

引用格式: 冉红卫, 郝敏, 郝时嘉, 等. 7050-T7451 超厚板微观组织和力学性能不均匀性研究[J]. 航空材料学报, 2025, 45(4): 97-105.

RAN Hongwei, HAO Min, HAO Shijia, et al. Inhomogeneity of microstructure and mechanical properties in ultra-thick 7050-T7451 plate[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(4): 97-105.

7050-T7451 超厚板微观组织和力学性能 不均匀性研究

冉红卫¹, 郝敏^{2,3*}, 郝时嘉^{2,3}, 刘行^{2,3}, 李占强^{2,3}, 雷越^{2,3}

(1. 西南铝业(集团)有限责任公司技术中心, 重庆 401326; 2. 中国航发北京航空材料研究院 铝合金研究所, 北京 100095; 3. 北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心, 北京 100095)

摘要: 针对航空主承力结构用超厚 7050-T7451 铝合金板材沿厚度方向存在性能偏差的问题, 采用室温拉伸和平面应变断裂韧度对 $\delta 155$ mm 规格 7050-T7451 超厚板在不同厚度层和不同方向的室温拉伸、平面应变断裂韧度等力学性能进行测试, 并结合光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)、透射电镜(TEM)等对微观组织特征进行表征。结果表明: 板材 L 方向不同厚度层拉伸性能相差不大, T/4 厚度层 LT 方向抗拉强度高于 T/2 厚度层; T/2 厚度层断裂韧度不同方向均高于 T/4 厚度层, 其中不同厚度层 L-T 方向差异尤为显著。断裂韧度试样的断口形貌也存在差异, 其特征由 T/4 厚度层的小解理断口为主转变为 T/2 厚度层的穿晶滑移为主。从 T/4 厚度层到 T/2 厚度层, 晶粒形貌及织构类型存在较大差异, 但析出相类型及分布基本一致。T/4 厚度层织构类型较多且分散, 晶粒尺寸较小且存在大量亚晶; T/2 厚度层以再结晶的 R-Brass 织构 {111} <112> 为主, 晶粒尺寸较大, 亚晶数量较少, 晶界及亚晶界上存在粗大的 η 析出相以及晶界无析出带, 晶内存在大量 η 析出相。织构类型和亚晶界数量的差异导致不同厚度层宏观组织特征不同, 从而影响裂纹前端塑性变形区及裂纹扩展路径, 最终导致合金抗拉强度以及断裂韧度存在显著差异。

关键词: 7050-T7451 超厚板; 拉伸性能; 断裂韧度; 析出相; 织构

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000092

中图分类号: V252.2; TG113.25

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)04-0097-09

Inhomogeneity of microstructure and mechanical properties in ultra-thick 7050-T7451 plate

RAN Hongwei¹, HAO Min^{2,3*}, HAO Shijia^{2,3}, LIU Xing^{2,3}, LI Zhanqiang^{2,3}, LEI Yue^{2,3}

(1. Technical Center, Southwest Aluminum Industry (Group) Co., Ltd., Chongqing 401326, China; 2. Aluminum Alloy Research Institute, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 3. Beijing Engineering Research Center of Advanced Aluminum Alloys and Application, Beijing 100095, China)

Abstract: The ultra-thick 7050-T7451 plates, which are commonly utilized in the primary load-bearing components of aerospace structures, confront a challenge: a discrepancy in properties along their thickness directions. To unravel the hidden principles governing this phenomenon, a comprehensive suit of tests and characterization techniques is employed on $\delta 155$ mm ultra-thick 7050-T7451 plate. These techniques encompass conventional tensile tests, plane strain fracture toughness tests, as well as imaging methods such as optical microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM), electron backscatter diffraction(EBSD) and transmission electron microscopy(TEM). Samples for property testing and microstructure characterization are extracted from different thickness regions along different directions. The results of the property testing reveal that the tensile properties at different thickness regions along L direction are similar. However, in LT direction, T/4 thickness region exhibits higher tensile strength

compared to $T/2$ thickness region. Conversely, the fracture toughness of $T/2$ thickness region surpasses $T/4$ thickness region in both directions, with more pronounced difference observed in L-T direction. Microstructural observations demonstrate that the fracture surface morphology of small cleavage fractures at $T/4$ thickness region converts to transgranular slip at $T/2$ thickness region. As the thickness region transferring from $T/4$ to $T/2$, grain morphologies and texture types vary obviously, while the types and distribution of precipitated phases remain consistent. The texture types are numerous and dispersed at $T/4$ thickness region with a small grain size and a large amount of sub-grains. The texture types are mainly recrystallization R-Brass texture $\{111\} \langle 112 \rangle$ at $T/2$ thickness region with a big grain size but a decrease in sub-grain quantity. Along grain and sub-grain boundaries, coarse η precipitation phases and precipitate free zones are observed, while numerous η' precipitate phases are detected within the grains. The disparities in macrostructure and microstructure between the thickness regions from $T/4$ to $T/2$ stem from variations in the texture types and quantities of sub-grain boundaries. This factor also influences the plastic deformation zone at crack tips and crack propagation paths, ultimately determining differences of the tensile strength and fracture toughness.

Key words: ultra-thick 7050-T7451 plate; tensile property; fracture toughness; precipitate phase; texture

7050 铝合金是在 7075 铝合金基础上通过严格控制杂质元素含量、调控主合金元素以及添加 Zr 微合金元素等方式研制出来的。作为强度、断裂韧性、抗应力腐蚀等性能均具有良好表现的低淬火敏感性铝合金^[1-4], 7050 铝合金在航空航天领域应用广泛^[4-5], 尤其在航空领域主要用于机身框梁等主承力结构件^[5]。近年来, 飞机设计理念以长寿命和高可靠性方向发展, 对大规格材料采用机加工方式加工整体构件已经成为一种重要方式^[6]。随着预拉伸技术在铝合金大规格厚板中的应用^[7], 具有较低残余应力的 7050-T7451 大规格厚板越来越多被用于制造整体结构件。

随着板材厚度增加, 受铸锭均匀性、轧制工艺、热处理工艺等因素影响, 板材的组织性能沿厚度方向不均匀分布也越发显著^[8-9], 导致其在实际应用时需要按照最薄弱区域的性能进行结构设计, 局部区域带来较大结构冗余, 从而增加结构件质量。为了阐明该问题的原因并找出可行的改进措施, 许多研究者从制备工艺、组织性能特点等方面开展较多研究, 也获得了一些成果^[10-13]。Ma 等^[10]研究发现, 传统轧制方式产生的压缩和剪切变形在厚度方向的差异造成沿板材厚度的组织不均匀性, 采取异步轧制方式可以获得显著改善。王胜玉等^[11]研究 $\delta 160$ mm 规格厚板的组织及力学性能, 认为不同厚

度晶粒尺寸以及析出相的差异导致板材厚度方向性能的不均匀性, 提出从时效工艺进行调整。张新明等^[12]认为不同厚度织构和晶界上链状分布的粗大化合物以及再结晶晶粒分布的差异导致强度和断裂韧度的各向异性以及沿厚度分布的不均匀性, 控制铸锭中成分偏析以及轧制变形量是调控板材均匀性的关键因素。Deshpande 等^[13]认为 7050 合金中再结晶降低穿晶断裂的比例, 从而降低合金断裂韧性, 需要严格控制轧制温度避免再结晶形成。上述研究结果在一定程度上阐明了造成厚板性能不均匀性的原因并提出解决方案, 但存在争议, 而且缺乏微观组织对性能影响的深入分析。因此, 本工作针对工业化制备的 $\delta 155$ mm 规格 7050-T7451 厚板的微观组织、拉伸性能、断裂韧性等方面进行系统研究, 探讨影响厚板性能沿厚度分布不均匀性的关键因素, 为高均匀性板材的工业化制备提供支撑。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

实验采用工业制备 $\delta 155$ mm 规格 7050-T7451 超厚板, 并在 $T/4$ 和 $T/2$ 两个厚度层以及这两个厚度层外的其他任何位置取粉末试样进行化学成分分析, 板材不同取样位置的化学成分如表 1 所示。

表 1 7050-T7451 铝合金超厚板不同取样位置化学成分(质量分数/%)

Sampling location	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Zr	Ti	Al
Any locations	0.03	0.08	2.07	0.02	2.05	5.82	0.1	0.049	Bal.
$T/2$	0.03	0.07	2.06	0.02	2.05	5.82	0.1	0.045	Bal.
$T/4$	0.03	0.08	2.07	0.02	2.05	5.81	0.1	0.049	Bal.

分别从板材 $T/4$ 和 $T/2$ 厚度层沿 L 和 LT 方向取 $\delta 20 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 150 \text{ mm}$ 的拉伸试样坯料, 沿 L-T 和 T-L 方向取 $\delta 35 \text{ mm} \times 80 \text{ mm} \times 80 \text{ mm}$ 的平面应变断裂韧性试样坯料, 然后加工成拉伸和平面应变断裂韧性试样, 加工时保证试样厚度的中心线与板材的 $T/4$ 和 $T/2$ 厚度层位置重合, 取样位置如图 1 所示。此外, 在板材的 $T/4$ 和 $T/2$ 厚度层位置取 $\delta 15 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ 的试样用于金相组织和电子背散射衍射 (EBSD) 观察, 在该试样上线切割切取 $\delta 0.5 \text{ mm}$ 的薄片, 用于制备透射电镜观察的试样。

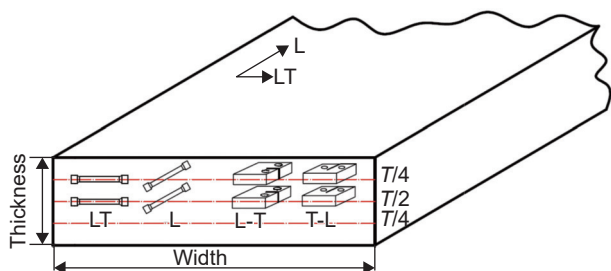


图 1 力学性能试样取样位置示意图

Fig. 1 Schematic diagram illustrating locations of samples used for mechanical properties

1.2 实验方法

按照 GB/T 16865—2023, 在型号为 INSTRON 拉伸试验机上对试样进行拉伸性能测试, 结果取 5 个数据的平均值。按照 GB/T 4161—2007, 在型号为 MTS810 试验机上对试样进行平面应变断裂韧性性能测试, 结果取 3 个数据的平均值。

在 Leica DM2500M 型多功能光学显微镜下观察经研磨和腐蚀的试样高倍组织, 腐蚀液为 Keller 试剂, 基本配比为 1.0% (体积分数, 下同) $\text{HF} + 1.5\% \text{HCl} + 2.5\% \text{HNO}_3 + 95\% \text{H}_2\text{O}$ 。重新研磨该金相组织试样, 进行电解抛光, 抛光液为 10% $\text{HClO}_4 + 90\% \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 的混合溶液, 抛光液温度不高于 $20 \text{ }^\circ\text{C}$ (液氮环境中), 抛光电压为 30 V, 抛光时间为 15 s。在配有背散射衍射仪以及 TSL OIM Date Collection5 软件系统的 JEM-7001F 型场发射扫描电子显微镜下对经抛光的试样进行背散射电子分析, 操作电压

20 kV, 步长为 $2.0 \text{ } \mu\text{m}$, 扫描范围 $800 \text{ } \mu\text{m} \times 800 \text{ } \mu\text{m}$ 。在 JSA-6360 LA 型扫描电镜下对断裂韧性试样进行断口形貌分析, 并对不同取样位置的试样进行对比。

在 JEM-2000CX 型透射电镜 (TEM) 下对试样进行观察, 加速电压为 160 kV。将试样机械研磨至厚度达 $70 \text{ } \mu\text{m}$, 冲样并在双喷电解仪上对试样进行减薄, 操作温度、电压和电流分别为 $-25 \text{ }^\circ\text{C}$ (液氮环境中)、 $18 \sim 23 \text{ V}$ 和 $80 \sim 95 \text{ mA}$, 双喷电解液为 30% $\text{HNO}_3 + 70\% \text{CH}_3\text{OH}$ 的混合溶液。

2 结果与讨论

2.1 7050-T7451 超厚板不同厚度层的力学性能

表 2 为 7050-T7451 超厚板不同位置的力学性能, 可以发现板材 L 方向不同厚度层的拉伸性能基本相当, LT 方向 $T/4$ 厚度层的抗拉强度比 $T/2$ 厚度层高 20 MPa ; $T/4$ 厚度层上, L 方向的屈服强度和断后伸长率略高于 LT 方向, 但抗拉强度略低于 LT 方向; $T/2$ 厚度层上, L 方向的抗拉强度高于 LT 方向, 断后伸长率基本相当。与拉伸性能相比, 不同厚度层的平面应变断裂韧性相差很大, L-T 方向 $T/2$ 厚度层的断裂韧性比 $T/4$ 厚度层高 $8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, T-L 方向 $T/2$ 厚度层的断裂韧性比 $T/4$ 厚度层高 $3.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$; 同一厚度层上, L-T 方向的断裂韧性均高于 T-L 方向, $T/2$ 厚度层 2 个方向的差异更为显著, L-T 方向的断裂韧性比 T-L 方向高 $8.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

2.2 7050-T7451 超厚板的晶粒组织特征

图 2 为 7050-T7451 超厚板不同厚度层的金相组织形貌, 可以发现不同厚度层均呈现出典型的轧制组织特征, L-LT 截面 (轧制面) 为长宽均较大的扁平晶粒, LT-ST 截面为宽厚比较大的类似纺锤状晶粒, L-ST 截面为典型的条带状晶粒。对于不同厚度层的组织特征, $T/4$ 厚度层由少部分光亮再结晶晶粒和众多细小亚结构组成, 晶粒尺寸相对较

表 2 7050-T7451 超厚板材不同位置的力学性能

Table 2 Mechanical properties on different locations of ultra-thick 7050-T7451 plate

Direction of tensile sample	Direction of fracture toughness sample	Location of sample	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	$K_{IC}/(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})$
L	L-T	$T/4$	435	494	11.4	34.3
L	L-T	$T/2$	435	499	10.5	42.1
LT	T-L	$T/4$	429	503	9.7	30.4
LT	T-L	$T/2$	414	483	10.3	33.9

小; $T/2$ 厚度层由较多光亮晶粒和较少细小亚结构组成, 晶粒尺寸相对较大。为了进一步了解不同厚度层的微观组织特征, 采用 EBSD 对 L-ST 截面组织进行分析, 结果如图 3、图 4 以及表 3 所示。从图 3 的晶粒形貌以及晶界取向差的定量识别

结果可以看出, $T/4$ 厚度层存在较多亚晶, 取向差在 $2^\circ \sim 15^\circ$ 的亚晶界占 70%, 且晶粒尺寸较小, $T/2$ 厚度层亚晶较少, 取向差在 $2^\circ \sim 15^\circ$ 的亚晶界占 48%, 且晶粒尺寸较大, 与金相组织观察结果基本相同。

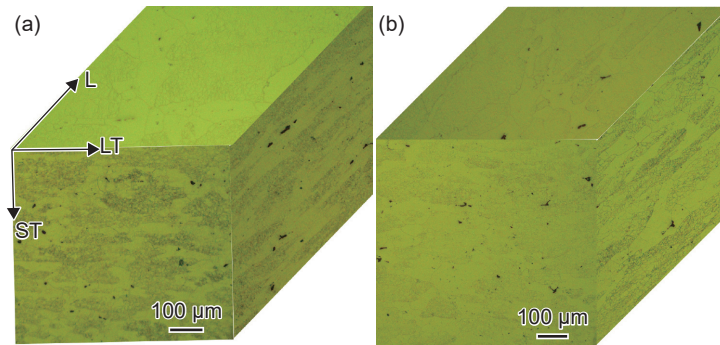


图 2 不同厚度层的金相组织形貌(L-ST 截面) (a) $T/4$ 厚度层; (b) $T/2$ 厚度层

Fig. 2 Microstructure morphologies at different thickness regions(L-ST cross-section) (a) $T/4$ thickness region; (b) $T/2$ thickness region

图 4 为不同厚度层的晶粒取向分布图及取向分布函数 (orientation distribution function, ODF) 图。表 3 列出了不同厚度层组织的定量统计结果。由图 4 和表 3 可以发现, 在相同的采样区域下, $T/4$ 厚度层主要由 Brass、S 变形组织以及 R-

Brass、Goss 立方织构构成, 种类较多且分散, 没有明显的强织构; $T/2$ 厚度层的织构种类相对较少, 且织构相对集中, 主要以 R-Brass 再结晶织构为主, 轧制织构基本消失。

2.3 7050-T7451 超厚板的析出相特征

7050-T7451 超厚板不同厚度层的微观组织形貌如图 5 所示, 可以观察到不同厚度层的析出相类型及分布基本一致, 在晶粒内存在大量颗粒状和短棒状析出相, 平均尺寸约 43 nm, 晶界上存在一些形状相对规则的长条状和颗粒状析出相, 同时还存在宽度约 20 nm 的无析出带 (precipitate free zone, PFZ)。根据衍射图谱及文献 [14-16] 中的结果, 可以确定晶内析出相主要为 η' 亚稳析出相, 晶界析出相为 η 平衡相。

2.4 分析及讨论

7050-T7451 超厚板的拉伸性能与其特征组织密切相关, 织构类型、亚结构数量和析出相类型及分布对拉伸性能均有显著影响 [17-20]。其中织构类型、分布及强度直接影响板材拉伸性能的各向异性 [21]。织构主要通过晶粒在不同方向上具有不同弹性模量以及各个方向的晶粒具有不同 Schmidt 因子, 影响滑移系开动从而导致各向异性。单组组织构板材的拉伸屈服强度 σ_s 可以表述为 [22]:

$$\sigma_s = \frac{\tau_c}{(\cos \varphi \cos \lambda)_{\max}} \quad (1)$$

式中: τ_c 为临界分切应力, 对于给定的材料, 其值为常数; φ 和 λ 分别为拉伸方向与滑移面法向及滑移

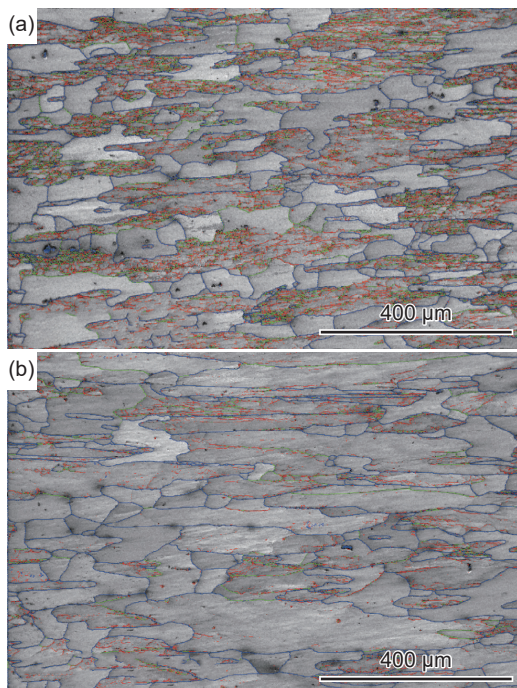


图 3 不同厚度层的 EBSD 晶粒形貌(L-ST 截面)

(a) $T/4$ 厚度层; (b) $T/2$ 厚度层

Fig. 3 EBSD grain morphologies at different thickness regions(L-ST cross-section) (a) $T/4$ thickness region; (b) $T/2$ thickness region

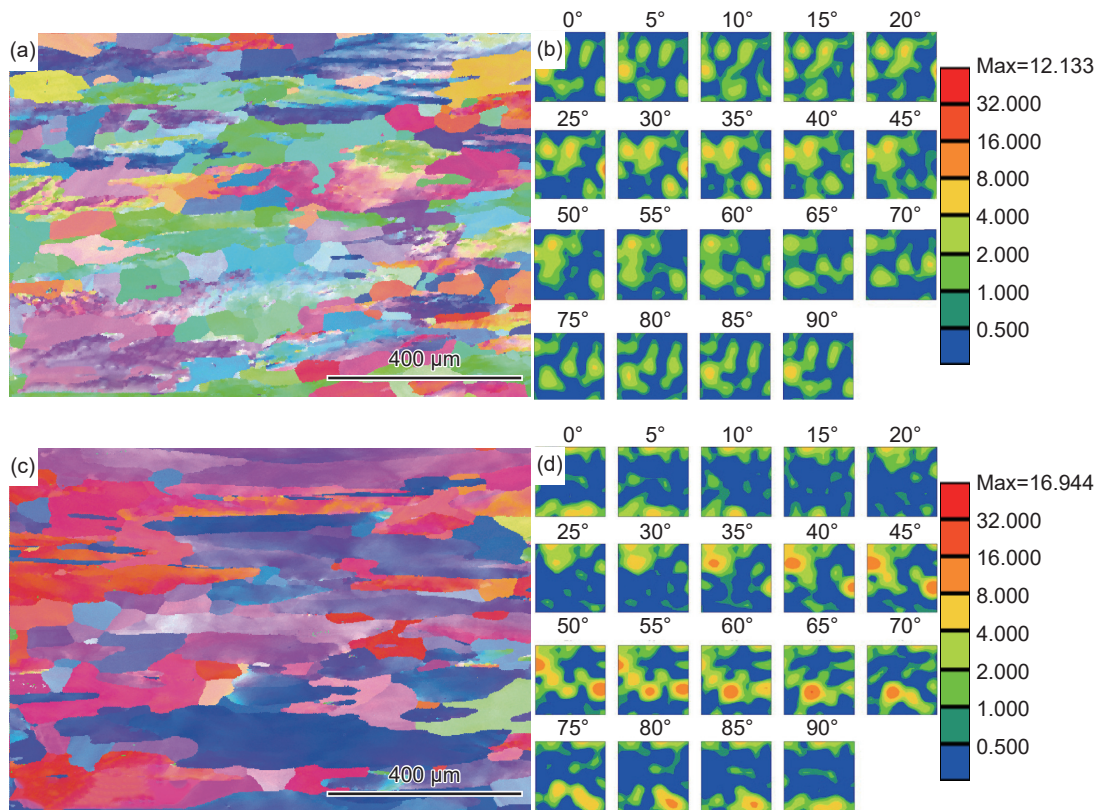


图 4 不同厚度层的晶粒取向分布图及 ODF 图 (a)、(b) $T/4$ 厚度层; (c)、(d) $T/2$ 厚度层

Fig. 4 Grain orientation distribution and ODF map at different thickness regions
(a), (b) $T/4$ thickness region; (c), (d) $T/2$ thickness region

表 3 7050-T7451 板材不同厚度层的织构构成

Table 3 Texture composition at different thickness regions of 7050-T7451 plate

Type	Name	Orientation $\{hkl\} \langle uvw \rangle$	Orientation Euler angle/(°)	Total fraction/%	
				$T/4$	$T/2$
Rolled texture	Copper	$\{112\} \langle 111 \rangle$	270, 35.3, 45	0.8	0.5
	Brass	$\{110\} \langle 112 \rangle$	54.7, 90, 45	3.3	0
	S	$\{123\} \langle 634 \rangle$	121, 36.7, 26.6	3.4	0.1
Recrystallize texture	Cube	$\{100\} \langle 001 \rangle$	0, 0, 0	1.5	2.6
	R-Brass	$\{111\} \langle 112 \rangle$	270.0, 54.7, 45.0	5.3	18.3
	Goss	$\{110\} \langle 001 \rangle$	90, 90, 45	4.5	0
	R-Cube	$\{001\} \langle 110 \rangle$	315, 0, 0	0	4.2

方向的夹角。 $\cos\phi\cos\lambda$ 称为 Schmidt 因子, 记为取向因子 η_s , $(\cos\phi\cos\lambda)_{\max}$ 为拉伸轴向 η_s 的最大值 η_{\max} , 可以看出屈服强度和 η_{\max} 成反比^[23-25]。对于面心立方金属, 滑移在分切应力最大(即 η_s 最大)的滑移系上进行。按照单晶近似方法, 根据表 3 中织构类型, 计算出铝合金 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 滑移系下不同取向条件的 Schmidt 因子最大值, 结果如表 4 所示。结合表 3 的结果, $T/2$ 厚度层的主要织构类型为 R-Brass 再结晶织构, 由表 4 可以看出 R-Brass

织构 0° (L 方向) η_{\max} 为 0.272, 90° (LT 方向) η_{\max} 为 0.408, 说明在 $T/2$ 厚度层 L 方向屈服强度高于 LT 方向。而 $T/4$ 厚度层的最主要织构类型也为 R-Brass 再结晶织构, 因此 L 方向屈服强度也高于 LT 方向。

通常, 在拉伸过程中, 晶界以及亚晶界会对位错运动形成阻碍, 从而提高抗拉强度。对 $T/4$ 和 $T/2$ 厚度层来说, $T/4$ 厚度层晶粒更细小且亚晶众多, 因此, $T/4$ 厚度层 L 和 LT 方向拉伸强度应该更

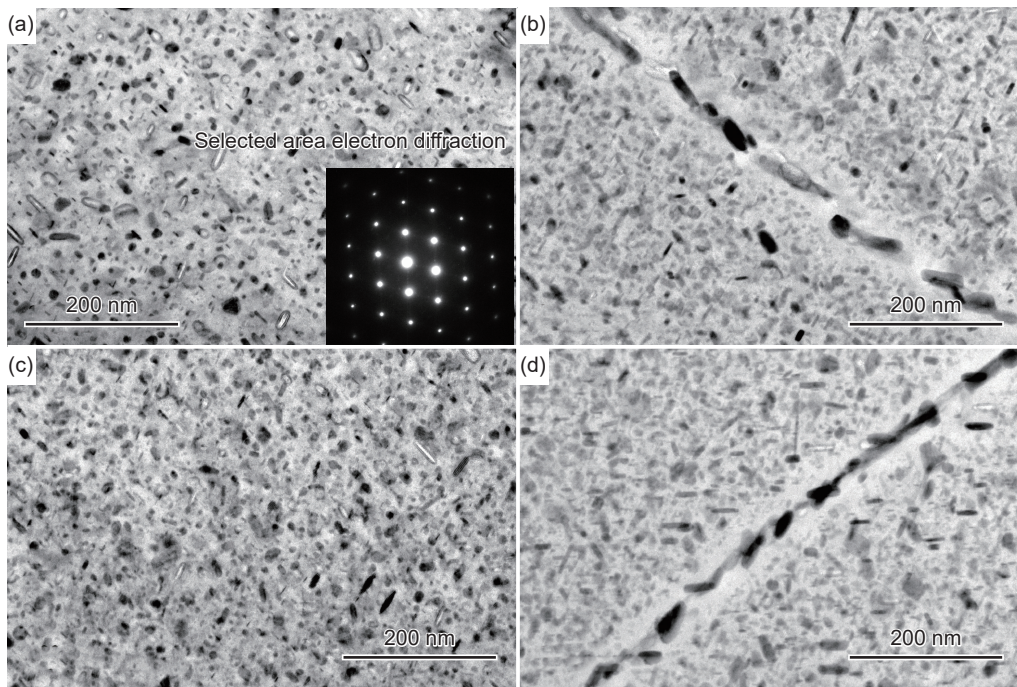


图5 7050-T7451超厚板 $T/4$ 厚度层晶内(a)和晶界(b)以及 $T/2$ 厚度层晶内(c)和晶界(d)析出相明场像

Fig. 5 Bright field images of precipitated phase at the intracrystalline(a) and grain boundary(b) in $T/4$ thickness region as well as the intracrystalline(c) and grain boundary(d) in $T/2$ thickness region of ultra-thick 7050-7451 plate

表4 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 滑移系下不同织构类型不同取向条件的 η_{\max}
Table 4 η_{\max} of textures of slip system $\{111\} \langle 110 \rangle$ in different orientations

Name	Orientation $\{hkl\} \langle uvw \rangle$	Orientation Euler angle/(°)	η_{\max}	
			0°	90°
Copper	$\{112\} \langle 111 \rangle$	270, 35.3, 45	0.272	0.408
Brass	$\{110\} \langle 112 \rangle$	54.7, 90, 45	0.408	0.272
S	$\{123\} \langle 634 \rangle$	121, 36.7, 26.6	0.421	0.444
Cube	$\{100\} \langle 001 \rangle$	0, 0, 0	0.408	0.408
Goss	$\{110\} \langle 001 \rangle$	90, 90, 45	0.408	0.408
R-Cube	$\{001\} \langle 110 \rangle$	315, 0, 0	0.408	0.408
R-Brass	$\{111\} \langle 112 \rangle$	270.0, 54.7, 45.0	0.272	0.408

高,但是由于 $T/2$ 厚度层较多 R-Brass 织构的存在,增加了 L 方向位错滑移开动的难度,最终导致不同厚度层 L 方向拉伸强度相差不大;同时,7050-T7451 超厚板晶粒为沿轧制方向分布的长条状晶粒,相同变形区域下, $T/4$ 厚度层 LT 方向晶界和亚晶界占比更大,晶粒更小,亚晶数量更多,强化效果更显著,同时,由于 $T/2$ 厚度层 R-Brass 织构的存在,未能在 LT 方向起到强化效果,从而导致 LT 方向 $T/4$ 厚度层抗拉强度显著高于 $T/2$ 厚度层。

7050-T7451 超厚板断裂韧性各向异性以及不同厚度层的差异同样受到宏微观组织的影响。由于板材晶粒呈现沿轧制方向分布的条带状形貌,

L-T 方向断裂韧性试样裂纹扩展方向与晶粒延展方向垂直,裂纹扩展过程中需要“切断”大量条带状晶粒,切断晶粒阻力越大,断裂韧性越高;T-L 方向断裂韧性试样裂纹扩展方向与晶粒延展方向平行,裂纹很容易沿晶界方向扩展,裂纹扩展所受阻力低于 L-T 方向,所以断裂韧性偏低。L-T 方向断裂韧性试样断口较为粗糙,起伏较大,且以穿晶断裂为主,如图 6(a)所示;而 T-L 方向断裂韧性试样断口相对平齐,主要以沿晶断裂为主,如图 6(b)所示。表 2 结果表明,无论 L-T 方向还是 T-L 方向, $T/2$ 厚度层断裂韧性显著高于 $T/4$ 厚度层,这与 Deshpande^[13] 以及 Kamp 等^[14] 得到再结晶程度高而断裂韧性偏

低的研究结果不同,不同厚度层晶粒尺寸以及亚结构的差异可能是主要原因。本工作所用的 7050-T7451 超厚板 $T/4$ 厚度层晶粒长宽比相对较小而宽厚比较大,同时晶内存在众多亚晶,由于晶界和亚晶界析出相尺寸较大且存在一定宽度无析出带,裂纹扩展时,位错易于在晶界和亚晶界区域聚集并形成微小裂纹^[6],促进裂纹萌生,降低裂纹扩展阻力,最终降低断裂韧度并形成细小滑移断口。L-T 方向

断裂韧度试样断口上沿亚晶界开裂,表现为带有细小韧窝的穿晶滑移台阶(图 6(a)中标记为 A); T-L 方向断裂韧度试样断口表现为沿晶断口中的片层条纹(图 6(b)中标记为 B)。 $T/2$ 厚度层晶粒长宽比相对较大且宽厚比较小,且再结晶消除了晶内的亚晶界,与 $T/4$ 厚度层相比,同样体积内晶界和亚晶界的比例显著减少,裂纹扩展主要在晶内进行,宽度相当,且厚度更大的再结晶晶粒增大了位错在

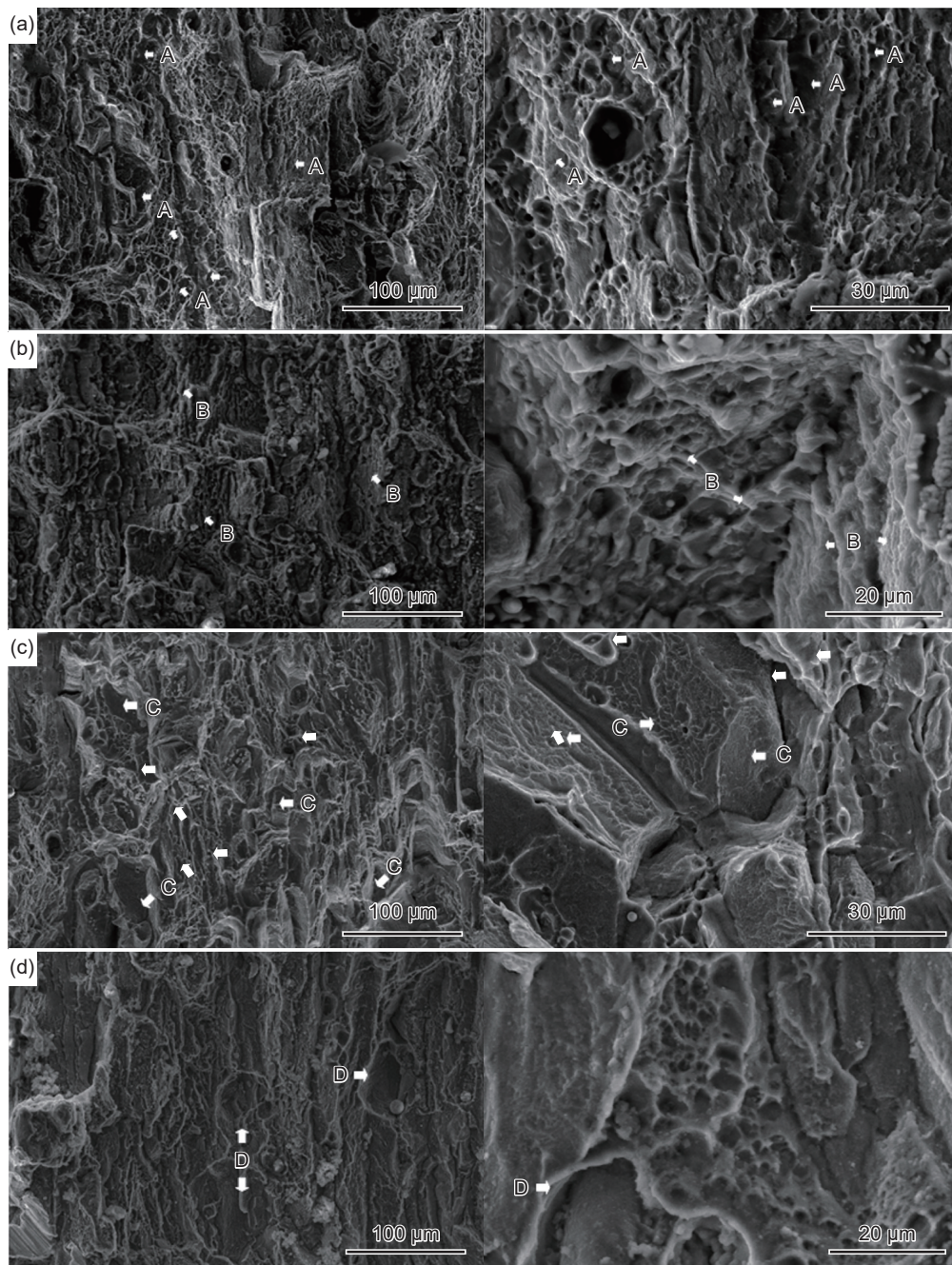


图 6 $T/4$ 和 $T/2$ 厚度层不同取样方向断裂韧度试样扫描电镜断口形貌 (a) $T/4$ 厚度层 L-T 方向; (b) $T/4$ 厚度层 T-L 方向; (c) $T/2$ 厚度层 L-T 方向; (d) $T/2$ 厚度层 T-L 方向

Fig. 6 Scanning electron microscopy fracture morphology of fracture toughness samples in different directions at $T/4$ and $T/2$ thickness regions (a) L-T direction at $T/4$ thickness region; (b) T-L direction at $T/4$ thickness region; (c) L-T direction at $T/2$ thickness region; (d) T-L direction at $T/2$ thickness region

晶内运动的距离,晶内均匀析出的 η' 相对位错的阻碍作用促进更多滑移系开动,从而增大裂纹扩展的能量消耗,提高断裂韧度。对L-T方向断裂韧度试样断口,切断的晶粒以大尺寸块状穿晶滑移平面形式展现出来(图6(c)中标记为C);对T-L方向断裂韧度试样断口,由于再结晶形成的晶粒相互“嵌套”,裂纹在不同晶界上扩展形成曲折形貌,断口呈现出局部“凹坑”状形貌(图6(d)中标记为D)。

3 结论

(1)7050-T7451超厚板L方向不同厚度层拉伸性能相差不大,但平面应变断裂韧度差异显著,在L-T和T-L方向 $T/2$ 厚度层平面应变断裂韧度均高于 $T/4$ 厚度层,在不同厚度层L-T方向平面应变断裂韧度均高于T-L方向, $T/2$ 厚度层2个方向的差异达最大值,为 $8.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

(2)7050-T7451超厚板 $T/4$ 厚度层织构类型众多且较为分散,由带有众多亚结构的变形晶粒和少部分再结晶晶粒构成; $T/2$ 厚度层含有较多R-Brass织构,以尺寸较大的再结晶晶粒为主;不同厚度层上析出相类型及分布规律相差不大,晶内均匀分布细小 η' 析出相,晶界和亚晶界分布粗大 η 析出相并伴有宽度约20 nm的无析出带。

(3)7050-T7451超厚板不同厚度层的特征组织直接影响拉伸性能和断裂韧度。织构和亚结构对拉伸性能的交互影响降低抗拉强度的各向异性,提升厚度均匀性;但在平面应变状态下,不同厚度层的特征组织直接影响裂纹扩展路径和方式,从而导致不同方向和不同厚度层断裂韧度的显著差异。

参考文献:

- [1] LIN C K, YANG S T. Corrosion fatigue behavior of 7050 aluminum alloys in different tempers[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1998, 59(6): 779-795.
- [2] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, et al. Recent development in aluminum alloys for aerospace applications[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 280(1): 102-107.
- [3] 王群, 焦竞仪, 徐林栋, 等. 7000系超高强铝合金的发展及其航天工程化应用展望[J]. *宇航材料工艺*, 2025, 55(1): 12-18.
WANG Q, JIAO J Y, XU L D, et al. Developing trends of 7000 series ultra high strength aluminum alloys and application prospects in the aerospace engineering[J]. *Aerospace Materials & Technology*, 2025, 55(1): 12-18.
- [4] 臧金鑫, 陈军洲, 韩凯, 等. 航空铝合金研究进展与发展趋势[J]. *中国材料进展*, 2022, 41(10): 769-777.
ZANG J X, CHEN J Z, HAN K, et al. Research progress and development tendency of aeronautical aluminum alloys[J]. *Materials China*, 2022, 41(10): 769-777.
- [5] 戴圣龙. 先进航空铝合金材料与应用[M]. 北京: 国防工业出版社, 2012.
DAI S L. Advanced aeronautical aluminum alloy: materials and applications [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012.
- [6] MAGNUSEN P E, BUCCI R J, HINKLE A J, et al. Analysis and prediction of microstructural effects on long-term fatigue performance of an aluminum aerospace alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 1997, 19(93): 275-283.
- [7] HAN N M, ZHANG X M, LIU S D, et al. Effects of pre-stretching and ageing on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(10/11): 3714-3721.
- [8] ROBINSON J S, CUDD R L, TANNER D A, et al. Quench sensitivity and tensile property inhomogeneity in 7010 forgings[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 119(1/3): 261-267.
- [9] LEE J B, KONNO T J, JEONG H G. Grain refinement and texture evolution in AZ31 Mg alloys sheet processed by differential speed rolling[J]. *Materials Science and Engineering: B*, 2009, 161(1/3): 166-169.
- [10] MA C, HOU L, ZHANG J, et al. Effect of deformation routes on the microstructures and mechanical properties of the asymmetrical rolled 7050 aluminum alloy plates[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 733: 307-315.
- [11] 王胜玉, 肖柱, 王正安, 等. 工业化制备7050铝合金厚板显微组织与力学性能[J]. *有色金属科学与工程*, 2017, 8(3): 48-53.
WANG S Y, XIAO Z, WANG Z A, et al. Microstructure and tensile properties of industrially prepared 7050 aluminum alloy thick plate[J]. *Nonferrous Metals Science and Engineering*, 2017, 8(3): 48-53.
- [12] 张新明, 韩念梅, 刘胜胆, 等. 7050铝合金厚板织构、拉伸性能及断裂韧性的不均匀性[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(2): 202-208.
ZHANG X M, HAN N M, LIU S D, et al. Inhomogeneity of texture, tensile property and fracture toughness of 7050 aluminum alloy thick plate[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(2): 202-208.
- [13] DESHPANDE N U, GOKHALE A M, DENZER D K, et al. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy: part I. quantitative characterization[J]. *Metallurgical and Mate-*

- rials Transactions A, 1998, 29: 1191-1201.
- [14] KAMP N, SINCLAIR I, STARINK M J. Toughness-strength relation in the overaged 7449 Al-based alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33: 1125-1136.
- [15] SHA G, CERREZO A. Early-stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy (7050)[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(15): 4503-4516.
- [16] CARVALHO A L M, RENAUDIN L B, ZARA A J. Microstructure analysis of 7050 aluminum alloy processed by multistage aging treatments[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 907: 164400.
- [17] 赵凤, 鲁法云, 郭富安. 两种 7050 铝合金厚板的组织与性能[J]. *航空材料学报*, 2015, 35(2): 64-71.
ZHAO F, LU F Y, GUO F A. Comparative analysis of microstructures and properties of two kinds of thick plates of 7050-T7451 aluminum alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2015, 35(2): 64-71.
- [18] 张新全, 臧金鑫, 邢清源, 等. 时效工艺对新型铝合金超厚板组织与性能的影响[J]. *航空材料学报*, 2021, 41(3): 120-125.
ZHANG X Q, ZANG J X, XING Q Y, et al. Effect of ageing process on microstructure and properties of new super thick aluminum alloy plate[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2021, 41(3): 120-125.
- [19] 林方成, 程鹏明, 张鹏, 等. Al-Zn-Mg 系铝合金的微合金化研究进展[J]. *材料工程*, 2022, 50(8): 34-44.
LIN F C, CHENG P M, ZHANG P, et al. Research progress in microalloying of Al-Zn-Mg series aluminum alloys[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2022, 50(8): 34-44.
- [20] 邢清源, 臧金鑫, 陈军洲, 等. 超高强铝合金研究进展与发展趋势[J]. *航空材料学报*, 2024, 44(2): 60-71.
XING Q Y, ZANG J X, CHEN J Z, et al. Research progress and development tendency of ultra-high strength aluminum alloys[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2024, 44(2): 60-71.
- [21] ROBSON J D. Microstructural evolution in aluminum alloy 7050 during processing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 382(1/2): 112-121.
- [22] CHEN J Z, ZHEN L, SHAO W Z, et al. Through-thickness texture gradient in AA 7055 aluminum alloy[J]. *Materials Letters*, 2008, 62(1): 88-90.
- [23] 郝敏, 王亮, 陈军洲, 等. 2060-T8E30 铝锂合金平面各向异性及断裂破坏机制研究[J]. *稀有金属*, 2021, 45(6): 641-649.
HAO M, WANG L, CHEN J Z, et al. In-plane anisotropy and tensile failure mechanism of 2060-T8E30 Al-Li alloy sheet[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2021, 45(6): 641-649.
- [24] CHO K K, CHUNG Y H, LEE C W, et al. Effects of grain shape and texture on the yield strength anisotropy of Al-Li alloy sheet[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 40(6): 651-657.
- [25] 郭加林, 尹志民, 商宝川, 等. 2524 铝合金薄板平面各向异性研究[J]. *航空材料学报*, 2009, 29(1): 1-6.
GUO J L, YIN Z M, SHANG B C, et al. Study on in-plane anisotropy of 2524 aluminum alloy sheet[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2009, 29(1): 1-6.

收稿日期: 2024-06-14; 录用日期: 2024-09-03

通讯作者: 郝敏(1985—), 女, 硕士, 高级工程师, 研究方向为航空铝合金材料及应用研究, 联系地址: 北京市 81 信箱 2 分箱(100095), E-mail: haomin222@163.com

(本文责编: 陈 卉)