

# 热处理及晶粒组织对2A55超高强铝锂合金 板材各向异性的影响

邹智涛<sup>1</sup> 李劲风<sup>1</sup> 马鹏程<sup>2</sup> 陈永来<sup>2</sup> 张绪虎<sup>2</sup>

(1 中南大学材料科学与工程学院, 长沙 410083)

(2 航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

**摘 要** 采用室温拉伸力学性能测试、X射线织构检测、EBSD分析等方法,对比研究了10 mm与2 mm厚度2A55超高强铝锂合金板材的平面各向异性,阐释热处理制度与晶粒组织对板材各向异性的影响。结果表明,热处理后板材屈服强度最高的取向为轧向(0°)与横向(90°);Taylor因子能较好地预测固溶态与T6态时效板材屈服强度的各向异性,织构是平面各向异性的重要原因;厚板更高含量的织构与长条状的晶粒形貌导致其各向异性强于薄板;时效热处理使10 mm厚度板材各向异性减弱,使2 mm厚度薄板各向异性增强;T3态、T8态板材的各向异性分别强于T4态、T6态,时效前的预变形增强了板材的平面各向异性。

**关键词** 铝锂合金,热处理,织构,泰勒因子,各向异性

中图分类号: TG146.2

DOI: 10.12044/j.issn.1007-2330.2024.03.006

## Effect of Heat Treatments and Grain Structures on the Anisotropy of Super High-strength 2A55 Al-Li Alloy Sheets

ZOU Zhitao<sup>1</sup> LI Jinfeng<sup>1</sup> MA Pengcheng<sup>2</sup> CHEN Yonglai<sup>2</sup> ZHANG Xuhu<sup>2</sup>

(1 School of Material Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083)

(2 Aerospace Research Institute of Materials & Processing Technology, Beijing 100076)

**Abstract** In this paper, the in-plane anisotropy of super high-strength 2A55 Al-Li alloy sheets with thicknesses of 10 mm and 2 mm were compared and analyzed by means of tensile test at room temperature, X-ray and EBSD texture detection, etc. The effects of different heat treatments and grain structures were studied. The results show that the hard orientations were parallel to the rolling direction (0°) and the transverse direction (90°) after heat treatments. The anisotropic behavior of the sheets can be mainly attributed to the crystallographic texture, because the calculated Taylor factors were consistent with the yield strength anisotropy of the solutionized sheets and the sheets in condition T6. The severer anisotropy of 10 mm-thickness sheets was attributed to higher volume fraction of textures and aspect ratio of grains. Moreover, the aging treatments weakened the anisotropy of 10 mm-thickness sheets, but it had an opposite effect on 2 mm-thickness sheets. Sheets in condition T3 and T8 displayed severer in-plane anisotropy than those in condition T4 and T6. The pre-deformation before aging treatments increased the anisotropic behavior of the sheets.

**Key words** Al-Li alloy, Heat treatments, Texture, Taylor factor, Anisotropy

### 0 引言

铝锂合金具有高比强度、优良的断裂韧性和耐腐蚀性以及较好的耐疲劳损伤性等一系列优点,在

追求减轻构件重量的交通运输与航空航天领域备受关注<sup>[1-4]</sup>。铝锂合金的低密度来源于锂元素的加入,锂含量每增加1wt%能使密度减少3%,弹性模量提

收稿日期:2022-09-26

第一作者简介:邹智涛,2000年出生,硕士研究生,主要研究铝锂合金组织与性能。E-mail:15575501643@163.com

通信作者:李劲风,1971年出生,教授,主要从事铝锂合金成分设计、组织与性能调控研究。E-mail:lijinfeng@csu.edu.cn

升6%<sup>[3,5]</sup>。轧制属于较为经典的金属加工工艺,利用轧辊之间的压力使板材延展变形,然而铝锂合金轧板通常具有一定程度的平面各向异性(In-plane anisotropy)。例如,通过轧制工艺获得的铝锂合金板材轧向与横向的强度最高,伸长率较低;而相对轧向成45°夹角的取向强度较低,伸长率较高,这会对轧板的应用产生不利影响<sup>[6]</sup>,因此需要了解铝锂合金板材各向异性的成因。

研究表明,对铝锂合金各向异性起直接作用的因素有晶体学织构、强化相的形貌与分布、晶粒形貌等<sup>[7-11]</sup>,其中织构是引起板材各向异性的重要原因<sup>[12-16]</sup>。A. K. VASUDÉVAN等<sup>[15]</sup>研究了不同Li/Cu比的三元Al-Li-Cu系热轧板材,发现所有板材均含有较强的β取向织构,其中Brass织构的密度最大,且板材屈服强度各向异性与Brass织构的含量有关。D. LU等<sup>[16]</sup>分析了2050铝锂合金厚板不同厚度层的力学性能与织构,发现板材中心层因更强的β取向织构而具有更高的轧向Taylor因子,导致其轧向强度高于横向,最终使中心层各向异性增强。

位错与析出相的不均匀分布同样会增强板材的各向异性<sup>[17-19]</sup>。T. ZHAO等<sup>[19]</sup>发现2198铝锂合金固溶态的各向异性来源于较强的{011}<211>织构,而人工时效后T<sub>1</sub>相(Al<sub>2</sub>CuLi)的不均匀分布是各向异性的主要原因。此外,轧板非等轴状的晶粒形貌也会增强板材各向异性。X. CHEN等<sup>[20]</sup>认为消除晶界无析出带(PFZ)、通过再结晶细化晶粒以及促进T<sub>1</sub>相均匀分布均能降低2196合金板材的各向异性。同时,再结晶会影响织构、晶粒形貌、位错与第二相分布<sup>[21]</sup>,对板材的平面各向异性具有综合性作用。

本文通过实验对比研究了10 mm与2 mm厚度2A55超高强铝锂合金板材的平面各向异性,阐释热处理制度与晶粒组织对板材各向异性的影响。

## 1 实验

### 1.1 实验材料与热处理工艺

实验用2A55铝锂合金板材为西南铝业(集团)有限责任公司生产的10 mm厚度的热轧厚板和2 mm厚度的冷轧薄板(分别简称为“厚板”与“薄板”),其化学成分如表1所示。经510°C/1 h固溶处理、冷水淬火后,厚板和薄板均进行以下T4、T6(峰时效)及T3、T8(峰时效)热处理。T4态自然时效时间为68 d;厚板T6峰时效热处理工艺参数为165°C/24 h,薄板T6峰时效工艺为165°C/36 h。T3、T8态时效为固溶

表1 2A55板材的化学成分

Tab. 1 Chemical composition of 2A55 sheets wt%

Cu	Li	Ag	Zn	Mg	Mn	Zr	Cr	Ti	Fe	Si	Al
3.76	1.28	0.41	0.43	0.40	0.31	0.11	0.01	0.03	0.02	0.05	Bal.

淬火后立即进行预变形,其中厚板的拉伸预变形由西南铝业(集团)有限责任公司完成,薄板的预变形为5%的冷轧预变形;在预变形后,T3热处理进行64 d的自然时效,T8热处理进行148°C/35 h的人工时效。

### 1.2 拉伸性能测试

室温拉伸性能测试选用的设备为MTS-810拉伸测试仪,使用2 mm/min的拉伸速度。厚板拉伸样品为棒状,平行段长度标距为25 mm,直径为5 mm;薄板采用板状样品,平行段宽度8 mm,长度标距为25 mm。从板材上截取轧向(0°)、横向(90°)以及相对轧向成30°、45°、60°的样品,如图1所示。

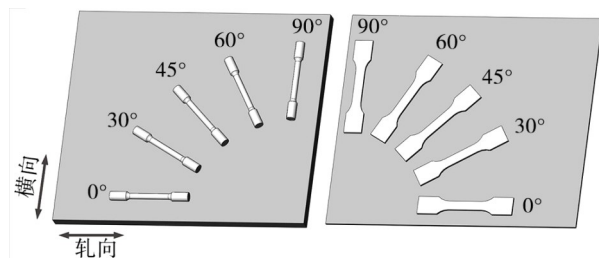


图1 5种取向拉伸样品的取样示意图

Fig. 1 Diagram of the tensile samples in five orientations

### 1.3 微观组织检测

使用Leica DMILM光学显微镜(OM)观察板材的金相组织,观察前对样品进行打磨、抛光和阳极覆膜处理。利用场发射扫描电镜(SEM)观察拉伸断口的微观形貌,设备型号为荷兰PHILIPS公司生产的Sirion 200。从板材纵截面切取背散射电子衍射(EBSD)检测样品,打磨后使用体积分数为70%的HNO<sub>3</sub>与30%的CH<sub>3</sub>OH溶液进行电解抛光,抛光温度与电流分别为-25°C及90 mA。EBSD检测设备为JSM-7900F,使用MTEX程序处理实验数据,晶粒取向差θ在2°~15°以内时被定义为小角度晶界(LAGBs),θ>15°时为大角度晶界(HAGBs)。

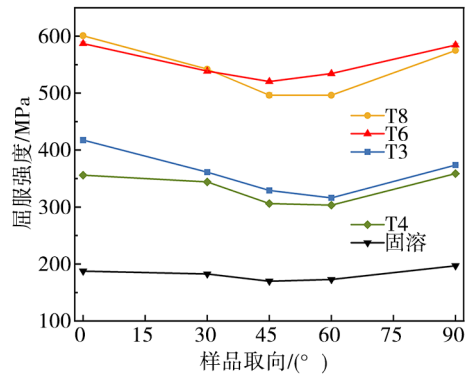
宏观织构检测设备为Bruker D8 Discover全自动X射线衍射仪(XRD),样品尺寸为10 mm×10 mm×2 mm,厚板取平行于轧面的中心层进行检测。检测得到{111}、{200}和{220}晶面的不完全极图,利用Bunge函数级数展开法计算取向分布函数(ODF)<sup>[22]</sup>,最后通过粒子群优化算法(PSO)计算具体织构的体积分数<sup>[23]</sup>,角度偏差在15°以内视为同种织构。

## 2 实验结果

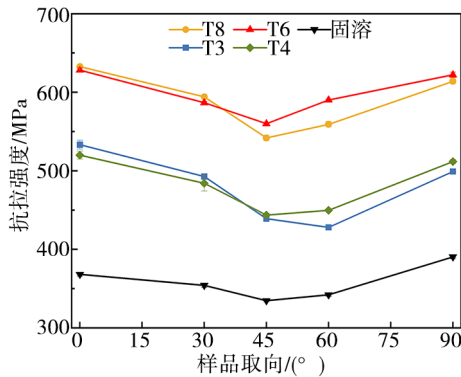
### 2.1 力学性能各向异性

图2所示为热处理后板材各取向的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率。厚板与薄板的强度顺序由低到高都基本表现为:T8态/T6态>T3态/T4态>固溶态。固溶态板材各取向的屈服强度最低,约为170~200 MPa(抗拉强度350~390 MPa,伸长率15%~35%)。T8态时效厚板的轧向屈服强度与抗拉强度

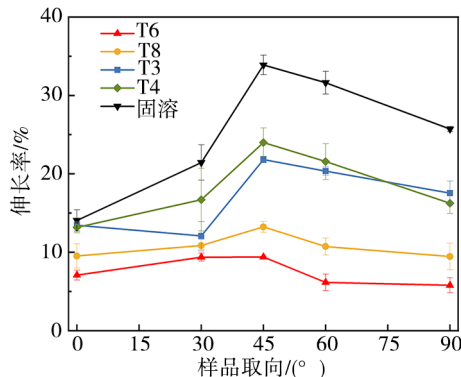
最高,轧向屈服强度为 600.6 MPa(抗拉强度 632.5 MPa,伸长率 9.5%),而 45°和 60°取向的屈服强度仅有约 496 MPa。



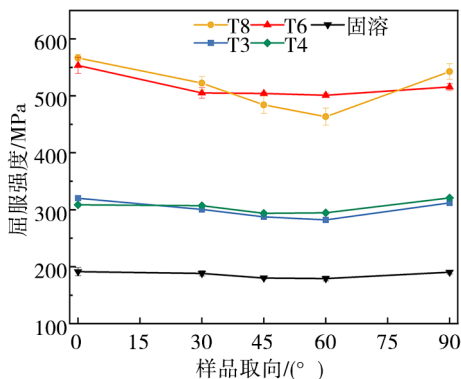
(a) 厚板屈服强度



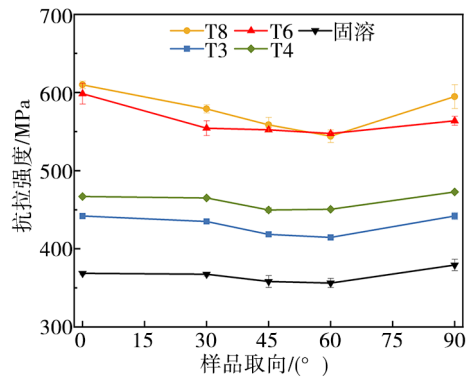
(b) 厚板抗拉强度



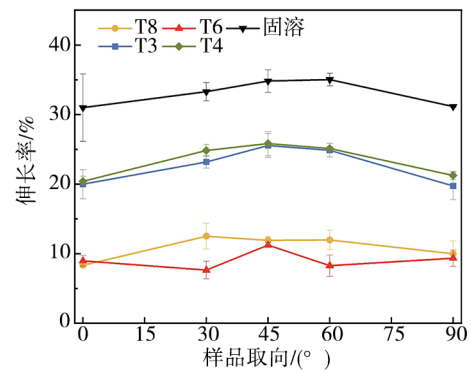
(c) 厚板伸长率



(d) 薄板屈服强度



(e) 薄板抗拉强度



(f) 薄板伸长率

图 2 热处理后板材各取向的力学性能

Fig. 2 Tensile properties of five orientations in the sheets under different heat treatments

对于相同时效热处理状态的板材,厚板强度普遍高于薄板。T3 态和 T4 态薄板各取向屈服强度约为 300~320 MPa(抗拉强度 410~480 MPa,伸长率 20%~26%);而厚板屈服强度约为 300~420 MPa(抗拉强度 420~540 MPa,伸长率 12%~24%)。

热处理后厚板与薄板的平面各向异性呈现类似的特征,即轧向(0°)与横向(90°)强度最高但伸长率低,而 45°或 60°取向强度最低但伸长率高,同时轧向强度普遍略高于横向。为了评估板材力学性能各向异性,使用目前通用的方法计算屈服强度的 IPA 值,如公式(1)所示<sup>[24-25]</sup>。

$$IPA = \frac{4X_{\max} - X_{\text{mid1}} - X_{\text{mid2}} - X_{\text{mid3}} - X_{\min}}{4X_{\max}} \times 100\% \quad (1)$$

式中,  $X_{\max}$ 、 $X_{\min}$  分别为屈服强度的最大值和最小值;  $X_{\text{mid1}}$ 、 $X_{\text{mid2}}$ 、 $X_{\text{mid3}}$  则是对应的 3 个中间值。

图 3 所示为不同热处理状态厚板与薄板的屈服强度 IPA 值。整体而言,厚板表现出更强的平面各向异性。而且,热处理工艺对各向异性的影响因板材厚度不同而存在差异。厚板 T4 态的屈服强度 IPA 值大于 T6 态, T3 态大于 T8 态,说明时效程度增加,厚板屈服强度各向异性减弱。但薄板与之相反,薄板屈服强度的各向异性因时效程度增加而提高。

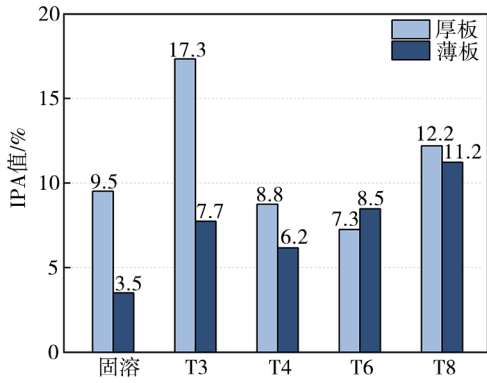


图3 不同热处理状态板材的屈服强度IPA值

Fig. 3 IPA factors of  $\sigma_{0.2}$  under different heat treatments

另外,时效前施加预变形导致板材屈服强度IPA值提高。厚板T3态屈服强度IPA值(17.3%)明显高于T4态(8.8%),薄板T3态IPA值(7.7%)也同样高

于T4态(6.2%)。厚板和薄板的T8态及T6态时效也均表现为T8态屈服强度IPA值高于T6态。上述现象说明在时效前施加预变形会增强板材的各向异性。

## 2.2 晶粒组织

图4所示为热处理后厚板与薄板的三维金相照片。由图可知,固溶和时效热处理后厚板具有明显的长条状晶粒组织,轧向晶粒尺寸大于横向与高向(厚度方向)。而固溶处理后薄板晶粒轧向尺寸较小,虽然仍呈薄饼状,但其轧向与横向尺寸的比值低于厚板,轧面晶粒形貌呈等轴状。

图5所示为T6时效板材纵截面晶粒的平均取向图以及对应的反极图(IPF)、晶界角分布统计图。厚板的晶粒取向图主要显示为蓝色,说明此微区的晶面具有择优取向。反极图表明厚板晶粒择优取向接

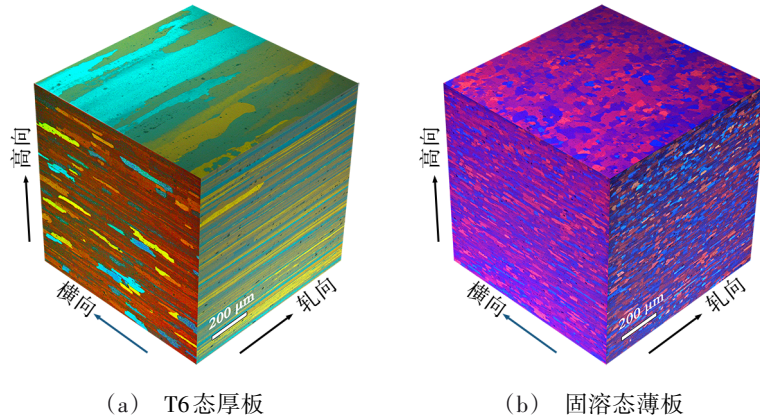


图4 热处理后2A55板材的金相照片

Fig. 4 Metallographs of the sheets after thermal treatments

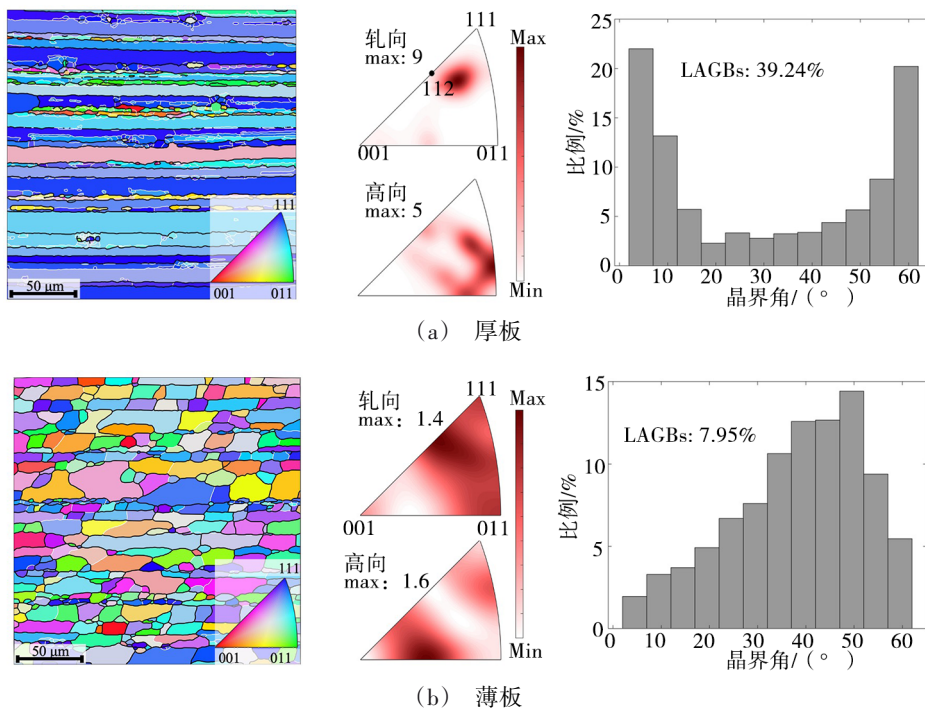


图5 T6态时效板材纵截面的EBSD晶粒取向、反极图与晶界角分布

Fig. 5 EBSD grain mean orientation, IPFs and misorientation angle distribution of the sheets in T6 condition

近  $\{011\}\langle 211\rangle$  织构, 即 Brass 织构; 而薄板纵截面的晶面类型较多, 取向分布趋于随机。

此外, 晶粒取向图中小角度晶界 (LAGBs,  $2^\circ \sim 15^\circ$ ) 以白色线条标识, 大角度晶界 (HAGBs,  $>15^\circ$ ) 用黑色线条表示。结合晶界角分布统计图可知, 厚板中存在许多被小角度晶界包围的细小亚晶, 而薄板中小角度晶界较少, 相邻晶粒取向差主要分布在  $50^\circ$  左右; 厚板与薄板的小角度晶界比例分别为 39.24% 和 7.95%。上述特征说明厚板固溶后再结晶程度低, 而薄板固溶处理后再结晶程度明显高于厚板。

图 6 为 T6 态时效厚板与薄板纵截面晶粒的 KAM (Kernel average misorientation) 分布图。KAM

指的是每一个 EBSD 原始数据点与近邻点的平均错配度, 一般认为具有较低原子错配度的位置 (如亚晶界等) 由位错构成, 因此 KAM 图能够反映晶粒内的位错分布情况<sup>[11]</sup>。图 6 显示厚板绝大部分晶粒的原子错配度普遍较高, 仅个别晶粒具有较小的 KAM 值, 说明厚板晶粒的位错密度较大; 薄板因为发生了再结晶, 生成的无畸变再结晶晶粒内位错较少, 相应晶内原子错配度普遍较低, KAM 值较小。

图 7 所示为 XRD 检测得到的 ODF 图。可知, 厚板晶粒取向具有集中性, 而薄板晶粒的择优取向相对较弱。厚板包含大量的 Brass  $\{011\}\langle 211\rangle$  织构和 S  $\{123\}\langle 634\rangle$  织构, 此外还有部分 Cube  $\{001\}\langle 100\rangle$

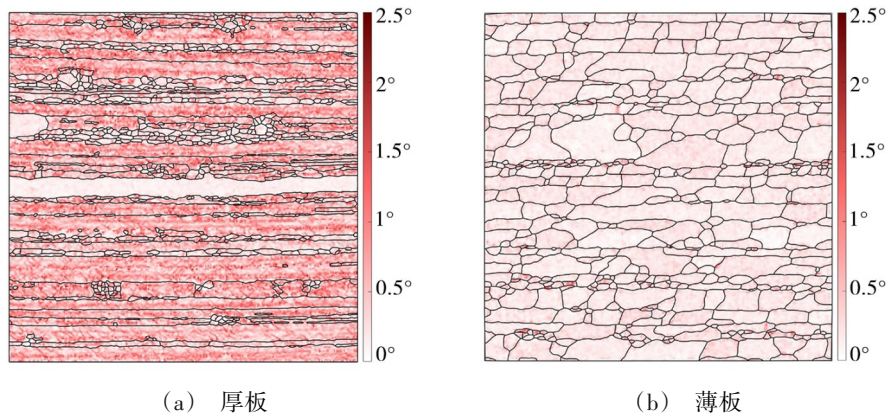


图 6 T6 态时效板材的 KAM 图

Fig. 6 Kernel average misorientation (KAM) of the sheets in T6 condition

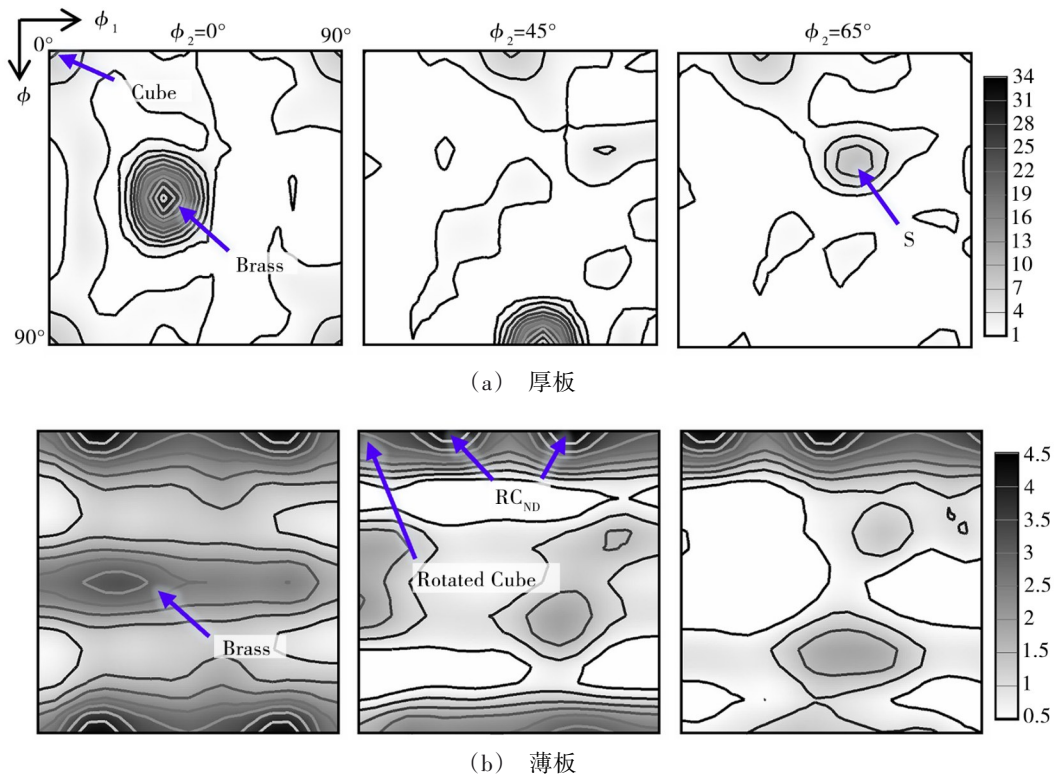


图 7 T6 时效板材 ODF 的  $\phi_2$  切面与相应织构

Fig. 7  $\phi_2$  sections of the ODFs with the corresponding textures of the sheets in T6 condition

织构;薄板织构总体含量较少,仅可见少量 Brass 织构、R-Cube  $\{001\}\langle 110\rangle$  织构和  $RC_{ND} \{001\}\langle 310\rangle$  织构。表 2 为 T6 态时效板材织构体积分数,厚板中的织构总体含量达到了 60.83%,约为薄板的 2 倍。厚板中含有大量的变形织构——Brass 织构和 S 织构,体积分数分别为 28.13% 和 20.16%;薄板中典型的变形织构很少,仅有 6.55% 的 Brass 织构,并且几乎不含 S 织构。另外,薄板中还出现了 R-Cube 和  $RC_{ND}$  这类再结晶织构。

由于所有样品都进行了固溶处理,而随后的时效热处理、低变形量的预变形主要改变析出相特征而几乎不影响晶粒形貌与取向,因此本节讨论的晶粒组织对不同热处理状态的厚板与薄板均具有一定的代表性。

表 2 T6 态板材所含织构的体积分数

Tab. 2 Volume fraction of textures of the sheets in T6 condition									%
板材	Brass	S	Goss	Cube	R-Cube	$RC_{ND}$	$\{011\}\langle 111\rangle$	合计	
厚板	28.13	20.16	4.56	7.98	0	0	0	60.83	
薄板	6.55	2.72	2.06	1.35	6.90	9.53	6.95	36.06	

### 3 分析与讨论

#### 3.1 各向异性的强度模型

为了研究铝锂合金板材的强度各向异性,需要从微观角度分析晶粒的受力状态。考虑金属材料强化机制,铝合金晶粒的临界分切应力(CRSS,  $\tau_{all}$ )由以下因素决定:纯铝的临界分切应力( $\Delta\tau_0$ )、固溶强化( $\Delta\tau_{ss}$ )、位错强化( $\Delta\tau_d$ )与第二相强化( $\Delta\tau_p$ ),计算公式如下<sup>[26-28]</sup>:

$$\tau_{all} = \Delta\tau_0 + \Delta\tau_{ss} + \sqrt{\Delta\tau_d^2 + \Delta\tau_p^2} \quad (2)$$

铝锂合金板材属于多晶材料,存在晶界强化效应。此外,由于滑移系与外力存在一定的空间位置关系,临界分切应力  $\tau_{all}$  与晶粒取向有关。因而多晶

铝合金板材屈服强度可以用以下公式定量描述<sup>[26]</sup>:

$$\sigma_y = \Delta\sigma_{gb} + M\tau_{all} \quad (3)$$

式中,  $\sigma_y$  为屈服强度,  $\Delta\sigma_{gb}$  代表晶界强化量,  $M$  是与晶粒择优取向(即织构)以及拉伸方向有关的取向因子。

目前已有不同的强度模型对  $M$  进行了假设和定义:如 Sachs 模型<sup>[29]</sup>假设变形时晶粒内只有 1 个滑移系开动;而 Taylor 模型<sup>[30]</sup>假设有 5 个滑移系开动,此时  $M$  又被称为 Taylor 因子,其物理意义是特定取向的晶体材料发生塑性变形时所需的能量<sup>[31]</sup>。

Taylor 模型以宏观变形保持整体性以及总滑移变形量最小为前提,假设单个晶粒中有 5 个滑移系开动。若合金板材的取向分布函数或织构含量已知,便能近似计算板材不同拉伸取向的平均 Taylor 因子<sup>[26]</sup>,计算公式如下:

$$M = \sum_i \omega_i M_i \quad (4)$$

$$M_i = \sum_{j=1}^5 \frac{m_j}{m_j} \quad (5)$$

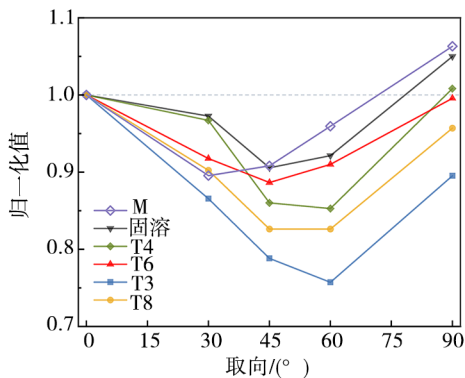
式中,  $M$  代表多晶材料的平均 Taylor 因子,  $M_i$  表示织构组分  $i$  的 Taylor 因子,  $\omega_i$  表示织构组分  $i$  的体积分数,  $m_j$  为 12 个成对的  $\{111\}\langle 110\rangle$  滑移系中最大的 5 个 Schmid 因子。铝合金属于面心立方(FCC)金属,无织构组分的  $M$  值为 3.07<sup>[32]</sup>。

#### 3.2 织构的影响

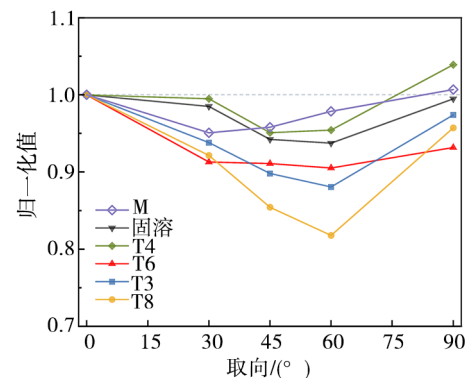
通过厚板与薄板的织构体积分数(表 2)及式(4)式(5)计算板材  $M$  值,结果如表 3 所示。图 8 为  $M$  值

表 3 T6 态时效板材不同拉伸取向的平均 Taylor 因子及 IPA 值

板材	不同拉伸取向的 $M$					IPA/%
	0°	30°	45°	60°	90°	
厚板	2.99	2.68	2.72	2.87	3.18	11.48
薄板	3.00	2.85	2.88	2.94	3.02	3.39



(a) 厚板



(b) 薄板

图 8 板材不同拉伸取向 Taylor 因子与屈服强度的归一化值

Fig. 8 Normalized values of Taylor factors and yield strengths along different tensile directions in the sheets

与不同热处理状态板材的屈服强度经归一化处理后的相关结果,其中归一化处理以轧向的数据为基准;同时为了评估  $M$  值与屈服强度的吻合程度,计算图8中强度相对于  $M$  值的残差平方和(RSS),结果如表4所示。RSS 越小说明  $M$  值与屈服强度的吻合程度越高<sup>[33]</sup>, 织构对板材平面各向异性的影响越大。

由表4可知,固溶态、T4态薄板的RSS值最小,而且小于相同热处理状态的厚板,说明织构是其屈服强度各向异性的主要原因。厚板的RSS值普遍更高, $M$ 值与屈服强度的吻合程度稍弱于薄板,可能是因为除织构影响外,厚板强度还受到了晶粒形貌的影响。

由表3及图3所示的IPA值可知,固溶态板材的屈服强度IPA值与  $M$  值的IPA值吻合程度最高。图8与表4显示,固溶态、T6态厚板的屈服强度变化曲线

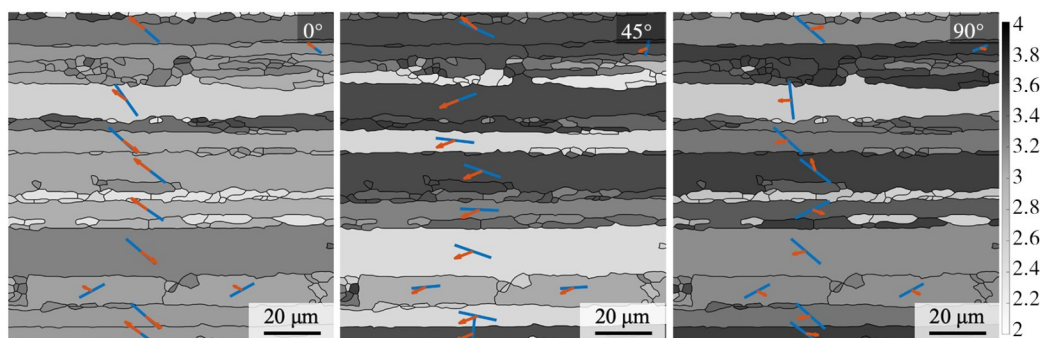
表4 图8中屈服强度相对Taylor因子的RSS  
Tab. 4 The RSS between yield strengths and Taylor factors in Figure 8  $\times 10^{-3}$

板材	固溶	T4	T6	T3	T8
厚板	7.57	21.79	7.94	84.27	35.73
薄板	3.26	3.63	14.67	14.42	39.88

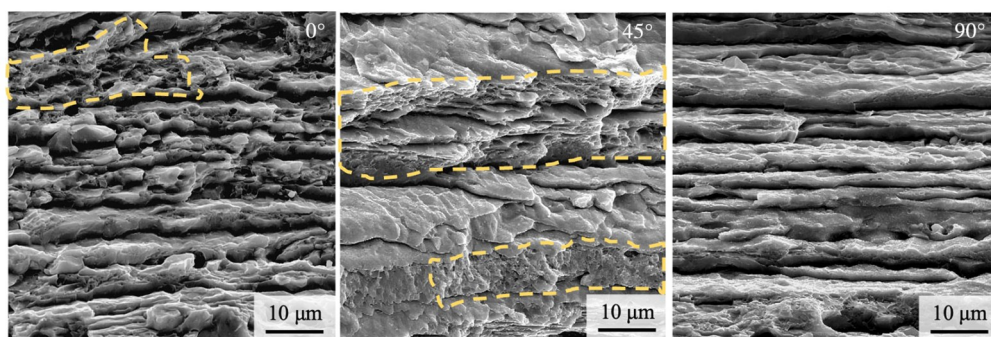
与  $M$  值变化曲线较为接近,而固溶态、T4态薄板的强度变化曲线与  $M$  值曲线最为接近。固溶态及T6态时效板材的RSS值较小,表明其各向异性主要来源于织构。另外,T3态、T8态时效板材的RSS值分别大于T4态、T6态板材,说明织构不是其平面各向异性的唯一来源,预变形会产生额外影响。

### 3.3 晶粒形貌的影响

铝锂合金板材各向异性会受到晶粒形貌的影响。厚板晶粒形貌并非等轴状,各取向的晶界密度不同,必然会导致不同拉伸取向的晶界强化量 $\Delta\sigma_{gb}$ 存在差异。为了直观表征厚板中晶界对滑移的阻碍作用,使用MTEX程序的calc Taylor函数计算图5(a)所示厚板晶粒的Taylor因子与主滑移系,结果如图9(a)所示。可知,厚板沿轧向( $0^\circ$ 取向)拉伸时,各晶粒的Taylor因子分布较为均匀,滑移面迹线与滑移方向大致与轧向晶界呈 $45^\circ$ 夹角,位错在晶内的滑移距离较短;沿 $45^\circ$ 取向进行拉伸时,滑移面与晶界的夹角减小,滑移方向倾向于与轧向晶界平行,位错在晶内的滑移距离最长;沿横向( $90^\circ$ 取向)进行拉伸时,虽然大部分晶粒的滑移方向与轧向晶界平行,但是滑移面与轧向晶界之间存在一定的夹角。



(a) Taylor因子与主滑移系(箭头代表滑移方向,线段代表滑移面迹线)



(b) 拉伸断口

图9 不同拉伸取向厚板晶粒的Taylor因子与主滑移系以及拉伸断口照片

Fig. 9 The Taylor factors and the main slip systems of grains, micrographs of fracture surfaces of the sheets with thickness along different tensile directions

当拉伸取向改变时,厚板长条状晶粒中位错的滑移距离也会发生变化。滑移距离越短,说明能有

效阻碍位错运动的晶界密度越大,对应的晶界强化量 $\Delta\sigma_{gb}$ 越大。沿 $45^\circ$ 取向拉伸时可动位错在晶粒内的

滑移距离最长,故晶界对位错运动的阻碍作用减弱,另外断后伸长率也得到了提高<sup>[34-35]</sup>。因此,晶界强化效果由低到高排序为:45°取向<横向<轧向。如图9(b)所示的拉伸断口照片从另一角度证实了以上结论。照片显示45°取向断口暴露的晶粒数量较少,与断裂面交截的晶界密度较低;而轧向拉伸断口晶粒数量最多、尺寸最小,说明断裂时裂纹需要穿过更多晶界。此外,45°取向样品的拉伸断口中出现了大面积的韧窝(虚线框区域),穿晶断裂的占比高于另外两个取向。由于位错堆积距离越长,晶粒内部的应力集中越显著,因而45°取向拉伸样品韧性穿晶断裂的比例增大,断口中韧窝数量增多<sup>[36]</sup>。

薄板晶粒形貌接近等轴状,晶粒尺寸小于厚板,故各取向的拉伸过程中均容易通过晶粒旋转而产生软化<sup>[37]</sup>,晶界对薄板平面各向异性的影响较小。而厚板的晶粒呈长条状,同时沿轧向拉伸时 Brass 等轧制织构位于稳定取向,难以通过晶粒旋转而发生软化或晶粒间的应力转移<sup>[31,38]</sup>。所以相对于其他拉伸方向,厚板的轧向强度因织构与晶界而获得的提升幅度更大。综合以上分析可知,厚板非等轴状晶粒形貌增强了轧向的强度而相对削弱了45°取向的强度,使板材各向异性提高。

### 3.4 时效状态的影响

由图3所示的IPA值可知,厚板的各向异性因时效程度的提高而降低,而薄板的各向异性因时效程度的提高而提高,这种差异可能源于板材中析出相的状态与分布。2A55铝锂合金的主要强化相为盘片状 $T_1$ 相,惯析面为 $\{111\}_{Al}$ ,与铝基体半共格,能有效阻碍位错运动。研究表明,由于晶体的择优取向与析出相的惯析面同时存在,当难以被位错切过的第二相并非球状,而是具有较高的长宽比时,第二相的析出与长大会增强织构带来的各向异性<sup>[10,39]</sup>。若第二相的尺寸(或长宽比)减小,位错通过Orowan绕过机制留下的位错环会产生各向同性的应力(Back-stress),故平面各向异性会因第二相的析出而降低<sup>[10]</sup>。

由图6所示的KAM图可知,厚板晶粒具有更高的位错密度,这为GP区与强化相的析出提供了能量和大量形核位点。若时效热处理后厚板 $T_1$ 相的弥散程度提高、尺寸更小<sup>[40-42]</sup>,将导致厚板各向异性降低。与之相反,由于薄板晶粒组织主要为无畸变的再结晶晶粒(依旧含有织构),析出相的形核位点较少。若时效热处理后,薄板中 $T_1$ 相因弥散程度低而具有更大的半径<sup>[42]</sup>,织构本身的各向异性则会增强。

### 3.5 预变形的影响

位错对铝锂合金板材具有多方面的积极作用。

位错密度会影响位错强化的效果<sup>[43-44]</sup>。然而实验结果(图2)表明,固溶态厚板中位错对强度的提升作用有限,厚板与薄板的轧向屈服强度无明显差异,均在190 MPa左右。另外,如前所述,时效前板材位错密度越大、分布越均匀,铝锂合金峰时效的强度越高。因此,厚板的强度高于相同时效热处理状态的薄板。

预变形可以影响位错与析出相的分布,进而影响时效态板材的各向异性。KIM等人<sup>[17]</sup>认为预拉伸后,Brass织构中四个 $\{111\}$ 滑移面的位错密度存在差异, $T_1$ 相趋向于在位错密度高的 $\{111\}$ 面大量析出。此类织构与强化相的位向关系能有效阻碍轧向拉伸时的滑移过程;但在60°取向拉伸时,与易滑移面交截的 $T_1$ 相数量减少,滑移的阻力降低,故60°取向的强度低于轧向。综上所述,预变形后不同取向的第二相强化量( $\Delta\sigma_p$ )因GP区与析出相的不均匀分布而存在差异,导致T3态、T8态时效板材各向异性增强。

## 4 结论

(1)相同热处理状态的10 mm厚板与2 mm薄板在轧向(0°)或横向(90°)的屈服强度和抗拉强度最高,但伸长率低;而相对轧向成45°或60°取向的屈服强度与抗拉强度最低,但伸长率高。

(2)热处理后厚板与薄板的晶粒组织存在明显差异。厚板为长条状晶粒组织,而薄板为等轴状再结晶晶粒组织;同时厚板中的织构总体积分数(60.83%)与变形织构体积分数高于薄板(36.06%)。

(3)Taylor因子能较好地预测固溶态、T6态时效板材的各向异性,表明织构是引起2A55合金板材平面各向异性的重要原因。厚板更高含量的织构与长条状的晶粒形貌导致其各向异性强于薄板。

(4)时效热处理使厚板各向异性降低,使薄板各向异性增强,这与二者的位错密度和析出相的特征有关。

(5)时效前的预变形会增强板材的平面各向异性,T3态与T8态板材的屈服强度各向异性分别强于T4态与T6态。

### 参考文献

- [1] ABD EL-ATY A, XU Y, GUO X, et al. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: a review [J]. Journal of Advanced Research, 2018, 10: 49 - 67.
- [2] WILLIAMS J C, STARKE E A. Progress in structural materials for aerospace systems [J]. Acta Materialia, 2003, 51 (19): 5775 - 5799.
- [3] GUPTA R K, NAYAN N, NAGASIREESHA G, et al. Development and characterization of Al-Li alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 420(1): 228 - 234.
- [4] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products 宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2024年 第3期



for aerospace and space applications [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(9): 3325 - 3337.

[5] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys [J]. *Materials & Design*, 2014, 56: 862 - 871.

[6] JATA K V, HOPKINS A K, RIOJA R J. The anisotropy and texture of Al-Li alloys [J]. *Materials Science Forum*, 1996, 217-222: 647 - 652.

[7] GARMESTANI H, KALIDINDI S R, WILLIAMS L, et al. Modeling the evolution of anisotropy in Al-Li alloys: application to Al-Li 2090-T8E41 [J]. *International Journal of Plasticity*, 2002, 18(10): 1373 - 1393.

[8] LEE E W, KALU P N, BRANDAO L, et al. The effect of off-axis thermomechanical processing on the mechanical behavior of textured 2095 Al-Li alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 265(1): 100 - 109.

[9] PASANG T, SYMONDS N, MOUTSOS S, et al. Low-energy intergranular fracture in Al-Li alloys [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2012, 22: 166 - 178.

[10] ENGLER O. Effect of precipitation state on plastic anisotropy in sheets of the age-hardenable aluminium alloys AA 6016 and AA 7021 [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 830: 142324.

[11] SURESH M, KALSAR R, MORE A M, et al. Evolution of microstructure and texture in the third generation Al-Li alloy AA2195 during warm hybrid processing [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 855: 156750.

[12] GURAO N P, SETHURAMAN S, SUWAS S. Effect of strain path change on the evolution of texture and microstructure during rolling of copper and nickel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(25 - 26): 7739-7750.

[13] SHABADI R, SUWAS S, KUMAR S, et al. Texture and formability studies on AA7020 Al alloy sheets [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 558: 439 - 445.

[14] ENGLER O, AEGERTER J. Texture and anisotropy in the Al-Mg alloy AA 5005-part II : correlation of texture and anisotropic properties [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 618: 663 - 671.

[15] VASUDÉVAN A K, PRZYSTUPA M A, FRICKE W G. Effect of composition on crystallographic texture in hot-rolled Al-Li-Cu alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, 208(2): 172 - 180.

[16] LU D, LI J, NING H, et al. Effects of microstructure on tensile properties of AA2050-T84 Al-Li alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, 31(5): 1189 - 1204.

[17] KIM N J, LEE E W. Effect of  $T_1$  precipitate on the anisotropy of Al-Li alloy 2090 [J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, 41(3): 941 - 948.

[18] BOIS-BROCHU A, BLAIS C, GOMA F A T, et al. 宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2024年 第3期

Characterization of Al-Li 2099 extrusions and the influence of fiber texture on the anisotropy of static mechanical properties [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 597: 62 - 69.

[19] ZHAO T, JIN L, XU Y, et al. Anisotropic yielding stress of 2198 Al-Li alloy sheet and mechanisms [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 771: 138572.

[20] CHEN X, ZHAO G, XU X, et al. Effects of heat treatment on the microstructure, texture and mechanical property anisotropy of extruded 2196 Al-Cu-Li alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 862: 158102.

[21] FANG H, LIU H, YAN Y, et al. Microstructural and textural evolution of Al-4.5Mg-0.7Mn-0.2Sc alloys during hot rolling [J]. *Materials Letters*, 2021, 292: 129600.

[22] BUNGE H-J. *Texture analysis in materials science: mathematical methods* [M]. Elsevier, 2013.

[23] TANG J, ZHANG X, DENG Y, et al. Texture decomposition with particle swarm optimization method [J]. *Computational Materials Science*, 2006, 38(2): 395 - 399.

[24] CHEN L, YUAN S, KONG D, et al. Influence of aging treatment on the microstructure, mechanical properties and anisotropy of hot extruded Al-Mg-Si plate [J]. *Materials & Design*, 2019, 182: 107999.

[25] CIEMIOREK M, CHROMINSKI W, OLEJNIK L, et al. Evaluation of mechanical properties and anisotropy of ultra-fine grained 1050 aluminum sheets produced by incremental ECAP [J]. *Materials & Design*, 2017, 130: 392-402.

[26] STARINK M J, WANG S C. A model for the yield strength of overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(17): 5131 - 5150.

[27] SCHLESIER C, NEMBACH E. Strengthening of aluminium-lithium alloys by long-range ordered  $\delta'$ -precipitates [J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, 43(11): 3983-3990.

[28] STARINK M J, WANG P, SINCLAIR I, et al. Microstructure and strengthening of Al-Li-Cu-Mg alloys and MMCs: II . Modelling of yield strength [J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(14): 3855 - 3868.

[29] SACHS G. Zur ableitung einer fleibbedingung [J]. *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure*, 1928, 72: 734.

[30] TAYLOR G I. Plastic strain in metals [J]. *Journal of the Institute of Metals*, 1938, 62: 307 - 324.

[31] BUNGE H J. Some applications of the Taylor theory of polycrystal plasticity [J]. *Kristall und Technik*, 1970, 5(1): 145-175.

[32] TEMPUS G, CALLES W, SCHARF G. Influence of extrusion process parameters and texture on mechanical properties of Al-Li extrusions [J]. *Materials Science and Technology*, 1991, 7(10): 937 - 946.

[33] ARCHDEACON T J. *Correlation and regression analysis: a historian's guide* [M]. Univ of Wisconsin Press, 1994.

[34] HE B B, HU B, YEN H W, et al. High dislocation

density - induced large ductility in deformed and partitioned steels[J]. *Science*, 2017, 357(6355): 1029 - 1032.

[35] LI X, WEI Y, LU L, et al. Dislocation nucleation governed softening and maximum strength in nano-twinned metals; 7290[J]. *Nature*, 2010, 464(7290): 877 - 880.

[36] CROOKS R, WANG Z, LEVIT V I, et al. Microtexture, micro structure and plastic anisotropy of AA2195[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 257(1): 145-152.

[37] GAO W Q, ZHANG C L, YANG M X, et al. Strain distribution and lattice rotations during in-situ tension of aluminum with a transmodal grain structure [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 828: 142010.

[38] MILLIGAN B, MA D, ALLARD L, et al. Crystallographic orientation-dependent strain hardening in a precipitation-strengthened Al-Cu alloy [J]. *Acta Materialia*, 2021, 205:116577.

[39] BATE P, ROBERTS W T, WILSON D V. The plastic anisotropy of two-phase aluminium alloys— I . Anisotropy in unidirectional deformation [J]. *Acta Metallurgica*, 1981, 29 (11): 1797 - 1814.

[40] LI H Y, KANG W, LU X C. Effect of age-forming on microstructure, mechanical and corrosion properties of a novel Al-Li alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 640: 210-218.

[41] DUAN S, GUO F, WU D, et al. Influences of pre-rolling deformation on aging precipitates and mechanical properties for a novel Al-Cu-Li alloy [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 15:2379-2392.

[42] RODGERS B I, PRANGNELL P B. Quantification of the influence of increased pre-stretching on microstructure-strength relationships in the Al-Cu-Li alloy AA2195 [J]. *Acta Materialia*, 2016, 108:55-67.

[43] SHIBATA S, TAYA M, MORI T, et al. Dislocation punching from spherical inclusions in a metal matrix composite [J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, 40(11):3141-3148.

[44] SUH Y S, JOSHI S P, RAMESH K T. An enhanced continuum model for size-dependent strengthening and failure of particle-reinforced composites [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57 (19): 5848 - 5861.