

# 不同时效态对 7150 铝合金剥蚀行为的影响

黄昌龙<sup>1,2</sup> 徐海蓉<sup>2</sup>

(1. 西北工业大学航空学院 西安 710072; 2. 广州民航职业技术学院 广州 510403)

**摘要:** 针对老龄飞机 7150 合金飞机结构普遍存在的剥蚀问题, 采用海洋性环境腐蚀试验、透射电子显微镜观测等手段, 研究了 T6、T73 和 T77 时效态 7150 合金剥蚀行为。研究表明: T77 时效态抗剥蚀性能最好, T6 时效态抗剥蚀性能最差, T73 时效态介于 T77 和 T6 时效态之间。7150-T77 合金晶界腐蚀产物的楔力, 尚不足以提供其剥蚀扩展所需动力。7150 合金时效后的晶界微观组织结构, 是抗剥蚀性能的重要决定因素。

**关键词:** 7150 铝合金 剥蚀 时效态 晶界析出相 无弥散区 基体

**中图分类号:** TG146.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1005-4537 (2010) 06-0487-04

## 1 前言

7150 合金为新一代高强度 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金航空结构材料, 广泛应用于中国民航现有机型龙骨梁缘条、机翼上蒙皮、机翼和尾翼前、后梁缘条等承受挤压载荷的重要结构。7150 合金飞机结构材料, 主要为人工峰值时效态 (T6) 和 RRA 时效态 (T77) 辊压板材或挤压型材。其中, T6 态 7150 合金, 也是 7150 合金结构加强修理所需材料类型。然而, 老龄飞机 7150 合金结构, 不同程度地存在剥蚀问题。T6 态 7150 合金加强修理件, 剥蚀问题尤其突出, 经常导致加强修理提前失效。因此, 研究并掌握 7150 合金剥蚀行为, 对于制定腐蚀预防和控制工艺、确定合适的修理件材料, 确保中国民航老龄飞机持续适航性并大幅度降低维修成本, 具有比较重要的现实意义。

剥蚀是一个电化学和力学共同作用的过程, 本质上属于晶界析出相与相邻基体之间电偶腐蚀导致的晶间腐蚀<sup>[1]</sup>。环境因素、晶粒形状、时效状态和应力, 均是影响剥蚀形成和扩展的重要因素<sup>[2]</sup>。解释老龄飞机 7150 合金结构剥蚀行为, 应综合考虑各种因素对剥蚀行为的影响。本文中作者仅研究了在环境因素和晶粒形状相同、且不受载条件下, 不同时效态 (T6、T73 和 T77) 对 7150 合金剥蚀行为的影响。

## 2 实验方法

考虑到老龄飞机上拆下的 7150 合金结构件, 均经过了长期自然时效和飞行加载, 微观组织结构可能已经发生较大变化, 不宜用于制作试验件。因此, 本试验中所用 T6 和 T77 时效态 7150 合金, 直接取自波音 737 飞机龙骨梁修理所用 BAC1505-2002 7150-T6511 和 BAC1505-2002 7150-T77511 挤压型材。本试验所用 7150 合金材料成分 (mass%) 为: Zn 5.9~6.9, Mg 2.0~2.7, Cu 1.9~2.5, Zr 0.08~0.15, Fe 0.15, Si 0.12, Mn 0.10, Ti 0.06, Cr 0.04, Other 0.15, Al 余量。由于难以购买到 T73 态 7150 合金, 采用将 BAC1505-2002 7150-T6511 挤压型材退火至 T0 状态后, 参照厂家热处理规范 BAC5602, 重新热处理至 T73 状态。7150 合金 T73 时效工艺为 115~125 °C/6~8 h+170~180 °C/11~13 h。

制作 T6、T77 和 T73 时效态试片各 2 块, 分别取自上述挤压型材的水平边。试片采用机械加工方式制作成长 7.0 cm、宽 1.3 cm、厚 3 mm 的矩形薄片。其中, 长度方向为挤压型材晶粒纵向 (L 向), 宽度方向为挤压型材晶粒短横向 (ST 向), 厚度方向为挤压型材晶粒横向 (T 向)。为模拟海南航空股份有限公司海口基地海洋性盐雾环境并合理缩短腐蚀试验周期, 本研究参照波音晶间腐蚀测试方法 BSS7219 制定了以下腐蚀试验: 先将试片厚度方向表面机械抛光至光洁度 Ra=32, 然后参照厂家规范 BAC5786 碱洗去除厚度方向表面 0.0010 inch 左右的材料, 以彻底清除厚度方向表面氧化层和打磨产生的铝屑。碱洗并采用蒸馏水彻底清洗试片表面后, 立即将 6 块试片放入装有约 1/4 海水的透明玻璃容器试片架上。

定稿日期: 2010-06-16

基金项目: 海南航空股份有限公司技术攻关项目 (2006-2009) 和中国民航局科技项目

作者简介: 黄昌龙, 1969 年生, 男, 副教授, 博士, 研究方向为飞机结构维修理论与技术

通讯作者: 黄昌龙, E-mail: richardhcl@vip.sina.com

并盖上容器。试片与海水之间保持 1 inch 距离。海水取自海南岛海口市郊区西海岸大海, 每 3 d 更换一次。玻璃容器内放置湿度计和温度计。采用透明玻璃容器, 便于直接观察记录相对湿度、温度和试片腐蚀进程。

### 3 实验结果

腐蚀实验于 2009 年 4 月至 5 月期间在海南岛完成, 时验周期 40 d。试验期间容器内平均温度范围  $26\text{ }^{\circ}\text{C} \sim 32\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 平均相对湿度  $\text{RH}=97\%$ 。T6、T73 和 T77 时效态 7150 合金的腐蚀情况及对比结果如图 1 所示。各试件典型腐蚀阶段如下:

腐蚀试验开始 48 h 后, T6 时效态合金表面即可观察到明显白色点蚀斑点; T73 时效态合金表面, 8 d 后开始出现白色点蚀斑点; T77 时效态合金表面, 直到 20 d 左右才开始出现轻微点蚀。

腐蚀试验进行到第 8 d, T6 时效态合金厚度方向表面开始出现明显剥蚀分层; T73 时效态合金厚度方向, 第 20 d 表面可观察到轻微剥蚀迹象。

腐蚀试验进行到第 30 d, T6 时效态合金厚度方向表面剥蚀分层严重, 片状腐蚀产物从表面剥

离; T73 时效态合金厚度方向表面, 存在较为明显的剥蚀; T77 时效态合金表面, 存在较为明显的白色点蚀。

腐蚀试验进行到第 40 d, T6 时效态合金厚度方向表面片状剥蚀产物的大量剥离、脱落, 已导致试片高度尺寸明显减小; T73 时效态合金厚度方向表面, 剥蚀明显加快; T77 时效态合金表面, 点蚀略有加深, 但仍无剥蚀出现。

剥蚀实验结果显示: 7150 合金 T6、T73 和 T77 时效态中, T77 时效态抗剥蚀性能最好, 具有优异的抗剥蚀性能; T6 时效态抗剥蚀性能最差, 容易产生剥蚀; T73 抗剥蚀性能介于 T77 和 T6 时效态之间。实验结果与老龄飞机上普遍存在的 T6 时效态 7150 合金修理加强件严重剥蚀、而被加强 T77 时效态 7150 合金结构往往不存在腐蚀的现象吻合。

Al-Zn-Mg-Cu 合金时效后的晶界微观结构, 包括基体、基体边缘无弥散区 (PFZ) 以及晶界  $\eta$  析出相。7150 合金 T6、T73 和 T77 时效态微观组织及电子衍射花样观察结果, 如图 2 所示。可以看出, T6 时效态合金晶内析出相细小、分布弥散。晶界边缘无明显的 PFZ, 较粗大晶界  $\eta$  析出相呈连续链状分布

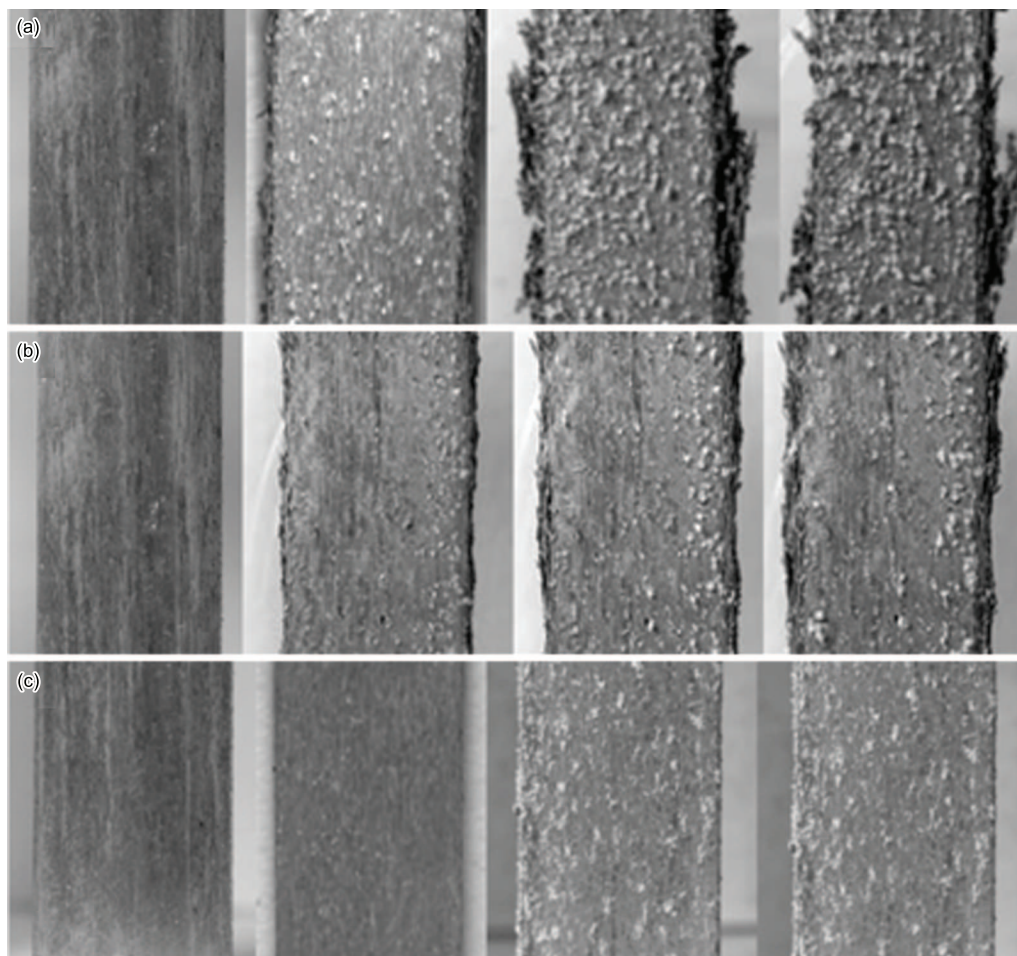


Fig.1 Corrosion images of 7150 alloy with different temper at 48 h, 8 d, 30 d and 40 d (from left to right)  
(a) T6, (b) T73, (c) T77

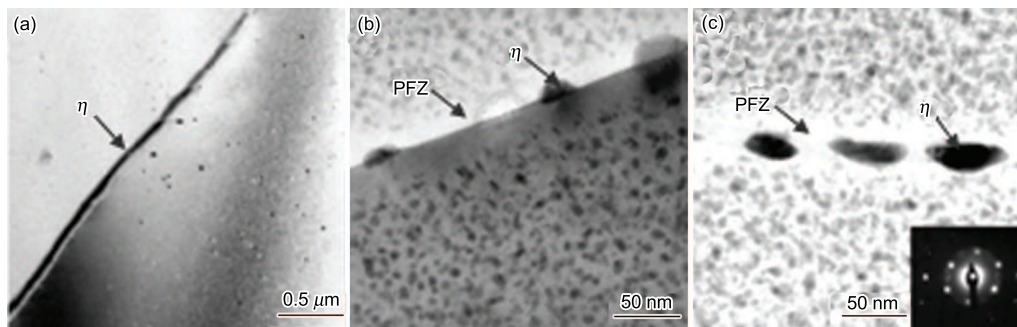


Fig.2 TEM images of 7150 alloy with different temper (a) T6, (b) T73, (c) T77

(图 2a)。T73 时效态合金晶内析出相质点及间距均较大,析出相弥散程度降低。晶界  $\eta$  析出相为不连续点状分布,晶界附近存在一定宽度的 PFZ (图 2b)。T77 时效态合金晶内组织与 T6 态相似,存在大量细小、弥散的强化相。晶界组织结构与 T73 时效态相似,晶界  $\eta$  析出相比 T73 更加不连续且粗化,PFZ 略宽 (图 2c)。

#### 4 分析与讨论

相关研究表明,剥蚀扩展动力类似于应力腐蚀扩展机理,腐蚀产物的楔力提供了剥蚀所需扩展动力<sup>[3~7]</sup>。剥蚀三个必要条件如下<sup>[8]</sup>:

- (1) 与电解液直接接触;
- (2) 拉长晶粒。晶粒纵厚比越大、越扁平,合金剥蚀敏感性越高;
- (3) 沿晶界连续分布、优先腐蚀溶解的阳极通道。

Al-Zn-Mg-Cu 合金的基体、PFZ 和晶界  $\eta$  析出相具有不同电极电位。在 NaCl 53 g/L+H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 3 g/L 溶液中, $\eta$  析出相电位为 -1.05 V,PFZ 电位为 -0.85 V,基体电位为 -0.75 V<sup>[9]</sup>。由此可见,晶界  $\eta$  析出相电位最低,其次为基体边缘 PFZ,基体电位最高。

T6 时效态 7150 合金晶界边缘基本上不存在 PFZ,晶界连续链状分布的  $\eta$  析出相与基体直接接触。晶界  $\eta$  析出相与基体之间的电位差较大,作为阳极容易被腐蚀溶解并沿晶界形成连续的腐蚀通道。因此,7150-T6511 合金容易产生剥蚀。

T73 时效态 7150 合金的晶界  $\eta$  析出相为不连续点状分布。晶界边缘存在一定厚度的 PFZ,可以避免晶界  $\eta$  析出相与基体直接接触。PFZ 与基体之间的电位差较小。因此,T73 时效态 7150 合金比 T6 时效态的抗剥蚀性能好得多。本实验中 T73 时效态剥蚀行为,主要是由于基体边缘 PFZ 和晶界  $\eta$  析出相电位之间仍存在一定电位差。沿晶界边缘连续分布的低电位 PFZ 作为阳极腐蚀溶解,提供了沿晶界连续腐蚀通道。另一方面,本试验采用的 T73 热处理工艺,可能也对其剥蚀行为存在一定影响。

与 T73 时效态相比,T77 时效态 7150 合金的晶界析出相更加不连续且粗化、PFZ 更宽,PFZ 内溶质在晶界析出就更多,使得 PFZ 和基体之间的电位差进一步减小。加上 T77 时效态基体内  $\eta$  质点呈细小、弥散分布。因此,T77 时效态不仅具有良好的强度性能,还具有优异的抗剥蚀性能。

值得注意的是,本实验中 T77 时效态腐蚀行为,意味着 7150 合金结构在不存在外部载荷导致的应力前提下,晶界腐蚀产物产生的楔力,不足以提供 7150 合金剥蚀扩展所需动力。应力对 7150 合金剥蚀行为的影响,尚待进一步研究证实。

#### 5 结论

(1) 7150 合金 T6、T73 和 T77 时效态中,T77 时效态抗剥蚀性能最好,T6 时效态抗剥蚀性能最差,T73 时效态抗剥蚀性能介于 T77 和 T6 时效态之间。因此,T77 时效态 7150 合金结构的加强修理件,应采用 T77 时效态 7150 合金材料。

(2) 7150 合金时效后的晶界微观组织结构,是其抗剥蚀性能的重要决定因素。

(3) T77 时效态晶界腐蚀产物楔力,尚不足以提供 7150 合金剥蚀扩展所需动力。

#### 参考文献

- [1] Robinson M J, Jackson N C. The influence of grain structure and intergranular corrosion rate on exfoliation and stress corrosion cracking of high strength Al-Cu-Mg alloys [J]. Corros. Sci., 1999, 41(5): 1013-1028
- [2] Robinson M J. The role of wedging stresses in the exfoliation corrosion of high strength aluminium alloy [J]. Corros. Sci., 1983, 23(8): 887-899
- [3] Godard H P, Cooke W E. The analysis and composition of aluminum corrosion products [J]. Corrosion, 1960, 16: 117-123
- [4] Dai X Y, Xia C Q, Sun Z Q, et al. Microstructure and properties of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr alloy [J]. Chin. J. Nonferrous Met., 2007, 17(3): 396-402 (戴晓元, 夏长清, 孙振起等. Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金的组织 and 性能 [J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(3): 396-402)

- [5] Zhang X M, Zhang X Y, Liu S D, et al. Effect of pre-precipitation after solution on mechanical properties and corrosion resistance of aluminum alloy 7A55 [J]. J. Cent. South Univ., 2007, 38(5): 789-794  
(张新明, 张小艳, 刘胜胆等. 固溶后降温析出对 7A55 铝合金力学及腐蚀性能的影响 [J]. 中南大学学报, 2007, 38(5): 789-794)
- [6] McNaughtan D, Worsfold M, Robinson M J. Corrosion product force measurements in the study of exfoliation and stress corrosion cracking in high strength aluminum alloys [J]. Corros. Sci., 2003, 45(10): 2377-2389
- [7] Robinson M J. Mathematical modeling of exfoliation corrosion in high strength aluminum alloys [J]. Corros. Sci., 1982, 22(8): 775-790
- [8] Kelly D J, Robinson M J. Influence of heat treatment and grain shape on exfoliation corrosion of Al-Li alloy 8090 [J]. Corrosion, 1993, 49(10): 787-795
- [9] Davies J R. Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys [M]. Ohio: ASM International, 1999: 28-29

## EFFECTS OF TEMPER ON EXFOLIATION CORROSION OF 7150 ALLOY

HUANG Changlong<sup>1,2</sup>, XU Hairong<sup>2</sup>

(1. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnic University, Xi'an 710072;

2. Guangzhou Civil Aviation College, Guangzhou 510403)

**Abstract:** The effects of temper on EFC of 7150 alloy, which is prevalent on aging airplane structure, had been investigated by means of corrosion test on T6, T73 and T77 temper in oceanic environment and transmission electron microcopy (TEM). The test results shown that T77 temper was the best for EFC resistance, T73 temper was the next and T6 temper was the worst. The test results also shown that the wedging stress produced by the corrosion product at the grain boundary of 7150-T77 alloy can not sustain the EFC development. TEM observation shown that continuous  $\eta$  phase existed at the grain boundary of T6 temper. The grain boundary of T73 and T77 temper had PFZ zone and dispersed  $\eta$  phase. The PFZ of T77 temper was thicker than T73 temper. The particles of  $\eta$  phase at the grain boundary of T77 temper were coarser than T73 temper. We can draw a conclusion that the microstructure in grain boundary zone of 7150 alloy is the key factor to the EFC resistance.

**Key words:** 7150 alloy, exfoliation corrosion, temper, grain boundary precipitates, PFZ, matrix