

2195 铝锂合金板材高速拉伸力学特性和变形机理

徐 勇^{1,2}, 尹 阔², 夏亮亮¹, 陈帅峰¹, 门向南³, 邓 涛³, 王 煜⁴, 张士宏¹

(1. 中国科学院 金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 华北理工大学 冶金与能源学院, 河北 唐山 063210)

(3. 航空工业成都飞机工业有限责任公司, 四川 成都 610092)

(4. 上海航天设备制造总厂有限公司, 上海 200245)

摘 要: 为探究新淬火态 2195 铝锂合金高应变速率拉伸的力学性能和变形机理, 采用分离式 Hopkinson 拉杆装置进行高应变速率拉伸实验, 应变速率范围为 $1000\sim 4500\text{ s}^{-1}$, 并通过 EBSD 技术分析不同应变速率拉伸下合金的织构类型和微观组织演变规律。结果表明: 随应变速率的增大, 合金的强度和延伸率同步上升。当应变速率达到 4200 s^{-1} 时, 抗拉强度和延伸率分别达到 398 MPa 和 63%, 相对于准静态拉伸, 延伸率显著提高。由 EBSD 结果分析可知, 随应变速率的增大, 小角度晶界占比上升、不同应变速率下拉伸的平均取向差 (KAM) 均值增大, Goss 织构和 S 织构强度和体积分数上升。同时发现高应变速率拉伸下不仅软取向晶粒的塑性变形更加充分, 而且可以启动更多的硬取向晶粒协调变形, 进而揭示了高应变速率拉伸下的变形机理。

关键词: 铝锂合金; 力学性能; 高应变速率; 织构

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)04-1283-10

近年来随着航空航天事业的迅速发展继而对应用材料提出了更高的要求, 铝锂合金由于其低密度、高弹性模量和高比刚度等优异的性能而受到广泛关注^[1-3]。其中 2195 铝锂合金是第 3 代铝锂合金中的典型代表, 相比较于前两代铝锂合金, 其降低了 Li 元素的含量并且通过添加微量元素和调节主要合金元素比例等措施, 使得合金各向异性问题、成形性能得到一定的改善^[4]。目前, 2195 铝锂合金已被广泛用于航天飞机的外挂燃料外贮箱、运载火箭的液氧贮箱以及大型客机的机翼蒙皮等^[5]。如同其它高强轻质合金, 2195 铝锂合金同样存在室温塑性差的问题, 并且未来航空航天领域中应用的结构部件更加复杂, 若继续沿用传统的室温成形技术会时常产生成形缺陷。同时传统成形技术的工序较多、效率较低而且成形零件的表面质量较差。若采取高温成形方式则会导致能耗增高, 且工序复杂^[6]。因此, 如何提高铝锂合金的室温成形性能是航空航天制造领域面临的难题之一。

研究表明, 金属材料在高应变速率条件下成形性会得到显著提高, 例如: 双相钢、镁合金和铝合金等^[7-10]。高应变速率成形也被认为是改善高强轻质合金室温成形性能的重要方法^[11]。关于铝及铝锂合金高应变速率变形

过程中的变形机理各国学者已展开相关的研究。早期 Balanethiram 等^[12]发现在高应变速率成形条件下 6061 铝合金的成形性提升明显, 并将成形性能的提高归因于惯性效应。随后 Ma 等^[13]基于高应变速率压缩实验研究了应变速率对 5A02-O 态铝合金的力学行为的影响, 研究结果表明随着应变速率的增大合金的强度提高。Yang 等^[14]对 2195-O 态铝锂合金进行了高速压缩实验, 发现高速压缩过程中抑制了动态回复, 从而使位错密度升高, 最终表现为合金强度的上升。接下来 Tiamiyu 等^[15]分别进行了 2017-T4 态和 2624-T3 态铝合金的高应变速率压缩实验, 研究发现高速压缩后, 2 种合金的微观结构主要是细小的动态再结晶晶粒, 同样发现位错密度的上升是合金强度升高的主要原因。近年来, El-Aty 等^[16]对比分析了 2060-T8 态铝锂合金在准静态和高应变速率拉伸下的力学性能和断裂机制, 结果表明高应变速率拉伸下合金的强度和延伸率都有不同幅度的提高, 并且发现准静态拉伸下合金为脆性断裂, 而高应变速率拉伸下转变为韧性断裂。

如今为提高生产效率以及避免零件在成形过程中的变形, 原始板料预先进行固溶淬火处理, 然后在新淬火

收稿日期: 2021-04-19

基金项目: 国家自然科学基金 (51875548); 四川省科技计划项目 (2019YFSY0050)

作者简介: 徐 勇, 男, 1983 年生, 博士, 研究员, 中国科学院金属研究所师昌绪材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83973121, E-mail: yxu@imr.ac.cn

态（以下简称 N-Q 态）下成形目标零件，最终通过时效处理提高强度^[17]。但是目前关于铝及铝锂合金在高应变速率下的相关研究主要集中在退火态（O 态）和人工时效态（T 态），针对新淬火态的相关研究较少；其次在实际零件的成形过程中是以拉应力状态为主，而当下进行的高应变速率实验大部分却是压缩实验。因此本研究以 N-Q 态 2195 铝锂合金作为研究对象，通过霍普金森拉杆实验，并结合电子背散射衍射技术对于高应变速率拉伸下合金的变形机理进行更深入的研究，进而为高应变速率技术成形铝锂合金提供参考依据。

1 实验

本实验所用的实验材料为 2 mm 厚的 2195 铝锂合金板材，其化学成分如表 1 所示。实验板材首先进行固溶处理（500 °C 加热 0.5 h），固溶处理完成后立即进行水淬，保证淬火转移时间小于 20 s。淬火完成后在 1 h 内进行拉伸实验，以避免发生自然时效而造成合金力学性能产生变化，进而保证实验结果的准确性。

沿轧制方向切割拉伸试样，其中准静态拉伸和高应变速率拉伸试样的尺寸分别如图 1 中所示。使用 Zwick Z150 电子万能试验机在室温下以 24 mm/min 的拉伸速度（对应 0.01 s⁻¹ 的应变速率）进行准静态拉伸实验；使用分离式 Hopkinson 拉杆（SHTB）装置进行高应变速率拉伸实验。SHTB 装置主要组成部件及原理如图 2 所示，试样被装夹在入射杆和透射杆之间，2 个杆的直径均为 15 mm。由高压气泵使发射系统的高压气室内充满高压气体，气动控制开关开启，高压气体驱动套筒式子弹（子弹长 600 mm）加速运动并撞击入射杆法兰，入射杆受到冲击产生应力波，称为入射波。当入射波传播到试样位置时，和试样发生交互作用，从而会产生反射波和透射波。这 3 种应力波会使杆发生弹性变形，入射波产生的应变 $\epsilon_i(t)$ 和反射波产生的应变 $\epsilon_r(t)$ 由粘贴在入射杆的应变片检测，透射波产生的应变 $\epsilon_t(t)$ 由粘贴在透射杆的应变片检测。应变片产生的信号经过超动态应变仪转换为电压信号，电压信号经处理软件滤波处理后通过式（1）~（3）便可得到应变速率、应变和应力随时间的变化关系。通过式（1）计算得到拉伸的应变速率分别为：1050、2400、3100、4200 s⁻¹，联立式（2）和式（3）抵消时间变量之后便可获取材料在高应变速率拉伸下应力与应变的

表 1 2195 铝锂合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 2195 Al-Li alloy sheet (wt%)							
Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Mn	Al	
1.10	3.84	0.40	0.40	0.12	0.004	Bal.	

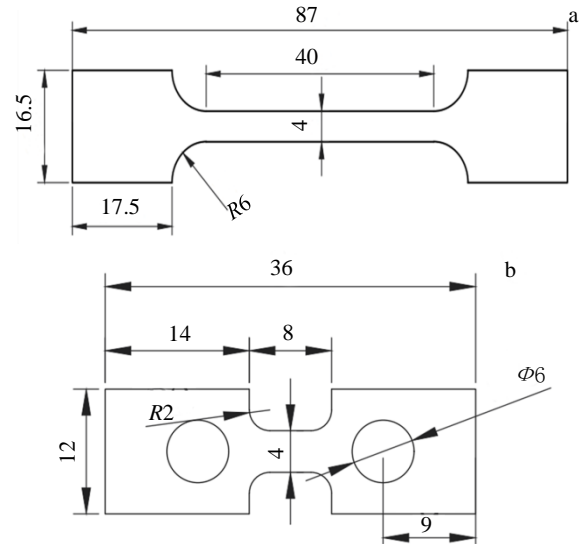


图 1 准静态拉伸和高应变速率拉伸试样的尺寸

Fig.1 Sizes of quasi-static tensile (a) and high strain rate tensile (b) specimens

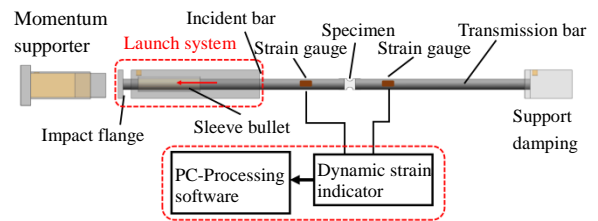


图 2 分离式霍普金森拉杆装置示意图

Fig.2 Schematic diagram of split Hopkinson tension bar equipment

关系，进而得到应力-应变曲线。

$$\epsilon_i(t) = \frac{2c}{l_s} \epsilon_r(t) \tag{1}$$

$$\epsilon(t) = \frac{2c}{l_s} \sum_{i=1}^n \epsilon_r(t) \tag{2}$$

$$\sigma(t) = \frac{A_d}{A_0} E \epsilon_i(t) \tag{3}$$

式中， E 是杆的弹性模量， l_s 是试样的标距段长度， c 是杆中的声速， A_d 和 A_0 分别是杆和试样的横截面积。

采用 EBSD 技术进行微观组织观测，探究应变速率对合金塑性和强度的影响。EBSD 样品首先使用 800#~3000# 金相砂纸进行多道研磨，之后进行机械抛光。应用离子刻蚀技术处理样品，其中电压为 6 kV，电流为 2.5 mA，刻蚀角度 10°，刻蚀时间 1 h。根据设备要求样品倾斜 70°角，EBSD 分析实验扫描步长为 3 μm，加速电压为 20.00 kV，通过 HKL-CHANNEL5 软件分析

EBSD 数据。

2 实验结果

2.1 不同应变速率拉伸的力学性能

图 3a 是 N-Q 态 2195 铝锂合金板材室温拉伸下应变速率分别为 0.01、1050、2400、3100、4200 s^{-1} 的工程应力-应变曲线。由图 3a 可知, 0.01 s^{-1} 拉伸速率下 N-Q 态 2195 铝锂合金的延伸率为 22%, 1050、2400、3100 和 4200 s^{-1} 拉伸速率对应的延伸率分别为 25%、34%、46% 和 63%。与 0.01 s^{-1} 拉伸速率相比, 高应变速率拉伸下合金的延伸率显著升高。0.01 s^{-1} 拉伸速率下合金的抗拉强度为 334 MPa, 1050、2400、3100 和 4200 s^{-1} 拉伸速率对应的抗拉强度分别为 350、358、374、398 MPa, 4200 s^{-1} 拉伸速率对应的屈服强度为 310 MPa。由此发现随应变速率的增大, 合金的抗拉强度同步增加。综合上述结果可知, N-Q 态 2195 铝锂合金在高应变速率拉伸下有明显的增强和增塑效应。同时由图 3b 可以发现高应变速率拉伸下真应力-真应变曲线并未如同 0.01 s^{-1} 拉伸时出现“断崖”式下降, 而是“平缓”式下降。

为更加清晰地表示 N-Q 态 2195 铝锂合金在不同应变速率拉伸下的力学性能差异, 将其屈服强度 (YS)、抗拉强度 (UTS) 以及延伸率汇总至图 3c。由图可知, 1050 s^{-1} 拉伸速率下的延伸率与 0.01 s^{-1} 拉伸速率相比增幅较小, 随后随应变速率的增大延伸率的增幅同样在增大, 即高应变速率的增塑效应愈加显著。当应变速率达到 4200 s^{-1} 时, 其延伸率的增幅约为 0.01 s^{-1} 拉伸的 2 倍。另一方面, 结合图 3c 的变化曲线可知, 随应变速率的增大, 合金屈服强度的增幅明显, 而抗拉强度的增幅较小。由图还可以发现, 抗拉强度和屈服强度的差值在缩小, 即合金的屈强比在增大。相关研究指出, 屈强

比的增大会使得材料的成形过程中的应变分布更均匀^[18]。这也就表明高应变速率拉伸下, N-Q 态 2195 铝锂合金的变形均匀性得到提升, 更有利于提高零件的成形质量。

同时发现 0.01 s^{-1} 拉伸速率下会有明显的 PLC 效应, 即溶质原子与可动位错的反复钉扎、脱钉的过程, 体现在应力应变曲线上就是周期性的锯齿形波动^[19,20]。锯齿形波动的出现也意味着变形的不稳定性, 这同样会导致应变局域化现象的发生。但是在高应变速率拉伸下并没有明显的锯齿形波动, 这是因为外加应力相比较于准静态拉伸更大且作用时间更为迅速, 可动位错可以克服溶质原子的钉扎, 持续向前运动^[21]。

2.2 不同应变速率拉伸的组织演变

铝锂合金是典型的面心立方金属, 主要有以下几种形变织构: Cube 织构 {001}<100>、Copper 织构 {112}<111>、Brass 织构 {011}<211>、S 织构 {123}<634> 和 Goss 织构 {011}<100>^[22]。图 4 为不同应变速率下拉伸的 {001} 极图, 并绘制了 $\varphi_2=45^\circ$ 和 $\varphi_2=65^\circ$ 的取向分布函数 (ODF) 图, 如图 5 所示。发现未变形态下其主要为: Cube 织构、Copper 织构以及少量的 R3 织构 {111}<112>, 并且发现有较强的 R-Goss 织构存在。由图 4b 发现 0.01 s^{-1} 拉伸速率下极轴方向的织构逐渐朝着拉伸方向旋转, 主要织构演变为 Cube 织构、Copper 织构和较强的 Goss 织构, 最大织构强度下降至 4.45 mud。根据图 4c 可知 1050 s^{-1} 拉伸速率下, 主要织构演变为 R-Cube 织构 {001}<110> 以及少量的 Brass 织构, 最大织构强度上升至 6.60 mud。结合 2400~4200 s^{-1} 拉伸速率下的极图及 ODF 图可知其主要织构为 Cube 织构、Goss 织构、Copper 织构和 S 织构, 最大织构强度呈现上升趋势, 4200 s^{-1} 拉伸速率下最大织构强度为 7.24 mud。

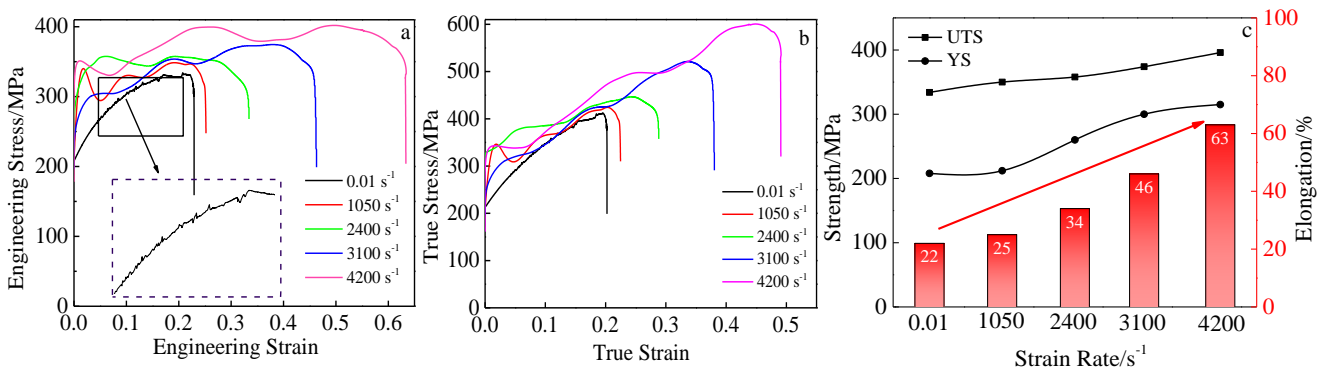


图 3 不同应变速率下拉伸的实验结果

Fig.3 Experimental results of tension at different strain rates: (a) engineering stress-strain curves, (b) true stress-strain curves, and (c) relationship between strength, elongation and strain rate

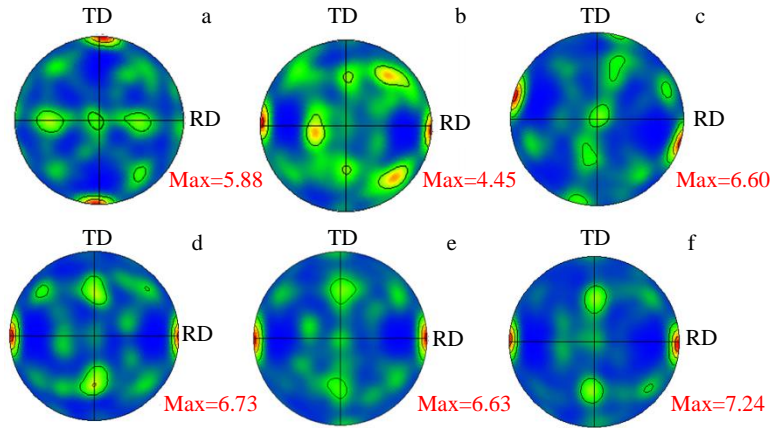


图 4 不同应变速率下拉伸的{001}极图

Fig.4 {001} pole figures of tension at different strain rates: (a) undeformed state, (b) 0.01 s⁻¹, (c) 1050 s⁻¹, (d) 2400 s⁻¹, (e) 3100 s⁻¹, and (f) 4200 s⁻¹

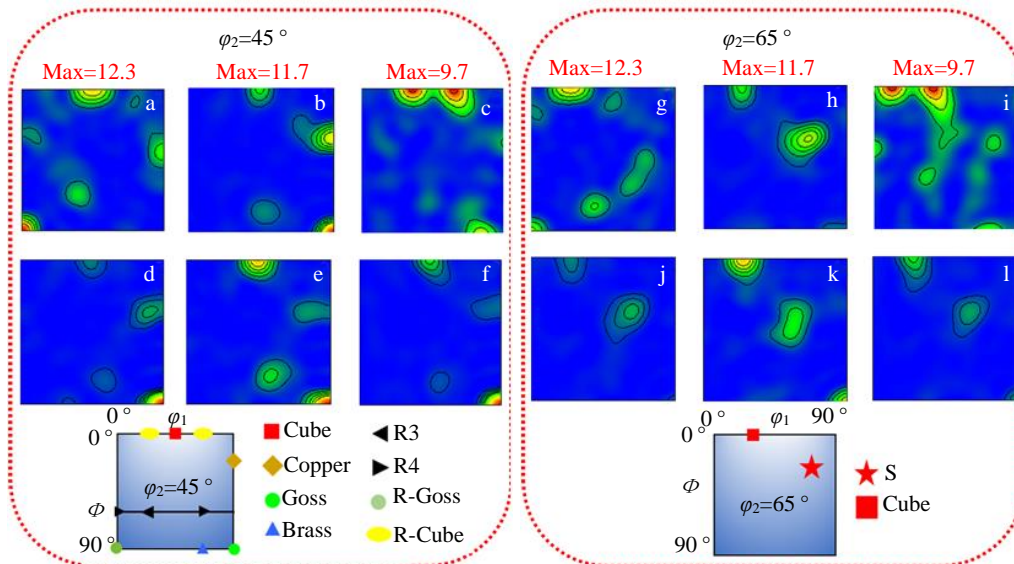


图 5 不同应变速率下拉伸的 $\varphi_2=45^\circ$, 65° 的 ODF 图

Fig.5 ODF diagrams of $\varphi_2=45^\circ$ (a~f) and $\varphi_2=65^\circ$ (g~l) of tension at different strain rates: (a, g) undeformed state, (b, h) 0.01 s⁻¹, (c, i) 1050 s⁻¹, (d, j) 2400 s⁻¹, (e, k) 3100 s⁻¹, and (f, l) 4200 s⁻¹

织构强度同样体现在织构的体积分数上面，表 2 是不同应变速率拉伸下各织构的体积分数。一般来说，Cube 织构和 Goss 织构取向因子值较高而被称之为软取向织构；而 Copper 织构和 S 织构取向因子值较低而被称之为硬取向织构^[23-25]。由表 2 发现 0.01 s⁻¹ 拉伸速率下与未变形态相比 Cube 织构体积分数下降，Goss 织构和 S 织构体积分数上升。对比发现高应变速率拉伸与 0.01 s⁻¹ 拉伸的软、硬取向织构有明显区别。0.01 s⁻¹ 拉伸速率下硬取向织构主要是 Copper 织构，S 织构占比相对较少，而高应变速率拉伸下随应变速率的增大则是

S 织构体积分数上升，Copper 织构体积分数下降。同时发现与 0.01 s⁻¹ 拉伸速率相比，4200 s⁻¹ 拉伸速率下软取向织构中 Goss 织构明显增多，Cube 织构变化并不明显。由上可知，高应变速率拉伸下延伸率的升高主要归功于 Goss 织构，S 织构的增多在一定程度上可以说明合金强度上升的原因。

2.3 不同应变速率拉伸的平均取向差

图 6a~6f 为不同应变速率下拉伸的大小角度晶界分布图，其中小角度晶界 (LAGBs) 分别以红色 (2~5°) 和绿色表示 (5~15°)，大角度晶界 (HAGBs) 以蓝色

表 2 不同应变速率下拉伸各织构的体积分数

Table 2 Volume fraction of tensile textures at different strain rates (%)

Strain rate/s ⁻¹	Cube	Goss	Copper	S
Undeformed	9.00	0.05	11.40	4.7
0.01	5.22	7.31	10.72	8.8
1050	2.15	6.84	7.88	6.9
2400	3.93	19.67	12.47	11.5
3100	5.55	14.95	7.90	12.3
4200	4.67	22.18	7.33	14.9

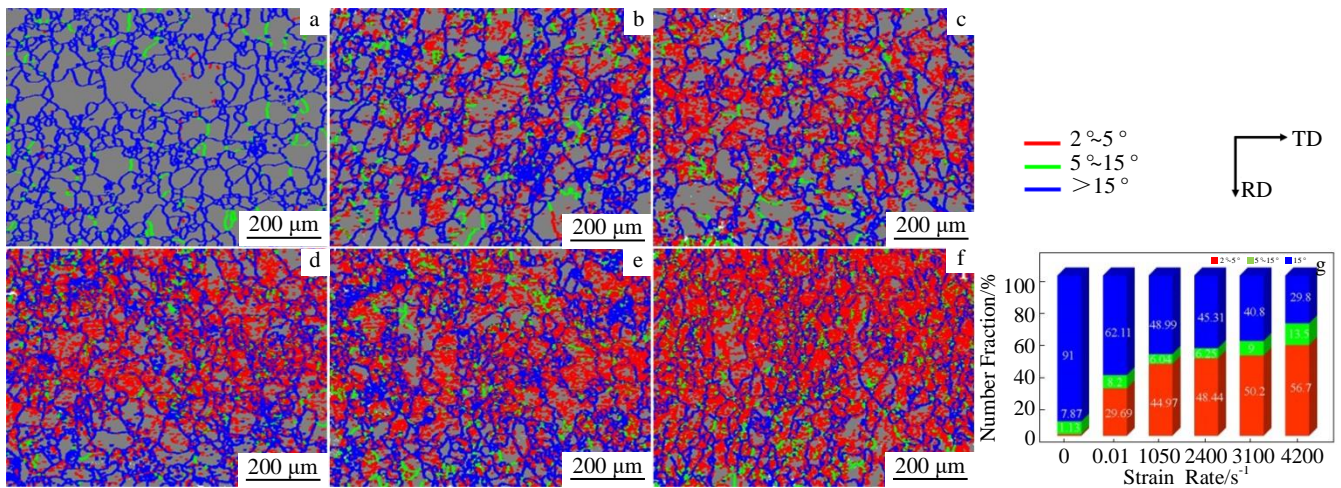


图 6 不同应变速率下的大小角度晶界分布和占比统计图

Fig.6 Distribution (a~f) and proportion statistics (g) of LAGBs and HAGBs at different strain rates: (a) undeformed state, (b) 0.01 s⁻¹, (c) 1050 s⁻¹, (d) 2400 s⁻¹, (e) 3100 s⁻¹, and (f) 4200 s⁻¹

表示 (15°~180°), 图 6g 是大小角度晶界的占比统计图。由图中发现随着应变速率的增大, 其小角度晶界占比逐渐上升, 大角度晶界占比逐渐下降。尤其是在高应变速率拉伸下, 其 2°~5°晶界的占比明显增加。在 4200 s⁻¹ 拉伸速率下小角度晶界 (2°~15°) 的占比相比较于 0.01 s⁻¹ 增加了 85.3%, 相反大角度晶界 (15°~180°) 的占比相比较于 0.01 s⁻¹ 拉伸降低了 52.02%。

图 7 为不同应变速率下拉伸的平均取向差 (以下简称 KAM) 统计图, 本研究中计算的偏差角设为 5°。经计算未变形态下其 KAM 的 θ 平均值为 0.2864°, 0.01 s⁻¹ 拉伸速率下其 KAM 的 θ 平均值升高至 0.9674°。高应变速率拉伸下随应变速率的增大, 其平均值也在同步升高, 当拉伸应变速率达到 4200 s⁻¹ 时 KAM 的 θ 平均值为 1.3723°。KAM 的平均值 θ 理论上可以定量地计算出几何必须位错 (以下简称 GND) 密度, 其中 GND 密度 ρ_{GND} 可由式 (4) 计算^[26]:

$$\rho_{GND} \approx \frac{a\theta}{\mu b} \quad (4)$$

式中, a 是取决于边界几何形状的常数, θ 是 KAM 的平均值, μ 为 EBSD 实验扫描的步长, b 是 Burgers 矢量。从式 (4) 可知, GND 密度与 KAM 的均值成正比。综合上述相关分析, GND 的密度同样与应变速率成正比关系。对 θ 值的分布进行正态拟合发现随应变速率的增大, 波峰的宽度在逐渐变宽。同样由式 (4) 可知 θ 值与 GND 密度成正比, 即表明随应变速率的增大 GND 的分布也更加均匀。

3 分析与讨论

3.1 宏观力学性能

由于在高应变速率拉伸过程中应变能产生的热能在极短的时间内不能完全扩散, 因而会导致局部温度升高, 产生绝热升温效应。其中绝热升温的计算公式如下所示^[27]:

$$\Delta T = \frac{\beta_h}{\rho C_p} \int_0^{\epsilon_p} \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (5)$$

式中, ΔT 为绝热升温温度, $\sigma(\epsilon)$ 和 ϵ 分别为真应力和真应

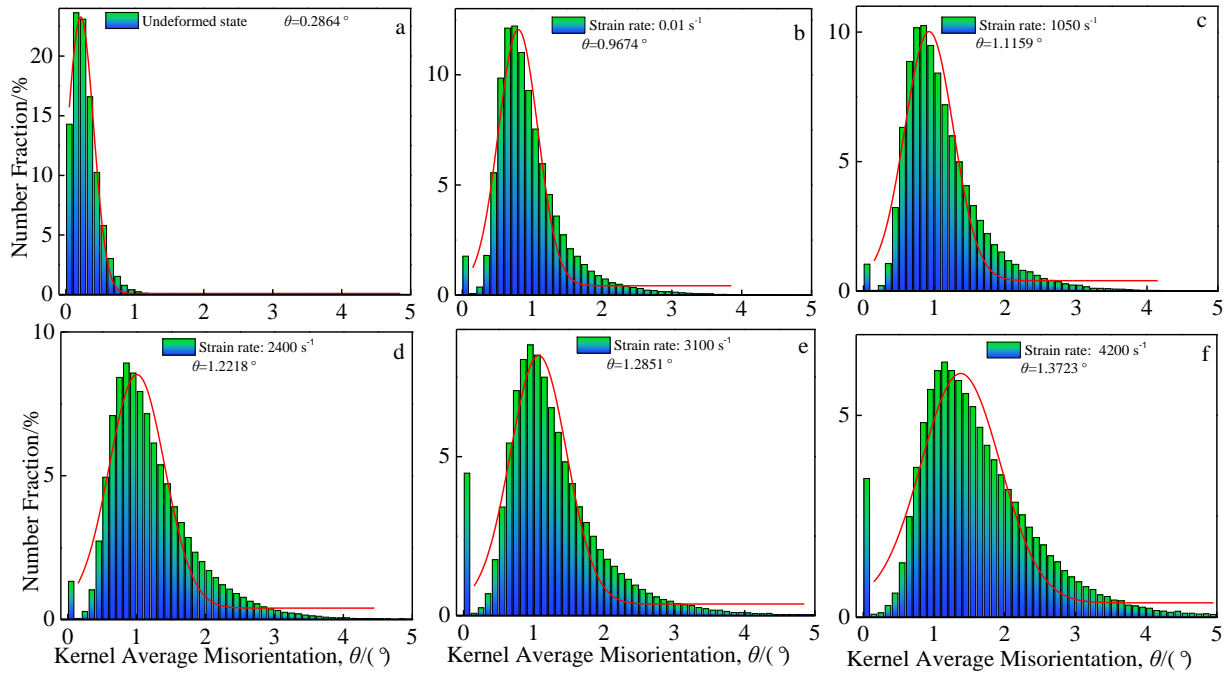


图 7 不同应变速率下的 KAM 值分布

Fig.7 Distribution of KAM values at different strain rates: (a) undeformed state, (b) 0.01 s⁻¹, (c) 1050 s⁻¹, (d) 2400 s⁻¹, (e) 3100 s⁻¹, and (f) 4200 s⁻¹

变, ϵ_p 为断裂塑性应变, β_h 表示应变能转化为热能的比例系数, 对于铝合金该系数为 0.9, ρ 代表合金的密度, 2195 铝锂合金的密度为 2690 kg/m³, C_p 代表合金的比热容, 2195 铝锂合金的比热容为 880 J (kg · °C)⁻¹。根据上述公式分别计算不同应变速率拉伸所对应的绝热升温 ΔT , 结果如表 3 所示。N-Q 态 2195 铝锂合金在高应变速率拉伸下随应变速率的增大其绝热升温的温度逐渐升高, 当应变速率为 4200 s⁻¹ 时, 绝热升温可达到 77.08 °C。准静态拉伸的应变速率较低, 可认为其没有绝热温升效应存在, 应变硬化起主导作用。高应变速率拉伸的过程可以看作是应变硬化、应变速率强化和由绝热温升所引起热软化三者相互竞争的过程, 这也是导致图 3 中高应变速率拉伸的应力-应变曲线存在较大波动的原因^[28,29], 不可忽略的是绝热升温引起的热软化效应也可在一定程度上增大合金的延伸率。

应变速率敏感系数 (m 值) 不仅可以反映对于应变速率的敏感性而且还是被用来反映合金抵抗颈缩能力的重要参数^[30]。 m 值的大小反映了合金抑制局部出现颈

缩的能力, 通常 m 值越小, 意味着变形过程中容易出现颈缩现象, 合金在较小的变形下便容易出现断裂; 而 m 值越大, 表明合金抑制颈缩的能力越强, 同样表明抑制塑性失稳的能力越强^[31]。田文扬等人^[32]结合以往的研究结果提出以下公式计算应变速率敏感系数:

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (6)$$

式中, m 为应变速率敏感系数, σ 为流动应力, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率。由表 4 发现, 随应变速率的增大, m 值逐步增加, 即代表高应变速率下的拉伸合金抵抗颈缩的能力在增强。因此高应变速率拉伸的应力应变曲线并未如同 0.01 s⁻¹ 拉伸时出现“断崖”式下降, 而是“平缓”式下降。

3.2 微观变形机理

由图 4 可知, 随应变速率的增大, 小角度晶界的占比上升, 小角度晶界占比的上升不仅可以确保晶粒间的

表 4 不同应变速率下的应变速率敏感系数 m

Table 4 Strain rate sensitivity coefficient m at different strain rates

$\ln \dot{\epsilon}$	$\epsilon=0.15$	$\epsilon=0.20$	$\epsilon=0.25$
6.9565	0.008 83	0.011 21	-
7.7832	0.045 7	0.076 86	0.214 03
8.0391	0.073 71	0.160 27	0.232 49
8.3428	0.079	0.249 67	0.260 95

表 3 不同应变速率下拉伸的绝热升温温度

Table 3 Adiabatic heating temperature of tension at different strain rates

Strain rate/s ⁻¹	1050	2400	3100	4200
$\Delta T/^\circ\text{C}$	25.74	39.17	56.89	77.08

应变相容性，而且与位错的形成相关^[33]。即在高应变速率下拉伸，随应变速率的增大，位错的运动速率加快。此外可动位错与林位错之间的交割与缠结将会更加剧烈，这也会导致位错源的增多，同样也会刺激位错源不断地增殖新位错，因此导致位错密度升高。由 KAM 的均值计算出的 GND 大小在一定层面上可以反映真实位错密度的高低^[34,35]，位错密度的升高同样是高应变速率拉伸下合金强度上升的原因之一。

为表征高应变速率拉伸和准静态拉伸塑性变形行为的差异，分别计算 0.01、1050 和 4200 s⁻¹ 拉伸速率的 Taylor 因子以及 GND 密度，结果如图 8 所示。其中 Taylor 因子通常用于评价单个晶粒的塑性变形能力，Taylor 因子值较大代表晶粒不易发生变形，即为硬取向晶粒，反之为软取向晶粒^[36]。图 8 中 A1、B1 和 C1 圆形虚线内分别代表不同应变速率拉伸下软取向晶粒的变形情况，A2、B2 和 C2 方框虚线内分别代表不同应变速率拉伸下硬取向晶粒的变形情况，并计算代表区域内部白线上的取向差的累计情况，如图 9 所示。综合图 8 和图 9 可知，0.01 s⁻¹ 拉伸速率下硬取向晶粒变形较小，主要是软取向晶粒承担塑性变形。当应变速率为 4200 s⁻¹ 时，软、硬取向晶粒内 GND 密度进一步升高，表明硬取向晶粒也参与到协调变形之中。

为了更清晰地说明合金在不同应变速率拉伸下的变形机理，结合上述研究绘制准静态和高应变速率拉伸的示意图，如图 10 所示。其中准静态拉伸主要是以软取向

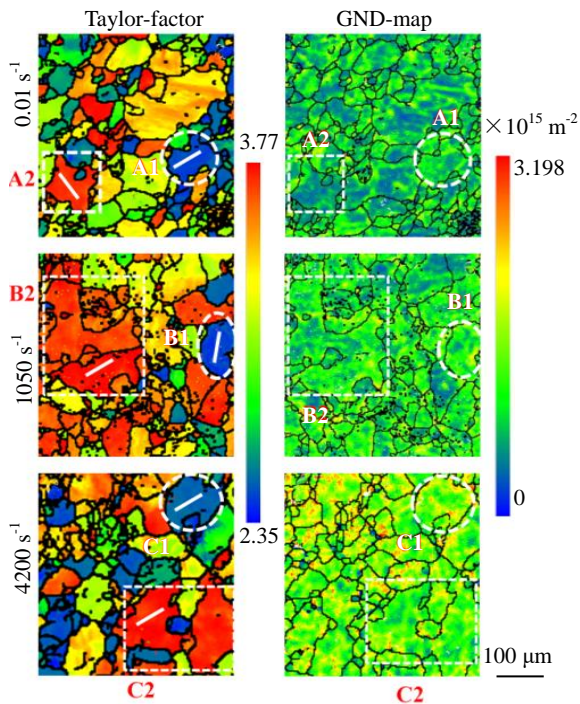


图 8 不同应变速率下 Taylor 因子和 GND 分布

Fig.8 Distribution of Taylor factor and GND at different strain rates

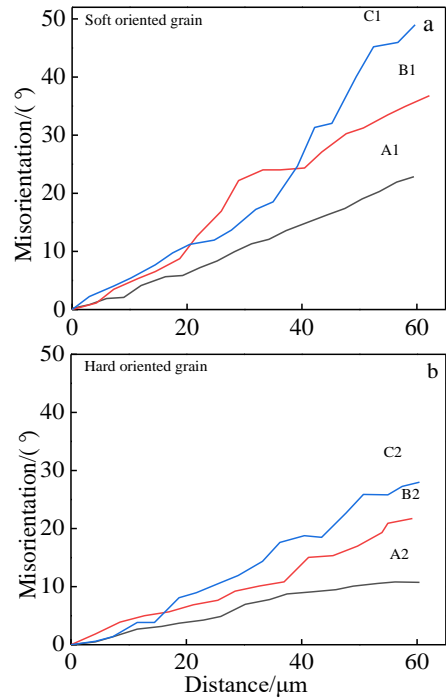


图 9 晶粒内部取向差分布(软取向和硬取向)

Fig.9 Distribution of the grain internal orientation difference: (a) soft orientation and (b) hard orientation

晶粒的塑性变形为主，大部分硬取向晶粒基本不参与变形；高应变速率拉伸不仅软取向晶粒发生塑性变形且硬取向晶粒同样开始协调变形，表现为晶粒内部 GND 密度升高，产生小角度晶界。相关研究表明 Taylor 因子值较高（硬取向）的晶粒通常需要较大的应力才能实现变形^[37]。因而在拉伸过程中首先是软取向晶粒发生变形，但是部分未参与协调变形的硬取向晶粒会对已发生变形的软取向晶粒起阻碍作用^[38,39]。这就会导致软取向晶粒塑性变形不充分，进而影响合金的延伸率。高应变速率拉伸下硬取向晶粒开始协调变形，表现为硬取向晶粒内取向差增大、GND 密度升高。由于硬取向晶粒开始协调变形，因此其对软取向晶粒的影响也在减小，即软取向晶粒的塑性变形更加充分。根据 Biroasca 等人^[40]的研究，硬取向晶粒一般不利于滑移系的激活，在塑性变形过程中硬取向晶粒主要是以转动的方式激活可能的滑移系，这就会造成不同滑移面上的 GND 分布不均匀。综合图 10 和图 11 发现，高应变速率拉伸下硬取向晶粒内部 GND 的密度升高且分布更加均匀，即代表其由转动激活的滑移系增多，进而说明协调变形能力的增强，最终表现为图 3 中高应变速率拉伸下合金延伸率的上升。

施密特因子在塑性变形中被认为是表征滑移系开启难易程度的重要参数，施密特因子值越接近于 0.5，表明滑移系易被激活并开始塑性变形^[41,42]。将 0.01、1050 和

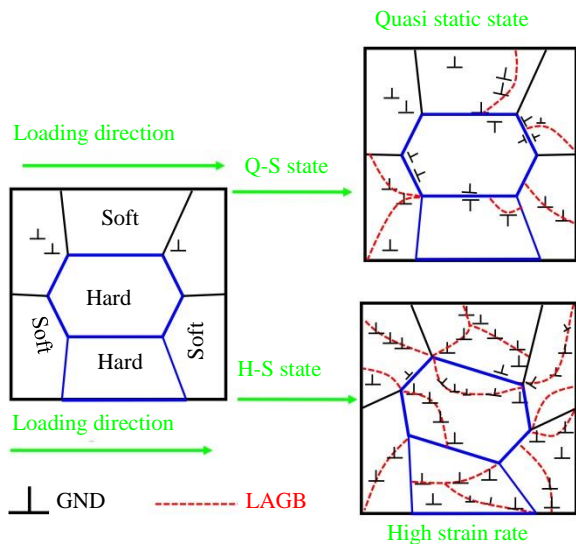


图 10 不同应变速率下拉伸的变形示意图

Fig.10 Schematic diagram of tensile deformation at different strain rates

4200 s⁻¹ 拉伸速率下{111}<110>滑移系的施密特因子值进行统计,其大小及分布如图 11 所示。由统计结果可知,0.01 s⁻¹ 拉伸速率下施密特因子平均值为 0.4279,1050 和 4200 s⁻¹ 拉伸速率的施密特因子平均值分别为 0.4392 和 0.4531,相比较于 0.01 s⁻¹ 都有不同幅度的提高。此外,发现 0.01 s⁻¹ 拉伸速率下施密特因子大于 0.4 的部分占 79.1%,当应变速率达到 4200 s⁻¹ 时大于 0.4 的占比增加到 90.4%。结合上述相关研究,施密特因子值的提高以及大于 0.4 部分占比的增加可以由以下 2 个方面解释。首先,如上所述高应变速率拉伸下,硬取向晶粒的阻碍作用减弱,软取向晶粒的塑性变形更加充分。同时,硬取向晶粒发生转动会激活可能的滑移系,即表明去塑性变形能力的增强。其次,高应变速率拉伸下,由于硬取向晶粒的转动可能会使其转动到易变形的位向上,在进一步的变形中会如同软取向晶粒发生塑性变形^[43,44]。综上所述,通过关于施密特因子值的计算和分析可知,高应变速率拉伸下 N-Q 态 2195 铝锂合金滑移系更易开启,塑性变形能力增强。

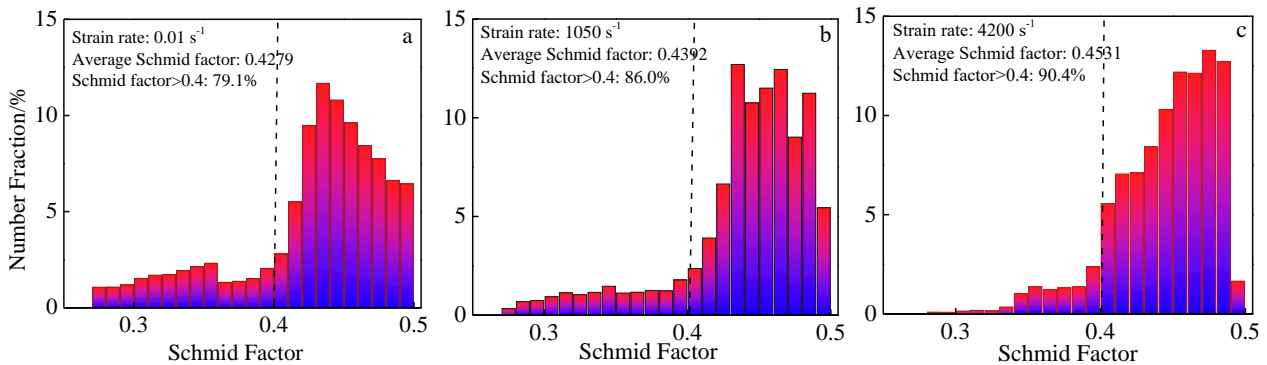


图 11 不同应变速率下的施密特因子分布

Fig.11 Distribution of Schmid factor at different strain rates: (a) 0.01 s⁻¹, (b) 1050 s⁻¹, and (c) 4200 s⁻¹

4 结论

1) N-Q 态 2195 铝锂合金的抗拉强度、屈服强度和延伸率皆随着应变速率的增大而增加。高应变速率拉伸(1000~4500 s⁻¹)下合金的屈服强度显著提高,而抗拉强度的变化较小。当应变速率达到 4200 s⁻¹ 时,合金的抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 398 MPa、310 MPa 和 63%,延伸率与 0.01 s⁻¹ 应变速率拉伸相比提升了约 2 倍。

2) 与未变形态相比,0.01 s⁻¹ 拉伸速率下 N-Q 态 2195 铝锂合金内部 Cube 织构强度下降, Goss 织构和 S 织构体积分数上升。高应变速率拉伸下,随应变速率的增大合金内部 Goss 织构和 S 织构强度上升, Copper 织构强度下降。4200 s⁻¹ 应变速率下拉伸软取向织构主要是 Goss 织构,硬取向织构主要是 S 织构。

3) 高应变速率拉伸的过程是应变硬化、应变速率强化和由于绝热温升效应所引起的热软化三者相互竞争的过程。高应变速率拉伸下 N-Q 态 2195 铝锂合金抵抗颈缩的能力增强,因此高应变速率拉伸的应力应变曲线呈现“平缓”式下降。

4) 随应变速率的增大合金内部小角度晶界占比上升, KAM 均值增大, GND 在软硬取向晶粒中的分布更加均匀。高应变速率拉伸下软取向晶粒的塑性变形更加充分,且更多的硬取向晶粒参与到协调变形之中。

参考文献 References

[1] Xu Jinjun(徐进军), Kang Wei(康 唯), Du Changbing(都昌兵). *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2017, 40(3): 132

- [2] Wang Yichang(王一唱), Tong Xin(童鑫), You Guoqiang(游国强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 1069
- [3] Wu Mingdong(吴名冬), Xiao Daihong(肖代红), Chen Weibin(陈炜斌) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3251
- [4] Dursun T, Soutis C. *Materials & Design*[J], 2014, 56: 862
- [5] El-Aty Ali Abd, Xu Yong, Guo Xunzhong *et al. Journal of Advanced Research*[J], 2018, 10: 49
- [6] Fan Xiaobo, He Zhubin, Lin Peng *et al. Materials & Design*[J], 2016, 94(3): 449
- [7] Das Anindya, Tarafder S, Sivaprasada S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 754(29): 348
- [8] Wang M, Xu X T, Wang H Y *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 201(12): 102
- [9] Ma Yan, Xu Yong, Zhang Shihong *et al. CIRP Annals-Manufacturing Technology*[J], 2018, 67(1): 281
- [10] Hu Daochun, Chen Minhe. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(6): 1518
- [11] Chen Dayong, Xu Yong, Zhang Shihong *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 287: 116 553
- [12] Balanethiram V S, Hu Xiaoyu, Altynova Marina *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 1994, 45(1-4): 595
- [13] Ma Huijuan, Huang Liang, Tian Yi *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 606(12): 233
- [14] Yang Yang, Ma Fei, Hu Haibo *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 606(12): 299
- [15] Tihamiyu A A, Basu R, Odeshi A G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 636(11): 379
- [16] El-Aty Ali Abd, Xu Yong, Zhang Shihong *et al. Journal of Advanced Research*[J], 2019, 18(1): 19
- [17] Zhu Tong(朱彤), Wu Jianjun(吴建军), Jin Li(靳力) *et al. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2012, 33(4): 763
- [18] Liu Zhiwen, Li Luoxing, Yi Jie *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(7): 1498
- [19] Mäkinen T, Karppinen P, Ovaska M *et al. Science Advances*[J], 2020, 6(41): 7350
- [20] Yao Pei(姚佩), Kou Shengzhong(寇生中), Li Chunyan(李春燕) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2337
- [21] Wen Wei, Morris J G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 354(1-2): 279
- [22] Li Zhigang, Li Ning, Jiang Huawen *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 589(3): 164
- [23] Zhou Diaoyu(周珺玉). *Thesis for Doctorate*(博士学位)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2018
- [24] Dillamore I L, Roberts W T. *Acta Metallurgica*[J], 1964, 12(3): 281
- [25] Smallman R E, Green D. *Acta Metallurgica*[J], 1964, 12(2): 145
- [26] Moussa C, Bernacki M, Besnard R *et al. IOP Conference Series Materials Science and Engineering*[J], 2015, 89(1): 12 038
- [27] Noble J P, Harding J. *Measurement Science and Technology*[J], 1999, 5(9): 1163
- [28] Ye Tuo, Wu Yuanzhi, Liu Anmin *et al. Vacuum*[J], 2019, 159(11): 37
- [29] Tihamiyu A A, Badmos A Y, Odeshi A G. *Materials & Design*[J], 2016, 89(5): 872
- [30] Sung J H, Kim J H, Wagoner R H. *International Journal of Plasticity*[J], 2010, 26(12): 1746
- [31] Picu R C, Vincze G, Ozturk F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 390(1-2): 334
- [32] Tian Wenyang(田文扬), Liu Fen(刘奋), Wei Chunhua(韦春华) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2017, 45(3): 47
- [33] Kong Q P, Jiang W B, Shi Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 521-522(15): 128
- [34] Xu W, Liu X C, Lu K. *Acta Materialia*[J], 2018, 152(15): 138
- [35] Hu Yanying, Liu Huijie, Fujii H. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 271(9): 75
- [36] Kundu Amrita, Field David P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667(14): 435
- [37] Biroasca S, Di Gioacchino F, Stekovic S. *Acta Materialia*[J], 2014, 74(1): 110
- [38] Sun S, Adams B L, King W E. *Philosophical Magazine A*[J], 2000, 80(1): 1
- [39] Kocks U F, Tome C N, Wenk H R. *Texture and Anisotropy*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1998
- [40] Biroasca S, Liu Gang, Ding Rengen *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2019, 118(7): 252
- [41] Chen P, Mao S C, Liu Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 580(10): 114
- [42] Dorin T, Deschamps A, De Geuser F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 627(11): 51
- [43] Hurley P J, Bate P S, Humphreys F J. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(16): 4737
- [44] Clair A, Foucault M, Calonne O *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(8): 3116

High-Speed Tensile Mechanical Properties and Deformation Mechanism of 2195 Al-Li Alloy Sheet

Xu Yong^{1,2}, Yin Kuo², Xia Liangliang¹, Chen Shuaifeng¹, Men Xiangnan³, Deng Tao³, Wang Yu⁴, Shi-Hong Zhang¹

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China)

(3. AVIC Chengdu Aircraft Industrial Co., Ltd, Chengdu 610092, China)

(4. Shanghai Aerospace Equipments Manufacture Co., Ltd, Shanghai 200245, China)

Abstract: In order to investigate the dynamic mechanical properties and deformation mechanism of 2195 Al-Li alloy as new quenched, the high strain rate tensile experiments were carried out by the split Hopkinson tension bar equipment. Experimental strain rate ranged from 1000 to 4500 s⁻¹, and the texture types and microstructure evolution of the alloy at different strain rates were analyzed by EBSD. The results show that strength and elongation of the alloy increase gradually with the increase of strain rate. When the strain rate reaches 4200 s⁻¹, the ultimate tensile strength and elongation reach 398 MPa and 63%, respectively. Compared with quasi-static tensile test, the elongation is significantly improved. According to the analysis of EBSD results, with the increase of strain rate, the proportion of small-angle grain boundaries and the average KAM increase at the same time. And the strength and volume fraction of Goss texture and S texture increase with the increase of strain rate. At high strain rate tension, not only the plastic deformation of soft-oriented grains is more sufficient, but also more coordinated deformation of hard-oriented grains can be initiated. Furthermore, the deformation mechanism at high strain rate tension was revealed.

Key words: aluminum-lithium alloy; mechanical properties; high strain rate; texture

Corresponding author: Xu Yong, Ph. D., Professor, Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83973121, E-mail: yxu@imr.ac.cn