

多孔材料吸能行为对相对密度和冲击速度的依赖性*

丁圆圆^{1**} 郑志军² 王士龙³ 周风华¹ 虞吉林²

(¹ 宁波大学教育部冲击与安全工程重点实验室, 宁波, 315211)

(² 中国科学技术大学中国科学院材料力学行为和设计重点实验室, 合肥, 230026)

(³ 安徽工业大学建筑工程学院, 马鞍山, 243002)

摘要 多孔材料是一种优异的吸能缓冲材料,但由于其变形模式的非单一性以及动态应力应变曲线的难获取性,其吸能行为对相对密度和冲击速度的依赖性关系还并不完全明朗. 论文基于不需要提前作本构假定的波传播法,开展了多孔材料的吸能行为研究. 采用多孔材料的细观有限元模型进行 Taylor 冲击虚拟实验,获取全场质点速度时程曲线,结合 Lagrange 分析法得到多孔材料的局部应力应变信息,进而探讨了动态吸能性能对材料相对密度和冲击速度的依赖性. 研究结果表明多孔材料的吸能行为可依据变形模式分为三个阶段. 在冲击模式下,多孔材料单位体积吸能与相对密度成线性增加关系,此时惯性起主导作用;在过渡模式下,惯性的主导作用减弱,单位体积吸能量的增加速率随相对密度的增加而减弱;在准静态模式下,多孔材料只能发生微小的变形,其吸能很少. 论文进一步获得了区别于多孔材料准静态应力-应变曲线的动态应力-应变状态曲线,并考察了其相对密度之间的关系. 结果表明:随着相对密度的增加,多孔材料的动态压实应变将变小,而动态塑性平台应力将提高.

关键词 多孔材料,吸能行为,Lagrange 分析法,相对密度,变形模式

DOI: 10. 19636/j. cnki. cjsm42-1250/o3. 2018. 030

0 引言

多孔材料是一种典型的细观非均质材料,具有轻质和优良的吸能缓冲性能^[1-4],常被用作防爆/抗冲击装置的夹层材料^[5]. 由此,认识多孔材料的吸能行为对于工程应用和实现材料多功能一体化设计具有重要的意义.

多孔材料的吸能行为和材料的应力-应变关系紧密相关. 研究表明多孔材料的应力-应变行为又与材料的变形模式有关^[6]. 目前普遍的认识是材料的变形可以根据冲击速度的不同分为准静态模式、过渡模式和冲击模式^[7]. 在准静态模式下,多孔材料的惯性几乎可以忽略不计,此时其应力-应变曲线可通过常规的 MTS 试验机获得,并表现出弹性段、长平台段以及压实段^[8]. 当加载速率非常高时,多孔材料的变形行为表现为逐层压溃,对应于冲击模式^[6]. Reid 和 Peng^[9]认为可以通过基于连续介质的冲击波理论来解释多孔材料在冲击模式下的力学

行为,并率先提出利用刚性-理想塑性-锁定(R-PP-L)模型表征木材(属于多孔材料)的动态力学行为. 随后,R-PP-L 模型被广泛地用于其他多孔材料的动态行为和相关机理的研究中,如 2D 蜂窝材料^[10]、金属泡沫材料^[11]以及金属点阵材料^[12]等. 然而,R-PP-L 模型的材料参数(如平台应力和压实应变)往往是通过基于准静态模式下的名义应力-应变曲线获得的,这对于其在表征材料的动态吸能性能时必然带来一定的误差. 最近,一系列更加精确的冲击波模型^[6,13,14]被提出用于表征多孔材料的动态行为. Zheng 等^[6]基于冲击波理论和局部应变场分析提出了动态刚性-塑性硬化(D-R-PH)模型,并很好地表征了多孔材料的动态行为. 然而,介于冲击模式和准静态模式之间的过渡模式下的力学行为研究始终存在着很大的空白,可能需要借助不依赖于本构假定的波传播法^[15]来分析获得,相关的研究可为多孔材料在过渡模式下的吸能行为的评估提供依据.

多孔材料的许多力学性能均和相对密度以及加载速率有关^[1,8,16],如 Gibson 等^[1]认为多孔材料的

* 国家自然科学基金项目(11702152 和 11390361)和宁波大学王宽诚幸福基金项目资助.
2018-07-09 收到修改稿, 2018-07-26 网络首发.

** 通讯作者. Tel:0574-87609962, E-mail:dingyuanyuan@nbu.edu.cn.

初始压溃应力和压实应变可以表示成相对密度的函数形式. 最近的研究^[6,15]表明多孔材料初始压溃应力和压实应变又和加载速率相关. 对基体材料和结构形式确定的多孔材料, 其相对密度和加载速率是影响吸能特性的主要因素. 确定多孔材料吸能行为如何受相对密度和加载速度双因素控制是一项重要的研究内容. 本文基于波传播法对多孔材料的动态行为进行研究, 通过引入相对密度和加载速率因素来考察多孔材料的吸能行为, 揭示多孔材料在不同变形模式下的吸能特性, 为材料设计提供基础性认识.

1 多孔材料细观有限元模型

细观有限元模型已经成为研究多孔材料力学行为的有利工具, 它能比较真实地反映出材料细观变形机理以及冲击响应行为. 本文采用三维 Voronoi

技术构建闭孔多孔材料模型^[6,15], 并通过数值仿真实验研究材料的吸能行为, 如图 1. 模型的基体材料采用弹性-理想塑性: 密度 ρ_s 为 2700 kg/m^3 , 杨氏模量 E 为 69 GPa , 泊松比 ν 为 0.3 , 屈服应力 σ_s 为 170 MPa . 多孔材料的相对密度 ρ_0/ρ_s 由胞元的厚度确定, 其中 ρ_0 为多孔材料模型的表现密度. 运用有限元软件 ABAQUS/Explicit 进行求解, 采用 S4R 和 S3R 混合的壳单元.

采用传统的 Taylor 冲击试验来研究多孔材料的动态行为及吸能特性, 如图 1(b). 多孔材料以初速度 V_0 撞击一个固定的刚性目标, Lagrange 坐标 X 建立在多孔材料的自由端面用于描述冲击过程中质点位置的变化情况. 在冲击过程中, 多孔材料在撞击端面将发生逐层坍塌, 系统动能将转化为塑性应变能, 并被逐渐耗散, 多孔材料的冲击速度也随之下降, 如图 2.

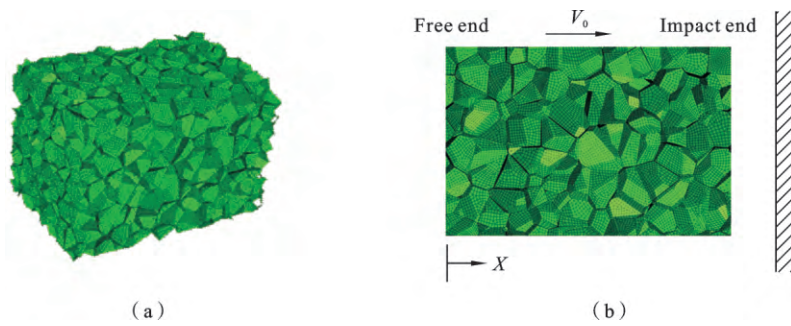


图 1 基于胞元的有限元模型(a)和多孔材料 Taylor 虚拟实验图(b)
Fig. 1 A cell-based finite element model (a) and its Taylor impact scenario (b)

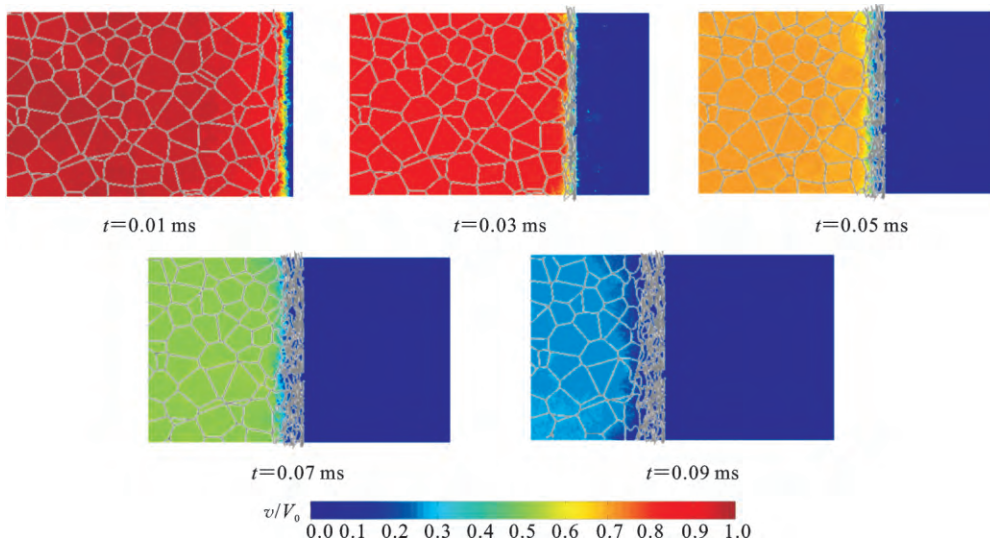


图 2 多孔材料在 Taylor 冲击过程中的速度云图及变形图
Fig. 2 The velocity distribution contours and deformation patterns of cellular materials under Taylor impact

2 多孔材料的动态力学行为和吸能特性

在动态冲击载荷下,多孔材料首先在接触面处发生变形,并以逐层压溃的变形模式向另一端进行传播,如图 2. 从动态变形图中能很明显地看到多孔材料存在着变形区和未变形区,所以基于平均意义的名义应变很难刻画多孔材料中的动态变形特征,而且变形局部化又使得分离式 Hopkinson 压杆实验技术无法直接运用到多孔材料动态行为的测试上. 因此,多孔材料的动态行为研究必须结合材料中的应力波传播行为来研究,本文采用的 Lagrange 分析法就是一种常用的波传播分析方法.

2.1 Lagrange 分析法

在一维应力波传播情形下,基于 Lagrange 坐标的质量和动量守恒方程^[17]为:

$$\frac{\partial v}{\partial X} \Big|_t = - \frac{\partial \epsilon}{\partial t} \Big|_X \quad (1)$$

$$\rho_0 \frac{\partial v}{\partial t} \Big|_X = - \frac{\partial \sigma}{\partial X} \Big|_t \quad (2)$$

式中 σ, ϵ, v 分别为应力,应变和质点速度; X 和 t 表示 Lagrange 坐标和时间; ρ_0 为材料的初始密度. 本文规定应力和应变以压为正,拉为负.

由跨波阵面的质量守恒和动量守恒方程可知,材料的一维应力-应变关系可通过质点速度的一阶偏导数联系在一起. 因此,材料的应力-应变关系理论上可通过质点速度场结合初边值条件计算获得,这也就是 Lagrange 分析法的主要思想. 若将偏微分方程(1)和(2)改写成差分方程,就有:

$$\epsilon_{i,j+1} - \epsilon_{i,j} = - \frac{\partial v_{i,j}}{\partial X} \Big|_{t_j} (t_{j+1} - t_j) \quad (3)$$

$$\sigma_{i+1,j} - \sigma_{i,j} = - \rho_0 \frac{\partial v_{i,j}}{\partial t} \Big|_{X_i} (X_{i+1} - X_i) \quad (4)$$

其中 $\partial v_{i,j} / \partial X$ 和 $\partial v_{i,j} / \partial t$ 采用中心差分形式:

$$\begin{cases} \frac{\partial v_{i,j}}{\partial t} = \frac{1}{2} \left(\frac{v_{i,j+1} - v_{i,j}}{t_{j+1} - t_j} + \frac{v_{i,j} - v_{i,j-1}}{t_j - t_{j-1}} \right) \\ \frac{\partial v_{i,j}}{\partial X} = \frac{1}{2} \left(\frac{v_{i+1,j} - v_{i,j}}{X_{i+1} - X_i} + \frac{v_{i,j} - v_{i-1,j}}{X_i - X_{i-1}} \right) \end{cases} \quad (5)$$

可见,基于方程(3)、(4)和(5)即可通过质点速度场 $v(X, t)$ 及初边值条件得到材料的应力和应变时程曲线,但其中存在一个关键问题是如何提高差分精度,也就是提高测速计在时间和空间上的测量精度. 在实验研究中,测速计的空间精度往往不尽人

意,这就使得含有 X 的差分精度非常差. 为了克服这个问题,Grady^[18] 提出路径线法,通过全微分将含有 X 的偏导数($\partial \sigma / \partial X$ 和 $\partial v / \partial X$) 转化为含 t 的偏导数. 但必须知晓的是路径线的构造在一定程度上内含了人为的应力波传播特性假定,若构造不好也将带来很大的计算误差.

本文基于多孔材料的细观有限元模型,可以获得足够详细的速度场信息,保证了空间和时间维度上的精度,不需要借助路径线法就可以进行 Lagrange 分析.

2.2 动态应力-应变时程曲线

在本节中,对相对密度 $\rho_0 / \rho_s = 0.15$ 的多孔材料进行 Taylor 虚拟实验($V_0 = 250$ m/s),并提取各个 Lagrange 位置处的质点速度用于 Lagrange 分析. 值得注意的是传统 Lagrange 分析法的研究对象一般都是连续介质材料,因此对多孔材料需要作一定的平均化处理以消除非均匀介质的影响. 本文采用的方法是将质点速度在其特征尺寸上进行平均化处理以消除微结构的影响,即 Lagrange 位置 X_i 处的质点速度用 $[X_i - d/2, X_i + d/2]$ 区间内的质点平均速度代替,其中 d 是单个胞元的特征直径,这样就可得到全场(Lagrange 坐标下)质点速度时程曲线,如图 3(a)所示.

在 Taylor 冲击过程中,质点速度曲线表现出三个阶段. 第一阶段质点速度从初始速度 V_0 开始下降,并进入一个过渡阶段,这主要是由弹性波在材料中的传播和相互作用所引起的. 当压溃波(冲击波)到来时,质点速度时程曲线进入第二阶段,并发生急剧地下降,直至 0 左右. 第三个阶段为冲击波传过该质点位置,此时质点速度已经下降到 0,该位置处的材料已经被压实,并处于波后静止状态. 最近,研究人员^[19] 通过估算冲击波波速和冲击速度之间的变化关系,获得多孔材料的动态应力-应变 Hugoniot 关系,但前提是多孔材料必须处于冲击模式下. 然而,在 Taylor 冲击进入后期时,多孔材料质点速度曲线中的第二阶段将逐渐消失,也就是说冲击波在此时已经被耗散掉了. 在 Taylor 冲击的前期,本文通过速度场导数的极值变化规律可以估算出多孔材料冲击波的波速. 如在靠近撞击端处,相对密度为 0.15 的多孔材料冲击波速度为 275 m/s 左右.

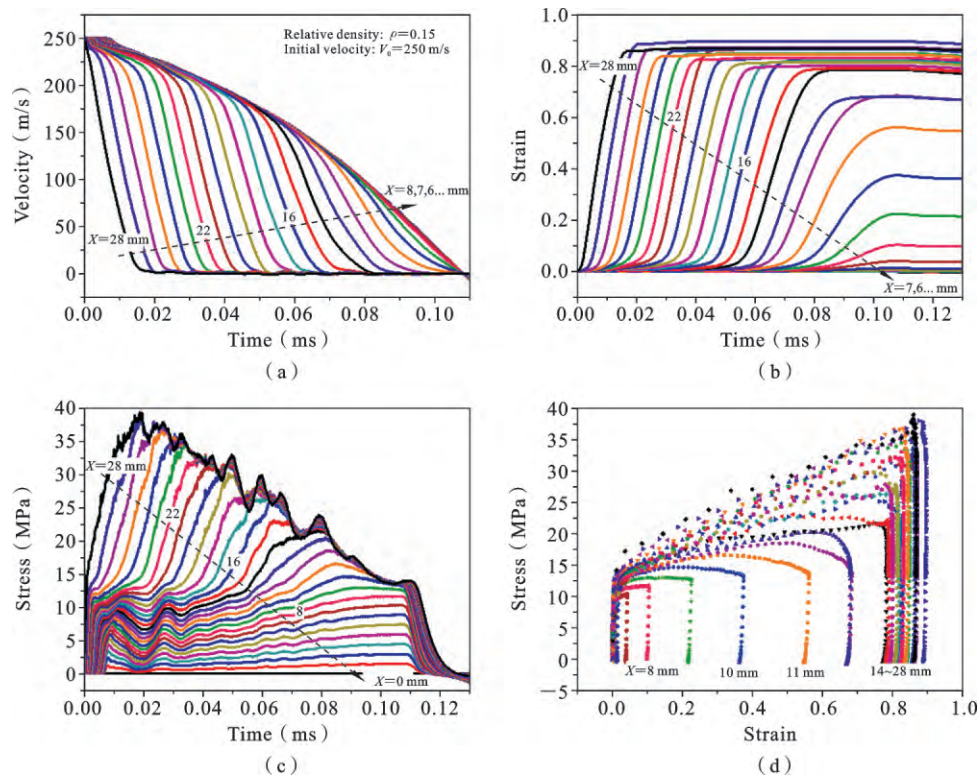


图 3 (a) Taylor 冲击过程中的速度时程曲线分布及由 Lagrange 分析得到的 (b) 应变时程曲线、(c) 应力时程曲线以及 (d) 局部应力应变曲线

Fig. 3 (a) Time history of particle velocity in the cellular specimen in Taylor virtual test, and (b) the dynamic strain history curves, (c) the dynamic stress history curves and (d) local stress strain curves based on the Lagrange analysis method

在 Taylor 冲击过程中, 存在两个初边值条件: $\sigma(0, t) = 0$ 以及 $\epsilon(X, 0) = 0$, 通过式(3)和(4)可得到各个 Lagrange 位置的应变和应力时程曲线, 如图 3 (b)和 3(c). 当冲击波在多孔材料中传播时, 应变时程曲线从原来的弹性极限应变急剧增加至压实应变, 随后在弹性卸载波的作用下会有稍微的下降, 但并不明显. 在冲击过程中, 多孔材料局部压实应变随着 Lagrange 位置 X 的增大而逐渐增加, 这是由于多孔材料的压实应变是速率相关的, 随着动能逐渐被耗散, 多孔材料的压实程度也逐渐减弱. 应力时程曲线的变化过程也可分为三个阶段, 首先在弹性波的作用下应力从 0 增加到动态初始压溃应力, 然后受到冲击波的作用上升到压实应力(即波后应力), 最后受卸载波的作用逐渐下降直至 0. 其中基于 Lagrange 分析法得到的应力及应变时程曲线的有效性已在文献[15]中考察, 本文不作探讨.

由此, 多孔材料的局部动态应力-应变曲线即

可通过消除应变和应力时程曲线中的时间 t 获得, 如图 3(d). 局部应力-应变曲线很显然可以分成三个阶段: 弹性段、塑性变形段以及卸载段. 这里需要注意的是这些局部应力-应变曲线是基于一个胞元宽度的平均速度得到的, 也就是说局部应力-应变曲线就是单胞宽度内的平均应力-应变曲线. 这样得到的局部应力-应变曲线中的塑性变形段需要和冲击波中虚构的 Rayleigh 弦^[17]相区别. 然而, 局部应力-应变曲线下的面积却能反映出该位置胞元带的动态吸能性能, 这为多孔材料动态吸能性能的评估提供了思路.

2.3 动态吸能行为

现有的多孔材料动态吸能行为评估大多是基于冲击波模型开展的^[20], 对选取的冲击波模型存在很大的依赖性. 基于 Lagrange 分析法得到的局部应力-应变曲线可以反映多孔材料局部胞元宽度内的吸能性能. 取上文中 Lagrange 位置 $X = 24$ mm 处

的局部应力-应变曲线进行分析,可以发现该曲线中的线性塑性段对应的是胞元带内压溃波的传播行为,如图4所示.从该胞元带进入压溃直到完全压实的变形过程中,冲击波波前速度从240 m/s下降到210 m/s,随后波前速度在卸载波的作用下垂直下降到0 m/s.这样,本文可得到基于平均意义的冲击速度和单位体积的动态吸能性能之间的变化关系,如图5,其中单位体积吸收的能量通过局部应力应变曲线下的面积获得,冲击速度为该位置进入压溃到刚压实区间内的冲击波波前速度的平均值.随着冲击速度的增加,多孔材料的单位体积吸能也随之增加,但其增加速率非常依赖于冲击速度.当冲击速度比较低时,即准静态变形模式,此时单位体积吸能增加比较缓慢.当越过准静态模式进入过渡模式(其分界速度常被定义为第一临界速度, v_{cr1}),多孔材料的单位体积吸能随着冲击速度的增加而快速上升.当进入冲击模式时,即速度跨过第二临界速度 v_{cr2} ,材料的单位体积吸能随着冲击速度的增大而稳定增加.

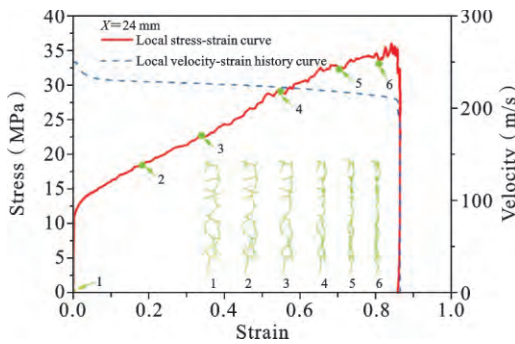


图4 X=24 mm 处的局部应力-应变以及速度-应变时程曲线

Fig. 4 The local stress-strain and velocity-strain history curves at Lagrangian position $X=24$ mm

基于跨冲击波波阵面的能量守恒条件^[17],材料单位体积内能为:

$$U = \frac{1}{2}(\sigma_a + \sigma_b)(\epsilon_b - \epsilon_a) \quad (6)$$

式中, σ_a 和 ϵ_a 分别表示波前的应力和应变, σ_b 和 ϵ_b 分别表示波后的应力和应变.对于 R-PP-L 冲击波模型,多孔材料在 Taylor 冲击过程中的波前物理状态为 $\{\sigma_a, \epsilon_a, v_a\} = \{\sigma_p, 0, v\}$,波后物理状态为 $\{\sigma_b, \epsilon_b, v_b\} = \{\sigma_p + \rho_0 v^2 / \epsilon_D, \epsilon_D, 0\}$,其中 v_a 和 v_b 分别表示波前速度和波后速度, σ_p 和 ϵ_D 是表征 R-PP-L 模型的

两个参数,即平台应力和压实应变.由此可得到基于 R-PP-L 冲击波模型的单位体积内能表达式:

$$U = \sigma_p \epsilon_D + \frac{1}{2} \rho_0 v^2 \quad (7)$$

对于 D-R-PH 冲击波模型,波前波后的物理状态分别为 $\{\sigma_a, \epsilon_a, v_a\} = \{\sigma_{0d}, 0, v\}$, $\{\sigma_b, \epsilon_b, v_b\} = \{\sigma_{0d} + \rho_0 v^2 / \epsilon_b, \epsilon_b, 0\}$,由此得到的单位体积内能^[20]为:

$$U = \frac{\sigma_{0d} v}{v + \sqrt{D/\rho_0}} + \frac{1}{2} \rho_0 v^2 \quad (8)$$

其中 σ_{0d} 和 D 是 D-R-PH 冲击波模型的参数,分别表示动态初始压溃应力和应变硬化参数.当冲击速度很高的时候, D-R-PH 冲击波模型能很好地描述多孔材料的吸能行为,然而当冲击速度逐渐下降时,基于 D-R-PH 模型给出的吸能性能评估发生了偏差,这是由于此时多孔材料进入了过渡模式,并不能用单一的冲击压溃模式来近似表征.而基于 R-PP-L 模型的吸能行为并不能很好地表征多孔材料的吸能行为,这是由于 R-PP-L 模型参数是基于多孔材料的准静态应力应变曲线确定的,并不能反映动态吸能行为,如图5.

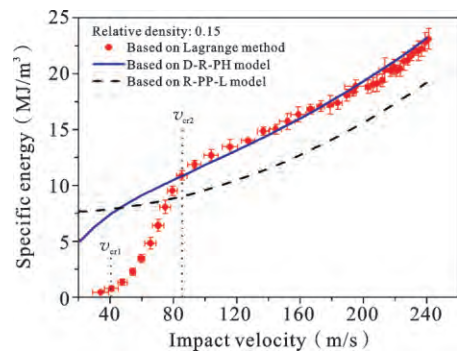


图5 多孔材料单位体积吸收的能量随冲击速度的变化关系

Fig. 5 The variation between the specific energy of cellular materials and impact velocity

3 结果和讨论

3.1 动态吸能行为随相对密度的变化

相对密度是多孔材料最主要也最容易控制的内在参数,它直接影响着材料的力学性能,如弹性模量、压溃应力以及压实应变等.对于基体材料和结构形式确定的多孔材料来说,相对密度往往是材料的唯一设计参数.通过研究相对密度对多孔材料吸能

行为的影响,有望实现材料轻量化和优越吸能特性相集成的多功能材料优化设计.

相对密度的提高,在某种意义上就是提高了多孔材料的刚度,肯定能提升多孔材料的吸能性能,如图 6 所示.对于每一种相对密度,多孔材料的动态吸能行为都和冲击速度相关,在不同的变形模式下呈现出不同的变化速率.进一步观察能量吸收曲线中过渡模式和冲击模式的分界点,可归纳得到多孔材料的第二临界速度 v_{cr2} 随着相对密度的减小而变小.

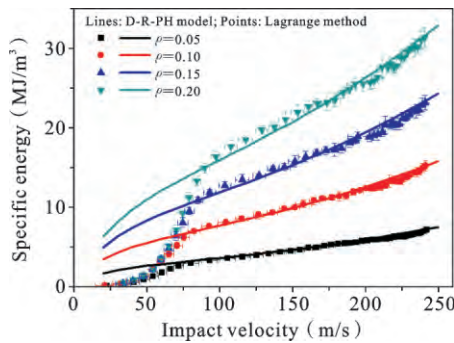


图 6 四种相对密度下的多孔材料单位体积吸能随冲击速度的变化关系

Fig. 6 Specific energy vs. impact velocity for cellular materials of four relative densities

在特定的冲击速度下,多孔材料单位体积吸能与相对密度呈现出不同的变化关系,如图 7.在冲击速度较高时,多孔材料单位体积吸能几乎和相对密度成线性增加的关系,如图 7 中的 180 m/s 和 105 m/s.此时多孔材料的变形行为属于冲击模式,其吸收能量主要受惯性项主导,也就是公式(7)和(8)中的 $\rho_0 v^2/2$.因此在冲击模式下,多孔材料的单位体积吸能可认为是正比于相对密度.当冲击速度进一步下降,如图 7 中的 80 和 70 m/s,单位体积吸能与相对密度之间的直线关系不再成立,这是由于此时惯性项的作用正在减弱.与之对应的是此时的变形模式不再是冲击模式,而是过渡模式.

3.2 恒速压缩下的多孔材料吸能行为

恒速压缩加载是多孔材料力学行为研究的常用手段,恒定的加载速率会给分析过程带来很大程度的简化.Gaitanaros 等^[19]采用恒速压缩的加载模式研究了开孔多孔材料的动态吸能行为,基于冲击波波速和加载速度之间的线性关系获得了动态应力-应变 Hugoniot 关系,但对于冲击波行为不明显的

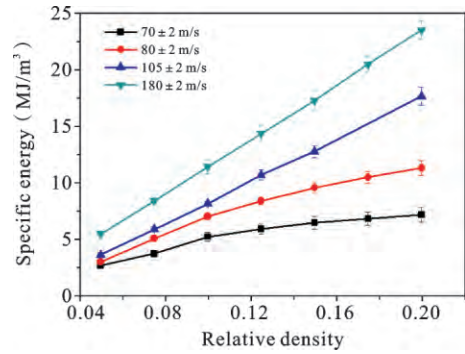


图 7 在不同冲击速度下的多孔材料单位体积吸能随相对密度的变化关系

Fig. 7 Specific energy vs. relative density for cellular materials under different impact velocities

过渡模式性能评估会存在很大的误差.研究者也常用多孔材料的准静态应力-应变曲线表征多孔材料的吸能性能.本节采用 $V=10$ m/s 的恒速压缩虚拟实验下的应力-应变曲线来探讨恒速加载下的吸能行为.在该速率下,压缩端和支撑端的应力曲线是完全重合的,也就是说此时惯性并不起作用.多孔材料第一临界速度的定义就是表征惯性是否多孔材料中起作用,当压缩速率低于第一临界速度属于准静态变形模式,研究表明闭孔多孔材料的第一临界速度在 50 m/s 左右^[21].在低速恒速压缩模式下,多孔材料的应力-应变曲线呈现出弹性段、长平台段以及压实段,如图 8.

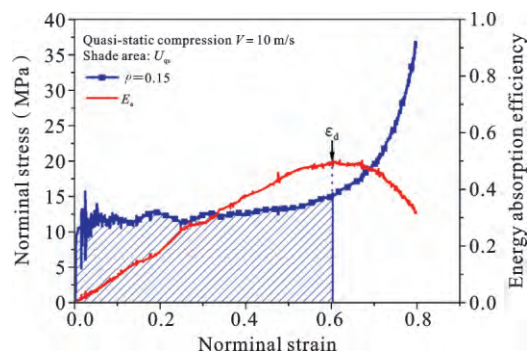


图 8 准静态压缩下多孔材料的名义应力-应变曲线及吸能效率因子

Fig. 8 Nominal stress-strain relation and energy absorption efficiency of cellular materials under quasi-static compression

在恒速压缩下,多孔材料准静态吸能性能常常

通过 $[0, \epsilon_d]$ 区域内的弹塑性应变能来评估,其中 ϵ_d 为压实应变,一般通过最大吸能效率因子 E_a ^[8]对应变变来确定, E_a 可表示为:

$$E_a(\epsilon) = \frac{1}{\sigma(\epsilon)} \int_0^\epsilon \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (9)$$

由此,准静态恒速压缩下的多孔材料单位体积吸收的能量可表示为:

$$U_{qs} = \int_0^{\epsilon_d} \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (10)$$

进一步可获得其随多孔材料相对密度的变化情况,如图9所示.随着相对密度的提高,多孔材料的吸能性能也随之提升^[19],这是由于相对密度的增加使得材料的平台应力急剧增加(材料胞壁抵制变形能力增强),而压实应变的减小速率却没有跟上.

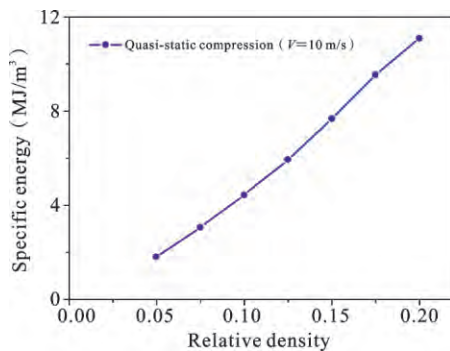


图9 在恒速压缩($V=10\text{ m/s}$)下多孔材料单位体积的吸能随相对密度的变化关系

Fig. 9 Specific energy vs. relative density of cellular material under constant compression of 10 m/s

但必须注意的是此处的准静态吸能性能是基于恒速压缩加载下获得,并不能反映多孔材料在瞬态冲击下的准静态吸能行为.在瞬态冲击下,当加载速率下降到准静态模式时,多孔材料并不能产生如此大的变形,所以吸能性能很弱.而在恒速加载下,由于外部载荷的持续作用,使得多孔材料能一直变形,所以恒速加载下的准静态吸能性能可以理解多孔材料在其最大有效行程内的吸能性能,而不能表征材料本身的低速瞬态吸能响应.

3.3 动态应力-应变状态曲线随相对密度的变化

从Lagrange分析法得到的一系列局部应力-应变曲线中,我们可以归纳出一条表征多孔材料动态应力-应变状态的曲线,它是由每条局部应力-应变曲线的卸载点组成,如图10所示.该条动态应力-应变状态曲线与准静态应力-应变曲线存在着较大的

差别.一方面,在同一压实应力下动态压实应变比准静态的更大,即在动态载荷下多孔材料被压得更加密实;另一方面,多孔材料动态塑性平台段应力比准静态平台应力高.随着多孔材料相对密度的提高,动态应力-应变状态曲线发生了偏移,主要表现为动态压实应变变小和动态塑性平台应力提高,这是由于相对密度的增加将会减小多孔材料本身可压缩空间和增加材料的刚度.可见,多孔材料存在明显的率效应,通过准静态名义应力-应变曲线表征动态行为会产生比较大的误差;而且多孔材料的动态应力-应变状态曲线又依赖于相对密度,进一步研究其与相对密度的定量关系对梯度多孔材料的力学行为设计具有重要的意义.

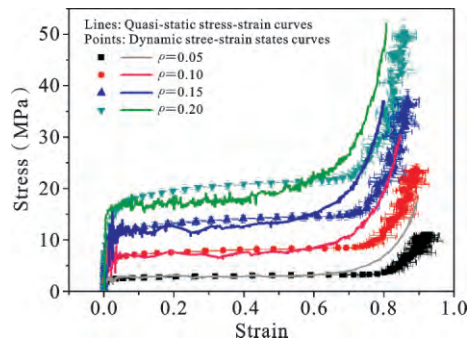


图10 不同相对密度多孔材料的动态应力应变状态曲线
Fig. 10 The dynamic stress-strain state curves of cellular material with different relative densities

4 结论

多孔材料是一种重要的吸能缓冲材料,本文就多孔材料吸能行为对相对密度和冲击速度的相关性开展了研究.本文提出通过Lagrange分析法研究多孔材料的动态行为,基于平均质点速度时程曲线获得多孔材料在Taylor冲击过程中的应力、应变时程曲线以及局部应力-应变曲线,进而获取多孔材料动态吸能行为.

研究结果表明在动态冲击下,多孔材料的单位体积吸能随着材料相对密度的增加而提高,但其变化行为又非常依赖于多孔材料的变形模式:在冲击模式下,单位体积吸能随相对密度增加呈现出线性增加的变化趋势;而在过渡模式下,表现出非线性行为,这和惯性项的主导程度有关.与基于R-PP-L以及D-R-PH冲击波模型的吸能性能评估进行比较,

发现 D-R-PH 模型能很好的预测和表征多孔材料在高速下的吸能行为,而基于 R-PP-L 模型的吸能性能评估则产生了较大的误差. 进一步通过提取局部应力-应变曲线中的卸载点,本文获得了多孔材料动态应力-应变状态曲线,并考察了其相对密度的变化关系. 结果表明,随着相对密度的提高,多孔材料的动态压实应变将变小,而动态塑性平台应力将提高.

最后,本文指出在低速恒速加载下多孔材料的吸能行为需要和多孔材料实际的瞬态吸能行为相区别. 多孔材料恒速下的准静态吸能性能表征的是多孔材料在其最大有效行程内的吸能性能,而不能表征材料本身的低速瞬态吸能响应.

参考文献

- [1] Gibson L J, Ashby M F. Cellular Solids: Structure and Properties [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1997.
- [2] 丁圆圆, 王士龙, 郑志军, 杨黎明, 虞吉林. 多胞牺牲层的抗爆炸分析[J]. 力学学报, 2014, 46(6): 825-833. (Ding Y Y, Wang S L, Zheng Z J, Yang L M, Yu J L. Anti-blast analysis of cellular sacrificial cladding[J]. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics, 2014, 46(6): 825-833. (in Chinese))
- [3] 敬霖, 赵隆茂, 王志华. 泡沫金属夹芯壳结构的抗爆炸冲击性能研究[J]. 固体力学学报, 2015, 36: 138-144. (Jing L, Zhao L M, Wang Z H. Blast shock resistance of light-weight sandwich shells with metallic foam cores[J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2015, 36: 138-144. (in Chinese))
- [4] Xiao L J, Song W D, Wang C, Tang H P, Fan Q B, Liu N, Wang J Z. Mechanical properties of open-cell rhombic dodecahedron titanium alloy lattice structure manufactured using electron beam melting under dynamic loading[J]. International Journal of Impact Engineering, 2017, 100: 75-89.
- [5] Zheng J, Qin Q H, Wang T J. Impact plastic crushing and design of density-graded cellular materials[J]. Mechanics of Materials, 2016, 94: 66-78.
- [6] Zheng Z J, Wang C F, Yu J L, Reid S R, Harrigan J J. Dynamic stress-strain states for metal foams using a 3D cellular model[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2014, 72: 93-114.
- [7] Zheng Z J, Yu J L, Li J R. Dynamic crushing of 2D cellular structures: A finite element study[J]. International Journal of Impact Engineering, 2005, 32: 650-664.
- [8] Tan P J, Reid S R, Harrigan J J, Zou Z, Li S. Dynamic compressive strength properties of aluminium foams. Part II—‘shock’ theory and comparison with experimental data and numerical models[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2005, 53(10): 2206-2230.
- [9] Reid S R, Peng C. Dynamic uniaxial crushing of wood [J]. International Journal of Impact Engineering, 1997, 19(5-6): 531-570.
- [10] Zou Z, Reid S R, Tan P J, Li S, Harrigan J J. Dynamic crushing of honeycombs and features of shock fronts [J]. International Journal of Impact Engineering, 2009, 36: 165-176.
- [11] Harris J A, Winter R E, McShane G J. Impact response of additively manufactured metallic hybrid lattice materials[J]. International Journal of Impact Engineering, 2017, 104: 177-191.
- [12] Pang X, Du H J. Dynamic characteristics of aluminium foams under impact crushing[J]. Composites Part B: Engineering, 2017, 112: 265-277.
- [13] Zheng Z J, Liu Y D, Yu J L, Reid S R. Dynamic crushing of cellular materials: Continuum-based wave models for the transitional and shock modes[J]. International Journal of Impact Engineering, 2012, 42: 66-79.
- [14] Sun Y L, Li Q M, McDonald S A, Withers P J. Determination of the constitutive relation and critical condition for the shock compression of cellular solids[J]. Mechanics of Materials, 2016, 99: 26-36.
- [15] Ding Y Y, Wang S L, Zheng Z J, Yang L M, Yu J L. Dynamic crushing of cellular materials: A unique dynamic stress-strain state curve[J]. Mechanics of Materials, 2016, 100: 219-231.
- [16] Wang X K, Zheng Z J, Yu J L. Crashworthiness design of density-graded cellular metals[J]. Theoretical & Applied Mechanics Letters, 2013, 3: 031001.
- [17] 王礼立. 应力波基础(第 2 版)[M]. 北京: 国防工业出版社, 2005. (Wang L L. Foundations of Stress Waves (Second ed) [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2005. (in Chinese))
- [18] Grady D E. Experimental analysis of spherical wave propagation [J]. Journal of Geophysical Research, 1973, 79: 1299-1307.
- [19] Gaitanaros S, Kyriakides S. On the effect of relative density on the crushing and energy absorption of open-cell foams under impact[J]. International Jour-

- nal of Impact Engineering, 2015, 82: 3-13.
- [20] Wang S L, Ding Y Y, Wang C F, Zheng Z J, Yu J L. Dynamic material parameters of closed-cell foams under high-velocity impact[J]. International Journal of Impact Engineering, 2016, 99: 111-121.
- [21] 李妍妍, 郑志军, 虞吉林, 王长峰. 闭孔泡沫金属变形模式的有限元分析[J]. 爆炸与冲击, 2014, 34(4): 464-470. (Li Y Y, Zheng Z J, Yu J L, Wang C F. Finite element analysis on deformation modes of closed-cell metallic foam[J]. Explosion and Shock Waves, 2014, 34(4): 464-470. (in Chinese))

The Dependence of Energy Absorption Behavior of Cellular Materials on Relative Density and Impact Velocity

Yuanyuan Ding¹ Zhijun Zheng² Shilong Wang³ Fenghua Zhou¹ Jilin Yu²

(¹Key Laboratory of Impact and Safety Engineering,

Ministry of Education, Ningbo University, Ningbo, 315211)

(²CAS Key Laboratory of Mechanical Behavior and Design of Materials,

University of Science and Technology of China, Hefei, 230026)

(³School of Civil Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan, 243032)

Abstract Cellular materials have been extensively used as the core materials of impact energy absorbers and anti-blast sacrificial cladding for their lightweight and superior energy absorption capability. However, the dependence of energy absorption behavior of cellular materials on relative density and impact velocity is still unclear due to the diversity of its deformation modes and the inaccessibility of its dynamic stress-strain curve. In this paper, the dynamic energy absorption behavior of cellular materials is investigated by using the wave propagation technique, of which the main advantage is that no pre-assumed constitutive relationship is required. In the virtual Taylor impact test, the particle velocity history curves of the whole field in cellular materials are obtained, and thus the local stress and strain history profiles of cellular materials are determined based on the Lagrangian analysis method. The dynamic energy absorption behavior can be investigated by integrating local stress-strain history curves. The results show that the energy absorption behavior of cellular materials can be divided into three stages according to the deformation modes. In the stage of shock mode, the specific energy absorption of cellular materials increases linearly with the relative density since the inertia effect is dominant at this stage; in the stage of transition mode, the inertia is relatively weak, and the rate increment of the specific energy absorption decreases gradually with the increase of relative density; in the stage of quasi-static mode, the energy absorption capacity is very weak, and it should be distinguished from the quasi-static energy absorption behavior under constant speed loading. Finally, the dynamic stress-strain state curve of cellular materials is obtained and its dependence on relative density is further investigated. The results show that, with the increase of relative density, the dynamic densification strain under the same stress level decreases and the dynamic plastic platform stress increases.

Key words cellular materials, energy absorption, Lagrangian analysis method, relative density, deformation mode