



时效制度对 2050 铝锂合金微观组织和力学性能的影响

李红英^{1,2,3,4}, 王小雨^{1,2}, 余玮琛^{1,2}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083;

3. 中南大学 有色金属先进结构材料与制造协同创新中心, 长沙 410083;

4. 轻质高强结构材料重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 通过金相显微分析(OM)、扫描电镜观察(SEM)、透射电镜观察(TEM)、X 射线衍射(XRD)、显微硬度测试、拉伸性能测试和断裂韧性测试, 研究不同时效制度对 2050 铝锂合金组织及性能的影响。结果表明: 2050 铝锂合金的最佳时效制度为(145 °C, 80 h)。T8 态合金峰时效的主要析出相为 T_1 相和 S 相, 其中主要强化相为尺寸细小弥散分布的 T_1 相, 合金强化效果较好。实验合金经时效处理后存在明显的各向异性, 合金沿轧制方向的屈服强度和抗拉强度最高。随着时效温度升高, 合金断裂韧性下降。

关键词: 2050 铝锂合金; 时效; T_1 相; 各向异性

文章编号: 1004-0609(2018)-12-2433-08

中图分类号: TG166.2

文献标志码: A

铝锂合金是 20 世纪 20 年代初期开始发展的先进金属材料, 由于添加了 Li 元素, 与传统铝合金相比, 具有密度下降、弹性模量升高、耐蚀性能较好等优点^[1-4]。目前, 第 3 代铝锂合金在航空航天领域得到大量应用, 如国产大飞机 C919 的采用了 2198 合金, 大型运载火箭液氢-液氧燃料贮箱采用了 2195 合金, A380 运输机下机翼采用了 2050 合金^[5-7]。与其他第三代铝锂合金相比, 2050 铝锂合金 Li 含量较低^[8], 尽管牺牲了一定的减重效果, 但合金有较好的综合性能, 特别是有较好的耐热性和耐损伤容限性, 且抗疲劳性能良好。Al-Cu-Li 系合金的沉淀相包括 δ (Al₃Li)相、 θ (Al₂Cu)相、 T_1 (Al₂CuLi)相等, 其析出顺序受 Cu/Li 比的影响, 其形状、尺寸、数量、分布等对合金的性能产生较大影响^[9-11]。不同的热处理制度对铝锂合金的微观组织和力学性能产生较大影响, 研究发现分级时效工艺^[12]可以在一定程度上改善合金的力学性能, 经峰值时效、双级时效、三级时效处理时, 除了析出 δ' 、 θ' 、 T_1 相外, 还析出了一种方形相, 为 σ 相, T8 态没有观察到 σ 相, 因为预变形为 T_1 相提供更多的优先形核位置促进 T_1 相细小弥散析出^[13], 但抑制 θ' 相和 S' 相的析出。形变热处理^[14]后的 2197 铝锂合金在时效过程中, Li 从 δ' 相扩散至板状 T_1 相的边界层, δ' 相逐

渐溶解使 T_1 相长大, 从而改善合金性能。本文作者针对前人研究较少的 2050 合金进行了实验, 研究时效制度对微观组织、力学性能及各向异性的影响, 确定了适宜的时效工艺和影响机理, 为提高合金的综合性能提供理论依据及实验指导。

1 实验

本实验材料为 2050 铝锂合金薄板, 表 1 所列为合金的名义化学成分, 合金初始状态为 T3 态, 预拉伸量为 3.5%~3.6%。

实验人工时效温度分别为 145、150 和 155 °C, 时效时间为 0~120 h。采用小负荷维氏硬度仪测试实验

表 1 2050 铝锂合金的化学成分表

Table 1 Chemical composition of 2050 alloy (mass fraction, %)

Cu	Li	Mg	Ag	Mn	Zr
3.2-3.9	0.7-1.3	0.2-0.6	0.2-0.7	0.2-0.5	0.06-0.14
Ti	Zn	Fe	Si	Al	
0.1	0.25	<0.1	<0.08	Bal.	

合金时效后的硬度, 载荷为 9.8 N, 加载时间为 10 s, 每个试样取 5 点平均值。采用 FEIQuanta-200 扫描电子显微镜对样品进行二次电子扫描分析, 主要观察实验合金拉伸断口形貌。采用 TECNAIG²20 型透射电镜观察时效析出相的形貌、尺寸和分布。

采用 MTS810 型材料试验机进行常规拉伸试验和断裂韧性测试。根据 GB/T 228.1—2010《金属拉伸试验方法》设计室温拉伸试样的尺寸并进行力学性能测试, 图 1 所示为拉伸试样的尺寸示意图。取样方向为轧向(RD)、横向(TD)和 45°方向, 测试 6 个平行试样取平均值作为拉伸性能测试的最终结果。

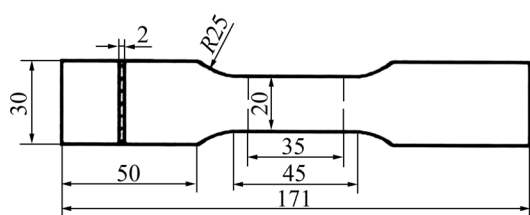


图 1 拉伸试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of tensile specimen dimension (Unit: mm)

测定 K_{IC} 时使用的试样尺寸要保证试样裂纹尖端的区域符合小范围屈服条件和平面应变状态, 沿轧向取紧凑拉伸(CT)试样, 试样尺寸如图 2 所示($W/B=2$, $B=20$ mm)。测试前用砂纸将试样表面打磨至表面光亮, 避免表面不平产生应力集中影响 K_{IC} 值, 测试 5 个平行试样取平均值。

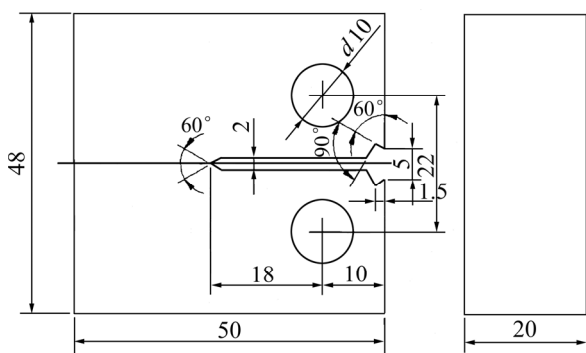


图 2 断裂韧性测试的紧凑拉伸试样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of compact tension specimen for fracture toughness tests (Unit: mm)

2 结果与讨论

2.1 组织分析

图 3 所示为合金原始状态的三维金相照片。由图

3 可知: 经过预变形处理的板材, 其 RD 方向的晶粒沿轧制方向被拉长, 表现出明显的纤维状组织特征。TD 方向的晶粒呈不规则形状, 晶粒尺寸比较大, 说明实验合金已发生部分再结晶。

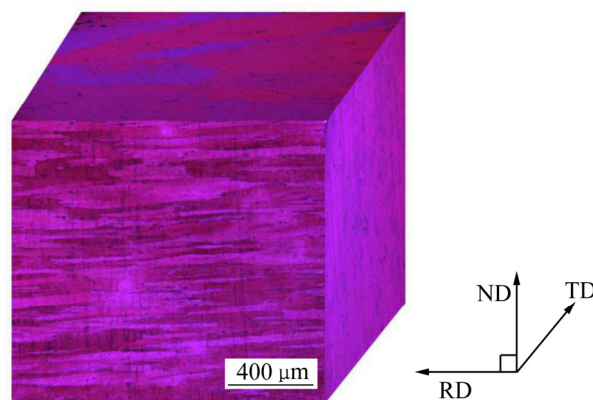


图 3 2050 合金的三维金相照片

Fig. 3 Triplanar optical micrograph of 2050 alloy

图 4 所示为原始材料及经过不同热处理(固溶处理、不同温度时效处理)的实验合金的 XRD 谱。由图 4 可以看出, 经固溶处理后, 实验合金的 XRD 谱只有 Al 峰, 没有沉淀相对应的峰, 经不同温度时效后, 实验合金基体中析出了较多的 T_1 相(Al_2CuLi), 说明 2050 铝锂合金时效后, 主要析出相为 T_1 相。

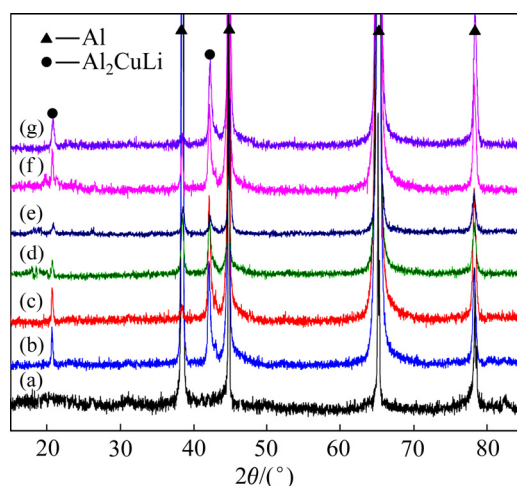


图 4 2050 合金经不同热处理后的 XRD 谱

Fig. 4 XRD patterns of 2050 alloy after different heat treatments: (a) Solution; (b) 145 °C, peak-age; (c) 145 °C, over-age; (d) 150 °C, peak-age; (e) 150 °C, over-age; (f) 155 °C, peak-age; (g) 155 °C, over-age

图 5 所示为 2050 合金经不同时效处理后的 TEM 像, 入射电子的衍射方向为 $\langle 112 \rangle_\alpha$, 图 5(a)、(b)和

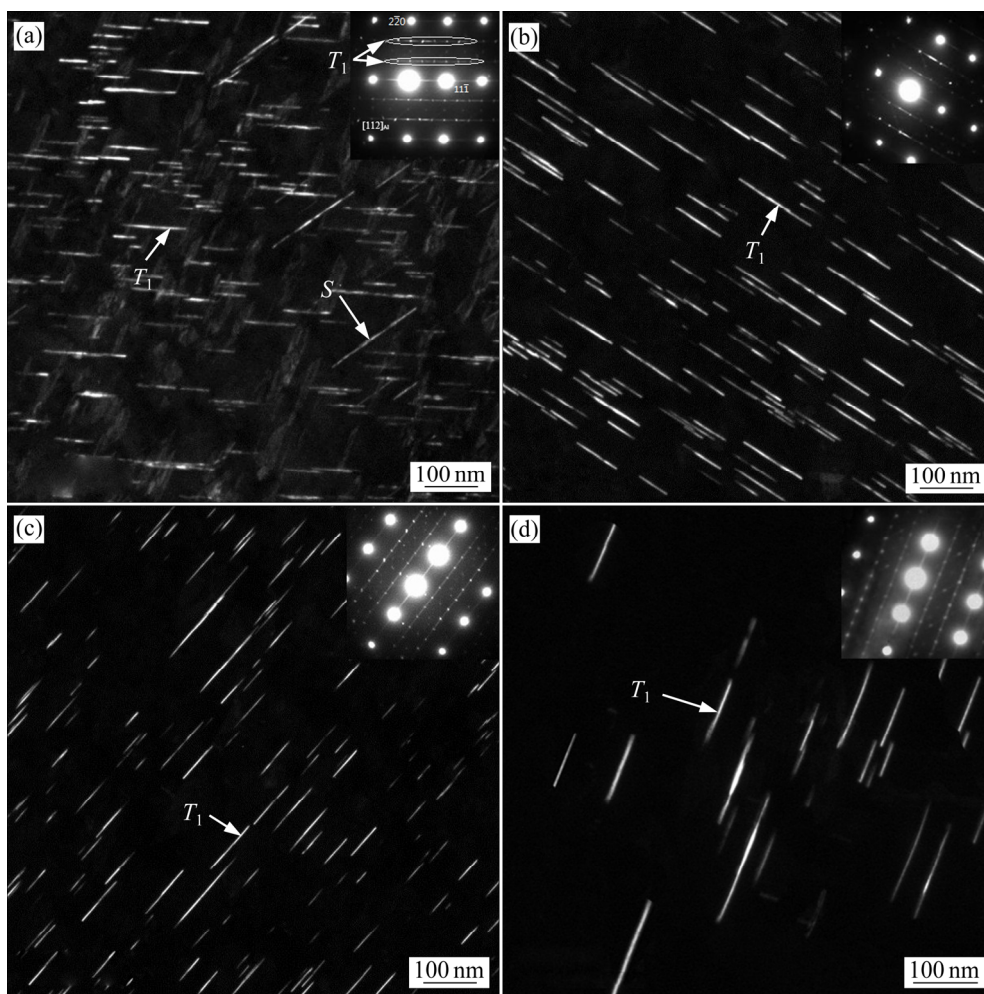


图 5 不同时效制度处理后的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of 2050 alloy after different heat treatments: (a) 145 °C, 80 h; (b) 150 °C, 64 h; (c) 155 °C, 48 h; (d) 155 °C, 72 h

(c)所示分别为合金在不同温度下峰时效的照片。可以看出均析出了细小的针状相, 为 T_1 相(Al_2CuLi)。图 5(a)所示为合金在 145 °C 时效 80 h 后合金的微观组织, 可以看出, 析出了数量较多的细小 T_1 相和较少的 S 相, 从对应的衍射斑点可以观察到 T_1 相的斑点比较明亮, S 相较暗。图 5(b)所示为合金在 150 °C 温度时效 64 h 的微观组织, 仅能观察到 T_1 相, 且析出的 T_1 相尺寸比 145 °C 时效的析出相略微增大。图 5(c)所示为在 155 °C 时效 48 h 的微观组织, 析出了大量弥散分布的 T_1 相, 且在 3 个温度峰时效状态, T_1 相尺寸最大, 当 155 °C 时效时间延长到 72 h 后, 如图 5(d)所示, T_1 相变粗, 且分布比较稀疏。

图 6 所示为实验合金在 145 °C 时效不同时间的常规拉伸的断口形貌。时效时间分别为 48、60 和 96 h, 为穿晶断裂与沿晶断裂共存的混合型断口。图 6(a)、(b)和(c)所示为 RD 方向的拉伸断口形貌, 随着时效时间延长, 韧窝逐渐减少, 韧窝深度逐渐变浅, 图 6(d)、

(e)和(f)所示为沿 45°方向的拉伸断口形貌, 与 RD 方向相比, 韧窝数量明显较少, 尺寸更加细小; 图 4(g)、(h)和(i)所示为 TD 方向的拉伸断口形貌, 基本观察不到韧窝。

对经过 145 °C 时效 80 h 的实验合金进行了断裂韧性测试, 图 7 所示为相应的断口照片。由图 7(a)可以看出, 起裂区有大量韧窝存在; 由图 7(b)可以看出, 与起裂区相比, 稳态扩展区韧窝数量明显减少, 且韧窝深度变浅, 出现了少量的分层开裂现象。由图 7(c)可以看出, 与稳态扩展区相比, 稳态扩展区分层开裂的密度增大, 出现了准解理形貌。在失稳扩展区观察不到韧窝的存在, 由图 7(d)可以看出, 表现出明显的准解理断裂特征。

2.2 性能测试

图 8 所示为实验合金在不同温度时效的时效硬化曲线, 时效温度分别为 145、150 和 155 °C。由图 8

可以看出,不同温度的时效硬化曲线的变化趋势基本一致,时效初期的硬度均出现明显下降,随着时效时间延长,硬度显著增加,分别在时效 80、64 和 48 h 后硬度开始下降。比较 3 条时效硬度曲线可知,当时效温度较低时,达到峰值硬度的时间较长,对应的硬度值在实验室条件下达到最大。

合金初始状态的硬度较高,这是由于预变形产生的位错与溶质原子发生交互作用产生固溶强化。时效初期,合金中析出 GP 区,但固溶强化效果减小,两者效果叠加使得合金硬度下降^[15-16]。随着时效时间的延长,开始析出强化相 T_1 相,预变形产生的位错为析出相提供了形核能,促进大量 T_1 相析出,硬度显著增加。随着时效继续进行,合金中析出的 T_1 相逐渐增多,且分布更加密集,位错切过需要更大的切应力,同时合金中还析出了少量的 S 相,这些沉淀相综合作用使合金硬度达到峰值。随着时效时间进一步延长, T_1 相

尺寸逐渐变大, S 相减少,强化效果减弱,合金硬度下降。时效温度越高, T_1 相长大越快,合金达到峰值硬度的时间越短,由于先析出的 T_1 相长大过快,在一定程度上抑制了新相的形核,导致 T_1 相整体数量减少,尺寸较大,强化效果下降,因此 155 °C 温度峰时效的合金硬度要比 145 °C、150 °C 时的更低。

取不同温度的不同时效状态的实验合金进行常规拉伸试验,测试结果如图 9 所示。其中图 9(a)、(d)和 (g)所示分别为在 145 °C 时效 48、80 和 96 h 后的拉伸性能,图 9(b)、(e)和 (h)所示分别为 150 °C 时效 16、64 和 120 h 的拉伸性能,图 9(c)、(f)和 (i)所示分别为 155 °C 时效 8、48 和 72 h 的拉伸性能。从图 9 可看出, RD 方向的抗拉强度和屈服强度较高,45° 方向合金的伸长率较高,随着时效温度的升高,合金各向异性明显减小,155 °C 时效后 RD 方向的抗拉强度和屈服强度与 TD 方向的十分接近。

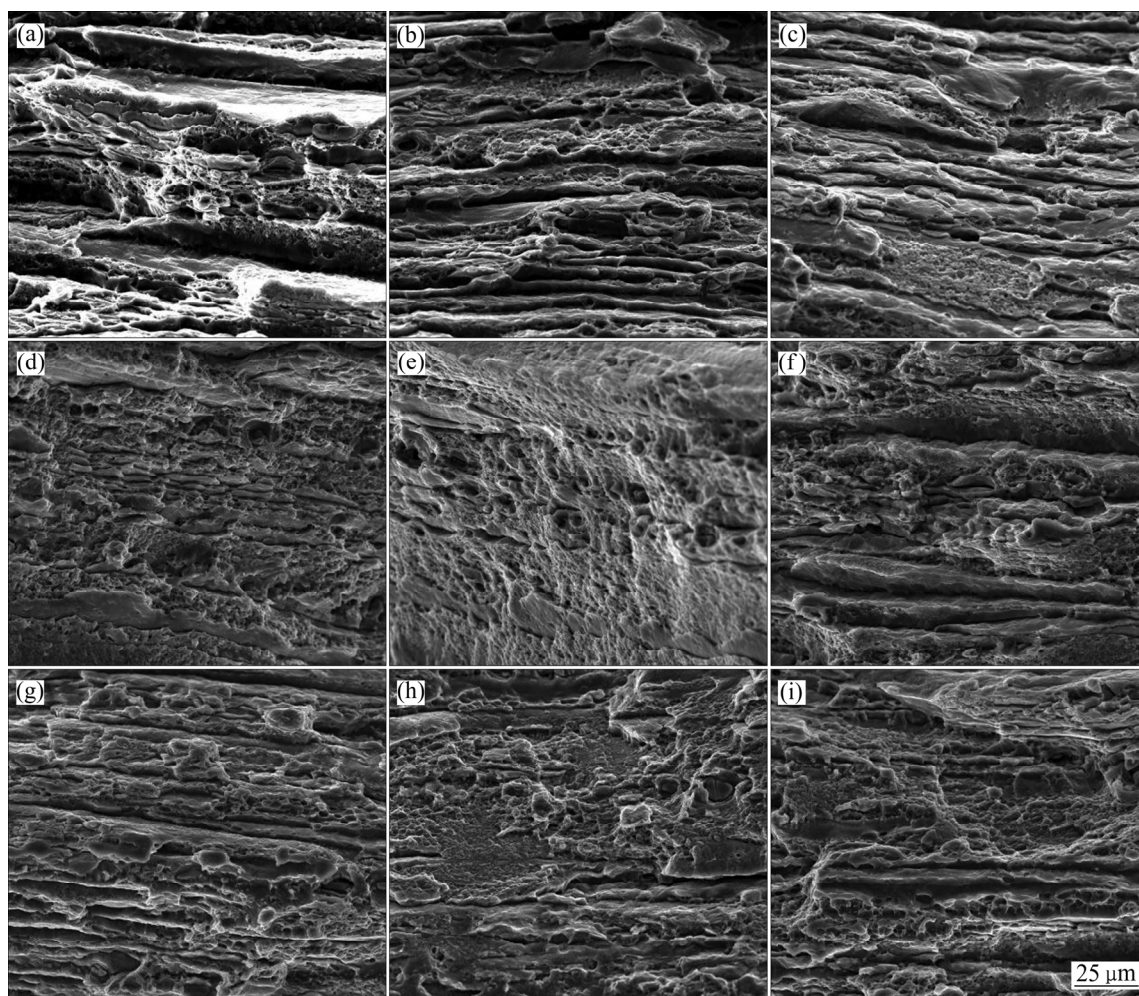


图 6 145 °C 时效不同时间的实验合金不同取向的拉伸断口形貌

Fig. 6 Fractographs of 2050 alloy at different directions after being aged at 145 °C for different aging time: (a) 48 h, rolling direction; (b) 60 h, rolling direction; (c) 96 h, rolling direction; (d) 48 h, 45° to rolling direction; (e) 60 h, 45° to rolling direction; (f) 96 h, 45° to rolling direction; (g) 48 h, transverse direction; (h) 60 h, transverse direction; (i) 96 h, transverse direction

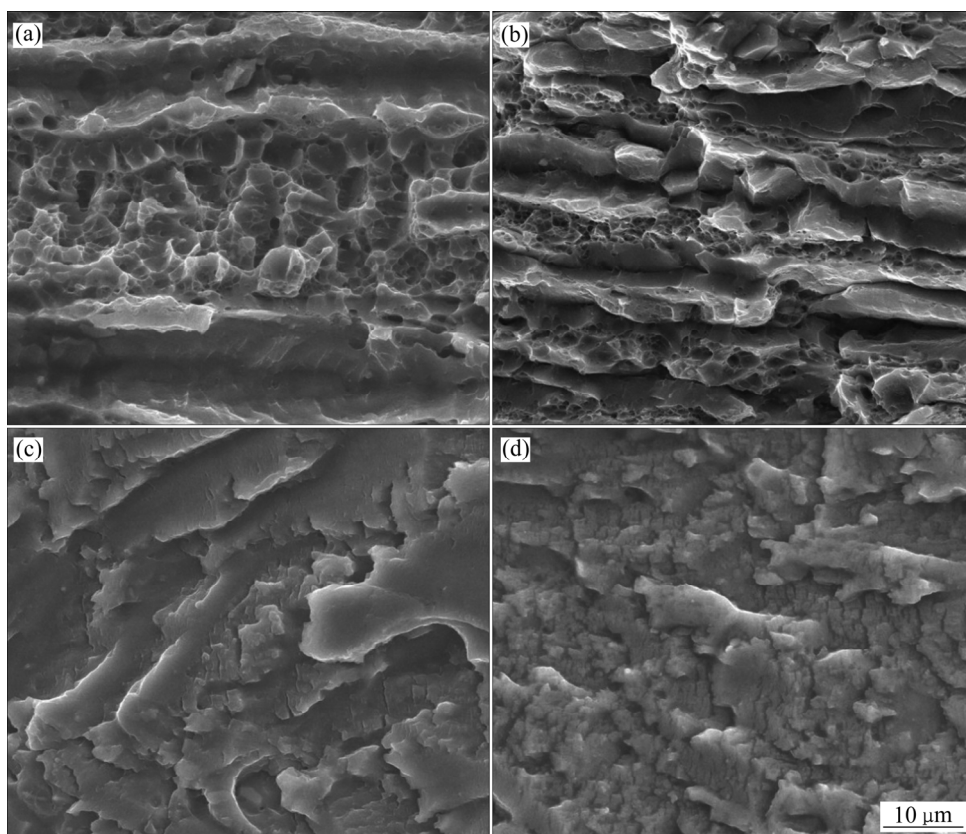


图 7 2050 铝锂合金(145 °C, 80 h)时效态的断口形貌

Fig. 7 Fractographs of 2050 alloy aged at 145 °C for 80 h: (a) Beginning stage; (b) Steadiness stage; (c) Near un-steadiness stage; (d) Un-steadiness stage

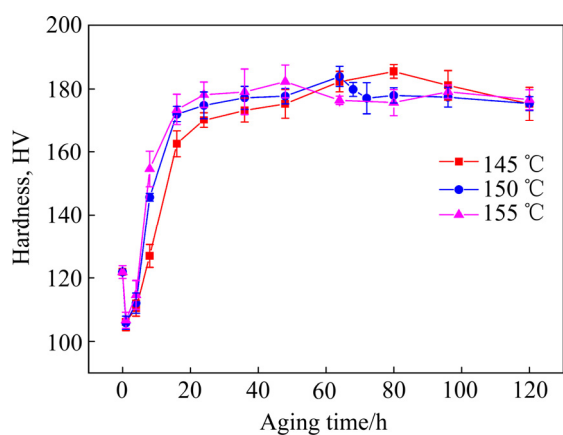


图 8 2050 合金在不同温度下的时效硬化曲线

Fig. 8 Hardness curves of 2050 alloy aged at different temperatures

晶粒形状、时效析出相和织构等的交互作用会影响合金的各向异性^[20]。从金相显微组织可以看出, 合金的晶粒为扁平状, 沿着轧制方向显著被拉长, 因此与轧制方向呈不同角度的晶界密度也不同, 产生的强化效果也不同, 室温拉伸后使材料产生各向异性; 由

于 Al-Cu-Li 合金有明显的沿晶断裂的倾向, 这种沿晶断裂的比例不同会引起合金断裂时的各向异性^[21]。合金经预变形后产生大量的位错, 位错密度在 4 个{111}惯习面存在较大差异, 在承受分切应力高的{111}面上, T_1 相将有更多的形核位置, 导致不同方向上分布不均匀, 析出相的强化效果不同, 引起合金力学性能上的各向异性。另一方面轧制过程中晶粒沿着轧向伸长, 也会导致合金的各向异性, 使合金沿 RD 方向的强度要显著高于 TD 方向和 45°方向的强度。

对 145、150 和 155 °C 峰时效态的实验合金进行平面断裂韧性试验, 结果如表 2 所示, K_{IC} 值分别为 37.42、32.74 和 32.29 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 可以看出, 时效温度越高, 合金断裂韧性的 K_{IC} 值越低。 K_{IC} 值越高, 合金板材的断裂应力就越大, 越不易断裂, 故 145 °C 温度下材料抵抗断裂的能力最好。

合金时效后析出了大量的 T_1 相, 随着时效时间的延长, T_1 相逐渐在晶界处聚集长大, 粒子之间的距离缩小, 位错不易切过粒子而是绕过, 使合金在变形过程中滑移的阻力增加, 引起应力集中, 导致裂纹产生合金发生断裂。时效温度越高, 晶界的沉淀相尺寸越

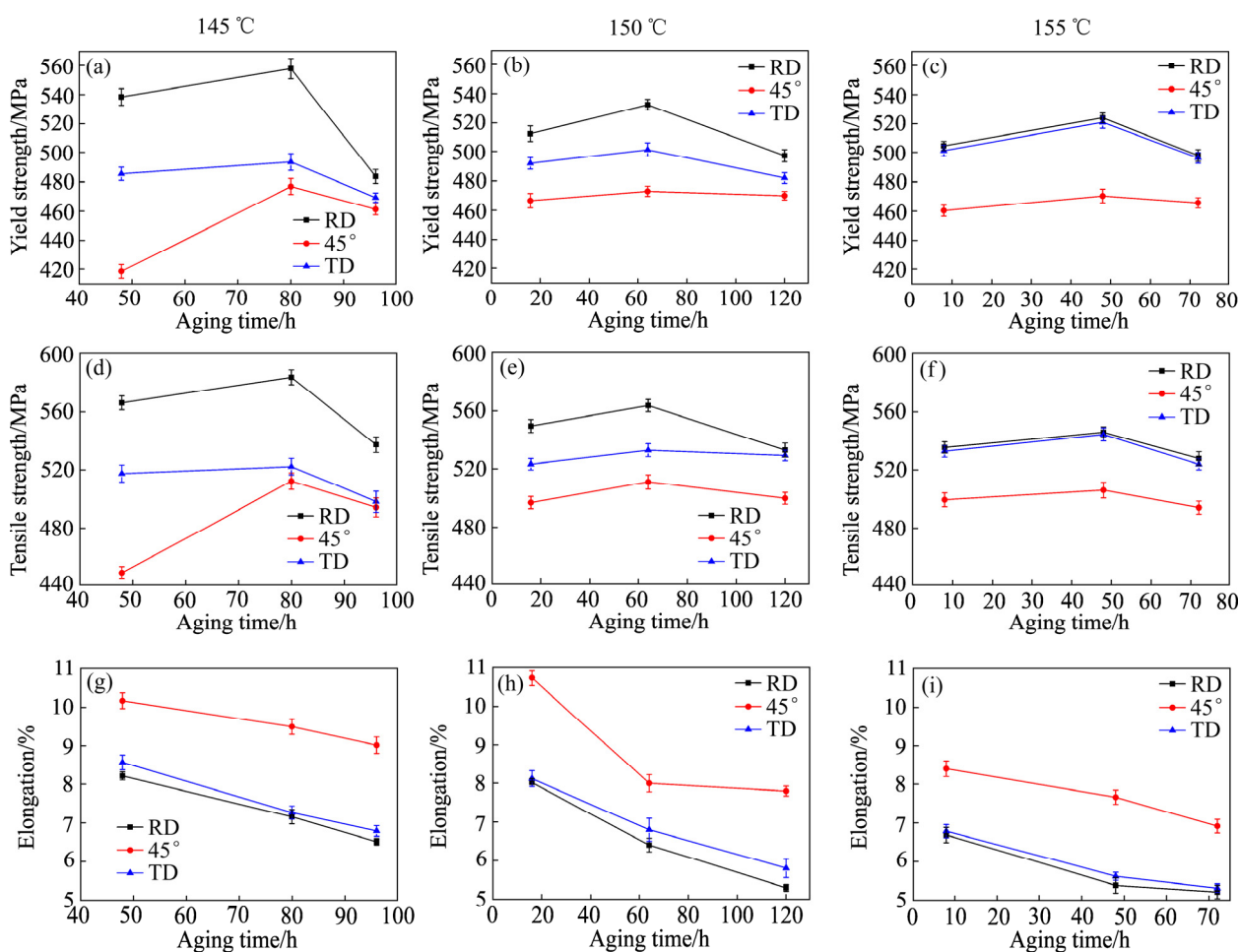


图9 2050合金在不同温度时效后的拉伸性能

Fig. 9 Tensile properties of 2050 alloy aged at different temperatures: (a), (b), (c) Yield strength; (d), (e), (f) Tensile strength; (g), (h), (i) Elongation

表2 合金在不同温度时效后的平面断裂韧性

Table 2 Fracture toughness of 2050 alloy aged at different temperatures

Temperature/ °C	$K_{IC}/(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})$			
	No.1	No.2	No.3	Mean
145	37.31	37.42	37.54	37.42
150	32.67	32.79	32.75	32.74
155	32.33	32.21	32.32	32.29

大, 粒子间距离越小, 断裂需要的临界应变能越小, 粗大析出相附近容易形成较多的微孔^[22], 促进裂纹的产生和扩展, 导致合金的断裂韧性下降。

3 结论

1) 时效制度对实验合金的室温拉伸性能有较大

的影响, 与其他2系铝锂合金相比, 2050铝锂合金的最佳时效温度较低, 当时效制度为(145 °C, 80 h)时, 合金在实验室条件下拉伸性能和断裂韧性最佳。

2) 时效温度对实验合金的各向异性影响较大, 在三个取样方向中沿RD方向的屈服强度和抗拉强度最高, 沿45°方向的伸长率最高, 合金的各向异性主要归因于合金析出相的位向关系。

3) 在实验温度范围内, 145 °C时效80 h后合金的断裂韧性 K_{IC} 值最高, 达到 $37.42 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$; 155 °C时效48 h后合金的断裂韧性 K_{IC} 值最低, 达到 $32.29 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

REFERENCES

- [1] GUPTA R K, NAYAN N, NAGASIREESHA G, SHARMA S C. Development and characterization of Al-Li alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 420(1): 228–234.

- [2] 周昌荣, 潘青林, 朱朝明, 何运斌, 尹志民. 新型铝锂合金的研究和发展[J]. 材料导报, 2004, 18(5): 30–32.
ZHOU Chang-rong, PAN Qing-lin, ZHU Chao-ming, HE Yun-bing, YIN Zhi-min. Development and study of new types aluminum-lithium alloys[J]. Materials Review, 2004, 18(5): 30–32.
- [3] FRIDLYANDER I N. Russian aluminum alloys for aerospace and transport applications[J]. Materials Science Forum, 2000, 331: 921–926.
- [4] WANHILL R J H, BRAY G H. Chapter 2-aerostructural design and its application to aluminum-lithium alloys[J]. Aluminum-lithium Alloys, 2014, 14(7): 27–58.
- [5] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. Metall Mater Trans A, 2012, 43(9): 3325–3337.
- [6] 高洪林, 吴国元. Al-Li 合金的研究进展[J]. 材料导报, 2007, 21(6): 87–90.
GAO Hong-lin, WU Guo-yuan. Research progress in Al-Li alloys[J]. Materials Review, 2007, 21(6): 87–90.
- [7] 郑子樵, 李劲风, 李红英, 陈志国, 李世晨, 谭澄宇. 新型铝锂合金的研究进展与应用[C]// 第十四届中国有色金属学会材料科学与工程合金加工学术研讨会文集. 三亚: 中国有色金属学会, 2011: 1–9.
ZHENG Zi-qiao, LI Jin-feng, LI Hong-ying, CHEN Zhi-guo, LI Shi-chen, TAN Cheng-yu. The research progress and application of new Al-Li alloy[C]// The 14th China Nonferrous Metals Society of Materials Science and Engineering Alloy Processing and Academic Seminar of Corpus. Sanya: China Nonferrous Metals Society, 2011: 1–9.
- [8] LEQUEU P, SMITH K, DANIELOU A. Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2010, 19(6): 1–7.
- [9] 王浩军, 史春玲, 贾志强, 曾卫东. 铝锂合金的发展及研究现状[J]. 材料热处理技术, 2012, 41(14): 83–85.
WANG Hao-jun, SHI Chun-ling, JIA Zhi-qiang, ZENG Wei-dong. Development and current status of aluminum-lithium alloy[J]. Material & Heat Treatment, 2012, 41(14): 83–85.
- [10] LI HY, TANG Y, ZENG Z, ZHENG Z Q, ZHENG F. Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al-Cu-Li-Zn-Mg-Mn-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 498(1/2): 314–320.
- [11] AHMADI S, ARABI H, SHOKUHARC 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.
- [12] 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 ageing 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.
- [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] 毛柏平, 闫晓东, 沈健. 2197 铝锂合金形变热处理中 T_1 相的析出行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(9): 2366–2371.
MAO Bai-ping, YAN Xiao-dong, SHEN Jian. Precipitation behavior of T_1 phase during thermo-mechanical treatment of 2197 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(9): 2366–2371.
- [15] CHEN Zhong-wei, ZHAO Kai, FAN Li. Combinative hardening effects of precipitation in a commercial aged Al-Cu-Li-X alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2013, 588(24): 59–64.
- [16] 袁志山, 吴秀亮, 陆政, 谢优化, 戴胜龙. 2A97 铝锂合金时效行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(11): 1898–1902.
YUAN Zhi-shan, WU Xiu-liang, LU Zheng, XIE You-hua, DAI Sheng-long. The aging behavior of aluminum-lithium alloy 2A97[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(11): 1898–1902.
- [17] 林毅, 郑子樵, 李世晨. 2099 铝锂合金微观组织及性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(7): 1848–1854.
LIN Yi, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen. Microstructures and properties of 2099 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(7): 1848–1854.
- [18] CUI Jiang-guo, FU Yong-hui, LI Nian, SUN Jun, HE Jia-wen, DAI Yao. Study on fatigue crack propagation and extrinsic toughening of an Al-Li alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 281(32): 126–131.
- [19] 王浩军, 史春玲, 杨文华, 张超, 曾卫东. 时效时间对 2198 铝锂合金组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2013, 42(9): 187–189.
WANG Hao-jun, SHI Chun-ling, YANG Wen-hua, ZHANG Chao, ZENG Wei-dong. Effect of aging time on microstructure and mechanical properties of 2198 Al-Li alloy[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(9): 187–189.
- [20] CSONTOS A A, STARKE E A. The effect of processing and microstructure development on the slip and fracture behavior of the 2.1wt pct Li AF/C-489 and 1.8wt pct Li AF/C-458 Al-Li-Cu-X alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(8): 1965–1976.
- [21] 李红英, 欧玲, 郑子樵. 2195 铝锂合金的各向异性研究[J].

- 材料工程, 2005, 40(10): 31–34.
- LI Hong-ying, OU Ling, ZHENG Zi-qiao. Study on the anisotropy of 2195 Al-Li alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2005, 40(10): 31–34.
- [22] 韩念梅, 张新明, 刘胜胆, 宋丰轩. 预拉伸对 7050 铝合金断裂韧性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2088–2093.
- HAN Nian-mei, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, SONG Feng-xuan. Effect of prestretching on fracture toughness of 7050 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(11): 2088–2093.

Effect of aging treatment on microstructures and properties of 2050 aluminum lithium alloy

LI Hong-ying^{1, 2, 3, 4}, WANG Xiao-yu^{1, 2}, YU Wei-chen^{1, 2}

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

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education,

Central South University, Changsha 410083, China;

3. Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation Center,

Central South University, Changsha 410083, China;

4. Science and Technology on High Strength Structural Materials Laboratory, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of aging process on the microstructure and properties of 2050 Al-Cu-Li alloy were investigated by optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, hardness tests, tensile properties tests and fracture toughness tests. The results show that the optimum aging treatment is determined as (145 °C, 80 h). The main precipitates of the alloy in T8 temper are T_1 phase and S phase at peak aging. The number of S phase is very small and the main strengthening phase is T_1 phase and the strengthening effect is better. The anisotropy during aging treatment for 2050 Al-Li alloy shows that, the yield strength and tensile strength of rolling orientation are the highest. With the increase of temperature, the fracture toughness of alloy decreases.

Key words: 2050Al-Li alloy; aging; T_1 phase; anisotropy

Received date: 2017-09-28; **Accepted date:** 2018-03-01

Corresponding author: LI Hong-ying; Tel: +86-731-88879341; E-mail: lhying@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)