

热处理对 2198 铝锂合金板材各向异性力学行为的影响

彭皓云¹, 谢洪志¹, 白雪山¹, 张 帅¹, 尹延广², 赵天章^{1,2}

(1. 沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳 110034)

(2. 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136)

摘 要: 应用铝锂合金板材生产蒙皮等大型薄壁结构零件是航空制造轻量化的重要途径, 本研究利用单向拉伸系统测试了不同热处理状态下 2198 铝锂合金板材沿着轧向(RD)、45°和横向(TD)方向的力学行为, 研究了热处理对其各向异性的影响, 并从晶体学织构、时效相和断口形貌分析了微观机制。结果表明, 新淬火和自然时效状态的 2198 铝锂合金板材具有相似的各向异性, RD 方向具有最高的强度、最高的硬化率和最低的延伸率, 45°方向则具有最低的强度、最低的硬化率和最高的延伸率, 主要原因是轧制板材存在强烈的 $\langle 112 \rangle\{110\}$ 织构。但是, 经人工时效后的 2198 铝锂合金板材的各向异性因不均匀析出的 T_1 相而发生了明显的变化, 45°方向上的强度得到了较大幅度的提升, 具有和 TD 方向相同的水平, 硬化率发生了明显的降低, TD 方向成为硬化率最大的方向, 而延伸率和断口形状的各向异性并未变化, 可见 T_1 相导致 2198 铝锂合金板材发生了各向异性的强化, 但对断裂行为的各向异性影响较小。

关键词: 铝锂合金; 热处理; 各向异性; 力学性能; 微观组织

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)04-1398-07

铝锂合金较传统高强铝合金具有更高的比强度和比刚度, 被认为是飞行器最理想的结构材料^[1-3]。采用先进铝锂合金制造飞行器, 可有效减轻结构质量、缩短滑跑距离和增加航程, 如应用先进高强铝锂合金制造运载火箭储物箱可实现结构减重约 10%^[4,5]。其中, 2198 铝锂合金属于新型第 3 代铝锂合金, 具有抗腐蚀性能优越、疲劳强度高和裂纹扩展速率低等优点^[6], 已被用于生产 C919 和 A220 等机型的蒙皮, SpaceX 公司 Falcon9 火箭的储物箱等^[7]。但是, 2198 铝锂合金板材的室温塑性差且具有非常强的各向异性^[8], 导致其塑性成形困难, 滑移线和成形力过大等问题^[9]。

为开发有效的塑性成形技术, 国内外学者进行了非常多的尝试, Li 等^[10]利用不同的屈服准则预测了 2198 铝锂合金板材的成形极限图。李红等^[11]探索了 2198 铝锂合金板材的时效成形工艺, 并研究了时效时间、温度等工艺参数对回弹的影响。刘大海等^[12]发现随着成形温度的升高, 2198 铝锂合金板材的塑性提高、成形极限曲线上升。郭训忠等^[13]研究了 2198 铝锂合金板材的充液拉伸成形工艺。张显峰等^[14]研究了淬火后预拉伸对自然时效状态 Al-Li 合金组织和性能

的影响。作者前期开展了 2198 铝锂合金熔炼、轧制和热处理的相关研究, 获得了最佳的工艺路线^[15]。但仍旧缺少 2198 铝锂合金板材成形、成性一体化技术, 尤其针对大尺寸薄壁件的精确制造技术, 急需掌握 2198 铝锂合金板材塑性变形、屈服、应变硬化和断裂的微观机理。

2198 铝锂合金中起主要增强作用的时效相是 T_1 相 (Al_2CuLi), 呈片层状, 与 Al 基体的 $\{111\}$ 面平行, 取向关系为 $\{0001\}T_1//\{111\}Al$, $\{1\bar{1}00\}T_1//\{1\bar{1}0\}Al$ ^[16-18]。时效析出时, T_1 相易在层错处形核, 以 $1/6\langle 211 \rangle$ Shockley 不全位错为边界, 并受到时效温度、时效时间和预变形等因素的影响^[19, 20]。Zhang 等^[21]系统研究了 2198 铝锂合金力学性能、微观组织和断口形貌随人工时效时间的演变规律。Dorin 等^[22-24]借助透射电镜和小角 X 射线衍射等表征手段, 发现 T_1 相的体积分数随时效时间不断增加, 当预变形量增加时, T_1 相的厚度不变, 直径逐渐增加, 数量密度逐渐增加。Deng 等^[25]发现了 T_1 相的前驱体 T_{1p} 相的存在, 进一步明确了 T_1 相的析出机制。Zhan 等^[26, 27]研究了预变形对铝锂合金力学性能和蠕变时效行为的影响。Kim 等^[28]发现 4 个

收稿日期: 2020-07-17

基金项目: 国家自然科学基金(51605310); 中国博士后科学基金(2019M661123)

作者简介: 彭皓云, 男, 1973 年生, 研究员, 沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳 110034, E-mail: 137411635@qq.com

不同的 T_1 相变种析出量是不同的，导致了 2090 铝锂合金的各向异性。可见，大多数的研究均围绕着 2198 铝锂合金人工时效过程中的微观组织和力学性能演变展开的，而鲜有对其他热处理状态下力学性能的研究，尤其缺少对板材力学行为各向异性的研究。

本研究利用单向拉伸测试 2198 铝锂合金板材新淬火、自然时效和人工时效状态下的沿着 RD、45° 和 TD 方向上的力学行为，研究屈服强度、应变硬化率和断裂行为的各向异性，并分析其微观机制，为 2198 铝锂合金板材塑性技术的开发奠定理论基础。

1 实 验

原材料是由沈阳飞机工业（集团）有限公司提供的厚 3.18 mm 的 2198 铝锂合金板材，其化学成分如表 1 所示。新淬火是指将板材加热至 510 ℃ 并保温 1 h 后水淬至室温的状态，自然时效是指将板材加热至 510 ℃ 并保温 1 h 后水淬至室温后静置 7 d 后的状态，人工时效是指将板材加热至 510 ℃ 并保温 1 h 后水淬至室温，然后沿 RD 方向施加 2% 的预变形，最后加热至 155 ℃ 保温 18 h 后冷却至室温的状态。分别在每种热处理状态的板材上沿着 RD、45° 和 TD 方向取单向拉伸的试样，利用 Instron 力学试验机测试得到应力应变曲线，应变速率为 10^{-4} s^{-1} 。

平行于 RD-TD 平面利用线切割取薄片样品，利用

砂纸将样品表面磨至板材的中间位置，然后进行机械抛光，使用 7vol% 高氯酸乙醇溶液进行电解抛光，温度为 20 ℃，电压为 20 V，抛光时间约 20 s。利用 FEI Nova NanoSEM430 场发射扫描电镜（SEM）的 HKL Channel 5 电子背散射衍射（EBSD），测试了自然时效状态的 2198 铝锂合金板材的晶体学结构。利用透射电子显微镜（TEM）观察了自然时效和人工时效状态 2198 铝锂合金板材的微观组织形貌，样品取自 RD-TD 平面，利用砂纸将样品磨至 50 μm 厚，采用双喷法制作薄区，双喷液为 8% 高氯酸乙醇溶液，双喷温度为 -20 ℃，双喷电压为 20 V，在 FEI Tecnai G2 F30 TEM 设备上对样品进行观察。

2 结果与分析

2.1 热处理对各向异性屈服的影响

图 1 为 2198 铝锂合金板材不同热处理状态的真实应力应变曲线。新淬火状态的 2198 铝锂合金板材的强度较低，RD 方向的屈服强度仅为 144 MPa，经过自然时效后板材的强度得到了提升，RD 方向上的屈服强度增加至 306 MPa，人工时效处理进一步提高了其强度，RD 方向上的屈服强度达到了 438 MPa。

每个热处理状态的 2198 铝锂合金板材均展示出明显的屈服各向异性，图 2 比较了不同热处理状态 2198 铝锂合金板材沿着 RD、45° 和 TD 3 个方向上的

表 1 2198 铝锂合金的化学成分
Table 1 Chemical composition of 2198 Al-Li alloy ($\omega/\%$)

Cu	Li	Zn	Mn	Mg	Zr	Si	Ag	Fe	Al
2.9~3.5	0.8~1.1	≤0.35	≤0.5	0.25~0.8	0.04~0.18	≤0.08	0.1~0.5	≤0.01	Balance

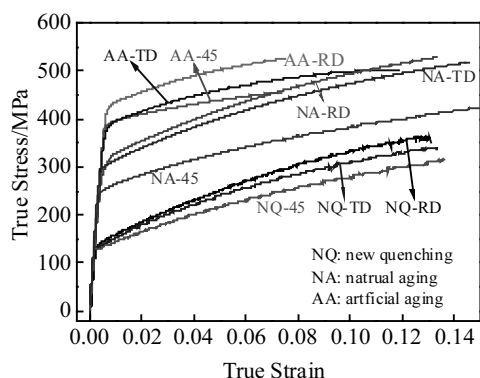


图 1 2198 铝锂合金板材不同热处理状态的真实应力应变曲线

Fig.1 True stress-strain curves of 2198 Al-Li alloy sheet under different heat treatments

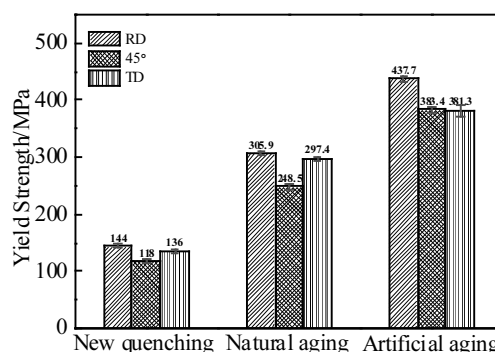


图 2 2198 铝锂合金板材不同热处理状态的各向异性的屈服强度

Fig.2 Anisotropic yield strength of 2198 Al-Li alloy sheet under different heat treatments

屈服强度。新淬火状态下, RD 方向具有最高的屈服强度, TD 方向的屈服强度略低于 RD 方向, 而 45° 方向具有最低的屈服强度仅为 118 MPa。自然时效后, 2198 铝锂合金板材屈服强度的各向异性和新淬火状态非常相似, RD 和 TD 方向的屈服强度相近且高于 45° 方向, 但不同方向屈服强度的差别均大于新淬火状态。人工时效后, 2198 铝锂合金板材的屈服强度展现出与其他 2 个热处理状态不同的各向异性, RD 方向的屈服强度依然最高, 而 TD 方向的屈服强度和 45° 方向的相同, 人工时效促进 RD、 45° 和 TD 方向屈服强度分别提高了 132、134 和 84 MPa, TD 方向上的增幅明显低于其余 2 个方向。

为了分析 2198 铝锂合金板材各向异性的微观机制, 利用 EBSD 测试了板材的晶体学织构。人工时效板材所经历的 2% 预变形和 155°C 的保温不足以改变板材的晶体学织构, 故新淬火、自然时效和人工时效状态的 2198 铝锂合金板材具有相同的晶体学织构。如图 3 为自然时效状态 2198 铝锂合金板材的 $\{110\}$ 极图, 可见板材中存在一种强烈的黄铜织构 ($\langle 112 \rangle\{110\}$), 它是一种常见的 fcc 结构金属板材的轧制织构, 即 $\{101\}$ 晶面平行于 RD-TD 平面, $\langle 112 \rangle$ 沿着 RD 方向。

新淬火状态的 2198 铝锂合金板材是过饱和固溶体, 决定其各向异性的主要机制是晶体学织构, 当沿着不同方向单向拉伸时, 各个滑移系的分剪切应力不同, 导致宏观上的屈服强度不同。经过自然时效后, 板材各个方向的屈服强度都有所提高, 如图 4a 为 2198 铝锂合金板材自然时效状态的 TEM 照片, 基体中析出了大量的球形的 δ' 相, 它具有和基体相同的结构, 并和基体界面属于共格关系, 在塑性变形过程中, 位错主要通过切过机制作用时效相, 所以它对 2198 铝锂

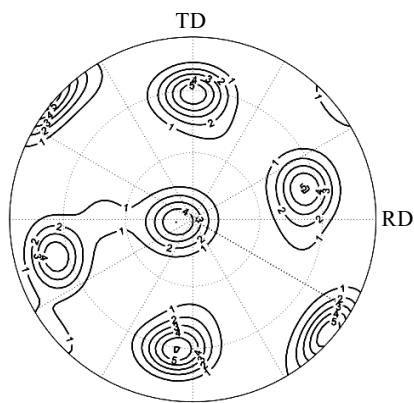


图 3 自然时效状态的 2198 铝锂合金板材的 $\{110\}$ 极图

Fig.3 $\{110\}$ pole figure of natural aged 2198 Al-Li alloy sheet

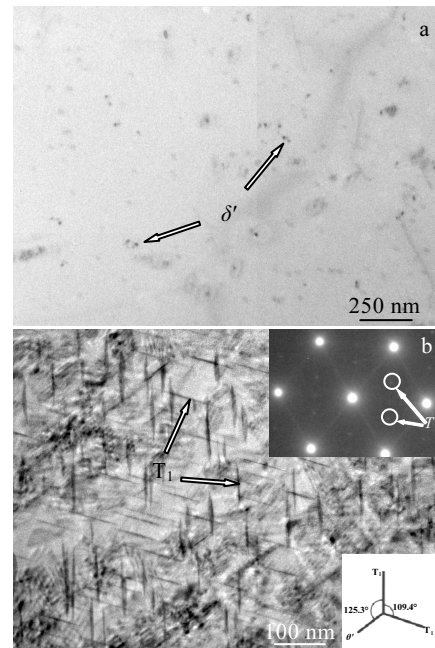


图 4 自然时效和人工时效状态 2198 铝锂合金板材的微观组织

Fig.4 TEM images of 2198 Al-Li alloy sheet under natural aging (a) and artificial aging (b)

合金的强化效果是有限且各向同性的。人工时效后 TEM 照片如图 4b 所示, δ' 相的含量降低了, 取而代之的是大量的 T_1 相和少量的 θ' 相。 T_1 相是一种 hcp 结构的时效相, 呈圆盘形且平行于基体 $\{111\}$ 面, 厚度约为 3 nm, 直径为 200~300 nm, 是 2198 铝锂合金主要强化相, 共有 4 种变种, 沿 $\langle 110 \rangle$ 晶带轴观察的图像中 2 个 T_1 相变种的夹角为 109.4° 。 θ' 相的形状也为圆盘形, 但平行于基体的 $\{100\}$ 面, 故 θ' 相和 T_1 相的夹角为 125.3° 。 $\langle 110 \rangle$ 晶带轴的衍射斑为图 4b 中的插图。 T_1 相大幅度提高了 2198 铝锂合金板材的强度, 但从 TEM 照片可见 2 个 T_1 相变种的数目并不相同, 说明人工时效过程中 T_1 相的析出是不均匀的, 这是决定人工时效状态 2198 铝锂合金各向异性不同于其他热处理状态的主要原因。

2.2 热处理对各向异性应变硬化率的影响

2198 铝锂合金板材的抗拉强度如表 2 所示, 3 个热处理状态下均表现出明显的各向异性特征。新淬火状态下, RD 和 TD 2 个方向的抗拉强度相近约为 365 MPa, 且高于 45° 方向的 318 MPa。自然时效状态下, RD 方向上的抗拉强度升至 528 MPa, 略高于 TD 方向, 45° 方向的强度增加至 499 MPa。人工时效状态下, RD 方向的抗拉强度最高为 525 MPa, 45° 方向上的抗拉强度最低, 而且 TD 和 45° 方向上的抗拉强度较自然时效

表 2 2198 铝锂合金板材不同热处理状态下各向异性的抗拉强度
Table 2 Ultimate tensile strength of 2198 Al-Li alloy sheet in different directions under different heat treatments (MPa)

Heat treatment	RD	45°	TD
New quenching	367	318	364
Natural aging	528	499	517
Artificial aging	525	454	502

状态反而有所下降。主要与各个方向上的应变硬化率和延伸率有关。

2198 铝锂合金板材的应变硬化率同样是各向异性的, 如图 5 Kocks-Mecking 图^[29,30], 即应变硬化率 ($d\sigma/d\varepsilon$) 和应力差 ($\sigma - \sigma_y$) 的关系曲线。自然时效状态下, 3 个方向的硬化率均随着应力差的增加而降低, 其中 RD 和 TD 方向的硬化率相近 (TD 方向略高), 45°方向的硬化率较低。经过人工时效后, 硬化率的大小和各向异性均发生了明显的变化, 3 个方向的硬化率均明显降低, 硬化初始阶段 TD 方向的硬化率高于 RD 方向, 但在应变硬化后期, RD 方向的硬化率高于 TD 方向, 45°方向依然具有最低的硬化率。

人工时效和自然时效状态的硬化率不同的原因是

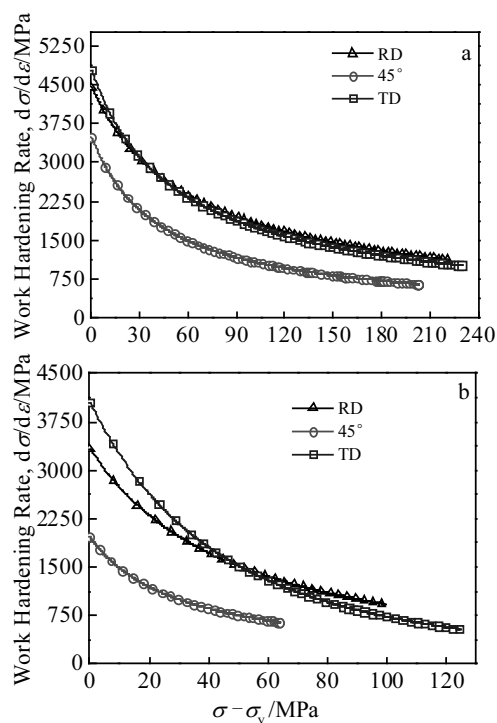


图 5 自然时效和人工时效的 2198 铝锂合金板材的应变硬化率
Fig.5 Work hardening rate $d\sigma/d\varepsilon$ of 2198 Al-Li alloy sheet under natural aging (a) and artificial aging (b)

时效相种类和增强机制不同。首先, δ' 相与位错作用机制是切过, 故其对硬化的贡献并不强, 自然时效状态的应变硬化的机制主要是位错在晶界处的塞积和位错间的交互作用等, T_1 相与位错的交互作用取决于它的厚度, 位错可以切过厚度较小的 T_1 相但只能绕过厚度较大的 T_1 相, 故人工时效状态的硬化率的机制主要是位错在晶界和 T_1 相前塞积, 故自然时效状态的硬化率明显高于人工时效状态。其次, 自然时效状态硬化率各向异性主要取决于 2198 铝锂合金板材的晶体学织构, 拉伸方向不同导致滑移系开动情况不同, RD、45°和 TD 3 个方向初始的硬化率分别为 4440、3486 和 4759 MPa, 与该晶体学织构板材的平均泰勒因子 (3.3:2.3:3.4) 的比例相近, 图 4b 显示 T_1 相的析出是不均匀的, 而且对于一个滑移系来说, 4 个 T_1 相变种中 1 个与滑移面平行, 1 个与滑移系方向平行, 另外 2 个与滑移面呈一定的角度, 所以 4 个变种对同一个滑移系的位错运动的阻碍作用是不同的, 这 2 个原因导致 fcc 结构的 12 个滑移系的临界剪切应力 (CRSS) 是不同的, 所以含有 T_1 相的人工时效状态的板材的硬化率各向异性不同于自然时效, 是晶体学织构和 T_1 相共同作用的结果。

2.3 热处理对各向异性的延伸率和断裂行为的影响

图 6 是 2198 铝锂合金板材自然时效和人工时效状态分别沿着 RD、45°和 TD 方向上的延伸率。自然时效状态 RD 方向的延伸率为 16.1%, 经过人工时效后降低为 10.2%, 其他方向的延伸率也同样降低了, 说明人工时效导致 2198 铝锂合金板材塑性的降低。延伸率各向异性没有因人工时效而改变, 45°方向具有最高的延伸率, RD 方向具有最低的延伸率。

图 7 是自然时效状态 2198 铝锂合金板材沿着 3 个方向拉伸的断口形貌, 图中右上角的插图是断口的

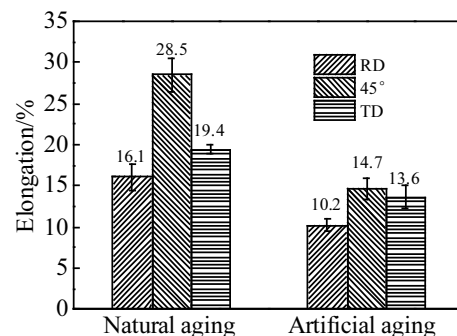


图 6 2198 铝锂合金板材各向异性的延伸率
Fig.6 Anisotropic elongation of 2198 Al-Li alloy sheet in different loading directions

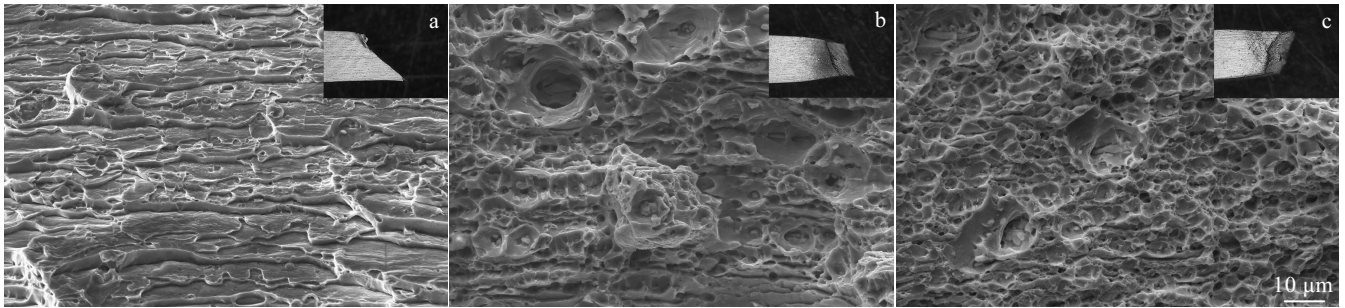


图 7 自然时效状态的 2198 铝锂合金板材沿 RD、45°和 TD 的拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture surface of the naturally aged 2198 Al-Li alloy sheet in different directions: (a) RD, (b) 45°, and (c) TD

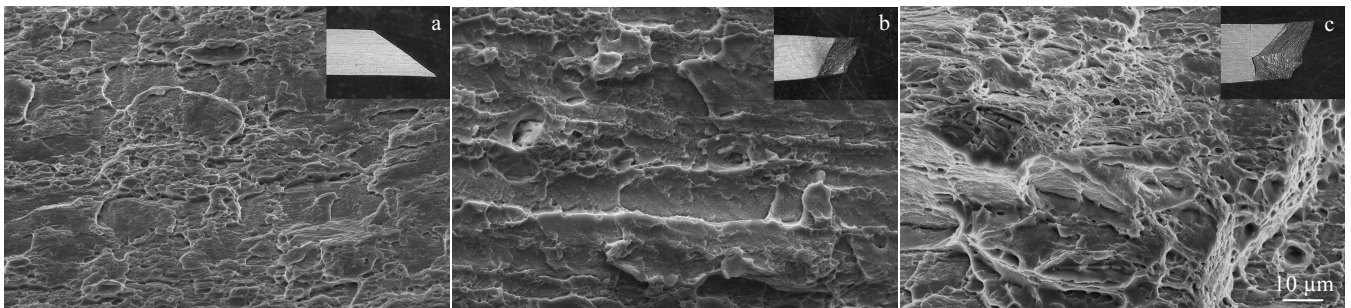


图 8 人工时效状态的 2198 铝锂合金板材沿 RD、45°和 TD 的拉伸断口形貌

Fig.8 Tensile fracture surface of the artificially aged 2198 Al-Li alloy sheet in different directions: (a) RD, (b) 45°, and (c) TD

宏观形状。图 7a 中, RD 方向的断口是平行于 TD 方向的斜平面, 没有颈缩痕迹, 属于沿晶断裂, 可见明显的平行于 RD-TD 平面的花样, 这与扁平状的晶粒形状有关。图 7b 中, 45°方向的断口是与 TD 方向呈一定角度的斜平面, 有明显的缩颈, 形貌以韧窝为主, 可见较多的第二相, 断裂机制为微孔聚集型断裂。图 7c 中, TD 方向的断口不再是平面, 而是由 2 个平面相交构成的“K”形曲面, 有较小的剪切唇和颈缩的痕迹, 断口形貌含有较多韧窝。可见, 3 个方向的塑性表现出较大的差异。断裂机制的各向异性主要取决于板材的晶体学织构和晶粒形貌。

图 8 是人工时效状态 2198 铝锂合金板材沿着 3 个方向拉伸的断口形貌。图 8a 中, RD 方向的断口同样是平行于 TD 方向的斜平面, 非常尖锐平直, 形貌中可见大量的小平面, 属于沿晶断裂机制。图 8b 中, 45°方向的断口是一个斜平面, 有明显的颈缩, 形貌含有少量的韧窝和较多平行于 RD-TD 方向的花样, 断裂机制以沿晶断裂为主。图 8c 中, TD 方向的断口是由 2 个平面相交构成的“K”形曲面, 有较小的颈缩, 形

貌包含韧窝和解理, 属于一种韧性断裂和解理断裂的混合型断裂机制。

人工时效 2198 铝锂合金板材各方向断口的韧窝均少于自然时效, 可见, 自然时效板材各个方向的塑性更好。而导致这种差异的微观原因是 T_1 时效相, 改变了各滑移系的 CRSS 和位错的开动情况, 进而影响断裂行为。但热处理状态并未影响断口宏观形状, 而且断口形貌呈现出与晶粒形状相关的横向的花样, 故可通过调整晶粒形貌、改变晶体学织构和优化 T_1 相分布情况等提高 2198 铝锂合金板材的塑性, 是其强韧化的新思路。

3 结 论

1) 新淬火和自然时效状态的 2198 铝锂合金板材的屈服强度具有相同的各向异性, RD 方向具有最高的屈服强度, TD 方向的屈服强度略低于 RD, 45°方向的屈服强度最低, 微观机制为晶体学织构。经过人工时效后, 屈服强度的各向异性发生了明显的变化, RD 方向的屈服强度明显高于另外 2 个方向, 但 45°和

TD 方向具有相同的屈服强度, 主要原因是时效过程中 T_1 相的不均匀析出, 导致滑移系的临界剪切应力不再相同。

2) 自然时效状态的 2198 铝锂合金板材具有较高的应变硬化率且是各向异性的, RD 和 TD 方向的硬化率相近且高于 45° , 取决于轧制板材的晶体学织构。经过人工时效后, 因为不均匀析出了 T_1 相, 硬化率明显降低且各向异性发生了变化, TD 方向具有最高的硬化率, 45° 方向具有最低的硬化率。

3) 自然时效和人工时效状态的 2198 铝锂合金板材的延伸率具有相同的各向异性, 45° 方向的最高, RD 方向的最低, 主要取决于轧制板材的晶体学织构, 而人工时效中 T_1 相的不均匀析出仅整体降低了板材的塑性, 减少了断口中的韧窝。

参考文献 References

- [1] Prasad N E, Gokhale A A, Wanhil R J H. *Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties and Applications*[M]. Oxford: Elsevier, 2014
- [2] Abd El-Aty A, Xu Yong, Guo Xunzhong *et al. Journal of Advanced Research*[J], 2018, 10: 49
- [3] Li Xu(李旭), Yang Qingbo(杨庆波), Fan Xiangze(樊祥泽) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(6): 709
- [4] Li Jinfeng(李劲风), Zheng Ziqiao(郑子樵), Chen Yonglai(陈永来) *et al. Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2012(1): 13
- [5] Cai Chao(蔡超), Li Yang(李杨), Li Jinfeng(李劲风) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(8): 957
- [6] Chen Jianqiang, Madi Yazid, Morgeneyer T F *et al. Computational Materials Science*[J], 2011, 50(4): 1365
- [7] Wang Zhutang(王祝堂). *Light Alloy Fabrication Technology* (轻合金加工技术)[J], 2012, 40(6): 15
- [8] Examilioti TN, Klusemann B, Kashaev N *et al. Procedia Structural Integrity*[J], 2017, 5: 13
- [9] Liu Tianjiao(刘天骄), Wang Yongjun(王永军), Wu Jianjun(吴建军) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2012, 17: 40
- [10] Li Xiaoqiang, Song Nan, Guo Guiqiang *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2013, 26(5): 1317
- [11] Li Hong(李红), Bai Xuepiao(白雪飘), Zeng Yuansong(曾元松) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2013, 20(6): 108
- [12] Liu Dahai(刘大海), Xu Bixin(徐必信), Li Junchu(黎俊初) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2015, 22(3): 28
- [13] Ling Juan(凌娟), Guo Xunzhong(郭训忠), Li Huaguan(李华冠) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2015, 22(2): 78
- [14] Zhang Xianfeng(张显峰), Li Guoai(李国爱), Lu Zheng(陆政) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(12): 1497
- [15] Zhao Tianzhang(赵天章), Jin Long(金龙), Gao Tiejun(高铁军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(7): 2305
- [16] Donnadieu P, Shao Y, De Geuser F *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(2): 462
- [17] Khanikar P, Liu Y, Zikry M A. *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 604(1): 67
- [18] Chen Xiaoxue, Zhao Guoqun, Liu Guoliang *et al. Journal Materials Processing Technology*[J], 2020, 275: 116 348
- [19] Noble B, Thompson G E. *Metal Science Journal*[J], 1972, 6(1): 167
- [20] Noble B, Harris S J, Dinsdale K. *Metal Science*[J], 1982, 16(9): 425
- [21] Zhang Saifei, Zeng Weidong, Yang Wenhua *et al. Materials and Design*[J], 2014, 63: 368
- [22] Deschamps A, Decreus B, De Geuser F *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(11): 4010
- [23] Dorin T, Deschamps A, Geuser F D *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 75(1): 134
- [24] Dorin T, De Geuser F, Lefebvre W *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 605(1): 119
- [25] Deng Yanjun, Bai Jianhui, Wu Xiaodong *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 723: 661
- [26] Hu Libin, Zhan Lihua, Liu Zhilin *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 703: 496
- [27] Ma Peipei, Zhan Lihua, Liu Chunhui *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 790: 8
- [28] Kim N J, Lee E W. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41(3): 941
- [29] Mecking H, Kocks U F. *Acta Metallurgica*[J], 1981, 29(11): 1865
- [30] Kocks U F, Mecking H. *Progress in Materials Science*[J], 2003, 48(3): 171

Influence of Heat Treatment on the Anisotropic Mechanical Behavior of 2198 Al-Li Alloy Sheet

Peng Haoyun¹, Xie Hongzhi¹, Bai Xueshan¹, Zhang Shuai¹, Yin Yanguang², Zhao Tianzhang^{1,2}

(1. Shenyang Aircraft Corporation, Shenyang 110034, China)

(2. Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

Abstract: The application of Al-Li alloy sheet with high specific strength and low fatigue crack growth rate for large thin-walled structural parts such as skin is an important way to reduce the weight of aeroplane. The mechanical behaviors of 2198 Al-Li alloy sheet along the rolling direction (RD), 45° and transverse direction (TD) were tested using unidirectional tension. The effect of heat treatment on its anisotropy was studied. The crystallographic texture, aging precipitate and fracture morphology were analyzed for the micro mechanism. It was found that the new-quenched and naturally aged 2198 Al-Li alloy sheet has similar anisotropy. The alloy along RD has the highest strength, the highest hardening rate and the lowest elongation. The alloy along 45° direction has the lowest strength, the lowest hardening rate and the highest elongation. The main reason is the strong $\langle 112 \rangle \{110\}$ texture in the rolled sheet. However, the anisotropy of the 2198 Al-Li alloy sheet after artificial aging has changed significantly due to the inhomogeneous precipitation of the T_1 phase. The strength in 45° direction has been greatly improved to the level as same as that along TD. And the hardening rate is significantly reduced. TD becomes the direction with the largest hardening rate. The anisotropy of elongation and fracture shape does not change. It can be seen that the T_1 phase causes the anisotropic strengthening of the 2198 Al-Li alloy sheet but it has little effect on the anisotropy of fracture behavior.

Key words: Al-Li alloy; heat treatment; anisotropy; mechanical properties; microstructure

Corresponding author: Zhao Tianzhang, Ph. D., Professor, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, E-mail: tzzhao@alum.imr.ac.cn