

## 时效工艺对 1933 铝合金锻件腐蚀性能的影响

张 勇<sup>1,2</sup>, 张新明<sup>1,2</sup>, 刘胜胆<sup>1,2</sup>, 欧 军<sup>1,2</sup>, 徐 敏<sup>1,2</sup>, 钟奇鸣<sup>1,2</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

**摘 要:** 采用金相显微镜(OM)、透射电镜(TEM)、慢应变速率拉伸(SSRT)、双悬臂梁实验(DCB)、晶间腐蚀实验和剥落腐蚀实验研究时效工艺对 1933 铝合金锻件抗应力腐蚀(SCC)、抗晶间腐蚀(IGC)和抗剥落腐蚀(EC)性能的影响。结果表明: 在 T6(120 °C, 24 h)时效状态下, 1933 铝合金锻件的应力腐蚀敏感性最强, 应力腐蚀临界应力强度因子  $K_{ISCC}$  仅为 8.95 MPa·m<sup>1/2</sup>。经(110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h)和(110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h)双级时效后,  $K_{ISCC}$  分别上升至 23.84 和 27.56 MPa·m<sup>1/2</sup>, 锻件的抗应力腐蚀性能显著提高。而经(110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)时效后, 抗应力腐蚀性能的提高伴随着较大幅度的强度损失和塑性损失。锻件在各时效状态下, 晶间腐蚀形式为点蚀, 具有良好的抗晶间腐蚀性能。同时, 锻件具有良好的抗剥落腐蚀性能。T6 时效时, 锻件的剥蚀等级为 EC 级; 经双级时效后, 其剥蚀等级均在 EA<sup>+</sup>级以上。

**关键词:** 1933 铝合金, 锻件; 抗应力腐蚀性能; 抗晶间腐蚀性能; 抗剥落腐蚀性能

**中图分类号:** TG146.2; TG113

**文献标志码:** A

## Effects of aging treatment on corrosion properties of 1933 aluminum alloy forging

ZHANG Yong<sup>1,2</sup>, ZHANG Xin-ming<sup>1,2</sup>, LIU Sheng-dan<sup>1,2</sup>, OU Jun<sup>1,2</sup>, XU Min<sup>1,2</sup>, ZHONG Qi-ming<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The effects of aging treatment on the stress corrosion cracking resistance, intergranular corrosion (EC) resistance and exfoliation corrosion resistance of 1933 aluminum alloy forging were investigated by means of optimal microscopy (OM), transmission electron microscopy (TEM), slow strain rate testing (SSRT), double-cantilever-beam (DCB) experiment, intergranular corrosion (IGC) and EC experiments. The results show that the 1933 aluminum alloy forging under T6(120 °C, 24 h) aging treatment reveals the strongest stress corrosion cracking sensitivity and the critical stress intensity factor  $K_{ISCC}$  is only 8.95 MPa·m<sup>1/2</sup>. After aging treatment at (110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h) and (110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h),  $K_{ISCC}$  is elevated to 23.84 and 27.56 MPa·m<sup>1/2</sup>, respectively, which indicates higher stress corrosion cracking resistance. Accompanying the improvement of stress corrosion resistance, the strength loss and plasticity loss decrease sharply when the forging is aging-treated at (110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h). The forging has excellent intergranular corrosion resistance under all aging treatments and the forms of corrosion are all pit corrosion. Meanwhile, the exfoliation corrosion resistance of the forging is also very good. The level of exfoliation corrosion is EC when the forging is under T6 aging treatment. After duplex aging, the level of exfoliation corrosion for the forging is EA<sup>+</sup>.

**Key words:** 1933 aluminum alloy; forging; stress corrosion cracking resistance; intergranular corrosion resistance; exfoliation corrosion resistance

7000 系铝合金的比强度较高,是航空工业中重要的结构材料<sup>[1-2]</sup>。但该系合金的腐蚀性能较差而限制了其应用。应力腐蚀、晶间腐蚀和剥落腐蚀是该系合金常见的腐蚀形式<sup>[3-5]</sup>。应力腐蚀在开裂前没有明显预兆,使合金突然失效,极具破坏性。因此,抗应力腐蚀性能是衡量 7000 系铝合金综合性能的重要指标之一。晶间腐蚀与剥落腐蚀是危害性很大的局部腐蚀,腐蚀严重时能使合金的平均使用寿命降低 40% 以上<sup>[6]</sup>。

通过优化时效热处理工艺调控合金的析出相是提高 7000 系铝合金腐蚀性能的重要途径。研究表明,通过过时效处理(T7X),可使晶界析出相呈不连续分布<sup>[7-8]</sup>。这种晶界结构可减缓合金在腐蚀介质中的沿晶腐蚀速率,从而提高合金的抗腐蚀性能<sup>[9]</sup>。此外,回归时效(RRA)也可使晶内析出相保持于峰值时效时的特征,从而大幅提高合金的综合性能<sup>[10]</sup>。但 RRA 的高温处理阶段温度区间较窄、时间较短,难以应用于工厂实际生产,尤其是厚件的生产。对于厚锻件的热处理,实际生产以 T73 和 T76 为主<sup>[11]</sup>。

1933 铝合金是俄罗斯开发的一种高强铝合金,属 7000 系铝合金。该合金具有较高的强度和良好的耐蚀性能,尤其具有较优的淬透性,非常适合制作大截面锻件。俄罗斯生产的大部分战斗机以及法国空客飞机均采用 1933 铝合金锻件<sup>[12-13]</sup>,该合金锻件也是我国航空工业的重要结构材料。然而,国内对 1933 铝合金锻件的研究较少。为此,本文作者研究 1933 铝合金锻件经不同时效工艺处理后的抗应力腐蚀性能、抗晶界腐蚀性能和抗剥落腐蚀性能,并探讨时效工艺参数对这些性能的影响机理,以期为工厂生产实际和提高该锻件的综合性能提供参考。

## 1 实验

### 1.1 材料及热处理工艺

本实验采用的材料为西南铝业(集团)有限责任公司提供的 80 mm 厚的 1933 铝合金自由锻件,其名义成分如表 1 所列。

表 1 1933 铝合金锻件的名义成分

Table 1 Nominal compositions of 1933 aluminum alloy forging (mass fraction, %)

Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Zr	Al
0.02	0.06	1.0	2.0	7.0	0.12	Bal.

本实验采用的时效热处理工艺共有 4 组,依次为 (120 °C, 24 h), (110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h), (110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h), (110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)。其中, (120 °C, 24 h)与(110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)时效为对比实验组,分别为 1933 铝合金锻件的 T6 态时效和 T73 时效工艺; (110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h)与(110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h)为根据前期正交实验得到的优化双级时效工艺。

### 1.2 实验方法

慢应变速率拉伸实验按照 GB15970.7—2000 标准进行。取样方式如图 1 所示,标距部分尺寸为  $d$  4 mm×20 mm。慢应变速率拉伸实验在 Letry 微应变拉伸机上进行,应变速率为  $5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ ,实验介质分别为空气和 3.5%NaCl 水溶液,实验温度为室温(即时温度约 35 °C)。

双悬臂梁实验按照 GB 12445.1—90 标准进行,取样方式如图 1 所示。实验介质为 3.5%NaCl 水溶液,实验在恒温水浴槽中进行,温度为(35±1) °C。

晶间腐蚀实验按照 GB7998—87 标准进行,取样方式如图 1 所示。腐蚀液成分为 57 g NaCl+10 mL H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>+1 L H<sub>2</sub>O,浸泡时间为 6 h。实验在恒温水浴槽中进行,溶液温度保持在(35±1) °C,面容比为 10 mm<sup>2</sup>/L。

剥落腐蚀实验按照 ASTM G34—79 标准进行,取样方式如图 1 所示。腐蚀液成分为 4.0 mol/L NaCl+0.5 mol/L KNO<sub>3</sub>+0.1 mol/L HNO<sub>3</sub>,加蒸馏水至 1 L。面容比为 20 cm<sup>2</sup>/mL,溶液温度控制在(25±3) °C,浸泡时间为 48 h。浸泡过程中,根据 ASTM G34—79 标准判断同一样品浸泡不同时间的剥蚀情况,并用数码相机记录剥蚀面的宏观形貌。分别称取剥蚀实验前、后样品的质量,以获得剥蚀质量。

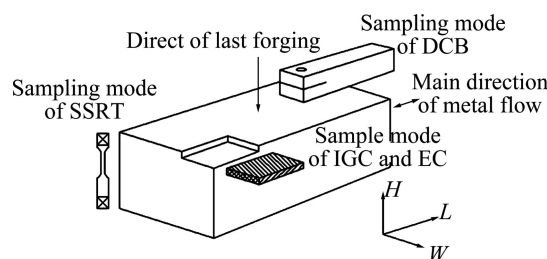


图 1 试样取样方式示意图

Fig.1 Schematic diagram of sampling

## 2 实验结果

### 2.1 抗应力腐蚀性能测试

分别采用慢应变速率拉伸与双悬臂梁实验对锻件

的抗应力腐蚀性能进行评测。

2.1.1 慢应变速率拉伸实验

表 2 所列为 1933 铝合金锻件经不同时效工艺后分别在空气与腐蚀环境下的慢应变速率拉伸实验结果。采用强度损失( $L_s$ )和塑性损失( $L_p$ )来衡量抗应力腐蚀性能。其表达式分别为

$$L_s = \frac{\sigma_{b_1} - \sigma_{b_2}}{\sigma_{b_1}} \times 100\%$$

(1)

$$L_p = \frac{\delta_1 - \delta_2}{\delta_1} \times 100\%$$

(2)

式中:  $\sigma_{b_1}$  为普通空气环境下合金的抗拉强度;  $\sigma_{b_2}$  为 3.5% NaCl 环境下合金的抗拉强度;  $\delta_1$  为普通空气环境下合金的伸长率;  $\delta_2$  为 3.5% NaCl 环境下合金的伸长率。

结果表明, 1933 铝合金锻件在 T6 时效状态下的强度损失为 5%。与空气环境相比, 锻件在腐蚀环境中的伸长率明显降低, 仅为空气环境中的 40%左右, 说明 1933 铝合金锻件在 T6 时效状态下具有很强的应力腐蚀开裂倾向。经双级时效(110 ℃, 6 h)+(160 ℃, 8 h)后, 锻件的抗应力腐蚀性能明显提高, 强度损失为 2.4%, 同时在腐蚀环境中基本没有塑性损失。当时时效工艺为(110 ℃, 12 h)+(170 ℃, 8 h)时, 锻件的抗应力腐蚀性能得到进一步提高, 强度损失为 1.1%, 伸长率也没有下降。在(110 ℃, 12 h)+(180 ℃, 6 h)时效状态下, 强度损失仅为 0.7%, 几乎没有塑性损失, 说明合金在该时效状态下基本没有应力腐蚀开裂的倾向。

2.1.2 双悬臂梁实验

为进一步了解 1933 铝合金锻件经不同时效工艺后的抗应力腐蚀性能, 采用双悬臂梁(DCB)实验测量锻件的  $K_{ISCC}$ 。图 2 所示为 1933 铝合金锻件的 DCB 实验结果。3 组(110 ℃, 12 h)+(180 ℃, 6 h)时效状态平行试样在螺钉拧断前均无法制出初始裂纹, 故没有测得该时效状态下试样的  $K_{ISCC}$ 。根据其他 3 组 DCB

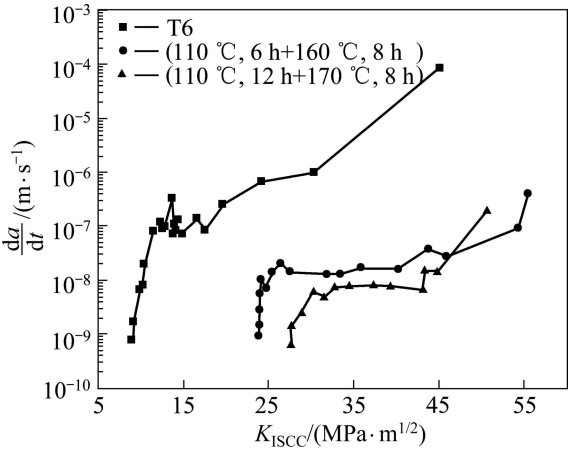


图 2 1933 铝合金锻件 DCB 实验结果  
Fig.2 DCB test results of 1933 aluminum alloy forgings

试样结果可知, 锻件在 T6 状态下具有最高的应力腐蚀开裂速率( $da/dt$ )和最小的  $K_{ISCC}$ (约为 8.95 MPa·m<sup>1/2</sup>)。经(110 ℃, 6 h)+(160 ℃, 8 h)时效后, 锻件的抗应力腐蚀性能显著提高, 应力腐蚀开裂速率明显降低,  $K_{ISCC}$  为 23.84 MPa·m<sup>1/2</sup>。在(110 ℃, 12 h)+(170 ℃, 8 h)状态下, 时效试样的抗应力腐蚀性能得到进一步提高,  $K_{ISCC}$  为 27.56 MPa·m<sup>1/2</sup>。锻件在(110 ℃, 12 h)+(180 ℃, 6 h)时效状态下的  $K_{ISCC}$  虽没有测得, 但可合理推断其  $K_{ISCC}$  应高于 27.56 MPa·m<sup>1/2</sup>。

2.2 晶间腐蚀性能测试结果

图 3 所示为 1933 铝合金锻件晶间腐蚀的实验结果。由此可见, 4 组试样均未出现明显的晶间腐蚀倾向, 只在局部有微弱点蚀。因此, 1933 铝合金锻件不论是在峰值时效还是双级时效状态, 均具有良好的抗晶间腐蚀性能。

2.3 剥落腐蚀性能测试结果

图 4 所示为锻件剥蚀过程中不同时间点的剥蚀宏

表 2 慢应变速率拉伸实验结果

Table 2 Test results of SSRT					
Aging condition	Environment	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Strength loss/%	Plastic loss/%
(120 ℃, 24 h)	Air	523	12.5	5.0	≈60
	Corrosion solution	497	4.7		
(110 ℃, 6 h)+(160 ℃, 8 h)	Air	499	11.5	2.4	0
	Corrosion solution	487	11.7		
(110 ℃, 12 h)+(170 ℃, 8 h)	Air	466	11.4	1.1	0
	Corrosion solution	461	11.5		
(110 ℃, 12 h)+(180 ℃, 6 h)	Air	443	11.6	0.7	≈0
	Corrosion solution	440	11.5		

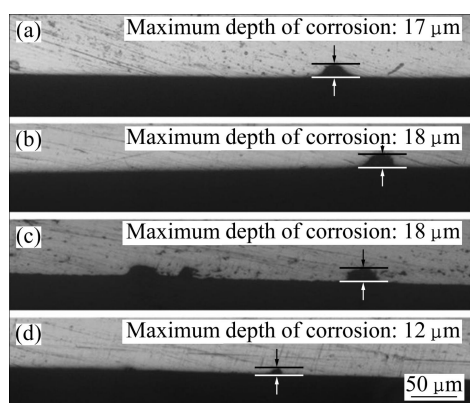


图3 1933 铝合金锻件晶间腐蚀实验结果

**Fig.3** Test results of intergranular corrosion of 1933 aluminum alloy forgings: (a) (120 °C, 24 h); (b) (110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h); (c) (110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h); (d) (110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)

观形貌。浸入剥蚀溶液后, 各试样表面立即有气泡生成。剥蚀 4 h 后, 所有试样表面均有一层气泡附着。T6 态试样表面出现较均匀的粉化与轻微剥起。(110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h)时效态试样表面局部颜色加深, 但未见明显粉化和剥起现象。而(110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h)与(110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)两组试样表面局部颜色发黑, 亦未见明显粉化和剥起现象。随着剥蚀时间的延长, T6 态试样表面颜色逐渐发黑, 粉化与剥起进一步深化, 且有较多剥蚀产物脱离试样。(110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h)时效态试样表面出现较为明显的剥起现象, 颜色逐渐发黑, 且有少量剥蚀产物脱离。剥蚀 48 h 后, 除观察样品表面宏观形貌外, 对样品进行酸洗、烘干并称取质量, 同时观察样品的横

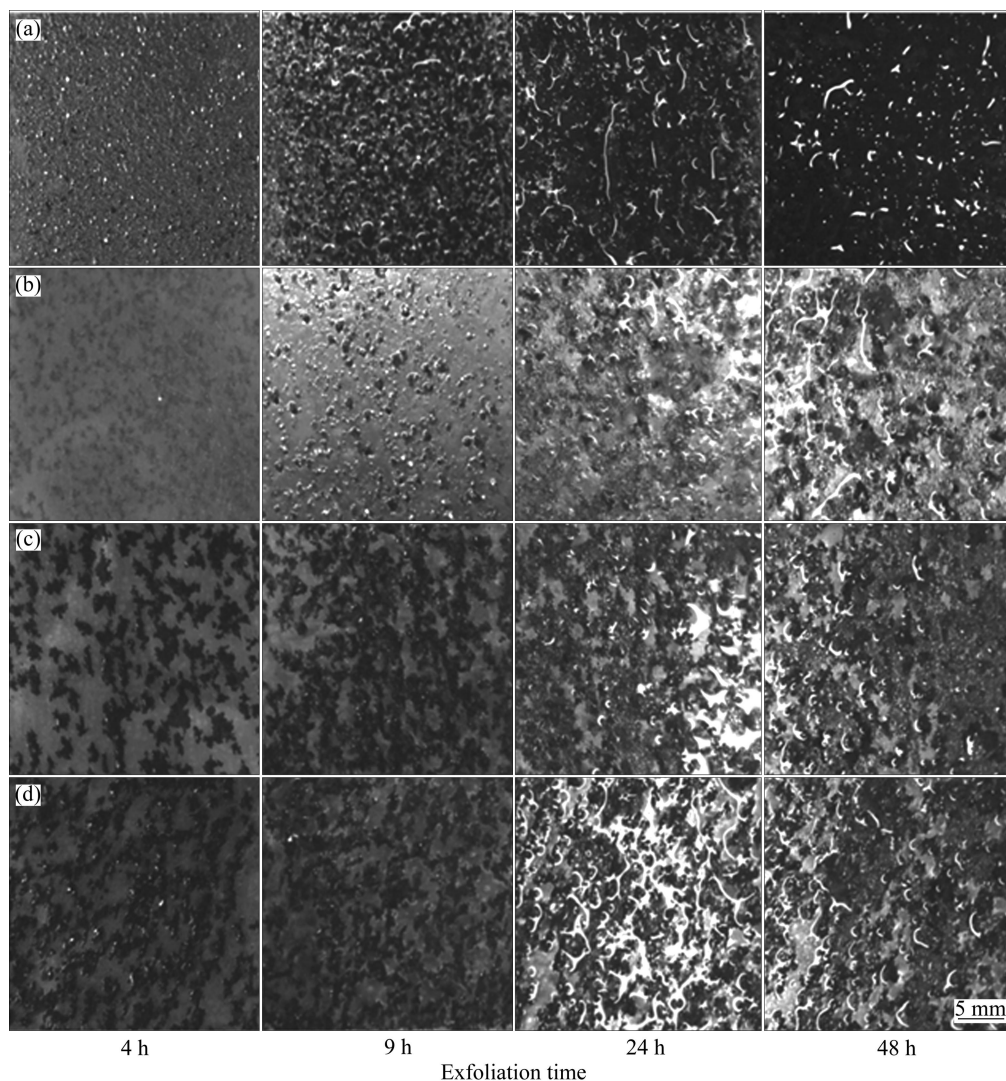


图4 1933 铝合金锻件的剥落腐蚀实验结果

**Fig.4** Test results of exfoliation corrosion of 1933 aluminum alloy forging: (a) (120 °C, 24 h); (b) (110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h); (c) (110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h); (d) (110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)

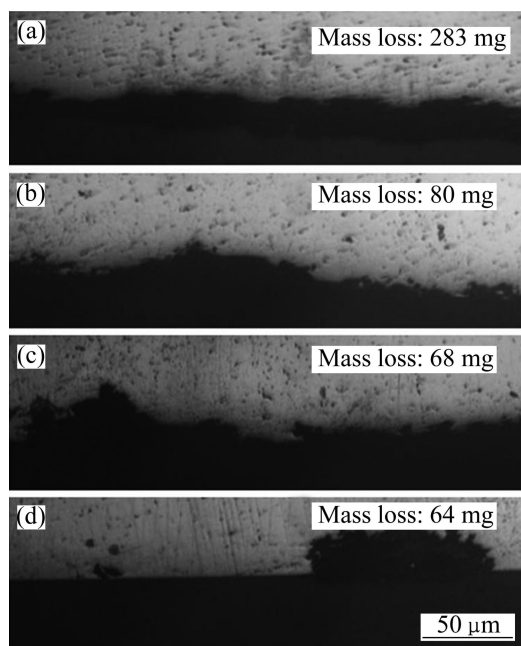


图 5 1933 铝合金锻件剥蚀 48 h 后的横截面形貌与质量损失

**Fig.5** Cross-section morphologies and mass loss of 1933 aluminum alloy forging after exfoliation corrosion for 48 h: (a) (120 °C, 24 h); (b) (110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h); (c) (110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h); (d) (110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)

截面形貌, 如图 5 所示。综合图 4 与 5 可知, T6 态时效试样剥蚀 48 h 后, 原始面已基本剥离, 且腐蚀比较均匀, 剥蚀质量损失最大, 为 283 mg。(110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h)时效态试样的原始面轻微腐蚀, 出现局部剥起现象。其剥蚀质量损失与 T6 态相比, 大幅降低, 仅为 80 mg。(110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h)时效态试样原始面轻微腐蚀, 剥起现象不明显, 且剥蚀质量损失进一步降低至 68 mg。而经(110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)时效后的锻件, 经 48 h 剥蚀后, 仅出现局部点蚀, 且剥蚀质量损失最小, 为 64 mg。

综合上述结果, 对经不同时效工艺时效后的 1933 铝合金锻件的剥蚀等级进行评定, 其结果如表 3 所列。

### 3 分析与讨论

7000 铝合金腐蚀性能的优劣, 主要与沉淀析出相(如  $\eta$  相( $\text{MgZn}_2$ )、 $\eta'$ 相与 GP 区)的特征相关, 尤其是与晶界析出相的特征相关。因此, 时效工艺对腐蚀性能的影响源自其对沉淀析出相特征的影响。图 6 所示

**表 3** 经不同时效工艺时效后 1933 铝合金锻件的剥蚀等级评定结果

**Table 3** Levels of exfoliation corrosion of 1933 aluminum alloy forgings after different aging treatments

Aging condition	Degree of EC
(120 °C, 24 h)	EC
(110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h)	EA <sup>+</sup>
(110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h)	EA
(110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)	P

为 1933 铝合金锻件经不同时效工艺后的 TEM 像, 由图 6 可观察其析出相特征。

#### 3.1 抗应力腐蚀性能

影响应力腐蚀开裂的因素较多且过程复杂, 关于其作用机理尚无统一认识。关于 7000 系铝合金的应力腐蚀开裂机理, 氢致破裂理论与阳极溶解理论得到了大多数学者的认同<sup>[9]</sup>。氢致破裂理论认为, 在拉伸应力作用下, 腐蚀过程中产生的活性氢原子沿晶界扩散进入裂纹尖端区引起氢脆, 从而加速了应力腐蚀裂纹的扩展; 阳极溶解理论认为, 应力腐蚀开裂机理是电化学性质的。应力腐蚀开裂是裂纹尖端阳极快速连续溶解的结果, 应力的存在加速了阳极溶解的速率并促进了金属的分离。目前, 也有人认为应力腐蚀开裂是两种机理共同作用的结果。

根据上述腐蚀开裂机理, 对于 7×××系铝合金, 基体沉淀相特征与晶界结构是决定合金抗应力腐蚀性能的重要因素。由图 6(a)可知, 在 T6 状态下, 晶内析出相以细小的  $\eta'$ 相与 GP 区为主, 晶界析出相呈连续分布。小尺寸析出相捕获基体中自由氢原子的能力较弱, 更多的氢原子容易扩散至晶界聚集成氢分子, 导致氢脆, 且连续的晶界析出相能作为阳极溶解通道, 促进应力腐蚀开裂。同时, 由于晶内析出相尺寸较小, 合金在变形过程中产生的位错能够切过这些细小的析出相使平面滑移, 从而在晶界产生应力集中, 加剧应力腐蚀开裂。所以, 1933 铝合金锻件经 T6(120 °C, 24 h)时效后, 抗应力腐蚀性能最差,  $K_{\text{ISCC}}$  仅为 8.95  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。锻件经过双级时效后, 如图 6(b)所示, 晶内析出相粗化, 捕获自由氢原子的能力增强, 降低了氢脆倾向。晶界析出相粗化且转变为不连续分布, 这种结构能够有效地阻断作为阳极晶界析出相的连续溶解。同时, 随着晶内析出相的粗化, 锻件在变形过程

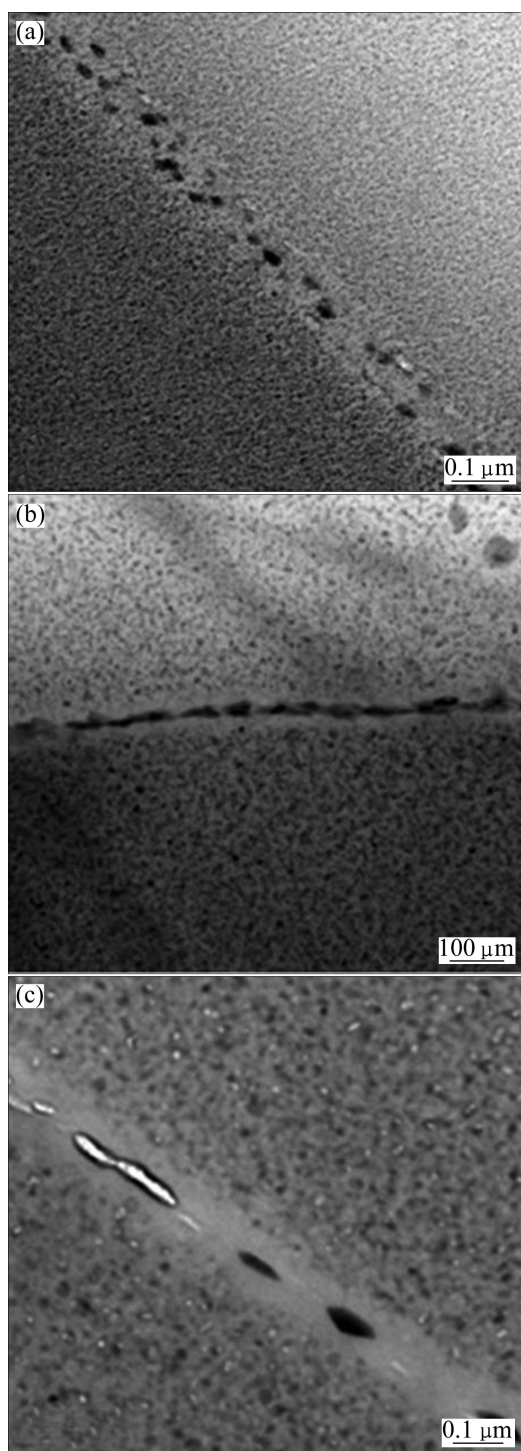


图6 1933 铝合金锻件经不同时效工艺后的 TEM 像

**Fig.6** TEM images of 1933 aluminum alloy forging after different aging treatments: (a) (120 °C, 24 h); (b) (110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h); (c) (110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)

中产生的位错更趋于绕过第二相产生交滑移, 减少了晶界应力集中, 这也在一定程度上降低了应力腐蚀开裂倾向, 所以, 锻件经(110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h)时

效后的  $K_{ISCC}$  显著提高至  $23.84 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。经(110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h)时效试样的抗应力腐蚀性能进一步提高,  $K_{ISCC}$  为  $27.56 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。锻件经(110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)时效后, 晶内析出相显著粗化, 晶界析出相更加不连续、粗大, 如图 6(c)所示, 其抗应力腐蚀性能进一步增强。但由于晶内析出相尺寸过大, 其强度损失也很大。

### 3.2 晶间与剥落腐蚀

由图 3 可知, 在 4 种不同的时效状态下, 1933 铝合金锻件在晶间腐蚀实验中的腐蚀形式为点蚀, 并未发展为典型的晶间腐蚀形式。由此可知, 1933 铝合金锻件具有良好的晶间腐蚀性能。这可能与材料本身成分有关。此外, 锻件晶粒组织特征也可能是其具有很好晶间腐蚀性能的原因之一。图 7 所示为锻件经 470 °C, 100 min 固溶后淬火态的三维金相图。锻件固溶后基本上为回复组织。晶粒尺寸较大, 在长度( $L$ )、宽度( $W$ )和高度( $H$ )方向的晶粒尺寸分别约为 200、50 和 45  $\mu\text{m}$ 。晶粒沿金属的主流动方向( $L$ )被拉长, 而在终锻方向( $H$ )和宽度方向( $W$ )晶粒尺寸差别不大。根据 ROBINSON 和 JACKSON<sup>[14]</sup>及 YANNAKOPOULOS 等<sup>[15]</sup> 的结论, 拉长晶粒比等轴晶粒难于发生晶间腐蚀, 粗晶比细晶难于发生晶间腐蚀。因为粗晶越粗大时, 晶内与晶界形成的微腐蚀电池区越少, 腐蚀速率就越慢。因此, 1933 铝合金锻件固溶后的晶粒特征(粗晶与回复组织)也是其具有良好晶间腐蚀性能的原因之一。

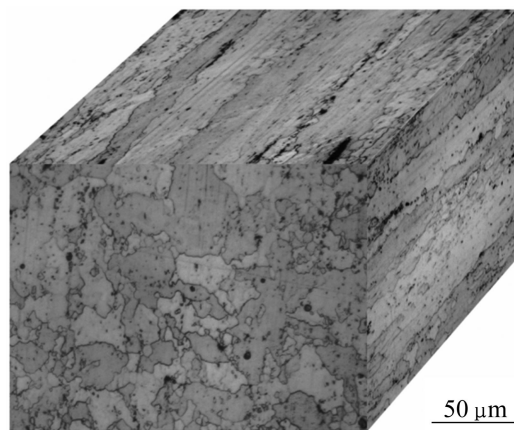


图7 1933 铝合金锻件经(470 °C, 100 min)固溶淬火后的三维金相组织

**Fig.7** 3D optical microstructure of 1933 aluminum alloy forging after (470 °C, 100 min) solution treatment and quenching

剥落腐蚀是对铝合金危害性很大的一种腐蚀形式,它具有不同的表现形式,如粉化、剥皮或产生直径几毫米的鼓泡。剥蚀导致材料强度和塑性大幅度下降,从而降低材料的使用寿命<sup>[4]</sup>。

一般认为,剥落腐蚀既具有晶间腐蚀特征,也具有应力腐蚀特征<sup>[16]</sup>。晶粒与晶界电偶腐蚀形成腐蚀通路,腐蚀沿晶界发生而形成晶间腐蚀。当晶间腐蚀在沿平行于表面晶粒的组织中进行且未溶腐蚀产物体积大于所消耗金属的体积时,腐蚀产物体积膨胀造成的楔入效应使上层未受腐蚀金属被顶起,即腐蚀产物楔入力在裂纹尖端产生拉应力集中,使腐蚀以 SCC 机理扩展,引起分层剥落。

实验结果表明,1933 铝合金锻件经 T6 时效后的剥蚀性能最差,为 EC 级。经过双级时效后,锻件剥蚀性能显著提高,抗剥蚀等级均在 EA<sup>+</sup>级及以上(如表 3 所列)。其原因主要如下:1) 锻件的晶间腐蚀敏感性低,抑制了剥蚀的发展。2) 锻件在 T6 时效状态下,抗应力腐蚀性能差。经双级时效后,锻件的抗应力腐蚀性能显著提高。而剥蚀过程中腐蚀的扩展具有 SCC 机理。因此,锻件经过双级时效后,抗剥蚀性能显著提高,且随着抗应力腐蚀性能的提高而提高。此外,锻件在剥蚀过程中只发生粉化或剥起细小的薄片,未发生明显鼓泡现象,这与锻件晶粒组织特征有关。研究表明,晶粒的扁平度越大,在腐蚀产物的作用下,表面越易形成鼓泡。反之,则越易形成细小薄片或粉末<sup>[4]</sup>。由图 7 可知,1933 铝合金锻件的晶粒虽被拉长,但在高度方向( $H$ )与宽度方向( $W$ )尺寸相差不大,即晶粒的扁平度较小。因此,锻件在剥蚀过程中只发生粉化和剥起细小薄片。

## 4 结论

1) 锻件经过不同时效工艺时效后,各腐蚀性能发生较为明显的变化。其原因主要是时效工艺影响沉淀相特征,尤其是在晶界上的特征。

2) T6 时效状态下,1933 铝合金锻件的应力腐蚀敏感性最大, $K_{ISCC}$  仅为  $8.95 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。经(110 °C, 6 h)+(160 °C, 8 h)和(110 °C, 12 h)+(170 °C, 8 h)双级时效后, $K_{ISCC}$  分别上升至 23.84 和  $27.56 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ,锻件的抗应力腐蚀性能显著提高。经(110 °C, 12 h)+(180 °C, 6 h)时效后,抗应力腐蚀性能的提高伴随着较大幅度的强度和塑性损失,综合性能下降。其主要原因

是时效工艺改变了基体尤其是晶界析出相的特征。

3) 1933 铝合金锻件具有优异的抗晶间腐蚀性能,即使在 T6 时效状态下,晶间腐蚀形式亦表现为点蚀。

4) 1933 铝合金锻件具有良好的抗剥落腐蚀性能,经双级时效后,其剥蚀等级均在 EA<sup>+</sup>级及以上。

## REFERENCES

- [1] 王洪,付高峰,孙继红,李兴杰,姜澜. 超高强铝合金研究进展[J]. 材料导报, 2006, 20(2): 58–60.  
WANG Hong, FU Gao-feng, SUN Jin-hong, LI Xing-jie, JIANG Lan. Present research and developing trends of ultra high strength aluminum alloys[J]. Mater Review, 2006, 20(2): 58–60.
- [2] SHA G, CEREZO A. Early-stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy (7050)[J]. Acta Materialia, 2004, 52(15): 4503–4516.
- [3] 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 7××× series aluminum alloys[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2008, 28(4): 251–256.
- [4] 苏景新,张昭,曹发和,张鉴清,曹楚南. 铝合金的晶间腐蚀与剥蚀[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2005, 25(3): 187–192.  
SU Jing-xin, ZHANG Zhao, CAO Fa-he, ZHANG Jian-qing, CAO Chu-nan. Review on the intergranular corrosion and exfoliation corrosion of aluminum alloys[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2005, 25(3): 187–192.
- [5] CHEN K H, FANG H C, ZHANG Z, CHEN X, LIU G. Effect of Yb, Cr and Zr additions on recrystallization and corrosion resistance of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 497(1/2): 426–431.
- [6] 张颖,林高用,周英,彭大暑. LC52 铝合金抗剥落腐蚀性能研究[J]. 铝加工, 2003, 15(4): 50–54.  
ZHANG Yin, LIN Gao-yong, ZHOU Ying, PENG Da-shu. Study on exfoliation corrosion resistance property of LC52 aluminum alloy[J]. Aluminum Processing, 2003, 15(4): 50–54.
- [7] LI Z, XIONG B, ZHANG Y, ZHU B, WANG F, LIU H. Ageing behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy pre-stretched thick plate[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing: Mineral, Metallurgy, Material, 2007, 14(3): 246–250.
- [8] MARLAUD T, DESCHAMPS A, BLEY F, LEFEBVRE W, BAROUX B. Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Acta Materialia, 2010, 58(1): 248–260.
- [9] SONG R G, DIETZEL W, ZHANG B J, LIU W J, TSENG M K, ATRENS A. Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Acta Materialia,

- 2004, 52(16): 4727-4743.
- [10] REDA Y, ABDEL-KARIM R, ELMAHALLAWI I. Improvements in mechanical and stress corrosion cracking properties in Al-alloy 7075 via retrogression and reaging[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 485(1/2): 468-475.
- [11] 姜文举, 宋 微, 曹广然. 7A09 T73 锻件时效热处理工艺研究[J]. 铝加工, 2007, 175(3): 42-44.
- JIANG Wen-ju, SONG Wei, CAO Guang-ran. Study on aging heating treatment for 7A09 T73 forgings[J]. Aluminum Processing, 2007, 175(3): 42-44.
- [12] 陈石卿. 俄罗斯的航空用铝合金的发展及其历史经验( I ) [J]. 航空工程与维修, 2001(3): 17-18.
- CHEN Shi-qing, Russian aeronautical aluminum alloy development and its historical experience (I)[J]. Aviation Engineering, 2001(3): 17-18.
- [13] 陈石卿. 俄罗斯的航空用铝合金的发展及其历史经验( II ) [J]. 航空工程与维修, 2001(4): 28-29.
- CHEN Shi-qing, Russian aeronautical aluminum alloy development and its historical experience (II)[J]. Aviation Engineering, 2001(4): 28-29.
- [14] 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]. Corrosion Science, 1999, 41(5): 1013-1028.
- [15] YANNAKOPOULOS S, KISHCHUK T P, GUO X. Environmentally induced crack propagation behavior of 2219 aluminum: Microstructural effects[J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 1997, 36(3): 157-167.
- [16] WLOKA J, HACK T, VIRTANEN S. Influence of temper and surface condition on the exfoliation behaviour of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Corrosion Science, 2007, 49(3): 1437-1449.

(编辑 陈卫萍)