文章编号：1001-4888(2025)05-0621-12

基于同步辐射原位显微电子计算机断层扫描的铝基复合泡沫变形破坏过程研究*

朱童彤[1]，柴海伟[2]，范端[1]
(1.顶峰多尺度科学研究所，四川成都 610207；2.西南交通大学 材料动态行为数据科学中心，四川成都 610031)

摘要：基于上海同步辐射光源BL16U2线站及自主研发的微型材料试验机搭建了一套原位显微CT(Computed Tomography，CT)表征系统，并利用该系统研究了掺空心微珠的新型铝基复合泡沫材料，在准静态单轴压缩下的三维结构变形破坏过程。首先，通过原位显微CT系统获得目标试样在准静态压缩下的宏观工程应力-工程应变曲线，以及数个应变处的三维结构模型；然后，基于三维数字图像分析手段，量化表征目标试样内孔洞形貌参数的演化历程，追踪了数个典型胞元的坍塌过程。结果表明：在预坍塌阶段，试样内存在少量空心微珠破碎，试样不完全是弹性变形；进入平台阶段后，基体中大量的空心微球被压缩破坏并形成斜向变形带，应变持续增加而应力保持稳定，直至大部分胞元破碎崩溃，碎块在胞元坍塌后的缝隙间填充，试样整体逐渐致密化；跟踪单个胞元的坍塌过程，球形度越高的孔，抗压能力越强，最长轴朝向垂直于加载方向的孔最容易被破坏；周围分布有密集小型孔洞的胞元率先破裂，并诱导临近胞元塌陷。

关键词：铝基复合泡沫材料；原位显微CT；三维数字图像；微观结构演化
中图分类号：O341 **文献标志码：**A DOI：10.7520/1001-4888-24-030

0 引言

金属基复合泡沫是由空心微珠或颗粒(如氧化铝颗粒、粉煤灰漂珠、玻璃空心微珠等)和金属基体复合而成的一种新型结构功能一体化材料。由于微珠壳体的增强作用，使金属基复合泡沫材料比常规金属泡沫材料具有更强的吸能缓冲性能，因此在汽车、轨道交通、航空航天、军事装备、船舶等对吸能缓冲有广泛需求的领域具有重要的应用价值和前景[1]。其中，铝基复合泡沫材料具有高比强度、高比刚度、高吸能能力，以及良好的减振、吸声、隔热、电磁屏蔽等优点[2]。与传统泡沫铝相比，铝基复合泡沫具有更高的应力平台和吸能截面[3-6]，在微观层面上的变形破坏现象也更为复杂，如变形集中、壳体破碎、孔洞坍塌、剪切带等[7-12]，因此，研究铝基复合泡沫材料在压缩加载下的变形破坏过程及吸能机制，对优化材料制备方法和设计夹层吸能结构具有重要意义。

目前金属基复合泡沫材料的力学性能与宏观变形行为已被广泛研究。ORBULOV等[13]研究发现复合金属泡沫中的基体与陶瓷空心微球的非晶态成分会发生交换反应，并导致形成大量氧化铝和硅沉淀，此外ORBULOV等[14]还得到了复合金属泡沫在压缩载荷响应下的本构模型参数。PERONI等[15]研究了复合金属泡沫对应变率的敏感性。XIA等[16]的研究表明，复合金属泡沫的平台应力和吸能能力与空心微珠的相对密度和尺寸有关。ZHANG等[17]发现复合泡沫材料的吸能能力与应变率呈正相关。

* **收稿日期：**2024-02-05；**修回日期：**2024-04-28
通信作者：范端(1994—)，男，博士，副研究员。主要研究领域：高压实验与诊断技术，超快X射线诊断技术。Email：fanduan@pims.ac.cn

此外,SZLANCSIK等[18]研究了不同材质的空心微珠对铝基复合泡沫材料力学性能的影响,发现在铝基体中加入铁空心微珠后,压缩曲线上会呈现出一条长而缓慢上升的平台段,这表明加入铁空心微珠的铝基复合金属泡沫具有较强的能量吸收能力。

RAJAK等[19]在A356铝合金中填充SiC空心微珠,发现该铝合金具有密度低、屈服强度高的优点,并且在预坍塌阶段末端发现了部分破碎的空心微珠。LIN等[20]研究发现,在铝基复合泡沫材料中加入不同含量的镁,可提高复合泡沫材料的抗压强度、结构刚度和吸能能力,但会降低其应变率敏感性。ORBULOV等[21]在$AlSi_{12}$基体中采用分别加入标称直径尺寸为150 μm和1 500 μm的氧化物空心微珠,以及同时掺入不同比例的2种空心微珠的方法,根据实验结果计算了3种复合金属泡沫材料的力学结构性能,发现只掺入小直径空心微珠的材料抗压能力强,只掺入大直径空心微珠和2种直径空心微珠都掺入的材料吸能性能更强。MONDAL等[4]发现闭孔铝-粉煤灰颗粒复合金属泡沫材料在相对密度为0.02~0.04时,平台应力和能量吸收能力会显著增加。上述工作主要集中在材料的宏观力学特性研究上,并未深入到微细观结构层面,而随着第三代同步辐射光源的进步与发展,使人们可以无损地表征到深入材料胞元甚至亚胞元尺度的微观结构,该表征手段为后续定量化描述结构性能关系及局部结构强度提供了可行性。

汪敏等[22]等通过同步辐射X射线扫描技术研究了多孔泡沫铝在压缩过程中的微观结构演化过程,同步辐射X射线扫描技术可以无损检测出泡沫材料的内部微观结构在加载环境下的变形过程。BALCH等[23]通过中子和同步X射线衍射测量了不同准静态压缩下,基体与微珠之间的应力分配与传递过程,发现基体与微珠之间的载荷转移会增加基体泡沫材料的刚度。OHGAKI[24]等使用原位CT(Computed Tomography,CT)表征手段研究了泡沫铝在冲击加载下的损伤行为。GHAZI等[25]利用原位CT对闭孔金属泡沫进行准静态压缩加载实验,观察了内部孔隙及胞壁的演化过程,通过CT图像转化为有限元模型,验证并预测了金属泡沫的损伤变形。

目前对金属基复合泡沫的宏观力学性能,无论是准静态加载还是冲击加载状况下的力学特性都已有了充分的研究,人们对泡沫铝等金属泡沫也有了深入到微观层面的研究,但对掺空心微珠的新型铝基复合泡沫材料深入到胞元及孔隙尺度的研究还很少。因此,本文基于团队自研微型材料试验机,在上海同步辐射光源快速X射线成像(BL16U2)线站搭建了原位显微断层成像系统,该线站可以实现对各种快速过程(如冲击载荷条件下材料的形变与失效行为)、轻合金生长过程和失效动力学过程的百皮秒及微秒时间分辨、微米空间分辨的X射线成像,X射线能量为8.7~30.0 keV,光斑尺寸约为2 mm×1 mm(宽×高)[26]。本文通过BL16U2线站,对一种掺空心微珠的铝基复合泡沫材料在准静态单轴压缩加载下的三维结构变形破坏过程,进行了原位显微CT表征,结合量化分析手段研究了复合泡沫材料胞元尺度的破碎坍塌过程及其与宏观力学性能的对应关系。

1 材料表征与后处理方法

1.1 初始结构表征

本文所使用的铝基复合泡沫材料由渗流法制备,基体材料为6061铝合金,胞元处填充有粉煤灰漂珠,主体成分为富铝硅酸盐的空心微珠。为得到材料初始结构和特征,对铝基复合泡沫材料的初始微观组织结构进行了X射线衍射(X-ray Diffraction,XRD)、扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope,SEM)、能量色散光谱(Energy Dispersive Spectroscopy,EDS)及显微CT表征,表征结果如图1所示。XRD的有效散射角为10°~90°,铝基复合泡沫的XRD谱图显示出强的Al和$Al_6Si_2O_{13}$衍射峰(图1(a)),其中Al衍射峰来自6061铝合金,$Al_6Si_2O_{13}$衍射峰来自空心微珠的主要成分。由于空心微珠为绝缘材料,因此需要在铝基复合泡沫的抛光面镀上金膜以用于SEM及EDS表征。SEM及EDS表征的微观形貌及元素分布图像如图1(b)~(d)所示。Al元素及Si元素的元素分布分别代表复合泡沫试样中的铝合金基体及空心微珠,图1(d)SEM结果表面的Si元素集中分布在空心微珠的切面附近,但微珠深处的信号无法被捕捉到,空心微珠分布在铝合金基体中,表面粗糙,呈圆泡状,无明显各向异性。

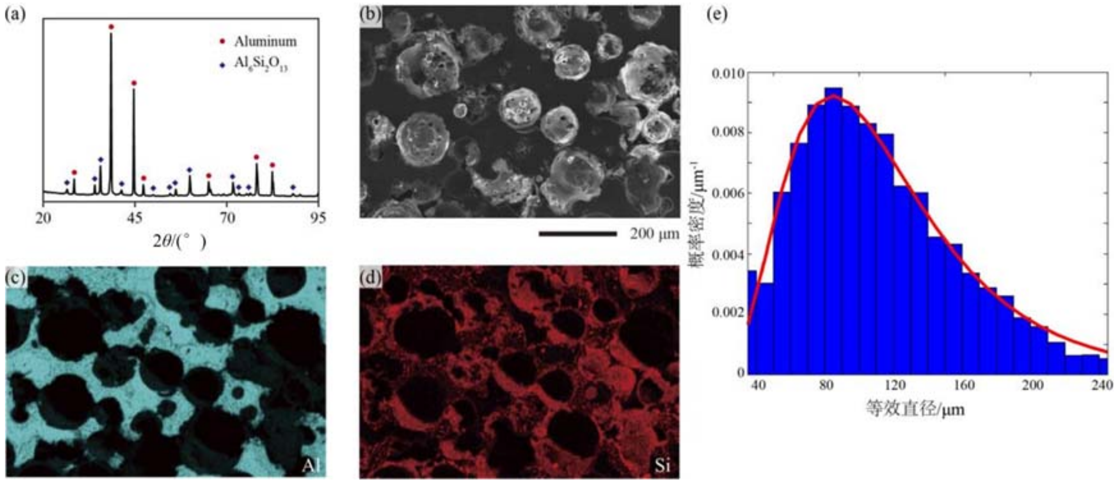

图 1　掺空心微珠的铝基复合泡沫材料物相分析及微观结构表征：(a)X 射线衍射图谱；(b)扫描电子显微镜图像；(c)和(d)分别为能量色散光谱表征 Al 元素及 Si 元素的空间分布；(e)孔洞等效直径的统计分布，实线表示对数正态分布拟合

Fig. 1　Phase analysis and microstructure characterizations of the as-received Al matrix composite foam doped with hollow beads; (a) X-ray diffraction; (b) scanning electron microscope micrograph; (c) and (d) spatial distribution of Al and Si elements characterized by energy dispersive spectroscopy; (e) equivalent diameter distribution of pores, and the solid line denotes the lognormal fitting

$$f(d)=\frac{1}{d\cdot\sigma\sqrt{2\pi}}\mathrm{e}^{-(\ln d-\mu)^2/2\sigma^2}\tag{1}$$

式中：$f(d)$为对数正态分布函数，表示概率密度；d 为孔洞的等效直径；μ 为期望值；σ 为标准差。

对显微 CT 表征的孔洞微观形貌图像进行图像分割，定量化计算得到孔洞等效直径的概率密度分布，如图 1(e)所示。孔洞的等效直径主要分布在 50～250 μm，概率密度满足对数正态分布。对孔洞等效直径的概率密度分布按照对数正态分布函数(式(1))进行拟合，其中 μ 和 σ 为待拟合变量，分别对应 $\ln d$ 的平均值与标准差。经拟合计算，μ 和 σ 分别为 4.66 和 0.48。

1.2　同步辐射原位显微 CT

基于我国第三代同步辐射光源上海光源的 BL16U2 线站和自主研发的微型材料试验机(Material Test System，MTS)搭建的准静态原位显微 CT 系统如图 2 所示。铝基复合泡沫通过金刚石线锯切割加工制作为圆柱形试样，直径为2.70 mm，高为2.88 mm。对试样上下表面进行打磨以确保平整且平行。样品放置于 2 块钨钢合金夹板之间，下夹板固定，MTS 装置顶端安装有高精度步进电机，位移精度约 8 nm，上方的电机驱动丝杆及上夹板向下移动施加准静态单轴压缩，加载速度设置为 0.072 mm/s。下夹板下方的力传感器实时记录载荷信号，力传感器的标称量程为 2 kN，精度为 1 N。MTS 同步实时记录载荷-位移信号序列。MTS 装置上下两部分由镂空的聚碳酸酯支柱连接，且在样品同高度处设计了厚度为 5 mm、高度为 10 mm

图 2　基于同步辐射光源及自主研发的微型材料试验机搭建的准静态原位显微 CT 系统示意图

Fig. 2　Schemaic diagram of in-situ micro-CT system based on synchrotron radiation source and the home-made material test system device

的环形结构,以保证显微CT扫描的过程中X射线的通量衰减始终一致[27]。

入射X射线为经3 mm厚的铝片衰减后的白光,X射线沿图2中实线路径穿透MTS装置及试样后,经100 μm厚的LuAG:Ce闪烁晶体转化为可见光信号,信号由光学成像系统采集。样品距闪烁体145 mm,光学成像系统由4个透镜组及PCO.Dimax HS4 sCMOS相机组成。相机像素阵列为2 000×2 000,像素尺寸为(相机参数)11 μm。通过水平位移台将标定所用的针尖移动3.78 mm,针尖在移动前后的位置差为1 453个像素,测定经透镜组成像后的等效像素尺寸为2.60 μm,单帧曝光时间为30 ms。目标试样被压缩加载到指定工程应变状态后停止加载,等待目标试样弛豫数分钟至应力大致稳定后执行CT扫描。CT扫描期间,转台承载MTS装置及试样以1.8°/s的转速匀速转动,X射线成像系统以每秒10帧的速度连续采集目标试样在转动过程中的投影图像,共计1 000帧。该1 000帧图像对应MTS装置转动180°所得到的重构投影图像,上述实验图像序列经数据规范化[28]、剔除离群值与去环状伪影[29]后,经TomoPy开源工具集[30]重建得到目标试样的三维结构灰度图像。

1.3　三维数字图像分割

三维重建得到目标试样在各应变状态下的三维灰度图像后,需对铝基复合泡沫中铝基体和孔结构(含空心微珠)进行图像分割,从而为结构量化提供基础。图像分割过程如图3所示,由3个主要步骤组成。S0为目标试样在初始状态下中部横切片的一个典型子区。首先通过全局阈值分割将灰度图像(S0)分割为铝基体相(S1,白色)和孔洞相(S1,黑色),而阈值分割在灰度分布不均匀的局部位置表现不理想(S1,虚线圈),一些单独不连通的孔洞在此处未被提取并被简易地归为了一个孔洞,因此,采用顶帽变换算法[31]来修复未被识别到的孔壁,以实现铝基体与孔结构的精确分割(S2)。在此基础上,对孔隙相执行连通性检验,将互不相连的各孔洞赋予独立编号(S3),用于后续结构定量化分析与追踪。

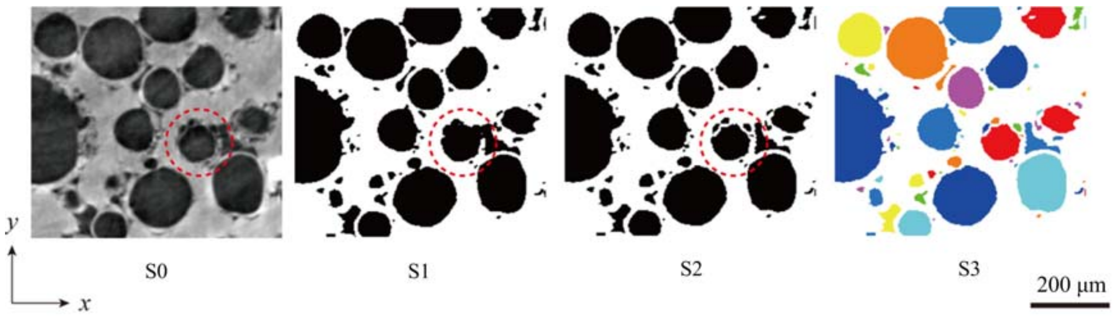

图3　对铝基复合泡沫中铝基体和孔结构执行三维数字图像分割的主要步骤
S0:试样内典型子区的灰度切片图像;S1:阈值分割;S2:顶帽变换
算法分割不理想区域;S3:连通性检验分离互不相连的各孔洞

Fig. 3　Major steps of 3D digital image segmentation for Al matrix and pores in Al matrix composite foam
S0: gray-scale image of typical subregion in sample; S1: threshold segmentation; S2: top-hat algorithm and local iteration method repair the unsatisfactory regions; S3: connectivity test Separates disconnected pores

2　实验结果与讨论

2.1　宏观力学性能与三维结构演化

由同步辐射原位显微CT技术测量的铝基复合泡沫在准静态单轴压缩加载下的宏观工程应力-工程应变曲线,以及在不同宏观工程应变状态(0、0.04、0.12、0.19、0.27、0.38)下的三维结构演化过程如图4所示。在加载的初始阶段,即预坍塌阶段(Ⅰ)[32],应力与应变大致呈线性关系。当应变达到0.04左右时,宏观应力转为下降趋势。随后,应力随应变的增加而缓慢增加,应变在0.04～0.38处对应泡沫试样变形过程中的平台阶段(Ⅱ)。当应变超过0.38后,复合泡沫内绝大部分胞元均破碎坍塌,工程应力-工程应变曲线斜率随应变的增大而迅速增大,进入致密阶段(Ⅲ)。

在预坍塌阶段(Ⅰ),试样内部分伴随有大量小型孔洞的空心微珠率先发生轻微破损,表明宏观工程应力-工程应变曲线初期的线性阶段复合泡沫试样内部并非单纯的弹性变形。进入平台阶段(Ⅱ)后,随

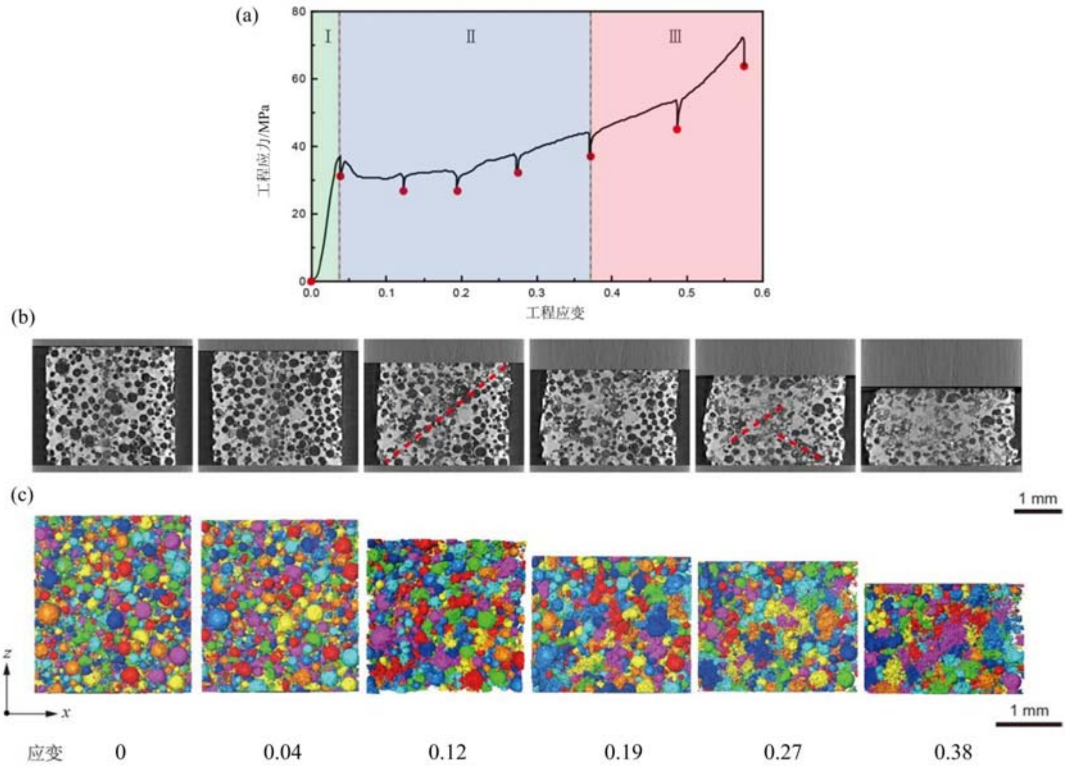

图 4　(a)准静态单轴压缩加载下铝基复合泡沫材料的宏观工程应力-工程应变曲线；(b)原位显微 CT 实验中不同宏观工程应变状态下试样的纵切片灰度图；(c)不同宏观工程应变状态下三维孔洞形貌图像

Fig. 4　(a) bulk engineering strain-engineering stress curve of Al matrix composite foam under quasi-static uniaxial compression; (b) the gray-scale longitudinal slices of sample under different bulk engineering strain characterized by in situ micro-CT; (c) 3D pore morphology images under different bulk engineering strain

宏观工程应变增加至 0.12，试样部分位置出现较大的结构变形，从切片图中可以看到孔隙逐渐塌陷，铝基体发生塑性变形。由于空心微珠的支撑作用，断裂应力更小的空心玻璃微珠首先破碎，吸收能量，导致应力基本上保持不变，而应变持续增加，并沿 45°方向出现贯穿整个试样的变形集中带，沿变形集中带的独立孔洞迅速崩溃且彼此联通，如图 4(b)中 0.12 应变处虚线所示。当应变达到 0.19 时，远离 45°斜向变形集中带的孔洞迅速崩溃破碎，这些独立孔洞彼此大量贯穿融合。当应变达到 0.27 时，在切片图中观察到 2 条较小的变形带，如图 4(b)中 0.27 应变处虚线所示。在平台阶段(Ⅱ)，试样内的空心微珠按局部抗压强度先后依次破碎坍塌，宏观试样能够在较大的变形范围内维持大致相当的宏观应力。当应变达到 0.38 时，空心微珠几乎全部破碎崩塌，碎片填充在崩塌后的缝隙间，试样几乎被压实，宏观工程应力随后迅速上升，进入复合泡沫材料在准静态压缩加载下的致密阶段(Ⅲ)。

2.2　回转张量分析

采用回转张量分析[33-36]方法定量分析孔洞的几何形态演化。回转张量的数学形式为

$$\mathbf{G}_{\alpha\beta}=\frac{1}{V_m}\sum_{i=1}^{V_m}(r_{\alpha i}^{(m)}-r_{\alpha}^{(b)})(r_{\beta i}^{(m)}-r_{\beta}^{(b)}) \tag{2}$$

式中：$\mathbf{G}_{\alpha\beta}$为回转张量；m 为孔洞编号。$r_{\alpha}^{(b)}$ 和 $r_{\alpha i}^{(m)}$(α、β 为 1，2，3 时，r_α、r_β 分别代表 x、y、z 轴的坐标数值)分别为孔洞 m 的几何中心坐标及孔洞 m 中体素 i 的坐标。V_m 为孔洞 m 的体素数。回转张量的特征值记作 R_1、R_2 和 R_3($R_1>R_2>R_3$)，根据回转张量构建孔洞的特征椭球体，其 3 个主轴沿特征向量方向，半轴长度分别为 $a=\sqrt{5R_1}$、$b=\sqrt{5R_2}$和 $c=\sqrt{5R_3}$。用特征向量来定义伸长指数(Elongation Index，EI)、扁平指数(Flatness Index，FI)和近球度，伸长指数 I_E为

$$I_E = R_2 / R_1 \tag{3}$$

扁平指数 I_F 为

$$I_F = R_3 / R_2 \tag{4}$$

I_E(或 I_F)取值越小,孔越细长(或扁平)。当3个特征轴长相等时,即 $a=b=c$ 时,该特征椭球体为标准球体,于是便可以通过如下形式描述特征椭球体的近球度:

$$S = 1 - \frac{1}{2} \frac{\sum_{i>j}^{3} (R_i - R_j)^2}{(\sum_{i}^{3} R_i)^3} \tag{5}$$

式中:S为椭球体的近球度;R_i 为第 i 个回转张量特征值。图5呈现了不同应变下孔洞形貌参数分布的演化曲线,包括等效直径、近球度、伸长指数和扁平指数的统计分布随应变的演化。由图5(a)可知,初始状态下,复合泡沫材料内孔洞的等效直径主要分布在250 μm以内,等效直径为0~100 μm的称为小直径孔洞,占总视野体积的30%,等效直径为100~250 μm的称为大直径孔洞,占总视野体积的12%。在孔洞的三维形貌图像(图4(c))中可见,小型孔洞大多伴随在部分大型孔洞附近,而非在试样内随机分布,这种小孔富集的结构也导致了变形过程中率先破碎的局部弱区出现。随着准静态单轴压缩不断加载,小型孔洞的数量逐渐增加,大型孔洞的数量逐渐减少,说明铝基复合泡沫试样内的大型孔洞在压缩过程中逐渐破碎坍塌。图5(b)展示了不同应变下孔洞近球度的分布,初始状态下孔的近球度主要在0.9~1.0,说明大部分孔洞接近球形,而随着应变的增大,孔洞被逐渐压缩破坏,偏离球形,椭球形孔洞增多。不同应变下孔洞的伸长指数和扁平指数分布如图5(c)、(d)所示。由图5可见,孔洞的扁平指数在0~0.12应变下呈单峰趋势,扁平指数主要分布在0.8~1.0,随着压缩的进行,扁平指数分布由单峰逐渐变为双峰,扁平指数在0.2~0.4的孔洞占比增加。孔洞的伸长指数呈双峰趋势,而随着压缩的进行,左边0.2~0.4的峰值逐渐上升,0.8~1.0的峰值逐渐下降,说明在压缩过程中,孔洞逐渐被压缩坍塌从而扁平及细长。

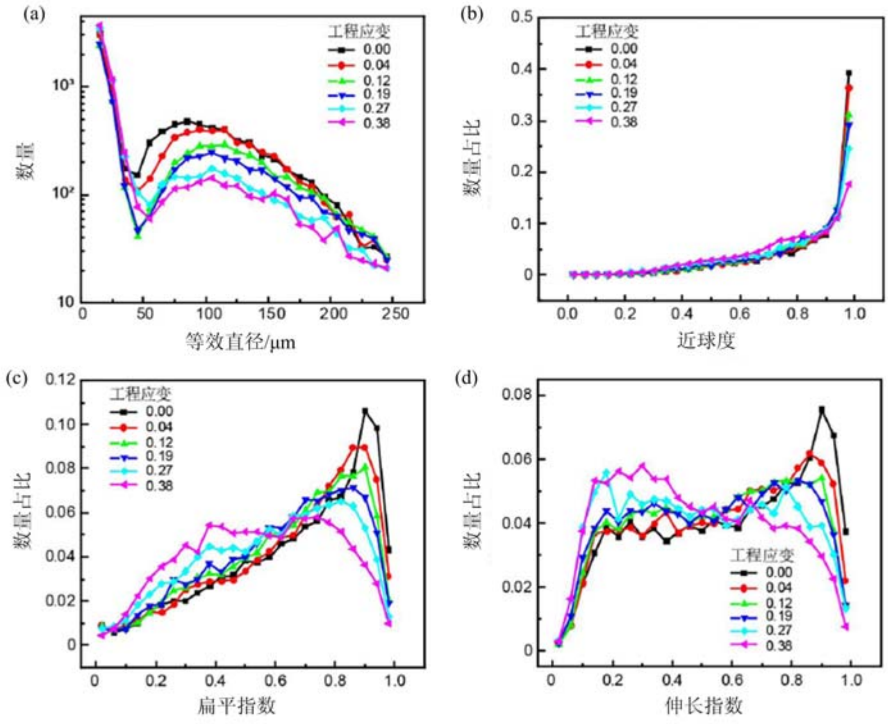

图5 铝基复合泡沫孔洞的三维结构形貌参数分布演化过程:(a)等效直径;(b)近球度;(c)扁平指数;(d)伸长指数

Fig. 5 The evolution process of the the distribution of 3D structural morphology parameters of pores in the Al matrix composite foam:(a)equivalent diameter;(b)sphericity;(c)flat index;(d)elongation index

2.3　微观结构演化过程

在铝基复合泡沫材料中，空心微珠及其周围包裹支撑的铝基体称为胞元，这些胞元互不重叠并铺满整个空间，若干个胞元堆叠构成试样整体。为了揭示铝基复合泡沫在准静态单轴压缩加载下，胞元尺度的变形破坏过程，对 5 个典型胞元(表 1)的三维结构演化过程进行了追踪与呈现(图 6)，z 轴方向为压缩方向。表 1 中列出了所选取的典型胞元的具体形貌参数，从图 5(b)中可知近球度为 0.8～1.0 的胞元数量占据了总胞元数量的 90%，因此分别选取了近球度为 0.8～1.0 和 0～0.79 大小的直径胞元作为典型胞元。

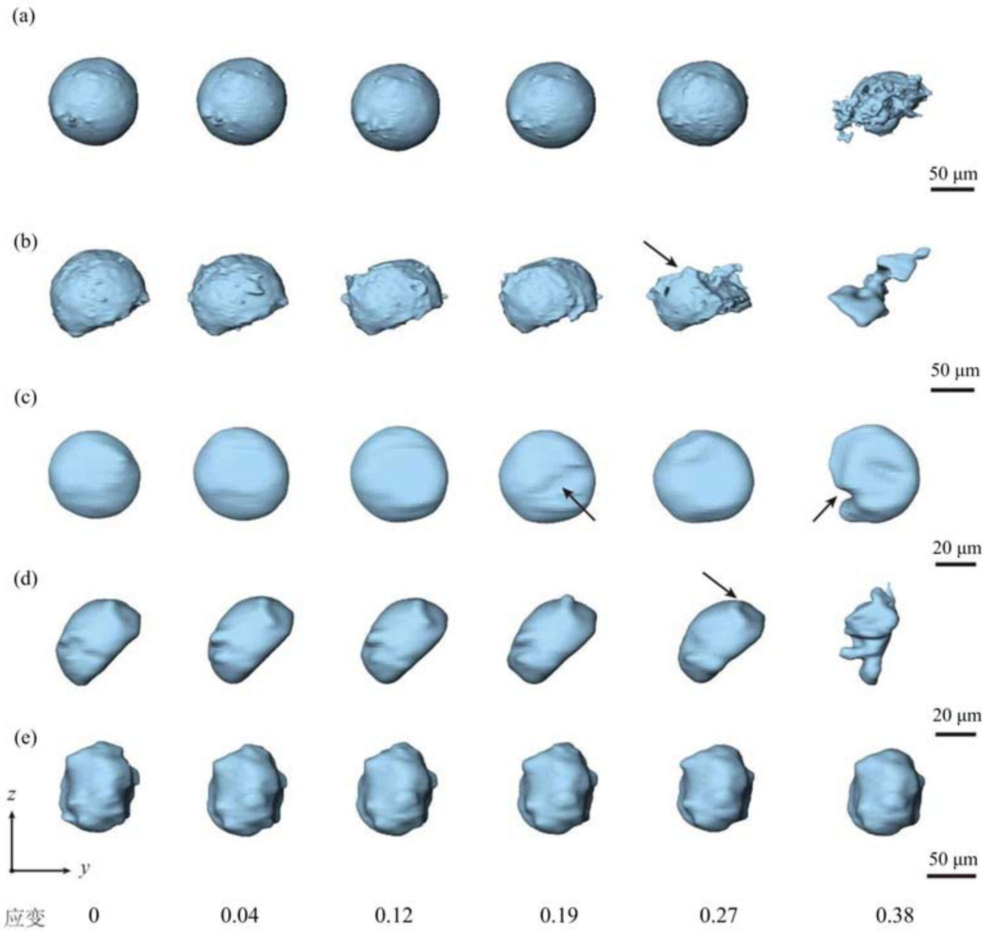

图 6　5 种典型胞元在压缩过程中的坍塌过程：(a)大直径圆球胞元；(b)大直径扁平胞元；(c)小直径圆球胞元；(d)小直径扁平胞元；(e)竖直狭长胞元

Fig. 6　Collapse of five typical cells during compression: (a) large-diameter circular cell; (b) large-diameter flat cell; (c) small-diameter circular cell; (d) small-diameter flat cell; (e) slender cell

表 1　具体典型胞元形貌参数

Tab. 1　Specific typical cell morphology parameters

胞元	等效直径/mm	近球度	伸长指数	扁平指数	特征
a	0.66	0.997 9	0.987 8	0.876 3	大直径圆球
b	0.64	0.767 0	0.961 2	0.550 8	大直径扁平
c	0.21	0.998 6	0.968 2	0.908 9	小直径圆球
d	0.20	0.720 7	0.680 2	0.503 4	小直径扁平
e	0.34	0.984 1	0.970 1	0.675 4	竖直狭长

图6(a)显示了大直径圆球胞元的坍缩过程。当试样宏观工程应变达到0.27时,胞元仍为球形,直到0.38应变处才开始发生坍塌破坏。压缩过程中,大直径扁平胞元在表面平缓处保持稳定,在曲面上逐渐向内塌陷(图6(b)),扁平胞元在两侧处更容易产生应力集中[37-38],这意味着近球度越高的孔,受力越均匀,抗压能力越强。当应变为0.19时,胞元的侧面开始被压缩(如图中箭头所示),且随着压缩的进行,主要坍塌集中在侧边部分,而主体的形貌并未有太大变化,直到0.38应变时,胞元主体坍塌破坏,说明小直径圆球胞元的稳定性不如大直径圆球胞元,且塌陷位置一般位于胞元两侧。小直径扁平胞元的变形过程与大直径扁平胞元相似(图6(d)),由于更扁平的胞元的表面存在许多凸面,导致胞元的抗压能力较低,发生屈曲失稳,凸面比平面更容易出现应力集中,曲面上的一些凸起部分被率先压缩,导致扁平胞元在表面塌陷,在胞元表面塌陷后,由于胞元长轴与压缩方向呈45°,又存在侧边压塌,最终导致0.38应变时,胞元长轴与压缩方向平行。图6(e)中胞元的坍塌主要发生在0.38应变处,坍塌主要来自于竖直胞壁的屈曲失稳,在头部发生局部压缩,而胞元两侧壁基本保持稳定,因此,长轴沿压缩加载方向的胞元在压缩过程中相对稳定。

在复合泡沫压缩过程中,独立胞元的变形与其相邻胞元之间也存在一定的联系,因此,本文追踪了不同位置、不同排列组合的相邻胞元在压缩加载下的变形演化过程,这里选取的不同排列组合为水平排列及垂直排列。图7展示了处于变形集中带及远离变形集中带的不同排列组合胞元的演化过程。

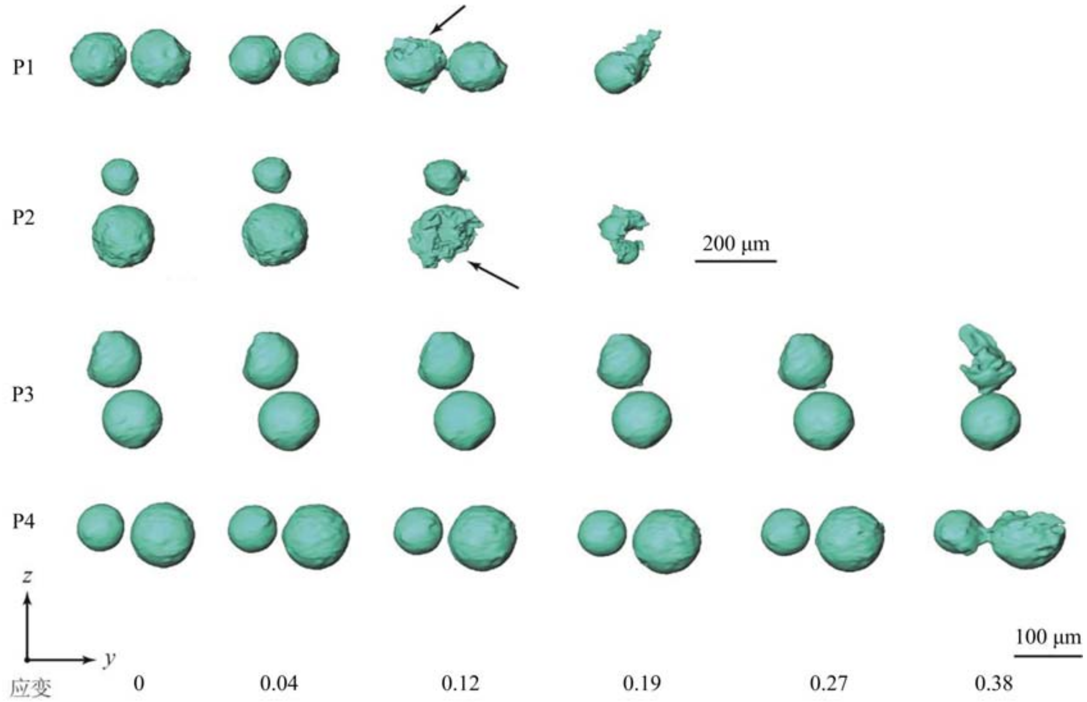

图7　不同位置2种排列组合胞元的坍塌过程及位置切片示意图

P1:变形集中带上水平排列胞元;P2:变形集中带上垂直排列胞元;

P3:远离变形集中带的垂直排列胞元;P4:远离变形集中带的水平排列胞元

Fig. 7　The collapse processes of two types of cell elements arranged in different positions, and a schematic diagram of positional slicing

P1: cell elements arranged horizontally on a deformation concentration band; P2: cell elements arranged vertically on a deformation concentration band; P3: cell elements arranged vertically away from the deformation concentration band; P4: cell elements arranged horizontally away from the deformation concentration band

从图7可以发现,在P1中左侧胞元率先发生坍塌,而后会将应力转移到相邻胞元,重新分配应力的过程会导致损伤变形的横向传播[39],并导致右侧胞元完全坍塌破坏,从而基体及微珠发生断裂并填充在孔隙中。P2中底部胞元发生大规模坍塌,底部产生应力集中,而垂直排列的胞元,由于剪切滞后效

应，完整的胞元未发生大规模变形[39]。在 0.04～0.12 应变时，局部胞元发生破碎，并使应力在相邻胞元间发生传递及重新分配。在 0.19 应变时，胞元发生大规模坍塌，胞元扁平狭长，迅速形成变形集中带。由于在后续压缩过程中，胞元已经完全坍塌破坏，并相互融合、贯通，在图像学上无法分辨出具体胞元，因此并未展示。

在远离变形集中带上的胞元组合也存在上述变形机制，但并不完全相同。在压缩过程中，相邻与独立胞元追踪的过程一致，近球度高的胞元基本保持稳定，在应变为 0.38 处，胞元发生大规模坍塌破碎，在压缩过程中从顶部向下发生塌陷。坍塌导致的孔隙项就是典型的弱区，弱区易造成应力集中。在 0.38应变处，P3 中胞元顶部产生应力集中，向下塌陷破坏，垂直排列胞元由于剪切滞后，使完整胞元避免了大规模变形。而 P4 的水平排列胞元产生应力集中后，使损伤破坏沿横向传播，而由于远离变形带，损伤破坏的程度比变形集中带上的胞元更小。从图 7 中可以发现，水平排列胞元损伤破坏的传播速度比垂直排列更快。

CT 切片图像显示出复合泡沫中大量孔洞被压碎，形成对角变形集中带（图 8(a)），压缩过程中，具有不同特征的空腔聚集区发生了不同顺序和程度的断裂。图 8(b)是图 8(a)中虚线所示区域的放大图，此处孔洞周围可观察到许多小型孔洞聚集的胞元。如图 8(b)中箭头所示，孔与孔之间的接触仅为孔洞薄壁接触，这些薄壁处容易产生应力集中，从而导致较低的抗压及抵抗变形破坏能力。因此，这些薄壁被优先破坏，导致周围结构的不稳定，而这些不稳定的结构更容易出现应力集中，进而导致孔洞泡沫材料发生坍塌型破碎。

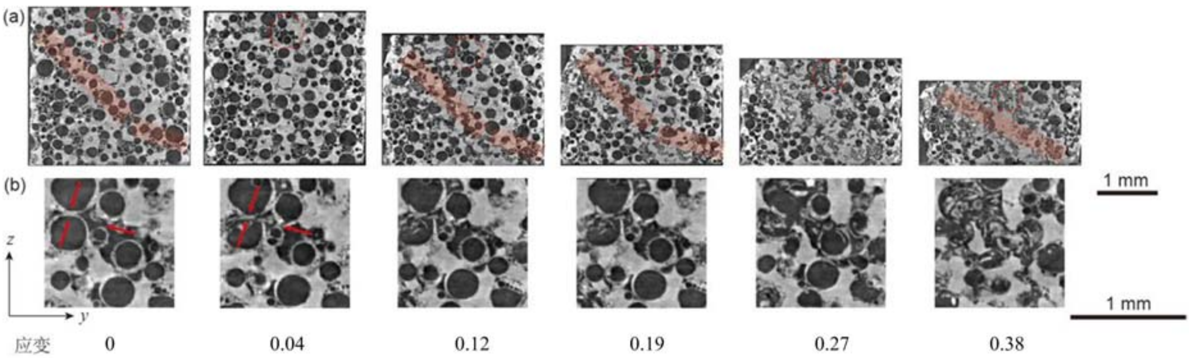

图 8　(a)不同应变状态下剪切破坏区的演化过程；(b)图(a)中虚线放大图

Fig. 8　(a) evolution of the shear region under different strains; (b) magnified view of the area indicated by the dashed circle in (a)

3　结论

本文基于上海同步辐射光源 BL16U2 线站与团队自研的微型材料试验机，建立了可实时测量试样宏观工程应力-工程应变状态的原位显微 CT 系统。通过该系统对掺空心微珠的铝基复合泡沫材料在准静态单轴压缩加载下的三维结构演化进行了量化表征，初步探讨了新型铝基复合泡沫材料的微观结构性能关系，得出以下结论：

1）基于同步辐射光源的原位显微 CT 技术，能够清晰揭示铝基复合泡沫材料在胞元尺度上的结构特征与变形损伤情况。

2）预坍塌阶段，铝基复合泡沫试样内存在少量空心微珠破碎，试样并非单纯的弹性变形。进入平台阶段后，基体中的空心微珠被大量压缩破坏并形成斜向变形集中带，应变持续增加而应力保持稳定。致密化阶段的胞元逐渐破碎崩溃，大量的碎块在胞元坍塌后的缝隙间填充，试样整体逐渐致密化。

3）在胞元尺度上，胞元坍塌过程显著依赖于自身结构及其所在位置。圆形孔和长轴与压缩方向一致的孔形变较小，抗压程度更强，扁孔在弯曲表面处发生断裂并吸能。聚集大量小型孔洞的胞元处抗压强度更低，率先被破坏。垂直排列的胞元之间，胞元的坍塌破坏会阻碍临近胞元的破坏损伤，而水平排列的胞元会将应力进行重新分配，并沿水平方向传递给相邻胞元，从而造成坍塌破坏。

参考文献:

[1] AFOLABI L O, ARIFF Z M, HASHIM S F S, et al. Syntactic foams formulations, production techniques, and industry applications: A review[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(5):10698-10718.

[2] KHEZRZADEH O, MIRZAEE O, EMADODDIN E, et al. Anisotropic compressive behavior of metallic foams under extreme temperature conditions[J]. Materials, 2020, 13(10):2329.

[3] LICITRA L, LUONG D D, STRBIK O M, et al. Dynamic properties of alumina hollow particle filled aluminum alloy A356 matrix syntactic foams[J]. Materials & Design, 2015, 66:504-515.

[4] MONDAL D P, DAS S, RAMAKRISHNAN N, et al. Cenosphere filled aluminum syntactic foam made through stir-casting technique[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2009, 40(3):279-288.

[5] 张博一,高金涛,王理,等. 粉煤灰空心球/Al复合泡沫材料准静态力学性能及本构模型[J]. 复合材料学报, 2021, 38(8):2655-2665 (ZHANG Boyi, GAO Jintao, WANG Li, et al. Quasi-static mechanical properties and constitutive model of fly ash cenosphere/aluminum syntactic foam[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2021, 38(8):2655-2665 (in Chinese))

[6] 潘利文,饶德旺,杨超,等. 空心微珠/金属基复合泡沫制备方法与吸能性能的研究进展[J]. 复合材料学报, 2020, 37(6):1370-1382 (PAN Liwen, RAO Dewang, YANG Chao, et al. Research progress on preparation methods and energy absorption properties of hollow particles/metal matrix syntactic foams[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2020, 37(6):1370-1382 (in Chinese))

[7] OMAR M Y, XIANG C C, GUPTA N, et al. Syntactic foam core metal matrix sandwich composite: Compressive properties and strain rate effects[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 643:156-168.

[8] KÁDÁR C, MÁTHIS K, ORBULOV I N, et al. Monitoring the failure mechanisms in metal matrix syntactic foams during compression by acoustic emission[J]. Materials Letters, 2016, 173:31-34.

[9] WU G H, DOU Z Y, SUN D L, et al. Compression behaviors of cenosphere-pure aluminum syntactic foams[J]. Scripta Materialia, 2007, 56(3):221-224.

[10] BALCH D K, O'DWYER J G, DAVIS G R, et al. Plasticity and damage in aluminum syntactic foams deformed under dynamic and quasi-static conditions[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 391:408-417.

[11] KARTAL M E, DUGDALE L H, HARRIGAN J J, et al. Three-dimensional in situ observations of compressive damage mechanisms in syntactic foam using X-ray microcomputed tomography[J]. Journal of Materials Science, 2017, 52(17):10186-10197.

[12] 孟进军,王美芬,李东杰,等. 泡沫铝-复合泡沫冲击韧度及黏弹性分析[J]. 实验力学, 2013, 28(6):716-722 (MENG Jinjun, WANG Meifen, LI Dongjie, et al. Impact toughness and viscoelasticity analysis of foam Al-syntactic foam[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2013, 28(6):716-722 (in Chinese))

[13] ORBULOV I N, DOBRANSZKY J, NEMETH A. Microstructural characterisation of syntactic foams[J]. Journal of Materials Science, 2009, 44(15):4013-4019.

[14] ORBULOV I N, NEMETH A, KORNEL M. Description of the compressive response of metal matrix syntactic foams[J]. Materials & Design, 2013, 49:1-9.

[15] PERONI L, SCAPIN M, FICHERA C, et al. Investigation of the mechanical behaviour of AISI 316L stainless steel syntactic foams at different strain-rates[J]. Composites Part B: Engineering, 2014, 66:430-442.

[16] XIA X C, CHEN X W, ZHANG Z, et al. Compressive properties of closed-cell aluminum foams with different contents of ceramic microspheres[J]. Materials & Design, 2014, 56:353-358.

[17] ZHANG B Y, LIN Y F, LI S, et al. Quasi-static and high strain rates compressive behavior of aluminum matrix syntactic foams[J]. Composites Part B: Engineering, 2016, 98:288-296.

[18] SZLANCSIK A, ORBULOV I N. Compressive properties of metal matrix syntactic foams in uni- and triaxial compression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 827:142081.

[19] RAJAK D K, LINUL E. Crushing response of composite metallic foams: Density and high strain rate effects[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 871:159614.

[20] LIN Y F, ZHANG Q, ZHANG F Y, et al. Microstructure and strength correlation of pure Al and Al-Mg syntactic foam composites subject to uniaxial compression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 696:

236-247.

[21] ORBULOV I N，KEMÉNY A，FILEP Á，et al. Compressive characteristics of bimodal aluminium matrix syntactic foams[J]. Composites Part A：Applied Science and Manufacturing，2019，124：105479.

[22] 汪敏，胡小方，蒋锐，等. 多孔泡沫铝压缩过程中微结构演化[J]. 实验力学，2005，20(3)：363-369 (WANG Min，HU Xiaofang，JIANG Rui，et al. Microstructure evolution of porous foamed aluminium in compression[J]. Journal of Experimental Mechanics，2005，20(3)：363-369 (in Chinese))

[23] BALCH D K，DUNAND D C. Load partitioning in aluminum syntactic foams containing ceramic microspheres[J]. Acta Materialia，2006，54(6)：1501-1511.

[24] OHGAKI T，TODA H，KOBAYASHI M，et al. In-situ high-resolution X-ray CT observation of compressive and damage behaviour of aluminium foams by local tomography technique[J]. Advanced Engineering Materials，2006，8(6)：473-475.

[25] GHAZI A，BERKE P，TIAGO C，et al. Computed tomography based modelling of the behaviour of closed cell metallic foams using a shell approximation[J]. Materials & Design，2020，194：108866.

[26] XIE H L，DU G H，LI K，et al. Development of fast X-ray imaging beamline at SSRF[C]//Eighth Symposium on Novel Photoelectronic Detection Technology and Applications. SPIE，2022：160.

[27] 柴海伟，李海洋，范端，等. 基于同步辐射原位 CT 的聚氨酯泡沫微观变形机理研究[J].实验力学，2020，35(2)：225-233 (CHAI Haiwei，LI Haiyang，FAN Duan，et al. Investigations on the micro deformation mechanisms of polyurethane foams with the in-situ，synchrotron-based tomography[J]. Journal of Experimental Mechanics，2020，35(2)：225-233 (in Chinese))

[28] STEINBRENER J，NELSON J，HUANG X J，et al. Data preparation and evaluation techniques for X-ray diffraction microscopy[J]. Optics Express，2010，18(18)：18598-18614.

[29] VO N T，ATWOOD R C，DRAKOPOULOS M. Superior techniques for eliminating ring artifacts in X-ray micro-tomography[J]. Optics Express，2018，26(22)：28396-28412.

[30] GÜRSOY D，DE CARLO F，XIAO X H，et al. TomoPy：A framework for the analysis of synchrotron tomographic data[J]. Journal of Synchrotron Radiation，2014，21：1188-1193.

[31] BRIGHT D S，STEEL E B. Two-dimensional top hat filter for extracting spots and spheres from digital images [J]. Journal of Microscopy，1987，146(2)：191-200.

[32] SUN Y L，AMIRRASOULI B，RAZAVI S B，et al. The variation in elastic modulus throughout the compression of foam materials[J]. Acta Materialia，2016，110：161-174.

[33] ARKIN H，JANKE W. Gyration tensor based analysis of the shapes of polymer chains in an attractive spherical cage[J]. Journal of Chemical Physics，2013，138(5)：054904.

[34] YAO Y，CHAI H W，LI C，et al. Deformation and damage of sintered low-porosity aluminum under planar impact：Microstructures and mechanisms[J]. Journal of Materials Science，2018，53(6)：4582-4597.

[35] CHAI H W，FAN D，YUAN J C，et al. Deformation dynamics of a neutron-irradiated aluminum alloy：An in situ synchrotron tomography study[J]. Acta Materialia，2023，243：118493.

[36] CHAI H W，XIE Z L，XIAO X H，et al. Microstructural characterization and constitutive modeling of deformation of closed-cell foams based on in situ X-ray tomography[J]. International Journal of Plasticity，2020，131：102730.

[37] 刘昕，柴海伟，范端，等. TPU/CNT 导电泡沫力电耦合效应的原位 CT 实验研究[J]. 实验力学，2022，37(6)：829-837 (LIU Xin，CHAI Haiwei，FAN Duan，et al. In-situ CT experimental investigation on the electro-mechanical properties of a TPU/CNT conductive foam[J]. Journal of Experimental Mechanics，2022，37(6)：829-837(in Chinese))

[38] 徐明举，柴海伟，谢红兰，等. 基于同步辐射原位 CT 的水牛角结构性能关系研究[J]. 实验力学，2021，36(2)：185-194 (XU Mingju，CHAI Haiwei，XIE Honglan，et al. Investigations on the structure-property relationship of buffalo horn based on in situ synchrotron CT[J]. Journal of Experimental Mechanics，2021，36(2)：185-194 (in Chinese))

[39] CROOM B P，JIN H，MILLS B，et al. Damage mechanisms in elastomeric foam composites：Multiscale X-ray computed tomography and finite element analyses[J]. Composites Science and Technology，2019，169：195-202.

Deformation dynamics of an aluminum martix composite foam: An in situ synchrotron tomography study

ZHU Tongtong[1], CHAI Haiwei[2], FAN Duan[1]

(1. The Peac Institute of Multiscale Sciences, Chengdu 610207, Sichuan, China; 2. Dynamic Materials Data Science Center, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, Sichuan, China)

Abstract: Based on X-ray fast imaging beamline (BL16U2) at Shanghai synchrotron radiation facility and a home-made material test system, an in situ micro-CT system was set up to study the 3D structural deformation and failure process of an aluminum syntactic foam doped with hollow microbeads under quasi-static uniaxial compression. The bulk engineering stress-engineering strain curve of the specimen under quasi-static compression and the 3D structural models under the specified strain states are obtained by the in situ micro-CT system. Based on 3D digital image analysis methods, the evolution of pore morphology parameters and the collapse process of cells are quantified. In the pre-collapse stage, a small number of hollow microbeads are broken, and it's not exactly an elastic deformation. After entering the plateau stage, a large number of hollow microbeads in the matrix are destroyed, and a deformation concentration zone is formed. The strain continues to increase while the stress remains stable until most of the cells break and collapse, and fragments fill in the gaps after cell collapse, and the whole specimen gradually densifies. Tracking the collapse of several cells, the cells with higher sphericity have stronger compressive resistance, and the cells with the longest axis perpendicular to the loading direction are the most easily destroyed. The cell with dense small pores around it breaks first and induces the adjacent cell collapse.

Keywords: aluminum matrix composite foam material; in situ micro computed tomography; 3D digital image; evolution of microstructure