

# 扫描速度对球墨铸铁激光熔覆层组织的影响

杨鹏聪<sup>1</sup>, 宋雨来<sup>1</sup>, 刘耀辉<sup>1</sup>, 付洪德<sup>1</sup>, 周颖茂<sup>2</sup>, 邓燕<sup>2</sup>

(1. 吉林大学 材料科学与工程学院 教育部汽车材料重点实验室, 长春 130025;  
2. 一汽模具制造有限公司, 长春 130000)

**摘要:** **目的** 揭示不同扫描速度下激光熔覆 Fe 基覆层显微结构的变化规律, 以寻求高效的组织控制手段。**方法** 使用半导体激光器, 在相同送粉量和激光功率条件下, 采用不同扫描速度, 在球墨铸铁表面制备激光熔覆层。采用光学显微镜、扫描电子显微镜和能谱仪、X 射线衍射仪表征覆层微观组织和相组成, 采用洛氏硬度计对覆层硬度进行测定。**结果** 扫描速度为 7 mm/s 时, 稀释率为 16%, 覆层组织主要是马氏体和少量残余奥氏体, 晶粒细小, 无裂纹, 洛氏硬度为 55.5HRC; 扫描速度为 5 mm/s 时, 稀释率为 30%, 覆层中的晶粒形态变粗大, 且得到更多的柱状晶和等轴晶, 残余奥氏体含量大幅增多, 马氏体含量明显下降, 结晶裂纹倾向大, 洛氏硬度为 21.7HRC。**结论** 扫描速度在球墨铸铁的覆层制备中发挥了重要作用, 对覆层凝固过程、晶粒生长、相组成、裂纹敏感性、硬度有很大影响。通过适当调整扫描速度可以改变马氏体和残余奥氏体的量, 获得无裂纹且硬度合适的覆层, 实现覆层组织和力学性能的有效控制。

**关键词:** 激光熔覆; 球墨铸铁; 过冷; 马氏体; 残余奥氏体; 加工参数

中图分类号: TG174.44; V261.8 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2018)09-0187-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.09.024

## Effect of Scanning Speed on Microstructure of Laser Cladding Layer on Nodular Cast Iron

YANG Peng-cong<sup>1</sup>, SONG Yu-lai<sup>1</sup>, LIU Yao-hui<sup>1</sup>, FU Hong-de<sup>1</sup>, ZHOU Ying-mao<sup>2</sup>, DENG Yan<sup>2</sup>

(1. Key Laboratory of Automobile Materials of Ministry of Education, Department of Materials Science & Engineering, Jilin University, Changchun 130025, China; 2. FAW Mould Manufacturing Co., Ltd, Changchun 130000, China)

**ABSTRACT:** The work aims to reveal the evolutions in microstructure of laser cladding Fe-based layers at different scanning speed, and then obtain an efficient way of controlling structure. Provided with the same  $F/V$  (powder feeding rate/laser beam scanning speed) and laser power, semiconductor laser was used to prepare laser cladding layers on the surface of nodular cast iron at different scanning speed. Microstructures and phases of the cladding layers were characterized with optical microscope, scanning electron microscope, energy dispersive spectroscopy and X-ray diffractometer. Hardness of the cladding layers were measured by Rockwell hardness tester. At scanning speed of 7 mm/s and dilution rate of 16%, microstructure of the cladding layers was mainly composed of martensite and a small amount of retained austenite, the grains were small, no crack existed and Rockwell hardness was 55.5HRC. At the scanning speed of 5 mm/s and dilution rate of 30%, grain morphology of the cladding

收稿日期: 2018-04-13; 修订日期: 2018-07-11

Received: 2018-04-13; Revised: 2018-07-11

基金项目: 国家自然科学基金项目 (50901035); 吉林省科技发展项目 (20130301006GX)

Fund: National Natural Science Foundation of China (50901035), Science and Technology Project of Jinlin Province (20130301006GX)

作者简介: 杨鹏聪 (1993—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为激光熔覆强化模具材料。

Biography: YANG Peng-cong (1993—), Male, Postgraduate student, Research focus: surface hardening of mold materials by laser cladding.

通讯作者: 宋雨来 (1974—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为模具材料的表面强化。

Corresponding author: SONG Yu-lai (1974—), Male, Ph. D., Associate professor, Research focus: surface hardening of mold materials.

layers became more coarser, more columnar crystals and equiaxed crystals were obtained, and content of retained austenite increased and content of martensite decreased significantly, but the cladding layer presented bigger crack susceptibility and Rockwell hardness decreased to 21.7HRC. Scanning speed plays a great role in preparation of laser cladding layers on the surface of nodular cast iron, and has great effects on solidification, phase composition, grain growth, crack susceptibility and hardness. Scanning speed can be adjusted to change content of martensite and retained austenite in the cladding layers, obtain crack-free cladding layers of reasonable hardness, and further effectively control microstructures and mechanical properties of the layers.

**KEY WORDS:** laser cladding; nodular cast iron; under cooling; martensite; retained austenite; process parameter

激光熔覆技术是通过使用高能激光束熔化粉末或丝材,使之与基体形成冶金结合的一种类似堆焊的加工方法。激光熔覆技术可显著改善金属表面的耐磨、耐蚀、耐热、抗氧化等性能<sup>[1-2]</sup>,可以修复损坏的部件<sup>[3]</sup>和制造金属基复合材料<sup>[4]</sup>。该加工方法需要很少的表面预处理,可应用于复杂几何体中,因此在工业上得到了广泛应用。与传统模具钢相比,球墨铸铁的成本低、铸造性能好,越来越多地用于制造大中型模具。然而相对模具钢而言,球铁强度、耐磨性等力学性能较低,所以对球墨铸铁模具承受磨损作用的部位进行表面强化,将大幅延长模具的使用寿命。因此,激光熔覆技术对球墨铸铁的修复及表面强化将很有意义。

激光熔覆研究主要集中在三个方面:(1)由于缺少可以模拟三维同步送粉激光熔覆成形,因此,建立熔池传热及材料热物性变化的模型是一个重要方向<sup>[5]</sup>;(2)通过调节加工参数对成形效率、质量和裂纹进行控制是一重要研究内容<sup>[6]</sup>;(3)研发系列化的专用粉末,丰富激光熔覆专用材料体系<sup>[7]</sup>。其中,对于加工参数的调节,主要有激光功率、送粉速度、激光扫描速度、激光焦点聚焦位置<sup>[8]</sup>、光斑大小等。V. OCELIK<sup>[9]</sup>曾分别改变送粉量、扫描速度、激光功率进行实验,对单覆层的高度、宽度、稀释率等进行了测定,并通过相对宏观的分析,绘制了激光加工图。王爱华等<sup>[10]</sup>就激光功率变化对裂纹敏感性的影响进行研究,发现功率提高会增大残余应力,导致结合区的裂纹。Rasheedat M. Mahamood等<sup>[11]</sup>讨论了扫描速度对激光沉积钛复合材料的显微结构和磨损性能的影响,发现通过控制扫描速度可以有效控制显微结构和表面耐磨性。R. COLACO等<sup>[12]</sup>发现扫描速度可以控制激光熔凝马氏体工具钢的组织,随扫描速度的增大,最后得到了98%的残余奥氏体。可见,扫描速度对组织和性能优化起着决定性的作用,而扫描速度对覆层的影响规律是激光熔覆技术在工程中应用的一个亟需解决的问题,而国内外对此却很少有过研究。本文将在功率和送粉量一定的情况下,讨论扫描速度对熔化、凝固过程、微观组织和力学性能的影响规律,揭示球墨铸铁表面铁基覆层微观组织的演变过程,为该技术的实际应用提供实验支持。

## 1 实验材料与方法

实验采用的基体材料是工业上已广泛使用的GGG70L球墨铸铁,化学成分(质量分数)为:C 3.4%, Mn 0.5%, Si 2%, P < 0.05%, S < 0.01%, Cu 1%, Ni 1%, Mo 0.5%, Mg > 0.02%, 铁余量。熔覆粉末成分(质量分数)为:C 0.38%, Cr 7.6%, Mo 2.2%, Mn 0.57%, Si 0.19%, Ni 0.18%, 铁余量。

实验采用Laserline LDF4000-60激光器,等轴同步送粉方式,粉末粒度为50~125 μm,光斑直径恒定为4 mm,激光焦距为15 mm,激光头离工件距离为14 mm,保护气体和送粉气体为氩气,保护气速率为20 L/min,送粉气体速率为5 L/min,激光功率为1600 W,送粉量为20 mg/mm,扫描速度分别为5 mm/s和7 mm/s。

采用光学显微镜、扫描电镜和能谱仪对王水深腐蚀后的样品进行观察与分析。采用X射线衍射仪进行相分析。通过洛氏硬度计对距离覆层表面200 μm处的硬度进行5个点的测定,并取平均值。

## 2 结果与讨论

### 2.1 覆层晶粒形态

图1a展示了功率1600 W、送粉量20 mg/mm、扫描速度7 mm/s时覆层截面的晶粒形态,从中可观察到熔合线附近有胞状晶,沿着远离熔合线方向逐渐转变为柱状晶和表层等轴晶。通常覆层与基体结合位置的温度梯度最大,覆层距表面越近, $G$ 越小,即熔合线到覆层表面的温度梯度 $G$ 逐渐下降。根据临界成分过冷判据:

$$G = \frac{\Delta T \cdot R}{D_L} \quad (1)$$

式中: $\Delta T$ 为平衡凝固区间; $R$ 为晶粒生长速度; $D_L$ 为扩散系数。当 $G < \frac{\Delta T \cdot R}{D_L}$ 时,产生成分过冷,且随 $G$ 减小,成分过冷逐渐增强,导致胞状晶向柱状晶和等轴晶转变。根据稀释率计算公式:

$$D = \frac{A_m}{A_m + A_c} \quad (2)$$

式中: $A_m$ 为熔化基体面积; $A_c$ 为堆覆粉末面积。

扫描速度为 7 mm/s 时, 稀释率为 16%。当扫描速度为 5 mm/s 时, 覆层同样由胞晶、柱状晶和等轴晶构成, 但柱状晶和等轴晶的比例明显增加, 如图 1b 所示。这是由于扫描速度为 5 mm/s 时, 线能量增大, 热输入增加使得温度梯度  $G$  变小。另外, 在此参数下求得的稀释率为 30%, 这意味着球墨铸铁中更

多的碳进入覆层, 增大了凝固温度区间  $\Delta T$ , 根据公式 (1), 当  $\Delta T$  升高时, 成分过冷加剧, 更有利于柱状晶和等轴晶的形成。由于扫描速度为 5 mm/s 时的温度梯度  $G$  比 7 mm/s 时的变小, 冷却速度变慢, 柱状晶和等轴晶能够充分生长, 所以前者较后者具有更粗大的晶粒尺寸。

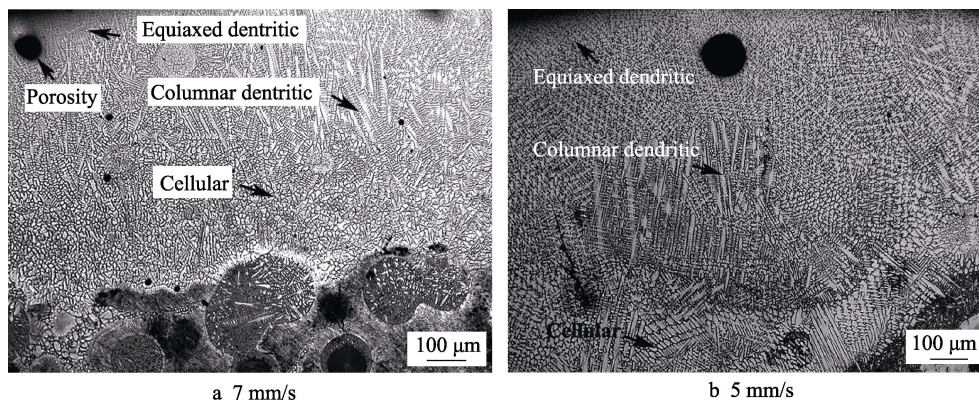


图 1 不同扫描速度下覆层截面的光镜组织形貌

Fig.1 Micrograph of cross section at different scanning speed

## 2.2 覆层相组成

图 2a 是扫描速度为 7 mm/s 时覆层的电镜组织形貌, 可明显看到晶粒内的针状马氏体形貌, 晶界附近存在平整的残余奥氏体形貌<sup>[13]</sup>。而扫描速度为 5 mm/s 时的覆层电镜组织形貌中, 明显可见奥氏体枝晶形貌, 并存在少量马氏体和碳化物  $M_xC_y$ 。对扫描速度为 5 mm/s 时的覆层进行 EDS 线扫分析, 如图 3 所示, 可以看出, 晶界处的 Cr、Mo、C 元素含量明显比晶内高, 合金元素在晶界处偏析。由于 Cr 和 Mo 是易形成碳化物元素, 因此在晶界处形成了大量的含 Cr、Mo、C 的复杂碳化物。

不同扫描速度下覆层相组成的 XRD 分析如图 4 所示, 可知扫描速度为 5 mm/s 时, 覆层主要由残余奥氏体和马氏体构成, 残余奥氏体峰出现在  $44^\circ$ 、 $50^\circ$ 、 $74^\circ$ 、 $90^\circ$ , 马氏体峰出现在  $44^\circ$ 、 $45^\circ$ 、 $62^\circ$ 、 $65^\circ$ 、 $82^\circ$ , 可以根据公式 (3) 计算出奥氏体和马氏体的占比。

$$\eta = \frac{I_{\gamma}^{hkl} / R_{\gamma}^{hkl}}{I_{\gamma}^{hkl} / R_{\gamma}^{hkl} + I_M^{hkl} / R_M^{hkl}} \times 100\% \quad (3)$$

式中:  $I_{\gamma}^{hkl}$  和  $I_M^{hkl}$  分别是残余奥氏体峰强度和马

氏体峰强度;  $R_{\gamma}^{hkl}$  和  $R_M^{hkl}$  分别是对应晶面的相对强度因数。由于 XRD 谱中  $44^\circ$  左右的马氏体峰和残余奥氏体峰过于接近, 可能会导致计算错误而被忽略, 即残余奥氏体 (111) 峰和马氏体 (110) 峰在计算中被忽略<sup>[12]</sup>。经计算, 扫描速度 5 mm/s 下残余奥氏体含量高达 65.9%。另外, 根据 XRD 分析结果, 扫描速度为 7 mm/s 时, 覆层主要由马氏体和少量残余奥氏体组成, 残余奥氏体峰出现在  $44^\circ$ 、 $50^\circ$ 、 $74^\circ$ 、 $90^\circ$  处, 马氏体峰出现在  $45^\circ$ 、 $62^\circ$ 、 $65^\circ$ 、 $82^\circ$  处。根据公式 (3) 计算, 扫描速度为 7 mm/s 时, 残余奥氏体含量为 19.2%。显然, 扫描速度为 5 mm/s 的残余奥氏体含量明显高于 7 mm/s 样品。这是因为扫描速度为 5 mm/s

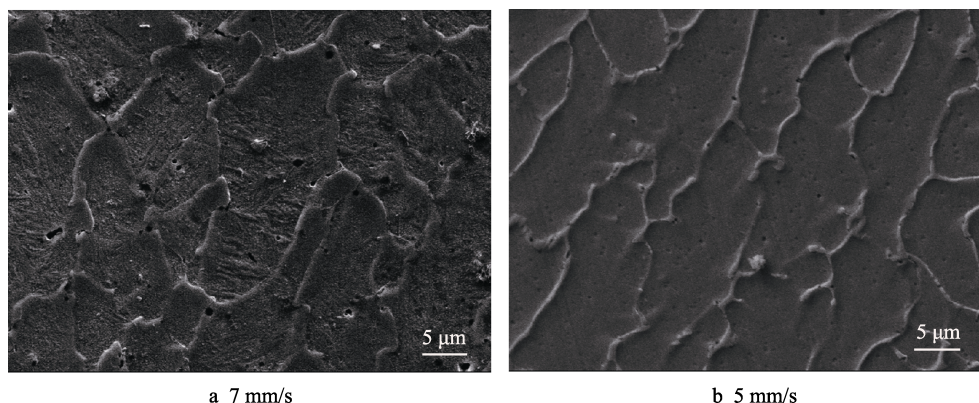


图 2 不同扫描速度下的电镜组织形貌

Fig.2 SEM micrograph at different scanning speed



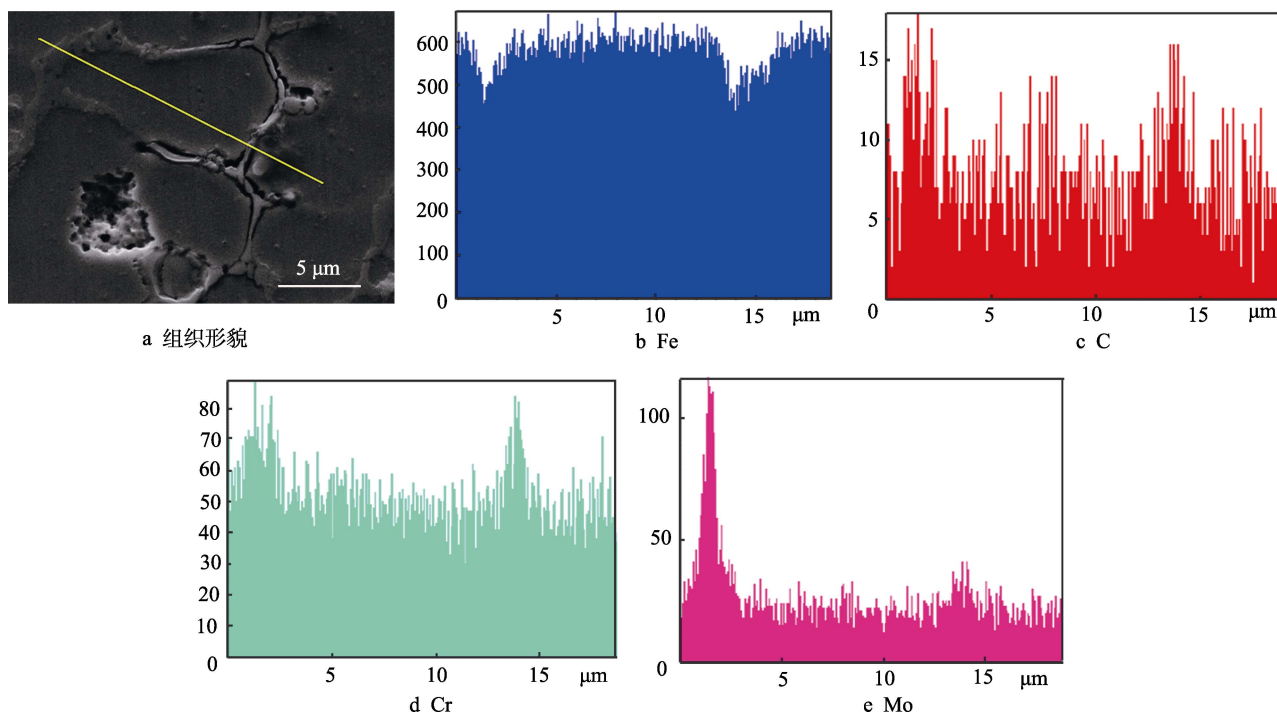


图3 扫描速度为 5 mm/s 时覆层组织形貌及 EDS 线分析

Fig.3 (a) Microstructure of cladding layer at scanning speed of 5 mm/s and EDS line profile of (b) Fe, (c) C, (d) Cr and (e) Mo.

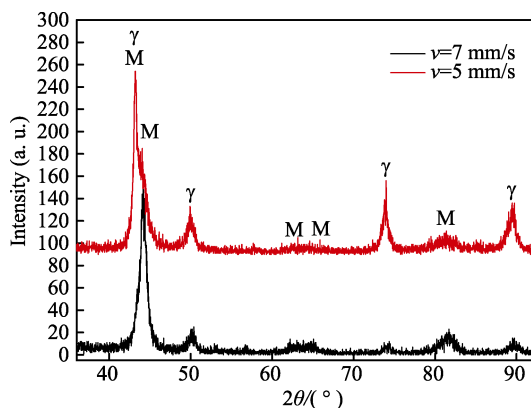


图4 扫描速度为 7 mm/s 和 5 mm/s 时覆层的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of claddings at scanning speed of 5 mm/s and 7 mm/s

时,输入线能量增加,稀释率变大,使得球墨铸铁基体中更多的碳进入覆层,而碳元素的大量增加也将极大降低马氏体开始转变温度  $M_s$ ,同时扫描速度为 5 mm/s 下的冷却速度更小也会降低  $M_s$  点<sup>[14]</sup>,即低扫描速度使  $M_s$  点更低,奥氏体更稳定,导致冷却后覆层中留有大量残余奥氏体。硬度测试中,扫描速度为 7 mm/s 时,覆层洛氏硬度为 55.5HRC;扫描速度为 5 mm/s 时,覆层洛氏硬度为 21.7HRC,也证明了组织上的明显差别。

### 2.3 结晶裂纹敏感性

从图 1b 可看到扫描速度为 5 mm/s 时,覆层中存在结晶裂纹,经过多个位置的微观观察,也发现了相同的现象,说明该速度条件下的结晶裂纹敏感性较

大,但扫描速度为 7 mm/s 时的覆层未发现裂纹存在。从图 5 可看出,扫描速度为 5 mm/s 覆层中的结晶裂纹主要存在于柱状树枝晶界。这是因为在凝固过程中熔池收缩应力的作用下,与细小等轴晶相比,粗大柱状树枝晶不易变形,且液相填充不充分,因而有较大的结晶裂纹倾向。另外,由于扫描速度为 5 mm/s 时的稀释率比扫描速度为 7 mm/s 时的大,碳元素更多地进入覆层,使得凝固温度区间变宽,覆层金属的固液相混合区间变大,导致结晶裂纹倾向变大。同时,扫描速度为 5 mm/s 时,球墨铸铁基体中的 S、P 元素会更多地进入覆层,形成低熔点共晶物并弱化晶界,导致结晶裂纹倾向变大<sup>[15-16]</sup>。

### 2.4 熔合区及热影响区组织讨论

图 6 为扫描速度为 5 mm/s 时光镜下观察的熔合区组织形貌。熔合区球墨铸铁基体熔化,使得碳含量上升,快速凝固后形成莱氏体区<sup>[17]</sup>,如图 6 所示(Ld 为莱氏体, P 为珠光体, a、b 分别为热影响区上部和下部)。此外,由于基体中的共析珠光体和包含石墨的共晶团熔点不同,使熔合线形成不规则的锯齿状。

对于熔合区下方的热影响区组织,不同的扫描速度下组织相似,所以仅以扫描速度为 5 mm/s 的组织为例进行说明。图 7a 为热影响区上部,即图 6 中 a 位置的微观组织,可以看到石墨球附近共晶相部分熔化,周围液相含碳量升高,快速冷却后形成莱氏体。而共析珠光体首先会发生奥氏体转变,且热影响区的上部温度很高,冷速较快,冷却后主要形成马氏体组织。图 7b 对应的是热影响区下部,即图 6 中 b 位置

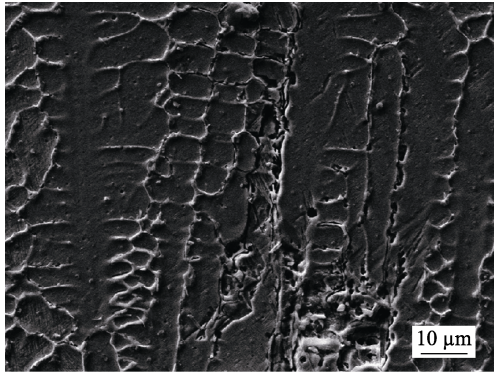


图 5 扫描速度 5 mm/s 覆层电镜下的结晶裂纹  
Fig.5 Crystalline cracks on claddings at scanning speed of 5 mm/s

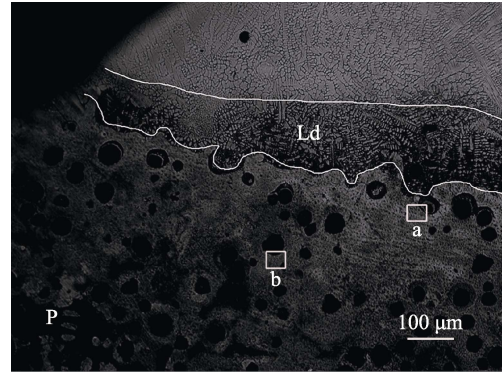
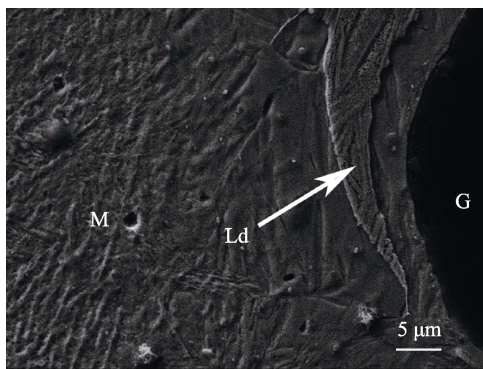
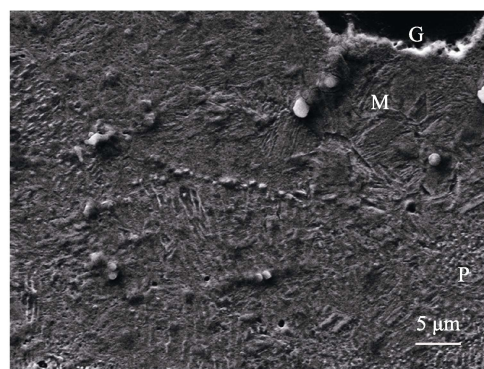


图 6 光镜下扫描速度 5 mm/s 的热影响区形貌  
Fig.6 Morphology of heat-affected zone at scanning speed of 5 mm/s



a 上部



b 下部

图 7 热影响区组织形貌

Fig.7 Structure morphology of heat affected zone (a) upper part of HAZ (b) lower part of HAZ

的微观组织,显然热影响区的下部加热温度较低,石墨球周围没有熔化,升温过程中珠光体转变为奥氏体,并随着温度的缓慢降低,形成了马氏体和粒状珠光体。其他研究者在球墨铸铁激光表面改性技术等相关研究中获得了相似的微观组织<sup>[10,17-18]</sup>。

### 3 结论

1) 功率和送粉量一定的情况下,低扫描速度时,覆层由胞晶、柱状晶和等轴晶构成,且晶粒较粗大;高扫描速度时,覆层晶粒形态变化不大,但尺寸细小。

2) 覆层主要由马氏体和残余奥氏体构成,随着扫描速度的降低,组织中马氏体含量减少,残余奥氏体含量增加,硬度下降,裂纹倾向增大。

3) 热影响区上部主要是由莱氏体+马氏体组成,下方主要是由马氏体+少量珠光体组成。

4) 通过扫描速度的合理选择可对覆层组织和硬度进行有效控制。

### 参考文献:

[1] YAN Hua, WANG Ai-hua, XIONG Zhao-ting, et al. Microstructure and wear resistance of composite layers on a ductile iron with multi-carbide by laser surface alloying[J]. Applied surface science, 2010, 256(23): 7001-

7009.

- [2] ALABEEDI K F, ABBOUD J H, BENYOUNIS K Y, et al. Microstructure and erosion resistance enhancement of nodular cast iron by laser melting[J]. Wear, 2009, 266: 925-933.
- [3] LIN C M, CHANDRAA S, MORALES R L, et al. Repair welding of ductile cast iron by laser cladding process: Microstructure and mechanical properties[J]. International journal of cast metals research, 2014, 27(6): 378-383.
- [4] OCELIK V, MATTHEW S D, HOSSONJT M D, et al. Sliding wear resistance of metal matrix composite layers prepared by high power laser[J]. Surface & coatings technology, 2005, 197: 303-315.
- [5] 宋建丽, 李永堂, 邓琦林, 等. 激光熔覆成形技术的研究进展[J]. 机械工程学报, 2010, 46(14): 30-37.
- SONG Jian-li, LI Yong-tang, DENG Qi-lin, et al. Reacearch progress of laser cladding forming technology[J]. Journal of mechanical engineering, 2010, 46(14): 30-37.
- [6] CHENG Hai-yan, CUI Ran, WANG Hao-zheng, et al. Effect of processing parameters of laser on microstructure and properties of cladding 42CrMo steel[J]. The international journal of advanced manufacturing technology, 2018, 96: 1715-1724.
- [7] 董世运, 马运哲, 徐滨士, 等. 激光熔覆材料研究现状[J]. 材料导报, 2006, 20(6): 5-10.

- DONG Shi-yun, MA Yun-zhe, XU Bin-shi, et al. Current status of material for laser cladding[J]. Materials review, 2006, 20(6): 5-10.
- [8] GAO Wen-yan, ZHAO Shu-sen, LIU Fa-lan, et al. Effect of defocus manner on laser cladding of Fe-based alloy powder[J]. Surface & coatings technology, 2014, 248: 54-62.
- [9] OLIVEIRA U D, OCELIK V, HOSSONJTM D, et al. Analysis of coaxial laser cladding processing conditions[J]. Surface & coatings technology, 2005, 197(2-3): 127-136.
- [10] WENG Zhi-kun, WANG Ai-hua, WANG Yu-ying, et al. Diode laser cladding of Fe-based alloy on ductile cast iron and related interfacial behavior[J]. Surface & coating technology, 2016, 286: 64-71.
- [11] MAHAMOOD R M, ESTHER T A, MUKUL S, et al. Scanning velocity influence on microstructure, micro-hardness and wear resistance performance of laser deposited Ti6Al4V/TiC composite[J]. Materials & design, 2013, 50: 656-666.
- [12] COLACO R, VILAR R. Stabilisation of retained austenite in laser surface melted tool steels[J]. Materials science and engineering A, 2004, 385(1-2): 123-127.
- [13] SUN G, WANG K, ZHOU R, et al. Effect of different heat-treatment temperatures on the laser clad M3:2 high-speed steel[J]. Materials & design, 2015, 65: 606-616.
- [14] COLACO R, VILAR R. Effect of the processing parameters on the proportion of retained austenite in laser surface melted tool steels[J]. Journal of materials science letters, 1998, 17: 563-567.
- [15] SHANKAR V, GILL T P S, SUNDARESAN S, et al. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds[J]. Sadhana-academy proceedings in engineering sciences, 2003, 28: 359-382.
- [16] 满达虎, 王丽芳. 奥氏体不锈钢焊接热裂纹的成因及防止对策[J]. 热加工工艺, 2012, 41(11): 180-184.
- MAN Da-hu, WANG Li-fang. Weld hot cracking causes and preventive measures of austenite stainless steel[J]. Hot working technology, 2012, 41(11): 180-184.
- [17] JANEZ G, ROMAN S. Comparison of measured and calculated thickness of martensite and ledeburite shells around graphite nodules in the hardened layer of nodular iron after laser surface remelting[J]. Applied surface science, 2002, 187: 116-123.
- [18] ANDERSON J, HELIO G, WILSON L, et al. Quenching and partitioning heat treatment in ductile cast irons[J]. Materials research, 2014, 17(5): 1115-1123.