



不同热处理 7150 铝合金的 点蚀电位与应力腐蚀敏感性

孙擎擎^{1,2}, 陈启元², 陈康华¹

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;

2. 中南大学 化学化工学院, 长沙 410083)

摘要: 采用循环极化、U 型样法、慢应变速率拉伸、金相表征等手段对比研究热处理制度对 7150 铝合金电化学腐蚀性能和应力腐蚀性能的影响; 并从 TEM 晶界析出相分布、晶界腐蚀形貌、点蚀发生发展机理以及应力腐蚀开裂机制等角度, 对电化学参数与应力腐蚀敏感性之间的一致性关系进行理论说明。结果表明: 第二点蚀电位($\varphi_{\text{pit},2}$)及其相应电位差值($\varphi_{\text{pit},2}-\varphi_{\text{corr}}$ 、 $\varphi_{\text{pit},2}-\varphi_{\text{rep}}$)随时效的变化趋势与耐应力腐蚀能力随时效的变化趋势完全一致。

关键词: 7150 铝合金; 第二点蚀电位; 电位差; 应力腐蚀敏感性; 热处理

中图分类号: O646.6

文献标志码: A

7000 系超高强铝合金具有较高的比强度和良好的韧性, 广泛应用于航空航天领域^[1]。然而, 超高强铝合金容易发生点蚀、晶间腐蚀以及剥落腐蚀等局部腐蚀^[2-3]。且由于材料承受的应力较大, 容易发生应力腐蚀开裂^[4], 给航空安全带来隐患。因此, 7000 系铝合金的应力腐蚀研究备受关注。可选择适当的热处理条件, 提高 7000 系铝合金的耐应力腐蚀性能^[5]。

铝合金应力腐蚀的特征是晶间破裂, 是由铝合金晶界析出组织主导的。这类腐蚀需要晶界满足一个条件, 即晶界相对于晶界周围的组织为阳极, 使得腐蚀能选择性地沿晶界进行扩展。这样的条件可通过固溶体的局部分解达到, 同时要保证分解产物具有较高的连续性^[5]。阳极性区域可以是晶界上的沉淀, 也可以是晶界上的溶质贫化区。对于 7000 系铝合金而言, 阳极区是 η 相(MgZn_2)^[6]; 通过热处理来改善 7000 系铝合金的应力腐蚀性能的思路, 即是通过调节 η 相在晶界上的形态和分布来达到目的。如峰时效 T6 态的 7150 铝合金的 η 相在晶界呈连续分布, 故晶间腐蚀极易深入发展, 从而引发应力腐蚀开裂。而通过回归再时效处理 T77 的 7150 铝合金晶界为粗大的 η 相断续分布, 会抑制腐蚀的进一步发展, 从而提高了合金的耐应力腐蚀能力^[7]。

目前, 评价 7000 系铝合金应力腐蚀敏感性的实验手段主要有 U 型样、C 环、双悬臂 DCB、恒载荷以及

慢应力拉伸试验等^[8]。其中, U 型样与 C 环精度低、重现性差且耗时长, 双悬臂试样耗费实验材料, 恒载荷以及慢应力拉伸试验过程繁琐。而且, 以上均需事先制样, 耗费了大量的时间。与这些手段相比, 电化学极化曲线具有快速简便的特点。但是迄今为止, 很少有关于用电化学参数表征应力腐蚀的报道。电化学参数与应力腐蚀之间的关联性亦被提及不多。造成这一局面有如下原因: 1) 电化学参数是由很多因素决定的。如点蚀电位可由晶内细小强化相、晶界析出相及各种金属间化合物诱发, 但究竟哪一种起决定作用, 不同合金体系并不一致^[9]。2) 使合金产生应力腐蚀的因素众多, 且他们相互之间的作用很复杂, 目前为止并没有定论^[5]。3) 尽管某些电化学参数能够表征局部腐蚀(点蚀、晶间腐蚀和剥落腐蚀), 但局部腐蚀与应力腐蚀随热处理的变化并非完全一致, 对不同腐蚀类型, 最高腐蚀性的获得需要不同热处理^[10]。抗晶间腐蚀并不一定保证抗应力腐蚀开裂, 点蚀被诱发后若不继续发展也不会导致应力开裂。

热处理对金属间化合物的影响不大。对于热处理而言, 主要是通过调控 7000 铝合金的晶内析出相和晶界析出相来分别调控强度和耐蚀性能。某些电化学参数随热处理的差异可归因于晶内或晶界析出相的差异。应力腐蚀性能与晶界析出相的组成和分布亦密切相关。因此, 推断与晶界析出相有关的电化学参数必

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619502, 2010CB731701); 国家自然科学基金重点资助项目(51134007); 湖南省自然科学基金资助项目(12JJ6040); 国家自然科学基金资助项目(51201186); 国家重大科研仪器设备研制专项(51327902)

收稿日期: 2015-10-23; **修订日期:** 2016-04-05

通信作者: 陈康华, 教授, 博士; 电话: 0731-88830714; E-mail: khchen@csu.edu.cn

然与应力腐蚀敏感性参数(如应力腐蚀裂纹萌生时间、 K_{ISSC} 以及 I_{SSRT} 等)存在一定的关系。本文作者以 7150 铝合金为研究对象, 目的是明确不同热处理的 7150 铝合金的第二点蚀电位及相关电位差值等电化学参数与应力腐蚀敏感性之间的关系, 并试图以点蚀发生发展机理、应力腐蚀开裂机制、TEM 晶界析出相分布、金相以及晶界腐蚀形貌为出发点, 对二者的一致性关系予以理论说明。

1 实验

实验材料为东北轻合金有限责任公司提供的固溶态的 7150 铝合金板材。时效制度有峰时效 T6(120 °C, 24 h, 空冷), 二级时效 T76((120 °C、24 h, 空冷)+(160 °C, 8 h, 水冷)), 回归再时效 T77((120 °C, 24 h, 空冷)+(180 °C, 0.5 h, 水冷)+(120 °C, 24 h, 空冷))以及过时效再时效 T76+T6((120 °C, 24 h, 空冷)+(160 °C, 8 h, 水冷)+(120 °C, 24 h, 空冷))。采用线切割机加工成 15 mm×15 mm×8 mm 的样品, 打磨(依次选用 400、800、2000 号金相砂纸), 氧化铝粉抛光, 超声清洗(依次为去离子水、乙醇、去离子水), 冷风吹干待用。

采用上海辰华 CHI 660C 电化学工作站测量开路电位(Open circuit potential, OCP)-时间曲线与循环极化曲线(Cyclic polarization curve)。试样的电化学测试采取三电极体系, 试样本身为工作电极, 对电极为 Pt 片电极, 参比电极是饱和甘汞电极(SCE)。工作电极放入特制腐蚀电极槽中, 该电极槽可以确保电极裸露面积为 0.5 cm²。电化学测试介质为室温下的 0.1 mol/L Na₂SO₄+20 mmol/L NaCl, 其中 0.1 mol/L Na₂SO₄ 溶液为支持电解质。搭建好体系 10 min 后, 首先进行开路电位时间曲线测试, 测试时间为 400 s。随后测量循环极化曲线, 扫描电位范围为-1.2~-0.2 V(vs SCE, 下同), 从阴极起扫, 扫描速率为 1 mV/s。所有的实验均在法拉第电笼中进行。

采用 U 型样进行应力腐蚀裂纹萌生时间的测定, 加载应力为 500 MPa, 溶液为 4 mol/L 的 NaCl, 试验温度 60 °C。每种时效态样品测试 3 次。

2 实验结果

2.1 开路电位-时间曲线

图 1 所示为不同热处理的 7150 铝合金在 0.1

mol/L Na₂SO₄+20 mmol/L NaCl 溶液中的开路电位时间曲线。开路电位越负, 表明合金的腐蚀倾向越大; 开路电位波动越大, 腐蚀敏感性越大。故而, 不同合金的腐蚀倾向由大到小的顺序依次为 T6、T77、T6、T76+T6。

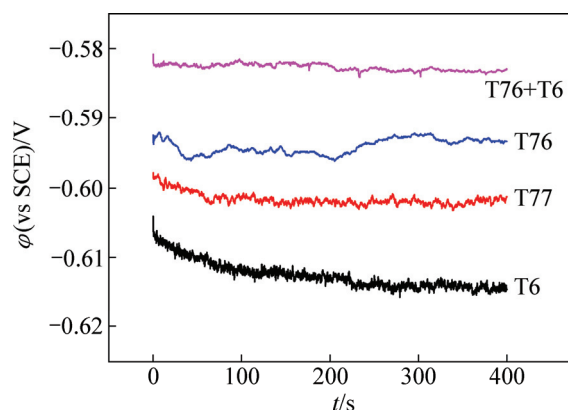


图 1 不同时效处理的 7150 铝合金在 0.1 mol/L Na₂SO₄+20 mmol/L NaCl 溶液中的开路电位时间曲线

Fig. 1 OCP curves of 7150 Al alloys in 0.1 mol/L Na₂SO₄+20 mmol/L NaCl solution as function of ageing process

2.2 循环极化曲线

为了获得明显的点蚀电位参数, 选取 0.1 mol/L Na₂SO₄+20 mmol/L NaCl 溶液作为腐蚀电介质^[11]。图 2 所示为不同时效处理的 7150 铝合金的循环极化曲线。不同时效处理的铝合金的阴极极化电流密度是不同的, T6 的最大, T76+T6 的最低, 其余的电流密度居中。阳极极化过程中, 电流密度激增的电位为点蚀电位(ϕ_{pit})。到达正扫终止电位后, 继续反向扫描, 返扫过程中的电流密度最小处的电位为再钝化电位(ϕ_{rep}), 该电位对应点蚀坑的全面钝化^[12]。

从图 2 可知, 每一种时效处理的铝合金在循环极化曲线上均出现两个点蚀电位。点蚀电位随时效制度的变化如图 3 所示。 $\phi_{pit,1}$ 是第一个点蚀电位, 该电位随时效制度变化趋势与 OCP 揭示的时效耐蚀规律不符。 $\phi_{pit,2}$ 是第二个点蚀电位, 其值依 T6、T77、T6、T76+T6 次序逐渐向阳极方向移动, 说明合金耐点蚀的能力按上述时效顺序逐渐增强, 这与 OCP 的结论一致。

2.3 应力腐蚀裂纹萌生时间

表 1 所列为不同时效处理的 7150 铝合金在 60 °C 下 4 mol/L 的 NaCl 溶液中的应力腐蚀裂纹萌生时间, 加载应力大小为 500 MPa。裂纹萌生时间越长, 合金抗应力腐蚀越强。可见, T6 态的抗应力腐蚀能力最差, T77 回归再时效处理效果优于 T6 的。过时效 T76 的

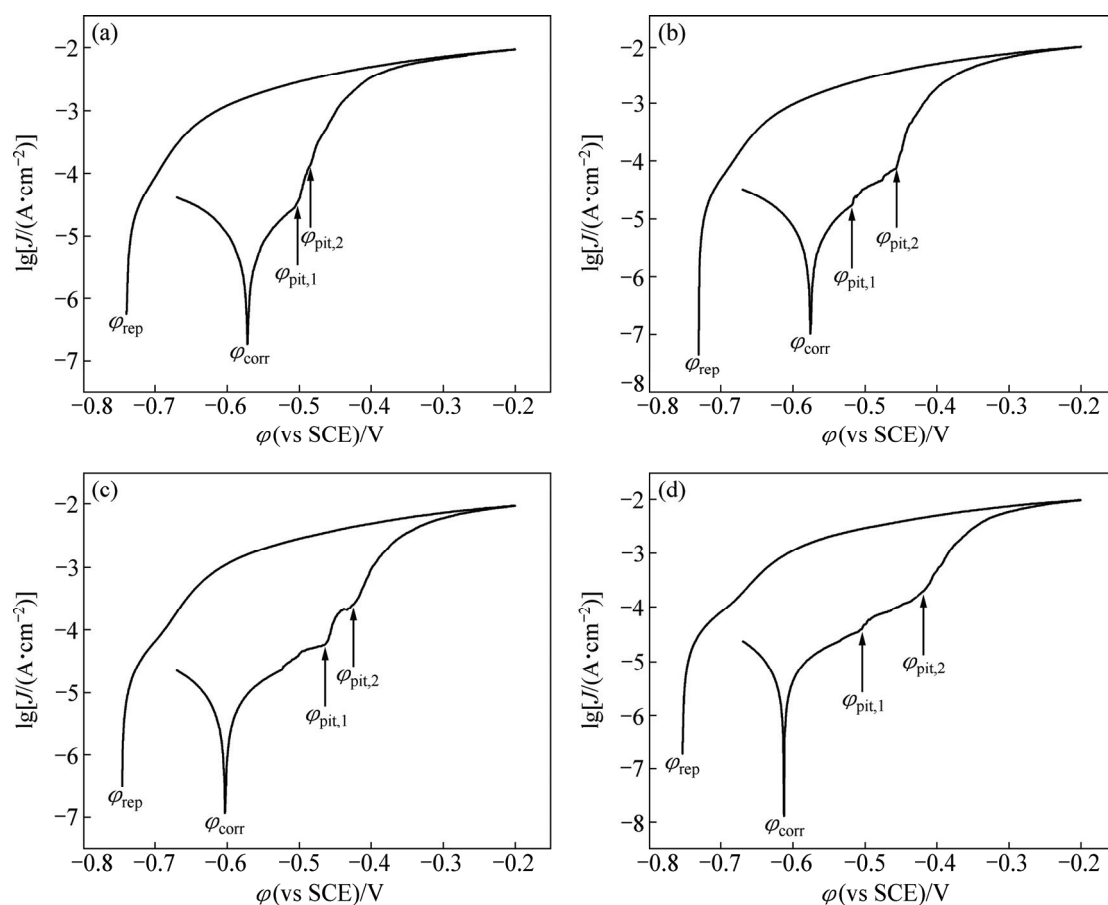


图 2 不同时效处理 7150 铝合金在 0.1 mol/L Na_2SO_4 +20 mmol/L NaCl 溶液中的循环极化曲线

Fig. 2 Cyclic polarization curves of 7150 Al alloys in 0.1 mol/L Na_2SO_4 +20 mmol/L NaCl solution with different ageing processes: (a) T6; (b) T77; (c) T76; (d) T76+T6

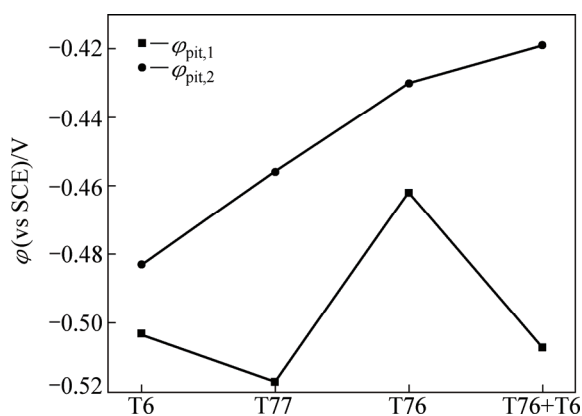


图 3 不同时效处理 7150 铝合金在 0.1 mol/L Na_2SO_4 +20 mmol/L NaCl 溶液中的点蚀电位

Fig. 3 Pitting potentials of 7150 Al alloys in 0.1 mol/L Na_2SO_4 +20 mmol/L NaCl solution with different ageing processes

抗应力腐蚀能力优异, 过时效处理后峰时效再处理 (T76+T6), 合金性能进一步提升。

表 1 不同时效处理的 7150 铝合金在 60 °C 下 4mol/L 的 NaCl 溶液中的应力腐蚀裂纹萌生时间

Table 1 Stress corrosion cracking initiation time of 7150 Al alloys with different ageing processes in 4mol/L NaCl solution at temperature of 60 °C

Ageing process	Mean time/h
T6	5.2
T77	25.8
T76	124.5
T76+T6	141.8

3 分析与讨论

目前, 评价铝合金耐应力腐蚀性能主要有 U 型样法、慢应力拉伸以及双悬臂实验。其中 U 型样法耗时 (或数月之久)、偏差大, 慢应力拉伸曲线过程繁琐、耗时长, 双悬臂试样耗费材料, 且这 3 种方法都需要

事先用切割机制样。而电化学极化曲线的测定快速简便且对材料形状要求不高, 因此, 如若能确定不同时效处理后的铝合金的电化学参数与上述方法测定的应力腐蚀参数之间的关系, 那么不仅能够为常规测定提供额外有力的参考, 而且使简单快速评价不同时效态的应力腐蚀性能成为可能。

对于 7000 系铝合金的显微组织结构而言, 晶内析出组织主导强化, 晶界析出组织主导腐蚀。峰时效态(T6)、回归再时效态(T77)、过时效态(T76)以及过时效再时效态(T76+T6)的 7150 铝合金具有不同的腐蚀性能, 源于它们在晶界析出相(η 相, MgZn_2)的形态和分布上的差异^[13]。T6 态的晶界 η 相呈细小, 且连续分布; T77 态和 T76 态的晶界 η 相均较粗大, 且不连续分布^[14]; T76 + T6 晶界 η 相进一步粗化; 且不连续分布^[15]。图 4(a)所示为 7150 铝合金板材的金相组织, 可

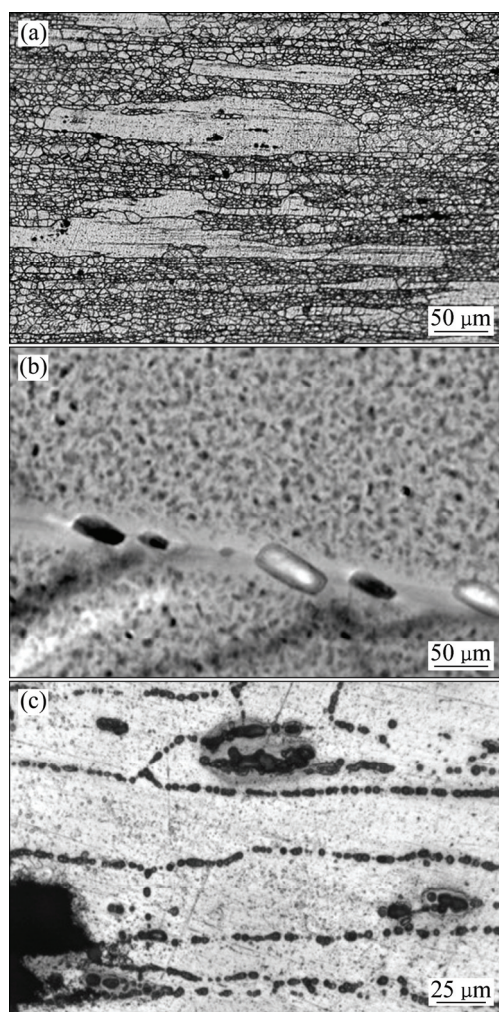


图 4 7150-T76 铝合金的微观组织

Fig. 4 Microstructures of 7150-T76 Al alloy: (a) Optical image; (b) TEM image^[16]; (c) Corrosion morphology in chloride containing solution

以看出, 部分再结晶组织。图 4(b)所示为 T76 态的 TEM 像, 可以看出, 晶界即为 η 相的粗大断续分布^[16]。与图 4(a)、(b)相对应的是图 4(c)中的腐蚀形貌, 7150-T76 铝合金在含氯离子溶液中发生的晶间腐蚀, 可以清晰看出晶界上点蚀坑呈孤立断续的分布。 η 相是阳极相(阴极相为无沉淀析出带, PFZ), 故孤立的点蚀坑即是晶界上粗大的 η 相。因此, 应力腐蚀环境中, η 相连续分布的 T6 态合金可以迅速沿晶扩展, 从而极易引发沿晶界的脆性断裂; 而断续分布的 η 相致使沿晶扩展部分受阻, 从而提高合金的耐应力腐蚀性能。

从以上分析可知, 晶界析出相的分布直接决定 7150 铝合金的抗应力腐蚀性能。因此, 推断与晶界组织相关联的电化学参数应该与合金的抗应力腐蚀能力对应, 二者的变化趋势应该相似。图 5 证实了这个推断。图 5(a)所示为第二个点蚀电位 $\varphi_{\text{pit},2}$ 随时效制度的变化, 图 5(b)所示为应力腐蚀裂纹萌生时间随时效制度的变化, 二者的变化趋势几乎完全一致。

此外, 由图 3 可以看出, 第一个点蚀电位 $\varphi_{\text{pit},1}$ 与应力腐蚀裂纹萌生时间的变化趋势毫不相干。这是由于只有第 2 个点, 蚀电位 $\varphi_{\text{pit},2}$ 与晶界腐蚀相关联, 而 $\varphi_{\text{pit},1}$ 与晶内细小强化相及其周围铝基体的溶解有关^[9]。MENG 等^[9, 17]考察了 7050、7075、7029、7039 以及 7004 铝合金在 0.5 mol/L 的 NaCl 中的极化曲线, 发现以上合金在对应的极化曲线均出现了两个点蚀电位。并通过研究合金在不同电位(高于 $\varphi_{\text{pit},2}$ 、在 $\varphi_{\text{pit},1}$ 和 $\varphi_{\text{pit},2}$ 之间、低于 $\varphi_{\text{pit},1}$)下的腐蚀形貌, 进一步指出 $\varphi_{\text{pit},1}$ 处的腐蚀不会造成较大的点蚀坑, 而是产生一层均匀分布在表面的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 薄层(厚约 120 nm), 薄层阻止了点蚀坑的进一步发展。 $\varphi_{\text{pit},2}$ 是点蚀坑能够稳定生长的电位, 不仅引发晶间腐蚀, 而且会对晶内造成较大的破坏(可能是由较大的第二相导致)。综上所述, 可以确定只有 $\varphi_{\text{pit},2}$ 与晶间腐蚀是有关联的。这是不同时效制度的 $\varphi_{\text{pit},2}$ 与应力腐蚀裂纹萌生时间一一对应的理论基础。

图 5(c)和(d)所示分别为电位差值($\varphi_{\text{pit},2}-\varphi_{\text{corr}}$)与($\varphi_{\text{pit},2}-\varphi_{\text{rep}}$)随时效制度的变化。显然, 电位差值随时效的变化趋势与裂纹萌生时间随时效的变化趋势完全一致。 $(\varphi_{\text{pit}}-\varphi_{\text{corr}})$ 反映了点蚀被诱发的难易程度, 该值越大, 点蚀越不容易发生^[18]。点蚀诱发即点蚀发生初期, 图 6 展示了这一阶段铝合金表面的情况, 第二相周围白色的物质是腐蚀产物。第二相表面的氧化膜比基体表面的氧化膜脆弱, 因此, 该处优先被击穿。被击穿后, 点蚀如果继续发展, 便会在应力作用下引发断裂。所以, 对于不同时效处理的 7150 铝合金, $(\varphi_{\text{pit},2}-\varphi_{\text{corr}})$ 也与应力腐蚀裂纹萌生时间变化趋势一致, 起到了补

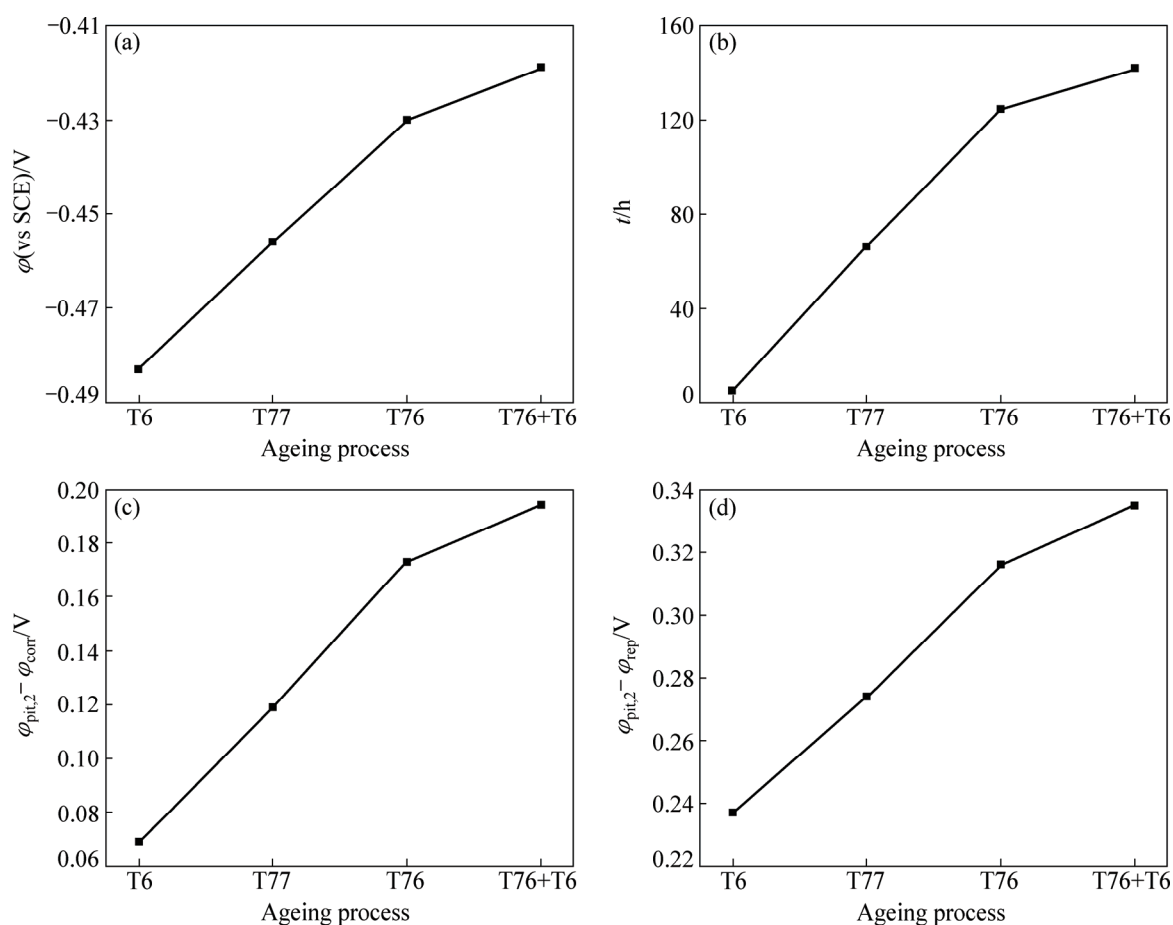


图 5 应力腐蚀与电化学参数随时效的变化趋势

Fig. 5 SCC and electrochemical parameters as function of ageing process: (a) $\phi_{\text{pit},2}$; (b) SCC initiation time; (c) $(\phi_{\text{pit},2} - \phi_{\text{corr}})$; (d) $(\phi_{\text{pit},2} - \phi_{\text{rep}})$

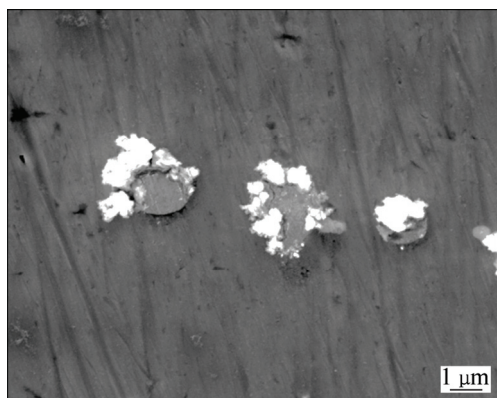


图 6 7150 铝合金点蚀的诱发形貌

Fig. 6 Morphology showing initiation of pitting corrosion of 7150 Al alloy

充判据的作用。需要注意的是,在某些热处理条件下,点蚀被诱发后,并不一定会继续深入发展,所以对应力腐蚀开裂不一定会造成必然的影响。

$(\phi_{\text{pit}} - \phi_{\text{rep}})$ 被认为是再钝化区间,然而其能否作为

局部腐蚀的评价标准是有争议的。早在 1971 年, WILDE 等^[19]就发现不锈钢的 $(\phi_{\text{pit}} - \phi_{\text{rep}})$ 与抗缝隙腐蚀能力相关, $(\phi_{\text{pit}} - \phi_{\text{rep}})$ 越小,抗缝隙腐蚀能力越强。然而, NILSEN 等^[20]在研究 99 Al、Al-2.7 Mg、Al-4.5Mg-Mn 以及 Al-1Si-Mg 合金在海水中的动电位扫描后,对这一标准提出了异议。他们提出 $(\phi_{\text{sg}} - \phi_{\text{init}})$ (其中, ϕ_{sg} 是点蚀坑稳定生长电位, ϕ_{init} 是点蚀发生电位,也就是本实验中的 $\phi_{\text{pit},2} - \phi_{\text{pit},1}$)可以作为上述合金抗海水腐蚀能力的判据。但由于 ϕ_{sg} 以及 ϕ_{init} 均是由静电位时间曲线测出,耗时过长,丧失了电化学快速便捷的优势。最近, TRUEBA 等^[21]又明确提出 $(\phi_{\text{pit}} - \phi_{\text{rep}})$ 可以作为预测 AA 1050、AA 6082、AA 5754、AA 5083 以及 AA 2014 在含氯溶液中的点蚀发展快慢的依据。本文作者的相关工作也证明 $(\phi_{\text{pit}} - \phi_{\text{rep}})$ 是随点蚀发展单调变小的。7150 铝合金的应力腐蚀开裂就是在应力作用下,随着晶界腐蚀(其实就是晶界处的点蚀)的逐渐发展而断裂的。因此,与 $\phi_{\text{pit},2}$ 相比,认为 $(\phi_{\text{pit},2} - \phi_{\text{rep}})$ 与应力腐蚀的对应关系在逻辑上更为严谨。

U 型样的应力腐蚀裂纹萌生时间测定容易因实验者或是否绑紧而产生较大的偏差, 因此, 造成实验的精度不高。为了进一步论证第二个点蚀电位 $\varphi_{\text{pit},2}$ 及电位差值与应力腐蚀之间的对应关系, 将本研究结果与刘维^[16]的慢应力拉伸实验结果进行对比。图 7 所示为不同时效状态下合金在不同介质中的慢应变速率拉伸曲线。将慢应变速率拉伸试验所获得的各项力学性能指标加以数学处理, 获得应力腐蚀指数(I_{SSRT})。 I_{SSRT} 是评价应力腐蚀的重要判据, 该值越大, 应力腐蚀断裂敏感性越高。 I_{SSRT} 由式(1)计算得到, 峰时效态(T6)、回归再时效态(T77)、过时效态(T76)以及过时效再时效态(T76+T6)的 I_{SSRT} 依次为 0.224、0.189、0.161、0.144。

$$I_{\text{SSRT}} = 1 - \frac{[\sigma_{\text{fw}} \times (1 + \sigma \delta_{\text{fw}})]}{[\sigma_{\text{fa}} \times (1 + \delta_{\text{fa}})]} \quad (1)$$

式中: σ_{fw} 为在惰性介质(如空气)中的断裂强度, MPa; σ_{fa} 为在环境介质(如 3.5%NaCl(质量分数)+0.5% H_2O_2 (体积分数)溶液)中的断裂强度, MPa; δ_{fw} 为在惰性介质中的断裂伸长率, %; δ_{fa} 为在环境介质中的断裂伸

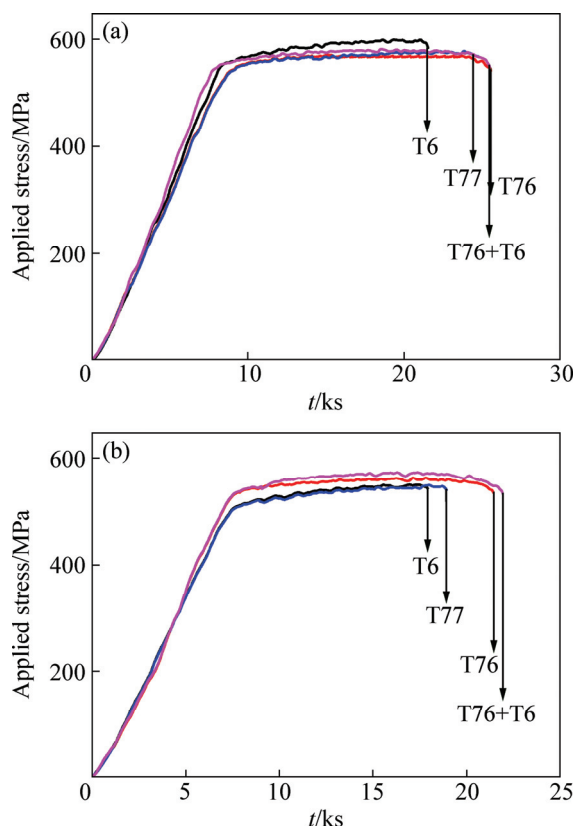


图 7 不同时效状态下 7150 铝合金在不同介质中的慢应变速率拉伸曲线

Fig. 7 SSRT curves of 7150 Al alloys with different aging processes in different media: (a) Air; (b) 3.5%NaCl+0.5% H_2O_2 solution^[16]

长率, %。

同样地, 将不同时效处理的 7150 铝合金第二点蚀电位 $\varphi_{\text{pit},2}$ 与应力腐蚀指数 I_{SSRT} 进行对比, 发现二者呈反向关系。图 8 展示了 $\varphi_{\text{pit},2}$ 与 I_{SSRT} 之间的关系。可见, 二者随时效制度的变化趋势显示了预期中的良好的一致性。由于电位差值($(\varphi_{\text{pit},2}-\varphi_{\text{corr}})$ 、 $(\varphi_{\text{pit},2}-\varphi_{\text{rep}})$)与 $\varphi_{\text{pit},2}$ 变化趋势一致, 其值必然也与 I_{SSRT} 一一对应, 在此不再详述。总之, 这再次证明了含微量氯离子溶液中的第二点蚀电位及其电位差可以作为评价不同热处理 7150 铝合金的应力腐蚀敏感性的重要判据。

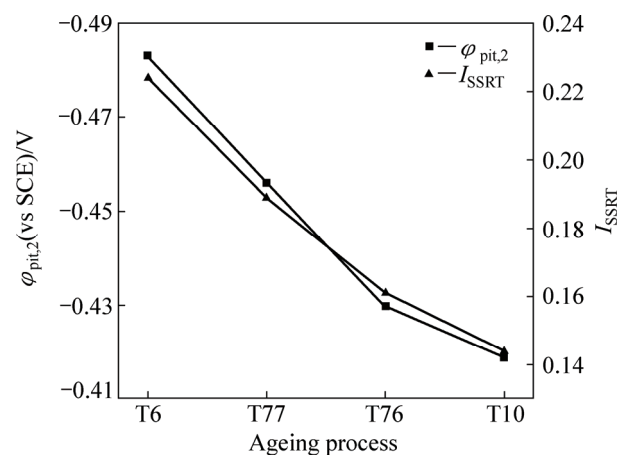


图 8 7150 铝合金 $\varphi_{\text{pit},2}$ 与 I_{SSRT} 随时效制度的变化

Fig. 8 $\varphi_{\text{pit},2}$ and I_{SSRT} of 7150 Al alloys as function of ageing process

4 结论

1) 峰时效态(T6)、回归再时效态(T77)、过时效态(T76)以及过时效再时效态(T76+T6)的 7150 铝合金具有不同的点蚀电位($\varphi_{\text{pit},1}$ 、 $\varphi_{\text{pit},2}$)、电位差值($(\varphi_{\text{pit},1}-\varphi_{\text{corr}})$ 、 $(\varphi_{\text{pit},2}-\varphi_{\text{rep}})$)、应力腐蚀裂纹萌生时间与应力腐蚀指数 I_{SSRT} 。

2) 第二点蚀电位及其对应电位差值与应力腐蚀性能随时效的变化趋势完全一致。这归因于不同热处理的 7150 铝合金的第二点蚀电位与应力腐蚀敏感性均与 η 相在晶界的形态与分布有关联。 η 相在晶界上分布的连续性差异导致上述参数出现差异, 并呈现一致性变化。

3) 电化学参数与应力腐蚀裂纹萌生时间或应力腐蚀指数的一一对应关系, 说明电化学参数能够为应力腐蚀的评价提供佐证, 并有望作为快速筛选不同热处理 7000 系铝合金材料的新判据。

致谢：感谢刘维提供图7的原始数据。特别纪念陈启元先生，恩师之情永远感怀于心。

REFERENCES

- [1] DURSUN T D, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. *Materials & Design*, 2014, 56: 862–871.
- [2] 孙擎擎, 孙睿吉, 陈送义, 陈启元, 陈康华. 大气污染物对7B50 铝合金电化学腐蚀性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(3): 575–581.
- SUN Qing-qing, SUN Rui-ji, CHEN Song-yi, CHEN Qi-yuan, CHEN Kang-hua. Effect of atmospheric pollutants on electrochemical corrosion behaviour of 7B50 aluminium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(3): 575–581.
- [3] 张新明, 李鹏辉, 刘胜胆, 李国锋, 朱航飞, 周新伟. 回归时间对7050 铝合金晶间腐蚀性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(10): 1795–1801.
- ZHANG Xin-ming, LI Peng-hui, LIU Sheng-dan, LI Guo-feng, ZHU Hang-fei, ZHOU Xin-wei. Effect of retrogression time on intergranular corrosion of 7050 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(10): 1795–1801.
- [4] OLIVEIRA A, DE BARROS M, CARDOSO K, TRAVESSA D. The effect of RRA on the strength and SCC resistance on AA7050 and AA7150 aluminium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 379(1): 321–326.
- [5] UHLIG H H, REVIE R W. *Uhlig's corrosion handbook*[M]. John Wiley & Sons, 2011.
- [6] 孙擎擎, 陈康华, 陈启元. 热处理制度对含Yb 航空铝合金电化学腐蚀行为的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(3): 479–485.
- SUN Qing-qing, CHEN Kang-hua, CHEN Qi-yuan. Influence of heat treatments on electrochemical corrosion behaviours of aircraft Al alloy with Yb micro-alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(3): 479–485.
- [7] LI J F, BIRBILIS N, LI C X, JIA Z Q, CAI B, ZHENG Z Q. Influence of retrogression temperature and time on the mechanical properties and exfoliation corrosion behavior of aluminium alloy AA7150[J]. *Materials Characterization*, 2009, 60(11): 1334–1341.
- [8] 杜爱华, 龙晋明, 裴和中. 高强铝合金应力腐蚀研究进展[J]. *中国腐蚀与防护学报*, 2008, 28(4): 251–256.
- DU Ai-hua, LONG Jin-ming, PEI He-zhong. Investigation of stress corrosion cracking of 7xxx series aluminum alloys[J]. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 2008, 28(4): 251–256.
- [9] MENG Q, FRANKEL G. Effect of Cu content on corrosion behavior of 7xxx series aluminum alloys[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 2004, 151(5): B271–B283.
- [10] MCNAUGHTAN D, WORSFOLD M, ROBINSON M. Corrosion product force measurements in the study of exfoliation and stress corrosion cracking in high strength aluminium alloys[J]. *Corrosion Science*, 2003, 45(10): 2377–2389.
- [11] 孙擎擎, 董朋轩, 孙睿吉, 陈启元, 陈康华. 时效制度对挤压Al-6.2Zn-2.3Mg-2.3Cu 铝合金电化学腐蚀性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(4): 866–874.
- SUN Qing-qing, DONG Peng-xuan, SUN Rui-ji, CHEN Qi-yuan, CHEN Kang-hua. Effect of ageing process on electrochemical corrosion property of Al-6.2Zn-2.3Mg-2.3Cu aluminium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(4): 866–874.
- [12] CICOLIN D, TRUEBA M, TRASATTI S. Effect of chloride concentration, pH and dissolved oxygen, on the repassivation of 6082-T6 Al alloy[J]. *Electrochimica Acta*, 2014, 124: 27–35.
- [13] 彭国胜. 变形和热处理对Al-Zn-Mg-Cu 系超强铝合金组织和性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2012.
- PENG Guo-sheng. The effect of deformation and heat treatment on microstructure and properties of the super-strength Al-Zn-Mg-Cu aluminium alloy[D]. Changsha: Central South University, 2012.
- [14] PENG G S, CHEN K H, CHEN S Y, FANG H C. Influence of dual - RRA temper on the exfoliation corrosion and electrochemical behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Materials and Corrosion*, 2013, 64(4): 284–289.
- [15] 董朋轩. Al-8.54Zn-2.41Mg-xCu 超强铝合金多相组织调控及性能研究[D]. 长沙: 中南大学, 2013.
- DONG Peng-xuan. Research on multiphase microstructure modulation and properties of Al-8.54Zn-2.41Mg-xCu aluminium alloy[D]. Changsha: Central South University, 2013.
- [16] 刘 维. 时效处理对7150 铝合金板材组织与性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2015.
- LIU Wei. Effect of aging treatment on microstructure and properties of 7150 aluminium alloy plates[D]. Changsha: Central South University, 2015.
- [17] MENG Q. Effect of copper content on corrosion behavior and chromate conversion coating protection of 7xxx series aluminum alloys[D]. The Ohio State University, 2003.
- [18] TRDAN U, GRUM J. Evaluation of corrosion resistance of AA6082-T651 aluminium alloy after laser shock peening by means of cyclic polarisation and EIS methods[J]. *Corrosion Science*, 2012, 59: 324–333.
- [19] WILDE B, WILLIAMS E. The use of current/voltage curves for the study of localized corrosion and passivity breakdown on

- stainless steels in chloride media[J]. *Electrochimica Acta*, 1971, 16(11): 1971–1985.
- [20] NILSEN N, BARDAL E. Short duration tests and a new criterion for characterization of pitting resistance of Al alloys[J]. *Corrosion Science*, 1977, 17(8): 635–646.
- [21] TRUEBA M, TRASATTI S P. Study of Al alloy corrosion in neutral NaCl by the pitting scan technique[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2010, 121(3): 523–533.

Link between pitting potentials and stress cracking corrosion susceptibility of 7150 Al alloy with different ageing processes

SUN Qing-qing^{1,2}, CHEN Qi-yuan², CHEN Kang-hua¹

- (1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;
2. School of Chemistry and Chemical Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The influences of ageing processes on cyclic polarization and stress cracking corrosion (SCC) susceptibility were compared and investigated using cyclic polarization, U-type specimen method, slow strain rate tension and optical microscopy. Fundamental theoretical analysis behind the link pitting potentials and SCC susceptibility of 7150 Al alloys with different ageing processes was analyzed theoretically, based on grain boundary precipitates distribution revealed by TEM, corrosion morphology of grain boundary, initiation and propagation mechanisms of pitting corrosion and SCC mechanism. The results show that the trend of electrochemical parameters (the second pitting potential $\phi_{\text{pit},2}$ and potential differences, such as $(\phi_{\text{pit},2} - \phi_{\text{corr}})$ and $(\phi_{\text{pit},2} - \phi_{\text{rep}})$) as function of ageing process is same exactly with the trend of SCC resistance as function of ageing process.

Key words: 7150 Al alloy; second pitting potential; potential difference; stress cracking corrosion susceptibility; heat treatment

Foundation item: Projects(2012CB619502, 2010CB731701) supported by the National Basic Research Program of China; Project(51134007) supported by National Natural Science Foundation of China; Project(12JJ6040) supported by the Natural Science Foundation of Hunan Province, China; Project(51201186) supported by National Natural Science Foundation of China; Project(51327902) supported by Major Research Equipment Development, China

Received date: 2015-10-23; **Accepted date:** 2016-04-05

Corresponding author: CHEN Kang-hua; Tel: +86-731-88830714; E-mail: khchen@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)