文章编号: 1004-0609(2012)12-3300-07

残留结晶相对 Al-Mg-Si-Cu 合金晶间腐蚀行为的影响

李海^{1,2}, 孟林^{1,2}, 王芝秀^{1,2,3}, 黄玲^{1,2}, 李蔚^{1,2}, 宋仁国^{1,2}, 郑子樵³

(1. 常州大学 材料科学与工程学院, 常州 213164;

2. 常州大学 常州市先进金属重点实验室, 常州 213164;

3. 中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083)

摘要:采用光学显微镜、透射电镜、X 射线衍射、扫描电镜及能谱等研究中性和酸性 NaCl 腐蚀溶液中残留结晶 相对 Al-Mg-Si-Cu 合金晶间腐蚀行为的影响。结果表明:实验合金含有 Mg₂Si 和 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}两种残留 结晶相。在中性和酸性溶液中,Mg₂Si 相通过 Mg 优先溶解,由阳极转换成阴极,进而造成基体点蚀。 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}相在中性溶液中作为阴极,导致周围 Al 基体发生点蚀,而在酸性溶液中只发生自身腐蚀。 当点蚀发生在晶界上时,能直接诱发晶间腐蚀;而当点蚀发生在晶内时,则需点蚀扩展至晶界才能诱发晶间腐蚀。 不同于中性溶液,酸性溶液中的晶间腐蚀也可以由晶界直接形成。

关键词: Al-Mg-Si-Cu 合金;结晶相;优先溶解;晶间腐蚀;点蚀
 中图分类号: TG171
 文献标志码: A

Effect of residual constituents on intergranular corrosion behavior of Al-Mg-Si-Cu alloy

LI Hai^{1,2}, MENG Lin^{1,2}, WANG Zhi-xiu^{1,2,3}, HUANG Ling^{1,2}, LI Wei^{1,2}, SONG Ren-guo^{1,2}, ZHENG Zi-qiao³

(1. School of Materials Science and Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, China;

- 2. Key Laboratory of Advanced Metals of Changzhou, Changzhou University, Changzhou 213164, China;
 - 3. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The optical microscopy, transmission electron microscopy (TEM), X-ray diffractometry (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectrum (EDS) were employed to study the effect of residual constituents on the intergranular corrosion (IGC) behavior of Al-Mg-Si-Cu alloy in the neutral and acidic solutions. The results show that the alloy includes two types of constituent phases, Mg₂Si and Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}. In the neutral and acidic solutions, the anodic Mg₂Si phase first undergoes the preferential dissolution of Mg and converts into the cathodic one, which gives rise to the point corroding of adjacent matrix. The Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74} phase leads to the anodic dissolution of matrix at its adjacent periphery in the neutral solution. But the self-corrosion of Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74} phase leads to GC. However, IGC does not occur until the pit grows up and contacts with the grain boundary when the pits are in the grain interior. Besides, unlike the corrosion behavior of alloy in the neutral solution, IGC can occur spontaneously by grain boundary in the acidic condition.

Key words: Al-Mg-Si-Cu alloy; constituents; preferential dissolution; intergranular corrosion; pitting corrosion

收稿日期: 2011-12-02; 修订日期: 2012-03-20

通信作者: 李 海,副教授,博士; 电话: 13961237211; E-mail: lehigh_73@163.com

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2005CB623705)

6000 系铝合金具有低密度、中等强度、良好的焊 接性和塑性变形能力,广泛地应用于汽车、交通、航 空航天等领域。一般来说, 6000 系合金耐蚀性较好, 然而随 Cu 含量的增加, 合金强度提高, 晶间腐蚀性 能明显恶化,尤其是欠时效、峰时效状态[1-2]。通常, 铝合金即使经过均匀化处理、塑性变形和固溶处理, 基体中仍会残留一些富含 Fe、Mn、Cu、Si 及 Mg 等 元素的未溶结晶相。残留结晶相与基体之间成分相差 较大, 电化学性质存在显著差异, 导致合金对局部腐 蚀极为敏感,尤其是点蚀^[3-5]。BLANC 等^[6]用相移干 涉显微镜(Phase shifting interferometric microscopy, PSIM)研究 6056 合金中的 Al-Si-Mn-Fe 和 Al-Mg-Si 两 种残留结晶相在 Na₂SO₄ 溶液中的腐蚀行为,发现 Al-Si-Mn-Fe 相导致周围 Al 基体腐蚀, 而 Al-Mg-Si 相只发生自身腐蚀。GUILLAUMIN和 MANKOWSKI^[7] 研究 6056-T6 合金在 NaCl 溶液中的腐蚀过程,表明 晶间腐蚀与点蚀存在密切关系; Al-Mg-Si 相首先发生 自身腐蚀,形成点蚀坑,点蚀坑内腐蚀产物水解形成 低 pH 值、高 CI⁻含量的闭塞环境,然后沿点蚀坑壁上 特定晶体学通道扩展至晶界,进而产生晶间腐蚀。目前, 研究多数集中于中性溶液条件下的点蚀形成规律,而 关于酸性溶液条件和残留的结晶相类型对 Al-Mg-Si-Cu 合金晶间腐蚀行为的影响规律还鲜见报道。

本文作者以具有严重晶间腐蚀倾向的欠时效状态 Al-Mg-Si-Cu 合金为研究对象,首先确定合金残留结 晶相类型,然后采用在中性和酸性 NaCl 溶液中浸泡 的方法,分析晶间腐蚀的发展过程,并澄清残留结晶 相对晶间腐蚀行为的影响机制。

1 实验

实验合金为 2 mm 厚冷轧薄板,成分为 1.13Mg、 1.26Si、0.90Cu、0.56Mn、0.13Fe、0.13Cr(质量分数, %),余量为 Al。截取 15 mm×15 mm 试样,经 540 ℃、 30 min 固溶水淬后,采用 D/max2500pc 型 X 射线衍射 仪和 JSM-6510 型扫描电镜(附 INCA pentaFET×3 型能 谱仪)分析结晶相类型。随后进行 220 ℃、500 s 欠时 效处理,并用 Tecnai G²20 型透射电镜观察晶界区时效 组织特征。

根据 GB/T 7998—2005 铝合金晶间腐蚀测试方法,采用 30 g/L NaCl+10 mL/L HCl 腐蚀溶液对欠时效合金进行晶间腐蚀敏感性测试,并用 Olympus CK40M型光学显微镜观察腐蚀形貌。为了观察残留结晶相对

晶间腐蚀过程的影响,将合金在3.5%(质量分数)NaCl 中性溶液和30 g/L NaCl+10 mL/L HCl 酸性溶液(两种 溶液 Cl⁻浓度约为0.6 mol/L)中浸泡不同时间,采用扫 描电镜观察合金表面腐蚀状况。

2 结果与分析

2.1 欠时效合金晶间腐蚀敏感性

图 1 所示为按照 GB/T7998-2005 方法腐蚀后的金 相照片。由图 1 可见, 欠时效状态合金具有严重的晶 间腐蚀敏感性,最大腐蚀深度约为 220 µm。图 2 所示 为晶界区的 TEM 像。从图 2 中可看出,该状态下晶 界析出相连续分布,晶界两侧出现宽约 100 nm 的无析 出区(Precipitate-free zone, PFZ)。由于 PFZ 是贫 Cu 和 Si 等溶质原子区,与晶界析出相之间存在较大电位 差,在腐蚀性环境中能构成连续腐蚀微电池,并以 PFZ 或晶界析出相阳极溶解的形式沿晶界连续扩展,形成 晶间腐蚀^[7-9]。



图1 晶间腐蚀形貌

Fig. 1 Intergranular corrosion morphology



图 2 晶界区 TEM 像

Fig.2 TEM micrograph of grain boundary zone

2.2 残留结晶相

针对淬火状态合金进行微观分析,可以有效排除 时效过程对残留结晶相的干扰。XRD 结果表明,除了 a(Al)基体,实验合金主要含有 Mg₂Si 和 Al_{4.01}MnSi_{0.74} 两种类型的结晶相(图 3(a))。SEM 观察发现,一种是 灰色残留结晶相,形状不规则,数量多且分布较集中, 主要含有 Al、Si、Mn、Fe 及 Cr 等元素,如图 3(b)和 表 1 所示。由于 Fe、Cr 和 Cu 在铸件凝固时能替代 Mn^[4,10],且表 1 中 Mn、Fe、Cr 及 Cu 总量与 Si 的摩 尔比约为 1.35,与 Al_{4.01}MnSi_{0.74} 化合物中 Mn 和 Si 的 摩 尔比相同。因此,认为这种 灰色结晶相为



图 3 实验合金的 XRD 谱及两类结晶相颗粒的 SEM 像 Fig. 3 XRD pattern of experimental alloy(a) and SEM images((b), (c)) of constituent particles of alloy: (a) XRD pattern; (b) Gray particles; (c) Dark particles

表1 两类结晶相颗粒的能谱分析

Table 1EDS analysis results of two constituent particlesshown in Fig.3 (molar fraction, %)

| Particle type | Al | Mg | Si | Cu | Mn | Fe | Cr |
|---------------|-------|-------|-------|------|------|------|------|
| Gray particle | 71.21 | 0.25 | 12.15 | 0.48 | 8.97 | 5.47 | 1.47 |
| Dark particle | 20.91 | 49.59 | 29.37 | 0.13 | _ | - | _ |

Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74};另一种是黑色残留结晶相,接 近椭圆形,数量比 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}少,且分布 较为分散(图 3(c))。由表 1 中 EDS 结果可知,黑色残 留结晶相为 Mg₂Si,且有部分基体中的 Al、Cu 也被反 映出来。虽然这两种残留结晶相都是凝固过程中形成 的,但最终能残留于基体的原因并不相同。 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}相是因为熔点较高、溶解度低, 在随后热处理过程中无法重新溶入基体,而 Mg₂Si 相 则是由于含量超过相应固溶温度下的溶解度极限。

2.3 中性溶液中残留结晶相对腐蚀行为的影响

残留结晶相与 α (Al)基体成分差异显著,导致两者 存在腐蚀电位差异。文献[11-12]表明,3.5%NaCl 中 性溶液中 α (Al)、Mg₂Si 及 Al₁₂Mn₃Si 的腐蚀电位分别 为-0.876、-1.160 和-0.858 V。由于 Al_{4.01}(MnFeCrCu)-Si_{0.74}相比 Al₁₂Mn₃Si 相含有更多 Si,且有一部分腐蚀 电位高的 Fe、Cr 及 Cu 元素替代了 Mn,可以断定 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}的腐蚀电位高于 Al₁₂Mn₃Si 的。 因此,在 3.5%NaCl 中性腐蚀溶液中,Mg₂Si 相的电位 最负,Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}相的电位最正,而 α (Al) 基体居中,这种腐蚀电位差异造成合金出现不同腐蚀 特点。

图 4 所示为欠时效合金在 3.5%NaCl 中性腐蚀溶 液中浸泡不同时间的 Mg₂Si 相腐蚀形貌。与腐蚀前相 比,腐蚀 20 min 后形貌未发生明显变化(图 4(a)),但 能谱分析表明,Mg 含量已由腐蚀前 49.59%下降至 39.66%(摩尔分数),而 Si 含量有所升高,随浸泡时间 的延长,颗粒中 Mg 含量继续降低。可见,Mg₂Si 相 在浸泡过程中发生 Mg 元素优先腐蚀。李朝新等^[11]、 ECKERMANN 等^[13]及卢燕平等^[14]也发现了同样的现 象,由于只是 Mg₂Si 相中的 Mg 元素优先溶解,因此 不会造成颗粒形貌显著变化。

随着 Mg₂Si 相中 Mg 逐渐溶解,造成 Si 含量逐渐 富集;同时,Si 的腐蚀电位为-0.452 V^[12],高于 Al 的,因此在浸泡过程中颗粒电位不断升高^[15]。当 Si 含量超过某一临界值时,颗粒与基体发生极性转换而 成为阴极,导致基体发生阳极溶解^[11]。从图 4(b)可以



图 4 浸泡不同时间后 Mg₂Si 颗粒的腐蚀形貌

Fig. 4 Corrosion morphologies of Mg_2Si constituent particles after immersing in 3.5% NaCl solution for different times after being cleaned: (a) 20 min; (b) 24 h; (c) 96 h; (d) 96 h

看出,浸泡 24h 后,颗粒周围基体发生腐蚀,形成环 形的点蚀坑。在点蚀坑内部,基体腐蚀产生的 Al³⁺与 外部溶液交换过程受阻,导致 Al³⁺浓度较高,在 Cl⁻ 作用下发生水解,形成酸性、高 Cl⁻的闭塞环境^[7,16]。 由图 2 可知,此时晶界析出相和 PFZ 连续分布,导致 其在酸性溶液中具有严重的晶间腐蚀敏感性。因此, 当点蚀发生在晶界上,能使腐蚀沿着蚀坑壁上的晶界 优先发展而形成晶间腐蚀(图 4(c));当点蚀发生在晶 内,只能通过基体的逐步溶解,使点蚀坑扩展至周围 晶界而进一步发生晶间腐蚀,如图 4(d)所示。

图 5 所示为在中性溶液中浸泡不同时间 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}相腐蚀形貌。不同于 Mg₂Si 相, Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}相作为阴极,只会导致周围 Al 基体阳极溶解。从图 5(a)可以看出,浸泡 6 h 后,颗 粒周围也形成了环形点蚀坑。与发生阴极极性转变的 Mg₂Si 相一样,这种环形点蚀坑同样能够形成酸性、 高 CI 含量的闭塞环境,并根据发生点蚀的位置不同, 进而影响晶间腐蚀的形成过程,如图 5(b)所示。

通过分析 Mg₂Si 和 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}这两种 结晶相对晶间腐蚀行为的影响规律可以发现,在中性 溶液中晶界并不能(至少是在浸泡早期)直接诱发晶间 腐蚀。晶间腐蚀的形成,需先通过残留结晶相产生点



图 5 浸泡不同时间后 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}颗粒的腐蚀形貌 Fig. 5 Corrosion morphologies of Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74} constituent particles after immersing in 3.5% NaCl solution for different times after being cleaned: (a) 6 h; (b) 96 h

蚀,形成酸性、高 CI⁻的闭塞环境,并通过与点蚀坑 相连的晶界或点蚀坑扩展至晶界的方式诱发晶间腐 蚀。这与 GUILLAUMIN 和 MANKOPWSKI^[7]及 BURLEIGH等^[16]的研究结果相一致。

实验过程中还发现,腐蚀 96 h 后,两种残留结晶 相上出现白色颗粒,如图 6 所示。能谱分析表明白色 颗粒 Cu 含量达 45%左右。OBISPO^[17]、BUCHHEIT^[18] 和 VUKMIROVIC^[19]认为,残留结晶相周围基体阳极 溶解时,固溶的 Cu 原子与 CI⁻发生络合,促使 Cu 在 较低电位下发生腐蚀,并在阴极(残留结晶相)上再沉 积而形成金属 Cu。这种沉积的 Cu 颗粒也能作为阴 极,促进周围基体的溶解。



图 6 浸泡 96 h 后结晶相颗粒表面沉积富 Cu 物质的背散射 电子像

Fig. 6 Back-scattered electronic images of copper enriched species depositing on constituent particles after immersing in 3.5% NaCl solution for 96 h: (a) Mg₂Si; (b) Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}

2.4 酸性溶液中残留结晶相对腐蚀行为的影响

酸性溶液中 Mg₂Si 相的腐蚀规律与中性溶液基本 相同,只是 Mg 的溶解速度更快。能谱分析表明,腐 蚀 3min 后颗粒中 Mg 含量已不足 1%; BIRBILIS 和 BUCHHEIT^[20]也证实酸性溶液中 Mg₂Si 相的腐蚀电流 密度比中性溶液更大。在酸性溶液中,由 Mg₂Si 相点 蚀造成晶间腐蚀的规律与中性溶液基本相同。图 7(a) 中箭头 1 表明,位于晶界上 Mg₂Si 点蚀后直接诱发晶 间腐蚀;箭头 2 表明,位于晶内 Mg₂Si 点蚀后扩展至 晶界造成晶间腐蚀。所不同的是,酸性溶液中无需通 过水解来形成酸性、CI⁻的闭塞环境^[16],因而晶间腐蚀 也可以由晶界直接形成,如图 7(b)所示。



图 7 浸泡不同时间后表面晶间腐蚀形貌 Fig. 7 IGC morphologies of surface after immersing in 30 g/L NaCl+10 mL/LHCl solution for 40 min(a) and 3 min(b)

表 2 所列为 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74} 相在酸性溶液 中浸泡不同时间后的能谱分析数据。由表 2 可以看出, 腐蚀 3 min 后,元素含量与腐蚀前(见表 1)差别不大, 且形貌也无明显变化,如图 8(a)所示。从图 8(b)可以 看出,浸泡 40 min 后,这种残留结晶相发生自身腐蚀, 但是并未造成晶间腐蚀。此时能谱分析表明,Mn、Fe、 Si、Cr 含量均显著降低,而 Cu 含量却明显升高(见表 2)。由此可见,酸性溶液中 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74} 相 的腐蚀行为与中性溶液完全不同,可能是因为酸性条 件下,这种结晶相与基体之间的电位关系不同于中性 条件^[20],或是腐蚀过程的变化,如 Al 基体表面 Cu 的 逐渐富集^[21],导致该相的腐蚀速率加快,但这一现象 有待于进一步研究。



图 8 浸泡不同时间后 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}颗粒的腐蚀形 貌

Fig. 8 Corrosion morphologies of $Al_{4.01}$ (MnFeCrCu)Si_{0.74} particles after immersing in 30 g/L NaCl+10mL/L HCl solution for 3 min(a) and 40 min(b)

表2 浸泡不同时间 Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}颗粒的成分

Table 2ContentofAl4.01(MnFeCrCu)Si0.74particlesimmersing in 30 g/L NaCl+10 mL/L HCl solution for differenttimes

| Immersion time/min | Molar fraction/% | | | | | | | |
|-----------------------|------------------|-------|-----|------|------|------|--|--|
| | Al | Si | Cr | Mn | Fe | Cu | | |
| 3 | 69.92 | 12.96 | 1.6 | 9.33 | 5.61 | 0.58 | | |
| 40 | 78.52 | 8.82 | 0.7 | 5.78 | 4.5 | 1.68 | | |

3 结论

 1) 欠时效状态实验合金具有严重的晶间腐蚀敏 感性,这与晶界析出相的连续分布密切相关。

2) 在中性和酸性腐蚀溶液中, Mg₂Si 相中 Mg 元 素优先溶解,导致极性转换而成为阴极,造成基体点 蚀,进而诱发晶间腐蚀。在中性溶液腐蚀过程中, Al_{4.01}(MnFeCrCu)Si_{0.74}相造成周围 Al 基体点蚀并诱发 晶间腐蚀,而在酸性溶液中这种残留结晶相只发生自 身腐蚀,而不引起晶间腐蚀。

3) 不同于中性溶液, 在酸性溶液中晶间腐蚀可以 由晶界直接形成。

REFERENCES

- LARSEN M H, WALMSLEY J C, LUNDER O, MATHIESEN R H, NISANCIOGLU K. Intergranular corrosion of copper-containing AA6xxx AlMgSi aluminum alloys[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2008, 155(11): C550–C556.
- [2] 何立子,陈彦博,崔建忠,孙晓峰,管恒荣,胡壮麒. Cu 含量 对一种新型 Al-Mg-Si 合金晶间腐蚀的影响[J]. 腐蚀科学与防 护技术, 2004, 16(3): 129–133.

HE Li-zi, CHEN Yan-bo, CUI Jian-zhong, SUN Xiao-feng, GUAN Heng-rong, HU Zhuang-qi. Effect of Cu content on intergranular corrosion of a new type Al-Mg-Si alloy[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2004, 16(3): 129–133.

- [3] CHEN G S, GAO M, WEI R P. Microconstituent-induced pitting corrosion in aluminum alloy 2024-T3[J]. Corrosion Science, 1996, 52(1): 8–15.
- [4] WEI R P, LIAO C M, GAO M. A transmission electron microscopy study of constituent-particle-induced corrosion in 7075-T6 and 2024-T3 aluminum alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29: 1153–1160.
- [5] ABALLE A, BETHENCOURT M, BOTANA F J, CANO J M, MARCOS M. Localized alkaline corrosion of alloy AA5083 in neutral 3.5% NaCl solution[J]. Corrosion Science, 2001, 43: 1657–1674.
- [6] BLANC C, ROQUES Y, MANKOWSKI G. Application of phase shifting interferometric microscopy to studies of the behavior of coarse intermetallic particles in 6056 aluminium alloy[J]. Corrosion Science, 1998, 40(6): 1019–1035.
- [7] GUILLAUMIN V, MANKOWSKI G. Localized corrosion of 6056 T6 aluminium alloy in chloride Media[J]. Corrosion Science, 2000, 43: 105–125.
- [8] SVENNINGSEN G, LARSEN M H, WALMSLEY J C, NORDLIEN J H, NISANCIOGLU K. Effect of artifical aging on intergranular corrosion of extruded Al-Mg-Si alloy with small Cu content[J]. Corrosion Science, 2006, 48: 1528–1543.
- [9] SVENNINGSEN G, LARSEN M H, NORDLIEN J H, NISANCIOGLU K. Effect of thermomechanical history on intergranular corrosion of extruded AlMgSi(Cu) model alloy[J]. Corrosion Science, 2006, 48: 3969–3987.
- [10] 刘 宏,赵 刚,刘春明,左 良.几种 6000 系汽车板铝合 金的结晶相[J].东北大学学报:自然科学版,2005,26(11): 1070-1073.

LIU Hong, ZHAO Gang, LIU Chun-ming, ZUO Liang. Phase

constituents of some kinds of 6000-series aluminium alloy for automotive body sheets[J]. Journal of Northeastern University: Natural Science, 2005, 26(11): 1070–1073.

- [11] 李朝新,李劲风,BIRBILIS N,贾志强,郑子樵. Mg2Si及 Si 粒子在 Al-Mg-Si 合金晶间腐蚀中协同作用机理的多电极偶合 研究[J]. 中国腐蚀与防护学报,2010,30(2):107-113.
 LI Chao-xin, LI Jing-feng, BIRBILIS N, JIA Zhi-qiang, ZHENG Zi-qiao. Synergetic effect of Mg2Si and Si particles on intergranular corrosion of Al-Mg-Si alloys through multi-electrode coupling system[J]. Journal of Chinese Society Corrosion Protection, 2010, 30(2): 107-113.
- [12] BIRBILIS N, BUCHHEIT R G. Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2005, 152(4): B140–B151.
- ECKERMANN F, SUTER T, PETER J, AFSETH A, SCHMUTZ
 P. The influence of MgSi particle reactivity and dissolution processes on corrosion in Al-Mg-Si alloys[J]. Electrochimica Acta, 2008, 54: 844–855.
- [14] 卢燕平,方百友,金艳明. 6063 铝型材表面点腐蚀缺陷分析
 [J]. 表面技术, 1999, 28(4): 5-7.
 LU Yan-ping, FANG Bai-you, JIN Yan-ming. A study of pitting corrosion defect on the surface of 6063 aluminum alloy[J].
 Surface Technology, 1999, 28(4): 5-7.
- [15] 李朝新. Al-Mg-Si-Cu 合金晶间腐蚀机理的模拟研究[D]. 长沙: 中南大学, 2010: 29-48.

LI Chao-xin. A simulative study on the mechanism of

Al-Mg-Si-Cu alloy[D]. Changsha: Central South University, 2010: 29-48.

- [16] BURLEIGH T D, LUDWICZAK E, PETRI R A. Intergranular corrosion of an aluminum-magnesium-silicon-copper alloy[J]. Corrosion Science, 1995, 51(1): 50–55.
- [17] OBISPO H M, MURR L E, ARROWOOD R M, TRILLO E A. Copper deposition during the corrosion of aluminum alloy 2024 in sodium chloride solutions[J]. Journal of Materials Science, 2000, 35: 3479–3495.
- [18] BUCHHEIT R G, MARTINEZ M A, MONTES L P. Evidence for Cu ion formation by dissolution and dealloying of the Al₂CuMg intermetallic compound in rotating ring-disk collection experiments[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2000, 147(1): 119–124.
- [19] VUKMIROVIC M B, DIMITROV N, SIERADZKI K. Dealloying and corrosion of Al alloy 2024-T3[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2002, 149(9): B428–B439.
- [20] BIRBILIS N, BUCHHEIT R G. Investigation and discussion of characteristics for intermetallic phases common to aluminum alloys as a function of solution pH[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2008, 155(3): C117-C126.
- [21] KOLICS A, BESING A S, WIECKOWSKI A. Interaction of chromate ions with surface intermetallics on aluminum alloy 2024-T3 in NaCl solutions[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2001, 148(8): B322–B331.

(编辑 李艳红)