



Al-Cu-Li 合金蠕变时效过程的 性能演变及显微组织分析

谭佳¹, 张劲^{1,3}, 邓运来^{2,3}, 张新明^{2,3}

(1. 中南大学 轻合金研究院, 长沙 410083;

2. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

3. 中南大学 高性能与复杂制造国家重点实验室, 长沙 410083)

摘要: 采用光学显微及透射电子显微、拉伸力学性能、维氏硬度等测试技术, 研究 Al-Cu-Li 合金在蠕变时效过程中拉伸性能演变规律与微观组织特征。结果表明: 在蠕变时效过程中, 合金的硬度和强度呈现先升高, 到达峰值之后再缓慢下降的趋势。其中 CA2 试样(2%预变形再进行蠕变时效)在 16 h 达到了蠕变时效硬度与强度峰值, 比 CA1 试样(不预变形直接进行蠕变时效)提前了 4 h, 且 CA2 试样的峰值区域更为明显。相比于 CA1 试样, CA2 试样的硬度和强度提高, 伸长率降低。在峰值蠕变时效状态下, CA1 试样最大晶间腐蚀深度为 180.6 μm , 腐蚀等级为 4 级; CA2 试样最大晶间腐蚀深度为 92.0 μm , 腐蚀等级为 3 级。TEM 结果表明: CA1 试样中以细小致密的 θ' 相为主, 晶内可见少量 T_1 相; CA2 试样由于 T_1 相在蠕变时效初期时存在析出优势, 晶内析出大量 T_1 相的同时, 伴随着细小的 θ' 相, 且 CA2 试样 T_1 相在亚晶界处的富集程度要低于 CA1 试样的。

关键词: AL-Cu-Li 合金; 蠕变时效; 力学性能; 晶间腐蚀; T_1 相

文章编号: 1004-0609(2019)-07-1341-07

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

20 世纪 90 年代初研发的第三代铝锂合金属于典型的可时效强化型合金, 它具有密度低、比强度和比刚度、抗腐蚀性能良好等特点^[1-2]。在铝合金中每添加 1%(质量分数)的锂, 合金的密度可降低 3%, 弹性模量提高 6%^[3-4]。与传统铝合金相比, 第三代铝锂合金密度低 2%~8%, 在航空航天结构具有明显减轻质量的效果。其中, 作为综合性能较好的 Al-Cu-Li 系 2195 铝锂合金, 已成功应用于 1998 年首飞的航天飞机超轻贮箱上, 经过设计改进后使得贮箱质量减轻了 3175 kg, 显著提高了航天飞机往返国际空间站的性能^[5]。其低密度、高强度以及良好的塑性等特点无疑对于航空航天领域, 尤其是运载火箭、直升机和卫星都很有价值, 被视为航空航天工业中最具有应用前景的轻质高强结构材料之一^[6-7]。

蠕变时效(Creep aging, CA)是指材料在高温和低于材料宏观屈服极限应力下发生缓慢塑性变形的时效过程, 与人工时效不同的是它在一定温度环境下还受

到恒定载荷作用力, 对材料内部位错、析出相分布等微观组织有着重要的影响^[8-9]。2195 铝锂合金时效过程中的强化机制主要为沉淀强化, 它的主要强化相有惯习面为 $\{100\}$ 的 $\theta'(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相以及惯习面为 $\{111\}$ 的 $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ 相, 其中 T_1 相为密排六方结构, 它能够有效阻止共面滑移, 强化效果高于 θ' 相, 是 Al-Cu-Li 合金中强化效果最佳的析出相^[10-11]。他们之间的竞争析出动力学受时效制度、预变形时效工艺等影响, 而析出相的种类、体积分数、分布形态很大程度上决定了合金的力学性能^[12-14]。此外, 2xxx 系铝合金极易发生局部腐蚀, 主要形式有晶间腐蚀和剥蚀等, 预拉伸在促进基体沉淀相析出的同时, 某种程度上还可以抑制晶界相析出, 降低亚晶界的腐蚀程度^[15]。因此, 本文针对 2195 铝锂合金不同初始状态在蠕变时效过程中, 合金的力学性能演变、微观析出相特征以及抗晶间腐蚀性能进行研究。

基金项目: 国家重点研发计划重点专项项目(2017YFB0306301); 国家自然科学基金资助项目(51705539); 高性能复杂制造国家重点实验室自主课题(ZZYJKT2016-01)

收稿日期: 2018-06-28; **修订日期:** 2018-12-30

通信作者: 张劲, 副教授, 博士; 电话: 0731-88876913; E-mail: zhangjinlari@csu.edu.cn

1 实验

1.1 实验材料

本研究所采用的材料为法国 Constellium 公司进口 2195-O 铝锂合金板材, 厚度为 12.7 mm, 用铣床将板材上下表面各铣掉 1 mm 后取样进行实验, 其化学成分如表 1 所列。

表 1 2195 铝锂合金板材化学成分

Table 1 Chemical composition of 2195 aluminum-lithium alloy profile (mass fraction, %)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zr	Ag	Li	Other	Al
0.03	0.04	4.1	0.04	0.28	0.13	0.26	0.9	<0.1	Bal.

1.2 实验方法

按 GB/T 2039-2012 标准^[16]从轧制板材上截取蠕变拉伸试样, 在电阻加热炉中进行固溶处理, 固溶温度 510 °C, 保温 60 min 后立即进行水淬, 一组水淬后直接进行蠕变时效(CA1), 另一组则进行 2%预变形后再进入蠕变时效(CA2)。在 RWS50 型电子蠕变松弛实验机上进行蠕变时效(CA)试验, 试样安装于加热炉中心, 将热电偶分别放置试样的上、中、下位置, 且热电偶结点必须置于炉内空气中不能接触炉壁或者试样表面, 以确保炉内温度为设定温度, 紧闭炉门, 炉子上下孔隙处用石棉塞紧以防空气对流影响炉温。蠕变时效温度为 170 °C, 应力 200 MPa。

晶间腐蚀试验按照 GB/T 7998-2005 标准^[17]进行。先用酒精洗净样品表面, 随后将其放入氢氧化钠溶液中碱洗 5~15 min, 取出试样后用水洗净, 再放入硝酸溶液中酸洗至表面光洁, 取出试样水洗。用密封胶封住非腐蚀面, 放入腐蚀液(57 g NaCl+10 mL H₂O₂)中浸泡 6 h, 实验温度保持在(35±2) °C, 试样腐蚀面积与腐蚀液容积比小于 20 mm²/mL, 试样与容器及试样之间避免相互接触。将经腐蚀的试样在垂直主变形方向切去 5 mm, 切后的截面按金相试样制备方法研磨与抛光, 在电子显微镜下放大 200 倍观察。晶间腐蚀评定标准如下: 最大腐蚀深度不超过 10 μm 为 1 级; 深度在 10~30 μm 之间为 2 级; 介于 30~100 μm 之间为 3 级; 100~300 μm 之间为 4 级; 大于 300 μm 为 5 级。

取不同时效时间的蠕变时效试样, 分别进行力学性能与微观组织测试。硬度测试在 HV-5 型维氏硬度计下进行, 试验力为 29.4 N, 保持时间为 15 s。采用 D60K 型数字涡流电导率测量仪测试试验的电导率。

在 CSS44100 电子拉伸实验机上进行室温拉伸测试, 夹头移动速度为 2 mm/min。在 Sirion200 场发射扫描电镜下进行扫描电子显微分析。TEM 样品磨至 80 μm 厚进行电解双喷减薄, 双喷液采用硝酸与甲醇(硝酸和甲醇的体积比为 3:7)溶液, 使用 TECNAIG220 型透射电镜观察试样的显微组织。

2 结果与分析

2.1 时效硬化曲线

2195 铝锂合金试样经 510 °C 固溶 1 h 后水淬, 在 170 °C 温度、200 MPa 应力下进行蠕变时效试验, 图 1 所示为蠕变时效后的硬度曲线。从图 1 中可以看出, 该合金为典型的时效强化型合金。蠕变时效初期, 硬度值快速上升, 随着时效时间的延长, 合金的硬度增加缓慢, 直至达到峰值, 之后进入过时效状态, 硬度曲线呈下降趋势。与固溶淬火后直接蠕变时效的试样(CA1)相比, 2%预变形后进行蠕变时效的试样(CA2)不仅提高了合金的硬度, 还缩短了合金达到峰值时效的时间; CA1 试样的硬度较低, 硬度在 20 h 达到峰值, 峰值硬度值为 155 HV。CA2 试样硬度峰值时间明显提前, 在 16 h 时达到最高硬度 185 HV。

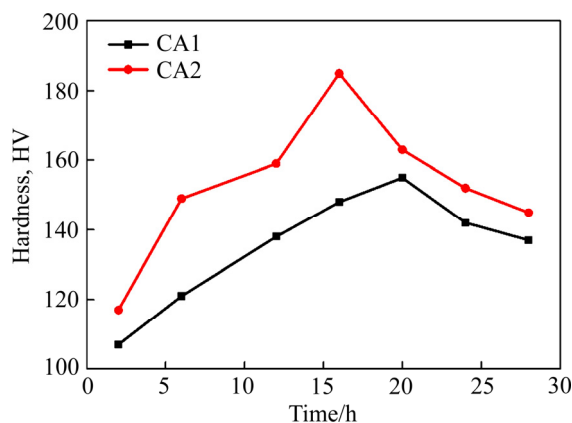


图 1 2195 铝锂合金的蠕变时效硬化曲线

Fig. 1 Creep aging hardness curves of test 2195 Al-Li alloy

2.2 室温拉伸性能

图 2 所示为 2195 铝锂合金两种不同初始状态在蠕变时效过程中拉伸性能的演变。由图 2 可知, 在蠕变时效初期, 随着时效时间的延长, 合金的抗拉强度(σ_b)和屈服强度(δ)显著升高, 到达峰值强度之后, 进入过时效状态, 强度开始缓慢下降, 曲线趋于平缓。其中, 经过 2%预变形的 CA2 试样的抗拉强度与屈服强度明显高于淬火后直接蠕变时效 CA1 试样的, CA2 试样在

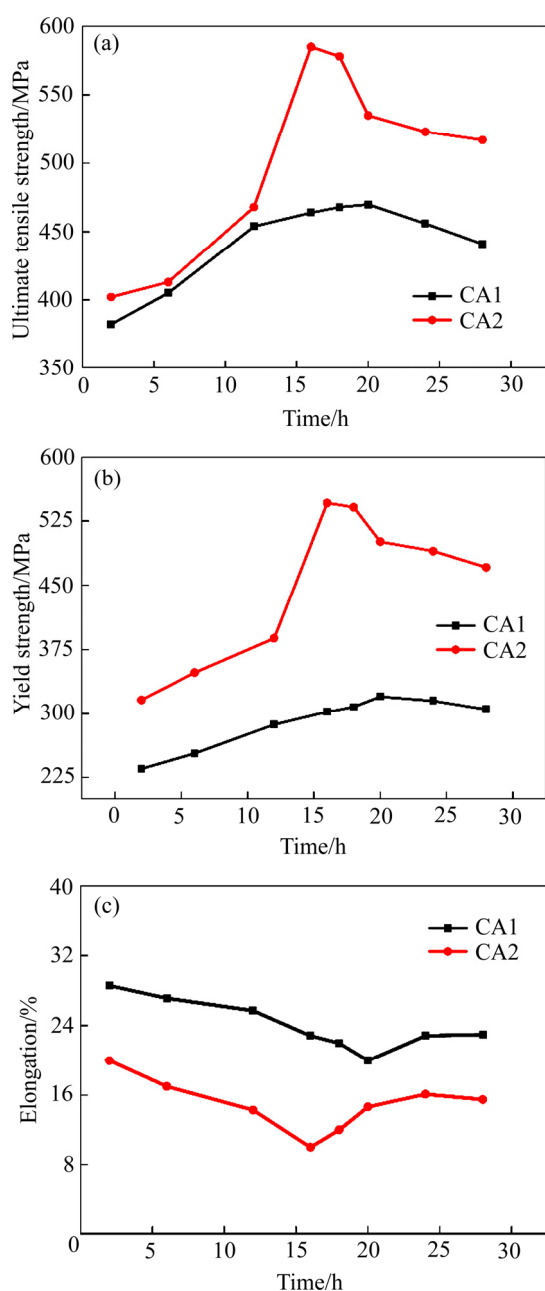


图 2 不同初始状态蠕变时效过程中 2195 铝锂合金拉伸性能演变

Fig. 2 Tensile properties evolution during creep aging under different initial conditions: (a) Yield strength; (b) Ultimate tensile strength; (c) Elongation

16 h 达到了强度峰值, 较 CA1 试样峰值时效时间 20 h 提前了 4 h, 且 CA2 试样峰值区域更为明显。在峰值蠕变时效时间下, CA2 试样的屈服强度为 546 MPa, 相比于 CA1 试样的峰值屈服强度(324 MPa), 上升了 68.52%; CA2 试样的抗拉强度为 585 MPa, 也比 CA1 试样峰值抗拉强度 470 MPa 有所上升, 上升了 24.47%。从图 2(c)中可以看出, 伸长率(η)在时效初期呈迅速下降趋势, 下降至最低值之后略有上升, 随着

时效时间的延长, 伸长率基本保持稳定。不难发现两种试样都在其峰值蠕变时效时间伸长率达到了最低, CA1 试样最低伸长率为 20%, CA2 试样为 10%。表 2 所列两种不同初始状态试样的峰值蠕变时效拉伸性能表。

表 2 2195 铝锂合金不同初始状态蠕变峰值时效的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of 2195 Al-Li alloy at different initial state of creep peak aging

Aging state	Aging time/h	δ /MPa	σ_b /MPa	η /%
CA1	20	470	324	20
CA2	16	585	546	10

取峰值蠕变时效试样的拉伸断口做断口扫描, 如图 3 所示。从图 3 中可以看出, CA1 与 CA2 试样峰值蠕变时效的断口形貌有明显差别。CA1 试样断口处呈现出大量韧窝, 这些韧窝比较浅, 尺寸相差不大, 且断口形貌出现少量的平滑带, 断裂方式呈现为韧窝型穿晶断裂与沿晶断裂混合的混合型断裂方式。而 CA2 试样的拉伸断口, 韧窝数量明显减少, 断口表面有明显的分层特征, 出现大量平滑带与撕裂棱, 断裂方式以沿晶断裂为主。

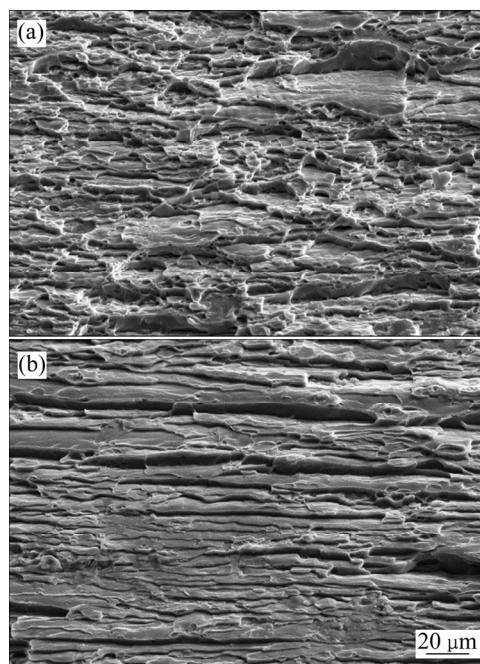


图 3 不同初始状态 2195 铝锂合金蠕变峰值时效时间断口形貌

Fig. 3 Tensile fracture surface morphologies of 2195 Al-Li alloy during creep peak aging under different initial conditions: (a) CA1 specimen; (b) CA2 specimen

2.3 晶间腐蚀性能

取蠕变峰值时效状态下的 CA1 与 CA2 试样做晶间腐蚀测试, 在光学金相电子显微镜下拍摄其腐蚀形貌, 其结果如图 4 所示。由图 4 可以看出, CA1 试样与 CA2 试样的晶间腐蚀程度有较大的差别。未经预变形的 CA1 试样发生了严重的晶间腐蚀, 腐蚀已经沿着晶界深入到试样内部相当深的地方, 且腐蚀范围也相当广泛, 经过测量, 其最大腐蚀深度达到了 180.6 μm , 按晶间腐蚀等级评定标准其腐蚀等级为 4 级; CA2 试样腐蚀程度相对来说明显降低, 最大腐蚀深度为 92.0 μm , 腐蚀等级为 3 级。表 3 所列蠕变峰值时效下晶间腐蚀等级评定结果。



图 4 不同初始状态 2195 铝锂合金蠕变峰值时效晶间腐蚀
Fig. 4 Intergranular corrosion of peak creep aging for 2195 Al-Li alloy under different initial conditions: (a) CA1 specimen; (b) CA2 specimen

表 3 不同初始状态 2195 铝锂合金蠕变峰值时效晶间腐蚀等级评定结果

Table 3 Evaluation results of intergranular corrosion grades of creep peak aging of 2195 Al-Li alloy at different initial states

Aging state	Aging time/h	IGC depth/ μm	IGC rating
CA1	20	180.6	4
CA2	16	92.0	3

2.4 显微组织

Al-Cu-Li 合金在时效过程中析出相的种类、数量以及分布很大程度上取决于 Cu 和 Li 的质量比^[18]。JO

等^[19]总结 Al-Cu-Li 三元系合金体系的析出相反应, 并构建了与 $m(\text{Cu})/m(\text{Li})$ 的关系, 对于 $m(\text{Cu})/m(\text{Li}) > 4$ 的合金中, 时效过程中的析出序列为: $\alpha(\text{ss}) \rightarrow \text{GP 区} \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta'$ 。图 5 所示为 CA1 与 CA2 试样在蠕变时效 2 h 的 TEM 像及 [110] 轴选区电子衍射斑点 (SAED)。CA1 试样内分布着大量由 GP 区转变的细小 θ' 相, 几乎未见 T_1 相析出; 而 CA2 试样内在分布着细小 θ' 相的同时, 在位错线位置聚集析出了部分 T_1 相, 从图 5(b) 中的衍射斑点也隐约可见 T_1 相的茫线。根据研究^[20], 在基体位错分裂为位错 $1/6\langle 112 \rangle$ 时, 会形成有利于片状相的生长界面, T_1 相则易于在此形核并生长。显然 2% 预变形的引入给 T_1 相提供了优先形核的位置, 相比于 CA1 试样, CA2 试样中 T_1 相在蠕变时效初期时存在析出优势。

图 6 所示为 CA1 试样与 CA2 试样在蠕变峰值时效时间下, 晶内以及亚晶界的 TEM 像及 [110] 轴选区电子衍射斑点 (SAED)。由图 6(a) 和 (b) 可以看到, CA1

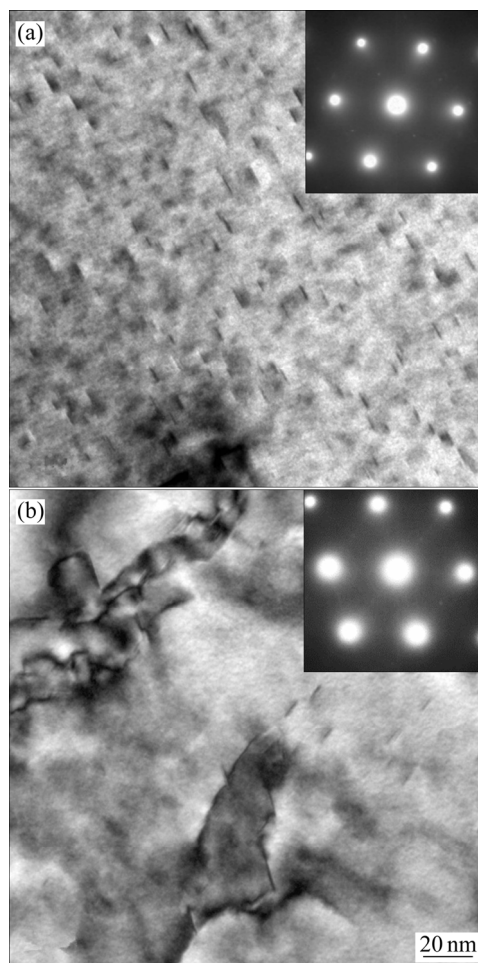


图 5 不同初始状态 2195 铝锂合金蠕变时效 2 h 的 TEM 像及 [110]_{Al} 的 SAED 谱

Fig. 5 TEM images of 2195 Al-Li alloy creep-aged for 2 h and SAED spectra of [110]_{Al}: (a) CA1 specimen; (b) CA2 specimen

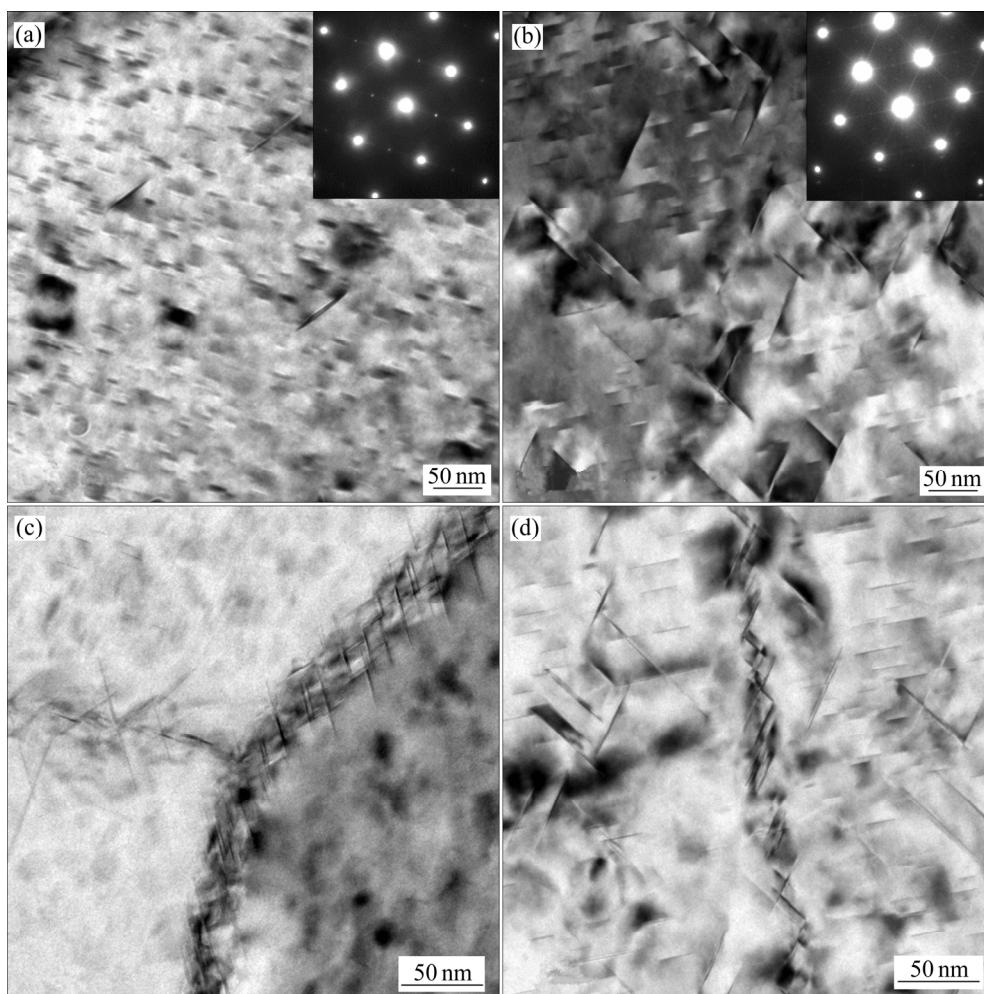


图 6 不同初始状态 2195 铝锂合金蠕变峰值时效的 TEM 像及 $[110]_{\text{Al}}$ 的 SAED 谱

Fig. 6 TEM images of 2195 Al-Li alloy after creep peak age and SAED spectra of $[110]_{\text{Al}}$: (a) CA1 specimen, intragranular; (b) CA2 specimen, intragranular; (c) CA1 specimen, subgrain boundary; (d) CA2 specimen, subgrain boundary

试样与 CA2 试样晶内析出相的组成与分布明显不同。CA1 试样中以大量细小致密的 θ' 相为主, 晶内可见少量 T_1 相; 而 CA2 试样中明显析出了大量的 T_1 相, 同时伴随着细小的 θ' 相。晶内析出相的组成和分布直接影响合金的强度, 结合图 5 中的 TEM 像与表 2 中蠕变峰值时效的强度分析, 经 2% 预变形的蠕变试样在时效开始前向基体内引入了大量位错, 为早期 T_1 相的形核提供了有利场所, 随着蠕变时效的进行, 进入蠕变峰值时效阶段, 由于塑性变形引起合金内位错增殖, T_1 相析出数量明显增多, 且伴随着时效初期由 GP 区转变过来的 θ' 相, 其中 T_1 相的强化占主导作用, 这两种强化相的组合, 提高了合金的硬度和强度^[21]; 而未经预变形的 CA1 试样在蠕变时效过程中, 没有具备有利于 T_1 相在析出竞争中优先形核的条件, 使得 θ' 相的析出明显占据优势, T_1 相只能在蠕变时效过程中少量析出, 其强化效果远远低于 CA2 试样的。

图 6(c)和(d)分别为 CA1 试样与 CA2 试样在亚晶界析出相析出分布情况的 TEM 像。由图可知, CA2 试样中 T_1 相在亚晶界的富集程度要低于 CA1 试样的。而合金的抗晶间腐蚀性能与亚晶界处析出相的大小、分布等密切相关, 亚晶界处析出相分布较多, 在晶间腐蚀过程中表现为阳极相, 阳极性的亚晶界构成物与晶格本体的腐蚀电位差异形成电偶腐蚀, 进而发生晶间腐蚀^[22-23]。CA2 试样由于初始预变形的引入, 晶内析出相增多且均匀, 而亚晶界 T_1 相富集程度相对降低, 所以晶间腐蚀抗力有所增强, 晶间腐蚀程度减缓。

3 结论

1) 在蠕变时效过程中, 合金的硬度和强度呈现先升高, 到达峰值之后再缓慢下降的趋势。其中, CA2

试样在 16 h 达到了蠕变时效硬度与强度峰值, 较 CA1 试样提前了 4 h, 且 CA2 试样峰值区域更为明显。相比于 CA1 试样, CA2 试样硬度和强度明显提高, 伸长率降低。CA1 试样在蠕变峰值时效状态下的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 470 MPa、324 MPa 和 20%; CA2 试样在蠕变峰值时效状态下的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 585 MPa、546 MPa 和 10%。

2) 蠕变峰值时效状态下, CA2 试样的抗晶间腐蚀能力比 CA1 试样高。CA1 试样发生了严重的晶间腐蚀, 最大腐蚀深度达到了 180.6 μm , 按晶间腐蚀等级评定标准其腐蚀等级为 4 级; CA2 试样最大腐蚀深度为 92.0 μm , 腐蚀等级为 3 级。

3) CA1 试样与 CA2 试样在蠕变峰值时效时, T_1 相的分布有明显差异。CA1 试样晶内析出相以大量细小致密的 θ' 相为主, 可见少量 T_1 相。CA2 试样晶内则在析出细小 θ' 相的同时, 析出了大量的 T_1 相。且 CA2 试样中 T_1 相在亚晶界的富集程度要低于 CA1 试样的。

REFERENCES

- [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): 3325–3337.
- [2] WARNER T. Recently-developed aluminium solutions for aerospace applications[J]. Materials Science Forum, 2006, 519/521: 1271–1278.
- [3] HALES S J, TAYON W A. Heat treatment of a friction-stir-welded and spin-formed Al-Li alloy[J]. Procedia Engineering, 2011, 10(7): 2496–2501.
- [4] JIANG N, GAO X, ZHENG Z Q. Microstructure evolution of aluminium-lithium alloy 2195 undergoing commercial production[J]. Transactions of nonferrous metals society of China, 2010, 20(5): 740–745.
- [5] PRASAD N E, GOKHALE A, WANHILL R J H. Aluminum-lithium alloys: Processing, properties, and applications[M]. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2013: 3–19.
- [6] NAYAN N, MURTY S N, JHA A K, PANTB, SHARMA S, GEORGE K M, SASTRY G. Mechanical properties of aluminium-copper-lithium alloy AA2195 at cryogenic temperatures[J]. Materials & Design, 2014, 58: 445–450.
- [7] HATAMLEH O, HILL M, FORTH S, GARCIAD. Fatigue crack growth performance of peened friction stir welded 2195 aluminum alloy joints at elevated and cryogenic temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 519(1/2): 61–69.
- [8] ZHAN L H, LIN J G, DEAN T A. A review of the development of creep age forming: Experimentation, modeling and applications[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2011, 51(1): 1–17.
- [9] ZHU A W, JR E A S. Stress aging of Al-xCu alloys: Experiments[J]. Acta Materialia, 2001, 49(12): 2285–2295.
- [10] AHMADI S, ARABI H, SHOKUHFAH A. Formation mechanisms of precipitates in an Al-Cu-Li-Zr alloy and their effects on strength and electrical resistance of the alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 484(1/2): 90–94.
- [11] DONNADIEU P, SHAO Y, GEUSERF D, BOTTON G A, LAZAR S, CHEYNET M, BOISSIEU M, DESCHAMPS A. Atomic structure of T_1 precipitates in Al-Li-Cu alloys revisited with HAADF-STEM imaging and small-angle X-ray scattering[J]. Acta Materialia, 2011, 59(2): 462–472.
- [12] 程 彬, 郑子樵, 范春平, 钟继发, 韩 焯, 孙景峰. 时效制度对新型 Al-Cu-Li 合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(4): 926–933.
CHENG Bin, ZHENG Zi-qiao, FAN Chun-ping, ZHONG Ji-fa, HAN Ye, SUN Jing-feng. Effect of aging treatments on microstructures and properties of new Al-Cu-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(4): 926–933.
- [13] 张 健, 朱瑞华, 李劲风, 马云龙, 刘德博, 郑子樵. 时效前处理对新型 Al-Cu-Li-X 合金力学性能和显微组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(12): 3300–3308.
ZHANG Jian, ZHU Rui-hua, LI Jin-feng, MA Yun-long, LIU De-bo, ZHENG Zi-qiao. Effect of heat treatment before aging on tensile properties and microstructures of new Al-Cu-Li-X alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(12): 3300–3308.
- [14] 李红英, 张孝军, 张建飞, 郑子樵. 分级时效对新型 Al-Cu-Li 合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(3): 426–432.
LI Hong-ying, ZHANG Xiao-jun, ZHANG Jian-fei, ZHENG Zi-qiao. Effect of multi-stage aging treatments on microstructures and mechanical properties of new-type Al-Cu-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(3): 426–432.
- [15] 李劲风, 张 昭, 程英亮, 曹发和, 张鉴清, 曹楚南. 时效状态对 Al-Cu-Li-Mg-Ag-Zr 合金在 3.0%NaCl 溶液中局部腐蚀的影响[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(5): 967–971.
LI Jing-feng, ZHANG Zhao, CHENG Ying-liang, CAO Fa-he, ZHANG Jian-qing, CAO Chu-nan. Effect of aging state on localized corrosion behavior of Al-4.0Cu-1.0Li-0.4Mg-0.4Ag-0.14Zr alloy in 3.0% NaCl solution[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(5): 967–971.

- 967–971.
- [16] GB/2039–2012. 金属材料单轴拉伸蠕变试验方法[S].
GB/2039–2012. Metallic materials—Uniaxial creep testing method in tension[S].
- [17] GB/7998–2005. 铝合金晶间腐蚀测定方法[S].
GB/7998–2005. Test method for intergranular corrosion of aluminium alloy[S].
- [18] DECREUS B, DESCHAMPS A, DE GEUSER F, DONNADIEU P, SIGLI C, WEYLAND M. The influence of Cu/Li ratio on precipitation in Al-Cu-Li-X alloys[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(6): 2207–2218.
- [19] JO H H, HIRANO K I. Precipitation processes in Al-Cu-Li alloy studied by DSC[J]. *Materials Science Forum*, 1987, 13/14: 377–382.
- [20] CASSADA W A, SHIFLET G J, STARKE E A. Mechanism of Al_2CuLi (T_1) nucleation and growth[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1991, 22(2): 287–297.
- [21] ZHU A W, CSONTOS A, JR E A S. Computer experiment on superposition of strengthening effects of different particles[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(6):1713–1721.
- [22] MAITRA S, ENGLISH G C. Mechanism of localized corrosion of 7075 alloy plate[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1981, 12(3): 535–541.
- [23] BUCHHEIT R G, MORAN J P, STONER G E. Electrochemical behavior of the $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ intermetallic compound and its role in localized corrosion of Al-2% Li-3% Cu alloys[J]. *Corrosion*, 1994, 50(2): 120–130.

Properties evolution and microstructure analysis of creep aging process in Al-Cu-Li alloy

TAN Jia¹, ZHANG Jin^{1,3}, DENG Yun-lai^{2,3}, ZHANG Xin-ming^{2,3}

(1. Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

3. State Key Laboratory of High Performance and Complex Manufacturing, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The tensile properties and microstructure characteristics of Al-Cu-Li alloy during creep aging were studied by optical microscopy and transmission electron microscopy, tensile mechanical properties and Vickers hardness. The results show that the hardness and tensile strength increase gradually to the maximum, and then decrease slowly during creep aging. The maximum hardness and tensile strength are obtained after the CA2 sample (creep aging after 2% pre-stretching) creep aging for 16 h, which reaches the maximum values than CA1 sample (creep aging without pre-stretching) earlier about 4 h. When compared with CA1 samples in the creep aging, the peak value is sharper in the CA2 samples and possess higher hardness and tensile strength, but lower elongation. Under the condition of peak creep aging, the maximum intergranular corrosion depth of CA1 specimen is 180.6 μm , and the corrosion level is 4. The maximum intergranular corrosion depth of the CA2 specimen is 92.0 μm and the corrosion level is 3. TEM results show that the CA1 sample is dominated by small, dense θ' phases, and a small amount of T_1 phases can be seen in the crystal. For the sake with a precipitation advantage at the initial stage in the CA2 sample, a large number of T_1 phases are precipitated in the crystal accompanying with a small θ' phase, and the enrichment of precipitated T_1 at the sub-crystal boundary is lower than that in the CA1 sample.

Key words: Al-Cu-Li alloy; creep aging; mechanical property; intergranular corrosion; T_1 phase

Foundation item: Project(2017YFB0306301) supported by the National Basic Research Development Program of China; Project(51705539) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (ZZYJKT2016-01) supported by State Key Laboratory of High Performance Complex Manufacturing Independent Subject, China

Received date: 2018-06-28; **Accepted date:** 2018-12-30

Corresponding author: ZHANG Jin; Tel: +86-731-88876913; E-mail: zhangjinlari@csu.edu.cn

(编辑 李艳红)