

文章编号: 1001-1455(2002)03-0257-06

冲击载荷下钨合金圆台试件绝热剪切 变形局部化的数值模拟

李剑荣,虞吉林,魏志刚

(中国科学技术大学力学和机械工程系,安徽 合肥 230026)

摘要: 采用有限元计算编码 ABAQUS 模拟了钨合金圆台试件在冲击载荷下的变形和剪切局部化行为。计算采用二维轴对称应变条件下的绝热模型。钨合金的本构方程采用热粘塑性形式的 Johnson-Cook 模型。为了得到不同尺度的变形信息,计算中用了两种网格:先用粗糙网格分析试件变形局部化的概貌;接着,用细密网格(在变形局部化区域,网格尺寸达到 $10\mu\text{m}$)分析绝热剪切带的形成和发展。有限元模拟得到的绝热剪切带位置和方向与实验一致。计算结果表明,绝热剪切带的形成和发展与试件的应力状态密切相关。

关键词: 钨合金;绝热剪切;有限元模拟

中图分类号: O347.1 **文献标识码:** A

1 引 言

绝热剪切局部化是材料冲击响应中的一个重要现象。绝热剪切带的形成和发展是高应变率下材料的应变强化、应变率强化和热软化三种效应相互竞争,当热软化效应占优势时产生的失稳现象^[1],它直接与材料的力学行为有关,并受到材料所处的力学状态的影响。在动能弹高速侵彻靶板的过程中,绝热剪切有利于提高弹头的穿甲性能。贫化铀和钨合金是目前动能穿甲弹的主要用材。实验发现贫铀弹比钨合金弹具有更高的穿甲威力^[2],其原因在于贫铀材料具有更高的剪切失稳和变形局部化敏感性,从而在穿甲、侵彻过程中出现“自锐”效应,显著提高其侵彻效能。但是,贫化铀具有一定的放射性和化学毒性,随着人们对环境问题的日益关注,贫铀弹的使用受到一定的限制。钨合金由于没有上述问题,被认为是贫铀材料最理想的替代品。近几年来,开发新型钨合金材料、提高钨合金弹的“自锐”效应和穿甲威力已成为研究的热点。最近的研究发现钨合金的绝热剪切不敏感性是相对的:一方面,材料的细观结构(如:钨颗粒的形状、空间取向)对材料的变形、破坏和变形局部化机制有重要影响^[3-4];另一方面,受力状态对材料的变形也有一定影响^[5-6],但其机理还不是很清楚。

在本文中,我们对钨合金绝热剪切变形和受力条件的关系进行了数值分析。采用了圆台形的几何试件探讨应力状态对绝热剪切变形的影响。由于绝热剪切现象涉及多个空间和时间尺度,涉及材料的非线性本构关系,我们选用两套网格分别用于分析试件总体变形和绝热剪切变形局部化。首先,用粗糙网格计算得到试件变形的概貌。其次,对变形局部化区域选取合适的网格尺寸,细化网格。细密网格计算给出了绝热剪切带形成和发展的详细分析,得到了与实验观察^[5]一致的结果。

2 有限元模型

在绝热剪切带中,材料发生剧烈的变形。因此,在有限元模型中必须考虑几何非线性并采用真应力和真应变。有限元模型采用增量弹塑性理论,假设材料为等向应变强化和应变率强化并服从 Mises 屈

* 收稿日期: 2001-03-19; 修回日期: 2001-09-30

基金项目: 国家自然科学基金项目(19672060); 中国科学院“九五”基础研究重大课题基金项目(KJ951-1-201)

作者简介: 李剑荣(1975—),男,博士研究生。

服准则。

大变形情况下,取 Cauchy 应力作为真应力的度量,变形速率

$$\dot{\epsilon} = \text{sym}(\partial v / \partial x) \quad (1)$$

作为应变率的度量,式中: v 是速度矢量, x 是位置矢量。

假设总应变率可分解为弹性和塑性两部分,即

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^{\text{el}} + \dot{\epsilon}^{\text{pl}} \quad (2)$$

每一时间步中总应变的变化也可分解为两部分,它们可根据相应的本构方程计算得到。于是可得每一时间步前后积分总应变的关系

$$\epsilon^{n+1} = R \cdot \epsilon^n \cdot R^T + \quad (3)$$

式中: R 为增量转动张量。

当物质坐标中变形主轴保持不变时,积分总应变与对数应变相同,即

$$L = \ln V \quad (4)$$

式中: V 为左伸缩张量。

因此,单轴拉伸试验得到的 Cauchy 应力-对数应变曲线可作为真应力-真应变曲线。

为了计及绝热剪切带内由于巨大塑性变形造成的温升的影响,研究中采用了 Johnson-Cook 热粘塑性本构关系^[7]

$$\sigma = [A + B(\dot{\epsilon}^{\text{pl}})^n] [1 + C \ln(\frac{\dot{\epsilon}^{\text{pl}}}{\dot{\epsilon}_0})] [1 - (T^*)^m] \quad (5)$$

式中: $\dot{\epsilon}_0 = 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 为参考应变率, A 、 B 、 n 、 C 和 m 是材料常数, $T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r)$, T_m 为材料的熔点, T_r 为参考温度(取为室温)。

Johnson-Cook 模型中钨合金材料的数据取为^[8]: $A = 1093 \text{MPa}$, $B = 1270 \text{MPa}$, $C = 18.8 \times 10^{-3}$, $n = 0.42$, $m = 0.78$, $T_r = 293 \text{K}$, $T_m = 1850 \text{K}$, $c = 134 \text{J/kgK}$, $\rho = 17600 \text{kg/m}^3$ 。此外,弹性模量 $E = 411 \text{GPa}$,泊松比 $\nu = 0.28$ ^[9]。

Johnson-Cook 热粘塑性本构关系考虑了材料的热软化,可以预言材料的绝热剪切局部化。但模型中没有引入材料的破坏准则,因此无法处理最终破坏。

在冲击载荷作用下,材料变形可近似看作绝热过程,变形能大部分转化为热能,导致温度升高,一部分转化为应变能。设转化为热能的部分为 90%,则

$$c dT = 0.9 d \quad (6)$$

于是,温度增量可由应力和应变增量得到。

我们用 ABAQUS 有限元软件,采用显式中心差分积分格式对圆台形试件的变形过程进行数值计算。计算的最大稳定积分时间步长取决于系统的特征时间,由自适应算法自动决定计算稳定所需要的时间步长。圆台形试件的几何尺寸与文献[5]的实验采用的试件相同,即试件上表面和下表面的直径分别为 6mm 和 10mm,高度为 4mm。试件下表面垂直方向固定,上表面承受刚性面的打击,名义加载应变率为 $2 \times 10^3 \text{s}^{-1}$ 。模型考虑了端面摩擦力的影响并假设表面间的摩擦系数为 0.1。计算采用了轴对称有限元模型。

绝热剪切带的典型宽度仅为几十微米,一个充分发展的绝热剪切带宽度也仅为 10^{-1}mm 量级。为了描述绝热剪切带,单元尺寸必须更小。考虑到剪切带仅局限于一个窄长的区域,为了减少计算开销,采用了两种粗细不同的网格。试件的粗糙网格如图 1 所示,单元采用三节点轴对称等参元。网格参数为:节点总数 861,单元总数 1600。图 2 显示了在相对轴向压缩为 0.16 时粗糙网格模型的等效塑性应变分布图。可见试件中等效塑性应变的分布很不均匀,主要集中在从右上角到左下角的带状区域中,在右上角塑性应变尤其密集,而远离带状区域,塑性应变逐渐降低。因此,试件从右上角到左下角的带状区域是发生变形局部化的敏感区域,在该区域单元划分需要比较细密。绝热计算忽略热传导效应,如果计

算中网格划分过粗则不能反映剧烈的剪切变形;而网格划分过细,则不能忽略热传导效应,否则表现为塑性功耗散集中在极小区域,变形局部化和失稳提前出现,与实际情况相差很远。考虑到实验中观察到的剪切带宽度不超过 $100\mu\text{m}$,而典型的晶粒尺寸为 $30\sim 60\mu\text{m}$ (见图 3)^[5],因此在对角区域中的最小网格尺寸取为约 $10\mu\text{m}$,远离该区域网格逐渐稀疏。具体的有限元网格划分如图 4 所示,单元采用四节点轴对称减缩积分等参元。网格参数为:节点总数 6512,单元总数 6446。

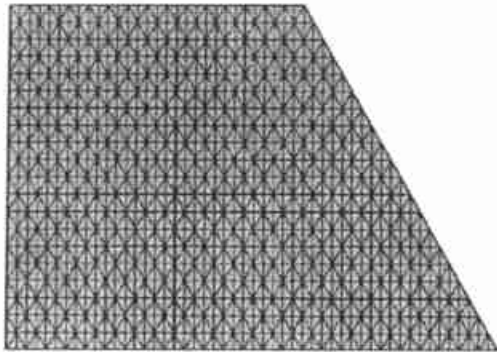


图 1 粗糙网格
Fig. 1 The coarse mesh

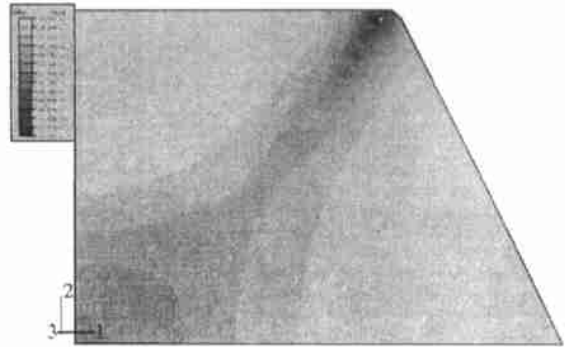


图 2 相对轴向压缩为 0.16 时的等效塑性应变分布图
Fig. 2 Distribution of equivalent plastic strain when the relative axial compression is 0.16

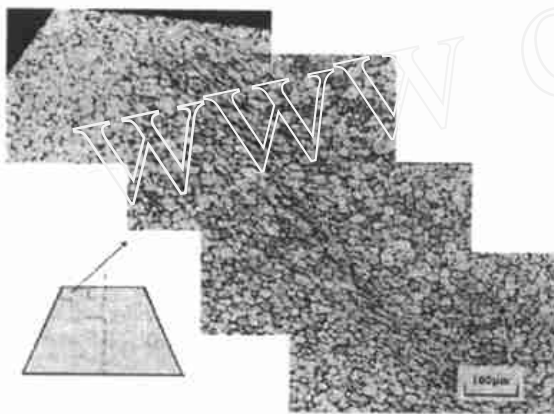


图 3 实验观察到的小变形圆台试件中的绝热剪切带^[5]
Fig. 3 Adiabatic shear band in a truncated conic specimen with small deformation, from Ref [5]

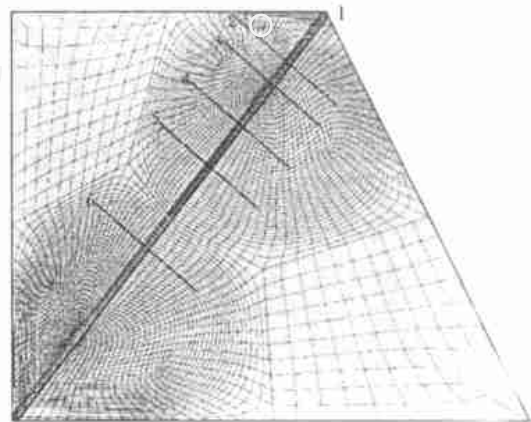


图 4 细密网格和路径
Fig. 4 The fine mesh and paths

3 计算结果和分析

图 5 显示了试件在不同相对轴向压缩时的等效塑性应变分布图。需要说明的是,图 5 中试件右上角剪切带右边的平面是由侧面经压缩形成的。当相对轴向压缩为 0.02 时,试件右上角小区域的塑性应变很大;然后塑性应变从右上角沿对角线向下发展。当相对轴向压缩为 0.10 时,可以看到试件中出现了明显的绝热剪切带,绝热剪切带继续沿对角线向下发展(见图 5(b))。数值模拟结果与文献[5]的实验结果非常吻合。

图 6 显示了试件在相对轴向压缩为 0.08 时的最大剪应力分布,其中深色区域对应于高剪应力区。值得注意的是,右上角高剪应力区中出现一条低剪应力带,说明当绝热剪切带形成后,绝热剪切带上的最大剪应力陡然下降,而在绝热剪切带的前方最大剪应力维持很高水平,驱使绝热剪切带发展。

为了进一步揭示应力状态对材料变形及绝热剪切带形成和发展的影响,我们计算了沿六条路径的等效塑性应变和最大剪应力分布,具体路径如图 4 中所示。路径 1 为模型从右上到左下的对角线,即绝热剪切带所在的位置,路径 2、3、4、和 6 相互平行。

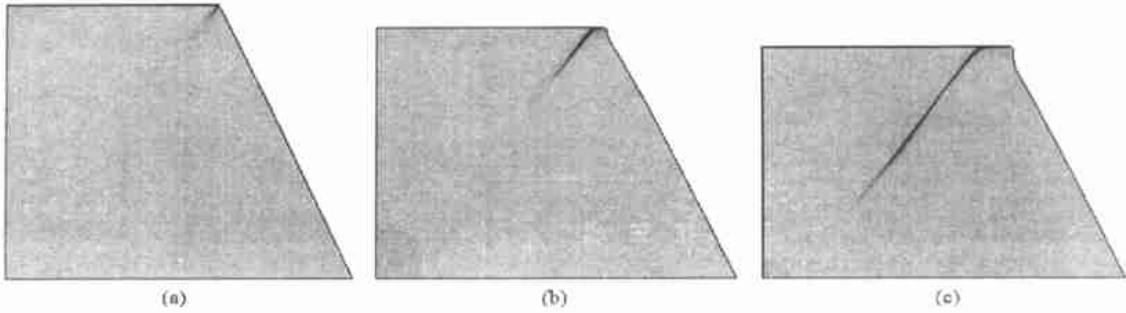


图 5 相对轴向压缩为 0.02(a)、0.10(b)和 0.16(c)时的等效塑性应变分布图

Fig. 5 Distribution of equivalent plastic strain when relative axial compression is 0.02(a) ,0.10(b) ,and 0.16(c)

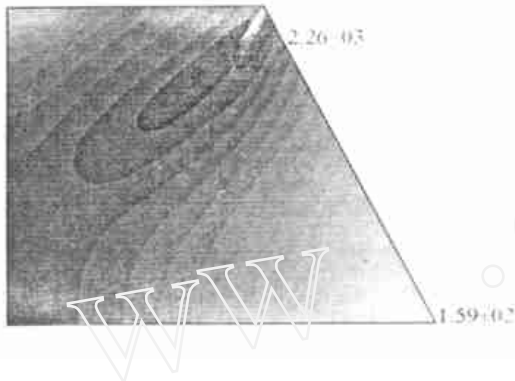


图 6 相对轴向压缩为 0.08 时的最大剪应力分布

Fig. 6 Distribution of maximum shear stress when the relative axial compression is 0.08

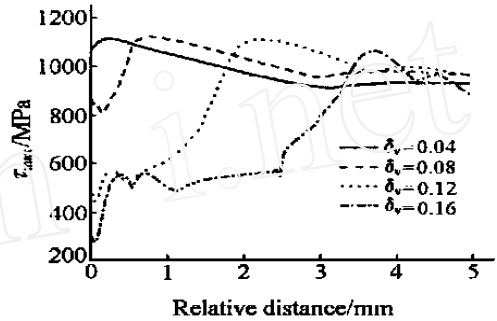


图 7 最大剪应力沿路径 1 的分布

Fig. 7 Distribution of maximum shear stress along path 1

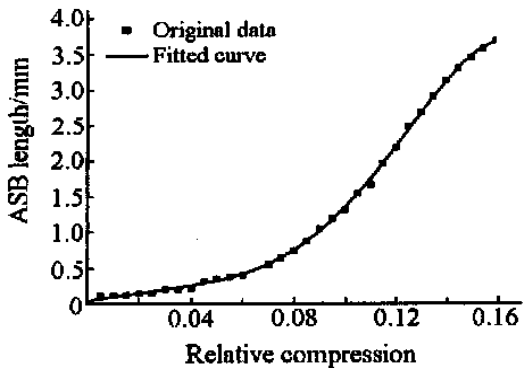


图 8 绝热剪切带长度随相对轴向压缩变形的变化

Fig. 8 Variation of ASB length with the relative axial compression

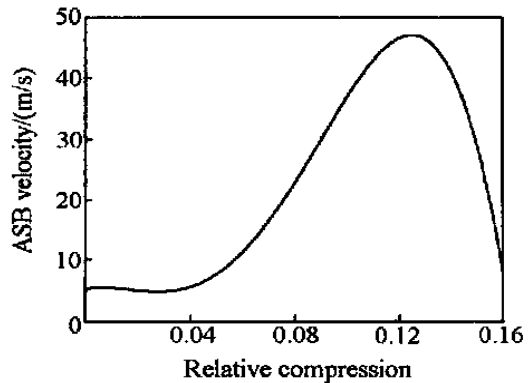


图 9 绝热剪切带速度随相对轴向压缩变形的变化

Fig. 9 Variation of ASB velocity with the relative axial compression

图 7 显示了变形各阶段的最大剪应力沿路径 1(即绝热剪切带的位置)的分布。可以看出,与图 6 相一致,在绝热剪切带前方最大剪应力处于很高水平;而一旦绝热剪切带已经形成,最大剪应力就下降。因此,可以认为最大剪应力的峰值所在位置的后方绝热剪切失稳已经开始,或者说最大剪应力的峰值点

是绝热剪切带的前锋位置。图8给出了依据这一定义得到的绝热剪切带长度随时间的变化,其中实线是用五次多项式拟合的结果。对拟合的曲线方程求导,图9给出了绝热剪切带的发展速度与时间的关系。可见,试件中绝热剪切变形经历了缓慢发展、快速发展和减速的过程。

图10为不同时刻沿路径3的等效塑性应变分布,图11为沿路径3的最大剪应力分布。其中,相对轴向压缩为0.04和0.08时,试件的绝热剪切变形尚未发展到路径3,而相对轴向压缩为0.12和0.16时,试件的绝热剪切变形已穿过路径3。可以看出,塑性变形高度集中于绝热剪切带内;绝热剪切带前方最大剪应力处于很高水平,一旦绝热剪切带已形成,最大剪应力下降很大,可见剪切带前方很大的最大剪应力是绝热剪切带发展的驱动力。路径2、4、5和6上的结果和路径3上的结果一致。

这些计算结果表明,绝热剪切带的形成和发展与试件的应力状态密切相关,且绝热剪切带在试件中发展的速度不是均匀的。

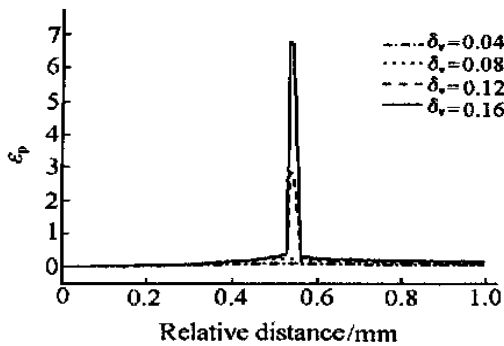


图10 等效塑性应变沿路径3的分布

Fig. 10 Distribution of equivalent plastic strain along path 3

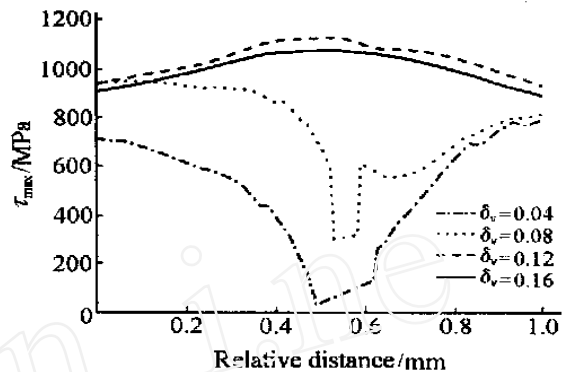


图11 最大剪应力沿路径3的分布

Fig. 11 Distribution of maximum shear stress along path 3

4 结论

通常的钨合金圆柱形试件在冲击压缩下并不出现绝热剪切失稳。但是,在冲击载荷下圆台形钨合金试件观察到了绝热剪切局部化的起始和发展以及由此而造成的破坏。对于普通钨合金材料做成的圆台试件,本文的有限元数值模拟预言试件中将出现绝热剪切带,其位置和发展方向与实验观察^[5]一致。数值模拟结果还揭示出,试件内部的受力不均匀造成了钨合金绝热剪切带的形成和发展,试件的力学状态对绝热剪切局部化有重要影响;在加载的不同时刻,绝热剪切带发展的速度是不均匀的,试件中绝热剪切变形经历了缓慢发展、快速发展和减速的过程。

上述研究结果有助于理解钨合金的试件形状对其绝热剪切敏感性的影响,对通过优化弹体形状提高钨合金弹的侵彻性能有一定的启发。

对张江跃博士在计算及数据处理中的帮助和有益讨论表示感谢!

参考文献:

- [1] Bai Y. Adiabatic Shear Banding [J]. Res Mechanica, 1990, 31: 133-203.
- [2] Magness L. S. Properties and Performance of KE Penetrator Materials [A]. Bose A, Dowding R J. Proceedings of the First International Conference on Tungsten and Tungsten Alloys [C]. Arlington VA: Metal Powder Industries Federation, 1992: 1522.
- [3] 魏志刚, 胡时胜, 李永池, 等. 粉末烧结钨合金材料的绝热剪切变形局部化实验研究[J]. 金属学报, 1999, 35(8): 829-833.
- [4] WEI Zhi-gang, YU Ji-lin, HU Shi-sheng, et al. Microstructure Influence on Deformation and Failure Mechanism of Pretwisted Tungsten Heavy Alloys [J]. International Journal of Impact Engineering, 2000, 24: 747-758.

- [5] WEI Zhi-gang, YU Ji-lin, LI Jian-rong, et al. Influence of Stress Condition on Adiabatic Shear Localization of Tungsten Heavy Alloys [A]. Hypervelocity Impact Symposium [C]. Galveston, Texas, USA, 2000.
- [6] Chichili D R, Ramesh K T. Recovery Experiments for Adiabatic Shear Localization: a Novel Experimental Technique [J]. Journal of Applied Mechanics, 1999, 66: 10-20.
- [7] Johnson G R, Cook W H. A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strain Rates and High Temperatures [A]. Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics [C]. The Hague, The Netherlands, 1983: 541-548.
- [8] Yadav S, Ramesh K T. The Mechanical Properties of Tungsten-based Composites at Very High Strain Rates [J]. Material Science and Engineering A, 1995, 203: 140-153.
- [9] Meyers M A, Chawla K K. 金属力学 [M]. 程莉, 杨卫, 黄克智, 译. 北京: 高等教育出版社, 1993.

Numerical Simulation of Adiabatic Shear Localization in Truncated-conic Specimens of Tungsten Heavy Alloys Under Impact Loading

LI Jian-rong, YU Ji-lin, WEI Zhi-gang

(Department of Modern Mechanics, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, Anhui, China)

Abstract: The deformation behavior and shear localization in truncated-conic specimens of tungsten heavy alloys under impact loading are simulated by the finite element code ABAQUS. A 2-D axis-symmetric adiabatic model is employed in the simulation and the Johnson-Cook model is used to describe the thermo-viscoplastic response of the specimen material. In order to obtain the specimen deformation in different scales, two meshes are used. First, a coarse mesh is used to obtain a global picture of the deformation. Then, a refined mesh (in a local region, the minimum mesh size is $10\mu\text{m}$) is used to analyze the initiation and propagation of the adiabatic shear band (ASB). The location and propagations of ASB predicted by present FEM simulation show good agreement with the experimental results. The calculation results show that the stress condition has significant influence on the initiation and propagation of adiabatic shear band.

Key words: tungsten heavy alloys (WHA); adiabatic shear; finite element simulation