

引用格式:宗琳,王学昭,徐俊尧,等.硼化物强化铁基堆焊合金组织与性能的研究[J].热加工工艺,2024,53(19):83-86+92.

DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.20223448  
http://www.rjggy.net rjggy@vip.163.com

# 硼化物强化铁基堆焊合金组织与性能的研究

宗琳<sup>1</sup>, 王学昭<sup>1</sup>, 徐俊尧<sup>1</sup>, 王明<sup>2</sup>

(1. 沈阳化工大学 机械与动力工程学院, 辽宁 沈阳 110142; 2. 中建安装集团有限公司, 江苏 南京 210000)

**摘要:**采用等离子弧堆焊技术在 Q235 钢基体上制备四组不同 B 质量分数的 Fe-B-Ti-C 堆焊合金, 分析不同 B 含量对合金堆焊层的硬质相形态和数量及其性能的影响规律。利用扫描电镜(SEM)、X射线衍射仪(XRD)和维氏硬度计对各堆焊层显微组织和硬度进行测试。结果表明:Fe-B-Ti-C 堆焊合金组织由奥氏体( $\gamma$ )、马氏体(M)、 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 、Ti(C,B)和  $\text{Fe}_2\text{B}$  相构成。随着 B 含量的增多,堆焊层组织由亚共晶向共晶及过共晶转变,共晶硼化物的形态由蜂窝状向层片状及菊花状转变,且共晶硼化物和 Ti(C,B)碳化物的数量也逐渐增多。当 B 质量分数为 7.1%时,过共晶组织中出现大量块状脆性  $\text{Fe}_2\text{B}$  初生相,引发了焊接后堆焊层内部裂纹。随着 B 质量分数的增加,堆焊层表层的显微硬度平均值不断提高,当 B 质量分数为 4.7%时,合金堆焊层顶端显微硬度平均值最高,达到 991 HV0.2。

**关键词:**等离子堆焊;硼化物;组织;显微硬度

中图分类号:TG455

文献标识码:A

文章编号:1001-3814(2024)19-0083-04

## Study on Microstructure and Properties of Iron Base Hardfacing Alloy Strengthened by Borides

ZONG Lin<sup>1</sup>, WANG Xuezhao<sup>1</sup>, XU Junyao<sup>1</sup>, WANG Ming<sup>2</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Shenyang University of Chemical Technology, Shenyang 110142, China 2. China Construction Industrial & Energy Engineering Company, Nanjing 210000, China)

**Abstract:**Four groups of Fe-B-Ti-C hardfacing alloys with different B mass fraction were prepared on Q235 steel substrate by plasma arc surfacing technology. The influence of different B content on the morphology, quantity of hard phases and properties of the alloy hardfacing layer was analyzed. The microstructure and hardness of each surfacing layer were tested by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) and Vickers hardness tester. The results show that the microstructure of Fe-B-Ti-C hardfacing alloy is composed of austenite( $\gamma$ ), Martensite (M),  $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ , Ti(C,B) and  $\text{Fe}_2\text{B}$  phases. With the increase of B content, the microstructure of the surfacing layer changes from hypoeutectic to eutectic and hypereutectic, the morphology of eutectic borides changes from honeycomb to lamellar and chrysanthemum, and the number of eutectic borides and Ti(C, B) carbides also increases gradually. When the boron content is 7.1%, a large number of blocky brittle  $\text{Fe}_2\text{B}$  primary phases appears in the hypereutectic structure, which causes the internal cracks of the surfacing layer after welding. The hardness value of the surfacing layer surface increases with the increase of B mass fraction. When the B mass fraction is 4.7%, the average microhardness of top part of the alloy surfacing layer is the highest, reaching 991 HV0.2.

**Key words:**plasma arc surfacing; borides; microstructure; microhardness

钢铁材料作为基础结构材料,被广泛应用于工业领域,然而许多钢铁材料长期工作在严峻的工况条件下,材料表面承受着严重的磨损<sup>[1-3]</sup>。等离子堆焊

技术作为一种有效的材料表面改性技术,通过采用高能等离子弧作为热源在普通钢材料表面形成较硬的堆焊层,从而显著提高材料的耐磨性,由于其低成本、高效和易操作性在材料的制造和修复中获得了广泛的应用<sup>[4-6]</sup>。铁基合金材料是一种应用较广泛的合金材料,其堆焊层具有较高的硬度、抗磨性,及较低的成本<sup>[7-9]</sup>。为进一步提高在严峻工况条件下铁基合金的耐磨性,目前大量的研究<sup>[10-12]</sup>集中在通过形成微米或纳米级的第二相强化铁基堆焊合金的性能。

收稿日期:2022-12-08

基金项目:国家自然科学基金青年基金项目(51901141);辽宁省教育厅科学研究项目(LJ2020034)

作者简介:宗琳(1979-),女,辽宁沈阳人,副教授,博士研究生,主要从事材料表面强化技术方面的研究工作;

E-mail:zl\_3981@126.com

硼元素在我们国家资源广泛且价格低廉,硼化物具有较高硬度及与铁良好的相容性,是铁基合金中理想的添加剂。已有研究<sup>[13-14]</sup>表明:铁基堆焊合金中加入适量的硼元素可以促进堆焊层中碳硼化物的形成,从而提高合金的耐磨性,但关于硼质量分数的变化对堆焊层组织和性能的影响还缺乏深入的研究。本工作采用等离子堆焊工艺,通过调整 Fe-B-Ti-C 系合金的硼质量分数,对 4 组合金堆焊层的组织和性能进行对比分析,并探讨微观组织对堆焊层性能的影响机制。

## 1 试验材料及方法

试验在 Q235 基体上采用等离子堆焊技术进行

表面改性处理。Q235 钢板尺寸为 100 mm×80 mm×12 mm,其表面在堆焊前经砂轮打磨干净。堆焊层所用合金粉末由硼铁(16%B)、钛铁(30%Ti),铁粉(纯度为 99%,0.075 mm)和石墨(纯度为 99.5%)混合而成,按硼质量分数分别为 2.1%、3.4%、4.7%和 7.1%制备 4 组铁基堆焊合金。合金粉末在堆焊前采用水玻璃作粘结剂预置在基体表面,厚度为 1.5~2.0 mm,试板晾干后先经 50 °C 烘干 10 min,后经 100 °C 烘干 10 min,再经 200 °C 烘干 1 h。合金化学成分范围(质量分数,%)如下:1.0~2.0C,3~5Ti,2~8B,0.4~0.6Si,0.3~0.5Mn,Fe 余量。

采用 DML-V02BD 型多功能等离子粉末堆焊机进行堆焊试验,堆焊工艺参数如表 1 所示。

表 1 等离子堆焊工艺参数  
Tab.1 Plasma hardfacing parameters

空载电压 U/V	电弧电压 U/V	焊接电流 I/A	纵向移动速度/(cm·min <sup>-1</sup> )	横向摆动频率/(次·min <sup>-1</sup> )	电弧横向摆动宽度/cm	电弧距工件距离/mm
90	30	140~160	3~15	21	2.0	3

采用线切割技术沿焊缝断面切取金相试样,试样经过预磨、抛光、10%硝酸酒精溶液腐蚀后,利用 FEINOVA400 型扫描电镜进行堆焊层微观组织观察。利用布鲁克 D8 型衍射仪进行堆焊层物相分析。利用 MC010-HVS-20 型数显维氏硬度计进行堆焊层侧面硬度测试,加载载荷为 100 g,保压时间为 10 s。

## 2 结果与讨论

### 2.1 Fe-B-Ti-C 合金堆焊层的显微组织分析

图 1 为不同 B 质量分数的 Fe-B-Ti-C 合金表层在低倍和高倍下的 SEM 形貌。图 1(a)、(b)为 B 质量分数 2.1%时的合金试样显微组织,可以看出堆焊层为典型的亚共晶组织,由初生的奥氏体胞状树枝晶和马氏体基体组织及环绕四周的网状共晶组织( $\gamma+M+$  碳硼化物)组成,深灰色基体组织为  $\gamma$  和 M,网状共晶组织由  $\gamma+M+Fe_2B+Fe_3(C,B)_6$  组成,少量深黑色块状化合物为 Ti(C,B)。图 1(c)、(d)为 B 质量分数 3.4%时合金试样的显微组织,可以看出堆焊层组织形态与图 1(a)、(b)相近,与图 1(a)、(b)相比,堆焊层中奥氏体基体数量减少,网状共晶组织 [ $\gamma+M+Fe_2B+Fe_{23}(C,B)_6$ ]数量显著增多,表明堆焊层组织为近共晶组织。硼元素的加入,使共晶点明显左移,从而堆焊层在普通凝固条件下容易产生大量的共晶组织。图 1(e)、(f)为 B 质量分数 4.7%时合金试样的显微组织,可以看出网状共晶组织 [ $\gamma+M+$

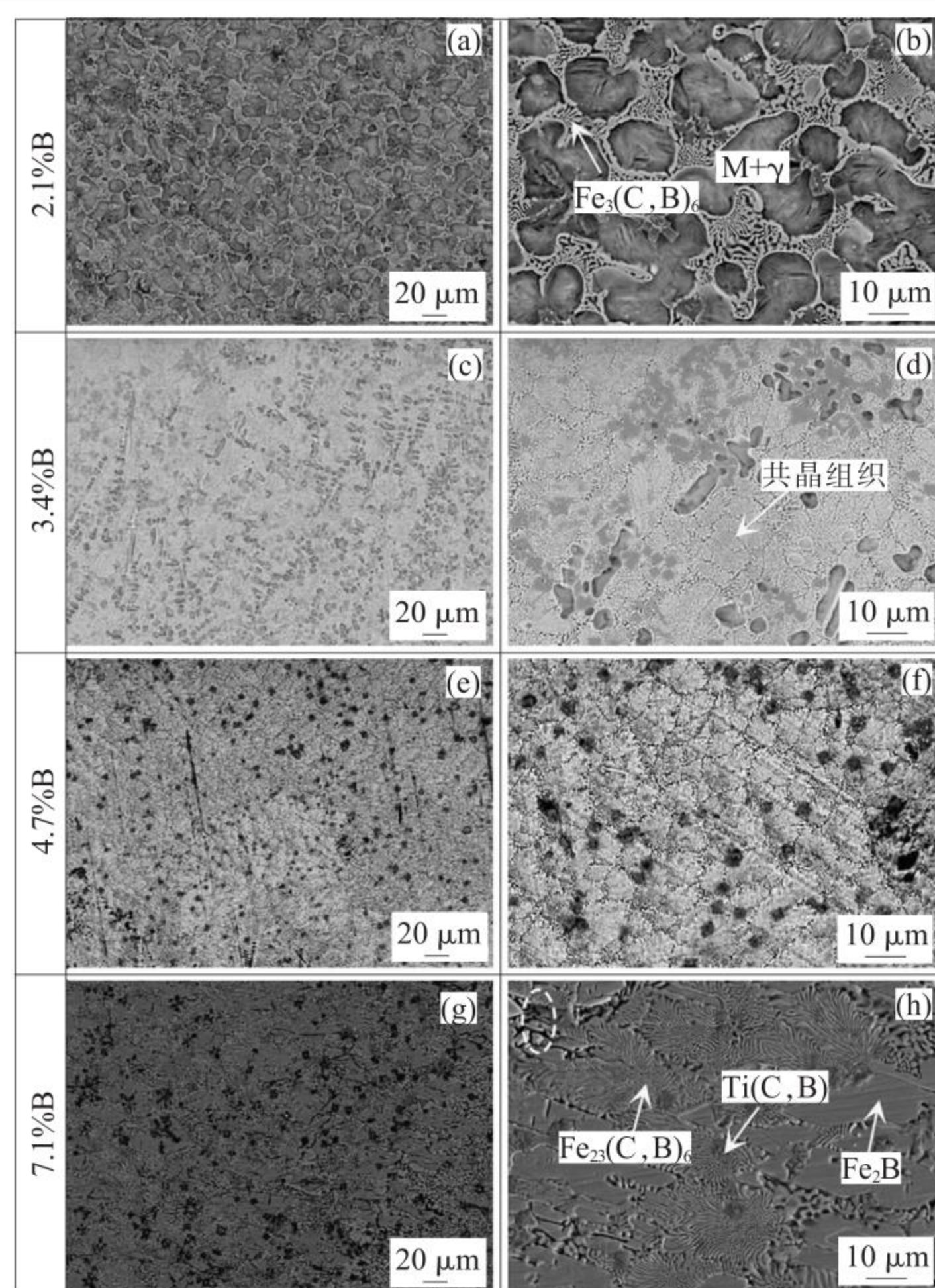


图 1 不同 B 质量分数的堆焊层 SEM 组织

Fig.1 SEM images of hardfacing alloys with different B contents

$Fe_2B+Fe_{23}(C,B)_6$ ]的数量继续增多,合金组织为共晶组织形态。图 1(g)、(h)为 B 质量分数 7.1%时合金试样的显微组织,堆焊层组织中出现大量浅灰色初

生多边形化合物  $Fe_2B$ , 为典型的过共晶组织形貌。通过观察发现堆焊层中出现了裂纹, 如图中椭圆所示。裂纹产生主要是由于在堆焊层中形成数量众多的  $Fe_2B$  脆性相造成的。焊接过程中, 堆焊层及其热影响区产生不同程度的热应力和组织转变的相变应力使其发生了变形, 当变形超过堆焊层所具有的塑性时, 即产生裂纹。

从图 1 还可以看出, 随着 B 质量分数的增加, 共晶硼化物的形态由低硬度的蜂窝状  $Fe_3(C,B)_6$  向高硬度的层片状及菊花状  $Fe_{23}(C,B)_6$  转变。 $Fe_{23}(C,B)_6$  相形态呈层片状的原因是: 领先相  $Fe_{23}(C,B)_6$

首先以非均匀形核的方式长大并吸收周围 Ti、B、C 原子, 同时促使了另一相  $\gamma$  的形成并长大, 两相相互促进, 交替形核, 最终形成层片状<sup>[15]</sup>。 $Fe_{23}(C,B)_6$  相形态呈菊花状的原因是: 合金液相温度高于共晶温度, 因而基体具有较大的过冷度, 且具有粗糙界面的固溶体超前于具有平滑界面的硼化物任意长大, 由于长大的各向异性, 迫使滞后长大的硼化物相在剩余的空间发生枝化, 形成菊花状组织<sup>[16]</sup>。从图 1 中还可以看出堆焊层组织中呈四边形或不规则形状的深黑色硬质相的数量不断增多, 对其进行面成分分析(图 2, 彩图见电子版)表明: 深黑色四边形颗粒富

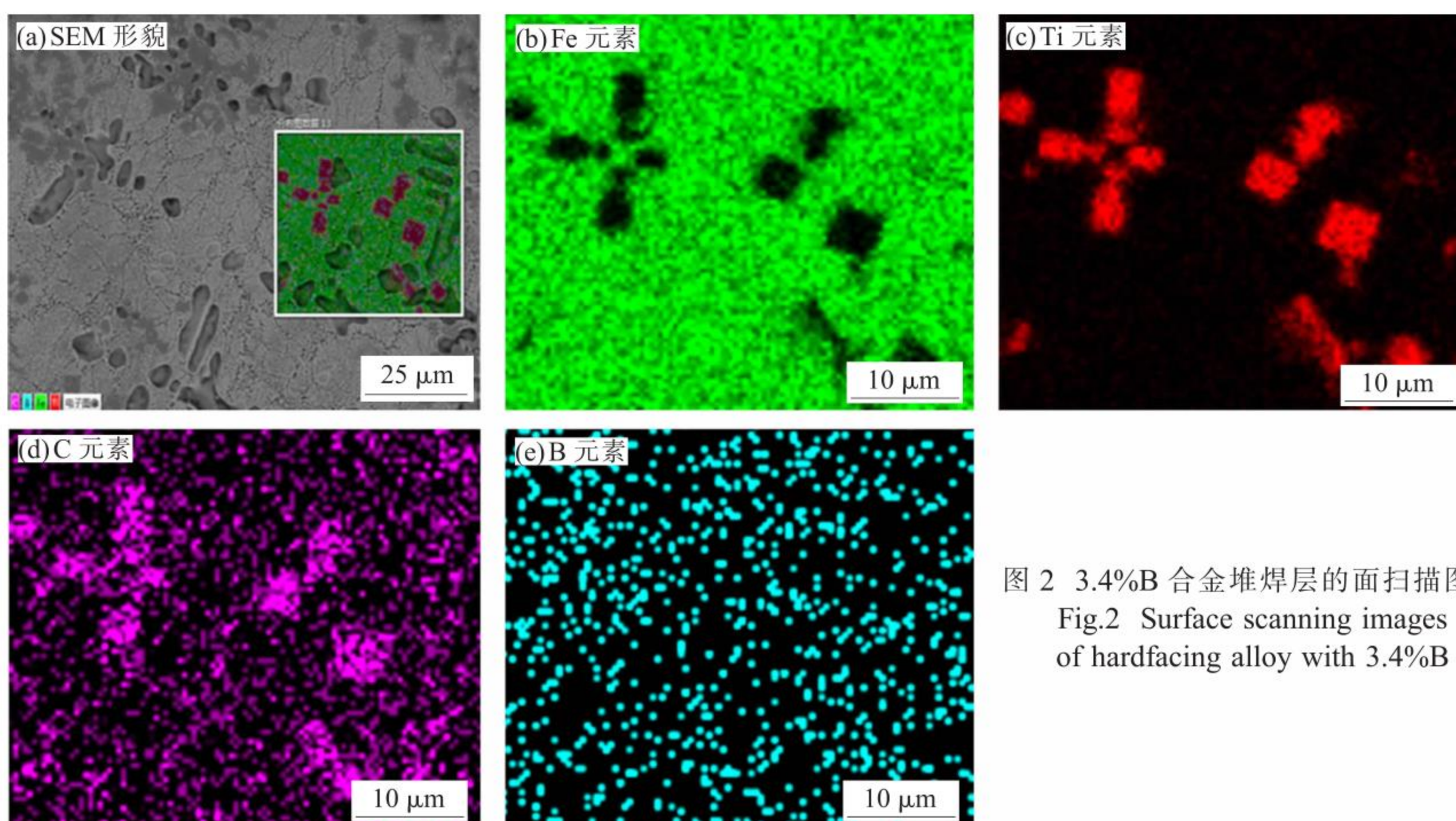


图 2 3.4%B 合金堆焊层的面扫描图像  
Fig.2 Surface scanning images of hardfacing alloy with 3.4%B

含 Ti、C 元素, 固溶一定量 B 元素, 贫 Fe 元素, 因此可以判定深黑色四边形颗粒为  $Ti(C,B)$ 。

图 3 为 B 质量分数 4.7% 的堆焊合金截面金相显微组织。下部为基体, 上部为堆焊层, 堆焊层与基体之间形成了过渡区, 过渡区无气孔、裂纹等缺陷产生, 表明堆焊层与基体之间形成了良好的冶金结合。

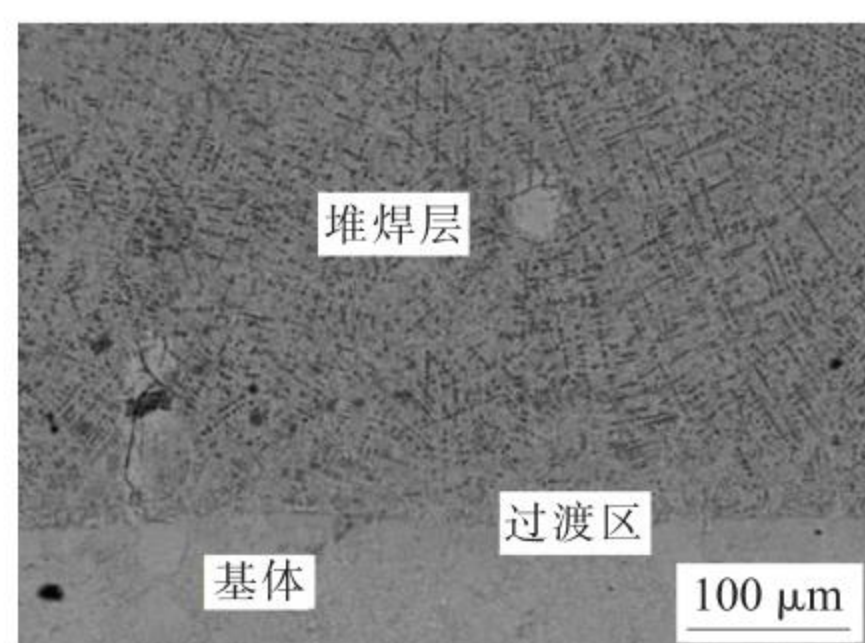


图 3 B 质量分数 4.7% 的堆焊层截面组织  
Fig.3 Optical micrograph of cross section of the surfacing layer with 4.7%B

过渡区的存在有助于释放堆焊层与钢基体之间的应力, 从而提高了堆焊合金的断裂韧性。

## 2.2 Fe-B-Ti-C 合金堆焊层 X 射线衍射分析

不同 B 质量分数的堆焊层 XRD 衍射分析结果如图 4 所示。可以看出, 堆焊层基体组织为  $\gamma$  和 M, 硬质相为  $Fe_{23}(C,B)_6$ 、 $Fe_2B$  和  $Ti(C,B)$ 。图中  $Fe_{23}(C,B)_6$  的特征衍射峰非常明显, 这表明大部分硼铁受热发生分解, 其自由硼原子迁入  $M_{23}C_6$  相而取代部分碳原子, 形成复合相  $Fe_{23}(C,B)_6$ 。从图 4(a) 可以看出, M 衍射峰强度较高, 而  $\gamma$  则较弱, 表明 M 基体数量较多。图 4(b) 显示  $Fe_2B$  相特征衍射峰强度显著高于  $Ti(C,B)$  和  $Fe_{23}(C,B)_6$  相, 说明  $Fe_2B$  相数量显著高于  $Ti(C,B)$  和  $Fe_{23}(C,B)_6$  相。对比图 4(a) 和图 4(b) 可知, 当硼含量增大至 7.1% 时,  $Ti(C,B)$  和  $Fe_2B$  相的特征衍射峰强度显著提高, 表明随着硼质量分数的增加, 堆焊层中  $Ti(C,B)$  和  $Fe_2B$  相

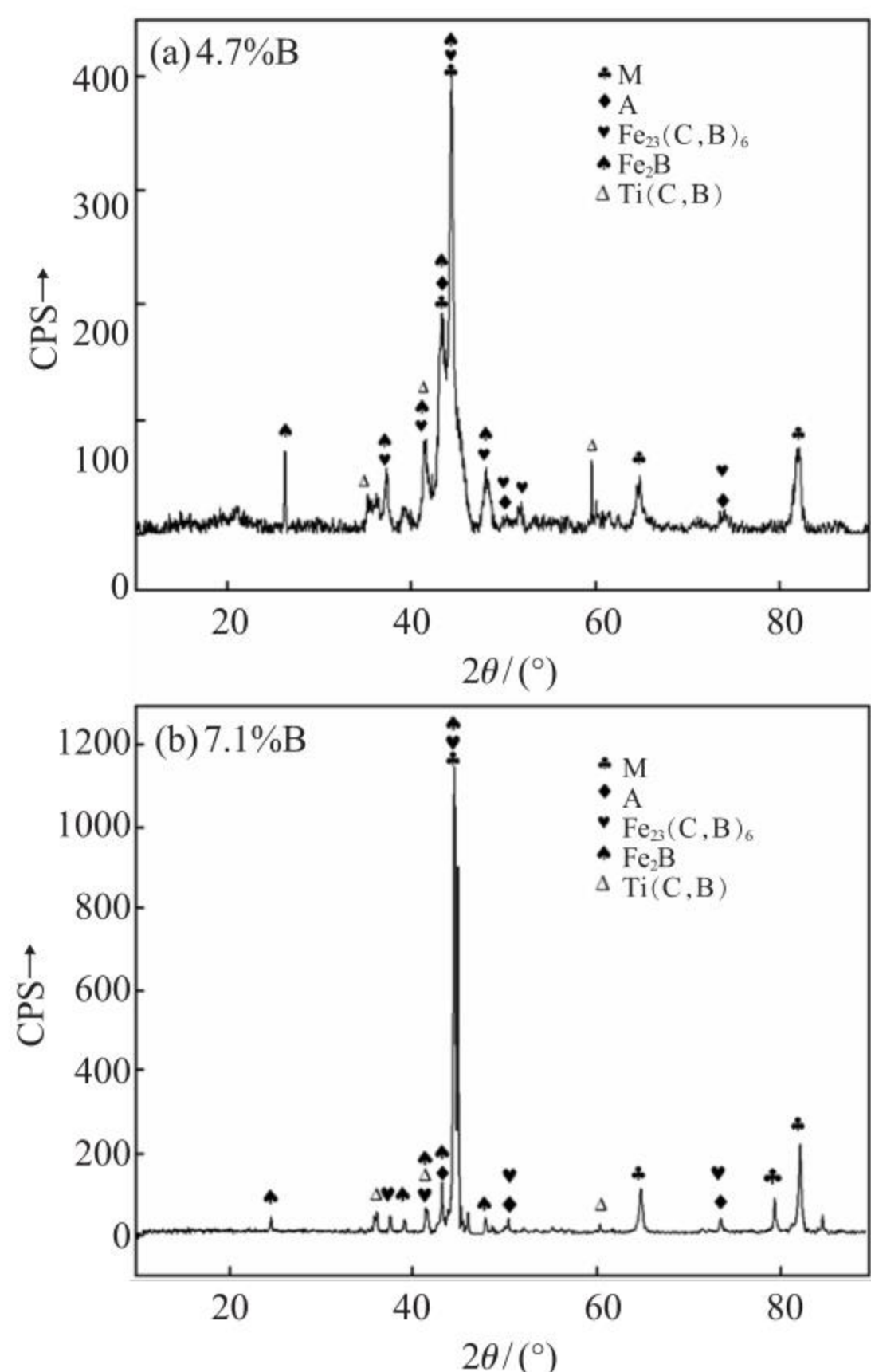


图4 不同B质量分数的堆焊层的XRD图  
Fig.4 XRD patterns of hardfacing alloys with different B contents

的数量显著提高。

### 2.3 Fe-B-Ti-C合金堆焊层显微硬度分析

4组Fe-B-Ti-C堆焊合金层截面显微硬度分布如图5所示。由此可知,堆焊层侧面显微硬度呈良好的梯度分布,在距离熔合线20 $\mu\text{m}$ 的基体区的显微硬度平均值为基体的显微硬度(258HV0.2),过熔合线以后显微硬度变化区间较大,B含量为2.1%~4.7%的合金显微硬度值变化区间为193~955HV0.2,含7.1%B的过共晶合金显微硬度值变化区间为247~1072HV0.2。堆焊层表层合金的显微硬度

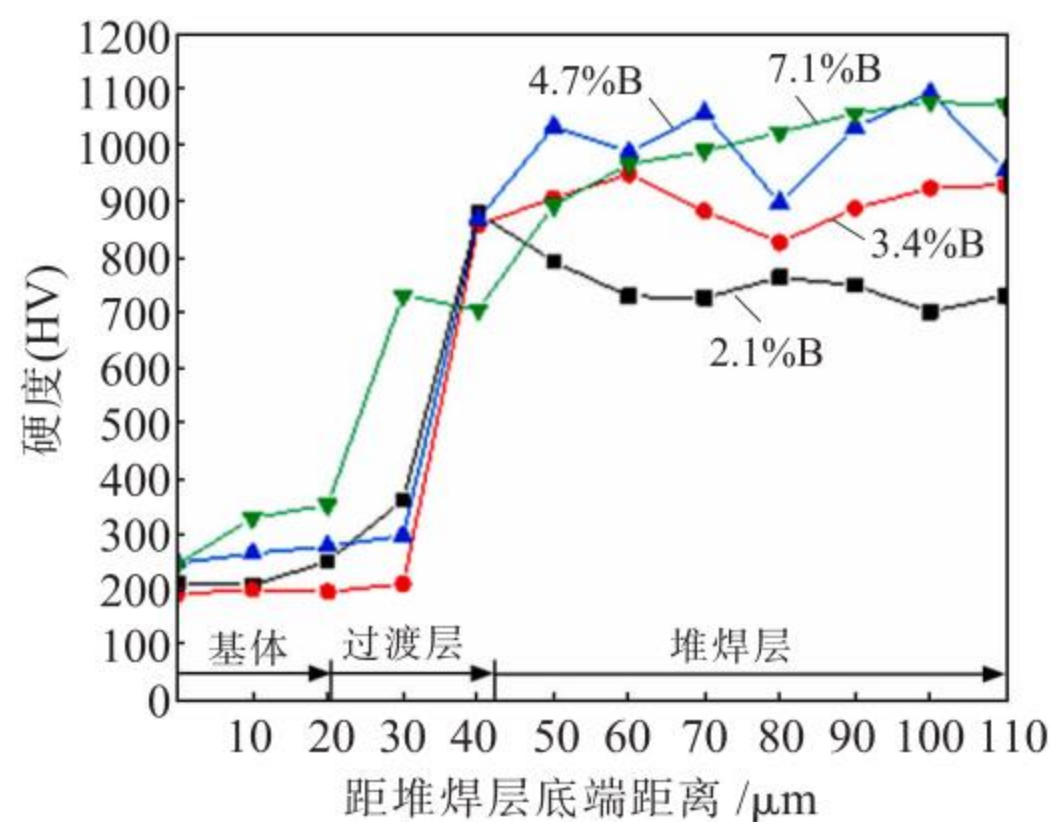


图5 堆焊层截面的显微硬度分布  
Fig.5 Microhardness distribution of cross section of hardfacing alloys

值最高,从基体到表层硬度值总体上呈上升趋势,由于基体和堆焊层材料之间的化学成分差异较大,硬度值在熔合线处发生陡升。图5显示堆焊层表层平均硬度值变化较小,这是由于低硬度的母材对堆焊层具有较低的稀释作用,使得堆焊层表层的化学成分变化较小。随着B质量分数的增加,堆焊层表层的平均硬度值不断提高,这是由于表层显微组织中M、 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 数量不断增多,且高硬度的 $\text{Fe}_2\text{B}$ 、 $\text{Ti}(\text{C},\text{B})$ 硬质相也逐渐增多的缘故。当B质量分数为4.7%时合金堆焊层顶端显微硬度平均值最高,达到991HV0.2。

## 3 结论

(1) Fe-B-Ti-C堆焊合金基体组织由 $\gamma$ 、M组成,硬质相由 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 、 $\text{Ti}(\text{C},\text{B})$ 和 $\text{Fe}_2\text{B}$ 相组成。随着B质量分数的增加,堆焊层组织由亚共晶向共晶及过共晶组织转变。


(2) 随着B质量分数的增加,共晶硼化物由低硬度的蜂窝状 $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})_6$ 向高硬度的层片状及菊花状 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 转变,深黑色块状 $\text{Ti}(\text{C},\text{B})$ 碳化物的数量逐渐增多。当B质量分数为7.1%时,堆焊层中析出粗大块状 $\text{Fe}_2\text{B}$ 初生相。

(3) Fe-B-Ti-C堆焊合金侧面显微硬度分布合理,从基体到堆焊层硬度值总体上呈上升趋势,硬度值在熔合线处发生陡升。由于表层显微组织中形成高硬度的碳硼化物 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 、 $\text{Ti}(\text{C},\text{B})$ 及 $\text{Fe}_2\text{B}$ ,堆焊层顶端的显微硬度平均值最高。当B质量分数为4.7%时合金堆焊层顶端显微硬度平均值最高,达到991HV0.2。

### 参考文献:

- [1] 韩明臻,闫玉东,李东莹,等. 耐磨堆焊发展现状及工艺的探讨[J]. 世界有色金属,2022(10):193-195.
- [2] Efremenko V G, Shimizu K, Cheiliakh A P, et al. Effect of vanadium and chromium on the microstructural features of V-Cr-Mn-Ni spheroidal carbide cast irons [J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2014, 21 (11): 1096-1106.
- [3] 王烁,耿明超,颜景润,等. Fe-Cr-C-Ni-Mo 耐磨堆焊合金的组织与性能[J]. 热加工工艺,2018,47(11):229-231.
- [4] 耿延朝,邓德伟,田鑫,等. 铌元素含量对等离子堆焊镍基合金的影响[J]. 热加工工艺,2019,48(11):28-31.
- [5] 丁春辉,艾星宇,刘政军,等. 磁场作用下反极性等离子弧铁基耐磨堆焊层组织性能的研究[J]. 热加工工艺,2019,48(19): 56-60.

(下转第92页)

- [20] Mihira Acharya, Animesh Mandal. Individual and synergistic effect of gamma alumina( $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) and strontium on microstructure and mechanical properties of Al-20Si alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2019,29 (7): 1353-1364.
- [21] 矫鹏飞. 原位生成  $\text{Al}_2\text{O}_3$  对初晶硅的变质行为与机理研究[D]. 青岛:青岛科技大学,2020.
- [22] Gonzalo, Gutiérrez, Adrian, et al. Theoretical structure determination of  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  [J]. Physical Review B,2002,65(1): 012101.
- [23] 吕勋.  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  纳米颗粒对高硅铝合金微观组织和性能的影响研究[D]. 上海:上海交通大学,2020.
- [24] Wang S, Liu Y, Peng H, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-12.6Si eutectic alloy modified with Al-5Ti master alloy [J]. Advanced Engineering Materials,2017,19 (12):105-109.
- [25] Rh A, Gt B. An investigation on primary Si refinement by Sr and Sb additions in a hypereutectic Al-Si alloy[J]. Materials Letters,2020,283:128779.
- [26] Qu X Y, Wang F C, Shi C S, et al. In situ synthesis of a gamma- $\text{Al}_2\text{O}_3$  whisker reinforced aluminium matrix composite by cold pressing and sintering [J]. Materials Science and Engineering A,2018,709:223-231.
- [27] Kobayashi K F, Hogan L M. The crystal growth of silicon in Al-Si alloys [J]. Journal of Materials Science,1985,20 (6): 1961-1975.
- [28] Choi H, Konishi H, Li X.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nanoparticles induced simultaneous refinement and modification of primary and eutectic Si particles in hypereutectic Al-20Si alloy[J]. Materials Science and Engineering A,2012,541:159-165.
- [29] Mula S, Padhi P, Panigrahi S C, et al. On structure and mechanical properties of ultrasonically cast Al-2%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nanocomposite [J]. Materials Research Bulletin,2009,44 (5): 1154-1160.
- [30] Poirier D, Drew R A L, Trudeau M L, et al. Fabrication and properties of mechanically milled alumina/aluminum nanocomposites [J]. Materials Science and Engineering A,2010,527 (29/30):7605-7614.
- [31] Li G, Xu T, Wang H, et al. Microstructure study of hot rolling nanosized in-situ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle reinforced A356 matrix composites [J]. Journal of Alloys and Compounds,2020,855: 157107.
- [32] Murty B S, Kori S A, Chakraborty M. Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying[J]. International Materials Reviews,2002,47(1):3-29.
- [33] Li J H, Wang X D, Ludwig T H, et al. Modification of eutectic Si in Al-Si alloys with Eu addition [J]. Acta Materialia, 2015,84:153-163. 

(上接第 86 页)

- [6] Kim H J, Yoon B H, Lee C H. Wear performance of the Fe-based alloy coatings produced by plasma transferred arc weld-surfacing process[J]. Wear,2002,249:846-852.
- [7] Hsieh C C, Liu Y C, Wang J S, et al. Microstructural evolution with various Ti contents in Fe-based hardfacing alloys using a GTAW technique [J]. Met. Mater. Int,2014,20(4): 701-712.
- [8] 何金宇,徐艳升,苏健晖,等. 热处理对高硼铁基堆焊合金材料组织与性能的影响[J]. 材料保护,2020,53(12):34-38.
- [9] 宗琳,刘政军,李乐成. 多元陶瓷复合相显微组织对耐磨性能的影响[J]. 焊接学报,2012,33(2):61-65.
- [10] 袁有录,李铸国. 高体积分数 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 增强 Fe 基涂层的组织及耐磨性研究[J]. 摩擦学学报,2013(1):78-84.
- [11] Jiang S Q, Wang G, Ren Q W, et al. In situ synthesis of Fe-based alloy clad coatings containing  $\text{TiB}_2$ -TiN- (h-BN) [J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2015,22(6):613-619.
- [12] 周焯,王国红,贺定勇,等. 铬含量对 Fe-Cr-B 堆焊合金显微组织及耐磨性的影响[J]. 材料热处理学报,2017,46(1):88-92.
- [13] 尉法兵,刘海云,孟庆森,等.  $\text{TiB}_2$  强化高硬度高耐磨堆焊自保护药芯焊丝堆焊层性能分析 [J]. 焊接学报,2013,34(3): 97-101.
- [14] Zhang Z Q, Shen P, Wang Y, et al. Fabrication of  $\text{TiC}$  and  $\text{TiB}_2$  locally reinforced steel matrix composites using a Fe-Ti-B<sub>4</sub>C-C system by an SHS-casting route [J]. Journal of Materials Science,2007,42:8350-8356.
- [15] 马虎,吴玉萍,王国桐. 等离子熔覆高硼 Fe-Cr 基涂层的组织与性能[J]. 焊接学报,2009,30(7):65-68.
- [16] Berns H, Fischer A. Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb,Ti and B [J]. Metallography, 1987,20(4):401-429. 