



重固溶-不同温度 T8 再时效 2195 铝锂合金的力学性能与显微组织演化

马云龙¹, 李劲风², 刘观日¹, 刘丹阳², 叶志豪², 汪洁霞², 郑子樵²

(1. 北京宇航系统工程研究所, 北京 100076;

2. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 以 5.2 mm 厚度 2195-T8 铝锂合金为对象, 进行重固溶、4.5%预变形后不同温度(145~160 °C)的 T8 再时效处理, 研究其力学性能与晶内显微组织演化。结果表明: 重固溶处理后的晶粒形态与原始 2195-T8 态晶粒形态一样, 仍然保持为拉长的带状晶粒组织。重固溶并经 4.5%预变形后, 再采用适当的温度和时间进行 T8 时效处理, 2195 铝锂合金可以回复到原始 T8 态的显微组织和力学性能, 即 2195 铝锂合金采用重固溶-T8 再时效处理不会明显损害其力学性能。2195 铝锂合金的晶内时效析出相包括 T1 相(Al_2CuLi)、 δ' 相(Al_3Li)、 θ' 相(Al_2Cu)及 θ'' 相(Al_2Cu), 其中优先析出相为 T1 相; 较低温度及较短时间时效可形成较多 δ' 相和 θ'' 相; 随着时效时间延长, T1 相生长, θ'' 相转化为 θ' 相并减少, δ' 相消失; 时效温度提高可促进该转变过程, 加快铝锂合金的时效响应速度。

关键词: 铝锂合金; 重固溶; 再时效; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

铝锂合金是航空航天最理想的结构材料, 其发展大致可分为 3 个阶段, 相应出现的铝锂合金产品也划分为三代^[1-4]。20 世纪 90 年代以来开发的第三代铝锂合金具有密度小、模量高、良好的强度-韧性平衡、优良的耐损伤性能、各向异性小、热稳定性好、耐腐蚀、加工成形性好等优点^[4-6], 其中尤以低各向异性铝锂合金和高强可焊铝锂合金最引人注目。由于综合性能提高, 第三代铝锂合金在航空及航天工业上已经获得广泛应用。

第三代铝锂合金在航天工业中最成功、最具有里程碑意义的应用是 2195 铝锂合金(美国)及 1460 铝锂合金(前苏联)在航天飞机外挂燃料贮箱和运载火箭上的应用。美国于 1997 年采用 2195 铝锂合金代替 2219 铝合金, 制造了直径 8.4 m、长 47 m 的航天飞机超轻外挂燃料外贮箱(Super Lightweight Tank, SLWT), 用于盛装低温燃料; 在随后的 20 多年时间内, SLWT 连续发射了 43 次直至航天飞机退役。按照 NASA 原计划, 航天飞机退役后的航天工程“星座计划”中, 战神(Ares)系列火箭(战神-I、IV、V)将成为执行美国空间探索的新型运输基础设施的重要单元。原设计

战神-I 火箭上面级和芯级的液氢、液氧贮箱将全部采用 2195 铝锂合金制造^[7-8]。

我国已经可以成熟进行 2195 铝锂合金的工业化生产, 但一直没有进行应用。2195 铝锂合金是一种时效强化型铝合金, 主要通过固溶淬火处理、人工时效后析出的析出第二相进行强化。铝合金的时效析出与固溶是可逆过程, 即铝合金中已经时效析出的第二相在高温时可以重新发生固溶, 在随后的时效过程中又可再次析出。因此, 对于时效强化型铝合金而言, 如果由于时效处理制度不当而导致性能差异, 应该可以采用这一可逆热处理(即重固溶、再时效)工艺进行性能的调整; 或者由于加工过程的需要, 已经时效硬化的铝合金需要先软化加工, 之后再行时效强化处理。

目前已有部分 7XXX 系铝合金重固溶再时效研究报道^[9-12]。但这一重固溶再时效过程是否导致 2195 铝锂合金的性能损害, 或 2195 铝锂合金能否进行重固溶-再时效处理, 目前尚无文献报道。基于此, 本文作者进行了 2195-T8 铝锂合金重固溶后, 采用 4.5%的预拉伸变形, 之后再于不同温度(145~160 °C)进行 T8 再时效处理, 研究了其显微组织及力学性能。

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2013AA032401)

收稿日期: 2016-03-28; **修订日期:** 2016-08-31

通信作者: 马云龙, 高级工程师; 电话: 010-68382013; E-mail: i56567@sina.com

1 实验

研究材料为 2195-T8 铝锂合金板材成品(已进行 T8 热处理, 即 505~510 °C 固溶处理、约 4.5% 预变形之后再于 150 °C 时效), 其厚度为 5.2 mm, 合金成分经分析如表 1 所列。板材于 508 °C 重新固溶处理 50 min、冷水淬火后, 再次经 4.5% 的预变形后, 分别于 145、152 及 160 °C 进行时效处理。时效前预变形为拉伸预变形, 通过拉伸试验机, 采用引伸计进行预变形量的控制。

表 1 2195 铝锂合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 2195 Al-Li alloy (mass fraction, %)

Cu	Li	Mg	Ag	Zr	Al
3.92	0.96	0.39	0.29	0.12	Bal.

重固溶-T8 再时效 2195 铝锂合金的室温拉伸性能采用 MTS 810 材料试验机进行测试, 拉伸速度为 2 mm/min。拉伸测试样品平行段宽度 12.5 mm, 平行段长度为 50 mm。

分别进行原始 T8 态及重固溶-T8 再时效处理后板材的金相组织观察。样品经打磨、抛光及阳极覆膜处理后, 再采用 Leica DMILM 金相显微镜进行观察。

原始 T8 态及重固溶-T8 再时效处理后显微组织观察采用透射电镜(TEM)进行观察。TEM 试样首先机械减薄至 0.08 mm 左右, 而后采用双喷电解减薄仪制取。电解溶液为 25% 硝酸+75% 甲醇(体积分数)混合溶液, 采用液氮冷却至 -20 °C 以下, 工作电压为 15~20 V, 电流控制在 80~95 mA。而后在 Tecnai G²20 型 TEM 上进行观察, 加速电压为 200 kV。

2 实验结果

2.1 时效力学性能

图 1 所示为 2195 铝锂合金重固溶后不同温度再 T8 时效(4.5% 预变形)的时效拉伸性能曲线。为评价其重固溶再时效行为, 图 1 中同时绘出了原始 2195-T8 铝锂合金板材实测性能及 ASM 标准的最低性能。由图 1 可知, 不同温度进行 T8 时效时, 合金的时效响应速度明显不同; 145 °C 时, 时效响应速度最慢, 约时效 40 h 左右, 强度达到原始 2195-T8 铝锂合金实测

性能; 160 °C 时, 时效响应速度最快, 约时效 20 h 时, 其测试强度即可达到原始 2195-T8 铝锂合金实测性能。152 °C 时, 时效 22 h 后其强度达到原始 2195-T8 铝锂合金实测性能。

另外, 比较 2195 铝锂合金 ASM 标准, 可以发现重固溶-T8 再时效后 2195 铝锂合金的强度、伸长率均满足 ASM 标准的性能最低值。上述结果说明 2195 铝锂合金重固溶-T8 再时效后的力学性能完全可以回复

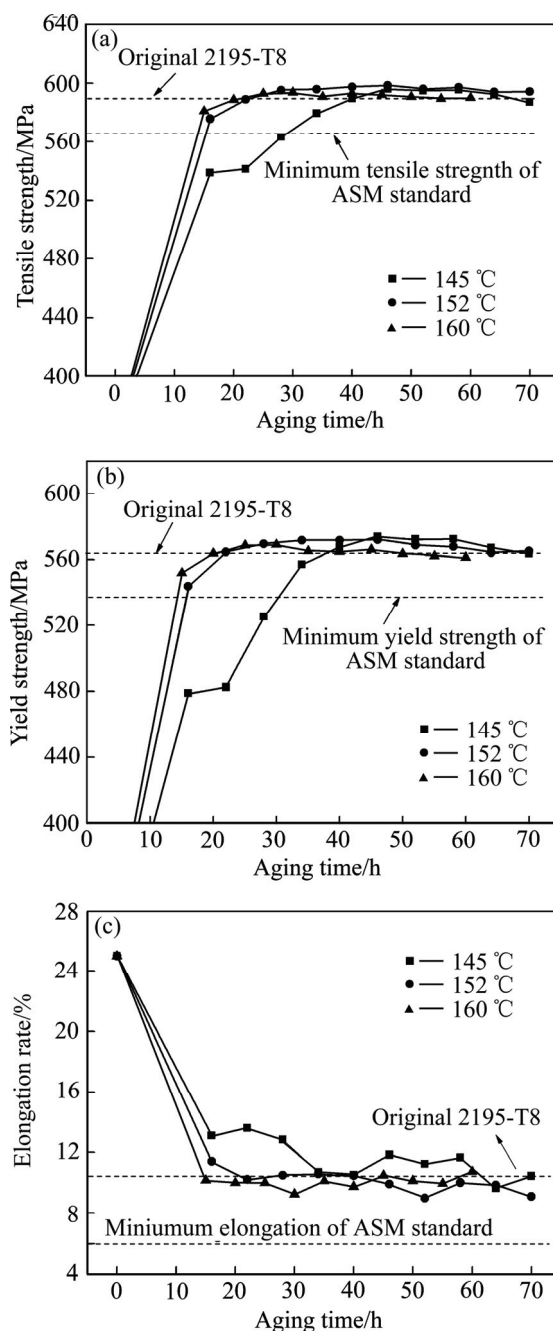


图 1 2195 铝锂合金重固溶-不同温度 T8 再时效(4.5% 预变形)的时效拉伸性能曲线

Fig. 1 Tensile properties of 2195 Al-Li alloy as function of T8 re-aging time at different temperatures: (a) Tensile strength; (b) Yield strength; (c) Elongation rate

到原始 T8 态力学性能,即重固溶-T8 再时效处理没有明显损害 2195 铝锂合金力学性能。

2.2 显微组织

图 2 所示分别为原始 2195-T8 铝锂合金及重固溶处理后纵截面的金相照片,二者纵截面均表现为明显拉长的带状晶粒组织,且重固溶处理后晶粒长大程度很小。由于 2195 铝锂合金时效温度(152 °C)远低于其固溶温度(505~510 °C),时效处理时不会对晶粒组织

(包括晶粒尺寸、形态、织构等)产生影响。因此,上述金相观察表明重固溶处理基本没有改变原始 2195-T8 铝锂合金晶粒组织。

Al-Cu-Li 系合金中时效析出的强化相比较多,可能的析出强化相包括 T1 相(Al_2CuLi)、 θ' 相(Al_2Cu)、 δ' 相(Al_3Li)。为方便通过衍射斑点确认第二相,图 3 直接给出文献中铝锂合金 $\langle 100 \rangle$ 及 $\langle 112 \rangle$ 入射方向的衍射斑图谱中第二相的对应斑点^[13-14]。值得注意的是合金中 θ' 相形成过程中可能会先形成亚稳过渡相 θ'' 相(或

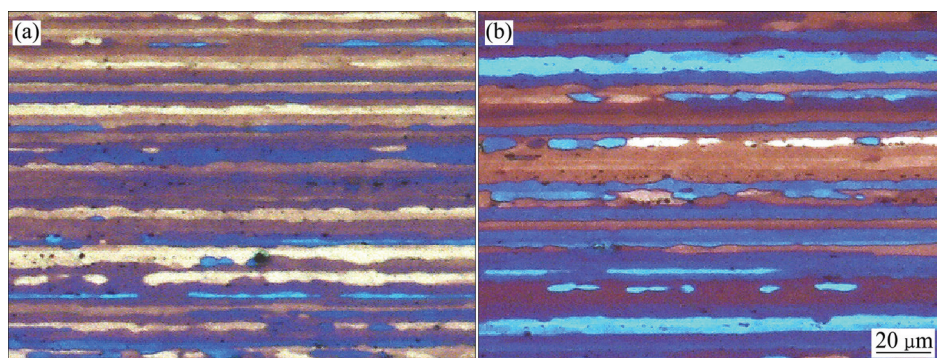


图 2 2195 铝锂合金纵截面金相照片

Fig. 2 Metallographic images of 2195 Al-Li alloy: (a) Original 2195-T8; (b) After re-solution

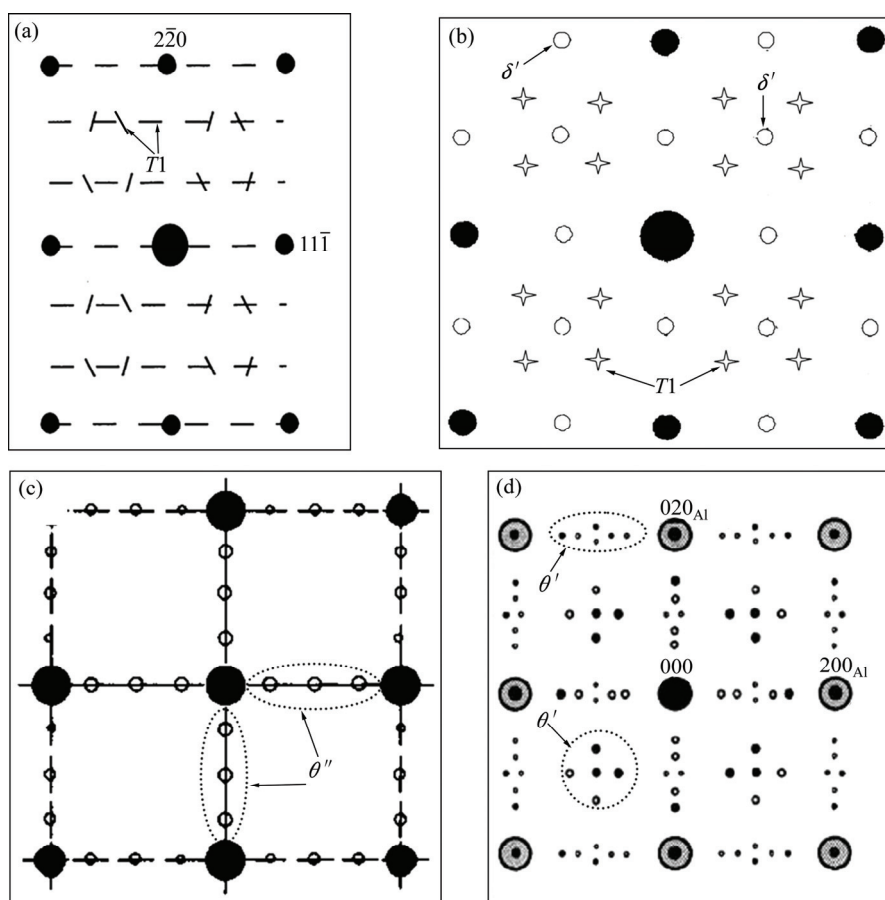


图 3 铝锂合金衍射斑点示意图

Fig. 3 Diffraction patterns of Al-Cu-Li alloy: (a) $\langle 112 \rangle$ direction, T1 precipitate spot; (b) $\langle 100 \rangle$ direction, δ' and T1 precipitate spots; (c) $\langle 100 \rangle$ direction, θ'' precipitate spot; (d) $\langle 100 \rangle$ direction, θ' precipitate spot

GPII 区), 再转化成亚稳相 θ'' 相。在衍射花样中 θ'' 相表现为连续茫线(见图 3(c)), 与 θ' 相显示的不连续斑点不同(见图 3(d))。

图 4 所示为 145 °C 进行 T8 再时效不同时间的衍射斑点及相应 TEM 暗场像。时效 16 h 时, $\langle 112 \rangle$ 入射方向的存在非常明显的 T1 相斑点, 相应的暗场相中

也发现较多的 T1 相(见图 4(a))。而 $\langle 100 \rangle$ 入射方向的衍射斑点中则可以发现比较明显的 θ'' 相(Al_2Cu)连续茫线和 θ' 相斑点, 相应的暗场相中也发现较多垂直分布的 θ'' 相和 θ' 相(见图 4(b))。同时, $\langle 100 \rangle$ 入射方向的衍射斑点中也可发现微弱的 δ' 相斑点, 暗场像中则观察到 δ' 相(见图 4(b)中白色虚线圆圈球状相)。当时效时间

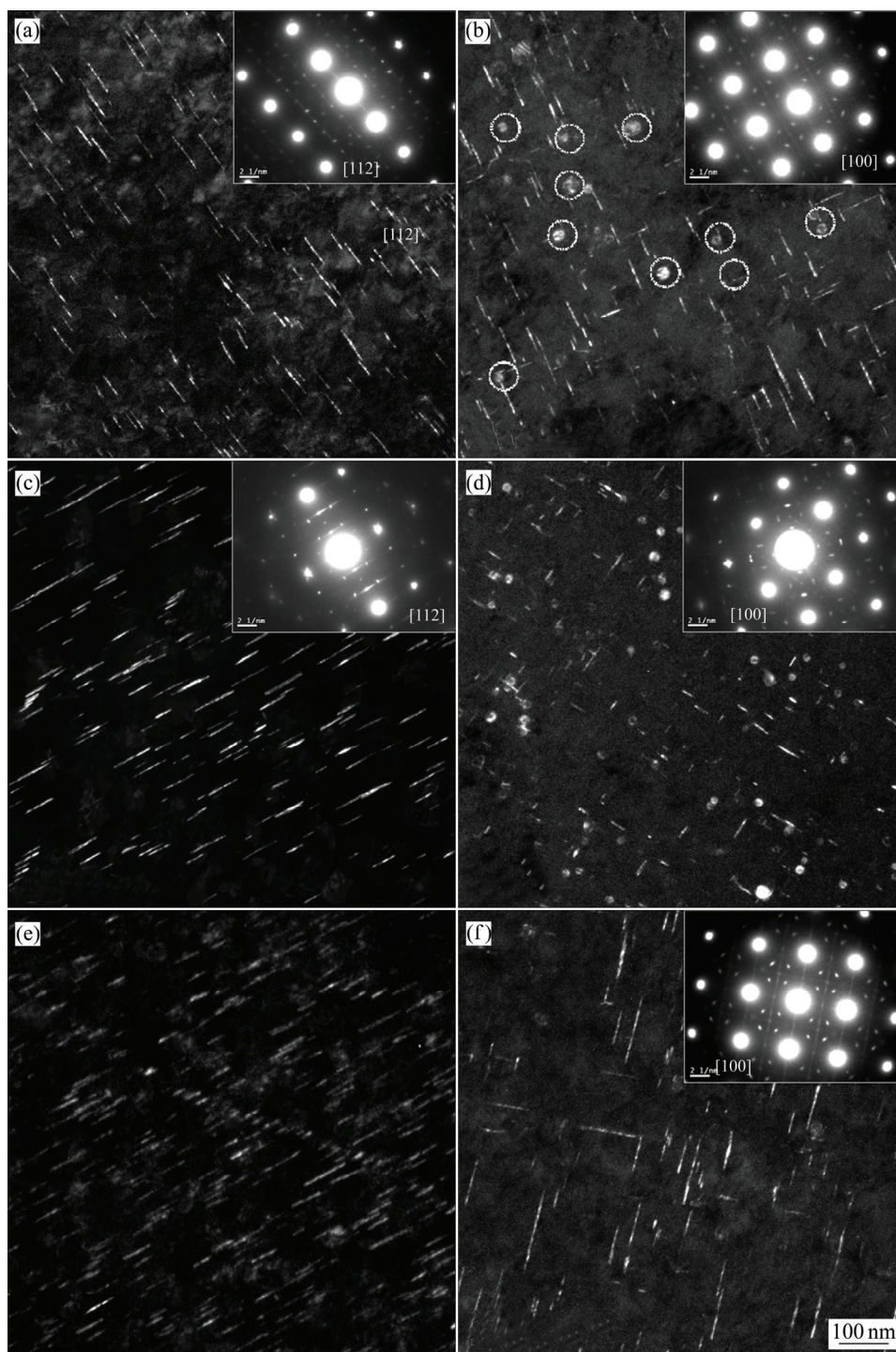


图 4 145 °C 时效不同时间的衍射斑及 TEM 暗场像

Fig. 4 Dark field TEM images of 2195 Al-Li alloy after re-solution followed by T8 re-aging at 145 °C for different time ((a), (c), (e) T1 precipitate, $b=\langle 112 \rangle$; (b), (d), (f) θ'' (or θ') precipitate, $b=\langle 100 \rangle$): (a), (b) 16 h; (c), (d) 34 h; (e), (f) 70 h

延长至 34 h, 在该温度(145 °C)仍然处于欠时效阶段(见图 1), 其 T_1 相尺寸略有增加(见图 4(c)), 同样存在比较多垂直分布的 θ'' 相和 θ' 相(尺寸较小), 但 θ'' 相明显含量降低; 而且仍然可以发现 δ' 相, 但其尺寸缩小(见图 4(d))。当时效时间进一步延长至 70 h(对应于峰时效), T_1 相数量增加(见图 4(e)), 另一个明显不同的

是 δ' 相基本消失(见图 4(f)); 另外, θ'' 相的连续茫线转变为不连续分布的斑点, 表明此时形成 θ' 相(而不是 θ'' 相), 相应暗场像也可观察到比较粗大而且垂直分布的 θ' 相(见图 4(f))。

图 5 所示为 152 °C 进行 T8 再时效不同时间时的衍射斑点图及相应 TEM 暗场像。时效 16 h 时, 析出

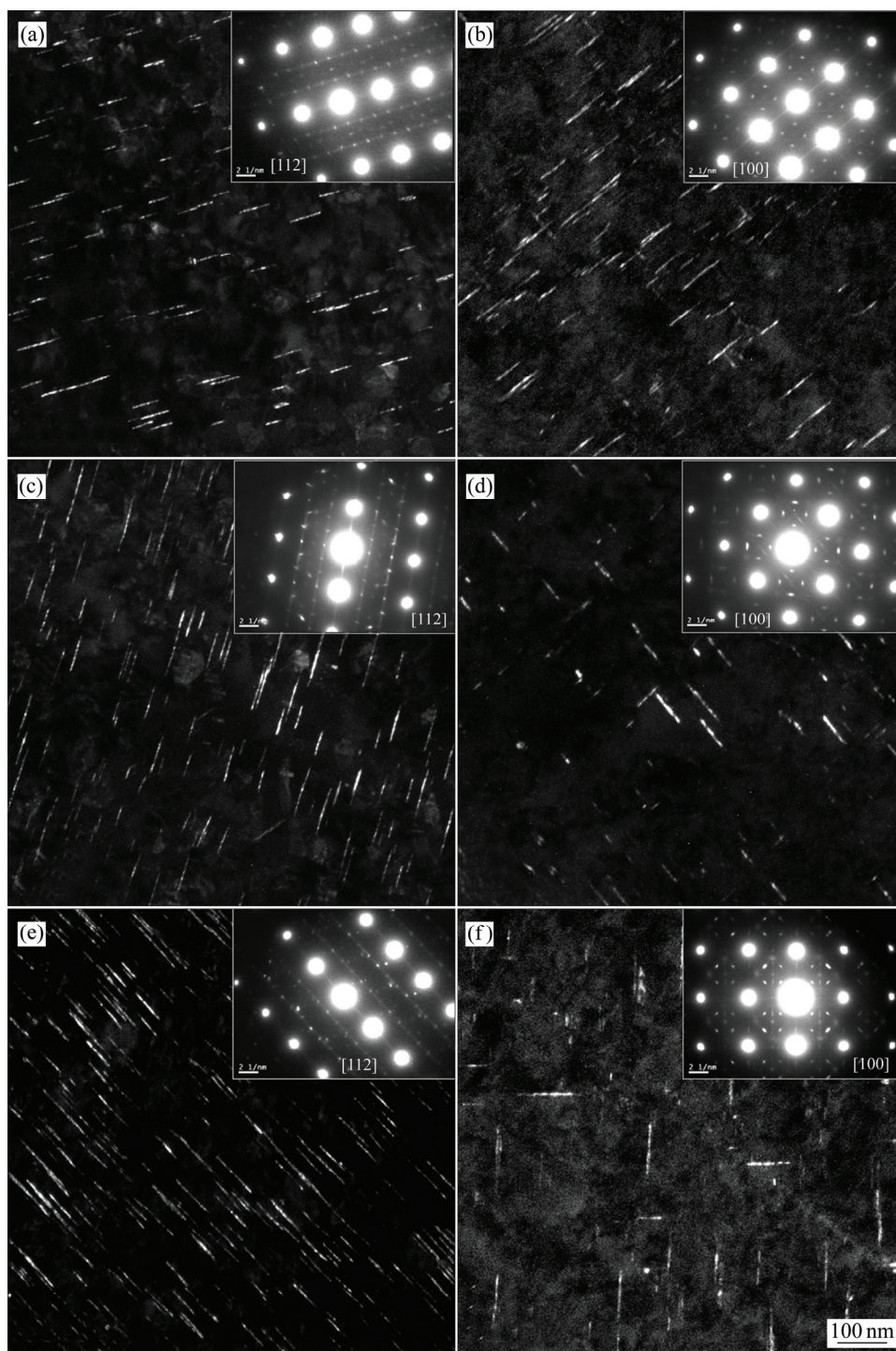


图 5 152 °C 时效不同时间的衍射斑及 TEM 暗场像

Fig. 5 Dark field TEM images of 2195 Al-Li alloy after re-solution followed by T8 re-aging at 152 °C for different time ((a), (c), (e) T_1 precipitate, $b=\langle 112 \rangle$; (b), (d), (f) θ' (or θ'') precipitate, $b=\langle 100 \rangle$): (a), (b) 16 h; (c), (d) 34 h; (e), (f) 70 h

较多的 $T1$ 相(见图 5(a)), 同时 $\langle 100 \rangle$ 入射方向衍射斑表明有 θ'' 相和 θ' 相形成, 暗场像则观察到较多互相垂直 θ'' 相和 θ' 相, 同时没有出现 δ' 相(见图 5(b))。当时效时间延长至 34 h 时, $T1$ 相尺寸及分数增加(见图 5(c)); 而根据 $\langle 100 \rangle$ 入射方向衍射斑点分析, $\{100\}$ 面析出相以 θ' 相为主, θ'' 相基本消失(见图 5(d))。当时效时间进一步延长至 70 h, $T1$ 相尺寸及分数进一步增加(见图

5(e)); θ'' 相完全消失, θ' 相尺寸有所长大但数量减少(衍射花样表现为不连续斑点)(见图 5(f))。

图 6 所示为 160 °C 进行 T8 再时效不同时间时的衍射斑及相应 TEM 暗场像。15 h 时效时, 析出较多的 $T1$ 相(见图 6(a)), 同时形成较多的 θ'' 相和 θ' 相, 且没有观察到 δ' 相存在(见图 6(b)); 当时效时间延长至 34 h, 主要析出相为 $T1$ 相及 θ' 相, θ'' 相消失(见图 6(c),

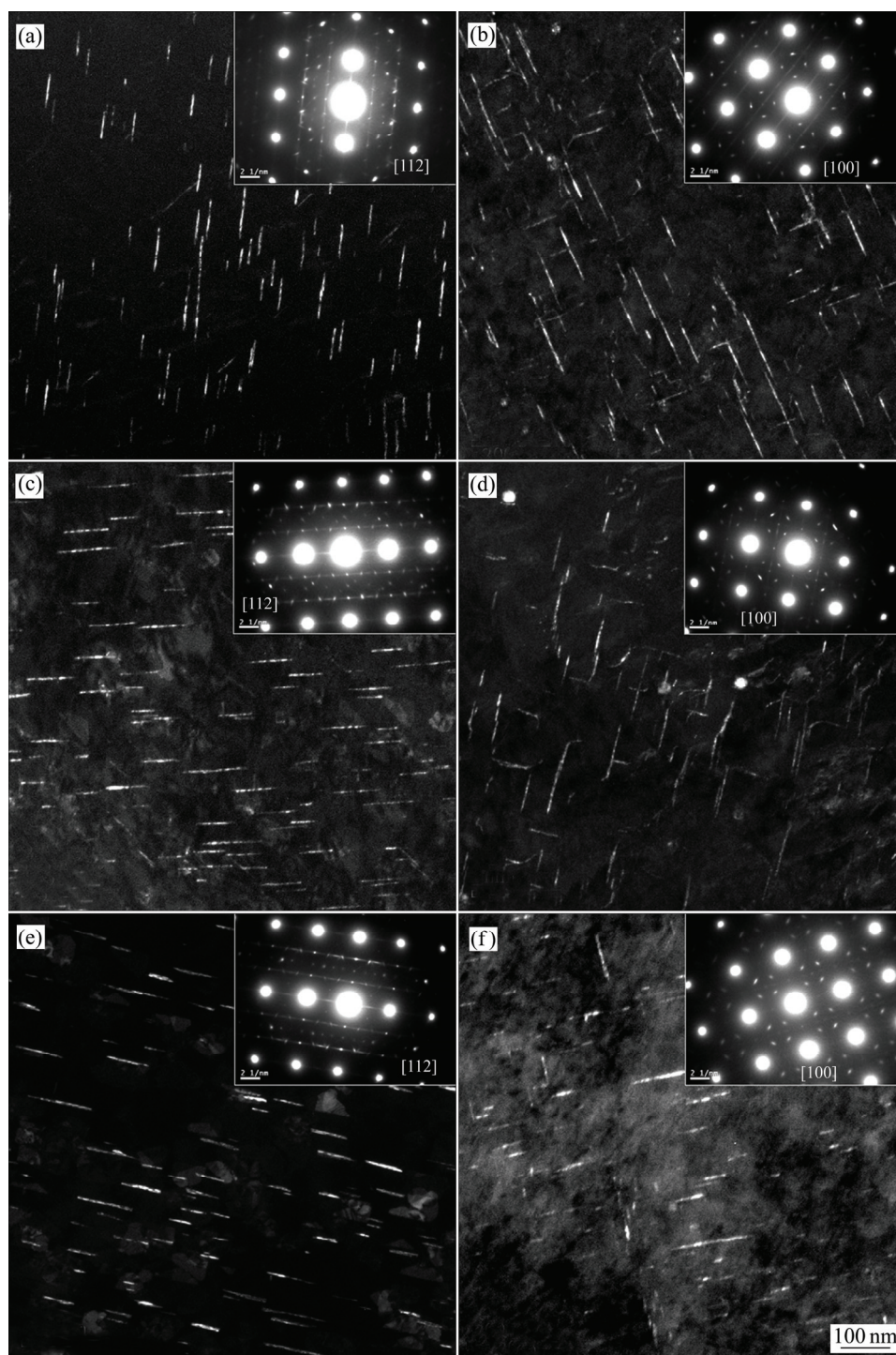


图 6 160 °C 时效不同时间的衍射斑及 TEM 暗场像

Fig. 6 Dark field TEM images of 2195 Al-Li alloy after re-solution followed by T8 re-aging at 160 °C for different time ((a), (c), (e) $T1$ precipitate, $b=\langle 112 \rangle$; (b), (d), (f) θ' (or θ'') precipitate, $b=\langle 100 \rangle$): (a), (b) 15 h; (c), (d) 34 h; (e), (f) 60 h

(d))。时效时间进一步延长至 60 h, $T1$ 相粗化(见图 6(e)); 而 θ' 相部分粗化, 部分尺寸减小, 但总的分数减少(见图 6(f))。

图 7 所示为原始 2195-T8 铝锂合金衍射斑及 TEM 暗场像, 合金主要第二相为 $T1$ 相(见图 7(a))及 θ' 相(衍射花样表明应该为 θ' 相)。根据 $T1$ 相密度、 θ' 相衍射斑点及其分布与尺寸综合分析, 可以发现原始 2195-T8 铝锂合金中时效析出相与 152 °C 进行 T8(4.5%预变形)再时效 34 h(见图 6(c), (d))的合金一致。即 2195-T8 铝锂合金重固溶处理后, 采用合理的预变形、时效温度和时效时间组合进行 T8 再时效后, 可以回复到原始 T8 态的显微组织, 进而获得与原始 T8 态一致的力学性能。

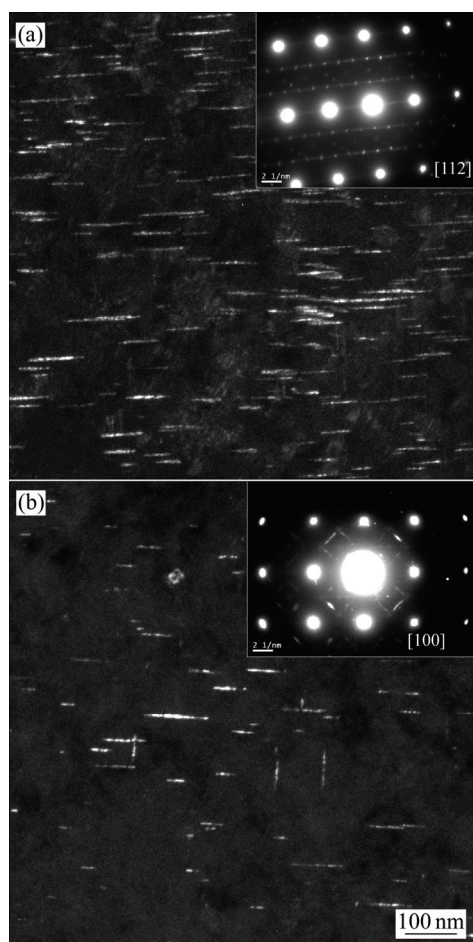


图 7 原始 2195-T8 铝锂合金衍射斑及 TEM 暗场像

Fig. 7 Dark field TEM images of original 2195-T8 Al-Li alloy: (a) $T1$ precipitate, DF, $b=[112]$; (b) θ' precipitate, DF, $b=[100]$

3 分析与讨论

综上所述, 2195-T8 铝锂合金经重固溶-T8 再时效

处理后, 可能的晶内时效析出相包括 $T1$ 相、 θ' 相、 θ'' 相及 δ' 相, 不同温度及时间时效后析出组成归纳如表 2 所列。较低温度(145 °C)或较短时间时效时, 在优先析出 $T1$ 相的同时, 一个重要的特征是有 θ'' 相、 θ' 相及 δ' 相析出; 提高温度或延长时效时间, $T1$ 相生长的同时消耗 δ' 相, δ' 相消失, θ'' 相演变为 θ' 相并逐渐减少。而且, 在相同温度时效至峰时效阶段后, 合金析出相以 $T1$ 相和 θ' 相为主; 随时效时间进一步延长, $T1$ 相生长, 部分 θ' 相粗化, 但 θ' 相总分数降低。

对于 Cu 含量为 2%~5%(质量分数)的 Al-Cu-Li 系合金, 时效析出顺序的过程大致如下^[15]: α 过饱和固溶体→GP 区+ δ' 相→ $T1$ 相+ δ' 相+(θ' 相)→ $T1$ 相。有文献认为 θ'' 相也是 GP 区, 并定义为 GPII 区^[13]。表 2 所列的时效析出相组成可以反应这一规律。低温(145 °C)时效时, 由于原子扩散速度更小, 析出速率更低, 因此 16 h 及 34 h 时效时可以观察到 δ' 相。较高温度(152 °C、160 °C)时效时, 原子扩散速度增加, 析出速率加快, δ' 相在更短的时效时间内即已析出, 并转化为 $T1$ 相而消失, 因此 152~160 °C, 16 h 时效时较难观察到 δ' 相。

表 2 重固溶-T8 再时效(4.5%预变形)2195 铝锂合金晶内时效析出相组成

Table 2 Intragranular aging precipitates of 2195- Al-Li alloy after re-solution and T8 re-aging with 4.5% pre-deformation

Aging temperature/ °C	Intragranular aging precipitate		
	15-16 h	34-35 h	60-70 h
145	$T1, \theta'', \theta', \delta'$	$T1, \theta'', \theta', \delta'$	$T1, \theta'$
152	$T1, \theta'', \theta'$	$T1, \theta'$	$T1, \theta'$
160	$T1, \theta'', \theta'$	$T1, \theta'$	$T1, \theta'$
Original 2195-T8	$T1, \theta'$		

另外, 根据 TEM 观察, 2195 铝锂合金进行 T8 态时效处理时, $T1$ 相为优先析出相, 其时效析出速度明显快于 δ' 相和 θ' 相的, 这与合金成分及时效前预变形有关。2195 铝锂合金同时添加微合金元素 Mg 和 Ag, Mg-Ag 之间的具有很强的相互作用, 淬火后及时效初期, 可形成大量 Ag-Mg 原子团簇, 促使 Li 和 Cu 原子不断向 Ag-Mg 原子团簇扩散, 从而促进 $T1$ 相析出^[16-17]。时效前进行预变形, 在基体中引入位错, 对盘状 $T1$ 相和 θ' 相的形核析出均具有促进作用。但在 Al-Cu-Li 系合金中, 存在 $T1$ 相和 θ' 相竞争析出关系, 位错对 $T1$ 相形核具有更大的促进作用^[18-19], 相应地对 θ' 相形核的促进作用减弱。上述两个因素导致 T8 态时效处理时 2195 铝锂合金中 $T1$ 相优先析出。

根据上述显微组织分析, 在 T1 相生长的同时, δ' 相逐渐减少直至完全消失, 而 θ' 相虽然存在且有部分 θ' 相粗化, 但其总分数降低。由于 T1 相组成元素包括 Al、Cu、Li 元素, 其生长过程必须有 Cu、Li 元素不断提供。当合金中 Cu、Li 元素以第二相 θ' 相及 δ' 相形式析出后, T1 相继续生长则消耗 θ' 相及 δ' 相的 Cu、Li 元素^[20], 从而导致 δ' 相消失, θ' 相总分数降低。

可时效强化铝合金的力学性能主要由两部分决定, 一方面是其晶粒组织形态, 另一方面是时效强化相的类型与分布。由于原始固溶处理时形变储能释放, 重固溶处理时不会发生新的再结晶晶粒形核过程; 而且 2195 铝锂合金中微合金元素 Zr 形成弥散 Al_3Zr 粒子, 具有钉扎晶界、阻碍晶界迁移的作用^[21], 因而在 50 min 重固溶时间内晶粒难以长大, 导致重固溶处理后仍然保持为原始 2195-T8 铝锂合金的拉长带状晶粒组织。这种晶粒组织形态特征不变是重固溶-T8 再时效后 2195 铝锂合金力学性能不降低的基础。另外, 在晶粒形态特征不变的基础上, 经适当预变形及时效温度和时效时间组合的 T8 再时效, 可以控制合金中时效析出相的类型、分布与尺寸(如 152 °C, 34 h)与原始 T8 态一致, 从而回复到原始 2195-T8 铝锂合金的力学性能。

4 结论

1) 重固溶处理后的晶粒形态与原始 2195-T8 态晶粒形态一样, 仍然保持为拉长的带状晶粒组织。

2) 2195 铝锂合金时效阶段中的晶内时效析出相包括 T1 相、 δ' 相、 θ' 相和 θ'' 相, 其中 T1 相为优先析出相。较短时间时效, 可形成较多 δ' 相和 θ'' 相; 时效时间延长, θ'' 相转化为 θ' 相, T1 相生长并消耗 δ' 相和 θ' 相。

3) 提高时效温度, 可促进上述转变过程, 加快铝锂合金的时效响应速度。

4) 重固溶处理后, 经 4.5% 预变形, 再采用适当时效温度和时效时间组合的 T8 再时效, 可回复到原始 T8 态的显微组织, 进而获得与原始 T8 态基本一致的力学性能, 即 2195-T8 铝锂合金可以采用重固溶-T8 再时效工艺进行处理。

REFERENCES

[1] STARKER E A Jr. Aerospace materials for future technologies[J]. Journal of the Japan Institute of Light Metals, 2001, 51: 77-85.

[2] WARNER. Recently-developed aluminium solutions for aerospace applications[J]. Materials Science Forum, 2006, 519/521: 1271-1278.

[3] FRIDLYANDER I J. Aluminum alloys in aircraft in the periods of 1970-2000 and 2001-2015[J]. Metal Science and Heat Treatment, 2001, 43(1/2): 6-10.

[4] 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研究[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2337-2349.

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): 2337-2349.

[5] RIOJIA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2012, 43(9): 3325-3337.

[6] MORAN J P, BOVARD F S, CHRZAN J D, VANDENBURGH P. Corrosion performance of new generation Aluminum Lithium alloys for aerospace applications[C]// Proc 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13). USA: TMS, 2012: 425-430.

[7] 李劲风, 郑子樵, 陈永来, 张绪虎. 铝锂合金及其在航天工业上的应用[J]. 宇航材料工艺, 2012, 42(1): 13-19.

LI Jin-feng, ZHENG Zi-qiao, CHEN Yong-lai, ZHANG Xu-hu. Al-Li alloys and their application in aerospace industry[J]. Aerospace Materials and Technology, 2012, 42(1): 13-19.

[8] PRASAD N E, GOKHALE A A, WANHILL R J H. Aluminum-lithium alloys: Processing, properties and applications[M]. London: Butterworth-Heinemann, 2014: 525-528.

[9] 尚 勇, 李建康, 张立武. 重固溶再时效处理对 7175 铝合金组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2005(5): 35-38.

SHANG Yong, LI Jian-kang, ZHANG Li-wu. Effect of re-solution re-aging on microstructure and properties of 7175 aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2005(5): 35-38.

[10] 李 海, 郑子樵, 王芝秀. 过时效-重固溶-再时效处理对 7055 铝合金组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2004, 25(3): 57-61.

LI Hai, ZHENG Zi-qiao, WANG Zhi-xiu. Effect of over-ageing and re-solution and re-ageing treatment on microstructures and properties of 7055 Al alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2004, 25(3): 57-61.

[11] 尚 勇, 张立武. 重固溶再双级时效处理对 7175 铝合金力学性能和微观组织的影响[J]. 固体火箭技术, 2006, 29(3): 225-228.

SHANG Yong, ZHANG Li-wu. Effects of resolution and reaging treatment on mechanical properties and microstructure of 7175 aluminum alloy[J]. Journal of Solid Rocket Technology, 2006, 29(3): 225-228.

[12] 尚 勇, 张立武, 李建康. 重固溶再多级时效处理对 7175 铝合金组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2005(7): 41-43.

SHANG Yong, ZHANG Li-wu, LI Jian-kang. Effects of

- re-solution and re-aging on microstructural and mechanical properties 7175 aluminum[J]. Hot Working Technology, 2005(7): 41–43.
- [13] WANG S C, STARINK M J. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al-Cu-Mg-(Li) based alloys[J]. International Materials Reviews, 2005, 50(4): 193–215.
- [14] WANG Z M, SHENOY R N. Microstructural characterization of aluminum-lithium alloys 1460 and 2195[R]. National Aeronautics and Space Administration, NASA/CR-1998-206914.
- [15] 陈秋妮, 郑子樵, 魏修宇, 李世晨, 王哲. C47A 铝锂合金组织和性能的研究[J]. 稀有金属, 2008, 32(2): 129–134.
- CHEN Qiu-ni, ZHENG Zi-qiao, WEI Xiu-yu, LI Shi-chen, WANG Zhe. Microstructures and properties of C47A Al-Li alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2008, 32(2): 129–134.
- [16] 罗先甫, 郑子樵, 钟继发, 张海锋, 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 Jin-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.
- [17] 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.
- 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.
- [18] 魏修宇, 郑子樵, 潘峥嵘, 陈圆圆, 李世晨, 陈秋妮. 预变形对 2197 铝锂合金显微组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(11): 1996–1999.
- WEI Xiu-yu, ZHENG Zi-qiao, PAN Zheng-rong, CHEN Yuan-yuan, LI Shi-chen, CHEN Qiu-ni. The role of plastic deformation on microstructure and mechanical properties of 2197 Al-Li alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(11): 1996–1999.
- [19] GABLE B M, ZHU A W, CSONTOS A A, STARKER E A Jr. 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, 2004(1): 1–14.
- [20] HUANG B P, ZHENG Z Q. Precipitation kinetics of an Al-4.01Cu-1.11Li-0.39Mg-0.19Zr-0.11Ti alloy[J]. Scripta Materialia, 1998, 38(4): 611–616.
- [21] TSIVOULAS D, PRANGNELL P B. The effect of Mn and Zr dispersoid-forming additions on recrystallization resistance in Al-Cu-Li AA2198 sheet[J]. Acta Materialia, 2014, 77: 1–16.

Microstructural evolution and mechanical properties of 2195 Al-Li alloy during T8 re-aging at various temperatures following re-solution

MA Yun-long¹, LI Jin-feng², LIU Guan-ri¹, LIU Dan-yang², YE Zhi-hao², WANG Jie-xia², ZHENG Zi-qiao²

(1. Beijing Institute of Aerospace Systems Engineering, Beijing 100076, China;

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

Abstract: Based on 2195-T8 Al-Li alloy with 5.2 mm thickness, the mechanical properties and intragranular microstructural evolution during T8 (4.5% pre-deformation) re-aging at 145–160 °C after re-solution were investigated. The results show that the grain after re-solution still maintains as elongated pancake-like appearance, which is the same as that of original 2195-T8. The micro-structures and mechanical properties can recover to those of the original 2195-T8 Al-Li alloy through using appropriate T8 re-aging temperature and time. Re-solution and T8 re-aging treatment do not obviously damage 2195 Al-Li alloy mechanical property. The intragranular precipitates include $T1(Al_2CuLi)$, $\delta'(Al_3Li)$, $\theta'(Al_2Cu)$ and $\theta''(Al_2Cu)$, among which the preferential precipitates are $T1$ phases. Re-aging at lower temperature or for shorter time, much more δ' and θ'' precipitates are formed. With time extension, $T1$ precipitates grow, but θ'' precipitates are transformed to θ' precipitates, and δ' precipitates disappear. As re-aging temperature is elevated, the transformation process is accelerated, and the aging response is promoted.

Key words: Al-Li alloy; re-solution; re-aging; microstructure; mechanical property

Foundation item: Project(2013AA032401) supported by the National High Research Development Program of China

Received date: 2016-03-28; **Accepted date:** 2016-08-31

Corresponding author: MA Yun-long; Tel: +86-10-68382013; E-mail: i56567@sina.com

(编辑 王超)