

# 人工时效 7055 铝合金晶间腐蚀形貌与 微观机理的关系

章国辉, 杨修波, 黄磊萍, 陈江华

(湖南大学, 湖南 长沙 410082)

**摘 要:** 通过浸泡腐蚀实验、SEM、TEM 和 EDS 元素面扫描, 研究了人工时效对 7055 铝合金晶间腐蚀行为的影响。结果表明: 合金在 120 °C 时效时, 晶界析出相优先发生腐蚀; 而在 400 °C 时效时, 晶界析出相周围铝基体优先发生腐蚀。TEM 及 EDS 元素面扫描结果显示, 合金在 120 °C 时效时, 随着时效时间的改变, 由于晶界析出相粗化、析出相间距加宽以及晶界析出相 Cu 含量的升高, 导致合金腐蚀形貌由典型晶间腐蚀形貌向点蚀形貌转变。合金在 400 °C 时效时, Cu 元素几乎都偏聚于晶界析出相中, 周边基体贫 Cu, 晶界析出相腐蚀电位反而高于基体, 导致晶界周边基体腐蚀为主导的晶间腐蚀形貌。

**关键词:** 7055 铝合金; 典型晶间腐蚀形貌; 点蚀形貌; EDS 元素面扫描

**中图分类号:** TG172; TG146.21

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)11-3393-07

7xxx 系铝合金包括 Al-Zn-Mg 和 Al-Zn-Mg-Cu 合金<sup>[1]</sup>, 由于其具有高强度、低密度、良好的塑性和可加工性, 作为结构材料被广泛应用于航空、航天和交通等领域<sup>[2-4]</sup>。Cu 元素作为一种合金元素添加进入高 Zn/Mg 的 Al-Zn-Mg 合金中, 其可以提高 GP- $\eta$  的稳定性并且促进  $\eta$  相的析出, 同时提高材料的强度<sup>[5]</sup>。但是, 由于 Cu 元素的添加会造成 Al-Zn-Mg-Cu 合金对点蚀、晶间腐蚀、剥落腐蚀等比较敏感。因此, Al-Zn-Mg-Cu 合金的腐蚀是发展大飞机和高速列车必须严肃对待的问题。

一般认为, 铝合金的强度主要取决于晶粒内部析出相的种类、大小、数量和分布等, 其抗腐蚀性能则与晶界上的析出状况有关<sup>[6-9]</sup>。T. Ramgopal 等人<sup>[10]</sup>认为 7075-T6 铝合金由于晶界析出相  $Mg(ZnCuAl)_2$  其电位比铝基体低, 导致其阳极溶解, 从而发生晶间腐蚀。最近, 有研究者发现<sup>[11]</sup>, 对 7055 合金进行高温预析出处理 (HTPP), 形成的高温预析出相其 Cu 含量达到 60.18%(质量分数), 此高温预析出相电位比铝基体正, 导致在腐蚀过程中铝基体优先腐蚀。也有研究者<sup>[12]</sup>认为 7075-T6 铝合金晶间腐蚀敏感性与晶界区域 Mg、Zn 原子富集有关。可见对于 Al-Zn-Mg-Cu 合金晶间腐蚀的机制仍有争议。

时效处理会剧烈改变晶界及晶内的析出状况, 进而影响材料的腐蚀性能。一般而言, T6 峰值时效态 7xxx

系铝合金由于晶界处  $\eta$  相连续分布, 易形成连续的腐蚀通道, 导致此状态铝合金抗腐蚀性能较差。为了提高材料的抗腐蚀性能, 近些年, 很多研究者通过改变热处理制度, 采用 T7X<sup>[13]</sup>、RRA<sup>[14]</sup>、HTPP<sup>[11,15]</sup>等热处理方式提高材料的抗腐蚀性能; 或者是采用等径角挤压<sup>[16]</sup>、液氮冷轧<sup>[17]</sup>、室温冷轧<sup>[18]</sup>等工艺改变晶界结构, 提升材料的抗腐蚀性能。而研究时效温度及时效时间对 7xxx 系铝合金晶间腐蚀行为的影响未见报道。

本研究选用 7055 铝合金, 通过浸泡腐蚀实验、SEM、TEM 和 EDS 元素面扫描, 研究了人工时效对 7055 铝合金晶间腐蚀行为的影响。发现合金在 120 °C 时效时, 晶界析出相优先发生腐蚀, 且随着时效时间的改变, 腐蚀形貌由典型晶间腐蚀形貌向点蚀形貌转变; 而合金在 400 °C 时效时, 晶界析出相周围铝基体优先发生腐蚀。EDS 元素面扫描结果显示晶界区域 Cu 元素分布的改变是造成上述变化最为主要的原因。

## 1 实 验

实验合金为 Al-7.77Zn-1.80Mg-2.31Cu (质量分数 %), 该合金经金属型熔炼铸造成 20 mm×100 mm×200 mm 的铸锭。铸锭在 4 h 内随炉升温至 470 °C 进行均匀化, 保温 24 h 后空冷。铸锭铣面后于 400 °C 保温 1.5 h, 而后轧成 4 mm 厚的板材, 轧制变形量为 80%。再利用线切割切成 15 mm×10 mm×2 mm 的试样, 随后进行固

收稿日期: 2017-11-24

基金项目: 国家自然科学基金 (51471067, 51501059, 11427806)

作者简介: 章国辉, 男, 1991 年生, 硕士生, 湖南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410082, E-mail: zhanggh10@hnu.edu.cn

溶和时效处理。固溶处理是将合金在475 °C下保温1 h, 立即室温水淬, 随后在120、400 °C进行不同时间的人工时效。使用HXD-1000T Vickers硬度试验机对样品进行硬度测试, 施加载荷为4.9 N, 每个样品测试5个点, 除去1个最大值和1个最小值, 求其余值的平均值。晶间腐蚀按照GB/T7988-2005标准执行, 首先将试样浸泡在标准晶间腐蚀溶液(1 mol/L NaCl+0.32 mol/L H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>)中, 实验温度为(35±2) °C, 浸泡时间为6 h, 而后取出水洗并吹干。取其垂直于轧制方向的横截面磨制和抛光。并用FEI Quanta 200型扫描电镜对样品截面的晶间腐蚀形貌进行观察。

采用电解抛光法制备 TEM 观察用试样(电解液为 30% HNO<sub>3</sub>+70% CH<sub>3</sub>OH, 电压为 15~20 V, 电流为 30~50 mA)。使用 Tecnai G2 F20 S-TWIN 型场发射透射电子显微镜(FE-TEM, 工作电压为 200 kV)观察晶粒内及晶界的析出情况, 并用 FE-TEM 自带的能谱仪进行元素面扫描分析。

为了观察样品表面(轧制表面)腐蚀初期形貌, 对实验样品表面先进行机械抛光, 然后在晶间腐蚀溶液中浸泡10 min。浸泡完取出, 用清水洗涤样品, 然后用FEI Quanta 200型扫描电镜观察样品表面腐蚀形貌。

## 2 实验结果

### 2.1 横截面腐蚀形貌表征

图1为7055铝合金120 °C时效不同时间样品横截面腐蚀形貌及时效硬化曲线。从图1a、1b、1c可以看出, 合金横截面腐蚀形貌会随时效程度的不同会发生较大改变。合金在时效早期(2 h), 横截面腐蚀形貌以典型晶间腐蚀为主, 腐蚀前沿尖锐, 无明显腐蚀产物。当合金时效至近峰值时效(24 h)、过时效(720 h)时, 合金横截面腐蚀形貌以点蚀形貌为主, 腐蚀前沿有明显腐蚀产物。从图1d可知, 该合金快速硬化效果显著, 时效30 min 硬度(HV)由固溶态的901 MPa, 快速上升到1656 MPa; 随着时效时间的延长, 硬度继续升高, 在24 h左右达到第1个峰值, 硬度(HV)为1935 MPa; 继续时效, 在96 h左右达到第2个峰值, 硬度(HV)为2032 MPa; 继续延长时效时间, 合金开始缓慢软化。

图2为7055铝合金400 °C时效时间不同时间的横截面腐蚀形貌及时效硬化曲线。相对于120 °C时效, 合金在400 °C时效时, 横截面腐蚀形貌无明显变化, 以网状的晶间腐蚀形貌为主。从图2a、2b、2c腐蚀尖端放大图可知, 此时腐蚀主要沿着晶界析出相周围铝基体进行扩展, 而晶界析出相仍保留在晶界处。从图2d可知, 合金在400 °C时效时, 由于此状态析出相强化效果低于固溶强化效果, 同时析出相的析出消耗了大量的溶质原子, 因此其硬度低于固溶态硬度。

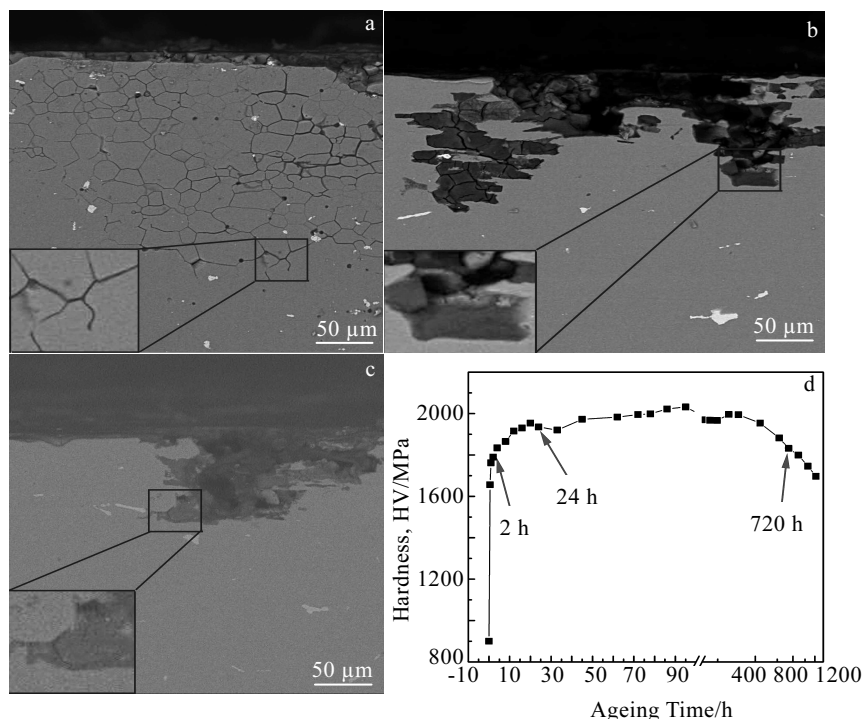


图1 7055 铝合金 120 °C 时效不同时间样品截面腐蚀形貌以及相应的时效硬化曲线

Fig.1 SEM back scattering electron images of cross-section of 7055 aluminum alloy aged at 120 °C for 2 h (a), 24 h (b), and 720 h (c); (d) the Vickers hardness-time curve

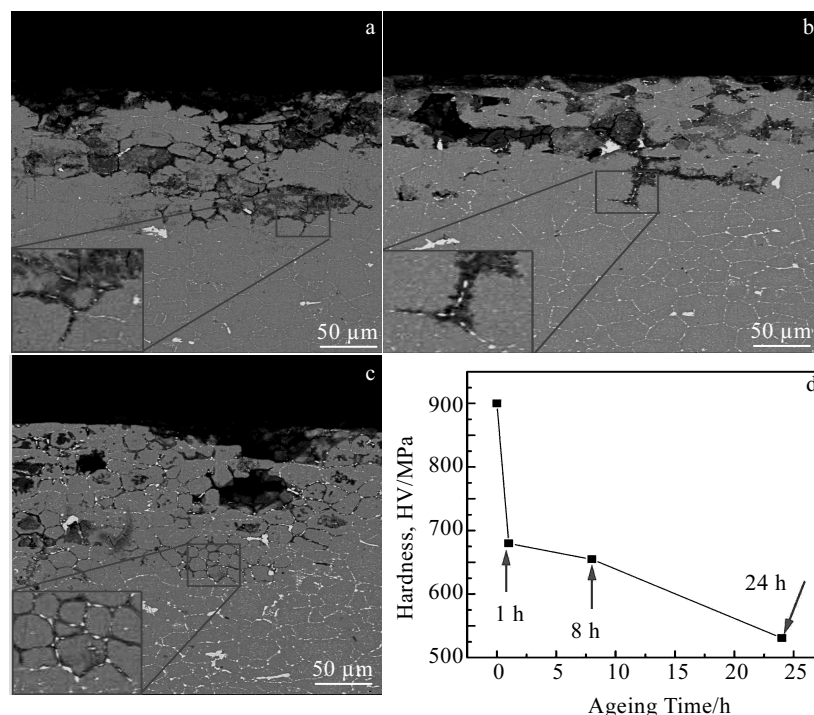


图 2 7055 铝合金 400 °C 时效不同时间样品的腐蚀形貌及时效硬化曲线

Fig.2 Back scattering electron images of 7055 alloy aged at 400 °C for 1 h (a), 8 h (b), and 24 h (c); (d) the Vickers hardness-time curve

## 2.2 样品表面腐蚀形貌表征

图 3 为 7055 铝合金 120 和 400 °C 时效不同时间样品在晶间腐蚀溶液浸泡 10 min 的 SEM 背散射电子照片。对于 120 °C 时效 2 h 样品, 如图 3a 所示, 一方面可观察到局部区域发生明显的晶间腐蚀, 且腐蚀有一定的深度; 另一方面, 如图中白色箭头所示, 可观察到在粗大的第二相粒子周围发生点蚀。这些粗大的第二相粒子可能为合金在固溶过程中未能完全溶解的  $\text{Al}_2\text{CuMg(S)}$  相或者  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ , 其与 Al 基体间存在明显的电位差异<sup>[19,20]</sup>, 在浸泡过程中粒子本身发生腐蚀或者周围基体发生腐蚀。然而, 对于 120 °C 时效 720 h 样品, 如图 3b 所示, 只能在晶界处观察到较浅的腐蚀沟槽, 说明此状态样品对晶间腐蚀不敏感。

对于 400 °C 时效 1 h 样品, 从图 3c 可以观察到局部区域晶粒出现剥落, 晶粒剥落可能是由于该区域晶间腐蚀敏感性非常强, 晶粒三维方向晶界都发生腐蚀, 导致晶粒与晶粒之间结合力降低, 在随后超声清洗过程中发生剥落; 且从右上角局部区域放大图可观察到晶界析出相周围基体发生很明显腐蚀, 而晶界析出相仍保留在晶界处。对于 400 °C 时效 8 h 样品, 从图 3d 右上角局部区域放大图也可以观察到此状态样品晶界析出相周围基体发生明显腐蚀, 而晶界析出相仍保留在晶界处。

## 2.3 浸泡腐蚀样品 TEM 表征

为了观察不同时效态样品晶界析出相的腐蚀行为, 将不同时效态 TEM 样品在 1 mol/L NaCl+0.032 mol/L  $\text{H}_2\text{O}_2$  溶液中浸泡 10 s, 然后进行 TEM 观察。从图 4a 可知, 7055 铝合金 120 °C 时效 2 h 样品, 在 1 mol/L NaCl+0.032 mol/L  $\text{H}_2\text{O}_2$  溶液浸泡 10 s 后, 晶界析出相完全溶解, 且腐蚀区域主要集中在晶界附近 200 nm 处。对于 120 °C 时效 24 h 样品, 从图 4b 可知, 晶界析出相也完全溶解, 但此样品腐蚀区域范围比欠时效状态样品大(晶界附近 1  $\mu\text{m}$ ), 说明该状态合金腐蚀从晶界向晶内扩展趋势比欠时效状态样品大。由图 4a、4b 结果可以推测出, 在标准晶间腐蚀溶液浸泡 6 h 后, 由于 120 °C 时效 24 h 样品腐蚀往深处扩展过程中往晶内扩展趋势明显, 因此其横截面腐蚀形貌表现为点蚀形貌, 而欠时效状态样品往晶内扩展趋势小, 因此其横截面腐蚀形貌表现为典型晶间腐蚀形貌。对于 400 °C 时效 8 h 样品, 如图 4c 所示, 合金在 1 mol/L NaCl+0.032 mol/L  $\text{H}_2\text{O}_2$  溶液浸泡 10 s 后, 晶界析出相周围铝基体发生明显腐蚀, 而晶界析出相仍保留在晶界处, 说明合金在 400 °C 时效时, 晶界析出相周围铝基体优先发生腐蚀。

## 2.4 晶界析出相 TEM 表征

图 5 为 7055 铝合金 120、400 °C 时效不同时间样

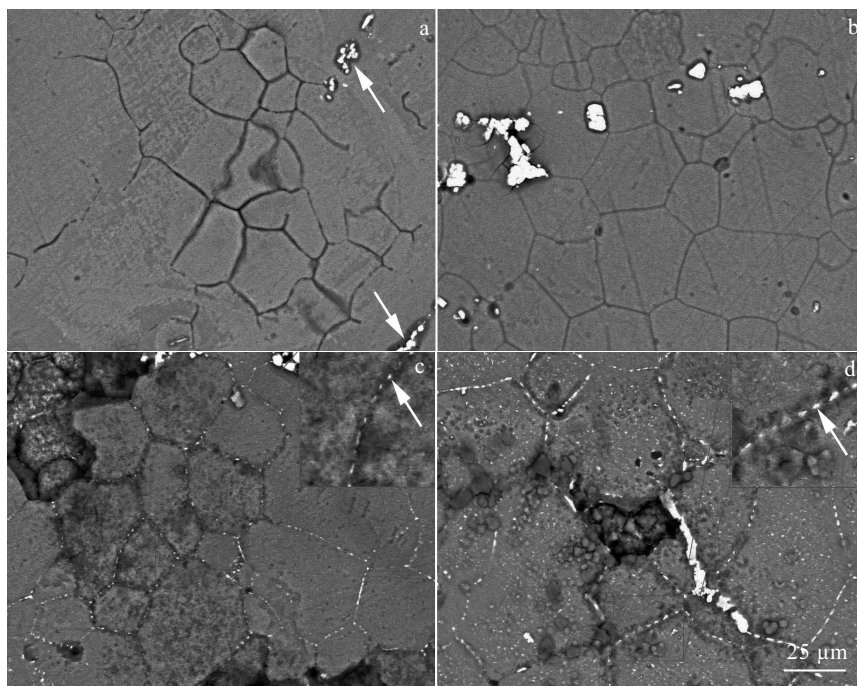


图 3 7055 铝合金 120 和 400 °C 时效不同时间样品在晶间腐蚀溶液浸泡 10 min 后的 SEM 表面背散射电子照片

Fig.3 SEM back-scattering electron images of the rolling surface of 7055 alloy aged at 120 °C for 2 h (a), 720 h (b), and 400 °C for 1 h (c), 8 h (d) after 10 min immersion in standard IGC electrolyte



图 4 7055 铝合金 120 和 400 °C 时效不同时间样品在 1 mol/L NaCl+0.032 mol/L H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 溶液浸泡 10 s 后的 TEM 明场像

Fig.4 TEM bright field images of the 7055 aluminum alloy aged at 120 °C for 2 h (a), 24 h (b), and 400 °C for 8 h (c) after immersed in the 1 mol/L NaCl+0.032 mol/L H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> solution for 10 s

品的 TEM 照片。从图 5a、5b 可以看出,合金在 120 °C 时效时,PFZ(无沉淀析出带)宽度非常窄,几乎观察不到。合金在 120 °C 时效 2 h,晶内析出大量的 GP- $\eta_p$ <sup>[21]</sup>;晶界析出相细小连续分布。当合金时效至 720 h 时,此时合金处于过时效状态,晶内析出相以  $\eta_p$  为主;晶界析出相发生明显粗化,析出相与析出相之间的间距加大。

图 5c、5d 为合金在 400 °C 时效的 TEM 照片。从图 5c 可知,当合金在 400 °C 时效 1 h 时,晶界析出相断续分布在晶界处,PFZ 宽度约为 2  $\mu\text{m}$ ;随着时效时间延长至 8 h,晶界析出相发生粗化,析出相之间间距

加大,PFZ 宽度约为 4  $\mu\text{m}$ 。

图 6a、6b 分别为 7055 铝合金 120 °C 时效 2、720 h 典型晶界处 HAADF-STEM 照片及 EDS 元素面扫描结果。可见,合金在 120 °C 时效时,晶界析出相主要含 Al、Zn、Mg 和 Cu 元素。合金在 120 °C 时效 2 h 时,晶界析出相连续分布,Cu 元素在晶内及晶界析出相均匀分布;当合金时效至 720 h 时,晶界析出相不连续分布在晶界处,且此时晶界析出相相对于晶内有一定 Cu 元素的富集。

图 6c、6d 为合金在 400 °C 时效 1、8 h 时晶界处 HAADF-STEM 照片及 EDS 元素面扫描结果。从图



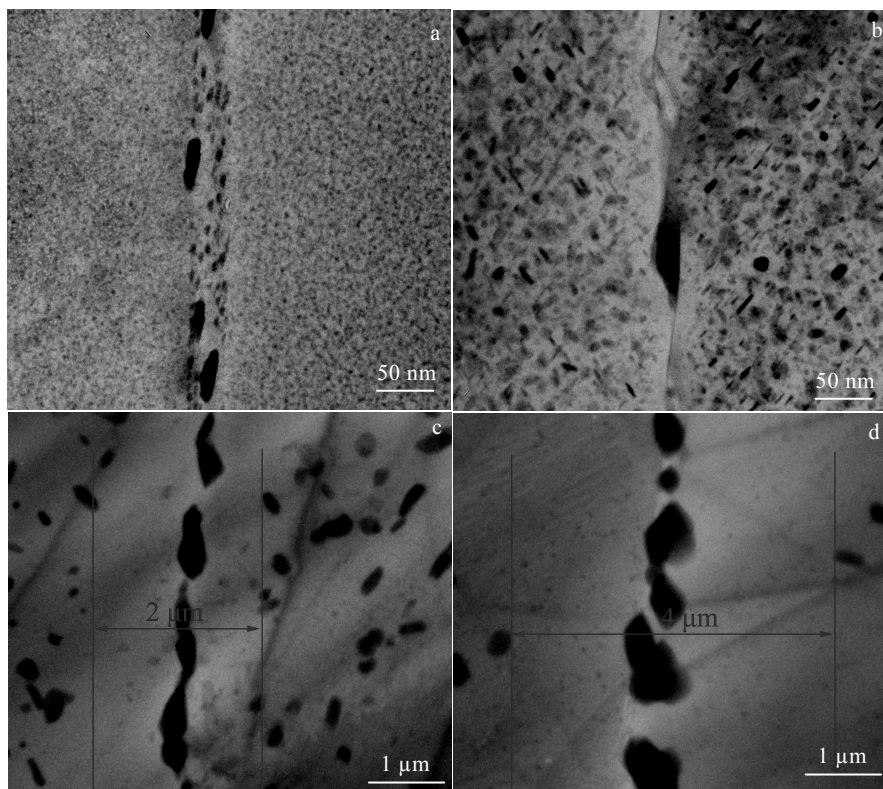


图 5 7055 铝合金 120 和 400 °C 时效不同时间样品的 TEM 照片

Fig.5 Typical bright field TEM images for the grain boundary regions of the 7055 aluminum alloy aged at 120 °C for 2 h (a), 720 h (b), and 400 °C for 1 h (c), 8 h (d)

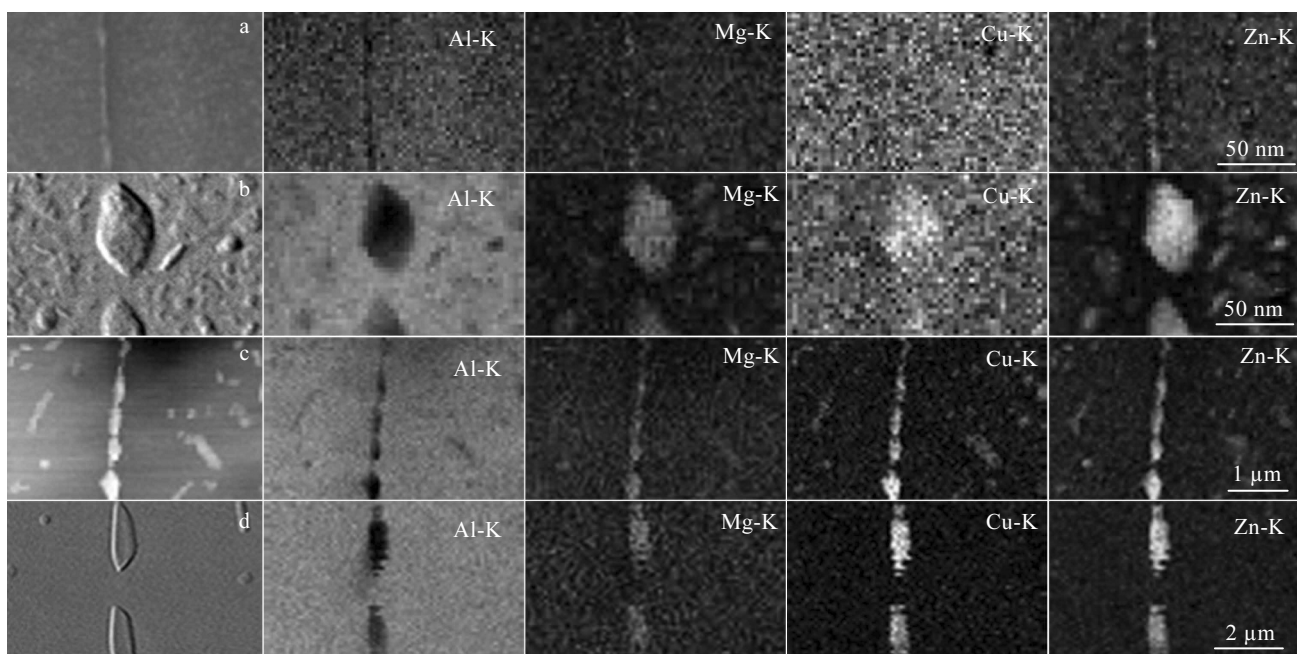


图 6 7055 铝合金 120 和 400 °C 时效不同时间样品晶界附近区域的典型 HAADF-STEM 照片及 EDS 元素面扫描

Fig.6 Typical HAADF-STEM images and EDS element mapping for the grain boundary regions of the 7055 aluminum alloy aged at 120 °C for 2 h (a), 720 h (b) and 400 °C for 1 h (c), 8 h (d)

中可知晶界析出相同样含有 Al、Mg、Zn 和 Cu 元素, 与 120 °C 时效样品一致; 但是合金在 400 °C 时效时, 此时合金中 Cu 元素几乎都偏聚于晶界析出相中, 从而周边基体贫 Cu。

### 3 分析与讨论

Al-Zn-Mg(Cu)合金是一种时效硬化型合金, 其强度主要取决于晶内析出相的种类、大小、数量以及分布。目前, Al-Zn-Mg(Cu)合金的时效析出顺序主要有 3 个: (1) 低 Zn/Mg 比条件:  $SSSS \rightarrow GP-\eta' \rightarrow \eta' \rightarrow \eta$ ; (2) 高 Zn/Mg 比条件  $SSSS \rightarrow GP-\eta_p \rightarrow \eta_p \rightarrow \eta^{[5]}$ ; (3)  $SSSS \rightarrow T' \rightarrow T^{[22]}$ , 其中 SSSS 是过饱和固溶体。不同的时效处理会造成晶内和晶界析出行为的改变, 从而影响合金的腐蚀性能。

目前, 被广泛接受的铝合金晶间腐蚀机理主要有 2 种: (1) 晶界析出相电位比周围铝基体负, 进而导致晶界析出相的阳极溶解和晶间腐蚀的发生; (2) 晶界析出相电位比铝基体正, 结果使晶界析出相周围基体发生阳极溶解, 导致晶间腐蚀的发生。

晶界  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) 相由于含有活泼性 Mg 元素, 相对于 Al 基体作为阳极优先发生腐蚀<sup>[23]</sup>。在含 Cu 的 7xxx 系铝合金中,  $\eta$  相化学成分为  $Mg(Zn, Al, Cu)_2$ <sup>[24]</sup>, 随着  $\eta$  相 Cu 含量的提高, 其电位会往正方向移动, 进而与基体之间电位差异减小<sup>[10, 13, 24]</sup>。合金在 120 °C 时效条件下, 随着时效时间的变化, 腐蚀形貌变化可以通过晶界析出相的分布及 Cu 元素在晶界析出相及晶内的分布得到解释。合金在 120 °C 时效 2 h 时, 从图 6a 中可以看到, Cu 元素在晶界析出相和晶内均匀分布, 晶界析出相有 Mg、Zn 元素的富集, 此时晶内比晶界析出相电位高出明显; 与此同时, 此状态样品晶界析出相之间间距非常小, 在腐蚀过程中可以形成连续的腐蚀通道, 因此其横截面腐蚀形貌表现为典型晶间腐蚀形貌。随着时效时间的延长, 对于 120 °C 时效 720 h 的样品, 此时晶界析出相相对于晶内出现 Cu 元素的富集, 晶界析出相与晶内之间的电位差降低; 且晶界析出相之间间距加大, 延缓了连续腐蚀通道的形成, 腐蚀沿晶界扩展的同时也会往晶内进行扩展, 导致其横截面腐蚀形貌表现为点蚀形貌。

合金在 400 °C 时效时, 从图 6c、6d 中可知, Cu 元素几乎都偏聚于晶界析出相中, 晶界析出相周边基体贫 Cu, 此时晶界析出相电位反而高于基体, 导致晶界周边基体腐蚀主导的晶间腐蚀形貌。

### 4 结 论

1) 合金在 120 °C 时效时, 晶界析出相优先发生腐蚀; 而合金在 400 °C 时效时, 晶界析出相周边铝基体优先发生腐蚀。

2) 合金在 120 °C 时效时, 随着时效时间的改变, 由于晶界析出相粗化、析出相间距加宽及晶界析出相 Cu 含量提高, 导致合金腐蚀形貌由典型晶间腐蚀形貌向点蚀形貌转变。合金在 400 °C 时效时, 此时 Cu 元素几乎都偏聚于晶界析出相中, 晶界析出相周边基体贫 Cu, 晶界析出相腐蚀电位反而高于 PFZ 的腐蚀电位, 导致晶界周边基体腐蚀主导的晶间腐蚀形貌。

### 参考文献 References

- [1] Pan Fusheng(潘复生). *Aluminum alloy and Its Application*(铝合金及其应用)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 59
- [2] Wang Mingpu(汪明朴), Wang Zhiwei(王志伟), Wang Zhengan(王正安) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals Society of China*(中国有色金属学报)[J], 2001, 11 (6): 1069
- [3] Mukhopadhyay A K. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2009, 62(2): 113
- [4] Ren Shuo(任 硕), Chen Jianghua(陈江华), Liu Jizi(刘吉梓) et al. *Journal of Chinese Electron Microscopy Society*(电子显微学报)[J], 2011, 30(4): 444
- [5] Liu J Z, Chen J H, Liu Z R et al. *Materials Characterization*[J], 2015, 99: 142
- [6] Fang Lei(方 磊), Zhao Xinqi(赵新奇), Chen Jianghua(陈江华) et al. *Journal of Chinese Electron Microscopy Society*(电子显微学报)[J], 2012, 31(3): 202
- [7] Yang X, Liu J, Chen J et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2014, 27(6): 1070
- [8] Sun Zhihua(孙志华), Liu Minghui(刘明辉), Zhang Xiaoyun(张晓云) et al. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection* (中国腐蚀与防护学报)[J], 2006, 26(4): 232
- [9] Zhou Kun(周 堃), Wang Bin(王 彬), Zhao Yu(赵 宇) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals Society of China*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(8): 2509
- [10] Ramgopal T, Gouma P I, Frankel G S. *Corrosion-Houston Tx*-[J], 2002, 58(8): 687
- [11] Huang L, Chen K, Li S. *Materials Science & Engineering B*[J], 2012, 177(11): 862
- [12] Maitra S, English G C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1981, 12(3): 535
- [13] Andreatta F, Terryn H, Wit J H W D. *Electrochimica Acta*[J],

- 2004, 49(17-18): 2851
- [14] Xiao Y P, Pan Q L, Li W B *et al. Materials & Design*[J], 2011, 32(4): 2149
- [15] Huang L P, Chen K H, Li S *et al. Scripta Materialia*[J], 2007, 56(4): 305
- [16] Brunner J G, Birbilis N, Ralston K D *et al. Corrosion Science*[J], 2012, 57(2): 209
- [17] Krishna K G, Sivaprasad K, Narayanan T S N S *et al. Corrosion Science*[J], 2012, 60(1): 82
- [18] Wang D, Ma Z Y, Gao Z M. *Materials Chemistry & Physics*[J], 2009, 117(1): 228
- [19] Birbilis N, Cavanaugh M K, Buchheit R G. *Corrosion Science*[J], 2006, 48(12): 4202
- [20] Boag A, Hughes A E, Glenn A M *et al. Corrosion Science*[J], 2011, 53(1): 17
- [21] Liu J Z, Chen J H, Yuan D W *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 99: 142
- [22] Yang X B, Chen J H, Liu J Z *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2014, 610(30): 69
- [23] Li J F, Zheng Z Q, Li S C *et al. Corrosion Science*[J], 2007, 49(6): 2436
- [24] Ramgopal T, Schmutz P, Frankel G S. *Journal of the Electrochemical Society*[J], 2001, 148(9): B348
- [19] Birbilis N, Cavanaugh M K, Buchheit R G. *Corrosion*

## Intergranular Corrosion Morphologies in Relation with Their Microscopic Mechanisms in the Artificially-aged 7055 Aluminum Alloy

Zhang Guohui, Yang Xiubo, Huang Leiping, Chen Jianghua  
(Hunan University, Changsha 410082, China)

**Abstract:** The effect of artificial ageing on the intergranular corrosion behavior of 7055 aluminum alloy were investigated by accelerated corrosion test, scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and EDS element mapping. The results show that when the alloy is aged at 120 °C, the grain boundary precipitates (GBPs) are the preferential corrosion sites; however, when the alloy is aged at 400 °C, the Al-matrix near the GBPs is the preferential corrosion site rather than the GBPs. According to the TEM and EDS results, when the alloy is aged at 120 °C, extended ageing leads to the coarsening and discontinuous distribution of GBPs as well as the increase in the Cu content in the GBPs. These factors result in the evolution of corrosion morphology from a typical intergranular corrosion morphology to a pitting morphology. When the alloy is aged at 400 °C, Cu elements will concentrate in the precipitates, especially in the GBPs, and the Al-matrix deplete Cu element. As such, the corrosion potential of GBPs becomes higher than that of the Al-matrix nearby, which leads to intergranular corrosion guided by the Al-matrix dissolution along the grain boundary.

**Key words:** 7055 aluminum alloy; typical intergranular corrosion morphology; pitting morphology; EDS element mapping

---

Corresponding author: Chen Jianghua, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, P. R. China, Tel: 0086-731-88664119, E-mail: jhchen123@hnu.edu.cn