

镁合金阳极氧化膜的生长动力学过程

刘渝萍, 李婷婷, 李 晶, 陈昌国, 张丁非

(重庆大学, 重庆 400044)

摘 要: 阳极氧化是镁合金的重要防腐表面处理技术, 但目前对镁合金阳极氧化成膜的形成机制还不十分清楚。本工作从成膜过程、微观形貌、组分、元素的传质行为、合金相对成膜的影响、物理生长模型等方面综述了镁合金阳极氧化成膜的生长动力学过程, 提出了镁合金阳极氧化有待深入研究的方向。这将有利于掌握镁合金阳极氧化成膜机制, 改进其阳极氧化工艺, 扩大镁合金的实际应用。

关键词: 镁合金; 阳极氧化; 成膜; 动力学

中图分类号: TG146.2²

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2014)04-1013-06

阳极氧化是提高镁合金耐腐蚀性能的一种行之有效的表面处理技术^[1-3]。从 20 世纪 20 年代到本世纪初, 镁合金阳极氧化发展经历了 3 个阶段: 以 Dow17 和 HAE 法为代表的镁合金阳极氧化工艺、以无铬为代表的镁合金阳极氧化工艺、以无铬、无氟、无磷为代表的镁合金阳极氧化工艺。但是, 至今镁合金阳极氧化的工艺还不成熟, 氧化膜的生长机制还没有统一的认识。因此, 本工作就镁合金阳极氧化成膜动力学研究现状进行了综述, 这不仅有利于进一步弄清镁合金阳极氧化成膜机制和腐蚀机制, 还有助于制备出耐腐蚀、美观的、工艺稳定的镁合金阳极氧化膜。

1 成膜过程

镁合金阳极氧化的工作电压-时间曲线与成膜过程规律、机制密切相关^[4-9]。图 1 是镁合金阳极氧化的典型电压-时间曲线图^[4,5]。总电流密度 i_s 与离子电流密度 i_i 、电子电流密度 i_e 有关。根据工作电压-时间曲线斜率的改变, 阳极氧化的电压-时间曲线有 2 个拐点和 3 个线性区^[4,5]: 第 1 阶段, 离子电流密度占主导 ($i_s \approx i_i$), 工作电压随时间呈线性变化, 变化速率非常大, 电极表面会生长一层透明的、薄的氧化膜, 伴随着析出氧气, 没有火花放电。第 2 阶段, 总电流由离子电流密度和电子电流密度组成 ($i_s = i_i + i_e$), 电子电流密度与膜阻抗无关, 工作电压随时间仍呈线性变化, 但变化速率减小, 伴随大量氧气析出, 有游离的火花放电。第 3 阶段, 电子电流占主导 (即 $i_s \approx i_e$), 总电流

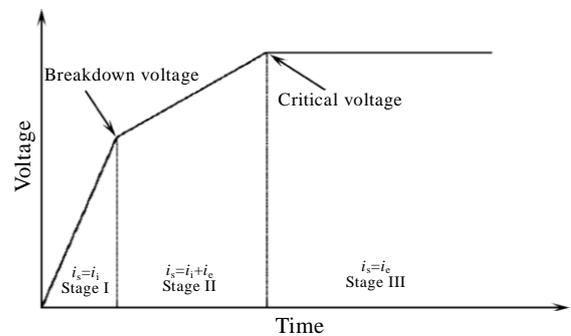


图 1 阳极氧化过程中电压-时间变化曲线

Fig.1 Schematic diagram of voltage-time response during anodizing process

密度几乎与膜阻抗无关, 而是与介电击穿 (电子雪崩) 有关, 工作电压基本稳定, 伴随剧烈氧气析出, 有强烈的火花放电。

2 微观形貌

镁合金阳极氧化膜的微观形貌会受电解质种类与浓度、基体、时间、温度、电流密度等条件影响^[10-19]。总的来看, 镁合金阳极氧化膜微观形貌均具有熔融状、多孔状、微裂纹的特征。

熔融状形貌是由于强烈火花放电使镁合金表面瞬间温度达 1000 °C 以上, 阳极氧化产物被周围的低温溶液“淬冷”而形成^[10-12]。在熔融状产物周边, 常附着有“球状颗粒”氧化物, 可能是由于在镁合金熔融过

收稿日期: 2013-04-17

基金项目: 国家“973”重大基础研究项目 (2007CB613700); 国家十二五科技支撑计划项目 (2011BAE22B03-3); 重庆市科委项目 (CSTC, 2010AA4048); 重庆市自然科学基金项目 (CSTC2009BB4214); 重庆大学中央高校面上项目 (CQDXWL-2012-036)

作者简介: 刘渝萍, 女, 1978 年生, 博士, 高级工程师, 重庆大学化学化工学院, 重庆 400044, E-mail: liuliyuping@163.com

程中颗粒氧化物被气泡带出从微孔中喷射所形成^[13]。

多孔状形貌是由于强烈的火花放电、高电压、大量气泡析出、氧化膜非均匀生长而形成^[13-16]。有的镁合金微弧氧化膜孔隙率甚至高达 40%^[14]。微孔既是阳极氧化放电通道,也是熔融状氧化物不断排出于氧化膜表面的通道。多数微孔呈圆形或椭圆,是火花放电的结果,会随阳极氧化而不断扩大;有的微孔呈不规则的隙缝,是火花放电产物堆积的结果,会随着阳极氧化而不断减小^[17]。另外,在不同阳极氧化阶段,阳极氧化膜的微孔大小、数量、形状均有所变化。有的发现随着阳极氧化时间增加,微孔尺寸和数量逐渐减小,如 Zhang^[18], Wu^[20]等,可能是“修复效应”大于“破坏效应”;有的发现相反的结果,如 Li^[21], Zhang^[22],可能是随着阳极氧化时间增加,氧化熔融物不断堆积沉积覆盖于微孔表面,增加了阳极氧化的阻力,需更强烈的火花放电才能击穿增厚的氧化膜,导致微孔数量和直径增加。

微裂纹形貌是由于阳极氧化膜受到热应力和拉应力而形成。一是熔融状氧化物受低温电解液快速凝固过程所产生过大热应力影响,造成氧化膜微裂;二是镁合金阳极氧化膜大多含有 MgO, MgO 的金属与氧化物体积之比 (P/B 比) 约为 0.79, 小于 1, 这导致膜层受到拉应力, 镁合金表面不能形成完整的氧化膜, 从而形成网状微裂纹^[10,17-19]。当阳极氧化时氧化膜离子电流决定于阳离子时, 应力产生取决于金属与氧化物体积之比 (P/B 比), 还与膜层增长速率、温度变化量有关。

3 相组成变化

在不同氧化阶段、不同电解液中, 镁合金阳极氧化膜相组成也有较大差别。

第 1 种情况, 随着氧化时间的增加, 不同镁合金氧化膜中晶相和非晶相含量有所不同^[18,23,24]。随着阳极氧化进行, 晶相增加, 非晶相减少。蒋百灵等得出在硅酸盐溶液中 MB8 阳极氧化膜晶态 MgO 含量提高, 非晶相含量减少, 腐蚀性能降低^[23]。这是由于氧化物形成时冷却方式不同引起的。初期, 阳极氧化膜很薄, 熔融物直接被电解液“液淬”, 多数镁、氧原子来不及按固有的晶格结构排列, 以非晶相产物凝固于镁合金表面。后期, 阳极氧化膜增厚, 内层熔融物只能通过热传导被电解液冷却, 多数镁、氧原子有足够时间进行排列, 晶相逐渐提高。随着阳极氧化进行, 晶相减少, 非晶相增多。Zhang 等^[18]得出在碱性硅酸盐溶液中 AZ91D 镁合金阳极氧化膜的晶相逐渐转变为非晶相, 60 min 时氧化物以非晶相为主。

第 2 种情况, 随着氧化时间的增加, 氧化膜中相组成无明显变化, 基体相增加。Guo 等^[10]研究了

AZ91D 在 NaAlO₂ 和 KF 溶液中以 1 A/dm² 恒电流密度进行 40 min 阳极氧化, 氧化膜由 MgAl₂O₄ 和 Al₂Mg 两个相组成, MgAl₂O₄ 含量变化不明显, 而基体相 Al₂Mg 随着时间增加而增加, 说明氧化区瞬间高温达到几千 °C, 基体金属熔融, 与氧化膜混合在一起, 然后冷却下来, 生成晶间相 Al₂Mg^[10]。

第 3 种情况, 同一横截面上镁合金氧化膜相组成也不同。Blawert 等^[2]采用了 TEM 技术研究了同一截面上 AM50 镁合金微弧氧化膜相组成。图 2 是 AM50 镁合金在微弧氧化膜截面不同区域的扫描电镜和衍射图^[2]。从膜的外表面、中间部分、界面区域、基体的 TEM 和衍射图来看, 相组成依次为非晶相、镶嵌有纳米晶的非晶相、纳米晶相 MgO、六方晶系的 Mg 金属^[2]。

4 元素的传质行为

阳极氧化的传质过程主要包括合金元素在合金中的传质、合金元素向氧化膜和电解液中传质、电解液中离子向膜层与基体中的传质等^[25]。

4.1 合金元素在合金中传质

在铝合金阳极氧化过程中, 人们发现合金元素存在富集现象, 即合金元素会富集于氧化膜之下, 约有 1~2 nm 厚^[26,27]。当氧化膜中不含有合金元素时, 富集现象就会出现。同样, 镁合金合金元素在阳极氧化过程中也有富集现象^[28,29]。从热力学角度来看, 镁合金阳极氧化时, 合金元素的富集发生和富集量主要取决于合金元素氧化物形成的吉布斯自由能当量与基体金属氧化物形成的吉布斯自由能当量的值^[26-29]。当合金元素形成氧化物标准吉布斯自由能当量 $\Delta G^0/n$ 大于氧化镁 MgO 形成的 $\Delta G^0/n$ 时, 我们就可观察到镁首先发生氧化, 合金元素 (如铜、锌) 富集于氧化镁氧化膜下。当合金元素富集到足够浓度, 合金元素就会发生氧化, 进入阳极氧化膜中。但仅从热力学方面说明合金富集现象还不足够, 镁合金阳极氧化过程中富集现象还有待进一步研究。

4.2 合金元素向膜层和电解液中的传质

镁合金阳极氧化过程中还涉及了基体合金元素向氧化膜层和电解液的传质问题。首先, 合金元素向膜层中的扩散。在镁合金的阳极氧化膜中, 常能检测出基体合金元素 (如 Mg、Al 元素), 但较少测出 Zn、Mn 等元素, 可能是由于氧化膜含 Zn、Mn 物质较少, 或者氧化膜中根本就不含有这两种元素。文献[30]报道氧化膜中合金元素离子相对镁离子的移动速度, 见表 1。除 Li⁺ 外, 其他金属阳离子的移动扩散速度都比 Mg²⁺ 的慢, Mg²⁺ 扩散速度快, Al³⁺ 移动扩散速度仅为 Mg²⁺ 的 1/4。那么镁原子优先扩散进入放电通道, 生

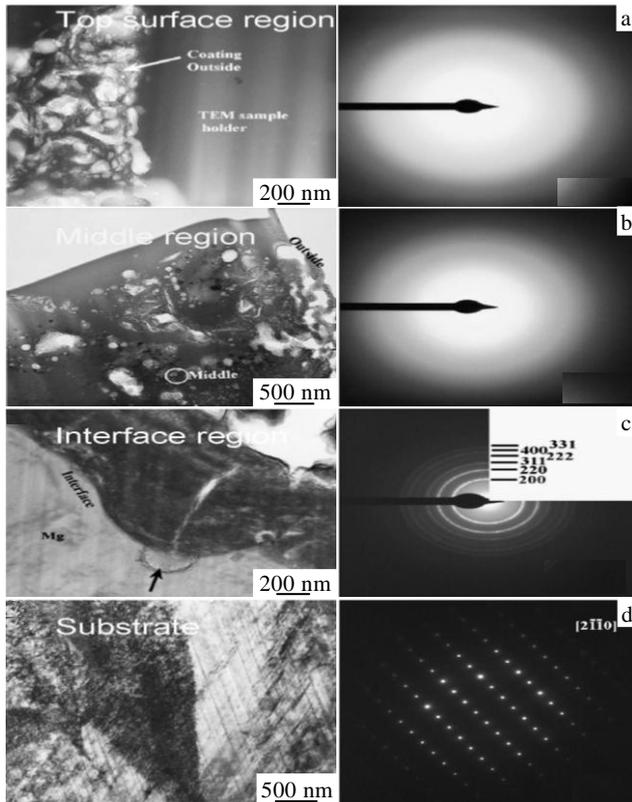


图 2 不同区域 PPEO 膜截面 TEM 像和对应的电子衍射花样
Fig.2 TEM micrographs and corresponding electron diffraction patterns from various regions of the PPEO^[2]: (a) the top surface, (b) the middle, (c) the interface, and (d) the substrate

表 1 氧化膜中合金离子相对镁离子的移动速度
Table 1 Diffusion rate of alloy element ion in the anodic film relative to Al³⁺ and Mg²⁺ ^[30]

Alloy element ion	Diffusion rate (relative to Al ³⁺)	Diffusion rate (relative to Mg ²⁺)
Li ⁺	9	>1
Al ³⁺	-	0.25
Ta ⁵⁺	-	<1
Cu ²⁺	3.2	<1
W ⁶⁺	0.32	<1
Mo ⁶⁺	<1	<1
Cr ³⁺	0.74	<1
In ³⁺	3.1	<1
Zn ²⁺	2.3	<1

成阳极氧化产物,再通过膜孔向外表面进行堆垛成膜,因此,镁元素含量在膜表面较高^[30]。其次,合金元素向电解液的扩散。实际上,氧化物的溶解使金属离子进入氧化液中,会造成阳极氧化电流效率降低。陈显明等^[25,26]在硅酸盐的碱性溶液中进行 AZ91D 阳极氧化,在电解液中均检测到 Mg²⁺和 Al³⁺,镁和铝离子浓

度均随时间的增加而增加。氧化初期,氧化膜较薄,扩散通道较短,导致基体合金元素向电解液中扩散快速,电解液中合金元素浓度增加速度快;氧化后期,反之。合金元素在电解液中浓度不仅与基体中合金元素浓度有关,还与该元素和电解液亲和度、金属溶解难易程度及氧化物向电解液中传质速度有关^[30]。

4.3 电解液中元素向基体的扩散

阳极氧化膜中,电解液中主成膜元素从膜外向内含量逐渐减小,但是浓度分布不一样,这可能是由于原子半径和性质差异造成的,半径小的 O 原子比半径大的 P、Si、Al 原子等扩散深度要大些,因为它更易于 Mg 结合^[26]。非主成膜元素,如一些电解质中阳离子(Na⁺, K⁺等)或阴离子(SO₄²⁻, SiO₃²⁻, COO⁻等),也可能渗透到氧化膜中成为杂质,也可能形成膜层的玻璃相,还可能通过化学键化学吸附或通过静电作用物理吸附于氧化膜的空隙之中成为吸附颗粒^[26]。

5 合金相组成对成膜的影响

镁合金氧化膜在不同合金相上生长的难易程度、生长速度、微观形貌、腐蚀性能都有很大不同^[31]。

单相合金: α相、β相上生长镁合金阳极氧化物的形貌和性能不同。Shi 等^[32]发现在α单相上生长氧化膜厚、平滑、孔更小,而在β单相上生长氧化膜薄、平滑、孔不规则。

两相合金: AZ91 两相镁合金包括α相和β相,α相是 Mg-Al-Zn 固溶相,与纯镁 Mg 的密排立方(hcp)一样;β相是非连续的金属间化合物 Mg₁₇Al₁₂^[33]。首先,成膜效果不同。Cheng 等^[34]研究了在含 F 强碱中 AZ91 镁合金中α相和β相的不同成膜效果。α相上致密层结晶度欠佳,成分以 MgF₂、MgO 为主,以及少量的 AlF₃、Al₂O₃,而多孔层结晶度较好,成分以 MgO 为主,以及少量的 MgF₂、AlF₃、Al₂O₃;β相上氧化膜的 Al 含量较多,除 MgF₂、MgO,还有大量的 AlF₃ 和 Al₂O₃^[34]。其次,阳极氧化反应优先发生在镁合金的α相上。图 3 是 AZ91HP 阳极氧化初期微观图片。氧化膜的生长并非由α相和β相的化学组成而决定。氧化膜首先生长在靠近于β相边缘的α相上(铝含量相对较高),然后在远离于β相的α相上生长(铝含量相对较低),最后在β相上生长^[18,22,35-39](见图 3),并且两者氧化膜组分不同。优先在α相上生长氧化膜的原因有 4 个:β相中含铝量大约是 35%,而原始相α相或靠近其位置含铝量仅为 8%~6%,氧化镁形成的吉布斯自由能当量比氧化铝的低,因此,α相中镁易于氧化,氧化膜首先在α相上生长^[18];在阳极氧化过程中,镁合金负极材料中存在微电偶对,α相、共晶相α与β

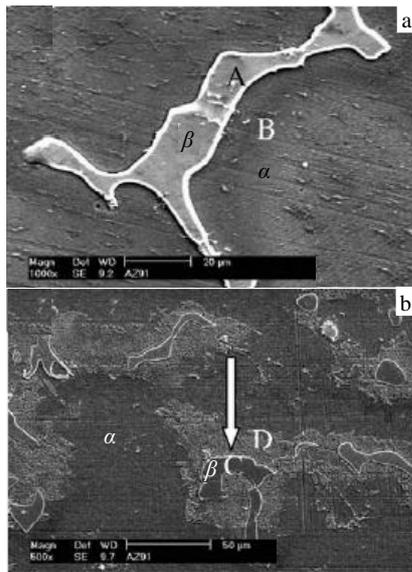


图 3 AZ91HP 阳极氧化初期微观图片

Fig.3 Microstructure of AZ91HP at initial anodization^[32].

(a) 5 s and (b) 10 s

相。 α 相和 β 相的腐蚀电位不一样而形成微电偶对，电偶对阳极 α 相具有更高的活性，易于释放出 Mg^{2+} ，参与氧化膜的反应^[22]。Arrabal 等^[37]指出 β 相和相邻共晶相 α 之间电位差为 160 mV，以及 β 相与 α 相之间电位差较低至 85 mV。尽管共晶相 α 的铝含量较高，但是共晶体 α 比 α -Mg 的活性要强； β 相相对比较稳定，它需要更强的能量才能进行火花放电，同时在 β 相上形成的孔大小比在 α 相上的大^[35]；氧化膜会在紧靠近于 β 相边缘生长，这是由于 β 相是凸起的，与 α 相之间会形成梯度，这个梯度可为氧化膜的生长提供活性位置^[22]。2005 年，Shi 等^[32]还揭示在 α/β 两相镁合金表面上两相界面处生长的阳极氧化膜是不均匀，靠近在两相交界处具有很高密度的“贯穿孔”，见图 4。在微弧氧化过程中，反应区域在瞬间达到高温高压状态，微弧氧化膜与镁合金基底在界面处发生强扩散作用，氧化膜与镁合金基底呈犬牙交错状且相互嵌合^[38]。

6 生长模型

研究镁合金阳极氧化膜的生长速度、生长方向与生长模型是弄清成膜本质、抓住成膜关键步骤的重要问题。

首先，生长速度和生长方向。大多数文献报道镁合金阳极氧化膜厚随时间变化几乎是呈线性增长^[9,10,22]。1998 年，薛文斌等^[39]研究发现镁合金微弧氧化初始阶段，氧化膜外延生长速度大于内延生长速度，氧化后期，完全转向基体内延生长，膜生长受扩散过程控制。

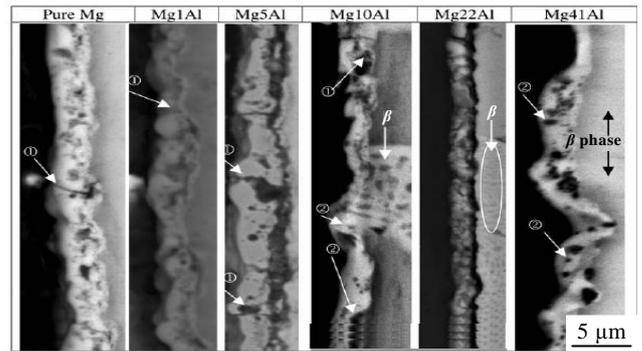


图 4 镁铝合金阳极氧化膜的断面图

Fig.4 Cross-section of the anodic film on Mg alloy^[32]: ① through hole, ② non-through hole (The light location of substrate is β phase, and other is α phase)

2002 年，蒋百灵等^[23]得出微弧氧化初期膜层致密，几乎观察不到疏松层，随着处理时间的延长，外侧开始出现疏松层。之后，陈显明等^[25,30]提出镁合金微弧氧化薄膜是一种外延/内延混合生长膜，证明了在阳极氧化初期，氧化膜以外延生长为主；氧化后期，氧化膜以内延生长为主，而疏松层是外延生长的结果，致密层是内延生长的结果。相反，章志友等^[40]提出了 3 阶段镁合金微弧氧化膜生长模型，氧化初期，氧化膜以向内生长为主，由晶体 MgO 构成；氧化中期，氧化膜向外生长，由 MgO 和 Mg_2SiO_4 构成；氧化末期，氧化膜同时向内和外生长，且以向内生长为主，向内的生长速度决定了总的生长速度。2012 年，我们课题组采用交流阻抗法提出了镁合金氧化膜生长过程是阻挡层和多孔层的生长并不同步，而是交替生长，并在各个阶段生长速率也不相同，是一个动态变化过程^[41]。

其次，氧化膜的生长模型。Zhang 等^[42]采用循环伏安法指出镁合金阳极氧化是三维（3D）形核和连续晶粒生长机制，它的特点是在氧化峰的上升电流(I)对数值与 $1/\eta^2$ 呈线性关系。陈显明等^[43]提出是一种亚单层的生长模型，见图 5，氧化膜首先生长一层自然氧

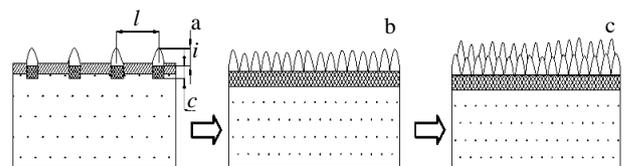


图 5 镁合金阳极氧化膜的生长模型

Fig.5 Formation model of the anodic film on Mg alloy^[41].

(a) micro-arc breakdown of nature oxide film,
(b) formation of the first sub-monolayer, and
(c) formation of the second sub-monolayer

化层, 在微光放电后, 自然氧化膜被击穿、熔炼、烧结, 便形成第1层亚单层的微弧氧化膜, 随着时间的进行, 第2层亚单层在第1层亚单层的波谷中形成, 不断击穿、生长、烧结、排泄堆垛, 最终形成微弧氧化膜。

7 结 语

迄今虽有大量文献和专利报道了镁合金阳极氧化电解液及工艺研究, 但对于镁合金的阳极氧化膜生长机制还不十分清楚, 有待深入研究。主要体现以下几点:

1) 氧化膜生长的数学模型还不清楚, 改进点缺陷模型(PMD)理论, 有可能建立镁合金阳极氧化膜的生长数学模型。

2) 镁合金阳极氧化过程中阳极固体/溶液界面性质或溶液组分变化还未能进行原位监测。

3) 氧化膜中纳米晶、不定型相等是如何形成、镁合金阳极氧化过程中相变规律、基体相对成膜过程的影响、合金富集元素及程度对阳极氧化膜结构和性质影响、一些低浓度的离子嵌入氧化膜中的深度和速度、缺陷与原子扩散和排布之间联系、氧化膜表面原子排列规律等问题也还不清楚。

4) 在稀土镁合金上沉积阳极氧化膜或在镁合金上沉积稀土阳极氧化膜的成膜行为也少见报道。

参考文献 References

- [1] G L Song. *Advanced Engineering Material*[J], 2005, 7: 563
- [2] Blawert C, Sah S P, Liang J *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2012, 213: 48
- [3] Gray J E, Luan B. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2002, 336: 88
- [4] Chang L M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 468: 462
- [5] Li L L, Cheng Y L, Wang H M *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2008, 18: 722
- [6] Ikonopisov S. *Electrochim Acta*[J], 1977, 22: 1077
- [7] Albella J M, Montero I, Martinez D J M. *Electrochim Acta*[J], 1987, 32: 255
- [8] Liang J, Hu L T, Hao J C. *Applied Surface Science*[J], 2007, 253: 4490
- [9] Chang L M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 468: 462
- [10] Guo H F, An M Z. *Applied Surface Science*[J], 2005, 246: 229
- [11] Yerokhin A L, Leyland A, Matthews A. *Applied Surface Science*[J], 2002, 200: 172
- [12] Yahalom J, Zahavi J. *Electrochim Acta*[J], 1971, 16: 603
- [13] Timoshenko A V, Yu V, Magurova T. *Surface & Coatings Technology*[J], 2005, 199: 135
- [14] Curran J A, Dyne T W. *Surface Coat Technology*[J], 2005, 199: 177
- [15] Sharma A K, Uma R R, Malek A *et al. Metal Finishing*[J], 1996, 94: 16
- [16] Bai A, Chen Z J. *Surface & Coatings Technology*[J], 2009, 203: 1956
- [17] Qian J G, Wang C, Li D *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2008, 18: 19
- [18] Zhang Y J, Yan C W. *Surface & Coatings Technology*[J], 2006, 201: 2381
- [19] Schmutz P, Guillaumin V, Lillard R S I. *Journal of the Electrochemical Society*[J], 2003, 150(4): B99
- [20] Wu H L, Cheng Y L, Li L L. *Applied Surface Science*[J], 2007, 5: 1
- [21] Lü G H, Chen H, Wang X Q *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2010, 205: S36
- [22] Zhang R F, Zhang S F. *Corrosion Science*[J], 2009, 51: 2820
- [23] Jiang Bailing(蒋百灵), Zhang Shufen(张淑芬), Wu Guojian(吴国建) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2002, 12: 454
- [24] Wang Yanhua(王燕华). *Studies on the Growth Process and Corrosion Behavior of Micro-arc Oxidation Coatings on Magnesium Alloy(镁合金微弧氧化膜的形成过程及腐蚀行为研究)*[D]. Qingdao: The Institute of Oceanology, Chinese Academy of Sciences, 2005
- [25] Chen Xianming(陈显明), Luo Chengping(罗承平), Liu Jiangwen(刘江文). *Journal of Zhaoqing University(肇庆学院学报)*[J], 2009, 30: 46
- [26] Davis G D, Shaw B A, Rees B J *et al. Surface & Interface Analysis*[J], 1995, 23: 609
- [27] Habazaki H, Shimizu K, Skeldon P *et al. Philosophical Magazine Part B*[J], 1996, 73: 445
- [28] Bonilla F A, Berkani A, Skeldon P *et al. Corrosion Science*[J], 2002, 44: 1941
- [29] Abulsain M, Berkan I A, Bonilla F A *et al. Electrochimica Acta*[J], 2004, 49: 899
- [30] Chen Xianming(陈显明), Luo Chengping(罗承萍), Liu Jiangwen(刘江文). *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2009, 12: 53
- [31] Kotler G R, Hawke D L, Aqua E N. *SDEC-77: 9th SDEC International Die Casting Exposition and Congress*[C]. US: Milwaukee, 1977

- [32] Shi Z M, Song G L, Atrens A. *Corrosion Science*[J], 2005, 47: 2760
- [33] Splinter S J, McIntyre W S. *Surface Science*[J], 1994, 314: 157
- [34] Cheng I C, Fu E G, Liu L D *et al.* *Journal of the Electrochemical Society*[J], 2008, 155: C219
- [35] Lv G H, Chen H, Li L *et al.* *Current Applied Physics*[J], 2009, 9: 126
- [36] Khaselev O, Yahalom J. *Corrosion Science*[J], 1998, 40: 1149
- [37] Arrabal R, Matykina E, Viejo F *et al.* *Corrosion Science*[J], 2008, 50: 1744
- [38] Liu Bing(刘斌), Zhang Puliang(张普亮), Wang Jinqing(王金清) *et al.* *Journal of Shanghai Jiaotong University*(上海交通大学学报)[J], 2010, 44: 16
- [39] Xue Wenbing(薛文斌), Deng Zhiwei(邓志威), Lai Yongchun(来永春) *et al.* *Transactions of Metal Heat Treatment*(金属热处理学报)[J], 1998, 19: 42
- [40] Zhang Zhiyou(章志友), Zhao Qing(赵晴), Chen Ning(陈宁). *Electroplating & Finishing*(电镀与涂饰)[J], 2007, 26(7): 5
- [41] Zhang Dingfei(张丁非), Cui Libo(崔立波), Liu Yuping(刘渝萍). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1181
- [42] Zhang L J, Fan J J, Zhang Z *et al.* *Electrochimica Acta*[J], 2007, 52: 5325
- [43] Chen Xianming(陈显明), Luo Chengping(罗承萍), Liu Jiangwen(刘江文) *et al.* *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2006, 19: 14

Growth Dynamics Process of Anodic Film Formed on Magnesium Alloy

Liu Yuping, Li Tingting, Li Jing, Chen Changguo, Zhang Dingfei
(Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: Anodizing has become an important anticorrosive surface treatment technique of magnesium alloy, but the mechanism of anodic film formed on magnesium alloy is not understood fully. Several aspects were summarized up about the formation dynamics process of anodic film, including formation process, microstructure, composition, diffusion behavior of elements, the influence of alloy phase on formation of the film and the physical model. Finally, several important research problems of anodic film on Mg alloy were listed. It will benefit mastering the formation mechanism, improving the anodizing technology and enlarging the practical application.

Key words: magnesium alloy; anodizing; formation; dynamics

Corresponding author: Liu Yuping, Ph. D., Senior Engineer, College of Chemistry and Chemical Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, E-mail: liuliyuping@163.com