

# W 对 Fe-Cr-C-W-B 系堆焊合金组织和性能的影响

邹宗轩, 刘政军, 韩旭

(沈阳工业大学, 沈阳, 110870)

**摘要:** 机械设备的使用寿命会因为磨损而减少, 因而应该提升材料耐磨性能以提高机械设备的使用时间. 利用埋弧焊机采用明弧堆焊的方法制备 Fe-Cr-C-W-B 堆焊合金, 在一定试验条件下分析了改变药芯焊丝中 W 的质量比例后堆焊合金硬质相的数量以及耐磨性能的变化情况. 结果表明, 当 W 含量提高后, 堆焊层中硬质相的所占比例增加, 从而显著改善其硬度和耐磨性能. 在堆焊层金属 W 质量分数为 2.73% 时, 堆焊层主要含钨硬质相为 FeWB, Fe<sub>2</sub>W, FeW<sub>3</sub>C. 当堆焊层金属 W 含量在 5.47% 时堆焊层耐磨性能达到最佳, 磨损量为 0.382 5 g, 洛氏硬度为 61.63 HRC. 当堆焊层金属 W 含量为 6.35% 时, 堆焊层洛氏硬度达到最高为 64.22 HRC, 磨损量为 0.418 2 g, 由于堆焊层的淬硬性增加, 在磨损过程中硬质相易脱落, 导致耐磨性能稍有下降. 为了获得更好的耐磨性能, W 质量分数应控制在 5.47% 左右.

**创新点:** (1) 明确 Fe-Cr-C-B-W 合金中 W 元素对耐磨性能的影响规律.  
(2) 确定出 Fe-Cr-C-B-W 最佳合金元素含量使堆焊层金属耐磨性能达到最佳.

**关键词:** 堆焊合金; 耐磨性能; 药芯焊丝; 堆焊; 硬质相

**中图分类号:** TG 455      **文献标识码:** A      **doi:** 10.12073/j.hjxb.20210208001

## 0 序言

相关统计研究发现, 目前全球消耗的钢材中, 有超过一半的都和磨损有关, 因而很有必要采取合理措施来降低材料磨损, 延长设备寿命, 和当前工业生产领域的绿色环保理念相符合<sup>[1-2]</sup>. 堆焊技术在表面处理领域被广泛的应用, 其优势表现为方便操作, 改善效果好, 经济实惠<sup>[3-5]</sup>. 和普通电弧堆焊相比, 药芯焊丝堆焊的效率显著提高, 且其操作简单, 飞溅小, 对操作者的要求相对低. 焊接时, 可根据需要合理调节药芯中药粉的配比, 改善焊接性能, 提升零件耐磨性能<sup>[6-9]</sup>.

为改善药芯焊丝的焊接效果, 可在其中加入一定量合金元素, 这样可起到细化晶粒, 增强硬度的作用, 从而降低零件磨损率<sup>[10]</sup>. Prijanovi 等人<sup>[11]</sup>通过添加铬, 形成 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 等硬质相而实现固溶强化效果, 有利于改善材料的耐蚀性. Gou 等人<sup>[12]</sup>通过在药芯焊丝中加入 B<sub>4</sub>C 和 V 元素制备了高铬合金, 结果表明添加 B<sub>4</sub>C 对于细化晶粒有明显效果, 并且

可以抑制 Cr 和 V 元素的固溶, 使碳化物 (Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 的含量增加并且呈弥散分布. Fe-Cr-C 系耐磨药芯焊丝堆焊所得合金中含 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 等硬质相, 这种组织可大幅度提高堆焊合金的硬度和抗磨损性能<sup>[12-14]</sup>.

目前, 对铁基合金系的 Fe-Cr-C 堆焊合金的耐磨性已有较多相关研究成果, 而关于 W 对 Fe-Cr-C 堆焊合金的影响研究较少, 文中在 Fe-Cr-C 合金的基础上, 向药芯焊丝中加入钨粉、硼铁、碳化硼等, 制备 Fe-Cr-C-W-B 堆焊合金, 研究 W 元素对 Fe-Cr-C-W-B 堆焊合金组织和性能的影响, 以焊接冶金方法合成新型硼化钨硬质相.

## 1 试验方法

堆焊试验所用母材为 Q235 钢, 试验选用 H08A 低碳钢带. 母材及带材的化学成分如表 1 所示.

该粉体的主要成分包括高碳铬铁、铬粉、钨粉、硼铁、碳化硼、银片石墨等, 同时加入铝粉、氧化铝粉、氟化钙粉, 并添加氧化钙粉用作渣系材料, 以达到产生熔渣、保护气体和防止氧化的目的<sup>[15-16]</sup>, 渣系成分见表 2. 为了保证较高的粉末填充率, 将添

表 1 Q235 钢和 H08A 低碳钢带的化学成分 (质量分数, %)  
Table 1 Chemical compositions of Q235 steel and H08A low carbon steel strip

材料	Mn	Si	C	S	P	Fe
Q235	0.45 ~ 0.55	< 0.30	< 0.15	< 0.045	< 0.045	余量
H08A	0.20 ~ 0.25	0.01	0.01	< 0.020	< 0.020	余量

表 2 药芯焊丝渣系成分 (质量分数, %)  
Table 2 Compositions of flux cored wire slag

CaF <sub>2</sub>	CaO	Al	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
0.5	0.3	2.0	0.2

加到钢带中的粉末粒度控制在 60 ~ 80 目。

试验采用 MZC-1250 交流埋弧自动焊机进行堆焊层的制备, 堆焊试样选择六道双层结构. 这种结构可明显降低母材组织对堆焊合金稀释的影响, 同时也增加了堆焊层高度. 焊前对焊接速度、焊丝伸出长度以及电化学参数等多次调节, 获得最优的堆焊工艺参数, 如表 3 所示.

表 3 堆焊工艺参数  
Table 3 Surfacing process parameters

电弧电压 U/V	焊接电流 I/A	焊接速度 v/(mm·s <sup>-1</sup> )	焊丝伸出长度 l/mm
25	160	12	16

通过荧光光谱技术对采集的试样进行分析, 确定出其中 Cr, W, Fe 元素的占比, 同时进行钻样并采集合金粉末, 基于化学分析法进行检测从而确定出其中 C 和 B 的含量. 用 OMLPUS BX-6 型光学显微镜和 HITACHI S-3400 N 型扫描电镜分析堆焊合金的显微组织. 对堆焊层金属试样通过衍射仪检测, 设置的参数为: 扫描速度 4°/min, 扫描范围 20° ~ 100°. 用洛氏硬度计和维氏硬度计测量试样的宏观硬度和显微硬度, 取试验平均值作为结果. 磨擦磨损试验过程中选择了 MLS-23 型磨损测试仪, 工作参数: 砂浆浓度为 70%, 石英砂粒径为 250 μm, 转速为 240 r/min, 磨擦磨损试验时间为 5 min. 图 1 为摩擦磨损试验示意图. 采用 BL410F 型电子天平 (1 mg) 对试样磨损前后质量进行测试.

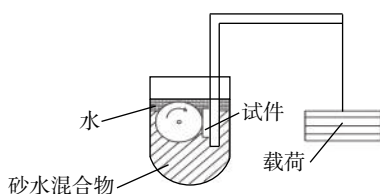


图 1 摩擦磨损试验示意图

Fig. 1 Schematic diagram of friction and wear test

## 2 试验结果与分析

### 2.1 堆焊合金的相分析

Fe-Cr-C-W-B 药芯焊丝中 W 的添加量为 5% ~ 24%, 当测量不同的 W 添加量时, 堆焊合金的元素含量如表 4 所示. W1 ~ W5 堆焊层金属样品 W 元素质量分数分别为 1.82%, 2.73%, 3.43%, 5.47% 和 6.35%.

表 4 堆焊合金成分 (质量分数, %)  
Table 4 Surfacing alloy compositions

编号	Cr	C	B	W
W1	12.32	1.47	2.34	1.82
W2	12.57	1.53	2.61	2.73
W3	12.44	1.52	2.73	3.43
W4	12.62	1.61	2.51	5.47
W5	12.83	1.49	2.62	6.35

图 2 为 W 含量分别为 2.73%, 6.35% 时堆焊合金 XRD 衍射图谱. 由图 2a 可知, 当 W 质量分数为 2.73% 时, 奥氏体、马氏体为堆焊合金基体组织的主要组成, 分析可知其中的含钨硬质相包括 FeWB, Fe<sub>2</sub>W, FeW<sub>3</sub>C. 由图 2b 可知, 当 W 质量分数为 6.35% 时, 在其中 W 元素含量增加后, 对应的 FeWB, FeW<sub>3</sub>C 衍射峰也同步增加. 由此可判断出 W 元素含量和这些硬质相的生成量存在正相关关系. 因而可通过提高 W 含量而增加堆焊层合金的硬质相数量, 以此来改善堆焊合金性能.

根据热力学反应原理, 当化学反应中温度和压力一定时, 必须要满足条件  $\Delta G < 0$ , 才能自发的进行反应, 式 (1) ~ 式 (4) 反映出 Fe-Cr-C-W-B 堆焊合金形成时的可能发生的反应. 图 3 为各物质吉布斯自由能与温度关系. 从图 3 可以看出, 在熔池温度范围内, WB, WC, W<sub>2</sub>C 的吉布斯自由能小于零, 说明经过焊接冶金反应有生成以上物质的可能. 当温度高于 1 021 K 时, Fe<sub>3</sub>C 吉布斯自由能为负值, 说明在温度高于 1 021 K 时堆焊层有生成 Fe<sub>3</sub>C 的可

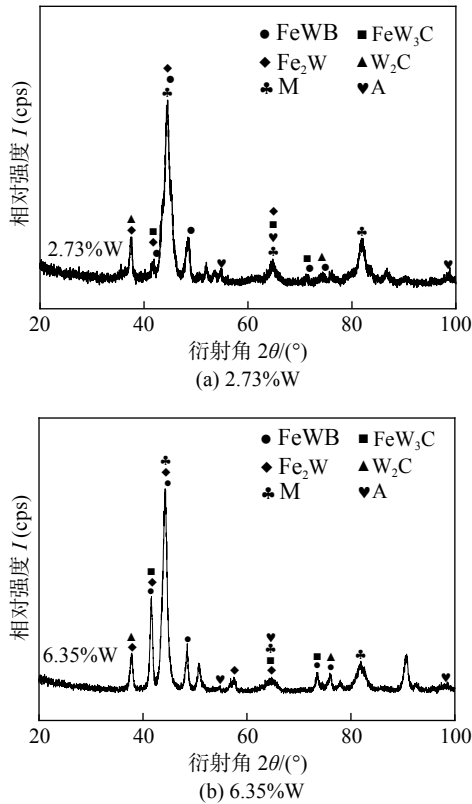


图 2 堆焊合金 XRD 衍射图谱

Fig. 2 XRD diffraction patterns of surfacing alloy. (a) 2.73%W; (b) 6.35%W

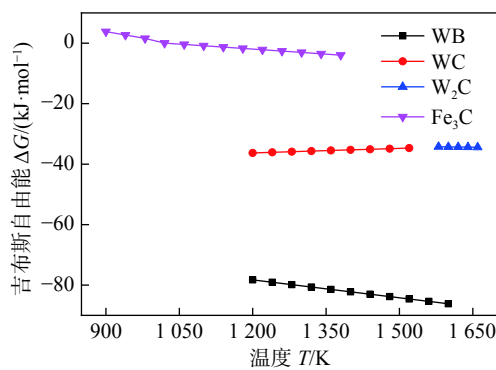


图 3 各种物质吉布斯自由能与温度关系

Fig. 3 Relationship between gibbs free energy and temperature of each substance

能. 在试验过程中基于衍射仪已检出  $W_2C$  和  $FeW_3C$  的衍射峰, 不过没有检测到  $WC$ .  $FeW_3C$  的生成吉布斯自由能为  $11.5385 \text{ kJ/mol}$ , 低于  $WC$  的  $16.3462 \text{ kJ/mol}$ , 所以  $FeW_3C$  比  $WC$  更容易形成, 而且更加稳定<sup>[17]</sup>.

$$\begin{cases} W + B = WB \\ \Delta G = -54500 - 19.795T, 298 \text{ K} < T < 2000 \text{ K} \end{cases} \quad (1)$$

$$\begin{cases} W + C = WC \\ \Delta G = -42260 + 4.98T, 1173 \text{ K} < T < 1575 \text{ K} \end{cases} \quad (2)$$

$$\begin{cases} 2W + C = W_2C \\ \Delta G = -30540 - 2.34T, 1575 \text{ K} < T < 1673 \text{ K} \end{cases} \quad (3)$$

$$\begin{cases} 3Fe + C = Fe_3C \\ \Delta G = 29040 - 28.03T, 298 \text{ K} < T < 1000 \text{ K} \\ \Delta G = 11234 - 11.0T, 1000 \text{ K} < T < 1410 \text{ K} \end{cases} \quad (4)$$

式中:  $\Delta G$  为吉布斯自由能,  $\text{J/mol}$ ;  $T$  为温度,  $\text{K}$ .

## 2.2 堆焊合金的显微组织分析

图 4 为堆焊合金的金相形貌. 由图 4 可见, 堆焊层组织由基体组织和共晶组织 (共晶奥氏体和硬质相) 构成. 当合金冷却结晶时, 先共晶奥氏体首先在熔池中结晶, 当合金的温度降低时, 初生奥氏体继续长大. 在液相中 C 原子和 B 原子相遇, 温度进一步降低而低于共晶温度条件下, 熔池内会产生共晶反应, 所得产物分布在初生相周围. 在焊后冷却速度较快时, 奥氏体会反应而形成马氏体.

分析图 4a 可知, 在堆焊层金属中 W 含量为 1.82% 条件下, 其中含有很多初生相, 共晶组织少, 而晶粒也较粗大. 在其中 W 含量为 2.73% 时, 初生相数量明显减少, 而共晶组织比例提高, 晶粒也变得细小. 根据图 4e 结果可知, 在堆焊层金属中 W 含量为 6.35% 条件下, 组织中共晶组织最多, 而奥氏体晶粒最细小. 液相中溶质含量提高后, 反应所生成的共晶组织增加, 其中的 W 元素对奥氏体相区的扩展有一定阻碍作用, 从而减小了此相区的范围; W 元素可促进铁素体形成, 因而其含量增加后, 铁素体形成温度范围增大, 而产生了更多的铁素体, 所得产物为共晶组织的组分. 由此可推断出钨元素含量提高后, 所得合金中奥氏体含量下降, 而共晶组织在增加. 由于这两方面因素的影响, W 含量提高后, 合金中形成更多的共晶组织. 堆焊合金中 W 增加后, W 元素和 C, B 元素结合生成的硬质相增多, 而形成非自发形核的核心, 对晶粒长大起到一定阻碍作用, 这样就可实现细化晶粒的效果. 在 W 含量达到一定阈值时, 一部分 W 和 C, B 元素形成化合物, 还有一部分形成固溶体, 在两者的作用下大幅度增加了形核机率, 细化组织的效果得到增强.

图 5 为堆焊合金的扫描形貌. 由图 5 可知, 提高 W 含量后, 所得合金中共晶组织的形貌产生明显变化, 且其中含  $FeWB$  的共晶组织比例提高. 在其中 W 元素的质量占比为 1.82% 条件下, 形成的合金中共晶组织大部分为鱼骨状, 且含残余奥氏体的基体相对多, 如图 5a 所示. 在 W 元素的质量比

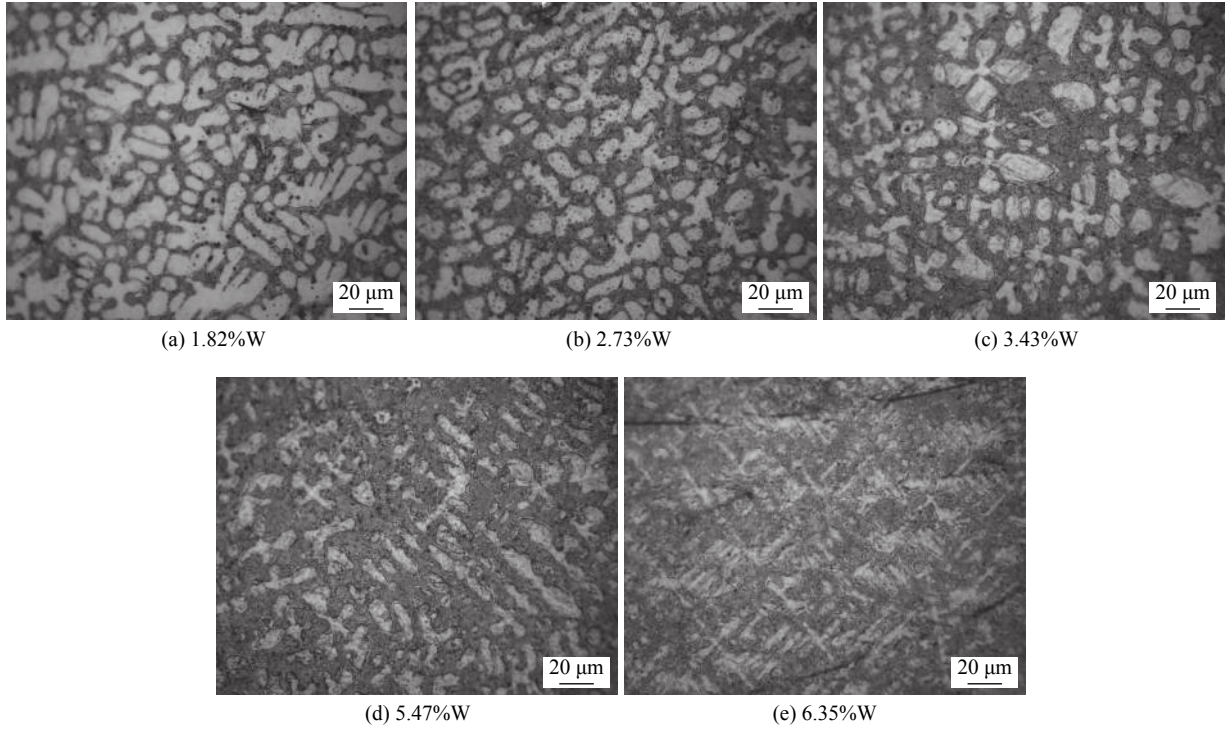


图 4 堆焊合金的金相组织

Fig. 4 Metallographic structure of surfacing alloy. (a) 1.82%W; (b) 2.73%W; (c) 3.43%W; (d) 5.47%W; (e) 6.35%W

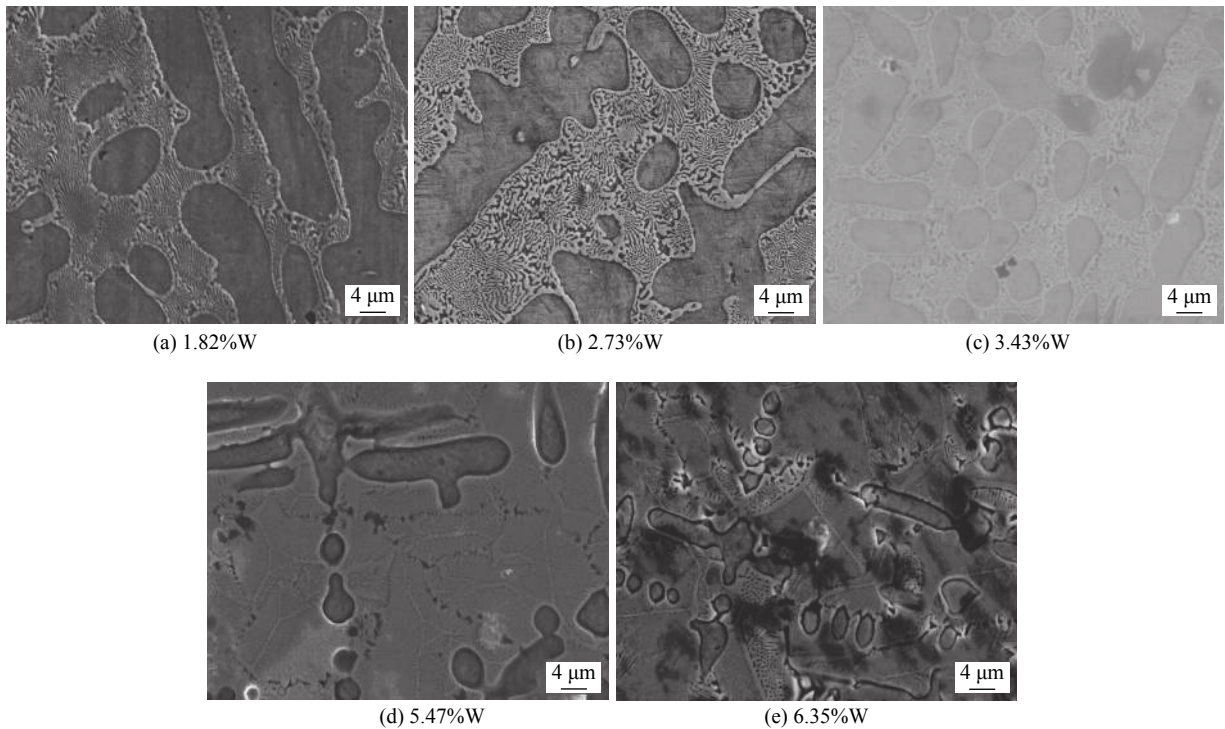


图 5 堆焊合金组织扫描形貌

Fig. 5 Microstructure scanning morphology of surfacing alloy. (a) 1.82%W; (b) 2.73%W; (c) 3.43%W; (d) 5.47%W; (e) 6.35%W

为 2.73% 时, 其中的共晶组织含量提高, 且主要表现为菊花形, 而基体组织所占比例下降 (图 5b). 在其中 W 的质量比例进一步增加后, 所得合金中共晶组织含量更多, 析出的  $\text{FeWB}$ ,  $\text{Fe}_2\text{W}$ ,  $\text{FeW}_3\text{C}$  等

含 W 硬质相数量增加. 同时, 过量的 W 元素进入基体中, 而使得堆焊层组织的硬度明显提高. 在其中 W 元素的含量为 6.35% 时, 形成的合金中共晶组织数量最多 (图 5e).

### 2.3 W 元素对堆焊合金硬度和耐磨性的影响

如表 5 和图 6 所示, 随着堆焊层金属中 W 元素含量的增加, 堆焊层金属的硬度逐渐增加. 当堆焊层金属中 W 含量从 1.82% 增加到 6.35% 时, 堆焊层金属的硬度从 53.24 HRC 增加到 64.22 HRC. 由于 W 含量的增加, 促进了 FeWB, Fe<sub>2</sub>W, FeW<sub>3</sub>C 等硬质相的形成, 同时增加 W 在堆焊层基体组织中的固溶量, 提高堆焊层的硬度. 当 W 元素在堆焊层金属中的质量分数从 1.82% 增加到 3.43% 时, 磨损量显著减少. 堆焊层金属中 W 含量为 5.47% 时, 堆焊层金属的耐磨性最好, 磨损量最少为 0.382 5 g. 继续增加 W 含量后, 磨损量增加, 表明磨损量与硬度不一定呈正相关. 堆焊层的耐磨性水平不仅与堆焊层金属的硬度有关, 还与基体和硬质相的类型和分布有关. 堆焊层金属中 W 含量为 6.35% 时, 硬质相数量最多, 硬度最高为 64.22 HRC, 磨损量为 0.419 5 g. 但堆焊层组织中 C, B 元素含量有限, 过多的 W 溶解在基体中, 导致堆焊层淬硬性增加, 堆焊层韧性下降, 耐磨性能略有降低. 为了获得较好的耐磨性, 堆焊层中 W 含量应控制在合理的范围内.

表 5 堆焊合金的硬度和磨损量  
Table 5 Hardness and wear of surfacing alloy

W 质量分数 w (%)	硬度 H (HRC)	磨损量 $\Delta W/g$
1.82	53.24	0.634 7
2.73	56.43	0.525 7
3.43	58.35	0.436 3
5.47	61.63	0.382 5
6.35	64.22	0.419 5

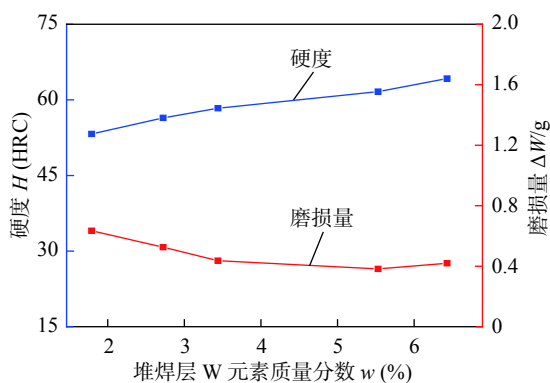
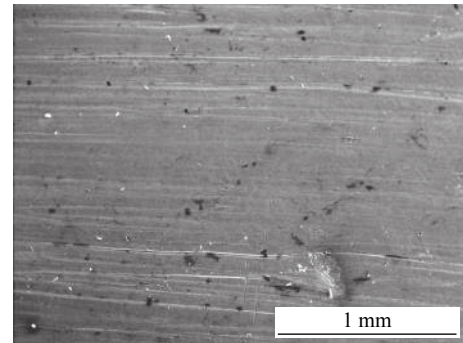


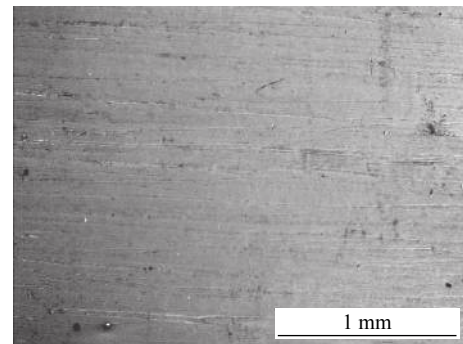
图 6 堆焊合金的硬度和磨损量

Fig. 6 Hardness and wear weight loss of surfacing alloy

图 7 为 W 含量分别为 2.73% 和 5.47% 时堆焊层的磨损形态, 均为磨料磨损. 如图 7a 所示, 试样划痕较多较深. 此时, 由于 W 元素含量较少, 生成的 FeWB, Fe<sub>2</sub>W, FeW<sub>3</sub>C 等硬质相含量较少, 试样的耐磨性较差. 如图 7b 所示, 堆焊层表面划痕数量明显减少, 划痕深度变浅, 此时产生 FeWB, Fe<sub>2</sub>W, FeW<sub>3</sub>C 硬质相数量增加, 材料的硬度和耐磨性大大提高.



(a) 2.73%W



(b) 5.47%W

图 7 堆焊合金的磨损形貌

Fig. 7 Wear morphology of surfacing alloy. (a) 2.73%W; (b) 5.47%W

### 3 结论

(1) 根据 XRD 衍射图谱表明, 堆焊层合金 W 含量为 2.73% 时, 合金中含钨硬质相有 FeWB, Fe<sub>2</sub>W, FeW<sub>3</sub>C 等. W 含量为 6.35% 时, FeWB, Fe<sub>2</sub>W, FeW<sub>3</sub>C 衍射峰增强, 生成数量增多.

(2) 增加 Fe-Cr-C-W-B 堆焊合金中 W 元素含量, 能缩小奥氏体相区, 细化奥氏体晶粒, 同时促进硬质相和共晶组织的生成, 提高堆焊层硬度和耐磨性.

(3) 当堆焊层金属中 W 含量为 6.35% 时, 堆焊层硬度达到最高为 64.22 HRC. 当堆焊层金属中 W 含量在 5.47% 时, 堆焊层耐磨性能达到最佳, 磨损量为 0.382 5 g.

## 参考文献

- [1] Tian H, Wang C, Guo M, *et al.* Study of the frictional-wear performance and abrasion resistance mechanism of a high-speed arc-sprayed FeNiCrAl coating[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 370: 320 – 330.
- [2] Yuan Xiao, Wang Jing, Zhu Qinghai, *et al.* Microstructure and wear resistance of Fe-based and Co-based coating of AISI H13[J]. *China Welding*, 2019, 28(3): 57 – 63.
- [3] 魏伟, 黄智泉, 张海燕, 等. 钒对铁基碳化钨耐磨堆焊层组织和性能的影响 [J]. *焊接学报*, 2019, 40(6): 131 – 136.  
Wei Wei, Huang Zhiquan, Zhang Haiyan, *et al.* Effect of vanadium on Microstructure and properties of Fe based WC hardfacing layer[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(6): 131 – 136.
- [4] Li Peng. Microstructures and surface performance of laser melting deposited composites on a Ti alloy[J]. *Science and Engineering of Composite Materials*, 2014, 21(2): 159 – 163.
- [5] Li Dongrui, Liu Zhengjun, Su Yunhai. Effect of TiN on microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloy: experimental research and first-principles calculation[J]. *Materials Research Express*, 2018, 8(5): 338 – 342.
- [6] Colao F H G, Maranho O. Evaluation of mass loss of weld-deposited hardfacing with cored wire Ti-FeCrC alloy[J]. *Soldagem & Inspecao*, 2014, 19(10): 58 – 68.
- [7] Wang W, Ferree S. New wire an advancement in self-shielded flux-cored arc welding[J]. *Welding Journal*, 2011, 90(7): 26 – 27.
- [8] Katherasan D, Srivastava S, Sathiya P. Process parameter optimization of AISI 316L(N) weld joints produced using flux-cored arc welding process[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2013, 66(2): 152 – 157.
- [9] 刘政军, 勾健, 贾华, 等. Fe-Cr-C-B-Nb 堆焊合金的显微组织和耐磨性 [J]. *焊接学报*, 2018, 39(3): 78 – 81.  
Liu Zhengjun, Gou Jian, Jia Hua, *et al.* Microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C-B-Nb Hardfacing alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(3): 78 – 81.
- [10] Lad V I, Menghani J V, Channiwala S A. Studies on the effect of alloying element in iron base hardfacing alloy[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2014, 67(3): 343 – 349.
- [11] Prijanovi M T, Kosec L. Heat affected zone in surfacing chromium ledeburitic steel[J]. *Metalurgija*, 2010, 49(3): 155 – 160.
- [12] Gou Junfeng, Wang You, Sun Jinping, *et al.* Bending strength and wear behavior of Fe-Cr-C-B hardfacing alloys with and without rare earth oxide nanoparticles[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2017, 3(11): 113 – 126.
- [13] Yang Q, Xing X, Gao Y, *et al.* Low-stress abrasion behaviors of Fe-Cr-C (1.4 similar to 5.6 wt-%) hardsurface coatings[J]. *Welding Journal*, 2016, 8(2): 39 – 45.
- [14] Hülya Durmuş, Nilay Çömez, Canser Gül, *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.
- [15] 旺虎. 耐磨堆焊用自保护药芯焊丝渣系研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2010.  
Wang Hu. Study on slag system of self shielded flux cored wire for hardfacing[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2010.
- [16] 史冠勇, 张延安, 牛丽萍, 等. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 对自蔓延冶金法制备 CuCr 合金冶炼渣性能的影响 [J]. *有色金属科学与工程*, 2019, 10(1): 8 – 12.  
Shi Guanyong, Zhang Tingan, Niu Liping, *et al.* Effect of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on properties of CuCr alloy slag prepared by SHS method[J]. *Science and Engineering of Nonferrous Metals*, 2019, 10(1): 8 – 12.
- [17] Suetin D V, Shein I R, Ivanovskii A L. Structural, electronic and magnetic properties of η carbides (Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C, Fe<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C, Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C and Co<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C) from first principles calculations[J]. *Physica B-Condensed Matter*, 2009, 404(20): 3544 – 3549.

第一作者: 邹宗轩, 硕士; 主要从事焊接性方面的研究; Email: 15942492610@163.com.

通信作者: 刘政军, 博士, 教授, 博士研究生导师; Email: liuzhengjun1962@163.com.

(编辑: 戴红)

in the angle space, which makes the features extracted by the network more separable and improves the recognition accuracy of model. Finally, tests are carried out using the actual molten pool monitoring data, and the results show that the proposed method has a high recognition accuracy, the accuracy rate is 97.85%. In the presence of molten droplet coverage interference, it can also achieve an accurate detection and recognition performance. Compared with the detection width and measured width of molten pool, the absolute error is less than 0.36 mm. The experimental results have demonstrated that the method is effective and reliable.

**Highlights:** (1) The combination of deep neural network and machine vision method for molten pool detection can improve the generalization ability of the molten pool detection method. (2) The molten pool detection network is optimized by the additional loss function of the edge included angle to improve the accuracy of molten pool detection. (3) The structure of the molten pool detection neural network is optimized through the PointRend neural network module to improve the speed and accuracy of molten pool detection.

**Key words:** additive manufacturing; molten pool shape detection; arc welding printing; feature fusion

**Effect of W on microstructure and properties of Fe-Cr-C-W-B surfacing alloy** ZOU Zongxuan, LIU Zhengjun, HAN Xu (Shenyang University of Technology, Shenyang, 110870, China). pp 91-96

**Abstract:** The service life of mechanical equipment will be reduced due to wear, so the wear resistance of materials should

be improved to increase the service time of mechanical equipment. Fe-Cr-C-W-B surfacing alloy was prepared by open arc surfacing with the submerged arc welding machine. The changes of hard phase quantity and wear resistance of surfacing alloy after changing the mass proportion of W in flux-cored wire were analyzed under certain test conditions. The results show that when the W content increases, the proportion of the hard phase in the surfacing layer increases, thereby significantly improving its hardness and wear resistance. When the mass fraction of metal W in the surfacing layer is 2.73%, the surfacing layer mainly contains tungsten hard phases of FeWB, Fe<sub>2</sub>W, FeW<sub>3</sub>C. When W content of the surfacing layer is 5.47%, the wear resistance of the surfacing layer reaches the best, the wear amount is 0.382 5 g, and the hardness is 61.63 HRC. When W content of the surfacing layer is 6.35%, the hardness of the surfacing layer reaches the highest 64.22 HRC, the wear extent is 0.418 2 g. As the hardenability of the surfacing layer increases, the hard phase is easy to fall off during the wear process, so the wear resistance decreases slightly. In order to obtain better wear resistance, the W mass fraction should be controlled at about 5.47%.

**Highlights:** (1) The influence law of W element in Fe-Cr-C-B-W alloy on wear resistance is expounded. (2) The optimum alloying element content of Fe-Cr-C-B-W was determined to achieve the best wear resistance of the surfacing layer metal.

**Key words:** surfacing alloy; wear resistance; flux-cored wire; surfacing; hard phase