

# 激光熔覆 W-Cu 复合材料的组织形貌与工艺参数的相关性

顾赛男, 王广原, 秦渊, 杨森

南京理工大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 210094

**摘要** 采用同轴送粉法进行了 W-Cu 复合粉末的激光熔覆实验, 研究了不同工艺参数对单道熔覆层几何特性和颗粒分布的影响, 提出了有效质量能量密度( $k$ )概念。结果表明, 在单道熔覆实验加工体系下, 熔覆层的散逸能量密度约为  $3.5 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ 。在一定加工条件下, 熔覆层中存在有效质量能量密度临界值( $k'$ ), 当  $k > k'$  时, 熔覆层中可以形成稀释区; 随着  $k$  值的减小, 熔覆层内的 W 颗粒发生团聚  $\rightarrow$  均匀分布  $\rightarrow$  沿熔覆层边缘分布  $\rightarrow$  “W 包 Cu” 不同状态的变化。单道多层熔覆时,  $k$  值受单道熔覆层形状的影响较大, 熔覆层宽高比越小, 实际的  $k$  值和试样的相对致密度越小。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; 同轴送粉; W-Cu 复合材料; 有效质量能量密度

中图分类号 TG146.1

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0402005

## Correlation between Process Parameters and Microstructure Morphologies of W-Cu Composites Fabricated by Laser Cladding

Gu Sainan, Wang Guangyuan, Qin Yuan, Yang Sen

School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science & Technology,  
Nanjing, Jiangsu 210094, China

**Abstract** The laser cladding of W-Cu composite powders is conducted by the coaxial powder feeding method and the influences of different process parameters on the geometrical characteristics and the particle distributions of single-track cladding layers are investigated. A concept of effective mass energy density ( $k$ ) is also proposed. The results show that, in the experimental fabrication system with single-track cladding, the dissipation energy density of cladding layers is approximately  $3.5 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ . Under the certain fabrication conditions, there exists a critical value  $k'$  of effective mass energy density in cladding layers. A dilution zone can be formed in the cladding layers when  $k > k'$ . With the decrease of  $k$ , as for the W particles in cladding layers, the successive change from agglomerate to uniform distribution, distribution along the edge of cladding layer, and W-rim/Cu core structure occurs. For a single track multi-layer cladding, the value of  $k$  is significantly affected by the shape of the single-track cladding layer. The smaller the width-height ratio of cladding layer is, the smaller the actual  $k$  value and the relative density are.

**Key words** laser technique; laser cladding; coaxial powder feeding; W-Cu composites; effective mass energy density

**OCIS codes** 140.3390; 350.3850

收稿日期: 2017-11-01; 收到修改稿日期: 2017-11-23

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金(30917014106)、江苏省科技支撑计划项目(BE2014138)

作者简介: 顾赛男(1993—), 女, 硕士研究生, 主要从事金属基复合材料激光立体成形方面的研究。

E-mail: ShanHai1993@163.com

导师简介: 杨森(1967—), 男, 博士, 教授, 博士生导师, 主要从事材料激光加工和凝固理论方面的研究。

E-mail: yangsen@njust.edu.cn(通信联系人)

# 1 引言

W-Cu 复合材料兼具了 W 的高强度、低热膨胀系数、良好的抗电弧腐蚀性,以及 Cu 的优异的导电导热性和塑性<sup>[1-2]</sup>;同时,在高温下还具备自冷却性能<sup>[3]</sup>。W-Cu 复合材料常用于高压电触头、集成电路的散热片、火箭喷管喉衬等零件的制备<sup>[4-6]</sup>。由于 W 和 Cu 的熔点、密度和晶格类型具有较大差异,因此两者无法形成固溶体及金属间化合物。W-Cu 复合材料常用的加工方法包括熔渗法和高温液相烧结法。熔渗法可获得相对致密度为 97%~98% 的零件,是目前最为成熟的加工方法之一;高温液相烧结法得到的零件的相对致密度为 90%~95%,适用于对材料性能要求不高的领域<sup>[7]</sup>。

激光增材制造技术是一种柔性化程度高、研发周期短的加工方法,可用于金属零件的直接制造及材料的表面改性和修复等<sup>[8]</sup>。Gu 等<sup>[9-11]</sup>在 W-Cu 复合材料直接激光烧结过程中发现了一种新型的“W 包 Cu”结构。Yan 等<sup>[12]</sup>采用选区激光熔化(SLM),对不同配比的 W-(Ni)-Cu 复合粉末进行成形,发现材料的组织性能受液相烧结机制和固相烧结机制的共同影响。Song 等<sup>[13]</sup>在 Cu 基合金粉末 SLM 加工过程中,通过分离模型法得到厚度为 123~276  $\mu\text{m}$  的 W-Cu 薄壁件。Wang 等<sup>[14]</sup>利用 SLM 方法实现了 W-10%Ni-10%Cu 复杂零件的制备,并发现了非晶态的 W-Ni 固溶体。严深平等<sup>[15]</sup>发现,W 颗粒团聚是激光直接成形 W-Cu 复合材料

内部孔隙形成的主要原因之一。闫岸如等<sup>[16]</sup>发现,在 SLM 过程中,由形状规则的 W 粉成形得到的零件质量更好。然而,关于 W-Cu 激光熔覆直接成形的研究多针对铺粉法,关于同轴送粉法的研究却鲜有报道。

同轴送粉法的粉末利用率高,适用于复杂零件的加工,可实现金属零件的近净成形。然而,在同轴送粉过程中,粉末具有一定的初始速度,这使得各因素对熔覆层的影响更复杂,铺粉法的研究结果并不能完全适用于同轴送粉法。此外,目前比较常用的仍为高 W 含量的 W-Cu 复合材料,即 Cu 质量分数为 10%~50%<sup>[17]</sup>,本文选用了 Cu 质量分数为 40% 的 W-Cu 混合粉末,采用同轴送粉的方法进行激光熔覆,研究了工艺参数对单道熔覆层几何特征及颗粒分布状况的影响。采用单道多层熔覆制得薄片状的立体试样,探究了相对致密度随工艺参数的变化规律。

## 2 实验材料及方法

### 2.1 实验材料

选用直径为 48~106  $\mu\text{m}$  的球形 Cu 粉和不规则 W 粉作为原料,粉末纯度(质量分数)为 99.9%,两种粉末的微观形貌如图 1 所示。按照 W 和 Cu 的质量比 3:2 将粉末进行机械混合,混合后放入恒温干燥箱中干燥 10 h。基底材料为 45# 钢,尺寸为 100 mm×100 mm×15 mm。

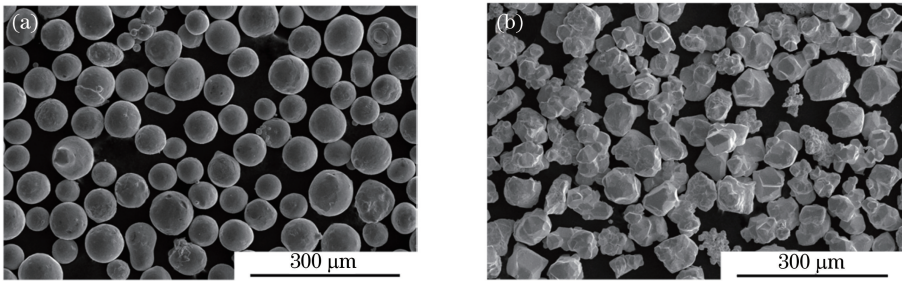


图 1 粉末原料微观形貌。(a) Cu 粉;(b) W 粉

Fig. 1 Micromorphology of raw material powder. (a) Cu powder; (b) W powder

### 2.2 激光加工

激光加工系统由德国 IPG 公司生产的最大输出功率为 1000 W 的 YLR-1000 连续多模光纤激光器(波长为 1070 nm)、日本 YASKAWA 公司生产的 DX200 型 6 轴联动机器人以及配套的粉末送料系统、数控系统、光学系统、水冷系统和气氛保护系统组成。采用同轴送粉的方法进行激光熔覆加工,

Ar 为保护气体, N<sub>2</sub> 为送粉气体, 气体流量均为 10 L·min<sup>-1</sup>。加工时采用正离焦, 粉末汇聚点位于基底表面, 激光工艺参数为: 激光功率 200~1000 W, 扫描速率 1~14 mm·s<sup>-1</sup>, 送粉速率 0.13~1.01 g·s<sup>-1</sup>, 光斑直径 0.4~3 mm。

### 2.3 性能测试

利用德国卡尔蔡司公司生产的 Axio CSM 700

白光共聚焦系统进行金相照片的拍摄及分析,利用金属显微组织检验方法制备金相试样,无需腐蚀。采用美国 FEI 公司生产的 Quanta 250F 扫描电子显微镜观察试样的微观形貌,并利用配套的能谱仪(EDS)进行线扫描分析。采用阿基米德排水法测量试样的相对致密度。

### 3 实验结果及分析

#### 3.1 工艺参数对熔覆层几何特征的影响

激光熔覆材料的横截面如图 2 所示。从图 2(a)可以看出,激光熔覆材料的横截面包括熔覆层、稀释区和热影响区。熔覆层的稀释率<sup>[18]</sup>可表示为

$$\lambda = \frac{h}{H+h} \times 100\%, \quad (1)$$

式中  $\lambda$  为稀释率,  $H$  为熔覆层高度,  $h$  为稀释区深度。令  $W$  为熔覆层宽度,而宽高比( $W/H$ )和稀释率是熔覆层最为显著的几何特征,受工艺参数变化的影响。

当送粉速率  $a$  为  $0.42 \text{ g} \cdot \text{s}^{-1}$ , 光斑直径  $D$  为

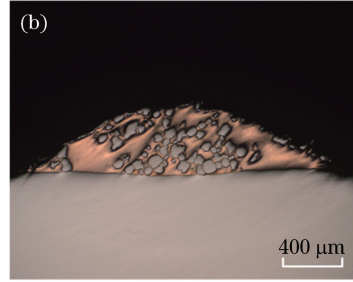
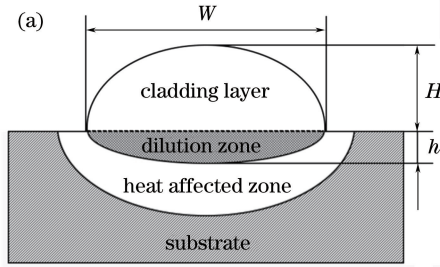


图 2 激光熔覆材料横截面。(a)示意图;(b)实际的

Fig. 2 Cross section of laser cladding material. (a) Schematic; (b) actual

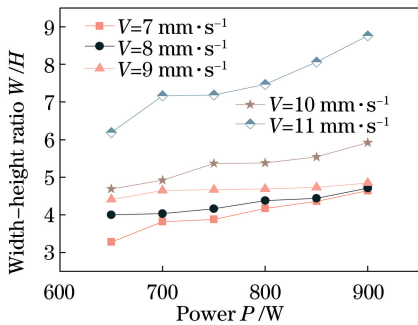


图 3 熔覆层的宽高比随激光功率和扫描速度的变化

Fig. 3 Width-height ratio of cladding layer versus laser power and scanning speed

观察熔覆层横截面发现,在一定的参数条件下,横截面中的稀释区极小甚至不会形成典型的稀释区。采用同轴送粉方法进行激光熔覆时,扫描速度不仅会影响能量密度的大小,还会改变单位面积上

3 mm时,熔覆层的宽高比随激光功率  $P$  和扫描速度  $V$  的变化曲线如图 3 所示。可以看出,随着激光功率和扫描速度的增大,熔覆层的宽高比不断增大。文献<sup>[19]</sup>指出,液相纯 Cu 的表面张力随着温度的升高而减小。同时,液体的运动粘度  $\eta$ <sup>[20]</sup>为

$$\eta = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{k_0 T}} \sigma, \quad (2)$$

式中  $m$  为原子质量,  $k_0$  为玻尔兹曼常数,  $\sigma$  为液体的表面张力,  $T$  为温度。金属液滴接触到基底表面时受到重力及表面张力的共同作用,重力使液体趋向于平铺在基底表面,表面张力则与之相反。当扫描速度一定时,激光功率的增大使得能量输入变大,熔池的温度不断升高,液相 Cu 的表面张力减小,液体趋向于平铺在基底表面;同时,液体运动粘度的减小使得液体的流动性增大,液体更容易铺展于基底表面,导致熔覆层的宽高比不断增大。当送粉速率一定时,扫描速度的增大使得基底单位面积上的送粉量减小,粉末在作用区域的堆积高度减小,使得熔覆层的宽高比增大。

的送粉量,这两者对稀释区的作用恰好相反。为了综合分析稀释区形成的影响因素,引入了送粉密度  $\xi$  和面能量密度  $\epsilon$  两个参数,计算公式分别为

$$\xi = \frac{a}{VD}, \quad (3)$$

$$\epsilon = \frac{P}{VD}. \quad (4)$$

工艺参数对稀释区的影响如图 4 所示。可以发现,形成稀释区的工艺参数基本位于窗口左上方;无法形成稀释区的工艺参数则位于右下方。两类参数的分界线为

$$\epsilon = k\xi + b, \quad (5)$$

式中  $k$  为有效质量能量密度,即单位质量粉末实际吸收的能量;  $b$  为散逸能量密度,即单位面积上未被利用的能量,其受基底、粉末原料、初始温度等因素的影响,不受激光加工参数的影响。在 45# 钢基底



上进行 W-Cu 复合材料的单道熔覆时,存在有效质量能量密度临界值  $k'$ ,当  $k > k'$  时,熔覆材料中可以形成稀释区;当  $k < k'$  时,熔覆材料中无法形成稀释区。由图 4 可算出实验的加工条件为  $b \approx 3.5 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $k' \approx 1.4 \text{ kJ} \cdot \text{g}^{-1}$ 。

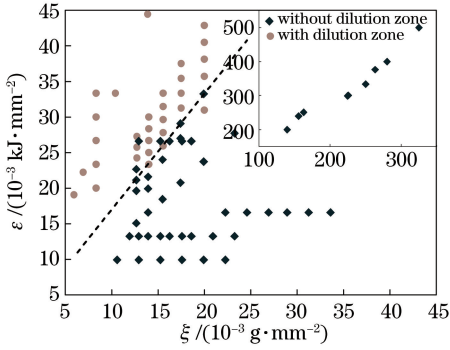


图 4 工艺参数对稀释区形成的影响

Fig. 4 Influences of process parameters on formation of dilution zone

不同送粉密度和面能量密度下熔覆层稀释率的变化如图 5 所示。当  $\xi \leq 12.73 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$  时,不同面能量密度下熔覆层的稀释率较大,均达到了 30% 以上;当  $\xi \geq 14 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$  时,不同面能量密度下熔覆层的稀释率较小,基本在 15% 以下。保持送粉密度不变时,熔覆层稀释率随着面能量密度的增大而增大。这是因为当送粉量一定时,面能量

密度的增大使得更多的能量作用于粉末和基底,从而使得熔覆层的稀释率增大。

### 3.2 工艺参数对颗粒分布状况的影响

不同工艺参数下熔覆层横截面的颗粒分布如图 6 所示。从图 6(a)可以看出,当送粉密度较小而面能量密度较大时,W 颗粒间发生团簇。在合适的参数条件下可得到 W 颗粒均匀分布的熔覆层,如图 6(b)所示。由于加工过程中影响因素的复杂性,此时部分样品的截面颗粒分布只能达到相对均匀状态,如图 6(c)所示。从图 6(d)~(f)可以发现,当送粉密度和面能量密度接近时,W 颗粒沿着熔覆层边缘分布,且随着送粉密度的增大形成特殊的“W 包 Cu”结构。

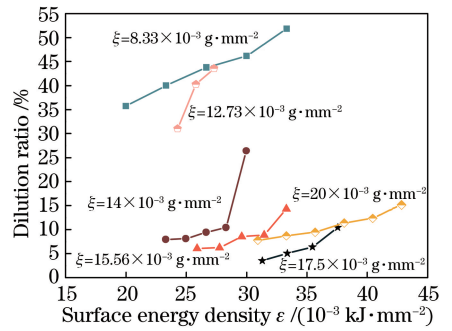


图 5 熔覆层稀释率随送粉密度和面能量密度的变化

Fig. 5 Dilution ratio of cladding layer versus powder-feeding density and surface energy density

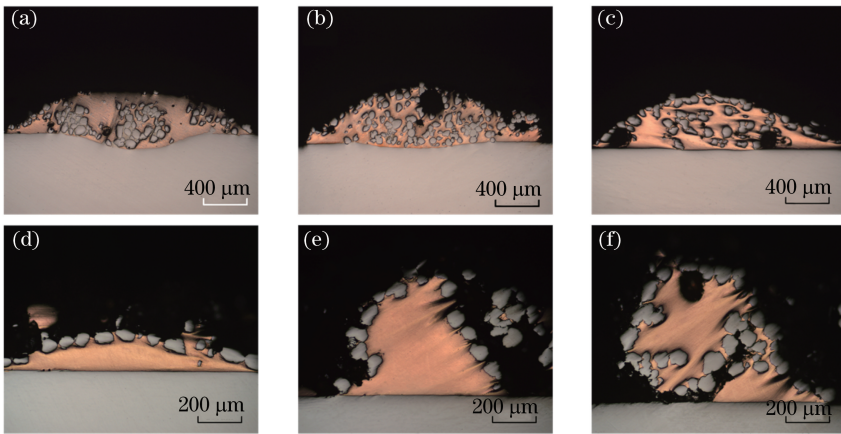


图 6 不同参数下熔覆层截面颗粒分布。(a)  $\xi = 14.00 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 30.00 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ;

(b)  $\xi = 15.56 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 31.48 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ; (c)  $\xi = 13.00 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 26.67 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ;

(d)  $\xi = 13.00 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 13.33 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ; (e)  $\xi = 17.67 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 13.33 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ;

(f)  $\xi = 18.67 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 13.33 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$

Fig. 6 Particle distribution in cross-section of cladding layer under different parameters.

(a)  $\xi = 14.00 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 30.00 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ; (b)  $\xi = 15.56 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 31.48 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ;

(c)  $\xi = 13.00 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 26.67 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ; (d)  $\xi = 13.00 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 13.33 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ;

(e)  $\xi = 17.67 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 13.33 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ; (f)  $\xi = 18.67 \times 10^{-3} \text{ g} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $\epsilon = 13.33 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$



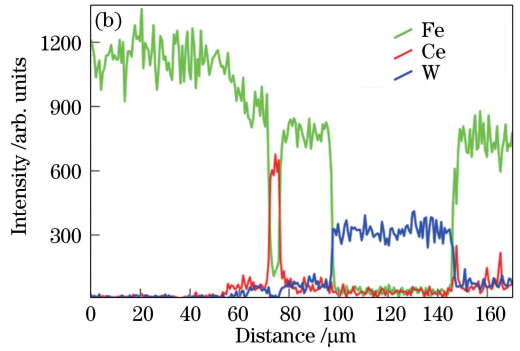
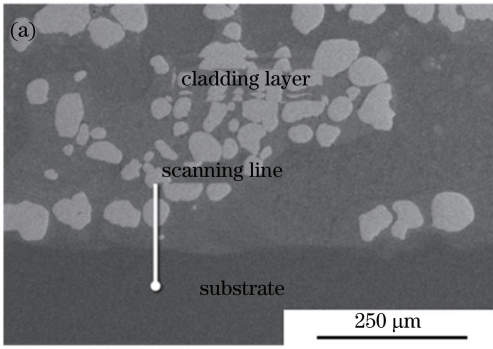


图 7 熔覆层线扫描测试结果。(a)区域;(b)图谱

Fig. 7 Line scanning results of cladding layer. (a) Region; (b) spectrogram

图 6(a)中 W 颗粒的周围存在大量灰色相,利用线扫描方式进行了图谱分析,结果如图 7 所示,可知该灰色相为 Fe。

不同工艺参数下载面的颗粒分布统计结果如图 8 所示。将图 8 分为 4 个区域:在区域 1 对应的参数条件下,熔覆层中的 W 颗粒发生了严重团簇;在区域 2 对应的参数条件下,熔覆层内的颗粒均匀分布。区域 1、2 对应的参数与图 4 中可以形成稀释区的参数范围基本一致。在区域 3 对应的参数条件下,W 颗粒基本沿着熔覆层边缘分布;在区域 4 对应的参数条件下,熔覆层中出现了特殊的“W 包 Cu”结构,这些点均位于无法形成稀释区的参数范围中。区域 1、2、3、4 的分界线对应的有效质量能量密度值分别为  $k_{1,2}$ 、 $k_{2,3}$  和  $k_{3,4}$ 。则在 45# 钢基底上进行 W-Cu 复合材料的单道熔覆时,存在临界值  $k_{1,2}$ 、 $k_{2,3}$  和  $k_{3,4}$ 。当  $k > k_{1,2}$  时,激光能量输入大,基底 Fe 原子的扩散使 W 颗粒间发生严重团簇;当  $k_{1,2} > k > k_{2,3}$  时,激光能量输入适中,得到 W 颗粒均匀分布的熔覆层;当  $k_{2,3} > k > k_{3,4}$  时,W 颗粒沿着熔覆层的边缘分布;当  $k < k_{3,4}$  时,熔覆层中出现了特殊的“W 包 Cu”结构。由图 8 可算出,在本文实验条件下, $k_{1,2} \approx 1.88 \text{ kJ} \cdot \text{g}^{-1}$ ,  $k_{2,3} \approx 1.33 \text{ kJ} \cdot \text{g}^{-1}$ ,  $k_{3,4} \approx 0.61 \text{ kJ} \cdot \text{g}^{-1}$ 。

随着有效质量能量密度的减小,熔覆层颗粒分布变化过程如图 9 所示。当  $k$  足够大时,熔覆层的稀释率较大,基底中的 Fe 原子大量扩散到熔覆层中。激光熔覆是一个快速加热冷却的过程,高温时,呈面心立方结构的  $\gamma$ -Fe 在 Cu 相中的溶解度较高;随着温度降低, $\gamma$ -Fe 转变为体心立方结构的  $\alpha$ -Fe,其在 Cu 相中的溶解度减小<sup>[21]</sup>,熔池中有大量 Fe 相析出。快速冷却效应及低温下 Fe 在 Cu 中的扩散速度的减小<sup>[22]</sup>,使得大量 Fe 原子留存于 Cu 相中。

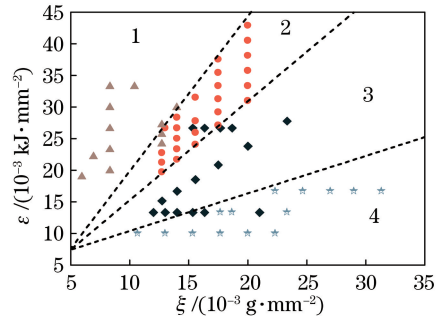


图 8 工艺参数对熔覆层截面颗粒分布的影响

Fig. 8 Influences of process parameters on particle distribution in cross-section of cladding layer

在激光熔覆过程中,熔池中的 W 颗粒受液相 Cu 的表面张力和粘滞力、颗粒自身的重力和由不规则形状引起的扭矩力等影响。由于激光能量呈高斯分布,因此,当熔池内的温度梯度引起的液相 Cu 表面张力梯度大于粘滞力时,将出现马兰戈尼对流。Yin 等<sup>[23]</sup>研究表明,在毫米量级的熔池中,马兰戈尼对流的最终效应是在熔池中形成一个逆时针的汇聚流,使颗粒趋向于汇聚在一起。同时,W 颗粒受到液相 Cu 的表面张力作用,趋向于分布在 Cu 相周围。熔覆层内部的颗粒分布状况是这两个作用相互均衡的结果。当  $k$  较大时,熔池可以达到的温度较高,液相 Cu 的表面张力则较小,马兰戈尼对流作用占主导,W 颗粒趋于汇聚在一起;此时,熔覆层的稀释率较大,熔池中有大量的 Fe 相析出。由于 W、Cu 之间不互溶且不会形成金属间化合物,而 W、Fe 之间则可以形成多种固溶体和金属间化合物<sup>[24]</sup>,因此,W 在 Fe 相中的溶解度要远大于在 Cu 相中。当熔池中存在 Fe 析出相时,W 颗粒趋向于分布在 Fe 相中,颗粒之间的团簇效应加剧,形成图 9(a)所示的分布特征。随着  $k$  的减小,熔覆层的稀释率减小,进入熔池中的 Fe 元素不足以形成大片析出相,

而是固溶于 Cu 相之中,熔覆层中的 W 颗粒趋于弥散分布,如图 9(b)所示。当  $k$  进一步减小时,熔池可达到的温度降低,液相 Cu 的表面张力增大并逐

渐占主导作用,在其与马兰戈尼对流的共同作用下,熔覆层的颗粒分布发生图 9(c)~(f)所示的变化过程,最终形成特殊的“W 包 Cu”结构。

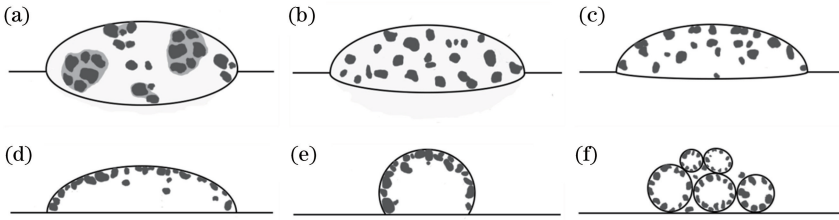


图 9 熔覆层颗粒分布随有效质量能量密度的变化

Fig. 9 Particle distribution in cladding layers versus effective mass energy density

### 3.3 工艺参数对相对致密度的影响

单道多层熔覆得到的 W-Cu 薄壁件的相对致密度测量结果如图 10 所示。当  $V \leq 8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,试样的相对致密度较小,仅有 68% 左右;当  $V \geq$

$9 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,试样的相对致密度增大到 82% 左右。当  $V$  一定时,试样的相对致密度随激光功率的变化不存在规律性。由各组单道熔覆实验得到的  $k$  可知,试样的相对致密度与  $k$  之间也无相关性。

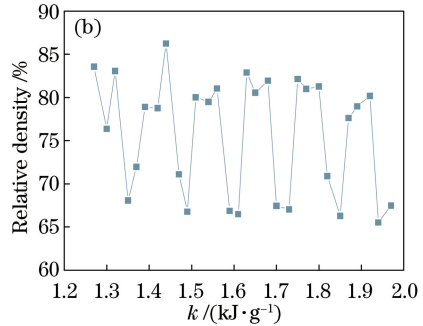
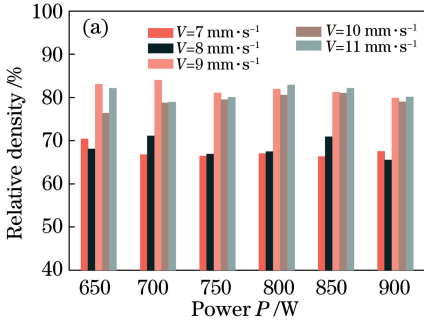


图 10 熔覆试样的相对致密度随(a)激光功率和扫描速度以及(b)有效质量能量密度的变化

Fig. 10 Relative density of cladding samples versus (a) laser power and scanning speed, and (b) effective mass energy density

从图 3 可以发现,当  $V \leq 8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,熔覆层的宽高比较小,当  $V \geq 9 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,熔覆层的宽高比较大。在多层堆积的过程中,后续加工是在已形成的熔覆层上进行,此时熔覆层的上表面成为新的加工面。然而,实验中得到的熔覆层是高度不一的半球形。除去首层,其余熔覆层在成形时,只有靠近激光束中心的粉末才能吸收与首层熔覆层相当的能

量。而单层熔覆层的宽高比越小,也就是半球越鼓,这个区域就越小,同时其外表面的每个点与新加工面的距离  $L$  就越大,后续熔覆层实际的  $k$  相应越小。不同宽高比的熔覆层多层堆积的示意图如图 11 所示。可以发现,在单道多层堆积的过程中,有效质量能量密度和激光散逸能量密度的影响因素更为复杂,不能简单套用单道熔覆的结果。

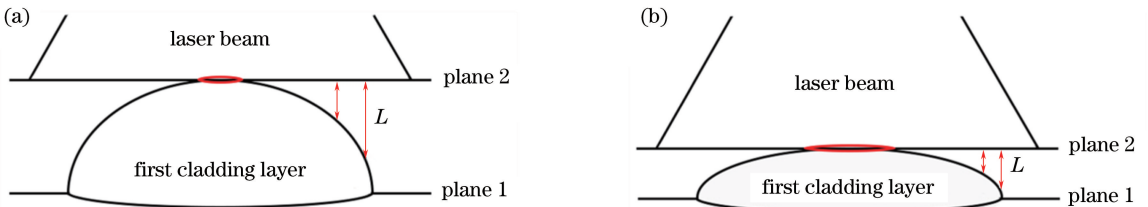


图 11 不同宽高比的单道多层堆积示意图。(a)宽高比小;(b)宽高比大

Fig. 11 Diagram of single track multi-layer cladding with different width-height ratios. (a) Small width-height ratio; (b) large width-height ratio

由实验中单道熔覆层几何形状的变化可知,当  $V \leq 8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时,熔覆层的  $k$  较小。由图 9 可知, $k$

越小,熔覆层越趋向于形成“W 包 Cu”结构,每一个“W 包 Cu”结构间的空隙不能完全被 Cu 液填充,导

致相对致密度减小。同时,当  $k$  较小时,熔池可达到的温度降低,液相 Cu 的运动粘度增大,不利于颗粒进行重排,从而阻碍致密化进程,使得熔覆层相对致密度减小。

## 4 结 论

采用同轴送粉法在 45# 钢基底上进行了 W-Cu 复合材料的单道和单道多层熔覆实验,研究了不同工艺参数对熔覆层几何特性、颗粒分布特征以及相对致密度的影响,得出以下结论。

1) 在同一加工体系下,熔覆层散逸能量密度不变,当  $k > k'$  时,熔覆材料中可以形成稀释区。这里  $b = 3.5 \times 10^{-3} \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-2}$ ,  $k' = 1.4 \text{ kJ} \cdot \text{g}^{-1}$ 。

2) 当送粉密度不变时,熔覆层的稀释率随激光面能量密度的增大而增大。

3) 在同一加工体系下,随着  $k$  值的减小,熔覆层内的 W 颗粒呈团簇、均匀分布、沿着熔覆层的边缘分布及“W 包 Cu”结构等不同分布状态。

4) 单道熔覆层几何形状对单道多层堆积下的  $k$  值的影响显著。当熔覆层的宽高比较小时,实际的  $k$  较小,试样相对致密度较小。

## 参 考 文 献

- [1] Hamidi A G, Arabi H, Rastegari S. A feasibility study of W-Cu composites production by high pressure compression of tungsten powder[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2011, 29(1): 123-127.
- [2] Ibrahim H, Aziz A, Rahmat A. Enhanced liquid-phase sintering of W-Cu composites by liquid infiltration [J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2014, 43(3): 222-226.
- [3] Zhou W P, Lü D M. Development of application and production in W-Cu materials[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2005, 10(1): 21-25.  
周武平, 吕大铭. 钨铜材料应用和生产的发展现状 [J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2005, 10(1): 21-25.
- [4] Yang X, Liang S, Wang X, *et al.* Effect of WC and CeO<sub>2</sub> on microstructure and properties of W-Cu electrical contact material[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2010, 28(2): 305-311.
- [5] Zheng L L, Liu J X, Li S K, *et al.* Investigation on preparation and mechanical properties of W-Cu-Zn

alloy with low W-W contiguity and high ductility[J]. Materials & Design, 2015, 86: 297-304.

- [6] Wei X X, Tang J C, Ye N, *et al.* A novel preparation method for W-Cu composite powders[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 661: 471-475.
- [7] Fan L, Li Y J. Application and manufacturing technology of W-Cu composite material[J]. Electrical Engineering Materials, 2013(3): 25-31.  
范莉, 李业建. W-Cu 复合材料的应用及制造技术 [J]. 电工材料, 2013(3): 25-31.
- [8] 黄卫东. 激光立体成形——高性能致密金属零件的快速自由成形[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2007: 5-10.
- [9] Gu D D, Shen Y F. Influence of Cu-liquid content on densification and microstructure of direct laser sintered submicron W-Cu/micron Cu powder mixture[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 489(1/2): 169-177.
- [10] Gu D D, Shen Y F. Effects of processing parameters on consolidation and microstructure of W-Cu components by DMLS [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 473(1/2): 107-115.
- [11] Gu D D, Shen Y F, Wu X J. Formation of a novel W-rim/Cu-core structure during direct laser sintering of W-Cu composite system[J]. Materials Letters, 2008, 62(12/13): 1765-1768.
- [12] Yan A R, Wang Z Y, Yang T T, *et al.* Microstructure, thermal physical property and surface morphology of W-Cu composite fabricated via selective laser melting[J]. Materials & Design, 2016, 109: 79-87.
- [13] Song C, Yang Y, Liu Y, *et al.* Study on manufacturing of W-Cu alloy thin wall parts by selective laser melting [J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 78(5/6/7/8): 885-893.
- [14] Wang M B, Li R D, Yuan T C, *et al.* Selective laser melting of W-Ni-Cu composite powder: Densification, microstructure evolution and nanocrystalline formation[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2018, 70: 9-18.
- [15] Yan S P, Zhang A F, Li D C, *et al.* Effects of powder-mixing homogeneity and W-powder morphology on forming quality in laser direct forming of W-Cu composites[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(6): 0602001.  
严深平, 张安峰, 李涤尘, 等. 粉末混合均匀性及 W 粉形态对激光直接成形 W-Cu 复合材料成形质量的影响 [J]. 中国激光, 2017, 44(6): 0602001.



- [16] Yan A R, Yang T T, Wang Y L, *et al.* Effect of tungsten powder particle size and shape on consolidation and microstructure of W-xCu composites by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(2): 0203007.  
闫岸如, 杨恬恬, 王燕灵, 等. 钨粉粒度和形状对选区激光熔化 W-xCu 成形与显微组织的影响[J]. 中国激光, 2016, 43(2): 0203007.
- [17] Lü D M. The new progress of W-Cu composite materials [J]. China Tungsten Industry, 2000, 15(6): 27-31.  
吕大铭. 钨铜复合材料研究的新进展[J]. 中国钨业, 2000, 15(6): 27-31.
- [18] Abbas G, West D R F. Laser surface cladding of stellite and stellite-SiC composite deposits for enhanced hardness and wear[J]. Wear, 1991, 143(2): 353-363.
- [19] Yan S. The temperature coefficient of surface tension of pure copper[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1965, 8(2): 251-258.  
严铄. 纯铜表面张力的温度系数[J]. 金属学报, 1965, 8(2): 251-258.
- [20] Takamichi I, Roderick I L G. The physical properties of liquid metals [M]. New York: Oxford University Press, 1993.
- [21] Qiang W J, Wu C J. Metal material science (3th) [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2016: 14.  
强文江, 吴承建. 金属材料学(第3版)[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2016: 14.
- [22] Gao H Y. Study on high-strength and high conductivity deformation processed Cu-Fe-Ag *in situ* composites[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2007.  
高海燕. 高强高导形变 Cu-Fe-Ag 原位复合材料制备技术基础[D]. 上海: 上海交通大学, 2007.
- [23] Yin H B, Emi T. Marangoni flow at the gas/melt interface of steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2003, 34(5): 483-493.
- [24] Qu D D, Zhou Z J, Tan J, *et al.* Characterization of W/Fe functionally graded materials manufactured by resistance sintering under ultra-high pressure[J]. Fusion Engineering and Design, 2015, 91: 21-24.