

文章编号:1673-9981(2020)04-0274-07

一种高 Mg 含量 Al-Cu-Li 合金的力学性能与微观组织演化

刘振振¹, 李劲风¹, 宁红¹, 刘丹阳¹, 马鹏程², 陈永来², 张绪虎²

1. 中南大学材料科学与工程学院, 湖南长沙 410083; 2. 航天材料及工艺研究所, 北京 100076

摘要:研究了 2060 铝锂合金 2 mm 薄板的 T8 态时效时力学性能和微观组织演化。研究表明, 2060 铝锂合金有较强的时效响应及良好的强韧性配合性, 2060 铝锂合金 T8 态时效析出相有 θ' 相、T1 相和 S' 相。在整个时效过程中(0~140 h), T1 相析出数量最多。时效 0~100 h 区间内, T1 相及 θ' 相析出密度随时间的延长而增大; 时效 100 h 后, θ' 相析出密度降低, 但 T1 及 θ' 相的尺寸均增加, 而 S' 相析出密度在整个时效过程中持续增加。

关键词:2060 铝锂合金; T1 相; S' 相; 力学性能; 微观组织

中图分类号:O657.15

文献标识码:A

航空航天工业中, 减轻结构材料的重量是有效提升经济效益的方法之一。Li 是最轻的金属, 在铝合金中有较高溶解度。据报道^[1], 铝合金中每加入 1% 的 Li, 密度减少 3%, 弹性模量提高 6%, 而且相应的铝合金具有良好的时效强化效应和耐损伤性。因此, 铝锂合金在航空航天工业中有广阔的应用前景。

Al-Cu-Li 系合金为可时效强化铝合金, 其主要时效强化相有 δ' 相(Al_3Li)和 T1 相(Al_2CuLi)及 θ' 相(Al_2Cu)。其中 δ' 相为 Li_2 结构, 晶格常数 $a = 0.4038$, 形状为球形, 与基体共格; T1 相为六方结构, 晶格常数 $a = 0.496$, $c = 0.935$, 形状为薄片状, 与基体半共格; θ' 相为四方结构, 晶格常数 $a = 0.404$, $c = 0.58$, 形状为板条状, 与基体半共格^[1,3]。当铝锂合金中添加一定 Mg 元素时, 可能形成 S' 相(Al_2CuMg)。 S' 相为正交结构, 晶格常数 $a = 0.400$, $b = 0.923$, $c = 0.714$, 与基体半共格, 惯析面为 $\{012\}_{Al}$, 沿 $\langle 011 \rangle$ 方向析出, 其形状一般为棒状^[18]。大部分第三代铝锂合金中的 Mg 元素含量普

遍很低为 0.3%~0.5%, 时效时析出的 S' 相很少或很难观察到。

2060 铝锂合金是新开发的第三代铝锂合金, 具有中等强度、低裂纹扩展速率、高耐腐蚀性、低密度、各向异性小的特点^[16]。除此之外, 与其他第三代铝锂合金相比, 2060 铝锂合金中 Mg 含量较高, 达到 0.6%~1.1%。Mg 的添加在影响铝锂合金力学性能的同时, 还可能形成含 Mg 析出相, 导致 2060 铝锂合金中析出相的组成可能与其他含 Mg ($w < 0.5\%$) 量较低的铝锂合金会有所不同。基于上述分析, 进行了 2060 铝锂合金 T8 态时效时力学性能和微观组织演化的研究。

1 实验部分

研究用 2060 铝锂合金成分如表 1 所示。2060 铝锂合金铸锭经 $360\text{ }^\circ\text{C} \times 4\text{ h} + 480\text{ }^\circ\text{C} \times 8\text{ h} + 510\text{ }^\circ\text{C} \times 20\text{ h}$ 均匀化处理, 切头, 铣面并热轧至 5 mm 厚度, 然后经中间退火后再冷轧成厚度为 2 mm 的

收稿日期:2020-06-02

作者简介:刘振振(1994-), 男, 河北邯郸人, 硕士, 主要研究方向为铝锂合金组织和性能

通讯作者:李劲风, 博士, 教授, 主要从事铝锂合金及其腐蚀与防护研究, E-mail:lijinfeng@csu.edu.cn

薄板.冷轧后的薄板经 $510\text{ }^{\circ}\text{C}\times 50\text{ min}$ 的固溶处理,水淬至室温,再进行 T8 态时效处理. T8 态时效

时拉伸预变形量为 5%,时效温度为 $155\text{ }^{\circ}\text{C}$.

表 1 2060 铝锂合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 2060 Al-Li alloy

元素	Cu	Li	Mg	Ag	Zn	Mn	Zr	Al
含量 $\omega/\%$	3.94	0.76	0.68	0.26	0.47	0.3	0.1	余量

使用 MTS 810 材料试验机测试 2060 铝锂合金 T8 态时效样品的室温拉伸性能,为保证实验数据精确,每组拉伸试样准备三个平行样品.拉伸试样沿轧制方向截取,拉伸试样平行段宽度为 8 mm,标距长度为 20 mm,拉伸速度为 2 mm/min.

使用 Tecnai G^2 20 型透射电镜 (TEM) 进行 2060 铝锂合金 T8 态时效样品的微观组织观察,加速电压为 200 kV. TEM 试样首先用打磨机机械减薄至 0.07~0.1 mm,再使用双喷电解减薄仪制备.电解溶液为 25%硝酸+75%甲醇的混合溶液,工作温度为 $-25\sim-30\text{ }^{\circ}\text{C}$,工作电压为 15~20 V,工作电流为 80~95 mA.

2 实验结果

2.1 力学性能

图 1 为 2060 铝锂合金在 $155\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行 T8 态时效时力学性能与时效时间的关系曲线.从图 1 可见:2060 铝锂合金固溶态的屈服强度和抗拉强度分别为 357.5 MPa 和 434.5 MPa,延伸率为 17.0%;在 0~70 h 时效区内,其强度迅速增加,时效至 70 h 时屈服强度和抗拉强度分别为 540.0 MPa 和 568.0 MPa,延伸率则降低到 8.5%;此后直至时效至 140 h,其强度和延伸率变化较小,力学性能趋于稳定.

2.2 微观组织

图 2 为 2060 铝锂合金 T8 态时效不同时间时的 $[100]_{\text{Al}}$ 晶带轴选区电子衍射 (SAED) 谱及 $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ 方向入射的 TEM 暗场像照片 (显示 θ' 相).从图 2 可见:时效 24 h 时,SAED 谱中 θ' 相的衍射斑点十分微弱,相应 TEM 暗场像中观察到尺寸细小、数量较少的 θ' 相 (图 2(a));时效 37 h 时,SAED 谱中 θ' 相的衍射斑点强度略有增强,TEM 暗场像中观察到 θ' 相析出数量增多 (图 2(b));时效

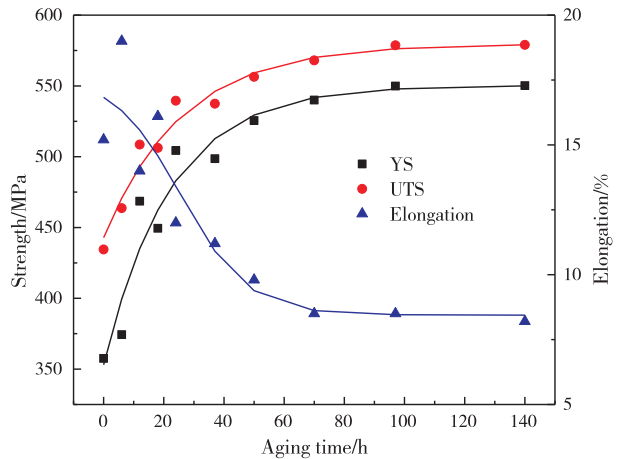


图 1 2060 铝锂合金 T8 态时效时力学性能随时效时间的变化

Fig. 1 Mechanical properties over aging time during T8 ageing for 2060 Al-Li alloy

50 h 时, θ' 相数量变化不大 (图 2(c)); 时效时间延长至 97 h 时, SAED 谱中 θ' 相的衍射斑点强度有明显增加, 相应 TEM 暗场像中 θ' 相数量较大幅度增加, 且其尺寸也有所增大 (图 2(d)); 时效时间进一步延长至 140 h 时, SAED 谱中 θ' 相的衍射斑点明显, TEM 暗场像中观察到 θ' 相数量显著减少, 但其长度方向尺寸明显增加 (图 2(e)). 上述观察说明, θ' 相在时效后期发生了粗化.

图 3 为 2060 铝锂合金 T8 态时效不同时间时的 $[112]_{\text{Al}}$ 晶带轴 SAED 谱及 $\langle 112 \rangle_{\text{Al}}$ 方向入射的 TEM 暗场像照片 (显示 T1 相). 从图 3 可见: 在整个时效过程中 (0~140 h), SAED 谱中 T1 相衍射斑点清晰明显 (图 3(a) 白色虚线椭圆框), 相应 TEM 暗场像中观察到 T1 相大量析出, 且在同样的时效时间内 T1 相析出密度明显大于 θ' 相; 在 0~97 h 时效区内, T1 相析出密度随时效时间的延长而增大; 时效延长至 140 h 时, T1 相析出密度减小; 在整个时效过程中, T1 相的尺寸变化较大.

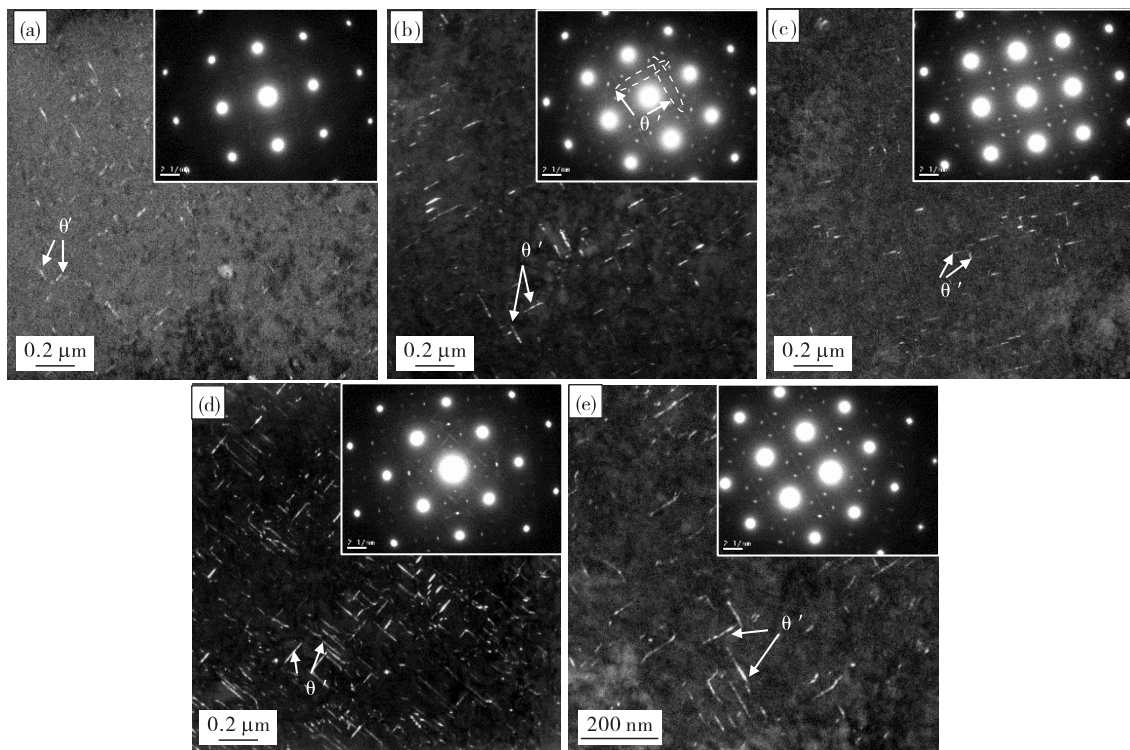


图 2 2060 铝锂合金 T8 态时效不同时间时的 $[100]_{\text{Al}}$ 晶带轴 SAED 谱及 θ' 相的 TEM 暗场像照片

Fig. 2 $[100]_{\text{Al}}$ SAED patterns and TEM dark field images showing θ' phase in 2060 Al-Li alloy aged for different T8 aging time
(a) 24 h; (b) 37 h; (c) 50 h; (d) 97 h; (e) 140 h

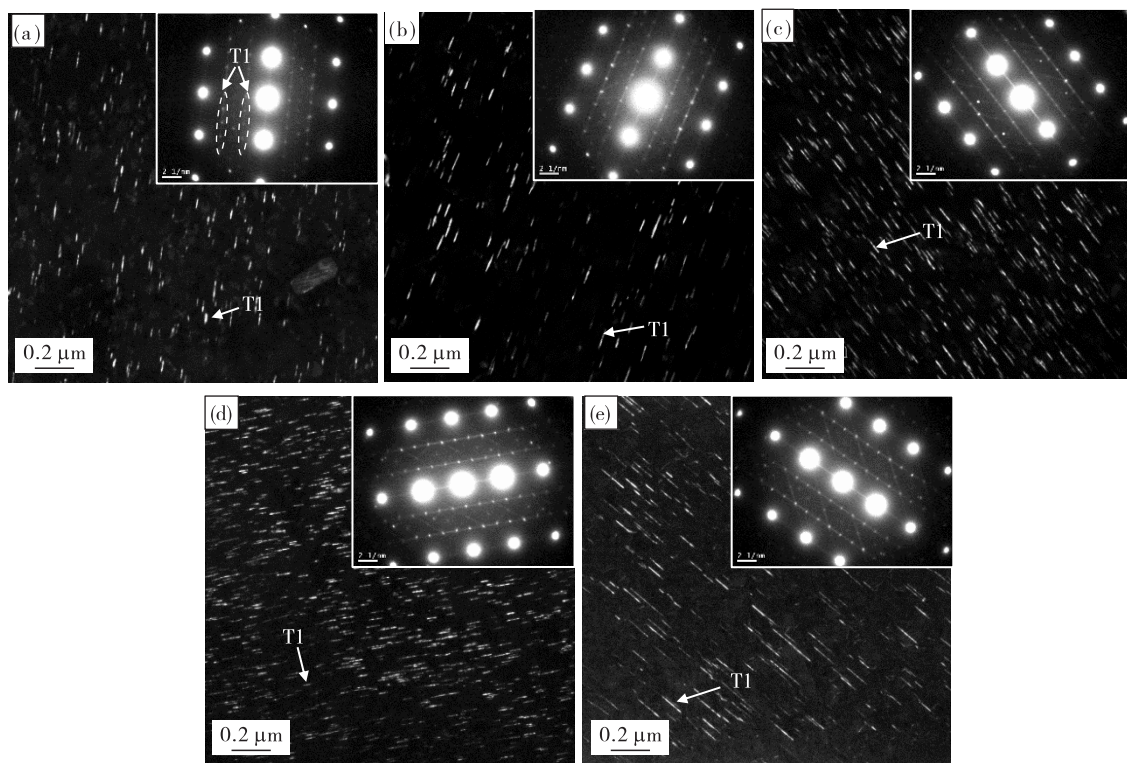


图 3 2060 铝锂合金 T8 态时效不同时间时的 $[112]_{\text{Al}}$ 晶带轴 SAED 谱及 T1 相的 TEM 暗场像照片

Fig. 3 $[112]_{\text{Al}}$ SAED patterns and TEM dark field images showing T1 phase in 2060 Al-Li alloy aged for different T8 aging time
(a) 24 h; (b) 37 h; (c) 50 h; (d) 97 h; (e) 140 h

在每个时效时间点选取 3 张 T_1 相的 TEM 暗场像,并使用 Image J 软件对 T_1 相尺寸分布进行统计,然后计算其平均尺寸.图 4 为 2060 铝锂合金 T8 态时效不同时间时的 T_1 相的尺寸分布图.从图 4 可见, T_1 相尺寸分布范围随着时效时间的延长而扩

大,相应的其平均尺寸变化明显.时效 24 h 时, T_1 相的平均尺寸最小为 38 nm;而时效至 140 h 时,平均尺寸达到最大为 70 nm.上述观察表明, T_1 相在时效后期析出密度降低,而其平均尺寸持续增大.

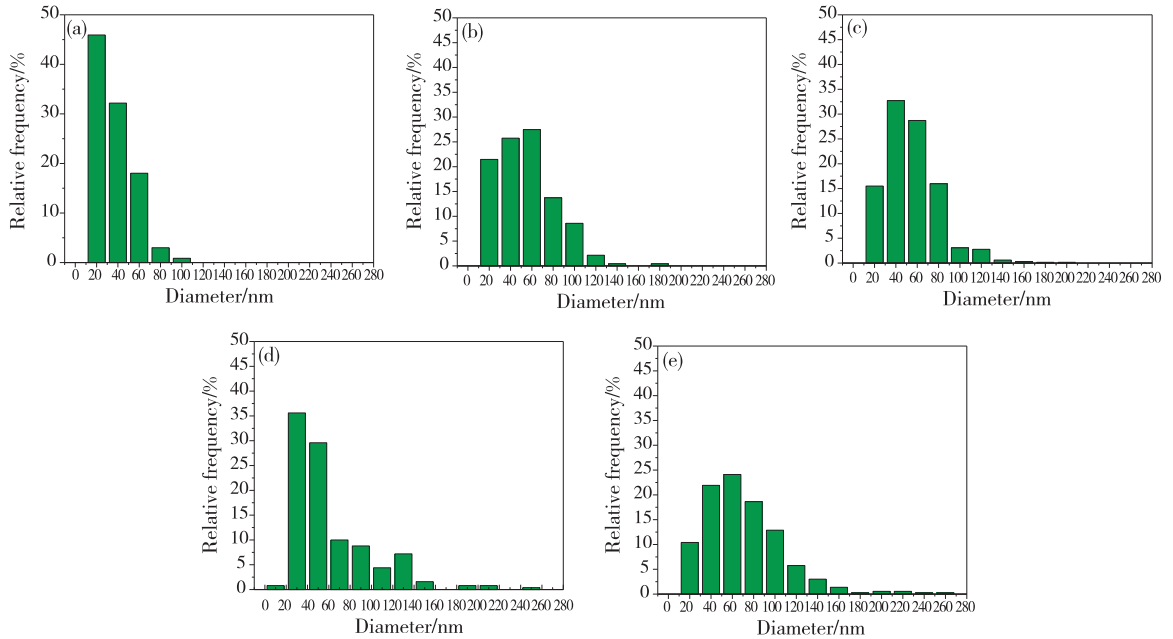


图 4 2060 铝锂合金 T8 态时效不同时间时的 T_1 相的尺寸分布

Fig. 4 Size distribution of T_1 phase in 2060 Al-Li alloy for different T8 aging time

(a) 24 h; (b) 37 h; (c) 50 h; (d) 97 h; (e) 140 h

图 5 为 2060 铝锂合金 T8 态时效不同时间时的 $[112]_{Al}$ 晶带轴 SAED 谱及 $\langle 112 \rangle$ 方向入射的 TEM 暗场像照片(显示 S' 相).从图 5 可见:时效 24 h 时,SAED 谱中 S' 相的衍射斑点(图 5(c) 白色虚线椭圆框)十分微弱,相应 TEM 暗场像中仅观察到极少量尺寸短小的 S' 相(图 5(a));时效 37 h 及 50 h 时,SAED 谱中 S' 相的衍射斑点强度略有增强,相应 TEM 暗场像中 S' 相析出数量略有增多(图 5(b),图 5(c));当时效时间延长至 97 h 时,SAED 谱中能明显观察到 S' 相的衍射斑点,相应 TEM 暗场像中 S' 相析出数量增加明显,且 S' 相的尺寸有所增加(图 5(d));时效进一步延长至 140 h 时,SAED 谱中 S' 相的衍射斑点强度显著增强,TEM 暗场像中则观察到大量密集分布的 S' 相,但其尺寸变化不大(图 5(e)).

上述 TEM 观察表明,2060 铝锂合金 T8 态时效时的析出相有 θ' 相、 T_1 相和 S' 相.整个时效过程

(0~140 h)中, T_1 相析出数量最多,其次为 S' 相和 θ' 相.时效时间 100 h 以内时, T_1 相密度及尺寸随时效时间延长而增加;时效时间超过 100 h, T_1 相密度降低,尺寸继续增加.在整个时效时间范围内, S' 相析出分数持续增加,这一变化趋势表现为在 0~100 h 时效时间范围内, S' 相密度及尺寸均成增大趋势;时效后期 S' 相密度继续增加,但尺寸变化不大.虽然 θ' 相密度明显少于 T_1 相,但其演化规律与 T_1 相基本一致.综合而言,在 0~100 h 时间范围内 T_1 相及 θ' 相析出分数增加,但 100 h 时效后 T_1 相及 θ' 相没有进一步析出,其中 θ' 相析出分数甚至可能降低.而 S' 相的析出分数在 0~140 h 时效时间内持续增加.

3 分析与讨论

研究发现,Al-Cu-Li 系合金中的 Mg 元素对其

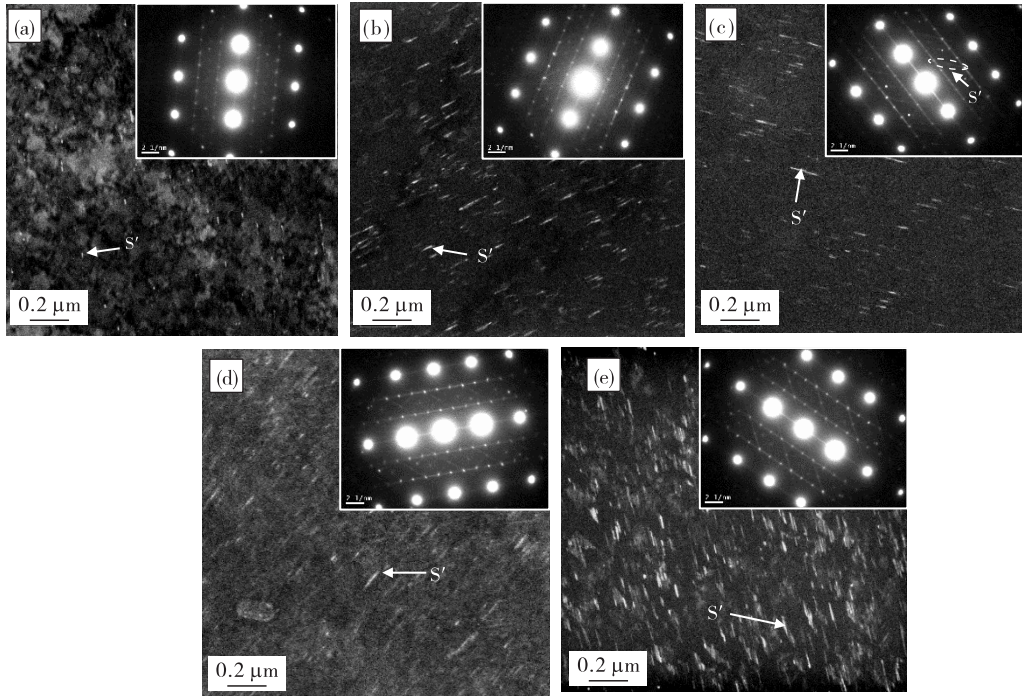


图5 2060 铝锂合金 T8 态时效不同时间时的 $[112]_{\text{Al}}$ 晶带轴 SAED 谱及 S' 相的 TEM 暗场像照片

Fig. 5 $[112]_{\text{Al}}$ SAED patterns and TEM dark field images showing S' phase in 2060 Al-Li alloy aged for different T8 aging time
(a) 24 h; (b) 37 h; (c) 50 h; (d) 97 h; (e) 140 h

析出相组成影响较大. 在未添加 Mg 元素的合金中, 主要的析出相为 θ' 相, 而 T1 相和 S' 相比较少; 添加少量 $w(\text{Mg}) < 0.5\%$ 时, 主要析出相为 T1 相, 而 θ' 相与 S' 相比较少.

TEM 暗场像结果分析表明, 含 Mg 量较高的 2060 铝锂合金在时效过程中析出了较多的 T1 与 S' 相, 而 θ' 相相对较少. 造成这种情况是由于 T1 相、 θ' 相和 S' 相形核长大均需要消耗 Cu 原子, 其长大是相互竞争关系. 研究表明^[25], T1 相在竞争中具有最强的竞争力. Al-Cu-Li-Mg 系合金中 Mg 和 Cu 在位错相互作用强烈, 形成大量的 Mg-Cu 原子团簇, Mg-Cu 原子团簇结构极大地促进 T1 相的形核长大^[8-9]. Gumbmann 等人^[8] 的研究表明, 少量的 Mg 元素(原子百分数为 0.004%) 便能覆盖全部的位错, 因此实验中的 Mg 含量足够使 Mg-Cu 原子团簇覆盖全部的位错, 有利于 T1 相形核析出. 时效前 5% 的预变形引入了大量位错, 而位错可作为强化相的析出位置, 增加 T1 相形核密度^[25]. 此外, Mg 可能通过降低 Al 的层错能, 促使位错分解, 进一步促进 T1 相的析出^[15]. 因此, 2060 铝锂合金在时效过程中析出了大量的 T1 相.

时效 140 h 时, T1 相尺寸增加则可能为消耗 θ' 相中的 Cu 原子. 由于 Li-空位 (0.26 eV)、Mg 与空位 (0.25 eV) 的结合能较高^[6,26], 合金淬火后 Li 和 Mg 原子捕捉空位, 形成 Li-空位、Mg-空位原子团簇, 减少合金中游离的空位数量, 降低了 Cu 原子的扩散和迁移速率. 且时效前 5% 的预变形引入大量位错, 而位错可能埋没空位, 抑制 θ' 相的析出^[25]. 此外, T1 相、 θ' 相和 S' 相均可在位错上形核析出. S' 相和 T1 相在位错上形核, 减少 θ' 相的形核位置, 进一步抑制了 θ' 相的析出, 以上原因可能导致时效过程中 θ' 相的析出数量较少. 时效 97 h 时, TEM 暗场像中观察到 θ' 相析出数量增多则有可能为 T1 相和 S' 相的析出导致 Li-空位、Mg-空位原子团簇分解, 空位得到释放, 促进了 Cu 原子的扩散和迁移. 时效 140 h 时, T1 相长大及 S' 相大量析出消耗 θ' 相中的 Cu 原子, 导致 θ' 相数量减少.

研究表明^[3-5,9-10,22], Al-Cu-Li-Mg 系合金在时效初期形成的 Mg-Cu 原子团簇在时效过程中转变为 S' 相. 当合金中 Mg 含量较高时, 将有较多的 Mg 偏聚在位错, Mg-Cu 原子团簇数量更多, 加快 S' 相的析出. 研究表明^[23], S' 相常在高密度位错环及螺

位错上形核长大.时效前5%的预变形在铝基体中引入大量位错,且合金中的空位与位错作用形成大量的位错环,促进 S' 相析出.且2060铝锂合金中的Mg含量较高,铝基体中Mg浓度更高, S' 相的析出长大消耗基体中的Mg, S' 相的析出密度必然增加.同时,在含Mg量较多的铝锂合金中, S' 相在析出长大过程中能够消耗 θ' 相中的Cu原子^[22],进一步促进 S' 相析出,以上原因导致 S' 相随时效时间延长而大量析出.

另外,研究表明^[1-4,8],T1相对铝锂合金强度的贡献大于 θ' 相且远大于 S' 相,合金强度因T1相在时效过程中的大量析出而保持较高值.

4 结 论

(1)2060铝锂合金T8态时效时有较强的时效响应和较好的强韧性配合.时效70h后其力学性能逐渐稳定,屈服强度为550.2MPa,抗拉强度为579.0MPa,延伸率为8.2%.

(2)2060铝锂合金T8态时效时的主要析出相有 θ' 相、T1相和 S' 相.时效0~100h区间内,T1相及 θ' 相析出密度时效时间的延长而增大;时效100h后, θ' 相析出密度降低,但T1及 θ' 相的尺寸均增加.而在整个时效过程中, S' 相析出密度随着时效的进行持续增加.

参考文献:

- [1] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(9):3325.
- [2] 李劲风, 郑子樵, 陈永来, 等. 铝锂合金及其在航天工业上的应用[J]. *宇航材料工艺*, 2012, (1):13.
- [3] MADJAHED A, HENNICHE A, DERRADJI M, et al. Effects of Cu/Mg ratio on the microstructure, mechanical and corrosion properties of Al-Li-Cu-Mg-X alloys[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 718:241.
- [4] GUMBANN E, GEUSER F D, SIGLI C, et al. Influence of Mg, Ag and Zn minor solute additions on the precipitation kinetics and strengthening of an Al-Cu-Li alloy[J]. *Acta Materialia*, 2017, 133:172.
- [5] HIROSAWA S, SATO T, KAMIO A. Effects of Mg addition on the kinetics of low-temperature precipitation in Al-Li-Cu-Ag-Zr alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 242:195.
- [6] 魏修宇, 郑子樵, 余玲娟, 等. Mg, Zn在2099铝锂合金中的微合金化作用[J]. *稀有金属材料与工程*, 2010, 39(9):1583.
- [7] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. *Materials and Design*, 2014, 56:862.
- [8] DESCHAMPS A, GARCIA M, CHEVY J, et al. Influence of Mg and Li content on the microstructure evolution of Al-Cu-Li alloys during long-term ageing[J]. *Acta Materialia*, 2017, 122:32.
- [9] GUMBANN E, LEFEBVRE W, GEUSER F D, et al. The effect of minor solute additions on the precipitation path of an Al-Cu-Li alloy[J]. *Acta Materialia*, 2016, 115:104.
- [10] IVANOV R, DESCHAMPS A, GEUSER F D. Clustering kinetics during natural ageing of Al-Cu based alloys with (Mg, Li) additions[J]. *Acta Materialia*, 2018, 115:186.
- [11] PETERS V A, GAULT B, GEUSER F D, et al. Microstructural evolution during ageing of Al-Cu-Li-x alloys[J]. *Acta Materialia*, 2014, 66:199.
- [12] 唐仁正. 物理冶金基础[M]. 长沙:冶金工业出版社, 1997.
- [13] CASSADA W A, SHIFLET G J, STARKE E A. The effect of plastic deformation on Al_2CuLi (T1) precipitation[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1991, 22(2):299.
- [14] BAUMANN S F, WILLIAMS D B. A new method for the determination of the precipitate-matrix interfacial energy[J]. *Scripta Metallurgica*, 1984, 18(6):611.
- [15] HUANG B P, ZHENG Z Q. Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions in properties precipitation process and precipitation kinetics of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr-Ti alloys[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(12):4381.
- [16] 孙景峰, 郑子樵, 林毅, 等. 2060合金FSW接头微观组织与力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(2):364.
- [17] ZHANG S F, ZHANG W D, YANG W H, et al. Aging response of a Al-Cu-Li 2198 alloy[J]. *Materials and Design*, 2014, 63:368.
- [18] DJAABOUBE H, KHIREDINE D T. TEM diffraction study of Al_2CuMg (S'/S) precipitation in an

- Al-Li-Cu-Mg(Zr) alloy[J]. Philosophical Magazine, 2012,92(15):1876.
- [19] CHEN A T, PENG Y, ZHANG L, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of cast Al-3Li-1.5Cu-0.2Zr alloy during heat treatment [J]. Materials Characterization, 2016, 114: 234-242.
- [20] ZOU B, CHEN Z Q, LIU C H, et al. Vacancy-Mg complexes and their evolution in early stages of aging of Al-Mg based alloys[J]. Applied Surface Science, 2014, 298:50-55.
- [21] LIU M, KLOBES B, BANHART J. Positron lifetime study of the formation of vacancy clusters and dislocations in quenched Al, Al-Mg and Al-Si alloys [J]. Journal of Materials Science, 2016, 51 (16): 7754-7767.
- [22] WANG X M, LI G A, JIANG J T, et al. Influence of Mg content on ageing precipitation behavior of Al-Cu-Li- x alloys[J]. Materials Science & Engineering A, 2019, 742:138-149.
- [23] 郑子樵, 掘茂德. 8090 铝锂合金中 S' 相的析出[J]. 中国有色金属学报, 1992, 2(3):61-65.
- [24] FENG Z Q, YANG Y Q, HUANG B, et al. Variant selection and the strengthening effect of S precipitates at dislocations in Al-Cu-Mg alloy[J]. Acta Materialia, 2011, 59:2412-2422.
- [25] 李劲风, 陈永来, 张绪虎, 等. 一种新型超高强铝锂合金薄板的时效行为与微观组织[J]. 宇航材料工艺, 2016, (5):62-67.
- [26] HUANG B P, ZHENG Z Q. Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions in properties precipitation process and precipitation kinetics of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr-Ti alloy[J]. Acta Materialia, 1998, 46:4381-4393.
- [27] LIU G, SUN J, NAN C W, et al. Experiment and multiscale modeling of the coupled influence of constituents and precipitates on the ductile fracture of heat-treatable aluminum alloys [J]. Acta Materialia, 2005, 53:3459-3468.

Mechanical properties and microstructure evolution of a high Mg content Al-Cu-Li alloy

LIU Zhenzhen¹, LI Jinfeng¹, NING Hong¹, LIU Danyang¹, MA Pengcheng², CHEN Yonglai², ZHANG Xuhu²

1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083; 2. Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076

Abstract: In this paper, the ageing strength and microstructure of 2 mm thick 2060 Al-Li alloy in artificial aging(T8) were investigated. Studies have shown that the 2060 Al-Li alloy has a strong aging response and a good toughness fit during T8 artificial aging. There are θ' phase, T1 phase and S' phase in 2060 Al-Li alloy during T8 aging. During the whole aging process (0-140 h), T1 phase precipitates most. When the alloy aging between 0-100 h, the precipitation density of T1 phase and θ' phase increased with aging time; after aging 100 h, the precipitation density of θ' phase decreased. Both dimensions of the T1 phase and θ' phase increase. While the density of the S' phase continues to increase throughout the aging process.

Key words: 2060 Al-Li alloy; T1 phase; S' phase; mechanical properties; microstructure