

# 时效析出行为的改变对 AA2024 铝合金应力腐蚀行为的影响

孙 丽, 牛凤姣, 伍翠兰, 赖玉香, 陈江华

(湖南大学, 湖南 长沙 410082)

**摘 要:** 通过恒载荷应力腐蚀实验、扫描电镜 (SEM) 和透射电镜 (TEM) 等测试方法, 研究了时效处理中析出行为的变化对 AA2024 铝合金应力腐蚀行为的影响。结果表明, 合金在 T3 态时对应力腐蚀较为敏感, 进行 T8 时效处理后, 合金的应力腐蚀敏感性显著降低。利用高角环形暗场成像扫描透射电镜技术 (HAADF-STEM) 对合金进行准原位腐蚀实验观察, 研究了合金 T3 和 T8 时效状态下的腐蚀过程和析出行为的变化情况, 直观地展示了不同时效状态合金的腐蚀形态: T3 态的合金为晶间腐蚀形貌, T8 态的合金为晶间腐蚀和晶粒腐蚀相结合。由于析出行为和腐蚀机制的改变, 不同时效状态的 AA2024 铝合金的应力腐蚀敏感性不同。

**关键词:** 2024 铝合金; 晶间腐蚀; 晶粒腐蚀; 应力腐蚀; 人工时效

**中图分类号:** TG172; TG146.21

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)09-2944-07

2xxx 系 (Al-Cu(-Mg)) 铝合金是一种可热处理强化型合金, 由于其高强高韧的特性、优良的耐热性和良好的抗疲劳性能被广泛应用于航空航天和军工领域<sup>[1-3]</sup>。从 2012 年统计数据可知, 铝合金在民用飞机中的用量占其净质量的 70% 以上, 在军用飞机中占有 48% 以上<sup>[4-6]</sup>。作为飞机和航空器的结构材料, 铝合金在服役过程中常出现疲劳或腐蚀导致材料失效。而 2xxx 系铝合金的抗腐蚀性能并不理想, 容易在湿度较大的环境中发生晶间腐蚀和应力腐蚀等, 使合金毫无预兆地发生脆性断裂, 致使空难发生。因此, 2xxx 系铝合金的腐蚀问题一直以来是国内外研究的热点。

一般认为, 铝合金的抗腐蚀性能主要与晶内、晶界的析出行为有关<sup>[7-10]</sup>, 因此过去有许多关于揭示铝合金的腐蚀行为与析出行为关系的研究<sup>[11-13]</sup>。有研究<sup>[11]</sup>表明 2024 铝合金晶间腐蚀敏感性与晶界 S-Al<sub>2</sub>CuMg 相的连续性有关: 晶界 S 相分布越连续, 合金越容易发生晶间腐蚀。也有学者<sup>[12]</sup>研究发现由于 2024 铝合金中晶内 S 相在大于一定尺寸时, 铝基体表面的氧化膜不能完全覆盖, 导致合金容易发生点蚀。对于应力腐蚀的情况, 有研究<sup>[13]</sup>发现, 在一种晶间腐蚀敏感的 2xxx 系铝合金中, 应力腐蚀过程中产生的应力腐蚀裂纹仍然具有沿晶界扩展的特征, 因此认为应力腐蚀与晶间腐蚀呈正相关性。

时效热处理工艺会影响铝合金析出相的尺寸、分

布和密度等, 进而影响析出相与基体的电化学反应及析出相在局部腐蚀过程中的作用<sup>[14-18]</sup>, 因此可以利用不同时效热处理状态下铝合金应力腐蚀行为的差异来研究应力腐蚀行为与析出行为的关系。对 2024 铝合金而言, 前人研究了大量的 2024-T3 铝合金的点蚀行为<sup>[19-22]</sup>, 也有对 T3 态合金的晶间腐蚀<sup>[11,23]</sup>和应力腐蚀<sup>[13,24]</sup>的探讨, 但研究不同时效处理对 2024 铝合金局部腐蚀行为, 特别是应力腐蚀行为的影响仍较欠缺。有研究者<sup>[15]</sup>发现时效处理可以改变 2024 铝合金的腐蚀形貌: T3 态合金为点蚀和晶间腐蚀共存的腐蚀形貌, 而 T8 处理后的合金为晶粒腐蚀形貌。但由于微观结构表征的不完善, T3 态和 T8 态合金出现不同腐蚀形貌的机制仍然没有被揭示清楚, 另外腐蚀机制不同的合金是否具有不同的应力腐蚀敏感性也有待研究。

本实验选用 AA2024 铝合金, 通过静态腐蚀实验、恒载荷应力腐蚀实验及 HAADF-STEM 准原位腐蚀实验, 研究 T3 和 T8 两种时效处理的 AA2024 铝合金分别在无应力和有应力条件下的局部腐蚀行为以及析出行为的变化, 揭示 T3 和 T8 态不同析出行为对合金腐蚀机制和应力腐蚀行为的影响。

## 1 实验

实验合金为 Al-4.17Cu-1.40Mg (质量分数, %), 该合金为商用 AA2024 铝合金 150 mm×150 mm×15 mm

收稿日期: 2018-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51671082, 51471067, 11427806); 国家重点研发计划 (2016YFB0300801)

作者简介: 孙 丽, 女, 1992 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: 15173146147@163.com

厚板材, 初始状态为 T3, 即经过固溶、1%~5% 的冷变形再自然时效至稳定状态。将板材利用线切割切成 10 mm×15 mm×2 mm 的薄片试样及一定尺寸的拉伸试样。拉伸试样尺寸和样品加工方向如图 1 所示, 样品厚度为 1 mm, 样品受力方向平行于截面方向 T (transverse direction)。

对上述 T3 态的薄片试样和拉伸试样直接进行 200 °C 人工时效, 得到 T8 态样品。对薄片试样进行硬度测试, 然后选取 T3 态、T8 峰值时效态 (T3+200 °C, 3 h) 和过时效态 (T3+200 °C, 24 h) 进行其他性能测试, 包括对薄片试样进行静态腐蚀实验, 对拉伸试样进行力学性能测试和恒载荷应力腐蚀实验。为方便描述, 将 T8 峰值时效态和过时效态分别命名为 T8-1 和 T8-2。采用 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 7 个点, 除去一个最大值和一个最小值, 取其平均值。采用 50 kN 级 MTS Landmark 电液伺服疲劳试验机对样品进行室温拉伸力学性能测试, 拉伸速度为 2 mm/min, 测得样品的屈服强度和抗拉强度。

静态腐蚀实验样品处理方法为: 将试样轧制平面所在的表面打磨抛光, 其他 3 个表面采用 GZH-45-2 型 801 强力胶密封, 避免腐蚀液渗入。恒载荷应力腐蚀实验的试样经过与静态腐蚀实验相同表面处理后, 施加恒定载荷 (载荷大小等于每种时效状态下合金的 1/2 屈服强度乘以拉伸试样的横截面积) 在 NKK-4050 型应力腐蚀试验机上进行腐蚀实验。静态腐蚀实验和恒载荷应力腐蚀实验的腐蚀介质均为 1.0 mol/L NaCl 溶液, 实验温度为 (25±3) °C, 浸泡时间选取 6 和 24 h。浸泡结束后, 将样品取出水洗并吹干, 取其横截面打磨抛光, 用 FEI Quanta 200 SEM 对样品截面腐蚀深度和表面腐蚀形貌进行观察。

采用 Tecnai G2 F20 S-TWIN 型场发射透射电镜 (FE-TEM, 工作电压为 200 kV) 在 TEM 成像和 HAADF-STEM 成像两种成像模式下对样品的晶界及晶内析出情况进行离位和准原位观察, 并利用 EDS 面

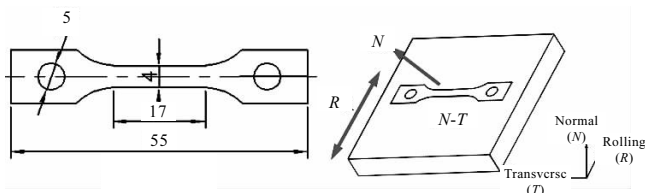


图 1 拉伸试样尺寸及样品加工方向示意图

Fig.1 Schematic illustration of tensile specimen and the direction of sample machining (mm)

扫描进行析出相的成分分析。TEM 试样利用电解双喷法制备, 所用电解液为 25% HNO<sub>3</sub>+75% CH<sub>3</sub>OH, 电流为 50~60 mA, 温度为 -20~-30 °C。对于准原位 TEM 观察实验, 透射样品在 0.5 mol/L NaCl 溶液中浸泡约 5 min 后取出, 用乙醇清洗, 利用 HAADF-STEM 观察样品浸泡前后晶粒内部及相同位置晶界的腐蚀情况, 浸泡后的样品观察前经过 5 min 的等离子清洗。

## 2 结果与分析

### 2.1 腐蚀深度与腐蚀形貌表征

图 2 为 T3 态合金在 200 °C 人工时效的硬度曲线, 右上角插图则为合金时效早期硬度曲线的放大图。由图 2 可知, 对合金进行 200 °C 人工时效处理后, 合金硬度由 T3 态的 1310 MPa 快速下降到 1240 MPa, 这是自然时效形成的原子团簇在人工时效早期发生回溶导致的<sup>[15]</sup>。随时效进行, 合金快速硬化, 在 3 h 左右达到峰值, 硬度为 1500 MPa。随时效时间继续延长, 合金硬度开始逐渐下降。表 1 为合金不同热处理状态下的拉伸试验结果。从表 1 中可知, 经过不同时效处理的样品所得到的屈服强度和抗拉强度有所差别, T8-1 和 T8-2 态的样品屈服强度均高于 T3 态的样品, 这与硬度测试结果相一致。

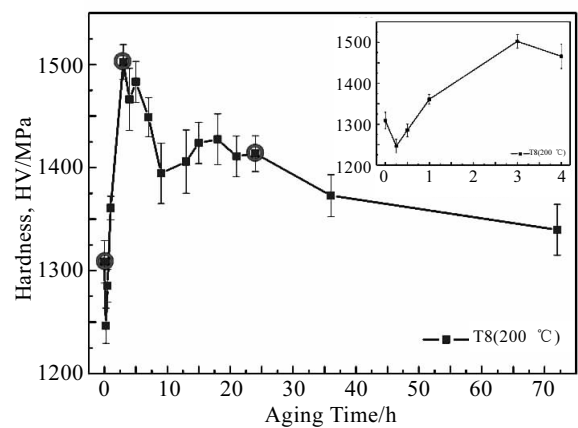


图 2 T3 态 AA2024 铝合金在 200 °C 人工时效的硬度曲线

Fig.2 Vickers hardness-time curve of AA2024-T3 alloy aged at 200 °C

表 1 不同热处理状态 AA2024 铝合金拉伸试验结果

Table 1 Tensile test results of AA2024 alloy after different heat treatments

Treatment	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa
T3	427	444
T8-1	457	472
T8-2	438	440

图 3 为 T3 和 T8 态的样品在 1.0 mol/L NaCl 溶液中浸泡 6 h 后的表面腐蚀形貌。T3 态样品表现为典型的晶间腐蚀形貌，如图 3a 和 3b 所示，腐蚀范围广泛，表面腐蚀产物较少，粗大的第二相粒子 S 相 ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) 部分发生腐蚀甚至脱落，有少数的 AlCuFeMn 粒子周围发生腐蚀<sup>[20]</sup>。对于 S 相粒子，首先是粒子中的活泼金属 Mg 元素发生腐蚀，当 Mg 元素被消耗完全后，剩余的富 Cu 骨架诱发周围铝基体进一步腐蚀，最终导致粒子脱落<sup>[19]</sup>；而 AlCuFeMn 粒子电位相对较高，不易发生腐蚀，但也可作为阴极，与周围铝基体形成原电池，使粒子周围铝基体发生腐蚀<sup>[20,25]</sup>。T8-1 态样品表面存在明显的腐蚀产物，如图 3c 所示，且可观察到整个晶粒发生腐蚀脱落的现象，脱落晶粒周围存在较短的晶间腐蚀通道，如图 3c 中红色方框区域的放大图所示，因此该状态为晶粒腐蚀和晶间腐蚀共同存在的腐蚀形貌。T8-2 态样品的腐蚀形貌与 T8-1 态样品相似（图 3d），但晶粒腐蚀现象相比 T8-1 态样品更加严重。晶粒腐蚀是由晶内腐蚀严重到一定程度之后发生晶粒脱落造成的，说明 T8-2 态比 T8-1 态更易发生晶内腐蚀。在文献[15]中发现 2024 合金 T3 态为点蚀和晶间腐蚀形貌，T8 态为晶粒腐蚀形

貌，这与本研究的结果基本一致，只是本研究对腐蚀形貌的表征更加细致，将腐蚀形貌阐述得更加清楚。

表 2 是不同时效状态的样品在 1.0 mol/L NaCl 中浸泡 24 h 后的截面腐蚀深度及实验过程中所受拉应力大小（无应力对应静态腐蚀实验，有应力对应恒载荷应力腐蚀实验）。为了保证结果的可靠性，对每种状态进行了多次重复实验，表 2 中的结果为各状态的平均腐蚀深度。图 4 中展示了每种状态代表性的截面腐蚀形貌和腐蚀深度。从表 2 和图 4 可知，是否施加应力对每种状态样品的腐蚀形式并没有很大的改变，T3 态的样品仍为典型的晶间腐蚀形貌，T8 态样品仍为晶间腐蚀和晶粒腐蚀相结合的腐蚀形貌。但应力对不同状态样品的腐蚀程度具有不同的加剧作用。恒载荷应力腐蚀实验后 T3 态的样品腐蚀深度和静态腐蚀实验相比明显增加（增加约 109%）。另外，样品靠近表面的晶间腐蚀通道明显加宽，说明应力不仅会促进晶间腐蚀向样品纵深处扩展，同时也会促进腐蚀向横向方向扩展。而 T8 态样品恒载荷应力腐蚀深度与静态腐蚀深度相差不大，T8-1 态样品深度增加了约 2%，T8-2 态样品深度增加了约 7%。由此可见，应力对 T3 态样品腐蚀的促进作用明显大于 T8 态样品，由于 T3 态样

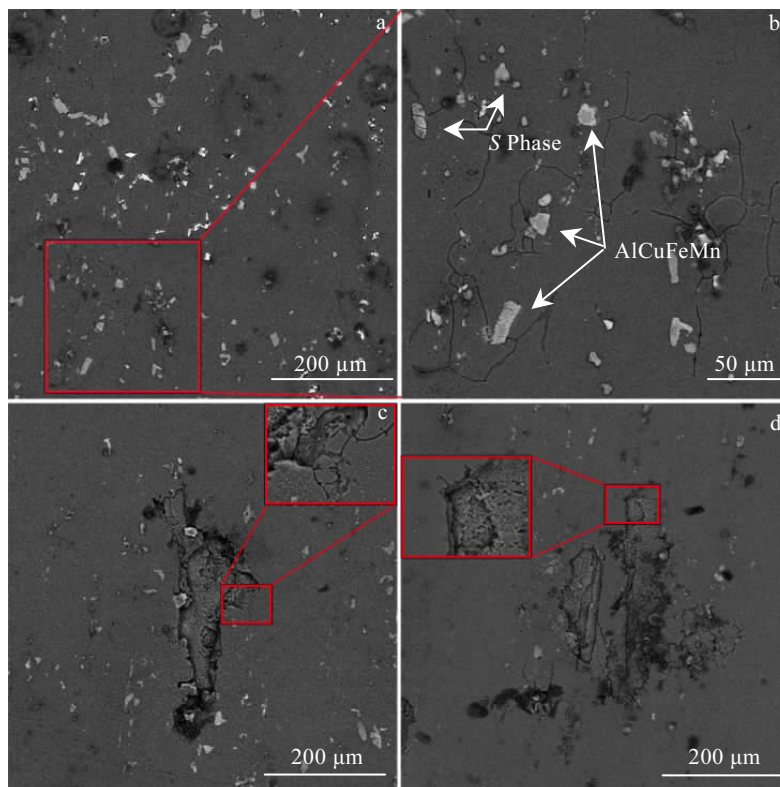


图 3 不同热处理状态的 AA2024 铝合金腐蚀浸泡 6 h 后的轧制平面表面形貌

Fig.3 Back-scattering electron images of the rolling surface of different tempered AA2024 alloys after immersion in 1.0 mol/L NaCl for 6 h: (a, b) T3, (c) T8-1, and (d) T8-2

品的晶间腐蚀程度大于 T8 态样品, 因此推测这可能是由于应力对晶间腐蚀的促进作用大于对晶粒腐蚀的促进作用。晶间腐蚀的扩展路径(沿晶界)相对于晶粒腐蚀更具有方向性, 应力的存在会促进腐蚀的进一步扩展, 且应力也是沿特定方向施加的(平行于 T 方向), 那么应力对更具有方向性的晶间腐蚀的促进作用必然会大于对晶粒腐蚀的促进作用。在无应力时, T3 态的腐蚀深度只是稍大于 T8 态的腐蚀深度, 而由于应力对 T3 态腐蚀深度的促进作用更大, 最终导致 T3 态的应力腐蚀敏感性明显大于 T8 态。

2.2 析出相微观结构的离位和准原位表征

为研究合金 200 °C 人工时效处理后出现不同腐蚀形貌的原因, 对样品进行 TEM 观察。图 5 是合金不同时效处理后晶界和晶内的 TEM 图像。从图 5a 和 5b 可知, T3 态的样品晶内、晶界均存在大量位错, 且晶内存在粗大的 T 相 ( $Al_{20}Cu_2Mn_3$ ), 晶界处则存在连续分布的 S 相 ( $Al_2CuMg$ ) [12]。根据文献报道[11], 连续分布的晶界析出相容易使材料具有晶间腐蚀敏感性, 所以 T3 态样品晶间腐蚀较严重, 后文将进行更详细的分析。T8-1 态样品晶界处析出不连续的 S 相(图 5c), 晶内除 T 相外还析出了大量细小弥散分布的强化相 S 相[15] (图 5d)。T8-2 态样品的晶界 S 相分布相比 T8-1 态变得更加连续(对比图 5c 和 5e), 且晶内 S 相

尺寸发生明显粗化(对比图 5d 和 5f)。

图 6 为合金晶界准原位腐蚀及晶内腐蚀 HAADF-STEM 表征结果。由图 6a~6c 可知, T3 态的样品晶内几乎不发生腐蚀, 而晶界处的腐蚀沿晶界呈拉长状, 如图 6b 中黑色箭头所指区域所示, 说明该状态下样品有很强的沿晶界腐蚀的趋势。为了进一步揭示 T3 态样品晶界处的腐蚀过程, 对 T3 态样品腐蚀后的晶界处进行 EDS 元素面扫描分析, 结果如图 7 所示。图 7b 证实了 T3 态样品的晶界处有连续分布的 S 相 ( $Al_2CuMg$ )。图 7c 为晶界处发生腐蚀的区域的 EDS 结果, 从图中观察到 Mg 原子的富集消失了, 但 Cu 原子的富集仍然很明显。结合该结果与前人的研究[18] 可得出该状态样品晶界的腐蚀过程为: 首先 S 相中的

表 2 不同热处理状态的 AA2024 铝合金在 1.0 mol/L NaCl 溶液中浸泡 24 h 后的截面腐蚀深度

Table 2 Corrosion depths of cross-section of different tempered AA2024 alloys after immersion in 1.0 mol/L NaCl for 24 h

Treatment	T3	T8-1	T8-2
Corrosion depth/ $\mu m$	53 $\pm$ 5	111 $\pm$ 4	42 $\pm$ 7
Tensile stress/MPa	0	214	0
		0	229
		0	219

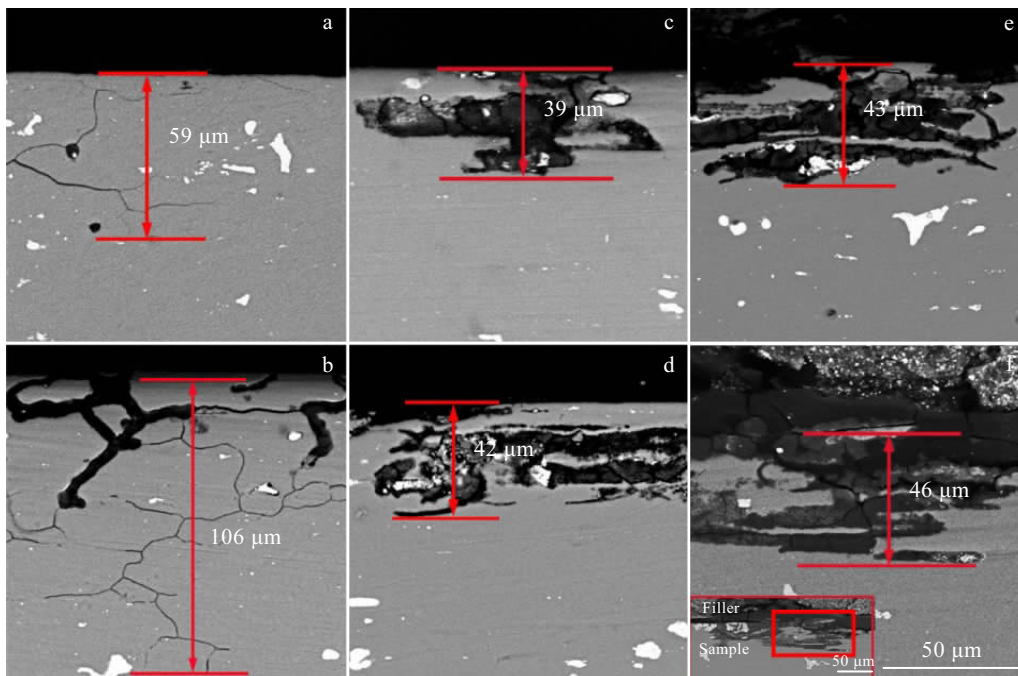


图 4 不同热处理状态的 AA2024 铝合金静态腐蚀和恒载荷应力腐蚀 24 h 后的截面形貌

Fig.4 Back scattering electron images of cross-section of different tempered AA2024 alloys after immersion in 1.0 mol/L NaCl without stress (a, c, e) and with constant load stress (b, d, f) for 24 h: (a, b) T3, (c, d) T8-1, and (e, f) T8-2

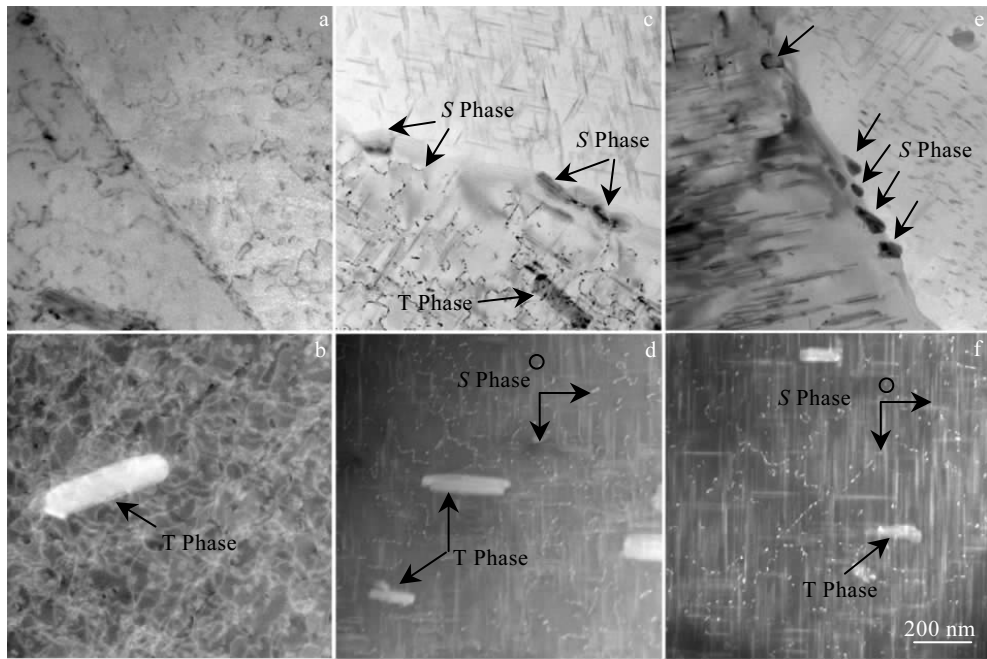


图 5 不同热处理状态的 AA2024 铝合金晶界 TEM 明场像和晶内 HAADF-STEM 图像

Fig.5 TEM bright-field images of grain boundary regions (a, c, e) and HAADF-STEM images of intragranular regions (b, d, f) for different tempered AA2024 alloys: (a, b) T3, (c, d) T8-1, and (e, f) T8-2



图 6 不同热处理状态的 AA2024 铝合金晶界准原位腐蚀和晶内腐蚀的 HAADF-STEM 图像

Fig.6 In-situ HAADF-STEM observations for the corrosion behavior of grain boundary for different tempered AA2024 alloys: (a, d, g) before immersion, (b, e, h) after immersion, and (c, f, i) intragranular regions

Mg 原子在短时间内被迅速消耗掉, 接着剩余的富 Cu 骨架与晶界周围基体贫溶质区形成较大电位差, 富 Cu 骨架与晶界贫溶质区构成腐蚀原电池, 富 Cu 骨架作为原电池中的阴极, 腐蚀沿晶界贫溶质区(阳极)扩展, 最终造成较严重的晶间腐蚀。

对于 T8-1 态样品, 晶界处 S 相发生腐蚀(如图 6e 中黑色箭头所指), 但由于这些 S 相分布不连续, 很难形成连续的腐蚀通道, 因此沿晶界腐蚀现象并不明显。晶内可观察到部分 T 相附近发生了局部腐蚀, 如图 6f 中白色箭头所指。虽然此时的 T 相与 T3 态样品相同(T 相在时效过程中不发生改变<sup>[3,26]</sup>), 但由于时效过程中晶内 S 相的析出消耗了大量的基体溶质 Cu 原子, 导致基体电位下降, T 相与基体的电位差增加,

T 相周围基体发生腐蚀。T8-2 态样品晶界处 S 相同样容易发生腐蚀, 其分布的连续性虽然相对 T8-1 态样品稍微增加, 但仍然远不及 T3 态样品, 因此沿晶界腐蚀现象仍然不明显。晶内的 S 相尺寸比 T8-1 态更加粗大, 且晶内腐蚀程度比 T8-1 态更严重。有研究表明<sup>[10]</sup>, 随 S 相尺寸的增加, S 相与基体间的电化学差异增加, 当 S 相尺寸增加到一定程度时, 致密的氧化膜不再完全覆盖 S 相, 暴露在外的 S 相会发生腐蚀。S 相尺寸越大, 其被腐蚀程度也越高。另外, T8-2 态样品 T 相的腐蚀情况与 T8-1 态样品相似, 因此晶内 S 相的粗化是造成 T8-2 态样品的晶内腐蚀比 T8-1 态样品更严重的主要原因。

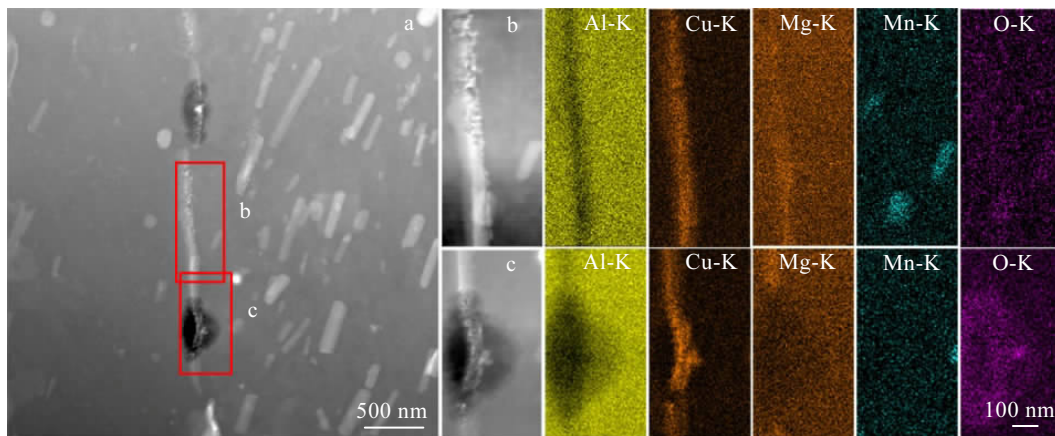


图7 T3 态的 AA2024 铝合金腐蚀后晶界附近区域的典型 HAADF-STEM 图像及 EDS 元素面扫描结果

Fig.7 Typical HAADF-STEM image (a) and EDS mappings of corresponding region b (b) and region c (c) of the grain boundary for AA2024-T3 alloy after immersion in NaCl solution

### 3 结论

1) 人工时效处理可以改变合金晶内及晶界析出相的尺寸和分布, 从而产生不同的腐蚀形貌。T3 态合金为典型的晶间腐蚀形貌, T8 处理后合金为晶间腐蚀和晶粒腐蚀相结合的腐蚀形貌。T3 态合金的晶内无 S 相析出, 晶界连续分布的 S 相形成连续的腐蚀通道, 造成较严重的晶间腐蚀。而 T8 态合金的晶内析出大量的纳米析出相 S 相, 且晶界析出不连续分布的 S 相, 造成晶粒腐蚀和较轻微的晶间腐蚀共存, 并且与峰值时效态相比, 过时效态的晶内 S 相尺寸增加, S 相与基体间的电化学差异增加, 晶粒腐蚀更为严重。

2) 不同时效处理的合金应力腐蚀敏感性不同, T3 态合金具有较大的应力腐蚀敏感性, 而 T8 态合金应力腐蚀敏感性显著降低, 这是由于 T3 态合金的晶

间腐蚀程度大于 T8 态合金, 且应力对晶间腐蚀的促进作用大于对晶粒腐蚀的促进作用。

#### 参考文献 References

- [1] Radmilovic V, Kilaas R, Dahmen U *et al. Acta Materialia*[J], 1999, 47(15-16): 3987
- [2] Williams J C, Jr E A S. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(19): 5775
- [3] Wang S C, Starink M J. *Metallurgical Reviews*[J], 2005, 50(4): 193
- [4] Cao Jingzhu(曹景竹), Wang Zhutang(王祝堂). *Light alloy fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2013, 41(2): 1
- [5] Williams J C, Starke E A. *Acta Materialia*[J], 2003, 51: 5775
- [6] Liu Bing(刘兵), Peng Chaoqun(彭超群), Wang Richu(王日初) *et al. Transaction of Nonferrous Metals Society of China*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(9): 1706

- [7] Wang J, Zhang B, Zhou Y T *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 82: 22
- [8] Yang X, Liu J, Chen J *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2014, 27 (6): 1070
- [9] 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
- [10] Wang J, Zhang B, Wu B *et al. Corrosion Science*[J], 2016, 105: 183
- [11] Wang Z, Chen P, Li H *et al. Corrosion Science*[J], 2017, 114: 156
- [12] Bonfils-Lahovary M L D, Laffont L, Blanc C. *Corrosion Science*[J], 2017, 877: 444
- [13] Luo Xianfu(罗先甫), Zha Xiaoqin(查小琴), Zheng Guohua(郑国华) *et al. Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2015, 30(4): 24
- [14] Li Jinfeng(李劲风), Zheng Ziqiao(郑子樵), Ren Wenda(任文达). *Materials Review*(材料导报)[J], 2005, 19(2): 81
- [15] Zhang W, Frankel G S. *Electrochimica Acta*[J], 2003, 48(9): 1193
- [16] Sun X Y, Zhang B, Lin H Q *et al. Corrosion Science*[J], 2013, 77(12): 103
- [17] Huang Leiping(黄磊萍), Yang Xiubo(杨修波), Chen Jianghua(陈江华) *et al. Journal of Chinese Electron Microscopy Society*(电子显微学报)[J], 2017, 36(3): 222
- [18] Bai Fan, Gao Wenli, He Zhenglin *et al. Transaction of Nonferrous Metals Society of China* [J], 2016, 26(5): 957
- [19] Hashimoto T, Zhang X, Zhou X *et al. Corrosion Science*[J], 2016, 103: 157
- [20] Boag A, Hughes A E, Glenn A M *et al. Corrosion Science*[J], 2011, 53(1): 17
- [22] Hughes A, Glenn A, Mcculloch D *et al. Corrosion Science*[J], 2011, 53(1): 27
- [21] Glenn A M, Muster T H, Luo C *et al. Corrosion Science*[J], 2011, 53(1): 40
- [23] Luo C, Zhou X, Thompson G E *et al. Corrosion Science*[J], 2012, 61(8): 35
- [24] Liu X, Frankel G S, Zoofan B *et al. Corrosion Science*[J], 2004, 46(2): 405
- [25] Guillaumin V, Mankowski G. *Corrosion Science*[J], 1998, 41(3): 421
- [26] Gui Qiwen(桂奇文), Chen Jianghua(陈江华), Wu Cuilan(伍翠兰) *et al. Journal of Chinese Electron Microscopy Society* (电子显微学报)[J], 2012, 31(4): 301

## Influence of Precipitation Microstructure Change on the Stress Corrosion Behavior of AA2024 Aluminum Alloy

Sun Li, Niu Fengjiao, Wu Cuilan, Lai Yuxiang, Chen Jianghua  
(Hunan University, Changsha 410082, China)

**Abstract:** The effect of precipitation microstructure change on the stress corrosion behavior of AA2024 aluminum alloy was investigated by constant load stress corrosion tests, scanning electron microscopy (SEM), and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the T3 alloy is much more sensitive to stress corrosion than the T8 alloy. The corrosion process and precipitation microstructure change of T3 and T8 alloys were investigated by in-situ corrosion observations operated by high-angle annular dark-field scanning TEM (HAADF-STEM), which intuitively demonstrate the different corrosion morphologies: T3 alloy shows intergranular corrosion and T8 alloy exhibits a combination of intergranular corrosion and grain attack. Because of the change in precipitation microstructure and corrosion mechanism, the alloys with different aging conditions possess different stress corrosion susceptibility.

**Key words:** 2024 aluminum alloy; intergranular corrosion; grain attack; stress corrosion; artificial aging

---

Corresponding author: Chen Jianghua, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, P. R. China, Tel: 0086-731-88664009, E-mail: jhchen123@hnu.edu.cn