

AZ91D 镁合金外加电场下自封孔微弧氧化膜层 微观形貌及耐蚀性

陈宏¹, 黄杰¹, 陈永楠¹, 郝建民¹, 丁业立²

(1. 长安大学, 陕西 西安 710064)

(2. 山东交通学院, 山东 威海 264200)

摘要: 采用外加电场微弧氧化技术实现自封孔, 并研究了不同孔结构膜层的耐蚀性能; 讨论了封孔过程中胶体运动-电位-孔结构之间的规律性关系, 评价了自封孔后膜层腐蚀性能。结果表明: 膜层中的多孔结构是腐蚀介质的通道, 自封孔后耐蚀性能提高。此外, 耐蚀性与孔隙率及封孔填充物的成分和形态具有极大的相关性。通过调整外加电场强度和实现可以对自封孔的调控, 从而改善耐蚀性能。

关键词: 镁合金; 微弧氧化; 耐蚀性; 自封孔

中图分类号: TG146.2²

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)10-3098-07

镁合金因具有密度小、比强度高、尺寸稳定性好和易回收等优点而被广泛应用于机械、汽车制造、航空航天、电子通讯等各个领域^[1-6]。然而, 镁合金因为负电位(约-2.37 V), 因而在服役过程中表现出较差的耐蚀性, 严重阻碍了其发展与应用^[7-9]。因此, 常常需要对其进行表面处理。常用的表面处理技术如化学处理、金属镀层和阳极氧化^[10,11]应用较多, 而化学处理因加入铬酐污染环境; 阳极氧化工艺流程复杂, 处理后膜层薄, 耐蚀性较差。

微弧氧化是通过化学反应、电化学反应和等离子反应在镁合金表面制备与基体以冶金方式结合^[12]的陶瓷膜层, 使基体的耐蚀性提高^[13]。目前使用的电解液主要有硅酸盐^[14]、铝酸盐^[15]、磷酸盐^[16]和复合电解液^[17]。但传统的微弧氧化所获得的陶瓷膜层有很多微孔^[18,19], 腐蚀性介质很容易沿着微孔穿透膜层进入基体^[20,21], 结果导致膜层的耐蚀性降低。因此, 需要对膜层结构进行封孔, 以提高耐蚀性能。常规的封孔主要有物理封孔和化学封孔。其中物理封孔主要通过物理填充和吸附进行封装, 如: Dong^[22]等采用硅溶胶浸渍 1.5 min, 350 °C 煅烧对 AZ31 镁合金微弧氧化后的试样进行封孔。Laleh^[23]等将 AZ91D 镁合金微弧氧化后通过浸渍在铈浴中成功密封 MAO 涂层中的微孔。物理封孔工艺简单, 但封孔后由于物理吸附作用力较低, 效果持久性较差。化学封孔主要通过化学反应实

现封孔, 如: Chu^[24]等采用沸水对镁合金微弧氧化后的试样进行封孔, 可以有效地密封放电通道使表面孔径减小。董凯辉^[25]等采用新型氟钛酸盐体系电解液对 AM60 镁合金进行微弧氧化处理, 结果发现, 氧化膜表面的微孔在成膜过程中有原位封闭现象, 其耐蚀性能优于传统电解液制备的微弧氧化膜。作者前期研究中发现, 除了优化电解液调整膜层结构来提高耐蚀性以外, 电压、时间等参数对膜层结构及性能影响较大。而在外加电场的作用下, 胶体粒子因“电泳”作用向靠近工件表面方向移动, 从而被吸附到工件表面并进入陶瓷膜微孔中, 胶体粒子聚集成较大颗粒沉积在微孔中^[26]。因此, 有望通过外加电场和微弧氧化相结合对微弧氧化膜进行封孔, 进而减少腐蚀通道, 改善膜层的耐蚀性。

本实验通过外加电场驱动带负电的 $Zr(OH)_4$ 胶体粒子进入微孔来实现对微孔封闭, 采用直流脉冲微弧氧化电源与外加电场在 AZ91D 镁合金表面制备自封孔的陶瓷膜层。系统研究了外加电场封孔前后膜层的结构, 封孔过程中胶体运动-电位-孔结构之间的规律性关系, 并分析了填充物结成分和形态、膜层结构对耐蚀性能的影响。

1 实验

实验采用 20 mm×20 mm×5 mm 铸态 AZ91D 镁合

收稿日期: 2016-10-27

基金项目: 国家自然科学基金(51301022); 陕西省自然科学基金(2016JQ5032)

作者简介: 陈宏, 女, 1977 年生, 博士, 副教授, 长安大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064, 电话: 029-82334590, E-mail: chen hong@chd.edu.cn

金(化学成分如表1所示)试样。试样经过400#、800#、1200#、2000#水砂纸打磨、超声波清洗除污后,用纯铝导线将其悬挂浸入电解槽中作为工作阳极,不锈钢片作为阴极进行微弧氧化处理。

实验所用的电解液为锆盐体系,其主要成分为磷酸盐 10 g/L、氟化物 24 g/L、EDTA-2Na1.5 g/L、锆盐 6 g/L,调节其 pH=8~9,采用自主研制的 MAO-100D 型 100 kW 全自动触摸式微弧氧化电源和冷却恒温装置控制系统。其主要参数为输出电压范围 0~800 V,输出电流范围 0~150 A,占空比调节范围 5%~95%,频率调节范围 100~2000 Hz;外加电场装置采用 CX-150A 型直流电源,电压范围为 1000~15 000 V。实验时先打开外加电场装置,分别调节电压为 0、1000、3000、5000 V,调节微弧氧化电源频率 500 Hz,占空比 15%,实验的终止电压 360 V,处理时间 18 min,体系温度控制在 30 °C 以下。外加电场-微弧氧化示意图如图 1 所示。

采用扫描电子显微镜(SEM, S4800型)结合能谱观察分析膜层的微观形貌,利用 Image J 软件对膜层表面微孔的大小及孔隙率进行统计分析,每次测量10个微孔尺寸取平均值作为微孔孔径;利用 Photoshop 软件将 SEM 图片转换为黑白图片,即有孔的区域转换成黑色,无孔区域转换成白色,然后利用 Image J 软件计算黑色区域所占的比例,即为膜层孔隙率,其测定过程具体如图2所示。陶瓷膜的相组成采用 X 射线衍射仪(XRD)分析,扫描角度为20~80°;扫描步长为

表 1 AZ91D 镁合金的化学成分

Table 1 Chemical components of AZ91D magnesium alloy

(ω/%)							
Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Mg	
8.50	0.55	0.30	0.10	0.30	0.002	Bal.	

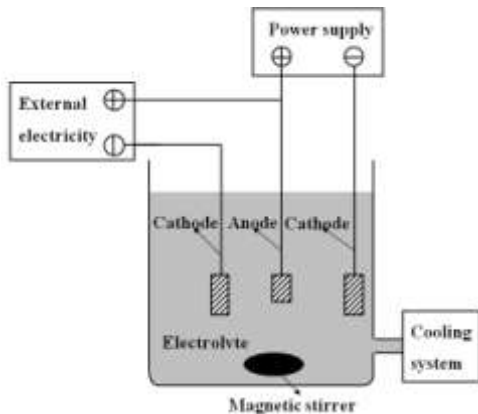


图 1 外加电场-微弧氧化装置示意图

Fig.1 Schematic of external electric field-micro arc oxidation device

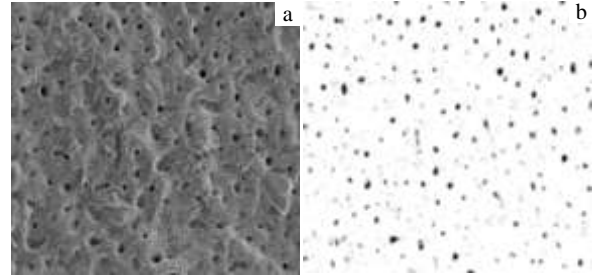


图 2 膜层孔隙率的测定方法

Fig.2 Determination of porosity of coatings: (a) original SEM image and (b) after conversion

0.02°;扫描速度 1°/min,检测时采用铜靶。采用马尔文 Zetasizer 纳米粒度仪测试电解液中 Zr(OH)₄ 胶体粒子的 Zeta 电位,每组测量 5 次取平均值作为其 Zeta 电位值。

通过极化曲线来表征膜层的耐蚀性。选择德国的 IM6e 型电化学工作站,采用三电极体系进行检测,其中试样为工作电极,测试面积为 1 cm²,饱和甘汞电极为参比电极,铂片为辅助电极。腐蚀介质为 3.5%(质量分数)NaCl 水溶液,其温度 25 °C。将试样浸泡在腐蚀介质中 0.5 h 使开路电位稳定,扫描速度为 10 mV/s,扫描区间为 -2~0 V。每组试样重复测量 3~5 次,以保证实验的可靠性。采用中性 5%(质量分数)NaCl 溶液对微弧氧化后的试样进行耐蚀性检测,溶液温度 25 °C,腐蚀时间为 480 h,通过失重法得到其失重率作为腐蚀率。称量时先用清水将试样表面的腐蚀产物清洗干净,然后再放入去离子水中浸泡 3 min,自然干燥后用天平称量。

2 结果与讨论

2.1 外加电场条件下溶液中胶体的运动

溶液中胶体的运动与 pH 值有很大的相关性。当 pH=8 时, Zr(OH)₄ 胶体粒子的 Zeta 电位最低 (-25mV)(图 3),此时,在外加电场力的作用下带负电的 Zr(OH)₄ 胶体粒子因“电泳”作用可以有效地向阳极表面移动,从而被吸附在阳极表面并进入微弧氧化反应击穿形成的放电通道^[26]。王晓芳^[27]研究发现,在锆盐体系电解质中,电解液中原位锆溶胶的生成过程如式(1)~式(4)所示。首先,溶液中的 K₂ZrF₆ 会完全电离出 ZrF₆²⁻(式(1)), ZrF₆²⁻进一步不完全电离出 Zr⁴⁺和 F⁻(式(2)),在弱碱条件(式(3))下 Zr⁴⁺与 OH⁻反应生成 Zr(OH)₄(式(4))。Zr(OH)₄ 胶体粒子 Zeta 电位越低,说明电解液的稳定性越好,越不容易发生聚沉,从而能在外加电场作用下迁移到微孔。

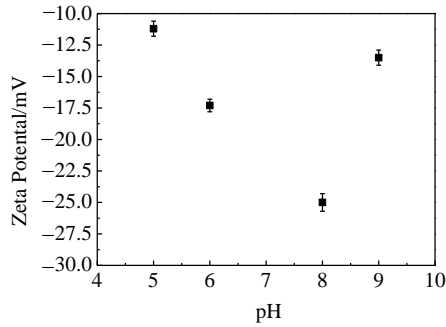
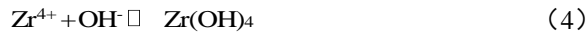


图 3 不同 pH 值下胶体粒子的 Zeta 电位

Fig.3 Zeta potential values of colloid for different pH values



2.2 膜层的相成分和形貌特征

微弧氧化过程中的相及相形成过程是影响膜层结构和性能的重要因素，该过程与溶液体系及电参数具有密切关系。对于镁合金而言，微弧氧化过程中微区弧光放电释放出巨大的能量，使镁合金中的 Mg 原子在瞬间的高温高压下发生微区熔融，并通过放电通道进行扩散，同时在电解液的“冷淬”作用下与吸附在合金表面的 O 原子迅速结合，生成 MgO 并沉积^[28]。该现象同样发生在本实验中，在锆盐体系电解液中微弧氧化，不同电压的外电场所获得的膜层均主要为 MgO (图 4 所示)。同时，胶体中 Zr(OH)₄ 在高温下分解得到 ZrO₂^[29]，并与 MgO 在 1680 °C^[30]下烧结并在

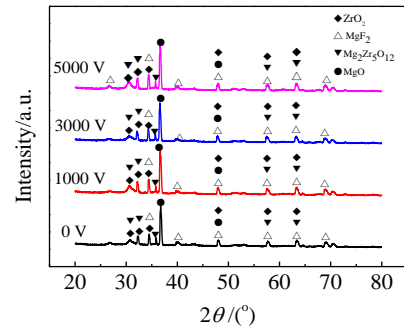


图 4 不同电压外加电场下微弧氧化膜层的 X 射线衍射图谱

Fig.4 XRD patterns of MAO coatings treated at different external voltages

一定温度下冷却得到 Mg₂Zr₅O₁₂。与未施加外加电场相比，随着电压的升高，在 2θ=31° 处，ZrO₂ 和 Mg₂Zr₅O₁₂ 相的峰值有所升高，推测溶液中可能有更多的 Zr 进入膜层。而且当电压为 5000 V 时，在 2θ=27° 处出现了 MgF₂ 相。说明 Mg²⁺ 到达氧化物/溶液界面在高温作用下与溶液中 F 反应生成 MgF₂ 并沉积。

微弧氧化膜层结构中最为明显的是多孔层的形成。陈显明等^[31]认为镁合金微弧氧化中微孔的萌生是按“气体喷射”机制进行，而孔的发展是按“蜂巢衍进”模式进行。同时，Liu^[32]认为这些微孔是由微弧氧化过程中弧光放电通道内的熔融氧化物和气泡形成。本研究中未施加外加电场下膜层表现出典型的微弧氧化膜结构，表层为大量近似圆形的微孔(尺寸 1~10 μm)，且在微孔附近有一些熔融颗粒(图 5a, 5b)。外加电场后一些带负电的 Zr(OH)₄ 胶体粒子就会在电场力

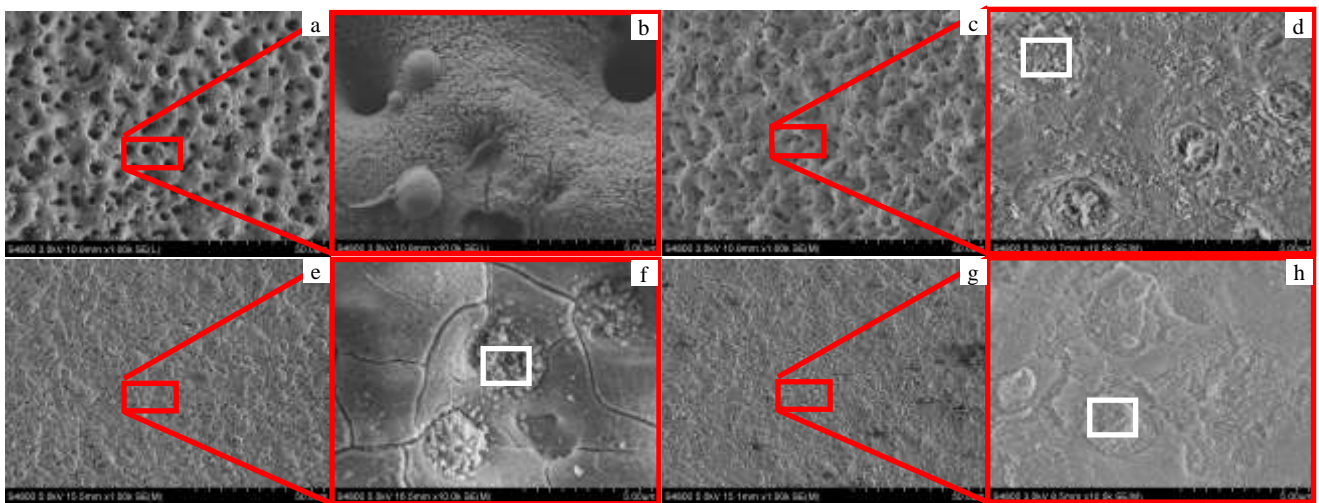


图 5 不同电压外加电场下膜层的表面形貌

Fig.5 Surface morphologies of MAO coatings at different external voltages: (a, b) 0 V, (c, d) 1000 V, (e, f) 3000 V, and (g, h) 5000 V

的作用下向孔内迁移并沉积在孔壁周围, 随着外加电场电压的升高, 电场驱动力增大, 会有更多的带负电的 $Zr(OH)_4$ 胶体粒子迁移到孔内聚沉, 然后在高温下脱水生成 ZrO_2 沉积在微孔(图 5 和表 2 EDS 分析结果所示)。另外, 随着外加电场电压的升高, 阴离子(F)也会迁移到微孔内与 Mg^{2+} 反应生成 MgF_2 沉淀并沉积在微孔内(图 5 和表 2 EDS 分析结果所示)。该过程导致膜上的微孔孔径减小, 孔隙数目降低。当外加电场为 5000 V 时, 陶瓷膜上微孔已经基本完全封闭, 平均孔径从 4.75 μm 减小到 2 μm 左右, 孔隙率也从 12.5% 降到 4.5%(见图 6)。

微弧氧化过程中膜层结构中的连通孔结构是腐蚀性能下降的主要原因。研究中发现, 无外加电场时, AZ91D 镁合金微弧氧化陶瓷膜结构中分布着连通的微孔, 有些孔已经延伸至镁合金表面(图 7a), 该结构被认为是腐蚀过程中的主要腐蚀介质流动通道, 是加

重腐蚀的重要缺陷。施加外加电场后膜层截面的孔径和孔隙率减小, 连通性下降(图 7b, 7c), 其中, 当外加电场电压为 5000 V 时, 微孔几乎消失, 膜层变得均匀致密(图 7d)。该现象与表面观察现象相符, 表明外加电场对膜层的多孔结构具有明显的封孔效果。进一步研究发现: 膜层主要由 O、F、Mg 和 Zr 4 种元素组成(表 3), 在没有施加外加电场时, 膜层中的 F 和 Zr 元素含量都较低, 而当施加外加电场时, 膜层中的 F 元素升高十分明显, Zr 元素也有所升高, 究其原因随着外加电场电压的升高, 更多的 F 和带负电的 $Zr(OH)_4$ 胶体粒子运动到阳极, 参与了微弧氧化过程。由 XRD 分析可知, F 和 Zr 元素分别主要以 MgF_2 和 ZrO_2 的形式存在, 而膜层的微孔孔径减小, 孔隙率降低(图 7), 说明 MgF_2 和 ZrO_2 是主要的封孔物质, 这与前面的结论一致。

2.3 胶体运动-电位-封孔之间的关系

针对实验中的微弧氧化封孔现象, 研究中提出了外加电场自封孔过程(胶体运动-电位-封孔过程)示意图, 如图 8 所示。其中, 在没有施加外加电场时, 溶液中的 $Zr(OH)_4$ 胶体粒子处于杂乱无章的运动(图 8a), 而施加外加电场后, 溶液中带负电的胶体粒子在电场力的作用下向阳极移动, 电场作用力和电参数之间的关系可以表示如下:

$$F = Uq/d \tag{5}$$

其中, F —电场力, U —电压, q —电荷量, d —两极之间的距离。根据式(5), 带负电荷越多的胶体粒子受到

表 2 不同电压外加电场下的图 5 中白色区域的 EDS 分析结果

Table 2 EDS results of various elements in white areas at different voltages in Fig.5 (at%)

Voltage/V	Zr	F	O	Mg
1000	1.30	49.13	26.27	23.30
3000	3.17	52.56	20.73	23.54
5000	5.87	54.87	19.56	19.70

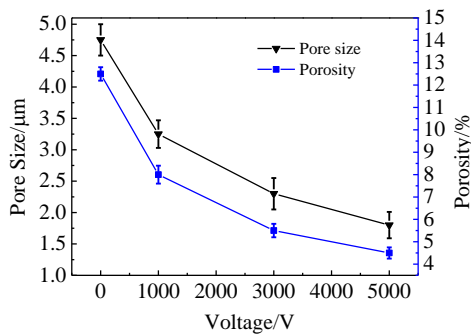


图 6 不同电压外加电场下膜层的孔径和孔隙率变化

Fig.6 Pore size and porosity of coating at different external voltages

表 3 不同外加电场下的图 7 中 AZ91D 镁合金表面白色区域元素分析

Table 3 Chemical composition of the MAO coating white areas on AZ91D Mg alloy at different voltages in Fig.7 (at%)

Voltage/V	Zr	F	O	Mg
0	0.79	30.41	40.01	28.79
1000	1.95	40.45	35.35	22.25
3000	2.43	42.13	33.09	22.35
5000	5.87	44.87	29.56	19.70

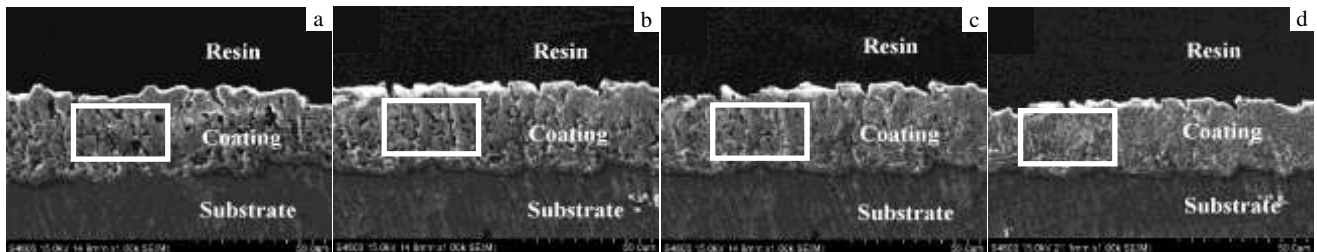


图 7 不同电压外加电场下膜层的截面形貌

Fig.7 Cross-section morphologies of MAO coatings at different external voltages: (a) 0 V, (b) 1000 V, (c) 3000 V, and (d) 5000 V

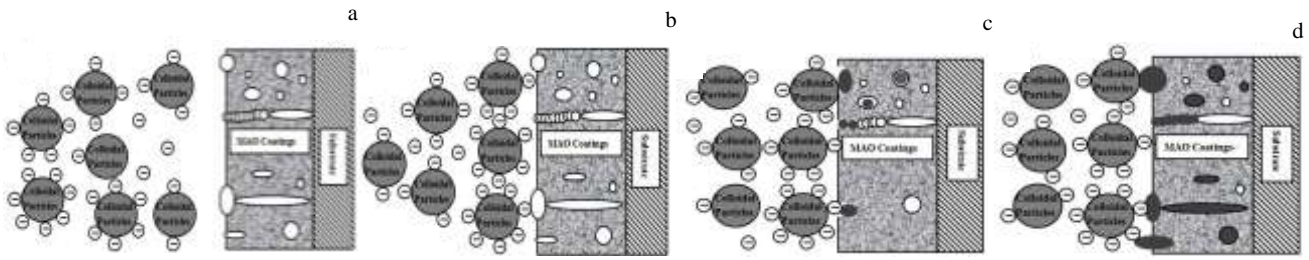


图 8 微弧氧化封孔过程示意图

Fig.8 Schematic of sealing in micro-arc oxidation process

的电场力越大, 运动速度越快(图 8b)。图 8c 为当胶体粒子进入微孔后, 沉积的胶体粒子、阴离子和镁合金基体发生化学反应生成熔融物, 遇到冷的电解液后以颗粒状凝固在孔壁, 随着外加电场的继续作用, 带负电的胶体粒子和阴离子会继续向孔内迁移、沉积, 通过“沉积→熔融物→凝固→沉积……”系列循环过程, 直到使微孔完全封闭(图 8d)。另外, 根据式(5)可知, 随着外加电场 U 的增大, 电场力 F 增加, 进入微孔内的胶体粒子(主要是 $Zr(OH)_4$)和阴离子(主要是 F^-)增多, 使微孔内的 F 和 Zr 元素含量增加, 从而形成更多的 MgF_2 和 ZrO_2 , 这与前面的 EDS 测试结果一致。

2.4 耐蚀性能

微弧氧化膜层的耐蚀性主要受 4 个因素的影响: 膜层的厚度、微观结构、物相组成及表面缺陷^[33]。不同外加电场电压下膜层的 XRD 图谱(见图 4)和膜层的截面图(见图 7)已表明, 膜层中物相和厚度基本不随电压的变化而改变, 这使得膜层的耐蚀性将主要受到膜层的微观结构及表面缺陷 2 个因素的影响。由于微弧氧化膜层中存在孔隙的特性, 膜层微观结构对耐蚀性的影响主要体现为膜层中孔径大小和膜层表面孔隙率的影响, 而表面缺陷主要指膜层表面较大的微孔及微裂纹等。用塔费尔区域外推法从图 9 极化曲线得到不同电压下膜层的腐蚀电位(E_{corr})和腐蚀电流密度(I_{corr}), 依据这些结果, 参考 Stern-Geary 公式^[34](式(6))计算极化电阻 R_p , 结果见表 4。

$$R_p = \frac{b_a b_c}{2.303 I_{corr} (b_a + b_c)} \quad (6)$$

从材料的耐蚀性分析, E_{corr} 主要由材料本身的性质决定, 材料腐蚀电位越正, 腐蚀倾向越低。由图 9 可知, 随着外加电场电压的升高, 膜层的腐蚀电位明显正移, 而且当外加电场电压达到 5000 V 时, 腐蚀电位比不施加外加电场向右移动了 374 mV(表 4), 说明其腐蚀倾向大大降低。而通过腐蚀电流密度和极化电阻对比发现, 外加电场微弧氧化 I_{corr} 和不加外加电场相比降低 1~2 个数量级, 且外加电场电压越高, 降低

越快, R_p 增大 1 个数量级。说明不加外加电场时, 膜层表面的孔径较大, 孔隙率较高, 腐蚀介质能够相对容易地穿过膜层而到达基体, 因而, 膜层的耐蚀性较差。随着外加电场电压的升高, 膜层的孔径减小, 孔隙率降低, 腐蚀介质较不容易穿透膜层腐蚀基体, 因而膜层的耐蚀性提高。

随着外加电场电压的增加, 腐蚀率呈现出减小的趋势, 即陶瓷层的耐蚀性提高(图 10)。究其原因如下: 微弧氧化是一个不断重复的局部电弧放电、氧化、熔融、凝固、再放电的过程^[35]。当施加外加电场时, 更多的 $Zr(OH)_4$ 胶体粒子和阴离子(F^-)参与到微弧氧化的过程中, 在微孔中形成了 MgF_2 和耐蚀相 ZrO_2 , MgF_2

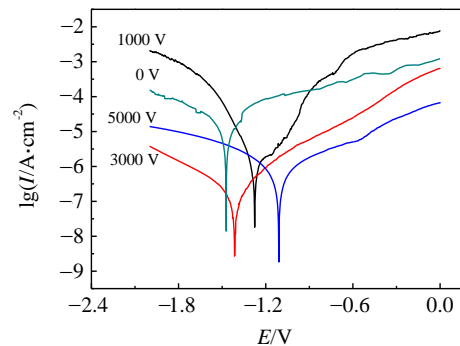


图 9 不同电压外加电场下试样在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线
Fig.9 Potentiodynamic polarization curves of MAO coating at different external voltages in 3.5% NaCl solution

表 4 不同电压外加电场下试样在 3.5%NaCl 溶液中极化曲线数据

Table 4 Analysis data of potentiodynamic polarization curves of MAO coating at different external voltages in 3.5% NaCl solution

Voltage/V	$I_{corr}/A \cdot cm^2$	E_{corr}/V	$R_p/\Omega \cdot cm^2$
0	1.1×10^{-6}	-1.490	2.71×10^4
1000	3.52×10^{-7}	-1.286	6.71×10^4
3000	1.98×10^{-7}	-1.427	1.60×10^5
5000	8.67×10^{-8}	-1.116	4.16×10^5

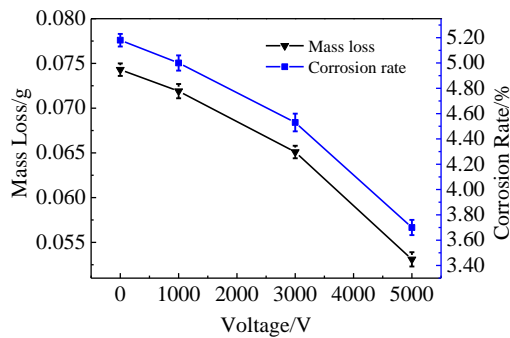


图 10 不同电压外加电场下微弧氧化试样的质量损失和腐蚀率
Fig.10 Mass loss and corrosion rate of the MAO sample at different external voltages

的存在有助于改善微弧氧化膜层的耐蚀性和降低其点蚀倾向^[36], 从而阻止了腐蚀液通过微孔进入基体, 使基体的耐蚀性提高。

3 结 论

1) 在研究电压参数范围内, 外加电场微弧氧化可以实现对孔结构的封闭, 其中, 当外加电场 5000 V 时, 平均孔径从 4.75 μm 减小到 2 μm , 孔隙率也从 12.5% 降到 4.5%。该现象主要由于外加电场后一些带负电的 $\text{Zr}(\text{OH})_4$ 胶体粒子在电场力的作用下向孔内迁移并沉积在孔壁周围, 然后在高温下脱水生成 ZrO_2 沉积在微孔中。

2) 耐蚀性与氧化膜结构及封孔填充物的成分和形态具有极大相关性。膜层中的多孔结构是腐蚀介质的通道, 自封孔后耐蚀性能提高。表明通过调整电参数可以实现对膜层结构的调控, 从而改善耐蚀性能。

参考文献 References

- [1] Fan X Z, Wang Y, Zou B L et al. *Applied Surface Science*[J], 2013, 277(6): 272
- [2] Sinebryukhov S L, Gnedkov A S, Mashtalyar D V et al. *Surface & Coatings Technology*[J], 2010, 205(6): 1697
- [3] Chen Hong(陈 宏), Cui Xiao(崔 晓), Hao Jianmin(郝建民) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(10): 2435
- [4] Mu W Y, Han Y. *Surface & Coatings Technology*[J], 2008, 202(17): 4278
- [5] Han X G, Zhu F, Zhu X P et al. *Surface & Coatings Technology*[J], 2013, 228(8): 164
- [6] Shao Wenting(邵文婷), Jiang Bailing(蒋百灵), Fang Aicun(房爱存). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(4): 918
- [7] Barchiche C E, Veys-Renaux D, Rocca E. *Surface & Coatings Technology*[J], 2011, 205(17): 4243
- [8] Song G, Hapugoda S, John D S. *Corrosion Science*[J], 2007, 49(3): 1245
- [9] Song G L, Atrens A. *Advanced Engineering Materials*[J], 1999, 1(1): 11
- [10] Zeng Aiping(曾爱平), Xue Ying(薛 颖). *Corrosion and Protection*(腐蚀与防护)[J], 2000, 21(2): 55
- [11] Zhang Rongfa(张荣发), Shan Dayong(单大勇), Han Enhou(韩恩厚) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2006, 16(7): 1136
- [12] Du Yunhui(杜云慧), Zhang Peng(张 鹏), Wang Yujie(王玉洁) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(11): 2410
- [13] Hussein R O, Northwood D O, Nie X. *Surface & Coatings Technology*[J], 2013, 237(12): 357
- [14] Mohedano M, Blawert C, Zheludkevich M L. *Materials & Design*[J], 2015, 86: 735
- [15] Luo Ruixue(骆瑞雪), Mu Weiyi(慕伟意), Lei Jiajun(雷嘉骏). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(S1): 319
- [16] Lv G H, Chen H, Wang X Q et al. *Surface & Coatings Technology*[J], 2010, 205(7): S36
- [17] Wang Shuyan, Si Naichao, Xia Yongping et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(6): 1926
- [18] Hussein R O, Northwood D O, Nie X. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2012, 541(22): 41
- [19] Gnedkov S V, Sinebryukhov S L, Egorkin V S et al. *Surface & Coatings Technology*[J], 2010, 204(14): 2316
- [20] Wang L, Pan C, Cai Q. *Journal of Chinese Society for Corrosion & Protection*[J], 2008, 28(4): 219
- [21] Kim Seong-Jong, Kim Jeong-II, Okido Masazumi. *Korean Journal of Chemical Engineering*[J], 2004, 21(4): 915
- [22] Dong G J, Ma F Q, Wang G X. *Rare Metal Materials & Engineering*[J], 2016, 45(1): 66
- [23] Laleh M, Kargar F, Rouhaghdam A S. *Journal of Rare Earths*[J], 2012, 30(12): 1293
- [24] Chu C L, Han X, Xue F et al. *Applied Surface Science*[J], 2013, 271(13): 271
- [25] Dong Kaihui(董凯辉), Sun Shuo(孙 硕), Song Yingwei(宋影伟) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报) [J], 2014, 24(9): 2220
- [26] Zhou Ruisong(周瑞松). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014

- [27] Wang Xiaofang(王晓芳), Li Weiping(李卫平), Liu Huicong(刘慧丛) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(1): 56
- [28] Jiang Bailing(蒋百灵), Zhang Shufen(张淑芬), Wu Jianguo(吴建国) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(3): 454
- [29] Krysmann W, Kurze P, Dittrich K H *et al.* *Crystal Research and Technology*[J], 1984, 19(7): 973
- [30] Wu F C, Yu S C. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1991, 10(16): 400
- [31] Chen Xianming(陈显明), Luo Chengping(罗承萍), Liu Jiangwen(刘江文). *Materials Protection* (材料保护)[J], 2009, 42(1):1
- [32] Liu F, Xu J, Wang F *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2010, 204(20): 3294
- [33] Dong Hairong(董海荣), Ma Ying(马颖), Guo Huixia(郭惠霞) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(4): 844
- [34] Zhao L C, Cui C X, Wang Q Z *et al.* *Corrosion Science*[J], 2010, 52(7): 2228
- [35] Liu F, Shan D Y, Song Y W *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(4): 943
- [36] Cui X J, Liu C H, Yang R S *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2014, 269(1): 228

Morphology and Corrosion Resistance of Self-sealing Micro-arc Oxidation Coatings of AZ91D Magnesium Alloys under External Electric Field

Chen Hong¹, Huang Jie¹, Chen Yongnan¹, Hao Jianmin¹, Ding Yeli²

(1. Chang'an University, Xi'an 710064, China)

(2. Shandong Jiaotong University, Weihai 264200, China)

Abstract: The corrosion resistance of micro-arc oxidation coatings was improved by self-sealing microstructure through an applied electric field. The relationship between the porous structure of the oxidation coatings and corrosion was investigated by microstructure analysis. Meanwhile, regularity relations of colloid motion-potential-porous structure during the sealing process was discussed and the corrosion resistance of the coatings after self-sealing was evaluated by electrochemical corrosion tests. The results show that the porous structure of the coatings is the channel of corrosive medium, and corrosion resistance can be improved by the self-sealing. In addition, corrosion resistance exhibits significant dependence on porosity, composition and morphology of sealing. The corrosion resistance can be improved by self-sealing microstructure obtained by applied electric field.

Key words: magnesium alloy; micro-arc oxidation; corrosion resistance; self-sealing

Corresponding author: Chen Hong, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science & Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, P. R. China, Tel: 0086-29-82334590, E-mail: chenhong@chd.edu.cn