复 合 材 料 学 报 第22 卷 第5 期 10 月 2005 年
Acta Materiae Compositae Sinica Vol. 22 No. 5 October 2005

文章编号: 1000-3851(2005) 05-0001-08

短纤维增强泡沫塑料力学行为的研究进展

卢子兴*, 邹 波
(北京航空航天大学 固体力学研究所, 北京 100083)

摘 要: 对国内外短纤维增强泡沫塑料力学行为的研究进展进行了综述。简要介绍了纤维增强泡沫塑料的制备方法和结构形态; 重点报道了短纤维增强泡沫塑料力学行为的研究成果和作者的一些工作, 其中包括纤维增强泡沫塑料拉压、弯剪基本力学性能、纤维增强机理和材料破坏机理、温度效应、纤维长度、纤维填充量和表面处理对力学行为的影响等。展望了未来的研究趋势。

关键词: 纤维增强复合材料; 泡沫塑料; 力学性能; 增强机理; 破坏机理; 温度效应
中图分类号: TB 330. 1; TB 332 **文献标识码**: A

ADVANCE OF STUDIES ON THE MECHANICAL BEHAVIOR OF SHORT FIBER REINFORCED FOAMS

LU Zixing*, ZOU Bo
(Institute of Solid Mechanics, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, China)

Abstract: The studies done by domestic and foreign scholars on the mechanical behavior of fiber reinforced foams are reviewed briefly in this paper. The fabrication technique and microstructure of fiber reinforced foams are introduced simply. The mechanical properties of the materials and some works of the authors are reported emphatically. The basic mechanical properties, reinforcement and failure mechanisms, effect of temperature, the length of fiber and the influence of the fraction of components and surface treatment on the mechanical behavior are included. The research trends of this kind of materials in the future are prospected.

Keywords: fiber reinforced composite; foam plastics; mechanical properties; reinforced mechanism; failure mechanism; effect of temperature

纤维增强泡沫塑料是一种新型的复合材料, 自上世纪70 年代末注模成型工艺出现后, 对这种材料的研究得到了迅速发展[1]。相对于普通泡沫塑料来说, 纤维增强泡沫塑料具有更好的力学性能。例如, 明显改善了材料的强度、蠕变阻尼、变形、热扭曲温度等性能[2], 使玻璃纤维增强泡沫塑料板材和模塑制品在航空、航天和各种军用、民用领域具有广泛的应用前景, 可用作建筑材料, 如墙板、屋顶部件; 也可用在汽车、飞机的结构和运动器材上, 如桨叶、雪橇等[3]。另外, 纤维增强复合泡沫塑料还可用于深海工具、阻燃、隔热、吸音和缓冲吸能等领域。目前, 对纤维增强泡沫塑料力学性能、增强机理的研究已引起国内外学者的广泛关注[4,5], 近年来有相当多的研究论文发表。虽然本文作者曾在国内对泡沫塑料的力学行为进行过比较系统的综述[4], 但对纤维增强泡沫塑料的力学研究报道甚少。为了进一步促进国内该领域的研究和交流, 本文中对短纤维增强泡沫塑料力学性能、增强机理的研究等进行了简要综述, 希望能对国内从事泡沫塑料改性的研究人员有所裨益。

1 纤维增强泡沫塑料的制备及结构形态

纤维增强体不同于粉体填料, 在混入方法上有其特殊性。目前, 为了使纤维在聚合物基体中迅速分散并避免纤维受损, 主要采用的方法有: 熔融树脂或胶乳 短纤维共沉预处理法、熔融树脂或胶浆 短纤维共沉法、机械分散法、粉体填料涂覆法、高聚物共混法等[6]。在聚合物基体中加入短纤维后,

收稿日期: 2004-10-18; 收修改稿日期: 2005-01-18
基金项目: NSAF 联合基金(10276004); 国防科技重点实验室基金(51460020103hk01); 北京市教育委员会共建项目建设计划(XK100060522)
通讯作者: 卢子兴, 教授, 主要研究方向为复合材料力学、泡沫材料力学 E-mail: luzixing@263.net

发泡工艺没有太大的改变，其中挤出发泡成型、注射发泡成型、浇注发泡成型、模压发泡成型、反应注射发泡成型、旋转发泡成型等仍是纤维增强泡沫塑料的主要发泡成型方法。近年来又出现了一些新的发泡技术，例如，溶析成孔技术、纤维原位生泡技术等[6]。用于增强泡沫塑料的纤维种类很多，常用的主要有：玻璃纤维、碳纤维、有机纤维和天然植物纤维等。玻璃纤维增强聚氨酯泡沫塑料是近年来研究最多的一种材料，它主要通过浇注成型和注射成型来制备[7]。

在纤维增强泡沫塑料中，纤维在材料中的分散、与基体之间的粘合以及泡孔的形态对纤维是否具有增强效应非常关键，因此，研究纤维增强泡沫塑料的微结构形态具有重要意义。本文作者[8]较早就对高密度纤维增强聚氨酯泡沫塑料的结构形态和破坏机理进行了显微分析，得到了一些重要结论。最近，陈再新和闻狄江等人[2,9]利用显微技术研究了玻璃纤维增强灌注型聚氨酯泡沫塑料的微观结构。对低密度普通聚氨酯泡沫塑料来说，泡体一般为多面体形态的闭孔型框架结构，以树脂为支柱，多面体组合面是一层很薄的树脂膜，气孔均匀分布，泡孔多面体的组合面多数是五边形的结构，也含有少量的四边形和六边形。他们对纤维增强聚氨酯泡沫塑料的研究发现，纤维在基体中主要以三种形态分布，即单丝纤维、小束纤维和大束纤维。当纤维呈单丝在体系中分散时，体系的泡孔与普通泡沫的泡孔结构十分类似，纤维分布于树脂支柱的轴向，在泡孔的组合面中分布的单丝纤维起着加强筋的作用(图1(a))。当纤维以小束纤维(大约10根至30根)在体系中分布时，包裹有树脂的小纤维束成为许多泡孔的共同支柱，纤维束附近产生的泡孔小而密集，这种结构具有支柱的增强作用，表现在承载时会在小束纤维轴向形成连同包覆纤维束的树脂在内的一个圆形剪切带(图1(b))。当纤维在体系中以大束纤维存在时会明显改变泡孔的结构，在其周围发生严重的树脂积聚，约束了树脂泡沫体的形成，这样大束纤维反而成了基体的缺陷，在载荷作用下材料的破坏必定是基体泡沫的破坏(图1(c))。王建华等人[10]对高密度的增强聚氨酯泡沫塑料的研究发现，这种材料具有多种形态的泡孔，并且泡孔间相互连结、贯穿(图1(d))。在这种复合泡体中主要有球面体、椭球面体及不规则的几何形体。对于外部有一层树脂包裹的纤维增强相来说，在开孔泡沫中，它们不但分布在树脂支柱的轴向，还可能有少数穿过泡孔、组合面及树脂支柱。在闭孔泡沫中，纤维可能在泡孔壁中，也可能附在泡孔壁上，甚至部分伸出壁的表面。如果纤维呈单丝分散分布，则纤维的加入并不会改变泡体的结

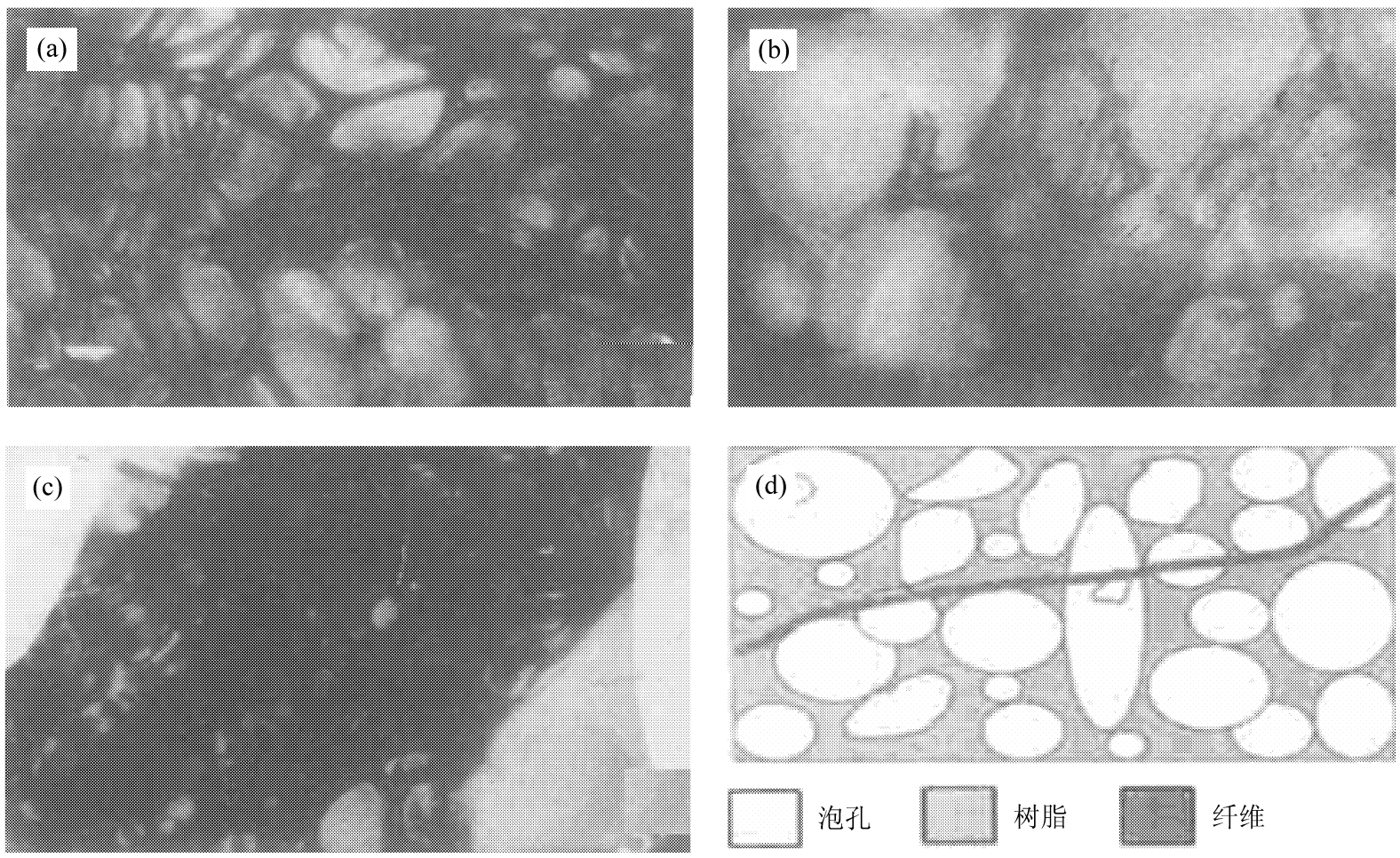

图1　玻璃纤维增强聚氨酯泡沫塑料结构图(来自文献[9,10])

Fig. 1　The structures of glass fiber reinforced polyurethane foams (from refs. [9,10])

构，且纤维对其树脂框架支柱有明显的增强作用。但如果纤维由于加工原因而未呈单丝分散分布，而是呈束状团聚存在，这时不仅会破坏原来的泡体结构，还会使材料的力学性能发生恶化。Shen 等人[11] 通过非破坏性 X 射线成像技术发现在纤维周围的酚醛基体密度比不含纤维的泡沫基体密度大；最大的剪应力发生在离纤维表面稍远处，故在此处的泡沫带是最弱的。在研究中还发现，一根纤维断成若干段，这可能是在发泡过程中，在树脂发泡固化交互作用时出现的不均匀力造成的，并且断裂的纤维会极大地增加粘性使得纤维不能自由移动。另外，纤维具有明显的首选方位分布（与发泡方向的夹角），可归因于发泡膨胀时发生的剪切流动。

2 纤维增强泡沫塑料力学行为的研究进展

2.1 基本力学性能的研究

早在20 世纪70 年代末，国外就曾发表了有关论文[4] 讨论纤维增强泡沫塑料的力学性能及其增强机理，其中 Cotgreave 和 Shortall[12,13] 的工作较有代表性。他们曾在增强聚氨酯泡沫塑料强度和断裂特性的研究中通过临界纤维长度、断裂韧性 K_{Ic} 和临界应变能释放率 G_{Ic} 等来研究增强聚氨酯泡沫塑料的拉伸力学性能和增强机理以及失效机理等问题。他们指出，纤维增强泡沫塑料的断裂韧性值比普通泡沫塑料高，纤维的嵌入阻碍了沿裂纹的扩展并促使裂纹转向，增大了裂纹被抑制的可能性，而增长的模量进而又提高了断裂韧性值，但遗憾的是断裂表面能没有提高。另外，还发现断裂韧性与断裂过程中受影响的纤维数量直接成比例，并且纤维的拔出功为

$$\gamma_p = \frac{V_f \sigma_f^2 l}{12 l_c} (l < l_c) \quad 或 \quad \gamma_p = \frac{V_f \sigma_f^2 l_c}{12 l} (l > l_c) \quad (1)$$

此后，Morimoto 等人[14,15] 研究了玻璃纤维增强硬质聚氨酯泡沫中纤维与基体的粘合以及应力松弛行为。他们根据混合律法则和纤维增强复合材料理论来估算纤维增强泡沫的拉伸强度，并给出界面剪切强度和拉伸模量的估算公式。他们[16] 还研究了不同膨胀率玻璃纤维增强硬质聚氨酯泡沫的弯曲性能，实验测量了弯曲应力松弛，并利用纤维有效因子和混合律法则数值计算了纤维的增强效果。研究发现长纤维将使弯曲模量和弯曲强度增加，并且对温度的依赖性下降。Morimoto 与 Yosomiya[17] 合作对不同纤维长度、不同纤维体积含量和不同基体膨胀比的玻璃纤维增强硬质聚氨酯泡沫塑料进行压缩性能研究，发现其抗压强度与基体的抗压强度成比例，并随纤维体积分数的增加而线性增长（体积分数在20 % 以下），该现象可由纤维和基体之间理想粘合的 Swift 正弦模型来解释。他们[18] 还提出纤维和基体间的粘结是提高复合材料冲击强度的关键因素，根据 Charpy 冲击实验研究了纤维长度、纤维体积分数和基体密度对玻璃纤维增强聚氨酯泡沫冲击强度的影响。

国内外对纤维增强泡沫的压缩性能研究有许多工作发表，结果表明：纤维增强泡沫塑料的压缩应力-应变曲线同普通泡沫塑料是类似的，变形过程也分为三个区域，即线弹性变形区、平台区和致密化区。针对较高密度（0.3 g/cm^3 和0.5g/cm^3）纤维增强泡沫塑料，卢子兴等人[19~21] 通过静态、动态压缩实验得到了单丝玻璃纤维和玻璃纤维束增强聚氨酯泡沫塑料的应力-应变曲线，发现玻璃纤维（或纤维束）不仅提高了增强泡沫塑料的弹性模量，也提高了材料的强度。此外，结果还表明：在静态、动态加载下，玻璃纤维束对泡沫塑料的增强效果不如单丝玻璃纤维，但是玻璃纤维束增强聚氨酯泡沫塑料的应变率敏感性、吸能性能均高于单丝玻璃纤维增强泡沫塑料。卢子兴等人[22] 还通过 SHPB 冲击实验装置得到了单丝玻璃纤维增强聚氨酯泡沫塑料在高应变率下的力学性能。结果表明：高应变率下的增强效果与低应变率时不同，高应变率加载会使泡沫塑料脆化，也会改变材料变形和失效的模式。由于低密度增强泡沫塑料的压缩破坏，主要是由支柱的弯曲、扭转变形引起的，所以在应力作用下依次导致孔壁及支柱的失稳破坏。李国忠用球壳的局部稳定临界载荷计算公式得到的压缩强度为[23]

$$\sigma = \left(1 - 0.175\frac{\theta - 20^\circ}{20}\right) \times \left(1 - \frac{0.07D}{800d}\right) \times (1.2E) \times \left(\frac{d}{D}\right)^2 \quad (2)$$

朱海静等人[24] 研究了纤维束增强聚氨酯泡沫塑料的压缩破坏行为，指出当应力-应变曲线出现“平台”，宏观上表现为应力软化时，孔壁已开始发生破裂，然后这种破坏导致纤维断裂和脱粘，形成泡体的塌陷及泡体的破坏，从而导致最终的破坏。张瑞珠[25] 所做的短玻璃纤维增强硬聚氨酯泡沫塑料实验说明，压缩蠕变和应力松弛在加载的初期效果

比较明显，但随着时间的增加而逐渐减小并趋于水平，而且蠕变和应力松弛特性随初始载荷值的增大而更加明显。王伟力[26] 观察了拉伸、卸载、再拉伸过程和压缩、卸载、再压缩过程，发现再拉伸模量高于拉伸模量，并有残余应变，再拉伸轨迹近似沿拉伸过程轨迹延伸。在王伟力的实验分析中发现，同体积含量(10 %) 下，3 mm 短切纤维在提高弹性模量方面优于6 mm 短切纤维，在提高拉伸强度方面则刚好相反，这被认为是由于较短纤维与基体结合点或面较少而引起较大力的缘故。王伟力也研究了玻纤增强聚氨酯泡沫的剪切性能，发现剪切过程呈现非线性，在相同含量下，3 mm 的短切纤维比6 mm 的短切纤维效果好，并且随纤维含量的增加，模量也会随之上升。王伟力还做了三点弯曲实验，从给出的实验图中可见集中载荷与挠度近似呈线性关系。林桂等人[27] 则研究了短纤维增强橡胶发泡复合体的独特拉伸和压缩行为，发现短纤维能很好地限制橡胶发泡体在拉伸低应变下的变形，在拉伸应力平坦区，短纤维与橡胶之间界面已经滑脱，短纤维在该区域没有表现出增强效果；而在压缩弹性阶段，由于主要承载的孔壁中纤维呈平面取向，短纤维只是略微提高了孔壁的刚度，因此增强作用也不明显，但在高压缩应变下短纤维能限制橡胶基体向边缘移动，此时短纤维对橡胶发泡复合体的增强效果才得以体现。

在国外，Shen 等人[28] 进行了未增强、玻璃纤维和芳族聚酸胺纤维增强酚醛三种泡沫塑料的压缩实验(加载沿发泡方向)，结果表明：纤维增强材料能极大地提高压缩强度，并且玻璃纤维的增强效果比芳族聚酸胺纤维好，其主要原因是玻璃纤维的方位分布更偏向于发泡方向；特别是发现芳族聚酸胺纤维增强酚醛泡沫塑料几乎是各向同性的。此外，他们认为剪切性能是选择夹层结构芯层材料中最重要的控制指标，他们发现增强酚醛泡沫的剪切模量和剪切强度比未增强泡沫更高。在相同数量的纤维填充下，玻璃纤维增强的剪切刚度比芳族聚酸胺纤维有更大程度的增长。有趣的是所有泡沫的数据在垂直发泡方向上的剪切抵抗能力比发泡方向上要高，芳族聚酸胺纤维增强泡沫各向异性最小。他们还发现在酚醛泡沫中填充芳族聚酸胺纤维能使泡沫增韧，并且采用不同的纤维类型其效果有明显的不同。Bledzki[29] 则研究了微孔含量对纤维增强环氧泡沫塑料动态力学性能的影响。加载试验说明阻尼和微孔含量间是有关系的，断裂应力随微孔含量的增加而减少，疲劳试验也有相同的趋势，在冲击试验中，随着微孔含量的增加，能量耗散增大。

2.2　增强机理与失效机理

纤维增强泡沫塑料有自己独特的拉伸破坏方式。正如 Cotgreave 和 Shortall[12]、闻荻江等人[2]、李国忠[23] 所作的描述，当产生损伤时，裂纹的扩展有多种形式。当裂纹扩展至纤维时，由于纤维具有较高的强度，裂纹可能终止，也可能拉断纤维。但在大多数情况下，要么会在另一端或其它薄弱处产生新的裂纹，要么裂纹会继续沿着纤维和基体的界面，在与纤维平行的方向上扩展。如果裂纹与纤维方向垂直，当裂纹离纤维端部不远时，纤维可能直接脱胶拔出；当离端部有一定距离时，裂纹会顺着纤维周围的应力剪切带，由树脂基体到纤维传递应力的有效传递面积上的逐个树脂支柱剪切破坏或数个支柱同时破坏，一直持续到纤维带胶拔出。对于闭孔增强泡沫塑料，在拉伸加载下变形的薄膜首先开始撕裂，裂纹继续前进切割临近的支柱，当裂纹遇到支柱的汇交点时受到阻碍，此时断裂会从另一泡体膜处快速地切割别的支柱，然后再重复同一过程[12]。总之，实际的破坏情况是上述几种形式的综合，闻荻江等人[5] 指出，纤维增强泡沫塑料的拉伸破坏伴随着裂纹产生及其终止、转移，纤维的拔出(脱胶拔出和带胶拔出)、拉断。其破坏过程是一个树脂支柱和薄膜的变形、破坏，纤维拔出或拉断的综合效应。破坏时，究竟以哪种形式为多，决定了材料增强效应的优劣。

对于纤维增强泡沫塑料的压缩破坏机理可以这样解释：当纤维和基体粘结很好时，泡体壁被增强，玻璃纤维的存在改变了泡体壁的失效模式，由泡体壁的弯折变为较薄泡体壁的屈曲和纤维与基体的局部脱胶破坏。但是当荷载增加到某一临界值，玻璃纤维和基体脱胶，产生一些裂纹和碎块，这些裂纹扩展到骨架材料，便形成泡体的塌陷及泡体的破坏，最终导致载荷的下降和试件表面裂纹的出现[23]。李国忠等人[30] 还认为纤维增强泡沫塑料模量与屈服应力均高于未增强的泡沫塑料的模量及屈服应力。其原因在于纤维增强泡沫塑料体系中，纤维贯穿若干个泡孔，使得纤维周向一定范围内的泡孔以纤维为核心，联成了一个较大的柱体，承受荷载时纤维的存在减少了树脂细杆及薄膜的弯曲扭转变形，相应也提高了其破坏应力及模量。卢子兴等

人[20,21]对高密度纤维增强泡沫塑料的压缩破坏机理进行了分析。结果表明：纤维束主要分布在骨架杆件中，变形的后期可以有效地增强材料，而单丝纤维可以存在于泡孔壁中，从而改变孔壁的失效模式，提高材料的初始弹性模量。泡孔壁的失效主要有较薄泡孔壁的屈曲和纤维与基体的脱胶破坏（图2）。

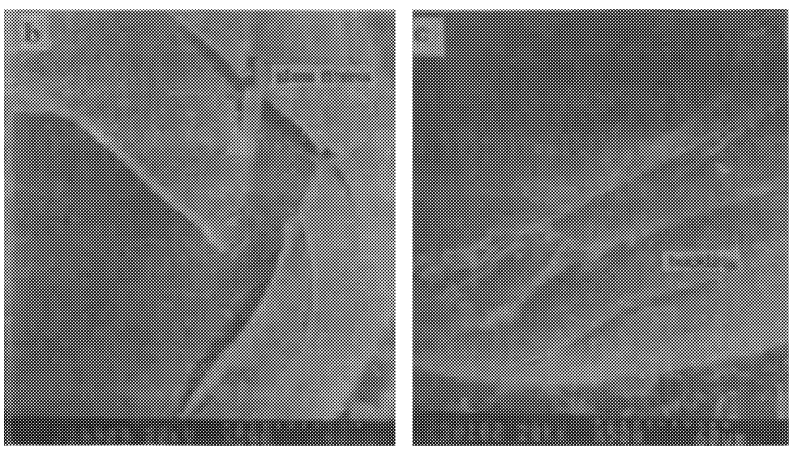

图2　变形后增强泡沫塑料试件SEM图（摘自文献[20]）

Fig. 2　The SEM micrographs of reinforced foam after deformation (from ref. [20])

纤维增强聚氨酯泡沫塑料的拉伸性能很大程度上取决于纤维的分散程度、分布及纤维的随机方位和膨胀的一致性[15]，但是以下因素也需要考虑：纤维含量对增强效果是有影响的，闻荻江等人[5]发现随着纤维含量增加，拉伸强度逐渐上升，当达到最大值（6%质量分数）后逐渐下降。出现这一现象的原因与纤维在体系内的分散状态有关。许鑫华等人[31]则认为这是由于发泡造成的，由于发泡降低了材料密度，较少的基体不能有效地传递载荷，因此提高纤维含量和调整纤维在基体中的分布形式，将是进一步提高纤维增强发泡塑料力学性能的关键。

2.3　温度效应

Morimoto等人[15]给出的实验数据表明：在保持纤维体积含量不变的情况下，随着密度的降低，室温下的弯曲模量和弯曲强度随之下降。并且，不管在25 ℃、50 ℃、75 ℃还是100 ℃下，拉伸强度和拉伸模量都具有同样的规律，在同一温度下，连续纤维增强泡沫塑料的模量大于13 mm短切玻璃纤维增强泡沫，而13 mm短切玻璃纤维增强泡沫的模量又大于3 mm短切玻璃纤维增强泡沫。此外，还发现玻璃纤维越长，温度对拉伸强度和拉伸模量的影响越小；并且随着温度的增高，拉伸强度几乎呈线性规律降低，而拉伸模量却随温度的增高（25～100 ℃）呈非线性降低。引用文献[12]的数据，经计算发现室温下低聚集纤维增强聚氨酯泡沫相对未增强泡沫的强度增长22%，模量增长78%，而低温（-196 ℃）下分别增长30%和85%。由此可见，纤维对模量的增强效果是非常好的，如果能够在制作工艺上加以改进，使纤维呈单丝均匀分散则能取得更好的增强效果。卢子兴等人[19]的研究结果表明：随着温度的升高，材料的弹性模量和应力强度一般都要下降，这与应变率的效应正好相反。此外，得到的一条重要结论是：密度较高的增强聚氨酯泡沫塑料的温度效应一般也较高，这说明增强泡沫塑料的温度效应主要由基体材料的性质所控制，与玻璃纤维增强材料基本无关。张瑞珠[25]研究了短玻璃纤维增强硬聚氨酯泡沫塑料在室温和130 ℃下的压缩性能和冲击韧性。结果表明：随着材料在130 ℃下保温时间的增加，其压缩性能明显下降，但冲击韧性下降不大，蠕变和应力松弛特性随温度的升高而下降，并且发现材料对环境温度、湿度比较敏感。

2.4　表面处理和纤维长度对力学行为的影响

对玻璃纤维进行表面处理能显著地提高增强泡沫塑料的力学性能。例如玻璃纤维表面用硅氧烷偶联剂处理形成的化学界面将比不作处理时的物理界面结合力强。乌云其其格[32]解释了偶联剂对玻璃纤维增强塑料的界面作用，并提出制备之前必须对玻璃纤维进行表面处理，否则容易产生分层。徐涛等人[33]发现偶联剂对玻璃纤维表面处理后，在玻璃纤维表面生成的致密膜的厚度和均匀度会影响到聚氨酯泡孔的形成，而且成膜厚度的不一致容易形成应力不均或应力集中，造成局部破坏或脱丝现象。此外，他们还提出，在玻璃纤维与聚氨酯的界面以及界面附近通常应力集中最大，这可能成为材料过早破坏的地方。在对比了不同偶联剂（聚氨酯和硅氧烷乳液）处理的玻璃纤维增强聚氨酯泡沫塑料的压缩强度和压缩模量后，结果表明：两种偶联剂处理对压缩强度影响不大，而压缩模量增加量稍有不同。断口分析的结果也表明：经聚氨酯处理的纤维是以束状形态分布在基体中，与基体的粘结情况良好；但经硅氧烷处理的纤维则更多以单丝形态分布在基体中，与基体的粘结情况较差。

纤维长度对增强效果也有影响，长纤维的增强效果优于短纤维，但材料制作不易，且各方向的增强效果不同。实验结果表明[34]：随玻璃纤维长度增加，纤维增强聚氨酯泡沫的压缩模量增加；随纤

维含量增加，材料的压缩模量和压缩强度都升高；而随密度增加，材料的压缩模量和压缩强度也增加，且增加值非常大。李国忠等人[30]指出，纤维过短时，在外力作用下纤维容易脱胶，增强效果较差；若纤维过长，其分散性就变得较差，在体系中容易结团、弯曲，造成局部应力集中，从而达不到理想增强的目的。因此，短纤维增强聚氨酯泡沫拉伸断裂主要归结为纤维与基体界面分离，而较长纤维增强聚氨酯泡沫拉伸断裂主要归结为基体断裂。为了获得最佳的增强效果(在多种聚氨酯泡沫材料中，一般认为纤维长度为12 mm 为最佳[23,30,46])，所采用的单丝短纤维长度存在某一临界值，Cotgreave 和Shortall[12]基于一个不考虑周围其它纤维影响的单纤维模型，并忽略纤维包裹层对复合材料支柱强度的影响，推导出取决于基体剪切强度和泡沫密度的临界纤维长度公式如下：

$$l_{cm} = \frac{2\sigma r_f^2}{\tau_m d} \qquad (3)$$

其中：d 为外围同心树脂应力传递环柱区的外直径；τ_m 为基体最终破坏剪应力；r_f 为纤维半径；σ 为纤维极限拉伸强度。

3　特殊种类的纤维增强泡沫塑料力学性能研究

3.1　纤维增强复合泡沫塑料

这种材料是由纤维和空心微珠作为填料的一种新型泡沫塑料，称之为纤维增强复合泡沫塑料。它具有强度高、模量大、尺寸稳定性好、密度变化不大的特点。近年来，随着泡沫塑料改性的需要，纤维增强复合泡沫塑料的研究逐渐增多，例如，Gupta 等人[35]为了降低环氧/玻璃微珠复合泡沫塑料中的孔隙和增加材料的强度，在制备复合泡沫塑料的过程中加入短切玻璃纤维并研究了加入纤维导致的影响。他们发现增强泡沫系统的工艺改进可以降低材料中气孔的含量，并且复合泡沫塑料的强度随气孔含量的减少而增加。Karthikeyan 等人[36]研究了含短切玻璃纤维(6 mm)复合泡沫塑料制备工艺(加纤维的次序)和纤维含量对材料压缩强度的影响，结果表明：一般情况下增强材料的压缩强度随纤维体积比的增加而增大。但玻璃纤维的加入明显地增加了气孔的含量，而若颠倒纤维的填入次序(后加)，则会引入较大的气孔并产生纤维的聚集现象。因此，在制作材料时如果后加纤维则得到的增强材料尽管纤维体积含量高，但却不能有效地增强材料，其强度不仅比低纤维含量的材料小，而且有可能比未加纤维的复合泡沫塑料的强度还低。文中进一步通过扫描电镜的分析确认了压缩实验的结果，最后给出的结论是：复合泡沫塑料可以在不使密度增加太多的情况下通过填加纤维来获得更好的压缩强度。最近，Karthikeyan 等人[37]还研究了添加少于5 %的纤维束，并含有6 %～10 %孔隙的纤维增强复合泡沫的压缩性能，在密度变化不大的情况下，纤维的加入提高了模量。在基体、微珠体积含量不变的情况下，随着纤维的增加，模量增大。其文中另一个重点是论述了密度和纤维的承载能力及含量对模量的影响。例如，相对于复合泡沫塑料，有一试样虽有纤维增强，但是模量和强度反而降低了，这是因为它的孔隙含量提高了，密度下降了。由于微珠的阻碍，当纤维发生非均匀分布，产生团聚时，孔隙含量相对变得更大，基体不能有效传递应力给纤维，这样即使添加的纤维含量比其它试样多，仍将使模量和强度减少。此外，Karthikeyan 等人[38]也研究了外界环境对纤维增强复合泡沫塑料压缩力学性能的影响，结果表明：浸入盐水或海水的E 玻璃纤维增强复合泡沫塑料的抗压强度因承力纤维区域附近的大量氯离子使应力状态改变而得到提高；暴露在水蒸气下的E 玻璃纤维增强复合泡沫塑料则因为过量吸收水分使界面脱粘破坏而降低了抗压强度。

3.2　天然纤维增强泡沫塑料

因为天然纤维具有无污染、价廉、低密度等优势，所以用它们制备增强泡沫塑料受到国内外的关注。在国内，管云林和刮蕾等人[39]对纤维素纤维增强聚氨酯/酚醛环氧树脂互穿网络硬质泡沫塑料进行了研究，结果表明：纤维素纤维能够提高硬质泡沫塑料的断裂拉伸强度。其原因归结为：一是纤维素纤维具有反应性，可改善界面的粘合力；二是在发泡的过程中，纤维可沿发泡方向取向，从而使平行于泡沫上升方向分布的纤维较多，所以能承受更多载荷。而国外Bledzki 等人[40]研究了天然纤维增强环氧树脂的冲击性能，结论是能量损失和阻尼系数几乎线性地依赖于孔隙含量和冲击能。在相同孔隙含量和测试条件下，能量损失和阻尼系数随纤维含量的增加而下降。Stokke 等人[41]则研究了纤维素纤维对聚氨酯泡沫塑料的改性问题，发现添加少量起毛纤维素纤维引起了性能的普遍改善，并且

性能超过了不含纤维、玻璃纤维、膨胀纤维素纤维增强的泡沫塑料。值得关注的是，Matuana 等人[42]将木纤维增强复合材料试样置于高压下的 CO_2 环境中，利用气体过饱和技术[43]制得了木纤维增强PVC 微孔塑料。由于微孔塑料与实体塑料相比，不仅降低了密度，而且展示了更高的相对冲击强度、更高的相对韧性和更长的疲劳寿命，所以木纤维增强PVC 微孔塑料也具有独特的泡体形态和改善的冲击强度[42]。他们在论文中主要讨论了孔隙度和纤维表面处理对木纤维增强PVC 微孔塑料拉伸性能和冲击性能的影响[44]。在另一篇论文中，他们[45]还研究了微发泡纤维素纤维增强PVC 塑料的拉伸性能和冲击性能与孔隙度的相互关系，发现切口冲击强度随孔隙度的增加而增大，当孔隙度达到56 %时，微发泡纤维素纤维增强PVC 塑料的V 型缺口冲击强度几乎是未发泡材料的3 倍，但其拉伸强度和拉伸模量随孔隙度的增加却出现了降低。

4 结束语

尽管国内外学者已对纤维增强泡沫塑料的力学行为进行了不少研究，但这类材料的强度和失效问题还未有效地解决，特别是动态破坏问题。虽然根据力学研究和增强机理研究的结果，已经能够确定影响纤维增强泡沫塑料的力学行为的主要因素，但如何在材料制备过程中有效地利用和控制工艺参数(例如，改进纤维的分散技术、表面处理工艺等)以获得最佳的力学性能，并且在材料使用过程中如何有效地发挥材料的潜力仍是摆在材料工作者和力学研究者面前的紧要课题。目前，还缺少表征这类材料力学行为合理的本构关系，也缺少精细的理论描述和成熟的理论研究工作。对材料失效和破坏规律的认识还有待于进一步深化，特别是宏观力学、细观力学研究的统一仍是一项富有挑战性的工作。同时，考虑到纤维增强泡沫塑料也是高分子聚合物材料，因此研究聚合物粘弹性的影响对材料的实际应用具有十分重要的意义。此外，研究高应变率作用下纤维增强泡沫塑料的能量吸收机制和应力波的传播特性及其疲劳和蠕变等力学行为对于工程应用来说至关重要。随着新材料技术的发展，各种先进纤维增强泡沫塑料、混杂纤维增强泡沫塑料和微孔纤维增强塑料的力学研究也将提出一些新的研究课题。

参考文献:

[1] Hilyard N C, ed. Mechanics of Cellular Plastics [M]. London: Applied Science Publisher, 1982. 323 - 356.

[2] 闻荻江，陈再新，李国忠. 玻璃纤维增强灌注型聚氨酯泡沫塑料的拉伸、压缩性能和破坏机理[J]. 复合材料学报，1999, 16(4): 64 - 67.

[3] 方禹声，朱吕民，编著. 聚氨酯泡沫塑料(第二版)[M]. 北京:化学工业出版社，1994. 497.

[4] 卢子兴，王 仁，黄筑平，等. 泡沫塑料力学性能研究综述[J]. 力学进展，1996, 26(3): 306 - 323.

[5] 闻荻江，陈再新. 增强泡沫塑料的特性和应用[J]. 玻璃钢/复合材料，1998(2): 49 - 51.

[6] 林 桂，刘 力，张建春，等. 纤维增强聚合物发泡体的研究进展[J]. 中国塑料，2002, 16(1): 7 - 11.

[7] 朱海静，杨 伟，李忠明，等. 玻纤增强硬质聚氨酯泡沫塑料研究进展[J]. 工程塑料应用，2003, 31(7): 62 - 64.

[8] 卢子兴，李怀祥，田常津，等. 不同载荷作用下泡沫塑料的变形和失效机理分析[J]. 塑料，1996, 25(2): 38 - 41.

[9] 陈再新，闻荻江，李国忠. 玻璃纤维增强灌注型聚氨酯泡沫塑料的微观结构和增强机理[J]. 高分子材料科学与工程，1999, 15(5): 102 - 104.

[10] 王建华，芦 艾，周秋明，等. 高密度增强硬质聚氨酯泡沫塑料的复合泡体结构[J]. 中国塑料，2001, 15(4): 28 - 31.

[11] Shen Hongbin, Nutt S, Hull D. Direct observation and measurement of fiber architecture in short fiber-polymer composite foam through micro-CT imaging [J]. Composites Science and Technology, 2004, 64(13 - 14): 2113 - 2120.

[12] Cotgreave T C, Shortall J B. The mechanism of reinforcement of polyurethane foam by high-modulus chopped fibers [J]. J Mater Sci, 1977, 12(4): 708 - 717.

[13] Cotgreave T C, Shortall J B. The fracture toughness of reinforced polyurethane foam [J]. J Mater Sci, 1978, 13(4): 722 - 730.

[14] Morimoto K, Suzuki T, Yosomiya R, et al. Stress relaxation of glass-fiber-reinforced rigid polyurethane foam [J]. Polymer Engineering and Science, 1984, 24(12): 1000 - 1005.

[15] Morimoto K, Suzuki T. Adhesion between glass-fiber and matrix of glass-fiber reinforced rigid polyurethane foam under tension [J]. Polymer-Plastics Technology and Engineering, 1984, 22(1): 55 - 76.

[16] Morimoto K, Toshio S, Yosomiya R, et al. Flexural properties of glass fiber reinforced rigid polyurethane foam [J]. Industrial and Engineering Chemistry, Product Research and Development, 1984, 23(1): 81 - 85.

[17] Yosomiya R, Morimoto K. Compressive properties of glass fiber reinforced rigid polyurethane foam [J]. Industrial and Engineering Chemistry, Product Research and Development, 1984, 23(4): 605 - 608.

[18] Yosomiya R, Morimoto K. Effect of interaction between fiber and matrix on impact properties of glass fiber reinforced

rigid polyurethane foam [J]. Polymer-Plastics Technology and Engineering, 1985, 24(1): 11-26.

[19] 卢子兴, 高镇同, 田常津, 等. 两种增强泡沫塑料静动态力学性能的比较[J]. 北京航空航天大学学报, 1996, 22(3): 358-362.

[20] 卢子兴, 田常津, 王 仁. 玻璃纤维增强聚氨酯泡沫塑料的压缩力学性能研究[J]. 实验力学, 1995, 10(1): 45-50.

[21] 卢子兴, 王建华, 谢若泽, 等. 增强聚氨酯泡沫塑料力学行为的研究[J]. 复合材料学报, 1999, 16(2): 39-45.

[22] 卢子兴, 田常津, 韩铭宝, 等. 聚氨酯泡沫塑料在应力波加载下的压缩力学性能研究[J]. 爆炸与冲击, 1995, 15(4): 374-380.

[23] 李国忠. 玻璃纤维增强硬质聚氨酯泡沫塑料的微观结构及破坏机理研究[J]. 复合材料学报, 1996, 13(2): 17-21.

[24] 朱海静, 杨 伟, 杨鸣波, 等. 增强硬质聚氨酯泡沫塑料的压缩破坏行为[J]. 高分子材料科学与工程, 2003, 19(4): 133-143.

[25] 张瑞珠. 硬质聚氨酯泡沫塑料的力学特性[A]. 96 中国材料研讨会论文集(材料设计与加工)[C]. 北京: 化学工业出版社, 1997. 173-176.

[26] 王伟力. RPU 力学性能的实验分析[J]. 化工生产与技术, 2002, 9(1): 21-25.

[27] 林 桂, 张建春, 张秀娟, 等. 短纤维对橡胶发泡复合材料增强机理的细观分析[J]. 橡胶工业, 2004, 51(1):5-13.

[28] Shen Hongbin, Nutt S. Mechanical characterization of short fiber reinforced phenolic foam [J]. Composites Part A, 2003, 34(9): 899-906.

[29] Bledzki A K, Kurek K, Gassan J. Influence of micropores on the dynamic-mechanical properties on reinforced epoxy foams [J]. Journal of Materials Science, 1998, 33(12): 3207-3211.

[30] 李国忠, 于衍真. 玻璃纤维对硬质聚氨酯泡沫塑料增强机理的探讨[J]. 高分子材料科学与工程, 1997, 13(4): 130-133.

[31] 许鑫华, 方洞浦, 陈贻瑞, 等. 纤维增强环氧发泡复合材料的研究[J]. 化学工业与工程, 1997, 14(1): 36-40.

[32] 乌云其其格. 偶联剂对玻璃纤维增强塑料的界面作用[J]. 玻璃钢/复合材料, 2000(4): 12-15.

[33] 徐 涛, 王建华, 傅 强, 等. 玻纤增强聚氨酯泡沫塑料界面形成特性及对其力学性能的影响[J]. 含能材料, 2002, 10(2): 84-87.

[34] 王建华, 芦 艾, 周秋明, 等. 短切玻璃纤维增强硬质聚氨酯泡沫塑料的压缩性能[J]. 高分子材料科学与工程, 2001, 17(3): 150-156.

[35] Gupta N, Karthikeyan C S, Sankaran S, et al. Correlation of processing methodology to the physical and mechanical properties of syntactic foams with and without fibers [J]. Mater Characterization, 1999, 43(4): 271-277.

[36] Karthikeyan C S, Sankaran S, Kumar N J, et al. Processing and compressive strengths of syntactic foams with and without fibrous reinforcements [J]. J Appl Polym Sci, 2001, 81(2): 405-411.

[37] Karthikeyan C S, Sankaran S, Kishore. Elastic behaviour of plain and fibre-reinforced syntactic foams under compression [J]. Materials Letters, 2004, 58(6): 995-999.

[38] Karthikeyan C S, Kishore, Sankaran S. Effect of absorption in aqueous and hygrothermal media on the compressive properties of glass fiber reinforced syntactic foam [J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2001, 20(11): 982-993.

[39] 管云林, 刮 蕾, 刘晓非. 纤维素纤维增强聚氨酯/酚醛环氧树脂互穿网络硬质泡沫塑料的研究[J]. 中国塑料, 1996, 10(5): 31-35.

[40] Bledzki A K, Gasson J, Zhang W Y. Impact properties of natural fiber-reinforced epoxy foams [J]. Journal of Cellular Plastics, 1999, 35(6): 550-562.

[41] Stokke D D, Shaler S M, Hawke R N. Modification of polyurethane foams with cellulose fibers[J]. SAMPE Quarterly, 1992, 23(4): 58-66.

[42] Matuana L M, Park C B, Balatinecz J J. Effect of cell morphology on the properties of microcellular foamed PVC/wood-fiber composites [A]. Proceedings of the 1996 ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition [C]. New York: ASME, 1996, 76: 1-16.

[43] 卢子兴. 微孔泡沫塑料力学行为的研究综述[J]. 力学进展, 2002, 32(3): 365-378.

[44] Matuana L M, Park C B, Balatinecz J J. Processing and cell morphology relationships for microcellular foamed PVC/wood-fiber composites [J]. Polymer Engineering and Science, Soc of Plastics Engineers, 1997, 37(7): 1137-1147.

[45] Matuana L M, Park C B, Balatinecz J J. Characterization of microcellular foamed plastic/cellulosic fiber composites [A]. Proceedings of the 1998 56th Annual Technical Conference, ANTEC [C]. Brook-field, USA: Soc Plast Eng, 1998, 2: 1968-1974.

[46] Cotgreave T, Shortall J B. Failure mechanisms in fibre reinforced rigid polyurethane foam [J]. J Cell Plast, 1977, 13(4): 240-244.