



铸钢轧辊亚微米 WC-15Co 电火花沉积涂层的高温性能

王建升, 张占哲, 李 博, 张瑞华, 唐明奇, 冯在强

(华北水利水电大学 机械学院, 郑州 450011)

摘 要: 采用新型电火花沉积设备, 把 WC-15Co 陶瓷硬质合金材料沉积在铸钢材料上, 制备了电火花沉积合金涂层, 用 SEM、XRD 等技术研究沉积层在 500 °C 的高温耐磨性和 800 °C 高温氧化 100 h 后的氧化膜形貌、组织结构和高温抗氧化性能。结果表明: 沉积层厚度约为 30 μm 。500 °C 高温条件下, 沉积层的耐磨性比基体的耐磨性提高 2.7 倍, 沉积层的磨损机理主要是粘着磨损、疲劳磨损、氧化磨损和磨粒磨损的综合作用; 800 °C 高温条件下, 沉积层氧化 100 h 后的氧化膜的厚度约为 10~30 μm , 氧化膜主要由 FeFe_2O_4 、 $\text{W}_{20}\text{O}_{58}$ 和 $\text{CFe}_{2.5}$ 物相组成, 沉积层的抗氧化性能比基体的提高 3.6 倍。细小弥散分布的硬质相和致密的氧化膜极大提高沉积层的抗高温磨损性能和抗高温氧化性能。

关键词: WC-15Co 硬质合金; 电火花沉积; 高温耐磨性; 高温氧化性

中图分类号: TG174.445

文献标志码: A

金属表面电火花沉积(Electro-spark deposition)技术是一种低应力、低变形的表面微焊接技术, 它的基本原理就是把电极材料(硬质合金如 WC、TiC 等)作为工作电极(阳极), 氩气中使之与被沉积的金属工件(阴极)之间产生火花放电, 在 $10^{-5}\sim 10^{-6}$ s 内电极与工件接触的部位达到 8000~25000 °C 的高温, 直接利用火花放电的能量, 将电极材料转移至工作表面, 构成沉积层的沉积方法^[1-3]。电火花沉积后工件心部的组织和力学性能不发生变化, 工件不会退火或热变形。利用这一技术制造 WC-Co 硬质合金沉积层可以大大提高基体材料表面的硬度和耐磨性。关于电火花沉积 WC-Co 硬质合金的报道国内较多, 如在铸钢、铸铁、不锈钢、H13 钢、钛合金等材料上研究了电火花沉积 WC-Co 合金后涂层的厚度、组织结构、物相分析、成分分析、涂层的硬度和室温耐磨性等内容^[4-8]。国外研究人员研究了在合金钢、球墨铸铁、钛合金、TiC-Ni 基合金等材料上沉积 WC-Co 硬质合金材料, 研究了涂层的厚度、表面形貌、组织结构、成分分析、涂层的密度、弹性模量、涂层硬度、室温耐磨性等^[9-13]。这些研究都显示了电火花沉积层具有复杂的物相组织结构、沉

积层的显微硬度和室温耐磨性都得到了很大的提高。

这些关于国内外电火花沉积 WC-Co 硬质合金涂层的研究基本上都是室温组织和室温性能研究比较多, 但关于系统研究电火花沉积涂层的高温耐磨性和高温氧化性能还不是很多, 针对铸钢轧辊的工作条件一般十分恶劣, 且要承受十分复杂的交变载荷与冲击, 以及急冷急热的工作条件下, 除要求它具有足够的强韧性外, 还要求它具有较高的高温耐磨性、高温耐热性以及高温抗冲击性能。除了王建升等^[14]用电火花沉积技术在铸钢轧辊上沉积 WC-Co 陶瓷硬质合金材料, 研究了涂层的室温组织和涂层的室温性能外, 没有发现在铸钢轧辊上电火花沉积 WC-Co 涂层的高温性能的报道研究。

本文作者采用电火花沉积工艺把 WC-15Co 陶瓷硬质合金熔覆于铸钢轧辊材料表面, 使产生不溶于基体的超细高熔点碳化物, 使这些碳化物(强化相)能够弥散、细小地分布于基体相中, 这些相组织互不相溶, 在使用过程中可以长期保持相结构具有长期热稳定性。这样能保证沉积层具有高温硬度、高温耐磨性能和长期的高热抗氧化性能。

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51301070)

收稿日期: 2015-12-15; **修订日期:** 2016-04-17

通信作者: 王建升, 讲师, 博士; 电话: 13783567561; E-mail: wjs1973425@126.com

1 实验

1.1 沉积材料及沉积层制备

基体材料是废旧的铸钢轧辊上截取下来的。电极材料采用亚微米陶瓷硬质合金 WC-15Co 电极材料, 它主要成分为 85%WC 和 15%Co(质量分数)。沉积工艺采用新型 DZS-4000 型电火花沉积设备, 该设备是采用手动操作氩气保护下完成沉积功能的, 沉积时沉积枪转速为 2500 r/min, 在试样表面往复多次形成沉积层。沉积时所采用的沉积工艺参数见表 1。沉积前先用砂纸清除氧化皮, 再用丙酮清洗工件表面, 去除油污。保护气体氩气流量设定在 7 L/min, 电极的伸长长度可为 3 mm。

表 1 沉积工艺的工艺参数

Table 1 Process parameters of electro-spark deposition

Power/ W	Voltage/ V	Frequency/ Hz	Deposition time/ (min·cm ⁻²)	Argon gas/ (L·min ⁻¹)
2100	100	1500	1.5	7

1.2 试验方法

采用 DPMaX2RB 型 X 射线衍射仪分析了沉积层的相组成。采用 LEO1450 型扫描电镜对沉积层的组织形貌进行了观察, 并结合能谱、XRD 分析确定沉积层高温氧化后的物相组织。采用 HT-600 高温摩擦磨损试验机进行高温 500 °C 无润滑摩擦磨损试验, 磨球为 d 6 mm 的 WC-8Co 硬质合金球, 所加载荷为 15 N, 转速为 1200 r/min, 试验时间 30 min, 磨损量用磨损体积表示。高温磨损试验采用 Talysurf sp-120 表面形貌测量系统测定并计算试样的磨损体积, 其中磨损体

积计算公式为: $V = 2\pi r \cdot \frac{\pi ab}{2}$, 其中 a 和 b 分别为椭圆形磨痕轮廓短轴和长轴; r 为磨痕轮廓到中心的距离。

为消除基材影响, 利用电火花线切割将铸钢轧辊钢基材切下, 制成 20 mm×10 mm×3 mm 的片状试样, 用 SiC 金相砂纸磨至 1000 号, 再用电火花沉积工艺将试样的四周用亚微米 WC-15Co 陶瓷硬质合金沉积, 使试样完全包含在硬质合金沉积涂层内部。高温抗氧化试验在高温电阻空气炉中进行。氧化试验前用螺旋测微器测量试样的尺寸, 并计算出总表面积, 试样用丙酮清洗, 干燥后放入洁净的石英坩埚中, 连同石英坩埚一起放在 AEU-220 型电子天平上, 然后将

盛有试样的坩埚放入高温电阻炉中进行高温氧化试验, 恒温温度为 800 °C, 氧化时间为 100 h, 每隔 10 h 取出一批次, 取出后在空气中冷却到室温, 连同石英坩埚一起称量, 计算试样单位面积质量增加, 试验结果取 3 个试样的平均值。以铸钢轧辊钢作为标准试样。利用 SEM 分析氧化膜的表面及剖面组织形貌, 利用 XRD 结合 EDS 分析氧化膜的相组成及化学成分, 依据测得的不同时间内单位面积氧化质量增加数据做出氧化动力学曲线, 分析沉积层的高温氧化机理。

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

图 1 所示为电火花沉积亚微米 WC-15Co 沉积层截面的 SEM 像。经试剂侵蚀可以从图 1 看到电火花沉积层的表面为不易腐蚀的白亮层, 在白层内侧是过渡层区域, 然后为基体组织。图 1 可以看出沉积层厚度大约为 30 μ m。经能谱线分析得知过渡层区域含有 Fe、Co、W 和 C 元素。由图 1 可知, 沉积层截面上弥散分布的颗粒非常细小。沉积层中弥散分布的这些超细颗粒形成的主要原因如下: 电火花沉积过程中快速加热(加热速度为 1×10^7 °C/s)使新相奥氏体化极不均匀、形核率提高组织细化; 电火花沉积过程中的快速加热和迅速冷却(冷却速度为 1×10^6 °C/s)使位错和空位增加促使新相形核组织细化; 电火花沉积过程中电极与工件的撞击, 由撞击中产生的弹性应变和温度等效应变也引起了组织一定程度的细化^[15]。这几种细化机理的联合作用导致沉积层中出现细小颗粒, 这些细小弥散分布的颗粒大大提高了沉积层的性能。

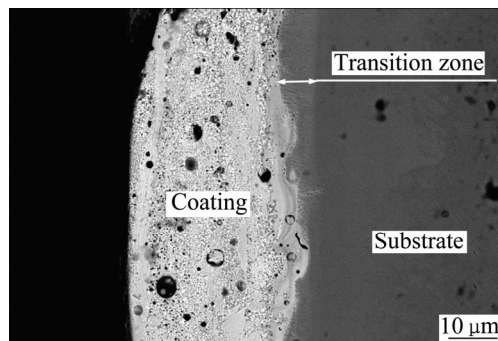


图 1 电火花沉积 WC-15Co 沉积层截面

Fig. 1 Cross-section of ESD WC-4Co coatings of cast steel

2.2 沉积层高温耐磨性能的分析

图 2 所示为沉积层和基体在 500 °C 高温条件下的

摩擦因数。从图 2 中可以看出在 30 min 内, 基体的摩擦因数较大且变化也比较大, 涂层的摩擦因数数值较小且比较稳定。主要原因是由于基体的硬度不是很高, 磨损一开始即发生严重的粘着, 磨损比较严重; 沉积试样中涂层的显微硬度较高, 沉积层中含有大量的弥散分布的超细硬质颗粒, 高温情况下, 磨损过程中越来越多的磨屑不易从摩擦副中间分离出来, 这些细小的磨屑在磨损过程起到润滑的作用, 使摩擦因数降低, 这说明电火花沉积 WC-15Co 沉积层具有优良的高温耐磨性能。弥散分布的非常细小的硬质相颗粒大大提高了沉积层的高温耐磨性。

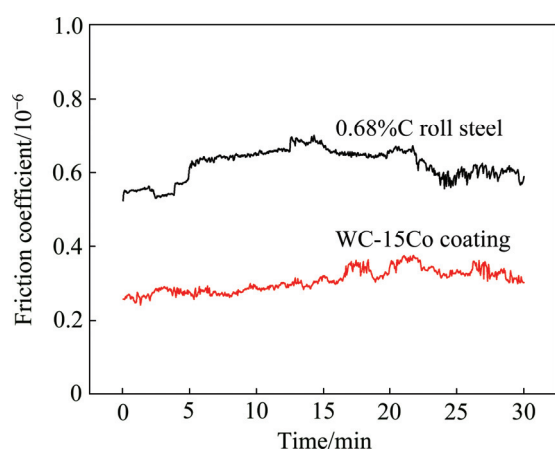


图 2 500 °C 高温下沉积层与基体的摩擦因数

Fig. 2 Friction coefficients of coating and substrate at 500 °C

图 3(a)和(b)所示分别是 500 °C 高温下沉积层与基体的摩擦磨损轮廓横截面图, 沉积层试样和基体试样在同样的磨损条件下经测量计算磨损体积分别为 0.592 mm^3 和 1.578 mm^3 ; 沉积层的磨损率 ΔV_m 为 $0.164 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{r}$, 基体的磨损率 ΔV_s 为 $0.438 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{r}$ 。沉积层的相对耐磨性为 $\Delta V_s/\Delta V_m=2.7$ 。可见在 500 °C 高温条件下沉积层的相对耐磨性比基体的提高了 2.7 倍。

图 4 所示为电火花沉积 WC-15Co 沉积层和基体在高温 500 °C 下的磨损形貌图, 从图 4(a)和(b)可以看出, 沉积层在 500 °C 磨损形貌中存在一定的犁沟现象, 存在典型的磨粒磨损机制。但图 4(c)和(d)的基体在 500 °C 磨损形貌中就没有存在犁沟现象, 主要是由于对沉积层来说, 沉积层中的碳化物颗粒主要起阻断、排挤和磨钝尖锐硬质磨料颗粒的作用, 增加了强化层显微切削作用, 基体没有高硬度的碳化物颗粒的存在, 就没有存在磨粒磨损机制。图 4(b)和(d)显示出沉积层和基体磨损表面出现了片状剥落和塑性变形特征, 表明存在一定的粘着磨损; 在磨损过程中, 沉积层或基

体

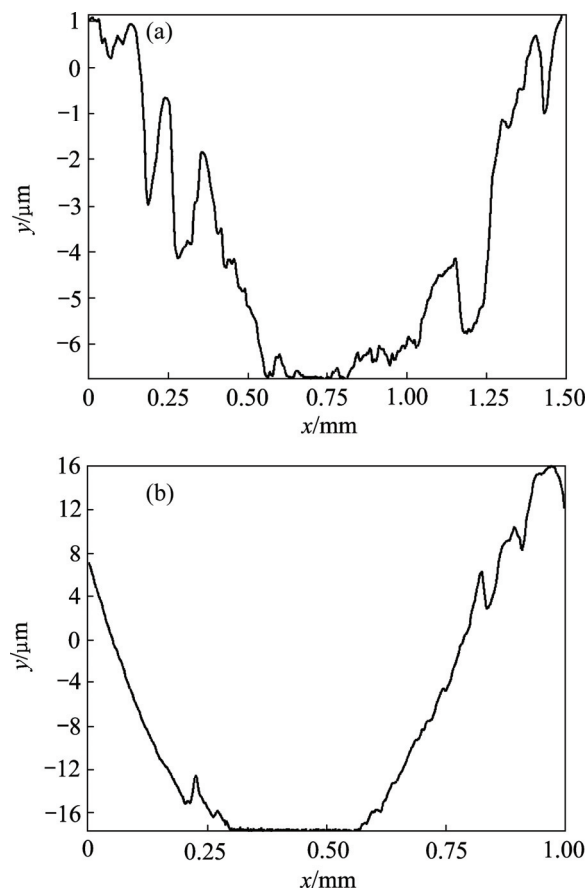


图 3 500 °C 高温下沉积层与基体的摩擦磨损横截面图

Fig. 3 Cross section of frictional wear of coating and substrate at 500 °C: (a) Cross section of frictional wear of coating; (b) Cross section of frictional wear of substrate

所受到的力包括法向的加载力和切向的摩擦力, 当硬质合金球在试样表面滑动时, 沉积层或基体不断受到拉应力和压应力的联合作用, 由于沉积层存在孔洞等缺陷, 因此易产生疲劳损伤; 基体硬度较低, 在交变接触应力的作用, 使表面材料疲劳断裂而形成点蚀或剥落, 也产生了疲劳磨损。当疲劳损伤积累到一定程度时, 在层间缺陷的区域开始形成微裂纹; 在交变应力的持续作用下, 这些微裂纹会长大、连接, 沿层间的缺陷扩展; 当这些裂纹扩展到临界长度时, 将向表面剪切, 导致涂层中的扁平颗粒部分或整体脱落, 形成磨屑, 从而出现剥层磨损的形式。能谱分析表明: 500 °C 高温下沉积层磨损区域存在 O、W 和 Fe 元素, 基体磨损区域存在 O 和 Fe 元素的存在, 因此, 在高温磨损下两者都存在氧化磨损。500 °C 下的高温磨损沉积层主要是磨粒磨损、粘着磨损、疲劳磨损和氧化磨损的综合作用; 基体主要是粘着磨损、疲劳磨损和

氧化磨损的综合作用。

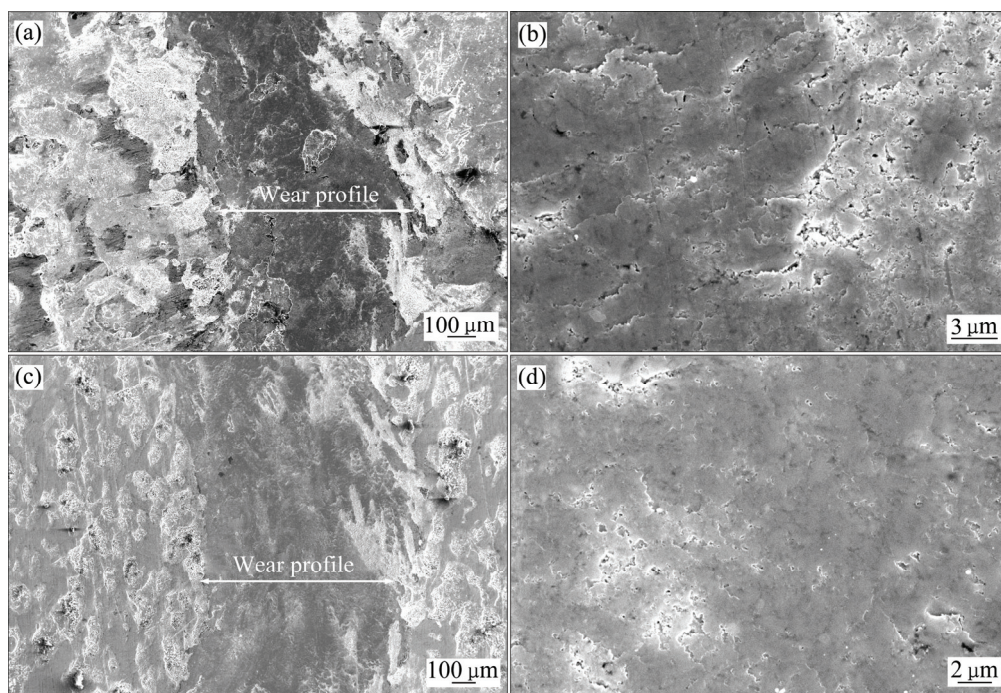


图 4 500 °C 高温下沉积层和基体的磨损形貌

Fig. 4 Wear morphologies of coating and substrate at 500 °C: (a) Wear morphologies of coating; (b) Part of wear morphologies of wear area of coating; (c) Wear morphologies of substrate; (d) Part of wear morphologies of wear area of substrate

2.3 沉积层的抗高温氧化性能

2.3.1 沉积层高温氧化膜物相组成

图 5 所示为电火花沉积 WC-15Co 电火花沉积涂层在 800 °C 氧化 100 h 时的氧化膜物相组成, 由 XRD 谱可知, 涂层氧化 100 h 后的氧化膜主要产物是 FeFe_2O_4 、 $\text{W}_{20}\text{O}_{58}$ 和 $\text{CFe}_{2.5}$ 。通过分析可以认为这些化合物是在高温下长时间重熔后又生成新的物相。在 800 °C 恒温氧化时, 沉积层中首先形成 Fe 的氧化物,

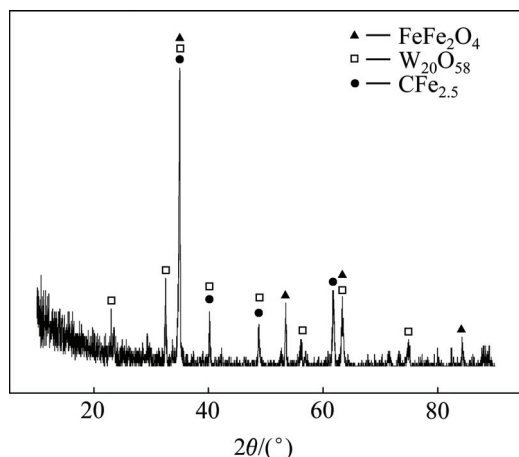


图 5 沉积层 800 °C 氧化 100 h 后氧化膜 XRD 谱

Fig. 5 XRD pattern of oxide scale on coatings at 800 °C for 100 h

Fe 元素首先和 O 元素发生反应, 生成 FeO 型氧化物, 随着氧化时间的延长, FeO 又和氧气生成较稳定的 FeFe_2O_4 型氧化物。氧元素又与在高温下原先沉积层中的 C 元素发生了反应, 生成了 $\text{CFe}_{2.5}$ 化合物。

2.3.2 沉积层高温氧化膜形貌图和截面图

图 6 所示为电火花沉积 WC-15Co 耐磨沉积层在 800 °C 恒温氧化 100 h 的氧化膜形貌, 图 6(a) 所示氧化物颗粒呈现出的尖晶石状, 或多面体状, 这些大小不一、形状各异的氧化膜颗粒细小, 颗粒之间结合致密、连续、无空洞和裂纹。图 6(b) 所示的氧化物呈现出的形貌完全和图 6(a) 所示的形貌不一样, 呈现出条束状氧化物形貌图。图 6(b) 氧化膜也虽然有一些空隙, 但形成氧化膜的颗粒也很细小, 排列也很紧密, 无裂纹等缺陷。在 800 °C 时在恒温氧化的过程中没有发现剥落现象, 可以知道氧化膜在生长的过程中其热应力非常小, 因此氧化物颗粒之间的结合非常好。这些表面氧化膜颗粒较细小且致密, 使涂层的高温抗氧化性得到较大提高。

图 7 所示为电火花沉积 WC-15Co 耐磨沉积层在 800 °C 恒温氧化 100 h 的氧化膜结合区的截面形貌。由图 7 可看出, 在 800 °C 氧化 100 h 后, 就可以看到有一层 10~30 μm 厚度的氧化膜附着在涂层的表面, 且在涂层和氧化膜之间存在明显的界限。在 800 °C 的氧

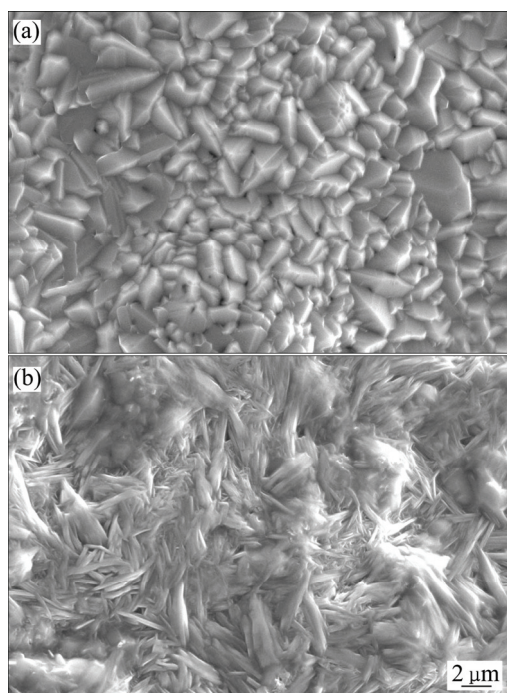


图6 沉积层 800 °C 氧化 100 h 氧化膜形貌

Fig. 6 Morphologies of oxide scale on coating at 800 °C for 100 h

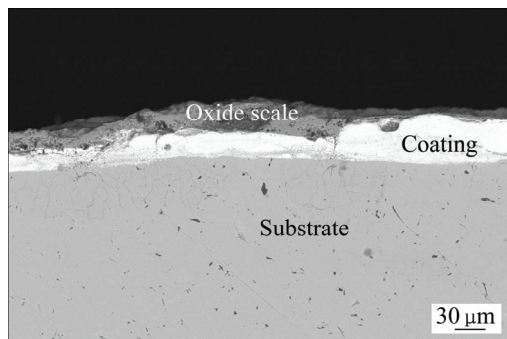


图7 沉积层 800 °C 氧化 100 h 后氧化膜和涂层的界面形貌

Fig. 7 Cross-section morphology of oxide scale of coatings at 800 °C for 100 h

化实验中,氧化膜与涂层的结合都非常好,可以有效阻止涂层的进一步氧化,因此可以认为 WC-15Co 沉积层具有优良的高温抗氧化性能。

2.3.3 沉积层高温氧化动力学曲线

图8所示为电火花沉积 WC-15Co 耐磨沉积层试样和基体试样在 800 °C 时进行 100 h 的高温抗氧化动力学曲线。在实验的初始涂层氧化的比较轻,氧化质量增加的不是很明显,随着氧化时间的延长,氧化质量增加率开始增大,其氧化质量增加率由氧化 10 h 时的 $0.002 \text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ 增加到氧化 100 h 的 0.034

$\text{mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$; 基体氧化质量增加率由氧化 10 h 时的 $0.015 \text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ 增加到氧化 100 h 的 $0.099 \text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ 。每 10 h 计算出沉积层和基体的氧化质量增加率,最后经计算推知电火花沉积 WC-15Co 沉积层的抗氧化性能提高了 3.6 倍,这说明电火花沉积 WC-15Co 沉积层在高温下很容易形成致密的氧化膜,成为沉积层的保护膜阻碍沉积涂层的进一步氧化。随着时间的进行,氧化质量增加越来越缓慢,涂层的氧化质量增加随着时间的变化曲线呈现为直线形态。

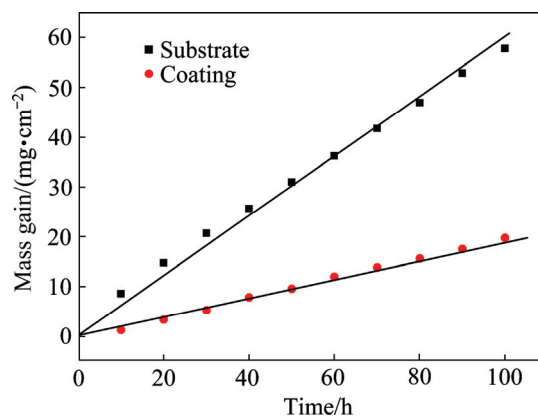


图8 800 °C 时沉积层与基体试样高温抗氧化动力学曲线

Fig. 8 Temperature oxidation kinetics curves of coated and uncoated in air at 800 °C

3 结论

1) 在铸钢轧辊材料上,电火花沉积亚微米 WC-15Co 硬质合金时,沉积层厚度约为 30 μm; 细小的强化颗粒相弥散分布于涂层上,提高了沉积层的性能。

2) 500 °C 高温下沉积层的耐磨性能较铸钢材料的磨损性能提高了 2.7 倍,500 °C 高温条件下沉积层的磨损主要是粘着磨损、疲劳磨损、氧化磨损和磨粒磨损的综合作用。

3) 800 °C 高温下沉积层氧化 100 h 后的氧化膜的厚度为 10~30 μm; 氧化膜主要由 FeFe_2O_4 、 $\text{W}_{20}\text{O}_{58}$ 和 $\text{CFe}_{2.5}$ 物相组成; 800 °C 高温下沉积层抗氧化性能比铸钢轧辊的抗氧化性能提高了 3.6 倍; 涂层的氧化质量增加随着时间的变化曲线呈现为直线形态。

REFERENCES

- [1] 韩红彪, 李向阳. 电容充放电脉冲数字控制型电火花沉积电源[J]. 焊接学报, 2014, 35(3): 23-26, 70.

- HAN Hong-biao, LI Xiang-yang. Digital control of capacitance charge-discharge pulse in electro-spark deposition power supply[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(3): 23–26, 70.
- [2] 王建升, 张占哲, 闫镇威, 李刚, 唐明奇, 冯在强. 电火花沉积 WC-4Co 复合层界面行为的研究[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(11): 2849–2855.
- WANG Jian-sheng, ZHANG Zhan-zhe, YAN Zhen-wei, LI Gang, TANG Ming-qi, FENG Zai-qiang. Interface behavior study of WC-4Co coating by electro-spark deposition[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(11): 2849–2855.
- [3] HONG Xiang, TAN Ye-fa, WANG Xiao-long, TAN Hua, XU Ting. Effects of nitrogen flux on microstructure and tribological properties of in-situ TiN coatings deposited on TC11 titanium alloy by electrospark deposition[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(9): 3329–3338.
- [4] 王建升, 卢海霞, 闫镇威, 李刚, 唐明奇, 冯在强. 铸钢表面电火花沉积层摩擦磨损性能[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(1): 169–172.
- WANG Jian-sheng, LU hai-xia, YAN Zhen-wei, LI Gang, TANG Ming-qi, FENG Zai-qiang. Study of wear-resistance of WC-4Co coating on cast steel by electro-spark deposition[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(1): 169–172.
- [5] 张瑞珠, 郭鹏, 王建升, 严大考, 李静瑞. 铸钢 0Cr13Ni5Mo 表面电火花沉积 YG8 涂层的组织和性能[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(12): 3367–3371.
- ZHANG Rui-zhu, GUO Peng, WANG Jian-sheng, YAN Da-kao, LI Jing-rui. Microstructures and properties of YG8 coating on 0Cr13Ni5Mo cast steel fabricated by electro-spark deposition[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(12): 3367–3371.
- [6] 王明伟, 潘仁, 李姝, 赵秀君, 朱志, 张立文. BT20 钛合金表面电火花沉积 WC 涂层微观组织研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(2): 361–363.
- WANG Ming-wei, PAN Ren, LI Mei, ZHAO Xiu-jun, ZHU zhi, ZHANG Li-wen. Microstructure of electro-spark deposition WC coating on BT20 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(2): 361–363.
- [7] LUO Cheng, XIONG Xiang, DONG Shi-jie. TiB₂/Ni coatings on surface of copper alloy electrode prepared by electrospark deposition[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(2): 317–321.
- [8] 陈龙, 孟惠民, 黄亮亮, 刘俊友. 45 钢表面电火花沉积多层 YG8 涂层的组织和耐磨性[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(11): 170–175.
- CHEN Long, MENG Hui-min, HUANG Liang-liang, LIU Jun-you. Microstructure and wear property of multi-layer YG8 ESD coating on 45 steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2013, 34(11): 170–175.
- [9] ÇAKIR A, YILMAZ M S, RIBALCO A, KORKMAZ K A. Study on modification of micro-alloy steel surfaces with different hard materials via electro-spark deposition method[J]. Acta Physica Polonica A, 2015, 127(4): 1410–1413.
- [10] LEVASHOV E A, VAKAEV P V, ZAMULAEVA E I, KURDRYASHOV A E, KURBATKINA V V, SHTANSKY D V, VOEVODIN A A, SANZ A. Disperse-strengthening by nanoparticles advanced tribological coatings and electrode materials for their deposition[J]. Surface & Coatings Technology, 2007, 201(13): 6176–6181.
- [11] ALEXANDER V, RIBALCO O S. A modern representation of the behaviour of electrospark alloying of steel by hard alloy[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(3/4): 1724–1730.
- [12] WANG J S, MENG H M, YU H Y, FAN Z S, SUN D B. Wear characteristics of spheroidal graphite roll WC-8Co coating produced by electro-spark deposition[J]. Rare Metals, 2010, 29(2): 174–179.
- [13] TKACHENKO Y G, TKACHENKO D Z, YURCHENKO V F, BRITUN L P, ISAEVA V T. Structure and properties of wear-resistant spark-deposited coatings produced with a titanium carbide alloy anode[J]. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2013, 52(5): 306–313.
- [14] 王建升, 孟惠民, 张瑞珠, 严大考. 铸钢轧辊电火花沉积 WC-4Co 涂层组织与性能研究[J]. 焊接学报, 2010, 31(10): 43–46.
- WANG Jian-sheng, MENG Hui-min, ZHANG Rui-zhu, YAN Da-kao. Investigation of microstructure and properties of WC-4Co ESD coating of cast steel roll[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010, 31(10): 43–46.
- [15] 乔生儒, 韩栋, 李玖. 钢铁表面电火花淬火组织超细化及机理[J]. 机械工程材料, 2004, 28(8): 7–9.
- QIAO Sheng-ru, HAN Dong, LI Jiu. Extra-fine-structure obtained by electrical spark discharge quenching on steel surface[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2004, 28(8): 7–9.

High temperature properties of micro-crystalline WC-15Co alloys deposited on cast steel roll by electro-spark deposition

WANG Jian-sheng, ZHANG Zhan-zhe, LI Bo, ZHANG Rui-hua, TANG Ming-qi, FENG Zai-qiang

(College of Mechanical, North China University of Water Conservancy and Electric Power, Zhengzhou 450011, China)

Abstract: The ceramic cemented carbide of WC-15Co alloys was deposited on the surface of the cast steel roll by electro-spark deposition (ESD) process, and alloy coatings were formed. The high temperature wear-resistance at 500 °C in air and the microstructure, surface morphology and high temperature oxidation resistance at 800 °C in air for 100 h of coating were studied by scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD). The results indicate that the thick of coating is 30 μm, and the coating has better high temperature wear resistance which is 2.7 times higher than that of the cast steel substrate at 500 °C. The wear mechanism of the coating is adhesion wear, fatigue wear, oxidization wear and abrasive wear at 500 °C. The thick of dense oxide film is 10–30 μm for WC-15Co coating at 800 °C in air for 100 h and the primary phases in the continuous oxide scales of the coatings contain FeFe_2O_4 , $\text{W}_{20}\text{O}_{58}$ and $\text{CFe}_{2.5}$. Their oxidation kinetic curves of the oxide scales follow similar linear law. Their oxidation resistance of the WC-15Co alloys coatings is 3.6 times higher than that of the substrate. The changes in the oxide nature and fine microstructure play a critical role in increasing the high temperature wear resistance and high temperature oxidation resistance of the coating.

Key words: WC-15Co alloy; electro-spark deposition; high temperature wear resistance; high temperature oxidation resistance

Foundation item: Project(51301070) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2015-12-15; **Accepted date:** 2016-04-17

Corresponding author: WANG Jian-sheng; Tel: +86-13783567561; E-mail: wjs1973425@126.com

(编辑 王 超)