爆 炸 与 冲 击
Explosion and Shock Waves
DOI：10.11883/bzycj-2026-0255

铝基复合泡沫的动态高温压缩性能与损伤机制*

毛晓勇，刘鑫，王博士，黄俊宇**

（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：铝基复合泡沫在冲击防护和高温服役结构中具有良好的应用潜力，但其在高温和高应变率耦合作用下的承载响应、能量吸收及内部损伤演化仍缺乏系统认识。为此，以 2024 铝合金为基体、粉煤灰空心微球为填充体，采用压力渗透法制备了孔隙率分别为 43%和 53%的铝基复合泡沫。材料内部空心微球分布较为均匀，平均粒径约为 180 μm，形成由铝合金基体与空心微球球壳组成的多孔复合结构。开展了室温下 0.001~2200 s^{-1} 的压缩实验和 2200 s^{-1} 下 25~500℃的动态压缩实验，并结合原位 X 射线计算机断层扫描(X-ray computed tomography, CT)、同步辐射高速原位成像等多尺度表征技术，系统分析了材料的宏观力学响应与细观损伤演化。结果表明：随应变率升高，材料的峰值应力和平台应力均显著提高，表现出明显的应变率效应；随温度升高，铝合金基体软化导致材料强度下降，但空心微球在一定程度上抑制了高温软化，使铝基复合泡沫在动态加载下的温度敏感性低于泡沫铝。与 43%孔隙率试样相比，53%孔隙率试样的应变率敏感性更强、温度敏感性更低，且动态温度敏感指数低于准静态。能量吸收分析表明，两种试样的比吸能随应变率升高而增加、随温度升高而降低，而理想吸能效率主要维持在 0.6~0.8，应变率和温度对吸能效率的影响相对有限。原位 CT 及同步辐射成像结果表明，43%孔隙率试样在准静态和动态加载下均以集中式单剪切带为主导损伤模式；53%孔隙率试样则随加载条件发生变化，准静态下呈现弱连续性的斜向局部化压溃，动态加载下发展为更显著的多区域应变集中、逐步坍塌和分散压溃，表现出更强的微惯性效应。高温动态回收试样的微观表征表明，随温度升高，主导变形机制由空心微球脆性破碎和孔洞坍塌逐渐转变为基体塑性流动、碎片嵌合和孔隙压实的协同作用。在此基础上，综合考虑铝合金基体硬化、空心微球破碎损伤、多孔结构微惯性效应及温度软化行为，建立了改进 Johnson–Cook(J–C)本构模型，43%和 53%孔隙率试样的整体决定系数 R^2 分别为 0.868 和 0.916，能够较好描述材料在不同应变率和温度条件下的压缩响应。研究结果可为铝基复合泡沫在冲击、高温及复杂服役环境下的结构设计与性能调控提供理论依据。

关键词：铝基复合泡沫；高温动态压缩；原位 CT；同步辐射高速成像；损伤机制；本构模型

中图分类号：O347.3　　**国标学科代码**：13015　　**文献标识码**：A

Dynamic compressive behavior and damage mechanisms of aluminum matrix syntactic foams at elevated temperatures

MAO Xiaoyong， LIU Xin， WANG Boshi， HUANG Junyu

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

*收稿日期：2026-08-14；　修回日期：2026-11-04；
基金项目：国家自然科学基金（Nos. 12622227, 12172312）；宁波市自然科学基金（No. 2025J015）
第一作者：毛晓勇（2001 年— ），男，硕士研究生，maoxy978@163.com；
通信作者：黄俊宇（1989 年— ），男，博士，研究员，huangjunyu@nbu.edu.cn。

录用稿件，非最终出版稿

Abstract: Aluminum matrix syntactic foam (AMSF) exhibit considerable potential for impact protection and structural applications under elevated-temperature conditions. However, their mechanical response and internal damage evolution under the coupled effects of high strain rates and elevated temperatures remain insufficiently understood. AMSFs with porosities of 43% and 53% were fabricated by pressure infiltration using 2024 aluminum alloy as the matrix and fly ash cenospheres (FACS) as the filler. The FACS were relatively uniformly distributed within the matrix, with an average diameter of approximately 180 μm. Compression tests were conducted at room temperature over a strain-rate range of 0.001~2200 s^{-1}, together with dynamic compression tests at approximately 2200 s^{-1} and temperatures ranging from 25 to 500°C. Multiscale characterization techniques, including in situ X-ray computed tomography (CT), synchrotron-based high-speed X-ray imaging, and digital image correlation (DIC), were employed to investigate the macroscopic mechanical response and mesoscale damage evolution. The results show that both peak stress and plateau stress increase markedly with increasing strain rate, whereas increasing temperature reduces the material strength primarily due to thermal softening of the aluminum alloy matrix. Compared with the 43% porosity foam, the 53% porosity foam exhibits higher strain-rate sensitivity but lower temperature sensitivity. Energy absorption analysis further indicates that the specific energy absorption (SEA) generally increases with strain rate but decreases with increasing temperature, while the ideal energy absorption efficiency remains approximately 0.6~0.8 over a wide deformation range. In situ CT and synchrotron imaging reveal distinct porosity-dependent damage modes. The 43% porosity foam exhibits a dominant single shear band under both quasi-static and dynamic loading, whereas the 53% porosity foam shows less continuous inclined localization under quasi-static loading and more distributed multi-zone crushing under dynamic loading. Microstructural observations of dynamically recovered specimens reveal that increasing temperature promotes matrix plastic flow, shell-fragment embedding, and pore compaction, indicating a transition from brittle cenosphere fracture toward more pronounced matrix plastic deformation. Based on these findings, a modified Johnson–Cook (J–C) model incorporating matrix strain hardening, FACS fracture-induced softening, strain-rate strengthening, micro-inertia effects, and thermal softening was developed. The model effectively captures the compressive responses under different strain-rate and temperature conditions, with overall R^2 values of 0.868 and 0.916 for the 43% and 53% porosity foams, respectively. These findings provide insights into the relationships among mechanical response, energy absorption, and mesoscale damage evolution, supporting the constitutive modeling and structural design of AMSFs under impact and elevated-temperature conditions.

Keywords: Aluminum matrix syntactic foam; High-temperature dynamic compression; In situ X-ray computed tomography; Synchrotron high-speed imaging; Damage mechanisms; Constitutive model

铝基复合泡沫（aluminum matrix composite foam, AMCF）是一类由铝或铝合金基体与空心微球复合而成的轻质多孔材料[1]。相比传统泡沫铝，空心微球的引入可显著提升材料的比强度与比刚度，并赋予材料良好的缓冲减振、吸声隔热和抗冲击性能[2]，因此在国防防护、航空航天和轨道交通等需要轻质吸能结构的领域中具有广阔的应用前景[3]。

近年来，轻质多孔材料及其衍生结构在冲击防护和能量吸收领域受到了广泛关注。研究人员通过调控多孔材料的拓扑构型、梯度分布及结构约束条件，改善其承载与变形行为。例如，双拓扑力学超材料可通过结构设计调节应力分布与塑性变形[4]，弹簧可编程超材料则通过结构设计实现弹性模量与能量耗散能力的调控[5]。泡沫夹芯板及泡沫填充管可利用芯层压溃和结构间的相互作用，实现载荷缓冲与能量耗散[6–7]。此外，针对泡沫夹芯结构的研究进一步揭示了其在撕裂和切割载荷作用下的变形与失效行为，表明芯层与面板的相互作用对结构承载及吸能性能具有重要影响[8–9]。上述研究表明，多孔材料的内部结构及其与外部约束条件的相互作用，对材料的宏观力学响应具有重要影响。

录用稿件，非最终出版稿

与上述宏观多孔结构不同，铝基复合泡沫通过在金属基体中引入空心微球构建细观孔结构，其压缩变形与损伤过程不仅受到基体塑性变形的影响，还与空心微球破碎、孔洞坍塌及局部应变集中密切相关。因此，有必要在已有多孔结构变形调控研究的基础上，进一步关注铝基复合泡沫的压缩力学响应及其细观损伤演化特征。

铝基复合泡沫的压缩性能受基体材料[10]、空心微球尺寸[11]、球壳厚径比[12]及微球形状[13]等因素的共同影响。已有研究从不同应变率和温度条件出发，揭示了其承载和吸能行为的多重控制因素。Movahedi 等[14]研究了功能梯度铝基复合泡沫在准静态和高速加载下的力学响应，发现随着加载速率提高，材料的屈服强度和吸能能力明显增强，且变形模式由过渡型逐渐向冲击波控制型转变。Alteneiji 等[15]通过准静态压缩、分离式霍普金森压杆（split Hopkinson pressure bar, SHPB）、弹道冲击和爆炸加载等实验，发现铝基复合泡沫的初始刚度、峰值应力和平台应力均存在明显的应变率效应，且当应变率超过 1000 s^{-1} 后动态强化效应更为显著。Deng 等[16]探讨了空心微球尺寸等微结构特征对材料动态压缩及吸能性能的影响，发现微球尺寸减小和厚径比增大均有利于提升铝基复合泡沫的动态压缩强度与吸能效率，但尺寸分布不均会恶化其变形稳定性。总体而言，尽管铝基复合泡沫表现出显著的应变率敏感性，但孔隙率等微结构参数对其应变率敏感性的影响规律尚不清楚。在温度效应方面，Sonti 等[17]研究了铝基复合泡沫从室温至高温条件下的准静态压缩行为，发现温度升高会显著降低材料的致密化应变及吸能效率，且该温度敏感性在一定程度上受空心微球体积分数的影响。Taherishargh 等[18]在 25~500℃范围内开展了准静态压缩实验，结果表明温度升高会降低材料的弹性模量、屈服应力、平台应力和吸能能力，同时提高材料塑性，使压缩变形更为均匀。然而，高应变率下材料变形过程发生明显变化且存在绝热温升，因此高温与高应变率耦合作用下的力学响应亟需深入研究，目前相关成果仍十分有限。

变形损伤机制是理解铝基复合泡沫应变率和温度效应的核心基础，现有研究多借助光学成像、声发射检测或回收试样离位表征等手段加以探索。例如，林颖菲等[19]采用高速摄影结合数字图像相关（digital image correlation, DIC）技术，揭示了试样表面应变集中及剪切带的萌生与扩展机制。Licitra 等 **Error! Reference source not found.**利用高速摄影技术记录了铝基复合泡沫的压缩损伤过程，发现空心颗粒开裂首先诱发局部基体塑性变形，继而剪切带逐渐扩展，并伴随带内颗粒破碎与孔隙压实。Kadar 等[21]利用声发射信号定性识别了基体塑性变形、填充颗粒开裂和破碎颗粒摩擦等损伤机制。Balch 等[22]通过压缩后样品的 X 射线断层扫描（X-ray computed tomography, CT）发现，铝基复合泡沫主要发生分散的基体塑性变形和孔洞压扁。上述方法能够表征材料的宏观变形模式和表面应变演化，但光学成像仅能获取表面信息，声发射检测依赖反演算法且精度有限，离位表征则无法追踪变形演化过程，因而难以直接揭示内部空心微球破碎、界面脱粘和孔隙坍塌等微细观结构的三维演化过程。近年来，同步辐射原位成像技术的快速发展为多孔材料动态变形损伤机制的研究提供了重要手段[23]。Tambe 等[23]将同步辐射原位 CT 应用于铝基复合泡沫内部压缩损伤的实时观测，Wang 等[24]将同步辐射高速原位 X 射线成像应用于泡沫钛动态压缩变形机理的探究。然而，铝基复合泡沫在动态加载下的原位表征研究仍十分匮乏，亟待深入拓展。

针对铝基复合泡沫在高应变率与高温耦合作用下的力学响应、能量吸收及内部损伤演化机制尚不明确的问题，本文以 2024 铝合金为基体、粉煤灰空心微球为填充体，采用压力渗透法制备了两种密度的铝基复合泡沫材料。通过准静态压缩实验和分离式霍普金森压杆(SHPB)实验，系统探讨了材料在不同应变率（0.001 s^{-1}、270 s^{-1}、2200 s^{-1}）及不同温度（25℃、300℃和 500℃）条件下的压缩力学响应，定量揭示了孔隙率对应变率强化与高温软化行为的影响，发现 53%孔隙率试样具有更高的应变率敏感性和相对较低的温度敏感性。进一步结合原位 CT、同步辐射高速原位 X 射线成像以及回收试样的扫描电子显微镜(scanning electron microscopy, SEM)表征等多尺度表征手段，从三维孔洞演化、内部应变局部化及微观损伤形貌等不同尺度揭示不同孔隙率试样的变形与损伤机制。在此基础上，综合考虑铝合金基体硬化、空心微球破碎损伤、多孔结构微惯性效应以及温度软化行为，建立

录用稿件，非最终出版稿

改进的 J–C 本构模型，以描述铝基复合泡沫在宽应变率和高温条件下的压缩响应。研究结果可为铝基复合泡沫在高温冲击环境下的性能调控提供参考。

1 实验材料与实验方案

1.1 材料制备

基体原料为 2024 铝合金粉末，粒径为 25~30 μm，密度为 2.78 g·cm⁻³。填充体为粉煤灰空心微球，粒径范围为 150~250 μm，平均粒径约为 180 μm。通过 SEM 图像对空心微球外径 D 和球壳厚度 t 进行统计，得到平均球壳厚度约为 9 μm，平均壁厚/直径比 t/D 约 0.05。粉煤灰空心微球的有效密度约为 0.60 g·cm⁻³，球壳材料真实密度约为 2.20 g·cm⁻³。根据密度关系计算得到微球自身孔隙率约为 72.7%，根据球壳几何尺寸计算得到的内部空腔体积分数约为 72.9%，两种方法所得结果基本一致。通过调控粉煤灰的体积分数，采用压力渗透法制备了两种不同密度的铝基复合泡沫材料。粉煤灰空心微球的体积分数分别为 59.1%和 72.9%。制备过程中，首先将粉煤灰空心微球装填于钢制模具中，经振实后形成具有预定体积分数的微球预制体，并将预制体加热至 650℃进行预热。随后将 2024 铝合金加热至 760℃使其完全熔化，并将铝合金熔体浇注至预热后的微球预制体上方。在 0.8 MPa 外加压力作用下，使铝合金熔体充分渗入微球之间的间隙，并保压 5 min，以促进熔体充分渗透并减少未渗透孔隙。渗透完成后保持压力至基体凝固，随后自然冷却至室温并脱模，成形后的试样保持压力渗透凝固状态，未进行固溶、时效或其他后续热处理[2,10,12]。铸造完成后，采用称量法测得两种材料的初始密度分别为 1.58 g·cm⁻³和 1.31 g·cm⁻³。

1.2 初始微结构表征

为开展初始微结构表征，将两种孔隙率试样经线切割加工成直径 3 mm、高度 6 mm 的圆柱体，并采用蔡司 GeminiSEM 360 扫描电子显微镜观察其表面形貌及空心微球分布。图 1(a)、(b)分别为两种密度试样的 SEM 图像，可见近圆形或椭圆形的微球截面及孔腔，其在铝合金基体中分布均匀，未见明显局部团聚。为进一步表征空心微球的空间分布，采用三英 NanoVoxel 2700 显微 CT 装置进行无损检测与三维重构[25]，结果显示（图 1(c)和(d)），空心微球在基体内部 未出现明显团聚及裂纹或孔洞缺陷。本文将孔隙率定义为试样内部粉煤灰空心微球内腔体积占试样总体积的比例，即

$$P=\frac{V_{\text{void}}}{V_{\text{total}}}\times 100\% \tag{1}$$

式中，P 为试样孔隙率，V_{void} 为粉煤灰空心微球内部空腔总体积，V_{total} 为试样总体积。

对 CT 图像切片中的孔洞进行分割与提取，并以孔洞体素数占试样总体素数的比例计算孔隙率，获得材料的初始孔隙率分别为 43%和 53%。因此，本文所定义的孔隙率反映的是复合泡沫内部由空心微球内腔形成的实际孔隙体积分数，而非微球堆积形成的颗粒间隙率。该定义能够直接表征复合泡沫内部实际承载截面及孔隙结构差异，并与后续基于 CT 的孔洞演化和损伤分析保持一致。图 1(f)的等效直径分布表明，孔洞尺寸主要集中于 150~250 μm 范围内。此外，采用 Agilent 5800 电感耦合等离子体发射光谱仪对复合试样进行元素分析[26]，除主要元素 Al 外，其余元素含量如图 1(e)所示。由于 53%孔隙率试样中粉煤灰空心微球含量较高，其 Si 元素含量也显著升高。

录用稿件，非最终出版稿

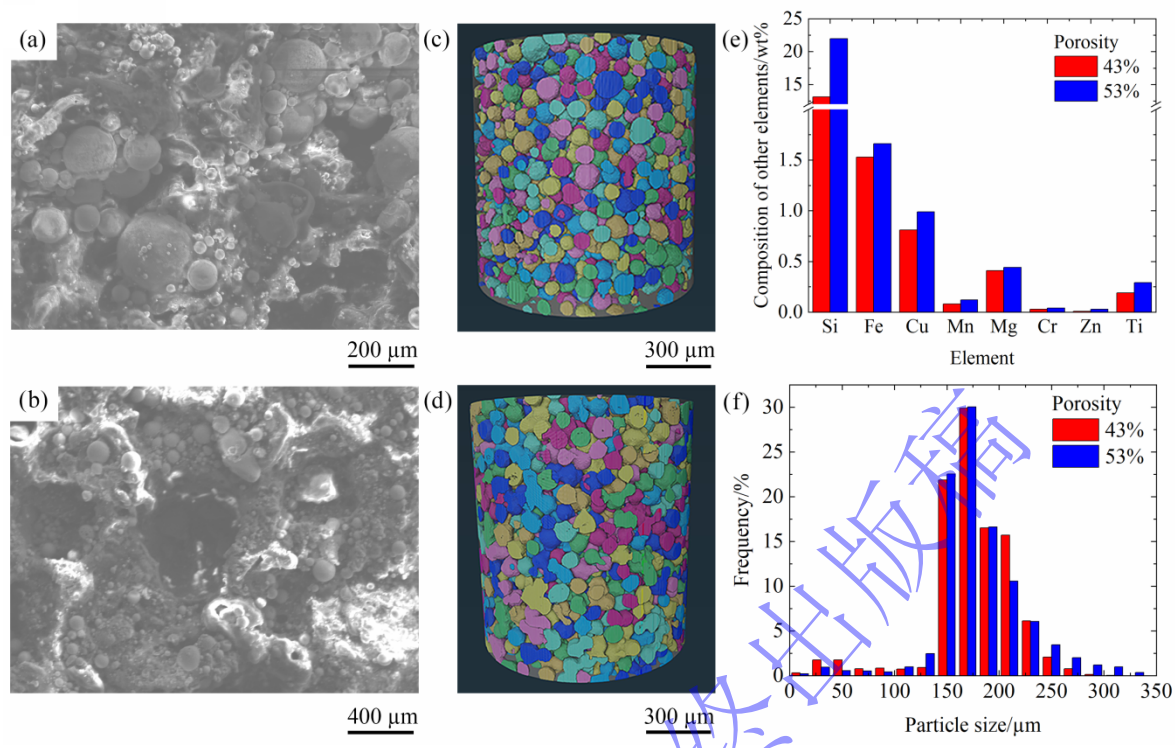


图 1 不同孔隙率铝基复合泡沫材料的初始微观结构表征：(a)–(b) SEM 图像；(c)–(d) CT 三维图像；(e) 元素含量；(f) 孔洞等效直径分布。其中(a)和(c)为 43%孔隙率，(b)和(d)为 53%孔隙率。

Fig. 1 Initial microstructural characterizations of aluminum matrix syntactic foams with different porosities. (a)–(b) SEM images. (c)–(d) Three-dimensional CT renderings. (e) Elemental composition. (f) Equivalent pore diameter distribution. Panels (a) and (c) correspond to the specimen with 43% porosity, whereas panels (b) and (d) correspond to the specimen with 53% porosity.

1.3 宽应变率测试及原位表征

准静态压缩实验在 50 kN MTS 810 伺服液压万能实验机上进行，动态压缩实验采用图 2 所示的 SHPB 装置进行。动静态实验试样均为边长 6 mm 的立方体。为实现高温动态加载条件，采用电阻式加热炉对试样加热，并通过热电偶实时监测试样表面温度，由温度控制箱对加热炉进行反馈调节。待炉温达到设定值并稳定后，继续保温 30 min，以确保试样内部温度充分均匀，随后进行动态加载。入射脉冲整形及应变片布线等具体细节参见文献[27–**Error! Reference source not found.**。入射波、反射波和透射波信号由应变片记录，经示波器传输至超动态应变仪进行数据采集。采用双波法（公式(2)–(4)），由入射波和透射波信号分别计算试样的工程应力、工程应变率和工程应变历史数据[29]。

$$\sigma_{\mathrm{eng}} = E_{\mathrm{b}}\varepsilon_{\mathrm{t}}\frac{A_{\mathrm{b}}}{A_{\mathrm{s}}} \tag{2}$$

$$\dot{\varepsilon}_{\mathrm{eng}} = \frac{2C_{\mathrm{b}}(\varepsilon_{\mathrm{t}}-\varepsilon_{\mathrm{i}})}{L_{\mathrm{s}}} \tag{3}$$

$$\varepsilon_{\mathrm{eng}} = \frac{2C_{\mathrm{b}}}{L_{\mathrm{s}}}\int_0^{\tau}(\varepsilon_{\mathrm{t}}-\varepsilon_{\mathrm{i}})\mathrm{d}t \tag{4}$$

录用稿件，非最终出版稿

式中：σ_{eng} 为工程应力，$\dot{\varepsilon}_{\mathrm{eng}}$ 为工程应变率，$\varepsilon_{\mathrm{eng}}$ 为工程应变；ε_{i} 和 ε_{t} 分别为入射波和透射波应变，τ 为脉冲宽度；E_{b} 为杆的杨氏模量，C_{b} 为杆中纵波波速，A_{b} 和 A_{s} 分别为杆和试样的横截面积，L_{s} 为试样长度。

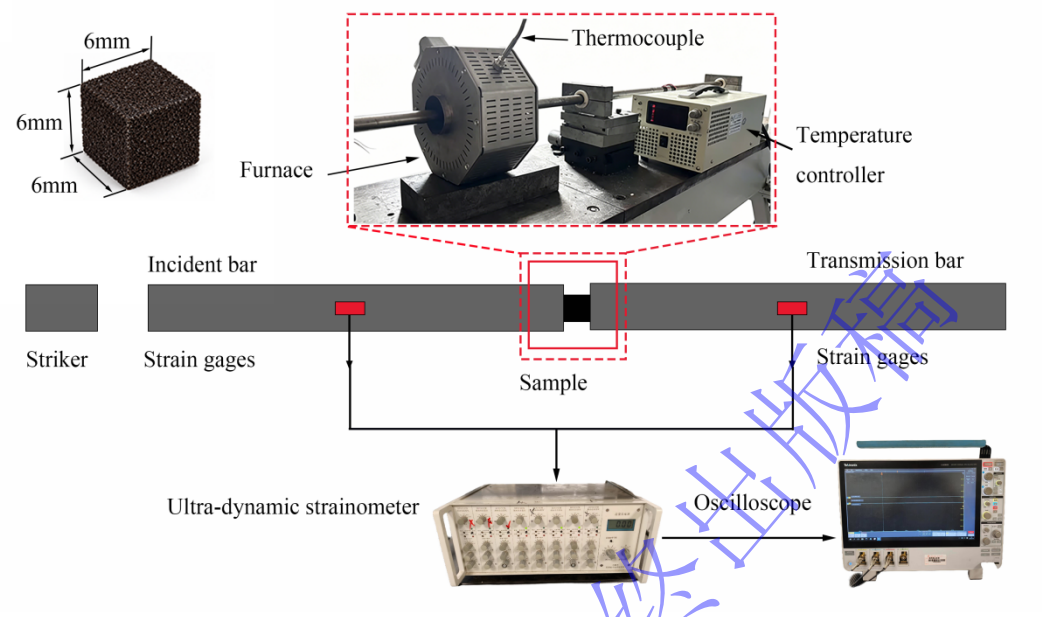


图 2 耦合高温环境的分离式霍普金森压杆装置示意图

Fig. 2 Schematic diagram of the split Hopkinson pressure bar (SHPB) apparatus implemented with a high-temperature environmental chamber

为揭示压缩过程中试样内部孔洞结构及变形损伤的演化规律，采用原位 X 射线成像技术开展微结构表征和量化分析。在准静态实验中，基于三英 NanoVoxel 2700 显微 CT 结合原位加载装置进行分级加载-扫描实验。试样被加载至预设工程应变后暂停，并在保持当前载荷及变形状态的条件下进行 CT 扫描，获得不同压缩阶段的二维切片及三维重构图像，用于分析空心微球破碎、孔洞坍塌及剪切带萌生与扩展等损伤行为[30]。动态实验中，将 SHPB 装置与同步辐射高速 X 射线成像系统耦合[31]，利用同步辐射 X 射线高亮度、高穿透性的特点，借助高速相机连续记录试样内部孔洞快速坍塌及局部损伤带的扩展过程。同时，结合 X 射线数字图像相关（X-ray digital image correlation, XDIC）方法获取内部位移场和应变场，进而表征动态加载下应变局域化及剪切带的演化特征[32]。同步辐射高速 X 射线成像装置和技术的更多细节可参见文献[30,32]。

2 结果与讨论

2.1 应力−应变曲线

图 3 展示了 53%孔隙率试样的 SHPB 实验原始波形及重复性实验结果。图 3(a)展示了入射波、反射波和透射波波形。图 3(b)给出了试样在应变率 2200 s^{-1} 下三次重复实验的工程应力−应变曲线。三条曲线的峰值应力和平台区总体吻合，表明动态压缩实验具有较好的重复性。

录用稿件，非最终出版稿

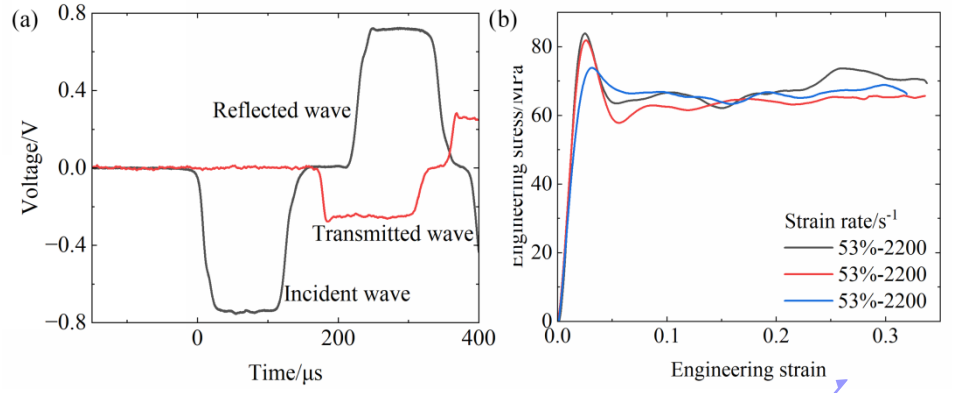


图 3 53%孔隙率试样的 SHPB 实验原始波形及重复性检验：(a)原始波形；(b)三次重复实验的工程应力−应变曲线。

Fig. 3 Raw wave records and repeatability examination of the SHPB test for the specimen with 53% porosity. (a) raw wave records; (b) engineering stress–strain curves from three repeated tests.

图 4(a)展示了 43%和 53%孔隙率铝基复合泡沫在准静态(0.001 s^{-1})、中应变率(270~290 s^{-1})和高应变率(2200 s^{-1})加载下的工程应力−应变曲线。两种试样均表现出泡沫材料典型的压缩变形特征，即初始弹性阶段、平台压溃阶段和后期致密化阶段[33]。加载初期，两种试样的应力均快速升高，达到峰值后表现出明显下降，随后进入波动相对平缓的平台阶段。准静态曲线在大应变下急剧上升，表现出明显的致密化特征，而动态曲线在当前应变范围内主要呈现初始峰值和平台响应。随着应变率提高，两种孔隙率试样的初始峰值应力和平台应力总体升高，表明材料具有明显的应变率强化特征。在相同或相近应变率下，43%孔隙率试样的峰值应力和平台应力均高于 53%孔隙率试样，说明孔隙率增加会降低材料的整体承载水平。

图 4(b)进一步比较了两种试样在相近应变率、不同温度条件下的动态压缩响应，当温度从 25°C 升高至 300°C 和 500°C 时，两种试样的初始峰值应力和平台应力均明显降低，表明材料的动态承载能力随温度升高而下降。其中，43%孔隙率试样在 25~300°C范围内的峰值应力降幅较为明显。而 53%孔隙率试样的峰值应力随温度变化相对平缓。在相同温度下，43%孔隙率试样的峰值应力和平台应力均高于 53%孔隙率试样，但两者的应力差异随温度升高逐渐减小。

图 4(c)和(d)进一步对不同应变率和温度下的峰值应力及平台应力σ_{pl}（公式(5)）进行了定量比较[34]，并分别采用应变率敏感指数 m 和温度敏感指数 β（公式(6)–(7)）表征其对应变率与温度变化的敏感程度[35–36]。

$$\sigma_{\mathrm{pl}}=\frac{1}{\varepsilon_2-\varepsilon_1}\int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2}\sigma(\varepsilon)\mathrm{d}\varepsilon \tag{5}$$

$$m=\left(\frac{\partial\ln\sigma}{\partial\ln\dot{\varepsilon}}\right)_{\varepsilon,T} \tag{6}$$

$$\beta=\frac{1}{\sigma}\left(\frac{\partial\sigma}{\partial T}\right)_{\varepsilon,\dot{\varepsilon}} \tag{7}$$

式中：ε_1 为屈服应变，ε_2 为压实应变，$\sigma(\varepsilon)$ 为应变ε对应的流动应力，$\dot{\varepsilon}$为应变率，T 为温度。动态加载下，由于曲线尚未进入致密化阶段，ε_2 取为对应曲线的最大应变。对图 4(c)中的实验数据进行拟合，得到应变率敏感指数如下：$m_{\mathrm{Peak}}^{43\%}=1.6\times10^{-2}$，$m_{\mathrm{Plateau}}^{43\%}=9.6\times10^{-3}$，$m_{\mathrm{Peak}}^{53\%}=3.0\times10^{-2}$，$m_{\mathrm{Plateau}}^{53\%}=2.8\times10^{-2}$。53%孔隙率试样的两个应变率敏感指数均显著高于 43%孔隙率试样，说明其峰值应力和平

录用稿件，非最终出版稿

台应力对应变率变化更加敏感。对图 4(d)中的实验数据进行拟合，得到温度敏感性指数如下：$\beta_{\mathrm{Peak}}^{43\%}=-9.9\times10^{-4}$，$\beta_{\mathrm{Plateau}}^{43\%}=-7.4\times10^{-4}$，$\beta_{\mathrm{Peak}}^{53\%}=-5.4\times10^{-4}$，$\beta_{\mathrm{Plateau}}^{53\%}=-6.6\times10^{-4}$。53%孔隙率试样的温度敏感指数绝对值整体较小，说明其动态承载应力对温度变化的敏感程度相对较低。

不同孔隙率试样的应变率和温度敏感性差异，与基体承载、孔洞坍塌及局部惯性约束的共同作用有关。43%孔隙率试样具有相对连续的铝合金承载骨架，整体强度较高；而 53%试样的承载骨架相对薄弱，更多孔洞参与局部压溃，其峰值和平台应力的应变率敏感指数分别约为 43%试样的 1.9 倍和 2.9 倍。这可能与动态加载下多区域压溃及局部惯性约束有关。温度升高时，基体热软化削弱材料的承载能力，而空心微球及破碎球壳的承载与嵌合作用仍可对局部压溃产生约束，从而在一定程度上降低材料对基体软化的依赖。53%试样的温度敏感指数绝对值相对较小，说明孔隙率不仅影响材料的初始承载能力，还改变了其应变率强化与高温软化的响应特征。

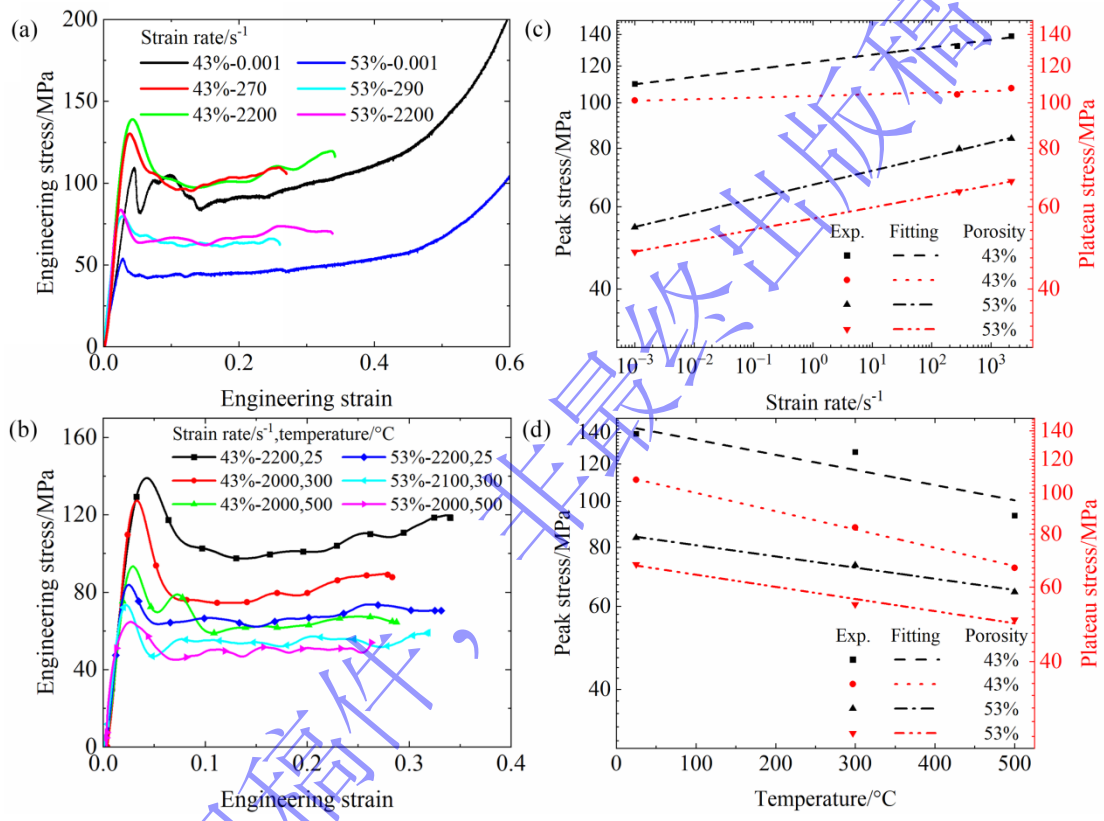


图 4 铝基复合泡沫的宏观力学响应：(a)不同应变率下工程应力−应变曲线；(b)不同温度下动态工程应力−应变曲线；(c)特征应力的应变率相关性；(d)特征应力的温度相关性。

Fig. 4 Macroscopic mechanical response of the aluminum matrix syntactic foams: (a) engineering stress–strain curves at different strain rates; (b) dynamic curves at different temperatures; (c) strain-rate dependence of characteristic stresses; (d) temperature dependence of characteristic stresses.

能量吸收性能是评价泡沫材料承载与防护能力的重要指标。为进一步评价不同孔隙率铝基复合泡沫在不同应变率和温度条件下的吸能性能，引入单位体积吸收能 W、比吸能(specific energy absorption, SEA)、能量吸收效率 E 和理想吸能效率 I（公式(8)–(9)）进行定量分析[17,33,37]。由于动态压缩曲线在当前实验条件下尚未完全进入致密化阶段，为避免不同终止应变对吸能结果比较产生影响，本文统一选取工程应变ε_c=0.25 作为截止应变。

$$W(\varepsilon_c)=\int_0^{\varepsilon_c}\sigma(\varepsilon)\mathrm{d}\varepsilon \tag{8}$$

录用稿件，非最终出版稿

$$\mathrm{SEA}(\varepsilon_c)=\frac{W(\varepsilon_c)}{\rho},\quad E(\varepsilon_c)=\frac{W(\varepsilon_c)}{\sigma(\varepsilon_c)}\quad I(\varepsilon_c)=\frac{W(\varepsilon_c)}{\sigma_{\max}(\varepsilon_c)\varepsilon_c} \tag{9}$$

式中：$\sigma(\varepsilon)$为应变ε对应的压缩应力；ε_c为截止应变，由于动态压缩曲线在当前实验条件下尚未完全进入致密化阶段，本文统一取 0.25；$\sigma_{\max}$为0 ~ ε_c范围内的最大压缩应力；ρ为试样密度，43%和 53%孔隙率试样分别取 1.58 g·cm⁻³和 1.31 g·cm⁻³；W为单位体积吸收能；SEA 为比吸能；E 和I分别表示能量吸收效率和理想吸能效率。

图 5(a)和(b)所示，两种孔隙率试样的比吸能（SEA）均随压缩应变增加而持续上升，且 43%孔隙率试样的 SEA 整体高于 53%孔隙率试样。随着应变率升高，SEA 总体呈增加趋势，表明应变率强化效应提高了材料的承载能力，从而增强其能量吸收能力。相比之下，理想吸能效率在压缩初期迅速上升，随后逐渐趋于稳定，主要维持在 0.7~0.8 之间，说明材料在较大变形范围内具有相对稳定的吸能能力。此外，吸能效率随应变持续增加，不同应变率下的曲线较为接近。总体而言，应变率对材料比吸能的影响较为显著，而对理想吸能效率和吸能效率的影响相对有限。

图 5(c)和(d)所示，在近似相同的动态应变率下，两种孔隙率试样的 SEA 均随温度升高而整体降低，其中 43%孔隙率试样的下降更为明显。这主要归因于高温下铝合金基体的热软化效应，基体流动应力降低削弱了材料的整体承载能力，从而降低单位质量的能量吸收水平。在不同温度下，43%孔隙率试样的 SEA 始终高于 53%孔隙率试样。与此同时，各工况下的理想吸能效率均在压缩初期迅速上升，并在后续变形阶段维持在约 0.6~0.8 之间，但未表现出明显的单调温度依赖性。吸能效率则随应变持续增加，且不同温度下的曲线差异较小。表明温度升高主要降低材料的比吸能，而对其吸能效率的影响相对有限。

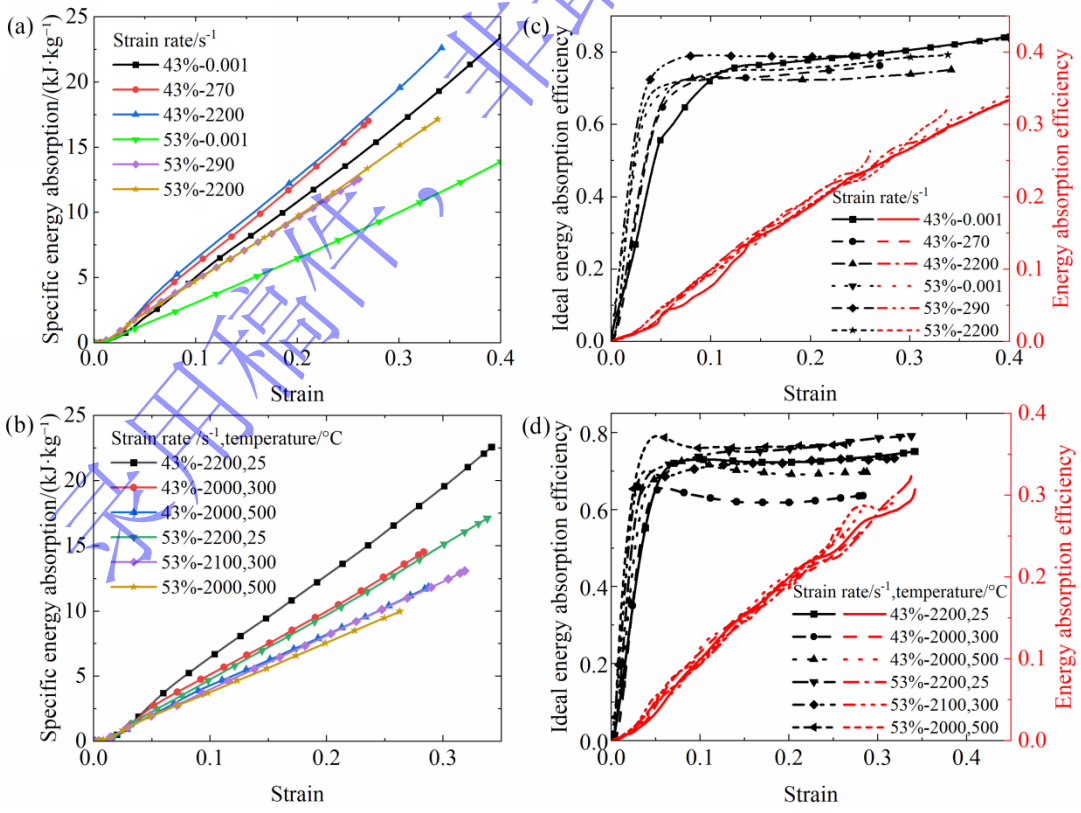


图 5 应变率和温度对不同孔隙率铝基复合泡沫能量吸收性能的影响：(a)和(b)比吸能；(c)和(d)理想吸能效率和吸能效率。

沈用稿件，非最终版稿

Fig. 5 Effects of strain rate and temperature on the energy absorption characteristics of aluminum matrix syntactic foams with different porosities: (a) and (b) specific energy absorption; (c) and (d) ideal energy absorption efficiency and energy absorption efficiency.

为比较不同泡沫材料在高温条件下的峰值应力变化，图 6 汇总了本文两种孔隙率铝基复合泡沫的动态压缩结果，以及文献中铝基复合泡沫的准静态高温压缩数据和泡沫铝的动态高温压缩数据，并对其进行拟合以获取温度敏感指数。结果表明，所有材料的峰值应力均随温度升高呈总体下降趋势。然而，本文中铝基复合泡沫的动态温度敏感指数明显低于文献报道的相似材料的准静态温度敏感指数，表明该材料在动态加载下具有更高的温度稳定性。可能的原因是高应变率下微惯性强化效应超越了热激活软化效应，部分补偿了温度升高引起的基体软化[38]。同时，相比泡沫铝材料，铝基复合泡沫的温度敏感性也显著低于泡沫铝材料。已有研究表明，泡沫铝的高温变形参数与其实体铝基体较为接近，宏观强度因而更直接地受基体软化控制[39]。而陶瓷空心微球增强铝基复合泡沫在高应变率下具有较高的压缩强度，并表现出优于基体合金的热稳定性。因此，动态强化及空心微球的承载作用共同降低了材料对基体热软化的依赖，使其温度敏感指数低于准静态铝基复合泡沫和普通泡沫铝。

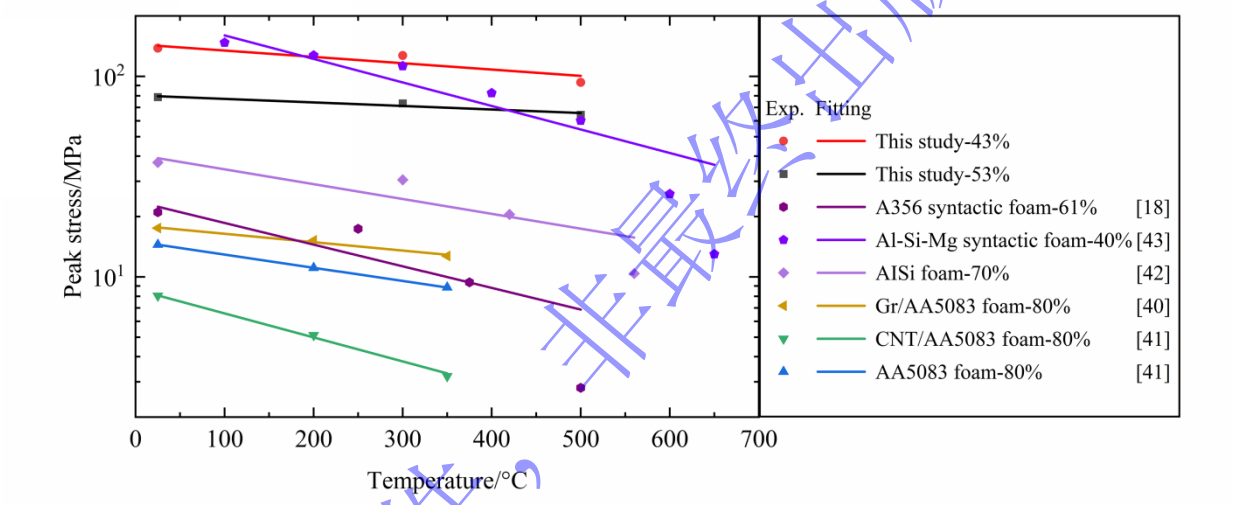


图 6 动静态加载下铝基复合泡沫和泡沫铝材料的峰值应力随温度的变化关系对比

Fig. 6 Comparison of peak stress versus temperature for aluminum matrix composite foams and aluminum foams under quasi-static and dynamic loading

2.2 原位 CT 表征

图 7 给出了 43%和 53%孔隙率试样在准静态压缩下原位 CT 表征结果，包括工程应力–应变曲线及不同应变下的内部孔洞结构演化。由于宏观应力–应变行为已在前文讨论，此处主要结合不同应变下的 CT 三维图像，分析试样内部变形损伤的萌生与扩展过程。如图 7(b)和(c)所示，43%孔隙率试样在初始状态下孔洞分布较为均匀，未出现明显的集中破坏区域。当应变增至 0.05 时，局部孔洞开始发生压溃和错动，局部承载结构失稳，并沿倾斜方向形成变形集中区，这与初始峰值后的应力快速下降相对应。应变达到 0.10 时，变形集中区域沿约 45°方向进一步扩展，剪切带轮廓逐渐清晰。当应变增至 0.15 时，倾斜剪切带已基本贯穿试样，表明局部剪切失稳已成为控制试样变形的主要机制。继续加载至应变 0.20~0.32 时，带内孔洞持续压溃、破碎并相互挤压，孔隙逐渐闭合，剪切带宽度和局部压实程度进一步增加。

53%孔隙率试样的损伤演化则表现出一定的分散性。由图 7(d)和(e)可见，加载初期试样主要表现为整体压缩，局部破坏尚不明显。当应变增至 0.11 时，试样内部同样出现倾斜的局部变形带，说明局部孔洞及周围承载结构开始发生失稳。应变达到 0.16~0.21 时，孔洞压溃和坍塌在多个局部区域逐步扩展，形成斜向局部化特征，但其集中程度和空间连续性显著弱于 43%孔隙率试样。当应变进一

录用稿件，非最终出版稿

步增至 0.28~0.36 时，局部压溃区域持续扩展并相互作用，孔隙闭合程度增加，试样逐渐进入整体压实状态。上述结果表明，43%孔隙率试样的损伤由局部孔洞坍塌逐步演化为清晰且连续的贯穿剪切带，而 53%孔隙率试样则以多区域孔洞压溃和连续性较弱的斜剪切带为主，损伤分布相对分散。

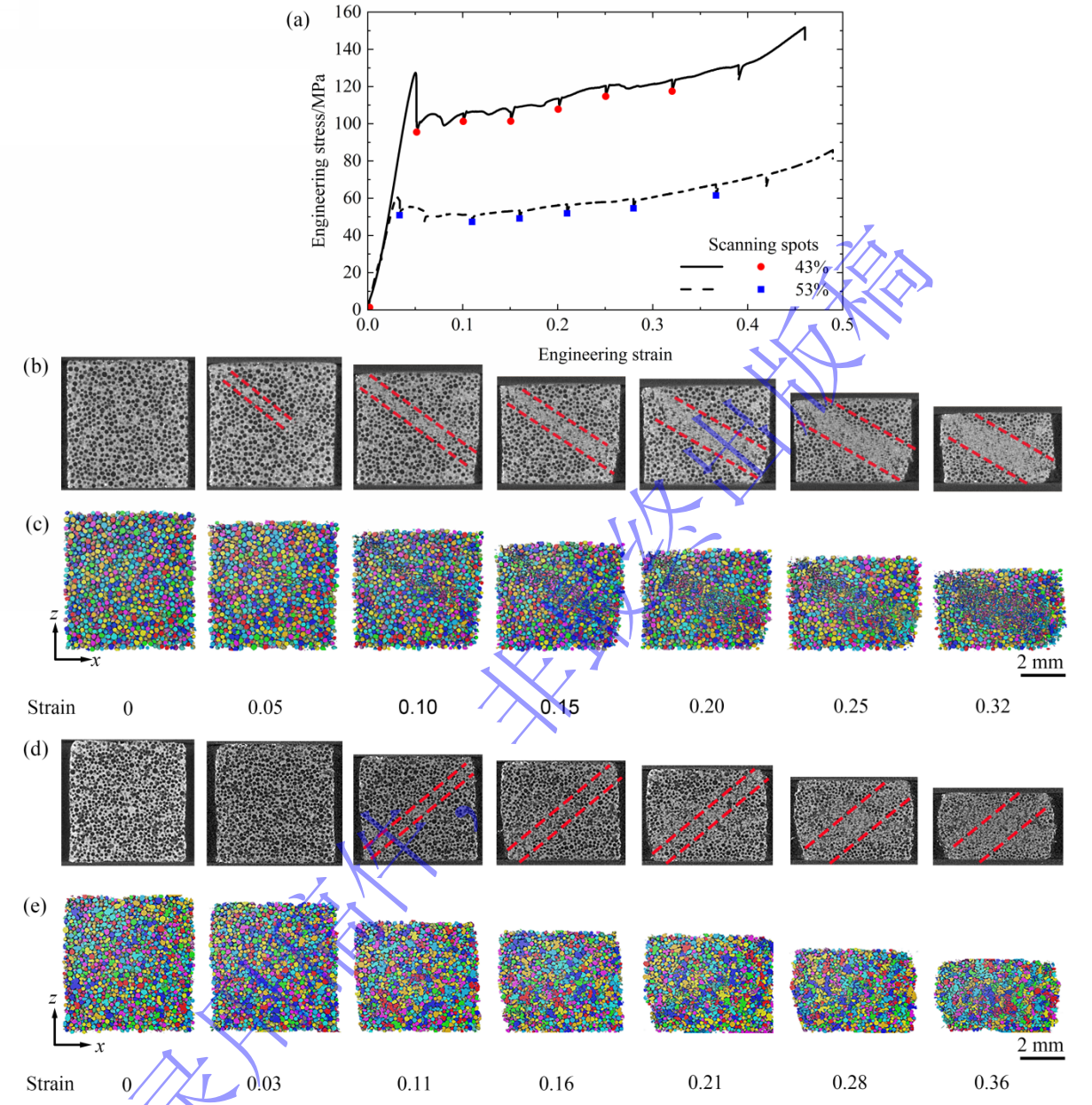


图 7 43%和 53%孔隙率试样准静态压缩过程的原位 CT 表征结果：(a)工程应力−应变曲线及扫描时刻；(b)和(d)二维切片；(c)和(e) 三维孔洞结构。其中(b)–(c)为 43%孔隙率试样，(d)–(e)为 53%孔隙率试样。

Fig. 7 In situ CT characterizations of 43% and 53% porosity specimens during quasi-static compression. (a) engineering stress-strain curves and scanning points; (b) and (d) two-dimensional CT slices; (c) and (e) three-dimensional pore reconstructions. (b)–(c) correspond to the 43% porosity specimen, and (d)–(e) to the 53% porosity specimen.

为定量描述孔洞的三维几何形貌，基于图像分割后各独立孔洞内部体素的空间坐标构建回转张量[44–46]。第 m 个孔洞的回转张量表示为：

$$G_{\alpha\beta}=\frac{1}{N_m}\sum_{i=1}^{N_m}\left(r_{\alpha i}^{(m)}-r_{\alpha}^{(\mathrm{b})}\right)\left(r_{\beta i}^{(m)}-r_{\beta}^{(\mathrm{b})}\right) \tag{10}$$

录用稿件，非最终出版稿

式中：$G_{\alpha\beta}$为回转张量的分量；α、β分别表示x,y,z三个坐标方向；m为孔洞编号；N_m为孔洞m所包含的体素数；$r_{\alpha i}^{(m)}$和$r_{\beta i}^{(m)}$分别为孔洞m中第i个体素在α和β方向上的坐标；$r_{\alpha}^{(\mathrm{b})}$和$r_{\beta}^{(\mathrm{b})}$分别为孔洞几何中心在相应方向上的坐标。

对回转张量进行特征值分解，可获得3个特征值及其对应的特征向量，将3个特征值按从大到小排列为R_1、R_2 和 R_3，且满足$R_1 \geq R_2 \geq R_3$。对应的特征向量e_1、e_2和e_3分别表示孔洞长轴、中间轴和短轴的空间方向。由回转张量构建的等效特征椭球半轴长度分别为$a=\sqrt{5R_1}$，$b=\sqrt{5R_2}$，$c=\sqrt{5R_3}$。在此基础上，采用球形度S、伸长指数I_{E}和扁平指数I_{F}定量描述孔洞的三维形状特征，其定义分别为：

$$S=\frac{3(R_1R_2+R_1R_3+R_2R_3)}{(R_1+R_2+R_3)^2} \tag{11}$$

$$I_{\mathrm{E}}=\frac{R_2}{R_1},\quad I_{\mathrm{F}}=\frac{R_3}{R_2} \tag{12}$$

式中：S为球形度，I_{E}为伸长指数，I_{F}为扁平指数。上述参数均为无量纲量，理论取值范围为0~1。S、I_{E}和I_{F}越接近1，孔洞形貌越接近理想球形。S越小表明孔洞形貌越偏离球形，I_{E}越小表明孔洞越细长程度越高，I_{F}越小表明孔洞越扁平。

为量化分析43%孔隙率试样的孔洞形貌演化，对不同应变下孔洞的等效直径、球形度、扁平指数和伸长指数进行统计。如图8(a)所示，初始孔洞的等效直径主要集中分布在180~200 μm。随着应变增加，该尺寸区间的峰值频率逐渐降低，小尺寸孔洞所占比例增加，说明压缩过程中孔洞因坍塌导致尺寸减小或者发生分裂。由图8(b)可知，初始孔洞的球形度主要集中在0.9~1.0，表明多数孔洞形貌接近球形。加载后，高球形度孔洞的比例持续降低，而较低球形度孔洞比例增加，说明孔洞坍塌后偏离初始球形，转变为椭球形。由图8(c)和(d)可知，初始状态下扁平指数和伸长指数主要分布在0.8~1.0。随着应变增加，高指数区间占比降低，0.2~0.7范围内的孔洞比例明显增加，表明孔洞在压缩过程中逐渐向扁平化和细长化方向演化。结合图7可知，43%孔隙率试样中剪切带的萌生与扩展伴随着孔洞尺寸减小、形貌椭球化以及局部压实程度的持续增加。

录用稿件，非最终出版稿

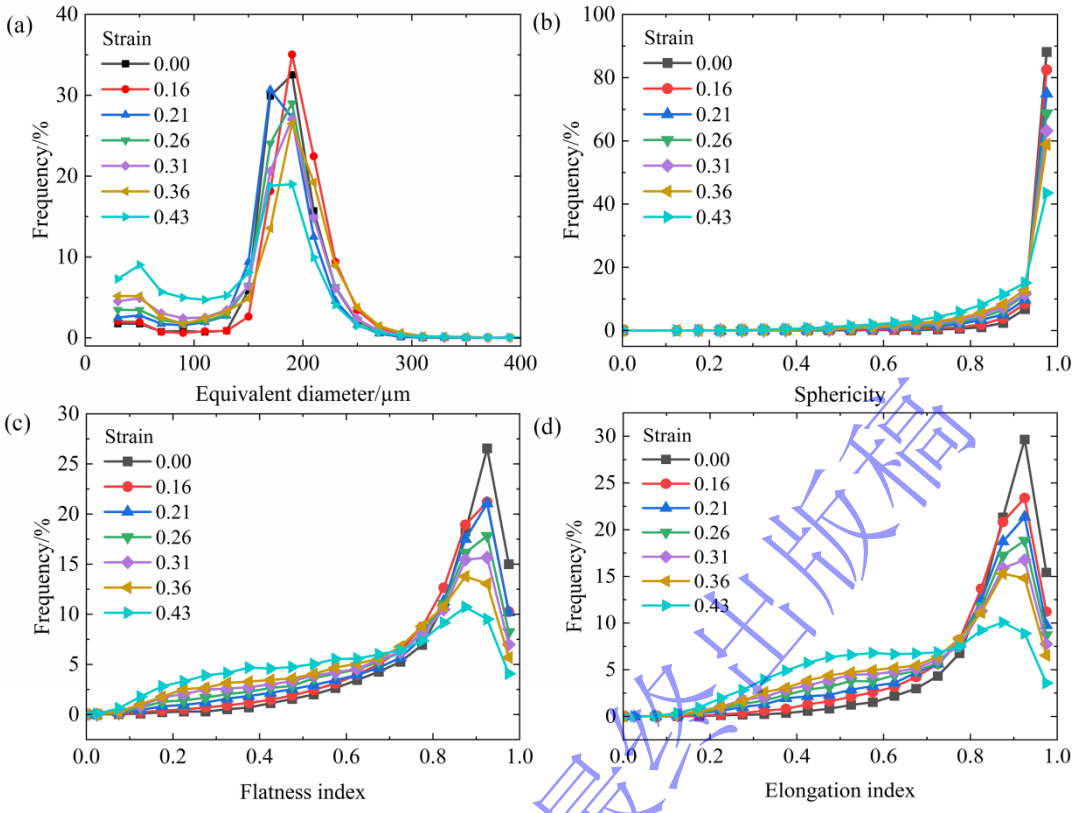


图 8 43%孔隙率试样内部孔洞的三维形貌参数演化：(a)等效直径；(b)球形度；(c)扁平指数；(d)伸长指数。

Fig. 8 Evolution of three-dimensional pore-morphology parameters of internal pores in the specimen with 43% porosity: (a) equivalent diameter; (b) sphericity; (c) flatness index; (d) elongation index.

为进一步揭示 43%孔隙率试样的局部损伤机制，选取试样内部 6 个典型孔洞进行三维追踪分析，其空间位置如图 9(g)所示。其中，图 9(a)–(d)所示孔洞位于剪切带外部，图 9(e)–(f)所示孔洞位于剪切带内部。图 9(a)和(c)分别为尺寸较大和较小的近球形孔洞，二者在压缩过程中整体形貌变形较小，直至应变达到 0.43 时才出现明显局部凹陷，其中较大孔洞的扁平化和局部坍塌更为显著，表明近球形孔洞具有相对较好的结构稳定性。图 9(b)和(d)中的孔洞初始形貌较不规则，并具有一定扁平特征，在较低应变下即出现局部凹陷和表面失稳。这可能是由于形貌不规则及局部几何缺陷更易引起应力集中，从而促进孔洞的变形与失稳[30]。相比之下，位于剪切带内的孔洞在应变 0.16 时已发生明显塌陷和破碎，说明剪切局部化会加速孔洞失效，并促进邻近区域的连续压溃。

录用稿件，非最终出版稿

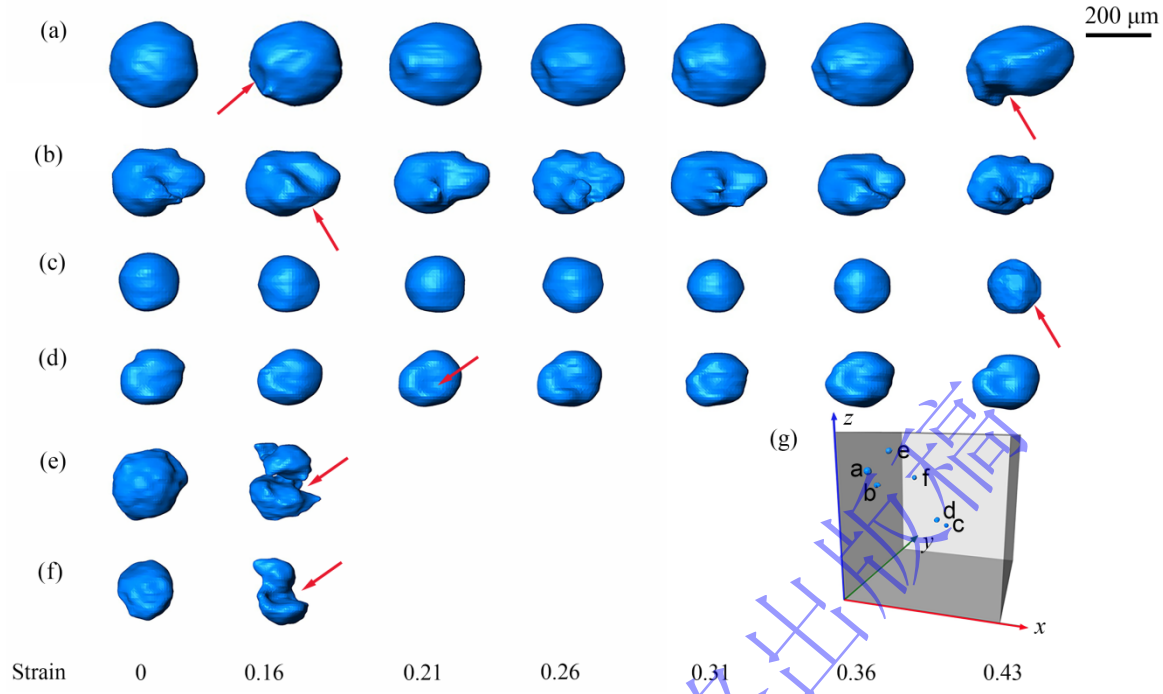


图 9 典型孔洞的压缩坍塌过程：(a)–(d)剪切带外孔洞；(e)–(f)剪切带内孔洞；(g)孔洞空间位置。

Fig. 9 Compressive collapse process of representative pores: (a)–(d) pores outside the shear band; (e)–(f) pores inside the shear band; (g) pore locations.

2.3 同步辐射高速原位 X 射线成像表征

为揭示动态冲击下试样内部的变形与损伤演化，采用同步辐射高速原位 X 射线成像技术捕捉了 43%和 53%孔隙率试样的动态压缩过程，结果如图 10(a)和(b)所示，加载方向沿 x 轴。由于原始图像无法精准识别局部变形带，本文利用相邻帧间的图像相关性追踪内部特征，并根据位移梯度计算 Green-Lagrange 法向应变和剪切应变[47]：

$$E_{ij}=\frac{1}{2}\left(u_{i,j}+u_{j,i}+u_{k,i}u_{k,j}\right) \tag{13}$$

图 10(c)和(d)分别给出了 43%和 53%孔隙率试样高速 X 射线成像序列对应的二维应变场 E_{xx}、E_{xy}，相关性较差的区域用白色像素表示。对于 43%孔隙率试样，f1 帧的应变分布相对均匀。至 f2 帧，E_{xx} 场中形成一条沿约 45°方向发展的局部变形带（虚线所示），并且 E_{xy} 场在相同位置同步出现剪切应变集中。随着压缩的继续进行，在 f3–f5 帧中，变形带不断扩展并增强，最终形成较为集中的单一剪切局部化区域。该特征与图 7 中准静态加载下观察到的贯穿剪切带基本一致，表明应变率升高未明显改变 43%孔隙率试样的主导局部化模式。

相比之下，53%孔隙率试样的应变局部化较为分散。f2–f3 帧中，出现多个高应变集中区，左侧斜向变形带逐渐扩展，右侧局部变形带与原有变形带逐渐汇合，形成近似“V”形的剪切局部化区域。加载至 f4–f5 帧时，多个压缩和剪切应变集中区进一步扩展和增强。结合图 7 可知，53%孔隙率试样在准静态下表现出的分散压溃特征，在动态加载下进一步发展为多区域应变局部化，而非收敛为单一剪切带。该结果表明，53%孔隙率试样较强的应变率响应伴随着更多局部区域参与变形与损伤演化。局部球壳破碎产生的碎片以及孔洞坍塌形成的塑性铰数量显著增加，在高应变率加载下产生更强的微惯性效应，导致宏观压缩强度升高，这也解释了 53%孔隙率试样应变率敏感指数更高的原因。

两种试样的损伤模式差异表明，孔隙率通过改变承载骨架的连续性和局部变形协调能力，影响压溃区域的空间分布。43%孔隙率试样中，局部微球破碎与基体塑性失稳沿相邻薄弱区域扩展，使应变集中逐渐发展为贯穿剪切带；而 53%试样的承载骨架相对薄弱，多个区域先后发生局部失稳，形

录用稿件，非最终出版稿

成分散压溃模式。动态加载下，多区域压溃伴随局部结构的加速变形，球壳碎片运动及基体塑性铰转动可能产生额外的惯性约束，从而增加宏观压溃阻力。这与 53%试样更高的应变率敏感指数相一致，表明分散压溃模式可能是其动态强化效应更加显著的重要原因之一。

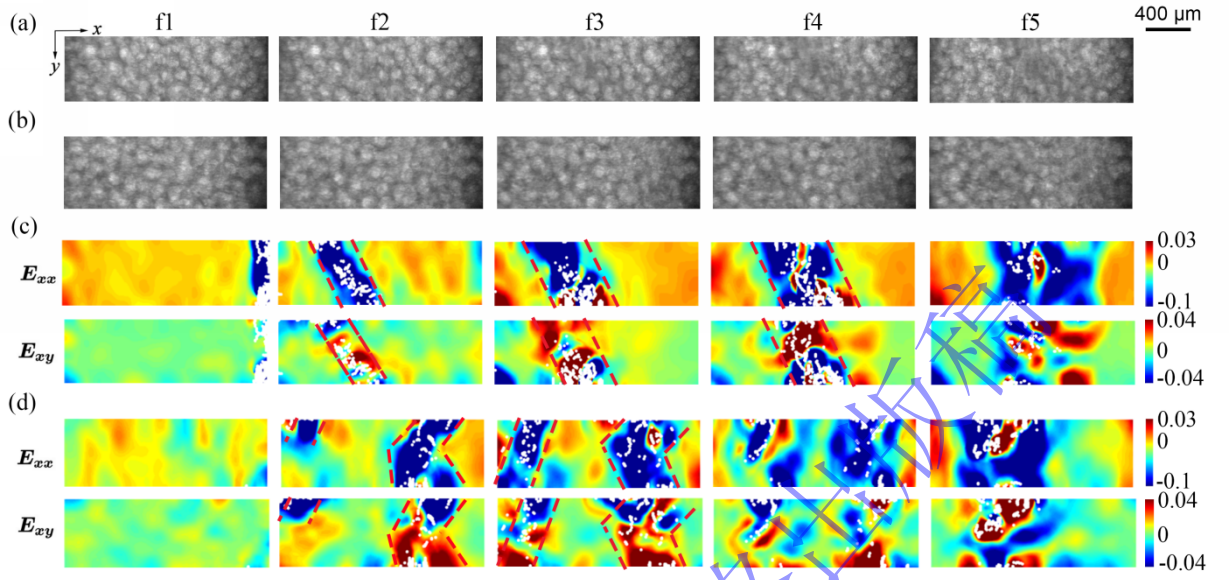


图 10 动态压缩变形过程中的同步辐射图像及 DIC 应变场演化：(a)–(b) 43%和 53%孔隙率试样原始图像；(c)–(d)对应的二维应变场。

Fig. 10 Synchrotron images and DIC strain-field evolution during dynamic compression: (a)–(b) raw images of the 43% and 53% porosity specimens; (c)–(d) corresponding two-dimensional strain fields.

2.4 回收试样 SEM 表征

为分析不同孔隙率试样在不同温度动态加载后的变形特征，对回收试样的侧表面形貌进行 SEM 表征，结果如图 11 所示。图 11(a)–(c)和图 11(d)–(f)分别对应 43%和 53%孔隙率试样在 25℃、300℃和 500℃下的破坏形貌。室温下，两种试样中均可观察到空心微球破碎、残余孔洞以及形状不规则的球壳碎片，表明动态压缩过程中发生了明显的微球破碎和孔洞坍塌。相比之下，43%孔隙率试样中仍能分辨出部分压溃微球的轮廓，而 53%孔隙率试样中片状碎片堆积和结构疏松特征更为明显，与图 10 所示的多区域局部化变形相对应。温度升高至 300℃时，两种试样均出现明显的层片状压溃结构和较明显的层间孔隙，说明局部压溃层发生相对错动与堆叠，但尚未被充分压实。

当温度进一步升高至 500℃时，完整微球轮廓及棱角清晰的碎片均明显减少，表明破碎球壳与基体之间的挤压和嵌合作用进一步增强。此时仍可见少量狭长缝隙，其可能源于局部塑性流动不协调和压实不均引起的基体流动分离或局部拉裂，而非简单的层间压实不足。总体而言，随着温度升高，试样的主导变形特征由微球破碎和孔洞坍塌逐渐转变为基体塑性变形、碎片嵌合与孔隙压实的协同作用。53%孔隙率试样则始终表现出更明显的碎片堆积和结构不连续性。上述结果表明，高温主要通过促进铝合金基体塑性流动和变形协调，改变微球破碎后的碎片重排与孔隙压实过程，从而形成不同于室温条件下脆性破碎主导的变形模式。

录用稿件，非最终出版稿

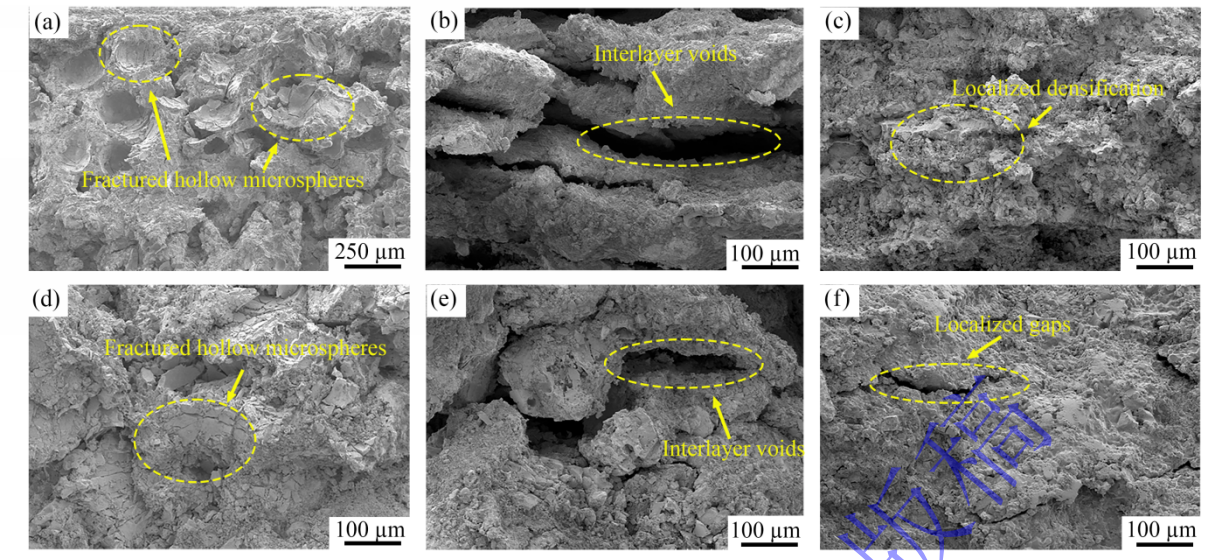


图 11 不同温度下动态压缩回收试样的 SEM 表征：(a)–(c)43%孔隙率试样，温度依次为 25℃、300℃和 500℃；(d)–(f)53%孔隙率试样，温度依次为 25℃、300℃和 500℃。

Fig. 11 SEM morphologies of recovered specimens after dynamic compression at different temperatures: (a)–(c) 43% porosity at 25℃, 300℃, and 500°C; (d)–(f) 53% porosity at 25℃, 300℃, and 500°C.

2.5 改进 J–C 本构模型

经典 Gibson–Ashby 模型主要用于描述泡沫材料力学性能与相对密度之间的尺度关系，而 Deshpande–Fleck 模型侧重于压力相关屈服与塑性流动。考虑到本文重点关注应变率和温度耦合作用下的单轴压缩响应，因此选取能够显式表征应变、应变率和温度效应的 J–C 模型作为基础框架。已有研究表明，通过针对材料具体变形机制对应变硬化、应变率强化、温度软化及损伤演化项进行修正，可显著提高 J–C 模型对铝合金及铝基复合材料复杂动态响应的描述能[48–49]。为描述粉煤灰空心微球/铝基复合泡沫在不同应变率和温度条件下的压缩响应，在传统 Johnson–Cook（J–C）模型的基础上，综合考虑铝合金基体的应变硬化、粉煤灰空心微球（FACS）的破碎损伤、多孔结构的微惯性效应以及两种组分不同的温度响应特征，建立如下改进的 J–C 本构模型：

$$\sigma = H(\varepsilon)R(P,\dot{\varepsilon})\Theta(T) \tag{14}$$

式中：$H(\varepsilon)$、$R(P,\dot{\varepsilon})$和$\Theta(T)$分别表示应变、应变率和温度对材料压缩响应的影响。

在压缩过程中，铝合金基体的塑性变形产生持续的应变硬化，而 FACS 壳体逐渐开裂和破碎，使材料内部有效承载结构不断损失。对于颗粒增强铝基复合材料，已有研究表明，增强颗粒的开裂、破碎及界面损伤会削弱颗粒的强化作用，并导致材料在动态压缩过程中出现明显的损伤退化和应变软化[50]。因此，复合泡沫的宏观压缩响应可视为铝合金基体硬化与 FACS 破碎损伤之间的竞争结果。基于这一机制，将传统 J–C 应变硬化项与 FACS 损伤变量耦合：

$$H(\varepsilon) = (A + B\varepsilon^{n})[1 - D_{\mathrm{F}}(\varepsilon)] \tag{15}$$

式中：A、B 和 n 为等效基体硬化参数，D_{F} 为 FACS 破碎引起的损伤变量。

为描述空心微球由完整承载到逐渐破碎的损伤演化过程，定义：

$$D_{\mathrm{F}}(\varepsilon) = V_{\mathrm{F}}D_0\left[1 - \exp\left(-\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{\mathrm{d}}}\right)^{p}\right)\right] \tag{16}$$

录用稿件，非最终出版稿

式中：V_F 为 FACS 体积分数，43%和 53%孔隙率试样分别为 0.591 和 0.729；D_0 为极限损伤系数；ε_d 为特征损伤应变；p 为损伤演化指数。

在较小应变下，FACS 损伤程度较低，材料响应主要受基体硬化及完整微球约束作用控制；随着应变增加，FACS 开裂和破碎导致 D_F 快速增加，对基体硬化产生持续削弱。当基体硬化与微球损伤作用达到竞争平衡后，宏观应力增长受到抑制，从而形成复合泡沫特征性的峰值及平台响应。

传统 J–C 模型主要采用对数形式描述材料的本征应变率强化。然而，对于多孔材料，其宏观动态强化不仅来源于基体材料的本征应变率敏感性，还可能受到高速压缩过程中局部结构惯性效应的影响。已有研究表明，金属泡沫在动态加载下的宏观响应同时受到应变率效应和微惯性效应的控制，且随着冲击速度提高，惯性效应的贡献可显著增强[38]。因此，为同时描述基体材料的本征应变率强化和多孔结构附加的动态强化，在传统 J–C 对数应变率项基础上进一步引入与孔隙率及应变率相关的微惯性修正项：

$$R(P,\dot{\varepsilon}) = 1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) + P\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\kappa\dot{\varepsilon}_{mi}}\right)^2 \tag{17}$$

式中：C 为应变率敏感系数，$\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率，本研究取 $\dot{\varepsilon}_0$ =0.001 s^{-1}；P 为材料孔隙率；$\dot{\varepsilon}_{mi}$ 为微惯性效应对应的特征应变率；κ 为微惯性修正系数。

考虑到铝合金基体与 FACS 具有显著不同的热响应特征，分别描述两种组分对温度变化的响应。在本研究 25~500℃的实验温度范围内，铝合金基体已表现出明显的热软化，而该温度范围仍低于 FACS 发生显著高温软化的温度。因此，认为宏观力学性能的温度敏感性主要来源于铝合金基体，并将 FACS 在该温度范围内的直接热软化贡献近似视为恒定，即 $\Theta_F(T)\approx 1$。由此，温度项表示为：

$$\Theta(T) = V_{Al}\left[1-\left(\frac{T-T_r}{T_m-T_r}\right)^{m_{th}}\right] + V_F \tag{18}$$

式中：V_{Al} 和 V_F 分别为铝合金基体和 FACS 的体积分数，T_r 为参考温度，T_r=25℃，T_m 为铝合金基体的液相线温度，本文取 T_m=640℃，m_{th} 为热软化指数。该表达式表明，在所研究温度范围内，温度升高主要通过降低铝合金基体的承载能力引起复合泡沫宏观强度下降，而 FACS 主要作为相对稳定的结构组分参与承载。

表 1 改进 J–C 本构模型参数

Table 1 Parameters of the modified J–C constitutive model

参数	43%	53%
V_F	0.591	0.729
V_{Al}	0.409	0.271
A/MPa	88.96	57.42
B/MPa	84.12	159.70
n	0.613	0.729
D_0	0.369	1.000
ε_d	0.0802	0.0681
p	7.46	0.39
C	0.0169	0.0386
$\kappa\dot{\varepsilon}_{mi}$	10778	10778
m_{th}	0.729	0.535

录用稿件，非最终出版稿

图 12 对比了改进 J–C 模型预测结果与不同加载条件下的实验结果。可以看出，模型预测结果与实验曲线整体吻合较好，能够较为准确地描述 43%和 53%孔隙率复合泡沫的初始峰值、峰后应力下降及平台阶段的演化特征。同时，模型能够反映应变率升高引起的动态强化以及温度升高导致的热软化行为，表明所建立的模型能够有效表征不同孔隙率复合泡沫在应变率与温度耦合作用下的压缩力学响应。进一步采用决定系数 R^2 对模型预测精度进行评价，43%和 53%孔隙率试样的整体 R^2 分别为 0.868 和 0.916，验证了该模型的预测能力。

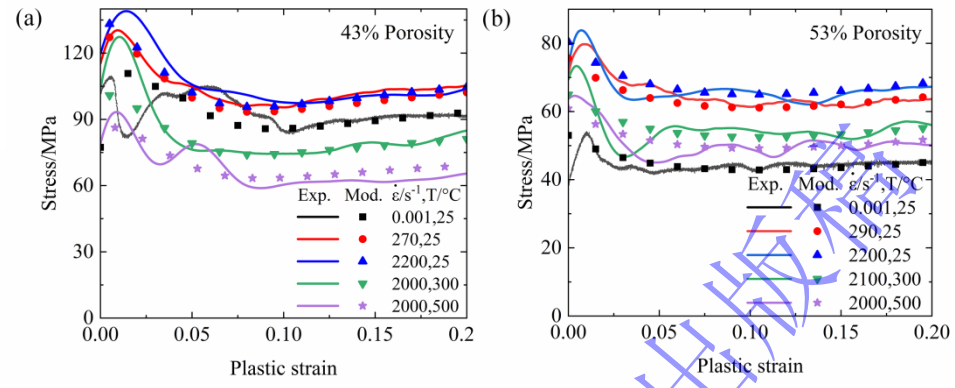


图 12 改进 J–C 模型预测结果与实验结果对比：(a)43%孔隙率；(b)53%孔隙率。

Fig. 12 Comparison between experimental results and predictions of the modified J–C model: (a) 43% porosity; (b) 53% porosity.

3 结 论

本文针对 43%和 53%两种孔隙率的粉煤灰空心微球/2024 铝基复合泡沫材料，系统研究了其在准静态、动态及动态高温条件下的压缩力学响应、能量吸收特性与损伤机制，并建立了考虑微球破碎、微惯性效应及温度软化的改进 J–C 本构模型，主要结论如下：

（1）两种孔隙率试样均经历初始弹性、平台压溃和致密化三个典型阶段。随着应变率由 0.001 s^{-1} 升高至 2200 s^{-1}，43%和 53%试样的峰值应力分别提高 26.66%和 54.70%，平台应力分别提高 6.15%和 41.50%。43%孔隙率试样整体强度更高，而 53%孔隙率试样的应变率敏感性更强。

（2）随着温度由 25℃升高至 300℃和 500℃，两种试样的峰值应力和平台应力均逐渐降低，43%和 53%试样的峰值应力分别下降 32.87%和 23.21%，平台应力分别下降 37.98%和 25.91%，表明 53%试样具有较低的温度敏感性。两种试样的理想吸能效率在不同动态工况下主要维持在 0.6~0.8。与文献中的准静态结果相比，铝基复合泡沫在动态加载下具有较低的温度敏感性，且低于泡沫铝材料，表明铝基复合泡沫具有更高的温度稳定性。

（3）原位 CT 结果表明，43%孔隙率试样在应变约 0.15 时形成贯穿剪切带，且随着应变增加剪切带宽度从约 0.33 mm 扩展至 1.7 mm，而 53%孔隙率试样在应变 0.16~0.21 时呈现多区域局部压溃。随着应变增加，孔洞尺寸减小，球形度下降，并逐渐发生压扁、拉长和破碎。同步辐射高速原位 X 射线成像与 XDIC 结果表明，43%孔隙率试样在动态加载下仍以集中单剪切为主，而 53%孔隙率试样出现多区域压缩和剪切应变集中，表现出更明显的分散压溃特征，产生更多碎片和塑性铰，从而引发更强的微惯性效应。

（4）动态高温下回收试样的 SEM 表明，室温下试样主要表现为空心微球破碎和孔洞坍塌。随温度升高，完整微球轮廓和棱角状碎片减少，基体塑性变形、碎片嵌合及孔隙压实特征逐渐增强。

（5）在传统 J–C 模型基础上，引入粉煤灰空心微球破碎损伤和多孔结构微惯性效应，并考虑铝合金基体与空心微球不同的热响应特征，建立了改进 J–C 本构模型。该模型能够较好描述不同应变

录用稿件，非最终出版稿

率和温度条件下材料的初始峰值、峰后应力下降及平台阶段响应，43%和 53%孔隙率试样的整体决定系数 R^2 分别为 0.868 和 0.916，表明模型能够有效表征应变率、温度及孔隙率对铝基复合泡沫压缩响应的耦合影响。

参考文献

[1] SUN K, WANG L, WEI G, et al. Recent advances and future trends in enhancing the compressive strength of aluminum matrix foam composites reinforced with ceramic hollow spheres: A review[J]. Composite Structures, 2024, 331(3): 117918. DOI: 10.1016/j. compstruct. 2024. 117918.

[2] 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. DOI: 10.1016/j. jmrt. 2020. 07. 074.

[3] WANG E D, YAO R Y, LI Q, et al. Lightweight metallic cellular materials: A systematic review on mechanical characteristics and engineering applications[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2024, 270(c): 108795. DOI: 10.1016/j. ijmecsci. 2023. 108795.

[4] GUO H Y, ZHANG J X. Performance-oriented and deformation-constrained dual-topology metamaterial with high-stress uniformity and extraordinary plastic property[J]. Advanced Materials, 2025, 37(7):2412064. DOI: 10.1002/adma. 202412064.

[5] GUO H Y, ZHANG J X. Spring-programmable multi-feature hyperelastic mechanical metamaterials[J]. Materials Horizons, 2026, 13(16):8106-8115. DOI: 10.1039/d5mh02194d.

[6] WU X W, GUO H Y, ZHANG J X. Bi-surface induction in biomimetic multi-gradient foam-filled tubes with enhanced energy absorption: Theory, experiment, and simulation[J]. Journal of Applied Mechanics, 2025, 92(5): 051010. DOI: 10.1115/1.4068061.

[7] GUO H Y, ZHANG J X. Expansion of sandwich tubes with metal foam core under axial compression[J]. Journal of Applied Mechanics, 2023, 90(5): 051008. DOI: 10.1115/1.4056686.

[8] YUAN L, BAI J W, WU X W , et al. Trouser Tearing Fracture Characteristics of the Metal Foam Sandwich Plate[J]. Journal of Applied Mechanics, 2026, 93(7). DOI:10.1115/1.4071969.

[9] YUAN H, WU X W, ZHANG J X. Cutting failure behavior of foam core sandwich plates[J]. International Journal of Solids and Structures, 2024, 303. DOI: 10.1016/j. ijsolstr. 2024. 113009.

[10] 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. DOI: 10.1016/j. msea. 2017. 04. 060.

[11] MEI Y, FU C, FU Y, et al. Effect of particle size and distribution of hollow spheres on the compressive behavior of aluminum matrix syntactic foams[J]. Journal of Materials Research, 2023, 38(19): 4408-4419. DOI: 10.1557/s43578-023-01153-z.

[12] SANTA MARIA J A, SCHULTZ B F, FERGUSON J B, et al. Effect of hollow sphere size and size distribution on the quasi-static and high strain rate compressive properties of Al-A380-Al2O3 syntactic foams[J]. Journal of Materials Science, 2014, 49(3): 1267-1278. DOI: 10.1007/s10853-013-7810-y.

[13] TAHERISHARGH M, BELOVA I V, MURCH G E, et al. The effect of particle shape on mechanical properties of perlite/metal syntactic foam[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 693: 55-60. DOI: 10.1016/j. jallcom. 2016. 09. 168.

录用稿件，非最终出版稿

[14] MOVAHEDI N, FIEDLER T, TAŞDEMIRCI A, et al. Impact loading of functionally graded metal syntactic foams[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 839: 142831. DOI: 10.1016/j. msea. 2022. 142831.

[15] ALTENEIJI M, KRISHNAN K, GUAN Z W, et al. Dynamic response of aluminium matrix syntactic foams subjected to high strain-rate loadings[J]. Composite Structures, 2023, 303: 116289. DOI: 10.1016/j. compstruct. 2022. 116289.

[16] DENG Y J, LI L, ZHANG H W, et al. Dynamic mechanical properties of ceramic hollow sphere-reinforced aluminum matrix syntactic foams[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2024, 33(24): 13815-13823. DOI: 10.1007/s11665-023-08945-8.

[17] SONTI K S M, VINCENT S, NARALA S K R. Quasi-static compressive response and energy absorption properties of aluminum matrix syntactic foams: Room temperature and elevated temperature conditions[J]. Materials Today Communications, 2023, 35: 105580. DOI: 10.1016/j. mtcomm. 2023. 105580.

[18] TAHERISHARGH M, LINUL E, BROXTERMANN S, et al. The mechanical properties of expanded perlite-aluminium syntactic foam at elevated temperatures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 737: 590-596. DOI: 10.1016/j. jallcom. 2017. 12. 083.

[19] 林颖菲, SHIL'KO S, 张强, 等. 玻璃空心微球/铝基多孔复合材料的制备及其准静态压缩特性和吸能性能[J]. 复合材料学报, 2023, 40(7): 4008-4021. DOI: 10.13801/j. cnki. fhclxb. 20221116. 001.
LIN Y F, SHIL'KO S, ZHANG Q, et al. Preparation, quasi-static compressive properties and energy absorption performance of glass hollow-microsphere/aluminum matrix porous composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(7): 4008-4021. DOI: 10.13801/j. cnki. fhclxb. 20221116. 001.

[20] 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. DOI: 10.1016/j. matdes. 2014. 03. 041.

[21] KADAR C, CHMELIK F, UGI D, et al. Damage characterization during compression in a perlite-aluminum syntactic foam[J]. Materials, 2019, 12(20): 3342. DOI: 10.3390/ma12203342.

[22] 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(1-2): 408-417. DOI: 10.1016/j. msea. 2004. 09. 012.

[23] TAMBE I, MAROTI J E, ORBULOV I N, et al. X-ray tomography analysis of damage mechanisms in metal matrix syntactic foams during compression[J]. Advanced Engineering Materials, 2026, 28(3). DOI: 10.1002/adem.202501499.

[24] WANG B R, SUN T, FEZZAA K, et al. Rate-dependent deformation and Poisson's effect in porous titanium[J]. Materials Letters,2019,245,134-137. DOI: 10.1016/j. matlet. 2019. 02. 115.

[25] WANG Q, ZHU Y N, LI H W. Imaging model for the scintillator and its application to digital radiography image enhancement[J]. Optics Express,2015,23(26):33753-33776. DOI: 10.1364/OE. 23. 033753.

[26] JAHNS K, ULRICH A S, SCHLERETH C, et al. The effect of Cu content and surface finish on the metal dusting resistance of additively manufactured NiCu alloys[J]. Oxidation of Metals,2021,96(3-4): 241-256. DOI: 10.1007/s11085-021-10037-8.

[27] PANG S M, TAO W J, LIANG Y J, et al. A modified method of pulse-shaper technique applied in SHPB[J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 165: 215-221. DOI: 10.1016/j. compositesb. 2018. 11. 021.

[28] 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. DOI: 10.1007/BF02411056.

[29] MIYAMBO M E, VON KALLON D V, PANDELANI T, et al. Review of the development of the split Hopkinson pressure bar[J]. Procedia CIRP, 2023, 119: 800-808. DOI: 10.1016/j. procir. 2023. 04. 010.

[30] 朱童彤, 柴海伟, 范端. 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[J]. 实验力学, 2025, 40(5): 621-632. DOI: 10.7520/1001-4888-24-030.

录用稿件，非最终出版稿

ZHU T T, CHAI H W, FAN D. Deformation dynamics of an aluminum matrix composite foam: An in situ synchrotron tomography study[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2025, 40(5): 621-632. DOI: 10.7520/1001-4888-24-030.

[31] WU S Y, BIE B X, FAN D, et al. Dynamic shear localization of a titanium alloy under high-rate tension characterized by X-ray digital image correlation[J]. Materials Characterization, 2018, 137: 58-66. DOI: 10.1016/j. matchar. 2018. 01. 011.

[32] 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. DOI: 10.1016/j. ijplas. 2020. 102730.

[33] 张博一, 王伟, 武高辉. 空心微珠/Al 复合材料的动态压缩力学性能和吸能特性[J]. 爆炸与冲击, 2014, 34(1): 28-34. DOI: 10.11883/1001-1455(2014)01-0028-07.
ZHANG B Y, WANG W, WU G H. Dynamic compressive mechanical properties and energy absorption characteristics of hollow-microsphere/Al composites[J]. Explosion and Shock Waves, 2014, 34(1): 28-34. DOI: 10.11883/1001-1455(2014)01-0028-07.

[34] TAVARES M, WEIGAND J M, VIEIRA L C M, et al. Mechanical behavior of steel and aluminum foams at elevated temperatures: Local buckling based approach toward understanding of the material system behavior[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2020, 181: 105754. DOI: 10.1016/j. ijmecsci. 2020. 105754.

[35] GHOSH A K. On the measurement of strain-rate sensitivity for deformation mechanism in conventional and ultra-fine grain alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 463(1–2): 36–40. DOI: 10.1016/j. msea. 2006. 08. 122.

[36] YANG X M, GUO H Z, YAO Z K, et al. Strain rate sensitivity, temperature sensitivity, and strain hardening during the isothermal compression of BT25y alloy[J]. Journal of Materials Research, 2016, 31(18): 2863–2875. DOI: 10.1557/jmr. 2016. 294.

[37] YANG D H, ZHANG Z C, CHEN X G, et al. Quasi-static compression deformation and energy absorption characteristics of basalt fiber-containing closed-cell aluminum foam[J]. Metals, 2020, 10(7): 921. DOI: 10.3390/met10070921.

[38] WANG P F, XU S L, LI Z B, et al. Experimental investigation on the strain-rate effect and inertia effect of closed-cell aluminum foam subjected to dynamic loading[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 620: 253–261. DOI: 10.1016/j. msea. 2014. 10. 026.

[39] HAKAMADA M, NOMURA T, YAMADA Y, et al. Compressive deformation behavior at elevated temperatures in a closed-cell aluminum foam[J]. Materials Transactions, 2005, 46(7): 1677–1680. DOI: 10.2320/matertrans. 46. 1677.

[40] WANG N Z, YANG R Y, ZHU M F, et al. Effects of paraffin on the dynamic and static mechanical properties of aluminum foam phase change composites[J]. Materials & Design, 2025, 260: 114983. DOI: 10.1016/j. matdes. 2025. 114983.

[41] LIANG X L, LUO H J, MU Y L, et al. Quasi-static and dynamic compression of aluminum foam at different temperatures[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(8): 4952-4963. DOI: 10.1007/s11665-019-04207-8.

[42] DEVAPATI R, SINHA A A, MONDAL D P, et al. Effect of high strain rate and temperature on the mechanical response of graphene-reinforced aluminum foam[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025, 34(17): 18516-18530. DOI: 10.1007/s11665-024-10543-1.

[43] ALDOSHAN A, KHANNA S. Dynamic high temperature compression of carbon nanotubes reinforced aluminum foams[J]. Journal of Dynamic Behavior of Materials, 2017, 3(1): 1-11. DOI: 10.1007/s40870-016-0088-9.

[44] ARKIN H, JANKE W. Gyration tensor based analysis of the shapes of polymer chains in an attractive spherical cage[J]. The Journal of Chemical Physics, 2013, 138(5): 054904. DOI: 10.1063/1.4788616.

[45] 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. DOI: 10.1007/s10853-017-1869-9.

录用稿件，非最终出版稿

[46] 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. DOI: 10.1016/j. actamat. 2022. 118493.

[47] LU L, BIE B X, LI Q H, et al. Multiscale measurements on temperature-dependent deformation of a textured magnesium alloy with synchrotron X-ray imaging and diffraction[J]. Acta Materialia, 2017, 132: 389-394. DOI: 10.1016/j.actamat. 2017. 04. 065.

[48] CHAO Z L, JIANG L T, CHEN G Q, et al. A modified Johnson-Cook model with damage degradation for B_4C_p/Al composites[J]. Composite Structures, 2022, 282:115029. DOI: 10.1016/j. compstruct. 2021. 115029.

[49] ZHANG D N, SHANGGUAN Q Q, XIE C J, et al. A modified Johnson–Cook model of dynamic tensile behaviors for 7075-T6 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 619:186-194. DOI: 10.1016/j. jallcom. 2014. 09. 002.

[50] SUN W, DUAN C Z, YIN W D. Development of a dynamic constitutive model with particle damage and thermal softening for Al/SiC_p composites[J]. Composite Structures, 2020, 236: 111856. DOI: 10.1016/j. compstruct. 2020. 111856.

（责任编辑　爆炸与冲击）

录用稿件，非最终出版稿