

# 电流密度对铝合金微弧氧化膜 物理化学特性的影响

吴汉华<sup>1)2)</sup> 汪剑波<sup>2)</sup> 龙北玉<sup>1)</sup> 吕宪义<sup>2)</sup> 龙北红<sup>2)</sup> 金曾孙<sup>2)†</sup> 白亦真<sup>3)</sup> 毕冬梅<sup>1)</sup>

1) 吉林大学物理学院, 长春 130023)

2) 吉林大学超硬材料国家重点实验室, 长春 130012)

3) 大连理工大学物理系, 三束材料改性国家重点实验室, 大连 116024)

(2005 年 3 月 24 日收到, 2005 年 7 月 18 日收到修改稿)

利用微弧氧化(MAO)技术,在LY12铝合金上沉积了显微硬度达42.14 GPa的超硬陶瓷膜.采用x射线衍射仪和显微硬度计研究了阳极电流密度 $j_a$ 和阴极、阳极电流密度比 $j_c/j_a$ 对MAO膜相构成和力学特性的影响.此外,利用扫描电子显微镜和恒电位仪分别对膜的微结构和抗点腐蚀特性进行了分析.结果表明,高 $j_a$ 制备的膜主要含 $\alpha$ - $Al_2O_3$ 相,低 $j_a$ 制备的膜主要含 $\gamma$ - $Al_2O_3$ 相.显微硬度测试表明,这类膜有较高的硬度,但以 $j_a = 15 A/dm^2$ 和 $j_c/j_a = 0.7$ 制备的陶瓷膜硬度最高.抗点腐蚀测试表明, $j_c/j_a$ 对陶瓷膜的微结构有很强的影响.

关键词:微弧氧化,显微硬度,电流密度,抗点腐蚀

PACC:6150J,6160,8245

## 1. 引言

微弧氧化(MAO)又称微等离子体电解质氧化、阳极火花沉积或微弧放电氧化.该法是将样品作阳极浸在兼作阴极的不锈钢处理池中,当两极间施加高电压时浸在处理液中的样品表面产生强烈的微弧放电,在放电产生的局部高温、高压以及热化学、等离子体化学及电化学的共同作用下导致样品表面形成一层新的氧化陶瓷膜.由于处理液中阴离子以及金属阳离子的进入,使陶瓷膜的成分发生显著变化.在机械性能方面,MAO膜优于阳极氧化膜,而附着力优于其他方法得到的陶瓷膜<sup>[1-5]</sup>.制备MAO膜可以采用单极性脉冲<sup>[6]</sup>、不对称交流<sup>[7,8]</sup>或双极性脉冲<sup>[1]</sup>等电源,当使用后两种电源时,文献[9-11]中提到的电流密度一般是指交变电流密度的有效值.由于这类电源工作时的正半周电流幅度大于负半周电流幅度或正好相反时,将导致其交变电流有效值相同,但这两种波形制备的氧化膜的特性差异很大.因此,使用这类电源时需将正半周电流有效值(阳极电流)和负半周电流有效值(阴极电流)分开.考虑到

样品的表面积,以阳极电流密度 $j_a$ 和阴极电流密度 $j_c$ 作为制备氧化膜的电学参数控制较好.本文从这一目的出发,研究了 $j_a$ 和 $j_c/j_a$ 对LY12铝合金MAO膜的厚度、相构成、微结构、显微硬度和抗点腐蚀性能的影响.

## 2. 实验方法

将LY12铝合金加工成 $\phi 20 mm \times 3 mm$ 试样,表面除油、清洗、烘干.处理液由2 g/L NaOH,  $Na_2SiO_3$ 添加剂和去离子水组成.容量3 L、带冷却系统的不锈钢处理槽做阴极,试样作阳极,用自制工作于稳流方式的三相20 kW电源对其进行正负非对称脉冲波形供电<sup>[12]</sup>,处理时间固定为60 min,处理液的温度控制在50℃以下,控制 $j_a$ 在3—25  $A/dm^2$ 之间,制备了 $j_c/j_a = 0.6, 0.7$ 和0.8的样品3组.用D8 DISCOVER型x射线衍射(XRD)仪(Cu靶,  $K\alpha$ 射线,工作电压40 kV,电流30 mA)对样品进行分析,膜的微结构用Hitachi X-650型扫描电子显微镜(SEM)得到.用PARC M273型恒电位仪测量试样的

† 通讯联系人.

抗点腐蚀(在 3% NaCl 溶液中)特性,扫描电位(相对氢的腐蚀电位)在  $-0.15\text{--}1.6\text{ V}$  之间,扫描速度为  $0.33\text{ mV/s}$ .膜厚和硬度分别由带电荷耦合摄像头的 XJZ-6A 型光学显微镜和 MHT-4 型显微硬度计确定.测量硬度前,用 600 号砂纸将样品表面的氧化陶瓷膜统一打磨至约  $10\text{ }\mu\text{m}$  厚,然后沿样品表面直径方向(边缘约  $5\text{ mm}$  宽的区域舍去)依次在相邻间距为  $1\text{ mm}$  的 10 个不同位置测量其硬度并取平均,测量过程中的峰值载荷为  $200\text{ g}$ ,保持时间为  $10\text{ s}$ ,载荷速度为  $20\text{ g/s}$ .

### 3. 实验结果及分析

#### 3.1. 陶瓷膜的厚度

图 1 给出了不同  $j_c/j_a$  沉积的陶瓷膜厚度随  $j_a$  的变化规律.从图 1 可以看出,陶瓷膜的厚度随  $j_a$  的增加逐渐增加, $j_c/j_a$  不同时,膜厚随  $j_a$  的变化不同,特别是当  $10\text{ A/dm}^2 < j_a < 20\text{ A/dm}^2$  时, $j_c/j_a$  对膜厚的影响较大.如当  $j_a = 15\text{ A/dm}^2$  时, $j_c/j_a = 0.6, 0.7$  和  $0.8$  制备的陶瓷膜厚度分别为  $50, 40$  和  $60\text{ }\mu\text{m}$ ,即  $j_c/j_a = 0.7$  时陶瓷膜的生长速率最低,这种现象表明该膜的微观结构必然不同于另外两种陶瓷膜.

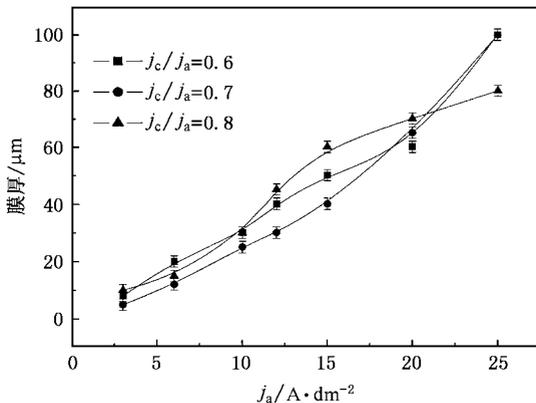


图 1  $j_a$  和  $j_c/j_a$  对 MAO 膜厚度的影响

MAO 是一种在高电压作用下伴随着电介质(氧化膜)击穿时产生火花放电的阳极氧化,它与传统阳极氧化有本质的不同,所加的处理电压超过氧化膜的临界电击穿电压是 MAO 过程能否进行的必要条件.在 MAO 过程中,微弧放电的数量、强度与  $j_a$  和  $j_c/j_a$  密切相关<sup>[7]</sup>,而微弧放电的数量和强度决定陶瓷膜的生长速率<sup>[11, 43]</sup>,所以,当处理时间一定时陶瓷

膜的厚度与  $j_a$  和  $j_c/j_a$  的大小密切相关.

#### 3.2. 陶瓷膜的相分析和显微硬度

对  $j_c/j_a = 0.6, 0.7$  和  $0.8$ ,  $j_a$  在  $3\text{--}25\text{ A/dm}^2$  之间制备的陶瓷膜 XRD 分析表明,氧化膜主要由  $\alpha$  相和  $\gamma$  相  $\text{Al}_2\text{O}_3$  及少量包含处理液中所含离子的杂质相组成.图 2 给出了  $j_c/j_a = 0.7$  时  $j_a$  对陶瓷膜 XRD 谱的影响.

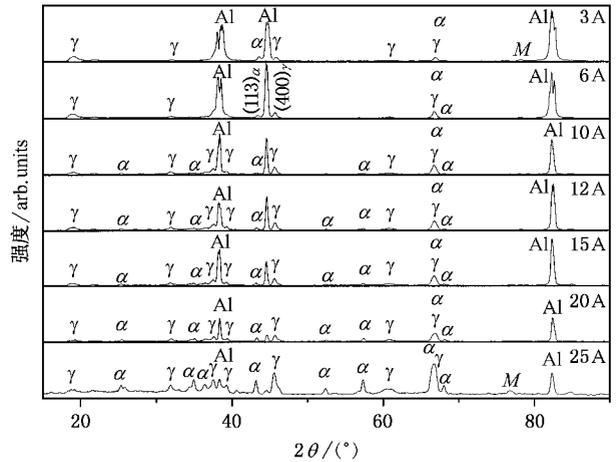


图 2  $j_a$  对 MAO 膜 XRD 谱的影响.  $\alpha$  表示  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\gamma$  表示  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , Al 表示铝, M 表示杂质

由于杂质相的含量极少,因此可以认为氧化膜仅由  $\alpha$  相和  $\gamma$  相  $\text{Al}_2\text{O}_3$  组成.这样,可以利用陶瓷膜中  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相与  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相之比  $P_r$  ( $P_r = \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3/\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) 代表膜的品质.根据文献<sup>[9, 14]</sup>,  $P_r$  可以通过计算 XRD 谱中  $(113)_{\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3}$  和  $(400)_{\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3}$  衍射峰的相对强度得到,于是可以估计出  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相在氧化膜中的含量  $P_\alpha$  ( $P_\alpha = \frac{P_r}{1 + P_r}$ ).图 3(a) 给出了不同  $j_c/j_a$  制备陶瓷膜的  $P_\alpha$  随  $j_a$  的变化规律.从图 3(a) 可以看出:当  $3\text{ A/dm}^2 < j_a < 10\text{ A/dm}^2$  时,不同  $j_c/j_a$  所制备陶瓷膜的  $P_\alpha$  随  $j_a$  的增加有所下降.但当  $j_a > 10\text{ A/dm}^2$  时, $j_c/j_a = 0.7$  所制备陶瓷膜的  $P_\alpha$  随  $j_a$  几乎线性增加,而  $j_c/j_a = 0.6$  和  $0.8$  制备的陶瓷膜的  $P_\alpha$  在  $10\text{ A/dm}^2 < j_a < 15\text{ A/dm}^2$  之间随  $j_a$  的增加比较快,当  $j_a > 15\text{ A/dm}^2$  时  $P_\alpha$  随  $j_a$  的增加比较缓慢. Yang 等<sup>[9]</sup> 研究过电流密度对铝合金 MAO 膜相构成的影响,发现当电流密度大于  $10\text{ A/dm}^2$  时,  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相与  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相之比  $P_r$  随电流密度的增加而快速增加;当电流密度小于  $10\text{ A/dm}^2$  时,  $P_r$  较低且基本

不随电流密度变化,这与我们的结果有所不同。

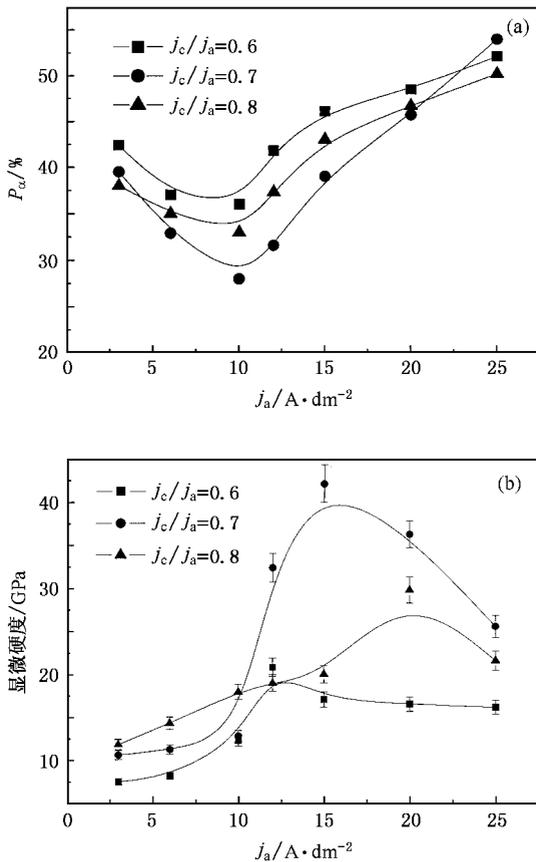


图3 不同  $j_c/j_a$  所制备陶瓷膜的  $P_\alpha$  值和显微硬度随  $j_a$  的变化  
(a)陶瓷膜的  $P_\alpha$  值 (b)陶瓷膜的显微硬度

$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相为稳定相,熔点  $2050\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  为亚稳相,在  $800\text{--}1200\text{ }^\circ\text{C}$  加热,  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相可转变成  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相。在 MAO 过程中,产生火花放电通道中的瞬间温度超过  $2000\text{ }^\circ\text{C}$ ,足以产生熔融状态的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  [15]。由于该氧化铝在高冷却速率时易形成  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相,而低冷却速率时易形成  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相 [16],因此在火花熄灭瞬间,放电通道中熔融  $\text{Al}_2\text{O}_3$  同处理液接触面的冷却速率大易形成  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相,而同通道壁(侧面)相接触面的冷却速率小易形成  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相。考虑到  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的热导率很低,当氧化膜较厚时,放电通道侧面的熔融  $\text{Al}_2\text{O}_3$  在冷却时更容易形成  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相。当  $j_a > 10\text{ A/dm}^2$  时,陶瓷膜的厚度随  $j_a$  快速增加(如图 1 所示),从而导致在该区间陶瓷膜的  $P_\alpha$  随  $j_a$  快速增加。当  $j_a$  较小(小于  $6\text{ A/dm}^2$ )时,陶瓷膜虽然较薄,但微弧放电的强度也较弱,形成的放电通道尺寸较小,造成放电通道与基体接触面处及与通道壁相接触的熔融  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的冷却速率较小,易形成

$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , 因此较低  $j_a$  制备的陶瓷膜也有较高的  $P_\alpha$ 。

关于  $j_a$  和  $j_c/j_a$  对 MAO 膜显微硬度的影响已在文献 [7] 中报道过,但考虑到本文的系统性,文中给出了这一结果(如图 3(b)所示)。从图 3(b)中可以看出,陶瓷膜的显微硬度与  $j_a$  和  $j_c/j_a$  密切相关。文献 [14] 中, Xue 等研究过电流密度小于  $10\text{ A/dm}^2$  的铝合金 MAO 膜截面的相构成。他们发现,从膜表面到膜与基体的界面上  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相的含量几乎随深度的增加而线性增加,而图 3(a)给出的  $P_\alpha$  是氧化膜外部疏松层和内部致密层共同作用的结果。所以,对  $j_a = 15\text{ A/dm}^2$ ,  $j_c/j_a = 0.6, 0.7$  和  $0.8$  的样品,在测试完显微硬度(即打磨过)后进行了 XRD 分析。结果表明,这三块样品的  $P_\alpha$  值分别为  $60\%$ (对应显微硬度  $17.1\text{ GPa}$ ),  $54\%$ (对应显微硬度  $42.14\text{ GPa}$ )和  $49\%$ (对应显微硬度  $20.05\text{ GPa}$ )。可见,在本实验条件下陶瓷膜的  $P_\alpha$  不是影响 MAO 膜显微硬度的主要原因。一般而言,铝合金 MAO 膜是由硬度不同的  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相和  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相组成的混合物,因此 MAO 膜的硬度应与陶瓷膜的  $P_\alpha$  密切相关。然而,陶瓷膜的  $P_\alpha$ 、孔隙度和颗粒尺寸都取决于  $j_a$  的大小。虽然高  $j_a$  有利于得到含  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相较高的陶瓷膜,但陶瓷膜的孔隙度和颗粒尺寸也相应变大,使硬度的分布不均匀。Yang 等 [9] 已发现较低的电流密度比较高的电流密度制备的 MAO 膜的显微硬度高,在我们的实验中也发现有类似的现象。测量中发现,  $j_a \geq 20\text{ A/dm}^2$  所制备陶瓷膜的显微硬度分布很不均匀,不同测量点硬度的最大偏差可达到  $45\%$ ,但在对  $j_a = 15\text{ A/dm}^2$ ,  $j_c/j_a = 0.7$  和其他较小  $j_a$  制备的陶瓷膜测量中,同一样品不同位置的测量结果其最大偏差不超过  $10\%$ 。因此,我们认为 MAO 膜的硬度可能主要取决于陶瓷膜的孔隙度和颗粒尺寸的大小,而不是陶瓷膜的  $P_\alpha$ 。

### 3.3. 陶瓷膜的结构和力学特性

图 4 给出了  $j_a = 15\text{ A/dm}^2$ ,  $j_c/j_a = 0.6, 0.7$  和  $0.8$  制备的陶瓷膜表面形貌。从图 4 可以看出,样品表面粗糙多孔。图 4(a)的微孔尺寸在  $5\text{--}10\text{ }\mu\text{m}$  之间,图 4(b)和(c)的微孔尺寸在  $1\text{--}5\text{ }\mu\text{m}$  之间,且样品 A ( $j_c/j_a = 0.6$ )比样品 B ( $j_c/j_a = 0.7$ )和样品 C ( $j_c/j_a = 0.8$ )的微孔多,而样品 A 和样品 C 比样品 B 的表面更粗糙。图 4(a)中的微孔周围有类似熔融过的痕迹,这证明放电通道中确实存在过高温的作用,它有

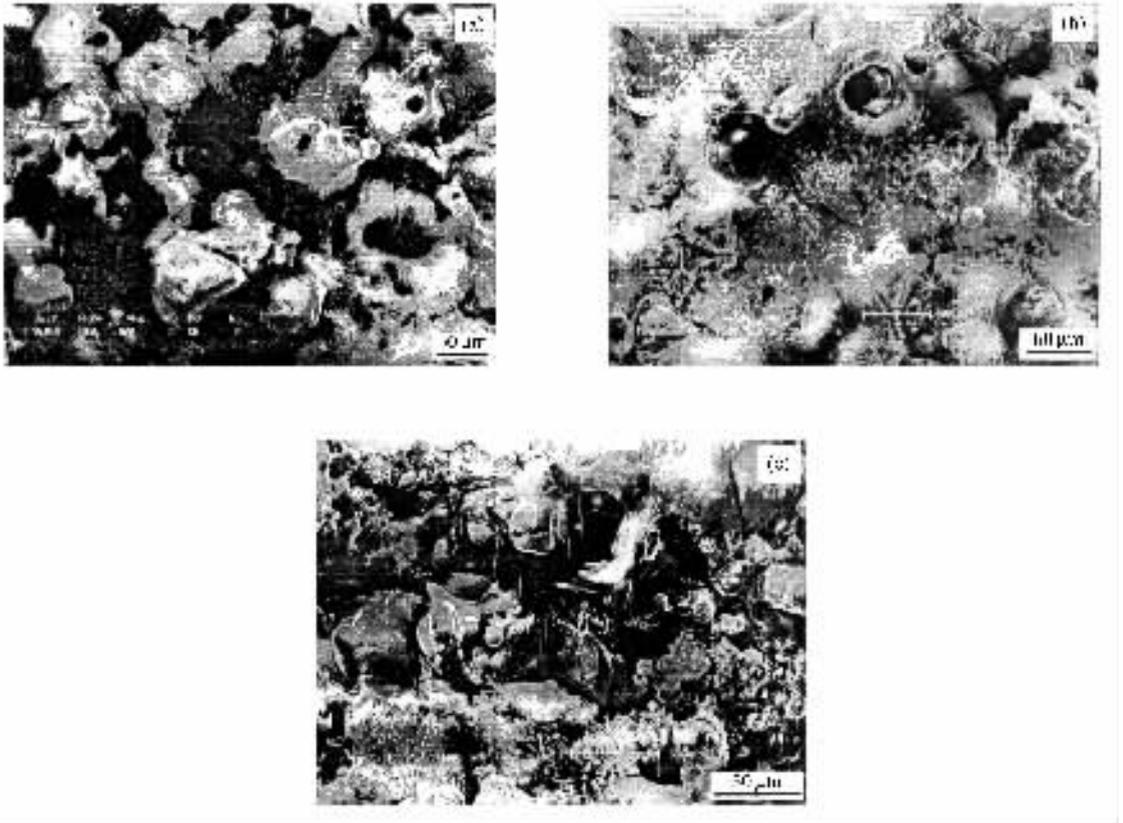


图4  $j_a = 15 \text{ A/dm}^2$  下,不同  $j_c/j_a$  制备的陶瓷膜表面形貌 (a)  $j_c/j_a = 0.6$  (b)  $j_c/j_a = 0.7$  (c)  $j_c/j_a = 0.8$

利于  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相的形成.这与图 3(a)中观察到高  $j_a$  制备的陶瓷膜含有较高  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相的结果是一致的.

MAO 膜的显微硬度与其结构密切相关.典型的 MAO 膜由表面多孔层和内部致密层组成,其厚度和微孔的尺寸取决于  $j_a$  和  $j_c/j_a$  等电学参数,而陶瓷膜的致密层比多孔层有更好的力学特性.所以,致密层的厚度将影响陶瓷膜的力学性能.图 5 给出了  $j_a = 15 \text{ A/dm}^2$ ,  $j_c/j_a = 0.6, 0.7$  和  $0.8$  制备的样品截面形貌.虽然这些氧化膜都含有多孔层和致密层,但其多孔层的厚度有明显的不同.样品 C ( $j_c/j_a = 0.8$ ) 的多孔层厚度约为  $40 \mu\text{m}$ ,样品 A ( $j_c/j_a = 0.6$ ) 的多孔层厚度超过了  $40 \mu\text{m}$ ,而样品 B ( $j_c/j_a = 0.7$ ) 的多孔层厚度不到  $10 \mu\text{m}$ ,与致密层没有明显的分界面,且其致密层的致密程度比样品 A 和样品 C 高.一般而言,致密层有更好的力学特性<sup>[17]</sup>.

从图 3 和图 5 可以看出,MAO 膜的相构成和微结构受  $j_c/j_a$  的影响很大.正如一些研究者<sup>[17,14]</sup>所描述的那样,当加在样品上的电压超过某一临界值时,作为阳极的铝合金表面所形成的初始绝缘氧化膜 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) 将发生电击穿,产生许多火花或微弧放

电.这时,处理液中的样品表面能见到大量迅速移动的火花或微弧,微等离子体团在放电通道中形成,由于其瞬间的高温 ( $10^3\text{--}10^4 \text{ K}$ ) 和高压 ( $10^2\text{--}10^3 \text{ MPa}$ ) 作用<sup>[18,19]</sup>,足以使来自基体的  $\text{Al}^{3+}$  和来自处理液中的  $\text{O}^{2-}$  产生等离子体热化学相互作用形成熔融—淬火的氧化铝,在不同的冷却速率作用下,熔融的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  分别凝固成  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  和  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相<sup>[16]</sup>.由于阴极电压(电流)产生的电场力有利于处理液中的  $\text{Al}^{3+}$  和  $\text{Mg}^{2+}$  等阳离子重新回到多孔的氧化膜层中,并在等离子体热化学相互作用下与  $\text{O}^{2-}$  反应形成金属氧化物改善膜层结构. Erokhine 等<sup>[20]</sup> 已发现阴极电流不仅能够防止氧化膜转化成可溶性化合物(如氢氧化铝等),并溶解于处理液中,而且能够使可溶性化合物重新转化为金属氧化物.所以,合适的  $j_c/j_a$  有利于改善 MAO 膜的微结构(如密度、微孔尺寸和颗粒大小等).

### 3.4. 陶瓷膜的抗点腐蚀特性

图 6 给出了铝合金基体及  $j_a = 15 \text{ A/dm}^2$ ,  $j_c/j_a$  分别为  $0.6, 0.7$  和  $0.8$  所制备的样品在  $3.5\% \text{ NaCl}$  溶液中的抗点腐蚀伏安特性曲线.从图 6 可以看出,

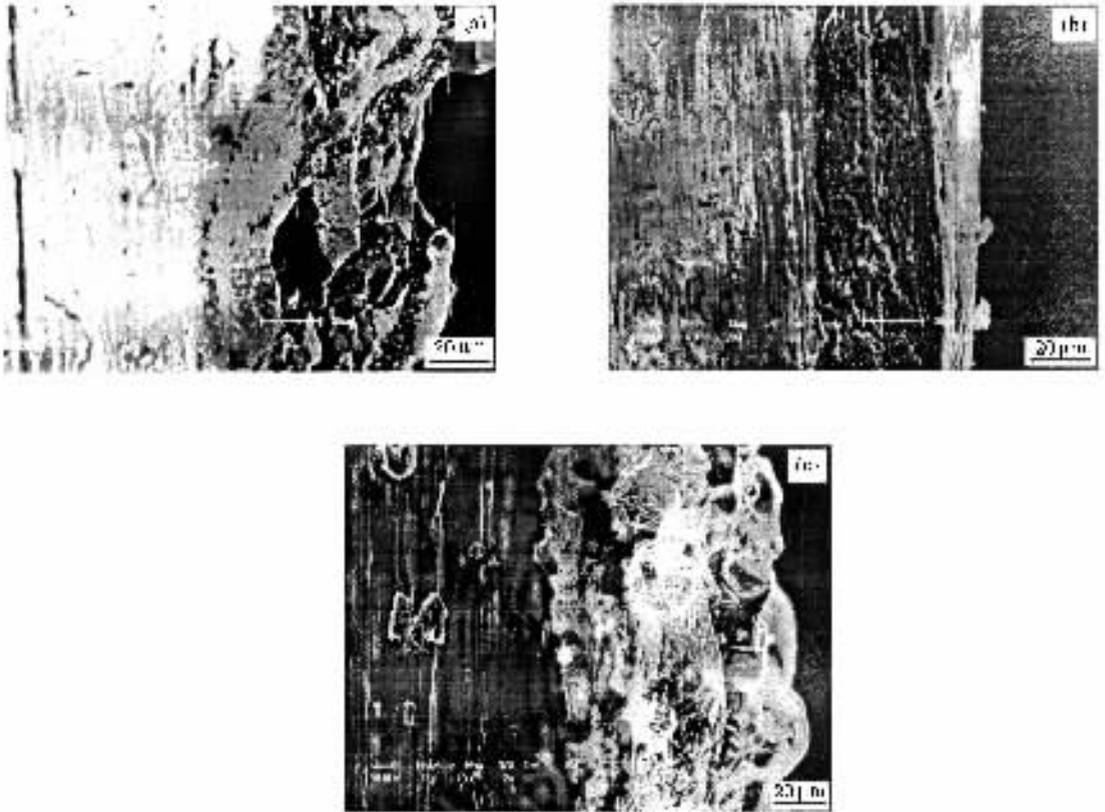


图5  $j_a = 15 \text{ A/dm}^2$  下不同  $j_c/j_a$  制备的陶瓷膜截面形貌 (a)  $j_c/j_a = 0.6$  (b)  $j_c/j_a = 0.7$  (c)  $j_c/j_a = 0.8$

铝合金采用 MAO 技术沉积陶瓷膜后,其抗点蚀性能得到了显著改善.在 MAO 处理过的三块样品中,以  $j_a = 15 \text{ A/dm}^2$   $j_c/j_a = 0.7$  所制备陶瓷膜的腐蚀电流密度最低,抗点蚀性能最强.这种优异的耐腐蚀性能可能应归功于该陶瓷膜的致密结构.

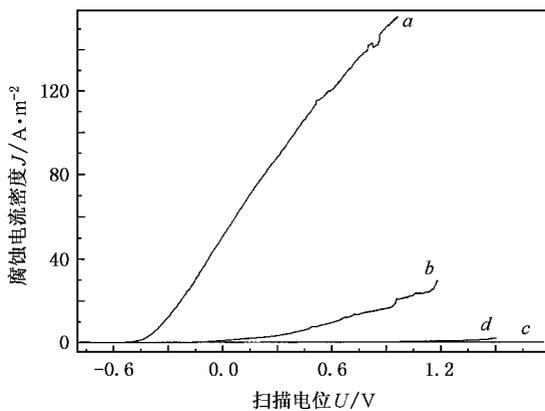


图6  $j_a = 15 \text{ A/dm}^2$  下不同  $j_c/j_a$  制备的 MAO 膜的伏安特性曲线.曲线 a 为铝合金基体,曲线 b 为  $j_c/j_a = 0.6$ ,曲线 c 为  $j_c/j_a = 0.7$ ,曲线 d 为  $j_c/j_a = 0.8$

## 4. 结 论

本文利用自制工作于稳流方式的 MAO 电源并研究了阳极电流密度  $j_a$  和阴极、阳极电流密度比  $j_c/j_a$  对铝合金 MAO 膜物理和化学特性的影响,通过实验可得到下述结论.

1)  $j_a$  和  $j_c/j_a$  对 MAO 膜的特性影响很大.通过改变  $j_a$  和  $j_c/j_a$ ,可对铝合金 MAO 陶瓷膜的成分、微结构、力学特性和耐腐蚀性能进行控制.

2) 高  $j_a$  制备的陶瓷膜主要含  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ,较低  $j_a$  制备的陶瓷膜主要含  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ .

3) MAO 膜的显微硬度和抗点蚀性能受  $j_a$  和  $j_c/j_a$  的影响很大.当  $j_a = 15 \text{ A/dm}^2$   $j_c/j_a = 0.7$  时,所制备陶瓷膜的显微硬度最高(42.14 GPa),抗点蚀性能最强.这种优异的性能应归功于该陶瓷膜的致密结构.

- [ 1 ] Yerokhin A L , Nie X , Leyland A 2000 *Surf. Coat. Technol.* **130** 195
- [ 2 ] He Z W , Zhen C M , Fang Z B *et al* 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 3130 ( in Chinese )[ 何志巍、甄聪棉、方泽波等 2003 物理学报 **52** 3130 ]
- [ 3 ] Sundararajan G , Krishna L R 2003 *Surf. Coat. Technol.* **167** 269
- [ 4 ] Li J J , Wu H H , Long B Y *et al* 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 1447 ( in Chinese )[ 李俊杰、吴汉华、龙北玉等 2005 物理学报 **54** 1447 ]
- [ 5 ] Lorimer P J , Mason J T , Paniwnyk L 1999 *Chin. Phys.* **8** S319
- [ 6 ] Liu Z W , Jun K W , Roh H S 2002 *J. Mol. Catal. A* **189** 283
- [ 7 ] Wu H H , Jin Z S , Long B Y *et al* 2003 *Chin. Phys. Lett.* **20** 1815
- [ 8 ] Wu H H , Long B H , Lü X Y *et al* 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 1697 ( in Chinese )[ 吴汉华、龙北红、吕宪义等 2005 物理学报 **54** 1697 ]
- [ 9 ] Yang G L , Lü X Y , Bai Y Z *et al* 2002 *J. Alloy. Compd.* **345** 196
- [ 10 ] Yerokhin A L , Snizhko L O , Gurevina N L *et al* 2004 *Surf. Coat. Technol.* **177—178** 779
- [ 11 ] Gnedenkov S V , Khrisanfova O A , Zavidnaya A G *et al* 2000 *Surf. Coat. Technol.* **123** 24
- [ 12 ] Wu H H , Yu F R , Li J J *et al* 2004 *J. Inorg. Mater.* **19** 617 ( in Chinese )[ 吴汉华、于凤荣、李俊杰等 2004 无机材料学报 **19** 617 ]
- [ 13 ] Wang Y M , Jiang B L , Lei T Q *et al* 2004 *Mater. Lett.* **58** 1907
- [ 14 ] Xue W , Deng Z , Lai Y *et al* 1998 *J. Am. Ceram. Soc.* **81** 1365
- [ 15 ] Gnedenkov S V , Khrisanfova O A , Zavidnaya A G *et al* 2001 *Surf. Coat. Technol.* **145** 146
- [ 16 ] McPherson R 1973 *J. Mater. Sci.* **8** 851
- [ 17 ] Nie X , Leyland A , Matthews A 2000 *Surf. Coat. Technol.* **125** 407
- [ 18 ] Yerokhin A L , Nie X , Leyland A *et al* 1999 *Surf. Coat. Technol.* **122** 73
- [ 19 ] Wu H H , Lü X Y , Long B H *et al* 2005 *Mater. Lett.* **59** 370
- [ 20 ] Erokline A , Voevodin A A , Schmertzler R D *et al* 1998 *US Patent* 5720866

# Effect of current density on physical and chemical properties of microarc oxidation coatings of aluminium alloy

Wu Han-Hua<sup>1)2)</sup> Wang Jian-Bo<sup>2)</sup> Long Bei-Yu<sup>1)</sup> Lü Xian-Yi<sup>2)</sup> Long Bei-Hong<sup>2)</sup>  
Jin Zeng-Sun<sup>2)</sup> Bai Yi-Zhen<sup>3)</sup> Bi Dong-Mei<sup>1)</sup>

<sup>1</sup> *College of Physics , Jilin University , Changchun 130023 , China )*

<sup>2</sup> *State Key Laboratory for Superhard Materials , Jilin University , Changchun 130012 , China )*

<sup>3</sup> *State Key Laboratory of Materials Modification by Laser , Ion and Electron Beams , Department of Physics ,  
Dalian University of Technology , Dalian 116024 , China )*

( Received 24 March 2005 ; revised manuscript received 18 July 2005 )

## Abstract

Ultra-hard ceramic coatings with microhardness of 42.14 GPa have been synthesized on the Al alloy substrate by microarc oxidation ( MAO ) technique. The effects of anodic current density  $j_a$  and the ratio of cathodic to anodic current density  $j_c/j_a$  on the mechanical property and phase composition of MAO coatings have been studied by microhardness test and x-ray diffraction , respectively. In addition , the microstructure and corrosion resistance of the coatings were analyzed by scanning electron microscopy and pitting corrosion test , respectively. The results show that the samples prepared at high anodic current density consist mainly of  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> , while the samples fabricated at low anodic current density are composed almost entirely of  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> . Microhardness test shows that these kinds of samples have high hardness , and the microhardness of the coating prepared at  $j_a = 15 \text{ A/dm}^2$  and  $j_c/j_a = 0.7$  is the highest of all coatings prepared. Pitting corrosion test shows that the structure of coatings is strongly influenced by the variation in  $j_c/j_a$  .

**Keywords** : microarc oxidation , microhardness , current density , pitting corrosion

**PACC** : 6150J , 6160 , 8245