

断续时效对 2519A 铝合金抗应力腐蚀性能的影响

贵星卉^{1,2}, 叶凌英^{1,2}, 孙大翔^{1,2}, 顾 刚^{1,2}, 蒋海春^{1,2}, 张新明^{1,2}

(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: 通过双悬臂梁(DCB)应力腐蚀试验、极化曲线测试及透射电镜观察研究断续时效对 2519A 铝合金抗应力腐蚀性能的影响。结果表明: 断续时效 T9I6 工艺下 2519A 铝合金的应力腐蚀开裂门槛应力强度因子为 $29.07 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 比 T87 态铝合金的降低了 $4.79 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。与 T87 态铝合金相比, T9I6 态铝合金极化电阻较小, 极化电流较大。合金经 T9I6 处理后形成大量细小的沉淀相, 与 T87 态铝合金相比, 该合金中无沉淀析出带(PFZ)较窄, 有利于抗应力腐蚀性能的提高。但 T9I6 工艺在低温保温阶段于晶界形成的大量细小 GP 区, 再时效后成长为较连续的链状 $\theta'(\theta)$ 相, 形成腐蚀通道, 加速腐蚀的进行。这两方面的竞争作用导致 2519A-T9I6 铝合金的抗应力腐蚀性能与 T87 态铝合金的相比略有下降, 但其力学性能仍远高于 T87 态铝合金的。

关键词: 2519A 铝合金; 断续时效; 应力腐蚀敏感性; 显微组织

中图分类号: TG146

文献标志码: A

Effect of interrupted aging on stress corrosion resistance of 2519A aluminum alloy

GUI Xing-hui^{1,2}, YE Ling-ying^{1,2}, SUN Da-xiang^{1,2}, GU Gang^{1,2}, JIANG Hai-chun^{1,2}, ZHANG Xin-ming^{1,2}

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

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

Abstract: The influence of interrupted aging on the stress corrosion resistance of 2519A aluminum alloy investigated by double cantilever beam (DCB) test, polarization curve test and transmission electron microscopy(TEM). The results show that the stress corrosion cracking threshold of 2519A-T9I6 aluminum alloy is $29.07 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, decreased by $4.79 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ when compared to 2519-T87 aluminum alloy. In addition, 2519A-T9I6 aluminum alloy has a smaller polarization resistance and a higher polarization current than 2519-T87 aluminum alloy. On one hand, after T9I6 treatment, 2519A aluminum alloy produces plenty of finer precipitates and narrower precipitate-free zones (PFZs) than 2519-T87 aluminum alloy, which results in the increase of the stress corrosion resistance. On the other hand, the numerous, finer and denser GP zone that created during the process of interrupted aging at a low temperature transforms into continuous $\theta'(\theta)$ phase, which leads to the increase of the corrosion channel after the re-aging process. So, the velocity of corrosion is accelerated. Because of these two competing reasons, the stress corrosion resistance of 2519A-T9I6 aluminum alloy are just a little lower than that of 2519A-T87 aluminum alloy, while the mechanical properties of 2519A-T9I6 aluminum alloy is much higher than those of 2519A-T87 aluminum alloy.

Key words: 2519A aluminum alloy; interrupted aging; stress corrosion susceptibility; microstructure

2519A 铝合金是在美国 2519 铝合金基础上研发而来的 Al-Cu-Mg 系高强铝合金材料, 具有远优于 Al-Mg 合金的抗弹性能, 还具有明显优于 Al-Zn-Mg 合金的抗应力腐蚀性能, 适用于 AAHV 突击车和两栖坦克的装甲材料以及飞机蒙皮、火箭和舰船等的结构件^[1-2]。

装甲铝合金需要具有良好的力学性能、抗弹性能及焊接性能, 而因其工作环境复杂且多为海水等具有腐蚀性的盐雾环境, 容易导致材料的腐蚀失效、寿命缩短^[3-4], 因此, 装甲铝合金还需具有良好的抗腐蚀性能。对于力学性能和焊接性能都表现良好的 2519A 装甲铝合金, 如何解决和提高其抗蚀性能显得尤为关键。铝合金的力学性能和抗腐蚀性能主要由合金的组织结构、第二相粒子的形状、大小和尺寸决定, 而热加工和热处理工艺是决定合金组织结构的关键。大量关于 2519A 铝合金抗腐蚀性能的研究工作已取得进展, 如峰时效可以使 2519A 铝合金获得较高的强度, 但其抗腐蚀性能和断裂韧性下降; 过时效可以提高铝合金的抗腐蚀性能和断裂韧性, 但是以强度的降低为前提的^[5]; 增加预变形量可以在 2519A 铝合金晶内产生大量细小而弥散的沉淀相, 从而减少晶界沉淀相的析出, 提高抗应力腐蚀性能^[6]。

由于铝合金的抗腐蚀性能往往与其力学性能成反比, 因此平衡二者的矛盾成为装甲铝合金的研究重点。2519A 铝合金经 T87 工艺处理后很好地解决了这一问题, 它既具有比 7039 铝合金更高的强度和抗弹性能, 也具有比 5083 更优异的抗应力腐蚀性能^[7]。而实际应用的需要对 2519A-T87 板材的力学性能和抗弹性能提出了更高的要求。为解决此问题, 大量研究集中于对 2519A 铝合金热处理制度的改进。最近的研究发现, 相比于传统的单级热处理工艺, 多级时效热处理工艺能使材料获得更理想的服役性能^[8-10]。作为多级时效的一种, 断续时效(T9I6)工艺被应用于 2519A 铝合金。它大幅度提高了 2519A 铝合金的强度、韧性及抗冲击性能, 其抗拉强度达到 540 MPa^[11-12]。目前, 已有大量关于多级时效制度对铝合金腐蚀性能影响的研究, 但关于断续时效制度对 2519A 铝合金抗应力腐蚀性能影响的研究还未见报道。本文作者利用 DCB 应力腐蚀试验和恒电位极化曲线测试对比 2519A-T87 和 2519A-T9I6 铝合金的抗应力腐蚀性能, 以探究断续时效对 2519A 铝合金的抗应力腐蚀性能的影响。

1 实验

1.1 试验材料

试验材料为 2519A 铝合金板, 其名义成分如表 1

所列, 其力学性能如表 2 所列^[8]。其中, 2519A-T87 板材的热处理工艺制度如下: 固溶淬火→冷变形→峰值时效。2519A-T9I6 板材的热处理工艺制度如下: 固溶淬火→预时效→冷变形→断续时效→再时效。

表 1 2519A 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 2519A (mass fraction, %)

Cu	Mn	Mg	Ti	Zr	Fe	Si	Al
5.80	0.30	0.20	0.05	0.20	0.20	0.10	Bal.

表 2 2519A-T87 和 2519A-T9I6 铝合金的室温力学性能

Table 2 Mechanical properties of 2519A-T87 and 2519A-T9I6 aluminum alloy at room temperature

Alloy	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Hardness, HV
2519A-T87	435	470	9.5	145.6
2519A-T9I6	501	540	14.3	167.2

1.2 试验方法

抗应力腐蚀敏感性的试验采用预制裂纹双悬臂梁法(Double cantilever beam, DCB), 试验按照 GB12445.1-1990 进行。沿 2519A 板材的 S-L 和 S-T 方向取样, 试样用螺钉手动加载产生预裂纹突进 2.0~4.0 mm。将样品置于(35±1) °C 的 3.5%(质量分数)NaCl 环境中, 并立即向试样缺口内注入试验溶液以便排除裂纹中的空气。用读数显微镜连续测量腐蚀过程中裂纹扩展的长度 a , 得到裂纹长度 a 随时间 t 的变化曲线, 并通过式(1)计算应力强度因子 K_I 。分析裂纹扩展速率 da/dt 与应力强度因子 K_I 之间的关系, 绘制 $da/dt \sim K_I$ 关系曲线。当裂纹扩展速率小于或等于 10^{-9} m/s 或裂纹不扩展时停止试验, 从试样断口处测得裂纹平均长度 $\bar{a}$, 计算应力腐蚀临界应力强度因子 K_{ISCC} 。裂纹扩展速率 da/dt 和裂纹尖端的应力水平 K_I 反映了合金在腐蚀介质中的抗开裂能力, 不仅有利于正确理解应力腐蚀断裂过程, 在实际中也可定量地预估临界裂纹尺寸和构件的寿命。应力腐蚀临界应力强度因子 K_{ISCC} 值是判断材料在腐蚀介质中裂纹扩展与否的准则, 对于构件的选材和设计有重要价值^[13-14]。

$$K_I = \frac{EV_y H [3H(a + 0.6H)^2 + H^3]^{1/2}}{4[(a + 0.6H)^3 + H^2a]} \quad (1)$$

式中: V_y 为加载前后加载中心线处的总位移, mm; E 为弹性模量, MPa; a 为扩展裂纹长度, mm; H 为试样的半高宽, mm。

在室温下分别对 T87 和 T9I6 状态的样品进行恒

电位极化曲线测试。溶液用3.5%NaCl,试样工作面积为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$,非工作面用松香密封,试验采用CHI660C电化学工作站,电位扫描速率为 1 mV/s ,扫描范围为 $-1\sim 0.5\text{ V}$,参比电极是饱和甘汞电极,辅助电极为铂电极。

透射电镜样品经机械减薄至 0.08 mm 厚,在MTP-1A型双喷电解抛光仪上减薄至出现微孔,双喷液为7:3的甲醇-硝酸溶液,双喷温度控制在 $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右,电压为 20 V 。透射电子显微分析在TecnaiG²20上进行。

2 结果与分析

2.1 DCB 应力腐蚀

图1所示为试验停止后DCB样品的内部腐蚀情况。分别在宽度的25%、50%和75%处测量裂纹长度,并计算试验终止时的平均裂纹长度 $\bar{a}$,代入式(1)计算应力腐蚀临界应力强度因子 K_{ISCC} ,如表3所列。

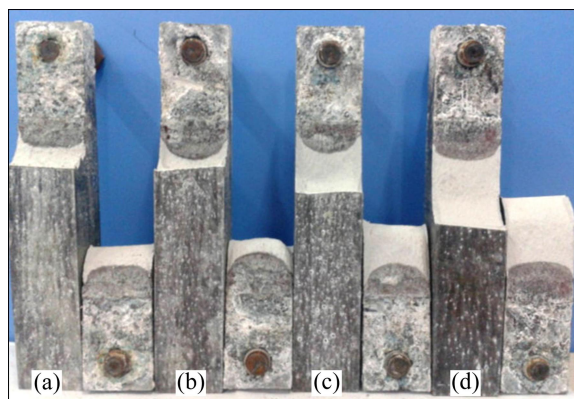


图1 2519A铝合金DCB应力腐蚀试验结束时内部腐蚀照片

Fig. 1 Photos of internal situation of 2519A after DCB tests: (a) T87, S-L orientation; (b) T87, S-T orientation; (c) T9I6, S-L orientation; (d) T9I6, S-T orientation

图2和图3所示分别为2519A-T87和2519A-T9I6铝合金样品应力腐蚀开裂扩展速率 da/dt 与应力强度因子 K_I 的关系曲线。裂纹扩展平台区的腐蚀速率和实验截止时裂纹扩展速率记录于表3。在DCB测试试验初期,应力腐蚀裂纹尖端应力强度因子 K_I 较大,相应的应力腐蚀裂纹扩展速率 da/dt 也较大。当 K_I 下降时, da/dt 也随之下降,当裂纹以某一不变的速率扩展时,进入平台裂纹扩展阶段。此时的 da/dt 与 K_I 变化无关,说明该阶段裂纹扩展并不是由裂纹尖端的力学条件 K_I

决定的,而是由环境与材料的交互作用控制的,即电化学过程起控制作用的。当 K_I 继续下降到足够低的数值时, da/dt 也随之降到足够低甚至可以忽略的程度,裂纹几乎不再增长,应力腐蚀过程近乎停止。此时的 K_I 又称应力腐蚀开裂门槛应力强度因子 K_{ISCC} 。

由表3可知,2519A-T87状态两种不同取向(S-L和S-T方向)样品的抗应力强度因子 K_{ISCC} 分别为 34.75 和 $32.96\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,相差 $1.79\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$;2519A-T9I6状态两个取向样品的抗应力强度因子 K_{ISCC} 分别为 30.23 和 $27.91\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,相差 $2.32\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。可以发现,不同取向对2519A铝合金的抗应力腐蚀性能影响

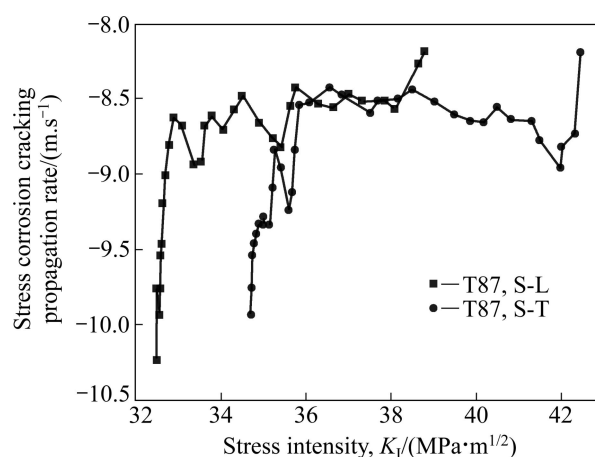


图2 2519-T87铝合金样品应力腐蚀开裂扩展速率与应力强度因子的关系

Fig. 2 Relationship between stress corrosion cracking propagation rate and stress intensity factor of 2519A-T87 aluminum alloy

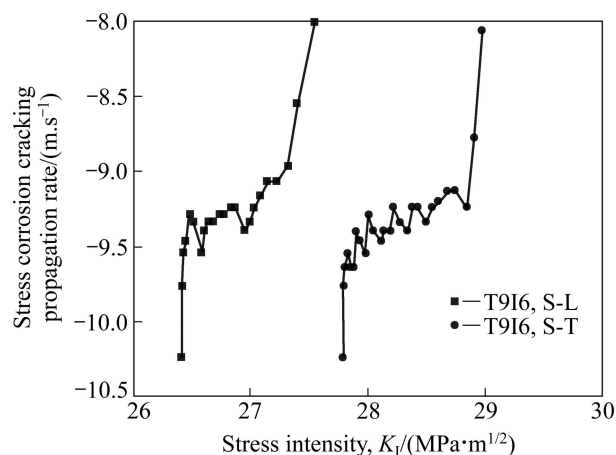


图3 2519-T9I6合金样品应力腐蚀开裂扩展速率与应力强度因子的关系

Fig. 3 Relationships between stress corrosion cracking propagation rate and stress intensity factor of 2519A-T9I6 aluminum alloy

不大,即 2519A 铝合金的抗应力腐蚀性能对材料的各向异性并不敏感。

将 2519A 铝合金两种不同热处理工艺的 DCB 试验结果进行对比: T9I6 态样品的平均应力强度因子 K_{ISCC} 值为 $29.07\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,比 T87 态样品的 K_{ISCC} 值 $33.86\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,下降了 $4.79\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,约降低 14.1%,即 2519A-T87 铝合金的抗应力腐蚀性能略优于 2519A-T9I6 铝合金的。第二代装甲铝合金 7039 的应力强度因子 K_{ISCC} 为 $8.2\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ [7],远远低于 2519A-T9I6 铝合金。因此,形变热处理 T9I6 工艺未使 2519A 铝合金的抗应力腐蚀性能出现明显下降,仍能满足使用要求。

表 3 2519A 铝合金板材 DCB 应力腐蚀性能测试结果

Table 3 DCB results of stress corrosion resistance of 2519A aluminum alloy

Alloy	Direction	Platform cracking propagation rate/(m·s ⁻¹)	$K_{ISCC}/(\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2})$	Crack growth rate at end of test/(m·s ⁻¹)
T87	S-L	2.85×10^{-9}	34.75	1.16×10^{-10}
	S-T	2.59×10^{-9}	32.96	5.79×10^{-11}
T9I6	S-L	4.09×10^{-10}	30.23	5.79×10^{-11}
	S-T	4.63×10^{-10}	27.91	5.79×10^{-11}

2.2 恒电位极化曲线

图 4 所示为 2519A-T87 和 2519A-T9I6 铝合金的恒电位极化曲线。由图 4 可以看出,2519A-T87 铝合金的阳极极化曲线有两个击穿电压:比较明显的 $E_{b1}(-0.39\text{ V})$ 和比较平缓的 $E_{b2}(-0.32\text{ V}$ 左右)。而 2519A-T9I6 铝合金的阳极极化曲线是逐渐上升的,并没有钝化现象,其腐蚀速率也较平稳。极化曲线的数据拟合结果见表 4。依据法拉第定律,腐蚀电流密度与电化学腐蚀速率成正比。由此可以导出,极化电阻越大,腐蚀电流越小,其腐蚀性能越好。电化学实验结果证明,2519A-T87 铝合金具有较高的极化电阻,

表 4 2519A-T87 和 T9I6 铝合金极化曲线拟合结果

Table 4 Fitting results of polarization curves of 2519A aluminum alloy

Alloy	Polarization potential, φ_0/V	Polarization resistance, $R_p/(\Omega\cdot\text{cm}^2)$	Polarization current, I_0/A
T87	-0.392	16359.7	4.777×10^{-5}
T9I6	-0.427	12975.2	4.924×10^{-5}

其抗应力腐蚀性能优于 T9I6 状态的。

GUILLAUMIN 等^[15]研究发现:在 Al-4%Cu 时效态铝合金极化曲线中常常出现两次击穿电压,较低电压对应于沿晶贫 Cu 区的溶解,而较高电压对应于晶粒的溶解。显然,在低于击穿电压时,金属相的溶解较缓慢;而当达到击穿电压后,溶解速率快速上升,合金也快速腐蚀。T87 态在 E_{b2} 附近时,电流增加缓慢,说明在此电压间,样品由活化态转入钝化态,腐蚀速率也急剧减小,即发生阳极钝化。这主要是由于在该腐蚀体系中 2519A-T87 铝合金表面形成了一层极薄的钝化膜,从而剧烈地阻滞了阳极过程的进行^[16]。而 2519A-T9I6 铝合金在腐蚀过程中没有产生钝化膜,腐蚀过程没有受到阻碍^[17]。

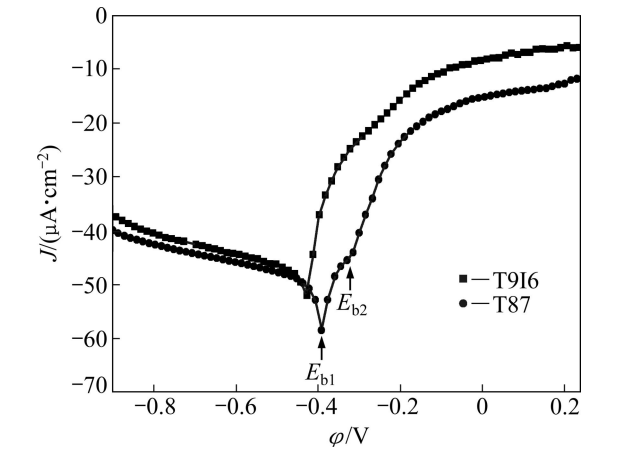


图 4 2519A 铝合金 T87 和 T9I6 状态的恒电位极化曲线

Fig. 4 Potentiostatic polarization curves of 2519A aluminum alloy

合金的电化学腐蚀行为与合金的冶金学因素如第二相的尺寸、分布和大小,以及晶粒结构密切相关^[18]。多相合金阳极溶解时,溶解电势最负的相将优先进行阳极溶解,合金整体的溶解电势就是该相的溶解电势。在 2519A 铝合金中主要的强化相是 $\theta'(\theta)$ 相,且该强化相的电势比基体的电势高,故强化相周边的基体有优先溶解的趋势。本实验中 T87 和 T9I6 态 2519A 铝合金试样的合金相分布、尺寸及大小是导致这两种状态合金具有不同阳极溶解速率的主要原因。

2.3 TEM 观察

图 5 所示为 2519A 铝合金 T87 和 T9I6 状态的 TEM 像。2519A 铝合金属于高 Cu/Mg 比的 Al-Cu-Mg 系合金,其典型的时效过程如下: α 过饱和固溶体 $\rightarrow$ GP (I) 区 $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta'$ 相 $\rightarrow \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相,其中主要的强化相是 $\theta'(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相^[19]。2519A-T87 和 T9I6 铝合金晶内析出相

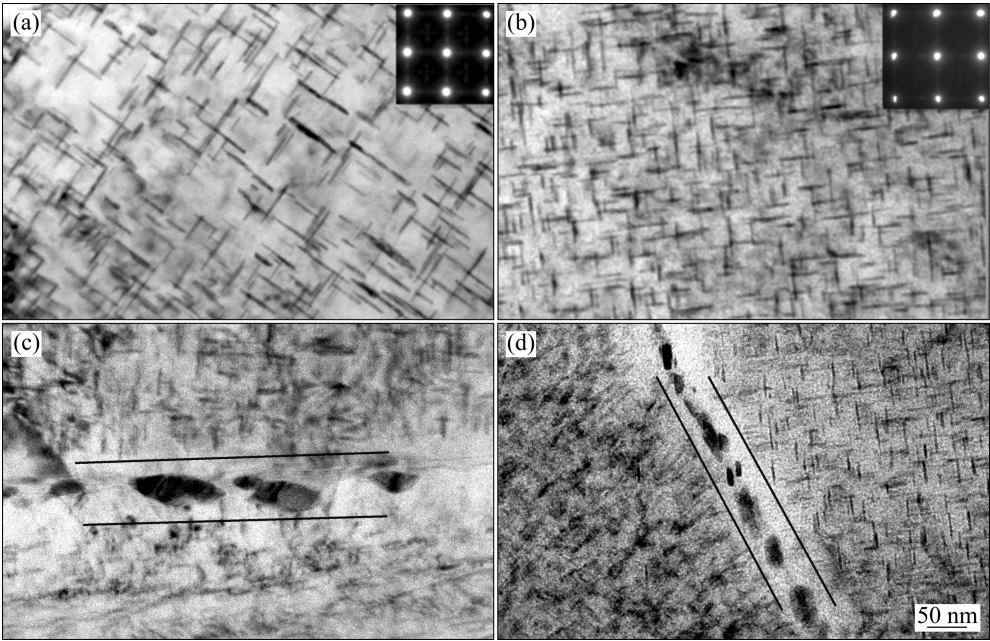


图 5 2519A 铝合金的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of 2519A aluminum alloy: (a), (c) T87 temper; (b), (d) T9I6 temper

的 TEM 像如图 5(a)和(b)所示。可以发现，与 T87 状态相比，经过 T9I6 工艺处理的 2519A 铝合金在晶内析出了更细小而弥散的 $\theta'(\theta)$ 相，第二相强化效果更加明显。由图 5 中合金晶内析出相的尺寸和分布可知，2519A-T9I6 铝合金拥有更好的力学性能。

图 5(c)所示为 T87 状态下晶界的 TEM 像。从图 5(c)可以看出，2519A-T87 态晶界析出相 $\theta'(\theta)$ 尺寸较大，数量较少，析出相之间间距较宽，沿晶界呈不连续分布状态，无沉淀析出带较宽。图 5(d)所示为 T9I6 态晶界析出相的尺寸与分布图。2519A 铝合金经断续时效处理后，晶界附近有大量细小的 $\theta'(\theta)$ 相析出，析出相间距较小且沿晶较连续呈链状分布，无沉淀析出带较窄。经统计得出 T87 和 T9I6 态 2519A 铝合金的无沉淀析出带和沿晶晶粒尺寸如表 5 所列。

应力腐蚀是高强铝合金的主要失效形式之一。应力腐蚀断裂是指受拉伸应力作用的材料在特定介质中，由于腐蚀介质和应力的共同作用而发生的失效行

为。高强铝合金的应力腐蚀机理主要有 3 种：阳极溶解理论、氢致断裂理论和表面迁移理论^[20-22]，其中阳极溶解理论一般用来解释 Al-Cu-Mg 系合金的应力腐蚀开裂。2519A-T87 和 T9I6 均为峰时效条件下的强化铝合金。在峰时效硬化阶段，2519A 在腐蚀环境下服役容易产生裂纹扩展而导致失效。铝合金材料的应力腐蚀断裂过程往往是沿晶进行的，且与合金的晶粒组织和热处理工艺有关。金属的结构特点如晶界沉淀分布、塑性变形过程中钝化膜破裂等往往都会影响合金的腐蚀敏感性。

研究表明，在时效过程中，相在晶内和晶界上的析出是不同步的。由于晶界是各种缺陷集中的地方，原子偏离平衡位置的位能较高，易于形成新的相界面，成核的自由能障碍较小，故晶界溶质偏析浓度高，沿晶界扩散快，析出相的成核速度比基体的快，即晶界有优先沉淀析出的倾向。由于 T9I6 工艺在低温保温阶段时效温度较低，溶质原子扩散的驱动力小，晶内形核析出速率受限，析出相优先集中于晶界，在晶界上形成了大量细小的 GP 区，这些 GP 区达到一定尺寸后，就成为后续时效析出相的核心。经过再时效阶段，大量连续的 $\theta'(\theta)$ 相在晶界析出，造成析出相附近 Cu 含量降低，使晶界附近成为阳极。而 $\theta'(\theta)$ 相和晶粒本体则成为阴极。在大阴极、小阳极的腐蚀条件下，作为阳极的晶界附近贫铜区形成溶解通道，发生明显的腐蚀^[23]。T9I6 工艺下的 2519A 铝合金在晶界附近析出

表 5 2519A 铝合金无沉淀析出带及晶界析出相的尺寸

Table 5 Size of PFZs and grain boundary precipitates of 2519A aluminum alloy

Alloy	Width of PFZs/nm	Size of grain boundary precipitates/nm
T87	39.88	53.77
T9I6	36.57	32.66

较连续的沉淀相, 构成腐蚀通道, 加速腐蚀进行, 从而降低了合金的抗应力腐蚀性能。但另一方面, T87 态的合金晶间析出相在长时间的时效过程中粗化, 晶界析出相较粗大, 析出相周围溶质的贫化现象也越来越明显, 导致无沉淀析出带宽化。而 T9I6 态形成的晶界析出相 $\theta'(\theta)$ 十分均匀细小, 其附近的 Cu 含量的降低也较少, 导致无沉淀析出带较窄, 从而降低了晶内和晶界之间的电位差, 在一定程度上缓和了腐蚀的进行。这两方面的共同作用使得 T9I6 态合金的抗应力腐蚀性能与 T87 态合金的相比略有下降。DCB 试验与恒电位极化曲线试验也证明了这一点。

3 结论

1) DCB 试验的对比研究发现, 2519A 铝合金 T87 和 T9I6 两种状态下 S-L 和 S-T 方向试样的应力强度因子 K_{ISCC} 相差较小, 合金抗应力腐蚀性能没有明显的各向异性。

2) 与传统的 T87 工艺相比, 断续时效工艺使 2519A 铝合金的应力腐蚀性能略有下降, DCB 实验表明, 经 T9I6 处理后的 2519A 铝合金 K_{ISCC} 平均值为 $29.07 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 比 T87 态合金的降低了 $4.79 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

3) 在低温保温阶段, 2519A 合金经 T9I6 工艺析出了大量 GP 区, 这些 GP 区优先集中于晶界, 经过再时效在晶界形成较连续的链状析出相, 构成腐蚀通道, 降低了 2519A 铝合金的抗应力腐蚀性能; 但同时, 由于断续时效阶段析出的细小 GP 区经过再时效后于晶界形成的 $\theta'(\theta)$ 相十分细小, 其附近的 Cu 含量贫化现象不明显, 导致无沉淀析出带较窄, 有利于抗应力腐蚀性能的提高。这两方面的竞争作用导致 T9I6 态合金的抗应力腐蚀性能比 T87 态的有小幅下降。

REFERENCES

- [1] 郑玉林, 暨 波, 叶凌英, 张新明. 稀土铈对 2519A 铝合金抗晶间腐蚀性能的影响[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2013, 44(12): 4806–4870.
ZHEN Yu-lin, JI Bo, YE Ling-ying, ZHANG Xin-ming. Influence of Yb addition on intergranular corrosion resistance of aluminum alloy 2519A[J]. J Cent South Univ: Science and Technology, 2013, 44(12): 4806–4870.
- [2] KRAMER L S, BLAIR T P, BLOUGH S D. Stress corrosion cracking susceptibility of various product forms of aluminum alloy 2519[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2002, 11(6): 645–650.
- [3] OLIVEIRA A F Jr, De BARROS M C, CARDOSO K R, TRAVESSA D N. 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.
- [4] 张晓云, 孙志华, 刘明辉, 汤智慧, 李 斌. 环境对高强度铝合金应力腐蚀行为的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2007, 27(6): 354–362.
ZHANG Xiao-yun, SUN Zhi-hua, LIU Ming-hui, TANG Zhi-hui, LI Bin. Seacoast stress corrosion cracking of aluminum alloys[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2007, 27(6): 354–362.
- [5] 张新明, 龚敏如, 李慧中, 陈明安, 周卓平. 2519 铝合金薄板在不同时效状态的抗晶间腐蚀能力[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2004, 35(3): 349–352.
ZHANG Xin-ming, GONG Min-ru, LI Hui-zhong, CHEN Ming-an, ZHOU Zhuo-ping. Effect of ageing tempers of aluminum alloy 2519 sheet on intergranular corrosion[J]. J Cent South Univ: Science and Technology, 2004, 35(3): 349–352.
- [6] ZHANG X M, LI H Z, GAO H, LIU Y, LIU B. Effect of pre-rolling reduction on intergranular corrosion of aluminum alloy 2519A[C]. Materials Science Forum, 2007, 546: 1117–1122.
- [7] 刘 璘. 形变热处理对 2519A 铝合金组织、力学性能与抗腐蚀性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2008.
LIU Ying. Effect of thermal-mechanical processing on microstructures, mechanical properties and corrosion resistance of 2519A aluminum alloy[D]. Changsha: Central South University, 2008.
- [8] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MPRTON A J. Interrupted aging and secondary precipitation in aluminum alloys[J]. Materials Science and Technology, 2003, 19(11): 1483–1490.
- [9] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MPRTON A J. Development of mechanical properties during secondary aging in aluminum alloys[J]. Materials Science and Technology, 2005, 21(9): 1025–1032.
- [10] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MPRTON A J. Temper Developments Using Secondary Ageing[C]//NIE J F, MORTONA J, MUDDLE B C. Proceedings of the 9th International Conference on Aluminum Alloys. Brisbane, Australia: Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, 2004: 85–95.
- [11] 顾 刚, 叶凌英, 张新明, 蒋海春, 孙大翔, 张 盼. 断续时效对 2519A 铝合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(8): 2098–2103.
GU Gang, YE Ling-ying, ZHANG Xin-ming, JIANG Hai-chun, SUN Da-xiang, ZHANG Pan. Effects of interrupted ageing on microstructure and mechanical properties of 2519A aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(8): 2098–2103.
- [12] YE Ling-ying, GU Gang, ZHANG Xin-ming, SUN Da-xiang,

- JIANG Hai-chun, ZHANG Pan. Dynamic properties evaluation of 2519A aluminum alloy processed by interrupted aging[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 590: 97–100.
- [13] 刘继华, 李 荻, 刘培英. 热处理对 7075 铝合金应力腐蚀及断口形貌的影响[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(7): 109–113.
- LIU Ji-hua, LI Di, LIU Pei-ying. Effect of heat treatment on stress corrosion behavior of 7075 aluminum alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(7): 109–113.
- [14] 孙志华, 刘明辉, 张晓云, 高 健, 陆 峰, 汝继刚. 时效制度对 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金应力腐蚀敏感性的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2006, 26(4): 232–236.
- SUN Zhi-hua, LIU Ming-hui, ZHANG Xiao-yun, GAO Jian, LU Feng, RU Ji-feng. Effect of ageing on stress corrosion susceptibility of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2006, 26(4): 232–236.
- [15] GUILLAUMIN V, MANKOWSKI G. Localized corrosion of 2024 T351 aluminium alloy in chloride media[J]. Corrosion Science, 1998, 41(3): 421–438.
- [16] LIAO Hsueh-lung, LIN Jing-chie, LEE Sheng-long. Effect of pre-immersion on the SCC of heat-treated AA7050 in an alkaline 3.5% NaCl[J]. Corrosion Science, 2009, 51(2): 209–216.
- [17] KIM S J, JANG S K, HAN M S, PARK J C, JEONG J Y, CHONG S O. Mechanical and electrochemical characteristics in sea water of 5052-O aluminum alloy for ship[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(3): 636–641.
- [18] SONG Feng-xuan, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, HAN Nian-mei, LI Dong-feng. Anisotropy of localized corrosion in 7050–T7451 Al alloy thick plate[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(9): 2483–2490.
- [19] ZHANG Xin-ming, LIU Ling, YE Ling-ying, LIU Jun, LEI Zhao, SONG Ji-chao. Effect of pre-deformation of rolling combined with stretching on stress corrosion of aluminum alloy 2519A plate[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(1): 8–15.
- [20] 宋丰轩, 张新明, 刘胜胆, 韩念梅, 花 隆. 时效对 7050 铝合金预拉伸板抗腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(3): 645–651.
- SONG Feng-xuan, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, HAN Nian-men, HUA Long. Effect of aging on corrosion resistance of 7050 aluminum alloy pre-stretching plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(3): 645–651.
- [21] 沈海军, 郭万林, 吕国志. NaCl 溶液中 LC9 铝合金应力腐蚀特性的试验研究[J]. 腐蚀与防护, 2002, 23(5): 190–192, 201.
- SHEN Hai-jun, GUO Wan-lin, LÜ Guo-zhi. Stress corrosion cracking susceptibility of aluminum alloys LC9 in NaCl solution[J]. Corrosion and Protection, 2002, 23(5): 190–192, 201.
- [22] 张新明, 张小艳, 刘胜胆, 刘 瑛. 固溶后降温预析出对 7A55 铝合金力学及腐蚀性能的影响[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2007, 38(5): 789–794.
- ZHANG Xin-ming, ZHANG Xiao-yan, LIU Sheng-dan, LIU Ying. Effect of pre-precipitation after solution on mechanical properties and corrosion resistance of aluminum alloy 7A55[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2007, 38(5): 789–794.
- [23] 刘 瑛, 张新明, 刘 波, 李 慧, 高 慧. 预变形量对 2519 铝合金抗晶间腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(9): 1545–1550.
- LIU Ying, ZHANG Xin-ming, LIU Bo, LI Hui-zhong, GAO Hui. Effect of degree of predeformation on corrosion resistance of 2519 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(9): 1545–1550.

(编辑 龙怀中)