

冲击压缩下氧化铝陶瓷中破坏阵面的传播¹⁾

刘占芳^{*,2)} 常敬臻^{*,**} 姚国文[†] 张 凯^{*} 李建鹏^{*}

^{*}(重庆大学工程力学系, 重庆 400044)

^{**}(中国工程物理研究院结构力学研究所, 绵阳 621900)

[†](重庆交通学院土木建筑学院, 重庆 400074)

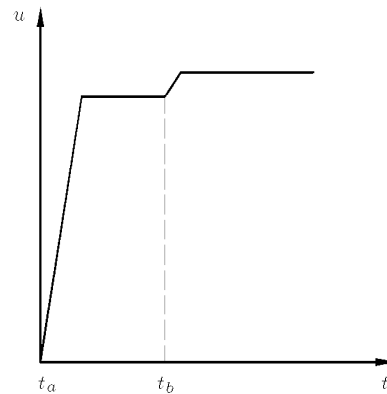
摘要 进行了平面冲击波压缩下氧化铝陶瓷中破坏阵面的实验测试和理论探索. 通过氧化铝陶瓷的平板碰撞实验, 借助 VISAR 测试系统测量了试件自由面的质点速度历程, 并对回收试件进行了电镜扫描观察. 质点自由面速度历程曲线表明, 氧化铝陶瓷材料中存在破坏阵面的传播. 考察了破坏阵面的传播特性, 给出了陶瓷材料的动态破坏模型, 并对破坏阵面的传播进行了数值分析.

关键词 氧化铝陶瓷, 平板碰撞实验, 破坏阵面, 破坏模型, 冲击强度

中图分类号: O347.3 文献标识码: A 文章编号: 0459-1879(2006)05-0626-07

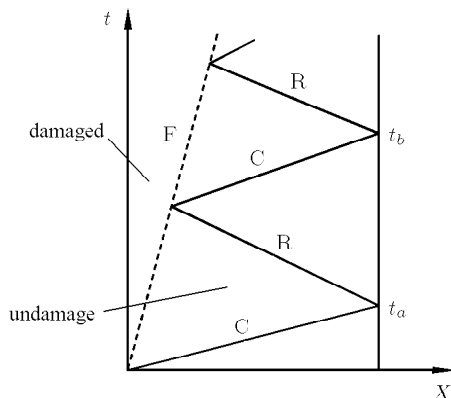
引 言

近十多年来, 一维应变条件下的冲击压缩实验揭示了一大类玻璃材料中存在所谓破坏波 (failure wave) 的传播. Rasorenov 等^[1] 在进行碱石灰玻璃的平板冲击实验时, 首先观察到用 VISAR 技术测量自由面的质点速度历程中小的再压缩信号 (图 1), 通过波速推断是弹性稀疏波在试件内部低阻抗材料的破坏阵面上反射所导致的, 该阵面在材料中追随弹性冲击波并以 1.5~2.5 km/s 的较低速度传播, 即



(b) 质点速度史上的再压缩信号

(b) Recompression signal on velocity history



(a) 玻璃中的波系图 (F——破坏波, C——压缩波, R——稀疏波)

(a) Waves in glass (F—failure wave,

C—compression wave, R—release wave)

图 1 厚铜飞片撞击下玻璃中破坏波现象

Fig.1 Failure wave in a glass sample impacted by a thicker copper flyer

这种冲击压缩破坏不是立即发生在冲击波阵面上而是一种延迟破坏. Brar 等^[2,3] 使用锰铜计测试技术, 直接追踪平板冲击实验条件下, 玻璃样品内部的纵向和横向应力历程, 验证了破坏阵面后层裂强度消失和剪切强度显著降低的现象. 随后, 玻璃中存在破坏波得到了不同测量技术的实验验证^[4,5], 并且关于玻璃中的破坏波现象及其发生机理引起了广泛的

2005-01-05 收到第 1 稿, 2006-04-07 收到修改稿.

1) 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项目 (10376046) 和国家自然科学基金 (10572158) 资助项目.

2) E-mail: zhanfang@cqu.edu.cn

关注和迄今尚在持续的争论。例如, Clifton^[6]认为破坏波是一种在材料内部传播的、导致原生材料碎裂化的相界面或称之为转换冲击阵面 (transformation shock), 破坏的物理机制在于冲击激发非均匀的剪切破坏并导致局部密实造成的, 在非线性波理论框架内提出了玻璃破坏波的一维分析模型。而 Kanel 等^[7]则提出了破坏波起源于受冲击试件表面微裂纹的扩展, 并且破坏阵面的传播速度逐渐降低, Bourne 等^[8]的实验结果支持了破坏波的表面微裂纹扩展机制, 但观察到冲击强度一定时恒定的传播速度。而 Dandekar 等^[9]指出破坏波速度与冲击应力水平无关, Bourne 等^[8]认为破坏波的传播速度随冲击应力水平的提高而增加, 直至应力水平达到 $2\sigma_{\text{HEL}}$ (σ_{HEL} 为 Hugoniot 弹性极限) 时破坏阵面与冲击阵面重合。表面微裂纹扩展机制以及表面粗糙度对玻璃破坏波的影响也得到了其他工作的支持^[10,11]。

非晶玻璃在一维应变冲击压缩下破坏波的发现对多晶陶瓷材料冲击破坏的研究产生了深刻影响。Bourne 等^[12]首先发现了碳化硅陶瓷中出现的类似于玻璃中破坏波的现象, 碳化硅试件在平板冲击压缩下, 材料的破坏滞后于所对应的最大应力水平, 特别是横向应力史的测量, 表明存在一个破坏阵面, 阵面后较阵面前的材料剪切强度显著降低。然而, Bourne 等^[13]进一步指出, 这种破坏阵面与玻璃中的破坏波不同之处在于多晶陶瓷中所发生的类似破坏局限于冲击加载表面附近, 即材料强度的损失是离开冲击表面距离的函数, 这种差异被解释为多晶陶瓷在微观尺度上存在大量内部边界, 这些边界阻挡了破坏阵面向材料内部的持续传播, 导致破坏阵面的传播终止。

必须指出, 类似的断裂阵面 (fracture front) 早在 20 世纪 60 年代就开展了初步研究^[14]。当时已经注意到, 在冲击压缩加载下的花岗岩等脆性材料中有一个紧随弹性前驱波之后的运动破碎界面。后来, Nikolaevskii^[15]在提出脆性固体中断裂阵面传播的极限速度理论时, 指出脆性固体在高强度平面冲击波作用下只有单阵面结构, 即断裂立即发生在初始加载阵面上; 而适度强度的平面冲击压缩会产生双阵面结构, 第一个阵面的传播速度等于纵波速度, 弹性前驱的幅值为材料的静态强度, 断裂阵面尾随其后, 但 σ_{HEL} 则超过相应的静态值。这种破坏波 (destruction waves) 泛指冲击压缩下的脆性材料在弹性前驱波后发生的各种移动的破碎界面, 而 σ_{HEL} 为材料在冲击压缩下发生碎裂的应力阈值。

本文通过平板压缩冲击实验和对回收试件的微观观察, 研究了氧化铝陶瓷的冲击压缩破坏特征, 特别是自由面速度历程的观测, 显示氧化铝陶瓷在弹性前驱波后存在一个破坏阵面的传播。在陶瓷材料冲击破坏特征的现象学基础上, 建立了多晶陶瓷材料中破坏阵面传播的控制方程以及破坏判据, 并对破坏阵面的传播进行了数值分析。

1 氧化铝陶瓷平板碰撞实验

通过实验测试, 陶瓷试件中氧化铝含量为 92.85%, 材料密度为 $3.896 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, 纵波速度为 9.259 km/s, 横波速度为 5.556 km/s, 其在一维应变条件下的 σ_{HEL} 约为 5.7 GPa。氧化铝陶瓷的平板碰撞实验是在 $\Phi 100 \text{ mm}$ 一级轻气炮上进行的, 通过气体炮加载无氧铜飞片, 高速碰撞陶瓷试件, VISAR 测试系统测量试件的自由面质点速度历程。弹速为 300~550 m/s, 冲击压力为 $0.88 \sim 1.6\sigma_{\text{HEL}}$ 。单点样品实验中, 铜飞片直径为 100 mm, 氧化铝陶瓷试件直径为 94 mm; 双点样品实验的铜飞片尺寸为 $\Phi 95 \times 5 \text{ mm}$, 氧化铝陶瓷试件直径为 40 mm, 厚度约为 4 mm, 6 mm, 8 mm 三种, 每发实验测试两种不同厚度的氧化铝陶瓷试件的自由面质点速度历程。单点样品实验冲击压力为 6.7 GPa, 7.5 GPa, 双点样品实验冲击压力分别为 7.16 GPa, 7.62 GPa。

常规平板冲击实验中, 材料在压力脉冲作用下自由面质点速度迅速上升并达到一定幅值, 随着压力脉冲的卸载会造成速度下降。当自由面反射的稀疏波到达飞片与样品交接面时, 会向飞片中透射稀疏波并向样品内反射为压缩波, 形成新的压力脉冲, 新的压力脉冲到达样品后会造造成自由面质点速度再次上升 (图 2)。玻璃中破坏波现象表明, 在压力脉冲

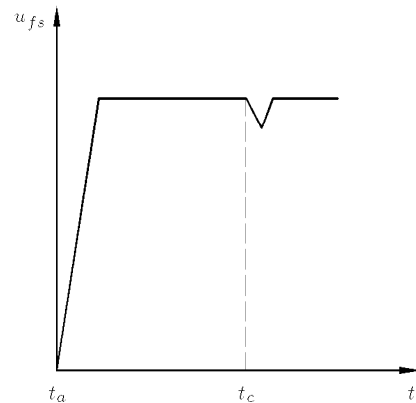
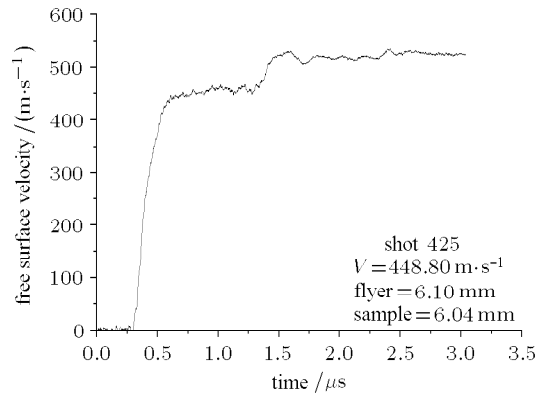
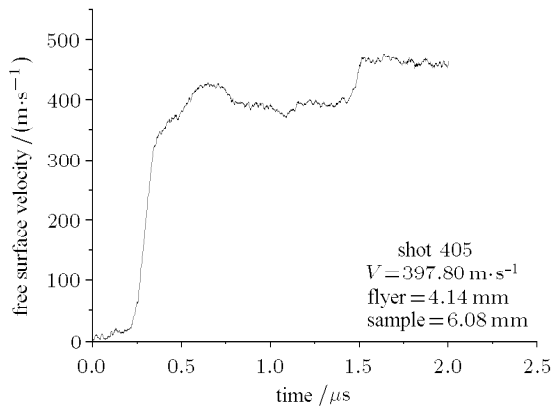


图 2 材料的常规自由面速度历程

Fig.2 Typical free surface velocity history of material

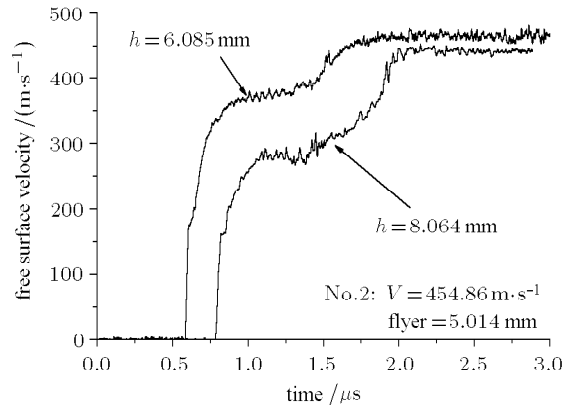
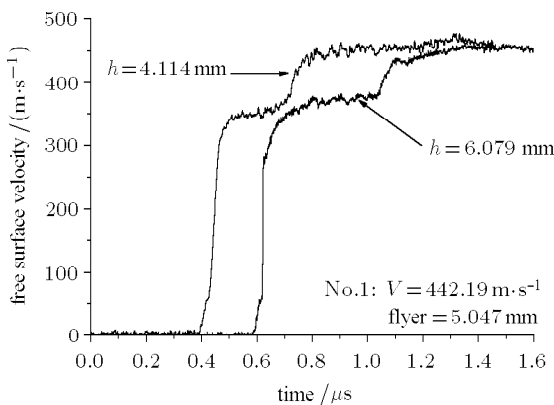
卸载之前, 存在二次再压缩信号 (图 1), 有别于常规实验结果. 因此推断在样品后自由面产生的反射稀疏波到达飞片与样品交接面之前, 在样品中遇到了一个声阻抗较小的界面, 并产生反射压缩波所造成这种再压缩现象^[11]. 图 3 为 4 发平板冲击实验结果, 均呈现明显的二次压缩信号. 采用“阻滞法”预估 4 发实验压力脉冲作用时间分别为 2.00 μ s, 2.92 μ s, 2.361 μ s, 2.357 μ s, 观察氧化铝陶瓷的自由面质点速度历程发现, 速度达到某一幅值后, 呈现速度再次上升. 从时间上判断这个速度上升产生的时间介于压力脉冲卸载之前, 可认为样品自由面受到二次压缩所造成, 与玻璃中的破坏波现象类似. 实验结果表明陶瓷中的弹性波幅值超出了材料的 σ_{HEL} , 由于氧化

铝陶瓷为典型的脆性材料, 排除了类似于延性材料在高速冲击加载下的弹塑性波的传播. 认为氧化铝陶瓷在高强度冲击加载下, 从冲击表面开始产生了致密化的网状粉碎区域, 该区域以远低于冲击波的速度向前扩展, 反射稀疏波在破碎界面上再次反射为压缩波, 并在自由面形成二次压缩, 引起自由面的速度上升. 鉴于 Bourne 等^[12,13]在一维应变高速碰撞下通过横向应力史测量发现氧化铝 (纯度分别为 97.5% 和 99.9%)、碳化硅等陶瓷中也存在类似的延迟传播的断裂阵面, 因此判断在一维应变条件下, 冲击强度为 1.24~1.40 σ_{HEL} 时, 氧化铝陶瓷中产生了破坏阵面 (failure front), 容易得到单点样品实验中破碎界面的运动速度分别为 1.270 km/s 和 1.455 km/s.



(a) 单点样品自由面的速度史

(a) Free surface velocity histories of single specimen



(b) 双点样品自由面的速度史

(b) Free surface velocity histories of double specimens

图 3 氧化铝陶瓷自由面质点速度历程

Fig.3 Free surface velocity histories of shocked alumina specimens

为了进一步从细观尺度上解释陶瓷材料的动态破坏行为,需要观察氧化铝陶瓷的显微结构特征的演变,用 S-530 电镜对氧化铝陶瓷试件进行了扫描(图 4).氧化铝陶瓷的不规则晶粒粒径为 $10\sim 15\mu\text{m}$,气孔较多,孔径为 $1\sim 10\mu\text{m}$,随机分布;靠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,无明显的缝隙.气孔和玻璃相组成的晶界构成了氧化铝陶瓷的薄弱面.同时,氧化铝陶瓷的平板正碰撞实验对部分试件进行了回收.图 5 是实验回收试件的 SEM 图像,可见在一维应变条件下,冲击强度达到 $1.40\sigma_{\text{HEL}}$ 时,氧化铝陶瓷呈崩溃式的碎裂化破坏,多数颗粒粒径在 $1\sim 15\mu\text{m}$ 之间,呈棱角状和次棱角状.

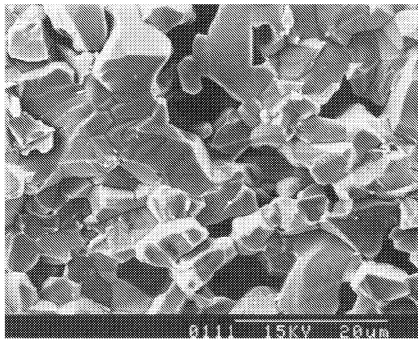


图 4 氧化铝陶瓷的细观形貌 (SEM)

Fig.4 SEM image of alumina specimen

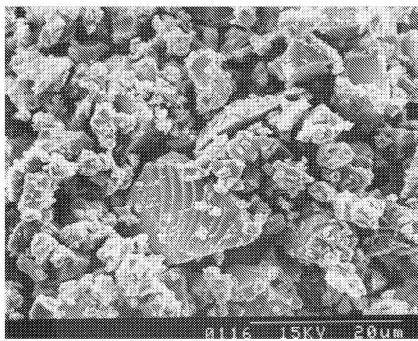


图 5 实验冲击回收陶瓷试件的 SEM 图像

Fig.5 SEM image of recovered alumina specimen

2 陶瓷材料的冲击压缩破坏分析和模型

尽管已有的实验诊断主要来自氧化铝和碳化硅陶瓷的质点速度史和应力史,但陶瓷材料在一维应变冲击压缩下存在破坏阵面为理解固体的冲击破坏过程提供了新的实验支持.陶瓷的冲击压缩破坏呈现为一种延迟破坏,即在一定冲击强度下,材料

的破坏没有出现在弹性冲击阵面上,而是表现为一种延迟的移动破坏阵面的传播.这种破坏延迟若与 Nikolaevskii^[15] 提到的脆性固体中断裂阵面传播现象联系起来考虑,就意味着一定冲击加载压力下的某种破坏模式.

氧化铝陶瓷具有强烈的微缺陷和细观结构,材料的动态破坏机理应考虑材料细观尺度上的物理力学过程^[16].假设材料的应力状态已达到弹性冲击极限,宏观实验测量可能不敏感,但在细观尺度上材料已发生一定的变化,这种破坏遵循一定的演化过程,从而产生破坏阵面的延迟现象.陶瓷存在的微缺陷和细观结构会造成材料的非均匀性,进而形成细观尺度的局部应力奇异,当这种应力奇异超过材料所容许的某种阈值,会产生微裂纹的萌生和扩展,导致细观结构的演变.这个破坏过程既决定于材料的自身属性,也与冲击强度大小有关,即冲击强度越高,局部应力奇异以及微裂纹发展的过程越快,导致破坏发生的时间越短暂,破坏阵面移动速度越快.此外,根据实验观测,破坏阵面伴随着横向应力产生跳跃而纵向应力基本保持不变,并考虑到冲击压缩状态下纵向应力大于横向应力,当提高冲击强度时,横向应力会更趋近纵向应力,使材料丧失更多的抗剪强度,材料碎裂化程度加大,即冲击强度增大而破坏程度提高.

横向应力的提高也与材料发生体积膨胀的现象一致,体胀效应是细观层次上材料内部的新界面或位移间断集合的宏观表征.横向应力的提高是材料抗剪能力劣化的结果,并且基本丧失动态抗拉强度,有些实验证实材料的层裂强度趋近于零.横向应力增加而纵向应力不变的实验事实也表明,位于破坏阵面之前的材料,剪应力主导着材料的变形行为,而位于破坏阵面后的材料,材料行为逐渐由剪应力转移到球应力主导,这种转移的程度取决于材料的碎裂化程度.如果材料完全丧失抗剪强度,那么球应力大小将决定材料的力学性质.

在冲击压力作用下,均匀压缩的材料内细观应力分布是奇异或高度非均匀的,会造成局部微裂纹萌生和扩展,包括原生的和新产生的微裂纹持续萌生和扩展而形成破坏边界.即便当冲击强度低于 σ_{HEL} 但应高于某一阈值,由于所产生的应力奇异性超过材料的破坏强度,也会激发一定微裂纹的萌生和扩展而形成破坏界面^[17].在冲击压缩下,非均匀性导致微裂纹形成、位移间断、体积膨胀及空洞塌陷,材料破坏程度越高,卸载时膨胀越显著,若保持宏

观体积不变和一维应变状态，体积膨胀和孔洞塌陷应同时发生。取破坏元的体积为 V ，令穿过破坏阵面时导致体积膨胀所增加的体积为 V_d ，因穿过波阵面时的总体积应变的间断为零，孔洞塌陷即为膨胀的体积，球应力或平均应力 σ_m 与体积改变的关系可简单表示为

$$\sigma_m = K(\eta) \tag{1}$$

式中 K 为材料的 Hugoniot 平均应力响应， $\eta = V_d/V$ 为穿越破坏阵面时的体积改变。

破坏阵面本身不是传统的波动而是一种破坏界面的移动，是微裂纹的渐次开裂所形成的向前推进的宏观破坏边界，微裂纹开裂形成新的微裂纹面而产生不可逆的非弹性变形。在细观层次上微裂纹面造成不连续的变形或位移间断，它们的统计效应可合理地认为是卸载时的宏观体积膨胀量 V_d ，即取 V_d 为破坏界面上的状态变量，该变量的控制方程为

$$\frac{\partial V_d}{\partial t} + C(x, t) \frac{\partial V_d}{\partial x} = V_{d0} \tag{2}$$

式中 V_{d0} 为膨胀体积源， C 为破坏阵面的传播函数， $C(x, t) = c\kappa(x, t)$ ， c 为材料参数，表示冲击应力为 σ_{HEL} 时的破坏阵面传播速度， $\kappa(x, t)$ 可取为

$$\kappa(x, t) = \frac{\tau(x, t) - \tau_F}{\tau_{HEL} - \tau_F} H(\tau - \tau_{THD}) \tag{3}$$

式中 H 表示 Heaviside 函数， $\tau(x, t)$ 表示材料中出现的最大剪应力，即

$$\tau(x, t) = \frac{\sqrt{3}}{2} \Psi \sqrt{J_2'} \tag{4}$$

材料参数 Ψ 描述由于细观结构造成的应力非均匀性。 τ_{THD} 是材料发生损伤破坏的阈值，参数 τ_{HEL} 为相应 σ_{HEL} 时的剪应力

$$\tau_{HEL} = \frac{1 - 2\nu}{2(1 - \nu)} \sigma_{HEL} \tag{5}$$

而 τ_F 为材料破坏后的残余剪切强度。

式 (3) 为氧化铝陶瓷材料的动态破坏判据，由于材料的细观结构或者材料的非均匀性造成应力不均匀，当局部应力 $\tau(x, t)$ 达到阈值 τ_{THD} 时出现损伤破坏，并且由于参数 τ_{HEL} 是 σ_{HEL} 状态时的应力偏量，因此一般应高于损伤破坏的阈值 τ_{THD} ，该判据表明当冲击应力低于 σ_{HEL} 时材料可发生非弹性变形和破坏。同时，正如前述实验结果所证明的以及文献提供的大量实验结论，当冲击应力提高时，

破坏阵面的传播速度加快，这一事实也可通过式 (2) 和式 (3) 表达。

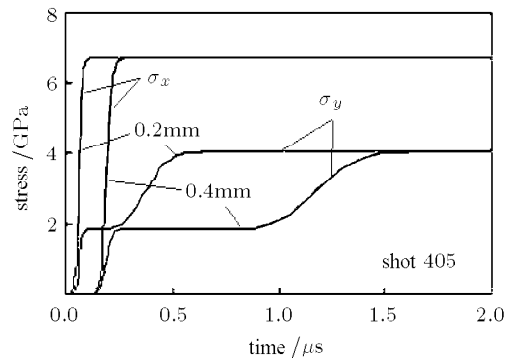
基于材料发生损伤破坏的细观机制分析，无论在正撞条件还是压剪复合冲击应力作用下，只要局部的细观剪切应力水平超过材料的损伤破坏阈值，就可激发微裂纹的渐次启裂和扩展，形成破坏阵面的传播。

在一维应变加载条件下，式 (4) 简化为

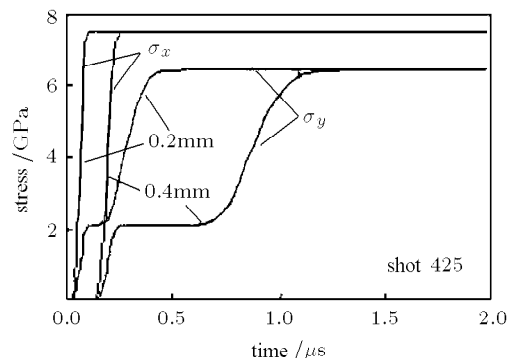
$$\tau(x, t) = \frac{1}{2} \Psi |\sigma_x - \sigma_y| \tag{6}$$

其中， σ_x 和 σ_y 分别为纵向和横向应力，由于描述细观结构造成的应力非均匀性的材料参数 Ψ 缺乏直接的实验数据，因此在计算中取为 1，即局部应力强度为相应的最大剪切应力。

针对单点样品平板冲击实验结果进行数值模拟 (图 6)，其冲击加载强度分别为 $1.24\sigma_{HEL}$ 和 $1.4\sigma_{HEL}$ 。前文已经通过撞击实验得到的自由面速度历程计算出破坏阵面的传播速度分别为 1.270 km/s ， 1.455 km/s 。式 (2) 中的 C 可取为破坏阵面的传播速



(a)



(b)

图 6 氧化铝陶瓷在冲击压缩下的纵向和横向应力历程模拟
Fig.6 Longitudinal and transverse stress history of alumina under shock compression

度, 由式 (3), 式 (6) 和 $C(x, t) = c\kappa(x, t)$, 可以得到 $c = 746.0 \text{ m/s}$, τ_F 分别为 2.7 GPa, 1.2 GPa, 随冲击加载强度的增加而降低. 由于通过破坏阵面 σ_x 保持不变, 进而由式 (1), 式 (2) 求得 V_d 和横向应力 σ_y 历程. 通过比较发现, 通过破坏阵面 σ_y 有较大幅度的提高, 并且冲击加载强度越高, 破坏阵面后的 σ_y 越接近 σ_x ; 距离冲击表面 0.2 mm 处的破坏相对弹性前驱的延迟时间较短, 而试件内部 0.4 mm 处的破坏相对弹性前驱的延迟时间较长; 破坏阵面速度随冲击加载强度的升高而增加.

3 结 语

氧化铝陶瓷材料的平板碰撞实验表明该材料中存在破坏阵面的传播, 回收试件的扫描电镜观察预示了细观尺度下的结构因素极大地控制了材料的非弹性变形和破坏行为. 通过考察陶瓷中破坏阵面的特征以及对破坏过程的分析, 给出了多晶陶瓷材料的本构关系和破坏阵面传播的控制方程以及破坏判据, 并对氧化铝陶瓷中破坏阵面的传播进行了数值模拟. 关于玻璃中的破坏波已开展了较为广泛深入的研究, 比较而言, 多晶陶瓷材料存在破坏阵面的现象以及冲击破坏过程应进行更多的实验研究, 为便于验证, 更多的关于高纯度陶瓷材料的实验研究是必要的.

参 考 文 献

- 1 Rasorenov SV, Kanel GI, Fortov VE, et al. The fracture of glass under high-pressure impulse loading. *High Pressure Research*, 1991, 6: 225~232
- 2 Brar NS, Rosenberg Z, Bless SJ. Spall strength and failure waves in glass. *Journal de Physique IV*, 1991, 1(C3): 639~642
- 3 Brar NS, Bless SJ. Failure waves in glass under dynamic compression. *High Pressure Research*, 1992, 10: 773~784
- 4 Bourne NK, Rosenberg Z. The dynamic response of soda-lime glass. *Shock Compression of Condensed Matter-1995*, Washington, USA, 1995. Elsevier Science Publishers BV. 1996: 567~572
- 5 Bourne NK, Rosenberg Z, Ginzburg A. The ramping of shock waves in three glasses. *Proceedings of the Royal Society of London Series A-Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 1996, 452: 1491~1496
- 6 Clifton RJ. Analysis of failure waves in glasses. *Applied Mechanics Review*, 1993, 46(12-1): 540~546
- 7 Kanel GI, Rasorenov SV, Fortov VE. The failure waves and spallations in homogeneous brittle materials. *Shock Compression of Condensed Matter-1991*. Virginia, USA, 1991. Elsevier Science Publishers BV. 1992: 451~454
- 8 Bourne NK, Millett J, Rosenberg Z. On the origin of failure waves in glass. *Journal of Applied Physics*, 1997, 81(10): 6670~6674
- 9 Dandekar DP, Beaulieu PA. Failure wave under shock wave compression in soda lime glass. *Metallurgical and Materials Applications of Shock-wave and High-Strain-Rate Phenomena*, Murr LE, Staudhammer KP, Meyers MA, eds. Elsevier Science BV. 1955: 211~218
- 10 He Hongliang. Dynamic response and microstructure damage of brittle materials under shock wave compression. [Ph D Thesis]. Sichuan, Southwest Institute of Fluid Physics, 1997
- 11 赵剑衡, 孙承纬, 段祝平. 冲击压缩下玻璃等脆性材料中失效波的研究进展. *物理学进展*, 2001, 21(2): 157~175 (Zhao Jianheng, Sun Chengwei, Duan Zhuping. Progress in the study of failure waves in glass sample under shock wave loading. *Progress in Physics*, 2001, 21(2): 157~175 (in Chinese))
- 12 Bourne NK, Millett J. Delayed failure in shocked silicon carbide. *Journal of Applied Physics*, 1997, 81(9): 6019~6023
- 13 Bourne NK, Rosenberg Z, Field JE. Surface fracture zones in shock-loaded polycrystalline ceramics. *Shock Compression of Condensed Matter-1997*, edited by Schmidt/Dandekar/Forbes, 493~496
- 14 切列帕诺夫 Г П 著, 黄克智等译. 脆性断裂力学. 北京: 科学出版社. 1990: 360~380 (Черемань ГП. Hwang Keh-Chih trans. Brittle Fracture Mechanics. Beijing: Science Press, 1990: 360~380 (in Chinese))
- 15 Nikolaevskii VN. Limit velocity of fracture front and dynamic strength of brittle solids. *International Journal of Engineering Science*, 1981, 19: 41~56
- 16 Raiser G, Clifton RJ, Ortiz M. A soft-recovery plate impact experiment for studying microcracking in ceramics. *Mechanics of Materials*, 1990, 10: 43~58
- 17 Espinosa HD, Raiser G, Clifton RJ, et al. Experimental observations and numerical modeling of inelasticity in dynamically loaded ceramics. *Journal of Hard Materials*. 1992, 3(3-4): 285~313

PROPAGATION OF FAILURE FRONT IN SHOCK-LOADED POLYCRYSTALLINE ALUMINA¹⁾

Liu Zhanfang^{*,2)} Chang Jingzhen^{*,**} Yao Guowen[†] Zhang Kai^{*} Li Jianpeng^{*}

**(Department of Engineering Mechanics, Chongqing University, Chongqing 400044, China)*

*** (Institute of Structure Mechanics, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, China)*

† (College of Civil Engineering and Architecture, Chongqing Jiaotong University, Chongqing 400074, China)

Abstract The experimental measurement and theoretical analysis were conducted to study dynamic failure behaviors of brittle alumina under shock loadings. Plate impact experiments were carried out on alumina, where the free surface velocity profiles were measured through VISAR and the recovered samples were scanned with SEM. The SEM observation shows that the principal factor controlling the inelastic deformation and failure process is the mesoscopic configuration of ceramics. With the particle free surface velocity history in alumina ceramics under shock-loadings compared with that in glass, the recompression signals in alumina may be obtained, which are similar to those in glass where failure waves have been widely verified. It is shown that the recompression signal appears in advance of the compressive shock unloading whether in alumina or glass. The failure front propagates in the material when the particle velocity history at free surface is checked. Dynamic failure properties of the failure front in alumina are discussed. A dynamic failure model of shock-loaded alumina and the governing equation of failure front propagation along with a respective failure criterion are obtained. Numerical results on the propagation of failure front in terms of longitudinal and transverse stresses in alumina are presented.

Key words alumina, plate impact experiment, failure front, failure model, impact strength

Received 5 January 2005, revised 7 April 2006.

1) The project supported by the National Natural Science Foundation of China and the Science Foundation of China Academy of Engineer Physics NSAF (10376046), the National Natural Science Foundation of China (10572158).

2) E-mail: zhanfang@cqu.edu.cn