

时效制度对 2195 铝锂合金组织和力学性能的影响

王云¹, 徐勇^{1,2}, 夏亮亮², 陈帅峰², 尹阔¹, 门向南³, 邓涛³, 张士宏²

(1. 华北理工大学 冶金与能源学院, 河北 唐山 063210)

(2. 中国科学院 金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 航空工业成都飞机工业(集团)有限责任公司, 四川 成都 610092)

摘要: 采用硬度测试、拉伸实验和透射电镜等方法分析不同时效制度下 2195 铝锂合金组织与力学性能的变化。结果表明, 单级时效的峰时效制度为 160 °C/56 h 和 190 °C/16 h, 峰值抗拉强度分别为 565、541 MPa, 延伸率分别为 6.3% 和 7.1%。双级峰时效 190 °C/4 h+160 °C/32 h 的抗拉强度和延伸率均优于单级峰时效, 分别为 588 MPa 和 13.5%。双级时效合金基体中细长 T₁ 相及密集区对强度提升有重要作用, 较窄的晶界无沉淀析出带和晶内胞状区域是合金塑性显著改善的主要因素。采用 190 °C/4 h+160 °C/32 h 的双级时效制度可获得比单级时效更优异的综合力学性能。

关键词: 2195 铝锂合金; 时效制度; 析出相; 力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)10-3884-08

铝锂合金是一种含金属锂的铝合金, 具有低密度、高比强度、轻量化等优点, 因而在航空领域广泛应用, 正逐渐向高强、薄壁的方向发展^[1-4]。铝锂合金的发展经过了 3 个阶段, 包括 Al-Mg-Li 系铝锂合金、Al-Si-Li 系铝锂合金和 Al-Cu-Li 系铝锂合金。其中第 3 代 Al-Cu-Li 系铝锂合金与前两代相比具有更加优异的综合力学性能。Al-Cu-Li 系铝锂合金基体中主要包括 Li、Cu、Mg 和 Mn 元素, 属于可时效强化型铝合金, 而时效热处理是提高该类合金强度的关键技术所在^[5-7]。

时效强化型铝合金强度的提升主要来源于析出强化^[8], 析出强化是峰时效状态合金的主要强化方式。经固溶热处理淬火后的过饱和基体中存在大量淬火空位, 室温下自然时效溶质原子会在基体中缓慢运动, 形成一定的溶质原子富集区, 经长时间自然时效溶质原子在合金基体中沉淀生成少量的析出相。淬火后进行人工时效的合金在后续时效的过程中由于温度效应溶质原子在基体中充分扩散, 沉淀析出相的种类与数量增多。合金强度与析出相的种类以及数量有关, 主要强化相密度越大合金的强度越高^[9]。作为 Al-Cu-Li 系铝锂合金的典型代表 2195 铝锂合金的主要时效析出强化相有 δ' (Al₃Li)相、 θ' (Al₂Cu)相和 T₁(Al₂CuLi)相等^[10]。Li 元素的加入使得合金在时效过程中生成过渡强化相 δ' 相, δ' 相与基体的错配度仅为 0.08%, 与基体共格, 在塑性变形过程中 δ' 相易与位错

一起产生共面滑移而发生失稳^[11]。T₁相是 Al-Cu-Li 系铝锂合金的主要强化相, 为密排六方结构, T₁相与基体半共格, 对共面滑移贡献较小, 因此 T₁相的形核及生长对合金塑性并没有明显的改善^[12]。基体组织中 T₁相的尺寸、形貌与分布是影响峰时效强度的重要因素^[13,14]。研究表明, Al-Cu-Li 系铝锂合金析出相的强化效果一般为: T₁相 > θ' 相 > δ' 相^[12-14]。

时效强化型合金的析出相对时效制度十分敏感, 不同时效制度下析出相的析出行为以及强化效果存在差异。目前, 针对时效析出制度组织与性能的研究主要集中在常规铝合金^[15-17]。铝锂合金作为现代轻合金的典型代表, 关于其制备与发展现状的研究已经有较多报道, 其时效制度的优化仍处于初级研究阶段^[18,19]。李红英等^[20]研究显示 165 °C 时效工艺下 Al-Cu-Li 系铝锂合金基体中 θ' 相的密度随保温时间增长而增大, 但合金强化效果并不明显。吴名冬等^[21]实验表明时效前的预变形可增加 T₁相析出的形核质点, 后续时效处理过程中合金强度得以提升。Yoshimura 等人^[22]开展微合金化型 Al-Cu-Li 合金的高温时效实验发现 220 °C 高温时效与单级时效相比 T₁相与 θ' 相析出增多, T₁相密度增大, 合金强度提升较快。Ye 等^[23]发现固溶后退火同样会促进 AA2050 铝锂合金 T₁相的析出, 提高合金强度, 但存在 T₁相分布不均匀的现象。研究表明, 分级时效可提高铜、钛合金时效处理的峰值强度, 并且

收稿日期: 2021-10-24

基金项目: 国家自然科学基金(51875548); 中国科学院青年创新促进会专项(2019195)

作者简介: 王云, 女, 1997 年生, 硕士, 华北理工大学冶金与能源学院, 河北 唐山 063210, E-mail: ywang212@163.com

适当延长时效时间可细化析出相尺寸^[24,25]，并且 Tang^[24]发现细小密集的析出相提升合金强度的同时使得合金塑性提升 17.1%。Qi 等人^[26]的研究结果表明双级时效产生细化的连续析出的晶界沉淀相，对位错运动的阻力增大，利于合金的强度与塑性的提升。铝锂合金时效析出行为比较复杂，析出相的种类、尺寸及分布随时效温度与时效时间发生变化，其析出行为演化具有复杂性，目前针对显微组织对力学性能影响仍缺乏系统的研究。

本工作主要研究了单级时效和双级时效制度对 2195 铝锂合金微观组织和力学性能的影响。系统研究不同时效处理制度下铝锂合金析出相的析出行为对强度和塑性的贡献，获得综合力学性能优异的时效处理制度。

1 实 验

实验所用材料为 2195 铝锂合金板材，原始厚度 2 mm，其化学成分如表 1 所示。固溶处理在盐浴炉中进行，535 °C 保温 30 min 后水淬急冷至室温，淬火转移时间 ≤ 5 s。固溶后立即进行时效处理。单级时效的时效温度分别为 160 和 190 °C。双级时效的高温预时效温度为 190 °C，主时效温度为 160 °C。

采用 FM-700 型显微硬度计测量其维氏硬度，每个试样测量 7 个点取平均值作为测量值。在 Zwick Z050 电子拉伸试验机上进行准静态拉伸实验。所有拉伸试样均沿轧制方向取样，试样尺寸如图 1 所示，应变速率为 0.01 s⁻¹。采用 SmartLab 型多功能 X 射线衍射仪进行物相的定性分析。实验前试样依次用 400#~2000# 砂纸研磨至表面平整。实验应用 Cu 靶 2θ=10°~90°，加速电压 40 kV，电流 200 mA，扫描速度 10 %/min。透射样品经砂纸打磨至 50~60 μm。冲成直径 3 μm 的圆片后在 30% 硝酸+70% 甲醇的电解液中双喷减薄。为保证样品质量，应用离子减薄仪进行减薄和清洁，清洁时间 15 min。采用 FEI TECNAL G2 F20 场发射透射电子显微镜进行 TEM 实验。

表 1 2195 铝锂合金名义化学成分

Table 1 Nominal chemical composition of 2195 Al-Li alloy (wt%)

Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Mn	Al
1.10	3.84	0.40	0.41	0.12	0.004	Bal.

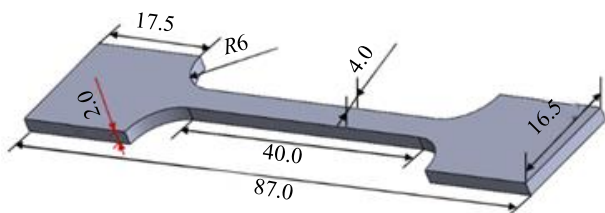


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of the specimen

2 实验结果

2.1 不同时效制度下 2195 铝锂合金的力学性能

图 2 为 2195 铝锂合金单级时效的时效硬化曲线，单级时效的时效温度分别为 160 和 190 °C。不同温度的时效硬化曲线具有相同的变化趋势，都呈现先升高后降低的趋势。合金的硬度随保温时间首先逐步增加到峰值后开始下降，合金依次经过欠时效、峰时效、过时效阶段。由图 2 可知，经固溶淬火处理后的合金硬度值 (HV) 为 862.4 MPa。两单级时效硬化曲线相比，190 °C 单级时效初期合金硬度迅速增长，4 h 便达到 1617 MPa，时效进程加快。单级时效的峰时效制度分别为 160 °C/56 h 和 190 °C/16 h。160 °C 单级时效的合金达到峰时效状态需要保温 56 h，峰值硬度 (HV) 为 1862 MPa，与固溶淬火的合金相比硬度提高了 999.6 MPa。190 °C 高温时效 16 h 便达到硬度峰值，峰值硬度 (HV) 为 1793.4 MPa，相比固溶淬火态的合金硬度提高了 931 MPa。时效温度对 2195 铝锂合金峰时效状态的力学性能有很大影响，190 °C 温度时效的合金峰时效状态的硬度 (HV) 相比于 160 °C 下降了 68.6 MPa。由此可见，提高时效温度，时效初期合金时效进程加快，峰值时效的时间明显缩短，但合金的硬度有所下降。160 °C 单级时效下合金过时效 16 h 后合金的硬度仍保持较高水平，但 190 °C 过时效阶段硬度显著下降。虽然低温单级时效可以使合金达到较高的强度水平，但其所需的时效时间较长，且过时效状态的合金仍然具有较高的强度，过时效状态的判断存在困难。近年来，相关研究表明短时高温预时效+低温主时效的双级时效制度可以明显缩短峰时效的时间，获得综合力学性能更加优异的合金^[27,28]。

综合 2195 铝锂合金单级时效硬化曲线的变化规律，开展高温预时效 4 h+低温主时效的时效处理实验，相邻低温主时效的时间间隔为 8 h。合金在不同时效制度下的力学性能如图 3 所示。由图 3 可知，合金的抗拉强度与

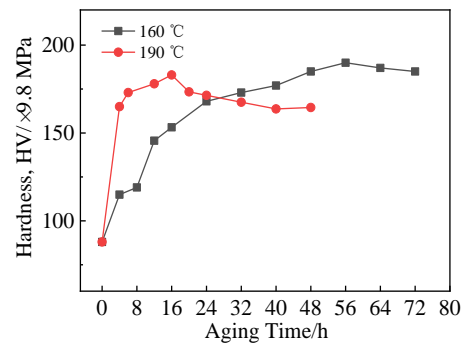


图 2 2195 铝锂合金时效硬化曲线

Fig.2 Age hardening curves of 2195 Al-Li alloy

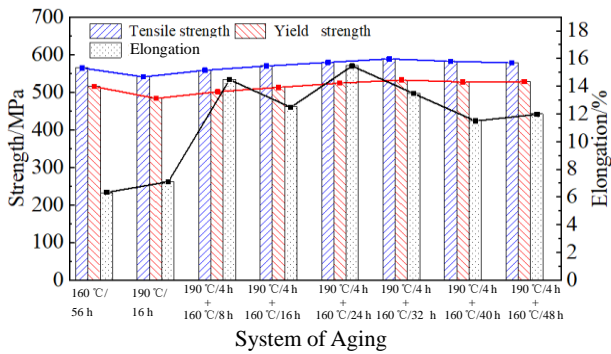


图 3 不同时效制度下 2195 铝锂合金的力学性能参数

Fig.3 Mechanical properties of 2195 Al-Li alloy under different aging regimes

屈服强度具有相同的变化趋势。合金经 160 °C/56 h、190 °C/16 h 时效处理抗拉强度分别为 565、541 MPa，两者延伸率分别为 6.3%和 7.1%。单级时效制度下低温长时保温可获得更高的强度，但合金的延伸率有所下降。经高温预时效 4 h 后低温主时效合金的抗拉强度与长时单级时效强度水平相近，其延伸率保持在 10%以上。高温预时效后合金仅需 32 h 便达到峰时效状态，抗拉强度为 588 MPa，相比 160、190 °C 单级时效分别提高了 23 和 47 MPa，延伸率显著提升，为 13.5%。双级时效制度可提高合金的强度，显著改善合金的塑性，同时缩短合金到达峰时效的时间，总时间缩短至 36 h。综上，采用 160 °C/56 h、190 °C/16 h 和 190 °C/4 h+160 °C/32 h 探讨不同时效制度下 2195 铝锂合金的微观组织变化。

2.2 不同时效制度下 2195 铝锂合金的时效析出行为

图 4 为不同时效制度下 2195 铝锂合金的 XRD 图谱。从衍射峰的种类可以看出，峰时效状态的 2195 铝锂合金中析出相衍射峰的位置基本相同，都存在 T₁相、δ'相和 θ'相^[29,30]。图 4 中 T₁相的布拉格峰有 4 个，强布拉格峰对应 20.59°、42.09°、49.14°位置。θ'相的布拉格峰有 3 个，有 1 个为强布拉格峰。δ'相有 2 个强布拉格峰。布拉格峰的数量越多，析出相对合金强化的贡献越大，峰时效合金的强度提升主要源于 T₁相^[31]。当图谱中布拉格峰的位置相近数量相等时，析出相的析出密度与布拉格峰的强度相关，布拉格峰越高则该峰的对应该析出相体积分数越大，对基体组织的强化效果更显著。由三者的 XRD 图谱分析可知，经 160 °C/56 h 时效处理的合金 θ'相、δ'相的布拉格峰强度较高，190 °C/16 h 时效的合金 3 种析出相的衍射峰均为最低，190 °C/4 h+160 °C/32 h 时效处理的合金 T₁相的强布拉格峰高度最大，即强化效果最好。经双级时效处理的合金基体中可能存在密度较大的 T₁相，利于合金的强度提升。

图 5 为沿[110]_{Al}方向上 2195 铝锂合金的析出相位

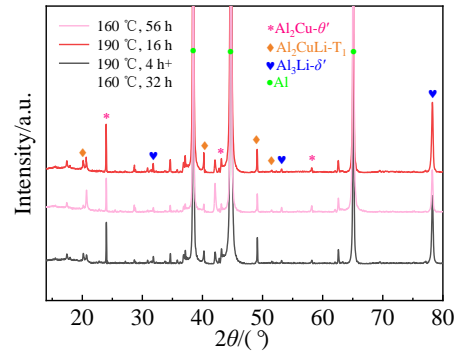


图 4 不同时效制度下 2195 铝锂合金 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of 2195 Al-Li alloy under different aging regimes

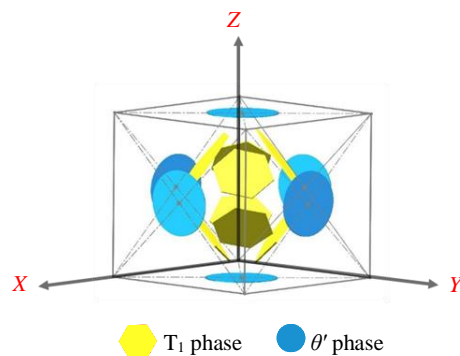


图 5 T₁(Al₂CuLi)相和 θ'(Al₂Cu)相整体位向示意图

Fig.5 Schematic diagram of T₁(Al₂CuLi) phase and θ'(Al₂Cu) phase

向示意图。图 6 为不同时效制度下 2195 铝锂合金的 TEM 像。T₁相实际形状为盘片状，由于 T₁相沿{111}_{Al}面析出，因而沿[110]_{Al}方向进行透射电镜观察时 T₁相为针状^[32-34]。θ'相与 T₁相的形貌相似但 θ'相尺寸较小，θ'相刚好位于正方立交轴上，呈针状，δ'相的形貌为球形^[32-34]。T₁相的析出位置为 fcc 结构晶体的密排面组成的晶面族，θ'相的析出位置为{110}_{Al}晶面族^[32-34]。在单胞中变体沿[110]_{Al}方向观察析出的 T₁相和 θ'相，T₁相的 4 个变体两两平行构成具有一个菱形区域，T₁相沿菱形短对角线位置分布，如图 6d、6f 所示。经 XRD 与衍射分析确定图 6 的 TEM 像中红色箭头所示的长针状相为 T₁相，蓝色箭头为 θ'相，黄色箭头为 δ'相。各时效制度的峰时效状态下合金基体中的析出相种类差别不大，以长针状 T₁相、短针状 θ'相以及球形 δ'相为主。160 °C/56 h 单级时效的基体组织中除 T₁相外，晶内还分布着较多粗短的 θ'相和 δ'相，为时效析出的可溶解第二相。在图 6f 双级时效基体组织的 TEM 像中观察到细长 T₁相密集区，单级时效的合金并未观察到该区域。采用 Nano 软件随机统计不同时效制度下同等观测倍数的 TEM 像中析出相的尺寸，如图 7 所示。160 °C/56 h 和 190 °C/16 h 单级

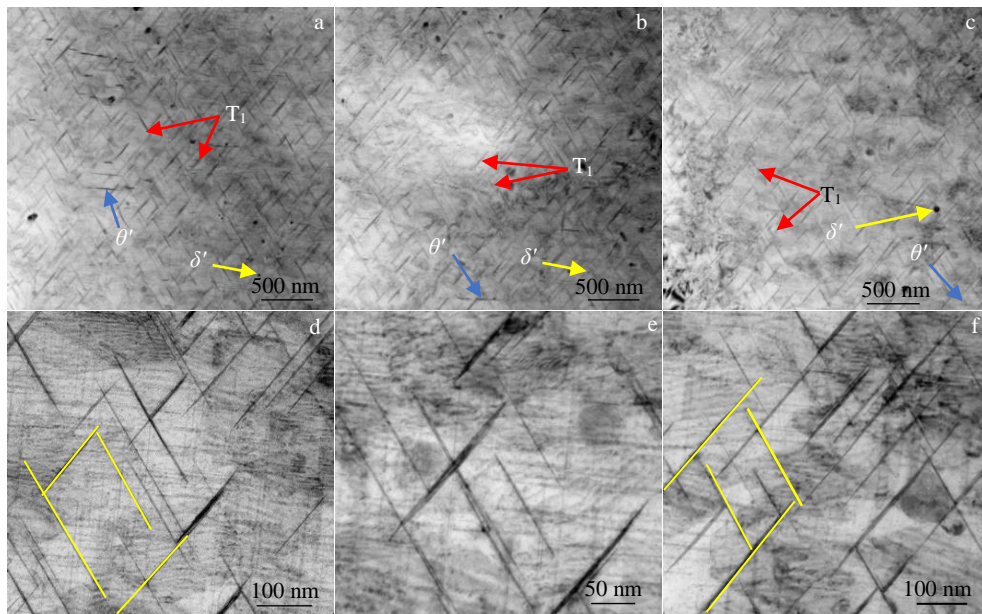


图 6 不同时效制度下 2195 铝锂合金 TEM 像

Fig.6 TEM images of 2195 Al-Li alloy under different aging regimes: (a, d) 160 °C/56 h; (b, e) 190 °C/16 h, and (c, f) 190 °C/4 h+160 °C/32 h

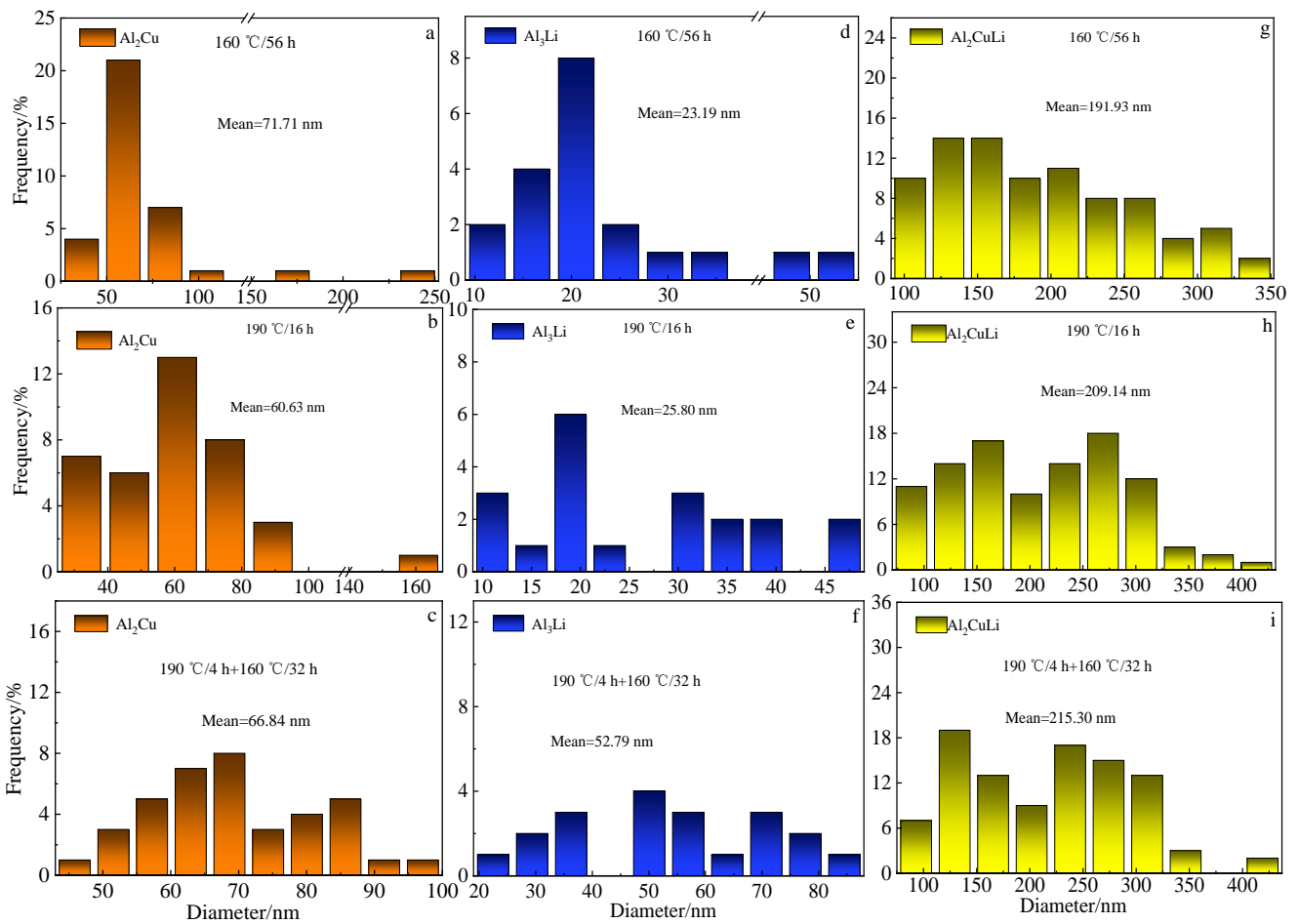


图 7 不同时效制度下析出相的尺寸分布图

Fig.7 Size distribution of θ' phase (a~c), δ' phase (d~f), and T_1 phase (g~i) under different aging regimes: (a, d, g) 160 °C/56 h, (b, e, h) 190 °C/16 h, and (c, f, i) 190 °C/4 h+160 °C/32 h

时效的合金 T_1 相平均直径分别为 191.93、209.14 nm。190 °C/4 h+160 °C/32 h 双级时效的合金 T_1 相平均直径为 215.30 nm。经时效处理合金晶内 θ' 相的平均直径大小：160 °C/56 h>190 °C/4 h+160 °C/32 h>190 °C/16 h，依次为 71.71、66.84、60.63 nm。3 种时效制度下 θ' 相的平均直径大小相近。160 °C/56 h 合金晶粒内部的 δ' 相尺寸大小与分布不均匀， δ' 相平均粒径为 23.19 nm，少数 δ' 相发生粗化。190 °C/16 h 时效的合金 δ' 相的平均粒径为 25.80 nm。合金经 190 °C/4 h+160 °C/32 h 时效处理析出的 T_1 相与单级时效相比合金体积分数增大。 δ' 相发生明显粗化，平均尺寸增大至 52.79 nm。单级与双级时效中均存在尺寸较大的 δ' 相。发生粗化的 δ' 相作为 T_1 相的形核基础为其形核提供充足的 Li 原子。

合金时效过程中，晶界由于能量较高且溶质原子富集往往会析出晶界沉淀相 (grain boundary precipitates, GBPs) 使得晶界附近区域出现无沉淀析出现象，即晶

界无沉淀析出带 (precipitate free zone, PFZ)^[35]。图 8 分别为 160 °C/56 h 与 190 °C/4 h+160 °C/32 h 时效典型的 PFZ 像。单级时效的合金基体中的 PFZ 宽度较大，几乎覆盖了整个晶界，沿着晶界可以清晰地观察到 PFZ，其最大宽度为 300 nm，且宽度不均匀。晶界上有粗大不连续的 GBPs，直径约为 110 nm，并且各沉淀相大小不均匀，沉淀相之间间距较大，呈断续分布。双级时效的 PFZ 很窄，只在某些地方存在。此外，双级时效合金晶界附近存在连续析出的 T_1 相。

3 2195 铝锂合金时效析出动力学分析

3.1 时效强化效果差异来源

通过对实验结果的分析绘制图 9 所示晶粒内部的时效析出示意图。固溶淬火后晶粒内部的空位和溶质原子达到过饱和状态，单级时效初期随时效进行晶内溶质原子富集区尺寸变大首先生成 GP 区。随时效时间延长基

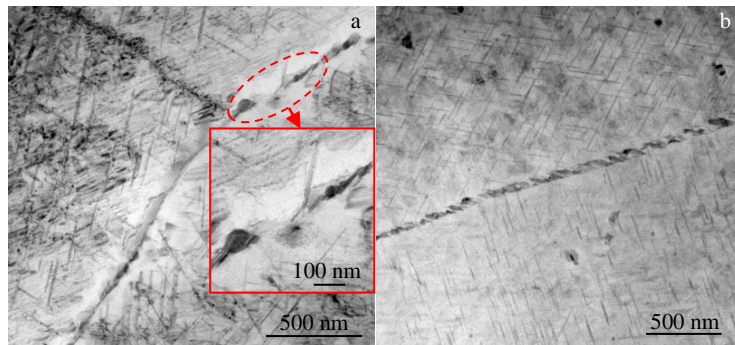


图 8 不同时效制度下 2195 铝锂合金的 PFZ 像

Fig.8 PFZ images of 2195 Al-Li alloy under different aging regimes: (a) 160 °C/56 h and (b) 190 °C/4 h+160 °C/32 h

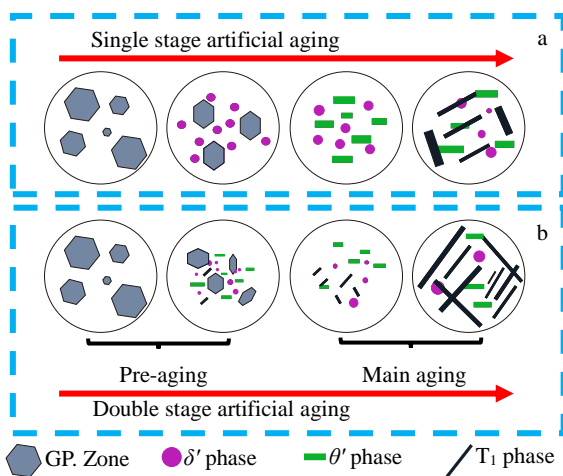


图 9 不同时效制度下 2195 铝锂合金时效析出序列示意图

Fig.9 Schematic diagrams of aging precipitation sequence of 2195 Al-Li alloy under different aging regimes: (a) 160 °C/56 h and (b) 190 °C/4 h+160 °C/32 h

体中 Li、Cu 原子持续扩散，过渡相 δ' 相形核、长大，同时 θ' 相析出。当 δ' 相、 θ' 相在基体中达到一定的分布密度时，由于 Li 原子与空位以及 Li、Cu 原子之间的强交互作用，两相形核、长大的同时 δ' 相贡献出 Li 原子会与 θ' 相贡献出 Cu 原子促进 T_1 相的形核与长大，最终合金达到峰时效状态^[36]。双级时效与单级时效的时效析出序列有所区别。双级时效的高温效应加速了基体中溶质原子的扩散，晶内会产生大量细小弥散的过渡相 δ' 相和 θ' 相，为 T_1 相的析出提供更多的形核质点。先析出 T_1 相在后续时效过程中逐渐长大，预时效阶段形成的过渡相也随之生成新的 T_1 相。因此双级峰时效的晶粒内部会同时存在细长与粗长 2 种形貌的 T_1 相，细小密集的 T_1 相对提高合金的综合力学性能具有重要意义。

Rodgers^[37]和 Dorin 等人^[38]建立了峰时效状态下 T_1 相的时效强化模型，分析各因素对 T_1 相强化效果的影响，发现 T_1 相的直径、厚度和分布情况对铝锂合金力学性能

贡献较大。

$$\tau_{\alpha} \propto D_T^2 N_T^{0.5} t_T^{-3/2} \quad (1)$$

式中， τ_{α} 为时效强化的效果， D_T 为 T_1 相的直径，mm， N_T 为 T_1 相的密度， m^2 ， t_T 为 T_1 相的厚度，nm。

由式 (1) 可知，析出相的强化效果与其直径、密度大小正相关，与该相的厚度负相关。峰时效状态下主要强化相 T_1 相在基体中密度分布如图 6 所示。190 °C/4 h+160 °C/32 h 时效处理 T_1 相的分布较为密集，约为 160 °C/56 h 的 1.2 倍，190 °C/16 h 的 1.5 倍。直径与厚度也是影响时效强度的重要因素， T_1 相的长宽比越大其强化作用越显著即细长 T_1 相比粗短 T_1 相的强化效果更好^[39]。单级低温时效过程中空位和溶质原子在晶粒内部的扩散受到位错等阻碍作用较大，在位错集中区域溶质原子倾向于与小范围内的空位等结合，晶内析出相的厚度有随时效时间增长的趋势。其中 160 °C/56 h 单级时效的合金 T_1 相的平均厚度 11.3 nm，计算得其长宽比为 16.98。190 °C/16 h 时效的合金其 T_1 相的平均厚度为 9.98 nm，长宽比为 20.96。虽然 160 °C/56 h 晶内 T_1 相的长宽比小于 190 °C/16 h，但合金的拉伸实验结果显示 160 °C/56 h 时效合金的抗拉强度较高。由 XRD 结合 TEM 像分析可知，190 °C/16 h 时效合金基体中 T_1 相的体积分数较小，因此其强化效果低于 160 °C/56 h 单级时效。190 °C/4 h+160 °C/32 h 双级时效的合金 T_1 相平均直径为 215.30 nm，平均厚度 4.2 nm，其长宽比为 51.30。与上述两单级时效相比，双级时效的 T_1 相长宽比较大，形貌细长，体积分数大，因此强化效果更优异，具体表现为合金抗拉强度的提升。

3.2 时效强韧化机制分析

通过对该合金的 TEM 像观察发现，经时效处理后的 Al-Cu-Li 系铝锂合金往往会在晶内形成一个由 T_1 相包围而成的菱形胞状区域，即图 6d、6f 中所示黄色菱形胞状区域^[40]。菱形区域内部可能存在各强化相的一种或者几种。160 °C/56 h 单级时效合金的胞状区域如图 6d 所示，区域内部析出相较少，以 δ' 相为主，还有极少的细小 T_1 相。190 °C/4 h+160 °C/32 h 双级时效胞状区域内的析出相以 T_1 相为主。根据该区域的 TEM 像绘制如图 10 所示胞状区域示意图。单级时效胞状区域内部析出相较少，该区域与晶界处的 PFZ 相似^[40]，对位错运动的阻碍作用减小^[41]。相比之下，经双级时效处理的合金胞状区域内部析出相较多，且以 T_1 为主，内部应力分布更加均匀，位错的运动受到内部析出相的阻碍，裂纹萌生的阻力增大，裂纹扩展也受到一定的抑制作用。

研究表明，时效过程中 δ' 相优先在晶界析出^[35]。由于单级时效的合金到达峰时效的时间较长，溶质原子在基体中缓慢扩散。长时间的时效过程使得沉淀相粗化，这

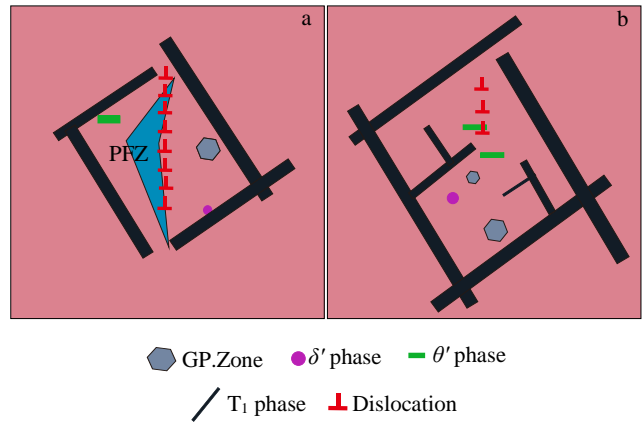


图 10 不同时效制度下晶内胞状区域示意图

Fig.10 Schematic diagrams of cell areas under different aging regimes: (a) 160 °C/56 h and (b) 190 °C/4 h+160 °C/32 h

会消耗掉大量的溶质原子造成晶界附近较大面积的溶质原子贫乏现象，进而形成较宽的 PFZ。Vasud évan 等人^[42]的研究结果表明，晶界处粗大的 GBPs 以及较宽的 PFZ 会使合金的强度降低。塑性变形过程中由于宽大的 PFZ 较“软”对位错的阻碍较小使得局部的应变集中在该处产生，导致合金强度的下降。图 11 为 PFZ 附近析出相分布示意图。双级时效合金的晶界附近由于能量较高也会出现 T_1 相的沉淀析出现象，晶界处密集分布的 T_1 相有利于合金强度的提高。合金中各析出相之间的形核、长大存在相互竞争的关系。 T_1 相的存在会消耗晶界附近的 Li、Cu 原子，阻碍晶界处 δ' 相沉淀析出过程。先析出

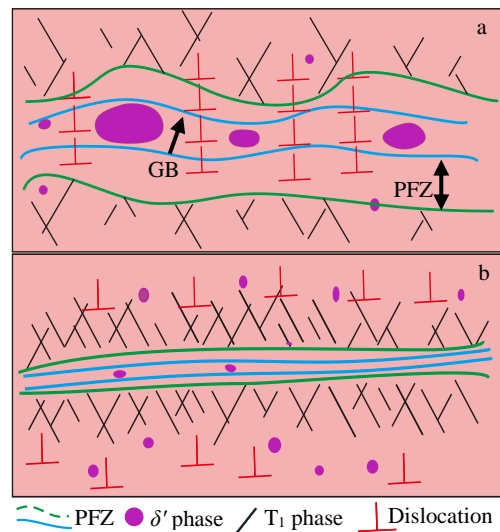


图 11 不同时效制度下 2195 铝锂合金的 PFZ 示意图

Fig.11 Schematic diagrams of PFZ of 2195 Al-Li alloy under different aging regimes: (a) 160 °C/56 h and (b) 190 °C/4 h+160 °C/32 h

T_1 相消耗周围的溶质原子长大, 同时也会阻碍 Li 和 Cu 原子的扩散, 对 GBPs 的析出具有一定抑制作用。此外, PFZ 附近 δ' 相的粒径变小甚至消失, δ' 相在 Li 含量足够高的晶内形核、生长^[43]。与单级时效相比, 双级时效晶界附近的 δ' 相数量较多, 尺寸增大。Peterson^[44]和 Rosenbaum^[45]等人发现粗大的 GBPs 或者 PFZ 是基体组织中最薄弱的位置, 显微裂纹极易从该处萌生、扩展。并且宽大的 PFZ 为位错的运动提供了便捷通道, 位错运动的阻力减小。由图 6 可知, 双级时效合金内部析出相较为密集, 使得位错在晶粒内部的运动阻力增大。因此, 双级时效的合金内部组织趋于均匀一致, 合金协调变形能力增强, 晶内及晶界析出相对位错运动的均匀可减少局部应变的产生, 利于合金强度和塑性综合力学性能的提升。

4 结 论

1) 2195 铝锂合金在不同温度下的单级时效硬化曲线具有相同的变化趋势, 硬度增加至峰值后缓慢下降。单级时效的峰时效制度为 160 °C/56 h、190 °C/16 h, 峰值抗拉强度分别为 565、541 MPa, 延伸率分别为 6.3% 和 7.1%。

2) 双级时效合金的抗拉强度和延伸率保持在较高水平, 190 °C/4 h+160 °C/32 h 为最佳时效制度。高温预时效处理后合金峰时效的总时间缩短至 36 h, 抗拉强度与 160 °C/56 h、190 °C/16 h 时效相比分别增大了 23、47 MPa, 为 588 MPa。此外, 190 °C/4 h+160 °C/32 h 双级时效合金的延伸率为 13.5%。双级时效制度可缩短合金到达峰时效时间, 同时提高合金强度, 显著改善合金的塑性。

3) 不同时效制度下 2195 铝锂合金析出相的种类相近, 均存在 T_1 相、 δ' 相和 θ' 相。其中, 双级时效 T_1 相更为密集, 且形貌与单级时效相比较为细长。双级时效的合金基体组织中存在大量尺寸细长且密集的 T_1 相。长宽比大的 T_1 相是合金强度提高的重要因素。

4) 单级时效合金的晶界无沉淀析出带较宽, 且宽度不均匀, 粗大的晶界沉淀相呈不连续分布状态。190 °C/4 h+160 °C/32 h 双级时效合金基体中晶界无沉淀析出带明显变窄, 在塑性变形时对位错运动的阻力增大, 有利于减小局部应力集中, 阻碍微裂纹的萌生与扩展。此外, 双级时效晶粒内部的胞状区域也可阻碍位错运动, 有效提高合金的塑性。

参考文献 References

[1] Liu D Y, Wang J X, Li J F. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(11): 2151

- [2] El-Aty A A, Xu Y, Zhang S H *et al. Journal of Advanced Research*[J], 2019, 18: 19
- [3] Hu Y Y, Liu H J, Fujii H. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 271(22): 75
- [4] Liu Tianle(刘添乐), Ma Yunlong(马云龙), Huang Jialei(黄嘉蕾) *et al. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2020, 44(8): 785
- [5] Ma P P, Zhan L H, Liu C H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 790(19): 8
- [6] Peng Haoyun(彭皓云), Xie Hongzhi(谢洪志), Bai Xueshan(白雪山) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(4): 1398
- [7] Li H Y, Tang Y, Zeng Z D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 498(1-2): 314
- [8] Jiang B, Cao F H, Wang H S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 741(1): 157
- [9] Dorin T, Deschamps A, Geuser F D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 627(11): 51
- [10] Nie J F, Muddle B C, Polmear L J. *Materials Science Forum*[J], 1996, 317(439): 1257
- [11] Balducci E, Ceschini L, Messieri S *et al. Materials & Design*[J], 2017, 119(79): 54
- [12] Kang S J, Kim T H, Yang C W *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 109(22): 68
- [13] Li Jinfeng(李劲风), Ning Hong(宁红), Liu Danyang(刘丹阳) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2021, 31(2): 258
- [14] Lu Y L, Wang J, Li X C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 723(19): 204
- [15] Li Zhihui(李志辉), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yongan(张永安) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2008, 37(3): 521
- [16] Chen Chao(陈超), Chen Furong(陈芙蓉), Zhang Huijing(张慧婧). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(5): 1589
- [17] Zhang Peng, Chen Minghe, Xie Lansheng *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(3): 819
- [18] El-Aty A A, Xu Y, Guo X Z *et al. Journal of Advanced Research*[J], 2018, 10: 49
- [19] Wang Yichang(王一唱), Tong Xin(童鑫), You Guoqiang(游国强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(3): 1069
- [20] Li Hongying(李红英), Sun Yuan(孙远), Wang Xiaofeng(王晓峰) *et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2008, 0(12): 41

- [21] Wu Mingdong(吴名冬), Xiao Daihong(肖代红), Chen Weibin(陈伟斌) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3251
- [22] Yoshimura R, Konno T J, Abe E *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 5(14): 4251
- [23] Ye Z H, Cai W X, Li J F *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(34): 2471
- [24] Tang Y C, Kang Y L, Yue L J *et al. Materials & Design*[J], 2015, 85: 332
- [25] Xiao W L, Dargusch M S, Kent D *et al. Materialia*[J], 2020, 9: 100 557
- [26] Qi H, Liu X Y, Liang S X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 657: 318
- [27] Österreicher J A, Grabner F, Tunes M A *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 12: 1508
- [28] Li Chengbo(李承波), Tang Jianguo(唐建国), Deng Yunlai(邓运来) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(10): 53
- [29] Li H Y, Huang D S, Kang W *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2016, 32(10): 1049
- [30] Wang F Y, Wang X J, Cui J Z. *Metals*[J], 2019, 9(8): 822
- [31] Donnadieu P, Shao Y, Geuser F D *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(11): 462
- [32] Chen P, Chen J, Qin S Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 823: 141 501
- [33] Liu Q B, Fan G L, Tan Z Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 821: 141 637
- [34] Pan Bo(潘 波), Li Rui(李 睿), Li Jinfeng(李劲风) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(1): 21
- [35] Jha S C, Sanders Jr T H, Dayananda M A. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35(2): 473
- [36] Dorin T, Donnadieu P, Chaix J M *et al. Micron*[J], 2015, 78(19): 19
- [37] Rodgers B I, Prangnell P B. *Acta Materialia*[J], 2016, 108(38): 55
- [38] Dorin T, Deschamps A, Geuser F D *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 75(70): 134
- [39] Ma Y L, Li J F, Zhang R J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(4): 835
- [40] Chen K X, Wu X H, Cao Y D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 811(1): 141 092
- [41] Braun M, Sawada K, Kimura K. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2020, 186: 104
- [42] Vasudévan A K, Doherty R D. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35(6): 1193
- [43] Yao D P, Zhang Y Z, Hu Z Q. *Scripta Metallurgica*[J], 1989, 23: 537
- [44] Peterson A, Baker I. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 820: 141 561
- [45] Rosenbaum H S, Turnbull D. *Acta Metallurgica*[J], 1958, 6(10): 653

Effect of Aging Regime on Microstructure and Mechanical Properties of 2195 Al-Li Alloy

Wang Yun¹, Xu Yong^{1,2}, Xia Liangliang², Chen Shuaifeng², Yin Kuo¹, Men Xiangnan³, Deng Tao³, Shi-Hong Zhang²

(1. College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China)

(2. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(3. AVIC Chengdu Aircraft Industrial (Group) Co., Ltd, Chengdu 610092, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of 2195 Al-Li alloy under different aging regimes were analyzed by hardness test, tensile test and transmission electron microscopy. The results show that the peak aging regimes of single stage aging are 160 °C/56 h and 190 °C/16 h, of which the peak tensile strength is 565 and 541 MPa, and elongation is 6.3% and 7.1%, respectively. The tensile strength and elongation of the alloy aged at 190 °C/4 h+160 °C/32 h are 588 MPa and 13.5%. Both of them are much better than those of the single-stage aging alloys. The elongated T₁ phase and compact region in the double stage aging alloy matrix play an important role in improving the strength. In addition, the narrow precipitation free zone along grain boundary and the cell structure inside grains are the main factors for the performance enhancement of plasticity. The double stage aging regime of 190 °C/4 h+160 °C/32 h can obtain better comprehensive mechanical properties than single stage aging.

Key words: 2195 Al-Li alloy; aging regime; precipitated phase; mechanical properties

Corresponding author: Xu Yong, Ph. D., Professor, Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83973121, E-mail: yxu@imr.an.cn