

# 激光熔覆 304 不锈钢稀释效应的数值模拟与实验

郭卫, 李凯凯, 柴蓉霞\*, 张丽苹

西安科技大学机械工程学院, 陕西 西安 710054

**摘要** 为了研究激光熔覆过程中的稀释效应, 模拟了不同扫描速度下单道激光熔覆 304 不锈钢过程中的温度场, 并依据材料的熔点计算出稀释率。在 27SiMn 钢表面上进行了激光熔覆实验, 测量了单道熔覆层横截面的高度和宽度以及热影响区的深度, 并计算出稀释率。分析了熔覆层中不同区域的元素组成, 测量了显微硬度。结果表明, 数值模拟和实验得到的稀释率变化趋势基本一致, 均随着扫描速度的增大而逐渐减小; 扫描速度越大, 熔覆层中元素的稀释效应越小, 熔覆层中越靠近基体的区域, 元素的稀释现象越明显; 熔覆层到基体的显微硬度呈低-高一低的三台阶式分布, 且随着扫描速度的增大, 高硬度区的宽度逐渐变小。

**关键词** 激光光学; 激光熔覆; 扫描速度; 稀释率; 温度场; 显微硬度

中图分类号 TG174.44

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP56.051402

## Numerical Simulation and Experiment of Dilution Effect in Laser Cladding 304 Stainless Steel

Guo Wei, Li Kaikai, Chai Rongxia\*, Zhang Liping

College of Mechanical Engineering, Xi'an University of Science and Technology, Xi'an, Shaanxi 710054, China

**Abstract** In order to study the dilution effect in the process of laser cladding, the temperature fields in the process of single laser cladding of 304 stainless steel under different scanning speeds are simulated. Based on the melting point of materials, the values of dilution ratio (DR) are calculated. The laser cladding experiment is conducted on the surface of 27SiMn steel. The height and width of the cladding layer and the depth of the heat affected zone are measured, and the value of DR is calculated. The element compositions of the cladding layer in different areas are analyzed. The microhardness is measured. The results show that the variation trends of DR obtained by numerical simulation and experiment are basically consistent, and DR decreases gradually with the increase of scanning speed. The higher the scanning speed, the smaller the dilution effect of elements in the cladding layer is. The nearer the spot to the substrate, the more obvious the dilution effect of element composition in the cladding layer is. The microhardness from cladding layer to substrate shows the three-stage distribution of low-high-low. The width of the high hardness zone decreases gradually with the increase of scanning speed.

**Key words** laser optics; laser cladding; scanning speed; dilution ratio; temperature field; microhardness

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390

## 1 引言

增材制造技术是近几十年来快速发展起来的一种先进制造技术, 其主要优势为快速和自由制造, 可在零件表面快速形成一种金属复合涂层<sup>[1-2]</sup>。该技术为大型复杂金属构件的低成本快速制造提供了新的途径<sup>[3-4]</sup>。激光熔覆是增材制造的一种方式, 根据

送粉方式可分为预置送粉和同步送粉。预置送粉激光熔覆由于粉末对基体的热屏障作用, 所以在较宽范围的工艺参数下都有较小的稀释率<sup>[5]</sup>。激光熔覆过程中的物理化学现象十分复杂, 熔池中的温度分布很难通过实验的方法直接测出, 利用有限元模型分析该过程是一种有效的研究方式<sup>[6]</sup>。目前有很多关于激光熔覆过程数值模拟的报道。Hao 等<sup>[7]</sup>通

收稿日期: 2018-08-14; 修回日期: 2018-09-06; 录用日期: 2018-09-13

基金项目: 国家重点研发计划(2017YFC0804310)

\* E-mail: joancra\_030159@163.com

过逆向建模方法构建了自适应熔覆层和移动热源模型,得到随工艺参数变化的熔覆层温度分布。郑丽娟等<sup>[8]</sup>对45钢表面激光多道熔覆过程进行了数值仿真,发现熔覆过程中基体上各点的温度虽然随时间有所变化,但是各点以固定的温度随着热源同步向前移动,形成准稳态温度场。宫新勇等<sup>[9]</sup>在ANSYS软件上求解了单层单道激光熔覆温度场,并根据其温度场特征分析了熔覆基板沿激光扫描方向上的翘曲变形问题。华亮等<sup>[10]</sup>对16MnR钢表面激光熔覆Ni-Cr-B-Si合金粉末过程进行了仿真分析,得到不同激光熔覆参数下的温度场及残余应力分布,据此确定了最优的激光熔覆工艺参数,并对其进行了验证。

激光熔覆技术可以提高材料的表面强度、硬度和耐磨性,该技术因涂层与基体结合强度高、工件变形小等优势而倍受关注<sup>[11-12]</sup>。激光熔覆过程中,为保证熔覆材料与基体实现良好的冶金结合,必须有一定量的基体熔化,熔化的基体将对熔覆层产生稀释,稀释率的大小直接影响熔覆层的性能。因此,有效控制稀释率是获得优良熔覆层的关键<sup>[13-14]</sup>。为了研究扫描速度对激光熔覆304不锈钢稀释效应的影响,本文通过ANSYS有限元分析软件对激光熔覆304不锈钢过程进行数值模拟,并进行了相同条件下的激光熔覆实验,分别对数值模拟和实验的结果进行了分析。

## 2 激光熔覆的数值模型和仿真

激光熔覆是一个十分复杂的材料快速熔化和快速凝固的变化过程。激光熔覆熔池的温度场反映了熔池冶金动力学特性,但是由于熔池的温度较高,温度梯度较大,无法对其直接测量,只能通过数值模拟得到其温度场。另外,通过数值模拟还可以优化工艺参数,与采用实验的方法相比,数值模拟可以节约实验成本,缩短研究周期。为了确定有限元模型,对激光熔覆过程做如下描述:如图1所示,激光束照射到预先铺设在基体表面的金属粉末上,并以一个恒定的速度 $v$ 沿着 $Y$ 方向移动,在这个过程中,被照射的熔覆材料温度急剧上升,然后快速熔化,之后又迅速凝固,形成熔覆层。所选用的基体材料为27SiMn钢,熔覆材料为304不锈钢粉末,粉末的松装密度为 $4.1\text{ g/cm}^3$ ;激光光斑直径 $\Phi=3\text{ mm}$ ,选择激光功率为 $2500\text{ W}$ ,预置铺粉厚度为 $2\text{ mm}$ ,扫描速度分别为 $2, 4, 7, 10, 13, 16\text{ mm/s}$ ;激光沿着所铺设矩形粉末的长度方向从头至尾进行扫描。

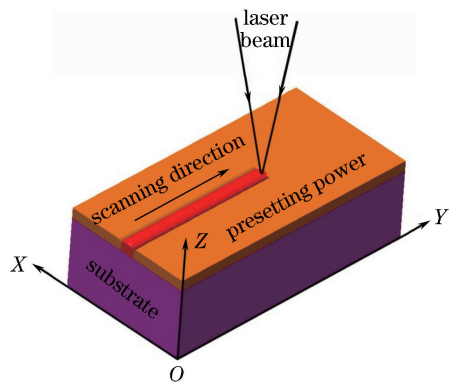


图1 激光熔覆过程原理图

Fig. 1 Schematic of laser cladding process

### 2.1 假设

影响激光熔覆过程的因素有很多,目前尚缺少准确描述该过程实际情况的模型,为了方便计算并尽可能准确地表达该过程,对激光熔覆过程做如下假设:1) 温度场只受输入的热量和材料的热物理参数的影响,只考虑材料与空气的热对流和热辐射,忽略相变潜热等因素的影响;2) 材料连续,且其热物理性能为各向同性;3) 忽略熔池的流动作用;4) 忽略由气化作用造成的材料损失;5) 工件的初始温度为 $20\text{ }^\circ\text{C}$ 。

### 2.2 控制方程

激光熔覆过程中温度场对熔覆层材料的组织和宏观形貌以及稀释率有着重要的影响。激光作用于熔覆粉末表面时,粉末中的传热机制十分复杂,包括内部介质及颗粒本身的热传导、颗粒表面的辐射传热以及颗粒接触区域的对流传热,其中颗粒接触区域的对流传热非常微弱,可以忽略。因此,本模型中只考虑辐射传热和热传导。在移动热源的作用下,基体材料和熔覆材料的温度升高,材料的热物理参数都会随温度的变化而发生变化。可见,激光熔覆过程是一个典型的非线性瞬态传热过程,其控制方程为<sup>[15]</sup>

$$\rho c(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + Q, \quad (1)$$

式中: $T$ 为温度分布函数; $t$ 为传热时间; $c(T)$ 为材料比热容; $\rho$ 为材料密度; $Q$ 为内热源; $\lambda$ 为导热系数。

### 2.3 边界条件

根据热平衡方程的含义,激光熔覆过程中,材料应满足的热平衡为:材料自身所吸收的热量、辐射散失的热量和材料与外界对流的热量之和应等于材料从激光光束中吸收的热量,其表达式为<sup>[16]</sup>

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} + h(T_s - T_{ext}) + \sigma \epsilon (T_s^4 - T_0^4) = -Aq(x, y, t), \quad (2)$$

式中:  $-q(x, y, t)$  为热流密度;  $\partial T/\partial n$  为材料温度沿表面外法线方向的偏导数;  $h$  为对流换热系数;  $T_s$  为材料表面温度;  $T_0$  为环境温度;  $\sigma$  为斯蒂芬-玻尔兹曼常数;  $\epsilon$  为材料表面热辐射系数;  $A$  为材料表面对激光光能的吸收系数。

在输入边界条件时,假设如下:1)周围的空气与基体之间的对流换热系数为  $25 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{C}^{-1}$ ; 2)周围环境的温度为  $20 \text{ C}$ ; 3)基体和熔覆粉末的初始温度分布均匀,为室温  $20 \text{ C}$ ; 4)激光束作用到熔覆粉末表面时,一部分光能被吸收,另一部分被反射,忽略熔覆粉末对激光的折射,综合考虑,将激光光能的吸收系数取为  $0.7$ 。

## 2.4 热源模型

热源与能量分布有着直接的关系,且能量分布会直接影响温度场模拟的精度,因此,选择高能量密度的移动热源是实现激光熔覆的基本条件。在对激光熔覆数值模拟的研究中,提出了一系列热源计算模型<sup>[17]</sup>。最常用的热源模型包括:呈高斯函数分布的热源模型、半球状热源模型与椭球型热源模型等。在进行激光熔覆时,激光光束能量分布不均匀,呈正态分布,光束中心能量密度大,距离中心越远的位置能量密度越小,激光热源的热流密度可用高斯函数近似描述。因此,本文采用经典的热源模型——移动高斯热源,其热流密度为<sup>[18]</sup>

$$q(r) = \frac{2\eta p}{\pi R^2} \exp\left(-\frac{2r^2}{R^2}\right), \quad (3)$$

式中:  $p$  为激光功率;  $\eta$  为粉末对激光热源的吸收率;  $R$  为高斯热源分布的外半径;  $r$  为光斑半径,且  $r = \sqrt{x^2 + y^2}$ 。

## 2.5 有限元模型

实验基体的尺寸为  $40 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ , 304 不锈钢熔覆层的尺寸为  $40 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 。通过 ANSYS 有限元分析软件模拟出激光熔覆过程中的温度场,采用 ANSYS 参数化设计语言 (APDL) 实现移动高斯热源的加载。为了尽可能提高计算精度和缩短计算时间,熔覆层采用较密的网格划分,划分成  $0.4 \text{ mm} \times 0.4 \text{ mm} \times 0.4 \text{ mm}$ , 基体材料选用较疏的网格划分,将距离熔覆层较远的基体划分成  $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ , 热影响区 (HAZ) 采用自由网格划分。在熔覆层和远离熔覆层的基体区域选用 SOLID70 实体单元,热影响区选择

SOLID90 作为过渡单元。考虑到熔覆层的上表面既需要施加移动高斯热源载荷,又需要施加对流换热边界条件,所以在熔覆层的上表面创建表面效应单元,其单元类型为 Surf152。将移动高斯热源载荷施加到表面效应单元上,将对流换热边界条件施加到实体表面单元上。

## 3 实验材料与方法

选用 27SiMn 钢作为基体材料,其尺寸为  $40 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 。熔覆材料选用粒度为  $100 \sim 300$  目的 304 不锈钢粉末 (长沙天久金属材料有限公司),图 2 为粉末松装扫描电镜 (SEM) 图。采用半导体激光器 (DLS-3000C, 山东能源重装集团有限公司, 山东) 进行熔覆实验,最高输出功率为  $3000 \text{ W}$ ,输出波长为  $980 \text{ nm}$ ,波长偏差为  $10 \text{ nm}$ 。在激光熔覆之前,首先将熔覆粉末预先铺设在基体表面,铺粉厚度为  $2 \text{ mm}$ 。实验所选用的激光熔覆工艺参数与数值模拟保持一致。

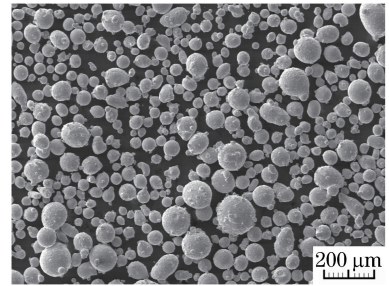


图 2 304 不锈钢粉末的 SEM 图

Fig. 2 SEM graph of 304 stainless steel powders

对所得到的单道熔覆层材料进行线切割加工,得到垂直于激光扫描方向的横截面金相试样,并对所得到的金相试样进行镶嵌、打磨、抛光、腐蚀和干燥,之后,采用光学显微镜 (MA200, 尼康公司, 日本) 观察其横截面形貌,并测量横截面的尺寸;利用能谱分析测试仪 (VEGA II AMU 型, TESCAN 公司, 捷克) 分析熔覆层的元素组成;使用显微硬度计 (HMAS-D1000SZ, 上海研润光机科技有限公司, 上海) 在熔覆层的横截面上进行打点测试。

## 4 结果和讨论

### 4.1 数值模拟和实验结果的稀释率分析

为了仿真预置送粉的激光熔覆过程,将移动高斯热源模型施加到熔覆粉末的上表面,有限元模型考虑了熔覆层和基体表面的热辐射以及各个表面与周围空气之间的对流换热。数值模拟的结果表明,

移动熔池和熔池周围的温度分布达到了一个准稳态。熔池的轮廓为静态,且一直维持到激光扫描结束。图3为不同扫描速度下,单道熔覆层横截面的温度场分布云图。为了方便计算,在此将304不锈钢和27SiMn钢的熔点均假定为1450℃,温度超过1450℃的区域被认为是熔池。从图3可以看出,移动热源所形成的温度场的表面形状不是静止的高斯热源所形成的圆形分布,而是呈彗星状;越靠近激光

作用点的区域,等温线越密集,表明温度梯度越大。随着扫描速度的增大,熔覆层的最高温度和熔池的面积均逐渐降低;当扫描速度为2 mm/s时,熔池中的最高温度为4611℃;当扫描速度增大到16 mm/s时,熔池中的最高温度为2021℃。随着扫描速度的增大,基体的熔化量逐渐减小,其原因是当扫描速度增大时,单位扫描长度上的激光作用时间减少,基体吸收的热量减少,从而导致基体的熔化量逐渐减小。

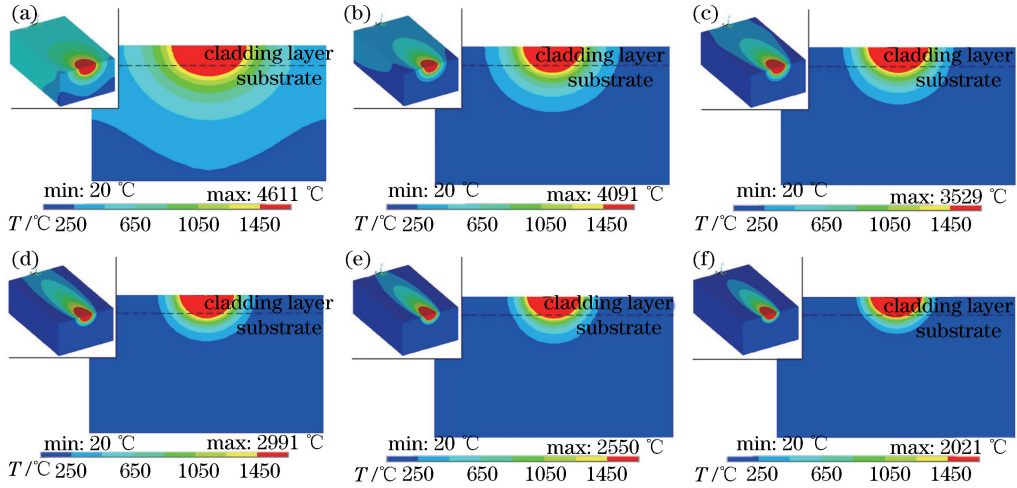


图3 不同扫描速度下单道熔覆层的温度场分布。(a)  $v=2$  mm/s;(b)  $v=4$  mm/s;  
(c)  $v=7$  mm/s;(d)  $v=10$  mm/s;(e)  $v=13$  mm/s;(f)  $v=16$  mm/s

Fig. 3 Temperature field distributions of single cladding layer under different scanning speeds. (a)  $v=2$  mm/s;  
(b)  $v=4$  mm/s; (c)  $v=7$  mm/s; (d)  $v=10$  mm/s; (e)  $v=13$  mm/s; (f)  $v=16$  mm/s

采用与数值模拟相同的激光束条件和工艺参数 进行激光熔覆实验。图4为不同扫描速度下单道

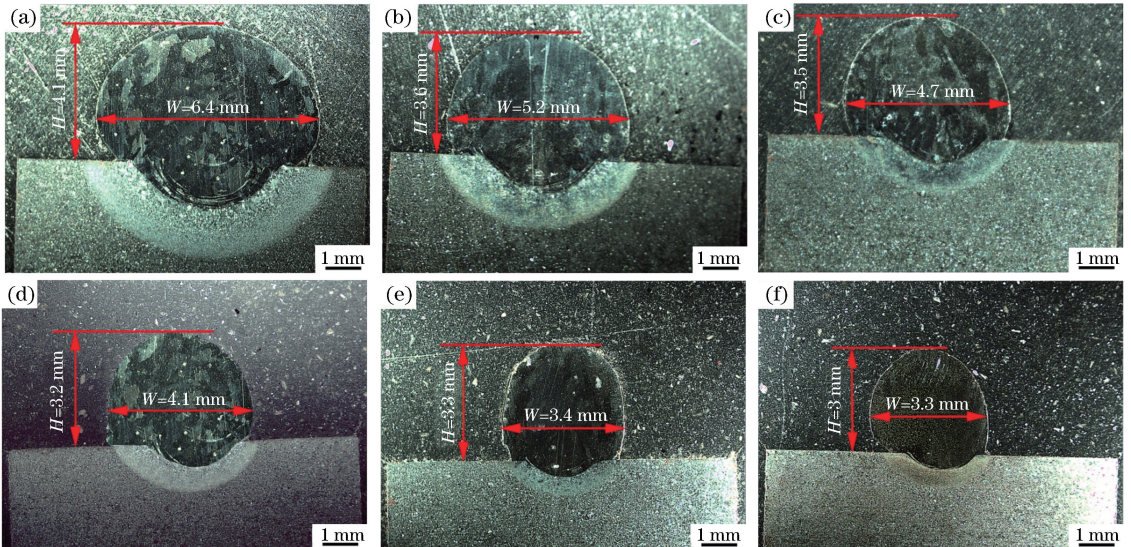


图4 不同扫描速度下单道304不锈钢熔覆层的横截面形貌图。(a)  $v=2$  mm/s;(b)  $v=4$  mm/s;  
(c)  $v=7$  mm/s;(d)  $v=10$  mm/s;(e)  $v=13$  mm/s;(f)  $v=16$  mm/s

Fig. 4 Cross sections of single 304 stainless steel cladding layer under different scanning speeds. (a)  $v=2$  mm/s;  
(b)  $v=4$  mm/s; (c)  $v=7$  mm/s; (d)  $v=10$  mm/s; (e)  $v=13$  mm/s; (f)  $v=16$  mm/s

304 不锈钢熔覆层的横截面形貌结果,图中  $W$  为熔覆层的宽度,  $H$  为熔覆层的厚度。与仿真横截面形状不同,实验所得到的熔覆层的横截面呈椭圆状,这是因为材料熔化后形成了熔池,液体状态下的熔池存在表面张力,在重力和表面张力的双重作用下形成了椭圆形。由于仿真模型忽略了熔池的流动作用,未考虑表面张力,所以其横截面形貌与实验存在差异。此外,从图 4 还可以明显看到,熔覆层材料融入到了基体中,出现了明显的稀释现象。这是因为激光的能量密度较高,熔覆粉末吸收了大量的热量后又将热量传递给基体材料,致使靠近熔覆层的基体材料熔化,所以熔覆层中混有一部分基体材料。

图 5 为单道激光熔覆层横截面的示意图。由图 5 可知,单道激光熔覆层从上到下依次分为熔覆层(CL)、热影响区和基体,其中,熔覆层区和热影响区清晰可见,结合区(BZ)位于这两个区域之间,且不容易看出,可将其简化为一条圆弧。图中  $h_1$  为基体熔化的深度,  $h_2$  为热影响区的深度。图 6 为不同扫描速度下单道熔覆层横截面的形状尺寸。由图 6 可以看出,随着扫描速度的增加,熔覆层的宽度  $W$  和厚度  $H$  均呈下降的趋势,这是因为随着扫描速度的增大,激光在单位扫描长度上的作用时间逐渐减少,单位长度上熔化的粉末量逐渐减小,进而导致单道熔覆层的横截面尺寸逐渐减小。当扫描速度增大至 13 mm/s 时,熔覆层的宽度较扫描速度为 10 mm/s 时减小了许多,但熔覆层的高度却出现了增加的现象,这是因为粉末熔化成液体后具有一定的表面张力,表面张力使液体保持为球状,激光的扫描对熔化的液体具有一种冲击作用,这种冲击作用会破坏液体在自然状态下的球状;随着扫描速度的增加,冲击作用会逐渐减小,所以当扫描速度增大至 13 mm/s 时,激光对液体的冲击作用较小,液体的形状主要受

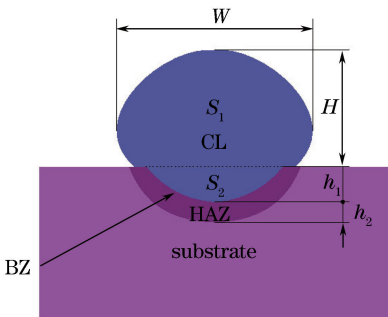


图 5 单道熔覆层横截面示意图

Fig. 5 Schematic of single cladding layer cross-section

到表面张力的影响,因此熔覆层的高度较大。当扫描速度增大至 16 mm/s 时,激光对呈球状的液体的冲击作用更小,但是扫描速度太大,使得熔化的粉末较少,进而导致单道熔覆层横截面的宽度和高度均小于扫描速度为 13 mm/s 时。从图 6 还可以看出,基体熔化的深度  $h_1$  和热影响区的深度  $h_2$  随着扫描速度的增大逐渐减小,这是因为随着扫描速度的增大,基体吸收的热量减少,熔化的体积减小。

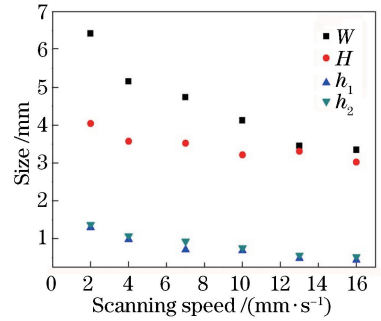


图 6 单道 304 不锈钢熔覆层的横截面尺寸与扫描速度间的关系曲线

Fig. 6 Cross section sizes of single 304 stainless steel cladding layer under different scanning speeds

从图 4 可以看出,在基体的表面有一个凹面,这表明在激光熔覆的过程中,基体出现了熔化现象,这是熔覆层和基体之间实现良好冶金结合的必要条件。随着扫描速度的增大,凹面的半径逐渐变小,即基体材料的熔化量逐渐减小。换言之,随着扫描速度的增大,稀释率逐渐减小。稀释的程度通过稀释率来表征,稀释率通常被定义为<sup>[19]</sup>

$$R_{DR} = 1 - \frac{V_1}{V_2}, \quad (4)$$

式中:  $V_1$  为熔覆材料的体积;  $V_2$  为熔池的体积。

如图 5 所示,以基体表面为分界线,将熔覆区的横截面分为两部分,上部分的面积为  $S_1$ ,下部分的面积为  $S_2$ ,因此,稀释率也可被定义为

$$R_{DR} = \frac{S_2}{S_1 + S_2}. \quad (5)$$

将图 4 中的横截面图片导入到 AutoCAD 软件中,通过样条曲线描绘出熔覆区的轮廓,测量出  $S_1$  和  $S_2$  的值,然后代入到(5)式中,得出不同激光扫描速度下的稀释率。运用同样的方法将图 3 中数值模拟所得到的温度场的图片导入到 AutoCAD 软件中,基体表面将熔池的横截面分为上、下两部分,上部分的面积为  $S_1$ ,下部分的面积为  $S_2$ ,计算出数值模拟的稀释率。将数值模拟和实验得到的稀释率汇总到图 7 中,可以看出,数值模拟得到的稀释率和实

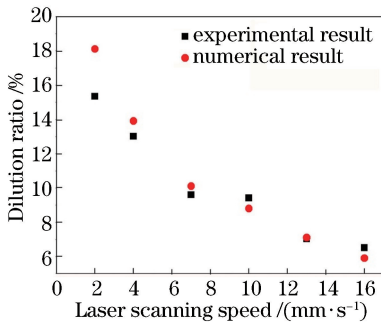


图7 稀释率曲线

Fig. 7 Dilution ratio curves

验得到的基本吻合,随着激光扫描速度的增大,均呈下降的趋势,其原因在于,不同的扫描速度意味着不同的能量输入,在给定的铺粉厚度、激光功率等工艺参数下,当扫描速度增大时,基体的熔化量减小,从而导致稀释率下降。

#### 4.2 稀释效应对元素分布的影响

为了研究熔覆层中元素组成的稀释效应,对熔覆层中的不同区域进行了能谱分析。图8是熔覆层中的能谱分析位置示意图,从下到上依次为A、B、C、D、E采样区,相邻两个采样区之间的距离为

1 mm。图9(a)~(e)分别是当扫描速度为10 mm/s时,熔覆层中A、B、C、D、E采样区的显微组织和能谱分析结果,图中的蓝色矩形框线代表通过能谱分析技术进行面分析的区域。对于扫描速度为2,4,7,13,16 mm/s的熔覆层,也采用相同的方法进行能谱分析。本文所用的基体材料的主要元素为Fe,质量分数约为96%,而304不锈钢粉末中的Fe元素的质量分数约为66%,Cr元素的质量分数约为19%,所以在此用Fe、Cr元素含量(质量分数,全文同)的比值来表征熔覆层中元素的稀释效应。

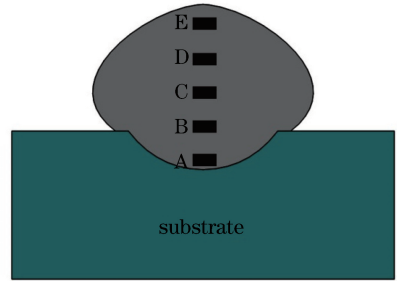


图8 能谱分析位置示意图

Fig. 8 Schematic of positions for energy spectrum analysis

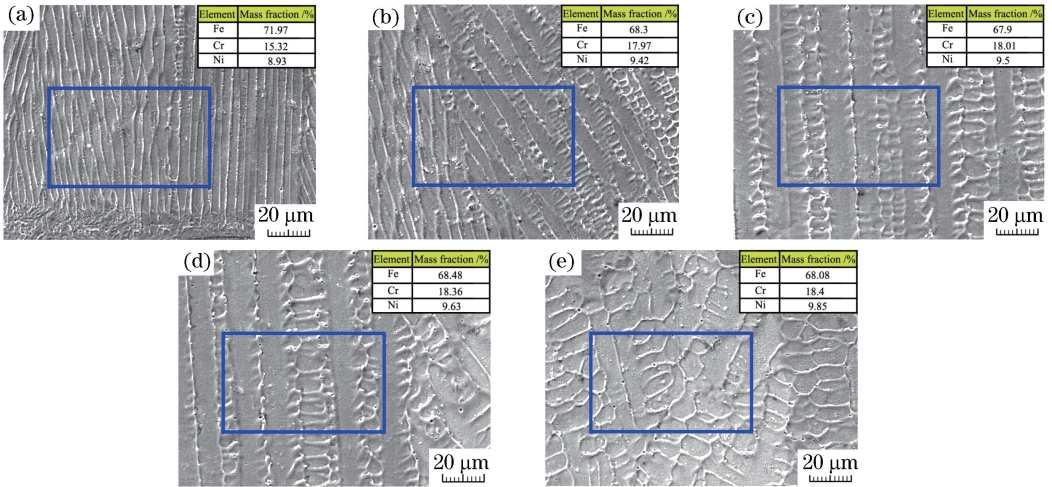


图9 扫描速度为10 mm/s时熔覆层的能谱分析结果。(a)采样区A;(b)采样区B;(c)采样区C;(d)采样区D;(e)采样区E

Fig. 9 Energy spectrum analysis for cladded sample prepared at scanning speed of 10 mm/s. (a) Sampling area A;

(b) sampling area B; (c) sampling area C; (d) sampling area D; (e) sampling area E

实验所用304不锈钢熔覆粉末中的Fe/Cr的比值约为3.5,在此将该比值作为表征熔覆层中元素稀释效应的参考值。图10是熔覆层中不同采样区Fe/Cr的比值。整体来看,随着扫描速度的增大,Fe/Cr的比值逐渐减小,这是因为扫描速度增大时,单位扫描长度上的激光作用时间减少,熔池中混入的基体材料减少。从图10中还可以看出,不同扫描

速度下的熔覆层中靠近熔覆层/基体结合面的采样区A处的Fe/Cr的比值非常高,这是由于在这个区域基体和熔覆层材料的混合最强烈。随着扫描速度的增大,采样区A处的Fe/Cr比值先增大后减小,当扫描速度为7 mm/s时,Fe/Cr比值最大,其原因主要是激光对熔覆粉末和基体材料所形成的熔池具有一定的搅拌作用,扫描速度越小,这种搅拌作用就

会越大,熔池中的元素分布就会越均匀,熔覆层中的 Fe/Cr 的比值主要受激光的搅拌作用和基体熔化量的共同影响。当扫描速度为 2, 4, 7 mm/s 时,熔覆层中的 Fe/Cr 的比值受激光的搅拌作用的影响较大,所以采样区 A 处的 Fe/Cr 的比值依次增大;当扫描速度增大到 7 mm/s 以后,激光的搅拌作用逐渐变小,此时采样区 A 处的 Fe/Cr 比值主要受基体熔化量的影响,所以当扫描速度为 7~16 mm/s 时,采样区 A 处的 Fe/Cr 比值逐渐减小。从图 10 中还可以看出,在不同的扫描速度下,采样区 A、B、C、D 和 E 处的 Fe/Cr 比值均逐渐减小,然后趋于稳定。当扫描速度为 13 mm/s 和 16 mm/s 时,熔覆层中靠近表层的采样区 D 和 E 处的 Fe/Cr 比值与熔覆粉末大致相等。扫描速度为 2, 4, 7, 10 mm/s 的熔覆层中的各个区域的 Fe/Cr 比值均高于熔覆粉末。

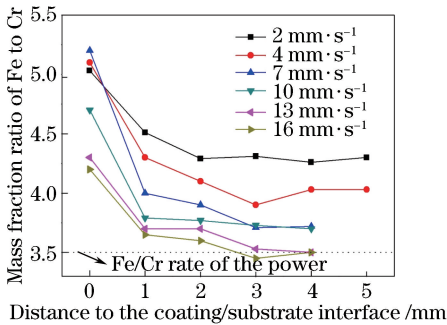


图 10 熔覆层中不同采样区 Fe 与 Cr 的质量分数比值

Fig. 10 Mass fraction ratios of Fe to Cr at different sampling areas in cladding layers

### 4.3 显微硬度分布曲线

图 11 为显微硬度测试的打点示意图。将结合区的界面作为起始点(“0”点),以相同的距离(0.15 mm)向上或向下打点测试,位于结合区界面以上的测试点的位置记为负值,位于界面以下的记为正值。图 12 为不同扫描速度下熔覆层的显微硬度曲线,从图中可以看出,6 条硬度曲线均呈现出“低-高-低”的变化趋势,熔覆层的显微硬度最低,HAZ 的最高,基体的显微硬度位于二者之间。从图中可以看出,扫描速度对熔覆区的显微硬度影响不大,熔覆区的显微硬度约为 181 HV,明显低于基体的显微硬度(约为 242 HV)。此外,热影响区的显微硬度明显高于基体,约为 608 HV,这是因为在激光熔覆的过程中存在稀释效应,致使基体表面的金属材料熔化,熔池中大量的热量传递给基体,靠近熔池的基体材料经过了快热快冷的过程,形成了马氏体淬火组织,所以显微硬度出现了升高的现象。从

图 12 可以看出,随着扫描速度的增大,“高”硬度区域的宽度逐渐减小,即热影响区的深度  $h_2$  逐渐减小,该现象与图 6 中热影响区的深度  $h_2$  的变化趋势一致,这是因为当扫描速度增大时,稀释作用减小,熔池传递给基体的热量减少,所以热影响区的深度  $h_2$  逐渐减小。

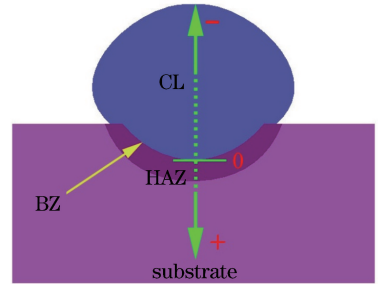


图 11 显微硬度测试位置示意图

Fig. 11 Schematic for position of microhardness testing

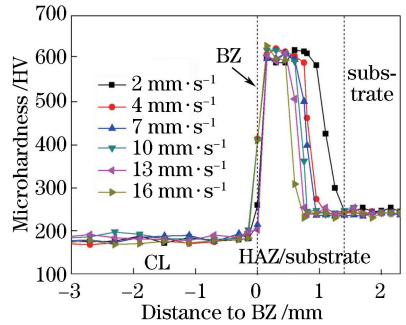


图 12 不同扫描速度下熔覆层的显微硬度曲线

Fig. 12 Microhardness curves of cladding layers obtained under different scanning speeds

## 5 结 论

利用 ANSYS 有限元分析软件对单道激光熔覆 304 不锈钢过程进行了数值模拟,并进行了相同条件下的激光熔覆实验,研究了扫描速度对激光熔覆过程中的稀释效应的影响。

数值模拟的结果表明,移动高斯热源所形成的温度场的表面形状呈彗星状,越靠近光斑中心的区域,温度梯度越大,且随着激光扫描速度的增大,基体的熔化量逐渐减小。实验结果表明,熔覆层的横截面呈椭圆状,且横截面的面积和热影响区的深度均随着扫描速度的增大逐渐减小。数值模拟和实验所得到的稀释率基本一致,均随着扫描速度的增大,呈现出逐渐减小的趋势。

对熔覆层的元素分析结果表明,熔覆层中靠近熔覆层/基体结合面的区域的 Fe/Cr 比值较高,在熔覆层中,随着到熔覆层/基体结合面距离的逐渐增

大, Fe/Cr 比值逐渐减小, 然后趋于稳定。当扫描速度为 2, 4, 7, 10 mm/s 时, 整个熔覆层的元素组成均偏离了熔覆粉末; 当扫描速度为 13 mm/s 和 16 mm/s 时, 熔覆层中靠近熔覆层表面区域的元素组成与熔覆粉末基本一致。不同扫描速度下的熔覆层的显微硬度曲线均呈现出“低-高-低”的变化趋势, 熔覆层的显微硬度最低, 热影响区的最高, 基体的显微硬度介于二者之间, 且随着扫描速度的增大, “高”硬度区域的宽度逐渐减小, 即热影响区的深度逐渐减小。

### 参 考 文 献

- [1] Lu B H, Li D C. Development of the additive manufacturing (3D printing) technology[J]. *Machine Building & Automation*, 2013, 42(4): 1-4.  
卢秉恒, 李涤尘. 增材制造(3D 打印)技术发展[J]. *机械制造与自动化*, 2013, 42(4): 1-4.
- [2] Fang Q Q, Fu G Y, Wang C, *et al.* Laser direct forming technology of double thin-walled parts with connecting ribs[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(2): 0202005.  
方琴琴, 傅戈雁, 王聪, 等. 带连接筋双层薄壁件激光直接成形工艺[J]. *中国激光*, 2017, 44(2): 0202005.
- [3] He B W, Ran X Z, Tian X J, *et al.* Corrosion resistance research of laser additive manufactured TC<sub>11</sub> titanium alloy[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(4): 0403004.  
何博文, 冉先喆, 田象军, 等. 激光增材制造 TC<sub>11</sub> 钛合金的耐蚀性研究[J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 0403004.
- [4] Wang Z H, Wang H M, Liu D. Microstructure and mechanical properties of AF<sub>1410</sub> ultra-high strength steel using laser additive manufacture technique [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(4): 0403001.  
王志会, 王华明, 刘栋. 激光增材制造 AF<sub>1410</sub> 超高强度钢组织与力学性能研究[J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 0403001.
- [5] Ding L, Li M X, Zhu X C, *et al.* Numerical analysis of temperature field of co-based alloy coatings by laser cladding on the mild steel [J]. *Applied Mechanics and Materials*, 2013, 364: 603-608.
- [6] Han H, Qi W J, Dang Y X, *et al.* Effect of path set on laser cladding temperature field and stress and strain field of 304 stainless steel[J]. *Hot Working Technology*, 2017(12): 148-152.  
韩会, 祁文军, 党元晓, 等. 路径设置对 304 不锈钢激光熔覆温度场及应力应变场的影响[J]. *热加工工艺*, 2017(12): 148-152.
- [7] Hao M Z, Sun Y W. A FEM model for simulating temperature field in coaxial laser cladding of Ti6Al4V alloy using an inverse modeling approach [J]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2013, 64: 352-360.
- [8] Zheng L J, Li Y, He D C, *et al.* Analysis on temperature field of multi-path laser claded and microstructure of coatings layer [J]. *Infrared and Laser Engineering*, 2013, 42(S1): 52-57.  
郑丽娟, 李燕, 何大川, 等. 激光多道熔覆温度场及熔覆层组织分析[J]. *红外与激光工程*, 2013, 42(S1): 52-57.
- [9] Gong X Y, Gao S Y, Xian S Y, *et al.* Warp deformation in single-track laser cladding based on temperature characteristics [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2017, 54(10): 101410.  
宫新勇, 高士友, 咸士玉, 等. 基于温度特征的单道激光熔覆翘曲变形[J]. *激光与光电子学进展*, 2017, 54(10): 101410.
- [10] Hua L, Tian W, Liao W H, *et al.* Study of thermal-mechanical coupling behavior in laser cladding [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2014, 51(9): 091401.  
华亮, 田威, 廖文和, 等. 激光熔覆热影响区及残余应力分布特性研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2014, 51(9): 091401.
- [11] Zhou Y F, Gao S Y, Wang J J. Microstructure-property of laser cladding high carbon Fe-based alloy [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(12): 1203001.  
周野飞, 高士友, 王京京. 激光熔覆高碳铁基合金组织性能研究[J]. *中国激光*, 2013, 40(12): 1203001.
- [12] Bao Y M, Gao H M, Zhang D M, *et al.* Laser cladding bio-ceramic coating process parameters selection based on simulation of temperature field[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2014, 51(11): 111601.  
鲍雨梅, 高海明, 张冬明, 等. 基于温度场模拟的激光熔覆生物陶瓷涂层工艺参数选择[J]. *激光与光电子学进展*, 2014, 51(11): 111601.
- [13] Lin C M. Parameter optimization of laser cladding process and resulting microstructure for the repair of tenon on steam turbine blade [J]. *Vacuum*, 2015, 115: 117-123.
- [14] Wu D J, Guo M H, Ma G Y, *et al.* Dilution characteristics of ultrasonic assisted laser clad yttria-



- stabilized zirconia coating [J]. *Materials Letters*, 2015, 141: 207-209.
- [15] Gan Y, Wang W X, Cui Z Q, *et al.* Numerical and experimental study of the temperature field evolution of Mg alloy during high power diode laser surface melting[J]. *Optik*, 2015, 126(7/8): 739-743.
- [16] Parekh R, Buddu R K, Patel R I. Multiphysics simulation of laser cladding process to study the effect of process parameters on clad geometry[J]. *Procedia Technology*, 2016, 23: 529-536.
- [17] Li H, Wang Y F, Shi Z Q, *et al.* Simulation of laser cladding temperature field and flow field based on ellipse heat source model[J]. *Applied Laser*, 2017, 37(2): 218-222.
- 李豪, 王彦芳, 石志强, 等. 基于椭圆热源模型的激光熔覆温度场与流场数值模拟[J]. *应用激光*, 2017, 37(2): 218-222.
- [18] Yong Y W, Fu W, Deng Q L, *et al.* A comparative study of vision detection and numerical simulation for laser cladding of nickel-based alloy [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 28: 364-372.
- [19] Li R F, Li Z G, Huang J, *et al.* Dilution effect on the formation of amorphous phase in the laser clad Ni-Fe-B-Si-Nb coatings after laser remelting process [J]. *Applied Surface Science*, 2012, 258(20): 7956-7961.