

# 一种新型超高强铝锂合金的力学性能与微观组织演化

潘登<sup>1</sup>, 宁红<sup>1</sup>, 李劲风<sup>1</sup>, 马鹏程<sup>2</sup>, 陈永来<sup>2</sup>, 张绪虎<sup>2</sup>

(1. 中南大学材料科学与工程学院, 湖南长沙 410083; 2. 航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

**摘要:** 铝锂合金作为一种轻质高强的结构材料, 广泛应用于航空航天制造领域。为进一步提高铝锂合金强度, 制备了一种含Cu为4.68%(质量分数)、Li为1.36%(质量分数)的Mg+Ag+Zn多元微合金化的新型超高强铝锂合金, 并且系统地研究了该合金冷轧薄板(厚2 mm)的T6时效态(170 °C)及T8时效态(4%预变形/150 °C)的微观组织和力学性能。研究表明: 该新型超高强铝锂合金, 其T6时效态抗拉强度最高达637 MPa、T8时效态抗拉强度最高达685 MPa, 强度达到峰值后伸长率随时效时间的继续延长从8%缓慢下降; 该合金主要强化相为T1相( $Al_2CuLi$ )和 $\theta'$ 相( $Al_2Cu$ ), T8时效态加速了T1相析出, 从而加快了时效响应速度, 同时增加了T1相数密度, 提高了合金强度。说明, 通过调整铝锂合金的时效状态可影响强化相总量及各析出相体积分数, 从而获得更高强度的铝锂合金。

**关键词:** 铝锂合金; 超高强度; 时效处理; 力学性能; 微观组织

**中图分类号:** TG146.2

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1673-9981(2023)01-0102-07

**引文格式:** 潘登, 宁红, 李劲风, 等. 一种新型超高强铝锂合金的力学性能与微观组织演化[J]. 材料研究与应用, 2023, 17(1): 102-108.

PAN Deng, NING Hong, LI Jingfeng, et al. Tensile Properties and Microstructure Evolution of a New Ultra-High Strength Al-Li Alloy[J]. Materials Research and Application, 2023, 17(1): 102-108.

在航空航天制造领域中, 寻求一种轻质高强的合金作为结构材料, 从而获得更高的运载能力一直是重要的研究方向。Li作为最轻的金属元素添加到铝合金中, 不仅能够降低铝合金的密度还能提升弹性模量<sup>[1]</sup>, 进而提高铝锂合金的比强度及比刚度, 从而有效地减轻飞行器的重量<sup>[2]</sup>。

铝锂合金的开发大致经历了3个发展阶段。第1代、第2代铝锂合金中过高的Li含量使得合金的塑性下降、热稳定性较差, 同时晶体学织构的影响导致了铝锂合金表现出强烈的各向异性。二十世纪90年代后, 通过控制主合金化元素Cu和Li的含量及添加微合金化元素(如Zn、Ag、Mg、Mn等), 研制出了一系列满足特定需求的第3代铝锂合金<sup>[3-5]</sup>。第3代铝锂合金中主合金化元素Cu和Li的含量及比例是影响铝锂合金时效强化相总量、各析出相体积分数的主要因素, 提高Cu和Li总量及Cu/Li比均能提高铝锂合金主要强化相T1相( $Al_2CuLi$ )密度, 从

而使合金获得更高的强度<sup>[6]</sup>。2012年美国Alcoa公司研制出了Mg+Ag+Zn多元微合金化的超高强2055铝锂合金<sup>[7]</sup>, 该合金经T8态时效处理后的抗拉强度可达640 MPa以上。通过对铝锂合金中Mg+Ag、Mg+Zn、Mg+Ag+Zn系列微合金化作用效果研究, 阐明了Mg+Ag+Zn多元微合金化可促进T1相析出且强化效应最高<sup>[8]</sup>。以此为依据, 开发出了一种高Cu、高Li的Mg+Ag+Zn多元微合金化的超高强铝锂合金<sup>[9]</sup>。

为进一步提高铝锂合金强度, 本文在Mg+Ag+Zn多元微合金化的基础上, 进一步调整Cu和Li总量及Cu/Li比, 设计、制备了一种新型的超高强铝锂合金, 并详细研究了其力学性能和微观组织。

## 1 实验部分

新型超高强铝锂合金铸锭经均匀化、热轧、中间

退火后,冷轧得到实验所用的厚 2 mm 的冷轧薄板,再经 515 °C×60 min 固溶处理,然后分别进行 T6 和 T8 时效。T8 时效制度为固溶后先进行 4% 的拉伸预变形,随后于 150 °C 下进行人工时效;T6 时效制度为固溶后直接于 170 °C 下进行人工时效。新型超高强铝锂合金成分列于表 1。

表 1 新型超高强铝锂合金成分

Table 1 Chemical compositions of the Al-Li alloy used in this study

元素	Cu	Li	Mg	Zn	Ag	Mn	Zr	Al
含量 $w/\%$	4.68	1.36	0.4	0.4	0.4	0.3	0.12	余量

在 MTS810 材料试验机上进行轧向室温拉伸性能测试,测试规程参照 ASTM-E8M (GB/T6397),拉伸速率为 2 mm·min<sup>-1</sup>。用透射电镜 (TEM) 观察试样不同时效态的微观组织,首先采用机械法将试样的厚度减薄至 0.08—0.1 mm,然后采用双喷电解法减薄至中心穿孔,最后用 Tecnai G<sup>2</sup>20 型 TEM (加速电压为 200 kV) 对试样进行观察。

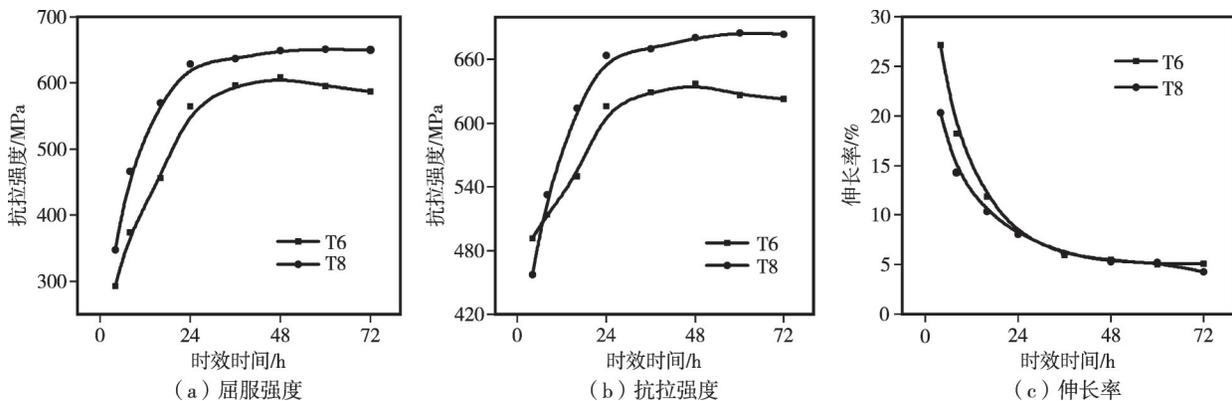


图 1 铝锂合金 T6 及 T8 时效态的拉伸性能曲线

Figure 1 Tensile performances of the Al-Li alloy as a function of aging time

## 2.2 微观组织

### 2.2.1 T6 态时效的微观组织演化

图 2 为 T6 态时效 4、24 和 60 h 的  $[100]_{\text{Al}}$  晶带轴选区衍射 (SAED) 谱及相应的 TEM-暗场像 (DF) 照片。从图 2 可见:时效 4 h 后,SAED 图谱中从主斑点延伸出了明亮的 GP 区芒线,相应的 DF 照片中可发现大量细小短棒状 GP 区弥散分布在基体之中 (图 2(a));时效时间延长至 24 h,SAED 谱中  $\theta'$  相 ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) 芒线的亮度增加、GP 区芒线减弱,DF 照片中可观察到大量长大的相互垂直的  $\theta'$  相并未观察到 GP 区 (图 2(b));时效 60 h 后,GP 区芒线消失, $\theta'$  相

## 2 实验结果

### 2.1 力学性能

图 1 为薄板经 515 °C 固溶处理 60 min、冷水淬火后 T6 态及 T8 态的时效拉伸性能曲线。从图 1 可见:两种时效处理时,随时效时间延长,两种时效态合金的强度均先迅速上升,时效 24 h 后强度基本达到峰值且提升速率开始放缓,时效 48 h 后 T6 态时效合金的强度下降,而 T8 态时效合金的强度仍保持了缓慢上升;另外,T6 和 T8 时效态合金的伸长率均随时效时间的延长而降低。

比较 T6 和 T8 态合金的力学性能可以发现,T8 态的强度高于 T6 态。T6 态及 T8 态时效 24 h 时的抗拉强度分别为 616 和 664 MPa、伸长率分别为 8.0% 和 8.1%;时效 48 h 时,T6 态的屈服强度及抗拉强度分别为 609 和 637 MPa,而 T8 态的屈服强度及抗拉强度分别为 652 和 685 MPa,但两者伸长率基本一致均降低约为 5%。上述性能数据表明,该合金 T8 态时效 24 h 后具有良好的强塑性匹配。

芒线亮度减弱, $\theta'$  相尺寸变化不大,但数目大幅减少 (图 2(c))。

图 3 为 T6 态合金时效处理 4、24 和 60 h 的  $[112]_{\text{Al}}$  晶带轴 SAED 谱及相应的 TEM-DF 图。从图 3 可见:T6 态时效 4 h 时,T1 相斑点十分微弱,DF 图中仅发现极少量短小的针状 T1 相分布在基体中 (图 3(a));时效时间延长至 24 h 时,T1 相斑点亮度显著增强,DF 图中可见较大尺寸的针状 T1 相密集析出 (图 3(b));时效 60 h 时,T1 相的尺寸无明显长大,但是密度略有减少 (图 3(c))。

TEM 观察结果表明:铝锂合金 T6 态时,主要析

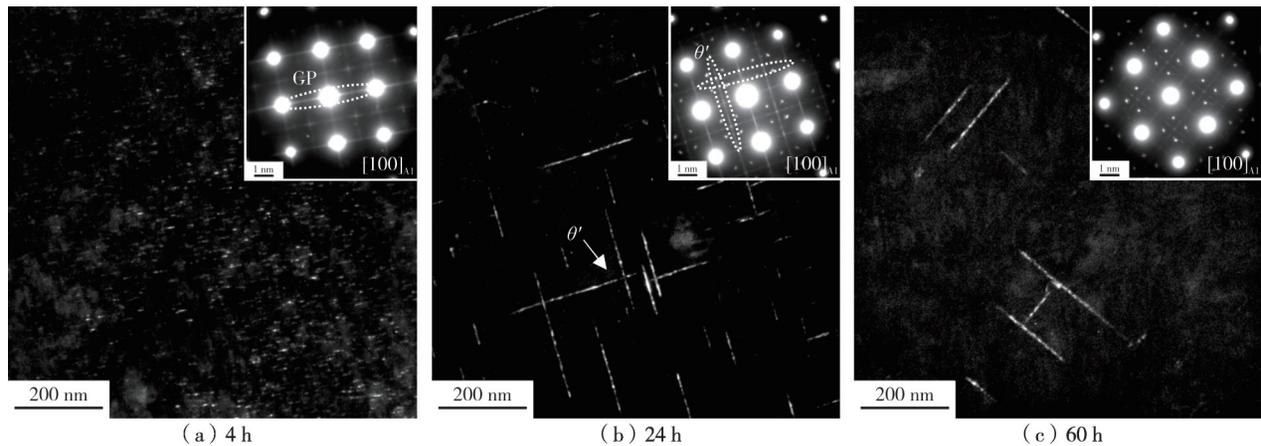


图2 不同时效时间下铝锂合金 T6 态  $[100]_{\text{Al}}$  晶带的 SAED 谱和 TEM-DF 图

Figure 2  $[100]_{\text{Al}}$  SAED patterns and TEM-DF images of the Al-Li alloy with different T6 aging time

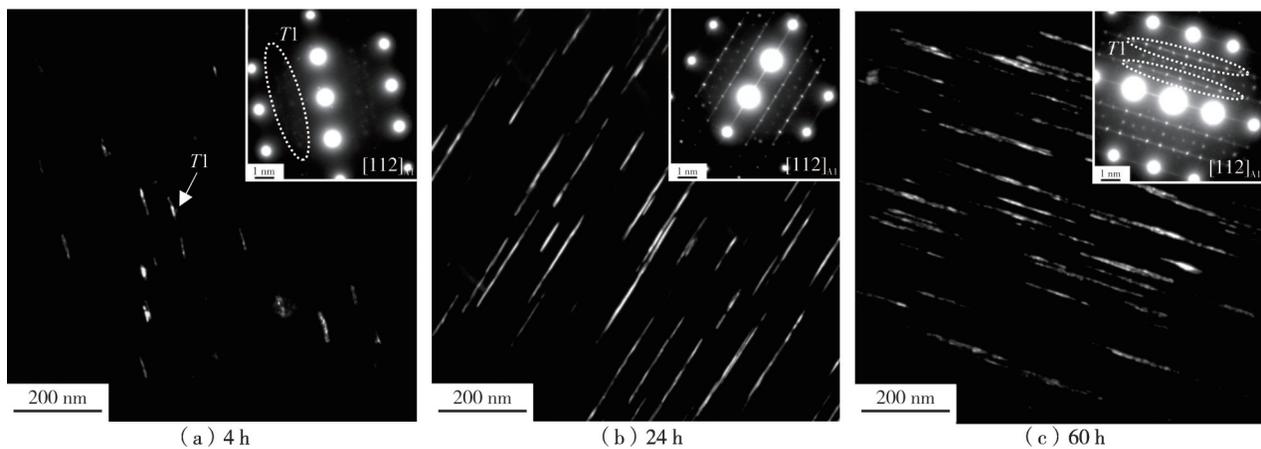


图3 不同时效时间下铝锂合金 T6 态  $[112]_{\text{Al}}$  晶带的 SAED 谱和 TEM-DF 图

Figure 3  $[112]_{\text{Al}}$  SAED patterns and TEM-DF images of the Al-Li alloy with different T6 aging time

出相为  $T1$  相和  $\theta'$  相;时效初期主要含 GP 区,并且  $T1$  相较少;随时效时间延长,GP 区逐渐消失,继而形成  $\theta'$  相,而  $T1$  相却逐渐长大;时效后期, $\theta'$  相的数量显著减少,而  $T1$  相密度略有减少且长大趋势不太明显。

### 2.2.2 T8 态时效时微观组织演化

图 4 为 T8 态时效处理 4、36 和 60 h 的  $[100]_{\text{Al}}$  晶带轴 SAED 谱及相应的 TEM-DF 图。从图 4 可见:时效 4 h 时,在基体主斑点间  $1/2(110)_{\text{Al}}$  处可以观察到明亮的  $\delta'$  相 ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) 斑点,且存在从 Al 主斑点发出的 GP 区芒线,相应 DF 图中可以观察到大量弥散分布的  $\delta'$  相(图 4(a))及纺锤状的  $\delta'/\text{GP}/\delta'$  的复合相<sup>[10]</sup>(图 4(b));随着时效时间延长至 36 h 时, $\theta'$  相的芒线亮度增加,而  $\delta'$  相的斑点亮度大幅减弱,相应 DF 图中可以观察到较多  $\theta'$  相(图 4(c))以及部分  $\theta'$  相/GP 区/ $\theta'$  相和  $\delta'$  相/GP 区/ $\delta'$  相(图 4(d));时效时间进一步延长至 60 h 时,SAED 谱中 GP 区的芒线及  $\delta'$  相斑点完全消失,相应的 DF 图中观察到较大尺寸的  $\theta'$

相,而且难以观察到  $\delta'$  相和 GP 区(图 4(e))。

图 5 为 T8 态时效处理 4、36 和 60 h 后  $[112]_{\text{Al}}$  晶带轴 SAED 谱及相应的 TEM-DF 图。从图 5 可见:时效 4 h 后,可以观察到较为明显的  $T1$  相斑点及微弱的  $S'$  相 ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) 芒线,相应的 DF 图中有大量细小的  $T1$  相析出(图 5(a));时效至 36 h 时, $T1$  相斑点变得相当明亮, $S'$  相芒线消失,相应 DF 图中  $T1$  相的密度增加,尺寸也显著增大(图 5(b));时效 60 h 后, $T1$  相的斑点亮度无明显变化,未观察到  $S'$  相芒线,相应 DF 图中仅观察到大量  $T1$  相(图 5(c))。

TEM 观察结果表明:T8 态时效早期时, $T1$  相已有较多析出,而且  $S'$  相和  $\delta'$  相/GP 区/ $\delta'$  相的复合相较多;随时效时间延长, $\delta'$  相减少,析出较多  $\theta'$  相,同时  $T1$  相长大;时效时间进一步延长, $T1$  相和  $\theta'$  相的粗化趋势不明显, $T1$  相析出速率加快、数密度增加、尺寸减小,同时  $\theta'$  相密度也有增加,但其增加幅度小于  $T1$  相。

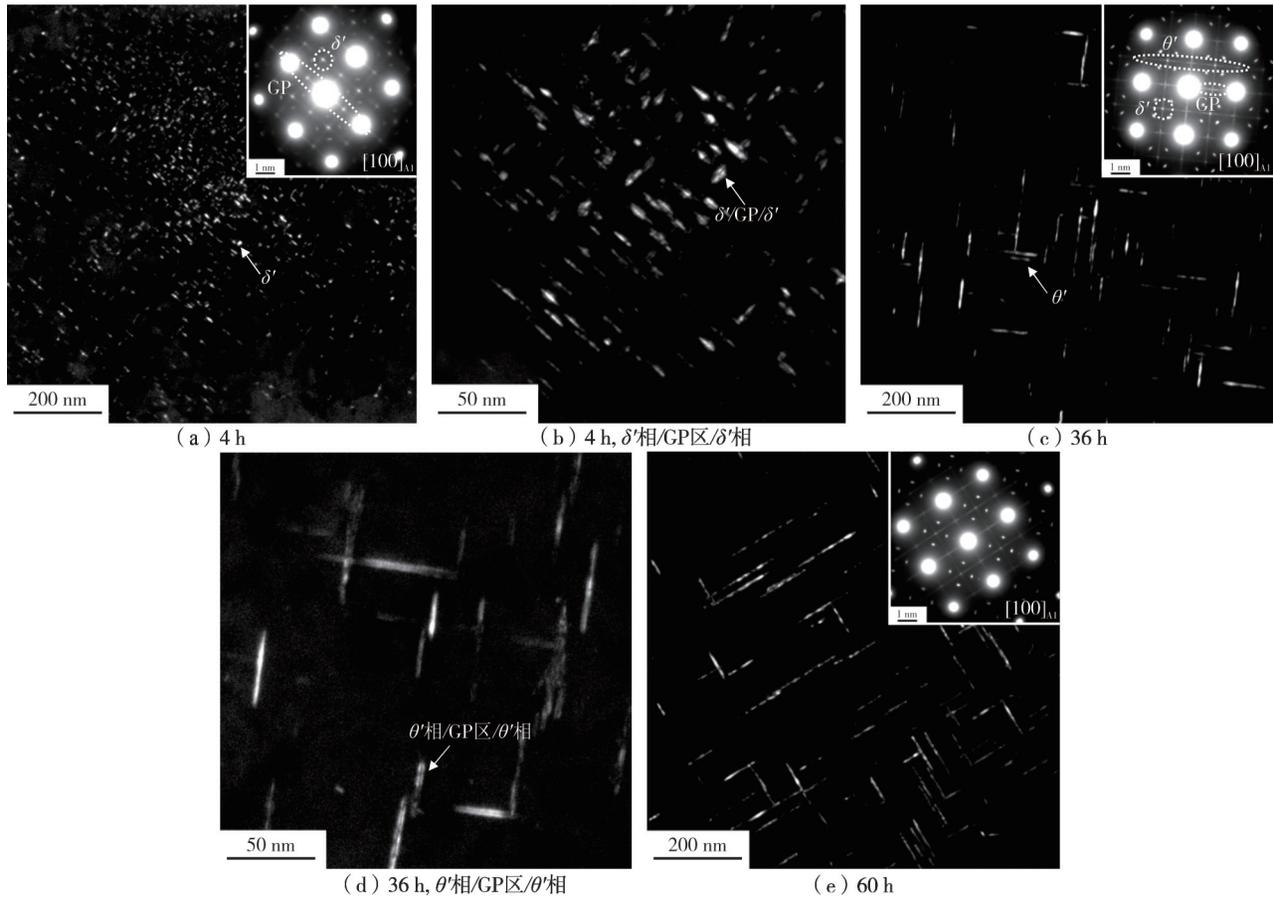


图 4 铝锂合金 T8 态时效不同时间的  $[100]_{Al}$  SAED 谱和 TEM-DF 图

Figure 4  $[100]_{Al}$  SAED patterns and TEM-DF images of the Al-Li alloy with different T8 aging time

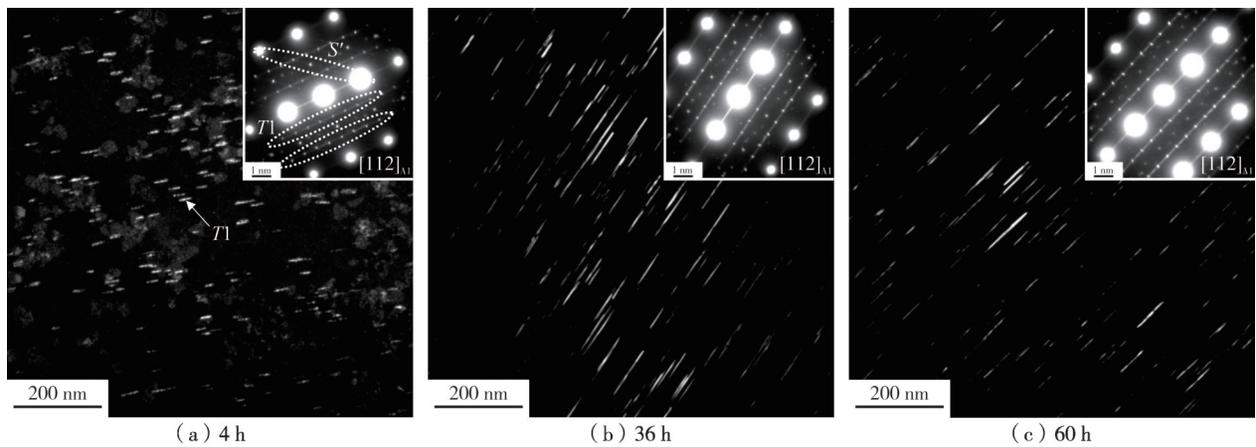


图 5 铝锂合金 T8 态时效不同时间的  $[112]_{Al}$  SAED 谱和 TEM-DF 图

Figure 5  $[112]_{Al}$  SAED patterns and TEM-DF images of the Al-Li alloy with different T8 aging time

### 3 分析与讨论

#### 3.1 时效时间变化导致析出相及性能的变化

本研究的新型超高强铝锂合金中的 Cu/Li 质量比为 3.44(范围一般在 2—5 之间),其时效析出序列

一般为过饱和固溶体(SSS)→GP 区 +  $\delta'$  相→T1 相 +  $\theta'$  相→T1 相<sup>[11]</sup>。随着时效时间的延长,铝锂合金中 T1 相及  $\theta'$  相均大量析出、长大,而两者的长大都需要消耗 Cu 原子且呈竞争关系。而 T1 相是稳定相,在时效过程中其生长具有竞争优势, $\theta'$  相和  $\delta'$  相会重新溶解进入基体中为其长大提供 Cu、Li 原

子<sup>[12]</sup>,进而导致时效后期 $\theta'$ 相和 $\delta'$ 相的减少甚至消失。由于T6态时效的温度较高,原子扩散速度更快,更容易导致T1相的生长粗化和 $\theta'$ 相减少,因而导致T6态时效后期的铝锂合金强度下降。

由于T1相是铝锂合金中强化效果最大的时效析出相<sup>[2]</sup>,因此对T1相的数密度及尺寸进行了定量分析。由于观测手段的局限性,通常难以获得观测区域的厚度信息,因而无法统计其体积。本文暂时假定T1相分布沿厚度方向均匀,从而可以使用二维图中的数密度作为对体积分数的替代。在T6及T8态时效中期和后期分别选取了三张 $\langle 112 \rangle_{Al}$ 方向的TEM暗场像,并使用Image-Pro Plus软件对T1相的尺寸及数目进行统计,然后计算其平均尺寸。

表2为铝锂合金T8及T6时效不同时间的T1相数密度及尺寸,图6为铝锂合金T8及T6时效不同时间的T1相尺寸分布图。由表2和图6可见:随着时效时间的增加,T8态时效合金中直径在20—40

nm的T1相的占比始终最大,但直径在20 nm以下的比例逐渐减少,而60—80 nm的比例逐渐增加,T1相的平均尺寸仅略微增加,但其数密度逐渐下降,合金中的T1相的粗化程度较弱(图6(a)—(b));T6态时效时,合金中T1相尺寸及分布的变化规律与T8态时效的相似,但T1相在时效后期粗化程度略强(图6(c)—(d))。

表2 铝锂合金T8及T6时效不同时间的T1相数密度及尺寸  
Table 2 Number densities and sizes of T1 precipitates in the Al-Li alloy with different T8 and T6 aging time

时效状态	时效时间/h	数密度/(个· $\mu\text{m}^{-2}$ )	平均直径/nm
T8	36	326	46
	60	272	48
T6	24	96	164
	60	47	189

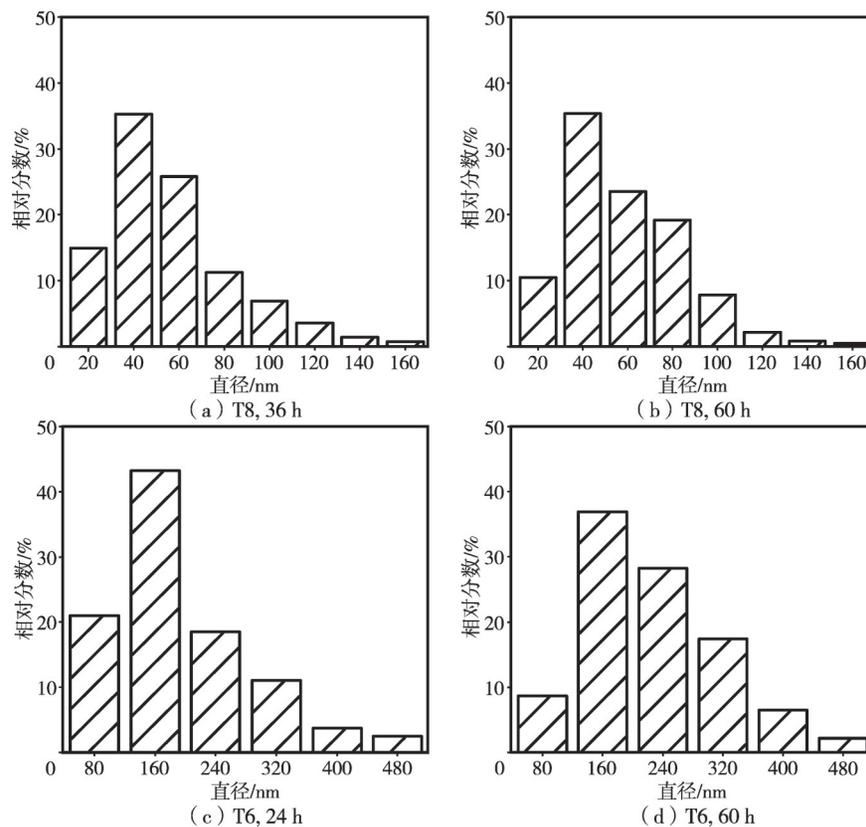


图6 铝锂合金T8及T6时效不同时间的T1相尺寸分布

Figure 6 Size distributions of T1 phase in the Al-Li alloy with different T8 and T6 aging time

### 3.2 T6及T8态时效时析出相及性能差异分析

在T6态和T8态时效过程中,由于预变形和时效温度的不同,时效析出过程及合金性能均有所差

异。T8态时效初期(4 h)即析出一定数量的T1相,而T6态时效初期(4 h)仅析出极少的T1相,即T8态时效时T1相析出速率快于T6态,在力学性能上

表现为较快的时效响应速度;另外,T8态时效时T1相及 $\theta'$ 相的数密度均高于T6态,但T1相密度差异更大,这与时效前预变形产生位错促进第二相析出效果有关。

参数 $\alpha$ 可用来表征位错对析出相形核的促进作用强弱<sup>[13]</sup>。 $\alpha = \Delta G_V \mu b^2 / 2\pi^2 \sigma^2$ ,其中 $\Delta G_V$ 为第二相析出时体积自由能的变化, $\mu$ 为剪切模量, $b$ 为柏氏矢量, $\sigma$ 为析出相与基体的界面能。由于T1相是作为平衡相析出,而 $\theta'$ 相是亚稳相,因此析出T1相所需要的 $\Delta G_V$ 比析出 $\theta'$ 相要大。同时,T1相和 $\theta'$ 相与Al基体同为半共格关系,其界面能 $\sigma$ 相近。由参数 $\alpha$ 与 $\Delta G_V$ 成正相关可知,位错对于T1相的形核析出促进作用要显著强于对 $\theta'$ 相的促进作用<sup>[14]</sup>。虽然T8态时效的温度较低,但预变形引入了大量位错,促进了T1相的形核,从而提高了其形核率,加速其析出,相应提高了其数密度,细化了T1相尺寸。同时,位错虽然可促进 $\theta'$ 相析出,但其效果较弱,因此T6态和T8态时效时 $\theta'$ 相数密度差异相对较小。

T1相在Al基体的 $\{111\}_{Al}$ 面析出,是铝锂合金中强化效果最好的时效析出相<sup>[2]</sup>。由于T8态时效时析出T1相和 $\theta'$ 相,特别是T1相数密度相对更高,因而T8态时效时合金强度明显高于T6态时效的。

## 4 结论

制备了一种含Cu为4.68%和含Li为1.36%的Mg+Ag+Zn多元微合金化的新型超高强铝锂合金,详细研究了该合金的冷轧薄板(厚2mm)T6时效态及T8时效态的微观组织和力学性能。

(1)Al-Cu-Li系超高强铝锂合金T6态(170℃)及T8态(4%预变形/150℃)的析出相为GP区、 $\delta'$ 相、T1相、 $\theta'$ 相和 $S'$ 相,但主要强化相为T1相和 $\theta'$ 相。

(2)Al-Cu-Li系超高强铝锂合金具有超高强度。T6态的抗拉强度最高可达637MPa,T8态时效24h后的抗拉强度达到650MPa以上,最高可达685MPa。

(3)由于预变形引入了位错,即使T8态时效温度低于T6态时效温度,其T1相仍在时效较早阶段析出,时效响应速度较快。同时,T8态时效时T1相的密度也显著高于T6态时效。

### 参考文献:

[1] EL-ATY A A, YONG X, GUO X Z, et al. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A

review [J]. Journal of Advanced Research, 2018, 10: 49-67.

- [2] 李劲风,宁红,刘丹阳,等. Al-Cu-Li系铝锂合金的合金化与微合金化[J]. 中国有色金属学报,2021,31(2): 258-279.
- [3] YE Z H, CAI W X, LI J F, et al. Impact of annealing prior to solution treatment on aging precipitates and intergranular corrosion behavior of Al-Cu-Li alloy 2050 [J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2018, 49: 2471-2486.
- [4] 刘振振,李劲风,宁红,等. 一种高Mg含量Al-Cu-Li合金的力学性能与微观组织演化[J]. 材料研究与应用, 2020, 14(4): 274-280.
- [5] MA Y L, LI J F, ZHANG R Z, et al. Strength and structure variation of 2195 Al-Li alloy caused by different deformation processes of hot extrusion and cold-rolling[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(4): 835-849.
- [6] 潘波,李睿,李劲风,等. Cu, Li含量对新型超高强铝锂合金力学性能及微观组织的影响[J]. 材料研究与应用,2017,11(3):146-152.
- [7] BALDUCCI E, CESCHINI L, MESSIERI S, et al. Effects of overaging on microstructure and tensile properties of the 2055 Al-Cu-Li-Ag alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 707(7): 221-231.
- [8] 罗先甫,郑子樵,钟继发,等. Mg、Ag、Zn多元微合金化对新型Al-Cu-Li合金时效行为的影响[J]. 中国有色金属学报,2013,23(7):1833-1842.
- [9] 李劲风,刘晴,郑子樵,等. 一种新型超高强铝锂合金板材的组织与力学性能[J]. 稀有金属材料与工程,2017, 46(12):3715-3720.
- [10] YOSHIMURA R, KONNO T J, ABE E, et al. Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al-Li-Cu alloys: The  $\theta'$  and T1 phases [J]. Acta Materialia, 2003, 51(14): 4251-4266.
- [11] JO H H, HIRANO K I. Precipitation processes in Al-Cu-Li Alloy studied by DSC [J]. Materials Science Forum, 1987, 13-14: 377-382.
- [12] NING H, LI J F, MA P C, et al. Evolution of aging precipitates in an Al-Li alloy with 1.5 wt% Li concentration[J]. Vacuum, 2020, 182: 1-11.
- [13] GABLE B M, ZHU A W, CSONTOS A A, et al. The role of plastic deformation on the competitive microstructural evolution and mechanical properties of a novel Al-Li-Cu-X alloy[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1(1): 1-14.
- [14] 汪洁霞,刘晴,李劲风,等. 时效处理对新型超高强Al-Cu-Li-X合金薄板的力学性能和微观组织的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2018, 49(4): 30-37.

## Tensile Properties and Microstructure Evolution of a New Ultra-High Strength Al-Li Alloy

PAN Deng<sup>1</sup>, NING Hong<sup>1</sup>, LI Jingfeng<sup>1</sup>, MA Pengcheng<sup>2</sup>, CHEN Yonglai<sup>2</sup>, ZHANG Xuhu<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083; 2. Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076)

**Abstract:** A new ultra-high strength Al-Li alloy containing 4.68 wt.% Cu and 1.36 wt.% Li and multi-microalloying elements of Mg+Ag+Zn was fabricated in this study. Tensile properties and microstructures of the Al-Li alloy cold rolled sheet with 2 mm thickness were investigated. The Al-Li alloy went through T6 (170 °C) and T8 (4% pre-deformation/150 °C) aging treatment before tensile testing and microstructure observations. The experimental results showed that the maximum ultimate tensile strengths of the T8 and T6 aged alloy were around 685 MPa and 637 MPa, respectively. After peak aging, the elongation decreased slowly from 8% with further extension of the aging time. The main strengthening precipitates of the alloy were  $T1(Al_2CuLi)$  and  $\theta'(Al_2Cu)$ . T8 aging treatment accelerated the precipitation of  $T1$ , which enhanced the aging response and increased the number density of  $T1$  precipitates, and therefore improved the strength of the Al-Li alloy.

**Keywords:** Al-Li alloy; ultra-high-strength; aging treatment; tensile properties; microstructure

(学术编辑:孙文)