

# 回归再时效中预时效温度对 7050 铝合金应力腐蚀性能的影响

Effect of Pre-aging Temperature in Retrogression and Re-aging Treatment on Stress Corrosion Resistance of 7050 Aluminum Alloy

辛 星,张新明,刘胜胆,宋丰轩,陈 彬

(中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083)

XIN Xing,ZHANG Xin-ming,LIU Sheng-dan,

SONG Feng-xuan,CHEN Bin

(School of Materials Science and Engineering,

Central South University,Changsha 410083,China)

**摘要:** 采用硬度测试、电导率测试、慢应变速率拉伸、透射电镜和扫描电镜等方法,研究了回归再时效热处理工艺中预时效温度对 7050 铝合金微观组织和应力腐蚀性能的影响。结果表明:随着预时效温度升高,回归再时效后 7050 铝合金晶内析出相从以 GP 区为主转变为以  $\eta'$  相为主,晶界析出相逐渐粗化,晶界变得不连续分布,合金应力腐蚀敏感性降低;但晶界无沉淀析出带宽度增加,120℃时达到 140nm,易导致应力集中和阳极溶解,合金抗应力腐蚀性能下降。预时效温度为 80℃,即稍微欠时效时,7050 铝合金抗应力腐蚀性能较好,在缓慢应变速率( $10^{-6} \text{ s}^{-1}$ )和 3.5%NaCl 溶液腐蚀介质下,合金抗拉强度为 473.5MPa,伸长率为 10.67%,应力腐蚀指数为 0.05824。

**关键词:** 7050 铝合金;预时效温度;析出相;应力腐蚀

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2014.05.006

**中图分类号:** TG146.2    **文献标识码:** A    **文章编号:** 1001-4381(2014)05-0029-06

**Abstract:** The effect of the pre-aging temperature in retrogression and re-aging (RRA) treatment on stress corrosion resistance of 7050 aluminum alloy was investigated by means of hardness tests, conductivity tests, slow strain rate tensile (SSRT) tests, transmission electron microscopy (TEM) and scanning electron microscopy (SEM). The results show that when the pre-aging temperature increases, the main intragranular precipitates in 7050 aluminum alloy transform from GP zones to  $\eta'$  phases after RRA. The grain boundary precipitates become coarser and consequently the grain boundary becomes discontinuous, which leads to the reduction of sensitivity of stress corrosion. At the meantime, the precipitate free zone (PFZ) becomes wider, whose width goes up to 140nm when pre-aging temperature rises to 120℃, causing stress concentration and anode dissolution which are harmful to the stress corrosion resistance of the alloy. When the pre-aging temperature is 80℃, as in under-aged condition at the pre-aging stage of RRA, the alloy shows better stress corrosion resistance. The tensile strength, elongation and stress corrosion index ( $I_{\text{SSRT}}$ ) of the alloy are 473.5MPa, 10.67% and 0.05824 with slow strain rate ( $10^{-6} \text{ s}^{-1}$ ) and corrosion medium of 3.5%NaCl solution.

**Key words:** 7050 aluminum alloy; pre-aging temperature; precipitated phase; stress corrosion

1971 年,美国 Alcoa 公司开发出了强度、断裂韧性和抗应力腐蚀(Stress Corrosion Cracking, SCC)性能均较高的 7050 第 3 代铝合金<sup>[1]</sup>,并作为结构材料应用在航空航天工业<sup>[2]</sup>。然而,7050 铝合金易发生剥落腐蚀和应力腐蚀开裂等局部腐蚀行为,限制了其广泛应用,为此国内外进行了大量时效工艺研究,以改善该

合金的综合力学性能<sup>[3-5]</sup>。1974 年,Cina 提出了回归再时效(Retrogression and Re-aging, RRA)热处理工艺,用于改善 7075 铝合金强度和抗应力腐蚀性能<sup>[6]</sup>。1989 年,美国 Alcoa 公司以 T77 为名注册了第一个 RRA 处理工艺实用规范,获得了强度和抗应力腐蚀性能的良好结合,并申请了专利<sup>[7]</sup>。经 RRA 热处理后

的 7050 铝合金晶内分布着大量弥散细小的  $\eta'$  相和少量的 GP 区,与峰值时效状态的晶内组织类似;但晶界粗大的  $\eta$  沉淀相呈不连续分布,与过时效状态的晶界组织相似<sup>[8]</sup>,因此合金在保持 T6 状态强度的同时获得接近 T73 状态的抗应力腐蚀性能。以往的研究多关注 RRA 的回归和再时效工艺,相关研究表明回归阶段晶内 GP 区回溶,晶界析出相继续长大、粗化;再时效阶段晶内强化相重新析出,达到峰时效状态,而晶界继续粗化,变得不连续分布<sup>[9,10]</sup>。针对 RRA 工艺的第一阶段即预时效,合金峰值时效还是欠时效状态有利于抗应力腐蚀性能的提高存在争议。大西忠一<sup>[11]</sup>认为合金若仅达到欠时效状态,则通过 RRA 处理不能获得良好的抗 SCC 性能,强度有损失,峰值时效状态为最佳;而美国 Aloca 公司的研究则认为,稍欠时效状态的预时效处理可获得较好的结果<sup>[12]</sup>。本工作研究了不同预时效温度下 7050 铝合金的微观组织和抗应力腐蚀性能,寻求最佳工艺参数,并从微观组织的演变解释了预时效温度对 7050 铝合金应力腐蚀性能的影响机理。

## 1 实验

### 1.1 样品制备

实验材料为西南铝生产的 80mm 厚 7050 铝合金热轧板,其化学成分(质量分数/%)为:Zn 6.06, Mg 2.20, Cu 2.12, Zr 0.11, Fe 0.08, Si 0.04, 余量为 Al。在热轧板 1/4 厚度处线切割切取 2.0mm 厚度的片材,然后在 SX-4-10 箱式电阻炉中进行升温二级固溶,固溶制度为 450℃/90min + 480℃/30min,升温速率为 60℃/h,采用室温水淬。RRA 的预时效时间为 20h,温度依次为 40, 60, 80, 100, 120℃,回归制度为 170℃保温 3h,再时效为 120℃保温 24h,各时效阶段完成后立即采用室温水淬。

### 1.2 性能测试及组织观察

采用小负荷维氏硬度计(HV-10B,载荷为 29.4N)测试不同预时效温度下样品的硬度,每个样品至少测定 5 个点,除去最大和最小值,求平均值;用 7501 型涡流电导仪测试样品电导率,每个样品测试 5 次取平均值。

慢应变速率拉伸(Slow Strain Rate Tensile, SS-RT)应力腐蚀实验在 WDM-3 型微机控制慢拉伸试验机上进行,样品为哑铃状,标距段长度 20mm。实验时,试样分别处于空气和 3.5% NaCl 溶液中,在缓慢应变速率( $10^{-6} \text{ s}^{-1}$ )下沿轧面上平行于轧向的方向进行拉伸,直至断裂,测定样品抗拉强度和伸长率。将慢应变速率应力腐蚀实验获得的各项力学性能指标加以

处理,得到应力腐蚀指数( $I_{\text{SSRT}}$ ),该指数与单项力学性能指数相比,能更好地反映应力腐蚀断裂敏感性,常作为判据。 $I_{\text{SSRT}}$  表达式如下所示:

$$I_{\text{SSRT}} = 1 - \frac{\sigma_{\text{fw}}(1 + \delta_{\text{fw}})}{\sigma_{\text{fa}}(1 + \delta_{\text{fa}})} \quad (1)$$

式中: $\sigma_{\text{fw}}$ 和 $\sigma_{\text{fa}}$ 分别为合金在腐蚀介质和空气介质中的断裂强度,MPa; $\delta_{\text{fw}}$ 和 $\delta_{\text{fa}}$ 分别为合金在腐蚀介质和空气介质中的断裂伸长率,%。 $I_{\text{SSRT}}$ 从 0→1,表示应力腐蚀断裂敏感性逐渐增强。利用 FEI Quanta-200 型环境扫描电镜观察拉伸试样断口,加速电压 20kV。

采用 TecnaiG<sup>2</sup> 20 型透射电镜,加速电压 200kV。样品先磨成厚度约 50 $\mu\text{m}$ 的薄片,冲成直径为 3mm 的圆片后进行双喷减薄,电解液成分(体积分数)为:30%  $\text{HNO}_3$  + 70%  $\text{CH}_3\text{OH}$ ,工作温度控制在 -28℃ 以下。透射电镜主要观察样品中的晶内、晶界析出相及无沉淀析出带,并获得合金组织的衍射斑点。

## 2 实验结果

### 2.1 合金的硬度及电导率

图 1 所示为预时效温度对 7050 铝合金硬度及电导率的影响。由图 1 可知:随着预时效温度升高,合金硬度先增大,在 60℃ 时达到最大,之后随着预时效温度的继续升高,合金硬度先略有减小,后缓慢增大并趋于稳定;合金电导率随着预时效温度升高先降低,在 60℃ 时达到最小,之后随着预时效温度的继续升高,合金电导率先升高后略有降低并趋于稳定。

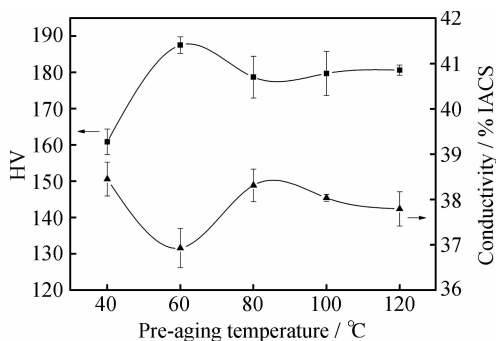


图 1 预时效温度对 7050 铝合金硬度及电导率的影响

Fig. 1 Effects of pre-aging temperature on hardness and conductivity of 7050 aluminum alloy

### 2.2 慢应变速率应力腐蚀实验

表 1 所示为 RRA 热处理后 7050 铝合金慢应变速率应力腐蚀实验结果。由表 1 可知:随着预时效温度的升高,合金的  $I_{\text{SSRT}}$  指数逐渐减小,在 80℃ 时达到最小值,预时效温度进一步升高, $I_{\text{SSRT}}$  指数又逐步增

大。 $I_{SSRT}$  指数的变化规律表明合金的应力腐蚀断裂敏感性随着预时效温度升高先降低后升高,预时效温度为 80℃ 时,合金抗应力腐蚀性能最好。7050 铝合金在不同预时效温度和腐蚀介质下的应力-应变曲线如图 2 所示。可以看出:应力腐蚀实验中,相比空气介质,7050 铝合金在 3.5%NaCl 溶液的腐蚀介质中屈服强

度有所下降。这可能是因为:合金在应力和腐蚀介质的作用下,应力腐蚀过程中位错密度升高<sup>[13]</sup>,同时阳极溶解促进局部塑性变形,使材料的屈服强度下降<sup>[14,15]</sup>。此外,活性原子氢扩散进入晶格中,沿晶界优先偏聚,使晶界强度下降,在一定程度上也导致合金屈服强度的下降<sup>[16]</sup>。

表 1 RRA 处理后 7050 铝合金慢应变速率应力腐蚀实验结果  
Table 1 SSRT results of 7050 aluminum alloy aged by RRA

Pre-aging temperature/℃	Medium	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Stress corrosion index( $I_{SSRT}$ )
40	Air	509.6	15.22	$1.489 \times 10^{-1}$
	3.5%NaCl	454.6	9.931	
60	Air	530.6	15.14	$7.736 \times 10^{-2}$
	3.5%NaCl	503.5	11.95	
80	Air	487.2	14.21	$5.824 \times 10^{-2}$
	3.5%NaCl	473.5	10.67	
100	Air	496.1	14.16	$6.258 \times 10^{-2}$
	3.5%NaCl	480.5	10.49	
120	Air	497.3	12.39	$8.707 \times 10^{-2}$
	3.5%NaCl	458.2	11.36	

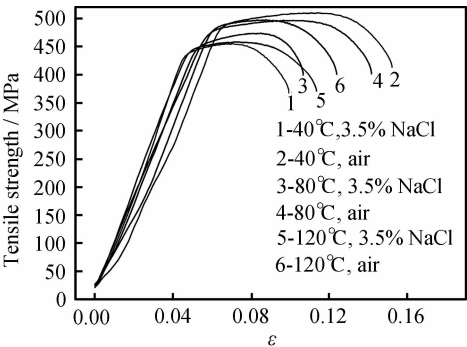


图 2 慢应变速率应力腐蚀实验中 7050 铝合金应力-应变曲线  
Fig. 2 Stress-strain curves of 7050 aluminum alloy in SSRT

2.3 组织观察

图 3 是不同预时效温度下 RRA 处理后 7050 铝合金的 TEM 组织及衍射斑点。由图 3(a-1), (a-2) 可知预时效温度为 40℃ 时, RRA 后合金基体强化相主要为 GP 区, 并伴有  $\eta'$  相, 晶界较窄, 晶界析出相连续分布。预时效温度升高至 80℃, 由图 3(b-1), (b-2) 可知合金基体强化相主要为  $\eta'$  相, 伴有部分  $\eta$  相, 晶界粗化现象严重, 析出相间距变大, 晶界不连续, 但周围溶质贫化现象尚不显现, 无沉淀析出带 (Precipitation Free Zone, PFZ) 几乎不可见。预时效温度继续升高, 由图 3(c-1), (c-2) 可知预时效温度为 120℃ 时, RRA 后合金基体强化相主要为  $\eta'$  相,  $\eta$  相较预时效温度 80℃ 时更多, GP 区已几乎不可见, 晶界粗化现象严重, 析出相粗大且不连续, 晶界周围溶质贫化现象出现, 由图 3(c-2) 中标注可知 PFZ 宽度约为 140nm。

图 4 是不同预时效温度下 RRA 处理后 7050 铝合金应力腐蚀断口形貌, 由图 4 可知, 预时效温度为 40℃ 时, 断裂类型为沿晶断裂 (图 4(a) 中矩形框内区域所示); 预时效温度升高, 达到 80℃ 时, 合金以韧窝型穿晶断裂为主 (图 4(b), (c) 中圆框内区域所示), 并伴有部分沿晶断裂 (图 4(b) 中矩形框内区域所示); 预时效温度继续升高至 120℃ 时, 合金以沿晶断裂为主 (图 4(d) 中矩形框内区域所示), 并伴有部分穿晶韧窝型断裂 (图 4(d) 中圆框内区域所示)。

3 分析讨论

3.1 微观组织

对于 Al-Zn-Mg-Cu 系高强铝合金, 其固溶后时效脱溶序列为<sup>[17-19]</sup>:  $\alpha_{SSSS}$  (过饱和固溶体)  $\rightarrow$  GP 区 (GPI 和 GPII 区)  $\rightarrow \eta'$  相 ( $MgZn_2$ )  $\rightarrow \eta$  相 ( $MgZn_2$ )。在 RRA 处理的预时效阶段, 合金组织中析出 GP 区和半共格  $\eta'$  相, 回归阶段晶内组织 GP 区发生回溶<sup>[20]</sup>, 并伴有一定程度的  $\eta'$  相长大, 晶界上  $\eta'$  相则较快长大粗化, 间距变大, 甚至形成非共格的  $\eta$  相, 晶界不再连续。再时效阶段, 晶内组织新析出和原有的 GP 区产生形核作用, 形成新的弥散的  $\eta'$  相, 由于  $\eta'$  相的强化效果大于可剪切的 GP 区, 从而使合金达到较好的强化效果<sup>[21-23]</sup>, 同时粗大  $\eta$  相在晶界不连续分布的结构, 提高了合金的抗腐蚀性能<sup>[24]</sup>。预时效温度较低 (40℃) 时, 预时效阶段合金晶内析出相主要为 GP 区, 回归阶

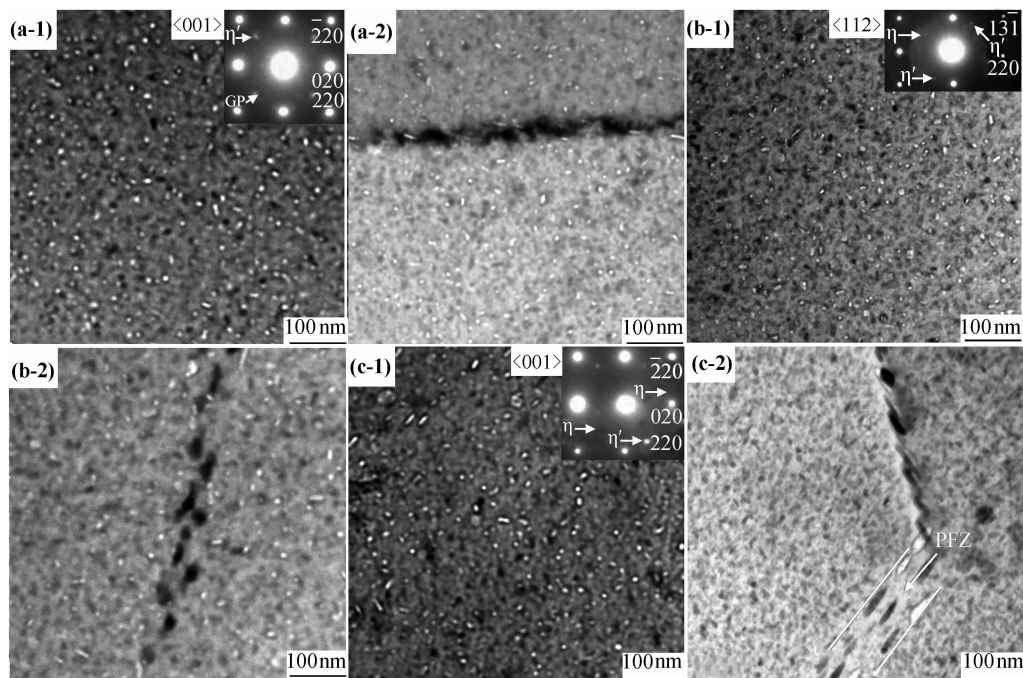


图 3 不同预时效温度下 RRA 处理后 7050 铝合金 TEM 组织 (a)40℃;(b)80℃;(c)120℃;(1)晶内;(2)晶界  
Fig. 3 TEM images of 7050 aluminum alloy aged by RRA at different pre-aging temperatures  
(a)40℃;(b)80℃;(c)120℃;(1)intragranular;(2)grain boundary

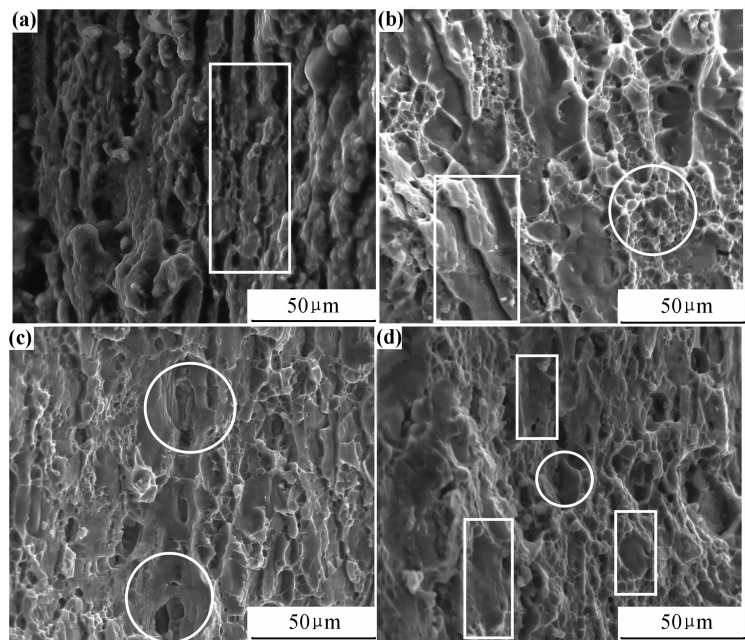


图 4 不同预时效温度下 RRA 处理后 7050 铝合金应力腐蚀断口形貌  
(a)40℃, 3.5%NaCl 溶液中;(b)80℃, 3.5%NaCl 溶液中;(c)80℃, 空气中;(d)120℃, 3.5%NaCl 溶液中  
Fig. 4 SCC fracture morphology of 7050 aluminum alloy aged by RRA at different pre-aging temperatures  
(a)40℃, in 3.5%NaCl;(b)80℃, in 3.5%NaCl;(c)80℃, in the air;(d)120℃, in 3.5%NaCl

段大部分发生回溶,再时效阶段重新析出,并有部分长大转化为  $\eta'$  相,此时合金强化相主要为细小、弥散的 GP 区和部分  $\eta'$  相,预时效温度较低还导致晶界在经过回归和再时效后,晶界析出相粗化现象不十分严重,晶界连续。随着预时效温度升高(80℃或 120℃),预

时效阶段合金晶内析出相除 GP 区外,还有较多的  $\eta'$  相, $\eta'$  相在回归阶段往往不能发生回溶,其在整个 RRA 过程中一直处于粗化长大的过程,RRA 后合金强化相以  $\eta'$  相为主,同时,较高的预时效温度还会导致预时效阶段的晶界析出物  $\eta'$  相在回归和再时效过

程中不断粗化,部分  $\eta'$  相还会转化为粗大  $\eta$  相,晶界变得不连续。由于  $\eta'$  相的强化效果大于可剪切的 GP 区,故随着预时效温度升高,合金的硬度总体趋势上逐渐增加,同时由于合金基体中析出相尺寸增大,电子遭受的散射程度变小,平均自由程增大,合金电导率总体趋势上亦有所升高<sup>[25]</sup>。根据贫溶质理论,晶界处脱溶较快,因而较快较早地析出脱溶相,脱溶相析出吸收了周围的溶质原子,使得周围基体缺乏溶质原子而无法析出沉淀相,形成无沉淀析出带,并且时效温度较高、时间较长时,PFZ 较宽。预时效温度较高时(120℃),晶界在预时效阶段就已析出一定量  $\eta'$  相,并在 RRA 后续过程中一直长大粗化,较多地吸收了周围的溶质原子,晶界处出现较宽的 PFZ。

### 3.2 应力腐蚀性能

预时效温度为 40℃ 时,合金强化相为 GP 区和部分尚未长大的  $\eta'$  相,根据位错运动理论,变形过程中位错与细小的 GP 区和  $\eta'$  相发生作用,位错可以切过这些析出相,位错初始运动所要克服的阻力较大,一旦这些析出相被切过,对后续位错的阻碍作用将明显降低,位错可以连续通过这些析出相,基体中能容纳的位错数量明显减少;同时基体内会形成平面滑移,进而形成大量的滑移带,大量的位错将受阻于晶界导致位错在晶界处产生塞积,出现应力集中,不利于合金抗应力腐蚀性能的提高,合金的断裂类型主要为沿晶断裂。

预时效温度为 80℃ 或 120℃ 时,合金强化相为较粗大的  $\eta'$  相和  $\eta$  相,位错切过它们的难度很大,位错线是以 Orowan 机制绕过沉淀相质点,甚至产生交滑移,使得变形更加均匀,此时变形时集体中所能承受的位错量明显增加,合金不易产生过多的强度薄弱区。如果晶界晶内强度差较小,则空穴将在这些析出相周围长大,易导致韧窝型穿晶断裂。此外,均匀分布的  $\eta'$  相能更有利地阻碍变形过程中位错的运动,不易引起应力集中,合金抗应力腐蚀性能得到提高<sup>[26]</sup>。

对于铝合金而言,根据应力腐蚀的阳极溶解理论,晶界沉淀相作为阳极性沉淀相使得晶界具有较高活性,在晶粒保持钝性而晶界具有较高活性时,应力腐蚀裂纹可以沿晶界这条预存活性途径扩展<sup>[24]</sup>,连续分布的晶界对合金的应力腐蚀不利。故当预时效温度升高时,合金抗应力腐蚀性能提高。但当预时效温度为 120℃ 时,合金晶界处分布着较宽的无沉淀析出带,根据德国学者 Hornbogen 等<sup>[27]</sup>的观点,PFZ 的屈服强度较低,在应力作用下塑性变形容易集中在无沉淀析出带内,易导致应力集中和沿晶断裂。此外,塑性变形的 PFZ 与其他部分比较呈阳极,在应力作用下会加速

腐蚀过程,增加了晶间断裂倾向<sup>[24,26]</sup>。此时合金的断裂类型以沿晶断裂为主。

综合晶内析出相及晶界特点,并考虑无沉淀析出带的作用,预时效温度为 80℃ 时,合金经过 RRA 处理后综合力学性能良好,抗应力腐蚀性能较强。

## 4 结论

(1)随着预时效温度升高,RRA 后 7050 铝合金晶内析出相从以 GP 区为主转变为以  $\eta'$  相为主,不易造成应力集中,对合金抗应力腐蚀性能有利。

(2)随着预时效温度升高,7050 铝合金晶界析出相逐渐粗化,晶界不连续,合金晶界上不会产生连续的阳极溶解过程,合金应力腐蚀敏感性降低;但当预时效温度达到 120℃ 时,晶界出现宽度为 140nm 的无沉淀析出带,PFZ 易导致应力集中和阳极溶解过程,对合金抗应力腐蚀性能不利。

(3)7050 铝合金预时效温度为 80℃,即稍欠时效时,抗应力腐蚀性能较好,缓慢应变速率( $10^{-6} \text{ s}^{-1}$ )和 3.5% NaCl 溶液腐蚀介质下,合金抗拉强度为 473.5MPa,伸长率为 10.67%, $I_{\text{SSRT}}$  为 0.05824。

### 参考文献

- [1] 方华婵,陈康华,巢宏,等. Al-Zn-Mg-Cu 系超强铝合金的研究现状与展望[J]. 粉末冶金材料科学与工程,2009,14(6):351-358. FANG Hua-chan, CHEN Kang-hua, CHAO Hong, et al. Current research status and prospects of ultra strength Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2009,14(6):351-358.
- [2] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, et al. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications[J]. Materials Science and Engineering; A, 2000, 280(1):102-107.
- [3] 吴爽登. 7050 铝合金时效强化行为研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2006. 32-37.
- [4] 张新明,宋丰轩,刘胜胆,等. 双级时效对 7050 铝合金板材剥蚀性能的影响[J]. 中南大学学报:自然科学版,2011,42(8):2252-2259. ZHANG Xin-ming, SONG Feng-xuan, LIU Sheng-dan, et al. Influence of two-step aging on exfoliation corrosion properties of 7050 aluminum alloy plate[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2011, 42(8):2252-2259.
- [5] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering; A, 2008, 492(1):1-10.
- [6] CINA B M. Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking [P]. US Patent: 3856584, 1974-12-24.
- [7] BROWN M H, STALEY J T, LIU J, et al. Aluminum alloy product having improved combinations of strength and corrosion prop-

- erties and method for producing the same [P]. US Patent: 4863528, 1989-09-05.
- [8] THOMPSON J J, TANKINS E S, AGARWALA V S. A heat treatment for reducing corrosion and stress corrosion cracking susceptibilities in 7XXX aluminium alloys[J]. Materials Performance, 1987, 26(6): 45—52.
- [9] HALL M B, MARTIN J W. The effect of retrogression temperature on the properties of an RRA (retrogressed and Re-aged) 7150 aluminium alloy[J]. Zeitschrift fuer Metallkunde, 1994, 85(2): 134—139.
- [10] ISLAM M U, WALLACE W. Retrogression and reaging response of 7475 aluminium alloy[J]. Metals Technology, 1983, 10(1): 386—392.
- [11] 大西忠一. 高力アルミニウム合金の耐 SCC 性を改善する新しい熱処理法[J]. 热处理, 1992, 32(2): 83—88.
- OONISHI C. A new method of heat treatment for improving stress corrosion performance of aluminum alloy[J]. Heat Treat, 1992, 32(2): 83—88.
- [12] LIN J, KERSEKER M M. Heat treatment of precipitation hardening alloys [P]. US Patent: 5108520, 1992-04-28.
- [13] KAUFMAN M J, FINK J L. Evidence for localized ductile fracture in the “brittle” transgranular stress corrosion cracking of ductile FCC alloys[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(8): 2213—2228.
- [14] 曹楚南, 黄彦良, 林海潮. 321 不锈钢在酸性氯离子溶液中的应力腐蚀开裂机理[J]. 金属学报, 1993, 29(5): 212—216.
- CAO Chu-nan, HUANG Yan-liang, LIN Hai-chao. The mechanism of stress corrosion cracking of 321 stainless steel in acidic chloride solution[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1993, 29(5): 212—216.
- [15] 魏学军, 周向阳, 柯伟. 散斑干涉微区应变测量术在腐蚀疲劳裂尖形变研究中的应用[J]. 金属学报, 1993, 29(6): 269—273.
- WEI Xue-jun, ZHOU Xiang-yang, KE Wei. Application of speckle interference micro-zone strain measurement technique in deformation of corrosion fatigue crack tip[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1993, 29(6): 269—273.
- [16] 王磊. 材料的力学性能[M]. 辽宁: 东北大学出版社, 2007.
- [17] HANSEN V, STILLER K, WATERLOO G. Structures and transformations during artificial aging of an industrial 7xxx-series Al-Zn-Mg-Zr alloy[J]. Materials Science Forum, 2002, 396—402: 815—820.
- [18] SHA G, CERESO A. Early-stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy (7050)[J]. Acta Materialia, 2004, 52(15): 4503—4516.
- [19] ROBSON J D. Microstructural evolution in aluminium alloy 7050 during processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 382(1): 112—121.
- [20] INOUE H, SATO T, KOJIMA Y, et al. The temperature limit for GP zone formation in an Al-Zn-Mg alloy[J]. Metallurgical Transactions A, 1981, 12(8): 1429—1434.
- [21] MARLAUD T, DESCHAMPS A, BLEY F, et al. Evolution of precipitate microstructures during the retrogression and re-aging heat treatment of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2010, 58(14): 4814—4826.
- [22] NING A L, LIU Z Y, PENG B S, et al. Redistribution and re-precipitation of solute atom during retrogression and reaging of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(5): 1005—1011.
- [23] KOVACS I, LENDVAI J, UNGAR T, et al. Mechanical properties of AlZnMg alloys[J]. Acta Metallurgica, 1980, 28(12): 1621—1631.
- [24] 杨德钧, 沈卓身. 金属腐蚀学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999.
- [25] 陈送义, 陈康华, 彭国胜, 等. 固溶温度对 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金组织与应力腐蚀的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2010, 15(5): 456—462.
- CHEN Song-yi, CHEN Kang-hua, PENG Guo-sheng, et al. Effect of solution temperature on microstructure and stress corrosion of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2010, 15(5): 456—462.
- [26] 冯春. Al-Zn-Mg-Cu 超高强铝合金 RRA 工艺研究[D]. 长沙: 中南大学, 2006.
- [27] HORNBOGEN E, GRÄF M. Fracture toughness of precipitation hardened alloys containing narrow soft zones at grain boundaries [J]. Acta Metallurgica, 1977, 25(8): 877—881.

**基金项目:** 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) 资助项目 (2012CB619501)

**收稿日期:** 2013-01-18; **修订日期:** 2014-03-30

**作者简介:** 辛星 (1986—), 男, 硕士研究生, 从事铝合金热处理和腐蚀方面的研究工作, 联系地址: 湖南省长沙市麓山南路 932 号中南大学材料科学与工程学院 (410083), E-mail: xinxing@csu.edu.cn

\*\*\*\*\*

(上接第 28 页)

- oxide by SPS[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(6): 937—940.
- [19] ZHOU M, ZHANG H. Critical specimen sizes for tensile shear tests[J]. Welding Journal, 1999, 11(9): 304—313.
- [20] 魏琪, 张林伟, 李辉, 等. 等离子喷涂过程中粒子的氧化及其对涂层性能的影响[J]. 焊接学报, 2009, 30(11): 44—48.
- WEI Q, ZHANG L W, LI H, et al. Oxidation of metallic particle and its effect on properties of plasma sprayed coatings[J].

Transactions of the China Welding Institution, 2009, 30(11): 44—48.

**基金项目:** 国家磁约束核聚变能研究专项 (2010GB109000)

**收稿日期:** 2013-03-08; **修订日期:** 2014-03-27

**作者简介:** 张小锋 (1986—), 男, 博士研究生, 主要从事面向等离子体材料的研究, 联系地址: 广东省广州市天河区长兴路广州有色金属研究院新材料研究所 (510650), E-mail: zxf200808@126.com