

Mg、Ag、Zn 多元微合金化对新型 Al-Cu-Li 合金时效行为的影响

罗先甫, 郑子樵, 钟继发, 张海锋, 钟 警, 李世晨, 李劲风

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 通过常规拉伸性能测试、扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)观察, 研究少量 Mg、Ag、Zn 多元微合金化对一种新型 Al-Cu-Li 合金微观组织与拉伸性能的影响。结果表明: 在 T6、T8 时效态下, 该合金的抗拉强度(σ_b)和屈服强度($\sigma_{0.2}$)均大于不含 Mg、Ag、Zn 的另外 3 种合金的, 而伸长率(δ)相差较小。其主要强化析出相为大量的 T_1 相、部分 θ' 相和少量的 S' 相。在 T6 时效态下, Mg、Ag 的同时存在大大促进 T_1 相和 S' 相的析出, 显著增加合金强度; Mg、Zn 的同时添加也促进 T_1 相和 S' 相的析出, 使合金强度在一定程度上得到提高。Mg 元素微合金化的强化效果最强, 同时添加 Ag 和 Zn 或单独添加 Ag 或 Zn 均能增强其强化效果; 无 Mg 存在条件下, 添加 Ag、Zn 对合金的强化效果较小。在 T8 时效态下, 时效前的预变形形成的大量位错成为 T_1 相的形核点, 使合金形成细小、密集和均匀弥散分布的 T_1 相, 削弱了 Mg、Ag、Zn 元素对合金时效析出过程的影响。

关键词: Mg; Ag; Zn; Al-Cu-Li 合金; 拉伸性能; 微观组织

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effects of Mg, Ag and Zn multi-alloying on aging behavior of new Al-Cu-Li alloy

LUO Xian-fu, ZHENG Zi-qiao, ZHONG Ji-fa, ZHANG Hai-feng, ZHONG Jing, LI Shi-chen, LI Jin-feng

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

Abstract: The effects of Mg, Ag and Zn multi-alloying on tensile properties and microstructure of a new Al-Cu-Li alloy were investigated by means of tensile test, scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the tensile strength (σ_b) and yield strength ($\sigma_{0.2}$) of the new Al-Cu-Li alloy are higher than those of the three alloys without Mg, Ag and Zn, respectively, while the elongation (δ) is almost the same in T6 and T8 temper. The main strengthening phases are plenty of T_1 phase, part of θ' phases and a little of S' phase. In T6 temper, the additions of Mg and Ag accelerate the precipitation of T_1 and S' phase which improves the strength prominently. Mg and Zn also accelerate the precipitation of T_1 and S' phases, which improve the strength to some extent. The microalloying of Mg shows the strongest strengthening effect, while adding both of Ag and Zn or adding Ag or Zn separately can enhance the strengthening effect of Mg. Without the presence of Mg, the additions of Ag and Zn have little effect on the strengthening. In T8 temper, the predeformation before aging forms plenty of dislocations which become the precipitation sites of T_1 phase, making finer, dense and uniform T_1 phase in the matrix, which weakens the effects of Mg, Ag and Zn on the aging behavior of the new Al-Cu-Li alloy.

Key words: Mg; Ag; Zn; Al-Cu-Li alloy; tensile property; microstructure

近年来, 轻质、高强、耐损伤的新一代铝锂合金在航空航天领域获得了大量的应用。20 世纪 80 年代

初, 美国 Martain Marieta Corp 开发了高强高韧可焊 Weldalite 049 系列合金, 该系合金成分中除 Cu、Li

之外, 还含有少量 Ag 和 Mg。属于 049 合金系列的 2195 合金已成功用于美国航天飞机的燃料储箱, 减轻储箱质量 3.6 t, 取得很大效益^[1-3]。Alcan 公司于 2004 年注册了一种新的 Weldalite 系列合金 2050, 该合金除 Cu、Li、Ag、Mg 之外, 还添加了少量 Mn 元素。与 7050 合金相比, 2050 合金具有更低的密度和更高的抗疲劳性能, 获得总质量减轻 5% 的效果。据报道, 2050 合金已用于空中客车公司的最新大型运输机 A380-800。美国 Alcoa 公司开发的 2099、2199 合金的成分中, 除 Cu、Li 之外, 还含有少量 Zn、Mg 和 Mn 元素, 实验研究^[4-5]表明, 该合金具有平面各向异性小、横向延展性高、裂纹扩展速率低、耐蚀性良好等优点。2099-T8511 挤压件已用于 A380 地板梁(包括大梁、座椅滑轨、辅助导轨、驾驶舱和紧急逃生舱地板构件), 总质量减少了几百公斤。

针对我国航天工业发展的需求背景, 本文作者设计了一种新型超高强 Al-Cu-Li 合金, 其思路是在传统的 Al-Cu-Li-Zr 系合金基础上通过添加 Ag、Mg、Zn、Mn 元素, 降低 Cu 含量, 调整 Li 含量设计而成的。其应用目标是期望取代现有航空航天飞行器中广泛使用的 7055/7255 合金。目前该类型合金在国内外未见详细报道, 在此对这种新型 Al-Cu-Li 合金的时效特征、微观组织和力学性能进行研究, 同时观察 Mg、Ag、Zn 等元素在这种新合金中的多元微合金化作用。

1 实验

采用 4 种成分的合金试样(成分分析结果见表 1), 合金 1 为本文作者设计的新型 Al-Cu-Li 合金, 合金 2、3、4 在合金 1 的基础上分别不添加 Mg、Ag、Zn, 其他元素含量与合金 1 相同。采用高纯 Al、高纯 Li、纯 Mg、纯 Ag、纯 Zn 及 Al-Cu、Al-Mn、Al-Ti、Al-Zr 中间合金为原料配制合金, 在氩气保护下浇铸成锭。

表 1 实验合金的化学成分分析结果

Table 1 Measured chemical composition of experimental aluminum alloys

Alloy No.	Mass fraction/%								
	Cu	Li	Mg	Ag	Zn	Mn	Zr	Ti	Al
1	3.71	1.13	0.54	0.4	0.42	0.27	0.11	0.1	Bal.
2	3.85	1.25	—	0.42	0.42	0.28	0.11	0.1	Bal.
3	3.77	1.16	0.54	—	0.42	0.26	0.11	0.1	Bal.
4	3.70	1.24	0.54	0.42	—	0.27	0.11	0.13	Bal.

铸锭的厚度为 25 mm, 铸锭经(470 °C, 8 h)+(520 °C, 24 h)双级均匀化处理后经切头、铣面和轧制等工序获得 2 mm 厚的板材。固溶处理制度为(520 °C, 1 h), 冷水淬火后对 4 种合金进行 T6(175 °C 时效)和 T8(6%预变形+160 °C 时效)两种时效处理。

拉伸样品是沿板材轧制方向截取和加工的板状样, 标距间长度 20 mm, 宽度 8 mm, 采用 MTS-858 试验机进行拉伸性能测试。SEM 观察在 Quanta200 环境扫描电镜上进行, 加速电压为 20 kV。透射电镜观察样品经机械预减薄后双喷穿孔而成, 电解液是体积分数为 25%硝酸和 75%甲醇的混合液, 采用液氮冷却, 温度低于-20 °C。TEM 观察在 TECNAIG² 20 透射电镜上进行, 加速电压为 200 kV。

2 结果与分析

2.1 常规拉伸性能

图 1 所示为实验合金在 T6、T8 两种时效工艺条件下的拉伸性能随时效时间的变化曲线, 表 2 所列为实验合金在 T6、T8 峰时效条件下的力学性能数据。由图 1 可知, 在 T6 和 T8 态下, 4 种合金表现出相似的时效强化规律: σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 均随着时效时间的延长逐渐升高, 达到峰值后下降(T6)或基本保持不变(T8), 整个时效过程中只有一个峰值。由图 1(a)、(c)、(e)及表 2 可知, 在 T6 态下, 4 种合金强度差别非常明显, 峰值 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 由大到小的顺序是合金 1、4、3、2, 而 4 种合金的 δ 值差别不大, 即同时添加 Mg、Ag、Zn 的合金 1 强度最大, 添加 Mg、Ag 的合金 4 强度次之, 添加 Mg、Zn 的合金 3 强度第三, 添加 Ag、Zn 的合金 2 强度最小。在 T8 态下, 合金 1 峰值 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 大于合金 2、3、4 的, 合金 2、3、4 峰值强度差别在 10 MPa 以内, 4 种合金强度较 T6 态均有所升高。其强度差值($\Delta\sigma_b$ 和 $\Delta\sigma_{0.2}$)如表 2 所列, 不含 Mg 的合金 2 的强度差别最大, 添加 Mg、Zn 的合金 3 强度差别次之, 合金 1 和 4 的强度差别最小。值得指出的是, 合金 1 在 T8 状态下的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 已经超过 7055-T7751 板材的拉伸性能^[6], 达到作者设定的预期目标。由图 1(f)可以看出, 合金达到峰时效后再延长时效时间, 实验合金 δ 值基本保持不变, 且维持在较高水平, 其中合金 4 的 δ 值最高, 合金 1 的 δ 值在整个时效过程中也都保持在 6%以上。合金 1~4 在 T6 态达到峰值的时间分别为 17、33、14 和 10 h, 在 T8 态达到峰值的时间分别为 25、45、25 和 22 h。可见不含 Mg 的合金 2 在 T6 和 T8 态下达到峰值的时间都最长, 而含 Mg 合金的时

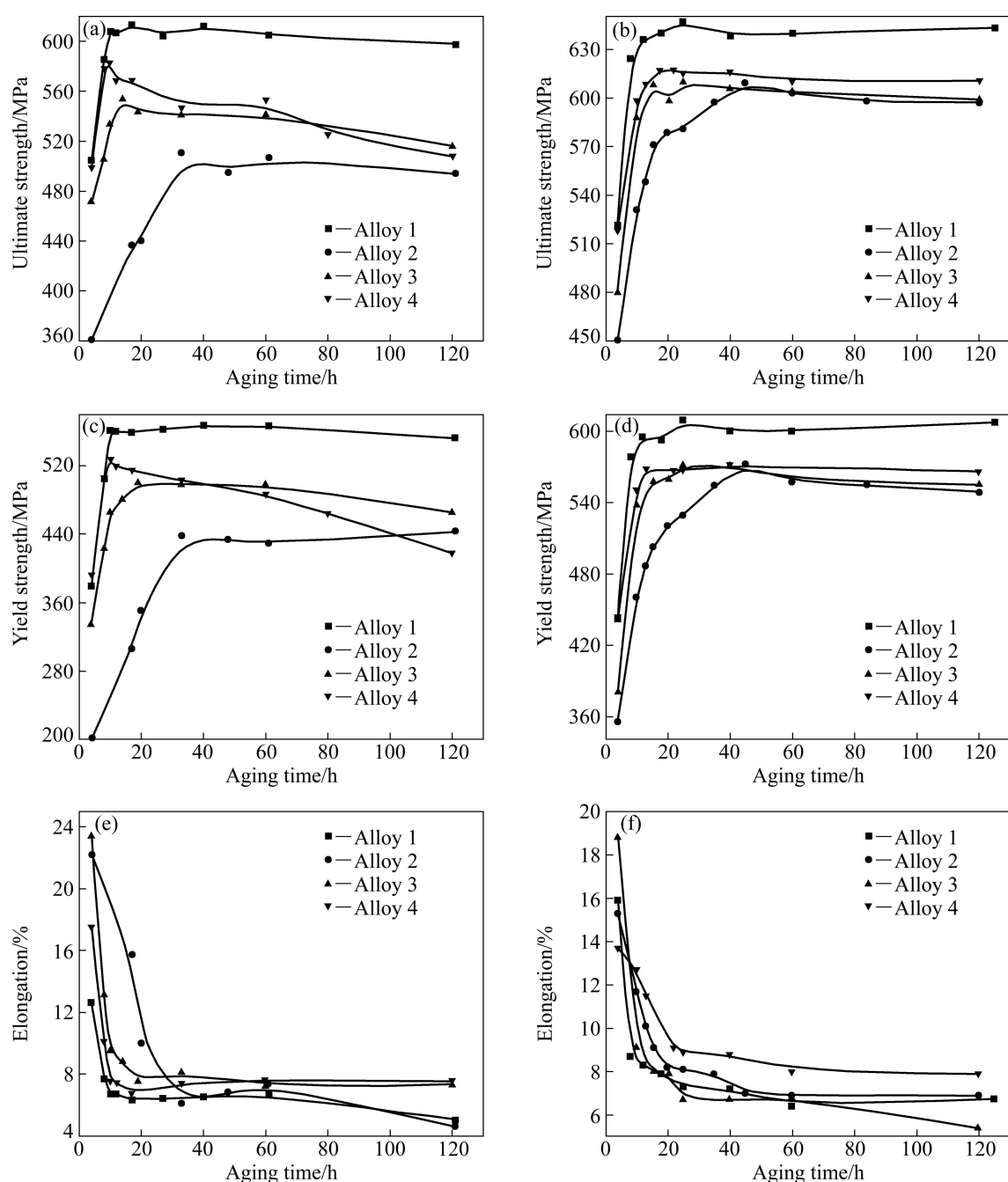


图 1 实验合金在 T6、T8 两种时效工艺条件下的拉伸性能曲线

Fig. 1 Aging curves of experimented alloys in T6 and T8 temper: (a), (c), (e) T6 temper; (b), (d), (f) T8 temper

表 2 实验合金峰时效条件下的力学性能数据

Table 2 Mechanical properties in the peak-aged condition for the experimented alloys

Alloy No.	T8 trmpcr				T6 temper				$\Delta\sigma_b/\text{MPa}$	
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$	Aged time/h	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$	Aged time/h	(T8-T6)	(T8-T6)
1	647.2	609.4	7.3	25	613.1	558.1	6.3	17	34.1	51.3
2	609.5	572.4	7.0	45	510.6	437.8	6.1	33	98.9	134.6
3	610.3	571.5	6.7	25	553.8	480.7	8.8	14	56.8	90.8
4	617.3	570.7	9.1	22	582.2	527.5	7.5	10	35.1	43.2

效动力学显著加快, 合金峰值时间大大提前。

2.2 SEM 观察

图 2 所示为合金 1 在 T8 峰时效条件下第二相粒子的 SEM 像及其 EDS 谱, 图 2(b)和(c)分别为图 2(a)中 A、B 点的 EDS 谱, 表 3 所列为 A、B 两点 EDS 分析的化学组成。由图 2 可知, 合金中存在两种第二相粒子, 一种是尺寸为 5~20 μm 的无规则形状的白色粒子, 如图 2(a)中 A 点; 另一种是尺寸为 5 μm 以下长条状的白色粒子, 如图 2(a)中的 B 点。由表 3 可知, A 粒子为 $\text{Al}_7\text{Cu}_2(\text{Fe}, \text{Mn})$, B 粒子为 Al_2Cu , 由此可见, Mg、Ag、Zn 元素均未进入到粗大第二相中。

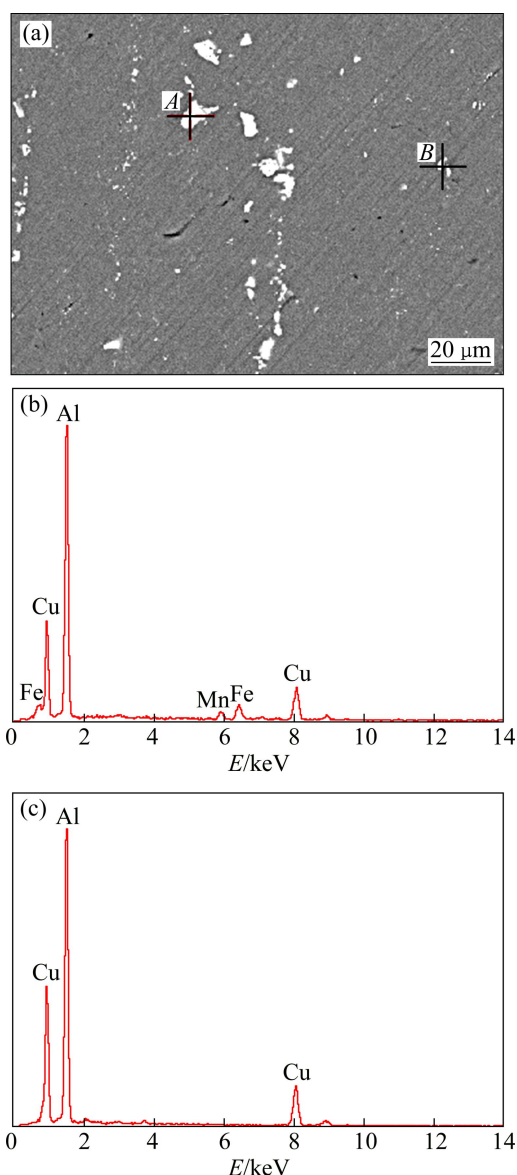


图 2 合金 1 在 T8 峰时效条件下 SEM 像及 EDS 谱
Fig. 2 SEM image and EDS patterns of alloy 1 under peak-aged condition in T8 temper: (a) SEM image; (b) EDS of point A; (c) EDS of point B

表 3 合金 1 在 T8 峰时效状态下的第二相及其化学组成

Table 3 Compositions of impurity phase from EDS analysis of alloy 1 in peak-aged T8 temper

Element	Point A		Point B	
	x/%	w/%	x/%	w/%
Al	74.30	56.04	77.66	59.62
Cu	18.2	32.33	22.34	40.38
Mn	2.52	3.87	—	—
Fe	4.97	7.76	—	—

2.3 TEM 观察

图 3 所示为合金 1 在 T8、T6 峰时效状态的 TEM 像及其相应的衍射花样。图 3(b)和(f)所示为电子束从基体 $\langle 001 \rangle_a$ 方向入射的衍射斑点, 可以观察到明亮的 T_1 相的斑点和 θ' 相的斑点, 表明合金中有 T_1 相和 θ' 相生成; 图 3(d)和(h)所示为电子束从基体 $\langle 112 \rangle_a$ 方向入射的衍射斑点, 可以观察到 S' 相和 T_1 相的斑点, 表明合金中有 T_1 相和 S' 相生成。由图 3(a)和(c)可以看出, 合金在 T8 峰时效状态下析出了大量分布密集、细小的 T_1 相, 并且还有少量的 S' 相和 θ' 相析出。与图 3(e)和(g)比较可以看出, 合金 1 在 T6 峰时效状态下析出相种类没有发生变化, 但其分布密度减小, 尺寸明显大于 T8 态下的。

图 4 所示为合金 2 峰时效状态的 TEM 像及其相应的衍射花样。由图 4(a)和(b)可见, 在 T8 态下, 合金 2 析出了大量的 θ' 相和 T_1 相, 与合金 1 相比(见图 3(a)和(c)), T_1 相分布比较稀疏, θ' 相的析出密度也有所降低, 但分布比较均匀; 由图 4(c)和(d)可知, 在 T6 态下, 合金 2 与合金 1 相比(见图 3(e)和(g)), 其 T_1 相粗大且分布十分稀疏, θ' 相的析出密度略有增加, 但非常粗大。由图 4(a)和(c)及图 4(b)和(d)比较可知, 合金 2 在 T8 态的 θ' 相和 T_1 相较 T6 态的细小, 且分布更密集, 差别非常显著, 结合表 2 可知, 合金 2 在 T8 态与 T6 态的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 差值分别为 98.9 和 134.6 MPa; 对比合金 1 的强度差值可知, 没有 Mg 元素存在的条件下, 单独添加 Ag、Zn 对提高 Al-Cu-Li 系合金强度的作用较小。

图 5 所示为合金 3 峰时效状态的 TEM 像及其相应的衍射花样。由图 5(a)和(b)可见, 在 T8 态下, 合金 3 析出了大量的 T_1 相、部分 θ' 相和少量的 S' 相, 其 T_1 相、 θ' 相及 S' 相析出密度较合金 1(见图 3(a)和(c))均有所减少; 由图 5(c)和(d)可知, 在 T6 态下, 合金 3 与合金 1 相比(见图 3(e)、(g)), 其 T_1 相、 S' 相析出密度大大减少, 且较粗大; θ' 相析出密度增加且尺寸较

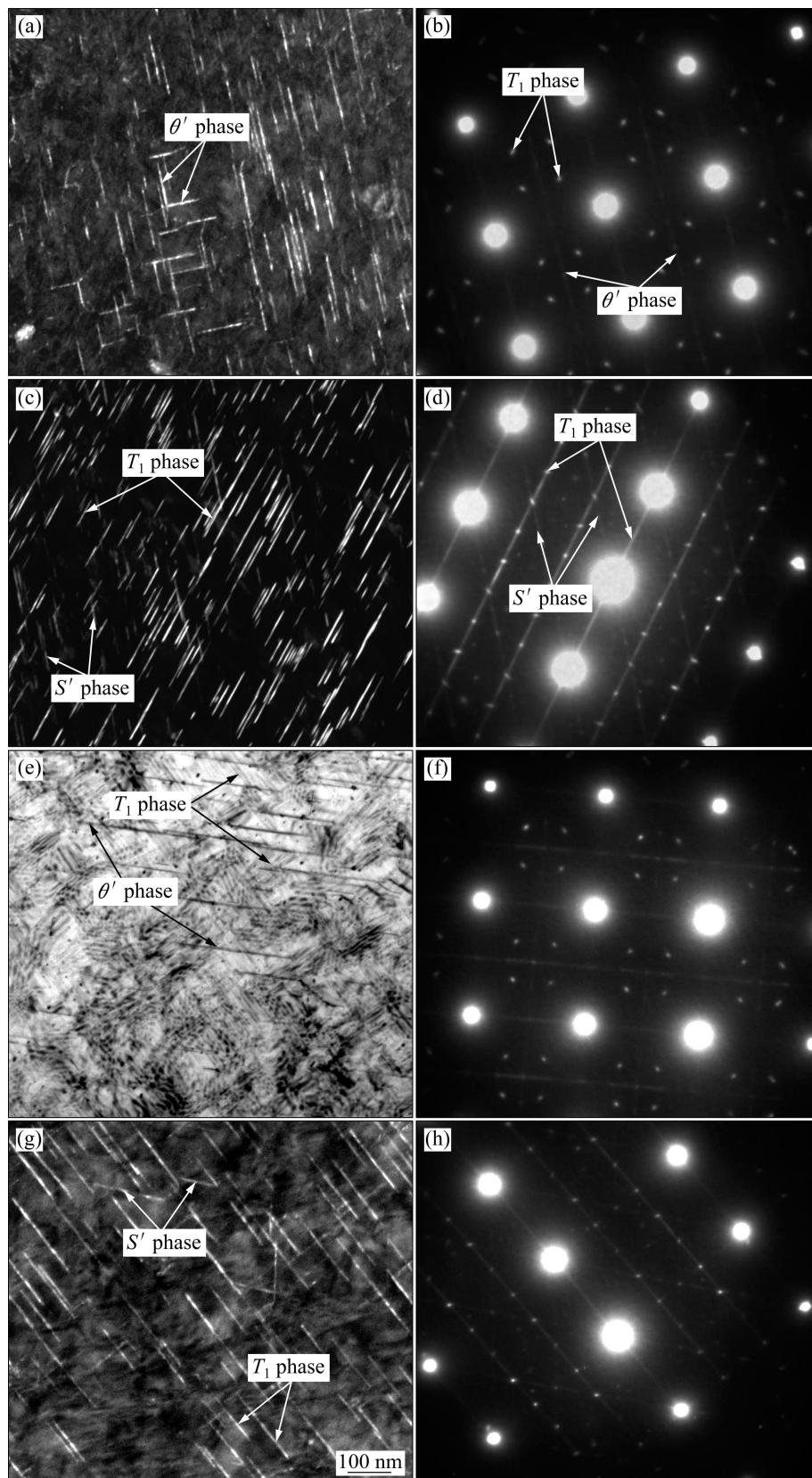


图 3 合金 1 峰时效条件下的 TEM 像和 SAED 衍射花样

Fig. 3 TEM images and SAED patterns of alloy 1 under peak-aged conditions: (a) DF from $\langle 001 \rangle_{\alpha}$ θ' phase; (b),(f) SAED patterns from $\langle 001 \rangle_{\alpha}$; (c),(g) DF from $\langle 112 \rangle_{\alpha}$ T_1 , S' phase; (d),(h) SAED patterns from $\langle 112 \rangle_{\alpha}$; (e) BF from $\langle 001 \rangle_{\alpha}$ (BF: bright filed image; DF: dark filed image); (a), (b), (c), (d) T8 temper; (e), (f), (g), (h) T6 temper

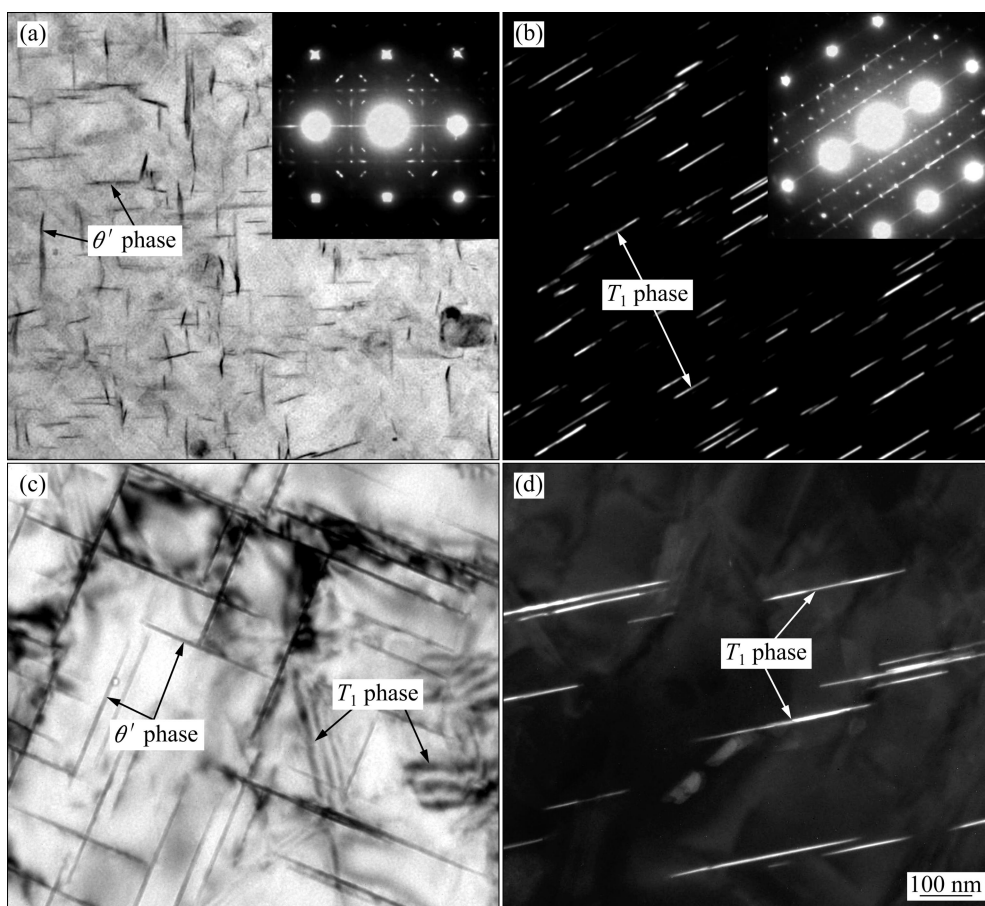


图 4 合金 2 峰时效条件下的 TEM 像和 SAED 衍射花样

Fig. 4 TEM images and SAED patterns of alloy 2 under peak-aged conditions: (a) BF from $\langle 001 \rangle_\alpha$ in T8 temper; (b) DF from $\langle 112 \rangle_\alpha$ in T8 temper, T_1 phase; (c) BF from $\langle 001 \rangle_\alpha$ in T6 temper; (d) DF from $\langle 112 \rangle_\alpha$ in T6 temper, T_1 phase

小。由图 5(a)和(c)及图 5(b)和(d)比较可知, 合金 3 在 T8 态下的 T_1 相较在 T6 态下的细小, 分布更加密集, 而 θ' 相的分布密度略有减小。由表 2 可知, 合金 3 在 T8 态与 T6 态的 σ_0 和 $\sigma_{0.2}$ 差值分别为 56.8 和 90.8 MPa, 明显小于合金 2 的, 这说明 Mg、Zn 的同时添加能缩小合金 T8 态与 T6 态下的强度差距, 并且其微合金化效果比合金 2 中 Ag、Zn 同时添加的要大。

图 6 所示为合金 4 峰时效状态的 TEM 像及其相应的衍射花样。由图 6(a)和(b)可见, 在 T8 态下, 合金 4 析出了少量的 θ' 相和大量的 T_1 相; 由图 6(c)和(d)可知, 在 T6 态下, 合金 4 析出了大量的 θ' 相和 T_1 相, 其 T_1 相析出密度明显大于合金 2 和 3 的, 但小于合金 1 的(见图 3(e)和(g)), 从衍射花样上观察不到 S' 相的析出。由图 6(a)和(c)及图 6(b)和(d)比较可知, 合金 4 在 T8 态下的 T_1 相较在 T6 态下的 T_1 相分布更为密集, 且较细小。由表 2 可知, 合金 4 在 T8 态与 T6 态的 σ_0 和 $\sigma_{0.2}$ 差值分别为 35.1 和 43.2 MPa, 明显小于合金 2

和 3 的, 接近合金 1 的。说明 Mg、Ag 同时添加能显著缩小合金在 T8 态与 T6 态下的强度差距, 其微合金化效果甚至大于合金 3 中 Zn、Mg 同时添加产生的效果。

3 分析与讨论

实验设计的 Al-Cu-Li 合金具有较高的 $n(\text{Cu})/n(\text{Li})$ 比和 $n(\text{Cu})/n(\text{Mg})$ 比, 其主要强化析出相为大量的 T_1 相、部分 θ' 相和少量的 S' 相, 合金强度主要由 T_1 相决定。

在 Al-Cu-Li 合金中, 元素与元素之间及元素与空位之间的相互作用对合金强化相的形核和析出过程有重要的影响, 直接关系到合金的最终力学性能。表 4 所列无限稀释固溶体中溶质与溶剂之间的自由焓^[7]。无限稀释固溶体中两元素之间的自由焓为负值,

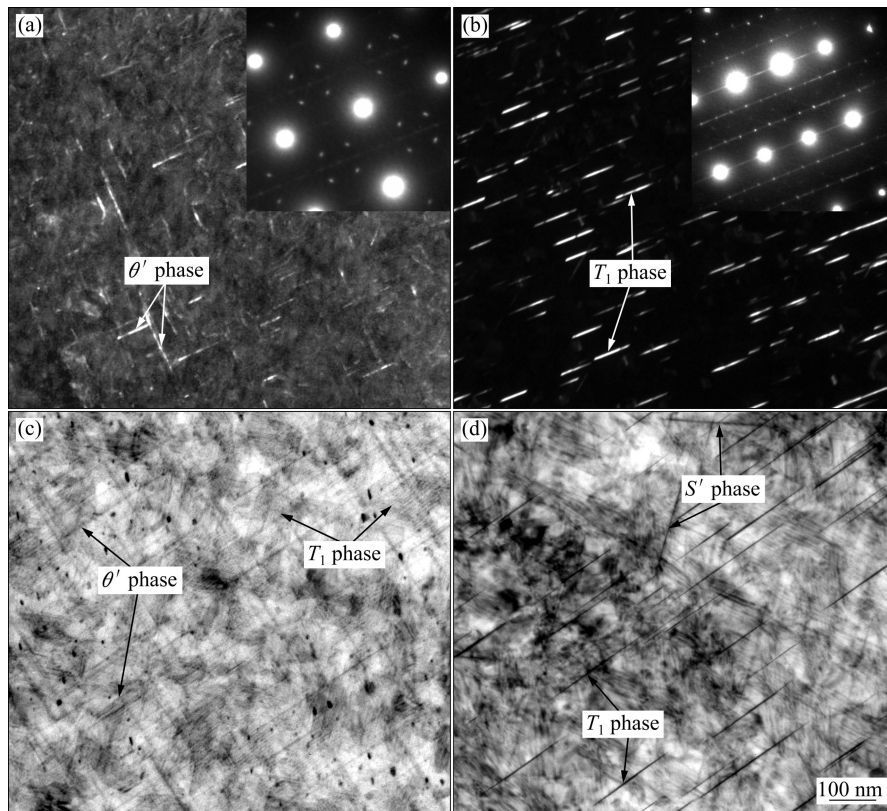


图 5 合金 3 峰时效条件下的 TEM 像和 SAED 衍射花样

Fig. 5 TEM images and SAED patterns of alloy 3 under peak-aged condition: (a) DF from $\langle 100 \rangle_\alpha$ in T8 temper, θ' phase; (b) DF from $\langle 112 \rangle_\alpha$ in T8 temper, T_1 phase; (c) BF from $\langle 001 \rangle_\alpha$ in T6 temper; (d) BF from $\langle 112 \rangle_\alpha$ in T6 temper

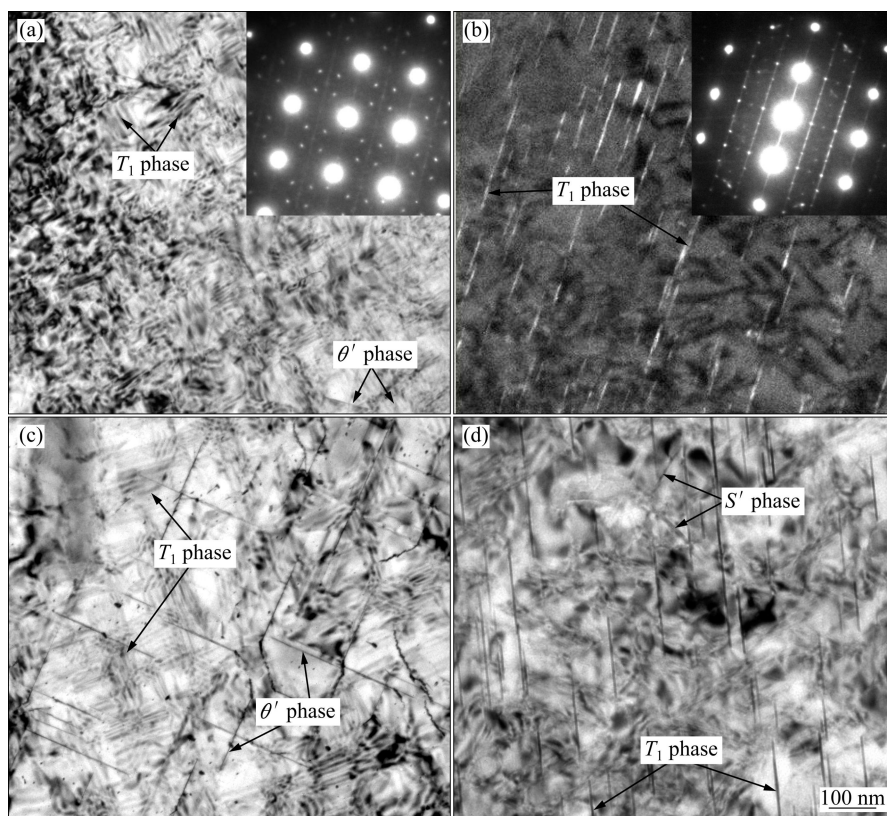


图 6 合金 4 峰时效条件下的 TEM 像和 SAED 衍射花样

Fig. 6 TEM images of alloy 4 under peak-aged condition: (a) BF from $\langle 001 \rangle_\alpha$ in T8 temper; (b) DF from $\langle 112 \rangle_\alpha$ in T8 temper, T_1 phase; (c) BF from $\langle 001 \rangle_\alpha$ in T6 temper; (d) BF from $\langle 112 \rangle_\alpha$ in T6 temper

表 4 无限稀释固溶体中溶质与溶剂之间的自由焓^[7]Table 4 Free enthalpy between solute and solvent in infinite dilution solid solution^[7]

Element	$\Delta H^0/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$					
	Al	Li	Cu	Mg	Ag	Zn
Al	—	-15	-34	-7	-17	2
Li	-13	—	-19	-1	-55	-26
Cu	-28	-18	—	-15	8	-14
Mg	-8	-1	-20	—	-42	-15
Ag	-18	-65	10	-40	—	-16
Zn	2	-28	-16	-13	-14	—

且绝对值越大则表明该原子对在热力学上越稳定, 越容易形成, 它们之间的相互作用越强烈。

3.1 T6 时效态

由以上结果可知, 含 Mg 合金的时效动力学显著加速, 合金峰值时效时间提前, 合金强度大大提高。大量研究表明, Mg 的添加促进 GP 区的形成^[8-11], 而 GP 区作为合金时效早期 T_1 相的有利均匀形核位置, 可以有效促进 T_1 相的形成。合金中添加微量 Mg 后, 由于 Mg 原子与空位(V)之间高的结合能($E_{\text{Mg-V}}=0.4 \text{ eV}^{[12]}$), 在固溶淬火过程中, 大量过饱和的空位易被 Mg 原子俘获形成 Mg-V 对, 并形成了大量的 Mg-Cu-V 团簇, 为低温时效过程提供了大量有效的可动空位, 从而促进了 GP 区的形成^[9]。HUANG 等^[11]发现: Al-Cu-Li-Zr 合金中单独添加 Mg, 在时效早期就有 GP 区形成, 而不加 Mg 的合金并不析出 GP 区, 且含 Mg 合金的 T_1 相远多于不含 Mg 合金的。ITO 等^[9]发现: 在无 Mg 铝锂合金中, T_1 相只能在含 Zr 粒子周围的位错环上析出, 而在含 Mg 合金中发现了三类 T_1 相形核点, 包括八面体空洞、 $\{111\}$ GP 区和位错环, 因而含 Mg 合金获得更加细小弥散分布的 T_1 相。

在 Al-Cu-Li-Zr 合金中单独添加 Ag 元素对合金的时效动力学影响不大, Ag 主要是与 Mg 元素一起起作用^[11, 13-14]。MURAYAMA M 等^[15]发现: 为了减小 T_1/α 界面的共格应变, Mg、Ag 原子有强烈地在 T_1/α 宽界面上偏聚的趋势, 王瑞琴^[14]通过三维原子探针(3DAP)实验也观察到 Mg、Ag 原子在 T_1/α 界面偏聚。由表 4 可知, Ag-Li 原子对最易形成, Mg-Ag、Cu-Mg、Cu-Li 原子对亦可形成。有研究表明^[16], 在含 Li 铝合金中, Ag-Mg 团簇并未形成, 可见 T_1 相与 Ω 相的形成机制并不相同。本文作者认为, Ag、Mg 同时添加促进 T_1 相析出的过程可以推测如下: 在时效初期, 合金中形成了 Cu-Mg-V 团簇和具有最强相互作用的 Ag-Li-V 团

簇, 在随后的时效过程中, 促使具有较强相互作用的 Cu、Li 原子扩散到团簇周围, 使团簇溶解形成更加稳定的三元 T_1 相。有研究证明^[17], Al-Cu-Li 合金中 T_1 相也可以按层错机制形核方式长大, Ag、Mg 都能显著降低 Al 合金的层错能, 有利于层错的形成, 而这些层错为晶体结构是密排六方的 T_1 相形核提供了所需要的结构起伏条件, 从而促进了 T_1 相的析出。另外, Mg、Ag 的同时存在可以显著增加 $\{111\}$ GP 区的数量, 增加 T_1 相的形核位置, 因而合金强度提高^[9]。

目前, 研究较多的是没有 Ag 存在条件下的 Al-Cu-Li-Zr 合金中 Zn 元素的作用^[18-19]。铝锂合金中添加 Zn 主要是起到固溶强化和提高抗腐蚀性能的作用^[20-21]。有研究表明^[18-19], 单独添加 Zn 对合金的力学性能和微观组织影响不大。时效早期, 单独添加 Zn 元素并不能促进 GP 区的形成, 只有在 Mg 存在的条件下才能促进 GP 区的形成, 进而促进 θ' 相和 T_1 相的析出, 提高合金力学性能。魏修宇^[22]研究了 Al-2.8Cu-1.48Li-0.37Mg-0.53Zn-0.25Mn-0.12Zr 合金, 通过 3DAP 发现, Mg 和 Zn 原子也在 T_1 相附近偏聚。由表 4 可知, Zn-Li 原子对的相互作用也非常强烈, Zn 元素可能在促进 T_1 相析出方面具有与 Ag 元素类似的作用^[20]。另外, Zn 在 Al 中的固溶度很大, 这可能与 Zn 可降低合金的层错能有关。

Mg、Ag 以及 Zn 的同时存在保证了新设计 Al-Cu-Li 合金具有最高的强度。在无 Mg 条件下, Ag、Zn 不能促进 GP 区形成^[11, 13-14, 18-19], 对合金的后续时效析出影响较小, 因此合金 2 形成的 T_1 相少且粗大, 强度很低。合金 3 的强度比合金 2 的大大增加, 这是因为 Mg、Zn 同时存在, 在一定程度上促进了 T_1 相的析出, 提高了合金在 T6 态下的强度^[18-20]。合金 4 的强度比合金 3 的有所提高, 主要是 Mg、Ag 同时存在显著促进 T_1 相析出的结果^[11, 13-14], 保证了合金 4 即使在 T6 态下也具有非常高的强度。

3.2 T8 时效态

由表 2 可知, 时效前的预变形降低了新设计合金与另外 3 种合金的强度差值, 表明预变形在提高合金强度的同时, 削弱了 Mg、Ag、Zn 微合金化元素对时效硬化过程的影响。这是由于时效前预变形形成的大量位错成为 T_1 相的主要形核点, 各种合金中的位错密度差别较小造成的。值得指出的是, 合金 2、3 和 4 的强度基本相当, 其与 T6 态下各合金的强度差值依次减少。这从另一方面表明: 同时添加 Mg、Ag 的强化效果最好, 同时添加 Mg、Zn 的次之, Ag、Zn 添加的强化效果最差; 同时添加 Mg、Ag、Zn 能充分发

挥各元素的微合金化作用,保证合金具有最高的强度。

4 结论

1) 新设计的 Al-Cu-Li 合金在 T6 时效态下的 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 和 δ 分别为 613.1 MPa、558.1 MPa 和 6.3%; 在 T8 时效态下的 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 和 δ 分别为 647.2 MPa、609.4 MPa 和 7.3%。该合金的主要强化析出相为大量的 T_1 相、部分 θ' 相和少量的 S' 相,其中 T_1 相起到主要强化作用。

2) 2 在 T6 态下, Mg 和 Ag 的同时添加大大促进了 T_1 相的析出,增加合金强度; Zn 的作用与 Ag 的类似,与 Mg 同时添加可提高合金的时效强化效果。Mg、Ag、Zn 3 种微合金化元素中, Mg 元素的微合金化效果最强,同时添加 Mg、Ag 和 Zn 或 Mg 和 Ag 或 Mg 和 Zn 均能提高合金时效强化效果;而单独添加 Ag、Zn 对合金的强化效果较小。

3) 在 T8 态下, Mg、Ag、Zn 元素均不参与合金中第二相的组成。时效前的预变形促进了 T_1 相的析出,削弱了 Mg、Ag、Zn 微合金化元素对合金时效析出过程的影响,减小了 Mg、Ag、Zn 三元微合金化与另外 3 种两元微合金化合金峰值强度的差异。

REFERENCES

- [1] JIANG Na, GAO Xiang, ZHENG Zi-Qiao. Microstructure evolution of aluminum lithium alloy 2195 undergoing commercial production[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(5): 740-745.
- [2] CHATUVEDI M C, CHEN D L. Effect of specimen orientation and welding on the fracture and fatigue properties of 2195 Al-Li alloy[J]. Material Science and Engineering A, 2004, 389: 465-469.
- [3] BAIRWA M L, DESAI S G, DATE P P. Identification of heat treatments for better formability in an aluminum lithium alloy sheet[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14(5): 623-633.
- [4] VANDERKOOI D C, PARK W, HILTON M R. Characterization of cryogenic mechanical properties of aluminum-lithium alloy C458[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(11): 1185-1190.
- [5] ROMIOS M, TIRASCHI R, PARRISH C, BABEL H W, OGREN J R, SAID S E. Design of multistep aging treatments of 2099(C458)Al-Li alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14(5): 641-646.
- [6] SAE-AMS4206B. Aluminum alloy, plate (7055-T7751), 8.0Zn-2.3Cu-2.0Mg-0.16Zr, solution heat treated, stress relieved, and overaged[S]. SAE Aerospace Council, 2011.
- [7] NIESSEN A K, DE BOER F R, BOOM R, CHATEL P F, MATTENS W C M, MIEDEMA A R. Model predictions for the enthalpy of formation of transition metal alloys II[J]. Calphad, 1983, 7(1): 51-70.
- [8] HIROSAWA S, SATO T. Atomistic behavior of microalloying elements in phase decomposition of Al based alloys[J]. Materials Science Forum, 2002, 396/402: 649-654.
- [9] ITOH G, CUI Q, KANNO M. Effects of a small addition of magnesium and silver on the precipitation of T_1 phase in an Al-4%Cu-1.1%Li-0.2Zr alloy[J]. Materials Science Engineering A, 1996, 221: 128-137.
- [10] HIROSAWA S, SATO T, KAMIO A. Effects of Mg addition on the kinetics of low-temperature precipitation in Al-Li-Cu-Ag-Zr alloys[J]. Materials Science Engineering A, 1998, 242: 195-201.
- [11] HUANG B P, ZHENG Z Q. Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions in properties precipitation process and precipitation kinetics of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr-Ti alloys[J]. Acta Mater, 1998, 46(12): 4381-4393.
- [12] NIE J F, MUDDLE B C, AARONSON H I, RINGER S P, HIRTH J P. On the role of clusters during intragranular nucleation in the absence of static defects[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(6): 1649-1658.
- [13] 王瑞琴, 郑子樵, 陈圆圆, 李世晨, 魏修宇. Ag、Mg 合金化对 Al-Cu-Li 合金时效特性和显微组织的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(4): 622-626.
- [14] 王瑞琴, 2050 合金微合金化及其组织和性能的研究[D]. 长沙: 中南大学, 2008.
- [15] WANG Rui-qin, ZHENG Zi-qiao, CHEN Yuan-yuan, LI Shi-chen, WEI Xiu-yu. Effects of Ag, Mg micro-alloying on aging characteristics and microstructure of Al-Cu-Li alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(4): 622-626.
- [16] MURAYAMA M, HONO K. Role of Ag and Mg on precipitation of T_1 phase in an Al-Cu-Li-Mg-Ag alloy[J]. Scripta Mater, 2001, 44: 701-706.
- [17] HONMA T, YANAGITA S, HONO K, NAGAI Y, HASEGAWA M. Coincidence doppler broadening and 3DAP study of the pre-precipitation stage of an Al-Li-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Acta Materialia, 2004, 52: 1997-2003.
- [18] NOBLE B, THOMPSON G E. T_1 (Al_2CuLi) precipitation in aluminum-copper-lithium alloys[J]. Metal Science Journal, 1972, 6: 167-174.
- [19] 朱小辉, 郑子樵, 钟申. Mg 和 Zn 对 2099 合金时效组织与拉伸性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(10): 1861-1867.

- ZHU Xiao-hui, ZHENG Zi-qiao, ZHONG Shen. Effect of Mg and Zn on microstructure and tensile properties of 2099 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(10): 1861–1867.
- [19] 魏修宇, 郑子樵, 余玲娟, 陈秋妮, 李世晨. Mg、Zn 在 2099 铝锂合金中的微合金化作用[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(9): 1583–1587.
- WEI Xiu-yu, ZHENG Zi-qiao, SHE Ling-juan, CHEN Qiu-ni, LI Shi-chen. Microalloying roles of Mg and Zn additions in 2099 Al-Li alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(9): 1583–1587.
- [20] 郑子樵, 李劲风, 陈志国, 李红英, 李世晨, 谭澄宇. 铝锂合金的合金化与微观组织演化[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2337–2341.
- ZHENG Zi-qiao, LI Jin-feng, CHEN Zhi-guo, LI Hong-ying, LI Shi-chen, TAN Cheng-yu. Alloying and microstructural evolution of Al-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(10): 2337–2341.
- [21] RIOJA R, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(9): 3325–3337.
- [22] 魏修宇. 高性能中强耐损伤铝锂合金的组织结构、热处理与性能关系研究[D]. 长沙: 中南大学, 2009.
- WEI Xiu-yu. Relationship between microstructure heat treatment and properties of moderate strength high damage tolerant Al-Li alloy[D]. Changsha: Central South University, 2009.
- (编辑 何学锋)