

药芯焊丝明弧堆焊 Fe-Cr-C-B 合金组织及耐磨性*

贾华¹, 李萌¹, 刘政军²

(1. 大连海洋大学 应用技术学院, 辽宁 大连 116300; 2. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870)

摘要: 为了提高堆焊合金的耐磨性, 利用明弧堆焊方法将自保护耐磨堆焊药芯焊丝熔覆在 Q235 基体金属表面, 制备得到 Fe-Cr-C-B 耐磨堆焊合金. 采用金相显微镜、扫描电子显微镜、X 射线衍射仪、硬度计和磨料磨损试验机对堆焊层的组织、硬度和耐磨性进行了分析. 结果表明, 堆焊层主要由马氏体、少量残余奥氏体、 $M_3(C, B)$ 、 $M_{23}(C, B)_6$ 和 $M_7(C, B)_3$ 相组成. 随着 B 质量分数的增大, 基体组织转变为马氏体, 共晶硬质相增多, 并呈连续网状分布在基体组织周围. 当 B 的质量分数为 3% 时, 堆焊层的耐磨性达到最佳, 其硬度为 61.5 HRC, 磨损量为 0.3629 g.

关键词: 堆焊合金; 药芯焊丝; 明弧堆焊; 显微组织; 耐磨性; 硬质相; 硬度; 多元复合强化
中图分类号: TG 455 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-1646(2020)01-0052-05

Microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C-B alloy prepared by flux cored wire arc surfacing

JIA Hua¹, LI Meng¹, LIU Zheng-jun²

(1. Applied Technology College, Dalian Ocean University, Dalian 116300, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: In order to improve the wear resistance of surfacing alloy, self-shielded flux cored wire for wear resistance was prepared on the surface of Q235 matrix metal with the open arc surfacing method, and the Fe-Cr-C-B surfacing alloy with wear resistance was prepared. Microstructure, hardness and wear resistance of the surfacing layer were analyzed using metallographic microscope, scanning electron microscope (SEM), X ray diffractometer (XRD), hardness tester and abrasive wear tester. The results show that the surfacing layer is mainly composed of martensite, a small amount of residual austenite, $M_3(C, B)$, $M_{23}(C, B)_6$ and $M_7(C, B)_3$ phases. With increasing the mass fraction of B, the matrix structure gradually transforms to martensite, and the amount of eutectic hard phase increases, which is distributed around the matrix with continuous mesh morphologies. When the mass fraction of B is 3%, the wear resistance of surfacing layer is optimum. In addition, the hardness of surfacing layer is 61.5 HRC, and the wear amount is 0.3629 g.

Key words: surfacing alloy; flux cored wire; open arc surfacing; microstructure; wear resistance; hard phase; hardness; multiple composite reinforcement

近年来,在多种堆焊材料中药芯焊丝作为第四代焊接材料其发展较为迅速^[1]. 根据合金体系不同,药芯焊丝可以分为铁基合金系、钴基合金系和镍基合金系等. 铁基合金价格低廉且成分容易

调整,能够满足许多不同工况要求. 采用价格低廉且性能稳定的 B 元素作为合金中的主要添加元素引起了国内外科研工作者的广泛关注^[2-4]. 在 Fe-Cr-C 合金中加入 B 元素,能够形成硬度和热

收稿日期: 2018-07-02.

基金项目: 辽宁省教育厅科学研究经费项目(QL201914); 辽宁省教育厅科学研究一般项目(L2015075); 大连海洋大学应用技术学院科研项目(XNKY201701).

作者简介: 贾华(1983-),女,辽宁锦州人,讲师,博士,主要从事焊接材料冶金与表面强化等方面的研究.

* 本文已于 2019-10-10 16:26 在中国知网优先数字出版. 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/21.1189.T.20191223.1321.002.html>

稳定性都高于碳化物的硼化物或硼碳化物,从而使堆焊合金的硬度和耐磨性大幅度提高^[5-6]。目前关于硼的研究多集中在铸造硼合金和气体保护耐磨堆焊等方向^[7-9],而关于采用合金元素自保护药芯焊丝制备铁基耐磨堆焊合金的研究较少。因此,本文制备了 Fe-Cr-C-B 自保护耐磨堆焊药芯焊丝,采用明弧堆焊方法在基体金属表面制备耐磨堆焊合金,研究了硼含量对 Fe-Cr-C-B 堆焊合金组织和性能的影响,研究结果对基础研究和工程化应用具有一定意义。

1 试验方法

采用药芯焊丝成型设备制备直径为 2.8 mm、包粉率为 45% 的药芯焊丝,选用尺寸为 16 mm × 0.3 mm 的 H08A 碳钢钢带。药粉由高碳铬铁 ($w(\text{Cr}) = 60.6\%$, $w(\text{C}) = 8.24\%$)、硼铁 ($w(\text{B}) = 18\%$)、石墨(纯度为 99.5%)和铁粉(纯度大于 99%)等粉末组成,并添加少量 CaF_2 、 CaO 、 Al_2O_3 和 Al 粉末作为造渣剂。在试验过程中药芯焊丝药粉中铬、碳和造渣剂的质量分数分别为 35%、10% 和 4%,硼的添加量分别为 0%、1%、2%、3% 和 4%,余量为还原铁粉。

采用 MZC-1250 型埋弧焊机在尺寸为 100 mm × 80 mm × 12 mm 的 Q235 钢表面进行明弧堆焊试验,堆焊层数为三层。堆焊工艺参数为:电弧电压 25 ~ 30 V,焊接电流 200 A,焊接速度 10 mm/s,焊丝干伸长 15 mm。堆焊结束后,将堆焊试板表面打磨平整,在焊缝中间部位垂直于焊缝表面切取试样进行检测分析。

利用硝酸酒精溶液腐蚀金相试样后,分别采用 OMLPUS BX-6 型金相显微镜和 S3400N 型扫描电镜对堆焊层的显微组织进行观察。采用布鲁克 D8 型 X 射线衍射仪对堆焊层的物相进行分析。采用 HRC-150 型洛氏硬度计进行宏观硬度测定。采用 HV-1000 型维氏硬度计测量堆焊层组织的显微硬度,试验加载时间为 10 s,施加载荷为 0.1 kg,进行多点测量并取平均值作为最终结果。采用橡胶轮式湿砂磨料磨损试验机进行磨损试验,磨料为石英砂,磨损试验参数为:胶轮转速 240 r/min,胶轮直径 150 mm,胶轮表面压力 1.5 MPa,磨损时间 3 min。磨损前后分别采用分度值为 0.1 mg 的 TG328A 型分析天平测量试样质量,并计算出试样的磨损质量。完成磨损试验后,采用酒精溶液对磨损试样表面进行清理,然后利用 S3400N 型扫描电镜观察其磨损表面形貌。

2 试验结果及分析

2.1 堆焊层的显微组织分析

图 1 为当硼添加量为 3% 时堆焊层的 XRD 图谱。由图 1 可见,堆焊层的基体组织主要由马氏体和少量残余奥氏体组成,硬质相由 $\text{M}_3(\text{C},\text{B})$ 、 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 和 $\text{M}_7(\text{C},\text{B})_3$ 碳硼化物组成,其中 M 代表 Fe 和/或 Cr 元素。

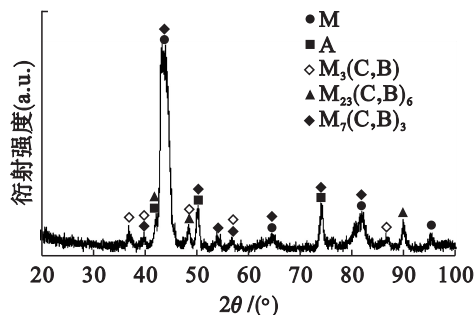


图 1 硼添加量为 3% 时堆焊层的 XRD 图谱

Fig. 1 XRD spectrum of surfacing layer with B content of 3%

图 2 为不同硼添加量下堆焊层的金相组织形貌。表 1 为堆焊层的实际化学成分。结合图 2 和表 1 可以看出,该堆焊合金属于典型亚共晶组织,其显微组织主要由呈树枝状分布的奥氏体初生相 ($\gamma\text{-Fe}$) 和共晶硬质相 ($\text{M}_3(\text{C},\text{B})$ 、 $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 、 $\text{M}_7(\text{C},\text{B})_3$) 组成,且共晶硬质相呈连续网状分布在奥氏体初生相周围。当不添加硼时,奥氏体初生相较多,共晶硬质相较少(见图 2a)。随着硼添加量的不断增加,奥氏体初生相逐渐减少,共晶硬质相不断增加(见图 2b ~ d)。当硼的添加量为 4% 时,奥氏体初生相最少,晶粒最细小,而共晶硬质相最多(见图 2e)。在凝固过程中具有亚共晶成分的堆焊合金在液相中将首先析出奥氏体初生相,随着温度的不断下降,奥氏体初生相将逐渐长大。当温度下降到 1 148 °C 时,残余液相会发生共晶转变并生成共晶硬质相。当不添加硼时,堆焊层中只有碳能与铬或铁元素反应生成共晶硬质相,由于碳含量有限,所以生成的共晶硬质相碳化物较少。随着硼的加入,硼在铁中的溶解度 ($\alpha\text{-Fe}$ 中溶解度小于 0.000 4%, $\gamma\text{-Fe}$ 中溶解度小于 0.02%) 很小^[10],促使大部分硼都被迁移到初生奥氏体周围液相中并参与共晶反应,所以生成的共晶硬质相碳硼化物增多。当碳含量一定时,碳硼化物的体积分数符合指数曲线 $y = 7.078e^{0.822x}$ 的变化趋势,即随着硼添加量的增加,碳硼化物也随之增多^[7]。

表1 堆焊层的化学成分(w)

Tab. 1 Chemical composition of surfacing layer (w)			
%			
C	Cr	B	其他
1.48	12.97	-	余量
1.52	13.21	0.30	余量
1.48	12.96	0.52	余量
1.54	13.14	0.81	余量
1.51	13.19	1.14	余量

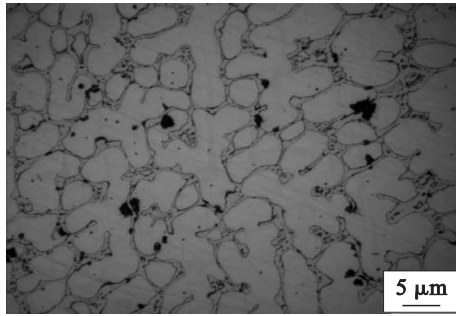
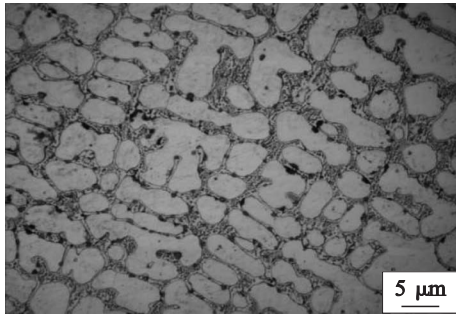
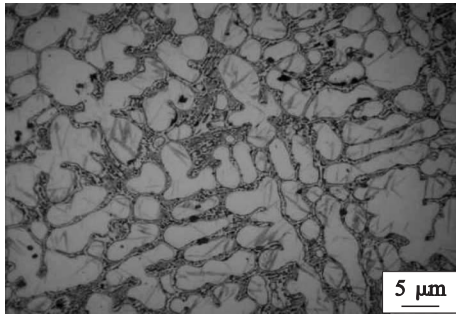
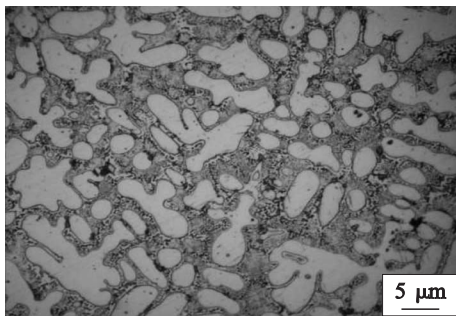
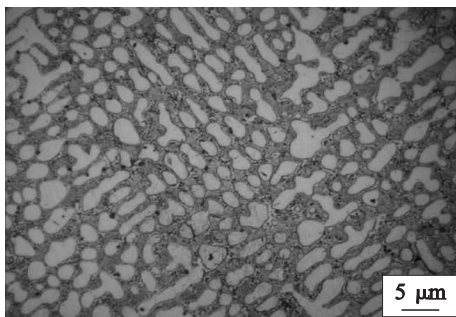
a $w(\text{B})=0\%$ b $w(\text{B})=1\%$ c $w(\text{B})=2\%$ d $w(\text{B})=3\%$ e $w(\text{B})=4\%$

图2 不同硼添加量下堆焊层的金相组织形貌

Fig. 2 Microstructural morphologies of surfacing layer with different B contents

图3为不同硼添加量下堆焊层的扫描组织形貌.由图3可见,随着硼添加量的增多,碳化物硬质相逐渐增多,且形态也发生了变化.当硼的添加量为1%时,共晶组织大部分呈鱼骨状和蜂窝状,少量呈菊花状(见图3b).当硼的添加量为2%时,共晶组织中鱼骨状和蜂窝状组织有所减少,出现了菊花状组织(见图3c).随着硼添加量的继续增多,堆焊层中的菊花状和层片状组织不断增多,且还出现了块状组织(见图3d).当硼的添加量为4%时,堆焊层中的菊花状、层片状和块状组织最多(见图3e).另外,由图3还可以看出,随着硼添加量的增多,呈树枝晶状分布的初生奥氏体晶粒尺寸和数量逐渐减小,且晶粒中还有针状马氏体生成.这是由于当硼添加量较少时,未参加反应的铬元素固溶在初生奥氏体中,增加了初生奥氏体的稳定性,由于初生奥氏体在冷却过程中不发生相转变,因而堆焊层基体组织中残余奥氏体的含量较高.随着硼添加量的增多,硼和碳可以与铁或铬形成大量的碳化物,一方面降低了基体组织的含量,另一方面由于铬参加反应导致奥氏体的组织稳定性变差,使其在焊接快速冷却过程中转变为马氏体.另外,硼也可促进基体组织转变为马氏体.

采用电子能谱仪对硼添加量为3%时堆焊层组织中的a~d点进行相成分分析(见图4),同时采用HV-1000型维氏硬度计测定各点组织的显微硬度.结果表明,a点主要元素C、B、Cr和Fe的原子分数分别为10.38%、10.93%、10.20%和68.49%,测定其显微硬度为1059.1HV,由此结果可以推断出该菊花状组织中 $(\text{Cr} + \text{Fe}) : (\text{C} + \text{B}) \approx 23:6$,证明该组织为 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 型碳化物. b点主要元素C、B、Cr和Fe的原子分数分别为10.61%、10.80%、10.45%和68.14%,测定其显微硬度为1035.2HV,由此结果可以看出该层片状组织中 $(\text{Cr} + \text{Fe}) : (\text{C} + \text{B}) \approx 23:6$,证明该组织也为 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 型碳化物. a点组织呈菊花

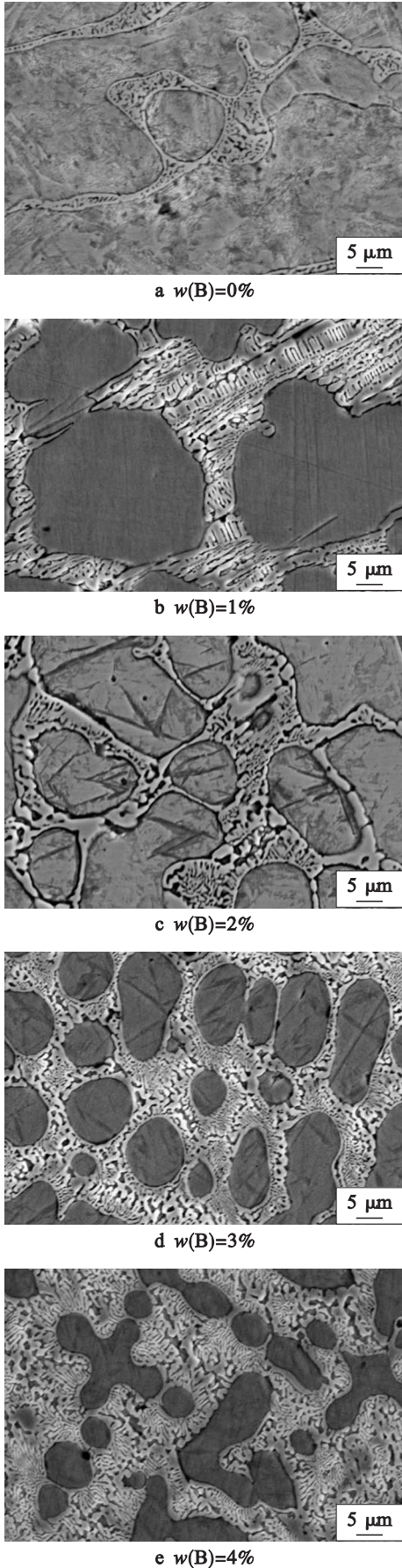


图 3 不同硼添加量下堆焊层的 SEM 形貌

Fig. 3 SEM morphologies of surfacing layer with different B contents

状,而 b 点组织呈层片状,其形态不同,但经过检测它们都属于 $M_{23}(C,B)_6$ 型碳化物. 在层片状区域硼化物首先以非均匀形核方式长大并吸收周围的 Cr、B 和 C 等元素,同时促进了奥氏体的形成和长大,两相相互促进,交替形核,最终形成层片状形貌. 在菊花状区域由于合金液相温度高于共晶温度,使得基体组织具有较高的过冷度,具有粗糙界面的固溶体生长超前于具有平滑界面的硼化物而任意长大,因而形成菊花状共晶组织. c 点主要元素 C、B、Cr 和 Fe 的原子分数分别为 17.61%、14.76%、16.11% 和 51.52%,测定其显微硬度为 1 238.6 HV,由此结果可以看出该块状组织中 $(Cr + Fe) : (C + B) \approx 7:3$,证明该组织为 $M_7(C,B)_3$ 型碳化物. d 点主要元素 C、B、Cr 和 Fe 的原子分数分别为 6.75%、7.31%、3.7% 和 82.24%,测定其显微硬度为 561.7 HV,由此结果可知该处组织为固溶了少量 C、Cr 和 B 元素的基体组织. 在堆焊合金中由于硼的原子半径与碳相近,铬的原子半径与铁相近,当堆焊合金结晶形成碳化物时,硼能够取代碳原子的位置固溶在碳化物中,而铬原子可以置换部分铁原子,所以形成了 $M_3(C,B)$ 、 $M_{23}(C,B)_6$ 和 $M_7(C,B)_3$ 多元复合碳化物. 在共晶碳化物中铬原子的置换和硼原子的固溶促使共晶碳化物产生了晶格畸变,因而组织的硬度和强度均得以提高. 因此, $M_3(C,B)$ 、 $M_{23}(C,B)_6$ 和 $M_7(C,B)_3$ 多元复合碳化物的生成有利于改善堆焊合金的耐磨性.

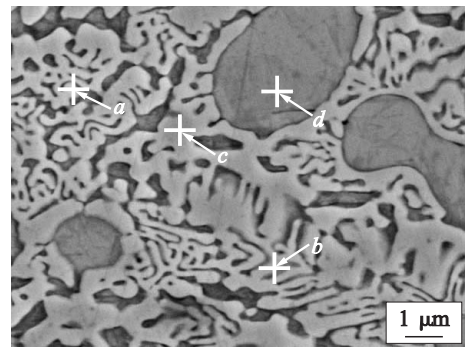


图 4 硼添加量为 3% 时堆焊层的 EDS 分析

Fig. 4 EDS analysis of surfacing layer with B content of 3%

2.2 堆焊层的耐磨性分析

图 5 为不同硼添加量下堆焊层的硬度和磨损量曲线. 由图 5 可见,当不添加硼时,堆焊层硬度最低,磨损量最大. 随着硼的加入,堆焊层硬度增加,磨损量先减少后增加. 当硼的添加量达到 3% 时,堆焊层的磨损量达到最小值 0.362 9 g,此时其硬度为 61.5 HRC. 继续增加硼的添加量到 4%

时,堆焊层硬度达到最高值 64 HRC,但磨损量与硼添加量 3% 时相比,却出现了增加趋势.这是由于随着硼添加量的增大,堆焊层中共晶硬质相增多,基体组织和晶粒尺寸减小,初生奥氏体相逐步转变为马氏体,碳化物增多,因而可以促使堆焊层硬度增加^[11].堆焊层硬度增加后,磨料很难楔入并进行犁削,促使其耐磨性增加.但是,随着硼添加量的不断增大,当基体组织减少并转变为针状马氏体后,则不能为大量共晶硬质相提供良好的韧性支撑,导致共晶硬质相在与磨料相互作用时容易成块脱落,而且脱落的硬质相还会成为坚硬的磨料,因而堆焊层的耐磨性下降.由此可见,硼的最佳添加量为 3%.

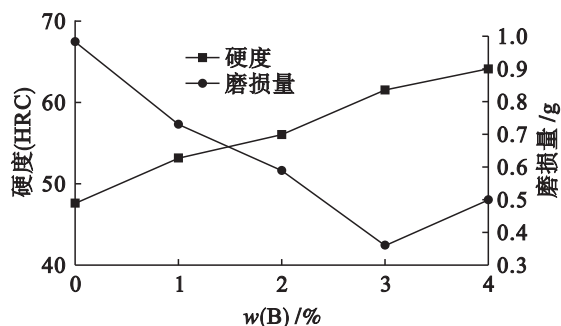


图5 不同硼添加量下堆焊层的硬度和磨损量曲线

Fig. 5 Curves of hardness and wear amount of surfacing layer with different B contents

3 结论

通过以上分析可以得到如下结论:

1) Fe-Cr-C-B 堆焊合金的基体组织由马氏体和少量残余奥氏体组成,硬质相由 $M_3(C, B)$ 、 $M_{23}(C, B)_6$ 和 $M_7(C, B)_3$ 相组成.随着硼添加量的增多,基体组织转变为马氏体,且菊花状、层片状和块状硬质相增多.

2) $M_{23}(C, B)_6$ 和 $M_7(C, B)_3$ 相硬度较高,当其在组织呈均匀弥散分布时,能够有效阻碍磨料的楔入与犁削作用,进而可以提高堆焊合金的耐磨性.

3) 当硼的添加量为 3% 时,基体组织与共晶硬质相之间达到最佳匹配,堆焊层硬度为 61.5 HRC,磨损量为 0.362 9 g,此时堆焊层耐磨性最佳.

参考文献 (References):

[1] 张文钺. 21 世纪我国焊接材料的发展前景 [J]. 焊接技术, 2009, 29(4): 38-40.
(ZHANG Wen-yue. The development prospect of China's welding materials in twenty-first century [J]. Welding Technology, 2009, 29(4): 38-40.)

[2] 庄明辉, 李慕勤, 王军, 等. 碳化硼对粉/丝复合堆焊高硼铁基合金组织的影响 [J]. 焊接学报, 2015, 36(10): 57-60.

(ZHUANG Ming-hui, LI Mu-qin, WANG Jun, et al. Influence of BC on microstructure of high boron content iron-based alloy in hybrid powder/wire overlay welding [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(10): 57-60.)

- [3] 彭振, 刘宁, 吴朋慧, 等. 硼元素对 CoCrCu_{0.5}FeNi 高熵合金组织和性能的影响 [J]. 金属热处理, 2017, 42(6): 153-156.
(PENG Zhen, LIU Ning, WU Peng-hui, et al. Effect of boron addition on microstructure and properties of CoCrCu_{0.5}FeNi high entropy alloy [J]. Heat Treatment of Metals, 2017, 42(6): 153-156.)
- [4] Liu X T, Lei W B, Ma L J, et al. Effect of boron on the microstructure, phase assemblage and wear properties of Al_{0.5}CoCrCuFeNi high-entropy alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(9): 2201-2207.
- [5] 王玉, 勾健, 刘政军. B、Ti 联合作用下堆焊层显微组织和生长机制 [J]. 沈阳工业大学学报, 2017, 39(6): 635-639.
(WANG Yu, GOU Jian, LIU Zheng-jun. Microstructure and growth mechanism of surfacing layer under combined effect of B and Ti [J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2017, 39(6): 635-639.)
- [6] 汪圣林, 崔丽, 贺定勇, 等. 亚共晶 Fe-Cr-B-C 系堆焊合金的组织及耐磨性 [J]. 热加工工艺, 2016, 45(1): 30-33.
(WANG Sheng-lin, CUI Li, HE Ding-yong, et al. Microstructure and wear resistance of hypoeutectic Fe-Cr-B-C hardfacing alloys [J]. Hot Working Technology, 2016, 45(1): 30-33.)
- [7] 宋绪丁, 刘海明, 符寒光, 等. 硼含量对高硼铁基合金组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2008, 57(5): 498-501.
(SONG Xu-ding, LIU Hai-ming, FU Han-guang, et al. Effect of boron concentration on microstructure and properties of high-boron low-carbon ferro-matrix alloy [J]. Foundry, 2008, 57(5): 498-501.)
- [8] 王智慧, 万国力, 贺定勇, 等. Fe-Cr-B-C 堆焊合金的组织与耐磨性 [J]. 材料工程, 2014(9): 57-62.
(WANG Zhi-hui, WAN Guo-li, HE Ding-yong, et al. Microstructures and wear resistance of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys [J]. Journal of Materials Engineering, 2014(9): 57-62.)
- [9] 庄明辉, 李慕勤, 王军, 等. 氮气保护粉/丝复合堆焊高硼铁基合金的组织及结构 [J]. 焊接学报, 2015, 36(9): 60-64.
(ZHUANG Ming-hui, LI Mu-qin, WANG Jun, et al. Microstructure of high carbon and high boron ferroalloy made with hybrid powder/wire overlaying under nitrogen protection [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(9): 60-64.)
- [10] Rokebrand P, Sigalas I. Fe-Cr-C composites produced using spark plasma sintering [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2015, 49: 320-326.
- [11] 蒋德兵, 贺定勇, 周正, 等. Fe-15Cr-3.5B-xC 堆焊合金微观组织与耐磨性的研究 [J]. 焊接, 2017(7): 28-31.
(JIANG De-bing, HE Ding-yong, ZHOU Zheng, et al. Microstructure and wear resistance of Fe-15Cr-3.5B-xC hardfacing alloys [J]. Welding and Joining, 2017(7): 28-31.)

(责任编辑:尹淑英 英文审校:尹淑英)