

文章编号: 1001-4888(2007)06-0617-08

# 基于原位观测的泡沫金属细观 与宏观压缩实验研究\*

何其健, 宋宏伟, 谢季佳, 郇 勇

(中国科学院力学研究所 非线性国家重点实验室, 北京 100080)

**摘要:** 采用原位观测的方法研究了脆性泡沫铝材料在压缩载荷下细观与宏观断裂破坏规律和吸能机理。针对多孔泡沫金属材料提出一种细观原位加载实验方法, 采用特别设计与制备的试件, 在 S570 扫描电镜下研究了特定胞孔在压缩过程中孔壁的失效顺序和破坏规律, 并揭示了能量吸收的细观机理。对块体材料的宏观压缩实验表明, 脆性泡沫铝是以多个断裂带的形式破坏。研究发现, 孔壁缺陷和胞孔形态缺陷是诱发断裂带形成与发展的重要因素。依据尺寸效应对细观与宏观实验下泡沫铝的性能进行了比较。

**关键词:** 泡沫金属; 原位观测实验; 压缩; 能量吸收

**中图分类号:** TU502.6      **文献标识码:** A

## 0 引言

闭孔泡沫铝具有轻质、高变形和高比吸能等特点, 非常适合应用于各类缓冲吸能结构中<sup>[1,2]</sup>。国内外研究者对泡沫铝的宏观力学性能进行了大量研究, 发现基体材料、相对密度及胞孔尺寸等是影响其材料性能的重要因素<sup>[1]</sup>。然而, 仅通过宏观实验很难掌握泡沫金属的破坏规律和吸能机理, 对于脆性泡沫铝材料的细观断裂破坏过程的研究尤其匮乏。

近年来, 对胞孔及孔壁的细观特征进行观测与表征已引起了研究者的高度重视。McDonald 等<sup>[3]</sup>采用 X 射线微断层扫描技术研究了塑性泡沫铝材料在压缩过程中的胞孔变形情况, 分析了胞孔尺寸和体积对其性能的影响。Wang 等<sup>[4]</sup>采用 SRCT 和图像重构技术研究了泡沫铝压缩过程中胞体的演化过程, 得出孔隙率和胞孔结构是影响闭孔泡沫铝力学性能的重要因素。上述技术是对断层进行扫描, 其检测精度受到限制, 不能观测到孔壁细观缺陷等细节。扫描电镜 (SEM) 是一种常用的观测手段, 但现有的多数研究属于非原位加载的微观组织观测。例如, Markaki 等<sup>[5]</sup>采用 SEM 研究了泡沫铝断口的形貌并分析了孔壁内各种微观相。也有部分研究者采用 SEM 对泡沫材料进行原位加载实验。卢子兴等<sup>[6]</sup>在 SEM 下对聚碳酸酯微孔泡沫塑料的拉伸进行了原位观测, 并分析其失效机理。Motz 等<sup>[7]</sup>在 SEM 下对泡沫金属进行了原位拉伸实验, 并将细观裂纹扩展过程与载荷 - 位移曲线建立了联系。针对脆性泡沫金属材料的压缩性能进行细观原位观测的实验鲜有报道。

本文提出一种采用 SEM 对泡沫铝孔壁的压缩失效过程进行原位观测的实验方法, 该方法既可以清晰地观测到泡沫铝胞孔的细观结构特征及孔壁的破坏过程, 还可以获得泡沫铝的应力 - 应变曲线, 便

\* 收稿日期: 2007-06-02; 修订日期: 2007-10-07

基金项目: 国家自然科学基金(10502049)和中国科学院力学研究所非线性国家重点实验室基金资助

通讯作者: 宋宏伟(1973 - ), 男, 副研究员, 主要研究领域是轻质材料能量吸收和激光制造工艺力学。E-mail: songhw@imech.ac.cn

于建立细观破坏过程与其压缩载荷响应之间的联系,从而揭示脆性泡沫金属材料的细观吸能机理。此外,还进行了宏观压缩原位观测对比实验,并依据单个胞孔的细观破坏规律解释了宏观断裂带的形成。

## 1 实验方法

### 1.1 实验材料

实验采用沈阳东大先进材料发展有限公司生产的硅铝合金闭孔泡沫铝,其基体材料是 AlSi12,采用熔体直接发泡法制备。块体泡沫铝材料的表观密度为  $0.67\text{g/cm}^3$ ,相对密度为 0.25。其孔径分布如图 1 所示,图中横轴  $\bar{D}$  为某一胞孔的特征直径,定义为

$$\bar{D} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n D_i(i) \quad (1)$$

式中  $D_i(i)$  是以该胞孔的形心为轴点,旋转到第  $i$  个角时所测量的直径;  $\theta$  为每次旋转的角度;  $n$  为测量直径的总数,  $n = \text{int}\{180/\theta\}$ 。本文取  $\theta = 2^\circ$  对胞孔特征直径进行计算。图 1 中,左、右纵轴分别为某特征直径下的胞孔数百分比和胞孔面积百分比。根据面积百分比,该泡沫铝的平均胞孔尺寸约为 3mm 左右。

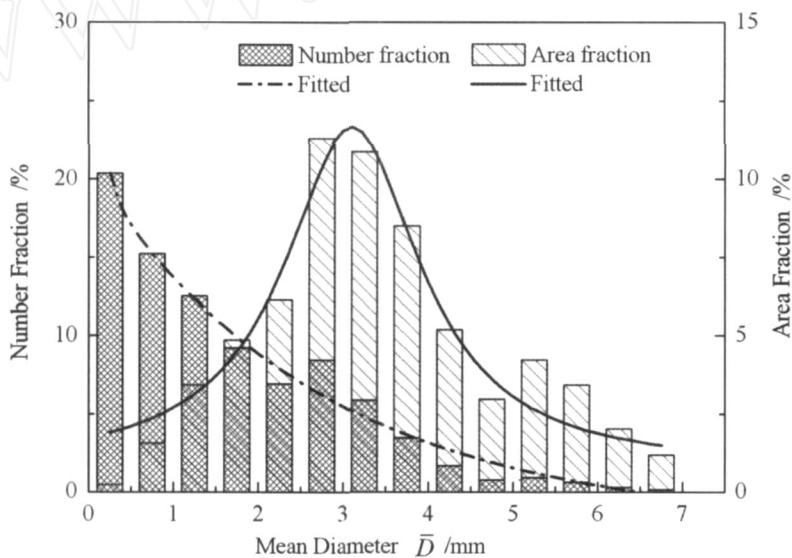


图 1 胞孔尺寸及分布

Fig. 1 Cell size and its distribution

### 1.2 原位细观压缩实验

采用 SEM 对实体材料进行原位观测的实验较为常见,但对于胞孔尺寸与试件尺寸可比的泡沫金属材料来说,进行原位细观实验则存在实际困难:既要使破坏过程始终控制在扫描电镜的视野范围内,因此试件不能太大;又要使标距段的尺寸足够大以确保至少包含一个完整的胞孔。本文结合 S570 扫描电镜的视场范围及泡沫铝材料胞孔尺寸分布,自行设计并制作了细观压缩试件,其尺寸如图 2 所示。这种哑铃形的设计确保了裂纹首先产生于标距段内,便于捕捉全部断裂破坏过程。试件采用线切割进行加工,在加工试件时注意选择适宜的胞孔,并确保在标距段的中心附近含有一个直径为 3mm 左右的胞孔。实验前以丙酮、酒精作洗涤剂,用超声波清洗试件以减少杂质的影响。

原位细观压缩实验在 S570 扫描电镜及内置的原位加载台上进行。加载台如图 3 所示,在微型电机驱动下,通过齿轮传动实现压头对试件的压缩加载,在移动压头内侧的传感器可以对载荷进行测量,并由计算机输出数据。实验采用位移加载方式,压缩速率为  $0.08 \sim 0.2\text{mm/min}$ 。在加载的同时,通过 S570 扫描电镜对压缩过程进行全程观测并获取 SEM 照片,研究胞孔在压缩过程中孔壁裂纹的产生、扩展和断裂破坏的情况。

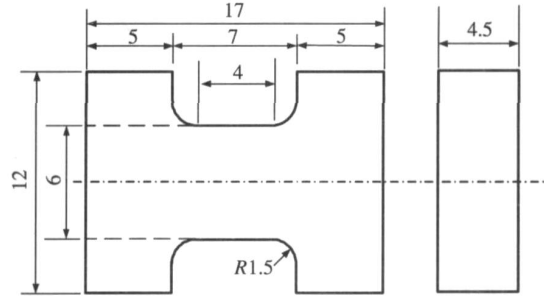


图 2 细观压缩试件尺寸(单位: mm)

Fig. 2 Dimensions of the mesoscopic sample (unit: mm)



图 3 细观原位加载台

Fig. 3 Loading set-up for *in situ* mesoscopic compression

### 1.3 宏观压缩实验

宏观压缩实验的试件采用截面为 45 mm × 45 mm, 高 60 mm 的块体材料, 以消除泡沫金属材料尺寸效应<sup>[8]</sup>。实验在 MTS 810 材料试验机上进行, 加载速率为 2 mm/min, 压缩至工程应变达到 0.8。在试件的两侧分别采用 CCD 和 DSLR Canon 350D 进行原位观测, 拍摄间隔为 10 ~ 15 s。

## 2 实验结果与分析

### 2.1 细观压缩实验

分别对 6 个试件进行了细观原位压缩, 图 4 与图 5 分别为其中典型试件细观压缩实验中在不同的工程应变  $\epsilon$  时的胞孔破坏情况和应力 - 应变曲线。由于泡沫金属材料在弹性段以后的泊松比可近似为零<sup>[11]</sup>, 因此可用工程应变近似表示真实应变。如图 5 所示, 细观压缩过程可分为弹性段 A、断裂与屈曲段 B 和致密化段 C 三个阶段。以下主要从能量吸收细观机理的角度, 结合孔壁破坏和应力 - 应变曲线对整个过程进行分析。

(1) a 到 b 发生弹性变形, 应力随应变线性增长, 曲线的斜率即为弹性模量, 外力所做的功转化为泡沫铝的弹性变形能。

(2) b 到 c 主要是裂纹产生和扩展的过程, 该阶段的应力较为平稳。由于缺陷会引起应力集中和孔壁强度降低, 因此裂纹首先产生于含有缺陷或壁厚较小的薄弱孔壁中。在图 4b 中, 孔壁 A 含有较显著的细观缺陷, 在压缩过程中率先发生断裂。当该孔壁以多段断裂的形式破坏后, 应力会在胞孔内重新分配, 与其相邻的次薄弱的孔壁 B 也会发生断裂破坏。可见, 此阶段的细观吸能机理主要是多个孔壁的多段断裂。

(3) c 到 d 主要是裂纹贯穿孔壁后发生完全断裂而失稳, 并发生移动或转动的过程。断裂后的孔壁以失稳和刚体运动的形式向未压溃的胞孔中填充, 使得该阶段的应力急剧下降。

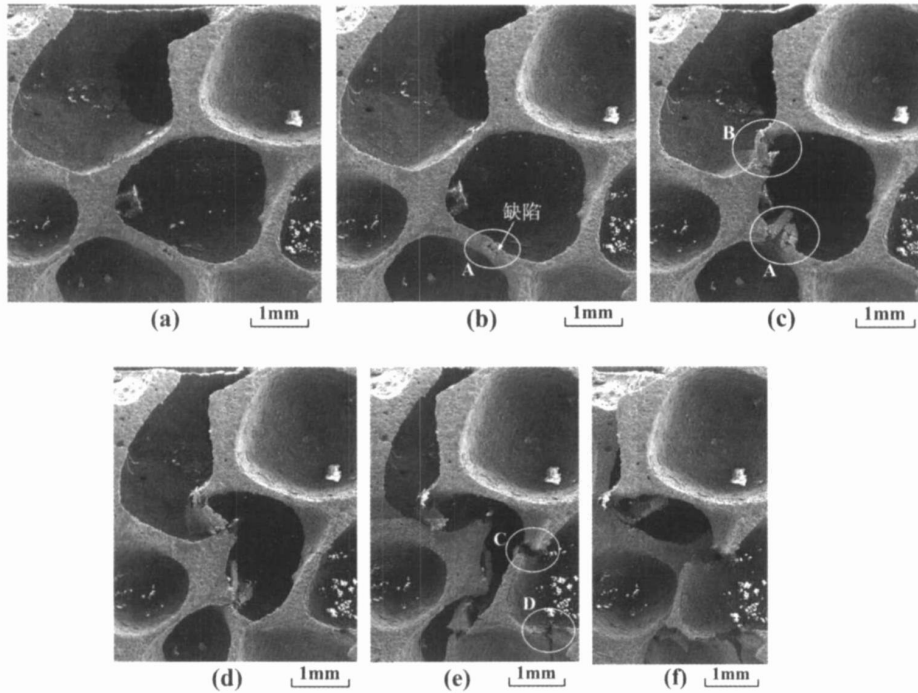


图4 细观压缩破坏机理

(a)  $e=0$ ; (b)  $e=0.1$ ; (c)  $e=0.2$ ; (d)  $e=0.3$ ; (e)  $e=0.4$ ; (f)  $e=0.6$

Fig. 4 Fracturing mechanisms of mesoscopic compression

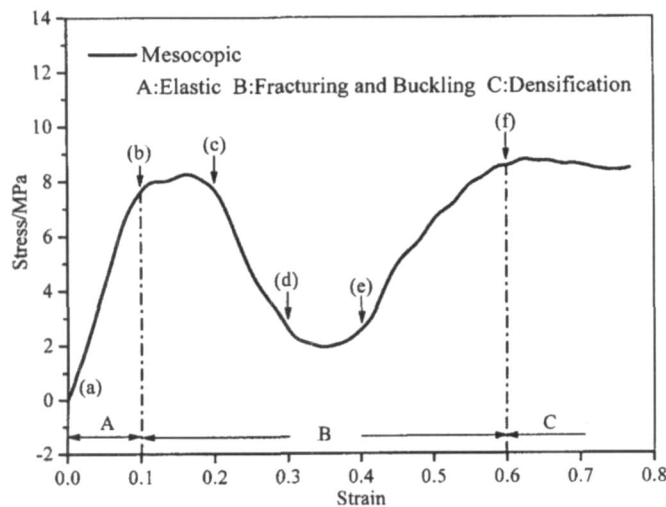


图5 细观压缩应力-应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curve of mesoscopic compression

(4) d到e是孔壁发生深度多级破坏,以及断裂了的孔壁之间开始相互挤压的过程。在图4e中,孔壁C和D也发生了断裂,应力有进一步下降的趋势;但由于断裂的孔壁之间开始产生挤压作用,会使应力水平有所回升。图5中d到e阶段的应力变化证实了这种判断。此阶段能量主要以断裂能的形式耗散。

(5) e到f是断裂的孔壁充分填充、压实的过程,应力持续上升,该阶段主要通过断裂的孔壁相互间的挤压、摩擦以及孔壁进一步的微断裂来吸收能量。

泡沫铝的胞孔形状、大小和分布均具有随机性,同时还含有很多细观的缺陷<sup>[9]</sup>,通常试件的尺寸至少为孔径的7倍以上才能获得稳定的力学性能<sup>[8]</sup>。本文采用的细观压缩试件的尺寸在孔径的2倍以

内,不同试件的胞孔形状、大小、壁厚以及缺陷等均具有较大的随机性,因此获得的应力-应变曲线、弹性模量和屈服强度等具有一定的离散性。图 6 中给出的几个应力-应变曲线虽然在形状上差别较大,但仍可划分为图 5 所示的三个阶段,只是个别试件由于破坏的孔壁发生侧向移动,致密化段并不显著。不同试件在断裂与屈曲段的形状上差异较大。上述这些现象是泡沫金属材料在小尺度试件下的必然结果,并不影响本文通过获取胞孔和孔壁的破坏规律及载荷响应来研究其细观吸能机理这一目标。

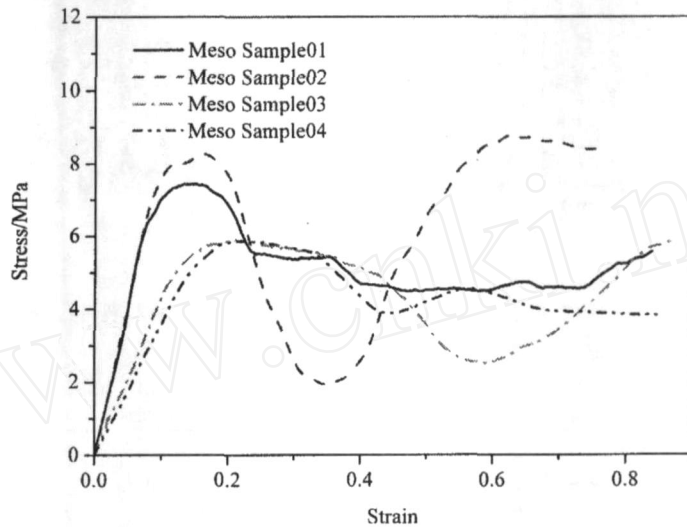


图 6 细观应力-应变曲线的离散性

Fig. 6 Discrepancies in stress-strain curves of mesoscopic compression tests

## 2.2 宏观压缩实验

图 7 与图 8 分别为典型的宏观压缩破坏形貌和应力-应变曲线。图 7a 是加载前泡沫铝的形貌,其中 A 是尺寸最大的胞孔。泡沫铝首先发生弹性变形,应力线性增长,随着应变的增大,泡沫铝的部分孔壁开始产生裂纹,此时应力达到最大。当应变达到 0.08 时,形成第一个完整的宏观断裂带,如图 7b 所示,此时的应力较小。随着进一步压缩,第一个断裂带中破坏的孔壁填充到胞孔中,孔壁之间发生挤压,应力又开始增大。当应变达到 0.13 时,形成三个宏观断裂带,如图 7c 所示。断裂带内的泡沫铝主要发生脆性断裂,而断裂带以外则主要发生弹性变形。研究发现,尺寸较大的胞孔往往是裂纹起源和断裂带发展的区域。如图 7 所示,断裂首先发生在胞孔 A 处,b 阶段的单个断裂带和 c 阶段的多个断裂带均经过胞孔 A 所在的区域。这一现象可用细观实验结果解释。当含缺陷最多的孔壁或胞孔断裂后,应力的重新分配使得断裂总是沿着与已断裂的孔壁或胞孔相邻的次薄弱的孔壁方向发展,并形成断裂带。可见,断裂带的发展是缺陷导向的,与载荷方向并不垂直。

## 2.3 细观与宏观压缩性能比较

尺寸效应是影响泡沫金属材料力学性能的重要因素。通过图 5 和图 8 的比较发现,细观与宏观的应力-应变曲线存在明显差别。脆性泡沫铝材料的宏观压缩过程包含弹性段 I、屈服平台段 II 和致密化段 III 等三个阶段,这与通常的塑性泡沫金属材料相似<sup>[1]</sup>。细观压缩过程则可分为弹性段 A、断裂与屈曲段 B 和致密化段 C 三个阶段。与宏观实验相比,细观实验的应力-应变曲线在形状上没有应力平台区,致密化区的应力变化也不显著。这些差异主要是由泡沫铝的尺寸效应引起的。细观压缩试件的尺寸在孔径的两倍以内,孔壁的破坏将导致胞孔结构的失稳,从而引起断裂与屈曲段的应力剧烈波动。宏观压缩试件的尺寸是孔径的 15 倍以上,单个胞孔的破坏不会造成泡沫铝试件的整体失稳,而是以断裂带的形式渐进破坏,因此形成应力平台区。细观试件孔壁约束较少,当压缩变形较大时,破坏的孔壁除向邻近的胞孔填充外还易发生侧向移动,因此应力提升并不显著。

尺寸效应还造成细观实验的屈服应力和弹性模量显著低于宏观实验的结果。当泡沫铝试件的尺寸减小时,边界层不承载的自由孔壁所占的比例增加,导致屈服应力和弹性模量的减小。Onck 等<sup>[8]</sup>据此

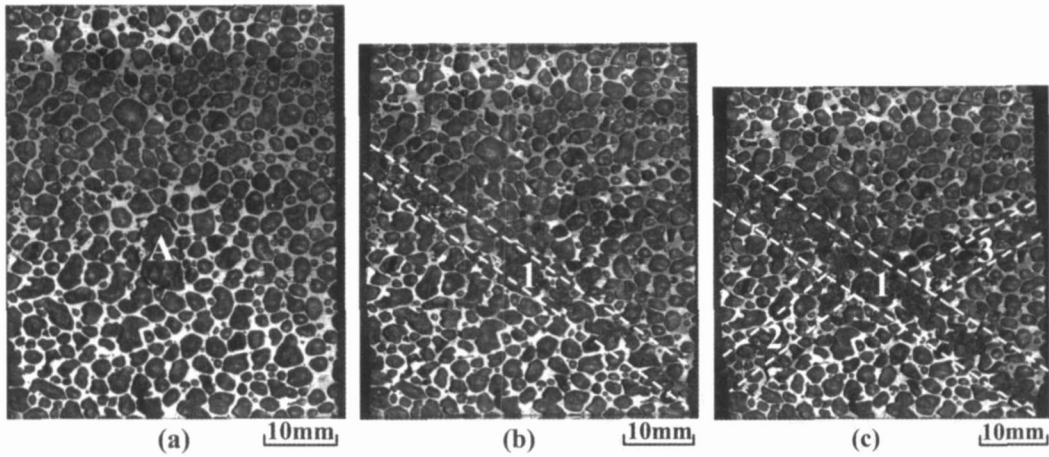


图7 宏观压缩变形

(a) 压缩前 ( $\epsilon = 0$ ) ; (b) 单个断裂带 ( $\epsilon = 0.08$ ) ; (c) 多个断裂带 ( $\epsilon = 0.13$ )

Fig.7 Deformation of macroscopic compression

(a) as received ( $\epsilon = 0$ ) ; (b) single fracture band ( $\epsilon = 0.08$ ) ; (c) multi-fracture bands ( $\epsilon = 0.13$ )

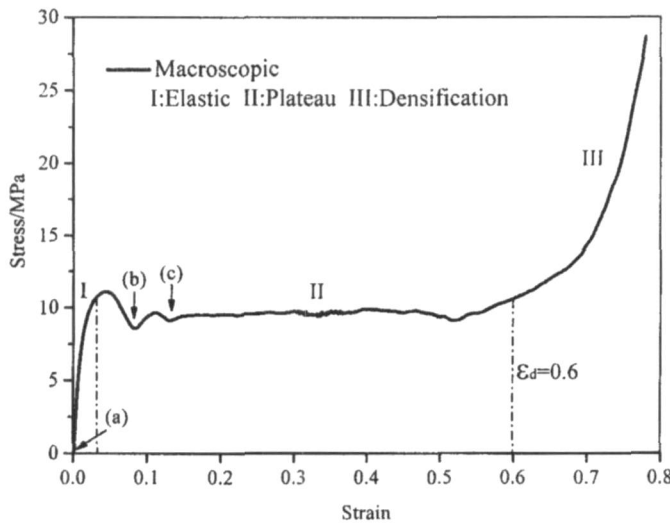


图8 宏观应力 - 应变曲线

Fig.8 Stress-Strain curve of macroscopic compression

提出泡沫材料的尺寸效应分析模型,对于截面为  $d \times d$  ( $d$ 为孔径尺寸,  $n$ 为孔径数)的柱状试件,有:

$$E/E_{bulk} = (1 - \frac{2\nu}{n} - \frac{2p}{n})^2 + \frac{4nm}{n^2} (1 - \frac{2\nu}{n} - \frac{2p}{n}) + \frac{4n^2 m^2}{n^2} \tag{2}$$

$$\frac{\sigma_{pl}^*}{\sigma_{pl}^*} = \frac{(\frac{1}{2})^2}{2} \tag{3}$$

其中  $E$  和  $\sigma_{pl}$  分别为该尺寸下的弹性模量和塑性屈服应力;  $E_{bulk}$  和  $\sigma_{pl}^*$  分别为真实的弹性模量和屈服应力,通常认为是尺寸为无限大的试件所获得的性能参数;  $n$  为边界层系数;  $p$  为不承载孔壁系数;  $m$  为强度减弱因子。对于本文的细观实验,  $n$  的取值在 1.5 ~ 2 之间,则  $\sigma_{pl} = 0.44 \sim 0.56 \sigma_{pl}^*$ ;对于宏观实验,  $n = 15$ ,  $\sigma_{pl2} = 0.93 \sigma_{pl}^*$ ,可近似为真实屈服应力。

根据 Gibson 和 Ashby<sup>[11]</sup> 提出的分析模型,可获得脆性闭孔泡沫铝的弹性模量  $E^*$  和屈服强度  $\sigma_{pl}^*$  的理论值:

$$\frac{E^*}{E_s} = \phi \left(\frac{\sigma^*}{s}\right)^2 + (1 - \phi) \left(\frac{\sigma^*}{s}\right) \tag{4}$$

$$\frac{\sigma^*}{\sigma_s} = 0.2(\phi - \phi_s)^{3/2} + (1 - \phi) \frac{\sigma^*}{\sigma_s} \quad (5)$$

其中,  $\phi$  为泡沫材料中孔棱占实体的比例;  $E_s$  和  $\sigma_s$  分别为实体基材的弹性模量和屈服应力;  $\sigma^*/\sigma_s$  是泡沫材料的相对密度。牌号为 ZL102 的硅铝合金实体材料的有  $E_s = 4018 \text{ Pa}$  和  $\sigma_s = 157 \text{ MPa}$ , 本文中所采用泡沫铝的相对密度为 0.25, 取  $\phi = 0.4$ 。结合公式 (2) ~ (5), 可获得细观实验与宏观实验的理论值。表 1 给出理论预测值与实验值的比较, 可以发现, 理论屈服强度约为实验值的两倍。这种差异主要是由于公式 (4) 和 (5) 是基于胞孔呈规则排列且孔壁没有缺陷的理想模型获得的, 而实际泡沫铝的胞孔大小、形状和分布均具有随机性, 且孔壁存在大量细观缺陷 (如孔壁缺失、孔洞、裂纹等) 而引起的。Olurin 等<sup>[9]</sup> 的研究也表明, 采用该模型获得的理论屈服强度是实验值的两倍左右。此外, Gibson 与 Ashby 的分析模型对于相对密度小于 0.2 的泡沫铝符合较好, 本文采用相对密度为 0.25 的泡沫铝不在最佳应用范围之内, 这也是导致误差较大的原因之一。

细观弹性模量实验值与理论值的差异主要是由标距段外泡沫铝的弹性变形所引起的。在实验过程中哑铃形细观试件首先发生整体弹性变形, 而表 1 中细观实验值 ( $E = 61.8 \text{ MPa}$ ) 未消除标距段以外弹性变形的影响。结合图 2 考虑上述因素后, 细观的弹性模量在 162.2 ~ 185.4 MPa 之间, 与理论值较为接近。

表 1 泡沫铝力学性能比较

Tab. 1 Comparison of mechanical properties

力学性能	宏观理论值	宏观实验值	细观理论值	细观实验值
弹性模量 $E/\text{MPa}$	642.9	672.0	205.7 ~ 295.7	61.8
屈服强度 $\sigma/\text{MPa}$	23.9	10.3	10.6 ~ 13.4	6.0

### 3 结论

基于原位观测的细观与宏观压缩实验研究了脆性泡沫金属的压缩破坏规律和细观吸能机理。脆性泡沫铝材料破坏过程是缺陷导向的。对于单个胞孔来说, 在压缩载荷下裂纹首先产生于含有缺陷或者厚度较小的孔壁中; 对于块体材料来说, 其断裂带的起源、生成与发展与大尺寸的胞孔或缺陷集中的区域密切相关。脆性泡沫铝材料的细观吸能机理主要包括孔壁的多级断裂和断裂的孔壁之间的摩擦、挤压。采用原位细观实验中获得单个胞孔的细观破坏规律解释了宏观压缩中断裂带形成。细观与宏观的压缩力学性能对比为进一步研究泡沫铝的尺寸效应提供依据。

#### 参考文献:

- [1] Gibson L J, Ashby M F. Cellular solids: structure and properties [M]. London: Cambridge University Press, 1997.
- [2] Song H W, Fan Z H, Yu G, Wang Q C, Tobota A. Partition energy absorption of axially crushed aluminum foam filled hat sections[J]. International Journal of Solids and Structures, 2005, 42:2575 ~ 2600.
- [3] McDonald S A, Mummary P M, Johnson G. Characterization of the three-dimensional structure of a metallic foam during compressive deformation [J]. Journal of Microscopy, 2006, 223: 150 ~ 158.
- [4] Min Wang, Xiao-Fang Hu, Xiao-Ping Wu. Internal microstructure evolution of aluminum foams under compression [J]. Materials Research Bulletin, 2006, 41:1949 ~ 1958.
- [5] Markaki A E, Clyne T W. The effect of cell wall microstructure on the deformation and fracture of aluminium-based foams [J]. Acta Materialia, 2001, 49:1677 ~ 1686.
- [6] 卢子兴, 张慧. 聚碳酸酯微孔泡沫塑料的拉伸力学性能及失效机理分析[J]. 中国塑料, 2003, 17(1): 39 ~ 43 (Lu Zixing, Zhang Hui. Tensile Mechanical Properties and Failure Mechanism of Microcellular Polycarbonate. China Plastics, 2003, 17(1): 39 ~ 43 (in Chinese))
- [7] Motz C, Pippin R. Fracture behaviour and fracture toughness of ductile closed cell metallic foams [J]. Acta Materialia, 2002, 50:2013 ~ 2033.

- [8] Onck P R, Andrews E W, Gibson L J. Size effects in ductile cellular solids. Part I: modeling [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2001, 43:681 ~ 699.
- [9] Olurin O B, Fleck N A, Ashby M F. Deformation and fracture of aluminium foams[J]. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and processing, 2000, 291:136 ~ 146.

## On the Mesoscopic and Macroscopic Compression Tests of Metallic Foams Based on In Situ Observation

HE Qi-jian, SONG Hong-wei, XIE Ji-jia, HUAN Yong

(LNM, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China)

**Abstract:** The failure regularity and energy absorption mechanism of brittle Al alloy foam materials under compression loading were tested in both mesoscopic and macroscopic scale. An *in situ* observation method in the mesoscopic scale was proposed for porous metallic foams. With the specially designed and machined samples, the failure sequence and fracture behaviour of the specific cell were studied with the aid of S570 scanning electron microscope, and the energy absorption mechanism was revealed. Macroscopic compression tests for bulk Al foams show that cells fractured into multiple bands. It was found that defects in cell wall and cell morphology are important factors for fracture bands initiation and developing. Considering the size effects, the mechanical properties obtained from respective mesoscopic and macroscopic tests were compared.

**Keywords:** metallic foams; *in situ*; compression; energy absorption