

AD95 陶瓷的层裂强度及冲击压缩损伤机理研究*

孙占峰 贺红亮† 李平 李庆忠

(中国工程物理研究院流体物理研究所冲击波物理与爆轰物理国防科技重点实验室, 绵阳 621900)

(2011年1月12日收到; 2011年9月13日收到修改稿)

采用激光位移干涉测试技术测量了 AD95 陶瓷在一维应变冲击压缩下的自由面或样品/窗口界面粒子速度剖面, 确定了层裂强度及其与加载应力的变化关系, 在此基础上讨论了冲击压缩损伤程度与加载应力的关系. 研究结果表明: AD95 陶瓷发生冲击压缩损伤的阈值应力约为 3.7 GPa, 小于其雨贡纽弹性极限 (HEL, 约 5.47 GPa); 小于阈值应力不发生冲击压缩损伤, 层裂强度随加载应力的增加逐渐增大; 大于阈值应力冲击压缩损伤快速发展, 层裂强度迅速降低; 在 HEL 附近层裂强度降低到零, 丧失了抗拉能力, 表明材料发生了严重的冲击压缩损伤.

关键词: 氧化铝, 陶瓷, 层裂强度, 压缩损伤

PACS: 62.50.-p, 62.20.-x, 81.40.Np

1 引言

氧化铝陶瓷由于具有高抗压强度、高硬度、高熔点、高声速以及低密度等良好的物理和力学性能, 广泛应用于经受强冲击作用的各种结构的轻质装甲防护材料. 作为典型的脆性材料, 氧化铝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、破坏行为和物理、力学响应特性. 高硬度和脆性的特点往往使其在撞击过程中因材料严重损伤而断裂或粉碎, 而损伤和破坏区的状态直接影响其防护 (抗侵彻) 性能. 深入研究陶瓷材料在冲击压缩下的动态行为和损伤破坏特性具有重要的学术意义和应用价值, 目前已经发展为冲击动力学研究中关注的一个重要热点问题. 并且, 由于陶瓷材料动态力学行为和抗侵彻机理的特异性能, 其研究在学术上也更具挑战性和探索性.

陶瓷材料在冲击波压缩下的损伤、破坏机理主要包括 Grady 的剪切型裂纹成核与扩展^[1]、与剪切滑移相关的裂纹尖端拉伸型裂纹成核与扩展^[2]、孔洞塌陷^[3-5], 以及裂纹之间的贯通过程. 对于发生冲击压缩损伤的加载应力阈值, 在传统物理图像中认为是雨贡纽弹性极限 (Hugoniot Elastic Limit, HEL), 即认为在加载应力小于 HEL 的弹性

范围内, 材料不会发生压缩损伤. 而破坏波 (failure wave) 研究^[6-8]表明, 在 HEL 以下会发生压缩损伤, 但是关于冲击波压缩下氧化铝陶瓷是否存在破坏波尚无定论, 甚至报道结果还相互矛盾^[9-11]. 陶瓷材料发生冲击压缩损伤的应力阈值及其与 HEL 的关系目前还不十分明确, 国内外学者对此开展了较多研究, 但是大多都是以宏观唯相分析和物理统计为基础而开展的. 值得指出的是, Chen 和 Bourne 等^[11,12]对回收样品的金相分析表明: 氧化铝陶瓷在 HEL 以下发生了局部的沿晶断裂, 是存在冲击压缩损伤的重要证据. 但是, Chen 和 Bourne 等人采用的回收样品金相分析法不是对冲击波压缩后样品进行的原位实时测量, 因此研究结果需要进一步确认.

层裂强度是指材料抵抗动态拉伸型断裂的能力, 对于延性金属材料通常被视作材料的一种特性参数^[13]. 对于陶瓷等脆性材料, 由于冲击压缩损伤的存在使层裂强度会随加载应力幅度变化而改变, 不再是材料常数. 较多研究^[14-18]表明 HEL 是陶瓷材料层裂强度发生改变的应力阈值, 低于 HEL 材料具有一定层裂强度, HEL 以上层裂强度为零, 材料成为惯性约束粉末. 除了一些特定的更高应力区间层裂强度可能会随加载应力增加而提高以外^[14,19], 层裂强度变化的一般趋势是随加载应力

* 国家自然科学基金重点项目 (批准号: 10632080) 资助的课题.

† E-mail: honglianghe@263.net

增加而降低 [20,21]. Rosenberg 等 [22], Yaziv [23] 以及 Bless 等 [19] 报道了应力幅度高于 0.5 倍 HEL 时层裂强度降低, 更高应力时层裂强度丧失. Murray 等 [21] 指出层裂强度降低的加载应力阈值与 HEL 的相对关系与不同的材料成份和加工工艺相关.

由于层裂强度是材料经过冲击压缩后的抗拉伸性能, 对于陶瓷等脆性材料, 其中蕴含着冲击压缩损伤信息. 与回收实验可能会受到后继撞击影响而改变损伤状态不同, 层裂强度方法得到的损伤信息具有原位和实时的特点. 本文以宜宾金洋电子陶瓷有限公司生产的 AD95 氧化铝陶瓷为对象, 通过层裂强度随加载应力的变化关系, 研究其冲击压缩损伤特性及其加载应力阈值.

2 实验原理及方法

层裂实验在西南交通大学高压物理实验室的 $\Phi 57\text{ mm}$ 一级气炮上进行, 实验装置如图 1 所示. 使用相对较薄的飞片撞击较厚的 AD95 陶瓷样品, 使来自飞片左界面和样品右界面的稀疏波在样品内相遇而产生拉伸应力, 导致样品发生拉伸型断裂. 通过测量和分析样品自由面或样品/窗口界面的速度剖面, 确定样品在冲击波压缩后的层裂强度. 样品自由面或样品/窗口界面的速度测量采用了激光位移干涉测试技术 DISAR(displacement interferometer system for any reflector). 飞片的速度通过磁测速装置得到.

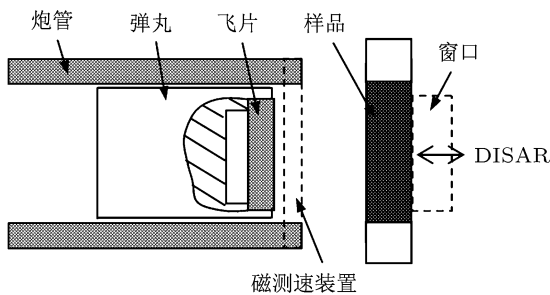


图 1 实验装置示意图

陶瓷样品选用宜宾金洋电子陶瓷有限公司生产的 AD95 氧化铝陶瓷, 主要成分及理论重量百分比为 $\text{Al}_2\text{O}_3(95\%)$, $\text{SiO}_2(2\%)$, $\text{MgO}(1\%)$, $\text{CaO}(1\%)$. 样品直径为 90 mm , 实测的平均密度 $\rho_0 = 3.504\text{ g/cm}^3$, 平均孔隙度为 11.1% , 弹性纵波声速 $C_l = 9.752\text{ km/s}$, $\text{HEL} = 5.47\text{ GPa}$. 为了得到不同的加载应力, 采用了三种不同冲击阻抗的飞片材料, 分别为有机玻璃 (PMMA), 铝 (LY12)

和无氧铜 (OFHC). 飞片的尺寸为 $\Phi 50\text{ mm} \times 1\text{ mm}$. 为了防止薄飞片在运动过程中变形, 在飞片后面加了聚氨酯泡沫垫块, 其厚度约为 15 mm , 密度为 0.057 g/cm^3 . 样品和飞片材料的尺寸设计保证测试信号不受侧向稀疏的影响, 满足一维应变条件. 当加载应力较大时, 为了防止样品自由面喷射、改善测试效果, 样品右界面增加了低阻抗的 PMMA 窗口.

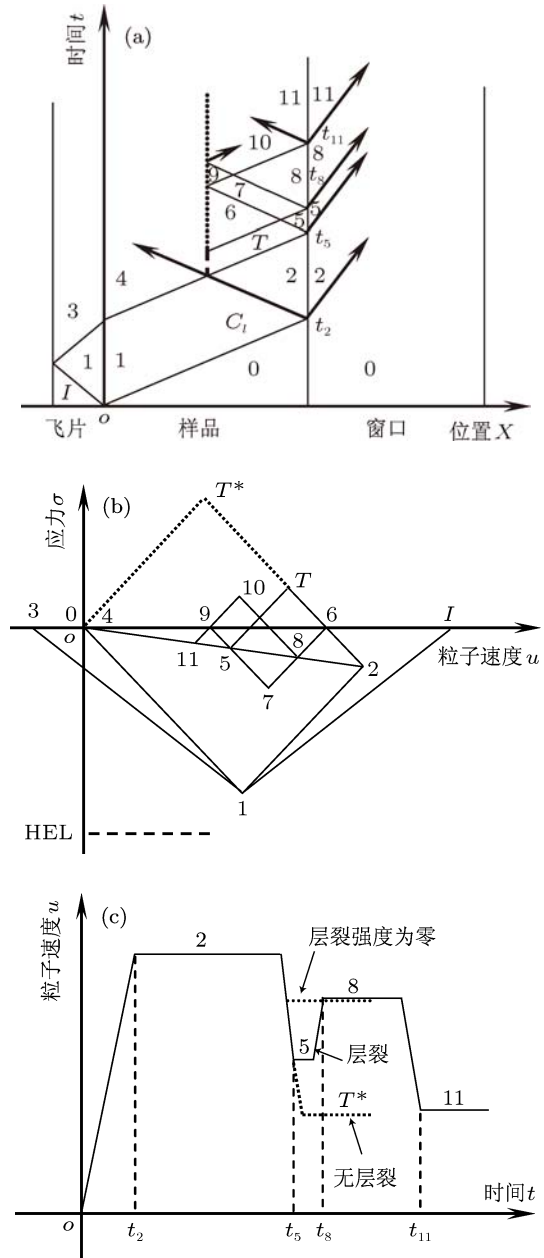


图 2 层裂实验波系作用图 (a) $t-X$ 图; (b) $\sigma-u$ 图; (c) $u-t$ 图

实验中陶瓷样品、飞片和窗口内的波系及其相互作用如图 2 所示, 给出了陶瓷样品在低冲击阻抗材料飞片 (PMMA 和 LY12) 撞击下, 存在层裂情

况的波系图. 图 2(c) 中同时给出了未发生层裂以及层裂强度为零情况下的速度剖面示意图. 由于飞片材料冲击阻抗低, 导致从飞片左界面反射的稀疏波传播并穿过飞片/样品界面后, 飞片与样品分开. 当飞片材料 (OFHC) 的冲击阻抗高于陶瓷样品时, 图 2 中 4 区 (点) 仍处于压缩应力状态, 飞片和样品不分开. 无论哪种情况, 源自飞片左界面和样品右界面的稀疏波都在样品内部相遇并产生拉伸应力. 如果材料的抗拉强度足够大, 不发生层裂现象, 拉伸应力区将达到 T^* 区 (点) 状态, 对应的粒子速度大幅降低且不立刻出现反弹信号 (pullback signal). 如果材料的抗拉强度小于 T^* 区 (点) 应力, 材料将发生拉伸型断裂即层裂现象, 拉伸应力区仅能达到 T 区 (点) 状态, 随即发生卸载, 对应的粒子速度下降后很快出现反弹信号. 这里 T 区 (点) 状态的应力与层裂强度相对应. 如果材料的层裂强度为零, 那么 $\sigma-u$ 图中的 T 点将趋向于 6 点, 5 点趋向于 8 点, 对应的粒子速度出现一定程度的下降后也不立刻出现反弹信号. 以上分析中考虑了带低阻抗的 PMMA 窗口情况下的波系及其相互作用, 如果没有窗口, 即样品自由面速度测量, 波系分析中 $\sigma-u$ 图中的 0-2 线以及线上各点都将落到横轴 u 上, 对各区 (点) 的粒子速度和应力状态产生一定影响, 但是不会改变速度剖面的基本特征. 可见, 无论有无窗口、无论飞片材料阻抗高低, 样品自由面或样品/窗口界面速度剖面的特征都如图 2(c) 所示, 存在层裂情况下速度剖面的特征为: 卸载后很快出现反弹信号, 且反弹前后的速度波动周期相等. 反弹前的周期等于从碰撞开始到飞片左界面稀疏波到达飞片/样品界面的时间, 即加载脉冲持续时间. 反弹后的周期等于应力波在层裂片厚度范围内传播一个来回的时间. 但由于陶瓷材料冲击压缩损

伤的存在, 导致样品的声速发生改变, 所以反弹后的周期以及层裂片厚度很难准确计算得到. 于是, 本文中以是否出现快速反弹信号作为是否存在层裂现象的判据.

根据图 2(c) 实线所示的速度剖面确定层裂强度的方法为 [24]: 实测样品自由面速度剖面时层裂强度

$$\sigma_{\text{spall}} = \frac{1}{2}\rho_0 C_{1s}(u_{\text{max}} - u_{\text{min}}), \quad (1)$$

实测样品/窗口界面速度时层裂强度

$$\sigma_{\text{spall}} = \frac{1}{2}(Z_s - Z_w)u_{\text{max}} - \frac{1}{2}(Z_s + Z_w)u_{\text{min}}, \quad (2)$$

式中, ρ_0 是样品初始密度, C_{1s} 是样品的弹性纵波声速, u_{max} 和 u_{min} 分别对应于图 2 中的 2 区和 5 区的粒子速度, Z_s 和 Z_w 分别为样品和窗口材料的冲击阻抗, 近似取为 $Z = \rho_0 C_1$ (PMMA 窗口的 ρ_0 和 C_1 分别取为 1.186 g/cm^3 和 2.72 km/s) [25].

3 实验结果和讨论

实验中陶瓷样品和飞片的状态以及计算得到的加载应力 σ 和样品层裂强度 σ_{spall} 结果见表 1. 其中, 加载应力根据飞片和样品的动量守恒方程以及碰撞面的连续性条件计算得到, 计算时飞片采用流体模型, 陶瓷样品采用线弹性模型.

$$\sigma_i = \rho_{0i}[c_{0i} + \lambda_i(w - u_i)](w - u_i), \quad (3)$$

$$\sigma_s = \rho_{0s}C_{1s}u_s, \quad (4)$$

$$\sigma_s = \sigma_i = \sigma, \quad u_s = u_i = u, \quad (5)$$

式中 ρ_0 为初始密度, C_1 为弹性纵波速度, σ 为加载应力, w 为飞片速度, u 为粒子速度, 下标 i 和 s 分别表示飞片和样品; c_{0i} , λ_i 为飞片的 Hugoniot 关系 $D = c_{0i} + \lambda_i u$ 中的两个常数, 具体参数见表 2.

表 1 实验状态和结果

实验编号	飞片材料	飞片厚度/mm	碰撞速度/(m/s)	样品厚度/mm	样品密度/(g/cm ³)	加载应力 ^{a)} /GPa	层裂强度/GPa
091210-2	PMMA	0.98	168	6.03	3.493	0.52	0.34±0.08
091210-3	PMMA	0.96	303	6.07	3.536	1.00	0.32±0.04
091211-1	LY12	0.98	272	4.08	3.463	2.90	0.39±0.09
091211-3	LY12	0.98	275	4.13	3.454	2.94	0.38
091211-4 ^a	LY12	0.96	540	4.11	3.408	5.90	0
091212-1 ^a	LY12	0.96	279	4.06	3.555	3.01	0.45±0.03
091212-2 ^a	OFHC	0.96	218	3.93	3.429	3.80	0.22±0.10
101020-1	OFHC	1.00	204	4.10	3.370	3.52	0.52±0.14
101021-1	OFHC	0.99	224	6.06	3.532	3.96	0.11±0.06
101021-2	OFHC	1.00	291	6.04	3.490	5.14	0.26±0.03

a) 样品后界面加 PMMA 窗口, 窗口与样品接触面镀约 1.4 μm 厚铝膜. 其他实验中样品后界面为自由面, 且未镀膜.

表2 飞片材料的 Hugoniot 参数 [25]

材料	$\rho_0/\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$	$c_{0i}/\text{km}\cdot\text{s}^{-1}$	λ_i	备注
PMMA	1.186	2.65	1.54	c_{0i}, λ_i 采用低压数据拟合值
LY12	2.784	5.37	1.29	取为 ALUMINUM 2024 数据
OFHC	8.924	3.91	1.51	取为 COPPER 数据

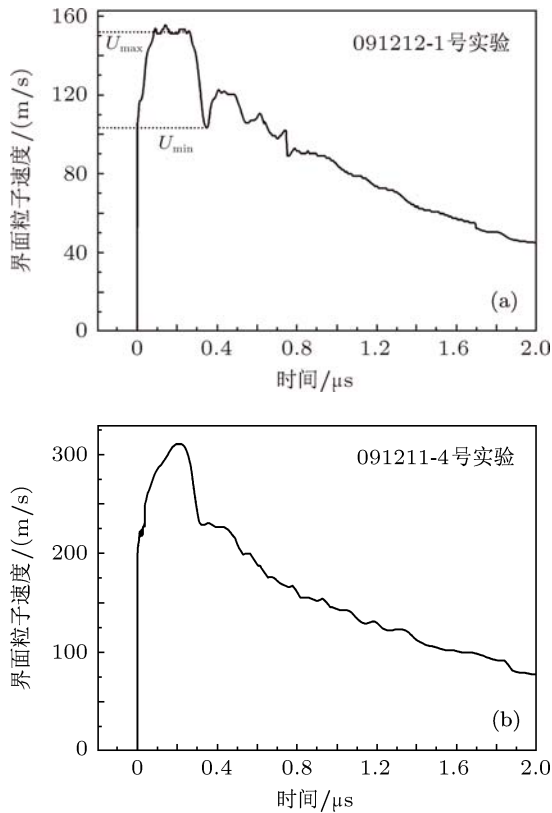


图3 样品/窗口界面粒子速度剖面 (a) 层裂; (b) 层裂强度为零

实验得到的典型具有非零和零层裂强度的样品/窗口界面粒子速度剖面如图3所示. AD95 陶瓷材料经过一维应变冲击压缩后的层裂强度随加载应力的变化关系如图4所示. 可见, 明显存在一个约 3.7 GPa 的临界应力, 小于临界应力时层裂强度随加载应力的增加逐渐增大; 大于临界应力时层裂强度迅速降低, 在 HEL 附近降低到零. 这里的临界应力实际上是材料发生冲击压缩损伤的阈值应力, 即小于阈值应力不发生冲击压缩损伤, 大于阈值应力发生冲击压缩损伤, 直至完全损伤. 冲击压缩损伤发生之后, 层裂强度不再是材料的特性参数, 而是会随着损伤程度的增加而降低. 损伤程度与冲击加载应力幅度直接相关. AD95 陶瓷材料

发生冲击压缩损伤的阈值应力约为 3.7 GPa, 小于其 HEL(约 5.47 GPa), 证实了在 HEL 以下的冲击波加载下确实发生了压缩损伤. 在 HEL 附近层裂强度降低到零, 材料丧失了抗拉伸的能力, 表明材料发生了比较严重的冲击压缩损伤.

上述层裂强度变化表征的压缩损伤程度和规律与冲击加载应力的关系, 与 Chen 和 Bourne 等 [11,12] 的研究结果能够很好地相互印证. 他们通过对回收样品的金相分析指出: AD995 多晶氧化铝陶瓷, 在 HEL 以下发生了弹性变形和沿少量薄弱晶间缺陷的沿晶断裂, 而在 HEL 以上发生了大量穿晶断裂(劈裂)并产生部分孪晶. 本文研究的 AD95 多晶氧化铝陶瓷在 HEL 以下的冲击波压缩下, 预期也会发生沿少量薄弱晶间缺陷的沿晶断裂, 导致材料层裂强度下降. 由于这种沿晶断裂是少量的, 尚未在样品内形成普遍的贯穿型断裂, 虽然发生了压缩损伤但程度并不十分严重, 于是层裂强度并不降低到零. 但是, 当加载应力达到 HEL 或以上时, 除了沿晶断裂程度会加重以外, 还会发生普遍的穿晶断裂(劈裂), 样品将碎裂成颗粒(当然, 碎裂程度与加载应力相关), 丧失宏观上的抗拉伸能力即层裂强度.

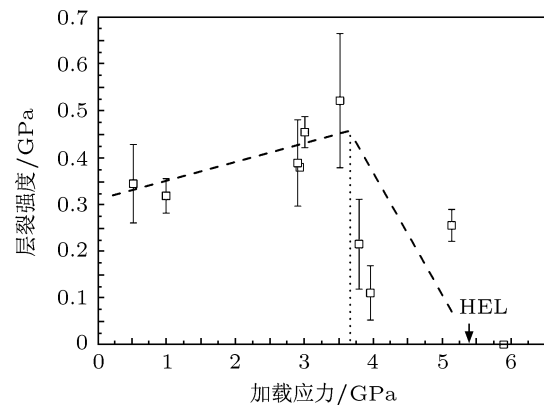


图4 层裂强度随加载应力的变化关系

另外, 由图4可见, AD95 陶瓷的层裂强度在冲击压缩损伤发生之前具有一定分散性, 而损伤发生

之后分散性显著增大. 根据统计细观损伤力学和损伤演化诱致突变理论^[26,27], 材料强度在接近宏观破坏时普遍表现出具有突变特性, 不同样品之间的统计涨落越来越强, 即受样品个性行为的影响越来越强. 冲击压缩损伤发生之前, 虽然不同样品的宏观条件大致相同, 但是损伤和破坏行为仍具有一定的统计涨落. 冲击压缩损伤发生之后, 由于加载应力仍小于 HEL, 陶瓷样品将发生沿少量薄弱晶间缺陷的沿晶断裂^[11,12]. 这种局部断裂由于受晶界和孔隙度等样品个体差异的影响, 实际损伤和断裂状态也将有所不同. 也就是说, 不同样品发生冲击压缩损伤后的细观状态的分散性与压缩损伤发生之前相比显著增加, 必然导致含损伤状态下测得的层裂强度的分散性增大. 而且, 这种层裂强度分散性的增大也从另一个侧面体现样品内发生了一定程度的冲击压缩损伤.

4 结论

通过实验测量了 AD95 陶瓷的层裂强度 (残余强度) 随加载应力的关系, 分析了冲击压缩损伤及其状态随加载应力的变化关系. 研究结果表明: AD95 陶瓷发生冲击压缩损伤的阈值应力约为 3.7 GPa, 小于其 HEL(约 5.47 GPa), 证明了在 HEL 以下确实发生了冲击压缩损伤; 小于阈值应力不发生压缩损伤, 层裂强度随加载应力的增加逐渐增大; 大于阈值应力冲击压缩损伤快速发展, 层裂强度迅速降低; 在 HEL 附近层裂强度降低到零, 材料丧失了抗拉能力, 表明材料发生了严重的冲击压缩损伤. 研究结果对于深入了解 AD95 陶瓷的冲击压缩损伤和破坏, 提供了新认识. 对于陶瓷等脆性材料, 层裂强度方法是对低压冲击压缩损伤进行原位、实时测量和表征的有效方法.

- [1] Grady D E 1998 *Mechanics of Materials* **29** 181
- [2] Brace W F, Paulding Jr B W, Scholz C 1966 *J. Geophys. Res.* **71** 3939
- [3] Bar-on E, Partom Y, Rubin M B, Yankelevsky D J 2002 *Int. J. Impact Engng.* **27** 509
- [4] Bar-on E, Partom Y, Rubin M B, Yankelevsky D J 2002 *Shock Compression of Condensed Matter* (edited by Furnish M D, Thadhani N N *et al* AIP, Georgia, 2001) p739
- [5] Bar-on E 2007 *Shock Compression of Condensed Matter* (edited by Elert M, Furnish M D *et al* AIP, Hawaii, 2007) p223
- [6] Bourne N K, Millett J, Rosenberg Z 1998 *J. Mech. Phys. Solids* **46** 1887
- [7] Liu Z F, Chang J Z, Yao G W 2006 *Applied Mathematics and Mechanics* **38** 626 (in Chinese) [刘占芳, 常敬臻, 姚国文 2006 力学学报 **38** 626]
- [8] Chen D P, He H L, Li M F, Jing F Q 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 423 (in Chinese) [陈登平, 贺红亮, 黎明发, 经福谦 2007 物理学报 **56** 423]
- [9] Grady D E, Moody R L 1996 *Sandia Report SAND96-0551*, UC-704
- [10] Rosenberg Z 1991 *Shock Compression of Condensed Matter* (edited by Schmidt S C, Dick R D *et al* Elsevier Science, New York, 1991) 439
- [11] Bourne N K, Millett J, Chen M W 2007 *Shock Compression of Condensed Matter* (edited by Elert M, Furnish M D *et al* AIP, Hawaii, 2007) 739
- [12] Chen M W, McCauley J W, Dandekar D P, Bourne N K 2006 *Nature Materials* **5** 614
- [13] Qi M L, He H L, Yan S L 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 5965 (in Chinese) [祁美兰, 贺红亮, 晏石林 2007 物理学报 **56** 5965]
- [14] Cagnoux J, Longy F 1988 *J. Phys.* **40** 3
- [15] Dandekar D P, Bartkowski P 1994 *High Pressure Science and Technology* (edited by Schmidt S C, Shaner J W *et al* AIP, New York, 1993) 733
- [16] Bourne N K 2001 *Proc. R. Soc. A* **457** 2189
- [17] Longy F, Cagnoux J 1989 *J. Am. Ceram. Soc.* **72** 971
- [18] Staehler J M, Predebon W W, Pletka B J 1994 *High Pressure Science and Technology* (edited by Schmidt S C, Shaner J W *et al* AIP, New York, 1993) 745
- [19] Gust W H, Holt A C, Royce E B 1973 *J. Appl. Phys.* **44** 550
- [20] Bless S J, Yaziv D, Rosenberg Z 1986 *Shock Waves in Condensed Matter* (edited by Gupta Y M Plenum, New York, 1985) 419
- [21] Murray N H, Bourne N K, Rosenberg Z, Field J E 1998 *J. Appl. Phys.* **84** 734
- [22] Rosenberg Z, Yeshurun Y 1985 *J. Appl. Phys.* **58** 3077
- [23] Yaziv D, Bless S J, Rosenberg Z 1986 *Shock Waves in Condensed Matter* (edited by Gupta Y M Plenum, New York, 1985) 425
- [24] Grady D E, Kipp M E 1993 *High-pressure Shock Compression of Solids* (edited by Asay J R, Shahinpoor M, New York: Springer-Verlag New York Inc.) 265
- [25] Marsh S P 1980 *LASL Shock Hugoniot Data* (Berkeley-Los Angeles-London: University of California Press) p57, 166, 446
- [26] Xia M F, Han W S, Ke F J, Bai Y L 1995 *Advances in Mechanics* **25** 1 (in Chinese) [厦蒙芬, 韩闻生, 柯孚久, 白以龙 1995 力学进展 **25** 1]
- [27] Xia M F, Han W S, Ke F J, Bai Y L 1995 *Advances in Mechanics* **25** 145 (in Chinese) [厦蒙芬, 韩闻生, 柯孚久, 白以龙 1995 力学进展 **25** 145]

The spall strength and shock compressive damage of AD95 ceramics*

Sun Zhan-Feng He Hong-Liang[†] Li Ping Li Qing-Zhong

(National Key Laboratory of Shock Wave and Detonation Physics, Institute of Fluid Physics, CAEP, Mianyang 621900, China)

(Received 12 January 2011; revised manuscript received 13 September 2011)

Abstract

The relationship between spall strength and impact stress of AD95 ceramics which is in a one-dimensional strain state is determined by velocity profile measurement of the free surface or the sample/window interface. All fiber displacement interferometer system for any reflector is used in velocity measurement. Further the relationship between shock compressive damage degree and impact stress is discussed. The results indicate that the stress threshold of AD95 ceramics against shock compressive damage is about 3.7 GPa, which is less than its Hugoniot Elastic Limit (HEL, about 5.47 GPa). When impact stress is less than the threshold, no compressive damage occurs, and the spall strength increases with impact stress gradually. When impact stress is greater than the threshold, shock compressive damage occurs and develops rapidly which leads to the decrease of the spall strength with impact stress. The spall strength falls to zero when the impact stress increases up to about the HEL, which indicates that the material has lost the ability to resist the tensile stress and severe shock compressive damage has happened.

Keywords: alumina, ceramics, spall strength, compressive damage

PACS: 62.50.-p, 62.20.-x, 81.40.Np

* Project supported by the Key Program of the National Natural Science Foundation of China (Grant No.10632080).

[†] E-mail: honglianghe@263.net