

# Fe-Cr-B-C堆焊合金的组织与耐磨性

## Microstructures and Wear Resistance of Fe-Cr-B-C Hardfacing Alloys

王智慧<sup>1</sup>,万国力<sup>2</sup>,贺定勇<sup>1</sup>,蒋建敏<sup>1</sup>,崔 丽<sup>1</sup>

(1 北京工业大学 材料科学与工程学院,北京 100124;

2 北汽福田汽车股份有限公司,北京 102206)

WANG Zhi-hui<sup>1</sup>,WAN Guo-li<sup>2</sup>,HE Ding-yong<sup>1</sup>,

JIANG Jian-min<sup>1</sup>,CUI Li<sup>1</sup>

(1 College of Materials Science and Engineering,

Beijing University of Technology,Beijing 100124,China;

2 Beiqi Foton Motor Co.,Ltd.,Beijing 102206,China)

**摘要:** 采用药芯焊丝气体保护堆焊方法制备 Fe-Cr-B-C 堆焊合金,利用金相、SEM、XRD 等方法,分析了不同硼含量对堆焊合金组织及硼化物形貌的影响。结果表明:Fe-12Cr-xB-0.1C 合金的显微组织由铁素体+奥氏体+(Fe,Cr)<sub>2</sub>B+(Fe,Cr)<sub>23</sub>(B,C)<sub>6</sub> 组成。当硼含量<3%(质量分数,下同)时,随着硼含量增加,硼化物形态逐渐由断续网状转变为网状;当硼含量≥3%时,随着硼含量增加,初生块状(Fe,Cr)<sub>2</sub>B 数量逐渐增加,其尺寸和分布更均匀,硼化物主要呈块状、条状、鱼骨状、蜂窝状及菊花状分布。初晶(Fe,Cr)<sub>2</sub>B 近似呈四边形柱状体,趋向垂直于堆焊层表面生长。当硼含量≤4%时,硼的增加能显著提高 Fe-Cr-B-C 堆焊合金的硬度及耐磨性。

**关键词:** 堆焊合金;显微组织;硼;硼化物;磨粒磨损

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2014.09.010

中图分类号: TG422.3 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2014)09-0057-06

**Abstract:** Fe-Cr-B-C hardfacing alloys were deposited by flux-cored wire using metal active gas arc welding (MAG). The effect of boron contents on the microstructures and boride morphologies of the hardfacing alloys was analyzed by optical microscopy(OM), scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD). The results indicate that the microstructures of Fe-12Cr-xB-0.1C alloys consist of ferrite, austenite, (Fe,Cr)<sub>2</sub>B, and (Fe,Cr)<sub>23</sub>(B,C)<sub>6</sub>. The morphology of borides transforms from the discontinuous network to continuous network gradually with boron content increasing to 3% (mass fraction). As the boron content is higher than 3%, the amount of massive primary (Fe,Cr)<sub>2</sub>B increases with the increasing of boron contents. Meanwhile, the size and distributing of (Fe,Cr)<sub>2</sub>B become more homogeneous. The morphology of primary boride has many kinds of distribution shape, including massive, strip, fish-bone-like, honeycomb and chrysanthemum. The shape of the primary (Fe,Cr)<sub>2</sub>B is quadrangular column which tends to grow perpendicular to the overlayer surfaces. Increasing boron content can significantly improve the hardness and abrasive wear resistance of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys when the boron content is lower than 4%.

**Key words:** hardfacing alloy; microstructure; boron; boride; abrasive wear

堆焊合金的耐磨性取决于堆焊层的化学成分及其硬质相的尺寸、形态、分布,而韧性则与其基体组织性质、数量、形态及分布等相关。堆焊合金中常见的硬质相主要为碳化物和硼化物<sup>[1-3]</sup>;碳化物硬质相主要包括(Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>(HV1300~1800),WC(HV2200),NbC(HV2300),VC(HV2800),MoC(HV2200),TiC(HV2850~3200)等;硼化物硬质相

包括硼与铁形成的FeB(HV1800~2000)和Fe<sub>2</sub>B(HV1400~1700),其硬度远高于Fe<sub>3</sub>C(HV800~900)。硼化物硬度较高的还有CrB(HV2100),TiB<sub>2</sub>(HV3400)等。以适量的高硬度硼化物和碳化物为耐磨硬质相的堆焊合金在低应力磨料磨损条件下表现出优异的耐磨性<sup>[4-6]</sup>。由于形成碳化物所需元素W,Mo,Nb,V等资源有限且价格较高,而形成硼化

物所需的硼资源丰富,成本相对较低。不仅如此,硼合金表现出良好的热稳定及抗辐射性,可应用于矿山、机械及核电环境下耐磨零件表面堆焊<sup>[7-9]</sup>。目前,研究者们<sup>[10-12]</sup>虽然对硼作为主要添加元素的铁硼堆焊合金作了一定研究,但其硼含量一般小于2% (质量分数,下同),对更高含硼量堆焊合金还缺乏深入的研究。本工作通过调整高硼堆焊合金的成分,优化堆焊工艺参数,对 Fe-12Cr-xB-0.1C(x=0~5,质量分数/%)堆焊合金的显微组织进行了分析。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 堆焊合金制备

实验所用药芯焊丝直径为  $\phi 1.6\text{mm}$ ,利用二氧化碳气保焊机在基体材料厚度为 10mm 的 Q235 钢板上进行堆焊,堆焊层厚度 6mm,堆焊工艺参数如表 1 所示。堆焊合金化学成分为:Cr 12%; B 0%~5%; C 0.1%; Fe 余量。

表 1 二氧化碳气体保护堆焊工艺参数  
Table 1 Processing parameters of carbon dioxide gas arc welding

Current/ A	Voltage/ V	Electrode extension/ mm	Welding speed/ ( $\text{cm} \cdot \text{min}^{-1}$ )	Gas flow rate/ ( $\text{L} \cdot \text{min}^{-1}$ )
180-200	25-28	15-20	380-450	15-20

### 1.2 显微组织分析

将堆焊试样表面磨平,按照国标用 HR-150A 洛氏硬度计测试其宏观硬度。金相试样用 5% 的三氯化铁水溶液浸蚀,在光学显微镜和 HITACHI S-3400N 扫描电子显微镜下观察堆焊层金相组织,并对局部区域作 EDS 分析。用 HXD-1000 型显微硬度计测试组织的显微硬度,载荷为 1N。

堆焊层物相分析采用 SHIMADZU XRD-7000 型多晶 X 射线衍射仪(XRD),测量条件为  $\text{CuK}\alpha$ , 0.15418nm,工作电压 40kV,工作电流 30mA,步长 0.02°,扫描速率 2(°)/min,扫描范围 20~90°。

### 1.3 磨粒磨损实验

在堆焊完的焊缝中部取磨损试样,试样尺寸为 57mm×25.5mm×6mm。磨粒磨损实验在 MLS-225 型湿式橡胶轮磨粒磨损试验机上进行,实验参数如下:橡胶轮直径为 176mm,转速为 240r/min,橡胶轮邵尔硬度为 HS60,载荷为 100N,磨料为 40~70 目石英砂,砂浆比例为 1500g 砂加 1000g 水。先预磨 2000r,

然后记录磨损前试样的质量,再经过 4000r 的精磨。在实验前后,将试样放入盛有丙酮溶液的烧杯中,在超声波清洗机中清洗 3~5min,实验中用未添加硼的堆焊合金作为对比试样,对比件失重量与测量件失重量之比作为该配方的相对耐磨性。

$$\epsilon = \frac{m_1}{m_2} \quad (1)$$

式中: $\epsilon$  为相对耐磨性; $m_1$  为标准试样磨损量; $m_2$  为实验试样磨损量。

磨损实验后,在试样中部的磨损痕迹处用线切割切取 10mm×10mm 试块,用无水乙醇清洗后在 S-3400N 型场发射扫描电镜下观察磨损形貌并进行能谱分析。

## 2 实验结果与分析

实验所用试样严格按照实验要求制备,Fe-Cr-B-C 合金堆焊层成型良好,通过金相观察,所制备的堆焊层与母材熔合良好,熔合区未发现焊接缺陷。

### 2.1 堆焊合金的硬度

对 Fe-Cr-B-C 堆焊合金进行硬度测试,结果如表 2 所示。由表 2 可以看出,不含硼的合金硬度只有 HRC41.4,添加 1% 的硼后,合金硬度增至 HRC52.1,且随着硼含量的增加,合金硬度持续增加,当合金含硼量为 5% 时,其合金硬度达到 HRC67,说明硼能显著提高堆焊合金硬度。

表 2 Fe-Cr-B-C 堆焊合金的宏观硬度  
Table 2 Hardness of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys

Mass fraction of B/%	0	1	2	3	4	5
HRC	41.4	52.1	57.8	61.6	64.6	67.0

### 2.2 含硼量对堆焊层组织的影响

堆焊层中的含硼量直接影响硼化物的数量、尺寸、分布状态及基体组织性能。根据 Fe-B 相图可知,亚共晶成分的铁基堆焊合金结晶时,随着温度的降低,首先结晶出  $\gamma$  相,由于 B 在  $\gamma$ -Fe 中的溶解度非常低,只有 0.02%, $\gamma$ -Fe 一边长大一边向周围排出 B 原子,当达到共晶温度(1149°C)时,发生共晶转变,生成  $\gamma$ +共晶硼化物;当温度冷却到 910°C 时,发生共析转变( $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_2\text{B}$ ),形成共析硼化物。

图 1 是 Fe-12Cr-xB-0.1C 堆焊合金焊层表面显微组织,其 XRD 图谱如图 2 所示。由图 1 和图 2 可看出,Fe-12Cr-xB-0.1C 堆焊合金基体组织由铁素体和

奥氏体组成,而硬质相则由大量硼化物  $M_2B$  及少量硼碳化合物  $M_{23}(B,C)_6$  组成。由图 2 还可以看出,该合金铁素体峰值较高,而奥氏体较弱,表明合金组织中 铁素体基体数量多,而奥氏体数量较少。

结合图 1(a)和图 2(a)分析,不含硼的合金组织以铁素体+奥氏体为主。当硼含量为 1%时,从图 2 合金 XRD 谱图中可以看到合金中有  $M_2B$  相生成,这是由于  $\alpha$ -Fe 和  $\gamma$ -Fe 基体对硼原子有排斥效应,使得两个以上基体晶粒的交界区域硼浓度达到  $M_2B$  相形核要求,从而在晶界处形成  $M_2B$ ,分布于铁素体周围,如图 1(b)所示,胞状组织为铁素体和部分残余奥氏体,灰色边界处为共晶组织。当硼含量提高到 2%时(图 1(c)),共晶组织含量增加,经浸蚀后,耐腐蚀性较好的共晶组织呈网状分布。硼含量为 3%时,如图 1(d)所示,部分硼化物开始以针状、条状及块状形式析出,虽然此时含硼量仍低于 Fe-B 相图上形成共晶组织所需

的 3.8%B,但由于 Cr 是强铁素体形成元素,合金中的 Cr 使得 Fe-B 共晶转变点左移,再加上  $\alpha$ -Fe 和  $\gamma$ -Fe 基体对硼原子的排斥效应,从而形成少量块状初生相  $M_2B$  和灰白色共晶硼化物。硼含量提高到 4%时,超过 Fe-B 共晶成分点,晶界区域的硼化物数量增多,并可直接从液相中析出奥氏体和  $M_2B$ ,形成大量白色块状初生  $M_2B$ ,其截面形状接近四方形,尺寸约为 7~18 $\mu$ m,呈无规则散乱分布,间距在 5~40 $\mu$ m 之间,如图 1(e)所示。硼含量进一步增加到 5%时(图 1(f)),与 4%硼合金相比,合金中四方形  $M_2B$  数量有所增加,尺寸约为 10~15 $\mu$ m,形状比较规则,分布均匀,间距在 15 $\mu$ m 左右。

对比 1%B~5%B 试样 XRD 图谱可知,五组含硼合金  $M_2B$  相的特征衍射峰均较为明显,且随着含硼量的增加,合金中  $M_2B$  相(004)面( $d=0.211$ nm)衍射峰逐渐增强,说明  $M_2B$  相含量逐渐增加。

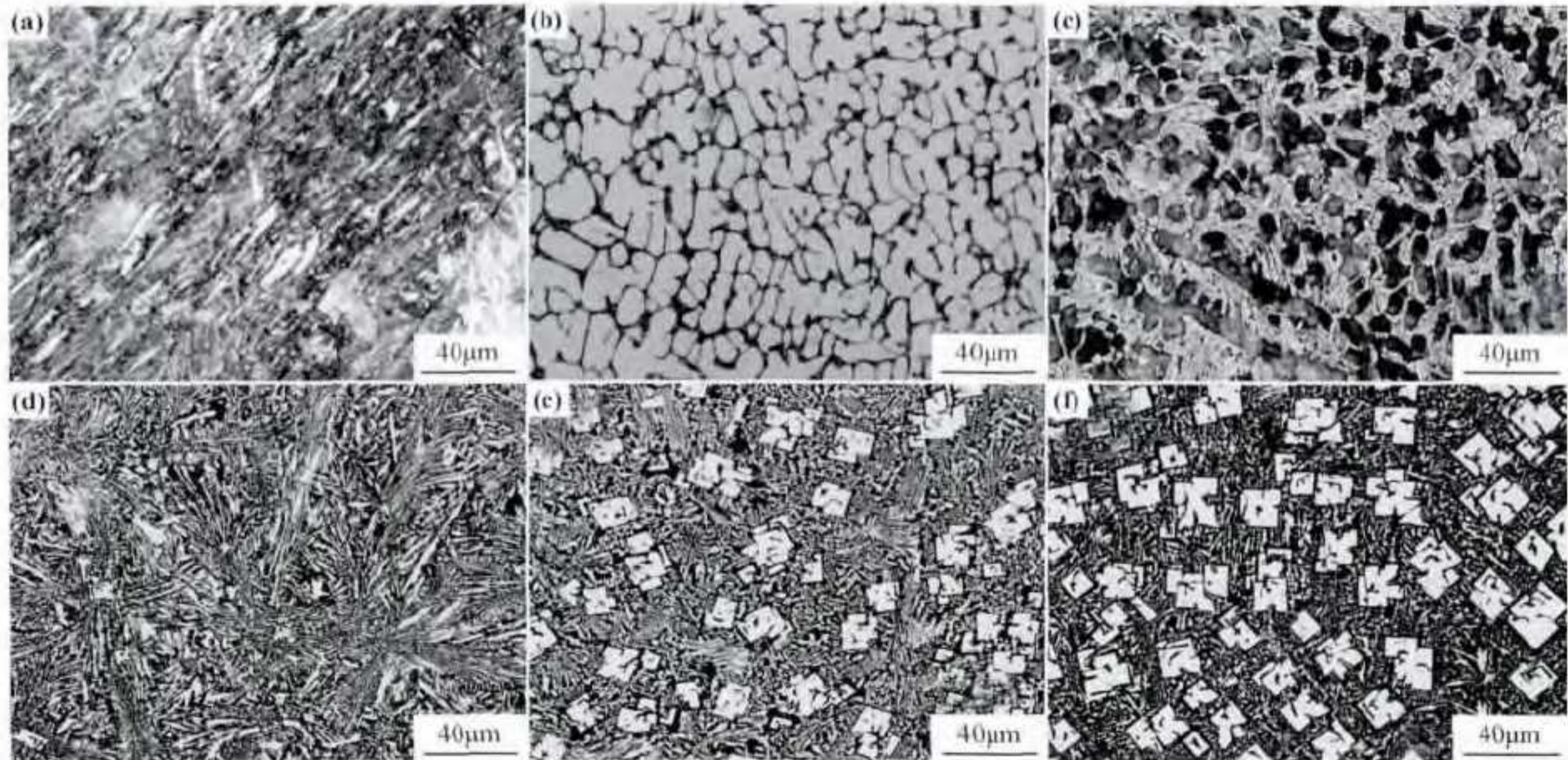


图 1 Fe-12Cr-xB-0.1C 堆焊合金显微组织 (a)0%B;(b)1%B;(c)2%B;(d)3%B;(e)4%B;(f)5%B

Fig. 1 Optical microstructure of Fe-12Cr-xB-0.1C hardfacing alloys (a)0%B;(b)1%B;(c)2%B;(d)3%B;(e)4%B;(f)5%B

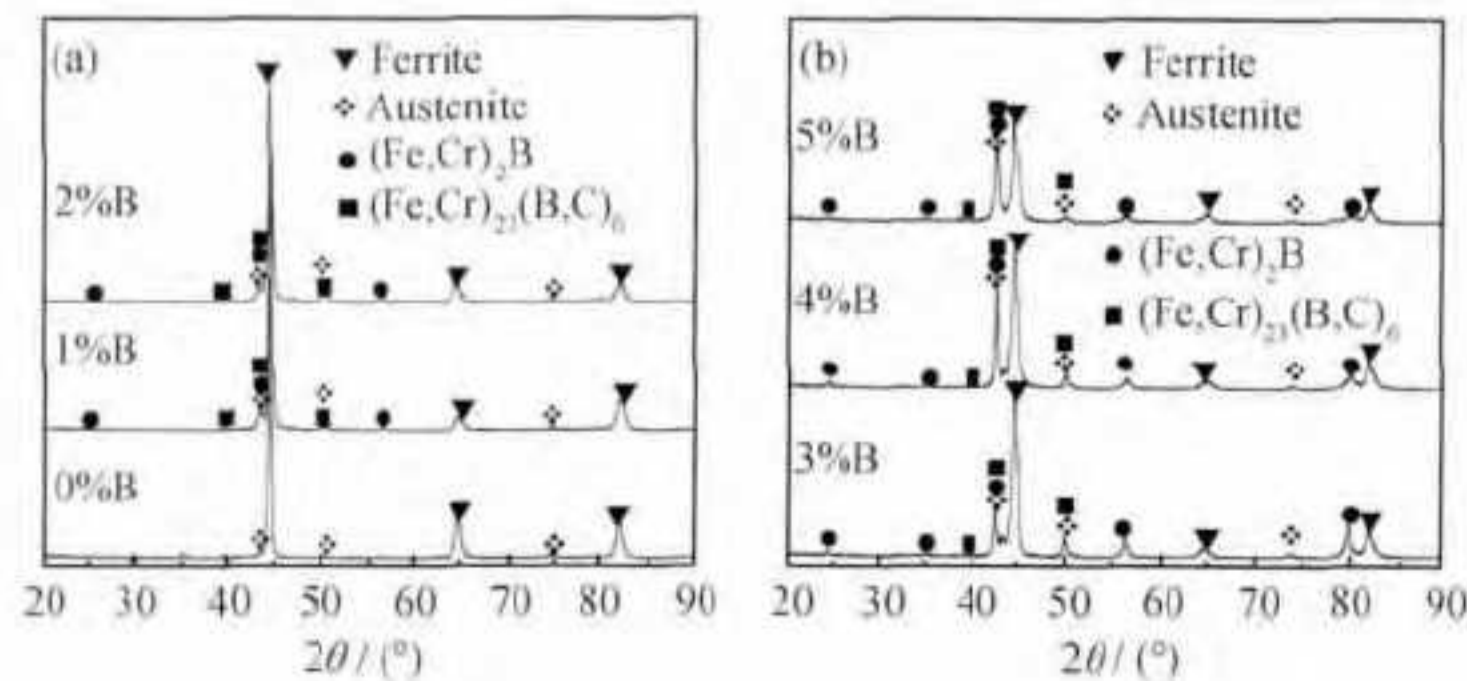


图 2 Fe-12Cr-xB-0.1C 堆焊合金 XRD 谱图 (a)0%B,1%B,2%B;(b)3%B,4%B,5%B

Fig. 2 XRD patterns of Fe-12Cr-xB-0.1C hardfacing alloys (a)0%B,1%B,2%B;(b)3%B,4%B,5%B

### 2.3 含硼量对硼化物形态的影响

硼在  $\alpha$ -Fe 和  $\gamma$ -Fe 中的溶解度较小,液态合金析出初晶  $\gamma$  相,初晶  $\gamma$  相以胞状晶的形式生长,随着  $\gamma$  相的生长,硼、碳向周围液体扩散,周围液相的含硼量增加,促进了硼化物在晶界析出。在含碳量为 0.1% 时,Fe-Cr-B-C 堆焊合金中的硬质相主要以硼化物为主。

图 3 为 Fe-12Cr-xB-0.1C 堆焊合金中硼化物扫描电镜组织形貌。表 3 为图 3 中标示点的能谱分析结

果。能谱分析显示,硼化物中含有 Fe, Cr 或 C 等元素,这说明 M 由 Fe 和 Cr 两种合金元素构成。当合金中硼含量低于 Fe-B 相图中形成共晶硼化物所需要的 3.8%B 时,由于在液相中一部分碳原子取代了硼原子,且在堆焊时焊缝冷却速度快,凝固不平衡,使得局部区域的硼含量达到或超过共晶点形成硼化物  $(Fe, Cr)_2B$  从熔体中析出。由于  $(Fe, Cr)_2B$  相的形成,使得相邻区域碳/硼值增加,促进了  $(Fe, Cr)_{23}(B, C)_6$  的形成。

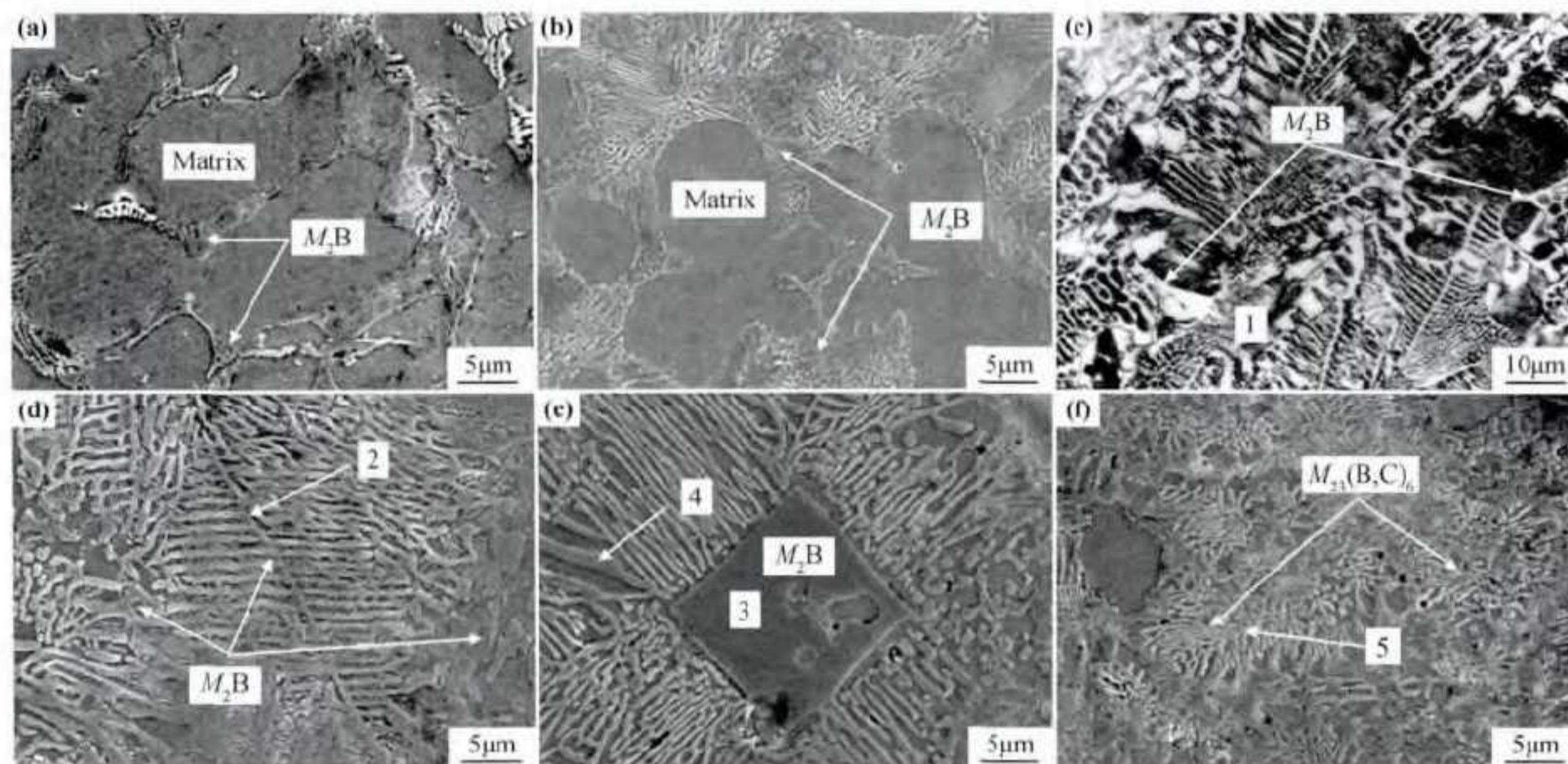


图 3 Fe-12Cr-xB-0.1C 堆焊合金硼化物 SEM 形貌 (a)1%B; (b)2%B; (c), (d)3%B; (e), (f)4%B

Fig. 3 Boride SEM morphologies of Fe-12Cr-xB-0.1C hardfacing alloys (a)1%B; (b)2%B; (c), (d)3%B; (e), (f)4%B

表 3 扫描电镜下的硼化物能谱分析(硼除外)(质量分数/%)

Table 3 Boride EDS analysis with SEM  
(except for B)(mass fraction /%)

Element	Point 1	Point 2	Point 3	Point 4	Point 5
Fe	77.17	76.35	69.18	71.51	77.87
Cr	20.48	21.16	29.54	27.39	17.12
C	2.35	2.49	1.28	1.10	5.01
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

硼化物分为两种:一种是一次硼化物,也称为初生硼化物,由液相中直接结晶形成,截面呈四方形;一种是当液相中硼达到 3.8% 共晶点所需的硼含量时发生共晶反应形成的共晶硼化物,主要呈条状、鱼骨状、蜂窝状和菊花状<sup>[7-9]</sup>。分析图 3 组织,硼化物形貌随着硼含量的增加发生了显著变化。对比图 3(a), (b) 可看出,当硼含量为 1% 时,硼化物形成较少,在晶界处呈断续网状分布;当硼含量增加到 2% 时,硼化物形成量增加,聚集在晶界形成网状。硼含量为 3% 时的硼

化物形貌如图 3(c), (d) 所示,硼化物主要呈鱼骨状、蜂窝状形态,并出现小块状的初生  $(Fe, Cr)_2B$ 。当硼含量继续增至 4% 时(图 1(e)),合金中形成了数量较多的截面呈方形的初生  $(Fe, Cr)_2B$ ,显微硬度在  $HV_{0.1}$  1600 左右,中间空洞内充满金属,其具体形态如图 3(e) 所示。4%B 合金中共晶硼化物有两种形态,一种呈细条状围绕在块状初生  $(Fe, Cr)_2B$  周围向四周辐射生长,见图 3(e);另外一种在一些区域呈菊花状分布,见图 3(f)。由于 1, 2, 3, 4 点 Cr 含量都在 20% 以上,而 C 只有 1%~2%,仅相当于 5 点 C 含量的 0.2~0.5 倍,显微硬度在  $HV_{0.1}$  1400~1700 之间,结合图 2 物相变化情况以及表 3 中能谱分析结果可知,1, 2, 4 点为共晶  $(Fe, Cr)_2B$  和  $(Fe, Cr)_{23}(B, C)_6$ ,呈细条状、鱼骨状、蜂窝状分布,3 点处初生  $(Fe, Cr)_2B$  呈块状分布,而 5 点处菊花状的硼化物为  $(Fe, Cr)_{23}(B, C)_6$ ,这与铁基堆焊合金中硼化物形状的研究结果相符<sup>[9, 13-15]</sup>。

对 4%B 试样进行了深腐蚀,硼化物形貌如图 4

所示,图4(a)为焊层表面硼化物形貌,图4(b)为焊层横截面的硼化物形貌。可以看出,在焊层表面,硼化物呈柱状矗立于基体之上,而在焊层横截面,硼化物呈长条状分布,趋向垂直于耐磨堆焊层表面生长。这说明先共析 $M_2B$ 的空间形状为柱状。这是因为焊接过

程中,在熔合区温度由近及远依次降低,形成系列等温线,焊道主要沿垂直于等温线的方向冷却,硼化物在结晶时,最易长大的方向与散热最快的方向相一致,有利于晶体生长,这与Fe-Cr-C堆焊合金中初生 $M_7C_3$ 结晶的方向性研究结果一致<sup>[2]</sup>。

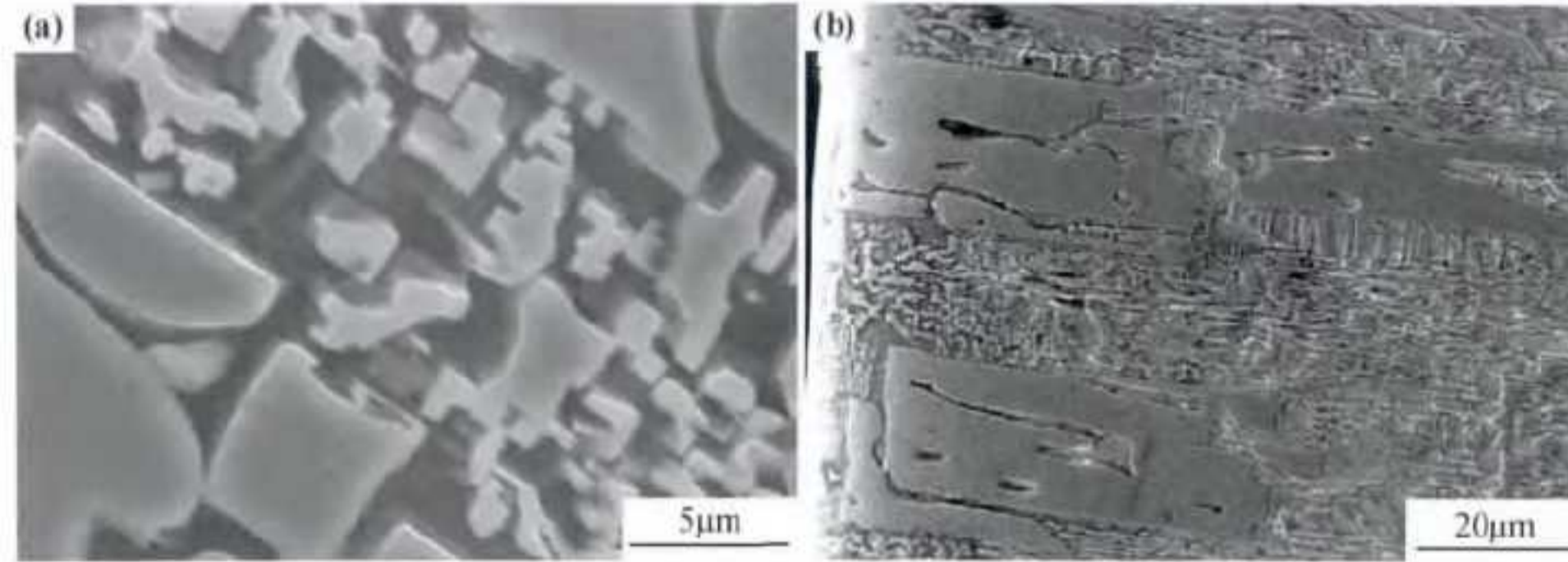


图4 Fe-12Cr-4B-0.1C堆焊合金的硼化物SEM形貌 (a)表面;(b)横截面

Fig. 4 Boride SEM morphologies of Fe-12Cr-4B-0.1C hardfacing alloys (a) surface;(b) cross-section

#### 2.4 含硼量对堆焊合金磨粒磨损性能的影响

表4为Fe-12Cr- $x$ B-0.1C堆焊合金磨粒磨损实验结果。由表4可知,随B含量的增加,Fe-12Cr- $x$ B-0.1C堆焊合金的耐磨性呈现先提高后降低的趋势。未添加B的合金组织主要为铁素体和奥氏体,硬度只有HRC 41,经磨损后,合金失重较多,耐磨性较差。添加1%B后,堆焊合金中形成硬度较高的硼化物,失重迅速减少,耐磨性较不加B时提高了近两倍。随着B含量增加到3%,合金堆焊层中的硼化物数量增加,堆焊合金耐磨性持续提高。当B含量达到4%时,合金组织中有粗大的块状初晶 $(Fe,Cr)_2B$ 相析出,分布于共晶体之上,作为耐磨骨架,使堆焊层耐磨性显著提高,达到了不加B时的6.67倍。但 $(Fe,Cr)_2B$ 属于高硬度的脆性相,只有含量适当时才有助于提高材料的耐磨性,因此当B含量达到5%时,合金中聚集分布的硼化物数量过多,在外力作用下合金易产生裂纹,裂纹的出现使本来就十分脆的相更易发生断裂和剥落,小块硼化物或大块硼化物从初生硼化物中剥离,从而使磨损量增大,耐磨性有所降低。

表4 Fe-12Cr- $x$ B-0.1C合金磨损失重量和相对耐磨性

Table 4 Wearing mass loss and abrasion resistance of Fe-12Cr- $x$ B-0.1C alloys

Mass fraction of B/%	Mass loss/g	$\epsilon$
0	2.0167	1.00
1	1.0630	1.90
2	0.6510	3.10
3	0.4235	4.76
4	0.3024	6.67
5	0.4063	4.96

### 3 结论

(1) Fe-12Cr- $x$ B-0.1C堆焊合金基体组织主要组成硬质相为 $(Fe,Cr)_2B$ 和 $(Fe,Cr)_{23}(B,C)_6$ 。当硼含量 $<3\%$ 时,随着硼含量增加,硼化物形态逐渐由断续网状转变为网状;当硼含量 $\geq 3\%$ 时,随着硼含量增加,硼化物主要呈块状、条状、蜂窝状、鱼骨状及菊花状形态分布。

(2) 当硼含量 $\geq 3\%$ 时,随着硼含量增加,初生 $(Fe,Cr)_2B$ 数量显著增多,尺寸较为规则(10~15 $\mu$ m),分布更加均匀,间距在15 $\mu$ m左右。初生 $(Fe,Cr)_2B$ 立体形状近似呈四边形柱状体,趋向垂直于堆焊层表面生长。

(3) 硼对Fe-12Cr- $x$ B-0.1C堆焊合金的硬度和磨损性能影响显著。随着硼含量增加,Fe-12Cr- $x$ B-0.1C堆焊合金的硬度持续增加,耐磨性呈先提高后降低的趋势,当硼含量为4%时,合金耐磨粒磨损性能相当于不加硼时合金的6.67倍。

#### 参考文献

- [1] BUCHELY M F, GUTIERREZ J C, LE'ON L M, et al. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys[J]. *Wear*, 2005, 259(1-6): 52-61.
- [2] WANG Z H, WANG Q B, CUI L. Influence of cooling rate and composition on orientation of primary carbides of Fe-Cr-C hardfacing alloys[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2008, 13(7): 656-672.
- [3] LU L M, SODA H, MCLEAN A. Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C eutectic composites[J]. *Materials Science*

- and Engineering: A, 2003, 347(1):214-222.
- [4] KIM J H, HONG H S, KIM S J. Effect of boron addition on the cavitation erosion resistance of Fe-based hardfacing alloy[J]. Materials Letters, 2007, 61(4-5): 1235-1237.
- [5] DWIVEDI D K. Microstructure and abrasive wear behaviour of iron base hardfacing [J]. Materials Science and Technology, 2004, 20(10):1326-1330.
- [6] 王智慧,贺定勇,王月琴. 硼对 Fe-Cr-C 耐磨堆焊合金组织的影响[J]. 材料工程, 2001,(10): 18-20.  
WANG Zhi-hui, HE Ding-yong, WANG Yue-qin. Influence of boron contents on the microstructures of Fe-Cr-C hardfacing alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2001, (10): 18-20.
- [7] SCANDELLA F, SCANDELLA R. Development of hardfacing material in Fe-Cr-Nb-C system for use under highly abrasive conditions[J]. Materials Science and Technology, 2004, 20(2):93-105.
- [8] 叶荣昌,葛长路. 硼对堆焊合金组织与性能的影响[J]. 热加工工艺, 1998, (3): 19-20.  
YE Rong-chang, GE Chang-lu. The influence of boron on the microstructure and properties of the surfaced alloy[J]. Hot Working Technology, 1998, (3): 19-20.
- [9] LIU Z L, CHEN X, LI Y X, et al. High boron iron-based alloy and its modification[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2009, 16(3): 37-42.
- [10] 龚建勋,李丹,肖逸锋,等. Fe-Cr-B-C 堆焊合金的显微组织及耐磨性[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(3): 18-20.  
GONG Jian-xun, LI Dan, XIAO Yi-feng, et al. Microstructure and wear resistance of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(3): 18-20.
- [11] GUO C Q, KELLY P M. Boron solubility in Fe-Cr-B cast irons [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 352(1-2): 40-45.
- [12] BERNS H, FISCHER A. Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B[J]. Materials Characterization, 1997, 39(2): 499-527.
- [13] FAN C, CHEN M C, CHANG C M, et al. Microstructure change caused by  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  carbides in high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(3-4):908-912.
- [14] KIM J H, KO K H, NOH S D, et al. The effect of boron on the abrasive wear behavior of austenitic Fe-based hardfacing alloys [J]. Wear, 2009, 267(9):1415-1419.
- [15] JANKANSKAS V, KREIVAITIS R, MILCIUS D, et al. Analysis of abrasive wear performance of arc welded hard layers[J]. Wear, 2008, 265 (11-12):1026-1032.

基金项目:北京市教委科技成果转化与产业化项目(JP009012201401)

收稿日期:2013-01-18;修订日期:2014-07-12

通讯作者:王智慧(1956-),男,教授级高工,主要从事堆焊、异种钢焊接接头组织与性能及纳米复合吸波材料的研究工作,联系地址:北京市朝阳区平乐园 100 号北京工业大学材料科学与工程学院(100124),E-mail:zhwang@bjut.edu.cn