2016年1月 January 2016

文章编号: 1004-0609(2016)-01-0007-09



新型 Al-Cu-Li-X 合金热处理强化及组织特征

李树飞^{1,2}, 尹登峰^{1,2,3}, 余鑫祥^{1,2}, 潘康观^{1,2}, 袁新雄^{1,2}, 房洪杰³

(1. 中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083;
2. 中南大学 有色金属先进结构材料与制造协同创新中心,长沙 410083;
3. 烟台南山学院 工学院,烟台 265713)

摘 要:采用正交试验及其方差分析、最小显著差数(LSD)法研究新型 Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr-Ce 合金的固溶和时效 热处理工艺,并采用电导率、SEM、EDX、TEM 等测试手段对合金热处理过程中组织结构和性能进行分析。结 果表明: 该合金在固溶(520 ℃,1.5 h,水冷)和时效(180 ℃,18 h,空冷)处理后,T6 态显微硬度比轧制态的提高 100.8%,T87 态强度值达到 623 MPa。固溶过程中,大量 Ce、Cu、Mg、Zr 溶于基体起到固溶强化作用;时效时 细小片状强化相 *T*1和薄盘状 θ[']相均匀弥散在基体中析出,具有强烈沉淀强化效果。

关键词: Al-Cu-Li 合金; 热处理; 正交实验; 力学性能 中图分类号: TG146 **文献标志码:** A

铝锂合金属可热处理强化型合金,因其具有低密 度、高弹性模量、高比强度和比刚度、疲劳裂纹扩展 率低等优势,被广泛认为是21世纪航空航天及军工领 域最理想的轻质高强结构材料之一[1]。近年来,国内 外专家学者在研究 Al-Cu-Li 系合金热处理强化及其组 织与性能的关系方面做了大量工作,认为 Al-Cu-Li 系 合金沉淀特征取决于(Cu+Li)总量、w(Cu)/w(Li)比和合 金化元素含量,强化相包括 GP 区、 θ''/θ' 、 T_1 和 δ' 相 等,它们之间的竞争析出动力学及强化受固溶时效机 制、变形工艺等影响,其具备超高强度是因时效处理 析出的主要强化相δ'、T1和θ'所致^[2-5]。其中,第三代 新型铝锂合金 2195、2099、2199、2397 等研究开发均 是以高强可焊性 Al-Cu-Li-Ag-Mg 系 Weldalite[®]049 合 金为基础, 侧重于改变 w(Cu)/w(Li)、w(Cu)/w(Mg)比 以及调整优化合金元素成分与时效处理工艺;特别是 稀土元素的加入,有效减小晶粒尺寸、促进析出相 θ' 和 T₁弥散分布,显著改善合金强度、塑韧性以及降低 铝锂合金板材各向异性[6-8]。但由于多种合金化元素的 加入提高了各组元间交互作用的复杂性和多层次结构 与合金性能的可变性^[9-10],而关于 Al-Cu-Li-X 合金显 微组织结构及其性能在整个固溶淬火和时效热处理工 艺过程中的演变规律方面鲜有研究报道。因此,本文 作者采用多重观测值的 L₉(3⁴)正交试验方法,结合直 观与方差法分析固溶温度、固溶时间、时效温度、时

效时间对Al-Cu-Li-X合金硬度和强韧性等综合性能的 影响,旨在通过合理的固溶、时效热处理精准地控制 合金中的组织变化从而提高其综合性能,确定一种新 型 Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr-Ce 合金的最佳热处理工艺,并 对热处理过程中合金组织和性能进行研究,为合金最 佳热处理工艺的制定提供理论基础和实验依据。

1 实验

以高纯铝、纯锂、纯镁、纯银和中间合金 Al-Cu、 Al-Zr、Al-Ce 为原料,在低频电阻丝石墨坩埚炉中用 LiF 和 LiCl 按质量比 1:2 混合的精炼剂进行熔炼,用 六氯乙烷除气,熔液浇注时通氩气保护,制备了成分 为 Al-5.8Cu-1.3Li-0.4Ag-0.4Mg-0.14Zr-0.11Ce 的合金 铸锭。铸锭在盐浴炉中进行((470℃,8h)+(500℃,8 h)+(510 ℃, 8 h))三级均匀化处理, 经切头、铣面后 (450 ℃, 3 h)预热, 热轧至厚度为 6 mm 的板材, 经 (450 ℃, 2.5 h)中间退火后冷轧至 2 mm 薄板, 随后进 行固溶处理,立即水淬,时效(冷轧预变形量 7%)后采 用空冷。确定热处理工艺中固溶温度、固溶时间、时 效温度、时效时间 4 个因素 3 个水平,设计 L₉(3⁴)正 交 实 验 如

基金项目: 总装备部重点基金资助项目(6140506); 山东省科技发展计划项目(2014GGX102006)

8

收稿日期: 2015-06-29; 修订日期: 2015-10-26 通信作者: 尹登峰,副教授,博士; 电话: 13873136610; E-mail: dfyin@126.com

表1所列。

采用 HV-10B 型小负荷维氏显微硬度计进行硬度 测试,负荷 4.9 N,加载时间 30 s。采用 D60K 型数字 金属测量仪测固溶处理时合金电导率值,取 3 次测量 结果的平均值。室温拉伸实验在美国 Instron3369 型力 学试验机上进行,拉伸速度 2 mm/min。在配有 GENESIS60S 型能谱仪的 KYKY-1000 型扫描电镜上 进行 SEM 和 EDX 分析。透射试样经人工减薄至 0.1~0.08 mm 后冲载成直径 3 mm 的薄片,用液氮冷却 至-20~-35 ℃,在 MTP~I 型双喷电解减薄仪上减薄, 电解液采用 25%硝酸和 75%甲醇(体积分数)混合溶 液,在 TECNAIG²20 型透射电镜上观察显微组织。

2 实验结果

2.1 正交试验分析

硬度可理解为材料抵抗变形或破坏的能力,是材 料弹性、塑性、强度和韧性等力学性能的综合指标, 因此本次多重观测值的正交试验结果以硬度值作为评 判指标,设计正交实验如表2所列。

通过对极差 R 的直观分析可知, A(固溶温度)及 B(固溶时间)对硬度值影响较大,且固溶温度为主要影 响因素; C(时效温度)和 D(时效时间)均为次要因素,

表1 热处理工艺的正交实验因素水平

 Table 1
 Levels and factors of orthogonal experiment of heat treatment

Level –		Factor		
	A, solution temperature/°C	<i>B</i> , solution time/min	<i>C</i> , aging temperature/°C	D, aging time/h
1	510	40	170	12
2	515	60	180	16
3	520	90	190	20

表2 L₉(3⁴)正交实验设计及硬度测试值

Table 2	Values of	orthogonal	design and	hardness	test result
---------	-----------	------------	------------	----------	-------------

Sample No		Leve	l No.				HV _{0.5}		
Sample No.	A	В	С	D	Hardness 1	Hardness 2	Hardness 3	Sum	Avg
1	1	1	1	1	196	190	204	590	196.7
2	1	2	2	2	210	209	218	637	212.3
3	1	3	3	3	208	201	212	621	207.0
4	2	1	2	3	214	219	201	634	211.3
5	2	2	3	1	212	216	219	647	215.7
6	2	3	1	2	216	220	222	658	219.3
7	3	1	3	2	226	213	221	660	220.0
8	3	2	1	3	223	229	226	677	225.7
9	3	3	2	1	238	234	226	698	232.7
T_{1i}	1848	1884	1925	1935	1943	1931	1949	5822	
T_{2i}	1939	1961	1969	1955					
T_{3i}	2035	1977	1928	1932					
$\overline{T_{1i}}$	205.33	209.33	213.89	215.00					
$\overline{T_{2i}}$	215.44	217.89	218.78	217.22					
$\overline{T_{3i}}$	226.11	219.67	214.22	214.67					
R	20.778	10.334	4.889	2.555					

对合金硬度指标影响不大,即各因素对硬度指标影响 作用强弱顺序为 A > B > D > C,初步得到较好的热处 理工艺 $A_3B_3C_2D_2$,将其命名为试验 10,即固溶(520 °C, 1.5 h,水冷)和时效(180 °C, 16 h,空冷),按此热处理 工艺所得硬度值为 243HV_{0.5}。由于正交实验的直观分 析不能给出误差估计,将直接影响结果分析的准确性, 尤其针对有重复且采取随机区组设计的正交实验,误 差估计至关重要,因此,通过多因素方差分析将各因 子对硬度的显著性影响进行分析计算,如表 3 所列(检 验水平 α =0.05)。

根据表 3 中 F 值与临界值比较可知,固溶温度及 固溶时间对实验结果影响是极其显著的,与极差 R 分 析结果一致,但得出区组误差对实验结果显著性影响 是直观分析不能得到的,突出方差分析的准确性,说 明试验各因素间存在交互作用,各因素所在列将出现 交互作用的混杂,此时各因素水平间的差异不能真正 反映因素的主效,需进行试验处理间的多重比较(LSD 法)如表 4 所列,以期得到最优水平组合。

其中,最小显著差数标准值 LSD_{0.05}=t_{0.05}(16)×

表3 有重复观测值正交试验方差分析表

 $S_{\overline{r},-\overline{r}} = 10.65$, $LSD_{0.01} = t_{0.01}(16) \times S_{\overline{r},-\overline{r}} = 14.68$

如表 4 所列可知,样品 9 除与样品 8 平均硬度值 间差异不显著外,与其余样品平均硬度值间差异极显 著或显著(与试验 7、6 号)。因此,该实验最优水平组 合为第 9 号试验处理 $A_3B_3C_2D_1$,即固溶(520 °C,1.5 h, 水冷)和时效(180 °C,12 h,空冷),按此热处理工艺所 得合金硬度值为 233HV_{0.5}。

2.2 合金组织与性能变化规律

2.2.1 固溶处理组织与性能分析

对正交试验结果进行单因素实验验证,为合金最 佳热处理工艺制定提供实验依据。合金在不同温度下 进行固溶处理得到的 SEM 像如图 1 所示。

在 520 ℃下固溶 1.5 h 后,大部分过剩相粒子溶入 到 α(Al)基体中,尺寸和数量明显减少,另有少许小尺 寸残留相;延长固溶时间,溶入基体的第二相粒子较 少,且残留相的尺寸和数量没有明显改变;而(525 ℃, 40 min)固溶后合金基体中未溶第二相粒子偏聚长大, 固溶效果下降。对(520 ℃,2 h)固溶后基体中未溶残

Error source	DevSa S	Variance f	Byedey v	<i>F</i> value	$E_{0.0.5}(2, 16)=3.63$
Endr Source	Deroq, S	variance, j	Breact, r	1 Vulue	1 0.0.5(2,10) 5.05
Factor A	1943.185	2	971.593	25.665	**
Factor B	549.407	2	274.704	7.256	**
Factor C	134.296	2	67.148	1.774	
Factor D	34.740	2	17.37	0.459	
Block error, f_r	449.963	2	224.982	5.943	**
Test error, $f_{\rm e}$	605.704	16	37.857		
Sum	3717.295	26			

 Table 3
 Variance analysis results of repeated observations orthogonal experiment

表 4	各试验处埋半均数间的多重比较(LSD)	(法)

 Table 4
 Test processing multiple comparisons between average(LSD)

Sample No.	Avg, \overline{T}	\overline{T} -196.7	\overline{T} –207	<i>T</i> −211.3	<i>T</i> −212.3	<i>T</i> −215.7	<i>T</i> −219.3	\overline{T} –220	<i>T</i> −225.7
9	232.7	36.0**	25.7**	21.4**	20.4**	17.0**	13.4*	12.7*	7.0
8	225.7	29.0**	18.7**	14.4*	13.4*	10.0	6.4	5.7	
7	220.0	23.3**	13.0*	8.7	7.7	4.3	0.7		
6	219.3	22.6**	12.3*	8.0	7.0	3.6			
5	215.7	19.0**	8.7	4.4	3.4				
2	212.3	15.6**	5.3	1.0					
4	211.3	14.6*	4.3						
3	207.0	10.3							
1	196.7								



图1 合金试样经不同固溶热处理工艺后的背散射 SEM 像

Fig. 1 Backscattered SEM images of alloy after different solution treatments: (a) 520 $^{\circ}$ C, 1 h; (b) 520 $^{\circ}$ C, 1.5 h; (c) 520 $^{\circ}$ C, 2 h; (d) 525 $^{\circ}$ C, 40 min

留第二相进行 EDX 谱分析如图 2 所示,表明合金在 a(Al)基体上分布着多种合金相及组织,其中残留难溶 第二相主要是三类粒子,即分布较多富铜相 Al₂Cu(箭 头 1)、形状规则富铁相 Al₇Cu₂Fe(箭头 2)、粒子偏聚 最多含铈相 Al₈Cu₄Ce(箭头 3),这 3 种粒子的形貌和 分布对合金固溶态性能有一定影响。另外还存在少量 亮白色衬度为 ZrAl₃(箭头 4)、易与 Al₂Cu 相邻的灰色 衬度为 Al₂CuMg(箭头 5)。

试样合金经 520 ℃固溶处理不同时间所得硬度值 及电导率变化如图 3 所示。固溶体中溶质原子浓度越 高表示溶质原子溶入溶剂晶格的数量越多,固溶强化 效果越好,而其引起溶剂晶格畸变区越大,电子的散 射能力也就变强,导致电阻率增大,即电导率就越小。 由图 3 可知,合金在 520 ℃固溶 1.5 h 后,硬度值达到 最大值,电导率变化亦很小,趋于平缓,从而得出合 金固溶处理最佳工艺为(520 ℃, 1.5 h)。

2.2.2 时效处理组织与性能分析

将试样在相同固溶(520 ℃, 1.5 h, 水冷)处理后进

行不同温度下时效 12 h 得合金 T6 态力学性能如表 5 所列。对于时效(170 ℃, 12 h)处理所得力学性能明显 较低,而较高温度的时效(190 ℃, 12 h)所得硬度和抗 拉强度值虽稍高于 180 ℃时效处理的,但高温时效加 快过饱和空位扩散速率,使其快速移动到位错等缺陷 处湮灭导致晶内缺陷密度降低,易使强化相 *T*₁在晶界 或亚晶界析出,降低晶内强化作用,亦会使强化相分 布不均匀^[11],影响合金性能。试验 9 和 10 的区别在 于时效时间不同而导致硬度值指标有差异,为确定合 金最佳热处理工艺,在 180 ℃时效不同时间得出合金 力学测试结果,如表 6 所列。

相比而言,经时效处理(180 ℃,18 h)所得合金力 学性能具有最好的强韧性配合,虽然硬度指标与样品 10 的相同,伸长率相差不大,均大于 7%,但抗拉强 度和屈服强度分别高 6.7、15.5 MPa,继续延长时效时 间,硬度、强度值均明显降低,仅伸长率升高,故而 得出合金 T6 态的最佳热处理工艺(520 ℃,1.5 h+180 ℃,18 h)。合金经固溶(520 ℃,1.5 h)处理后将

12	
Т	

8

7



图 2 合金基体中(520 ℃, 2 h)固溶后残留第二相 EDX 分析

Fig. 2 EDX analysis of residual phase of alloy after solid solution at (520 °C, 2 h): (a) Backscattered SEM image; (b)~(f) EDX pattern of points 1–5 in Fig. 2(a)





态试样于 180 ℃时效不同时间得室温拉伸强度曲线如 图 4 所示。

图 5 所示为合金按最佳热处理工艺得到样品 T6、 T87 态 TEM 像,结合试样 T87 态电子衍射斑点分析,

表 5 合金试样在不同温度下时效 12 h 的力学性能 (*T*6) **Table 5** Mechanical properties of alloy aged at different temperatures for 12 h (*T*6)

Temperature/°C	Hardness, HV	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\sigma_{0.2}/\mathrm{MPa}$	δ /%
170	226	541.1	494.2	8.1
180	233	554.9	505.8	7.9
190	234	556.3	503.8	7.6

表6 合金试样在180℃时效不同时间的力学性能(76)

Table 6 Mechanical properties of the alloy aged at 180 $^{\circ}$ C for different times (*T*6)

Time/h	Hardness, HV	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\sigma_{0.2}/\mathrm{MPa}$	δ /%
16	243	564.6	509.3	7.6
18	243	571.3	524.8	7.1
20	241	565.2	510.3	6.5
22	242	563.5	511.4	6.8
26	228	547.5	491.9	8.1



图 4 合金在 T87 态 180 ℃时效不同时间的室温力学性能 **Fig. 4** Mechanical properties of alloy aged at 180 ℃ for different time (T87)

在铝基体衍射斑周围形成"十字花"的典型结构,基体 对角线 1/3 处斑点表示 *T*₁相,过基体斑点而平行于 〈100〉方向的白色亮线代表 θ′/θ″相。由此可知,新型 Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr-Ce 合金时效析出沉淀强化相主要 为 T₁(Al₂CuLi)、θ′(Al₂Cu),存在少量立方相(Al₅Cu₆Li₂) 粒子^[12-13],稀土 Ce 的添加对 Al-Cu-Li-X 合金主要强 化相种类的析出影响不大,且 T87 状态下 *T*₁、θ′相更 加细小弥散地在基体中均匀析出。

3 分析和讨论

Al-Cu-Li-X 合金系脱溶强化型铝合金,合理的热处理工艺将显著提高其综合性能,特别是稀土元素 Ce的加入,在基体中与其他合金化元素间的交互作用影响合金析出相数量、尺寸大小以及分布情况。其中 Ce与主元素间交互作用强度 $W^{[14]}$ 表示为 $W = \varepsilon_r^2 + N_r^2$, ε_r 为原子尺寸因素, N_r 为电负性因素, W越大则元素间形成化合物趋势越强,即固溶度越低。Ce与 Al之间的交互作用强度 W为 3.55, Ce与 Cu之间的 W为 11.7,即Ce除少量固溶于Al基体中,多数以化合物Al₈Cu₄Ce存在;Al与 Cu之间的 W为 1.13,Al与 Mg之间的 W为 1.07,Ce与 Mg之间的 W仅为 0.98。另



图 5 T6、T87 态合金试样峰时效 TEM 像和 SAED 谱

Fig. 5 TEM images and SAED patterns of samples under T6 and T87 conditions: (a) BFTM(Bright field TEM micrographs) close to $\langle 100 \rangle$ zoon axis under T6 temper; (b) BFTM close to $\langle 111 \rangle$ zoon axis under T6 temper; (c) BFTM close to $\langle 112 \rangle$ zoon axis under T87 temper; (d) SAED patterns close to [100] zoon axis under T87 temper

外, Li 在 Ce 周围偏聚的弹性势能低于 Cu 在 Ce 周围 偏聚的, Cu 与 Ce 间存在弹性交互势能^[15],结合考虑 在铝锂合金中高铜、锂含量比几乎不出现强化相 δ' , 故而推断在 Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr-Ce 合金中,主要的析 出强化相为 θ' 和 T_1 。

固溶处理时,溶质原子溶入基体产生的位错运动 阻力对屈服强度的贡献 $\Delta\sigma_{b}$ ^[16]可表示为 $\Delta \sigma_{\rm b} = kC^{2/3}$ 。其中, k 为与原子尺寸、错配度及弹性 模量有关的常数;C为固溶体中溶质原子的平均浓度, 在合金组织不过烧前提下固溶温度越高C值越大,强 化效果相对越好。当合金固溶(520 ℃, 1.5 h)处理后, 残余过剩相在基体中溶解充分, 使基体中 Cu、Li 等 溶质原子平均浓度上升,不仅引起溶剂晶格畸变区变 大,电子散射能力增强,降低电导率,也增大固溶体 的过饱和度,加速时效脱溶速率,增强固溶强化效果 (见图 3)。过饱和固溶体中被"冻结"在晶格内的部分空 位优先沿着{111}面偏聚成空位盘崩塌为位错环,为时 效初期GP区的形成提供溶质原子扩散和富集的条件, 而多余空位与 Cu、Li 等溶质原子的结合对 θ' 和 T₁相 形核生长有支配作用;同时与位错的弹性交互作用及 与 Mg、Ag 等微量元素的综合影响, 也降低了 θ' 、 T_1 相 的析出激活能。稀土元素 Ce 原子半径(0.183 nm)大于 Al 原子半径(0.143 nm), 由交互作用强度 W可知其固 溶度较低,固溶时除占据正常晶体空间点阵位置外, 还要占据部分空位,降低了基体空位浓度,限制了Cu、 Li 原子偏聚区(GP 区、θ)的形成,对随后时效处理时 θ'、T₁相的生长至关重要^[17-18]。再者,溶质原子偏聚 形成的科垂尔气团对位错的钉扎作用产生固溶强化效 应,提高基体强度和硬度。但固溶温度过高及保温时 间较长时,溶质原子偏聚区域过大,合金再结晶程度 增加导致平均晶粒尺寸增大、基体强度下降、硬度降 低。

时效前 7%预变形增加基体中位错密度,易使位 错在滑移面上形成与{100}面具有相同伯格斯矢量和 一定间距的割界,减小晶格畸变能,低界面提供 T_1 相非均匀形核的位置场所, T_1 相的大量沉淀析出又抑 制其自身粗化,致使其尺寸细小而均匀分布。时效时 脱溶相的析出依靠溶质原子扩散,其脱溶序列符合固 态相变的阶次规则,而温度是决定原子扩散速率的重 要因素。在同等时间下,高温 190 °C(>180 °C)时效会 降低固溶体的过饱和度,减少强化相 θ' 、 T_1 析出率, 却提高 θ' 、 T_1 相的生长速率,导致其粗化并分布不均, 降低合金性能;低温 170 °C(<180 °C)时效原子扩散速 率缓慢,相变驱动力增大,形核率提高而强化相长大

受抑制,沉淀析出程度不够充分,降低合金性能。比 较而言,180 ℃时效时固溶体过饱和度相对较高,相 变驱动率较大, 析出相生长速率相对较慢, 相对不易 粗化且更均匀弥散析出。延长时效时间, 脱溶相尺寸 以奥斯瓦尔德熟化规律增大,质点向半共格或非共格 质点转变,尺寸达一定值时经运动的位错通过后将增 加质点周围位错密度,因奥罗万机制作用而改善合金 性能(见图 4)。当 Ce 在淬火后以固溶态分布于基体 {100}面和{111}面时,将会在{100}面和{111}面产生 晶格畸变区,过饱和空位将集聚在 Ce 原子周围以减 小晶格畸变能和空位的形成能;除此之外,在 T_1/α 宽 界面上 Mg、Ag 原子的偏聚有效降低了 T_1/α 界面的共 格应变,可显著增加{111}面 GP 区的数量。时效时若 Cu, Li 原子的溶质团被偏聚在 Ce 原子周围的空位对 或空位簇等缺陷俘获,必将增加 θ' 、 T_1 相形核的 GP 区,有利于在 $\{100\}_{\alpha}$ 面析出立方相和 θ 相, $\{111\}_{\alpha}$ 面 析出 T_1 相^[19-20]。另外, 微量 Ce 能够提高 Cu 原子在 基体中的结合能,时效时基体中 Ce 含量将降低溶质 原子 Cu、Li 的扩散速率,有利于 T_1 、 θ 相弥散细化地 析出,抑制共面滑移,提高合金塑韧性^[21-23]。当时效 时间超过 22 h 后,时效过程形成的脱溶相聚集粗化, 溶质间距增大,粗大的晶界析出相和 PFZ 消弱了晶粒 间的结合强度, 使合金强度降低。

4 结论

1) 新型 Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr-Ce 合金最佳热处理 工艺为固溶(520 ℃, 1.5 h, 水冷)和时效(180 ℃, 18 h, 空冷)。通过该热处理工艺, 合金 T6 态显微硬度值达 243HV_{0.5},比轧制态(121HV_{0.5})提高 100.8%,抗拉强度、 屈服强度分别为 571、525 MPa, 伸长率为 7.1%; T87 态抗拉强度、屈服强度分别为 623 MPa、598 MPa, 伸 长率为 7.6%。

2) 对重复且采取随机区组设计的正交实验,用方 差分析表将各因子对指标影响的显著性进行分析,得 出实验各因素之间存在交互作用,从而进行试验处理 间 LSD 法得到最优水平组合。

3) 稀土 Ce 与其他合金化元素间的交互作用影响 析出相数量、大小及分布情况。固溶处理时,大量 Cu、 Zr、Mg、Ce 原子固溶于基体中形成第二相引起固溶 强化效应;时效过程中,在 α(Al)基体{111}面上析出 细小片状强化相 T₁和{100}面析出立方相 Al₅Cu₆Li₂以 及薄片状 θ[′]相,均匀弥散分布,具有强烈的沉淀强化 效果。

REFERENCES

- GUPTA R K, NIRAJ Nayan, NAGASIREESHA G, SHARMA S C . Development and characterization of Al–Li alloys[J].Materials Science and Engineering, 2006, 420: 228–234.
- [2] 余鑫祥,余志明,尹登峰,王 华,何岸青,崔 凡.稀土 Ce 对新型 Al-Cu-Li 合金力学性能与组织的影响[J].稀有金属材 料与工程,2014,43(2):495-500.

YU Xin-xiang, YU Zhi-ming, YIN Deng-feng, WANG Hua, HE An-qing, CUI Fan. Effects of trace addition of cerium on microstructure and mechanical properties of novel Al-Cu-Li alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(2): 495–500.

- [3] YU Cheng, YIN Deng-Feng, ZHENG Feng, YU Xin-Xiang. Effects of solution treatment on mechanical properties and microstructures of Al-Li-Cu-Mg-Ag alloy[J]. J Cent South Univ, 2013, 20: 2083–2089.
- [4] KUMAR K S, BROWN S A, PICKENS J R. Microstructural evolution during aging of an Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr alloy[J]. Acta Materialia, 1996, 44(5): 1899–1996.
- [5] KUMAR K S, HEUBAUM F H. The effect of li content on the natural aging response of Al-Cu-Li-Mg-Ag-Zr alloys[J]. Acta Materialia, 1997, 45(6): 2317–2327.
- [6] 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变[J]. 中国有色金属学报, 2011,
 21(10): 2337-2351.

ZHENG Zi-qiao, LI Jing-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): 2337–2351.

[7] 程 彬,郑子樵,范春平,钟继发,韩 烨,孙景峰. 时效制 度对新型 Al-Cu-Li 合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属 学报, 2014, 24(4): 926-933.

CHENG Bin, ZHENG Zi-qiao, FAN Chun-ping, ZHONG Ji-fa, HAN Ye, SUN Jing-feng. Effect of aging treatments on microstructures and properties of new Al-Cu-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(4): 926–933.

 [8] 高文理, 闫 豪, 冯朝辉, 陆 政. 时效制度对 2A97 铝锂合 金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(5): 1206-1211.

GAO Wen-li, YAN Hao, FENG Zhao-hui, LU Zheng. Effect of aging treatment on microstructure and mechanical properties of 2A97 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(5): 1206–1211.

[9] 林高用,雷玉霞,郭道强,许秀芝,张宗鹏.变形 Al-Si-Cu-Mg 合金热处理强化及其组织特征[J].中国有色金 属学报, 2014, 24(3): 584-592. LIN Gao-yong, LEI Yu-xia, GUO Dao-qiang, XU Xiu-zhi, ZHANG Zong-peng. Heat treatment strengthening and microstructure characteristics of wrought AI-Si-Cu-Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(3): 584–592.

- [10] 罗先甫,郑子樵,钟继发,张海峰,钟 警,李世晨,李劲风.
 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.
 LUO Xian-fu, ZHENG Zi-qiao, ZHONG Ji-fa, ZHANG Hai-feng, ZHONG Jing, LI Shi-chen, LI Jing-Feng. Effects of Mg, Ag and Zn multi-alloying on aging behavior of new Al-Cu-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(7): 1833-1842.
- [11] 李红英,张建飞,欧 玲,郑子樵. 时效处理对新型 Al-Cu-Li 合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2007, 32(3): 48-52. LI Hong-ying, ZHAN Jian-fei, OU Ling, ZHENG Zi-qiao. Effect of aging process on microstructures and mechanical properties of a new A l-Cu-Li alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2007, 32 (3): 48-52.
- [12] PAN Zheng-rong, ZHENG Zi-qiao, LIAO Zhong-quan. New cubic precipitate in Al-3.5Cu-1.0Li-0.5In (wt.%) alloy[J]. Materials Letters, 2010, 64: 942–944.
- [13] LI Hong-Ying, TANG Yi, ZENG Zai-de, ZHENG Zi-qiao, ZHENG Feng. Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al-Cu-Li-Zn-Mg-Mn-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 314–320.
- [14] 余 琨. 稀土变形镁合金组织性能及加工工艺研究[D]. 长沙: 中南大学, 2002.
 YU Kun. Study on the microstructure, properties and deformation techniques of rare earth wrought magnesium
- alloys[D]. Changsha: Central South University, 2002. [15] 赵志龙, 张海南, 刘 林, 陈 铮. 2090 铝锂合金中稀土铈微 合金化作用分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, 29(5): 305-307. ZHAO Zhi-long, ZHANG Hai-nan, LIU Lin, CHEN Zheng. Analysis of the micro-alloying effect of Cerium additions to the

Al-Li alloy 2090[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2000, 29(5): 305–307.

- [16] SHERCLIFF H R, ASHBY M F. A process model for age hardening of aluminum alloy–I. The model[J]. Acta Metallurgy, 1990, 38(10): 1789–1802.
- [17] CHEN Zheng, WANG Yong-xin, LIU Bing, ZHAO Zhi-long, LI Xiao-ling. Strength-ductility combination in aluminum-lithium alloy 2090 containing rare earth element[J]. Acta Materialia, 2000, 19(1): 27–33.
- [18] 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 Materialia, 1998, 46(12): 4381–4393.
- [19] XIAO D H, WANG J N, DING D Y, YANG H L. Effect of rare

16

earth Ce addition on the microstructure and mechanical properties of an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2003, 352: 84–88.

- [20] LAI Jian-ping, JIANG Rong-piao, LIU Hua-shan, DUN Xiao-long, LI Yan-fen, LI Xiao-qian. Influence of cerium on microstructures and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. J. Cent. South Univ, 2012, 19: 869–874.
- [21] YU Xin-xiang, YIN Deng-feng, YU Zhi-ming, WANG Jing, CUI Fan. Mechanism of enhanced fracture toughness in a novel Al-Cu-Li-Ce alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering,

2014, 43(5): 1061-1066.

- [22] ZHANG Min-gang, CHANG Zhi-liang, YAN Jun-min, JIN Zhi-hao. Investigation of the behaviour of rare earth element cerium in aluminium-lithium alloys by the method of internal friction[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 115: 294–297.
- [23] GAO Z, LIU J Z, CHEN J Z, DUAN S Y, LIU Z R, MING W Q, WU C L. Formation mechanism of precipitate T₁ in Al-Cu-Li alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 624: 22–26.

Heat treatment strengthening and microstructure characteristics of novel Al-Cu-Li-X alloy

LI Shu-fei^{1, 2}, YIN Deng-feng^{1, 2, 3}, YU Xin-xiang^{1, 2}, PAN Kang-guan^{1, 2}, YUAN Xin-xiong^{1, 2}, FANG Hong-jie³

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

2. Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation

Center Central South University, Changsha 410083, China;

3. School of Engineering, Yantai Nanshan University, Yantai 265713, China)

Abstract: Solid solution and aging treatment of novel Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr-Ce alloy was investigated by orthogonal experiment variance analysis and least significant difference (LSD) methods. Meanwhile, the microstructure characteristics and mechanical properties were explored by electrical conductivity (EC) test, scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive X-ray spectrum (EDX) and transition electron microscopy (TEM). The results show that the micro-hardness of alloy under T6 condition are improved by 100.8% compared to that of rolling one, and the strength for alloy under T87 condition also reaches to 623 MPa after solid solution (520 °C, 1.5 h, water quenched) and aging treatment (180 °C, 18 h, air quenched). During solid solution, a lager amount of Ce_s Cu_s Mg and Zr atoms dissolve into the matrix, resulting in a strong solid solution strengthening. During the aging treatment, many fine needle-shaped T_1 phase and plate-shaped θ' phase precipitate in the matrix uniformly and dispersively, leading to an enormous precipitation strengthening.

Key words: Al-Cu-Li alloy; heat treatment; orthogonal experiment; mechanical property

Foundation item: Project (6140506) supported by the General Armament Department, China; Project (2014GGX102006) supported by the Science and Technology Development of Sandong, China

Received date: 2015-06-29; Accepted data: 2015-10-26

Corresponding author: YIN Deng-feng; Tel: +86-731-88879341; E-mail: dfyin@126.com

(编辑 王 超)