爆 炸 与 冲 击
Explosion and Shock Waves
DOI：10.11883/bzycj-2024-0324

# 陶瓷材料 I 型动态断裂韧性的新型测试方法*

蔡治城[1]，许泽建[1*]，范昌增[1]，武刚[2]，黄风雷[1]

(1.北京理工大学爆炸科学与安全防护全国重点实验室， 北京 100081；
2.91550 部队 42 分队，辽宁 大连 116021)

**摘 要：**基于霍普金森压杆技术，采用新设计的微型纯 I 型断裂试样和配套夹具提出了针对陶瓷材料的新型动态断裂测试方法，试样的起裂时间由应变片法测得。对氧化铝陶瓷开展了不同加载速率下的动态断裂实验，采用实验-数值方法得到了材料的 I 型动态应力强度因子曲线及动态断裂韧性。随着加载速率从 0.45 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 提高到 1.83 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$，氧化铝陶瓷的 I 型动态断裂韧性值由 8.39 MPa·m$^{1/2}$ 增加至 15.76 MPa·m$^{1/2}$，而起裂时间则随着加载速率的增加而不断减小。由断口分析可知，随着加载速率的增加，氧化铝陶瓷由沿晶断裂占主导的失效模式逐步转变为以穿晶-沿晶相混合的断裂模式。这期间，更多的微缺陷被激活并扩展形成微裂纹，从而导致混合型断裂模式的发生。材料失效模式的转变将引起更多的能量耗散，这是断裂韧性升高的根本原因。

**关键词：**氧化铝陶瓷；动态断裂韧性；加载速率；分离式霍普金森压杆

**中图分类号：**O347.3;TB321;TG115.5+7 **国标学科代码：**13015 **文献标识码：**A

# A new test method for mode I dynamic fracture toughness of ceramic materials

CAI Zhicheng[1]，XU Zejian[1*]，Fan Changzeng[1]，WU Gang[2]， HUANG Fenglei[1]

（*1. State Key Laboratory of Explosion Science and Safety Protection, Beijing Institute of Technology University, Beijing 100081, China;*

*2. Unit 91550 of PLA, Dalian 116021, China*）

**Abstract:** To address the longstanding challenge of accurately evaluating the dynamic fracture toughness of ceramic materials, a new mode I dynamic fracture testing method was developed based on the conventional split-Hopkinson pressure bar (SHPB) technique. This approach introduced a miniature fracture specimen specifically designed to ensure pure mode I loading, along with a custom fixture system that enabled stable and repeatable dynamic fracture experiments on alumina ceramics with varying loading rates. The combined experimental-numerical method was used to obtain the variation of the mode I dynamic stress intensity factor at the crack tip under different loading rates. Fracture initiation time was obtained with high precision using the strain gauge method, allowing for the determination of mode I dynamic fracture toughness. To further validate the accuracy of the measured fracture initiation time, high-speed photography was employed to capture the entire failure process in real time and corroborate the onset of fracture of the tested specimens. The results show that as the applied loading rate increases from 0.45 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ to 1.83 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$, the dynamic fracture toughness of alumina ceramics rises significantly from 8.39 MPa·m$^{1/2}$ to 15.76 MPa·m$^{1/2}$, indicating a pronounced strengthening effect induced by higher loading rates. Meanwhile, the crack initiation time decreases notably with increasing loading rate. Fractographic analysis using scanning electron microscopy reveals a clear fracture mode transition behavior. Under lower loading rates, the fracture of alumina ceramics predominantly exhibits intergranular fracture features. Under higher loading rates, the fracture shows a mixed-mode fracture involving both intergranular



*收稿日期： 2024-09-02 ； 修回日期：2025-06-17；
基金项目：爆炸科学与安全防护全国重点实验室（QNKT21-5）
第一作者：蔡治城（2000— ），男，硕士研究生. E-mail: czcturbo@163.com；
通信作者：许泽建（1979— ），男，博士，教授. E-mail: xuzejian@bit.edu.cn。

and transgranular features. This transition is attributed to the activation and propagation of more micro-defects under higher rates, resulting in increased microcracking. The emergence of this mixed fracture mode is associated with greater energy dissipation, which fundamentally contributes to the increase in mode I dynamic fracture toughness. The proposed method offers a robust framework for accurately assessing the mode I dynamic fracture properties of ceramic materials.

**Keywords:** Alumina ceramic; dynamic fracture toughness; loading rate; split Hopkinson pressure bar

陶瓷材料因具有高强度、高硬度、高熔点和高耐磨性等优异特性而成为国防、航空航天、车辆、能源等领域的重要工程材料。随着陶瓷材料在直升机、特种车辆和防弹衣等装甲防护设施中的大量应用[1-3]，人们越来越关注其在冲击载荷下的力学特性[4-11]。

陶瓷材料固有的脆性使其在实际应用中易于发生断裂。为提高陶瓷的抗断裂能力，研究人员针对陶瓷材料的韧性测试及增韧问题开展了大量研究。何泽夏等[12]采用三点弯曲法和双悬臂梁法，分析了裂纹的不同加工方法对测得的断裂韧性的影响。王学成等[13]采用双扭法测试陶瓷的断裂韧性，研究了裂纹长度对应力强度因子的影响。Huang 等[7]发现通过在氧化铝陶瓷中添加氧化锆颗粒可以有效抑制径向和周向裂纹的扩展，减缓陶瓷锥的形成，从而提高其对冲击能量的吸收能力。另外，Kasaeian-Naeini 等[14]通过在镁基复合材料中添加陶瓷颗粒，显著提高了其在准静态条件下的断裂韧性和强度。Sun 等[15,16]则利用不同含量的氧化锆、氧化铝陶瓷粉末以及石墨烯纳米片制备了高性能 BTC 陶瓷，并研究了各种组合对材料力学性能的影响。吴昊龙等[17]发现在氧化铝基体外增加莫来石预应力涂层可以显著提高基体材料的断裂韧性。Kong 等[18]则从仿生结构的角度优化了陶瓷材料的韧性和承载能力。

在以上研究中，多采用双悬臂梁法[12]、双扭法[13]、紧凑拉伸法[14]、压痕强度法（ISB）[15,16]以及单边切口梁法（SENB）[17]对陶瓷材料在准静态加载下的断裂韧性进行测量。然而，陶瓷作为装甲防护材料难免受到动态载荷的作用。现有研究表明，陶瓷材料在不同加载速率下的力学特性存在显著差异 [20-22]。值得注意的是，上述针对陶瓷材料断裂韧性的测试方法要求试样在加载过程中必须满足力平衡条件，因此难以在动态测试中直接采用。此外，传统测试方法需要动态应力强度因子曲线具有恒定的斜率，以确保恒定的加载速率。这些限制条件在很大程度上增加了测试方法的复杂性。由于目前在陶瓷材料 I 型裂纹的动态测试技术及动态断裂韧性的确定方面仍存在的困难，因此相关研究仍较少报道。

在动态断裂测试方面，较为可行的方法是采用霍普金森压杆或冲击试验仪配合数字图像相关技术开展[23-31]。但是，由于受到测试手段的限制，目前针对微小试样的动态加载仍存在困难，而且难以对其制备高质量散斑。近期，本课题组在金属材料的动态断裂韧性方面开展了一些研究，并提出了针对微小试样的测试方法[32-37]。但是，用于陶瓷材料的 I 型动态断裂试样和相关测试方法的研究目前仍待开展。

本研究在前期工作的基础上，基于分离式霍普金森压杆技术提出了一种针对陶瓷材料的新型纯 I 型动态断裂实验方法，在不同加载速率下对氧化铝陶瓷进行了动态断裂测试。采用高速摄影观察了裂纹的起裂和扩展过程，并对材料断裂韧性的加载速率效应及其微观机理进行了研究。

# 1 实验数值法

## 1.1 实验加载装置及试样

本研究使用实验数值法测试氧化铝陶瓷材料的 I 型动态断裂韧性。加载装置采用霍普金森压杆系统，其中撞击杆、入射杆及透射杆直径均为 19 mm，材料为 18Ni 马氏体钢。此外，参考单边缺口梁（SENB）试样的设计方法，采用精密线切割技术在预定位置预制裂纹，制备了氧化铝陶瓷的微型 I 型断裂试样（见图 1）。通过显微镜对预制裂纹进行了观测，以确保各试样的裂纹长度与宽度保持一

致。氧化铝陶瓷的元素成分和力学性能参数分别见表 1、表 2。

动态断裂实验的配套测试夹具包括与入射杆连接的加载端和与透射杆连接的支撑端，材料均为高强度钢。加载端具有高度为 5 mm 的压头，其头部为半径为 2 mm 的圆弧；支撑端包括两个高 3 mm 的压头，头部圆弧半径均为 1 mm，其间距即试样的跨距为 16 mm。两端夹具的底座均为直径 19 mm，高度为 10 mm 的圆柱体。该夹具的设计可以确保在实验过程中试样始终与其保持线接触。

表 1 氧化铝陶瓷的元素成分及质量分数

Table 1 Composition and mass fraction of alumina ceramic %

| $Al_2O_3$ | $SiO_2$ | $Fe_2O_3$ | $Na_2O$ | CaO | MgO |
|---|---|---|---|---|---|
| ≥99 | 0~2.8 | 0~0.025 | 0~0.06 | 0~1.5 | 0~0.05 |

表 2 氧化铝陶瓷的力学性能参数

Table 2 Mechanical properties of alumina ceramic

| $\rho$/g·cm$^{-3}$ | $E$/GPa | $\mu$ | $\sigma_b$/MPa |
|---|---|---|---|
| 3.5~3.6 | 300 | 0.2 | 300 |

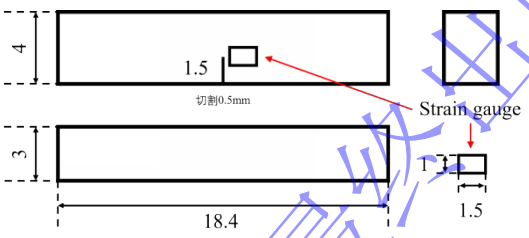



图 1 试样几何尺寸图（单位: mm）

Fig 1 Schematic diagram of the specimen (unit: mm)

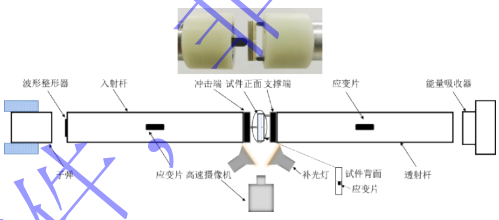



图 2 SHPB 装置示意图

Fig 2 Schematic diagram of the SHPB device

实验时，试样放置于夹具的加载端与支撑端之间，夹具与压杆端部通过滑套紧密连接。试样、夹具与霍普金森压杆装置的装配情况见图 2。子弹撞击入射杆后在其中产生向右传播的压缩应力波。当应力波传播到试件左侧端面时对其形成冲击载荷，在裂尖两侧产生垂直于裂纹方向的拉伸应力并引发纯 I 型断裂。实验产生的入射、反射和透射应力波均由粘贴在杆件上的应变片记录。试件的起裂信号也采用应变片测得，其粘贴位置如图 1 所示。此外，本工作采用了单脉冲加载技术[38]以避免应力波的重复加载给试验造成影响。

## 1.2 实验加载理论

根据一维应力波理论，压杆与试样接触面处的载荷和位移可由下式表达：

$$\begin{cases} F_{\text{in}}=AE\left[\varepsilon_{\text{i}}(t)+\varepsilon_{\text{r}}(t)\right] \\ F_{\text{out}}=AE\varepsilon_{\text{t}}(t) \end{cases} \tag{1}$$

$$\begin{cases} U_{\text{in}}=C_0\int_0^t\left[\varepsilon_{\text{i}}(t)-\varepsilon_{\text{r}}(t)\right]\mathrm{d}t \\ U_{\text{out}}=C_0\int_0^t\varepsilon_{\text{t}}(t)\mathrm{d}t \end{cases} \tag{2}$$

式中，$F_{in}$、$F_{out}$为入射杆与透射杆端部的载荷，$U_{in}$、$U_{out}$为入射杆与透射杆端部的位移，$A$为横截面积，$E$为杨氏模量；$\varepsilon_i(t)$为入射应变，$\varepsilon_r(t)$为反射应变，$\varepsilon_t(t)$为透射应变。

图 3 展示了在动态加载中获得的原始电信号波形。由图可知，加载过程中大部分入射应力波在接触面反射形成拉伸波并传回入射杆，只有极少量的入射波通过试件传递至透射杆并形成透射应力波。在加载过程中，试样裂纹尖端主要承受拉伸载荷。当裂尖开始起裂时，裂尖区域的弹性应变能突然释放并形成峰值脉冲。试样上的应变片可以记录该脉冲信号，并以此确定试样的起裂时间 $t_f$。

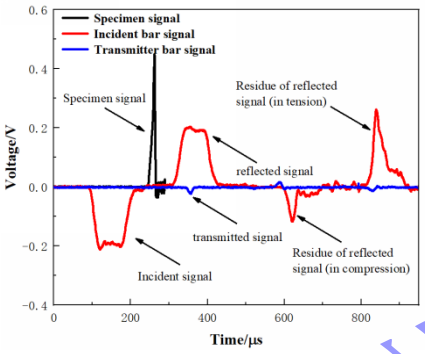



图 3 典型实验信号

Fig 3 Typical experimental signals

## 1.3 有限元模拟理论

在获得试样的加载信息后，通过有限元模拟确定了氧化铝陶瓷的纯 I 型动态断裂韧性 $K_{Id}$。由于实验中难以直接获得裂尖的动态应力强度因子，因此将实验中测得的入射应力波作为初始条件对试验过程进行数值模拟，以获得裂尖位移场的变化情况。进而可计算裂尖的动态应力强度因子并确定材料的动态断裂韧性。裂尖位移场和动态应力强度因子的表达式如下：

$$\begin{cases} u(r,\theta,t)=\dfrac{K_{\mathrm{I}}(t)}{4G}\sqrt{\dfrac{r}{2\pi}}\left[(2k\text{-}1)\cos\dfrac{\theta}{2}-\cos\dfrac{3\theta}{2}\right] \\ \quad+\dfrac{K_{\mathrm{II}}(t)}{4G}\sqrt{\dfrac{r}{2\pi}}\left[(2k+3)\sin\dfrac{\theta}{2}+\sin\dfrac{3\theta}{2}\right] \\ v(r,\theta,t)=\dfrac{K_{\mathrm{I}}(t)}{4G}\sqrt{\dfrac{r}{2\pi}}\left[(2k+1)\sin\dfrac{\theta}{2}-\sin\dfrac{3\theta}{2}\right] \\ \quad-\dfrac{K_{\mathrm{II}}(t)}{4G}\sqrt{\dfrac{r}{2\pi}}\left[(2k-2)\cos\dfrac{\theta}{2}+\cos\dfrac{3\theta}{2}\right] \\ w(r,\theta,t)=0 \quad \text{(plane strain)} \end{cases} \tag{3}$$

$$k=\begin{cases} 3-4\mu & (\text{plane strain}) \\ \dfrac{3-\mu}{1+\mu} & (\text{plane stress}) \end{cases} \tag{4}$$

$$K_{\mathrm{I}}(t)=\sqrt{\frac{\pi}{2r}}\frac{G}{1-\mu}v(r,t) \tag{5}$$

式中，$r$为距裂尖的距离，$G$为剪切模量，$k$为与裂尖应力状态相关的常数，$\mu$为泊松比，$u$、$v$为裂尖位移场。

# 2 断裂韧性及加载速率的确定

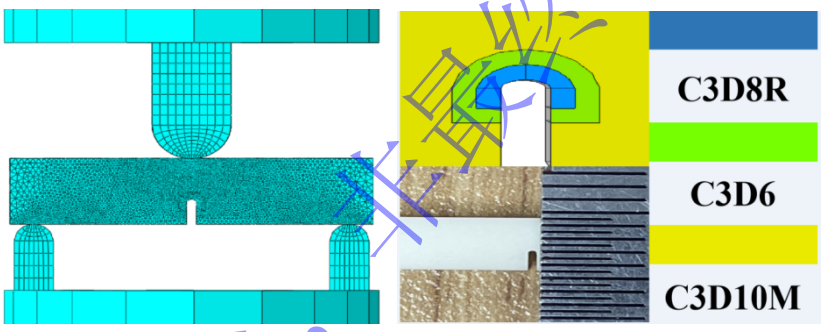
为了确定氧化铝陶瓷在不同加载速率下的 I 型动态断裂韧性，本文采用 Abaqus/Explicit 对动态加载过程进行模拟。有限元模型采用与实验中霍普金森压杆、夹具和陶瓷试样相同的三维模型，其中入

射杆和透射杆的长度均为 1.2m，试样的初始裂纹与真实裂纹尺寸相一致，见图 1。由于实验中采用了凡士林来润滑各接触面，因此压杆、夹具和试样之间的接触关系在模拟中定义为无摩擦的法向“硬”接触。将实测的入射应力波施加到入射杆端面，作为数值模拟的初始条件，夹具支撑端边界设置为固定约束。由于杆件、夹具在实验中仅发生弹性变形，因此在模拟中均被定义为线性弹性材料，采用三维八节点六面体网格（C3D8R）。由文献[33]可知，在有限元模拟中对陶瓷试样采用线弹性模型能够满足实验-数值法的计算精度要求，因此本工作将试样定义为线性弹性材料。杆件、夹具和试样的材料参数见表 3。为提高计算精度，对试样与夹具的接触区域以及试样裂尖附近进行了网格细化。在裂尖附近区域，由裂尖向外逐渐采用了六面体单元（C3D8R）、楔形单元（C3D6）、四面体单元（C3D10M）的过渡。裂纹端部与裂纹中部的网格尺寸比值控制在 0.001~0.02 之间，以确保裂尖弹性应变场的计算误差控制在 1%左右。试件的单元类型和网格划分情况见图 4，图 5。

**表 3 入射杆、透射杆及夹具的力学性能参数**

Table 3 Mechanical properties of the Hopkinson bars and the fixture

| | Material | $\rho$/kg·m$^{-3}$ | $E$/GPa | $\mu$ |
|---|---|---|---|---|
| Incident bar and transmitter bar | 18Ni | 8000 | 190 | 0.3 |
| Fixture | 40Cr | 7820 | 199 | 0.3 |
| Specimen | Alumina ceramic | 3550 | 300 | 0.2 |




(a) Finite element model (b) Element type

图 4 有限元模拟图

Fig 4 Diagram of finite element simulation

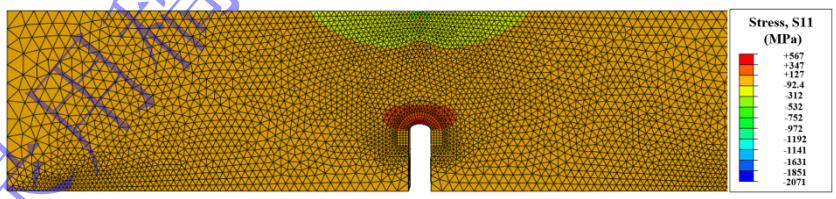



图 5 起裂时刻应力分布云图

Fig 5 Stress distribution at fracture initiation time

在断裂力学中，一般用应力强度因子率来表征裂尖的加载速率，其定义为断裂韧性与起裂时间的比值[32-37]。因此，本工作中陶瓷材料断裂时的加载速率可表示为：

$$\dot{K}_{\mathrm{Id}}=\frac{K_{\mathrm{I}}(t_{\mathrm{f}})}{t_{\mathrm{f}}}=\frac{K_{\mathrm{Id}}}{t_{\mathrm{f}}} \tag{6}$$

式中 $K_{Id}$ 为试样的 I 型动态断裂韧性，$t_f$ 为试样上应变片测得的试样起裂时间。

以加载速率为 1.27 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 的实验为例，将试样上测得的应变信号与数值模拟结果进行对比，

见图 6。在初始加载阶段，实测和模拟的应变信号吻合较好，进一步说明试样采用线弹性本构模型能够满足计算精度要求。由于在模拟中未考虑陶瓷材料的失效，因此模拟结果中试样上的应变持续增加，而实测信号则由于试样失效而在起裂点急剧下降。由以上分析可知，试样应变从开始增加到发生骤降的这段时间即为试样起裂时间 $t_f$。

由图 6 可知，试样起裂时间为 11 μs。根据式（3）计算得到的动态应力强度因子随时间变化的曲线如图 7 所示。结合试样的起裂时间和动态应力强度因子曲线，可以确定在该实验条件下氧化铝陶瓷的 I 型动态断裂韧性为 13.92 MPa·m$^{1/2}$。

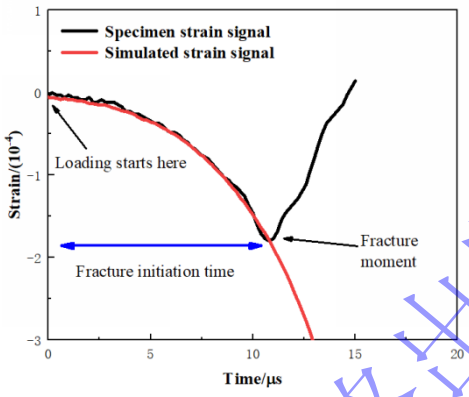



图 6 试样的实测应变与模拟应变

Fig 6 Measured and simulated strain curves on the specimen

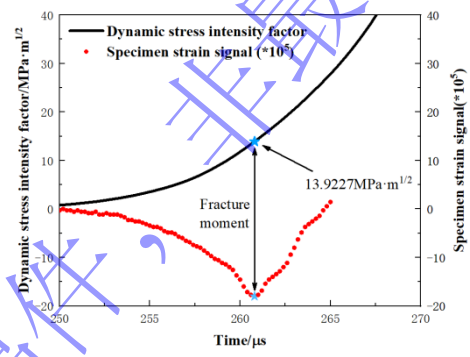



图 7 动态应力强度因子-时间曲线

Fig 7 Dynamic stress intensity factor-time curve

## 3 结果分析

### 3.1 I 型断裂韧性的加载速率效应

本研究中，通过调整子弹速度可以实现在 0.45~1.83 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 的加载速率区间对氧化铝陶瓷 I 型动态断裂韧性进行测试。

在测试中，为了验证应变片法测量裂纹起裂时间的准确性，采用了高速摄影系统对试样的起裂过程进行观测，拍摄帧率为 3.72×10$^5$ fps。实验前在试样表面预制了条形纹以清晰观察试样的变形情况。试件预制条形纹及起裂前后的形貌如图 8 所示。

(a) Original specimen (b) Prefabricated striped specimen (c) The recovered specimen

图 8 实验前后的氧化铝陶瓷试件

Fig 8 Specimen of alumina ceramic before and after experiment

在 1.27 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 加载速率下，试样的起裂过程见图 9。定义应力波传至试样端面时为初始时刻（0 μs）。在 5.38 μs 时，试件受载侧出现轻微变形；8.07 μs 时，可观察到试件侧面及条纹发生明显的弯曲变形；在 13.45 μs 时刻，试件发生起裂。因此，该试样的起裂时刻介于 10.75 μs 至 13.44 μs 之间，与应变片法测得的起裂时间 11 μs 相一致。此后，裂纹沿加载方向扩展，表明试样发生了 I 型断裂。

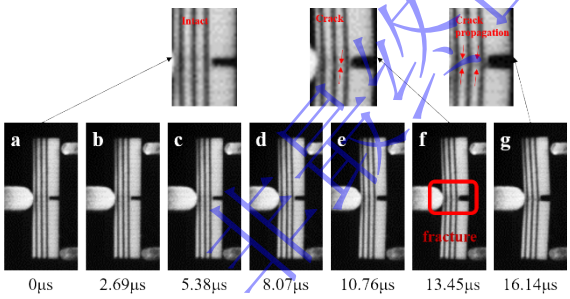



图 9 试样断裂过程高速摄影图（1.27 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$）

Fig 9 High-speed images of the fracture process（1.27 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$）

图 10、图 11 分别为氧化铝陶瓷的 I 型动态断裂韧性和起裂时间随加载速率的变化关系。随着加载速率的提高，氧化铝陶瓷的动态断裂韧性由 8.39 MPa·m$^{1/2}$ 逐渐增加到 15.76 MPa·m$^{1/2}$，提高了 87.8%。同时，试样的起裂时间随着加载速率的增加而持续减小。以上结果表明，氧化铝陶瓷的 I 型动态断裂韧性具有明显的加载速率效应。文献[25]使用不同类型的试样和准静态公式得到了氧化铝陶瓷 I 型动态断裂韧性，其中三点弯曲试样结果见图 10。对比可知，氧化铝陶瓷在较低加载速率下的断裂韧性低于本文结果，但仍表现出加载速率的强化效应，该现象与本文结果相一致。

对于陶瓷材料而言，内部微观结构的不同将直接引起其能量耗散的差异，使得材料表现出不同的断裂韧性值。此外，随着加载速率的增加，外界能量以更快的速度输入到试样中，从而引起试样起裂时间减小[33-37]，并导致试样断口形貌发生变化。因此，有必要通过对试样断口的分析进一步探讨材料动态断裂韧性的加载速率效应及其内在机理。

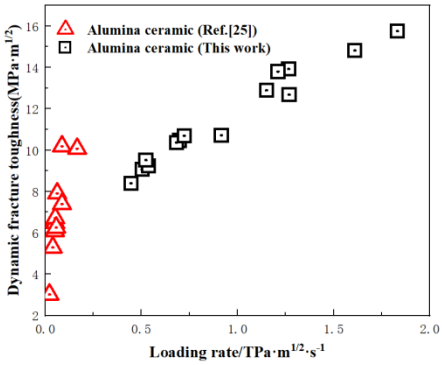



图 10 氧化铝陶瓷动态断裂韧性的加载速率效应

Fig 10 Effect of loading rate on dynamic fracture toughness of alumina ceramics

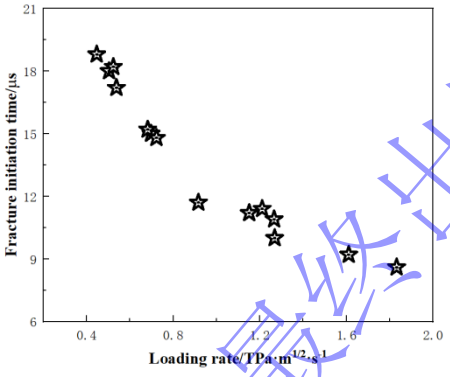



图 11 氧化铝陶瓷起裂时间随加载速率的变化

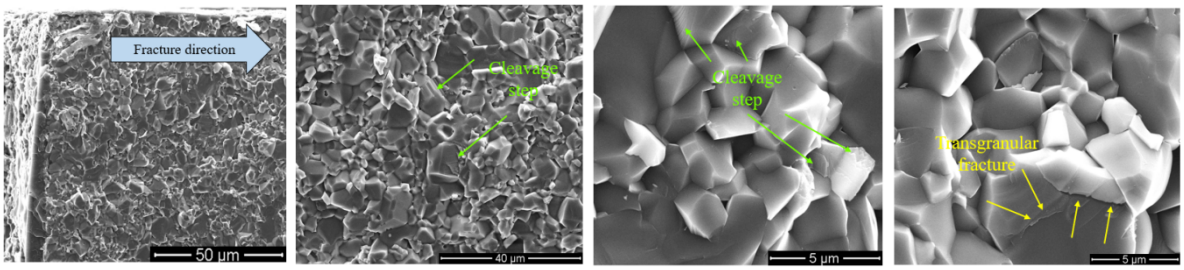
Fig 11 Variation of fracture initiation time of alumina ceramic specimen with loading rates

## 3.2 断口分析

为了解氧化铝陶瓷加载速率效应的内在机理，采用扫描电子显微镜对 0.45 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 和 1.83 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 加载速率下的试样断口进行分析，分别见图 12 及图 13。

图 12（a）为 0.45 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 加载速率下裂尖边缘附近区域的断口形貌。可见断口整体较为粗糙，且存在较多解理面。局部放大可看到大量解理台阶（见图 12（b）），这是脆性断裂的典型特征。进一步放大后，可观察到大量冰糖状晶粒及小刻面，见图 12（c）。图中所呈现的大量晶粒形貌表明氧化铝陶瓷在较低加载速率下主要发生沿晶断裂。此外，图 12（d）展示了在晶粒内部形成的微裂纹（黄色箭头处），该裂纹贯穿了整个晶粒，但未扩展至相邻的其他晶粒。

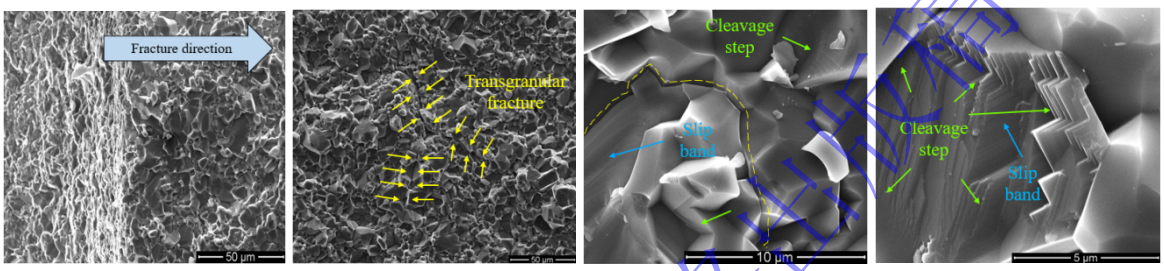
图 13 为 1.83 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 加载速率下的断口形貌。其中，图 13（a）为裂尖边缘区域的微观组织，整体较为粗糙且存在较多解理面，该情况与图 12（a）较为类似。放大后发现裂尖局部区域存在大量贯穿晶粒而形成的穿晶裂纹，见图 13（b）。进一步放大可知裂纹以沿晶和穿晶交替混合的形式发生扩展（见图 13（c）），图中黄色虚线为穿晶断裂线。而且，相对于较低的加载速率（图 12），1.83 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 下的断口存在更多的穿晶断裂形貌，说明高加载速率有利于穿晶断裂的形成。此外，在更高放大倍数下可以观察到氧化铝晶粒中存在滑移带，见图 13（d），这是氧化铝陶瓷在高加载速率下所特有的形貌特征。




(a)Crack tip morphology (b)Cleavage step (c) Enlargement of (b) (d) Transgranular fracture

图 12 0.45 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 加载速率下氧化铝陶瓷断口形貌

Fig 12 Fracture morphology of alumina ceramic at 0.45 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$




(a)Crack tip morphology (b) Enlargement of (a) (c) Enlargement of (b) (d) Slip band

图 13 1.83TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 加载速率下氧化铝陶瓷断口形貌

Fig 13 Fracture morphology of alumina ceramic at 1.83 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$

由以上分析可知，氧化铝陶瓷在动态加载下的断口存在大量解理台阶。在较低加载速率下，晶粒内部出现微裂纹，但并未扩展至周围晶粒。另外，断口表面存在大量沿晶断裂的特点，表明材料主要以沿晶断裂模式发生失效。在更高的加载速率下，断口出现了贯穿多个晶粒的穿晶裂纹，而且穿晶和沿晶的混合断裂模式主导了材料的失效。在本文加载条件下，氧化铝陶瓷在不同加载速率下的微观形貌差异与其在压缩和拉伸条件下的研究结果基本一致[20-22]，即随着加载速率的增加，材料失效形貌由沿晶断裂转变为沿晶与穿晶相混合的断裂。

陶瓷材料晶界的杂质和气孔等缺陷使得其晶界强度通常低于晶内强度，因此在较低加载速率下沿晶断裂占据主导地位。相对而言，高加载速率激活了更多位于晶粒内部和晶界的微缺陷，这些微缺陷扩展并形成微裂纹，导致了穿晶和沿晶混合断裂模式的发生。大量微裂纹的扩展需要耗散更多能量，从而提高了氧化铝陶瓷的断裂韧性值。这是氧化铝陶瓷断裂韧性随加载速率的提高而增加的根本原因。

## 4 结论

本文基于霍普金森压杆技术，采用新设计的微型 I 型断裂试样和三点弯曲夹具对氧化铝陶瓷开展了不同加载速率下的动态断裂实验，研究了氧化铝陶瓷 I 型动态断裂韧性随加载速率的变化规律，并分析了材料失效的微观机理。主要得到以下结论：

1)采用实验-数值法，在 0.45 ~ 1.83 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 加载速率范围获得了氧化铝陶瓷的动态断裂韧性。通过实测应变信号与数值模拟结果的对比验证了该方法的可靠性。

2) 氧化铝陶瓷的 I 型动态断裂韧性表现出明显的加载速率强化效应。在本文加载速率范围内，材料的韧性值提高了 87.8%。此外，试样的起裂时间随加载速率升高而减小。

3) 在 0.45 TPa·m$^{1/2}$·s$^{-1}$ 加载速率下，氧化铝陶瓷主要以沿晶断裂发生失效。随着加载速率的提高，氧化铝陶瓷表现出穿晶断裂和沿晶断裂相混合的失效模式。

4) 随着加载速率的提高，更多位于晶粒内部和晶界的缺陷被激活并扩展形成微裂纹，从而导致穿晶和沿晶混合断裂模式的发生。随着加载速率的提高，失效模式的转变是导致氧化铝陶瓷断裂韧性增加的根本原因。

## 参考文献

[1] 余毅磊, 蒋招绣, 王晓东, 等. 轻型陶瓷/金属复合装甲抗垂直侵彻过程中陶瓷碎裂行为研究 [J]. 爆炸与冲击, 2021, 41(11): 113301. DOI: 0.11883/bzycj-2021-0134.

YU Y L, JIANG Z X, WANG X D, et al. Research on ceramic fragmentation behavior of lightweight ceramic/metal composite armor during vertical penetration [J]. Explosion and Shock Waves, 2021, 41(11): 113301. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0134.

[2] 余毅磊, 王晓东, 任文科, 等. 三层组合陶瓷复合装甲的抗侵彻性能及其损伤机制 [J]. 兵工学报, 2024, 45(01): 44-57. DOI: 10.12382/bgxb.2022.0319.

YU Y L, WANG X D, REN W K, et al. Anti-penetration Performance and Damage Mechanism of Three-layer Composite Ceramic Armor [J]. Acta Armamentarii, 2024, 45(1): 44-57. DOI: 10.12382/bgxb.2022.0319.

[3] 武一丁, 王晓东, 余毅磊, 等. 纤维背板结构对 B4C 陶瓷复合装甲抗侵彻破碎特性的影响 [J]. 爆炸与冲击, 2023, 43(9): 091411. DOI: 10.11883/bzycj-2023-0133. DOI: 10.11883/bzycj-2023-0133.

WU Y D, WANG X D, YU Y L, et al. Affection of fiber backboard structure on the penetration and crushing resistance of B4C ceramic composite armor [J]. Explosion and Shock Waves, 2023, 43(9): 091411. DOI: 10.11883/bzycj-2023-0133. DOI: 10.11883/bzycj-2023-0133.

[4] COMMINS T, GRAHAM A, SIVIOUR C R. Influence of surface preparation and polymer backing properties on the quasi-static and impact response of ceramic faced 1D armor systems [J]. International Journal of Impact Engineering, 2023, 180: 104708. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2023.104708.

[5] 马铭辉, 武一丁, 王晓东, 等. 多孔钛合金夹芯层陶瓷/UHMWPE 复合结构的抗侵彻性能 [J]. 爆炸与冲击, 2024, 44(4): 041001. DOI: 10.11883/bzycj-2023-0375.

MA M H, WU Y D, WANG X D, et al. Penetration resistance of ceramic/UHMWPE composite structures with porous titanium alloy sandwich layer [J]. Explosion and Shock Waves, 2024, 44(4): 041001. DOI: 10.11883/bzycj-2023-0375.

[6] 谢雨珊, 陆建华, 徐松林, 等. Mo-ZrC 梯度金属陶瓷的冲击响应行为 [J]. 爆炸与冲击, 2023, 43(3): 033101. DOI: 10.11883/bzycj-2022-0374.

XIE Y S, LU J H, XU S L, et al. On impact properties of Mo-ZrC gradient metal ceramics [J]. Explosion and Shock Waves, 2023, 43(3): 033101. DOI: 10.11883/bzycj-2022-0374.

[7] HUANG C Y, CHEN Y L. Effect of mechanical properties on the ballistic resistance capability of Al2O3-ZrO2 functionally graded materials [J]. Ceramics International, 2016, 42(11): 12946-12955. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.05.067.

[8] 牛欢欢, 闫晓鹏, 罗浩舜, 等. 不同应变率下蓝宝石透明陶瓷玻璃的力学响应 [J]. 爆炸与冲击, 2022, 42(7): 073105. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0434.

NIU HH, YAN X P, LUO H S, et al. Mechanical response of sapphire transparent ceramic glass at different strain rates [J]. Explosion and Shock Waves, 2022, 42(7): 073105. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0434.

[9] 党泉勇, 葛彦鑫, 高玉波. 冲击加载下 $Al_2O_3$/SiC 复合陶瓷的动态力学行为 [J]. 兵工学报, 2022, 43(1): 175-180. DOI: 10.3969/j.issn.1000-1093.2022.01.019.

DANG Q Y, GE Y X, GAO Y B. Dynamic Mechanical Properties of $Al_2O_3$/SiC Composite Ceramic Subjected to Impact Loading[J]. Acta Armamentarii, 2022, 43(1): 175-180. DOI: 10.3969/j.issn.1000-1093.2022.01.019.

[10] AKELLA K. Studies for Improved Damage Tolerance of Ceramics Against Ballistic Impact Using Layers [J]. Procedia Engineering, 2017, 173: 244-250. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.12.006.

[11] BAO J W, WANG Y W, CHENG X W, et al. Ballistic properties of silicon carbide ceramic under weak support conditions [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 1764-1773. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.12.035.

[12] 何泽夏, 路民旭, 郑修麟, 等. 陶瓷材料裂纹制备及其在 K(IC)测试中的应用 [J]. 兵器材料科学与工程, 1993, (02): 57-60. DOI:10.14024/j.cnki.1004-244x.1993.02.014.

HE Z X, LU M X, ZHENG X L, et al. Crack preparation of ceramic materials and its application in K(IC) testing [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 1993, (02): 57-60. DOI:10.14024/j.cnki.1004-244x.1993.02.014.

[13] 王学成, 金志浩, 李光新, 等. 双扭法及其在脆性材料力学性能评定中的应用 [J]. 材料科学进展, 1989, (05): 436-441.

WANG X C, JIN Z H, LI G X, et al.Twisted-torsion method and its application in the evaluation of mechanical properties of brittle materials [J]. Chinese Journal of Materials Research, 1989, (05): 436-441.

[14] KASAEIAN-NAEINI M, SEDIGHI M, HASHEMI R, et al. Microstructure, mechanical properties and fracture toughness of ECAPed magnesium matrix composite reinforced with hydroxyapatite ceramic particulates for bioabsorbable implants [J]. Ceramics International, 2023,49(11PA): 17074-17090. DOI: 10.1016/j.ceramint.2023.02.069.

[15] SUN N J, CHENG Y, ZHU T B, et al. Mechanical properties of binderless tungsten carbide enhanced via the addition of ZrO2-20 wt% Al2O3 composite powder and graphene nanosheets [J]. Ceramics International, 2023, 49(14PA): 22853-22860. DOI: 10.1016/j.ceramint.2023.04.109.

[16] SUN N J, ZHU T B, LIANG X, et al. Improved comprehensive mechanical properties of oscillatory pressure sintered WC–ZrO2–Al2O3 ceramics with VC/Cr3C2 addition [J]. Ceramics International, 2023, 49(7): 11494-11503. DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.11.349.

[17] 吴昊龙, 曹大可, 李俊峰, 等. 莫来石涂层对氧化铝基体力学性能的影响 [J]. 硅酸盐学报, 2023, 51(03): 750-756. DOI: 10.14062/j.issn.0454-5648.20221008.

WU H L, CAO D K, LI J F, et al. Effects of Mullite Coating on Mechanical Properties of Alumina Component[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2023, 51(03): 750-756. DOI: 10.14062/j.issn.0454-5648.20221008.

[18] KONG D K, GUO A F, WU H L, et al. Method for preparing biomimetic ceramic structures with high strength and high toughness [J]. Ceramics International, 2023, 49(24PA):40284-40296. DOI: 10.1016/j.ceramint.2023.10.001.

[19] CHAI J L, ZHU Y B, SHEN T L, et al. Assessing fracture toughness in sintered $Al_2O_3$–$ZrO_2$(3Y)–SiC ceramic composites through indentation technique [J]. Ceramics International, 2020, 46(17): 27143-27149. DOI: 10.1016/j.ceramint.2020.07.194.

[20] JI M, LI H Y, ZHENG J, et al. An experimental study on the strain-rate-dependent compressive and tensile response of an alumina ceramic [J]. Ceramics International, 2022, 48(19PA): 28121-28134. DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.06.117.

[21] ZAIEMYEKEH Z, LI H Y, ROMANYK D L, et al. Strain-rate-dependent behavior of additively manufactured alumina ceramics: Characterization and mechanical testing [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 3794-3804. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.12.274.

[22] MA Y Y, WANG Z Y, QIN Y Q. Impact of characteristic length and loading rate upon dynamic constitutive behavior and fracture process in alumina ceramics [J]. Ceramics International, 2023, 49(3): 4775-4784. DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.09.367.

[23] TONG S H, TIAN D Q, MA Q W, et al. Static and dynamic fracture toughness of graphite materials with varying grain sizes [J]. Journal of Nuclear Materials, 2024, 599. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2024.155221.

[24] PANDOURIA A K, KUMAR S, TIWARI V. Determination of static and dynamic fracture initiation toughness and numerical simulation of dynamic 3-point bend experiments of Al6063-T6 [J]. Mechanics Research Communications, 2023, 128. DOI: 10.1016/j.mechrescom.2023.104070.

[25] 陈静静. 基于高速 DIC 方法的脆性材料动态力学性能研究 [D]. 北京：北京理工大学, 2014: 43-44.

[26] LIU K W, GUO T F, YANG J C, et al. Static and dynamic fracture behavior of rock-concrete bi-material disc with different

interface crack inclinations [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2023, 123. DOI: 10.1016/j.tafmec.2022.103659.

[27] LIAN H H, SUN X J, YU Z P, et al. Study on the dynamic fracture properties and size effect of concrete based on DIC technology [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2022, 274. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2022.108789.

[28] LI Z Y, WANG Z. Effect of interlayer carbon nanotube films on the quasi-static and dynamic mode Ⅰ fracture behavior of laminated composites – An experimental and numerical investigation [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2023, 125. DOI: 10.1016/j.tafmec.2023.103932.

[29] FENG W H, TANG Y C, HE W M, et al. Mode Ⅰ dynamic fracture toughness of rubberized concrete using a drop hammer device and split Hopkinson pressure bar [J]. Journal of Building Engineering, 2022, 48. DOI: 10.1016/j.jobe.2022.103995.

[30] YANG Z Q, WANG Z J, QIN N. Experimental and numerical investigation of model I dynamic fracture toughness of 95W-3.5Ni-1.5Fe alloy using the semi-circular bend specimens [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2021, 258. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2021.108053.

[31] ZHANG Z Z, MAO H T, CHEN Y L, et al. Dynamic fracture toughness and damage mechanism of 38CrMoAl steel under salt spray corrosion [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2022, 119. DOI: 10.1016/j.tafmec.2022.103382.

[32] 赵亚溥. 裂纹动态起始问题的研究进展 [J]. 力学进展, 1996, (03): 362-378.
ZHAO Y P. Progress in the study of the crack dynamic initiation problem [J]. Advances in Mechanics, 1996, (03): 362-378.

[33] FAN C Z, XU Z J, HAN Y, et al. Study on mode I dynamic fracture characteristics with a mini three-point bending specimen for the split Hopkinson bar technique [J]. International Journal of Impact Engineering, 2023, 179. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2023.104635.

[34] FAN C Z, XU Z J, HAN Y, et al. Effects of notch width and loading rate on the dynamic mode II fracture toughness of Ti-6Al-4V [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2024, 304. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2024.110173.

[35] FAN C Z, XU Z J, HAN Y, et al. Loading rate effect and failure mechanisms of ultra-high-strength steel under mode Ⅱ fracture [J]. International Journal of Impact Engineering, 2023, 171. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2022.104374.

[36] 范昌增, 许泽建, 何晓东, 等. 加载速率对 40Cr 钢Ⅱ型动态断裂特性的影响 [J]. 爆炸与冲击, 2021, 41(08): 26-35. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0029.
FAN C Z, XU Z J, HE X D, et al. Effect of loading rate on the mode Ⅱ dynamic fracture characteristics of 40Cr steel [J]. Explosion and Shock Waves, 2021, 41(08): 26-35. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0029.

[37] 张永新, 范昌增, 许泽建, 等. 球墨铸铁在低温及冲击载荷下的韧脆转变行为 [J/OL]. 爆炸与冲击,1-13[2024-06-20]. DOI: 10.11883/bzycj-2024-0002.
ZHANG Y X, FAN C Z, XU Z J, et al. Ductile-brittle transition behavior of nodular cast iron under low temperature and impact loading [J]. Explosion and Shock Waves, 1-13[2024-06-20]. DOI: 10.11883/bzycj-2024-0002.

[38] 蔡治城, 许泽建, 郭保桥, 等. 氧化锆陶瓷的动态弯曲断裂行为 [J/OL]. 兵工学报, 1-10[2024-07-12]. DOI: 10.12382/bgxb.2024.0020.
CAI Z C, XU Z J, GUO B Q, et al. Dynamic Bending Fracture Behavior of Zirconia Ceramic [J]. Acta Armamentarii, 1-10[2024-07-12]. DOI: 10.12382/bgxb.2024.0020.