

# 电弧喷涂制备铝基涂层的组织与性能研究

Microstructure and Properties of Al-based Coatings

Prepared by Arc Spraying

齐鑫哲, 魏 琪, 栗卓新, 刘海霞

(北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100022)

QI Xin-zhe, WEI Qi, LI Zhuo-xin, LIU Hai-xia

(The College of Materials Science and Engineering,

Beijing University of Technology, Beijing 100022, China)

**摘要:** 采用铝基粉芯丝材和电弧喷涂技术制备了铝基涂层, 并研究了涂层的显微组织和抗氧化、耐腐蚀等性能。铝基原始涂层主要物相有  $\text{AlFe}$ ,  $\text{AlFe}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{AlFe}_{0.25}\text{Ni}_{0.77}$  和  $\text{AlNi}$  等; 经过  $800^\circ\text{C} \times 1\text{h}$  热处理之后涂层中生成了高铝含量的新相  $\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$ ,  $\text{Al}_{86}\text{Fe}_{14}$ ,  $\text{Al}_5\text{FeNi}$ , 提高了涂层的硬度。铝基涂层的抗氧化、耐腐蚀性能明显地优于相应的铁基涂层; 其中  $\text{Al-Fe-Ni-B}$  铝基涂层抗氧化性能优良, 接近于 45CT;  $\text{Al-Ni-Cr}$  铝基涂层的耐腐蚀性能可与 45CT 相媲美。

**关键词:** 电弧喷涂; 铝基涂层; 组织; 抗氧化性能; 耐腐蚀性能; 金属间化合物

**中图分类号:** TG174.442 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2005)01-0020-05

**Abstract:** Al-based coatings were prepared by Al-based cored wire and arc spraying. Their microstructure and oxidation and corrosion resistance were also investigated. Al-based coatings were consisted of  $\text{AlFe}$ ,  $\text{AlFe}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{AlFe}_{0.25}\text{Ni}_{0.77}$  and  $\text{AlNi}$  mainly; and after heat treatment for 1h at  $800^\circ\text{C}$ , high-aluminum new phases such as  $\text{Al}_{13}\text{Ni}_4$ ,  $\text{Al}_{86}\text{Fe}_{14}$ ,  $\text{Al}_5\text{FeNi}$  appeared in the coatings, and they improved Al-based coatings hardness. Oxidation and corrosion resistance of Al-based coatings were better than that of Fe-based coatings, and oxidation resistance of  $\text{Al-Fe-Ni-B}$  coatings was close to that of 45CT, and corrosion resistance of  $\text{Al-Ni-Cr}$  coatings was nearly same as that of 45CT.

**Key words:** arc spraying; Al-based coating; microstructure; oxidation resistance; corrosion resistance; intermetallic compound

金属间化合物 ( $\text{Al-Fe}$ ,  $\text{Al-Ni}$ ) 具有较低的密度, 显著的抗氧化、耐腐蚀性能以及高硬度和优异的耐冲刷性能, 是极具潜力的高温材料<sup>[1]</sup>。而金属间化合物 ( $\text{Al-Fe}$ ,  $\text{Al-Ni}$ ) 韧性差, 加工成型困难, 从而限制了其工业应用<sup>[2]</sup>。利用电弧喷涂的方法制备金属间化合物涂层既避开了其加工成型困难的缺点, 又可以充分发挥其抗氧化、耐腐蚀性能。

目前, 用电弧喷涂的方法制备金属间化合物 ( $\text{Al-Fe}$ ,  $\text{Al-Ni}$ ) 涂层的报道还很少<sup>[3,4]</sup>。其中国内研究最多的为装甲兵工程学院的徐滨士等人<sup>[5,6]</sup>, 他们采用钢带包裹一定量的铝粉制成铁基粉芯喷涂丝通过电弧喷涂的方法制备铁铝金属间化合物涂层。但由于铝粉的密度小、体积大, 钢带所能包裹的铝粉量受到限制, 涂层中铁铝金属间化合物的含量较少; 同时喷涂丝中很难再引入其他的有益元素, 涂层性能的改善受到限制。

本工作利用铝带包裹其他金属粉制成铝基喷涂

丝, 通过电弧喷涂的方法制备铝基涂层。铝基涂层较铁基涂层的铝含量大大提高, 有可能制备出高铝金属间化合物涂层; 同时喷涂丝加粉空间大, 配方调整灵活, 有利于得到性能优良的铝基涂层, 这为金属间化合物 (铝化物) 涂层的研究提供了新的途径。

## 1 实验材料及方法

### 1.1 涂层的制备

实验采用 FCWM50 多功能粉芯线材试验机, 选用  $10\text{mm} \times 0.6\text{mm}$  的半硬态铝带, 将  $\text{Fe}$ ,  $\text{Ni}$  等成分包裹于铝带之中, 轧制成  $\phi 1.96\text{mm}$  的粉芯丝材。喷涂之前, 先对试样的各个表面进行清洗和喷砂处理, 然后采用 JZY 型电弧喷涂机进行喷涂。涂层厚度约为  $0.3\text{mm}$ , 喷涂后的试样表面未做任何处理。喷涂工艺参数为: 电流  $100 \sim 140\text{A}$ , 电压  $29\text{V}$ , 喷涂距离  $180\text{mm}$ , 气体压力  $0.6\text{MPa}$ 。实验喷涂丝涂层主要成分见表 1。

表 1 实验喷涂丝涂层主要成分  
Table 1 Chemical component of spray wire coating

Team	Number	Main component of coating	Remark
Team A	A1	Al, Fe, Ni	
	A2	Al, Fe, Ni	
	A3	Al, Fe, Ni	The content of Ni increases gradually
	A4	Al, Fe, Ni	The content of Fe reduces gradually
	A5	Al, Fe, Ni	
Team B	B1	Al, Fe, Ni, B	Increase B and reduce Fe of A3
	B2	Al, Fe, Ni, Ti	Increase Ti and reduce Fe of A3
	B3	Al, Ni, Cr	Increase Cr and reduce Fe of A3
Contrast team	45CT	Ni, Cr, Ti	On sale
	Fe-based coating	Fe, Al	Metal strip packs aluminum

Note: team A, team B and Fe-based coatings are all cored wire spray coating.

1.2 涂层性能测试方法

1.2.1 高温氧化

试样基体为 Q235 钢, 试样尺寸为:  $\phi 10\text{mm} \times 20\text{mm}$  的圆柱形试样。实验时, 在试样四周及两端均喷涂厚度为 0.3mm 的涂层。测量试样的原始质量和表面积, 然后将试样放入 650℃ 的炉体里在空气中加热, 每隔 10h 将试样取出, 冷却到室温之后测量并计算试样单位表面积的质量增加。

1.2.2 涂盐腐蚀

实验所用试样同高温氧化试样。测量试样的表面积, 将试样在摩尔比为 7 : 3 的  $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{K}_2\text{SO}_4$  饱和的水溶液中浸泡 10min, 再经 300℃  $\times$  1h 烘干脱水处理并称其质量。然后将试样放入 650℃ 的炉体里在空气中加热, 每隔 10h 将试样取出, 冷却到室温之后测量并计算试样单位表面积的质量增加, 然后涂盐一次。

1.2.3 显微硬度测试

分别对两种不同状态的涂层进行了显微硬度测试: 一种是原始涂层, 另一种是经过 800℃  $\times$  1h 热处理之后的涂层。

具体实验过程为: 将涂层镶制成金相试样, 再经研磨、抛光, 然后测显微硬度。施加载荷 1.961N, 作用时间为 15s, 任意打 10 点, 取平均值。

1.2.4 结合强度

用对偶拉伸实验法依 ASTM C-79 测定涂层结合强度。拉伸试样直径为 25mm, 涂层厚度为 0.25~0.35mm。

1.3 组织与形貌观察

用带有 EDS 的 CSM-950 扫描电子显微镜 (SEM) 观察涂层试样横截面的显微组织形貌及涂层的化学成分。用 Philips X'Pert MPD 型 X 射线衍射仪分析涂

层的相组成, 衍射条件为  $\text{CuK}\alpha$ , 40kV 和 20mA。

2 实验结果与分析

2.1 涂层的抗氧化与耐腐蚀性能

图 1 为 A 组试样在 650℃ 时的氧化动力学曲线。图 2—4 分别为 A3 原始涂层、A3 氧化以后的涂层以及铁基涂层氧化以后涂层的 SEM 照片。由图 1 中 A 组涂层的氧化曲线可以看出, A 组铝基涂层的氧化质量增加明显低于铁基涂层, 但高于 45CT 的氧化质量

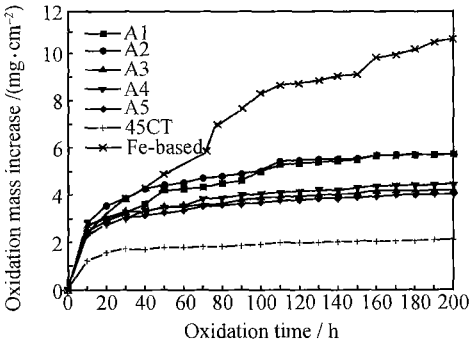


图 1 A 组涂层 650℃ 时氧化动力学曲线  
Fig. 1 Oxidation dynamic curve of team A coating at 650℃

增加。随 Ni 含量的增加, 铝基涂层的氧化质量增加有逐渐降低的趋势, 抗氧化性能逐渐增强。其中 A3, A4 和 A5 曲线相当接近, 低于 A1 和 A2 曲线, 更接近于 45CT。从曲线的斜率来看, 铁基涂层氧化曲线的斜率很大, 一直呈上升趋势; 铝基涂层氧化动力学曲线起始点的质量增加较 45CT 大, 但在随后的时间内, 曲线斜率明显降低, 尤其是 A3, A4 和 A5 在 50h 以后的氧化曲线几乎与 45CT 平行。原因是: 在氧化开始时, 铝基涂层很容易跟外界的氧气结合在涂层的表面形成

一层  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜,所以起始点质量增加较高;而这层  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜正好起到钝化作用,阻止了氧气与膜内涂层进一步接触,从而保护了涂层与基体。

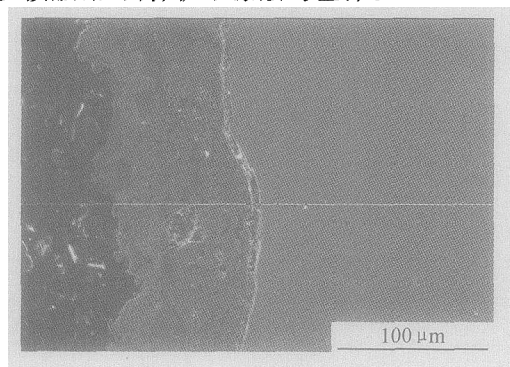


图 2 A3 涂层横截面 SEM 形貌

Fig. 2 SEM morphology of cross section of A3 coating

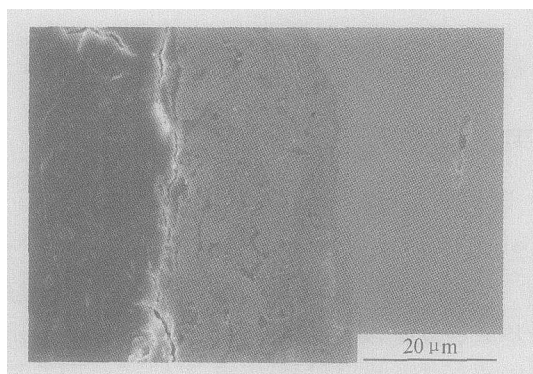


图 3 A3 涂层 650 °C × 200h 氧化后横截面 SEM 形貌

Fig. 3 SEM morphology of cross section of A3 coating after oxidation for 200h at 650 °C

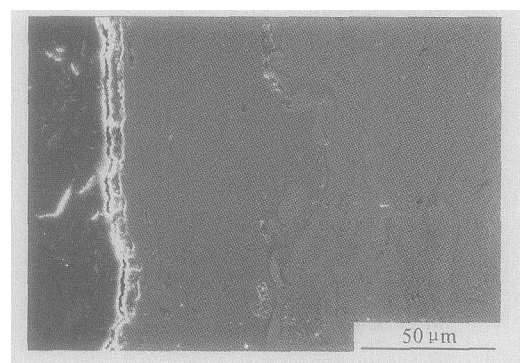


图 4 铁基涂层 650 °C × 200h 氧化后横截面 SEM 形貌

Fig. 4 SEM morphology of cross section of Fe-based coating after oxidation for 200h at 650 °C

对照图 2 与图 3, A3 涂层经 650 °C × 200h 氧化之后,涂层对基体的保护作用良好,涂层表面形成的氧化膜非常薄。对照图 3 与图 4 来看,在相同温度和相同时间内,铁基涂层表面的氧化层厚度明显大于 A3 涂层,经过比例计算,铁基涂层氧化层厚度为 A3 涂层氧化层厚度的 10 倍以上。由此可以看出铝基涂层抗氧化性能明显地优于铁基涂层。

图 5 为 B1, A3, 45CT 以及铁基涂层在 650 °C 时的氧化动力学曲线。由图 5 可看出, B1 涂层的氧化质量增加明显低于 A3 涂层,曲线也更接近于 45CT。原因是: Al-Fe-Ni 系涂层较脆,涂层表面易产生缺陷,而 B 元素的加入能够提高涂层韧性,降低合金熔点,改变晶粒间的结合方式,降低涂层孔隙率,提高涂层的结合强度和硬度<sup>[7]</sup>。因此, B 元素对铝基涂层抗氧化性能的改善可能是通过改善涂层的表面状态而实现的。

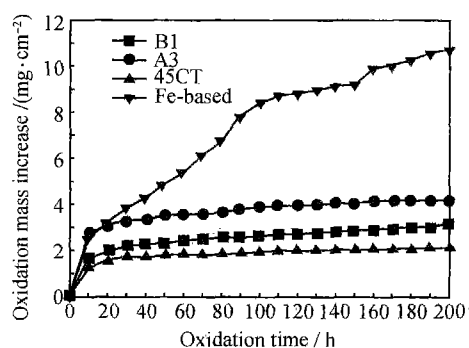


图 5 B1, A3, 45CT 以及铁基涂层 650 °C 时氧化动力学曲线

Fig. 5 Oxidation dynamic curve of B1, A3, 45CT and Fe-based coating at 650 °C

图 6 为 A 组涂层在 650 °C 时的涂盐腐蚀动力学曲线。图 7 为 A3 在 650 °C 经过 150h 的涂盐腐蚀之后涂层 SEM 形貌。由图 6 可看出,铝基涂层的涂盐腐蚀质量增加介于铁基涂层与 45CT 之间。其中 A3 和 A4 质量增加量低于 A2 质量增加量,更接近于 45CT。对照图 7 与图 2, A3 腐蚀涂层表面有一薄层为连续的、致密的腐蚀膜,膜内涂层与基体均无明显变化,腐蚀后涂层厚度较原始涂层厚度也无明显变化,可见 A3 涂层具有良好的耐腐蚀性能。

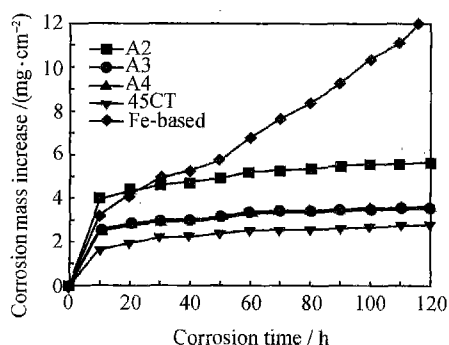


图 6 A 组涂层 650 °C 时涂盐腐蚀动力学曲线

Fig. 6 Salt cladding corrosion dynamic curve of team A coating at 650 °C

图 8 为 B3, A3, 45CT 以及铁基涂层在 650 °C 时的涂盐腐蚀动力学曲线。由图 8 可看出, B3 涂层的腐蚀质量增加明显降低,可与 45CT 相媲美。原因是: B3 涂层为 Al-Ni-Cr 系涂层,不含 Fe 元素,减弱了 Fe 元

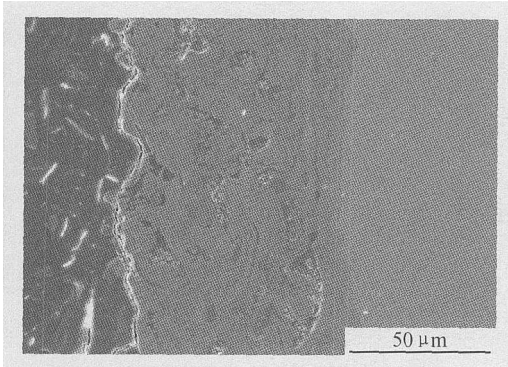


图 7 A3 涂层 650℃×150h 涂盐腐蚀后涂层横截面 SEM 形貌  
Fig. 7 SEM morphology of cross section of A3 coating after salt cladding corrosion for 150h at 650℃

素对涂层耐腐蚀性能的影响,所以耐腐蚀性能优于 A3 涂层。同时 B3 涂层易形成 AlNi, NiCr 等具有优异耐腐蚀性能的金属间化合物,此外涂层表面还形成 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 或 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 薄膜,对氧、硫等元素的扩散起到了阻碍作用,阻止了对涂层的进一步腐蚀。因而,Al-Cr-Ni 涂层具有良好的耐腐蚀性能。

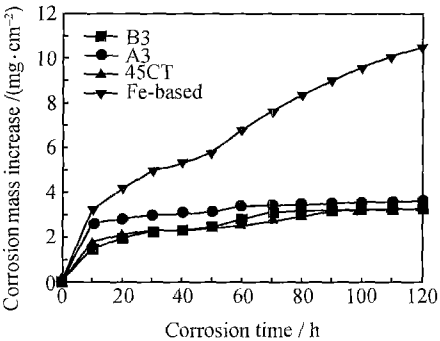


图 8 B3、A3、45CT 以及铁基涂层 650℃时涂盐腐蚀动力学曲线  
Fig. 8 Salt cladding corrosion dynamic curve of B3、A3、45CT and Fe-base coating at 650℃

2.2 涂层的显微硬度测试

涂层的耐磨损性能同涂层的硬度直接相关,所以硬度也是考察涂层优劣的一个指标。各涂层显微硬度测试结果见表 2。铁基涂层的平均显微硬度为 HV<sub>0.1</sub> 238.9<sup>[5]</sup>。由表 2 可以看出铝基原始涂层的显微硬度基本上在 300~400 之间,高于所参阅的铁基涂层显微硬度,其中 A1、B1 和 B2 涂层的硬度接近或高于 45CT 涂层的硬度。经热处理之后,A3 涂层的显微硬度有较大提高,而加入 B 和 Ti 元素之后的 B1 和 B2 涂层的显微硬度提高更为明显。原因是:在电弧喷涂过程中,低熔点的铝皮先熔化,而高熔点的金属粉(Fe, Ni 等)后熔化,在短暂的喷涂过程中,涂层各成分很难达到均匀,大部分以伪合金的形式存在,硬度也较低。经热处理之后,金属原子的互相扩散,一方面使

得涂层成分更加均匀化,另一方面又促进了高硬度的新相生成,从而提高了涂层的整体硬度。因此,此类型涂层更适合在高温条件下工作,这样短时间的使用使得涂层的强度显著提高,耐磨性能大幅度提高。

表 2 涂层显微硬度测试  
Table 2 Microhardness test of coatings

Number	HV of primal coating	HV of coating after heat treatment for 1h at 800℃
A1	435.30	428.32
A2	337.25	—
A3	328.33	555.38
A4	271.36	—
A5	312.34	—
45CT	389.69	—
B1	368.15	629.67
B2	403.93	704.88
B3	260.76	353.63

2.3 涂层结合强度

各涂层的结合强度如表 3 所示。铁基涂层的结合强度为 24.5MPa<sup>[4]</sup>。由表 3 可以看出,A 组涂层的结合强度均在 20~25MPa 之间,涂层的结合强度较低,但引入 B、Ti 和 Cr 之后的 B1、B2 和 B3 涂层均有明显改善,其中 B3 涂层的平均拉伸强度已达到了 60MPa 以上。B1 涂层的结合强度也已超过了 45CT 的结合强度。B 组涂层的结合强度均已满足使用要求。

表 3 涂层结合强度测试  
Table 3 Bonding strength test of coating

Number	Average bonding strength/MPa	Zone of crack
A1	24.656	Crack between coating and base
A2	20.056	
A3	23.292	
A4	23.448	
A5	22.002	
45CT	41.518	Mixed crack
B1	47.4	
B2	32.132	
B3	60.91	

2.4 A3 涂层的显微分析

图 9 和图 10 分别为 A3 原始涂层和 800℃×1h 热处理之后涂层表面 SEM 形貌。图 11 与图 12 分别为 A3 原始涂层和 800℃×1h 热处理之后涂层的 X 射

线衍射图谱。

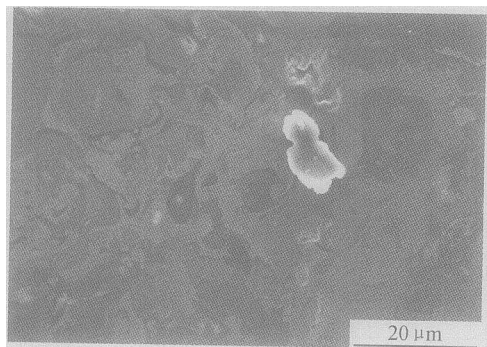


图 9 A3 原始涂层 SEM 形貌

Fig. 9 SEM morphology of A3 primal coating

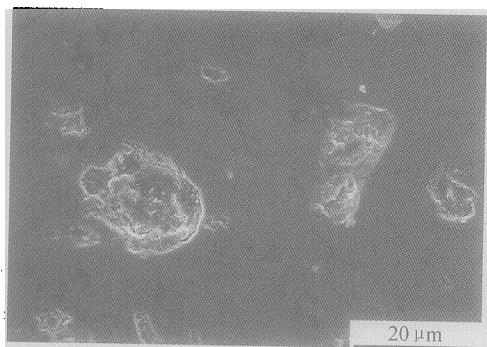


图 10 A3 涂层 800 °C, 1h 热处理之后 SEM 形貌

Fig. 10 SEM morphology of surface of A3 coating after heat treatment for 1h at 800 °C

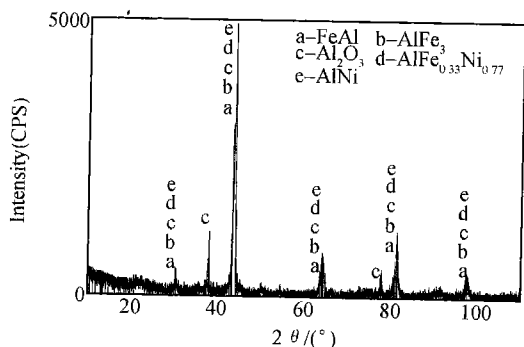


图 11 A3 原始涂层的 X 射线衍射图谱

Fig. 11 X-ray diffraction spectra of A3 primal coating

由图 9 可看出, A3 原始涂层表面很不均匀, 大体上可以分为三个区域: ①灰色区域, 由 EDS 测试分析可知 Al : Fe : Ni ≈ 36 : 50 : 14 (原子比), 对应显微硬度较高值, 此区域平均显微硬度为 HV 472.56, 占涂层面积的 70% 以上。②黑色区域, 由 EDS 测试分析可知 Al : Fe : Ni ≈ 97 : 2 : 1 (原子比), 对应显微硬度较低值, 此区域平均显微硬度为 HV 212.03, 占涂层面积将近 20%。③光亮的白色区域, 由 EDS 测试分析可知 Al : Fe : Ni ≈ 76 : 16 : 7 (原子比), 对应的显微硬度较低值, 此区域平均显微硬度为 HV 145.32, 占涂层面积小于

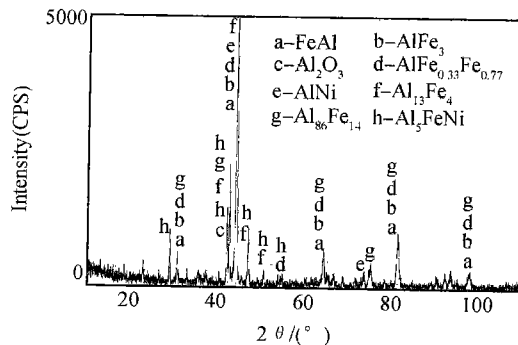


图 12 A3 涂层 800 °C, 1h 热处理之后的 X 射线衍射图谱

Fig. 12 X-ray diffraction spectra of A3 coating after heat treatment for 1h at 800 °C

5%。由图 11 分析, A3 原始涂层所存在的主要物相为 AlFe, AlFe<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlFe<sub>0.25</sub>Ni<sub>0.77</sub> 和 AlNi。由图 10 可看出, A3 涂层热处理之后涂层形貌大体上可以分为两部分: ①深灰色的底, 由 EDS 测试分析可知 Al : Fe : Ni ≈ 48 : 37 : 14 (原子比), 此区域平均显微硬度为 HV 496.63。②白色石头状颗粒, 由 EDS 测试分析可知 Al : Fe : Ni ≈ 50 : 40 : 10 (原子比), 对应显微硬度值很高, 最高时高达 HV 1002.6。与原始涂层对照来看, 热处理之后涂层成分更加均匀, 涂层硬度有明显提高, 是因为热处理之后有高硬度的新相生成, 从而提高了整个涂层的硬度。由图 12 可知, 所生成的新相为 Al<sub>13</sub>Ni<sub>4</sub>, Al<sub>86</sub>Fe<sub>14</sub>, Al<sub>5</sub>FeNi 等高铝含量的金属间化合物, 具有较高的硬度。

### 3 结论

(1) 铝基涂层的抗氧化性能、耐腐蚀性能以及涂层显微硬度均优于相应的铁基涂层。

(2) 在铝基涂层中加入 B 元素能明显提高涂层的抗氧化性能; Al-Ni-Cr 系铝基涂层的耐腐蚀性能非常优良, 可与 45CT 相媲美。

(3) 铝基原始涂层的显微硬度高于铁基涂层的显微硬度, 并且部分涂层 (A1, B2) 的显微硬度高于 45CT 涂层的显微硬度。经过 800 °C × 1h 热处理之后, 含有 B 和 Ti 元素的 B1 和 B2 涂层硬度提高明显。

(4) 电弧喷涂制备的铝基涂层主要成物相为 AlFe, AlFe<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlFe<sub>0.25</sub>Ni<sub>0.77</sub> 和 AlNi。经过 800 °C × 1h 热处理之后涂层中有高铝含量的新相生成: Al<sub>13</sub>Ni<sub>4</sub>, Al<sub>86</sub>Fe<sub>14</sub>, Al<sub>5</sub>FeNi, 从而提高了涂层的硬度。

### 参考文献

- [1] HENG OIANG YE. Recent developments in high temperature intermetallics research in china [J]. Intermetallics, 2000, (8): 503-509.

(下转第 28 页)

NiAl 和  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相(图 3)。NiAl 相经氧化后获得致密而稳定的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜,  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相经高温氧化后可形成尖晶石  $\text{NiAl}_2\text{O}_4$  氧化膜<sup>[11]</sup>, 从形成保护性氧化膜的观点看, 这对改善氧化膜与基体间的粘附力是有益的, 从而有效地阻止了 C 原子向基体合金内部的扩散。XRD 分析表明, 经传统一段法渗铝工艺处理的 HK40 钢, 碳化腐蚀后渗铝层表面  $\text{Ni}_2\text{Al}_5$  相转变为 NiAl 相, 且有  $\text{Al}_4\text{C}_3$  存在。渗铝层中的  $\text{Ni}_2\text{Al}_5$  相向 NiAl 相转变过程中, 偏离化学计量的 NiAl 相具有较多的点缺陷, 有利于 C 的溶解并与 Al 反应形成  $\text{Al}_4\text{C}_3$ , 从而加快了 C 原子向渗铝层中的渗透。

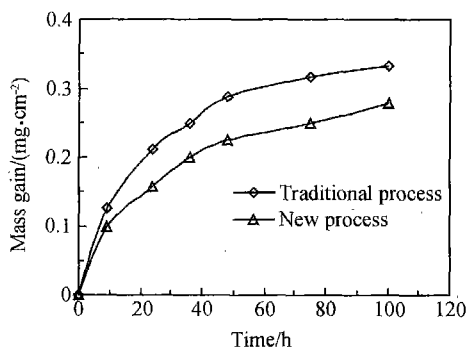


图 5 经不同渗铝工艺处理的 HK40 钢碳化腐蚀行为  
Fig. 5 Anti-carburization behavior of HK40 steel treated by different aluminizing processes

### 3 结论

(1) 通过控制渗剂中特种添加剂与铝粉的比例及渗铝温度等工艺参数, 可达到控制渗层相组成的目的, 获得所需的渗铝层组织。

(2) 与传统一段法固体粉末渗铝工艺相比, 两段法固体粉末渗铝新工艺( $780^\circ\text{C} \times t_1 + 1000^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ )不仅具有渗速快的特点, 可提高渗速约 60%, 而且还具有渗铝层表面质量好的特点。

(3) 渗铝层由 NiAl 相和  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相组成时, 其抗碳化腐蚀能力明显优于  $\text{Ni}_2\text{Al}_5$  相的抗碳化腐蚀能力。

### 参考文献

- [1] 韩月辉, 李东新. 裂解炉炉管使用寿命延长的措施[J]. 乙烯工业, 1998, 10(1): 54—58.
- [2] HALL D J, HOSSAIN M K and ATKINSON R F. Carburization behavior of HK40 steel in furnaces used for ethylene production[J]. High Temperature High Pressure, 1982, 14: 527—539.
- [3] HARRISON J M and NORTON J F. Behavior of high temperature alloys in aggressive environments[M]. London: The Metals Society, 1980.
- [4] RAMANARAYANAM T A, PETKOVIC R A, MUMFORD J D, et al. Carburization of high chromium alloys[J]. Materials and Corrosion, 1998, 49(4/5): 226—230.
- [5] NORTON J F, BLIDEN L, CANETOLI S, et al. Factors affecting the high-temperature carburization behavior of chromium-nickel alloys in gaseous environments [J]. Werkst Korros, 1981, 32(11): 467—478.
- [6] 朱日影, 何业东, 齐慧滨. 高温腐蚀及耐高温腐蚀材料[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1995.
- [7] 科洛梅采夫[苏]著. 耐热扩散涂层[M]. 马志春译. 北京: 国防工业出版社, 1988.
- [8] 黄志荣, 徐宏, 李培宁. 一种粉末包埋渗铝剂以及包埋渗铝方法[P]. 中国专利: CN142596A, 2003—06—25.
- [9] KRUTENAT, RICHARD C, BANGARU, et al. Aluminide dispersed ferrite diffusion coating on austenitic stainless steel substrates[P]. USA Patent 4835010, 1989.
- [10] 钱苗根. 金属学[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1980.
- [11] 张水刚. 金属间化合物结构材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2001.

基金项目: 上海市教育基金会曙光计划资助(2000SG19)

收稿日期: 2004-08-31; 修订日期: 2004-12-10

作者简介: 黄志荣(1953—), 男, 副教授, 博士, 从事材料表面改性处理工作, 联系地址: 上海华东理工大学 402 信箱(200237)。

\*\*\*\*\*  
(上接第 24 页)

- [2] ZHANG Zhong-hua, SUN Yang-shan and LIU Gui-jun. Ductility improvement of  $\text{Fe}_3\text{Al}$ -based alloy with surface coating[J]. Scripta Materialia, 1996, 35(11): 1071—1075.
- [3] BLACKFORD J R, BUCKLEY R A and JONES H. Spray deposition of iron aluminide[J]. J Mater Sci, 1998, 33(9): 4417—4421.
- [4] GROSIDIER T T, LIAO H L and TIDU A. X-rays and TEM characterization of nanocrystalline iron aluminide coatings prepared by HVOF thermal spraying[A]. Proceeding of 2000' NTSC [C]. USA: Pub ASM International, 2000.

- [5] 朱子新, 徐滨士, 马世宁, 等. 高速电弧喷涂铁铝涂层的组织和性能[J]. 金属热处理, 2002, (3): 12—13.
- [6] 朱子新, 徐滨士, 张伟, 等. 高速电弧喷涂复合涂层的组织和性能[J]. 材料工程, 2002, (5): 18—21.
- [7] BUDI HARTONO SETIAMARGE. Development of thermally sprayed Al-Cu-Fe-Cr quasicrystal coating[D]. USA: University of Wisconsin-Madison, 1997.

收稿日期: 2004-08-02; 修订日期: 2004-12-12

作者简介: 齐鑫哲(1978—), 女, 硕士研究生, 材料加工工程专业, 联系地址: 北京市朝阳区平乐园 100 号北京工业大学材料学院(100022)。