

# 2397 铝锂合金显微组织、拉伸性能和断裂韧性研究

范春平<sup>1</sup>, 郑子樵<sup>1</sup>, 贾敏<sup>1</sup>, 钟继发<sup>1</sup>, 程彬<sup>1</sup>, 李红萍<sup>2</sup>, 吴秋萍<sup>2</sup>

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

(2. 上海飞机设计研究院, 上海 200232)

**摘要:** 通过金相显微镜、透射电镜和扫描电镜观察以及 X 射线织构测量、拉伸试验和平面应变断裂韧性测试, 研究了 130 mm 厚 2397-T87 铝锂合金不同厚度层及不同取向的微观组织、拉伸性能和断裂韧性。结果表明: 厚度方向织构分布不均匀, 表层织构以高斯织构为主, 中心织构则主要由  $\beta$  取向轧制织构和少量立方织构组成, 亚表层 T/8 处织构较弱, 且从中心到亚表层,  $\beta$  取向织构和立方织构含量降低, 剪切织构含量增加, T/8 处剪切织构含量最大。L 方向不同厚度层拉伸性能具有不均匀性, 亚表层的抗拉强度 ( $\sigma_b$ ) 和屈服强度 ( $\sigma_{0.2}$ ) 小于中心, LT 方向拉伸性能差异相对较小; 同一厚度处, 合金强度和断裂韧性具有各向异性,  $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$  的变化规律为: L 方向 > LT 方向 > SL 方向, L-T 取向的断裂韧性最好, T-L 取向次之, S-L 取向最差。

**关键词:** 2397 铝锂合金; 织构; 拉伸性能; 断裂韧性

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>1

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2015)01-0091-06

铝锂合金具有密度低、比强度和比刚度高等特点, 已成为航空航天领域最具应用潜力的结构材料之一<sup>[1]</sup>。近 10 年来, 美国铝业协会陆续注册了 2097、2197、2297、2397、2099、2199 等 Al-Cu-Li-Mn-(Mg)-(Zn) 系列第 3 代新型铝锂合金, 该系列合金因能在实现结构减重的同时, 具有良好的耐损伤性能而引起广泛关注。其中, 2097、2197 合金已取代 2124 铝合金, 用于制造 F16 战机的隔框和部分支撑构件(如舱壁等), 能使构件服役时间提高 1 倍, 很好地满足了 F16 飞机的使用寿命要求<sup>[2]</sup>。2099-T8511 挤压型材已应用于 A380 民航飞机地板结构中, 大大减轻了结构重量<sup>[3]</sup>。

2397 合金具有中等强度、较低各向异性、较高的疲劳阻力及断裂韧性、良好的抗应力腐蚀能力和较低的淬火敏感性等特点, 产品形式主要为厚板(38~152 mm), 热处理状态为 T87 态, 可部分取代传统 7050 合金厚板产品<sup>[4]</sup>。2397-T87 合金板材主要应用于对疲劳性能和应力腐蚀性能有较高要求的结构件, 如机身框梁、横桁、舱段隔框等。目前, 国内外针对 2×97 系列合金主要研究了热处理制度对其微观组织和性能的影响, 并着重探讨其强化效应、各向异性及热稳定性等<sup>[2,5,6]</sup>。本实验针对我国大飞机用结构材料的需求背景, 研究了 130 mm 厚 2397-T87 态铝锂合金不同厚

度层和不同取样方向的织构分布、拉伸性能和平面应变断裂韧性, 并探讨合金性能与微观组织的关系, 以期深入了解该合金性能及推广应用提供依据。

## 1 实验

实验所用材料为国外某铝业公司工业化生产的 130 mm 厚 2397 合金板材, 供货热处理状态为 T87 态。合金成分范围(质量分数, %)为: 2.8Cu, 1.4Li, 0.25Mg, 0.3 Mn, 0.12 Zr, 0.1 Zn, 0.12 Ti, 余量为 Al。

分别在厚板短横向(ST)以及轧向(L)和长横向(LT)的 1/8、1/4、3/8 及 1/2 厚度处(分别记为 T/8、T/4、3T/8 及 T/2)截取圆棒状拉伸试样, 其平行段长度为 30 mm, 直径为 5 mm, 在 MTS 858 材料试验机上进行拉伸性能测试。在 1/2 厚度处沿 L-T、T-L 以及 S-L 取向分别截取 3 个紧凑拉伸(CT)试样, 测定其平面应变断裂韧性( $K_{IC}$ )。 $K_{IC}$  试验按 ASTM E399-08 标准进行, 试样尺寸为  $W/B=2$ ,  $B=35$  mm, 测试在 MTS Landmark 材料试验机上进行, 实验条件为室温、大气。

在 Leica DMILM 光学显微镜下进行金相组织观察, 在 Quanta-200 环境扫描电镜下进行断口形貌观察。微观组织观察在 TecnaiG220 透射电镜下进行, 加速电压为 200 kV。透射电镜薄膜试样先经机械减薄后, 再

收稿日期: 2014-01-18

作者简介: 范春平, 女, 1989 年生, 硕士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88830270, E-mail: 875738864@qq.com

在 MT-PI 型双喷电解减薄仪上, 用 25% 硝酸+75% 甲醇(体积分数)混合溶液双喷穿孔而成, 双喷时电压为 15~20 V, 电流在 80 mA 左右, 温度约为 - 25 °C。织构分析试样分别在厚板表层以及 T/8、T/4、3T/8 和 T/2 处截取, 尺寸为 12 mm×10 mm×4 mm, 表面进行电解抛光以消除残余应力。织构分析在 Bruker D8 Discover 型 X 射线衍射仪上进行, 管电压为 40 kV, 管电流为 40 mA, 使用 Cu K $\alpha$  辐射, 测量{111}、{200}和{222}方向的 3 张不完整极图, 采用 Bunge 级数展开法计算取向分布函数 (ODF), 并用部分恒  $\varphi_2$  截面图表示。织构定量分析采用粒子群算法<sup>[7]</sup>进行, 角度偏差小于 15°视为同种织构。

## 2 实验结果

### 2.1 微观组织

2397-T87 铝锂合金金相组织如图 1 所示。图 1a 为 T/2 处的三维金相图, 合金的晶粒呈煎饼状, 沿轧制方向被拉长。不同厚度层沿轧面的金相图 (图 1b~1d) 对比发现, 合金发生了少量部分再结晶, 晶粒组织较为均匀, 各层晶粒大小差别不大, T/2 处再结晶晶粒略多些。

图 2 为 2397-T87 合金在不同厚度层的第二相粒子扫描照片。可以看出, 第二相粒子呈链状沿轧向排列, 且主要分布在晶界处, 而晶内相对较少。板材表层的

第二相粒子 (图 2a) 分布较为密集, 数量较多, 且在部分晶界出现连续分布; 板材中心的第二相粒子 (图 2c) 数量比表层少, 大小差别不大, 呈断续弥散分布; T/4 处属于过渡层, 第二相粒子分布 (图 2b) 情况介于两者之间。由 EDS 分析可知, 此第二相粒子主要为 Al(CuFeMn) 杂质相粒子。

图 3 为 2397-T87 态合金的 TEM 照片及对应的选区电子衍射花样。由  $\langle 112 \rangle_\alpha$  方向暗场像形貌, 再结合对应的衍射花样(图 3a)可知, 合金基体中存在大量分布密集的板条状  $T_1$  (Al<sub>2</sub>CuLi) 相。由  $\langle 100 \rangle_\alpha$  方向暗场像及对应的衍射花样 (图 3b) 发现, 晶内分布着大量相互垂直的针状  $\theta'$  (Al<sub>2</sub>Cu) 相及少量  $\delta'$  (Al<sub>3</sub>Li) 相。

从图 3c 可以看出, 晶界有连续的析出相分布, 且出现较窄的无沉淀析出带 (PFZ)。

由图 4 的织构分析可知, 2397-T87 合金中主要存在  $\beta$  取向织构 (黄铜织构 B{110}<211>、S 织构 {123}<634> 及铜织构 C{112}<111>) 和高斯织构 G{011}<100> 等变形织构, 并有少量再结晶织构 (立方织构 {001}<110>) 和剪切织构 (旋转立方织构 {001}<110>)。图 5 为合金厚板不同厚度层织构的体积分数变化图。高斯织构表层含量最大,  $\beta$  取向织构和立方织构中心含量最大, 剪切织构 T/8 处含量最大。从亚表层 (T/8 处) 到中心,  $\beta$  取向变形织构和再结晶织构含量逐渐增大; 剪切织构含量则呈现逐渐减小的趋势。

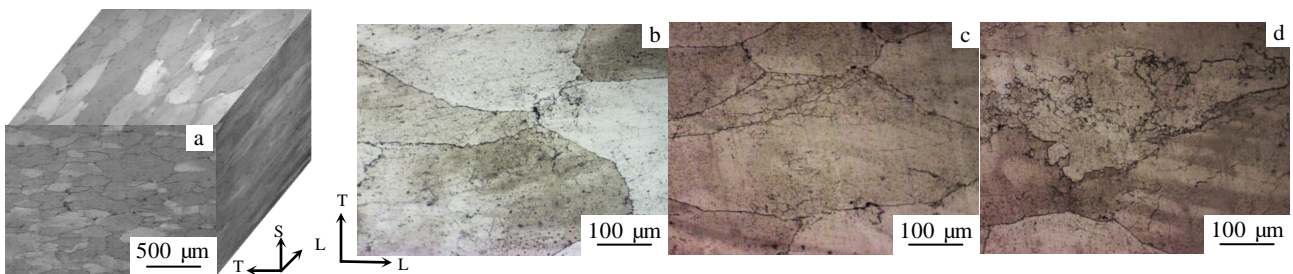


图 1 2397-T87 合金的金相组织

Fig.1 Optical micrographs of 2397-T87 alloy plate: (a) triplanar optical micrograph; (b)near plate surface; (c) T/4; (d) T/2

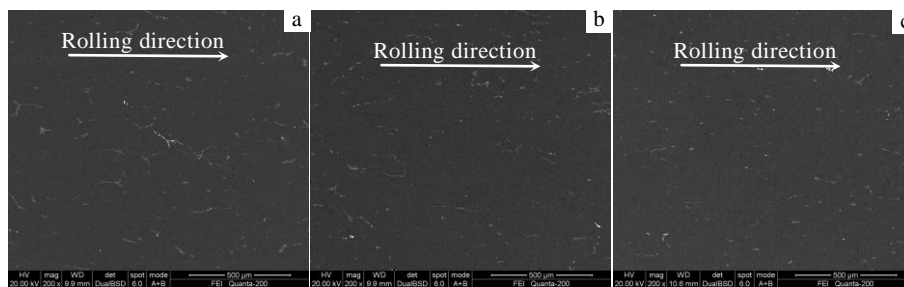


图 2 2397-T87 合金的第二相粒子分布

Fig.2 Distribution of the second-phase particles: (a) near plate surface, (b) T/4, and (c) T/2

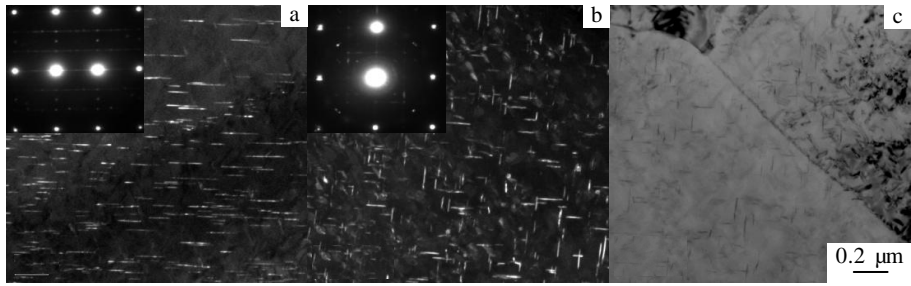


图 3 2397-T87 合金的 TEM 照片及衍射花样

Fig.3 TEM micrographs and the corresponding SAED patterns of 2397 alloy: (a) the dark field image from <112><sub>α</sub>; (b) the dark field image from <001><sub>α</sub>, and (c) the bright field image of intergranular precipitate

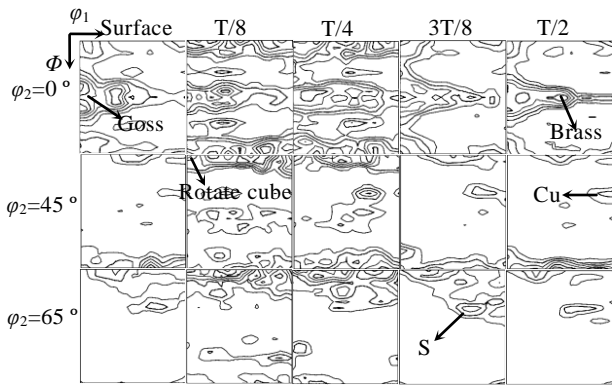


图 4 2397-T87 合金厚板不同厚度层的组织

Fig.4 Textures of 2397-T87 alloy plate in different layers

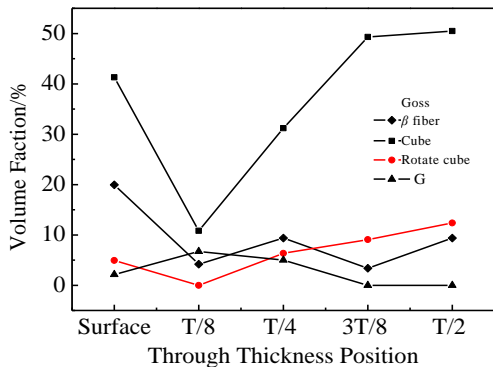


图 5 2397-T87 合金厚板不同厚度层的组织体积分数

Fig.5 Textures volume fractions of 2397-T87 alloy plate in different layers

### 2.2 常规拉伸性能

图 6 为 2397-T87 合金厚板不同厚度层沿不同取样方向 (L、LT) 的常规拉伸性能。由图可知, L 方向不同厚度层的拉伸性能分布不均匀, 由亚表层到中心, 抗拉强度 ( $\sigma_b$ ) 和屈服强度 ( $\sigma_{0.2}$ ) 均逐渐增大, 而伸长率 ( $\delta$ ) 则逐渐减小, 而 LT 方向不同厚度层的拉伸性能则差异较小。表 1 为 2397-T87 合金 T/2 处的

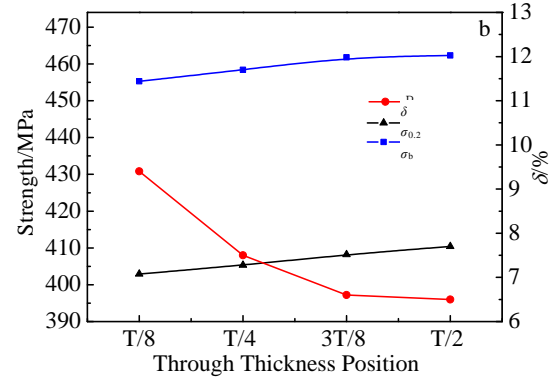
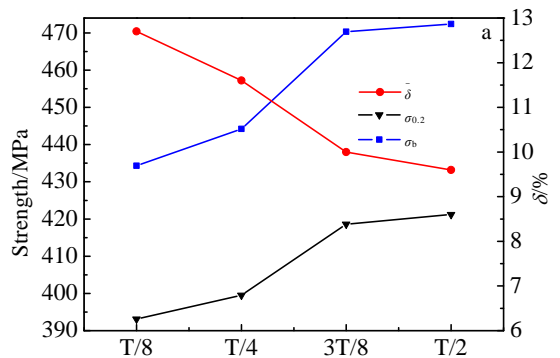


图 6 2397-T87 合金不同厚度层的常规拉伸性能

Fig.6 Tensile properties of 2397-T87 alloy plate in different layers: (a) L orientation and (b) LT orientation

常规拉伸性能。由表 1 可知, 同一厚度层拉伸性能具有各向异性, L 方向强度比 LT 方向略高, ST 方向的强度最低, 伸长率最差,  $\sigma_b$  和  $\sigma_{0.2}$  比 L 方向分别低 28 和 40 MPa, 而弹性模量则基本相同。

### 2.3 断裂韧性及断口观察

同一厚度层 (T/2 处) 合金的断裂韧性具有各向异性(表 2)。L-T 取向  $K_{IC}$  值最大, T-L 取向次之, S-L 取向最小, L-T 取向  $K_{IC}$  平均值比 S-L 取向高 33%。

表 1 2397-T87 合金 T/2 处的常规拉伸性能

**Table 1 Tensile properties of 2397-T87 alloy at T/2 layer**

Specimen orientation	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%	$E$ /GPa
L	472	421	9.5	70
LT	462	410	6.5	69
ST	444	381	5.0	68

表 2 2397-T87 合金 T/2 处的平面应变断裂韧性

**Table 2 Fracture toughnesses ( $K_{IC}$ ) of 2397-T87 alloy plate at T/2 layer ( $MPa \cdot m^{1/2}$ )**

Direction	1#	2#	3#	Average value
L-T	44.9	45.3	45.2	45.1
T-L	40.7	40.5	40.2	40.5
S-L	33.7	34.2	33.8	33.9

图 7 为不同取向的  $K_{IC}$  试样瞬断区的断口扫描照片。由图可知, L-T 取向试样的断口以韧窝状的塑性断裂为主, 夹杂着少量沿晶断裂。韧窝大而深, 且韧窝中分布有难溶第二相。韧窝的排列没有明显的方向性。局部放大发现, 大韧窝之中还有若干个小韧窝。T-L 取向的断裂形式是混合型断裂, 沿晶断裂比 L-T 取向稍明显, 沿轧向具有轻微的分层现象。断口上韧窝多沿轧向平行排列, 且多呈长方形状。S-L 取向试样断口比较平坦, 也是混合型断裂, 主要以沿晶断裂为主, 出现大尺寸晶粒的沿晶开裂迹象。局部放大发现, 晶粒内部是韧窝型断裂, 且韧窝较小而浅, 说明脆性断裂的比例增大。这与厚度方向伸长率最小相一致。

### 3 分析与讨论

由于厚板平面应变状态在轧制过程中的不均匀性、热处理制度以及再结晶动力学<sup>[8]</sup>等因素的影响, 使得合金结构沿厚度方向分布不均匀。轧制过程中会在板材表面形成大量的剪切带, 而在后续的热处理中, 剪切带为高斯取向晶粒的重要形核场所<sup>[9]</sup>, 所以表层

高斯织构含量较高。随着板材和轧辊之间摩擦系数增加, 剪切变形浸入到亚表层<sup>[10]</sup>, 且轧制后的热处理将使表层剪切织构削弱, 导致 T/8 处剪切织构含量最大。由于再结晶动力学的差异, 很难在剪切织构中得到再结晶织构<sup>[11,12]</sup>, 故在 T/8 处剪切织构含量达到最大时, 再结晶织构则最小; 从亚表层到中心, 再结晶织构含量随剪切织构的降低而增大。厚板中心处轧制过程中处于平面应变状态, 摩擦和轧制的边界条件几乎不影响中心层结构的变化<sup>[13]</sup>, 中心易形成稳定的取向,  $\beta$  取向织构含量较高。张新明<sup>[14]</sup>等认为由于合金中第二相粒子能够促进再结晶形核 (即 PSN 机制), 再结晶织构组分随不同厚度层第二相粒子分布的不同而变化。本研究中各层第二相分布差异较小 (图 2), 再结晶织构受 PSN 机制影响较小, 而受立方带形核机制影响较大, 再结晶织构主要为立方织构。且立方取向在  $\beta$  取向 (主要是 S 取向) 的  $40^\circ \langle 111 \rangle$  位向生长迅速<sup>[15]</sup>, 故  $\beta$  取向织构较多的地方, 立方织构含量也相对较高, 从中心到表层立方织构随  $\beta$  取向织构的下降表现为递降趋势。但由于 Zr 元素的存在, 再结晶受到抑制, 且靠近厚板中心, 合金储能较低, 再结晶驱动力较小<sup>[16]</sup>, 合金再结晶不明显 (图 1), 中心的立方织构含量远低于  $\beta$  取向织构 (图 5)。

不同厚度层合金微观组织的差异 (包括晶粒结构、第二相粒子和织构分布<sup>[17]</sup>) 导致强度的差异。2397 合金的淬火敏感性低, 经 T87 处理过程, 预变形和时效能够进一步降低加工残余应力、减小晶粒和成分的不均匀分布<sup>[18]</sup>。不同厚度层强度的不均匀主要受织构种类和含量差异的影响, 织构主要影响滑移系的数量 ( $j_{max}$ ) 和 Schmid 因子 ( $m_{ij}$ ) 大小, 滑移系越多, Schmid 因子越小, 变形所需能量越大, 变形越难, 强度越高。根据 Taylor 模型, 织构对强度的影响可用 Taylor 因子 ( $M$ ) 的大小来表征, 且  $M$  与织构含量 ( $f_i$ )、 $j_{max}$  及  $m_{ij}$  关系为:

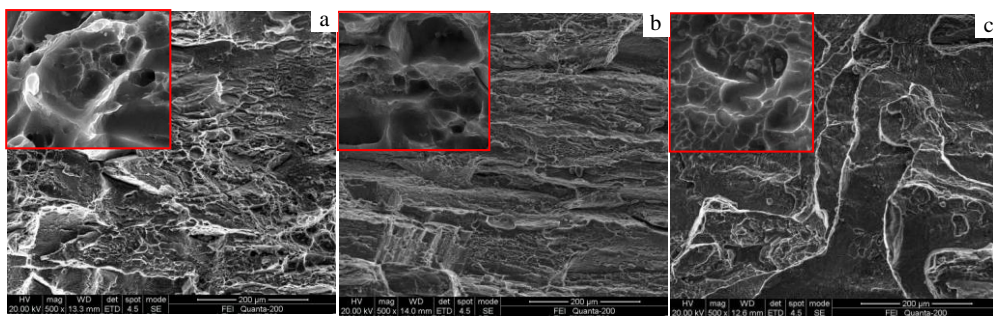


图 7 2397-T87 合金不同取向的  $K_{IC}$  断口形貌

Fig.7 Fractographies of  $K_{IC}$  specimens for 2397-T87 alloy at different orientation: (a) L-T orientation, (b) T-L orientation, and (c) S-L orientation

$$M = \frac{\sum_{j=1}^{j_{\max}} \hat{a}_i m_{ij}}{\hat{a}_i} \quad (1)$$

屈服强度可表示为:  $\sigma_{0.2} = \Delta\sigma_{gb} + M\tau_{tot}$ ,  $\Delta\sigma_{gb}$  与晶界强化有关;  $\tau_{tot}$  为晶界临界分解应力<sup>[16]</sup>。  $\Delta\sigma_{gb}$  和  $\tau_{tot}$  变化不大时,  $M$  值越大, 强度越高。利用 M. Starink<sup>[16]</sup>等计算的不同织构对应的  $M$  值, 根据本实验中各厚度层的织构含量, 可计算出沿轧向各厚度层的  $M$  值大小 (图 8)。将各层  $M$  值与对应的屈服强度值相比较, 发现 T/8 处变形织构最少,  $M$  值最小, 屈服强度最低。由亚表层到中心,  $M$  值随织构含量增加而增大, 强度增加。采用此模型, D. Chakrabarti<sup>[19]</sup>和 A. Vasudevan<sup>[17]</sup>等的研究中也得到了类似的结论。变形织构对轧向 (L) 的影响比垂直于轧向 (LT) 显著, 故 LT 方向强度变化梯度不如 L 方向明显。此外, 表层和中心再结晶程度的差异 (图 1), 第二相在中心沿轧向的分布比表层稀疏 (图 2) 也对沿厚度方向强度分布不均匀性具有一定的影响。

晶粒结构、第二相粒子分布、加载方式和晶界特征 (晶界析出相、PFZ 等)<sup>[20-22]</sup>等因素联合作用, 使得同一厚度层合金的断裂韧性具有各向异性。2397 合金的晶粒呈煎饼状, 沿轧制方向被拉长 (图 1), 相等间距内垂直于轧向的晶粒数比沿轧向多; 第二相粒子沿轧向分布, 裂纹扩展沿轧向时, 扩展阻力小, 容易形成“断裂通路”<sup>[14]</sup>。L-T 取向裂纹扩展方向垂直于轧向, T-L 取向裂纹扩展沿轧向。L-T 取向裂纹扩展需穿过的晶粒数比 T-L 取向更多, 且扩展垂直于“断裂通路”方向, 宏观断口中韧窝排列没有方向性 (图 7a), 而 T-L 取向裂纹扩展沿“断裂通路”方向, 断口中韧窝具有沿轧向排列的方向性 (图 7b), 故 L-T 取向裂纹扩展更难, 耗能更大, 强度和断裂韧性比 T-L 取向

高。而 S-L 取向裂纹扩展方向与煎饼状晶粒层平行, 裂纹扩展需穿过的晶粒数最少, 且断裂方式中以沿晶断裂为主 (图 7c), 断裂韧性受晶界影响较大。晶界弱化断裂韧性主要有两方面的原因: 一方面由于第二相在晶界析出 (图 3) 为空洞形核提供有利场所; 另一方面部分较弱的 PFZ 发生了应力集中进一步弱化了晶界<sup>[23]</sup>。故由于晶界强度较低, 且合金层状晶粒间的结合力最弱, 应力集中和沿晶界强度的综合作用, 使得 S-L 取向在拉应力作用下易沿轧向的扁平状拉长晶界层间开裂<sup>[24]</sup>, S-L 取向相对于另两个取向具有最差的强度和断裂韧性。

### 4 结 论

1) 2397-T87 合金的晶粒组织呈煎饼状, 且沿轧向被拉长; 第二相粒子沿轧向呈链状分布; 晶内析出相主要是板状的  $T_1$  相和针状的  $\theta'$ 。

2) 厚度方向织构分布不均匀, 表层高斯织构含量最大, 中心处  $\beta$  取向织构 (黄铜织构、铜织构及 S 织构) 和立方织构含量最大。从中心到表层,  $\beta$  取向织构和立方织构含量降低, 剪切织构增加。在 T/8 处, 剪切织构含量达到最大, 而  $\beta$  取向织构含量则最小。

3) 不同厚度层微观组织的差异 (主要是织构分布的不均匀性) 导致拉伸性能沿厚度分布不均匀。L 方向亚表层的抗拉强度 ( $\sigma_b$ ) 和屈服强度 ( $\sigma_{0.2}$ ) 小于中心, LT 方向则差异较小。

4) 合金煎饼状晶粒结构和第二相粒子沿轧制方向排列使得强度和断裂韧性具有各向异性。 $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$  的大小变化规律为: L 方向 > LT 方向 > SL 方向; L-T 取向的断裂韧性最好, T-L 取向次之, S-L 取向最差。

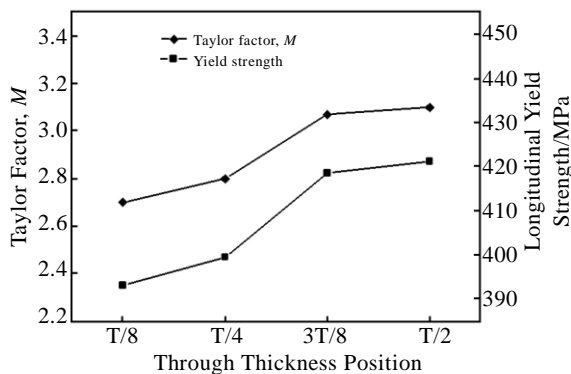


图 8 2397-T87 合金不同厚度层沿轧向的屈服强度和 Taylor 因子  $M$

Fig.8 Longitudinal yield strength and Taylor factor  $M$  of 2397-T87 alloy plate in different layers

### 参考文献 References

[1] Grimes R, Cornish A J, Miller W S *et al. Metals and Materials*[J], 1985, 1(6): 357  
 [2] Wei Xiuyu(魏修宇), Zheng Ziqiao(郑子樵), Pan Zhengrong (潘峥嵘) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(11): 1996  
 [3] Guillaumin V. *Aerospace Eng*[J], 2005, 5: 8  
 [4] Balmuth E S. *Proceedings of the International Conference on Light Materials for Transportation Systems*[C]. Pusan: The Indian Academy of Science, 2001:513  
 [5] Sun Gang(孙刚), Wang Shaohua(王少华), Zhang Xianfeng (张显峰) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2011, 36(10): 75  
 [6] Jabra J, Romios M, Lai J *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2006, 15(5): 600

- [7] Tang J G, Zhang X M, Deng Y L *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2006, 38(2): 395
- [8] Chen J, Zhen L, Shao W *et al.* *Materials Letters*[J], 2008, 62(1): 88
- [9] Engler O. *Scripta Materialia*[J], 2001, 44(2): 229
- [10] Engler O, Tomé C, Huh M Y. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31(9): 2299
- [11] Kamijo T, Kataoka S, Inagaki H. *Acta Metallurgica et Materialia* [J], 1993, 41(6): 1713
- [12] Hong S H, Jeong H T, Choi C H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 229(1): 174
- [13] Choi C H, Kwon J W, Oh K H *et al.* *Acta Mater*[J], 1997, 45(12): 5119
- [14] Zhang Xinming(张新明), Han Nianmei(韩念梅), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(2): 202
- [15] Vatne H, Shahani R, Nes E. *Acta Mater*[J], 1996, 44(11): 4447
- [16] Starink M, Wang S. *Acta Mater*[J], 2003, 51(17): 5131
- [17] Vasudevan A, Fricke W, Malcolm R *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1988, 19(3): 731
- [18] Gu Leigang(辜蕾钢), Wang Lingyun(汪凌云), Liu Raochuan(刘饶川). *Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2004, 32(4): 27
- [19] Chakrabarti D, Weiland H, Cheney B *et al.* *Materials Science Forum*[J], 1996, 217-222: 1085
- [20] Li Zihui, Xiong Baiqiang, Zhang Yonggan *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 209(4): 2021
- [21] Dumont D, Deschamps A, Brechet Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 356(1-2): 326
- [22] Rioja R J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 257: 100
- [23] Venkateswara K T, Kim Y W, Ritchie R O. *Materials Science and Technology*[J], 1989, 70:8
- [24] Yin Dengfeng(尹登峰), Yu Zhiming(余志明), Tao Ying(陶颖) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(7): 1036

## Microstructure, Tensile Property and Fracture Toughness of 2397 Al-Li Alloy

Fan Chunping<sup>1</sup>, Zheng Ziqiao<sup>1</sup>, Jia Min<sup>1</sup>, Zhong Jifa<sup>1</sup>, Cheng Bin<sup>1</sup>, Li Hongping<sup>2</sup>, Wu Qiuping<sup>2</sup>

(1. The Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering of Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Shanghai Aircraft Design and Research Institute, Shanghai 200232, China)

**Abstract:** The microstructure, tensile property and fracture toughness of 2397-T87 Al-Li alloy plate were investigated by optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, X-ray diffraction, tensile and plane-strain fracture toughness tests. The results show that a pronounced texture variation through the plate thickness is found. Near the surface, Goss texture is dominating. While in the center of the plate, typical  $\beta$  fiber texture and a scattering of cube texture are observed. And the subsurface layer exhibits a very weak texture. From the center to the subsurface, the fraction of  $\beta$  fiber texture and cube texture decreases; in contrast, the fraction of shear type texture reaches the maximum in subsurface layer. The tensile properties in different layers along the thickness direction are inhomogeneous. The strength near the surface is lower than that in the center. And the through-thickness strength properties variation in the rolling direction is more remarkable than that in the long transverse direction. In the same thickness layer, the fracture toughness and the strength are anisotropic. The strength in the rolling direction is higher than that in the long transverse direction and the short transverse direction, and the strength in the short transverse direction is the lowest. The fracture toughness in L-T orientation is the highest, followed by that in T-L orientation, and the fracture toughness in S-L orientation is the lowest.

**Key words:** 2397 Al-Li alloy; texture; tensile property; fracture toughness

---

Corresponding author: Zheng Ziqiao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830270, E-mail: s-maloy@mail.csu.edu.cn