

doi: 10.3969/j.issn.2095-0411.2025.01.002

# 高固溶 Al-7Mg 合金高温拉伸行为及本构方程研究

张洪敏, 江 鹏, 潘海军, 闫恪涛, 王广原, 张 彬

(常州大学 机械与轨道交通学院, 江苏 常州 213164)

**摘要:** 光学显微镜 (OM) 及透射电子显微镜 (TEM) 研究发现热挤压制备的高固溶 Al-7Mg 合金由均匀粗晶粒组成, 平均尺寸约为  $16\ \mu\text{m}$ , 基体中没有检测到第二相。通过设计不同变形参数的高温拉伸实验, 探索了 Al-7Mg 合金高温拉伸变形行为。其中, 断裂延伸率随温度的升高而提高。较粗的晶粒导致该合金在  $400\ ^\circ\text{C}$  拉伸时的断裂延伸率约为 200%。应变速率敏感系数 ( $0.16\sim0.31$ ) 及变形激活能 ( $124\ \text{kJ/mol}$ ) 计算结果表明随拉伸温度由  $200\ ^\circ\text{C}$  提高至  $400\ ^\circ\text{C}$ , Al-7Mg 合金的变形机制由位错滑移/蠕变转变为溶质拖拽蠕变, 该过程由晶格扩散控制。通过峰值应变处应力值的系统分析, 构建了用于预测 Al-7Mg 合金高温拉伸峰值应力的本构方程。

**关键词:** Al-Mg 合金; 高温拉伸性能; 微观组织; 本构方程

中图分类号: TG 1

文献标志码: A

文章编号: 2095-0411(2025)01-0015-07

## Study on high-temperature tensile deformation behaviors and corresponding constitutive equation of a high solid solution Al-7Mg alloy

ZHANG Hongmin, JIANG Peng, PAN Haijun, YAN Ketao, WANG Guangyuan, ZHANG Bin

(School of Mechanical Engineering and Rail Transit, Changzhou University, Changzhou 213164, China)

**Abstract:** Optical microscopy (OM) and transmission electron microscopy (TEM) results reveal that the Al-7Mg alloy prepared by hot extrusion exhibits a uniform coarse grain structure, with an average size of  $16\ \mu\text{m}$ . No second phases are detected. Through designing a series of high-temperature tensile experiments with different parameters, the deformation behavior of the Al-7Mg alloy is investigated. The elongation to failure is enhanced with increasing tensile temperature. The coarse grain structure gives rise to elongations to failure of 200% when deformed at  $400\ ^\circ\text{C}$ . The calculated results of strain rate sensitivity ( $0.16\sim0.31$ ) and deformation activation energy ( $124\ \text{kJ/mol}$ ) indicate that the dominant deformation mechanism of Al-7Mg alloy transforms from dislocation slip/creep to solute drag creep with increasing tensile temperature from  $200\ ^\circ\text{C}$  to  $400\ ^\circ\text{C}$ , which is controlled by lattice diffu-

收稿日期: 2024-06-14。

基金项目: 江苏省自然科学基金资助项目 (BK20220629); 常州大学科学启动基金资助项目 (ZMF22020096)。

作者简介: 张洪敏 (1992—), 女, 黑龙江牡丹江人, 博士, 讲师。E-mail: zhanghongmin@cczu.edu.cn

引用本文: 张洪敏, 江鹏, 潘海军, 等. 高固溶 Al-7Mg 合金高温拉伸行为及本构方程研究[J]. 常州大学学报 (自然科学版), 2025, 37(1): 15-21.

sion. An Arrhenius-type constitutive model is constructed for predicting peak stress of Al-7Mg, based on systematically analyzing stress at the peak strain.

**Key words:** Al-Mg alloys; high-temperature tensile property; microstructure; constitutive equation

铝合金由于密度低、强度高,作为结构材料可有效减轻器械零部件的质量,从而降低燃油消耗,因此在航空航天、交通运输等领域具有广阔的应用前景<sup>[1-5]</sup>。但是,铝合金具有较高的层错能,塑性变形过程中易发生位错回复,不利于晶粒尺寸的细化<sup>[6-8]</sup>。引入高固溶含量 Mg 不但可以提高铝合金固溶强化程度,还可在塑性变形过程中抑制位错湮灭,并将晶粒尺寸细化至亚微米级甚至是纳米级,有效提高铝合金强度<sup>[9-11]</sup>。然而,高固溶 Al-Mg 合金室温变形时特有的锯齿流动现象,使样品表面变得不规则,限制高固溶 Al-Mg 合金工业应用<sup>[12-14]</sup>。

热变形通过热激活过程使位错运动变得容易,不仅可有效消除 Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应<sup>[15-16]</sup>,还能提高材料变形能力<sup>[17]</sup>,这给高固溶 Al-Mg 合金的工业应用带来契机。测定某一材料在特定变形条件下的动态变形行为对其最终的微观结构和力学性能优化具有重要意义。流动应力作为其中一个重要因素会随应变、应变速率和变形温度的变化而改变。其中,峰值应力的大小决定了金属材料的应用范围及加工条件。Arrhenius 类型本构模型通常用来描述材料流动应力与应变、应变速率及变形温度之间的关系<sup>[18-19]</sup>。然而,目前对高固溶 Al-Mg 合金高温本构方程的研究甚少,为进一步拓宽高固溶 Al-Mg 合金应用范围,文章以挤压 Al-7Mg 合金为研究对象,探究其在高温下的拉伸性能并构建可靠的本构方程预测峰值应力,此研究拟为高固溶 Al-Mg 合金高温工况条件的预测提供借鉴。

## 1 实验部分

材料 Al-7Mg 由实验室自制,实际元素质量分数: $w(\text{Mg}) = 7.15\%$ ,  $w(\text{Fe}) = 0.06\%$ ,  $w(\text{Mn}) = 0.002\%$ ,  $w(\text{Si}) = 0.05\%$ ,余量为铝。将商业纯铝和商业纯镁按配比( $m(\text{铝}):m(\text{镁}) = 93:7$ )放进 720 °C 的熔炼炉中进行熔炼至完全溶

解后,进行搅拌、打渣,后浇铸到直径 85 mm、高 120 mm 的圆柱形模具中;然后将圆柱形铸锭置于温度设定为 450 °C 的空气炉中均质处理 24 h;热挤压前对铸锭再进行热处理,温度为 420 °C,保温时间为 3 h,以提高后续热挤压时的成型性;随后立即在 420 °C 进行挤压,挤压比约为 13。

显微组织表征使用的设备包括带有偏光片的光镜和透射电子显微镜(TEM, JEM-2100F)。光镜试样制备过程为:首先用电火花切割机从挤压板上切取长为 12 mm、宽为 10 mm、高为 1 mm 金相样品,然后进行砂纸研磨及机械抛光;接下来在配置的高氯酸的酒精溶液( $V(\text{高氯酸}):V(\text{酒精}) = 5:95$ )中进行电解抛光,电压为 20 V,时间为 90 s,接着在超声仪器中用酒精超声清洗并吹干;随后在配置的氟硼酸的水溶液( $V(\text{氟硼酸}):V(\text{水}) = 5:95$ )中进行 2 次电解抛光,电压为 20 V,时间为 90 s,最后用酒精超声清洗并吹干。TEM 样品制备过程为:将切取的金相样品在砂纸上研磨至 30  $\mu\text{m}$  高,冲出直径 3 mm 的圆片,随后在配置的电解液( $V(\text{高氯酸}):V(\text{甲醇}) = 30:70$ )中进行电解双喷减薄,电压为 12 V,温度为  $-20 \sim -30$  °C。

使用电火花切割机沿挤压方向在挤压板材上切取拉伸样品,测试区尺寸长为 12 mm、宽为 6 mm、高为 1.5 mm。采用 AGS-X-10 kN 拉伸机对样品进行拉伸性能测试,拉伸温度为 200~400 °C,应变速率为  $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 。为保证拉伸数据的可重现性,至少进行 3 次拉伸实验。

## 2 结果与讨论

### 2.1 微观组织

图 1(a) 为均质处理后高固溶 Al-7Mg 合金的偏光图片,晶粒尺寸统计揭示合金的平均晶粒尺寸约为 130  $\mu\text{m}$  (图 1(b))。挤压后 Al-7Mg

合金的偏光图片如图 1 (c) 所示, 晶粒展现等轴状且明显细化, 平均晶粒尺寸约为  $16\ \mu\text{m}$  (图 1 (d))。这表明热挤压后, Al-7Mg 合金发生了完全再结晶。TEM 图片揭示合金内部位错密度较低, 位错稀疏分布在基体内部, 这与

Al-7Mg 发生完全再结晶相一致 (图 2 (a))。并且, 选区电子衍射没有发现含 Mg 第二相 (图 2 (b))。因此, 在  $420\ ^\circ\text{C}$  挤压时, 没有第二相的钉扎作用, 位错和晶界很容易发生运动, 导致 Al-7Mg 合金发生完全再结晶。

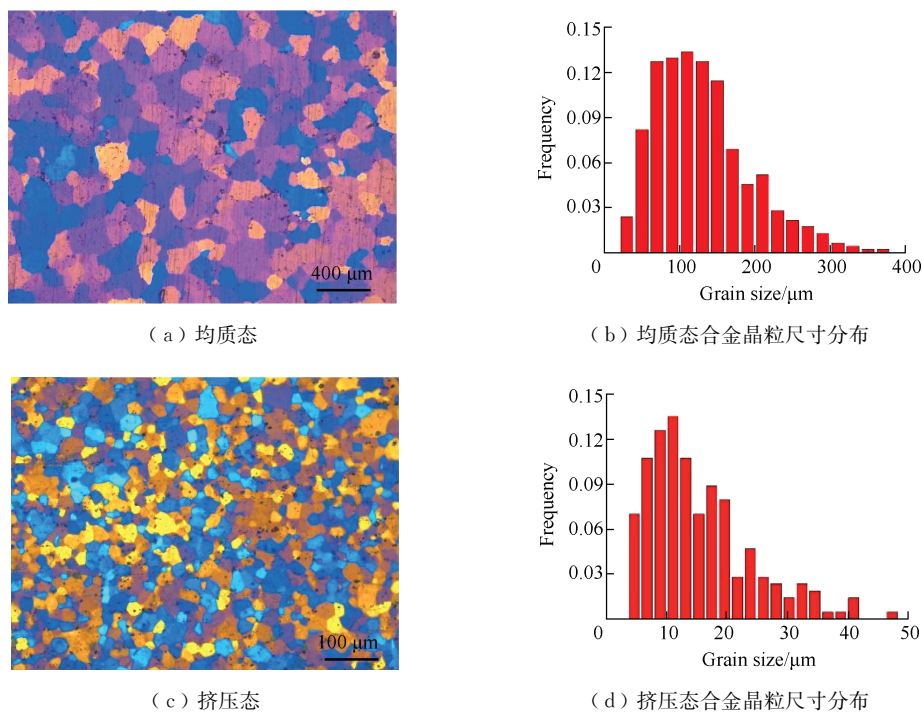


图 1 均质处理与热挤压后高固溶 Al-7Mg 合金的光镜图片及对应的晶粒尺寸分布图

Fig.1 Optical images of the high-solid solution Al-7Mg alloy after homogenization and after hot extrusion as well as corresponding grain size distribution

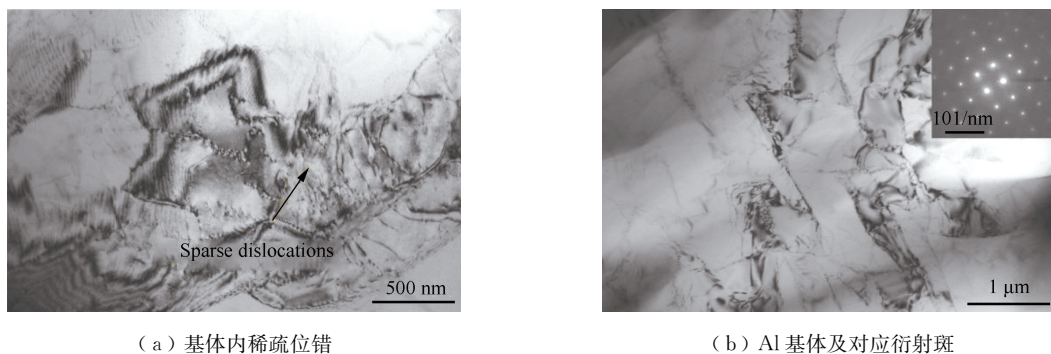


图 2 挤压态高固溶 Al-7Mg 合金明场 TEM 图片

Fig.2 Bright-field TEM images of the extruded high-solid solution Al-7Mg alloy

## 2.2 拉伸力学行为

挤压 Al-7Mg 合金经  $200\sim 400\ ^\circ\text{C}$  及  $5\times 10^{-4}\sim 1\times 10^{-2}\ \text{s}^{-1}$  条件拉伸后的工程应力-应变曲线如图 3 所示。总体上, Al-7Mg 合金的峰值应力随

温度的升高及应变速率的降低而降低, 这是因为随温度的升高, 热激活程度加剧, 位错滑移/攀移变得容易; 同理, 随应变速率的降低, 位错有更多的时间进行热运动, 从而导致位错湮灭/回复, 伴随应力的下降。在同一应变速率下, 合金

的断裂延伸率随温度的升高而升高。200 °C 拉伸时, 3 种应变速率下的延伸率约为 70% (图 3 (a)); 温度提升至 300 °C 时, 在  $5 \times 10^{-4}$ ,  $1 \times 10^{-3}$ ,  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  条件下的断裂延伸率分别约为 127%, 154% 和 70% (图 3 (b)); 在 400 °C 拉伸时, Al-7Mg 的断裂延伸率约达 200% (图 3(c))。但在研究的 Al-7Mg 合金中, 同一拉伸温度下, 断裂延伸率随应变速率的变化并不规

律。当然, 这种现象不仅仅在所研究的 Al-7Mg 合金中观察到, 文献中也经常报道。如 LEE 等<sup>[20]</sup>发现随应变速率的降低, Al-5.6Mg-0.7Mn 合金的延伸率变化并不规律, 在中等应变速率处, 合金的延伸率达到最大值。AVTOKRA-TOVA 等<sup>[21]</sup>发现细晶 Al-5Mg-0.18Mn-0.2Sc-0.08Zr 合金在不同温度拉伸时, 获得最高延伸率的最佳应变速率也不尽相同。

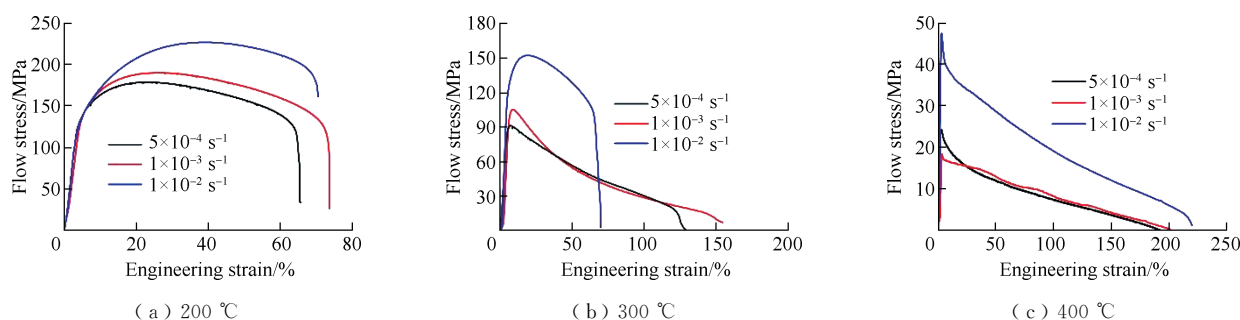


图 3 挤压态高固溶 Al-7Mg 合金在不同应变速率及不同拉伸温度下的工程应力-应变曲线

Fig.3 Tensile engineering stress-strain curves of the extruded high-solid solution Al-7Mg alloy in different strain rate at different temperatures

为了预测 Al-7Mg 合金峰值应力, 研究构建了 Arrhenius 类型本构方程。流动应力  $\sigma$ 、变形温度  $T$  和应变速率  $\dot{\epsilon}$  之间的关系可通过 Zener-Holloman 参数  $Z$  确定<sup>[18]</sup>, 见式 (1) 和式 (2):

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left( \frac{Q}{RT} \right) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A F(\sigma) \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) \quad (2)$$

式中:  $Q$  为塑性变形过程中的变形激活能, kJ/mol;  $R$  是气体常数, 8.314 J/(mol · K);  $A$  为与材料相关的常数;  $T$  为变形温度, K;  $\sigma$  为流动应力, MPa。根据不同的应力水平,  $F(\sigma)$  为与  $\sigma$  有关的函数, 可由幂次函数、指数函数和双曲正弦函数表示, 见式 (3) ~ 式 (5):

$$F(\sigma) = \sigma^{n_1} \quad (3)$$

$$F(\sigma) = \exp(\beta\sigma) \quad (4)$$

$$F(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^{n_2} \quad (5)$$

式中:  $n_1$ ,  $n_2$ ,  $\beta$  和  $\alpha$  为材料常数; 其中  $n_1 = 1/m$ ,  $\alpha = \beta/n_1$ ,  $m$  为应变速率敏感系数。将式 (3) ~ 式 (5) 依次代入式 (2), 对式 (2) 两边取对数, 得到式 (6) ~ 式 (8):

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q_1}{RT} \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - \frac{Q_2}{RT} \quad (7)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_3 + n_2 \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q_3}{RT} \quad (8)$$

由于双曲正弦函数在很大应力范围下构建的本构模型都有效, 因此通常使用双曲正弦函数构建本构方程<sup>[18]</sup>。对式 (6) ~ 式 (8) 两侧偏微分, 得到的式 (9) ~ 式 (12) 可计算各种常数:

$$n_1 = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \right]_T \quad (9)$$

$$\beta = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \right]_T \quad (10)$$

$$n_2 = \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right]_T \quad (11)$$

$$Q_3 = R \times \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right]_T \times \left[ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \left( \frac{1}{T} \right)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (12)$$

分别计算  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ ,  $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$  和  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  斜率, 获得常数  $n_1$ ,  $n_2$  和  $\beta$  值; 计算

$\ln [\sinh (\alpha \sigma)] - \frac{1}{T}$  的斜率得到  $Q_3$  值, 如图 4 和图 5 所示。此处, 选择峰值应变处对应的应力计算常数  $n_1$ ,  $\beta$ ,  $n_2$  和  $Q_3$ 。根据图 4 (a) 可以得出 Al-7Mg 合金在 200, 300, 400 °C 拉伸变形时的应变率敏感系数分别约为 0.16, 0.30, 0.31。该结果表明随拉伸温度的提升, Al-7Mg 合金的变形机制由位错蠕变/滑移 ( $m=0.2$ ) 转变

为溶质拖拽蠕变 ( $m=0.3$ )<sup>[22-23]</sup>。此外, 计算得到的变形激活能  $Q_3$  约为 124 kJ/mol (图 5(b)), 该值远高于纯铝晶界扩散激活能 (即 86 kJ/mol), 但接近纯铝的晶格扩散激活能 (144 kJ/mol)<sup>[22]</sup>。这表明晶格扩散是 Al-7Mg 合金在高温拉伸变形过程中的主要控制机制。其余参数  $\alpha$ ,  $\ln A_3$ ,  $n_2$  分别为 0.012, 18, 3.05。

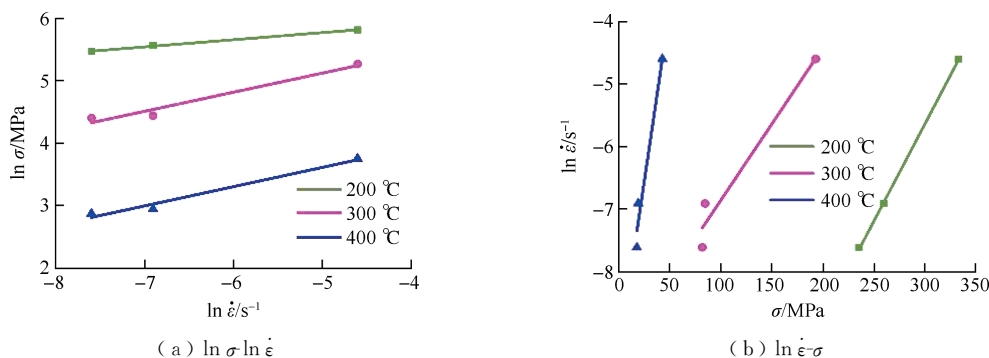


图 4 挤压态高固溶 Al-7Mg 合金  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$  及  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  间线性关系

Fig.4 Curves of  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$  and  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  for the extruded high-solid solution Al-7Mg alloy

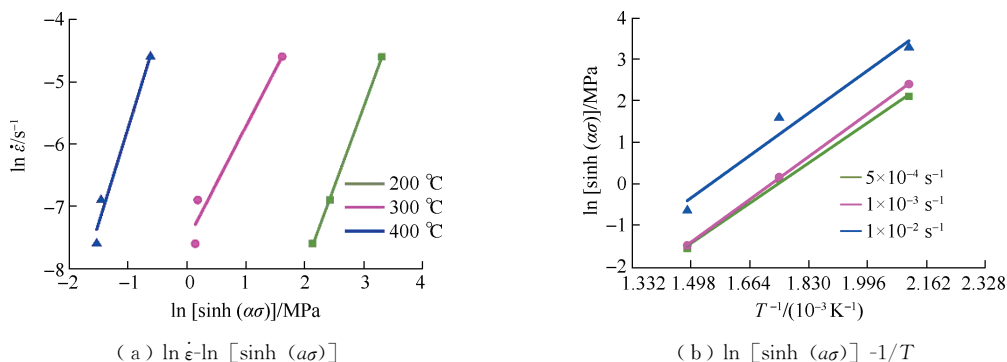


图 5 挤压态高固溶 Al-7Mg 合金  $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh (\alpha \sigma)]$  及  $\ln [\sinh (\alpha \sigma)] - 1/T$  间线性关系

Fig.5 Curves of  $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh (\alpha \sigma)]$  and  $\ln [\sinh (\alpha \sigma)] - 1/T$  for the extruded high-solid solution Al-7Mg alloy

通过合并式 (1)、式 (2) 和式 (5), 流动应力  $\sigma$  可进一步由 Zener-Holloman 参数  $Z$  表示

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{A_3} \right)^{1/n_2} + \left[ \left( \frac{Z}{A_3} \right)^{2/n_2} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (13)$$

因此, 预测 Al-7Mg 合金峰值应力的拉伸本构方程为

$$\sigma = \frac{1}{0.015} \ln \left\{ \left( \frac{\dot{\epsilon} \exp \frac{124 \times 10^3}{KT}}{6.57 \times 10^7} \right)^{1/3.05} + \left[ \left( \frac{\dot{\epsilon} \exp \frac{124 \times 10^3}{KT}}{6.57 \times 10^7} \right)^{2/3.05} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (14)$$

为了验证该本构方程的可靠性, 文章又对高固溶 Al-7Mg 合金进行 350 °C、应变率为  $8.3 \times 10^{-4} s^{-1}$  的高温拉伸实验, 拉伸曲线如图 6 所示。该实验条件下获得的峰值应力为 72 MPa。对比构建的本构方程 (14) 计算得出该拉伸条件下预测应力为 76 MPa, 与实验测得应力误差约为 5.5%。文章构建的用于预测峰值应力的本构方程可减少高温拉伸实验的进行。并且, 预测的峰值应力可为高固溶 Al-7Mg 合金的服役条件提供参照。



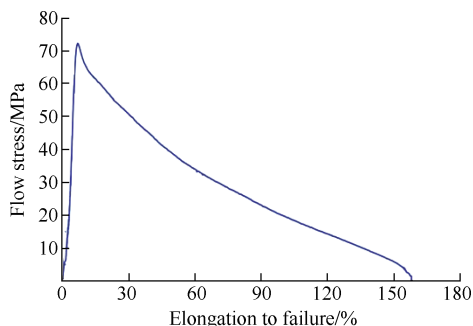


图 6 挤压态高固溶 Al-7Mg 合金的拉伸曲线

Fig. 6 Typical tensile engineering stress-strain curve of the extruded high-solid solution Al-7Mg alloy

### 3 结 论

文章研究了挤压高固溶 Al-7Mg 合金在 200~400 °C 及应变速率为  $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  条件下的拉伸行为, 并构建了用于预测该拉伸温度及应变速率范围下峰值应力的本构方程。具体结论为:

1) 热挤压制备的均匀粗晶 Al-7Mg 合金的拉伸断裂延伸率随温度的升高而提高。其中, 在 400 °C 及应变速率为  $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  条件下拉伸时, 合金的断裂延伸率约为 200%。超塑性指数 (包括  $m$  和  $Q_3$ ) 的计算表明随拉伸温度的提高, 该合金的主导变形机制由位错滑移/蠕变转变为溶质拖拽蠕变, 此过程由晶格扩散控制, 晶格扩散的发生与合金的粗晶组织密切相关。

2) 在 200~400 °C 及应变速率为  $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  拉伸条件下, 用于预测 Al-7Mg 合金峰值应力的本构方程为

$$\sigma = \frac{1}{0.015} \ln \left\{ \left( \frac{\dot{\epsilon} \exp \frac{124 \times 10^3}{RT}}{6.57 \times 10^7} \right)^{1/3.05} + \left[ \left( \frac{\dot{\epsilon} \exp \frac{124 \times 10^3}{RT}}{6.57 \times 10^7} \right)^{2/3.05} + 1 \right]^{1/2} \right\}.$$

该方程的构建为预判高固溶 Al-7Mg 合金的高温工况条件提供了借鉴。

### 参考文献:

[1] SON K T, KASSNER M E, LEE T K, et al. Mg effect on the cryogenic temperature toughness of Al-

Mg alloys[J]. *Materials Design*, 2022, 224: 111336.

[2] KOJU R K, MISHIN Y. Atomistic study of grain-boundary segregation and grain-boundary diffusion in Al-Mg alloys [J]. *Acta Materialia*, 2020, 201: 596-603.

[3] ZHA M, LI Y J, MATHIESEN R H, et al. Microstructure evolution and mechanical behavior of a binary Al-7Mg alloy processed by equal-channel angular pressing[J]. *Acta Materialia*, 2015, 84: 42-54.

[4] BURANOVA Y, KULITSKIY V, PETERLECHNER M, et al.  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ -based precipitates in Al-Mg alloy: effect of severe deformation[J]. *Acta Materialia*, 2017, 124: 210-224.

[5] SHEN Y F, GUAN R G, ZHAO Z Y, et al. Ultrafine-grained Al-0.2Sc-0.1Zr alloy: the mechanistic contribution of nano-sized precipitates on grain refinement during the novel process of accumulative continuous extrusion [J]. *Acta Materialia*, 2015, 100: 247-255.

[6] LEE B H, KIM S H, PARK J H, et al. Role of Mg in simultaneously improving the strength and ductility of Al-Mg alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 657: 115-122.

[7] YANG X H, WANG D G, WU Z G, et al. A coupled EBSD/TEM study of the microstructural evolution of multi-axial compressed pure Al and Al-Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 658: 16-27.

[8] ZHA M, ZHANG H M, JIA H L, et al. Prominent role of multi-scale microstructural heterogeneities on superplastic deformation of a high solid solution Al-7Mg alloy [J]. *International Journal of Plasticity*, 2021, 146: 103108.

[9] AZUSHIMA A, KOPP R, KORHONEN A, et al. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals [J]. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 2008, 57(2): 716-735.

[10] TANG Y P, GOTO W, HIROSAWA S, et al. Concurrent strengthening of ultrafine-grained age-hardenable Al-Mg alloy by means of high-pressure torsion and spinodal decomposition[J]. *Acta Materialia*, 2017, 131: 57-64.

[11] VALIEV R Z, LANGDON T G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for

- grain refinement[J]. *Progress in Materials Science*, 2006, 51(7): 881-981.
- [12] JOBBA M, MISHRA R K, NIEWCZAS M. Flow stress and work-hardening behaviour of Al-Mg binary alloys [J]. *International Journal of Plasticity*, 2015, 65: 43-60.
- [13] MOGUCHEVA A, YUZBEKOVA D, BORISOVA Y. Alloying dependence of Portevin-Le Chatelier effect in Al-Mg alloys[J]. *AIP Conference Proceedings*, 2018, 2051(1): 020201.
- [14] EBENBERGER P, UGGOWITZER P J, GEROLD B, et al. Effect of compositional and processing variations in new 5182-type AlMgMn alloys on mechanical properties and deformation surface quality[J]. *Materials*, 2019, 12(10): 1645.
- [15] PANDEY A, KHAN A S, KIM E Y, et al. Experimental and numerical investigations of yield surface, texture, and deformation mechanisms in AA5754 over low to high temperatures and strain rates[J]. *International Journal of Plasticity*, 2013, 41: 165-188.
- [16] ZHONG H, ROMETSCH P A, ZHU Q Q, et al. Effect of pre-ageing on dynamic strain ageing in Al-Mg-Si alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 687: 323-331.
- [17] HAN Y, QIAO G J, SUN J P, et al. A comparative study on constitutive relationship of as-cast 904L austenitic stainless steel during hot deformation based on Arrhenius-type and artificial neural network models[J]. *Computational Materials Science*, 2013, 67: 93-103.
- [18] MOSLEH A O, KOTOV A D, KISHCHIK A A, et al. Characterization of superplastic deformation behavior for a novel Al-Mg-Fe-Ni-Zr-Sc alloy: arrhenius-based modeling and artificial neural network approach[J]. *Applied Sciences*, 2021, 11(5): 2208.
- [19] KOTOV A D, MOCHUGOVSKIY A G, MOSLEH A O, et al. Microstructure, superplasticity, and mechanical properties of Al-Mg-Er-Zr alloys [J]. *Materials Characterization*, 2022, 186: 111825.
- [20] LEE S L, YEN C H, TZENG Y C, et al. Effects of CCEP and Sc on superplasticity of Al-5.6Mg-0.7Mn alloys[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2018, 33(8): 867-872.
- [21] AVTOKRATOVA E, SITDIKOV O, MARKUSHEV M, et al. Extraordinary high-strain rate superplasticity of severely deformed Al-Mg-Sc-Zr alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 538: 386-390.
- [22] HSIAO I C, HUANG J C. Deformation mechanisms during low-and high-temperature superplasticity in 5083 Al-Mg alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33(5): 1373-1384.
- [23] DU C F, GAO Y P, HUA Z M, et al. Enhanced superplasticity achieved by disclination-dislocation reactions in a fine-grained low-alloyed magnesium system [J]. *International Journal of Plasticity*, 2022, 154: 103300.

(责任编辑:李静)