

## 取向对含钪 2124 铝合金抗应力腐蚀开裂行为的影响

郝雪龙<sup>1</sup>, 孙泽明<sup>1</sup>, 刘建华<sup>2</sup>

(1. 北京有色金属研究总院 国家有色金属及电子材料分析测试中心, 北京 100088;

2. 北京航空航天大学 材料科学与工程学院, 北京 100191)

**摘 要:** 采用光学显微镜和扫描电镜等研究新型含钪 2124 铝合金两种不同取向试样在 3.5%NaCl(质量分数)溶液中的应力腐蚀开裂行为, 并对裂纹尖端形貌和腐蚀形貌进行分析。结果表明: 该铝合金在应力腐蚀时首先发生阳极溶解, 裂纹尖端晶界处大量聚集的腐蚀产物产生的楔入力和外加应力的共同作用促使预制裂纹在腐蚀介质中进一步沿晶界向纵深方向扩展; 两种取向试样在全浸腐蚀时均发生明显的晶间腐蚀, 容易发生应力腐蚀开裂; 得到了不同取向试样的应力腐蚀裂纹扩展规律及应力腐蚀强度因子门槛值, 并探讨取向对应力腐蚀开裂行为的影响。

**关键词:** 含钪 2124 铝合金; 取样方向; 楔入力; 应力腐蚀开裂

中图分类号: TG172.5

文献标志码: A

## Influence of sampling orientation on stress corrosion cracking resistant behavior of 2124 aluminum alloy containing Sc

HAO Xue-long<sup>1</sup>, SUN Ze-ming<sup>1</sup>, LIU Jian-hua<sup>2</sup>

(1. National Center of Analysis and Testing for Non-ferrous Metals & Electronic Materials,

General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China)

**Abstract:** The stress corrosion cracking behavior of the novel 2124 aluminum alloy containing Sc with different sampling orientations in 3.5%NaCl (mass fraction) solution was studied by optical microscopy and scanning electron microscopy. Furthermore, the morphologies at the crack tip before and after corrosion were analyzed. The results show that the anodic dissolution occurs first during the stress corrosion, and the cooperation of the wedging action incurred by the mass of corrosion products gathering at the grain boundaries and the applied stress drives the pre-cracks extending along the grain boundaries to the depth direction further in the corrosive medium. Obvious intergranular corrosion of the samples of the two orientations occurs under the total immersion corrosion and stress corrosion cracking takes places easily. The stress corrosion crack propagation law and the stress corrosion intensity factor threshold of the samples of different orientations are obtained. The effect of the sampling orientation on the stress corrosion cracking behavior was investigated.

**Key words:** 2124 aluminum alloy containing Sc; sampling orientation; wedged action; stress corrosion cracking

2124 铝合金属于 Al-Cu-Mg 系合金, 由 20 世纪 70 年代美国铝业公司研制, 具有高强、高韧、力学性能和加工性能优良的特点, 通常以厚板 T351 和 T851 状态使用, 广泛地应用于航空材料领域<sup>[1-3]</sup>。在铝合金

中添加微量 Sc 元素能细化晶粒、提高合金的强度, 使耐热性和可焊性等显著提高, 具有优良的抗腐蚀性能<sup>[4-6]</sup>。但该合金在服役环境中易发生局部腐蚀, 尤其在作为航空结构件使用过程中受到应力时, 在二者的

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51001007)

收稿日期: 2013-02-22; 修订日期: 2013-07-19

通信作者: 郝雪龙, 工程师, 博士; 电话: 010-82241372; E-mail: xlhaogrinm@126.com

共同作用下易发生应力腐蚀断裂, 从而影响飞机结构性能和寿命<sup>[7-8]</sup>。近年来, 国内外研究主要集中在新型铝合金的焊接性能、含钪 Al-Cu-Mg 合金的显微组织和抗腐蚀性能等方面<sup>[9-16]</sup>。刘建华等<sup>[17]</sup>研究了新型含钪 Al-Cu-Mg 铝合金的应力腐蚀开裂特性, 张新明等<sup>[18]</sup>研究了 7050 铝合金厚板织构、拉伸性能及断裂韧性的不均匀性, 但对铝合金厚板不同取向试样的抗应力腐蚀行为的研究鲜有报道。为此, 本文作者针对含钪 2124 铝合金厚板结构材料不同取向, 系统研究不同取向试样在模拟海洋环境中的应力腐蚀开裂行为, 给出应力腐蚀开裂门槛值, 并观察裂纹尖端及腐蚀形貌, 探讨取样方向对应力腐蚀开裂行为的影响, 为新型铝合金作为重要耐应力腐结构件中的加工制备提供依据。

1 实验

1.1 实验材料

本实验采用 30 mm 厚的新型含钪 2124 合金热轧板材, 热处理状态为 T851, 主要化学成分如表 1 所列。该材料 L-T 向(L 为轧向, T 为横向)的弹性模量为 72 GPa, L 向(轧向)的弹性模量为 70 GPa。

表 1 含钪 2124 铝合金的化学组成  
Table 1 Chemical composition of 2124 aluminum alloy containing Sc (mass fraction, %)

| Si   | Fe   | Cu      | Mn      | Mg      |
|------|------|---------|---------|---------|
| 0.20 | 0.30 | 3.8-4.9 | 0.3-0.9 | 1.2-1.8 |
| Cr   | Zn   | Sc      | Ti      | Al      |
| 0.10 | 0.25 | 0.21    | 0.15    | Bal.    |

1.2 应力腐蚀实验

应力腐蚀试样按照图 1 所示尺寸进行加工, 在其一端加工出 1 mm 宽的 V 型缝隙预制裂纹, 加工成双悬臂试样。试样的加工取样方向为 S-L 方向、S-T 方向(L、T 和 S 向分别表示轧向、横向和法向), 如图 2 所示。实验按 GB 12445.1—90 和 HB 5294—84 在 (35±1) °C 3.5%NaCl(质量分数)水溶液中进行。

将加工好的双悬臂应力腐蚀试样外表面用透明涤纶胶带密封, 裂纹尖端朝下垂直放入 3.5%NaCl 水溶液中, 并在预制裂纹内注入溶液, 使裂纹尖端始终浸没在 3.5%NaCl 溶液中, 温度控制在(35±1) °C。用读数显微镜跟踪测量并记录裂纹扩展长度和相应的时

间, 直到裂纹扩展速率≤1×10<sup>-9</sup> m/s(0.086 mm/d)时停止实验。采用扫描电镜对裂纹尖端进行观察。将试样取出, 增加试样两侧加载螺钉的载荷使试样沿裂纹扩展方向打开。测量断口 1/4、1/2 和 3/4 宽度位置的裂纹长度, 并计算裂纹扩展长度的算术平均值  $\bar{a}$  (m)。将  $\bar{a}$  代入式 (1), 求出应力腐蚀开裂门槛值  $K_{ISCC}$ (MPa·m<sup>1/2</sup>)。

$$K_{ISCC} = \frac{EVh[3h(\bar{a} + 0.6h)^2 + h^3]^{1/2}}{4[(\bar{a} + 0.6h)^3 + \bar{a}h^2]}$$

(1)

式中:  $E$  为弹性模量, MPa;  $V$  为螺孔中心线处缝隙加载前后的张开位移, mm(见图 1);  $h$  为试样的半高, mm。

1.3 全浸腐蚀实验

为了深入研究材料的应力腐蚀开裂行为, 分别将材料 S-T 和 S-L 面试样表面用砂纸逐级打磨至 1000 号, 放入(35±1) °C 3.5%的 NaCl 溶液中进行全浸腐蚀实验, 采用扫描电镜对比研究材料腐蚀 1、3、5 和 7 d 的表面腐蚀形貌, 采用蔡司金相显微镜 Axiovert 200 MAT 进行显微组织观察。

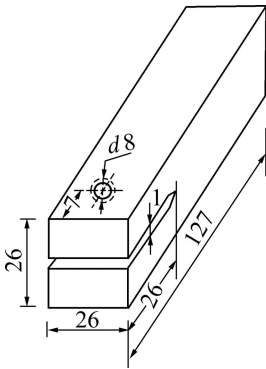


图 1 应力腐蚀试样加工尺寸示意图  
Fig. 1 Schematic diagram of stress corrosion sample processing sizes (Unit: mm)

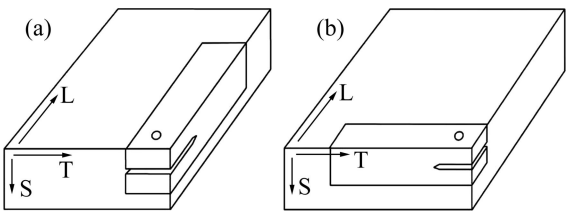


图 2 试样加工方式示意图  
Fig. 2 Schematic diagrams of sample processing modes: (a) S-L direction sampling; (b) S-T direction sampling

## 2 结果与讨论

### 2.1 金相组织分析

含钪 2124 铝合金不同取样方向的组织如图 3 所示, 箭头方向表示材料的加工方向。由图 3 可见, 高强度 Al-Cu-Mg 系合金晶粒组织细密,  $\alpha$  相(Al 基体)上弥散分布着少量金属间化合物质点。淬火时效后的主要强化相均为  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$  及少量  $\theta(\text{CuAl}_2)$  相, 它们沿晶界发生不均匀沉淀析出时, 晶界出现含 Cu 较低的贫化带, 且原子排列紊乱和含有大量杂质原子。

该铝合金厚板在轧制过程中, 其微观组织会发生相应的变化, 沿着其轧制方向晶粒被拉长, 金相组织沿轧制方向呈纤维状分布, 而厚度方向的晶粒变薄, 呈层状分布, 如图 3 所示。晶粒在 S-T 面分布短小而多、在 S-L 面分布细长、在 T-L 面分布宽大, 第二相分布较多。经过固溶处理后进行人工时效,  $\alpha$  铝基体上会有  $S$  相( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ )、 $\theta$  相( $\text{CuAl}_2$ )及  $\text{Mg}_2\text{Si}$  等沉淀相在晶界处析出, 这些沉淀相能对合金起到时效强化的效果, 但也会降低合金的耐蚀性<sup>[19-20]</sup>。

### 2.2 腐蚀形貌分析

全浸腐蚀 1、3、5 和 7 d 后 Al-Cu-Mg 合金的腐蚀形貌如图 4 和 5 所示。图 4 所示为 Al-Cu-Mg 合金 S-T 面的腐蚀形貌; 图 5 所示为 Al-Cu-Mg 合金 S-L 面的腐蚀形貌。腐蚀初期(1 d), 即腐蚀开始阶段, 首先表面氧化膜破裂, 产生点蚀, 腐蚀产物零星分布在基体表面, 如图 4(a)和 5(a)所示。随腐蚀时间的延长, 腐蚀产物不断堆积, 其分布面积逐渐增加, 部分腐蚀产物出现分层, 呈块状形貌, 而表面腐蚀产物呈絮状分布。由于腐蚀产物比较疏松, 腐蚀介质仍能够达到基体, 进一步腐蚀材料。

从图 4(a)中可以看出, 试样腐蚀 1 d 时发生了点蚀和较少的腐蚀产物, 腐蚀面积很小, 小蚀坑呈零散分布。腐蚀 3 d 时, 试样表面腐蚀面积明显增大, 同时出现一些较大的絮状腐蚀产物, 腐蚀程度加深, 如图 4(b)所示。由于腐蚀产物比较疏松, 溶液仍可进入腐蚀层下面, 造成基体材料的继续腐蚀。图 4(c)所示为腐蚀 5 d 试样的腐蚀形貌。由图 4(c)可见, 腐蚀面积明显增大, 几乎覆盖了基体表面。从图 4(d)中看出, S-T 面腐蚀 7 d 时, 试样表面已经完全被大量较厚的腐蚀产物覆盖, 表面有较多的絮状腐蚀产物, 产生了很深的蚀坑。

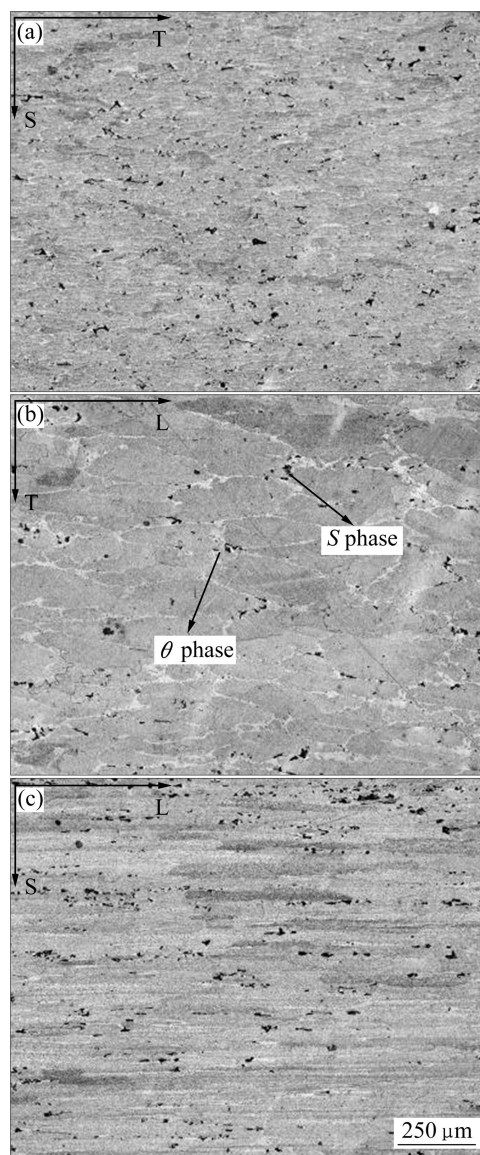


图 3 含钪 2124 铝合金厚板的金相组织

Fig. 3 Microstructures of 2124 aluminum alloy thick plate containing Sc: (a) S-T side; (b) T-L side; (c) S-L side

由图 5(a)可见, 试样腐蚀 1 d 后发生了点蚀, 表面产生了少量的腐蚀产物, 腐蚀面积不大, 蚀坑较浅。经过 3 d 腐蚀后, 试样表面腐蚀面积明显增大。试样表面被絮状腐蚀产物覆盖, 腐蚀产物量不大, 腐蚀程度较轻, 如图 5(b)所示。腐蚀 5 d 后, 试样表面覆盖了一层腐蚀产物, 弥散分布着较大絮状腐蚀产物, 腐蚀程度明显增加, 腐蚀面积较 3 d 时的急剧增加。腐蚀 3~5 d 时, Al-Cu-Mg 合金 S-L 面的腐蚀速度较快。图 5(d)所示为 Al-Cu-Mg 合金 S-L 面腐蚀 7 d 后的形貌。由图 5(d)可见, 试样表面几乎被较大的腐蚀产物覆盖, 且腐蚀产物已经从一开始的絮状发展为较大的块状。

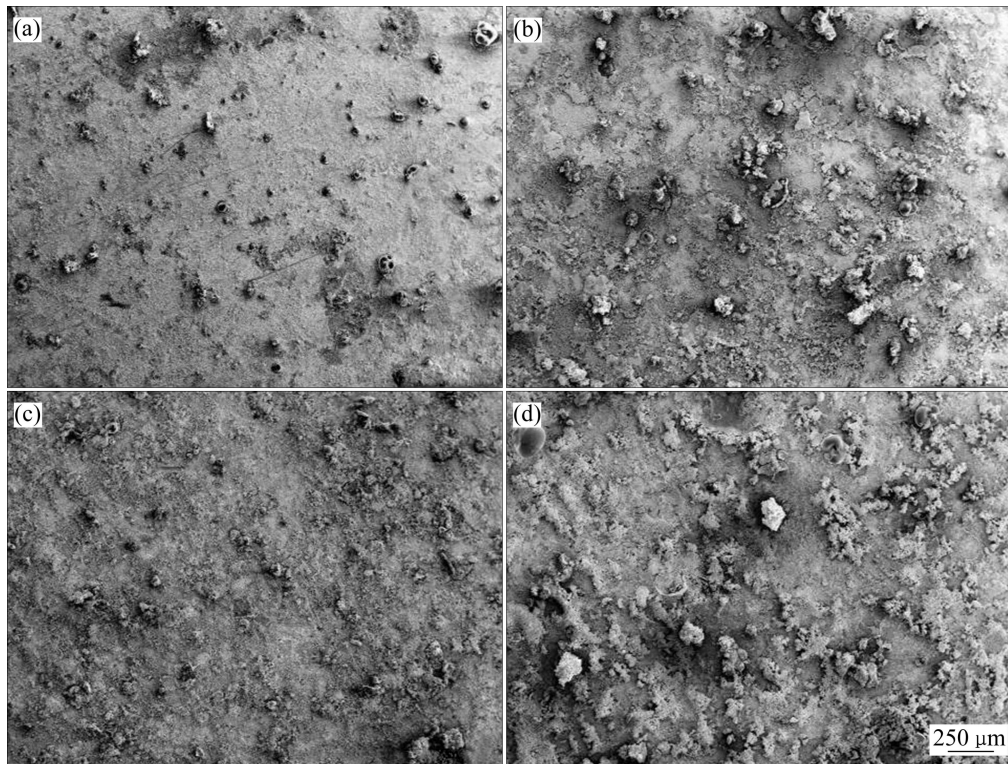


图 4 不同腐蚀时间下含钪 2124 铝合金 S-T 面的腐蚀形貌

**Fig. 4** Corrosion morphologies for S-T side of 2124 aluminum alloy containing Sc after corrosion for different times: (a) 1 d; (b) 3 d; (c) 5 d; (d) 7 d

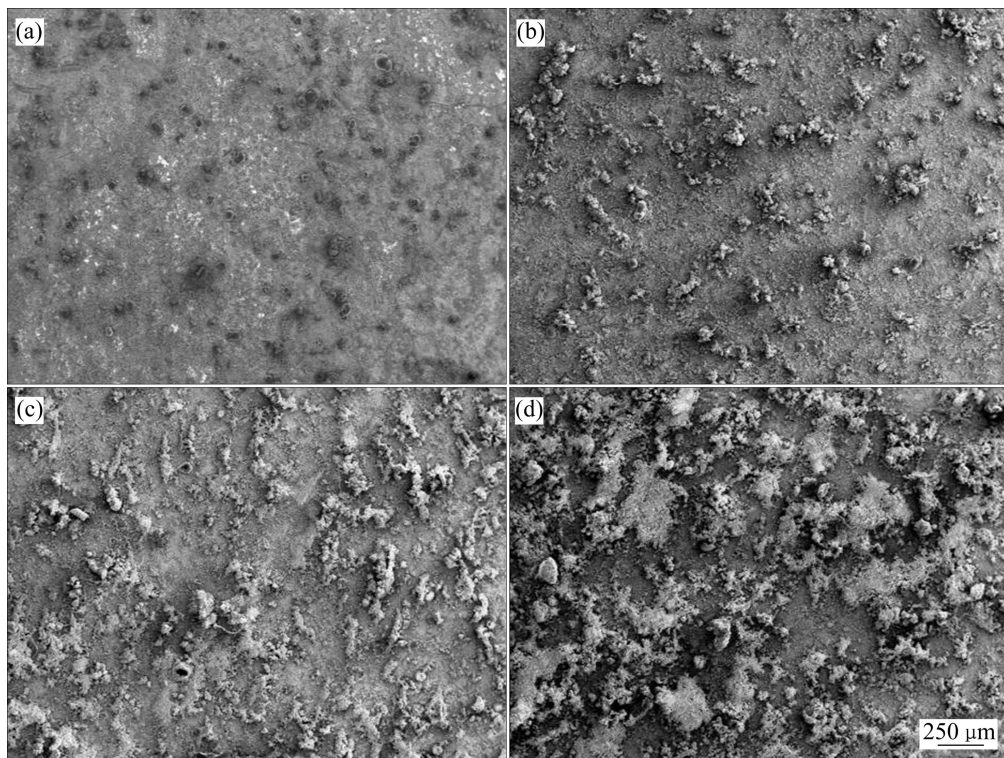


图 5 不同腐蚀时间下含钪 2124 铝合金 S-L 面的腐蚀形貌

**Fig. 5** Corrosion morphologies for S-L side of 2124 aluminum alloy containing Sc after corrosion for different times: (a) 1 d; (b) 3 d; (c) 5 d; (d) 7 d

对比图 4 和 5 可知: 相同腐蚀时间 S-L 面的腐蚀产物比 S-T 面的多, 且两种取向试样均在 3~5 d 时腐蚀速度最快。

将 Al-Cu-Mg 合金 S-T 和 S-L 面试样腐蚀 7 d, 除去表面腐蚀产物后获得 S-L 和 S-T 面的截面形貌 (见图 6)。从图 6 中可以看到明显的晶间腐蚀特征。由于其金相组织在 S-L 面沿加工 L 方向呈细长分布, 腐蚀介质容易侵入晶界不稳定处发生晶间腐蚀。从图 6(a)中可以看到, 腐蚀沿 L 方向纵向扩展, 腐蚀很深, 且细长晶粒较少脱落, 能看到原始试样表面, 腐蚀多集中在表面局部的纵深方向。而 S-T 面的晶粒组织细小, 单位体积的晶界密度高, 表面腐蚀情况严重, 晶界发生晶间腐蚀后细小晶粒易脱落, 腐蚀主要集中在表层腐蚀, 原始表面腐蚀脱落, 如图 6(b)所示。

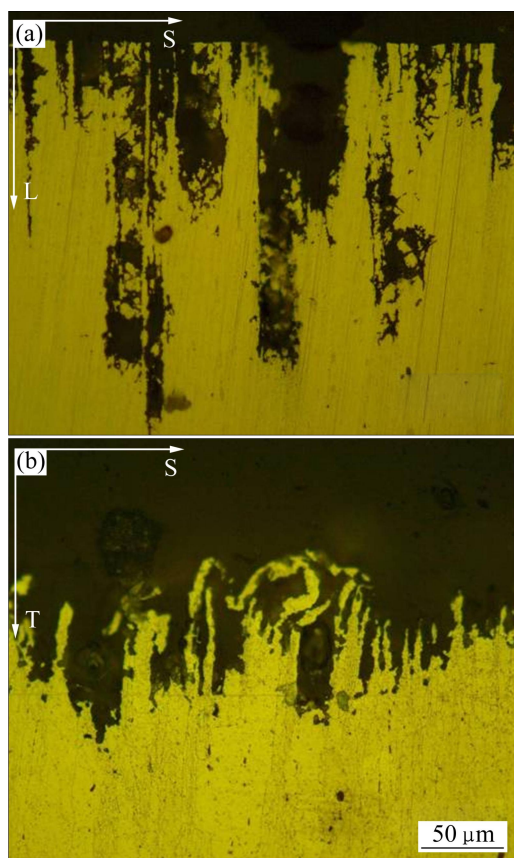


图 6 含钪 2124 铝合金腐蚀 7 d 后的截面形貌

Fig. 6 Cross section morphologies of 2124 aluminum alloy containing Sc after corrosion for 7 d: (a) S-L side; (b) S-T side

### 2.3 应力腐蚀裂纹尖端形貌

对不同取向的含钪 2124 铝合金加载预制裂纹后在 3.5%NaCl 溶液中腐蚀 3 d, 封样后进行观测, 得到试样的裂纹尖端形貌 (见图 7)。由图 7 可知, 应力腐蚀裂纹尖端聚集着大量的腐蚀产物, 裂纹沿晶界向纵深

扩展。其中图 7(a)所示为 S-L 取向试样。从图 7(a)中可以清楚地看到细长的晶粒, 晶界分布较多的第二相, 裂纹沿晶界扩展较长。图 7(b)所示为 S-T 取向试样, 晶粒在此方向分布较小, 裂纹在扩展过程中容易被细小的晶粒阻挡而产生分叉, 应力集中得到缓解, 裂纹扩展较短。结合图 6 发现, S-L 取向试样在应力腐蚀过程中更容易沿细长晶粒向纵深方向腐蚀。结合金相组织和 XRD 分析可知, 腐蚀产物为  $\text{Al}(\text{OH})_3$ , 大量堆积在晶界处, 其体积是金属铝的 6.5 倍, 与文献[17]的报道一致。腐蚀产物在晶界处体积膨胀所产生的“楔入效应”<sup>[20]</sup>和外加应力的共同作用下使裂纹继续向纵深方向扩展; 而 S-T 取向试样的晶间腐蚀虽然严重, 但是该方向的晶粒细碎, 在应力腐蚀过程中裂纹尖端更容易遇到晶界而产生分叉。图 7(b)中, 在应力腐蚀裂纹尖端主裂纹根部产生次裂纹, 裂纹尖端分叉, 次裂纹细小, 消除了部分应力, 为裂纹进一步扩展提供了阻力。

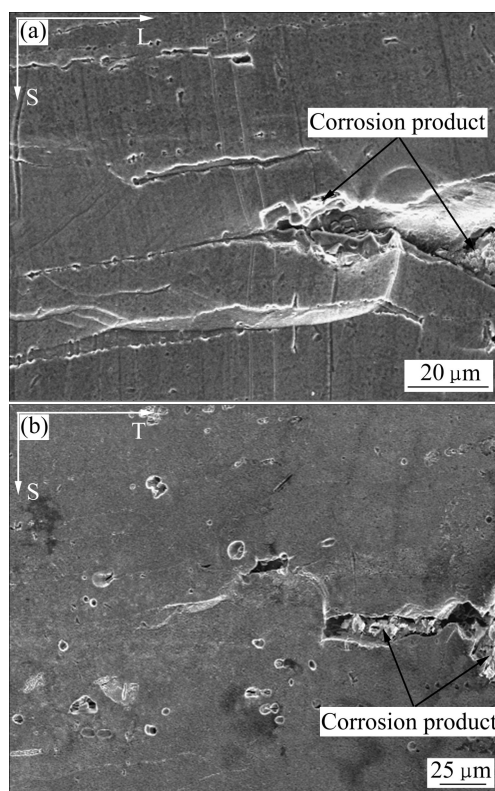


图 7 应力腐蚀裂纹扩展尖端形貌

Fig. 7 Crack tip morphologies of stress corrosion: (a) S-L orientation sample; (b) S-T orientation sample

### 2.4 取向对应力腐蚀裂纹扩展的影响

选取 S-L 和 S-T 取向试样进行研究, 每组 5 个平行试样。通过对试样在不同腐蚀时间下的应力腐蚀裂纹扩展长度进行记录, 得到裂纹扩展长度随腐蚀时间

的变化, 如图 8 所示。由图 8 可见, 不同取向试样的裂纹扩展长度不同; 在相同的腐蚀时间内, S-L 取向试样的裂纹扩展长度较 S-T 取向试样的裂纹扩展长度大, 且在腐蚀初期(即 0~2 d 内)S-L 取向试样的应力腐蚀裂纹扩展速率较 S-T 取向试样的应力腐蚀裂纹扩展速率快。裂纹停止扩展时, S-L 取向试样的裂纹长度平均值大于 S-T 取向试样的裂纹长度平均值。结合图 3 可知, 在相同的腐蚀介质中, S-L 取向试样晶粒沿 L 方向呈细长分布, 更容易发生沿晶界的晶间腐蚀, 在应力作用下, 裂纹在细长晶界处向前扩展, 其扩展速度较快; 而 S-T 取向试样裂纹在 T 方向扩展的过程中易被晶粒阻挡而产生沿晶界的裂纹开叉, 降低应力腐蚀裂纹扩展的速度, 其裂纹扩展长度小于 S-L 取向试样的裂纹扩展长度。

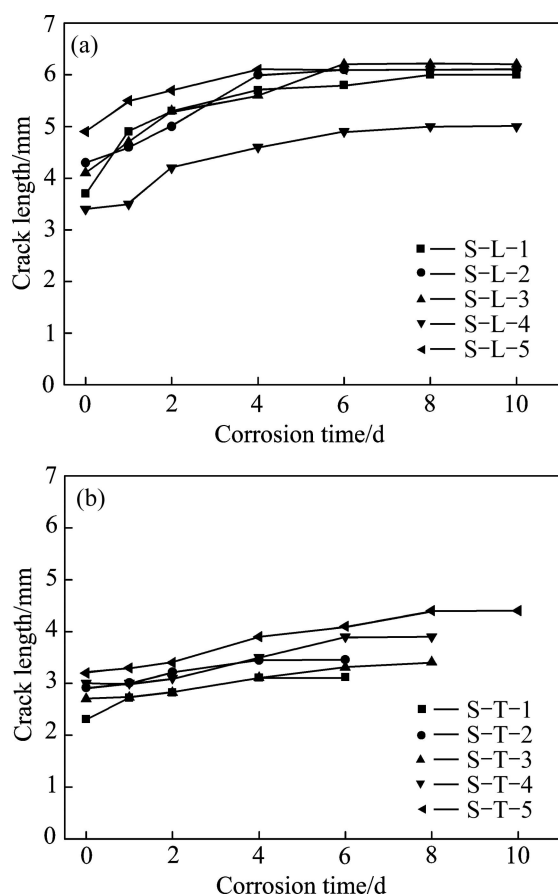


图 8 不同取向试样裂纹扩展长度随时间的变化

Fig. 8 Crack propagation length vs time for different orientation samples: (a) S-L orientation sample; (b) S-T orientation sample

根据式(1)计算得到不同取向试样的应力腐蚀开裂门槛值  $K_{ISCC}$ , 并绘制该合金不同取向试样的  $K_{ISCC}$  值对比图, 如图 9 所示。由图 9 可见, S-L 取向试样

的应力腐蚀开裂门槛值均小于 S-T 取向试样的应力腐蚀开裂门槛值, 表明材料在 S 方向加载的情况下, 裂纹更易沿 L 方向扩展。而在 T 方向容易遇到较多交错晶粒的晶界, 裂纹遇到晶粒产生分叉, 消除应力, 扩展缓慢, 裂纹扩展平均长度小, 而  $K_{ISCC}$  值反而较大。可见, 相同材料在 3.5%NaCl 腐蚀介质中 S-L 取向试样易产生应力腐蚀裂纹扩展, 其抗应力腐蚀能力较 S-T 取向试样的差。

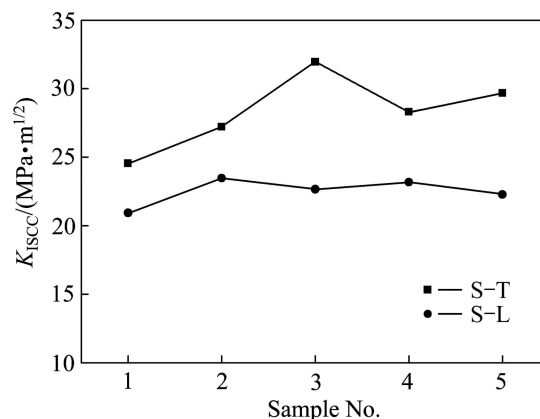


图 9 不同取向试样的应力腐蚀开裂门槛值( $K_{ISCC}$ )

Fig. 9 Stress corrosion cracking threshold ( $K_{ISCC}$ ) for different orientation samples

S-L 取向试样在应力腐蚀过程中预制裂纹扩展较快, 同时得到的裂纹扩展长度也比 S-T 取向试样长。S-L 取向试样的应力腐蚀开裂门槛值较小; 这是由于材料在轧制过程中晶粒沿着轧制方向被拉长呈纤维状排列, 而在厚度方向被压扁; 同样是在 S 方向加载, 裂纹在 L 方向扩展的速度比在 T 方向扩展的速度快, 这是由于晶粒被拉长, 裂纹更容易沿着晶界扩展, 而在 T 方向由于晶粒被压得变小, 在裂纹扩展中会遇到更多的晶界, 遇到晶粒时裂纹沿晶界分叉扩展, 有效应力降低, 扩展速度也会减小。对于相同的 S 方向加载, 使裂纹沿 L 方向扩展要比沿 T 方向扩展容易得多, 金相图也证明了这一结论。裂纹沿 T 方向扩展会遇到更多的晶界与晶粒, 由于晶粒的力学性能优于晶界的力学性能, 这样裂纹尖端遇到晶粒无法将晶粒断开时就会沿着晶界分叉扩展, 削弱了部分应力, 如图 7(b)所示, 主裂纹分裂成一个较大的次裂纹和一个较小的裂纹, 最终次裂纹消失, 主裂纹继续扩展。L 方向扩展的裂纹能很好地沿着较长的晶界扩展, 形成一个较大的裂纹, 同时遇到晶粒后, 很容易沿着细长晶粒的一个方向继续扩展, 而不会在绕过晶粒时产生分叉的现象, 如图 7(a)所示。

### 3 结论

1) S-L 和 S-T 两种取向试样在全浸腐蚀时均发生明显的晶间腐蚀, 相同腐蚀时间 S-L 面的腐蚀产物比 S-T 面的多。S-T 面的腐蚀更容易沿晶粒 L 方向纵向扩展, 腐蚀较深, S-L 面腐蚀发生的深度较浅, 这是因为晶粒在 T 方向的组织细小, 单位体积的晶界密度高, 腐蚀严重, 易脱落。

2) 裂纹尖端晶界处大量聚集的腐蚀产物楔入力和外加应力的共同作用促使预制裂纹在 NaCl 水溶液中进一步沿晶界向纵深方向扩展, S-L 取向裂纹细长, S-T 取向裂纹扩展时易分叉产生次裂纹。

3) S-L 取向试样的裂纹扩展长度大于 S-T 取向试样的裂纹扩展长度, 应力腐蚀裂纹扩展快; S-L 取向试样的应力腐蚀开裂门槛值均小于 S-T 取向试样的应力腐蚀开裂门槛值。表明材料在 S 方向加载的情况下, 裂纹更易沿 L 方向扩展。而在 T 方向容易遇到较多交错晶粒的晶界, 裂纹遇到晶粒产生分叉, 消除应力, 扩展缓慢, 裂纹扩展平均长度小, 而  $K_{ISCC}$  值反而较大。

### REFERENCES

- [1] 李成倡, 潘清林, 刘晓艳, 何运斌, 李文斌. 2124 铝合金的均匀化热处理[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(2): 209-216.  
LI Cheng-lu, PAN Qing-lin, LIU Xiao-yan, HE Yun-bin, LI Wen-bin. Homogenizing heat treatment of 2124 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(2): 209-216.
- [2] 湛利华, 李炎光, 黄明辉. 应力作用下 2124 合金蠕变时效的组织与性能[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2012, 43(3): 926-931.  
ZHAN Li-hua, LI Yan-guang, HUANG Ming-hui. Microstructures and properties of 2124 alloy creep ageing under stress[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2012, 43(3): 926-931.
- [3] 郭加林, 尹志民, 沈凯, 彭小芒, 王华. 服役条件下热暴露对 2124-T851 铝合金显微组织与性能的影响[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2009, 40(4): 921-925.  
GUO Jia-lin, YIN Zhi-min, SHEN Kai, PENG Xiao-mang, WANG Hua. Effect of thermal exposure during application on microstructure and mechanical properties of 2124-T851 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2009, 40(4): 921-925.
- [4] 张欣. 含钪铝合金及其应用[J]. 稀有金属, 2007, 31(6): 857-861.  
ZHANG Xin. Scandium-contained aluminum alloys and their applications[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2007, 31(6): 857-861.
- [5] 王月, 付自来, 张燕阳. 含钪铝合金焊接接头的耐腐蚀性能研究[J]. 材料开发与应用, 2007, 22(3): 37-40.  
WANG Yue, FU Zi-lai, ZHANG Yan-yang. Corrosion resistance properties of welded joints of aluminum alloys containing trace Sc[J]. Materials Development and Application, 2007, 22(3): 37-40.
- [6] DAVO B, CONDE A, de DAMBORENEA J. Stress corrosion cracking of B13—A new high strength aluminium lithium alloy[J]. Corrosion Science, 2006, 48: 4113-4126.
- [7] 陶斌武, 李松梅, 刘建华. LY6 铝合金的局部腐蚀行为研究[J]. 材料保护, 2004, 37(11): 15-17.  
TAO Bin-wu, LI Song-mei, LIU Jian-hua. Local corrosion behaviors of LY6 aluminum alloy in  $Cl^-$  environment[J]. Materials Protection, 2004, 37(11): 15-17.
- [8] SPEIDEL M O. Stress corrosion cracking of aluminum alloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1975, 4(6): 631-651.
- [9] SANTELLA M L, ENGSTROM T, STORJOHANN D, PAN T Y. Effects of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminum alloys A319 and A356[J]. Scripta Materialia, 2005, 53: 201-206.
- [10] JAYARAMAN M, BALASUBRAMANIAN V. Effect of process parameters on tensile strength of friction stir welded cast A356 aluminium alloy joints[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23: 605-615.
- [11] 肖代红, 黄伯云, 陈康华. Al-Cu-Mg-Ag(Sc)合金的显微组织与腐蚀性能[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2009, 40(5): 1252-1258.  
XIAO Dai-hong, HUANG Bai-yun, CHEN Kang-hua. Microstructure and corrosion properties of Al-Cu-Mg-Ag-(Sc) alloys[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2009, 40(5): 1252-1258.
- [12] 李文斌, 潘清林, 邹亮, 梁文杰, 何运斌, 王昌臻. 含 Sc 的超高强 Al-Zn-Cu-Mg-Zr 合金的晶间腐蚀和剥落腐蚀行为[J]. 航空材料学报, 2008, 28(1): 53-58.  
LI Wen-bin, PAN Qing-lin, ZOU Liang, LIANG Wen-jie, HE Yun-bin, WANG Chang-zhen. Intergranular and exfoliation corrosion behaviour of high strength Al-Zn-Cu-Mg-Zr alloy containing Sc[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2008, 28(1): 53-58.
- [13] 王月. 含钪铝合金的研究进展[J]. 上海金属, 2003, 25(1): 36-40.  
WANG Yue. The research progress of aluminum alloy contained scandium element[J]. Shanghai Metals, 2003, 25(1): 36-40.
- [14] LIU X D, FRANKEL G S, ZOOFFAN B, ROKHLIN S I. In-situ observation of intergranular stress corrosion cracking in

- AA2024-T3 under constant load conditions[J]. Corrosion Science, 2007, 49: 139–148.
- [15] DAVO B, CONDE A, de DAMBORENEA J. Inhibition of stress corrosion cracking of alloy AA8090 T-8171 by addition of rare earth salts[J]. Corrosion Science, 2005, 47: 1227–1237.
- [16] 陈险峰, 彭大暑, 张 辉, 林启权, 林高用. 热处理制度对 2519 铝合金板力学性能和应力腐蚀敏感性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(4): 924–928.
- CHEN Xian-feng, PENG Da-shu, ZHANG Hui, LIN Qi-quan, LIN Gao-yong. Influence of heat treatment on mechanical properties and stress corrosion sensitivity of 2519 aluminum alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(4): 924–928.
- [17] 刘建华, 郝雪龙, 李松梅, 于 美. 新型含钪 Al-Mg-Cu 合金的抗应力腐蚀开裂特性的研究[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(3): 415–419.
- LIU Jian-hua, HAO Xue-long, LI Song-mei, YU Mei. Study on resistance to stress corrosion cracking of a new Al-Mg-Cu alloy containing Sc[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(3): 415–419.
- [18] 张新明, 韩念梅, 刘胜胆, 宋丰轩, 曾瑞林, 黄乐瑜. 7050 铝合金厚板织构、拉伸性能及断裂韧性的不均匀性[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(2): 202–208.
- ZHANG Xin-ming, HAN Nian-mei, LIU Sheng-dan, SONG Feng-xuan, ZENG Rui-lin, HUANG Le-yu. Inhomogeneity of texture, tensile property and fracture toughness of 7050 aluminum alloy thick plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(2): 202–208.
- [19] LIAO H L, LIN J C, LEE S L. Effect of pre-immersion on the SCC of heat-treated AA7050 in an alkaline 3.5%NaCl[J]. Corrosion Science, 2009, 51: 209–216.
- [20] MCNAUGHTAN D, WORSFOLD M, ROBINSON M J. Corrosion product force measurements in the study of exfoliation and stress corrosion cracking in high strength aluminium alloys[J]. Corrosion Science, 2003, 45: 2377–2389.

(编辑 陈卫萍)