



热处理制度对新型 Al-Cu-Li 合金 组织与性能的影响

杨胜利¹, 沈 健², 蒋 鹏¹, 李培跃¹, 郁 炎¹, 宋德军¹, 陶 欢¹, 郭 伟¹, 付 文¹

(1. 中国船舶重工集团公司 第七二五研究所, 洛阳 471039;

2. 北京有色金属研究总院 有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 100088)

摘 要: 采用硬度测试、力学性能测试、SEM、EDS 和 TEM 分析等方法, 研究不同固溶处理和时效处理制度对新型 Al-Cu-Li 合金组织与性能的影响。结果表明: 合金经 490 °C、1.5 h 固溶处理后, 第二相粒子回溶充分, 未回溶第二相为 AlCuFeMn 相, 合金断口形貌呈沿晶断裂与少量韧窝形貌混合特征。合金适宜的 T6 制度为 175 °C、48 h, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 447 MPa、369 MPa 和 8.9%。适宜的 T8 制度为预变形 6%+(160 °C、36 h), 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 500 MPa、454 MPa 和 10.5%, 此时合金具有较好的强塑性匹配。合金在 T6 和 T8 态的强化相均为复合相 δ'/β' 相、 θ' 相和 T_1 相 3 种。时效前的预变形可显著提高合金强度, 随预变形量的增加, 合金强化相由 δ'/β' 相、 θ' 相和 T_1 相为主逐渐转向以 T_1 相为主, T_1 相比 θ' 相、 δ' 相具有更佳的强化效果。

关键词: Al-Cu-Li 合金; 固溶处理; 时效处理; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2018)-06-1111-09

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

铝锂合金属于可热处理强化型铝合金, 与传统 2xxx 和 7xxx 铝合金相比, 其具有低密度、弹性模量高、比强度和比刚度高、良好的抗损伤性等特点, 被认为是 21 世纪航空航天工业最理想的轻质高强结构材料之一, 在航空航天领域得到了广泛应用^[1-5]。其中, Al-Cu-Li 系合金是目前铝锂合金研究的重点。欧美等国工业强国都将其列入航空航天结构材料的重点发展方向, 2016 年 5 月, 美国轻质材料创新研究所启动了铝锂合金项目研究。我国从第七个五年计划以来先后研制了 2091、2090、2195、2197、2A97 等第二代和第三代铝锂合金, 并取得了一定的成果^[6]。2016 年试航的国产 C919 大型客机的机身等直段是采用第三代铝锂合金。通过添加主要合金元素 Cu, 以及微合金元素如 Zr、Mn、Mg、Ti 和 Ag 等, 可显著改善合金强度、塑性和耐蚀性能^[7], 是目前铝锂合金研究的重点方向之一。欧美等国即是通过调节 Cu 与 Li 摩尔比和微量元素添加量, 研制出了 2197、2099 和 2050 等一系列性能优异的第三代铝锂合金。Cu 和 Li 在铝锂合金中起固溶强化作用, 且合金成分中 Cu 与 Li 摩尔比的不同会改变时效强化相的体积分数和分布, Cu 能减小无沉淀带宽度, 提高合金强度和改善塑韧性; 同时,

添加 Mg 和 Ag 可以改变铝锂合金时效析出过程, 明显提高合金时效强化效果, 单独添加则强化效果不如同时添加; Zn 则同时具备固溶强化和时效强化的作用, 且 Zn 与 Mg 同时添加, 具有 Ag 和 Mg 同时添加的类似效果, 且添加 Zn 可以改善铝锂合金的耐腐蚀性能; Mn 和 Zr 的添加则可以形成弥散质点, 调节合金再结晶程度以及合金各向异性^[3]。近年来, 诸多研究者研究了热处理制度对铝锂合金组织性能的影响。高文理等^[1]研究了热处理制度对 2A97 铝锂合金组织与力学性能的影响, 结果表明采用双级时效比单级时效合金能获得更加优异的综合性能。程彬等^[8]研究了热处理对一种新型 Al-Cu-Li 合金组织与性能的影响, 分析了合金的时效强化特点与热稳定性。VICENTE 等^[9]研究了 Al-Cu-Li-x 合金时效过程中的显微组织演化, 讨论了 $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ 相的形核机制。总结可知, 铝锂合金的强化相种类和强化机理, 主要由合金成分组成、变形工艺和热处理制度等决定。针对我国航空航天的需求背景, 本文作者以铝锂合金微合金化为理论依据, 在传统 Al-Cu-Li 系合金基础上, 通过添加多种微量元素设计了一种新型 Al-Cu-Li 合金, 并已对合金的热变形行为和热变形过程中的显微组织演变规律进行了初步

探索研究^[10-11], 但该合金热处理过程中其组织与性能的变化规律尚未做进一步研究。本研究中以新合金为研究对象, 研究固溶处理、时效处理和时效前的预变形对合金微观组织和力学性能的影响, 分析合金主要强化相之间的位相关系, 讨论合金的时效强化机理, 为新合金的组织与性能控制提供详实的实验依据。

1 实验

实验用合金化学成分组成如下: Cu 2.42, Li 1.49, Mn 0.28, Mg 0.032, Ti 0.026, Zr 0.092, Si 0.015, Al 余量(质量分数, %)。合金铸锭首先在电阻炉中经(460 °C, 20 h)+(525 °C, 24 h)双级均匀化空冷处理, 之后切割铣面成规格为 250 mm(长)×100 mm(宽)×40 mm(厚)的板材, 板材经 525 °C、2 h 保温后在直径 450 mm×500 mm 二辊轧机热轧, 终轧温度不低于 380 °C, 然后进行固溶水淬处理, 最后进行 T6(160 °C, 175 °C, 190 °C, t h, t 为时效时间)和 T8(2%、6%、8%预拉伸变形+(160 °C, t h, t 为时效时间)时效处理。

合金室温拉伸试验在日本岛津万能实验机上进行, 执行标准为 GB/T 228.1—2010。棒形试样尺寸为直径 10 mm×60 mm, 标距 25 mm, 拉伸速率 2 mm/min。轧板试样取样未特别说明其方向为板材 0°(轧向)方向, 每个测量点测 3 个平行点, 求平均值。维氏硬度在 401MVA 型数显小负荷维氏硬度仪上测试, 试验载荷(F) 9.8 N, 保载时间(t) 10 s, 每个试样测试 5 个点, 取其平均值。硬度检测试样按照标准金相试样进行磨制。采用 JEOL JSM-7001F 型扫描电子显微镜观察合金断口形貌和 EDS 分析。采用 JEM-2010 型高分辨透射电镜透射观察, 透射试样经线切割切至 3 mm, 再机械研磨至 50~60 μ m, 冲压成直径 3 mm 圆片, 后采用 MTP-1 型双喷电解仪减薄, 双喷液体体积配比 $V(\text{HNO}_3):V(\text{CH}_3\text{OH})=1:3$, 减薄电压 20 mV, 电流 50~60 mA, 温度-35~-30 °C。

2 结果与讨论

2.1 固溶处理的影响

图 1 所示为合金经不同固溶温度和时间处理后经相同时效处理后获得的合金力学性能。由图 1(a)可知, 在 440~550 °C 内进行固溶处理, 初期随温度升高, 合金抗拉强度(UTS)和屈服强度(YS)逐渐升高。合金经 490 °C、1.5 h 固溶处理后, 其抗拉强度、屈服强度和

伸长率分别为 396 MPa、291 MPa 和 11.5%。当温度高于 490 °C 时, 合金抗拉强度和屈服强度趋于稳定, 甚至出现下降趋势; 而伸长率随温度的升高呈单调下降的趋势。图 1(b)所示为(490 °C, y h)+(170 °C, 24 h)处理的拉伸性能, 可以看出, 固溶时间对合金强度的影响较小, 间接证明合金均匀化阶段第二相粒子回溶较充分, 热轧过程析出的第二相较少, 少量析出的第二相在固溶处理过程能较快回溶至合金基体, 合金伸长率在 1.5 h 有所升高, 可能因固溶温度的升高, 合金出现部分再结晶。综合考虑, 合金适宜的固溶制度为 490 °C, 1.5 h。

图 2 所示为不同固溶温度处理后合金的 SEM 像。表 1 所列为对应标示位置的能谱分析。由图 2(a)可看出, 合金晶粒内部存在大量细小的未回溶第二相, 能谱分析晶界附近的大尺寸第二相为 AlCuFeMn 相(见表 1 中 A 点), 小尺寸相为 Al₂Cu 相(见表 1 中 B 点), 说明 450 °C 条件下固溶处理, 第二相回溶不充分, 合金过饱和和固溶度仍较低, 将导致后续时效析出驱动力不足。升高温度至 490 °C 后, 如图 2(b)所示, 晶界仍

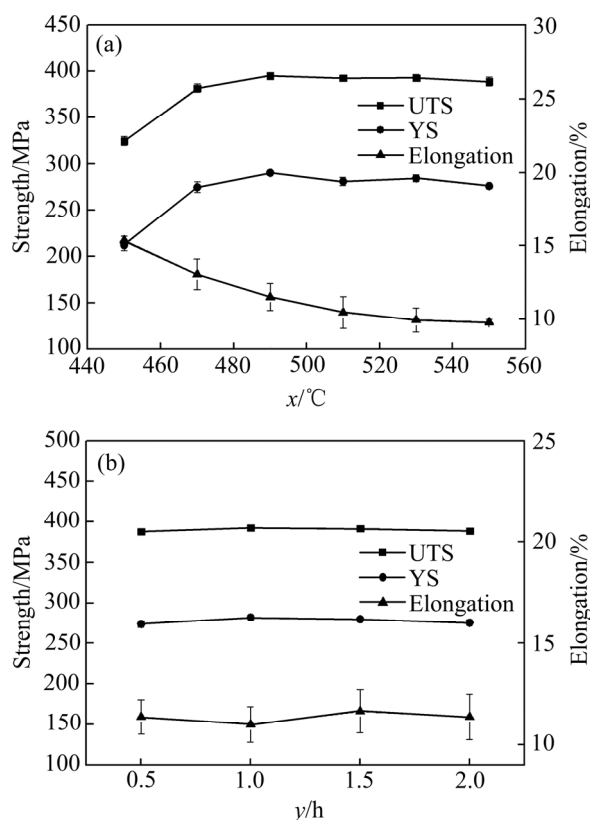


图 1 固溶处理对 Al-Cu-Li 合金拉伸性能的影响:

Fig. 1 Effect of solid solution treatment on tensile properties of Al-Cu-Li alloy: (a) Effect of solid solution temperature (($x/^\circ\text{C}$, 1 h)+(170 °C, 24 h)); (b) Effect of solid solution time ((490 °C, y h)+(170 °C, 24 h))

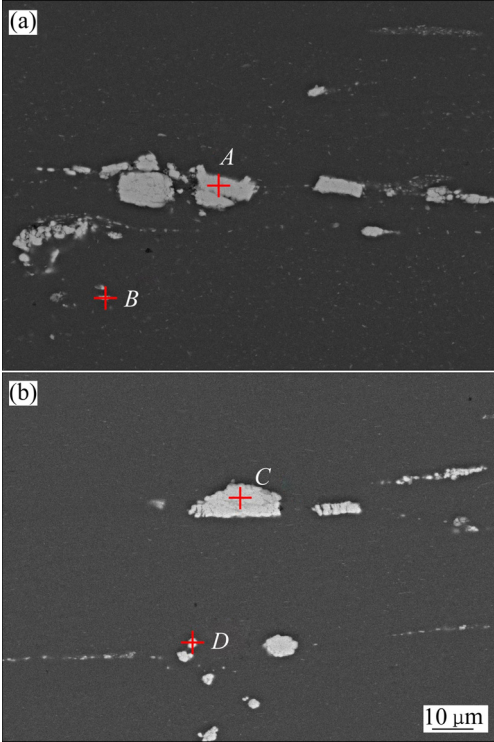


图 2 不同固溶温度处理后 Al-Cu-Li 合金的 SEM 像

Fig. 2 SEM images of Al-Cu-Li alloys after treatment of different solid solution temperatures: (a) (450 °C, 1.5 h); (b) (490 °C, 1.5 h)

表 1 对应图 2 中未溶第二相粒子成分组成

Table 1 Composition of second phase particles corresponding to Fig.2

Spot	Mole fraction/%			
	Cu	Fe	Mn	Al
A	19.82	8.38	02.88	68.92
B	04.93	—	—	95.07
C	18.86	8.67	3.06	69.41
D	18.55	7.84	2.94	70.68

残余部分细小球形, 以及局部较粗大的难容第二相粒子。晶粒内部第二相粒子回溶充分, 晶界附近大尺寸未回溶相能谱分析显示为 AlCuFeMn 相(见表 1 中 C 和 D 点), 该含 Fe 和 Mn 相为难容第二相, 表明 490 °C 固溶处理可使可溶第二相粒子充分回溶至合金基体, 提高固溶体固溶度, 有利于增加合金后续时效驱动力。

图 3 所示为不同固溶温度处理 1.5 h 后经相同时效处理后的拉伸断口形貌, 固溶温度分别为 450、490 和 550 °C。当固溶温度为 450 °C(见图 3(a)), 断口为微孔聚集形断口, 主要为穿晶断裂, 而沿晶断裂比例较低, 分布有大量的细小韧窝, 说明合金塑性较好。固溶温度升高至 490 °C(见图 3(b)), 断口形貌中沿晶断

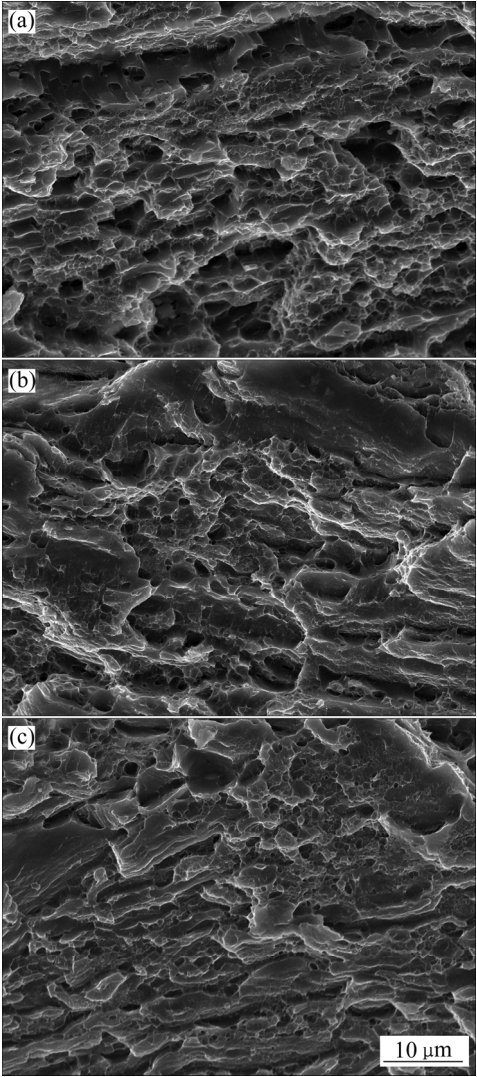


图 3 不同固溶温度处理时效态对 Al-Cu-Li 合金拉伸断口形貌的影响

Fig. 3 Effect of different solution temperature treatment on tensile fracture morphology of Al-Cu-Li alloy: (a) 450 °C; (b) 490 °C; (c) 550 °C

裂比例增加, 可看到少量冰糖状的断口形貌, 是沿晶断裂特征, 但断口仍存在少量细小的韧窝, 合金塑性降低。当固溶温度升高至 550 °C(见图 3(c)), 断口形貌以沿晶断裂为主, 穿晶断裂比例低, 出现典型的分层特点, 对应合金塑性较差。此外, 从图 3(b)和(c)中还可观察到断口中分布着尺寸明显不均匀的组织特征, 可能是当固溶温度较高时, 合金发生了不同程度的再结晶和晶粒长大, 这导致合金强度特别是塑性的降低。

2.2 T6 处理的影响

图 4 所示为合金经 490 °C、1.5 h 固溶水淬处理后, 再进行 160、175 和 190 °C 下不同时间时效处理的维氏

硬度变化曲线。可以看出,合金具有较强的时效硬化效应。在不同温度下,随着时间的延长,合金硬度变化趋势大致相同,均可分为3个阶段:欠时效、峰时效和过时效。在时效初期,硬度随时间延长而急剧增加;160℃较低温度时效时,时效初期合金硬度值上升趋势平缓,经72 h后才达到峰值硬度133HV。时效温度越高,合金的时效硬化速率越快,硬化程度越高。提高时效温度至175℃后,54 h即可达到峰值硬度142HV。进一步升高时效温度至190℃,时间缩短到36 h即可达到峰值硬度143HV,说明温度高于175℃时,峰值硬度值升高不明显。而在过时效阶段,随着时效时间的延长,合金硬度略有降低并趋于稳定。

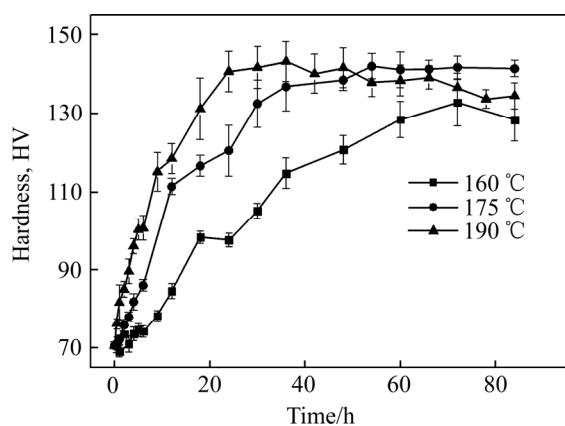


图4 Al-Cu-Li合金经490℃、1.5 h固溶水淬处理后再经不同温度(160、175和190℃)时效的时效硬化曲线

Fig. 4 Age hardening curves of Al-Cu-Li alloy treated at different temperatures after solid solution and aging treatment at 490℃ for 1.5 h

图5所示为合金在不同时效条件下的室温拉伸性能变化曲线。由图5可以看出,在不同温度下,随着时效时间的延长,合金的强度不断增加,达到峰值后趋于稳定。温度越高,合金到达强度峰值的时间越短,反之,时间越长,伸长率则随着时效时间的延长而逐渐降低。如图5所示,合金经160、175和190℃时效处理,其抗拉强度(UTS)峰值分别为441、448和432 MPa,屈服强度(YS)峰值分别362、369和354 MPa,达到峰值强度的时间分别为96、48和36 h,对应合金的伸长率分别为9.6%、8.9%和7.8%。

2.3 T8处理的影响

图6所示为合金经不同预变形量(2%、6%和8%)变形后160℃时效处理的维氏硬度变化曲线。由图6可以看出,在不同预变形量条件下,随着时效时间的延长,合金硬度值先增加,到达峰值后略有降低并趋

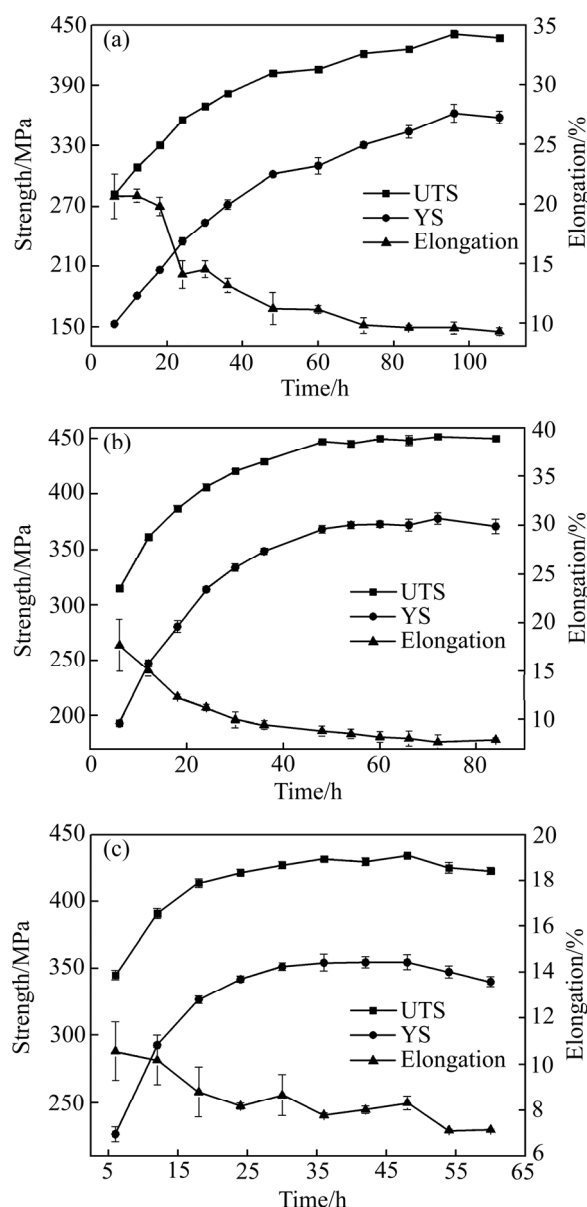


图5 时效温度对Al-Cu-Li合金拉伸性能的影响

Fig. 5 Effect of aging temperature on tensile properties of Al-Cu-Li alloy: (a) 160℃; (b) 175℃; (c) 190℃

于稳定。随着预变形量的增加,合金到达峰值硬度的时间越短,峰值硬度值越大。如图6所示,预变形量分别为2%、6%和8%时,合金达到峰值硬度的时间分别为72、36和30 h;对应峰值硬度值分别为157HV、163HV和165HV。当预变形量大于6%,硬度峰值升高不明显。与T6(160℃)处理相比,时效前的预变形提高了合金的时效相应,缩短了合金达到峰值硬度的时间,且预变形提高了合金的峰值硬度值。

图7所示为经不同预变形量后合金在160℃时效的拉伸性能曲线。由图7可以看出,随着时间的延长,合金的抗拉强度和屈服强度升高,达到峰值后略有降低后趋于稳定,伸长率则不断降低。与合金硬化变化

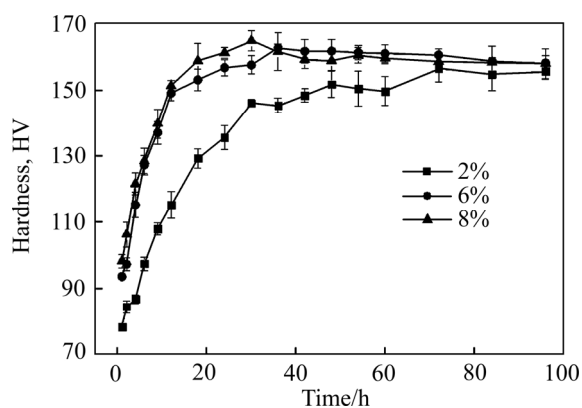


图6 不同预变形量下 Al-Cu-Li 合金时效硬化曲线(160 °C)

Fig. 6 Age hardening curves of Al-Cu-Li alloy with different predeformation amounts (160 °C)

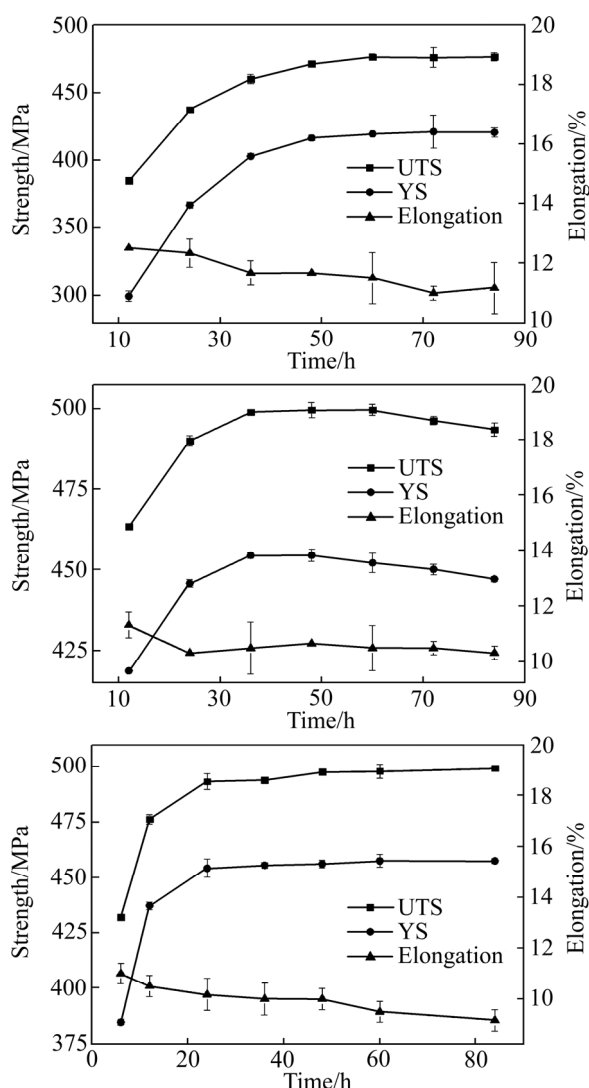


图7 预变形量对 Al-Cu-Li 合金拉伸性能的影响(时效温度为 160 °C)

Fig. 7 Effect of predeformation amount on tensile properties of Al-Cu-Li alloy (aging at 160 °C): 2%; (b) 6%; (c) 8%

趋势类似, 合金强度随预变形量的增加而增加, 预变形量为 6% 时, 时效 36 h 后, 合金抗拉强度和屈服强度分别达到峰值 500 MPa 和 454 MPa, 应伸长率为 10.5%。超过 6%, 强度变化不明显, 如图 7 所示, 当预变形量为 8%, 时效 24 h 后合金抗拉强度和屈服强度分别达到峰值 499 MPa 和 455 MPa, 对应伸长率为 10.1%。

2.4 TEM 分析

图 8 和 9 所示为合金分别经 T6(160 °C, 96 h)和 T8(6%+160 °C, 36 h)峰时效处理的 TEM 像, 其中图 8(a)和图 9(a)分别为选区电子衍射斑, 电子束入射方向为 $[110]_{\text{Al}}$ 方向; 图 8(a)和图 9(a)中各自的标识“1”分别对应图 8(b)和图 9(b), 均为 $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ 相的暗场像; 芒线 2 和 3 则对应图 8(c), (d)和图 9(c), (d), 均为 $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ 相变体的暗场像。

由图 8 和 9 可以看出, 合金经 T6 和 T8 时效处理后, 合金中主要存在 δ' 相、 θ' 相(Al_2Cu)和 T_1 相 3 种析出相。由 δ' 相的暗场像可知, δ' 相主要以两种形式存在, 即尺寸较小的单一球形 δ' 相粒子和尺寸较大的 $\delta'/\beta'(\text{Al}_3\text{Zr})$ 复合相(鱼眼状), 如图 8(b)所示。研究表明^[12-15]: 析出的 δ' 相与合金基体具有较低的错配度, 约 0.08%~0.3%, 两者之间的界面能低, 约 14 mJ/m², 致使其易在淬火阶段即可细小析出。另外, 研究认为^[16] β' 相在均匀化阶段已经产生, δ' 相和 β' 相晶体均为 Li_2 结构, 导致时效处理阶段 δ' 相易包裹 β' 相形核长大, 形成鱼眼状的 δ'/β' 复合相。 θ' 相在 $\{100\}_{\text{Al}}$ 惯习面, 与合金基体呈半共格关系, 它位于 3 个正交立方轴位置上, 所以在 $[110]_{\text{Al}}$ 方向衍射斑, θ' 相衍射斑以基体菱形衍射斑的短对角芒线形式出现。 θ' 相析出数量较少, 致使图 8(a)衍射花样中短对角线处的芒线并不明显。衍射花样中菱形的长对角线 1/3 和 2/3 处的斑点以及组成菱形 4 个边的芒线的出现说明 T_1 相的存在。而 T_1 相为六方晶格结构, 与基体关系为: $(0001)_{T_1} // \{111\}_{\text{Al}}$, 且 $\langle 1010 \rangle_{T_1} // \langle 110 \rangle_{\text{Al}}$ 。 T_1 相具有 4 个变体, 在 $[110]_{\text{Al}}$ 向, T_1 相的两个变体偏离晶带轴, 在菱形长对角线处产生斑点, 其余两个变体平行于晶带轴, 从而产生菱形的四边芒线^[17]。其中的两芒线(见图 8(a)和图 9(a)中 2 和 3)对应的 T_1 相暗场像(见图 8(c), (d)和图 9(c), (d)), 可以看出 T_1 相的两个变体均呈现层状分布。

对比图 8 和 9 可知, 合金经 T6 和 T8 后析出相种类相同, 但与 T6 态相比, T8 处理后的选区电子衍射斑菱形短对角线位置的芒线更加明显(见图 8(a)和图 9(a)), 说明 θ' 相数量有所增加, 但尺寸明显减小, 由

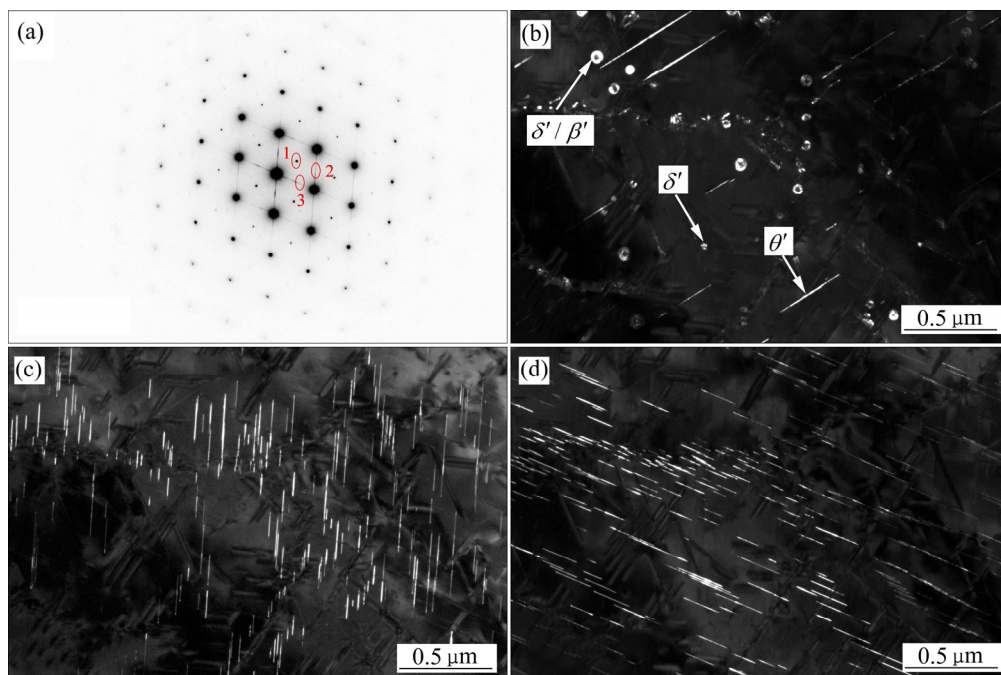


图 8 Al-Cu-Li 合金经 160 °C、96 h 处理后的 TEM 像

Fig. 8 TEM images of Al-Cu-Li alloys after (160 °C, 96 h) aging treatment: (a) Selected area electron diffraction, $B=[110]_{\text{Al}}$; (b) Dark field image of δ' phase; (c), (d) Dark field images of T_1 variant corresponding to line 2 and 3, respectively

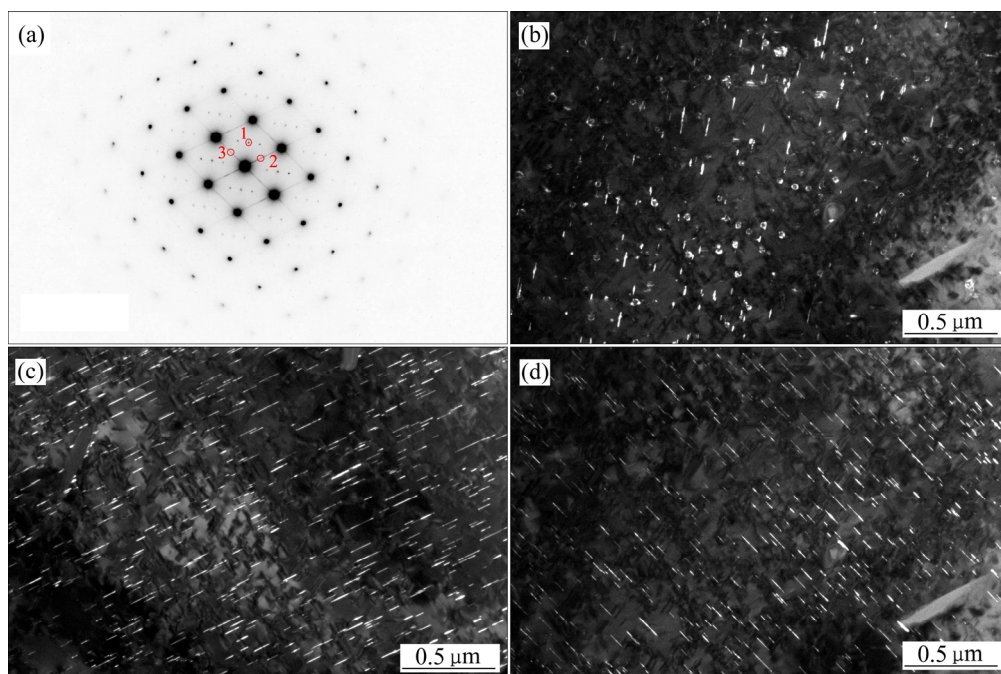


图 9 Al-Cu-Li 合金经 6%+(160 °C, 36 h)处理后的 TEM 像

Fig. 9 TEM images of Al-Cu-Li alloys after 6%+(160 °C, 36 h) aging treatment: Selected area electron diffraction, $B=[110]_{\text{Al}}$; (b) Dark field image of δ' phase; (c), (d) Dark field images of T_1 variant corresponding to line 2 and 3, respectively

对应的 δ' 相暗场像(见图 8(b)和图 9(b))可更明显看出(因为选取 δ' 相超点阵斑时,选区光栅不可避免的将套取到 θ' 相对应的芒线)。同样的,对比 T6(见图 8(c),

(d))与 T8(见图 9(c), (d))峰值时 T_1 相芒线 2 和 3 对应变体尺寸、数量和分布可以看出, T8 处理后, T_1 相尺寸减小,数量和密度显著增加,分布更加均匀。这是

因为 T_1 相和 θ' 相与合金基体分别呈半共格和非共格的关系,界面能高,形核所需形核功较大,所以位错、晶界和亚晶界等晶体缺陷成为它们有利的形核位置^[18]。预变形产生的大量位错增加了合金基体内的缺陷密度,为 T_1 相和 θ' 相提供了更多的形核点,导致 T_1 相和 θ' 相数量、密度增加。

2.5 分析与讨论

铝锂合金因 Li 元素的添加引起合金析出相产生很大变化,在 Al-Cu-Li 系合金中, δ' 相、 θ' 相和 T_1 相是其主要强化相。研究表明^[19-20], δ' 相为球形,与合金基体共格,错配度很小(δ' 相: $a=0.4304\sim 0.4308$ nm; Al 基体: $a=0.404$ nm), $Pm\bar{3}m$ 结构,与基体关系为: $(100)_{\delta'}/(100)_{Al}$, $[001]_{\delta'}/[001]_{Al}$, 选区电子衍射斑中以超点阵斑出现。 θ' 相为盘状,在 $\{100\}_{Al}$ 惯习,与合金基体呈半共格关系, θ' 相结构为: $a=0.404$ nm, $c=0.58$ nm, $I\bar{4}m2$ 结构,与基体的关系为: $(100)_{Al}/(100)_{\theta'}$; $[001]_{Al}/[001]_{\theta'}$ 。 $T_1(Al_2CuLi)$ 相为六方晶系, $a=0.496$ nm, $c=0.935$ nm; $P6/mmm$ 结构,与基体关系为: $(0001)_{T_1}/\{111\}_{Al}$, 且 $[1010]_{T_1}/[110]_{Al}$ 。由于 T_1 相的两个变体在 $\{111\}_{Al}$ 惯习, θ' 相的变体在 $\{100\}_{Al}$ 惯习,两者在 $[110]_{Al}$ 向的 TEM 明场像分布呈交叉针网状分布,如图 10(a)所示($B=[110]_{Al}$)。根据 θ' 相和 T_1 相在面心立方晶体中的位相关系,两相对应的取向关系示意图如图 10(b)所示。

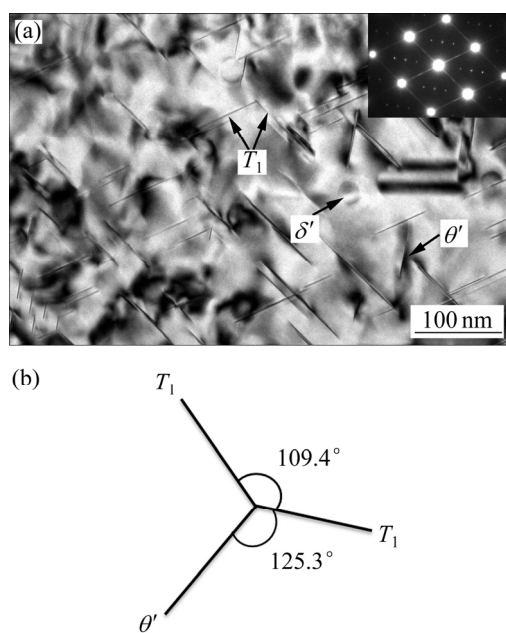


图 10 Al-Cu-Li 合金经 6%+(160 °C, 36 h)处理后的 TEM 像
Fig. 10 TEM image of Al-Cu-Li alloys after 6%+(160 °C, 36 h) aging treatment: (a) Bright field image, $B=[110]_{Al}$; (b) Schematic diagram of orientation relationship between θ' and T_1 phases

由图 5(a)可知,合金经 T6 态(160 °C/96h) 处理获得峰值抗拉强度和屈服强分别为 441 MPa 和 362 MPa, 对应伸长率为 9.2%; 由图 7(b)可知,合金经 T8 态 6%+(160 °C, 36 h)处理获得峰值抗拉强度和屈服强度分别为 500 MPa 和 454 MPa, 对应伸长率为 10.5%, 即时效前的预变形促使合金抗拉强度、屈服强度和伸长率分别提高了 13.4%、25.4%和 14.1%。如 2.2 和 2.3 节中所述,合金 T6 态析出强化相主要为 δ' 相、 θ' 相和 T_1 相联合强化。T8 态因预变形的引入,细化了 T_1 相尺寸,提高了 T_1 相数量和密度,且使其分布更加弥散均匀。且时效后期 T_1 相则以溶解 δ' 相和 θ' 相而长大,随预变形量的增加,合金析出相由 δ' 相、 θ' 相和 T_1 相逐渐向以 T_1 相为主转变^[21]。 T_1 相被视为 Al-Cu-Li 系合金中最主要的强化相,常在位错、晶界和亚晶界等处异质形核析出。可从两个方面揭示合金 T8 态强化相分布和强化效果增强的原因:一是预变形引起 T_1 相的析出形核率的增加,研究表明^[22],高饱和固溶度条件下, T_1 相在 GP 区/ α 界面处均匀形核长大。在低饱和固溶度条件下, T_1 相借助堆垛层错形核机制长大,即在 $\{111\}$ 晶面上的 $1/2(110)$ 位错分解为 $1/6(112)$ 部分位错和层错,产生的层错为 Li 和 Cu 原子聚集形成 T_1 相提供生长面和生长台阶,说明 T_1 相的形核与长大受部分位错运动的控制,部分位错运动致使合金的面心立方基体的堆垛层错转变为 T_1 相形核所需的密排六方堆垛。部分位错的产生有多种方式,但最可能的是位错割阶和螺位错的交滑移两种方式。因此,时效前引入预变形,导致上述 T_1 形核长大所需部分位错晶体缺陷密度的增加,为 T_1 相的非均质形核提供更多有利形核位置,加快了 T_1 相的形核速率,引起后续时效过程 T_1 相析出数量和密度的增加,如图 8(c), (d)和图 9(c), (d)所示。另一方面是因为 T_1 相具有更佳的强化效果^[23-24]: 对于沉淀强化铝合金,不同晶面或晶向簇析出的不同形貌粒子其强化效果存在明显差异,在 $\{111\}_{Al}$ 和 $\{100\}_{Al}$ 晶面簇上析出的盘状或片状粒子和在 $[100]_{Al}$ 晶向簇上析出的棒状和球状粒子,这四种析出相以在 $(111)_{Al}$ 惯习的析出相所引起的临界分切应力增量 $\Delta\tau$ 值最大,即强化效果最佳,且随着析出相的长宽比增加,强化效果增加。如前所述, T_1 相的两个变体在 $\{111\}_{Al}$ 惯习, θ' 相的变体在 $\{100\}_{Al}$ 惯习,且层片状的 T_1 相长宽比大于 θ' 相长宽比,更大于球状的 δ' 相长宽比,进一步证明 T_1 相具有更佳的强化效果。

3 结论

1) 合金适宜的固溶处理制度为 490 °C、1.5 h, 此

时可溶第二相粒子回溶充分,未回溶第二相为 AlCuFeMn 相,断口形貌呈现沿晶断裂与少量韧窝形貌混合特征。

2) 合金具有良好的常规力学性能,适宜的 T6 制度为 175 °C、48 h,抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 447 MPa、369 MPa 和 8.9%。适宜的 T8 制度为预变形 6%+(160 °C, 36 h),抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 500 MPa、454 MPa 和 10.5%,此时,合金具有较好的强塑性匹配。

3) 合金在 T6 和 T8 态的强化相均为复合相 δ'/β' 相、 θ' 相和 T_1 相 3 种。时效前的预变形可显著提高合金强度,随预变形量的增加,合金强化相由 δ' 相、 θ' 相和 T_1 相为主逐渐转向以 T_1 相为主, T_1 相比 θ' 相、 δ' 相具有更佳的强化效果。

REFERENCES

- [1] 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.
- [2] VICENTE A P, BAPTISTE G, FREDERIC D G, ALEXIS D, JULIE M C. Microstructural evolution during ageing of Al-Cu-Li-X alloys[J]. Acta Materialia, 2014, 66: 199–208.
- [3] 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): 2337–2351.
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): 2337–2351.
- [4] RIOJA R J. Fabrication methods to manufacture isotropic Al-Li alloys and products for space and applications[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 257(1): 100–107.
- [5] 王东林, 李世晨, 王小宁, 郑子樵. 铝锂合金新型立方相的析出规律及机理[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(12): 2119–2127.
WANG Dong-lin, LI Shi-chen, WANG Xiao-ning, ZHENG Zi-qiao. Precipitation of new cubic phase in Al-Li alloys and its mechanism[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(12): 2119–2127.
- [6] 李红英. 航空航天通用型铝锂合金的成分设计和组织结构与性能研究[D]. 长沙: 中南大学, 2007: 45–54.
LI Hong-ying. Alloy designing and study of microstructure and properties of a Al-Li alloy for aerospace and aviation[D]. Changsha: Central South University, 2007: 45–54.
- [7] GUPTA P 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.
- [8] 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.
- [9] VICENTE A P, BAPTISTE G, FREDERIC D G, ALEXIS D, JULIE M C. Microstructural evolution during ageing of Al-Cu-Li-x alloys[J]. Acta Materialia, 2014, 66(11): 199–208.
- [10] 杨胜利, 沈 健, 闫晓东, 李锡武, 孙宝庆, 张 飞. Al-Cu-Li-Mg-Mn-Zn-Ag 合金热变形流变行为与本构方程[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(8): 2083–2091.
YANG Sheng-li, SHEN Jian, YAN Xiao-dong, LI Xi-wu, SUN Bao-qing, ZHANG Fei. Flow behavior and constitutive equations of Al-Cu-Li-Mg-Mn-Zn-Ag alloy during isothermal compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(8): 2083–2091.
- [11] 杨胜利, 沈 健, 闫晓东, 李锡武, 孙宝庆, 毛柏平. 基于 Al-Cu-Li 合金流变行为的动态再结晶动力学与形核机制研究[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(2): 365–374.
YANG Sheng-li, SHEN Jian, YAN Xiao-dong, LI Xi-wu, SUN Bao-qing, MAO Bai-ping. Dynamic recrystallization kinetics and nucleation mechanism of Al-Cu-Li alloy based on flow behavior[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(2): 365–374.
- [12] HUANG J C, ARDELL A J. Addition rules and the contribution of δ' precipitates to strengthening of aged Al-Li-Cu alloys[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(11): 2995–3006.
- [13] GAYLE F W, VANDER SANDE J B. Composite precipitates in an Al-Li-Zr alloy[J]. Scripta Metallurgica, 1984, 18(2): 473–478.
- [14] GREGSON P J, FLOWER H M. δ' precipitation in Al-Li-Mg-Cu-Zr alloys[J]. Journal of materials Science Letters, 1984, 3(9): 829–834.
- [15] PRASAD Y, SESHACHARYULU T. Processing maps for hot working of titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243(1/2): 82–88.
- [16] TSIVOULAS D, PRANGNELL P B, SIGLI C, BES B. Effects of combined Zr and Mn additions on dispersoid formation and recrystallisation behaviour of AA2198 sheet[J]. Advanced Materials Research, 2010, 89(11): 568–573.
- [17] ZHANG S F, ZENG W D, YANG W H, SHI C L, WANG H G. Ageing response of a Al-Cu-Li 2198 alloy[J]. Materials and Design, 2014, 63(7): 368–374.
- [18] NOBLE B, THOMPSON G E. (AlCuLi) precipitation in aluminium-copper-lithium alloys[J]. Metal Science, 2013, 6(1): 1–10.

- 167–174.
- [19] YOSHIMURA R, KONNO T J, ABE E, HIRAGA K. Transmission electron microscopy study of the early stage of precipitates in aged Al-Li-Cu alloys[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(10): 2891–2903.
- [20] CHEN Z W, ZHAO K, FAN L. Combinative hardening effects of precipitation in a commercial aged Al-Cu-Li-X alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 588: 59–64.
- [21] 毛柏平. 2197 铝锂合金板材加工工艺与组织性能的研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2011.
- MAO Bai-ping. Study on processing technology and microstructure, property of 2197 Al-Li alloy plate[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2011.
- [22] CASSADA W A, SHIFLET G J, STARKE E A. Mechanism of Al_2CuLi (T_1) nucleation and growth[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1991, 22(2): 287–297.
- [23] HUANG J C, ARDELL A J. Addition rules and the contribution of δ' precipitates to strengthening of aged Al-Li-Cu alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1988, 36(11): 2995–3006.
- [24] NIE J F, MUDDLE B C, POLMEAR I J. The effect of precipitate shape and orientation on dispersion strengthening in high strength aluminium alloys[J]. *Materials Science Forum*, 1996, 217: 1257–1262.

Effect of heat treatment on microstructure and properties of new Al-Cu-Li alloy

YANG Sheng-li¹, SHEN Jian², JIANG Peng¹, LI Pei-yue¹, YU Yan¹, SONG De-jun¹, TAO Huan¹, GUO Wei¹, FU Wen¹

(1. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471039, China;

2. State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes,
General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: The relationship between microstructures and properties of a new Al-Cu-Li alloy under different solid solution and aging treatments were studied by hardness test, tensile test, SEM, EDS and TEM analysis. The results show that the second phase particles of the alloy are fully dissolved by solid solution treatment at 490 °C for 1.5 h, and the remaining second phase is AlCuFeMn phase. The fracture mode of the alloy is characterized by intergranular fracture and small dimple mixed fracture. The suitable T6 temper of the alloy is (175 °C, 48 h), and the corresponding tensile strength, yield strength and elongation rate are 447 MPa, 369 MPa and 8.9%, respectively. The suitable T8 temper of the alloy is 6%+(160 °C, 36 h), and the corresponding tensile strength, yield strength and elongation rate are 500 MPa, 454 MPa and 10.5%, respectively. The alloy shows excellent combination of strength and ductility when the pre-deformation ratio is controlled at about 6%. The strength phase of the alloy are composite phase δ'/β' , θ' and T_1 in T6 and T8 temper. The pre-deformation greatly improves the strength of the alloy. With the increase of the pre-deformation, the mainly strengthening phase of the alloy gradually change from δ'/β' , θ' and T_1 to the T_1 phase. T_1 has better strengthening effect compared with δ'/β' phase and θ' phase.

Key words: Al-Cu-Li alloy; solid solution treatment; aging treatment; mechanical property

Foundation item: Project(2013CB619208) supported by the National Basic Research Development Program of China

Received date: 2017-04-07; **Accepted date:** 2017-07-10

Corresponding author: YANG Sheng-li; Tel: +86-379-67256053; E-mail: bravictors@126.com

(编辑 龙怀中)