第 33 卷 第 4 期 力 学 进 展 Vol. 33 No. 4
2003 年 11 月 25 日 ADVANCES IN MECHANICS Nov. 25, 2003

钨合金的冲击动力学性质及细微观结构的影响*

黄晨光 董永香 段祝平
中国科学院力学研究所, 北京 100080
李思忠 黄西成
中国工程物理研究院结构力学研究所, 绵阳 621900

摘 要 简单介绍了钨合金 (主要为 W-Ni-Fe) 的制备工艺和常用热处理方法, 其后着重从动态力学性能、剪切带的实验观察和研究、细微观结构对材料力学性能的影响等几方面总结和评述了近年来针对钨合金取得的主要结果. 并在文章的最后初步提出了有前景的几个研究方向.

关键词 钨合金 (WHA), 动态力学性能, 变形局部化, 微观结构

1 钨合金的制备简述

钨合金 (WHAs) 具有较高的密度, 同时, 它还具有高强度、高韧性以及较强的抗腐蚀和抗氧化的能力, 因而在众多的领域获得了广泛地重视. 国防上, 尤其是动能侵彻弹、穿爆弹等武器上, 它是一种应用较多并极具发展潜力的材料.

钨合金的研究历史可以追溯到 20 世纪 30 年代, 到目前为止, 最常用的制备方式为液相烧结法. 一般地, 钨合金中钨的含量在 80%~98% 之间, 钨颗粒的尺度为 (20~60) μm, 甚至更小. 当然, 通过改变粉末的粒度, 调整钨合金的含量与成份以及烧结温度和时间, 可以使钨颗粒的尺寸发生明显的变化 [1].

由于钨合金坯料的形成往往要经过粉末的装填与混合、预压、烧结、热处理等多道工序, 影响其力学性能的因素较多, 大致总结为 [1]:

(1)**化学因素** 钨含量、镍铁含量比、杂质含量、添加剂、吸气触媒;

(2)**粉末** 粒度、纯度、装填密度、混合与预压工艺;

(3)**烧结** 烧结的温度、时间、气氛、致密度、基体的成份;

(4)**后处理** 热处理工艺、预变形、冷却率、脱气方法;

(5)**微结构** 钨颗粒大小、金属间相、颗粒邻接度、界面面积和界面微裂纹、气孔大小、偏析等.

几十年以来, 围绕制粉和混料工艺、成形或烧结方法与气氛、新烧结剂与合金化技术等进行了大量的工作. 对于液相烧结方法, 已经获得了一些成功的经验: 人们发现, 以湿氢作为烧结气氛, 以 10 K/min 为加热率, 在 1 500 °C 下烧结 30 min 左右, 并以较慢的冷却速率降温能获得具有较高力学性能的钨合金 [1]. 近来, 一些新的工艺手段不断被用于钨合金的制备中 [2~4]. 如 PAS (plasma activated sintering) 技术 [4], 在短时间内, 利用高温和高压来压实材料, 可以避免普通烧结过程中钨颗粒的急剧长大. 反应喷雾工艺在钨粉末制备中的应用, 可以较容易获得细晶、多元、预合金化的镍粉末 [5].

在合金化技术方面, 人们发现添加铼 (Re) 元素可以使材料的性能得到一定的提高, 其中主要的因素是, 可溶解于钨颗粒和基体的铼能够形成固溶强化, 并能导致钨颗粒的细化 [1].

在动能穿甲弹弹芯制造过程中, 人们往往会对钨合金坯料进行进一步的处理 [6~8]. 常规的处理方式有: 锻造与热机械加工 (thermomechanical processing). 其中后一种处理工艺, 在大幅度提高材料的屈服应力和强度的同时, 保持材料较高的韧性, 极有应用价值. 一般在准静态条件下, 坯料的强度在

收稿日期: 2002-04-27, 修回日期: 2003-09-06
* 国家自然科学基金 (10002021) 资助项目

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

900 MPa 左右，延伸率在 20%~40% 之间，热机械加工后的性能往往能使强度提高到 (1 500~1 700) MPa 之间，而延伸率能达到 15% 左右. 常规锻造工艺对钨合金强度的提高依赖于加工量的大小，当加工量达到 25% 时 (用截面积的减少量来衡量)，强度达到 1 400 MPa 左右，但此时延伸率已下降到 4% 以下.

2 钨合金的动态力学性能与本构模型

在实际服役条件下，当穿甲弹与均质钢板碰撞时，钨合金弹芯承受的压力一般为 1 000 MPa 左右，其变形的速率在 $(10^5 \sim 10^6)\,\mathrm{s}^{-1}$ 之间. 为了与材料的应用条件相适应，出现了大量有关高应变率下钨合金的动态力学性能实验与一维本构模型的研究.

此处，我们在表 1 中首先给出几种钨合金材料 (W-Ni-Fe) 的静态力学性能 [6,7]，以便与后面给出的各种动态实验结果相对照. 其中 $\rho, R_c, E, \sigma_s, \sigma_b$ 为材料的密度、硬度、弹性模量、屈服应力和强度. L, D 表示长杆弹的长度和直径. 应该说明，表 1 中的参数，在文献中并不完全一致，此处给出的只是文献中报道较多的结果. 另外表 1 的最后也给出了贫铀合金的力学性能，这是因为贫铀合金与钨合金是用于侵彻弹芯的最主要的 2 种材料.

表 1 几种钨合金和贫铀合金的静态力学性能与侵彻极限速度

材料	ρ (kg/m^3)	R_c	E (GPa)	σ_s/σ_b (MPa)	δ (%)	极限速度 $L/D=10$	极限速度 $L/D=15$
纯 W	1 920	43	413	−/−	≪ 1	1 422	1 330
93%W	1 760	/	340	751/970	22.1	/	/
93%W TM- 处理	1 760	48	/	1 447/1 640	13	/	1 340
90%W 锻造加工量 20%	1 710	41	310	1 155/1 207	7	1 495	1 350
93%W 锻造加工量 18%	1 760	41	340	1 116/1 197	13	1 461	1 338
97%W 锻造加工量 15%	1 860	44	380	−/1 208	4	1 430	1 318
U-3/4Ti	1 860	40	119	800/1 440	20	1 322	1 221

关于钨合金动态力学性能的实验 [9~32]，主要采用的实验加载设备有： Hopkinson 拉、压、扭杆、落塔 (drop tower) 或落重实验、电磁驱动应力波发生器、改进型 Taylor 实验、爆炸驱动平面波发生器、压剪炮等. 为了考察温度对钨合金力学性能的影响，在准静态到应变率为 $10^3\,\mathrm{s}^{-1}$ 条件下，人们获得了温度为 100 °C~ 1 000 °C 时材料的应力应变关系曲线. 其中，在应变率为 $(10^{-4} \sim 10^{-1})\,\mathrm{s}^{-1}$ 条件下，有关温度影响的实验更系统和完善. 而在室温条件下，应变率效应的实验研究更是十分丰富. 图 1 给出了典型的钨合金动态应力应变关系曲线以及动态应力强度因子随加载率的变化.

另外，Ramesh 等人 [9] 利用 SHPB 等对 W-Ni-Fe 合金的动态力学性质进行了较为详细的实验研究. 讨论了合金中钨的含量、不同的锻造加工量、颗粒尺度等因素对高应变率下材料性能的影响，参见图 2, 图 3. 他们得出的主要结论包括：当应变率从 $10^{-4}\,\mathrm{s}^{-1}$ 升高到 $7\times10^3\,\mathrm{s}^{-1}$ 时，材料的流动应力最少提高 20%；随着钨含量的提高，材料的强度和应变率敏感性都会变大；在钨含量一定的条件下，锻造变形程度的加大，会提高材料的流动应力，但会降低材料的应变率敏感性.

Woodward 等人 [12,13] 配套使用螺旋加载试验机、伺服液压试验机和落重试验台系统地获得了 90%W, 95%W 和 97%W 3 种材料的力学性能对于应变率的依赖，并给出了较为详细的实验方法和数据. 他们获得的主要结论是：随着应变率的升高，材料的流动应力变大. 当变形速率高于 $2\,\mathrm{s}^{-1}$ 时，材料会表现出明显的应变软化效应.

Hogwood 等 [27] 则系统地实验研究了不同退火温度下 93%W(锻造态) 的拉伸性能，其中，低应变率阶段 ($\leqslant 10^{-1}\,\mathrm{s}^{-1}$)，采用的加载设备为 INSTRON，中应变率阶段 ($(10^{-1} \sim 500)\,\mathrm{s}^{-1}$) 利用的是开环液压拉伸机，而在高应变率条件下采用的是 Hopkinson 拉杆. 他们得到的主要结论参见图 4 和表 2.

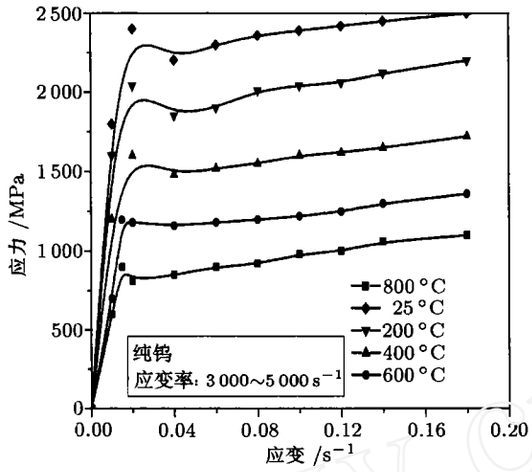
Zhou, Clifton, Ramesh 等 [11,29,33] 利用准静态测试装置、压剪炮和 Hopkinson 杆，对 93%W 和 91%W 及其基体合金在 $(10^{-4} \sim 10^6)\,\mathrm{s}^{-1}$ 内，研究了屈服应力对应变率的敏感性，参见图 5. 从中，可以看到当应变率在 $10^4\mathrm{s}^{-1}$ 左右时，钨合金应变率的敏感性会激剧上升.

Wittman 等 [30] 利用 Hopkinson 拉杆和压杆，获

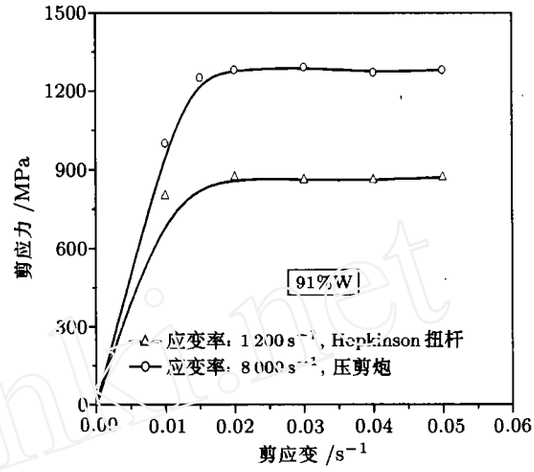
© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

得了高应变率条件下，渗铜钨合金和纯钨在 25 °C～1 000 °C 内的应力应变关系曲线如图 6. 在他们的实验中，材料的拉压性能是一致的.

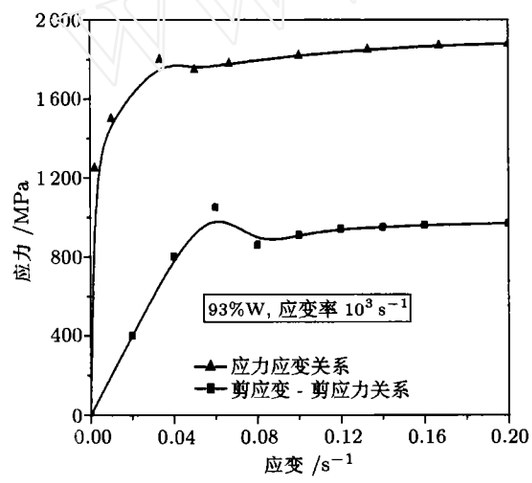
在中国，张宝平等、羡梦梅、樊存山等人在钨合金的动态力学性能方面也进行了长期而富有成效的实验研究工作 [14,15,17,18,20]. 另外，文献中还有大量有关钨合金动态剪切性能方面的实验研究，我们将在下节中结合动态剪切局部化问题进行讨论.



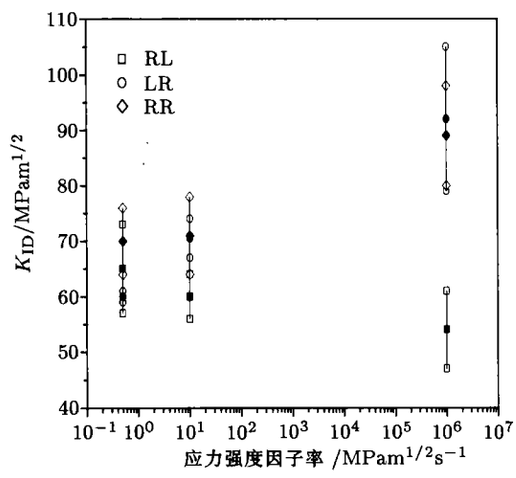
(a) 纯钨在不同温度下的应力应变关系曲线



(b) 91%W 的剪应力应变关系有其对应变速率的依赖



(c) 93%W 在高应变率下的应力应变曲线



(d) 90%W 动态应力强度因子随强度因子率的变化

图 1 几种钨合金的动态力学性能曲线

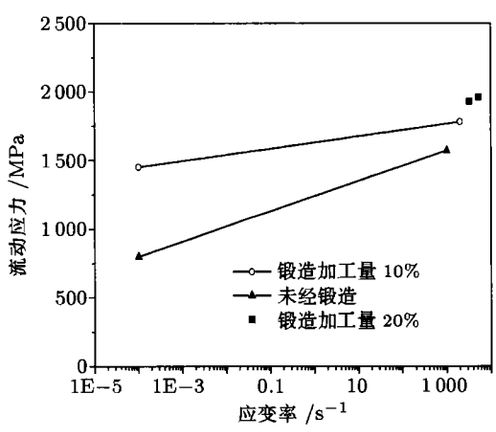


图 2 不同锻造变形量钨合金的应变率敏感性

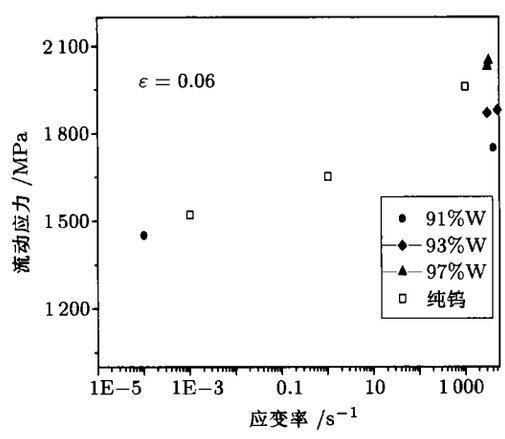


图 3 不同钨含量合金的应变率敏感性

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

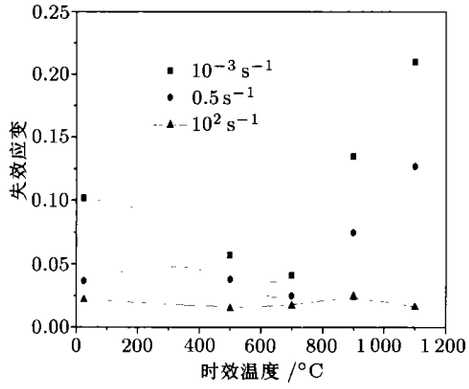


图 4 钨合金的失效应变对应变率和时效温度的依赖

表 2 时效温度对材料准静态屈服应力和应变率敏感性的影响

材料	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ($\dot{\varepsilon}=10^{-3}\,s^{-1}$)	应变率敏感系数 β (MPa)
锻造	1195	74
锻造 + 退火 (500 °C)	1410	59
锻造 + 退火 (700 °C)	1290	72
锻造 + 退火 (900 °C)	990	80
锻造 + 退火 (1 100 °C)	880	90

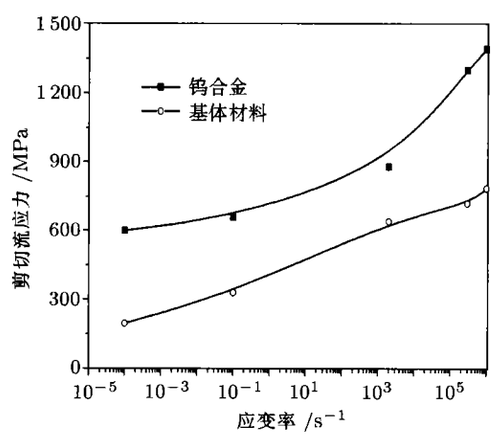


图 5 钨合金和基体材料的应变率敏感性

总结文献中有关钨合金材料的动态力学性能实验研究，可以得出一些共同的特性:

(1) 随着应变率的提高，钨合金表现出更高的流动应力、强度以及较差的塑性形变能力. 同时，当环境温度和应变速率较高时，材料的应变率敏感性较强，这些特征与纯钨十分类似，另外实验中也观察到一定的应变率历史敏感性.

(2) 在冲击载荷作用下，即使在均匀变形阶段，钨合金也表现不出明显的加工硬化特征，这可能是由于损伤和热软化的因素所引起的.

(3) 钨合金在准静态和动态条件下都存在明显的热软化特性.

(4) 锻造变形量和工艺可以大幅度改变钨合金的动态力学性质，包括，强度、韧性、率敏感性等特征参数.

(5) 虽然采用了几乎所有的冲击加载设备来研究钨合金的动态力学性质，但针对实际服役条件的实验并不丰富.

关于微结构参量对材料动态力学性能的影响，参见本文第 4 节. 下面我们给出文献中用来描述钨合金动态力学性能的一维本构模型和参数 [16,20,29,34].

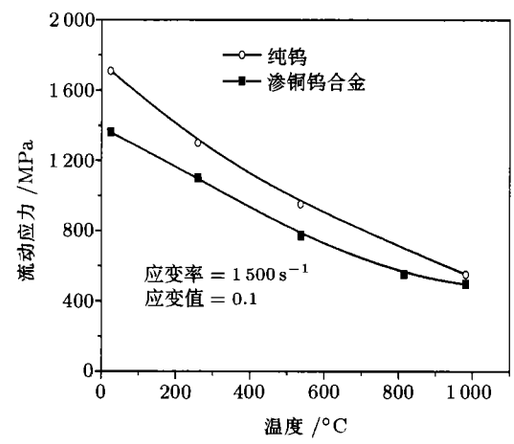


图 6 钨合金和纯钨的热软化

门槛应力模型 (mechanical threshold stress model, MTS)[34]

$$\frac{\sigma}{\mu}=\frac{\sigma_a}{\mu}+S_i(\dot{\varepsilon},T)\frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0}+S_\varepsilon(\dot{\varepsilon},T)\frac{\hat{\sigma}_\varepsilon}{\mu_0} \tag{1}$$

$$S=\left[1-\left(\frac{kT}{g_0\mu b^3}\ln\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}}\right)^{1/q}\right]^{1/p}$$
$$\mu=\mu_0-\frac{D}{\exp(\frac{T_0}{T})-1} \tag{2}$$

$$\theta=\frac{\mathrm{d}\hat{\sigma}}{\mathrm{d}\varepsilon}=\theta_0\left\{1-\frac{\tanh\left[\alpha\dfrac{\hat{\sigma}_\varepsilon}{\hat{\sigma}_{\varepsilon s}(\dot{\varepsilon},T)}\right]}{\tanh(\alpha)}\right\} \tag{3}$$

$$\ln\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{\varepsilon s0}}=\frac{g_{0\varepsilon s}\mu b^3}{kT}\ln\frac{\hat{\sigma}_{\varepsilon s}}{\hat{\sigma}_{\varepsilon s0}} \tag{4}$$

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

$$\Delta T = \frac{\Psi}{\rho C_p}\int \sigma(\varepsilon)\mathrm{d}\varepsilon^p \qquad (5)$$
$$C_p = A_0 + A_1\cdot T + A_2\cdot T^2$$

其中

$$\begin{aligned}
&\mu_0 = 159.5\,\mathrm{GPa},\quad D = 33.69\,\mathrm{GPa},\quad T_0 = 1\,217\,\mathrm{K}\\
&k/b^3 = 0.6\,709\,\mathrm{MPa/K},\quad \sigma_a = 100\,\mathrm{MPa}\\
&\hat{\sigma}_i = 3\,230.2\,\mathrm{MPa},\quad \theta_0 = 3\,000\,\mathrm{MPa},\quad \alpha = 1\\
&g_{0\varepsilon s} = 1.775,\quad \hat{\sigma}_{\varepsilon s0} = 1\,035\,\mathrm{MPa},\quad \dot{\varepsilon}_{0\varepsilon s} = 10^7\,\mathrm{s}^{-1}\\
&\rho = 19\,300\,\mathrm{kg/m^3},\quad \Psi = 0.95\\
&A_0 = 0.1\,292\,\mathrm{MPa\cdot m^3/Mg\cdot K}\\
&A_1 = 9.1\,881\times 10^{-4}\mathrm{MPa\cdot m^3/Mg\cdot K^2}\\
&A_3 = -5.5\,573\,\mathrm{MPa\cdot m^3/Mg\cdot K^3}\\
&\dot{\varepsilon}_{0i} = 10^8\,\mathrm{s}^{-1},\quad g_{0i} = 0.1\,428,\quad q_i = 1.50\\
&p_i = 0.5,\quad \dot{\varepsilon}_{0\varepsilon} = 10^7\,\mathrm{s}^{-1},\quad g_{0\varepsilon} = 1.6\\
&q_\varepsilon = 1,\quad p_\varepsilon = 2/3
\end{aligned} \qquad (6)$$

方程 1 中，S_i 和 S_ε 有相同的演化方程，见公式 2. 计算时，分别取带各自下标的物理量. $\hat{\sigma}_i$ 和 $\hat{\sigma}_\varepsilon$ 亦如此，演化公式为方程 3. 方程 (1)~(5) 中，$\sigma, T, \dot{\varepsilon}$ 分别表示流动应力、温度和应变率，$\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率，ρ, C_p, Ψ 分别为密度、比热容和 Taylor 功热转换系数. μ, σ_a 为弹性模量和无热应力 (athermal stress).

门槛应力模型是从位错动力学严格推演出来，方程 1 右边的第一项对应的是依靠热激活运动难以逾越的长程的障碍，第二、三项采用了相同的形式和演化函数，表明其对应的障碍体具有相同的势函数形状，并且位错在热激活的情况下可以跨越. 采用二、三两项可以使本构方程的描述能力更强，适用于更宽的应变率区间. 这一模型十分著名且有坚实的物理背景和强大的描述能力，但过多的参数使得实际应用很困难.

Johnson-Cook 模型 [34]

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n)(1 + C\ln\dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m})$$
$$\dot{\varepsilon}^* = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0},\quad T^* = \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \qquad (7)$$

$$\begin{aligned}
&A = 1\,500\,\mathrm{MPa},\quad B = 1\,200\,\mathrm{MPa},\quad n = 0.4\\
&C = 0.025,\quad m = 0.9,\quad T_m = 1\,653\,^\circ\mathrm{C}
\end{aligned} \qquad (8)$$

其中 ε_p, T_0, T_m 分别表示塑性应变、室温和熔点温度. 该模型在冲击动力学领域内应用最为广泛. 虽然它是纯经验型的本构，没有任何物理和材料学背景，但其形式简单，本构参数少，使得其广为接受. 特别是在一些相关的数值计算程序中，它几乎是必备的. 客观地讲，如果以大量的实验来拟合和确定其中的本构常数，它的应用在大部分情况下是可行的.

Zerilli-Armstrong 模型 (b.c.c)[34]

$$\sigma = C_0 + C_1\exp(-C_3T + C_4T\cdot\ln\dot{\varepsilon}^*) + C_5\varepsilon_p^n \qquad (9)$$

$$\begin{aligned}
&C_0 = 0,\quad C_1 = 3\,000\mathrm{MPa},\quad C_3 = 0.002\,\mathrm{K}^{-1}\\
&C_4 = 10^{-4}\,\mathrm{K}^{-1},\quad C_5 = 800\,\mathrm{MPa},\quad n = 0.6
\end{aligned} \qquad (10)$$

这又是一种十分著名的，从位错动力学的角度推演而出的本构模型. 与门槛应力模型不同的是，它假设的位错运动障碍体势垒形状更加便于模型的推导. 另外，它针对不同的晶体结构推导出了不同的本构方程 (主要有 b.c.c 和 f.c.c 2 种)，并且其被应用的程度和描述能力都是相当不错的.

Zhou 等人的模型 [29]

$$\dot{\gamma}^p = \frac{\dot{\gamma}_1\dot{\gamma}_2}{\dot{\gamma}_1 + \dot{\gamma}_2} \qquad (11)$$

$$\dot{\gamma}_1 = \dot{\gamma}_0\left[\frac{\tau}{g(\gamma^p, T)}\right]^m,\quad \dot{\gamma}_2 = \dot{\gamma}_m\left[-\frac{\alpha g(\gamma^p, T)}{\tau}\right] \qquad (12)$$

$$g(\gamma^p, T) = \tau_0(1 + \gamma^p/\gamma_0)^n\{1 - \beta[(T/T_0)^k - 1]\} \qquad (13)$$

方程 (11)~ 方程 (13) 中，$\gamma^p, \tau, \dot{\gamma}_p, \dot{\gamma}_0, \dot{\gamma}_m$ 表示塑性剪应变、剪应力、剪应变率以及参考应变率，其中的本构参数见表 3. 这一模型主要用来描述钨合金在高速剪切变形下的响应，也属于经验型本构一类. 具有较好的实用性和较宽的应变率适用范围.

过应力模型 [20]

$$\dot{\varepsilon}_p = \gamma^*\left(\frac{\sigma}{\sigma_s} - 1\right)^\delta \qquad (14)$$

σ_s 为材料的屈服应力. 其中的本构参数为 $\gamma^* = 1\,690\,\mathrm{s}^{-1}$, $\delta = 1.5324$ (真空态); $\gamma^* = 2\,470\,\mathrm{s}^{-1}$, $\delta = 4.1084$ (锻造态). 过应力模型，在黏性本构的发展历程中发挥过重要作用，且一直有着显著的地位. 它有多种不同的形式，现在，它在统一型本构理论中，得到了更加充分的发展和应用.

段祝平模型及修正 [15]

$$\dot{\varepsilon}^p = \bar{K}(1 + \bar{M}\varepsilon^p)\left[\left(\frac{\sigma}{\sigma_s} - 1\right) - \bar{H}\varepsilon^b\right] \qquad (15)$$

其中的本构参数为 $\bar{K} = 1\,970.43\,\mathrm{s}^{-1}$, $\bar{M} = 13.68$, $\bar{H} = 11.81$ (真空态); $\bar{K} = 1\,829.50\,\mathrm{s}^{-1}$, $\bar{M} = 17.40$, $\bar{H} = 5.74$ (锻造态). 这是一种基于位错动力学理论的本构模型，是我国学者在此领域内比较早的工作，并且能够较好预言多种金属材料在动态加载条件下的力学性能.

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

Kusigama 模型 [20]

$$\dot{\varepsilon}^p = \frac{4}{3}bv^*(N_0 + \frac{3}{4}M\varepsilon^p)\times \exp\left[-\frac{2\left(D + \frac{3}{4}H\varepsilon^P\right)}{\sigma}\right] \quad (16)$$

其中的本构参数见表 4.

张宝平等人的本构模型 [15]

$$\dot{\varepsilon}^p = C\sigma\exp\left\{-\frac{U_0}{KT}\left[1 - \frac{\sigma - \sigma_g}{\sigma_0(1 + H\varepsilon^p)}\right]\right\} \quad (17)$$

其中的本构参数见表 5.

这 2 种本构模型，都有一定的材料和物理学背景，都较早地，成功用于描述多种钨合金在高应变率下的响应.

表 3 Zhou 模型的本构参数表

本构参数	$\dot{\gamma}_0/\sqrt{3}$ (s^{-1})	m	τ_0 (MPa)	$\dot{\gamma}_m/\sqrt{3}$ (s^{-1})	α	γ_0	n	β
WHA	10^{-4}	40	420	8×10^8	17	1.22×10^{-5}	0.05	2.4
W	10^{-4}	40	420	8×10^8	17	1.22×10^{-5}	0.05	2.4
本构参数	κ	T_0(K)	k (W/m K)	C_p (J/kg.K)	ρ (kg/m^3)	E (GPa)	ν	α (K^{-1})
WHA	0.2	293	120	138	17 700	345	0.29	5.3×10^{-6}
W	0.15	293	160	138	19 300	400	0.29	5.3×10^{-6}

表 4 Kusigama 模型的本构参数表

材料	b (10^{-7}mm)	v^* (10^4mms^{-1})	N_0 (10^4mm^{-2})	M (mm^{-2})	D (kgmm^{-2})	H (kgmm^{-2})
真空态	8.24	2.47	1.648	1.96	755.02	109 281
锻造态	14.09	4.23	2.819	2.33	825.2	27 960

表 5 张宝平模型的本构参数表

材料	C ($s^{-1}kg^{-1}mm^2$)	U_0(10^{-5}eV)	σ_g (kgmm^{-2})	σ_0 (kgmm^{-2})	H
真空态	37.8	2 999.9	165.48	27.90	43.31
锻造态	17.07	3 000.0	223.6	15.25	17.44

Anderson 模型 [16]

$$\sigma = \sigma_0[(1 + \beta\varepsilon_p)^n + C\ln\dot{\varepsilon}^*] \quad (18)$$

文中介绍的本构参数为 $\sigma_0 = 1\,350$ MPa, $\beta = 0.0$, $C = 0.06$, $n = 0.0$. 此模型属经验型本构，其突出的优势在于形式简单，因此被一些广泛应用的数值程序所采纳.

上述的这些本构模型，在不同文献中针对不同的变形条件都较为成功地描述了钨合金的动态力学性质. 当然由于其各自的背景不尽相同，各本构模型的描述和预言能力存在较大的差异，在使用时，应该具体分析、谨慎处理.

另外，这些模型大都从均质材料中借用而来，没有考虑钨合金的细微观结构特征及其演化. 因此有必要深入开展考虑钨合金细观结构的本构模型，并把宏观 - 细观有机结合起来.

3 钨合金中的动态剪切局部化

3.1 剪切带的形成对侵彻弹终点效应的影响[35~40]

通过大量的实验 (如侵彻过程的 X 光观察) 和数值模拟研究表明 [36]，DU (贫铀) 弹比普通 WHA 弹侵彻性能高的原因在于，DU 材料在侵彻过程中有所谓的自锐 (self resharpen) 现象，而这一现象的形成机

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

制是 DU 材料在侵彻时容易出现剪切带. 与之相反, 钨合金弹中不容易得到绝热剪切的破坏形态. 因此钨合金弹在侵彻时, 往往在接触面附近形成所谓的 "蘑菇头" (mushroom), 从而增加了侵彻阻力, 开坑直径大, 而侵彻深度相对较低. 正是这一原因使得大量的研究人员将注意力集中在比较两种材料的动态力学效应、钨合金中剪切带的形成条件与改进等方面. 这一方面的研究具有更强烈的实用背景. 现在比较清楚的是, DU 合金的常规力学性能 (动态强度、延伸率、韧性) 与 WHA 相比, 并不占明显的优势.

DU 合金容易得到剪切带的原因大概有 2 个因素 [36]: (1) 准静态条件下加工硬化十分强烈的 DU 合金在高应变率条件下却展示出更低的硬化率, 这使得在冲击条件下 DU 对局部化更敏感; (2) 合金内存在熔点较低的 U-Fe 金属间化合物, 另外, 它还能够在弹靶接触面上起到润滑的效果.

下文将从几个方面叙述有关钨合金中绝热剪切带的研究结果.

3.2 WHA 中剪切带的实验观察

为了在实验室中获得钨合金的绝热剪切带, 人们设计并使用了不同的实验方案和加载条件 [33,37~49].

为了在 Hopkinson 压杆上获得 WHA 绝热剪切带, 有多种不同的方案, Nemat-Nasser 等人 [48] 通过在压缩试样的端部加上变形限制环, 在 93%W 中观察到了剪切带; 魏志刚等将压缩试样的形状改为斜圆柱体也观察到了类似的结果; Woodward 等 [44] 将标准动态压缩试样改变为哑铃状, 在 91%W 、95%W 和 97%W 中都得到了强烈的绝热剪切带; Baek 等 [41] 进行了 WHA 材料的冲塞剪切实验, 获得了大致相同的结论. 另外, 应该提到的是, Belk 等 [38] 利用落重实验在常规的圆柱状试样中得到了绝热剪切带, 并发现了试样长细比对剪切带出现的影响, 认为, 瘦长形的试样中出现剪切带的机率较大.

在 Hopkinson 扭杆上进行的实验就更加常见, 但采用的实验方案甚至试样形状都大致相同, 比较而言, 在 Hopkinson 扭杆上在 WHA 中获得剪切带更加容易和方便.

同时, Ramesh,Clifton 等 [29,33,37] 综合利用 Hopkinson 扭杆和压剪炮实验研究了钨合金中的剪切带的出现条件, 并认为压剪炮是最合适的研究手段, 因为它可以提供与实际工况类似的压力和应变率条件.

一般地, 实验中观察到的剪切带的宽度为 1~2 倍钨颗粒或 (20~40) μm 的大小, 并且剪切带的宽度会随加载速率的提高有所降低. 根据分析和推算, 剪切带中的变形量当达到 1 000% 左右时, 钨颗粒会发生很大的塑性形变甚至断裂, 剪切带的温度也很高, Ramesh 等甚至观察到了钨颗粒的熔化 [37].

3.3 WHA 中剪切带形成条件与改进

我们首先讨论影响剪切带形成的一些宏观因素, 诸如应变率、形成剪切带的宏观平均应变量、环境温度、压力等.

在形成绝热剪切带的最低应变率上, 文献中有不同的报道: Ramesh 等 [37] 获得的结果是 $260\,\mathrm{s}^{-1}$, Weerasooriya 报道 [42] 的结果是 $600\,\mathrm{s}^{-1}$, 而 Belk 等 [38] 的结果是 $4.3\times10^3\,\mathrm{s}^{-1}$. 这种不同应该源于他们采用了不同的加载速度和实验形状, 并没有绝对的意义, 只能说剪切带的产生必须在较高的冲击加载条件下.

另外, Nemat-Nasser 等 [48] 发现, 在环境温度为室温时更加利于剪切带的产生, 他们在其它实验 (325 °C, 525 °C, 725 °C) 中没有观察到明显的剪切带现象.

剪切带出现的极限平均变形量受压力的影响较大 [29,33,37], 当在一维应力冲击加载条件下, 一般认为变形量应该在 10% 左右, 而在压剪实验中, 所需变形量往往会提高到 40%~50% 倍, 甚至高达 100% 左右. 这就可以解释为什么实验室中钨合金经常能出现剪切带, 而在侵彻实验中又难以出现. 不过, 相比较而言, 由于实验的困难, 关于压力对剪切带形成影响的研究还有待进一步丰富.

一般认为, 影响钨合金中剪切带出现的热 - 力学参数包括: 热容、热传导系数、温度和结构软化性能、应变和应变率硬化性能. 1943 年, Zener, Hollomon 就提出绝热剪切带的形成是热软化和加工硬化竞争的结果. 后来, 一些研究者又提出了所谓的剪切带敏感因子 [45]

$$A\frac{\lambda}{C_p h^2\dot{\gamma}} \tag{19}$$

其中 λ 是材料的热传导系数, C_p 为材料的热容, $\dot{\gamma}$ 是剪切变形率, h 为剪切带的宽度. A 越小, 表明材料对绝热剪切带越敏感.

Clifton[50], Bai[51] 在一维剪切应变条件下, 针对单相均质材料提出了更有效的判据

$$\left[\frac{1}{\tau}\left(\frac{\partial\tau}{\partial\gamma}\right)\frac{\alpha}{\rho C_V}\left(\frac{\partial\tau}{\partial T}\right)\right]m\dot{\gamma}+\frac{\lambda\xi^2}{\rho C_V}=0 \tag{20}$$

其中 $\tau,\gamma,T,\dot{\gamma}$ 分别为剪应力、剪应变、温度和应变率. α,C_V,ρ, 则为材料的热膨胀系数、等容热容与密度. ξ,m 分别为小扰动的波数和应变率硬化指数. 上式显示了应变和应变率硬化、热软化以及其它热力

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

学参数对剪切带形成的影响 [45]. 应该指出的是, 上述的准则并不是针对钨合金这样的 "复合材料" 提出的, 我们应该在此基础上进一步完善, 力求获得更加适合 WHA 材料的失稳准则.

另外, 文献中也有较多的关于影响剪切带的其它因素的报道, 可以大致归纳为:

(1) 钨颗粒的细化利于剪切带的产生和传播. 人们一般将钨颗粒看作剪切带形成的障碍 [49,52];

(2) 空洞与缺陷以及基体的不均匀有利于剪切带的萌生 [52];

(3) 锻造变形量的加大提高材料对剪切带的敏感性 [31];

(4) 调整钨颗粒的取向有可能改变钨合金中剪切带的形成条件 [49].

4 微观结构参量对力学性能的影响

对于典型的液相烧结钨合金, 由体心立方结构 (bcc) 的钨颗粒、面心立方结构 (fcc) 的 W-Ni-Fe 基体以及相对复杂的界面层组成. 因此, 合金成分、压实工艺及随后的热 - 力学处理方法的改变都能在不同尺度上影响到钨合金最后的细微观结构, 并导致其准静态及动态力学性质的改变. 有关该问题的探讨, 一直就是钨合金研究的重点, 引起了众多材料学家和力学工作者的关注 [52~68]. 下面我们将文献中报道的结果, 分类加以简单介绍.

4.1 钨颗粒含量、尺寸的影响

严格意义上讲, 钨含量的影响并不能归结到微结构因素中. 但是在相同的烧结工艺和热 - 力学处理条件下, 当钨含量发生变化时, 会影响到钨合金内诸多微结构的改变. 因此, 文献中往往将钨含量这一化学参量纳入微结构的讨论中.

Ramesh 等人 [9], 通过几种动态力学性能实验 (Hopkinson 压杆、扭杆、压剪炮) 研究表明, 在高应变率条件下, 钨合金的主要力学性质是由钨颗粒决定的, 基体的主要作用体现在协调变形上, 基体在材料的应变硬化、率敏感性上有次要的贡献. 当钨合金中钨的含量超过 97% 时, 钨合金的所有力学特征与纯钨十分接近.

他们对比了 91%W, 93%W 和 97%W 的动态响应特征, 总体看来, 大致有如下的规律: 随着钨含量的上升, 钨合金的流动应力增大, 应变率敏感因子也随之升高. 当钨颗粒的尺寸在 (20~60) μm 之间变化时, 观察不到明显的尺度效应. 这似乎与 Rabin 等 [69] 的实验结论相左, 后者通过拉伸实验表明, 颗粒尺寸对强度的影响仍然遵从 Hall-Petch 关系. Ramesh 将此矛盾简单归结为材料在拉伸 / 压缩下有不同的变形机理. 我们认为, 不同热处理规范和工艺条件导致的基体材料分布、性能及界面条件的不同是主要原因.

4.2 钨颗粒邻接度的影响

钨颗粒的邻接度 (Contiguity) 有多种的定义. 一般在二维假设下 (因为是针对微结构的 SEM 照片计算), 定义为颗粒间粘连长度的 2 倍与颗粒周长之和的比值. 在许多研究工作中, 人们认为颗粒邻接度与钨合金的韧性、延伸率或失效应变、强度以及合金中微裂纹的形貌特征有关, 将它作为影响材料的力学性能与破坏形貌的关键性因素来加以考虑.

Bentley 等 [67] 系统研究了颗粒的邻接度与钨合金中钨的含量及合金的锻造变形程度的关系, 指出, 当钨含量上升时, 颗粒邻接度增大, 这是可以理解和接受的. 同时, 他们发现, 锻造变形程度对钨颗粒邻接度的影响是分段的: 当变形量小于 32% 时, 随着锻造变形的增大, 颗粒邻接度升高; 但是当变形量超过 32% 以后, 锻造变形量的加大会降低颗粒的邻接度. 这一结论也被国内樊存山等人有关大变形锻造钨合金的实验研究所证实.

颗粒邻接度的下降一般有利于钨合金材料韧性和延伸率的提高, 并且使材料中的微裂纹呈现钝化的特征. 一些研究者在实验中发现, 颗粒邻接度的下降还会引起钨合金强度、屈服应力等的上升. 但是, 也有研究者得出不同的结论, 他们指出, 邻接度的下降只能引起韧性的升高, 对拉伸性能的影响并不明显, 甚至有实验结果表明, 邻接度的下降会导致材料强度的明显降低. McCabe 认为 [66], 应该改变颗粒邻接度的定义方式, 用单位面积内颗粒的粘连长度来作为邻接度的定义, 也许有利于统一不同的观点. 这种复杂的局面源于不同研究者为改变钨合金的邻接度采用了不同的热处理方法 [46,65~67]. 作者认为, 当钨颗粒间的连接强度高于其与基体的界面结合强度时, 邻接度的升高会导致钨合金强度的上升, 反之则会有相反的结论.

从形貌学 (Morphology) 的角度来研究钨合金的韧性和强度, 应该有着独特的优势和前景, 只是需要加强理论背景和丰富实验数据. 形貌学在高分子材料、复合材料力学性能的预测和判断上已经有重要的进展.

4.3 钨颗粒锻造变形度和颗粒取向的影响

如前所述, 锻造处理能较大幅度的提高材料的屈

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

服应力和强度，但会引起材料延伸率的下降，钨颗粒的形状也会有变化. 如果采用所谓的热机械加工处理方式，钨合金的性能会得到更大幅度的改善，与传统的锻造工艺相比，材料的流动应力和延伸率在准静态和动态条件下都相对较高. 一般地，随着材料锻造变形程度的加大，材料的应变率敏感性会降低.

从材料的微观结构上讲，大变形锻造和热－力学加工引起的性能改善，应该归功于钨颗粒的纤维化 [55]，由于钨颗粒大的塑性变形引起的加工硬化提高了合金的流动应力，另外，在材料变形过程中，基体材料的分布更加均匀，颗粒的邻接度降低，导致了材料好的延伸率和韧性.

同时，一些研究者希望利用锻造后钨颗粒的形状改变，调整钨颗粒的长轴方向与主应力的夹角，来获得一些特殊的性能，如魏志刚等 [18] 在旋锻钨合金的动态压缩实验中发现，当钨颗粒的拉伸方向与材料的最大剪应力方向一致时，可以提高材料的剪切带敏感性. 遗憾的是，Leonard 等人 [68] 在终点效应实验（钨合金长杆弹以 1 500 m/s 的速度、以不同角度侵彻普通的均质装甲板）中发现，改变钨颗粒的取向对侵彻性能并没有明显的影响. 但许沐华、樊存山等对预扭转钨合金弹侵彻性能的多方面研究结果却表明，这样的处理能够提高终点效应 [70]. 由此看来，锻造钨合金中颗粒的取向对其力学性能的影响仍有待进一步的探讨.

4.4 杂质、损伤与基体不均匀分布的影响

一般认为，孔隙率是影响钨合金动态力学性能最重要的因素，它是钨合金内发生基体的延性断裂和界面失效的主要原因之一 [52]. 当钨合金内的孔隙率超过 3%~5% 时，钨合金的力学性能便开始大幅度的减弱. 因此人们往往采用不同的烧结剂、调整预压和烧结参数、特别是改善烧结后的热处理工艺来提高钨合金材料的致密度. 同时，钨合金材料中基体的不均匀偏聚也是影响材料力学性能和剪切带萌生的重要因素之一，它往往成为一些失效形式的源头.

关于杂质和偏析对钨合金力学性能的影响文献中报道较多，得出的一些结论可简述如下 [59~64]:

(1) 基体和界面中，往往会观察到诸如 Fe_7W_6, FeW, Ni_4W, NiW, NiW_2 等脆性相的存在，并引起材料韧性的下降;

(2) N, O, P, S, Si 等杂质会弱化钨颗粒边界的结合力，导致材料整体的力学性能的下降;

(3) B, C 等杂质元素当其浓度 ((10~15) ppm) 适当时，会增强颗粒界面上原子间的结合力，从而有利于提高材料的韧性;

(4) 钨合金中的杂质和偏析可以通过原材料（粉末）的质量控制以及降低热处理的冷却速率来调整.

4.5 合金化、金属间化合物的影响

研究表明，改变烧结剂中的成份及配比，往往对钨合金材料的致密度、机械性能产生一定的影响. 例如，一般认为在 W-Ni-Fe 基体中，Ni 和 Fe 的配比为 7 : 3 时，往往能获得较优异的力学性能. 对此，也有一些研究人员持有异议，Ryan 等在高温条件下，在相对较低的应变率范围内，通过系统的力学性能实验发现：当镍铁比例为 8 : 2 时，性能更好 [23].

在前面已经提到，当用 Ni-Fe-Cu 烧结剂时 [8]，可以提高钨合金的致密度和发展新的简单的烧结工艺. 在烧结剂中增加铼 (Rhenium) 和铱 (Iridium) 可以有效地增加材料的延伸率 [62]. 不过，在 Luo 等人的报道中，认为增加上述两种元素，在提高材料延伸率的同时，会使得材料的硬度和强度有所下降.

另外的一部分研究，并不是瞄准提高材料的强度和韧性等力学参数的，而是希望提高钨合金弹体的侵彻性能 [25]. 在 Dowding 等人的工作中，他们认为 $L1_2$ 结构的 Ni_3Al 和 $L1_2$+fcc 结构的 Ni-12Al-40Fe 等金属间化合物表现出的高温强化与脆化，能够利于材料在侵彻过程中形成剪切带，并沿剪切带发生失效. 他们甚至认为以 NiFeAl 金属间化合物作为基体的钨合金在侵彻性能上能够与 DU 合金相抗衡.

4.6 失效的细微观模态与终点效应

钨合金的失效模态包括如下的 4 种形式：钨颗粒的穿晶解理破坏、钨颗粒间的分离破坏、基体材料的破坏以及颗粒－基体界面的破坏. 参见图 7[71].

普遍接受的观点是 [71]，钨颗粒间的分离是裂纹和失效萌生的源头，并且是主要的失效形式，在断口上所占的比例较大. 至于高应变率条件下材料的失效，钨颗粒的解理断裂所占的比例会有所增强.

值得注意的是由于材料的制备工艺、微观结构和加载条件的不同，一些研究者展示了不同的结论，张宝平等 [15] 的实验显示出钨合金在很高的冲击压力下，钨颗粒的分离所占的数目会增大；Zhao 等 [57] 发现，钨合金的破坏模式会随拉伸时的环境温度不同发生变化，温度从 300 °C 到 1 000 °C 变化时，主要的失效模式从颗粒解理，向颗粒间分离，再到颗粒－基体界面失效改变.

钨合金材料在高应变率下的另外一种失效就是绝热剪切带，它被认为是影响材料终点效应的最主要因素之一. 由于前面已经讨论过诸多宏微观因素对它的影响，在此不在赘述.

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

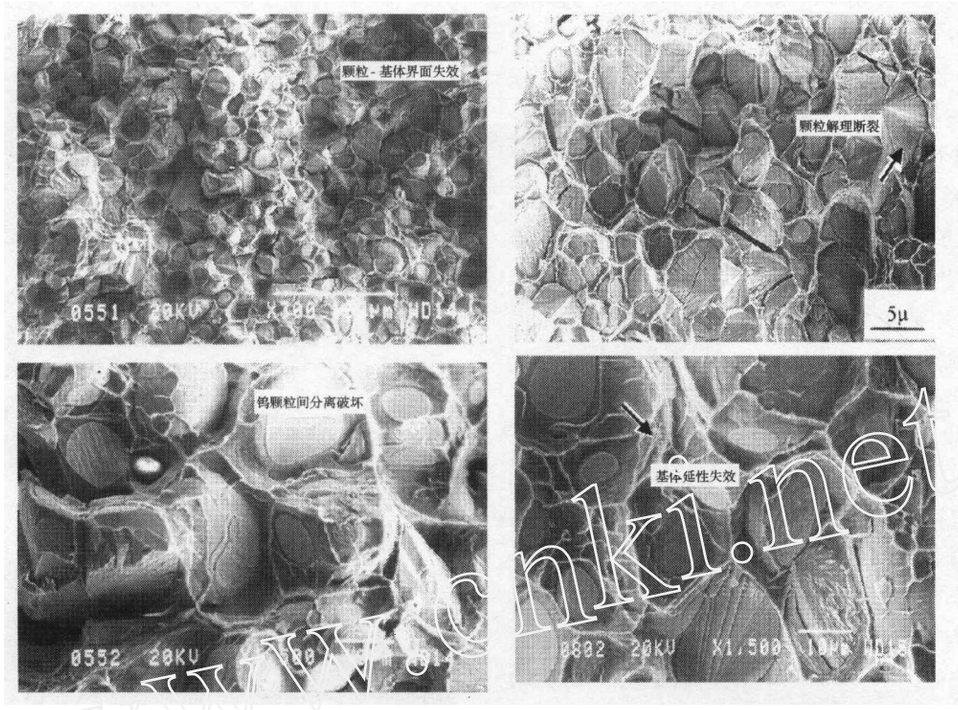


图 7 钨合金的典型失效形式

5 结 论

本文在简单介绍钨合金的制备工艺以后，对钨合金的动态力学性能与一维本构、剪切带的形成与控制因素以及微结构的效应等几个方面作了总结和评述. 我们认为如下几个方面的工作是具有明确的现实意义和前景的.

(1) 要加强高应变速率下钨合金力学性能的实验研究工作，尤其应该针对钨合金具体的服役条件，有目的地系统开展钨合金力学性能实验，弄清影响钨合金动态响应的主要参量和机理.

(2) 要在性能实验基础上，利用先进的力学理论和本构建模方法，提出钨合金的状态方程和能够直接服务于理论分析和数值模拟的三维本构模型，其中应该包含材料的细微观参量及其演化控制方程. 并且需要将数值计算结果和实验密切结合起来，校核本构模型，提高研究的水平.

(3) 和材料学家紧密结合，提出促进钨合金中剪切带形成的工艺和处理制度，同时，应致力于研究新思路和新方案，使得有关钨合金动态性能的研究服务于提高其侵彻性能.

(4) 进一步探索新的钨合金材料如钨 - 钽合金等，研究其动态性能与微结构的表征，不断开拓新型钨合金的应用领域.

参 考 文 献

1 German R M. Critical developments in tungsten heavy alloy. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys. Virginia, USA, 1992. 3~14

2 Hensley J, Shan C H, Risbud S H, et al. Plasma-activated sintering (PAS): A new consolidation method for difficult-to-sinter materials. PM in Aerospace, Defence and Demanding Applications, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ 1993, 309~315

3 赵慕岳，王伏生，范景莲. 我国钨基高比重合金的发展现状与展望. 粉末冶金材料科学与工程， 2000, 1: 27~32

4 沈强，王传彬. W-Ni-Fe-Cu 体系钨合金的液相烧结与低温致密化. 武汉工业大学学报， 2000, 22(1): 1~3

5 Rachakonda V B, McCabe T J, Henry R J. Design of powder compaction process using finite element simulation. *Int Journal Computer Integrated Manufacturing,* 1991, 4: 97~104

6 Leonard W, Kapoor D. Improving mechanical properties of tungsten heavy alloy composites through thermomechanical processing. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys. Virginia, USA. 1992. 127~134

7 范爱国，师一华. 国外弹用高性能钨重合金研究进展. 兵器材料科学与工程， 1999, 22(1): 45~48

8 李志，杨蕴林，席聚奎等. 高比重钨合金的旋锻形变强化. 兵器材料科学与工程， 1998, 21(2): 56~59

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

9 Ramesh K T, Coates R S. Microstructure influences on the dynamic response of tungsten heavy alloys. *Metallurgical Transactions A*, 1992, 23A: 2625~2630

10 彭昆雅, 郑玉六, 张宝平等. 应变率在 $10^2 \sim 10^4$ 范围内钨合金动态力学性能的研究. 见: 兵器材料动态力学专业委员会研讨会, 1990. GF78350

11 Zhou M, Clifton R J. Dynamic constitutive and failure behavior of a two-phase tungsten composite. *Journal of Applied Mechanics*, 1997, 64: 487~497

12 Woodward R L, Baldwin N J, Baxter B J. Effect of strain rate on the flow stress of three liquid phase sintered tungsten alloys. *Metallurgical Transactions A*, 1985, 16A: 2031~2037

13 O'Donnel R G, Woodward R L. The composition and temperature dependence of the mechanical properties of tungsten alloys. *Metallurgical Transactions A*, 1990, 21A: 912~918

14 樊存山, 孙琦清. 高应变率下钨合金动态性能的测定. 见: 弹药学会第二次穿甲技术会议, 1984, GF-HY862688

15 相超, 张宝平, 熊映明等. 两种处理态 93W 钨合金动态断裂性能的研究. 见: 第三届兵器材料动态力学学术会议, 1992, GF85393

16 Anderson C E, Walker J D, An examination of long-rod penetration. *Int Journal of Impact Engng*, 1991, 11: 481~501

17 陈文涛, 蒋静, 李世君等. 高速冲击载荷下 93W-Ni-Fe 合金冲击韧性及微观机制. 兵器材料科学与工程, 1993, 16(2): 35~38

18 魏志刚, 胡时胜, 李永池等. 微结构对预扭钨合金动态响应的影响. 弹道学报, 1997, 9(1): 6~11

19 Lee W S, Lin C F, Xiea G L. Dynamic shear deformation and failure behavior of pure polycrystalline tungsten. *Materials Sciences and Engineering A*, 1998, 247: 102~112

20 郑玉六, 张宝平, 洪兵等. 真空退火态钨合金的动态力学性态及其本构关系. 兵器材料科学与工程, 1993, 16(5): 24~31

21 Zurek A K, Follanbee P S. A comparison of shear localization susceptibility in U-0.75 Wt Pct Ti and W-Ni-Fe during high strain rate deformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26A: 1483~1490

22 Cimpoeru S J, Woodward R L. High strain rate properties of three liquid phase sintered tungsten alloys. *Journal of Materials Science Letters*, 1990. 9: 187~191

23 Ryan K F, Dowding R J. Yield properties of tungsten and tungsten heavy alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 249~256

24 Zamora K O, Sevillano J G, Perez M F. Flow stress and ductility of tungsten heavy alloys. In: Bose A, Dowing R J eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 281~288

25 Guhua S, Kyriacou C, Withers J C, et al. Quasistatic and dynamic properties of tungsten heavy alloys with $L1_2$intermetallic matrices. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 307~315

26 Weerasooriya T, Beaulieu A. Deformation and failure behavior of 93W-5Ni-2Fe at different shear strain rate loading. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 317~324

27 Hogwood M C, Bentley. The behavior of a Tungsten-Nickel-Iron alloy over a range of strain rate. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 325~334

28 Tham R H, Nahme H. Dynamic behavior of Tungsten-Rhenium-Alloy. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 335~342

29 Zhou M, Clifton R J, Needleman A. Shear band formation in a W-Ni-Fe alloy under plate impact. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 343~356

30 Wittman C L, Lopatin C M. Determination and application of constitutive material model constants for a tungsten two phase alloy. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 357~364

31 Conque H, Lankfor J, Bose A. The role of swaging in the dynamic deformation and unstable shear in tungsten heavy alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 365~372

32 Kornhauser M, Dowding R J. Dynamic shear testing of tungsten based composites In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 373~378

33 Yadav S, Ramesh K T. The high strain rate behavior of tungsten-based composites. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 411~422

34 Chen S R, Gray III G T. Constitutive behavior of tungsten and Tantalum: Experimental and modeling. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 489~498

35 Woodward R L, O'Donnell R G. Microstructural influences on the ductility of tungsten alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 389~396

36 Magness L S. Properties and performance of KE penetrator Materials. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 15~21

37 Ramesh K T, Yadav S, Davis J A. Shear localization in a tungsten heavy alloy. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 299~306

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

38 Belk J A, Hogwood M C, Bentley A R, et al. The influence of shear instabilities in tungsten heavy alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 379~388

39 Dowding R J, Hogwood M C, Wong L, et al. Tungsten alloy properties relevant to kinetic energy penetrator performance. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 3~10

40 Magness L S, Kapoor D. Flow softening tungsten composites for kinetic energy penetrator applications. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 11~20

41 Baek W H, Hong M H, Lee S, et al. A study on the shear localization behavior of tungsten heavy alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 463~472

42 Weerasooriya T. Effect of sudden change in strain rate on the deformation and failure behavior of a tungsten heavy alloy. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 455~462

43 Zurek A K, Follansbee P S. Shear localization in U-0.75 wt44 and comparison to W-Ni-Fe. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 439~44

44 Woodward R L, Alkemade S J, Magness L S. Strain localization and fracture in dynamic dumbbell compression of tungsten alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 431~438

45 Meyers M A. Dynamic behavior of materials. John Wiley % Sons, INC, 1994

46 Weerasooriya T, Moy P, Dowding R J. Effect of w-w grain contiguity on the high shear strain behavior of 93w-5Ni-2Fe tungsten heavy alloy. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 401~409

47 Belk J A, Watson C H, Bentley A R, et al. Dynamic deformation characteristics of tungsten alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 389~399

48 Kim D S, Nemat-Nasser S, Isaacs J B, et al. Adiabatic shear band in WHA in high-strain –rate compression. *Mechanics of Materials,* 1998, 28: 227~236

49 魏志刚，胡时胜，李永池等. 粉末烧结钨合金材料的绝热剪切研究. 爆炸与冲击， 1999, 19(2): 158~163

50 Clifton R J. Material response to ultra high loading rate. NMAB-356, Washington, USA, 1979

51 Bai Y L. A Criterion for Thermoplastic Shear Instability. In: Meyers, M A and Murr L E, eds. Shock Waves and High Strain Rate Phenomenon in Metals. New York: Plenum Press, 1981. 277~283

52 Couque A B, Lankford J. Influence of microstructure on shear localization in tungsten heavy alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 291~298

53 Kim D K, Lee S, Baek W H. Microstructural study of adiabatic shear bands formed by high-speed impact in a tungsten heavy alloy penetrator. *Materials Science and Engineering,* 1998, A249: 197~205

54 Ramesh K T, Coates R S. Microstructural influences on the dynamic response of tungsten heavy alloys. *Metallurgical Transaction A,* 1992, 23A: 2625~2630

55 齐志望，范存山，侯福青等. 大变形锻造钨合金显微组织特征研究. 兵器材料科学与工程， 1999, 22(5): 5~8

56 史洪刚，齐志望，郭志俊等. 锻造变形量对钨合金材料性能的影响. 兵器材料科学与工程， 1998, 1(4): 3~6

57 Zhao D, Valencia J J, Mullendore J A, et al. High temperature fracture of tungsten alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 129~136

58 杨超，张宝平. 强冲击下钨合金相界面成分迁移与其断裂特性间的关系. 见：中国兵工学会应用力学研究会第 7 次学术会议， 1992, GF85394

59 吴乐贤，赵子明，郭创立. W-Ni-Fe 合金中的界面元素偏析和析出相. 见：兵器材料科学与工程的现状和展望学术讨论会交流资料， 1986. GF70216

60 Churn K S, German R M. Fracture behavior of W-Ni-Fe Heavy alloys. *Metallurgical Transaction A,* 1984, 15A: 331~338

61 Krasko G L. Effect of impurities on the electronics structure of grain boundaries and intergranular cohesion. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 23~31

62 Luo A, Jacobson L. Solution softening and dispersion strengthening in tungsten. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 233~240

63 Asher A, Borukhin L, Gero R. Effect of phosphrous impurities on the mechanics properties of tungsten-based heavy metal and analytical methods for its control. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 257~264

64 Yuan L, Chen H, Qin S, Gao Q. Study on impurity seg-

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

regation in W-Ni-Fe alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 265~272

65 Churn K S, Noh J W, Song H S, et al. The effect of contiguity on the mechanical properties of 93W-5.6Ni-1.4Fe heavy alloy. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 397~406

66 McCabe T J, Mullendore J A. Microstructure morphology aspects and the relationship to mechanical properties of tungsten alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 407~418

67 Bentley A R, Hogwood M C. The effect of mechanical deformation and heat treatment on the microstructure characteristics of two tungsten heavy alloys. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the first international conference on tungsten and tungsten alloys, Virginia, USA, 1992. 419~430

68 Leonard W, Magness L. Effect of microstructural orientation on tungsten heavy alloy penetrator performance. In: Bose A, Dowing R J, eds. Proceedings of the second international conference on tungsten and refractory metals, McLean, VA, USA, 1994. 129~135

69 许沐华, 王肖钧, 胡时胜等. 预扭转钨合金杆弹侵彻钢靶的数值模拟. 爆炸与冲击, 2002, 22(3): 210~215

70 Rittel D, Weisbrod G. Dynamic fracture of tungsten base heavy alloys. *International Journal of Fracture*, 2001, 212: 87~98

71 Rabin B H, German R M. Microstructure effects on tensile properties of tungsten-nickle-iron composites. *Metallurgical Transaction A*, 1988, 19A(6): 1523~1532

DYNAMIC BEHAVIORS OF TUNGSTEN ALLOY AND ITS DEPENDENCE ON MICRO-AND MESOSCOPIC STRUCTURES*

HUANG Chenguang DONG Yongxiang DUAN Zhuping

LNM, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing, China, 100080, China

LI Sizhong HUANG Xicheng

Institute of Structure Mechanics, China Academy of Engineering Physics, Sichuan, 621900, China

Abstract In this paper, the main preparation processes and heat-treatment methods for tungsten alloy, especially, W-Ni-Fe, are introduced. Some important progresses in recent decades, related to tungsten alloy under high velocity impacting, the dynamic mechanical properties, the constitutive law, the shearing band etc., are reviewed from angles of experimental technology and observations, theoretical models, microstructural analyses. Some promising research fields on the tungsten alloy and its applications on the ordnance are pinpointed.

Keywords Tungsten alloy, dynamic behaviors, deformation localization, microstructure

* The project supported by the National Natural Science Fundation of China (10002021).

© 1994-2008 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net