

# Mo-14Re 钼铼合金高温压缩耦合内变量的本构模型建立

杨俊宙<sup>1,2</sup>, 王世臣<sup>1,2</sup>, 王先俊<sup>1,2</sup>, 王智轩<sup>2,3</sup>, 王力<sup>1,2</sup>, 邢海瑞<sup>1,2</sup>, 胡卜亮<sup>1,2</sup>,  
高选乔<sup>4</sup>, 张文<sup>4</sup>, 胡平<sup>1,2</sup>, 王快社<sup>1,2</sup>

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 功能材料加工国家地方联合工程研究中心, 陕西 西安 710055)

(3. 西安建筑科技大学 机电工程学院, 陕西 西安 710055)

(4. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘要:** 为研究 Mo-14Re 钼铼合金高温流变行为及其跨尺度表征, 采用 Gleeble 热模拟试验机对钼铼合金棒材进行了高温压缩试验, 选取的温度为 1400、1500、1600 °C, 应变速率为 0.01、0.1、1、10 s<sup>-1</sup>。结果表明, 高温和低应变率变形时, 应变率敏感因子逐渐增大, 材料塑性流动性能也就越好, 且变形过程中应力硬化和软化 2 种现象同时存在。在此基础上, 建立了跨尺度本构模型, 流变应力表征考虑了与不动位错的阻力、热激活、晶界效应的微观剪切应力, 微观组织演变考虑了晶粒尺寸、位错密度、动态再结晶率以及裂纹体积分数等微观组织演变。随后基于遗传算法确定了模型中的材料参数, 屈服应力、晶粒尺寸和流变应力的模型计算值与试验结果吻合, 可知该模型可以描述 Mo-14Re 钼铼合金在高温变形时流变行为及其微观组织演变。

**关键词:** Mo-14Re 合金; 压缩变形; 本构方程; 跨尺度

中图分类号: TG146.4+12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)05-1343-06

钼铼合金因其抗辐射性能优异、抗拉强度高、延展性和抗热震性能好等优点<sup>[1]</sup>, 广泛地应用于航空航天、核工业和军事工业领域, 可用于生产发动机喷口、燃烧室衬板等国防军工关键零件<sup>[2-4]</sup>。因此, 钼铼合金作为一种高温难熔金属材料, 进一步研究其性能及其成形过程很有必要。近些年, 随着零件服役温度的逐渐提高, 难熔金属的应用场景越来越丰富, 对其性能、塑性变形和连接工艺得到了广泛的关注。相对于纯钼而言, Re 元素的添加明显提高了材料的强度和塑性。然而, 材料力学性能与其初始微观组织直接相关, 且变形过程中组织演变也会随着加载方式的影响而发生变化。人们对金属高温力学性能进行了大量的研究, 然而, 提高 Mo-14Re 合金高温成形性及复杂结构连接工艺目前仍具有很多挑战。

材料高温变形时会伴随着晶粒尺寸、位错密度和微观缺陷等多个组织的演变, 且每种微观组织演变的条件和规律并不一致, 而材料的流变行为只是

所有组织演变的宏观表现。反过来, 当材料流变行为不同时, 其组织演变也会受到影响。因此需要建立宏、微观演变之间的关系, 从而实现对材料应力、应变、微观组织等多个尺度上的表征。下面首先对这种跨尺度建模的思想进行简单的总述。Lin 等<sup>[5]</sup>早期提出了含内状态变量的粘塑性跨尺度本构模型, 表征了位错密度、晶粒尺寸和再结晶等演变过程。随后针对不同材料变形的特点, 基于变形机制建立的跨尺度本构模型出现了不同的形式, 这是这种思想的优势, 因不同的需要调整起来很方便。Sun 等<sup>[6]</sup>在研究 TA15 合金变形时, 重点考虑了位错密度的演变。Bai 等<sup>[7]</sup>采用该思想进行本构模型建立时, 表征了材料的二次 $\alpha$ 相球状化现象, 并建立了数值定量表征方法。Alabort 等<sup>[8]</sup>在采用跨尺度模型表征 Ti-6Al-4V 合金高温变形时, 表征了位错演变、晶粒演变、动态恢复和再结晶等现象, 且由于该模型较为复杂, 需要确定的材料非常多, 为避免多目

收稿日期: 2023-11-16

基金项目: 国家重点研发计划 (2022YFB3705401); 国家自然科学基金 (52374401); 陕西省重点研发计划(2023JBGS-14); 陕西省创新能力支持计划科技创新团队项目 (2022TD-30); 陕西省教育厅青年创新团队建设科研项目 (23JP083); 西安市科技计划 (2023JH-GXRC-0020)

作者简介: 杨俊宙, 男, 1992 年生, 博士, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: yangjunzhou@xauat.edu.cn

标优化过程中出现过拟合和欠拟合的情况, 该研究建立了“屈服应力-晶粒尺寸-流变应力”分步确定材料参数的路径。总言之, 跨尺度本构模型在钛合金、铝合金和镁合金等材料中的应用已非常广泛, 变形过程中主要考虑的影响材料变形微观剪切应力的因素和高温变形的物理本质。然而, 由于难熔金属塑性变形起步相对较晚, 相关研究仍然相对欠缺, 因此, 非常有必要建立难熔金属的跨尺度本构模型。

基于以上研究的不足, 本实验针对 Mo-14Re 钼铼合金的流变行为进行研究, 并建立了耦合内状态变量的跨尺度本构模型, 基于遗传算法确定模型中的待定参数, 对材料在高温压缩变形过程中屈服应力、晶粒尺寸和流变应力进行综合表征, 为后续跨尺度工艺研究提供支撑。

## 1 实验

本研究采用的试验材料为西北有色金属研究院提供的 Mo-14Re 合金棒材, 其化学成分如表 1 所示。

本研究高温压缩试验是在 Gleeble 热模拟试验机上进行的。该设备温度控制精度达到  $\pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 保证试件在试验过程中保持所需的温度满足设计要求, 最大拉、压静载均为 100 kN, 力值测量精度为  $\pm 1\text{ kN}$ 。试验应变速率采用恒横梁速率进行控制, 该方法可以保证拉伸试验在初始阶段满足设计应变速率。试验过程中, 设备最小轴向可控速率为 0.01 mm/s, 位置检测分辨率为 0.002 mm。压缩试样在进行拉伸之前需要用 1500#砂纸进行打磨, 避免由于试样表面粗糙引起的局部应力集中。本试验温度为 1400、1500 和 1600  $^{\circ}\text{C}$ , 初始应变速率采用 0.01、0.1、1 和 10/s。试样以 20  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  升温到设定温度, 随后保温 5 min 来确保材料组织以及试样温度均匀, 然后按设定温度和应变速率进行高温压缩试验。此外, 由于后续对宏、微观多尺度建模确定材料参数的需要, 各种变形条件均补充了中间应变的试验以获得描述微观组织演变的原始数据。

为综合表征 Mo-14Re 合金高温压缩变形中宏、微观演变, 本研究对变形前后试样进行了电子背散射衍射 (electron backscatter diffraction, EBSD) 观测, 电子背散射衍射是在 SU3500 钨灯丝扫描电子显微镜上进行的, 该设备配备有 EBSD 探头。EBSD 测试前, 试样需要进行电解抛光, 获取可用于分析

表 1 Mo-14Re 合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of Mo-14Re alloy ( $\omega/\%$ )			
Re	Ca	Si	Mo
14.1	0.0001	0.0002	Bal.

的菊池花样。测试结果用 Channel5 软件进行分析。其中, 晶粒尺寸的大小可用于定量分析和为多尺度物理本构模型表征提供原始参数。分析过程中, 晶界角取向差设定为  $15^{\circ}$ , 区分为大角晶界 (HAGB,  $>15^{\circ}$ ) 和小角晶界 (LAGB,  $2\sim 15^{\circ}$ )。

## 2 结果与分析

### 2.1 流变应力测试结果

Mo-14Re 合金高温压缩试验获得的流变应力曲线如图 1 所示, 对于不同温度下的应力应变曲线从应力应变变化趋势, 流变应力曲线整体上呈现相似的特点:

(1) 对于低应变速率 ( $10^{-2}\sim 10^{-1}/\text{s}$ ) 的变形, 流动应力在变形初期急剧增加, 此时材料属于弹性变形阶段。塑性变形阶段位错大量增殖, 当应力达到最大值后, 位错增殖与位错湮灭达到平衡。随后出现应变软化现象, 这与材料在该阶段发生动态再结晶有关。对于中应变速率 (1/s), 应力软化现象没有出现, 应力维持相对稳定。当应变速率较高时 (10/s), 高温压缩试验结果中只能出现应变硬化现象。

(2) Mo-14Re 钼铼合金高温压缩流动应力对应变速率十分敏感。应变速率越大, 流变应力越大。这种现象是由于高应变速率下变形过程中位错密度大、位错运动剧烈所致。

(3) 对于给定的应变速率, 较高的温度总是伴随着较低的流动应力。流变应力随温度升高而降低, 主因是弹性常数随温度升高而降低。当弹性常数降低, 弹性变形抗力随之降低, 进而屈服点随之降低。

### 2.2 应变率敏感因子

在高温变形过程中, 为定量描述应变速率对流变应力的影响, 通常用应变率敏感因子  $m$  来进行表征, 其表达式为  $m = \partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}_p$ 。当应变为 0.3 时, 应变率敏感指数的计算结果等高线如图 2 所示。一般来说, 材料塑性变形应变大时应变速率敏感因子大, 但是应变率敏感因子大时, 伸长量不一定就大。整体来说, 随着温度升高和应变速率降低, 应变率敏感因子逐渐增大, 材料塑性流动性能也就越好。

## 3 钼铼合金高温跨尺度本构模型

### 3.1 跨尺度本构模型建立

忽略 Mo-14Re 高温变形时加载路径的影响, 认为压缩应力  $\sigma$  与微观剪切应力  $\tau$  有关, 其表达式为<sup>[9]</sup>:

$$\sigma = MK\tau \quad (1)$$

式中,  $M$  是泰勒因子;  $K$  是与微观缺陷有关的应力软化。泰勒因子表征 Mo-14Re 合金压缩变形过程宏

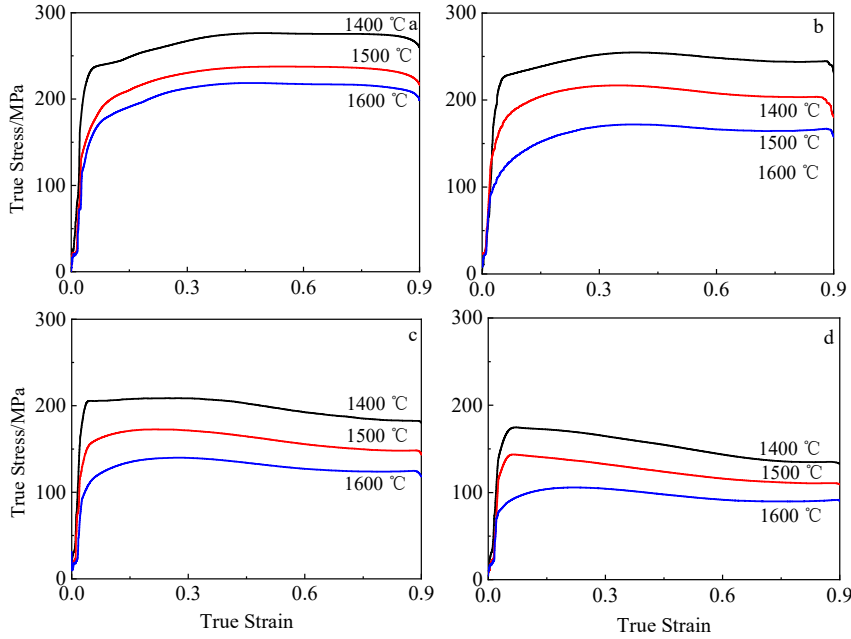


图 1 Mo-14Re 合金高温压缩试验真应力-真应变曲线

Fig.1 True stress-strain curves of Mo-14Re alloy during the high temperature compression tests with different strain rates: (a) 10 s<sup>-1</sup>, (b) 1 s<sup>-1</sup>, (c) 0.1 s<sup>-1</sup>, and (d) 0.01 s<sup>-1</sup>

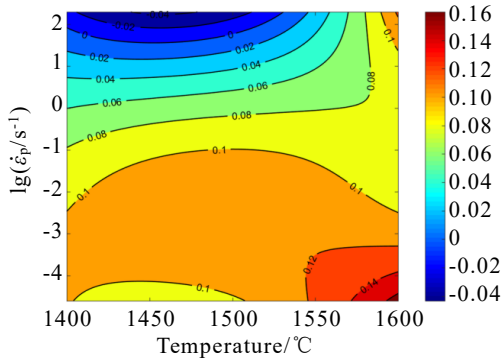


图 2 应变为 0.3 时应变率敏感因子分布

Fig.2 Strain rate sensitivity factor at the strain of 0.3

观流变应力和微观剪切应力之间的关系，对于 bcc 材料而言， $M = 2.9$ <sup>[10]</sup>。微观剪切应力 $\tau$ 是材料变形中克服障碍的驱动力，其表达式为<sup>[9,11]</sup>：

$$\tau = \tau_{fd} + \tau_{ta} + \tau_{GB} \quad (2)$$

式中： $\tau_{fd}$ 为与位错群有关的微观剪切应力，MPa； $\tau_{ta}$ 为与位错攀移有关的微观剪切应力<sup>[12]</sup>，MPa； $\tau_{GB}$ 为与晶界相关的阻力的微观剪切应力，MPa。其中， $\tau_{fd}$ 的表达式为<sup>[13]</sup>：

$$\tau_{fd} = \alpha_{\tau} G b \sqrt{\rho} \quad (3)$$

式中， $\alpha_{\tau}$ 为比例因子； $b$ 为伯氏矢量的模， $b = 2.86 \times 10^{-10}$  m； $\rho$ 为位错密度； $G$ 为剪切模量， $G = E/2(1+\nu)$ ； $E$ 为弹性模量； $\nu$ 为泊松比。 $\tau_{ta}$ 与热变形中原子热振动、位错滑移和位错攀移有关，其表达式为<sup>[12]</sup>：

$$\tau_{ta} = \tau(0) \left[ 1 - \left( \frac{RT}{\Delta G} \ln \frac{\dot{\epsilon}_{ref}}{\dot{\epsilon}_p} \right)^{1/q} \right]^{1/p} \quad (4)$$

式中， $\tau(0)$ 为绝对零度时与热激活有关的微观剪切应力； $\Delta G$ 为克服短程障碍的激活能； $R = 8.314$  J/K·mol， $\dot{\epsilon}_{ref}$ 是参考应变速率； $p, q$ 为材料常数。 $\tau_{GB}$ 的公式为<sup>[14,15]</sup>：

$$\tau_{GB} = k d^{-0.5} / M \quad (5)$$

式中， $k$ 是霍尔-佩奇系数，与微观组织演变有关，可以简化为一个常数， $k = 12.7$ <sup>[16]</sup>。晶粒生长受静态晶粒生长、动态晶粒生长和动态再结晶的共同作用，其表达式为<sup>[8]</sup>：

$$\dot{d} = \dot{d}_{static} + \dot{d}_{dynamic} + \dot{d}_{DRX} \quad (6)$$

式中： $\dot{d}_{static}$ 为由于静态晶粒生长导致的晶粒尺寸变化率，静态晶粒长大是受温度影响，该过程中发生长大的晶粒大角晶界发生了晶界迁移现象。 $\dot{d}_{static}$ 表示为<sup>[17]</sup>：

$$\dot{d}_{static} = \beta_1 d^{-\gamma_1} \quad (7)$$

式中： $\beta_1, \gamma_1$ 为材料常数； $d$ 为晶粒尺寸； $\dot{d}_{dynamic}$ 为由于动态晶粒生长导致的晶粒尺寸变化率。动态晶粒长大是由塑性应变引起的晶粒尺寸变化，其可以表征为<sup>[18]</sup>：

$$\dot{d}_{dynamic} = \beta_2 \dot{\epsilon}_p d^{-\gamma_2} \quad (8)$$

式中： $\beta_2, \gamma_2$ 为材料常数； $\dot{d}_{DRX}$ 为由于动态再结晶导致的晶粒尺寸变化率<sup>[19]</sup>：

$$\dot{d}_{DRX} = -\beta_3 \dot{X}^{\gamma_3} d^{-\gamma_3} \quad (9)$$

其中,  $\beta_3, \gamma_3, \gamma_4$  为材料参数;  $\dot{X}$  是动态再结晶率, 其表达式为:

$$\dot{X} = c_0 \theta_X (1-X) (\dot{\epsilon}_p)^{c_1} (\epsilon_p - \epsilon_c)^{c_2} M_b P / d \quad (10)$$

式中,  $c_0, c_1, c_2$  是材料常数;  $\theta_X$  为阶跃函数;  $X$  为动态再结晶率;  $d$  为晶粒尺寸,  $\epsilon_c$  是动态再结晶临界应变;  $M_b$  为晶界迁移率;  $P$  是单位面积驱动力,  $P = \rho G b^2 / 2$ . 动态再结晶需要有一定的应变积累,  $\epsilon_c$  表示为:

$$\epsilon_c = \varphi_0 (\dot{\epsilon}_p)^{\varphi_1} \left[ \exp \left( \frac{Q_{act}}{RT} \right) \right]^{\varphi_2} \quad (11)$$

式中,  $\varphi_0, \varphi_1, \varphi_2$  是材料常数;  $Q_{act}$  为变形激活能. 晶界迁移率的表达式为:

$$M_b = \frac{b \delta D}{kT} \exp \left( - \frac{Q_b}{RT} \right) \quad (12)$$

式中,  $\delta$  是晶界厚度;  $D$  为晶界的自扩散系数,  $Q_b$  为晶界自扩散活化能.

Mecking 和 Kocks<sup>[20]</sup> 对应变硬化和动态软化进行了表征, 如式 (13) 所示. 位错密度增殖速率与位错密度的平方根成正比, 将位错密度湮灭速率与位错密度成正比. 该表达式第 1 项为受位错积累引起的硬化部分, 第二项是与动态回复有关的软化部分.

$$\frac{\partial \rho}{\partial \epsilon_p} = k_1 \sqrt{\rho} - k_2 \rho \quad (13)$$

式中,  $k_1$  是材料常数;  $k_2$  为与温度有关的材料参数,

$$k_2 = k_{20} \left[ \dot{\epsilon}_p \exp \left( \frac{Q_{act}}{RT} \right) \right]^{-\frac{1}{n_p}}; k_{20}, n_p \text{ 是材料常数. 此}$$

外, 进一步考虑动态再结晶的影响, 因而式 (13) 可以修正为<sup>[8,18]</sup>:

$$\dot{\rho} = \dot{\epsilon}_p (k_1 \sqrt{\rho} - k_2 \rho) - \frac{\dot{X}}{1-X} \rho (\epsilon_p - \epsilon_c) \quad (14)$$

进一步, 压缩变形中裂纹等缺陷会降低流变应力, 该部分应力软化模型可借鉴拉伸变形中空洞的模型<sup>[21]</sup>:

$$K = (1 - n_1 \zeta^{n_2})^{n_3} \quad (15)$$

式中,  $n_1, n_2, n_3$  是材料常数;  $\zeta$  为裂纹体积分数.

裂纹的演变过程主要分为裂纹萌生和裂纹扩展, 其变化率表征为:

$$\dot{\zeta} = \dot{\zeta}_{growth} + \dot{\zeta}_{nucleation} \quad (16)$$

裂纹形萌生主要受到材料的变形条件影响, 包括应变速率、应变和应力, 其表达式为:

$$\dot{\zeta}_{nucleation} = \eta_\zeta (1 - \zeta) \dot{\epsilon}_p^{1.6} \quad (17)$$

随后的裂纹扩展过程与变形过程直接相关, 表达式为:

$$\dot{\zeta}_{growth} = \frac{F \epsilon_p^\lambda}{(1 - \zeta)} \sigma \dot{\epsilon}_p^{1.4} \quad (18)$$

式中:  $F, \lambda, \eta_\zeta$  为材料常数.

综上所述, Mo-14Re 合金高温压缩变形过程中跨尺度本构模型如式 (19) 所示. 材料的流变应力在微观上由  $\tau_{fd}$ 、 $\tau_{ta}$  和  $\tau_{GB}$  组成, 分别用来表征与不动位错的阻力、热激活、晶界效应的微观剪切应力, 微观组织演变考虑了晶粒尺寸  $d$ 、位错密度  $\rho$ 、动态再结晶率  $X$  以及裂纹体积分数  $\zeta$  等微观组织演变.

$$\begin{aligned} \sigma &= M (1 - n_1 \zeta^{n_2})^{n_3} (\tau_{fd} + \tau_{ta} + \tau_{GB}) \\ \tau_{fd} &= \alpha_s G b \sqrt{\rho} \\ \tau_{ta} &= \tau(0) \left[ 1 - \left( \frac{RT}{\Delta G} \ln \frac{\dot{\epsilon}_{ref}}{\dot{\epsilon}_p} \right)^q \right]^{1/p} \\ \tau_{GB} &= k d^{-0.5} / M \\ \dot{d} &= \beta_1 d^{-\gamma_1} + \beta_2 \dot{\epsilon}_p d^{-\gamma_2} - \beta_8 \dot{X}^{\gamma_3} d^{-\gamma_4} \\ \dot{\rho} &= \dot{\epsilon}_p (k_1 \sqrt{\rho} - k_2 \rho) - \frac{\dot{X}}{1-X} \rho (\epsilon_p - \epsilon_c) \\ \dot{X} &= c_0 \theta_X (1-X) (\dot{\epsilon}_p)^{c_1} (\epsilon_p - \epsilon_c)^{c_2} M_b P / d \end{aligned} \quad (19)$$

### 3.2 参数识别方法

基于晶界角取向差演变的晶粒演变模型中需要确定很多材料常数, 本研究中采用 Lin 和 Yang<sup>[22]</sup> 针对多尺度物理本构模型中提出的方法来确定材料常数, 该方法是基于遗传算法进行的. 对于类似的复杂物理模型, 可以分别针对晶粒尺寸和流变应力来识别相应的参数. 晶粒尺寸试验值可以通过 EBSD 试验得到, 在 1400 °C 时, 15% 变形程度平均晶粒尺寸为 19.28  $\mu\text{m}$ , 60% 变形程度平均晶粒尺寸为 22.22  $\mu\text{m}$ , 1600 °C 时, 15% 变形程度平均晶粒尺寸为 13.69  $\mu\text{m}$ , 60% 变形程度平均晶粒尺寸为 11.63  $\mu\text{m}$ , 流变应力通过高温压缩试验获得. 在定温度和应变速率下, 分别将流变应力和晶粒尺寸试验值与计算值差值的平方和为目标函数, 即

$$f_{\sigma,d} = \frac{1}{N_f} \sum_{i=1}^{N_f} (\chi - \chi^*)_{\sigma,d}^2 \quad (20)$$

式中,  $f_{\sigma,d}$  是流变应力或晶粒尺寸参数确定时的目标函数;  $\chi, \chi^*$  为流变应力或晶粒尺寸模型计算值和试验值;  $N_f$  是流变应力或晶粒尺寸选取试验值个数.

### 3.3 模型参数识别结果

确定的材料常数如表 2~表 4 所示, 试验值与模型计算值的对比如图 3 所示. 散点表示试验值, 线表示模型计算结果, 二者越接近则说明模型描述的越准确. 结果表明, 试验数据与计算结果吻合良好. 因此, 上述跨尺度本构模型可以描述 Mo-14Re 合金高温压缩变形.

表 2 屈服应力模型参数识别结果

Table 2 Parameters of the yield stress model

Strain rate/s <sup>-1</sup>	$\alpha_d$	$\tau(0)$	$\Delta G$	$\varepsilon_{ref}$	$p$	$q$	$\rho/\times 10^{13}$
0.01	0.91	854.92	148.89	967.31	4.96	0.37	4.94
0.1	0.78	207.64	278.76	952.60	3.95	0.31	6.46
1	1.42	153.62	166.63	514.25	4.77	0.28	2.05

表 3 1400 °C 跨尺度本构模型参数识别结果

Table 3 Parameters of constitutive model (1400 °C)

$\delta D$	$Q_b$	$Q_{act}$	$c_0$	$c_1$
1.48	369.97	417.27	4.62	0.54
$c_2$	$k_1$	$k_{20}$	$n_p$	$\varphi_0$
0.63	4.62	673.71	2.58	0.05
$\varphi_1$	$\varphi_2$	$\beta_1$	$\beta_2$	$\beta_3$
0.001	6.07	4.66	0.92	7.39
$\gamma_1$	$\gamma_2$	$\gamma_3$	$\gamma_4$	$n_\varepsilon$
5.11	1.63	0.21	0.01	109.48
$F$	$\lambda$	$n_1$	$n_2$	$n_3$
801.36	0.49	1.95	0.07	2.03

表 4 1600 °C 跨尺度本构模型参数识别结果

Table 4 Parameters of constitutive model (1600 °C)

$\delta D$	$Q_b$	$Q_{act}$	$c_0$	$c_1$
2.55	211.58	268.22	2.40	0.16
$c_2$	$k_1$	$k_{20}$	$n_p$	$\varphi_0$
0.49	5.88	907.88	26.07	0.17
$\varphi_1$	$\varphi_2$	$\beta_1$	$\beta_2$	$\beta_3$
0.88	3.17	4.28	0.36	9.09
$\gamma_1$	$\gamma_2$	$\gamma_3$	$\gamma_4$	$n_\varepsilon$
0.09	2.69	1.14	0.07	12.48
$F$	$\lambda$	$n_1$	$n_2$	$n_3$
706.99	0.23	1.50	1.92	0.71

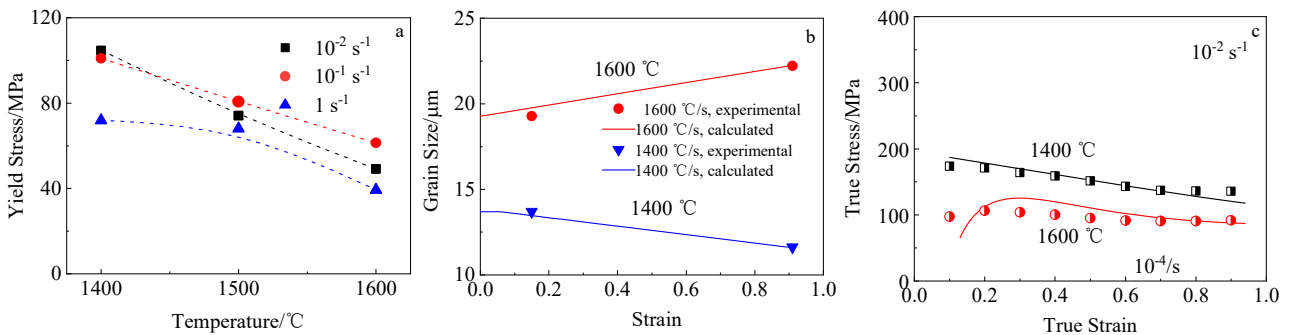


图 3 模型计算值与试验值的对比图

Fig.3 Comparison between the calculated values by constitutive model and experimental data: (a) yield stress, (b) grain size, and (c) true stress

### 4 结论

1) 研究了 Mo-14Re 钼铼合金高温压缩变形流变行为, 并建立了跨尺度本构模型, 表征其宏观流变行为和晶粒组织演变, 模型形式为:

$$\sigma = M(1 - n_1 \zeta^{n_2})^{n_3} (\tau_{fd} + \tau_{ta} + \tau_{GB})$$

$$\tau_{fd} = \alpha_\tau G b \sqrt{\rho}$$

$$\tau_{ta} = \tau(0) \left[ 1 - \left( \frac{RT}{\Delta G} \ln \frac{\dot{\varepsilon}_{ref}}{\dot{\varepsilon}_p} \right)^{1/q} \right]^{1/p}$$

$$\tau_{GB} = kd^{-0.5} / M$$

$$\dot{d} = \beta_1 d^{-\gamma_1} + \beta_2 \dot{\varepsilon}_p d^{-\gamma_2} - \beta_3 \dot{X}^{\gamma_3} d^{-\gamma_4}$$

$$\dot{\rho} = \dot{\varepsilon}_p (k_1 \sqrt{\rho} - k_2 \rho) - \frac{\dot{X}}{1-X} \rho (\varepsilon_p - \varepsilon_c)$$

$$\dot{X} = c_0 \theta_X (1-X) (\dot{\varepsilon}_p)^{c_1} (\varepsilon_p - \varepsilon_c)^{c_2} M_b P / d$$

2) 材料的流变应力与不动位错、热激活、晶界

效应有关, 微观组织演变考虑了晶粒尺寸  $d$ 、位错密度  $\rho$ 、动态再结晶率  $X$  以及裂纹体积分数  $\zeta$  等微观组织演变。

### 参考文献 References

[1] Chen Chang(陈 畅), Wang Mingpu(汪明朴), Tan Wang(谭望) *et al. Materials Review(材料导报)*[J], 2008, 22(5): 74

[2] Xu J H, Leonhardt T, Farrell J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 479(1-2): 76

[3] Chang Tian(常 恬), Gao Xuanqiao(高选乔), Lin Xiaohui(林小辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(1): 388

[4] Zhang Junliang(张军良), Li Zhongkui(李中奎), Fu Jie(付洁) *et al. China Molybdenum Industry(中国钼业)*[J], 2009, 33(3): 32

[5] Lin J, Liu Y, Farrugia D C J *et al. Philosophical Magazine*[J], 2005, 85: 1967

[6] Sun Z C, Yang H, Han G J *et al. Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2010, 527: 3464
- [7] Bai Q, Lin J, Dean T A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 559: 352
- [8] Alabort E, Putman D, Reed R C. *Acta Materialia*[J], 2015, 95:428
- [9] Roters F, Raabe D, Gottstein G. *Acta Materialia*[J], 2000, 48: 4181
- [10] Stoller R E, Zinkle S J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2000, 283-287: 349
- [11] Guo Ruichao, Wu Jianjun. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 741: 432
- [12] Hosford W F. *Mechanical Behavior of Materials*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2005
- [13] Mecking H, Kocks U F. *Acta Metallurgica*[J], 1981, 29: 1865
- [14] Semiatin S L, Bieler T R. *Acta Materialia*[J], 2001, 49: 3565
- [15] Picu R C, Majorell A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 326: 306
- [16] Dunne F P E, Kim T W. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1998, 80-81: 96
- [17] Luo Jiao, Li Miaoquan, Li Xiaoli *et al. Mechanics of Materials*[J], 2010, 42: 157
- [18] Gao Pengfei, Yang He, Fan Xiaoguang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 600: 78
- [19] Sandström Rolf, Lagneborg Rune. *Acta Metallurgica*[J], 1975, 23: 387
- [20] Høgsbro Kjeld, Shaw Ian. *Progress in Materials Science* [J], 2003, 48: 171
- [21] Khaleel M A, Zbib H M, Nyberg E A. *International Journal of Plasticity*[J], 2001, 17: 277
- [22] Lin J, Yang J B. *International Journal of Plasticity*[J], 1999, 15: 1181

## High Temperature Compression Tests of Molybdenum-Rhenium Alloys and Constitutive Model Establishment with Internal State Variables

Yang Junzhou<sup>1,2</sup>, Wang Shichen<sup>1,2</sup>, Wang Xianjun<sup>1,2</sup>, Wang Zhixuan<sup>2,3</sup>, Wang Li<sup>1,2</sup>, Xing Hairui<sup>1,2</sup>, Hu Boliang<sup>1,2</sup>, Gao Xuanqiao<sup>4</sup>, Zhang Wen<sup>4</sup>, Hu Ping<sup>1,2</sup>, Wang Kuaishe<sup>1,2</sup>

(1. School of Metallurgy 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 710055, China)

(3. School of Mechanical and Electrical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(4. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** The flow behavior of Mo-14Re molybdenum-rhenium alloy at high temperature and its cross-scale characterization were investigated through high temperature compression test of the alloy bar which was carried out by Gleeble thermal simulation testing machine at the selected temperature of 1400, 1500 and 1600 °C and the strain rate of 0.01, 0.1, 1 and 10 s<sup>-1</sup>. The results show that when the alloy is deformed at high temperature and low strain, the strain rate sensitivity factor increases gradually, and the plastic flow performance of the material becomes better; in the meantime, the two phenomena of stress hardening and softening exist simultaneously during deformation. On this basis, a cross-scale constitutive model was established. The flow stress characterization takes into account the resistance, thermal activation and the immobile dislocation of grain boundary effects. The microstructure evolution takes into account the grain size, dislocation density, dynamic recrystallization rate and crack volume fraction. The calculated values of yield stress, grain size and flow stress are in good agreement with the experimental results. It can be seen that the model can describe the rheological behavior and microstructure evolution of Mo-14Re molybdenum-rhenium alloy during high temperature deformation.

**Key words:** Mo-14Re alloy; Compression deformation; constitutive model; multi-scales

---

Corresponding author: Hu Ping, Ph. D., Professor, School of Metallurgy Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: huping@xauat.edu.cn