

一种 2050 铝锂合金薄板的微观组织与力学性能

叶志豪¹, 朱瑞华¹, 李劲风¹, 陈永来², 张绪虎²

(1. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

(2. 航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

摘要: 通过力学性能测试和微观组织观察研究了不同热处理工艺对一种 2050 铝锂合金薄板力学性能和组织结构的影响。结果表明: 2050 铝锂合金主要强化析出相为 T1 相和 θ' 相, 并可能存在少量 S' 相析出。在 T6 态 (175 °C)、T8 态 (6% 预变形+155 °C) 时效时合金具有不同的时效析出特征; 相比于 T6 态时效, 由于时效前预变形的引入, T8 态时效时合金中 T1 相和 θ' 相析出密度提高, 尺寸减小, 其对应的强度及延伸率均提高, T8 峰时效 (32 h) 时 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 和 δ 分别为 531 MPa、488 MPa 和 11.4%。T8 态时效 (155 °C/32 h) 时, 2%~10% 预变形均可促进 T1 相形核, 2%~6% 预变形可促进 θ' 相形核, 过大的预变形 (如 10%) 并不能促进 θ' 相进一步形核, 但可显著抑制 θ' 相长大。

关键词: 2050 铝锂合金; 微观组织; 拉伸性能; 预变形

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)04-1192-07

高性能金属材料仍是当今航空航天工业重要的结构材料。铝锂合金具有低密度、高比强度和比刚度等优异性能, 与先进复合材料相比价格更低, 是 21 世纪航空航天领域中最重要、最重要的轻质高强的结构材料^[1,2]。2050 铝锂合金是 Alcan 公司于 2004 年在美国铝业协会注册的一种新的 weldalite 系列合金, 它是在 2098 铝锂合金的基础上, 通过调整 Li 及 Mg、Mn 微合金元素含量而开发出来的, 具有高强高韧、耐蚀、耐热和低疲劳裂纹扩展速率的优异综合性能。相比于 7050 铝合金, 2050 铝锂合金具有更低的密度和更高的抗疲劳性能, 可加工成厚板取代 7050 铝合金作为飞机机身壁板整体结构件^[3]。据报道, 2050 铝锂合金已部分取代 7050 铝合金, 用于空中客车公司的最新运输机 A380-800 和 A380-800F^[4]。

由于 2050 铝锂合金优异的综合性能, 欧美国家对 2050 铝锂合金研究及应用开发具有浓厚的兴趣, 并进行了包括疲劳裂纹扩展行为^[3]、腐蚀性能^[5-7]、焊接性能^[8-10] 等较多的研究; 国内也进行了 2050 铝锂合金 Mg、Ag 微合金元素的微合金化作用^[11]、热变形行为^[12] 以及微观组织对其疲劳裂纹扩展的影响研究^[13], 但鲜见有关 2050 铝锂合金热处理工艺的详细报道。固溶后的时效制度以及时效前预变形量大小通过影响合金的微观组织 (时效析出相) 对合金板材力学性能起着支配作用。基于此, 本研究主要通过常规拉伸测试及

TEM 观察, 研究不同时效制度以及时效前预变形量大小对 2050 铝锂合金力学性能和第二相析出的影响, 为通过工艺控制提高 2050 铝锂合金性能提供理论依据。

1 实验

实验用料为 2 mm 厚的 2050 铝锂合金冷轧薄板, 其化学成分如表 1 所示。

冷轧薄板经固溶、淬火处理后, 分别进行以下 3 种方式的人工时效处理。一部分于 175 °C 进行不同时间的 T6 态时效处理, 另一部分经过 6% 冷轧预变形后再于 155 °C 进行不同时间的时效处理 (即 T8 态时效), 其目的在于研究 T6 及 T8 态时效过程中微观组织与力学性能的演化。还有一部分则经不同预变形 (2%~10%) 后再于 155 °C 时效处理 32 h, 研究预变形量对 2050 铝锂合金微观组织与力学性能的影响。

时效样品的室温拉伸性能采用 MTS 858 材料试验机进行测试, 拉伸速率为 2 mm/min, 拉伸试样尺寸规格如图 1 所示。采用 TecnaiG² 20 型透射电镜 (TEM) 进行时效样品的微观组织观察, 加速电压为 200 kV。TEM 样品经机械研磨和电解双喷减薄制取, 双喷液为

表 1 2050 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 2050 Al-Li alloy ($\omega/\%$)

| Cu | Li | Mg | Ag | Mn | Zr | Al |
|------|------|---------|---------|---------|-----------|------|
| 3.56 | 0.79 | 0.2~0.6 | 0.2~0.7 | 0.2~0.5 | 0.06~0.14 | Bal. |

收稿日期: 2017-04-15

基金项目: 中南大学教师基金 (2013JSJJ 001)

作者简介: 叶志豪, 男, 1992 年生, 硕士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, E-mail: yezitudou@csu.edu.cn

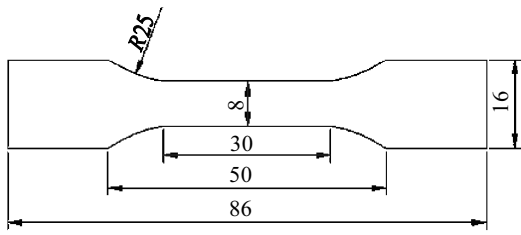


图 1 拉伸试样尺寸规格
Fig.1 Size of tensile specimen

3/10 硝酸+7/10 甲醇混合溶液，液氮冷却至-10~-40℃。

2 实验结果

2.1 时效时间对力学性能与微观组织的影响

图 2a 所示为 2050 铝锂合金进行 T6 时效(175 ℃)时强度、延伸率随时间变化的曲线图。由图可知，时效初期合金强度随时间快速升高，在 20~30 h 到达强度峰值，之后强度呈平缓下降的趋势；峰时效抗拉强度约为 499 MPa，屈服强度约为 436 MPa，欠时效阶段延伸率随时效时间延长而快速下降，峰时效时延伸率降低至约 7.6%，而后随时效时间进一步延长基本保持稳定。

图 2b 所示为 2050 铝锂合金进行 T8 时效(6%预变形+155 ℃)时强度、延伸率随时效时间变化的曲线。

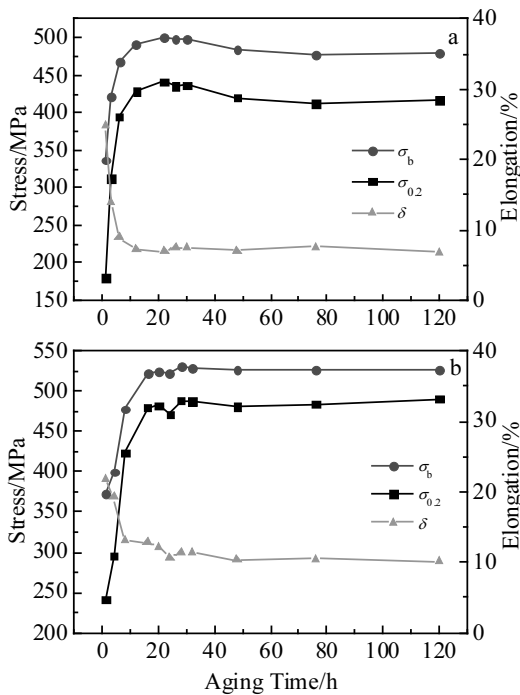


图 2 T6 和 T8 时效处理后 2050 铝锂合金的拉伸性能
Fig.2 Tensile properties of 2050 Al-Li alloy as functions of T6 (a) and T8 (b) aging time

由图可知，T8 时效时，合金强度和延伸率随时间的变化与 T6 时效时相似；不同的是，由于时效温度降低，T8 时效时合金到达峰值强度所需的时效时间延长，强度峰值的时效时间约为 25~35 h。峰时效抗拉强度约为 531 MPa，屈服强度约为 488 MPa；T8 峰时效比 T6 峰时效强度提高约 30 MPa，延伸率则较大幅度提高至 11.4%。

图 3 所示为 2050 铝锂合金 T6 时效(175 ℃)不同时间的衍射斑及 TEM 照片。欠时效态(3 h) <001>_α 衍射花样中存在极微弱的 θ' 斑点(图 3a)，相应明场像可观察到极少量尺寸细小(长度 30~50 nm)的 θ' 相。同时，<112>_α 衍射花样中还存在着微弱 T1 相斑点，相应 TEM 暗场像则可观察到少量 T1 相，其长度约 50~80 nm(图 3b)。时效时间延长至峰时效态(26 h)时，<001>_α 衍射花样中 θ' 相斑点强度增加，明场像可观察到相互垂直的 θ' 相，其尺寸增大至 330~350 nm(图 3c)；<112>_α 衍射花样中 T1 相斑点更加明锐，暗场像可观察到较多的尺寸 140~260 nm 的 T1 相，还存在少量 S' 相(图 3d)。

T8 态时效(6%预变形+155 ℃)不同时间的衍射花样及 TEM 照片如图 4 所示。欠时效(4 h)时，<001>_α 衍射花样中未发现 θ' 相斑点(图 4a)，说明此时合金中尚未析出 θ' 相；<112>_α 衍射花样中存在微弱的 T1 相斑点，相应暗场像可观察到较多尺寸非常细小

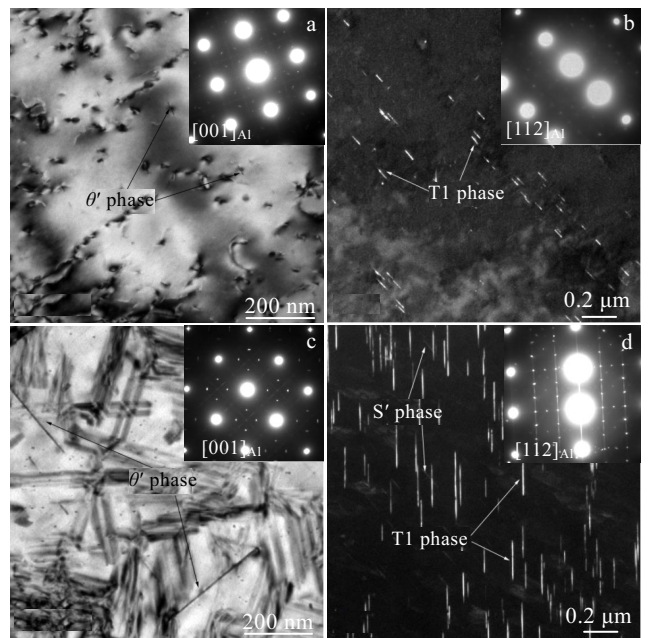


图 3 T6 时效不同时间 2050 铝锂合金衍射斑及 TEM 照片
Fig.3 SAED patterns and TEM images of 2050 Al-Li alloy with T6 aging: (a) under aging, 3 h, BF, θ' phase; (b) under aging, 3 h, DF, T1 phase; (c) peak aging, 26 h, BF, θ' phase; (d) peak aging, 26 h, DF, T1 and S' phase

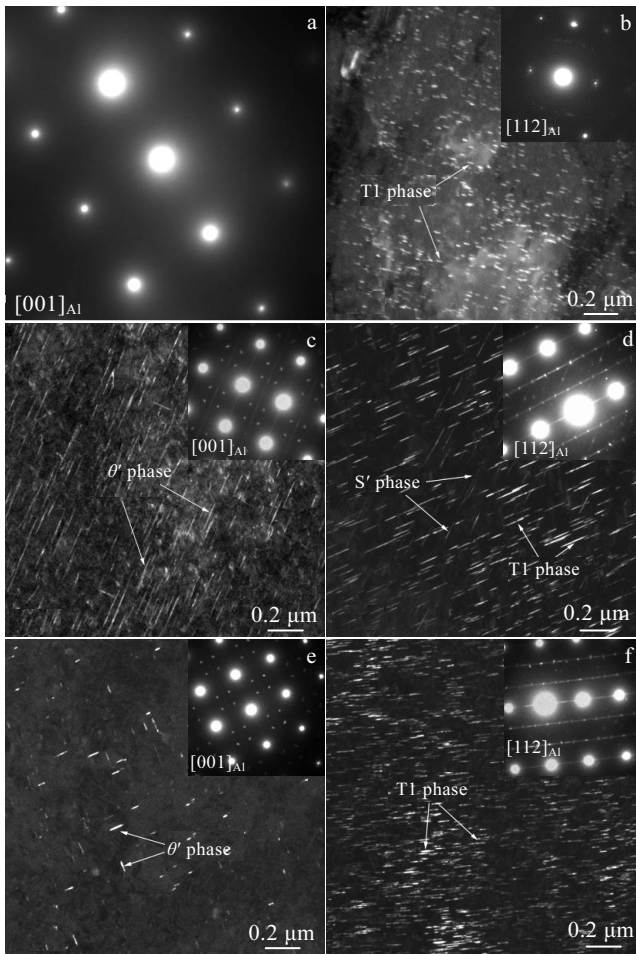


图 4 T8 时效不同时间 2050 铝锂合金衍射斑及 TEM 照片
Fig.4 SAED patterns and TEM images of 2050 Al-Li alloy with T8 aging: (a) under aging, 4 h; (b) under aging, 4 h, DF, T1 phase; (c) peak aging, 32 h, DF, θ' Phase; (d) peak aging, 32 h, DF, T1 and S' phase; (e) over aging, 120 h, DF, θ' phase; (f) over aging, 120 h, DF, T1 phase

(20~40 nm) 的 T1 相 (图 4b)。时效至峰时效 (32 h) 时, $\langle 001 \rangle_{\alpha}$ 衍射花样中出现较强的 θ' 相斑点, 相应 TEM 暗场像可观察到大量尺寸 130~260 nm 的 θ' 相 (图 4c); 同时 $\langle 112 \rangle_{\alpha}$ 衍射花样中存在非常明显的 T1 相斑点和微弱的 S' 相芒线, 暗场像可观察到大量均匀分布、尺寸 60~140 nm 的 T1 相和少量的 S' 相 (图 4d)。T8 过时效 (120 h) 时, $\langle 001 \rangle_{\alpha}$ 衍射花样中 θ' 相斑点明显减弱, 相应 TEM 暗场像 θ' 相密度降低, 尺寸减小至 30~90 nm (图 4e); T1 相密度增加, 尺寸未见长大, 且 S' 相消失 (图 4f)。

上述 TEM 观察表明 2050 铝锂合金在 T6、T8 两种工艺时效时具有不同的时效析出特征。T6 时效初期, 合金中开始析出少量的 θ' 相和 T1 相; 而 T8 时效初期合金中主要析出大量细小、均匀的 T1 相, 但 θ'

相尚未析出。峰时效阶段, T6 态合金中 θ' 相和 T1 相发生了明显的长大, 分布密度未见有明显提高; T8 态合金中析出大量的 θ' 相和 T1 相, 分布密度明显高于 T6 峰时效, 且尺寸更加细小。在 T6、T8 峰时效阶段, 合金中均析出 S' 相, 且 T8 态合金中 S' 相数量明显多于 T6 态合金。T8 过时效阶段, 合金中 θ' 相数量和尺寸显著减少, 而 T1 相分布密度增大, 但其尺寸未见长大。

2.2 预变形量对 T8 态时效力学性能与微观组织的影响

图 5 所示为 2050 铝锂合金不同冷轧预变形 (2%~10%) 后再于 155 °C 时效 32 h 后的室温拉伸性能。由图可知, 随着预变形量从 2% 增加到 10%, 合金的强度总体呈上升趋势。当预变形量由 2% 提升至 5% 时, 合金的强度特别是屈服强度明显提高, 延伸率小幅升高; 其中屈服强度从 465 MPa 提升至 498 MPa, 提高约 7.1%; 抗拉强度从 511 MPa 提高至 530 MPa, 提升了近 3.7%; 延伸率由 13.9% 降至 11.2%。但当预变形量进一步提高至 6% 甚至 10% 时, 其强度有所增加, 但幅度很小, 延伸率先升高后降低, 其中 6% 预变形延伸率最高。综合分析, 合金经 6% 的预变形可获得良好的强度塑性匹配, 此时合金的抗拉强度为 530 MPa, 屈服强度为 487 MPa, 延伸率为 11.4%。

图 6 所示为 2050 铝锂合金不同冷轧预变形 (2%~10%) 后再于 155 °C 时效 32 h 后的室温拉伸应力-应变曲线。由图可知, 在弹性变形阶段, 不同预变形量应力-应变曲线接近重合, 说明不同预变形量处理对合金弹性模量没有影响, 但可提高合金的弹性极限。在屈服变形阶段, 不同预变形处理对合金的屈服影响较大, 随着预变形量的增加, 合金的屈服强度总体呈上升趋势, 预变形量由 2% 提升至 5% 时提升幅度较大, 预变形量由 5% 提升至 10% 时提升幅度较小。在均匀塑性变形阶段, 随着应变的增加, 应力水平不断上升, 且随着预变形量的增加应力水平不断上升, 抗拉强度

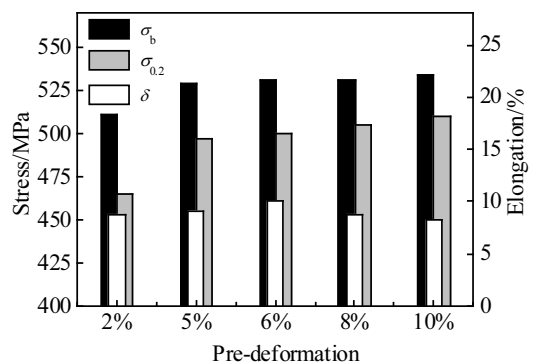


图 5 不同预变形 T8 时效时 2050 铝锂合金的拉伸性能
Fig.5 Tensile properties of 2050 Al-Li alloy with different pre-deformation

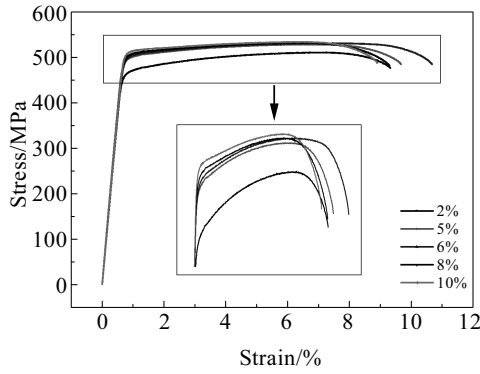


图 6 不同预变形 T8 时效时 2050 铝锂合金的应力-应变曲线

Fig.6 Stress-strain curves of 2050 Al-Li alloy with different pre-deformation

提升幅度较屈服强度小，这与图 5 数据对应。在不均匀塑性变形阶段，合金应力水平随应变的增加而下降，但不同预变形量处理合金下降速率不同。当预变形量由 2% 提升至 6% 时，合金应力-应变曲线下降速率降低，说明提升预变形量至 6% 改善了合金的塑性。但预变形量由 6% 提升至 10% 时，合金的应力-应变取向下降速率明显升高，说明预变形量大于 6% 时不利于改善合金的塑性，合金颈缩后迅速断裂。

2050 铝锂合金中主要时效析出相为 T1 相及 θ' 相，但时效前的预变形程度对这 2 种析出相比例影响较大。图 7 所示为合金不同预变形后于 155 °C 时效 32 h 的 TEM 暗场像。采用 Photoshop CS5 软件统计不同预变形量 TEM 照片中 T1 相和 θ' 相数密度和尺寸分布，为得到准确数据，每个预变形量均采用 3 张 TEM 照片，统计有效面积为 $10.5 \mu\text{m}^2$ ，结果如表 2 所示。由表 2 可知，当预变形量由 2% 增加至 5%、6% 时， θ' 相密度有所增加（图 7a、7c），尺寸略有减小，其数密度由约 $72/\mu\text{m}^2$ 增加至约 $103/\mu\text{m}^2$ ，尺寸则由 90~330 nm（2%）减小至约 75~260 nm；T1 相数密度则由约 $76/\mu\text{m}^2$ （2%）大幅度增加至约 $192/\mu\text{m}^2$ （5%），且尺寸由 85~170 nm 减小至 40~135 nm（图 4d、7b、7d）。当预变形量进一步增加到 10% 时，合金中析出的 θ' 相数密度约为 $110/\mu\text{m}^2$ ，基本保持不变，但其尺寸明显减小至 20~80 nm（图 7e）；T1 相数密度则进一步较大幅度增加至约 $260/\mu\text{m}^2$ ，尺寸则减小至 20~80 nm（图 7f）。上述观察表明，T8 时效时，预变形量对 T1 相及 θ' 相的析出均有影响，但影响效果不一样。在所研究预变形区间内，随预变形量增加，T1 相析出密度增加，尺寸减小，即预变形量增加有利于促进 T1 相的形核。然而仅一定范围的预变形（如 5%）有利于促进 θ' 相形核，过大的预变形（如 10%）并不能进一步促进 θ' 相

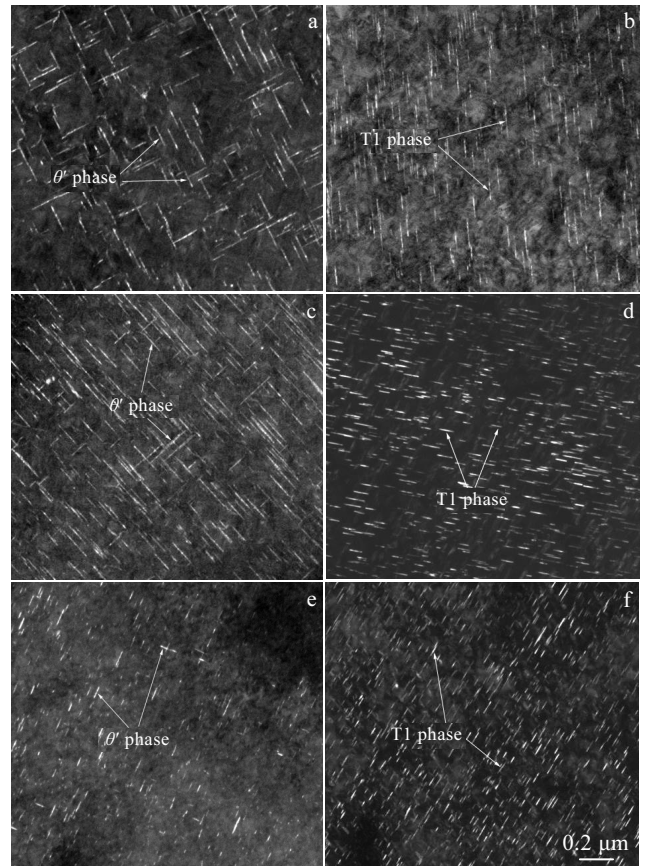


图 7 不同预变形 T8 时效（155 °C/32 h）2050 铝锂合金的 TEM 暗场像

Fig.7 TEM dark field images of Al-Li alloy after T8 aging at 155 °C for 32 h with different pre-deformation: (a) 2%, θ' phase, $b=\langle 001 \rangle_a$; (b) 2%, T1 phase, $b=\langle 112 \rangle_a$; (c) 5%, θ' phase, $b=\langle 001 \rangle_a$; (d) 5%, T1 phase, $b=\langle 112 \rangle_a$; (e) 10%, θ' phase, $b=\langle 001 \rangle_a$; (f) 10%, T1 phase, $b=\langle 112 \rangle_a$

表 2 不同预变形量处理 2050 铝锂合金第二相变化
Table 2 Quantitative precipitate data for 2050 Al-Li alloy under different pre-deformation

| Precipitate | Pre-deformation/ % | Population density/ μm^{-2} | Diameter range/nm |
|--------------------------------|-----------------------|---|----------------------|
| θ' (Al ₂ Cu) | 2 | 72.4 | 90~330 |
| | 5 | 103.5 | 75~260 |
| | 10 | 110.5 | 20~80 |
| T1(Al ₂ CuLi) | 2 | 76.1 | 85~170 |
| | 5 | 192.1 | 40~135 |
| | 10 | 260.7 | 20~80 |

形核，而且将导致其尺寸大幅度下降，即过大的预变形量导致 θ' 相体积分数下降。

3 分析与讨论

以上 TEM 观测表明，T6、T8 两种工艺时效时，

2050 铝锂合金均以 T1 相和 θ' 相为主要的强化相, 时效前预变形、时效温度等因素对强化相析出具有重要影响。预变形过程中将在基体中引入大量位错, 在位错应力场的作用下, Cu、Li 原子将在位错处偏聚, 形成大量以位错为中心的溶质过饱和区, 克服第二相形核能垒^[14]; 基体中高密度位错的存在也导致合金畸变能增加, 为 T1 相和 θ' 相析出提供驱动力。时效温度则可通过影响溶质原子扩散, 进而影响第二相析出。一般而言, 时效温度越高, 第二相形核驱动力就越大, 适当提高时效温度可促进第二相析出。除预变形和时效温度外, T1 相和 θ' 相本身的性质也对其析出具有较大影响, 如较大的体积自由能差可促进形核^[15]。

T8 时效与 T6 时效工艺主要的区别在于时效前是否进行预变形以及不同的时效温度, 因此, T8 时效(6% 预变形+155 °C)时, T1 相和 θ' 相析出规律与 T6 时效(175 °C)不同。T6 时效(175 °C)时, 合金中位错密度较小, 不利于 T1 相和 θ' 相的形核析出, 因此在 T6 时效初期(3 h)合金中只析出少量的 T1 相和 θ' 相(图 3a、3c)。T8 时效初期(4 h)合金中存在大量尺寸约为 20~40 nm 的 T1 相(图 4b), 未观察到 θ' 相(图 4a), 这主要是因为 T1 相比 θ' 相具有更大的体积自由能, 形核驱动力大, T1 相将优先于 θ' 相形核析出, 消耗了 θ' 相形核所需的 Cu 原子; 另外, 与 T6 时效相比, T8 时效较低的时效温度不利于 θ' 相形核所需 Cu 原子的扩散, 延长了 θ' 相形核孕育期, 两方面原因导致 T8 时效初期 θ' 相析出受到抑制。时效至峰时效时, 由于位错对第二相析出的促进作用, T8 时效合金比 T6 时效合金中 T1 相和 θ' 相数量显著增加, 尺寸明显减小, 其中 T1 相尺寸由 140~260 nm(T6)减小至 60~140 nm(T8), θ' 相尺寸由 330~350 nm(T6)减小至 130~260 nm(T8)。随着时效的进行, T1 相将与 θ' 相竞争以获得继续生长所需的 Cu、Li 原子, 由于 T1 相具有比 θ' 相更高的稳定性, 在 T8 过时效时 T1 相的生长将消耗 θ' 相, 导致 θ' 相发生溶解甚至消失^[15], 从而基体中剩余少量短小 θ' 相(20~80 nm)。

时效前不同预变形程度可改变析出相的组成和分布, 这与预变形引入位错从而影响析出相形核有关。有研究表明^[16], 第二相在位错处的不均匀形核可由无量纲参数 α 表示, α 增大将导致第二相形核率增加, 其表达式如下:

$$\alpha = \Delta G_v \mu b^2 / 2\pi^2 \sigma^2 \quad (1)$$

其中 ΔG_v 为第二相形核前后体积自由能的变化, μ 为剪切模量, b 为柏氏矢量, σ 为第二相与基体的界面能。由该表达式可知, 体积自由能和柏氏矢量的增加以及界面能的下降均可促进第二相形核。T1 相和 θ' 相均易

于在位错处形核, 但由于 T1 相具有比 θ' 相更大的体积自由能差(ΔG_v), 而其表面能(σ)相近, 并且(111) $_{\alpha}$ / [112] $_{\alpha}$ 取向的 T1 相剪切应变能比(001) $_{\alpha}$ / [100] $_{\alpha}$ 取向的 θ' 相大, 因此 T1 相优先在位错处形核析出^[15,17]。预变形量的增大可增加柏氏矢量 b , 促进了 T1 相和 θ' 相在位错上的形核。高位错密度可促进溶质原子扩散, 促进 T1 相和 θ' 相长大, 但 T1 相和 θ' 相长大还与溶质原子的过饱和度密切相关。预变形量较小时, T1 相和 θ' 相形核率低, T1 相和 θ' 相形核后基体中 Cu、Li 原子的过饱和度仍足以维持其生长。当预变形量增加到一定程度(如 10%), T1 相和 θ' 相形核率高, T1 相和 θ' 相的形核降低了基体 Cu、Li 原子的过饱和度, 此时 Cu、Li 原子的过饱和度已不足以维持 T1 相和 θ' 相的长大。这充分解释了不同预变形量处理对 T1 相和 θ' 相析出规律的影响。

由表 2 所示不同预变形量下 2050 铝锂合金 T8 时效时 T1 相和 θ' 相的数密度和尺寸分布情况可知, 预变形量大小对 2050 铝锂合金 T8 态时效时 T1 相和 θ' 相析出影响较大, 预变形量越大, 基体中引入的位错密度越高, T1 相和 θ' 相非均匀形核率增加, 数密度上升, 尺寸降低。当预变形量由 2% 增加至 5% 时, 由于 T1 相优先在位错处形核, T1 相数密度大幅度提升(图 7d), 同时 θ' 相数密度也有较大幅度的升高(7c)。当预变形量进一步增大至 10% 时, 合金中 T1 相数密度进一步提高(图 7f), θ' 相数量基本保持不变或略有提高, 但其尺寸明显降低(图 7e)。Gable 等人^[15]研究结果表明, 随着预变形量的增大, T1 相数量大幅度增多的同时, θ' 相数量大幅度减少且尺寸增加, 这与本文所述预变形量对 θ' 相析出的影响效果相反。

总结上述分析可知, 较大预变形量(如 10%)虽然不能进一步促进 θ' 相形核, 但对其长大具有显著影响, 机理如下。当预变形量较大时, 将在基体中引入高密度位错, 由于 T1 相具有比 θ' 相更大的体积自由能差, T1 将优先在位错处形核, 虽然 θ' 相在时效初期析出受到抑制, 但基体中的高密度位错也促使 θ' 相稍后大量形核。随着预变形量增加至 10%, T1 相数密度较大, 平均分布距离较小, T1 相生长时所需 Cu、Li 原子扩散距离减小, 因而生长时耗尽基体中 Cu、Li 原子所需的时间缩短^[15,18], 从而导致 θ' 相形核后由于缺乏 Cu 原子, 长大受到抑制。

铝合金的强度与其时效析出相的组成密切相关, 而析出相的强化效果取决于析出相的类型、尺寸、形貌、分布、体积分数和数密度, 以及这些析出相与位错的相互作用。T1 相为密排六方结构, 呈盘片状, 其惯析面为 {111} 面^[11], 具有很大的长宽比。有研究表明, 铝合金中 {111} 面上析出、且长宽比大的片状相引起的

临界分切应力增量大于在其它晶面析出粒子引起的临界分切应力增量,因而铝合金中 T1 相是最有效的强化相^[19,20]。由于 2050 铝锂合金 T8 态时效时促进析出相特别是 T1 相大量均匀析出,增加了 T1 相体积分数和数密度,减小了其尺寸,因而合金 T8 态时效比 T6 态时效时具有更高的强度。

合金不同预变形量下的拉伸变形行为与 T1 析出相密切相关。T1 相的析出将在其周围产生应力场,增大位错开动的临界分切应力,提高合金的屈服强度。位错与 T1 相的交互作用形式为切过和绕过混合型,位错切过 T1 相时具有较大的弯曲角,位错的线张力较大^[21],而位错的线张力取决于第二相的分布距离,且距离越小线张力越大。T1 相的分布距离减小可增加位错的线张力,提高合金的屈服强度和流变应力。随着预变形量的增大,高密度位错促进了 T1 相大量析出,位错开动越困难,因此预变形量较大时合金弹性极限较高,需要较大的应力才会开始发生屈服变形。位错开动后,屈服强度和流变应力主要受 T1 相分布距离的影响,而 T1 相分布距离随预变形量的升高而减小(图 7b、7d、7f),因此随着预变形量的增大合金的屈服强度和流变应力增大。当预变形量由 2%增至 5%时, T1 相分布距离减小幅度较大,因此屈服强度提升幅度较大。当预变形量由 5%增至 6%、8%、10%时, T1 相分布距离减小幅度较小,因而屈服强度提升幅度较小。当预变形量较小时,不能很好地消除晶界无沉淀带(PFZ),由于 PFZ 较软,拉伸时变形不均匀,变形主要集中在晶界 PFZ。因此 2%预变形时合金延伸率较低。随着预变形量的增大(5%、6%), PFZ 消除更完全,合金的延伸率提高。预变形量进一步增大至 8%甚至 10%时, T1 相和 θ' 相的析出数量较多,合金易于在第二相处发生应力集中,合金塑性下降。

4 结 论

1) 2050 铝锂合金主要时效析出相为 T1 相及 θ' 相,并可能析出少量 S'相。相比于 T6 态(175 °C)时效, T8 态时效(6%预变形+155 °C)时 T1 相及 θ' 相密度提高,尺寸减小。

2) T8 态时效(6%预变形+155 °C)时, 2050 铝锂合金强度及延伸率提高,峰时效时 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 和 δ 分别为 531 MPa、488 MPa 和 11.4%。

3) 时效前预变形对 T1 相和 θ' 相析出影响效果不同: 2%~10%预变形范围内随预变形量增加, T1 相形核密度增加,尺寸减小; 2%~6%的预变形量促进 θ' 相形核,过大的预变形量并不能进一步促进 θ' 相形核,但可显著抑制 θ' 相长大。

参考文献 References

- [1] Grimes R, Cornish A J, Miller W S *et al.* *Metals and Materials* [J], 1985, 1(6): 357
- [2] Lavernia E J, Grant N J. *Journal of Materials Science*[J], 1987, 22(5): 1521
- [3] Crill M J, Chellman D J, Balmuth E S *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2006, 519-521: 1323
- [4] Lequeu P, Lassince P, Warner T. *Advanced Materials and Processes*[J], 2007, 165(7): 41
- [5] Guerin M, Alexis J, Andrieu E *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 87: 681
- [6] Guerin M, Andrieu E, Odemer G *et al.* *Corrosion Science*[J], 2014, 85: 455
- [7] Proton V, Alexis J, Andrieu E *et al.* *Corrosion Science*[J], 2014, 80: 494
- [8] Proton V, Alexis J, Andrieu E *et al.* *Corrosion Science*[J], 2013, 73: 130
- [9] Dhondt M, Aubert I, Saintier N *et al.* *Corrosion Science*[J], 2014, 86: 123
- [10] Dhondt M, Aubert I, Saintier N *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 644: 69
- [11] Wang Ruiqin(王瑞琴), Zheng Ziqiao(郑子樵), Chen Yuan-yuan(陈圆圆) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 622
- [12] Zhu R H, Liu Q, Li J F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 650: 75
- [13] Zhong Jing(钟 警), Jia Min(贾 敏), Fan Chunping(范春平) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1944
- [14] Noble B, Thompson G E. *Metal Science Journal*[J], 1972, 6(1): 167
- [15] Gable B M, Zhu A W, Csontos A A *et al.* *Journal of Light Metals*[J], 2001, 1(1): 1
- [16] Li J F, Ye Z H, Liu D Y *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2017, 30(2): 133
- [17] Yuan Zhishan(袁志山), Lu Zheng(陆 政), Xie Youhua(谢优华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(3): 493
- [18] Cassada W A, Shiflet G J, Starke E A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22(2): 287
- [19] Nie J F, Muddle B C, Polmear I J. *Materials Science Forum* [J], 1996, 217-222: 1257
- [20] Huang J C, Ardell A J. *Materials Science and Technology*[J], 1987, 3: 176

[21] Zhao Zhilong(赵志龙), Liu Lin(刘 林), Chen Zheng(陈 铮). 报)[J], 2006, 16(1): 89
The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学

Microstructure and Mechanical Properties of a 2050 Al-Li Alloy Sheet

Ye Zhihao¹, Zhu Ruihua¹, Li Jinfeng¹, Chen Yonglai², Zhang Xuhu²

(1. Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076, China)

Abstract: The effects of different heat treatments on the microstructure and tensile properties of a 2050 Al-Li alloy sheet were investigated through TEM and mechanical testing. The results indicate that the main strengthening precipitates of 2050 Al-Li alloy are T1 and θ' phases, possibly with a small amount of S' phase. The aging precipitation characteristic is different upon T6 (175 °C) and T8 (6% pre-deformation+155 °C) aging. Compared to T6 aging, the pre-deformation before T8 aging increases the density of T1 and θ' precipitates and reduces their size; as a result, the corresponding strength and elongation are improved. At T8 peak aging state, the σ_b , $\sigma_{0.2}$, δ reach 531 MPa, 488 MPa, 11.4%, respectively. The scope of 2% to 10% pre-deformation before T8 aging can promote T1 phase nucleation, while the 2% to 6% pre-deformation can promote θ' phase nucleation. Large deformation (such as 10%) has little effect on further nucleation of θ' phase, but significantly inhibits its growth.

Key words: 2050 Al-Li alloy; microstructure; tensile properties; pre-deformation

Corresponding author: Li Jinfeng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830270, E-mail: lijinfeng@csu.edu.cn