

利用压缩实验研究铀钼合金热变形行为

胡秉坤^{1,2}, 李明阳^{1,2}, 何亚斌^{1,2}, 杜艳华^{1,2}

(1. 中核新型材料研究与应用开发重点实验室, 内蒙古 包头 014035; 2. 中核北方核燃料元件有限公司, 内蒙古 包头 014035)

摘要: 为研究铀钼合金压力加工的热变形行为, 对铀钼合金压力加工工艺设计提供理论支撑, 本文利用 Gleeble3800 热模拟试验机在变形温度分别为 500、600、700 °C, 应变速率分别为 0.01、0.1、1 s⁻¹ 的条件下对铀钼合金进行单道次压缩实验。通过实验, 建立各种温度和应变速率条件下铀钼合金的真应力-真应变曲线, 分析温度和应变速率对铀钼合金变形应力的影响, 同时对铀钼合金热变形后的微观组织进行分析, 建立铀钼合金的本构方程和热加工图。结果表明: 铀钼合金在热变形时, 其真应力随真应变的增加表现为先快速上升再趋于稳定, 热变形后铀钼合金会形成 α -U 相和 Mo₂U_x 相的双相组织, 铀钼合金在热变形时的热变形激活能约 590.4 kJ/mol, 并通过峰值应力、应变速率和温度构建出和实际较相符的铀钼合金本构方程和热加工图。

关键词: 铀钼合金; 热变形; 温度; 应变速率

中图分类号: TL27; TG115

文献标志码: A

文章编号: 1000-6931(2025)04-0884-07

doi: 10.7538/yzk.2024.youxian.0584

Study of Thermal Deformation Behavior of Uranium-molybdenum Alloys by Compression Experiments

HU Bingkun^{1,2}, LI Mingyang^{1,2}, HE Yabin^{1,2}, DU Yanhua^{1,2}

(1. CNNC Key Laboratory on New Materials Research and Application Development, Baotou 014035, China;

2. China North Nuclear Fuel Co., Ltd., Baotou 014035, China)

Abstract: In order to study the thermal deformation behavior of uranium-molybdenum alloy, and to provide theoretical support for the design of uranium-molybdenum alloy press working, Gleeble3800 thermo-mechanical simulator was utilized to perform single-pass compression experiments on uranium-molybdenum alloy in the conditions of deformation temperatures of 500, 600, 700 °C, and strain rate of 0.01, 0.1, 1 s⁻¹. The true stress-true strain curves of uranium-molybdenum alloys were established at various temperatures and strain rates, and the effects of temperature and strain rate on the deformation stress of uranium-molybdenum alloys were analyzed. At the same time, the microstructures of uranium-molybdenum alloys were analyzed after thermal deformation, and the constitutive equations of the uranium-molybdenum alloys and the processing map were established. The results show that the true stress of uranium-molybdenum alloy increases with the true strain and then tends to be stabilized, and a dual-phase organization of α -U and Mo₂U_x phases is formed in uranium-molybdenum alloy after thermal deformation. The activation energy of uranium-molybdenum alloy during thermal deformation is about 590.4 kJ/mol. The constitutive equations and the processing map of the alloy which are consistent with practice were constructed with peak stress and strain rate and temperature.

Key words: uranium-molybdenum alloy; thermal deformation; temperature; strain rate

铀金属材料因其在核电上的应用而受到关注, 其具有高密度、高强度、高韧性以及高硬度等特点。铀可与钼、钛、钒、锆、铌等多种金属制成合金, 改变铀金属的物理化学性能。其中, 铀钼合金是核电领域一种重点研发的金属核燃料, 是新一代反应堆的主要研究方向之一。20 世纪, 美国的单片型铀钼合金燃料被用于研究堆, 全固态高浓铀钼合金应用于空间热管堆上, 同时俄罗斯也在 BUK 空间核反应堆上应用了铀钼合金燃料^[1-3]。国内外对于铀钼合金燃料的研究取得了一定进展, 但其中并未发现对铀钼合金压力加工的研究。铀钼合金可通过真空感应熔炼法熔炼制备, 且通过压力加工和热处理可大幅度提高其物理性能, 但铀钼合金性能对压力加工及热处理条件很敏感, 在不同压力加工和热处理条件下的铀钼合金物理性能存在明显差异。为此, 铀钼合金在应用时选择合适的压力加工和热处理条件至关重要。

本文聚焦于研究铀钼合金热变形压力加工参数。在实际中, 铀钼合金往往使用高温压力加工的方法成型, 其过程中产生的塑性变形会使铀钼合金致密化和细晶化, 从而提高其物理性能。在铀钼合金加工过程中经常产生一系列问题, 如变形抗力过大导致的加工困难、温度过高导致的合金氧化严重、加工参数不合理导致的合金内部缺陷等。和大多数金属一样, 温度上升使铀钼合金的变形抗力变小, 但过高的温度使铀钼合金外表皮氧化及晶粒粗大; 低应变速率会导致未完成加工合金就已经冷却, 加工抗力增大, 高应变速率也会产生变形抗力增大及金属内部缺陷等问题。为此, 在铀钼合金压力加工时, 选择合适的压力加工参数显得至关重要。本文利用 Gleeble3800 热模拟试验机对铀钼合金进行单道次压缩试验, 分析温度和应变速率对其真应力-真应变曲线的影响, 研究铀钼合金的热变形行为和热变形后的微观组织, 并建立铀钼合金本构方程和热加工图, 对铀钼合金高温压力加工提供指导。

1 实验及分析方法

1.1 实验

本实验所用的铀钼合金采用真空感应熔炼工

艺制备, 合金铸锭在熔炼完成后经过均匀化退火热处理, 以减少铸锭微观成分偏析。

本实验用 Gleeble3800 热模拟机对铀钼合金进行压缩实验。首先将均匀化热处理后的铀钼合金加工成 $\phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的圆柱体样品若干, 在圆柱体样品侧面中心位置焊接 K 型热电偶, 用于测温 and 控温。之后试样两端垫上石墨片并涂抹高温润滑剂安装在设备压头中间, 以减少圆柱体端面在压缩过程中所受到的摩擦, 最后选择不同温度和不同应变速率的条件开展单道次压缩实验。实验采用 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的升温速率加热, 保温 100 s , 以保证试样内部温度稳定, 并在一定应变速率下进行真应变为 0.3 的压缩实验, 具体实验参数列于表 1。

表 1 Gleeble3800 压缩实验条件
Table 1 Gleeble3800 compression experimental conditions

实验组	加热温度/ $^{\circ}\text{C}$	应变速率/ s^{-1}	其他条件
1	500	0.01	升温速度 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, 保温时间 100 s , 真应变 0.3
2		0.1	
3		1	
4	600	0.01	
5		0.1	
6		1	
7	700	0.01	
8		0.1	
9		1	

实验全程在真空度高于 50 Pa 的条件下开展, 实验结束后在真空环境下随设备冷却。

1.2 分析方法

将 Gleeble3800 热模拟机压缩实验所取得的数据进行整理, 绘制铀钼合金的真应力-真应变曲线, 分析真应力随真应变的变化情况以及温度和应变速率对铀钼合金变形抗力的影响。

本文采用金相显微镜和 X 射线衍射仪对铀钼合金热变形后的组织进行研究, 通过金相显微镜下的微观组织和 X 射线衍射下的物相结果分析在不同温度下热变形后的铀钼合金的相差异, 进一步研究铀钼合金热变形行为。

本构方程是反映材料变形温度和变形速率等对变形抗力的影响参数, 建立铀钼合金的本构方

程可为以后铀钼合金压力加工数值模拟和工艺设计等提供材料的理论基础。目前描述材料本构关系的模型很多,其中 Arrhenius 本构方程在描述材料本构关系时结果较理想。Arrhenius 方程是由瑞典科学家 Arrhenius 提出来描述化学反应过程中速率和温度的关系,在研究中学者根据力学实验发现金属在高温下的热变形同样涉及热激活过程,最终建立了金属材料在热变形的情况下温度、应变速率和变形抗力的本构模型^[4]。本文通过上述实验的数据,利用 Arrhenius 本构模型进行拟合,计算铀钼合金在热变形时的热激活能,并建立铀钼合金的本构方程。

热加工图可描述不同温度和应变速率下热变形时材料的变形情况,记录材料的热变形能力,其可用来优化热加工工艺,对热变形工艺的条件进行合理优化和精确控制。本文采用的 DMM 动态模型是 Prasad 等^[5-6]研究提出的,通过建立铀钼合金功率耗散图和失稳图,并将二者叠加得到铀钼合金的热加工图,从热加工图中分析铀钼合金适

合的热加工参数。

2 结果及分析

2.1 铀钼合金热变形的真应力-真应变曲线分析

对实验获得的真应力-真应变数据进行处理,获得不同应变速率下不同温度的真应力-真应变关系曲线。

如图 1 所示,所有条件下铀钼合金真应力-真应变曲线的开始阶段真应力随真应变的增加快速上升到一定值,这是在变形初期,合金在压力作用下晶粒发生滑移,产生位错且位错密度不断增加,晶粒再一步变形行为受阻,变形抗力增加,出现加工硬化现象。第二阶段真应力随真应变的变化开始变缓,这是位错在达到一定程度后,发生刃位错的攀移、螺位错的交滑移、异号位错对消等,消除一部分位错,即发生动态回复,同时晶粒在高温下也开始发生动态再结晶,进一步减少位错,这就导致位错密度不再大幅度增加,对应的变形应力不再明显增加,即动态软化现象。

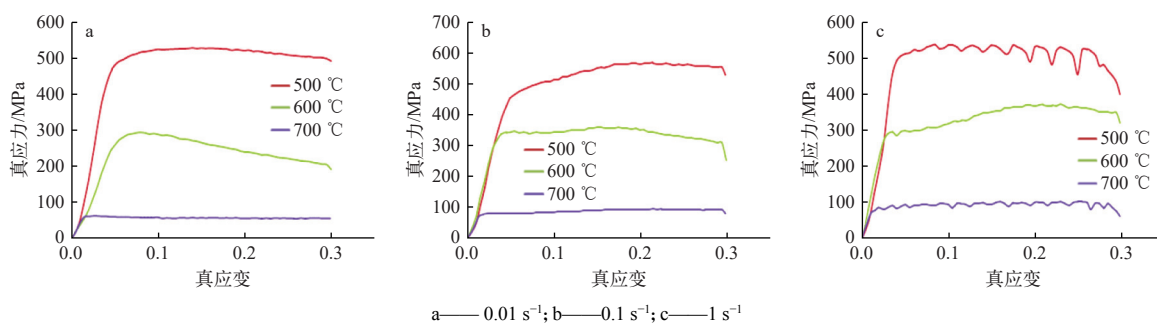


图 1 铀钼合金在不同温度和应变速率下真应力-真应变曲线

Fig. 1 True stress-strain curves of uranium-molybdenum alloy at different temperatures and strain rates

在相同应变速率下,峰值应力随温度的升高而逐渐降低,这是由于温度升高,原子间的扩散能力增强,晶粒再结晶相对更容易,动态软化效果更好,导致其峰值应力降低。在相同温度下,峰值应力随应变速率的减小而降低,这是由于铀钼合金发生动态再结晶需一定的时间,在低应变速率下,晶粒有时间生长,所以动态软化现象更显著。在 1 s^{-1} 的应变速率下,真应力-真应变曲线出现明显的震荡,这是由于快速压缩过程中产生的变形热不能及时散失,材料内部的局部温度升高,进而应力快速降低,当变形热散失后材料的应力又快速恢复。这种情况在低温高应变速率的条件下更

显著。

2.2 铀钼合金组织分析

对实验后的样品进行金相检测,发现在温度相同的条件下,热变形的应变速率不同,其微观组织特征不存在明显差异;应变速率相同的条件下,热变形温度对其金相微观组织有明显影响。应变速率为 0.01 s^{-1} ,温度分别为 500、600、700 °C 条件下压缩实验后的铀钼合金金相图如图 2 所示。对实验后的样品进行 X 射线衍射检测,通过数据库对其物相进行辨识,不同温度压缩实验的铀钼合金物相结果如图 3 所示。

铀钼合金在热变形后形成 $\alpha\text{-U}$ 相和 Mo_2U_x

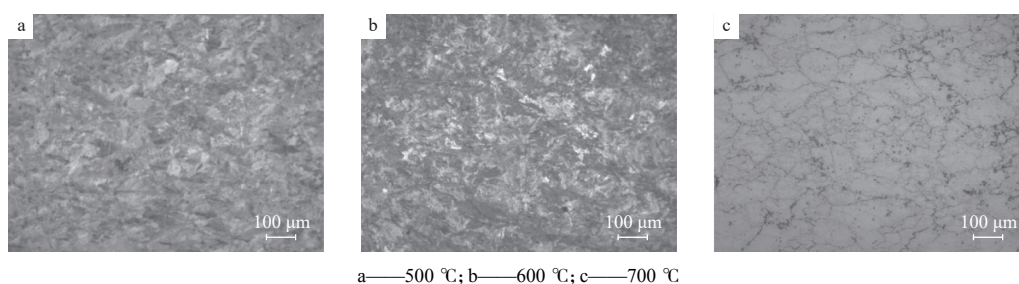


图2 铀钼合金在不同温度下热变形后的金相图片

Fig. 2 Metallographic images of uranium-molybdenum alloy after thermal deformation at different temperatures

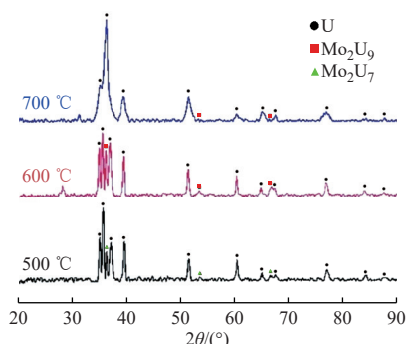


图3 铀钼合金在不同温度下热变形后的X射线衍射结果

Fig. 3 XRD results of uranium-molybdenum alloy after thermal deformation at different temperatures

相。在 500 °C 热变形后, 铀钼合金表现为 α -U 相和 Mo_2U_7 相; 在 600 °C 热变形后, 铀钼合金表现为 α -U 相和 Mo_2U_9 相; 在 700 °C 热变形后, 铀钼合金主要表现为 α -U 相和 Mo_2U_9 相, 但此时铀钼合金在 700 °C 下热变形会发生较明显的动态再结晶, 从而导致晶粒细化衍射峰变宽, 在低角度区域衍射峰密集处发生衍射峰合并。同时图 2c 中在晶粒边界和内部形成大量的细小晶粒, 进一步证明 700 °C 下铀钼合金热变形的动态再结晶行为更明显。图 3 中 600 °C 与 700 °C 低角度衍射峰分别为 UO_2 和 UC。

2.3 本构方程构建

本实验使用 Arrhenius 方程对铀钼合金的峰值应力、应变速率和温度之间的关系进行拟合^[7-10]。

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

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; A 为常数; $F(\sigma)$ 为关于 σ 的函数; Q 为热变形激活能, J/mol ; R 为气体常数, 为 $8.314 \text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$; T 为热力学温度, K ; σ 为峰值应力, MPa 。

$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^{n_1} & \alpha\sigma < 0.8 \\ \exp \beta\sigma & \alpha\sigma > 1.2 \\ \sinh^n \alpha\sigma & \text{所有应力} \end{cases} \quad (2)$$

式中, n_1 、 n 、 β 、 α 为常数, 其中 $\alpha = \beta/n_1$ 。

对式(1)两边分别取自然对数, 整理可得式(3)~(5)。

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - Q/RT \quad (3)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - Q/RT \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_3 + n \ln(\sinh \alpha\sigma) - Q/RT \quad (5)$$

式中, A_1 、 A_2 、 A_3 为常数。

假设峰值应力、应变速率和温度对热变形激活能的影响很小, Q 为定值。从式(3)、(4)可看出, 若分别以 $\ln \sigma$ 、 σ 为横坐标, $\ln \dot{\epsilon}$ 为纵坐标进行拟合, 采用最小二乘法线性回归求出直线斜率, 即可得 n_1 、 β 。

取图 4 中拟合直线斜率的平均值, 可得 $n_1 = 11.511$, $\beta = 0.055$, 所以 $\alpha = \beta/n_1 = 0.00478$ 。将 α 代入式(5), 对 $\ln \dot{\epsilon} - \ln(\sinh \alpha\sigma)$ 进行直线拟合, 如图 5 所示。

图 5 中直线斜率即为 n , 求其平均值, $n = 6.9517$ 。

Zener 等^[11]提出了 Z 参数方程, 可用来表示材料高温塑性变形的应变速率与温度之间的关系, 如下所示:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \sinh^n \alpha\sigma \quad (6)$$

对式(6)两边取自然对数, 并整理可得式(7)。

$$\ln(\sinh \alpha\sigma) = \frac{Q}{1000nR} \frac{1000}{T} + \frac{\ln \dot{\epsilon} - \ln A}{n} \quad (7)$$

从式(7)可看出在应变速率一定的情况下, 可对 $\ln(\sinh \alpha\sigma) - 1000/T$ 进行直线拟合, 斜率即为 $Q/1000nR$ 的值, 再经过计算即可求得热变形激活能 Q 。

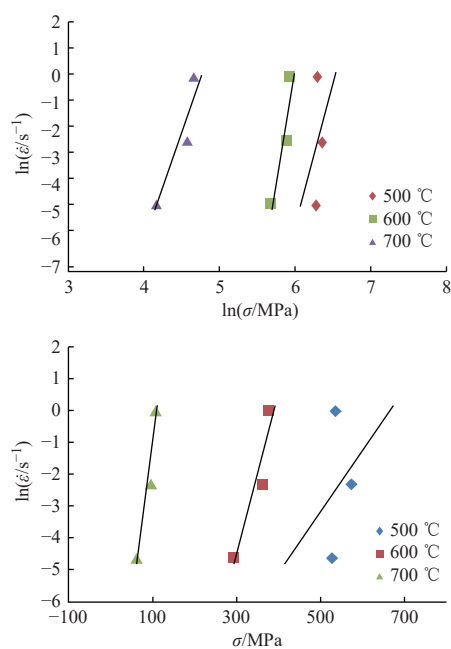
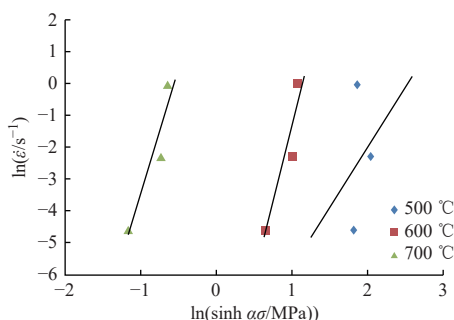


图4 不同温度条件下应变速率与峰值应变的关系

Fig. 4 Relationship between strain rate and peak strain under different temperature conditions

图5 不同温度条件下 $\ln \dot{\epsilon} - \ln(\sinh \alpha \sigma)$ 关系Fig. 5 Relationship between $\ln \dot{\epsilon} - \ln(\sinh \alpha \sigma)$ under different temperature conditions

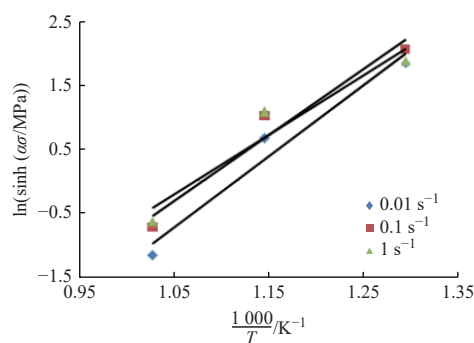
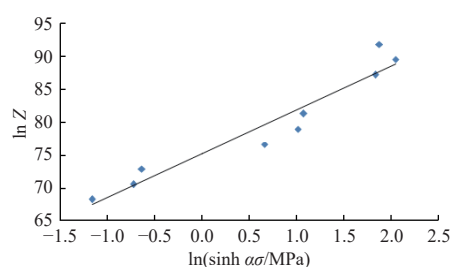
根据图6所示,不同应变速率条件下3条拟合直线斜率的平均值为10.216,通过计算得到热变形激活能 Q 为590.4 kJ/mol。

对式(6)两边取自然对数,整理后可得式(8)。

$$\ln Z = \ln A + n \ln(\sinh \alpha \sigma) \quad (8)$$

在式(6)中代入对应应变速率、温度和热变形激活能计算对应 Z ,对 $\ln Z - \ln(\sinh \alpha \sigma)$ 进行拟合,拟合直线的斜率即为 n ,直线与纵坐标的截距即为 $\ln A$ 。

图7拟合的直线斜率为6.637,截距为75.39, $\ln Z - \ln(\sinh \alpha \sigma)$ 拟合的 n 为6.637,与图5中拟合的 n 很接近,却更为准确,对 n 进行修正, $n = 6.637$,通过计算得到 A 为 5.5139×10^{32} 。

图6 不同应变速率条件下 $\ln(\sinh \alpha \sigma) - 1000/T$ 关系Fig. 6 Relationship between $\ln(\sinh \alpha \sigma) - 1000/T$ under different strain rates图7 $\ln Z - \ln(\sinh \alpha \sigma)$ 关系Fig. 7 Relationship between $\ln Z - \ln(\sinh \alpha \sigma)$

将 α 、 n 、 A 、 Q 和 R 代入式(1)中可得铀钼合金的本构方程式:

$$\dot{\epsilon} = 5.5139 \times 10^{32} [\sinh(0.00478\sigma)]^{6.637} \exp(-70182.55/T) \quad (9)$$

对式(9)变换可得峰值应力与温度和应变速率的关系式:

$$\sigma = \frac{1}{0.00478} \ln \left(\left(\frac{Z}{5.5139 \times 10^{32}} \right)^{\frac{1}{6.637}} + \sqrt{\left(\frac{Z}{5.5139 \times 10^{32}} \right)^{\frac{2}{6.637}} + 1} \right) \quad (10)$$

其中:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{590.4 \times 10^3}{RT} \right)$$

为验证本构方程的准确性,将实验所得不同温度和应变速率条件代入式(10)中进行理论上峰值应力的计算,将计算的理论与测量的峰值应力进行对比。

图8中峰值应力的理论值和测量值较为接近,表明该本构方程可在温度为500~700 °C、应变速率为0.01~1 s⁻¹范围内较好地描述铀钼合金温度、变形速率和变形抗力的关系。但一些条件下理论值和测量值还是存在较小偏差,这可能由

于铀钼合金在不同温度下相发生变化以及合金均匀性问题所致。

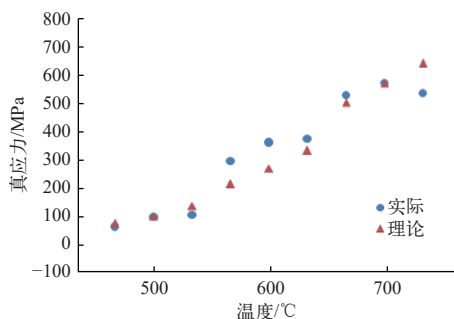


图8 本构方程计算的理论与测量值对比
Fig. 8 Comparison of theoretical values calculated by constitutive equations and measured values

2.4 热加工图建立

本文使用 DMM 动态材料模型^[5-6]对 Gleeble3800 热模拟机的实验数据进行处理, 构建铀钼合金热加工图。材料在热变形时, 总能量 P 可通过式(11)计算。

$$P = G + J \quad (11)$$

式中: G 为塑性变形消耗的能量(耗散量); J 为组织变化消耗的能量(耗散协量)。

材料在变形过程中, 变形应力和应变速率成幂律关系, 其指数为应变速率敏感性系数, 可通过式(12)计算得到。

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (12)$$

G 和 J 可用式(13)、(14)计算。

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} = \frac{\dot{\epsilon} \sigma}{m+1} \quad (13)$$

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{\dot{\epsilon} \sigma m}{m+1} \quad (14)$$

当 $m=1$ 时, 材料热变形的耗散状态最理想, 此时 J 达最大值, 即:

$$J_{\max} = \frac{\dot{\epsilon} \sigma}{2} \quad (15)$$

材料在热变形时组织变化的能量耗散效率可通过式(16)计算。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (16)$$

铀钼合金在热变形时失稳可采用式(17)判据。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \frac{m}{m+1}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (17)$$

用 Origin 将 η 和 ξ 按矩阵排列后绘制功率耗散

图和失稳图, 将功率耗散图和失稳图叠加建立铀钼合金的热加工图。

图9为铀钼合金热加工图, 其中等高线为功率散耗因子 η , 灰色区域为加工失稳区, 白色区域为适合压力加工的区域, 在白色区域中功率散耗因子越高, 对热压力加工越有利。

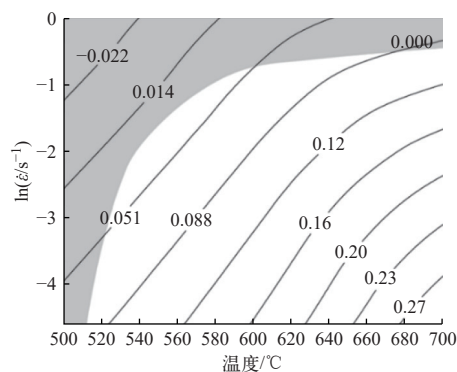


图9 铀钼合金的热加工图
Fig. 9 Processing map of uranium-molybdenum alloy

3 结论

1) 铀钼合金的真应力-真应变曲线表现为先快速上升到一定值再趋于平稳, 温度和应变速率会显著影响铀钼合金变形抗力。在应变速率相同的条件下, 温度越高, 铀钼合金变形的峰值应力越低; 在温度相同的条件下, 应变速率越快, 铀钼合金变形的峰值应力越高。在低温、高应变的条件下, 真应力-真应变曲线在达到屈服后会出现明显的波动。

2) 通过金相显微镜和 X 射线衍射仪对铀钼合金的微观组织进行分析, 铀钼合金在热变形后的物相表现为 α -U 相和 Mo_2U_x 相, 500 °C 热变形后为 α -U 相和 Mo_2U_7 相, 600 °C 热变形后为 α -U 相和 Mo_2U_9 相, 700 °C 热变形后铀钼合金存在明显的亚晶组织, 且结构更为复杂。

3) 铀钼合金在进行热压缩变形时, 其峰值应力、温度和应变速率基本满足经验方程 Arrhenius 双曲正弦方程, 通过回归分析方法得到其热变形激活能大约为 590.4 kJ/mol, 描述其峰值应力、应变速率和温度的本构方程为: $\dot{\epsilon} = 5.5139 \times 10^{32} [\sinh(0.00478\sigma)]^{6.637} \times \exp(-70182.55/T)$, 铀钼拟合的本构方程与实验过程中的测量值有较好的符合。

4) 基于动态材料模型构建出了铀钼合金热加

工图,通过热加工图确定铀钼合金在加工时的失稳区和适合压力加工的温度和应变速率参数。

参考文献:

- [1] 赵松,宋岳,蔡莉.国外铀钼合金燃料技术发展分析[C]//中国核学会.中国核科学技术进展报告(第七卷)——中国核学会2021年学术年会论文集第8册(核情报分卷).北京:中国核科技信息院经济研究院,2021.
- [2] 贾建平,黄海,王志刚,等.铸态U-10%Mo合金的显微组织与高温力学性能[J].稀有金属材料与工程,2013,42(8): 1738-1741.
JIA Jianping, HUANG Hai, WANG Zhigang, et al. Microstructure and elevated temperature mechanical properties of cast U-10wt%Mo alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(8): 1738-1741(in Chinese).
- [3] 姚钦文.铀钼合金燃料辐照肿胀行为综述[J].科技创新与应用,2023,13(25): 6-10.
YAO Qinwen. A review of irradiation swelling behavior of uranium-molybdenum alloy fuels[J]. Technology Innovation and Application, 2023, 13(25): 6-10(in Chinese).
- [4] 胡超.GH4698镍基高温合金热塑性变形行为研究[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2015.
- [5] 姚志浩,董建新,张麦仓,等.GH738高温合金热加工行为[J].稀有金属材料与工程,2013,42(6): 1199-1204.
YAO Zhihao, DONG Jianxin, ZHANG Maicang, et al. Hot deformation behaviour of superalloy GH738[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(6): 1199-1204(in Chinese).
- [6] 胡峰.含铌奥氏体不锈钢热变形行为及热加工图[D].镇江:江苏大学,2018.
- [7] 张雪敏,曹福洋,岳红彦,等.TC11钛合金热变形本构方程的建立[J].稀有金属材料与工程,2013,42(5): 937-941.
ZHANG Xuemin, CAO Fuyang, YUE Hongyan, et al. Establishment of constitutive equations of TC11 alloy during hot deformation[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(5): 937-941(in Chinese).
- [8] 戴青松,邓运来,唐建国,等.AA5083铝合金热压缩变形行为及应变补偿本构方程[J].中国有色金属学报(英文版),2019,29(11): 2252-2261.
DAI Qingsong, DENG Yunlai, TANG Jianguo, et al. Deformation characteristics and strain-compensated constitutive equation for AA5083 aluminum alloy under hot compression[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Version), 2019, 29(11): 2252-2261(in Chinese).
- [9] 田伟,李红斌,徐树成,等.基于Gleeble快速压缩试验构建材料本构方程[C]//2014年第七届中国金属学会青年学术年会论文集.北京:中国金属学会,2014: 88-91.
- [10] 伦建伟,刘伟,杨洋,等.35CrMoV钢高温塑性变形行为及其本构方程建立[J].锻压技术,2021,46(3): 216-220.
LUN Jianwei, LIU Wei, YANG Yang, et al. High temperature plastic deformation behavior and constitutive equation establishment of 35CrMoV steel[J]. Forging & Stamping Technology, 2021, 46(3): 216-220(in Chinese).
- [11] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.