

微孔泡沫塑料力学行为的研究综述*

卢子兴

中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100080
北京航空航天大学固体力学研究所, 北京 100083

摘要 对微孔泡沫塑料力学行为的研究文献进行了综述, 简单介绍了微孔泡沫塑料的制备和表征方法, 重点介绍了微孔泡沫塑料力学性能的研究工作, 其中也包括作者近期在该领域的一些工作. 这些工作主要讨论了微孔泡沫塑料的压缩、拉伸、冲击、疲劳和黏弹性效应. 最后, 给出了对该领域工作的一些讨论和展望.

关键词 微孔泡沫塑料, 力学行为, 压缩, 拉伸, 冲击, 疲劳, 黏弹性

1 引言

微孔泡沫塑料是近十几年发展起来的一种新型泡沫材料^[1~13]. 与普通泡沫塑料相比, 其胞体尺寸小 $10\sim 100$ 倍(一般为 $0.1\sim 10\mu\text{m}$ 左右), 并且, 微孔泡沫塑料的胞体数密度相对较大, 大约每 cm^3 $10^9\sim 10^{15}$ 个胞体. 因此, 微孔泡沫塑料的实际密度可以很低(微发泡可以使聚合物的比密度降低75%或更多)^[3], 这就为替代传统的普通泡沫塑料提供了可能性. 同时, 由于微孔泡沫塑料具有许多独特的力学性能. 比如, 它的冲击强度、断裂韧性、疲劳寿命和热稳定性均较好, 所以也引起了工程界和力学界的极大兴趣. 微孔泡沫塑料力学性能的改进, 一般归结为微小胞体(相对于普通泡沫塑料的胞体)的存在; 这些微小的胞体通过钝化裂纹尖端, 增加传播裂纹所需要的能量来阻止裂纹的扩展. 所以, 这种微孔泡沫塑料不仅在复合材料及其结构的制造中可以取代普通泡沫塑料, 甚至在某些情况下可以替代实体塑料. 此外, 微孔泡沫塑料还有一些特殊的应用, 比如, 在机电设备的精密机械元件中, 在飞机的结构板和导管中, 在汽车构件及生物医学方面等^[4]. 有人认为: 微孔泡沫塑料将成为本世纪的一种新型泡沫材料, 其应用范围也会越来越广泛^[5]. 在微孔泡沫塑料的开发和利用中, 其力学性能的研究将会受到极大的关注. 在过去的十多年中, 虽然微孔泡沫塑料的制备方法和相应的力学性能已经进行了研究^[3~21], 但许多问题依然存在. 目前, 人们还没有找到正确描述微孔泡沫塑料力学行为的有效方法和理论模型, 仍然需要开展大量的实验研究和理论探索的工作. 可喜的是, 目前我国从事材料研究的人员已注意到这种新型泡沫材料的魅力, 并开展了相应制备和工艺的研究, 取得了一些阶段性重要成果^[22,23]. 因此, 为进一步促进国内对微孔泡沫塑料力学性能的研究, 本文在简述微孔泡沫塑料的制备和表征方法的同时, 将比较全面地综述国外有关微孔泡沫塑料力学的研究文献. 最后, 再提出一些对今后微孔泡沫塑料力学性能研究工作的展望.

收稿日期: 2001-03-14, 修回日期: 2002-04-16

*国家自然科学基金(10072007)和教育部留学回国人员科研启动基金资助项目

2 微孔泡沫塑料的制备和表征

微孔泡沫塑料的最初构想是 Suh 等 (1979) 为降低生产塑料零件的材料消费量而提出的, 他们所依据的原理是: 如果聚合物中小于临界预存在缺陷的孔隙被成核, 那么在没有损失零件力学性能的前提下材料的耗费可以大大减少 [7]. 按照文献 [6] 和 [24] 的介绍, 微孔泡沫塑料可用 4 种方法进行制备, 即相分离技术、可压缩液体抗溶剂沉淀技术、单体聚合技术和气体过饱和技术. 所谓相分离技术是指利用相分离和溶剂冻析过程中单向冷却或严格的溶液脱气, 产生孔隙较小的均匀泡沫. 可压缩液体抗溶剂沉淀技术则以过饱和 CO_2 液体上面的过饱和蒸汽为反溶剂, 将聚合物溶液通过毛细管喷射进入液态 CO_2 之中, 使其干燥和玻璃化, 高速扩散和强烈雾化使体系迅速产生相分离, 形成亚微细粒, 由此得到孔径很小的微孔材料. 而单体聚合技术是利用微乳液的热力学稳定性和有序的微结构, 将聚合单体分散在微乳液中进行聚合, 得到微孔泡沫材料. 相对于前面 3 种技术, 气体过饱和技术应用最广泛. 简单地讲, 微孔泡沫塑料制备的气体过饱和技术是, 首先用非活性气体 (N_2 或 CO_2) 在某一高压和玻璃化转变温度以下饱和聚合物, 然后利用聚合物温度升高和压力减小产生的热力学不稳定性生成泡孔. 这时瞬时的不稳定性诱发出无数的泡孔成核, 分布很均匀; 最后让泡孔增长至所需尺寸即可得到微孔泡沫塑料. 在过去十几年的工作中, 气体过饱和技术不仅用于聚丙烯、聚苯和聚碳酸酯等几种非结晶聚合物上 [8], 对于半结晶材料, 该技术也被调整以便使气体在熔点之上达到饱和并在较低温度下发泡 [6]. 基于气体过饱和技术, 目前已成功地实施了三种工业化生产方法, 即间歇法、改进热成型法和连续挤出法.

众所周知, 泡沫材料的力学性能是与材料的制备工艺条件和微结构参数密切相关的, 而微结构的特征主要由孔隙度、胞体尺寸和形状以及胞体的取向和分布等微结构参数来决定. 为了表征微孔泡沫塑料的微结构参数, 一般采用扫描电镜分析的方法 [8]. 根据电镜分析得到的胞体形貌照片和材料的相对密度, 孔隙度 V_f 和单位原始聚合物体积的胞体数密度 N_0 可由下列公式计算

$$V_f = 1 - \frac{\rho_f}{\rho_s} \quad (1)$$

$$N_0 = \left(\frac{nM^2}{A} \right)^{3/2} \left[\frac{1}{1 - V_f} \right] \quad (2)$$

其中 n 为电镜照片中的胞体数, A 和 M 是电镜照片的面积和放大倍数. 而基体密度 ρ_s 和泡沫材料密度 ρ_f 按照 ASTM 标准 D792, 使用 Archimedian 水位移技术确定, 即

$$\rho_s = 0.9975 \left(\frac{M_a}{M_w} \right)_s, \quad \rho_f = 0.9975 \left(\frac{M_a}{M_w} \right)_f \quad (3)$$

其中 M_a 和 M_w 分别是样品在空气和浸在蒸馏水中所测得的重量. 此外, 在单位原始聚合物体积的胞体数密度 N_0 和单位体积泡沫胞体数 N_v 之间存在如下关系

$$N_v = (1 - V_f) N_0 \quad (4)$$

这里 N_v 与胞体尺寸 (直径) D 和孔隙度 V_f 有关, 即有

$$N_v \times \frac{\pi}{6} D^3 = V_f \quad (5)$$

根据上面公式, 可得到 D , N_0 和 V_f (或相对密度 ρ_f/ρ_s) 之间的如下关系

$$N_0 \times \frac{\pi}{6} D^3 = \frac{V_f}{1 - V_f} = \frac{1 - \rho_f/\rho_s}{\rho_f/\rho_s} \quad (6)$$

为了理解微孔泡沫塑料的制备工艺条件对材料微结构参数及其力学性能的影响, 这里简单介绍一些由 Matuana 等^[8] 给出的实验结果. Matuana 等研究了微孔 PVC 泡沫塑料的胞体形貌, 并且证明: 发泡时间和发泡温度强烈地影响着微孔 PVC 泡沫塑料的孔隙度, 如图 1 所示. 由图可见, 微孔 PVC 泡沫塑料的孔隙度随着发泡时间或发泡温度的增加而增加. 然而, 当温度太高时, 会出现胞体破裂的现象 (见 130°C 的对应曲线). 此外, 图 1 还表明, 在任意孔隙度下画水平线平行于横轴, 可以得到与资料曲线的几个截点, 这说明具有相同孔隙度或比密度的发泡试样可通过各种发泡时间和发泡温度的组合来得到. 类似地, 在任意的发泡时间, 通过画垂直线平行于纵轴, 同样可得到与资料曲线的几个截点, 说明在时间一定的情况下, 发泡温度的不同, 会产生不同孔隙度的微孔 PVC 泡沫塑料. 所以, 发泡时间或发泡温度对控制孔隙度是潜在的有效过程变量. 从他们给出的另外一幅图中 (见图 2) 可见, 胞体数密度具有 $10^{10}/\text{cm}^3$ 个胞体的量级, 当发泡时间固定在 5 s 时, 不受发泡温度的影响. 图 2 也说明了发泡温度对平均胞体尺寸的影响, 可见, 胞体尺寸随发泡温度的增加而增加. 因为胞体数密度是相同的, 胞体尺寸的增加归结为胞体的较大膨胀或较大的孔隙度. 显然, 根据上面对微孔 PVC 泡沫塑料的形貌分析可建立材料制备的工艺参数 (发泡温度、发泡时间和饱和压力等) 和微结构参数 (孔隙度、胞体尺寸和胞体数密度等) 之间的关系; 若对制得的材料进行宏观实验便可建立材料力学性能 (模量、强度和韧性等) 与微结构参数之间的关系. 因此, 微孔泡沫塑料的表征和它的形貌分析为研究这类材料的力学行为提供了一定的实验和理论基础, 并在微孔泡沫塑料的力学性能和工艺参数间架起了一座桥梁.

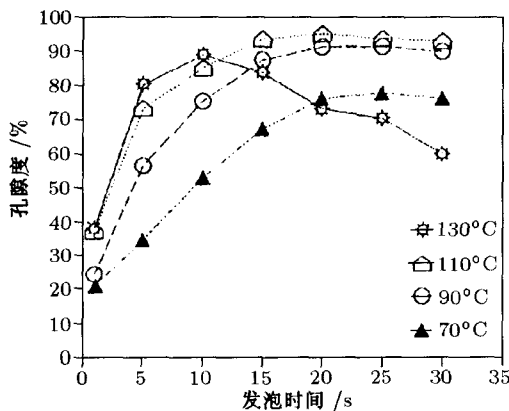


图 1 发泡时间和温度对 PVC 微孔泡沫塑料孔隙比的影响 (饱和条件: 5.51 MPa, 2 d)^[8]

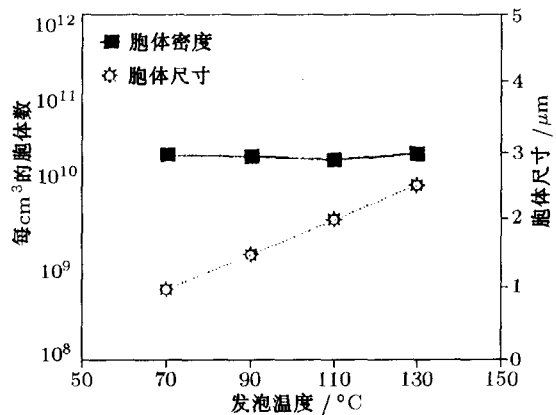


图 2 发泡温度对 PVC 微孔泡沫塑料胞体数密度和平均胞体尺寸的影响 (饱和条件: 5.51 MPa, 2 d; 发泡时间: 5 s)^[8]

3 微孔泡沫塑料力学性能的研究

3.1 压缩

正如普通泡沫塑料一样, 微孔泡沫塑料压缩力学行为的研究在结构的设计和应用中也受到极大的关注. 例如, Williams^[10] 较早报道了微孔泡沫塑料的压缩模量及其数学模拟问题. 而 Ozkul 等^[11] 根据实验观察描述了微孔泡沫塑料的弹性和塑性力学响应, 在他们的实验中, 硬质

微孔泡沫 IPS, PAN, TPX 和 PU 被用作样品, 它们是通过热诱导相分离技术制备的, 材料的密度范围为 $0.04 \sim 0.27 \text{ g/cm}^3$. 通过实验他们获得了相对模量、相对破坏应力随相对密度的变化规律. 研究表明, 微孔泡沫塑料的压缩 (或拉伸) 模量和破坏应力小于 Gibson 和 Ashby 模型预测的结果. 在早期的研究中, 他们试图按照泡沫生产过程中形成的结构缺陷来解释这一行为. 为了验证这一观点, 他们通过对普通闭孔聚苯泡沫塑料施加压缩应变来引入结构缺陷, 然后比较含缺陷泡沫与微孔泡沫塑料的应力 - 应变曲线, 结果表明, 含缺陷泡沫的模量减少了. 在他们后续的研究中, 也涉及了类似的实验, 主要包括普通开孔硬质聚氨酯和聚甲醛型泡沫等材料. 他们用针刺的办法来产生普通泡沫塑料结构中的缺陷, 通过实验来比较微孔泡沫塑料和受损伤普通泡沫塑料的应力 - 应变曲线、模量和破坏应力等力学性能, 还研究了塑性变形和弹、塑性变形区的泊松比. 最后, 他们得到的结论是: (1) 微孔泡沫塑料的模量和破坏应力低于相同密度的普通泡沫塑料的结果; (2) 微孔泡沫塑料的应力 - 应变曲线形状不同于普通泡沫塑料, 它们没有平台区; (3) 发现微孔泡沫塑料的泊松比位于已有文献给出的普通泡沫塑料泊松比的取值范围内, 而塑性 (永久) 变形大于普通泡沫塑料的观察值. 最近, Arora 等^[12] 研究了超临界二氧化碳作为发泡剂的微孔聚苯 (PS) 泡沫塑料的压缩屈服行为, 文中所用的泡沫塑料是高度膨胀化的, 胞体具有明显的各向异性. 他们考虑了胞体尺寸和形状对泡沫塑料屈服强度的影响, 并将实验结果同各向异性泡沫塑料模型进行了比较. 此外, 他们还研究了微孔结构的后屈服破坏行为, 结果表明, 泡沫塑料中的变形是非均匀的. 也就是说, 在部分破坏的泡沫塑料中有两个不同的区域存在, 一个区域由破坏和致密材料组成, 另一个区域则由未变形的完整结构组成, 并且两个区域被一个明显的边界所分离. 他们将这一现象比作许多聚合物单轴拉伸实验中所观察到的稳定颈缩现象. 为了加深理解, 这里介绍一些他们研究的细节. 首先, 他们提供的微孔聚苯 (PS) 泡沫塑料 (密度为 0.3 g/cm^3) 的压缩应力 - 应变曲线与普通泡沫塑料的应力 - 应变曲线非常相似, 具有明显的三个变形区域, 即小应变的弹性变形区 (由胞体壁的弯曲控制), 与胞体壁弹性屈曲和后继的失效相关联的破坏平台区, 还有胞体壁相互碰在一起逐渐被压实的致密区, 见图 3. 与一般的观察趋势相反, 他们发现泡沫塑料的屈服应力随着胞体尺寸的增加而增加. 由于微孔泡沫塑料是各向异性的, 并且具有近似的常密度值, 所以必须使用基于胞体几何的不同方法来预测屈服强度值. 根据 Euler 临界载荷的计算, 他们提出了一个相当好的预测屈服强度的各向异性泡沫模型 (见图 4), 其中较小的胞体比较大的胞体所对应的无量纲几何因子 $t^4/(h^2l^2)$ 要大. 为了研究聚合物泡沫塑料中胞体的渐进屈曲过程, 他们将一系列试件加载到超过屈服点

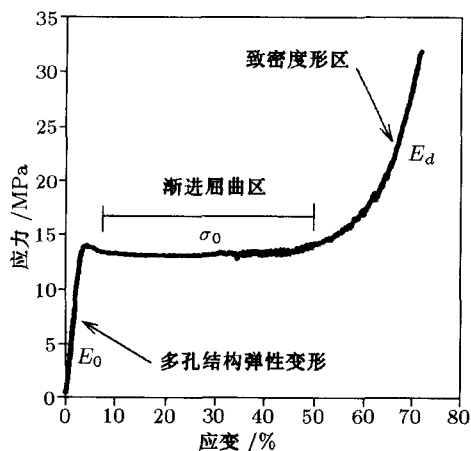


图 3 PS 微孔泡沫塑料的典型压缩应力 - 应变曲线^[12]

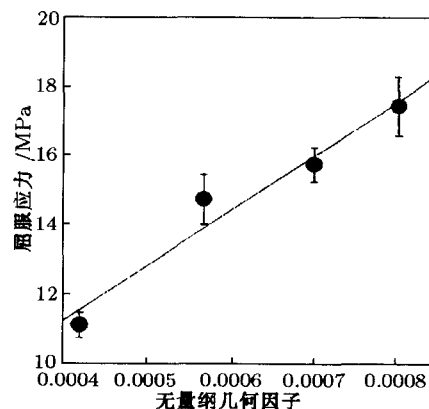


图 4 PS 微孔泡沫塑料单轴压缩资料同各向异性模型预测值的比较^[12]

的各种应变水平, 卸载后进行扫描电镜观察. 结果表明, 当试件达到一定的应变水平, 上面 1/3 的试件基本不变形, 胞体就象未被压缩过似的; 而在试件下面的区域内胞体几乎完全破坏; 试件中部的 1/3 区域, 可以看作是一个过渡区. 在过渡区中, 胞体还没完全破坏, 但也显示了某些不可逆变形的痕迹. 通过研究他们认为, 过渡区通过试件以自相似的方式渐进传播直至达到非常高的应变水平试件完全破坏为止. 一旦试件在整个长度上被破坏, 进一步变形则出现明显的应变硬化. 在微孔泡沫塑料渐进屈曲的情况下, 他们认为产生硬化效应的微力学与破坏材料的致密化有关. 基于这些观察, 压碎试件的能量模型可以从简单的能量平衡关系来导出, 即

$$\gamma = \sigma_0 - \frac{\sigma_0^2}{2} \left\{ \left(\frac{\rho_d}{\rho_0} \right) \left(\frac{1}{\lambda^2} \right) \frac{1}{E_d} - \frac{1}{E_0} \right\} \quad (7)$$

这里 γ 是致密化的比能量, σ_0 是破坏平台区的应力值, ρ_0 和 ρ_d 是非致密区和致密区的材料密度, E_0 和 E_d 是非致密区和致密区的杨氏模量, $\lambda \equiv L_0/L_d$ 是破坏比, 其中 L_0 是非致密材料的长度, L_d 是破坏发生后的相关长度. 利用上面的方程, 可以通过测量密度、模量和图 3 所示的压缩应力 - 应变曲线中致密区和非致密区的面积以及平台区的应力水平, 来计算泡沫塑料的比能量吸收特性. 上面方程中的第二项描述了材料致密化时存储在试件中的弹性能的变化. 因为泡沫塑料在压缩情况下, 应变能的改变是负的, 所以存储在泡沫塑料中的应变能随着致密化的发生而在试件中逐渐降低. 考虑到第二项对整个能量并没有明显的贡献, 因此致密化的比能量基本上降低为 σ_0 . 由于破坏应力的的大小随着胞体尺寸的减少而降低, 所以较小的胞体压碎比较大的胞体压碎需要更少的能量.

3.2 拉伸

就微孔泡沫塑料拉伸力学性能的研究而言, Waldman^[13] 报道了微孔聚苯泡沫塑料的拉伸强度与表观密度间呈线性关系的结果, 这样, 其拉伸强度比结构泡沫塑料高得多, 但它们的弹性模量却基本相同. 按照他们的报道, 微孔泡沫塑料在相对密度约 75% 和胞体尺寸约 $8 \mu\text{m}$ 时, 其破坏伸长百分比和拉伸断裂韧性达到峰值. Kumar 等^[14] 通过实验表征了微孔聚碳酸酯的拉伸模量, 发现拉伸模量随相对密度的降低而降低. 若相对密度定义为: $\rho_{\text{rel}} = \rho_{\text{foam}}/\rho_{\text{solid}} = \rho_f/\rho_s$, 则拉伸模量可由下式来描述

$$\frac{E_f}{E_s} = \left(\frac{\rho_f}{\rho_s} \right)^4 - \left(\frac{\rho_f}{\rho_s} \right)^2 + \left(\frac{\rho_f}{\rho_s} \right) \quad (8)$$

显然, 从公式 (8) 我们可以得到微孔塑料与基体材料的模量比与泡沫塑料相对密度间的下述关系, 即

$$\left(\frac{\rho_f}{\rho_s} \right)^4 < \frac{E_f}{E_s} < \left(\frac{\rho_f}{\rho_s} \right) \quad (9)$$

上式说明微孔泡沫塑料与基体的模量比总是小于材料的相对密度, 但大于材料相对密度的 4 次幂. 因此, 用最简单的混合律模型预测的模量只是给出微孔泡沫塑料实际模量的一个过高估计; 同时, 公式 (9) 也提供了微孔泡沫塑料模量估计的一个下限. 在 Kumar 和 Wel 的论文中, 为了证实公式 (8) 的有效性, 他们提供了微孔泡沫塑料拉伸模量的实验资料. 最后的结果证明, 微孔聚碳酸酯的相对模量在整个密度范围可由公式 (8) 给出的理论模型来描述. 此外, 对于给定的泡沫塑料相对密度范围, 其实验值均低于混合律模型预测的结果. 显然, 这与公式 (9) 的结果是一致的. 同时, 实验资料的比较还表明, 聚碳酸酯微孔泡沫塑料具有同热塑性结构泡沫塑料可比较的拉伸模量值. 因此, 泡沫塑料相对模量和相对密度间的平方律关系对微孔泡沫塑料的模量预测在一定程度上也适用^[25]. 在另外一篇论文中, Kumar 等^[15] 报告了聚碳酸酯 (PC) 微孔

泡沫塑料拉伸力学行为的实验研究结果。他们发现,微孔 PC 泡沫塑料的拉伸断裂强度和屈服强度正比于泡沫塑料的密度,并且对给定密度的微孔泡沫塑料其屈服强度低于拉伸断裂强度不到 15%。此外,他们还认为如果在无量纲化过程中使用经饱和循环但不发泡材料的性质,则混合律模型可以给出微孔 PC 泡沫塑料拉伸强度的一个很好的估计。同时,实验资料也表明,微孔 PC 泡沫塑料的相对模量在 0.1~0.8 的相对密度范围按平方律关系变化。在这篇论文中,他们得到的一个重要的结论是,微孔泡沫塑料制备过程的吸气和脱气循环导致了除模量外所有拉伸性质的明显降低。经饱和循环但不发泡的 PC 材料的极限强度大约低于未经处理(原始)材料性质的 20%,即使实验前将试件内的二氧化碳气体完全释放结果也是同样的。根据这一结果,气体饱和循环对聚合物力学性能的影响在模拟和表征微孔泡沫塑料力学行为时必须考虑进去。另外,他们认为微孔 PC 泡沫塑料的拉伸强度在等效相对密度下同普通结构泡沫塑料的拉伸强度是可以比较的;但是,当泡沫塑料相对密度降低时,结构泡沫塑料的强度比微孔聚碳酸酯泡沫塑料降低得更快。微孔聚碳酸酯泡沫的相对屈服强度比相同密度的其他泡沫塑料的相对屈服强度大 5~10 倍。与气体饱和循环的效应相反,Seeler 等^[16]研究了在亚玻璃态转化温度下退火过程对基体性能和微孔泡沫塑料力学性质的影响。结果表明,亚玻璃态转化温度(135°C)下退火微孔 PC 泡沫塑料 100 h 会增加材料的屈服强度,但也降低了材料的延性。因此,退火通过降低饱和循环产生的自由体积使二氧化碳饱和循环对泡沫塑料基体的力学性能的影响逆转。此外,Kumar 等^[9]讨论了胞体尺寸对微孔 PC 泡沫塑料拉伸行为的影响。为了系统地估计胞体尺寸对多孔材料力学性能的影响,他们在制备泡沫塑料过程中,控制了材料的密度和胞体尺寸。实验中,胞体尺寸的变化范围大约在 2~37 μm ,而相对密度几乎保持常值 0.56。最后的结果表明,在他们所研究材料的微结构范围内平均胞体尺寸不影响微孔 PC 泡沫塑料的拉伸力学行为。刚度、强度和韧性随胞体尺寸均没有显示确定性的变化趋势。因此,确定泡沫塑料拉伸性能的唯一结构变量是它的密度。他们认为,对于给定的相对密度,如果泡沫塑料的胞体尺寸增加,则它的胞体形核密度必须明显地降低。当平均胞体尺寸从 1 μm 变到 50 μm 时,为了保持相同的密度,胞体形核密度的大小必须降低 4 个量级。然而,对相对密度大于 0.5 的情况,在这一胞体尺寸范围内,每立方厘米泡沫塑料的胞体数将保持 10^7 或更高。因此,在典型微孔 PC 泡沫塑料零件中出现一个平均的极值量,这种平均允许胞体形核密度对拉伸性质的影响被忽略。

Collias 等^[6]研究了微孔 PS, SAN 和 PC 泡沫塑料的拉伸韧性和溶解气体对相同基体和微孔泡沫材料的拉伸韧性的影响。气体过饱和技术被用于产生微孔塑料样品。通过这一技术典型胞体的尺寸和胞体体积比(孔隙度)可达到 10 μm 和 25%。在这篇文章中为了评估微小气泡对聚合物基体力学性能的影响,进行了三种系列的实验。第一种类型实验是对只受到过饱和压力循环和热历史循环的过饱和试件进行的;第二种类型实验是对只受到第一类实验中的热历史循环,但没有经历饱和和压力循环的试件进行的;第三种类型实验是对经受饱和压力循环和类型 I、II 的热历史循环并且发泡的试件进行的。使用这些不同的工艺历史是为了把微小气泡对拉伸性能的影响从那些归结为热、压历史和溶解物存在的影响中分离出来。最后,他们得到了如下的结论:溶解在 PS 中的氮气导致了拉伸性能的增加,但这种增加随氮气扩散出试件的时间而衰减。并且微发泡的 PS 样品,在所有氮气扩散出试件后,其拉伸韧性显示出有限的改进。在微小气泡存在的情况下, SAN 和 PC 均显示了拉伸韧性的退化。

Matuana 等^[8]通过拉伸实验研究了拉伸性能对微孔 PVC 泡沫塑料孔隙度的依赖关系,得到的主要结论是:(1)微发泡 PVC 的拉伸断裂强度随孔隙度的增加而线性地减少,但比拉伸强度却基本上保持与孔隙度无关。(2)当孔隙度增加时拉伸模量也减少,但实验观察得到的模量值大于由微孔泡沫塑料相对模量和相对密度间平方律关系给出的预测值。他们推测,微发泡

PVC 拉伸模量的增加归结为胞体生长时环绕气孔周围 PVC 分子的伸长。(3) 微发泡过程降低了材料的断裂伸长量, 但断裂的比伸长却随孔隙度的增加而增加。

Kumar 等^[17]最近详细地讨论了材料制备过程中所用添加剂对微孔 PVC 泡沫塑料拉伸力学行为的影响。实验中所用的微孔泡沫塑料是根据三种不同的 PVC 配方生产的, 一种是全范围添加, 另外两种含有最小量的添加剂。实验的结果表明, 各种配方得到的微孔 PVC 泡沫塑料的拉伸性质没有明显的差异。因此, 添加剂的存在对微孔 PVC 泡沫塑料的拉伸性能没有不利的影响。然而, 添加剂的存在却明显地导致了胞体尺寸大范围变化和比较分散的胞体结构, 使得不同配方制得的材料具有不同的微结构。在他们的实验中, PVC-A 的实验资料特别重要, 因为它代表了实用中典型的 PVC 微孔泡沫塑料的拉伸行为。PVC-A 泡沫塑料在不同相对密度下 (0.38, 0.55, 0.71, 0.87, 0.93, 1.00) 的典型应力 - 应变曲线在图 5 中给出, 可见, 当相对密度降低时, 特

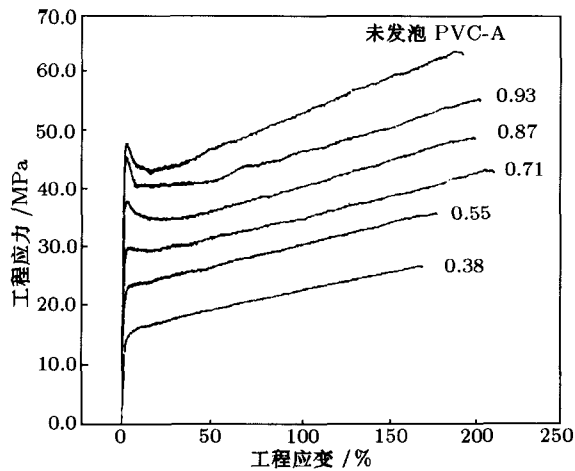


图 5 不同相对密度 PVC 微孔泡沫塑料的典型工程应力 - 应变曲线^[17]

定应变下的工程应力也降低。令人惊奇的是, 材料的断裂应变随着泡沫塑料密度的变化相对很小, 位于 1.7~2.1 之间。对于较高密度情况, 应力 - 应变曲线存在一个明显的应力最大值, 由此可提供一个确定的屈服应力值。但是, 在相对密度较低情况下, 这一应力最大值不再存在。对于 PVC-A 泡沫塑料配方, 应力最大值在相对密度约为 0.55 时消失, 这类似于 PC 微孔泡沫塑料中所观察到的现象。他们给出了所有 PVC 配方的材料在压延及其正交方向上其相对拉伸模量和相对拉伸强度作为相对密度的函数所画出的实验点, 见图 6, 图 7。可见, 所有的拉伸模量资料紧紧靠在一起, 说明微孔 PVC 泡沫塑料的刚度并不明显地受到 PVC 配方差异或压延方向的影响。从中也可以看到, 相对模量与相对密度间的平方律模型可以很好地描述较高相对密度微孔泡沫塑料的模量性质, 这与其他微孔泡沫塑料及普通泡沫塑料的结果是一致的。对于相对拉伸强度来说, 实验结果表明, 三种 PVC 配方的微孔材料在压延方向的强度一般可由混合律模型很好地描述, 但正交方向上拉伸实验的很多数据位于混合律确定的直线之上, 这一现象归结为正交方向实体 PVC 具有较低的拉伸强度, 因为实体 PVC 在压延方向上的拉伸性质一般优于正交方向的拉伸性质。

最近, Vanvuchelen 等^[26]利用微发泡技术制备了 PVC 塑料薄壁型材, 发泡样品的密度范围为 0.8~1.15 g/cm³, 表面的平均胞体尺寸为 10~20 μm , 而中心区的平均胞体尺寸为 80~100 μm , 并且胞体之间具有较低的内部连通性。他们对材料进行了拉伸实验, 获得了模量、强度和伸长率与泡沫密度的关系。结果表明: 泡沫试件的拉伸模量低于线性模型, 而高于二次模型的预测结果; 对于拉伸强度也有类似的结论, 但实验点更接近于线性模型; 泡沫试件的伸长率与实体

试件接近, 均显示了比较高的韧性.

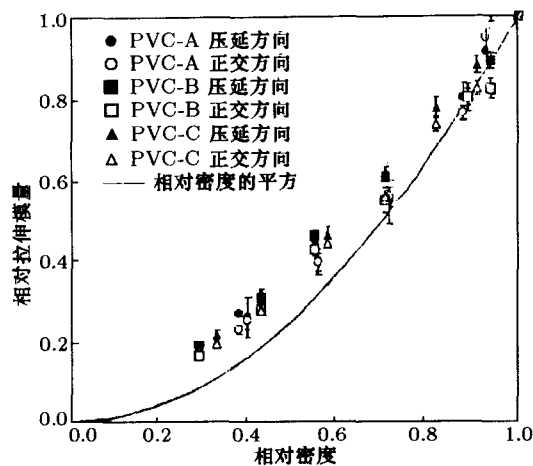


图 6 相对拉伸模量与相对密度的关系 [17]

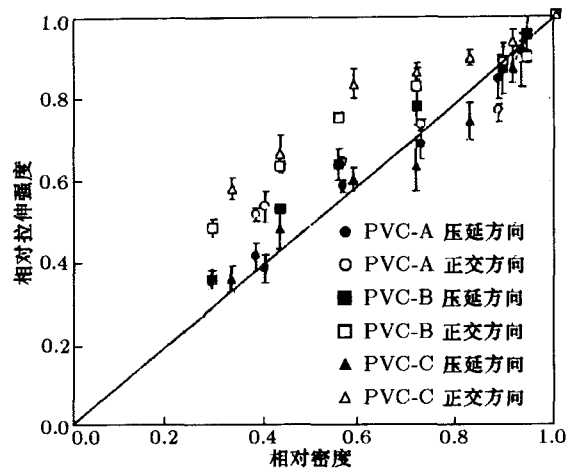


图 7 相对拉伸强度与相对密度的关系 [17]

值得一提的是, 丹麦奥尔堡大学 Pysz 教授和他的学生 Thomsen^[27] 近来为了预测微孔材料的拉伸应力 - 应变行为, 提出了一套考虑微结构演化的增量法公式, 其中使用了 Mori-Tanaka 模型的增量形式和基体的割线模量. 他们给出的数值模拟结果表明, 微结构的演化对微孔泡沫材料的拉伸应力 - 应变行为具有明显的影响. 令人遗憾的是, 该文没有给出与实验结果的比较, 因而无法检验其模型的有效性.

此外, 作者在丹麦合作研究期间与 Pysz 教授等人合作, 用气体过饱和技术制备了不同密度的聚碳酸酯 (PC) 微孔泡沫塑料, 并对它们进行了拉伸实验, 获得了这类材料的拉伸应力 - 应变曲线和主要的拉伸力学性能. 同时, 也对实体 PC 塑料和经气体过饱和处理的 PC 塑料进行了拉伸实验, 获得了基体塑料的力学性能参数, 并讨论了气体过饱和处理对基体材料力学性能的影响. 此外, 还考虑了拉伸速度对材料应力 - 应变关系的影响以及二次加载时材料的应力 - 应变特性等问题. 基于 PC 微孔泡沫塑料的拉伸实验资料, 我们利用 Sherwood 和 Frost 提出的比较全面的经验型本构关系的形式, 数值拟合了包括密度和应变率影响的微孔泡沫塑料的拉伸本构关系, 拟合公式预测的曲线与拉伸实验曲线吻合得很好. 最近, 为了进一步了解微孔泡沫塑料失效破坏的机制, 我们用微小拉伸试件在扫描电镜下对材料的变形和破坏过程进行了显微观察, 初步确定了拉伸试件表面胞体的破坏形式, 并分析了破坏的机理.

对于半结晶聚合物材料, Doroudiani 等^[18] 研究了高密度 PE/IPP 共混物微发泡塑料的力学性能, 他们得到的一些结论为: (1) 通过混合降低了 IPP 在共混物中的结晶度, 另一相的存在在所有共混物中对结晶形貌都有很大的影响. (2) 具有 50/50 组分的共混物被发泡时, 材料具有高体积膨胀比和不均匀的结构, 实验结果出现大的标准偏差反应了这一特点. (3) 共混物的拉伸屈服强度几乎符合混合律. 其它一些拉伸性能, 比如极限拉伸强度和拉伸模量由于混合显示了一种协同效应. (3) PP10 的极限拉伸强度通过微发泡明显地得到了改进.

3.3 冲击

微孔泡沫塑料冲击力学行为通常是工程设计人员所关心的, 因为微孔泡沫塑料在实际结构的使用中常常经历动态加载的情况. Waldman^[13] 首先测量了聚苯微孔泡沫塑料的缺口 Charpy 冲击韧性, 证明它高于聚合物的冲击韧性, 而在落重冲击实验中, 其冲击韧性又低于聚合物的冲击韧性. 并且所提供的某些实验资料的分散性也很大. 后来, Collias 等^[19] 研究了无缺口、尖缺口和钝缺口几种情况下微孔 PS、SAN 塑料试件的冲击行为, 缺口尖锐程度以及实验速度

的影响可以通过对比冲击实验和单边缺口 (SEN) 拉伸实验的结果进行研究. 单边缺口拉伸实验针对 PS, SAN 和 PC 几种样品进行. 最后他们得到的结论是: (1) 在冲击条件下, 无缺口和钝缺口 PS 泡沫试件的最大承载和单位厚度的总能量, 同未发泡试件或板条试件相比仅显示了有限的改进. 在冲击条件下, 尖缺口和钝缺口 SAN 泡沫试件的最大承载和单位厚度的总能量, 同板条试件相比也显示了有限的改进, 但同未发泡试件相比没有任何改进. (2) 微泡孔的存在使得 PS 泡沫试件中裂纹起始能量增加, 裂纹传播能量降低. 这一结果同 Collias 和 Baird 在另一文献中描述的典型拉伸实验中 PS 泡沫试件断裂能的增加是一致的 [20]. (3) 过饱和过程对 PS 和 SAN 的性质没有影响, 这与过饱和在典型拉伸实验中的影响正好相反. 另一方面, 在单边拉伸条件下, 除了钝缺口 PC 试件外, 所有发泡试件同未发泡或板条试件相比都显示出拉伸韧性的有限改进. Matuana 等 [8] 测量了微发泡 PVC 的缺口 Izod 冲击强度, 结果示于图 8 中. 可以看到, 缺口 Izod 冲击强度一般因微发泡过程而导致增加. 微孔 PVC 泡沫塑料的典型冲击强度一般将增加 2~4 倍. 并且, 缺口 Izod 冲击强度的改进程度似乎与孔隙度呈正相关性关系. 他们认为, 冲击强度的增加可以归结为 PVC 基体内微孔的存在, 它通过钝化裂纹尖端来阻止裂纹的传播. 他们还认为微孔泡沫结构的支柱和胞壁在变形过程中也吸收能量, 因此增加了冲击强度. 在实验研究 HDPE, IPP 和其他共混物的微孔化工艺和力学性能中, Doroudiani 等 [18] 也证明了混合虽然使聚合物的冲击强度退化, 但在材料中引入微孔泡沫结构却明显地改进了冲击强度.

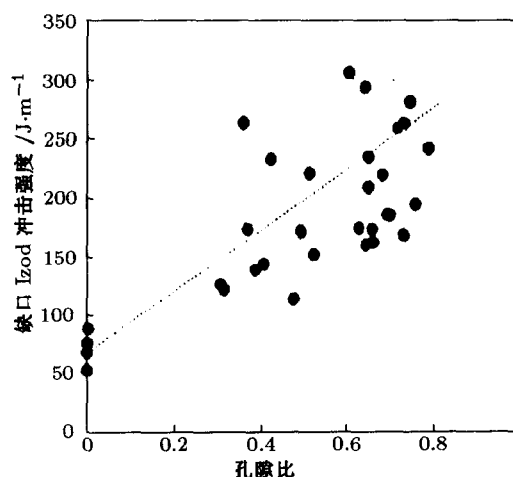


图 8 缺口 Izod 冲击强度与孔隙比的关系 [8]

最近, Kumar 等 [28] 使用二氧化碳作为发泡剂制备了高密度微孔对苯二甲酸盐结晶聚乙烯 (CPET) 塑料, 并在不同温度下研究了它们的冲击行为. 研究发现了 CPET 微孔泡沫塑料的一些独特性质, 即在二氧化碳饱和压为 5 MPa 时获得的材料具有较高的结晶度, 这种材料在密度降低 50% 时, 冲击强度却没有明显的降低. 实际上, 在较低温度范围 $-17.8^{\circ}\text{C} \sim -40^{\circ}\text{C}$ 内, 较低密度 CPET 微孔泡沫塑料的冲击强度似乎可同原始聚合物的冲击强度相比较.

3.4 疲劳

微孔泡沫塑料力学性能优异的一个重要特点就是它具有很好的疲劳强度, 其疲劳强度甚至比相应的实体塑料还要高. 为什么微孔泡沫塑料的疲劳寿命会增加? 关于这一问题, Seeler 等 [7] 通过微孔 PC 泡沫塑料的拉-拉疲劳实验进行了研究. 实验证明, 微孔 PC 泡沫塑料的疲劳寿命是名义应力和相对密度的函数. 这里仅给出两幅图来说明他们的实验结果. 图 9 是名义应力与疲劳寿命关系图, 可见相对密度为 0.97 的泡沫试件的疲劳寿命比实体试件的寿命还要高. 由文献 [7] 可知, 9 个实体试件在平均名义应力为 48.9 MPa 时的平均疲劳寿命是 28.5 kHz (Kilocycles); 但是, 两个相对密度为 0.97 的泡沫试件在平均最大应力为 46.5 MPa 时的平均疲劳寿命是 132.1 kHz, 这大约是实体试件寿命的 4.6 倍. 图 10 是在相同平均名义应力下由实验得到的寿命-相对密度曲线, 可见直到相对密度为 0.97 时, 泡沫试件的疲劳寿命都是随相对密度的增加而增加的. 此外, 在他们的论文中还报道了一些用光学显微镜观察疲劳失效试件的结果. 基于实验观察和分

析, 他们提出不同相对密度下微孔 PC 泡沫塑料应存在不同的断裂机制. 由于 PC 的疲劳寿命是最大循环应力、几何、循环应力历史和静态应力历史的函数, 所以微孔 PC 泡沫塑料的疲劳行为也可能受这些因素的影响. 最后, 他们将微孔和实体 PC 塑料的疲劳行为间的差异归结为下列影响因素: (1) 由于胞体几何产生的前导裂纹增长或剪切平面增长的钝化; (2) 泡沫基体中的非均匀应力; (3) 发泡或实验中的非均匀应变; (4) 试件内自由表面的产生; (5) 实体皮层与泡沫芯层之间的应变不相容性. 在另一篇论文中, Seeler 等^[16]进一步讨论了微孔 PC 泡沫塑料的疲劳问题, 给出的实验结果表明, 在亚玻璃化转变温度 (135°C) 下退火微孔 PC 泡沫塑料 100 h 将导致疲劳寿命的降低, 退火微孔 PC 泡沫塑料的疲劳寿命超过了高应力循环下经退火和饱和循环处理的 PC 的疲劳寿命. 相反, 微孔 PC 泡沫塑料的疲劳寿命低于只经饱和和循环后的 PC 的疲劳寿命. 他们对实验结果的解释为: 退火处理的微孔 PC 泡沫塑料可通过减少自由体积来降低它的疲劳寿命, 而退火 PC 通过促进相对于与其竞争的较慢剪切疲劳裂纹增长的前导银纹裂纹的增长来降低它的高循环应力的疲劳寿命. 相反, 饱和循环处理的 PC 通过促进相对于前导银纹裂纹增长的剪切疲劳裂纹的增长来增加它的高循环应力疲劳寿命. 所以, PC 的控制疲劳机制也即它的疲劳寿命是自由体积的函数. 退火对微孔 PC 泡沫塑料的力学性能的影响大于它对泡沫微结构的影响, 这可由拉伸强度和疲劳寿命的较大变化和相对密度的较小改变得到证明. 因此, 退火解耦了微结构和基体性能的影响, 这将有利于研究微结构对微孔泡沫塑料力学行为的影响.

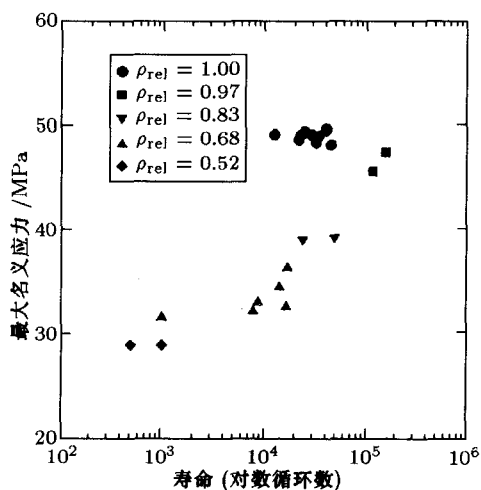


图9 微孔聚碳酸酯泡沫塑料疲劳寿命与最大名义循环应力的关系^[7]

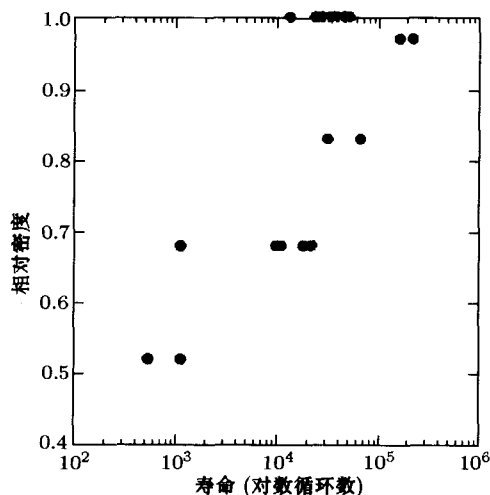


图10 微孔聚碳酸酯泡沫塑料疲劳寿命与相对密度的关系^[7]

3.5 时间和温度效应

微孔泡沫塑料黏弹性和黏塑性力学行为的认识是进行力学设计的一个关键问题, 特别是在高温环境中的应用更是如此. Shimbo 等^[4]研究了具有各种胞体形貌和结晶度的微孔泡沫塑料的存储模量 (它代表了材料的黏弹性行为). 他们发现, 微孔泡沫塑料的黏弹性行为与基体材料明显不同. 1995 年 Shimbo 等^[4]进一步讨论了这一行为, 但重点放在胞体尺寸的效应上. 为了研究胞体尺寸效应, 他们制作的微孔 CPET 样品具有几乎常值的胞体形核密度和变化的胞体尺寸. 为了测量微孔泡沫塑料的黏弹性力学行为, 他们使用了拉伸模式的动力学分析仪. 最后, 得到的结论是: (1) 同原始聚合物相比, 微孔泡沫塑料的存储模量随着温度的增加减少到较低的程度, 这一趋势随胞体尺寸的降低变得更为明显. 此外, 他们发现在某一临界胞体尺寸处玻

璃化转变温度达到某一最大值。(2)对微孔泡沫塑料来说,时间和温度的等效对应关系是成立的,因此,具有各种胞体尺寸的微孔泡沫塑料的黏弹性行为可以利用某一胞体尺寸附近、很宽胞体尺寸范围内的微孔 CPET 泡沫塑料的资料来估计。(3)由于微孔形貌可以被自由优化,具有特定黏弹性行为和相对比较宽的转化区的微孔泡沫塑料可以被制备。Wing 等^[23]研究了微孔 PC 泡沫塑料的时间相关的性质,通过实验他们确定了微孔泡沫塑料的室温蠕变响应,并将实验结果同实体 PC 塑料的蠕变行为进行了比较。研究得到的结论是:(1)同实体 PC 塑料相比,微孔泡沫塑料的蠕变响应在较低应力水平下就存在;对于给定的应力水平,泡沫塑料的蠕变响应比实体 PC 塑料大。(2)微孔泡沫塑料同实体 PC 塑料相比,蠕变期结束时的黏塑性应变占总应变的百分比更大一些;在蠕变断裂起始前,微孔泡沫塑料比实体 PC 塑料似乎能经历更大的应变历程。(3)无论实体 PC 塑料还是微孔 PC 泡沫塑料,它们的室温蠕变行为都可以由非线性黏弹性的 Scharpery 理论来表征,但在模拟微孔泡沫塑料的蠕变或蠕变-恢复响应时需要一个更复杂的黏塑性本构模型来描述。

3.6 增强微孔泡沫塑料

Matuana 等^[3]于 1998 年发表了一篇研究微发泡对增强复合材料力学性能影响的论文。这一工作主要讨论了孔隙度和纤维表面处理对木纤维增强微孔 PVC 泡沫塑料拉伸和冲击性能的影响。由于微孔泡沫结构可以降低材料的重量,改进材料的冲击强度,所以木纤维增强塑料的缺点,即比较差的冲击强度和较高的密度,可以通过加入微孔结构而得到改善。基于实验,他们得到的结论是:(1)虽然木纤维增强 PVC 塑料的拉伸断裂强度由于发泡而退化,即增强微孔泡沫塑料的拉伸强度随孔隙度的增加而降低,但它的比拉伸强度却保持与孔隙度无关。(2)含经表面处理纤维的增强微孔泡沫塑料的拉伸模量随孔隙度的增加而降低,并且退化后的模量值与预测值一致。然而,由于 PVC 基体中比较差的纤维分散性和比较差的泡沫结构的分布,使得含有未经处理纤维的增强微孔泡沫塑料的拉伸模量与预测值非常不一致。(3)增强泡沫塑料的微孔减弱了断裂伸长比的恶化趋势,它的断裂伸长比随孔隙度的增加而增加。在所有孔隙度情况下,增强 PVC 微孔泡沫塑料显示了比相同孔隙度的普通 PVC 微孔泡沫塑料更小的断裂伸长比。(4)退化的木纤维增强 PVC 复合材料的缺口 Izod 冲击强度可通过微发泡过程得到改善。

最近,丹麦奥尔堡大学 Eriksen^[29]通过低密度聚乙烯(PE)与 5% 重量比的聚合物空心微球混合,并加热使低熔点的聚乙烯处于熔融状态,然后挤压成形得到微孔复合泡沫塑料。这种材料与含空心玻璃微球的复合泡沫塑料相比,具有较好的防水性和抗冲击能力,是一种新型的微孔材料。他们对这种材料的拉伸性能进行了实验研究,得到的结论是,聚合物空心微球的填入导致了较小的弹性区和较低的断裂应变值,与纯聚乙烯相比,弹性模量虽然较低,但比模量却得到了较大提高。另外,他们还在拉伸加载的条件下,对材料的微结构变化进行了观察,发现直到试件断裂没有看到微球与基体脱胶。

4 讨论和展望

上面对微孔泡沫塑料的力学行为研究进行了简要综述,使我们对这类新型泡沫材料的性能及其研究状况有了一个比较概括的印象。与普通泡沫塑料力学行为的研究工作^[30,31]相比,发表的文献量还较少,研究的问题也不够广泛和深入,并且主要工作是与材料制备工艺的研究密切相关的。这一切说明,微孔泡沫塑料力学行为的研究仍处于发展的早期阶段,尚有许多问题需要解决。特别是微孔塑料是一种正在发展的新型材料,由于工艺和技术的成熟,所以制备出的材料性能并不稳定,且存在较大的分散性。另外,不同研究者所使用的制备工艺或制备方法不

同, 所以制备出的微孔泡沫塑料其性能也会存在较大差异. 因此, 在研究微孔泡沫塑料力学性能的文献中, 对同一问题的研究, 不同作者可能会得到不同的结果, 甚至相反的结论. 事实上, 我们在研究其他多相材料 (如复合泡沫塑料等) 的力学行为时, 也会遇到类似的问题. 显然, 对于这种具有复杂微结构材料的力学研究, 需要大量的实验来确定某一力学规律, 只依赖目前有限的实验资料, 很难在一些力学性能的解释上达成共识. 因此, 对于微孔泡沫塑料力学行为的实验研究还有待于进一步深化, 需要积累更多的实验资料来确定某一种微孔泡沫塑料的力学行为和破坏失效的规律. 此外, 通过文献综述我们也注意到, 目前针对微孔泡沫材料力学行为的理论研究还相当匮乏, 人们只能借助于对普通泡沫塑料的认识和理论描述来研究微孔泡沫塑料的力学行为. 可以肯定的一点是, 多数微孔泡沫塑料的力学性能均优于相应的普通泡沫塑料, 这也是人们关注这种新型材料的开发和研究的原因之一. 正如引言中所述, 微孔泡沫塑料与普通泡沫塑料的差异除制备方法不同外, 它们的差别主要是胞体尺寸的不同. 微孔泡沫塑料之所以具有更加优异的力学性能, 是因为材料中微孔的存在. 因此, 在对微孔泡沫塑料的力学行为进行理论描述时, 除了考虑材料孔隙度或相对密度这一重要影响因素外, 还须考虑胞体的尺度效应. 虽然人们已从实验的角度注意到微孔泡沫塑料的胞体尺度对力学性能的影响, 但这方面的实验结果还非常有限, 不足以给出确定性的结论. 因此, 有必要对微孔泡沫塑料的尺度效应开展进一步的实验研究, 同时在对微孔泡沫塑料力学行为的理论描述中, 也应把胞体的尺度考虑进去. 正是由于泡沫塑料胞体的尺度问题存在, 所以到目前为止, 如何正确估计微孔塑料的模量和强度仍然是一个公开的课题. 正如前面所述, 预测这类材料的模量似乎比较容易解决, 因为微孔泡沫塑料的相对模量与相对密度间近似存在平方律关系, 至少对于高密度微孔泡沫塑料来说是正确的. 然而, 对于较低密度微孔泡沫塑料, 理论预测结果可能与实验资料不一致, 这对普通泡沫塑料的模量预测也是存在的. 通过与实验资料的对比发现, 对于拉伸模量, 平方律关系倾向于给出过低的估计, 对于压缩模量, 它又给出了过高的估计. 因此, 这是一个有趣的、值得进一步深入研究的问题. 此外, 虽然公式 (8) 在高密度范围可以给出微孔 PC 泡沫塑料模量的一个很好估计, 但它是从 Gibson 和 Ashby 的经验公式中得到的. 对于较低密度微孔泡沫塑料, 这一公式导致模量过高估计的混合律模型. 谈到微孔泡沫塑料的强度预测, 显然它比模量的预测更为困难. 尽管一些微孔泡沫塑料的实验资料业经证明, 微孔泡沫塑料的相对强度正比于它的相对密度^[7,15,17], 但是, 这一关系只对某一密度范围内的微孔泡沫塑料成立, 还不能简单地把它推广到整个密度范围. 应该指出, 当表征和模拟微孔泡沫塑料的强度时, 气体饱和循环对聚合物基体力学性质的影响必须考虑进去, 因为接近聚合物基体密度的微孔泡沫塑料的强度会剧烈地降低, 所以微孔泡沫塑料的实际强度比也会受到很大影响.

微孔泡沫塑料力学行为的研究是泡沫力学的新领域, 在材料的制备和应用中必定存在许多有待解决的力学问题. 根据多年来对普通泡沫塑料力学性能研究的工作经验^[30~32], 我们认为近期内需要开展的工作主要有:

(1) 对微孔泡沫塑料力学性能的胞体尺度效应进行深入的实验研究, 并从微力学和统计理论的角度来模拟这一效应, 这是一项重要而艰巨的工作.

(2) 除了继续探索正确预测微孔泡沫塑料的模量和强度的理论外, 正确模拟它们的本构关系、断裂、疲劳和蠕变等力学行为对工程应用来说也是至关重要的. 目前, 只有很少的工作涉及这方面的问题.

(3) 为了建立更为合理的微孔泡沫塑料的力学模型, 必须对这类材料进行更多的宏、细观力学实验, 正确认识这类材料的变形和失效规律. 此外, 还应包括高应变率下的动态冲击实验, 因为它们在结构中经常被用作能量吸收和缓冲材料.

(4) 增强微孔泡沫塑料是更为有趣的一类材料, 当用纤维或增强颗粒填充微孔泡沫塑料时, 必然导致一些新的力学现象. 当然, 研究和模拟它们的力学行为也就将成为今后的一项重要工作.

致谢 作者感谢丹麦奥尔堡大学机械工程系 R. Pyrz 教授对本文工作的支持.

参 考 文 献

- 1 Colton J S, Suh N P. The nucleation of microcellular thermoplastics foam with additives: Part I: Theoretical considerations. *Polym Eng Sci*, 1987, 27(7): 485~492
- 2 Colton J S, Suh N P. The nucleation of microcellular thermoplastics foam with additives: Part II: Experimental results and discussion. *Polym Eng Sci*, 1987, 27(7): 493~499
- 3 Matuana L M, Park C B, Balatinecz J J. Cell morphology and property relationships of microcellular foamed pvc/wood-fiber composites. *Polym Eng Sci*, 1998, 38(11): 1862~1872
- 4 Shimbo M, Baldwin D F, Suh N P. The viscoelastic behavior of microcellular plastics with varying cell size. *Polym Eng Sci*, 1995, 35(17): 1387~1393
- 5 吴力生. 微发泡聚合物——下个世纪的新型材料. *塑料科技*, 1994, (6): 53~55
- 6 Collias D I, Baird D G. Tensile toughness of microcellular foams of polystyrene, styrene-acrylonitrile copolymer, and the effect of dissolved gas on the tensile toughness of the same polymer matrices and microcellular foams. *Polym Eng Sci*, 1995, 35(14): 1167~1177
- 7 Seeler K A, Kumar V. Tension-tension fatigue of microcellular polycarbonate: Initial results. *J Rein Plast comp*, 1993, 12: 359~376
- 8 Matuana L M, Park C B, Balatinecz J J. Structures and mechanical properties of microcellular foamed polyvinyl chloride. *Cellular Polymers*, 1998, 17(1): 1~16
- 9 Kumar V, Weller J E. The effect of cell size on the tensile behavior of microcellular polycarbonate. *Cellular and Microcellular Materials ASME*, 1996, MD-Vol.76: 17~25
- 10 Williams J M. Compression moduli of some pmp microcellular foams. *J Mater Sci*, 1988, 23: 900~904
- 11 Ozkul M H, Mark J E, Aubert J H. The elastic and plastic mechanical responses of microcellular foams. *J Appl Polym Sci*, 1993, 48: 767~774
- 12 Arora K A, Lesser A L, Mccarthy T J. Compressive behavior of microcellular polystyrene foams processed in supercritical carbon dioxide. *Polym Eng Sci*, 1998, 38(12): 2055~2062
- 13 Waldman F A. The processing of microcellular foam. S M Thesis. Dept Mech Engng, MIT, Cambridge, MA, 1982
- 14 Kumar V, Vanderwel M M. Microcellular polycarbonate Part II: Characterization of tensile modulus. *SPE Technical papers*, 1991, 37: 1406~1410
- 15 Kumar V, Vanderwel M, Weller J, et al. Experimental characterization of the tensile behavior of microcellular polycarbonate foams. *J Eng Mat Tech*, 1994, 116(4): 439~445
- 16 Seeler K A, Kumar V. Decoupling the effects of the matrix properties and foam structure on the mechanical properties of microcellular foam by sub- T_g annealing. *J Rein Plast comp*, 1995, 14(14): 1054~1068
- 17 Kumar V, et al. The effect of additives on microcellular pvc foams: Part II. Tensile Behavior. *Cellular Polymers*, 1998, 17(5): 350~361
- 18 Doroudiani S, Park C B, Kortschot M T. Processing and characterization of microcellular foamed high-density polyethylene/isotactic polypropylene blends. *Polym Eng Sci*, 1998, 38(7): 1205~1215
- 19 Collias D I, Baird D G. Impact behavior of microcellular foams of polystyrene, styrene-acrylonitrile copolymer, and single-edge-notched tensile toughness of microcellular foams of polystyrene, styrene-acrylonitrile copolymer, and polycarbonate. *Polym Eng Sci*, 1995, 35(14): 1178~1183
- 20 Collias D I, Baird D G, Borggreve R J M. Impact toughening of polycarbonate by microcellular foaming. *Polymer*, 1994, 35: 3978~3983
- 21 Wing G, Pasricha A, Tuttle M, et al. Time dependent response of polycarbonate and microcellular polycarbonate. *Polym Eng Sci*, 1995, 35(8): 673~679
- 22 陈国华, 彭玉成, 颜家华. CO₂/PS 挤出微发泡成核速率及其影响因素的研究. *中国塑料*, 1999, 13(2): 54~59

- 23 滕建新, 吴舜英. 微孔塑料性能及制备. 材料科学与工程, 2000, 18(2): 105~109
- 24 孙洲渝, 吴智华. 微孔泡沫塑料技术进展. 中国塑料, 2001, 15(7): 7~10
- 25 Jackson C L, Shaw M T. The linear elastic properties of microcellular foams. *Polymer*, 1991, 32(2): 221~225
- 26 Vanvuchelen J, Perugini C, Deweerdt M, et al. Microcellular PVC foam for thin wall profile. *J Cell Plast*, 2000, 36: 148~157
- 27 Thomsen J S, Pyrz R. Stress-strain modelling of microcellular materials. In: Pyrz R ed. Proceedings of the 3rd Nordic Meeting on Materials and Mechanics. Aalborg University, Denmark, 2000. 201~212
- 28 Kumar V, Juntunen R P, Barlow C. Impact strength of high relative density solid state carbon dioxide blown crystallizable poly(ethylene terephthalate) microcellular foams. *Cellular Polymers*, 2000, 19(1): 25~37
- 29 Eriksen E. Syntactic foam with expandable polymer microballoons. In: Pyrz R ed. Proceedings of the 3rd Nordic Meeting on Materials and Mechanics. Aalborg University, Denmark, 2000. 167~173
- 30 卢子兴, 王仁等. 泡沫塑料力学性能研究综述. 力学进展, 1996, 26(3): 306~323
- 31 卢子兴, 赵明洁. 泡沫塑料力学性能研究进展. 力学与实践, 1998, 20(2): 1~9
- 32 Lu Z, Gao Z, Wang R. Theoretical and experimental investigation into mechanical properties of high density foam plastics. In: Ehlers W ed. Proceedings of the IUTAM Symposium. Kluwer Academic Publishers, 2001. 41~50

A REVIEW OF STUDIES ON THE MECHANICAL BEHAVIOR OF MICROCELLULAR PLASTICS*

Lu Zixing

Laboratory for Nonlinear Mechanics of Continuous Media, Institute of Mechanics, CAS, Beijing 100080, China
Institute of Solid Mechanics, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, China

Abstract A review of studies on the mechanical properties of microcellular plastics is given in this paper. The fabrication and characterization of microcellular plastics are introduced briefly and the emphasis is placed on the studies on into mechanical properties of microcellular plastics, including some author's work in this field. They are mainly concerned with the compressive behavior, tensile behavior, impact behavior, fatigue and visco-elasticity of these materials. Finally, some discussions and future development trends are also presented.

Keywords microcellular plastics, mechanical behavior, compression, tension, impact, fatigue, visco-elasticity

*The project supported by the National Natural Science Foundation of China (10072007) and the Foundation of China Scholars