

时效对 7050 铝合金预拉伸板抗腐蚀性能的影响

宋丰轩, 张新明, 刘胜胆, 韩念梅, 花 隆

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 采用硬度、腐蚀速率、剥落腐蚀、慢应变速率拉伸测试及透射电镜和差示扫描量热法研究预拉伸后时效制度对 7050 铝合金板材显微组织、硬度和抗腐蚀性能的影响。结果表明: 峰时效合金硬度最大, 抗腐蚀性能最差; 过时效和回归再时效与峰时效相比, 合金的硬度值减小, 抗腐蚀性能变好; 在高温+峰时效中的高温时效阶段, GP 区发生回溶, 有利于 η' 和 η 相的直接形核析出, 晶内析出相长大、不均匀分布, 合金硬度减小; 晶界析出相粗化、断续分布, 合金抗腐蚀性能提高。

关键词: 7050 铝合金; 预拉伸; 时效; 腐蚀性能

中图分类号: TG 146.2

文献标志码: A

Effect of aging on corrosion resistance of 7050 aluminum alloy pre-stretching plate

SONG Feng-xuan, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, HAN Nian-mei, HUA Long

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of aging after pre-stretching process on microstructure, hardness, and corrosion resistance of the 7050 aluminum alloy plate were investigated by means of hardness tests, corrosion rate tests, exfoliation corrosion tests, slow strain rate tensile(SSRT) tests, transmission electron microscopy and differential scanning calorimetry(DSC). The results indicate that the peak-aged 7050 aluminum alloy possesses the highest hardness, but its corrosion resistance is poor. The overaging and the retrogression and re-aging treatments lower the hardness, but improve the corrosion resistance of the 7050 aluminum alloy compared with the peak-aging treatment. At the high temperature aging stage of the high temperature and a subsequent low temperature aging, GP zone can be reversed, which is beneficial to the nucleation of η' and η phases. Consequently, the precipitates within grains become coarser and distribute uniformly, leading to the decrease of hardness. Meanwhile, the precipitates at grain boundaries become coarser and discontinuous resulting in an improved corrosion resistance.

Key words: 7050 aluminum alloy; pre-stretching; aging; corrosion resistance

7050 铝合金预拉伸厚板由于综合性能较好, 已大量用作飞机的机身框架、翼梁、尾翼等部件^[1]。预拉伸厚板的生产是在固溶淬火后、时效前引入一定量的预拉伸变形, 来消除淬火过程中产生的残余应力, 以避免应力释放引起的构件变形甚至报废^[2]。但拉伸变形在合金内引入大量位错, 有利于 η 相(MgZn₂)的形核析出, η 相的析出长大使得主要强化相 η' 相的析出减

少, 合金强度降低; 同时晶界析出相变小且呈连续分布, 抗腐蚀性能降低^[3-4]。

时效是铝合金预拉伸厚板生产的最后一步, 通过不同的时效热处理可以精确调控析出相在合金晶内和晶界的分布, 以得到综合性能优良的产品。目前, 应用最广泛的时效热处理制度包括: 一级峰时效(T6), 二级过时效(T7x)和三级回归再时效(RRA)。峰值时效

时,晶内析出细小弥散的 GP 和 η' 相,合金的强度达到峰值;晶界析出相较细小,呈连续分布,有利于裂纹扩展,合金的抗腐蚀性能和断裂韧性较差。过时效处理可以显著增加合金的断裂韧性和抗腐蚀性能,但合金的强度比峰值时效时下降 10%~15%。回归再时效处理可以使合金晶内析出相细小弥散,强度接近甚至超过峰时效强度,同时晶界析出相粗大不连续分布,抗腐蚀性能提高^[5]。为了改善合金的强度和抗腐蚀性能,WANG 等^[6]通过采用高温(200 °C)短时效+峰时效的热处理方式,促进了晶界 η 相的析出、长大,使得晶界析出相断续分布,抗腐蚀性能提高。但优化得到的高温时效时间很短(小于 5 min),不适用于铝合金厚板的生产。HAN 等^[4]研究了预拉伸+不同时效热处理对 7050 铝合金厚板断裂韧性的影响,发现预拉伸+回归再时效的热处理制度,可以在不显著降低强度的情况下极大提高合金的断裂韧性,但对预拉伸板抗腐蚀性能的影响未涉及。本文作者将在预拉伸变形的基础上,研究不同时效制度对 7050 铝合金板材抗腐蚀性能的影响,并试图在 T6 时效前引入一高温(190 °C)短时效(高温+峰时效,HLA),考察其对板材强度和抗腐蚀性能的影响,旨在为优化高强、高韧、高耐腐蚀性的铝合金厚板制备工艺提供依据。

1 实验

实验选用 80 mm 厚的 7050 铝合金热轧板。实际化学成分(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。

从热轧板的 1/4 厚度处截取 3 mm 厚的样品,在空气电阻炉中进行固溶处理(473 °C, 1 h),室温迅速水淬。1 h 内进行 2.13%的预拉伸,然后进行时效处理,时效制度为 T6(121 °C, 24 h)、T74(121 °C, 6 h + 163 °C, 12 h)、RRA(121 °C, 20 h + 190 °C, 1 h + 121 °C, 24 h)、HLA30(190 °C, 0.5 h + T6)和 HLA60(190 °C, 1 h + T6)。

腐蚀速率的测定按照 ASTM—G31 进行。矩形试样尺寸为 30 mm×20 mm×3 mm,顶端打一圆形小孔,通过尼龙绳将样品悬挂于溶液中。试样依次经 400 号、800 号、1 200 号和 1 600 号的 SiC 砂纸磨至表面无明显划痕,然后在 3.5%的 NaCl 溶液中室温浸泡 7 d,化学法(80 g/L 铬酐+200 ml/L 磷酸+800 mL 去离子水,浸泡 10 min,并用软毛刷轻拭样品表面)去除腐蚀产

物,经水洗后,再用 30% HNO_3 溶液出光 3~5 s,水洗,热风充分干燥后称量。每组实验选用 3 个平行试样和一个空白试样,取其平均值计算腐蚀速率。

采用小负荷维氏硬度计(HV-10B,载荷为 29.4 N)测试不同时效态样品的硬度,每个样品至少测定 5 个点,求其平均值。

剥落腐蚀实验按照 ASTM G34—79 标准进行。试样工作面积为 30 mm×20 mm,依次经砂纸打磨、抛光、丙酮除油、去离子水清洗,非工作面用松香密封,平行试样为 3 个。腐蚀介质采用标准的 EXCO 溶液(pH=0.4) 4.0 mol/L NaCl + 0.5 mol/L KNO_3 + 0.1 mol/L HNO_3 。实验溶液体积与试样实验面积之比为 25 mL/cm²,溶液温度控制在(25±3) °C,浸泡时间为 48 h。实验浸泡结束后立即取出试样,作下述处理:记录形貌并用数码相机拍照→按 ASTM G34—79 评定剥蚀等级→水洗→30% HNO_3 去除腐蚀产物→记录形貌并拍照。评级代号: N—无明显腐蚀; P—点蚀; EA、EB、EC、ED 分别代表剥落腐蚀逐渐加重。

应力腐蚀(SCC)性能测定按照 GB/T 15970.7—2000 进行。试样为狗骨头形,标距部分的尺寸为 20 mm×2 mm×2.5 mm。拉伸轴方向平行于热轧板的轧制方向。通过 Letry 微应变拉伸机分别测定样品在空气中和 3.5%NaCl 溶液中的拉伸性能。测试环境为室温(25 °C),应变速率为 $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 。应力腐蚀敏感性通过应力腐蚀敏感因子 r 确定, $r=r_{\text{sol}}/r_{\text{air}}$,其中 r_{air} 为样品在空气中的伸长率, r_{sol} 为样品在 3.5%NaCl 溶液中的伸长率。平行试样为 3 组,规律一致的情况下选择其中一组进行分析。

采用 TecnaiG² 20 型透射电镜观察合金的组织,加速电压为 200 kV。透射电镜观察样品磨成 0.1 mm 厚薄片,再冲成直径为 3 mm 圆片后进行双喷减薄。电解液为(体积分数)30% HNO_3 + 70% CH_3OH ,温度控制在-30 °C 以下。

差示扫描热分析(DSC)在 NETZSCH STA 449C 型热分析仪上进行,试样为直径 5 mm 的圆盘样品,质量为 30 mg 左右,用纯铝做参比样品。试样的升温速度为 10 °C/min,温度范围在 30~400 °C 之间。

2 实验结果

7050 铝合金预拉伸板经不同时效热处理后的腐蚀速率和硬度变化如图 1 所示。从图 1 可以看到,经

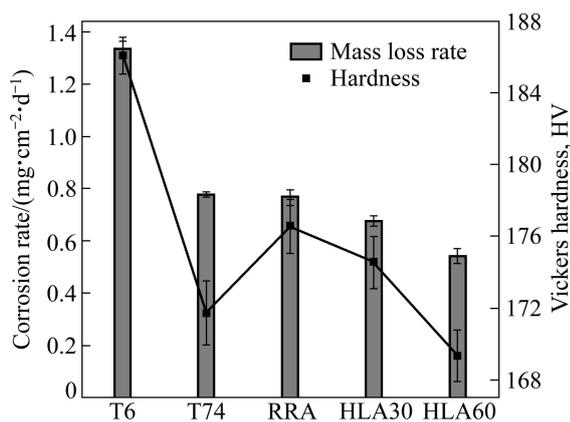


图 1 时效对 7050 铝合金腐蚀速率和硬度的影响

Fig. 1 Effects of aging on corrosion rate and hardness of 7050 aluminum alloy

峰时效(T6)热处理后, 合金的腐蚀速率最高(约 1.33 mg/(cm²·d)), 说明 T6 态样品的抗腐蚀性能最差; 而经过时效(T74)和回归再时效(RRA)热处理后合金的抗腐蚀性能明显改善, 腐蚀速率均在 0.77 mg/(cm²·d)附近; 通过在 T6 时效前引入高温时效(HLA), 合金的

抗腐蚀性能进一步提高, 并且随着高温时效时间的延长, 抗腐蚀性能变好(HLA30 小于 HLA60); 硬度从大到小的顺序为 T6、RRA、HLA30、T74 和 HLA60。抗拉强度与硬度呈正比例关系($\sigma_b \approx 3.234 \text{ HV}$)^[7]。因此, 经 T6 处理的预拉伸板强度最大, RRA 的次之, HLA30 的合金强度高于 T74 的, 但随着高温时效时间的延长, 7050 铝合金的强度迅速降低, HLA60 的强度最小。

腐蚀速率主要反映的是金属材料的平均腐蚀速率, 无法显示出腐蚀形态的差异。7050 铝合金表面覆盖着一薄层氧化膜, 在腐蚀介质中极易受到侵蚀性粒子(如 Cl⁻)的攻击而发生破裂形成不同形式的局域腐蚀, 造成该合金的突然断裂失效。为了研究时效制度对 7050 铝合金预拉伸板局域腐蚀性能的影响规律, 测试了不同时效态样品的剥落腐蚀性能, 如图 2 所示。从图 2 可以看到, T6 态样品表面出现大量连续的鼓泡开裂(见图 2(a)), 金属色完全丧失, 表层几乎完全脱落, 容器底部散落有大量粉末状腐蚀产物; 去除腐蚀产物后(见图 2(b)), 可观察到其表面主要是大、深的腐蚀坑, 没有明显的分层, 剥蚀等级为 EC; 经 RRA 时效

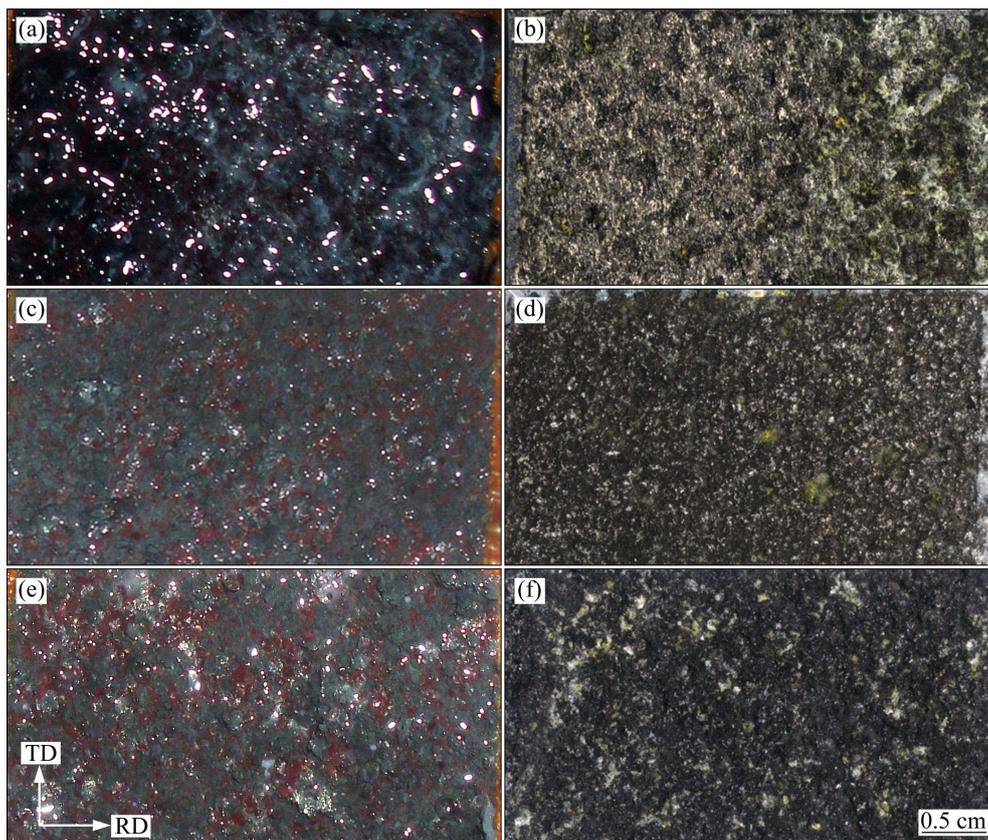


图 2 7050 铝合金预拉伸板经不同时效热处理后的剥落腐蚀形貌

Fig. 2 Exfoliation corrosion morphologies of 7050 aluminum alloy pre-stretching plate treated under different aging conditions: (a), (b)T6; (c), (d) RRA; (e), (f) HLA60; (a), (c), (e) Still wet; (b), (d), (f) Without corrosion products

处理后,剥落腐蚀表面以小的鼓泡为主,鼓泡周围灰色腐蚀产物呈粉末状,其余部分为砖红色(见图2(c));腐蚀产物去除后,其表面均匀分布着大量小的腐蚀坑,没有明显的分层(见图2(d)),剥蚀等级为EB;HLA60样品剥落腐蚀测试后,表面大量鼓泡开裂,呈薄片状(见图2(e)),但表面没有明显的分层开裂,主要为不均匀的腐蚀坑(见图2(f)),剥蚀等级为EB。T74和HLA30样品剥蚀后的表面形貌与RRA和HLA60的类似。根据ASTM G34—79标准,综合考察各样品剥落腐蚀产物去除前后的表面形貌,不同时效态样品的剥蚀等级分别为T6-EC、T74-EB、RRA-EB、HLA30-EB⁺和HLA60-EB。

慢应变速率拉伸试验可以定量地比较合金抗应力腐蚀性能的好坏,不同时效态样品的慢应变速率拉伸曲线如图3所示,其拉伸数据列于表1中。从图3可以看出,T6态样品在腐蚀液中的断后伸长率最小(2.3%),强度值最大(582 MPa);T74和RRA态样品的抗拉强度相差不大,约540 MPa,但RRA态的断后伸长率(9.8%)明显大于T74(6.0%)态的;HLA30和HLA60样品的断后伸长率均在10.0%左右,但随着高温时效时间的延长,拉伸强度从532 MPa迅速降低到499 MPa,下降了6%左右。应力腐蚀性能好坏应通过应力腐蚀敏感因子 r 来评价, r 越接近于1,说明合金的应力腐蚀敏感性越低,合金抗应力腐蚀性能越好^[8]。由于断后伸长率是衡量试样发生塑性变形能力的主要依据,因此本研究选用以断后伸长率为参数的应力腐蚀敏感因子 r 比较合金的抗应力腐蚀性能。从表1可

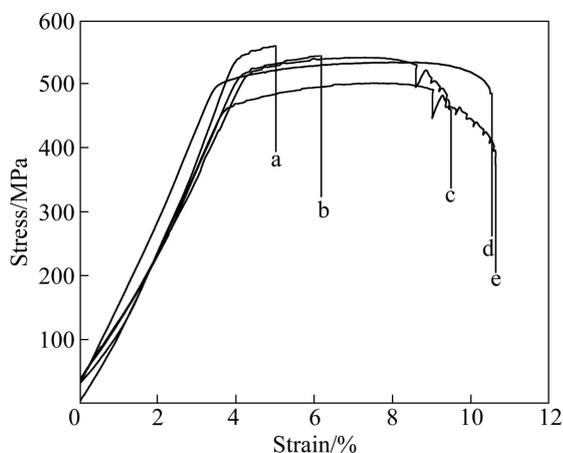


图3 不同时效态样品在3.5%NaCl溶液中的慢应变速率拉伸曲线

Fig. 3 Curves of SSRT samples treated under different aging conditions in 3.5% NaCl solution: (a) T6; (b) T74; (c) RRA; (d) HLA30; (e) HLA60

表1 不同时效态样品的慢应变速率拉伸性能

Table 1 Mechanical properties of SSRT samples treated under different aging conditions at strain rate of $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$

Aging treatment	UTS/MPa		Elongation/%		$r/\%$
	In air	In 3.5%NaCl	In air	In 3.5%NaCl	
T6	603	559	7.9	5.0	63.3
T74	539	543	8.5	6.0	70.6
RRA	543	540	10.4	9.8	95.2
HLA30	533	532	11.6	10.4	89.7
HLA60	517	499	11.4	10.6	93.0

以看到,7050预拉伸板不同时效态样品的抗应力腐蚀性能从小到大依次为T6、T74、HLA30、HLA60和RRA。

图4所示为不同时效制度下,7050铝合金晶内、晶界微观组织的TEM像及相应的选区电子衍射花样。从图4可以看到,T6时效时晶界析出相细小呈连续分布(见图4(a)),晶内析出相均匀致密,析出密度高(见图4(d)),主要为 Al_3Zr 和 η' 相粒子(见图4(g));RRA时效后,晶界析出相明显粗化、断续分布(见图4(b)),晶内析出相尺寸变大,析出密度降低,但分布均匀无明显异常长大(见图4(e)),析出相以 Al_3Zr 和 η' 相为主(见图4(h));经HLA30时效后,合金晶界析出相呈链状分布(见图4(c)),晶内析出相粗化、异常长大明显,析出密度进一步降低(见图4(f))。结合图4(f)和图4(i)可知,析出相主要是球形的 Al_3Zr 、 η' 相和长条状的 η 相粒子。铝基体(112)晶带轴的电子衍射花样,沿 $\{111\}$ 方向,在 $1/3\{220\}$ 和 $2/3\{220\}$ 处出现衍射,并出现模糊的带,表明有 η' 相^[9]。对比图4(g)和(i)可知,T6时效在 $1/3\{220\}$ 和 $2/3\{220\}$ 处的衍射强于HLA30时效的,说明T6时效样品中的 η' 相体积分数比HLA30时效的大。

图5所示为不同预拉伸变形量样品固溶态的DSC曲线。图中放热峰A、B、C分别对应于GP区、 η' 相和 η 相的析出。根据Ostwald熟化机制^[10],D处的放热峰是由于 η 相的长大粗化引起的。从图5可以看到,经过预拉伸变形后GP区的析出峰消失,说明预拉伸变形抑制了GP区的析出,导致GP区的析出减弱;同时由于预拉伸变形有利于 η 相的形核析出,在加热过程中 η' 和 η 相的析出可同时发生,反应峰之间发生重叠,使B峰析出变强而C峰减弱。

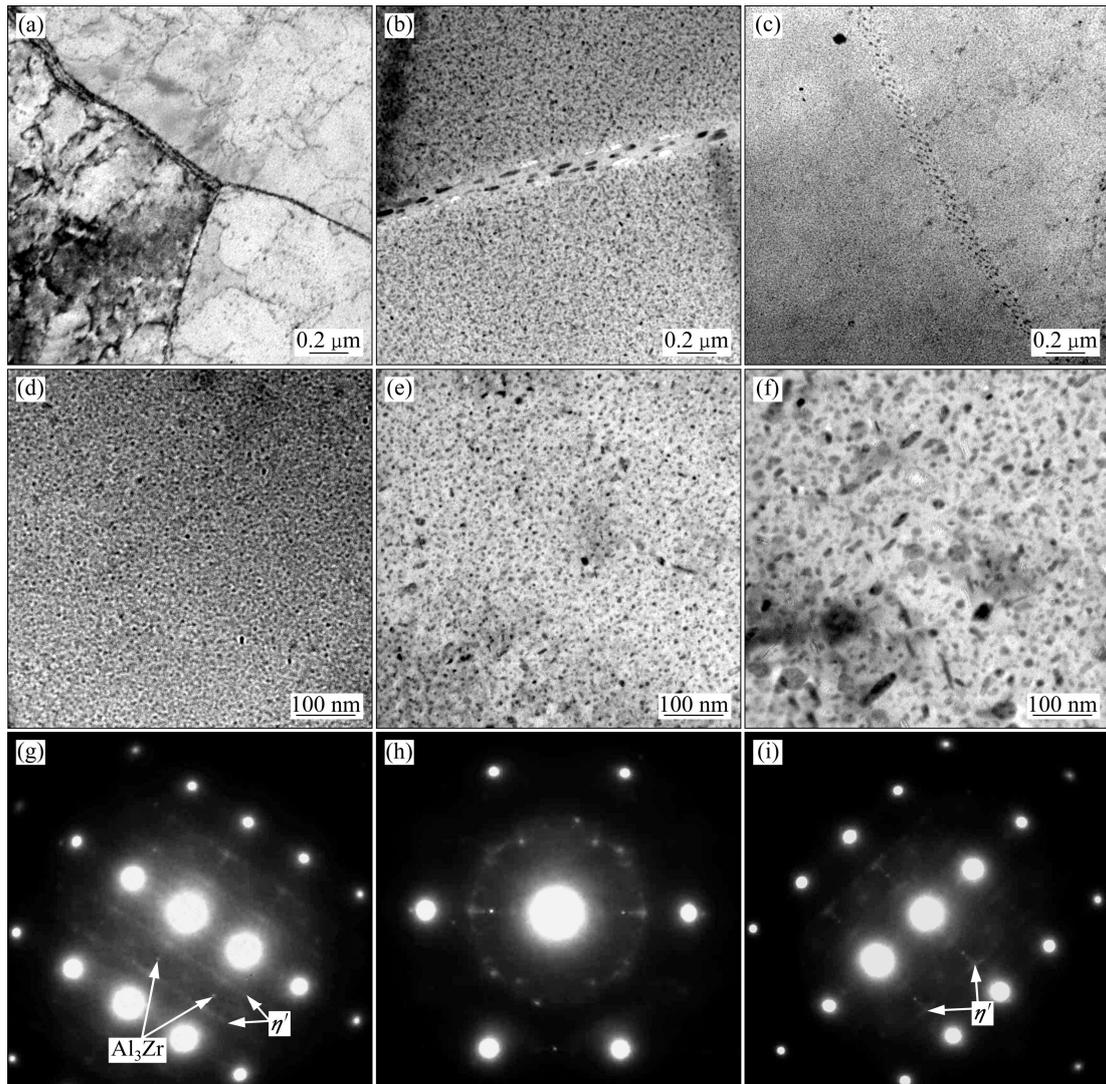


图 4 7050 铝合金预拉伸板不同时效态的 TEM 像和选区衍射花样

Fig. 4 TEM images and SAD patterns of 7050 aluminum alloy pre-stretching plate treated under different aging conditions: (a), (d), (g) T6; (b), (e), (h) RRA; (c), (f), (i) HLA30; (a), (b), (c) Grain boundaries; (d), (e), (f) Within grains; (g), (i) SAD patterns along $\langle 112 \rangle$; (h) SAD pattern along $\langle 111 \rangle$

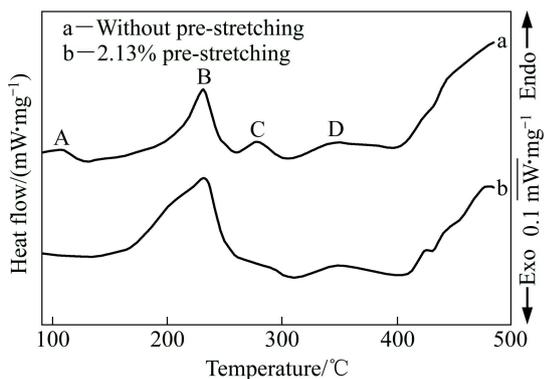


图 5 7050 铝合金板不同预拉伸变形量的 DSC 曲线

Fig. 5 DSC curves of 7050 aluminum alloy plate: (a) Without pre-stretching; (b) With 2.13% pre-stretching

3 分析讨论

3.1 显微组织

显微组织的变化主要是由析出相的种类、尺寸和分布引起的。通常 $7\times\times\times$ 系铝合金时效时, 析出相的析出序列为: α (过饱和固溶体) \rightarrow GP 区 $\rightarrow \eta'$ 相 (MgZn_2) $\rightarrow \eta$ 相 (MgZn_2)^[11]。预拉伸变形在合金内引入大量位错, 位错密度的提高增加了空位逸入位错而消失的可能性, 而 GP 区的形成必须依靠空位和溶质原子的迁移, 空位的减少, 使得脱溶析出的 GP 区数量减少^[12]。此外, 拉伸变形还破坏基体点阵的规则性,

使与基体共格的 GP 区不易生成, 而促进半共格和非共格的 η' 相和 η 相的生成^[12]。如图 5 所示, 由于预拉伸变形促进 η' 和 η 相的生成而抑制 GP 区的析出, 导致样品在加热过程中 GP 区析出峰消失, 而 η' 相的析出增强。

预拉伸+T6 时效, GP 区和 η' 相在晶内均匀形核, 析出相细小均匀(见图 4(d)), 但由于 GP 区析出受抑制, 晶内析出相以 η' 相为主; 晶界析出相较细小, 呈连续分布(见图 4(a))。T74 时效时, 低温时效合金的过饱和度较大, 晶内析出细小弥散的 GP 区和 η' 相, 随后的高温时效过程中, GP 区逐渐转变为 η' 相, 同时 η' 相不断长大粗化, 晶内析出相主要为较细小的 η' 相和少量的棒状 η 相; 晶界则由于高温时效时可动位错向晶界偏聚, 导致 η 相在晶界处的大量析出长大, 晶界变得不连续。RRA 中的高温回归阶段, GP 区和尺寸较小的 η' 相粒子发生回溶, 并在再时效过程中重新脱溶析出, 晶内析出相尺寸较小、分布均匀(见图 4(e)); 晶界则由于位错的偏聚和未溶 η 相粒子的持续长大, 逐渐变得粗大不连续(见图 4(b))。高温+T6 时效(HLA)类似于 RRA 中的高温回归再时效, 但由于未经过预时效析出, 所以高温回归阶段发生回溶的 GP 区数量很少, 回归时间较短。如图 4(f)所示, 当高温时效时间达到 30 min 时, 由于高温回归时间较长, 晶内主要发生 η' 相向 η 相的转变和 η 相的不断长大粗化, 析出相粒子尺寸变大, 并出现异常粗大的 η 相。同时, 晶界因 η 相的长大粗化, 逐渐变得不连续(见图 4(c))。

3.2 硬度

7050 铝合金属于时效强化型铝合金, 合金的强度取决于晶内 GP 区和 η' 相的体积分数、形貌尺寸和分布^[13]。析出相的体积分数越大, 弥散度越高, 合金的强度越高。T6 态样品晶内析出相析出密度高、尺寸小且分布均匀, 因此合金强度高, 硬度值大。另外, 由于 T6 时效温度较低, 合金内位错难以消除(见图 4(a)), 而位错有利于 GP 区的溶解和元素的快速扩散, 因而有利于 η' 相的直接形核, 所以 T6 态合金中 η' 相数量最多, 强度最高, 硬度值最大。7050 预拉伸板经 RRA 和 HLA 处理时, 高温时效过程能促进 GP 区的回溶, 使得固溶体的过饱和度增加, 有利于后续的低温时效再析出, 晶内析出的 η' 相粒子较小、分布较均匀, 合金强度较高。但随着 HLA 时效中高温时效时间的延长, 晶内 η' 相不断向 η 相转化和长大, 合金强度降低, HLA30 合金的硬度值大于 HLA60 合金的。T74 合金由于晶内 η' 相尺寸变大、析出密度减小, 并有异常粗大的 η 相粒子生成(与图 4(f)类似), 合金硬度值较小,

强度较低。

3.3 应力腐蚀

目前, 7×××系铝合金的应力腐蚀, 主要有阳极溶解、氢脆以及二者共同作用的机理^[14-15]。晶界上的析出相 η 电势电位比较低(-0.86 V 左右)^[16], 相对于 Al 基体(-0.68 V)为阳极相, 在腐蚀液中浸泡时优先发生腐蚀溶解。晶界连续有利于腐蚀的快速扩展, 使得合金的耐蚀性能差。此外, Mg 与 H 间的电负差大于 Al 与 H 间的电负差, H 更容易在含 Mg 的相上吸附形成氢气析出, 降低合金发生氢脆的可能性。

T6 态样品的晶界呈连续分布, 腐蚀可沿着晶界快速扩展, 合金抗应力腐蚀性能差。同时由于晶界析出相尺寸小, 不利于腐蚀中产生的 H 在晶界上的吸附析出, 合金更容易发生氢脆, 因此 T6 态合金的应力腐蚀敏感性高。T74 和 RRA 合金由于晶界析出相粗大、断续分布, 合金耐腐蚀性能较好。HLA 时效合金晶界析出相粗大、不连续, 腐蚀快速扩展通道被切断, 耐腐蚀性好。随着时效时间的延长, 晶界析出相不断长大、粗化, H 更容易在晶界上形成 H_2 释放出; 晶内 GP 区和 η' 相逐渐向 η 相转化, 在合金晶内更容易出现均匀滑移, H 迁往晶界的速率变小^[17], 二者共同造成晶界上 H 浓度的降低, 合金发生氢脆的可能性减小, 因此, HLA30 合金的应力腐蚀敏感性大于 HLA60 合金的。

4 结论

1) 预拉伸+T6 时效, 晶内析出细小弥散的 η' 相, 合金强度最高, 但晶界连续, 耐腐蚀性能最差; RRA 和 HLA 时效, 由于 GP 区的高温回溶和低温时效再析出, 晶内析出相较细小均匀, 合金强度稍有下降, 而晶界析出相变得粗大不连续, 抗腐蚀性能提高; T74 时效, 晶内析出密度较小, 强度较低, 但晶界析出相粗大呈断续分布, 抗腐蚀性能高。

2) 预拉伸后立即 HLA 时效, 随高温时效时间的延长, 晶内 η' 相逐渐向 η 相转化而且 η 相不断长大粗化, 合金强度下降; 晶界析出相不断长大粗化, 变得更加不连续, 耐腐蚀性能提高。

REFERENCES

- [1] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, MOLDENHAUER S, BENEDICTUS R, MILLER W S. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 280(1): 102-107.

- [2] 王 虎, 李敬勇, 刘志鹏. 预拉伸对铝合金桶体焊接残余应力和变形影响的数值模拟[J]. 有色金属加工, 2008, 37(3): 38-40.
WANG Hu, LI Jing-yong, LIU Zhi-peng. The effect of pre-tensile on aluminum alloy welding residual stress and strain were respectively simulated by ANSYS[J]. Nonferrous Metals Processing, 2008, 37(3): 38-40.
- [3] WANG D, MA Z Y. Effect of pre-strain on microstructure and stress corrosion cracking of over-aged 7050 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 469(1/2): 445-450.
- [4] HAN N M, ZHANG X M, LIU S D, KE B. Effects of pre-stretching and ageing on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(10/11): 3714-3721.
- [5] 韩念梅. 航空用 7050 铝合金板材断裂韧性的研究[D]. 长沙: 中南大学, 2011: 10-14.
HAN Nian-mei. Investigation on the fracture toughness of aeronautical aluminum alloy 7050 plate [D]. Changsha: Central South University, 2011: 10-14.
- [6] WANG D, NI D R, MA Z Y. Effect of pre-strain and two-step aging on microstructure and stress corrosion cracking of 7050 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 494(1/2): 360-366.
- [7] 林光磊. 6063 铝合金型材维氏硬度与强度的线性关系[J]. 轻合金加工技术, 2002, 30(1): 29-31.
LIN Guang-lei. Linear relationship between Vickers-hardness and strength of 6063 aluminium alloy profile[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2002, 30(1): 29-31.
- [8] OU B, YANG J G, WEI M Y. Effect of homogenization and aging treatment on mechanical properties and stress-corrosion cracking of 7050 alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2007, 38(8): 1760-1773.
- [9] 樊喜刚, 蒋大鸣, 孟庆昌, 李念奎, 孙兆霞. 时效制度对 7150 铝合金组织和性能的影响[J]. 材料热处理, 2006, 35(16): 22-25.
FAN Xi-gang, JIANG Da-ming, MENG Qing-chang, LI Nian-kui, SUN Zhao-xia. Effect of aging on microstructure and properties of 7050 aluminum alloy[J]. Material & Heat Treatment, 2006, 35(16): 22-25.
- [10] VIANA F, PINTO A M P, SANTOS H M C, LOPES A B. Retrogression and re-ageing of 7075 aluminium alloy: Microstructural characterization[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1999, (92/93): 54-59.
- [11] LI Zhi-hui, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, ZHU Bao-hong, WANG Feng, LIU Hong-wei. Effects of the two-step ageing treatment on the microstructure and properties of 7B04 alloy pre-stretched thick plates[J]. Rare Metals, 2007, 26(3): 193-199.
- [12] 李松瑞, 周善初. 金属热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005: 221-240.
LI Song-ru, ZHOU Shan-chu. Heat treatment of metals[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 221-240.
- [13] 韩念梅, 张新明, 刘胜胆, 宋丰轩. 预拉伸对 7050 铝合金断裂韧性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2088-2093.
HAN Nian-mei, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, SONG Feng-xuan. Effect of prestretching on fracture toughness of 7050 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(11): 2088-2093.
- [14] COOPER K R, KELLY R G. Crack tip chemistry and electrochemistry of environmental cracks in AA 7050[J]. Corrosion Science, 2007, 49(6): 2636-2662.
- [15] TAKANO N. Hydrogen diffusion and embrittlement in 7075 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 483/484: 336-339.
- [16] 黄兰萍, 陈康华, 李 松, 宋 蛟. 高温预析出后 7055 铝合金局部腐蚀性能和时效硬化[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(9): 1628-1633.
HUANG Lan-ping, CHEN Kang-hua, LI Song, SONG Jiao. Influence of high-temperature pre-precipitation on local corrosion behaviors and ageing harden of 7055 aluminum alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(9): 1628-1633.
- [17] 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.

(编辑 何学锋)