

高压物理学报

冲击载荷下 Al_2O_3 陶瓷的失效与破碎特性

孙晓波 高玉波 徐鹏

Failure and Fracture Characteristics of Al_2O_3 Ceramics under Impact Loading

SUN Xiaobo, GAO Yubo, XU Peng

引用本文:

孙晓波, 高玉波, 徐鹏. 冲击载荷下 Al_2O_3 陶瓷的失效与破碎特性[J]. 高压物理学报, 2019, 33(5):054202. DOI: 10.11858/gywlb.20180695

SUN Xiaobo, GAO Yubo, XU Peng. Failure and Fracture Characteristics of Al_2O_3 Ceramics under Impact Loading[J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2019, 33(5):054202. DOI: 10.11858/gywlb.20180695

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.11858/gywlb.20180695>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

GFRP增强圆钢管在低速冲击荷载作用下的应变率效应

Strain Rate Effect of GFRP-Reinforced Circular Steel Tube under Low-Velocity Impact

高压物理学报. 2019, 33(4): 044203 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20180653>

一种长杆弹超高速贯穿陶瓷/金属复合靶板的简化模型

A Simplified Model for Long Rod of Ultra-High Speed Perforation onto Ceramic/Metal Target

高压物理学报. 2017, 31(6): 742 <https://doi.org/10.11858/gywlb.2017.06.009>

冲击载荷下K9玻璃的光学特性

Optical Properties of K9 Glass under Shock Loading

高压物理学报. 2017, 31(5): 573 <https://doi.org/10.11858/gywlb.2017.05.010>

俄罗斯红松的应变率效应及吸能特性

Strain Rate Effect and Energy Absorption Characteristics of Russian Pine

高压物理学报. 2017, 31(3): 271 <https://doi.org/10.11858/gywlb.2017.03.008>

脆性材料动态断裂的介观格子模型

Mesoscale Lattice Model for Dynamic Fracture of Brittle Materials

高压物理学报. 2019, 33(3): 030106 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20190707>

透明陶瓷的超高压制备研究进展

Progress in Preparation of Transparent Ceramics under High Pressure

高压物理学报. 2018, 32(1): 010104 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20170598>

冲击载荷下 Al_2O_3 陶瓷的失效与破碎特性

孙晓波, 高玉波, 徐 鹏

(中北大学理学院, 山西 太原 030051)

摘要: 作为典型的脆性材料, 陶瓷对变形具有高度敏感性, 在强动载荷下具有完全不同于延性金属材料的损伤、破坏行为等力学响应特性。采用分离式霍普金森杆测试系统对 Al_2O_3 陶瓷进行了冲击加载试验, 获得了陶瓷的动态抗拉/压力学性能, 以及材料破碎特性随应变率的变化关系。利用能量守恒和动力学的理论方法, 对脆性陶瓷材料在不同应变率下的力学特性和碎片尺度进行了深入研究。结果表明: 在冲击载荷作用下, Al_2O_3 陶瓷的抗拉和抗压强度均与应变率呈正相关。 Al_2O_3 陶瓷试样在一维应力波作用下的破碎颗粒尺寸差异较大, 随着加载应变率的增加, 破碎的陶瓷颗粒总数增大, 颗粒平均粒径减小, 应力集中的影响逐渐减弱。采用 DID 模型模拟的脆性材料碎片尺度与实验结果比较吻合, Grady 模型源于韧性材料的推广, 与实验结果的偏差较大。

关键词: Al_2O_3 陶瓷; 应变率效应; 破碎尺度; 冲击加载

中图分类号: O347.3

文献标识码: A

陶瓷材料广泛应用于军事和民用防护系统, 研究其在冲击载荷下的动态力学特性至关重要。在低应变率加载条件下, 陶瓷材料可看作弹脆性材料; 随着应变率的增加, 陶瓷材料会表现出一定的应变率效应; 而在高应变率下陶瓷材料的动态力学行为表现复杂, 主要源于对材料损伤机理的认识尚不清晰。探究陶瓷材料在冲击载荷下的失效和碎裂特征是深入开展陶瓷材料动态损伤机理研究的前提^[1-2], 相关的研究成果可为陶瓷防护结构设计提供重要的参考依据。

目前针对脆性材料动态破碎特征的研究主要集中在理论模型建立和实验探索阶段。为研究陶瓷在冲击压缩下的动态力学性能, Wang 等^[3] 基于霍普金森压杆技术, 采用高速相机直接观察了 Al_2O_3 陶瓷的宏观动态开裂破碎过程, 对陶瓷的应力分布和损伤进行演化, 研究表明损伤(开裂)演化是由多轴应力状态决定的, 尤其是材料局部拉伸应力集中, 开裂过程会导致表面纵向劈裂破坏和内部对角损伤带。Sellappan 等^[4] 为探究冲击方向的影响, 对 Al_2O_3 陶瓷圆盘进行了垂直和平行方向的动态冲击加载, 得出陶瓷的动态破坏过程主要包括裂纹的萌生和扩展。为完善脆性固体材料的理论模型, Deng 等^[5] 针对含有微裂纹的脆性固体, 建立了单轴压缩损伤演化的二维模型, 考虑了摩擦本构关系、速度相关本构关系以及速度无关塑性本构关系来探究对已有微缺陷变形的影响, 证明这些微裂纹是由微缺陷产生的。Acharya 等^[6] 通过场发射扫描电镜(FESEM)和透射电镜对回收的 Al_2O_3 碎片进行检测, 分析了在宏观破坏机制下微破裂的原因及其在 Al_2O_3 陶瓷整体失效过程中的作用条件。为研究冲击载荷下陶瓷材料的碎片尺度, 易洪昇等^[7] 提出脆性颗粒的受压破坏过程是拉伸破坏和剪切破坏两种机制共同作用的结果, 提出拉剪耦合时序破坏模型, 即随着加载条件的变化, 脆性颗粒体系的破碎机制从单一的拉伸破

* 收稿日期: 2018-12-03; 修回日期: 2019-01-03

基金项目: 国家自然科学基金(11702257)

作者简介: 孙晓波(1994—), 男, 硕士研究生, 主要从事陶瓷颗粒的抗侵彻机理研究。

E-mail: 1448938878@qq.com

通信作者: 徐 鹏(1969—), 男, 博士, 教授, 主要从事爆炸与冲击动力学研究。

E-mail: xptj1972@163.com

坏模式向更复杂的破坏模式(压剪破坏、剪切破坏)发展。Grady等^[8]将韧性材料能量模型运用于脆性材料的动态碎片尺度,周风华等^[9]修正了韧性材料模型,使其适用于脆性材料碎片尺度的计算,并提出了相关动力学模型。

材料在冲击载荷作用下的动态破碎特性已逐渐受到冲击动力学领域研究人员的关注。然而,关于碎裂的一个直接问题是:在给定加载条件下能否预测生成碎片的个数,并统计破碎特征。本研究将开展冲击载荷下 Al_2O_3 陶瓷的失效与破碎特性研究,以获得材料的动态拉伸、压缩力学性能及其率敏感性。随后,将破碎的陶瓷颗粒进行软回收并分类统计,运用理论与实验相结合的方法对冲击载荷下 Al_2O_3 陶瓷的破碎特性进行深入研究。

1 实 验

1.1 动态压缩实验

基于一维应力波理论,试样的应力 $\sigma(t)$ 、应变 $\varepsilon(t)$ 和应变率 $\dot{\varepsilon}(t)$ 可描述为

$$\sigma(t) = \frac{A_0}{2A_s} E_0 (\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) \quad (1)$$

$$\varepsilon(t) = \frac{C_0}{L_s} \int_0^t (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) dt \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{C_0}{L_s} (\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) \quad (3)$$

式中: A_0 、 C_0 和 E_0 分别为压杆横截面面积、体积声速和弹性模量; A_s 、 L_s 分别为试样横截面面积和长度, ε_i 、 ε_r 、 ε_t 分别为入射、反射和透射应变。

动态压缩实验样品采用热压烧结成型的AD95陶瓷,密度 $\rho=3869 \text{ kg/m}^3$ 。由于陶瓷强度高、破坏应变小,设计试样时需兼顾端面应力集中和屈曲破坏的影响。Wang等^[10]提出陶瓷的高应变率加载需满足长径比为2的要求。为此,本研究选用尺寸为 $\phi 5.5 \text{ mm} \times 11.0 \text{ mm}$ 的圆柱形试样。通过准静态加载实验,获得了材料的弹性模量 $E=290 \text{ GPa}$,通过查阅文献得到AD95陶瓷的泊松比为0.23^[11]。根据应力波理论,可计算得到材料的纵波波速为9594 m/s,横波波速为5661 m/s。

图1为改进的分离式霍普金森压杆(SHPB)装置示意图。压杆为高强度钢杆,直径为14.5 mm,撞击杆长度为250 mm,入射杆和透射杆的长度为1300 mm。采用添加WC垫块的方法避免试样对加载平台的破坏,考虑材料阻抗匹配,垫块尺寸取 $\phi 10.3 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 。为了有效收集实验后的陶瓷碎片,在样品外侧沿压杆设计了一个套筒装置。波形整形器选用塑性较好的紫铜,尺寸为 $\phi 6 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$,以提高入射波加载时间,并减小波的弥散效应。

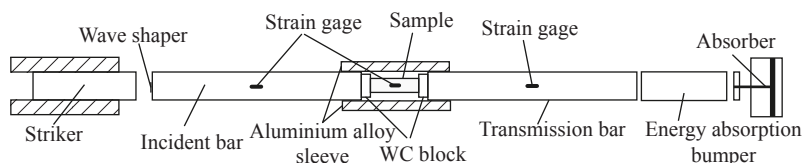


图1 改进的分离式霍普金森压杆

Fig. 1 Schematic of modified split Hopkinson pressure bar

1.2 动态巴西圆盘实验

巴西圆盘实验是针对脆性材料的间接拉伸实验,在圆盘状试样的侧面沿径向施加力,则在试样内垂直加载方向产生拉伸效应。当拉应力大于材料的抗拉强度时,试样将沿径向发生劈裂破坏,如图2(a)所示。弹性力学对圆盘中心位置的环向应力 σ_θ 和径向应力 σ_r 给出了解析解

$$\sigma_\theta = \frac{2P_c}{\pi D d} \quad (4)$$

$$\sigma_r = \frac{2P}{\pi D d} \left(1 - \frac{4D^2}{D^2 - 4r^2} \right) \quad (5)$$

式中: P 为作用于圆盘两端的径向加载力, P_c 为圆盘周围受到的环向压力, D 、 d 分别为圆盘的直径和厚度, r 为圆盘中心测量点与平面参考点之间的距离。

动态巴西圆盘实验的加载装置(见图 2)包括压杆、垫块、波形整形器等。试样尺寸为 $\varnothing 16.11 \text{ mm} \times 6.60 \text{ mm}$, 试样表面平行度和平面度分别为 0.001 mm 和 0.01 mm 。由于陶瓷试样的破坏应变较小, 需要在圆盘试样的中心点位置粘贴小尺寸应变片, 以直接测量实时应变, 如图 2(b) 所示。为避免试样与加载杆端面摩擦效应的影响, 在两者之间添加适量的二硫化钼润滑剂。

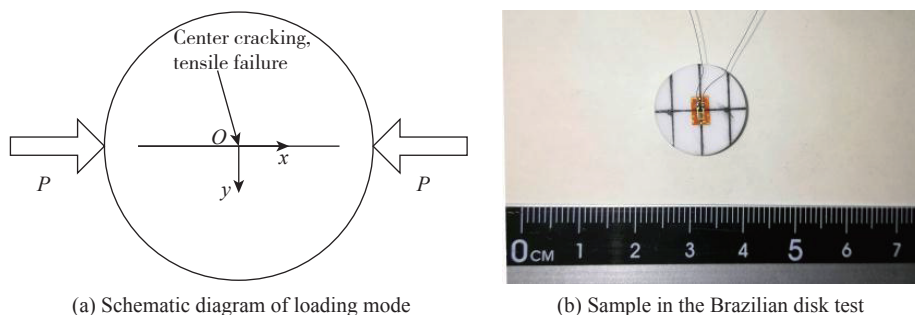


图 2 巴西圆盘试样设计

Fig. 2 Design of the Brazilian disc sample

2 动态力学性能

2.1 动态压缩力学性能

脆性陶瓷的破坏应变较小, 一维应力波加载时间对试样内部应力均匀性的影响较大, 短时间加载的矩形脉冲伴随波的弥散会导致陶瓷发生局部破坏。图 3 为动态压缩加载下的典型信号。由图 3 可知, 入射波为理想的三角波, 入射波的脉宽约为 $200 \mu\text{s}$ 。由反射波信号可知, 试样经历恒应变率加载平台段后, 信号出现一个突跃, 表明此时材料的波阻抗迅速降低, 压缩波全部返回入射杆, 材料表现出明显的脆性特征。

图 4 为不同应变率下陶瓷材料的动态应力-应变曲线。由图 4 可知, 应力-应变曲线近似呈直线, 符合 Al_2O_3 陶瓷典型的弹脆性特征, 且陶瓷的动态压缩强度随着应变率的增加而增加, 说明材料具有明显的应变率正相关性。动态加载下 Al_2O_3 的弹性模量约为 290 GPa , 受实验条件限制, 动态失效应变的测量并不准确, 但从中仍可发现材料弹性模量的应变率敏感性并不明显。

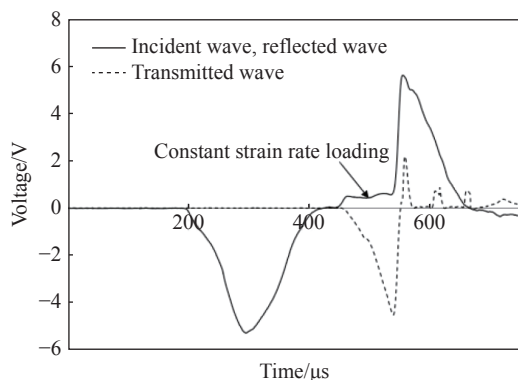


图 3 动态压缩实验的典型信号

Fig. 3 Typical signal of dynamic compression experiments

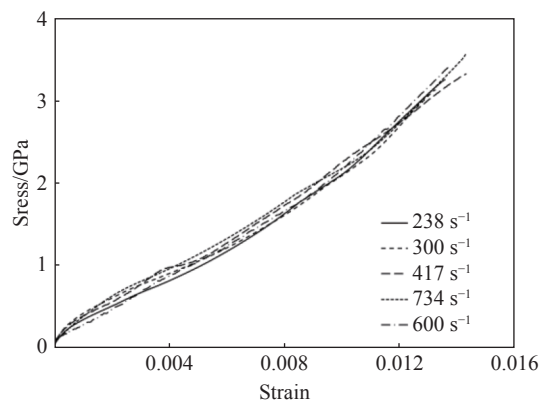


图 4 应力-应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curves

一维应力波加载下圆柱陶瓷的破坏分为劈开破坏和粉碎性破坏,而劈开破坏形式并不代表材料的真实压缩强度^[12]。杨震琦等^[13]对 Al_2O_3 陶瓷进行了一维应力波加载实验,试件尺寸为 $\varnothing 10\text{ mm} \times 8\text{ mm}$,实验收集到的陶瓷碎片如图 5(a)和图 5(b)所示,其破坏形式为典型的劈开破坏。研究表明,劈开破坏的原因多为试样端面的局部应力集中。本研究采用尺寸为 $\varnothing 5.5\text{ mm} \times 11.0\text{ mm}$ 的圆柱试样,收集到的陶瓷破坏形态为颗粒状,如图 5(c)和图 5(d)所示。可见,在一维应力冲击加载下,回收的颗粒尺寸大小不一,说明粉碎破坏模式下陶瓷仍存在局部应力集中现象,大颗粒陶瓷由圆柱试样外侧破坏形成,而应力均匀加载产生了小颗粒状陶瓷。

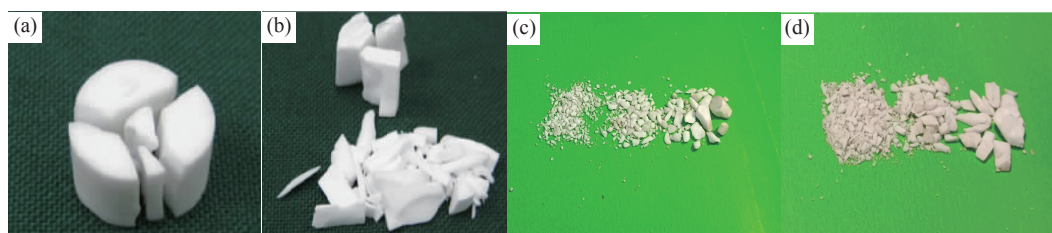


图 5 动态加载下 Al_2O_3 的破坏模式 ((a) 和 (b) 的试样尺寸为 $\varnothing 10\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ ^[12]; (c) 和 (d) 的试样尺寸为 $\varnothing 5.5\text{ mm} \times 11.0\text{ mm}$)

Fig. 5 Fractured mode of Al_2O_3 ceramic under dynamic tests ((a) and (b): specimen size $\varnothing 10\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ ^[12]; (c) and (d): specimen size $\varnothing 5.5\text{ mm} \times 11.0\text{ mm}$)

2.2 动态拉伸力学性能

在 6 种不同的应变率下进行动态抗压/拉实验,每个应变率下做 4 次重复性试验,利用最小二乘法对平均抗拉/压数值进行统计。从图 6 可以看出,在一维应力波动态加载下 Al_2O_3 陶瓷的抗拉/压强度与应变率呈正相关性。随着应力的逐步提高,试样内部承载能力最弱处先发生裂纹的成核扩展;随着应变率的提高,由于应力波加载的作用时间很短,而裂纹成核扩展需要一定时间,因此在裂纹成核扩展过程中,应力波仍在对试样加载,试样中的应力水平提高,比该处承载能力更强的地方相继达到裂纹成核扩展条件,裂纹沿多条路径同时扩展,试样中的裂纹越来越密集,此时可看作一维应力下的轴向压缩,最终导致试样失稳破坏^[14]。因此, Al_2O_3 陶瓷的强度对应变率有较强的依赖性。另外, Al_2O_3 陶瓷的抗压强度约为抗拉强度的 20 倍,这是因为陶瓷晶体中可动位错少,而位错运动又很困难,故一旦达到屈服强度,陶瓷晶体就断裂了,在拉伸时当裂纹达到临界尺寸就失稳扩展而断裂,而压缩时裂纹或者闭合或者呈稳态缓慢扩展,并转向平行于压缩轴^[15]。

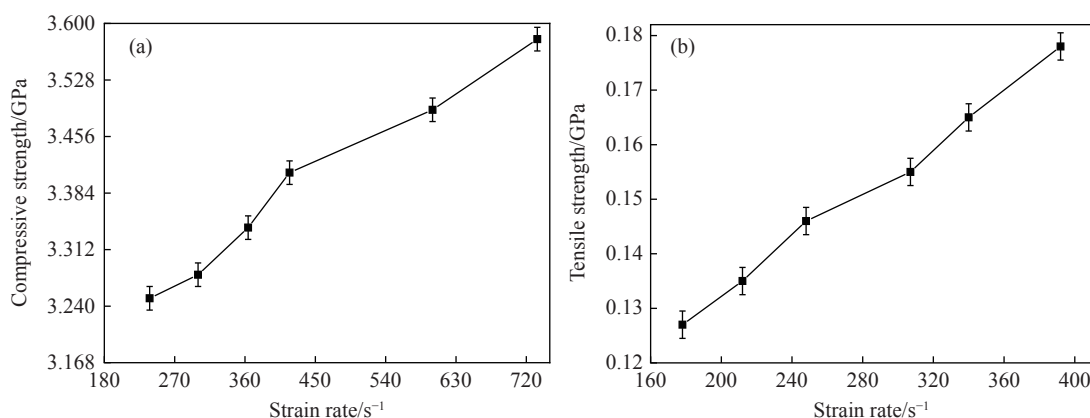


图 6 Al_2O_3 陶瓷不同应变率下动态抗压/拉强度

Fig. 6 Dynamic compressive and tensile strength of Al_2O_3 ceramic under different strain rate

如图 7 所示,收集的动态巴西圆盘试样主要为两个半圆,主裂纹沿加载方向,且满足巴西圆盘实验的中心开裂要求。破碎的圆盘主要呈“川”字型,试样与加载端的接触区域破碎严重,说明两者的点接

触使得试样存在局部应力集中;然而圆盘中心区域裂纹基本呈直线状,说明满足应力均匀性,且试样在此处的受力主要是沿径向的拉伸作用。

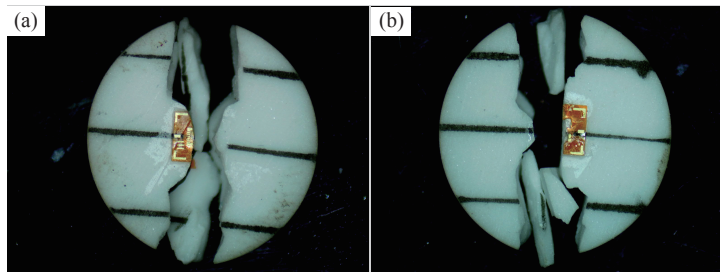


图7 动态巴西圆盘试样破坏模式
Fig. 7 Fractured mode of dynamic Brazilian disc tests

图8给出了动态巴西圆盘实验典型信号。通过紫铜整形后,入射波仍为典型的三角波,并且坡度更加缓和;310~350 μs 之间为信号平台段,实现了对试样的恒应变率加载;随后,信号出现突跃,表明此时材料的波阻抗迅速降低,压缩波全部返回入射杆;圆盘试样中心位置粘贴的应变片测量的信号存在一个突跃点,材料在此时瞬间破坏,说明材料在动态拉伸状态下也表现出明显的脆性特征。

图9显示了 Al_2O_3 陶瓷在不同恒应变率动态加载下的应变率-应变曲线。通过分析可以看出: Al_2O_3 陶瓷在破坏前的变形主要是弹性变形,在弹性范围内就会发生脆性断裂破坏;在斜波加载过程中,应变率的大小与斜加载波的坡度成正比,坡度越大,应变率越大,陶瓷作为脆性材料的破坏应变很小,且应变随着应变率的增大而增大,陶瓷的抗拉强度与应变率也呈正相关。

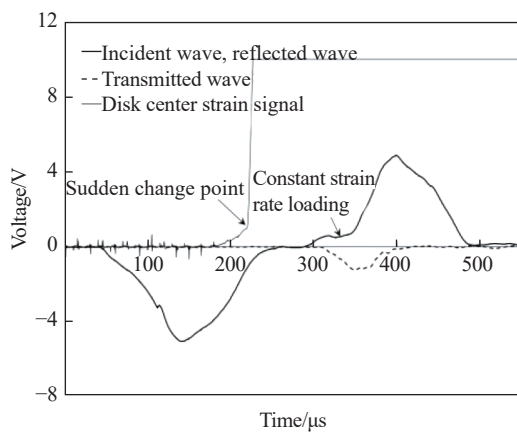


图8 动态巴西圆盘实验典型信号
Fig. 8 Typical signal of dynamic Brazilian disc tests

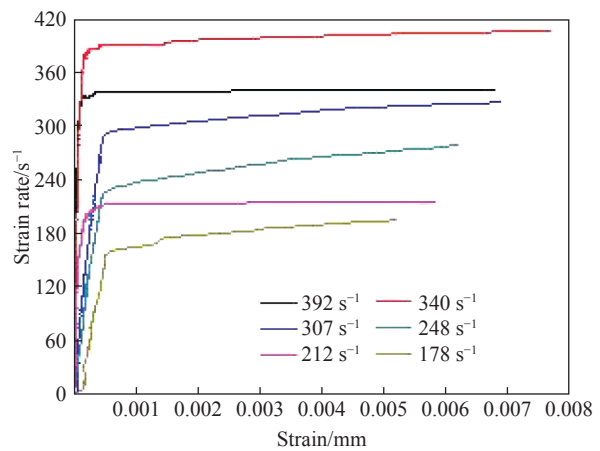


图9 应变率-应变曲线
Fig. 9 Strain rate-strain curve

3 动态压缩破碎特性分析

Grady等^[16]从破坏机理上对碎裂现象进行了理论分析,基于能量守恒提出了关于碎片尺度的计算公式

$$s = \left(\frac{24G_c}{\rho \dot{\epsilon}^2} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (6)$$

式中: s 为碎片尺寸, G_c 为断裂能, ρ 为材料密度。

Glenn等^[17]对能量守恒方程进行了修正,在能量守恒方程中加入了一个应变能项,并假设破碎后储存的应变能和局部动能耗散为断裂能,有

$$s = 4\sqrt{\frac{\alpha}{3}} \sin\left(\frac{\phi}{3}\right) \quad (7)$$

式中: $\phi = (\sin h)^{-1} \beta \left(\frac{3}{\alpha}\right)^{3/2}$, $\alpha = \frac{3\sigma_c^2}{\rho E \varepsilon}$, $\beta = \frac{3}{2} \frac{G_c}{\rho \varepsilon^2}$, E 为弹性模量, σ_c 为抗压强度, h 为陶瓷试样高度。

(6) 式和 (7) 式直接源于能量守恒关系。Zhou^[18] 考虑到材料的动态碎裂是一个涉及裂纹成核、扩展以及相互作用等动态机制的复杂过程, 建立了脆性材料破碎的动力学模型 (DID), 得到

$$\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{c\sigma_c^3/E^2G_c}\right) \left\{ \exp\left[\frac{ct_f}{EG_c/\sigma_c^2}\right] - \frac{ct_f}{EG_c/\sigma_c^2} - 1 \right\} = 1 \quad (8)$$

式中: c 为弹性波速, $c = \sqrt{E/\rho}$; t_f 为断裂能。扩展过程中, 裂纹对邻近介质产生卸载。被卸载区域的单向长度为 ct_f , 称为动态孤立裂纹扩展过程的影响尺度^[19]。

对 (6) 式、(7) 式和 (8) 式进行无量纲化处理, 可简化为

$$\bar{S}_{\text{Grady}} = \left[\frac{24}{(\bar{\dot{\varepsilon}})^2} \right]^{\frac{1}{3}} \quad (9)$$

$$\bar{S}_{\text{G\&C}} = \frac{4}{\bar{\dot{\varepsilon}}} \sin h \left[\frac{1}{3} (\sin h)^{-1} \left(\frac{3}{2} \bar{\dot{\varepsilon}} \right) \right] \quad (10)$$

$$\bar{S}_{\text{DID}} = \frac{s}{\bar{s}_0} = 4.5 \left[1 + 0.77 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{\frac{1}{4}} + 5.4 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{\frac{3}{4}} \right]^{-1} \quad (11)$$

式中: $\varepsilon_0 = \frac{c\sigma_c^3}{E^2G_c}$, $s_0 = \frac{EG_c}{\sigma_c^2}$, $\dot{\varepsilon} = \frac{c\sigma_c}{Eh}$, $\bar{\dot{\varepsilon}} = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}$, σ_c 为抗压强度。

对一维应力波加载下 Al_2O_3 陶瓷压缩试样进行软回收, 采用初步筛分法和超声波振动仪分离颗粒, 然后采用 JX-2000 显微图像分析仪对陶瓷颗粒图像进行二值化处理, 得到颗粒粒径分布特征, 最后对不同尺寸颗粒进行整理, 获得颗粒陶瓷的个数累积。

试样破碎后产生碎片的大小及形状是试样加载过程中裂纹演化及能量释放等微观过程的真实反映。图 10 为回收的陶瓷颗粒分类, 可见 Al_2O_3 陶瓷试样在一维应力波作用下的破碎颗粒尺寸差异较大。根据颗粒形状判断, 部分大尺寸陶瓷颗粒主要为试样的边缘或者表面损伤后形成的碎片, 这部分试样受应力集中作用明显。将试验中获得的陶瓷颗粒尺寸进行分类: 极小尺寸颗粒 (小于 $300 \mu\text{m}$)、小尺寸颗粒 ($300 \sim 500 \mu\text{m}$)、中等尺寸颗粒 ($500 \sim 1000 \mu\text{m}$)、大尺寸颗粒 ($1000 \sim 1500 \mu\text{m}$) 和超大尺寸颗粒 (大于 $1500 \mu\text{m}$)。

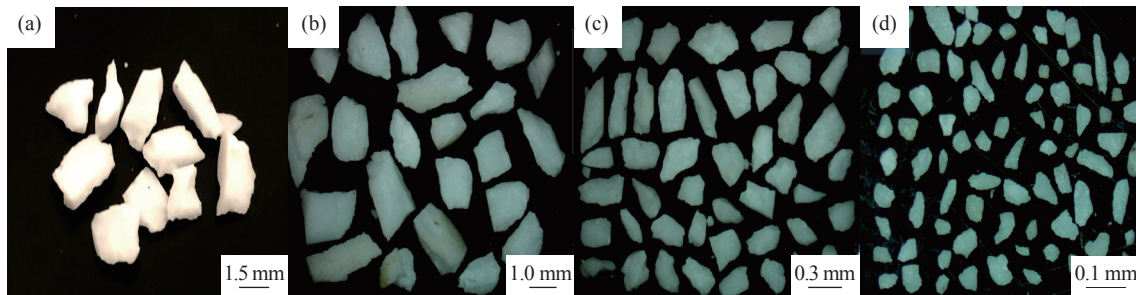


图 10 陶瓷压缩碎片

Fig. 10 Ceramic compression fragment

将分类后的颗粒粒径进行统计分析, 计算颗粒体积当量的等效直径, 其中 $300 \mu\text{m}$ 以上较大尺寸颗粒采用 BC-1600 电子显微镜统计, $300 \mu\text{m}$ 以下的颗粒使用 JX-2000 图像显微仪分析, 分析和统计结果如

表 1 所示。由表 1 可知: 随着应变率的增加, 尺寸小于 $300\text{ }\mu\text{m}$ 和 $500\sim 1000\text{ }\mu\text{m}$ 颗粒数量逐渐增大, $300\sim 500\text{ }\mu\text{m}$ 以及大于 $1000\text{ }\mu\text{m}$ 的颗粒数量逐渐减小, 颗粒总数增大, 颗粒平均粒径逐渐减小, 破坏所需的能量增大, 符合能量守恒定律。同时, 应力集中的影响随着加载应变率的增加而逐渐减弱。对于一些超大颗粒, 则是由于应力集中造成的, 圆角根部的应力集中系数越高, 其边缘越容易发生脆性破碎。此外, 还能够得出脆性陶瓷材料的颗粒破碎程度与应变率呈正相关。

表 1 不同应变率下 Al_2O_3 陶瓷破碎颗粒尺寸Table 1 Particle size of fractured Al_2O_3 ceramic under different strain rates

Grain size/ μm	Particle number					
	238 s^{-1}	300 s^{-1}	364 s^{-1}	417 s^{-1}	600 s^{-1}	734 s^{-1}
<300	571	521	568	689	816	970
300–500	234	236	248	249	265	188
500–1000	38	71	88	74	151	127
1000–1500	69	146	115	99	80	39
>1500	34	28	29	23	22	31
Total particle number	946	1002	1048	1134	1334	1355
Average diameter/mm	344	335	330	323	318	299

将实验获得的 Al_2O_3 陶瓷参数(见表 2 和表 3)代入(9)式、(10)式和(11)式中, 获得了无量纲化的 Grady、G&C 和 DID 陶瓷破碎尺寸模型, 如图 11 所示。目前, Glenn 等^[17]给出的高应变率下 G&C 标度关系在相当大范围内被验证是准确的, 但模型中碎裂过程的能量转换假设一直存在争议。近年来一些数值模拟和理论分析表明, Grady 公式显著高估了碎片尺寸, 而且完全忽略了微裂纹的扩张、颈缩等机制, 碎裂的物理过程被过分简化。由图 11 可知: DID 模型比较吻合脆性材料的碎片尺度特性; 而 Grady 模型由于源于将韧性材料模型推广到脆性材料中, 与本实验结果的偏差较大。同时, 相比于理论破碎颗粒尺度, 材料在真实破坏条件下的颗粒尺寸更大, 这是由于陶瓷内部分布着大量微裂纹和微气孔, 在冲击作用下微孔洞会产生应力集中现象, 从而形成部分尺寸较大的颗粒。

表 2 Al_2O_3 陶瓷参数^[20]Table 2 Parameters of Al_2O_3 ceramic^[20]

$\rho/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	E/GPa	$c/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	$G_c/(\text{N}\cdot\text{m}^{-1})$
3.869	290	8658	30

表 3 抗拉/压强度随应变率的变化

Table 3 Tensile strength varies with strain rates

Tensile		Compression		
$\dot{\varepsilon}/\text{s}^{-1}$	σ_t/GPa	$\dot{\varepsilon}/\text{s}^{-1}$	σ_c/GPa	$\dot{\varepsilon}_0/\text{s}^{-1}$
178	0.127	238	3.25	8820
212	0.135	300	3.28	8902
248	0.146	364	3.34	9072
307	0.155	417	3.41	9282
340	0.165	600	3.49	9716
392	0.178	734	3.58	9934

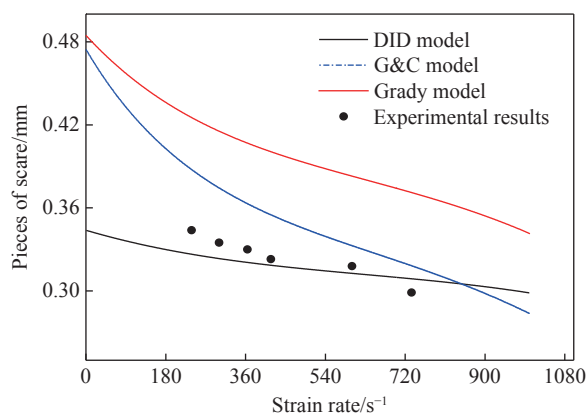


图 11 理论模型与实际碎片尺寸对比

Fig. 11 Comparison between theoretical model and actual debris size

4 结 论

为了分析 Al_2O_3 陶瓷在冲击载荷下的失效和破碎特性,对设计的试样开展了霍普金森杆动态拉伸/压缩实验,获得了动态加载下 Al_2O_3 陶瓷的率敏感性以及应力集中特点;对回收的颗粒陶瓷进行粒度分析,得到了陶瓷在一维应力波作用下的破碎特性,得到以下主要结论。

(1)一维应力波加载下, Al_2O_3 陶瓷的动态抗拉和抗压强度均表现出随应变率的正相关性,材料的抗压强度约为抗拉强度的20倍。

(2) Al_2O_3 陶瓷试样在一维应力波作用下的破碎颗粒尺寸差异较大,部分大尺寸颗粒主要来自试样边缘或表面。破碎的陶瓷颗粒总数随加载应变率的增加而增大,颗粒的平均粒径逐渐减小。应力集中的影响随加载应变率的增加而逐渐减弱,脆性陶瓷材料的颗粒破碎程度与应变率成正相关。

(3)G&C模型得到的破碎尺寸在低应变率下比实际破碎尺寸大,说明材料的裂纹成核和扩展对于陶瓷破碎有着不可忽视的影响;Grady模型证明不可将韧性材料模型推广到脆性材料中;DID模型考虑了材料的初始缺陷,计算结果与脆性材料的实际破碎尺寸比较吻合。对于材料在真实破坏条件下的颗粒破碎尺寸,应力集中这一因素不可忽视。

参考文献:

- [1] WEI G, ZHANG W. Deformation and fracture behavior of steel projectiles impacting AD95 ceramic targets-experimental investigation [J]. *Journal of Physics: Conference Series*, 2014, 500(11): 112065.
- [2] GILVARRY J J, BERGSTROM B H. Fracture of brittle solids. III. experimental results on the distribution of fragment size in single fracture [J]. *Journal of Applied Physics*, 1962, 33(11): 3211–3213.
- [3] WANG Z, LI P. Dynamic failure and fracture mechanism in alumina ceramics: experimental observations and finite element modelling [J]. *Ceramics International*, 2015, 41(10): 12763–12772.
- [4] SELLAPPAN P, WANG E, SANTOS C J E, et al. Wave propagation through alumina-porous alumina laminates [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2015, 35(1): 197–210.
- [5] DENG H, NEMAT-NASSER S. Dynamic damage evolution in brittle solids [J]. *Mechanics of Materials*, 1992, 14(2): 83–103.
- [6] ACHARYA S, BYSAKH S, PARAMESWARAN V, et al. Deformation and failure of alumina under high strain rate compressive loading [J]. *Ceramics International*, 2015, 41(5): 6793–6801.
- [7] 易洪昇, 徐松林, 单俊芳. 不同加载速度下脆性颗粒的破坏特征 [J]. *爆炸与冲击*, 2017, 37(5): 913–922.
YI H S, XU S L, SHAN J F. Failure characteristics of brittle particles at different loading speeds [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2017, 37(5): 913–922.
- [8] GRADY D E, BENSON D A. Fragmentation of metal rings by electromagnetic loading [J]. *Experimental Mechanics*, 1983, 23(4): 393–400.
- [9] 周风华, 王永刚. 影响冲击载荷下脆性材料碎片尺度的因素 [J]. *爆炸与冲击*, 2008, 28(4): 298–303.
ZHOU F H, WANG Y G. Factors affecting the size of brittle material fragments under impact loading [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2008, 28(4): 298–303.
- [10] WANG H, RAMESH K T. Dynamic strength and fragmentation of hot-pressed silicon carbide under uniaxial compression [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(2): 355–367.
- [11] 段卓平, 关智勇. 冲击载荷下 Al_2O_3 抗弹陶瓷的力学性能实验研究 [J]. *高压物理学报*, 2003, 17(1): 29–34.
DUAN Z P, GUAN Z Y. Experimental study on mechanical properties of elastics ceramics under impact loading [J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2003, 17(1): 29–34.
- [12] 李英雷, 胡时胜, 李英华. AD95 陶瓷材料的动态压缩测试研究 [J]. *爆炸与冲击*, 2004, 24(3): 233–239.
LI Y L, HU S S, LI Y H. Dynamic compression test of AD95 Ceramic materials [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2004, 24(3): 233–239.
- [13] 杨震琦, 庞宝君, 王立闻. JH-2 模型及其在 Al_2O_3 陶瓷低速撞击数值模拟中的应用 [J]. *爆炸与冲击*, 2010, 30(5): 463–471.
YANG Z Q, PANG B J, WANG L W. JH-2 model and its application in low speed impact simulation of Al_2O_3 ceramics [J].

- [Explosion and Shock Waves](#), 2010, 30(5): 463–471.
- [14] 王振, 张超, 王银茂. 飞机风挡无机玻璃在不同应变率下的力学行为 [J]. [爆炸与冲击](#), 2018, 38(2): 295–301.
WANG Z, ZHANG C, WANG Y M. Mechanical behavior of aircraft windshield inorganic glass under different strain rates [J]. [Explosion and Shock Waves](#), 2018, 38(2): 295–301.
- [15] 罗诗裕, 邵明珠, 罗晓华. 正弦平方势与应变超晶格位错动力学 [J]. 中国科学: 物理学力学天文学, 2010(2): 207–212.
LUO S Y, SHAO M Z, LUO X H. Sinusoidal squared potential and strain superlattice dislocation dynamics [J]. Chinese Science: Physics, Mechanics, Astronomy, 2010(2): 207–212.
- [16] GRADY D E, KIPP M E. Mechanisms of dynamic fragmentation: factors governing fragment size [J]. *Mechanics of Materials*, 1985, 4(3/4): 311–320.
- [17] GLENN L A, CHUDNOVSKY A. Strain-energy effects on dynamic fragmentation [J]. [Journal of Applied Physics](#), 1986, 59(4): 1379–1380.
- [18] ZHOU F, MOLINARI J F, RAMESH K T. Effects of material properties on the fragmentation of brittle materials [J]. [International Journal of Fracture](#), 2006, 139(2): 169–196.
- [19] DRUGAN W J. Dynamic fragmentation of brittle materials: analytical mechanics-based models [J]. [Journal of the Mechanics and Physics of Solids](#), 2001, 49(6): 1181–1208.
- [20] 程靳, 赵树山. 断裂力学 [M]. 北京: 科学出版社, 2006: 152–163.
CHENG J, ZHAO S S. *Mechanics of fracture* [M]. Beijing: Science Press, 2006: 152–163.

Failure and Fracture Characteristics of Al_2O_3 Ceramics under Impact Loading

SUN Xiaobo, GAO Yubo, XU Peng

(*College of Science, North University of China, Taiyuan 030051, China*)

Abstract: As one of the typical brittle materials, ceramics are highly sensitive to deformation. Under strong dynamic loads, it exhibits mechanical response characteristics completely different from ductile metal materials which involve damage and destructive behavior. In this study, the split Hopkinson bar test system is used to carry out impact loading tests on Al_2O_3 ceramics obtaining the dynamic tensile/compressive properties of the ceramics, as well as the relationship of fracture characteristics with strain rate. In addition, the mechanical properties and fragment size of brittle ceramic materials under different strain rates are further studied by using the theoretical methods of energy conservation and dynamics. The results show that the tensile and compressive strength of Al_2O_3 ceramics is positively correlated with strain rate under impact loading. Furthermore, the particle sizes of Al_2O_3 ceramic samples vary greatly under the action of the one-dimensional stress wave. With the increase of loading strain rate, the total number of broken ceramic particles will increase and the average particle size will decrease, while the influence of stress concentration will gradually weaken. Finally, the fragment size of brittle materials simulated by the DID model is consistent with the experimental results. However, Grady model is derived from the fact that the generalization of ductile materials is quite different from the experimental results.

Keywords: Al_2O_3 ceramics; effects of strain rate; broken scale; impact loading