文章编号:1000-5773(2007)02-0129-07

平面冲击波压缩下氧化铝陶瓷的动态强度*

刘占芳[1],常敬臻[1,2],唐录成[1,3],姚国文[4],李建鹏[1]

(1. 重庆大学资环学院工程力学系,重庆 400044;
2. 中国工程物理研究院结构力学研究所,四川绵阳 621900;
3. 中国工程物理研究院,四川绵阳 621900;
4. 重庆交通学院土木建筑学院,重庆 400074)

摘要:简述了一维应变压缩条件下的材料动态强度表征,指出了静水压力和高应变率效应的强度影响。基于 Drucker-Prager 屈服准则,提出了 Hugoniot 弹性极限表征的修正形式。进行了氧化铝陶瓷平板撞击实验,采用 VISAR 测试了氧化铝陶瓷样品的自由面质点速度历程,讨论了氧化铝陶瓷动态压缩强度的测定和存在的问题,对实验现象进行了一定的探讨。结果表明,材料动态强度的表征与实验测定之间存在相当大的差距。

关键词:氧化铝陶瓷;屈服准则;动态压缩强度;平板冲击实验
中图分类号:O347.3 **文献标识码**:A

1 引 言

材料在不同应力加载条件下的力学本构行为存在着显著的差异性。绝大多数金属材料在高压和高应变率条件下的唯象本构行为出现明显塑性的力学特征,其力学本构行为的描述一般是把准静态的塑性理论推广到冲击加载的高应变率状态,例如 Johnson-Cook[1]、Zerilli-Armstrong[2]、Bodner-Partom[3] 等本构方程,这类延性材料在低压或高压和高应变率加载下的力学本构模型,长期以来是冲击动力学和高压物理领域的一个研究前沿和讨论热点[4-5]。同样重要的是关于脆性材料在高压和高应变率冲击加载下的物理力学性质,作为一种典型的脆性材料,氧化铝陶瓷因其纯度、成分、结晶等因素会造成材料物理力学性质的变化,在高压和高应变率的实验条件下呈现脆性材料的力学行为。确认氧化铝陶瓷在平面冲击波加载条件下的动态强度,并了解其强度演化是描述强动载条件下材料力学性质和建立适合的本构关系和物态方程的基础工作。

平板冲击实验条件可维持一维应变状态下的平面冲击波加载过程。一维应变状态对应着三维应力状态,一维应变状态下的压力水平要大于一维应力状态,应变率也随之提高。在一维应力加载情况下,一般金属材料的屈服应力都在 1 GPa 以下,即使考虑屈服应力的应变率强化效应,譬如 Hopkinson 杆实验所示[5],率敏感材料的流动应力与应变率的对数成近似线性关系,但是,材料强度限制了应力水平的无限增加。此外,更高的应变率也意味着更高的应力水平,提高应变率同样会受到材料强度的制约。而在一维应变冲击波加载下,对应着不同的材料,冲击压力的强度水平在 1~20 GPa 之间,应变率可达到 $10^4 \sim 10^7/s$[6]。探讨这种高压和高应变率状态下的材料力学行为在理论和实验测试上,长期以来是一个难点。轻气炮加载下的平板冲击实验是产生高压和高应变率状态的典型实验手段,本研究结合氧化铝陶瓷平板冲击实验结果,讨论氧化铝陶瓷在高压和高应变率条件下的动态压缩强度问题。

* **收稿日期**:2006-03-03;**修回日期**:2006-04-28
基金项目:国家自然科学基金委员会与中国工程物理研究院联合基金(10376046);国家自然科学基金(10572158)
作者简介:刘占芳(1963—),男,博士,教授,主要从事结构动力学研究. E-mail:zhanfang@cqu.edu.cn

2 材料的动态压缩强度表征

在一维应变压缩条件下，金属材料会由弹性变形发展到塑性流动直至过渡到近似流体状态，设笛卡尔坐标系的 x 轴为冲击加载方向，两个横轴为 y 轴和 z 轴，在 Tresca 或 von Mises 屈服准则适用的条件下，容易得到 Hugoniot 弹性极限为[7]

$$\sigma_{\mathrm{H}}=\frac{1-\nu}{1-2\nu}Y_{\mathrm{c}} \tag{1}$$

式中：ν 为材料的泊松系数；金属类延性材料在等向强化的情况下，Y_{c} 为静态拉压屈服强度。Hugoniot 弹性极限表征了材料在一维应变压缩条件下弹性响应所能达到的上限应力，对于大多数金属材料，若 $\nu=1/3$，则 $\sigma_{\mathrm{H}}=2Y_{\mathrm{c}}$。

当脆性材料由弹性变形发展到破坏而没有出现明显的塑性变形时，考虑到破坏过程的物理机制并采用断裂力学的观点，Rosenberg[8] 建议用 Griffith 的二维屈服准则代替 Tresca 或 von Mises 屈服准则，即满足

$$(\sigma_x-\sigma_y)^2=Y_{\mathrm{c}}(\sigma_x+\sigma_y) \tag{2}$$

式中：脆性材料的压缩强度 $Y_{\mathrm{c}}=8\sigma_0$，σ_0 为脆性材料的简单拉伸强度。在一维应变条件下，得到相应的 Hugoniot 弹性极限为[8]

$$\sigma_{\mathrm{H}}=\frac{1-\nu}{(1-2\nu)^2}Y_{\mathrm{c}} \tag{3}$$

考虑到脆性材料的泊松系数 $\nu=0.15\sim0.25$，则 $\sigma_{\mathrm{H}}=1.7\sim3Y_{\mathrm{c}}$。类似地，Grady[9] 利用 Griffith 的三维屈服准则，得到脆性材料的 Hugoniot 弹性极限为

$$\sigma_{\mathrm{H}}=\frac{1-\nu^2}{(1-2\nu)^2}Y_{\mathrm{c}} \tag{4}$$

此时，若取泊松系数 $\nu=0.15\sim0.25$，则 $\sigma_{\mathrm{H}}=(2\sim3.75)Y_{\mathrm{c}}$。因此，Rosenberg 和 Grady 对 Hugoniot 弹性极限的修正基本上调高了与一维应力状态拉压强度间的系数因子。

一维应变条件下材料可获得高压状态，增加静水压力会极大提高材料的屈服强度，因此，应该考虑对 Hugoniot 弹性极限的另一种修正。考虑计及静水压力的 Drucker-Prager 屈服条件为[10]

$$\alpha I_1+\sqrt{J_2}-k=0 \tag{5}$$

式中：α 和 k 为正的材料常数，I_1 为应力张量的第一不变量，J_2 为应力偏量的第二不变量，k 与材料的一维拉压强度有关，当材料的 $\alpha=0$ 时，Drucker-Prager 屈服准则蜕化为 von Mises 屈服准则。考虑一维应变压缩状态，由(5)式有

$$\sigma_{\mathrm{H}}=\frac{1-\nu}{1-2\nu-\sqrt{3}\alpha(1+\nu)}Y_{\mathrm{c}} \tag{6}$$

(6)式描述了考虑静水压力状态对 Hugoniot 弹性极限的修正，若令 σ_{H} 与压缩强度 Y_{c} 间的系数为 δ，则 α 对 δ 的影响程度参见图 1 所示。

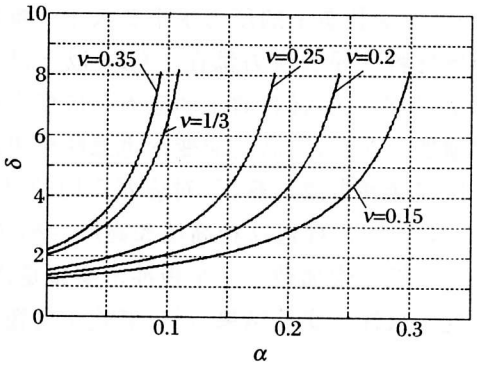


图 1 系数 δ 与材料参数 α 的关系

Fig. 1 The relations between coefficient δ and material parameter α

图 1 显示了材料的泊松效应和静水压力对 Hugoniot 弹性极限的联合影响，泊松效应明显的材料，则 σ_{H} 相对较大。由于 α 是材料参数，联系 Mohr-Coulomb剪切破裂准则和 Drucker-Prager 屈服条件的关系，可知 α 直接关联于材料的内摩擦角 φ，因此，σ_{H} 与压缩强度 Y_{c} 的关系也关联于材料的抗剪能力，即材料的泊松系数一定时，抗剪强度越高，α 越大，则 Hugoniot 弹性极限越高。

正确决定材料的 Hugoniot 弹性极限不仅要考

虑压力状态的影响因素,在很多实际情况下,还应考虑高应变率的影响。工程上很多情况是高压和高应变率同时出现,特别是实验研究中,为了在实验室中再现材料在工程应用中经历的真实历程,往往通过高速撞击的实验方法研究材料的力学响应,典型的是平面冲击波加载产生的一维应变状态,这是一个高应变率短时历程,其应变率效应可以包括:(1) 对较多率敏感材料,高应变率可提高材料的屈服强度,即应变率强化效应;(2) 材料动态破坏的延迟效应,即材料达到破坏强度时不会立刻发生破坏,玻璃中的破坏波现象是典型的动态破坏延迟效应,这里有某种类似黏性的效应[11];(3) 高应变率条件下的惯性效应,一般应力波的传播速度为千米量级,但在冲击波加载条件下的材料质点速度可达百米量级,与弹性波速之间相差约一个量级,因此应该考虑高应变率条件下材料的动态惯性效应[12]。高应变率效应是复杂的,迄今的探索还不能给出一个令人满意的结果。为使得材料的 Hugoniot 弹性极限的表征能够与实验中利用平面冲击波加载来确定材料的动态压缩强度吻合,应计及高应变率效应。

3　氧化铝陶瓷的 Hugoniot 弹性极限的平板冲击实验测定

实验测定 σ_H 的加载方法通常是利用轻气炮进行平板正撞产生平面冲击波,即产生一维应变条件,常用的测试手段为 VISAR 系统来测量样品自由面质点速度历程,或者样品内埋植锰铜计测量应力历程,后者的数据采集难度较大。样品内传播的冲击波形成强间断面,认为自由面速度历程或应力历程曲线中,产生弹性变形向非弹性变形过渡时的质点速度值或应力幅值即与材料的 σ_H 值相对应。联系连续介质力学的质量和动量守恒定律,在间断面上的质量和动量守恒条件分别为[13]

$$[\rho(\boldsymbol{v}-\boldsymbol{c})]\cdot\boldsymbol{n}=0 \tag{7}$$

$$[\rho\boldsymbol{v}\otimes(\boldsymbol{v}-\boldsymbol{c})-\boldsymbol{\sigma}]\cdot\boldsymbol{n}=0 \tag{8}$$

式中:方括号表示间断量,ρ 为材料密度,$\boldsymbol{v}$ 为质点速度,$\boldsymbol{c}$ 为间断面传播速度,$\boldsymbol{\sigma}$ 为应力张量,$\boldsymbol{n}$ 为间断面法线,符号⊗表示并矢运算。当间断面为平面冲击波的波阵面,并且波阵面前为未扰动介质时,(7)式和(8)式可分别蜕化为

$$\rho^{+}(c-v_x)=\rho_0 c \tag{9}$$

$$\sigma_x=\rho^{+}v_x(v_x-c) \tag{10}$$

式中:ρ_0 为介质未扰动时的初始密度,上标为"+"的为扰动后的物理量。由此可知,当传播速度一定,波阵面后的密度和冲击方向上的应力取决于介质的质点速度,并且应力的大小与质点速度成比例,可以通过质点速度的测量来决定 σ_H 值。

当质点速度出现从弹性向非弹性过渡时的临界值 v_H 时,(9)式和(10)式分别改写为

$$\rho_H=c\rho_0/(c-v_H) \tag{11}$$

$$\sigma_H=\rho_H(c-v_H)v_H=\rho_0 c v_H \tag{12}$$

式中:c 为冲击波的传播速度。问题的关键在于如何正确地确定从弹性变形向非弹性变形过渡时与前述表征的 σ_H 对应的临界质点速度 v_H。在平板冲击实验中,陶瓷材料相比延性金属材料而言,自由面质点速度曲线中弹性变形向非弹性变形的过渡界限不明显,难以准确确定 v_H 的位置,通常采用经验方法来进行判断,从而产生了相当程度的不确定性。

平板冲击实验在∅100 mm 一级轻气炮上进行,每发实验测试两个样品,无氧铜飞片设计尺寸为∅ 95 mm×5 mm,氧化铝陶瓷样品设计直径为∅40 mm,厚度约为 4 mm、6 mm、8 mm。测试项目为刷子探针测试飞片速度,双点单精度 VISAR 系统测试陶瓷样品自由面质点速度历程。利用 EDAX9100 能谱仪进行氧化铝陶瓷的组分分析,参见表 1 的结果,根据氧化铝的质量分数,所选样品为 A95 陶瓷,密度为 3.896×10^3 kg/m^3。

表 1　氧化铝陶瓷材料能谱分析结果

Table 1　Components of alumina by spectrometer

$w_{Al_2O_3}$/(%)	w_{SiO_2}/(%)	w_{CaO}/(%)	$w_{La_2O_3}$/(%)
93.01	5.15	0.34	1.50

利用 MTS 岩石物理参数测量系统，在干燥、常温、零压的实验环境下，测得氧化铝陶瓷的纵波速度 $c_l=9.259$ km/s，横波速度 $c_s=5.557$ km/s，利用纵波和横波的传播速度与弹性模量和泊松系数的关系，得到氧化铝陶瓷的材料参数 $E=293.15$ GPa，$\nu=0.218$。用 S-530 电镜对陶瓷试件进行扫描(图 2)，电镜扫描的金相分析表明，氧化铝陶瓷的不规则晶粒粒径为 1～15 μm，气孔较多，孔径为 1～15 μm，随机分布，气孔尺寸与晶粒尺寸相当。相邻气孔的晶粒沿晶面明显，无气孔的区域晶粒接触紧密，晶界明显，无明显缝隙，气孔和玻璃相组成的晶界构成了氧化铝陶瓷的薄弱面。由金相分析软件分析获得氧化铝陶瓷的初始平均孔隙率 $n_0=5.68\%$。

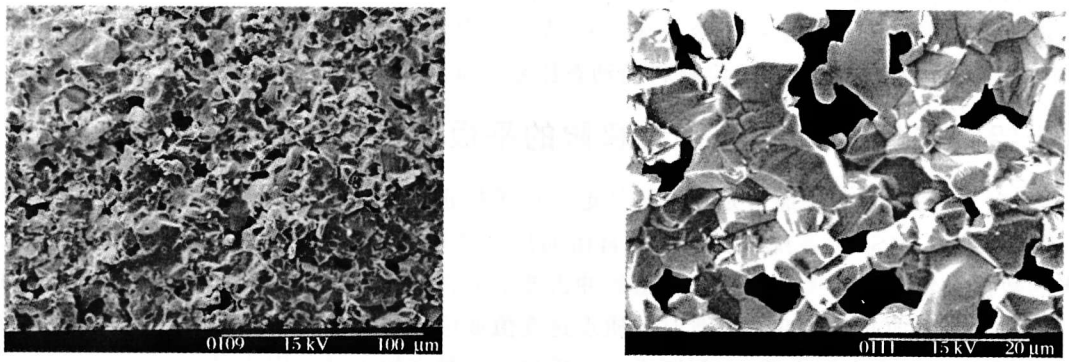


图 2 氧化铝陶瓷细观形貌的扫描电镜观察

Fig. 2 SEM micrographs of alumina specimens

实验设计满足平面冲击波和均匀冲击加载相关条件。图 3 和图 4 为氧化铝陶瓷的平板冲击实验结果，共为 3 发实验，测试了氧化铝陶瓷样品自由面的质点速度历程。第 1 发的飞片速度为 442.2 m/s，样品厚度分别为 4.11 mm 和 6.08 mm；第 2 发的飞片速度为 454.9 m/s，样品厚度分别为 6.09 mm 和 8.06 mm；第 3 发的飞片速度为 528.7 m/s，样品厚度分别为 6.17 mm 和 8.13 mm。自由面的质点速度历程显示，氧化铝陶瓷在冲击压缩下由弹性阶段向非弹性阶段的过渡不明显，实验确定 σ_H 所对应的 v_H 值必然带来相当程度的不确定性。根据图 3 和图 4 的自由面质点速度历程，尝试划分了弹性变形和非弹性变形的转折点，注意到自由面速度倍增定律，即自由面质点速度是介质质点速度的 2 倍，按照公式(12)进行计算，得到平面冲击波压缩下氧化铝陶瓷的 σ_H 值，列于表 2 中。第 1 发和第 2 发实验的飞片速度相差不大，冲击波压力相近；而在第 3 发实验中，飞片速度提高，冲击波压力增大，测试的 Hugoniot 弹性极限显著提高。尽管实验样本不够充分，这也是值得注意的一个现象。

表 2 的实验结果存在相当程度的不确定性，一般而言，难以据此对前面的关于材料 Hugoniot 弹性极限的理论表征进行实验校核或进行有价值的判断。但对氧化铝陶瓷材料，可以对几种 σ_H 的理论表征

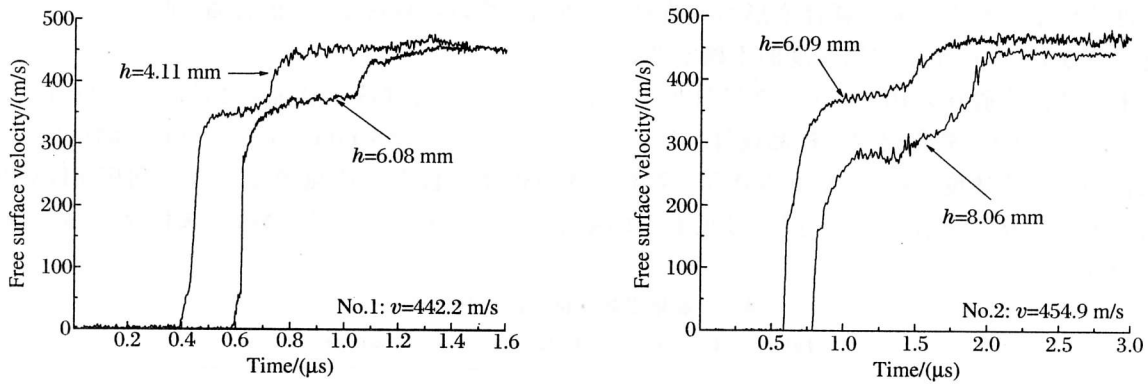


图 3 氧化铝陶瓷样品自由面速度历程(第 1 发和第 2 发)

Fig. 3 Free surface velocity histories of shocked alumina specimens(No. 1 and No. 2)

与静态压缩屈服强度Y_c的关系作一比较。取泊松系数为 0.218 时,按照公式(3),得 $\sigma_H=2.46Y_c$;按照公式(4),得 $\sigma_H=2.99Y_c$。铸铁类金属材料的内摩擦角范围为 10°～30°[14],而岩石类脆性材料的内摩擦角取值在 20°～40°之间[15],考虑氧化铝陶瓷与岩石类脆性材料力学性质的相似性,若取氧化铝陶瓷的内摩擦角 $\varphi=20°$,得出 α 为 0.148 5,按照公式(6),得系数 δ 为 3.11,即 $\sigma_H=3.11Y_c$。所以,考虑静水压力影响时,相对 Rosenberg 和 Grady 的强度表征形式,会提高材料的 Hugoniot 弹性极限。若进一步考虑高应变率的影响时,理论上,率敏感材料的 Hugoniot 弹性极限应更高。

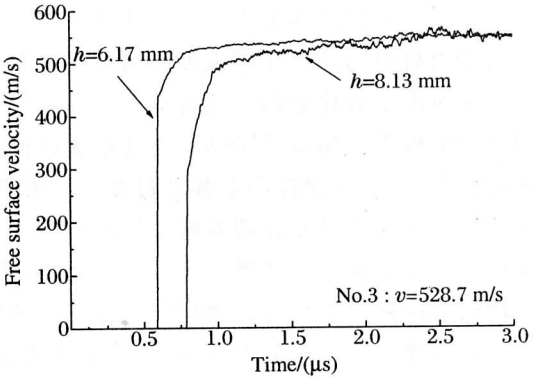


图 4　氧化铝陶瓷样品自由面速度历程(第 3 发)

Fig. 4　Free surface velocity histories of shocked alumina specimens(No. 3)

由此可见,氧化铝陶瓷在一维应变压缩条件下的动态压缩强度问题,在于理论表征和实验测定之间存在相当的差异和不确定性。自由面质点速度历程曲线表明,由弹性变形向非弹性变形的过渡界限不明显,难以准确决定与 Hugoniot 弹性极限相对应的质点速度转折点 v_H 的位置,动态压缩强度的实验测定本身还存在不确定性。其实,在高压和高应变率条件下,脆性材料从弹性向非弹性转化过程中的机制尚不完全明了。将比较适用于金属材料的分析和实验方法来处理氧化铝陶瓷这样的脆性材料,应该进行破坏机理的分析。譬如静态压缩强度 Y_c 应为材料完整未损伤时的弹性极限,实验中常采用峰值强度作为材料的压缩强度,认为其表征了脆性材料的弹性极限。实际上当脆性材料处于准静态压缩状态时,外加载荷达到一定的应力阈值,材料内部会产生微裂纹萌生、扩展以及损伤,但此时材料仍具有应力应变关系的线性性质,难以准确界定材料的弹性极限。

表 2　氧化铝陶瓷的 Hugoniot 弹性极限

Table 2　Hugoniot elastic limit of alumina ceramics

Experiments number	h_{flyer} /(mm)	v_{flyer} /(m/s)	$p_{specimen}$ /(GPa)	$h_{specimen}$ /(mm)	v_H /(m/s)	σ_H /(GPa)
No. 1	5.05	442.2	7.2	4.11	153.6	5.5
				6.08	140.3	5.1
No. 2	5.01	454.9	7.6	6.09	144.6	5.2
				8.06	124.4	4.5
No. 3	5.02	528.7	8.9	6.17	219.0	7.9
				8.13	211.5	7.6

实验中的另外一个重要趋势是不同厚度的氧化铝陶瓷样品所呈现的弹性极限也不同,即样品厚度越大,相应的 Hugoniot 弹性极限越小,Murry[16] 和 Marom[17] 在利用锰铜计测量样品内部纵向应力历程时提到了这个现象。理论上这与材料的压缩强度属性是矛盾的,这个问题是否与样品尺寸效应有关尚待探索。

4　结　论

一维应变条件下材料的压缩强度或曰 Hugoniot 弹性极限是描述材料动态特性的重要参数,经典的概念是通过 Tresca 或 von Mises 屈服准则获得材料的 Hugoniot 弹性极限表达,此类方法适用于金属类延性材料的强度表征。Rosenberg 和 Grady 在描述脆性材料的动态压缩强度时,利用 Griffith 屈服准则,提出了 Hugoniot 弹性极限的修正形式。考虑高压下材料的静水压力对压缩强度的影响,利用

Drucker-Prager 屈服准则，本文中提出了对经典 Hugoniot 弹性极限表征的修正，将静水压力引入到一维应变状态下材料的强度表征中。考虑到实验研究材料的动态压缩性质时，主要采用冲击波加载，进一步指出了对材料的动态压缩强度的表征应计及高应变率的强度效应。

本文讨论了氧化铝陶瓷试件的 Hugoniot 弹性极限的实验测定问题。利用一级轻气炮进行了氧化铝陶瓷的平板撞击实验，VISAR 测试系统进行了自由面质点速度的数据采集，指出在样品自由面质点速度历程曲线上，从弹性向非弹性过渡的界限模糊，为确定 Hugoniot 弹性极限所对应的质点速度带来不确定性。实验结果发现随着陶瓷样品的厚度增加，测试得到的 Hugoniot 弹性极限随之降低，这个结果与相关文献中提到的结果一致。并且，随着冲击压力的提高，测试得到的 Hugoniot 弹性极限随之增加。理论上这种现象与材料的强度属性有所矛盾，相同冲击压力水平下材料的强度应为定值，不应随厚度的变化而改变。Murry、Marom 的实验结果是否是由于锰铜计自身性质所导致，如何解释 VISAR 测试中发现的类似现象，尚待进一步开展实验研究与证实。

References:

[1] Johnson G R, Cook W H. A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strain, High Strain-Rates and High Temperatures [A]//Proc 7th Int Nat Symposium on Ballistics [C]. The Hague, The Netherlands, 1983: 541-547.

[2] Zerilli F J, Armstrong R W. Dislocation-Mechanics-Based Constitutive Relations for Material Dynamics Calculations [J]. J Appl Phys, 1987, 61(5): 1816-1825.

[3] Bodner S R, Partom Y. Constitutive Equations for Elastic-Viscoplastic Strain-Hardening Materials [J]. J Appl Mech, 1975, 42(2): 385-389.

[4] Field J E, Walley S M, Proud W G, et al. Review of Experimental Techniques for High Rate Deformation and Shock Studies [J]. Int J Impact Eng, 2004, 30: 725-775.

[5] Rohr I, Nahme H, Thoma K. Material Characterization and Constitutive Modeling of Ductile High Strength Steel for a Wide Range of Strain Rates [J]. Int J Impact Eng, 2005, 31: 401-433.

[6] Meyers M A. Dynamic Behavior of Materials [M]. New York: A Wiley Interscience Publication John Wiley & Sons, Inc, 1994: 297-300.

[7] Jing F Q. Introduction to Experimental Equation of State (2nd ed) [M]. Beijing: Science Press, 1999: 61-64. (in Chinese)
经福谦. 实验物态方程导引(第2版) [M]. 北京：科学出版社，1999：61-64.

[8] Rosenberg Z. On the Relation between the Hugoniot Elastic Limit and Yield Strength of Brittle Materials [J]. J Appl Phys, 1993, 74(1): 752-753.

[9] Grady D E. Dynamic Failure of Brittle Solids [R]. Sandia Technical Report, TMDG0694, 1994.

[10] Wang R, Huang W B, Huang Z P. Introduction to Plasticity [M]. Beijing: Peking University Press, 1999: 83-104. (in Chinese)
王 仁，黄文彬，黄筑平. 塑性力学引论 [M]. 北京：北京大学出版社，1999：83-104.

[11] Kanel G I, Rasorenov S V, Fortov V E. The Failure Waves and Spallations in Homogeneous Brittle Materials [A]//Schmidt S C, Dick R D, Forbes J W, et al. Shock Compression of Condensed Matter-1991 [C]. Amsterdam: North-Holland, 1992: 451-454.

[12] 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 Metall, 1988, 36(1): 81-93.

[13] Fan J H, Gao Z H. Foundation of Nonlinear Mechanics of Continuous Media [M]. Chongqing: Chongqing University Press, 1987: 40-41. (in Chinese)
范镜泓，高芝晖. 非线性连续介质力学基础 [M]. 重庆：重庆大学出版社，1987：40-41.

[14] Li K A. Research of Brittle Rod under Axisymmetric Compression Damage (Ⅰ) [J]. Journal of Yueyang University, 1994, 7(1-2): 35-39. (in Chinese)
李克安. 脆性材料杆件的轴向压缩破坏研究(Ⅰ) [J]. 岳阳大学学报，1994，7(1-2)：35-39.

[15] Yuan S G, Lei H N. Estimation of Internal Friction Angle of Rock Masses [J]. West-China Exploration Engineering, 1995, 7(2): 32-33. (in Chinese)
袁绍国,雷化南. 对岩体内摩擦角取值的商榷 [J]. 西部探矿工程, 1995, 7(2): 32-33.
[16] Murray N H, Bourne N K, Rosenberg Z. The Dynamics Compressive Strength of Alumina [J]. J Appl Phys, 1998, 84(9): 4866-4870.
[17] Marom H, Sherman D, Rosenberg Z. Decay of Elastic Waves in Alumina [J]. J Appl Phys, 2000, 88: 5666-5669.

Dynamic Strength of Alumina under Plane Shock Waves

LIU Zhan-Fang[1], CHANG Jing-Zhen[1,2], TANG Lu-Cheng[1,3],
YAO Guo-Wen[4], LI Jian-Peng[1]

(1. *Department of Engineering Mechanics, Chongqing University, Chongqing* 400044, *China*;
2. *Institute of Structure Mechanics, CAEP, Mianyang* 621900, *China*;
3. *China Academy of Engineering Physics, Mianyang* 621900, *China*;
4. *College of Civil Engineering and Architecture, Chongqing Jiaotong University, Chongqing* 400074, *China*)

Abstract: The strength expression of material under shock loading has been reviewed. The effects of the hydrostatic pressure and the high strain rate on the strength, has been discussed. A modified form for the Hugoniot elastic limits was given associated with the Drucker-Prager yield criterion. Free surface velocity histories were measured by VISAR in plate impact experiments on alumina with a light gas gun. The experimental determination of the dynamic strength of alumina was discussed and open problems were clarified. By comparing the strength expressions of ceramic materials with the experimental results, the differences were mentioned. Analysis and discussion were made for the experiment phenomenon.

Key words: alumina; yield criterion; dynamic compressive strength; plate impact experiment