

WC 颗粒增强镍基喷焊涂层的显微组织与耐磨性

刘兴保, 姚冠新, 高冬, 夏园

(江苏大学材料科学与工程学院, 镇江 212013)

摘要: 采用氧乙炔火焰喷焊技术, 在正火态 45 钢基体表面用镍包 WC 粉制备 WC 颗粒增强镍基喷焊涂层, 采用 SEM、XRD 分析了涂层的显微组织和物相组成, 讨论了 WC 含量对镍基喷焊涂层硬度、耐磨性的影响。结果表明: WC 增强镍基喷焊涂层组织细小, 喷焊涂层与基体形成了良好的冶金结合; 喷焊涂层的硬度和耐磨性能随着 WC 含量增加均先升后降, 当 WC 颗粒质量分数为 35% 左右时性能最佳, 硬度达到 1 250 HV, 磨损量为 0.06 g。

关键词: 喷焊涂层; 耐磨性; 镍基自熔性合金; WC 颗粒

中图分类号: TG174.442

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2011)05-0062-03

Microstructure and Abrasive Resistance of WC Particles Reinforced Ni-Based Spray-Welding Coating

LIU Xing-bao, YAO Guan-xin, GAO Dong, XIA Yuan

(School of Materials and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: WC particles reinforced Ni-based spray-welding coating were prepared using Ni-WC mixed powder on normalizing treatment 45 steel surface by oxyacetylene spray welding technique, the microstructure and chemical composition of the coating were analyzed by SEM and XRD, and the effect of WC content on the coating hardness and abrasive resistance were discussed. The results show that the microstructure of the coating was fine, and the metallurgic combine of the coating and matrix was well. The hardness and abrasive resistance of the coating showed an earlier raising and later decreasing with WC content. When WC content was around 35wt%, the mechanical properties were optimal; the hardness was 1 250 HV and abrasion quantity was 0.06 g.

Key words: spray-welding coating; abrasive resistance; Ni-based self-fluxing alloy; WC particles

0 引言

港口装载机抓斗斗口板失效的主要形式是严重的磨粒磨损和腐蚀, 原使用材料一般是正火态 45 钢, 目前虽已用高锰合金钢替换, 但其使用寿命仍很短, 平均只有 2 个月左右。由于材料价格昂贵, 斗口板的报废会造成巨大的经济损失。对此, 采用表面喷焊涂层不但能够修复失效工件, 而且还能大幅度地提高工件的表面性能, 日前常采用热喷涂、表面涂覆以及堆焊等方法实施^[1-3]。氧乙炔火焰喷焊是热喷涂的一种, 具有成本低、工艺成熟、便于操作等特点, 具有推广应用的潜力。镍基自熔性合金涂层具有耐磨、耐蚀、耐热等优异的综合性能, 是一种应用

广泛的表面喷焊材料, 近年来采用硬质颗粒增强镍基涂层耐磨性方面的研究受到了广泛关注, 主要有 WC、MoSi₂、SiC 等^[4-6]陶瓷颗粒。

WC 颗粒具有硬度高、高温稳定、塑性好以及与金属润湿性良好等优点, 广泛应用于材料表面的强化层中, 以提高材料的抗磨粒磨损性能^[7]。为了使磨损报废的装载机抓斗斗口板重复利用, 作者采用氧乙炔火焰喷焊工艺在 45 钢斗口板表面制备 WC 增强镍基喷焊涂层, 分析了 WC 含量对镍基复合涂层显微组织和性能的影响, 为实际应用提供依据。

1 试样制备与试验方法

1.1 试样制备

基体材料选用正火态 45 钢, 其尺寸为 55.5 mm × 25.0 mm × 5.5 mm。试验用镍包 WC 粉为泰州明华粉末冶金厂生产, 粒径约为 75 μm, 其质量分数分

收稿日期: 2010-04-23; 修订日期: 2010-12-14

作者简介: 刘兴保(1983—), 男, 山东德州人, 硕士研究生。

导师: 姚冠新教授

别为 20%, 25%, 30%, 40%, 45% 和 50%。用 SPH-2/h 型氧乙炔火焰喷焊枪和“二步法”制备涂层, 基材经表面预处理、预热后, 先在表面喷涂一层厚为 0.2 mm 的该合金涂层, 然后再喷涂达到预设的 1 mm 厚度, 以获得性能优良的喷焊涂层。喷焊参数: 氧气压力为 0.4 MPa, 乙炔气压力为 0.06 MPa, 送粉量为 $1.2 \text{ kg} \cdot \text{h}^{-1}$, 基体预热温度 $250 \sim 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 喷涂距离为 100~120 mm, 工作温度为 $700 \sim 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

1.2 试验方法

采用 JXA-840 型全自动控制立体扫描电子显微镜(SEM)观察涂层横截面的显微组织和表面磨损形貌; 用 Bruker axs D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪(XRD)分析涂层的物相结构。

用 MLS-23 型湿沙橡胶轮式磨损试验机进行湿沙磨粒磨损试验。橡胶轮的邵氏硬度为 75, 转速为 $240 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, 磨粒为普通的河沙, 粒径为 $250 \sim 830 \mu\text{m}$, 湿沙配比为 1.3 kg 沙+600 mL 水。试样在 19.6 N 载荷下磨损 1 h 后用 TG328A 型分析天平称量质量, 与磨损前试样质量的差值即为磨损质量, 每种含量的涂层均制备 2 块试样, 取 2 次试验的平均值。

2 试验结果与讨论

2.1 WC 对涂层显微组织的影响

由图 1 可见, 20%WC 增强镍基喷焊涂层中, 具有规则几何形状的白亮块为 WC 颗粒, 其分布较均匀, 说明镍基自熔性合金熔化时 WC 颗粒没有熔化, 而是被牢固地镶嵌在喷焊涂层中; 同时发现涂层组织细小, 表面较平整, 并有共晶组织存在。涂层与基体间发生了相互溶解和扩散, 形成了紧密的冶金结合状态(见图 2), 而且还出现了组织为珠光体的热影响区, 降低了界面两侧材料在性能上的差异, 大大提高了喷焊涂层与基体材料的结合强度, 减小了涂层材料磨损时产生剥落的可能性, WC 颗粒牢固地镶嵌在韧性的镍基体中, 是典型的韧性基体与硬质相组合的耐磨组织。

由图 3 可见, 形成了以 $\gamma\text{-Ni}$ 固溶体为基体, 以 WC 颗粒为增强相的喷焊涂层, 而且涂层中还包含有 W_2C 、 Ni_3B 、 FeNi_3 、 CrB 、 Cr_7C_3 、 $(\text{Fe}, \text{Ni})_{23}\text{C}_6$ 等化合物和硬质相。这说明合金粉体中的 WC 在喷焊过程中有一部分分解形成了新相, 分解出来的碳元素与铬、铁、镍元素发生了化学反应, 生成 Cr_7C_3 以及 $(\text{Fe}, \text{Ni})_{23}\text{C}_6$ 等相。除了 WC、 W_2C 相的强化作用外, 在镍基合金粉中的硅元素一部分作为脱氧

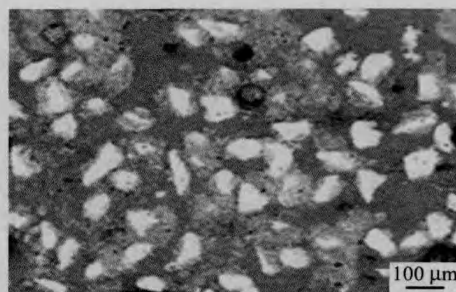


图 1 20%WC 增强镍基喷焊涂层中 WC 的分布形貌

Fig. 1 WC morphology of 20%WC reinforced Ni-based spray-welding coating

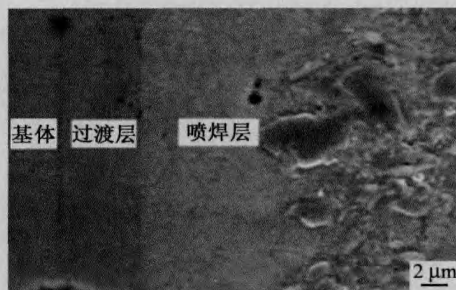


图 2 20%WC 增强镍基喷焊涂层的横截面形貌(未腐蚀)

Fig. 2 Section morphology of 20% WC reinforced Ni-based spray-welding coating (without corrosion)

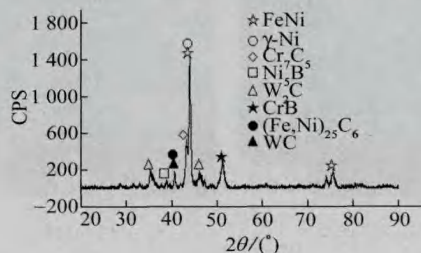


图 3 WC 增加镍基喷焊涂层的 XRD 谱

Fig. 3 XRD pattern of WC reinforced Ni-based spray-welding coating

剂和氧形成 SiO_2 熔渣, 其余固溶于奥氏体中, 起固溶强化作用; 硼元素除了少量溶于 $\gamma\text{-Ni}$ 相外, 大部分形成 Ni_3B 、 CrB 等化合物, 并弥散分布在涂层中。这些硬质相和大量未熔的 WC 颗粒是影响喷焊涂层强度、硬度及耐磨性的关键因素。

2.2 WC 含量对涂层显微组织和显微硬度的影响

由图 4 可知, 随 WC 含量的增加, 涂层的硬度先增加后降低, WC 含量为 35% 时硬度最高, 达到 1 250 HV; 继续增加 WC 含量则硬度下降, 但下降趋势较为平缓。分析认为 WC 加入量小于 35% 时, 喷焊涂层中 WC 颗粒分布均匀、孔隙率较小, WC 的溶解和氧化很少, 起到弥散强化和晶界强化作用(见图 5); 同时随 WC 含量的增加, 单位体积内 WC 颗

粒的数目越多,硬度计压头接触到 WC 硬质点的几率增大,喷焊涂层硬度逐渐增高,WC 颗粒增多是喷焊涂层硬度升高的主要原因。但当 WC 含量大于 35%以后,随着 WC 加入量的增多,WC 颗粒已不能被牢固地镶嵌到喷焊涂层基体中,开始溶解并一定程度地向结合面聚集(见图 5),这样喷焊涂层的表层中实际 WC 量减少了,故表现为硬度下降,但此时由于 WC 总加入量是增大的,所以其硬度降低的趋势较为平缓。

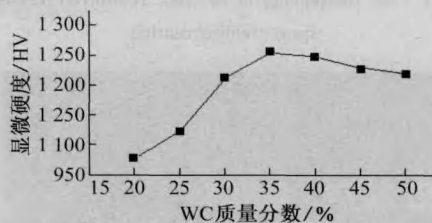


图 4 喷焊涂层的表面显微硬度随 WC 含量变化的曲线
Fig. 4 Curve of spray-welding coating surface microhardness change with WC content

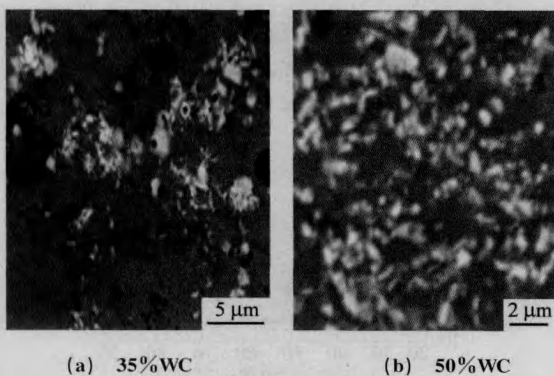


图 5 不同 WC 含量镍基喷焊涂层的显微组织
Fig. 5 Microstructure of Ni-based spray-welding coating with different WC contents

从图 6 可以看出,不同 WC 含量喷焊涂层的显微硬度曲线可分为三个区域,这和喷焊组织结构特点相吻合;基体硬度较低,过渡层硬度有明显提高,喷焊涂层硬度比过渡层又有一定程度提高。50%WC 喷焊涂层硬度变化起伏较大,这是由于 WC 含量较多时,喷焊工艺性变差,涂层致密性降低,导致涂层显微硬度沿层深方向分布起伏,在层深 0.6 mm 处出现较低值。靠近喷焊层表面处(0.7~0.8 mm),35%WC、50%WC 和 20%WC 喷焊涂层的硬度依次降低,并且沿层深向涂层表面方向先增大后略减小。

2.3 WC 含量对涂层耐磨性的影响

由图 7 可看出,喷焊涂层的耐磨性随着 WC 含

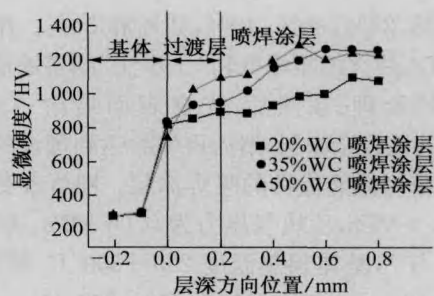


图 6 不同 WC 含量喷焊涂层沿层深方向显微硬度的分布曲线

Fig. 6 Microhardness distribution along spray-welding coating depth of different WC contents

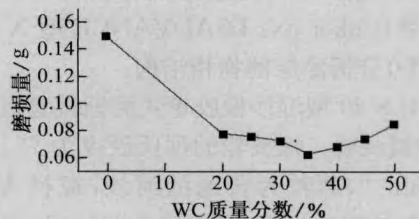


图 7 WC 增强镍基喷焊涂层的磨损量随 WC 含量变化的曲线

Fig. 7 Curve of WC reinforced Ni-based spray-welding coating abrasion quantity change with WC content

量的增加呈现先升后降的趋势。含 20%~45%WC 对改善喷焊涂层的耐磨性较好,含 35%左右时涂层耐磨性能最佳,磨损量仅为 0.06 g。

由图 8 可知,当 WC 含量为 25%时,喷焊涂层较为致密,孔隙率小,奥氏体基体对 WC 颗粒提供了有力的支撑和粘结作用,使 WC 颗粒镶嵌牢固,减轻了切削和犁沟作用,所以耐磨性较高;当 WC 含量为 35%时,磨损表面的犁沟变浅,数量减少且表现出不连续性,磨损质量最小,耐磨性能最好;当 WC 含量为 40%时,磨损面的磨痕虽然减小,又不连续,但其耐磨性有所下降。

3 结 论

(1) 在 45 钢表面上制备的 WC 颗粒增强镍基喷焊涂层组织细小,表面较平整,并有共晶组织存在,与基体形成了良好的冶金结合。

(2) 随 WC 含量的增加,喷焊涂层表面显微硬度先增大后减小,在含量为 35%时硬度值最高,达到 1 250 HV。

(3) 随 WC 含量的增加,喷焊涂层的耐磨性先上升后降,在 35%左右时其耐磨性能最佳,磨损量为 0.06 g。

(下转第 76 页)

2.3.2 $M_{23}C_6$ 相对室温塑性和韧性的影响

图1、图2表明,该钢在4~1 000 h时效过程中室温塑性和韧性急剧下降,这是由于在此过程中, $M_{23}C_6$ 相在晶界处大量析出,并由颗粒状聚集长大成长条的链状,使得晶界变宽,尺寸由4 h时的约几十纳米增大到1 000 h时的600 nm左右。在冲击过程中,沿宽晶界发生脆性断裂,室温韧性显著降低;在拉伸过程中,宽晶界处易产生应力集中,裂纹沿晶界萌生并快速扩展,使室温塑性显著下降。

3 结 论

(1) NF709R 钢在700 °C时效过程中的析出相主要有 $M_{23}C_6$ 、MX 及 Z 相。

(2) 该钢高温屈服强度在4~3 400 h时效过程中升高是由晶内细小的 MX 相、Z 相的沉淀强化和晶界处 $M_{23}C_6$ 相强化晶界的共同作用引起的;3 400~6 000 h 区间高温屈服强度下降是由于晶界上的 $M_{23}C_6$ 相逐渐疏松、晶界强度降低引起的;6 000 h 以后,由于 $M_{23}C_6$ 相疏松过程非常缓慢, MX 相和 Z 相稳定的强化作用,使得高温屈服强度下降缓慢。

(3) 晶界处的 $M_{23}C_6$ 相聚集、长大成链状,导致

晶界变宽,是该钢室温塑性和韧性在高温时效后下降的主要原因。

参考文献:

- [1] 刘正东,程世长,包汉生,等.超超临界火电机组用锅炉钢技术国产化问题[J].钢铁,2009,44(6):1-7.
- [2] 刘正东,程世长,干勇,等.中国600 °C蒸汽参数火电机组用锅炉钢管国产化研制进展[J].钢铁,2010,45(10):1-8.
- [3] 陆燕荪.从超临界机组的发展透视研发新材料的紧迫性[J].发电设备,2006(3):149-151.
- [4] 赵中平,姚珉芳.超级超临界机组开发讨论[J].动力工程,2000,20(2):640-644.
- [5] MARUYAMA K, SAWADA K, KOIKE J. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel[J]. ISIJ International,2001,41(6):641-653.
- [6] 缪筱玲.超超临界锅炉用奥氏体不锈钢管 NF709[J].东方锅炉,2005(4):7-11.
- [7] TSKAHASHI T, KIKUCHI M. Development of high-strength 20Cr-25Ni(NF709) steel for USC boiler tubes[J]. Nippon Steel Technical Report,1988,38:26-33.
- [8] SOURMAIL T, BHADSHIA H K D H. Microstructural evolution in two variants of NF709 at 1 023 and 1 073 K[J]. Metallurgical and Materials Transactions A,2005, 36:23-34.

(上接第64页)

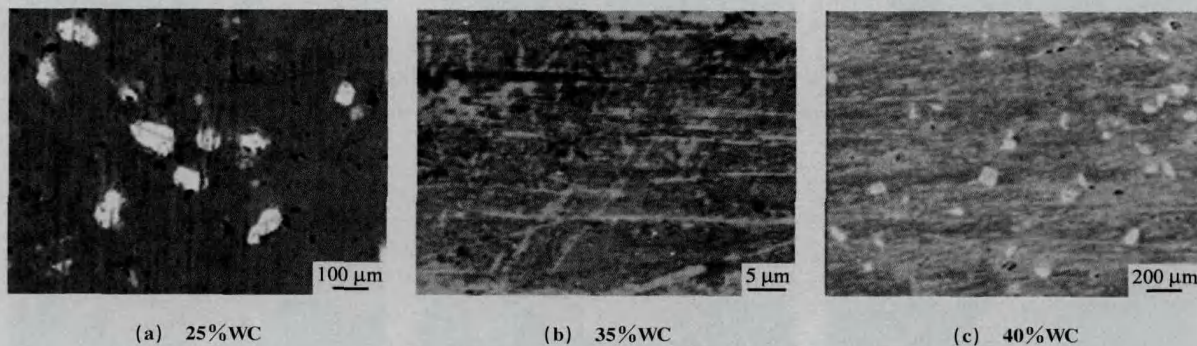


图8 不同WC含量涂层磨损表面的SEM形貌

Fig.8 SEM micrograph of abrasive surfaces of the coatings with different WC content

参考文献:

- [1] SURENDER M, BASU B, BALASUBRAMANIAM R. Wear characterization of electrodeposited Ni-WC composite coatings [J]. Tribology International,2004,37:74-749.
- [2] JUNG J, KANG S H. Effect of ultra-fine powders on the microstructure of Ti (CN)-xWC-Ni cermets[J]. Acta Materialia, 2004,52:1379-1386.
- [3] WU P, DU H M, CHEN X L, et al. Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni-WC composite coatings[J]. Wear,2004,257(1/2):142-147.
- [4] 王振廷,陈华辉.碳化钨颗粒增强金属基复合材料涂层组织及其摩擦磨损性能[J].摩擦学学报,2005,25(3):203-206.
- [5] 李丹,张永胜,周惠娣,等. MoSi₂ 增强镍基合金复合材料的摩擦磨损性能研究[J].摩擦学学报,2007,27(4):336-340.
- [6] LI Q, SONG G M, ZHANG Y Z, et al. Microstructure and dry sliding wear behavior of laser clad Ni-based alloy coating with the addition of SiC[J]. Wear,2003,254(3/4):222-229.
- [7] 陈志刚,苏静.纳米三氧化钨的制备与应用[J].江苏大学学报:自然科学版,2005,26(1):57-61.