文章编号: 1004-0609(2014)05-1206-06

时效制度对 2A97 铝锂合金组织和力学性能的影响

高文理¹, 闫 豪¹, 冯朝辉², 陆 政²

湖南大学 材料科学与工程学院,长沙 410082;
 北京航空材料研究院,北京 100095)

摘要: 采用硬度测试、拉伸性能测试、DSC 分析和透射电镜(TEM)等方法研究不同时效制度对 2A97 铝锂合金组 织和性能的影响。结果表明:采用 165 ℃人工时效时,峰值强度最高,但其塑性也最差,且达到峰值的时间长达 60 h; 200 ℃人工时效时,达到峰值的时间缩短为 6 h,而其峰值强度和塑性均很差; (200 ℃,6 h)+(165 ℃,6 h)双 级时效优化后,可获得比 200 ℃峰时效更高的强度,其抗拉强度为 545 MPa,只比 165 ℃峰时效强度低 11 MPa, 伸长率却提高至 7.1%,且时效时间比 165 ℃峰时效时缩短了 48 h。2A97 铝锂合金峰时效状态下的析出相有 $T_1(Al_2CuLi)$ 相、 θ' 相和一定量的 $\sigma(Al_5Cu_6Mg_2)$ 相。根据不同升温速率下的 DSC 曲线,采用 Kissinger 法求得 T_1 相 的析出激活能为 75.9 kJ/mol。综合分析可知,采用(200 ℃,6 h)+(165 ℃,6 h)双级时效可以得到比单级时效更加优 异的综合性能。

关键词: 2A97 铝锂合金; 时效; 显微组织; 力学性能; 激活能 中图分类号: TG 146.21 文献标志码: A

Effect of aging treatment on microstructure and mechanical properties of 2A97 Al-Li alloy

GAO Wen-li1, YAN Hao1, FENG Zhao-hui2, LU Zheng2

College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China;
 Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The effect of aging treatment on the microstructure and mechanical properties of 2A97 Al-Li alloy during artificial aging was studied by hardness measurement, tensile test, differential scanning calorimetry (DSC) and transmission electron microscopy (TEM). The results indicate that 2A97 alloy obtains the highest strength, but its elongation is relatively low when aged at 165 °C for 60 h; when it is aged at 200 °C, only 6 h is needed to achieve peak aging, whereas the peak strength and elongation are both poor; when the alloy is aged at (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 h), the aging time of which is 48 h less than that of single aging treatment when peak values are obtained, while the tensile strength is 545 MPa, only 11 MPa less than that of single aging treatment, and the elongation increases to 7.1%. The $T_1(Al_2CuLi)$ phase, θ' phase and $\sigma(Al_5Cu_6Mg_2)$ phase are the major precipitates in 2A97 alloy. According to the DSC curves at various heating rates, the activation energies of T_1 phases by Kissinger method is 75.9 kJ/mol. To sum up, the (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 h) double aging treatment can endow the alloy with more excellent comprehensive performance than single aging system.

Key words: 2A97 Al-Li alloy; aging; microstructure; mechanical property; activation energy

铝锂合金属于可热处理强化型铝合金,与传统的 2xxx(2024 等)、7xxx(7075 等)系和碳纤维增强铝基复 合材料相比,铝锂合金具有低密度、高比强度、高比 模量等优点,因而作为承力构件和刚度构件而广泛应

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51271076)

收稿日期: 2013-02-27; 修订日期: 2014-03-14

通信作者: 高文理, 副教授, 博士; 电话: 0731-88664006; E-mail: wenligaohd@163.com

用于军事、航空航天等领域^[1-4]。在二元 Al-Li 合金中 加入主要合金化元素 Cu 和微合金化元素 Mg、Ag、 Zr 等可显著改善其强度、塑性和耐蚀性能^[4-7],由此 制得的"Weldalite"系合金尤为特别,无论是经过自然 时效还是人工时效都可得到良好的强韧性配比。通过 改善化学成分制备出的 2A97 铝锂合金是我国自主研 发的新型第三代铝锂合金,其成分与 Weldalite049 较 类似,通过调控热处理制度可以进一步提高该铝锂合 金的性能以满足航空航天工业的不同需求。

2A97 铝锂合金时效过程中的强化机制主要为沉 淀强化,强化相包括 $\delta'(Al_3Li)$ 、 $\theta'(Al_2Cu)$ 、 $T_1(Al_2CuLi)$ 相以及少量的 $\sigma(Al_5Cu_6Mg_2)$ 相。 δ' 相具有有序的 LI₂ 型(Cu₃Au)超点阵结构,与基体的错配度非常小,它是 Al-Cu-Li 合金自然时效过程中的主要强化相^[8-9]。 θ' 相 属于正方晶系,形貌呈盘片状,与基体{100}面保持半 共格关系,其转变顺序为 GP-I 区→GP-II 区(θ'')→ θ' 相^[10]。人工时效过程中 T_1 相优先在位错及亚晶界处形 核,它是 Al-Cu-Li 合金时效相变过程中的一种重要强 化相, T_1 相能有效阻止合金发生共面滑移,从而提高 材料的综合性能^[10-14]。无论是否含有 Si 元素,在 Al-Cu-Mg 系统中均观察到了 σ 相的析出; σ 相属于立 方晶系但其结构非常复杂,每个晶胞有 39 个原子构 成,其晶格常数为a=0.831 nm,与基体保持半共格关 系其错配度为 2.8%^[15-16]。

采用分级时效可显著改善铝锂合金的力学性能, FRIDLYANDER 等^[17]采用分级时效制度使得 1441 铝 锂合金的拉伸性能得到了进一步提高。除了提高硬度 和拉伸性能外,采用分级时效制度还可改善铝锂合金 的各向异性^[18];对 AA2090 或 2A97 铝锂合金采用合 适的分级时效工艺不仅可提高该合金强度,还能有效 改善合金的耐腐蚀性能^[19-20]。本文作者研究了双级时 效工艺对 2A97 铝锂合金微观组织与力学性能的影响, 从而制定出较优的时效工艺制度以提高合金的综合性 能,进而为该合金的大批量生产及在新型飞机上的应 用提供理论依据。

1 实验

实验用料为 Al-Cu-Li-X 铝锂合金 2A97,合金熔 炼和精炼后经半连续铸造制备圆锭,铸锭经均匀化退 火、开坯、轧制等工序,制得4 mm 厚的板材,沿轧 制方向取样。试样经 520 ℃,2 h 固溶处理,室温水淬 后立即进行人工时效。单级时效温度分别 165、185 和 200 ℃,双级时效为先进行(200 ℃,6 h)的峰时效, 然后在 165 ℃下进行后续时效。利用 HBRVU-187.5 型布洛维光学硬度计测量其布氏硬度,加载载荷为 613 N,保荷时间为 30 s,每个试样测试 5 点取其平均 值作为测量值。在 Instron3369 电子万能试验机上对试 样进行拉伸测试,拉伸速度为 2 mm/min,拉伸方向平 行于板材轧制方向。选取铝锂合金淬火态试样(约 20 mg,0.2 mm 厚)进行差热分析(DSC)分析,DSC 分析 在 STA449C 型热分析仪上进行,实验过程中以纯铝 作为参考样,采用 Ar 气气氛保护,升温速率分别为 5、 10 和 15 K/min,升温范围为 20~500 ℃。TEM 试样经 线切割成 300 µm 薄片后经机械减薄至约 100 µm,冲 载成直径为 3 mm 的圆片,然后采用 30%硝酸+70%甲 醇混合溶液双喷减薄,试样在穿孔后需用酒精清洗 10 min 以上。在 JEM-3010 高分辨透射电子显微镜上进 行显微组织观察,电镜加速电压为 200 kV。

2 结果与分析

2.1 不同时效制度下合金的硬化曲线

图 1(a)所示为 2A97 铝锂合金经固溶处理后分别 于 165、185 和 200 ℃下时效不同时间的硬度变化曲 线。由图 1(a)可以看出, 2A97 铝锂合金具有强烈的时 效硬化效应。3 种温度下该合金的布氏硬度随时效时 间的变化规律大致类似,均经历了欠时效、峰时效和 过时效3个阶段。时效初期,合金硬度均迅速上升, 且随时效时间的延长而增大。165 ℃时效时, 欠时效 过程硬度上升较为平缓,在此温度下合金达到峰时效 的时间长达 60 h,峰值硬度高达 167HB;时效温度提 高到185℃时,合金的初始硬化速率明显加快,硬化 水平提高,达到峰时效的时间缩短到10h,峰值硬度 为155HB;随着时效温度的进一步提高,达到峰值所 需的时间也大幅度减少,但硬度值也随之下降,200℃ 峰时效时间为6h,峰值硬度下降到145HB,并且合 金快速进入过时效阶段。图 1(b)所示为合金经(200 ℃, 6 h)峰时效后在 165 ℃进行二级时效时合金硬度与时 效时间的关系曲线。由图 1(b)可知,采用先高温后低 温的时效制度,在165℃进行二级时效初期,合金硬 度仍持续上升;时效6h后,硬度达到峰值为162HB, 随后缓慢下降。由此可见,时效温度降为165℃继续 时效时,合金并未进入"过时效"状态,所获得的硬度 反而比 200 ℃峰时效的还高。

2.2 2A97 铝锂合金拉伸力学性能

表1所列为不同时效制度下铝锂合金的室温拉伸



图 1 2A97 铝锂合金时效硬化曲线

Fig. 1 Aging hardness curves of 2A97 Al-Li alloy: (a) Hardness—time curves of alloy at different aging temperatures;(b) Change curves of hardness with different second aging time

表1 2A97 铝锂合金力学性能

 Table 1
 Mechanical properties of 2A97 Al-Li alloy

Aging treatment	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\sigma_{0.2}/\mathrm{MPa}$	δ /%
165 °C, 60 h	556	530	5.6
185 °C, 10 h	537	506	7.0
200 °C, 6 h	530	502	6.7
(200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 h)	545	520	7.1

性能。由前述硬度曲线(见图 1)可知,当时效温度分别为 165、185 和 200 ℃时,合金达到峰值强度的时间分别为 60、10 和 6 h。由表 1 可见,在 165 ℃时效时,合金达到峰值的时间很长(60 h),其峰值强度最高(556 MPa),但其塑性也最差。在 200 ℃时效时,合金达到峰时效时间大为缩短,但其峰值强度却很低,只有 530 MPa。单级时效过程中时效温度越高,时效速率就越快,合金达到峰值的时间也就越短,但其峰值强度较低。采用(200 ℃, 6 h)+(165 ℃, 6 h)双级时效时,合金

可获得比采用 200 ℃峰时效时更高的强度,其抗拉强 度为 545 MPa,只比采用 165 ℃峰时效时的强度低 11 MPa,伸长率提高到 7.1%,且时效时间比采用 165 ℃ 峰时效时缩短了 48 h。

2.3 DSC 分析

图 2 所示为淬火态 2A97 铝锂合金在不同升温速 率下的 DSC 曲线。从图 2 可知,向上为放热方向,随 着 3 种升温速率的不断提高,对应的热效应峰将漂移 到更高的温度,可见合金反应是由热激活的。NOBLE 等^[11]、卫英慧等^[12]和 AHMADI 等^[13]的研究发现,在 135~260 °C温度范围内 Al-Cu-Li 合金的主要沉淀相为 T_1 相; DAVYDOV 等^[21]研究发现, T_1 相的形核和溶解 温度区间分别为 275~310 °C和 440~510 °C。因此,本 文作者认为在本次研究中 245~300 °C温度范围的放热 峰是由于 T_1 相的形成而产生的。由图 2 中可以看出, 不同升温速率下 T_1 相的形核温度不同。根据这些 DSC 曲线中不同升温速率下 T_1 相的形核温度不同。根据这些 DSC 曲线中不同升温速率下 T_1 相的形核温度不同。根据这些 DSC

$$\ln\frac{T_{\rm p}^2}{\beta} = \frac{E_{\rm a}}{RT_{\rm p}} + C \tag{1}$$

式中: *T*_p 为形核温度; *β* 为升温速率; *R* 为摩尔气体 常数; *C* 为常数。

由 Kissinger 方程可知 $\ln(T_p^2/\beta)$ 与 $1/T_p$ 成线性关系, 将两者作图拟合后可得到一条直线(见图 3),其斜率即 为 E_a/R ,进而可以求得 T_1 相的激活能。经计算可得其 斜率为 9.125,因而 T_1 相形核过程中的激活能为 75.9 kJ/mol。而相关研究^[13-18]表明,在 200~300 ℃温度范 围内,求得 T_1 相的析出激活能为 122.1 kJ/mol,与 Cu



图 2 淬火态合金在不同升温速率下的 DSC 曲线

Fig. 2 DSC curves of alloys at different heating rates under quenched condition



图 3 析出相 $\ln(T_p^2/\beta)$ 与 $1/T_p$ 的关系图

Fig. 3 Relationship between $\ln(T_p^2/\beta)$ and $1/T_p$ for precipitates

和 Li 在 Al 中的扩散激活能十分接近(200~300 ℃温度 范围内, Cu 和 Li 在 Al 中的扩散激活能分别为 135 和 130.1 kJ/mol)。与此相比,本研究中所求得的激活能 相对偏低,这可能是添加了 Mg、Zr 等微量元素,以 及淬火过程中形成了大量的空位和位错等因素综合作 用的结果,因为这些因素对淬火后时效过程中 *T*₁相的 形核起着极大地促进作用。

2.4 TEM 分析

图 4 所示为 $\langle 100 \rangle_{Al}$ 、 $\langle 110 \rangle_{Al}$ 方向下观察到的不同 时效状态下 2A97 铝锂合金的 TEM 明场像。从图 4 可 以看出:合金的显微组织主要为针状的 $T_1(Al_2CuLi)$ 相、 θ' 相以及方形的 $\sigma(Al_5Cu_6Mg_2)相$ 。 T_1 相为密排六



图 4 不同时效制度下 2A97 铝锂合金的 TEM 像

Fig. 4 TEM images of 2A97 Al-Li alloy under different aging conditions: (a) 165 °C, 60 $h(B=[100]_{Al})$; (b) 165 °C, 60 $h(B=[110]_{Al})$; (c) 200 °C, 6 $h(B=[100]_{Al})$; (d) 200 °C, 6 $h(B=[110]_{Al})$; (e) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[100]_{Al})$; (f) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (f) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (f) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 $h)(B=[110]_{Al})$; (g) (200 °C, 6 h); (g)

方结构,其形貌呈盘片状或针状,与基体的位向关系 为 $(11\overline{2}0)_T$ //(211)_{Al}、 $(0001)_T$ //(111)_{Al}、 $(10\overline{1}0)_T$ // $(\overline{1}\overline{1}0)_{A1}$ ^[10-13]; σ (Al₅Cu₆Mg₂)相为立方结构,形貌呈小 方块状, 与基体的位向关系为(100)_a//(100)_{AI}和 [100]_a//[100]_{Al}^[22]。由图 4(a)和(b)可知,在(165 ℃, 60 h) 峰时效条件下, 2A97 铝锂合金的主要强化相为 T₁相、 大量的 θ'相和少量的 σ 相。在(200 ℃, 6 h)峰时效条件 下, 析出相种类变化不大, 但 T₁相体积分数明显增多, 尺寸也有所增大; θ'相数量显著减少,同时也能够观 察到一定数量的 σ 相(见图 4(c)和(d))。与(200 ℃, 6 h) 峰时效对比, 经(200 ℃, 6 h)+(165 ℃, 6 h)双级时效后, T₁相数量有所增加但尺寸变化不大,分布也更加均匀; θ 相数量也略有增多, σ 相变化不大(见图 4(e)和 4(f))。 传统时效工艺中,峰时效后对材料继续时效将会进入 过时效状态, 析出相将会严重粗化且数量降低, 从而 使得材料的强度和塑性均有所下降。经(200 ℃, 6 h)峰 时效后降低时效温度至165 ℃继续时效时, T₁相和θ' 相仍会继续缓慢析出且长大速率大幅度下降,析出相 整体强化效果也会持续增加一段时间, 这显著地改善 了传统的时效工艺制度, 使得 2A97 铝锂合金的强化 效果得到了进一步的提高。

3 讨论

2A97 铝锂合金中添加了 Mg、Zr 等微量元素, 而 在 Al-Cu-Li 合金中 Mg 原子具有很高的空位结合能, 因而固溶过程中提高固溶温度至 520 ℃不仅有利于合 金元素溶入α固溶体,而且淬火后也会形成更多的晶 格空位[22-24]。这些淬火后形成的大量过饱和空位为时 效初期 GP 区的形成提供了溶质原子扩散和富集的条 件。在 Al-Cu-Mg 合金中 Mg 和 Cu 原子之间有强烈的 交互作用(-20 kJ/mol),导致 Mg-空位对很容易捕获 Cu 原子,形成Cu-Mg-空位复合团簇,这种复合团簇中富 含 Cu 且作为 GP 区的形核质点促进了 GP 区的形成。 此外, Cu 原子(0.2556 nm)和 Mg 原子(0.3196 nm)的直 径之和大约是 Al 原子(0.2862 nm)直径的两倍,因而 Cu-Mg-空位复合团簇的形成降低了这两种元素在 Al 基体上产生的晶格畸变,随后空位得以释放或者形成 位错环,从而为 θ 相和 T_1 相的形核创造了有利条 件^[7-10]。进一步时效时,初期形成的大量 GP 区将转 化成 θ"/θ'相,从而提高合金的强度。

KUMAR 等^[7]和 TOSTEN 等^[23]研究认为,时效初 期 θ '相和 T_1 相相互争夺 Cu 和 Li 原子,而 δ '相和S' 相相互争夺 Li 原子;在峰时效尤其是在过时效条件 下, T_1 相通过消耗 δ' 相而获取 Li, 消耗 θ' 相以获取 Cu 原子。(200 °C, 6 h)峰时效时, 析出相为较少量的 T_1 相和一定数量的 θ' 相, 经(200 °C, 6 h)+(165 °C, 6 h)双 级时效后, 进入"过时效"阶段, T_1 相数量有所增加但 尺寸变化不大, 分布也更加均匀, 这与 KUMAR 等^[7] 观察到的结果较为一致。但由于二级时效时降低了时 效温度, 此后一级时效析出相未在二级时效时发生回 溶, 而低温时效可以减缓已析出相的长大速率, 同时, 降低温度后固溶体的相对过饱和度较高, 促使一定数 量的 θ'' 相转化为 θ' 相,因而 θ' 相的变化规律略有不同, 其数量也稍有增加。

温度是影响原子扩散的一个重要因素,而脱溶相的析出是通过溶质原子的扩散来完成的,因此,时效 温度对析出相的形核和长大具有重要影响。2A97 铝 锂合金在165℃峰时效时,形成的*T*₁相和*θ*′相数量较 多且尺寸较小,强度也较高;在(200℃,6h)峰时效时, 形成的*T*₁相和*θ*′相数量较少且尺寸较大,强度和塑性 也较低。这是由于在165℃时效时,原子和空位扩散 比在200℃时效时慢得多,过饱和溶质原子有足够的 时间形成 Cu-Mg 原子团簇和 GP 区,同时也能形成较 多的位错环,从而为*T*₁相和*θ*′相的析出提供了更多的 形核位置。然而在200℃时效时,时效温度很高,淬 火后形成的过饱和空位扩散也更快,可迁移到内晶界、 表面及位错等缺陷处,不利于形成更多的空位团簇和 位错环^[23-25],因而形成的析出相尺寸较大且分布很不 均匀,强塑性也随之下降。

4 结论

1) 采用 165 ℃人工时效时, 合金强度达到峰值的 时间很长(60 h), 其峰值强度最高, 但其塑性也最差; 采用 200 ℃人工时效时, 合金强度达到峰时效时间大 为缩短, 但其峰值强度却很低; 采用(200 ℃, 6 h)+(165 ℃, 6 h)双级时效时, 合金可获得比 200 ℃峰时效时更 高的强度, 其抗拉强度为 545 MPa, 只比 165 ℃峰时 效时的抗拉强度低 11 MPa, 伸长率提高到 7.1%, 且 时效时间比采用 165 ℃峰时效时缩短了 48 h。

2) 2A97 铝锂合金在峰时效状态下的析出相除了 *T*₁(Al₂CuLi)相、θ'相外还有一定数量的 σ(Al₅Cu₆Mg₂) 相。*T*₁相的析出激活能为 75.9 kJ/mol。由于 Mg、Zr 等微量元素的添加,以及淬火过程中形成了大量的空 位和位错等因素综合作用,造成了本研究所得 *T*₁相的 析出激活能相对偏低。

3) 采用(200 ℃, 6 h)+(165 ℃, 6 h)双级时效时, ZA97 铝合金可以获得比采用单级时效时更加优异的

综合性能。

REFERENCES

- SANDERS T H Jr, BALMUTH E S. Aluminum-lithium alloys: Low density and high stiffness[J]. Metal Progress, 1978, 113(1): 32–35.
- RIOJA R J. Fabrication methods to manufacture isotropic Al-Li alloys and products for space and aerospace applications[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 257(1): 100–107.
- FRIDLYANDER I N. Russian aluminum alloys for aerospace and transport applications[J]. Materials Science Forum, 2000, 331/337: 921–926.
- [4] GUPTA R K, NAYAN N, NAGASIREESHA G, SHARMA S C. Development and characterization of Al-Li alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 420(1): 228–234.
- [5] MENG L, ZHENG X L. Overview of the effects of impurities and rare earth elements in Al-Li alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 237(1): 109–118.
- [6] 李红英, 王晓峰, 赵延阔, 曾翠婷, 张建飞. 固溶温度对 2A97 合金组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(4): 114-116.

LI Hong-ying, WANG Xiao-feng, ZHAO Yan-kuo, ZENG Cui-ting, ZHANG Jian-fei. Effect of solution temperature on microstructure and properties of 2A97 alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(4): 114–116.

- [7] 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): 1899–1915.
- [8] GAYLE F W, HEUBAUM F H, PICKENS J R. Structure and properties during aging of an ultra-high strength Al-Cu-Li-Ag-Mg alloy[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24(5): 79–84.
- [9] WILLIAMS D B, EDINGTON J W. The precipitation of δ' (Al₃Li) in dilute aluminium-lithium alloys[J]. Metal Science, 1975, 9(12): 529–532.
- [10] LI HY, TANG Y, ZENG Z, ZHENG Z Q, ZHENG F. 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, 498(1/2): 314–320.
- [11] NOBLE B, THONGSON G E. T₁(Al₂CuLi) precipitation in aluminium-copper-lithium alloys[J]. Metal Science, 1972, 6(1): 167–174.
- [12] 卫英慧, 贾连锁, 胡兰青, 许并社. Al-Li-Cu-Zr 合金中 T₁相结构、形核和长大机制研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2003, 32(6): 428-430.
 WEI Ying-hui, JIA Lian-suo, HU Lan-qing, XU Bing-she. Study on T₁ phase structure nucleation and growth in Al-Li-Cu-Zr alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2003, 32(6): 428-430.
- [13] AHMADI S, ARABI H, SHOKUHFARC A. Formation mechanisms of precipitates in an Al-Cu-Li-Zr alloy and their effects on strength and electrical resistance of the alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 484(1/2): 90–94.
- [14] 李红英,张孝军,张建飞,郑子樵. 分级时效对新型 Al-Cu-Li 合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(3):

426-430.

LI Hong-ying, ZHANG Xiao-jun, ZHANG Jian-fei, ZHENG Zi-qiao. Effect of multi-stage ageing treatments on microstructures and mechanical properties of new-type Al-Cu-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(3): 426–430.

- [15] LI Q, WAWNER F E. Characterization of a cubic phase in an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(20): 5363-5370.
- [16] SCHUELLER R D, SACHDEV A K, WAWNER F E. Identification of a cubic precipitate observed in an Al-4.3Cu-2Mg/SiC cast composite[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1992, 27(1): 1289–1294.
- [17] FRIDLYANDER J N, ANTIPOV V V, FEDORENKO T P. Product properties of high workability 1441 Al-Li alloy[J]. Mater Forum, 2004, 28(1): 1051–1052.
- [18] MIZERA J, KURZYDLOWSKI K J. On the anisotropy of the Portevin–Le Chatelier plastic instabilities in Al-Li-Cu-Zr alloy[J]. Scripta Mater, 2001, 45(7): 801–805.
- [19] AHMADI S, ARABI H, SHOKUHFAR A. Effects of multiple strengthening treatments on mechanical properties and stability of nanoscale precipitated phases in an aluminum-copper-lithium alloy[J]. Journal of Materials Science, 2010, 26(12): 1078–1082.
- [20] 林 毅,郑子樵,韩 烨,张海峰. 热处理工艺对 2A97 铝锂 合金拉伸性能和腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(8): 2181-2185.
 LIN Yi, ZHENG Zi-qiao, HAN Ye, ZHANG Hai-feng.Effects of heat treatment process on tensile and corrosion properties of 2A97 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(8): 2181-2185.
- [21] DAVYDOV V G, FRIDLYANDER I N, SAMARINA M V. The heat treatment of Al-Cu-Li alloys ensured the stability of structure and properties at long low temperature exposure[J]. Materials science forum, 2000, 331: 1049–1054.
- [22] MUKHOPADHYAY A K. Coprecipitation of Ω and σ phases in Al-Cu-Mg-Mn alloys containing Ag and Si[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(12): 3635–3648.
- [23] TOSTEN M H, VASUDEVAN A K, HOWELL P R. Structure and deformation behavior of T_1 precipitate plates in an Al-2Li-1Cu alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1988, 19(12): 2911–2920.
- [24] 袁志山,陆 政,谢优华,吴秀亮,戴圣龙,刘常升. 2A97 铝 锂合金双级时效研究[J].稀有金属材料与工程, 2011, 40(3): 444-446.

YUAN Zhi-shan, LU Zheng, XIE You-hua, WU Xiu-liang, DAI Sheng-long, LIU Chang-sheng. Study on double-aging of 2A97 aluminum-lithium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(3): 444–446.

[25] 钟 申, 郑子樵, 廖忠全, 蔡 彪. 时效制度对 2A97 铝锂合 金强韧性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(3): 448-552.
ZHONG Shen, ZHENG Zi-qiao, LIAO Zhong-quan, CAI Biao.
Effects of aging treatment on strength and fracture toughness of 2A97 aluminum-lithium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(3): 448-552.

(编辑 何学锋)