

平板冲击下氧化铝陶瓷弹性前驱波衰减的细观机理

冯晓伟 李俊承 王洪波 常敬臻

Mesomechanism of elastic precursor decay in alumina under plate impact loading

Feng Xiao-Wei Li Jun-Cheng Wang Hong-Bo Chang Jing-Zhen

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 65, 166201 (2016) DOI: 10.7498/aps.65.166201

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.166201>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2016/V65/I16>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

磁驱动准等熵加载下Z切石英晶体的折射率

Refractive index of Z-cut quartz under magnetically driven quasi-isentropic compression

物理学报.2016, 65(4): 046201 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.046201>

高密度氦相变的分子动力学研究

Molecular dynamics study on the phase transition of high density helium

物理学报.2015, 64(1): 016202 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.016202>

基于聚龙一号装置的超高速飞片发射实验研究进展

Recent advances in hyper-velocity flyer launch experiments on PTS

物理学报.2014, 63(19): 196201 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.196201>

冲击作用下的摩擦力效应实验研究

Experimental study of friction effect under impact loading

物理学报.2013, 62(11): 116203 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.116203>

$\text{Pr}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ 陶瓷晶界势垒的交流特性

AC properties of $\text{Pr}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ ceramics

物理学报.2013, 62(2): 026201 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.026201>

平板冲击下氧化铝陶瓷弹性前驱波衰减的 微观机理*

冯晓伟[†] 李俊承 王洪波 常敬臻

(中国工程物理研究院总体工程研究所, 绵阳 621900)

(2016年5月5日收到; 2016年6月12日收到修改稿)

利用一级轻气炮开展了不同厚度氧化铝陶瓷样品的平板冲击压缩实验, 并借助激光速度干涉仪 (VISAR) 测试了样品的自由面速度历程. 根据自由面速度历程确定了不同厚度氧化铝陶瓷样品的 Hugoniot 弹性极限值, 结果显示, 冲击压缩下氧化铝陶瓷中存在弹性前驱波衰减现象. 进一步基于氧化铝陶瓷的微观结构扫描电镜 (HEL) 图像, 分析了氧化铝陶瓷的微观结构特征, 构建了含晶相、玻璃相等微观特征的力学模型. 数值模拟冲击压缩加载下氧化铝陶瓷微观结构的力学响应过程, 从微观层次上分析了弹性前驱波衰减现象的产生机理, 指出冲击压力低于 HEL 时材料的微观损伤引起的能量耗散以及前驱波在微观结构晶界处反射和透射引起的能量分散过程是其产生的主要原因.

关键词: 冲击压缩, 氧化铝陶瓷, 弹性前驱波衰减, 微观力学响应

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

DOI: 10.7498/aps.65.166201

1 引言

陶瓷材料具有高强度、高硬度及低密度等优良性能, 已成为常用的轻质装甲材料广泛应用于经受强冲击作用的各种结构中. 因此, 陶瓷在冲击载荷作用下的力学响应和破坏行为获得了广泛而深入的研究. 尽管陶瓷材料已在工程实践中得到了广泛应用, 并在其动态力学响应特性研究方面取得了一定的成果, 然而对其动态力学行为的控制机理仍未达到共识. 譬如, 陶瓷在冲击载荷下所呈现的一种典型响应特性是试件的 Hugoniot 弹性极限 (HEL) 随着厚度的增加呈现下降的趋势, 即所谓的弹性前驱波衰减现象. 理论上这与材料的压缩强度属性是矛盾的, 目前该现象产生的物理机理尚不明确.

弹性前驱波是冲击波剖面结构的重要特征, 其幅值所对应的 Hugoniot 弹性极限是表征材料抵抗屈服或破坏能力的重要力学指标. 早期, Gust 和

Royce^[1] 在氧化铝和碳化硼陶瓷中观测到弹性前驱波幅值随着试件厚度的增加而降低, 而在其他测试材料如 AD85, Al995 等材料中并未发现该趋势. Rosenberg 等^[2] 利用锰铜计测量了纯度为 76% 和 99% 氧化铝陶瓷的 HEL, 指出在这两种陶瓷中均呈现较为明显的弹性前驱波衰减现象. Bourne 等^[3] 的实验结果指出在纯度为 96% 的氧化铝陶瓷中存在明显的弹性前驱波衰减现象, Staehler 等^[4] 在纯度为 99.99% 的氧化铝陶瓷中观测到同样的衰减趋势. Murray 等^[5] 进一步考察了三种不同纯度氧化铝陶瓷 (880, 975 和 999) 在平板冲击下的弹性前驱波衰减特性, 发现低纯度材料中的弹性前驱波衰减现象尤为强烈, 并认为孔隙率、晶粒尺寸等微观结构对该现象有较大的影响. 然而, 文献^[6, 7] 的实验结果却没有发现该现象, Marom 等^[8] 也认为该现象可能是由于锰铜计的测量误差引起的.

综上所述, 陶瓷材料中的弹性前驱波衰减现象是否存在仍存有一定的争议. 且上述工作中, 材料

* 国家自然科学基金 (批准号: 11502258, 11272300) 和中国工程物理研究院科学技术发展基金 (批准号: 2014B0101009) 资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: xiaowei_feng@126.com

的HEL多是由锰铜计测量而得,其在冲击压力下黏结试件的内界面容易发生畸变,在强冲击载荷下易产生非线性变形,这有可能给测量结果带来误差.因此,本文利用VISAR测量试件的自由面速度历程,进而获得不同厚度氧化铝陶瓷试件的HEL来考察其弹性前驱波衰减特性.同时,现有实验结果显示弹性前驱波衰减现象主要受陶瓷材料细观结构响应的影响^[5],而对细观响应特性如何影响该现象的力学机理则未有清晰的认识.对于氧化铝陶瓷材料,其冲击压缩细观力学行为主要发生在晶格尺度(μm 量级)^[9].故本文拟基于氧化铝陶瓷的细观结构图像,建立能够表征氧化铝陶瓷细观结构特征的力学模型,模拟其在冲击载荷下的力学响应,从细观层次探讨弹性前驱波衰减的物理机理.

2 氧化铝陶瓷平板冲击压缩实验研究

本文以氧化铝陶瓷为研究对象(陶瓷各组分的质量分数为: 92.85% Al_2O_3 , 4.89% SiO_2 , 0.36% CaO 和 1.90% La_2O_3),选用无氧铜作为飞片材料.利用排水法和超声波测量方法分别获得了陶瓷样品和飞片的密度和纵波、横波波速.线弹性体中纵波和

横波的传播速度公式为:

$$c_l = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)\rho}},$$

$$c_t = \sqrt{\frac{E}{2(1+\nu)\rho}}, \quad (1)$$

式中, c_l 为纵波波速, c_t 为横波波速, E 为弹性模量, ν 为泊松比. 故由(1)式可以反推获得氧化铝陶瓷材料的弹性模量 E 和泊松比 ν , 材料的基本力学参数如表 1 所示.

利用 $\Phi 100\text{ mm}$ 一级轻气炮对双点陶瓷样品进行平面冲击压缩加载,即一发实验可获得两个不同厚度的样品在相同冲击压力的实验数据.采用激光速度干涉仪(VISAR)记录样品的自由面速度历程,刷子探针测试飞片速度,实验装置如图 1 和图 2 所示.陶瓷样品设计直径 40 mm,厚度约为 4, 6, 8 和 10 mm,无氧铜飞片设计尺寸为 $\Phi 95\text{ mm} \times 5\text{ mm}$.实验设计的样品和飞片满足平面加载试验中的宽厚比和追赶比要求^[10].

氧化铝陶瓷样品的自由面速度历程如图 3 所示,实验中飞片的冲击速度范围为 431—442 m/s,可近似认为样品处于相同的冲击压力状态.图 3 中显示,在该冲击速度下,样品的自由面速度历程具有

表 1 氧化铝陶瓷材料的基本力学参数
Table 1. Constituent properties of aluminas studied.

材料	密度 $\rho/\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	纵波波速 $c_l/\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	横波波速 $c_t/\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	弹性模量 E/GPa	泊松比 ν
氧化铝	3896	10421	6111	359.95	0.237
无氧铜	8931	3940	1940	90.1	0.34

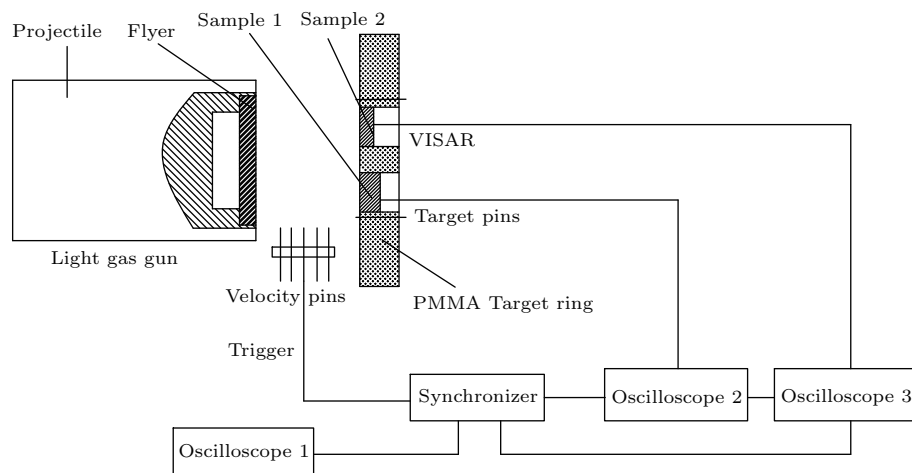


图 1 双点样品实验装置示意图

Fig. 1. Schematic diagram of impact experiment.



图2 双点实验装置图片

Fig. 2. Photographs of double-specimen target.

相似的特性, 即: 自由面速度首先经历一个陡峭的线性上升阶段, 对应材料的弹性响应区域, 其临界值为材料达到HEL时对应的自由面速度. 随后, 自由面速度曲线开始缓慢上升至一个近似速度平台, 通常称该非线性上升阶段为“塑性波”, 具有较强的弥散特性, 也表明氧化铝陶瓷的非弹性响应具有应变率效应. 最后, 自由面速度曲线上均出现一个明显的二次压缩信号, 通常认为其表征着破坏波现象在样品内出现^[11]. 上述特征与已有氧化铝陶瓷的冲击实验结果相近, 由于加载条件和材料组分的差

异, 其非线性阶段曲线的形状细节略有不同.

自由面速度曲线中线性段向非线性段的转折点对应材料Hugoniot弹性极限, 可根据动量守恒定律确定^[12]:

$$\sigma_H = \frac{1}{2} \rho_0 c_1 u_H, \quad (2)$$

式中, ρ_0 为材料的初始密度; c_1 为材料的纵波波速, u_H 为弹性极限对应的自由面速度. 由图3可知, 自由面速度曲线上线性阶段到非线性之间并没有明显的转折点, 而是一个平滑的过渡区域. 因此很难在自由面速度历程上精确定义临界自由面速度 u_H , 一般都具有一定的经验性. 本文将曲线上开始发生非线性趋势的点定义为 u_H (如图3所示), 并利用(2)式计算了氧化铝陶瓷的Hugoniot弹性极限 σ_H , 列于表2中.

由表2中数据可知, 氧化铝陶瓷样品的HEL约为5.04—5.87 GPa. Rosenberg等^[2]利用锰铜计测量了AD85氧化铝陶瓷($\rho_0 = 3.700 \text{ g/cm}^3$)的HEL = 4.8—6.3 GPa, Grady^[7]也给出了AD995氧化铝陶瓷的HEL=6.2±0.4 GPa, 与本实验得到的HEL接近. 由于材料密度、组分及制备工艺不同

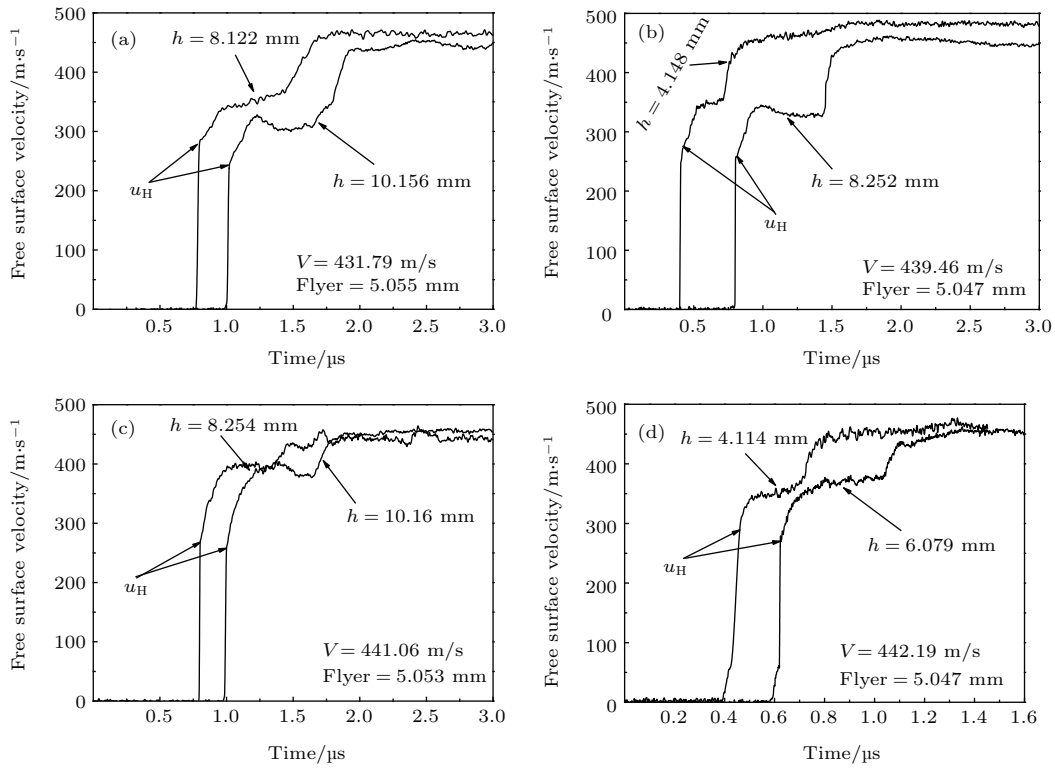


图3 冲击压缩下氧化铝陶瓷自由面速度历程 (a) 样品 1; (b) 样品 2; (c) 样品 3; (d) 样品 4

Fig. 3. The histories of free surface velocity of shocked alumina: (a) No. 1; (b) No. 2; (c) No. 3; (d) No. 4.

而出现的差别是可以理解的, 故可认为表 2 中的数值是基本合理的. 值得注意的是, 每发实验中薄试件的 HEL 均略高于厚试件的 HEL, 表明陶瓷试件中存在 HEL 随厚度增加而降低的趋势, 即弹性前驱波衰减现象. 图 4 给出了实验中氧化铝陶瓷试件的 HEL 和试件厚度的关系, 可以看出整体上也呈现出 HEL 随试件厚度的增大而降低的趋势.

表 2 氧化铝陶瓷的 Hugoniot 弹性极限
Table 2. Hugoniot elastic limit of alumina ceramics.

实验编号	飞片 厚度/mm	弹速/ $m \cdot s^{-1}$	样品 厚度/mm	$u_H /$ $m \cdot s^{-1}$	σ_H / GPa
No. 1	5.055	431.79	8.122	280.04	5.56
			10.156	248.28	5.04
No. 2	5.047	439.46	4.148	282.42	5.73
			8.252	260.64	5.29
No. 3	5.053	441.06	8.254	267.14	5.42
			10.160	257.48	5.23
No. 4	5.047	442.19	4.114	289.2	5.87
			6.079	269.82	5.48

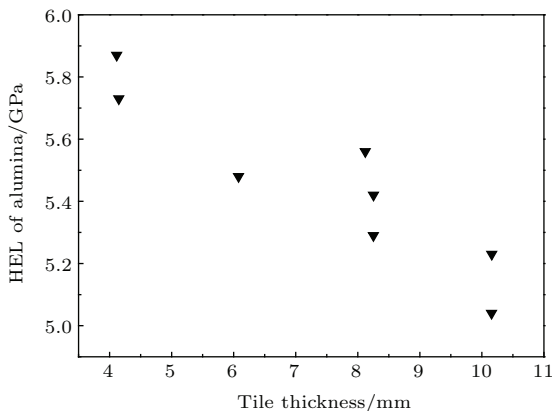


图 4 氧化铝陶瓷 HEL 随试件厚度的变化

Fig. 4. Plot of HEL vs tile thickness for alumina.

Marom [8] 曾认为该现象是由于锰铜计在高应变率加载下变形响应缓慢引起的测量误差. 然而, 本文采用 VISAR 测试技术则基于光的干涉原理, 在实验测量中不存在锰铜计测试技术中的误差, 故可认为弹性前驱波衰减现象是氧化铝陶瓷材料的固有响应特性. 已知 HEL 是表征材料发生屈服或破坏力学行为的临界值, 故应结合陶瓷材料冲击破坏机理来分析弹性前驱波衰减现象. 已有实验指出, 冲击加载下陶瓷材料的冲击压缩破坏行为主要由材料内部的微观结构 (如晶界、微孔洞等) 的演化

过程所主导 [13]. 因此, 下文将基于氧化铝陶瓷的微观结构特征, 建立相应的细观力学模型, 模拟其在冲击载荷作用下的细观力学响应过程, 以此探讨弹性前驱波衰减的物理机理.

3 氧化铝陶瓷细观力学数值模型

陶瓷为多相晶体材料, 其显微组织非常复杂和不均匀, 一般由晶相、玻璃相和气相组成 [14]. 其中, 晶相为陶瓷中的主要组成相, 是决定材料力学性能的主导物相. 玻璃相大多是由烧结时熔融的石英在冷却时形成的一种低熔点固体相, 起黏结分散的晶相、填充气孔的作用. 气相或气孔是陶瓷生产过程中不可避免地残存下来的微观缺陷, 其作用相当于裂纹.

为获取氧化铝陶瓷的微观结构特征, 对样品试件进行了电镜扫描, 如图 5 所示. 图 5 中显示, 氧化铝陶瓷试件中晶粒形状多为不规则的多边形, 其平均尺寸一般小于 $15 \mu m$. 内部随机分布着不规则形状气孔, 主要存在于多晶体交界处, 分布较为均匀; 无气孔存在的区域晶粒接触紧密, 晶粒之间由玻璃相黏结, 不同相之间无明显缝隙; 气孔和玻璃

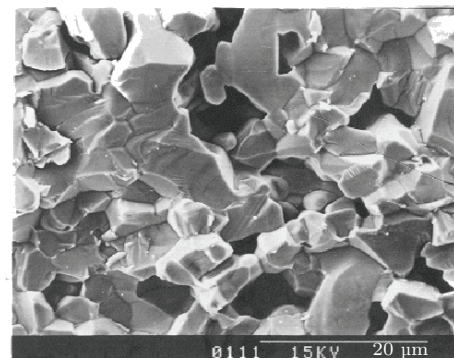
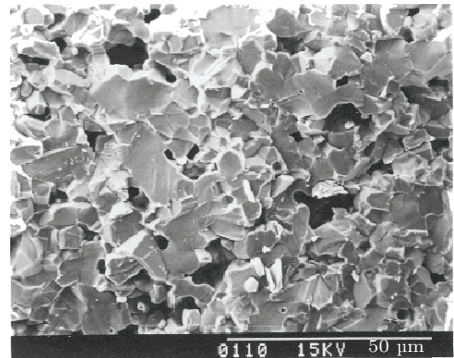


图 5 氧化铝陶瓷电镜扫描结果

Fig. 5. SEM image of AD995 alumina showing the flaw distribution.

相组成的晶界构成了氧化铝陶瓷的薄弱面. 氧化铝陶瓷细观结构中各组成相的结构、数量、形状及分布等都将对材料的宏观力学性能产生影响. 因此, 构建能够描述氧化铝陶瓷细观结构特征的代表性计算模型, 模拟冲击载荷下氧化铝陶瓷的细观力学响应, 能够在一定程度上反映材料的宏观响应本征特性.

鉴于氧化铝陶瓷细观结构的复杂性, 构建细观力学计算模型时基于以下两个基本假设: 1) 氧化铝陶瓷细观结构分布是随机的, 假定其在宏观上是各向同性的, 故可利用二维模型来近似描述材料的细观力学特性^[15]; 2) 考虑到气孔不以簇的状态分布而是较为均匀地分布于基体或界面处, 表观上又不太明显地降低材料的体积密度(体积分数约为5%), 其对材料强度的弱化效应可假定为均匀的, 故可将该效应等效到晶间的玻璃相. 基于上述假设, 构建了氧化铝陶瓷细观结构的代表性计算模型, 如图6所示. 模型中将氧化铝晶粒设定为不

规则多边形, 并具有一定的随机分布, 尺寸控制在15 μm以内, 晶粒之间通过一层薄的玻璃相连接.

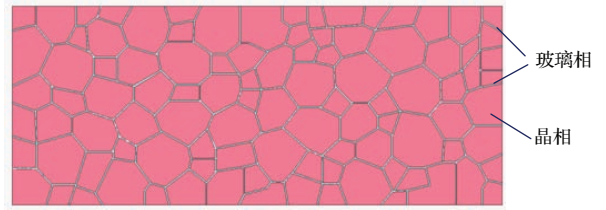


图6 氧化铝陶瓷细观结构力学模型

Fig. 6. Mesoscale simulation model of alumina.

在氧化铝细观结构中, 玻璃相材料主要组成成分为soda-lime (SL) 玻璃^[15]. 氧化铝晶相和SL玻璃相均属于脆性材料, 在冲击载荷下可利用JH-2模型描述其力学行为^[16,17], 模型的具体参数如表3所示. 飞片为无氧铜, 其冲击力学行为可由J-C模型和Grüneisen状态方程来描述^[16], 具体参数如表4所列.

表3 氧化铝陶瓷及SL玻璃的JH-2模型参数

Table 3. The parameters for JH-2 model of alumina and soda-lime glass.

材料	$\rho_0/\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	G/GPa	K_1/GPa	K_2/GPa	K_3/GPa	T^*/MPa	A	B
氧化铝 ^[16]	3896	120.34	173.59	102.59	53.29	262	0.88	0.28
SL 玻璃 ^[17]	2530	26.9	71.6	-209	324	27.8	0.75	0.2
	C	M	N	D_1	D_2	f	σ_H/GPa	
	0.007	0.60	0.64	0.01	0.70	1.0	5.87	
	0.035	1.0	0.72	0.043	0.85	1.0	1.003	

表4 无氧铜飞片的J-C模型参数、Grüneisen状态方程参数

Table 4. The parameters for J-C model and Grüneisen EOS of OFHC copper.

材料	$\rho_0/\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	G/GPa	$C_0/\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	T_r/K	T_m/K	A/MPa	B/MPa
无氧铜 ^[16]	8931	50.96	3241	298	1356	90	292
	C	m	n	$C_V/\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	$\dot{\epsilon}_0/\text{s}^{-1}$	λ	γ
	0.025	1.09	0.31	383	1.0	1.50	1.96

值得注意的是, 受限于计算机规模, 细观模拟的目的并非建议在该尺度上研究材料的宏观力学响应. 而是提供一种方法来探索材料在细观层次上发生的力学过程, 突出在宏观实验中难以直接观测到的力学响应特性. 通过这些研究, 可为开发新的实验技术认识材料的力学机理, 进一步构建力学模型描述材料宏观力学过程奠定基础.

4 数值分析结果与讨论

已知弹性前驱波衰减现象与材料在冲击载荷下细观结构的力学响应密切相关, 本节基于上节建立的氧化铝陶瓷细观结构力学模型, 利用Ls-Dyna有限元软件模拟其在无氧铜飞片撞击

下的力学响应特性, 进一步探讨弹性前驱波衰减的细观力学机理. 鉴于陶瓷材料在冲击压力低于HEL时也将产生冲击压缩损伤^[13,18-21], 本文选取撞击速度为200和450 m/s, 即对应的冲击

压力约为3.04 GPa (近似为0.5 HEL)和7.20 GPa (略高于材料的HEL), 来考察冲击压力在低于和高于材料HEL时氧化铝陶瓷的细观力学响应特性.

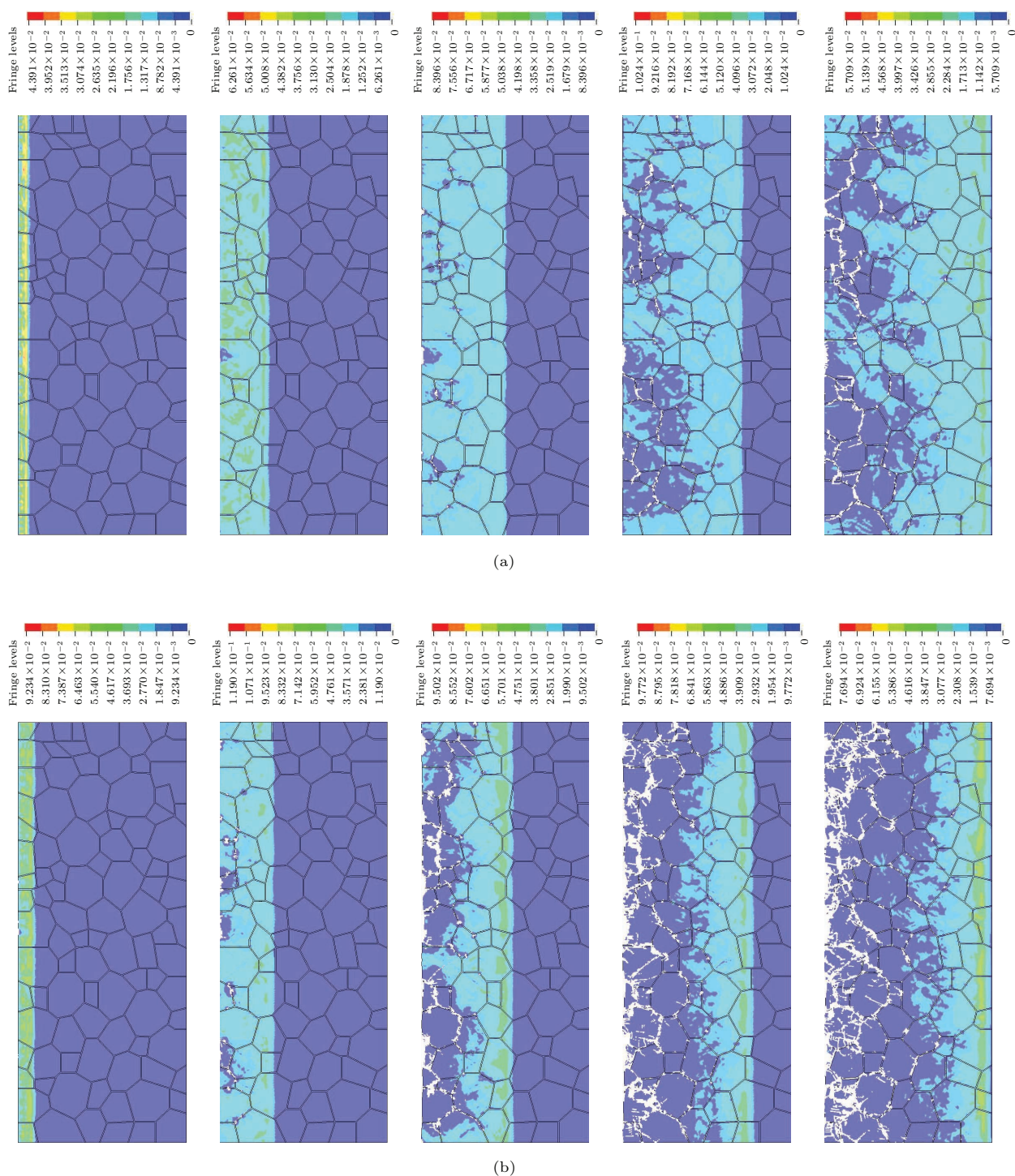


图7 不同冲击速度下氧化铝陶瓷细观力学响应 (a) 冲击速度为200 m/s时, 氧化铝陶瓷细观结构的应力云图(时间间隔为4 ns); (b) 冲击速度为450 m/s时, 氧化铝陶瓷细观结构的应力云图(时间间隔为4 ns)
 Fig. 7. Mesoscale simulation of the response of alumina at various impact velocities: (a) Stress distribution contours of meso-structure at the impact velocity of 200 m/s (frame interval is 4 ns); (b) stress distribution contours of meso-structure at the impact velocity of 450 m/s (frame interval is 4 ns).

图 7 给出了氧化铝陶瓷细观结构在给定两种速度撞击下不同时刻的应力分布云图. 图 7(a) 显示, 在冲击速度为 200 m/s 时, 细观结构中存在着一个明显的应力波传播界面, 波阵面后的区域应力分布并不均匀, 在晶界处形成局部应力集中. 此外, 结构中出现了明显的破坏现象, 主要以沿晶断裂形式为主, 氧化铝晶粒出现了部分塑性变形, 主要集中在晶界处 (如图 8 所示). 该结果表明, 在冲击压力低于 HEL 时, 陶瓷中发生了压缩损伤, 以薄弱晶间的沿晶断裂与晶粒晶界附近区域的塑性变形为主, 与实验观测一致 [13]. 图 7(b) 显示, 在冲击压力

高于 HEL 时, 氧化铝陶瓷细观结构中邻近冲击面的破坏模式逐渐由沿晶破坏转化为穿晶破坏, 晶粒发生了较严重的塑性变形直至碎裂 (如图 9 所示); 而在远离冲击面的区域, 破坏模式仍以沿晶断裂为主, 表明冲击压力在传播过程中发生衰减, 其能量不足以使后面的晶粒发生破碎, 该结果与弹性前驱波衰减现象相符合. 为了验证该现象, 图 10 给出了细观结构在 450 m/s 撞击速度下距冲击面不同位置的四个监测点的应力时程曲线, 表明随着前驱波的传播距离增大其幅值降低, 而均匀模型中前驱波在传播过程中其幅值几乎保持不变, 如图 11 所示.

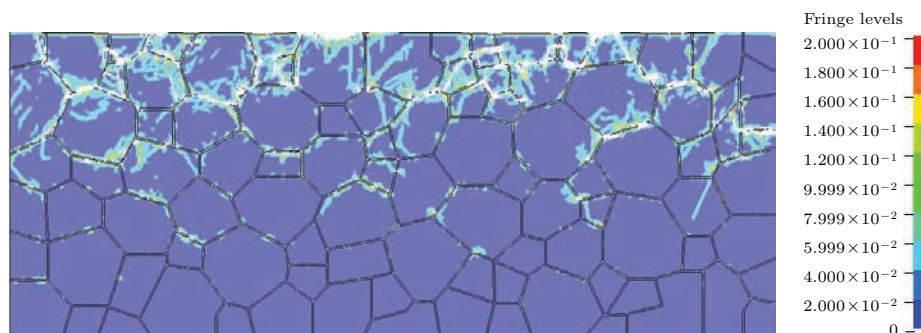


图 8 冲击速度为 200 m/s 时, 氧化铝陶瓷细观结构的塑性应变分布云图

Fig. 8. Plastic strain distribution contours of meso-structure at the impact velocity of 200 m/s.

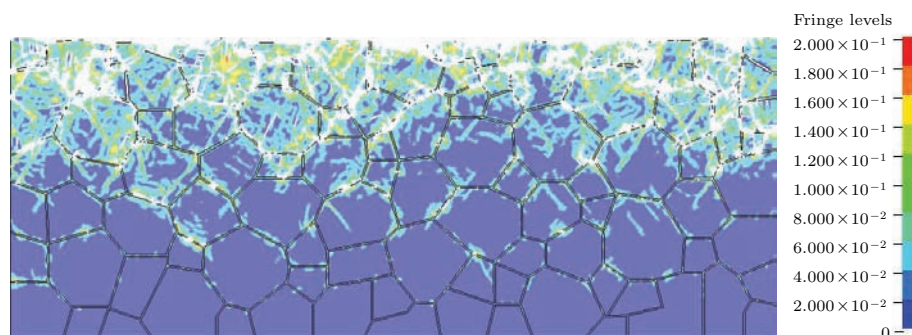


图 9 冲击速度为 450 m/s 时, 氧化铝陶瓷细观结构的塑性应变分布云图

Fig. 9. Plastic strain distribution contours of meso-structure at the impact velocity of 450 m/s.

由本文数值结果可知, 在细观结构模型中存在较明显的弹性前驱波衰减现象, 而在均匀模型中却未发现该现象, 表明氧化铝陶瓷中的细观力学响应是导致该现象的主要因素. 数值模拟结果显示, 在冲击压力低于 HEL 时, 陶瓷中仍存在冲击压缩损伤形式, 主要是晶界间开裂、晶粒发生部分塑性变形等形式. 这些细观破坏过程将导致材料的物理力学性质发生不可逆变化, 对应产生各种形式的能量转换和耗散. 当弹性前驱波穿过材料内部时, 微裂

纹的成核和生长过程、晶粒的塑性变形过程等必然伴随着能量的耗散, 导致其幅值降低, 且随着传播距离的增大, 能量耗散增多, 进而呈现在弹性前驱波的逐渐衰减.

此外, 细观结构中晶界处的玻璃相与氧化铝晶相的波阻抗不同, 应力波在传播过程中将在晶界处发生复杂反射和透射现象. 由于晶界的朝向是随机的, 应力波发生反射和透射后将在传播方向的垂直方向产生分量, 导致部分波能量转移至横向方向,

因此削弱了其在传播方向上能量. 另外, 由于晶界处的玻璃相波阻抗低于氧化铝晶相波阻抗, 垂直于波传播方向的晶界的存在, 导致透射波的强度低于

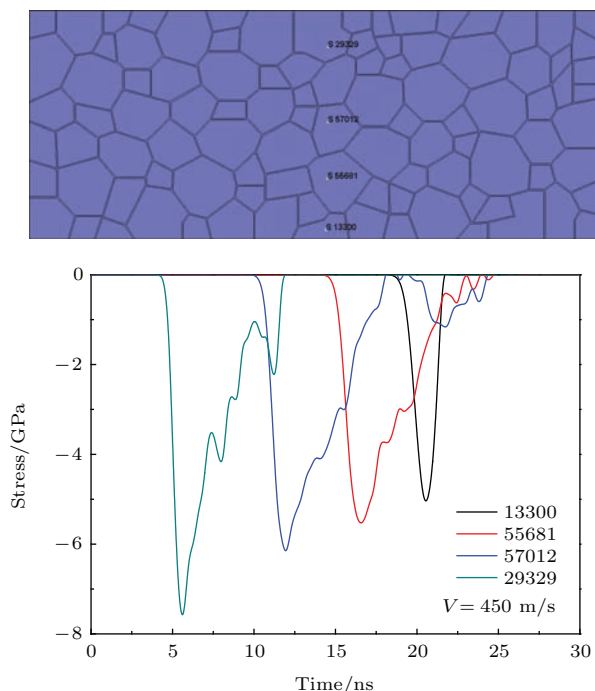


图 10 (网刊彩色) 细观结构中不同位置监测点的应力时程曲线

Fig. 10. (color online) Stress histories of meso-structure at different monitor elements.

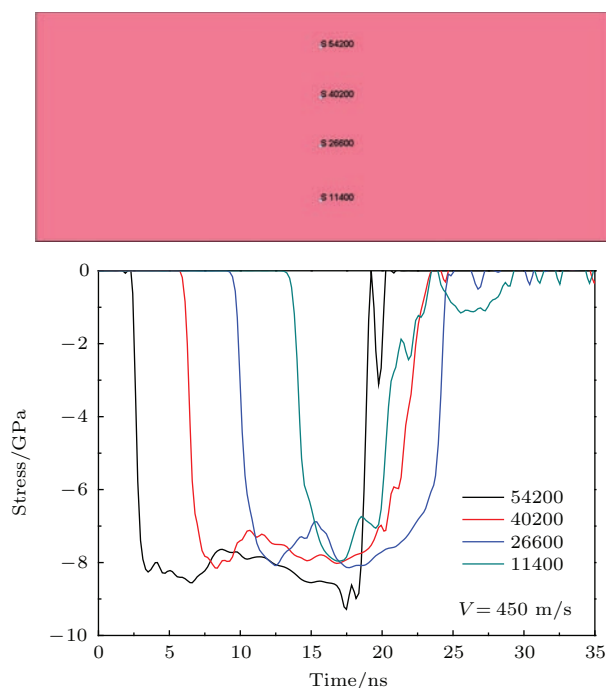


图 11 (网刊彩色) 均匀结构中不同位置监测点的应力时程曲线

Fig. 11. (color online) Stress histories of uniform structure at different monitor elements.

入射波强度, 在一定程度上降低应力波的幅值. 图 12 给出了晶界上下两个相邻单元的压力时程曲线, 表明应力波穿过晶界后其幅值略有降低. 这说明, 应力波在晶界处的反射和透射导致的能量分散也是弹性前驱波衰减的主要因素.

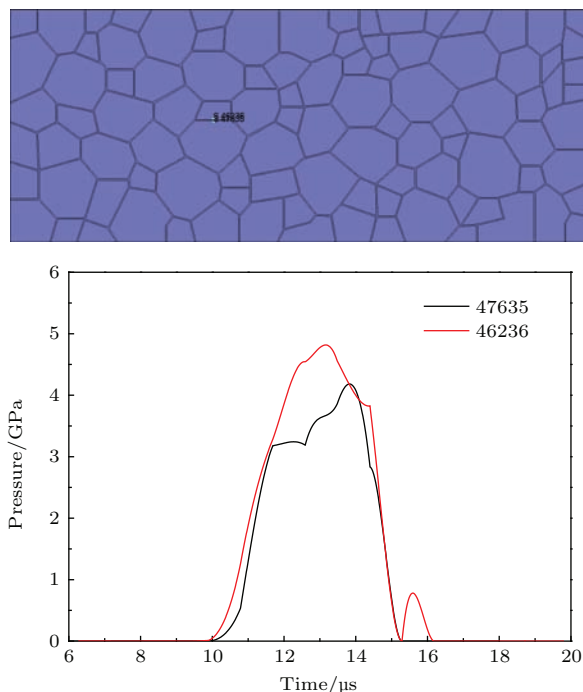


图 12 (网刊彩色) 细观结构中晶界上下监测点的压力时程曲线

Fig. 12. (color online) Pressure histories of meso-structure at the elements above and below the grain boundary.

5 结 语

本文通过 VISAR 测试技术获得了平板冲击下不同厚度氧化铝陶瓷试件的自由面速度历程. 在自由面速度时程曲线上划分了由线性段向非线性段的转折点, 计算获得氧化铝陶瓷样品的 Hugoniot 弹性极限. 实验结果表明, 在相同冲击压力下氧化铝陶瓷的 Hugoniot 弹性极限呈现随试件厚度增加而逐渐降低的趋势, 即弹性波前驱波衰减现象. 进一步基于试件的 SEM 细观图像, 分析了氧化铝陶瓷材料的细观结构特性, 构建了含晶相、玻璃相的氧化铝细观力学模型, 研究了冲击压缩下氧化铝的细观力学响应特性. 揭示了弹性前驱波衰减现象与材料的细观力学响应密切相关, 认为冲击加载下陶瓷的细观破坏、晶粒的塑性变形等能量耗散和应力波在晶界处反射和透射引起的能量分散过程是导致弹性前驱波衰减的主要因素.

参考文献

- [1] Gust W H, Royce E B 1971 *J. Appl. Phys.* **42** 276
- [2] Rosenberg Z, Brar N S, Bless S J 1988 *J. Phys. Colloq.* **49** 707
- [3] Bourne N K, Rosenberg Z, Field J E, Crouch I G 1994 *J. Phys. IV* **4** 269
- [4] Staehler J M, Predebon W W, Pletka B J 1994 *High Pressure Science and Technology* (New York: American Institute of Physics) p745
- [5] Murray N H, Bourne N K, Rosenberg Z 1998 *J. Appl. Phys.* **84** 4866
- [6] Cagnoux J, Longy F 1988 *Shock Waves in Condensed Matter*(California: Elsevier Science Publisher BV) p293
- [7] Grady D E 1998 *Mech. Mater.* **29** 181
- [8] Marom H, Sherman D, Rosenberg Z 2000 *J. Appl. Phys.* **88** 5666
- [9] Bourne N K, Rosenberg Z, Crouch I G, Field J E 1994 *Proc. R. Soc. London, Ser. A* **446** 309
- [10] Liu Z F, Feng X W, Zhang K, Yan S J 2010 *Gongneng Cailiao* **41** 2087 (in Chinese) [刘占芳, 冯晓伟, 张凯, 颜世军 2010 功能材料 **41** 2087]
- [11] Feng X W, Liu Z F, Chen G, Yao G W 2012 *Adv. Appl. Ceram.* **110** 335
- [12] Ning J, Ren H, Li P 2008 *Acta Mech. Sin.* **24** 305
- [13] Chen M W, McCauley J W, Dandekar D P, Bourne N K 2006 *Nat. Mater.* **5** 614
- [14] Kuang Z B, Gu H C, Li Z H 1998 *Mechanical Behavior of Materials* (Beijing: Science Press) pp299–308 (in Chinese) [匡震邦, 顾海澄, 李中华 1998 材料的力学行为 (北京: 高等教育出版社) 第 299—308 页]
- [15] Bourne N K 2006 *J. Appl. Phys.* **99** 023502
- [16] Chang J Z, Liu Z F, Li Y H, Li Y L, Li J P 2007 *J. Mater. Sci. Eng.* **25** 616 (in Chinese) [常敬臻, 刘占芳, 李英华, 李英雷, 李建鹏 2007 材料科学与工程学报 **25** 616]
- [17] Zhang X, Hao H, Ma G 2015 *Int. J. Impact Eng.* **77** 108
- [18] Louro L, Meyers M A 1989 *J. Mater. Sci.* **24** 2516
- [19] Krishnan K, Sockalingam S, Bansal S, Rajan S D 2010 *Compos. Part B* **41** 583
- [20] Espinosa H D, Raiser G, Clifton R J, Ortiz M 1992 *J. Hard Mater.* **3** 285
- [21] Sun Z F, He H L, Li P, Li Q Z 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 096201 (in Chinese) [孙占峰, 贺红亮, 李平, 李庆忠 2012 物理学报 **61** 096201]

Mesomechanism of elastic precursor decay in alumina under plate impact loading*

Feng Xiao-Wei[†] Li Jun-Cheng Wang Hong-Bo Chang Jing-Zhen

(Institute of Systems Engineering of China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, China)

(Received 5 May 2016; revised manuscript received 12 June 2016)

Abstract

The Hugoniot elastic limit (HEL) of ceramics is explained as the limit of elastic response and the onset of failure under dynamic uniaxial strain loading, which is an important parameter for understanding the dynamic properties of ceramic materials. Previous experimental impact studies showed an interesting phenomenon that the HEL decreases with the increase of sample thickness, which is termed the elastic precursor decay. This phenomenon has not been explained by a suitable mechanism to date.

Recently it has become apparent that mechanical response of polycrystalline ceramics is governed by mechanism operating at a grain level. So the objective of the present work is to develop a mechanism that can illustrate this phenomenon on a mesoscale. In this paper, the plate impact experiments of alumina with varying thickness values are conducted by using one-stage light gas gun. The histories of the rear free surface velocity of the samples are recorded by a Velocity Interferometer System for Any Reflector (VISAR). The HELs of alumina samples with different thickness values are obtained from turning point of elastic phase to inelastic phase in the temporal curves of free surface velocity. It is confirmed that the HEL of alumina decreases with increasing the sample thickness obviously, namely elastic precursor decay phenomenon. It is considered that this phenomenon is related to the failure mechanism of shocked alumina at a grain level. Thus, the mesoscopic model of alumina, including alumina grain phase and glass binder phase, is developed according to the microstructure properties of tested sample observed experimentally. Mesoscale simulations are presented to study the mesoscale failure properties of alumina at various impact velocities. The results show that inelastic responses, such as microcracking, grain plasticity, are observed in microstructure of alumina even when the peak-shock stress is less than the magnitude of HEL. As is well known, the evolution process of cracking or plasticity is the energy dissipation process essentially, which will reduce the amplitude of elastic wave. Furthermore, the properties of elastic precursor wave propagation in microstructure of alumina are also captured in the present simulations. Since the acoustic impedance of glass binder phase is much lower than that of alumina grain phase, complex reflection and transmission of elastic wave will occur at grain boundaries. Due to a large number of randomly oriented crystals, the wave front, well defined at the continuum, is dispersed to lateral or reverse directions at these length-scales, which can also decay the elastic precursor amplitude in the initial propagating direction. Therefore, the results suggest that energy dissipation caused by the failure process should occur below HEL and energy dispersion due to reflection and transmission of elastic wave at grain boundaries should play a dominant role in the phenomenon of elastic precursor decay.

Keywords: shock compression, alumina, elastic precursor decay, meso-mechanical response

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

DOI: [10.7498/aps.65.166201](https://doi.org/10.7498/aps.65.166201)

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 11502258, 11272300) and the Science and Technology Development Foundation of China Academy of Engineering Physics (Grant No. 2014B0101009).

[†] Corresponding author. E-mail: xiaowei_feng@126.com