

固溶处理对 Mg-6Al-5Pb-1.5In 阳极腐蚀电化学性能的影响

金和喜^{1,2}, 王日初¹, 彭超群¹, 石凯¹, 陈雅谨¹, 许泽辉²

- (1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;
2. 永杰新材料股份有限公司, 杭州 311222)

摘要: 在 3.5% NaCl(质量分数)溶液中测定铸态和经固溶处理的 Mg-6Al-5Pb-1.5In 镁合金阳极的腐蚀电化学性能, 采用金相(OM)、扫描电镜(SEM)和能谱分析(EDS)分别研究其显微组织、截面腐蚀形貌及相组成。结果表明: 固溶后 β -Mg₁₇Al₁₂ 相基本溶入 α -Mg 基体, 降低微电偶腐蚀中阴极与阳极的面积比, 增大阳极自腐蚀速率; Mg₂Pb 相的自腐蚀电位比镁基体正, 固溶后 Pb 以 Mg₂Pb 相析出, 阳极表面腐蚀后晶粒中央的 Mg₂Pb 相并没有被腐蚀。Al 含量是决定镁阳极中各相腐蚀速率的关键, 相表面形成的保护膜中 Al 含量越高, 对基体保护性能越好。

关键词: 镁阳极; 固溶处理; 腐蚀电化学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effects of solution treatment on corrosion electrochemical properties of Mg-6Al-5Pb-1.5In anodes

JIN He-xi^{1,2}, WANG Ri-chu¹, PENG Chao-qun¹, SHI Kai¹, CHEN Ya-jin¹, XU Ze-hui²

- (1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
2. Yongjie New Material Co., Ltd., Hangzhou 311222, China)

Abstract: The corrosion electrochemical properties of as-cast and solid-solution-treated Mg-6Al-5Pb-1.5In alloy anodes were examined in 3.5% NaCl (mass fraction) solution. The microstructures, cross-sectional corrosion morphologies and composition of phases in the anodes were studied by optical microscopy (OM), scanning electronic microscopy (SEM) and energy dispersive spectrometry (EDS), respectively. The experimental results show that, the β -Mg₁₇Al₁₂ phase dissolves into the α -Mg matrix, the cathode-to-anode area ratio of the anodes decreases, and the self-corrosion rates increase after solution treatment. Pb segregates in the form of Mg₂Pb and the electro-negativity of Mg₂Pb is more positive than that of the α -Mg matrix, which results in the un-corroded Mg₂Pb existing in the center of the corroded area at the surfaces of anodes. The aluminum content is a dominant factor of corrosion rate in magnesium anodes, and the higher the aluminum content of the protective film is, the better the protective properties to matrix is.

Key words: magnesium anodes; solution treatment; corrosion; electrochemical properties

镁合金激活时间短、工作电位负、放电电流大, 常被用作牺牲阳极材料^[1-3]和海水电池动力阳极材料。现役动力镁阳极主要有 Mg-Hg^[4]和 Mg-7%Ti-5%Al^[1]合金。但 Mg-Hg 合金溶解过程中释放的 Hg 对环境有一定污染, Mg-7%Ti-5%Al 激活时间过长, 两者都不是理想的海水电池动力阳极材料。

Mg-6%Al-5%Pb(AP65)析氢速率为 0.15 mL/

(min·cm²)^[5], 开路电位为-1.83 V(vs SCE)^[3], 是一种很有发展潜力的镁阳极材料。但在实际应用中, AP65 存在工作电位极化严重、阳极利用率低等不足。合金化^[6]和热处理^[7-10]是改善阳极材料性能的有效途径。研究表明^[7], 加入少量 In 可有效增加镁阳极的活化点, 提高其电化学性能。此外, 铸造条件下, 镁阳极中组织和成分偏析不可避免, 而热处理可以在一定程

度上改变镁阳极的组织,从而对其电化学性能产生较大影响^[1]。

目前,国内外关于镁阳极热处理方面的报道较少,对固溶处理和 Mg-6Al-5Pb-1.5In 阳极腐蚀电化学性能之间的关系缺乏深入研究。本文作者研究固溶处理对 Mg-6Al-5Pb-1.5In 阳极在 3.5%NaCl 溶液中自腐蚀速率、极化曲线、开路电位等腐蚀电化学性能的影响,分析固溶处理前后阳极显微组织的差异,以解释其腐蚀电化学性能的变化。

1 实验

按相应配比称取合金元素,使用直径为 180 mm 的石墨坩埚在 ZGJL0.01-40-4 型真空感应炉中熔炼合金。Mg 在 750 °C 熔化后,加入 Al、Pb 和 In 合金元素,用高纯石墨棒搅拌后静置使合金元素分布均匀,在铁模中浇注空冷。用 Mg-6Al-5Pb-1.5In(C) 表示铸态阳极, Mg-6Al-5Pb-1.5In(T4) 表示固溶态阳极,固溶工艺为 400 °C 下保温 24 h,淬火激冷。

使用析氢法测定试样自腐蚀速率,腐蚀介质为由分析纯 NaCl 和去离子水配制而成的 3.5%(质量分数)NaCl 溶液。用排水法收集腐蚀反应产生的 H₂,一定时间间隔的液面高度差即为析出 H₂ 的体积,所用装置与文献[12]相同。采用典型的金相制作方法制备样品。试样在金相砂纸和“绒布+W0.5 金刚石磨膏+蒸馏水”上打磨抛光后在腐蚀液中浸 5~10 s,腐蚀液组成为 1 g 草酸+1 g 二水合冰醋酸+1 mL 硝酸+100 mL 蒸馏水。采用 POLVAR-MET 宽视野大型金相显微镜和 JSM-5600Lv 扫描电镜观察显微组织及腐蚀截面形貌。

采用 CHI660D 型电化学综合测试仪测定镁阳极极化曲线和开路电位。试样经金相砂纸打磨,用铜线捆好后,用环氧树脂和乙二胺(体积比为 12:1)配制胶体将试样密封,只保留 1 cm² 的工作面暴露于 3.5%NaCl 溶液中。电化学实验采用三电极体系:试样为工作电极,铂电极片为辅助电极,饱和 KCl 甘汞电极为参比电极。极化曲线扫描范围为 -1.8~-1.0 V,扫描速度为 2 mV/s,开路电位测试时间为 10 min。实验温度控制在 22~25 °C 之间。

2 结果与讨论

2.1 固溶处理对镁阳极显微组织的影响

Mg-6Al-5Pb-1.5In(C) 和 Mg-6Al-5Pb-1.5In(T4) 阳

极的显微组织如图 1 所示。铸态镁阳极的显微组织由 α -Mg 基体、晶界上的粗大骨骼状 β 相(Mg₁₇Al₁₂)和少量 $\alpha+\beta$ 共晶组成(图 1(a))。固溶处理后,阳极中枝晶消失, β -Mg₁₇Al₁₂ 相基本溶入 α -Mg 基体,组织呈单相过饱和固溶体,晶界清晰,晶粒粗化。根据 Mg-In 二元相图,铟在镁中的溶解度达 53.2%。尽管固溶度随温度下降而减小,但在 400 °C 时,铟在镁中的溶解度仍然高于 1.5%,固溶态组织中没有出现 Mg₃In 相,这与 Mg-In 相图是一致的^[2]。不规则分布于晶界及基体上的黑色颗粒相为未完全溶入 α -Mg 的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相(图 1(b))。这是因为固溶完成后, β -Mg₁₇Al₁₂ 相完全溶入 α -Mg 中,但在淬火过程中,Al 从过饱和的 α -Mg 固溶体中脱溶析出沉淀相 Mg₁₇Al₁₂,并以细小的颗粒状均匀分布在 α -Mg 基体中^[9,13]。

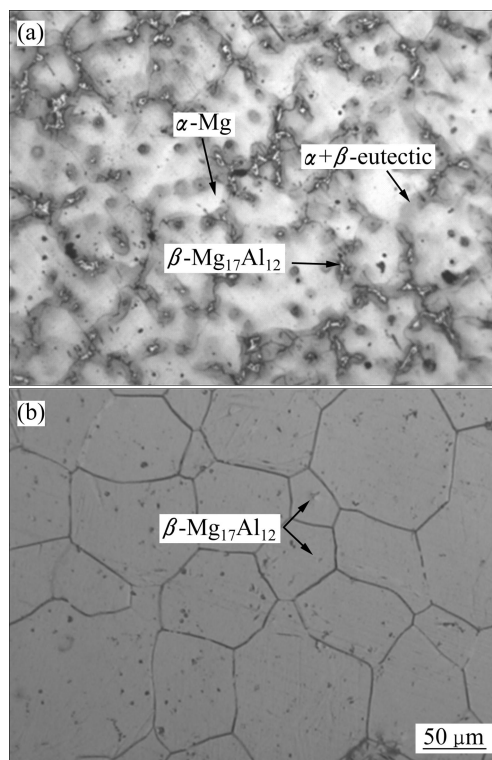


图 1 Mg-6Al-5Pb-1.5In(C)和 Mg-6Al-5Pb-1.5In(T4)阳极的显微组织

Fig. 1 Optical microstructures of Mg-6Al-5Pb-1.5In(C) (a) and Mg-6Al-5Pb-1.5In(T4) (b) anodes

图 2 所示为镁阳极铸态和固溶态的 SEM 像及能谱分析结果。由文献[14]可知,图 2(a)中箭头所指为 β -Mg₁₇Al₁₂ 相。图 2(b)中 A、B 两点的差别在于 B 点处 Al 含量远低于 A 点 Al 含量,表明固溶后试样 α -Mg 内 Al 元素分布不均匀,存在一定的浓度差。此外,部分 In 和 Pb 溶入 α -Mg 基体(图 2(c)),Pb 在 B 点仍然

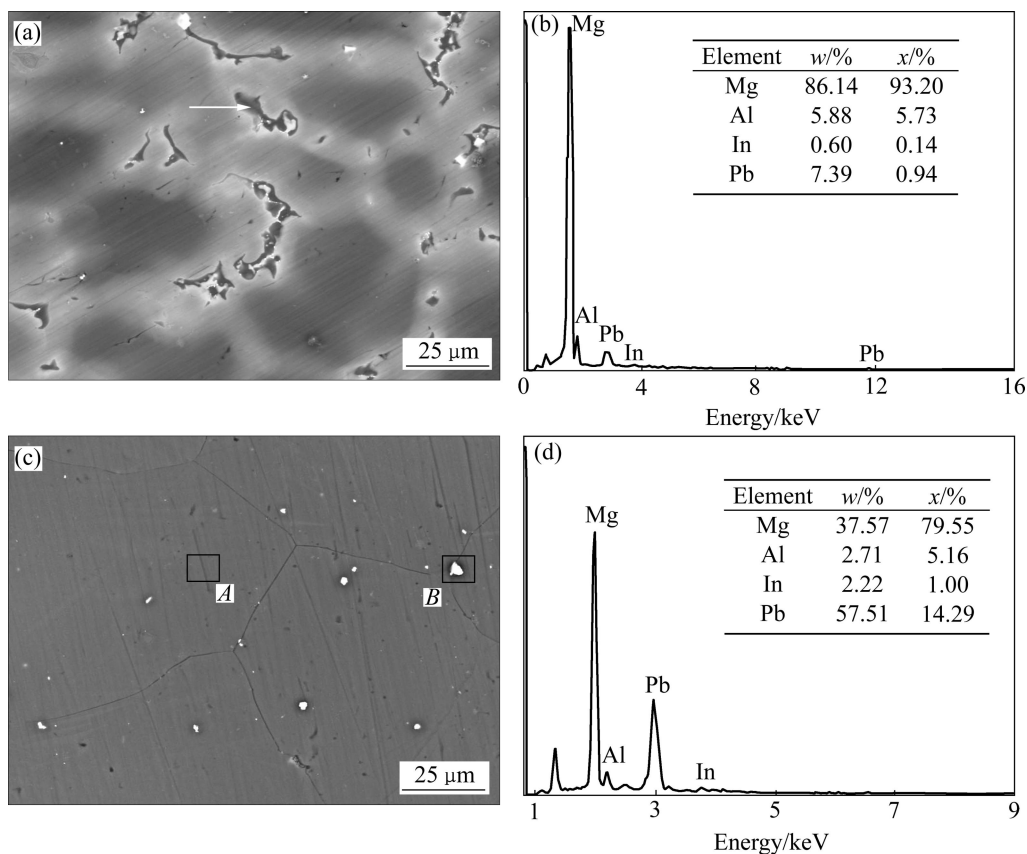


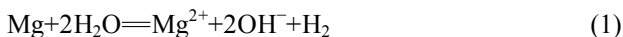
图 2 镁阳极铸态和固溶态的 SEM 像及 EDS 分析结果

Fig. 2 SEM images of Mg-6Al-5Pb-1.5In(C) (a) and Mg-6Al-5Pb-1.5In(T4) (c) and EDS results of point A (b) and point B (d)

偏析严重。结合 EDS 结果和 Mg-Pb 相图可知, 固溶后 Pb 以 Mg_2Pb 相偏析。与铸态相比, 固溶处理后镁阳极中第二相的数量相比铸态大大减少。这是因为: 1) β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相溶入 α -Mg 基体; 2) Al 元素在 α -Mg 基体中的固溶度增加。固溶后阳极组织的变化将影响其腐蚀电化学性能。

2.2 固溶处理对镁阳极自腐蚀速率的影响

图 3(a)给出了试样在 3.5%NaCl 溶液中析氢速率和时间的关系。由镁腐蚀反应^[13]可知:



理论上析出一个氢气分子对应一个镁原子被腐蚀, 析氢速率大小直接反应镁腐蚀快慢, 式(1)也是 Mg-6Al-5Pb-1.5In 阳极腐蚀过程的总反应式。与质量损失相比, 析氢能提供更多的腐蚀信息^[15]。因此, 析氢可准确地反应镁阳极的腐蚀过程。析氢之初, 试样析氢量增长缓慢, 随着时间推移, 析氢量增加, 即腐蚀速率增大。由图 3(a)可知, 试样在析氢较少时都存在一个孕育期, 随着浸泡时间的延长, 析氢速率不断

增加。试样在固溶前后析氢量和时间呈线性递增关系, 且固溶后试样析氢量大于铸态。由以下换算关系^[16]:

$$P_H = 2.279v_H \quad (2)$$

其中: P_H 为腐蚀速率, mm/a; v_H 为试样浸泡 72 h 平均析氢量除以试样面积得到的析氢速率, mL/(cm²·d)。使用式(2)将析氢速率换算为腐蚀速率, 结果如图 3(b)所示。固溶后试样自腐蚀速率增大, 表明固溶处理能提高 Mg-6Al-5Pb-1.5In 阳极的自腐蚀速率, 这与其他镁合金研究者的结果一致^[15]。

2.3 固溶处理对镁阳极极化曲线和开路电位的影响

为深入研究固溶处理对镁阳极电化学性能的影响, 将测试其极化曲线和开路电位。试样在 3.5%NaCl 溶液中动电位极化曲线如图 4(a)所示。在扫描过程中, 黑色腐蚀产物不断从试样表面剥落, 且工作电极表面逐渐变黑。由图 4(a)可知, 固溶后的阴极极化电流密度大于铸态的, 即固溶后镁阳极的过电位低于铸态的, 表明固溶处理后镁阳极的阴极析氢反应从动力学角度更容易发生。由图 1 可知, 固溶后阳极中第二相数量

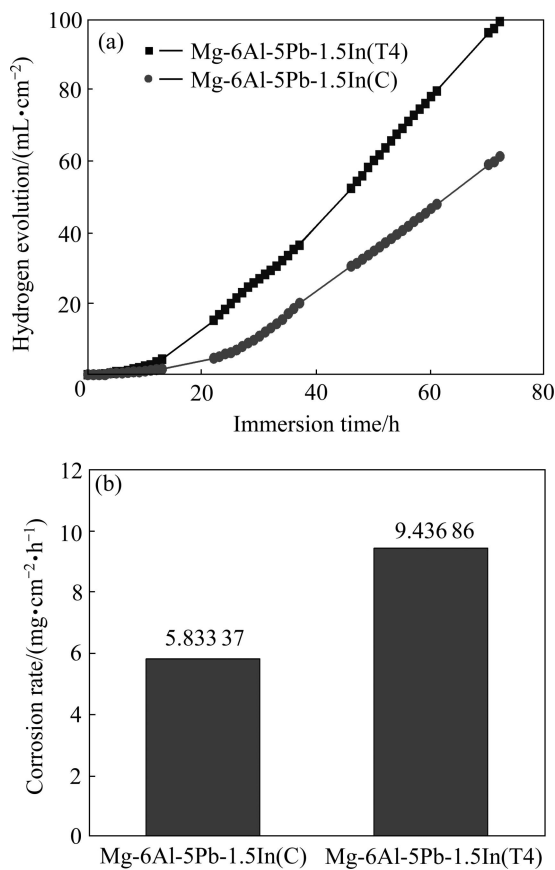


图3 Mg-6Al-5Pb-1.5In 阳极析氢速率和时间的关系(a)及腐蚀速率(b)

Fig. 3 Relationship between hydrogen evolution rates and immersion time (a) and corrosion rates (b) of Mg-6Al-5Pb-1.5In anodes

(微电偶中的阴极)减少, 导致微电偶中阴极/阳极的比值变小, 阳极的自腐蚀速率增加。这与析氢实验结果是一致的。由阳极极化曲线可知, 固溶前后均没有出现电流增长缓慢的停滞区, 表明镁阳极表面没有形成有效阻挡腐蚀推进的保护膜。阳极极化过程中腐蚀电流密度迅速增大, 表明阳极活化剧烈溶解过程中没有出现钝化行为^[17-18]。固溶处理后, 镁阳极的自腐蚀电位正移, 这是因为固溶后阳极中 Al、Pb、In 元素比铸造态分布更为均匀, 其去极化作用相对较好。根据极化曲线拟合获得的参数如表 1 所列。

表 1 Mg-6Al-5Pb-1.5In 阳极的电化学参数

Table 1 Electrochemical parameters of Mg-6Al-5Pb-1.5In anodes

Sample	$J_{\text{corr}}/(\text{mA}\cdot\text{cm}^{-2})$	$\phi_{\text{corr}}(\text{vs SCE})/\text{V}$	$\phi_{\text{ocp}}(\text{vs SCE})/\text{V}$
Mg-6Al-5Pb-1.5In(C)	0.023 25	-1.370	-1.570
Mg-6Al-5Pb-1.5In(T4)	0.282 50	-1.268	-1.349

从表 1 可知, 固溶后试样的腐蚀电流密度(J_{corr})从 0.023 25 mA/cm² 增至 0.282 5 mA/cm²; 腐蚀电位(ϕ_{corr})从 -1.370 V 正移至 -1.268 V, 这同样与固溶处理后镁阳极的去极化作用变好有关。由 Faraday 定律^[18]可知:

$$P_{\text{H}}=kP_i \quad (k>0) \quad (3)$$

式中: P_{H} 为根据析氢换算的腐蚀速率, mm/a; P_i 为根据腐蚀电流密度换算的腐蚀速率, mA/cm²; k 是比例常数。观察图 1 与表 1 可知, 从析氢和腐蚀电流密度两个角度都反映固溶处理后试样腐蚀速率增大, 互相验证了两个实验结果。由图 4(a)还可看出, 当电位低于自腐蚀电位时, 阴极电流密度随电极电位的增大逐渐减小, 刚扫描时电流密度较小, 阴极反应刚开始析氢; 当电位高于自腐蚀电位时, 电流密度随电极电位升高迅速增大, 表明阳极极化时阳极电流密度增大加剧阳极活性溶解。

实验中, 极化曲线的阳极枝和阴极枝并不对称。随着扫描电压增大, 阳极极化电流密度的增速比阴极

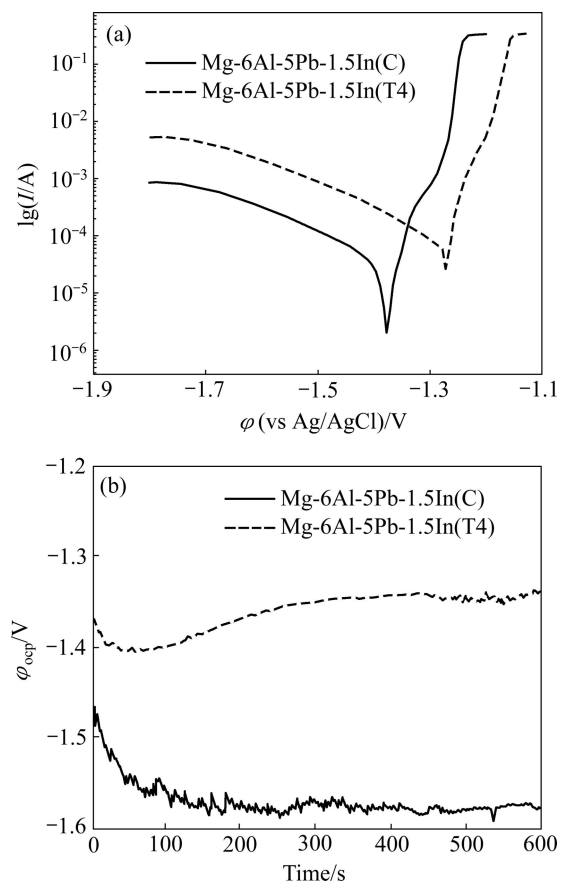


图 4 Mg-6Al-5Pb-1.5In 阳极固溶前后的动电位极化扫描曲线(a)和开路电位曲线(b)

Fig. 4 Polarization curves (a) and open circuit potential curves (b) of Mg-6Al-5Pb-1.5In anodes before and after solution treatment

极化电流密度减小要快, 表明当电压小于自腐蚀电位时, 阴极极化状态下局部腐蚀已经发生并且随反应时间推移在试样表面不断扩大。镁阳极极化曲线的这种特征可归结于复杂的阳极极化行为^[17-19]。这是由于同时发生了阳极溶解过程和阴极析氢, 或局部腐蚀的出现使阳极极化过程变得不稳定。显然, 固溶后的阴极析氢速率比铸态的大, 而阳极极化电流却差别不大。随着极化电位正移(阳极电流的增加), 试样析氢加速。这就是所谓“负差数效应”。同时, 可将析氢速率随极化电位正移而增大这一特点称为阳极析氢^[15]。这种阳极析氢行为表观上与阳极溶解有关, 它只发生于试样表面的腐蚀溶解处。由此可知, 固溶前后试样极化曲线中的差异必然在其腐蚀行为上表现出来, 其根源是试样内部显微组织的变化。

开路电位反映合金腐蚀的发生及蔓延过程^[6]。图 4(b)所示为 Mg-6Al-5Pb-1.5In 阳极固溶前后在 3.5%NaCl 溶液中的开路电位曲线, 实验时间为 10 min。在测试过程中, 试样表面有气泡产生, 而且固溶态试样表面腐蚀均匀。由图 4(b)可看出, 试样在腐蚀初期基本没有孕育期, 表明表面保护膜没能阻挡腐

蚀蔓延。图 4(b)拟合结果如表 1 所列, 固溶后试样开路电位平均值 ϕ_{ocp} 为 -1.349 V 比铸态下正移 18 mV。实验测得的镁阳极开路电位值(ϕ_{ocp})与腐蚀电位(ϕ_{corr})数值并不相等。开路电位是一个混合电位, 在开路电位下, 电极材料一般是要有净电流通过的, 因此, 材料在这个电位下将发生电极反应(反应方向不一定)。而极化曲线中的腐蚀电位一般认为是 $\phi(I=0)$, 在这个电位下, 电极没有净电流通过, 也不会发生腐蚀。电极材料的反应速率较大, 或者在做动电位极化曲线时阳极反应或阴极反应严重影响了电极表面状况, 则两种电位相差会比较大。实验中镁阳极的反应速率较快, 这能解释镁阳极固溶前后开路电位值(ϕ_{ocp})与腐蚀电位(ϕ_{corr})数值并不相等的实验事实。固溶处理后阳极的开路电位正移与它第二相数量减少。

2.4 固溶处理对镁阳极腐蚀形貌的影响

镁合金耐腐蚀性差的主要原因如下: 1) 镁标准电极电位为 -2.37 V, 性质活泼, 常与第二相或杂质元素组成电偶腐蚀电池, 并充当阳极; 2) 镁合金表面形成的氧化膜(MgO)不能形成稳定的保护膜^[20]。为更加详

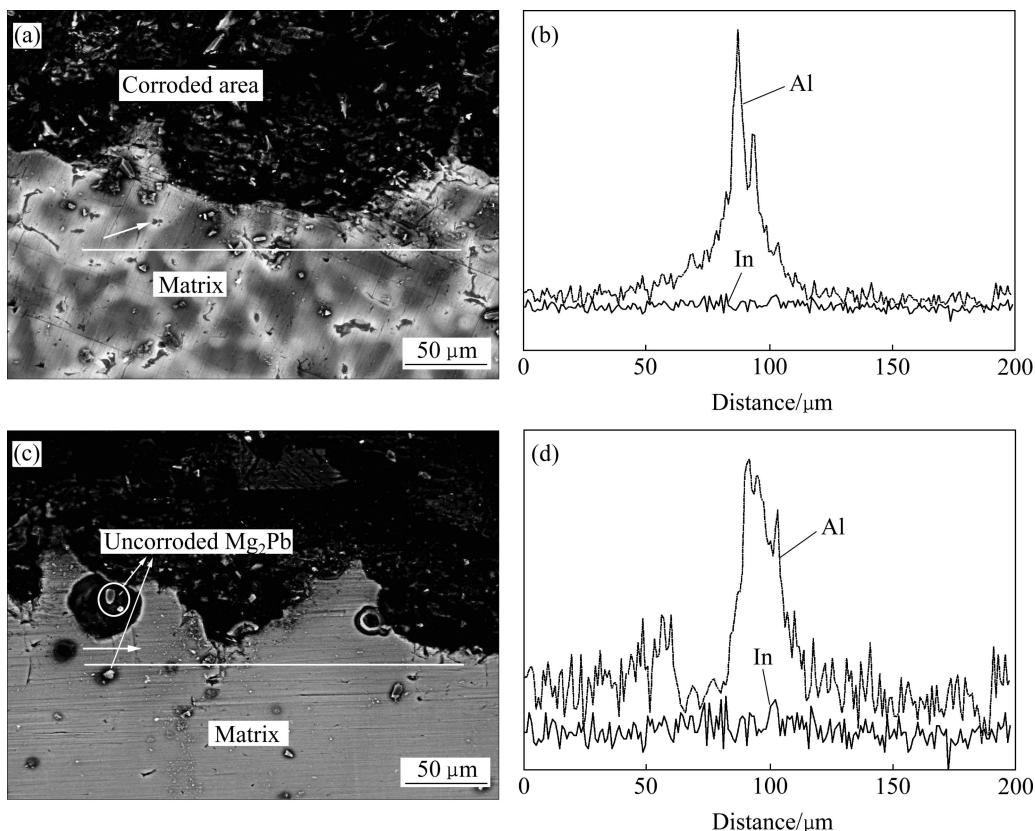


图 5 试样在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 12 h 后的侧面腐蚀形貌及固溶前后铝、铟元素线扫描示意图

Fig. 5 Cross-sectional morphologies of corroded alloys after 12 h immersion in 3.5 % NaCl solution ((a), (c)) and chemical composition analysis of Al and In by line scan of EDX before and after solid solution treatment ((b), (d)): (a), (b) Mg-6Al-5Pb-1.5In(C); (c), (d) Mg-6Al-5Pb-1.5In(T4)

细地了解固溶处理对试样腐蚀行为的影响,将试样在3.5%NaCl溶液中浸泡12 h后观察其截面腐蚀形貌,如图5所示。镁合金腐蚀过程中, α -Mg基体最先被腐蚀。这是因为:1)与 β -Mg₁₇Al₁₂相比, α -Mg基体电位更负,在微电偶腐蚀反应中充当阳极;2)镁合金贫Al区比富Al区容易腐蚀^[9], β -Mg₁₇Al₁₂相中Al含量高达35%而 α -Mg基体只有不到6%^[23],因此, α -Mg基体先被腐蚀。铸态试样腐蚀首先从 α -Mg基体开始(见图5(a)箭头所示),固溶后腐蚀最先从晶界未固溶完全的 β -Mg₁₇Al₁₂相周围开始(见图5(c)箭头所示)。试样腐蚀行为的改变应归结于固溶处理对其 β -Mg₁₇Al₁₂相分布、数量的影响。

图5(b)和5(d)所示分别为铸态和固溶态试样中铝、镉元素线扫描示意图。分析图5(a)~(d)可知,固溶后试样中Al元素分布较均匀,In元素分布与铸态试样相差不大。铸态试样腐蚀区域不均匀,局部点蚀孔较深;固溶态下腐蚀区域较平坦,点蚀孔较浅。这种腐蚀行为的差异与 β -Mg₁₇Al₁₂相的数量和分布有关, β -Mg₁₇Al₁₂相在含Al镁合金腐蚀中既有电偶加速效应又有阻挡腐蚀作用^[24]。当 β -Mg₁₇Al₁₂相数量少且分布不均匀时,它能加速电偶腐蚀;当 β -Mg₁₇Al₁₂相数量较多且分布比较连续时,它主要起阻挡腐蚀作用。比较图5(a)和图5(c)可知,在铸态试样中Al含量高低不均匀对腐蚀孔的深浅影响并不明显;在固溶态试样中Al含量高的位置腐蚀孔较深。这表明固溶前后Al含量对镁阳极腐蚀行为的影响发生了改变。Al含量是决定AP65镁阳极中各相腐蚀速率的关键因素, β -Mg₁₇Al₁₂相上保护膜在Al含量低的区域相对更为稳定,因此 β -Mg₁₇Al₁₂相分布连续且数量多时主要起阻挡腐蚀作用。由图5(a)和图5(c)可知,点蚀孔深浅不同是因为固溶后试样 α -Mg内Al元素仍然分布不均匀,存在一定的浓度差。固溶后Pb元素以Mg₂Pb相形式偏析,而Mg₂Pb相对基体有稳定作用,耐蚀性能较好。若Pb在晶粒中央区域含量较高,在晶粒边缘含量较低,腐蚀从晶粒的周边开始,Mg₂Pb相在腐蚀区域晶粒的中央没被腐蚀。因此,腐蚀区域晶粒中央的未被腐蚀点很可能是含Mg₂Pb相。

3 结论

1) 固溶处理后,Mg-Al-Pb-In阳极的枝晶消失, β -Mg₁₇Al₁₂相基本溶入 α -Mg基体,组织呈单相过饱和 α -Mg固溶体,晶粒粗化。

2) 固溶处理后镁阳极微阴极和微阳极的面积比

减小,阳极自腐蚀速率增大。未完全固溶的Pb以Mg₂Pb相形式偏析。Mg₂Pb相电负性比镁基体电负性正,腐蚀区域晶粒中央的Mg₂Pb相并没有被腐蚀。Al含量是决定镁阳极中各相腐蚀速率的关键,这是因为相表面形成的保护膜中Al含量越高,其对基体的保护性能越好。

REFERENCES

- [1] FENG Y, WANG R C, YU K, PENG C Q, ZHANG J P, ZHANG C. Activation of Mg-Hg anodes by Ga in NaCl solution[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 473(1/2): 215-219.
- [2] WANG Nai-guang, WANG Ri-chu, PENG Chao-qun, FENG Yan, ZHANG Xiang-yu. Influence of aluminium and lead on activation of magnesium as anode[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(8): 1403-1411.
- [3] SAMMOURA F, LEE K B, LIN L W. Water-activated disposable and long shelf-life micro-batteries[J]. Sensors and Actuators A: Phys, 2004, 111(1): 80-87.
- [4] FENG Yan, WANG Ri-chu, YU Kun, PENG Chao-qun, LI Wen-xian. Influence of Ga and Hg on microstructure and electrochemical corrosion behavior of Mg alloy anode materials[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(6): 1363-1366.
- [5] RENUKA R. Influence of allotropic modifications of sulphur on the cell voltage in Mg-Cu(I) seawater activated battery [J]. Materials Chemistry and Physics, 1999, 59(1): 42-48.
- [6] WANG Nai-guang, WANG Ri-chu, PENG Chao-qun, FENG Yan, ZHANG Xiang-yu. Corrosion behavior of Mg-Al-Pb and Mg-Al-Pb-Zn-Mn alloys in 3.5% NaCl solution[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(10): 1936-1943.
- [7] 龙萍,李庆芬.固溶处理对Al-Zn-In-Si-Sn阳极电化学性能的影响分析[J].装备环境工程,2005,2(2):12-16.
LONG Ping, LI Qing-fen. Effect of solution treatment on electrochemical properties of Al-Zn-In-Si-Sn anode[J]. Equipment Environmental Engineering, 2005, 2(2): 12-16.
- [8] 郭炜,文九巴,赵胜利,马景灵,焦孟旺.固溶处理对Al-Zn-Bi-Sn合金组织和电化学性能的影响[J].热处理,2008,23(6):38-42.
GUO Wei, WEN Jiu-ba, ZHAO Sheng-li, MA Jing-ling, JIAO Meng-wang. Effect of solution treatment on microstructure and electrochemical properties of Al-Zn-Bi-Sn alloys[J]. Heat Treatment, 2008, 23(6): 38-42.
- [9] 张菊梅,蒋百灵,王志虎,夏鹏举,葛凯晨.固溶处理对AZ80镁合金显微组织的影响[J].特种铸造及有色合金,2008,28(1):60-62.
ZHANG Ju-mei, JIANG Bai-ling, WANG Zhi-hu, XIA Peng-ju, GE Kai-chen. Effect of solution treatment on microstructure of

- AZ80 alloy[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2008, 28(1): 60–62.
- [10] ZHOU W, SHEN T, AUNG N N. Effect of heat treatment on corrosion behavior of magnesium alloy AZ91D in simulated body fluid[J]. *Corrosion Science*, 2010, 52(3): 1035–1041.
- [11] 朱元良, 赵艳娜, 齐公台, 刘 斌. 热处理对铝合金牺牲阳极电化学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(7): 1300–1305.
- ZHU Yuan-liang, ZHAO Yan-na, QI Gong-tai, LIU Bin. Effect of heat treatment on electrochemical performance of aluminium alloy sacrificial anode[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(7): 1300–1305.
- [12] HUO H W, LI Y, WANG F H. Corrosion of AZ91D magnesium alloy with a chemical conversion coating and electroless nickel layer[J]. *Corrosion Science*, 2004, 46(6): 1467–1477.
- [13] DUIY D, SIMN J P, BRECHET Y. On the competition between continuous and discontinuous precipitations in binary Mg-Al alloys[J]. *Acta Metall Mater*, 1995, 43: 101–106.
- [14] ZHAO M C, LIU M, SONG G L, ATRENS A. Influence of the beta-phase morphology on the corrosion of Mg alloy AZ91[J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(7): 1939.
- [15] 宋光玲. 镁合金腐蚀与防护[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006: 108–115.
- SONG Guang-ling. The corrosion and protection of magnesium[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 108–115.
- [16] SHI Z M, LIU M, ATRENS A. Measurement of the corrosion rate of magnesium alloys using Tafel extrapolation[J]. *Corrosion Science*, 2010, 52(2): 579–588.
- [17] FIDEL G M, JUAN M F, RUBEN D R, GENESCA J. Electrochemical study on magnesium anodes in NaCl and CaSO₄-Mg(OH)₂ aqueous solutions[J]. *Electrochimica Acta*, 2006, 51(8/9): 1820–1830.
- [18] SONG G L, ATRENS A. Understanding magnesium corrosion mechanism: a framework for work for improved alloy performance[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2003, 5(6): 837.
- [19] ZHAO M C, SCHMUTZ P, BRUNNER P, LIU M, SONG G L, ATRENS A. An exploratory study of the corrosion of Mg alloy during interrupted salt spray testing[J]. *Corrosion Science*, 2009, 51(6): 1277–1292.
- [20] SONG G L, ATRENS A. Corrosion mechanism of magnesium alloy[J]. *Advanced Engineering Materials*, 1999, 1(2): 11–15.
- [21] ZHAO M C, LIU M, SONG G L, ATRENS A. Influence of pH and chloride ion concentration on the corrosion of Mg alloy ZE41[J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(11): 3168–3170.
- [22] 曾荣昌, 柯 伟, 徐永波, 韩恩厚, 朱自勇. 镁合金的最新发展及应用前景[J]. *金属学报*, 2001, 37(7): 673–685.
- ZENG Rong-chang, KE Wei, XU Yong-bo, HAN En-hou, ZHU Zi-yong. Recent development and application of magnesium alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2001, 37(7): 673–685.
- [23] AMBAT R, AUNG N N, ZHOU W. Evolution of microstructural effects on corrosion behavior of AZ91D magnesium alloy[J]. *Corrosion Science*, 2000, 42(8): 1433–1455.
- [24] ZHAO M C, LIU M, SONG G L, ATRENS A. Influence of the b-phase morphology on the corrosion of the Mg alloy AZ91[J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(6): 1939–1941.

(编辑 龙怀中)