b)第二层

Fig. 3 Evolution of computational domain of multilayer laser cladding. (a) First layer; (b) second layer

基体域,上方空气域的网格移位到粉末沉积域,以此完成计算域的更新,最终模拟激光熔覆形成熔覆层的过程。

## 4 模型验证及仿真结果

### 4.1 模型验证

选取激光功率为 1100 W、扫描速度为  $4 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 、

送粉率为  $11.6 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ 、每层扫描时间为 5 s、层间停光时间为 3 s 的工艺参数,建立多层激光熔覆仿真模型,并将仿真结果与实验结果进行对比。第一层熔池形貌模拟与实验误差如图 4 所示:熔高误差为 5.81%,熔深误差为 3.23%。第二层熔池形貌误差如图 5 所示:熔高误差为 2.33%,熔深误差为 3.23%。模拟结果与实验结果基本一致。

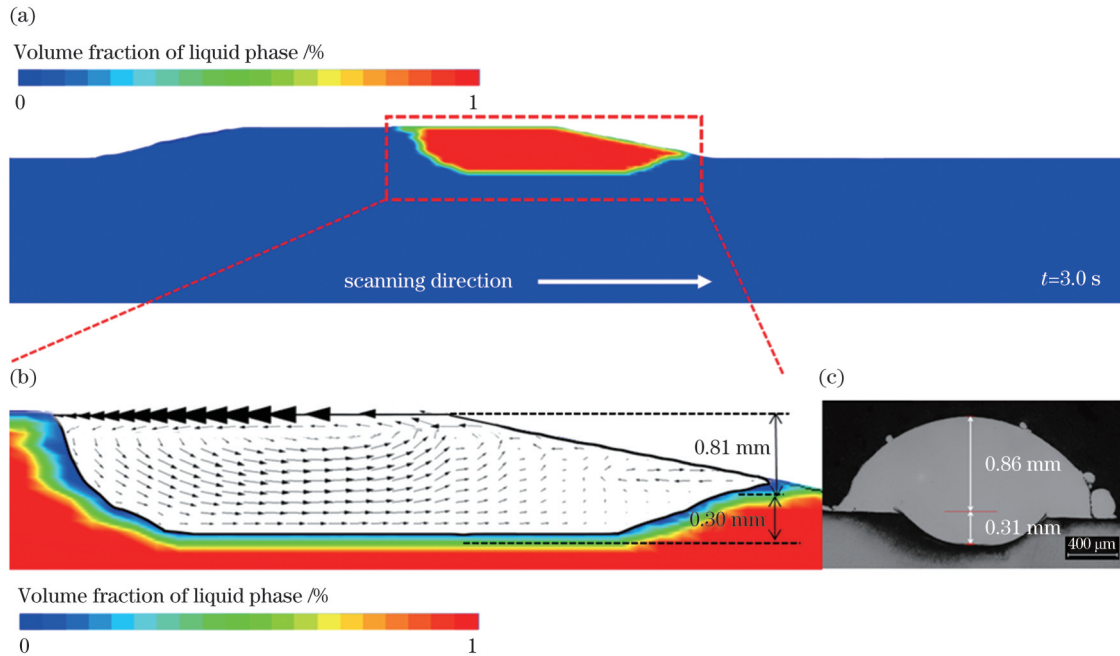


图 4 第一层熔池形貌的模拟与实验结果对比。(a) $t=3.0 \text{ s}$ 时的熔池形貌;(b)熔池尺寸及内部流场;(c)熔覆层金相图

Fig. 4 Comparison between simulation and experimental results of first-layer molten pool morphology. (a) Molten pool morphology at  $t=3.0 \text{ s}$ ; (b) size and internal flow field of molten pool; (c) metallography of laser cladding layer

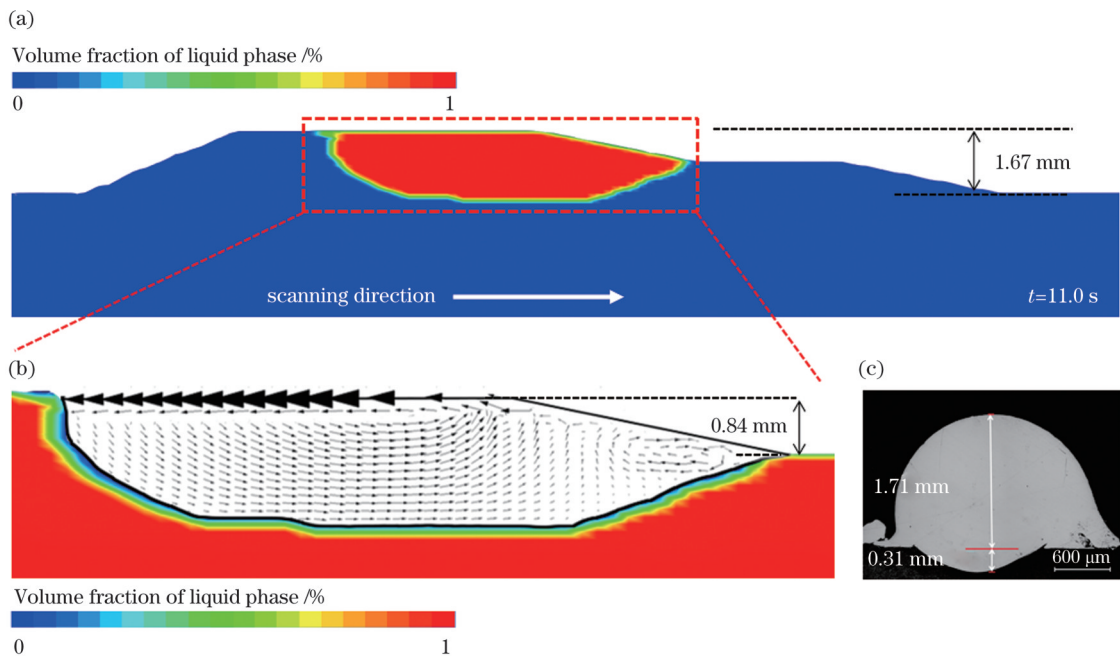


图 5 第二层熔池形貌的模拟与实验结果对比。(a) $t=11.0 \text{ s}$ 时的熔池形貌;(b)熔池尺寸及内部流场;(c)熔覆层金相图

Fig. 5 Comparison between simulation and experiment results of second-layer molten pool morphology. (a) Molten pool morphology at  $t=11.0 \text{ s}$ ; (b) size and internal flow field of molten pool; (c) metallography of laser cladding layer

选择 316L 粉末中含量较高但在 45 钢中不存在的 Cr 元素作为示踪元素,通过比较模拟与实验结果中的 Cr 元素分布来验证当前的三相模型。如图 6 所示,分别取模拟结果中第一层、第二层 y 方向的 Cr 元素分布与实验结果进行对比,具体位置如图 6(b)、(e) 所示。根据模拟结果,在图 6(d) 中划分出第一层未重熔区和第二熔覆层区域。结果

表明,第一层熔覆后实验中熔覆层 Cr 元素的质量分数均值为 0.074,模拟中熔覆层 Cr 元素的质量分数均值为 0.077,第二层熔覆后实验中熔覆层 Cr 元素的质量分数均值为 0.091,模拟中熔覆层 Cr 元素的质量分数均值为 0.089,模拟结果与实验结果吻合较好。结合熔池形貌,可以证明当前三相模型可靠。

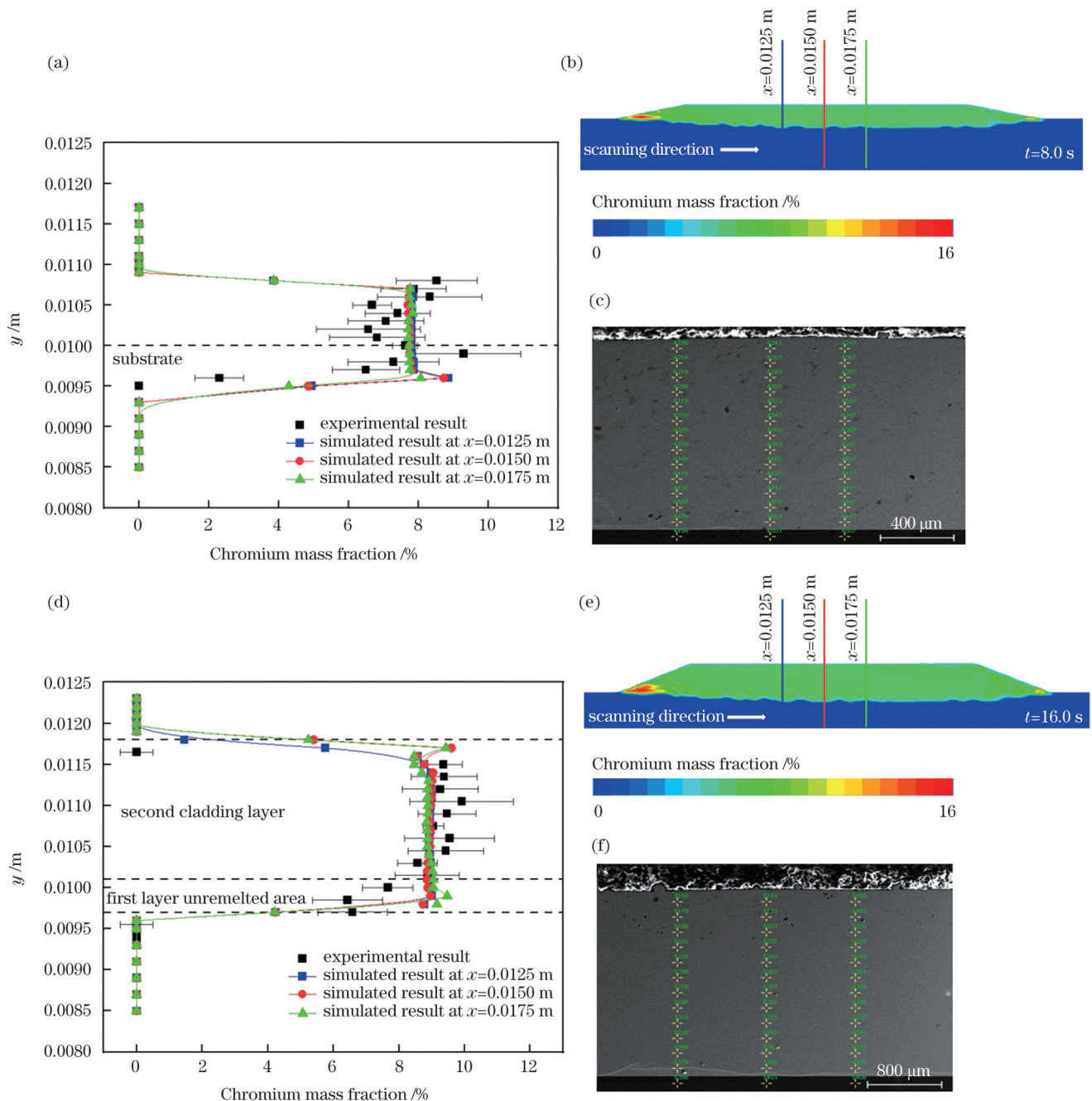


图 6 熔覆后 Cr 元素分布的模拟结果与实验结果对比。(a) 第一层结果;(b) 第一层 Cr 元素的质量分数仿真结果;(c) 第一层 EDS 点扫描位置;(d) 第二层结果;(e) 第二层 Cr 元素的质量分数仿真结果;(f) 第二层 EDS 点扫描位置

Fig. 6 Comparison between simulation and experimental results of Cr element distribution after cladding. (a) Results for first layer; (b) simulation result of Cr element mass fraction in first layer; (c) EDS point scanning positions in first layer; (d) results for second layer; (e) simulation result of Cr element mass fraction in second layer; (f) EDS point scanning positions in second layer

4.2 温度场及熔池形貌对比分析

激光熔覆过程中的热行为对熔池的形貌有决定性作用<sup>[22]</sup>, 多层激光熔覆的温度场演变如图 7 所示, 熔池轮廓已用  $f_i=0.5$  的等值线表示,  $T_{max}$  代表对应时刻的最高温度。

如图 7(a)~(d) 所示, 在激光熔覆过程中, 基体与粉末不断吸收热量, 温度快速升高并在  $t=0.5$  s 时形成较小熔池, 随着激光束的移动, 熔池不断增大并在  $t=2.0$  s 时达到稳定, 此时第一层熔覆的最高温度稳定在 1869 K。第一层熔覆后基体与熔覆层在

3.0 s 的停光时间中温度不断下降, 如图 7(e) 所示, 当  $t=8.5$  s 时在基体与熔覆层后端可以观察到 818 K 的残余温度, 在激光束作用下熔覆层前端出现熔池并且最高温度达到 1837 K, 形成“W”形的温度场分布。如图 7(i) 所示, 当  $t=16.5$  s 时可以观察到 980 K 的残余温度, 相比图 7(e) 中的 818 K 上升了 162 K。第三层熔覆时的最高温度达 1880 K, 相比第一层、第二层熔覆时的最高温度变化不大。熔池后端上表面的温度梯度数值表达式为  $G = \frac{\Delta T_x}{\Delta x}$ , 其中,  $\Delta x$  为熔

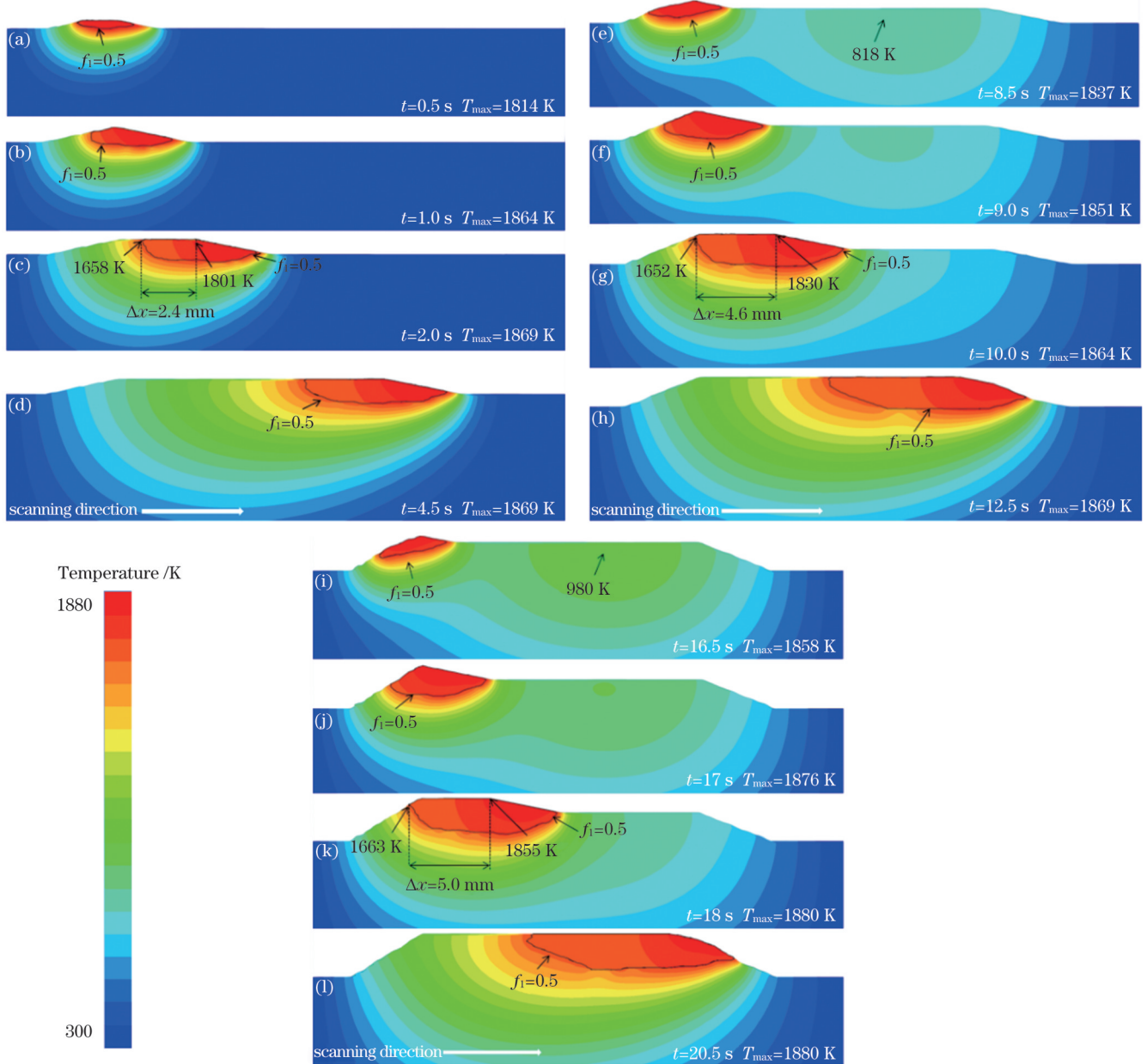


图 7 多层激光熔覆过程中的温度场和熔池演变过程。(a)  $t=0.5$  s; (b)  $t=1.0$  s; (c)  $t=2.0$  s; (d)  $t=4.5$  s; (e)  $t=8.5$  s; (f)  $t=9.0$  s; (g)  $t=10.0$  s; (h)  $t=12.5$  s; (i)  $t=16.5$  s; (j)  $t=17.0$  s; (k)  $t=18.0$  s; (l)  $t=20.5$  s

Fig. 7 Temperature fields and molten pool evolutions during multilayer laser cladding. (a)  $t=0.5$  s; (b)  $t=1.0$  s; (c)  $t=2.0$  s; (d)  $t=4.5$  s; (e)  $t=8.5$  s; (f)  $t=9.0$  s; (g)  $t=10.0$  s; (h)  $t=12.5$  s; (i)  $t=16.5$  s; (j)  $t=17.0$  s; (k)  $t=18.0$  s; (l)  $t=20.5$  s

池上表面前端和后端之间的距离,  $\Delta T_x$  为熔池上表面前端和后端之间的温度差。计算可得第一层熔池上表面的温度梯度数值  $G_1=59.58 \text{ K}\cdot\text{mm}^{-1}$ 。同理, 由图 7(g) 可得第二层熔池上表面的温度梯度数值  $G_2=38.70 \text{ K}\cdot\text{mm}^{-1}$ , 由图 7(k) 可得第三层熔池上表面的温度梯度数值  $G_3=38.40 \text{ K}\cdot\text{mm}^{-1}$ 。因为  $G_1>G_2>G_3$ , 前三层熔覆过程中熔池表面的温度梯度数值逐层下降。

热积累作用导致熔覆时熔池的渗透效应增强<sup>[23]</sup>,

在激光束移动的过程中, 形成更大的熔池。结合图 8(a)、(b) 可以发现, 第二层熔池相比第一层熔池长度增加了 33.3%, 熔深增加了 176.7%。第三层熔池相比第二层进一步增大, 比较图 8(b)、(c) 可以得出, 熔池长度增加了 8%, 熔深增加了 45.9%。第一层、第二层、第三层的熔池形貌在高度上几乎没有变化, 证明多层激光熔覆时的热积累作用对熔池的熔高几乎没有影响, 对熔池长度有很大影响, 对熔深的影响最大。后续将在三维模型中验证熔池宽度变化。

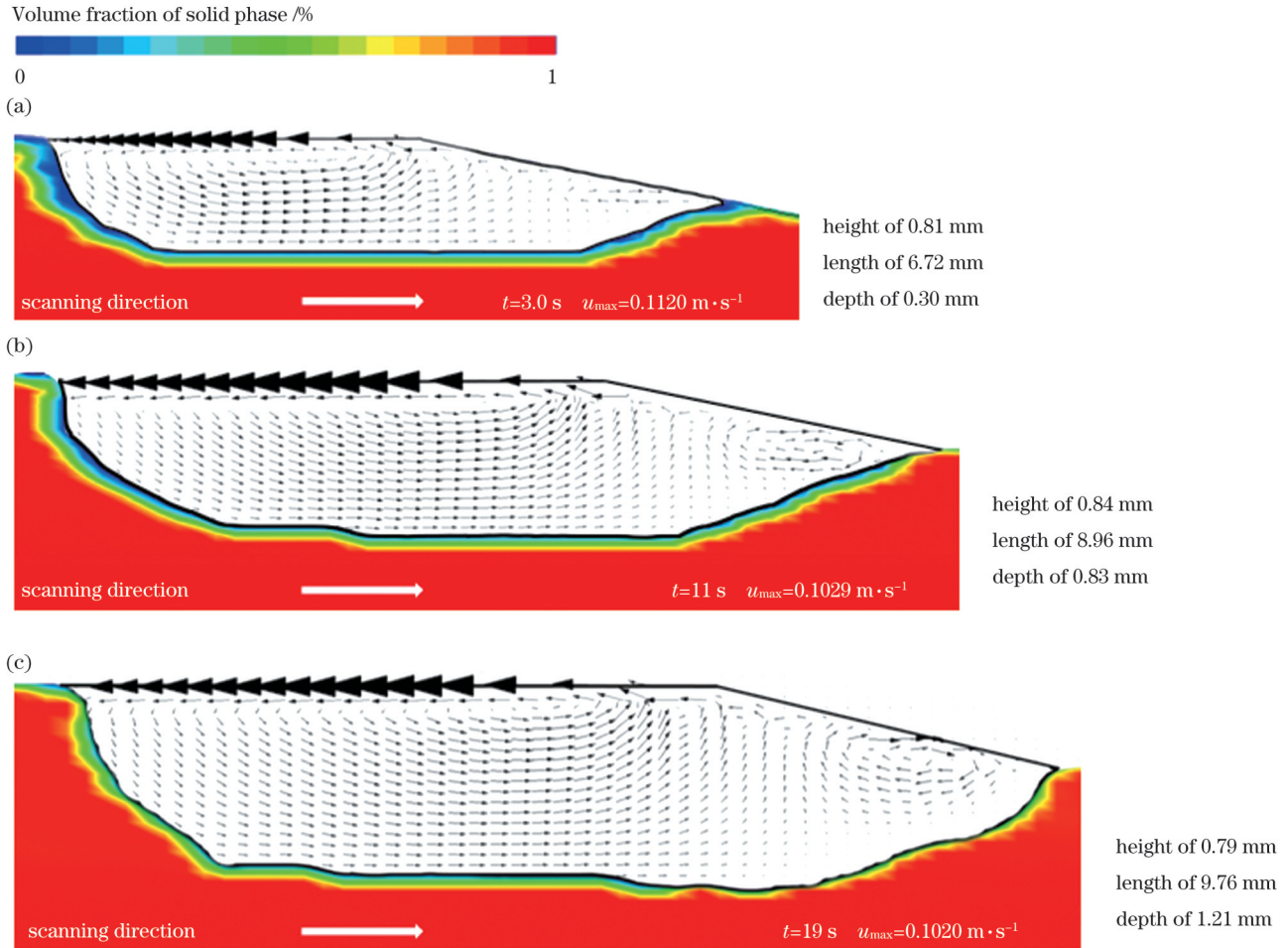


图 8 多层激光熔覆时熔池流场的对比。(a) 第一层流场; (b) 第二层流场; (c) 第三层流场

Fig. 8 Comparison of flow fields in molten pool during multilayer laser cladding. (a) Flow field in first layer; (b) flow field in second layer; (c) flow field in third layer

熔池内部的流态如图 8 所示, 熔池内均有位于前端的顺时针涡流和位于熔池后端的逆时针涡流<sup>[24]</sup>。熔池中的最大流速出现在熔池后部表面, 第一层熔覆时的最大流速为  $u_{\max}=0.1120 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , 第二层熔覆时  $u_{\max}=0.1029 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , 第三层熔覆时  $u_{\max}=0.1020 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 。熔池的最大流速在前三层中随层数的增加略有降低, 这是熔池内温度梯度的下降导致的。

### 4.3 溶质分布对比分析

熔覆层中的 Cr 元素可以作为 316L 粉末的示踪元素, 多层激光熔覆过程中 Cr 元素分布的演变如图 9 所

示。  $t=1.0 \text{ s}$  时基体温度尚未达到熔点, 故在此区域可以观察到较高的 Cr 元素质量分数。在  $t=4.5 \text{ s}$  时熔池已达到稳定, 基体元素在 Marangoni 力等的作用下进入熔池并与粉末元素混合, 在熔池后方可以观察到 Cr 元素分布的稳定区域。而在  $t=8.0 \text{ s}$  时熔覆层完全凝固, 熔池消失, 元素分布稳定, 且由于较低的扫描速度, 元素分布较为均匀。如图 9(b)、(c) 所示, 熔覆第二层时, 随着熔池移动, 相比第一层, 在熔池后端的稳定区域有较高的 Cr 元素含量, 熔覆第三层时熔池后端稳定区域的 Cr 元素含量比第二层略高。将图 9(c) 中熔覆



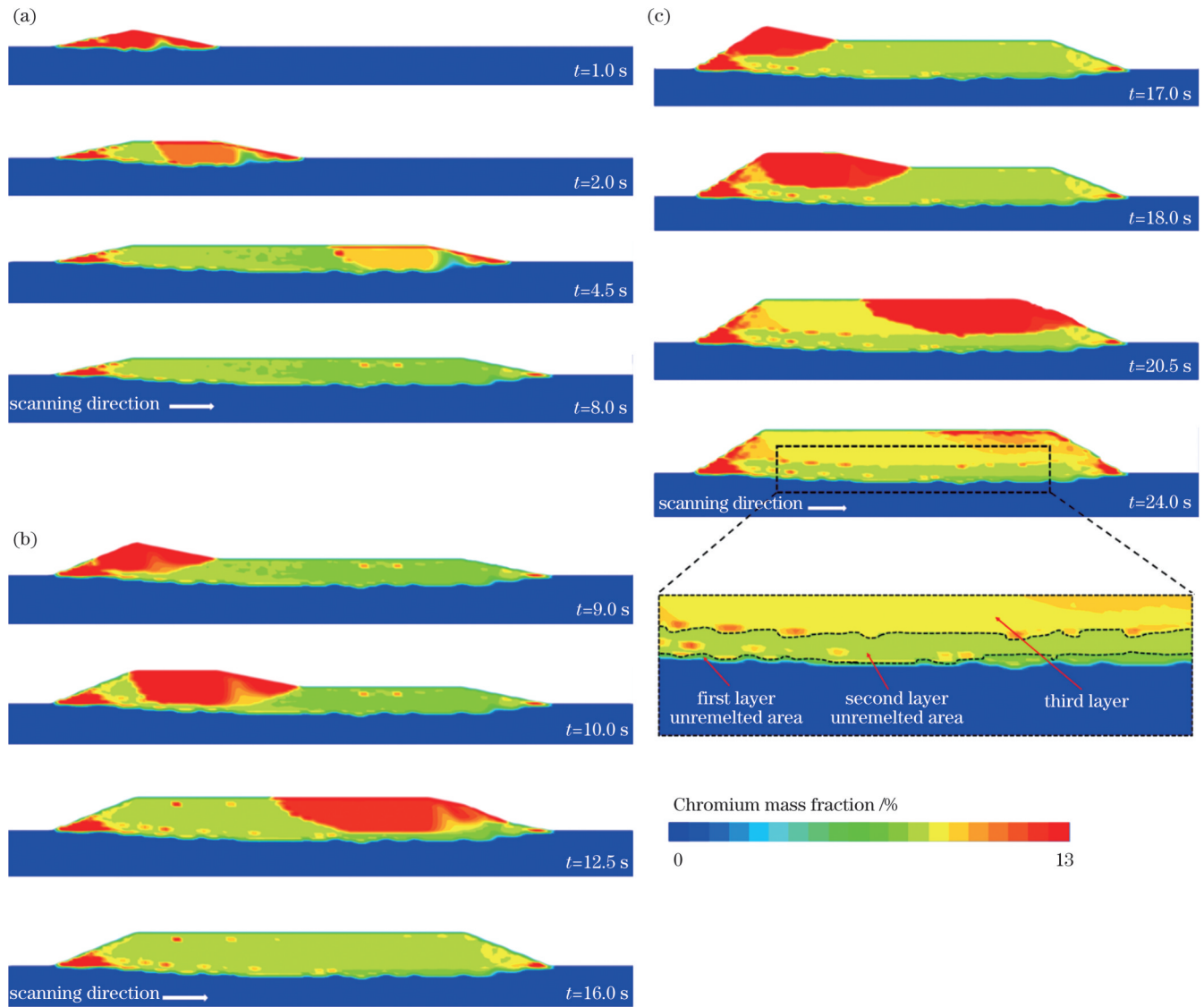


图9 多层激光熔覆时不同时刻Cr元素分布的仿真结果。(a)第一层;(b)第二层;(c)第三层及第三层局部放大图

Fig. 9 Simulation results of Cr element distributions during multilayer laser cladding at different moments. (a) First layer; (b) second layer; (c) third layer and local enlargement of third layer

层底部区域放大后可以看到Cr元素浓度存在分层现象,且在层间分界面处出现少量的Cr元素富集区域,其中第一层未重熔区域、第二层未重熔区域和第三层区域已标出。

在 $t=8.0$  s时第一层经过3.0 s的冷却时间,熔池完全凝固,熔覆层的元素分布稳定,此时 $y$ 为0.0098、0.0100、0.0102、0.0104、0.0106 m处沿 $x$ 方向的Cr元素分布如图10(a1)、(a2)所示,可以发现Cr元素质量分数在0.0766~0.0819之间,在稳定区域中实现了相对均匀的分布。当 $t=16.0$  s时,第二层完全凝固, $y$ 为0.0097、0.0101、0.0105、0.0109、0.0113 m处沿 $x$ 方向的Cr元素分布如图10(b1)、(b2)所示,可以观察到第二层的Cr元素质量分数在0.0807~0.0839之间,而在第一层的未重熔区域 $y=0.0097$  m处,Cr元素质量分数

在0.0770~0.0800之间。当 $t=24.0$  s时,第三层熔覆完成并经过3.0 s的冷却时间, $y$ 为0.0097、0.0103、0.0109、0.0115、0.0121 m处沿 $x$ 方向的Cr元素分布如图10(c1)、(c2)所示,可以观察到第三层的Cr元素质量分数在0.0856~0.0913之间,第二层未重熔区域的Cr元素质量分数在0.0809~0.0843之间,第一层未重熔区域Cr元素质量分数在0.0770~0.0800之间。在稳定区域,Cr元素质量分数在熔覆层内呈阶梯式上升,每层上升约0.004,呈现一定规律性。在图10(b1)、(b2)、(c1)、(c2)中都可以观察到层间分界面处出现的少量Cr元素富集区域,富集区域的Cr元素质量分数上升了约0.002。图10(c1)、(c2)中熔覆层后端Cr元素浓度不均现象是当激光束作用在熔覆层后端的斜面上时熔池流态发生改变导致的。

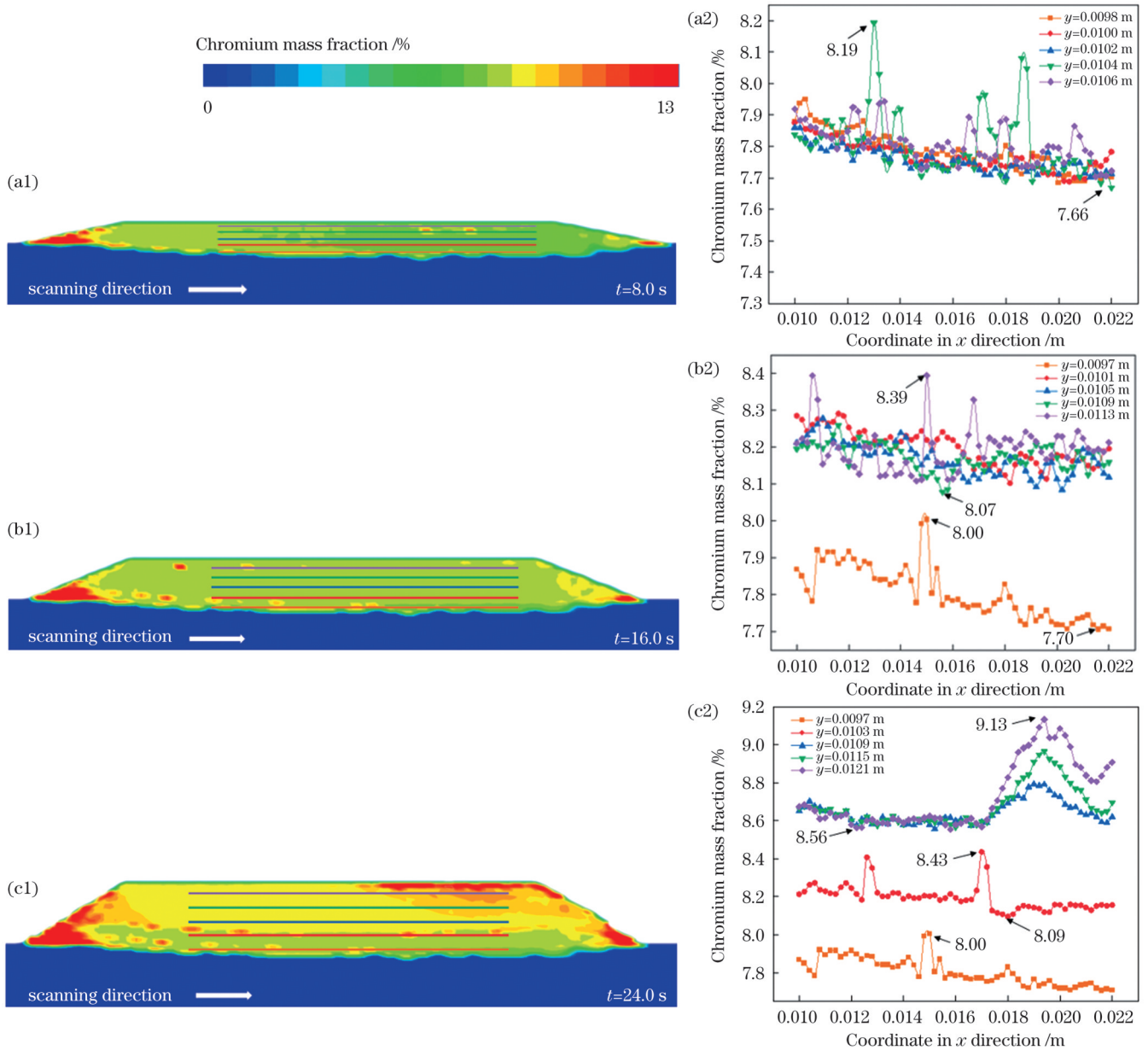


图 10 熔覆层不同位置处的 Cr 元素分布模拟结果。(a1)(a2) 第一层熔覆后; (b1)(b2) 第二层熔覆后; (c1)(c2) 第三层熔覆后  
 Fig. 10 Simulation results of Cr element distribution at different positions of cladding layer. (a1)(a2) First layer after cladding;  
 (b1)(b2) second layer after cladding; (c1)(c2) third layer after cladding

#### 4.4 熔覆层元素分布机制分析

在激光熔覆 316L 粉末多层堆积过程中, 第一层熔覆时由于熔池中心位置在激光作用下温度较高, 熔池周围的基体温度较低, 形成了熔池前端的顺时针涡流和其余部分的逆时针涡流, 如图 11(a) 所示, 基体元素在 Marangoni 力的作用下进入熔池并与粉末元素混合。

熔覆进行到图 11(b) 所示的第二层时, 第一层在激光作用下重熔, 但在第一层底部留有未重熔区。第二层粉末元素与第一层重熔区内的元素混合, 基体元素进入熔池中被稀释, 熔覆层元素相比图 11(a) 中的第一层更加接近粉末元素。同时熔池体积在热积累的作用下增大, 主要表现在熔池深度和长度上, 熔池

内的最大流速出现在熔池后端表面, 由于第二层的熔池表面的温度梯度相比第一层下降明显, 最大流速降低。

熔覆进行到图 11(c) 所示的第三层时, 粉末元素进入熔池与第二层重熔区内的元素混合。因为第三层中的基体元素来自第二层的重熔区, 所以第三层中的基体元素含量比第二层更少。第三层元素分布进一步向粉末元素过渡, 在热积累的作用下, 熔池尺寸继续增大。第三层熔覆后, 粉末元素在熔覆层内呈阶梯式上升, 熔覆层元素分布从基体元素向粉末元素过渡。

后续将继续研究工艺参数对熔覆层内粉末元素含量阶梯式上升规律的影响, 控制熔覆层内的粉末元素

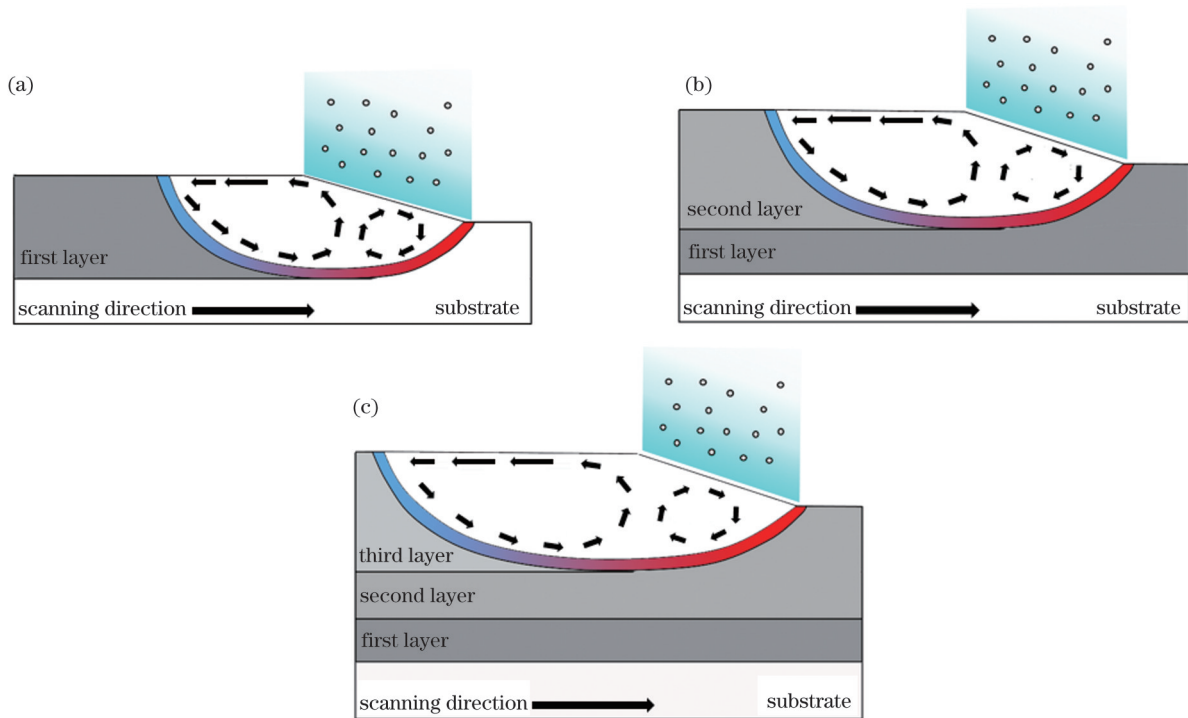


图 11 多层激光熔覆机理示意图。(a)第一层熔覆；(b)第二层熔覆；(c)第三层熔覆

Fig. 11 Schematics of multilayer laser cladding mechanism. (a) First layer cladding; (b) second layer cladding; (c) third layer cladding

含量的阶梯式上升速度,调控多层激光熔覆的熔覆层性能。

## 5 结 论

为了研究在 45 钢基体上熔覆多层 316L 粉末过程中的 Cr 元素分布机制,建立了多层激光熔覆的三相熔化凝固模型,模拟了激光熔覆第一、第二、第三层过程中的熔池流动、温度场及 Cr 元素分布的变化过程,探究了多层激光熔覆过程中层间的相互作用机理。主要结论如下:

1) 通过对比模拟与实验得到的第一层、第二层的熔池形貌与 Cr 元素分布结果,验证了模型的可靠性。结果显示,第一层熔高误差为 5.81%,熔深误差为 3.23%,第二层熔高误差为 2.33%,熔深误差为 3.23%。熔池形貌误差较小,且实验与模拟得到的熔覆层 Cr 元素分布结果吻合较好,证明了当前数值模型的可靠性。

2) 在多层激光熔覆的前三层中,每层熔池内均存在 Marangoni 效应引起的熔池前端的顺时针涡流和熔池后端的逆时针涡流,熔池在热积累作用下长度和深度明显增加,熔池后端表面的温度梯度  $G_1 > G_2 > G_3$ ,温度梯度的下降导致最大流速减小。

3) 在第二层、第三层熔覆时,原熔覆层部分重熔,重熔区内的元素进入熔池中被粉末元素稀释,导致熔覆层元素不断从基体元素向粉末元素过渡,选择 Cr 元素作为粉末元素的示踪元素,Cr 元素质量分数在熔覆层内随高度呈阶梯式上升,每层上升了约 0.004,且在

重熔区与未重熔区的界面附近容易出现 Cr 元素的富集,富集区域 Cr 元素质量分数上升了约 0.002。

## 参 考 文 献

- [1] 董世运, 闫世兴. 激光再制造技术发展现状与前景展望[J]. 表面工程与再制造, 2021, 21(6): 17-26.  
Dong S Y, Yan S X. Development status and prospect of laser remanufacturing technology[J]. Surface Engineering & Remanufacturing, 2021, 21(6): 17-26.
- [2] 姚建华. 激光表面改性技术及其应用[M]. 北京: 国防工业出版社, 2012.  
Yao J H. Laser surface modification technology and application [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012.
- [3] 殷建涛, 卫军, 杨金. 激光表面改性技术及其应用综述[J]. 特种设备安全技术, 2020(3): 63-64.  
Yin J T, Wei J, Yang J. Review of laser surface modification technology and its application[J]. Safety Technology of Special Equipment, 2020(3): 63-64.
- [4] Liu H, Chen P J, Yang H F, et al. Processing window and microstructure of NiCoCrAlY coating deposited on cast iron using multilayer laser cladding[J]. Journal of Spectroscopy, 2019, 2019: 9308294.
- [5] Korsmik R, Klimova-Korsmik O, Valdaytseva E, et al. Investigation of cracking causes during multi-pass laser cladding of heat-resistant single crystal nickel alloy[J]. Procedia CIRP, 2020, 94: 314-319.
- [6] Huang L, Zhou J Z, Xu J L, et al. Microstructure and wear resistance of electromagnetic field assisted multi-layer laser clad Fe901 coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 395: 125876.
- [7] 罗佳勤, 朱刚贤, 李加强, 等. 激光熔覆熔池温度场及流场数值模拟研究进展[J]. 表面技术, 2023, 52(4): 67-84.  
Luo J Q, Zhu G X, Li J Q, et al. Progress in numerical simulation of temperature field and flow field in laser cladding pool[J]. Surface Technology, 2023, 52(4): 67-84.
- [8] 李梓洵, 何秀丽, 虞钢, 等. Ni/304SS 激光传导焊接中 Fe 元素分布的参数化研究[J]. 中国激光, 2021, 48(18): 1802013.

- Li Z X, He X L, Yu G, et al. Parametric study of Fe element distribution in laser conduction welding of Ni/304SS[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(18): 1802013.
- [9] 张曹伟, 葛鸿浩, 方豪, 等. 溶质再分配系数对激光熔覆溶质分布的影响[J]. 中国激光, 2022, 49(2): 0202012.  
Zhang C W, Ge H H, Fang H, et al. Effect of solute redistribution coefficient on solute distribution in laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(2): 0202012.
- [10] 袁庆龙, 冯旭东, 曹晶晶, 等. 激光熔覆技术研究进展[J]. 材料导报, 2010, 24(3): 112-116.  
Yuan Q L, Feng X D, Cao J J, et al. Research progress in laser cladding technology[J]. Materials Review, 2010, 24(3): 112-116.
- [11] Gan Z T, Yu G, He X L, et al. Numerical simulation of thermal behavior and multicomponent mass transfer in direct laser deposition of Co-base alloy on steel[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, 104: 28-38.
- [12] Duan S Y, Zhan X H, Wu M Y, et al. Analysis of elements non-uniform distribution of FeCoCrNi high-entropy alloy coatings on Ti-6Al-4V surface by laser cladding[J]. Metals and Materials International, 2021, 27(3): 467-480.
- [13] 徐瀚宗, 葛鸿浩, 王杰锋, 等. 工艺参数对 316L 不锈钢激光熔覆层中 Cr 元素分布的影响[J]. 中国激光, 2020, 47(12): 1202004.  
Xu H Z, Ge H H, Wang J F, et al. Effects of process parameters upon chromium element distribution in laser-cladded 316L stainless steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202004.
- [14] Song B X, Yu T B, Jiang X Y, et al. Development mechanism and solidification morphology of molten pool generated by laser cladding[J]. International Journal of Thermal Sciences, 2021, 159: 106579.
- [15] Song B X, Yu T B, Jiang X Y, et al. Development of the molten pool and solidification characterization in single bead multilayer direct energy deposition[J]. Additive Manufacturing, 2022, 49: 102479.
- [16] 赵聪硕, 邢志国, 王海斗, 等. 铁碳合金表面激光熔覆的研究进展[J]. 材料导报, 2018, 32(3): 418-426.  
Zhao C S, Xing Z G, Wang H D, et al. Advances in laser cladding on the surface of iron carbon alloy matrix[J]. Materials Review, 2018, 32(3): 418-426.
- [17] Ge H H, Fang H, Zhang C W, et al. The evolution of element distribution during laser cladding under static magnetic field[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2022, 53(2): 370-376.
- [18] Ge H H, Xu H Z, Wang J F, et al. Investigation on composition distribution of dissimilar laser cladding process using a three-phase model[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2021, 170: 120975.
- [19] Wu M, Ludwig A, Kharicha A. A four phase model for the macrosegregation and shrinkage cavity during solidification of steel ingot[J]. Applied Mathematical Modelling, 2017, 41: 102-120.
- [20] Li J, Wu M H, Ludwig A, et al. Simulation of macrosegregation in a 2.45-ton steel ingot using a three-phase mixed columnar-equiaxed model[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2014, 72: 668-679.
- [21] Tan W D, Wen S Y, Bailey N, et al. Multiscale modeling of transport phenomena and dendritic growth in laser cladding processes[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2011, 42(6): 1306-1318.
- [22] Wang C Y, Zhou J Z, Zhang T, et al. Numerical simulation and solidification characteristics for laser cladding of Inconel 718[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 149(1/2/3/4): 107843.
- [23] 王予, 黄延禄, 杨永强. 同轴送粉激光定向能量沉积 IN718 的数值模拟[J]. 中国激光, 2021, 48(6): 0602115.  
Wang Y, Huang Y L, Yang Y Q. Numerical simulation on coaxial powder feeding laser directional energy deposition of IN718[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(6): 0602115.
- [24] Zhao J X, Wang G, Wang X Y, et al. Multicomponent multiphase modeling of dissimilar laser cladding process with high-speed steel on medium carbon steel[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2020, 148: 118990.

## Distribution Mechanism of Cr Element in Laser Cladding Layer During 316L Powder Multilayer Stacking

Jin Chenyu<sup>1,2,3</sup>, Ge Honghao<sup>1,2,3</sup>, Zhang Yazhou<sup>1,2,3</sup>, Dong Gang<sup>1,2,3</sup>, Zhang Qunli<sup>1,2,3</sup>, Li Lin<sup>4</sup>, Yao Jianhua<sup>1,2,3\*</sup>

<sup>1</sup>Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, Zhejiang, China;

<sup>2</sup>College of Mechanical Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, Zhejiang, China;

<sup>3</sup>Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou 310014, Zhejiang, China;

<sup>4</sup>Laser Processing Research Centre, The University of Manchester, Manchester M139PL, Britain

### Abstract

**Objective** In the laser cladding process, a multi-cladding layer with a large thickness is required to satisfy the requirements of industrial production. To improve the performance of the cladding layer, the powder metal is different from the matrix, and therefore, the elements in the cladding layer need to change from matrix to powder elemental composition. The properties of the cladding layer are affected by the distributions of elements. The faster the cladding elements change from matrix elements to powder elements, the more metal powder elements are contained in the cladding layer, which has better abrasion resistance. Therefore, it is of great significance to analyze the transient changes in the temperature field, flow field, and element distribution by numerical simulation of the laser cladding 316L powder multilayer stacking process as well as study the distribution mechanism of Cr elements in the cladding layer, providing a theoretical basis for the cladding layer to contain a higher proportion of powder elements and fewer matrix elements.

**Methods** The multilayer laser cladding process of 316L powder on a 45-steel matrix is studied using a three-phase melting and solidification model based on the volume averaging method. The distribution mechanism of elements in the process of cladding layer stacking is clarified by comparing and analyzing the changes of temperature field, flow field, and solute field in the first three layers. The simulation results are verified from four aspects: the geometric morphologies and Cr concentrations of the first and second

cladding layers.

**Results and Discussions** The geometric morphologies of the molten pool and element distributions of the cladding layers are verified by comparing the experimental and simulation results of the first and second cladding layers in the stacking process (Figs. 4, 5, and 6). The Cr element is used as a tracer element to analyze the distribution mechanism of the cladding layer element (Fig. 10). The simulation results show that the molten pool morphologies and Cr element distributions of the first three layers are highly similar to the experimental results. During laser cladding, the matrix and powder continuously absorb energy, leading to a rapid increase in temperature and the formation of a small molten pool. As the laser beam moves, the molten pool continues to increase and becomes stable after a certain period (Fig. 7). Under the influence of heat accumulation, a W-shaped temperature field distribution is formed during the cladding of the second and third layers, forming longer and deeper molten pools (Fig. 8). The maximum flow velocity in the molten pool appears on the upper surface of the molten pool and decreases in the cladding process of the second and third layers. When cladding the second and third layers, the original cladding layer is partially remelted (Fig. 9), and the matrix elements in the remelted area enter the molten pool under the force of Marangoni and mix with powder elements. As the molten pool moves, the powder is continuously sent into the molten pool, leaving a stable area with a higher Cr concentration at the back end of the molten pool.

**Conclusions** To study the element distribution mechanism in the cladding process of the first three layers, combined with experimental verification, we simulate the stacking process of multilayer laser cladding, and achieve an accurate prediction of element distribution after cladding layer stacking. The technological parameters to form the elements of the cladding layer similar to the metal powder elements with a minimum layer number can be subsequently studied. This provides a theoretical basis for the repair of high-end parts. The main conclusions are as follows. The reliability of the model is verified by comparing the molten pool morphologies and Cr element distribution results of the first and second layers obtained by simulation and experiment. The results indicate that the melting height error of the first layer is 5.81%, the melting depth error of the first layer is 3.23%, the melting height error of the second layer is 2.33%, and the melting depth error of the second layer is 3.23%. The slight errors in the molten pool morphology and the Cr distributions in the cladding layer obtained by the experiment and simulation are consistent, which proves that the current numerical model is reliable. In the first three layers during multilayer laser cladding, clockwise vortices exist in the front of the pool and counterclockwise vortices exist in the back of the pool, caused by the Marangoni effect in each layer. The length and depth of a molten pool increase because of heat accumulation. For the first three layers, the temperature gradients in the molten pool on the upper surface are  $G_1 > G_2 > G_3$ . The decrease of the temperature change rate leads to the decrease of the maximum velocity. The original cladding layer partially remelts for the second and third layers, and the matrix elements in the remelting area enter the molten pool and are diluted by powder elements. Therefore, the cladding layer elements further transition from matrix elements to powder elements. After selecting Cr element as the tracer element of powder element, we find that the mass fraction of Cr element progressively increases with the height in the cladding layer, approximately 0.004 for each layer. Cr is easily enriched near the interface between the remelting and nonremelting areas, and the mass fraction of Cr increases by approximately 0.002 in the enrichment area.

**Key words** laser technique; multilayer laser cladding; element distribution; numerical simulation