

文章编号: 1001-1455(2010)05-0463-09

# JH-2 模型及其在 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷低速撞击数值模拟中的应用\*

杨震琦, 庞宝君, 王立闻, 迟润强

(哈尔滨工业大学航天学院, 黑龙江 哈尔滨 150080)

**摘要:** 利用现有文献数据以及实验与数值模拟结合的方法得到了  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷的 Johnson-Holmquist II (JH2) 本构模型参数, 并且基于这种含损伤的动态本构模型, 采用 LS-DYNA 显式有限元软件对  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷在低速撞击下的破碎过程进行了数值模拟, 再现了试件的损伤演化与动态破碎过程。结果表明,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷在冲击载荷作用下, 主要呈轴向劈裂状破坏; 随着输入压缩波加载时间的减小, 试件的破碎程度加剧; 利用 JH-2 模型对  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷在 SHPB 实验中的动态损伤演化过程的模拟结果与实验回收试件的破碎模式基本一致, 从而验证了 JH-2 模型在模拟低速撞击下陶瓷动态破碎过程的有效性和可行性。

**关键词:** 固体力学; JH-2 模型; 动态破碎;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷

**中图分类号:** O346.5

**国标学科代码:** 130·1540

**文献标志码:** A

## 1 引言

陶瓷材料具有低密度、高硬度、高强度、高熔点以及化学性能稳定等特性, 因此在各种军用武器防护装甲中得到了广泛应用<sup>[1]</sup>。在准静态或低应变率加载条件下, 陶瓷材料可以被看作是 1 种弹脆性材料, 但是随着应变率的提高, 陶瓷材料则会表现出一定的应变率效应及非弹性变形特征。真实地模拟陶瓷材料在冲击载荷下的损伤、碎裂过程, 是陶瓷材料动态破碎过程数值模拟中的难点。

目前, 应用最广的陶瓷材料动态本构模型是 Johnson-Holmquist II (JH-2) 模型<sup>[2]</sup>, 主要用于模拟陶瓷等脆性材料在大变形、高应变率以及高压下的强度、应变率效应、损伤劣化等力学行为。JH-2 模型包括应变率、静水压力以及与损伤相关的强度模型和多项式形式的状态方程。它是在 JH-1 模型<sup>[3]</sup>基础上, 加入强度的连续损伤劣化效应来描述材料的梯度破坏过程。加载过程中材料首先表现为弹性性质, 直到应力水平达到材料的屈服极限, 材料开始发生损伤。随着损伤的逐渐积累, 陶瓷材料发生劣化, 最终完全破碎。

对于弹体侵彻、穿甲、平面撞击等高速撞击实验(撞击速度大于 500 m/s)的数值模拟, JH-2 模型可以很好地预测粒子自由面速度、冲击波剖面、侵彻深度以及弹体的剩余速度等<sup>[4-6]</sup>。陶瓷材料在低速撞击(撞击速度小于 50 m/s)条件下, 损伤演化与动态破碎则成为模拟研究中的重点与难点, 但针对这方面的工作却少见报道。为此, 本文中首先根据文献现有的实验数据结合准静态以及动态压缩实验结果得到状态方程与强度模型参数, 利用实验与数值模拟相结合的方法得到材料的损伤度函数。利用 LS-DYNA 显式有限元软件, 采用 JH-2 模型开展数值模拟, 再现  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷在 SHPB 实验中损伤演化与动态破碎过程。将模拟结果与实验回收试件的破碎模式进行比较, 从而验证 JH-2 模型用于模拟低速撞击下陶瓷损伤演化与动态破碎的有效性和可行性。

## 2 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷 JH-2 模型参数确定

实验中所用的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷试件是热压烧结成型的 95 瓷, 平均密度  $\rho = 3\,741\text{ kg/m}^3$ 。通过静态压缩

\* 收稿日期: 2009-07-13; 修回日期: 2009-10-30

基金项目: 国家空间碎片专题研究基金项目(kjsp06211)

作者简介: 杨震琦(1981—), 男, 博士研究生。

实验并在试件表面直接测量横向应变与纵向应变,可以得到样品的弹性模量  $E=295.66$  GPa,泊松比  $\nu=0.233$ 。计算求得纵波波速为  $9594.1$  m/s,横波波速为  $5661.1$  m/s,体积模量  $K_1=184.56$  GPa,切变模量  $G=120.34$  GPa。

## 2.1 状态方程参数

状态方程用来描述材料体积应变与静水压力之间的关系,在低速撞击下由于静水压力张量较小,因此状态方程可以由简单的线性形式表示。但是由于确定损伤度函数时需要比较准确的高压状态方程,因此建立3次多项式形式的状态方程。

材料未发生损伤( $D=0$ )时,JH-2本构模型中材料的状态方程可以表示为

$$p = K_1\mu + K_2\mu^2 + K_3\mu^3 \quad (1)$$

式中: $K_1$ 为材料的体积模量, $K_2$ 、 $K_3$ 为材料常数, $p$ 为静水压力, $\mu$ 为体应变。

材料开始发生损伤( $D>0$ )后,由于陶瓷发生径向膨胀,因此在多项式后要加入修正项  $\Delta p$ 。从能量转换的角度看,弹性能的减少将通过压力增量转化为材料内部的势能,那么能量转化方程可以表示为

$$(\Delta p_{t+\Delta t} - \Delta p_t)\mu_{t+\Delta t} + (\Delta p_{t+\Delta t}^2 - \Delta p_t^2)/(2K_1) = \beta\Delta U \quad (2)$$

式中: $\beta$ 为弹性能转化为势能的转化系数, $U$ 为内能。

高压下材料的  $p-\mu$  曲线一般是利用平面撞击实验得到的,但是得到的1维应变状态下的应力张量包括静水压力张量及偏应力张量,很难进行数据解耦得到静水压力与体应变的关系,因此利用Z. Wang等<sup>[7]</sup>基于金刚石压腔实验测试得到的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷静压数据拟合出状态方程参数  $K_2=185.87$  GPa, $K_3=157.54$  GPa。那么JH-2模型中的状态方程为

$$p = 184.56\mu + 185.87\mu^2 + 157.54\mu^3 \quad (3)$$

假设材料损伤积累过程中,由损伤引起的弹性内能损失完全转化为势能,则式(2)中  $\beta=1$ 。

图1给出了Z. Wang等<sup>[7]</sup>的实验数据点和式(3)表示的状态方程曲线,并与D. E. Grady<sup>[8-9]</sup>的平面撞击实验数据进行比较。由图可见由平面撞击实验在相同的体应变下获得的压力值略高于状态方程曲线。因此,利用金刚石压腔实验获得的方程(3)可以消除偏应力张量的影响,使状态方程参数更准确。

## 2.2 强度模型参数

JH-2强度模型是将材料的等效应力表示成静水压力的幂函数形式并且与应变率和损伤因子  $D$  相关,其中定义的量纲一强度模型为

$$\sigma^* = \sigma_i^* - D(\sigma_i^* - \sigma_f^*) \quad (4)$$

当材料未发生损伤( $D=0$ )时,量纲一等效应力可以表示为

$$\sigma_i^* = A(p^* + \sigma_{i,m}^*)^N [1 + C \ln(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)] \quad (5)$$

当材料完全破碎( $D=1$ )时,量纲一等效应力为

$$\sigma_f^* = B(p^*)^M [1 + C \ln(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)] \quad (6)$$

同时等效破碎强度应小于材料的最大破碎强度  $\sigma_{f,max}^*$ 。强度模型中引入的材料常数为  $A$ 、 $B$ 、 $C$ 、 $M$ 、 $N$ 、 $\sigma_{i,m}^*$  以及  $\sigma_{f,max}^*$ 。 $p^*$ 为量纲一静水压力, $p^* = p/p_{HEL}$ , $\sigma_{i,m}^* = \sigma_{i,m}/p_{HEL}$ ,其中, $p_{HEL}$ 为材料处于Hugoniot弹性极限时的压力分量, $\sigma_{i,m}$ 为材料能承受的最大静水拉应力,量纲一应变率等于真实应变率  $\dot{\epsilon}$  与参考应变率  $\dot{\epsilon}_0$  之比。

$\text{Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷的Hugoniot弹性极限( $\sigma_{HEL}$ )可以由平面撞击实验得到,根据D. E. Grady<sup>[9]</sup>的平面撞击

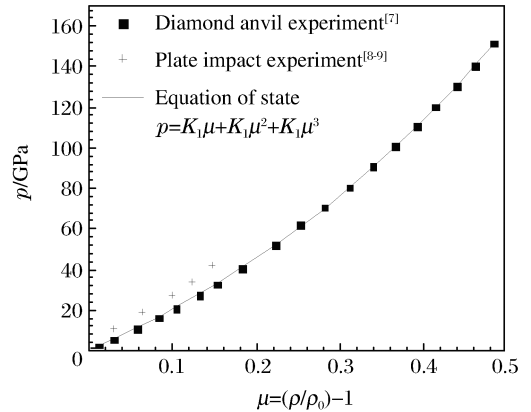


图1 静水压力与体应变的关系

Fig. 1 Relationship between hydrostatic pressure and volume strain

数据(6.2±0.4) GPa、常敬臻<sup>[10]</sup>的实验数据 5.0~5.9 GPa,本文中 JH-2 模型的  $\sigma_{\text{HEL}}$  取为 6.0 GPa。Hugoniot 弹性极限可以分解成由静水压力张量与偏应力张量表示的形式

$$\sigma_{\text{HEL}} = p_{\text{HEL}} + \frac{2}{3}s_{\text{HEL}} \tag{7}$$

由 Hooke 定律的畸变率<sup>[11]</sup>,得到偏应力张量与体应变的关系

$$s = 2G \frac{\mu}{1 + \mu} \tag{8}$$

将式(3)与式(8)带入式(7),可得

$$\sigma_{\text{HEL}} = K_1\mu_{\text{HEL}} + K_2\mu_{\text{HEL}}^2 + K_3\mu_{\text{HEL}}^3 + \frac{4}{3}G \frac{\mu_{\text{HEL}}}{1 + \mu_{\text{HEL}}} \tag{9}$$

根据式(9),可以解得  $\mu_{\text{HEL}} = 0.0174$ ,将其代入式(1)可得  $p_{\text{HEL}} = 3.268$  GPa,因此偏应力  $s_{\text{HEL}} = 4.116$  GPa。

D. E. Grady<sup>[9]</sup>的平面撞击实验中得到 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷的层裂强度为 0.5~0.8 GPa,该应力状态包含静水压力张量与偏应力张量,假设材料可以承受的最大静水拉应力  $\sigma_{t,m}$  为 0.3 GPa,那么量纲一化的  $\sigma_{t,m}^* = \sigma_{t,m}/p_{\text{HEL}}$ 。为了得到未损伤陶瓷的强度模型,本文中利用 Instron 万能试验机与 SHPB 设备对 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 试件进行单轴压缩实验,实验结果见表 1,其中  $\sigma$  为单轴压缩强度,  $p$  为等效静水压力,  $\sigma^* = \sigma/\sigma_{\text{HEL}}$  为量纲一强度,  $p^* = p/p_{\text{HEL}}$  为量纲一静水压力。

图 2 给出了陶瓷在不同应变率下的应力应变关系,可见在准静态加载下陶瓷发生脆性破坏,塑性应变几乎为零,而高应变率下,陶瓷强度随变形的增大发生连续劣化,应力应变关系表现明显的非线性。

表 1 准静态与动态压缩实验结果

Table 1 Results of quasi-static and dynamic compression experiments

实验编号	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	$\sigma/\text{GPa}$	$p/\text{GPa}$	$\sigma^*$	$p^*$
Instron #1	$2.1 \times 10^{-3}$	1.000 8	0.333 9	0.243 1	0.102 2
Instron #2	$2.1 \times 10^{-3}$	1.003 1	0.333 7	0.243 7	0.102 1
Instron #3	$2.1 \times 10^{-3}$	0.980 1	0.336 1	0.238 1	0.102 8
SHPB #1	310	1.069 8	0.356 6	0.259 9	0.109 1
SHPB #2	310	1.067 1	0.355 7	0.259 3	0.108 8
SHPB #3	353	1.100 3	0.367 0	0.267 3	0.112 3
SHPB #4	360	1.126 2	0.375 1	0.273 6	0.114 7
SHPB #5	380	1.150 3	0.383 4	0.279 5	0.117 3

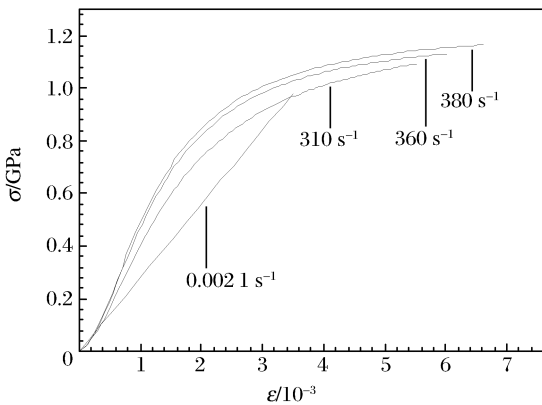


图 2 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷的动态应力应变曲线

Fig. 2 True stress-strain curves of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic under different load conditions

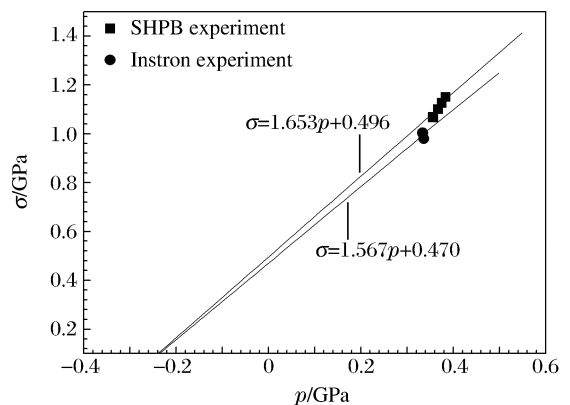


图 3 2 种不同应变率下的  $\sigma$ - $p$  曲线

Fig. 3  $\sigma$ - $p$  curves at two different strain rates

陶瓷材料未发生损伤时的强度模型为式(5),参考应变率 $\dot{\epsilon}=1.0\text{ s}^{-1}$ 。图 3 为  $2.1\times 10^{-3}$ 、 $350\text{ s}^{-1}$  等 2 种应变率下的  $\sigma_p$  曲线。为了计算应变率效应,将 2 组函数相除,图 4 为  $\sigma_1/\sigma_2$  随  $p$  的变化曲线。由图可见,当  $p>0.2\text{ GPa}$  时,不同应变率下的偏应力张量比值趋近常量 1.055。将上述 2 种应变率下的强度比代入式(5),可得

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \frac{1 + C \ln 350}{1 + C \ln 0.0021} = 1.055 \tag{10}$$

由式(10)可解得材料的应变率敏感系数  $C=0.0045$ 。

当材料未发生损伤( $D=0$ )时,方程(5)需要 2 个数据点求出未知量  $A$  和  $N$ 。其中 1 个数据点可由材料的 Hugoniot 弹性极限确定,即  $\sigma_{\text{HEL}}$  为  $6.0\text{ GPa}$ ,对应的应变率为  $10^5\text{ s}^{-1}$ [9]。另 1 个数据点,选取 SHPB 实验获得的在应变率为  $360\text{ s}^{-1}$  下,材料单轴压缩强度  $1.1262\text{ GPa}$ 。将他们代入方程(5),可解得  $N=0.764, A=0.889$ 。

当材料完全破碎( $D=1$ )时,方程(6)的材料参数可以根据 L. W. Meyer 等[12]的实验数据确定。根据 L. W. Meyer 等测试的平面撞击后  $\text{Al}_2\text{O}_3$  碎片(平均碎片尺寸  $1\text{ mm}$ )的强度与压力的关系,可解得  $B=0.29, M=0.53$ 。

图 5 为由方程(5)、(6)得到的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷的强度模型,其中假设单轴压缩下材料最大破碎强度与 Hugoniot 弹性极限相等,为  $4.116\text{ GPa}$ 。由图可见,强度模型与表 1 中的实验数据点及 L. W. Meyer 等测得  $\text{Al}_2\text{O}_3$  碎片准静态压缩实验数据较吻合,可以准确描述陶瓷强度在压缩过程中的变化规律。

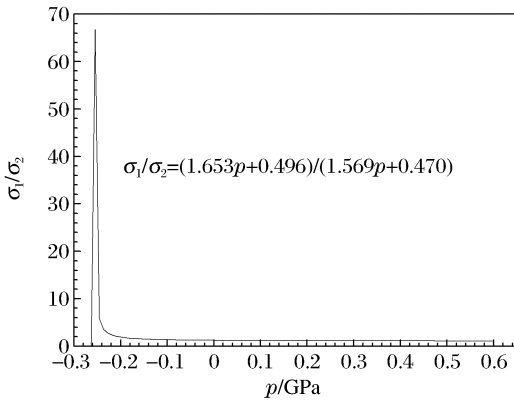


图 4  $\sigma_1/\sigma_2$  随  $p$  的变化曲线  
Fig. 4 Variation of  $\sigma_1/\sigma_2$  with  $p$

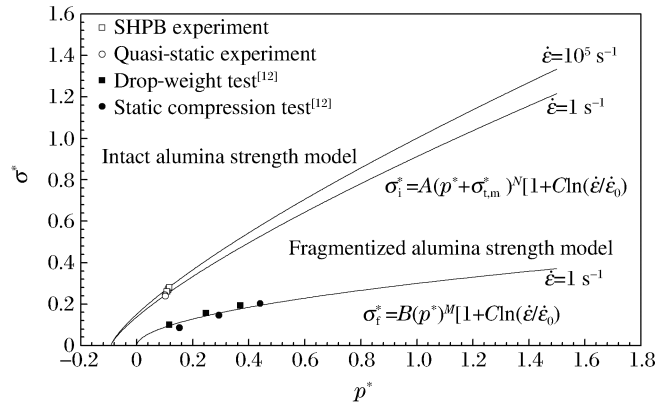


图 5  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷的 JH-2 强度模型  
Fig. 5 JH-2 strength models for for  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic

### 2.3 损伤模型

JH-2 本构模型中的损伤模型与 Johnson-Cook 的损伤模型[13]相同,损伤变量  $D$  可以表示为

$$D = \sum (\Delta \epsilon_p / \epsilon_p^f) \tag{11}$$

式中: $\Delta \epsilon_p$ 是单次循环内的有效塑性应变的积分, $\epsilon_p^f$ 是在一定压力下材料的破碎塑性应变,且

$$\epsilon_p^f = D_1 (p^* + \sigma_{t,m}^*) / D_2 \tag{12}$$

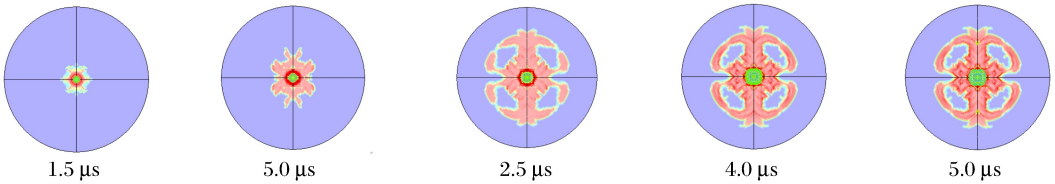
因此,JH-2 损伤模型中引入了材料损伤度函数  $D_1, D_2$ 。由于陶瓷材料在应变较小的情况下就要发生破碎,所以很难通过实验得到  $D_1, D_2$  的值,文献[4,6]中通过不同方法间接地反推材料的损伤函数。

本文中采用实验与数值模拟比较的方法来确定  $D_1, D_2$  的值,计算模型与 R. Subramanian 等[14]的长杆弹侵彻复合靶板( $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}$ )的实验条件相同,撞击速度为  $3529\text{ m/s}$ ,侵彻深度为  $25.5\text{ mm}$ 。由于陶瓷材料的强度随着损伤的积累而降低,见式(4),因此,通过改变不同的损伤度函数所得到的结果与实验结果相比较,优化出最终的  $D_1, D_2$  的值。图 6 为侵彻过程中若干时刻的陶瓷损伤状态云图(未显示表层的铝合金)。由图 6(a)可见, $1.5\text{ }\mu\text{s}$  时,弹体开始由结构表面的铝合金板进入陶瓷层,随着侵

彻深度的增加,陶瓷靶表面产生圆形的损伤区域,并向外扩展。2.5  $\mu s$  后,表面损伤图样近似不变,但弹体在陶瓷靶表面开坑直径增大,直到 5.0  $\mu s$  时弹体完全进入陶瓷靶后,表面坑径不再增加,直径约为弹体直径的 5 倍。图 6(b)为整体结构的 3 维损伤云图,可以看出陶瓷在撞击点发生损伤并沿纵向扩展,弹体长度随着侵彻的加深而逐渐变短。随着弹体的消蚀,相对损伤区域逐渐变小,这反映了长杆弹侵彻陶瓷材料的特点,即表层的损伤区域比内部的损伤区域范围大,整个侵彻坑的形状呈一个倒圆锥形,这与 R. Subramanian 等<sup>[14]</sup>的实验结果相符,可以证明数值模拟的有效性。

设模拟得到的侵彻深度为  $P_c$ ,实验侵彻深度为  $P_e$ 。随着损伤度函数  $D_1$ 、 $D_2$  的变化,数值模拟侵彻深度结果发生变化,计算结果见表 2,其中  $(P_e - P_c)/P_e$  为实验与模拟所得侵彻深度的误差。

(a) Surface damage by the long rod projectile to  $Al_2O_3$  ceramic



(b) Whole structural damage

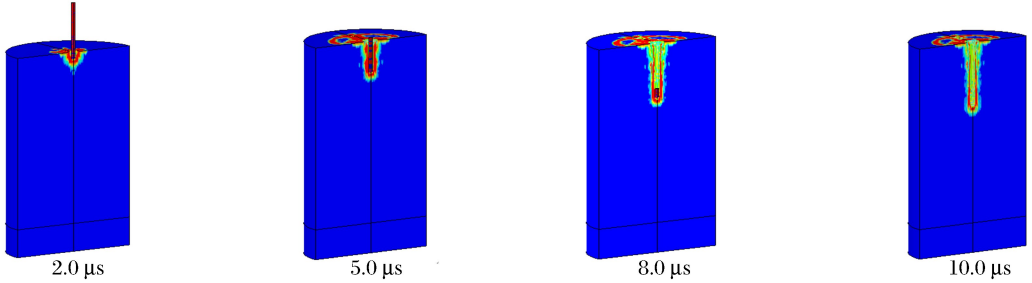


图 6 长杆弹侵彻  $Al_2O_3$  陶瓷复合靶材料损伤示意图

Fig. 6 Material damage of penetration behavior for long rod projectile to  $Al_2O_3$  ceramic composite target

表 2 数值模拟结果

Table 2 Results of numerical simulations

编号	$D_1$	$D_2$	$P_c/mm$	$[(P_e - P_c)/P_e]/\%$	编号	$D_1$	$D_2$	$P_c/mm$	$[(P_e - P_c)/P_e]/\%$
S01	0.001	0.7	24.382 1	4.38	S09	0.005	0.9	23.449 6	8.04
S02	0.003	0.7	24.382 3	4.38	S10	0.005	1.0	24.921 1	2.27
S03	0.005	0.7	24.382 3	4.38	S11	0.005	1.5	24.923 4	2.26
S04	0.007	0.7	21.964 2	13.86	S12	0.005	2.0	24.923 4	2.26
S05	0.009	0.7	21.853 8	14.29	S13	0.003	1.0	24.912 2	2.27
S06	0.005	0.5	21.919 2	14.05	S14	0.005	1.0	24.912 2	2.27
S07	0.005	0.6	21.989 0	13.76	S15	0.007	1.0	22.381 2	12.23
S08	0.005	0.8	22.179 2	13.02	S16	0.009	1.0	22.106 1	13.31

参考 JH-2 模型其他陶瓷材料的损伤度函数取值<sup>[5-6,10]</sup>范围,假设  $D_1 \in [0.001, 0.009]$ ,  $D_2 \in [0.5, 2.0]$ 。首先,固定  $D_2$  的值为 0.7,使  $D_1$  在 0.001~0.009 范围内变化(如 S01~S05),发现当  $D_1 \leq 0.005$ ,随着  $D_1$  的增大,误差值不发生变化;而当  $D_1 > 0.005$ ,随着  $D_1$  的增大,模拟与实验之间的误差逐渐增大,当  $D_1 = 0.009$  时,最大误差达到 14.05%。因此  $D_1$  初步选为 0.005。然后,固定  $D_1$  为 0.005,使  $D_2$  在 0.5~2.0 之间变化(如 S06~S12),发现当  $D_2 < 1.0$  时,随着  $D_2$  的增大,误差逐渐减小;但当  $D_2 \geq 1.0$  时,误差近似不变,约 2.27%,因此将  $D_2$  的值固定为 1.0。最后,为了验证  $D_2 = 1.0$  时,取  $D_1 = 0.005$  的模拟结果与实验结果差别较小,增加了 S13~S16 等 4 组模拟工况。结果表明,随着  $D_1$  的变化,结果误差变化规律与 S01~S05 相同。因此,选取模拟工况中与实验误差较小的 1 组作为  $Al_2O_3$  陶

瓷 JH-2 模型的损伤度参数,即  $D_1=0.005, D_2=1.0$ 。

### 3 数值模拟分析

#### 3.1 有限元模型

实验在  $\varnothing 12.7$  mm 的 SHPB 系统上进行,入射杆与透射杆长均为 1 m,子弹长为 0.2 m,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷试件为  $\varnothing 10$  mm  $\times$  8 mm 的短圆柱。共进行了 2 次实验,子弹速度均为 32 m/s,其中 1 次利用铅垫整形器对入射波进行整形,使矩形压缩波变为幂函数形状的压缩波。利用 LS-DYNA 显式有限元软件模拟 2 种条件下的陶瓷试件的动态破碎过程。建立与实验系统相同的有限元模型,为了减小计算量,透射杆模型长度取为 0.5 m。

3D 实体模型采用 8 节点的 Solid164 动态显式单元进行网格划分,如图 7 所示。为了准确模拟陶瓷动态破碎的过程,将陶瓷材料的网格细化。

有限元模型的入射杆、陶瓷试件、透射杆的单元数分别为 153 600、288 000、76 800。由于实验中为了减小摩擦,在试件与压杆接触面上涂抹了凡士林,因此端面摩擦可以近似为 0。基于此,模拟各个界面的接触为点面接触条件且假设界面之间光滑无摩擦。入射杆与透射杆材料均为高强钢,采用线弹性材料模型;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷采用 JH-2 本构模型,模型参数为前文得到的数据。

#### 3.2 计算结果

分别计算了 SHPB 入射杆端部加铅垫整形器与不加整形器 2 种工况下的波形结果,并与实验得到的应力波形进行比较,如图 8 所示。可以发现实验与模拟得到的应力波波形吻合较好,形状基本一致。由于陶瓷材料的波阻抗较高,因此反射波的幅值与宽度较小,透射波幅值近似与入射波相同。由于模拟中透射杆长度为 0.5 m,因此还可以看到透射波反射后的应力波形。

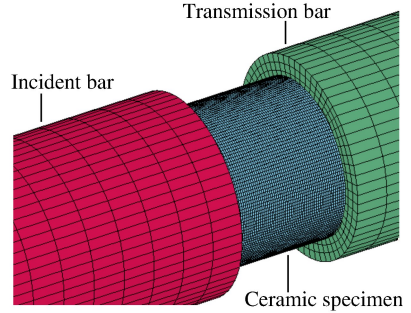


图 7 SHPB 系统有限元模型

Fig. 7 The finite element model of the SHPB device

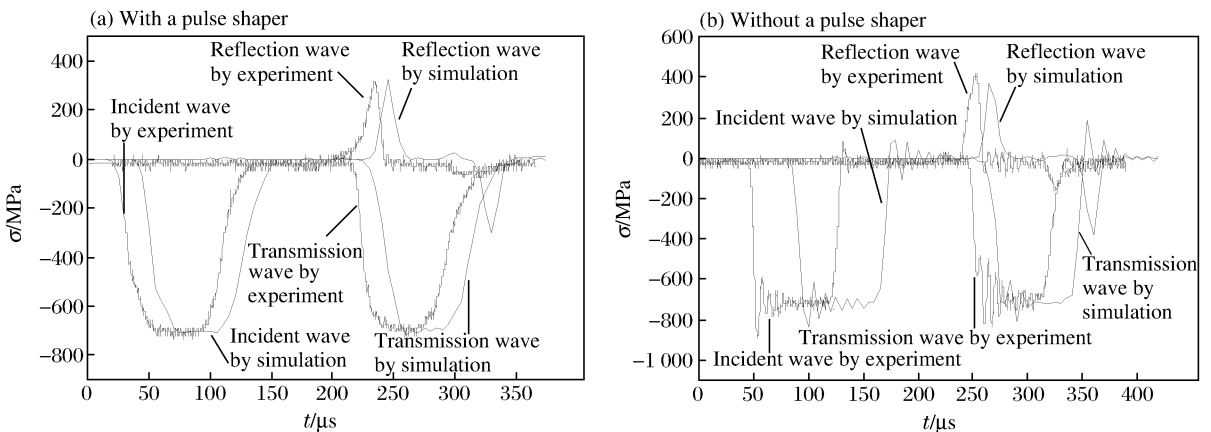


图 8 SHPB 实验与模拟波形比较

Fig. 8 Comparison between experiment and simulation of SHPB waveform

图 9 为  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷在不同形状压缩波作用下材料表面及内部 A-A 截面损伤演化云图。从图中可以看出,陶瓷材料的破碎模式主要是呈纵向劈裂状破坏,破坏程度与不同的入射波形状有关。图 9(a) 为陶瓷在幂函数形压缩波作用下的损伤演化模式,200  $\mu\text{s}$  时压缩波波前到达试件表面,由于  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷内的纵波波速为 9 591 m/s,因此经过 0.8  $\mu\text{s}$  后压缩波就到达了试件后表面,所以模拟中在试件前后表面边缘处同时出现若干损伤区域(图 9(a),205  $\mu\text{s}$ ),随着时间的增加,试件两侧损伤积累并沿表面纵向扩展,前后表面损伤扩展并连接在一起,使表面形成纵向的裂纹。同样,对于 A-A 截面的损伤图样可以

看出初始损伤区域在试件中心形成,并向外扩展,最终形成一个环状的损伤带,内部裂纹由损伤带向外扩展与表面裂纹相连,使试件彻底破碎。

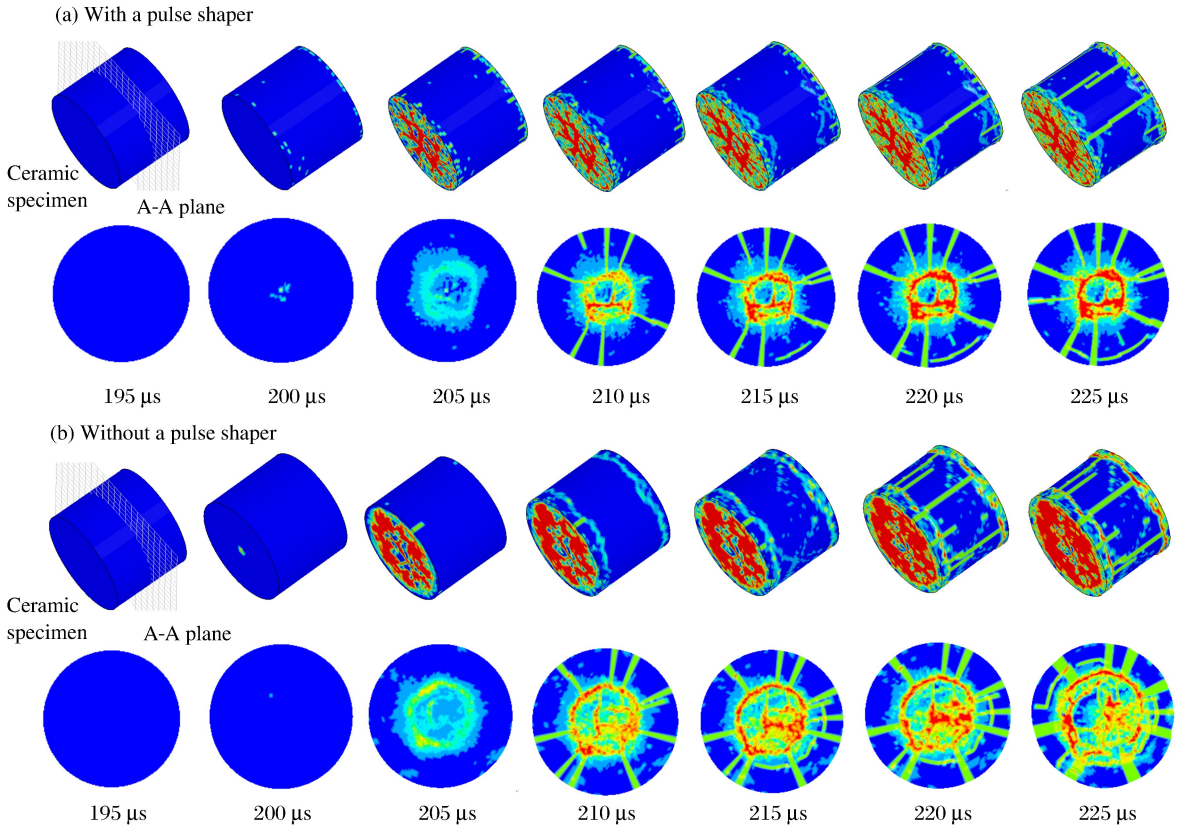


图 9 SHPB 模拟试件表面及 A-A 截面损伤云图

Fig. 9 Damage patterns of ceramic surfaces and A-A cross sections of ceramic specimens for SHPB simulation

图 9(b)为陶瓷在矩形压缩波作用下的损伤演化模式,同图 9(a)比较可以看出,随着应变率的提高,试件前后表面损伤区域增大,表面裂纹数增多(图 9(b),  $220 \mu s$ ),在与压杆接触的表面处发生较大变形,形成 2 块明显的破坏区域。由 A-A 截面的损伤图样可以看出与图 9(a)相同的损伤模式,但是试件的中心区域并没有形成环状损伤带,而是在整个区域发生较大的损伤,形成许多小碎片。

图 10 为与图 9 模拟载荷条件相同的实验中回收的  $Al_2O_3$  陶瓷试件的破坏照片。由图 10(a)可见,当陶瓷试件在幂函数压缩波的作用下,破碎成不规则的 5 块碎片,其中 1 块为中心部分碎片,其余为边缘碎片,这与图 9 得到的破碎形式相吻合。图 10(b)为无整形器 SHPB 实验得到的  $Al_2O_3$  试件的破坏模式。可见陶瓷材料在矩形压缩波的作用下,劈裂成许多不规则的碎片,其中大部分大碎片是边缘碎片,中心区域的小碎片成短针状,并发现试件表面有材料剥落现象,这些现象与图 9(b)模拟结果吻合。

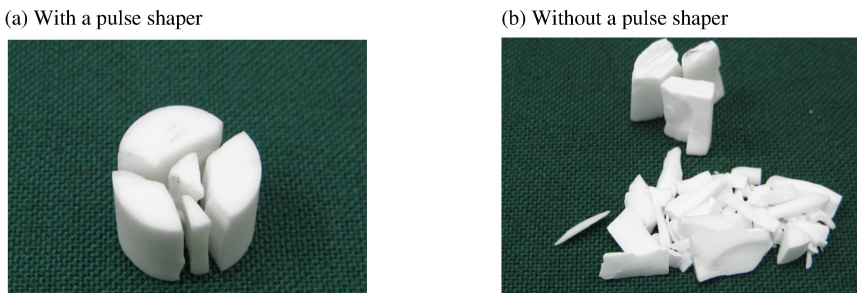


图 10 SHPB 实验试件破坏模式

Fig. 10 Specimen fragmentation modes in SHPB test

从实验与模拟结果可以看出,在相同峰值压力下,强间断波比加速度波对陶瓷试件造成的损伤更严重。这主要是由于 SHPB 实验对于不同入射波情况,材料内部的应力均匀性不同造成的,上升时间越长材料内部的应力均匀性越好<sup>[15]</sup>。图 11 为 2 种工况下陶瓷材料轴向的应力分布图,其中  $x$  方向为应力波传播时间, $y$  轴为试件坐标( $y=0$  mm 为入射杆与试件接触面, $y=8$  mm 为试件与透射杆接触面), $z$  方向为沿试件轴线方向的应力。

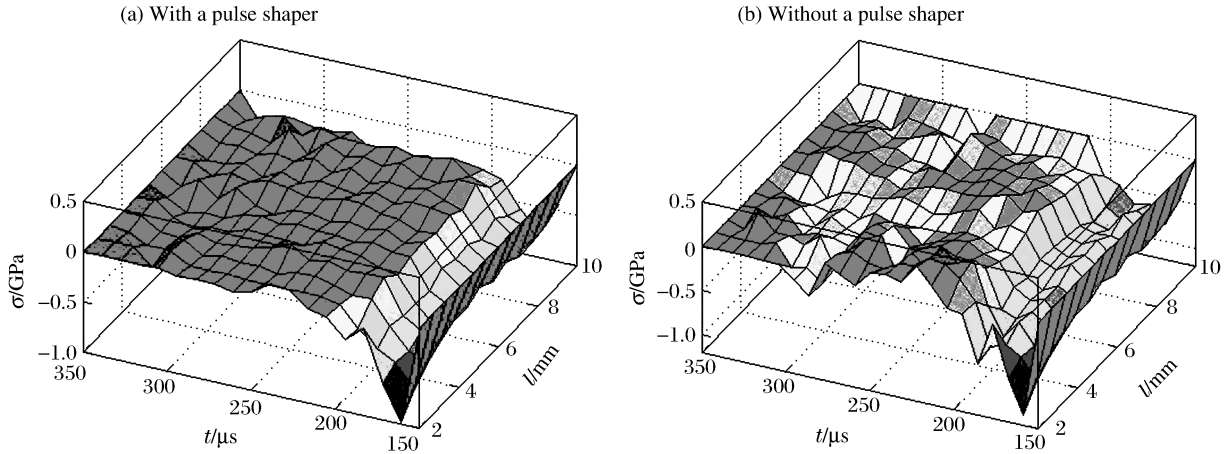


图 11 2 种工况下 SHPB 实验中陶瓷试件的轴向应力均匀性

Fig. 11 Axial stress uniformity of ceramic specimens in the SHPB experiments

由图 11 可以发现:(1)初始加载段(150~180  $\mu$ s),矩形脉冲上升时间明显小于幂函数形脉冲上升时间,试件需要在短时间内达到较高的应力状态。试件输入杆和输出杆接触面有 2 块明显的压应力极值区,试件内部应力小于边缘应力,可见材料加载过程中内部应力不均匀。在应力波动剧烈的区域试件内部的应力状态较复杂,容易在夹杂、微孔洞处产生应力集中造成局部拉压不均,引起试件破碎。(2)初始加载过后(180~250  $\mu$ s),幂函数应力波作用下的试件内部应力逐渐均匀,且外侧应力趋近于 0;矩形脉冲下试件内部波动较剧烈,且在边缘处出现明显的拉应力区域。陶瓷材料拉压性能不对称,抗压强度约为抗拉强度的 6 倍以上,因此在拉应力区更容易形成裂纹源,造成试件的破碎。

## 4 结论

讨论了描述陶瓷材料动态损伤的 JH-2 本构模型及其参数的确定,并对  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷在低速 SHPB 实验中的损伤演化过程及破碎形式进行了模拟,得到如下结论:

(1)利用 JH-2 本构模型可以较准确的模拟陶瓷在低速撞击下的动态破碎模式及损伤演化形式。

(2) $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷在动态压缩过程中,损伤首先在试件前后端面上积累并逐渐沿纵向扩展,试件内部产生 1 个环形的损伤带,内部损伤由损伤带向外呈放射状扩展,并与外部损伤相连,造成试件整体破碎。陶瓷试件主要发生径向劈裂状破碎,破碎碎片包括中心区域碎片以及材料边缘碎片。

(3)随着压缩波波前上升时间的减小,造成试件内部应力不均匀分布,产生拉应力区域,使陶瓷试件的破碎程度增大,中心碎片从 1 个完整的大碎片变成短针状的小碎片。

## 参考文献:

- [1] Straßburger E. Ballistic testing of transparent armour ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2009, 29(2):267-273.
- [2] Johnson G R, Holmquist T J. An improved computational constitutive model for brittle materials[C]// High Pressure Science and Technology-1993, New York: AIP Press, 1994:981-984.
- [3] Johnson G R, Holmquist T J, A computational constitutive model for brittle materials subjected to large strains, high strain rates and high pressures[C]// Meyers M A, Murr L E, Staudhammer K P. Shock-wave and High-

strain-rate Phenomena in Materials. New York: Marcel Dekker Inc., 1992:1075-1081.

- [4] Holmquist T J, Johnson G R, Lopation C M, et al. High strain rate properties and constitute modeling of grass[C] // Proceedings of the 15th International Symposium on Ballistics. Jerusalem, Israel, 1995.
- [5] Johnson G R, Holmquist T J. Response of boron carbide subjected to large strains, high strain rates, and high pressures[J]. Journal of Applied Physics, 1999,85(12):8060-8073.
- [6] Holmquist T J, Templeton D W, Bishnoi K D. Constitutive modeling of aluminum nitride for large strain, high-strain rate, and high-pressure applications[J]. International Journal of Impact Engineering, 2001,25(3):211-231.
- [7] Wang Z, Mao H, Saxena S K. The melting of corundum ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) under high pressure conditions[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2000,299(1-2):287-291.
- [8] Grady D E. Dynamic properties of ceramic materials[R]. SAND94-3266,1995.
- [9] Grady D E. Shock-wave compression of brittle solids[J]. Mechanics of Materials, 1998,29(3-4):181-203.
- [10] 常敬臻, 刘占芳, 李英华, 等. 冲击压缩下 A95 陶瓷动态力学特性数值模拟[J]. 材料科学与工程学报, 2007,25(4):616-619.  
CHANG Jing-zhen, LIU Zhan-fang, LI Ying-hua, et al. Numerical simulations for dynamic behaviors of A95 ceramic under shock compression[J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2007,25(4):616-619.
- [11] 王礼立. 应力波基础[M]. 第2版. 北京:国防工业出版社, 2005:178-187.
- [12] Meyer L W, Faber I. Investigations on granular ceramics and ceramic powder[J]. Le Journal de Physique IV, 1997,7(C3):565-570.
- [13] Johnson J R, Cook W H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1985,21(1):31-48.
- [14] Subramanian R, Bless S J. Penetration of semi-infinite AD995 alumina targets by tungsten long rod penetrators from 1.5 to 3.5 km/s[J]. International Journal of Impact Engineering, 1995,17(4-6):807-816.
- [15] Yang L M, Shim V P W. An analysis of stress uniformity in split Hopkinson bar test specimens[J]. International Journal of Impact Engineering, 2005,31(2):129-150.

## JH-2 model and its application to numerical simulation on $\text{Al}_2\text{O}_3$ ceramic under low-velocity impact\*

YANG Zhen-qi, PANG Bao-jun, WANG Li-wen, CHI Run-qiang

(School of Astronautics, Harbin Institute of Technology, Harbin 150080, Heilongjiang, China)

**Abstract:** Parameters of the Johnson-Holmquist constitutive model (JH-2) were determined for  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic from the existing literature data by using a combination method of experimental and numerical techniques. Based on this JH-2 model containing damage, an explicit finite element analysis code LS-DYNA was applied to simulate the damage mechanism and fragmentation process of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic subjected to low-velocity impact in a SHPB system. The results of this work may be summarized as follows: Under dynamic compression,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic mainly takes on axial split damage; The shorter the loading time of the incident compression wave, the more seriously the specimens are fragmented; The specimen fragmentation modes simulated by the JH-2 model are in agreement with those of the recovered specimens in SHPB test.

**Key words:** solid mechanics; JH-2 model; dynamic fragmentation;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic

\* Received 13 July 2009; Revised 30 October 2009

Corresponding author: YANG Zhen-qi, yangzqi@hotmail.com