

冷轧预变形量对 1460 合金时效析出机制及性能的影响

马娟^{1,2}, 闫德胜¹, 戎利建¹, 李依依¹

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 成都大学, 四川 成都 610106)

摘要: 研究了时效前不同冷轧预变形量 ($\epsilon=7\%$, 14% , 20% , 27%) 对 1460 合金沉淀强化过程的影响。当冷轧变形量增加至 20% 时, 合金中出现位错墙 (dense dislocation wall)。位错为 T1 相提供了形核位置, 使得合金中 T1 相的数量增加, 同时尺寸保持在 100 nm 左右, 缩短了峰值时效时间。 27% 冷轧变形+ $160\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ h}$ 时效能提高合金的强度, 同时塑性较好, 此时合金的抗拉强度和延伸率分别为 590 MPa 和 8% 。

关键词: 铝锂合金; 预变形; 沉淀强化; 力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0594-07

铝锂合金因为具有低密度、高的比强度和比刚度的特点, 用它制备航空构件能实现较大的减重效果^[1]。作为一种可热处理强化的合金, 热处理工艺对合金的性能起着重要作用。众所周知, 时效前的预变形能显著提高合金的性能^[2-7]。时效前的冷变形除了能提高沉淀相的形核率, 降低晶界析出相, 减少峰值时效所需时间外, 据文献报道, 冷变形与 T1 相的析出存在一定的关系^[8]。在时效前引入一定量的塑性变形, 使形变强化和沉淀强化结合起来, 有利于材料潜力的充分发挥。塑性变形增加位错等缺陷的密度、改变缺陷的分布, 而缺陷密度及缺陷组态的变化对新相形核动力学和新相的分布影响很大, 促进与基体非共格的第二相从基体中析出, 同时, 新相的形成对缺陷起着钉扎、阻滞作用^[9]。

对 Al-Cu-Li 系合金时效前适当的冷变形, 可在合金基体中形成均匀密布的位错, 大大增加了 T1 相的形核位置, 提高了 T1 相的形核率, 加快 T1 相的析出速度, 降低了 δ' 相中 Li 原子的消耗, 从而增大了 T1 相的析出总量, 使合金得到充分强化^[10]。时效前的预变形还能改善晶界析出物的形态分布, 抑制晶界平衡相的形成, 减少合金的共面滑移及晶界应力集中, 改善合金的强韧性。此外, 由于密集而分布均匀的位错使 T1 相的数量大大增加, 在时效末期, T1 相之间也相互抑制长大, 使 T1 相的尺寸更为细小, 分布也更为均匀、弥散, 从而达到最佳的强化效果^[9]。

通常预变形有两种方式可以实现—拉伸和冷轧。与拉伸不同的是, 冷轧可以经过多道次反复轧制以得到更大的变形量 (比拉伸的变形量更大)。相比于拉伸后的三向受拉状态, 经过冷轧变形后材料处于三向受压状态更能抵抗外力。综合上述分析可知, 采用轧制预变形比拉伸更能有效地提高合金的性能。目前关于拉伸预变形对铝锂合金组织和性能的影响研究较多, 但是关于如何应用冷轧预变形的报道较少。此外, 铝锂合金板材在加工过程中一般会涉及冷轧工序, 关于如何将冷轧加工和形变热处理结合在一起的方法研究很少。本研究选择的预变形方式为冷轧, 将冷轧加工过程和形变热处理结合在一起, 重点讨论不同冷轧预变形量对合金组织和性能的影响。

1 实验

实验合金的成分为 Al-3.06Cu-2.04Li-0.09Zr-0.11Sc-0.07Ce, 采用真空感应炉熔炼而成。铸锭先经挤压制成宽 80 mm 厚 15 mm 的板材, 后经过几道次热轧得到约 5 mm 厚的板材, 最后通过 3 次冷轧得到约 2.4 mm 厚的板材。其中单道次的冷轧变形量不能超过 30% , 每道次冷轧前都要进行退火, 退火制度为 $450\text{ }^\circ\text{C}/1\text{ h}$ 。合金的退火处理采用箱式电阻炉, 热轧和冷轧加工在两辊不可逆轧机上进行。

图 1 为预变形和冷轧变形工艺相结合的工艺流程图。将热轧得到的厚度为 4.8 mm 的板材, 经过几道次

收稿日期: 2018-02-24

作者简介: 马娟, 女, 1988 年生, 博士, 讲师, 成都大学机械工程学院, 四川 成都 610106, 电话: 028-84616169, E-mail: jma10s@alum.imr.ac.cn

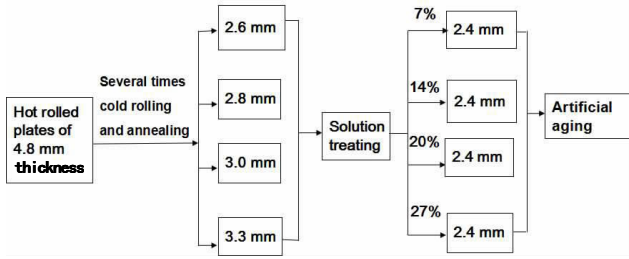


图 1 实现不同预变形量的冷轧+时效工艺流程图

Fig.1 Process flow for 2.4 mm plates with different cold rolling reductions

冷轧中间退火后得到厚度不同的冷轧板，进行固溶处理，得到固溶态的板材。然后进行不同量的冷轧(7%，14%，20%，27%)得到同一厚度(2.4 mm)的板材。最后进行人工时效，时效温度为 160 °C。

金相 (OM) 和扫描电子显微镜 (SEM) 观察用的试样均采用 Keller 试剂 (2 mL HF, 6 mL HCl, 10 mL HNO₃, 190 mL H₂O) 进行腐蚀。显微组织观察在 Olympus GX51 型金相显微镜上进行。采用 JEOL S-2400N 扫描电镜对样品进行高倍的二次电子像 (SEI) 观察及背散射电子像观察 (BEI)。用 Tecnai 20 透射电镜对制备样品进行组织观察。透射电镜样品的制备过程如下：用线切割切取厚度为 0.7 mm 左右的薄片，在砂纸上经手工研磨至 60 μm 厚，然后冲出 Φ3 mm 的圆片，在 Struers Tenupol-5 双喷电解仪上减薄样品。双喷液为 30%硝酸甲醇溶液，电压为 18 V，温度为 -25~-33 °C。

2 实验结果

2.1 不同冷轧变形量对 1460 合金性能的影响

图 2 所示为 1460 合金在固溶态和不同冷轧变形量 ($\epsilon=14\%$, 20% , 27%) 条件下的时效硬化曲线。其中时效温度为 160 °C。冷轧变形态样品的硬度值和时效硬化速率明显高于固溶态样品，达到峰值时效所需时间较短。固溶态样品在 160 °C 峰值时效所需时间为 40 h，而冷轧变形态样品仅需 20 h，峰值时效时间缩短了一半。不同冷轧变形量样品的硬度变化曲线也略有不同，样品的硬度值与变形量相关，冷轧变形量越大，合金的硬度值越高，冷轧变形量小 ($\epsilon=14\%$) 的样品硬度曲线呈现稳步上升趋势，到达峰值后稳定一段时间后开始下降，而冷轧变形量大 ($\epsilon=20\%$, 27%) 的样品其硬化曲线呈现双峰现象，即有 2 个峰值点，2 个峰值硬度出现的时间分别为 8 和 20 h，第 2 个峰值点略高于第 1 个峰值。

图 3 所示为不同冷轧变形量样品的抗拉性能随时效时间变化的曲线。图 3a 所示为抗拉强度随时效时间

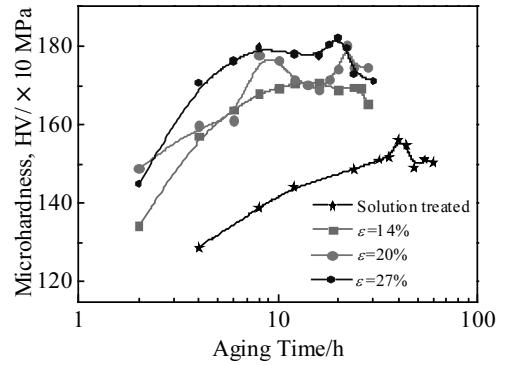


图 2 合金在固溶和不同冷轧变形量条件下在 160 °C 时效的硬化曲线

Fig.2 Age hardening curves changed with aging time of samples aged at 160 °C under different cold-rolling reductions

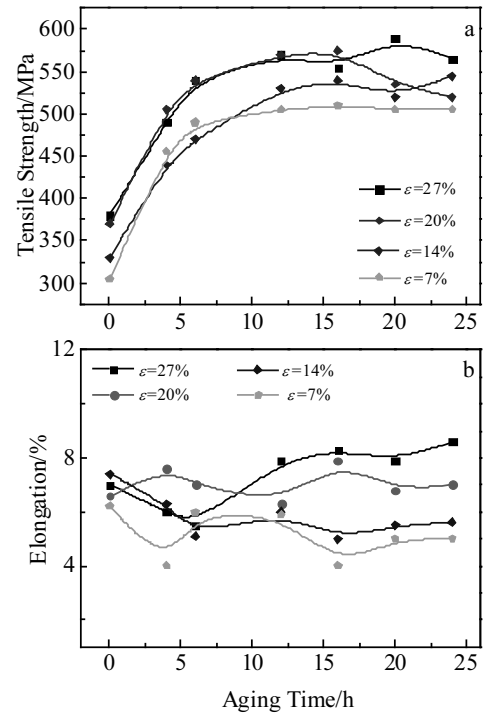


图 3 不同冷轧变形量样品拉伸性能随时效时间变化的曲线

Fig.3 Tensile properties curves changed with aging time of samples aged at 160 °C under different cold-rolling reductions: (a) tensile strength and (b) elongation

变化的曲线。可以看出，当时效时间小于 12 h 时， $\epsilon=7\%$, 14% 的样品其抗拉强度随时效时间变化的曲线几乎重合， $\epsilon=20\%$, 27% 的样品强度也十分接近；当时效时间大于 12 h 时，4 种冷轧变形量样品的强度开始表现出差异， $\epsilon=7\%$ 的样品强度几乎不变，而 $\epsilon=14\%$

的样品峰值强度比 $\epsilon=7\%$ 的样品高出 35 MPa, $\epsilon=20\%$, 27% 的样品其峰值时间不同, 前者为 16 h, 后者为 20 h, 两者的峰值强度分别为 575 和 590 MPa。4 种冷轧变形量的样品延伸率的变化均出现先下降后上升然后再下降的趋势(图 3b)。 $\epsilon=7\%$, 14% 的样品其峰值延伸率均为 6%, 其出现时间分别为 6 和 12 h, 而 $\epsilon=20\%$, 27% 的样品其峰值延伸率分别为 7.8% 和 8.3%, 均出现在 16 h。当时效时间超过 12 h 时, 可以看出, 样品的延伸率随冷轧变形量的加大而增大。

图 4 所示为不同冷轧变形量($\epsilon=7\%$, 14% , 20% , 27%) 的样品时效 0, 12, 20 h 后的工程应力-应变曲线。结果与图 3 一致。由图 4a 可知, 冷轧后未时效样品的抗拉强度随着冷轧变形量的增大而升高, 这是冷变形合金的典型特征。图 4b 和 4c 分别是不同冷轧变形量的样品时效 12 和 20 h 后的应力-应变曲线。

经过 12 h 时效后, 冷轧变形量为 7%, 14% , 20% , 27% 的合金其抗拉强度分别比未时效样品提高 175, 215, 217 和 177 MPa, 此时 $\epsilon=7\%$, 14% 的样品的延伸率较冷轧态的低, 而 $\epsilon=20\%$, 27% 的样品其延伸率较冷轧态的高。当时效时间延长至 20 h 时, 除了 $\epsilon=20\%$ 的样品外其余样品的延伸率都提高了。值得注意的是, 当时效时间延长至 20 h 时, $\epsilon=27\%$ 的样品的延伸率最大(9%), 其抗拉强度为 560 MPa, 仅略低于 $\epsilon=20\%$ 的样品的强度(580 MPa)。

2.2 不同冷轧变形量对 1460 合金组织的影响

图 5 所示为不同冷轧变形量样品冷轧态的透射电镜照片。比较图 5a 和 5b 可知, 当合金的冷轧变形量由 7% 升高至 14% 时, 合金基体中的位错组态开始发生变化, 由位错线变化为位错胞。当冷轧变形量进一步升高至 20% 和 27% 时, 基体中的位错密度增大, 形成位错墙(dense dislocation walls)^[11], 在图 5c 和 5d 中

可以观察到明显的位错墙。

不同冷轧变形量的样品在 160 °C 时效 12 h 后的透射组织如图 6 所示。此时, 所有样品中均有 T1、 δ' 相析出, T1 尺寸均在 100 nm 左右, 变形量较大($\epsilon=20\%$, 27%) 的样品中 T1 相的尺寸相对小一些(图 6c 和 6e)。此外, 在大变形量($\epsilon=20\%$, 27%) 的样品的暗场像中还观察到了一些条状 δ' 相(图 6d 和 6f), 暗示了 GP-I 区或 θ' 相的存在。

图 7 所示为不同冷轧变形量样品在 160 °C 时效 20 h 后的透射组织。与图 6 中的组织相比, 各个变形量样品中的 T1 相均有所长大, 但是尺寸都保持在 100 nm 左右。此时, 不同冷轧变形量样品的 T1 相的尺寸和分布略有不同, 例如 $\epsilon=7\%$ 的样品中 T1 相的数量最少(图 7a), $\epsilon=20\%$, 27% 的样品中 T1 相的数量最多(图 7c 和 7e), 且尺寸较 $\epsilon=14\%$ 的样品(图 7b)中的小。同样地在大变形量($\epsilon=20\%$, 27%) 样品的暗场像中出现条状 δ' , 说明此时合金中除了 T1、 δ' 相外, 还存在一些 GP-I 区或是 θ' 相; 而在小变形量($\epsilon=7\%$, 14%) 的样品中则没有观察到这种现象。

3 讨论

表 1 列举了不同冷轧预变形量的合金在 160 °C 时效时强度和塑性匹配较好的工艺参数。经过比较可知, 在 20% 冷轧+160 °C/16 h 时效和 27% 冷轧+160 °C/20 h 时效这两种时效制度下合金的抗拉强度在 550 MPa 以上, 同时延伸率超过 5%。

3.1 不同冷轧变形量对 1460 合金组织和性能的影响

由于 4 种变形量的板材均是由 4.8 mm 厚经过几道次冷轧至 2.4 mm, 总的变形量相同。通过比较不同冷轧预变形量样品的 TEM 组织发现, 合金中的位错密度和组态发生了变化。当合金冷轧变形量 ϵ 增大至

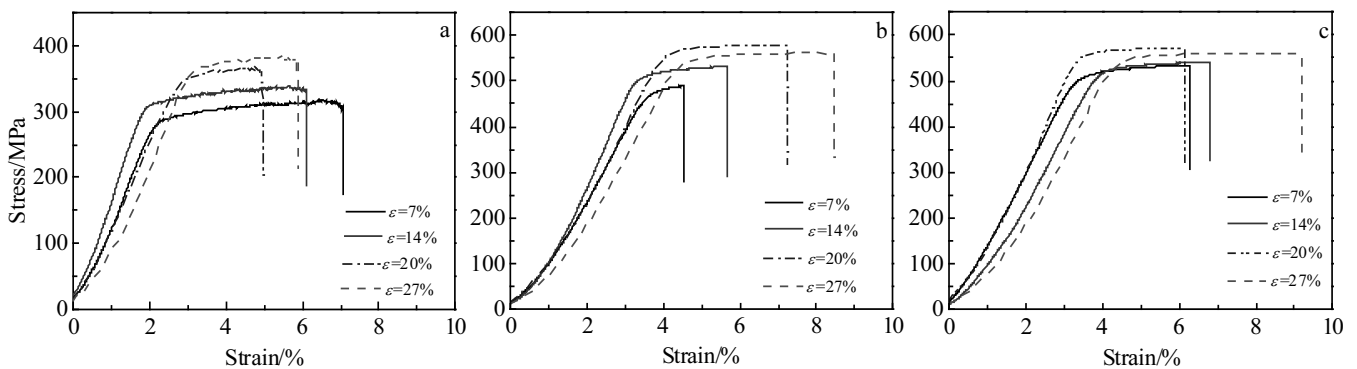


图 4 不同冷轧变形量($\epsilon=7\%$, 14% , 20% , 27%)样品在 160 °C 时效 0, 12, 20 h 后的工程应力-应变曲线

Fig.4 Engineering stress-strain curves of cold-rolled samples ($\epsilon=7\%$, 14% , 20% , 27%) aged at 160 °C for 0 h (a), 12 h (b), and 20 h (c)

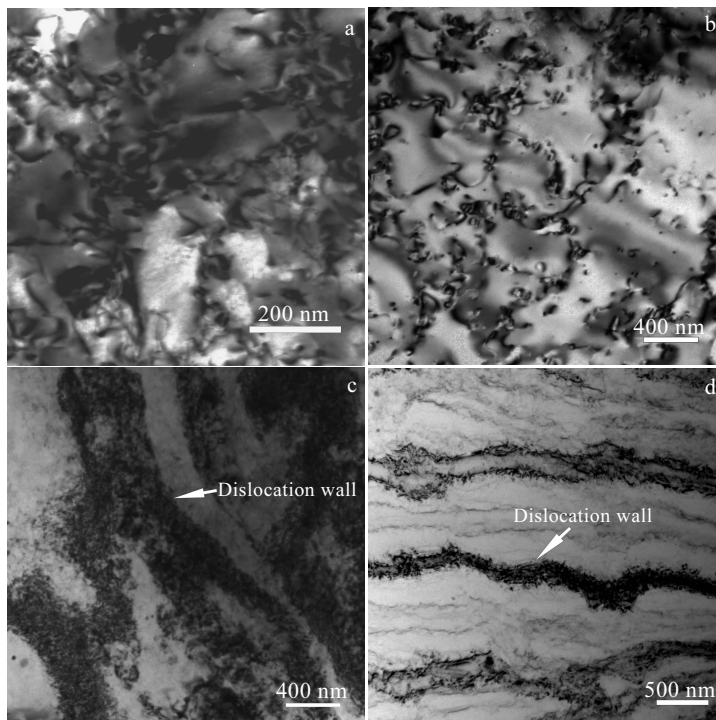


图 5 不同冷轧变形量样品冷轧态的 TEM 照片

Fig.5 TEM images of the cold-rolled samples under $\epsilon=7\%$ (a), 14% (b), 20% (c), and 27% (d)

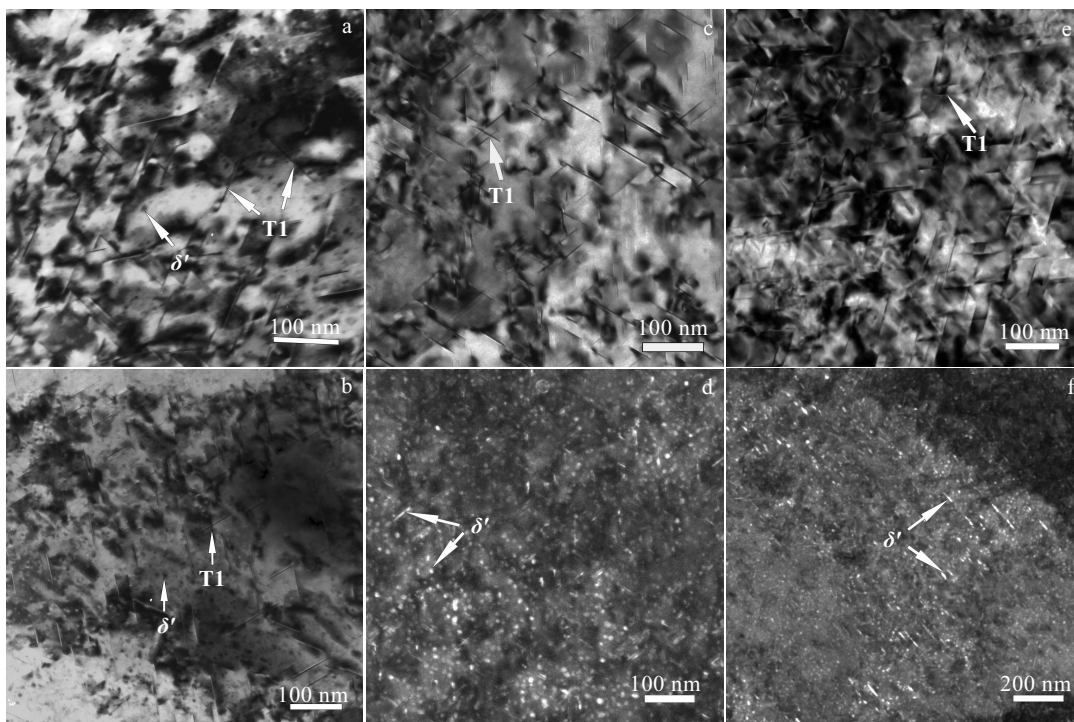


图 6 不同冷轧变形量样品在 160 °C 时效 12 h 后的 TEM 照片

Fig.6 TEM photographs of the cold-rolled samples aged at 160 °C for 12 h under $\epsilon=7\%$ (a), $\epsilon=14\%$ (b), $\epsilon=20\%$ (c, d), $\epsilon=27\%$ (e, f), and dark field images (d, f)

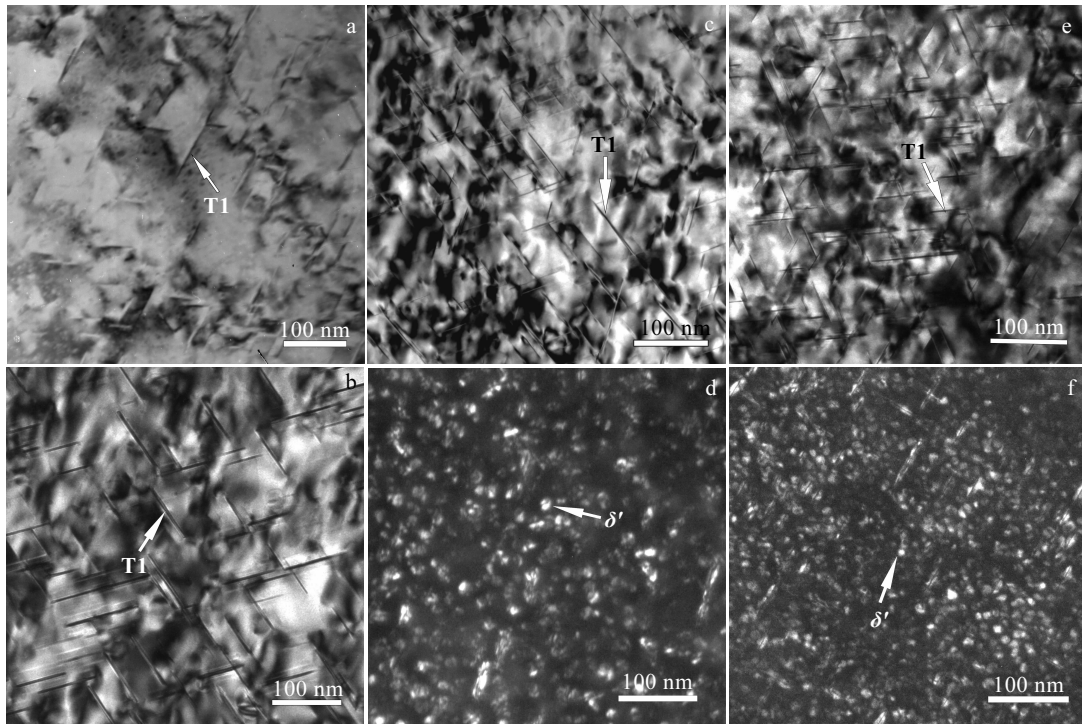


图 7 不同冷轧变形量样品在 160 °C 时效 20 h 后的 TEM 照片

Fig.7 TEM photographs of the cold-rolled samples aged at 160 °C for 20 h under $\epsilon=7\%$ (a), $\epsilon=14\%$ (b), $\epsilon=20\%$ (c, d), $\epsilon=27\%$ (e, f); dark field images (d, f)

表 1 不同冷轧变形量合金在 160 °C 时效时的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of the alloy aged at 160 °C under different cold-rolling reductions

Aging condition	σ_b /MPa	δ /%
$\epsilon=7\%+160\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ h}$	510	6.3
$\epsilon=14\%+160\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ h}$	550	6.7
$\epsilon=20\%+160\text{ }^\circ\text{C}/16\text{ h}$	575	7.8
$\epsilon=27\%+160\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ h}$	590	8.0

20%时，基体中出现了位错墙。时效处理后不同冷轧变形量样品的沉淀析出行为也不同，20%和 27%冷轧变形的样品中有 θ' 相析出，图 8 即为在 27%冷轧+160 °C/20 h 时效后样品中观察到的 θ' 相，而小变形量 ($\epsilon=7\%$, 14%) 的样品中则没有观察到。 θ' 相和 T1 相的形貌十分相似，但是两者的惯析面不同， θ' 相倾向于在基体的 {100} 面上析出，而 T1 相的惯析面为 {111} 面，当电子的入射方向为 [001] 时，比较容易观察到针状的 θ' 相。

27%冷轧+160 °C/20 h 时效处理样品的抗拉强度和延伸率则分别为 590 MPa 和 8%，可知对样品进行大变形量的冷轧预变形后样品的强度和塑性均较高，原因是大变形量的冷轧引入的位错密度更高，导致加工硬化的效果更强。通过图 7 中的透射电镜照片，对不同冷轧变形量样品中 T1 相的数量和尺寸进行统计，

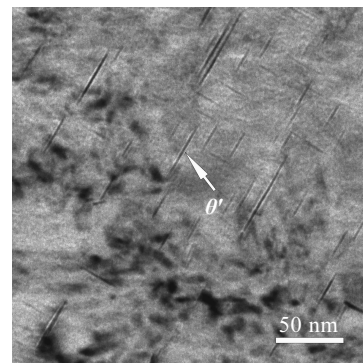


图 8 27%冷轧+160 °C/20 h 时效后样品中的 θ' 相

Fig.8 θ' phase from samples after 27% cold rolling reduction+ 160 °C/20 h aging (taken along [001]_{Al})

结果如表 2 所示。其中 T1 相的分布用每 μm^2 的个数来表示，尺寸就是该针状相的长度。不难发现大变形量样品中 T1 相的尺寸相对较小，体积分数较高，因此合金的强度和塑性均较高。

3.2 预变形与 T1 相的形核长大过程间的关系

有文献报道 T1(Al_2CuLi) 相的形核依赖于时效前预变形^[8]，支持该观点的研究者认为 T1 相的形核过程

表2 图7中不同冷轧变形量样品中T1相的分布
Table 2 Distribution of T1 precipitate of samples under different cold rolling reduction in Fig.7

Cold rolling reduction, $\varepsilon/\%$	Distribution of T1 precipitate, $f_v/\text{number}\cdot\mu\text{m}^{-2}$	Size, r/nm
7	128	100
14	288	100
20	450	100
27	450	80

依赖基体全位错的分解^[12]。但是研究表明, T1相在没有预变形的情况下也可以析出^[13], 这使得预变形对T1相形核的作用变得不甚明了。根据实验结果, 作者认为, T1(Al_2CuLi)相的形核长大过程与Cu、Li的扩散过程密切相关, 预变形与T1相的形核长大过程存在如下关系: (1) 无预变形, Cu的扩散速度远低于Li, T1相的形核长大过程受Cu的扩散过程控制, 故 δ' 相优先析出, T1相在 δ' 相上形核, 尺寸较大; (2) 有预变形, 借助位错作为扩散通道, Cu的扩散速度与Li相当, T1相的形核长大过程相对较快, 且同时依赖于位错形核, T1相分布较弥散且尺寸较小。可见预变形通过提高位错密度促进固溶原子的扩散从而影响T1相的形核长大过程。

3.3 对“双峰”现象的猜测

在20%/27%冷轧+160℃时效过程中, 合金的时效硬化曲线出现“双峰”现象(图2和图3)。所谓的“双峰现象”就是合金在出现第1个峰值硬度后继续时效时硬度值会略有下降, 随后在时效硬化曲线上出现第2个峰值点的现象。这种双峰值时效强化现象在冷轧+时效处理后的2024合金中也有报道^[9]。在对 $\varepsilon=27\%$ 的样品进行力学性能测试时, 发现合金在第2个峰值点的延伸率较第1个峰值点的高。这与2024合金中出现的双峰值时效强化现象类似, 在2024合金中第1个峰值的出现是由GPB区和 $S'(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相的析出导致的, 而第2个峰值则得益于 $\Omega(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相的析出。

一般认为, $\Omega(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相在Al-Cu-Mg-Ag系合金中起着主要强化作用, 后来在含有少量Li的Al-Cu-Li-Mg-Ag系合金中也有发现, 该相在基体的 $\{111\}$ 上形核与Mg和Ag的团簇的催化作用有关。因为与T1相具有相似的形貌使得两者较难区分, 除非采用高分辨技术^[14-18]。 Ω 相具有正交结构, 其晶体学参数为 $a=0.496\text{ nm}$, $b=0.859\text{ nm}$, $c=0.848\text{ nm}$ ^[19], 被认为是 θ 相(Al_2Cu , 正方结构)的变体^[20]。R. Yoshimira等^[21]在针对Al-Cu-Li三元合金的研究中也观察到了 Ω 相, 他们认为, 当合金基体中的T1相在长大过程中发生Li元素含量不足的情况时, T1相就会连续过渡为类似 Ω 相的组织。

在1460合金中, 第1个峰值形成的原因是T1相的析出, 随着时效时间的延长, 合金发生回复, 基体中的位错密度降低, 形变强化的效果减弱, 同时沉淀相的析出消耗了固溶原子, 固溶强化的效果也在减小, 此时合金的硬度降低。时效后期T1相逐渐长大, 出现Li原子供应不足的情况, 此时T1相连续转变为 Ω 相, 伴随着 Ω 相的形成, 合金的硬度开始上升, 出现第2个峰值。由于 Ω 相出现的前提条件是Li原子供应不足, 预变形能加快T1相的形核长大过程, 同时为T1相提供形核位置, 这些均是造成Li原子供应不足的必要条件。

Ω 相在时效后期出现的猜测也为 $\varepsilon=27\%$ 的样品在时效后期(20 h)塑性提高提供了解释, 据报道^[9], Ω 相不仅可发生某种程度的塑性变形, 还能有效地阻止和捕获拉伸变形过程中形成的位错。

4 结 论

1) 采用预变形+时效工艺可以显著提高1460合金的抗拉强度, 尤其27%冷轧变形+160℃/20 h时效能提高合金的强度, 同时塑性不降低, 此时合金的抗拉强度和延伸率分别为590 MPa和8%。

2) 冷轧变形量越大, 形变强化效果越强, 同时也更有利于Cu的扩散, 从而促进沉淀相T1的析出, 这是合金强度提高的主要原因。

3) 14%以上的冷轧预变形+时效处理时合金的硬度曲线出现“双峰”, 对“双峰”现象的出现可作如下解释: 预变形促进T1相的形核长大从而导致Li原子供应不足, 随着时效时间的延长, T1相连续转变为 Ω 相, Ω 相的析出导致第2个峰值硬度的出现。

参考文献 References

- [1] Rioja R J, Liu J. *Metall Mater Trans A*[J], 2012, 43: 3325
- [2] Ashton R F, Thompson D S, Starke E A *et al.* In: Baker C, Gregson P, Harris S eds. *Aluminum-Lithium Alloys III* [C]. London: The Institute of Metals, 1986: 66
- [3] Rioja R J, Bretz P E, Sawtell R R *et al.* *Proc Int Conf on Aluminum Alloys*[C]. London: Chameleon Press, 1986: 1781
- [4] Sainfort P, Guyot P. In: Baker C, Gregson P, Harris S eds. *Aluminum-Lithium Alloys III*[C]. London: The Institute of Metals, 1986: 420
- [5] Huang J C, Ardell A J. *Phys J*[J], 1988, 48, Supp C3(9): 373
- [6] Cassada W A, Shiflet G J, Starke E A. *Phys J*[J], 1988, 48, Supp C3(9): 397
- [7] Huang J C, Ardell A J. *Acta Metall*[J], 1988, 36: 2995
- [8] Cassada W, Shiflet G, Starke E. *Metallurgical Transactions A*

- [J], 1991, 22(2): 299
- [9] Tack W, Heubaum F, Pickens J. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1990, 24(9): 1685
- [10] Feng Yincheng(冯银成). *Study on the Microstructural and Mechanical Behavior of the 6061 Aluminium Alloy During Thermal Deformation and Aging*(铝合金热变形及时效过程中的组织力学行为研究)[D]. Changsha: Hunan University, 2010
- [11] Zhao Y, Yang Z, Zhang Z *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1624
- [12] Cassada W, Shiflet G, Starke E. *Metallurgical Transactions A* [J], 1991, 22 (2): 287
- [13] Gable B, Zhu A, Csontos A *et al. Journal of Light Metals*[J], 2001, 1(1): 1
- [14] Herring R, Gayle F, Pickens J. *Journal of Materials Science*[J], 1993, 28(1): 69
- [15] Hutchinson C, Fan X, Pennycook S *et al. Acta Materialia*[J], 2001, 49(14): 2827
- [16] Gayle F W, Tack W T, Swanson G *et al. Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 30(6): 761
- [17] Huang B P, Zheng Z Q. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(12): 4381
- [18] Boukos N, Flouda E, Papastaikoudis C. *Philosophical Magazine A*[J], 2000, 80(5): 1055
- [19] Knowles K, Stobbs W. *Acta Crystallographica Section B: Structural Science*[J], 1988, 44(3): 207
- [20] Garg A, Howe J. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1991, 39(8): 1939
- [21] Yoshimura R, Konno T J, Abe E *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(14): 4251

Effect of Cold Rolling Reduction on Precipitation Mechanism and Mechanical Properties of 1460 Alloy During Aging

Ma Juan^{1,2}, Yan Desheng¹, Rong Lijian¹, Li Yiyi¹

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. Chengdu University, Chengdu 610106, China)

Abstract: The effects of different cold rolling reductions ($\epsilon=7\%$, 14%, 20%, 27%) prior to aging on the precipitation hardening of the 1460 alloy were studied. The results show that in the sample with $\epsilon=20\%$, some dense dislocation walls (DDW) are formed in the Al matrix. The matrix dislocations provide nucleation sites for the T1 phase. Therefore, the precipitation of the T1 is enhanced and its size remains at about 100 nm, and in addition the samples reach the peak strength in a shorter time. The preferable process is 27% cold rolling reduction + 160 °C/20 h. The tensile strength and elongation of the samples can be increased to 590 MPa and 8.0%, respectively.

Key words: Al-Li alloy; cold work prior to aging; precipitation hardening; mechanical properties

Corresponding author: Rong Lijian, Ph. D., Professor, CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971979, E-mail: ljrong@imr.ac.cn