

## 1973 高强高韧铝合金的时效析出及硬化行为

王正安<sup>1,2</sup>, 汪明朴<sup>1</sup>, 杨文超<sup>1</sup>, 张茜<sup>1</sup>, 盛晓菲<sup>1</sup>, 李周<sup>1</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院 长沙 410083;

2. 中南大学 教育部有色金属材料科学与工程实验室, 长沙 410083)

**摘 要:** 采用透射电子显微镜(TEM)、选区电子衍射(SADP)和硬度测试等手段研究 1973 高强高韧铝合金在不同温度下的单级时效析出及硬化行为。结果表明: 1973 铝合金在 120 和 140 °C 有很强的抗过时效能力, 峰时效过后, 硬度在长时间内基本保持在 195 HV 附近。1973 铝合金的析出序列为:  $\alpha$  过饱和固溶体(SSS)→GP I 区/GP II 区→ $\eta'$  亚稳相→ $\eta$  平衡相→ $T$  相。在 140 °C 单级时效过程中, GP II 区和  $\eta'$  相一直都存在于时效合金中, 对合金起着最大的强化作用。

**关键词:** 1973 合金; 时效硬化; 析出相; 析出序列

中图分类号: TG 146.21

文献标志码: A

## Ageing precipitation and hardening behavior of 1973 high strength and high toughness aluminum alloy

WANG Zheng-an<sup>1,2</sup>, WANG Ming-pu<sup>1</sup>, YANG Wen-chao<sup>1</sup>, ZHANG Qian<sup>1</sup>, SHENG Xiao-fei<sup>1</sup>, LI Zhou<sup>1</sup>

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

2. Key laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Changsha 410083,)

**Abstract:** The ageing precipitation and hardening behavior of 1973 high strength and high toughness aluminum alloy were studied by means of transmission electron microscopy (TEM), select area electron diffraction (SAED) and hardness measurements at different ageing temperatures. The results show that this alloy has obvious anti-over-aging capability at 120 and 140 °C. And this alloy can keep the hardness of 195 HV in a long time after peak-ageing. Furthermore, the precipitation sequence of 1973 aluminum alloy can be described as follows: supersaturated solid solution( $\alpha$ )→GP I /GP II zone→metastable  $\eta'$ →stable  $\eta$ → $T$  phase. There are GP II zone and  $\eta'$  phase with the greatest strengthening effect on the 1973 aluminum alloy during the whole ageing process at 140 °C.

**Key words:** 1973 aluminum alloy; ageing hardening; precipitation; precipitation sequence

Al-Zn-Mg-Cu 系合金是高强铝合金, 它具有高的比强度和硬度、耐用且经济、易于加工、较强的耐腐蚀性和较高的韧性等优点, 因而被广泛应用于航空工业领域<sup>[1-4]</sup>。而 1973 高纯铝合金, 作为航空用关键承力结构材料, 与国产高强高纯 7000 系铝合金(如 7A09 等)相比, 其断裂韧性高 10%~15%、裂纹试样冲击功高 0.5~1 倍、剩余强度高 25%~30%、抗疲劳裂纹扩展

约低 20%~40%, 且具有较高的强度。目前, 国内外对该系合金的研究主要集中在时效组织与性能之间的关系方面, 而合理的热处理制度是 Al-Zn-Mg-Cu 系合金能够获得优异综合性能的关键因素之一<sup>[5-7]</sup>, 但相对而言, 对于 1973 高纯铝合金在时效过程中析出相的演变过程和显微组织的变化的研究尚不够深入。为此, 本文作者研究 1973 高纯铝合金在时效过程中力学性能

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2006AA03Z517); 中南大学优秀博士学位论文扶植基金资助项目(2010ybfz024)

收稿日期: 2010-03-05; 修订日期: 2010-05-04

通信作者: 汪明朴, 教授, 博士; 电话: 0731-88830264; E-mail: wangmp@mail.csu.edu.cn

和显微组织的变化规律,并从微观角度分析该合金析出相的沉淀析出过程及其强化机制,以便为实际生产工艺的制定提供理论依据。

## 1 实验

实验材料采用半连续铸造工艺制备的直径为 600 mm 的 1973 铝合金锭坯,随后在线挤压成厚板。取样位置为沿板材厚度方向 1/4 处,在 465 °C 固溶处理 1 h 并水淬,然后在 120、140 和 160 °C 单级时效,时效实验在干燥箱中进行。硬度测试使用 HV-5 型小负荷维氏硬度计,载荷为 19.6 N,加载时间为 15 s,所记录的硬度数据都是经 5 次测量后的平均值。透射电镜试样在双喷电解减薄仪上双喷减薄、穿孔。电解液为  $V(\text{硝酸}):V(\text{甲醇})=3:7$  的溶液,温度为  $-20\sim-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,电压为 12~15 V,电流为 80~100 mA。在 Jeol-2100 型透射电子显微镜上观察试样的显微组织,加速电压为 200 kV。5 mm 厚的 DSC 试样经固溶处理后水淬,然后立即在 STA 449C 同步热分析仪上进行 DSC 分析,实验在氩气保护下进行,从 40 °C 加热至 450 °C,加热速率为 10 °C/min。

## 2 结果与分析

### 2.1 合金的单级时效硬化特性

图 1 所示为 1973 铝合金在不同温度下的单级时效曲线。从图 1 中可以看出,1973 铝合金具有明显的时效硬化现象,在 84 h 内时效,均出现了时效峰值,并且经历了欠时效、峰时效和过时效 3 个阶段。在 120 °C

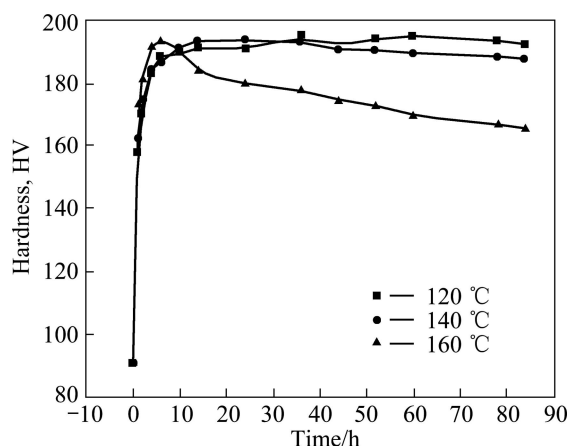


图 1 1973 铝合金在不同温度下的单级时效曲线

Fig.1 Single-step ageing curves of 1973 aluminum alloy at different temperatures

时效时,随着时效时间的延长,合金的硬度逐渐上升,在 36 h 时达到峰值,硬度为 195.1 HV,而在 140 °C 时效时,合金在 24 h 即达到峰值,硬度为 193 HV。随后,继续延长时效时间,在 120 和 140 °C 时效温度下,合金的硬度均变化不大;时效 84 h 时,合金的硬度分别为 192.5 和 187.9 HV。这说明在 120 和 140 °C 时效时,合金具有很强的抗过时效性能。但在 160 °C 时效时,合金时效 6 h 就能达到峰值,此时硬度为 193 HV;随后合金的硬度下降很快,时效 84 h 时,合金的硬度仅为 165.3 HV。同时,随着合金时效温度的提高,合金到达硬度峰值的时间缩短,合金的硬化速度加快,但在 3 种时效温度下,峰值硬度的变化并不明显。

### 2.2 合金的透射电镜分析

#### 2.2.1 晶内析出相的透射电镜分析

图 2 所示为 1973 铝合金在不同温度时效的晶内析出相的 TEM 像。由图 2 可见,沉淀析出相在基体内分布均匀。合金在 140 °C 时效 3 h 时,沉淀析出相尺寸很小,约 2~4 nm,同时在晶内能看到球形的  $\text{Al}_3\text{Zr}$  弥散相,其尺寸在 20 nm 左右(见图 2(a));在 140 °C 时效时,沉淀相的长大速度较慢,时效 24 h 时,沉淀相的尺寸为 5~8 nm(见图 2(b));时效 78 h 时,沉淀相的尺寸也只有 10~12 nm(见图 2(c));随着时效温度的升高,沉淀相的生长速度增大,在 160 °C 时效 3 h 时,沉淀相的尺寸为 8~10 nm,同时在晶内也能看到尺寸约 20 nm 的  $\text{Al}_3\text{Zr}$  相弥散分布(见图 2(d));在 160 °C 时效 24 h 时,沉淀相已经长大到 15~20 nm(见图 2(e));时效 78 h 时,大沉淀相的尺寸为 30~50 nm,在大尺寸的沉淀相中间也分布着一些小尺寸的沉淀相(10~15 nm),沉淀相发生了粗化,沉淀相之间的尺寸差别增大,沉淀相的密度明显降低,大尺寸的沉淀相为拉长的杆状,而小尺寸的沉淀相仍旧为球形(见图 2(f))。

通过分析晶内沉淀相的 TEM 像可知,1973 铝合金的沉淀析出相在时效初期就达到很高的密度,在 140 °C 时效时,沉淀相的生长速度很慢,沉淀相的密度基本没有变化。而在 160 °C 时效时,沉淀相的生长速度明显加快。随时效时间的延长,沉淀相的密度也明显降低。当沉淀相的密度降低时,一些尺寸较大的沉淀相的形状也发生了改变,由开始的球形逐渐转变为杆状。

以上实验结果表明,时效温度和时间都对合金的沉淀析出过程有着重要的影响,而时效温度的影响效果更明显。在相对较低的温度下(140 °C),时效时间对沉淀相的长大和粗化的影响效果较小,随着温度的升高,沉淀析出相随时间的演化速率加快。当合金的沉

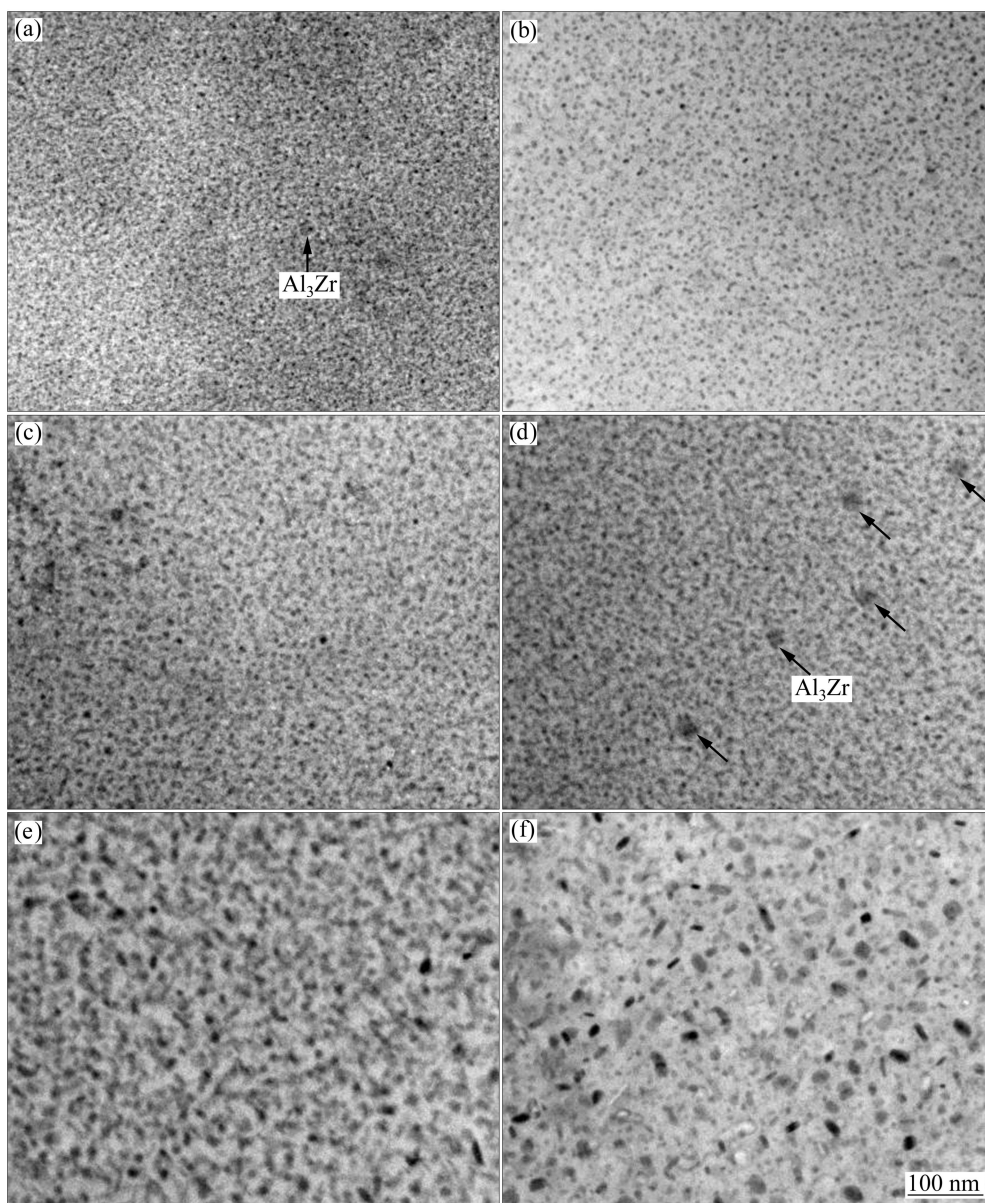


图 2 773 铝合金在不同温度时效的晶内析出相的 TEM 像

**Fig.2** TEM images of intragranular precipitations of 773 aluminum alloy aged at different temperatures: (a) 140 °C, 3 h; (b) 140 °C, 24 h; (c) 140 °C, 78 h; (d) 160 °C, 3 h; (e) 160 °C, 24 h; (f) 160 °C, 78 h

淀相逐渐长大, 在大尺寸的沉淀相之间仍然存在一些小尺寸的沉淀相。 $\text{Al}_3\text{Zr}$  弥散相的尺寸很小, 约 20~40 nm, 在  $\text{Al}_3\text{Zr}$  弥散相及周围区域没有不均匀析出。

### 2.2.2 晶界析出相的透射电镜分析

图 3 所示为不同时效温度下的晶界沉淀相的 TEM 像。由图 3 可以看出, 在 140 °C 时效 3 h, 晶界沉淀相呈连续分布, 尺寸较小, 沉淀相密度较高, 在晶界沉淀相的周围存在明显的无沉淀析出区(PFZ), 大约 20 nm 宽。随时效时间的延长, 晶界沉淀相逐渐长大, 密度降低, 并且呈不连续分布, 无沉淀析出区明显加宽, 宽度约 50 nm。从图 3(a)~(c)可以看到, 在 140 °C 时

效时, 晶界沉淀相的尺寸从时效 3 h 时的 10 nm 增大到时效 78 h 时的 30 nm, 沉淀相的数量变少, 相互之间的距离略有增加。在 160 °C 时效时, 晶界沉淀相的尺寸从时效 3 h 时的 25 nm 增大到时效 78 h 时的 50 nm; 在时效 78 h 时, 沉淀相之间的距离为 10~40 nm。

随着时效时间的延长和温度的升高, 晶界沉淀相逐渐长大, 密度逐渐降低。当时效温度升高时, 沉淀析出相之间的距离随着时间的延长而逐渐减小; 而沉淀相的尺寸随着时效时间的延长而逐渐增大。PFZ 的变化受时效温度的影响较大, 随着时效温度的升高而变宽。在同一时效温度下, 随着时效时间的延长, PFZ

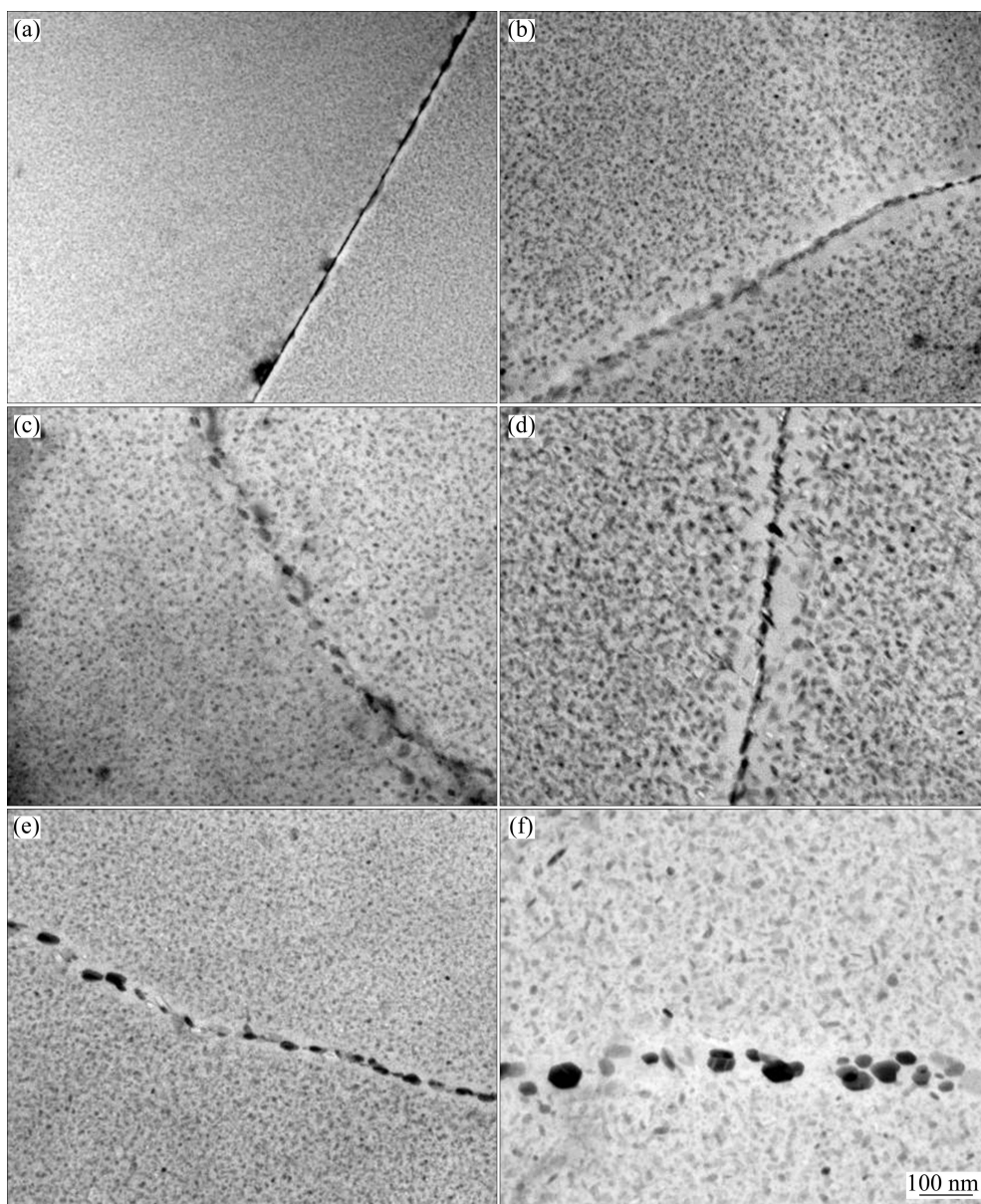


图 3 1973 铝合金在不同温度下时效的晶界 TEM 像

**Fig.3** Grain boundary TEM images of 1973 aluminum alloy aged at different temperatures: (a) 140 °C, 3 h; (b) 140 °C, 24 h; (c) 140 °C, 78 h; (d) 160 °C, 3 h; (e) 160 °C, 24 h; (f) 160 °C, 78 h

的宽度变化不大。

### 2.2.3 沉淀析出相的选区电子衍射(SADP)分析

图 4 所示为 1973 铝合金在 140 °C 时效后不同带轴的选区电子衍射花样。由图 4(a) 可以看出, 当 1973 铝合金在 140 °C 时效 3 h 时, 在  $[001]_{Al}$  带轴的衍射花样中, 可以明显看到  $\{1, (2n+1)/4, 0\}$  的位置有来自 GP I 区所产生的衍射斑点, 说明 GP I 区已经形成; 在  $\{220\}/3$  和  $\{220\}/3$  的位置还可以看到  $\eta'$  相所产生的衍射斑点, 说明此时  $\eta'$  相也已经存在于合金当中; 同时, 在  $\{220\}/2$  和  $\{200\}/2$  处, 还可以看到  $Al_3Zr$  粒子所产生的明显的衍射斑点。当 1973 铝合金在 140 °C 时效 24 h

时, 在  $[111]_{Al}$  带轴的衍射花样中, 除了能看到明显的  $\eta'$  相和  $Al_3Zr$  粒子的衍射斑点外, 还能看到来自  $\eta$  相的斑点, 如图 4(b) 中箭头所示; 在  $[111]_{Al}$  带轴下, GP 区并不产生明显的衍射斑点。而当 1973 铝合金在 140 °C 时效 78 h 时, 在  $[112]_{Al}$  带轴的衍射花样中, 可以看到明显的来自 GP II 区、 $\eta'$  相和  $\eta$  相所产生的衍射斑点, 如图 4(c) 中箭头所示。这说明此时 GP I 区可能已经完全转变成 GP II 区或者是  $\eta'$  相。1973 铝合金在 140 °C 时效 78 h 时的强化主要来自于 GP II 区、 $\eta'$  相和  $\eta$  相。在图 4(c) 所示的衍射花样中没有观察到  $Al_3Zr$  粒子的衍射斑点, 这可能是因为  $Al_3Zr$  弥散相的分布不均匀,

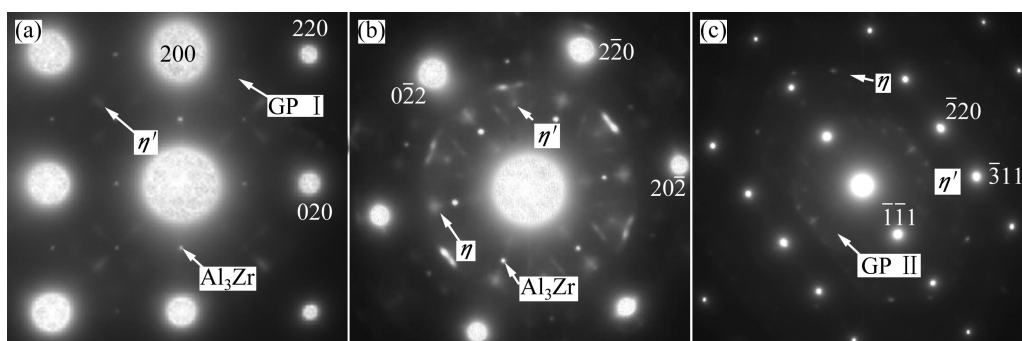


图 4 7R3 铝合金在 140 °C 时效后的选区电子衍射分析

Fig.4 SAED patterns of 7R3 aluminum alloy aged at 140 °C: (a) [001], 140 °C, 3 h; (b) [111], 140 °C, 24 h; (c) [112], 140 °C, 78 h

$\text{Al}_3\text{Zr}$  弥散相在某些区域的含量很少, 引起的衍射很弱, 所以没能观测到。

#### 2.2.4 7R3 铝合金的时效序列分析

对于 Al-Zn-Mg-Cu 系合金, DSC 是最常用的一种分析固态相变的试验手段。图 5 所示为 7R3 铝合金直接固溶淬火后的 DSC 分析结果。由图 5 可以看出, 在 40~400 °C 之间存在 4 个较为明显的放热峰: 峰 A (~88.2 °C), 峰 B (~229.4 °C), 峰 C (~246.0 °C), 峰 D (~270.6 °C)。其中放热峰 A 对应于 GP 区的析出, 放热峰 B 对应于  $\eta'$  相的析出; 放热峰 C 对应于  $\eta$  相的析出; 而放热峰 D 有可能对应于 T 相的形成<sup>[8]</sup>。

JIANG 等<sup>[9]</sup>在对 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行 DSC 热分析时发现, 在 150 °C 以下有两个放热峰存在, 分别为 GP I 和 GP II 所产生的放热峰, 而在本研究的 DSC 热分析结果中, 低于 150 °C 时只发现一个放热峰存在, 这与文献[10~11]的结果相近。由于 GP I 区和 GP II 区的激活能相近, 因此, 峰 A 可能是由 GP I 区和 GP II 区所产生的放热峰相互叠加而成。

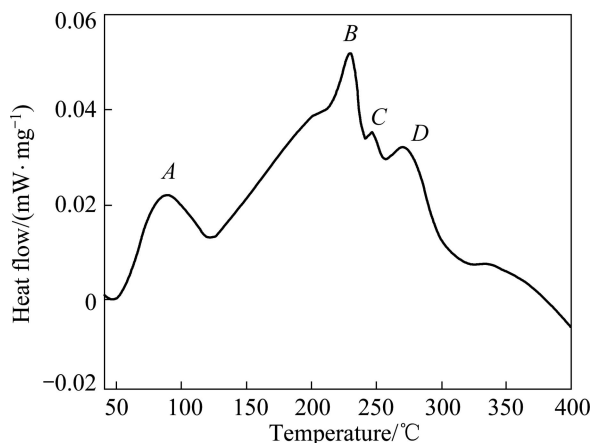


图 5 7R3 铝合金淬火态的 DSC 曲线

Fig.5 DSC thermogram of 7R3 aluminum alloy in as-quenched condition

综上所述, 7R3 铝合金的析出序列可以表示如下:  $\alpha$  过饱和固溶体(SSS)→GP I 区/GP II 区→ $\eta'$ 亚稳相→ $\eta$  平衡相→T 相。

### 3 分析与讨论

时效是过饱和固溶体分解和强化相沉淀析出的过程。第二相的粒度、与基体的界面关系以及晶界特性决定合金的最终力学性能。沉淀相析出是一个比较复杂的过程, 不同的合金和热处理工艺都会使沉淀相析出产生很大的差别; 硬度和电导率等性能的连续变化可反映沉淀相的尺寸、内有序和成分的连续变化过程。在进行沉淀相析出行为的研究中, 必须考虑到工艺参数, 如时效温度、时效时间和预处理以及合金成分等因素的影响。各种沉淀相的析出过程并不是相互独立的, 各种沉淀相的析出和长大是相互影响的。亚稳相的形成对稳定相的形核有较大的影响, 这被广泛应用于多级时效, 以便获得较好的时效效果。

Al-Zn-Mg-Cu 合金的沉淀析出相主要为 GP I、 $\eta'$  相和  $\eta$  相。在过饱和固溶体开始脱溶时, Zn、Mg 溶质源自聚集形成富集区, 称之为 GP 区。GP 区一般是均匀形核, 对合金产生强化作用<sup>[12~14]</sup>。而 GP 区通常认为存在两种结构<sup>[15]</sup>: GP I 和 GP II。一般认为 GP I 区为在 Al 基体上呈有序排列的 Zn、Mg 原子偏聚区, GP II 区为在  $\{111\}_{\text{Al}}$  形成的富 Zn 层。许多数据表明, GP I 区在很宽的温度范围(从室温到 150 °C)内都可形成, 而且不受淬火温度影响, 而 GP II 区则只能在时效温度大于 70 °C、淬火温度大于 450 °C 时才能形成。GP I 区衍射斑点一般出现在 $[001]_{\text{Al}}$  带轴的  $\{1, (2n+1)/4, 0\}$  位置,  $\eta'$  相的衍射斑点一般出现在 $[001]_{\text{Al}}$  带轴的  $(220)/3$  和  $(2\bar{2}0)/3$  位置<sup>[16]</sup>, 如图 4(a)所示。GP 区是 Mg、Zn 原子在 Al 基体某一晶面上偏聚而形成的球状

溶质原子偏聚区,与基体保持完全共格,形状为球形,其强度较低,容易被位错切割; $\eta'$ 相为  $\text{MgZn}_2$  的过渡相,呈针状,具有六方结构,晶格常数  $a=0.5078\text{ nm}$ ,  $c=1.395\text{ nm}$ ,与基体保持半共格关系,其强度较高,不容易被位错剪切; $\eta$ 相为平衡相,与基体非共格,六方结构,呈片状或块状。在上述3种相中,GP区和 $\eta'$ 过渡相在合金中起主要的强化作用, $\eta$ 相的强化作用较小。

随着时效时间的延长,GP区发生转变,出现极为细小的半共格 $\eta'$ 相。 $\eta'$ 相与GP区共同作用,使合金得到进一步强化,在随后的数小时内, $\eta'$ 相缓慢长大,同时开始析出平衡相 $\text{MgZn}_2$ ,随着时效时间的进一步延长, $\eta'$ 相最终完全转变成成为平衡相 $\text{MgZn}_2$ 。

根据阿累尼乌斯公式:  $D=D_0\exp(-Q/(RT))$ 。时效温度 $T$ 越高,溶质原子的扩散系数越大,过饱和固溶体的分解速度越快,则达到时效峰值的时间越短,进入过时效的速度越快。过饱和固溶体的分解过程强烈地依赖于时效温度、时间以及过剩空位浓度。本实验中,在时效的开始阶段析出相(GP区)与基体共格,尺寸很小,因而位错可以切过析出相。继续时效时,析出相体积分数( $\varphi$ )及尺寸( $r$ )均增加,切割它们所需的应力增大,从而强度增加。随着时效时间的进一步增加,GP区转化为 $\eta'$ 相,当 $\eta'$ 相粗化到位错线能够绕过时,随着颗粒尺寸和颗粒间距的增大,硬度开始下降。当出现平衡相 $\eta$ 相时,由于它与基体非共格,硬度明显下降,出现过时效现象。而FILOMENA等<sup>[17]</sup>在对7075铝合金的研究中发现,时效温度小于 $130\text{ }^\circ\text{C}$ 时,合金中可以形成GP区和弥散分布的 $\eta'$ 相,达到最大硬化效果。在其峰时效状态T6( $120\text{ }^\circ\text{C}$ , 24 h)的典型微观组织为弥散分布的半共格 $\eta'$ 相、与基体共格的GP区以及少量非共格 $\eta$ 相;随着时效温度的升高,半共格 $\eta'$ 相转变成非共格 $\eta$ 相,同时GP区产生溶解现象。

1973铝合金在 $120\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,随着时效时间的延长,合金的硬度逐渐上升,在36 h达到峰值;逐渐升高时效温度,在 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,合金在24 h时即达到峰值;而在 $160\text{ }^\circ\text{C}$ 时效,合金在6 h时就能达到峰值,随后合金硬度迅速下降。同时,合金在120和 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 时效84 h时,合金过时效后,硬度下降不大。在 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,开始阶段形成大量细小的GP I区,随着时效时间的延长,GP I区消失或转变,形成GP II区或半共格的 $\eta'$ 相。在 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 时效3 h时,合金中已经出现 $\eta'$ 相;时效到24 h时,合金中仍旧存在 $\eta'$ 相,但图4(b)中有微弱的 $\eta$ 相的衍射斑点,表明已经有少量的 $\eta$ 相产生。在 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 时效到78 h时,合金中仍旧存在GP II区和 $\eta'$ 相,表明在 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,GP II区和 $\eta'$ 相相对

稳定,使合金保持在一个较高的硬度平台,对合金的强化起主要作用。时效温度较高时,如在 $160\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,合金的硬化速度最快。这是因为时效温度越高,原子及空位的扩散速度就越快,强化相的析出速度也越快,GP区越易长大,合金的硬度增加就更迅速。但在 $160\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,所形成的GP区的尺寸相对较大而密度较低(见图2(c)),从而使析出的强化相 $\eta'$ 相的密度也相对较低,所以峰值以后硬度迅速降低。在 $120\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,由于时效温度比较低,强化相的析出速度很慢,合金硬度值上升缓慢得多,但由于GP区的密度较高、尺寸较小且分布均匀,由此转化而成的 $\eta'$ 相的密度也比较高,因此,合金在 $120\text{ }^\circ\text{C}$ 时效后期的硬度值比在140和 $160\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时的高一些。

此外,DSC试验结果表明,1973铝合金的析出序列可以表述为: $\alpha$ 过饱和固溶体(SSS) $\rightarrow$ GP I区/GP II区 $\rightarrow\eta'$ 亚稳相 $\rightarrow\eta$ 平衡相 $\rightarrow T$ 相。但在透射电镜观察中(见图2和3)并没有发现明显的 $T$ 相形成,这可能是由于 $T$ 相一般在过时效条件下产生,而在本研究中,合金并没有经过很长时间的时效,因此 $T$ 相还没有产生。

## 4 结论

1) 1973铝合金在120和 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 人工时效时,具有很强的抗时效能力。合金在 $120\text{ }^\circ\text{C}$ 时效36 h时和在 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 时效24 h时分别达到硬度峰值点,此后在时效84 h时内硬度变化不大。但合金在 $160\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,只需时效6 h,硬度即可达到峰值,随着时效时间的延长,合金具有明显的过时效现象。

2) 1973铝合金在 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,晶内析出相的粗化速度缓慢,而在 $160\text{ }^\circ\text{C}$ 时效时,晶内析出相的长大速度明显加快。晶界沉淀相随时效时间的延长和温度的升高而增大,密度则逐渐降低。

3) 1973铝合金在 $140\text{ }^\circ\text{C}$ 时效过程中,对合金起主要强化作用的是GP II区和 $\eta'$ 相。 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 相在时效时一直存在于合金中。

4) 1973铝合金的析出序列可以表述为: $\alpha$ 过饱和固溶体(SSS) $\rightarrow$ GP I区/GP II区 $\rightarrow\eta'$ 亚稳相 $\rightarrow\eta$ 平衡相 $\rightarrow T$ 相。在120、140和 $160\text{ }^\circ\text{C}$ 时效84 h内,1973铝合金中均没有发现 $T$ 相的存在。

## REFERENCES

- [1] 李志辉,熊柏青,张永安,朱宝宏. 7B04 铝合金的时效沉淀析出及强化行为[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(2): 277-288.

- LI Zhi-hui, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, ZHU Bao-hong. Ageing precipitation and strengthening behavior of 7B04 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(2): 277–288.
- [2] 王 锋, 熊柏青, 张永安, 朱宝宏, 刘红伟, 何小青. 双级时效处理对喷射沉积 Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(7): 1058–1062.
- WANG Feng, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, ZHU Bao-hong, LIU Hong-wei, HE Xiao-qing. Effect of two-step ageing treatment on microstructure and mechanical properties of spray-deposited Al-10.8Zn-2.8Mg-1.9Cu alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(7): 1058–1062.
- [3] 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: 102–107.
- [4] 李 海, 王芝秀, 郑子樵. 时效状态对 7000 系超高强铝合金微观组织和慢应变速率拉伸性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(9): 1634–1638.
- LI Hai, WANG Zhi-xiu, ZHENG Zi-qiao. Effects of aging treatment on the microstructures and slow Strain tensile properties of 7000 series ultra-high strength aluminum alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(9): 1634–1638.
- [5] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 492: 1–10.
- [6] LI Zhi-hui, XIONG Bai-qing, ZHANG Yon-gan. Investigation of microstructural evolution and mechanical properties during two-step ageing treatment at 115 and 160 °C in an Al-Zn-Mg-Cu alloy pre-stretched thick plate[J]. Materials Characterization, 2008, 59: 278–282.
- [7] BOBBY M, RAJA K V S. Role of coarse intermetallic particles on the environmentally assisted cracking behavior of peak aged and over aged Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy during slow strain rate testing[J]. J Mater Sci, 2007, 42: 5458–5464.
- [8] LOFFLER H, KOVACS I, LENDVAI J. Review decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys[J]. Journal of Materilas Science, 1983, 18: 2215–2240.
- [9] JIANG X J, NOBLE B, HOLME B, WATERLOO G, TAFTO J. Differential scanning calorimetry and electron diffraction investigation on low-temperature aging in Al-Zn-Mg alloys[J]. Metall MaterTrans A, 2000, 31: 339–348.
- [10] GARCIA-CORDOVILLA C, LOUIS E A. Differential scanning calorimetry investigation of the effects of zinc and copper on solid state reactions in Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1991, 132: 135–141.
- [11] DESCHAMPS A, LIVET F, BRECHET Y. Influence of predeformation and ageing in an Al-Zn-Mg alloy—I Microstructure evolution and mechanical properties[J]. Acta Materialia, 1999, 47(1): 281–292.
- [12] CHEN Jun-zhou, ZHEN Liang, YANG Shou-jie, SHAO Wen-zhu, DAI Sheng-long. Investigation of precipitation behavior and related hardening in AA 7055 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 500: 34–42.
- [13] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in an aluminum alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 492: 1–10.
- [14] LI Zhi-hui, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an. 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.
- [15] BERG L K, GJØNNES J, HANSEN V, LI X Z, KNUTSON-WEDEL M, WATERLOO G, SCHRYVERS D, WALLEMBERG L R. GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging[J]. Acta Materialia, 2001, 49: 3443–3451.
- [16] GARCIA-CORDOVILLA C, LOUIS E A. Differential scanning calorimetry investigation of the effects of zinc and copper on solid state reactions in Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1991, 132: 135–141.
- [17] FILOMENA V, PINTO A M P, HENRIQUE S, LOPES A B. Retrogression and re-ageing of 7075 aluminium alloy: Microstructural characterization[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1999, 92–93: 54–59.

(编辑 何学锋)