

原位合成 AlN-Fe₃Al 增强铁基 等离子熔覆层结构及性能

唐明奇^{1a}, 李刚^{1a}, 冯在强^{1a}, 王文^{1b}, 闫镇威^{1c}, 上官林建^{1c}, 张瑞珠^{1a}

(华北水利水电大学 a.材料学院 b.土木与交通学院 c.机械学院, 郑州 450045)

摘 要: **目的** 采用等离子熔覆技术, 制备性能优良的 AlN-Fe₃Al 增强 Fe 基熔覆层。**方法** 采用 Al 粉和 Fe 基合金粉为熔覆材料, 利用等离子熔覆技术, 以氮气为保护气体和反应气体, 在 Q235 基体上制备 Fe 基熔覆层。采用 X 射线衍射仪、扫描电镜、显微硬度计、磨损试验机和电化学工作站, 研究了 Al 对 Fe 基熔覆层的相组成、组织形貌、硬度、耐磨性和耐腐蚀性的影响。**结果** 以 Fe 基合金粉为熔覆材料时制备的熔覆层主要由 α -Fe 和 Cr 组成, Al (质量分数为 6%) 的加入使熔覆层中出现 AlN、Fe₃Al 及 Cr₃Al₈ 相。两种情况下制备的熔覆层均成形良好, 且与基体呈冶金结合。含 Al 熔覆层中原位合成的 AlN 颗粒弥散分布于熔覆层中, 尺寸小于 5 μm 。Al 的加入使熔覆层的最高硬度由之前的 340HV_{0.5} 增加至 1350HV_{0.5}, 使熔覆层的耐磨性提高 4.6 倍。并使熔覆层表面形成钝化膜, 显著提高了其耐腐蚀性。**结论** 采用等离子熔覆技术制备出的 AlN-Fe₃Al 增强 Fe 基熔覆层, 其耐磨性和耐腐蚀性得到显著提高。

关键词: 等离子熔覆层; AlN; Fe₃Al; 耐磨性; 耐腐蚀性

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2018)11-0218-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.11.031

Structure and Properties of In Situ Synthesized AlN-Fe₃Al Reinforced Fe-base Plasma Cladding Coating

TANG Ming-qi^{1a}, LI Gang^{1a}, FENG Zai-qiang^{1a}, WANG Wen^{1b}, YAN Zhen-wei^{1c},
SHANGGUAN Lin-jian^{1c}, ZHANG Rui-zhu^{1a}

(a.School of Materials Science and Engineering, b.School of Civil Engineering and Communication, c.School of Mechanical Engineering, North China University of Water Resources and Electric Power, Zhengzhou 450045, China)

ABSTRACT: The work aims to prepare high-performance Fe-based cladding coating reinforced by AlN-Fe₃Al by the plasma cladding method. Iron-based alloy powder and aluminum powder were used as reactive sources to prepare Fe-based cladding coatings on Q235 steel substrate by plasma cladding method with nitrogen as reactant and protective gas. The effects of Al on the phase composition, microstructure, microhardness, wear resistance and corrosion resistance of the Fe-based cladding coatings were investigated by XRD, SEM, microhardness tester, wear resistance and electrochemistry workstation. The cladding

收稿日期: 2018-06-27; 修订日期: 2018-09-04

Received: 2018-06-27; **Revised:** 2018-09-04

基金项目: 国家自然科学基金 (51301070), 河南省高等学校青年骨干教师资助计划 (2015GGJS-106), 河南省教育厅重点科研项目 (18A430018), 河南省工程技术研究中心 ([2016]221-35)

Fund: The National Natural Science Foundation of China (51301070), The Project for University Young Key Teacher of Henan Province (2015GGJS-106), Key Program of Henan Provincial Department of Education (18A430018), Engineering Technology Research Center of Henan Province ([2016]221-35)

作者简介: 唐明奇 (1980—), 博士, 副教授, 主要研究方向为等离子熔覆、微弧氧化等表面技术。邮箱: tangmq400@163.com

Biography: TANG Ming-qi (1980—), Doctor, Associate Professor, Research focus: plasma cladding, microarc oxidation. E-mail: tangmq400@163.com

coating prepared by Fe-based alloy powder was composed of α -Fe and Cr, while AlN, Fe₃Al and Cr₃Al₈ were detected in the cladding coating with Al (mass fraction of 6%). Both cladding coatings were well formed and metallurgically bonded with the substrate. The in situsynthesized AlN particles distributing in the cladding coating with Al were smaller than 5 μ m. The largest microhardness of the cladding coating increased from 340 HV_{0.5} to 1350 HV_{0.5} due to the addition of Al. Compared to the cladding coating without Al, the wear resistance of the coating with Al increased by 4.6-fold. Al could from al layer of passive film on the cladding coating and improved the corrosion resistance significantly. The wear and corrosion resistance of AlN-Fe₃Al reinforced Fe-based cladding coating prepared by plasma cladding technology are improved obviously.

KEY WORDS: plasma cladding; AlN; Fe₃Al; friction and wear; corrosion resistance

等离子熔覆作为近年广泛关注的一种材料表面改性技术，能够赋予零部件各种综合性能，以及进行废旧零部件的修复和再制造^[1-3]。根据等离子熔覆的热物理冶金特点，针对零部件性能要求，研究不同组分的熔覆材料是该技术的研究重点之一。Fe 基熔覆层与大多数成形工件的基体成分接近，界面结合强度高，而且价格低廉。但是，Fe 基熔覆层在耐磨性、耐腐蚀性等方面还存在不足，有待进一步提高。研究人员通过在 Fe 基熔覆层中引入硬质增强相（如 SiC、Al₂O₃、ZrO₂、TiC、TiV、NbC、TiN 等），利用增强相作为支撑骨架和耐磨质点，显著提高了熔覆层的耐磨性^[4-9]。

AlN 具有高硬度、高热导率、优良的耐磨性及化学稳定性等优点，被用作多种复合材料中的硬质增强相^[10-17]。Yang 等^[11]采用向熔融镁合金（Mg-9.wt%Al）中通氮气的方法，制备出原位合成 AlN 颗粒增强的镁合金，使其抗拉强度和延伸率分别提高 51%和 400%。以 AlN 为增强相的 Cu 基复合材料兼备了基体铜和 AlN 的性能优点，具有良好的尺寸稳定性、高的耐磨性和耐腐蚀性^[12-14]。在 AlN 颗粒的弥散强化和细晶强化作用下，AlN 增强铝基复合材料的强度、塑性都有显著的提高^[15-17]。AlN 颗粒的制备方法之一是原位合成，可以利用高温下熔融态的 Al 与 N₂ 反应生成 AlN^[11, 16-19]。因此，在 Fe 基熔覆合金粉中加入 Al 粉，同时引入反应气体 N₂，利用 Al 和 N₂ 之间的反应，有望在 Fe 基熔覆层中引入原位生成的 AlN，从而提高 Fe 基熔覆层的硬度。另外，Fe 和 Al 能够在高温下反应生成 Fe-Al 金属间化合物，利用等离子熔覆、激光熔覆、高温自蔓延等方法能够制备 Fe-Al 金属间化合物涂层^[20-25]。

Fe-Al 系金属间化合物 Fe₃Al(DO₃)和 FeAl(B₂)具有耐腐蚀性及耐磨损性优异、比强度高、成本低的优点，在高温结构材料、表面防护涂层方面都具有广泛的应用前景^[26-27]。热喷涂技术是制备 Fe-Al 金属间化合物涂层的主要方法，但是存在涂层薄、与基体非冶金结合的不足^[28]。M. Mosallae Pour 等^[22]采用钨极氩弧焊的方式在低碳钢表面制备了由 FeAl、Fe₃Al 和 FeAl₃ 相组成的熔覆层，显著提高了钢基体的硬度和抗氧化腐蚀性能；但是熔覆层硬度不高，最高硬度仅

为 280HV。朱冬妹等^[23]采用电弧喷涂铝层和后续等离子重熔相结合的方法，利用铁基体和铝层之间的冶金反应，制备了与基体呈冶金结合，主要由铁铝金属间化合物 Fe₃Al、FeAl 和 α -Fe 相及 Al₂O₃ 构成的熔覆层，其硬度最高为 514HV。荣鼎慧等^[24]采用热喷涂 Fe 粉和 Al 粉的混合粉料与后续感应重熔相结合的方法，制备出主要由 FeAl、Fe₃Al、Al₂O₃ 及 Fe 组成的涂层，并对涂层进行了退火处理，最终涂层的最高硬度为 454.6HV。S. Mohammadkhani 等^[25]将混合的铝粉和铁粉冷压成小球，之后采用自蔓延高温合成技术在碳钢表面制备了主要由 FeAl 相和 Al₂O₃ 组成的涂层，其耐磨性相对基体提高 4 倍，同时耐蚀性也有显著提高。但以上这些制备 Fe-Al 金属间化合物涂层的方法工序复杂，并且涂层硬度也需进一步提高。

本文利用成本低、工艺简单的等离子熔覆技术，以 Al 粉和 Fe 基合金粉为熔覆材料，以氮气为保护和反应气体，在 Q235 基体上制备原位生成的 AlN 和 Fe-Al 金属化合物增强 Fe 基熔覆层。采用 XRD、SEM、EDS 研究熔覆层的相组成、组织特征和元素组成，采用显微硬度计、摩擦磨损试验机、电化学工作站研究熔覆层的硬度、耐磨性及耐蚀性。

1 实验材料及方法

基体材料为 Q235 钢，试样尺寸为 200 mm×50 mm×10 mm，熔覆前对试样表面进行脱脂、除锈处理。熔覆材料为 Fe 基自熔合金粉和 Al 粉的混合粉末。Fe 基自熔合金为北京矿冶研究总院生产的 Fe310 粉，粒度为-140~+320 目，其化学成分见表 1。Al 粉粒度为 200 目，质量分数为 6%。

表 1 铁基合金粉 Fe310 的化学成分
Tab.1 Chemical composition of iron-based iron-based alloy powder Fe310

| wt. % | | | | |
|-------|-----|---|----|------|
| Cr | C | B | Si | Fe |
| 15 | 0.1 | 1 | 1 | Bal. |

用粘结剂将混合均匀的合金粉末调成糊状，涂抹到基体表面，厚度为 3 mm，宽度 10 mm。将预置层

自然晾24 h后,先100℃下烘1 h,再150℃下烘1 h。采用IGS600型等离子熔覆设备进行熔覆层的制备,电压80 V,电流250 A,氮气流量为6 L/min。

采用X射线衍射仪(D/max 2200PC)对熔覆层相组成进行分析。采用FEI Quanta 2000扫描电镜研究熔覆层组织形貌,用OXFORD LINK ISIS型能谱仪进行成分分析。利用MVD-1000JMT2型显微硬度计检测熔覆层硬度,载荷500 g,加载时间10 s。在M-2000摩擦磨损试验机上采用环块接触法研究熔覆层的耐磨性,对磨环件为YG8硬质合金,载荷600 N,转速400 r/min。采用CHI660E电化学工作站研究熔覆层在NaCl(质量分数3.5%)溶液中的耐腐蚀性,溶液温度25℃。电化学测试采用三电极体系电解池,熔覆层暴露面积为1 cm²,辅助电极为铂片,参比电极为饱和甘汞电极。动电位极化曲线测量时,扫描速度为2 mV/s。交流阻抗谱测量所用正弦激励信号幅值为10 mV,测试电位为工作电极的开路电位,频率范围为0.01 Hz~100 kHz。

2 实验结果与分析

2.1 熔覆层相组成

图1为两种熔覆层的X射线衍射图谱。由图可知,不含Al的熔覆层主要由 α -Fe和Cr组成。Fe基合金粉末中加入铝粉(质量分数6%)之后,制备的熔覆层中出现Fe₃Al、Cr₅Al₈及AlN相。熔覆过程中,在等离子弧的高温作用下,Fe基合金粉、Al粉和Q235基体熔化形成熔池,各元素之间发生了复杂的物理、化学及冶金反应,Fe、Cr与Al发生反应生成Fe₃Al和Cr₅Al₈相。N₂作为保护气体与熔融的Al发生反应,形成AlN相。两种熔覆层中均未检测到氮化铁相和氧化物相,这可能是由于这些相在熔覆层中含量比较少的原因。一方面说明等离子熔覆层过程中,N₂气能够起到有效保护熔池的作用;另一方面说明Fe、Cr与N反应的量很少。

2.2 熔覆层微观组织

图2为两种熔覆试样的基体与熔覆层过渡区的显微组织照片。从图中可以看出,两种熔覆试样中都明显存在熔覆层、过渡区和基体三个区域,表明两种熔覆层都与基体形成了良好的冶金结合。熔覆层组织致密,没有观察到明显的裂纹和孔洞等缺陷的存在。熔池和基体的结合界面处可观察到明显的白亮区域,为细小等轴晶区。熔覆过程中,固-液界面上有许多晶粒处于半熔化状态,这是由于等离子弧移走之后熔池的温度快速降低。熔池中液态金属以半熔化晶粒为形核质点,瞬间形成大量的晶核,并且向各个方向生长,由于晶核数目很多,很快彼此相遇,不能继续生长,所以形成一层晶粒细小的等轴晶区。随着凝固结

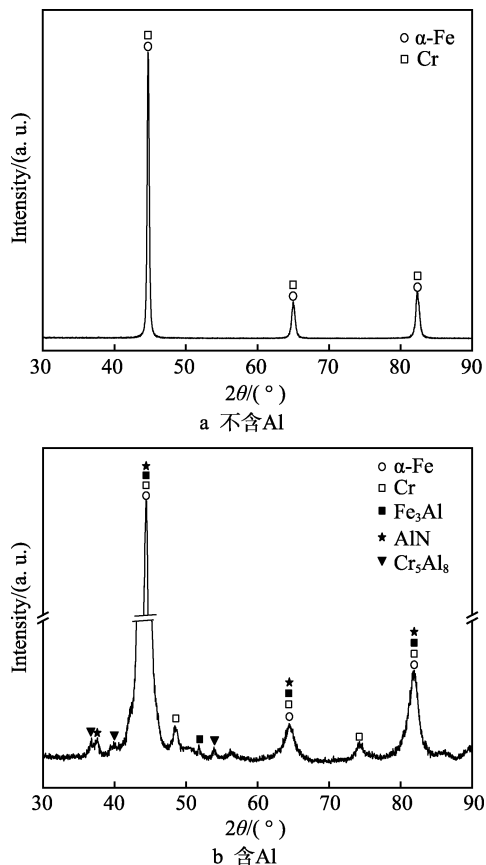


图1 熔覆层的XRD图谱
Fig.1 XRD patterns of the cladding coatings:
a) without Al; b) with Al

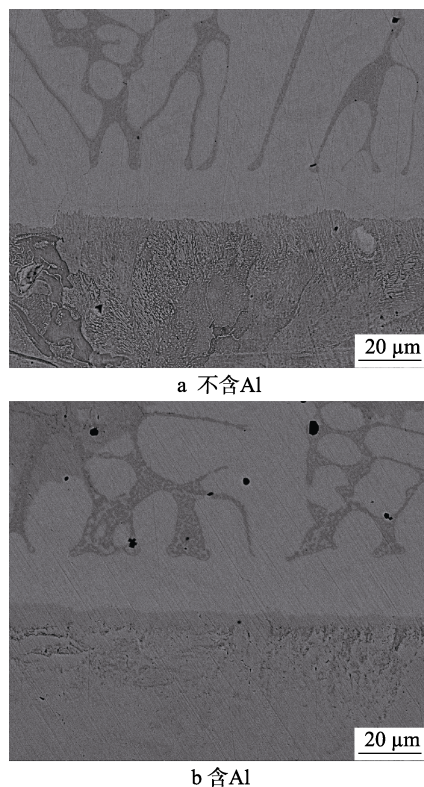


图2 熔覆层与基体界面处显微组织
Fig.2 Morphology of the interface between the cladding coatings and the substrate: a) without Al; b) with Al

晶继续进行,细晶区产生凝固潜热,同时等离子热源已经离开,温度梯度变得平缓,凝固速度变小,从而形成柱状晶和树枝晶。

图 3a、b 为含铝熔覆层内部不同放大倍数的背散射电子形貌图。从图中可以看出,熔覆层内部为树枝晶,组织均匀致密,没有气孔裂纹,并且其中弥散分布有黑色颗粒,粒径小于 4 μm。由于等离子熔覆的凝固过程为不平衡快速凝固过程,先结晶部分含高熔点 Fe、Cr 组元较多,为白色枝晶,后结晶的枝晶间区域含低熔点组元 Al 较多,呈灰色。图 3c 能谱分析结果表明,黑色颗粒的主要成分为 Al 和 N。结合图 1 结果,进一步证明了 Al 粉在熔覆过程中与保护气

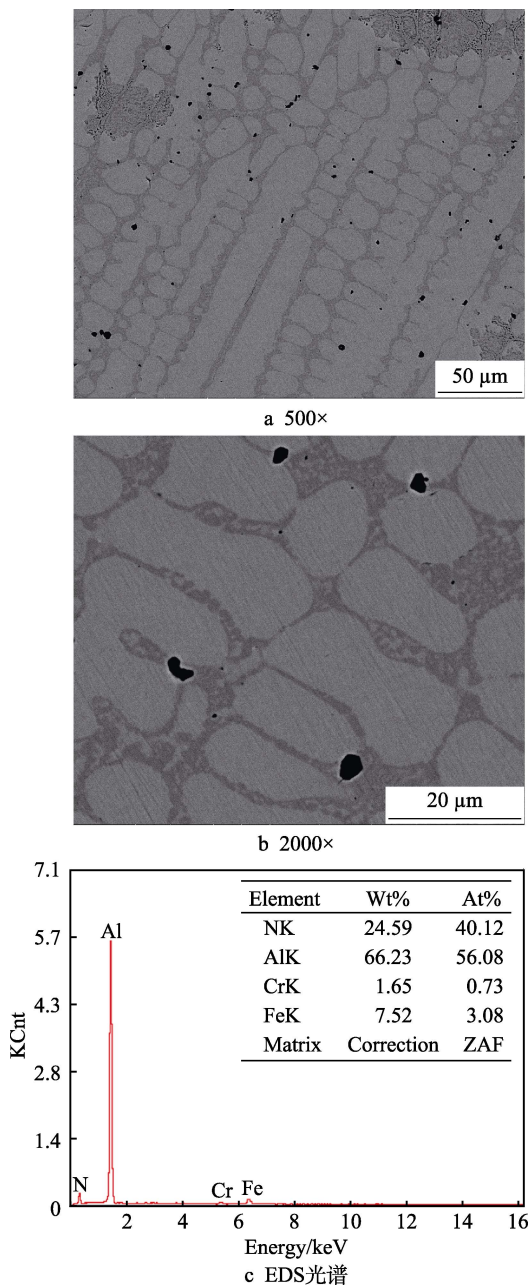


图 3 含 Al 熔覆层内部显微组织及能谱图
Fig.3 Microstructure and EDS spectrum of the cladding coating with Al: a) 500×; b) 2000×; c) EDS spectra

体 N₂ 发生反应,生成 AlN 相,形成了原位合成的 AlN 颗粒增强的铁基熔覆层。

2.3 熔覆层耐磨性能

图 4 为不同熔覆层截面由外向内的显微硬度值变化图。图中结果表明,基础熔覆层的硬度最高为 340HV_{0.5} 左右,加入 Al 之后的熔覆层最高硬度为 1350HV_{0.5},为基础熔覆层硬度的 4 倍。采用 Fe310 合金粉末制备的熔覆层硬度约为 250HV_{0.5},而本文以 N₂ 为保护气体制备的熔覆层硬度明显较高,说明在熔覆过程中 N₂ 与 Fe 元素发生反应形成氮化物,但是氮化物的含量较少,XRD 图谱中没有相关衍射峰出现。含 Al 熔覆层中由于 Cr₅Al₈ 和 AlN 等硬质相的生成,硬度显著提高。从图 3 中也可以看出,部分黑色 AlN 颗粒分布在 α-Fe 晶粒内部,部分分布在晶界处。等离子弧移走之后,熔池快速冷却,先形成的高熔点第二相 AlN、Cr₅Al₈ 起到形核质点的作用,增加液相中形核率的同时阻碍枝晶的长大,从而起到细化晶粒的作用。

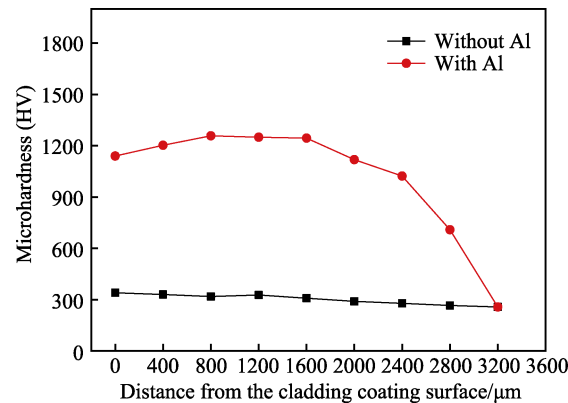


图 4 不同熔覆层的显微硬度
Fig.4 Microhardness of the cladding coatings

图 5 为两种熔覆层的磨损失重。从图中可以看出,随着摩擦转数的增加,两种熔覆层的失重基本都呈线性增加。与基础熔覆层相比,Al 的加入使熔覆层的耐磨性有了显著的提高。对两种熔覆层的失重与摩擦转数进行线性拟合($W=A+Bx$),线性方程分别为:

$$W_0 = -0.39 + 9.60x \quad (1)$$

$$W_A = -0.53 + 1.70x \quad (2)$$

式中 W_0 为在基础熔覆层的失重, W_A 为含 Al 熔覆层的失重, $x \times 1000$ 为磨损循环次数。其中一次项系数表示膜层失重的增加速度。由式 (1) 和 (2) 知,基础熔覆层的失重增加速度(一次项系数 9.60)明显大于含 Al 熔覆层的失重速度(一次项系数为 1.70)。Al 的加入使熔覆层的耐磨性增加,含 Al 熔覆层的耐磨性约为基础熔覆层的 5.6 倍。这是因为,Al 的加入使熔覆层的硬度显著增加,分布于熔覆层中的 AlN、Cr₅Al₈ 硬质相起到了防止粘着和承受对磨面施加的载荷的作用,使对磨面上的微凸体压入困难,从而提

高熔覆层的耐磨性。另外, Fe_3Al 虽然硬度相对较低, 但在试验过程中, Fe_3Al 相在对磨面上微凸体摩擦力作用下产生塑性变形, 之后由于加工硬化的原因, 使其硬度迅速升高, 也能够起到提高熔覆层的耐磨性的作用^[29]。

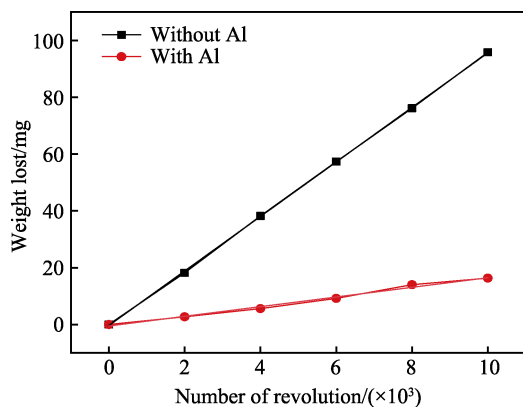


图5 熔覆层的磨损失重
Fig.5 Wear weight loss of the cladding coatings

2.4 熔覆层耐腐蚀性

图6为两种熔覆层在NaCl(质量分数3.5%)溶液中的Tafel极化曲线。表2为两种熔覆层的腐蚀电流密度和腐蚀电位。由图6和表2可知, Al的加入使熔覆层的腐蚀电位升高0.134 V, 腐蚀电流降低一个数量级。说明含Al熔覆层在溶液中具有更高的耐腐蚀性。从图6中可以看出, 含Al熔覆层的Tafel曲线中-0.75~-0.45 V区间出现了一个明显的钝化平台区, 而基础熔覆层阳极电流密度随阳极极化电位的升高而增加, 没有出现明显的钝化现象。

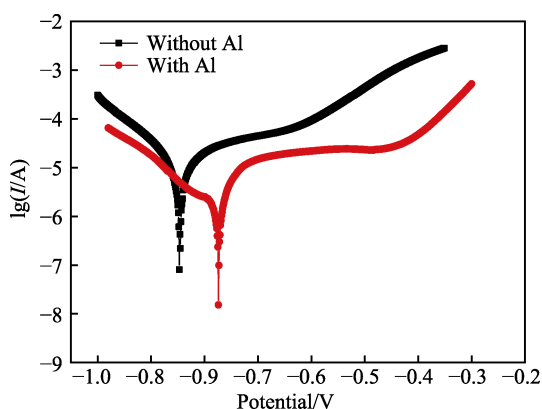


图6 熔覆层在3.5 wt.% NaCl溶液中的极化曲线
Fig.6 Polarization curves of the cladding coatings in 3.5 wt.% NaCl solution

表2 极化曲线分析结果
Tab.2 Analysis results of polarization curves

| Sample | Passive potential range/V | E_{corr}/V | $J_{\text{corr}}/(\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$ |
|------------|---------------------------|----------------------------|---|
| Without Al | | -0.848 | 1.89×10^{-5} |
| With Al | -0.70~-0.45 | -0.774 | 3.06×10^{-6} |

为了得到更多关于两种熔覆层耐腐蚀性的结果, 采用交流阻抗对熔覆层的耐腐蚀性做进一步的评价。图7为两种熔覆层在NaCl(质量分数3.5%)溶液中的Nyquist谱图。从图中可以看出, 两种熔覆层的电化学阻抗谱均为一个容抗弧。容抗弧直径的大小表示熔覆层极化阻抗值的大小。基础熔覆层的阻抗值约为 $2180\ \Omega\cdot\text{cm}^2$, 含Al熔覆层的阻抗值约为 $6120\ \Omega\cdot\text{cm}^2$, 这进一步说明含Al熔覆层具有更好的耐腐蚀性能。熔覆层中的 $\alpha\text{-Fe}$ 相对电位较低, 作为微阳极而被腐蚀成为铁离子。含Al熔覆层中的 Fe_3Al 、 Cr_5Al_8 及AlN等化合物相的出现, 减小了 $\alpha\text{-Fe}$ 的相对面积, 这能够降低熔覆层的腐蚀速率。另外, Fe_3Al 、 Cr_5Al_8 能够分别氧化形成一层主要由氧化铝和氧化铁、氧化铝和氧化铬构成且稳定性良好的氧化膜, 起到保护基体的作用^[30-32]。含Al熔覆层中的Cr能够促进 Fe_3Al 氧化形成 Al_2O_3 , 同时Cr氧化形成 Cr_2O_3 钝化膜, 抑制了Cl⁻对熔覆层的腐蚀, 从而提高含铝熔覆层的耐腐蚀性^[33-34]。因此, 由于氧化膜的形成, 含Al熔覆层在腐蚀过程中出现钝化现象, 使其耐腐蚀性相对基础熔覆层而言有显著提高。

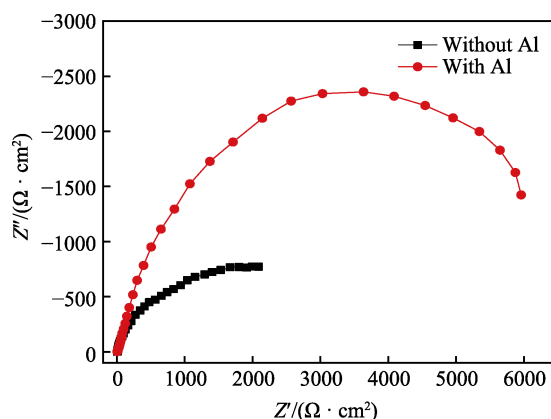


图7 熔覆层的Nyquist图谱
Fig.7 Nyquist plots of the cladding coatings

3 结论

1) 熔覆层与基体形成了良好的冶金结合, 组织致密。不含Al的基础熔覆层主要 $\alpha\text{-Fe}$ 和Cr组成, Al粉的加入使熔覆层中出现 Fe_3Al 、 Cr_5Al_8 及AlN相。含Al熔覆层内部为树枝晶, 其中弥散分布着粒径小于 $4\ \mu\text{m}$ 的AlN颗粒。

2) 熔覆材料中Al的加入使Fe基熔覆层的硬度和耐磨性显著增加。含Al熔覆层的最高硬度达到了 $1343\text{HV}_{0.5}$, 为基础熔覆层的5.2倍, 耐磨性为基础熔覆层的5.6倍。

3) 含Al熔覆层中的 Fe_3Al 相在含氯离子的溶液中能够形成钝化膜, 使其耐腐蚀性显著提高。

参考文献:

- [1] ZHAO C, TIAN F, PENG H, et al. Non-transferred arc plasma cladding of stellite Ni60 alloy on steel[J]. Surface and coatings technology, 2002, 155(1): 80-84.
- [2] XU G, KUTSUNA M, LIU Z, et al. Characteristics of Ni-based coating layer formed by laser and plasma cladding processes[J]. Materials science and engineering: A, 2006, 417(1): 63-72.
- [3] 向永华, 徐滨士, 吕耀辉, 等. 等离子熔覆快速成形铁基合金的设计及其组织和性能评价[J]. 中国表面工程, 2010, 23(4): 39-43.
XIANG Y, XU B, LV Y, et al. Alloy design in rapid prototyping by plasma arc overlaying and its structure and performance investigation[J]. China surface engineering, 2010, 23(4): 39-43.
- [4] 杨永强, 文效忠. 激光熔覆 SiC/不锈钢粉末复合涂层的组织与性能[J]. 中国激光, 2000, 27(10): 941-946.
YANG Y, WEN X. Microstructure and performance of the SiC/stainless steel composite coating produced by Nd: YAG laser cladding[J]. Chinese journal of lasers, 2000, 27(10): 941-946.
- [5] 董刚, 严彪, 李翔, 等. TiC 增强铁基熔覆层制备方法的研究进展[J]. 表面技术, 2009, 38(1): 69-72.
DONG G, YAN B, LI X, et al. Progress in preparation methods of TiC reinforced Fe-based coating[J]. Surface technology, 2009, 38(1): 69-72.
- [6] LI Q, LEI Y, FU H. Laser cladding in-situ NbC particle reinforced Fe-based composite coatings with rare earth oxide addition[J]. Surface and coatings technology, 2014, 239(2): 102-107.
- [7] ZHANG H, ZOU Y, ZOU Z, et al. Comparative study on continuous and pulsed wave fiber laser cladding in-situ titanium-vanadium carbides reinforced Fe-based composite layer[J]. Material letters, 2015, 139: 255-257.
- [8] GUO L J, WANG X B, ZANG P P, et al. In situ synthesis ZrB₂/Fe cladding layer by PTA Process[J]. Surface engineering, 2012, 28(10): 767-771.
- [9] SHARIFITABAR M, VAHDATI K J, HADDAD S M. Microstructure and wear resistance of in-situ TiC-Al₂O₃ particles reinforced Fe-based coatings produced by gas tungsten arc cladding[J]. Surface and coatings technology, 2016, 285: 47-56.
- [10] BEDOLLA E, LEMUSUIZ J, CONTRERAS A. Synthesis and characterization of Mg-AZ91/AlN composites[J]. Materials and design, 2012, 38: 91-98.
- [11] YANG C, ZHANG B, ZHAO D, et al. Microstructure and mechanical properties of AlN particles in situ reinforced Mg matrix composites[J]. Materials science and engineering: A, 2016, 674: 158-163.
- [12] TIAN J, SHOBU K. Hot-pressed AlN-Cu metal matrix composites and their thermal properties[J]. Journal of material science, 2004, 39(4): 1309-1313.
- [13] THANKACHAN T, SOORYA PRAKASH K. Microstructural, mechanical and tribological behavior of aluminum nitride reinforced copper surface composites fabricated through friction stir processing route[J]. Materials science and engineering a, 2107, 688: 301-308.
- [14] 邓景泉, 吴玉程, 宗跃, 等. 点焊电极纳米复合材料 (CuCrZr/AlN) 组织性能分析[J]. 焊接学报, 2007, 28(11): 58-64.
DENG J, WU Y, ZONG Y, et al. Analysis of microstructure and properties of spot welding electrode nanocomposites (CuCrZr/AlN)[J]. Transactions of the China welding institution, 2007, 28(11): 58-64.
- [15] LEE K B, SIM H S, HEO S W, et al. Tensile properties and microstructures of Al composite reinforced with BN particles[J]. Composites part A, 2002, 33: 709-715.
- [16] LIU Y Q, CONG H T, WANG W, et al. AlN nanoparticle-reinforced nanocrystalline Al matrix composites: Fabrication and mechanical properties[J]. Materials science and engineering: A, 2009, 505(1): 151-156.
- [17] 董晟全, 郭永春, 李高宏, 等. 纳米 AlN 颗粒增强铝基复合材料的制备与力学性能研究[J]. 热加工工艺, 2002, 31(3): 43-44.
DONG S, GUO Y, LI G, et al. The study on synthesizing process and mechanical properties of the Nano-particulate-reinforcement aluminum matrix composites[J]. Hot working technology, 2002, 31(3): 43-44.
- [18] 金海波, 陈克新, 周和平, 等. 原位反应自生成氮化铝的研究[J]. 无机材料学报, 2001, 16(2): 363-368.
JIN H, CHEN K, ZHOU H, et al. Synthesis of aluminium nitride by direct nitridation of molten Al-Mg-Si alloys[J]. Journal of inorganic materials, 2001, 16(2): 363-368.
- [19] 崔春翔, 吴人杰. 原位 AlN-TiC 粒子增强铝基复合材料[J]. 金属学报, 1996, 32(1): 101-104.
CUI C, WU R. In situ preparation of AlN and TiC particulates reinforced Al matrix composite[J]. Acta metallurgica sinica acta, 1996, 32(1): 101-104.
- [20] CORBIN S F, TOYSERKANI E, KHAJEPOUR A. Cladding of an Fe-aluminide coating on mild steel using pulsed laser assisted powder deposition[J]. Materials science and engineering: A, 2003, 354(1-2): 48-57.
- [21] FAN P, RIDDLE E, FANG Z Z, et al. Iron aluminide coatings by an in-situ reaction process[J]. Surface and coatings technology, 2008, 202(24): 6090-6094.
- [22] MOSALLAE P M, BODAGHI F, MOSHREFIFAR M. Surface modification of low carbon steel substrate by Al-rich clad layer applied by GTAW[J]. Surface and coatings technology, 2011, 206(2-3): 217-223.
- [23] 朱冬妹, 王惜宝. 离子熔覆制备 Fe₃Al 金属间化合物的组织结构[J]. 焊接学报, 2008, 29(12): 17-22.
ZHU D, WANG X. Microstructure of Fe₃Al intermetallic compound produced by plasma cladding[J]. Transactions of the China welding institution, 2008, 29(12): 17-22.
- [24] 荣鼎慧, 刘英才, 周拥军, 等. 感应重熔 Fe-Al 金属间化合物涂层的制备及性能研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2009, 32(2): 84-86.

- RONG D, LIU Y, ZHOU Y, et al. Preparation and performance of Fe-Al intermetallic compound coating by induction remelting[J]. Ordnance material science and engineering, 2009, 32(2): 84-86.
- [25] MOHAMMADKHANI S, JAJARMI E, NASIRI H, et al. Applying FeAl coating on the low carbon steel substrate through self-propagation high temperature synthesis (SHS) process[J]. Surface and coatings technology, 2016, 286(9298): 383-387.
- [26] MCKANEY C G, DEVAN J H, TORTORELLI P T, et al. A review of recent developments in Fe₃Al-based alloys[J]. Journal of materials research, 1991, 6(8): 1779-1805.
- [27] STOLOFF N S. Iron aluminides: Present status and future prospects[J]. Materials science and engineering: A, 1998, 258(1-2): 1-14.
- [28] 徐滨士, 朱子新, 刘燕, 等. 高速电弧喷涂 Fe-Al 金属间化合物涂层[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(S1): 154-158.
- XU B, ZHU Z, LIU Y, et al. Fe-Al intermetallics coating produced by high velocity arc spraying[J]. The Chinese journal of nonferrous metals, 2004, 14(S1): 154-158.
- [29] REN J, LI D. Fine surface microstructure of Fe₃Al alloy after severe plastic deformation[J]. Materials letters, 2016, 171: 133-136.
- [30] SCHAEPPERS D, STREHBLOW H H. An XPS and ISS investigation of passive layers on binary Fe-Al alloys[J]. Corrosion science, 1997, 39(12): 2193-2213.
- [31] ROSALBINO F, CARLINI R, PARODI R, et al. Investigation of passivity and its breakdown on Fe₃Al-Si and Fe₃Al-Ge intermetallics in chloride-containing solution[J]. Corrosion science, 2014, 85(1): 394-400.
- [32] ZHANG M, XU B, LING G. Preparation and characterization of α -Al₂O₃ film by low temperature thermal oxidation of Al₈Cr₅ coating[J]. Applied surface science, 2015, 331(1): 1-7.
- [33] 余兴泉, 孙扬善, 李运枝. Fe₃Al 基合金耐氯离子介质腐蚀研究[J]. 东南大学学报, 1995, 25(5): 77-83.
- YU X, SUN Y, LI Y. Investigation of corrosion resistance of Fe₃Al-based alloys in Cl⁻ ion medium[J]. Journal of Southeast University, 1995, 25(5): 77-83.
- [34] ZAMANZADE M, BARMOUSH A. Effect of chromium on the electrochemical properties of iron aluminide intermetallics[J]. Corrosion science, 2014, 78(1): 223-232.