



# 时效工艺对 7A85 铝合金力学和晶间腐蚀性能的影响

柏 璠<sup>1</sup>, 高文理<sup>1</sup>, 何正林<sup>2</sup>, 陆 政<sup>3</sup>, 冯朝辉<sup>3</sup>

- (1. 湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082;
2. 南南铝业股份有限公司, 南宁 530031;
3. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

**摘 要:** 采用拉伸试验、晶间腐蚀实验、透射电镜观察等方法, 研究时效工艺对 7A85 铝合金显微组织、力学性能和晶间腐蚀行为的影响。结果表明: 7A85 铝合金的 T6 态晶内分布着大量细小而弥散的 GP 区和少量  $\eta$  相, 晶界上析出相( $\eta$  相)连续分布, 无明显的无沉淀析出带(PFZ); T73 态晶内析出相尺寸和间距都变大, 晶界析出相长大粗化、呈不连续分布, PFZ 带宽化, 具有良好的抗晶间腐蚀性能, 但强度略低; 回归再时效处理后的 7A85 铝合金具有与 T6 态相似的晶内组织和与 T73 态相似的晶界组织, 合金的抗拉强度及电导率分别为 731.7MPa 和 36.5%(IACS), 即合金同时具有较好的强度和抗腐蚀性能。合金的晶间腐蚀敏感性与晶界析出相和无沉淀析出带有关, 晶界析出相尺寸越大, 分布越不连续, PFZ 越宽, 合金腐蚀敏感性越小。

**关键词:** 7A85 铝合金; 时效硬化; 显微组织; 晶间腐蚀

**中图分类号:** TG146.2; TG256.92; TG174.3

**文献标志码:** A

7xxx 系铝合金因其合金密度低, 具有高的比强度和硬度、较高的韧性、优良的焊接性能和良好的加工性能, 广泛应用于军工设备和航空航天等领域<sup>[1-5]</sup>。随着现代工业的快速发展, 对高强铝合金的综合性能提出了更高的要求, 特别是合金的耐腐蚀性能。研究者对 7xxx 系铝合金应力腐蚀敏感性的研究相对较多<sup>[6-8]</sup>, LI 等<sup>[9]</sup>研究了不同热处理工艺对该系合金的断裂韧性和抗应力腐蚀性能的影响, 指出时效温度的影响比时效时间更大, 认为时效过程中析出相发生团聚而变粗大会引起应力松弛, 使材料变软从而提高合金的断裂韧性和抗应力腐蚀能力; 张新明等<sup>[10]</sup>发现 7xxx 系铝合金在 RRA 处理时, 抗晶间腐蚀性能并不总是和电导率成正相关, 而且回归时间需避开 R 曲线上最低硬度值时所对应的时间; 姚晓红等<sup>[11]</sup>研究了 7xxx 系铝合金单级时效中时效时间对晶间腐蚀性能的影响, 发现合金的晶间腐蚀敏感性随时间的延长而降低。

7A85 铝合金属于 Al-Zn-Mg-Cu 系超高强度铝合金, 是我国研制出的与美国 7085 性能相当的新一代高强锻造铝合金。该合金可以满足我国新型飞机重要承

力结构研制的需要, 由于在航空航天领域的应用使其对腐蚀性能的要求更高, 而目前有关于晶间腐蚀敏感性方面的研究报道相对较少。本文作者在前期单级时效和双级时效的组织 and 性能研究<sup>[12]</sup>基础上, 加入回归再时效制度, 采用晶间腐蚀、透射电镜等手段研究不同时效工艺对 7A85 铝合金力学性能和晶间腐蚀性能的影响, 使合金的强塑性和耐腐蚀性能达到一个更满意的组合。

## 1 实验

实验材料由北京航空材料研究院提供, 化学成分(质量分数, %)如下: Zn 8.53~8.90、Mg 2.59~2.81、Cu 2.28~2.32、Zr 0.12~0.18、Al 余量。铝锭在 XJ-800 型挤压机上进行挤压, 相关挤压参数如下: 铸锭温度 390 °C, 挤压筒温度 390 °C, 挤压筒直径 90 mm, 挤压速度为 1.5~1.7 m/min, 制得直径为 10 mm 的棒材。

挤压后的棒材试样在 MFL-11 型智能控温马弗炉中进行(470 °C, 2 h)固溶处理, 温度误差控制在  $\pm 3$  °C

内, 淬火转移时间 5 s, 室温水淬后立即进行人工时效。在 DHG-9108A 型电热鼓风干燥箱中进行时效实验, 温度偏差控制在  $\pm 1\text{ }^\circ\text{C}$ , 采用的时效工艺见表 1。

表 1 7A85 铝合金棒材的时效工艺

Aging process	Code
120 $^\circ\text{C}$ , 24 h	T6
(120 $^\circ\text{C}$ , 8 h)+(165 $^\circ\text{C}$ , 6 h)	T76
(120 $^\circ\text{C}$ , 8 h)+(165 $^\circ\text{C}$ , 12 h)	T73
(120 $^\circ\text{C}$ , 24 h)+(220 $^\circ\text{C}$ , 6 min)+(120 $^\circ\text{C}$ , 24 h)	RRA

采用 MHV-2000 型显微维氏硬度计对试样进行硬度测试, 加载载荷为 0.98 N, 加压时间为 15 s, 每个试样测试 5 点, 取其平均值作为测量值。在 Instron 3369 型力学试验机上进行拉伸试验, 拉伸速度为 1.0 mm/min, 拉伸方向平行于挤压方向。晶间腐蚀按照 GB/T 7998-2005 标准进行, 每个状态取 3 个平行试样, 将试样悬挂在腐蚀液(57.00 g/L NaCl+10 mL/L  $\text{H}_2\text{O}_2$  加蒸馏水至 1 L)中, 在  $(35 \pm 2)\text{ }^\circ\text{C}$  的恒温下进行, 浸蚀时间为 6 h, 然后在金相显微镜下观察腐蚀深度并评定

腐蚀等级。透射电镜试样在双喷电解减薄仪上双喷减薄、穿孔, 电解液为 30%  $\text{HNO}_3$ +70%  $\text{CH}_3\text{OH}$ (体积分数)的混合溶液, 控制温度在  $-20\text{ }^\circ\text{C}$  以下, 电压为 10~15 V, 电流为 80~120 mA。在 JEM-3010 型高分辨透射电子显微镜上进行显微组织观察, 电镜加速电压为 200 kV。

## 2 实验结果

### 2.1 显微组织

图 1 所示为不同时效工艺下 7A85 铝合金的 TEM 像。由文献[13]可知, 可以从析出相的尺寸和形貌, 还有选区电子衍射中衍射斑点的相应位置来判断析出相的种类。从图 1 可以看出: T6 态 7A85 合金中晶内存在着大量细小而弥散分布的球状 GP II 区以及少量的  $\eta'$  相(见图 1(a)), 晶界上细小的析出相( $\eta$  相)呈连续状分布(见图 1(b)), 且晶界析出相明显大于晶内析出相, 没有明显的无沉淀析出带(PFZ),  $\langle 111 \rangle_{\text{Al}}$  带轴下的衍射斑点花样(见图 1(c))也明显观察到明锐的 GP II 区和  $\eta'$  相的衍射斑点; T73 态 7A85 合金中晶内弥

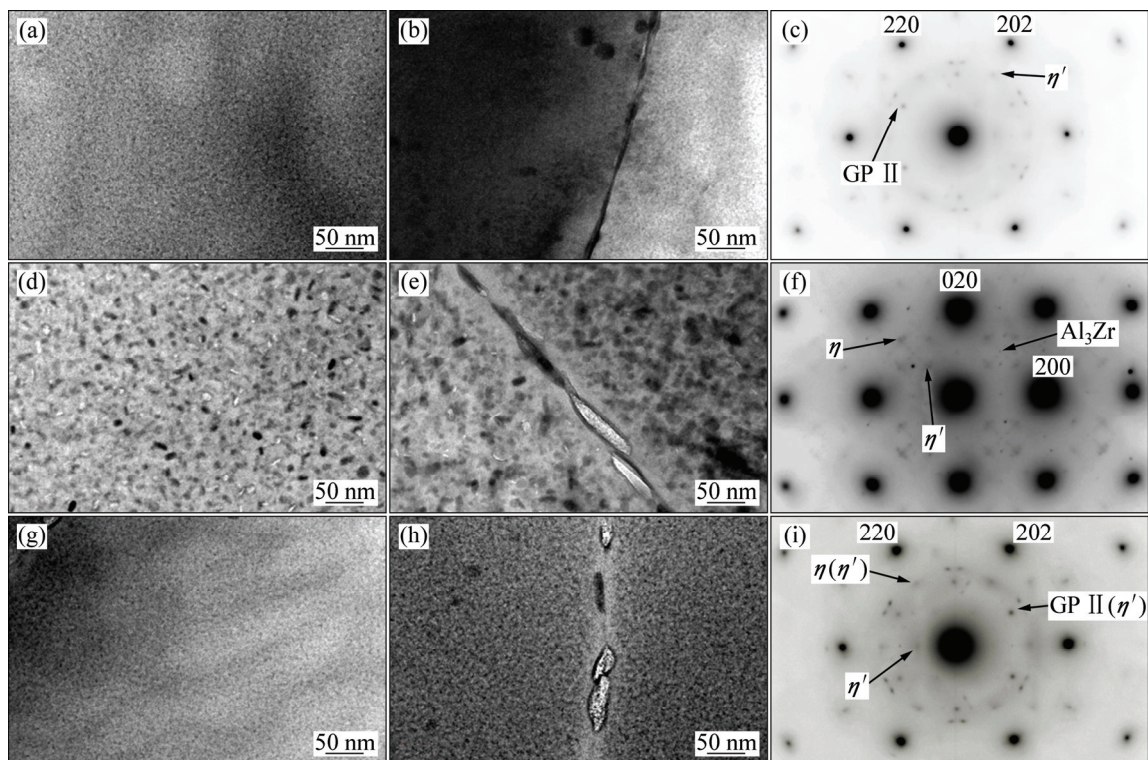


图 1 7A85 铝合金不同时效工艺处理后的 TEM 像和衍射斑点

Fig. 1 TEM images and diffraction patterns of 7A85 alloy under different aging processes: (a), (d), (g) Grain interior morphologies of T6, T73, RRA; (b), (e), (h) Grain boundary morphologies of T6, T73, RRA; (c), (f), (i) Diffraction patterns of T6, T73, RRA

散分布着粗大棒状、片状或圆盘状  $\eta$  相(见图 1(d)), 基体中还存有  $\eta'$ 相和少量的 GP II 区; 相对于 T6 态, T73 态合金晶内析出相间距更大, 尺寸也更大; 晶界析出相( $\eta$ 相)粗大、沿晶界不连续分布, 出现较明显的 PFZ(见图 1(e)), 约为 30~42 nm;  $\langle 100 \rangle_{Al}$ 带轴下的衍射花样(见图 1(f))中已无明显的 GP II 区的斑点, 而  $\eta'$ 相的斑点则更加明显, 也出现了  $\eta$ 相的斑点。RRA 处理后 7A85 合金晶内弥散分布着大量细小球状 GP II 区以及  $\eta'$ 相(见图 1(g)), 晶内组织类似 T6 态的, 但是析出相的尺寸介于 T6 态与 T73 态的之间, 晶界上不连续地分布着粗大的析出相(见图 1(h)), 主要为  $\eta$ 相, 晶界附近存在清晰的 PFZ, 宽为 30~40 nm, 其晶界析出相组织类似于 T73 态的;  $\langle 111 \rangle_{Al}$ 带轴下的衍射花样(见图 1(i))中同时出现了 GP II 区、 $\eta'$ 相和  $\eta$ 相的斑点特征, 即同时包含了 T6 态和 T73 态的显微组织特征。

## 2.2 合金力学性能及电导率

图 2 所示为 7A85 铝合金不同时效工艺下的硬度及电导率。超高强铝合金的硬度和电导率的大小分别与合金的强度和抗应力腐蚀性能呈正相关性, 即合金硬度和电导率越高, 其强度和抗应力腐蚀性能越好。由图 2 可知, 4 种时效工艺中, 合金的硬度由大到小的顺序为: T6、RRA、T76、T73; 合金的电导率由大到小的顺序为: T73、RRA、T76、T6。其中, T6 态合金具有最高的硬度和最低的电导率, 分别为 220.5 HV 和 29.7% IACS; T73 态合金具有最低的硬度和较高的电导率, 分别为 198.7 HV 和 38.1% IACS; RRA 态合金兼有较高的硬度和电导率, 分别为 215.7 HV 和 36.5% IACS; 可以推测出 RRA 态和 T73 态合金具有

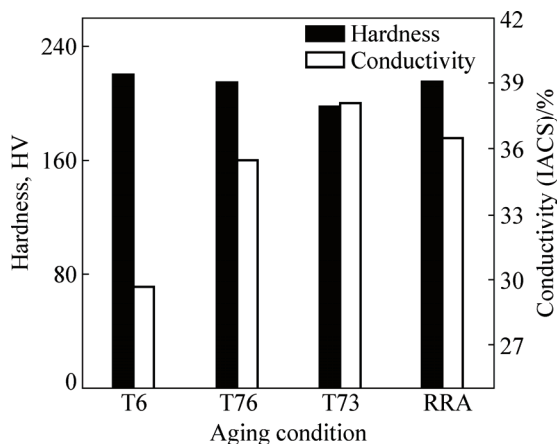


图 2 7A85 铝合金不同时效工艺下的硬度及电导率  
Fig. 2 Hardness and conductivity of 7A85 alloy under different aging processes

良好的抗应力腐蚀性能。

图 3 所示为 7A85 铝合金不同时效工艺下的拉伸性能。由图 3 可知, 4 种时效工艺中, 合金的抗拉强度由大到小的顺序为: T6、RRA、T76、T73, 即 T6 态合金的抗拉强度最大, 为 760.8 MPa; 合金的屈服强度由大到小的顺序为: T6、RRA、T76、T73, 这与合金的硬度(见图 2)的变化规律类似; 合金的屈强比均高于 93.8%, 特别是 T76 态合金的屈强比高达 96.7%; 合金的伸长率的由大到小的顺序为: T73、T6、RRA、T76, 即 T73 态合金塑性最佳, 其伸长率为 9.4%。

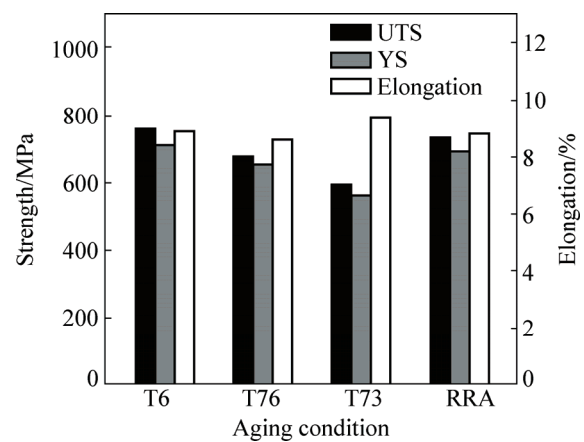


图 3 7A85 铝合金不同时效工艺下的拉伸性能  
Fig. 3 Tensile properties of 7A85 alloy under different aging processes

## 2.3 晶间腐蚀

图 4 所示为 7A85 铝合金不同时效工艺下晶间腐蚀截面形貌。相应的腐蚀深度及腐蚀等级评定见表 2。从图 4 和表 2 可以发现, 4 种时效工艺中, 合金最大腐蚀深度从高到低的顺序为: T6、T76、RRA、T73。T6 态合金的晶间腐蚀敏感性最大, 晶间腐蚀情况最严重, 最大腐蚀深度达 162.9  $\mu\text{m}$ , 腐蚀等级为 4; T73 态合金的晶间腐蚀敏感性最低, 其最大腐蚀深度为 57.1  $\mu\text{m}$ , 腐蚀等级为 3; 相对单级时效, 双级时效和 RRA 处理能明显提高合金的抗晶间腐蚀性能。

## 3 分析与讨论

### 3.1 不同时效工艺的时效析出模式

Al-Zn-Mg-Cu 系合金时效过程中的析出顺序是: 过饱和固溶体  $\rightarrow$  GP 区  $\rightarrow \eta'$ (MgZn<sub>2</sub>)  $\rightarrow \eta$ (MgZn<sub>2</sub>); GP 区是 Mg、Zn 原子富集区, 与基体完全共格, 近似球

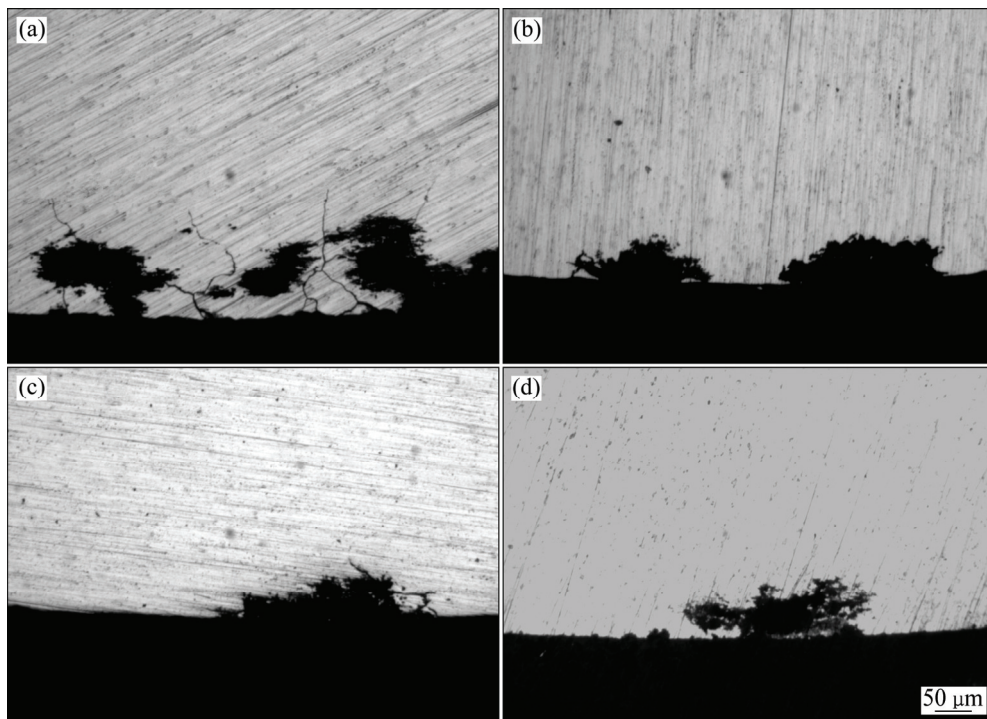


图4 7A85 铝合金晶间腐蚀截面形貌

Fig. 4 Intergranular corrosion morphologies of 7A85 alloy under different aging processes: (a) T6; (b) T76; (c) T73; (d) RRA

表2 7A85 铝合金晶间腐蚀结果

Table 2 Intergranular corrosion results of 7A85 alloy

Aging process	Maximum corrosion depth/ $\mu\text{m}$	Corrosion grade
T6	162.9	4
T76	65.7	3
T73	57.1	3
RRA	61.5	3

状, 是该系合金的主要强化相;  $\eta'$ 相为过渡相, 与基体保持半共格, 大多数研究认为, 其晶体结构为六方结构, 与基体的取向关系如下:  $(0001)_{\eta'} // \{111\}_{\text{Al}}$ ,  $[11\bar{2}0]_{\eta'} // \langle 112 \rangle_{\text{Al}}$ ,  $(10\bar{1}0)_{\eta'} // (110)_{\text{Al}}$ , 其晶格常数为  $a=0.496 \text{ nm}$ ,  $c=1.402 \text{ nm}$ <sup>[13]</sup>;  $\eta$ 相为平衡相, 六方结构, 与基体非共格, 根据析出位向的不同, 可能以片状、棒状或者圆盘状存在<sup>[14]</sup>。在时效过程中, 晶内和晶界析出不是同步的, 从合金时效态显微组织观察(见图1)可知, 7A85 铝合金具有很强的晶界优先析出的倾向, 因而可以将晶内和晶界的时效过程用两条相对平移的抛物线来表示(见图5)。抛物线上不同位置的点表示时效的不同阶段, 如抛物线顶点、顶点左侧和右侧分别表示峰值时效状态、欠时效状态和过时效状态。对于合金的每一时效状态, 需用两个点  $A$ 、 $B$  来分别

表示晶内和晶界的状态。当晶内时效至峰值态 T6(120 °C, 24 h)时, 晶界已处于轻微的过时效态, 开始析出平衡相  $\eta$  相; T7+((120 °C, 8 h)+(165 °C, 6 h) 或者(120 °C, 8 h)+(165 °C, 12 h))处理时, 合金晶内处于过时效态, 晶界处于严重的过时效态, 晶界上  $\eta$  相粗化(见图5(a))。图5(b)所示为 RRA 处理时合金的时效析出模式图, 首先通过预时效(120 °C, 24 h)将晶内组织时效至峰时效位置的  $A$  点, 由于晶界析出的速度大大快于晶内析出, 这时晶界上的  $B$  点已处于过时效的位置。在随后的回归处理(220 °C, 6 min)过程中, 晶内的 GP 区和  $\eta'$ 相部分回溶入基体, 相当于  $A$  点向左侧下滑了一段至欠时效的  $A_1$  点, 而晶界上的  $\eta$  相粗化以及不连续程度加大, 相当于进行了再一次时效,  $B$  点向右侧下滑至代表过时效更加严重的  $B_1$  点, 这样, 晶界的优先析出就得到了进一步加强, 即晶内和晶界在时效进程上的差别进一步加大。当进行再时效(120 °C, 24 h)时, 晶内回溶的 GP 区和  $\eta'$ 相重新析出, 相当于  $A_1$  点又重新向右侧移动至  $A$  点(最好时效至峰值), 而晶界上的  $\eta$  相进一步粗化, 相当于  $B_1$  也向右侧移至  $B_2$  点, 晶界进入严重的过时效状态。RRA 处理的实质是强化了晶界的优先析出倾向, 当晶内组织成峰时效状态时, 晶界已处于严重过时效状态, 从而合金具有较高的强度和优良的抗腐蚀性能。

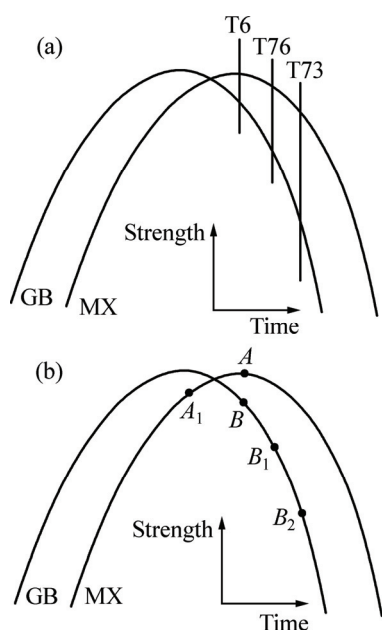
图5 时效析出模式图<sup>[15]</sup>

Fig. 5 Chart of aging precipitation pattern: (a) Peak aging and over aging; (b) Retrogression and reaging treatment

### 3.2 不同时效工艺对力学性能的影响

7A85 类时效合金强度的提高来源于位错与析出相的交互作用, 与析出相的强度、体积分数、间距、粒子的形状和分布, 以及析出相与基体两相之间的晶体学匹配情况、界面能和界面结合等因素有关。当第二相为小尺寸易变形粒子时, 运动位错会以切过质点的方式来通过脱溶质点; 当第二相为大尺寸不可变形粒子时, 运动位错将绕过第二相质点并在其周围留下一个位错环, 即奥罗万机制。切割机制的强化效果随质点体积分数和尺寸的增大而增大, 而绕过机制的强化效果随质点体积分数的减小和尺寸的增大而减小。位错切割机制和位错绕过机制不是截然分开的, 根据析出相的结构特点, 消耗能量较小的机制开动。T6 态合金晶内析出相主要为 GP II 区和部分  $\eta'$  相(见图 1(a)), 且数量较多, 此时位错切割机制占主导地位, 合金的强度最高, 为 760.8 MPa。而 T73 态合金晶内析出相主要为  $\eta'$  相和部分  $\eta$  相(见图 1(d)), 由于时效温度的提高, 析出相聚集长大, 位错绕过机制转为主导, 强度有所降低, 同时尺寸较小的不稳定的  $\eta'$  相的溶解也造成了强度的部分下降, 强度降为 597.7 MPa。而相对于 T73, T76 工艺的时效时间稍短一些, 析出相的尺寸比 T73 态的要小, 位错绕过机制的强化效果就比 T73 态的强一些, 所以 T76 态合金的强度会高一点, 为 675.0 MPa。RRA 处理后合金晶内组织与 T6

态类似(见图 1(g)), 而合金的强度主要取决于基体析出相, 因此也具有较高的强度, 为 731.7 MPa。

### 3.3 不同时效工艺对晶间腐蚀性能的影响

铝合金晶间腐蚀主要是电化学腐蚀, 是晶界析出相或晶界无沉淀析出带的阳极溶解所致。析出物与基体或晶界附近贫化区的电位不完全相同, 往往以晶粒内部为阴极, 晶界是缺陷、杂质、合金元素富集的地方, 导致它比晶内更活泼, 具有更负的电极电位, 成为阳极, 构成微腐蚀电池, 从而发生晶间腐蚀<sup>[16-17]</sup>。7A85 铝合金 T6 态时晶界上出现连续链状的  $\eta'$  相和  $\eta$  相(见图 1(a)和(b)), 无明显无沉淀析出带, 晶界沉淀相  $\eta$  相是阳极相, 根据文献[16]和[18]测得的铝固溶体及其析出相电极电位的数据可知,  $\eta$  相电极电位较低 (-1.05 V), 基体 Al 电极电位为 (-0.85 V), 合金浸入腐蚀液中, 晶界析出相与  $\alpha(\text{Al})$  基体构成微腐蚀电池, 电位低的  $\eta'$  相和  $\eta$  相作为阳极自身优先被溶解, 这相当于在晶界上形成了一条阳极腐蚀通道, 合金容易产生晶间腐蚀, 进一步导致合金全面溶解(见图 4(a)), 因而表现出很高的腐蚀敏感性, 合金最大腐蚀深度为 162.9  $\mu\text{m}$ 。而 T73 态合金在晶界上非连续分布着  $\eta$  相并在晶界周围形成一条明显的无沉淀析出带(见图 1(d)和(e)), PFZ 的出现和  $\eta$  相的不连续分布降低了晶界腐蚀电流密度, 破坏了腐蚀通道, 所以相对 T6 态, 合金腐蚀敏感性明显降低, 合金最大腐蚀深度为 57.1  $\mu\text{m}$ 。而 RRA 处理后合金具有类似 T73 态的晶界组织, 即晶界上不连续分布着粗大的  $\eta$  相(见图 1(g)和(h)); 大量的非平衡相( $\eta'$  相)向平衡相( $\eta$  相)转变, 晶界 PFZ 宽化,  $\eta$  相的不连续分布阻碍了晶界上的腐蚀通道运作, 减小了腐蚀电流密度, 降低了合金腐蚀速率, 合金的腐蚀敏感性也随之降低, 最大腐蚀深度为 61.5  $\mu\text{m}$ 。此外, 电导率可以表征铝合金的抗晶间腐蚀能力, 电导率越高抗应力腐蚀性能越好; 7A85 合金不同时效工艺下的电导率由大到小的顺序如下: T73、RRA、T76、T6, 说明合金抗应力腐蚀的由大到小的顺序如下: T73、RRA、T76、T6, 这与晶间腐蚀实验的结果相一致。

7A85 铝合金的不同热处理状态分别适用于不同使用条件的受力构件: T6 状态的一般用于对耐应力腐蚀性能没有特殊要求的高强度、高断裂韧度的结构件; T76 状态的适用于耐剥蚀的高强度、高断裂韧度的结构件; T73 状态的适用于耐应力腐蚀的, 而强度和断裂韧度要求相对不太高的结构件。RRA 状态的适用于

耐应力腐蚀的高强度、高断裂韧性的结构件。

## 4 结论

1) 不同时效工艺下, 7A85 合金的抗拉强度和屈服强度由大到小的顺序如下: T6、RRA、T76、T73, 抗晶间腐蚀性能由大到小的顺序为: T73、RRA、T76、T6, 与合金电导率的大小顺序一致。

2) 经 RRA 处理后, 合金具有与 T6 态类似的晶内组织和与 T73 态类似的晶界组织, 抗拉强度达到了 731.7 MPa, 相对于 T6 态的只下降 3.8%; 同时晶间最大腐蚀深度为 61.5  $\mu\text{m}$ , 相对于 T6 态抗晶间腐蚀能力增强 62.2%, 得到较高的强度和良好的耐腐蚀性能组合。

3) 7A85 合金的晶间腐蚀敏感性与晶界析出相 (GBP) 和无沉淀析出带 (PFZ) 的特征有关, 晶界析出相尺寸越大, 分布越不连续, PFZ 越宽, 合金的晶间腐蚀敏感性越小。反之, 合金的晶间腐蚀敏感性越大。

## REFERENCES

- [1] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. *Materials and Design*, 2014, 56: 862–871.
- [2] 刘 兵, 彭超群, 王日初, 王小锋, 李婷婷. 大飞机用铝合金的研究现状及展望[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(9): 1705–1715.  
LIU Bing, PENG Chao-qun, WANG Ri-chu, WANG Xiao-feng, LI Ting-ting. Recent development and prospects for giant plane aluminum alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(9): 1705–1715.
- [3] HUDA Z, EDI P. Materials selection in design of structures and engines of supersonic aircraft: A review[J]. *Materials & Design*, 2013, 46: 552–560.
- [4] ROMETSCH P A, ZHANG Y, KNIGHT S. Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys—Some recent developments[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(7): 2003–2017.
- [5] 王建国, 王祝堂. 航空航天变形铝合金的进展[J]. *铝合金加工技术*, 2013, 41(10): 1–14.  
WANG Jian-guo, WANG Zhu-tang. Advancement in aerospace wrought aluminium alloys[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2013, 41(10): 1–14.
- [6] 金骥戎, 宋仁国, 代春丽, 王 超, 李 海, 祁 星, 祁文娟. 时效、阴极极化对 7050 铝合金应力腐蚀敏感性的影响[J]. *材料热处理学报*, 2015, 36(3): 90–95.  
JIN Ji-rong, SONG Ren-guo, DAI Chun-li, WANG Chao, LI Hai, QI Xing, QI Wen-juan. Effects of aging and cathodic polarization on susceptibility to SCC of 7050 aluminum alloy[J]. *Transaction of Materials and Heat Treatment*, 2015, 36(3): 90–95.
- [7] CHEN S Y, CHEN K H, DONG P X, YE S P, HUANG L P. Effect of heat treatment on stress corrosion cracking, fracture toughness and strength of 7085 aluminum alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(7): 2320–2325.
- [8] JIANG J T, XIAO W Q, YANG L, SHAO W Z, YUAN S J, ZHEN L. Ageing behavior and stress corrosion cracking resistance of a non-isothermally aged Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 605(27): 167–175.
- [9] LI H Y, GENG J F, DONG X J, WANG C J, ZHENG F. Effect of aging on fracture toughness and stress corrosion cracking resistance of forged 7475 aluminum alloy[J]. *Journal of Wuhan University of Technology (Materials Science Edition)*, 2007, 22(2): 191–195.
- [10] 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.
- [11] 姚晓红, 张 林, 高文理, 田林海. 时效状态对 7A85 高强铝合金力学性能和晶间腐蚀性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2013, 42(12): 2581–2585.  
YAO Xiao-hong, ZHANG Lin, GAO Wen-lin, TIAN Lin-hai. Effect of aging treatment on mechanical and intergranular corrosion properties of 7A85 high strength aluminum alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42(12): 2581–2585.
- [12] 何正林, 高文理, 陆 政, 冯朝辉. 热处理对 7A85 铝合金组织和性能的影响[J]. *材料工程*, 2015, 43(8): 13–18.  
HE Zheng-lin, GAO Wen-li, LU Zheng, FENG Zhao-hui. Effects of heat treatment on microstructure and properties of 7A85 aluminum alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(8): 13–18.
- [13] LIU J Z, CHEN J H, YANG X B, REN S, WU C L, XU H Y, ZOU J. Revisiting the precipitation sequence in Al-Zn-Mg-based alloys by high-resolution transmission electron microscopy[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(11): 1061–1064.
- [14] 宁爱林. 析出相及其分布对高强铝合金力学性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2007: 4–5.  
NING Ai-lin. Effect of precipitates and its distribution on mechanical properties of high-strength aluminum alloy[D]. Changsha: Central South University, 2007: 4–5.
- [15] 莫志民, 郑子樵, 黄碧萍. 7000 系高强铝合金 RRA 的处理[J].

- 铝加工, 1996, 19(1): 28-34.
- MO Zhi-min, ZHENG Zi-qiao, HUANG Bi-ping. RRA Treatment of 7000 series high strength aluminum alloy[J]. Aluminum Processing, 1996, 19(1): 28-34.
- [16] 尹志民, 方家芳, 黄继武, 聂波, 单长智, 郭加林, 王琳. 时效工艺对 7A52 铝合金晶间腐蚀和剥蚀行为的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2007, 38(4): 617-622.
- YIN Zhi-min, FANG Jia-fang, HUANG Ji-wu, NIE Bo, SHAN Chang-zhi, GUO Jia-lin, WANG Lin. Effects of aging treatment on intercrystalline corrosion and exfoliation corrosion behavior of 7A52 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2007, 38(4): 617-622.
- [17] NAJJAR D, MAGNIN T, WARNER T J. Influence of critical surface defects and localized competition between anodic dissolution and hydrogen effects during stress corrosion cracking of a 7050 aluminum alloy[J]. Mater Sci Eng A, 1997, 238(2): 293-302.
- [18] 刘忠民, 蒋金龙. 铝制换热器的耐腐蚀性探讨[J]. 电器, 2012, z1: 269-276.
- LIU Zhong-min, JIANG Jin-long. Discuss on aluminous heat exchanger for its corrosion resistance[J]. Electric Appliance, 2012, z1: 269-276.

## Effect of ageing processes on mechanical properties and intergranular corrosion of 7A85 aluminum alloy

BAI Fan<sup>1</sup>, GAO Wen-li<sup>1</sup>, HE Zheng-lin<sup>2</sup>, LU Zheng<sup>3</sup>, FENG Zhao-hui<sup>3</sup>

(1. College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China;

2. Alnan Aluminum Co., Ltd., Nanning 530031, China;

3. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** The influence of aging process on mechanical properties and intergranular corrosion of 7A85 aluminum alloy was investigated by tensile testing and intergranular corrosion testing combining with transmission electron microscope. The results show that, a large quantity of GP zones and some  $\eta'$  phases disperse in grain, with continuous secondary phases in grain boundary, and the precipitation free zone (PFZ) does not exist in the T6 temper. 7A85 aluminum obtains a favorable corrosion property with the phases in the grain boundary becoming discontinuous and PFZ widening in the T73 temper. 7A85-RRA, which has the T6-like grain-interior and the T73-like grain-boundary morphology, shows good comprehensive performance, with the combinations of tensile strength of 731.7 MPa and electrical conductivity of 36.5%(IACS). Corrosion sensibility of alloy is related to the characteristics of equilibrium phase and precipitation free zone at grain boundary, with the equilibrium phases discontinuous and PFZ widening, the corrosion sensibility of alloy decreases.

**Key words:** 7A85 aluminum alloy; age hardening; microstructure; intergranular corrosion

**Foundation item:** Project (51271076) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (51474101) supported by the Production and Research Projects of the Ministry of Educate in Guangdong Province

**Received date:** 2015-07-09; **Accepted date:** 2015-10-07

**Corresponding author:** GAO Wen-li; Tel: +86-88664006; E-mail: wenligaohd@163.com

(编辑 龙怀中)