

堆焊电流对 Fe-Cr-Ti-C 堆焊层组织性能的影响*

刘政军, 李乐成, 武小娟, 赵福冬, 王初傲
(沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870)

摘要: 为了分析堆焊电流对堆焊层组织和性能的影响规律, 研究在不同堆焊电流下堆焊层的组织构成和耐磨性能, 探讨不同堆焊电流对原位合成 M_7C_3 、TiC 陶瓷硬质相的影响规律, 采用 x-射线衍射仪(XRD)、扫描电镜(SEM)和能谱分析仪(EDS)对堆焊层显微组织进行分析, 采用维氏硬度计、洛氏硬度计和湿砂磨损试验机对堆焊层的力学性能进行检测. 结果表明, 在堆焊速度为 20 mm/min、堆焊电流为 150 A 时由马氏体、奥氏体、TiC、 M_7C_3 和 $CrFe_7C_{0.45}$ 构成的堆焊层组织, 其抗磨损性能最佳, 堆焊层表面的硬度为 HRC 65.4, 磨损量为 1.13 g; 堆焊电流在 160 A 时, 没有形成初生 M_7C_3 陶瓷硬质相, 堆焊层耐磨性能下降.

关键词: 堆焊电流; 陶瓷硬质相; 碳化钛; 铁铬碳化物; 堆焊层; 耐磨性; 等离子弧; 原位合成
中图分类号: TG 455 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-1646(2013)03-0263-05

Effect of surfacing current on microstructure and properties of Fe-Cr-Ti-C alloy surfacing layer

LIU Zheng-jun, LI Le-cheng, WU Xiao-juan, ZHAO Fu-dong, WANG Chu-ao
(School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: In order to determine the effect of surfacing current on the microstructure and properties of Fe-Cr-Ti-C alloy wear-resistant surfacing layer, the microstructure and wear resistance of the surfacing layer under different surfacing current were studied, and the influence of surfacing current on in-situ synthesis of M_7C_3 and TiC ceramic hard phases was investigated. The mechanical properties of the surfacing layer were detected with x-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS), Vickers hardness tester, Rockwell hardness tester and wet sand wear tester. The results show that with the surfacing speed of 20 mm/min and surfacing current of 150 A, the microstructure of the surfacing layer consists of martensite, austenite, TiC, M_7C_3 and $CrFe_7C_{0.45}$ phases, and exhibits the optimum wear resistance. In addition, the surface hardness of the surfacing layer is 65.4 HRC, and the wear loss is 1.13 g. When the surfacing current is 160 A, no primary M_7C_3 ceramic hard phase forms, and thus, the wear resistance of the surfacing layer decreases.

Key words: surfacing current; ceramic hard phase; titanium carbide; iron chromium carbide; surfacing layer; wear resistance; plasma arc; in-situ synthesis

金属基复合材料是复合材料家族中应用较为广泛的一类,它是在金属材料的基础上加入一定的具有特定功能的其他材料而成的. 其他特定功能材料可以是已制备的颗粒,也可以是原位反应

收稿日期: 2011-05-23.

基金项目: 辽宁省教育厅基金资助项目(2008S164); 沈阳市科技攻关资助项目(10812299-1-00).

作者简介: 刘政军(1962-),男,黑龙江讷河人,教授,博士生导师,主要从事焊接冶金、表面强化技术等方面的研究.

* 本文已于 2013-05-06 08:41 在中国知网优先数字出版. 网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/21.1189.T.20130506.0841.021.html>

合成. 由于外加法制备的复合材料存在增强体颗粒尺寸粗大、热力学不稳定和界面结合强度低等缺点^[1], 因此, 为了克服这些缺点, 近年来原位合成颗粒强化成为研究的新热点^[2-3]. 这种方法可得到增强相颗粒尺寸细小、热力学性能稳定、界面无污染及结合强度高的复合材料, 是一种发展前景广阔的颗粒增强复合材料制造方法. 增强颗粒一般都是碳化物、氮化物或硼化物等陶瓷硬质相, 而且以碳化物应用最多, 常见的有 WC、VC、B₄C、Cr₇C₃ 和 TiC 等^[4]. 这些碳化物具有一定的共同点, 即高硬度、高熔点, 它们以一定的形态和数量分布在堆焊层中, 可以显著提高基体材料的抗磨损性能.

常用的原位合成陶瓷硬质相强化堆焊层的方法主要有: 激光熔覆、钨极电弧熔覆、高能电子束熔覆和等离子弧熔覆等多种方法. 文献[5]针对原位反应生成的硬质相 TiC-VC 增强效果进行研究, 发现 TiC-VC 对提高熔覆层的抗磨损性作用明显. 文献[6]也针对 TiC 增强铁基熔覆层进行研究, 对熔覆层的微观组织、TiC 增强相的生长机制、熔敷层磨损性能等进行了系统分析. 文献[7]采用高能电子束原位合成 M₇C₃ 硬质相强化堆焊层, 研究 Fe-Cr-C 系合金的组织结构和耐磨机理. 由于等离子弧具有热量集中和生产效率高的特点, 因而得到广泛的应用. 本文以等离子弧作为热源, 制备 Fe-Cr-Ti-C 系耐磨合金堆焊层, 并系统地分析堆焊电流对堆焊层组织和性能的影响规律.

1 试验材料及方法

试验所用的 Fe-Cr-Ti-C 系铁基合金粉末为自行配制, 其中 Cr 的质量分数为 18% ~ 20%, Ti 的质量分数为 5% ~ 7%, 石墨加入量为 6% ~ 8%, 其余为 Fe.

试验采用水玻璃将一定合金配比的耐磨合金粉末活匀并涂覆在 20 g 钢板表面, 涂层厚度为 3 mm. 先进行 24 h 自然晾干, 再进行 200 ℃ 2 h 烘干, 然后采用等离子弧堆焊. 在其他堆焊参数不变的情况下, 调整堆焊电流, 分别为 140、150 和 160 A, 从而改变堆焊时热输入的大小. 等离子堆焊工艺参数为: 摆幅 25 mm, 堆焊速度 20 mm/min. 堆焊后, 将试板加工成金相试样, 采用 OM 和 SEM 对堆焊层表面的显微组织进行观测, 并采用 XRD 对堆焊层的物相组成进行分析. 堆焊层的硬度分为宏观硬度和微观硬度两种, 分别采用相应的专用设备进行检测. 磨损试验在湿橡胶轮式磨

损试验机上进行, 磨损试验参数为: 胶轮转速 240 r/min, 胶轮表面压力 1.5 MPa, 磨损时间 3 min. 耐磨性以磨损前后的失重量作为评价标准.

2 试验结果及分析

2.1 堆焊电流对堆焊层成形性的影响

对于 Fe-Cr-Ti-C 系合金而言, 由于其中含有钛元素, 而钛元素具有较大的亲氧性, 容易被氧化烧损, 生成 TiO₂, 因此, 堆焊过程中实际过渡到堆焊层中的钛元素较少. 为了克服这一缺点, 本课题在合金粉末中加入一定量的保护物质 (Al), 使其率先与 O 反应生成, 进而起到保护 Ti 的作用.

当堆焊电流为 140 A 时, 堆焊层的成形性差, 预置在低碳钢板上的合金粉末基本未与母材熔合, 耐磨合金呈球状分布在焊道两侧, 未过渡到熔池中, 不能满足实验要求; 当堆焊电流为 150 A 时, 堆焊层形成均匀, 厚度约为 2 mm; 当堆焊电流为 160 A 时, 堆焊层厚度达到 3 mm. 产生这种现象的主要原因是: Cr 和 Ti 本身均是强碳化物形成元素, 堆焊后堆焊层中必有大量的碳化物形成, 这些碳化物和上面所述的氧化物 (Al₂O₃ 和 TiO₂) 将使金属液粘度增大, 流动性和润湿性变差, 最终导致成形性变差. 当堆焊电流较小时, 这种现象表现更为明显, 液滴很难向母材熔池中过渡. 随着堆焊电流增加, 熔池实际吸收的热量增多, 熔池的温度增大, 这使得金属的粘度下降, 润湿性和堆焊层的成形性得到改善.

2.2 堆焊电流对堆焊层组织的影响

图 1 为不同堆焊电流下堆焊层的金相图片. 从图中可以看出, 堆焊电流在 150 A 时, 堆焊层中形成了大量长条状 (侧面) 和六角状 (横截面) 的 M₇C₃ 型陶瓷硬质相; 当堆焊电流为 160 A 时, 没有形成形状明显的 M₇C₃ 硬质相. 由于 M₇C₃ 型陶瓷硬质相硬度高 (HV 为 1 300 ~ 1 800), 因此, 堆焊层中分布了大量的 M₇C₃ 硬质相, 有助于提高堆焊层表面的硬度和耐磨性.

通过分析得知, 当堆焊电流为 150 A 时熔池温度比 160 A 时小, 熔深相对较浅, 母材金属对合金元素的稀释率较低, 熔池中 Cr、C 等元素的浓度达到了形成初生 M₇C₃ 硬质相所需的水平, 形成了较多的 M₇C₃ 硬质相; 当堆焊电流为 160 A 时, 堆焊层中很难发现 M₇C₃ 硬质相, 其原因是: 堆焊电流较大, 使得堆焊层吸收热量增多, 熔深加大, 大量母材被熔化并进入堆焊层中, 致使母材对

堆焊层的稀释率增加,并最终导致堆焊层组织发生变化.

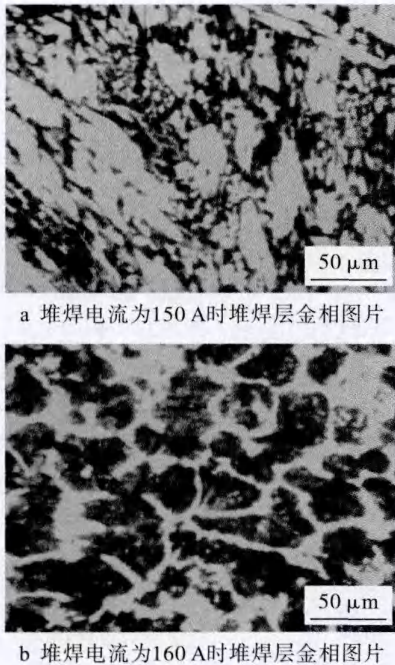
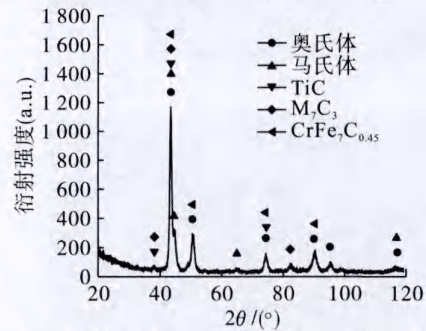


图1 不同堆焊电流下堆焊层的金相图片
Fig. 1 Microstructures of surfacing layer under different surfacing current

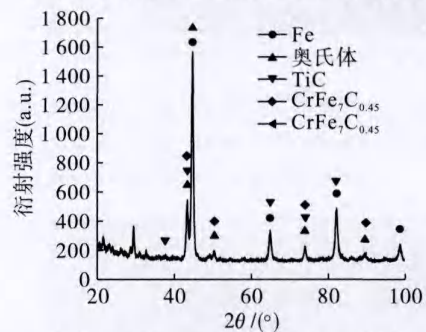
图2是堆焊电流分别为150 A和160 A时的XRD衍射图.由图2可见,不同堆焊电流下堆焊层的物相组成差别较为明显.当堆焊电流为150 A时,堆焊层的物相包括奥氏体、马氏体、TiC、 M_7C_3 和 $CrFe_7C_{0.45}$ 等;当堆焊电流为160 A时,堆焊层的物相则为奥氏体、TiC和 $CrFe_7C_{0.45}$ 等,没有形成马氏体和 M_7C_3 .这一结果与其显微组织相吻合.

金属在凝固过程中均存在溶质再分配现象,针对本试验所用合金而言,在冷却过程中随着温度的降低,C和其他合金元素在奥氏体中溶解度将逐渐降低,大量C将从奥氏体中析出,促进二次碳化物的形成,因此,冷却速度对二次碳化物析出具有决定性作用.若是缓慢冷却,C的析出较为充分可有大量二次碳化物形成,最终使奥氏体将转变为F+碳化物.但是,随着冷却速度加快,二次碳化物的析出将受到抑制,奥氏体转变为马氏体+残留奥氏体组织^[8].在实际堆焊过程中,冷却速度取决于堆焊热输入,即堆焊电流.堆焊电流为150 A时,热输入比160 A时小,冷却速度快,形成了硬度较高的马氏体组织以及残余奥氏体组织.同时,堆焊电流小时,熔深浅,母材对合金的稀释率较低,熔池中的Cr和C元素的质量分数较高,这促使了 M_7C_3 硬质相的形成,而堆焊电

流为160 A时没有形成 M_7C_3 硬质相和马氏体组织.由图2可知,堆焊电流分别为150 A和160 A时均形成了TiC硬质相,TiC陶瓷硬质相具有高熔点(3 140 ℃)、高硬度(HV为3 200)的特性,在堆焊层中分布有助于提高堆焊层的硬度和耐磨性能,但是由于堆焊层中原位合成的TiC所占体积分数不大,只有与大量 M_7C_3 硬质相共同作用时才能显著提高堆焊层的耐磨性能.



a 堆焊电流为150 A时堆焊层的x-射线衍射结果



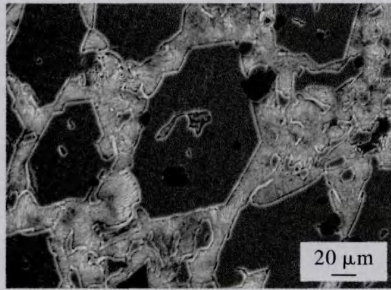
b 堆焊电流为160 A时堆焊层的x-射线衍射结果

图2 不同堆焊电流下堆焊层的x-射线衍射分析
Fig. 2 XRD analysis results for surfacing layer under different surfacing current

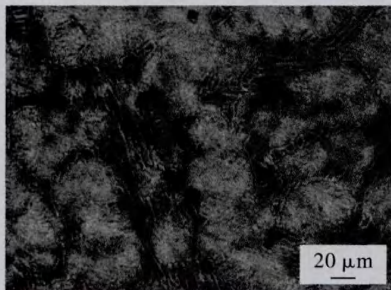
图3是不同堆焊电流下堆焊层表面的组织形貌.从图3a中可以看出,堆焊电流在150 A时,堆焊层中形成了大量不规则六角状(横截面)的 M_7C_3 硬质相,其中,黑灰色颗粒相是TiC硬质相,白色基体组织应为奥氏体+马氏体组织.由图3b可见,当堆焊电流为160 A时,没有形成典型的长条状(侧面)或者六角状(横截面)的初生 M_7C_3 碳化物,但是形成了少量的TiC硬质相,这与XRD分析结果一致,同时在奥氏体晶界处析出了少量的二次碳化物.TiC和晶界处少量的二次碳化物在一定程度上增加了堆焊层的硬度,但形成的碳化物体积分数比堆焊电流为150 A时少,因此硬度较低,耐磨性较差.

图4和表1是堆焊电流为150 A时图4a中A点的能谱分析结果,由图中可见,黑灰色颗粒相为TiC陶瓷硬质相,说明堆焊层基体中均匀分布

着 M_7C_3 和 TiC 陶瓷硬质相,在其共同作用下,可以有效地提高堆焊层的耐磨性能。



a 堆焊电流为150 A时堆焊层的扫描电镜图片



b 堆焊电流为160 A时堆焊层的扫描电镜图片

图3 不同堆焊电流下堆焊层的显微组织
Fig.3 Microstructures of surfacing layer under different surfacing current

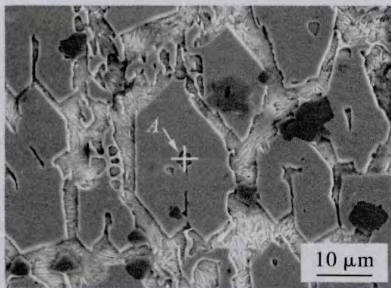


图4 堆焊电流为150 A时堆焊层能谱分析
Fig.4 Energy spectrum analysis result for surfacing layer with surfacing current of 150 A

表1 堆焊电流为150 A时能谱分析结果
Tab.1 Energy spectrum analysis results for surfacing layer with surfacing current of 150 A %

元素	质量分数	原子分数
C	20.89	51.74
Ti	62.68	38.94
Cr	14.23	8.14
Fe	2.21	1.08

2.3 堆焊电流对堆焊层耐磨性能的影响

表2是堆焊层表面的洛氏硬度以及磨损实验结果,当堆焊电流为150 A时堆焊层表面的洛氏硬度 HRC 达到 65.4,磨损量为 1.13 g.当堆焊电

流为160 A时堆焊层硬度 HRC 为 54.2,磨损量为 3.68 g.

表2 堆焊层表面洛氏硬度及磨损量
Tab.2 Rockwell hardness and wear loss of surfacing layer surface

堆焊层性能	堆焊电流/A	
	150	160
洛氏硬度(HRC)	65.4	54.2
磨损量 $\Delta G/g$	1.13	3.68

图5是堆焊电流分别为150和160 A时试样截面的显微硬度曲线,由图可见,堆焊电流为150 A时,堆焊层的硬度大于堆焊电流为160 A时堆焊层的硬度.由于堆焊电流大时堆焊层的厚度增加,因此,堆焊电流为160 A时,距离堆焊层表面2~3 mm的堆焊层硬度略高。

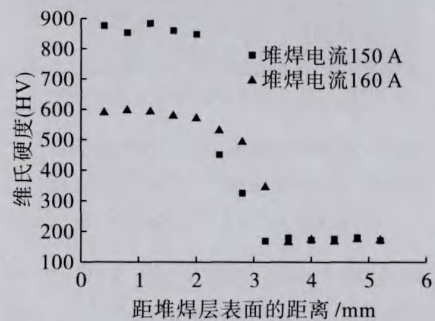


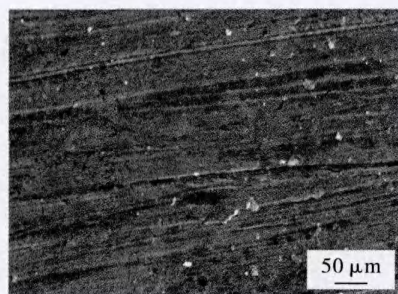
图5 不同堆焊电流时试样的维氏硬度
Fig.5 Vickers hardness of samples under different surfacing current

图6是堆焊电流分别为150和160 A时的磨损形貌.由图6可见,堆焊层的磨损失效主要是由于磨料与堆焊层接触时,在载荷作用下的显微切削作用所致,当磨料划过堆焊层时,会在堆焊层表面留下一条犁沟,犁沟的深浅取决于堆焊层的硬度以及堆焊层中硬质相的分布,堆焊层的硬度高,硬质相多,犁沟就浅,反之犁沟就深.堆焊层中密集排布的硬质相可以阻挡磨料继续磨损,使犁沟中断,这样就减小了堆焊层的磨损量.当堆焊电流为150 A时,堆焊层中大量分布着 M_7C_3 和 TiC 硬质相,提高了堆焊层的硬度,进而提高了堆焊层的耐磨性能。

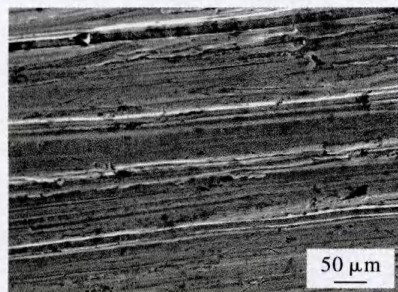
3 结论

1) 热输入对等离子弧熔覆 Fe-Cr-Ti-C 系耐磨合金堆焊层的耐磨性有很大影响,热输入过大导致母材对合金元素稀释作用大,堆焊层的耐磨性能降

低;热输入小堆焊层的成型差,耐磨性能下降。



a 堆焊电流为150 A时堆焊层金相图片



b 堆焊电流为160 A时堆焊层金相图片

图6 不同堆焊电流时堆焊层的磨痕形貌

Fig. 6 Morphology of wear scars for surfacing layer under different surfacing current

2) 在堆焊速度为 20 mm/min、堆焊电流为 150 A 时,堆焊层由奥氏体、马氏体、TiC、 M_7C_3 和 $CrFe_7C_{0.45}$ 等相组成的过共晶组织,其表面硬度 HRC 为 65.4,磨损量为 1.13 g,堆焊层的耐磨性能最佳。

3) 在堆焊速度为 20 mm/min、堆焊电流为 160 A 时,没有形成初生 M_7C_3 硬质相,堆焊层表面硬度 HRC 为 54.2,磨损量为 3.68 g,堆焊层的耐磨性差。

参考文献 (References):

[1] 王振廷,陈华辉,王永东. 感应熔覆原位合成 TiC 增强金属基复合涂层组织与抗磨性能的研究 [J]. 摩

擦学报,2006,26(4):310-313.

(WANG Zhen-ting, CHEN Hua-hui, WANG Yong-dong. Microstructure and dry sliding wear resistance of induction cladding in-situ formed TiC particle reinforced metal matrix composite coatings [J]. Tribology, 2006, 26(4): 310-313.)

[2] Dong Q, Chen L Q, Zhao M J, et al. Synthesis of TiCp reinforced magnesium matrix composites by in situ reactive infiltration process [J]. Materials Letters, 2004, 58(6): 920-926.

[3] 刘政军,李乐成,武小娟,等. 磁控状态下 Fe90 堆焊层显微组织对力学性能的影响 [J]. 沈阳工业大学学报,2013,35(1):1-4.

(LIU Zheng-jun, LI Le-cheng, WU Xiao-juan, et al. Effect of microstructure on mechanical properties of Fe90 surfacing layer at magnetic control state [J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2013, 35(1): 1-4.)

[4] 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,2006:309-315.

(CHEN Hua-hui, XING Jian-dong, LI Wei. Application handbook of wear resistant materials [M]. Beijing: China Machine Press, 2006: 309-315.)

[5] 赵冠琳. 激光熔覆原位反应生成 TiC-VC 增强铁基熔覆层的研究 [D]. 青岛:山东大学,2008:61-62.

(ZHAO Guan-lin. Study on in-situ synthesis TiC-VC particles reinforced Fe-based coating produced by laser cladding [D]. Qingdao: Shandong University, 2008: 61-62.)

[6] 宋思利. 钨极氩弧原位合成 TiC 增强铁基熔覆层的研究 [D]. 青岛:山东大学,2007:100-101.

(SONG Si-li. Study on in-situ TiC reinforced Fe-based coating fabricated by TIG cladding [D]. Qingdao: Shandong University, 2007: 100-101.)

[7] 陆斌锋. 高能束原位合成碳化铬表面复合层及其耐磨性能 [D]. 上海:上海交通大学,2010:44-77.

(LU Bin-feng. In situ synthesis of chromium carbide coatings by high energy beam and the wear resistance [D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2010: 44-77.)

[8] 廖伟民,鲁玉祥,刘彦霞. 金属碳化物涂层的反应熔覆研究进展 [J]. 热加工工艺,2007,36(3):82-85.

(LIAO Wei-min, LU Yu-xiang, LIU Yan-xia. Development of metallic carbide coatings by reactive cladding [J]. Hot Working Technology, 2007, 36(3): 82-85.)

(责任编辑:邓美艳 英文审校:尹淑英)