高压物理学报
CHINESE JOURNAL OF HIGH PRESSURE PHYSICS

第 31 卷 第 6 期
2017 年 12 月

高 压 物 理 学 报
CHINESE JOURNAL OF HIGH PRESSURE PHYSICS

Vol. 31, No. 6
Dec., 2017

文章编号：1000-5773(2017)06-0753-08

比较 93 钨合金材料的 3 种本构模型*

陈青山，苗应刚，郭亚洲，李玉龙

（西北工业大学航空学院，陕西西安 710072）

摘要：在温度范围 296～1 273 K、应变率范围 0.000 5～6 000 s^{-1} 内，对 93 钨合金材料(93%W-4.9%Ni-2.1%Fe)的力学行为进行了系统研究。实验结果表明：钨合金的塑性流动应力对温度和应变率非常敏感，它随温度的降低和应变率的增加而提高；真实塑性应变达到 0.6 时未出现剪切破坏。针对实验得到的应力-应变关系，分别进行了两种唯象本构模型(JC 本构模型和 KHL 本构模型)和一种基于物理概念的本构模型(PB 本构模型)的流动应力拟合。通过误差分析和应变率阶跃实验，对这 3 种本构模型的预测效果的精度进行了分析和评价。

关键词：钨合金；塑性流动应力；本构模型

中图分类号：O344.4；TG146.411　　**文献标志码**：A

doi：10.11858/gywlxb.2017.06.010

1 引 言

钨合金材料因其高密度、高强度特性被广泛应用于国防军事领域，主要是制造侵彻动能弹和代替铀制造穿甲弹。在动能侵彻过程中，材料的塑性变形通常包含应变、应变率和温度耦合效应，从而使预测材料的塑性流动应力变得极具挑战性。范景莲等[1]综述了钨合金的力学性能研究，得出钨合金对应变率敏感而对绝热剪切不敏感的结论。魏志刚等[2]通过实验研究了在动态载荷作用下预扭钨合金的微观结构对绝热剪切带位置的影响，对不同形状的钨合金试样绝热剪切带形成机理进行了讨论。Kim 等[3]研究了钨含量为 89%的钨合金试样在两端装有限制环时，材料的绝热剪切带产生的情况。Yadav 等[4]研究了两种不同的钨合金在 10^3～10^5 s^{-1} 应变率范围内的压缩和剪切力学特性，并给出了其中一种钨合金的唯象本构模型。Coates 等[5]测量了 90%W-7%Ni-3%Fe 钨合金从准静态 10^{-4} s^{-1} 直到动态 7 000 s^{-1} 范围内的塑性流动行为，发现在高应变率加载下几乎没有应变硬化效应。Lee 等[6-7]较为全面地测试了几种钨合金在不同温度和应变率下的力学性能，发现钨合金颗粒变形与应变率水平有关。目前针对钨合金材料的研究主要集中在其绝热剪切性能上，而对这种典型弹体材料在高温高应变率耦合作用下的力学性能和本构模型研究还不够全面，不能满足弹丸优化设计、侵彻过程数值模拟的需要。所以，全面研究钨合金材料在不同状态(包括极端温度环境和应变率条件)下的力学行为，给出其相适应的本构模型，对于在国防军事领域上更好地应用钨合金材料具有实际指导意义。

针对本研究的钨合金材料，首先进行不同温度和应变率下的压缩实验，系统地研究钨合金的力学特性和变形机制，实验的温度变化范围为 296～1 273 K，应变率范围为 0.000 5～6 000 s^{-1}；然后，针对实验得到的应力-应变关系，分别采用两种唯象本构模型(JC 本构模型[8]和 KHL 本构模型[9-10])和一种基于物理概念的本构模型(PB 本构模型[11-12])进行拟合，并将拟合结果与实验结果进行对比；最后通过误差分析，评价这 3 种本构模型的预测效果。

* **收稿日期**：2017-01-16；**修回日期**：2017-03-19

作者简介：陈青山(1992—)，男，硕士，主要从事材料力学性能研究及结构强度分析. E-mail：1274438517@qq.com

© 2017 Institute of Fluid Physics, China Academy of Engineering Physics

2 实验过程与结果

2.1 材料与实验

实验材料为 93%W-4.9%Ni-2.1%Fe 钨合金。在准静态压缩实验中，试样的尺寸为∅5 mm×8 mm；在动态压缩实验中，试样的尺寸为∅4 mm×4 mm。为了减小端面摩擦的影响，每次实验前试样两端均涂上润滑剂。

准静态压缩实验采用 CSS4410 型电子万能材料试验机及自带的加热炉，开展两个应变率 0.000 5 和 0.05 s^{-1}下的加载。动态压缩实验(800 s^{-1}和 6 000 s^{-1})采用分离式 Hopkinson 压杆，高温实验装置为自行设计的加热炉以及温度反馈控制仪。实验温度为 296、673、1 073 和 1 273 K。当温度高于 573 K 时，动态压缩实验必须采用同步组装装置，即在实验加热过程中，入射杆和透射杆置于加热炉外面，以避免加热试样过程中入射杆和透射杆杆端温升过高，对加载波的传播造成干扰。该同步组装装置的结构及工作原理参见文献[13-14]。另外，由于动态压缩实验应变率很高，使试样在变形过程中与入射杆和透射杆接触的时间很短，以应变率 800 s^{-1}、最大应变 0.6 计，整个变形过程不到 1 ms，在此时间内，试样上的热量损失可不予考虑。

2.2 实验结果

图 1 所示为实验获得的钨合金在不同应变率、不同温度下的流动应力-塑性应变曲线。从图 1 中可以看出，在不同的条件下，流动应力差别很大。在相同应变条件下，流动应力随着温度升高而急剧减小，随着应变率增加而增大，表现出明显的温度软化效应和应变率硬化效应，这也是体心立方(bcc)材料典型的性能特征。

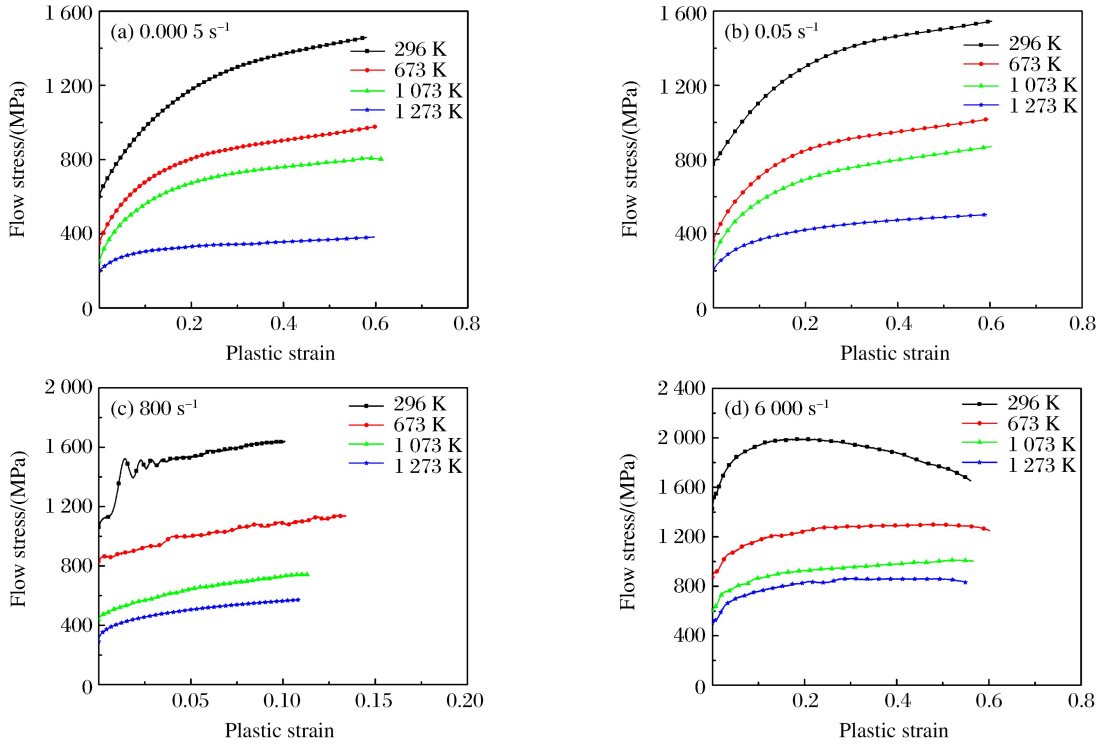

图 1 钨合金在不同应变率不同温度下的流动应力-塑性应变曲线

Fig. 1 Flow stress-plastic strain curves of tungsten at different temperatures and strain rates

从图 1 中还可以看出，钨合金材料在低应变率加载下，温度越低应变硬化越明显：温度为 296 K 时，钨合金的应变硬化特别明显，流动应力从屈服时的 600 MPa 增加到接近 1 600 MPa(应变达到 0.6)，增

幅达到 160%左右；随着温度的升高，应变硬化程度逐渐减弱，温度为 1 273 K 时，钨合金应变硬化几乎消失，如图 1(a)所示，这是由于温度软化对材料造成的影响，即温度越高，软化效果越明显。在高应变率加载下，钨合金材料却表现出不一样的行为，如图 1(d)所示，当温度为 296 K、塑性应变超过 0.2 之后出现应变软化现象，在高温下却始终没有出现应变软化阶段。这是因为在同一高应变率下，温度较低时材料的流动应力较大，因此同一应变下其单位体积的塑性功较大，且在高应变率加载下，塑性功转化产生的热量来不及扩散，瞬间使材料产生绝热温升，从而导致材料的热软化效应更加明显，宏观上表现为应变软化效应更明显。从图 1(d)可以看出，常温下钨合金的塑性流动应力将近为高温下的两倍，其从塑性功转化的热量导致的温升要高得多，这可能就是导致常温下出现应变软化现象的原因。

3　本构模型

金属材料的塑性流动应力强烈依赖于材料所经受的应变率($\dot{\varepsilon}$)、温度(T)和应变。因此，要想准确地描述材料的塑性流动应力，本构模型中必须考虑到应变率、温度和应变这 3 个最主要的影响因素。在描述金属材料的塑性流动应力的本构模型中，JC 本构模型[8]、KHL 本构模型[9-10]和 PB 本构模型[11-12]应用较广泛，原因有二：一是这 3 个模型均考虑了应变率、温度和应变对流动应力的影响；二是相比于其他模型，这 3 个模型形式较简单，参数较少，且容易通过实验数据获得。本研究分别采用这 3 个模型来描述钨合金的塑性流动应力。在动态实验中，塑性变形产生的热无法很快扩散，变形的绝热过程引起温升，温升 ΔT 可以根据塑性功转变式得出[15]

$$\Delta T=\frac{\eta}{\rho c_V}\int\sigma\,\mathrm{d}\varepsilon \tag{1}$$

式中：ρ 是材料密度(17.04 g/cm^3)；c_V 是材料的定容比热容(134 J/(kg·K))；η 是塑性功转化为热的比例系数，本研究假设所有的塑性功全部转换成热，即 η 取 1；ε 为等效塑性应变；σ 为塑性流动应力。

3.1　JC 本构模型

在 JC 本构模型[8]中，塑性流动应力 σ 的表达式如下

$$\sigma=(A+B\varepsilon^n)\,(1+C\ln\dot{\varepsilon}^*)\,(1-T^{*m}) \tag{2}$$

式中：$\dot{\varepsilon}^*=\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$，$\dot{\varepsilon}_0=0.0005\ \mathrm{s}^{-1}$是参考应变率；$T^*=(T-T_\mathrm{r})/(T_\mathrm{m}-T_\mathrm{r})$，$T_\mathrm{m}$ 是材料的熔点(钨合金材料的熔点为 1 730 K)，$T_\mathrm{r}=296$ K 是参考温度；A、B、n、C、m 是 5 个待定参数，取值列于表 1。图 2 为实验数据与 JC 模型拟合曲线的对比。

表 1　JC 模型参数

Table 1　Determined values of JC model parameters

A/(MPa)	B/(MPa)	n	C	m
600.8	1 200	0.494 4	0.059 0	0.820 3

3.2　KHL 本构模型

在 KHL 本构模型[9-10]中，塑性流动应力 σ 的表达式如下

$$\sigma=\left[A+B\left(1-\frac{\ln\dot{\varepsilon}}{\ln D_0}\right)^{n_1}\varepsilon^{n_0}\right]\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^C\left(\frac{T_\mathrm{m}-T}{T_\mathrm{m}-T_\mathrm{r}}\right)^m \tag{3}$$

式中：$D_0=10^6\ \mathrm{s}^{-1}$，是一个常量[9-10]；$A$、$B$、$n_1$、$n_0$、$C$、$m$ 是 6 个模型参数，取值列于表 2；其他参数含义与 JC 模型一致。图 3 为实验数据与 KHL 模型拟合曲线的对比。

表 2　KHL 模型参数

Table 2　Determined values of KHL model parameters

A/(MPa)	B/(MPa)	n_1	n_0	C	m
264.5	523.4	2.296	0.299 6	0.113 4	1.063

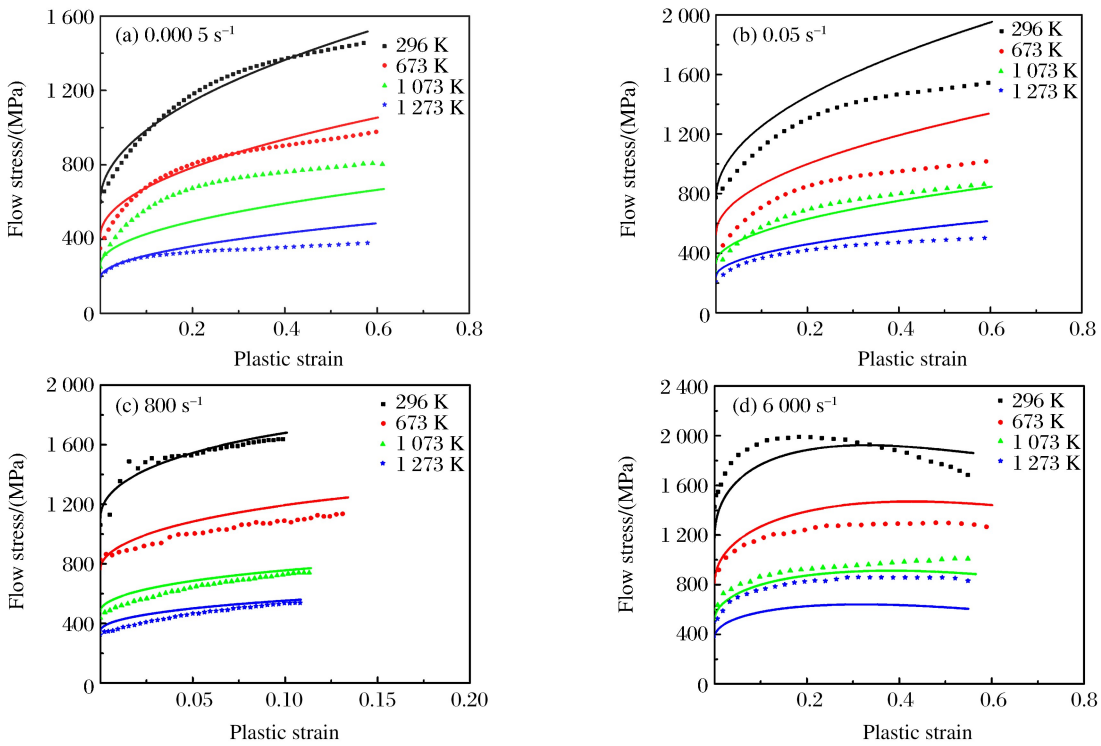

图 2 实验数据与 JC 模型拟合数据的对比(实心点代表实验数据,实线代表 JC 模型拟合数据)

Fig. 2 Experimental data vs. fitted JC model description (The symbols represent the former while the solid lines represent the latter, with the same color for each temperature.)

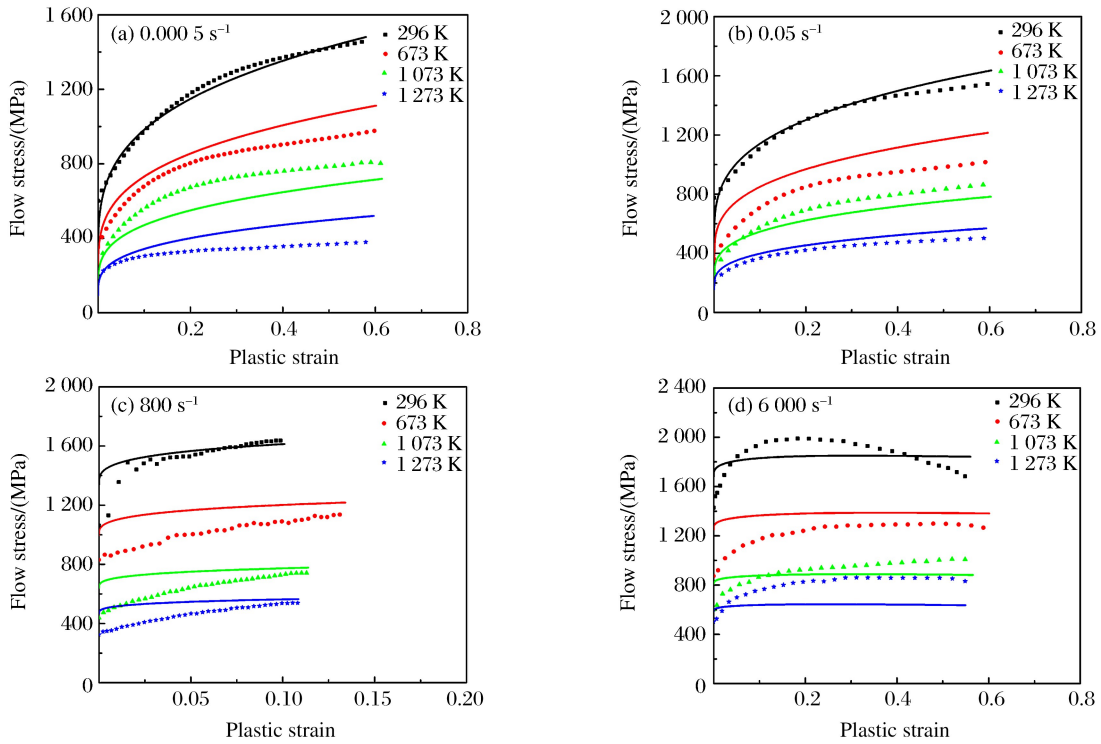

图 3 实验数据与 KHL 模型拟合数据的对比(实心点代表实验数据,实线代表 KHL 模型拟合数据)

Fig. 3 Experimental data vs. fitted KHL model description (The symbols represent the former while the solid lines represent the latter, with the same color for each temperature.)

3.3　PB 本构模型

在 PB 本构模型[11-12]中，塑性流动应力 σ 的表达式如下

$$\sigma=\sigma_a+\sigma^* \tag{4}$$

式中：σ_a 代表塑性流动应力的非热部分，σ^* 代表塑性流动应力的热激活部分。σ^* 的表达式如下

$$\sigma^*=\begin{cases}\sigma_0\left[1-\left(-\dfrac{kT}{G_0}\ln\dfrac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{1/q}\right]^{1/p} & T\leqslant T_c\\ 0 & T>T_c\end{cases} \tag{5}$$

$$T_c=-\frac{G_0}{k\ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)} \tag{6}$$

式中：T_c 为临界温度；σ_0 代表 0 K 时的临界应力；$\dot{\varepsilon}_0$ 可视为参考应变率；参数 k/G_0 表征材料的温度敏感性；$0<p\leqslant 1$ 和 $1\leqslant q\leqslant 2$ 定义了短程障碍对位错的阻力构型，对于绝大部分 bcc 材料，$p=0.5$ 和 $q=1.5$ 是适用的[11-12]，本研究也选择这两个值。塑性流动应力的非热部分 σ_a 通常以指数形式描述

$$\sigma_a=a\varepsilon^n \tag{7}$$

式中：a 和 n 是材料参数，需要通过实验数据拟合得到。因此，PB 模型的塑性流动应力表达式整理如下

$$\sigma=a\varepsilon^n+\sigma_0\left[1-\left(-\frac{kT}{G_0}\ln\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{1/q}\right]^{1/p} \tag{8}$$

钨合金材料的 PB 本构模型参数值列于表 3。图 4 为实验数据与 PB 模型拟合曲线的对比。

表 3　PB 模型参数值

Table 3　Determined values of PB model parameters

a/(MPa)	n	σ_0/(MPa)	(k/G_0)/(K^{-1})	$\dot{\varepsilon}_0$/(s^{-1})	p	q
1 054.4	0.263 5	3 061.4	3.89×10^{-5}	2×10^{10}	0.5	1.5

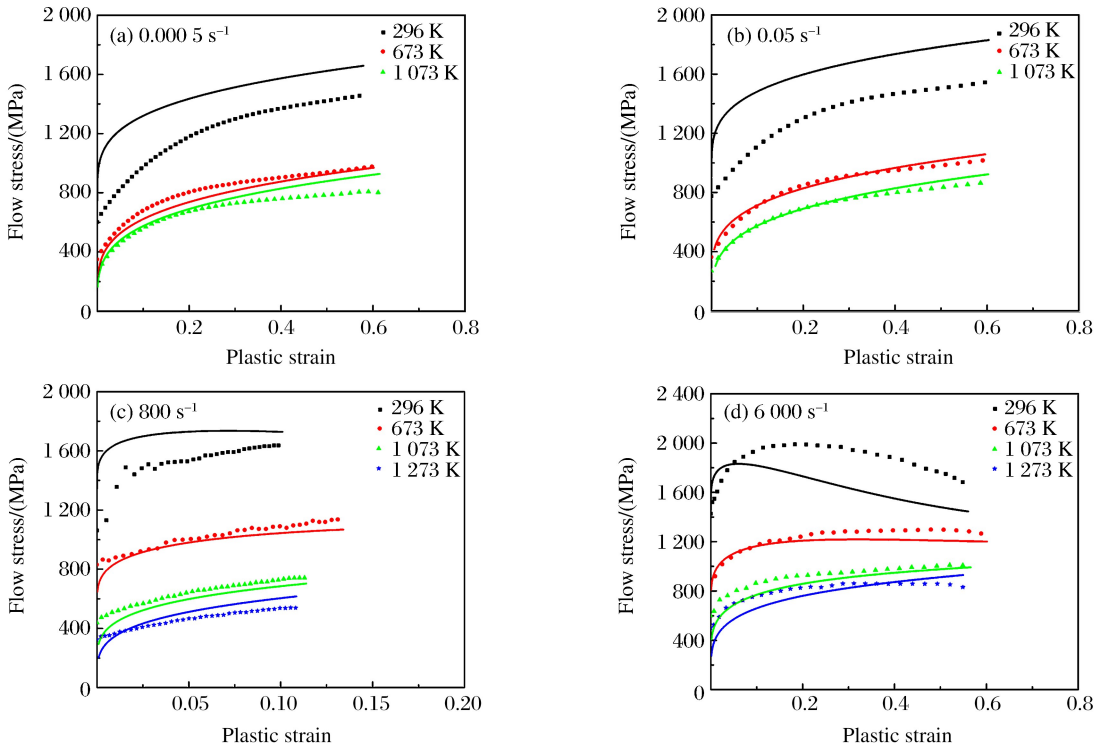

图 4　实验数据与 PB 模型拟合数据的对比（实心点代表实验数据，实线代表 PB 模型拟合数据）

Fig. 4　Experimental data vs. fitted PB model description (The symbols represent the former while the solid lines represent the latter, with the same color for each temperature.)

4 本构模型的比较与验证

4.1 本构模型的比较

为了比较上述 3 个本构模型的拟合效果，采用误差计算公式进行评价，其形式如下

$$e_{\mathrm{r}}=\frac{1}{N}\sum_{i}^{N}\left|\frac{\sigma_{\mathrm{exp}}^{i}-\sigma_{\mathrm{model}}^{i}}{\sigma_{\mathrm{exp}}^{i}}\right|\times 100\% \tag{9}$$

式中：σ_{exp} 和 σ_{model} 分别是实验测得的流动应力和本构模型预测的流动应力，e_{r} 为预测值与实验值之间的误差，N 为实验数据点总数。根据(9)式，3 个本构模型的预测效果如图 5 所示。可见，3 个模型的预测效果都比较接近，预测误差值均在 10%左右；但相对来说，PB 模型的预测效果最好，误差值最低。

图 5 还列出了 Xu 等[16]的研究结果。可见，PB 模型的预测效果最好，误差值最低，与本研究结论一致，证实了本研究结论的普适性。而 Xu 等[16]的每个本构模型的预测误差值均比本研究小，是因为他们研究的实验应变率范围(0.001～3 000 s^{-1})和温度范围(173～873 K)均更窄。

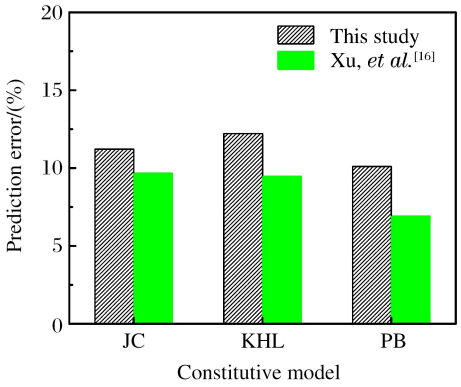

图 5 不同本构模型对实验数据的预测效果比较

Fig. 5 Comparison of different constructive models in description of experimental data

4.2 本构模型的验证

对于得到的本构模型，在其适用范围内，期望它能描述任意工况下的材料塑性流变行为。为此，采取应变率跳跃试验验证 3 个本构模型的预测能力。

首先，在实验温度 873 K 和应变率 1 000 s^{-1} 条件下，使用分离式 Hopkinson 压杆进行动态加载，得到试样的应力-应变曲线；然后，在实验温度 296 K 和应变率 4 000 s^{-1} 条件下，采用同样方法得到试样的应力-应变曲线。前者取塑性应变小于 0.15 的数据点，后者取塑性应变大于 0.15 的数据点。最终，将实验得到的数据与本构模型预测的结果进行比较。

图 6 显示了实验结果与本构模型预测结果的对比。在第 1 个工况下，PB 模型预测值能非常准确地贴合实验测量值，而 JC 模型和 KHL 模型的预测值均高于实验测量值；在第 2 个工况下，KHL 模型预测值略低于实验测量值，PB 模型预测值刚开始偏高，随后慢慢贴合实验测量值，而 JC 模型预测值一直明显高于实验测量值。为了定量地评价 3 个模型预测效果的好坏，通过(9)式计算得到，JC 模型、KHL 模型和 PB 模型的预测误差值依次是 18.59%、16.20%和 2.29%，如图 7 所示。可以看出，PB 模型的预测效果明显好于 JC 模型和 KHL 模型的预测效果。

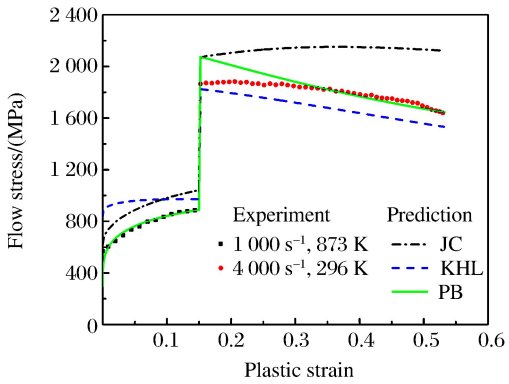

图 6 不同本构模型对应变率跳跃试验的预测结果

Fig. 6 Predictive results of different constructive models for the strain-rate jump test

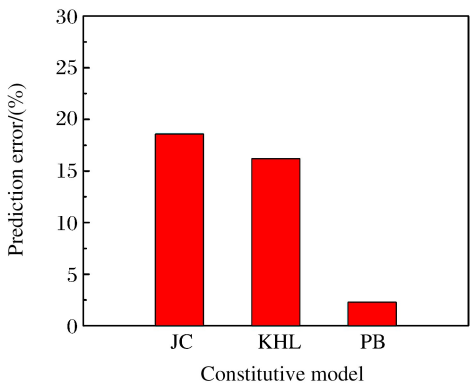

图 7 不同本构模型对应变率跳跃试验的预测效果对比

Fig. 7 Comparison of different constructive models in description of the strain-rate jump test

5 结　论

系统全面地研究了钨合金在不同应变率(0.000 5～6 000 s^{-1})和不同温度(296～1 273 K)下的塑性流动行为和本构关系，发现钨合金材料表现出明显的温度软化效应和应变率硬化效应，其应变硬化率随着应变率的增加或温度的升高而急剧变小。

基于实验数据，给出了两种唯象本构模型(JC 本构模型和 KHL 本构模型)和一种基于物理概念模型(PB 本构模型)的拟合结果。可以得出，3 个模型对实验数据的预测效果都比较接近，平均误差值均在 10%左右；但相对来说，PB 模型的预测效果最好，平均误差值最低。该结论与 Xu 等[16]的结论一致。在对于应变率跳跃试验的预测中，JC 模型和 KHL 模型的预测误差均在 15%以上，而 PB 模型的预测误差仅为 2.29%。因此，可以得出：相比于 JC 模型和 KHL 模型，PB 模型能更准确地预测钨合金的塑性流动行为。

造成 3 种本构模型预测误差值不同的原因在于：PB 模型考虑了材料变形的微观机制，能更贴近材料的真实变形行为；而 JC 模型和 KHL 模型是基于对材料塑性变形规律的归纳总结而得到的，未考虑材料变形的微观机制，因此预测效果不如 PB 模型好。但对于工程应用来说，JC 模型和 KHL 模型形式简单，参数获取较 PB 模型容易，使用更广泛。

References：

[1] 范景莲，刘　涛，成会朝，等. 钨合金在高速加载条件下的动态力学性能和失效机理 [J]. 稀有金属材料与工程，2006，35(6)：841-844.
FAN J L，LIU T，CHENG H C，et al. Dynamic properties and failure mechanism of tungsten heavy alloy under high-speed loading [J]. Rare Metal Materials and Engineering，2006，35(6)：841-844.

[2] 魏志刚，胡时胜，李永池，等. 微细观结构对预扭转钨合金材料绝热剪切的影响 [J]. 弹道学报，1999，11(1)：15-19.
WEI Z G，HU S S，LI Y C，et al. Structural influence on the adiabatic shearing failure of pre-torqued tungsten heavy alloy [J]. Journal of Ballistics，1999，11(1)：15-19.

[3] KIM D S，NEMAT-NASSER S，ISAACS J B，et al. Adiabatic shear band in WHA in high-strain-rate compression [J]. Mech Mater，1998，28(1)：227-236.

[4] YADAV S，RAMESH K T. The mechanical properties of tungsten-based composites at very high strain rates [J]. Mater Sci Eng A，1995，203(1/2)：140-153.

[5] COATES R S，RAMESH K T. The rate-dependent deformation of a tungsten heavy alloy [J]. Mater Sci Eng A，1991，145(2)：159-166.

[6] LEE W S，CHIOU S T. The influence of loading rate on shear deformation behaviour of tungsten composite [J]. Compos Part B Eng，1996，27(2)：193-200.

[7] LEE W S，XIEA G L，LIN C F. The strain rate and temperature dependence of the dynamic impact response of tungsten composite [J]. Mater Sci Eng A，1998，257(2)：256-267.

[8] JOHNSON G R，COOK W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains，high strain rates and high temperatures [C]//Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics. AIP，1983.

[9] KHAN A S，LIANG R. Behaviors of three BCC metal over a wide range of strain rates and temperatures：experiments and modeling [J]. Int J Plasticity，1999，15(10)：1089-1109.

[10] KHAN A S，SUH Y S，KAZMI R. Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys [J]. Int J Plasticity，2004，20(12)：2233-2248.

[11] NEMAT-NASSER S，GUO W. Flow stress of commercially pure niobium over a broad range of temperatures and strain rates [J]. Mater Sci Eng A，2000，284(1)：202-210.

[12] NEMAT-NASSER S，GUO W G. Thermomechanical response of DH-36 structural steel over a wide range of strain

rates and temperatures [J]. Mech Mater, 2003, 35(11): 1023-1047.

[13] 李玉龙,索 涛,郭伟国,等. 确定材料在高温高应变率下动态性能的 Hopkinson 杆系统[J]. 爆炸与冲击, 2005, 25(6): 487-492.

LI Y L, SUO T, GUO W G, et al. Determination of dynamic behavior of materials at elevated temperatures and high strain rates using Hopkinson bar [J]. Explosion and Shock Waves, 2005, 25(6): 487-492.

[14] LI Y, GUO Y, HU H, et al. A critical assessment of high-temperature dynamic mechanical testing of metals [J]. Int J Impact Eng, 2009, 36(2): 177-184.

[15] KAPOOR R, NEMAT-NASSER S. Determination of temperature rise during high strain rate deformation [J]. Mech Mater, 1998, 27(1): 1-12.

[16] XU Z, HUANG F. Thermomechanical behavior and constitutive modeling of tungsten-based composite over wide temperature and strain rate ranges [J]. Int J Plasticity, 2013, 40(1): 163-184.

Comparative Analysis of 3 Constitutive Models for 93 Tungsten Alloy

CHEN Qing-Shan, MIAO Ying-Gang, GUO Ya-Zhou, LI Yu-Long

(*School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an* 710072, *China*)

Abstract: In this research, we carried out a systematic study of the mechanical behaviors of the 93 tungsten alloy (93%W-4.9%Ni-2.1%Fe) with a temperature range of 296−1 273 K and a strain rate range of 0.000 5−6 000 s^{-1}. The results demonstrate that the flow stress is highly dependent on the temperature and the strain rate: the flow stress increases with the decrease of temperature and the increase of strain rate, and the shear failure does not occur when the true plastic strain is up to 0.6. Then we introduced and established 3 constitutive models, including two phenomenological constitutive models, JC model and KHL model and one physically-based constitutive model, to fit the stress-strain relationship through a procedure of regression analysis and constrained optimization. Finally, we evaluated the fitted results of the 3 constitutive models through a fitting error analysis and a specific strain-rate jump experiment.

Key words: tungsten alloy; plastic flow stress; constitutive model