

# 稳态磁场辅助激光熔注射制备梯度涂层

宋诗英<sup>1,2</sup> 王 梁<sup>1,2\*</sup> 胡 勇<sup>1,2</sup> 姚建华<sup>1,2</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>浙江省高端激光制造装备协同创新中心, 浙江 杭州 310014

**摘要** 利用稳态磁场辅助激光熔注射,在 316L 不锈钢基体上成功制备了碳化钨(WC)颗粒分布可调的 WC/316L 金属基梯度复合材料涂层。讨论了激光熔注射时稳态磁场对复合材料涂层中硬质颗粒的分布和组织的影响。研究表明,稳态磁场可以抑制熔池流动,降低颗粒在熔池中受到的拖曳力,且随着磁场强度的增大,WC 颗粒集中分布在复合材料表层的趋势增大;稳态磁场未改变复合材料层表面的物相种类,但表面的 W 相含量明显增多,且可使复合材料层表面的共晶组织数量增多、尺寸变大。

**关键词** 激光技术;稳态磁场;激光熔注射;梯度涂层;碳化钨颗粒

中图分类号 TG148; TN249 文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0503005

## Graded Coating Produced by Laser Melt Injection Under Steady Magnetic Field

Song Shiyong<sup>1,2</sup> Wang Liang<sup>1,2</sup> Hu Yong<sup>1,2</sup> Yao Jianhua<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup>Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-End Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou, Zhejiang 310014, China

**Abstract** The WC/316L metal-matrix gradient coating was prepared by laser melt injection under a steady magnetic field. The influence of the steady magnetic field on the distribution of hard particles and the microstructure in the composite layer is discussed. The results show that the steady magnetic field can suppress the flow of the molten pool and reduce the drag force on particles in the molten pool. With the increase of the magnetic flux density, the volume rate of WC particles in the upper part of the LMI layer increases. The phase type is preserved no matter whether the steady magnetic field is added or not. However, the content of W-phase significantly increases. The size of the eutectic structure becomes larger and the quantity does as well.

**Key words** laser technique; steady magnetic field; laser melt injection; graded coating; WC particle

**OCIS codes** 160.3900; 350.3390; 350.3850

## 1 引言

功能梯度复合材料是成分、结构及性能等在几何空间上连续变化的非均质材料。该种材料具有常规材料所不具备的一些特殊性能,适用于机械、采矿、化工、冶金、军工、航天航空等领域<sup>[1-5]</sup>。激光熔注射(LMI)这种表面强化技术,是指激光束在基体表面产生熔池,同时将熔注射颗粒注入到熔池中。该技术与激光熔覆最大的区别在于,激光熔覆的主要受热对象为外加粉末,而 LMI 的主要受热对象为基体,LMI 过程中注入到由基体形成的熔池中的外加颗粒是固相粒子,仅颗粒表层发生部分熔化<sup>[6]</sup>。LMI 陶瓷颗粒是制备梯度复合材料的重要方法之一,该方法既可保持基体金属材料的强韧性,又能发挥注入颗粒的高硬度、高耐磨等特性,具有广阔的工程应用前景<sup>[7-8]</sup>。但是在热膨胀系数及弹性模量等物理性能上陶瓷颗粒和金属材料不匹配,基体与复合材料层存在明显界面,因此,在实际应用中常会发生涂层开裂或剥落的现象<sup>[9-12]</sup>。若能制备梯度复合

收稿日期: 2015-10-09; 收到修改稿日期: 2016-01-25

基金项目: 国家自然科学基金(51475429)、浙江省自然科学基金青年基金(LQ13E050012)

作者简介: 宋诗英(1987—),女,硕士研究生,主要从事激光加工技术方面的研究。E-mail: 1054421239@qq.com

导师简介: 姚建华(1965—),男,教授,博士生导师,主要从事激光表面改性技术方面的研究。E-mail: laser@zjut.edu.cn

\* 通信联系人。E-mail: laserwang@zjut.edu.cn

材料涂层使陶瓷颗粒的分布远离涂层与基体交界处,则可以很好地解决涂层与基体不匹配问题<sup>[13]</sup>。

陈彦宾等<sup>[14]</sup>研究发现复合材料层中碳化钨(WC)颗粒的体积分数随着熔池深度的增加略有增加,Wc颗粒在复合材料层中的分布与其初始速度、穿越熔池表面最小临界速度以及熔池粘度有关。Volppa等<sup>[15]</sup>研究了激光深熔合金化过程中不同颗粒的分布特征,实验结果表明颗粒的分布主要取决于所采用颗粒的特性。Hossen等<sup>[13]</sup>研究发现一定条件下功能梯度材料的形成主要取决于激光束的扫描速度。Vreeling等<sup>[16]</sup>通过模拟和实验研究发现碳化硅(SiC)注入到铝合金熔池中的深度主要取决于熔池的温度。还有学者<sup>[12,17]</sup>研究发现涂层的宏观形成和涂层质量等对熔注工艺参数的变化较为敏感。由这些研究可知,影响LMI过程中颗粒分布的因素较复杂。目前国内外学者利用LMI法制备梯度复合材料时多采用改变工艺参数的方法,鲜有采用外场辅助控制颗粒分布的研究。根据现有研究发现,在一定工艺参数条件下,陶瓷颗粒在熔池中的分布主要受熔池粘度和流动的影响,同时稳态磁场在熔池中产生的洛伦兹力可抑制熔池对流,且对熔池的温度梯度影响甚微<sup>[18-21]</sup>。本文提出添加稳态磁场制备梯度复合材料涂层,该方法为制备功能梯度材料提供了更多选择。

## 2 实验材料及方法

### 2.1 实验用材

实验用基体材料为316L奥氏体不锈钢,其主要元素为铁(Fe)、铬(Cr)、镍(Ni)、钼(Mo)和锰(Mn)等,试样尺寸为10 mm×20 mm×200 mm,实验前试样经砂纸打磨,丙酮清除油污。注入的强化颗粒为球形WC,粒度为75~150 μm,Wc颗粒形态如图1所示。实验前将WC粉末放在120℃的保温箱干燥2 h。强化颗粒WC和基体材料316L皆为顺磁性材料,不会直接受到洛伦兹力的作用。

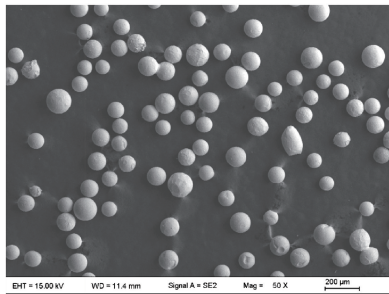


图1 WC粉末形貌

Fig. 1 Morphology of WC powder

### 2.2 实验分析方法

LMI实验采用2 kW光纤耦合半导体激光器,光束质量为40 mm·mrad,光斑直径为4 mm,光束能量呈“Top-hat”型分布,采用自制送粉器。LMI优化工艺参数为:激光功率密度120 W/mm<sup>2</sup>,送粉速率10 g/min,扫描速度250 mm/min,试样内部磁场强度0~1.2 T。实验采用稳态磁场辅助同轴送粉的LMI的方法来制备梯度复合材料涂层,实验装置原理如图2(a)(俯视图)所示,激光同轴熔注原理如图2(b)(侧视图)所示。该实验装置提供的磁场强度最大达1.2 T,为保证磁场强度稳定实验前后采用高斯计测量磁场强度。LMI过程中试样保持固定不动,移动激光头扫描试样表面,粉末在载气流的作用下与激光束同轴且同步注入熔池,实验过程中采用氩气作为保护气体。

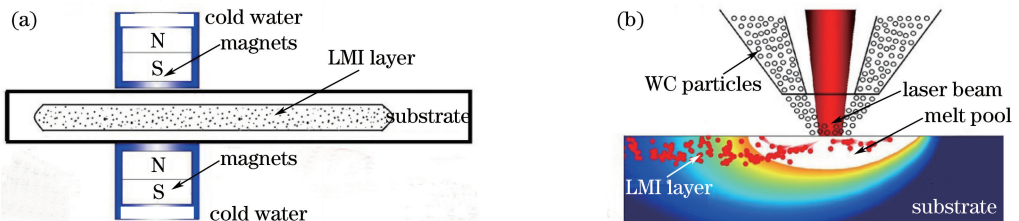


图2 稳态磁场辅助LMI示意图。(a)俯视图;(b)侧视图

Fig. 2 Schematic diagram of LMI process assisted by steady magnetic field. (a) Top view; (b) side view

把 LMI 后的试样沿纵截面和横截面用线切割成小块,制备成金相试样。采用扫描电子显微镜(SEM, SIGMA HV-01-043,Carl Zeiss 公司,德国)观察复合材料层中 WC 的分布,利用 X 射线衍射仪(D8 Advance,Bruker 公司,德国)对复合材料层的物相进行分析,利用能谱仪(EDS,Nano Xflash Detector 5010,Bruker 公司,德国)对微区的化学成分进行分析。

### 3 实验结果与讨论

#### 3.1 梯度复合材料层中 WC 分布的宏观特征

尝试多个磁场强度间隔的实验,分析发现当磁场强度间隔小于 0.4 T 时,在相邻场强作用下的复合材料层中,WC 分布的改变不明显。本实验中采用的磁场发生器,最高可以提供 1.2 T 的场强,为了观察磁场梯度对颗粒梯度分布的影响,最终选择磁场强度范围为 0~1.2 T,场强间隔为 0.4 T。

相同工艺参数条件下,磁场强度为 0、0.4、0.8、1.2 T 时获得的 WC/316L 复合材料涂层的纵截面的 SEM 形貌,如图 3 所示。由图 3 可知,在相同 LMI 工艺参数条件下,改变磁场强度获得的复合材料层的最大深度基本相同,这是因为在 LMI 过程中所附加的稳态磁场并不影响粉末的注入和材料对激光能量的吸收。为了定量分析 WC 颗粒在复合材料层深度方向的分布情况,将每个磁场强度下的复合材料层分成 5 层,近表面为第 1 层,靠近底部为第 5 层,每层深度为 400 μm,利用软件计算出每一层 WC 颗粒占整个复合材料层的面积比,得到了 WC 在复合材料层深度方向的分布曲线,结果如图 4 所示。由图 4 可知,未添加稳态磁场时,复合材料各层的 WC 含量差别不大,在复合材料层深度方向,WC 的体积分数先略有增加,而随着深度的进一步增加,WC 的体积分数又略有减少,总体分布较为均匀。添加稳态磁场后,在复合材料层深度方向,随着深度的增加,WC 的体积分数逐渐减少,整体上呈梯度分布,且磁场强度越大,梯度分布的趋势越明显。由此可知稳态磁场可以明显改变复合材料层中 WC 颗粒的分布。才源等<sup>[21]</sup>的研究发现,熔池粘度的改变或熔池流速的变化都能引起 WC 颗粒分布的改变,而根据相关文献<sup>[20,22-23]</sup>可知稳态磁场对熔池温度场影响甚微,对熔池粘度影响较小,因此推测上述 WC 颗粒分布的改变是由熔池流速的变化而引起的。

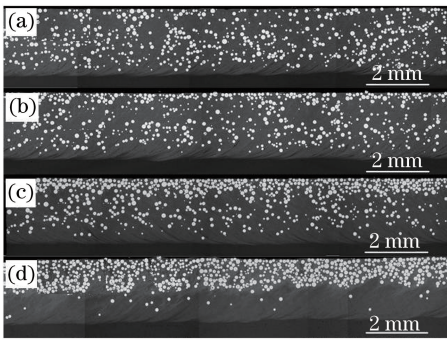


图 3 不同磁场强度下复合材料层纵截面内 WC 颗粒分布。(a) 0 T; (b) 0.4 T; (c) 0.8 T; (d) 1.2 T

Fig. 3 Distribution of WC particles in longitudinal section of composite layer under different magnetic fields.

(a) 0 T; (b) 0.4 T; (c) 0.8 T; (d) 1.2 T

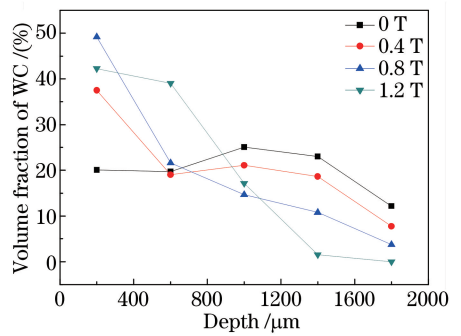


图 4 WC 颗粒在复合材料层深度方向的体积分数

Fig. 4 Volume fraction of WC particles in depth direction of composite layer

为了进一步揭示熔池流速对 WC 颗粒分布的影响机理,对熔池中的单颗粒受力情况进行分析。WC 颗粒在熔池中受力示意图如图 5 所示,主要受重力  $G$ 、浮力  $F_B$  和拖曳力  $F_D$  (其中  $F_x$ 、 $F_y$  为  $F_D$  分量) 的作用<sup>[24]</sup>。特定颗粒在熔池中所受重力、浮力和拖曳力的表达式(假设重力方向为正)分别表示为<sup>[24]</sup>

$$G = \frac{1}{6} \pi d_p^3 \rho_p g, \tag{1}$$

$$F_B = -\frac{1}{6} \pi d_p^3 \rho_f g, \tag{2}$$

$$F_D = \frac{1}{6} \pi d_p^3 \rho_p \left( \frac{1}{\tau_p} \right) (U_f - U_s), \tag{3}$$

式中  $d_p$  为颗粒直径,  $\rho_p$  为颗粒密度,  $\rho_f$  为熔池密度,  $\tau_p$  为颗粒松弛时间,  $U_f$  为流体流速,  $U_s$  为颗粒流速。由(1)式和(2)式可知, WC 所受重力  $G$  不会发生变化, 由相关参考文献<sup>[20, 22-23]</sup>可知稳态磁场对熔池温度影响甚微, 故受熔池密度(与熔池温度相关)影响的浮力  $F_B$  也不会变化, 因此, 此处可主要考虑拖曳力  $F_D$  对 WC 颗粒的影响。

$$\tau_p = \frac{4\rho_p d_p^2}{3\mu C_D Re}, \quad (4)$$

$$Re = \frac{\rho_p d_p |U_f - U_s|}{\mu}, \quad (5)$$

式中  $Re$  为相对雷诺数,  $\mu$  为流体动力粘度。将参数代入(5)式中计算得到颗粒的  $Re$  数量级约为 100。Schiller-Nauman 拖曳力系数  $C_D$  表达式为<sup>[24]</sup>

$$C_D = \frac{24}{Re} (1 + 0.15Re^{0.673}), \quad (6)$$

添加稳态磁场后, 金属液体受到磁阻尼作用, 流速被抑制<sup>[18-19]</sup>。熔池阻尼力即感应洛伦兹力的表达式为

$$\mathbf{j} = \sigma(\mathbf{U} \times \mathbf{B}), \quad (7)$$

$$\mathbf{F}_L = \mathbf{j} \times \mathbf{B} = -\sigma B_z^2 (u + v), \quad (8)$$

式中  $\mathbf{F}_L$  为洛伦兹力,  $\mathbf{j}$  为电流密度矢量,  $\mathbf{B}$  为磁场强度矢量,  $B_z$  为垂直于图 5 中  $x, y$  方向的磁场强度,  $\sigma$  为电导率,  $\mathbf{U}$  为熔池内部流速,  $u, v$  为熔池流速分量。从(7)式和(8)式可知在磁场方向不变的条件下(即稳态磁场), 洛伦兹力的方向与熔池的流动方向时刻相反, 熔池在反向作用力下流速减缓。由(3)式可知, 熔池流速的降低使得流体对 WC 颗粒的拖曳力  $F_D$  减少, 从而导致 WC 颗粒在流体中的“跟随性”减弱。在连续的 LMI 过程中, 稳态磁场强度越大, 熔池流速越慢, WC 颗粒受流体作用的拖曳力  $F_D$  越小, 熔池中 WC 颗粒的运动越缓慢, 相同时间内停留在熔池上部的 WC 颗粒越多, WC 颗粒来不及到达熔池底部, 即被熔池的凝固前沿捕捉, 最终被“固化”在复合材料层上部。而未添加稳态磁场时, 熔池流动较为剧烈, WC 颗粒在熔池的搅拌作用下可随机分布在熔池中各个位置。上述实验现象表明, LMI WC 过程中可通过调整稳态磁场的强度来对复合材料层中 WC 颗粒的梯度分布进行趋向性调控。

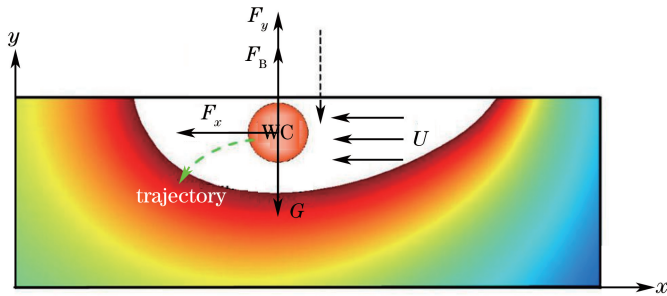


图 5 WC 颗粒在熔池中受力示意图

Fig. 5 Force diagram of WC particles in molten pool

### 3.2 梯度复合材料层组织形貌特征

由上述研究可知, 稳态磁场强度为 1.2 T 时磁场对熔注层的调控最明显, 图 6(a) 和(b)分别为未添加稳态磁场(0 T)和磁场强度最高时(1.2 T)的横截面金相图, 图 3 纵截面图是沿图 6 中的横截面中心虚线位置

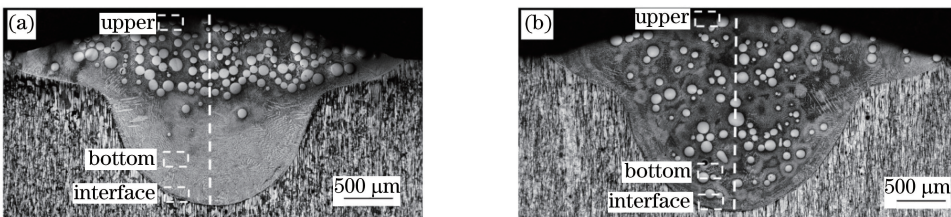


图 6 不同磁场强度下 WC/316L 复合材料层横截面。(a) 1.2 T; (b) 0 T

Fig. 6 Cross sections of WC/316L composite layer under different magnetic fields. (a) 1.2 T; (b) 0 T

取得。由图 6 可知,WC 颗粒分布趋势与图 3 一致,磁场强度最高时(1.2 T),复合材料上部聚集大量的 WC 颗粒,底部几乎无 WC,未添加稳态磁场时复合材料层中 WC 颗粒分布较均匀。稳态磁场可以调控 WC 颗粒分布,但对熔池深度和形状无明显影响。

### 3.2.1 梯度复合材料层 X 射线衍射(XRD)分析

LMI 过程中 WC 颗粒进入熔池前会受到激光束辐照作用被加热到较高的温度,同样基体被激光束辐照可形成温度达 2000 °C 的熔池,WC 在进入熔池后会与 Fe、Cr 和 Ni 等元素发生反应,因此复合材料层中必然有新反应产物形成,且反应产物在一定程度上将影响熔注层的组织结构。图 7 为 WC/316 L 复合材料层表面的 XRD 图谱。由图 7 可知,未添加稳态磁场时最强衍射峰为  $\gamma(\text{Fe-Ni})$  固溶体,次强衍射峰为  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  和  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,说明未添加稳态磁场的复合材料层上部主要还是基体材料的凝固相,仅有少量 WC 分解出的 W 原子和 C 原子与基体中的 Fe 和 Cr 反应生成新相。而添加稳态磁场后最强衍射峰为 WC、 $\text{W}_2\text{C}$  和  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ,较弱的衍射峰为  $\gamma(\text{Fe-Ni})$  固溶体,说明添加稳态磁场后复合材料层上部有更多的 WC,其分解出的 W 原子和 C 原子与基体中的 Fe 反应生成新相  $\text{W}_2\text{C}$ 、 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ,此结果与图 3 中的 WC 分布状态一致。同时发现,虽然稳态磁场对复合材料层中物相组成无影响,但对物相的相对含量影响较大。

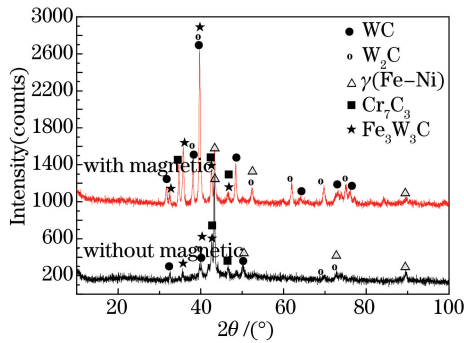


图 7 磁场强度为 0 T 和 1.2 T 时 WC/316L 复合材料层表面 XRD 图谱

Fig. 7 XRD patterns of WC/316L composite layer with 0 T and 1.2 T magnetic fields

### 3.2.2 梯度复合材料层微观组织分析

稳态磁场对熔注层中的物象组成无响应,添加稳态磁场前后的熔注层的组织成分应一致,因此仅对未添加稳态磁场涂层中的典型组织进行了能谱分析。图 8 为图 6(b)中部 WC 颗粒周围的 SEM 图,表 2 中 A、B、C、D 区域相对原子数含量对应图 8 中相应各点能谱数据。表 2 中 A 处 C 和 W 的原子数比为 1:1,且没有其他原子,由此可知图 8 中的 A 区域为 WC 颗粒。WC 周围基体中的浅色组织(对应图 8 中的 B 区域)所含 W 和 Fe 原子数比接近 1:1,考虑到 B 区域最接近 WC 颗粒,且由于 W 原子的比重大,扩散能力弱,WC 颗粒周围必定存在 W 原子富集区,因此结合图 6 的 XRD 结果可以推断出 B 区域主要物相是以初晶形式析出的  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  [25]。图 8 中的 C 区域颜色最深,在背散射照片中应该为原子序数较小的元素生成的相。在该复合材料层中 W 原子序数最大而 Fe 元素原子数含量最高,结合图 6 的 XRD 数据和表 2 中 C 区域各元素的相对原子数比可断定 C 区域的物相为  $\gamma(\text{Fe-Ni})$  固溶体。结合图 6 的 XRD 和图 7 推测 D 区域为  $\gamma(\text{Fe-Ni})$  固溶体 +  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  鱼骨状共晶组织。

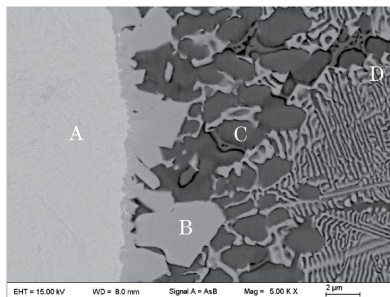


图 8 WC 颗粒外围组织

Fig. 8 Peripheral microstructure of WC particles

表 2 图 8 中标示区域化学成分(原子数分数,%)

Table 2 Proportion of chemical compositions at marked locations in Fig. 8(atom fraction, %)

|   | C     | W     | Fe    | Cr    | Ni   |
|---|-------|-------|-------|-------|------|
| A | 49.75 | 50.25 | 0     | 0     | 0    |
| B | 30.02 | 25.27 | 30.02 | 9.83  | 2.79 |
| C | 12.55 | 2.13  | 62.12 | 11.89 | 9.75 |
| D | 20.01 | 18.46 | 41.37 | 12.90 | 5.28 |

图 9(a)、(b)为磁场强度分别是 1.2 T 和 0 T 时, LMI WC 复合材料层横截面上部的组织形貌图, 各取自图 6(a)、(b)上部。由图 9 可以看出 WC 颗粒周围的基体上都分布着不规则鱼骨状共晶组织, 这主要是由于复合材料层上部均有 WC 注入, 且添加稳态磁场后熔池中仅表面温度发生微小变化<sup>[22-23]</sup>, 对熔池中的温度梯度影响不大, 难以影响熔池中共晶反应的进行。随着 WC 颗粒分解出的 W 和 C 原子不断扩散到熔池中, 高熔点的初晶  $Fe_3W_3C$  和基体相  $\gamma(Fe-Ni)$  固溶体最先凝固, 待熔池温度降到液相线温度时发生共晶转变。对比图 9(a)、(b)可发现, 添加稳态磁场后, 共晶组织的数量增多且尺寸有所增大, 这是因为添加稳态磁场后, WC 颗粒分布趋向于上部, 在相同温度梯度条件下, 必然分解出更多的 W 原子和 C 原子, 因此该区域合金元素的浓度更接近共晶成分, 从而导致添加稳态磁场的复合材料层上部分布着更多共晶组织。同时, 由于稳态磁场可以抑制熔池流动, 添加稳态磁场后共晶组织在生长过程中受到的熔池流动的冲刷作用力减弱, 共晶组织更倾向于大片生长。另外, 当溶质元素足够时, “成分过冷”区变大, 该区域的液相是准稳态的, 可抵抗固-液界面扰动, 使晶体得以继续生长<sup>[26]</sup>。添加稳态磁场后的熔池上部合金元素的含量更接近共晶成分, 使得抵抗固-液界面扰动的驱动力变大, 因此得到尺寸更大的片状共晶组织。

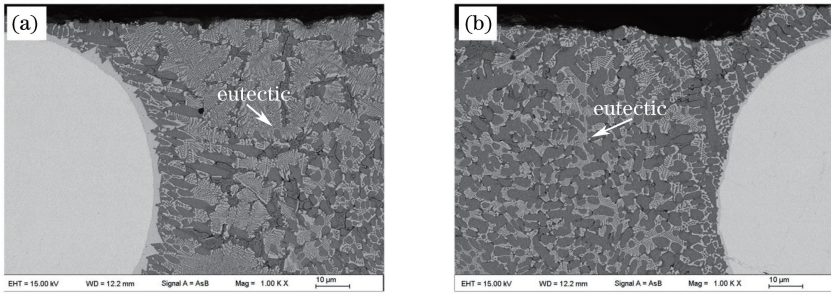


图 9 WC/316L 复合材料层上部基体的 SEM 照片。(a) 磁场强度为 1.2 T; (b) 磁场强度为 0 T

Fig. 9 SEM images of substrate at upper part of WC/316L composite layer. (a) 1.2 T magnetic field; (b) 0 T magnetic field

图 10(a)、(b)为磁场强度分别是 1.2 T 和 0 T 时 LMI WC/316L 复合材料层横截面底部组织的形貌图, 各取自图 6(a)、(b)底部。添加 1.2 T 的稳态磁场后熔池底部无 WC 颗粒, 仅有少量位于复合材料层上部和中部的 WC 分解出 W 原子和 C 原子扩散到熔池底部, 如图 3(d)所示, 熔池中的 WC 呈明显梯度分布。同时, 由于稳态磁场抑制了熔池的流动, 溶质元素扩散能力减弱, 因此添加稳态磁场后复合材料层底部接近基体重熔状态, 底部出现物主要为  $\gamma$  相枝晶, 未见共晶组织生成, 仅有少量含 W 的网状碳化物分布在晶界处。

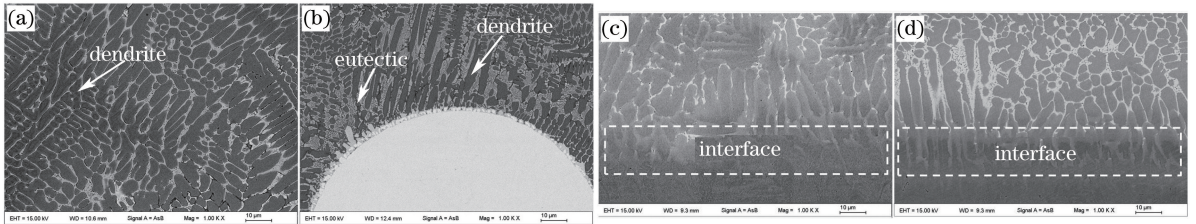


图 10 WC/316L 复合材料层的 SEM 照片。(a) 磁场强度 1.2 T, 底部; (b) 磁场强度 0 T, 底部; (c) 磁场强度 1.2 T, 结合区; (d) 磁场强度 0 T, 结合区

Fig. 10 SEM images of WC/316L composite layer. (a) 1.2 T magnetic field, bottom part; (b) 0 T magnetic field, bottom part; (c) 1.2 T magnetic field, interface; (d) 0 T magnetic field, interface

图 10(b)中 WC 颗粒周围的组织与图 9(b)类似,均在基体上分布着不规则的鱼骨状共晶组织。对比图 10(a)、(b)中基体组织可发现,图 10(a)中主要由较为粗大的枝晶组成,而图 10(b)中主要由较小的枝晶组成。出现这种现象一方面是由于添加稳态磁场后熔池流动受抑制,枝晶倾向于大片生长,另一方面主要是受溶质成分过冷的影响。添加稳态磁场后的熔池底部有大量的 Fe、Ni 等原子在基体重熔过程中参与树枝晶的生成;而未添加稳态磁场的熔池底部,除 Fe、Ni 等基体相原子外还有大量的 W 原子和 C 原子注入,随 Fe、Ni 等原子在基体凝固过程中生成了枝晶,消耗掉部分 Fe、Ni 原子,熔池中剩余 Fe、W、C 等各项成分接近共晶成分,枝晶的生长被共晶反应打断。除熔池流动外,溶质元素的改变是导致基体组织发生改变的另一主要因素。

图 10(c)、(d)中虚线框内为磁场强度分别是 1.2 T 和 0 T 时熔注层与基体结合处组织的形貌图,各取自图 6(a)、(b)熔注层与基体结合处。由图 10(c)、(d)可知熔注层与基体均为冶金结合,结合处形貌良好,添加稳态磁场对熔注层与基体的结合区形貌无明显影响。

## 4 结 论

1) 稳态磁场可以使熔池流速减缓,降低熔池对颗粒的拖曳力作用,减小 WC 颗粒在流体中的“跟随性”。随磁场强度增大,WC 颗粒集中分布在复合材料表层的趋势增加;

2) 添加稳态磁场后复合材料层中的物相种类未发生明显改变,但各种物相的比例发生一定改变,表面的 W 相含量升高较明显;

3) 添加稳态磁场的复合材料层上部,共晶组织的数量增多且其尺寸有所加大;添加稳态磁场的复合材料层下部,主要为  $\gamma$  相枝晶,仅有少量含 W 的网状碳化物分布在晶界处。

## 参 考 文 献

- Gu D D, Shen Y F. Microstructures and properties of direct laser sintered tungsten carbide (WC) particle reinforced Cu matrix composites with Re-Si-Fe addition: A comparative study[J]. Journal of Materials Research, 2009, 24(11): 3397-3406.
- Liu Haiqing, Liu Xiubo, Meng Xiangjun, *et al.*. Study on  $\gamma$ -NiCrAlTi/TiC+TiWC<sub>2</sub>/CrS+Ti<sub>2</sub>CS high-temperature self-lubricating wear resistant composite coating on Ti-6Al-4V by laser cladding[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(3): 0303005. 刘海青, 刘秀波, 孟祥军, 等. Ti-6Al-4V 合金激光熔覆  $\gamma$ -NiCrAlTi/TiC+TiWC<sub>2</sub>/CrS+Ti<sub>2</sub>CS 高温自润滑耐磨复合涂层研究[J]. 中国激光, 2014, 41(3): 0303005.
- Li Jianing, Gong Shuili, Wang Xichang, *et al.*. Physical and surface performance of laser clad Ni based coating on a TA15-2 alloy[J]. Chinese J Lasers, 2013, 40(11): 1103008. 李嘉宁, 巩水利, 王西昌, 等. TA15-2 合金表面激光熔覆 Ni 基涂层物理与表面性能[J]. 中国激光, 2013, 40(11): 1103008.
- Zhang Weiping, Lu Donghua, Yu Juanjuan, *et al.*. Application of zirconia toughening mechanism on laser cladding[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(11): 1103008. 张维平, 路董华, 余娟娟, 等. 氧化锆增韧机制在激光熔覆技术中的应用[J]. 中国激光, 2014, 41(11): 1103008.
- Yuan Qinlu, Hu Rui, Li Jinshan, *et al.*. Development of gradient composite material preparation technology[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2003, 26(6): 66-99. 袁秦鲁, 胡 锐, 李金山, 等. 梯度复合材料制备技术研究进展[J]. 兵器材料科学与工程, 2003, 26(6): 66-99.
- Ayers J D, Tucker T R. Particulate-TiC-hardened steel surfaces by laser melt injection[J]. Thin Solid Films, 1980, 73(1): 201-207.
- Riabkina-Fishman M, Rabkin E, Levin P, *et al.*. Laser produced functionally graded tungsten carbide coatings on M2 high-speed tool steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 302(1): 106-114.
- Rong Lei, Huang Jian, Li Zhuguo, *et al.*. Microstructure and property of laser cladding Ni-based alloy coating reinforced by WC particles[J]. China Surface Engineering, 2010, 23(6): 40-44. 戎 磊, 黄 坚, 李铸国, 等. 激光熔覆 WC 颗粒增强 Ni 基合金涂层的组织与性能[J]. 中国表面工程, 2010, 23(6): 40-44.
- Ma Guangyi, Wang Jiangtian, Niu Fangyong, *et al.*. Influence of powder distribution on the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> thin-wall ceramic formed by laser engineered net shaping[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(1): 0103006.

- 马广义, 王江田, 牛方勇, 等. 粉末分布对激光近净成形  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷薄壁件表面形貌的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(1): 0103006.
- 10 Li Zhihong, Yang Lijing, Zhang Qunli, *et al.*. Comparative research of Stellite 6 coatings prepared by supersonic laser deposition and laser cladding[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(5): 0503008.  
李址宏, 杨理京, 张群莉, 等. 超音速激光沉积与激光熔覆 Stellite 6 涂层的对比研究[J]. 中国激光, 2015, 42(5): 0503008.
- 11 Han Jiecai, Dong Shiyun, Zhang Xinghong, *et al.*. Present status of the manufacture processing for metal/ceramic graded coatings[J]. Journal of Materials Engineering, 1998(12): 39-43.  
韩杰才, 董世运, 张幸红, 等. 金属/陶瓷梯度涂层工艺现状[J]. 工程材料, 1998(12): 39-43.
- 12 Wang Zi. Simulation investigation of laser-melt injection of SiC-316L hybrid particles on AZ31B magnesium alloy surface [D]. Nanchang: East China Jiaotong University, 2013: 1-10.  
王 孜. AZ31B 镁合金表面激光熔注 SiC-316L 混合粒子模拟研究[D]. 南昌: 华东交通大学, 2013: 1-10.
- 13 Pei Y T, Ocelik V, Hosson De, *et al.*. SiC<sub>p</sub>/Ti6Al4V functionally graded materials produced by laser melt injection[J]. Acta Materialia, 2002, 50(8): 2035-2051.
- 14 Chen Y B, Liu D J, Li L Q, *et al.*. WC<sub>p</sub>/Ti-6Al-4V graded metal matrix composites layer produced by laser melt injection [J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(19): 4780-4787.
- 15 Volppa J, Dietza T, Vollertsen F. Particle property impact on its distribution during laser deep alloying processes [J]. Physics Procedia, 2014, 56: 1094-1011.
- 16 Vreeling J A, Ocelik V, Hosson De. Ti-6Al-4V strengthened by laser melt injection of WC<sub>p</sub> particles[J]. Acta Materialia, 2002, 50(19): 4913-4924.
- 17 Zhang Xiangjun. Microstructures and wear resistance of coatings produced by laser melt injecting WC on Q235 steel surface [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2007: 15-21.  
张相军. Q235 钢表面激光熔注 WC 涂层的组织结构与耐磨性能[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2007: 15-21.
- 18 Bachmann M, Avilov V, Gumenyuk A, *et al.*. About the influence of a steady magnetic field on weld pool dynamics in partial penetration high power laser beam welding of thick aluminum parts[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2013, 60: 309-321.
- 19 Bachmann M, Avilov V, Gumenyuk A, *et al.*. Numerical simulation of full-penetration laser beam welding of thick aluminum plates with inductive support[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2012, 45(3): 035201.
- 20 Hu Yong, Chen Zhijun, Yao Jianhua, *et al.*. Numerical simulation of the static magnetic field regulation of the laser molten pool heat transfer and flow behavior[J]. Applied Laser, 2014, 34(6): 508-512.  
胡 勇, 陈智君, 姚建华, 等. 静态磁场对激光熔池传热及流动行为的调控作用数值模拟[J]. 应用激光, 2014, 34(6): 508-512.
- 21 Cai Yuan. Simulation investigation of hybrid laser-TIG melt injection of ceramic particles on Al surface [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010: 12-42.  
才 源. Al 合金表面激光-TIG 复合熔注陶瓷颗粒的模拟研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2010: 12-42.
- 22 Wang L, Yao J H, Hu Y, *et al.*. Suppression effect of a steady magnetic field on molten pool during laser remelting[J]. Applied Surface Science, 2015, 351: 794-802.
- 23 Wang Liang, Hu Yong, Song Shiyong *et al.*. Suppression effect of a steady magnetic field on surface undulation during laser remelting[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(11): 1103005.  
王 梁, 胡 勇, 宋诗英, 等. 稳态磁场辅助对激光熔凝层表面波纹的抑制作用研究[J]. 中国激光, 2015, 42(11): 1103005.
- 24 Che Defu, Li Huixiong. Multiphase flow and its application[M]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University Press, 2007: 80-89.  
车得福, 李会雄. 多相流及其应用[M]. 西安: 西安交通大学出版社, 2007: 80-89.
- 25 Li Fuquan, Chen Yanbin, Li Liqun. Microstructures and wear resistance of coatings produced by laser melt injecting WC on Q235 steel surface[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010, 31(4): 28-33.  
李福泉, 陈彦宾, 李俐群. Q235 钢表面激光熔注 WC 涂层的微观组织及耐磨性[J]. 焊接学报, 2010, 31(4): 28-33.
- 26 Hu Hanqi. Metal solidification principle[M]. Beijing: China Machine Press, 2000: 117-135.  
胡汉起. 金属凝固原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2000: 117-135.