DOI: 10.11883/bzycj-2016-0329
文章编号: 1001-1455(2018)04-0707-09

高应变率下多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的非线性力学行为*

李成华,蒋招绣,王贝壳,张 振,王永刚
(宁波大学冲击与安全工程教育部重点实验室,浙江 宁波 315211)

摘要: 采用添加造孔剂的方法制备了 4 种不同孔隙率的未极化 PZT95/5 铁电陶瓷。采用基于超高速相机与数字图像相关性方法的试样全场应变测量技术以及分离式霍普金森压杆(SHPB)技术,对多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷进行高应变率单轴压缩实验研究。全场应变测量结果显示:轴向应变仅在试样中部分布较均匀,将该区域的平均应变作为应力-应变关系中的试样应变测量值较为合理,而由 SHPB 原理计算的试样应变值明显偏大,需要摒弃或修正传统的 SHPB 数据处理方法。通过波形整形技术实现了恒应变率加载,弱化了径向惯性效应的影响,揭示出多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的压缩强度具有显著的应变率效应。通过分析试样轴向应变和径向应变随着加载应力的变化,阐明多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的非线性变形行为的物理机制是畴变和相变共同作用,并发现畴变临界应力和相变临界应力都随着应变率升高而增大。保持加载应变率不变,讨论了孔隙率对多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷动态力学行为的影响,发现随着孔隙率的升高,动态压缩强度呈非线性衰减,而畴变临界应力和相变临界应力则基本呈线性衰减。

关键词: 铁电陶瓷;高应变率;孔隙率;畴变;相变
中图分类号: O347.4 **国标学科代码**: 13015 **文献标志码**: A

$Pb(Zr_{0.95}Ti_{0.05})O_3$(PZT95/5)铁电陶瓷处于铁电相与反铁电相相界附近,具有丰富的相结构、外场诱导畴变和相变特性[1]。在外加电场作用下,PZT95/5 铁电陶瓷容易被极化,而且撤除电场后仍然保留较强的剩余极化强度。在冲击波加载下,极化 PZT95/5 铁电陶瓷发生相变而去极化,从而迅速释放表面束缚的电荷,在外电路中产生脉冲高电流或高电压[2]。因此,PZT95/5 铁电陶瓷常被用来制备小巧但高功率的脉冲电源,在工业和国防科技领域具有广泛的应用前景[3]。

针对冲击波加载下 PZT95/5 铁电陶瓷的电学响应、力学响应以及力电耦合响应,人们开展了大量研究工作,集中探讨了极化状态、外载荷条件(包括力学、电学及力电耦合加载)以及负载电阻等因素的影响[4-6]。除了冲击波加载,人们还对准静态单轴压缩和静水压缩下 PZT95/5 铁电陶瓷的相变行为和去极化行为开展了许多工作,重点讨论了应力状态的影响[7-9]。近年来,人们通过添加造孔剂制备出具有不同孔隙微结构特征的 PZT95/5 铁电陶瓷,研究发现:与密实 PZT95/5 铁电陶瓷相比,在冲击波压缩下多孔 PZT95/5 铁电陶瓷具有更好的界面阻抗匹配性、更高的抗电击穿强度和更低的相变压力,但是随着孔隙率增大,PZT95/5 铁电陶瓷的放电性能稍有弱化[10-11]。准静态单轴压缩下多孔 PZT95/5 铁电陶瓷的畴变应力、相变压力、压缩强度都随着孔隙率的增大而减小,但断裂应变基本不依赖于孔隙率[12-13]。一般来说,脆性材料的力学特性对加载应变率非常敏感。目前,有关冲击压缩下多孔PZT95/5 铁电陶瓷力学性能及其应变率敏感性的研究工作比较匮乏。

本文中,采用添加造孔剂的方法制备多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷;采用改进的分离式霍普金森压杆(split Hopkinson pressure bar, SHPB)测试系统,对多孔 PZT95/5 铁电陶瓷开展一系列高应变率单轴压缩;采用超高速相机实时监测 PZT95/5 铁电陶瓷试样在动态单轴压缩下的变形与破坏,再结合

* **收稿日期**: 2016-10-31; **修回日期**: 2017-03-04
基金项目: 国家自然科学基金项目(11272164,11472142)
第一作者: 李成华(1990—),男,硕士研究生; **通信作者**: 王永刚,wangyonggang@nbu.edu.cn。

数字图像相关性(digital image correlation, DIC)方法得到试样动态全场应变信息,分析 SHPB 实验中试样应变均匀性问题,重点讨论应变率和孔隙率对 PZT95/5 铁电陶瓷非线性力学行为的影响。

1 实 验

1.1 试样制备

以聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA)作为造孔剂制备多孔 PZT95/5 铁电陶瓷。用球磨法将质量分数(w_{PMMA})为 0、1%、2%和 3%的 PMMA 分别与 PZT95/5 粉末球磨 6 h(以锆球作为球磨介质,酒精作为溶剂,$w_{\mathrm{PMMA}}=0$ 表示未添加 PMMA)。球磨后的浆料于 100 ℃下干燥 24 h,在干燥后的粉末中添加质量分数为 6%的 PVA 液体黏合剂,混合均匀后在 200 MPa 压力作用下压缩成型。成型的材料在 850 ℃下对 PMMA 进行排塑,再将排塑后的素胚放入富含 PbO 环境的密封氧化铝坩埚中,并在 1 300 ℃下烧结 2 h。对烧结好的样品表层进行打磨和清洗,最终得到∅6 mm×6 mm 和∅30 mm×6 mm 两种尺寸的具有不同孔隙率的未极化 PZT95/5 铁电陶瓷试样。

制备出 4 种不同孔隙率的未极化 PZT95/5 铁电陶瓷试样,分别标记为 1#、2#、3#和 4#。试样的低倍率(500 倍)扫描电镜(SEM)形貌如图 1 所示。可见,造孔剂在试样中产生了较均匀的球形微孔洞,微孔洞数量随着造孔剂添加量的增大而增多。图 2 显示了典型的球形微孔洞局部放大 SEM 图像,球形微孔洞的直径约为 30 μm,平均晶粒尺寸约 12 μm。

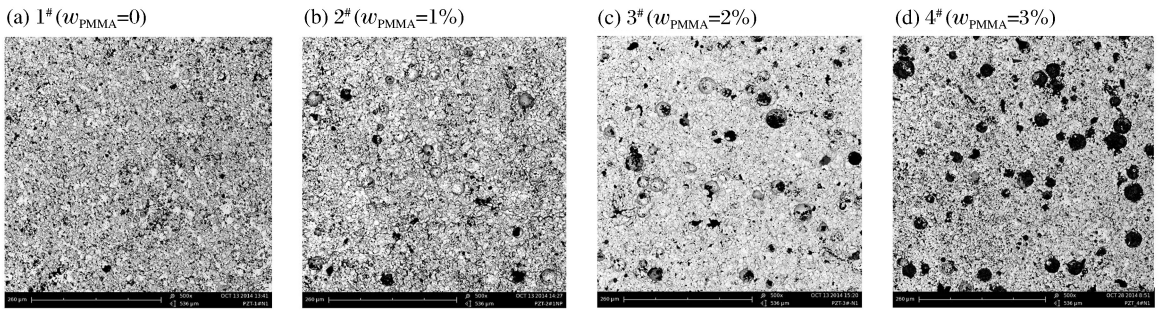


图 1 具有不同孔隙率的未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的 SEM 形貌

Fig. 1 SEM micrographs of unpoled PZT 95/5 ferroelectric ceramics with different porosities

1.2 实验方法

高应变率下 PZT95/5 铁电陶瓷单轴压缩实验在直径为 14.5 mm 的 SHPB 上进行。SHPB 实验装置(见图 3)主要由入射杆、透射杆和吸收杆组成,试样夹持在入射杆与透射杆之间。在满足一维应力加载以及试样应力和应变沿其长度均匀分布的假定条件下,根据一维弹性应力波理论[14],可以直接计算出试样的应变率 $\dot{\varepsilon}(t)$、应变 $\varepsilon(t)$和应力 $\sigma(t)$:

$$\dot{\varepsilon}(t)=-\frac{2c_0}{l}\varepsilon_{\mathrm{r}}(t) \tag{1}$$

$$\varepsilon(t)=-\frac{2c_0}{l}\int_0^t\varepsilon_{\mathrm{r}}(t)\,\mathrm{d}t \tag{2}$$

$$\sigma(t)=\frac{E_{\mathrm{b}}A_{\mathrm{b}}}{A_{\mathrm{s}}}\varepsilon_{\mathrm{t}}(t) \tag{3}$$

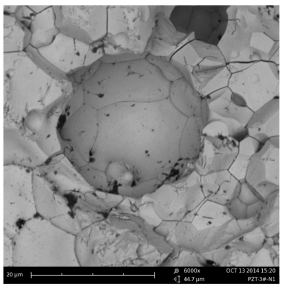


图 2 多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷内微孔洞 SEM 图像

Fig. 2 SEM image of spherical pore in porous unpoled PZT95/5 ferroelectric ceramics

式中:$\varepsilon_{\mathrm{r}}(t)$和 $\varepsilon_{\mathrm{t}}(t)$分别为入射杆上实测的反射波应变和透射杆上实测的透射波应变,E_{b}、A_{b} 和 c_0 分别为杆的弹性模量、截面面积和弹性波波速,l 和 A_{s} 分别为试样的原始长度和截面面积。

对于脆性材料 PZT95/5 铁电陶瓷而言,SHPB 实验的难点在于其破坏应变小,在有效测量时间内,

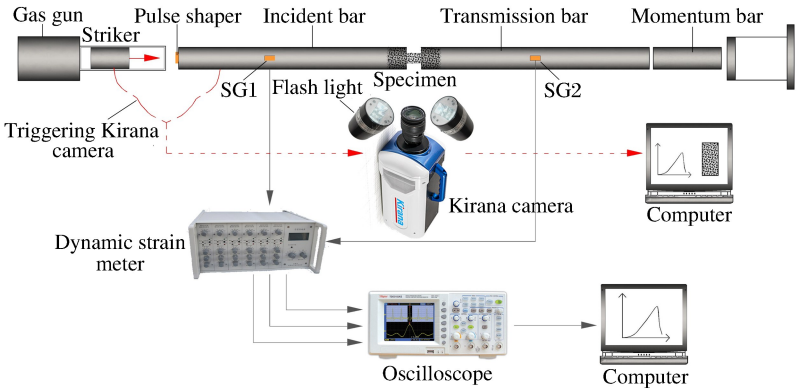


图 3　DIC 全场应变测试系统与 SHPB 系统结合

Fig. 3　Schematic of the SHPB and DIC systems

试件难以达到应力/应变均匀性要求。有关试件应力均匀性问题的讨论已开展非常多[15-16]。理论分析[17]指出，弹性波在试样中传播 4 个来回后，试件两端的相对应力差将低于 5%，此时可近似认为试件达到了应力均匀化要求。事实上，除了关注试件应力均匀性问题，应变均匀性更重要，尤其对脆性材料而言。为了监测试件应变均匀性，本研究中在传统 SHPB 实验装置上搭建了基于超高速相机与 DIC 分析技术的试件全场应变测量系统。其中，超高速相机采用英国 Specialised-imaging 公司的 Kirana 相机（最高拍摄速度为 5×10^6 帧/秒，图像分辨率为 924×768 像素，可连续拍摄 180 张），在 SHPB 实验中的拍摄速度为 1×10^6 帧/秒，曝光时间为 1 μs。对实时拍摄的照片进行 DIC 分析即可获得试样全场应变信息。DIC 技术[18]是一种材料表面变形场测量技术，其基本原理为：首先获取试样表面散斑图像，散斑图像上的所有特征点以像素点为坐标，以像素灰度作为信息载体；然后，在试样表面划分若干个图像子区，类似于有限元计算中划分网格，在图像移动或变形过程中，基于图像子区灰度值不变的假定，追踪每个图像子区在变形后图像的位置，即可获得所有图像子区中心点处的位移矢量，从而获得物体表面的变形信息。实验前，在试件外表面喷涂哑光黑漆和哑光白漆以制作高质量散斑。

在 SHPB 实验中，采用波形整形技术实现恒应变率加载[19]。这里采用无氧铜垫圈（内、外径分别为 4 和 8 mm，厚度为 1.5 mm）作为波形整形器，将矩形入射波调整为近似三角形入射波。图 4 给出了实测的入射波、反射波和透射波的原始电压信号。可见，在试样发生破坏前，反射波出现明显的平台段，表明实现了试样的恒应变率加载。另外，为了对比分析 DIC 全场应变测量的有效性，选取一发实验，在试样中部粘贴一片应变片，通过应变片直接测量试样应变，实测的电压信号也在图 4 中显示。

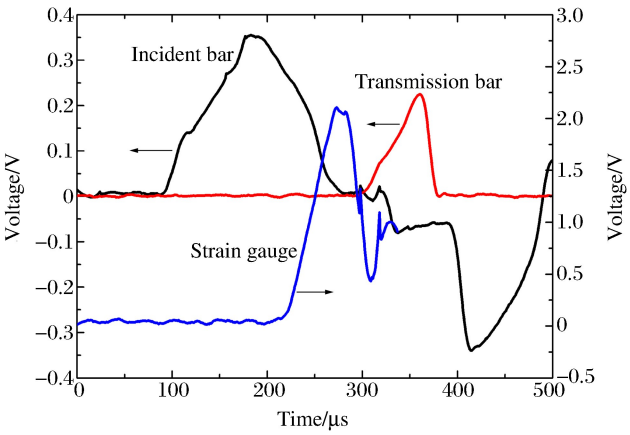


图 4　应变片所采集的原始电压信号

Fig. 4　Voltage profiles from strain gauges

2　实验结果与讨论

2.1　应变均匀性讨论

采用 DIC 方法得到某时刻试样全场应变云图和不同时刻试样沿轴向的应变分布，如图 5 和图 6 所示，可以看出：(1) 试样沿轴向的应变分布并不均匀，两端应变明显增大，甚至超过中部应变的两倍，这归因于与杆接触的试样端部存在应力集中；(2) 试样中部约 3 mm 长度范围内的应变分布相对均匀。

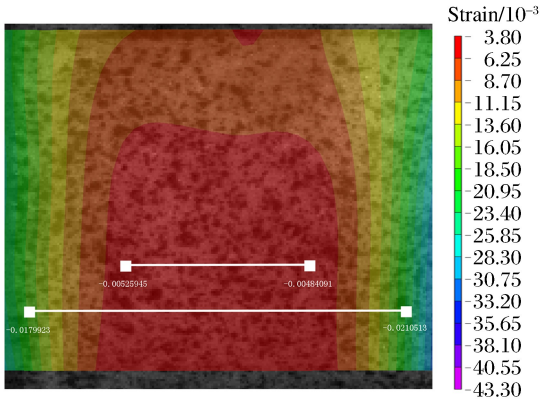


图 5 试样轴向应变分布云图

Fig. 5 Contours of specimen's axial strain distribution

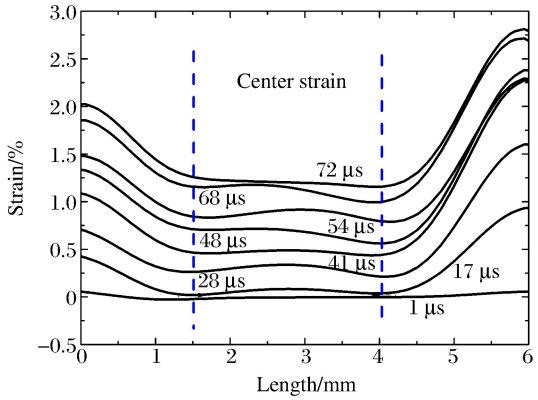


图 6 不同时刻轴向应变分布

Fig. 6 Distributions of axial strain at different times

图 7 给出了应变片(粘贴在试样中部)实测应变时程与 DIC 方法得到的试样中部平均应变时程的对比。两者的一致性很好,验证了 DIC 全场应变测量方法的有效性。另外,图 6 也给出了采用 SHPB 原理(式(2))计算得到的试样应变。可见,计算结果明显偏大,原因在于:SHPB 原理成立的前提是试样满足应变均匀性条件,而对于脆性材料 PZT95/5,应力集中所引起的试样应变不均匀性比较严重。因此,为了准确获取 PZT95/5 铁电陶瓷的动态应力-应变关系曲线,选择试样中部 DIC 平均应变或应变片实测值作为试样应变比较合理,必须摒弃或修正 SHPB 实验所采用的传统数据处理方法。

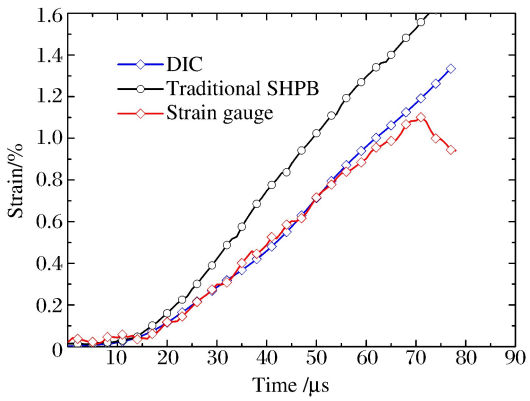


图 7 不同方法得到的试样应变时程比较

Fig. 7 Comparison of specimen's strain profiles obtained using different methods

2.2 应变率的影响

图 8 给出了多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷(孔隙率 φ 约为 11%)在不同应变率下的应力-应变曲线,其中准静态实验的详细介绍参见文献[12]。与准静态结果相比,高应变率下 PZT95/5 铁电陶瓷的压缩强度和断裂应变都显著提高,暗示多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的力学行为具有强烈的应变率效应。然而,SHPB 实验中脆性材料压缩强度的显著提高是否可简单地归因于材料的应变率效应一直存在争议。众所周知,在 SHPB 实验中,试样在轴向快速变形的同时,径向也快速向外膨胀;径向膨胀会在试样中产生惯性应力,惯性应力相当于给试样额外施加了惯性侧向约束。许多实验结果已揭示出脆性材料的动态压缩强度对侧向约束应力非常敏感。由此看来,在 SHPB 实验中径向惯性效应与材料内禀的应变率效应是相互耦合的。Li 等[20]认为混凝土或岩石类脆性材料的动态压缩强度显著增大主要是由径向惯性引起的侧向约束所导致,不能错误地归因于材料本构关系中的应变率效应。基于弹性变形假设,Forrestal 等[21]给出了径向惯性引起圆柱形试样惯性应力的理论计算公式:

$$\sigma_z^{\mathrm{I}}=\frac{\nu^2(3-2\nu)}{4(1-\nu)}\left(a^2-\frac{2r^2}{3-2\nu}\right)\rho\frac{\mathrm{d}^2\varepsilon_z}{\mathrm{d}t^2} \tag{4}$$

$$\sigma_r^{\mathrm{I}}=\frac{\nu(3-2\nu)}{8(1-\nu)}(a^2-r^2)\rho\frac{\mathrm{d}^2\varepsilon_z}{\mathrm{d}t^2} \tag{5}$$

$$\sigma_\theta^{\mathrm{I}}=\frac{\nu(3-2\nu)}{8(1-\nu)}\left(a^2-\frac{1+2\nu}{3-2\nu}r^2\right)\rho\frac{\mathrm{d}^2\varepsilon_z}{\mathrm{d}t^2} \tag{6}$$

式中:σ_z^{I}、σ_r^{I}、$\sigma_\theta^{\mathrm{I}}$ 分别为径向惯性引起的轴向、径向和环向应力,ν 和 ρ 分别为试样材料的泊松比和密度,a

为试样的半径，ε_z 为轴向应变。由式(4)～(6)可知，惯性应力在试样中不是均匀分布的，而是呈抛物线分布，试样中心处($r=0$)的惯性应力最大，试样表面($r=a$)的惯性应力为零。理论分析结果表明：惯性效应的影响正比于试样直径的平方和试样轴向应变加速度。混凝土类脆性材料的均匀性较差，在 SHPB 实验中通常采用大直径试样，同时考虑到与陶瓷材料相比，其动态压缩强度较低，因此容易推论径向惯性效应会对混凝土类脆性材料的动态压缩强度产生显著影响，与 Li 等[20]基于数值模拟结果得到的认识一致。对于本研究中的 PZT95/5 铁电陶瓷材料而言，其晶粒细小且分布均匀，选取的试样直径仅为 6 mm；更重要的是，本实验中采用波形整形技术调整加载波形，使试样在破坏前的绝大部分时间内(10～65 μs)实现了恒应变率加载，如图 9 所示，保证在有效测量时间内试样的应变加速度几乎为零。根据上述理论公式易知：对于 PZT95/5 铁电陶瓷，径向惯性效应对其动态压缩强度的影响非常微弱。多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的动态压缩强度显著增大的内在机制应主要归因于应变率效应。通常把动态压缩强度 f_{cd} 与准静态压缩强度 f_{c0} 之比定义为动态增强因子(dynamic increase factor，DIF)。图 10 给出了孔隙率 φ 约 11%的未极化 PZT95/5 铁电陶瓷 DIF(D_{DIF})随应变率变化曲线，对曲线进行拟合得到：

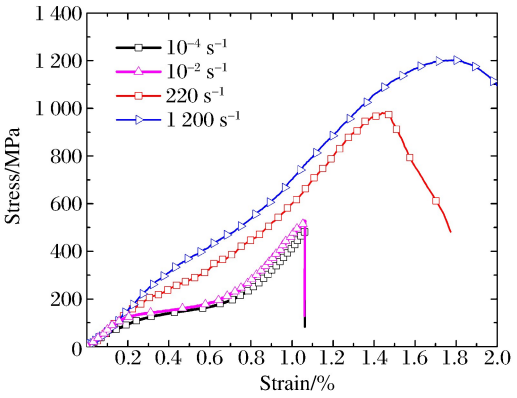


图 8　不同应变率下试样的应力-应变曲线

Fig. 8　Stress-strain curves of specimen at different strain rates

$$D_{DIF}=f_{cd}/f_{c0}=0.96+0.32(\lg\dot{\varepsilon})^{0.22} \tag{7}$$

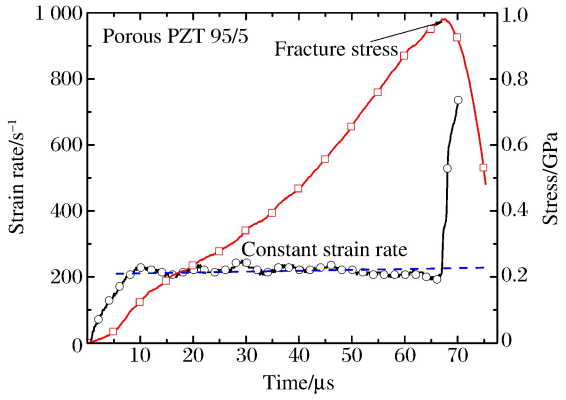


图 9　高应变率加载下应变率和应力时程曲线

Fig. 9　Profiles of strain rate and stress for specimen under high strain rate loading

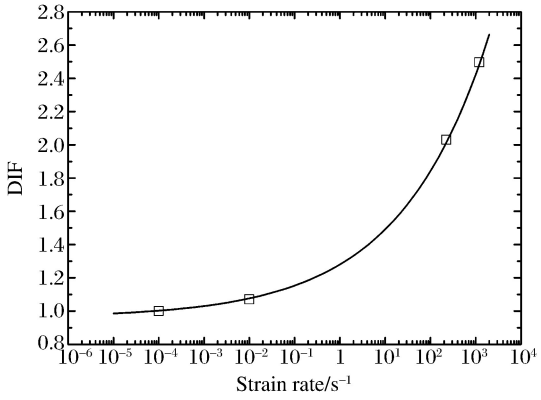


图 10　动态增强因子随应变率变化曲线

Fig. 10　Variation of dynamic increase factor with strain rate

除了关注动态压缩强度，从图 8 中还观察到无论准静态压缩还是冲击压缩，多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷都具有明显的非线性变形特征。通常认为，畴变是 PZT 铁电陶瓷材料宏观非线性行为的内在机理[22]。下面基于试样全场应变测量结果(由 DIC 方法获得)，讨论多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷非线性变形的内在机理，重点关注应变率的影响。图 11 给出了典型的准静态加载(10^{-4} s^{-1})和冲击加载(220 s^{-1})下试样轴向应变和径向应变随着加载应力的变化曲线(以压缩应变为正)。在加载初期，多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷发生弹性变形，轴向应变和径向应变随着轴向应力的增大呈线性增长；在 B、B'点和 E、E'点之后，轴向应变和径向应变开始偏离初始直线，进入非线性变形阶段，此时 PZT95/5 铁电陶瓷发生畴变，畴变改变晶格形状，同时促进轴向应变和径向应变快速增长，B 点和 E 点对应的应力

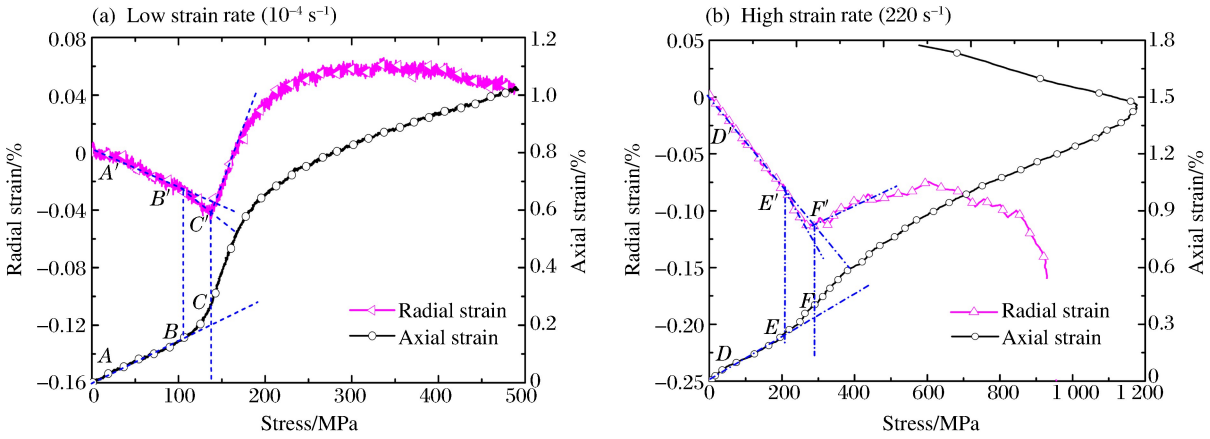


图 11 不同应变率下径向应变和轴向应变随轴向应力变化曲线

Fig. 11 Variations of radial and axial strain with axial stress at different strain rates

可定义为畴变临界应力;随着压缩应力进一步增大,轴向应变继续增长,但径向应变在 C' 点和 F' 点出现反转,即轴向压缩下试样从径向膨胀转变为径向收缩,这种异常现象显然无法用畴变解释。在压缩应力的作用下,处于 FE-AFE 相界附近的 PZT95/5 铁电陶瓷不仅会发生畴变,还会发生相变。在菱方晶系 FE 相转变为正交斜方晶系 AFE 相的相变过程中,体积将收缩,从而导致试样发生径向收缩,因此 C' 点和 F' 点所对应的应力即为相变临界应力。由此看来,多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷非线性变形的内在机理是畴变和相变的共同作用。从图 11 容易确定:在 10^{-4} s^{-1} 应变率下,多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的畴变临界应力 σ_{qd} 和相变临界应力 σ_{qf} 分别为 104 和 136 MPa;而当应变率提高到 220 s^{-1} 时,畴变临界应力 σ_{dd} 和相变临界应力 σ_{df} 分别为 207 和 289 MPa。由此看来,σ_{dd} 和 σ_{df} 都随着应变率的增加而增大。按照上述方法,另外获取了其他应变率下的实验结果,并以 10^{-4} s^{-1} 应变率下的实验结果作为参考进行归一化处理,处理后 σ_{dd} 和 σ_{df} 随应变率的变化曲线如图 12 所示。可见,可以采用统一公式对曲线进行拟合,即:

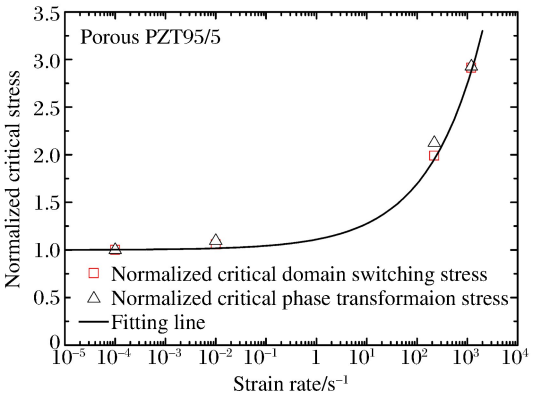


图 12 归一化畴变临界应力与相变临界应力随应变率变化曲线

Fig. 12 Normalized critical domain switching stress and phase transformation stress vs. strain rate

$$\frac{\sigma_{dd}}{\sigma_{qd}}=\frac{\sigma_{df}}{\sigma_{qf}}=1+0.11(\lg\dot{\varepsilon})^{0.4} \tag{8}$$

2.3 孔隙率的影响

采用高精度电子密度计对每个试样的密度进行测量。由密实 PZT95/5 铁电陶瓷密度(8.0 g/cm^3)以及试样实测密度,换算出每个试样的孔隙率。根据孔隙率大小进行筛选,选取孔隙率约为 5%、11%、15%、20% 4 种试样。在近似相同的应变率(约 200 s^{-1})下对 4 种试样进行 3 组重复性 SHPB 实验,所得动态应力-应变曲线如图 13 所示。可以看出:在试样变形初期,实验结果的重复性较好;而在变形后期,实验结果的重复性变差,特别是断裂强度。虽然实验结果具有一定分散性,但是对于陶瓷类脆性材料而言,图 13 所示实验结果的重复性是可以接受的。下面基于这些实验数据,讨论孔隙率对未极化 PZT95/5 铁电陶瓷动态力学性能的影响。

孔隙率对未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的动态压缩强度有显著的影响,如图 14 所示,其中还给出了准静态压缩强度随孔隙率的变化关系。图 14 显示:准静态压缩强度随着孔隙率的增大线性衰减,而动态压缩强度则随着孔隙率的增大呈非线性衰减。还有一点值得注意,孔隙率为 20% 的未极化 PZT95/5

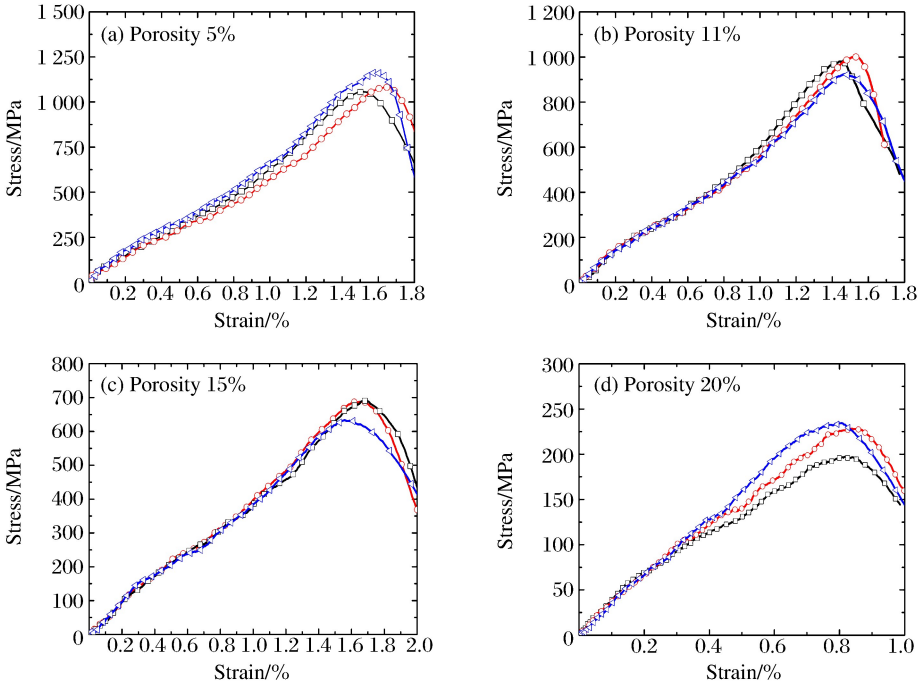


图 13　高应变率下 4 种孔隙率的未极化 PZT95/5 的应力-应变曲线

Fig. 13　Stress-strain curves of unpoled PZT95/5 with different porosities at high strain rate

在高应变率下的压缩强度与准静态实验结果基本接近，没有表现出应变率效应。事实上，脆性材料的宏观压缩强度在细观上取决于试样中与拉伸应力相关的微裂纹成核和扩展。对于内部含有较多微孔洞的高孔隙率试样，微裂纹一般成核于微孔洞周围，微孔洞之间容易借助微裂纹扩展而相互贯通，形成贯穿性宏观裂纹，最终引起试样在较低应力下发生破坏。

采用 2.2 节中关于畴变临界应力和相变临界应力的确定方法，根据图 13 中的实验结果，得到未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的畴变临界应力 σ_{dd} 和相变临界应力 σ_{df} 随着孔隙率 φ 的变化曲线，如图 15 所示。可以看到，σ_{dd} 和 σ_{df} 均随着 φ 的增大基本上呈线性衰减，线性拟合后得到直线在纵轴上的截距，分别定义为基体材料的畴变临界应力 σ_{dd0}（305 MPa）和相变临界应力 σ_{df0}（514 MPa）。以 σ_{dd0} 和 σ_{df0} 为基础进行归一化处理后，发现可以采用统一的线性表达式拟合数据，即：

$$\sigma_{dd}/\sigma_{dd0}=\sigma_{df}/\sigma_{df0}=1-0.0365\varphi \tag{9}$$

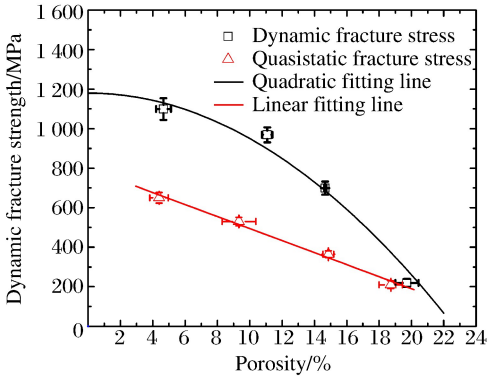


图 14　准静态和动态压缩强度与孔隙率的关系

Fig. 14　Quasi-static and dynamic compressive fracture stress vs. porosity

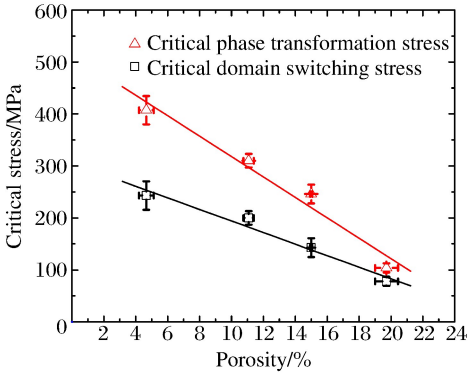


图 15　动态畴变临界应力和相变临界应力与孔隙率的关系

Fig. 15　Variations of critical domain switching stress and phase transformation stress with porosity

3 结 论

利用超高速相机结合 DIC 方法,在 SHPB 实验中实时获取了试样的全场应变信息,发现脆性材料 PZT95/5 铁电陶瓷的轴向应变在试样端部的分布极不均匀,只在中部分布较均匀,中部的平均应变与应变片的实测值一致,而由 SHPB 原理计算的试样应变则明显偏大。在高应变率单轴压缩下,多孔未极化 PZT95/5 铁电陶瓷表现出明显的应变率效应和非线性变形特征。由轴向应变及径向应变与轴向应力之间的关系,揭示出未极化 PZT95/5 铁电陶瓷非线性变形的物理机理是畴变和相变的共同作用。未极化 PZT95/5 铁电陶瓷压缩强度的动态增强因子随着应变率的增大呈幂指数增长,归一化的畴变临界应力和相变临界应力也随着应变率的增大呈幂指数增长。未极化 PZT95/5 铁电陶瓷的动态压缩强度随着孔隙率的增大呈非线性衰减,而畴变临界应力和相变临界应力则随着孔隙率的增大呈线性衰减。

参考文献:

[1] 钟纬烈. 铁电体物理学[M]. 北京:科学出版社,1996.

[2] 杜金梅,张毅,张福平,等. 冲击加载下 PZT95/5 铁电陶瓷的脉冲大电流输出特性[J]. 物理学报,2006,55(5):2584-2589.
DU Jinmei, ZHANG Yi, ZHANG Fuping, et al. Large current out-put of PZT 95/5 ferroelectric ceramics under shock loading[J]. Acta Physica Sinica, 2006,55(5):2584-2589.

[3] LYSNE P C, PERCIVAL C M. Electric energy generation by shock compression of ferroelectric ceramics: Normal-mode response of PZT 95/5[J]. Journal of Applied Physics, 1975,46(4):1519-1525.

[4] SETCHELL R E. Shock wave compression of the ferroelectric ceramic $Pb_{0.99}(Zr_{0.95}Ti_{0.05})_{0.98}Nb_{0.02}O_3$: Depoling currents[J]. Journal of Applied Physics, 2005,97(1):013507.

[5] SETCHELL R E. Shock wave compression of the ferroelectric ceramic $Pb_{0.99}(Zr_{0.95}Ti_{0.05})_{0.98}Nb_{0.02}O_3$: Hugoniot states and constitutive mechanical properties[J]. Journal of Applied Physics, 2003,94(1):573-588.

[6] ZHANG F P, HE H L, LIU G M, et al. Failure behavior of $Pb(Zr_{0.95}Ti_{0.05})O_3$ ferroelectric ceramics under shock compression[J]. Journal of Applied Physics, 2013,113(18):183501.

[7] ZEUCH D H, MONTGOMERY S T, HOLCOMB D J. Uniaxial compression experiments on lead zirconate titanate 95/5-2Nb ceramic: Evidence for an orientation-dependent, "maximum compressive stress" criterion for onset of the ferroelectric to antiferroelectric polymorphic transformation[J]. Journal of Materials Research, 2000,15(3):689-703.

[8] ZEUCH D H, MONTGOMERY S T, HOLCOMB D J. The effects of nonhydrostatic compression and applied electric field on the electromechanical behavior of poled lead zirconate titanate 95/5-2Nb ceramic during the ferroelectric to antiferroelectric polymorphic transformation[J]. Journal of Materials Research, 1999,14(5):1814-1827.

[9] AVDEEV M, JORGENSEN J D, SHORT S, et al. Pressure-induced ferroelectric to antiferroelectric phase transition in $Pb_{0.99}(Zr_{0.95}Ti_{0.05})_{0.98}Nb_{0.02}O_3$[J]. Physical Review B, 2006,73(6):064105.

[10] FENG N, NIE H, CHEN X, et al. Depoling of porous $Pb_{0.99}(Zr_{0.95}Ti_{0.05})_{0.98}Nb_{0.02}O_3$ ferroelectric ceramics under shock wave load[J]. Current Applied Physics, 2010,10(6):1387-1390.

[11] SETCHELL R E. Shock wave compression of the ferroelectric ceramic $Pb_{0.99}(Zr_{0.95}Ti_{0.05})_{0.98}Nb_{0.02}O_3$: Microstructural effects[J]. Journal of Applied Physics, 2007,101(5):053525.

[12] 蒋招绣,辛铭之,申海艇,等. 多孔未极化 $Pb(Zr_{0.95}Ti_{0.05})O_3$ 铁电陶瓷单轴压缩力学响应与相变[J]. 物理学报,2015,64(13):134601.
JIANG Zhaoxiu, XIN Mingzhi, SHEN Haiting, et al. Mechanical properties and phase transformation of porous unpoled $Pb(Zr_{0.95}Ti_{0.05})O_3$ ferroelectric ceramics under uniaxial compression[J]. Acta Physica Sinica, 2015, 64(13):134601.

[13] 蒋招绣,申海艇,辛铭之,等. 多孔极化 PZT95/5 铁电陶瓷单轴压缩力学响应与放电特性[J]. 固体力学学报,2016,37(1):50-57.
JIANG Zhaoxiu, SHEN Haiting, XIN Mingzhi, et al. Mechanical properties and depoling of porous poled PZT95/5 ferroelectric ceramics under uniaxial compression[J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2016,37(1):50-57.

[14] 王礼立. 应力波基础[M]. 2 版. 北京:国防工业出版社,2010.

[15] YANG L M, SHIM V P W. An analysis of stress uniformity in split Hopkinson bar test specimens[J]. International Journal of Impact Engineering, 2005,31(2):129-150.

[16] 朱珏，胡时胜，王礼立. SHPB 试验中粘弹性材料的应力均匀性分析[J]. 爆炸与冲击，2006,26(4):315-322.
ZHU Jue, HU Shisheng, WANG Lili. Analysis on stress uniformity of viscoelastic materials in split Hopkinson bar tests[J]. Explosion and Shock Waves, 2006,26(4):315-322.

[17] 毛勇建，李玉龙. SHPB 试验中试件的轴向应力均匀性[J]. 爆炸与冲击，2008,28(5):448-454.
MAO Yongjian, LI Yulong. Axial stress uniformity in specimens of SHPB tests[J]. Explosion and Shock Wave, 2008,28(5):448-454.

[18] SCHREIER H, ORTEU J J, SUTTON M A. Image correlation for shape, motion and deformation measurements[M]. New York: Springer, 2009.

[19] FREW D J, FORRESTAL M J, CHEN W. Pulse shaping techniques for testing brittle materials with a split Hopkinson pressure bar[J]. Experimental Mechanics, 2002,42(1):93-106.

[20] LI Q M, MENG H. About the dynamic strength enhancement of concrete-like materials in a split Hopkinson pressure bar test[J]. International Journal of Solids and Structures, 2003,40(2):343-360.

[21] FORRESTAL M J, WRIGHT T W, CHEN W. The effect of radial inertia on brittle samples during the split Hopkinson pressure bar test[J]. International Journal of Impact Engineering, 2007,34(3):405-411.

[22] 杨卫. 力电失效学[M]. 北京：清华大学出版社，2000.

Nonlinear mechanical response of PZT95/5 ferroelectric ceramics under high strain rate loading

LI Chenghua, JIANG Zhaoxiu, WANG Beiqiao, ZHANG Zhen, WANG Yonggang

(*Key Laboratory of Impact and Safety Engineering, Ministry of Education of China, Ningbo University, Ningbo* 315211, *Zhejiang, China*)

Abstract: In this study we fabricated four kinds of unpoled PZT95/5 ferroelectric ceramics in a range of different porosity levels by systematic additions of pore formers and investigated the high strain rate response of the unpoled PZT95/5 using the ultra-high speed camera and digital image correlation (DIC) technique to measure the full-field strain in a split Hopkinson pressure bar (SHPB) test. Based on the results of the full-field strain, we found that the strain distribution is uniform in the middle of the specimen and its average value as the strain of the specimen is more reasonable than the strain calculated from the traditional theory of SHPB. By using the pulse shaping technique to obtain an early constant strain rate, the effect of the lateral inertia confinement can be eliminated. The apparent dynamic compressive strength enhancement of the unpoled PZT95/5 in a SHPB test was observed to be strain-rate sensitive. Based on the variation of the axial strain and radial strain with axial stress, we attributed the nonlinear deformation mechanism of the unpoled PZT95/5 to the domain switching and phase transformation. The critical stresses for the domain switching and phase transformation increased with the strain rate. In addition, we discussed the influence of porosity in the high strain-rate response, and the results indicated that the dynamic compressive strength and the critical stresses for the domain switching and phase transformation of the unpoled PZT95/5 decreased with the increase of porosity.

Keywords: ferroelectric ceramics; high strain rate; porosity; domain switching; phase transformation

(责任编辑　王　影)