



## 时效过程中亚晶界析出演变对 7050 铝合金性能的影响

顾 伟, 李静媛, 王一德

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

**摘 要:** 采用光学显微镜、电子背散射衍射和透射电镜, 研究亚晶界析出演变对 7050 铝合金时效过程电导率和冲击韧性的影响。结果表明: 亚晶界上析出相转变后, 在二级时效过程中完成长大过程, 并使电导率升高, 冲击韧性降低。时效过程中亚晶界取向差增大, 有利于  $\eta'$  相在亚晶界形核。一级时效升温至二级时效使亚晶界  $\eta'$  相转变为  $\eta$  相, 且电导率升高 13.04%, 冲击韧性降低 53.91%。二级时效过程中, 亚晶界  $\eta$  相持续转变长大、无析出自由区宽化以及晶内析出量增加, 导致电导率升高, 冲击韧性降低。统计 Graff 试剂侵蚀金相中的晶界长度演变确定亚晶界  $\eta$  相的转变长大完成过程为(121 °C, 360 min)+(177 °C, 60 min)。

**关键词:** 7050 铝合金; 亚晶界析出; 时效; 电导率; 冲击韧性

**中图分类号:** TG146.21

**文献标志码:** A

## Effect of precipitation evolution at sub-grain boundary on properties of 7050 Al alloy during aging

GU Wei, LI Jing-yuan, WANG Yi-de

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** The effects of precipitation evolution at sub-grain boundaries on electrical conductivity and impact toughness of 7050 aluminum alloy during aging were investigated by optical microscopy, electron back scatter diffraction and transmission electron microscopy. The results show that the electrical conductivity increases and the impact energy drops due to the transformation and growth of precipitation.  $\eta'$  phase prefers to precipitate at sub-grain boundaries as the misorientation increases. At the heating stage between two-step aging, the electrical conductivity rises by 13.04% and impact toughness decreases by 53.91% as transformation from  $\eta'$  to  $\eta$ . The microstructure evolutions including  $\eta$  phase precipitating at sub-grain boundaries, precipitate spacing increasing and precipitation-free-zone widening improve the electrical conductivity but deteriorate the impact toughness. The length of grain boundaries etched by Graff solution and viewed in the optical microscopy was counted to ensure the transformation and growth of  $\eta$  phase completed at (121 °C, 360 min)+(177 °C, 60 min).

**Key words:** 7050 Al alloy; sub-grain boundary precipitation; aging; electrical conductivity; impact toughness

7050 高强度铝合金由于比强度高, 常用于飞机的结构材料<sup>[1-2]</sup>。该合金经时效处理后因弥散析出使得强度大幅提高。但合金由于晶体内缺陷的析出, 自由能更低, 在时效过程中的析出相优先在晶界等缺陷处形核, 因而将降低基体内析出相的体积分数, 减弱强化效果, 并导致冲击韧性恶化<sup>[3]</sup>。不仅如此, 晶界和晶

界上的析出相还会影响 7050 铝合金的抗应力腐蚀和晶间腐蚀等性能<sup>[4-5]</sup>。因此, 研究晶界及晶界析出相对改善合金性能至关重要。

对晶界特征以及晶界上析出相的研究已经有大量报道。de HSS 等<sup>[6]</sup>发现在时效过程中特殊晶界以及取向差小于 3° 的亚晶界上不发生析出。CANTRELL

等<sup>[7]</sup>统计并建立晶界析出相密度、无析出自由区(Precipitate-free-zone, PFZ)宽度与时效时间和取向差的关系模型。PARDOEN 等<sup>[8]</sup>采用晶界附近的 PFZ 与基体双层模型研究晶间断裂和晶内断裂机理, 获得两区流变特征、PFZ 宽度、析出相间距和晶界析出相体积分数对断裂韧性的影响。LI 等<sup>[9]</sup>分析了不同的时效处理制度下晶界析出对合金性能的影响。

由于晶界析出相在纳米尺度, 且现有文献[6-12]中只能用透射电镜来进行观察和统计, 最终建立析出相尺寸及分布模型。但这种方法对晶界析出相形核、长大和粗化过程的研究不但费时费力, 研究区域狭窄, 而且统计结果不准确。本文作者在进一步分析之前研究中采用的 Graff 试剂侵蚀获得晶界分布的方法<sup>[13]</sup>的基础上, 通过透射电镜对比, 测试各阶段试样的冲击功和电导率, 最终验证金相中晶界演变与亚晶界上  $\eta$  相的转变和长大过程的关系, 并获得亚晶界上析出相演变完成的双级时效制度。

## 1 实验

实验采用 7050 铝合金挤压型材, 其化学成分如表 1 所示。在型材横截面最厚处的中心位置截取试样。经 477 °C 保温 60 min 的固溶处理后水淬, 淬火转移时间小于 5 s。然后在 121 °C 保温 360 min 作为一级时效处理, 再经 30 min 升温至 177 °C, 最后在 177 °C 分别保温 0、5、30、60 和 180 min 作二级时效处理。实验工艺如图 1 所示。试样编号分别为 121-360、177-0、177-5、177-30、177-60 和 177-180(编号中前者表示时效温度, 后者表示时效温度下的保温时间)。

表 1 实验用 7050 铝合金型材的化学成分

Table 1 Chemical composition of investigated 7050 Al alloy profiles(mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Zr	Fe	Si	Ti	Al
5.84	2.32	2.04	0.11	0.039	0.041	0.012	Bal.

各时效阶段试样按照《GB/T 12966—2008 铝合金电导率涡流测试方法》切取检测块并在 WD-Z 涡流电导仪上测量电导率; 参照《GB/T 2975—1998 钢及钢产品力学性能试验取样位置及试样制备》制备 V 型切口冲击试样, 根据《GB/T 229—2007 金属夏比缺口冲击试验》方法在 SANS 2302-B 型金属摆锤冲击试验机上进行常温冲击试验。

所有试样经粗磨、抛光后采用 Graff 试剂(3 g  $\text{CrO}_3$ +1 mL  $\text{HF}$ +16 mL  $\text{HNO}_3$ +83 mL  $\text{H}_2\text{O}$ )侵蚀, 侵蚀时间为 40 s, 待侵蚀面颜色变灰后先用清水冲洗, 再用酒精清洗, 最后风干。然后在 Leica DM2500M 光学显微镜(OM)下观察晶界演变。根据金相照片中基体与晶界之间的灰度差异采用 Image Pro Plus 软件进行识别并统计所有晶界线的长度。采用装载 EBSP 组件的 LEO-1450 型扫描电镜采集晶粒微观取向, 并分析晶粒内小角度晶界分布状态。对制备好的  $d$  3 mm 圆片试样用 30%(体积分数)配比的硝酸甲醇溶液在 MTP-1A 双喷电解抛光仪上进行双喷, 通过 JEDL JEM-2010 高分辨透射电镜(TEM)观察亚晶界及其上的析出相。

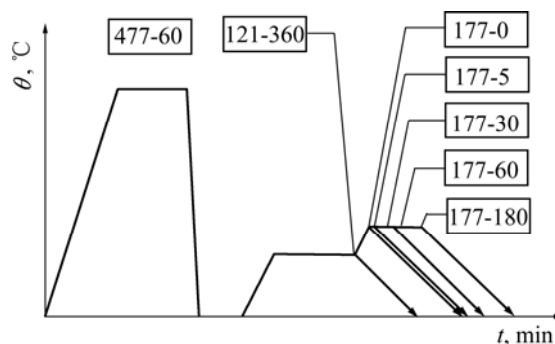


图 1 人工时效 7070 铝合金的热处理方案

Fig. 1 Schematic diagram of artificial aging to 7050 aluminum alloy

## 2 结果与分析

### 2.1 电导率与冲击韧性

各时效试样的电导率和冲击功的实验结果如图 2 所示。从图 2 可以看出, 从升温阶段开始, 随时效过程的发展, 试样电导率不断升高, 冲击功持续降低。值得注意的是, 在图 2 的升温过程中, 电导率仅由 17.0 MS/m 升高至 17.3 MS/m, 占全过程升高总量的 13.04%; 然而, 冲击功则由 18.4 J 迅速降低至 15.6 J, 占全过程降低总量的 53.91%。在二级时效保温阶段, 随时间延长电导率快速上升, 保温 60 min 电导率可升至 19.3 MS/m; 冲击功缓慢降低, 最终降至 13.2 J。

### 2.2 金相组织

在时效过程中, 不仅宏观性能发生变化, 微观上也出现晶界生成和第二相析出等变化, 如图 3 所示。在 121 °C 保温 360 min 后, 一级时效完成, 由图 3(a) 可见, 其晶粒形貌尺寸均与固溶态相同<sup>[13]</sup>, 仍为粗大

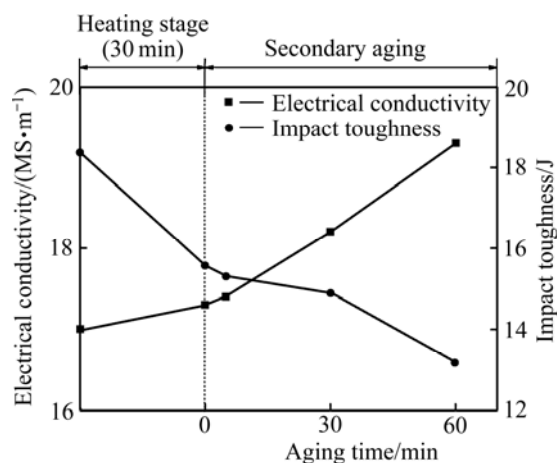


图2 合金电导率和冲击功随时效时间的变化(以一级时效结束时间为起始点)

Fig. 2 Variations of electrical conductivity and impact toughness of alloy with aging time (considering completion of first aging as starting point)

椭圆形, 长轴约为  $200\ \mu\text{m}$ 、短轴约为  $80\ \mu\text{m}$ 。但晶粒内部出现少量未与其他晶界连接的晶界(图3中红色箭头所示, 称为未闭合晶界), 这种未闭合晶界从原始粗大晶粒的晶界附近生成, 向晶粒内部延伸后停止于晶粒内部。升温至二级时效, 未闭合晶界的数量明显增加(见图3(b))。当在  $177\ ^\circ\text{C}$  保温  $5\ \text{min}$  后, 这种未闭合晶界逐步与其他晶界连接并闭合(图3中蓝色箭头所示), 从而使原始粗大晶粒被分割成小晶粒。这些小晶粒主要存在于三叉晶界处, 直径约为  $10\ \mu\text{m}$ (见图3(c))。随着二级时效时间延长至  $30\ \text{min}$ , 这种粒径为  $10\ \mu\text{m}$  的小晶粒数量迅速增加, 部分粗大晶粒已经被细小晶粒完全分割(见图3(d))。至保温  $60\ \text{min}$  时, 粗大晶粒内已经被分割成平均粒径约为  $20\ \mu\text{m}$  的小晶粒(见图3(e))。保温时间延长至  $180\ \text{min}$  时, 晶界形貌和晶粒尺寸基本不再发生变化(见图3(f))。

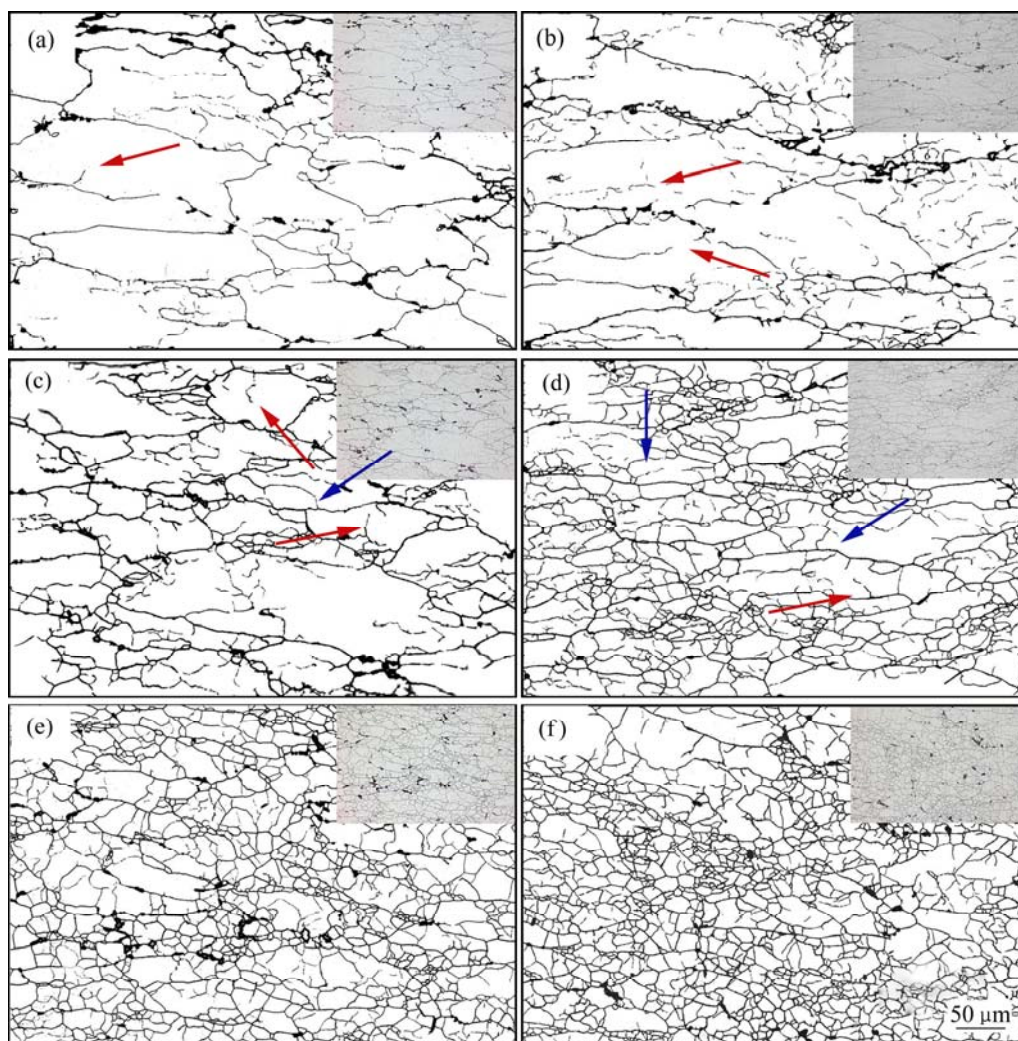


图3 时效各阶段金相组织及对应阶段的晶界分布状态

Fig. 3 OM images of samples at various aging stages and distributions of grain boundaries (closed boundaries marked by blue arrows and un-closed boundaries marked by red ones): (a) 121-360; (b) 177-0; (c) 177-5; (d) 177-30; (e) 177-60; (f) 177-180

### 2.3 晶界及晶界取向差

研究人员对 7050 铝合金时效过程的析出机制进行大量研究<sup>[14-17]</sup>, 但是对于时效过程中晶粒内生成新晶界, 并被分割细化的文献报道非常少<sup>[13]</sup>。为了进一步明确此新生晶界的性质, 通过 EBSD 分析了试样内部晶界取向差分布, 其结果如图 4 所示。从图 4 中可以看出, 一级时效结束时(图 4(a)所示的 121-360 试样), 试样内部有大量  $2^{\circ}\sim 5^{\circ}$  的小角度晶界。二级时效保温至 5 min, 此取向差范围的小角度晶界比例减少, 同时, 大于  $5^{\circ}$  取向差的晶界增加(见图 4(b))。保温至 60 min 后, 晶界取向差进一步增加(见图 4(c))。这种小角度晶界的生成是由于淬火产生的点阵弯曲, 在时效过程中推动了散乱位错有序排列形成位错墙, 位错墙通过继续吸收散乱位错或者不同位错墙合并进而形成的<sup>[13]</sup>。同时, 随着时效温度升高和时间延长, 小角度晶界取向差由初期  $2^{\circ}\sim 3^{\circ}$  不断增大至  $5^{\circ}\sim 10^{\circ}$ , 且随着时效的进行合金内晶界取向差呈增加趋势(见图 4(d))。

### 2.4 时效过程的析出相

通过透射电镜能更清晰地观察不同时效状态下的亚晶界以及析出物, 包括晶内析出相和晶界析出相, 如图 5 所示。图 5(a)所示为一级时效 121-360 试样中一条典型晶界。通过在此晶界的衍射斑分析发现, 晶界两侧的铝基体衍射斑约  $5^{\circ}$  的小角度旋转, 说明此晶界为取向差为  $5^{\circ}$  的亚晶界。由图 5(a)所示亚晶界高倍照片可见, 晶界析出相与基体成半共格关系, 进一步傅里叶变换表明此析出相为约 2 nm 的  $\eta'$  相。且由图 5(a)可见, 晶界析出相的间距较小, 无析出自由区(PFZ)。采用同样的晶界衍射分析方法找出 177-5 和 177-60 两试样中的亚晶界, 如图 5(b)和(c)所示。在图 5(b)所示二级时效 177-5 试样中的三叉晶界上, 析出相是由 PFZ 包围的尺寸约 5 nm 的  $\eta$  相。对比图 5(a)和(b)可以看出, 在由一级时效升温至二级时效并保温过程中, 晶界上的析出相由  $\eta'$  相转变为  $\eta$  相。由于  $\eta$  相的电位较低, 在 Graff 侵蚀过程中,  $\eta$  相作为阳极优先溶

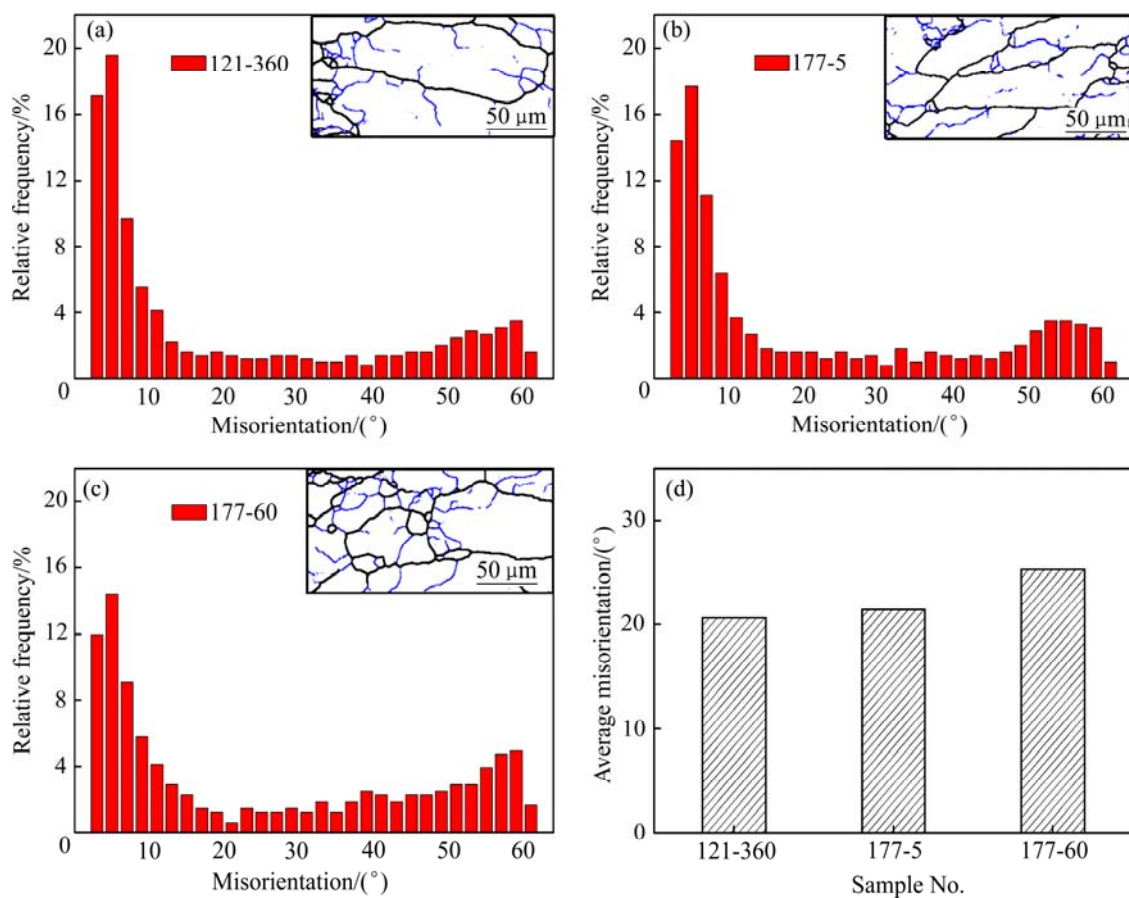


图 4 典型时效阶段下晶界取向差分布以及晶界取向差期望值

**Fig. 4** Histogram of distribution and expected value of grain boundaries misorientation ( $3^{\circ}\sim 10^{\circ}$  low angle grain boundary presented by blue lines, while more than  $10^{\circ}$  high grain boundaries presented by black lines): (a) 121-360; (b) 177-5; (c) 177-60; (d) Expectation of misorientation

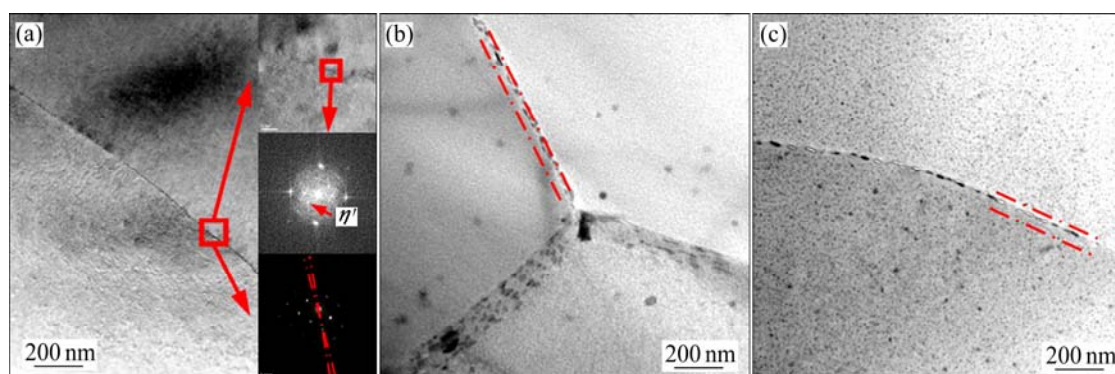


图5 晶界及晶界上的析出物的透射(TEM)及傅里叶变换(FFT)像

**Fig. 5** TEM and FFT images of precipitation at sub-grain boundaries of samples: (a) 121-360 ( $\eta'$  is confirmed and misorientation is less than  $5^\circ$ ); (b) 177-5 (PFZs around  $\eta$  are observed); (c) 177-60 (precipitate spacing increases)

解<sup>[4]</sup>,因而金相中的晶界开始出现(见图3(c))。图5(b)中两条宽度约200 nm的晶界为由位错墙合并形成的小角度晶界,这些晶界上也存在析出相,但PFZ不明显。由透射衬度可知,红线标识晶界的取向差大于另两条晶界的,且PFZ更宽,约为50 nm,析出相也更大。图5(c)中试样177-60的亚晶界上析出相的间距更大,且PFZ宽度达100 nm。因此,晶界取向差越大,晶界中固溶原子扩散越快,析出物长大更快,PFZ区也更明显。结合图3(a)和(c)可知,由于PFZ的生成使晶界析出相与PFZ之间电势差进一步变大<sup>[4]</sup>,因而,更易被Graff试剂侵蚀。此外,由图5可见,随着时效的发展,晶内析出相也明显长大。

### 3 讨论

从实验结果可以看出,时效处理强烈影响铝合金的电导率。这是由于铝合金在时效过程中第二相析出降低基体晶格畸变,造成固溶原子对自由电子的散射作用减弱<sup>[3,5,18]</sup>。图2中7050铝合金由121℃升温至177℃过程中电导率增幅较小,说明此阶段析出较少。此升温过程经过了30 min,采用文献[19]中的计算方法可等效为121℃时效时间( $t_{eq}$ ),具体公式如式(1)所示:

$$t_{eq} = 0.786 \frac{\theta_f}{\beta} \left( \frac{R\theta_f}{E} \right)^{0.95} \exp \left[ \frac{E}{R} \left( \frac{1}{\theta_{iso}} - \frac{1}{\theta_f} \right) \right] \quad (1)$$

式中: $\theta_f$ 为升温后的温度, $\theta_f=177^\circ\text{C}$ ;  $\theta_{iso}$ 为等效时效温度, $\theta_{iso}=121^\circ\text{C}$ ;  $\beta$ 为升温速率,30 min升温阶

段的升温速率 $\beta=1.87^\circ\text{C}/\text{min}$ ;  $E$ 为该过程的反应激活能, $E=75\text{ kJ}/\text{mol}$ <sup>[17]</sup>;  $R$ 为气体摩尔常数, $R=8.314\text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$ 。最终计算所得等效时间( $t_{eq}$ )为189.6 min,即177-0试样的时效工艺可以看作在121℃保温549.6 min(即121℃保温360 min+等效时间189.6 min)。由于在121℃下时效主要发生GP区析出和部分GP区转化为 $\eta'$ 相,其析出和转化过程非常缓慢<sup>[14-15]</sup>,因而,电导率增幅较小。由图5(a)可见,121-360试样中亚晶界析出相为 $\eta'$ 相;但图5(b)所示的177-5试样亚晶界析出相为 $\eta$ 相。因此,在一级时效到二级时效的升温阶段,亚晶界上 $\eta'$ 相转变为 $\eta$ 相,但是基体中GP区和 $\eta'$ 相却并未转变<sup>[14]</sup>。由于 $\eta$ 相造成的晶格畸变程度小于半共格 $\eta'$ 相的,因此,传导电子散射程度减小,合金电导率略微升高。由图2和5可知,随二级时效的发展,基体内固溶原子大量析出,电导率快速升高。

但7050铝合金在时效过程中的冲击功的变化趋势与电导率相反,升温阶段冲击功的降幅远大于电导率增幅(见图2)。由图5可知,升温阶段亚晶界上 $\eta'$ 相转变为 $\eta$ 相是造成合金冲击韧性降低的主要原因。同时, $\eta$ 相周围易产生PFZ,如图5(b)所示,这些PFZ的产生和宽度增加也是造成合金冲击韧性降低的另一重要原因<sup>[8,20]</sup>。另外,在二级时效保温时,晶界取向差由 $2^\circ\sim3^\circ$ 向 $5^\circ\sim10^\circ$ 转变,且合金基体内亚晶界长度增加,如图4所示,说明合金内一些由位错列合并形成的小于 $2^\circ$ 的小角度晶界转变为取向差在 $2^\circ\sim3^\circ$ 的小角度晶界<sup>[14]</sup>,从而产生新的晶界析出相的形核点。新生 $\eta'$ 相在新形成的 $2^\circ\sim3^\circ$ 的小角度晶界上形核析出,并在二级时效温度下迅速转变为 $\eta$ 相,这也是冲击韧

性降持续低的原因。

由于晶界析出相的转变是冲击韧性降低的重要原因。在双级时效的升温阶段,晶界析出相由  $\eta'$  相转变为  $\eta$  相,且二级时效还将产生新的晶界形核点。因此,分析  $\eta'$  相形核过程也就非常重要。 $\eta'$  相在晶界的形核时间  $\tau$  可用式(2)计算<sup>[21]</sup>:

$$\tau = \frac{32k\theta_{\text{nuc}}a^4\sigma_{\alpha\theta}^2N_A^2}{D_{\text{bnuc}}d_0x_bV_\theta^2\Delta G_v^3\sin\psi} \quad (2)$$

式中:  $k$  为玻尔兹曼常数;  $a$  为基体相的点阵常数;  $\sigma_{\alpha\theta}$  为基体与析出相的界面能;  $N_A$  为阿伏伽德罗常数;  $D_{\text{bnuc}}$  为形核温度  $\theta_{\text{nuc}}$  下固溶原子在晶界的扩散系数;  $d_0$  为界面快速扩散层宽度(即晶界宽度);  $x_b$  为晶界上固溶浓度;  $V_\theta$  为析出物的摩尔体积;  $\psi$  为由析出物形状决定的角度;  $\Delta G_v$  为形成  $\eta'$  的驱动力,且  $\Delta G_v = (R\theta_{\text{nuc}}/2V_\theta) \cdot \ln(x_b/x_{\alpha\theta_{\text{nuc}}}^{\alpha\theta})$ , 其中  $x_{\alpha\theta_{\text{nuc}}}^{\alpha\theta}$  为温度  $\theta_{\text{nuc}}$  时与析出相形核点和基体平衡的速率控制元素 Mg 的浓度。

由式(2)可得,晶界溶质原子扩散系数  $D_{\text{bnuc}}$  与晶界取向差成正比,但与形核核心形成时间成反比。另外,图 4 中晶界平均取向差随时效时间的延长而增大,其晶界溶质原子扩散系数也增大,因而形核时间缩短。参照文献[21–23]中的数据计算 7050 铝合金晶界析出相  $\eta'$  析出形核完成时间约为 35 min。

根据 RUSSELL<sup>[24]</sup>的晶界析出模型,单位晶界面积上的形核数量  $N_0$  与单位晶界面积原子总数  $N$ 、形核相中固溶摩尔分数  $x_\theta$ 、晶界析出物形核 Gibbs 自由能  $\Delta G^*$  以及形核温度  $\theta_{\text{nuc}}$  有关,其具体公式如式(3)所示:

$$N_0 = \frac{N}{x_\theta} \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{k\theta_{\text{nuc}}}\right) \quad (3)$$

式中:  $k$  为玻尔兹曼常数。

对于本研究所用 7050 铝合金,晶界析出相为  $\eta'$ 。根据式(3)可知,温度升高时单位面积形核点增加,使得二级时效形核点比一级时效的多。同时,一级时效时散乱位错受淬火残余应力推动,聚集合并形成新的小角度晶界<sup>[13]</sup>,那么二级时效过程中,晶界析出相的形核点增多, $\eta'$  相在晶界上的析出更分散使得晶界析出相间距增大, $\eta'$  相在晶界上的析出体积分数也更大。另外  $\eta'$  相在晶界的析出、转变和粗化需要吸收更多固溶原子,因此,晶界析出物尺寸和体积分数增大将伴随 PFZ 宽度增大。裂纹总在析出相周围的微孔形核,7050 铝合金因晶界析出物尺寸和体积分数增加以及

PFZ 宽化使得裂纹有更多形核核心,最终导致冲击韧性降低<sup>[25]</sup>。

$\eta'$  相优先在取向差大于  $2^\circ$  的亚晶界上析出<sup>[15]</sup>,如图 5(a)所示。升温阶段晶界上析出的  $\eta'$  相开始转化为  $\eta$  相,对应图 3 中的晶界含量开始增加。随着二级时效的进行,7050 铝合金中固溶于晶粒内的合金元素被析出相吸收,且动态晶界更易产生晶界析出物<sup>[26]</sup>,因此, $\eta'$  相在新生小角度晶界上形核并迅速转变为  $\eta$  相,同时,在二级时效温度下,原亚晶界上的析出物发生 Ostwald 熟化<sup>[21]</sup>,使得其尺寸增大,对应的图 3 中亚晶界显现更多。统计图 2 中各时效阶段试样金相照片上相同面积内的晶界线长度(见图 6)可知,晶界总长度增加约 1.5 倍。图 3 与 5 相应阶段的分析说明,Griff 试剂是通过侵蚀晶界上已形成 PFZ 的  $\eta$  相来显现亚晶界。由图 6 可见,二级时效 60 min 与二级时效 180 min 晶界长度基本相同,此统计曲线与文献[6]中大量统计 TEM 晶界析出相与时效时间关系曲线以及模型计算曲线趋势相同。但晶界演变稳定时间略大于  $\eta'$  相在晶界的形核时间的计算值,这是由于亚晶界  $\eta'$  相转变为  $\eta$  相也需一定保温时间,因此,由金相观察的上述现象说明二级时效保温 60 min 亚晶界析出物  $\eta'$  形核迅速转变为  $\eta$  相并长大。

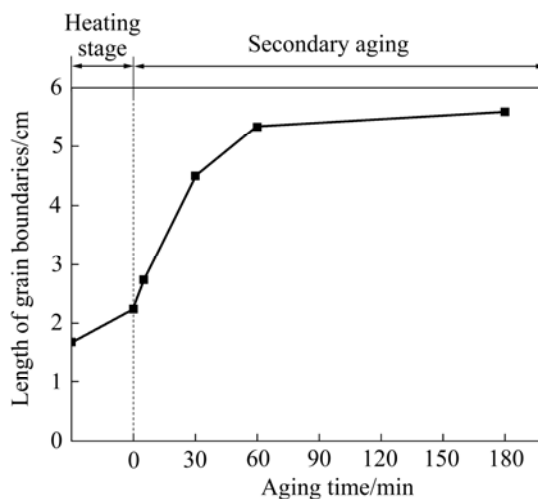


图 6 时效过程中晶界总长度统计

Fig. 6 Statistical length of all grain boundaries during aging process

## 4 结论

1) 7050 铝合金双级时效的升温阶段,亚晶界上半共格  $\eta'$  相转化为非共格  $\eta$  相,使合金的电导率小幅升

高13.04%,但同时造成冲击韧性迅速降低53.91%。

2) 二级时效阶段,晶内大量析出使电导率迅速升高至19.3 MS/m,但亚晶界的取向差增大有利于 $\eta'$ 相形核析出,转变为 $\eta$ 相且持续长大,造成PFZ变宽,使得冲击功持续降低至13.2J。

3) 采用Graff试剂侵蚀金相的亚晶界长度统计可确定,7050铝合金固溶淬火后经(121 °C, 360 min)+(177 °C, 60 min)的双级时效,亚晶界 $\eta'$ 相转变为 $\eta$ 相且长大。

## REFERENCES

- [1] 刘胜胆,李承波,李璐璐,邓运来,张新明. 7055 铝合金厚板的淬透性[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(6): 1564–1569.  
LIU Sheng-dan, LI Cheng-bo, LI Lu-lu, DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Hardenability of 7055 aluminum alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(6): 1564–1569.
- [2] 刘兵,彭超群,王日初,王小峰,李婷婷. 大飞机用铝合金的研究现状及展望[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(9): 1705–1715.  
LIU Bing, PENG Chao-qun, WANG Ri-chu, WANG Xiao-feng, LI Ting-ting. Recent development and prospects for giant plane aluminum alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(9): 1705–1715.
- [3] 李慧中,梁霄鹏,郭菲菲,李洲,焦岩,张新明. 预时效温度对2519铝合金力学性能和电导率的影响[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(1): 21–25.  
LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, GUO Fei-fei, LI Zhou, JIAO Yan, ZHANG Xin-ming. Effect of pre-aging temperature on mechanical properties and electrical conductivity of 2519 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(1): 21–25.
- [4] 何振波,闫焱,钟申,郑子樵. 时效制度对7A55合金微观组织与腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(12): 2291–2297.  
HE Zhen-bo, YAN Yan, ZHONG Shen, ZHENG Zi-qiao. Effect of aging treatments on microstructure and corrosion behavior of 7A55 alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(12): 2291–2297.
- [5] 张新明,李鹏辉,刘胜胆,李国峰,朱航飞,周新伟. 回归时间对7050铝合金晶间腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(10): 1795–1801.  
ZHANG Xin-ming, LI Peng-hui, LIU Sheng-dan, LI Guo-feng, ZHU Hang-feng, ZHOU Xin-wei. Effect of retrogression time on intergranular corrosion of 7050 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(10): 1795–1801.
- [6] de HASS M, de HOSSON J T M. Grain boundary segregation and precipitation in aluminium alloys[J]. Scripta Materialia, 2001, 44(2): 281–286.
- [7] CANTRELL M A, SHIFLET G J. Grain boundary precipitate density as a function of time and misorientation in an Al-5wt% Cu alloy[C]// MRS Online Proceedings Library. Cambridge: Cambridge University Press, 1993: 357–362.
- [8] PARDOEN T, DUMONT D, DESCHAMPS A, BRECHET Y. Grain boundary versus transgranular ductile failure[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2003, 51(4): 637–665.
- [9] LI Jing-feng, PENG Zhuo-wei, LI Chao-xing, JIA Zhi-qiang, CHEN Wen-jing, ZHENG Zi-qiao. Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18(4): 755–762.
- [10] ZHANG Xin-ming, LIU Wen-hui, TANG Jian-guo, LIU Sheng-dan. Micromechanical model for competition between intergranular and intragranular fracture in 7××× aluminum alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(S3): 1219–1223.
- [11] HAN N M, ZHANG X M, LIU S D, HE D G, ZHANG R. Effect of solution treatment on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(10): 4138–4145.
- [12] HAN N, ZHANG X, LIU S, 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.
- [13] 顾伟,李静媛,王一德,卢继延,周玉焕. 淬火弹性应变能对7050铝合金时效亚晶界演变的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(9): 2257–2263.  
GU Wei, LI Jing-yuan, WANG Yi-de, LU Ji-yan, ZHOU Yu-huan. Effect of quenching elastic strain energy on evolution of sub-grain boundaries in 7050 Al alloy during aging[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(9): 2257–2263.
- [14] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 492: 1–10.
- [15] ZANG Jin-xin, ZHANG Kun, DAI Sheng-long. Precipitation behavior and properties of a new high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(11): 2638–2644.
- [16] LI Guo-feng, ZHANG Xin-ming, LI Peng-hui, YOU Jiang-hai. Effects of retrogression heating rate on microstructures and mechanical properties of aluminum alloy 7050[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(6): 935–941.
- [17] FENG Di, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, WU Ze-zheng, WANG Ting. Non-isothermal retrogression kinetics for grain boundary precipitate of 7A55 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2122–2129.

- [18] 宋丰轩, 张新明, 刘胜胆, 韩念梅, 花 隆. 预拉伸对 7050 铝合金腐蚀性能的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2013, 44(5): 1791–1797.
- SONG Feng-xuan, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, HAN Nian-mei, HUA Long. Effects of pre-stretching on corrosion resistance of 7050 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2013, 44(5): 1791–1797.
- [19] STARINK M J, LI X M. A model for the electrical conductivity of peak-aged and overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(4): 899–911.
- [20] DUMONT D, DESCHAMPS A, BRECHET Y. A model for predicting fracture mode and toughness in 7000 series aluminium alloys[J]. Acta Materialia, 2004, 52(9): 2529–2540.
- [21] JIANG H, FAULKNER R G. Modelling of grain boundary segregation, precipitation and precipitate-free zones of high strength aluminium alloys—I. The model[J]. Acta Materialia, 1996, 44(5): 1857–1864.
- [22] NIE Xiao-wu, ZHANG Li-jun, DU Yong. Experiments and modeling of double-peak precipitation hardening and strengthening mechanisms in Al-Zn-Mg alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2138–2144.
- [23] JIANG H, FAULKNER R G. Modelling of grain boundary segregation, precipitation and precipitate-free zones of high strength aluminium alloys—II. Application of the models[J]. Acta Materialia, 1996, 44(5): 1865–1871.
- [24] RUSSELL K C. Grain boundary nucleation kinetics[J]. Acta Metallurgica, 1969, 17(8): 1123–1131.
- [25] CVIJOVIĆ Z, RAKIN M, VRATNICA M, CVIJOVIĆ I. Microstructural dependence of fracture toughness in high-strength 7000 forging alloys[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75(8): 2115–2129.
- [26] HUMPHREY F J, HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena[M]. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2004: 169–213.

(编辑 李艳红)