

两种 AG-HVAF 喷涂 WC 涂层微观组织以及耐蚀性研究

Investigation of Microstructures and Corrosion Resistance of Two Types of AG-HVAF Sprayed WC Coatings

马 光, 王国刚, 孙冬柏,
樊自拴, 俞宏英, 孟惠民, 王旭东

(北京科技大学 腐蚀与防护中心, 北京 100083)

MA Guang, WANG Guo-gang, SUN Dong-bai, FAN Zi-shuan,
YU Hong-ying, MENG Hui-min, WANG Xu-dong(Corrosion and Protection
Center, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 利用 AG-HVAF 喷涂技术在 0Cr13Ni5Mo 不锈钢上制备了 WG-10Co-4Cr, WG-12Co 涂层, 并利用 XRD, SEM, 电化学以及盐雾实验分析了涂层的微观组织以及耐蚀性。结果表明: 两种涂层相组成与其粉末一致, 未出现其他喷涂技术普遍存在的 W₂C 以及 W, AG-HVAF 喷涂技术可以有效的抑制 WC 的分解; 两种涂层都很致密且与基体结合良好, 孔隙率低; 电化学以及盐雾实验发现, WG-10Co-4Cr 涂层的耐蚀性好于 WG-12Co 涂层, 并较基体 0Cr13Ni5Mo 不锈钢有较大的提高, 粘结相中 Cr 元素的加入以及孔隙率低是 WG-10Co-4Cr 涂层耐蚀性优异的重要原因。

关键词: AG-HVAF; WG-10Co-4Cr; WG-12Co; 微观组织; 电化学; 盐雾

中图分类号: TG174 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)08-0073-06

Abstract: WG-10Co-4Cr, WG-12Co coatings are prepared using advanced AG-HVAF spray on 0Cr13Ni5Mo stainless steel, the microstructures and corrosion resistance are investigated by XRD, SEM, electrochemistry and salt fog tests. The results show that the phases of the coatings are the same as that of the powers, W₂C and W phases are not found, so the AG-HVAF spray technology can control the decomposition of the WC effectively; the coatings are well combined with the 0Cr13Ni5Mo stainless steel and the porosity rates are very low; electrochemistry and salt fog tests show that the corrosion resistance of the WG-10Co-4Cr coatings are better than WG-12Co coatings and 0Cr13Ni5Mo stainless steel; element Cr added in the binder and low porosity rate are the main reasons that the WG-10Co-4Cr coatings have high corrosion resistance.

Key words: AG-HVAF; WG-10Co-4Cr; WG-12Co; microstructure; electrochemistry; salt fog

腐蚀和磨损带来的危害是巨大的, 金属材料的腐蚀和磨损不仅消耗了大量的材料, 而且造成停机检修, 降低了生产效率, 往往还会带来环境污染等不良后果。近几年, 热喷涂作为表面防护和表面强化的新技术得到了很大的发展, 先进的喷涂技术不断涌现出来。活性燃烧高速燃气(AG-HVAF)喷涂工艺, 是近几年发展起来的超音速火焰喷涂的一种新技术。其特点是通过压缩空气与燃料燃烧产生高速气流加热粉末, 但并未使之完全熔化, 同时将粉末加速至 700m/s 以上, 撞击基体, 形成极低氧化物含量和极高致密度的涂层。这种喷涂工艺过程对喷涂材料的热退化影响非常低, 制备的涂层表现出卓越的耐磨损及耐腐蚀特性; 此技术另一个突出的特点是生产效率高, 其喷涂速率是传

统超音速火焰喷涂的 5~ 10 倍, 沉积效率也优于传统超音速火焰喷涂。所有这些特点使 AG-HVAF 在很大程度上降低了涂层的加工成本, 更有利于超音速喷涂技术的推广应用^[1, 2]。

热喷涂碳化钨/ 钴金属陶瓷作为耐磨涂层, 由于其良好的硬度和韧性广泛地应用于航空航天、冶金、机械等领域。在制备碳化钨类硬质涂层时, 碳化钨颗粒在高温等离子体射流中停留时间较长, 容易导致喷涂粒子过热而发生氧化、脱碳和烧损等现象, 从而影响涂层的硬度、结合强度、致密性和耐磨性^[3]。WC 在高温氧化性气氛中易发生分解产生 W₂C, 而 AG-HVAF 技术火焰温度低, 速度高, 因而极大避免了 W₂C 等脆性相的形成, 对涂层的性能是很有好处的^[4, 5]; 本工作利用

AG-HAVF 喷涂工艺在 0Cr13Ni5Mo 不锈钢基体上制备 WG-10Co-4Cr 以及 WG-12Co 涂层,对其微观结构以及耐蚀性进行了分析讨论。

1 实验材料及方法

1.1 涂层制备

采用美国 Unique Coating 公司的 intelli-jet AG-HVAF 喷涂技术在 0Cr13Ni5Mo 不锈钢上制备 WG-10Co-4Cr 以及 WG-12Co 涂层, WG-10Co-4Cr 及 WG-12Co 喷涂粉末粒度分别为: - 30+ 5 μ m 以及 - 30+ 10 μ m。AG-HVAF 喷涂工艺参数见表 1。两种涂层厚度均在 0.3~ 0.4mm 之间。

表 1 AG-HVAF 喷涂工艺参数

Table 1 AG-HVAF process parameters

Air press / MPa	Fuel 1 / MPa	Fuel 2 / MPa	Spraying distance / mm	Feeding rate /(g • min ⁻¹)
0.595	0.511	0.266	150	65

1.2 涂层的微观组织分析

采用日本理学(Rigaku)公司的 D/Max-RB 型 X 射线衍射仪(XRD)分析涂层的相组成,工作电压为 40kV,工作电流为 150mA。采用灰度法计算涂层的孔隙率,测量 10 次,取平均值。采用英国 LEO1450 型扫描电镜(SEM)对涂层的组织形貌进行了观察。

1.3 涂层的耐蚀性测试

采用 CHI660B 电化学工作站测定涂层的电化学特性,涂层在 3.5% 的 NaCl 溶液中浸泡 20min 后进行电化学实验。利用 Tafel plot 技术确定涂层的腐蚀电流 I_{corr} 以及腐蚀速度 V ,扫描范围: $E_{corr} - 100mV \sim E_{corr} + 100mV$,扫描速度为 1mV/s,测量三次取平均值。利用动电位扫描技术对涂层的电化学特征进行定性分析,扫描范围为 - 1.5~ 1.5V,扫描速度同样为

1mV/s。实验所用的参比电极为饱和甘汞电极,辅助电极为铂电极,试样未抛光。

采用 YWX/Q-150 型盐雾箱按 ISO0376-81976 标准进行盐雾实验。实验的温度为 35 $^{\circ}C \pm 1^{\circ}C$,盐雾喷液为化学纯 NaCl 和去离子水配置的 5% (质量分数,下同) NaCl 水溶液,盐雾沉降率控制在 10~ 20mL/(h • 80cm²) 以内。喷雾的方式为间断喷雾,即白天喷雾 8h,晚上停机用水封保温。

2 结果与讨论

2.1 XRD 分析

图 1 为喷涂粉体与涂层的 XRD 图,从图 1 可以看出, WG-10Co-4Cr 涂层主要相为 WC, Co 和 Co₃W₃C, 而 WG-12Co 涂层的主要相为 WC 和 Co, 两种喷涂层的粉末与涂层衍射峰基本一致,这说明喷涂粉末在喷涂过程中几乎未产生新相。两种涂层都未发现其他 HVOF^[6] 或等离子等喷涂^[7] 所出现 W₂C 相以及 W 相,因 WC 在高温氧化性气氛中易发生分解产生 W₂C,进而分解成 W,而 AG-HVAF 喷涂的关键是通过调节进入喷枪的丙烷、助燃剂(氧气与压缩空气的混合气体)的流量比例来调节焰流的速度和温度,从而控制喷涂粉末的加热和加速,避免 WC 金属陶瓷粉末的分解脱碳,因而极大避免了 W₂C 以及 W 等脆性相的形成,这对涂层性能的改善是很有好处的。同时, WG-10Co-4Cr 涂层中存在少量的 Co₃W₃C 相,这是原始喷涂粉所带来的,适量的 Co₃W₃C 相能够提高 WC 颗粒与粘结物之间的结合力^[8]。对比涂层与粉末的 XRD 可以看出, WG-12Co 涂层的 Co 相以及 WG-10Co-4Cr 涂层的 Co₃W₃C、Co 相比粉末宽化非常明显,并有部分衍射峰消失,这说明这些相可能是以纳米以及非晶形式存在。

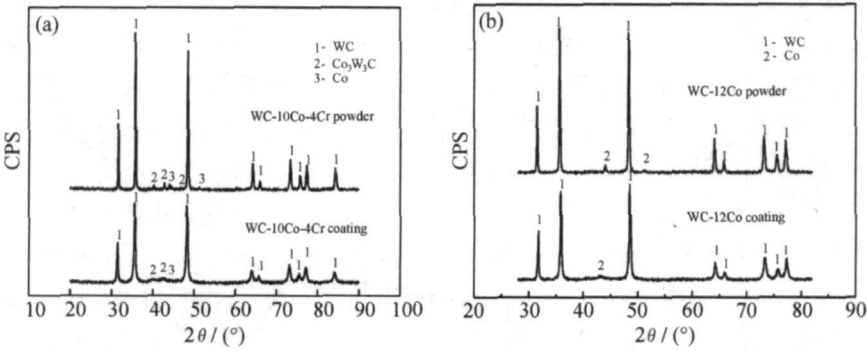


图 1 喷涂粉体与涂层的 XRD 图 (a) WG-10Co-4Cr; (b) WG-12Co
Fig. 1 XRD of the powders and as-sprayed coatings (a) WG-10Co-4Cr; (b) WG-12Co

2.2 显微组织分析

图 2 为两种喷涂层截面 SEM 图, 从图 2a, c 观察可以看出涂层结合良好, 但是接近涂层界面部分区域存在较小空洞(图 2a, c I 处), 这是因为在进行喷砂处理后使得基体表面得到粗化, 喷涂粒子在基体上快速冷却, 金属液体不可能完全充满整个粒子间的接触部分, 同时涂层在喷涂后冷却时, 产生了残余应力, 在结合处产生部分很小的微裂纹, 进而形成孔隙。另外还可以观察到两种涂层孔隙率都很低, 只有很少的较小的孔隙(图 2a, c II 处), 这些孔隙的产生, 主要是喷涂

粒子的相互搭接堆积与熔融粒子的体积收缩, 以及喷涂时溶解于熔融粒子中的气体在涂层冷却至室温后的析出等原因所造成。图 2b, d 观测两种涂层都比较致密, WG-10Co-4Cr 涂层的致密度要好于 WG-12Co 涂层, 二次电子相观察以及能谱分析两种涂层的黑色以及灰色区域为粘结物, 两种涂层部分 WC 颗粒已经接近纳米量级, 大部分由 200~ 600nm 组成, 部分 WC 颗粒仍很粗大, 大约为 1.5 μ m 左右。利用软件测量两种涂层的孔隙率的平均值分别为 0.75%, 1.56%。

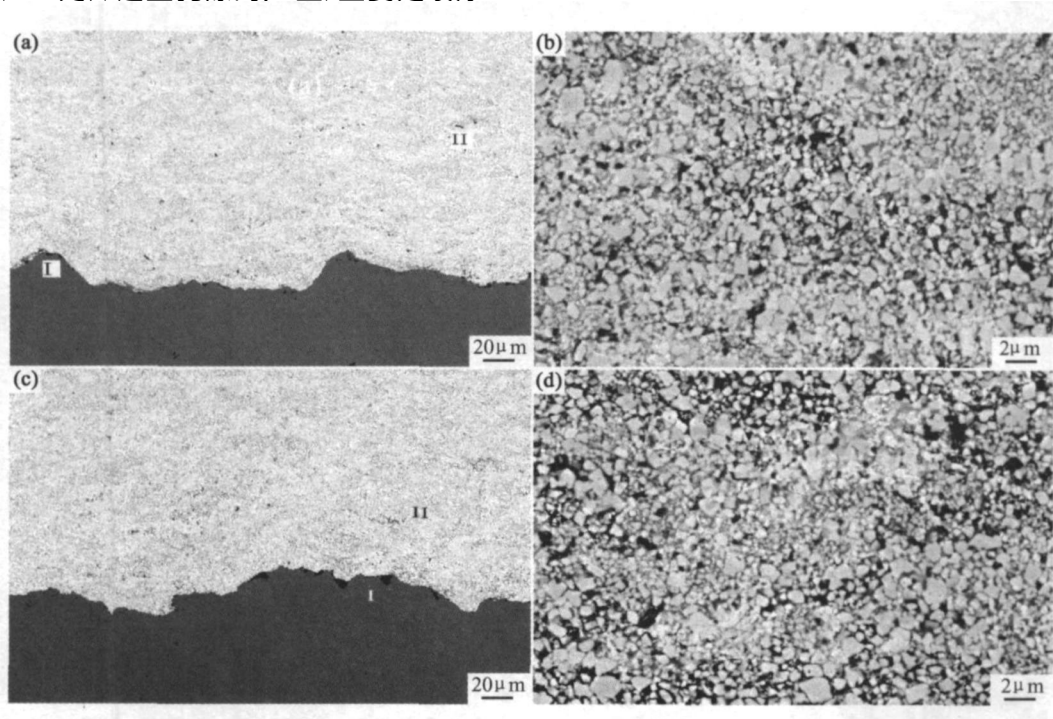


图 2 WG-10Co-4Cr 以及 WG-12Co 涂层截面 SEM 图
(a), (b) WG-10Co-4Cr 涂层; (c), (d) WG-12Co 涂层
Fig. 2 SEM of the cross-section of the WG-10Co-4Cr and WG-12Co coating
(a), (b) WG-10Co-4Cr coating; (c), (d) WG-12Co coating

2.3 电化学实验分析

2.3.1 Tafel plot 测量结果分析

图 3 为涂层以及基体在 3.5% NaCl 溶液中利用 Tafel plot 技术测定的极化曲线, 利用 Tafel 外推法计算涂层以及基体的 I_{corr} 并利用 Faraday 定律计算涂层以及基体的腐蚀速度 V , 其结果见表 2。从表 2 可以看出, WG-10Co-4Cr 以及 WG-12Co 涂层的 E_{corr} , I_{corr} , V 分别为 -324.3mV, 3.5 μ A/ cm^2 , 0.02mm/a 以及 -563.5mV, 15.7 μ A/ cm^2 , 0.11mm/a, WG-10Co-4Cr 的耐蚀性远远好于 WG-12Co 涂层, 其腐蚀速度大大低于 WG-12Co 涂层, Cr 元素的加入以及孔隙率低是 WG-10Co-4Cr 涂层的耐蚀性优于 WG-12Co 涂层的主

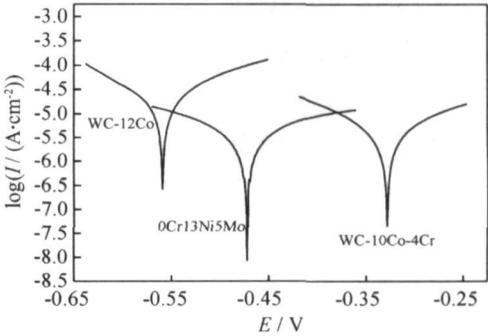


图 3 涂层以及基体的 Tafel 极化曲线
Fig. 3 Tafel polarization curve of coatings and base material

要因素。对比涂层与基体 0Cr13Ni5Mo 不锈钢可以看出, WG-10Co-4Cr 涂层耐蚀性同样优于基体 0Cr13Ni5Mo 不锈钢, 腐蚀速度低于基体, 而 WG-12Co 比基体的耐蚀性差, 腐蚀速度高于基体不锈钢。

表 2 涂层以及基体的电化学参数
Table 2 Electrochemical characters of the coatings and base material

	$E_{\text{corr}}/\text{mV}$		$I_{\text{corr}}/(\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$		$V_{\text{corr}}/(\text{mm}\cdot\text{a}^{-1})$
	Measure	Average	Measure	Average	
0Cr13Ni5Mo stainless steel	- 471.9		4.5		0.05
	- 504.3	- 481.6	4.3	4.6	
	- 468.5		5.1		
WG-10Co-4Cr coatings	- 329.3		3.7		0.02
	- 319.4	- 324.3	3.3	3.5	
	- 324.1		3.5		
WG-12Co coatings	- 559.4		15.8		0.11
	- 543.3	- 563.5	15.9	15.7	
	- 587.7		15.4		

2.3.2 动电位极化曲线分析

图 4 为涂层以及基体的动电位极化曲线, 从图 4 可以看出, WG-10Co-4Cr 涂层在 $I=0$ 处的腐蚀电位 E 比 0Cr13Ni5Mo 以及 WG-12Co 涂层的腐蚀电位都要高, 这主要是因为 Cr 元素在 NaCl 溶液中易形成钝化薄的缘故。从图 3 可以看出, 两种涂层在 $E(I=0)$ 以后, 电流密度随着电位的增加而增加, 但是增加到一定程度以后, 电流密度变化很小, 接近于不变, 虽然这种情况类似于钝化, 但是它又不同于一般的钝化现象, 与 0Cr13Ni5Mo 不锈钢的钝化相比, 0Cr13Ni5Mo 不锈钢存在一个明显的钝化区, 且钝化电流很小, 为 $\sim 10\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 数量级, 而 WG-10Co-4Cr 涂层电流密度缓慢增长的区域, 其电流密度比较大, 为 $\sim 100\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 数量级。Monticelli 认为出现这种腐蚀电阻显著降低的现象是涂层粘结物分解后所产生的腐蚀产物堆积在涂层表面所造成的; 而 Scholl 和 Ghandehari 则认为此现象与 W 和 Co 的氧化有关^[9]。对比 WG-10Co-4Cr 涂层和 WG-Co 涂层可以看出, Cr 的加入显著提高了涂层的腐蚀电位并降低了腐蚀电流, WG-10Co-4Cr 涂层任何电位下的电流密度都明显小于 WG-12Co 涂层的电流密度, Cr 元素的加入显著影响了 WG-Co 涂层的阳极反应。据 Cho 等人分析, WG-CoCr 涂层在 NaCl 溶液中, Cr 元素易形成稳定的钝化膜, 这层钝化膜以 Cr_2O_3 形式存在于涂层表面, 可以有效抑制粘结相的溶解^[10], 从而降低涂层的腐蚀速度, 提高涂层的耐蚀性能。由于 WC 相热力学较稳定, WG-Co 涂层的腐蚀一般从粘结相开始, 在粘结相中加入一定量的 Cr, 粘结相中较高比例的 Cr 易形成钝化膜, 从而阻止粘结相的腐蚀, 因而提高其耐蚀性。从

WG-10Co-4Cr 以及 WG-12Co 涂层的电化学特征可以看出, 涂层的合金化可以显著改善涂层的耐蚀性能。

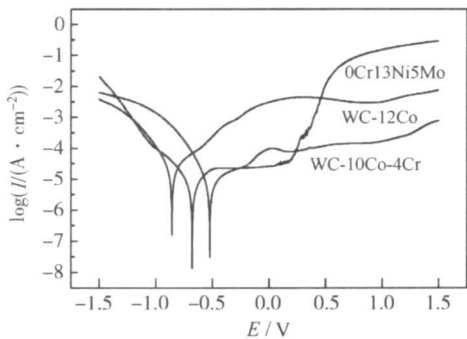


图 4 涂层以及基体的动电位极化曲线
Fig. 4 Potentiodynamic polarization curves of the coatings and base material

2.4 盐雾实验结果分析

表 3 是涂层与基体的盐雾实验第一锈点时间, 两种涂层的第一锈点时间都远大于基体 0Cr13Ni5Mo, 两种涂层耐盐雾腐蚀性能均好于基体 0Cr13Ni5Mo。两种涂层腐蚀点的出现都没有一定的规律性, 因为局部缺陷(例如较大的孔隙)对涂层第一锈点时间的影响较大, 存在较大孔隙的涂层易形成点腐蚀, 第一锈点时间较短。盐雾实验一定程度上反映了涂层孔隙率对涂层耐蚀性能的影响, 由于孔隙的存在, 这些孔隙会缩短扩散通道, Cl^- 可以很快聚集到孔隙处造成此处的局部腐蚀。同时, 孔隙的存在使涂层的表面不均匀, 涂层各点的微观腐蚀电位不同, 容易形成微观腐蚀电池, 加快涂层腐蚀。因此, 降低涂层的孔隙率可以很好地提高涂层的耐蚀性, AG-HAVF 所制备的两种涂层孔隙率都很低, 仅为 0.75% 和 1.56% 左右, 因而盐雾实验

出现第一锈点的时间较长,耐盐雾腐蚀性能优异。

表 3 涂层以及基体盐雾实验第一锈点出现时间

Table 3 The first rust spot time of the coatings and base material

	No	The first time of rust spot
0Cr13Ni5Mo stainless steel	1	24h
	2	24h
	3	24h
WG-12Co Coatings	1	144h
	2	360h
	3	360h
WG-10Co-4Cr Coatings	1	432h
	2	1056h
	3	1056h

对比两种涂层可以看出, WG-10Co-4Cr 涂层各个试样的第一锈点时间都长于 WG-12Co 涂层, 因为 WG-10Co-4Cr 涂层的孔隙率低于 WG-12Co 涂层, 因此前者出现锈点的几率要小于后者, 第一锈点时间较长。另外, 由于 Cr 元素在 NaCl 溶液中易形成钝化膜, 因此 WG-10Co-4Cr 涂层经长时间的 NaCl 喷雾后在表面形成稳定的 Cr 的钝化膜, 从而有效的保护了涂层被 Cl⁻ 离子所腐蚀, 因此其耐盐雾腐蚀性能要好于 WG-12Co 涂层。图 5 为两种涂层经 240h 盐雾实验后的照片对比, 从中可以看出 WG-12Co 涂层 240h 盐雾实验后涂层表面出现较大面积的腐蚀区域, 而 WG-10Co-4Cr 涂层则完好无损。

综上所述, 涂层的耐蚀性受涂层微观结构、缺陷

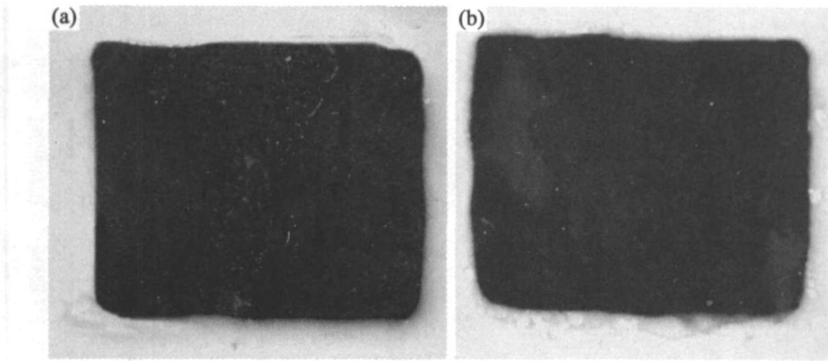


图 5 两种涂层 240h 盐雾实验后的照片对比 (a) WG-10Co-4Cr 涂层; (b) WG-12Co 涂层

Fig. 5 Comparison of the micrographs of the two coatings after 24 h salt fog test

(a) WG-10Co-4Cr coating; (b) WG-12Co coating

(孔隙、夹杂物等) 以及合金元素等多方面的影响。对比 WG-10Co-4Cr 涂层以及 WG-12Co 涂层可以看出, Cr 元素是影响 WG-Co 涂层耐蚀性的主要因素, Cr 元素在 NaCl 溶液中形成稳定的钝化膜, 这层稳定的钝化膜对涂层起到保护作用, 显著改善了涂层的耐蚀性, 由此可见合金化是改善涂层耐蚀性能的一种有效手段。另外, 孔隙率也是影响涂层耐蚀性的一个重要因素, 孔隙率使得 Cl⁻ 离子快速集中到孔隙处, 加快了涂层的腐蚀, 因此通过优化喷涂工艺参数改善涂层的质量, 降低涂层的孔隙也是提高涂层耐蚀性的有效手段之一。

3 结论

(1) AG-HVAF 制备的 WG-10Co-4Cr 以及 WG-12Co 涂层其相组成与其粉末一致, 未出现其他喷涂技术出现的 W₂C 以及 W 相, 从中可以看出 AG-HVAF 喷涂技术可以有效抑制 WC 的分解。

(2) 两种涂层组织致密, 与基体结合良好, 孔隙率低。WG-10Co-4Cr 涂层较 WG-12Co 涂层更加致密度, 孔隙率更低。

(3) 电化学实验测得 WG-10Co-4Cr 以及 WG-12Co 涂层的 E_{corr} , I_{corr} , V 分别为 -324.3mV, 3.5 μ A/cm², 0.02mm \cdot a⁻¹ 以及 -563.5mV, 15.7 μ A/cm², 0.11mm \cdot a⁻¹, WG-10Co-4Cr 涂层耐蚀性优于 WG-12Co 涂层, 并较基体 0Cr13Ni5Mo 不锈钢有一定程度的提高。

(4) 电化学实验以及盐雾实验表明, WG-10Co-4Cr 涂层的耐蚀性好于 WG-12Co 涂层, Cr 元素在表面形成致密的钝化膜以及孔隙率低是 WG-10Co-4Cr 涂层耐蚀性得到显著提高的重要因素。合金化以及降低涂层孔隙率是提高涂层耐蚀性的有效手段。

参考文献

[1] 樊自拴, 孙冬柏, 俞宏英, 等. 超音速火焰喷涂技术研究进展[J]. 材料保护, 2004, 37(9): 33- 35.
[2] JIN H W, KIM M C, PARK C G. Friction-induced solid state

- amorphization from non-equilibrium solid solution phase in Fe-Cr-B-Ni-Mo spray coatings [A]. Electron Microscopy: Its Role in Materials Science [C]. Mike Meshii Symposium. Proceedings of Symposia, 2003, 279–286.
- [3] ZIMMERMAN S, KELLER H, SCHWIER G. New carbide based materials for spraying [A]. Thermal spray 2003: Advancing the Science & Applying the Technology [C]. Ohio, USA: Asm international, Materials Park, 2003, 227–233.
- [4] STOICA V, AHMED R, ITSUKAICHI T, et al. Sliding wear evaluation of hot isostatically pressed (HIPed) thermal spray cermet coatings [J]. Wear, 2004, 257: 1103–1124.
- [5] QIAO Y F, FISCHER T E, DENT A. The effects of fuel chemistry and feedstock powder structure on the mechanical and tribological properties of HVOF thermal-sprayed WC Co coatings with very fine structures [J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 172: 24–41.
- [6] SUDAPRASERT T, SHIPWAY P H, MCCARTNEY D G. Sliding wear behaviour of HVOF sprayed WC Co coatings deposited with both gas-fuelled and liquid-fuelled systems [J]. Wear, 2003, 255: 943–949.
- [7] LI H, KHORRAM A, YU L G, et al. Microstructure modifications and phase transformation in plasma-sprayed WC Co coatings following post-spray spark plasma sintering [J]. Surface & Coatings Technology, 2005, 194: 96–102.
- [8] LIAO H, NORMAND B, CODDET C. Influence of coating microstructure on the abrasive wear resistance of WC/Co cermet coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 2000, 124: 235–242.
- [9] CHO J E, HWANG S Y, KIM K Y. Corrosion behavior of thermal sprayed WC cermet coatings having various metallic binders in strong acidic environment [J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 200: 2653–2662.
- [10] SOUZA V, NEVILLE A. Linking electrochemical corrosion behaviour and corrosion mechanisms of thermal spray cermet coatings (WC-CrNi and WC/CrC-CoCr) [J]. Materials Science and Engineering, 2003, A352: 202–211.

基金项目: 北京市重大科技项目子项目资助 (H020420050021)

收稿日期: 2006-09-21; 修订日期: 2007-04-16

作者简介: 马光 (1979—), 男, 在读博士, 主要从事材料表面工程研究, 联系地址: 北京科技大学腐蚀与防腐中心 226 室 (100083)。

(上接第 44 页)

- [4] OHTSUKA H. Effects of strong magnetic fields on bainitic transformation [J]. Current opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8: 279–284.
- [5] ZHAO J, YANG P, ZHU F, et al. The effect of high magnetic field on the growth behavior of Sn-3Ag-0.5Cu/Cu IMC layer [J]. Scripta Mater, 2006, 54: 1077–1080.
- [6] MANG J, WU C W, ZHOU W L, et al. Initial study of strengthening of NiAl-Cr(Mo)-Hf alloys by strong magnetic field [J]. J Mater Res, 2005, 20(2): 295–298.
- [7] ZHANG Y D, ESLING C, LECOMTE J S, et al. Grain boundary characteristics and texture formation in a medium carbon steel during its austenitic decomposition in a high magnetic field [J]. Acta Materialia, 2005, 53: 5213–5221.
- [8] YING D Y, ZHANG D L. Solid-state reactions between Cu and Al during mechanical alloying and heat treatment [J]. Journal of Alloys and Compound, 2000, 311: 275–282.
- [9] JIANG H G, DAI J Y, TONG H Y, et al. Interfacial reactions on annealing Cu/Al multilayer thin films [J]. J Appl Phys, 1993, 74: 6165–6169.
- [10] PENG X K, WUHRER R, HENESS G, et al. On the interface development and fracture behaviour of roll bonded copper/aluminium metal laminates [J]. Journal of Materials Science, 1999, 34: 2029–2038.
- [11] CHEN C Y, CHEN H L, HWAHNG W S. Influence of interfacial structure development on the fracture mechanism and bond strength of aluminum/copper bimetal plate [J]. Materials Transactions, 2006, 47: 1232–1239.
- [12] LIM A J C DE, TRICHES D M, SANTOS V H F DOS, et al. Formation of γ -Cu₃₁Al₃₃ alloy by mechanical alloying [J]. Journal of Alloys Compounds, 1999, 282: 258–260.
- [13] LIU X T, CUI J Z, YU F X. Effect of an alternating magnetic field on the phase formation in Al-Cu couple [J]. Journal of Materials Science, 2004, 39: 2935–2936.
- [14] SCHAHAFER B, SERCOMBEL T B, LUMLEY R N. Liquid phase sintering of aluminium alloys [J]. Materials Chemistry and Physics, 2001, 67: 85–91.
- [15] MORENO D, GARRETT J, EMBURY J D. A technique for rapid characterization of intermetallics and interfaces [J]. Intermetallics, 1999, 7: 1001–1009.
- [16] ANDERSON I E, COOK B A, HARRINGA J, et al. Microstructural modifications and properties of Sn-Ag-Cu solder joints induced by alloying [J]. J Electron Mater, 2002, 31(11): 1166–1174.
- [17] LIU X T, CUI J Z, GUO Y H, et al. Phase formation and growth in Al-Mg couple with an electromagnetic field [J]. Materials Letters, 2004, 58: 1520–1523.
- [18] 刘晓涛, 崔建忠, 郭艳辉, 等. 电磁场作用下 Al-Mg 扩散偶的界面层结构及长大规律 [J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 93–96.

基金项目: 国家自然科学基金项目 (10477006); 教育部科学技术研究重点项目 (106055)

收稿日期: 2006-12-11; 修订日期: 2007-06-01

作者简介: 任晓 (1979—), 男, 博士, 现从事强磁场材料学研究, 联系地址: 辽宁省大连市大连理工大学材料科学与工程学院 (116085)。