

文章编号: 1001-1455(2005)03-0244-07

高导无氧铜在大变形、不同温度和不同应变率下的流动应力和本构模型*

郭伟国

(西北工业大学航空学院, 陕西 西安 710072)

摘要: 为了理解高导无氧铜 (OFHC Cu) 的塑性流动行为, 采用 Instron 液压试验机和分离式 Hopkinson 液杆, 系统地对 OFHC Cu 进行了温度为 77 ~ 1 000 K, 应变率为 0.001 ~ 7 000 s⁻¹, 以及真实应变超过 80% 的单轴压缩试验。结果表明: 在 0.001 s⁻¹ 应变率下, OFHC Cu 在约 500 K 呈现动态应变时效现象。随应变率增高, 动态应变时效温度区域向更高温度移动, 甚至动态应变时效现象消失。在高应变变形区域, 相对温度来说, OFHC Cu 塑性流动应力对应变率依赖更强。基于位错运动学和动力学概念, 考虑位错在高温和高应变率的粘-曳阻力现象, 结合试验结果, 导出一个基于物理概念的本构模型。此模型可预测从低到高不同应变率不同温度下 OFHC Cu 的塑性流动应力。通过比较表明, 本构模型预测结果与试验结果吻合较好。

关键词: 固体力学; 本构模型; 单轴压缩; OFHC Cu; 塑性流动应力; 应变率; 温度

中图分类号: O345

国标学科代码: 130 · 1520

文献标志码: A

1 引言

用于爆炸成型药罩的 OFHC Cu 在其设计和动态模拟中, 最重要的是其高应变率性能和本构预测方程^[1]。近年来, 对 OFHC Cu 的应变硬化、微观层次结构的演化、晶界和晶胞的影响、机械孪晶等性能的研究引起了广泛关注^[2~6], 同时提出了许多关于 OFHC Cu 的本构模型。其中, Johnson-Cook 半经验模型^[7]对 OFHC Cu 得到成功应用^[8]。另外提出了许多基于物理概念的本构模型^[9~13]。但这些模型大多侧重高应变率区域或适应的范围有限。在本文中, 首先系统地对 OFHC Cu 的塑性流动应力进行试验。通过试验结果分析, 借鉴 S. Nemat-Nasser 等^[9]对 FCC 多晶体材料所建本构预测模型的思想, 基于位错运动学和动力学概念, 并考虑位错在高温和高应变率的粘-曳阻力现象, 发展适合 OFHC Cu 材料在较大应变率范围内的本构预测模型。最后给出试验结果和本构模型预测结果。

2 材料和试验

2.1 材料和试样

试验材料是纯度为 99.998% 的多晶体 OFHC Cu, 将直径为 8 mm 的 OFHC Cu 线型材料机械加工成名义直径为 5 mm, 高度为 5 mm 的试样。为了消除由机械加工带来的残余应力并使材料微观晶粒分布均匀, 所有试样在 600 °C 真空炉中退火 4 h。其最终晶粒尺寸为 120 μm。

2.2 低、高应变率试验

应变率为 0.001 s⁻¹ 和 0.1 s⁻¹ 的试验是在 Instron 液压伺服试验机上进行的。对温度为 77 K 试验, 直接把试样和夹具放在液氮槽中。高温试验在高压石英灯炉中, 采用热电偶丝直接测量试样温度并保持温度在 ±2 °C 误差内。试样的变形是通过试验机的 LVDT (线性可变差接传感器) 来获得的。在试验前, 首先对试验机的 LVDT 标定, 消除机器的变形刚度, 并通过标准的引伸计测试结果进行精确修

* 收稿日期: 2004-05-21; 修回日期: 2005-01-26

基金项目: 航空科学基金项目 (02B53008)

作者简介: 郭伟国 (1960—), 男, 副教授。

正。可恢复 Hopkinson 压杆系统^[14]主要用于进行应变率超过 100 s^{-1} 的试验。该系统可以控制应变率和应变,并可进行高达 $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 的高温试验。同时它可以消除跟在拉伸波后的第二个压缩入射波,避免试样受到多次冲击压缩。在做高温试验时,入射杆和透射杆远离试样,仅对试样加热。由于没有附加的第二次冲击压缩,该系统同样可以进行在高应变率和不同温度下的等温试验。图 1 是典型的试验结果,为了突出温度和流动应力的关系,给出的是流动应力和温度的关系曲线。

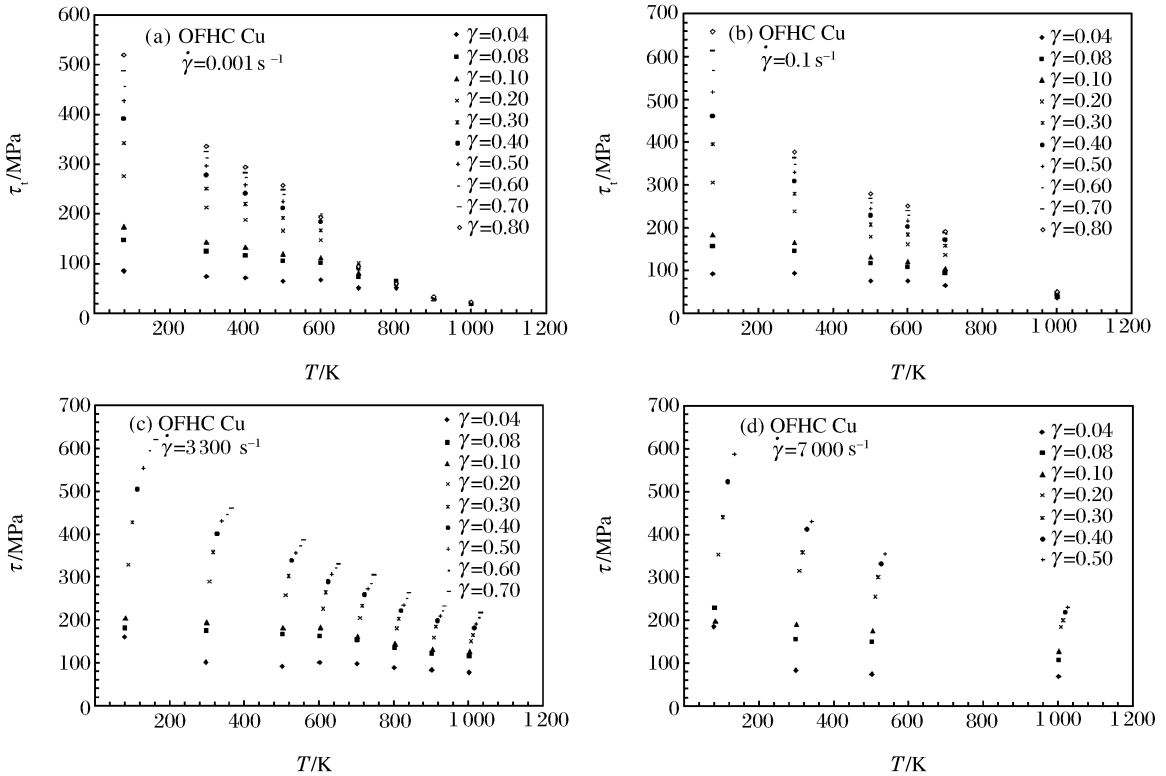


图 1 不同应变率和不同应变下,OFHC Cu 的流动应力与温度的关系

Fig. 1 Flow stress as a function of temperature for different strain rates and different strains

面心立方晶体材料的塑性流动主要是通过刃型位错的滑移。其刃型位错的启动要比体心立方晶体螺型位错的启动容易,但体心立方金属螺型位错移动一旦被启动,滑移较容易,所以体心立方金属具有较高的屈服应力和较低的应变硬化特性。而面心立方金属的这种位错易滑移性导致其具有高应变硬化特性。这种特性随温度升高而变弱。所以在图 1 中低温段可以清楚看出,在几乎相同的温度下,随应变的增加,流动应力剧烈增加。在图 1(c)和图 1(d)中,由于高应变率下塑性变形产生的热无法很快扩散,这个变形的绝热过程引起温升 ΔT ,温升可以根据下列塑性功转变式算出

$$\Delta T = \int_0^\gamma \frac{\eta}{\rho c_V} \tau d\gamma \tag{1}$$

式中:OFHC Cu 材料的密度 $\rho=8.96 \text{ g/cm}^3$;质量定容热容 $c_V=0.385 \text{ J/(g} \cdot \text{K)}$,通常其为温度的函数(本文中取为均值); γ 是真实塑性应变; τ 是真实塑性流动应力。考虑到所涉及的是大变形塑性流动,在本文中塑性变形功转换成热的因数 η 近似取为 1。按照式(1),在高应变率下试样的实际温度为初始温度加变形过程中的温升 ΔT 。这样在图上可看出,随应变变化温度似抛物线型变化。

从图 1 可知,OFHC Cu 的流动应力随温度增加而降低。但在 0.001 s^{-1} 应变率 500 K 温度、 0.1 s^{-1} 应变率 600 K 温度和 3000 s^{-1} 应变率 700 K 温度下,流动应力随温度增加下降较慢。这通常归于动态应变时效的影响。动态应变时效是运动位错与象空位和溶质原子的相互作用^[15]。随应变率的增加,它出现的温度范围也移到较高温度区域。另外,随温度增加,OFHC Cu 的应变硬化减弱。例如在 0.001 s^{-1} 应变率下,当温度达到 700 K 时,流动应力几乎不随应变变化。这种现象也随应变率增加而

移到较高温度区域。

3 本构模型

对金属来说,当弥散和蠕变不是主要的变形因素时,材料的塑性流动基本上由位错运动引起。位错运动受两种障碍的阻力^[9]。这两种障碍分别为短程的和长程的。短程障碍包括 Peierls 应力、空位和自间隙原子等点缺陷、与滑移面交叉的位错、合金元素和溶质原子。短程障碍可以通过热激活克服。所以它随温度升高而降低,但随应变率升高短程障碍的阻力会增加。长程障碍主要指晶界、远场林位错和其他有影响的远场结构元素。长程障碍对温度不敏感,所以材料的流动应力 τ 可由这两部分组成,即热激活部分 $\tau^*(\gamma, \dot{\gamma}, T)$ 和非热部分 $\tau_a(\gamma)$ 。其中 γ 是应变、 $\dot{\gamma}$ 是应变率、 T 为温度。从图 1 可以看到,当温度从 77 K 增加到 1 000 K 时,流动应力首先迅速减低,然后趋于平缓。可以预测随温度进一步增加流动应力将会保持平稳,即与温度无关。这时的流动应力即为 $\tau_a(\gamma)$ 。热激活流动应力 τ^* 是短程障碍对位错的阻力,是应变率、温度和表征材料微观结构的一些内参量的函数。为了获得 τ^* 与 $\dot{\gamma}$ 和 T 的关系,当 ΔE 是位错必须克服的激活自由能时,基于位错运动学和动力学, U. F. Kocks 等^[16] 提出了著名关系式

$$\Delta E = E_0 \left[1 - \left(\frac{\tau^*}{\hat{\tau}} \right)^p \right]^q \quad (2)$$

式中: $0 < p \leq 1$ 和 $1 \leq q \leq 2$ 定义了短程障碍对位错的阻力构型; $\hat{\tau}$ 是温度为 0 K 时的临界应力。 E_0 是位错依靠自身的热能克服障碍的激活自由能。而塑性应变率 $\dot{\gamma}$ 与 ΔE 有关系式^[16]

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_r \exp\left(-\frac{\Delta E}{kT}\right) \quad (3)$$

式中:参考应变率 $\dot{\gamma}_r = b\lambda\rho_m\omega_0$; b 是 Burgers 矢量数值,约为 10^{-8} cm 量级; λ 是障碍的平均跨距,对面心立方结构,约取 500 个晶格跨距; ρ_m 是可运动位错密度,在较大应变时可取 10^{11} cm⁻² 量级; ω_0 是位错企图越过障碍的频率,可取 10^{13} s⁻¹ 量级。 k 是 Boltzmann 常数。这样一来, $\dot{\gamma}_r$ 大约是 10^{10} 量级。由式(2)和式(3),得

$$\tau^* = \hat{\tau} \left[1 - \left(-\frac{kT}{E_0} \ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_r} \right)^{1/q} \right]^{1/p} \quad (4)$$

考虑到材料内部参数即位错密度的演化,针对位错积累对流变应力的影响, S. Nemat-Nasser 等^[9] 提出了式(4)的修正公式

$$\ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_r} = \ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} + \ln f(\gamma, T) \quad (5)$$

式中: $f(\gamma, T) = 1 + a_0 [1 - (T/T_m)^2] \gamma^{1/2}$; a_0 取决于材料初始的微观结构,本文中为 15; T_m 是 OFHC Cu 的熔点温度,为 1 356 K。这时式(4)变成

$$\tau^* = \hat{\tau} \left\{ 1 - \left[-\frac{kT}{E_0} \left(\ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} + \ln f(\gamma, T) \right) \right]^{1/q} \right\}^{1/p} f(\gamma, T) \quad (6)$$

对 OFHC Cu, E_0 约取 2 eV/atom。结合试验数据分析,最后对参数进一步调整,得 $k/E_0 = 2.2 \times 10^{-5}$, $\dot{\gamma}_0 = 2.0 \times 10^{10}$ s⁻¹, 而取 $p=1/2$ 和 $q=1$ 适合 OFHC Cu。

τ_a 是不依赖温度的应力分量,被认为与位错产生的弹性应力场、点缺陷、晶界和材料中杂质相关。温度对它的影响主要表现在温度对剪切模量 $G(T)$ 的影响。而它与应变率无关,所以 τ_a 可以写为 $\tau_a = \tau_{a0} G_0 / G(T)$, G_0 是参考温度下的剪切模量,由于 $G(T)$ 变化一般不大,在本文中,取 $G_0 / G(T) \approx 1$ 。这样, $\tau_a = \tau_{a0} = f(\rho_m, d, \dots)$, 其中 d 是晶粒尺寸的平均值。在塑性理论中,运动位错密度 ρ_m 往往不方便直接表示出,而应变 γ 本身表示过程的积累,若限制应变 γ 仅单调增加,且位错密度、晶粒尺寸和杂质的变化可以通过与应变 γ 变化相联系,即 $\tau_a = \tau_{a0} = f(\rho_m(\gamma), d(\gamma), \dots) = f(\gamma)$ 。鉴于材料的应力与应变通常表现出指数关系,所以取 $\tau_a \approx a_0 + a_1 \gamma^n + \dots$ 。

另外,在高应变率和高温下,金属材料的应变率敏感性会随应变率和温度迅速增加,见图 2 和图 3。

在图2中,当 $\gamma=0.1$ 时,流变应力随应变率的增加显著增加,这说明 OFHC Cu 是率敏感的。为了进一步检查 OFHC Cu 的率敏感性,在图3中给出了 $T_0=1\ 000\ K$ 和 $\gamma=0.2$ 时的流动应力与应变率的关系。显然,当应变率超过 $1\ 000\ s^{-1}$ 时,流动应力急剧增加。这反映了材料显著的粘-曳作用。粘-曳现象通常被认为由声子和电子对运动位错的拖曳引起^[17~18]。粘-曳流变应力 τ_d 与平均位错速度 v 常成例变化,即 $\tau_d \propto MBv/b$, M 是 Taylor 因数, B 是粘性系数。但由于位错速度 v 和塑性应变率 $\dot{\gamma}$ 有关系式 $\dot{\gamma} = \rho_m bv/M$, 所以,可得到粘-曳流变应力 $\tau_d \approx f(M^2 B/(\rho_m b^2), \dot{\gamma}, T)$, M 一般取 2.75, 在此,取 B 约在 $10^{-3}\ N \cdot s/m^2$ 量级。实质上,在较高温度下,塑性流变应力受温度影响很小,可认为与温度无关。这样 $\tau_d \approx f(M^2 B/(\rho_m b^2), \dot{\gamma})$ 。为了简化本构关系,基于粘-曳的物理概念和本文中结果,将粘-曳应力 τ_d 和 τ_a 相结合,提出合并关系式

$$\tau_d + \tau_a = f\left(\frac{M^2 B}{\rho_m b^2}\right) \dot{\gamma} \gamma^n \tag{7}$$

式中: $f(M^2 B/(\rho_m b^2))$ 反映粘-曳的影响, n 代表材料在高温时应变硬化的能力。通过与图3的结果模拟,式(7)可具体写为

$$\tau_d + \tau_a = 0.02 \dot{\gamma} \gamma^{0.4} \tag{8}$$

结合式(5)到式(8)可得到 OFHC Cu 流动应力的预测本构关系

$$\begin{aligned} \tau(\gamma, \dot{\gamma}, T) &= \tau^*(\gamma, \dot{\gamma}, T) + \tau_a(\gamma, \dot{\gamma}) + \tau_d(\gamma, \dot{\gamma}, T) \\ &= \hat{\tau} \left\{ 1 - \left[-\frac{kT}{E_0} \left(\ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} + \ln f(\gamma, T) \right) \right]^{1/q} \right\}^{1/p} f(\gamma, T) + f\left(\frac{M^2 B}{\rho_m b^2}\right) \dot{\gamma} \gamma^n \end{aligned} \tag{9}$$

式中: $f(\gamma, T) = 1 + a_0 [1 - (T/T_m)^2] \gamma^{1/2}$ 。

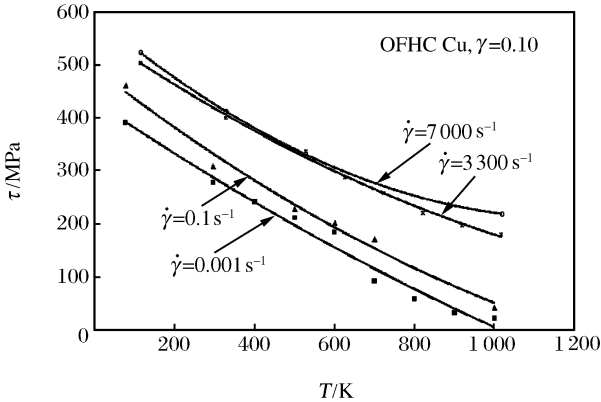


图2 流动应力与温度的关系

Fig. 2 Flow stress as a function of the temperature

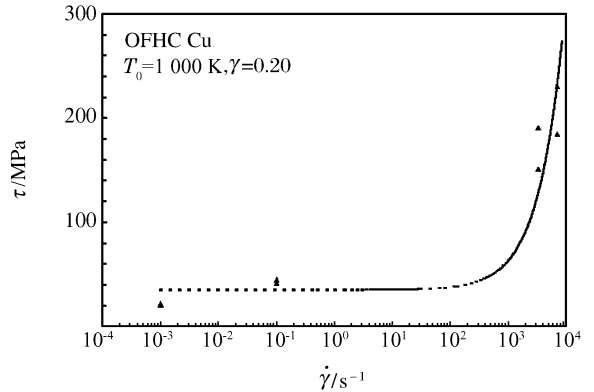


图3 流动应力与应变率的关系

Fig. 3 Flow stress as a function of the strain rate

对本文中所研究的 OFHC Cu,其预测本构关系具体形式为

$$\tau = 39 \left\{ 1 - \left[-2.2 \times 10^{-5} T \left(\ln \frac{\dot{\gamma}}{2 \times 10^{10}} + \ln f \right) \right] \right\}^2 f + 0.02 \dot{\gamma} \gamma^{0.4} \tag{10}$$

式中: $f = 1 + 15 \left[1 - \left(\frac{T}{1\ 356} \right)^2 \gamma^{0.4} \right]$ 。通常 $7\ 000\ s^{-1}$ 较高应变率的试验在模型式(10)确定后才进行,以检查模型的预测性。图4给出了试验和模型预测结果。从这些图中可以看出,在应变率为 $0.001\ s^{-1}$, 温度为 77、600、700 K 下的模型预测结果和试验结果误差较大。这可能是由于温度约为 600 K 时材料出现动态时效,而此模型不考虑动态时效所致。在温度为 77 K 时的误差可能属于结果偶然分散性。另外,此模型对应变小于 0.1 的流动应力误差较大。但总体来看,相对较大变形的流动应力,本文中所提出的模型与试验结果吻合较好。

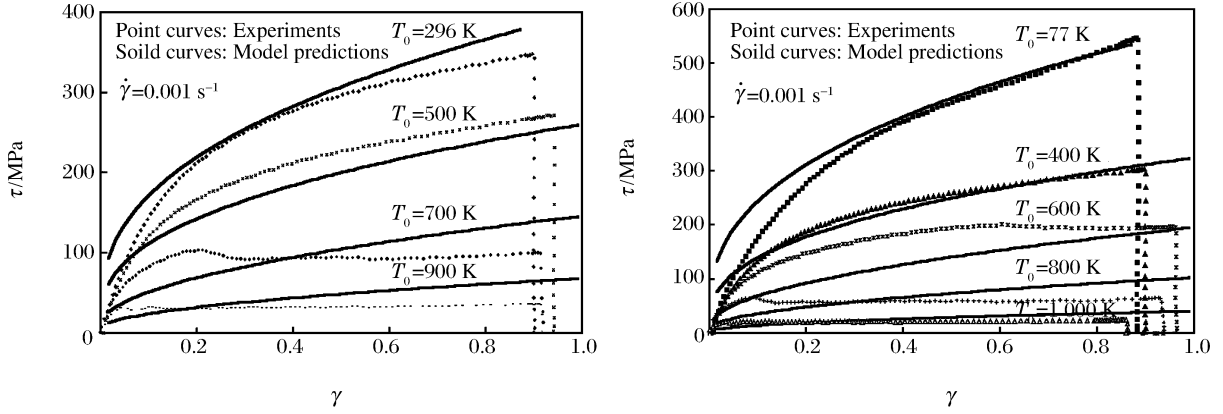


图4 在 $\dot{\gamma}=0.001 \text{ s}^{-1}$ 和不同初始温度下, 试验结果与本构模型预测结果的比较

Fig. 4 Constitutive model predictions and experimental results for OFHC Cu at different initial temperatures

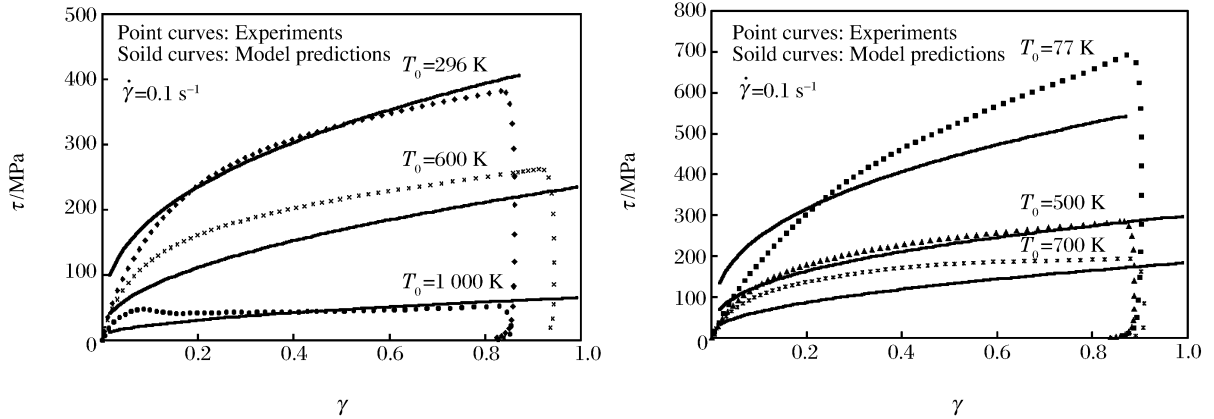


图5 在 $\dot{\gamma}=0.1 \text{ s}^{-1}$ 和不同初始温度下, 试验结果与本构模型预测结果的比较

Fig. 5 Constitutive model predictions and experimental results for OFHC Cu at different initial temperatures

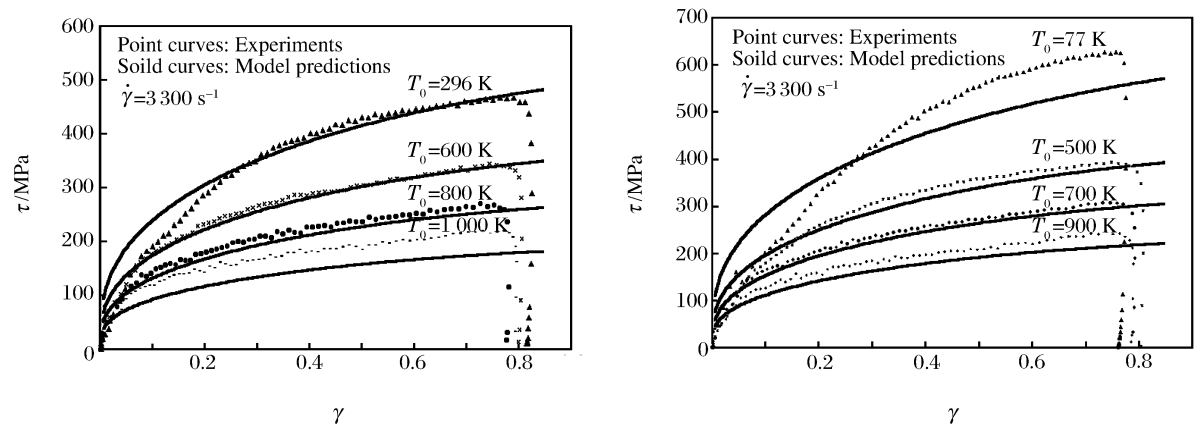


图6 在 $\dot{\gamma}=3300 \text{ s}^{-1}$ 和不同初始温度下, 试验结果与本构模型预测结果的比较

Fig. 6 Constitutive model predictions and experimental results for OFHC Cu at different initial temperatures

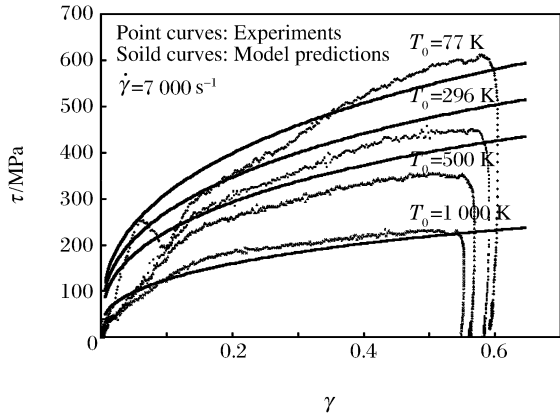


图7 在 $\dot{\gamma} = 7\,000\text{ s}^{-1}$ 和不同初始温度下, 试验结果与本构模型预测结果的比较

Fig. 7 Constitutive model predictions and experimental results for OFHC Cu at different initial temperatures

3 结论

在低应变率时, OFHC Cu 呈现明显的动态应变时效现象。随应变率增高, 动态应变时效温度区域移向更高温度区, 甚至消逝。当应变较大时, 相对温度的影响, OFHC Cu 塑性流动应力更强烈地依赖应变率的变化。基于位错运动学和动力学概念, 考虑位错在高温和高应变率的粘-曳阻力现象并结合这些系统的试验结果, 导出一个基于物理概念的本构模型。和其它本构模型预测结果比较, 此模型不但适用于预测不同温度下高应变率塑性流动应力, 而且可预测不同温度下低应变率塑性流动应力。此本构模型预测结果与试验结果吻合较好。

本研究得到黄玉珊先生基金会的部分资助, 在此表示感谢。

参考文献:

- [1] 石健, 何喜营. 爆炸冲击硬化对高应变率材料铜和铁的影响[J]. 火箭技术, 1994(2): 30-36.
- [2] 黄晓旭, 蔡大勇, 刘庆, 等. 拉伸变形纯铜的显微组织特性[J]. 材料科学与工艺, 2003, 11(2): 120-123.
HUANG Xiao-xu, CAI Da-yong, LIU Qing, et al. Characteristics of tensile strained pure copper microstructure [J]. Materials Science & Technology, 2003, 11(2): 120-123.
- [3] Tanner A B, McDowell D L. Deformation, temperature and strain rate sequence experiments on OFHC Cu[J]. International Journal of Plasticity, 1999, 15(4): 375-399.
- [4] Lennon A M, Ramesh K T. The influence of crystal structure on the dynamic behavior of materials at high temperatures[J]. International Journal of Plasticity, 2004, 20(2): 269-290.
- [5] Flinn J E, Field D P, Korh G E, et al. The flow stress behavior of OFHC polycrystalline copper[J]. Acta Materialia, 2001, 49(11): 2065-2074.
- [6] Frutschy K J, Clifton R J. High-temperature pressure-shear plate impact experiments on OFHC copper[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1998, 46(10): 1723-1743.
- [7] Johnson G R, Cook W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strain, high strain rates and high temperatures[A]. Proceedings of the seventh international symposium on ballistic[C]. The Netherlands: The Hague, 1983: 541-547.
- [8] Meyers M A. Dynamic behavior of materials[M]. America: John Wiley & Sons Incorporation, 1994: 323-378.
- [9] Nemat-Naser S, Li Y Y. Flowstress of FCC polycrystals with spplcation to OFHC Cu[J]. Acta Materialia, 1998, 46(2): 565-577.
- [10] Follansbee P S, Kocks U F. A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(1): 81-93.
- [11] Follansbee P S, Weertman J. On the question of flow stress at high strain rates controlled by dislocation viscous flow[J]. Mechanics of Materials, 1982, 1(4): 345-350.
- [12] Tanner A B, McDinty R D, McDowell D L. Modeling temperature and strain rate history effects in OFHC Cu[J]. International Journal of Plasticity, 1999, 15(6): 575-603
- [13] Khan A S, Cheng P. Study of three elastic-plastic constitutive models by non-proportional finite deformations of OFHC copper[J]. International Journal of Plasticity, 1996, 12(6): 737-759.
- [14] Nemat-Nasser S, Isaacs J B, Starrett J E. Hopkinson techniques for dynamic recovery experiments[J]. Proceed-

ings of the Royal Society London, 1991,435(A):371—391.

- [15] Nemat-Nasser S, Guo W G, Cheng J Y. Mechanical properties and deformation mechanisms of a commercially pure titanium[J]. *Acta Materialia*, 1999,47(13):3705—3720.
- [16] Kocks U F, Argon A S, Ashby M F. Thermodynamics and kinetics of slip[M]. England: Oxford, 1975:1—271.
- [17] Zerilli F J, Armstrong R W. The effect of dislocation drag on the stress-strain behavior of FCC metals[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992,40(8):1803—1808.
- [18] Nemat-Nasser S, Guo W G, Kihl D P. Thermomechanical response of AL-6XN stainless steel over a wide range of strain rates and temperatures[J]. *Journal of Mechanical Physics Solid*, 2001,49:1832—1846.

Flow stress and constitutive model of OFHC Cu for large deformation, different temperatures and different strain rates

GUO Wei-guo *

(*Department of Aircraft Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shaanxi, China*)

Abstract: To explore the plastic flow behaviors of OFHC Cu, the thermomechanical response of OFHC Cu is investigated systematically under quasi-static (Instron, servohydraulic) and dynamic (the split Hopkinson bar) uniaxial compression. Strains over 80% are obtained experimentally, the temperatures are 77 K to 1 000 K, and the strain rates are 0.001 s^{-1} to $7\,000 \text{ s}^{-1}$. Results show that, dynamic strain aging occurs at the temperature of 500 K at a quasi-static strain rate of 0.001 s^{-1} . With the increase of the strain rates, the temperature region of dynamic strain aging gets higher, even disappears. In the region of higher strains, the flow stress of OFHC Cu is more sensitive to strain rate than to temperature. Based on the concept of dislocation kinematics and kinetics, taking into account the effect of viscous drag on the motion of dislocation, consult the results of a systematical experiment, a physically-based model is developed. This model could be used to predict the flow stress of OFHC Cu over a wide range of temperatures and strain rates. The experimental results are in good agreement with the theoretical predictions.

Key words: solid mechanics; constitutive model; uniaxial compression; OFHC Cu; plastic flow stress; strain rate; temperature

* Corresponding author: GUO Wei-guo
E-mail address: weiguo@nwpu.edu.cn
Telephone: 029-88494859