

Fe-Cr-B-C 堆焊合金的显微组织及耐磨性

龚建勋, 李丹, 肖逸锋, 张清辉
(湘潭大学机械工程学院, 湖南湘潭 411105)

摘要: 采用药芯焊丝埋弧堆焊方法制备含有 C 0.5% ~ 0.7%, Cr 9% ~ 12%, B 0% ~ 2.25% (质量分数) 的堆焊合金。借助光学显微镜、扫描电镜、X 射线衍射和微区 EDS 分析等手段研究其显微组织及分布形貌。结果表明, 其显微组织由铁素体 + 奥氏体 + 马氏体 + 硼化物 ($(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$, $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$, $(\text{Fe}, \text{Cr})\text{B}$ 和 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$) 等组成, 硼化物呈条状、菊花状、块状甚至蜂窝状等形态, 不同硼化物数量及其分布形态随硼含量而改变, 其中最为典型是 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 呈菊花状并聚集分布。另外, 考察了硼含量对 Fe-10Cr-xB-0.6C 堆焊合金硬度及耐磨性的影响, 耐磨粒磨损试验结果表明, 高硼堆焊合金的磨损性优良, 当聚集分布的硼化物数量过多, 磨粒压入基体及其显微切削运动受到硼化物的有效阻碍, 但部分硼化物脱落留下的空洞使其压入切削变易, 这使得硼化物与基体的界面结合强度成为影响其耐磨性的一个重要甚至主导因素。

关键词: 耐磨性; 显微组织; 硼化物; 界面结合强度; 堆焊; 药芯焊丝

中图分类号: TG422.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1009-6264(2010)03-0136-06

Microstructure and wear resistance of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys

GONG Jian-xun, LI Dan, XIAO Yi-feng, ZHANG Qing-hui

(School of Mechanical Engineering, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China)

Abstract: Hardfacing alloys containing 0.5% - 0.7% C, 9% - 12% Cr, 0% - 2.25% B (mass fraction) were deposited on Q235 steel by flux-cored wire submerged arc welding (SAW). Microstructure of the hardfacing alloys was investigated by means of optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) and energy dispersive spectrometer (EDS). The microstructure of the alloys consists of ferrite, austenite and martensite, borides of $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$, $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$, $(\text{Fe}, \text{Cr})\text{B}$ and $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$. The borides with strip, rosette, blocky and honeycomb shape are observed in the alloys and the volume fraction and morphology of the different boride depends on boron content. Among them, the typical shape of $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ is rosette, and aggregationally distributed. In addition, the effects of boron content on hardness and wear properties of the hardfacing alloys were examined and abrasion experimental result demonstrates that abrasion resistance of Fe-10Cr-xB-0.6C hardfacing alloy is excellent. When volume fraction of the aggregationally distributed borides is too high, although the plunging and subsequent micro-cutting movement of abrasive particle can be effectively blocked, cavities left by some released borides from matrix make it easy, so bond strength between boride and matrix becomes an important or even main factor for abrasion resistance of the alloys.

Key words: wear resistance; microstructure; boride; interfacial bond strength; hardfacing; flux-cored wire

以堆焊方法来制造或修复受损的机械工件或功能涂层, 即“再制造工程”^[1], 可恢复工作面的使用性能, 又重塑其外形。因其良好的经济性, 常用来制造或修复磨损表面, 如破碎机衬板、磨煤辊、挖掘机斗齿、履带板、破碎机锤头和颚板。堆焊合金的耐磨性取决于所含硬质相和基体组织的尺寸、形态、分布及

其化学成分^[2], 据估计, 磨料磨损造成的损失占各类磨损总损失的 50%^[3], 高硼合金含有一定数量的热稳定性好、显微硬度高的硬质相, 如: Fe_2B (1400 ~ 1500 HV)、 FeB (1800 ~ 2000 HV), 表现出优良的耐磨性^[4-5], 且含硼材料来源广泛、价廉经济, 适合于耐磨粒磨损的零件表面堆焊, 如在焊条药皮、药芯焊丝或者等离子弧熔敷粉末中辅助加入一定的含硼组份, 如硼铁、碳化硼 (B_4C) 以及颗粒硼等形式, 可提高现有合金的硬度及耐磨性^[6-8]。常温下, 硼在 $\alpha\text{-Fe}$ 的溶解度小于 0.0004 wt%, 而在 $\gamma\text{-Fe}$ 的最高溶解度也只有 0.02 wt%, 多余的硼则形成硬质相^[9]; 另外, 硼的原子半径 (0.097 nm) 比碳 (0.077 nm) 大, 这说明硼比碳原子更易形成硬质相, 有利于增强合金的耐磨

收稿日期: 2009-01-13; 修订日期: 2010-01-20

基金项目: 湖南省科技攻关计划资助项目 (2006GK3087); 湘潭大学科研启动基金资助项目 (06QDZ05)

作者简介: 龚建勋 (1973-), 男, 副教授, 博士, 从事材料表面工程与功能薄膜方向的研究, 已发表文章 20 篇, 电话: 0731-58292214, E-mail: gong309@tom.com。

性。不仅如此,硼合金显示良好的抗辐射性稳定性,可应用于核电环境下耐磨零件表面堆焊^[10]。然而,由于堆焊比砂型铸造合金冷却快,高硼合金韧性不足,易引起开裂,碳含量高时尤其明显。虽然对硼作为主要添加元素的铸造合金做了一定研究^[11-12],但高硼堆焊合金研究尚较少见于报道。

鉴于上述因素,本文通过调整高硼合金的成分,如降低其碳含量,优化堆焊工艺参数,对 Fe-10Cr-xB-0.6C($x=0\sim 2.25$)堆焊合金的显微组织及耐磨性进行分析。

1 实验材料及方法

1.1 高硼堆焊合金制备

Fe-Cr-B-C 堆焊合金由药芯焊丝在 90 mm × 70 mm × 20 mm 的 Q235 钢试板上,用交流埋弧焊机 MZ-1000 堆焊三层,工艺参数如表 1 所示,焊剂为 HJ260。敲渣后,焊缝表面光洁、无粘渣。Fe-10Cr-xB-0.6C 堆焊合金的成分(wt%)为: C 0.5 ~ 0.7, Cr 9 ~ 12, B 0 ~ 2.5, Ti 0.5 ~ 1.0, Si 0.5 ~ 1.5, Mn 0.5 ~ 1.2, Fe 余量,试样的 B 含量、硬度与焊缝开裂情况列于表 2。

表 1 药芯焊丝埋弧焊工艺参数

Table 1 Processing parameter of flux cored wire submerged arc welding

Current I/A	Voltage U/V	Electrode extension L/mm	Welding speed $\nu/(cm \cdot min^{-1})$	Interlayer temperature T/°C	Postweld state
450 ~ 500	30 ~ 34	30 ~ 40	25 ~ 35	150 ~ 250	Air-cooling

表 2 Fe-Cr-B-C 堆焊合金的成分和硬度

Table 2 Composition and hardness of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys

Sample	No. 1	No. 2	No. 3	No. 4	No. 5	No. 6	No. 7
B/wt%	0	0.45	0.90	1.35	1.575	1.8	2.25
Hardness/HRC	29.3	54.5	62.3	65.0	64.1	58.6	62.1
Crack	No	No	No	No	Yes	Yes	No

药芯焊丝外皮钢带为 H08A,药芯由高碳铬铁(含 69 wt% Cr、4 wt% C)、硼铁(含 18 wt% B)、钛铁(含 30 wt% Ti)、还原铁粉等粉末原料组成。所有药粉过 60 目筛后搅拌均匀,由 YHZ-1 药芯焊丝成型机轧制为 $\phi 4.4$ mm 焊丝,以每次减径 0.2 mm,将焊丝直径逐步拉拔减径至 $\phi 3.2$ mm 时使用。

1.2 堆焊合金显微组织及相结构分析

将堆焊试样表面磨平,用 HR-150 洛氏硬度计测试其硬度,然后线切割制备 12 mm × 12 mm × 28 mm 金相试样。用 4% 的硝酸酒精侵蚀,在 JSM-6360LV 扫描电镜上观察 No. 4 ~ No. 7 试样的显微组织形貌,以其附属电子能谱仪 Oxford7854 分析其微区成分。

水冷切取 Fe-Cr-B-C 堆焊焊缝表层合金,敲碎并研磨为粉末,采用 D/MAX2550VB 型 X 射线衍射仪分析样品,选取试样 No. 5、No. 6 和 No. 7 进行 XRD 分析。

1.3 耐磨性试验

耐磨性试验采用 MLS-23 型湿砂橡胶轮式磨损试验机,线切割制备 57 mm × 25.5 mm × 6 mm 耐磨性试样。试验条件为:橡胶轮直径 178 mm、邵尔硬度 60 HS,所加砝码重 2.5 kg,橡胶轮转速 240 r/min,砂浆比例为 40 ~ 60 目 1.5 kg 石英砂(250 ~ 425 μm)配 1 kg 水。试样先预磨 1000 转,冲洗干净,吹干,称初重 M_0 ,然后正式试验 1000 转后清洗吹干,称重 M_1 ,($M_0 - M_1$)即为试样磨损绝对失重量 ΔM 。以 No. 1 号堆焊合金作为标准试样,相对磨损系数 $\epsilon =$ 标准试样绝对失重量/试样绝对失重量,试验结束后,将试样表面冲洗吹干,用 JSM-6360LV 扫描电镜观察磨损表面形貌。

2 结果与讨论

2.1 堆焊合金的显微组织

高硼堆焊合金的显微组织如图 1 所示,由铁素体 + 奥氏体 + 马氏体 + 硼化物组成。由 Fe-B-C 相图可知,凝固过程从熔体中先析出 γ -Fe 相^[13],而 γ -Fe 中硼的固溶解度小,致使多余的硼原子富集于其晶界,形成硼化物,如图 1(a)所示。硼化物形成后,剩余熔体的碳含量升高,冷却较快时,可形成残留 γ -Fe 或者马氏体组织。硼含量提高,晶界区域的硼化物数量增多。当硼含量增加到一定值,初晶 γ -Fe 相消失,形成如图 1(b)所示的共晶组织,但该合金硼含量显著低于 Fe-B 和 Cr-B 相图共晶组织形成所需 3.8% B 和 13.5% B 的要求^[14]。继续增加硼含量,初晶相为白色方块状的硼化物,如图 1(c)、1(d)所示,其尺寸和分布形态随硼含量改变,并于初晶相四周形成共晶组织,即图 1(c)灰白色区域,这使得堆焊合金的韧性较差,易产生裂纹。鉴于高硼合金的韧性相对不足,因而埋弧堆焊时,选择比正常焊接低的速度,配合焊缝层间保持适当的温度,可达到降低热应力,减少裂纹敏感性的目的。

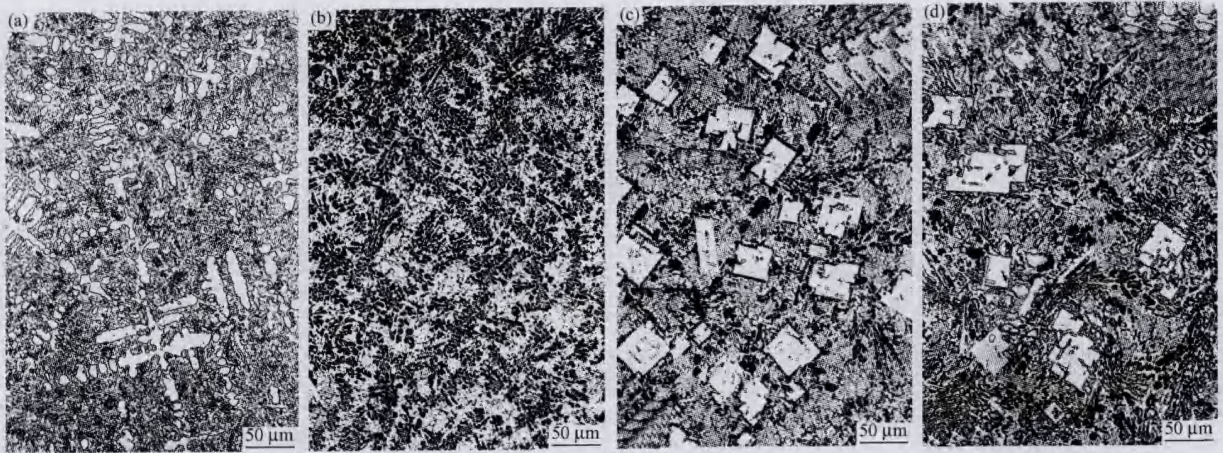


图1 Fe-Cr-B-C堆焊合金的显微组织

Fig.1 Optical micrographs showing microstructure of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys (a) No. 4; (b) No. 5; (c) No. 6; (d) No. 7

图2为No. 5、No. 6和No. 7试样Fe-Cr-B-C合金的XRD谱。由此可知,基体组织由铁素体+马氏体+奥氏体(γ -Fe)组成,其中铁素体衍射峰强度高,而奥氏体和马氏体则较弱,表明铁素体基体数量多,而奥氏体和马氏体量少。硼化物由 M_2B , $M_{23}(C, B)_6$, MB和 $M_3(B, C)$ 组成。对比No. 5、No. 6和No. 7的XRD谱可知,三者 M_2B 相的特征衍射峰均较明显,随硼含量提高, M_2B 相(200)面($d = 0.257$ nm)衍射峰增强,显示该相数量增加。No. 6试样 $M_{23}(C, B)_6$ 相(422)面($d = 0.216$ nm)与(600)面($d = 0.176$ nm)的衍射峰比No. 5、No. 7两者均强,表明No. 6合金所含 $M_{23}(C, B)_6$ 相数量最多。No. 5、No. 6和No. 7试样MB相(120)面($d = 0.227$ nm)强度均偏弱,说明只有少量MB相形成,其形态不易辨认。 $M_3(B, C)$ 相是介于 M_2B 和 $M_{23}(C, B)_6$ 之间的过渡相,其(411)面($d = 0.188$ nm)的特征峰No. 5试样较为明显,而No. 6与No. 7试样差别小,显示No. 5试样 $M_3(B, C)$ 相数量较多,随后趋于稳定。

为显示Fe-Cr-B-C高硼堆焊合金的硼化物形貌,对其进行了较深腐蚀,去掉一部分基体组织,如图3所示,其硼化物分别呈蜂窝状、条状、网状、颗粒状、菊花状、块状或者甚至鱼骨状等形态分布。

图3(c)显示, No. 6试样出现30~40 μ m大块初晶相,结合Fe-B相图、文献[8]以及对图2所示XRD谱特征峰的分析,可知该相为 M_2B 。从 M_2B , $M_{23}(C, B)_6$, MB和 $M_3(B, C)$ 这四种硼化物分子结构可知, MB相形成所需的硼含量最高。由于 α -Fe和 γ -Fe基体对硼原子排斥效应,可使两个以上基体晶粒的交界区域硼浓度达到 M_2B 相或MB相形核要求。对图3

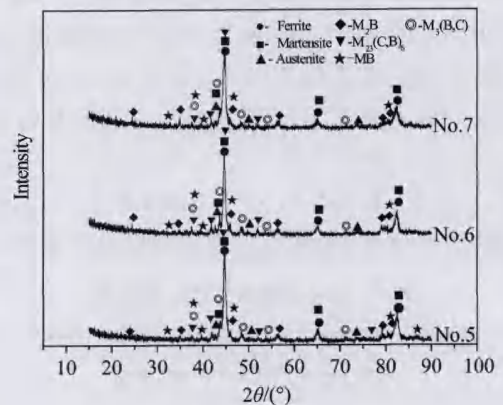


图2 Fe-Cr-B-C堆焊合金的XRD谱

Fig.2 XRD patterns of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys

(c)所示菊花状组织(1)和块状(2)进行了EDS谱扫描,如图4所示,结果显示,菊花状组织的碳含量是块状初晶的2.2倍,铬含量仅为其0.66倍,这表明碳在 M_2B 相分配系数低。EDS显示硼化物含有Fe、Cr或C元素,这说明M由Fe、Cr两种合金元素组成,一部分碳原子取代了硼原子,另外由于堆焊焊缝冷却快,凝固不平衡性大,从而使形成共晶及初晶相($Fe, Cr)_2B$ 所需硼含量下降。大量初晶($Fe, Cr)_2B$ 相的形成,使焊缝未结晶熔体的硼含量迅速降低,碳含量升高,易于达到 $M_{23}(C, B)_6$ 的形成条件。图3(c)菊花状组织数量明显比图3(b)、图3(d)偏多,而图2显示No. 6试样的 $M_{23}(C, B)_6$ 相特征衍射峰比No. 5和No. 7试样均强,从而确认菊花状组织为 $M_{23}(C, B)_6$ 相,这与文献[15]所示 $M_{23}(C, B)_6$ 形态一致。在 $M_{23}(C, B)_6$ 相与 M_2B 相间是成分过渡区,即形成 $M_3(B, C)$ 相。

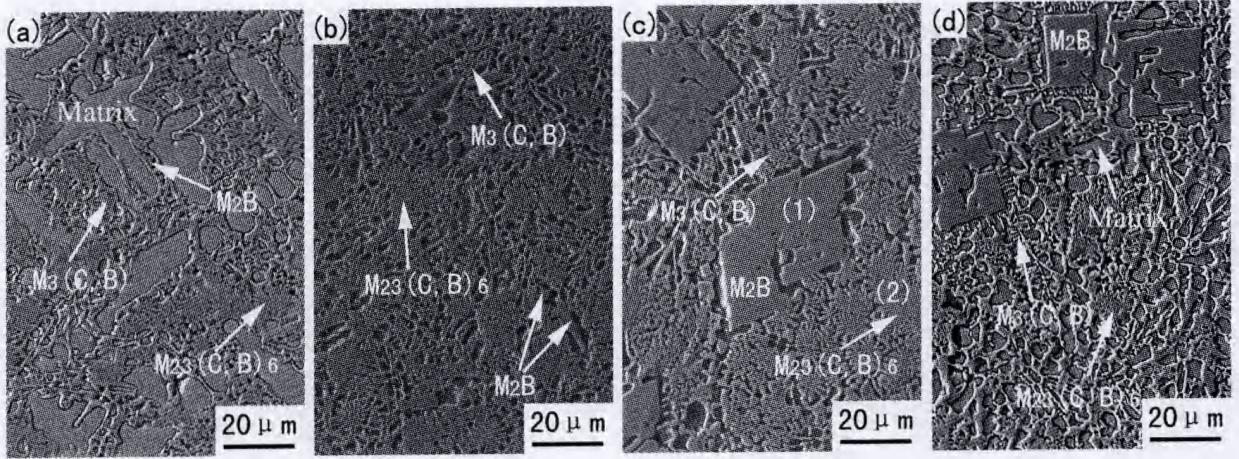


图 3 Fe-Cr-B-C 堆焊合金的硼化物形貌

Fig. 3 Boride morphology of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys (a) No. 4; (b) No. 5; (c) No. 6; (d) No. 7

由表 2 可知,同样的堆焊条件下, No. 5、No. 6 堆焊合金表面出现了裂纹,而硼含量更高的 No. 7 试样则未开裂。图 3 显示, No. 7 合金硼化物分布较为均匀, No. 5、No. 6 试样则呈聚集态分布,而 No. 7 试样的 α -Fe 基体数量明显比 No. 5、No. 6 试样多,因而 No. 5、No. 6 堆焊合金韧性较差。以上结果说明基体及硼化物的分布、形态以及数量影响 Fe-Cr-B-C 堆焊合金的韧性,与其硼含量不存在正比关系。

堆焊合金的硼含量直接影响其硼化物的形成种类、形态和数量,从而改变耐磨性。图 5 所示硼含量对 Fe-10Cr-xB-0.6C 堆焊合金硬度及耐磨性的影响。

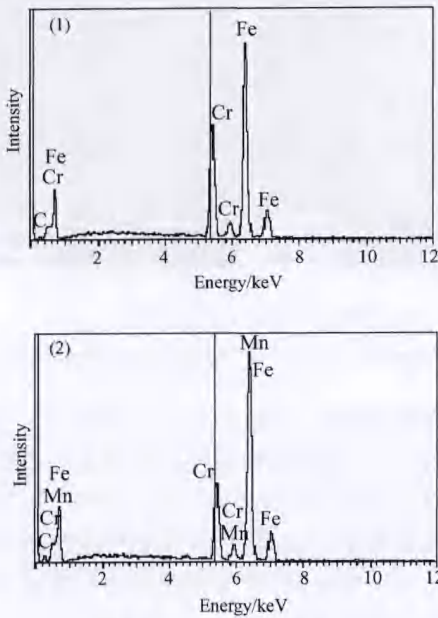


图 4 图 3(c)中(1), (2)两相的 EDS 图谱

Fig. 4 EDS spectra of phase (1) and (2) in Fig. 3(c)

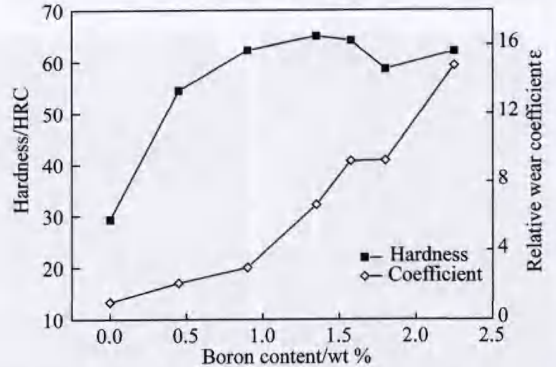


图 5 硼含量对 Fe-Cr-B-C 堆焊合金硬度及耐磨性的影响

Fig. 5 Hardness and abrasion resistance of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys as a function of boron content

由此可知,随着硼含量提高,堆焊合金硬度先增加,再下降,然后上升,其相对磨损系数 ϵ 呈上升趋势,与硬度表现不一致,其中 No. 4、No. 5、No. 6 和 No. 7 试样 ϵ 均高于市售无渣高铬铸铁耐磨焊条 ($\epsilon = 4.3$),具有优异的耐磨性。硼含量较低时,随其含量上升,基体晶界硼化物数量增加,耐磨性提高;但硼含量增加到一定值时,图 3(c)和图 3(d)显示,硼化物总数量并未增加,但位于 α -Fe 晶界 M_2B 相数量增加,菊花状组织 $M_{23}(C, B)_6$ 减少,相对耐磨系数 ϵ 则从 9.25 增加到 14.81。由于 $M_{23}(C, B)_6$ 相的显微硬度(1100 HV)比 M_2B 低且分布集中,导致 No. 6 合金硬度比 No. 5 和 No. 7 都低。No. 4 合金的平均宏观硬度达到 65 HRC,个别区域甚至达到 68 HRC,网状硼

2.2 堆焊合金的耐磨性

2.2.1 硼含量对高铬堆焊合金硬度和耐磨性的影响

化物结构使得硬度测试时金刚石压头压入阻力很大,可压入深度浅,从而硬度高,其 ε 虽为Fe-10Cr-0.6C,即No.1堆焊合金的6.65倍,但仅有No.7合金 ε 的44.9%,未达到最佳值。以上结果说明Fe-10Cr-xB-0.6C焊合金的耐磨性不仅取决于与其硼化物总量,而且与不同硼化物的含量及分布形态紧密相关。

2.2.2 堆焊合金的耐磨粒磨损性

从Fe-10Cr-xB-0.6C堆焊合金的表面磨损形貌图6可以看出,耐磨粒磨损试验后,合金表面形成犁沟或者凹坑,这表明磨粒的显微切削占主要磨损机制,凹坑产生于磨粒碾压的作用。随着硼含量提高,如图6(a)和图6(b)所示,形成犁沟深度变浅,较大沟槽数量减少,由磨粒切削作用而产生的塑性变形减小。不含硼的No.1堆焊合金硬度只有29.3 HRC,磨粒压入和切削阻力小,耐磨性差。硼含量提高促使硼化物析出于晶界,形成类似网状结构的硼化物组织,磨粒压入基体及其犁削运动受到硼化物骨架的阻碍,磨损量降低。由于部分硼化物颗粒与 α -Fe等基体界

面结合强度低,在磨粒、水流和橡胶轮等冲击、碾压作用下易于松动、断裂而脱落,如图6(b)所示,留下一部分空洞而使磨粒尖端轻松楔入合金表面,这使磨粒的犁削运动得以顺利进行。图6(c)显示, No.6试样磨损表面除了犁沟、碾压凹坑,还有胀裂纹,且硼化物脱落留下的空洞以及碾压凹坑处形成的犁沟比未脱落的区域大一些。由图5可以看出,此时 ε 增速近于停滞。对比图6(c)和图6(d)可知, No.7合金硬质相颗粒脱落数量比No.6明显降低,由此形成的较大切削犁沟减少,其相对磨损系数 ε 比No.6提高了60%,耐磨性进一步改善。由图3(c)和图3(d)可知, No.7合金 α -Fe等基体组织数量比No.6试样多,且分布均匀,这使硼化物等硬质相与基体组织接触面大,从而改善了硼化物和基体界面结合强度。

以上结果表明,当硼含量增加一定值时,硼化物与基体的界面结合强度逐渐成为影响耐磨性的一个重要甚至主导因素。

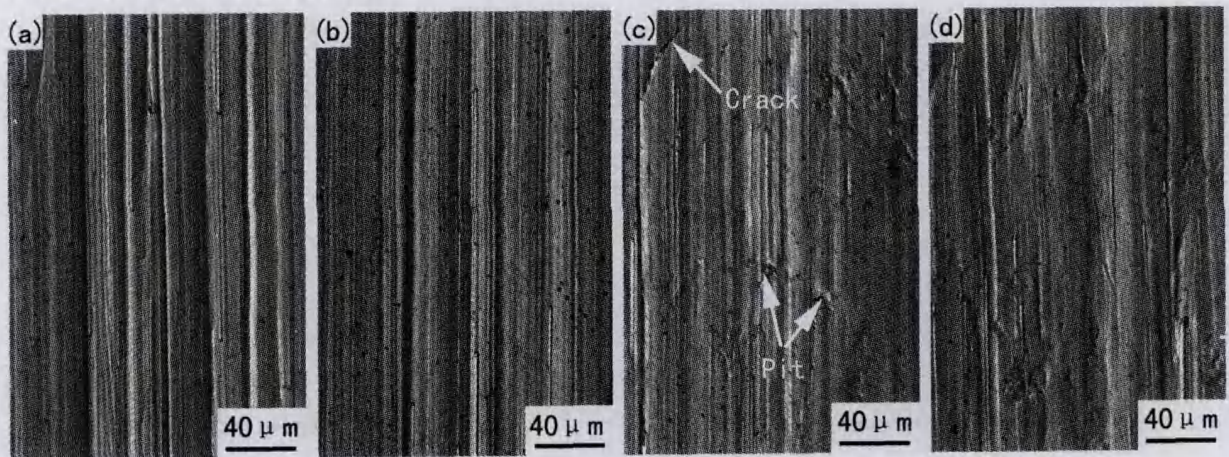


图6 Fe-Cr-B-C高硼堆焊合金的磨损形貌 (a)No.4; (b)No.5; (c)No.6; (d)No.7

Fig. 6 Morphology of worn surface Fe-Cr-B-C hardfacing alloys (a)No.4; (b)No.5; (c)No.6; (d)No.7

3 结论

1) Fe-10Cr-xB-0.6C($x=0.45\sim 2.25$)堆焊合金显微组织由大量铁素体+少量(奥氏体+马氏体)+硼化物($(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$, $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$, $(\text{Fe}, \text{Cr})\text{B}$ 和 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{B}, \text{C})$)组成,硼化物呈蜂窝状、条状、网状、颗粒状、菊花状、块状或者甚至鱼骨状等形态分布;硼含量提高,不同硼化物数量及分布形态随之改变;

2) Fe-10Cr-xB-0.6C($x=0.45\sim 2.25$)堆焊合金

具有优良的耐磨性,其耐磨性不仅取决于与其硼化物总量,而且与不同硼化物的相对含量及分布形态紧密相关。硼含量提高,耐磨性呈增长趋势,但当聚集分布的硼化物数量过多时,部分硼化物脱落留下的空洞使磨粒压入切削变易,这使得硼化物与基体的界面结合强度成为影响其耐磨性的一个重要甚至主导因素;

3) 由于Fe-Cr-B-C堆焊合金焊缝冷却较快而呈不平衡性凝固,一部分碳原子取代硼化物中硼原子的位置,使形成共晶及初晶相 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$ 所需硼含量下降。

参 考 文 献

- [1] 徐滨士. 纳米表面工程[M]. 北京:化学工业出版社,2004:10-13.
- [2] Buchely M F, Gutierrez J C, Leon L M, et al. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys[J]. *Wear*, 2005, 259(1):52-61.
- [3] 陈华辉, 邢建东, 李卫. 耐磨材料应用手册[M]. 北京:机械工业出版社,2006:38-39.
- [4] 符寒光, 蒋志强. 耐磨铸造 Fe-B-C 合金的研究[J]. *金属学报*, 2006, 45(2):545-548.
FU Han-guang, JIANG Zhi-qiang. A study of abrasion resistant cast Fe-B-C alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2006, 45(2):545-548.
- [5] Dybkov V I, Lengauer W, Barmak K. Formation of boride layers at the Fe-10% Cr alloy-boron interface[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, 398(1-2):113-122.
- [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. The effect of boron on the microstructures of Fe-Cr-C hardfacing alloy[J]. *Materials Engineering*, 2001, (10):18-20.
- [7] Kirchgäßner M, Badisch E, Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact[J]. *Wear*, 2008, 265(5-6):772-779.
- [8] Iakovou R, Bourithis L, Papadimitriou G. Synthesis of boride coatings on steel using plasma transferred arc (PTA) process and its wear performance [J]. *Wear*, 2002, 252(11-12):1007-1015.
- [9] 刘仲礼, 李言祥, 陈祥, 等. 高硼铁基合金在不同铸型中凝固的组织与力学性能[J]. *金属学报*, 2007, 43(5):477-481.
LIU Zhong-li, LI Yan-xiang, CHEN Xiang, et al. Microstructure and mechanical properties of high boron iron-based alloy solidified in different moulds[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2007, 43(5):477-481.
- [10] Yoo Jeong-wan, Lee Seong-hun, Yoon Chong-S, et al. The effect of boron on the wear behavior of iron-based hardfacing alloys for nuclear power plants valves[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2006, 352(1-3):90-96.
- [11] Guo Changqing, Kelly P M. Boron solubility in Fe-Cr-B cast irons[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 352(1-2):40-45.
- [12] LIU Zhong-li, LI Yan-xiang, CHEN Xiang, et al. Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 486(1-2):112-116.
- [13] 本溪钢铁公司第一炼钢厂. 硼钢[M]. 北京:冶金工业出版社,1977:1-3.
- [14] Gigolotti J C J, Chad V M, Faria M I S T, et al. Microstructural characterization of as-cast Cr-B alloys[J]. *Materials Characterization*, 2008, 59(1):47-52.
- [15] 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.

(上接第135页)

- [7] 徐俊, 胡正前, 马晋, 等. 电解液参数对铝合金微弧氧化膜层质量的影响[J]. *电镀与涂饰*, 2006, 25(10):43-49.
XU Jun, HU Zheng-qian, MA Jin, et al. Effects of electrolyte parameters on the quality of aluminum alloy's microarc oxidation film [J]. *Electroplating and Finishing*, 2006, 25(10):43-49.
- [8] 梁戈, 赵仁兵, 蒋百灵. 电解液参数对铝合金微弧氧化黑色陶瓷膜性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2006, 27(5):91-94.
LIANG Ge, ZHAO Ren-bing, JIANG Bai-ling. Effects of electrolyte parameters on black ceramic coatings prepared by micro-arc oxidation of aluminum alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2006, 27(5):91-94.
- [9] XUE W. Features of film growth during plasma anodizing of Al₂O₃/SiC metal matrix composite[J]. *Applied Surface Science*, 2006, 252(17):6195-6200.
- [10] Santos V B, M'Peko J C, Mir M, et al. Microstructural, structural and electrical properties of La³⁺-modified Bi₄Ti₃O₁₂ ferroelectric ceramics[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2009, 29(4):751-756.
- [11] LI Jian-zhong, TIAN Yan-wen, GUI Zuo-xing, et al. Effects of rare earths on the microarc oxidation of a magnesium alloy[J]. *Rare Metals*, 2008, 27(1):50-54.
- [12] 颜建辉, 刘锦平. 稀土元素在铝合金阳极氧化后处理中的应用[J]. *电镀与涂饰*, 2002, 21(1):19-22.
YAN Jian-hui, LIU Jin-ping. Application of rare earth element in post treatment of aluminum anodizing [J]. *Electroplating and Finishing*, 2002, 21(1):19-22.