

预变形 Mo-0.3La 合金的热变形行为研究

张晓^{1,3,4}, 任宝江^{3,4}, 冯鹏发^{3,4}, 安耿^{3,4}, 卜春阳^{3,4}, 胡平^{1,2}, 席莎^{3,4}, 李晶^{3,4},
周莎^{3,4}, 王快社^{1,2}

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 西安建筑科技大学 功能材料加工国家与地方联合工程研究中心, 陕西 西安 710055)

(3. 金堆城钼业股份有限公司, 陕西 西安 710077)

(4. 陕西省“四主体一联合”先进钼化合物功能材料校企联合研究中心, 陕西 西安 710077)

摘要: 采用 Gleeble-3500 热模拟机在变形温度为 973~1273 K、应变速率为 0.001~0.1 s⁻¹、真应变为 60% 的实验条件下, 对预变形 Mo-0.3La 合金的热变形行为进行了研究, 并采用包含 Zene-Hollomon 参数的双曲正弦模型, 建立了热变形流变方程。结果表明: 预变形 Mo-0.3La 合金的真应力-应变曲线具有动态再结晶特征, 在较低的温度 (973 K) /较高的应变速率 (0.1 s⁻¹) 下, 表现出加工硬化, 在 1273 K 低应变速率 (0.001 和 0.005 s⁻¹) 下动态再结晶具有显著性; 合金含有 31.65% 大角度晶界, 再变形后大角度晶界减少至 17.14%, 且存在少量的再结晶晶粒 (6.08%); 变形温度升高, 大角度晶界和再结晶晶粒增多; 由流变方程得到平均变形激活能 Q 为 287.08 kJ/mol, 应力指数 n 为 14.40, 依据流变方程计算出的应力理论值与实际值的平均相对误差仅 3.25%。

关键词: 预变形; Mo-0.3La 合金; 热变形; 微观组织

中图分类号: TG146.4⁺12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)12-3390-08

钼金属具有高熔点、高温力学性能好、热膨胀系数低、导热导电性好、耐液态金属腐蚀等优点, 被广泛应用于核反应堆、火箭、发动机等的结构部件^[1-4]。体心立方 (bcc) 结构的金属钼具有室温脆性, 且韧脆转变温度高, 从而具有难加工、成品率低等特性^[5-6]。预变形加工 (开坯) 作为常规、成本较低的工艺方法, 可以有效地细化晶粒组织, 提高钼金属材料加工的成品率。预变形后钼合金晶粒细小、有效消除原始颗粒边界、破碎非金属第二相, 使得热变形动态再结晶温度降低; 同时具有较高的强度和延展性, 使得材料在热变形过程中塑性和变形性能得到改善^[7-11]。因此, 钼及钼合金的热变形行为的研究已成为钼深加工研究重点。

然而, 关于预变形钼及钼合金变形行为的研究还不多见, 主要集中在粉末冶金态钼及钼合金。李萍等^[12-13]研究了不同初始密度的纯钼烧结体的压缩变形流变应力的变化规律, 确定了纯钼烧结材料压缩变形的屈服条件及其弹/塑性流变关系。Chaudhuri 等^[14]研究了高纯钼金属的超高温变形行为, 分析了真应力-真应变关系, 确定了纯钼在极高温、不同变形条件

下的主导恢复机制。Wang 等^[15-18]研究了真应力-应变曲线、热加工图、宏观和微观组织演化关系, 确定纯钼板坯的最优应变速率和热加工温度。Cheng 等^[19]研究了不同 La₂O₃ 含量的 Mo 合金在 1000~1400 °C 范围内的蠕变行为和蠕变动力学。本研究以预变形 Mo-0.3La 合金为初始原料, 在不同温度和应变速率下进行一系列热压缩实验, 分析了预变形 Mo-0.3La 合金压缩流变曲线和热变形动力学, 构建了峰值应力下的流变方程并进行了验证。

1 实验

实验用预变形量为 75% 的 Mo-0.3La 合金棒制备工艺为: 粉末冶金烧结态 $\Phi 90$ mm 棒 \rightarrow 锻造至 $\Phi 45$ mm 棒 \rightarrow 去应力退火 (1173 K 退火 1 h), 其主要成分见表 1。Mo-0.3La 合金组织如图 1 所示, 粉末冶金烧结态 Mo-0.3La 合金为等轴晶, 经过 75% 的预变形后晶粒细长, 呈纤维状。分别从烧结态与预变形 Mo-0.3La 合金棒径向切取 $\Phi 8$ mm \times 12 mm 的圆柱形试样。在 Gleeble-3500 试验机上对退火样品进行单轴压缩试验,

收稿日期: 2023-12-30

基金项目: 陕西省科技重大专项 (2020zdzx04-02-01); 陕西省青年科技新星项目 (2019KJXX-005)

作者简介: 张晓, 女, 1984 年生, 硕士, 高级工程师, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, 电话: 029-88411102, E-mail: zhangxiaoxa029@163.com

实验温度为 973~1273 K, 应变速率分别为 0.001、0.005、0.01 和 0.1 s⁻¹。在测试过程中, 在钨台板和样品端面采用石墨做润滑剂, 避免摩擦效应。将试样在氩气气氛下以 10 K/s 加热到指定变形温度, 保温 2 min 均热, 压缩至 60% 的真应变, 增大氩气流量快速冷却, 以保持变形过程中的主要微观组织, 不同实验条件下热压缩后试样宏观形貌如图 2 所示。为了观察预变形 Mo-0.3La 合金热变形后的微观组织, 将变形后的试样沿直径方向(预变形轴向)切开, 取截面深色区域观察, 见图 3。

表 1 预变形 Mo-0.3La 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of pre-deformed Mo-0.3La alloy (ω/%)

La	Fe	Ni	Cu	C	O	Mo
0.2877	0.0029	0.0005	0.0008	0.0035	0.1260	Bal.

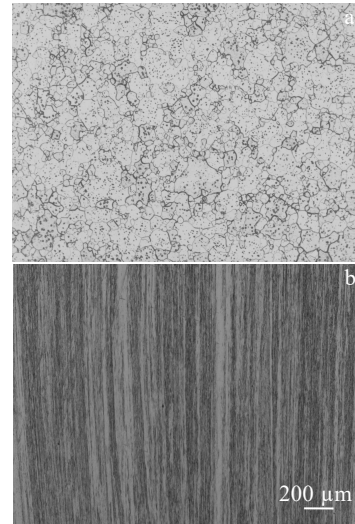


图 1 Mo-0.3La 合金的组织

Fig.1 Microstructures of sintered (a) and pre-deformed (b) Mo-0.3La alloy



图 2 不同实验条件下热变形模拟试样的宏观形态

Fig.2 Macroscopic morphologies of specimens under different experimental conditions

2 结果与讨论

2.1 压缩流变曲线分析

图 4 为预变形与烧结态 Mo-0.3La 合金在不同温度(973~1273 K)和应变速率(0.001~0.1 s⁻¹)下压缩流变曲线。从图 4a~4d 可观察到, 流变曲线表现出强烈的应变速率和温度依赖性。应力随着温度的升高和应变速率的降低而降低; 在较低的温度(973 K)/较高

的应变速率(0.1 s⁻¹)下, 在所有应变速率下都观察到加工硬化; 在 1173 K 下, 在低应变速率状态(0.001、0.005 和 0.01 s⁻¹)下观察到接近稳态的行为, 应变增加, 流动应力几乎没有变化; 在 1273 K 下, 在低应变速率(0.001 和 0.005 s⁻¹)下, 随着应变的增加, 动态回复或动态再结晶引起软化同时增加, 流动应力持续下降, 具有明显的动态再结晶特征。观察粉末冶金烧结态 Mo-0.3La 合金在 1273 K 下的变形行为, 发现在

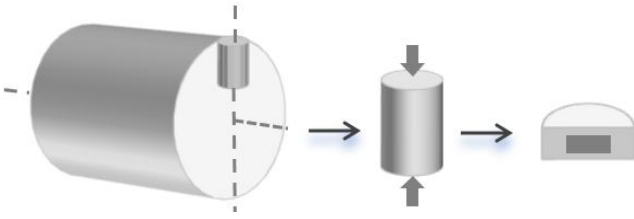


图 3 微观组织观察位置

Fig.3 Region of microstructure observation

所有应变速率下均表现出加工硬化，未发生软化。由此可见，预变形后 Mo-0.3La 合金动态回复或动态再结晶温度明显降低。这是由于预变形后晶粒由烧结态等轴晶明显被拉长，晶粒细长，呈纤维状（见图 1），变形使晶粒发生严重畸变，空位、位错等结构缺陷密度增加，形变储存能增加，再结晶驱动力增大，Mo-0.3La 合金处于热力学不稳定的高自由能状态，故在热变形时较烧结态 Mo-0.3La，回复过程加快，动态再结晶温度降低，动态再结晶更容易发生。

热变形过程中，加工硬化与软化相互竞争。变形初期，预变形 Mo-0.3La 合金在 0.017 真应变内流变应力随着应变的增加而快速增加，此时加工硬化占主导地位。随着应变的增加动态回复加剧，动态再结晶开

始，流动应力上升速度降低。当动态回复和再结晶持续加剧，流动应力增加到极大值后将进入软化阶段。最后，流动应力达到稳定阶段，这时材料软化与加工硬化进入动态平衡。压缩流变曲线呈现出波浪形是由于动态回复与再结晶引起的软化与变形重新产生的加工硬化动态竞争平衡造成。

材料的热变形本质上是位错产生、增殖和湮灭之间的相互作用。流动应力随着温度的升高和应变速率的降低而降低，这是因为当应变速率较低或温度较高时，变形过过程中将有更长的时间积累能量，且边界迁移率更高促进了动态再结晶晶粒形核、长大以及位错湮灭，从而使流动应力降低。在较低的温度(973 K)或较高的应变速率(0.1 s⁻¹)下，应力随应变的持续增加(即加工硬化行为)，此时位错的产生和相互作用超过了位错湮灭；在较低的应变速率(0.001、0.005 和 0.01 s⁻¹)下，在 1173 K 下观察到流动曲线的稳态行为(在流变曲线中随着应变增加流动应力几乎维持稳定)，表明了变形过程中位错产生/增殖和湮灭过程之间的平衡。

2.2 压缩热变形微观组织演变

为了观察不同温度下再变形对预变形 Mo-0.3La 合金形微观组织的影响，考察了在 973、1273 K (应变速率 0.01 s⁻¹、应变 0.6) 下预变形 Mo-0.3La 合金再

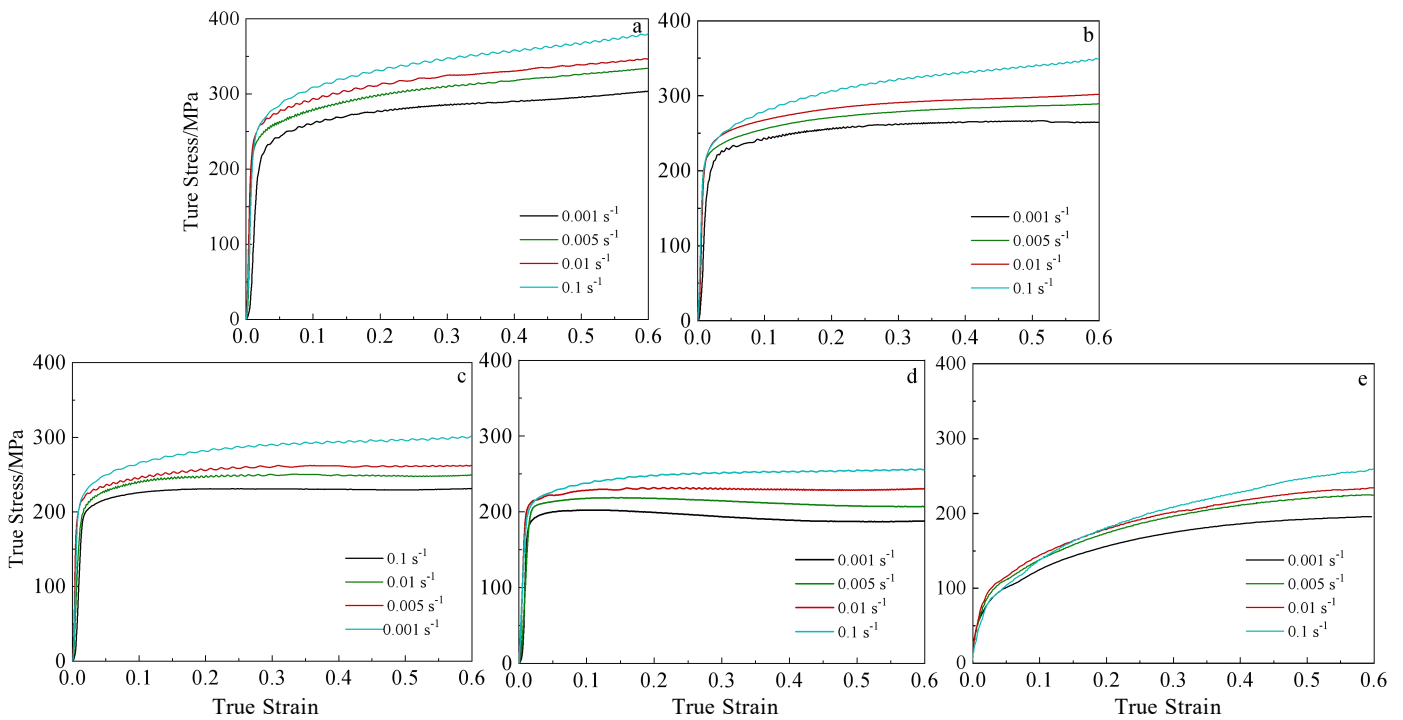


图 4 不同温度下预变形与烧结态 Mo-0.3La 合金的流变曲线

Fig.4 True stress-true strain curves of pre-deformed (a-d) and sintered (e) Mo-0.3La alloy at different temperatures: (a) 973 K, (b) 1073 K, (c) 1173 K, and (d-e) 1273 K

变形的组织,如图 5 所示。图 5a~5c 中黑色线条代表大角度晶界,银灰色线条代表小角度晶界,除大角度晶界外,还包括大量的小角度晶界和亚晶界。晶界特征分布显示再变形后大角度晶界减少,从预变形的 31.65% 分别减少至 17.14%(973 K)、21.40%(1273 K),小角度晶界增多(约 51%),亚晶界在 973 K 再变形增加至 30.81%,1273 K 下减少到 27.31%,见图 5d。这表明再变形下应变积累,晶粒破碎,亚晶界增多,随着变形温度的升高,亚晶界上的位错通过攀移和滑移使得亚晶合并长大,再结晶晶粒从 6.08% 增加至 13.44%,见图 5e。同时从 Mo-0.3La 合金的 IPF 图发现预变形 Mo-0.3La 合金变形组织具有从等轴晶向 <111>晶向织构演化的趋势,再变形后这种趋势弱化。Davenport 等^[20-21]指出,应变路径的改变对晶粒大小、织构、位错排列及再结晶等有显著的影响。预变形 Mo-0.3La 合金热压缩时,初始晶体的<111>晶向不再与压缩变形方向平行,而是存在一定的角度。随着变形量的增加,由于钼的层错能高、扩展位错的宽度窄,位错容易交叉滑移和攀移,当滑移累积足够的变形时,变形组织内形成小于其自身宽度的亚晶粒,初始晶体的<111>晶向织构逐渐减弱甚至消失,<001>晶向织构

加强。这与文献[14]中钼在高温和低应变率变形下发生动态再结晶,<001>晶向织构得到加强相一致。

2.3 动力学分析

金属材料的热变形是一个热激活的过程,流动应力(σ)与温度(T)和变形速率($\dot{\epsilon}$)的关系通常采用以下 3 种不同形式的 Arrhenius 型方程进行分析^[22-27]:

在低应力($\alpha\sigma < 0.8$)条件下,

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

在高应力($\alpha\sigma > 1.2$)条件下,

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(n_2 \sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

所有应力条件,

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; σ 为流变应力,MPa; Q 为变形激活能,J/mol; R 为理想气体常数,8.3145 J/(mol·K); T 为绝对温度,K; A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 n_2 和 n 为材料常数; α 为应力系数, $\alpha = n_2/n_1$ 。

分别对式(1)及式(2)两侧取对数可得式(4)、式(5):

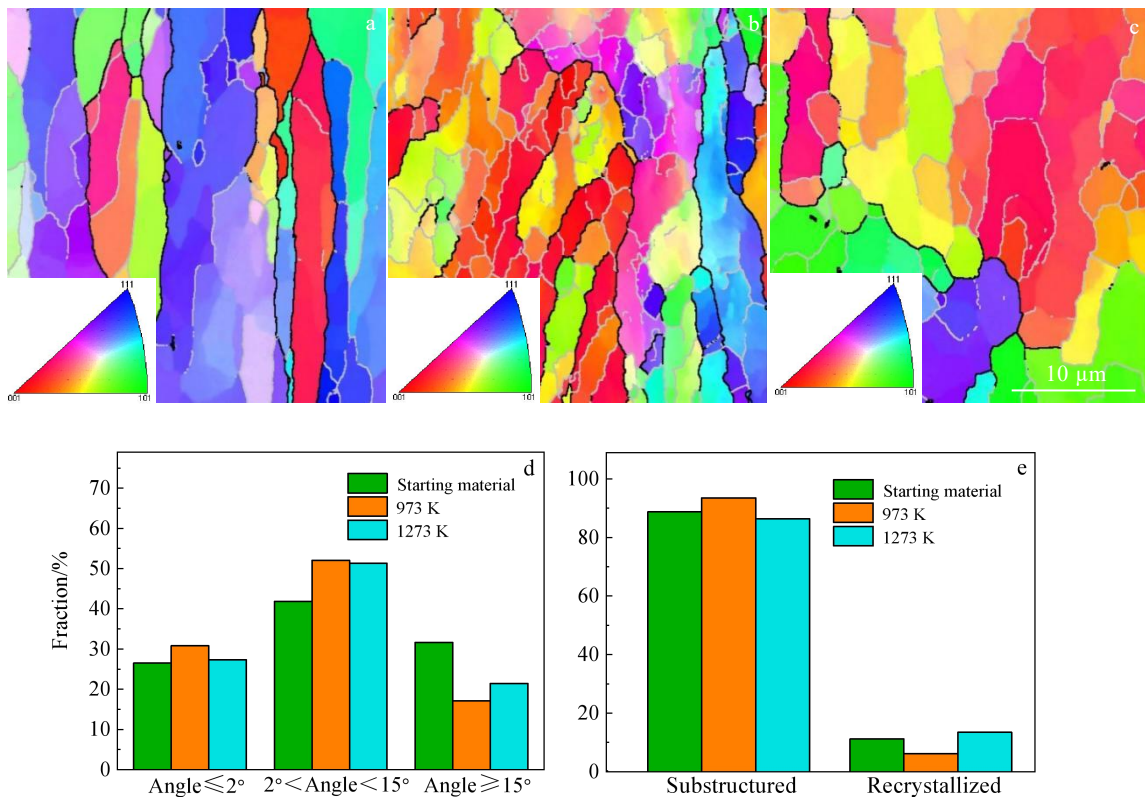


图 5 预变形 Mo-0.3La 合金的 EBSD 分析结果

Fig.5 EBSD analysis results of pre-deformed Mo-0.3La alloy: (a) IPF map of the starting material; (b) IPF map of the reprocessing material at 973 K; (c) IPF map of the reprocessing material at 1273 K; (d) grain boundary characteristics distribution; (e) recrystallized fraction

$$\ln \dot{\epsilon} = n_1 \ln \sigma + \ln A_1 - \frac{Q}{RT} \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = n_2 \sigma + \ln A_2 - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

在温度一定的情况下，式 (4)、式 (5) 中 σ 为因变量， $\dot{\epsilon}$ 为自变量， $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 均满足线性关系， $1/n_1$ 及 $1/n_2$ 分别为对应的斜率，通过线性拟合即可求参数 n_1 和 n_2 。取不同温度、应变速率处的峰值应力，绘制 $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 散点图，对其进行回归处理，得到不同温度下的 $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$ 的关系曲线（见图 6、图 7），相关性系数在 0.960 31~0.998 74 之间，其线性关系良好。分别取图 6、图 7 中 4 条直线的斜率求倒数得平均值，得 $n_1=19.04$ ， $n_2=0.068$ ，对应 $\alpha=n_2/n_1=0.0036$ 。结合本试验条件下的真应力-应变曲线峰值应力在 196~381 MPa，可得 $\alpha\sigma$ 值为 0.7056~1.3716， $\alpha\sigma$ 值超出了式 (1)、式 (2) 的适用范围，故采用式 (3) 建立预变形 Mo-0.3La 合金流变关系。

对式 (3) 两侧取对数可得式 (6)：

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] + \ln A - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

由式 (6) 可知， T 一定时 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 同样呈线性关系。取不同应变速率的峰值应力，绘制 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 曲线，如图 8 所示。当 $\dot{\epsilon}$ 一定时， $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 和 $1/T$ 呈线性关系，绘制 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - 1/T$ 曲线，见图 9。由图 8 各直线斜率的倒数得到均值 $n=14.40$ ，图 9 各直线的斜率均值 $Q/nR=2398.20$ ，将所计算得数值代入式 (6)，求得应变激活能 $Q=287\ 079.45$ J/mol。Cheng 等^[19] 研究表明粉末冶金态下由于第二相 La_2O_3 颗粒的弥散强化作用，钼钨合金蠕变激活能明显高于纯钼，但是预变形后 Mo-0.3La 合金的变形激活能远低于粉末冶金态纯钼的变形激活能 332.82 kJ/mol^[15]。这是由于预变形后 Mo-0.3La 合金中大角度晶界减少（约 31.65%，见图 5d），位错或晶界运动阻碍小，更易于金属流动，故热变形时的激活能减小。

为了进一步构建钼合金的流动应力模型，引入温度补偿的变形速率因子 Z ^[26,28]，Zener 和 Hollomon 提出并实验验证了金属材料 $\dot{\epsilon}$ 和 T 的关系，用参数 Z 表示：

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (7)$$

将式 (7) 代入到式 (3) 中，得到式 (8)：

$$Z = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (8)$$

式 (8) 两边同时取对数，可得式 (9)：

$$\ln Z = n \sinh(\alpha\sigma) + \ln A \quad (9)$$

根据式 (3) 可将 σ 表达为 Z 的函数：

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (10)$$

由式 (9) 可知，直线 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的斜率为 n ，截距为 $\ln A$ ，通过线性回归拟合相关性系数为 0.980 95，由图 10 可知， $\ln A=23.31$ ，故 $A=1.33 \times 10^{10}$ 。将所得的参数代入式 (3) 中可得预变形 Mo-0.3La 合金在高温塑性变形的流变方程为：

$$\dot{\epsilon} = 1.33 \times 10^{10} [\sinh(0.0036\sigma)]^{14.40} \exp\left(-\frac{287079}{RT}\right) \quad (11)$$

流变方程也可用变形速率因子 Z 表达为：

$$\sigma = \frac{1}{0.0036} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{1.33 \times 10^{10}} \right)^{\frac{1}{14.40}} + \left[\left(\frac{Z}{1.33 \times 10^{10}} \right)^{\frac{2}{14.40}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (12)$$

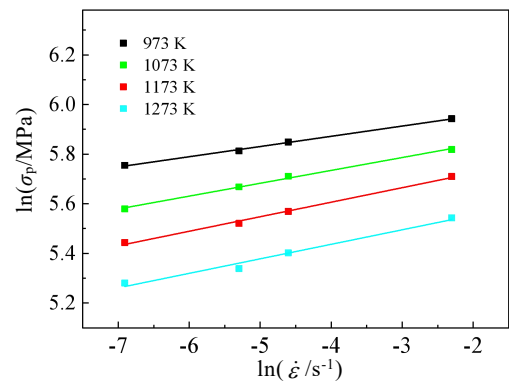


图 6 不同温度下 $\ln \sigma_p$ 随 $\ln \dot{\epsilon}$ 的变化趋势

Fig.6 Variations of $\ln \sigma_p$ with $\ln \dot{\epsilon}$ at different deformation temperatures

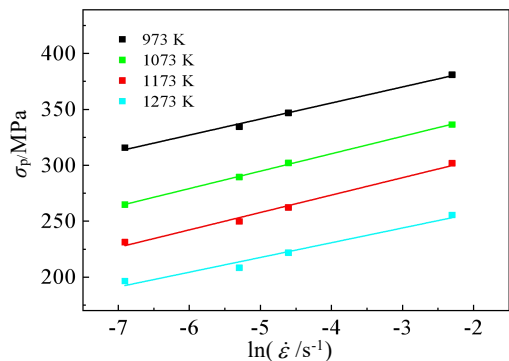


图 7 不同温度下 σ_p 随 $\ln \dot{\epsilon}$ 的变化趋势

Fig.7 Variations of σ_p with $\ln \dot{\epsilon}$ at different deformation temperatures

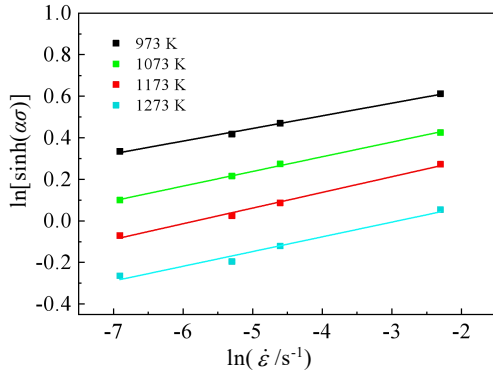


图 8 不同温度下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 随 $\ln\dot{\epsilon}$ 的变化趋势

Fig.8 Variations of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ with $\ln\dot{\epsilon}$ at different deformation temperatures

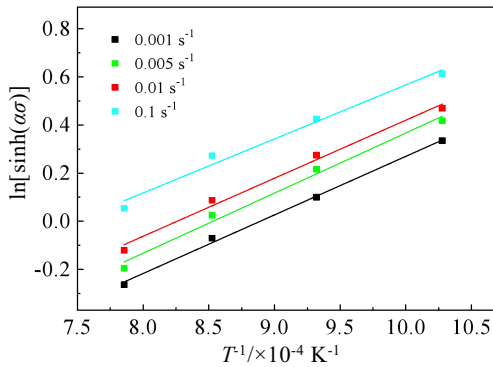


图 9 不同应变速率下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 随 $1/T$ 的变化趋势

Fig.9 Variations of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ with $1/T$ at different strain rates

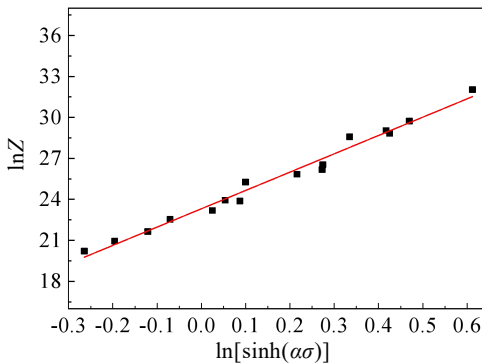


图 10 $\ln Z$ 随 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的变化趋势

Fig.10 Variations of $\ln Z$ with $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

2.4 流变方程验证

为了验证预变形 Mo-0.3La 合金的流变方程的准确性, 将试验参数 (峰值应力) 代入式 (12) 中计算出理论应力值。图 11 为预变形 Mo-0.3La 合金在不同条件下峰值应力实验值和计算值之间的关系。由图 11 可见,

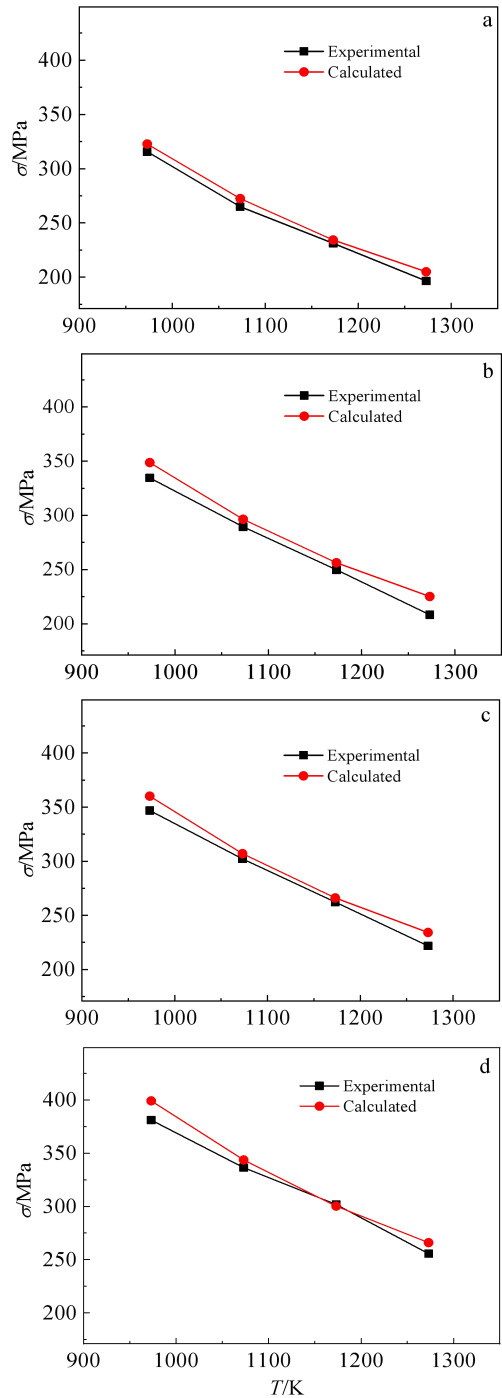


图 11 不同应变速率下计算值与实验值的比较

Fig.11 Comparisons between calculation results and experimental results under different strain rates: (a) 0.001 s^{-1} , (b) 0.005 s^{-1} , (c) 0.01 s^{-1} , and (d) 0.1 s^{-1}

计算值与实验值基本吻合, 整体误差保持在 8.07% 以下, 最小误差仅 0.53%, 平均相对误差为 3.25%。由此可知, 该流变方程的精度较好, 可以用来描述预变形 Mo-0.3La 合金的高温塑性变形行为, 可以作为该材料在热加工成形中的理论依据。

3 结 论

1) 在变形温度为 973~1273 K, 应变速率为 0.001~0.1 s⁻¹ 的条件下进行热压缩变形, 预变形 Mo-0.3La 合金的真应力-真应变曲线具有动态再结晶特征, 在较低的温度(973 K)/较高的应变速率(0.1 s⁻¹) 下表现出加工硬化, 在 1273 K 高温低应变速率(0.001 和 0.005 s⁻¹) 下动态再结晶具有显著性。

2) 预变形 Mo-0.3La 合金大角度晶界有 31.65%, 再变形后大角度晶界减少至 17.14%, 且存在少量的再结晶晶粒(6.08%); 变形温度升高, 大角度晶界增多, 再结晶晶粒增多。

3) 预变形 Mo-0.3La 合金的热变形流变方程为:

$$\dot{\epsilon} = 1.33 \times 10^{10} [\sinh(0.0036\sigma)]^{14.40} \exp\left(-\frac{287079}{RT}\right),$$

平均变形激活能 Q 为 287.08 kJ/mol, 应力指数 n 为 14.40。

4) 由流变方程得到的计算值和实验值基本吻合, 相对误差在 8.07% 以下, 平均相对误差仅 3.25%。

参考文献 References

- [1] Škoro G P, Bennett J R J, Edgecock T R *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2012, 426(1-3): 45
- [2] Perepezko J H. *Science*[J], 2009, 326(5956): 1068
- [3] Dong Di(董 帝), Huang Hongtao(黄洪涛), Xiong Ning(熊 宁) *et al.* *China Molybdenum Industry*(中国钼业)[J], 2018, 42(4): 6
- [4] Shmelev A N, Kozhahmet B K. *Journal of Physics: Conference Series*[J], 2017, 781(1): 012022
- [5] Sturm D, Heilmaier M, Schneibel J H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 463(1-2): 107
- [6] Cockeram B V. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40: 2843
- [7] Xu Liujie, Sun Tielong, Zhou Yucheng *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 860: 15828
- [8] Liu Zhenwei, Wang Aiqin, Zhang Qifei *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2022, 108: 105926
- [9] Wang Yufeng(王玉凤), Li Fuguo(李付国), Xie Hanfang(谢汉芳) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(12): 2136
- [10] Luo Laima(罗来马), Zhou Yufen(周宇芬), Zhang Yuxiang(章宇翔) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(3): 525
- [11] Huang Yongzhang(黄永章), Li Xingyan(李兴彦), Wang Lijun(王力军) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2010, 34(5): 684
- [12] Li Ping(李 萍), Xue Kemin(薛克敏). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 805
- [13] Xing Hairui, Hu Ping, He Chaojun *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2023, 160: 161
- [14] Chaudhuri A, Sarkar A, Suwas S. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 73: 168
- [15] Wang A Q, Guo H D, Ju Y P *et al.* *Science of Advanced Materials*[J], 2017, 9(9): 1493
- [16] Chen C, Yin H Q, Islam S *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2007, 25(5-6): 411
- [17] Primig S, Leitner H, Knabl W *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 535: 316
- [18] Meng B, Wan M, Wu X D *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2014, 45: 41
- [19] Cheng P M, Yang C, Zhang P *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 130: 53
- [20] Davenport S B, Higginson R L. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2000, 98(3): 267
- [21] Mehta K K. *Materials Today Communications*[J], 2023, 37: 107070
- [22] Sellars C M, Whiteman J A. *Metal Science*[J], 1979, 13(3-4): 187
- [23] Qiu Yu(邱 宇), Li Shaowei(李绍伟), Zeng Yuansong(曾元松) *et al.* *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2021, 28(1): 147
- [24] Zhao Zhengyang(赵正阳), Sun Mingyue(孙明月), Sun Jianliang(孙建亮). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2017, 31(4): 149
- [25] Zhang Libin(张利斌), Liu Guangming(刘光明), Han Tingzhuang(韩廷状) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2021, 50(3): 835
- [26] Wang Y, Shao W Z, Zhen L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(7): 3218
- [27] Jia Zhi(贾 智), Yu Lidan(俞丽丹), Wei Baolin(魏保林) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 461
- [28] Chu Zhaojie(储昭杰), Li Bo(李 波), Wang Wenhao(王文浩) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2502

Hot Deformation Behavior of Pre-deformed Mo-0.3La Alloy

Zhang Xiao^{1,3,4}, Ren Baojiang^{3,4}, Feng Pengfa^{3,4}, An Geng^{3,4}, Bu Chunyang^{3,4}, Hu Ping^{1,2}, Xi Sha^{3,4},
Li Jing^{3,4}, Zhou Sha^{3,4}, Wang Kuaishe^{1,2}

(1. College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. National and Local Joint Engineering Research Center for Functional Materials Processing, Xi'an University of Architecture and
Technology, Xi'an 710055, China)

(3. Jinduicheng Molybdenum Co., Ltd, Xi'an 710077, China)

(4. Shaanxi "Four Bodies and One Union" University-Enterprise Joint Research Center for Advanced Molybdenum-based Functional Materials,
Xi'an 710077, China)

Abstract: The hot deformation behavior of pre-deformed Mo-0.3La alloy was studied on the Gleeble-3500 thermal-mechanical simulator at 973–1273 K with the deformation rate of 0.001–0.1 s⁻¹ and the true strain of 60%, and the constitutive equation was established by hyperbolic sine model with Zene-Hollomon parameter. The results show that the dynamic recrystallization characteristics of the true stress-true strain curves are observed. Pre-deformed Mo-0.3La alloy exhibits work hardening at high strain rate of 0.1 s⁻¹ or low temperature of 973 K, and dynamic recrystallization is significant at low strain rate of 0.001 and 0.005 s⁻¹ at 1273 K. The high angle grain boundary of the pre-deformed alloy is 31.65%. After reformation, the high grain boundary fraction decreases to 17.14% with few recrystallized grains (6.08%). With the increase in deformation temperature, the fraction of high angle grain boundaries and recrystallized grains increases. Calculated by the constitutive equation, the deformation activation energy Q is 287.08 kJ/mol, and the stress exponent n is 14.40. The average relative error between the theoretical stress calculated by the constitutive equation and experimental results is only 3.25%.

Key words: pre-deformed; Mo-0.3La alloy; hot deformation; microstructure

Corresponding author: Wang Kuaishe, Ph. D., Professor, College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, Tel: 0086-29-82205096, E-mail: wangkuaishe888@126.com