

激光功率对激光熔覆 Fe-Co-B-Si-Nb 涂层 组织和性能的影响^{*}

达则晓丽, 朱彦彦, 李铸国

(上海交通大学 材料科学与工程学院 上海市激光制造与材料改性重点实验室, 上海 200240)

摘要: 采用高功率半导体激光器在低碳钢表面激光熔覆了 Fe-Co-B-Si-Nb 合金涂层。借助光学显微镜、X 射线衍射仪(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)以及数显维氏硬度计,探讨了激光功率对涂层稀释率、物相组成、微观组织及其显微硬度的影响。试验结果表明:在其它工艺参数一定的情况下,激光功率越大,涂层稀释率越大;激光功率为 1 050 W 时,涂层中部的物相分析表现为具有非晶特征的漫散射峰,微观组织由颗粒状晶体和无组织形貌特征的灰色基底组成,随着激光功率的增大,涂层中部的晶化衍射峰逐渐增多增强,微观组织中出现“雪花”状晶体;涂层和基材结合区的微观组织以具有外延生长特征的平面晶和柱状树枝晶为主;涂层的平均硬度随激光功率的增大而降低。

关键词: 激光熔覆; 非晶涂层; 显微硬度; 稀释率

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1007-9289(2012)03-0052-05

Effect of Laser Power on Microstructure and Properties of Laser Cladding Fe-Co-B-Si-Nb Coatings

DAZE Xiao-li, ZHU Yan-yan, LI Zhu-guo

(Shanghai Key Laboratory of Materials Laser Processing and Modification, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240)

Abstract: The Fe-Co-B-Si-Nb alloy coatings were cladded on the mild carbon steel surface by a high power diode laser. The phase aggregate and microstructure were analyzed by X-ray diffraction(XRD) and scanning electron microscope(SEM), respectively. The size of coatings was measured by optical microscope, and microhardness was assessed using Vickers microhardness tester. The effect of laser power on coatings was studied. The results show that the coating dilution increases with increasing laser power when the other parameters are fixed. When the laser power was 1 050 W, an amorphous phase occurred in the coating. Granular crystals and a large grey area were observed in the middle of the coating. With increasing laser power, crystalline phases in the coating gradually increased and snow-like crystals were formed in the middle of the coating. The microstructures on the coating-substrate interface were plane crystal and columnar-dendrite crystals, which exhibited obvious extensive growth characteristics. The hardness of the coating decreased with increasing laser power.

Key words: laser cladding; amorphous; microhardness; dilution rate

收稿日期: 2012-02-18; 修回日期: 2012-04-18; 基金项目: * 国家自然科学基金(50971091); 科技部国际科技合作基金(2009DFB50350)

作者简介: 达则晓丽(1986-), 女(彝), 四川凉山州人, 硕士生; 研究方向: 激光熔覆科学与技术

网络出版日期: 2012-05-23 21:01; 网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20120523.2101.010.html>

引文格式: 达则晓丽, 朱彦彦, 李铸国. 激光功率对激光熔覆 Fe-Co-B-Si-Nb 涂层组织和性能的影响 [J]. 中国表面工程, 2012, 25(3): 52-56.

0 引言

激光熔覆技术作为一种新型且经济效益很高的涂层制备技术,具有功率密度高、冷却速度快、工件变形小以及可熔覆粉末类型多等优点^[1]。

利用其优点,可使非晶形成能力强的合金粉末通过激光熔覆制备出具有较高硬度^[2-3]、耐磨损^[4-5]以及耐腐蚀^[4]等优异性能的非晶涂层。在激光熔覆非晶涂层的工艺中,涂层的稀释率是影响涂层质量的重要参数之一。稀释率的变化不仅会改变涂层内部的化学成分,影响涂层中非晶的形成能力,使其组织性能发生改变,而且将直接影响涂层与基材间的冶金结合^[6]。研究表明,激光熔覆涂层的稀释率可通过激光功率、熔覆速度以及送粉量等工艺参数进行控制^[7]。因此,调整工艺参数以控制涂层稀释率的大小是获得良好非晶涂层的关键。

铁基非晶合金由于其较高的强度、硬度和优异的软磁性能,以及含有大量的廉价元素 Fe 而受到广泛关注。其中,Fe-Co-B-Si-Nb 非晶合金由于具有强的非晶形成能力^[8],而被认为是最具潜力的非晶材料之一。Zhu Y Y 等采用激光熔覆加重熔的方式^[9],在低碳钢表面激光熔覆了 $[(\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{0.5})_{0.75}\text{B}_{0.2}\text{Si}_{0.05}]_{95.7}\text{Nb}_{4.3}$ 合金粉末,所制得的 Fe-Co-B-Si-Nb 涂层具有较高的显微硬度和耐腐蚀性能,但涂层中非晶相的含量有待提高。为进一步简化 Fe-Co-B-Si-Nb 涂层的制备工艺,并提高涂层中非晶相的含量,文中采用高功率半导体激光器来激光熔覆 Fe-Co-B-Si-Nb 涂层。试图通过改变激光功率调整涂层稀释率,以获得非晶含量尽可能高的涂层,并对不同激光功率下所得涂层作了物相、组织结构以及显微硬度分析,研究了此激光熔覆系统下激光功率对激光熔覆 Fe-Co-B-Si-Nb 涂层组织和性能的影响。

1 试验材料与方法

试验所用基体材料为 CCS-A 低碳钢,试样尺寸为 150 mm×14 mm×14 mm。熔覆材料是 Fe-Co-B-Si-Nb 合金化粉末,其名义成分(质量分数/%)为 41.2 Fe, 43.5 Co, 4.25 B, 2.76 Si, 0.22 Nb, 粉末粒径为 40~60 μm。激光熔覆时采用同轴自动送粉方式,为防止熔覆过程中的氧

化反应,用氩气进行保护。试验采用德商罗芬激光技术公司生产的 DL-035Q 半导体激光器进行激光熔覆,激光波长为 804~940 nm。试验中,其它参数保持不变,熔覆速度均为 1 m·min⁻¹,逐渐增加激光功率,制备了系列涂层。试验基本参数如表 1 所示。

表 1 激光熔覆试验基本参数

Table 1 Parameters of laser cladding

Samples	Laser power /W	Feeding rate / $(\text{g} \cdot \text{min}^{-1})$	Shielding gas / $(\text{L} \cdot \text{min}^{-1})$	Size of laser beam / $(\text{mm} \times \text{mm})$
1	1050	15	15	3.3×2
2	1150	15	15	3.3×2
3	1250	15	15	3.3×2
4	1350	15	15	3.3×2
5	1450	15	15	3.3×2
6	1600	15	15	3.3×2

试验采用 MEF4M 型金相显微镜观察涂层横截面宏观形貌并测量其尺寸,以此计算涂层的稀释率。用 D/max 2550 VL/PC 型 X 射线衍射仪对涂层进行物相分析,采用 Cu K_α 靶,电压为 35 kV,扫描速度为 3°/min。使用 FEI QUANTA 250 型扫描电子显微镜观察涂层微观组织。采用 HVS-(10)型 SCTMC 数显维氏硬度计测试涂层显微硬度,试验载荷为 500 g,加载时间 15 s。

2 试验结果与分析

2.1 涂层的稀释率

将涂层试样垂直于熔覆方向切开,制备成金相试样。测量涂层的宽度 W 、高度 H 以及基材的熔化深度 h ,测量结果如表 2 所示。根据涂层横截面的宏观形貌,设涂层外轮廓线以及基材熔化区轮廓线均为抛物线,涂层的宽度与基材的熔化深度存在对应关系,由此,试验中稀释率 η 的计算公式由面积法简化为^[10]:

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

公式(1)计算出的不同激光功率下涂层的稀释率如图 1 所示。1 号涂层的稀释率最低,为 11%。随着激光功率的增大,涂层的稀释率逐渐增大。这是因为,在激光熔覆过程中,用于制备

涂层的有效能量主要由熔合金粉末、熔化基材和基材热传导散失三部分组成,在其它工艺参数一定的情况下,激光功率越大,基材熔化的越多,在熔池搅动的过程中混入涂层而引起合金成分变化的程度就越大,即稀释率越大。

表 2 不同功率下涂层的尺寸

Table 2 Size of laser clad coating with different laser power

Samples	Laser power <i>P</i> /W	Width <i>W</i> /μm	Height <i>H</i> /μm	Molten substrate depth <i>h</i> / μm
1	1050	3127.72	275.43	33.92
2	1150	3248.24	316.14	43.42
3	1250	3339.88	302.60	47.49
4	1350	3427.44	312.07	77.34
5	1450	3427.66	286.30	95.02
6	1600	3473.93	346.00	141.17

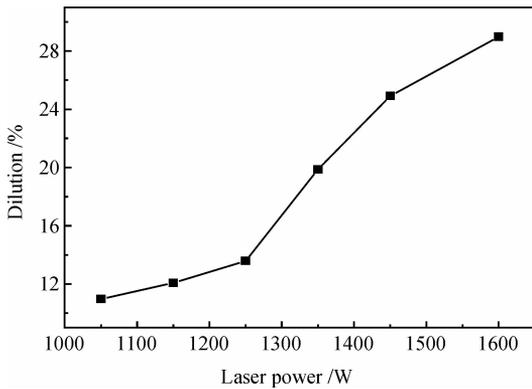


图 1 不同激光功率下涂层的稀释率

Fig. 1 Dilutions of laser clad coating with different laser power

2.2 涂层的物相分析

图 2 为在 CCS-A 低碳钢表面激光熔覆 Fe-Co-B-Si-Nb 合金粉末所得 1、3、5 号涂层距表面约 0.15 mm 处的 XRD 图谱。从图中可以看出,随着激光功率的增大,晶化衍射峰逐渐增多增强。激光功率为 1 050 W 的 1 号涂层,可以看到在 $40^{\circ}\sim 50^{\circ}$ 之间出现了明显的宽化漫散射峰,表明该涂层中含有一定的非晶相,图谱上叠加着较弱的晶化峰,主要是 B_6Nb_5 ; 激光功率为 1 250 W 的 3 号涂层,其晶化峰较 1 号明显增强,晶化相主要有 B_6Nb_5 、 $Fe_xCo_{(1-x)}$ 和 $Fe_{0.9}Si_{0.1}$ 等; 激光功率为 1 450 W 的 5 号涂层,图谱中没有发

现非晶相所特有的漫散射峰,而晶化峰尖锐,主要有 B_6Nb_5 、 $Fe_xCo_{(1-x)}$ 、 $Fe_{0.9}Si_{0.1}$ 和 Fe_2B 等。经计算机峰位拟合,在误差相当情况下,1 号结晶度约 20%,3 号的结晶度约 80%,5 号中未发现非晶特征峰,基本上全部结晶。

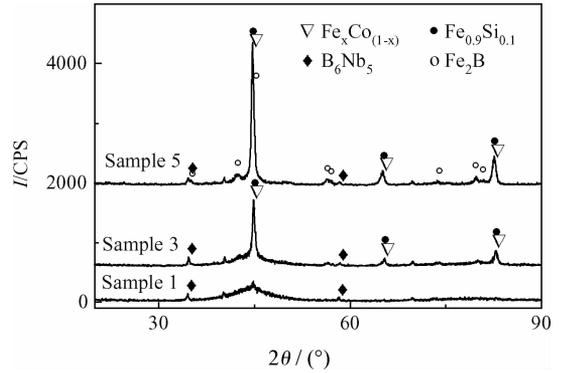


图 2 不同激光功率涂层的 X 射线衍射图谱

Fig. 2 X-ray diffraction patterns of laser clad coating with different laser power

2.3 涂层的微观组织

图 3 为 1、3、5 号涂层距表面约 0.15 mm 区域的微观组织形貌。图 3(a) 对应 1 号涂层,激光功率为 1 050 W,其微观组织为白色颗粒状晶体以及大面积无任何组织形貌特征的灰色基底。图 3(b) 对应 3 号涂层,激光功率为 1 250 W,微观组织主要是细小的“雪花”状晶体,其间还能看到白色的颗粒状晶体以及无任何组织形貌特征的灰色基底。图 (c) 对应 5 号涂层,激光功率为 1 450 W,其微观组织主要由枝晶较 (b) 中粗大的“雪花”状晶体和白色颗粒状晶体组成,没有发现无组织形貌特征的区域。结合图 2 中 XRD 的分析结果可知,激光熔覆过程中,能在非晶相间均匀形核产生晶体,且在其它工艺参数一定的情况下,激光功率越大,结晶程度越大,晶粒也越粗大。与此同时,激光功率的增大使涂层稀释率增大,导致涂层中合金成分偏离名义成分的程度增大,这在不同程度上影响了涂层中非晶的形成能力,使其中的非晶相含量逐渐减少。

图 4 为 1、3、5 号涂层与基材结合区的微观组织形貌,可以看出,3 个涂层与基材的界面处均存在一个平面晶界,表明涂层与基材间实现了冶金结合。在平面晶区的上方为定向外延生长的柱状树枝晶区,由于熔池搅动以及强的热对流作用,使该区域枝晶普遍受到较大冲刷而被冲断。

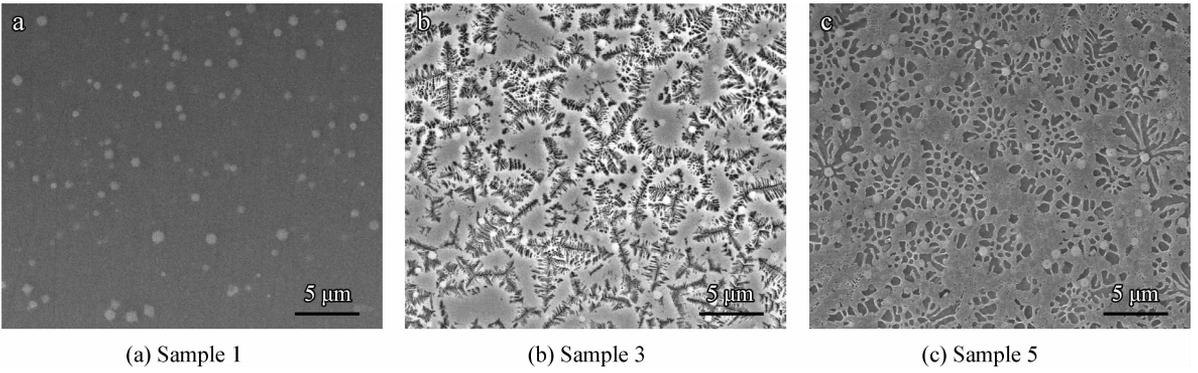


图 3 涂层中部的微观组织形貌

Fig. 3 Microstructures of the laser clad coatings in the center region

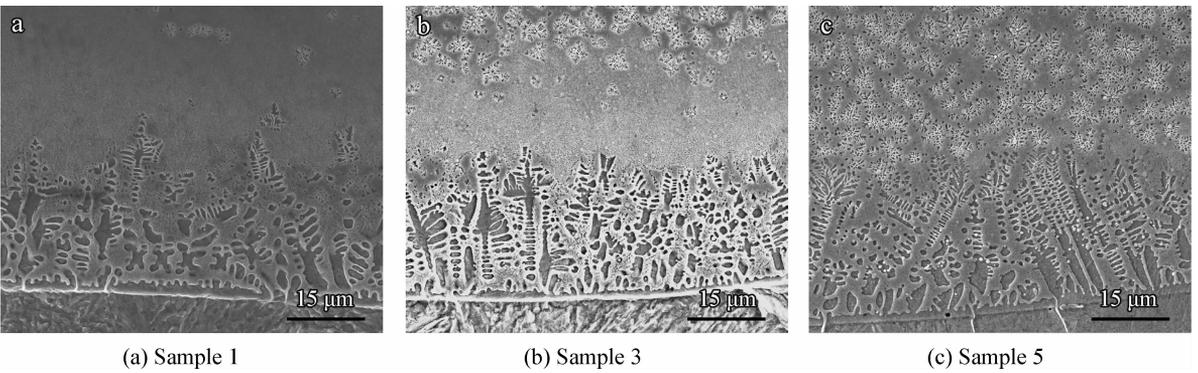


图 4 涂层与基体结合区的微观组织形貌

Fig. 4 Microstructures of the coating-substrate interface

在树枝晶区的上方,晶体的生长逐渐失去方向性,随着激光功率的增大,呈“雪花”状生长的晶体逐渐增多,而“雪花”状晶区与树枝晶区之间的过渡细晶区逐渐变窄,直至消失。这主要是因为其它工艺参数一定的情况下,激光功率越低,涂层和基材吸收的激光能量越少,基材熔化的深度也就越浅,导致冷却速度越快,也就有越多的晶核来不及长大就凝固,所以枝晶组织细小的区域也就越宽。葛亚琼^[11]等人的研究也表明,随着激光功率的增大,形成的熔池较深,涂层冷却速度降低,枝晶尺寸也就随之增大。

由凝固理论可知,在涂层与基材的界面处,液相的正温度梯度极大,无成分过冷现象,此时凝固所释放的热量通过界面下方的基材散失,使界面以平面晶的形态缓慢向上生长。随着固液界面的推移,液相温度梯度逐渐减小,成分过冷现象的出现,使界面上凸起的胞状晶能够往液相内生长较长的距离,逐渐形成柱状晶,柱状晶还会向周围排出溶质,因此,横向也出现了成分过

冷,这时便长出了二次枝晶。而涂层中部“雪花”状晶区的形成可能有两方面的原因,一是此处固液界面前沿的温度梯度较低,成分过冷区较宽,可驱使液相内部形成新的晶核;二是结合区中被冲断的枝晶漂移至涂层中部,形成晶核,这些晶核在此处的生长没有明显的方向性。

2.4 涂层的硬度

图 5 为 1、3、5 号涂层横截面的显微硬度分布曲线。可以看出,3 个涂层显微硬度的分布趋势大致相同,靠近涂层中部区域处的硬度值最高,再沿涂层深度逐渐降低。同时还可看出,1 号涂层的显微硬度平均值约为 1 100 HV,3 号和 5 号涂层的显微硬度平均值分别约为 935 HV 和 802 HV。可见,在其它工艺参数一定的情况下,涂层的平均硬度随激光功率的增大呈降低的趋势。这主要是因为激光功率的改变引起涂层稀释率以及涂层冷却速度发生改变,导致涂层物相组成及组织形貌有所不同而引起。随着激光功

率的增大,一方面涂层中非晶相含量减少,另一方面结晶相晶粒逐渐粗大增多,这两方面均是涂层硬度下降的重要原因。试验中,所有涂层的平均硬度均高于基材,这与激光熔覆过程中晶粒细化、非晶相的形成以及 B_6Nb_5 和 Fe_2B 的强化作用直接相关。激光功率为 1 050 W 时,所得非晶涂层的平均硬度约为基材的 5 倍。

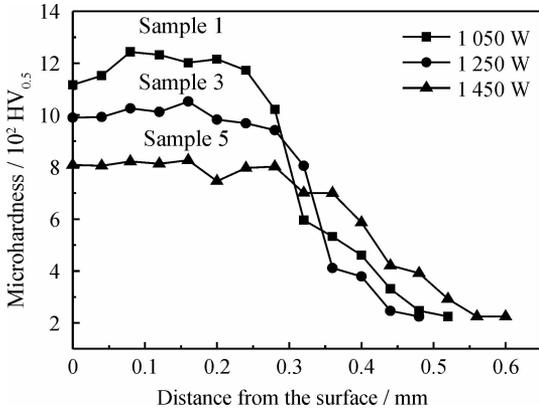


图 5 涂层的显微硬度分布曲线

Fig. 5 Microhardness distribution of laser cladded coating with different laser power

3 结 论

(1) 采用高功率半导体激光器在低碳钢表面激光熔覆了 Fe-Co-B-Si-Nb 合金粉末。当激光功率为 1050 W 时,获得了非晶相含量较高的涂层。

(2) 随着激光功率的增大,涂层的稀释率逐渐增大,涂层中非晶相的含量逐渐减少直至消失,而晶化相逐渐增多。

(3) 非晶涂层的中部区域由颗粒状晶体和无组织形貌特征的灰色基底组成,随着激光功率的增大,“雪花”状晶体逐渐出现并增多。涂层和基材的结合区以平面晶和柱状树枝晶为主。

(4) 涂层的显微硬度较基材均得到了显著提高,且随着激光功率的降低而增大。当激光功率为 1050 W 时,所得非晶涂层的平均硬度达到了 1100 HV,约为基材的 5 倍。

参考文献

- [1] 曹凤国,刘敬明,伏金娟. 激光加工技术 [M]. 北京:北京科学技术出版社,2007,120-126.
- [2] Wu X, Xu B, Hong Y. Synthesis of thick Ni66Cr5Mo4Zr6P15B4 amorphous alloy coating and large glass-forming ability by laser cladding [J]. Materials Letters, 2002, 56(5): 838-841.
- [3] 李瑞峰,黄坚,李铸国,等. 镍含量对激光熔覆镍-铁基涂层结构与性能的影响 [J]. 中国表面工程, 2010, 23(2): 56-59.
- [4] Yue T M, Su Y P. Laser multi-layer cladding of $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ amorphous alloy on magnesium substrates [J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(5): 6153-6160.
- [5] Matthews D T A, Ocel'ik V, Hosson J T M. Tribological and mechanical properties of high power laser surface-treated metallic glasses [J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 471(1/2): 155-164.
- [6] Huang Y J. Characterization of dilution action in laser-induction hybrid cladding [J]. Optics & Laser Technology, 2011, 43(5): 965-973.
- [7] Xu G J, Kutsuna M, Liu Z J. Comparison between diode laser and TIG cladding of Co-based alloys on the SUS403 stainless steel [J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(3/4): 1138-1144.
- [8] Shen B L, Inoue A, Chang C. Superhigh strength and good soft-magnetic properties of (Fe, Co)-B-Si-Nb bulk glassy alloys with high glass-forming ability [J]. Applied Physics Letters, 2004, 85(21): 4911-4913.
- [9] Zhu Y Y, Huang J, Li Z G, et al. Microstructures and properties of Fe-Co-B-Si-Nb coating prepared by laser cladding and remelting [J]. China Welding, 2011, 20(1): 54-58.
- [10] Zhou S F, Huang Y J, Zeng X Y. Effects of processing parameters on structure of Ni-based WC composite coatings during laser induction hybrid rapid cladding [J]. Applied Surface Science, 2009, 255(20): 8494-8500.
- [11] 葛亚琼,王文先. 不同激光功率下镁合金表面激光熔覆 Ni60 合金涂层的显微组织和磨损性能 [J]. 中国表面工程, 2012, 25(1): 45-50.

作者地址: 上海市闵行区东川路 800 号 200240
上海交通大学材料学院激光制造与材料改性重点实验室
Tel: (021) 5474 8940 转 8022
E-mail: xiaoli_dz@sjtu.edu.cn