

AZ31B 镁合金表面微弧电泳复合膜层 微观结构及耐蚀性表征

时惠英¹, 董利芳¹, 蒋百灵^{1,2}, 沈文宁¹, 葛延峰²

(1. 西安理工大学, 陕西 西安 710048)

(2. 南京工业大学, 江苏 南京 211816)

摘要: 采用微弧氧化技术在 AZ31B 镁合金表面制备陶瓷层, 利用其表面多孔结构借助电泳技术沉积有机膜层, 对比研究陶瓷层和复合膜层表面粗糙度、表面及截面形貌、电化学性能及划伤腐蚀特性。结果表明: 陶瓷层表面放电微孔被电泳层完全填充并形成均匀膜层, 复合膜层表面粗糙度明显降低; 微弧电泳复合膜层腐蚀电流密度与陶瓷层和基体相比分别降低 2 个和 4 个数量级, 极化电阻分别增大 2 个和 4 个数量级, 腐蚀倾向降低; 微弧电泳复合膜层电化学阻值与陶瓷层相比增加 4 个数量级, 同时电容值降低 4 个数量级, 耐蚀性显著提高; 由于陶瓷层与电泳层的机械嵌合作用, 复合膜层划伤腐蚀过程表现为基体腐蚀及陶瓷层与基体界面的破坏, 复合膜层界面处结合完好。

关键词: 镁合金; 微弧氧化; 电泳; 复合膜层; 耐蚀性

中图分类号: TG174.4; TG179

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)07-1679-06

电泳涂装具有膜层均匀、色泽稳定以及化学惰性强等特点, 可有效隔离基体与服役环境, 是一种较为理想的表面防护技术, 在钢铁和铝合金制品表面改性处理已获得广泛应用^[1,2]。但由于镁合金基体表面形成疏松的氧化膜导致电泳处理后基体与有机膜层的结合较差, 很难起到防护作用, 严重制约膜基系统耐蚀性能的改善^[3-5]。传统工艺多采用化学转化膜技术在镁合金表面制备磷化膜, 以期提高电泳层与基体间的结合力, 达到改善表面性能之目的^[6,7]。但磷化工艺复杂, 且磷化液中多含有重金属离子, 虽然该复合处理工艺可在一定程度上提高电泳层的结合力, 但在恶劣环境下膜层防护性能有限^[8-10], 严重制约此类技术在镁合金表面改性领域的应用。

微弧氧化(MAO)技术可在镁合金表面制备与基体金属以冶金方式结合的陶瓷层^[11-13], 同时表面绝缘、均匀、多孔特征满足了电泳涂装对基材表面的要求^[1]。因此将不需要前处理的微弧氧化与静态防护性能优异的电泳涂装技术相结合, 在镁合金表面制备高性能、多用途的陶瓷有机复合膜层, 降低镁合金表面活性的同时, 多孔结构的陶瓷层有利于提高与电泳层的结合力, 实现简化传统电泳工艺、大幅度提高镁合金耐蚀性的目的。

本研究首先采用直流脉冲微弧氧化电源在 AZ31B 镁合金表面制备陶瓷层, 并以此为基沉积电泳层, 利用陶瓷层表面多孔结构取代传统的磷化膜过渡层, 获得微弧电泳(MAOE)复合膜层。通过对陶瓷层和复合膜层表面粗糙度、表面及截面微观形貌、电学性能及划伤腐蚀特性的对比研究, 揭示微弧电泳复合膜层可大幅度提高镁合金耐蚀性的内在原因, 为扩展镁合金的应用领域提供实验支持和理论依据。

1 实验

实验采用的试样材料是 AZ31B 镁合金, 其化学成分(质量分数)为 Al 2.5%~3.5%, Mn 0.2%~1.0%, Zn 0.6%~1.4%, Ca 0.04%, Si 0.5%, Cu 0.01%, 余量为 Mg。试样尺寸为 50 mm×50 mm×2 mm, 以 10 g/L 硅酸钠、5 g/L 氢氧化钾、8 g/L 氟化钾以及少量无机添加剂于去离子水中配制微弧氧化电解液。采用自行研制的 HRMAO-100 型直流脉冲电源进行微弧氧化处理, 其中脉冲电流为 25 A, 脉数为 500, 脉宽为 30 μs, 微弧氧化处理时间 10 min。电泳涂装借助自行研制的 HRED-50 型直流电源, 选择环氧树脂型阴极电泳漆(ED7000), 恒压模式 225 V 下通电 2 min, 经去离子水清洗后 185 °C 下固化处理 20 min, 实现微弧电泳复合膜层的制备。

收稿日期: 2014-07-20

基金项目: 国家自然科学基金(51271144); “十二五”国家科技支撑计划(2011BAE22B05)

作者简介: 时惠英, 女, 1959 年生, 教授, 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048, 电话: 029-82312306, E-mail: hy-shi@163.com

采用 TR-240 型表面粗糙度测试仪测量膜层表面粗糙度, 借助 JSM-6700F 型扫描电子显微镜(SEM)观察膜层微观形貌, X 射线能谱(EDS)仪分析元素相对含量。电化学测试选择 CH660D 型电化学工作站, 采用三电极体系, 其中试样为工作电极, 饱和甘汞电极(SCE)为参比电极, 铂电极(Pt)为辅助电极, 腐蚀介质为 5% (质量分数) 的 NaCl 水溶液, 同时保证试样测试面积为 1 cm²。极化曲线测试扫描速率 1 mV/s, 扫描区间-1.8~-0.3 V; 交流阻抗(EIS)测试扫描速率为 5 mV/s, 交流信号幅值为 5 mV。划伤腐蚀参考 GM 汽车全球工程标准(GMW14458), 即采用自动划痕仪在复合膜层表面产生长 2 cm 穿透至基体的划痕, 试样在 5%NaCl 水溶液中 50 °C 下浸泡 8 h 接着 25 °C 下浸泡 16 h, 交替进行 7 个周期共计 168 h, 最后采用剥离胶带对划痕处复合膜层进行结合力测试。

2 结果与讨论

2.1 微观结构表征

AZ31B 镁合金表面微弧氧化陶瓷层和微弧电泳复合膜层的表面形貌和截面形貌, 分别如图 1 和图 2 所示。由图可知, 陶瓷层表面由众多大小不一的熔化凝固包状凸起和位于凸起中间的孔洞构成, 呈粗糙多孔形态, 放电微孔孔径在 1 μm 左右且一致性较好(图 1a), 测量其表面粗糙度约为 0.98 μm; 复合膜层表面致密光滑, 无明显缺陷(图 1b), 其表面粗糙度仅为 0.21 μm。电泳沉积过程中, 带电涂料离子能够填充陶瓷层表面的放电微孔, 同时覆盖陶瓷层表面, 固化剂与成膜物质发生交联固化反应, 最终形成稳定的有机层, 故其表面粗糙度与陶瓷层相比降低 0.77 μm。

从陶瓷层截面形貌(图 2a)可知, 其厚度为 15 μm, 整体呈现双层结构, 靠近基体为致密层, 厚度 10 μm 左右; 外层为多孔疏松层, 厚度 5 μm 左右, 放电微孔存在虽不利于防腐, 但多孔结构有利于提高陶瓷层与后续电泳层的结合力。从微弧电泳复合膜层的截面形貌(图 2b)可以看出, 结构致密电泳层能够均匀地附着于陶瓷层表面, 同时电泳层在电场作用下已嵌

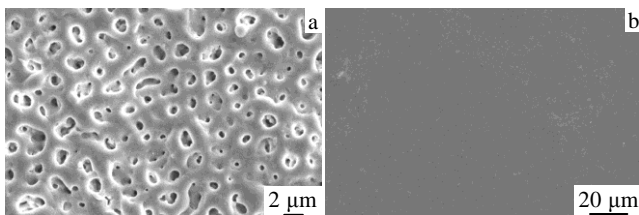


图 1 AZ31B 镁合金表面陶瓷层和微弧电泳复合膜层表面形貌
Fig.1 Surface morphologies of MAO (a) and MAOE (b) coatings on AZ31B Mg alloy

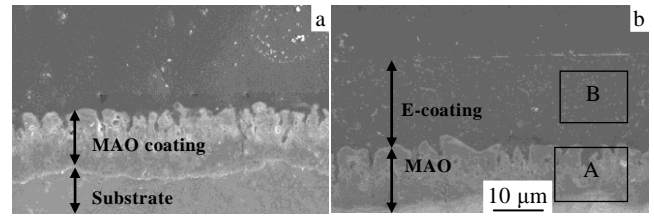


图 2 AZ31B 镁合金表面陶瓷层和微弧电泳复合膜层截面形貌
Fig.2 Cross-section morphologies of MAO (a) and MAOE (b) coatings on AZ31B Mg alloy

入陶瓷层表面放电微孔中, 形成机械咬合作用, 接触面积的增大保证复合膜层优异的结合力。微弧电泳复合膜层中陶瓷层与基体以及电泳层与陶瓷层的界面结合牢固, 无明显缺陷及开裂现象。

对微弧电泳复合膜层截面形貌(图 2b)中陶瓷层(区域 A)和电泳层(区域 B)分别进行 EDS 分析, 结果如表 1 所示。陶瓷层仅含有 Mg、O 及 Si 元素, 根据相关文献[13]可知陶瓷层主要构成为 MgO, 少量 Si 元素为电解液中溶质离子在微弧等离子体放电过程中参与反应并进入陶瓷层; 电泳膜层主要元素为 C、O、Si 和 Ti, 其中 C、O 和 Si 元素主要为有机聚合物, Ti 元素以钛白粉形式存在^[14], 与电泳涂料规格一致。

2.2 极化曲线特性分析

图 3 为镁合金基体、陶瓷层和微弧电泳复合膜层在 5% (质量分数) 的 NaCl 溶液中极化曲线。由于镁合金化学性质活泼, 在腐蚀介质中的极化过程导致发生氧化还原反应, 其塔菲尔斜率最低; 陶瓷层能够抑制腐蚀介质扩散, 对基体形成保护, 其塔菲尔斜率略有增大; 微弧电泳复合膜层表面平整结构致密, 有效隔离腐蚀介质与基体接触, 同时有机物的高阻抗特性也能抑制极化反应, 导致塔菲尔斜率急剧增加。

由塔菲尔区域外推法从图 3 极化曲线得到基体、陶瓷层及微弧电泳复合膜层的阴/阳极塔菲尔斜率(b_a 和 b_c)、腐蚀电位(E_{corr})和腐蚀电流密度(I_{corr}), 同时依据这些结果, 参考 Stern-Geary 公式^[15](式 1) 计算极化电阻 R_p , 结果见表 2。

$$R_p = \frac{b_a b_c}{2.303 I_{corr} (b_a + b_c)} \quad (1)$$

从热力学上讲, E_{corr} 主要由材料本身的性质决定,

表 1 AZ31B 镁合金表面微弧电泳复合膜层元素组成分析
Table 1 Chemical composition of the duplex MAOE coating on AZ31B Mg alloy (at%)

Coating	C	O	Mg	Si	Ti
MAO	-	52.8	41.7	5.5	-
E-coating	68.7	26.8	-	1.9	2.6

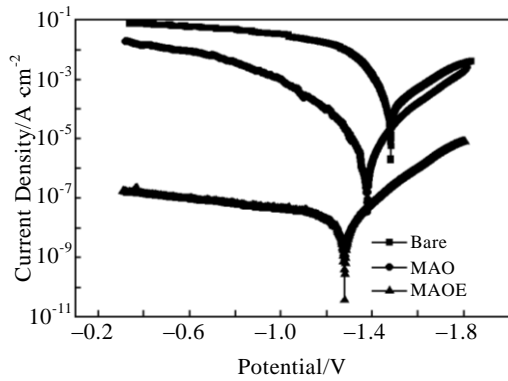


图 3 镁合金基体、陶瓷层和微弧电泳复合膜层在 5%NaCl 溶液中极化曲线

Fig.3 Potentiodynamic polarization curves of bare, MAO and MAOE coated Mg alloy in 5% NaCl solution

表 2 镁合金基体、陶瓷层和微弧电泳复合膜层极化曲线拟合结果

Table 2 Results of potentiodynamic polarization of bare, MAO and MAOE coated Mg alloy

Samples	b_a/mV	b_c/mV	E_{corr}/V	$I_{corr}/A\ cm^{-2}$	$R_p/\Omega\ cm^2$
Bare	91.67	264.11	-1.479	1.65×10^{-4}	1.79×10^2
MAO	110.48	112.93	-1.376	1.89×10^{-6}	1.29×10^4
MAOE	665.76	181.39	-1.279	1.93×10^{-8}	3.20×10^6

材料腐蚀电位越正，腐蚀倾向越低。微弧电泳复合膜层 E_{corr} 与基体和陶瓷层相比都有所提高，说明其腐蚀倾向降低。从腐蚀电流密度和极化电阻对比发现，微弧电泳复合膜层 I_{corr} 与陶瓷层和基体相比分别降低 2 个和 4 个数量级， R_p 分别增大 2 个和 4 个数量级，说明复合膜层的耐蚀性较陶瓷层和基体显著提高。

借助 SEM 观察极化曲线测试后基体、陶瓷层和微弧电泳复合膜层的表面形貌如图 4。对比可以发现，基体表面腐蚀严重，腐蚀产物呈层片状并伴有大量裂纹，表面严重破坏（图 4a）；陶瓷层表面局部有腐蚀点，呈现典型的点蚀特征（图 4b）；微弧电泳复合膜层表面光滑无明显缺陷（图 4c），对比原始表面形貌（图 1b）没有明显差异。结合微观结构分析，陶瓷层能在一定程度上保护基体，但是其表面存在的放电微孔成为腐蚀性离子容易进入的“通道”，同时表面结构的不完整性也增大了腐蚀介质与基体接触的有效区域，在极化腐蚀过程中产生点蚀。复合膜层中电泳层能够填充陶瓷层表面微孔并堵塞腐蚀介质的通道，同时形成一个更为有效的物理阻挡层，两者综合作用阻止腐蚀介质的侵入，保护镁合金基体。

2.3 交流阻抗特性分析

陶瓷层和微弧电泳复合膜层在 5%NaCl 溶液进行交流阻抗测试，依据等效电路模型图 5 进行模拟和解

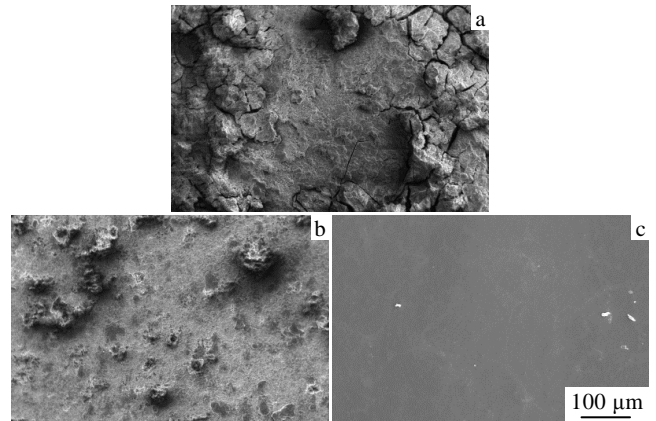


图 4 镁合金基体、陶瓷层和微弧电泳复合膜层极化曲线测试后表面形貌

Fig.4 Surface morphologies of different coated Mg alloy after potentiodynamic polarization curve tests: (a) bare, (b) MAO, and (c) MAOE

析，得到 EIS 结果如图 6 所示。从图 2a 可知陶瓷层呈双层结构，因此借助 2 个 R-CPE 的等效电路图进行拟合(图 5a)^[16]，其中 R_s 为溶液电阻， R_1 和 CPE_1 代表外部多孔层的电阻和电容， R_2 和 CPE_2 代表内部致密层的电阻和电容。陶瓷层 EIS 结果（图 6a）中高频容抗弧反应多孔层电阻和电容的特点，低频容抗弧则与致密内层的电阻及电容相关^[17]。从图 2b 可以看到微弧电泳复合膜层结构致密，在电解池体系中作为一个完整电极，因此采用 R-CPE 的等效电路图进行拟合（图 5b），其中 R_s 为溶液电阻， R_1 和 CPE_1 代表复合膜层的电阻和电容，复合膜层 EIS 结果（图 6b）只出现 1 个容抗弧。Nyquist 图中容抗弧半径与腐蚀速率有密切关系，半径越大耐腐蚀性能越好^[18]，对比发现复合膜层容抗弧与陶瓷层明显增大，说明复合膜层耐蚀性较好。从波特图（图 6c）中可直观看出微弧电泳复合膜层耐蚀性最佳，电阻值近乎达到 10^9 数量级，在低频区没有发生腐蚀的迹象；而陶瓷层在低频区出现了平台，说明其表面产生腐蚀^[19]。

用常相位角元素（CPE）代替电容 C，是为了消除电极与电解液界面间的“弥散影响”，且可反映出

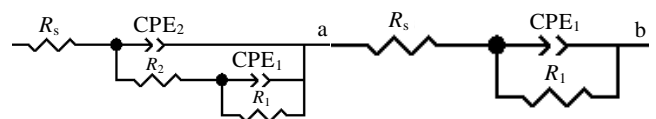


图 5 AZ31B 镁合金表面陶瓷层和微弧电泳复合膜层等效电路图

Fig.5 Equivalent circuit for coated AZ31B Mg alloy: (a) MAO and (b) MAOE

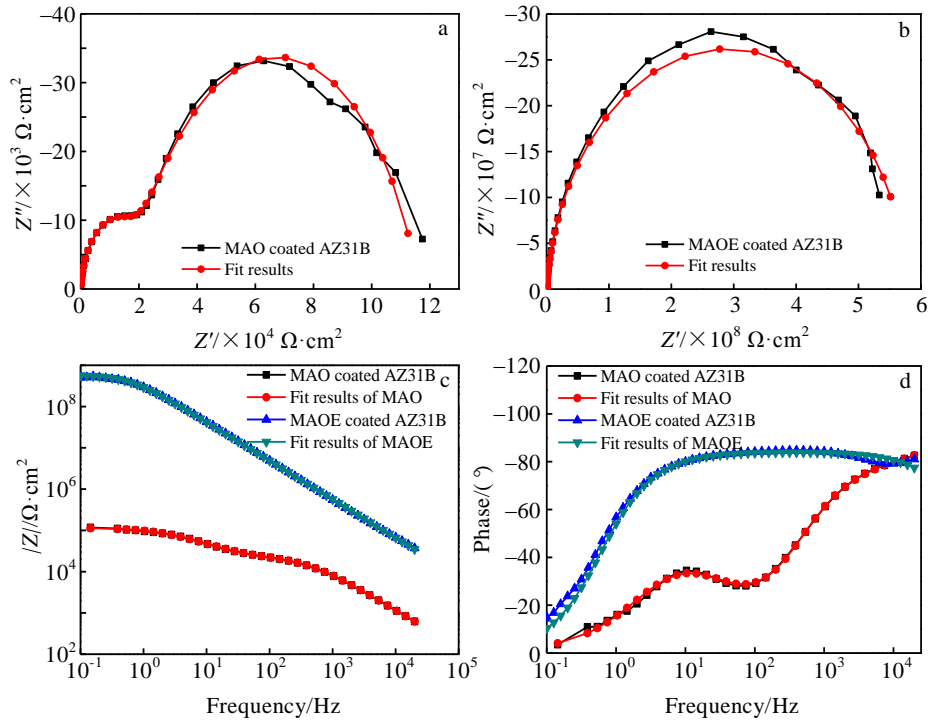


图 6 AZ31B 镁合金表面陶瓷层和微弧电泳复合膜层交流阻抗结果

Fig.6 EIS plots of MAO and MAOE coated AZ31BMg alloy: (a) nyquist and fitted plots of MAO coat, (b) nyquist and fitted plots of MAOE coat, (c) bode plots, and (d) phase plots

电极表面的粗糙度、不均匀性、孔隙率等特点^[17]。CPE 阻抗可由式 (2) 计算^[20]:

$$Z_c = \frac{1}{Y_0} (j\omega)^{-n} \quad (2)$$

式中, Y_0 是 CPE 常数, n 表示 CPE 的离散指数 ($n=1$ 时, CPE 为纯电容; $n=0$ 时, CPE 为纯电阻)。采用软件 ZView2.0 对陶瓷层和复合膜层 EIS 结果 (图 6a 和 6b) 进行参数解析, 计算出等效电路图中的各参数如表 3 所示。微弧电泳复合膜层电阻值与陶瓷层相比增加 4 个数量级, 同时电容值降低 4 个数量级, 说明复合膜层与陶瓷层相比耐蚀性能显著提高。

2.4 划伤腐蚀特性分析

微弧电泳复合处理镁合金在静态条件下耐蚀性优异, 但在应用过程中膜层破坏在所难免, 因此通过划

伤腐蚀测试, 研究微弧电泳复合膜层局部破坏条件下的腐蚀过程, 观察试样划痕处表面形貌变化如图 7 所示。微弧电泳复合膜层在自动划痕仪破坏后露出镁合金基体, 划痕边缘光滑, 膜层没有剥落 (图 7a); 经过 168 h 浸泡试验后划痕处基体发生腐蚀, 划痕宽度略微扩展, 但复合膜层表面并没有明显变化 (图 7b); 胶带粘贴后划痕边缘复合膜层未出现脱落 (图 7c), 说明陶瓷层与电泳层以及陶瓷层与基体 2 个界面处的结合力较好。

为了深入分析微弧电泳复合膜层的划伤腐蚀过程, 观察进行腐蚀测试前后的划痕截面形貌, 对比如图 8。从图 8a、8b 和 8c 可以看出, 腐蚀测试前电泳层与陶瓷层以及陶瓷层与镁合金基体结合紧密, 未出现剥落及明显分层现象, 与图 7a 表面形貌观察结果一致。分析复合膜层整体具有优异结合力的原因为: 微弧氧化陶瓷层与镁合金基体为冶金结合^[12], 保证陶瓷层与基体的优异结合; 电泳层能够渗入陶瓷层表面放电微孔中, 多孔结构能够有效增加接触面积, 借助“嵌锁”作用而形成的机械咬合力, 为复合膜层提供了更好的结合条件。

从图 8d 中对比可以看出, 经过腐蚀测试后, 划痕处镁合金发生明显腐蚀, 腐蚀产物堆积, 向基体方向扩展并出现丝状腐蚀。从复合膜层在划痕边缘局部区

表 3 AZ31B 镁合金表面陶瓷层和微弧电泳复合膜层阻抗拟合结果

Table 3 Fitted results of EIS plots of MAO and MAOE coated AZ31B Mg Alloy

Samples	$R_c/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$R_1/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$\text{CPE}_1/S \text{ cm}^{-2} \text{ s}^{-n}$	n	$R_2/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$\text{CPE}_2/S \text{ cm}^{-2} \text{ s}^{-n}$	n
	MAO	97.9	9.39×10^4	1.08×10^{-6}	0.76	2.25×10^4	4.15×10^{-5}
MAOE	102.6	5.81×10^8	4.98×10^{-10}	0.93	-	-	-

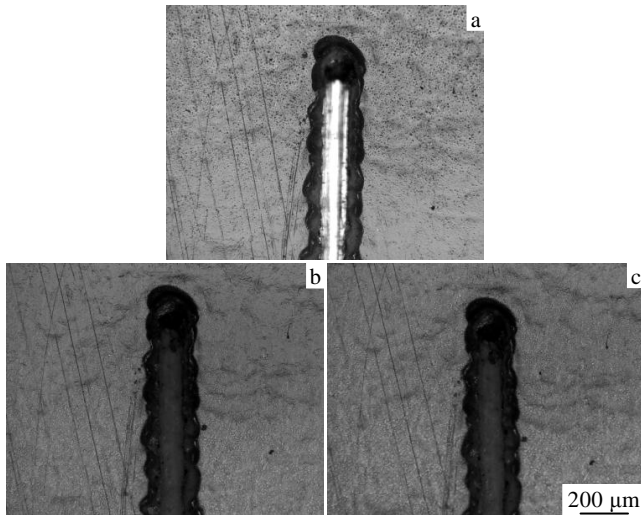


图 7 微弧电泳复合膜层划伤腐蚀测试划痕表面形貌

Fig.7 Surface morphologies of scribed area on MAOE coated Mg alloy during immersion test: (a) after scribe, (b) after immersion, and (c) after tape

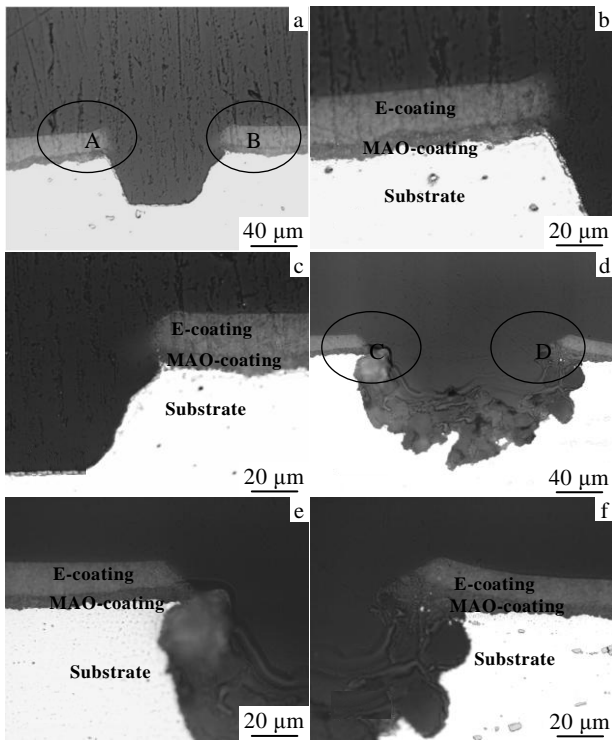


图 8 微弧电泳复合膜层划伤腐蚀测试前后划痕截面形貌

Fig.8 Cross section morphologies of scribed area on MAOE coated Mg after immersion test: (a) complex area before corrosion, (b) partial area A enlarged, (c) partial area B enlarged, (d) complex area before corrosion, (e) partial area C enlarged, and (f) partial area D enlarged

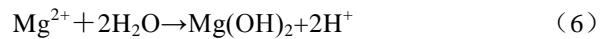
域 C 和 D 分别进行放大观察, 如图 8e 和图 8f。可见,

陶瓷层与电泳层结合紧密, 无腐蚀产物聚集, 但划痕边缘陶瓷层与基体分离, 分析是由于腐蚀介质在划痕处横向扩散导致基体腐蚀, 进而出现分层。

结合微弧电泳复合膜层在划伤腐蚀过程中表面和截面形貌特征分析, 可将腐蚀过程分为基体腐蚀以及基体与陶瓷层界面破坏 2 个阶段。腐蚀介质在浓度梯度作用下由腐蚀液相中的高浓度处向低浓度扩散, 由于电泳层有效隔离腐蚀环境, 腐蚀介质只能在划伤处与镁合金基体和陶瓷层接触。镁合金基体腐蚀过程按照电化学反应进行, 腐蚀反应通常涉及由阴极和阳极构成的微电池腐蚀, 反应式如下^[3]:



基体腐蚀具体表现为阳极析氢与单价镁离子溶解, 很负的膜破坏电位, 最后导致金属颗粒不均匀脱落^[3]。由热力学第二定律可知, 在恒温恒压条件下, 金属镁可与水发生反应, 生成胶状 $\text{Mg}(\text{OH})_2$, 其反应式如下^[13]:



此时划伤微区 pH 值会因腐蚀而减小, 形成弱酸性环境, 促进基体金属溶解, 并促使基体腐蚀向纵深发展同时破坏陶瓷层与基体的界面。在整个划伤腐蚀过程中, 电泳层与陶瓷层界面处并无开裂现象, 这也指明了改善此类复合膜层耐蚀性的有效途径, 即增大陶瓷层与镁基体的结合力以及增强陶瓷层自身的抗腐蚀性能。

3 结 论

1) AZ31B 镁合金表面制备出了具有优异耐蚀性能的微弧电泳复合膜层, 电泳层完全填充陶瓷层表面放电微孔并形成均匀膜层, 复合膜层表面粗糙度明显降低。

2) 微弧电泳复合膜层腐蚀电流密度与陶瓷层和基体相比分别降低 2 个和 4 个数量级, 极化电阻分别增大 2 个和 4 个数量级, 腐蚀倾向明显降低; 复合膜层的电化学阻值与陶瓷层相比增加 4 个数量级, 同时电容值降低 4 个数量级, 耐蚀性显著提高。

3) 由于陶瓷层与电泳层的机械嵌合作用, 复合膜层划伤腐蚀过程表现为基体腐蚀及陶瓷层与基体界面破坏, 通过增大陶瓷层与镁基体的结合力以及增强陶瓷层自身的抗腐蚀性能是改善复合膜层耐蚀性的有效途径。

- [1] Song Hua(宋化). *Electrophoretic Finishing Technology*(电泳涂装技术)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2009: 36
- [2] Ni Jun(倪军), Liu Rongfang(刘榕芳), Xiao Xiufeng(肖秀峰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(1): 119
- [3] Song Guangling(宋光玲). *Corrosion and Protection of Magnesium Alloy*(镁合金腐蚀与防护)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004
- [4] Song G L. *Pro Org Coat*[J], 2011, 70: 252
- [5] He Xinhua(何新华), Wang Bin(王斌), Fu Xiaoyi(符小艺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(S3): 271
- [6] Hu R G, Zhang S, Bu J F *et al. Pro Org Coat*[J], 2012, 73: 129
- [7] Cui Xuejun(崔学军), Zhou Jixue(周吉学), Lin Xiuzhou(林修周) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(1): 15
- [8] Zhong C, Liu F, Wu Y T *et al. J Alloy Compd*[J], 2012, 520: 11
- [9] Zhang J, Wu C Y. *Pro Org Coat*[J], 2009, 66: 387
- [10] Zhang Jing(张津), Shen Yang(沈阳), Wu Chaoyun(吴超云) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(7): 1158
- [11] Zhang R F, Zhang S F. *Corros Sci*[J], 2009, 51: 2820
- [12] Yerokhin A L, Nie X, Leyland A *et al. Surf & Coat Technol*[J], 1999, 122: 73
- [13] Blawert C, Heitmann V, Dietzel W *et al. Surf & Coat Technol* [J], 2007, 201(21): 8709
- [14] Wang Congjie, Jiang Bailing, Liu Ming *et al. J Alloy Compd* [J], 2015, 621(02): 53
- [15] Zhao L C, Cui C X, Wang Q Z *et al. Corros Sci*[J], 2010, 52: 2228
- [16] Song G L, Liu M H. *Corros Sci*[J], 2012, 62: 61
- [17] Zeng L Y, Yang S W, Zhang W *et al. Electrochim Acta*[J], 2010, 55: 3376
- [18] Cao Chunan(曹楚南). *Corrosion Electrochemistry*(腐蚀电化学)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1994: 91
- [19] Song S, Song G L, Shen W *et al. Corros Sci*[J], 2012, 1: 5005
- [20] Ghasemi A, Raja V S, Blawert C *et al. Surf & Coat Technol* [J], 2007, 202: 3513

Microstructure and Corrosion Properties of Micro-Arc Oxidation Composite Electrophoretic Coating on AZ31B Magnesium Alloy

Shi Huiying¹, Dong Lifang¹, Jiang Bailing^{1,2}, Shen Wenning¹, Ge Yanfeng²

(1. Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. Nanjing Technology University, Nanjing 211816, China)

Abstract: Porous ceramic layers were prepared on AZ31B magnesium alloy by Micro-arc Oxidation (MAO), and then electrophoretic coat (E-coat) was deposited on MAO coated Mg alloy. The surface roughness, surface and cross section morphologies, electrochemical properties and scribed corrosion properties of the MAO layer and MAO composite electrophoretic (MAOE) coating were studied. The results indicate that the discharge channels on surface of MAO layer are completely covered by E-coat and the surface of MAOE coating is very smooth; as a result, the surface roughness decreases obviously. The corrosion current density of MAOE coating is two and four orders of magnitudes lower than that of MAO layer and bare Mg alloy, respectively, and the polarization resistance is two and four orders of magnitudes higher, respectively, suggesting that the corrosion trend decreases. The EIS resistance of MAOE coating is four orders higher than that of MAO layer while the EIS capacitance is four orders lower, and thus the corrosion resistance is improved uncommonly. Due to the mechanical interlock between the MAO layer and E-coat, the substrate is corroded seriously during scribed corrosion test, and the coating delaminating at the interface of MAO layer and substrate also occur. However the interface of MAOE composite coating is still compact.

Key words: magnesium alloy; micro-arc oxidation; electrophoretic; composite coating; corrosion resistance

Corresponding author: Ge Yanfeng, Ph. D., College of Materials Science and Engineering, Nanjing Technology University, Nanjing 211816, P. R. China, Tel: 0086-25-58139329, E-mail: geyanf@163.com