

# Al-Er-Zr 合金的时效析出过程

李 燕, 文胜平, 高坤元, 黄 晖, 聂祚仁

(北京工业大学 材料科学与工程学院, 北京 100124)

**摘要:** 利用显微硬度、TEM、HREM 等测试方法对 Al-Er-Zr 合金的时效析出过程及析出相  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  的粗化行为进行研究。结果表明: 二元合金 Al-0.04Er 在 375 °C 时效 5 min 后出现硬度峰(约为 40.3HV), 随后迅速下降出现过时效; 添加 Zr 能够显著提高其热稳定性, 三元 Al-Er-Zr 合金中过时效现象显著滞后于 Al-Er 二元合金。在三元合金 Al-Er-Zr 中, 随着 Zr 含量的增加, 合金在长时间时效后, 由于 Er、Zr 的协同析出而出现第二个更高的时效峰值, 约为 53.5HV, 明显高于 Al-Er 二元合金的硬度。 $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  粒子在高温粗化过程中逐渐长大, 其平均直径  $d$  与退火时间  $t$  的关系符合 LSW 理论中的关系式。

**关键词:** Al-Er-Zr 合金; 时效; 析出强化; 粗化

中图分类号: TG113.12

文献标志码: A

## Aging and precipitation evolution of Al-Er-Zr alloys

LI Yan, WEN Sheng-ping, GAO Kun-yuan, HUANG Hui, NIE Zuo-ren

(School of Material Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

**Abstract:** The aging behavior of dilute Al-Er-Zr alloy and the coarsening behavior of  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  precipitate were investigated by micro-hardness measurements, transmission electron microscopy and high resolution electron microscopy. The results show that the maximum hardness of Al-0.04Er is 40.3HV, which is obtained after aging at 375 °C for 5 min, and the hardness decreases quickly with overaging. Overaging is delayed in Al-Er-Zr compared with the Zr-free alloy, which indicates that the addition of Zr improves the thermal stability of Al-Er alloy. In ternary alloy Al-Er-Zr, the hardness has a second peak as synergetic precipitation of Er and Zr; the second is 53.5HV, which is significantly higher than the peak hardness of Al-Er binary alloy. The  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  precipitate coarsens gradually at higher temperature. The average precipitation diameter ( $d$ ) increases with aging time  $t$  as a function shown in LSW theory.

**Key words:** Al-Er-Zr alloys; aging; precipitation hardening; coarsening

大量的研究表明, 少量甚至痕量某些元素的存在会显著影响铝合金的微观组织和综合性能, 因此微合金化是挖掘合金潜力、改善合金性能并进一步开发新型铝合金的重要途径。微合金化元素种类繁多, 其作用机理和所能起到的作用也不尽相同, 控制微量元素的种类和数量, 充分发挥微量元素的作用是材料工作者不懈努力的目标, 也是当前铝合金研究的主要方向

之一。微合金化主要从两个方面提高合金的性能, 一类微合金化元素, 如 Ag、Ge、Sn 和 In 等, 通过改变主合金元素形成的析出相的析出过程、结构、分布、形貌等来改善合金性能, 例如微量 Ag 加入高 Cu/Mg 比的 Al-Cu-Mg 合金中能促进片状  $\mathcal{Q}$  相的形成<sup>[1-3]</sup>; 另一类微合金化元素则主要是通过自身形成析出相来产生晶粒细化和强化等作用, 如 Sc 微合金化作用的关

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619503); 国家自然科学基金资助项目(51101001, 51201003)

收稿日期: 2012-04-25; 修订日期: 2012-10-25

通信作者: 聂祚仁, 教授, 博士; 电话: 010-67391536; E-mail: zrmie@bjut.edu.cn

键是其自身形成的稳定  $L1_2$  结构  $Al_3Sc$  相, 该相在凝固时析出成为非均质晶核, 细化铸态合金的晶粒; 热处理过程中析出弥散共格的  $Al_3Sc$  相钉扎位错和亚晶界, 有效地阻碍位错移动, 提高合金强度; 阻止亚晶界迁移和合并, 抑制再结晶晶粒的形核与长大, 从而提高合金的再结晶温度等<sup>[4-5]</sup>。

稀土元素 Er 在铝合金中具有与 Sc 类似的作用, 如细化晶粒、防止铸态组织偏析, 抑制再结晶, 提高合金强度等<sup>[6-7]</sup>。而且本文作者之前的研究表明, 相同摩尔比的 Al-Er 合金比 Al-Sc 合金具有更加显著的时效强化效果, 达到时效峰值的时间更短, 但同时也更容易过时效而失去其强化作用<sup>[8]</sup>, 因此添加能够提高其稳定性的微合金化元素尤为重要。而且稀土元素可以与另一些合金元素, 尤其是具有相同析出相结构的元素相互作用, 提高合金元素在 Al 中的固溶度, 更好地发挥微合金化作用。例如人们发现将 Sc、Zr 元素联合添加使用, 不仅能保持含 Sc 铝合金本身的有效性能, 同时合金的热稳定性也得到了进一步提高<sup>[9-11]</sup>。Al-Er 合金中所形成的化合物  $Al_3Er$  与 Al-Sc 合金中的  $Al_3Sc$  结构相似, 均为  $L1_2$  型结构。基于 Er、Sc 元素在 Al 中具有类似作用的考虑, 本文作者采用复合微合金化的方法, 在铝合金中同时添加 Er、Zr 元素, 以提高其热稳定性, 改善其微合金化作用。在此, 主要研究 Al-Er、Al-Zr 和 Al-Er-Zr 合金的时效析出过程及其析出相的粗化规律, 以期为 Er 微合金化铝合金的发展提供更好的参考。

## 1 实验

实验合金均采用 Al-6%Er、Al-4%Zr 中间合金及高纯 Al 熔铸而成, 铸锭经过 640 °C、20 h 固溶处理后, 水淬至室温, 然后分别于 375 °C、325 °C 进行等温时效。热处理采用温差为 ±1 °C 的 Nabertherm 空气循环加热炉。合金成分如表 1 所示。

表 1 实验合金的成分

Table 1 Compositions of experimental alloys (mole fraction)

Alloy	Nominal content/%		Real content/%	
	Er	Zr	Er	Zr
Al-0.04Er	0.04	—	0.051	—
Al-0.04Er-0.04Zr	0.04	0.04	0.045	0.046
Al-0.04Er-0.08Zr	0.04	0.08	0.035	0.081
Al-0.08Zr	—	0.08	—	0.085

显微硬度测试采用 HXD-1000 型显微硬度计, 载荷为 1.96 N, 加载时间为 10 s。透射电镜薄膜样品先机械减薄至 80~100 μm 后, 冲成直径为 3 mm 的圆片, 然后采用电解双喷减薄。双喷液为 25%HNO<sub>3</sub>+75%CH<sub>3</sub>OH(体积分数)混合溶液, 双喷电压为 20 V 左右, 电流为 80~100 mA, 温度控制在 -30 °C 左右。透射电镜观察在 JEOL 公司生产的 JEM2010 型透射电子显微镜上进行, 工作电压为 200 kV。

## 2 结果与讨论

图 1 所示为 4 种不同成分的实验合金分别在 375 和 325 °C 等温时效过程中的显微硬度—时间关系曲线。从图 1 可以看出, 375 °C 时效过程中, 二元合金 Al-0.04Er 在时效初期硬度值迅速上升, 5 min 即出现时效峰(峰值硬度约为 40.3 HV), 而后又迅速下降出现过时效。复合添加 Zr 之后, 两种三元合金在时效初

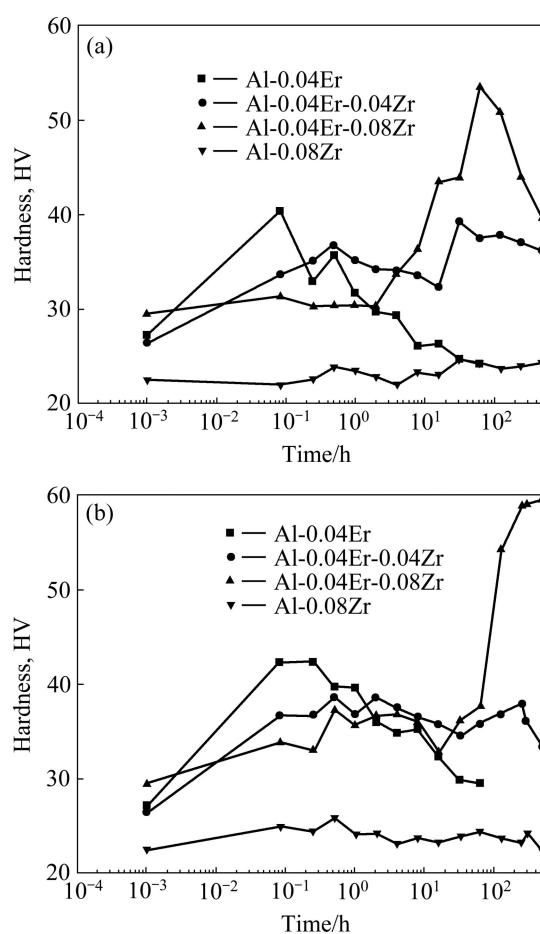


图 1 实验合金 375 和 325 °C 等温时效过程中的显微硬度—时间曲线

Fig. 1 Vickers microhardness—time curves of experimental alloys during isothermal aging at 375(a) and 325 °C(b)

期硬度值的上升相对缓慢, Al-0.04Er-0.04Zr 合金在时效 30 min 后显微硬度约为 36.7HV, 略低于 Al-0.04Er 二元合金的。但随着时效时间的延长, 约 64 h 后 2 种合金均出现第二个更高的时效峰值。所不同的是, Zr 的添加量越高, 首次时效峰值越低, 而第二个峰值处, Al-0.04Er-0.08Zr 三元合金的硬度值上升到 53.5HV 左右, 远远高于二元合金 Al-0.04Er 的。此外, Al-0.08Zr 合金在 375 °C 时效 500 h 的整个过程中均未出现明显的时效硬化现象。这说明 Zr 的加入在时效初期抑制了  $\text{Al}_3\text{Er}$  的析出, 而在时效后期由于 Er、Zr 元素的相互作用, 共同析出形成第二个时效峰, 相对于二元合金起到了更好的强化作用。

同样, 在 325 °C 等温时效过程中, 4 种合金的显微硬度—时间曲线与 375 °C 等温时效时具有类似的变化趋势。在 325 °C 较低温度时效, 脱溶的驱动力大, 形成的沉淀粒子相对更加细小弥散, 其硬度峰值较 375 °C 时效的更高。另外, 在较低温度下扩散速度较慢, 因而达到峰值所需的时间也相应较长。

图 2 所示为二元合金 Al-0.04Er 在 375 °C 分别时效 5 min 和 64 h 后的显微组织。从图 2 可以看出, 在时效初期约 5 min 即可观察到尺寸大约为 3 nm 的球形析出物, 均匀弥散地分布于整个铝基体中。

本课题组的

前期研究表明, 该粒子为过饱和固溶体中分解形成的  $\text{Al}_3\text{Er}$  相<sup>[12-14]</sup>。这些细小的  $\text{Al}_3\text{Er}$  粒子均匀弥散地分布于基体中, 对位错具有很好的钉扎作用。因此合金具有明显的时效强化效果。随着时效时间延长至 64 h, 沉淀粒子由 3 nm 长大至 18 nm 左右, 并且呈线状分布。这可能是因为位错等线缺陷处体系的自由能较高, 形成了原子扩散的快速通道, 因而随着时效时间的延长, 分布于位错等线缺陷处的  $\text{Al}_3\text{Er}$  粒子更容易长大粗化, 从而形成了透射电镜中所观察到的线型分布。结合图 1 的显微硬度—时间曲线可以看出, 这种状态下第二相的强化作用已经明显减弱。

复合添加 Zr 之后, 三元合金 Al-0.04Er-0.04Zr 同样在 375 °C 等温时效初期显微硬度开始增加, 只是较 Al-Er 二元合金时效峰相对滞后。当时效时间延长至 64 h 时, 在透射电镜中观察到有弥散分布的球状第二相(见图 3(a)), 析出相粒子的平均直径约为 5 nm, 与 Al-Er 二元合金相比, 析出相的密度显然有所增加。这是因为 Er 和 Zr 的复合添加提高了析出相的热稳定性, 析出相没有迅速粗化, 所以密度仍然较高。500 h 后析出相有所长大, 其粒子平均直径约为 10.5 nm(见图 3(b)), 但由于其密度仍然较高, 且均匀分布, 因此, 从显微硬度曲线上来看强化效果仍然得以保持。

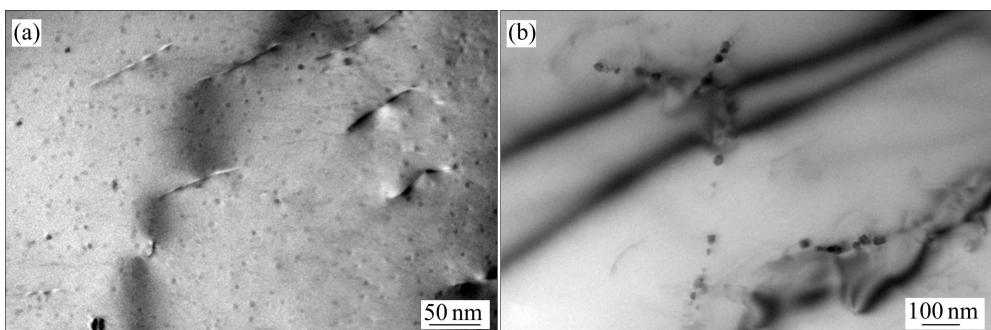


图 2 Al-0.04Er 合金在 375 °C 等温时效的 TEM 像

Fig. 2 TEM images of Al-0.04Er aged at 375 °C: (a) 5 min; (b) 64 h

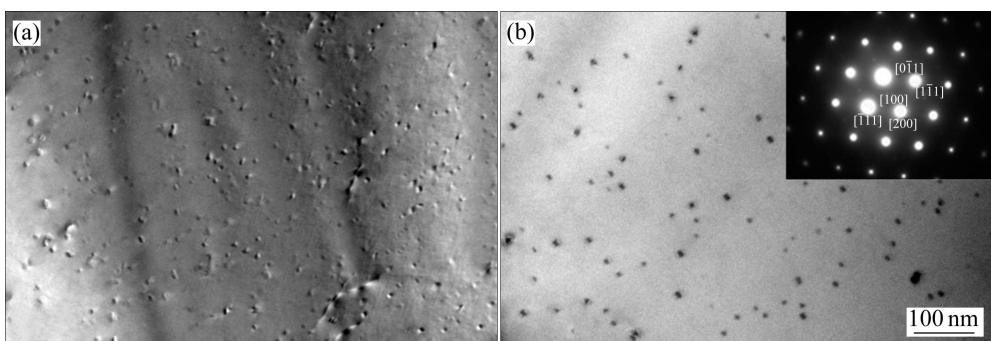


图 3 Al-0.04Er-0.04Zr 合金在 375 °C 等温时效的 TEM 像

Fig. 3 TEM images of Al-0.04Er-0.04Zr aged at 375 °C: (a) 64 h; (b) 500 h

随着 Al-0.04Er 合金中 Zr 含量的增加, 三元合金 Al-0.04Er-0.08Zr 在 375 °C 等温时效 64 h 后, 在透射电镜中观察到尺寸更加细小且弥散分布的析出相粒子(见图 4(a)), Zr 含量的增加提高了溶质原子在 Al 基体中的固溶度, 使其析出相密度较 Al-0.04Er-0.04Zr 合金进一步显著提高。而二元合金 Al-0.08Zr 在整个时效过程中并没有发现析出相的存在, 如图 4(b)所示, 这与显微硬度曲线测试结果相一致。显然, Al-0.04Er-0.08Zr 合金的第二个时效峰值不单是由 Zr 的析出导致的。在高分辨电镜下观察到 Al-0.04Er-0.08Zr 合金在 375 °C 等温时效 64 h 后第二相粒子的形貌(见图 5(a)), 其平均尺寸约为 2 nm, 并且与基体保持良好的共格关系。能谱分析(EDS)(见图 5(b))显示该粒子中含有 Al、Er 和 Zr 3 种元素, 结合第二相粒子的选区电子衍射图谱和文献报道<sup>[15]</sup>, 可以确定该粒子为  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  三元复合相, 具有  $\text{L}_1_2$  型结构, 能有效钉扎位错和亚晶界, 是铝合金中有效的强化相。

结合前文实验结果发现, Er、Zr 复合微合金化之后沉淀相的析出过程并不是单一元素作用的叠加。从

显微硬度曲线上来看, Al-0.04Er-0.08Zr 三元合金在 375 °C 等温时效约 2 h 后, 硬度由固溶态的 26.5HV 增加到 30.4HV, 只提高了 14.9% 左右, 而二元合金 Al-0.04Er 在 375 °C 等温时效 5 min 后, 显微硬度由 27.2HV 增加到 40.3HV, 即提高了约 48.2%。这说明 Zr 的添加首先抑制了 Er 的析出和长大, 但随着退火时间的延长, Er、Zr 元素在等温时效后期共同析出形成第二个时效峰, 尤其是 Al-0.04Er-0.08Zr 三元合金其第二个峰值硬度约为 53.5HV, 比固溶态提高了 96.7% 左右, 相对于二元合金能够起到更加显著的强化作用。

同样从实验合金显微硬度演化曲线中可以看出, 在 Al-Er 合金中添加微量的 Zr 元素之后, 能够使得时效强化保持更长时间。这说明 Zr 的加入在一定程度上提高了析出相的热稳定性, 也证实了本文作者通过加入 Zr 元素来提高 Al-Er 合金热稳定的设想。

综上所述, Er-Zr 复合微合金化后, Er 元素与 Zr 元素之间必然产生相互作用, 其结果使得 Al-Er-Zr 合金的热稳定性提高, 时效强化效果增强<sup>[16]</sup>。但是, Er-Zr 元素之间的相互作用规律与 Sc-Zr 元素之间的相互作

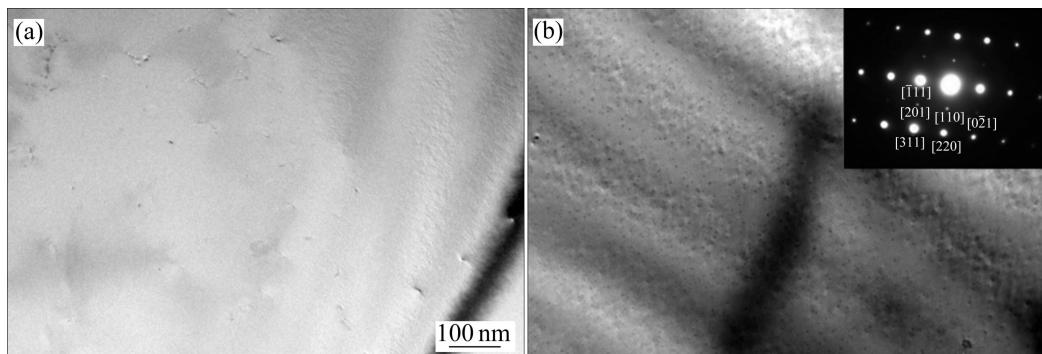


图 4 Al-0.04Er-0.08Zr 和 Al-0.08Zr 合金 375 °C 等温时效的 TEM 像

Fig. 4 TEM images of Al-0.04Er-0.08Zr and Al-0.08Zr aged at 375 °C: (a) Al-0.04Er-0.08Zr, 64 h; (b) Al-0.08Zr, 250 h

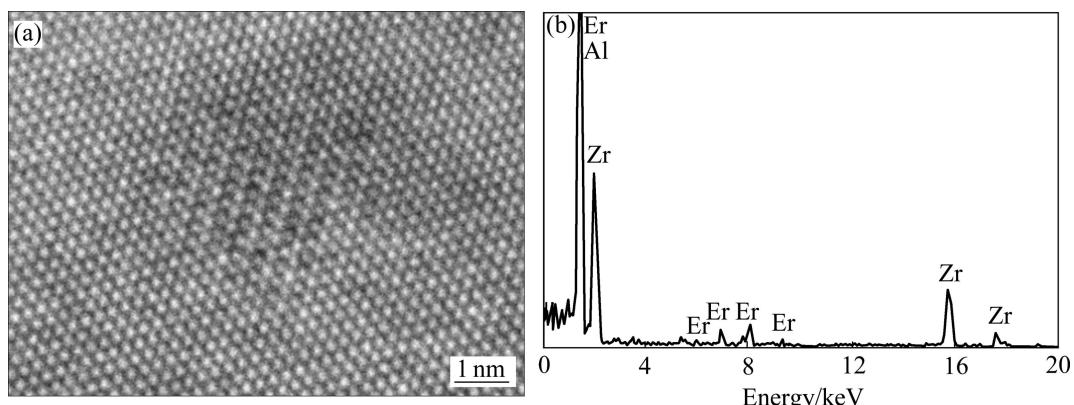


图 5  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  粒子的高分辨像及能谱分析结果

Fig. 5 HREM micrograph and EDS analysis of precipitate  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$ : (a) HREM image; (b) EDS pattern

用规律具有明显的不同之处，这一点可以从 Al-Er-Zr 合金与 Al-Sc-Zr 合金的等时效曲线中看出，如图 6 所示。Al-Sc-Zr 合金和 Al-Sc 合金在较低温度下，时效过程中的硬度变化基本一致，只是在较高温度下 Al-Sc-Zr 的硬度才高于 Al-Sc 合金的<sup>[17-18]</sup>。以往的研究表明，Zr 加入 Al-Sc 合金中主要偏聚在  $\text{Al}_3\text{Sc}$  析出相和基体的界面附近，且在同一温度下，Zr 在 Al 基体中的扩散速率小于 Sc 的，这就形成了  $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$  粒子所谓的核壳结构相，增加了析出相的热稳定性，同时对显微硬度的增加也有一定的贡献<sup>[5, 18-20]</sup>。而 Zr 加入 Al-Er 合金后在较低的时效温度下实际上抑制了 Er 的析出，这与图 1 中显微硬度曲线所反映的结果也是一致的，Zr 的添加在时效初期对 Er 的析出有抑制作用。在较高的时效温度下，受到抑制的 Er 和 Zr 之间显然协同析出，从而达到了远高于 Al-Er 二元合金

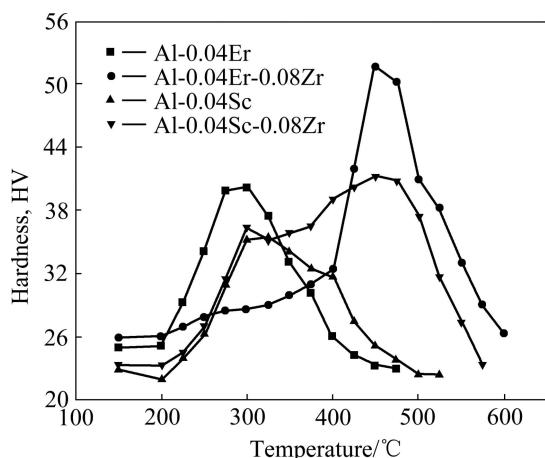


图 6 合金的等温时效(每个温度下保温 3 h)显微硬度变化曲线

Fig. 6 Vickers microhardness evolution during isochronal aging (3 h at each temperature) of alloys

所能达到的时效峰值。这说明 Er-Zr 之间的耦合作用要远强于 Sc-Zr 之间的相互作用。

为了进一步研究第二相粒子在高温下的粗化行为，将本实验中的两种三元合金在 375 °C 时效 64 h 第二相完全析出后，在 450 °C 保温 100 h，然后升温至 500 °C 保温 100 h，在不同的时间点取样分析以研究析出相的粗化过程。从图 7 中的显微硬度曲线来看，在 450 °C 保温 100 h 后合金相比于固溶态仍然具有明显的强化效果，而在 500 °C 下时效 100 h 后，两种三元合金中的第二相粒子的强化作用已经不明显了。其中 Al-0.04Er-0.04Zr 合金在 450 °C 时效 100 h 后， $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  粒子由最初的约 4.3 nm 长大至 12.2 nm 左右；继续在 500 °C 保温 100 h，合金中的沉淀粒子继续长大，由 12 nm 左右迅速长大到 40 nm 左右(见图 8(a)和(b))。Al-0.04Er-0.08Zr 合金在 450 °C 保温 100 h 后， $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  粒子由最初的约 2.1 nm 长大至 9.1 nm 左右；继续在 500 °C 保温 100 h，合金中的沉淀粒子继续长大，其尺寸约为 42 nm(见图 8(c)和(d))。显然，两种成分的 Al-Er-Zr 三元合金在同一温度下等温时效后，其析出相粒子的粗化速率相差不大。而温度相对较高时，由于溶质原子的扩散速率较快，因此在 500 °C 时效时合金中  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  粒子的粗化速率明显较 450 °C 时效时的更快。

图 9 所示为本实验条件下两种三元合金中  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  粒子的粗化过程。虽然 LSW 理论中的一些假设与本实验条件不符，比如 LSW 理论假设系统为二元系统，且溶质原子浓度接近零，而在本实验中，合金系统为 Al-Er-Zr 三元合金，且总溶质浓度为 0.12%，与 LSW 理论的假设完全吻合。但图 9 表明  $\text{Al}_3(\text{Zr}_x\text{Er}_{1-x})$  粒子的平均有效直径与退火时间的关系如下：

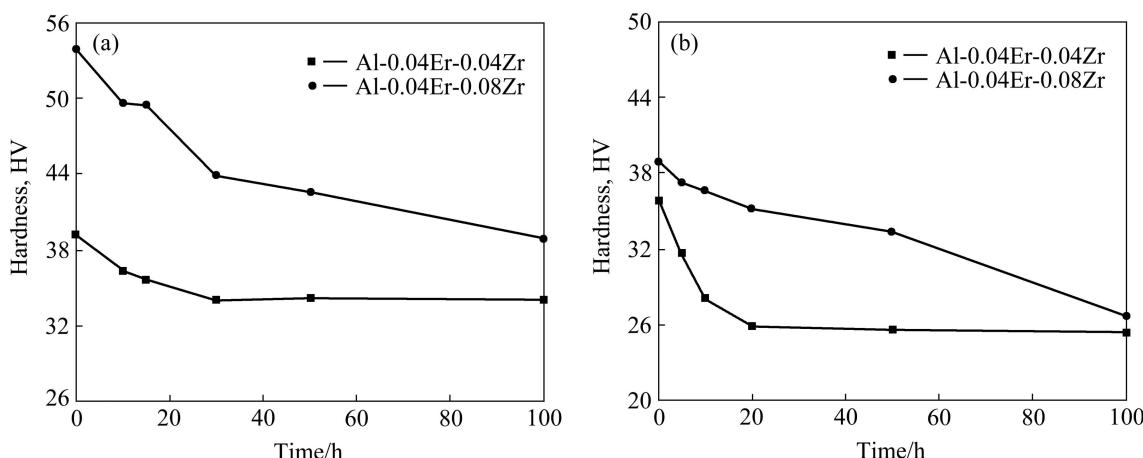


图 7 合金高温时效的显微硬度变化曲线

Fig. 7 Vickers microhardness evolution during isothermal aging of alloys at different temperatures: (a) 450 °C; (b) 500 °C

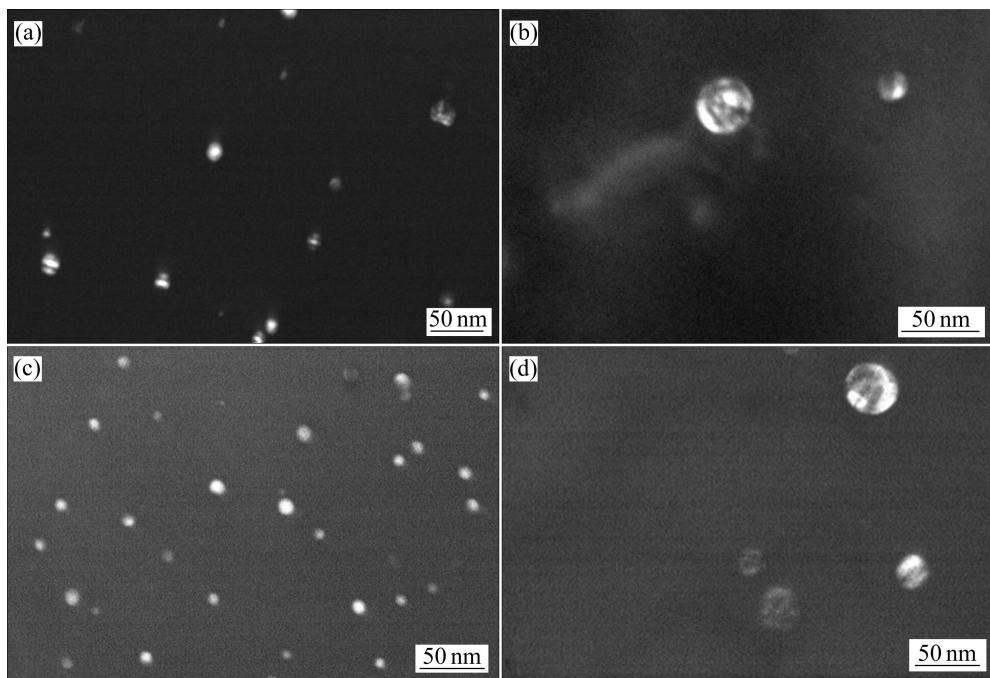


图 8 不同条件下析出相粒子  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$ 粗化的 TEM 像

Fig. 8 TEM images of  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  precipitates under different conditions: (a) Al-0.04Er-0.04Zr, 450 °C, 100 h; (b) Al-0.04Er-0.04Zr, 500 °C, 100 h; (c) Al-0.04Er-0.08Zr, 450 °C, 100 h; (d) Al-0.04Er-0.08Zr, 500 °C, 100 h

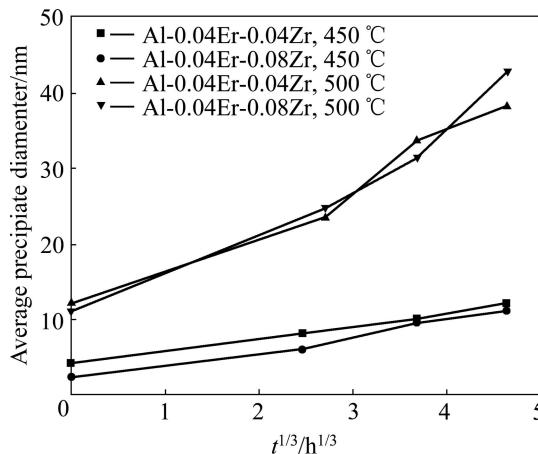


图 9  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$ 粒子的尺寸演变情况

Fig. 9 Evolutions of average particle size of  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  phase

$$d^3 - d_0^3 = Kt \quad (1)$$

式中:  $d$  为退火后  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  粒子的平均直径, nm;  $d_0$  为  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  粒子的原始平均直径, nm;  $t$  为退火时间(h);  $K$  为长大速率, 即图 9 中第二相粒子尺寸演变曲线中各直线的斜率。 $K$  是与扩散系数相关的常数。经过线性拟合得出图 9 中曲线的线性相关系数均大于 0.93, 所以能够判断其符合线性关系。因此, 可以认为粒子粗化仍满足符合 LSW 理论的预测, 由此可见,

本实验中溶质原子的扩散速率是影响析出相粗化的主要因素。

从图 9 中可以看出, 两种成分的 Al-Er-Zr 三元合金在同一温度下的粒子粗化速率相差不大, 造成这一现象的可能原因是在同一温度下 Er 元素在 Al 基体中的扩散速率也远大于 Zr 的, 因此 Er 元素优先形核, 并且基体中的 Er 以较快的速度富集在这些核上, 随后 Zr 才扩散到以 Er 占主要成分的粒子之上。这类似于 LEFEBVRE 等<sup>[21]</sup>和 MARQUIS 等<sup>[22]</sup>研究的  $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$  核壳结构的形成原理, 核壳结构的形成主要与 Sc 和 Zr 在合金中的扩散速率不同有关, Sc 的扩散速率较 Zr 大, 所以集中在  $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$  粒子芯部, 而 Zr 则富集在粒子表面。因为 Al-Er-Zr 中析出相  $\text{Al}_3(\text{Er},\text{Zr})$  是通过 Zr 原子富集在粒子表面, 因此 Al-Er-Zr 合金在高温下的粗化过程可能主要是通过 Zr 原子的扩散过程控制, 从而导致两种成分的三元合金在同一温度下粗化速率相差不大。

### 3 结论

- 1) Al-0.04Er 合金中添加 Zr 后, Zr 的存在使得时效峰相对滞后, 同时使得时效强化效果保持更长的时间。随着 Zr 含量的增加, 合金在长时间时效后出现第

二个更高的时效峰值。

2) 三元合金Al-0.04Er-0.04Zr和Al-0.04Er-0.08Zr析出形成了 $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$ 复合相，并且随着Zr含量的增加，析出相的密度也显著增加，因此提高了合金强度。

3) $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$ 粒子在高温下逐渐长大，其平均直径与退火时间的关系符合LSW理论中的关系式 $d^3 - d_0^3 = Kt$ 。

## REFERENCES

- [1] 陈志国, 杨文玲, 王诗勇, 舒军. 微合金化铝合金的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(8): 1499–1504.  
CHEN Zhi-guo, YANG Wen-ling, WANG Shi-yong, SHU Jun. Research progress of microalloyed Al alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(8): 1499–1504.
- [2] NIE J F, MUDDELL B C. Strengthening of an Al-Cu-Sn alloy by deformation-resistant precipitate plates[J]. Acta Materialia, 2008, 56: 3490–3501.
- [3] SATO T. Early stage phenomena and role of microalloying elements in phase decomposition of aluminum alloys[J]. Materials Science Forum, 2000, 331/337: 85–96.
- [4] ROYSET J, RYUM N. Scandium in aluminium[J]. International Materials Reviews, 2005, 50(1): 19–44.
- [5] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys: A review[J]. Zeitschrift Fur Metallkunde, 2006, 97(3): 246–265.
- [6] NIE Zuo-ren, JIN Tou-nan, ZOU Jin-xia, FU Jing-bo, YANG Jun-jun, ZUO Tie-yong. Development on research of advanced rare-earth aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 13(3): 509–514.
- [7] 杨军军, 聂祚仁, 金头男, 阮海琼, 左铁镛. 稀土铒在Al-Zn-Mg合金中的存在形式与细化机理[J]. 中国有色金属学报, 2004(4): 620–625.  
YANG Jun-jun, NIE Zuo-ren, JIN Tou-nan, RUAN Hai-qiong, ZUO Tie-yong. Form and refinement mechanism of element Er in Al-Zn-Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004(4): 620–625.
- [8] WEN Sheng-ping, XING Ze-bing, HUANG Hui, LI Bo-long, WANG Wei, NIE Zuo-ren. The effect of erbium on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 516: 42–49.
- [9] 谢优华, 杨守杰, 戴圣龙, 陆政. 锆元素在铝合金中的应用[J]. 航空材料学报, 2002, 22(4): 56–61.  
XIE You-hua, YANG Shou-jie, DAI Sheng-long, LU Zheng. The application of Zr element in aluminium alloy[J]. Journal of Aviation Materials, 2002, 22(4): 55–61.
- [10] YU Kun, LI Wen-xian, LI Song-rui, ZHAO Jun. Mechanical properties and microstructure of aluminum alloy 2618 with  $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$  phases[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 368: 88–93.
- [11] FULLER C B, MURRAY J L, SEIDMAN D N. Temporal evolution of the nanostructure of  $\text{Al}(\text{Sc},\text{Zr})$  alloys (Part I): Chemical compositions of  $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$  precipitates[J]. Acta Materialia, 2005, 53: 5401–5413.
- [12] 邢则炳, 聂祚仁, 邹景霞, 高旭东. Al-Er合金铸锭中铒的存在形式及作用研究[J]. 中国稀土学报, 2007, 25(2): 234–238.  
XIN Ze-bing, NIE Zuo-ren, ZOU Jing-xia, GAO Xu-dong. Form and effect of element Er in Al-Er alloy cast ingot[J]. Journal of Chinese Rare Earths Society, 2007, 25(2): 234–238.
- [13] YANG Jun-jun, NIE Zuo-ren, JIN Tou-nan, XU Guo-fu, FU Jing-bo, RUAN Hai-qiong, ZUO Tie-yong. Effect of trace rare earth element Er on high pure Al[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 13(5): 1035–1039.
- [14] 徐国富, 聂祚仁, 金头男, 杨军军, 付静波, 尹志民. 微量稀土Er对LF3铝合金铸态组织的影响[J]. 中国稀土学报, 2002, 20(2): 143–145.  
XU Guo-fu, NIE Zuo-ren, JIN Tou-nan, YANG Jun-jun, FU Jing-bo, YIN Zhi-min. Effects of trace erbium on casting microstructure of LF3 Al alloy[J]. Journal of the Chinese Rare Earth Society, 2002, 20(2): 143–145.
- [15] 宫博, 文胜平, 黄晖, 聂祚仁. 退火过程中Al-6Mg-0.7Mn-0.1Zr-0.3Er合金中纳米 $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$ 析出相的演化[J]. 金属学报, 2010, 46(7): 850–856.  
GONG Bo, WEN Sheng-ping, HUANG Hui, NIE Zuo-ren. Evolution of nanoscale  $\text{Al}_3(\text{Er}_{1-x}\text{Zr}_x)$  precipitates in Al-6Mg-0.7Mn-0.1Zr-0.3Er alloy during annealing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(7): 850–856.
- [16] WEN Sheng-ping, GAO Kun-yuan, LI Yan, HUANG Hui, NIE Zuo-ren. Synergetic effect of Er and Zr on the precipitation hardening of Al-Er-Zr alloy[J]. Scripta Materialia, 2011, 65: 592–595.
- [17] KNIPLING K E, KARNESKY R A, LEE C P, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Precipitation evolution in Al-0.1Sc, Al-0.1Zr and Al-0.1Sc-0.1Zr (at.%) alloys during isothermal aging[J]. Acta Materialia, 2010, 58: 5184–5195.
- [18] KNIPLING K E, SEIDMAN D N, DUNAND D C. Ambient-and high-temperature mechanical properties of isochronally aged Al-0.06Sc, Al-0.06Zr and Al-0.06Sc-0.06Zr (at.%) alloys [J]. Acta Materialia, 2011, 59(3): 943–954.
- [19] FULLER C B, SEIDMAN D N. Temporal evolution of the nanostructure of  $\text{Al}(\text{Sc},\text{Zr})$  alloys (Part II): Coarsening of  $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$  precipitates[J]. Acta Materialia, 2005, 53: 5415–5428.
- [20] YIN Zhi-ming, PAN Qing-lin, ZHANG Yong-hong, JIANG Feng. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg based alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280: 151–155.
- [21] LEFEBVRE W, DANOIX F, HALLEM H, FORBORD B, BOSTEL A, MARTINSEN K. Precipitation kinetic of  $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$  dispersoids in aluminim[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 470: 107–110.
- [22] MARQUIS E A, SEIDMAN D N. Coarsening kinetics of nanoscale  $\text{Al}_3\text{Sc}$  precipitates in an Al-Mg-Sc alloy[J]. Acta Materialia, 2005, 53(15): 4259–4268.

(编辑 龙怀中)