

文章编号:1673-9981(2018)03-0183-08

2050 铝锂合金厚板的断裂韧性及微观组织

陆丁丁¹,李劲风¹,蔡文鑫¹,游文²,张敏²

1. 中南大学材料科学与工程学院,湖南长沙 410083;2. 西南铝业(集团)有限责任公司,重庆 410326

摘要:通过力学性能测试及扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM),对2050铝锂合金厚板150℃ T8态时效时不同方向的拉伸性能、断裂韧性及微观组织进行了研究.结果表明:随着时效的进行,2050铝锂合金厚板强度逐渐升高,伸长率和断裂韧性逐渐降低;时效至30 h时,合金达到时效峰值,其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为598 MPa,568 MPa,9.6%;继续延长时效时间,合金的拉伸性能和断裂韧性均趋于稳定. T1相和 θ' 相的析出有利于合金强度的提高,但T1相的长大易导致应力集中和微孔形成,从而降低合金的断裂韧性.该合金在L-T方向(轧向)的拉伸性能明显优于T-L(横向)和S-L(厚向)两个方向,且断裂韧性存在明显的方向依赖性.在时效各阶段,合金的断裂韧性值在L-T,T-L,S-L三个方向上依次降低;合金晶界在L-T方向的数量较少且裂纹扩展无方向性,断裂韧性和拉伸性能较优.

关键词:2050 铝锂合金;微观组织;断裂韧性

中图分类号:TG146.2

文献标识码:A

迄今为止,国际上铝锂合金已经历三代的发展.其中,第三代铝锂合金因具有比强度高、耐疲劳性能优良和热稳定性高等优点被认为是未来最理想的航空航天结构材料^[1-2].采用铝锂合金取代常规铝合金,可使结构件减重10%~15%,刚度提高15%~20%^[3].2050铝锂合金是第三代铝锂合金的典型代表,由Alcan公司于2004年在美国铝业公司注册,其Li含量较低,在保证强度情况下提高了合金的损伤容限^[4].2050铝锂合金厚板结合了2xxx系铝合金薄板和7xxx系铝合金厚板两者优点,兼具优良的耐损伤性能和较高的强度,可用于飞行器的翼梁和翼肋^[4-6].与7050铝合金厚板相比,2050铝锂合金厚板具有更高弹性模量和更优良的耐损伤性能,在应用中能获得更好的减重效果^[7].

断裂韧性作为评价材料耐损伤性能的一个重要指标,是重点考查的性能之一^[8-9].大量研究表明,铝锂合金的断裂韧性与热处理工艺,尤其是时效工艺紧密相关,且厚板不同方向上的性能也可能存在差异^[10-12].国内外对应用较广泛的7xxx系铝合金和2xxx系铝合金断裂韧性已有较多的研究^[13-17],由于

国内尚未立项开展2050铝锂合金研究,仅对实验室规格2050铝锂合金进行了部分研究^[7],对其厚板断裂韧性的研究基本是空白.本文研究厚度80 mm的2050铝锂合金厚板T3态时效时不同方向的拉伸性能及断裂韧性,为2050铝锂合金的工业化提供参考.

1 实验部分

实验材料为西南铝业有限责任公司提供的厚度80 mm的2050铝锂合金T3态板材,其拉伸预变形量为4%.从T3态厚板上取料后直接在时效炉中进行人工时效处理,即T8态时效,时效温度为150℃.拉伸试样和断裂韧性试样的取样方向分别为S-L,L-T,T-L三个方向,且L-T和T-L两个方向的拉伸试样和断裂韧性试样的取样位置为厚度方向的中心层,如图1所示.用MTS810电液伺服万能材料试验机进行拉伸性能和断裂韧性测试.测试拉伸试样时按标准ASTM-E399-05执行,其平行段长度为35 mm,拉伸应变速率为0.01 s⁻¹.测试断裂韧性试

收稿日期:2018-04-12

作者简介:陆丁丁(1992-),男,湖南长沙人,硕士研究生.

样时按标准 SAE AMS 4413-2050-T84 2007 执行，预制裂纹长度为 2 mm。

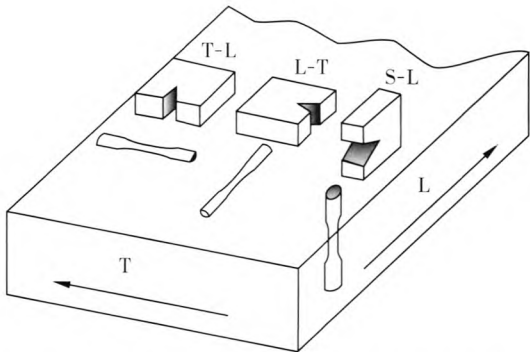


图 1 厚板拉伸试样及断裂韧性试样的取样示意图
Fig. 1 Sampling diagram of tensile specimen and fracture toughness specimen

采用 FEI Quanta200 扫描电镜 (SEM) 观察断裂韧性试样断口形貌. 采用 Laica 光学显微镜观察金相组织, 在 1.8% 氟硼酸水溶液中采用直流电对金相样品表面进行阳极覆膜, 电压为 25 V, 电流控制 0.5~5 mA; 采用 Tecnai G² 20 型透射电镜 (TEM) 观察样品的微观组织, 加速电压为 200 kV, 通过机械减薄和电解双喷减薄制取 TEM 试样, 电解溶液为硝酸 ($\varphi=25\%$) + 甲醇 ($\varphi=75\%$) 混合溶液, 温度为 -25°C 以下。

2 实验结果与讨论

2.1 拉伸性能及断裂韧性

2050 铝锂合金厚板 150℃ 时效时沿 L-T 方向的拉伸性能如图 2 所示. 由图 2 可知, 时效时间为 15 h 时, 合金处于欠时效状态, 抗拉强度为 567 MPa, 屈服强度为 528 MPa, 伸长率为 11.3%; 当时效至 30 h 时, 合金到达峰时效, 其抗拉强度、屈服强度、伸长率分别为 598 MPa, 568 MPa, 9.8%; 时效时间为 45 h 时, 合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率分别为 598 MPa, 569 MPa, 9.3%. 即到达峰时效后, 继续延长时效时间, 合金的强度和伸长率基本保持稳定。

2050 铝锂合金厚板 150℃ 时效时不同方向的拉伸性能如图 3 所示. 由图 3 可以看出, 整个时效过程中, 合金在 L-T (轧向)、T-L (横向)、S-L (厚向) 三个方向的屈服强度和伸长率依次降低; L-T 方向的

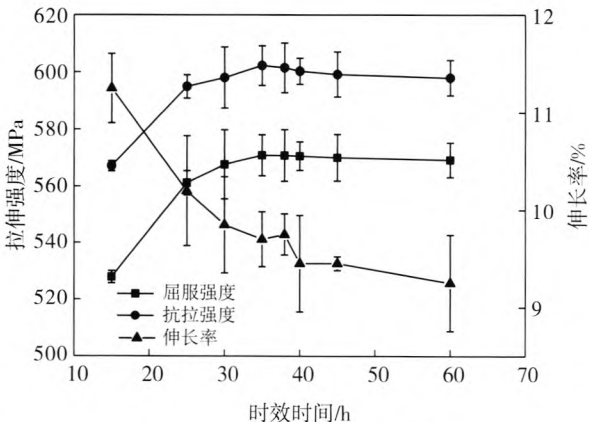


图 2 2050 铝锂合金厚板 150℃ 时效时 L-T 方向的拉伸性能
Fig. 2 Tensile properties of 2050 Al-Li alloy thick plate in longitudinal rolling direction at the aging temperature of 150 °C

抗拉强度明显高于其他两个方向, 但 T-L 和 S-L 两个方向的抗拉强度差别不大. 时效时间为 30 h 时, 合金在 T-L 方向的抗拉强度、屈服强度、伸长率分别为 561 MPa, 514 MPa, 6.3%, 而 S-L 方向分别为 553 MPa, 476 MPa, 4.5%. 随时效的进行, T-L 和 S-L 两个方向的强度与伸长率呈现与 L-T 方向相同的规律. 时效初期, 合金的强度较低, 伸长率较高; 达到峰时效后, 随时效时间延长, 合金的强度和伸长率趋于稳定。

2050 铝锂合金厚板不同方向断裂韧性随时效时间的变化如图 4 所示. 图 4 显示, 欠时效时, 合金在 L-T, T-L, S-L 三个方向上的断裂韧性值依次降低, 分别为 $42.6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $34.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $27.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. 时效时间为 30 h 时, L-T, T-L, S-L 三个方向的断裂韧性值分别为 $34.4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $28.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $22.4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. 时效至 45 h 时则分别为 $32.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $27.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $21.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. 随时效时间延长, 合金的断裂韧性明显下降. 峰时效之后, 断裂韧性下降不明显. 时效过程中, 合金不同方向的断裂韧性规律与屈服强度随时效时间的变化规律成反相关关系, 即随时效延长, L-T, T-L, S-L 三个方向的屈服强度均表现为增加的趋势, 而断裂韧性随时效延长均降低。

2.2 断口形貌

图 5 为 2050 铝锂合金厚板在 150℃ 时效 30 h 近峰时效后断口 SEM 照片, 不同方向的断口形貌存在较大的区别. 从图 5(a) 低倍照片可以看出, 合

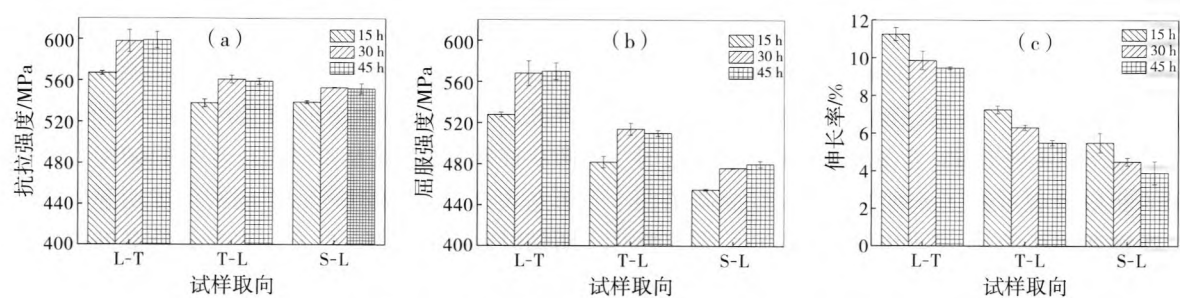


图 3 2050 铝锂合金厚板 150℃时效时不同方向的拉伸性能
(a)抗拉强度;(b)屈服强度;(c) 伸长率

Fig. 3 Tensile properties of 2050 Al-Li alloy under different orientation at the aging temperature of 150 °C
(a) tensile strength;(b) yield Strength;(c) elongation

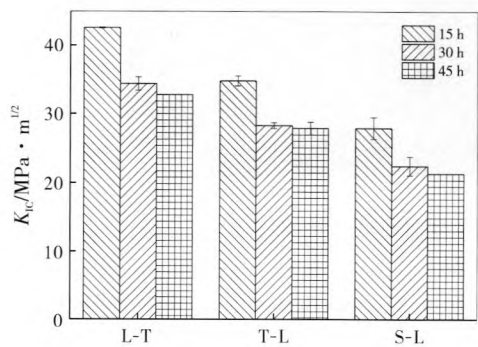


图 4 2050 铝锂合金厚板不同方向断裂韧性随时效时间的变化
Fig. 4 Fracture toughness of 2050 Al-Li alloy thick plate under different orientation with aging time

金在 L-T 方向上的断裂面很不平整,其主要的断裂方式是穿晶断裂,细小微裂纹沿断裂方向大量出现;在图 5(b)高倍照片中可观察到大量的不同尺寸的韧窝,其中大韧窝中出现一些 1 μm 左右的第二相粒子,大韧窝周围则分布有细小而且较深的小韧窝群,形态多为圆形.图 5(c)、5(d)为 T-L 方向的断口形貌.图 5(c)低倍照片显示,断裂面的撕裂棱分布均匀、方向一致,其主要的断裂方式是沿晶断裂,也有少量的穿晶断裂;图 5(d)高倍照片显示部分第二相粒子沿着裂纹扩展方向呈流线分布,其间夹杂着细小的韧窝群.总体来说,T-L 方向的韧窝群数量较 L-T 方向少.图 5(e)显示合金在 S-L 方向上断口形貌较为平整,呈层状分布,其主要的断裂方式是沿晶断裂;从图 5(f)高倍照片中仍然可观察到韧窝,但

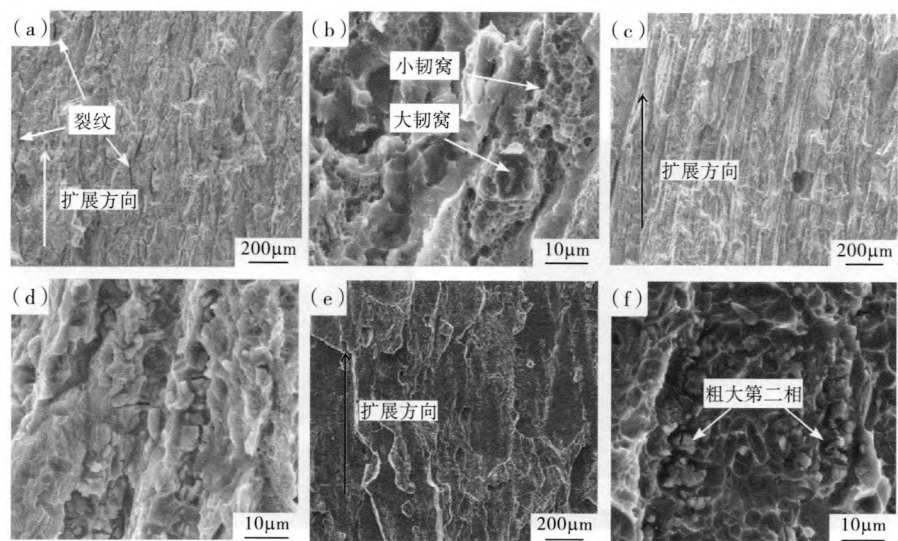


图 5 2050 铝锂合金厚板时效 30h 时不同方向断口 SEM 照片
(a),(b)L-T 取向;(c),(d)T-L 取向;(e),(f)S-L 取向

Fig. 5 SEM images of fracture toughness of 2050 Al-Li alloy thick plate aging time for 30h in different directions
(a),(b) L-T orientation;(c),(d) T-L orientation;(e),(f) S-L orientation

相对于 T-L 方向和 L-T 方向断口上的韧窝而言,其尺寸较大,且深度较浅;粗大的第二相粒子沿着裂纹扩展方向呈流线分布,与 T-L 方向规律相同。

在低倍 SEM 照片中,合金在相同方向不同时效时间的断口形貌观察不到明显区别,但在高倍照片中可观察到细微差别。不同时效时间 S-L 方向断口的低倍照片均较为平整(图略),但高倍照片(图

6)可观察到韧窝的区别。图 6 为 2050 铝锂合金厚板时效 15 h 及 45 h 后 S-L 方向断口形貌的高倍 SEM 照片。欠时效时,合金的韧窝尺寸均匀,形态多为椭圆状或圆形。时效至 45 h 时,合金的韧窝尺寸变大,形态大部分呈扁椭圆状,但韧窝深度明显降低。这说明随时效时间延长,在 S-L 方向是沿晶断裂,其韧窝尺寸增大,形态由圆形渐变为扁椭圆状,且深度降低。

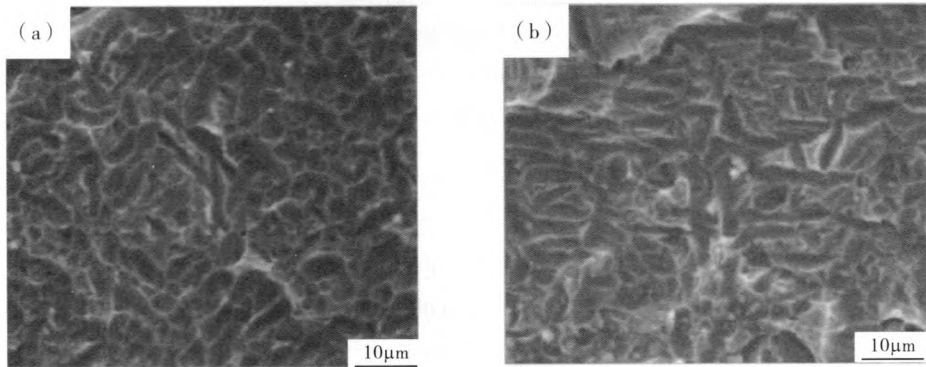


图 6 2050 铝锂合金厚板不同时效时间后 S-L 方向断口 SEM 照片
(a) 时效 15 h;(b) 时效 45 h

Fig. 6 SEM images of fracture toughness of 2050 Al-Li alloy thick plate on S-L orientation under different aging time
(a)15 h; (b)45 h

2.3 显微组织

图 7 为 2050 铝锂合金厚板横截面(S-L 方向)和纵截面(L-T 方向)的金相照片。图 7(a)显示,横截面上的合金晶粒形态呈椭圆状,沿板材宽度方向尺寸长 300~400 μm;图 7(b)显示,纵截面上的晶粒形态呈长条状,沿轧制方向达 1000 μm 以上,沿厚度方向约为 100 μm。

图 8 为 2050 铝锂合金厚板轧面(S-L 方向)的 SEM 照片及部分难溶残余第二相粒子的分析能谱图(EDS)。从图 8(a)可以看出,合金经固溶处理之后,晶界处残留着部分难溶第二相粒子。从图 8(b)EDS 的分析结果可知,这些残余的难溶相粒子主要为含 Mn,Fe,Cu 等元素的 AlFeMn 等脆性相粒子。

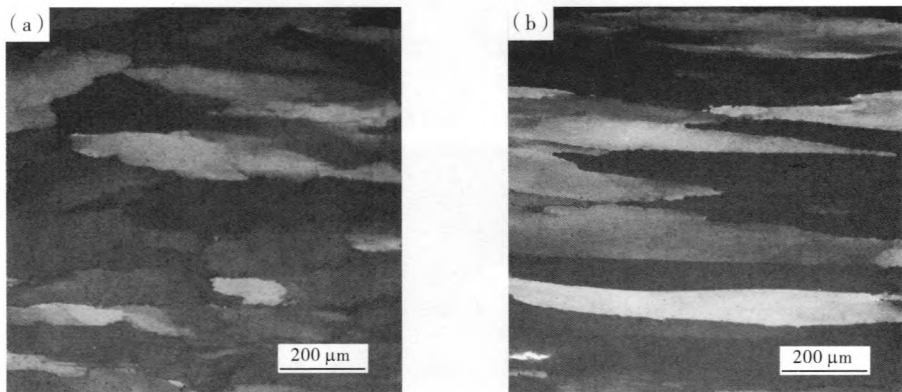


图 7 2050 铝锂合金厚板不同截面的金相照片
(a) 横截面;(b) 纵截面

Fig. 7 Microstructure of 2050 Al-Li alloy plate with different cross sections
(a) cross section;(b) longitudinal section

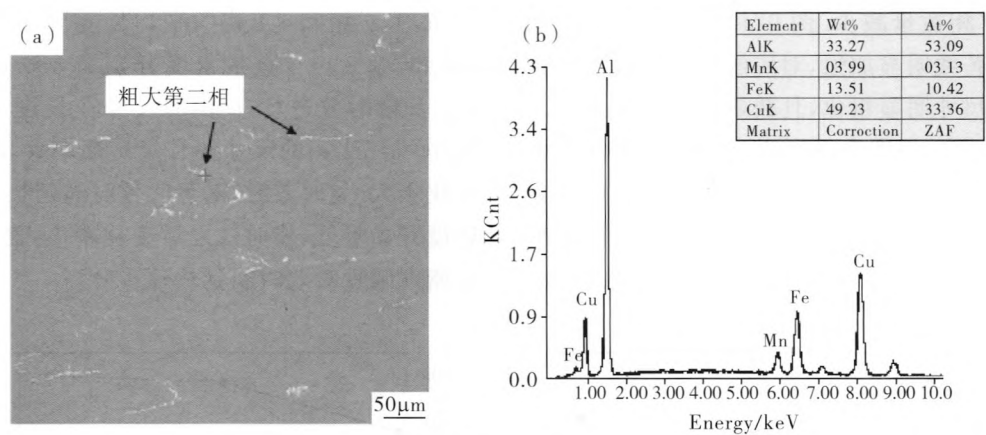


图 8 2050 铝锂合金厚板轧面(S-L 方向)的 SEM 照片及 EDS

Fig. 8 SEM photograph and EDS of 2050 Al-Li alloy plate rolling surface (S-L direction)

图 9 为 2050 铝锂合金厚板 150 ℃时效不同时间时 $[100]_{\text{Al}}$ 和 $[112]_{\text{Al}}$ 晶带轴选区电子衍射 (SAED)谱及 TEM 暗场像照片. 从图 9 可以看出, 合金中的主要析出相为大量弥散分布的 θ' 相和 T1 相. 图 9(a)显示,时效初期 $[100]_{\text{Al}}$ 晶带轴 SAED 谱中存在明显的 θ' 相芒线,对应的 TEM 暗场像照片中观察到弥散分布的 θ' 相. 图 9(b)显示, $[112]_{\text{Al}}$ 晶带轴 SAED 谱中存在明显的 T1 相斑点芒线,对应

的 TEM 暗场像照片中均匀分布着大量细小的 T1 相. 图 9(c) 显示,时效至 30 h 时 SAED 谱中的 θ' 相芒线依旧明显,但 TEM 暗场像照片中 θ' 相数量有所减少. 图 9(d) 显示, $[112]_{\text{Al}}$ 晶带轴 SAED 谱依然存在较明显的 T1 相斑点芒线,TEM 暗场像照片中的 T1 相数量增多,此时合金强度开始进入一个峰值平台. 图 9(e) 显示,时效至 45 h 时, $[100]_{\text{Al}}$ 晶带轴 SAED 谱中的 θ' 相芒线变弱,在 TEM 暗场像照

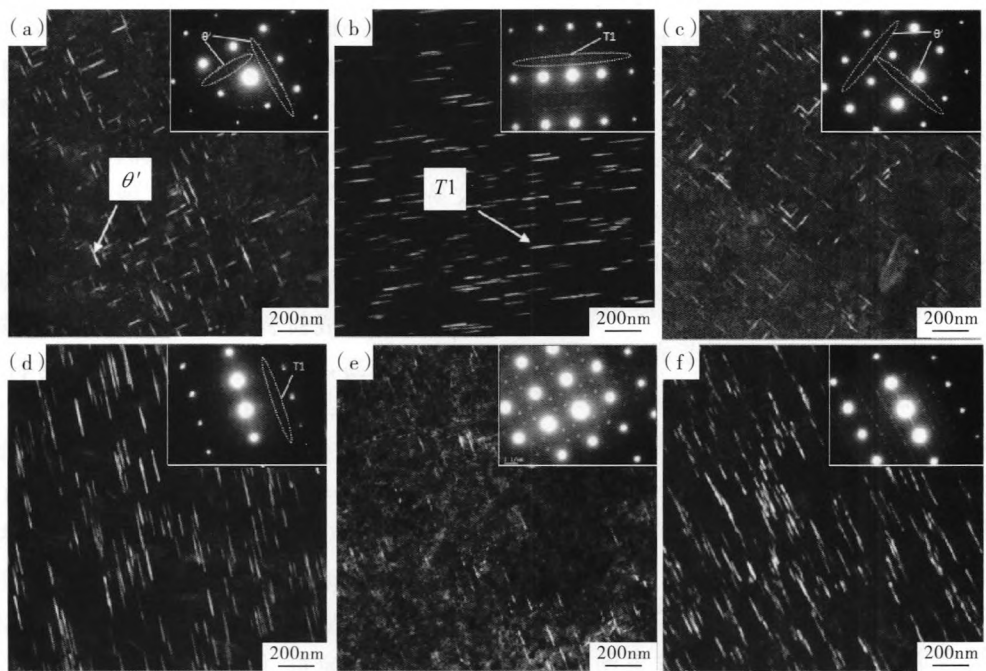


图 9 2050 铝锂合金厚板时效不同时间后 $[100]_{\text{Al}}$ 和 $[112]_{\text{Al}}$ 晶带轴选区电子衍射(SAED)谱及 TEM 暗场相照片

Fig. 9 $[100]_{\text{Al}}$ and $[112]_{\text{Al}}$ SAED patterns and TEM dark field images of 2050 Al-Li alloy thick plate for different aging time (a) θ' phase,aging for 15 h,along $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ direction;(b) T1 phase,aging for 15 h,along $\langle 112 \rangle_{\text{Al}}$ direction;(c) θ' phase, aging for 30 h,along $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ direction;(d) T1 phase,aging for 30 h,along $\langle 112 \rangle_{\text{Al}}$ direction;(e) θ' phase,aging for 45 h,along $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ direction;(f) T1 phase,aging for 45 h,along $\langle 112 \rangle_{\text{Al}}$ direction

片中观察到 θ' 相数量减少. 图 9(f) 显示, SAED 谱中 T1 相斑点芒线明显加强, 对应的 TEM 暗场像照片中 T1 相的尺寸明显粗化, 且数量增加.

图 10 为 2050 铝锂合金厚板 150℃ 时效不同时间后主要析出相的尺寸及数量密度. 析出相尺寸及数量密度的统计是通过 Images 软件完成, 每个时效状态选取两至三张图片, 最终统计出平均值. 时效

15 h 时, θ' 相和 T1 相的平均长度尺寸分别为 23.1 nm 和 58.2 nm, 数量密度分别为 $380 \mu\text{m}^{-2}$ 和 $242 \mu\text{m}^{-2}$. 随时效进行, θ' 相的尺寸在长度方向上逐渐减小, 而 T1 相的尺寸在时效初期增大, 峰时效之后变化不大. 欠时效时, 随着时效时间延长 θ' 相的数量密度开始降低, 峰时效之后变化不大, 而 T1 相的数量密度随着时效时间延长逐步升高.

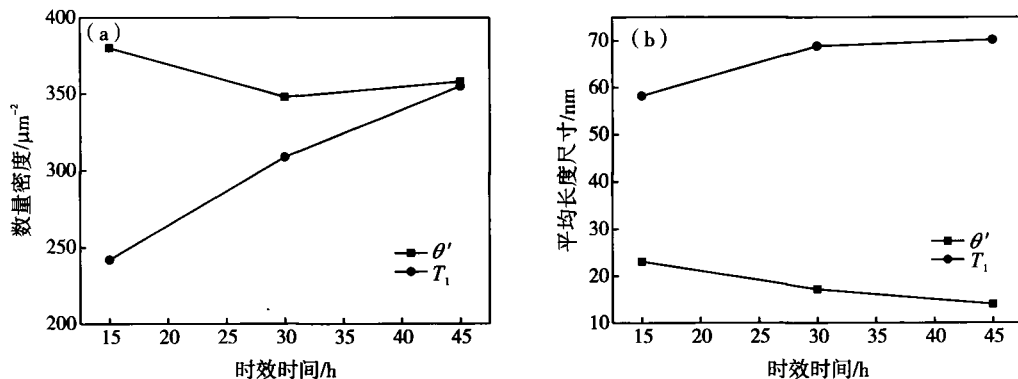


图 10 2050 铝锂合金厚板时效 150℃ 主要析出相的数量密度 (a) 及尺寸 (b)

Fig. 10 The number of precipitation phase density (a) and size (b) of 2050 Al-Li alloy thick plate at aging 150℃

2.4 分析与讨论

时效初期, 过饱和度大, 第二相析出驱动力较大, T1 相和 θ' 相在 2050 铝锂合金晶内大量弥散析出[图 9(a)(b)], 及钉扎位错及阻碍位错的移动^[18-19], 从而提高了合金强度, 降低了伸长率. T1 相和 θ' 相在铝锂合金都是强化析出相, 但 T1 相的强化效果强于 θ' 相^[12,18]. 随着时效的进行, θ' 相的数量密度和尺寸下降, 出现 θ' 相溶解到基体以促进 T1 相长大的趋势^[18], 使 T1 相的数量密度及尺寸增加; θ' 相对合金的强化效果减弱, T1 相逐渐成为主强化相. 峰时效后, T1 相的数量密度继续增加, 但其长度方向尺寸增加不明显[图 9(d)(f)]. T1 相的进一步析出及长大使得合金的强度增加, 但其尺寸的粗化增加了合金的脆性, 合金强度的增加不明显, 同时伸长率变化不大(图 2).

欠时效时, 析出相尺寸较小, 与基体产生的应变能较低, 界面结合能较高^[10,12]. 通过对合金断口形貌的观察, 晶粒内部出现大量的韧窝群, 且韧窝较深[图 6(a)], 此时合金的断裂韧性较好. 主强化相 T1 的粗化, 使其与基体的畸变能升高. 不稳定的界面容易成为微裂纹萌生和集聚的场所, 且位错更易以绕过机制通过析出相, 留下尺寸更大的韧窝, 但韧窝深

度较浅[图 6(b)]. 同时, 粗大的 T1 相不规则的边缘易导致局部应力集中而使合金断裂韧性降低^[19].

材料不同取向的断裂韧性主要受晶粒大小, 形态及析出相类型、形态、尺寸等因素影响^[20]. 脆性难溶相在 2050 铝锂合金晶界处的残留[图 8(a)], 使位错不易穿过晶界而导致堆积, 易产生应力集中. 裂纹易在晶界处萌生或成为扩展通道^[21], 断口形貌呈沿晶断裂. 此外, 位错会在晶界处塞积, 当达到裂纹萌生或者扩展的临界值时, 微裂纹会在基体中出现, 并集聚后形成新裂, 断口形貌呈穿晶断裂. 合金的屈服强度越高, 裂纹尖端塑性区越大, 材料所承载的最大外力越大, 断裂韧性越高^[9,22].

2050 铝锂合金横截面上的晶粒间取向差较大, 晶界在裂纹扩展面上呈网状形态结构^[20]. L-T 方向, 裂纹主要通过穿过晶界继续在基体内扩展, 应力集中导致难溶相的破碎或脱离, 形成图 5(b)中大韧窝; 裂纹在晶内继续扩展时, 析出相与基体的分离产生大量小韧窝群[图 5(b)]. 从图 5(b)可观察到集聚后未进行扩展所保留下来的微裂纹, 且大部分集中在晶界. 相比于晶界, 合金晶内基体塑性较好, 裂纹尖端塑性区明显, 且应力应变不易产生集中. 因此, 合金局部变形较均匀, 裂纹在晶内的扩展路径曲折, 断口形貌表现出不平整[图 5(a)]. 断面粗糙度

的增加和二次裂纹的出现表明裂纹扩展的曲折程度较高^[23],合金断裂韧性较好。相比于 L-T 方向,合金在 T-L 和 S-L 两个方向的晶界在裂纹扩展方向上存在明显的方向性[图 6(b)和图 7(a)]。晶界路径平直,裂纹在晶界处扩展时不易改变扩展方向,易发生沿晶断裂。T-L 方向,断裂面上的晶粒呈片状垂直楔入,合金在三叉晶界处易出现应力集中,导致裂纹产生并穿过晶界继续在基体内扩展,形成局部穿晶断裂。大量撕裂棱沿裂纹扩展方向产生,断口形貌不平整[图 5(c)(d)]。S-L 方向,合金晶粒呈片状叠加。相比于耗能较大的穿晶断裂,裂纹易沿晶界改变扩展路径并将整个晶粒拔出,合金易发生沿晶断裂。合金断口形貌呈现两条粗大第二相带且中间夹杂初窝群[图 5(f)]。

3 结 论

(1)随时效进行,2050 铝锂合金强度逐渐升高,伸长率和断裂韧性降低;时效至 30 h 时,合金拉伸性能达到时效峰值,其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 598 MPa,568 MPa,9.6%,继续延长时效时间,合金拉伸性能和断裂韧性均趋于稳定。T1 相和 θ' 相的析出对位错有钉扎作用,可提高合金强度。T1 析出相的长大使其周围的畸变能增加,导致应力集中和微孔形成,降低合金断裂韧性。

(2)2050 铝锂合金厚板在 L-T 方向上的抗拉强度明显高于其余两方向;屈服强度和伸长率在 L-T, T-L, S-L 三个方向上依次降低。脆性难溶相在合金晶界处的残留,易萌生裂纹或应力集中。合金经轧制后晶粒形态为煎饼状,垂直轧向的晶界数量较少,裂纹不易产生及扩展,合金在 L-T 方向拉伸性能较优。

(3)2050 铝锂合金厚板的断裂韧性存在明显的方向依赖性,时效各阶段,合金在 L-T, T-L, S-L 三个方向上的断裂韧性值依次降低。T-L 和 S-L 两个方向的晶界在裂纹扩展方向上存在明显的方向性,合金易发生沿晶断裂。L-T 方向上的晶界数量较少且在裂纹扩展方向上无方向性,裂纹易穿过晶界在晶内扩展,合金断裂韧性较其他两方向优。

参考文献:

[1] ZOU Cheng-lu, GENG Gui-hong, CHEN Wei-ye. Development and application of aluminium-lithium alloy[J].

- Applied Mechanics & Materials, 2014, 599-601:12-17.
- [2] WANHILL R J H, BRAY G H. Chapter 2: Aerostructural design and its application to aluminum-lithium alloys[M]. Aluminum-Lithium Alloys, 2014: 27-58.
- [3] 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.
- [4] AHMED B, WU S J. Aluminum lithium alloys (Al-Li-Cu-X) new generation material for aerospace applications[J]. Applied Mechanics & Materials, 2013, 440: 104-111.
- [5] LEQUEU P, SMITH K P, DANIELOU A. Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2010, 19(6):841-847.
- [6] FRIDLYANDER I N. Structural aluminum-lithium alloys[J]. Metal Science and Heat Treatment, 1990, 32(3-4):235-245.
- [7] ZHU Rui-hua, LIU Qing, LI Jing-feng, et al. Dynamic restoration mechanism and physically based constitutive model of 2050 Al-Li alloy during hot compression[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2015, 650:75-85.
- [8] LI Huan-xi. Mechanisms and prediction of fracture toughness anisotropy of high strength aluminum alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1992, 5(5):324-329.
- [9] 李江, 李付国, 薛凤梅, 等. 基于裂纹尖端钝化能的断裂韧性估算方法[J]. 稀有金属材料与工程, 2011(s2): 577-581.
- [10] 钟警, 郑子樵, 余玲娟, 等. 时效制度对 AA6156 铝合金拉伸性能和断裂韧性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(10):2163-2168.
- [11] LI Hua-guan, HU Yu-bing, LING Juan, et al. Effect of double aging on the toughness and precipitation behavior of a novel aluminum-lithium alloy[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2015, 24(10):3912-3918.
- [12] 钟申, 郑子樵, 廖忠全, 等. 时效制度对 2A97 铝锂合金强韧性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(3): 546-553.
- [13] DESHPANDE N U, GOKHALE A M, DENZER D K. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy, part I: quantitative characterization[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 1998, 29(4):1191-1201.
- [14] 冯广, 毛大恒, 湛利华, 等. 2124 铝合金超厚板断裂韧

- 性的研究[J]. 材料研究与应用, 2008, 2(01): 39-42.
- [15] 陈军, 段雨露, 彭小燕, 等. 7475-T7351 铝合金厚板的断裂韧性[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2015(02): 437-443.
- [16] 张新明, 何道广, 刘胜胆, 等. 多级强化固溶处理对 7050 铝合金厚板强度和断裂韧性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(6): 1546-1554.
- [17] 李江, 李付国, 薛凤梅, 等. 7050 高强铝合金断裂韧性及其影响因素研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(9): 1921-1925.
- [18] 毛柏平, 闫晓东, 沈健. 2197 铝锂合金形变热处理中 T1 相的析出行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(9): 2366-2371.
- [19] WEI Qi-long, CHEN Zheng, WANG Yong-xin. Contribution of T1 precipitate (Al_2CuLi) to an-isotropy in Al-Li alloys[J]. Nonferrous Metals, 2002, 54(3): 4-8.
- [20] GOKHALE A M, DESHPANDE N U, DENZER D K. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy, part II: multiple micromechanisms-based fracture toughness model[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 1998, 29(4): 1203-1210.
- [21] CVIJOVI Z, RAKIN M, VRATNICA M. Microstructural dependence of fracture toughness in high-strength 7000 forging alloys [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75(8): 2115-2129.
- [22] 马英杰, 王鼎春, 王红武, 等. 影响 TC4ELI 合金断裂韧性的因素[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 414-418.
- [23] 彭小娜. 损伤容限型 TC4-DT 合金锻件组织性能控制研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2014.

Fracture toughness and microstructure of 2050 Al-Li alloy thick plate

LU Dingding¹, LI Jinfeng¹, CAI Wenxin¹, YOU Wen², ZHANG Min¹

1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China; 2. South-west Aluminum (Group) Co. Lth., Chongqing 401326, China

Abstract: The tensile properties, fracture toughness and microstructures of 2050 Al-Li alloy plate in different directions at 150°C were investigated by mechanical property testing scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The results show that: As the aging progresses, the strength of the alloy increases, but the elongation and the fracture toughness decrease. When the aging time reaches to 30h, the tensile strength, yield strength and elongation of the alloy reached 598 MPa, 568 MPa and 9.6%, respectively. And with the aging time increasing, the strength of the alloy increased as a result of the precipitation T1 and θ' phase. Growth of T1 phases also leads to the stress concentration and the formation of micro-pores, which decrease the fracture toughness of the alloy. In addition, tensile properties of 2050 Al-Li alloy plates in the L-T direction (rolling direction) are obviously superior than those in the T-L direction (transverse direction) and S-L direction (thick direction). Fracture toughness exists the directional correlation-dependence; The fracture toughness of the alloy decreases sequentially in the three directions of L-T, T-L, and S-T; There is a few grain boundaries without orientation paralleled with the crack propagation direction in L-T direction, these factors make tensile properties and fracture toughness better.

Key words: 2050 Al-Li alloy; microstructure; fracture toughness