

冲击加载下氧化铝/碳化硅复相陶瓷局部变形特征分析

高玉波¹, 葛彦鑫², 卢涛³, 蔡宣明¹, 张红艳¹

(1. 中北大学航空宇航学院, 太原 030051; 2. 北京理工大学爆炸科学与技术国家重点实验室, 北京 100081;
3. 重庆大学航空航天学院, 重庆 400044)

摘 要: 为深入研究复相陶瓷在冲击加载下的宏观力学响应特性与微观断裂机制, 选取 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷为研究对象, 设计了一维应力波和平面冲击波加载测试方法, 研究了材料动态强度及其应变率效应、高压 Hugoniot 曲线以及不同受力特征下的材料局部变形机制。结果表明: 不同的宏观受力特征下复相陶瓷对应有不同的微观断裂机理; 冲击加载下材料的宏观变形主要是脆性破坏, 但从微观角度观察, 大尺寸晶粒穿晶断裂以及小尺寸晶粒沿晶断裂存在明显的局部塑性变形特征; 第二相 SiC 颗粒在晶界和晶粒内部诱导裂纹传播, 起到了冲击能量再分配的作用。

关键词: 冲击动力学; 氧化铝/碳化硅复相陶瓷; 力学性能; 微观结构; 断裂

中图分类号: TQ174.1 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2023)12-3114-07

网络出版时间: 2023-09-11



Local Deformation Characteristics of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ Multiphase Ceramics Under Impact Loading

GAO Yubo¹, GE Yanxin², LU Tao³, CAI Xuanming¹, ZHANG Hongyan¹

(1. School of Aerospace Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China; 2. State key laboratory of Explosive Science and technology, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China; 3. College of Aerospace Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The macroscopic mechanical response and micro-fracture mechanism of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ composite as a multiphase ceramic under impact loading were investigated. The dynamic strength and strain rate sensitivity were analyzed by load tests methods of one-dimensional stress wave and plane shock wave. The Hugoniot curve of high pressure and local deformation characteristics of material were determined at different stress modes. The results show that the micro-fracture mechanism of the multiphase ceramic differs with the macro-stress characteristics. The macro-deformation of the multiphase ceramic is mainly a brittle failure under impact loading. However, there are some local plastic deformation characteristics on the transcrystalline fracture of large grain and the intergranular fracture of small grain. The SiC particles as a second phase induce crack propagation at grain boundaries and within grains, which plays an important role in the redistribution of impact energy.

Keywords: shock dynamics; alumina/silicon carbide multiphase ceramics; mechanical property; microstructure; fracture mechanism

近年来, 陶瓷材料由于其硬度高、强度高、密度低等优点, 在轻量化装甲体系防护结构中得到越来越广泛的应用^[1-2]。研究表明, 陶瓷靶板受弹丸高速撞击瞬间随即发生损伤, 弹头接触部位陶瓷受强压缩和横向约束, 表现为高度压实的含损伤裂纹状材料, 弹头两侧则以破碎颗粒形态向外流出^[3-4]。由

此可知, 陶瓷材料在冲击载荷作用下的损伤特征是影响靶板抗弹性能的关键因素。相比塑性材料, 陶瓷材料抗拉强度低、失效应变小, 准静态范围内宏观和微观上均表现为典型的脆性特征, 但冲击加载下陶瓷也存在明显局部塑性变形。Bhattacharya 等^[5]对粗晶 Al_2O_3 进行了不同应变速率下的压缩试验,

收稿日期: 2023-03-15。 修订日期: 2023-04-02。

基金项目: 国家自然科学基金(12172337, 12272356); 山西省基础研究计划(2021030212302)。

第一作者: 高玉波(1986—), 男, 博士, 副教授。

Received date: 2023-03-15. Revised date: 2023-04-02.

First author: GAO Yubo (1986—), male, Ph.D., Associated Professor.

E-mail: gaoyb@nuc.edu.cn

并研究了试验得到的碎片的微观结构, 并证实了材料内存在微裂纹、剪切带和解理断裂的形成, 且这些断裂随着应变速率的增加而增加。随后, Wang 等^[6]也发现陶瓷材料在动态载荷作用下微观结构会产生大量的晶粒变形, 包括微裂纹尖端形核、位错以及剪应力作用下的塑性变形特征。因此, 为了评价陶瓷复合装甲的防护性能, 有必要深入研究陶瓷材料在冲击载荷作用下的宏观动态力学响应特性和微观断裂机理, 以及两者之间关系^[7-8]。

单相陶瓷在制备和使用中具有一定局限性, 实际工程中复相陶瓷的应用更为广泛^[9]。研究发现: 复相陶瓷与单体陶瓷材料相比具有更为优异的力学性能, 主要体现在弹性模量、断裂韧性、强度等方面^[10]。董亚丽^[11]使用微米级别及纳米级别的 SiC 颗粒作为第二增强相, Al_2O_3 作为基体材料制备出 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷材料。发现当 SiC 颗粒为微米级别时, 10%(质量分数)SiC 复相陶瓷的弯曲强度最大, 可达到 459 MPa; 当 SiC 颗粒为纳米级别时, 10%SiC 复相陶瓷的弯曲强度可达 520 MPa, 与单质 Al_2O_3 陶瓷相比, 2 种复相陶瓷的性能均显著提升。石小磊^[12]对单质氧化铝陶瓷以及 5%~20%SiC(质量分数)含量的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷的力学性能进行研究, 结果表明: 复相陶瓷断裂韧性随着 SiC 的加入先增大后减小, 5%SiC 含量的复相陶瓷断裂韧性最大; 弯曲强度随着 SiC 含量的提升不断增大。由于添加了第二相粒子, 陶瓷材料的微观断裂机制将发生改变, 尤其冲击载荷作用下局部塑性变形机理仍有待于进行深入研究。

本工作选取典型的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷, 开展

试样一维应力波和平面冲击波加载试验, 在获得材料宏观力学响应特性的基础上, 观察并分析回收的破碎颗粒断面, 重点找出局部塑性变形特征, 以及第二相 SiC 颗粒对基体变形的影响机制。

1 实验

1.1 一维应力波加载

以 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷为研究对象, 基体为 Al_2O_3 , 第二相为 SiC 颗粒, 质量分数约为 5%, 复相陶瓷密度为 $3.67\text{g}/\text{cm}^3$ 。 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷由海德陶瓷科技有限公司代为生产, 主要制备流程如下: 将粉体混合进行球磨, 然后加工模具在干式等静压 300 MPa 条件下将材料缓慢压制成型, 以保证颗粒间具有较小的空隙; 将制备的生坯进行烧结, 在氩气保护下保持 1600 °C 温度 2 h。动态压缩试验在分离式霍普金森杆装置上进行, 如图 1 所见。为避免入射杆的运动对试样的 2 次损伤, 设置传递法兰和质量块, 并通过两者之间间隙实现对试样的单脉冲加载^[13]。由于陶瓷试样为典型的脆性材料, 为有效回收破碎后试样, 本试验设计有套筒装置。根据 ASTM 的标准, 陶瓷试样设计为直径 5.5 mm、长度 11 mm 的圆柱。由于陶瓷试样硬度较大, 在试样与压杆之间添加 WC 垫块, 根据阻抗匹配原则, 垫块为直径 10.3 mm、厚度 5 mm 的圆柱。为消除设备各接触界面之间摩擦对测试结果的影响, 界面之间使用二硫化钼进行润滑。压杆直径 14.5 mm, 撞击杆长度为 250 mm, 入射杆和透射杆长度为 1300 mm。研究表明, 陶瓷类试样的动态加载应力波应为三角形波^[14], 本工作采用紫铜整形器实现。

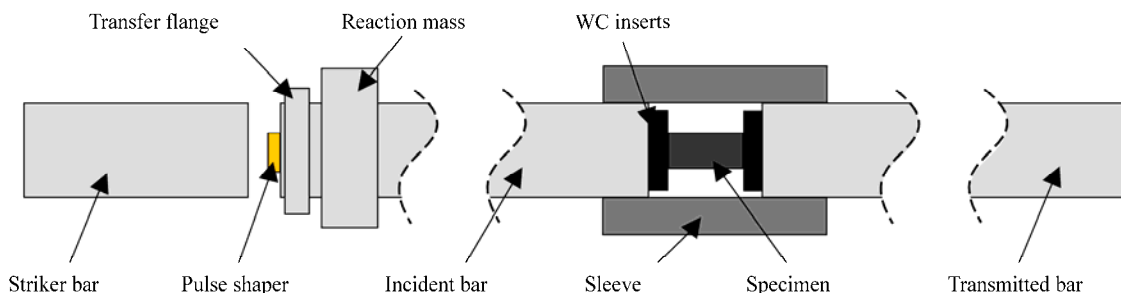


图 1 霍普金森杆装置示意图
Fig. 1 Schematic of Hopkinson pressure bar device

1.2 平面冲击波加载

本工作平板撞击试验在 50 mm 口径一级轻气炮装置上进行, 如图 2 所见。设计弹托为铝合金和泡沫塑料支撑的方式, 用于尽可能减小弹托质量, 铝合金支架上调价 O 型圈保持密封性, 试样

与支撑用环氧树脂胶固化 24 h 粘接。用激光测试装置采集飞片速度, 2 束激光之间距离固定, 记录飞片经过激光束形成的通断信号计算出撞击速度 v_f 。由于陶瓷材料本身波阻抗较大, 采用对称碰撞方式, 即飞片和试样为相同材质。此时, 波

后粒子速度为飞片撞击速度的一半。试样设计为 3 层陶瓷板, 每层厚度为 2 mm、直径为 20 mm, 2 层试样之间嵌入 PVDF 压电传感器, 最终采用环氧树脂进行固化封装。由于 PVDF 在高压加

载下标定系数的非线性特征, 压力测量存在一定误差。但是, PVDF 对压力的响应敏感, 故主要将其用于测量冲击波传播时间, 进而计算冲击波速度。

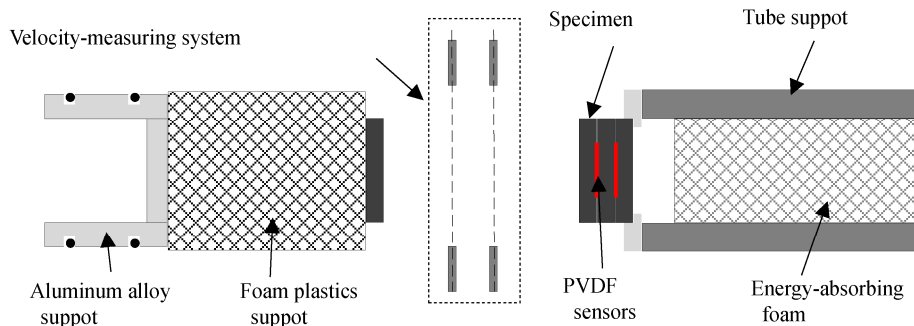


图 2 平板撞击试验示意图

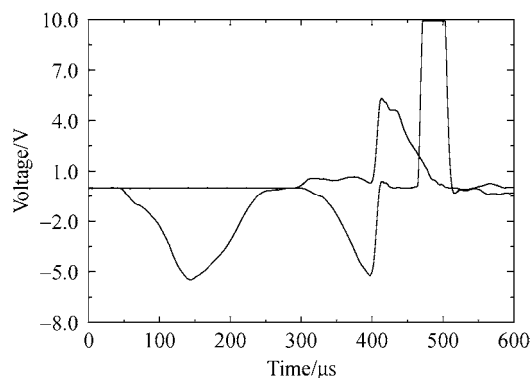
Fig. 2 Schematic of plane impact tests

2 宏观动态力学响应特性

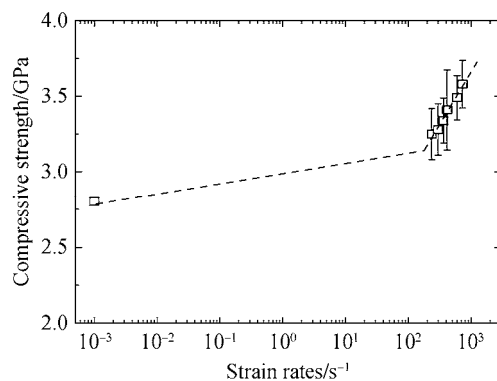
2.1 动态强度

图 3 为典型加载信号和强度等动态压缩力学性能随应变率变化关系曲线。由图 3a 可见, 波形整形器下入射波为典型的三角形波, 加载时间约为 100 μs 。反射波存在 1 个平台段说明试样此时处于 1 个常应变率加载历程; 随后波形出现 1 个明显的拐点, 信号陡然上升, 说明试样波阻抗急剧下降, 即试样发生了破碎从而使得透射波信号瞬间增加。试样从初始加载到破碎的时间近似等于透射波的响应时间, 也进一步印证了这一观点。因此, 认为复相陶瓷材料在动态加载下的宏观变形主要是脆性破坏, 塑性变形基本可以忽略。复相陶瓷的失效应变较小, 在 1.30%~1.45% 范围内, 符合典型脆性材料的变形特征。由于脆性材料加载过程中不可避免受到应力集中影响, 测试结果有一定误差, 为此本研究动态压缩试验每种应变率至少进行 3 次有效试验, 并给出误差范围, 如图 3b 所示。由图 3b 可见, 一维应力波加载下, 复相陶瓷的动态抗压强度随应变率的增加而增加, 表明 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷与应变率敏感性存在明显的正相关关系。

$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷的微观组织内存在微孔洞、晶界应力不连续等缺陷。研究表明, 陶瓷材料力学性能与微观失效机制密切相关, 如致密度、晶粒尺寸及其分布等。其中, 关于材料强度的应变率效应广泛认为是由微裂纹的扩展速度与加载速率之间关系所决定^[9]。在低应变率载荷下裂纹扩展和形核的时间相对较长。当应力波加载速率大于裂纹扩



(a) Typical signal



(b) Compressive strength

图 3 动态压缩力学性能

Fig. 3 Dynamic compression mechanical properties

展速率时, 惯性对微裂纹产生和扩展的影响逐渐增大, 因为裂纹的成核需要一定的时间。惯性效应随着加载速率的增加而增大, 从而产生强度的应变率效应。关于陶瓷类脆性材料的变形是否存在塑性变形, 以及塑性变形是否会对应变率效应产生影响仍不明确, 尤其添加有 SiC 颗粒的复相陶

瓷材料, 第二相对基体的变形影响机制, 需要观察回收的破碎陶瓷颗粒的微观断面以做出进一步的判断。

2.2 Hugoniot 曲线

本研究平板撞击试验采用对称碰撞方式, 波后粒子速度 U_p 为撞击速度 v_f 的 1/2。飞片撞击速度的采集由激光测速系统完成。冲击波传播时间 Δt 由 2 个通道的 PVDF 压电传感器测量获得, 2 层之间固定距离为 $d=2\text{ mm}$, 冲击波速度可表示为 $U_s=d/\Delta t$, 试验结果如表 1 所示。

表 1 平板撞击试验结果

Table 1 Experimental results of flyer plate impact tests

Sample No.	$v_f/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	$U_s/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	$U_p/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	P/GPa	μ
1	127.97	6572	63.99	1.54	0.009832
2	183.24	6880	91.62	2.31	0.013497
3	235.69	7093	117.85	3.07	0.016896
4	247.35	7115	123.68	3.23	0.017691
5	300.84	7337	150.42	4.05	0.020931

v_f is impact velocity; U_s is shock velocity; U_p is particle velocity; P is pressure; μ is specific volume.

基于稳态 Rankine-Hugoniot 关系, 冲击波阵面前后材料状态会发生突变, 设定静水压力 p 、密度 ρ 和内能 E , 其中, 变量下标 0 表示初始状态。根据波阵面前后质量、动量和能量守恒关系^[15],

$$\rho_0 U_s = \rho U_s - U_p \quad (1)$$

$$(p - p_0) = \rho_0 U_s U_p \quad (2)$$

$$E - E_0 = \frac{1}{2}(p + p_0)(v_0 - v) \quad (3)$$

初始状态下, 静水压力 $p_0=0$, 粒子速度 $U_{p_0}=0$, 由上列各式可知,

$$p = \rho_0 U_s U_p \quad (4)$$

$$\mu = \frac{\rho}{\rho_0} - 1 = \frac{U_p}{U_s - U_p} \quad (5)$$

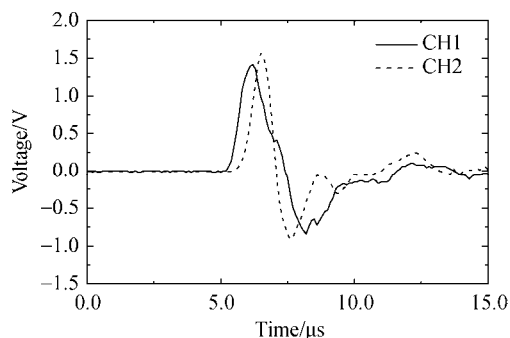
一般情况下, 在陶瓷未发生损伤之前, 材料的 $p-\mu$ 型 Hugoniot 曲线满足多项式的形式,

$$p = K_1 \mu + K_2 \mu^2 + K_3 \mu^3 \quad (6)$$

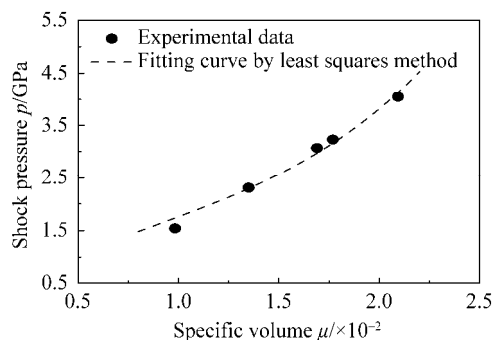
对试验数据进行最小二乘法拟合, 结果如图 4b 所示, 可得 $K_1=260\text{ GPa}$ (体积模量), $K_2=-1.33\times 10^4\text{ GPa}$, $K_3=4.95\times 10^5\text{ GPa}$ 。

通过观察回收后的试样碎片, 发现复相陶瓷在平面冲击波作用下主要是脆性破坏。由图 4b 可见, 冲击压力在 1.5~4.0 GPa 之间, 根据前期对复相陶瓷抗压强度应变率效应的分析, 可知材料尚未达到

压缩强度。当飞片撞击试样瞬间, 接触界面同时形成左行和右行压缩波, 并分别在自由界面反射成稀疏波。当这 2 个稀疏波在材料内相遇, 会形成 1 个拉伸区域, 当拉应力超过拉伸极限强度, 试样内会构成 1 个断裂层。因此, 平板撞击试验回收的试样失效主要是以层裂引起的拉伸破坏。



(a) Typical signal of PVDF sensors



(b) $p-\mu$ Rankine-Hugoniot relation

图 4 平板撞击试验结果

Fig. 4 Results of plate impact tests

3 微观失效机理

对一维应力波和一维平面波加载后试样进行软回收, 选取典型位置碎片, 对碎片断裂表面用细软毛刷进行清理。然后, 对试样断面进行喷金处理, 放入超高分辨率场发射扫描电子显微镜下进行观察。

3.1 一维压缩波加载

陶瓷圆柱试样在动态压缩过程中, 中间部位在应力平衡状态下主要以压应力为主, 但是裂纹传播过程中兼有拉伸载荷, 试样边侧受稀疏波作用主要以拉伸为主。

图 5 为圆柱试样边侧碎片的微观断面图。由图 5 可见, 在应力集中和稀疏波作用下, 试样以沿晶断裂(标注 I)为主, 同时伴有少量穿晶断裂(标注 T)。剪切应力作用下, 少量单个晶粒在晶界局部有塑性变形(标注 S)。在多个晶粒交界处和初始缺陷处

形成有断裂核心区域(标注 H)。部分大尺寸晶粒中, 穿晶断裂面内存在少量河流花样和舌状的微观解理断裂区域(标注 C)。SiC 颗粒与基体晶粒结合界面有微裂纹出现, 第二相粒子周围受力较为复杂, 伴有明显塑性变形特征, 这将提升材料的能量耗散能力。

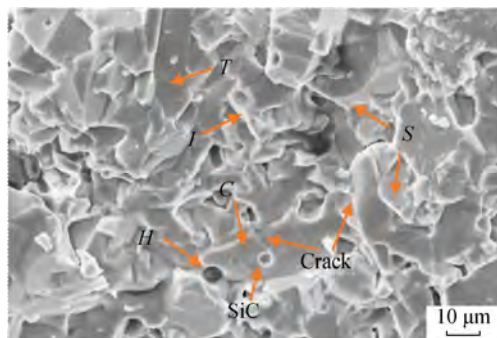


图 5 圆柱试样边侧碎片的微观断口形貌照片

Fig. 5 Micro-fracture morphology of the side fragments of cylinder specimen

图 6 为圆柱试样中心部分碎片的微观断面照片。由图 6 可见, 除部分小尺寸晶粒存在沿晶断裂以外, 主要以穿晶断裂为主, 断面较为光滑。部分大尺寸穿晶断裂表面在切应力作用下断口出现滑移线, 存在少量河流花样和舌状的微观解理断裂区域。在断裂核心区边缘多晶粒间形成有解理断裂模式的局部塑性变形。当晶粒边界存在 SiC 颗粒时, 晶界微裂纹沿有利于晶粒剥离的方向扩展, 在晶粒边界存在明显的裂纹传播迹象。

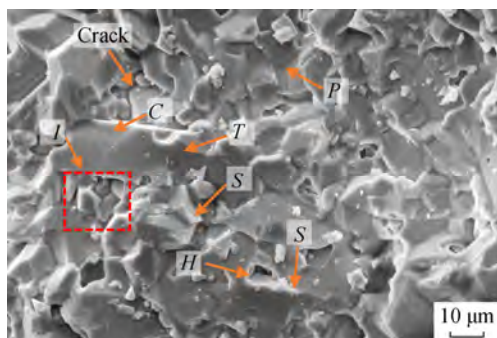


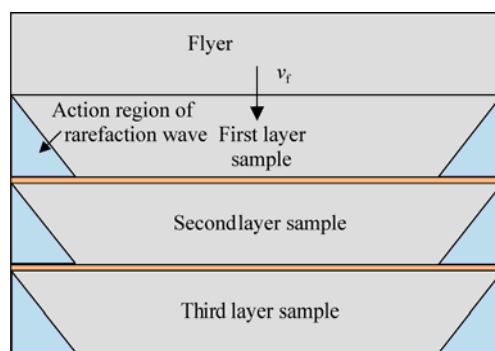
图 6 圆柱试样中心碎片的微观断口形貌照片

Fig. 6 Micro-fracture morphology of the central part of fragments of cylinder specimen

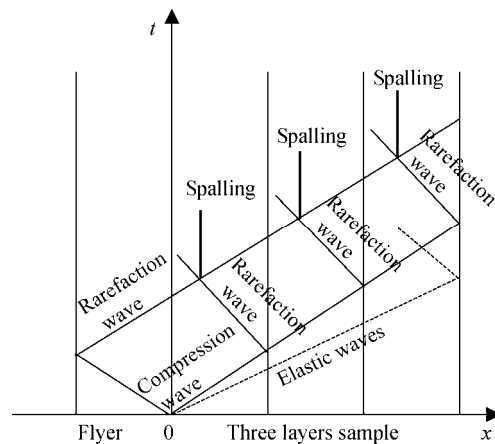
3.2 平面冲击波加载

图 7 为试样内应力波传播机制。陶瓷试样在受到一维平面波作用时, 样品边界处于零压无约束状态, 使得冲击波在边侧形成反向稀疏波, 边侧稀疏波影响区域边界与试样边侧的夹角约为 45° , 如图 7a 所示, 该区域受力较为复杂, 同时还伴有右行

压缩波的作用。试样内部, 当飞片撞击陶瓷试样的瞬间, 将在接触界面分别形成左行和右行压缩波。陶瓷试样之间由胶层进行封装。由于环氧树脂胶层的波阻抗远小于陶瓷材料的波阻抗, 故右行压缩波在陶瓷/环氧胶界面会发生透反射, 透射压缩波继续向试样内部传播, 并伴随有反射稀疏波。同时, 在飞片左侧自由界面也会反射稀疏波, 该稀疏波速度要大于右行压缩波在胶层界面反射速度, 使得 2 个稀疏波在试样内部相遇, 当达到材料的极限拉伸强度时, 就会出现层裂现象, 如图 7b 所示。下面将分别选取这 2 个典型部位回收的试样颗粒进行断面扫描观察。



(a) Side sparse wave on layered specimen



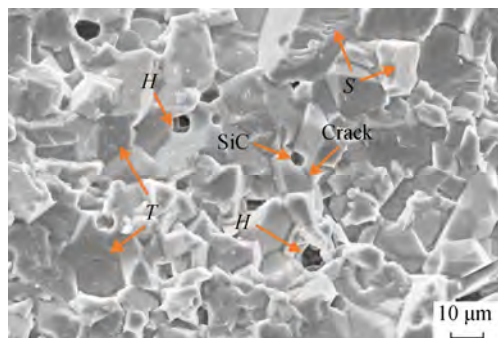
(b) $x-t$ diagram

图 7 试样内应力波传播机制

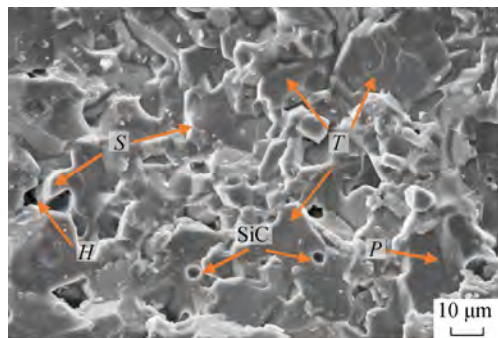
Fig. 7 Mechanism of stress wave propagation in specimen

图 8 为平面冲击加载下试样微观断面形貌。由图 8a 可见, 试样边缘部分在边侧稀疏波和压缩波共同作用下, 存在大量边缘锋锐界面及少量平滑断面, 表明断口形貌以沿晶断裂为主, 穿晶断裂为辅, 二者并存。在多个晶粒交界处和初始缺陷处形成有断裂核心区域。大尺寸晶粒断裂存在河流花样和舌状的微观解理区域, 在晶粒间的滑移面上, 出现经过剪切滑移形成的滑移带(标注 P)。还可以观察到晶粒

边界微裂纹的形成, 单个晶粒出现局部微观塑性变形损伤。由图 8b 可见, 试样内部破碎颗粒断口处有大量平滑断面, 主要是穿晶断裂。单个晶粒在平面内剪切应力成分的作用下形成剪切滑移线。在单个晶粒和由多个晶粒组成的断裂核心区域周围存在局部剪切应力作用下形成的局部微观塑性变形区域。相比较在试样边缘试样断面, 多个晶粒围成的断裂核心区域周围非常光滑, 并没有观察到局部微观塑性变形特征的存在。



(a) Side fragments of specimen



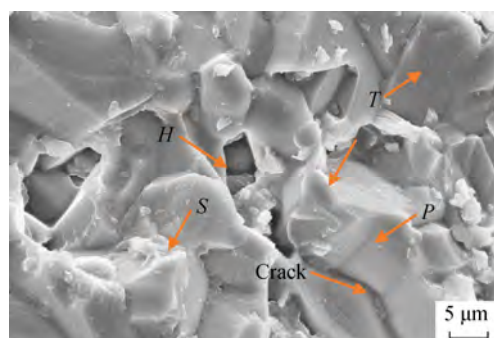
(b) Central part of fragments of specimen

图 8 平面冲击加载下复相陶瓷碎片微观断面形貌(No.1)
Fig. 8 Micro-fracture morphology of ceramic composite fragments under plane impact loading (No.1)

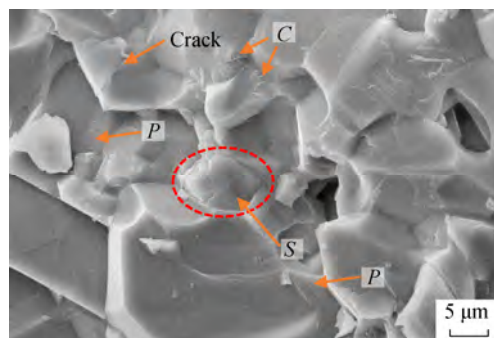
在 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷中, SiC 作为第二相粒子在 Al_2O_3 基体晶粒的内部和晶间均有分布, 因此可以将复相陶瓷看作晶内/晶间型复相陶瓷。裂纹在传播过程中, 沿晶微裂纹在遇到钉扎在晶粒边界的第二相粒子会发生裂纹偏转, 从而造成穿晶断裂。由于 SiC 颗粒和 Al_2O_3 基体晶粒的弹性模量、热膨胀系数失配, 复相陶瓷在制备过程中基体晶粒与第二相粒子之间存在残余应力。偏转进入基体晶粒内部的微裂纹在第二相粒子附近形成更加复杂的裂纹。在复相陶瓷的断裂过程中, 基体晶粒内部 SiC 颗粒被拔出, 留下的缺陷周围存在多条微裂纹。在复相陶瓷的破碎过程中, 由于基体晶粒中第二相粒子的存在, 微裂纹可起源

于第二相粒子与基体晶粒的结合界面, 使微裂纹的扩展及传播更加复杂。

随着冲击压力的增加(试验工况 No.5), 复相陶瓷的微观断裂模式几乎完全表现为穿晶断裂, 并且存在晶粒边界微裂纹(图 9)。在单个晶粒的滑移界面, 形成有受剪切作用后的滑移线, 滑移线在晶粒边界被截断形成微观破碎区域; 在断裂核心区域, 周围的晶粒有局部微观塑性变形。此时, 由剪切诱发的微观解理和剪切滑移等局部微观塑性变形的特征更加明显, 大量的晶粒变形和破碎导致微裂纹的产生。单个晶粒不仅存在平面内的剪切变形, 而且存在平面外的剪切变形模式。



(a) Side fragments of specimen



(b) Central part of fragments of specimen

图 9 平面冲击加载下复相陶瓷碎片微观断面形貌(No.5)
Fig. 9 Micro-fracture morphology of ceramic composite fragments under plane impact loading (No.5)

综上所述, 在平面冲击加载条件下, 复相陶瓷内部碎片的微观断裂模式都几乎完全表现为穿晶断裂, 出现更多由剪切诱发形成的滑移线、微观解理区域, 局部微观塑性变形的特征更加明显。在低冲击压力条件下, 试样边侧由于稀疏波的影响, 沿晶断裂占据主导位置, 同时存在边界微裂纹和局部剪切应力作用下的解理断裂、微裂纹成核, 没有发现大量剪切滑移线的存在。在高冲击压力条件下, 复相陶瓷的第二相粒子被拔出, 在留下的缺陷周围产生微裂纹和微观塑性变形区域, 使微裂纹的传播过

程更加复杂,提升了材料的能量耗散能力,从而使得复相陶瓷的强度得到提升。

4 结论

以 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷为研究对象,设计了一维应力波加载和平面冲击波加载试验,研究了复相陶瓷在冲击加载下的宏观力学响应特性与微观断裂机制,主要结论如下:

1) 复相陶瓷材料在动态加载下的宏观变形主要是脆性破坏,动态压缩失效应变约为 1.30%~1.45%。受应力波加载速率和裂纹扩展速率的影响,复相陶瓷的压缩强度表现出了明显的应变率效应。通过拟合平面冲击加载下不同冲击压力下的比容,获得了复相陶瓷的高压 Hugoniot 曲线。

2) 在一维压缩波作用下,圆柱试样侧面位置受应力集中和稀疏波作用,主要以沿晶断裂为主,伴有少量穿晶断裂,并发现晶界局部有塑性变形、断裂核心区域等,其中第二相 SiC 颗粒周围受力复杂,也伴有明显塑性变形特征。圆柱试样中心部位受压缩作用,除部分小尺寸晶粒存在沿晶断裂以外,主要以穿晶断裂为主。晶界的 SiC 颗粒会诱导微裂纹沿有利于晶粒剥离的方向扩展。

3) 平面冲击加载下,复相陶瓷内部碎片的微观断裂模式几乎完全表现为穿晶断裂,并出现较多由剪切诱发形成的滑移线、微观解理区域,局部微观塑性变形的特征更加明显。随着冲击压力的增加,部分第二相粒子拔出区域有微裂纹和局部塑性变形,裂纹传播较为复杂。

参考文献:

- [1] 沈志伟,李伟萍,黄献聪,等. SiC 、 B_4C 及层状 SiC/BN 复合结构与防弹性能关系[J]. 硅酸盐学报, 2020, 48(6): 841–848.
SHEN Zhiwei, LI Weiping, HUANG Xiancong, et al. J Chin Ceram Soc, 2020, 48(6): 841–848.
- [2] CHEN J Y, FENG D L, SUN Q Y, et al. Numerical modeling of shaped charge jet penetration into ceramic-metal double-layered medium using smoothed particle hydrodynamics[J]. Int J Impact Eng, 2023, 175: 104526.
- [3] HAZELL P J, APPLEBY-THOMAS G J, TOONE S. Ballistic compaction of a confined ceramic powder by a non-deforming projectile: experiments and simulations[J]. Mater Des 1980 2015, 2014, 56: 943–952.
- [4] LANKFORD JR J. The role of dynamic material properties in the performance of ceramic armor[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2004, 1(3): 205–210.
- [5] BHATTACHARYA M, DALUI S, DEY N, et al. Low strain rate compressive failure mechanism of coarse grain alumina[J]. Ceram Int, 2016, 42(8): 9875–9886.
- [6] WANG Z Y, LI P F, SONG W D. Inelastic deformation micromechanism and modified fragmentation model for silicon carbide under dynamic compression[J]. Mater Des, 2018, 157: 244–250.
- [7] 杨超,周存龙,王强,等. 钨添加对 Si_3N_4 陶瓷力学性能的影响及强化机理研究[J]. 硅酸盐通报, 2023, 42(1): 287–294.
YANG Chao, ZHOU Cunlong, WANG Qiang, et al. Bull Chin Ceram Soc (in Chinese), 2023, 42(1): 287–294.
- [8] HE W, AI Y L, LIANG B L, et al. Effects of La_2O_3 and Nb_2O_5 dopants on the microstructural development and fracture toughness of Al_2O_3 ceramic[J]. Mater Sci Eng A, 2018, 723: 134–140.
- [9] GAO Y B, TANG T G, YI C H, et al. Study of static and dynamic behavior of $\text{TiB}_2\text{--B}_4\text{C}$ composite[J]. Mater Des, 2016, 92: 814–822.
- [10] ALWEENDO S T, JOHNSON O T, SHONGWE B M, et al. Microstructural and mechanical properties of alumina (Al_2O_3) matrix composites reinforced with SiC from rice husk by spark plasma sintering[J]. Mat Res, 2020, 23(1): e20190363.
- [11] 董亚丽. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 复相陶瓷的制备及性能研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2009.
DONG Yali. Study on the fabrication and properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ ceramic composites (in Chinese, dissertation). Dalian: Dalian University of Technology, 2009.
- [12] 石小磊. 第二相对复相结构陶瓷力学性能的影响研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2010.
SHI Xiaolei. Study on influence of second phase on mechanical properties of composite structural ceramics (in Chinese, dissertation). Dalian: Dalian University of Technology, 2010.
- [13] SONG B, CHEN W. Loading and unloading split Hopkinson pressure bar pulse-shaping techniques for dynamic hysteretic loops[J]. Exp Mech, 2004, 44(6): 622–627.
- [14] 卢芳云. 霍普金森杆实验技术[M]. 北京: 科学出版社, 2013.
- [15] CHENG J C, QIN H L, LI C, et al. Deformation and damage of equiatomic CoCrFeNi high-entropy alloy under plate impact loading[J]. Mater Sci Eng A, 2023, 862: 144432.