

文章编号:1000-582x(2000)04-0154-05

·研究综述·

154-158

## 极端冲击条件下脆性破坏的物理机制

姚国文, 刘占芳<sup>\*\*</sup>, 詹先义

(重庆大学 建筑工程学院, 重庆 400044)

**摘要:** 对近十年来玻璃和陶瓷介质在极端冲击条件下的实验研究、破坏现象和物理模型进行了总结, 重点分析了低于 Hugoniot 应力弹性极限时玻璃介质中的破坏波现象和陶瓷中的拉伸/压缩损伤过程, 指出了 Rasorenov 的表面微裂纹扩展机制和 Clifton 的相变机制在解释脆性材料破坏过程中的合理性及其不足之处; 分析了 Espinosa 的微裂纹多面模型和 Partom 的自持续破坏波模型在模拟玻璃介质中的破坏波现象时存在的主要问题; 并指出应力冲量决定损伤的累积, 由损伤的演化决定玻璃介质中破坏波的传播, 在损伤演化方程中引入 Heaviside 函数来表征玻璃介质中的破坏延迟现象。

**关键词:** 极端冲击; 脆性材料; 破坏波; 损伤

中图分类号: O 347.5; O 346.5

文献标识码: A

随着国防建设和科学技术的发展, 碰撞与高速碰撞的应用越来越广泛, 诸如冲压加工、工程结构抗冲击设计、弹体或破片对装甲的侵彻与贯穿、陨石对宇宙飞船的撞击与飞行器防护等, 因而世界各国都很重视这方面的研究。与延性材料相比较, 脆性材料以其独有的性质在国防建设领域具有重要的应用前景。例如, 玻璃、陶瓷及其复合材料, 具有压缩强度高、密度低等特点, 其在极端冲击条件下的力学行为和破坏机制的研究, 特别是在穿甲力学、飞行器防护、高速撞击防护以及武器物理效应的设计等军事方面具有重要意义。

脆性材料在极端冲击条件下的力学响应和破坏行为是一个十分复杂的研究课题, 也是冲击动力学领域目前十分活跃的研究方向, 吸引了力学、材料科学、物理学等各学科学者的极大兴趣并付出了富有成效的努力<sup>[1-13]</sup>。过去十几年来, 已经发展了一些能够获得高解析冲击剖面数据来测量应力波和质点速度时间历程的成熟技术<sup>[2,3,6,11]</sup>, 进一步加深了对复杂的材料响应和破坏现象的认识和理解。下面分别就玻璃和陶瓷这两种典型的脆性材料在极端冲击条件下的实验研究结果和破坏模型进行讨论和分析。

## 1 玻璃中的破坏波

为了研究材料的高速冲击与侵彻现象, 首先由枪/炮型加速器或爆炸加速使飞片或弹体获得高速运动 ( $v = 1\ 200 \sim 3\ 000\ \text{m/s}$ , 此时  $\dot{\epsilon} = 10^5 \sim 10^7\ \text{/s}$ )。图 1 是平板撞击实验原理图, 由轻气炮加速飞片。其中, 光学测量系统可用 VISAR 系统<sup>[8,11,12]</sup>或横向位移/法向速度干涉仪 (TDI/NVI) 系统<sup>[3]</sup>监测玻璃试件自由表面速度历程; 试件内可埋植压电片来监测内部纵向、横向应力历程<sup>[3,14]</sup>。用该装置进行玻璃平板高速冲击实验, 可以观测到破坏波的存在。

破坏波是冲击波极端条件下玻璃介质表现出的一种独特的破坏现象。1991 年 Rasorenov<sup>[1]</sup>等在 K19 (俄罗斯牌号) 玻璃平板高速冲击实验中首次观测到在远离冲击波波阵面之后有一个以较低速度推进的“破坏层”(Failure Layer), 其边界的传播称为“破坏波”, 如图 2 所示。以后的许多实验<sup>[2-13]</sup>对破坏波的存在做了进一步证实, 并对破坏波速度与冲击波加载应力的关系, 纵向应力与横向应力的关系, 以及破坏层的材料强度等问题作了研究。结果表明: 在低于 Hugoniot 弹

\* 收稿日期: 1999-12-27

\* 基金项目: 国防科技重点实验室基金项目(1999)

\* 作者简介: 姚国文(1974-), 男, 山东潍坊人, 重庆大学硕士生。主要从事冲击动力学研究。

\*\* 重庆大学机械传动国家重点实验室研究人员。

性极限( $\sigma_{HEL}$ )时,破坏波产生于冲击表面并向试件内部传播;对于不同种类的玻璃,破坏波速大约为 1.2 ~ 2.5 km/s;在破坏波经过的区域内(即破坏层),玻璃介质的冲击阻抗和抗拉强度显著降低,比如,破坏层介质的层裂强度几乎下降为零,抗剪强度急剧下降。这一崭新的物理现象对描述材料的破坏运动、率相关以及弹性前驱的衰减等非弹性行为具有根本性的意义。

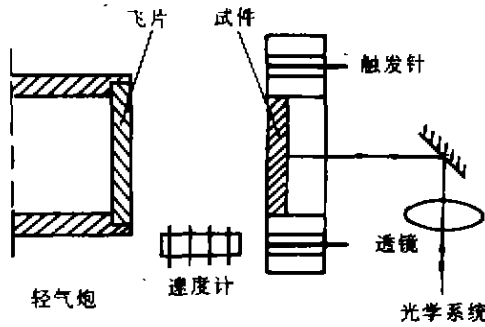
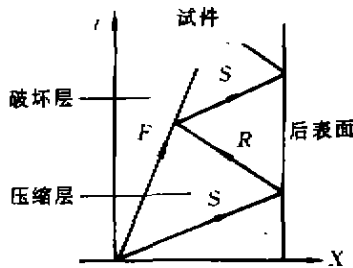


图 1 平板撞击实验原理图



F—破坏波, S—压缩波, R—稀疏波

图 2 冲击波与破坏波的传播

但是,鉴于玻璃中破坏波现象的研究时间还不长,现有的实验数据尚待充实,另一方面,也由于破坏波现象自身的复杂性,现有的实验结果相互之间甚至还存在着矛盾,仍需要作进一步解释。其中,比较关键的是破坏波的传播速度,它涉及到破坏波的演化机制问题。Rasorenov<sup>[1]</sup>等认为,该速度从 2 km/s 逐渐下降到 1 km/s 以下;Dandekar<sup>[9]</sup>, Espinosa<sup>[2,3]</sup>, Raiser<sup>[6]</sup>, Bless<sup>[10]</sup>, He<sup>[8,11,12]</sup>等认为破坏波速度为定值,而传播距离随冲击波压力、试件厚度而变化,Partom<sup>[14]</sup>则给出了破坏波速度随冲击波压力线性增加的拟合式。实际上,破坏波的衰减是由波幅的衰减引起的,与传播速度无关;而对不同强度的冲击,破坏波速度与材料的性质、冲击波强度等因素有关,这样处理能够较好地符合大多数实验结果。另外,对初始破坏波的形成机制,目前还不十分清楚,只有 Ginzburg 和 Rosenberg<sup>[15]</sup>在总结前人实验结果的基础上,得出了试件的冲击应力高于  $0.5\sigma_{HEL}$  时在冲击表面产生破坏

波的统计结果。

其次,关于玻璃中破坏波形成的物理机制,根据不同种类的玻璃在其  $\sigma_{HEL}$  以下应力区取得的实验数据,目前有 3 种最具代表性的观点。Kanel 认为,冲击压缩时导致的空间交叉微裂纹系会形成具有扁平表面的块状体,块状体的边界仍然具有虽弱但并未消失的抗拉强度<sup>[16]</sup>。第二种是 Rasorenov<sup>[1]</sup>等人提出的“表面微裂纹扩展”机制,认为破坏层是由玻璃试件表面的原生微裂纹(由扫描电镜观察,其密度为  $10^{10} \sim 10^{12}/m^2$ ) 在冲击波压缩下启裂,并沿最大剪应力面的方向向材料内部扩展和传播引起的,所形成的破坏波是一个导致材料实际损伤的运动边界,因为玻璃和熔融的石英是一种非晶体,其强度主要决定于存在其中的裂纹大小<sup>[13]</sup>。在此基础上, Espinosa<sup>[16-18]</sup>等提出了一种“微裂纹多面模型”(图 3),用以描述玻璃的动态非弹性破坏行为。该模型定义平均应变为

$$\epsilon_y^c = \sum_k N^{(k)} S^{(k)} \frac{1}{2} (b_i^{(k)} n_j^{(k)} + b_j^{(k)} n_i^{(k)}) \quad (1)$$

$$b_i^{(k)} = \frac{16(1-\gamma^2)}{3E(2-\gamma)} a^{(k)} (2\sigma_{ij} n_j^{(k)} - \gamma \sigma_{ii} n_i^{(k)} n_j^{(k)} n_j^{(k)}) \quad (2)$$

其中,  $n^{(k)}$  表示第  $k$  个钱币形微裂纹面  $S^{(k)}$  的单位法向矢量,  $b^{(k)}$  表示穿越  $S^{(k)}$  的位移阶跃,  $a$  是微裂纹的半径,  $N^{(k)}$  表示  $S^{(k)}$  的微裂纹密度。但是,这类模型是从统计的角度出发,并不能真实地描述破坏波的演化机制及实验结果所揭示的破坏波的动态特征,亦不能较好地解释大范围裂纹在高压状态下是如何克服压力而产生的,以及破坏波在冲击表面瞬时产生而内部在同样的应力状态下却存在孕育时间。

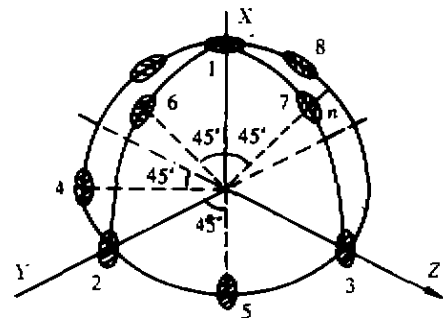


图 3 微裂纹多面模型

Clifton<sup>[5]</sup>提出的第三个假说是“相变”机制,他们基于玻璃的冲击实验观测,认为破坏波相当于一个传播的相变界面(或称相变冲击,如图 4),玻璃介质在冲

击波压缩下诱发众多不均匀的局域性结构相变点,这些点与其周围介质之间出现强畸变的变形区,产生大量微裂纹,使材料丧失强度,从而破坏其细观结构。其基本出发点是 Rankine-Hugoniot 关系:

$$\sigma^+ - \sigma^- = -\rho_0 U(v^+ - v^-) \quad (3)$$

$$v^+ - v^- = -U(\epsilon^+ - \epsilon^-) \quad (4)$$

$$E^+ - E^- = \frac{1}{2}(\sigma^+ + \sigma^-)(\epsilon^+ - \epsilon^-) \quad (5)$$

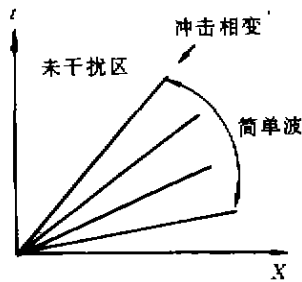


图4 冲击相变示意图

然后定义:

$$\sigma = \sigma_S(\epsilon, S_0) = \frac{\partial E_1(\epsilon, S_0)}{\partial \epsilon} \quad (6)$$

其中,熵  $S_0$  为常值。

但是,对于相变边界是否存在仍然缺乏有力的实验支持,另外,相变机制还存在以下疑点:Clifton<sup>[5]</sup>理论分析认为,在加载应力为 3~9 Gpa 时,相变冲击速度应高于大部分实验所观察到的 1~2 km/s;玻璃中冲击相变的应力高于  $\sigma_{HEL}$ ,已经远大于破坏波产生的应力阈值<sup>[15]</sup>。He<sup>[8,11,12]</sup>通过双层玻璃试件冲击实验得出,破坏波不仅在冲击表面产生,还可以在内部界面产生,从而支持了 Rasorenov 等人的“表面微裂纹扩展”机制而排除了 Clifton 的“相变”机制,因为相变模型下破坏波的生成只与冲击表面有关,而与试件内部界面无关。然而,正如 Espinosa<sup>[3,16]</sup>指出,相变的发生必然伴随着材料密度或体积的间断,这种间断在破坏波到达时将产生纵向应力或质点速度的间断,但是这种情况在冲击应力强度低于  $\sigma_{HEL}$  时的破坏研究中从未观测到。显然,破坏波的演化机制仍然是一个值得进一步探讨的问题。

## 2 陶瓷在冲击波作用下的损伤

作为脆性材料,陶瓷区别于玻璃的是,它属于非均匀多孔晶体介质,具有延性材料的一些性质。这些年来,板冲击实验揭示了陶瓷材料独特的脆性变形和破

坏特征,例如 Longy 和 Cagnoux<sup>[19]</sup>利用层裂实验和板冲击回收实验研究了铝陶瓷的微观结构对层裂强度和  $\sigma_{HEL}$  的影响。而为了建立描述一般应力状态的本构方程,斜板碰撞冲击实验作为构筑压-剪复合冲击波应力的主要手段目前正在开展初步的工作<sup>[3,17]</sup>。必须指出,在研究材料的动态本构方程和应力波传播时,材料的动态本构关系和应力波理论是互为因果的,描述材料动态本构行为的参数是由简单实验的应力波波形数据所确定,同时描述应力波的传播也要求建立反映材料变形行为的本构关系。

陶瓷材料所呈现的一种响应特性是当冲击载荷低于  $\sigma_{HEL}$  这一弹性阈值(4~9 Gpa)时,材料产生非弹性响应<sup>[20]</sup>,尽管由于测点的弹性前驱波尚未发生完全衰减,使得测定的  $\sigma_{HEL}$  往往高于实际值。同时,在冲击载荷低于  $\sigma_{HEL}$  时,也预期材料会产生微观损伤<sup>[21]</sup>。例如,陶瓷在高温下烧结、热压,然后冷却,由于颗粒的热各向异性,内部产生拉伸和压缩残余应力,引起自发的微裂纹,某些界面在加工时会立即形成微裂纹,这些使得陶瓷的弹性响应的强度可从低应力到高应力区间连续变化。Raiser<sup>[6]</sup>等多晶铝陶瓷的损伤演化进行了研究,通过扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)的微观观察揭示了沿晶粒边界的微裂纹扩展,试件后表面测定的质点速度剖面表明:即使冲击的最大强度低于  $\sigma_{HEL}$  时,压缩冲击响应也不是完全弹性的,这是晶粒间玻璃相在起作用。Espinosa<sup>[3,20]</sup>等人对烧结铝陶瓷的研究工作进一步指出需要更全面地考察在  $\sigma_{HEL}$  以下发生压缩和拉伸损伤的过程,同时需要对晶粒大小、特别是晶粒间玻璃相如何影响陶瓷的损伤阻抗给予新的解释。为此,Espinosa<sup>[18]</sup>用连续/离散损伤模型来描述拉伸/压缩损伤过程中微裂纹的成核、扩展,从而克服了传统的连续模型不能描述损伤导致的各向异性和导致破坏的主要裂纹的生长的缺陷。但是,连续/离散损伤模型假设潜在的晶粒碎片的尺寸和分布是先验的,而确定两者的参数难以用实验测量。

Espinosa<sup>[3,17]</sup>在研究一种陶瓷复合材料的动力剪切阻抗时,使用了斜板碰撞冲击实验(图5)。他采用了前面提到的微裂纹多面模型和一个弹粘塑性模型来描述材料的响应,并指出:正撞击实验并不支持微裂纹扩展是导致非弹性早期响应的主导非弹性机制,而材料行为的弹粘塑性描述却能够预测法向应力史的主要特征。他定义塑性应变率为:

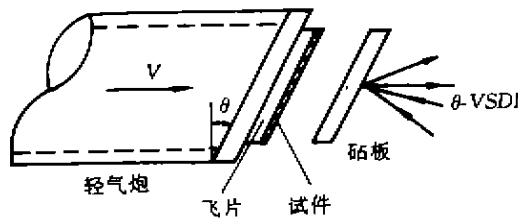


图 5 斜板撞击实验装置

$$\dot{\epsilon}_y^p = \epsilon^p \frac{\partial G}{\partial \sigma_y} \quad (7)$$

其中,  $\epsilon^p$  是有效塑性应变,  $G$  为塑性流动势。尽管如此, 一组参数的弹粘塑性模型还不能同时再现正撞击和压剪撞击实验, 但是反映压力相关和率相关的流动机制能够充分预测压剪实验中剪切阻抗的变化。Espinosa 虽然对此予以了解释, 但是他指出尚不知道真实的非弹性机制。

另外, 陶瓷的高速冲击响应是绝热过程, 必然伴随着温度的变化。只有从热力学角度出发, 考虑温度的影响, 才能更加准确地描述材料的损伤演化和破坏机制, 无疑这是一个更具有挑战性的研究方向, Frutsky 和 Clifton<sup>[23]</sup> 在这方面进行了有益的探索。

破坏力学 (Failure Mechanics) 已经逐步发展并完善起来, 在材料的破坏方面有其系统的理论框架, 但对于脆性材料在极端条件下冲击破坏的解释, 还存在困难, 尽管如此, 考虑损伤与断裂耦合共同参与材料的破坏行为不失为一条值得探讨的途径。其中, Partom<sup>[14]</sup> 利用损伤模型来描述玻璃的破坏过程, 定义损伤演化方程为:

$$\dot{D} = -U_D \frac{\partial D}{\partial x} \quad (8)$$

$$G = G(D) \quad (9)$$

其中,  $U_D$  为破坏波速度, 剪切模量  $G$  为损伤参量  $D$  的函数。这样处理不需要进行材料的微观或细观描述, 避免了由此带来的材料参数的不确定性, 不足之处是忽略了破坏延迟现象。为此, 笔者<sup>[23]</sup> 引入 Heaviside 函数  $H(x)$ , 定义损伤参量为:

$$D = \int_0^t f(\sigma) H(\tau - g) d\tau \quad (10)$$

其中,  $g = g(P, x)$ ,  $P$  为冲击波压力, 从而准确的描述了破坏波的孕育过程。另外, 从连续介质损伤力学角度出发, 如果在材料的 Helmholtz 自由能中引入与损伤共轭的热力学变量来定义损伤参量, 则能更准确地描述脆性材料的损伤演化和破坏机制。

### 3 结论

笔者讨论了玻璃和陶瓷两种典型的脆性材料在极端冲击条件下破坏的实验现象、理论分析以及模型等各方面的研究, 并指出, 对玻璃中的破坏波, 还存在以下问题:

- 破坏波的产生机制;
- 破坏波的传播过程及驱动机制;
- 破坏层的损伤状态;
- 破坏过程的动力学分析;
- 三维状态下破坏波的产生、传播机制。

对于陶瓷, 由于其复杂的微观结构, 对于在以下发生的与晶粒玻璃相有关的拉伸/压缩损伤机制仍然缺乏物理意义上的解释。进一步指出, 考虑损伤与断裂结合共同参与材料的破坏行为值得探讨。

### 参考文献:

- [1] RASORENOV S V, KANEL G I, FORTOV V E, ABASEHOV M M. The fracture of glass under high-pressure impulsive loading[J]. High Pressure Research, 1991, 6: 225-232.
- [2] ESPINOSA H D. Recent developments in velocity and stress measurements applied to the dynamic characterization of brittle materials[J]. Mech Mater, 1998, 29: 219-232.
- [3] ESPINOSA H D, XU YUEPING. Micromechanics of failure waves in glass: I Experiments[J]. J Am Ceram Soc, 1997, 80(8): 2 061-2 073
- [4] ESPINOSA H D, RAISER G, CLIFTON R J, et al Performance of the star-shaped flyer in the study of brittle materials: Three dimensional computer simulations and experimental observations[J]. J Appl Phys, 1992, 72(8): 3 451-3 457.
- [5] CLIFTON R J. Analysis of failure waves in glasses[J]. Appl Mech Rev, 1993, 46(12): 540-546.
- [6] RAISER G F, WISE J L, CLIFTON R J, et al. Flare impact response of ceramics and glasses[J]. J Appl Phys, 1994, 75(8): 3 862-3 869
- [7] SENF H, STRA(BURGER E, ROTHENH? USLER H. Visualization of fracture nucleation during impact in glass [A]. MURR L E, STAUDHAMMER K P, MEYERS M A: Metallurgical and materials applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena[C] USA, 1995: 163-170
- [8] HE HONGLIANG, JING FUQIAN, JIN XIAOQIANG, KANEL G I. Compressive failure of brittle materials under shock wave loading[A]. Sino-Japanese Symp Deformation/Fracture of Solids[C]. Huangshan/China, 1997: 81-90.
- [9] DANDEKAR D P, BEAULIEU P A. Failure wave under

- shock wave compression in soda lime glass[A]. MURR L E, STAUDHAMMER K P, MEYERS M A: Metallurgical and materials applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena[C] USA, 1995: 211-218.
- [10] BLESS S J, BRAR N S, KANEL G, et al. Failure wave in glass[J]. J Am Ceram Soc, 1992, 75(4): 1 002-1 004.
- [11] HE HONGLIANG. Dynamic response and microstructure damage of brittle materials under shock wave compression [D] Chengdu: Institute of Fluid Physics, CAEP, 1997
- [12] 贾红亮, 经福谦, 金孝刚, 等. 冲击波极端条件下玻璃的细观结构破坏[J]. 高压物理学报, 1998, 12(4): 241-249.
- [13] 章冠人. 冲击压缩脆性材料中破碎波的几个问题[J]. 高压物理学报 1998, 12(2): 81-85.
- [14] PARTOM Y. Modeling failure waves in glass[J]. Int J Impact Engng, 1998, 21(9): 791-799.
- [15] GINZBURG A, ROSENBERG Z. Using reverberation techniques to study the properties of shock loaded soda-lime glass[A]. Shock Compression of Condensed Matter [C] Amherst MA, 1997.
- [16] ESPINOSA H D, XU YUEPING. Micromechanics of failure waves in glass: II Modeling[J] J Am Ceram Soc, 1997, 80(8): 2 074-2 085.
- [17] ESPINOSA H D. On the dynamic shear resistance of ceramic composites and its dependence on applied multiaxial deformation[J]. Int J Solids Structures, 1995, 32(21): 3 105-3 128.
- [18] ESPINOSA H D, ZAVATTIERI P D, DWIVEDI S K. A finite deformation continuum/discrete model for the description of fragmentation and damage in brittle materials [J]. J Mech Phys Solids, 1998, 46(10): 1 909-1 942.
- [19] LONGY F, CAGNOUX J. Plasticity and microcracking in shock-loaded alumina[J]. J Am Ceram Soc, 1989, 72(6): 971-979
- [20] ESPINOSA H D, RAISER G, CLIFTON R J, et al. Experimental observations and numerical modeling of inelasticity in dynamically loaded ceramics[J] J Hard Mater, 1992, 3(3-4): 285-313.
- [21] SURESH S, BROCKENBROUGH J R. Theory and experiments of fracture in cyclic compression: single phase ceramics, transforming ceramics and ceramic composites [J]. Acta Metall, 1988, 36(6): 1 455-1 470.
- [22] FRUSTCHY K J, CLIFTON R J. High-temperature pressure-shear plate impact experiments using pure tungsten carbide impactors[J]. Experimental Mech 1998, 38(2): 116-125.
- [23] 姚国文. 极端冲击条件下玻璃介质中的破坏波研究 [D]. 重庆: 重庆大学, 2000

## Physical Mechanism of Brittle Material Failure under Critical Shock Conditions

YAO Guo-wen, LIU Zhan-fang, ZHAN Xian-yi

(College of Architectural Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

**Abstract:** The experimental investigation, failure phenomena and physical models of glass and ceramics under the critical shock condition are reviewed. A perspective insight is given into the failure wave phenomena in glass and the tension/compression damage in ceramics below the Hugoniot elastic limit ( $\sigma_{HEL}$ ). The applicability and shortcomings are pointed out of surface microcracking mechanism by Rasorenov and phase transition mechanism by Clifton in explaining failure process of brittle materials. The principal problems are cleared out in describing the failure waves in glass by use of Espinosa's microcracking multi-plane model and Partom's self-sustaining model. In this paper it is proposed that the stress impulse determines the accumulation of damage in glass and the damage evolution controls the propagation of failure waves in the medium, it is noted that the failure delay phenomenon is characterized by introducing Headviside function into the damage evolution equation.

**Key words:** critical shock; brittle material; failure waves; damage

(责任编辑 钟学恒)