

等离子弧堆焊 WC 增强型高铬铸铁的组织 and 性能 *

张国栋¹, 李 莉¹, 曹红美²

(1. 武汉大学 a. 动力与机械学院, b. 水射流理论与新技术湖北省重点实验室, 武汉 430072; 2. 上海飞机制造有限公司, 上海 200436)

摘 要: 采用等离子弧粉末堆焊技术在 Q235 钢表面分别堆焊高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁, 通过对各堆焊层的显微组织、化学成分、显微硬度、耐磨性和耐蚀性进行对比分析, 揭示 WC 颗粒对高铬铸铁堆焊层的影响。结果表明, 高铬铸铁堆焊层显微组织由初生 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ 和共晶组织组成, WC 增强型高铬铸铁堆焊层由初生碳化物、WC 颗粒和共晶组织组成。与高铬铸铁相比, WC 增强型高铬铸铁由于 WC 的加入, 初生碳化物面积分数非常高, 共晶组织数量相应减少; WC 增强型高铬铸铁的硬度, 耐电解腐蚀性和耐热腐蚀性均优于高铬铸铁。两种堆焊层熔合线处的硬度陡降, 结合线扫描结果说明, WC 的加入不影响 WC 增强型高铬铸铁堆焊层与基体界面处的冶金结合和堆焊质量。

关键词: 等离子弧堆焊; 碳化钨; 高铬铸铁; Q235 钢

中图分类号: TG456.2

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2015)06-0111-08

Structure and Properties of WC Reinforced High Chromium Cast Iron Surfacing Layer Deposited by Plasma Arc Welding

ZHANG Guo-dong¹, LI Li¹, CAO Hong-mei²

(1a. School of Power and Mechanical Engineering, 1b. Key Laboratory of Hubei Province for Waterjet Theory & New Technology, Wuhan University, Wuhan 430072; 2. Shanghai Aircraft Manufacturing Co., Ltd., Shanghai 200436)

Abstract: High chromium cast iron and WC reinforced high chromium cast iron surfacing layers were deposited on the surface of Q235 steel by plasma arc welding. Influence of WC particles on the high chromium cast iron surfacing layers was revealed by analyzing the microstructure, chemical composition, micro-hardness, abrasive resistance and corrosion resistance. The experimental results shows that the high chromium cast iron surfacing layer consists of primary $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ and eutectics while WC reinforced high chromium cast iron surfacing layer consists of primary carbides, WC particles and eutectics. Due to the addition of WC, WC reinforced high chromium cast iron surfacing layer shows a sharp increase in primary carbides and a corresponding reduction in eutectics in comparison with the high chromium cast iron surfacing layer. Besides, WC reinforced high chromium iron surfacing layer has higher hardness, better electrolytic corrosion resistance and hot corrosion resistance. A combination of a steep drop in hardness occurring in the fusion line of the two surfacing layers with the results of EDS indicates that the addition of WC has no bad effect on the metallurgical bonding with the matrix metal and welding quality. The results will provide a scientific guidance for promoting the application of the technology in engineering especially in electrolytic aluminum industries.

Keywords: plasma arc welding; tungsten carbide; high chromium cast iron; Q235 steel

收稿日期: 2015-05-28; **修回日期:** 2015-09-25; **基金项目:** * 国家自然科学基金 (51374154); 湖北省自然科学基金 (2014CFB707); 教育部博士研究生学术新人奖 (5052012208001)

通讯作者: 张国栋 (1975—), 男 (汉), 副教授, 博士; **研究方向:** 先进焊接技术和表面工程; **Tel:** (027) 6877 2252; **E-mail:** guo_dong_zhang@126.com

网络出版日期: 2015-12-09 08:35; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20151209.0835.010.html>

引文格式: 张国栋, 李莉, 曹红美. 等离子弧堆焊 WC 增强型高铬铸铁的组织 and 性能 [J]. 中国表面工程, 2015, 28(6): 111-118.
Zhang G D, Li L, Cao H M. Structure and properties of WC reinforced high chromium cast iron surfacing layer deposited by plasma arc welding [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(6): 111-118.

0 引言

等离子弧粉末堆焊技术是由等离子转移弧表面堆焊技术采用等离子弧焊接法中送料装置,用粉末替代焊丝作为填充材料发展而来的一门堆焊技术,具有熔敷率高、稀释率低,堆焊用粉末使用范围广等突出优点^[1-2]。除此,与手工电弧焊和钨极氩弧焊等其他堆焊技术相比,等离子弧粉末堆焊技术采用粉末做堆焊材料可提高合金设计的自由度,使堆焊难熔材料成为可能,从而大幅度提高工件耐磨、耐高温和耐腐蚀性^[3-4]。与激光熔覆相比,其效率更高,操作更方便,成本更低。WC 颗粒具有硬度高,耐磨性好的优点,目前很多研究者采用等离子弧堆焊^[5-6]、激光熔覆^[7-8]等方法获得 WC 增强的镍基和钴基堆焊层。然而镍基合金和钴基合金价格昂贵,无法大规模应用于电解铝厂等实际生产中。高铬铸铁成本低廉,具有良好的抗磨粒磨损性能,同时它还兼有良好的抗高温和抗腐蚀性,经常用于要求材料具有很强耐腐蚀性和磨损性的工业生产中^[9]。同时高铬铸铁与 WC 润湿角小,且 W 可以作为一种合金元素用来增加高铬铸铁的硬度和耐磨性而不影响其冲击韧性^[10],因而可采用等离子弧粉末堆焊工艺制备 WC 增强的高铬铸铁。

目前高铬铸铁性能研究多采用铸造的方法,如许斌等^[11]采用铸渗工艺获得 WC/高铬铸铁复合层并对其组织和耐磨性进行了研究,Kambakas K^[12]等采用改进的砂型铸造制备出性能优异的 WC 颗粒增强型高铬白口铸铁。事实上采用铸造方法使得高铬铸铁的研究范围受到较大限制^[13],而关于采用等离子弧粉末堆焊工艺制备 WC 增强的高铬铸铁的研究很少,特别是专门针对电解铝厂环境中应用的研究几乎没有,因

而文中采用等离子弧粉末堆焊技术获得高铬铸铁堆焊层和 WC 增强型的高铬铸铁堆焊层,并对其组织和性能进行对比研究,探索 WC 颗粒对高铬铸铁堆焊层的影响,为推动该工艺在工程中尤其是在电解铝厂中的应用提供科学依据。

1 试验制备

1.1 材料与方法

堆焊基体材料为 Q235,尺寸 60 mm×40 mm×20 mm。因 WC 含量过高,堆焊层的耐磨性和耐腐蚀性反而会降低^[8],试验堆焊用粉末为高铬铸铁合金粉末和含 30%WC 的高铬铸铁基粉末,其主要元素成分见表 1。

试验设备采用大型龙门式数控等离子弧堆焊机 LU-F630-B2500/3500LM-CNC。工艺参数为离子气流量 5.0~6.5 L/min,送粉气流量 5.0~6.5 L/min,送粉率为 50~80 g/min,堆焊电流 150 A,堆焊速度 500 mm/min。

采用线切割的方法,从堆焊试样沿堆焊条带径向截取试样,抛光腐蚀后,采用 Olympus-PMG3 型金相显微镜进行显微组织观察;用带有 EDAX 的 FEI SIRION(Netherlands)场发射扫描电子显微镜进行微观形貌和能谱分析。

采用 HXS-1000A 型数字显微硬度仪在抛光后的堆焊试件横截面上由堆焊层至母材依次取点,测量整个横截面上维氏硬度的变化。加载质量为 100 g,加载时间为 10 s。

堆焊层摩擦磨损试验用 MS-T3000 型摩擦磨损试验仪,采用球-盘摩擦模式,摩擦副为 GCr15 钢球,直径 3 mm,表面硬度 61~64 HRC;磨损温度为室温,载荷 9.8 N,转速为 200 r/min,测试时间 300 min。

表 1 高铬铸铁和 30%WC 高铬铸铁基合金堆焊粉末元素成分

Table 1 Chemical composition of alloy powder for high chromium cast iron and 30%WC reinforced high chromium cast iron (w/%)

Element	C	Cr	Ni	Mo	Mn	WC	Fe
High chromium cast iron	3.0	25	1.0	1.0	1.5	0	Bal.
WC reinforced high chromium cast iron	2.0	15	1.0	1.0	1.5	30	Bal.

电解腐蚀实验采用“三电极”恒电位法,实验示意图如图 1 所示。参比电极为甘汞电极(SCE),辅助电极为铂电极。为了模拟铝液腐蚀

的真实电解质环境,电解质溶液采用质量分数为 28.9%的 AlCl₃ 水溶液,测试温度为 20 ℃。试样的有效面积为 0.785 4 cm²(即有效工作面为半径

为 0.5 cm 的圆),其余非工作面用环氧树脂密封。将试样用丙酮、酒精和蒸馏水冲洗干净,然后将试样浸入腐蚀液中稳定 10 min 检测其自腐蚀电位。进行阴极和阳极极化,电位扫描速度为 0.5 mV/s。

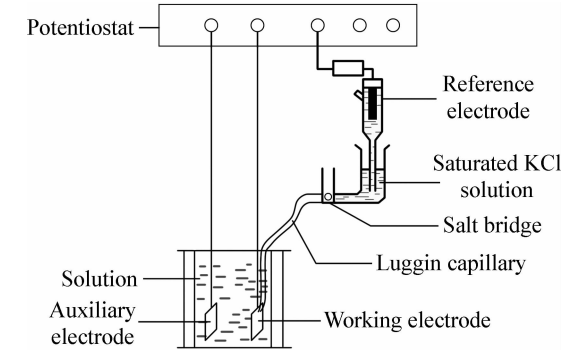


图 1 恒电极法装置的电解腐蚀示意图
Fig. 1 Schematic diagram of electrolytic corrosion by potentiostatic method

将堆焊层圆片试样置于特制石墨容器中,电解质熔盐为冰晶石-氧化铝,温度为 960 ℃,腐蚀时间 $t=15$ h,实验示意图如图 2 所示。用砂纸将

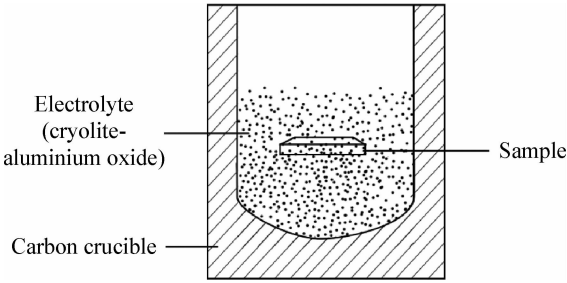


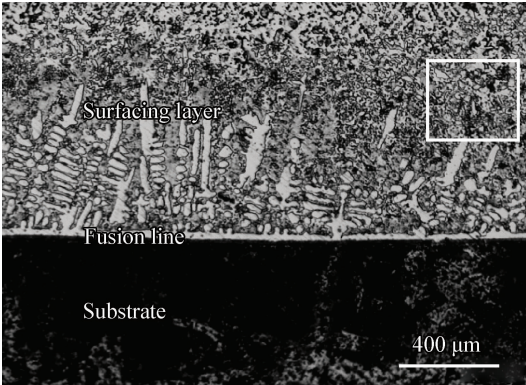
图 2 模拟电解铝厂环境的热腐蚀试验示意图
Fig. 2 Schematic diagram of hot corrosion for simulating environment of electrolytic aluminum industries

腐蚀结束后的试样表面粘连的电解质清除干净,再在丙酮介质中用超声波清洗,烘干后用精度为 1/10 000 g 的分析天平称重。

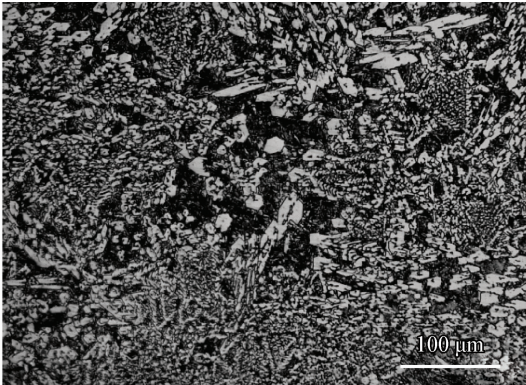
2 试验结果及分析

2.1 显微组织及成分

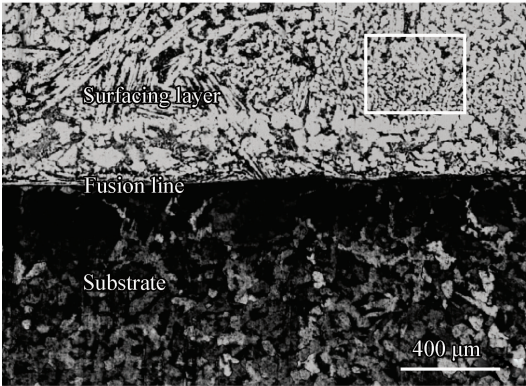
图 3 为高铬铸铁试样和 WC 增强型高铬铸铁试样剖面熔合线附近的金相显微组织形貌。从



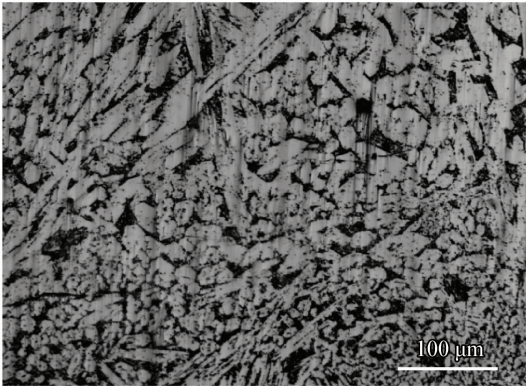
(a) High chromium cast iron (low magnification)



(b) High chromium cast iron (Large magnification)



(c) WC reinforced high chromium cast iron (low magnification)



(d) WC reinforced high chromium cast iron (Large magnification)

图 3 高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁堆焊层熔合线附近显微组织

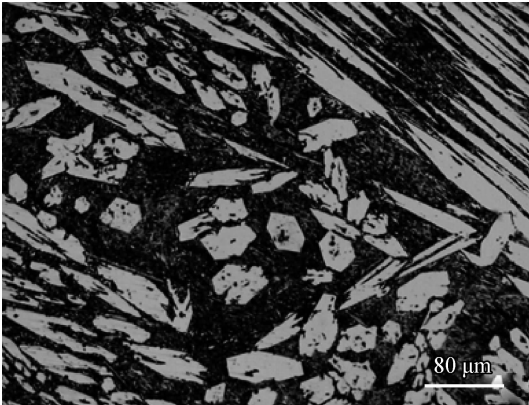
Fig. 3 Microstructure around bonding zone of high chromium cast iron and WC reinforced high chromium cast iron surfacing layer

图 3(a)和图 3(c)可以看到,两种试样在涂层与基体的界面处(结合层)呈一道明亮的固溶体亮白线,此白亮层实际上是平面晶,是母材表面的微熔区生长而形成的,这表明堆焊熔池中的液态合金与母材发生熔合,最终凝固后形成良好的冶金结合。沿着堆焊层从下往上,随着凝固界面的推移和液相温度梯度的逐渐减小,凝固速度逐渐增大,成分过冷愈加明显,白亮层平面晶被其他组织形式代替。高铬铸铁堆焊层紧靠白亮层熔合线的组织为柱状枝晶,如图 3(a)所示,枝晶主干基本沿着垂直于熔合线的方向即凝固过程中散热最快的方向生长;再往上为等轴枝晶,如图 3(b)所

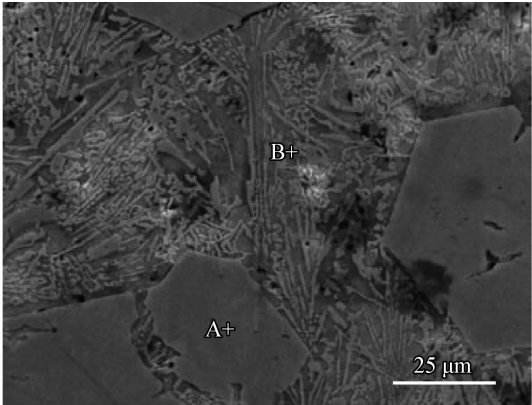
示。WC 增强型高铬铸铁堆焊层紧邻熔合线的组织以白色块状相为主,再往上白色块状和条状相相间出现,如图 3(d)所示。

高铬铸铁试样堆焊层中心处组织由白色的初生相和共晶组织组成,如图 4(a)所示,白色初生相呈多边形、条状和块状等。初生碳化物 M_7C_3 主要特征是外形为柱状,中心有富铁相^[14]。

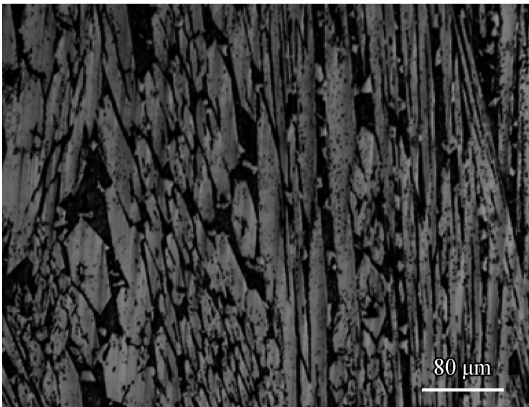
当金相观察面与棱柱垂直时,其截面呈六边形;当金相观察面与棱柱成一定角度时,观察到的碳化物是不规则多边形或长条状^[14]。 M_7C_3 相可以从碳化物中心带有的富铁相加以判断,其光学组织如图 4(a)所示。



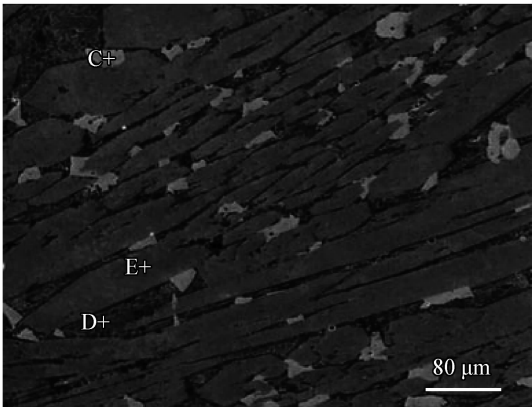
(a) High chromium cast iron (OM)



(b) High chromium cast iron (SEM)



(c) WC reinforced high chromium cast iron (OM)



(d) WC reinforced high chromium cast iron (SEM)

图 4 高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁堆焊层中心组织

Fig. 4 Microstructure of the central fusion zones of high chromium cast iron and WC reinforced high chromium cast iron surfacing layers

对图 4(b)中的块状 A 相和共晶组织 B 进行能谱分析,结果如表 2 所示。A 相为含 Fe 和 Cr 的碳化物,因而 A 相为 $(Fe,Cr)_7C_3$,共晶组织 B 为大量细小碳化物和部分固溶体所构成。当加入 WC 后,堆焊层中心处组织形态没有太大变

化,仍然为六边形和条状的 M_7C_3 白色相和黑色共晶组织构成,如图 4(c)所示。采用 image-pro plus 对图 4(a)和图 4(c)进行分析可知,图 4(a)中白色初生相面积占图像总面积的 30.57%,而图 4(c)中白色相占 71.20%。显然,WC 增强型

高铬铸铁由于 WC 的加入,白色相明显增多,面积分数非常高且间距很小,位于白色相之间的共晶体数量也相应减少。WC 增强型高铬铸铁试样堆焊层中心处扫描电镜图像如图 4(d)所示,条块状组织 E 之间为共晶组织 D,D 镶嵌着分散的白色几何形状 C。

对图中标记的 C、D 和 E 相进行能谱分析,结果如表 2 所示,条块状组织 E 主要含有 Fe、Cr 和 W 元素,从形态和成分上可判断 E 相应为初生碳化物。共晶组织 D 为大量细小碳化物和部分固溶体;白色几何形状 C 中 W 含量很高,因此可以判断为硬质相 WC。W 在 C、D 和 E 相中均有,说明 W 在 WC 增强型高铬铸铁中一部分形成碳化物和溶入基体,另一部分作为 WC 颗粒“扎”在堆焊层中。

表 2 高铬铸铁和 WC/高铬铸铁堆焊层微区组织成分
Table 2 Chemical composition of the high chromium cast iron and WC reinforced high chromium cast iron surfacing layers (w/%)

	Cr	Fe	Si	Mn	W
A	41.07	34.97			
B	13.68	66.81	2.67	0.69	
C	10.46	24.70		0.48	64.36
D	4.44	52.97			25.53
E	47.17	34.41		0.44	17.97

对高铬铸铁堆焊层和 WC 增强型高铬铸铁堆焊层进行 X 射线衍射分析,由于元素含量过多,物相组成极为复杂,包括各种形式碳化物和固溶体,因而 XRD 衍射峰极为复杂,再加上某相如 WC 各晶面反射能力很弱以及衍射花样的误差和原始卡片的误差不能被计算机完全消除等客观原因,因而 X 射线衍射在多相混合物分析中具有一定的局限性。

图 5 为 WC 增强型高铬铸铁试样堆焊层中心处 WC 颗粒附近组织。初生 WC 部分镶嵌在条块状碳化物初生相中,部分镶嵌在共晶碳化物中。WC 颗粒表层附近具有鱼骨状的白色共晶,这是 WC 颗粒表层扩散区,它们一端与 WC 表层相接,一端深入共晶体相中。

2.2 显微硬度

显微硬度测试结果见图 6。高铬铸铁堆焊层

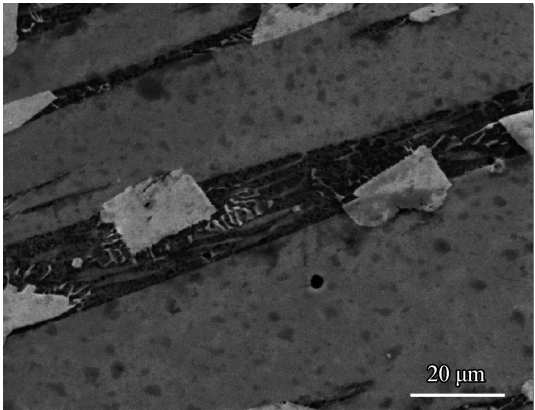


图 5 WC 颗粒及其附近 SEM 形貌
Fig. 5 Morphology of WC particles and adjacent area

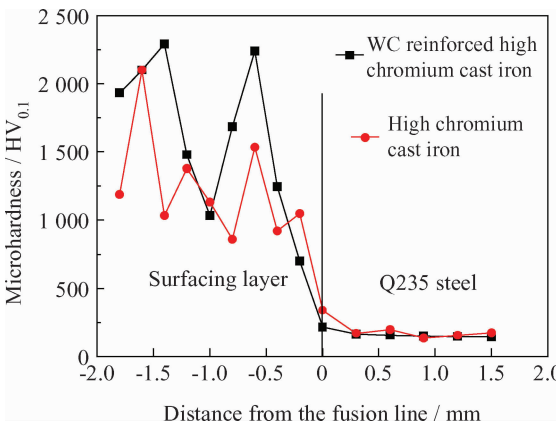


图 6 高铬铸铁和 WC/高铬铸铁堆焊层横截面显微硬度分布
Fig. 6 Microhardness distribution of cross section of the high chromium cast iron and WC reinforced high chromium cast iron surfacing layers

平均硬度为 1 243 HV_{0.1},WC 增强型高铬铸铁堆焊层平均硬度为 1 632.8 HV_{0.1},比高铬铸铁高 31%。由于存在大量的条块状高硬度碳化物,高铬铸铁的硬度本身就比较。高。而 WC 增强型高铬铸铁由于 W 的固溶强化和 WC 颗粒的弥散强化,它的硬度得到进一步提高。高铬铸铁堆焊层和 WC 增强型高铬铸铁堆焊层部分硬度出现明显凸起的“峰值”,这是因为堆焊层分布着大量的硬质相所致。

从堆焊层到母材硬度值出现非均匀过渡-陡降,说明了堆焊层的稀释率低,硬度低的母材元素对堆焊层的冲淡很小。对高铬铸铁试样和增强型高铬铸铁试样熔合线附近距离约为 200 μm 处进行线扫描,各元素相对含量分布见图 7。与

硬度分析结果一致,元素之间相互扩散的程度较小,堆焊层稀释率低,尤其是硬质相成分 W 基本没有向母材扩散,最大限度地保持了堆焊层各项性能的完整性。

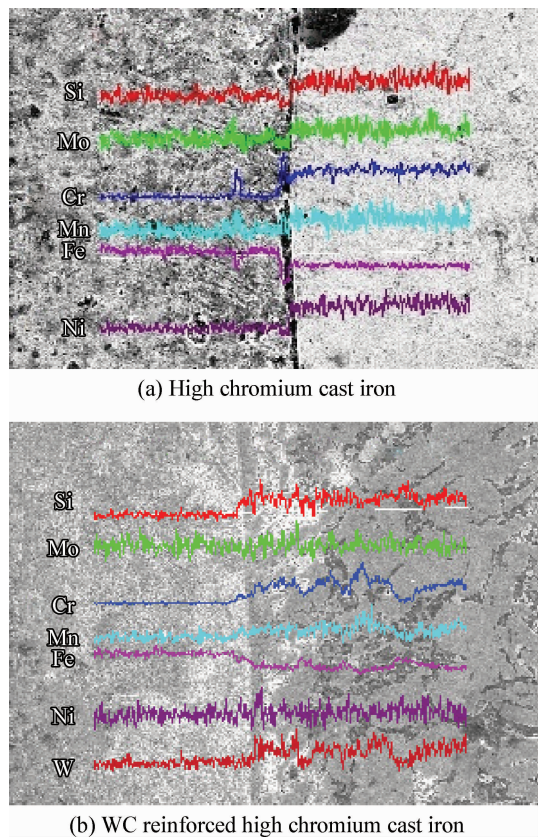


图 7 高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁熔合区的线扫描
Fig.7 EDS analysis results of the fusion zones of high chromium cast iron and WC reinforced high chromium cast iron

由图 7(a)可知,Fe、Ni 和 Cr 在高铬铸铁熔合线附近均发生了相互扩散,由图 7(b)可知,Fe 和 Cr 也在 WC 增强型高铬铸铁熔合线附近发生了相互扩散,同时说明高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁与基体冶金结合良好。

2.3 耐磨性

采用体积磨损率(单位载荷单位磨损距离的磨损体积)作为衡量指标,摩擦磨损试验结束后,用 Taylor Hobson Form-talysurf series II 型表面形貌仪测量堆焊层摩擦沟槽的横截面积 S,采用下列公式计算体积磨损率:

$$V_{\text{wear}} = \frac{S}{N \cdot \omega \cdot t} \tag{1}$$

V_{wear} 为体积磨损率; S 为横截面积, m^2 ; N 为载

荷 9.8 N; ω 为转速 200 r/min。计算结果如表 3。WC 增强型高铬铸铁的体积磨损率为 $0.60 \times 10^{-15} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,高铬铸铁的体积磨损率为 $0.11 \times 10^{-15} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,这说明 WC 增强型高铬铸铁耐磨性与高铬铸铁相比略微下降。一般来说,硬度越高,耐磨性越好。而硬度较高的 WC 增强型高铬铸铁堆焊层耐磨性反而略低于硬度较小的高铬铸铁堆焊层。这与高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁堆焊层的组织差异相关。WC 增强型高铬铸铁堆焊层与高铬铸铁堆焊层相比,虽然高硬度的碳化物初生相更多,且含有大量更高硬度 WC 颗粒,但是由于初生相面积分数非常高,间距很小,位于初生相之间的共晶体数量也相应减少,因而硬质相缺乏基体的支撑作用,容易产生破碎和剥落,导致 WC 增强型高铬铸铁的耐磨性反而略低于高铬铸铁。在铝电解厂中,由于铝水腐蚀是最主要的失效原因,因而耐磨性对材料寿命的影响并不大。

表 3 高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁堆焊层摩擦磨损试验结果

Table 3 Friction and wear experimental results of surfacing layers of the high chromium cast iron and WC reinforced high chromium cast iron

Sample	$S/\mu\text{m}^2$	$V_{\text{wear}}/ (10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1})$
High chromium cast iron	62.7	0.11
WC reinforced high chromium cast iron	354.3	0.60

2.4 耐电解腐蚀性

在 28.9%的 AlCl_3 水溶液中进行腐蚀试验,测的高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁极化曲线如图 8 所示。从图 8 可以看到,高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁的极化曲线相似,没有钝化现象产生,同时高铬铸铁的自腐蚀电位比 WC 增强型高铬铸铁的自腐蚀电位低,这说明高铬铸铁的腐蚀倾向性更强。

腐蚀电流密度、自腐蚀电位和腐蚀速率结果见表 4,高铬铸铁腐蚀速率为 0.689 270 mm/a, WC 增强高铬铸铁腐蚀速率为 0.051 675 mm/a, WC 增强型高铬铸铁的腐蚀速率与高铬铸铁相比,降低了 92%,所以 WC 增强型高铬铸铁耐电解腐蚀性与高铬铸铁相比,提高了约 10 倍。

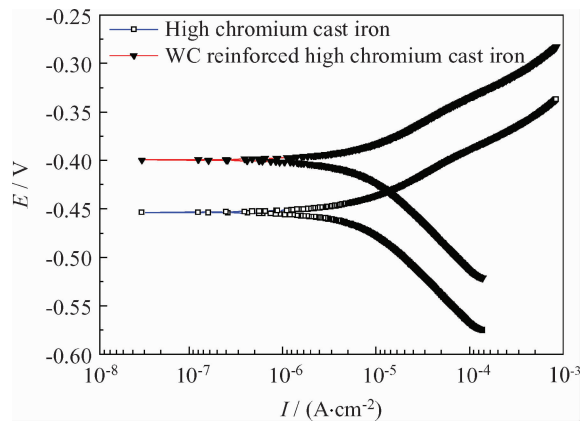


图 8 高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁堆焊层极化曲线
Fig. 8 Polarization curves of the high chromium cast iron and WC reinforced high chromium cast iron surfacing layers

表 4 高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁堆焊层电解腐蚀试验结果

Table 4 Electrolytic corrosion test results of the high chromium cast iron and WC reinforced high chromium cast iron surfacing layers

Samples	Corrosion current density/ (10 ⁻⁶ A·cm ⁻²)	Corrosion self electric potential/V	Corrosion rate/ (mm·a ⁻¹)
High chromium cast iron	58.6	-0.459 6	0.689
WC reinforced high chromium cast iron	4.39	-0.399 6	0.052

其中,ΔW 为腐蚀后的质量减小量,g;S 为试样腐蚀前后平均表面积,m²。此试验中试样腐蚀前后表面积可认为没有变化,故取腐蚀前已测的试样表面积;t 为腐蚀时间,h。试验结果如表 5。高铬铸铁的热腐蚀速率比 WC 增强型高铬铸铁高 29%。

表 5 热腐蚀实验结果

Sample	ΔW/g	S/cm ²	K/(g·m ⁻² ·h ⁻¹)
High chromium cast iron	0.022 1	2.198	6.703
WC reinforced high chromium cast iron	0.018 1	2.324	5.192

3 结 论

(1) 采用等离子弧粉末堆焊工艺得到的高铬铸铁堆焊层显微组织由块条状(Fe,Cr)₇C₃ 和共

事实上,WC 增强型高铬铸铁和高铬铸铁含有等量耐腐蚀 Ni 元素,WC 增强型高铬铸铁与高铬铸铁相比甚至含更少的耐腐蚀 Cr 元素,这说明 WC 颗粒的加入,对 WC 增强型高铬铸铁的耐电解腐蚀性起着决定性作用。W 作为热力学稳定性高的元素,一方面一部分溶入基体形成固溶体,提高了整个堆焊层的热力学稳定性;另一方面热力学较稳定的 WC 颗粒弥散分布于基体中,也提高了 WC 增强型高铬铸铁的耐蚀性。

2.5 热腐蚀速率

按下列公式计算热腐蚀速率:

$$K = \frac{\Delta W}{S \cdot t}$$

(2)

晶组织组成,WC 增强型高铬铸铁堆焊层由块条状初生碳化物,WC 颗粒和共晶组织组成。与高铬铸铁相比,WC 增强型高铬铸铁由于 WC 的加入,初生碳化物面积分数非常高且间距很小,共晶组织数量也相应减少。

(2) 由于 W 的固溶强化和 WC 颗粒的弥散强化,WC 增强型高铬铸铁的硬度比高铬铸铁高 31%。但 WC 增强型高铬铸铁的耐磨性反而略低于高铬铸铁,可能是其硬质相缺乏基体的支撑作用,易产生破碎和剥落所致。

(3) 高铬铸铁和 WC 增强型高铬铸铁堆焊层与基体界面处的冶金结合良好,同时堆焊层稀释率低,说明 WC 的加入不影响 WC 增强型高铬铸铁堆焊层与基体界面处的冶金结合和堆焊质量。

(4) WC 增强型高铬铸铁与高铬铸铁相比,稳定的 WC 颗粒弥散分布于基体以及含 W 元素固溶体的形成提高了整个堆焊层的热力学稳定性,WC 增强型高铬铸铁的耐电解腐蚀性和耐热腐蚀性均得到了提高。

参考文献

- [1] Kalpakjian S, Schmid S R. Manufacturing engineering and technology [J]. Upper Saddle River, 2005, 30(3): 468-476.
- [2] 曹红美, 张国栋, 徐锦飞, 等. 等离子堆焊 Q235 电解打壳锤头的组织和性能 [J]. 中国表面工程, 2012, 25(3): 47-51.
Cao H M, Zhang G D, Xu J F, et al. Microstructure and properties of plasma arc surfacing layer on Q235 crust breaker for aluminum electrolysis cell [J]. China Surface Engineering, 2012, 25(3): 47-51 (in Chinese).
- [3] Palani P K, Murugan N. Development of mathematical models for prediction of weld bead geometry in cladding by flux cored arc welding[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2006, 30(7/8): 669-676.
- [4] 邓德伟, 陈蕊, 张洪潮. 等离子堆焊技术的现状及发展趋势 [J]. 机械工程学报, 2013, 49(7): 106-112.
Deng D W, Chen R, Zhang H C. Present status and development tendency of plasma transferred arc welding [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2013, 49(7): 106-112 (in Chinese).
- [5] Liyanage T, Fisher G, Gerlich A P. Microstructures and abrasive wear performance of PTAW deposited Ni-WC overlays using different Ni-alloy chemistries[J]. Wear, 2012, 274(3): 345-354.
- [6] 张国栋, 李莉, 刘念, 等. 打壳锤头等离子堆焊镍基涂层组织和性能 [J]. 机械工程学报, 2014, 50(20): 70-76.
Zhang G D, Li L, Liu N, et al. Structure and properties of nickel-based surfacing on crust breaker deposited by plasma arc welding [J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(20): 70-76 (in Chinese).
- [7] Xu G, Kutsuna M, Liu Z, et al. Characteristic behaviours of clad layer by a multi-layer laser cladding with powder mixture of stellite-6 and tungsten carbide [J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(6): 3385-3392.
- [8] 吴萍, 周昌炽, 唐西南. 激光熔覆镍基合金和 Ni/WC 涂层的磨损特性 [J]. 金属学报, 2002, 38(12): 1257-1260.
Wu P, Zhou C C, Tang X N. Wear characteristics of Ni-base alloy and Ni/WC coatings by laser cladding [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(12): 1257-1260 (in Chinese).
- [9] Tang X H, Chung R, Pang C J, et al. Microstructure of high (45%) chromium cast irons and their resistances to wear and corrosion [J]. Wear, 2011, 271(9): 1426-1431.
- [10] Lv Y, Sun Y, Zhao J, et al. Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron [J]. Materials & Design, 2012, 39: 303-308.
- [11] 许斌, 杨胶溪, 冯承明. WC/高铬铸铁复合层的组织和耐磨性研究 [J]. 机械工程材料, 1999, 23(4): 43-45.
Xu B, Yang J X. Study on the microstructures and wear resistance of WC/high-Cr cast iron composite layer [J]. Materials for Mechanical Engineering, 1999, 23(4): 43-45 (in Chinese).
- [12] Kambakas K, Tsakiroopoulos P. Solidification of high-Cr white cast iron-WC particle reinforced composites [J]. Materials Science & Engineering A, 2005, 413(6): 538-544.
- [13] 魏建军, 黄智泉, 杨威. 高碳高铬铸铁堆焊合金组织分析 [J]. 焊接学报, 2008, 29(3): 145-148.
Wei J J, Huang Z Q, Yang W. Microstructures of the high carbon and high chromium cast iron hardfacing alloy [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(3): 145-148 (in Chinese).
- [14] 王智慧, 贺定勇. NbC 增强 Fe-Cr-C 耐磨堆焊合金组织与磨粒磨损性能 [J]. 焊接学报, 2007, 28(2): 55-58.
Wang Z H, He D Y. Microstructures and properties of Fe-Cr-C hardfacing alloy strengthened by NbC [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(2): 55-58 (in Chinese).

(责任编辑: 陈茜)