

# 晶粒组织对 2195 铝锂合金应力时效析出行为与性能的影响

胡恬娇<sup>1</sup>, 叶凌英<sup>1,2</sup>, 董宇<sup>1</sup>, 王鹏宇<sup>1</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)

(2. 教育部有色金属材料科学与工程重点实验室, 湖南 长沙 410083)

**摘要:** 通过恒应力蠕变拉伸、室温拉伸及慢应变速率拉伸应力腐蚀性能测试等试验, 结合 OM、SEM、TEM 及 EBSD 等组织观察, 分析探究变形和细晶 2 种不同晶粒组织对应力时效处理 2195 铝锂合金析出行为与性能的影响。结果表明: 与细晶组织板材相比, 变形组织板材达到峰值硬度的时间由 18 h 缩短至 4 h, 峰值硬度 (HV) 由 1619.94 MPa 升高到 2234.4 MPa, 抗拉强度由 584.6 MPa 提升至 641.9 MPa。通过计算细晶强化、位错强化及析出相强化对合金强度提高的贡献值, 发现变形组织板材力学性能提升主要来源于位错强化的贡献。同时, 与细晶组织板材相比, 变形组织板材的应力腐蚀敏感指数  $I_{SSRT}$  值由 7.6% 降低到 4.8%, 应力腐蚀敏感性降低。变形组织板材的大角度晶界比例由细晶组织板材的 64.6% 降低至 41.1%, 晶界析出相分布更为离散, 几乎观察不到无沉淀析出带, 是获得较为优异抗应力腐蚀性能的主要原因。

**关键词:** 2195 铝锂合金; 应力时效; 晶粒组织; 抗应力腐蚀

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)09-3230-09

20 世纪 90 年代初研发的第 3 代铝锂合金属于典型的可时效强化型合金, 其中 2195 铝锂合金因具有密度低、比强度和比刚度高、抗应力腐蚀性能良好等综合性能成为航空航天领域重要的结构材料<sup>[1-2]</sup>。对铝锂合金进行应力 (蠕变) 时效成形可获得形性协同的复杂曲率结构件, 但较小的应变量使其只能应用于小变形量的零部件成形<sup>[3]</sup>。研究发现可以通过细化合金初始晶粒组织或采取大变形量预变形来提高铝合金的蠕变成形性能<sup>[4]</sup>。Dong 等人<sup>[5]</sup>研究了大应变量预变形对 Al-Cu-Li 合金蠕变时效行为和拉伸性能的影响, 结果表明位错运动机制可促进蠕变应变, 使合金蠕变应变量显著提高, 并且由于位错强化效应而使强度提高; 邹富强等人<sup>[6]</sup>探究了不同预变形量对 Al-2.4Cu-0.9Li-0.7Mg 合金显微组织结构与力学性能的影响, 结果表明当预变形量为 70% 时, 时效进程加快, 强度显著提升而塑性下降, 析出相平均尺寸减小; Roven 等人<sup>[7]</sup>发现大变形量获得的更细的析出物和高密度位错增强了位错强化和析出相强化; Sherby 等人<sup>[8]</sup>认为随着预变形量的增加, 为随后的蠕变时效过程提供大量可动位错, 试样的稳态蠕变速率及总蠕变应变量也随

之显著增加。此外, 也可以通过细化初始晶粒组织的方法来提高合金蠕变变形能力和调控性能。周亮<sup>[9]</sup>揭示了细化晶粒的预处理对 2124 铝合金蠕变时效微观组织和性能的影响, 细化的晶粒组织使合金在经过蠕变时效后仍保持较好的强度和塑性; Starink 等<sup>[10]</sup>研究发现, 细化晶粒可以减少蠕变成形回弹量, 通过增加晶界促进蠕变变形, 改善合金的力学性能; 根据 Weetman<sup>[11]</sup>关于蠕变的研究, 合金经过晶粒细化处理后, 蠕变过程发生明显的晶界滑移和扩散蠕变, 使蠕变应变量显著提高。综上所述, 采取细化合金初始晶粒或者大变形量预变形来增加位错密度可显著提高合金的蠕变成形应变量并影响合金性能<sup>[12]</sup>, 但合金初始晶粒组织的改变会影响合金析出动力学及综合性能, 从而影响合金成形时间及形性性能协同调控。特别是目前缺乏细晶和变形 2 种晶粒组织对合金应力时效析出行为与力学性能和抗腐蚀性能等综合性能影响的研究。因此, 本研究通过形变热处理细化晶粒和大应变预变形 2 种方法制备出具有细晶和变形 2 种不同初始晶粒组织的 2195 铝锂合金, 对比不同的晶粒组织对应力时效处理铝合金力学性能及抗应力腐蚀性能的影响, 并结合

收稿日期: 2022-09-19

基金项目: 国家自然科学基金 (U21B6004); 轻质高强结构材料重点实验室项目 (JCKY201851)

作者简介: 胡恬娇, 女, 1998 年生, 硕士, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, E-mail: 3309579601@qq.com

微观组织表征分析,探究不同晶粒组织对合金强化及应力腐蚀敏感性的作用机制。

## 1 实验

本试验初始材料为2195铝锂合金热轧板,厚度为13 mm,其化学成分如表1所示。该合金经过510 °C/2 h固溶及水冷淬火后,分为2组。其中一组进行30%冷轧预变形,再经300 °C/24 h+400 °C/24 h过时效,并冷轧到2 mm厚度,随后再经510 °C/45 min盐浴进行再结晶退火和固溶处理,水冷淬火后进行5%预变形处理,得到细晶组织板材;另一组板材直接冷轧至2.5~3 mm厚度,得到约80%预变形量的变形组织板材。将2组板材分别在带有电阻加热炉的RWS50蠕变拉伸机上,在温度为165 °C,应力为200 MPa的条件下进行应力时效拉伸试验至峰时效,峰时效时间通过合金的普通人工时效硬化曲线来确定。

通过光学显微镜(徕卡DM2700M)和透射电子显微镜(FEI Tecnai G2 F20)分别对2组试样进行观察并分析其显微组织。

金相试样经水磨砂纸粗磨、金相砂纸细磨后,机械抛光至表面光亮无痕,随后用Graff Sargent试剂侵蚀,成分为:1 mL HF+16 mL HNO<sub>3</sub>+3 g CrO<sub>3</sub>+83 mL H<sub>2</sub>O,腐蚀之后迅速用无水乙醇冲洗并使用冷风吹干,在显微镜下观察拍照,并用ImageJ软件按照国标GB/T 3246.1-2012《变形铝及铝合金制品组织检验方法》采取截距法对2种试样的晶粒尺寸进行统计分析。分别计算了轧制方向晶粒

尺寸 $d_{RD}$ 、板材横向晶粒尺寸 $d_{TD}$ 、板材法向晶粒尺寸 $d_{ND}$ ,按公式 $d_{AVR}=(d_{ND} d_{RD} d_{TD})^{1/3}$ 计算平均晶粒尺寸 $d_{AVR}$ 。透射电镜样品磨成厚度为80~100 nm薄片,冲成直径3 mm的小圆片,采用MTP-1A电解双喷仪进行减薄,电解双喷液为30% HNO<sub>3</sub>+70% CH<sub>3</sub>OH(体积分数)。

将这2种板材通过线切割制成标准的室温拉伸试样和慢应变速率拉伸试样,室温拉伸性能测试参考国标GB/T 228.1-2010《金属拉伸试样实验标准》制样并进行测试,使用线切割沿板材轧制方向切样,其平行区工作长度为80 mm,宽度为10 mm,厚度为2.5 mm。室温拉伸性能试验在MTS Landmark疲劳试验机上进行,标距为60 mm,拉伸速度为2 mm/min,每种合金的试验结果取3个有效平行样数据的平均值。用扫描电镜对拉伸试验后的断口形貌进行观察分析。

慢应变速率拉伸应力腐蚀性能测试按照国标GB/T 15970.7-2000《金属和合金的腐蚀—应力腐蚀试验》及航标HB7235-1995《慢应变速率应力腐蚀试验方法》的要求,在板材轧制方向用线切割机切取试样,试验在慢应变速率应力腐蚀试验机YYF-100上进行,其腐蚀介质为50 °C、质量分数为3.5%的NaCl溶液,惰性介质为50 °C的硅油,拉伸应变速率为 $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 。每种环境下取3个有效平行试样数据的平均值。

采用电子背散射衍射(EBSD)对2种不同晶粒组织板材的纵截面进行测试,采用Chanel5软件分析2种板材的再结晶分数和晶界分布特征。

表1 2195铝锂合金化学成分

Table 1 Chemical compositions of 2195 Al-Li alloy (wt%)

Cu	Li	Mg	Ag	Zr	Si	Fe	Mn	Sc	Al
3.70	1.00	0.51	0.41	0.12	0.047	0.037	0.0013	0.14	Bal.

## 2 实验结果

### 2.1 金相组织观察

不同晶粒组织板材的时效硬化曲线如图1所示,由此可确定细晶组织板材达到峰值硬度的时效时间为18 h,其峰值硬度为1619.94 MPa左右,变形组织板材达到峰值硬度的时效时间为4 h,峰值硬度为2234.4 MPa左右。通过大应变预变形处理的板材相较于细晶组织板材在时效过程中可显著提高合金的硬度,且可以缩短合金到达峰值硬度的时间。

图2为固溶淬火后两组板材纵截面金相照片。表2为不同晶粒组织板材晶粒尺寸的计算结果。从图2及

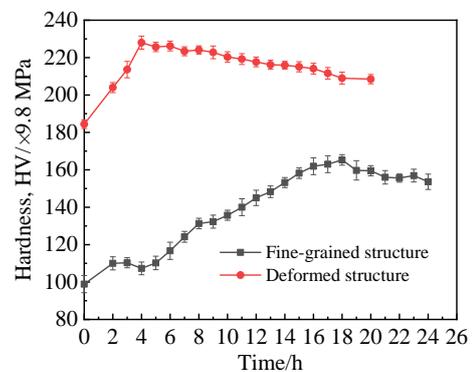


图1 不同晶粒组织板材的时效硬化曲线

Fig.1 Age hardening curves of plates with different grain structures

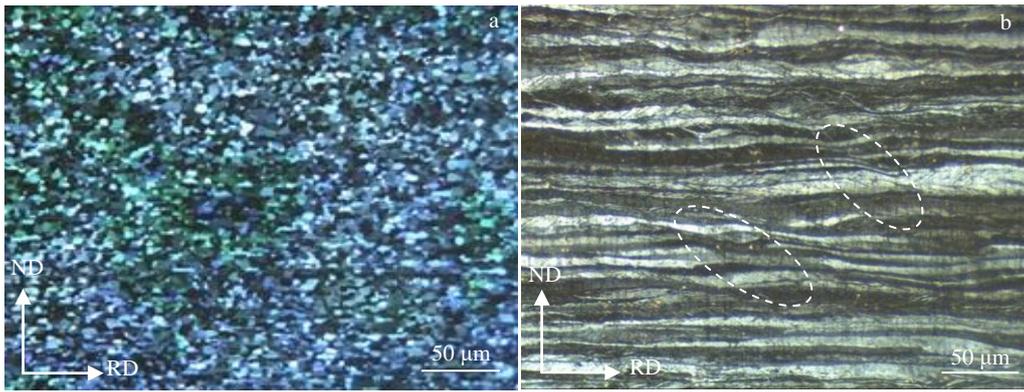


图 2 不同晶粒组织的板材试样的纵截面金相组织

Fig.2 Metallographic microstructures of longitudinal section of sheet samples with different grain structures: (a) fine-grained structure and (b) deformed structure

表 2 不同晶粒组织板材的晶粒尺寸计算结果

Table 2 Calculation results of grain size of plates with different grain structures (μm)

Alloy state	$d_{RD}$	$d_{TD}$	$d_{ND}$	$d_{AVR}$
Fine-grained structure	$11.2 \pm 0.2$	$12.1 \pm 0.6$	$10.9 \pm 0.3$	$11.4 \pm 0.5$
Deformed structure	$191.1 \pm 0.3$	$192.4 \pm 1.3$	$18.4 \pm 0.4$	$87.6 \pm 0.7$

表 2 中可以看出，细晶组织板材的晶粒呈等轴状且均匀分布，平均晶粒尺寸为  $11.4 \pm 0.5 \mu\text{m}$ ；而变形组织板材沿轧制方向被拉长，形貌呈长条状，晶粒尺寸明显变大，平均晶粒尺寸为  $87.6 \pm 0.7 \mu\text{m}$ ，并且可以看到趋于笔直的晶界及少量发生曲折的锯齿状晶界，如图 2b 中圆圈所示，这主要是由于大压下率的冷轧预变形导致的。

### 2.2 室温拉伸性能

表 3 为 2 种不同晶粒组织的板材经应力时效处理后的室温拉伸性能。由表 3 可以看出，细晶组织板材的抗拉强度及屈服强度分别为  $584.6 \pm 6.9 \text{ MPa}$ 、 $560.9 \pm 6.4 \text{ MPa}$ ，均低于变形组织板材。变形组织板材的抗拉强度相较于细晶组织板材由  $584.6 \pm 6.9 \text{ MPa}$  提升至  $641.9 \pm 3.4 \text{ MPa}$ ，但伸长率由 9.1% 下降至 4% 左右，明显低于变形组织板材。由上可知，经过大变形之后的板材在应力时效处理后虽可有效提高合金的抗拉强度及屈服强度，但塑性变差。

对峰值应力时效后 2 种不同晶粒组织板材的室温拉

伸试样断口形貌进行了扫描电镜观察，结果如图 3 所示。可见 2 种板材断口形貌相差较大，图 3a 为细晶组织板材的断口形貌，可见断口以尺寸相差不大的小而深的韧窝为主，同时在个别地方可以观察到少量平整的沿晶断裂特征，如图中箭头所示，并且从形貌上来看断裂发生在了个别等轴状再结晶晶粒之间，因此细晶板材断裂方式是以韧窝型穿晶断裂为主兼有少量沿晶断裂的混合型断裂模式。图 3b 为变形组织板材的断口形貌，与图 3a 对比发现，其断口形貌明显平整很多，韧窝数量明显少于细晶组织板材，且形貌大而浅，表现出明显的沿晶断裂特征，如图中箭头所示，表明脆性断裂程度明显增加。这主要是由于变形组织合金板材易在平直的高角晶界处产生沿晶断裂，降低合金的塑性，断裂方式为以沿晶断裂为主兼有韧性断裂的混合型断裂。2 种试样的断口形貌与表 3 室温拉伸测试的伸长率结果相吻合。

### 2.3 慢应变速率拉伸应力腐蚀性

图 4 为不同晶粒组织板材在  $50 \text{ }^\circ\text{C}$  的 3.5%NaCl 溶液

表 3 不同晶粒组织板材的室温拉伸性能

Table 3 Tensile properties of sheets with different grain structures at room temperature

Alloy state	Tensile strength, $R_m/\text{MPa}$	Yield strength, $R_{p0.2}/\text{MPa}$	Elongation, A/%
Fine-grained structure	$584.6 \pm 6.9$	$560.9 \pm 6.4$	$9.1 \pm 0.4$
Deformed structure	$641.9 \pm 3.4$	$613.6 \pm 3.0$	$4.0 \pm 0.3$

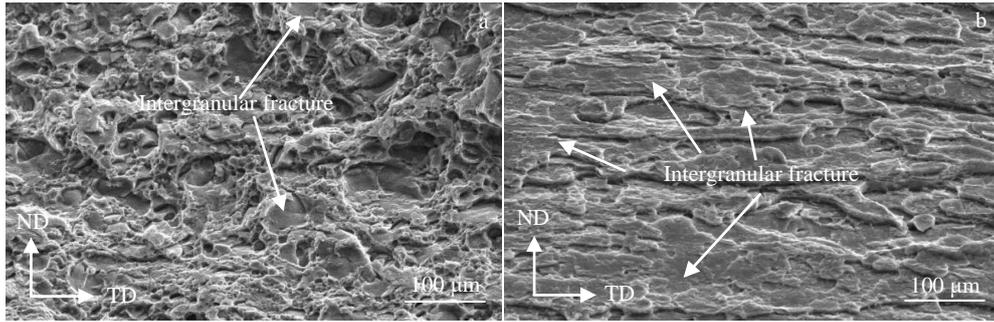


图3 峰值应力时效后2种组织试样的室温拉伸断口形貌

Fig.3 Tensile fracture morphologies of two samples at room temperature: (a) fine-grained structure and (b) deformed structure

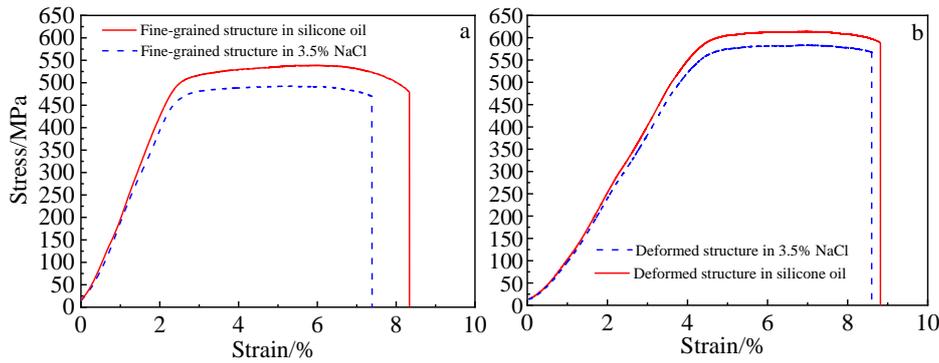


图4 不同晶粒组织的板材试样在3.5%NaCl溶液、硅油中的慢应变速率拉伸应力-应变曲线

Fig.4 Stress-strain curves of sheet samples with different grain structures under slow strain rate stretching in 3.5%NaCl solution and silicone oil: (a) fine-grained structure and (b) deformed structure

和硅油中的慢应变速率拉伸应力-应变曲线。表4为不同晶粒组织试样在不同介质中进行慢应变速率拉伸应力腐蚀试验的测试结果。由表4可知,2种板材在3.5%NaCl溶液中断裂时长、平均抗拉强度及伸长率与在硅油中的板材相比均有一定程度的下降,说明2种试样在3.5%NaCl溶液中均表现出一定的应力腐蚀倾向。

细晶组织板材在3.5%NaCl溶液中的抗拉强度相较于硅油中的抗拉强度由 $538.6 \pm 5.7$  MPa下降至 $502.4 \pm 7.3$  MPa,伸长率由8.3%下降至7.4%,而变形组织板材在3.5%NaCl溶液中的抗拉强度与在硅油中的相比较由 $612 \pm 5.4$  MPa下降至 $583.5 \pm 21.2$  MPa,伸长率由8.8%下降至8.6%。与变形组织板材相比,细晶组织板材的抗

拉强度和伸长率下降程度更为明显,表现出更大的应力腐蚀敏感性。

参考国家标准HB 7235-95《慢应变速率应力腐蚀试验方法》,通过计算应力腐蚀敏感指数 $I_{SSRT}$ 的值来评价不同试样的应力腐蚀性能。 $I_{SSRT}$ 的计算公式如下:

$$I_{SSRT} = 1 - \frac{(1 + \delta_{fW})\sigma_{fW}}{(1 + \delta_{fA})\sigma_{fA}} \quad (1)$$

式中, $\sigma_{fW}$ 和 $\delta_{fW}$ 分别为试样在环境介质(3.5%NaCl腐蚀溶液)中的抗拉强度和延伸率,而 $\sigma_{fA}$ 和 $\delta_{fA}$ 为试样在惰性介质(硅油)中的抗拉强度和延伸率。应力腐蚀性能随着 $I_{SSRT}$ 值的增大而逐渐减小。由应力腐蚀敏感系数计算公式(1)可以看出,试样在环境介质与在惰性介质

表4 不同晶粒组织板材的慢应变速率拉伸的应力腐蚀性能

Table 4 Stress corrosion properties of sheets with different grain structures under slow strain rate stretching

Alloy state	Stretch media	Break time/h	Tensile strength/MPa	Elongation/%	$I_{SSRT}/\%$
Fine-grained structure	Silicone oil	25.7±3.4	538.6±5.7	8.3±0.6	7.6±0.4
	3.5%NaCl	23.23±2.8	502.4±7.3	7.4±0.4	
Deformed structure	Silicone oil	23.9±1.9	612±5.4	8.8±0.4	4.8±0.8
	3.5%NaCl	22.4±0.7	583.5±21.2	8.6±0.1	

中的力学性能差异也就越小， $I_{SSRT}$  越小，说明试样的抗应力腐蚀性能越好。2 种不同板材试样的  $I_{SSRT}$  值计算结果如表 4 所示，细晶组织板材的  $I_{SSRT}=7.6\%$ ，变形组织板材  $I_{SSRT}=4.8\%$ ，通过对比可知变形组织板材的应力腐蚀敏感指数小于细晶组织板材，故变形组织板材的抗应力腐蚀性能要优于细晶组织板材。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 晶粒组织对力学性能及微观组织的影响

图 5 为不同晶粒组织板材的再结晶分数和晶界角度分析。表 5 为不同晶粒组织板材的 EBSD 分析结果。图 5a、5c 中蓝色代表再结晶组织，黄色代表亚结构，红色代表变形组织（见网络版）。细晶组织板材以再结晶组织为主，其占比为 71.2%，而亚结构占比为 26.8%，变

形组织仅占 2%；而变形组织板材则以 84.1% 的变形组织为主，亚结构和再结晶组织分别占比为 15.2% 和 0.7%。对比可知，变形组织板材的再结晶分数和亚结构远低于细晶组织板材。在图 5b 和 5d 中，将取向差大于 15° 的大角度晶界（HAGBs）用黑色实线表示，将取向差在 2°~15° 之间的为小角度晶界（LAGBs）用绿色实线表示。由图 5b 和 5d 的统计结果可知，细晶组织板材的晶粒取向集中在 30°~60°，以大角度晶界为主，其占比为 64.5%，较变形组织（23.6%）减小了 40.9%，而小角度晶界的占比仅为 35.5%；变形组织板材的晶粒取向集中在 1°~15°，小角度晶界占比为 76.4%，明显多于大角度晶界。

为进一步探究不同晶粒组织对合金性能的影响机制，对 2 种板材进行了 TEM 观察。图 6 为 2 种不同晶粒组织板材的晶内位错及析出相形貌。从 [110] 衍射方向

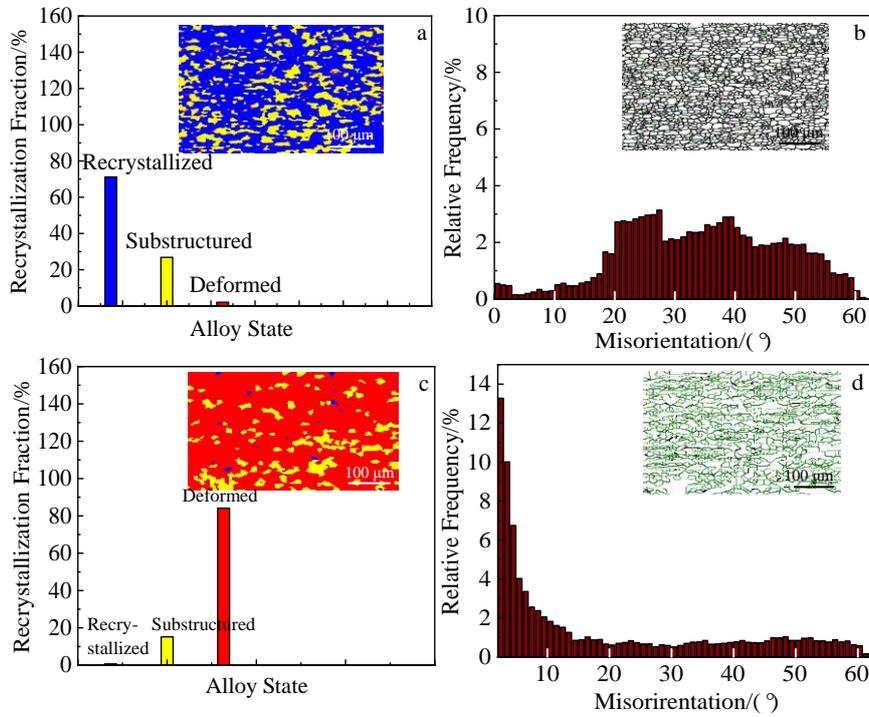


图 5 不同晶粒组织板材的再结晶分数和晶界角度分析

Fig.5 Recrystallization fraction and grain boundary angle of sheets with different grain structures: (a-b) fine-grained structure and (c-d) deformed structure

表 5 不同晶粒组织板材的 EBSD 分析结果

Table 5 EBSD analysis results of plates with different grain structures

EBSD result	Fine-grained structure	Deformed structure
LAGBs/%	35.5	76.4
HAGBs/%	64.5	23.6
Average grain size/ $\mu\text{m}$	11.4	87.6
Recrystallization fraction/%	71.2	0.7
Substructure fraction/%	26.8	15.2
Deformed fraction/%	2	84.1

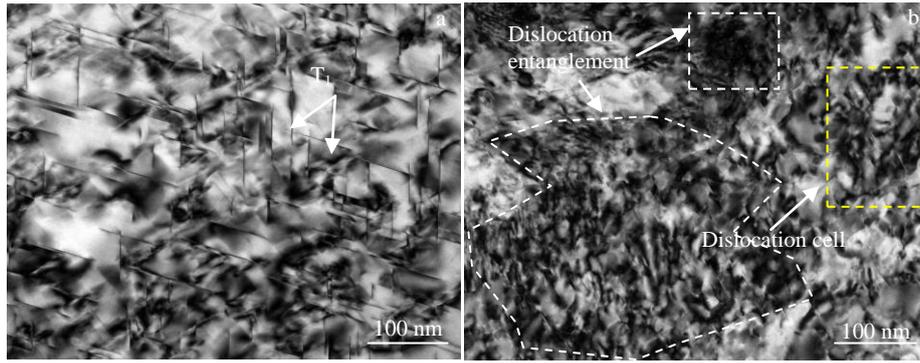


图6 不同晶粒组织板材的晶内位错及析出相的TEM照片

Fig.6 TEM images of intragranular dislocations and precipitates of sheets with different grain structures: (a) fine-grained and (b) deformed

的透射电镜照片可知,晶内析出相主要为  $T_1$  相及少量的  $\theta'$ 相,  $T_1$  相主要呈细针状,且经过应力时效后,  $T_1$  相分布更为细小密集。从图 6a 和 6b 对比中可以看出,变形组织板材的晶粒内部相较于细晶组织板材产生大量的位错,并形成许多位错缠结,如图中白色虚线所示区域,部分区域出现了位错胞,如图中黄框所示,这些是高密度位错集中区域。通过 Nano Measurer 及 Image J 软件对不同晶粒组织板材进行了析出相尺寸及分布的定量统计。统计时观察了不同区域多张 TEM 照片。分别计算了单位面积下晶内析出相数量、平均粒径、体积分数

及晶内析出相粒径分布,结果如表 6 和图 7 所示。用如下公式对析出相体积分数进行计算:

$$f_v = \frac{2\pi D}{\pi D + 8h} \ln(1 - A) \quad (2)$$

其中,  $D$  是析出相平均直径,  $h$  是视场所在区域的厚度,取定值为 300 nm,  $A$  是析出相的投影面积分数。如图 7 所示,可以看出细晶组织板材的大尺寸晶内析出相占比明显高于变形组织板材,经统计变形组织板材的单位面积下晶内析出相数量为 201,比细晶组织板材多 107,并且析出相也更加细小,其平均尺寸为 18.5 nm,只有细

表6 不同晶粒组织板材的晶内析出相数量、平均晶粒尺寸及体积分数

Table 6 Number, average grain size and volume fraction of intragranular precipitates of sheets with different grain structures

Alloy state	Number of intragranular precipitates/number $\text{nm}^{-2}$	Average size of intragranular precipitate/nm	Volume fraction, $f_v/\%$
Fine-grained structure	94	33.6	3.6
Deformed structure	201	18.5	7.8

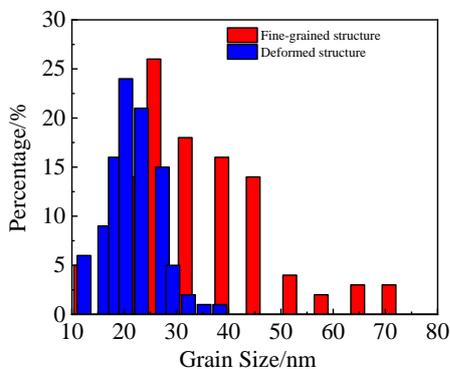


图7 不同晶粒组织的板材的晶内析出相粒径分布

Fig.7 Grain size distributions of intragranular precipitates of plates with different grain structures

晶组织的 1/2 左右。这是由于大变形量的预变形对  $T_1$  相的析出有明显的促进作用,预变形会导致基体内部的位错密度显著上升,在后续应力时效过程中为  $T_1$  相提供大量的形核位置,促进  $T_1$  相大量快速地析出,因而这些析出相尺寸更小,数量更多,使变形组织板材的强度高于细晶组织板材<sup>[13]</sup>;同时由于大变形量的预变形过程形成了大量位错,剧烈的位错运动形成位错胞,使后续时效析出相更易沿位错胞分布而导致析出相分布不均匀,同时累积的位错导致进一步滑移受阻,造成合金塑性下降,而细晶组织板材在拉伸时可启动更多的滑移系,故可提高合金的塑性<sup>[14-15]</sup>。因此,细晶组织板材的伸长率比大形组织板材要高,塑性更好。

对于铝锂合金,强度和韧性是重要的力学性能指

标, 理论上说, 金属材料的强化方式有细晶强化、位错强化、时效析出强化等<sup>[16]</sup>。本研究讨论的合金的主要强化方式来自于不同晶粒组织带来的细晶强化、位错强化以及析出相强化。

讨论细晶强化对 2 种不同晶粒组织的板材的强化效果。由表 6 可知, 细晶组织板材的平均晶粒尺寸为 11.4 μm, 变形组织板材的平均晶粒尺寸为 87.6 μm。晶界对材料强度的贡献通过 Hall-Petch 公式<sup>[17-18]</sup>来描述:

$$\sigma_y = \sigma_i + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (3)$$

式中,  $\sigma_i$  表示的是纯铝强度,  $k$  为 Hall-Petch 因子 (即滑过晶界难易程度的常数),  $k=68 \text{ MPa}\cdot\mu\text{m}^{1/2}$ ,  $d$  为平均晶粒尺寸,  $\sigma_y$  为屈服强度。根据公式可以明显看出晶粒越细小, 对强度的提升越大, 细晶组织板材的晶粒尺寸更为细小, 且有很多的晶界, 在形变过程中晶界强化机制发挥的作用以提高合金的强度。因此, 计算可得细晶强化对细晶组织板材的强化作用高于变形组织板材, 细晶组织板材的强度比变形组织板材提升了 12.9 MPa。

当 2 种不同晶粒组织的铝锂合金板材经过应力时效后, 促进  $T_1$  相大量析出,  $T_1$  相是铝锂合金的主要强化相。因此, 析出相的数量与形态在一定程度上会影响强化效应, 同时, 析出相与位错产生强烈的相互作用, 也对合金有一定的强化效果。由于析出相尺寸较大, 绕过机制为材料中位错与析出相作用的主要机制, 根据铝合金中针状相位差绕过机制强化公式 (4):

$$\Delta\sigma_{Or} = \frac{0.15MGb}{d} (\psi^{\frac{1}{2}} + 1.84\psi + 1.84\psi^{\frac{3}{2}}) \ln\left(\frac{2.632^{\frac{d}{r_0}}}{r_0}\right) \quad (4)$$

式中,  $M$  为 Taylor 因子,  $r_0$  和  $G$  分别表示螺型位错半径和剪切模量,  $r_0=2b$ ,  $b$  为伯氏矢量,  $\psi$  为析出相的体积分数,  $d$  为析出相长径。其中  $M=3.06$ ,  $G=30 \text{ GPa}$ ,  $b=0.284 \text{ nm}$ 。根据表 6 的析出相数据结果, 可计算出析出相引起的细晶组织板材的强度增量为 54.2 MPa, 变形

组织板材的强度增量为 65.4 MPa, 较细晶粒强化贡献值多 11.2 MPa。

对比图 6a 和 6b 可以看出, 对于细晶板材, 初始位错密度较小, 位错密度的增加主要是应力时效引起的, 位错缠结程度较轻, 部分位错相互纠缠形成位错胞; 而对于大变形板材, 位错密度相较于细晶板材大幅升高, 形成高密度的位错缠结及大量位错胞, 同时产生大量连续的位错壁, 这使得大变形试样很难观察到完整的晶界, 由于晶界严重破碎, 大大阻碍了位错运动, 使板材得到强化。利用 GND 图(图 8)计算 2 种位错密度, 采用 Bailey-Hirsch 公式对位错强化对合金的贡献值进行计算分析:

$$\Delta\sigma_d = M\alpha Gb\rho^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

式中,  $M$  为 Taylor 因子,  $\alpha$  为常量,  $G$  为剪切模量,  $b$  为伯氏矢量,  $\rho$  为位错密度。在本研究中  $M=3.06$ ,  $G=27.8 \text{ GPa}$ ,  $\alpha=0.2$ ,  $b=0.286 \text{ nm}$ , 根据 GND 数据计算 2 种合金的位错密度, 经统计细晶组织板材和变形组织板材的平均位错密度分别为  $0.36\times 10^{14}/\text{m}^2$  和  $2.28\times 10^{14}/\text{m}^2$ , 代入公式 (5) 可得细晶组织板材和变形组织板材的位错强化贡献值分别为 29 和 74 MPa。

综合以上 3 种强化方式的主要贡献可以看出, 位错强化机制对变形组织板材的强化起到了主要贡献的作用, 这也是其强度高于细晶组织板材的主要原因。

### 3.2 晶粒组织对合金抗应力腐蚀性能的影响

目前对于铝锂合金抗应力腐蚀性能的研究众多, 这些研究普遍认为晶界特征对材料抗应力腐蚀性能有重要影响。一般认为由于大角度晶界具有较高的能量, 会成为裂纹扩展和腐蚀的通道, 而小角度晶界具有较低的能量、低的扩散率等特殊性能, 对腐蚀和裂纹扩展有强烈的抑制作用<sup>[19-20]</sup>。Ralston 等<sup>[21]</sup>认为在铝合金中, 晶界析出相与基体之间的腐蚀电位差使晶界析出相作为阳极优先溶解, 并产生局部裂纹。连续分布的晶界析出相会形成阳极通道促进析出相的腐蚀及应力腐蚀裂纹的扩

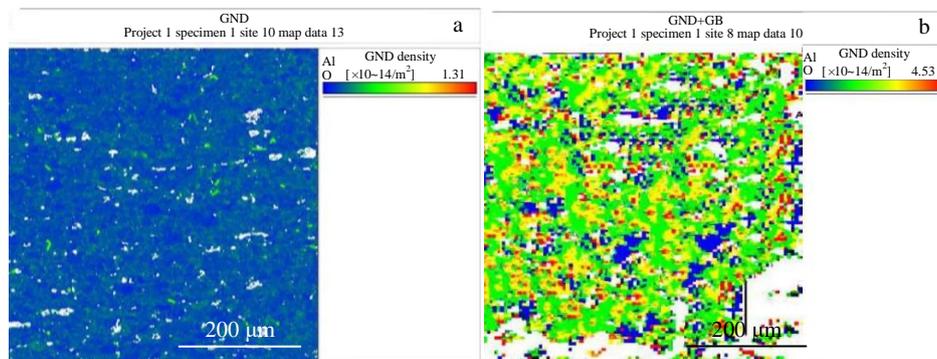


图 8 2 种不同晶粒组织板材的位错密度分布图

Fig.8 Dislocation density distributions of two kinds of sheets with different grain structures: (a) fine-grained structure and (b) deformed structure

展,而断续、粗大的晶界析出相可有效减缓晶界作为阳极被腐蚀的过程<sup>[22]</sup>。

根据图5和表5的EBSD结果可以看出,细晶组织板材发生明显的再结晶行为,晶粒以细小等轴晶为主,其晶界大多为大角度晶界,大角度晶界占比为64.5%,再结晶分数接近71.2%;变形组织板材相较于细晶组织板材,其再结晶程度较小,再结晶分数仅为0.7%,大角度晶界减少,占比为23.6%。图9为不同晶粒组织的板材的晶界析出相(GBP)TEM照片,通过对比图9a和9b可以看出2种试样的晶界析出相都呈断续分布,但变形组织板材的晶界析出相更为粗大、断续程度更明显,其析出相之间的间距宽于细晶组织,分布离散,晶界析出相会沿着晶界分布,从而抑制析出相的形成,且几乎不存在无沉淀带,因此可有效阻碍腐蚀通道形成,避免腐蚀裂纹扩展,从而增大抗应力腐蚀性能。同时,变形组织板材的大角度晶界较少,以小角度晶界为主,当裂纹沿大角度晶界纵向扩展,会发生大量分叉和二次裂纹,使裂纹扩展的总长度增加,裂纹在深度方向的扩展速率显著降低<sup>[23-24]</sup>;而细晶组织板材以大角度晶界为主,腐蚀倾向于在大角度晶界上形成,应力腐蚀裂纹沿着再结晶晶粒的晶界快速扩展,扩展总长度短,扩展速率快。因

此,断续分布的晶界析出相和大角度晶界比例的大幅减少,这些都使变形组织板材比细晶组织板材具有更优异的抗应力腐蚀性能。

## 4 结论

1) 与细晶组织板材相比,变形组织板材的峰值时效时间由18 h缩短至4 h,屈服强度及抗拉强度分别由560.9 MPa、584.6 MPa提升至613.6 MPa、641.9 MPa,伸长率由9.1%下降至4.0%。变形组织板材以沿晶断裂为主,而细晶组织板材为以穿晶断裂为主的断裂模式。

2) 与细晶组织板材相比,变形组织板材的细晶强化贡献值少12.9 MPa,而析出相强化贡献值多11.2 MPa,位错强化贡献值多45 MPa。可见,变形组织板材力学性能提升主要来源于位错强化的贡献。

3) 变形组织板材的抗应力腐蚀性能相较于细晶组织板材要更加优异,其应力腐蚀敏感指数 $I_{SSRT}$ 由7.6%降低至4.8%。变形组织板材大角度晶界占比减小了40.9%,晶界析出相断续分布程度更高,几乎不存在无沉淀带,有效阻止腐蚀通道的形成,使腐蚀裂纹会发生分叉,扩展速率降低,从而提升了合金的抗应力腐蚀性能。

## 参考文献 References

- [1] Yang Shoujie(杨守杰), Dai Shenglong(戴圣龙). *Material Reports* (材料导报)[J], 2005, 19(2): 76
- [2] Rioja R J, Liu J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(9): 3325
- [3] Deng Yunlai(邓运来), Zhou Liang(周亮), Jin Kun(晋坤) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(11): 2106
- [4] Chen Kailiang(陈凯亮), Liu Chunhui(刘春辉), Yang Jianshi(杨建使) *et al. Journal of Plastic Engineering*(塑性工程学报)[J], 2021, 28(5):103
- [5] Dong Y, Ye L Y, Liu X D *et al. Materials Letters*[J], 2022, 321: 132 699
- [6] Zou Fuqiang(邹富强). *Effect of Deformation Aging on Microstructure and Mechanical Properties of Al-2.4Cu-0.9Li-0.7Mg Alloy*(形变时效对Al-2.4Cu-0.9Li-0.7Mg合金显微组织结构与力学性能的影响)[D]. Changsha: Hunan University, 2019
- [7] Roven H J, Liu M P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 483-484: 54
- [8] Sherby O D, Taleff E M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 322: 89
- [9] Zhou Liang(周亮). *Effect of Deformation Heat Treatment on Creep Aging of 2124 Aluminum Alloy*(形变热处理对2124铝合金蠕变时效的影响)[D]. Changsha: Central South University, 2011

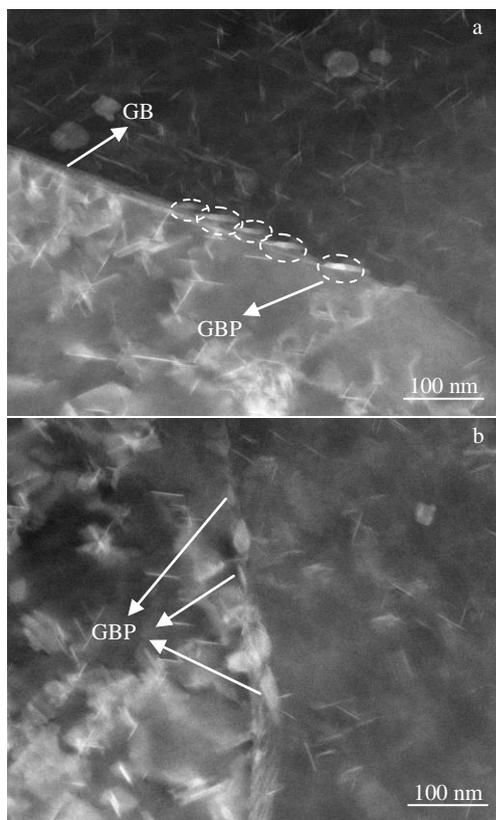


图9 不同晶粒组织板材的晶界析出相TEM像

Fig.9 TEM images of grain boundaries of sheets with different grain structures: (a) fine-grained structure and (b) deformed structure

- [10] Starink M J, Sinclair I, Gao N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 418: 241
- [11] Weetman J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 216: 20
- [12] Hales S J, Tayon W A. *Procedia Engineering*[J], 2011, 10(7): 2496
- [13] Cheng Bin(程彬), Zheng Ziqiao(郑子樵), Fan Chunping(范春平) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(4): 926
- [14] Hatamleh O, Hill M, Forth S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 519(1-2): 61
- [15] Luo Zhihui(罗智辉), Ye Lingying(叶凌英), Sun Quan(孙泉) *et al. Light Alloy Processing Technology*(轻合金加工技术)[J], 2019, 47(6): 58
- [16] Rodgers B I, Prangnell P B. *Acta Mater*[J], 2016, 108: 55
- [17] Xu Yongqian(徐永谦), Zhan Lihua(湛利华). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(2): 355
- [18] Wang M, Zhan L H, Yang Y L *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(5): 1383
- [19] Ye Lingying(叶凌英), Yao Xuebin(姚学彬), Tang Jianguo(唐建国) *et al. Journal of Central South University*(中南大学学报)[J], 2019, 50(5): 1050
- [20] Chen Xianfeng(陈险峰). *Study on the Stress Corrosion Resistance Sensitivity of 2519 Aluminum Alloy Hot Rolled Sheet by Hot Working Technology*(热加工工艺对 2519 铝合金热轧板材抗应力腐蚀敏感性的研究)[D]. Changsha: Central South University, 2003
- [21] Ralston K D, Birbilis N, Davies C H J. *Scripta Materialia*[J], 2010, 63(12): 1201
- [22] Ma J, Lee W Y, Cheng W *et al. 6th Asia-Pacific Symposium on Engineering Plasticity and Its Applications*[C]. Sydney, Australia: AEPA, 2002: 755
- [23] Quan L W, Zhao G, Tian N *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J] 2013, 23: 2209
- [24] Starink M J, Sinclair I, Gao N *et al. Materials Science Forum*[J], 2002, 396-402: 601

## Effect of Grain Microstructure on Precipitation Behavior and Properties of 2195 Al-Li Alloy Under Stress-Aging

Hu Tianjiao<sup>1</sup>, Ye Lingying<sup>1,2</sup>, Dong Yu<sup>1</sup>, Wang Pengyu<sup>1</sup>

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

(2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials and Engineering, Ministry of Education, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The effects of two different grain structures i.e. deformation and fine-grain microstructure, on precipitation behavior and properties of 2195 Al-Li alloy were analyzed by constant stress creep tensile test, room temperature tensile test and slow strain rate tensile stress corrosion test combined with OM, SEM, TEM and EBSD. The results show that compared with the fine-grained sheet, the time for the deformed sheet to reach the peak hardness is shortened from 18 h to 4 h, the peak hardness increases from 1619.94 MPa to 2234.4 MPa, and the tensile strength increases from 584.6 MPa to 641.9 MPa. By calculating the contribution values of grain refinement strengthening, dislocation strengthening and precipitation strengthening to the improvement of alloy strength, it is found that the improvement of mechanical properties of deformed sheet is mainly due to the contribution of dislocation strengthening. At the same time, compared with the fine-grained sheet, the  $I_{SSRT}$  value of the deformed sheet reduces from 7.6% to 4.8%, and the stress corrosion susceptibility reduces. The proportion of large-angle grain boundaries of the deformed sheet reduces from 64.6% to 41.1% of the fine-grained sheet, the grain boundary precipitation phase distribution is more discrete, and the precipitation-free zone is hardly observed, which is the main reason for obtaining relatively excellent stress corrosion resistance.

**Key words:** 2195 aluminum-lithium alloy; stress aging; grain structure; stress corrosion resistance

Corresponding author: Ye Lingying, Ph. D., Associate Professor, Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials and Engineering, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: lingyingye@csu.edu.cn