

# Cr对Fe-B-C-Mn-Si系堆焊合金的 $M_2B$ 相及耐磨性影响

程诗尧, 龚建勋, 刘超, 黄洪江

(湘潭大学 机械工程学院, 湖南 湘潭 411105)

**摘要** 以复合粉粒和H08A实心焊丝为焊接材料,在Q235A基体上埋弧堆焊Fe-Cr-B-C-Mn-Si系耐磨合金,借助光学显微镜、X射线衍射仪、扫描电镜及附属电子能谱仪等,研究高Cr含量对合金 $M_2B$ 相及耐磨性的影响。结果表明:该合金基体由马氏体和铁素体组成,硬质相包括 $M_2B$ 、 $M_3(C, B)$ 和 $M_3B_4$ 等,其中 $M$ 代表Fe、Cr等元素;随Cr含量提高,初生 $M_2B$ 相由特征衍射峰指数与 $Fe_2B$ 相同的 $(Fe, Cr)_2B$ 相转变为与CrFeB相近的 $(Cr, Fe)_2B$ 相,显微硬度均值从1 026HV增加至1 622HV;合金耐磨性先显著提升后小幅下降,显著提升的主要原因与其初生 $M_2B$ 的显微硬度大幅提高有关,随后小幅下降与二次 $M_2B$ 相的尺度减小相关;合金主要磨损机制随Cr含量提高由显微剥落转变为微切削形式。

**关键词** 堆焊;耐磨;复合粉粒;实心焊丝;硼合金

中图分类号 TG423

文献标志码 A

文章编号 1004-244X(2020)05-0080-06

DOI: 10.14024/j.cnki.1004-244x.20200619.001

## Effect of Cr on $M_2B$ phases and abrasion resistance of Fe-B-C-Mn-Si system hardfacing alloys

CHENG Shiyao, GONG Jianxun, LIU Chao, HUANG Hongjiang

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

**Abstract** Fe-Cr-B-C-Mn-Si system wear-resisting alloys, in which composite powder particles and H08A solid wire were used as welding consumables, were deposited on Q235A base metals by the method of submerged arc welding. The effect of high chromium content on  $M_2B$  phases and their abrasion resistance were investigated by optical microscopy (OM), X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscopy (SEM) as well as energy dispersive spectrometer (EDS). The results indicate that the microstructure of the deposited metal is characterized by martensite and ferrite matrix, decorated with hard phase, including  $M_2B$ ,  $M_3(C, B)$ ,  $M_3B_4$  ( $M$  represent the elements such as Fe, Cr). With the increasing of chromium content, the primary  $M_2B$  phases in hardfacing alloys change from  $(Fe, Cr)_2B$  to  $(Cr, Fe)_2B$ . Their micro-hardness average value increases from 1 026HV to 1 622HV. The results of wear tests show that increasing Cr content to a critical value can lead to a significant increase in wear resistance of the deposited metal, arising from the increase in hardness of primary  $M_2B$ . However, further increasing Cr content results in a slight decrease of wear resistance of the deposited metal, due to the decrease in size of secondary  $M_2B$ . The wear morphologies indicate that with the increasing Cr content the wear mechanism of the deposited metal will transform from micro-spalling to micro-cutting manner.

**Keywords** hardfacing; abrasion resistance; composite powder particles; solid wire; boron alloy

硼合金耐磨粒磨损性能突出<sup>[1-5]</sup>。相较高铬合金,该合金的初生 $Fe_2B$ 相易析出,且显微硬度可达1 400HV~1 500HV,经济性优于高铬合金。在低碳钢基板上以堆焊方式熔敷硼合金<sup>[6]</sup>,熔敷层受拘束小,耐磨合金层更厚,有利于延长在恶劣磨粒磨损时的服役寿命。目前,尽管高硼合金所含主耐磨相的体积分数可达90%以上<sup>[7]</sup>,但与高铬合金的 $M_7C_3$ 和 $M_{23}C_6$ 等主耐磨相相比<sup>[8-9]</sup>,初生 $Fe_2B$ 等相的脆性仍偏大,特别当其体积分数过高时,极易形成贯穿性裂纹而导致堆焊金属层开裂,出现“掉块”等脆裂剥落现象,因而需改善其韧性。另外, Huang等<sup>[10]</sup>试验结果显示, Cr可改善 $Fe_2B$

相的显微硬度,增加 $Fe_2B$ 相的层错能使其增韧。因而,对 $Fe_2B$ 相合金化形成复合 $(Fe, Cr)_2B$ 等相,可同时提高该耐磨相的韧性和硬度,这对于改善硼合金的耐磨性具有积极意义。但该铸造硼合金中Cr的质量分数最高为3.2%,若用于堆焊高硼合金, $Fe_2B$ 相的铬合金化量显然不足,合金耐腐蚀性偏低,仍有较大提升空间。目前,由于药皮焊条和药芯焊丝等焊接材料制备工艺较复杂,人们开发利用新型堆焊硼合金的周期长,人力物力消耗过大,致使该型合金的研究进展缓慢。近年来,研究显示,粉末和实心焊丝埋弧焊法可制备耐磨合金<sup>[11-13]</sup>,但该类合金通常合金量低呈亚共晶组织。

收稿日期:2020-04-21;修回日期:2020-08-21

基金项目:湖南省自然科学基金湘潭联合基金(2015JJ5031)

第一作者:程诗尧,女,硕士研究生;主要从事电弧增材制造工艺及材料方向的研究。

通信作者:龚建勋,男,博士,副教授;主要从事电弧增材制造工艺与焊接材料方法的研究。E-mail:gong309@tom.com。

为优化硼合金制备工艺,提高研发效率和经济性,文献[14]提出了以复合粉粒和H08A实心焊丝堆焊硼合金的方法,该文献的硼组分主要以硼铁(FeB18)形式添加,合金中Cr的质量分数小于7.5%,韧性改善空间受限。与药芯焊丝和药皮焊条堆焊硼合金法<sup>[15-18]</sup>相比,该方法的制备工艺显著简化,可大幅度缩短研发生产周期,提高企业经济效益,尤其适合广大中小企业制作耐磨合金。作者在文献[14]硼合金制备工艺的基础上,用复合粉粒和H08A实心焊丝作为焊接材料,以 $B_4C$ 作为合金的硼组分来源,大幅提高Cr含量,埋弧堆焊Fe-B-C-Mn-Si系硼合金,重点考察高Cr含量对堆焊合金 $M_2B$ 相及其耐磨性的影响。

## 1 试验方法

### 1.1 复合粉粒制备

复合粉粒包含铬粉、碳化硼粉( $B_4C$ )、硅铁粉(45%Si)(质量分数,下同)、中碳锰铁粉(80%Mn, 1.5%C)、超细化铝粉、还原铁粉等粉末,按照文献[14]的制备工艺流程,将所有粉末组经由称量、干混、掺入水玻璃湿混、粉体旋转造粒、粉粒低温烧结和筛分等工序制备590~2 000  $\mu\text{m}$ 的复合粉粒。

### 1.2 埋弧堆焊高硼合金

在160 mm×75 mm×16 mm的Q235A钢板上,将上述复合粉粒定量预置焊道表面,在表面覆盖厚15 mm的260型熔炼焊剂颗粒;用 $\phi 2.5$  mm的H08A实心焊丝作为电弧载体,以ZD5-1000E焊机进行埋弧堆焊,工艺参数,见表1。空冷至焊渣翘起脱落,露出银白色焊缝;后堆焊第二层,以减小母材成分稀释影响,形成厚度为10~15 mm的堆焊合金。仅改变复合粉粒中的金属Cr含量,不足100%的余量部分以还原铁粉补充,分别按照上述方法制备1~5#堆焊试样。经测试,堆焊合金的成分(质量分数,下同):Cr(8.5%~17.3%)、B(2.4%~2.6%)、C(0.9%~1.1%)、Mn(0.8%~1.0%)、Si(0.3%~0.5%),Fe余量,试样Cr含量,见表2。

表1 复合粉粒和实心焊丝埋弧焊工艺参数

Table 1 Submerged arc welding parameter of composite powder particles and solid wire

参数	数值	参数	数值
电流 $I/A$	450	焊接速度 $v/(m \cdot h^{-1})$	0.96
电压 $U/V$	28	焊后状态	空冷
焊丝干伸长 $L/mm$	30	极性	反接
层温 $T/^\circ\text{C}$	100~150		

表2 堆焊合金的Cr含量

Table 2 Chromium content of hardfacing alloys

试样	$w(\text{Cr})/\%$	试样	$w(\text{Cr})/\%$
1#	8.5	4#	15.1
2#	10.7	5#	17.3
3#	12.9		

### 1.3 高硼合金组织表征及性能测试

将堆焊试样表面磨平,用HR-150A型洛氏硬度计测试宏观硬度,试验载荷为1.47 kN,保持15 s,取10次平均值。线切割机切取12 mm×10 mm×30 mm的堆焊试样,抛光,用体积分数为4%的硝酸酒精溶液腐蚀,用HFX-II A型尼康金相显微镜观察组织。用JSM-6360LV扫描电镜观察堆焊试样的硬质相形貌,以其附属电子能谱仪Oxford7854对试样微区进行成分扫描。用HV-1000型显微硬度计测试金相试样微区的显微硬度,加载载荷为1.96 N。

在堆焊试样上,切取10 mm×10 mm×4 mm的块状试样,抛光但不腐蚀,作为D/MAX2550VB型X-射线衍射仪测试样品,分析堆焊试样的相组成。

切取尺寸为57 mm×25 mm×6 mm的耐磨性试样,在MLS-225型湿砂橡胶轮式磨损试验机进行耐磨性试验,条件:橡胶轮直径为178 mm;邵尔硬度为60HS;加载载荷为24.5 N;橡胶轮转速为220 r/min;砂浆比为1.5 kg石英砂配1.0 kg水。试样先预磨1 000 r,冲洗干净,吹干,称初始质量 $M_0$ ,后再试验1 000 r后重复上述步骤,再次称质量 $M_1$ ,磨损失重 $\Delta M=(M_0-M_1)$ 。丙酮清洗试样表面,用HFX-II A型尼康金相显微镜观察磨损形貌。

## 2 结果与讨论

### 2.1 高硼合金的相组成

图1是试样1、3、5#的XRD图。可知,复合粉粒和H08A实心焊丝埋弧堆焊合金的基体由马氏体和铁素体组成,硬质相包括 $M_2B$ (有 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$ 与 $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{B}$ )、 $M_3(\text{C}, \text{B})$ 和 $M_3\text{B}_4$ 等。

对比图1的特征衍射峰可知,随堆焊合金Cr含量提高,其硬质相由特征衍射峰指数与 $\text{Fe}_2\text{B}$ 相同的 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$ 转变为与 $\text{CrFeB}$ 相近的 $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{B}$ 。这主要体现在该 $M_2B$ 型硼化物的(111)面( $d=0.348$  nm)和(311)面( $d=0.291$  nm)的衍射峰强度随Cr含量提高显著增强,表明该相固溶Cr含量提高,由于Cr对B的亲合力比Fe与B的作用力大,导致衍射峰的强度发生明显改变。

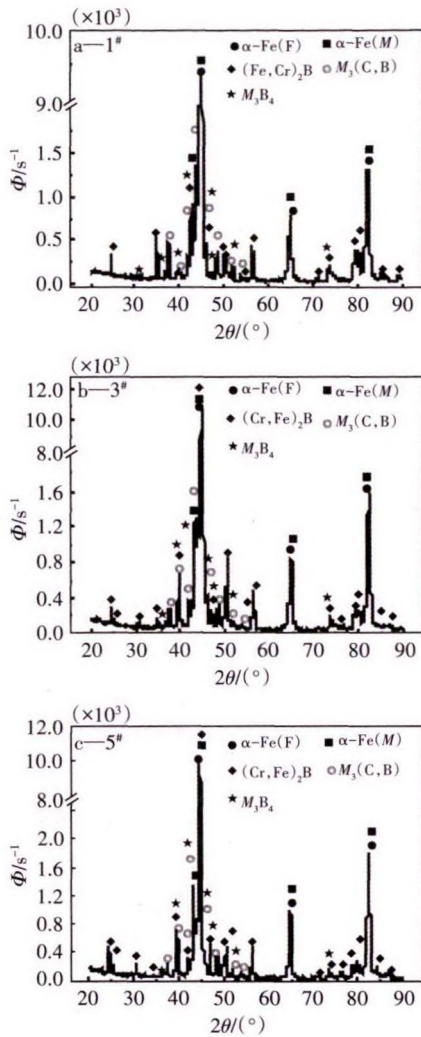


图1 堆焊合金的XRD图

Fig.1 XRD patterns of hardfacing alloys

由图1可知,  $M_3B_4$ 相衍射峰弱, 说明其析出数量少, 该相的析出需比  $M_2B$  更高的硼含量及对硼原子更强约束力, 文献[19]显示该相只有当Cr的质量分数为50%~57%时才析出, 但堆焊试样的平均Cr含量显然小于该值, 只能熔体局部微区Cr含量满足这样的条件才能使之析出, 这与以前药芯焊芯堆焊高硼合金的相组成不同, 说明复合粉粒在电弧作用下冶金反应与药芯焊丝堆焊熔池有一定差异。

由于铬粉和碳化硼粉均处在固态复合粉粒内部, 因而可推测, 在外加电弧作用下, 复合粉粒局部微区可能产生以下化合反应:  $6Cr + B_4C \rightarrow Cr_3B_4 + Cr_3C$ 。否则, XRD图不应出现该相。以上结果说明, 以复合粉粒作为填充材料的堆焊合金可制备与药芯焊丝等不能析出的特殊硬质相, 这对扩大堆焊合金的耐磨硬质种类, 改善合金耐磨性提供新方式。

## 2.2 堆焊合金的显微组织

图2为复合粉粒和H08A实心焊丝埋弧堆焊1~5#合金的显微组织图。可以看出, 该合金最突出的相组

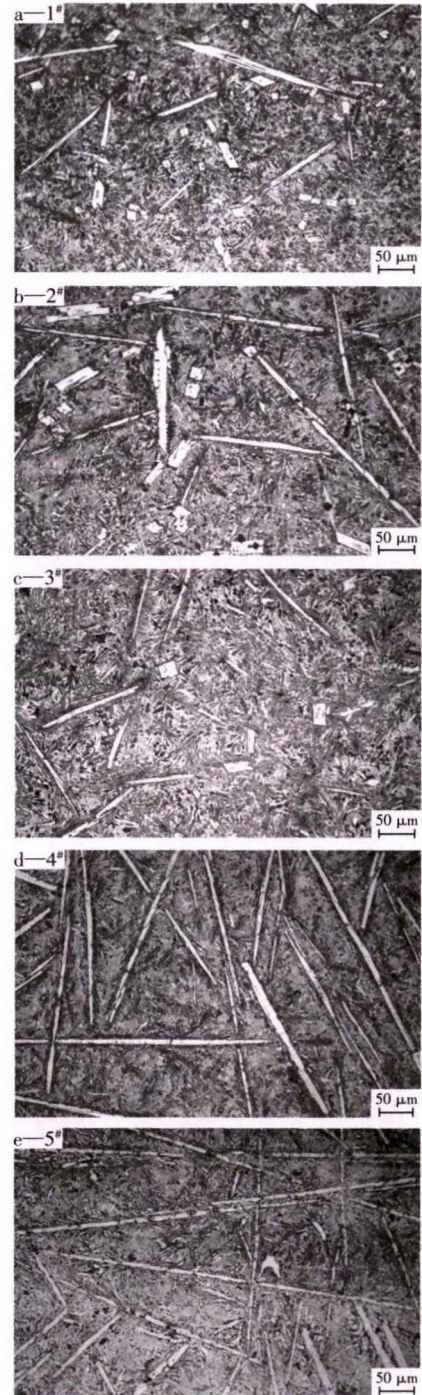


图2 堆焊合金的显微组织图

Fig.2 Microstructure of hardfacing alloys

织长度为30~250  $\mu\text{m}$ 和宽度为10~25  $\mu\text{m}$ 白色板条状, 这是典型的柱状初生相; 测试显示其显微硬度为960HV0.2~1788HV0.2, 可作为主耐磨相。该相长宽比明显大于通常高硼合金的块状  $M_2B$  相<sup>[9]</sup>, 位向无明显规律性, 说明该相形核生长时成分供给的条件较好, 使之快速生长, 这也是该复合粉粒堆焊合金不同于药芯焊丝堆焊硼合金的定向生长特点。

对比图2可知, 随堆焊合金的Cr含量增加, 白色硬质相形态先以块状和板条状并存, 逐渐转为板条状为

主。堆焊合金  $w(\text{Cr}) < 12.9\%$  时,其形态变化不明显(图 2a~c)。当Cr的质量分数为 15.1% 和 17.3% 时(图 2d、e),白色板条显著增多,一部分相互交错,另一部分平行排列,但未呈择优取向,即该相生长未受冷却热流的影响而定向生长。白色块状或板条相间基本上是灰白色或灰色相,根据凝固原理,并结合图 1 可知,这些组织主要为共晶或变态共晶。

2.3 堆焊合金的硬质相形态及其显微硬度

图 3 为 1、3、5# 堆焊合金背散射条件下的硬质相形貌图。1# 试样的微(1)、微(2)、微(3)、微(4)的 EDS 成分(原子数分数%,下同)扫描结果:微(1)区为 Cr14.78, B32.40, C9.73, Mn0.88; 微(2)区为 Cr13.81, B16.70, C13.45, Mn0.60; 微(3)区为 Cr9.87, B27.42, C16.50, Mn0.87; 微(4)区为 Cr4.61, B22.55, C21.42, Mn0.76(图 3a)。测试显示微(1)、(2)区块状的显微硬度为 960HV0.2~1 348HV0.2,结合 XRD 结果(图 1a)可知,该板条与块状相均为 M<sub>2</sub>B,即(Fe,Cr)<sub>2</sub>B 相。但其中硼含量波动较大,主要是 EDS 对硼元素的含量测定误差大所致。微(3)区显微硬度为 605HV0.2~785HV0.2,结合其成分可知,该微区组织为变态共晶

$\alpha\text{-Fe} + M_3(\text{C}, \text{B})$ ,其中 M 由 Fe, Cr, Mn 等元素组成,但其中共晶 M<sub>3</sub>(C, B)相并不平行,与传统的变态共晶形态不同,说明其内部合金成分分布不均。微(4)区 Cr 含量显著偏低,基本可确定为铁素体基体。

3# 试样微(5)、(6)、(7)区进行 EDS 成分扫描结果:微(5)区为 Cr16.53, B29.45, C20.49, Mn0.80; 微(6)区为 Cr4.62, B19.96, C32.87, Mn0.49; 微(7)区为 Cr15.57, B27.47, C23.37, Mn0.51。测试显示微(5)、(7)区的显微硬度为 942HV0.2~1 573HV0.2(图 3b),结合图 1b 结果可知,该区相为 (Cr, Fe)<sub>2</sub>B,其 Cr 含量与图 3a 相比,提高约为 2%,但显微硬度均值增长 200HV 以上,说明增加少量 M<sub>2</sub>B 固溶 Cr,即可显著提高其显微硬度。微(6)区显微硬度为 610HV0.2~689HV0.2,可知该组织为  $\alpha\text{-Fe} + M_3(\text{C}, \text{B})$  变态共晶。

5# 堆焊合金的微(8)、(9)、(10)区进行 EDS 成分扫描结果:微(8)区为 Cr22.01, B34.04, C13.79, Mn0.89; 微(9)区为 Cr23.06, B29.61, C15.81, Mn0.83; 微(10)区为 Cr8.19, B9.77, C18.46, Mn0.77(图 3c)。测试显示微(8)、(9)区显微硬度为 1 039HV0.2~1 788HV0.2,结合图 1c 的相组成可知,该区硬质相为 (Cr, Fe)<sub>2</sub>B,其 Cr 含量和显微硬度较 1、3# 试样提高明显。微(10)区显微硬度为 631HV0.2~695HV0.2 可知,该区组织为变态共晶  $\alpha\text{-Fe} + M_3(\text{C}, \text{B})$ 。与 1、3# 试样相比,该 M<sub>2</sub>B 型初生硼化物的 Cr 的质量分数虽只提升了 5.5%~9.2%,但其显微硬度增加明显,有利于改善合金耐磨性。

图 4 为 Cr 含量对堆焊合金的初生 M<sub>2</sub>B 相显微硬度的影响曲线。其中针对金相试样的四边形和长条状 M<sub>2</sub>B 相均取 10 次显微硬度的平均值。从图 2、3 对 M<sub>2</sub>B 相的分析结果可知,在金相和扫描电镜所见的四边形和长条状可认为是 M<sub>2</sub>B 柱状相在空间的水平横截面(宽度方向)和纵向截面(长度方向)形态。由图 4 可知,其水平截面的显微硬度高于纵向截面,这是由晶体的各向异性造成;两者均随 Cr 含量的增加,数值持

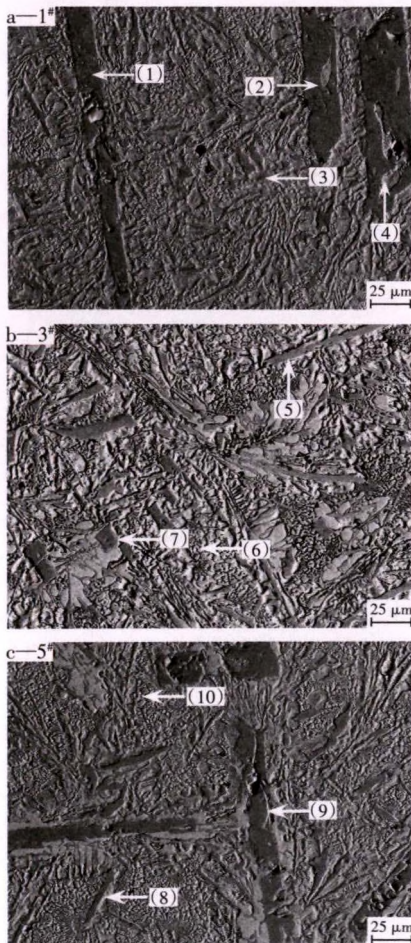


图 3 堆焊合金的硬质相形貌

Fig.3 Hard phase morphologies of hardfacing alloys

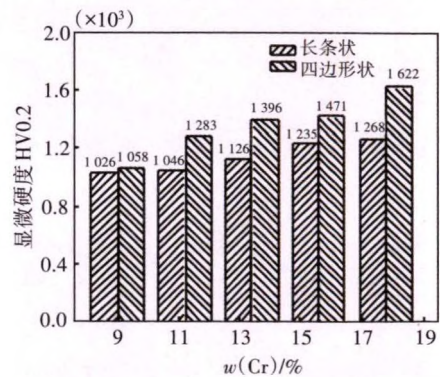


图 4 Cr 含量对堆焊合金初生 M<sub>2</sub>B 相的显微硬度影响

Fig.4 Effect of chromium content on micro-hardness of primary M<sub>2</sub>B phases

续提高,均值分别从1 026HV0.2和1 058HV0.2增至1 268HV0.2和1 622HV0.2,增加幅度为242HV0.2~564HV0.2,最高值达1 789HV0.2,和文献[20]列出的 $\text{CrB}_2$ 的1 800HV接近,表明 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$ 相所含固溶Cr含量提升,可显著增加其显微硬度。

## 2.4 堆焊合金的耐磨性

图5为Cr对高硼堆焊合金宏观硬度及磨损失重 $\Delta M$ 的影响。可知,随Cr含量增加,堆焊合金宏观硬度从55HRC逐渐上升到61HRC后轻微降低,磨损失重 $\Delta M$ 从45 mg大幅降到12 mg后小幅上升。较表2的试样,3#堆焊合金的宏观硬度最高,耐磨性是1#试样的3.75倍,说明Cr适量增加时,可显著改善Fe-C-B-Mn-Si堆焊合金的耐磨性。结合图2、3可知,堆焊合金宏观硬度提高和耐磨性显著改善的原因与初生 $M_2\text{B}$ 相的显微硬度大幅提升有关。尽管3#试样初生 $M_2\text{B}$ 的尺寸较大,5#试样偏小,但图3b中 $M_2\text{B}$ 相主要呈细条状,其数量明显比图3c多,因合金整体对金刚石压头楔入阻力大,故其宏观硬度高;同理,该组织结构对外加石英砂磨粒的楔入阻力也大,故其磨损失重小。说明磨损表现为合金组织的整体行为,初生相尺寸增大并不意味着耐磨性提高,其数量和分布也影响较大。当Cr的质量分数为15.1%和17.3%时,合金耐磨性小幅下降,主要与其共晶 $M_2\text{B}$ 相的尺度过小有关。

图6为1、3、5#堆焊合金的表面磨损形貌。由图5可知,堆焊合金磨损表面主要有划痕和剥落坑两种磨损形式。对比图6a、b可知,随Cr的质量分数从8.5%提高至12.9%,堆焊合金的剥落坑数量减少,划痕数量增加,其磨损失重显著减小。剥落坑减少,表明该堆焊合金的韧性增加,Cr含量增加,可改善堆焊合金的韧性提高其耐磨性。但Cr的质量分数增至18.3%,该堆焊合金的磨损失重反而上升。这是由于堆焊熔体Cr含量高,促使大尺度板条状 $M_2\text{B}$ 相析出过多,熔体硼原子消耗过多,使共晶 $M_2\text{B}$ 相的尺度过小。该共晶

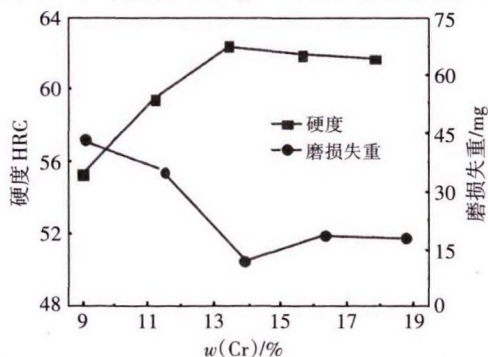


图5 Cr对高硼堆焊合金宏观硬度及磨损失重的影响

Fig.5 Effect of chromium content on bulk hardness and wear mass loss of hardfacing alloys

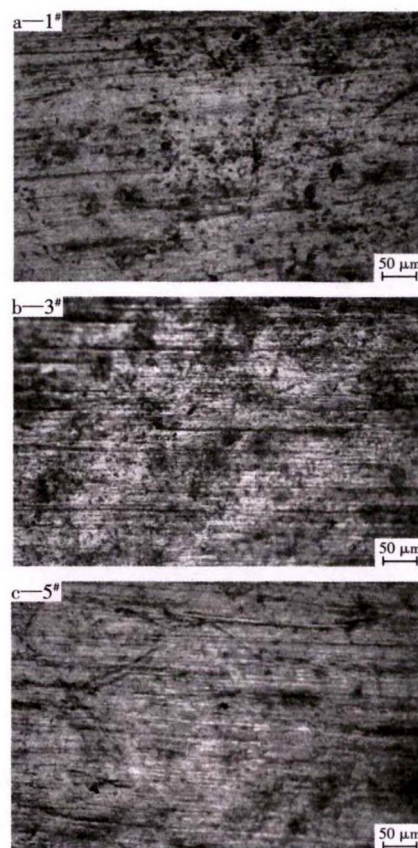


图6 堆焊合金的磨损形貌

Fig.6 Worn morphology of hardfacing alloys

$M_2\text{B}$ 相区易成为磨粒楔入的薄弱区而加剧磨损。由图6可知,该合金的磨损机制先以显微剥落为主、微切削为辅,随Cr含量增加,转变为微切削为主、显微剥落为辅的磨损形式。

## 3 结论

1) 复合粉粒和H08A实心焊丝埋弧堆焊Fe-Cr-C-B-Mn-Si系合金的基体由马氏体和铁素体组成,硬质相包括 $M_2\text{B}$ 、 $M_3(\text{C}, \text{B})$ 和 $M_3\text{B}_4$ 等。随Cr含量增加, $M_2\text{B}$ 相由特征衍射指数与 $\text{Fe}_2\text{B}$ 相同的 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$ 转变为与 $\text{CrFeB}$ 相近的 $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{B}$ 相。

2) 随Cr含量增加,Fe-Cr-C-B-Mn-Si系堆焊合金初生 $M_2\text{B}$ 相的尺度增加,其横向截面和纵向截面的显微硬度均值分别从1 026HV、1 058HV增加至1 268HV、1 622HV, $M_2\text{B}$ 固溶Cr少量增加,即可显著提升其显微硬度值。

3) 随Cr含量增加,Fe-Cr-C-B-Mn-Si系堆焊合金的耐磨性先显著增加后小幅下降,这与合金初生 $M_2\text{B}$ 相显微硬度大幅增加及共晶 $M_2\text{B}$ 相的尺度变化有关;该合金的主要磨损机制随Cr含量增加由显微剥落转变为微切削形式。

#### 4 参考文献

- [1] DURMUŞ H, ÇÖMEZ N, GÜL C, et al. Wear performance of Fe-Cr-C-B hardfacing coatings: Dry sand/rubber wheel test and ball-on-disc test[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 77: 37-43.
- [2] LIU Dashuang, LIU Renpei, WEI Yanhong, et al. Microstructure and wear properties of Fe-15Cr-2.5Ti-2C-xB wt.% chardfacing alloys[J]. Applied Surface Science, 2013, 271: 253-259.
- [3] ABED H, GHAINI F M, SHAHVERDI H R. Characterization of  $Fe_{49}Cr_{18}Mo_7B_{16}C_4Nb_6$  high-entropy hardfacing layers produced by gas tungsten arc welding (GTAW) process[J]. Surface & Coatings Technology, 2018, 352: 360-369.
- [4] GUALCO A, MARINI C, SVOBODA H, et al. Wear resistance of Fe-based nanostructured hardfacing[J]. Procedia Materials Science, 2015, 8: 934-943.
- [5] LIN Yuchi, CHEN Hanming, CHEN Y C. Microstructures and wear properties of various clad layers of the Fe-W-C-B-Cr system[J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 236: 410-419.
- [6] YOO J W, LEE S H, YOON C 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(1/2/3): 90-96.
- [7] 龚建勋, 姚惠文, 程诗尧. FeCr15B2MnTi明弧堆焊合金的组织及耐磨性[J]. 兵器材料科学与工程, 2019, 42(4): 82-86.
- [8] GÜNTHER K, BERGMANN J P, SUCHODOLL D. Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic FeCrC hardfacing alloys: Microstructure and wear properties[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 334: 420-428.
- [9] 田兵, 龚建勋, 刘江晴, 等. Si对明弧堆焊合金 $M_7C_3$ 相及耐磨性的影响[J]. 材料工程, 2017, 45(4): 34-40.
- [10] HUANG Zhifu, XING Jiandong, GUO Cheng. Improving fracture toughness and hardness of  $Fe_2B$  in high boron white cast iron by chromium addition[J]. Materials and Design, 2010, 31(6): 3084-3089.
- [11] SRIKARUN B, MUANGJUNBUREE P. The effect of iron-based hardfacing with chromium powder addition onto low carbon steel[J]. Materialstoday: Proceedings, 2018, 5(3): 9272-9280.
- [12] ZAHIRI R, SUNDARAMOORTHY R, LYSZ P, et al. Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 260: 220-229.
- [13] SRIKARUN B, OO H Z, PETCHSANG S, et al. The effects of dilution and choice of added powder on hardfacing deposited by submerged arc welding[J]. Wear, 2019, 424/425: 246-254.
- [14] 龚建勋, 程诗尧, 姚惠文, 等. 以复合粉粒和实心焊丝为堆焊材料制备高硼合金的方法: 中国, CN201811380791.X [P]. 2019-02-01.
- [15] YÜKSEL N, SAHIN S. Wear behavior-hardness-microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys[J]. Materials and Design, 2014, 58: 491-498.
- [16] DURMUŞ H, ÇÖMEZ N, GÜL C, et al. Wear performance of Fe-Cr-C-B hardfacing coatings: Dry sand/rubber wheel test and ball-on-disc test[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 77: 37-43.
- [17] 张彦超, 崔丽, 贺定勇, 等. B元素对Fe-Cr-C系耐磨堆焊合金组织和耐磨性的影响[J]. 焊接学报, 2014, 35(3): 89-92.
- [18] MEHMET E. Boride coatings on steel using shielded metal arc welding electrode: Microstructure and hardness[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 203(16): 2229-2235.
- [19] GIGIOTTI 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.
- [20] 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: 345-346.