http://pmse.scu.edu.cn

多种同质复合聚酰亚胺泡沫的结构和力学性能

解明东[1], 侯钦正[1], 刘家鑫[2], 杨卫民[1]
(1. 北京化工大学 机电工程学院, 北京 100029; 2. 中国航天科技创新研究院, 北京 100088)

摘要:聚酰亚胺(PI)材料具有良好的化学和物理耐受性,但聚酰亚胺泡沫的力学强度低,影响其作为结构材料的应用。对其进行有机异质增强会削弱其耐受性,无机增强会削弱塑性。文中采用短切 PI 纤维、PI 微粉、不可发泡前驱体粉末 3 种同质复合方案对 PI 泡沫进行增强,对其形貌和力学性能进行了表征,并探究了乙醇制备的前驱体粉末无法发泡的原因。结果表明,与对照组相比,同质复合后 PI 泡沫的密度、弯曲和压缩强度提升,其中弯曲强度最高提升 45.1%,压缩强度最高提升 188.6%。但同质复合会破坏泡孔壁,导致样品的弯曲强度提升幅度低于密度提升幅度。

关键词:聚酰亚胺泡沫;同质复合;力学性能
中图分类号:TQ328 **文献识别码**:A **文章编号**:1000-7555(2026)03-0040-10

聚酰亚胺(PI)是分子链中含有酰亚胺结构的特种高聚物的统称。酰亚胺结构具有良好的稳定性,赋予 PI 耐高低温、耐光热性和耐化学等优异性能[1],这使得聚酰亚胺材料能克服传统聚合物材料使用温度范围狭窄、易降解老化和不耐化学腐蚀的缺点[2]。PI 泡沫在继承 PI 材料上述优点的同时,还具有密度低、介电系数低、透波性好和导热系数低等性质[3],因此,PI 泡沫作为结构和功能材料,在航空航天、能源安全、微电子等领域得到了广泛的应用[4]。

纯 PI 的拉伸、弯曲、压缩、磨损等力学性能较低,限制了其在高强重载复杂工况下的应用[5],添加增强料对 PI 进行改性可以改善其力学性能。Li 等[6]使用短切碳纤维对 PI 泡沫进行增强,实验结果表明,短切碳纤维负载量为 6%时最佳,此时 PI 泡沫压缩强度提升了 210%,而密度仅提升 40%。李轩等[7]在聚酰亚胺树脂中引入不同的玄武岩纤维,制备的改性 PI 树脂复合材料的硬度、压缩强度、弯曲强度和抗磨损性都有显著提升。Liu 等[8]将空心玻璃微球作为 PI 泡沫的增强填料,使其压缩强度得到大幅增强。PI 材料同时具有塑料的韧性弹性及自身的高耐受性,使用无机填料和其它有机填料会导致某些性能的严重下降,且异质复合材料的不同组分之间连结紧密,难以分离,在生命周期末端存在回收成本高的问题[9]。

1975 年,Capitai 等[10]首次提出了同质复合材料的概念,即使用与基体完全同质的不同形态的聚合物作为增强物。该方案在提高材料力学性能的同时,同质界面相近的表面能可以确保可靠的界面结合,并且无需复杂分离过程,可实现直接回收。对于 PI 同质复合的研究也有报道,Zhu 等[11]使用长聚 PI 纤维增强 PI 气凝胶,制备的 PI 气凝胶纤维在保留了气凝胶良好隔热性的同时,强度提高至 150 MPa。赵依纯等[12]使用 PI 纳米纤维增强 PI 薄膜,拉伸强度提高了 132.9%,弹性模量增大了 89.5%。

综上所述,本文在使用真空发泡法制备 PI 泡沫时引入 PI 纤维、PI 微粉、不可发泡前驱体粉末 3 种同质填料对 PI 泡沫进行同质复合,之后对 PI 泡沫的化学结构和发泡过程进行解析,评价和分析了不同复合方案对压缩和弯曲性能的影响及原因,有望为高性能 PI 泡沫的制备提供一种新思路。

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2026.0037
收稿日期: 2025-03-04
通讯联系人: 刘家鑫, 主要从事功能材料复合制造技术研究, E-mail: 15118840475@163.com

1　实验部分

1.1　实验原料

3, 3′, 4, 4′-联苯醚二酐(ODPA, 97%)、4, 4′-二氨基二苯醚(4, 4′-ODA, 98%)、四氢呋喃(99.9%)、无水甲醇(99.9%)、无水乙醇(99.9%):麦克林化学试剂有限公司;DC-193 匀泡剂:道康宁公司;短切聚酰亚胺纤维:湖北腾迪新材料有限公司;聚酰亚胺微粉:内蒙古扬帆新材料有限公司;碳纤维布:威海光威复合材料公司。

1.2　样品制备

1.2.1　PI 泡沫制备流程:制备流程如 Fig.1 所示。首先称取一定质量的 ODPA,加入等质量的无水甲醇和 4 倍质量的四氢呋喃,加热至回流温度,待 ODPA 充分酯化、溶液澄清后冷却至室温,之后加入与 ODPA 等物质的量的 4, 4′-ODA,在回流温度搅拌 8 h,充分反应得到黄褐色的聚酯铵盐(Poly(ester-amine salt), PEAS)溶液,作为 PI 的前驱体。之后向所得溶液中添加质量分数 3% DC-193 匀泡剂,搅拌均匀后在 60 ℃真空干燥过夜,研磨粉碎得到黄色的 PEAS 前驱体粉末,之后根据实验要求向前驱体粉末中添加增强填料。

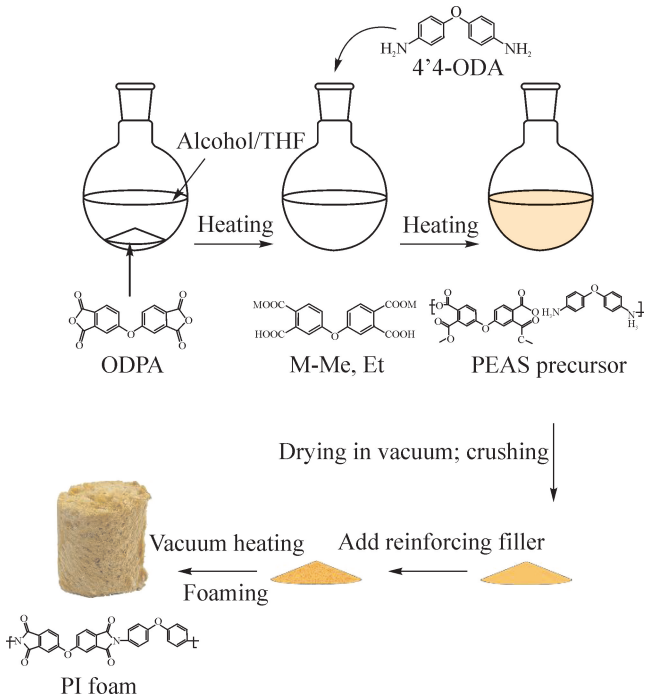


Fig. 1　Preparation process of PI foam

将添加增强填料后的前驱体粉末装入碳纤维布制作的透气模具内,全程保持绝对压强在 10 kPa 以下,从室温以 5 ℃/min 速率升温至 150 ℃,保持 15 min,再以 5 ℃/min 速率升温至 300 ℃,保持 30 min,得到样品 PI 泡沫。

1.2.2　同质复合填料的引入:如 Fig.2 所示,在实验过程中发现,如将 1.2.1 节实验流程中的甲醇替换为乙醇,制备的乙醇组 PEAS 前驱体粉末在真空受热条件下无法发泡,因而在实验中乙醇组 PEAS 前驱体粉末部分替换甲醇组 PEAS 前驱体粉末可作为尝试使用同质填料进行增强的一种方法。

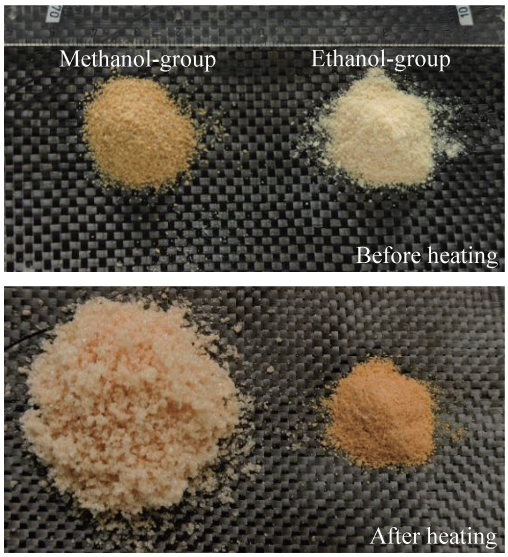


Fig. 2　Comparison of two kinds of PEAS precursors before and after heating

本文采用 3 种复合方案,分别为平均长度 500 μm 长度的 PI 短切纤维,平均直径 6.5 μm 的 PI 微粉和上文不发泡的乙醇组 PEAS 前驱体粉末。其引入方法为按实验设计称量一定质量的填料,与甲醇组 PEAS 前驱体粉末共同过筛混合均匀;实验组设置见 Tab.1,其中以未添加任何填料的甲醇组作为 PI_0 对照组。

1.3　测试与表征

1.3.1　傅里叶变换红外光谱分析:采用美国赛默飞(Thermo Fisher)公司 Thermo Fisher Scientific Nicolet iS20 傅里叶变换红外光谱仪,以粉体 KBr 压片方法对甲醇组 PEAS 前驱体粉末和 PI_0 样品进行红外光谱分析,扫描范围为 400~2000 cm^{-1}。

Tab. 1 Types, addition amount and method of homogeneous reinforced fillers

Identification mark	Reinforcing reagent	Enhanced scheme
PI_0(control group)	None	
$PI_{F5\%}$	Chopped PI fiber	5% Mass fraction in precursor powder
$PI_{F10\%}$	Chopped PI fiber	10% Mass fraction in precursor powder
$PI_{M5\%}$	PI micro-powders	5% Mass fraction in precursor powder
$PI_{M10\%}$	PI micro-powders	10% Mass fraction in precursor powder
$PI_{N10\%}$	Non-foamable PEAS precursor powder	10% Mass fraction in precursor powder
$PI_{N20\%}$	Non-foamable PEAS precursor powder	20% Mass fraction in precursor powder

1.3.2 热化学分析:采用美国 TA 仪器公司 TA TGA 550 热重分析仪在氮气氛围中测试甲醇组和乙醇组 2 种 PEAS 前驱体粉末的受热失重变化。温度测试范围为 40~300 ℃,升温速率为 10 ℃/min。采用中国英徕铂 ELB-DSC300C 差示扫描量热仪在氮气氛围中测试甲醇组和乙醇组 2 种 PEAS 前驱体粉末的热学性能,温度测试范围为 40~200 ℃,升温速率为 10 ℃/min。

1.3.3 表观形貌表征:采用豪威公司 OV64B 传感器,配合卡色公司 10 倍微距附加镜,变焦放大至 30 倍,拍摄样品的光学微观形貌。采用德国蔡司(Carl-Zeiss)公司 ZEISS GeminiSEM 300 扫描电子显微镜,对样品截面喷金后使用二次电子模式观察泡沫和填料样品的微观形貌。

1.3.4 孔结构参数测试:采用美国麦克仪器(Micromeritics)公司 Micromeritics AutoPore V 9620 压汞仪对样品进行真骨架密度、孔体积分布情况和孔比表面积分布的测试,并计算孔隙率。测试范围为 0.005~340 μm。

孔隙率按式(1)计算

$$\varepsilon=\frac{V_p}{V_p+1/\rho_s} \tag{1}$$

式中:ε——孔隙率,无量纲;V_p——总孔体积,cm^3/g;ρ_s——泡沫真骨架密度,g/cm^3。

1.3.5 力学性能测试:采用三思永恒科技有限公司 CMT6103 万能试验机对样品进行弯曲和压缩实验,弯曲实验的样品跨度距离为 120 mm,宽为 25 mm,高为 20 mm,加载速率为 10 mm/min;压缩实验的样品为高 50 mm,半径 28 mm,上下圆面平整,加载速率为 5 mm/min。

弯曲强度和压缩强度分别按式(2,3)计算[13]

$$R=\frac{3FL}{2000bh^2} \tag{2}$$

$$P=\frac{F}{1000S} \tag{3}$$

式中:R——弯曲强度,kPa;F——作用力,N;L——跨度,$L=0.10$ m;b——宽度,$b=0.025$ m;h——厚度,$h=0.02$ m;P——压缩强度,kPa;S——压缩面积,$S=0.028\ m\times0.028\ m\times3.14=0.0025\ m^2$。

对压缩应变为 10% 的应力数据 $F_{10\%}$ 单独提取计算得到压缩 10% 应变的应力 $P_{10\%}$。

2 结果与讨论

2.1 PI 泡沫及前驱体粉末的化学成分表征及发泡过程分析

Fig.3 是甲醇组 PEAS 前驱体粉末和加热后得到的泡沫样品的红外光谱对比图。由图可知,以 1500 cm^{-1} 的苯环吸收峰为基准,泡沫在 1776 cm^{-1} 和 742 cm^{-1} 处的酰亚胺羰基 C═O 吸收振动和变形振动峰,以及 1373 cm^{-1} 的酰亚胺环 C—NH—C 伸缩振动峰,相较 PEAS 增强;1573 cm^{-1} 的酰胺Ⅱ带混合振动峰在泡沫的曲线中消失,这表明发生了酰亚胺化反应,成功合成了 PI 泡沫[14]。

Fig.4 是甲醇组和乙醇组 2 种 PEAS 前驱体粉末的 DSC,TGA 和 DTG 曲线。由 Fig.4(a)可知,2 种前驱体均在 70~120 ℃之间出现吸热峰,而乙醇组的

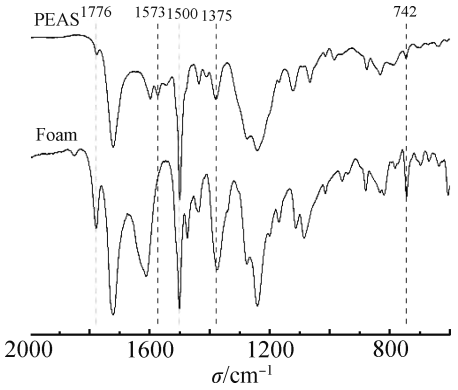


Fig. 3　FT-IR spectra of PEAS precursor and foam in the control group

吸热峰比甲醇组的更低矮,说明乙醇组的吸热气体散失量更低;在 140 ℃以上基线向吸热方向偏移幅度上,乙醇组的幅度小于甲醇组。该现象说明乙醇组的玻璃态与高弹态之间的物相差距小于甲醇组,其弹性较低,发泡更困难[15]。由 Fig.4(b, c)可知,在该区间范围内乙醇组的失重速率小于甲醇组,这是由于乙醇分子量更大,在聚酰胺酸前驱体粉末中不容易受热脱离;在相同温度和压力下,同样质量的乙醇蒸气体积比甲醇蒸气更小,使前驱体粉末处于玻璃化转变温度区间内气体的脱离量更低。双重因素叠加下,乙醇制备的聚酰胺酸前驱体粉末无法实现发泡。

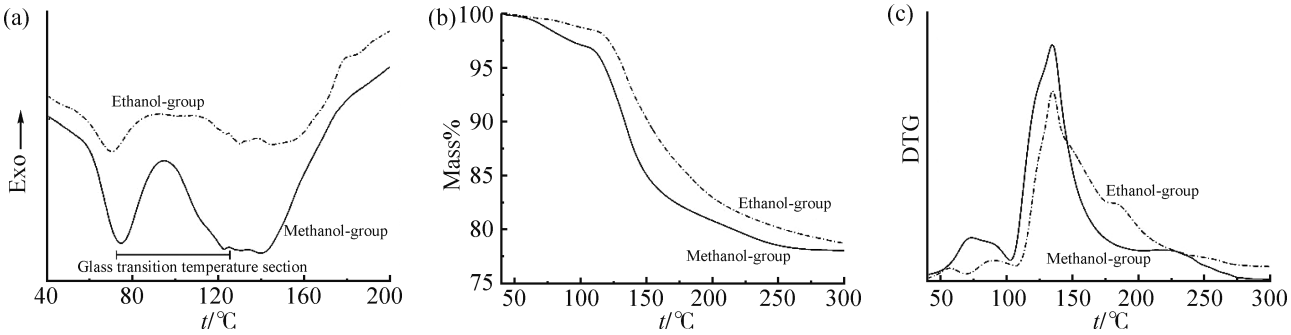


Fig. 4　(a) DSC, (b) TGA and (c) DTG curves of two kinds of PEAS precursors

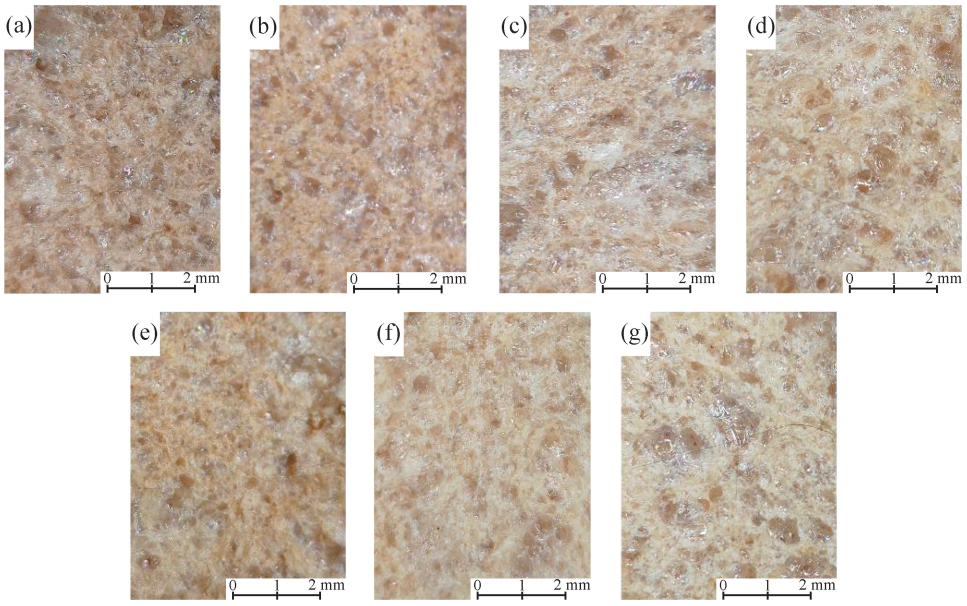


Fig. 5　Macro optical camera photos of PI foams with a magnification of 30×: (a) PI_0; (b) $PI_{F5\%}$; (c) $PI_{M5\%}$; (d) $PI_{N10\%}$; (e) $PI_{F10\%}$; (f) $PI_{M10\%}$; (g) $PI_{N20\%}$

2.2 同质增强 PI 泡沫的形貌结构

7 种同质复合 PI 泡沫样品的形貌如 Fig.5(a~g)所示。7 种 PI 泡沫均为黄褐色有一定弹性的固体，无裂纹，不掉粉，表面均可观察到清晰的泡孔结构。由 Fig.5(b)和(e)可知，添加 PI 纤维的泡沫颜色更深，这是 PI 纤维的颜色。Fig.5(d)和(g)可观察到，使用不可发泡前驱体粉末增强的 PI 泡沫中出现未发泡的大块颗粒，这些颗粒与泡沫的泡孔壁之间紧密的黏连在一起，没有出现明显的分界，相当于将部分泡孔替换为 PI 实心颗粒。

为了进一步对泡沫形貌进行分析，用电镜对样品进行微观形貌观察。填料的微观形貌如 Fig.6 所示，泡沫的微观形貌如 Fig.7 所示。由 Fig.7(b)和(f)可观察到，PI 纤维被包夹在泡孔壁之间；Fig.7(c)和

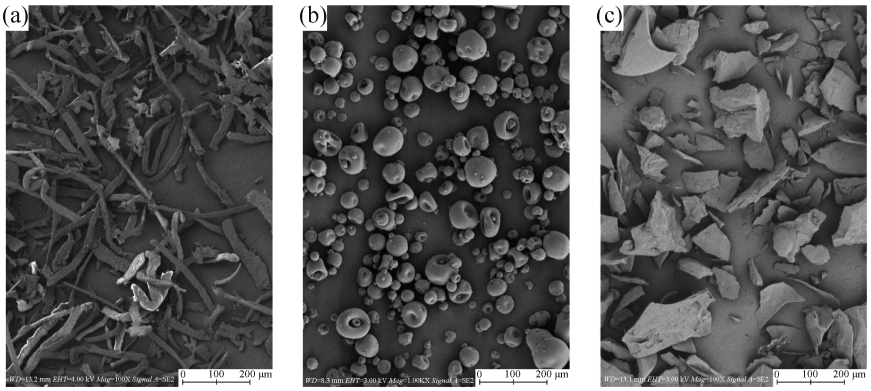


Fig. 6 Filler SEM images of (a) short-cut PI fibers, (b) PI micro-powder and (c) non-foamable precursor powder

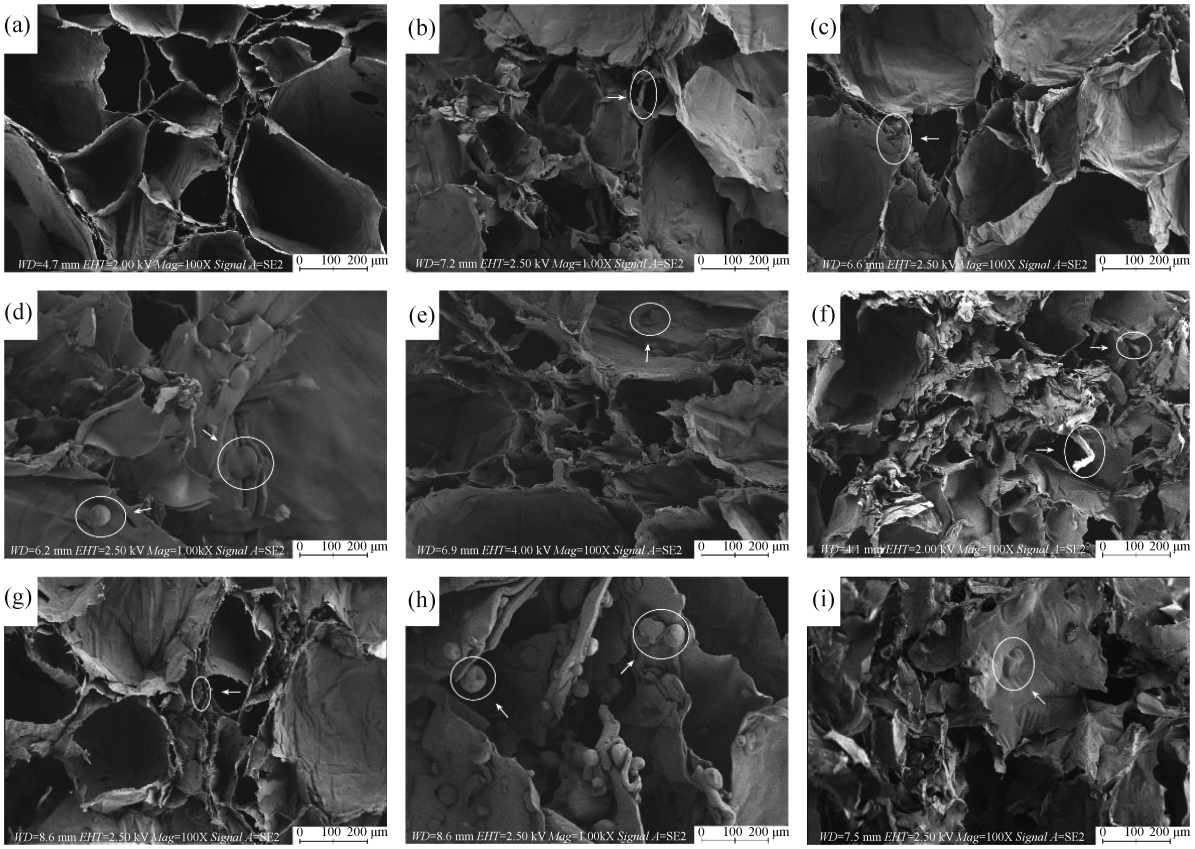


Fig. 7 PI foams SEM images of (a) PI_0, (b) $PI_{F5\%}$, (c) $PI_{M5\%}$, (d) enlargement of (c), (e) $PI_{N10\%}$, (f) $PI_{F10\%}$, (g) $PI_{M10\%}$, (h) enlargement of (g), (i) $PI_{N20\%}$

(g)及分别放大的 Fig.7(d)和(h)中可观察到,PI 微粉复合的泡沫中出现了黏附在泡孔壁上的 PI 微粉颗粒;Fig.7(e)和(i)中不可发泡前驱体粉末复合的泡沫中出现了一些较小的黏贴在泡孔壁上的 PI 实心颗粒。除 Fig.7(a)对照组外,其它泡沫的泡孔壁都出现了褶皱,部分样品甚至发生了破碎断裂。原因是对于 PI 纤维、PI 微粉和不发泡前驱体粉末复合的泡沫,填料在泡孔壁形成了薄弱点,造成真空发泡膨胀过程中泡孔壁的断裂[16]。

2.3　同质复合 PI 泡沫的孔结构参数

为进一步探究不同同质复合方案对样品泡孔结构的影响,选用 PI_0 对照组及填料添加量相同的 $PI_{F10\%}$;$PI_{M10\%}$ 和 $PI_{N10\%}$ 3 组样品,采用压汞法表征了孔结构参数。实验结果列于 Tab.2 中,样品的累进孔体积分布和累进孔比表面积分布曲线见 Fig.8。

由 Tab.2 和 Fig.8 可知,与对照组相比,$PI_{F10\%}$,$PI_{M10\%}$ 和 $PI_{N10\%}$ 3 组样品的孔隙率和总孔体积均下降,说明添加填料会导致泡孔塌陷,其中 $PI_{F10\%}$ 和 $PI_{M10\%}$ 的下降幅度最大,说明添加微粉和纤维会破坏泡孔结构发生塌陷;而 $PI_{N10\%}$ 的下降幅度较小,甚至由 Fig.8(a)中可观察到,其在孔径大于 50 μm 的范围累进孔体积与对照组接近,说明不发泡的前驱体破坏泡孔结构程度相比微粉和纤维较低。而在总比表面积方面,与对照组相比,$PI_{N10\%}$ 的总比表面积下降最大,是因为不发泡的前驱体粉末形成的 PI 颗粒填充了泡孔,成为实心结构;$PI_{F10\%}$ 的比表面积下降,说明纤维结构不能弥补泡孔塌陷造成的比表面积损失;而 $PI_{M10\%}$ 的比表面积上升,原因是微粉本身的比表面积大,结合在泡孔壁表面会导致比表面积上升。

2.4　同质复合 PI 泡沫的力学性能

对以上 7 种样品进行密度测量及弯曲和压缩力学表征,结果列于 Tab.3 中。

另外,将除对照组外的样品的弯曲和压缩应力-应变曲线分别做图(Fig.9 和 Fig.10)。由 Tab.2 可知,除 PI_0 对照组外,$PI_{F5\%}$,$PI_{M5\%}$ 和 $PI_{N10\%}$ 3 种样品之间的密度相近;剩余 3 种样品之间的密度也相近,因

Tab. 2　Pore size distribution test results for some PI foam samples

	Skeletal density/(g·cm^{-3})	Total pore volume/(cm^3·g^{-1})	Total pore area/(m^2·g^{-1})	Porosity/%
PI_0(control group)	1.026	20.548	13.527	95.47
$PI_{F10\%}$	1.104	13.141	11.321	93.55
$PI_{M10\%}$	1.084	13.960	15.721	93.80
$PI_{N10\%}$	0.943	18.726	10.008	94.64

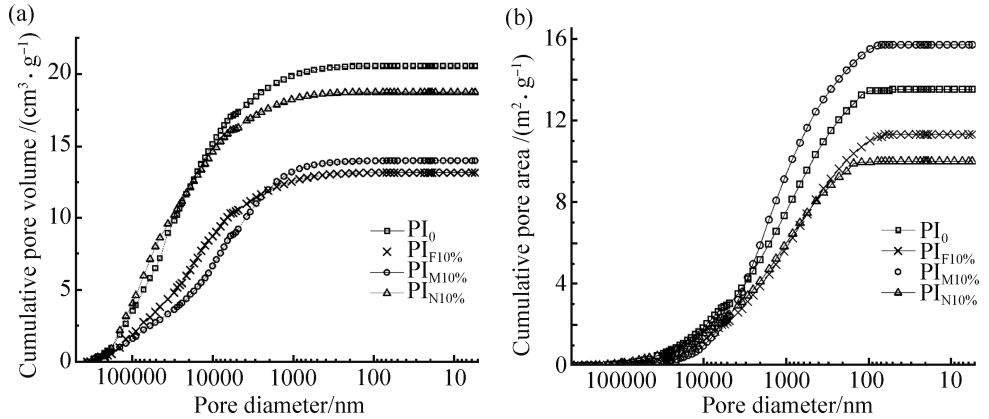


Fig. 8　Cumulative pore size distribution curve: (a) cumulative pore volume curve; (b) cumulative pore specific surface area curve

Tab. 3 PI foams mechanical characterization data

	Density /(kg·m^{-3})	Max. bending strength/kPa	ΔMax. bending strength①: Δdensity②	Bending fracture deflection/mm	$P_{10\%}$/kPa	$\Delta P_{10\%}$③: Δdensity
PI_0(control group)	28.0	110.5		21.9	21.15	
$PI_{F5\%}$	33.3	148.5	1.13	18.4	28.12	1.12
$PI_{F10\%}$	43.9	160.3	0.93	16.1	56.63	1.71
$PI_{M5\%}$	35.2	134.8	0.97	17.9	26.74	1.01
$PI_{M10\%}$	43.6	143.5	0.83	16.0	38.82	1.18
$PI_{N10\%}$	35.1	121.2	0.87	18.3	39.37	1.48
$PI_{N20\%}$	44.5	156.3	0.89	13.2	61.53	1.83

①: Max. bending strength of this group: Max. bending strength of PI_0; ②: density of this group: density of PI_0; ③: $P_{10\%}$ of this group: $P_{10\%}$ of PI_0

此,将 $PI_{F5\%}$,$PI_{M5\%}$ 和 $PI_{N10\%}$ 3 种样品弯曲应力-应变曲线作图(Fig.9(a)),压缩应力-应变曲线作图(Fig.10(a)),并对应变在 12% 以下部分做局部放大;$PI_{M10\%}$,$PI_{N10\%}$ 和 $PI_{N20\%}$ 3 组也同理作图(Fig.9(b) 和 Fig.10(b)),以便于密度相近样品之间横向比较弯曲和压缩强度随应变变化情况。

如 Tab.2 所示,各同质复合方案合成的 PI 泡沫的密度均会随增强填料含量的增加而上升,与 PI_0 对照组相比,复合后的 PI 泡沫在弯曲和压缩的力学性能上均有所提高。与市售同类聚酰亚胺泡沫相比,材料力学性能优秀,说明该同质复合方案具有一定市场潜力[17,18]。

在最大弯曲强度方面,$PI_{F10\%}$ 最高,与对照组相比提升了 45.1%。但除 $PI_{F5\%}$ 外,其它样品与对照组的最大弯曲强度变化率与密度变化率的比值都小于 1,说明这几种复合方案对于增强弯曲强度起到了负作用。结合 2.2 节和 2.3 节的分析可知,这是由于同质填料破坏了泡孔结构,导致单个泡孔单元的抗弯曲能力下降。而 $PI_{F5\%}$ 组的同质复合填料是纤维,在少量添加的情况下虽然泡孔结构被部分破坏,但是纤维的存在具有径向受力抗弯曲强度大,增强了泡沫的韧性。但添加量过高导致泡孔结构大量破坏后抗弯曲能力下降。另外,弯曲断裂挠度上,各增强方案都随增强填料含量增加而下降,说明增强填料提高了材料的刚性。如 Fig.9 所示,各组样品的弯曲应力-应变曲线的斜率随挠度增加而减小,最终突然断裂,说明材料受压后从弹性形变转为塑性形变,而突然断裂也符合硬质泡沫的材料性质。

压缩强度方面,如 Tab.2 所示,$PI_{N20\%}$ 的 $P_{10\%}$ 最高,与对照组相比提升了 188.6%,而且各种样品的

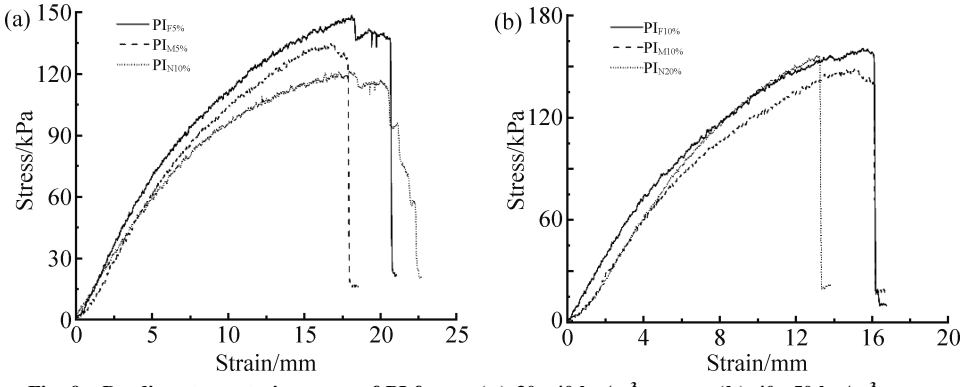


Fig. 9 Bending stress-strain curves of PI foams: (a) 30~40 kg/m^3 group; (b) 40~50 kg/m^3 group

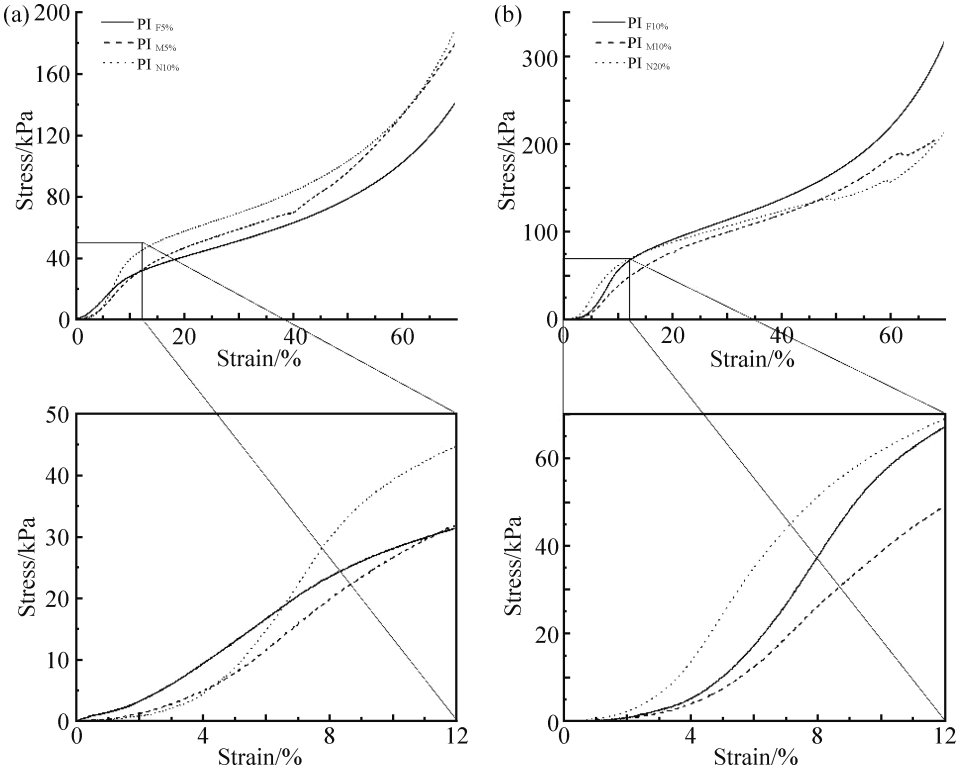


Fig. 10　Compression stress-strain curves of PI foams: (a) 30~40 kg/m^3 group; (b) 40~50 kg/m^3 group

10%压缩强度变化率与密度变化率的比值都大于等于 1,说明添加同质复合填料对压缩强度的提升起到了正向作用,其中 $PI_{N20\%}$ 和 $PI_{F10\%}$ 2 种的 10%压缩强度变化率与密度变化率的比值最高,分别达到 1.83 倍和 1.71 倍。与 2.2 节的形貌表征共同分析,原因在于纤维和 PI 实心颗粒在泡沫中的颗粒较大,能起到较好的抗压作用。如 Fig.10 所示,在压缩的初始阶段,每种样品的压缩应力都随应变快速提升,但在 12%应变左右之后提升幅度降低,至 50%左右后开始快速提升。这是由于前期泡孔结构存在,在微观层面上受力均匀分散在泡孔整体[19],而 12%~50%应变的中间阶段,泡孔受压坍缩,抗压能力下降;50%之后由于密度增大,抗压能力提升。在 12%应变之下,各组的应力-应变曲线斜率不同,其中不发泡前驱体粉末组较高,纤维和微粉组较低。与 2.2 节的形貌表征共同分析,这是由于纤维和微粉 2 组样品的泡孔壁破碎断裂程度最严重,使其泡孔均匀承压能力下降,从而该阶段应力随应变提升幅度较低。

3　结论

本文对 PI 泡沫进行同质复合,并分析了化学、形貌和力学表征结果,得出以下结论。

(1)采用 3 种方法合成了同质复合结构的 PI 泡沫,发现相较于甲醇,乙醇作为酯化剂制备的样品因玻璃化程度低、气体释放量少而难以发泡。

(2)对 PI 泡沫的形貌结构进行表征:发现同质填料在泡孔壁形成薄弱点,导致气体冲破气孔壁破坏泡孔结构。说明添加同质填料会对泡孔结构的完整性造成破坏。

(3)对 PI 泡沫进行了密度、弯曲和压缩强度的表征:与对照组相比,各组同质复合的 PI 泡沫的 $P_{10\%}$ 变化率与密度变化率的比值均大于 1,说明添加同质填料可提升 PI 泡沫的压缩强度;但弯曲强度与密度变化率的比值除 $PI_{F5\%}$ 外全部小于 1,说明泡孔结构的破坏对弯曲强度的负面影响较大。

参考文献:

[1] Pan X F, Wu B, Gao H L, *et al*. Double-layer nacre-inspired polyimide-mica nanocomposite films with excellent mechanical stability for LEO environmental conditions[J]. Advanced Materials, 2022, 34: 2105299.

[2] Li R, Bao Y, Guo R, *et al*. Hollow structured-controllable polyimide nanofibers with extreme conditions tolerance for efficient

thermal insulation[J]. Small Structures, 2025, 6: 2400439.

[3] Liu H, Wang X, Fordjour A A M, *et al*. A state-of-the-art review of polyimide foams research[J]. Construction and Building Materials, 2024, 437: 136961.

[4] He Y, Zhou Q, Wang W, *et al*. Polyimide foams with high porosity in the micrometer range prepared by scrape foaming for thermal insulation[J]. Chemical Engineering Journal, 2024, 502: 157766.

[5] Wang Y, Li J, Chu W, *et al*. Dual cross-linked networks reinforced polyimide foams with outstanding piezoelectric properties and heat resistance performance[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2024, 16: 56116-56125.

[6] Li J, Zhang G, Li J, *et al*. Preparation and properties of polyimide/chopped carbon fiber composite foams[J]. Polymers for Advanced Technologies, 2017, 28: 28-34.

[7] 李轩, 周德东, 何瑜, 等. 氧化石墨烯改性玄武岩纤维/聚酰亚胺复合材料的制备与摩擦学性能[J]. 高分子材料科学与工程, 2024, 40(5): 76-86.
Li X, Zhou D, He Y, *et al*. Preparation and tribological performance of graphene oxide modified basalt fiber/polyimide composites[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2024, 40(5): 76-86.

[8] Liu H, Zhao F, Li H, *et al*. Modified hollow glass microspheres composite isocyanate-based polyimide foam with improving mechanical and thermal insulation properties[J]. High Performance Polymers, 2022, 34: 465-473.

[9] Chen T, Xiao W, Yang J, *et al*. Polyimide-supported Cu/2, 2, 6, 6-tetramethyl-1-piperidine-N-oxyl catalytic systems: aromatic donor-acceptor interaction-directed cooperative catalysis[J]. Journal of Colloid and Interface Science, 2022, 622: 202-208.

[10] Capiati N J, Porter R S. The concept of one polymer composites modelled with high density polyethylene[J]. Journal of Materials Science, 1975, 10: 1671-1677.

[11] Zhu C, Xue T, Ma Z, *et al*. Mechanically strong and thermally insulating polyimide aerogel fibers reinforced by prefabricated long polyimide fibers[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2023, 15: 12443-12452.

[12] 赵依纯, 刘飞燕, 孙志腾, 等. 同质纳米纤维增强制备透明低膨胀系数聚酰亚胺[J]. 复合材料学报, 2021, 38(12): 4023-4030.
Zhao Y C, Liu F Y, Sun Z T, *et al*. Polyimide nanofiber self-reinforced film with high transparency and low thermal expansion coefficient[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2021, 38(12): 4023-4030.

[13] 詹茂盛. 聚酰亚胺泡沫材料[M]. 2nd ed. 北京: 国防工业出版社, 2018: 138-139.

[14] 金盈, 曾广赋, 朱丹阳, 等. 聚酰胺酸结构及其亚胺化的红外光谱分析[J]. 应用化学, 2011, 28(3): 258-262.
Jin Y, Zeng G F, Zhu D Y, *et al*. Analysis of structure and imidization of poly (amic acid) using FT-IR spectroscopy[J]. Chinese Journal of Applied Chemistry, 2011, 28(3): 258-262.

[15] 耿洪斌, 黄培, 时钧. 聚酰胺酸在不同热处理过程中的热环化[J]. 高分子材料科学与工程, 2005, 21(3): 192-195.
Geng H B, Huang P, Shi J. The thermal imidization behavior of a certain polyamide for the different kinds of treatment[J]. Polymer Materials Science and Engineering, 2005, 21(3): 192-195.

[16] Imran M, Rahaman A, Shaik A H, *et al*. Stability enhancement of highly loaded nano-clay-based flexible polyurethane foams using hollow glass microspheres[J]. Journal of Cellular Plastics, 2020, 56: 1-11.

[17] 酒永斌, 翟彤, 刘暘, 等. 不同密度聚酰亚胺泡沫的制备与性能[J]. 高分子材料科学与工程, 2017, 33(6): 131-134.
Jiu Y B, Zhai T, Liu Y, *et al*. Properties of polyimide foams with different densities[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2017, 33(6): 131-134.

[18] 潘丕昌. 高强度聚酰亚胺泡沫制备与性能研究[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2009.
Pan P C. Preparation and properties of high strength polyimide foams[D]. Beijing: Beihang University, 2009.

[19] Gibson L J, Ashby M F. Cellular solids: structure and properties[M]. 2nd ed. United Kingdom, Cambridge: Cambridge University Press, 1997: 138-142.

Structural and Mechanical Properties of Multiple Homogeneous Composite Polyimide Foams

Mingdong Xie[1], Qinzheng Hou[1], Jiaxin Liu[2], Weimin Yang[1]

(*1. College of Mechanical and Electrical Engineering, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China;*
2. China Academy of Aerospace Science and Innovation, Beijing 100088, China)

ABSTRACT: Polyimide (PI) exhibits outstanding chemical and physical resistance, yet PI foam suffers from low mechanical strength, limiting its application as structural material. Organic heterogeneous reinforcement compromises its tolerance, while inorganic reinforcement reduces plasticity. This study proposed three homogeneous composite strategies, incorporating short-cut PI fibers, PI micro-powder, and non-foamable precursor powder, to enhance PI foam. The morphology and mechanical properties were characterized, and the non-foaming mechanism of ethanol-prepared precursor powder was investigated. The results demonstrate that all homogeneous composites increase the density, bending strength, and compressive strength of PI foam compared to the control group. The maximum increases reach 45.1% in bending strength and 188.6% in compressive strength. However, homogeneous compounding will damage the cell walls, resulting in a lower increase in bending strength relative to the density increase for most samples.

Keywords: polyimide foam; homogeneous composite; mechanical performance