硼含量对超高速激光熔覆 Fe-B-W 涂层微观组织与耐磨性的影响①

夏敬尧[1], 魏祥[1], 陈志国[2,3], 唐敏[1], 覃洋[1]

(1.湖南人文科技学院 能源与机电工程学院, 湖南 娄底 417000; 2.长沙理工大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410114; 3.中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)

摘 要: 通过调控硼含量,在 65Mn 钢基体上实现了高耐磨 Fe-B-W 涂层的超高速激光熔覆。采用扫描电镜、X 射线衍射仪、显微硬度计和摩擦磨损试验机系统研究硼含量对 Fe-B-W 涂层微观组织、显微硬度和摩擦磨损性能的影响。结果表明,Fe-B-W 涂层由 α-Fe 相、Fe_2B 相以及少量 W 相、Fe_3B 相和 $Fe_{23}B_6$ 相组成,铁硼化合物含量随着硼含量增加而增加,并在涂层中呈网状分布,且逐渐粗化。Fe-B-W 涂层能显著提高 65Mn 钢基体的显微硬度,并提高其耐磨性。随着硼含量增加,涂层的显微硬度逐渐增大,但其摩擦因数和体积磨损率先减小后增大,硼含量 3.5%时,涂层具有最小的摩擦因数和最低的体积磨损率,此时其体积磨损率减小至基体体积磨损率的 35.8%,表明 Fe-3.5B-30W 涂层具有更好的综合性能。Fe-B-W 涂层的主要磨损机制是磨粒磨损。

关键词: 超高速激光熔覆; 铁硼合金; Fe_2B; 涂层; 耐磨性

中图分类号: TB302;TG141 **文献标志码**: A doi:10.3969/j.issn.0253-6099.2026.04.036

文章编号: 0253-6099(2026)04-0233-06

Effect of Boron Content on Microstructure and Wear Resistance of Fe-B-W Coatings by Ultra-High-Speed Laser Cladding

XIA Jingyao[1], WEI Xiang[1], CHEN Zhiguo[2,3], TANG Min[1], QIN Yang[1]

(1.*School of Energy and Electromechanical Engineering, Hunan University of Humanities, Science and Technology, Loudi* 417000, *Hunan, China*; 2.*School of Materials Science and Engineering, Changsha University of Science and Technology, Changsha* 410114, *Hunan, China*; 3.*School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha* 410083, *Hunan, China*)

Abstract: High-wear-resistance Fe-B-W coatings were fabricated on 65Mn steel substrates via ultra-high-speed laser cladding by regulating boron content. The effects of boron content on the microstructure, microhardness and tribological properties of Fe-B-W coatings were systematically investigated by using scanning electron microscopy, X-ray diffraction, microhardness tester and friction and wear tester. The results reveal that the Fe-B-W coatings are mainly composed of α-Fe phase and Fe_2B phase, along with a small amount of W phase, Fe_3B phase and $Fe_{23}B_6$ phase. Iron-boron compounds increase with the rising boron content, distribute in a network structure inside the coatings and gradually coarsen. The Fe-B-W coatings can greatly elevate the microhardness and wear resistance of 65Mn steel substrate. As boron content increases, the microhardness of the coatings rises gradually, while the friction coefficient and volumetric wear rate first decrease and then increase. The coating with 3.5% boron exhibits the lowest friction coefficient, and its volumetric wear rate also drops to the lowest, only 35.8% of that of the substrate, which demonstrates that Fe-3.5B-30W coating possesses optimal comprehensive performance. It is shown that the dominant wear mechanism of Fe-B-W coatings is abrasive wear.

Key words: ultra-high-speed laser cladding; Fe-B alloy; Fe_2B; coating; wear resistance

① **收稿日期**: 2026-01-30
基金项目: 湖南省自然科学基金(2025JJ70305,2025JJ80339);湖南省教育厅重点项目(24A0644)
作者简介: 夏敬尧(2002—),男,湖南宁乡人,硕士研究生,主要研究方向为超高速激光熔覆涂层。E-mail:2632018719@qq.com
通信作者: 魏祥(1988—),男,湖南安化人,副教授,主要研究方向为高性能耐磨材料。E-mail:hnwxiang@126.com
陈志国(1969—),男,湖南临澧人,教授,主要研究方向为新材料的微观组织设计与制备。E-mail:hngary@163.com

Fe-B 合金作为一种优良的耐磨材料,因其高硬度、优异的耐磨性和极高的性价比,在模具、矿山机械和农业装备等领域得到了广泛应用[1]。近年来,为进一步发挥其优势,Fe-B 合金作为涂层材料用于普通钢材表面耐磨层也获得了广泛的研究[2-7]。目前,制备 Fe-B 涂层的主要方法有热喷涂[2-3]、等离子熔覆[4-5]和激光熔覆[6-7]等。虽然热喷涂涂层制备的效率较高,但涂层与基体以机械结合为主,结合强度较低,且存在孔隙率较高等问题,限制了其在极端环境中的应用;等离子熔覆能获得高的结合强度,但热输入较大,易导致基体变形和涂层开裂;传统激光熔覆同样能实现涂层与基体的冶金结合,但其熔覆效率不高,熔覆层的稀释率和热影响区相对偏大,且粉末利用率较低,性价比不高,制约了其大规模的工业化应用。因此,研究高性能 Fe-B 涂层的高效制备技术迫在眉睫。超高速激光熔覆是一种新型的涂层制备技术,相比于传统激光熔覆,它通过调整激光焦点和粉末汇聚点的位置,使大部分的激光能量作用于熔覆粉末,仅少部分作用于基体[8]。大量的研究表明,它不但能实现涂层的高效制备,还使涂层的热影响区更小、稀释率更低,显微组织更细小、致密,在高性能涂层制备方面显示出巨大的应用前景[9-14]。Fe-B 合金及其涂层的性能与其硼含量密切相关,研究发现提高硼含量能形成更多的 Fe_2B 抗磨相,但硼含量过高也会使涂层的脆性增大,Fe-B 合金材料中合适的硼含量是其获得优异综合性能的关键[15-16],但目前有关硼含量对超高速激光熔覆 Fe-B 涂层微观组织与性能影响的研究鲜见报道。并且,文献[17]和文献[18]分别通过实验和第一性原理计算研究发现,W 能改善 Fe_2B 抗磨相的本征脆性。因此,本文在前期优化 Fe-B-W 涂层熔覆工艺[19]的基础上,系统研究了硼含量对超高速激光熔覆 Fe-B-W 涂层微观组织、硬度和摩擦磨损性能的影响。

1 实验

采用 65Mn 钢为超高速激光熔覆的基材,其尺寸为 150 mm ×100 mm ×6 mm,实验前先去除基材表面的铁锈和油渍,再使用砂纸进行打磨,并用无水乙醇进行清洗。用于熔覆的粉末包括 FeB 粉末(45 μm)、FeW 粉末(45 μm)以及纯 Fe 粉末(75 μm)。其中,FeB 粉末和 FeW 粉末的化学成分分别见表 1 和表 2。为系统研究硼含量(质量分数,下同)对 Fe-B-W 涂层组织和性能的影响,设计了 5 种成分的涂层材料,如表 3 所示。采用 QM-2 型滚筒球磨机以干磨的方式对预配制的涂层材料粉末进行球磨,其转速为 110 r/min,球磨时间为 6 h,球料比为 2∶1,磨球为直径 3 mm 和 5 mm 的不锈钢球,两者的比例为 3∶2。将球磨好的粉末置于 100 ℃干燥箱中干燥 2 h 后装入密封瓶中保存。使用株洲辉锐增材制造技术有限公司开发的 MobiMRO® 10E-300 激光熔覆设备对 Fe-B-W 涂层进行超高速激光熔覆,并基于前期有关超高速激光熔覆工艺参数对 Fe-B-W 涂层熔覆层质量影响的研究[19],优选出 Fe-B-W 涂层的熔覆工艺参数为:激光功率 800 W,激光头扫描速度 3 mm/s,送粉速率 4 g/min,搭接率 50%。

表 1 FeB 粉末化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of FeB powder %

B	Si	Al	C	P	S	Fe
20	≤0.4	≤0.05	≤0.1	≤0.03	≤0.003	余量

表 2 FeW 粉末化学成分(质量分数)

Table 2 Chemical composition of FeW powder %

W	Fe	C	S	B	LEC
84.23	14.25	0.05	<0.01	<0.05	余量

表 3 Fe-B-W 涂层成分设计(质量分数)

Table 3 Component design of Fe-B-W coatings %

涂层名称	B	W	Fe
Fe-2.5B-30W	2.5	30	余量
Fe-3.0B-30W	3.0	30	余量
Fe-3.5B-30W	3.5	30	余量
Fe-4.0B-30W	4.0	30	余量
Fe-4.5B-30W	4.5	30	余量

采用标准金相制样方法对熔覆的涂层进行金相制样。采用 Quanta-200 扫描电镜表征涂层截面微观组织及摩擦磨损的磨痕。采用 D/Max2550 X 射线衍射仪分析涂层物相组成,扫描速度为 4 (°)/min,扫描范围为 20°~85°。采用 MK-VK 型显微维氏硬度计测量各试样的显微硬度值,载荷为 10 N,加载时间为10 s。采用 UMT-3 往复式摩擦磨损试验机对基体和涂层进行摩擦磨损实验。所使用的磨球为直径 6 mm 的 Si_3N_4 陶瓷球,往复摩擦距离为 10 mm,载荷为 30 N,摩擦时间为 40 min,频率为 30 Hz,摩擦磨损系数由相连的计算机自动采集,得到摩擦磨损系数曲线。根据二维轮廓数据计算涂层体积磨损量,并根据摩擦因数和体积磨损率来评估涂层的耐磨性,采用式(1)计算磨损率:

$$W = \frac{V}{L \times F} \tag{1}$$

式中:W 为磨损率,$m^3/(N \cdot m)$;V 为磨损体积,m^3;L 为总滑动行程,为 180 m;F 为载荷,N。

2　实验结果及讨论

2.1　涂层物相分析

图 1 为 Fe-B-W 涂层 XRD 图谱。由图 1 可知,涂层由 α-Fe 相、Fe_2B 相以及少量的 W 相、Fe_3B 相和 $Fe_{23}B_6$ 相组成。其中,Fe_2B、Fe_3B 和 $Fe_{23}B_6$ 为高硬度的金属间化合物,是 Fe-B 合金的主要抗磨相。在超高速激光熔覆过程中,熔覆材料都会以极快的速度冷却,因此可以推测,涂层中被标记的 α-Fe 应为马氏体相。并且,该快速冷却过程也是亚稳相 Fe_3B 和 $Fe_{23}B_6$ 形成的主要原因[20]。W 的熔点很高,并且本文所用的 FeW 粉末(FeW 粉末实际为含 Fe 的 W 固溶体)粒径较大,因此涂层中残留了少量未溶解的 W 相。文献[16]研究发现,合金元素 W 能通过置换固溶的方式进入 Fe_2B 晶格,改善 Fe_2B 的本征脆性,该观点与文献[18]通过第一性原理计算得到的研究结论相一致。可以合理推测,W 合金化使脆性的 Fe_2B 抗磨相得到增韧,因此本文中所述 Fe-B-W 涂层的开裂敏感性将降低,耐磨性将得到提高。

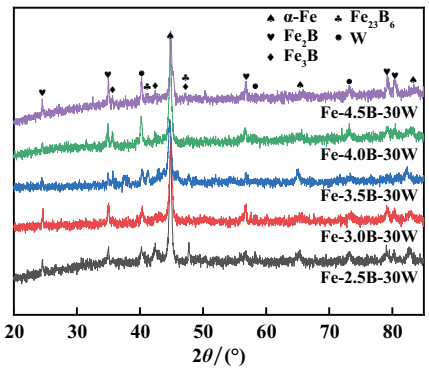


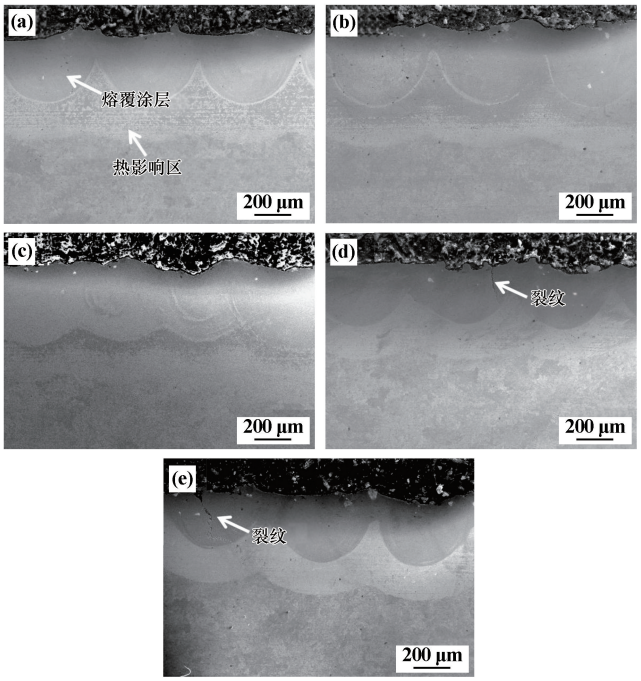
图 1　Fe-B-W 涂层 XRD 图谱

Fig. 1　XRD patterns of Fe-B-W coatings

2.2　微观组织

图 2 为 Fe-B-W 涂层截面形貌。由图 2 可知,涂层截面由熔覆涂层、热影响区和基体组成。涂层组织结构致密,无孔洞等缺陷,但当硼含量达 4.0%时,涂层中开始出现裂纹。超高速激光熔覆时熔覆材料经历快速加热和冷却,这必将产生极大的热应力,当熔覆材料中硼含量增加时,形成的高硬度铁硼化合物含量也随之增加,它们会形成粗大的网状脆性结构[20],在热应力的作用下发生断裂,形成裂纹。

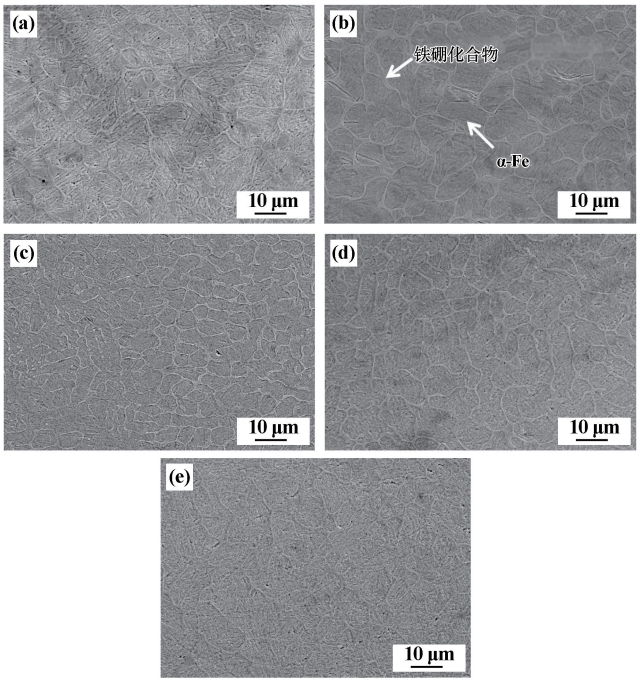
图 3 为 Fe-B-W 涂层截面微观组织。可以看出,涂层的微观组织主要由网状的铁硼化合物和分布其间的 α-Fe 组成。并且可以观察到,随着硼含量增加,涂层的晶粒尺寸有减小的趋势,而铁硼化合物含量逐渐增多并逐渐粗化。



(a) Fe-2.5B-30W; (b) Fe-3.0B-30W;
(c) Fe-3.5B-30W; (d) Fe-4.0B-30W; (e) Fe-4.5B-30W

图 2　Fe-B-W 涂层截面形貌

Fig. 2　Cross-sectional morphology of Fe-B-W coatings



(a) Fe-2.5B-30W; (b) Fe-3.0B-30W;
(c) Fe-3.5B-30W; (d) Fe-4.0B-30W; (e) Fe-4.5B-30W

图 3　Fe-B-W 涂层截面微观组织

Fig. 3　Cross-sectional microstructure of Fe-B-W coatings

2.3 显微硬度分析

Fe-B-W 涂层截面的显微硬度分布如图 4 所示，其平均显微硬度如表 4 所示。由图 4 可知，从基体到涂层，涂层截面分为 3 个区域，分别是基体、过渡区和熔覆涂层区，并且可以看出，从基体到熔覆涂层，显微硬度逐渐增大。结合表 4 可以发现，Fe-B-W 涂层的平均显微硬度是基体平均显微硬度的 3.52~4.69 倍。熔覆涂层区的显微硬度得到显著提高的主要原因是高硬度 Fe_2B、Fe_3B 和 $Fe_{23}B_6$ 相的形成以及晶粒的细化。过渡区对应前述微观组织中的热影响区，在超高速激光熔覆快速加热和冷却的过程中，基材被快速奥氏体化，甚至熔化，并在随后的快速冷却过程中转变成硬度较高的马氏体相[8]，因此，过渡区的硬度介于涂层和基体之间。此外，还可以发现，涂层的平均显微硬度随着硼含量增加而增大，但当硼含量超过 4.0%时，涂层显微硬度的增量变小。由涂层组织可知，随着硼含量增加，涂层中高硬度铁硼化物的数量逐渐增加，使得涂层的硬度也逐渐增大。但当硼含量过高时，大量的铁硼化合物聚集粗化，使细晶强化的效果减弱，涂层整体的显微硬度增量减小。

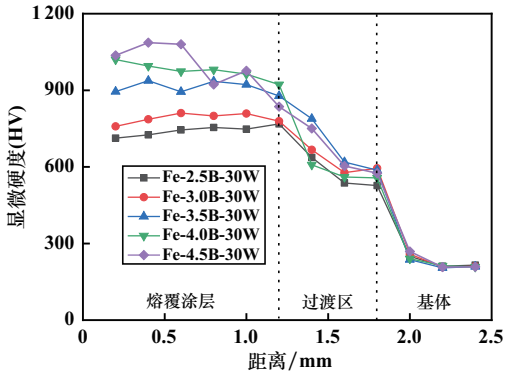


图 4 Fe-B-W 涂层截面的显微硬度分布

Fig. 4 Cross-sectional microhardness distribution of Fe-B-W coatings

表 4 基体及 Fe-B-W 涂层平均显微硬度

Table 4 Average microhardness of substrate and Fe-B-W coatings

基体及涂层名称	平均显微硬度(HV)
基体	211.0
Fe-2.5B-30W	742.3
Fe-3.0B-30W	790.5
Fe-3.5B-30W	910.3
Fe-4.0B-30W	975.9
Fe-4.5B-30W	989.8

2.4 摩擦磨损性能

图 5 给出了基体及 Fe-B-W 涂层摩擦因数随时间的变化曲线，基体及 Fe-B-W 涂层稳定磨损阶段平均摩擦因数见表 5。从图 5 可以看出，5 种涂层和基体都经历了剧烈磨损阶段和稳定磨损阶段。材料的摩擦因数曲线与材料的性能和表面状态密切相关。由于基体的硬度小于涂层，基体更快进入稳定磨损阶段。由表 5 可知，所有涂层的摩擦因数都小于基体的摩擦因数。并且，随着硼含量增加，涂层平均摩擦因数先减小后增大，硼含量 3.5%时，涂层的平均摩擦因数取得最小值(0.55)。涂层的高硬度是其拥有比基体更小摩擦因数的主要原因。然而，当涂层的硼含量大于 3.5%后，原本涂层中存在的裂纹将在剧烈的摩擦磨损过程中不断扩展，并使涂层进一步发生断裂和剥落，在涂层表面形成大量的剥落坑和高硬度磨屑，增加涂层的摩擦因数。

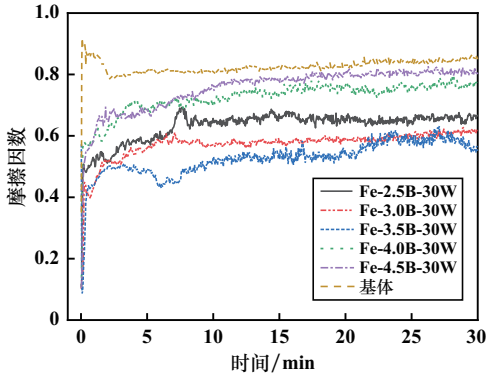


图 5 基体及 Fe-B-W 涂层摩擦因数随时间的变化曲线

Fig. 5 Curves of coefficient of friction vs. time for substrate and Fe-B-W coatings

表 5 基体及 Fe-B-W 涂层稳定磨损阶段平均摩擦因数

Table 5 Average friction coefficients of substrate and Fe-B-W coatings at stable wear stage

基体及涂层名称	平均摩擦因数
基体	0.82
Fe-2.5B-30W	0.65
Fe-3.0B-30W	0.59
Fe-3.5B-30W	0.55
Fe-4.0B-30W	0.74
Fe-4.5B-30W	0.79

表 6 为 Fe-B-W 涂层和基体的体积磨损率计算结果。由表 6 可知，与摩擦因数结果类似，涂层的体积磨

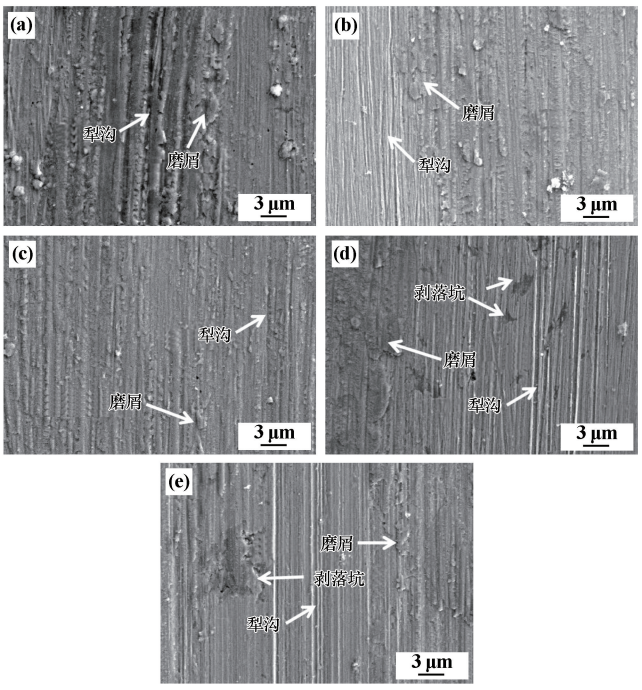
表 6 Fe-B-W 涂层和基体的体积磨损率

Table 6 Volumetric wear rates of substrate and Fe-B-W coatings

基体及涂层名称	体积磨损率/(10^{-7} $m^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$)
基体	5.53
Fe-2.5B-30W	2.62
Fe-3.0B-30W	2.41
Fe-3.5B-30W	1.98
Fe-4.0B-30W	2.84
Fe-4.5B-30W	2.88

损率显著小于基体的体积磨损率。并且,随着硼含量增加,涂层的体积磨损率先减小后增大,硼含量 3.5%时,涂层的体积磨损量仅为 1.98×10^{-7} $m^3/(N\cdot m)$,仅为基体体积磨损率的 35.8%,表明涂层对基体耐磨性的提升效果十分显著。

为进一步研究 Fe-B-W 涂层的磨损机制,对摩擦磨损后涂层的磨痕进行了扫描电镜观察,其结果如图 6 所示。由图 6 可知,所有涂层磨痕上都可以观察到犁沟和磨屑,并且,硼含量大于 3.5%后,涂层磨痕上还出现了在交变应力下裂纹形成、扩展,导致涂层发生剥落产生的剥落坑。这表明 Fe-B-W 涂层的主要磨损机制是磨粒磨损,而在硼含量 4.0%和 4.5%的涂层中还出现了疲劳磨损。已有研究表明,材料的耐磨性与其硬度呈正相关关系[21]。结合 Fe-B-W 涂层的显微硬度结果分析发现,硼含量小于等于 3.5%时,涂层磨痕上的犁沟确实随着涂层显微硬度增加而变浅,即涂层更高的硬度能更好地抵抗磨料(磨屑)对它的犁削作用。然而,当硼含量继续增加,涂层的显微硬度随之增大时,涂层的犁沟并未发生明显变化,这可能与它们磨痕上出现的剥落坑改变了涂层的受力情况有关。



(a) Fe-2.5B-30W; (b) Fe-3.0B-30W;
(c) Fe-3.5B-30W; (d) Fe-4.0B-30W; (e) Fe-4.5B-30W

图 6　Fe-B-W 涂层磨痕形貌

Fig. 6　Wear scar morphologies of Fe-B-W coatings

3　结论

1) Fe-B-W 涂层由 α-Fe 相、Fe_2B 相以及少量的 W 相、Fe_3B 相和 $Fe_{23}B_6$ 相组成,铁硼化合物的含量随着硼含量增加而增加,并在涂层中呈网状分布,且逐渐粗化。硼含量大于 3.5%后,涂层中开始出现裂纹。

2) Fe-B-W 涂层的显微硬度随着硼含量增加而增大,但当硼含量大于 3.5%后,其硬度增量变化很小。5 种涂层的平均显微硬度范围为 742.3HV~989.9HV,显著大于 65Mn 基体的显微硬度(211.0HV)。

3) Fe-B-W 涂层能显著提高 65Mn 基体的耐磨性,其中硼含量 3.5%时,涂层具有最小的摩擦因数和最低的体积磨损率,此时其体积磨损率减小至基体体积磨损率的 35.8%。Fe-B-W 涂层的主要磨损机制是磨粒磨损。

参考文献(References):

[1] Zhang J J, Liu J C, Liao H M, et al. A review on relationship between morphology of boride of Fe-B alloys and the wear/corrosion resistant properties and mechanisms[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019,8(6):6308-6320.

[2] Ham G S, Cho Y H, Park S Y, et al. Fabrication, microstructure, and wear properties of novel Fe-Cr-B-Nb-Mo metamorphic alloy coatings manufactured by the HVOF thermal spray process[J]. Intermetallics, 2023,162:108038.

[3] Shunmuga Priyan M. Wear and corrosion studies of Fe-B-Cr alloy coating on en 24 steel by HVOF thermal spray method[J]. Surface Engineering and Applied Electrochemistry, 2017,53(6):580-586.

[4] 刘政军,李乐成,苏允海,等. 硼对等离子熔覆高硼铁基合金组织和性能的影响[J]. 焊接学报, 2012,33(1):45-48.
Liu Zhengjun, Li Lecheng, Su Yunhai, et al. Effect of boron on microstructure and properties of high-boron iron-based alloy by plasma transferred arc[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012,33(1):45-48.

[5] Chen J F, Zhang F L, Ren X H, et al. Investigation of the tribological behavior and microstructure of plasma-cladded Fe-Cr-Mo-Ni-B coating[J]. Materials, 2022,15(19):6595.

[6] Li J J, Ju J, Chang W W, et al. Investigation on the microstructure and wear behavior of laser-cladded high aluminum and chromium Fe-B-C coating[J]. Materials, 2020,13(11):2443.

[7] Feng Y L, Yao C W, Shen C, et al. Influence of in-situ synthesized carboborides on microstructure evolution and the wear resistance of laser clad Fe-base composite coatings[J]. Materials Characterization, 2020,164:110326.

[8] 李雪峰,李海新,杨柯楠,等. 超高速激光熔覆研究现状与进展[J]. 材料导报, 2026,40(4):100-110.
Li Xuefeng, Li Haixin, Yang Kenan, et al. Research status and progress of extreme high-speed laser cladding[J]. Materials Reports, 2026,40(4):100-110.

[9] Huang L F, Sun Y N, Dong P L, et al. Rapid preparation of nanocrystalline high-entropy alloy coating with extremely low dilution rate and excellent corrosion resistance via ultra-high-speed laser cladding[J]. Intermetallics, 2024,170:108346.

(下转第 246 页)

ACS Applied Nano Materials, 2022,5(10):14425-14436.
[39] Reddy A L M, Shaijumon M M, Gowda S R, et al. Multisegmented Au-MnO_2/carbon nanotube hybrid coaxial arrays for high-power supercapacitor applications[J]. The Journal of Physical Chemistry C, 2010,114(1):658-663.
[40] Zhang W L, Xie S L, Wang S S, et al. Nonmetallic nitrogen-doped MnO_2 as highly efficient oxygen electrocatalyst for rechargeable zinc-air batteries[J]. Chemistry, 2023,29(19):e202203787.
[41] 杨东,黄幼菊,冯哲,等.锌空气电池 MnO_2 正极改性研究进展[J].电池工业, 2024,28(5):280-287.
Yang Dong, Huang Youju, Feng Zhe, et al. Research progress on the modification of manganese dioxide cathode in zinc-air batteries[J]. Chinese Battery Industry, 2024,28(5):280-287.
[42] Xie K, Zhu P H, Han D L, et al. Decoding "dead Mn" in MnO_2 deposition/dissolution chemistry for energetic aqueous batteries: a perspective[J]. Energy Materials and Devices, 2025,3(3):9370071.
[43] Zhao Q H, Song A Y, Ding S X, et al. Preintercalation strategy in manganese oxides for electrochemical energy storage: review and prospects[J]. Advanced Materials, 2020,32(50):2002450.
[44] Huang S G, Sun J, Yan J, et al. Enhanced high-temperature cyclic stability of Al-doped manganese dioxide and morphology evolution study through in situ NMR under high magnetic field[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2018,10(11):9398-9406.
[45] Liu Z H, Liu Y P, Zhang Y N, et al. Selection of Cu^{2+} for intercalation from the electronegativity perspective: improving the cycle stability and rate performance of δ-MnO_2 cathode material for aqueous zinc-ion batteries[J]. Science China Materials, 2023,66(2):531-540.
[46] Li Q G, Wang C, Zhu Y, et al. Unlocking the critical role of Mg doping in α-MnO_2 cathode for aqueous zinc ion batteries[J]. Chemical Engineering Journal, 2024, 485:150077.
[47] Shin J, Seo J K, Yaylian R, et al. A review on mechanistic understanding of MnO_2 in aqueous electrolyte for electrical energy storage systems[J]. International Materials Reviews, 2020,65(6):356-387.
[48] Chen C, Xu K, Ji X, et al. Promoted electrochemical performance of β-MnO_2 through surface engineering[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2017,9(17):15176-15181.

引用本文:张志勇,曾文明,包新军. 面向高性能储能与转换的 MnO_2:从制备技术、改性策略到器件性能[J]. 矿冶工程, 2026,46(4):238-246.
Zhang Zhiyong, Zeng Wenming, Bao Xinjun. MnO_2 for high-performance energy storage and conversion: from preparation techniques and modification strategies to device performance[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2026,46(4):238-246.

(上接第237页)

[10] Chen F H, Cai Z B, Liu G, et al. Microstructure and tribological properties of FeCrBSi amorphous alloy coatings by ultra-high-speed laser cladding[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025,34(8):6978-6987.
[11] 刘志威,魏祥,汪力,等. 超高速激光熔覆 Fe-Cr-B 基耐磨涂层工艺优化及性能研究[J]. 矿冶工程, 2023,43(5):169-173.
Liu Zhiwei, Wei Xiang, Wang Li, et al. Process optimization and property investigation for ultra-high-speed laser cladded Fe-Cr-B based wear-resistant coating[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2023,43(5):169-173.
[12] Jian Y X, Liu Y K, Qi H J, et al. Effects of scanning speed on the microstructure, hardness and corrosion properties of high-speed laser cladding Fe-based stainless coatings[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024,29:3380-3392.
[13] Zhang Q, Wang Q, Han B, et al. Comparative studies on microstructure and properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy coatings fabricated by high-speed laser cladding and normal laser cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023,947:169517.
[14] 王海威,肖文波. 高速激光熔覆 FeCoCrNiMn 高熵合金熔覆层组织及耐磨性研究[J]. 矿冶工程, 2024,44(5):148-152.
Wang Haiwei, Xiao Wenbo. Microstructure and wear resistance of FeCoCrNiMn high-entropy alloy coating by high-speed laser cladding technology[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2024, 44(5):148-152.
[15] Zhang C L, Li S H, Lin Y H, et al. Effect of boron on microstructure evolution and properties of wear-resistant cast Fe-Si-Mn-Cr-B alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020,9(3):5564-5576.
[16] Ren X Y, Fu H G, Xing J D, et al. Effect of boron concentration on microstructures and properties of Fe-B-C alloy steel[J]. Journal of Materials Research, 2017,32(16):3078-3088.
[17] Huang Z F, Xing J D, Lv L L. Effect of tungsten addition on the toughness and hardness of Fe_2B in wear-resistant Fe-B-C cast alloy[J]. Materials Characterization, 2013,75:63-68.
[18] Wei X, Chen Z G, Zhong J, et al. Effect of alloying elements on mechanical, electronic and magnetic properties of Fe_2B by first-principles investigations[J]. Computational Materials Science, 2018, 147:322-330.
[19] 唐敏,汪力,陈志国,等. 激光熔覆工艺参数对 Fe-W-B 熔覆层质量的影响[J]. 激光与红外, 2024,54(5):718-724.
Tang Min, Wang Li, Chen Zhiguo, et al. Influence of laser cladding process parameters on the quality of Fe-W-B cladding layer[J]. Laser & Infrared, 2024,54(5):718-724.
[20] Sedighi A M, Nabavi S F, Farshidianfar A. A review on effect of cooling rate on metallurgical, mechanical, geometrical characteristics and defects of laser cladding process[J]. Lasers in Manufacturing and Materials Processing, 2024,11(3):677-742.
[21] Archard J F. Contact and rubbing of flat surfaces[J]. Journal of Applied Physics, 1953,24(8):981-988.

引用本文:夏敬尧,魏祥,陈志国,等. 硼含量对超高速激光熔覆 Fe-B-W 涂层微观组织与耐磨性的影响[J]. 矿冶工程, 2026,46(4):233-237.
Xia Jingyao, Wei Xiang, Chen Zhiguo, et al. Effect of boron content on microstructure and wear resistance of Fe-B-W coatings by ultra-high-speed laser cladding[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2026,46(4):233-237.