http://pmse.scu.edu.cn

超临界二氧化碳间歇式发泡工艺制备原位微纤增强聚丙烯泡沫

张爱敏，王 燕，王桂龙，赵国群
（山东大学 材料液固结构演变与加工教育部重点实验室，山东 济南 250061）

摘要：采用熔融共混法制备了球状聚四氟乙烯（PTFE）和原位PTFE微纤增强聚丙烯（PP）复合材料，利用自主研发的间歇式发泡系统制备了纯PP，PP/S-PTFE（球状PTFE增强PP）和PP/F-PTFE（原位PTFE微纤增强PP）发泡件。扫描电镜和光热诱导红外显微镜揭示了PTFE一步法成纤的关键因素是PTFE的伸长链晶体结构和表面处理工艺；X射线衍射分析显示PP，PP/S-PTFE和PP/F-PTFE都呈现α晶体结构。在确定的发泡压力下，发泡倍率随着发泡温度的升高先增加后减小，而发泡压力从5 MPa提高为15 MPa，发泡温度区间向低温段扩展了10 ℃。原位PTFE微纤对复合材料的最大发泡倍率有一定的抑制作用，但相同发泡倍率下，PP/F-PTFE泡沫件的泡孔直径最小，泡孔密度最大，泡孔尺寸均匀性最优，其泡沫件的压缩强度比相同发泡倍率PP泡沫件压缩强度提高了123%。

关**键词：**原位成纤；聚丙烯；发泡；泡孔结构；压缩性能
中图分类号：TB332 **文献标识码：**A **文章编号：**1000-7555（2023）09-0062-09

聚合物泡沫材料具有低密度、高比强度、高隔热、隔音降噪、价格低廉等一系列优异特性，广泛应用于航空航天、交通运输、家电及包装等领域[1]。超临界二氧化碳（CO_2）发泡工艺具有无污染、资源利用率高、排放小、成本低等多项技术优势，可用于制备各类聚合物泡沫制品[2]。聚丙烯（PP）是一种广泛用于汽车、家电、包装、生物医药等众多领域的热塑性聚合物[3]，而PP泡沫作为一种综合性能优良、成本低廉的聚合物泡沫材料，在节能减排、隔音降噪和隔热等领域发挥着举足轻重的作用。然而PP分子链以线型结构为主，缺乏支链结构，其熔体强度较低，在发泡过程中常因熔体强度不足而导致发泡失败或者泡孔结构不良、泡沫制品性能差等问题，无法满足使用需求。

针对PP熔体强度低、发泡性能差的问题，业界研发了多种物理化学方法来提高PP的熔体强度，主要包括PP支链化处理[4]、添加无机填料和纤维[5]、与其他聚合物共混[6,7]及交联[8,9]等方法。然而上述方法存在工艺复杂、工艺控制困难、成本较高、产品性能恶化等问题，不能从根本上解决PP发泡困难的问题。

鉴于此，近年来研究者提出用原位成纤技术制备原位微纤增强PP复合材料，提高PP基体的熔体强度，改善其发泡性能。原位成纤是一种通过熔融共混方法原位制备纤维增强聚合物复合材料的方法，用于增强的纤维在与聚合物基体共混的过程中同步形成并分散在聚合物基体中，工艺流程简单，且对基体的增强作用明显。伸展链晶体型PTFE（如A3800），在剪切作用力下分子链通过相互滑移伸长，可经由挤出成型原位变形为纤维状结构。而折叠链晶体型PTFE（如MP-1400），分子链缠结严重，在挤出剪切作用下只会变成颗粒，无法演变成纤维状。原位聚四氟乙烯（PTFE）纤维可有效提高聚丙烯的熔体强度，改善PP发泡性能。Zhang等[10,11]研究了PTFE纤维一步法成型的机理，揭示了其对PP结晶性能的影响规律。Wang等[12]采用开合模微发泡注塑工艺制备了原位PTFE微纤增强PP泡沫，发现PTFE纤维可以有效提高泡沫的力学强度和隔热性

doi:10.16865/j.cnki.1000-7555.2023.0195
收稿日期：2022-11-22
基金项目：国家自然科学基金资助项目(51905307)；中国博士后科学基金（2019M662352）；山东大学教育教学改革研究项目（2022Y102）；山东大学校级公共技术平台仪器设备能力提升项目（ts20220108）
通讯联系人：张爱敏，主要从事聚合物加工及材料微观结构表征等的研究，E-mail: zhangam@sdu.edu.cn

能。Wang等[13]在挤出发泡中还发现PTFE纤维可以有效抑制泡孔合并,改善泡孔结构。

然而,原位PTFE微纤对PP在间歇式发泡工艺中发泡性能的影响还不清晰,本文选用2种不同晶型的PTFE与PP熔融共混,制备了球状PTFE增强PP复合材料(PP/S-PTFE)和原位PTFE微纤增强PP复合材料(PP/F-PTFE),并采用间歇式发泡工艺制备了PP/S-PTFE和PP/F-PTFE泡沫。研究了发泡压力和发泡温度对PP,PP/S-PTFE和PP/F-PTFE泡沫材料发泡倍率的影响,揭示了原位PTFE微纤对PP发泡性能的影响规律,探索了原位PTFE微纤对复合材料泡沫力学性能的影响。

1　实验部分

1.1　原料与设备

等规聚丙烯:T30S,密度0.91 g/cm^3,辽宁华锦化工有限公司;聚四氟乙烯:A-3800,丙烯酸酯改性,日本三菱化学株式会社;聚四氟乙烯:MP-1400,美国杜邦公司;二氧化碳:纯度99.99%,济南德洋特种气体有限公司。

真空干燥箱:DZF-2B,北京永光明医疗仪器厂;微型双螺杆挤出机:DSM Xplore,荷兰DSM公司;间歇式发泡设备:自主研发,包括超临界流体发生装置、高压釜、压力控制单元和温度控制单元,系统结构示意图如Fig.1所示;差示扫描量热仪:DSC 3500,德国耐驰仪器有限公司;离子溅射仪:JFC-1600,日本电子株式会社;光热诱导红外显微镜:Mirage,美国PSC公司。

1.2　共混材料的制备

将PP颗粒和PTFE粉末分别置于真空干燥箱内于65 ℃干燥8 h,然后将PP分别与2种PTFE粉末(A-3800和MP-1400)按照质量比95/5的比例投入到微型双螺杆挤出机中进行熔融共混。共混温度为190 ℃,循环剪切时间为10 min,得到PP/S-PTFE(PTFE:MP-1400)和PP/F-PTFE(PTFE:A-3800)共混材料。为了使纯PP材料获得与PP/PTFE共混材料相同的加工历史,PP颗粒也以相同工艺在微型双螺杆挤出机中进行熔融挤出。

1.3　发泡材料的制备

将PP,PP/S-PTFE和PP/F-PTFE放入高压发泡釜内,高压釜提前预热至180 ℃,用高压CO_2气体对高压釜进行连续吹扫后,高压釜内通入不同压力(5 MPa, 10 MPa, 15 MPa和20 MPa)的CO_2气体,保温保压30 min后,以10 ℃/min降至发泡温度(100 ℃, 110 ℃, 120 ℃, 130 ℃和140 ℃),最后释放高压釜内压力,获得发泡样品。

1.4　测试与表征

1.4.1　复合材料形貌表征:样品在液氮中保温10 min后取出脆断,脆断面采用离子溅射仪溅射一层Pt,制备好的样品放入JSM-6610LV扫描电镜(日本电子株式会社)进行观察,加速电压15 kV。采用新型光热诱导红外显微镜确定PP/PTFE复合材料的相分散状态。采用波长为1215 cm^{-1}的红外光对样品表面进行扫描,获得PTFE在复合材料中的形态结构和分布情况,样品测试前需打磨平整。

1.4.2　XRD表征:利用DMAX-2500PC型X射线衍射仪(日本理学)表征PP/PTFE复合材料的晶体结构,CuKα作为光源,测试电压和电流分别为50 kV

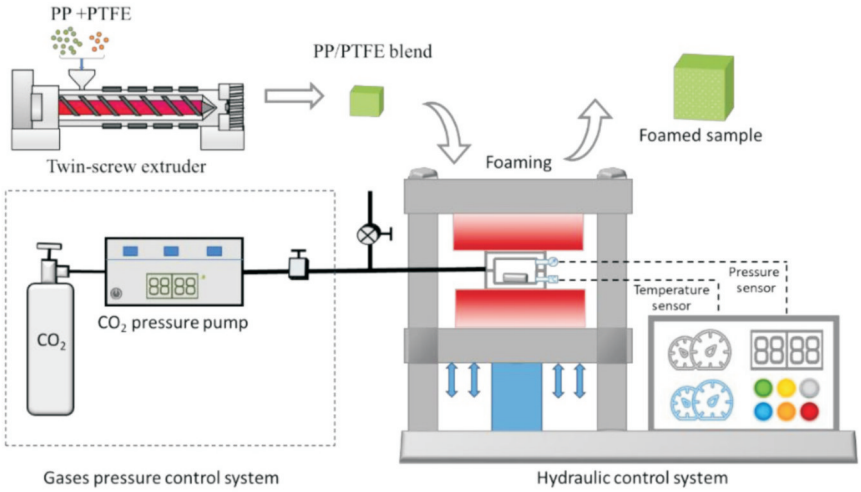


Fig. 1　Schematic diagram of the batch foaming process

和40 mA，扫描范围为3°~50°，扫描速率为4(°)/min。

1.4.3 泡孔结构表征：用刀片切开泡沫样品获得一个平整的表面，泡孔结构采用JSM-6610LV扫描电镜观察，观察前样品表面溅射一层Pt。采用精密电子天平测试样品发泡前和发泡后的密度(ρ_s和ρ_f)，发泡样品的发泡倍率(Φ)通过式(1)计算

$$\Phi = \frac{\rho_s}{\rho_f} \tag{1}$$

采用Image Pro Plus软件来统计泡孔密度、泡孔直径和泡孔尺寸标准差，发泡件的泡孔密度(N)通过式(2)计算

$$N = (\frac{n}{A})^{3/2}\Phi \tag{2}$$

式中：n——观察区域的泡孔数量；A——观察区域面积，cm^2。

1.4.4 泡孔压缩性能测试：采用HDW-2000型电子万能试验机(济南恒旭试验机技术有限公司)测试发泡试样的压缩性能，测试设定压缩应变为50%，取样品10%变形时的应力为压缩强度，压缩速度为1 mm/min。

2 结果与讨论

2.1 复合材料相结构分析

PP/PTFE复合材料脆断面的扫描电镜图像如Fig.2所示。Fig.2(a)为PP/F-PTFE复合材料的形貌，从图中可以清晰发现，PTFE呈现纤维状，纤维直径约200~600 nm。Fig.2(c)为PP/S-PTFE复合材料的形貌，PTFE呈现颗粒状，颗粒的直径约为2~6 μm。为了进一步确认复合材料中PTFE的形态结构，采用光热诱导红外显微镜来分析复合材料的形貌，如Fig.3所示。调节激光器的红外波长为PTFE中—CF_2—的伸缩振动峰(1215 cm^{-1})，采用该波长对样品表面进行扫描，图中黄色区域为PTFE，没有红外吸收的蓝色区域则为基体PP相。Fig.3进一步验证了PP/F-PTFE (A-3800)复合材料中PTFE呈现明显的纤维状，而PP/S-PTFE (MP-1400)复合材料中PTFE表现为球状颗粒状态。

Fig.4为Fig.3所示的2种复合材料PP/PTFE的光谱，红外激光波长范围为900~1800 cm^{-1}。Fig.4(a)为复合材料PP/F-PTFE中点A处的红外光谱，Fig.4 (b)和Fig.4 (c)分别为复合材料PP/S-PTFE中点B和点C处的红外光谱。点A的光谱主要在1734 cm^{-1}，1458 cm^{-1}，1376 cm^{-1}，1215 cm^{-1}和1159 cm^{-1}处有吸收峰，其中1458 cm^{-1}是PP中—CH_2—的弯曲振动吸收峰，1376 cm^{-1}是PP中—CH_2—的对称变形振动峰，1215 cm^{-1}和1159 cm^{-1}分别是PTFE中—CF_2—的不对称伸缩振动和对称伸缩振动峰，1734 cm^{-1}是PTFE表面丙烯酸酯的C=O吸收峰。通过点A的红外光谱可以判断Fig.3(a)中的纤维即为PTFE纤维，且纤维表面有丙烯酸酯的附着。

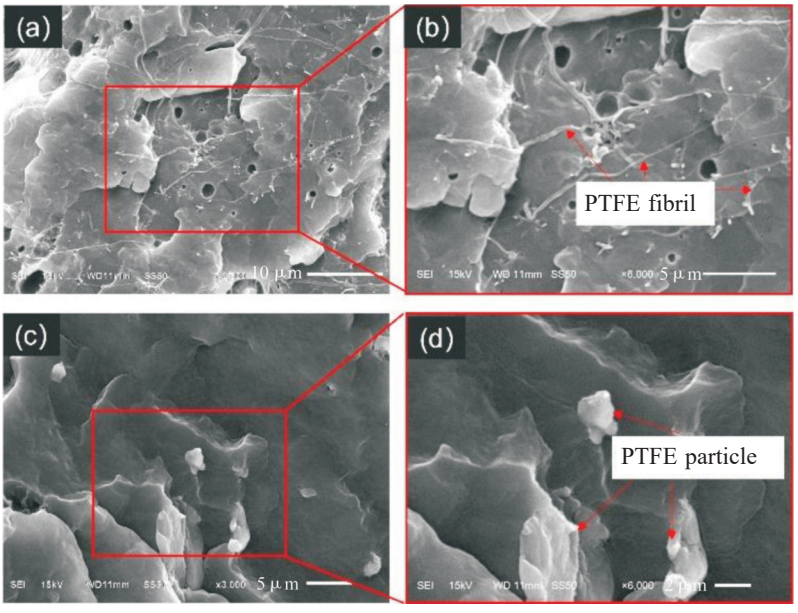


Fig. 2 SEM photographs of PP/PTFE composites
(a): PP/F-PTFE (A-3800); (b): magnification of (a); (c): PP/S-PTFE (MP-1400); (d): magnification of (c)

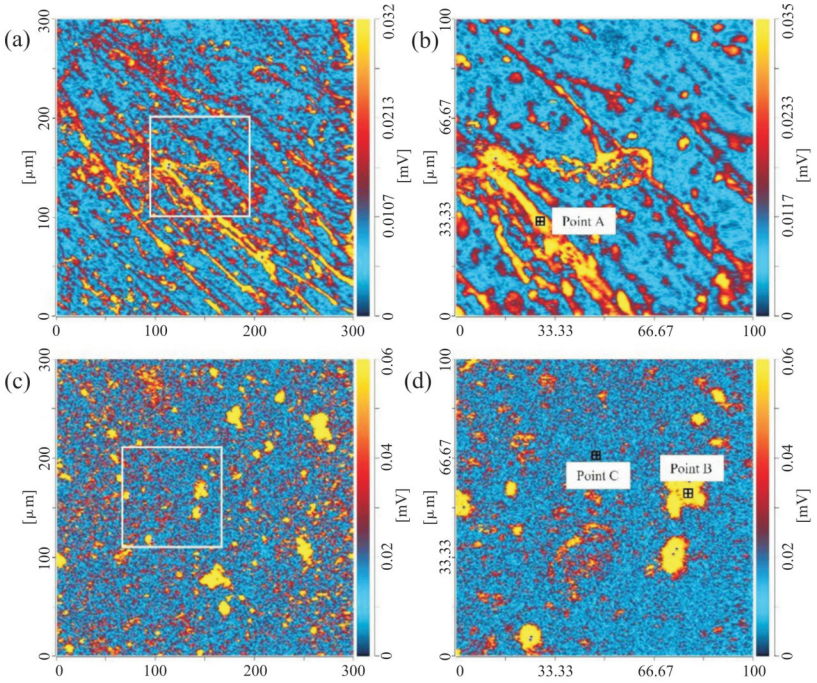


Fig. 3 Infrared images of PP/PTFE composites with IR wavenumber of 1215 cm^{-1}
(a): PP/F-PTFE (A-3800); (b): magnification of (a); (c): PP/S-PTFE (MP-1400); (d): magnification of (c)

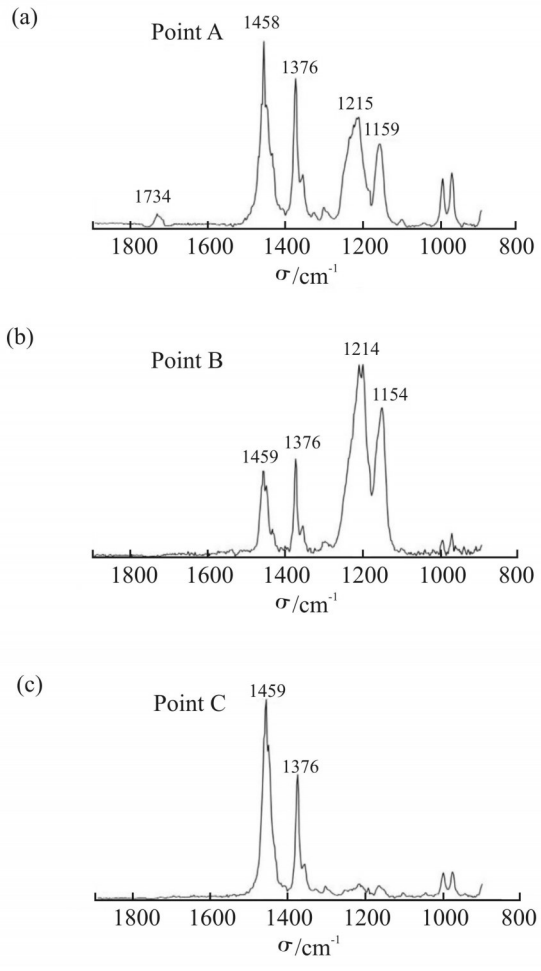


Fig. 4 IR spectra of point A, B and C in the infrared images of Fig.3

点B的红外吸收光谱也在1459 cm^{-1}，1376 cm^{-1}，1215 cm^{-1}和1154 cm^{-1}处有吸收峰，为PP中—CF_2—的特征吸收峰，点B在1734 cm^{-1}处没有红外吸收峰，这说明PTFE表面没有经过处理，与笔者得到的产品信息一致。通过点B的红外光谱同样可以判断出Fig.3(c)中的颗粒即为PTFE颗粒。点C在1459 cm^{-1}和1376 cm^{-1}处有吸收峰，表现出明显的PP特征，验证了图中蓝色部分为基体PP。

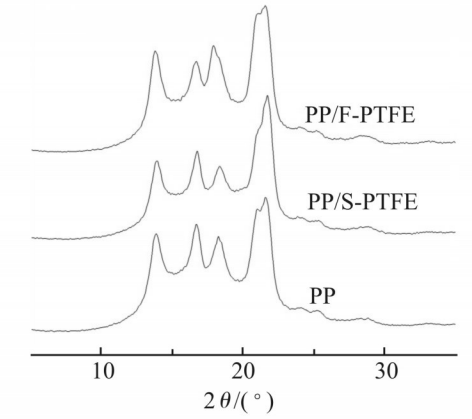


Fig. 5 XRD patterns of PP and PP/PTFE composites

A-3800型和MP-1400型PTFE分别与PP在微型双螺杆挤出机中剪切混合后，呈现出了不同的形貌，其主要原因是PTFE的晶体结构和处理工艺不同。A-3800型PTFE为伸展链晶体，分子链段呈长链伸展结构，在剪切作用力下，分子链容易产生相互的滑移伸长，从而变形为纤维状结构。同时，A-3800型PTFE表面经过丙烯酸酯改性处理，丙烯酸酯界面层可在PP和PTFE之间建立相对牢固的连接桥梁，有利于应力的传递，从而促进PTFE的纤维化演变。而MP-1400为折叠链晶体，分子链缠结严重，即使增加剪切作用力和剪切时间，MP-1400在基体中也只会变成颗粒，无法演变成纤维状[13]。

2.2 复合材料XRD分析

具有相同加工历史的PP，PP/S-PTFE和PP/F-PTFE复合材料XRD谱图如Fig.5所示。从图中可以看出，纯PP材料和PP/S-PTFE和PP/F-PTFE复合材料的衍射峰位置基本一致，都在2θ为14.2°，17.1°，18.7°和21.5°的位置出现了衍射峰，分别对应聚丙烯α晶型的(110)，(040)，(130)和(131)晶面，这说明无论是PTFE纤维还是PTFE球状颗粒都没有改变PP的晶型结构，PP/PTFE复合材料都是α晶型。

2.3 复合材料发泡性能分析

Fig.6给出了3种材料在不同压力和温度时的发泡倍率。在确定的发泡压力下，发泡倍率随着温度

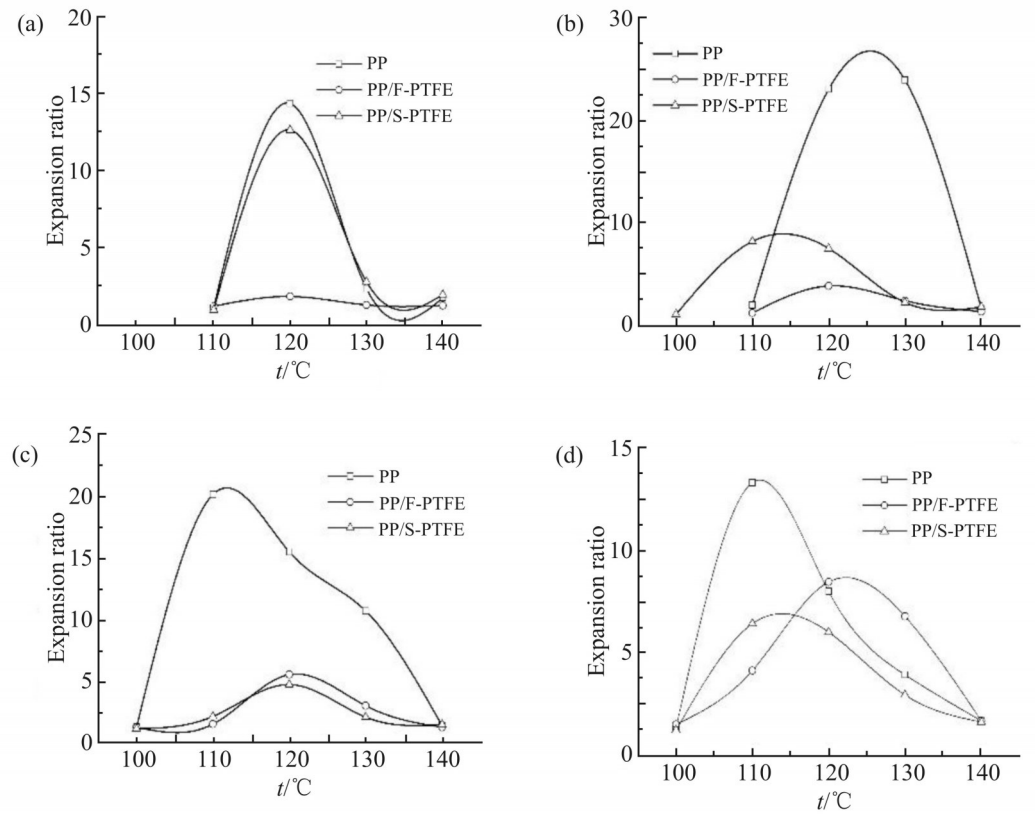


Fig. 6 Expansion ratio of PP, PP/S-PTFE and PP/F-PTFE foams with (a) 5 MPa, (b)10 MPa, (c)15 MPa and (d) 20 MPa

的升高先增加后减小,在某一温度时发泡倍率达到最大值。这主要是由于温度较低时,聚合物结晶度较高,气体无法进入晶体结构内部,气体溶解有限,因此发泡倍率较小。随着发泡温度的升高,气体溶解度增加,同时分子链仍然存在一定的刚性,压力释放时,分子链仍然有一定的强度支撑泡孔生长带来的拉伸力,泡孔破裂合并现象不严重,发泡倍率较高。随着发泡温度的进一步升高,分子链的活动能力更强,分子链的刚性不足以支撑泡孔生长过程中的拉伸力,泡孔容易发生破裂,气体逸出,发泡倍率开始降低。

从Fig.6还可以发现,随着发泡压力的升高,发泡温度区间逐渐拓宽。发泡压力为5 MPa时,3种材料的发泡温度区间均为110~140 ℃,而压力高于15 MPa时,3种材料的发泡温度区间均拓宽为100~140 ℃。发泡压力提高后,气体在聚合物中的溶解度提高,发泡时的压力降速率增加,发泡驱动力提高,气体可以克服分子链刚性完成发泡;另一方面,高压CO_2气体对聚合物基体有较大的塑化作用,随着气体压力的升高,塑化作用更加明显,分子链在低温段也具有较好的活动能力,两者的协同作用导致高压条件下材料的发泡温度区间向低温段拓宽。

Fig.7给出了3种材料在不同发泡压力时的最大发泡倍率。PP的发泡倍率在10 MPa时达到最大,为23.9倍,PP/S-PTFE在5 MPa时发泡倍率最大,为12.6倍,PP/F-PTFE在20 MPa时发泡倍率最大,为8.5倍。在本文涉及的发泡工艺参数下PP的最大发泡倍率最大,PP/F-PTFE的最大发泡倍率最小,这主要是因为原位PTFE纤维对PP的熔体强度起到了极大的增强作用,泡孔在生长过程中的阻力较大,因此PP/F-PTFE的最大发泡倍率较小。但随着发泡压力的升高,PP/F-PTFE最大发泡倍率随着压力的升高呈现上升趋势。

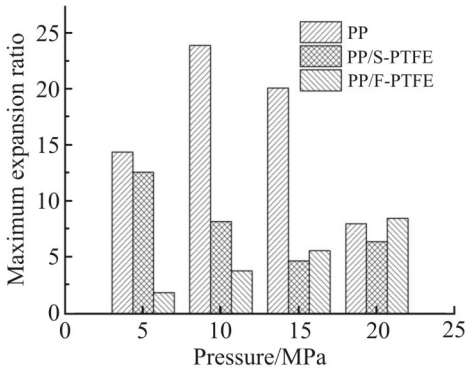


Fig. 7 Maximum expansion ratio of PP, PP/S-PTFE and PP/F-PTFE with different pressures

2.4 复合材料的泡孔结构

Fig.8给出了发泡倍率约为8倍的3种材料的泡孔微观形貌图。统计Fig.8中泡孔的尺寸信息,结果

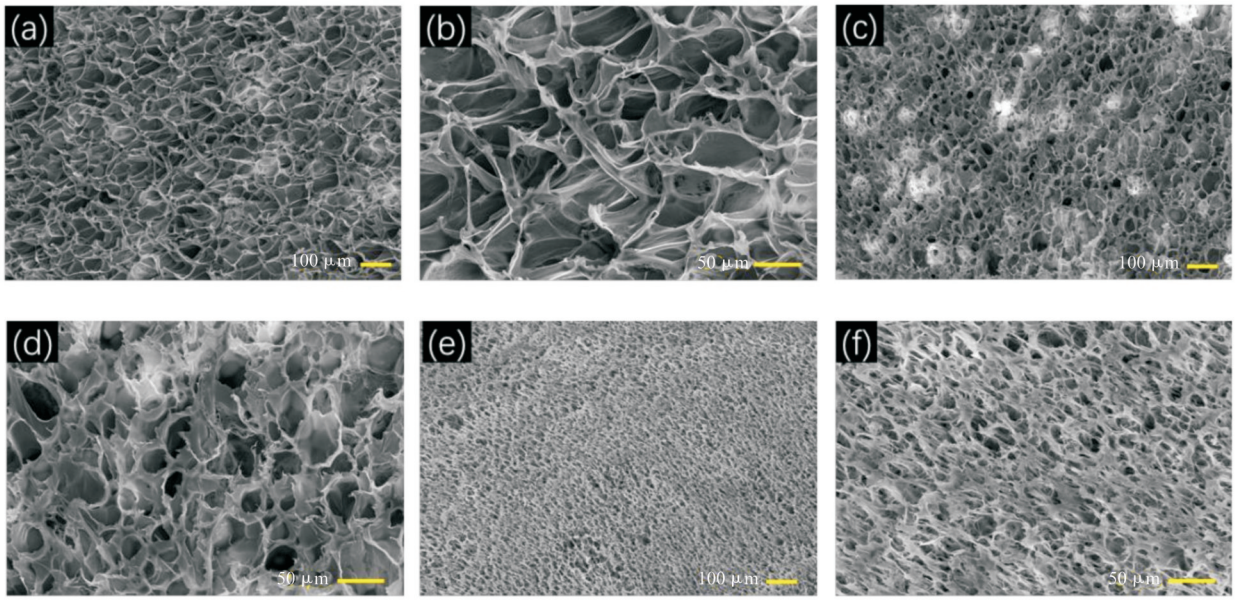


Fig. 8 SEM micrographs of (a,b) PP, (c,d) PP/S-PTFE and (e,f) PP/F-PTFE foams with the expansion ratio of 8

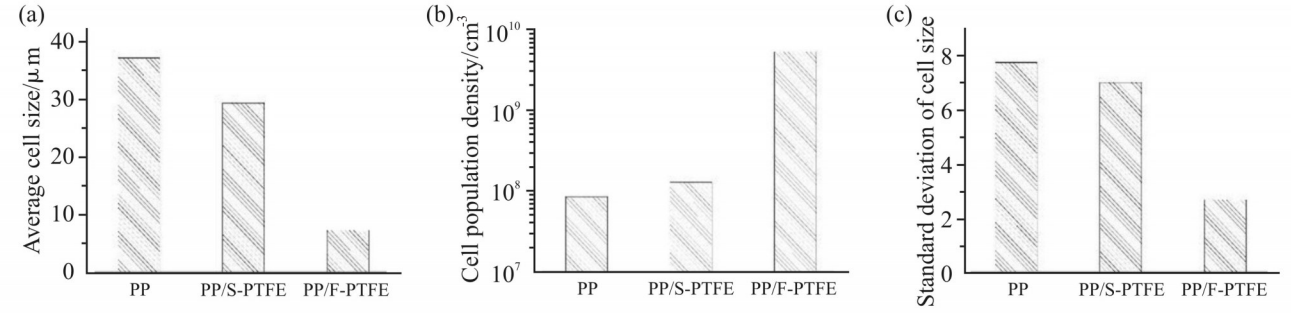


Fig. 9 Quantitative structure of PP, PP/S-PTFE and PP/F-PTFE foams

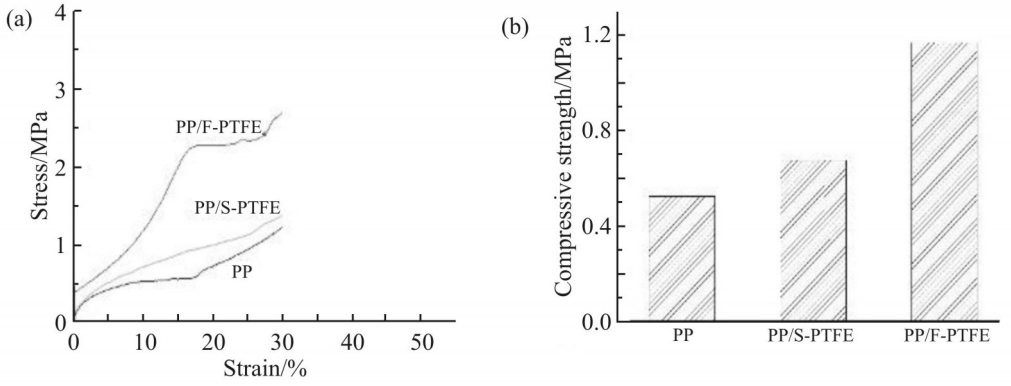


Fig. 10 Compressive properties of PP, PP/S-PTFE and PP/F-PTFE
(a): stress-strain curves in compressive test; (b): compressive strength

如Fig.9所示。从图中可以看出，纯PP的泡孔平均直径最大，PP/S-PTFE次之，PP/F-PTFE的泡孔平均直径最小。而泡孔密度则呈现完全相反的规律，PP/F-PTFE的泡孔密度比PP的泡孔密度高2个数量级。PP的熔体强度差，泡孔生长过程中熔体强度无法支撑泡孔长大对泡孔壁带来的拉伸力，泡孔壁容易发生塌陷和破裂，泡孔发生合并，导致泡孔尺寸大，泡孔密度小。而原位PTFE微纤可以显著改善PP基体的熔体强度，减少泡孔合并现象，从而使泡孔尺寸减小，泡孔密度增加。PP/S-PTFE泡孔的尺寸也比纯PP小，泡孔密度比纯PP大，然而其对泡孔结构的改善作用弱于纤维状PTFE。

Fig.9(c)为3种不同材料泡孔尺寸的标准差，泡孔尺寸标准差反映了泡孔尺寸的离散程度，尺寸标准差越小，泡孔越均匀。从Fig.9(c)可以发现，相比PP和PP/S-PTFE材料，PP/F-PTFE的泡孔尺寸均匀性好。在PP/F-PTFE复合材料中，熔体强度显著提高，泡孔可以稳定生长，泡孔尺寸均匀性好，而在纯PP或者PP/S-PTFE中，熔体强度差，泡孔生长过程中会发生泡孔破裂、合并和塌陷等一系列问题，导致最终的泡孔尺寸均匀性差。由此可以得出，纤维状PTFE可以显著改善PP的发泡性能，改善泡孔结构。

2.5 发泡材料的压缩性能

压缩性能是衡量泡沫制品力学性能的重要指标。Fig.10给出了PP，PP/S-PTFE和PP/F-PTFE发泡材料在发泡倍率为8时的压缩性能。从图中可以看出，PP/F-PTFE发泡件呈现明显的线弹性变形区、应力平台区，而PP和PP/S-PTFE发泡件的应力平台区并不明显。在弹性变形区样品形变主要来源于泡孔壁的弹性变形，而应力平台区是指泡孔开始塌陷的应力，在PP和PP/S-PTFE中泡孔壁的刚性小，泡孔壁的弹性变形与泡孔塌陷并不能很好的区分，表现为泡孔应力平台区不明显。而PP/F-PTFE的泡孔壁有一定的刚性，其与应力平台区可以明显区分。Fig.10(b)给出了3种泡沫件的压缩强度，从图中可以看出PP的压缩强度最低，PP/F-PTFE的压缩强度最高，相同发泡倍率下，PP/F-PTFE的压缩强度比PP的压缩强度提高了123%。这说明在相同发泡倍率下，

泡孔结构对泡沫制品的力学性能影响显著,较小的泡孔尺寸和较高的泡孔密度有利于提高泡沫制品的力学性能。与球状PTFE颗粒相比,原位PTFE纤维对于优化泡孔结构,提高泡沫制品的力学性能具有重要作用。

3　结论

本文采用熔融共混方法制备了球状PTFE和原位PTFE微纤增强PP复合材料,利用自主搭建的间歇式发泡系统制备了复合材料发泡件,研究了原位PTFE微纤对复合材料形貌、结构和发泡件结构及性能的影响,发现PTFE伸长链晶体结构及表面丙烯酸酯的处理可以促使PTFE在挤出剪切过程中演化成纤维状态,进而提出了一种免拉伸的PTFE原位成纤挤出工艺方案。PTFE的形态结构对PP/PTFE复合材料的晶体结构没有明显影响,但对其发泡性能影响显著,由于原位PTFE微纤对熔体强度的增强作用,PP/F-PTFE在低压时的最大发泡倍率低于PP,而在高压(20 MPa)时的最大发泡倍率高于PP。相同发泡倍率下PP/F-PTFE泡沫件的泡孔直径最小,泡孔密度最大,泡孔均匀度最优,使得PP/F-PTFE泡沫件的压缩强度比PP及PP/S-PTFE泡沫件均有明显提高。原位PTFE微纤显著改善了PP的发泡性能和泡沫件的力学性能。

参考文献:

[1] 邓容,张纯,刘卜金,等.弹性体对微发泡聚丙烯复合材料发泡行为的影响[J].高分子材料科学与工程, 2021,37(2): 80-88.
Deng R, Zhang C, Liu B J, *et al*. Influence of elastomer on foaming behavior of micro-foamed polypropylene composites [J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2021, 37(2): 80-88.

[2] 谢茂卿,杜俊威,张世豪,等.超临界CO_2辅助聚己二酸对苯二甲酸丁二醇酯/聚乳酸珠粒发泡[J].高分子材料科学与工程, 2022, 38(8): 66-74.
Xie M Q, Du J W, Zhang S H, *et al*. Poly(butylene adipate - co - terephthalate)/polylactic acid foamed beads prepared by supercritical CO_2 [J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2022, 38(8): 66-74.

[3] Qiao Y, Jalali A, Yang J, *et al*. Non- isothermal crystallization kinetics of polypropylene/ polytetrafluoroethylene fibrillated composites [J]. Journal of Materials Science, 2021, 56: 3562-3575.

[4] Zhai W, Wang H, Yu J, *et al*. Foaming behavior of isotactic polypropylene in supercritical CO_2 influenced by phase morphology via chain grafting [J]. Polymer, 2008, 49: 3146-3156.

[5] Zhai W, Park C B. Effect of nanoclay addition on the foaming behavior of linear polypropylene- based soft thermoplastic polyolefin foam blown in continuous extrusion [J]. Polymer Engineering & Science, 2011, 51: 2387-2397.

[6] Kim D Y, Kim G H, Lee D Y, *et al*. Effects of compatibility on foaming behavior of polypropylene/polyolefin elastomer blends prepared using a chemical blowing agent [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2017, 134: 45201.

[7] Yang C, Xing Z, Zhang M X, *et al*. Supercritical CO_2 foaming of radiation crosslinked polypropylene/high- density polyethylene blend: cell structure and tensile property [J]. Radiation Physics and Chemistry, 2017, 141: 276-283.

[8] Liu H, Chuai C, Iqbal M, *et al*. Improving foam ability of polypropylene by crosslinking [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2011, 122: 973-980.

[9] An Y, Zhang Z, Wang Y, *et al*. Structure and properties of high melt strength polypropylene prepared by combined method of blending and crosslinking [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2010,116: 1739-1746.

[10] Zhang A, Wang Z, Guan Y, *et al*. Strong PP/PTFE microfibril reinforced composites achieved by enhanced crystallization under CO_2 environment [J]. Polymer Testing, 2022,112: 107630.

[11] Zhang A, Chai J, Yang C, *et al*. Fibrosis mechanism, crystallization behavior and mechanical properties of in- situ fibrillary PTFE reinforced PP composites [J]. Materials & Design, 2021, 211: 110157.

[12] Wang G, Zhao G, Zhang L, *et al*. Lightweight and tough

nanocellular PP/PTFE nanocomposite foams with defect- free surfaces obtained using in situ nanofibrillation and nanocellular injection molding [J]. Chemical Engineering Journal,2018, 350: 1-11.

[13] Wang K, Wu F, Zhai W, *et al*. Effect of polytetrafluoroethylene on the foaming behaviors of linear polypropylene in continuous extrusion [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2013, 129: 2253-2260.

In-Situ Fibril Enhanced Polypropylene Foams Fabricated by Supercritical CO_2 Batch Foaming Process

Aimin Zhang, Yan Wang, Guilong Wang, Guoqun Zhao

(*Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials (Ministry of Education), Shandong University, Jinan 250061,China*)

ABSTRACT: Spherical polytetrafluoroethylene(PTFE) and in- situ fibrillary PTFE reinforced PP composites were prepared by one-step melt blending method. Then pristine PP, spherical PTFE reinforced PP(PP/S-PTFE) and in-situ fibrillary PTFE reinforced PP(PP/F-PTFE) foams were fabricated by self-developed batch foaming system. Scanning electron microscopy (SEM) and photo thermal induced infrared microscope reveal that the extended chain crystal structure and surface modification of PTFE are the critical factors which lead to the in-situ fibrillation of PTFE. X-ray diffraction (XRD) results show that PP, PP/S-PTFE and PP/F-PTFE all present α crystal structure. The expansion ratio firstly increases and then decreases with the increased temperature at a given pressure, however, the foaming temperature range is extended to lower temperature by 10 ℃ when the pressure increases from 5 MPa to 15 MPa. The maximum expansion ratio of PP/PTFE composites is reduced with the incorporation of in-situ PTFE fibril, yet it is beneficial to the optimization of cell structure and improvement of mechanical properties. According to the SEM observation and compressive test, PP/F-PTFE foams exhibit the smallest cell size, the highest cell population density and the best standard deviation of cell size, the compressive strength of PP/F-PTFE foams is higher than that of PP foams by 123% with the same expansion ratio.

Keywords: in-situ fibrillation; polypropylene; foam; cell structure; compressive properties