

文章编号: 1004-0609(2006)12-2027-07

时效制度对 2A97 铝-锂合金组织和性能的影响^①

袁志山^{1, 2}, 陆 政², 谢优华², 戴圣龙², 刘常升¹

(1. 东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110004;

2. 北京航空材料研究院 铝镁研究室, 北京 100095)

摘 要: 通过拉伸测试和透射电镜分析, 研究时效温度和时间对 2A97 铝-锂合金组织和性能的影响。结果表明: 经淬火后分别在 135 ℃和 155 ℃时效, 随着时效温度升高, 2A97 合金强度升高, 达到峰值强度的时间提前, 延伸率降低; 随着时效时间延长, 合金屈服强度升高, 抗拉强度则先升高而后降低, 出现峰值强度, 延伸率下降; 当合金在 155 ℃时效 36 h, 获得最佳强度和塑性匹配, 抗拉强度为 500 MPa, 屈服强度为 413 MPa, 延伸率为 7%; 随着时效温度升高, 合金组织中 T_1 (Al₂CuLi) 相数量增加; 135 ℃的过时效合金显微组织主要为 θ/θ' (Al₂Cu) 相和 δ (Al₃Li) 相, 155 ℃的时效合金显微组织主要为 T_1 相、 θ/θ' 相和 δ 相。

关键词: 铝-锂合金; 2A97 合金; 时效; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 146.2; TG 166.3

文献标识码: A

Effects of aging treatment on microstructure and properties of 2A97 aluminum-lithium alloy

YUAN Zhi-shan^{1, 2}, LU Zheng², XIE You-hua²,

DAI Sheng-long², LIU Chang-sheng¹

(1. School of Materials and Metallurgy, Northeastern University,
Shenyang 110004, China;

2. Research Laboratory of Al and Mg Alloys and Their Processing,
Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The effects of aging treatment on the microstructure and tensile properties of 2A97 Al-Li alloy, were investigated by tensile test and TEM. The results show that when the aging temperature increases, the tensile strength rises, meanwhile the tensile elongation decreases, and the aging kinetics at 155 ℃ is enhanced. When the aging time increases, $\sigma_{0.2}$ rises continuously, and σ_b doesn't decrease before reaching the peak level, and the elongation decreases in overaging temper. σ_b , $\sigma_{0.2}$ and δ of aged alloy at 155 ℃ for 36 h are 500 MPa, 413 MPa and 7%, respectively, which yields optimum relationship between ductility and strength. When the aging temperature increases, the number density of T_1 phase increases, so the microstructure of alloy aged at 135 ℃ consists of θ/θ' and δ phases, and the microstructure of alloy aged at 155 ℃ mainly consists of θ/θ' , δ and T_1 phases.

Key words: aluminum-lithium alloy; 2A97 alloy; aging treatment; microstructure; mechanical property

2A97 铝-锂合金是 Al-Cu-Li 系脱溶强化型铝合金, 合金化程度高且强度大。Al-Cu-Li 合金沉淀析出序列具有二元 Al-Li 系和 Al-Cu 系合金沉淀析出特

征, 时效强化相主要有 δ (Al₃Li), θ/θ' (Al₂Cu) 和 T_1 (Al₂CuLi) 相等。析出相的强化作用取决于 Cu+Li 总量、Cu/Li 比和时效制度^[1-3]。第三代铝-锂合

① 基金项目: 国家重点基础研究发展规划资助项目(2005CB623705)

收稿日期: 2006-06-29; 修订日期: 2006-11-17

通讯作者: 袁志山, 博士研究生, 电话: 010-62496381; E-mail: yuanzs@163.com

金 2197、2195 和 1460 在二元 Al-Li 合金中加入主要合金化元素 Cu、微合金化元素 Zn、Mg、Ag、Sc 等提高了铝-锂合金的耐蚀性、可焊性、韧性和强度等性能,使 Al-Cu-Li 系合金在航空航天领域得到成功应用^[4~7]。Al-Cu-Li 系合金 2090、2197、2195 和 1460 等在 T8(预变形+时效)状态具有较高的强度,需要严格控制工艺以保证强度和塑性匹配。在 T6 状态时强度降低,塑性提高,采用分级时效等工艺可提高强度^[7~8],保持较高的塑性,满足锻件对性能的要求。大多数 Al-Li 合金的 T8 态比 T6 态具有更好的强塑性配合,主要是由于时效前的预变形可增加基体中的位错密度,从而促进富铜相 S' 、 T_1 和 θ/θ' 相析出,减少因 δ 相为主要强化相而存在的共面滑移和 δ -PFZ 的有害作用,提高合金的性能^[2, 9~10]。

2A97 合金在 T6 状态时面临着强度和塑性匹配的问题,本文作者研究淬火后时效制度对该合金显微组织和力学性能的影响,讨论组织与性能的关系,为优化组织结构,采取适当的工艺提高综合力学性能,为该合金在航空与航天结构上的应用奠定基础。

1 实验

合金在溶剂保护下熔炼和精炼,半连续铸造制锭,为 Al-Cu-Li-X 铝-锂合金—2A97。铸锭经均匀化、开坯、轧制得到实验板材。板料经 520 ℃, 80 min 固溶处理,室温水淬,随后立即在 155 ℃和 135 ℃时效,分别保温 24、36、48 h 和 36、48、60 h。表 1 所示为不同时效制度下合金的力学性能。拉伸试验在 INSTRON 型拉伸机上进行,应变速率为 1 mm/min,室温力学性能测试的拉伸方向平行于板材横向。使用 JEM-2000FX 透射电镜观察显微组织,工作电压为 160 kV,电镜试样使用的薄膜双喷

表 1 不同时效制度下合金的力学性能

Table 1 Mechanical properties of 2A97 alloy under different aging treatments

Aging temperature/℃	Aging time/h	δ_s /%	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa
135	36	13.2	345	476
	48	11	356.5	485.5
	60	9	359	476
155	24	8	373	469
	36	7	413	500
	48	3.7	427	496

穿孔电解液为 30% 硝酸甲醇溶液。

2 结果

2.1 合金常温力学性能

表 1 和图 1 所示为 2A97 合金在 135 ℃和 155 ℃时效室温力学性能,由此可知,合金在 135 ℃和 155 ℃时效获得了较高的抗拉强度和延伸率。随着时效时间的延长,合金的抗拉强度都是先升高,达到峰值后下降,延伸率下降。135 ℃时效 48 h 的抗拉强度达到峰值 485.5 MPa,屈服强度为 356.5 MPa,延伸率为 11%。155 ℃时效 36 h 合金抗拉强度达到峰值 500 MPa,屈服强度为 413 MPa,延伸率为 7%,此时时效制度获得最佳强度和塑性匹配。随着时效温度升高,达到峰值的时间提前,155 ℃时效 36、48 h 比 135 ℃时效相同时间的强度高,塑性低。

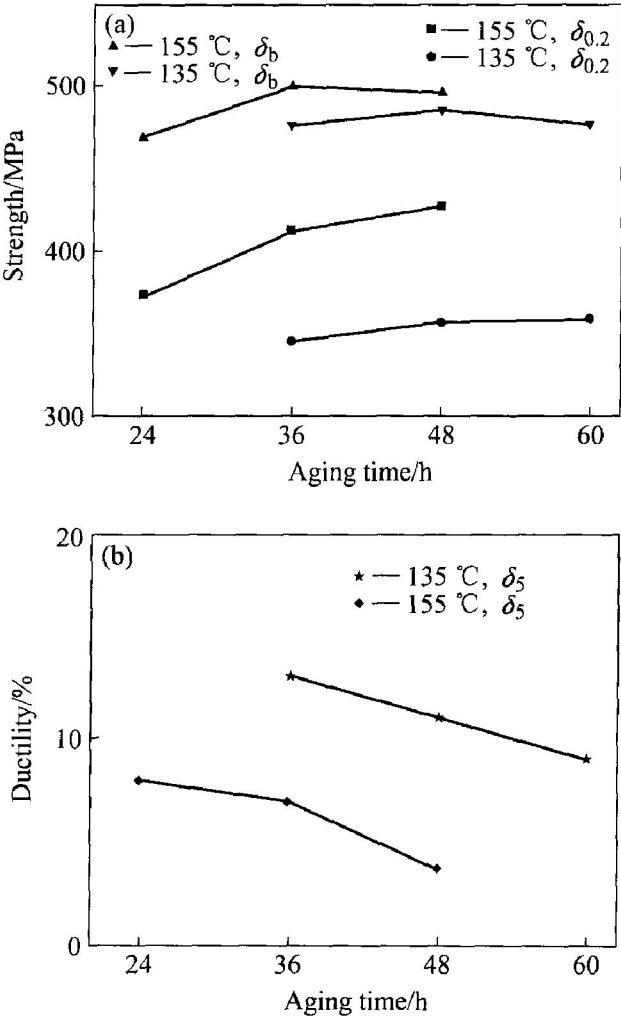


图 1 2A97 合金 135 ℃和 155 ℃时效性能

Fig. 1 Tensile properties of 2A97 alloy aged at 135 ℃ and 155 ℃ for different time (a) —Strength; (b) —Ductility

在 135 °C, 60 h 长时效, 延伸率仍较高, 同时保持较高强度, 在 155 °C, 48 h 长时效获得了较高的强度, 延伸率明显下降。

2.2 合金的显微组织

TEM 的观察结果和选区电子衍射花样分析表明 T6 状态 2A97 合金的显微组织主要为 θ'/θ'' 、 T_1 和 δ 相, 以及 β (Al₃Zr) 相。

图 2 所示为 155 °C 时效 48 h 薄膜试样基体 [110] 带轴电子衍射花样及其对应显微组织明、暗场像。基体 [110] 带轴选区电子花样主要呈现 (111) 和 (200) 方向衍射条纹, 1/2 和 1/4 (200) 衍射斑点及 1/3 和 2/3 (220) 衍射斑点。图 2(a) 显示出 T_1 相的 4 个方向的变体, 对应 (111) 2 个方向的呈薄片状, 另 2 个为 (200)、(220) 方向 T_1 相的宽面。图 2(a) 也显示出 θ 相的 2 个方向的交叉片状变体, 图 2(a) 部分放大像如图 2(b) 所示, 可见 (200) 方向尺寸较小的 θ 相。图 2(c) 所示为对应 T_1 相一个 (111) 方向的暗场像, 图 2(d) 所示为对应 1/2 (200) 处斑点暗场成像, 可见 δ 相的 3 种形貌、细小球状

δ 相, 尺寸较大球状 δ/β 相和长条 δ/θ 相, 其中尺寸较大的长条 θ 相被 δ 相覆盖, 这些 θ 相在淬火过程已形成, 在时效初期 δ 相在 θ 相上形核形成 δ/θ 复合相。

图 3 所示为 155 °C 时效 48 h 基体 [100] 带轴电子衍射花样及对应的显微组织。基体 [100] 带轴选区衍射花样主要呈现 (200) 方向衍射条纹, 1/2、1/4 (200) 和 1/2 (220) 衍射斑点以及 1/3、2/3 (220) 衍射斑点, 及 1/2 (200) 处交叉的平行 (200) 方向的条纹。图 3(a) 显示出尺寸较大的 T_1 相 2 个方向变体和尺寸较小的 θ'/θ'' 相的 2 个方向变体, 后者的放大像如图 3(b) 所示。图 3(c) 所示为 (200) 方向对应的 θ'/θ'' 相的暗场像, 其中一部分 θ'/θ'' 相形貌清晰, 主要为 θ 相的刃面, 另一部分 θ'/θ'' 相形貌模糊, 主要是 θ 相的宽面和在生长过程被 δ 相覆盖的 θ 相。1/2 (220) 处斑点暗场成像也观察到了大量 δ 相。由图 2 和图 3 以及衍射花样分析表明, 155 °C 时效显微组织主要为 θ'/θ'' 相、 T_1 和 δ 相, 及少量 β 相。

图 4 所示为 135 °C 时效 60 h 合金 [110] 带轴电

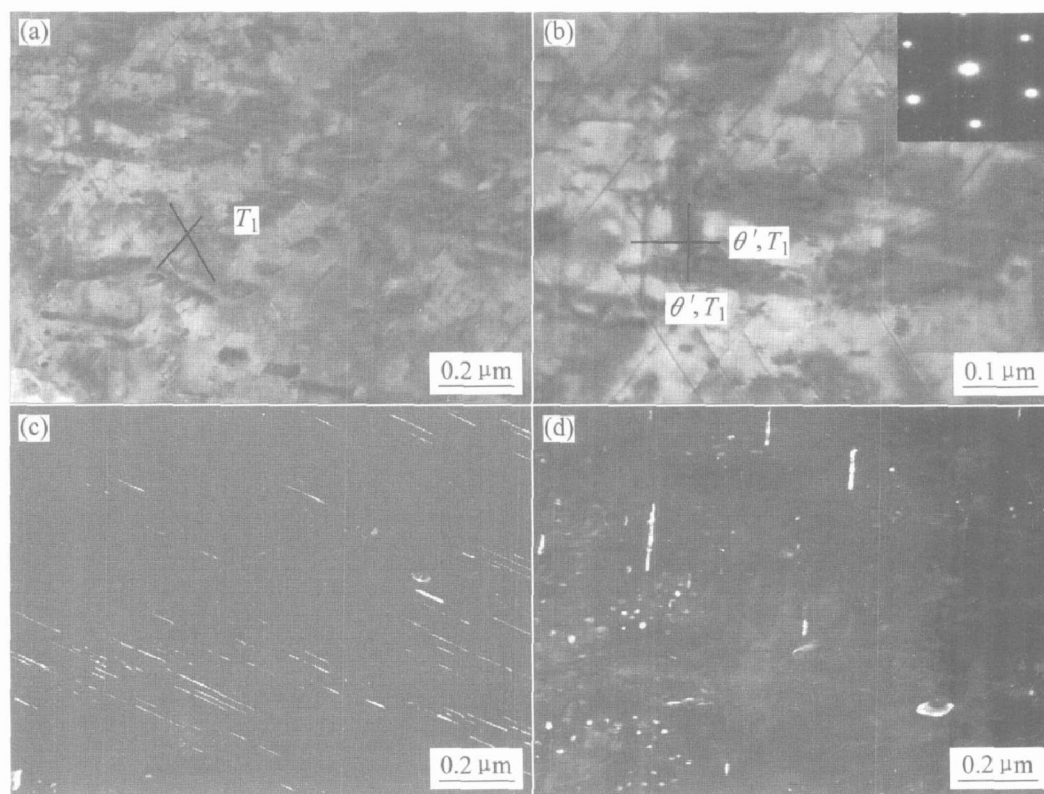


图 2 155 °C 时效 48 h 合金的显微组织明、暗场像及 Al 基体 [110] 带轴衍射花样

Fig. 2 DF and BF micrographs of Al alloy aged at 155 °C for 48 h and electron diffraction pattern at matrix [110] zone axis

(a) —BF image of T_1 phase;

(b) —BF image of T_1 phase and θ phase and corresponding electron diffraction pattern;

(c) —DF image of T_1 phase; (d) —DF image of δ phase and θ phase

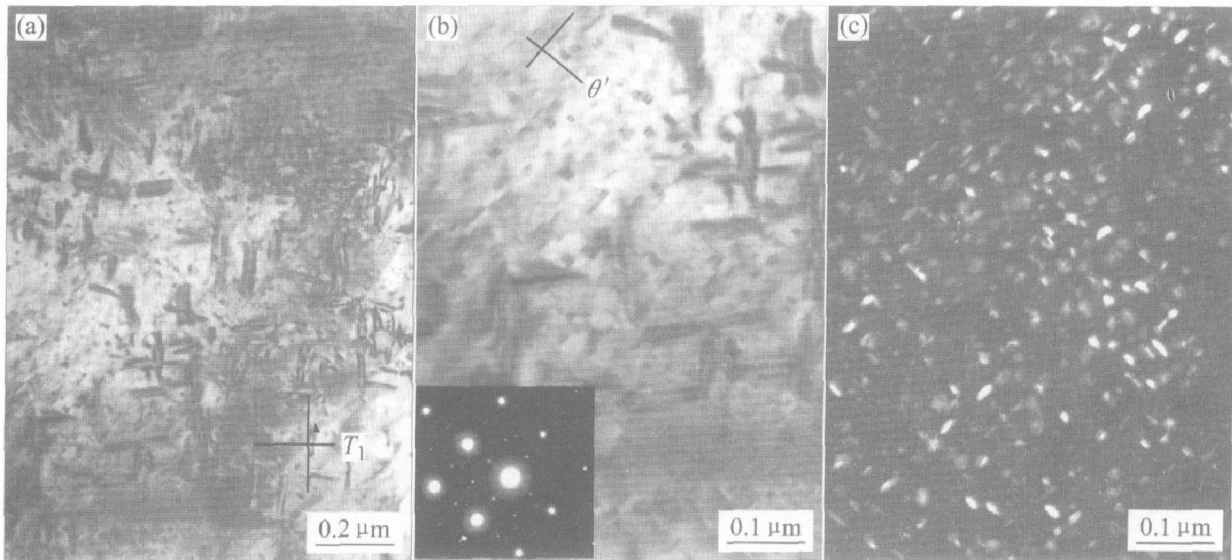


图 3 155 °C 时效 48 h 合金的显微组织明、暗场像及 Al 基体 [100] 带轴衍射花样

Fig. 3 DF and BF micrographs of Al alloy aged at 155 °C for 48 h and electron diffraction pattern at matrix [100] zone axis

(a) —BF image of T_1 phase; (b) —BF image of θ' phase;

(c) —DF image of $\theta \parallel \theta'$ phase

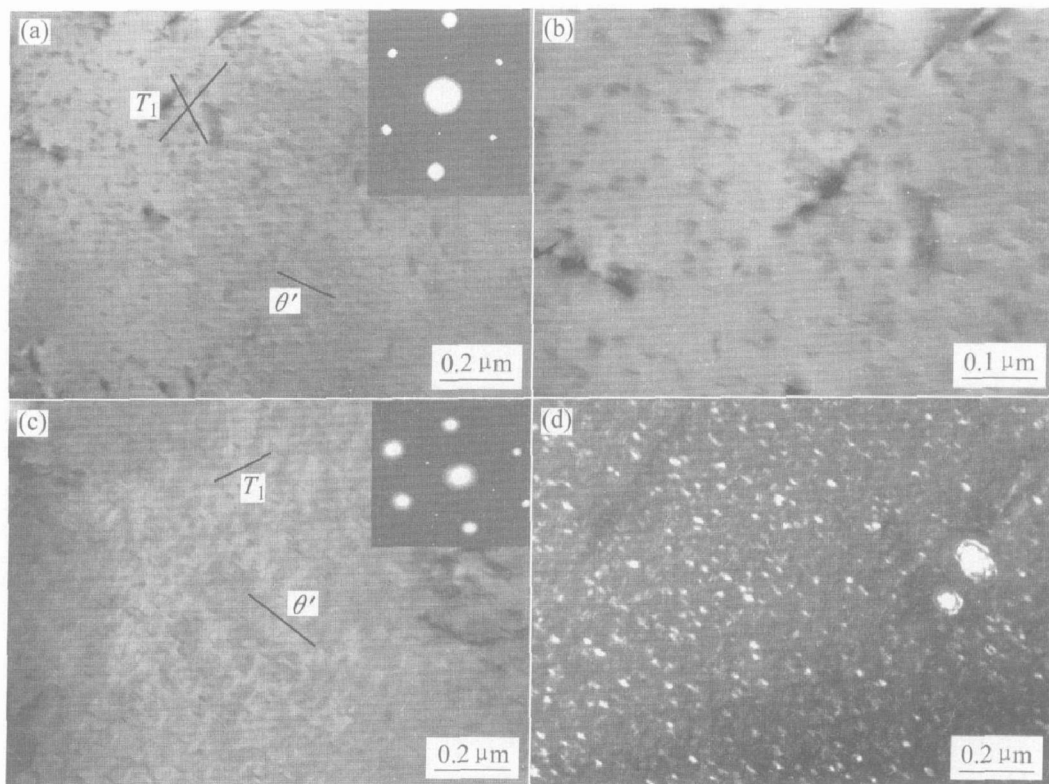


图 4 135 °C 时效 60 h 合金的显微组织明、暗场像及 Al 基体 [110] 带轴衍射花样

Fig. 4 DF and BF micrographs of aged alloy at 135 °C for 60 h and electron diffraction pattern at matrix [110] zone axis

(a), (b), (d) —BF image of T_1 and θ' phase; (d) —DF image of $\theta \parallel \theta'$ phase

子衍射花样及显微组织。衍射花样主要呈现 (200) 方向衍射条纹和 $1/2$ (200) 衍射斑点。图 4(a) 所示为 T_1 和 θ' 相明场像, 可见 T_1 相数量少, 多是细小

的 θ' 相。这些 T_1 相是在淬火残留位错和 δ/β 相界面上形成的。图 4(b) 为图 4(a) 部分放大像, 可见有较大尺寸 θ' 相存在, 这些是在淬火过程形成。图 4

(c) 为不同视场 θ 相明场像, 图 4(d) 为相应的 θ 和 δ 相暗场形貌。结合电子衍射花样分析表明, 135 °C 时效合金显微组织主要为 θ/θ' 和 δ 相, 以及少量 T_1 和 β 相。

表 2 所示为 155 °C 和 135 °C 时效 T_1 和 θ 相定量特征, 包括析出相长度 (Length), (200) 方向析出相粒子间距 (Spacing) 和该方向析出相数量面密度 (N/A , %), 定量测量时的析出相数量大于 350 个。从表 2 可以看出 135 °C, 60 h 时效比 155 °C, 48 h 时效, θ 长度、粒子间距都要小一些, 数量密度接近。比较 135 °C 和 155 °C 时效 [110] 带轴衍射花样可看出, 155 °C 时效 T_1 相对应的 (111) 方向的条纹强度明显强于 135 °C, 由图 2 和图 4 也可看出 155 °C 时效 T_1 相数量明显高于 135 °C 时效。155 °C 时效 T_1 相分布均匀, 数量大, 尺寸大, 粒子间距大, 而 θ 相尺寸小, 粒子间距小。

3 分析讨论

3.1 时效温度对合金组织的影响

纯二元 Al-Li 合金 Al_3Li 相主要在淬火过程调幅分解生成, 多元合金 Al_3Li 相主要以第二相质点为核心析出^[11-12]。在 135 °C 和 155 °C 时效, Al_3Li 相主要以细小球状形貌、较大尺寸 Al_3Zr 壳状形貌和长条 θ 相壳体形貌出现。由于 Al_3Zr 和粗大的 θ 相在淬火前和淬火过程中形成, 因此认为 δ/β 和 δ/θ 相在时效初期就已经形成。在 135 °C 和 155 °C 时效初期, δ 相已经析出并开始长大。

未预拉伸合金基体位错密度很低, 时效过程只有少量 T_1 相在基体残留位错、 Al_3Zr 与基体界面、晶界和亚晶界等缺陷处异质形核析出^[10, 12]。文献 [1] 认为高过饱和浓度合金中 T_1 相在 G.P 区形核生成, 文献 [13] 也认为各种溶质原子组成的 G.P 区是 Ω 相、 T_1 相和 θ' 相形成的预析出相。由于 θ' 相与基体高度共格, 在较大的温度范围 G.P 区优先成为 θ' 相形核位置, 随后 θ' 相再转变为 θ 相。一方面, 这种转变过程 G.P 区释放的空位有利于 Cu 扩

散, 促进 T_1 相和 θ 相析出。另一方面, G.P 区释放的空位迁移到晶体缺陷处 (如析出相与基体界面) 聚集、崩塌形成的位错环等有利于 T_1 相形核^[6]。

由于时效初期大量的 Al_3Li 相开始生长, 基体中空位与 Li 原子结合促进 Al_3Li 相长大, 到一定阶段, 这些与 Li 原子结合的空位被释放出来, 促进 G.P 区向 θ' 相转变, 同时过饱和空位聚集崩塌形成的位错环有利于 {111} 面上聚集的 Cu-Li 团簇形成 T_1 相, 基体中由 G.P 区转变为 θ' 相和 Al_3Li 相生长释放出来的空位有利于 Cu 原子扩散, 但空位对 T_1 相形成所需 Cu、Li 溶质原子扩散影响受温度制约。通常 Al-Cu-Li 系合金在较高温度时效^[2, 6, 8, 14], 如 175 °C, 在这样高的温度下基体过饱和空位扩散速度快, 易快速移动到表面及内晶界、位错等缺陷处, 不利于晶内形成空位团簇或位错环, 但在 155 °C 时效则相对有利, 同时 Cu、Li 原子扩散相对容易, 有利于基体 T_1 相形核并长大, 形成稳定三元相。在 135 °C 时效, 由于 Al_3Li 相生长需要大量 Li 溶质原子, 空位优先与结合能高的 Li 原子结合充当运输介质, 从而抑制 Cu 原子扩散, 对 G.P 区的形成以及 G.P 区向 θ' 相的转变不利, T_1 相形核和生成也就更加困难。经以上分析和 135 °C、155 °C 时效 θ' 、 T_1 相数量和分布情况看, 认为 G.P 区是 θ/θ' 相形核机制, 而时效过程形成的位错环和空位团簇是 T_1 相主要形核机制。

3.2 时效时间对合金组织的影响

由于合金中过饱和的铜含量促进时效过程 Li 原子从固溶体中析出, 在时效初期 Al_3Li 相开始长大, Li 原子与空位结合加快 Al_3Li 相生长, 经过一定时间后这些与 Li 原子结合的空位被释放出来与铜原子结合, 有利于 Cu 原子扩散, 促进 G.P 区向 θ' 相转变和 θ' 相长大, 在时效后期促进 T_1 相和 θ 相生成和长大。在较高温度 Li 原子从固溶体中快速析出, Al_3Li 相长大快, 释放的空位多, Cu 原子扩散快, 因此在 155 °C 时效 36 h 形成了大量的 T_1 相和 θ 相, 这些析出相足以使合金强度达到峰值, 同

表 2 T_1 相和 θ 相定量特征
Table 2 Quantitative characteristics of T_1 and θ phases aged at 135 °C and 155 °C

Aging temperature/ °C	Aging time/ h	T_1 phase			θ phase		
		L / nm	S / nm	$\frac{N}{A}$ / %	L / nm	S / nm	$\frac{N}{A}$ / %
135	60	—	—	—	11	10 ~ 20	0.16
155	48	65	50 ~ 100	0.03	20	20 ~ 40	0.14

时, θ' 相向 θ 相转变也形成了大量的 θ 相。而 T_1 相的析出伴随着一部分 θ 相和小于临界尺寸的 δ 相溶解^[2, 15], 随时效进行, δ 相和 θ 相的数量有所减少。135 °C 时效初期 Al₃Li 相长大需要大量的空位, 不利于 Cu 原子的扩散, 抑制 G.P 区和 T_1 相的形核和长大, 时效后期 Al₃Li 相长大释放出来的过饱和空位则有利于 G.P 区和 θ'/θ'' 相的形核和长大, 因此主要形成了大量的 δ 相和 θ'/θ'' 相。由此在时效过程中伴随着 Al₃Li 相的长大, G.P 区、 θ'/θ'' 相和 T_1 相的形核和长大, G.P 区向 θ' 和 θ 相的转变以及由于 T_1 相形核和长大消耗 Al₃Li 相和 θ 相。在 135 °C 时效, θ'' 相直径增加, 数量减小, 大部分向 θ 相转变。在 155 °C 时效过程 T_1 相和 θ 相数量增加, 直径增加, 粒子间距增加, 这些时效强化相的沉淀特征和 2197、AF/C458 合金的相似^[2, 9, 15]。

3.3 时效制度对合金性能的影响

低温 135 °C, 36 h 欠时效合金的主要强化效应来源于 G.P 区、 θ'/θ'' 相和 δ 相, 由于 θ'/θ'' 相和 δ 相生长缓慢, 粒子尺寸小, 因此拉伸变形过程形成的位错容易切过它们, 合金的屈服强度低, 随时效时间延长, δ 相和 θ'/θ'' (Al₂Cu) 相发生粗化, 合金的屈服强度不断升高, 抗拉强度缓慢升高并达到峰值, 然后下降, 过时效状态抗拉强度下降主要与晶界粗大的平衡相 T_1 相、 θ 相以及 θ'' 相和 δ 相的晶界无析出带有关。由于 155 °C 时效温度高有利于 Cu 原子扩散, 欠时效状态 T_1 相和 θ'/θ'' 相尺寸较大, 合金的屈服强度高于 135 °C 过时效屈服强度, 并导致抗拉强度比 135 °C 时效提前达到峰值。155 °C 时效过程主要强化相 δ 相粒子长大, 粒子间距变大, δ 相的强化作用增强, 但并不能减弱因其剪切引起的平面滑移。 T_1 相和 θ 相在一定程度上可分散平面滑移并具有强化和韧化的作用^[15~17], 但仅当足够数量的适态析出相在滑移平面上处于有利的取向才能均匀滑移^[18~19], 从而提高合金的塑性和韧性。155 °C 过时效 48 h 合金基体 T_1 相过分粗化, T_1 相的强化作用减弱, 同时晶界严重弱化, 使抗拉强度降低。

由于 135 °C 时效温度低, 析出相的相变驱动力大, θ'/θ'' 相易在晶内形核, 且弥散分布, 从而减小晶界 T_1 相尺寸和 θ'/θ'' 、 δ 相晶界无析出带宽度, 有利于提高合金塑性, 但也会存在粗大的晶内(如图 4(a)) 尤其是晶界平衡相 T_1 和 θ 相, 对塑性不利。在 155 °C 较高温度时效基体 T_1 相粗化速度快,

晶界更易形成粗大的平衡相 T_1 和 θ 相, 导致晶界附近溶质原子贫乏, 从而引起 θ' 和 δ 相的晶界无析出带宽化, 导致 155 °C 时效塑性低, 这与文献[20]的报道一致。

4 结论

1) T6 状态下 2A97 合金在 155 °C 时效 36 h 获得最佳的强度和塑性匹配, 屈服强度为 413 MPa, 抗拉强度为 500 MPa, 延伸率为 7%。135 °C 时效 48 h 屈服强度为 356.5 MPa, 抗拉强度为 485.5 MPa, 延伸率为 11%。

2) 135 °C 时效合金显微组织主要为 θ'/θ'' 和 δ 相。155 °C 时效显微组织主要为 T_1 、 θ'/θ'' 和 δ 相。随着时效温度升高, 合金中 T_1 相数量明显增加, θ'/θ'' 相数量、长度和粒子间距明显增加, T_1 、 θ'/θ'' 和 δ 相的共同强化效应高于 θ'/θ'' 和 δ 相联合强化, 但塑性下降。

REFERENCES

- [1] Noble B, Thompson G E. T_1 (Al₂CuLi) precipitation in aluminum-copper-lithium alloys [J]. Metal Science Journal, 1972, 6: 167 - 174.
- [2] 黄兰萍, 郑子樵, 黄永平. 2197 铝-锂合金的组织 and 性能 [J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(12): 2066 - 2072.
HUANG Lan ping, ZHENG Zi qiao, HUANG Yong ping. Microstructure and properties of 2197 Al-Li alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(12): 2066 - 2072.
- [3] Rioja R J, Ludwiczak E A. Identification of metastable phases in Al-Cu-Li alloy (2090) [A]. Baker C, Gregson P J, Harris S J, et al. Aluminum-lithium III Proceedings of the Third international Aluminum-Lithium Conference by the institute of Metals [C]. London: Institute of Metals, 1985: 471 - 482.
- [4] Kiehlend P S, Wolf G J. Aluminum-lithium alloy for aerospace [J]. Advanced Materials and Processes, 1996, 10: 21 - 23.
- [5] 尹登峰, 郑子樵, 余志明. 微量 Sc 对 2195 铝-锂合金应变时效态的显微组织和力学性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(3): 611 - 615.
YIN Deng-feng, ZHENG Zi-qiao, YU Zhi-ming. Effect of trace Sc addition on microstructure and mechanical properties of thermomechanically treated 2195 Al-Li alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous

- Metals, 2003, 13(3): 611 - 615.
- [6] Huang B P, Zheng Z Q. Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions of Al-Li-Cu(Mg)-(Ag)-Zr-Ti alloys[J]. Acta Mater, 1998, 46(12): 4381 - 4393.
- [7] Khokhlatova L B, Fridlyander J N, Kolobnev N I, et al. Aging behaviour and tensile properties of 1460 Al alloy[J]. Materials Science Forum, 1996, 217 - 222: 853 - 858.
- [8] 范云强, 陈志国, 郑子樵, 等. 分级时效对 Al-Cu-Li-Mg-Zr-Zr 合金微观组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(4): 590 - 595.
FAN Yun-qiang, CHEN Zhì-guo, ZHENG Zǐ-qiao, et al. Effect of multi-stage ageing treatments on microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Li-Mg-Mn-Zr alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(4): 590 - 595.
- [9] Gable B M, Csontos A A, Starke J E A. The role of mechanical stretch on processing-microstructure-property relationships of Al/C458[J]. Materials Science Forum, 2000, 331 - 337: 1341 - 1346.
- [10] 蒋 呐, 向曙光, 郑子樵. CP276 铝-锂合金的应变时效工艺[J]. 中国有色金属学报, 1992, 9(4): 694 - 699.
JIANG Na, XIANG Shu-guang, ZHENG Zǐ-qiao. Strain-aging process for Al-Li alloy CP276[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1992, 9(4): 694 - 699.
- [11] 金 延, 李春志, 颜鸣皋, 等. Al-Li 合金中超点阵相的研究[J]. 航空学报, 1991, 12(5): A313 - 315.
JIN Yan, LI Chun-zhi, YAN Ming-gao, et al. On the superlattice phase in Al-Li alloy[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 1991, 12(5): A313 - 315.
- [12] Tosten M H, Vasudevan A K, Howell P R. The aging characteristics of an Al-2pct Li-3pct Cu-0.12pct Zr alloy at 190 °C[J]. Metall Trans A, 1988, 19A: 51 - 66.
- [13] Hono K, Sano N, Babu S S, et al. Atom probe study of the precipitation process in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Acta Metall Mater, 1993, 41(3): 829 - 838.
- [14] 赵志龙, 李小玲, 徐 磊, 等. 2090 铝-锂合金 T_1 相的强化作用及微量 Ce 的影响[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(3): 546 - 551.
ZHAO Zhì-long, LI Xiao-ling, XU Lei, et al. Strengthening effect of T_1 precipitates and influence of minor cerium in 2090 Al-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(3): 546 - 551.
- [15] Gable B M, Zhu A W, Csontos A A, et al. 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, 2001, (1): 1 - 14.
- [16] Edwards M R, Moore A, Mustey A J. The mechanical properties of unstretched aluminum-lithium alloy 2095 (Weldalite™049) in the low temperature aged condition[A]. Sanders J T H, Starke J E A. The 4th International Conference on: Aluminum Alloys, Their Physical and Mechanical Properties [C]. Atlanta: Georgia USA, 1994: 334 - 350.
- [17] Gregson P J, Flower H M. Microstructural control of toughness in Aluminum-lithium alloys[J]. Acta Metall, 1985, 33(3): 527 - 537.
- [18] Nie J F, Muddle B C, Polmear I J. The effect of precipitate shape and orientation on dispersion strengthening in high strength aluminum alloys[J]. Materials Science Forum, 1996, 217 - 222: 1257 - 1262.
- [19] Kim J D, Park J K. Effect of stretching on the precipitation kinetics of an Al-2.0Li-2.8Cu-0.5Mg (-0.13Zr) alloy[J]. Metall Trans A, 1993, 24A(12): 2613 - 2621.
- [20] Blankenship J C P, Starke J E A. Structure-property relationships in Al-Li-Cu-Mg-Ag-Zr alloy X2095[J]. Acta Metall Mater, 1994, 42(3): 845 - 855.

(编辑 李向群)