

文章编号: 1004-0609(2004)12-2066-07

2197 铝-锂合金的组织 and 性能^①

黄兰萍^{1, 2}, 郑子樵¹, 黄永平³

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083; 2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;

3. 长沙大学 应用化学与环境科学系, 长沙 410003)

摘 要: 通过力学性能测试和显微组织观察研究了 2197 合金组织和性能之间的关系。结果表明: 2197 合金具有中等强度、各向异性小、热稳定性好等特点; 该合金在 T8 状态下能获得最佳的强度和塑性配合, 在 T6 时效状态以析出少量 δ' 、 θ' 和 T_1 相联合强化为主; 在 2197 合金的相组成中 T_1 相析出数量不占主导地位, Al_6Mn 弥散质点的析出有利于减少各向异性; 2197 合金中 Li 含量较低, 使其呈现较好的热稳定性。

关键词: 2197 铝-锂合金; 显微组织; 拉伸性能; 各向异性; 热稳定性

中图分类号: TG 146.21

文献标识码: A

Microstructure and properties of 2197 Al-Li alloy

HUANG Lan-ping^{1, 2}, ZHENG Zi-qiao¹, HUANG Yong-ping³

(1. School of Materials Science and Engineering,

Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy,

Central South University, Changsha 410083, China;

3. Department of Applied Chemistry and Environmental Science,

Changsha University, Changsha 410003, China)

Abstract: The relationship between microstructure and properties (including mechanical properties, thermal stability and anisotropy) of 2197Al-Li alloy was studied by tensile test and TEM. The results indicate that 2197 alloy is an alloy with moderate strength, little anisotropy and better thermal stability. 2197 alloy can obtain the optimistical combination of the strength and ductility in T8 temper. The major strengthening phases are a few δ' particles, θ' and T_1 phases at peakaged condition in T6 temper in 2197 alloy. It is good for lowering the anisotropy because T_1 precipitate is not dominant in all precipitates and dispersoid Al_6Mn particles precipitate in 2197 alloy. Lower Li concentration makes 2197 alloy have better thermal stability.

Key words: 2197 Al-Li alloy; microstructure; tensile property; anisotropy; thermal stability

在航空航天工业中, 高性能金属材料目前仍是最重要的结构材料。铝-锂合金由于具有低密度、高比强度和比刚度及良好的耐腐蚀性和卓越的超塑成型性能^[1], 用其取代常规铝合金, 可使构件质量减轻 10%~15%, 刚度提高 15%~20%, 特别是它的价格比先进的复合材料便宜很多, 因此被认为是

21 世纪航空航天工业领域中最理想的轻质高强结构材料。但较大的各向异性及较差的热稳定性妨碍了铝-锂合金在航空航天工业中的大量推广应用。

从 20 世纪 90 年代开始, 西方各国在实施低成本发射装置、超轻油箱计划以及重复使用的航天器核心计划中, 以改善合金强度、各向异性、热稳定

① 基金项目: 总装备部“十五”预研资助项目(41312020205)

收稿日期: 2003-07-09; 修订日期: 2003-10-16

作者简介: 黄兰萍(1973-), 女, 博士研究生。

通讯作者: 黄兰萍, 博士研究生; 电话: 0731-8830714; E-mail: christie@mail.csu.edu.cn

性为出发点, 加强了 AlLi 合金的研究, 成功开发了 2094、2096、2097、2195、2197 等一系列改进型第三代铝-锂合金。其中, 2197 合金已取代 2124 合金用于 F-16 战斗机的后隔框, 显著地改善了疲劳性能, 满足了 8 000 h 使用寿命的要求, 此外, 9.1 cm 厚的 2197 板材也已用于飞机舱壁。但是, 国内外关于 2197 合金的组织及性能的报道却不多见。因此, 探讨 2197 合金的组织 and 各项性能(强度、各向异性、热稳定性)之间的关系对于该合金的广泛应用具有重要的实际意义。

1 实验

实验所用合金在电阻炉中熔炼, 在氩气保护下浇铸成锭。所用原料为: 工业纯铝、高纯锂、Al-Cu、Al-Zr、Al-Sc 中间合金。经分析, 实验合金化学成分如下: Al-2.68% Cu-1.41% Li-0.12% Zr-0.17% Mn(质量分数)。

铸锭在盐浴炉中经 530 ℃、24 h 均匀化处理, 切头、铣面, 热轧成 4 mm 厚的板材, 再经中间退火随炉冷至 250 ℃, 出炉空冷, 接着冷轧成 2 mm 厚的薄板。经 510 ℃、1 h(盐浴炉)固溶处理, 水淬至室温, 然后直接时效(T6)或预变形 6% 后时效(T8), 时效温度为 177 ℃。

拉伸实验在国产青山 LJ-3000A 型机械式拉伸实验机上进行, TEM 观察在日本电子 JEM-2000EX 电镜上进行, 加速电压为 175 kV。

2 结果

2.1 时效强化特性

图 1 所示为 2197 合金在 T6、T8 状态下的室温拉伸性能与时效时间的关系曲线。由图可见, T6 状态下, 在时效初期一段时间内(0~28 h), 时效强度 σ_b 增幅很小(24 MPa), 出现一段“时效潜伏期”。当时效至 72 h 时强度仍能基本保持峰值状态, 直到时效至 96 h, 强度才稍有降低。在整个时效过程中只出现一个峰值, 延伸率随着时间的延长而逐渐降低。

T8 状态下, 预变形大大地提高了 2197 合金的时效强化效果, 加快了该合金的时效响应, 使合金在时效 8 h 时 σ_b 达到 457.8 MPa, 比 T6 状态时效 10 h 时高出约 169 MPa, 并使峰值时间由 T6 态的 48 h 提前到 20 h, 但预变形使该合金塑性降低。总

体看来, 合金在 T8 态下具有较好的综合性能。
2197 合金在 T6、T8 状态的峰值时效强度、延伸率及峰值时效时间列于表 1。

表 1 2197 合金峰值时效强度
Table 1 Peakaged strength of 2197 alloy

Temper	σ_b /MPa	δ /%	Peakaged time/h
T6	361.9	10.32	48
T8	474.1	9.25	20

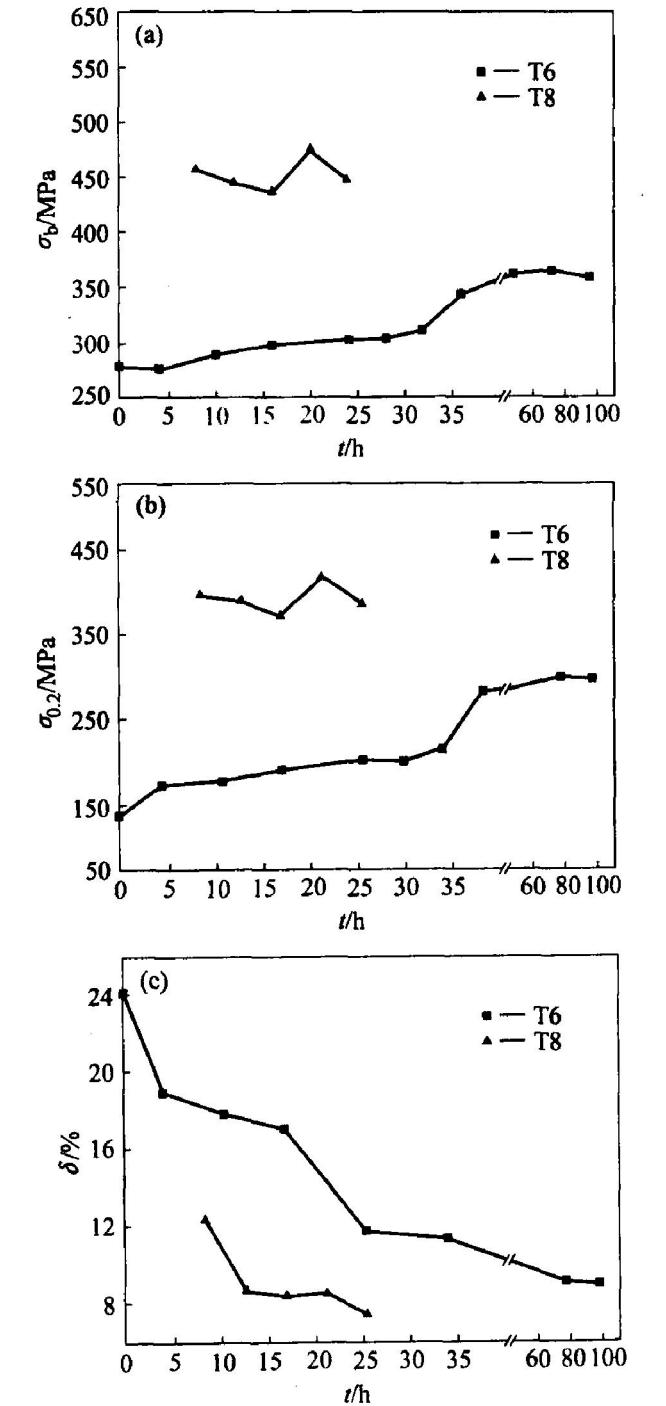


图 1 2197 合金 T6、T8 状态的拉伸性能—时效时间曲线

Fig. 1 Tensile properties—ageing time curves of 2197 alloy in T6 and T8 tempers

2.2 各向异性

2197 合金薄板(T6 态, 177 °C, 60 h 时效) 在与轧制方向呈 0°, 30°, 45°, 60°, 90° 5 个方向的室温拉伸性能如图 2 所示。该合金薄板在偏离轧制方向 30° 处抗拉强度 σ_b 最低而塑性最高, 分别为 307.24 MPa 和 17.4%, 而在横向(偏离轧制方向 90°) σ_b 最高(343.66 MPa), 二者相差 36.42 MPa, 延伸率在 5 个方向上的最大差值为 4.7%。各向异性明显小于其他铝-锂合金。

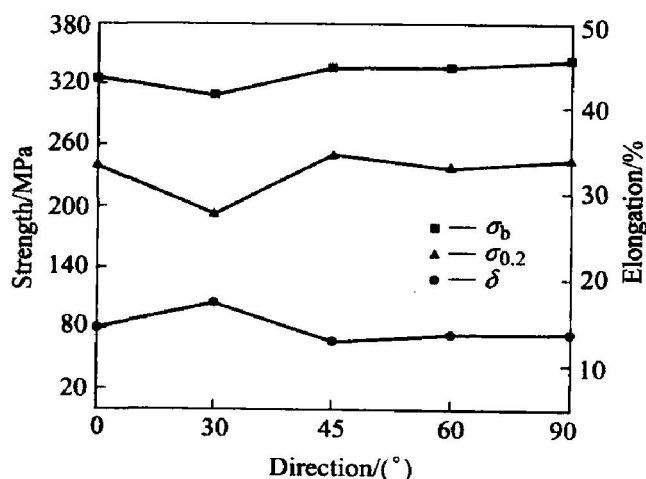


图 2 2197 合金薄板各方向的拉伸性能

Fig. 2 Variations of tensile properties of 2197 alloy plate at different orientations

2.3 热稳定性

2197 合金在 T6 态时效处理不同的时间, 再经 85 °C/500 h 热暴露后, 测定其室温拉伸性能并与热暴露前的数值相比较, 结果列于表 2。

表 2 2197 合金热暴露前后拉伸性能比较

Table 2 Tensile properties of 2197 alloy before and after exposure at 85 °C for 500 h

Ageing time/h	σ_b / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	δ / %
177 °C, 16 h	266.1	124.8	22.5
177 °C, 16 h+ 85 °C, 500 h	380.2	254.1	20.2
177 °C, 48 h	325.4	242.6	14.8
177 °C, 48 h+ 85 °C, 500 h	322.3	247.1	11.0
177 °C, 96 h	358.5	303.2	10.0
177 °C, 96 h+ 85 °C, 500 h	314.1	306.9	6.5

由表 2 可知, 2197 合金在 48 h 时效后具有较好的热稳定性, 热暴露前后强度值相差不到 5 MPa, 延伸率在热暴露后仅略有降低。2197 合金在 16 h 时效(欠时效)后再经 85 °C、500 h 热暴露, 其强度升高幅度很大, 85 °C、500 h 的热暴露相当于

对 2197 合金进行了低温二次时效, 进一步促进了各沉淀相的析出, 使强度升高。而该合金在 96 h 时效后再经 85 °C、500 h 热暴露, 使该合金已充分析出的各沉淀相进一步长大粗化, 从而导致合金强度和延伸率降低。

2.4 微观组织

图 3 所示为 2197 合金 T6、T8 状态的微观组织形貌。图 3(a) 所示为 48 h(峰时效) 10 000 倍的明场像, 除一些尺寸不均匀的球状 δ' 相外, 还有大量颜色较深的斜交针状相(T_1 相) 以及颜色较淡、互相垂直的针状相(θ' 相) 已在晶内及亚晶界析出。2197 合金中含 Zr, δ' 包覆在 β' (Al_3Zr) 上形成 δ'/β' 复合相, 比 δ' 相粗大一些, 因而出现粗细不均匀的球状相。该 δ'/β' 复合相中心硬度高, 合金变形时, 位错不易切过, 可有效抑制局部平面滑移, 改善合金塑性。图 3(b) 所示为 48 h 峰时效后试样中析出的 T_1 相形貌(放大 30 000 倍), 可以看出, T_1 相密度较大, 较均匀。T8 状态峰时效 TEM 像如图 3(c)、(d) 所示, 预变形促使合金在晶内析出大量细小、弥散、均匀分布的针状 T_1 相, 尺寸约为 50~100 nm。 T_1 相的大量析出导致 δ' 、 θ' 相减少甚至消失。大量 T_1 相的强化效果远远超过由 T_1 、 δ' 、 θ' 相联合强化的结果, 使 2197 合金在 T8 状态的峰值时效强度比 T6 状态峰值时效强度提高 110 MPa 以上。

图 4(a) 所示为 2197 合金热暴露后析出相的 TEM 像。和图 3(b) 比较可知, 热暴露后析出相在数量、尺寸、大小等方面都未发生变化, 这说明 2197 合金经过 85 °C、500 h 保温后没有明显的进一步沉淀析出或粗化, 也未发生溶解消失。图 4(b) 和(c) 所示为热暴露前后晶界的 TEM 明场像, 可清晰地见到, 热暴露前后在晶界都出现连续的晶界析出物和晶界无沉淀带(PFZ), 但热暴露后的晶界 PFZ 比热暴露前的略宽, 并且更为明显, 这会使合金在热暴露后的塑性降低。但综合来看, 2197 合金在热暴露前后其析出相、晶界状况、PFZ 的形貌特征均差别不大, 表明 2197 合金的热稳定性较好。

3 讨论

3.1 合金的强化特性

Al-Li-Cu-Zr 系合金的析出顺序和析出强化相的种类在很大程度上取决于 Cu/Li 比(质量分数比,

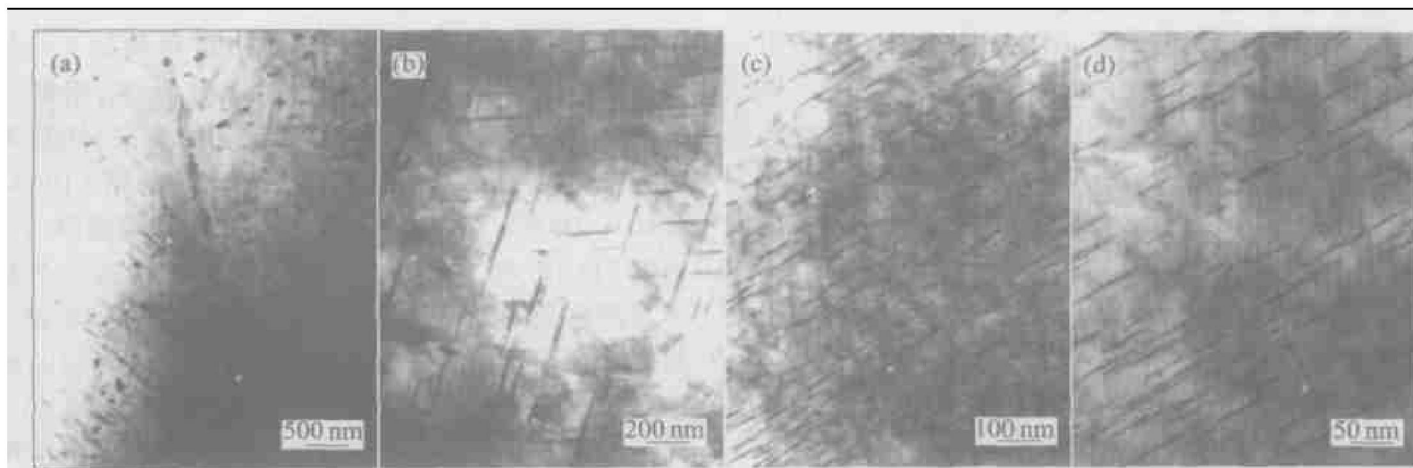


图 3 2197 合金在 T6、T8 状态下的 TEM 像

Fig. 3 TEM morphologies of 2197 alloy in T6 and T8 tempers

(a), (b) —48 h (peakaged time in T6 temper); (c), (d) —20 h (peakaged time in T8 temper)

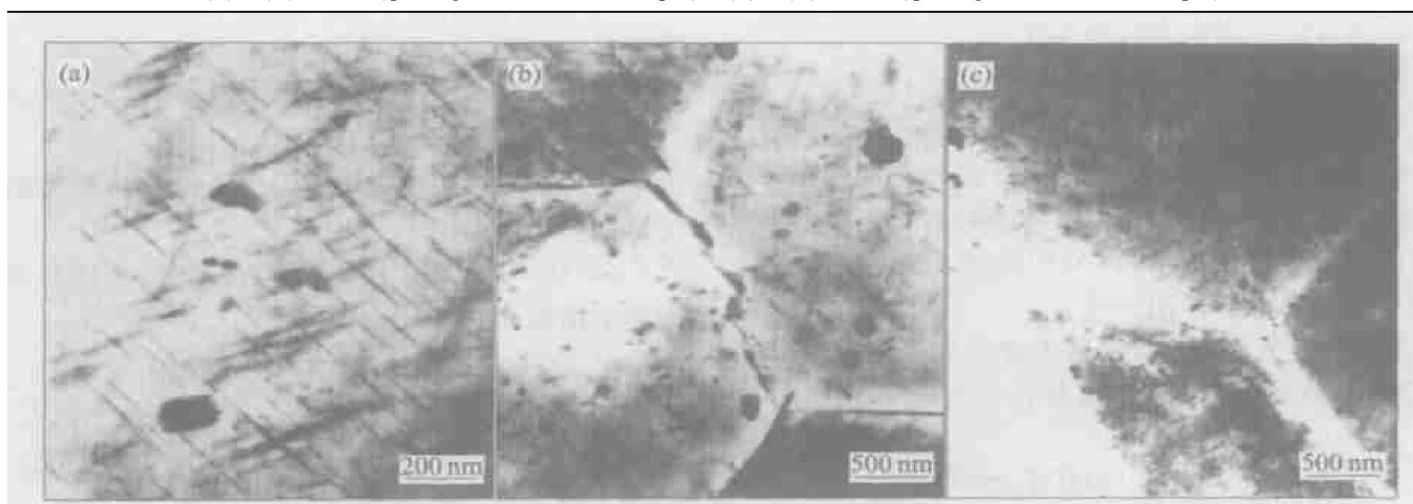


图 4 2197 合金热暴露前后的 TEM 像

Fig. 4 TEM morphologies of 2197 alloy before and after exposure at 85 °C for 500 h

(a) —T6(48 h) + 85 °C, 500 h; (b) —T6(48 h); (c) —T6(48 h) + 85 °C, 500 h

下同)。对于 Cu 含量为 2%~5% (质量分数) 的中铜合金, 其主要析出过程大致如下: α 过饱和固溶体 $\rightarrow$ G.P. 区 + $\delta' \rightarrow T_1 + \delta' + \theta' \rightarrow T_1$, 时效初期的强化主要来源于 G.P. 区和 δ' 相的联合析出, 时效后期则由 θ' 相、 T_1 相析出共同强化。由组织观察可知, 2197 合金由 δ' 相、 θ' 相和 T_1 相共同强化, 所造成的叠加强化遵循以下公式^[2]:

$$\tau_p = n_A^{\alpha/2} \tau_A + n_B^{\alpha/2} \tau_B$$

式中 τ_p 为总的强化剪切应力; τ_A 、 τ_B 分别为粒子 A、粒子 B 所引起的剪切应力; n_A 、 n_B 为 A、B 粒子在合金中的密度; 指数 $\alpha = 1.0 \sim 2.0$ 。

T_1 相的析出量取决于合金中 Cu、Li 的含量, 即 Cu/Li 比。2197 合金中, Cu/Li 比小于 2, δ' 相在淬火态及时效初期优先析出, 消耗了 Li 原子, 因而在欠时效状态时 T_1 相析出量较少。在峰值时效态时, T_1 相较密集、均匀, 而 δ' 相少; 在欠时效时,

T_1 相、 θ' 相、 δ' 相分别析出; 在峰时效、过时效条件下, T_1 相则消耗 δ' 相和 θ' 相而生长。 δ' 相溶解而供 T_1 相生长有 2 种方式, 即 δ' 相与 T_1 相紧密相切, Li 从 δ' 相中扩散至板状 T_1 相的相边界层, 或者 T_1 相的一个正长大的相边界层沿着 α/T_1 共格面扩展并且穿过了和这个共格面相连接的 δ' 相^[3~7]。板状 T_1 相的粗化速率很小, 表明 δ' 相的溶解是一个缓慢进行的过程。

实验表明^[8], 板条状的强化相 T_1 相是比 δ' 相更为有效的强化相。铝合金中沉淀相粒子的形状和取向对强化效应的影响强烈^[9, 10]。在基体 $\{111\}_\alpha$ 晶面簇、 $\{100\}_\alpha$ 晶面簇上析出的盘状粒子以及基体 $\langle 100 \rangle_\alpha$ 晶向簇上析出的棒状粒子和球状粒子四者中, 以 $\{111\}_\alpha$ 为惯析面析出的板状相引起的临界分切应力增量 $\Delta\tau$ 最大, 即强化效果最大, 而且其长宽比越大, 强化效果越大。Al-Cu-Li-Mg-Ag 系中的

049 合金主要以均匀分布、长宽比为 70:1, 以 $\{111\}_\alpha$ 为惯析面析出的板状 T_1 相强化, 其强度超过 700 MPa 便是一个佐证。2197 合金是以 δ' 、 θ' 和 T_1 相共同强化, 其中 δ' 相为球状粒子, θ' 相以 $\{100\}_\alpha$ 为惯析面。因此, 与以大量均匀分布的 T_1 相为主强化相的合金相比, 2197 合金只能具有中等强度。

预变形的引入增加了合金位错密度, 为 T_1 相的非均匀形核提供了优越的形核场所, 使 T_1 相均匀、细小, 且析出密度增大, 同时在亚晶周围形成的位错缠绕有效地阻碍位错运动, 因此强度大幅提高, 而塑性却降低了。大量 T_1 相的存在并不能改善合金塑性, T_1 相密排面与基体平行, 这种晶体取向关系对分散共面滑移效果不大。

3.2 各向异性

除了晶体学织构影响 Al-Li 合金的各向异性之外, 析出相的形状和取向也影响各向异性, 并且板条状或针状析出相如果以 $\{111\}$ 为惯析面则会加强织构对各向异性的作用^[11-14]。

对于 fcc 的铝合金, 滑移主要在八面体的 $\{111\}$ 面, 沿 $\langle 110 \rangle$ 方向发生, 也可能在非八面体的 $\{110\}$ 面、沿 $\langle 110 \rangle$ 方向发生滑移^[15]。对于 $\{111\}$ 滑移面,

以 (111) 为惯析面的 T_1 相与 $\{111\}$ 滑移面呈 0° , 其余以 $(\bar{1}11)$ 、 $(1\bar{1}1)$ 、 $(11\bar{1})$ 为惯析面的 T_1 相则与 $\{111\}$ 滑移面呈 70.5° , 如图 5(a) 所示。以 $\{100\}$ 为惯析面的 θ' 相, 它的 3 个变体(分别以 (100) 、 (010) 、 (001) 为惯析面)则与 $\{111\}$ 滑移面呈 54.7° , 如图 5(b) 所示。对于 $\{110\}$ 滑移面, T_1 相的 2 个变体与滑移面垂直, 另 2 个变体与滑移面呈 35.26° , 如图 5(c) 所示。同样地, θ' 相的 1 个变体与 $\{110\}$ 滑移面垂直, 另 2 个变体与 $\{110\}$ 滑移面相交呈 45° , 如图 5(d) 所示。这些与滑移面呈不同角度的析出相会在 $\{111\}$ 、 $\{110\}$ 滑移面上产生不同的临界分切应力。

假定^[8]:

1) 临界分切应力 τ_{crss} 与面位错密度 N_a 的平方根成正比:

$$\tau \propto F \frac{\sqrt{N_a}}{b}$$

式中 F 为位错强度(obstacle strength); b 为柏氏矢量。

2) N_a 与 P 成正比, P 为析出相的变体与滑移面相交的概率:

$$N_a \propto P$$

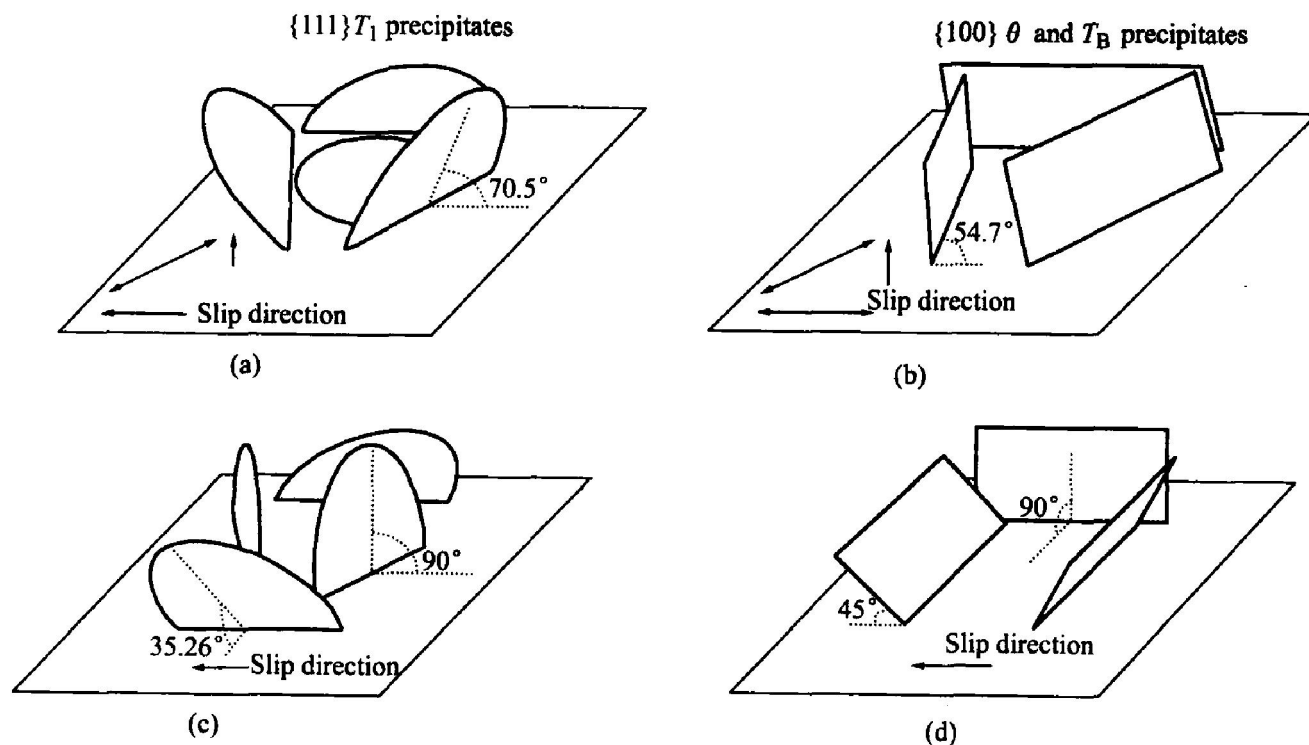


图 5 以 $\{111\}$ 、 $\{100\}$ 为惯析面的析出相与 $\{111\}$ 、 $\{110\}$ 滑移面相交的示意图

Fig. 5 Schematic illustrations showing $\{111\}$ and

$\{110\}$ habit plane precipitates intersecting $\{111\}$ and $\{110\}$ slip plane

(a) — $\{111\}$ slip plane; (b) — $\{111\}$ slip plane; (c) — $\{110\}$ slip plane; (d) — $\{110\}$ slip plane

根据 Huang^[8] 的计算, 对于以 {111} 为惯析面的 T_1 相来说, 其在 {111}, {110} 2 个滑移面引起的临界分切应力比值为:

$$\left[\frac{\tau_{\{111\}}}{\tau_{\{110\}}} \right]_{\{111\} \text{ ppt}} = 0.947$$

对于以 {100} 为惯析面的 θ' 相来说,

$$\left[\frac{\tau_{\{111\}}}{\tau_{\{110\}}} \right]_{\{100\} \text{ ppt}} = 1.131$$

由此说明, 在 Al-Li-Cu 合金的变形过程中, 以 {100}_a 为惯析面的 θ' 相更倾向于在 {110} 滑移面上滑移, 而以 {111}_a 为惯析面的 T_1 相更倾向于在 {111} 滑移面上滑移, {111} 滑移面是 fcc 合金中主要的滑移面。

在面心立方的 Al-Li 合金中 Brass 织构是主要织构^[16]。热轧 Al-Li-Cu 合金中的 Brass 织构与 T_1 相是有关联的, 在 Al-Li-Cu 合金中当 T_1 相在相组成中占主导地位时会导致 Brass 织构的密度增加^[16, 17], 从而增加各向异性。同时, T_1 相在 {111} 面上的不均匀分布也会强烈地影响合金的各向异性。

T_1 相是非均匀形核, 形核数量在很大程度上取决于 4 个 {111} 惯析面上的位错等缺陷的密度。Kim 和 Lee 等^[18, 19] 发现, 2090 合金中 T_1 相在 4 个 {111} 惯析面上的不均匀分布会影响合金的各向异性, 在具有 {110} <112> 织构的薄板预变形时, 变形被局限在某些选择的 {111} 面上, 从而导致不同 {111} 面上的位错密度有差异, 因此 T_1 相形核出现不均匀的现象。时效后, T_1 相的体积分数在 4 个 {111} 面上也各不相同。

综上所述, 不同惯析面的析出相对合金的各向异性影响也不同。2197 合金是以 δ' 、 θ' 和 T_1 相共同强化, 其中 δ' 为无优先惯析面的球状粒子, θ' 相是以 {100} 为惯析面的板条状相, 针状的 T_1 相以 {111} 为惯析面。 T_1 相在整个相组成中并不占最主要地位, 因而 2197 合金中 T_1 相难以使 Brass 织构的密度大幅增加, T_1 相在 {111} 面上的不均匀分布对 2197 合金各向异性水平的影响程度也比以 T_1 相为主要强化相的 2195 合金、2090 合金的影响程度小。这也正是 2197 合金各向异性水平小于 2195、2090 等其它 Al-Li 合金的原因之一。

此外, 添加的 0.2% Mn 在 2197 合金中形成足够多的亚微米级弥散相 Al₆Mn。它可能会从 2 个方面影响合金的各向异性: 一方面是在加工过程中 Al₆Mn 弥散质点本身发生均匀滑移, 使合金的变形模式由局部滑移转变成均匀滑移, 从而使 Al-Li 合

金组织分布更多地趋向一致性; 另一方面是 Al₆Mn 弥散质点通过影响 {111} 滑移面上的位错密度等使 T_1 相在各个 {111} 滑移面上均匀形核, 从而降低各向异性。

3.3 热稳定性

早期的 Al-Li 合金在一定温度下长期暴露后强度增大, 韧性降低。对热稳定性差的原因人们众说纷纭: T_1 相、 δ' 相在热暴露过程中进一步沉淀析出, 热暴露后 δ' 相尺寸增大, Li 在晶界偏析; δ' -PFZ 宽度发生变化等使合金热暴露后韧性降低^[20-24]。究其深层原因是 Al-Li 合金的热稳定性差与 Li 含量偏高有关, 这可用溶质原子的扩散机制来解释。

当 Al-Li 合金中 Li 含量偏高时, 因合金中的空位数一定, 而 Li-空位结合能相当高 (0.25~0.26 eV^[4]), 易于形成 Li-空位复合体, Li-空位复合体的扩散比 Li 原子单独扩散更容易, 从而形成大量的 δ' 相。大量空位被释放湮没在相界面及畸变区, 使基体中有助于剩余 Li 原子进一步扩散的自由空位减少, 因此就会在固溶体中残留大量 Li 原子。大量残留在固溶体中的 Li 原子会引起一系列后果: 1) 热暴露提高了残留在固溶体中的 Li 原子的扩散速率, 使 δ' 、 T_1 相进一步沉淀析出, 导致合金强度上升, 韧性降低; 2) 在大量残留 Li 原子存在的情况下, δ' 相的粗化和富 Li 晶界沉淀相的优先粗化在热暴露过程中都有可能加剧, 并且由于晶界沉淀相的长大消耗了邻近的溶质原子 (主要是 Li), 形成 δ' -PFZ 和晶界-PFZ, 使合金强度、韧性降低; 3) 热暴露期间, 温度的小幅度提升同时促进了固溶体中残留 Li 原子的晶界扩散和晶格扩散, 使沿晶界扩散的 Li 原子大量增多, 造成 Li 原子在晶界偏聚, 合金韧性下降。根据不同温度下 Li 在 Al 中的扩散系数可计算出: 200 °C、5 min 时, Li 扩散的距离在晶格内大约是 20 nm, 沿晶界大约是 32 μm; 在 170 °C、5 min 时, Li 的扩散距离大约是 8 nm (晶格扩散) 和 22 μm (晶界扩散), 晶格扩散的有效距离远远小于晶界扩散的有效距离。与 8090、2090 等第二代铝-锂合金相比, 2197 合金中 Li 含量较低, 因而有利于提高热稳定性。

4 结论

1) 2197 合金在 T8 态 (510 °C、1 h 固溶+ 6% 预变形+ 177 °C、20 h 时效) 条件下能获得最佳的

强塑性配合, 其 $\sigma_b = 474.1 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2} = 428.2 \text{ MPa}$, $\delta = 9.2\%$ 。

2) 2197 合金在 T6 峰时效时以少量 δ' 、 θ' 和 T_1 相的联合强化为主, 因而 2197 合金只具有中等强度。

3) T_1 相在 2197 合金的相组成中不占主导地位, Al_6Mn 弥散质点的存在可能是使 2197 合金各向异性降低的主要原因。

4) 2197 合金中 Li 含量较低使其呈现较好的热稳定性。

REFERENCES

- [1] 田荣璋, 王祝堂. 铝合金及其加工手册[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2000.
TIAN Rong-zhang, WANG Zhu-tang. Aluminium Alloys and Fabrication [M]. Changsha: Central South University Press, 2000.
- [2] Zhu A W, Csontos A, Starke E A Jr. Computer experiment on superposition of strengthening effects of different particles[J]. Acta Mater, 1999, 47(6): 1713 - 1721.
- [3] Baumann S F, Williams D B. A new method for the determination of the precipitate-matrix interfacial energy [J]. Scripta Metal, 1984, 18(6): 611 - 616.
- [4] Ahmad M, Ericsson T. Coarsening of δ' , T_1 , θ' phases in an Al-Li-Cu-Mg alloy[J]. Scripta Metal, 1985, 19(4): 457 - 462.
- [5] Noble B, Thompson G E. $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ precipitation in aluminum-copper-lithium alloys[J]. Met Sci J, 1972, 6: 167 - 172.
- [6] Cassada W A, Shiflet G J, Starke E A Jr. Mechanism of $\text{Al}_2\text{CuLi}(T_1)$ nucleation and growth[J]. Metal Trans, 1991, 22A(2): 288 - 297.
- [7] Tosten M H, Vasudevan A K, Howel P R. The aging characteristics of an Al-2Pct Li-3Pct Cu-0.12Pct Zr alloy at 190 °C[J]. Metal Trans, 1988, 19A(1): 51 - 61.
- [8] Huang J C, Ardell A J. Addition rules and the contribution of δ' precipitates to strengthening of aged Al-Li-Cu alloy[J]. Acta Metall, 1988, 36(11): 2995 - 3006.
- [9] 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]. Mater Sci Forum, 1996, 217 - 222: 1257 - 1262.
- [10] 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, 1993, 24A(12): 2613 - 2621.
- [11] Mizera J, Driver J H, Jezierska E, et al. Studies of the relationship between the microstructure and anisotropy of the plastic properties of industrial aluminum-lithium alloys[J]. Mater Sci Eng A, 1996, A212: 94 - 101.
- [12] Vasudevan A K, Fricke W G Jr, Malcolm R C, et al. On through thickness crystallographic texture gradient in Al-Li-Cu-Zr alloy[J]. Metal Trans, 1988, 19A: 731 - 734.
- [13] 魏齐龙, 陈 铮, 王永欣. 1420 铝-锂合金的各向异性[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(3): 573 - 577.
WEI Qi-long, CHEN Zheng, WANG Yong-xin. Anisotropy of 1420Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(3): 573 - 577.
- [14] Csontos A A, Sturke E A Jr. Effect of processing and microstructure development on slip and fracture behavior of 2.1 wt pct Li Al/C-489 and 1.8 wt pct Li Al/C-418 Al-Li-Cu-X alloy[J]. Metall Mater Trans A, 2000, 31A(8): 1965 - 1976.
- [15] Maurice C, Driver J H. High temperature plane strain compression of cube oriented aluminum crystals[J]. Acta Metall, 1993, 41(6): 1653 - 1664.
- [16] Jata K V, Panchanadeeswaran S, Vasudevan A K. Evolution of texture, microstructure and mechanical property anisotropy in an Al-Li-Cu alloy[J]. Mater Sci Eng A, 1998, A257: 37 - 46.
- [17] Vasudevan A K, Przystupa M A, Fricke W G Jr. Effect of composition on crystallographic texture in hot-rolled Al-Li-Cu alloys[J]. Mater Sci Eng A, 1996, A208: 172 - 180.
- [18] Kim N J, Lee E W. Effect of T_1 precipitate on the anisotropy of Al-Li alloy 2090[J]. Acta Metall Mater, 1993, 41(3): 941 - 948.
- [19] Lee E W, Kalu P N, Brandao L, et al. The effect of off-axis thermo-mechanical processing on the mechanical behaviour of textured 2095 Al-Li alloy[J]. Mater Sci Eng A, 1999, A265: 100 - 109.
- [20] Balmuth E S. The status of Al-Li alloys[A]. Proceedings of the 4th International Conference on Aluminum Alloys[C]. USA: The Georgia Institute of Technology School of Mater Sci and Eng, 1994. 82 - 89.
- [21] Koch U, Fannenmuller T P, Davydov V, et al. Advanced weldable high-strength Al-Cu-Li alloy for aerospace applications[J]. Mater Sci Forum, 1997, 242: 243 - 248.
- [22] Lynch S P. Fracture of 8090 Al-Li plate(I) —short transverse fracture toughness[J]. Mater Sci Eng A, 1991, A136: 25 - 43.
- [23] Pitcher P D, Stewart R J, Gupta S. A study of reversal behaviour in 8090 alloys using small angle neutron scattering and transmission electron microscopy [J]. Scrip Metall Mater, 1992, 26: 511 - 516.
- [24] Ohsaki S, Iion M, Utsue M, et al. Effect of double-ageing on the fracture toughness of 2090 and 2091 aluminum alloys[J]. Inst Light Met, 1995, 45(11): 660 - 665.

(编辑 李向群)