

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2015.01.006

WC 增强 Fe 基合金熔覆层的组织与湿砂磨损特性^{*}

江少群^{1,2}, 王 刚¹, 陈超文¹

(1. 河海大学 力学与材料学院, 南京 210098; 2. 常州市河海科技研究院有限公司, 江苏 常州 213164)

摘 要: 采用等离子熔覆方法在 Q235 钢基体上制备了 WC 增强 Fe 基合金熔覆层, 研究了添加质量分数为 10%~30% WC-Co 对熔覆层的微观结构和湿砂磨损特性的影响。结果表明: 大部分 WC-Co 在等离子熔覆过程中发生分解, WC-Co 添加量为 30% 时, 熔覆层主要由 α -Fe 固溶体、 $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ 和 WC 相组成; 熔覆层的显微组织形貌自界面结合处至涂层上部逐渐转变, 即由平面晶变为树枝晶再转为胞状晶, α -Fe 固溶体主要以树枝晶/胞状晶存在, 而 $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ 相则主要在枝晶间析出; 熔覆层显微硬度均不小于 800 $\text{HV}_{0.2}$, 其湿砂磨损形式主要为磨粒磨损, 且熔覆层显微硬度与抗湿砂磨损能力均随 WC-Co 添加量增加而增大, 这主要与强化相($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ 、WC) 的含量以及固溶强化效果随 WC-Co 添加量增多而增大有关。

关键词: Fe 基合金; 涂层; 等离子熔覆; WC; 磨损

中图分类号: TG174.44; TG115.58

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2015)01-0036-06

Microstructure and Wet Sand Abrasion Resistance of Fe-based Alloy Clad Coatings Reinforced with WC

JIANG Shao-qun^{1,2}, WANG Gang¹, CHEN Chao-wen¹

(1. College of Mechanics and Materials, Hohai University, Nanjing 210098; 2. Changzhou City Hohai Science and Technology Research Institute Company Limited, Changzhou 213164, Jiangsu)

Abstract: The Fe-based alloy clad coatings reinforced with WC were prepared on Q235 steel by a plasma cladding process. The effects of WC-Co doping content (10%–30%) on the microstructure and wet sand abrasion resistance of the clad coatings were investigated. Results show that most WC-Co particles are dissolved during the cladding process and the clad coating with 30% WC-Co mainly consists of α -Fe solid solution, $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$, $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ and WC phases. The microstructure of the clad coatings gradually transits from planar crystal to dendritic crystal and cellular crystal along the direction from the interface of the substrate-coating to the top of the coating. The α -Fe solid solution presents in the form of dendritic crystal/cellular crystal. The $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ and $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ phases mostly precipitate in the intergranular network of the dendrites. The microhardness of the clad coatings is not less than 800 $\text{HV}_{0.2}$. All of the clad coatings display abrasive wear feature. Moreover, the microhardness and wet sand abrasion resistance of the clad coatings are improved with the increase of WC-Co doping content, which can be mainly attributed to the combined action of the enhancement of solution strengthening effect and the increase of reinforcements ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$, $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$, and WC).

Keywords: Fe-based alloy; coating; plasma cladding; WC; abrasion

收稿日期: 2014-11-03; **修回日期:** 2014-12-20; **基金项目:** * 江苏省自然科学基金(BK2011250); 江苏省博士后科学基金(1101017C); 中国博士后科学基金(20100481079)

通讯作者: 江少群(1978-), 女(汉), 副教授, 博士; **研究方向:** 磨损与表面技术、薄膜材料; **Tel:** (025) 8378 7027; **E-mail:** sqjhit@126.com

网络出版日期: 2015-01-07 10:40; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20150115.1450.002.html>

引文格式: 江少群, 王刚, 陈超文. WC 增强 Fe 基合金熔覆层的组织与湿砂磨损特性 [J]. 中国表面工程, 2015, 28(1): 36-41. Jiang S Q, Wang G, Chen C W. Microstructure and wet sand abrasion resistance of Fe-based alloy clad coatings reinforced with WC [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(1): 36-41.

0 引言

随着港口码头的快速发展,深水航道的建设和航道维护,江河湖泊的清淤治理以及海洋资源的开发,每年的疏浚量非常大^[1-3]。而疏浚过程中,因疏浚作业环境苛刻,疏浚机具过流部件如绞刀、耙齿、泵壳、叶轮和泥管等受疏浚泥沙磨损相当严重^[4-5]。由于这些疏浚过流部件磨损快,维修或更换频率高,致使疏浚效率及施工进度受到严重影响,并导致疏浚成本升高、综合效益降低。为了提高疏浚机具易损部件的耐磨性,延长其使用寿命,人们常采用堆焊、喷涂或者化学热处理等传统表面工程技术在这些部件表面制备高耐磨涂层或硬改性层,但终因过高的热量输入易导致部件变形、涂层与部件之间的结合力差、涂层质量不高或者改性层薄等原因,改性效果有限。等离子熔覆方法与这些传统表面工程技术相比,不仅可以克服以上缺点,而且操作简便、效率高、材料适应范围广,在耐磨构件的制备与修复方面具有广泛应用前景^[6-7]。因此,可以尝试采用等离子熔覆方法来制备耐磨涂层以改善这些过流部件的耐磨性能。

目前,等离子熔覆耐磨涂层主要包括镍基、钴基和铁基涂层^[6,8-9],其中,铁基熔覆层因成本相对较低,且硬度和耐磨性良好,近年来受到了越来越多的关注。为了进一步增强熔覆层的耐磨性,熔覆层中常加入有陶瓷强化相,其中 WC 因耐磨性高、高温性能稳定、与熔化的 Ni 基、Co 基、Fe 基金属润湿性良好,而成为最常用的强化相之一^[10-12]。至今为止,WC 增强熔覆层研究主要集中于镍基激光熔覆层^[13-16],而有关等离子熔覆 WC 增强铁基金熔覆层的研究报道较少。从工程应用经济角度出发,高耐磨性的等离子熔覆 WC 增强铁基金涂层的研制更具商用价值。因此,文中以 Fe901 合金粉和 WC-Co 粉为原料,采用等离子熔覆方法在 Q235 钢基体上制备 WC 增强铁基金涂层,并研究了 WC-Co 添加量对涂层显微组织结构、显微硬度以及湿砂磨损性能的影响。

1 试验

1.1 试样制备

Q235 钢作为基体材料,基体尺寸为 57 mm×25.5 mm×6 mm。熔覆试验前,对基体表面进行喷砂处理以除锈,然后将其置于丙酮中用超声波

清洗 15 min 以除油,取出吹干备用。熔覆所用粉体由 Fe901 合金粉(各成分质量分数为:1.2% Si、1.6% B、13.0% Cr、0.8% Mo、余量 Fe;粒度:44~104 μm)和 WC-Co 粉(质量分数:88% WC、12% Co;粒度:44~74 μm)均匀混合而成,其中 WC-Co 粉的添加质量分别为 10%、20% 和 30%。将熔覆粉体与适量聚乙烯醇粘结剂搅拌均匀后,涂覆于经过处理的 Q235 钢基体表面,预涂覆层尺寸约为 57 mm×9 mm×2 mm,为了除去预涂覆层中的湿气以及增强预涂覆层与基体之间的结合力,将试样在室温大气环境中放置 48 h,然后在 LHD-300 型等离子弧熔覆处理设备上于表 1 所示的工艺参数条件下对预涂覆层进行熔覆处理。由于等离子弧宽度为 7 mm,为了满足磨损试验对熔覆涂层宽度的要求,磨损试样采用了双道熔覆,熔覆搭接率约为 30%。磨损试验前,对试样熔覆层表面进行磨平并抛光处理。

因熔覆层质量与熔覆前预处理、熔覆参数的选择密切相关,为避免熔覆过程中等离子弧吹散预覆粉,以获得高质量熔覆层,经多次试验比较,对预涂覆层宽度、预涂覆层质量(包括:与基体结合强度、预覆粉密实度和粘结度)以及熔覆处理参数进行了优化,文中所给试验参数均为优化参数。

表 1 等离子熔覆处理参数

Table 1 Parameters of the plasma cladding process

Parameters	Value
Current/A	120
Scanning velocity/(mm·min ⁻¹)	120
Plasma length/mm	10
Plasma gas flow, Ar/(m ³ ·h ⁻¹)	0.8
Protective gas flow, Ar/(m ³ ·h ⁻¹)	1.2

1.2 表征与分析

利用 X 射线衍射仪(Cu Kα)对熔覆层进行物相分析,借助扫描电镜对熔覆层截面微观形貌进行观察,并结合 Horiba-EX250 能谱仪对熔覆层中微区成分进行分析。熔覆层显微硬度测试在 HXD-1000TC 型显微硬度计上进行,载荷 200 g,加载时间 15 s,最终所示的显微硬度值均为 5 次测量值的平均值。磨损试验于 MLS-225 型湿砂橡胶轮磨损试验机上进行,橡胶轮直径为 178 mm,磨损介质由 1 000 g 水和 1 500 g 石英砂混合而成,

石英砂的粒度为 $200\sim 420\ \mu\text{m}$, 载荷为 $100\ \text{N}$, 橡胶轮转速为 $182\ \text{r/min}$, 磨损时间为 $10\ \text{min}$ 。

2 结果与讨论

2.1 熔覆层的结构

图 1 所示的是 WC 增强 Fe 基合金熔覆层的 XRD 谱。由图可知, 熔覆层的相结构与 WC-Co 添加量密切相关, WC-Co 添加量为 10% 时, 熔覆层的主要相为 $\alpha\text{-Fe}$, 随着 WC-Co 添加量增加, 熔覆层中 $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ 、 $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 相含量逐渐增加, WC-Co 添加量为 30% 时, 熔覆层主要由 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ 和 WC 相组成。这表明在等离子熔覆过程中存在 WC 分解现象。

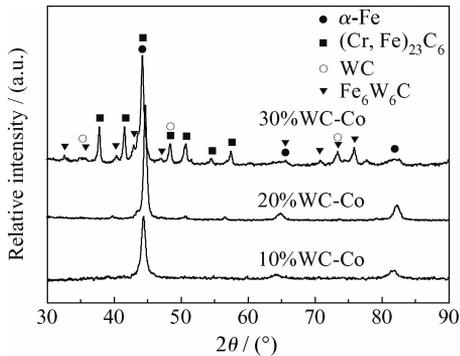


图 1 WC 增强 Fe 基合金熔覆层的 XRD 图谱

Fig. 1 XRD patterns of the Fe-based alloy clad coatings reinforced with WC

图 2 所示的是 WC 增强 Fe 基合金熔覆层沿层深方向的显微组织形貌。图 3 所示的是熔覆层截面局部区域放大的显微形貌。由图可以看出, 熔覆层显微组织形貌从熔覆层与基体界面结合处至熔覆层上部逐渐发生改变, 即由平面晶转变为树枝晶再转变为胞状晶, 且熔覆层底部的树枝晶随 WC-Co 添加量增加而细化。对树枝晶/胞状晶以及枝晶间成分进行分析, 结果如表 2 所示。由表可以发现, 同一熔覆层中树枝晶/胞状晶的含 Fe 量远高于枝晶间组织的含 Fe 量, 但其 Cr、W 和 C 的含量却小于后者。随着 WC-Co 添加量增加, 熔覆层中树枝晶/胞状晶的 Fe、Cr 含量单调减小, W 和 C 含量单调增大。枝晶间组织的 Fe、W 含量随 WC-Co 添加量的变化规律与树枝晶/胞状晶中的 Fe、W 含量变化规律相似。在添加 30% WC-Co 的熔覆层中还可以看到, 枝晶间呈现白色与浅灰色区域交替分布, 且浅灰色区的合金元素 Cr、W 和 C 含量均较白色区高。结合 XRD 以及 EDS 结果, 可以推断 $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ 相主要在枝晶间析出, 而 $\alpha\text{-Fe}$ 固溶体则主要以树枝晶/胞状晶存在, $\alpha\text{-Fe}$ 中 W 和 C 固溶量随 WC-Co 添加量增加而增大, WC-Co 含量为 30% 时, 其 W 和 C 固溶量分别为 16.23% 和 3.05% 。在熔覆层底部局部区域可观察到如图 2(c) 中内置图所示的白色聚集块, EDS 分析显

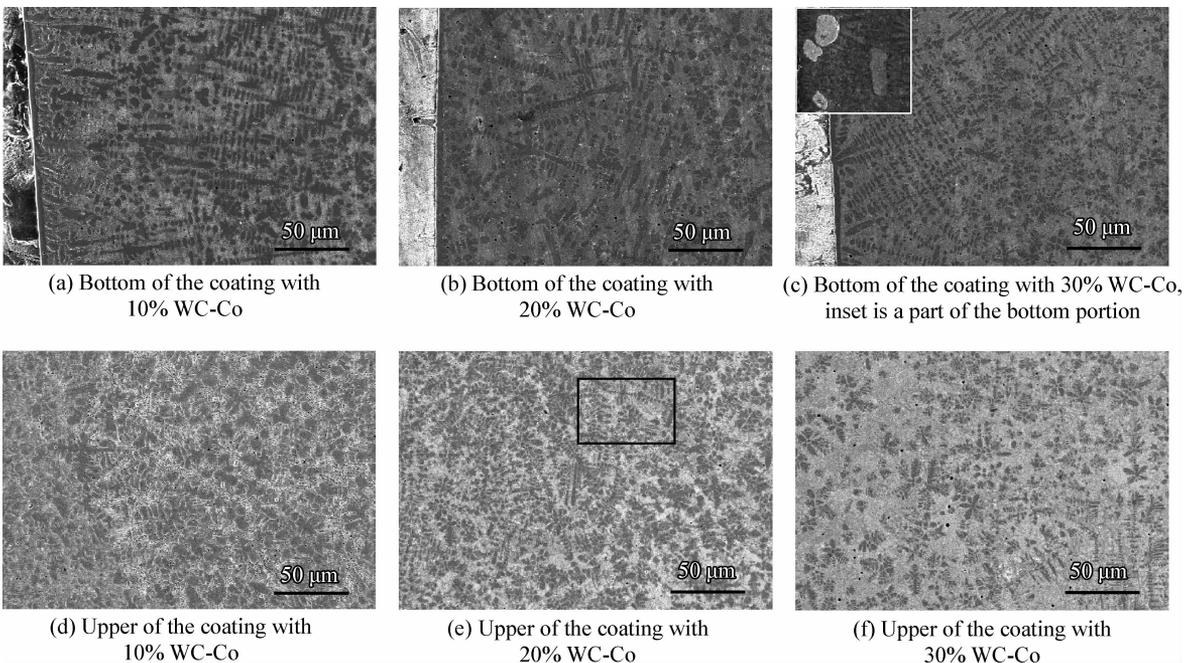


图 2 WC 增强 Fe 基合金熔覆层截面显微形貌

Fig. 2 Cross section morphologies of the Fe-based alloy clad coatings reinforced with WC

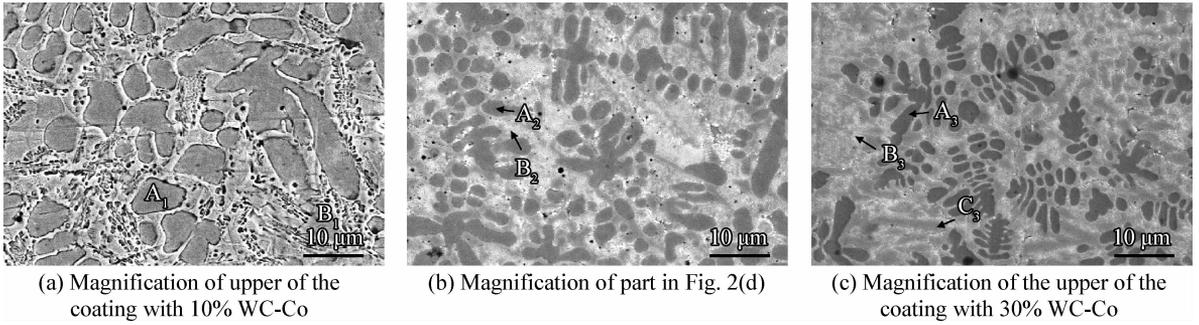


图 3 WC 增强 Fe 基合金熔覆层截面局部显微形貌

Fig. 3 Cross section morphologies of the part Fe-based alloy clad coatings reinforced with WC

表 2 WC 增强 Fe 基合金熔覆层的 EDS 分析

Table 2 EDS analysis of the Fe-based alloy clad coatings reinforced with WC (w/%)

Region	Composition					
	Fe	Cr	W	C	Si	Co
A ₁	82.32	9.36	3.76	2.83	1.73	
B ₁	61.21	16.56	17.14	5.10		
A ₂	80.76	8.63	5.80	2.95	1.86	
B ₂	58.39	11.91	25.05	4.64		
A ₃	68.10	7.33	16.23	3.05	0.94	4.35
B ₃	54.46	9.90	29.40	3.16		3.09
C ₃	53.25	11.38	30.14	5.23		

示该聚集块主要成分为 W 和 C,其含量分别为 81.72%和 6.02%,这说明,在熔覆层底部局部区域有 WC 下沉。

2.2 熔覆层的显微硬度

图 4 给出 WC 增强 Fe 基合金熔覆层沿层深方向的显微硬度。由图可看出,熔覆层具有较高的显微硬度,其硬度值不低于 800 HV_{0.2},WC-Co 添加量为 30%时,熔覆层显微硬度可高达 1 100 HV_{0.2},且熔覆层的显微硬度随 WC-Co 添加量增加而增大。这主要是因为,Wc-Co 含量增加,熔覆层中 Fe₆W₆C₆、(Cr, Fe)₂₃C₆ 强化相析出量增多,α-Fe 的固溶强化效果增强,因而导致熔覆层硬度升高。熔覆层近表面处的显微硬度较其他部分低,可能是由于该处受热相对较多导致 WC 分解以及合金元素烧损程度更严重,另外 WC 因密度大易下沉至熔覆层下部也可能对其造成影响。

2.3 熔覆层的湿砂磨损性能

为了弄清 WC 增强 Fe 基合金熔覆层的抗湿

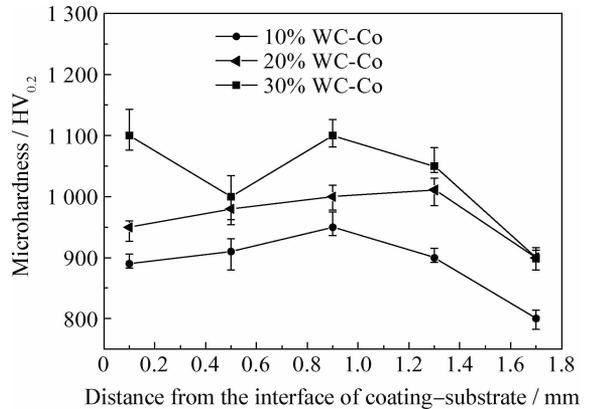


图 4 WC 增强 Fe 基合金熔覆层显微硬度的深层分布
Fig. 4 Microhardness distribution along the depth direction of the Fe-based alloy clad coatings reinforced with WC

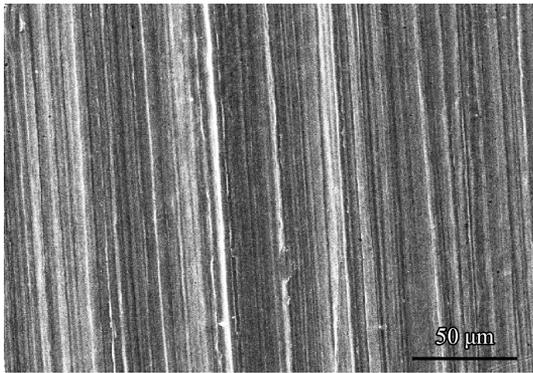
砂磨损能力,对熔覆层进行了湿砂橡胶轮磨损试验。熔覆层单位磨损距离的平均磨损量 ϵ 按式(1)计算,其中 m_1 和 m_2 分别为磨损前后试样的质量, D 为橡胶轮直径, v 为橡胶轮转速, t 为磨损时间,结果如表 3 所示。可以看出,熔覆层的抗湿砂磨损能力随 WC-Co 添加量增加而增强,30% WC-Co 的熔覆层单位磨损距离的平均磨损量仅为 0.108 1 mg/m,这主要与 WC-Co 添加量增加导致熔覆层硬度升高有关。图 5 给出了熔覆层磨损表面的形貌,可以看出,熔覆层表面存在深浅不一的犁沟,随 WC-Co 添加量增加,熔覆层表面犁沟数量有所减少,磨损程度减轻。这与熔覆层单位磨损距离的平均磨损量的变化相吻合。在熔覆层磨损表面局部区域还出现如图 5(d)所示的磨损形貌,即犁沟在尺寸约为 35~40 μm 的白色团聚状物前沿终止。通过对白色团聚状物进行 EDS 分析,可知其包含 Fe、Cr、W、C、Co 和 O 元素,其中 W、Fe、C 的质量含量分别为 76.86%、

10.39%和5.62%。结合白色团聚状物的大小和成分,可知其应为未完全分解的WC颗粒。在湿砂橡胶轮磨损过程中,由于WC的高硬度以及高耐磨性,砂粒经过时无法对其产生磨损,因而犁沟在其前沿终止。结合熔覆层磨损形貌可知,WC增强Fe基合金熔覆层湿砂磨损形式主要呈磨粒磨损。

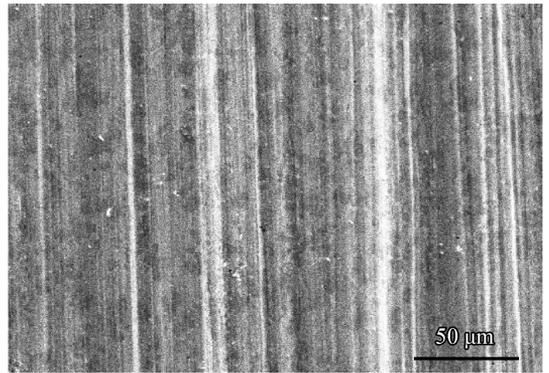
$$\varepsilon = (m_1 - m_2) / \pi Dvt \quad (1)$$

表3 WC增强Fe基合金熔覆层单位磨损距离的磨损量
Table 3 Wear volume of the Fe-based alloy clad coatings reinforced with WC

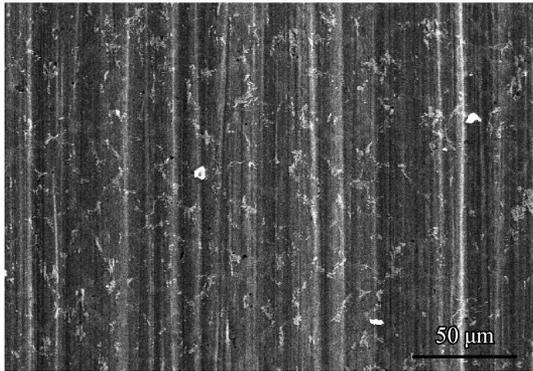
Coating	Wear volume/(mg·m ⁻¹)
10%WC-Co	0.196 6
20%WC-Co	0.157 3
30%WC-Co	0.108 1



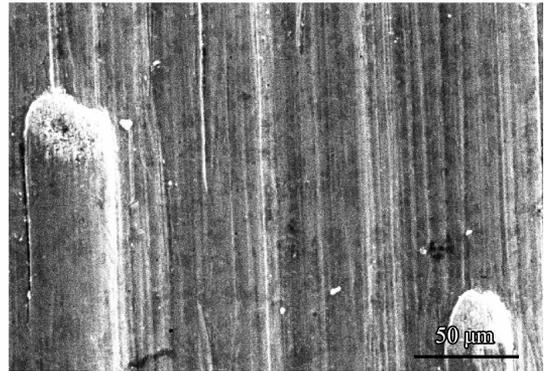
(a) Coating with 10% WC-Co



(b) Coating with 20% WC-Co



(c) Coating with 30% WC-Co



(d) Site with partly dissolved WC of the coating

图5 WC增强Fe基合金熔覆层磨损形貌

Fig. 5 Worn surface morphologies of the Fe-based alloy clad coatings reinforced with WC

3 结论

(1) 等离子熔覆过程中,大部分WC-Co颗粒发生分解,并与Fe、Cr反应形成 Fe_6W_6C 、 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 强化相。WC-Co添加量为30%时,熔覆层主要由 α -Fe固溶体、 Fe_6W_6C 、 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 和WC相组成。

(2) 随WC-Co添加量增加,熔覆层因 α -Fe固溶体固溶强化效果增强、 Fe_6W_6C 和 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 强化相析出量增大以及WC相的存在,显微硬度单调增加,耐湿砂磨损能力增强,且熔覆层主要呈现磨粒磨损特征。

(3) 熔覆层的树枝晶与枝晶间成分存在明显差异, Fe_6W_6C 、 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 相主要析出于枝晶间,而 α -Fe固溶体则主要以树枝晶/胞状晶存在。

参考文献

- [1] 王艳, 谢海英, 吴瑛. 国内外疏浚市场现状及发展[J]. 交通部上海船舶运输科学研究所学报, 2004, 27(2): 109-113.
Wang Y, Xie H Y, Wu Y. Present state and development of domestic and international dredging markets [J]. Journal of Shanghai Ship and Shipping Research Institute of Traffic Department, 2004, 27 (2): 109-113 (in Chinese).

- [2] 倪福生. 国内外疏浚设备发展综述 [J]. 河海大学常州分校学报, 2004, 18(1): 1-9.
Ni F S. Development of international dredging equipment [J]. Journal of Hohai University Changzhou, 2004, 18(1): 1-9 (in Chinese).
- [3] 李爱农. 疏浚工况泥沙磨损机理及其耐磨新材料研究 [D]. 武汉: 武汉理工大学, 2003, 1.
Li A N. Research on sand slurry abrasion mechanisms of dredging conditions and new wear-resistant materials [D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2003, 1 (in Chinese).
- [4] 汪选国, 严新平. 高铬铸铁耐泥沙磨损的机理探讨 [J]. 材料保护, 2002, 35(9): 13-14.
Wang X G, Yan X P. Wear mechanism for high chromium cast iron in sand slurry condition [J]. Materials Protection, 2002, 35(9): 13-14 (in Chinese).
- [5] 眭润舟, 楼宏青, 芦笙, 等. 几种挖泥船耙齿材料的磨粒磨损性能研究 [J]. 摩擦学学报, 1996, 16(1): 85-88.
Sui R Z, Lou H Q, Lu S, et al. Study on abrasion behavior of several materials for scoop-teeth of dredgers [J]. Tribology, 1996, 16(1): 85-88 (in Chinese).
- [6] Zhang L M, Sun D B, Yu H Y. Effect of niobium on the microstructure and wear resistance of iron-based alloy coating produced by plasma cladding [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 490: 57-61.
- [7] Jiang S Q, Ren Q W, Ding Y, et al. Characteristics of Fe-based WC composite coatings prepared by double-pass plasma cladding process [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(S1): 195-198.
- [8] 吴玉萍, 彭竹琴, 林萍华. 等离子原位合成 TiC 颗粒增强 Ni 基复合涂层 [J]. 材料科学与工艺, 2004, 12(4): 429-432.
Wu Y P, Peng Z Q, Lin P H. In-situ synthesis of TiC particles reinforced nickel base alloy composite coating by plasma cladding [J]. Materials Science & Technology, 2004, 12(4): 429-432 (in Chinese)
- [9] D'Oliveira A S C M, Paredes R S C, Santos R L C. Pulsed current plasma transferred arc hardfacing [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 171: 167-174.
- [10] Zhou S F, Dai X Q, Zheng H Z. Microstructure and wear resistance of Fe-based WC coating by multi-track overlapping laser induction hybrid rapid cladding [J]. Optics & Laser Technology, 2012, 44: 190-197.
- [11] Paul C P, Mishra S K, Tiwari P, et al. Solid-particle erosion behavior of WC/Ni composite clad layers with different contents of WC particles [J]. Optics & Laser Technology, 2013, 50: 155-162.
- [12] Zhou S F, Zeng X Y. Growth characteristics and mechanism of carbides precipitated in WC-Fe composite coatings by laser induction hybrid rapid cladding [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 505: 685-691.
- [13] Guo C, Chen J M, Zhou J S, et al. Effects of WC-Ni content on microstructure and wear resistance of laser cladding Ni-based alloys coating [J]. Surface & Coatings Technology, 2012, 206: 2064-71.
- [14] Chen H H, Xu C Y, Chen J, et al. Microstructure and phase transformation of WC/Ni60B laser cladding coatings during dry sliding wear [J]. Wear, 2008, 264: 487-493.
- [15] Acker K Van, Vanhoyweghen D, Persoons R, et al. Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad WC/Ni coatings [J]. Wear, 2005, 258: 194-202.
- [16] Zhou S F, Dai X Q. Laser induction hybrid rapid cladding of WC particles reinforced NiCrBSi composite coatings [J]. Applied Surface Science, 2010, 256: 4708-14.

(责任编辑: 陈茜)