

DOI: 10.11973/jxgccl202310006

钒含量对 Fe-Cr-V-B-C 系堆焊合金显微组织和耐磨性能的影响

龚建勋,董海龙,黄洪江,肖志强

(湘潭大学机械工程和力学学院,湘潭 411105)

摘要: 采用复合粉体颗粒+H08A 实心焊丝的自保护明弧焊法在 Q235A 钢表面制备了 Fe-Cr-V-B-C 系高硼堆焊合金,研究了钒质量分数(0~7.5%)对合金显微组织及耐磨性能的影响。结果表明:当钒质量分数为 0 时,堆焊合金由 α -Fe、 M_2B 和 M_3C 等相组成;当钒质量分数为 1.5% 时,块状 M_2B 相的含量和尺寸增大,其晶间析出点状、十字花状 VC 相;当钒质量分数增至 3.0% 和 4.5% 时,初生 M_2B 晶粒细化;当钒质量分数增至 6.0% 时, M_2B 相晶间和晶内析出针状和条状 V_3B_2 相;当钒质量分数增至 7.5% 时, V_3B_2 相明显增多, M_2B 相减少。随着钒含量的增加,堆焊合金的硬度先升后降,磨损质量损失先降后升,当钒质量分数 3.0% 时,硬度最高,为 61.6 HRC,磨损质量损失最小,为 0.019 4 g,堆焊合金耐磨性能最佳。

关键词: 复合粉体颗粒;高硼堆焊合金;钒;显微组织;耐磨性能

中图分类号: TG422.1

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2023)10-0037-06

Effect of Vanadium Content on Microstructure and Wear Resistance of Fe-Cr-V-B-C System Hardfacing Alloys

GONG Jianxun, DONG Hailong, HUANG Hongjiang, XIAO Zhiqiang

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

Abstract: Fe-Cr-V-B-C system high boron hardfacing alloys were prepared on Q235A steel surface by self-shielded open arc welding with composite powder particles and H08A solid wire. The effects of vanadium mass fraction (0—7.5%) on the microstructure and wear resistance were studied. The results show that when the mass fraction of vanadium was 0, the hardfacing alloy consisted of α -Fe, M_2B and M_3C phases. When the vanadium mass fraction was 1.5%, the content and size of the bulk M_2B phase increased, and point and cross flower-like VC phase was precipitated between grains. When the vanadium mass fraction increased to 3.0% and 4.5%, the primary M_2B grains were refined. When the vanadium mass fraction increased to 6.0%, needle and strip V_3B_2 phase was precipitated between and within M_2B phases. When the vanadium mass fraction increased to 7.5%, the V_3B_2 phase content increased significantly and the M_2B phase content decreased. With the increase of vanadium content, the hardness of the hardfacing alloy first increased and then decreased, and the wear mass loss first decreased and then increased. When the vanadium mass fraction was 3.0%, the hardfacing alloy had the highest hardness of 61.6 HRC and the smallest wear mass loss of 0.019 4 g, indicating the hardfacing alloy had the best wear resistance.

Key words: composite powder particle; high boron hardfacing alloy; vanadium; microstructure; wear resistance

0 引言

堆焊是一种表面工程技术,其常见的焊接工艺主要有焊条电弧焊、药芯焊丝电弧焊、激光/等离子弧熔覆等^[1-5],填充材料主要有焊条、药芯焊丝和粉

收稿日期:2022-07-29;修订日期:2023-08-02

基金项目:湖南省自然科学基金资助项目(2021JJ30669)

作者简介:龚建勋(1973—),男,湖北崇阳人,副教授,博士

末等。多样化的磨损工况催生了大量个性化的化学成分和性能不同的堆焊耐磨合金^[6]。通常,耐磨合金主要有高铬和高硼 2 种类型,其中高硼合金具有良好的自熔性和熔体流动性,近年来研究及应用较多。高硼合金中主要耐磨相有 Fe_2B 、 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 等^[7-8],耐磨相的数量及合金的显微硬度直接影响合金的耐磨性能。目前,高硼合金中的耐磨相体积分数可达 80% 以上,但耐磨相的显微硬度较低,多数在 1 100 HV 以下,因此对耐磨性能提升有限。国内外主要从以下 2 个方面来提升高硼合金的耐磨性能。一方面,通过对高硼合金中 Fe_2B 、 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 等主要耐磨相进行铬等的合金化处理,析出 $(\text{Fe},\text{Cr})_2\text{B}$ 、 $(\text{Fe},\text{Cr})_{23}\text{C}_6$ 等复合相而改善耐磨性能。RÖTTGER 等^[9]通过热力学计算和试验研究表明,增加铬含量,可使高硼合金中 $(\text{Fe},\text{Cr})_2\text{B}$ 相的晶体结构从四方转变为正交晶系,从而提高该耐磨相的显微硬度及弹性模量。另一方面,制备 Mo_2FeB_2 、 $(\text{Fe},\text{V})_3\text{B}_4$ 等 M_3B_2 、 M_3B_4 型新型硼化物以增强高硼合金,从而改善其耐磨性能,并可提高其耐热性^[10-12]。堆焊高硼合金时,需要添加石墨或者碳化硼(B_4C),以改善其熔体的成形性及工艺性能;这 2 种工艺均会使合金富碳,从而析出过多的脆性共晶($\alpha\text{-Fe}+\text{Fe}_3\text{C}$)相,恶化其耐磨性能^[13]。

钒是一种强碳化物和硼化物形成元素,向高硼合金中添加钒后,可原位析出 VC 相,并形成 M_3B_2 型新型硼化物,这对于强化高硼合金、改善其耐磨性能具有积极意义。目前,有关钒含量对 Fe-Cr-V-B-C 系高硼堆焊合金耐磨性能影响的研究报道较少。鉴于此,作者在课题组已有复合粉体颗粒制备工艺的基础上^[6],采用复合粉体颗粒+H08A 实心焊丝的自保护明弧焊法在 Q235A 钢表面制备了 Fe-Cr-V-B-C 系高硼堆焊合金,研究了钒含量对其显微组织及耐磨性的影响,以期制备 VC 和新型 M_3B_2 相增强的耐磨合金提供试验参考。

1 试样制备与试验方法

试验原料包括粒径均为 0.20~0.25 mm 的金属铬粉(纯度 99% 以上,中冶鑫盾合金公司生产)、碳化硼粉(B_4C ,牡丹江市碳化硼厂生产)、钒铁粉(FeV50-A ,含钒质量分数 50%,锦州铁合金厂生产)、铝粉(纯度 98% 以上,天津北联精细化工公司生产)和还原铁粉(纯度 98% 以上,武汉钢铁公司生产),以及 Na_2SiO_3 型水玻璃(波美度 40,模数 3.3,

体积分数 34%,山东优索化工公司生产)。通过多次探索和优化试验,确定试验合金成分(质量分数/%)为 9.0Cr,4.8B,1.3C,0.05Al,钒质量分数定为 0,1.5%,3.0%,4.5%,6.0%,7.5%,余量部分以还原铁粉补充。按上述配比称取粉末原料,搅拌均匀后倒入钢制容器,以每 100 g 该混合粉末倒入 25 mL Na_2SiO_3 型水玻璃的比例进行湿混;待水玻璃完全浸润混合粉末后,顺时针旋转容器进行造粒,转速为 $3\sim 5\text{ r}\cdot\text{s}^{-1}$,晾干定型后,放入 YGCH-G-30 型烘干箱,加热至 $300\sim 400\text{ }^\circ\text{C}$ 并保温 3 h 后取出。将烧结好的粉体进行筛分,得到粒径在 0.8~1.6 mm 的复合粉体颗粒。

基体为尺寸 $180\text{ mm}\times 50\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的 Q235A 钢板。用砂轮将钢板打磨干净,然后将复合粉体颗粒预置于焊道上,形成宽约 20 mm、高约 12 mm 的粉体颗粒层,以直径 2.5 mm 的 H08A 实心焊丝(由天津大桥焊材集团生产,其成分符合 GB/T 5293—2018 标准)作为电弧载体,采用 ZD5-1000E 型直流焊机进行自保护明弧焊,焊接电流为 420 A,焊接电压为 30 V,焊接速度为 $27\text{ cm}\cdot\text{min}^{-1}$,焊丝干伸长量为 25 mm,层间温度为 $100\sim 150\text{ }^\circ\text{C}$,采用直流反接法。利用电弧熔化复合粉体颗粒,与从实心焊丝末端过渡的熔滴共同熔合为熔池,空冷后形成耐磨合金。同理,堆焊第二道以及第二层,相邻焊道的搭接率约为 50%。

在堆焊合金的中间部分截取尺寸为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 25\text{ mm}$ 的金相试样,用 D/MAX2550VB 型 X 射线衍射仪(XRD)表征堆焊合金的物相组成,采用铜靶, K_α 射线,工作电压为 40 kV,工作电流为 150 mA,扫描速率为 $5\text{ (}^\circ\text{)}\cdot\text{min}^{-1}$,扫描范围为 $20^\circ\sim 90^\circ$ 。对金相试样进行磨制、抛光,经体积分数 4% 硝酸乙醇溶液腐蚀 15 s 后,用 JSM-6360LV 型扫描电镜(SEM)观察显微组织,并用附带的 Oxford 7854 型能谱仪(EDS)进行微区成分分析。用 HV-1000 型显微硬度计测堆焊合金的截面显微硬度分布以及特征相的显微硬度,载荷为 1.96 N,保载时间为 10 s,测试间距为 1 mm;用 HR-150 型洛氏硬度计测堆焊合金的表面硬度,载荷为 1 471 N,保载时间为 30 s,测 15 次取平均值。在堆焊合金的中间部分截取尺寸为 $57\text{ mm}\times 25.5\text{ mm}\times 6\text{ mm}$ 的耐磨试样,用 MLS-225 型湿砂橡胶轮式磨损试验机进行磨损试验,磨浆由 1.5 kg 的粒径 0.99~1.65 mm 石英砂和 1 000 mL 自来水组成,橡胶轮直径为 178 mm,

邵氏硬度为 60 HA,载荷为 24.5 N;试样先预磨 1 000 r,用水冲洗、酒精擦拭吹干后,用精度 0.1 mg 的 FA2104J 型电子天平称取其初始质量 m_0 ,然后再磨损 1 000 r,称取试样磨损后的质量 m_1 ,计算试样的磨损质量损失($m_0 - m_1$)。磨损试验后,采用 SEM 观察磨损形貌。

2 试验结果与讨论

2.1 物相组成

由图 1 可以看出,堆焊合金由 α -Fe(铁素体)、 M_2B 、 M_3C 、VC 等物相组成,其中含质量分数 0、3.0%、4.5% 钒的堆焊合金的 M_2B 相特征衍射峰强度较高,说明 M_2B 相的体积分数较高。当钒质量分数由 0 提高至 3.0% 时, M_2B 相的(440)(晶面间距 d 为 0.163 nm)晶面的衍射峰强度下降,说明此时 $(Cr,Fe)_2B$ 相转化为 $(Fe,Cr)_2B$ 相。随着钒含量的增加, M_3C 相的衍射峰强度先减弱后基本不变,说明其含量先减少后基本不变,但其衍射峰强度整体偏低,说明其含量偏低。加入钒后高硼合金中析出 VC 相,当钒质量分数为 6.0% 和 7.5% 时,合金中还析出了 V_3B_2 相。 V_3B_2 相的硼含量明显高于 $(Fe,Cr)_2B$ 相,该相的析出将改变堆焊熔体的硼含量及分布,从而明显改变 M_2B 等相的形态和数量。随着钒含量的增加, α -Fe 相(200)面和(211)面的晶面间距先增大后减小。 α -Fe 相晶面间距的增大主要归因于溶质元素固溶度的增加,减小则归因于溶质元素固溶度的下降^[14]。可知,随着钒含量的增加,该合金 α -Fe 相中固溶的铬、钒原子含量先增加后下降,当钒质量分数为 6% 时, α -Fe 中固溶的铬、钒原子含量最高。

2.2 显微组织

由图 2 结合表 1 可以看出:位置 a_1 、 c_1 和 f_1 处深灰色块状相均含有较高含量的铬和硼,结合 XRD 谱可确定为 M_2B 相,未添加钒时为 $(Cr,Fe)_2B$ 或 $(Fe,Cr)_2B$,添加钒后形成 $(Fe,Cr,V)_2B$ 相。位置 a_2 、 c_2 和 d_1 处浅灰色相的铬、钒含量明显低于 M_2B 相,结合 XRD 谱可确定该相为 α -Fe。位置 a_3 、 c_3 和 d_2 处白色条状相未检测到硼元素,其铬和碳含量较高,添加钒后,该相中的铬、钒含量明显高于 α -Fe 相;该相与 α -Fe 相间隔分布,符合共晶碳化物的形态特征,结合 XRD 谱可知其为 M_3C 相,其中 M 代表铁、铬、钒等金属元素;随着钒含量的增加, M_3C 相细化。当钒质量分数为 1.5% 时,合金中出现了黑色点状相,块状 M_2B 相含量增加,尺寸变大;当钒

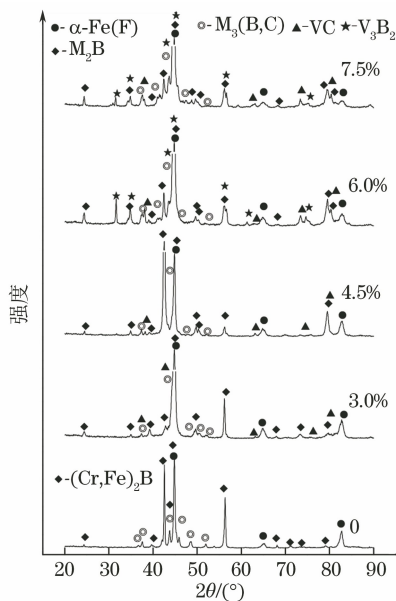


图 1 不同钒质量分数堆焊合金的 XRD 谱

Fig.1 XRD patterns of hardfacing alloys with different vanadium mass fractions

质量分数增加到 3.0%、4.5% 时,析出了黑色点状和十字花状枝晶,块状 M_2B 相细化;当钒质量分数增加到 6.0%、7.5% 时,析出了黑色点状、针状和条状晶,尤其是当钒质量分数为 7.5% 时针状和条状晶明显增多,且呈定向分布, M_3C 相数量减少。这些点状、十字花状枝晶主要分布于深灰色块状 M_2B 晶粒之间,少量析出于 M_2B 晶内;黑色针状和条状晶多分布于块体 M_2B 晶内,不少定向贯穿晶粒,与 M_2B 相具有良好的相容性。由位置 c_4 和 d_3 的 EDS 分析结果可知,这些黑色十字花状枝晶的钒和碳含量较高,结合 XRD 谱可知其为 VC 相;根据凝固理论,可确定黑色点状相也为 VC。通常,VC 相的析出温度高于 M_2B 相,应形成以 VC 相为核心的组织,但是观察到块状 M_2B 相晶间的十字花状 VC 相较多,可知该相的实际析出温度低于块状 M_2B 相。这是由于堆焊熔池属于一个非均质的熔体,发生了非平衡快速凝固^[15],随着初生 M_2B 相的析出,多余的碳原子和钒原子被排斥到 M_2B 相晶间富集,从而析出 VC 相。由位置 f_3 和 f_2 的 EDS 分析结果可知,黑色针状和条状晶中钒、硼含量均较高,且其尺寸较大,结合 XRD 谱可确定其为 V_3B_2 相。 V_3B_2 相需要供高硼原子团簇才可形核析出,但是由于 V_3B_2 和 Fe_2B 的晶体结构相同(均匀四方结构),晶格常数相近(V_3B_2 的 $a=0.573\ 7\text{ nm}$, $c=0.330\ 5\text{ nm}$; Fe_2B 的 $a=0.510\ 0\text{ nm}$, $c=0.424\ 9\text{ nm}$),因而 V_3B_2 相和 Fe_2B 相可相互交错结晶。然而, V_3B_2 相的析出,消

耗了堆焊熔体中较多的硼原子和钒原子,致使剩余熔体的硼原子含量减少,因而浅灰色块状 M_2B 相的含量减少。综上,未添加钒(钒质量分数 0)的堆焊高硼合金的组织为初生 $M_2B+\alpha-Fe+M_3C$;当钒质量分

数为 1.5%,析出 VC 相,初生 M_2B 相的含量和尺寸有所增加;当钒质量分数增至 3.0%和 4.5%时,初生 M_2B 晶粒细化;当钒质量分数增至 6.0%和 7.5%时,析出针状和条状 V_3B_2 相,初生 M_2B 相减少。

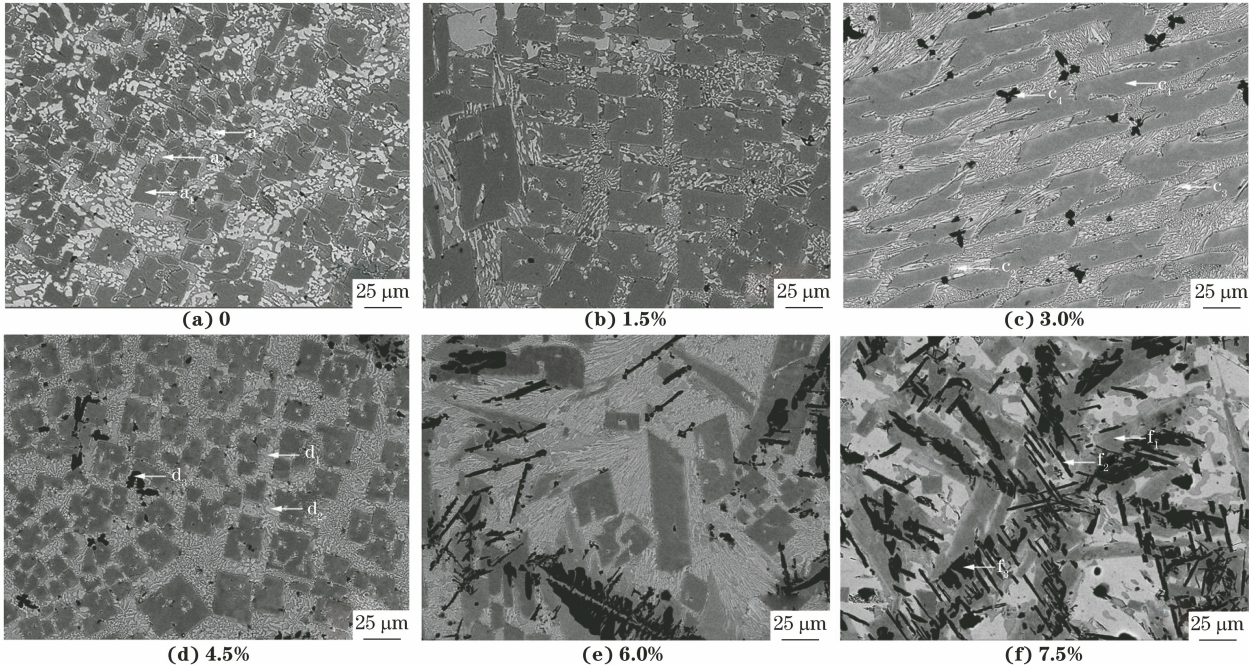


图 2 不同钒质量分数堆焊合金的显微组织

Fig.2 Microstructures of hardfacing alloys with different vanadium mass fractions

表 1 图 2 中不同位置的 EDS 分析结果

Table 1 EDS analysis results of different positions in Fig.2

位置	原子分数/%				
	Cr	V	B	C	Fe
a ₁	8.94		29.57	12.46	49.03
a ₂	2.84			13.72	83.44
a ₃	7.06			24.87	68.07
c ₁	7.67	2.11	34.59	12.54	43.09
c ₂	2.47	0.79		13.63	83.11
c ₃	8.17	2.63		29.18	60.02
c ₄	4.58	41.32		51.21	2.89
d ₁	1.48	1.04		14.57	82.91
d ₂	7.92	3.40		38.13	50.55
d ₃	4.21	40.82		53.35	1.62
f ₁	6.96	1.86	21.57	19.53	50.08
f ₂	14.48	29.40	22.48	25.34	8.30
f ₃	17.69	21.25	32.58	15.59	12.89

2.3 硬 度

未添加钒的堆焊高硼合金中块状 M_2B 相的显微硬度为 1 287 HV,而钒质量分数为 3.0%的堆焊合金中 M_2B 相的显微硬度为 1 434 HV,明显高于未添加钒的,这主要是一定量钒的固溶导致的。钒

质量分数为 6.0%的堆焊合金中块状 M_2B 相的显微硬度下降至 1 245 HV,与未添加钒时相近,这是由于 V_3B_3 相的析出导致该相中的铬含量和钒含量低于未添加钒的,表明 M_2B 相的合金化程度决定了其显微硬度。钒质量分数为 6.0%的堆焊合金中针状和条状 V_3B_2 相的显微硬度为 1 761 HV,明显高于 M_2B 相的显微硬度。

由图 3 可知,随着距表面距离的增大,堆焊合金的硬度呈先升后降的趋势,表层的显微硬度低于次表层,这是由于表层冷却速率高于次表层,致使次表层析出的初生硬质相尺寸大,对压头压入产生较高阻力。Q235A 钢基体的平均显微硬度为 210 HV 左右,而熔合线附近的基体区域显微硬度高于 300 HV,这主要是堆焊层的合金原子向基体迁移扩散导致的。堆焊合金的平均显微硬度在 1 000 HV 以上,靠近熔合线区域的硬度不高,这是 Q235A 钢成分稀释作用的结果。钒质量分数 7.5%的堆焊合金局部微区的显微硬度高于 2 000 HV,表明这些区域的 V_3B_2 等硬质相偏多且尺寸较大。

当钒质量分数为 0,1.5%,3.0%,4.5%,6.0%,7.5%时,堆焊合金的硬度分别为 55.6,61.0,61.6,

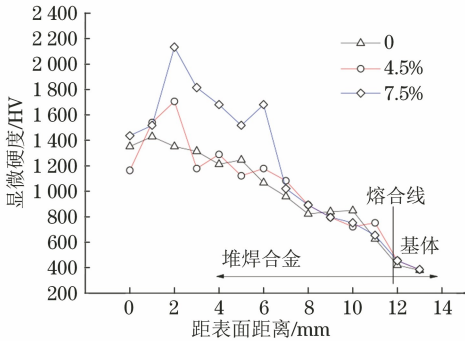


图3 不同钒质量分数堆焊合金的截面硬度分布曲线
Fig.3 Section hardness distribution curves of hardfacing alloys with different vanadium mass fractions

59.8,59.5,58.2 HRC,可见随着钒含量的增加,堆焊合金的硬度先大幅升高后小幅降低。随着钒含量的增加,块状 M_2B 硬质相数量先增加后减少,压头压入的阻力先变大后变小,因此堆焊合金的硬度先升高后降低。与初生 M_2B 相相比, V_3B_2 相的尺寸偏小,且数量少,对堆焊合金宏观硬度的影响较小。

2.4 耐磨性能

由图4可知,随着钒含量的增加,堆焊合金的磨损质量损失先减小后增大,耐磨性能先增强后降低。当钒质量分数为3.0%时,高硼堆焊合金的磨损质量损失最小,为0.0194g,合金的耐磨性能最佳,这主要是因为此时堆焊合金中初生 M_2B 相呈块状,形态规则,且该相之间析出VC相,可形成组织协同强

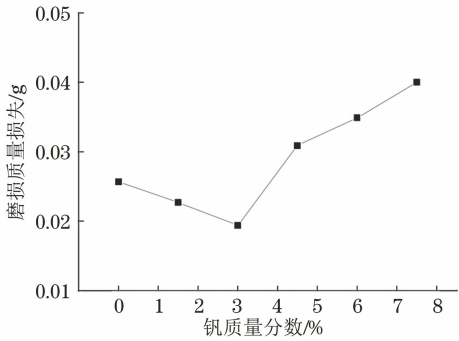
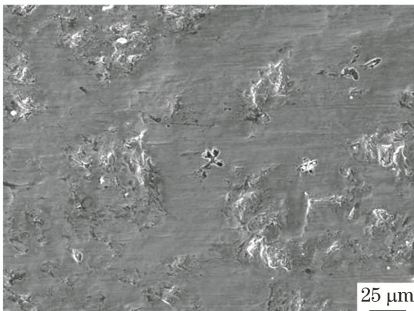


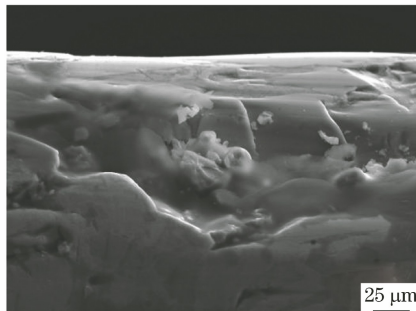
图4 堆焊合金的磨损质量损失与钒质量分数的关系曲线
Fig.4 Curve of wear mass loss vs vanadium mass fraction of hardfacing alloys

化效应,宏观硬度最高,耐磨性最好。但是,随着钒含量的继续增加,堆焊合金中析出针状和条状 V_3B_2 相,消耗堆焊熔体中较多的硼原子而减少 M_2B 相的数量,宏观硬度下降;同时, V_3B_2 相呈针状和条状定向分布,脆性大,在磨损过程中易脆断而崩落;因此,堆焊合金耐磨性能降低。

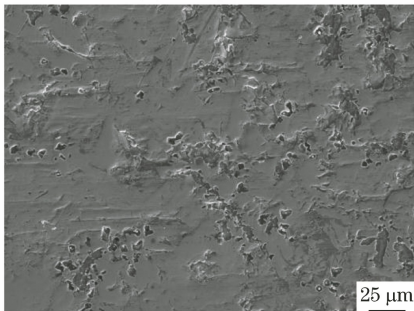
由图5可见:当钒质量分数为3.0%时,磨损表面有轻微刮擦痕迹,还有一些剥落坑,不存在塑性变形的痕迹,呈现典型的脆性断裂形貌,这说明该高硼合金较脆;当钒质量分数为6.0%时,磨损表面只有极轻微刮擦,但有数量较多且形态不一的剥落坑,同时还存在大量剥离性贯穿裂纹。这说明当钒质量分数提高至6%时,合金的耐磨性能明显降低,这主



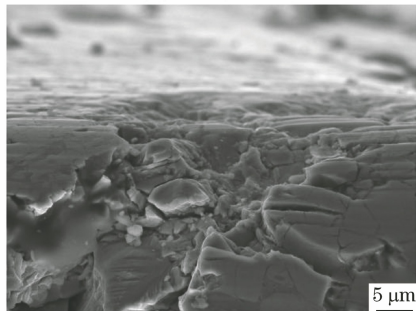
(a) 3.0%,表面



(b) 3.0%,侧面



(c) 6.0%,表面



(d) 6.0%,侧面

图5 不同钒质量分数堆焊合金的磨损形貌

Fig.5 Wear morphology of hardfacing alloys with different vanadium mass fractions: (a, c) surface and (b, d) side face

要是因为该堆焊合金中析出大量的针状和条状 V_3B_2 相,与 M_2B 相互交错结晶,并定向生长,累积了过高的内应力。

3 结 论

(1) Fe-Cr-B-C 系堆焊合金由 α -Fe、 M_2B 和 M_3C 等相组成;当添加的钒质量分数为 1.5% 时,析出 VC 相,初生 M_2B 相的体积分数和尺寸增加;当钒质量分数增至 3.0% 和 4.5% 时,初生 M_2B 晶粒细化;当钒质量分数增至 6.0% 时,析出针状和条状 V_3B_2 相,与初生 M_2B 相交错结晶;当钒质量分数增至 7.5% 时, V_3B_2 相明显增多, M_2B 相减少。

(2) 随着钒含量的增加,堆焊合金的硬度先增大后降低,当钒质量分数为 3.0% 时,硬度最高,为 61.6 HRC。添加钒后堆焊合金的硬度高于未添加钒的堆焊合金。块状初生 M_2B 相的数量直接影响堆焊合金的硬度,而 V_3B_2 相的尺寸小,数量少,对宏观硬度的影响小。

(3) 随着钒含量增加,堆焊合金的磨损质量损失先减小后增大,耐磨性能先增强后降低。当钒质量分数为 3.0% 时,高硼堆焊合金的磨损质量损失最小,为 0.019 4 g,耐磨性能最佳。耐磨性能的增强与 VC 相和 M_2B 相形成的组织协同强化效应有关,其降低则与脆性较大的 V_3B_2 相的增多有关。

参考文献:

- [1] KOCAMAN E, KILINÇ B, ŞEN Ş, et al. In-situ TiB_2 and Fe_2Ti intermetallic assisted hard coatings by Fe-Ti-B based hardfacing electrodes[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 900: 163478.
- [2] 山红伟. 钒含量对铁-铬-碳系合金碳弧堆焊层组织和耐磨性能的影响[J]. 机械工程材料, 2016, 40(3): 35-38.
SHAN H W. Effects of Nb content on microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C alloy surfacing layer based carbon arc [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2016, 40(3): 35-38.
- [3] ZHANG H, CHONG K, XIAO G C, et al. TIG cladding in situ nano vanadium carbide reinforced Fe-based ultra-fine grain layers under water cooling condition[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 352: 222-230.
- [4] 徐鑫, 潘应君, 柯德庆, 等. 316 不锈钢表面等离子熔敷硼化物覆层的组织与性能[J]. 机械工程材料, 2021, 45(4): 51-56.
- XU X, PAN Y J, KE D Q, et al. Microstructure and properties of boride coating on surface of 316 stainless steel by plasma cladding[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2021, 45(4): 51-56.
- [5] ARDIGO-BESNARD M R, TELLIER A, BESNARD A, et al. Effect of the microstructure on the tribological properties of HIPed and PTA-welded Fe-based hardfacing alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 425: 127691.
- [6] YAO H W, GONG J X, CHENG S Y, et al. Effects of travel speed on the microstructure and abrasion resistance of hardfacing alloys deposited with composite powder particles and solid wire[J]. Metals, 2020, 10(6): 740.
- [7] WANG Z J, ZHANG W N, LI Y W, et al. Heterogeneous nucleation of M_2B -type borides ($M=Cr, Fe$) attached to TiB_2 and $Ti(C, N)$ particles in as-cast high borated steel [J]. Materials Characterization, 2020, 169: 110588.
- [8] BERNIS H. Comparison of wear resistant MMC and white cast iron[J]. Wear, 2003, 254(1/2): 47-54.
- [9] RÖTTGER A, LENTZ J, THEISEN W. Boron-alloyed Fe-Cr-C-B tool steels: Thermodynamic calculations and experimental validation[J]. Materials & Design, 2015, 88: 420-429.
- [10] 马秀良, 胡肖兵. 高温合金中硼化物精细结构的高空间分辨电子显微学研究[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1503-1524.
MA X L, HU X B. High-resolution transmission electron microscopic study of various borides precipitated in superalloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(11): 1503-1524.
- [11] JIN J, SUN J S, WANG G L. Effect of Mo content on microstructure and Wear resistance of Mo-Fe-B claddings[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 81: 233-241.
- [12] JIAN Y X, HUANG Z F, XING J D, et al. Effects of chromium additions on the three-body abrasive wear behavior of Fe-3.0 wt% B alloy[J]. Wear, 2017, 378/379: 165-173.
- [13] SIVA K, MURUGAN N, LOGESH R. Optimization of weld bead geometry in plasma transferred arc hardfaced austenitic stainless steel plates using genetic algorithm [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2009, 41(1): 24-30.
- [14] ZHANG Z, YU T, KOVACEVIC R. Erosion and corrosion resistance of laser clad AISI 420 stainless steel reinforced with VC[J]. Applied Surface Science, 2017, 410: 225-240.
- [15] 韩光伟, 冯涤, 叶武俊. Ni_3Al 基金堆焊层开裂的研究[J]. 钢铁研究学报, 1994, 6(3): 41-46.
HAN G W, FENG Di, YE W J. Investigation on cracking in surfacing welding layer of Ni_3Al based alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research, 1994, 6(3): 41-46.