http://pmse.scu.edu.cn

支化聚丙烯的结晶行为及其熔体黏弹特性对木塑复合材料微发泡的影响

王苏炜[1], 胡 平[1], 宗胡曾[2], 肖 磊[1], 郝嘎子[1], 姜 炜[1], 薛 平[3]

(1. 南京理工大学化学与化工学院 国家特种超细粉体工程技术研究中心, 江苏 南京 210094; 2. 山东非金属材料研究所, 山东 济南 250031; 3. 北京化工大学 塑料机械及塑料工程研究所, 北京 100029)

摘要:针对聚丙烯基木塑复合材料熔体强度低、发泡窗口窄等问题,采用支化聚丙烯为基体,借助聚烯烃弹性体(POE)及低分子量微晶蜡对其进行熔体黏弹性改性,进而探索材料在不同混杂体系下的分子运动特征以及不同工艺条件下的泡孔形貌,以实现复合材料的微孔化制备。结果表明,相较于低分子微晶蜡的"润滑"作用,POE 借助其与聚丙烯大分子链构建的双连续相物理交织结构可以大幅改善材料的熔体强度,通过调节发泡温度、螺杆转速可以将孔径尺寸及分布密度控制到 71.4 μm 及 2.68×10^4 cm^{-3},实现"大而疏"的泡孔结构向"小而密"的微孔转变。

关键词:木塑复合材料;聚丙烯;微孔发泡;结晶行为;流变特性

中图分类号:TB332 **文献识别码**:A **文章编号**:1000-7555(2026)01-0040-10

微孔木塑复合材料是以聚合物、木粉为主要原料,通过发泡得到的一种具有较高性价比及轻质高强特点的绿色环保材料,在建筑装修、包装运输、汽车制造等领域具有广阔的应用前景。其中,聚丙烯(PP)基微孔木塑复合材料凭借其更高的使用温度及更优异的耐应力开裂性能等优点成为各国研究重点[1]。

当前,聚丙烯基木塑发泡材料的成孔机理多基于结晶诱导成核,即晶区熔体内的气体在聚丙烯结晶过程中被排挤到无定形区,通过提高无定形区内的气体浓度来实现气体过饱和及气泡成核[2,3]。然而,聚丙烯球晶较大的空间尺寸使得无定形区域分布密度不均匀,由此导致在无定形区内生长的泡孔尺寸较大、分布密度较低。同时,聚丙烯球晶间的无定形区分布较大,导致本身已经很低的熔体强度与气泡膨胀动力之间很难达到平衡,易出现泡孔的坍塌、合并等现象。此外,亲水木粉与疏水树脂间较差的界面相容性与黏结力也增加了聚丙烯基木塑复合材料的成孔难度,并导致泡孔均匀性差。

针对上述问题,各国学者主要从提高界面相容性及熔体强度两方面着手,借助表面改性、长链支化、可控交联或添加高熔体强度聚丙烯等手段来改善其泡孔结构。Lin 等[4]采用马来酸酐接枝聚丙烯对木粉表面进行处理,以提高复合材料的力学性能。Zhang[5], Bledzki[6], Rachtanapun[7], Jiang 等[8]研究了木粉微观形貌及含量对制品性能的影响。胡圣飞等[9]通过平行双螺杆挤出机制备了高熔体强度聚丙烯(HMSPP),研究了二异丙苯(DCP)用量对聚丙烯树脂流变性能、热性能及发泡特性的影响。Park 等[10]研究了 HMSPP 和线型聚丙烯(LPP)共混物的发泡性能,发现添加 20% ~ 30% 的 HMSPP 就能使 LPP 的发泡行为得到很大改善。Zhai 等[11]研究了交联聚丙烯的微发泡行为,结果表明,交联过程在提高

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2026.0011
收稿日期: 2024-12-06
基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金(30923011018)
通讯联系人: 薛平, 主要从事聚合物高端加工装备成型理论及技术、聚合物基增强复合材料成型加工及聚合物及固体废弃物高值化利用研究, E-mail: xueping@mail.buct.edu.cn

熔体黏度的同时也会降低聚丙烯的结晶度,非结晶区的增加使 CO_2 在熔体中的溶解度提高,降低了形成泡核的能垒,有利于增加泡孔密度。Zhang 等[12]发现,加入聚丙烯接枝三苯氧胺可以得到发泡倍率较高、泡孔结构较好的微发泡材料。此外,在聚丙烯中加入小分子有机物可以减小熔体表面张力,降低气泡成核能垒,同时使更多的气体富集在熔体内以推动气泡生长,从而有利于形成理想的微孔结构[13~15]。

本文以支化聚丙烯为基体,解析了其在高木粉填充条件下的结晶行为及流变特性,探索了其在多组分混杂体系下的分子运动特征。然后,分别采用高熔体强度乙烯-辛烯共聚物(POE)及低分子量微晶蜡对其改性以拓宽发泡窗口,推动木塑试样的"微孔化"。此外,调节挤出工艺参数对复合材料发泡过程中的力热环境进行调控,通过形貌表征、统计分析等方法阐明了试样泡孔结构的变化规律及其影响因素,构建了适用于木塑复合材料的微孔结构调控模型,为木塑产品的高性能化提供了理论指导。

1　实验部分

1.1　主要原料

聚丙烯:B1002W,熔融指数(MFI)为 1.0 g/10 min,燕山石化有限公司;杨木粉:粒径 150 μm,创美矿产品贸易有限公司;乙烯-辛烯共聚物:DF605,熔融指数为 0.5 g/10 min,三井化学有限公司;微晶蜡:熔点为 69.3 ℃,日本精蜡公司;有机发泡剂:AC,天楚化工有限公司;氧化锌:Z111843,阿拉丁试剂;马来酸酐接枝聚丙烯(MAH-g-PP):CA100,接枝率 1%,法国阿科玛公司;滑石粉:600 目,辽宁海城有限公司。

1.2　试样制备

首先,按照 Tab.1 所示的组分配方,通过高速搅拌和熔融造粒制备树脂基体,并与木粉和滑石粉一起进行烘干处理。其次,将干燥后的树脂颗粒、木粉、滑石粉及 MAH-g-PP 放入高速混合机中搅拌 30 min,采用双螺杆挤出机对其进一步混炼以获得发泡所需的木塑颗粒。最后,利用液体石蜡将发泡剂附着在木塑颗粒表面,进而在如 Fig.1 所示的微孔挤出试验平台上进行塑化成型[6]。

Tab. 1　Composition formula of wood plastic composite materials

Component	Mass ratio		
	1#	2#	3#
PP	70	42	68
POE		28	
Microcrystalline wax			2
Wood flour	30	30	30
MAH-g-PP	10	10	10
Talc	10	10	10
AC/ZnO blowing agent	1	1	1

1.3　测试与表征

1.3.1　结晶过程分析:采用差示扫描量热仪(TA-Q100,美国 TA 仪器公司)对物料降温结晶过程中的温度变化曲线进行分析。测试过程中,将物料放入测试仪中,先在氮气环境中以 10 ℃/min 的升温速率从室温升至 210 ℃,恒温 1 min 消除热历史后,再以同样的速率降温至室温,记录降温曲线。物料的结晶度(X_c)按照式(1)来计算

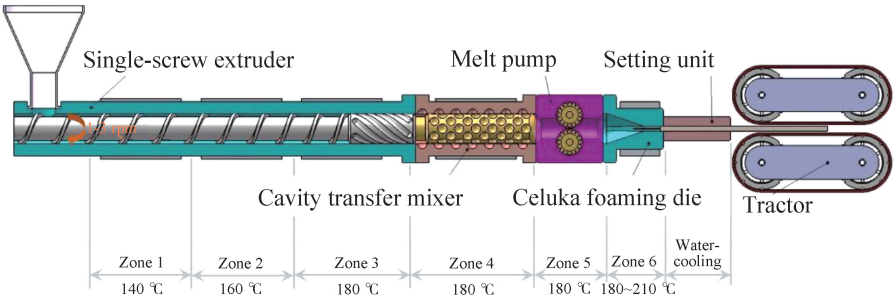


Fig. 1　Schematic diagram of the micro-foaming extrusion test platform

$$X_c=\frac{\Delta H_f}{\Delta H_f^o\times\omega_{pp}} \quad (1)$$

式中：ΔH_f——复合材料的熔融焓，J/g；ΔH_f^o——PP完全结晶时的熔融焓，J/g，其值为209 J/g[1,3]；ω_{pp}——PP在复合材料中所占的质量分数，%。

1.3.2 微观形貌表征：采用扫描电子显微镜（SEM，S-4700，日本Hitachi公司）对脆断后的样品截面处的泡孔形貌进行观测（加速电压20 kV），通过Image Pro Plus软件统计样品的泡孔尺寸（$\bar{d}$）和泡孔密度（N_0），计算方法如式（2）和式（3）所示

$$\bar{d}=\frac{\sum_{i=1}^{n}d_i}{n} \quad (2)$$

$$N_0=\left[\frac{nM^2}{A}\right]^{3/2}\frac{\rho_0}{\rho_f} \quad (3)$$

式中：d_i——单个泡孔的直径，μm；n——统计的泡孔数量；A——电镜照片的面积，cm^2；M——电镜放大倍数；ρ_0和ρ_f——分别是发泡前后样品的表观密度，g/cm^3。

1.3.3 力学性能测试：在室温环境中，采用电子万能试验机（KXWW，承德泰鼎试验机制造有限公司）分别按照国标GB/T 1040—2006，GB/T 9341—2000和GB/T 1043.1—2008对样品的拉伸、弯曲和抗冲击强度进行测试。其中，拉伸及弯曲强度的加载速率为10 mm/min，每个样品均重复5次取平均值。

1.3.4 流变行为分析：采用平行平板旋转流变仪（MARS III，德国哈克）对物料的动态黏弹特性进行测试。流变仪的平板直径为20 mm。测试过程中，先将准备好的物料颗粒放入加热好的平板之间，在氮气环境中预热2 min。然后，将平行平板的间距缩小为1 mm，在1 min的保温时间后进行动态频率扫描测试。测试温度为180 ℃，频率范围为0.01～100 Hz，振幅为1%。通过测试，得到物料的储能模量和损耗模量，通过式（4）和式（5）计算材料的复数黏度（η^*）和损耗角正切值（$\tan\delta$）。

$$\eta^*=\frac{(G'^2+G''^2)^{1/2}}{\omega} \quad (4)$$

$$\tan\delta=\frac{G''}{G'} \quad (5)$$

式中：η^*——材料的复数黏度，Pa·s；$\tan\delta$——材料的损耗角正切值；G'——材料的储能模量，Pa；G''为材料的损耗模量，Pa；ω——测试过程中的角频率，rad/s。

2 结果与讨论

2.1 木粉含量对聚丙烯结晶及流变特性的影响

前人研究表明，聚丙烯的结晶特性直接关系到试样的泡孔形态，对其结晶行为进行调控可以有效改善材料的发泡效果[16]。然而，相较于纯树脂及树脂合金，以木粉颗粒为主要填料且辅以多种功能助剂的木塑复合材料具有多组分、配比复杂等特点，其在气泡衍生过程中的结晶行为受木粉含量的影响。

Fig.2是不同木粉含量下材料的降温结晶曲线，根据其可以计算出Tab.2中复合材料的结晶特性参数。可以看出，随着木粉颗粒的添加，材料的结晶温度从107.5 ℃提高至119.4 ℃，结晶度从42.1%降至36.7%。这主要是因为本文采用的基体树脂为宽分子量分布（$\bar{M}_w/\bar{M}_n=10$）的支化聚丙烯，其在结晶过程中主要形成β晶体[17]。然而，木粉颗粒因其异相成核作用会破坏丙烯链段排列的连续性，将聚丙烯大分子链“分割”成数量众多的短链，从而在更高结晶温度形成晶体形态为三斜晶系的γ晶体[1]。

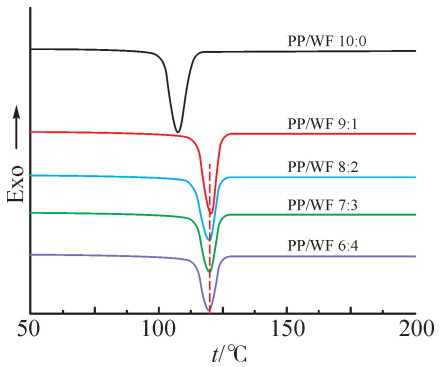


Fig. 2 Cooling crystallization curves of the composites with different wood powder fillings

Tab. 2 Crystallization characteristics of the composites with different wood powder fillings

m(PP):m(wood flour)	Crystallization temperature/℃	Crystallinity/%
0:10	107.5	42.1
1:9	120.3	40.9
2:8	119.6	40.4
3:7	119.7	39.9
4:6	119.4	36.7

Fig.3 是不同木粉含量下复合材料的流变特性曲线。从图中数据可以看出,相较于低填充木粉的配方,高填充木粉(≥30%)可以显著提高材料的储能模量、损耗模量及熔体黏度。这主要是因为极性木粉颗粒内部存在较强的氢键作用,其在与聚丙烯混合后容易将其较差的流动性木塑界面传递到熔体上,且高填充情况下还需要克服木粉颗粒间的内摩擦,这些均会造成材料熔体黏度增大[18]。结合 Fig.3(d)中损耗因子的变化曲线可知,随着测试角频率增大,熔体内部缠结的分子链以及团聚的木粉颗粒在剪切力场作用下解缠结并分散,在熔体黏度上表现为剪切变稀,且木粉含量越高,变稀所需的角频率越大。储能模量与损耗模量曲线交点处的角频率越小,表明材料的分子链松弛时间越长、重均分子量越大[1,19]。从 Tab.3 中的数据可以看出,材料储能模量与损耗模量曲线交点处的角频率及模量均随木粉颗粒的添加量增加而增大,这表明木粉可以有效提高熔体的分子链松弛速率。

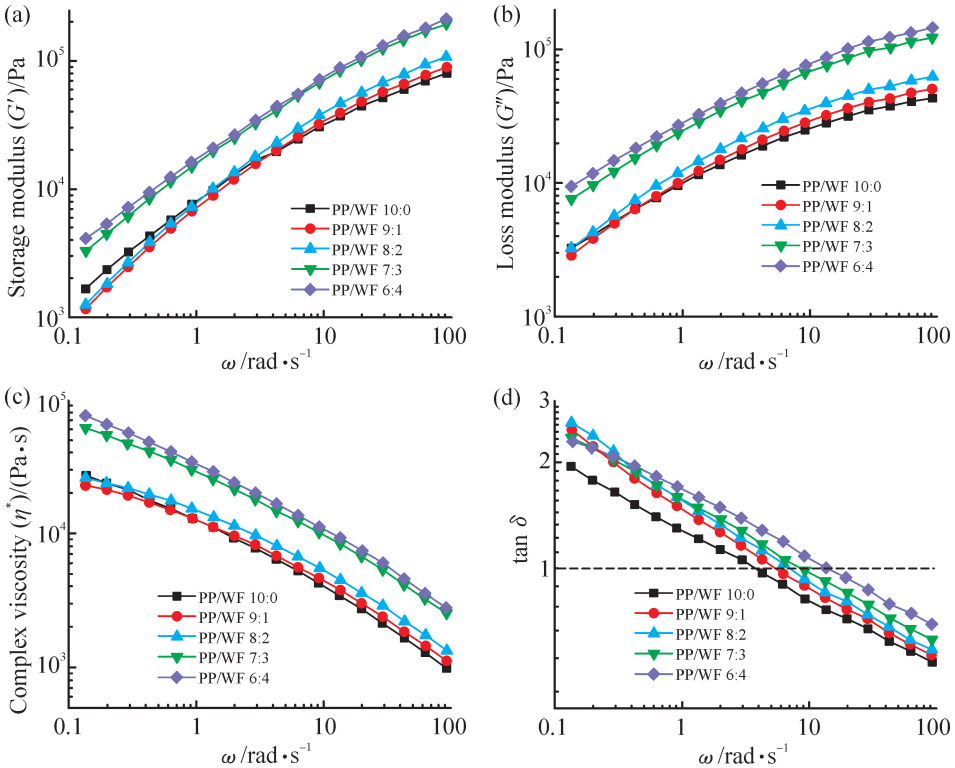


Fig. 3　Rheological properties of the composites with different wood powder fillings: (a) storage modulus; (b) loss modulus; (c) complex viscosity; (d) tan *δ*

Tab. 3　Intersection point between storage and loss modulus curves of the composites

m(PP):*m*(wood flour)	Angular frequency /(rad·s^{-1})	Modulus ×10^{-4}/Pa
0:10	4.3	1.9185
1:9	6.3	2.4720
2:8	6.3	3.0125
3:7	9.2	6.6500
4:6	13.5	8.8035

2.2　熔体黏弹性改性对复合材料发泡行为的影响

在气泡衍生过程中,较高的熔体强度可以有效限制其过度生长,避免塌陷及合并等缺陷,进而促进试样内部微孔结构的形成。然而,聚丙烯作为一种结晶型聚合物,其适宜发泡的温度区间较聚氯乙烯等无定形聚合物要窄的多,且在加工过程中很难通过精确控制熔体温度来调节其强度。对于以聚丙烯为基体的木塑复合材料而言,这极大提高了其泡孔结构的调节难度。为此,本文以具有宽分子量分布及长支链结构特点的支化聚丙烯为基体,分别选用

与其相容性较高的小分子有机物微晶蜡及聚烯烃弹性体进行熔体黏弹性改性，以探究改性手段对复合材料发泡行为及其泡孔结构的影响。

Fig.4 是不同改性手段下材料的降温结晶曲线，根据其可以计算出 Tab.4 中复合材料的结晶特性参数。可以看出，采用 POE 及微晶蜡对聚丙烯进行熔体黏弹性改性可以显著降低其结晶温度。其中，POE 在与聚丙烯共混的过程中，容易通过分子链缠结的方式构建双连续相物理交织结构，其乙烯链可以充当异相成核点对晶体进行细化，辛烯链可以阻止晶区分子链的有序排列，从而有效降低材料的结晶度和晶体尺寸，其结晶温度和结晶度分别下降了 1.2 ℃和 8.7%。相较之下，微晶蜡则通过降低熔体表面张力，提高木塑界面结合强度来强化木粉颗粒对折叠分子链的阻碍作用，进而削弱材料的结晶特性，其结晶温度和结晶度分别下降了 3 ℃和 8.4%。

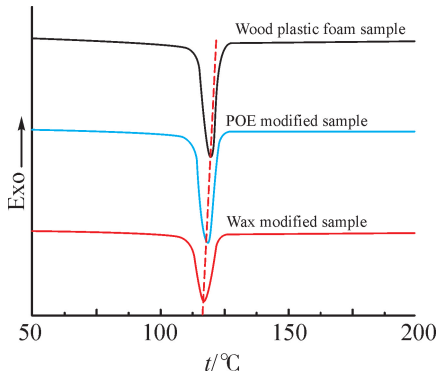


Fig. 4 Cooling crystallization curves of the composites under different modification conditions

Tab. 4 Crystallization characteristics of the composites prepared with different modification methods

Sample	Crystallization temperature/℃	Crystallinity/%
Composites	119.7	74.6
Composites modified with POE	118.5	65.9
Composites modified with wax	116.7	66.2

除结晶行为外，不同改性手段下材料的流变特性曲线如 Fig.5 所示。从图中可以看出，相较于微晶蜡对材料模量的削弱，POE 改性复合材料可以有效提高材料的储能模量及损耗模量，且在低频区的增幅更为显著。此外，通过对比材料的储能模量与损耗模量可知，POE 改性复合材料的损耗因子在测试区间内一直低于 1，说明其弹性响应要强于黏性响应，并呈现出假塑性流体特征。微晶蜡改性复合材料同改性前一样存在剪切变稀现象，且微晶蜡的添加极大降低了材料的熔体黏度。其中，POE 与聚丙烯间的双连续相物理交织结构使得材料在抵抗弹性及黏性变形时需要消耗更多的能量，但在高频区则由于剪切流场内分子链的解缠结而造成其黏度增幅的降低[1]。然而，微晶蜡较低的分子量及低熔点特性使其更容易作为“润滑剂”推动聚丙烯支链及其大分子链间的滑动和旋转，其对材料黏度的削弱作用受剪切速率的影响较小。

基于熔体黏弹性改性，试样的泡孔形貌及其尺

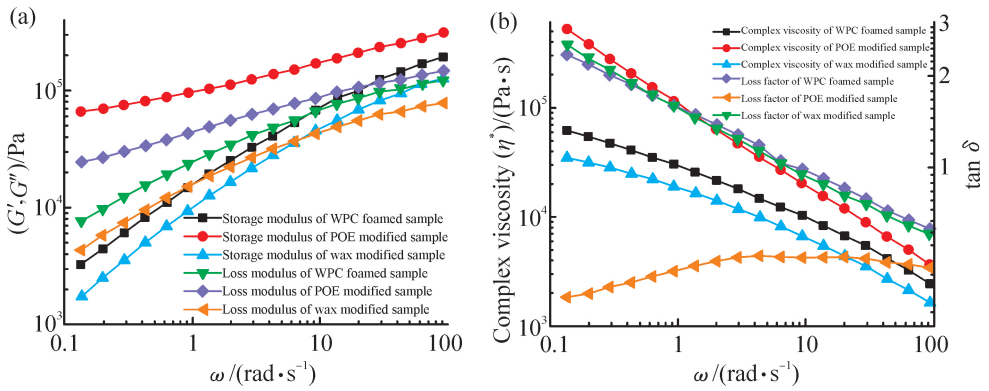


Fig. 5 Rheological properties of the composites under different modification conditions: (a) storage and loss modulus; (b) complex viscosity and tan δ

寸分别如 Fig.6 和 Fig.7 所示。从图中可以看出,试样经 POE 填充改性后,其熔体强度可以有效限制气泡的过度生长,从而使泡孔结构由改性前的“大而疏”向“小而密”转变,孔径尺寸降低了 58.1%,分布密度提高了 173.8%。相较之下,微晶蜡虽然可以提高木塑的界面结合强度,改善木粉的分散均匀性,但较低的熔体强度使其难以获得如 POE 一样的改性效果,试样断面上的泡孔结构仍略显“粗大”。

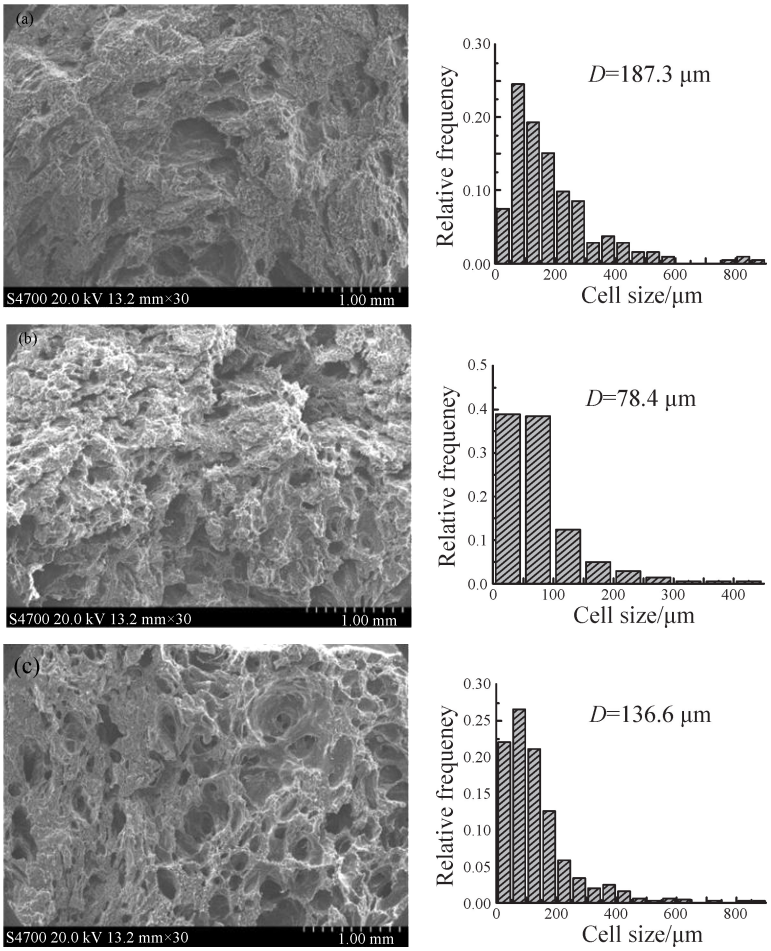


Fig. 6　Bubble morphology of the samples under modification conditions: (a) wood plastic foam sample; (b) POE modified sample; (c) wax modified sample

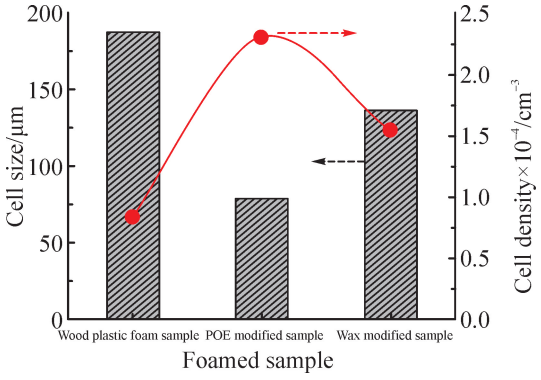


Fig. 7　Bubble parameters of the samples under different modification conditions

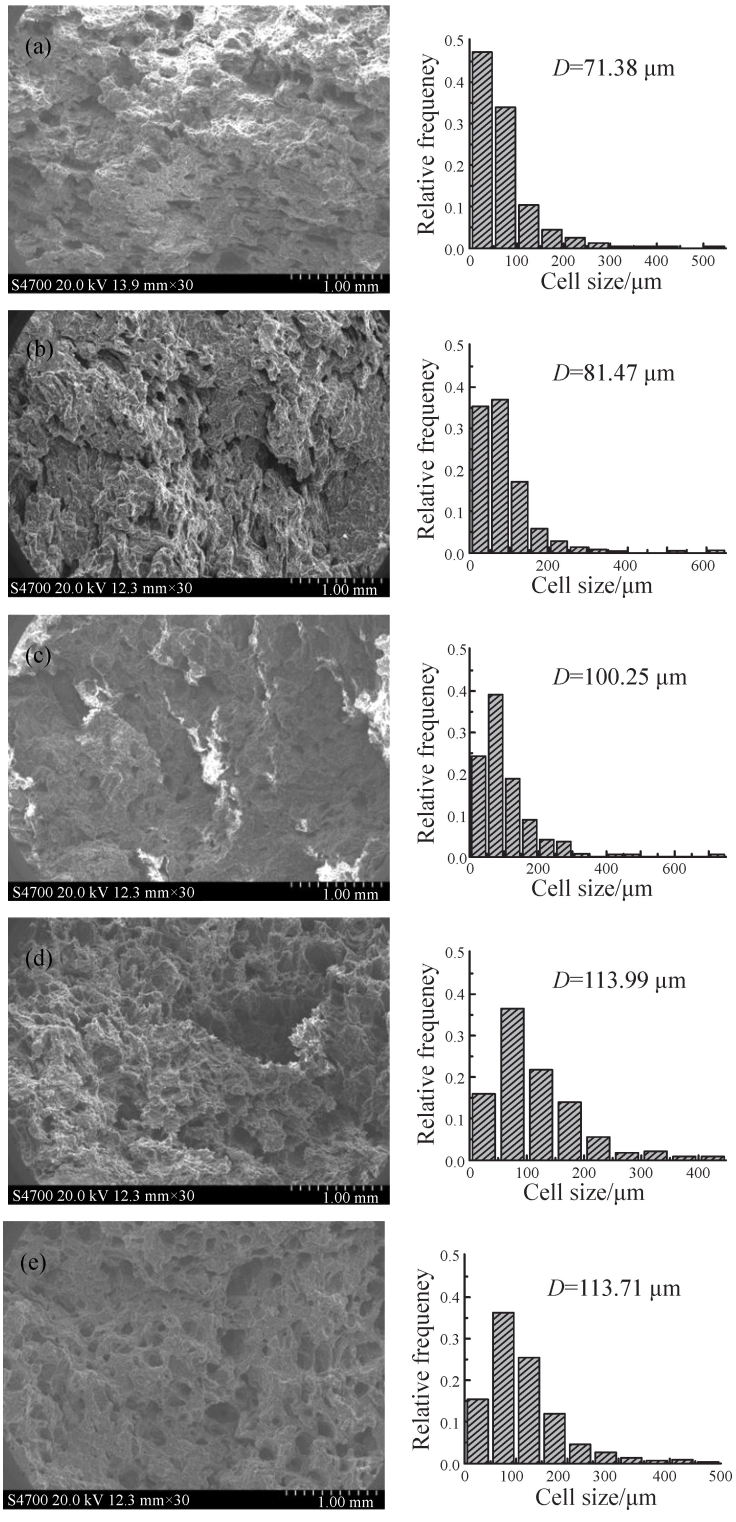
2.3　复合材料泡孔结构参数的工艺调控规律研究

在挤出发泡过程中,温度与压力是直接影响试样泡孔结构的重要工艺参数。为此,本文在熔体黏弹性改性的基础上进一步探究了发泡温度及螺杆转速对复合材料泡孔结构的影响。

不同工艺条件下木塑试样的泡孔形貌及尺寸分别如 Fig.8 和 Fig.9 所示。从图中可以看出,随着发泡温度的提高,试样的泡孔尺寸逐渐变大,且分布更加稀疏。当发泡温度从 180 ℃提高至 210 ℃,平均泡孔尺寸从 71.4 μm 增大到 114 μm,泡孔密度从 2.68×10^4 cm^{-3} 下降到 1.75×10^4 cm^{-3}。这主要是因为发泡

温度的提高不仅会通过增强分子链运动能力、降低熔体表面张力来削弱气泡的生长阻力，还会降低气体溶解度以增加发泡气体总量、推动泡孔生长[1,20]。此外，发泡温度的升高还容易加剧木粉颗粒的热降解现象，这会产生气体，推动泡孔向“大而疏”方向转变[1]。

此外，在螺杆转速从 1 r/min 提高至 3 r/min 的过程中，试样的泡孔密度变化较小，泡孔尺寸呈大幅下降趋势，且均在 2 r/min 时取得最小值 81.5 μm 和最大值 2.58×10^4 cm^{-3}。这主要是因为转速的提高可



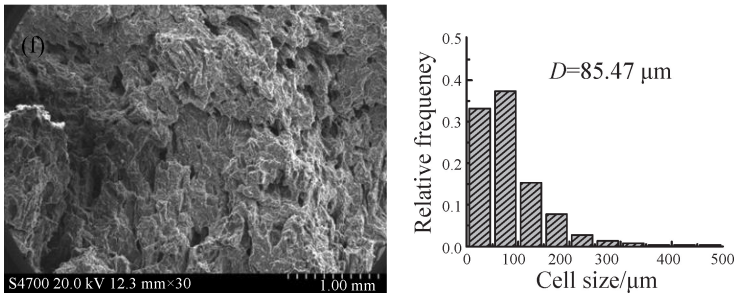


Fig. 8　Bubble morphology of the samples under different processing conditions: (a) 180 ℃, 2 r/min; (b) 190 ℃, 2 r/min; (c) 200 ℃, 2 r/min; (d) 210 ℃, 2 r/min; (e) 190 ℃, 1 r/min; (f) 190 ℃, 3 r/min

以有效改善螺杆的混炼能力及建压能力,从而在改善气体溶解扩散效果的同时抑制其过早析出、避免气泡的过早成核。然而,过高的螺杆转速容易通过构筑高压流场来抑制泡孔的生长,并加剧熔体挤出的不稳定,进而影响材料的发泡质量。

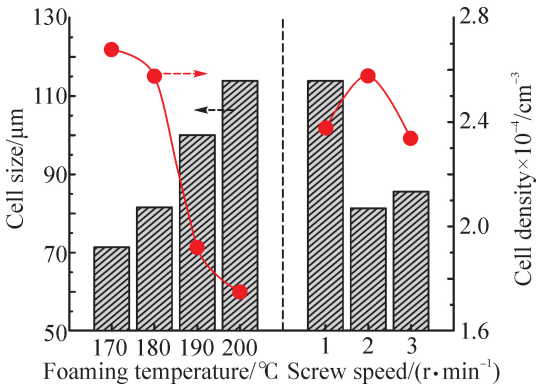


Fig. 9　Bubble parameters of the samples under different processing conditions

受泡孔形貌的影响,试样在不同工艺条件下的拉伸、弯曲等力学性能如 Fig.10 所示。随着发泡温度及螺杆转速提高,试样的抗冲击强度在 190 ℃、2 r/min 时达到最大值 6.46 kJ/m^2。这进一步佐证了“小而密”的泡孔结构有助于实现木塑复合材料承载过程中内部微裂纹的钝化,改善木塑复合材料的韧性,且越趋近于“微孔化”,改善幅度越高[20~22]。

此外,试样的拉伸强度和弯曲强度也随着螺杆转速的提高而逐渐增加,且其增长幅度分别可达 36.9% 及 43.3%。结合 Fig.8 和 Fig.9 的泡孔结构可知,较高的螺杆转速在提高气体溶解度、降低过饱和气体总量的同时也使得气泡在其构筑的高压流场内出现塌陷、合并等问题,从而有效增大了试样截面的有效受力面积,赋予其更优的承载能力。

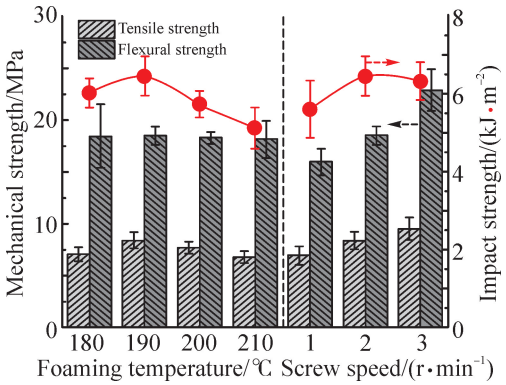


Fig. 10　Mechanical properties of the samples under different processing conditions

3　结论

本文针对高木粉填充聚丙烯基木塑复合材料熔体强度低,发泡窗口窄的问题,提出并验证了以支化聚丙烯为基体,结合 POE 构建双连续相物理交织结构实现熔体增强与结晶调控的协同策略。明确了高填充木粉促使 PP 由 β 晶向 γ 晶转变的结晶异相化机制,揭示了 POE 相较于微晶蜡在增强熔体弹性、抑制泡孔合并方面的显著优势。通过工艺调控,成功实现泡孔结构从“大而疏”到“小而密”的转变,显著提升了材料力学性能。本文为多相、多组分复合体系的微孔发泡提供了“结构调控-流变设计-工艺协同”的系统研究思路,表明通过分子链结构设计与外场工艺耦合,可有效协调结晶行为与熔体强度之间的矛盾,拓宽发泡窗口。该结论对高填充聚合物复合材料的功能化设计与加工具有普遍指导价值,为后续开发轻质高强、泡孔可控的绿色木塑制品提供了理论依据与参考方法。

参考文献：

[1] 王苏炜. 聚丙烯基木塑复合材料挤出微孔发泡成型研究[D]. 北京: 北京化工大学, 2020.
Wang S W. Study on the preparation of microcellular polypropylene based wood-polymer composites by extrusion foaming method[D]. Beijing: Beijing University of Chemical Technology, 2020.

[2] Jiang X, Liu T, Xu Z, *et al*. Effects of crystal structure on the foaming of isotactic polypropylene using supercritical carbon dioxide as a foaming agent[J]. Journal of Supercritical Fluids, 2009, 48: 167-175.

[3] Luo Y, Xin C, Yang Z, *et al*. Solid-state foaming of isotactic polypropylene and its composites with spherical or fibrous poly (butylenes terephthalate)[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2015, 132: 41801.

[4] Lin J, Huang C, Lin Z, *et al*. Far-infrared emissive polypropylene/wood flour wood plastic composites: manufacturing technique and property evaluations[J]. Journal of Composite Materials, 2015, 50: 1-9.

[5] Zhang S, Rodrigue D, Riedl B. Preparation and morphology of polypropylene/wood flour composite foams via extrusion[J]. Polymer Composites, 2005, 26: 731-738.

[6] Bledzki A, Faruk O. Extrusion and injection moulded microcellular wood fibre reinforced polypropylene composites[J]. Cellular Polymers, 2004, 23: 211-227.

[7] Raehtanapun P, Selke S, Matuan L. Microcellular foam of polymer blends of HDPE/PP and their composites with wood fiber[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2003, 88: 2842-2850.

[8] Jiang H, Zhou J, Dong J, *et al*. Preparation and properties of wood flour/HDPE microcellular foamed composites[J]. Advanced Materials Research, 2015, 1094: 105-108.

[9] 胡圣飞, 朱贤兵, 胡伟, 等. 化学改性高熔体聚丙烯的制备及其挤出发泡特性研究[J]. 塑料工业, 2012, 40(6): 57-60.
Hu S F, Zhu X B, Hu W, *et al*. Study on the preparation and extrusion foaming properties of the HMSPP by chemical modification[J]. China Plastics Industry, 2012, 40(6): 57-60.

[10] Naguib H, Wang J, Chul B, *et al*. Effect of recycling on the rheological properties and foaming behaviors of branched polypropylene[J]. Blowing Agents and Foaming Processes, 2002, 22: 213-226.

[11] Zhai W, Wang H, Yu J, *et al*. Cell coalescence suppressed by crosslinking structure in polypropylene microcellular foaming[J]. Polymer Engineering & Science, 2008, 48: 1312-1321.

[12] Zhang Y, Parent J S, Kontopoulou M, *et al*. Foaming of reactively modified polypropylene: effects of rheology and coagent type[J]. Journal of Cellular Plastics, 2014, 51: 1-18.

[13] Liu F, Shen C, You F, *et al*. Enhancing the sound and thermal insulation properties of polypropylene foam by preparing high melt strength polypropylene[J]. Macromolecular Rapid Communications, 2023, 44: 2300344.

[14] Zhang Y, Tian D, Wang L. Synergy of propylene-based copolymer in high-melt-strength polypropylene for extrusion foaming process[J]. Macromolecular Research, 2023, 31: 1019.

[15] 赵雅婷, 赵雪松, 张阁昊, 等. 沙柳/PE-HD 发泡木塑复合材料的制备及性能研究[J]. 化工新型材料, 2022, 50(7): 114-119.
Zhao Y T, Zhao X S, Zhang G H, *et al*. Study on preparation and property of salix/PE-HD foamed wood-plastic composite[J]. New Chemical Materials, 2022, 50(7): 114-119.

[16] 刘亚宁, 刘海明, 刘劭, 等. 稀土 β 晶成核剂对聚丙烯结晶与发泡性能研究[J]. 中国塑料, 2024, 38(12): 29-36.
Liu Y N, Liu H M, Liu S, *et al*. Effect of rare earth β-nucleating agent on crystallization and foaming properties of polypropylene[J]. China Plastics, 2024, 38(12): 29-36.

[17] Marigo A, Marega C, Causin V, *et al*. Influence of thermal treatments, molecular weight, and molecular weight distribution on the crystallization of β - isotactic polypropylene[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2004, 91: 1008-1012.

[18] 朱明源, 易红玲, 林珩, 等. 木塑复合材料的力学性能、微观结构与流变性能的研究[J]. 塑料工业, 2013, 41(2): 80-84.
Zhu M Y, Yi H L, Lin H, *et al*. Research on mechanical properties, microstructure and rheological properties of wood-plastic composites[J]. China Plastics Industry, 2013, 41(2): 80-84.

[19] 宋娜, 许鑫华, 朱琳, 等. 聚丙烯/乙烯-辛烯共聚物共混体系的流变行为及相容性[J]. 天津大学学报, 2009, 42(10): 861-866.
Song N, Xu X H, Zhu L, *et al*. Rheological behavior and miscibility of polypropylene and poly (ethylene-1-octene) blends[J]. Journal of Tianjin University (Science and Technology), 2009, 42(10): 861-866.

[20] Wang J, Wang G, Zhao J, *et al*. Research on cellular morphology and mechanical properties of microcellular injection-molded BCPP and its blends[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021, 116: 1-19.

[21] Lagzdinš A, Zilaucs A, Beverte I, *et al*. Modeling the nonlinear deformation of highly porous cellular plastics filled with clay nanoplatelets[J]. Materials, 2022, 15: 1033.

[22] Liu Y, Guan Y, Zhai J, *et al*. Study on in situ visualization crystallization behavior and secondary nucleation model of polypropylene under supercritical N_2[J]. Composites Science and Technology, 2022, 230: 109770.

Influence of the Crystallization Behavior and Melt Viscoelastic Properties of Branched Polypropylene on the Microfoaming of Wood-Plastic Composites

Suwei Wang[1], Ping Hu[1], Huzeng Zong[2], Lei Xiao[1], Gazi Hao[1], Wei Jiang[1], Ping Xue[3]

(*1. National Special Superfine Powder Engineering Research Center of China, School of Chemistry and Chemical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China;*

2. Institute of Shandong Non-Metallic Material, Jinan 250031, China;

3. Institute of Plastic Machinery and Engineering, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China)

ABSTRACT: In order to solve the problem of low melt strength and narrow foaming window of polypropylene (PP) based wood plastic composites, branched PP was used as matrix, the melt viscoelastic modification was carried out using polyolefin elastomers (POE) and low molecular weight microcrystalline wax. The molecular motion characteristics of the material in different hybrid systems and the pore morphology parameters under different process conditions were explored in order to achieve the microporous preparation of PP based wood plastic composites. The results show that compared to the "lubrication" effect of low molecular weight microcrystalline wax, POE can significantly improve the melt strength by constructing interpenetrating network structure with PP. By adjusting the foaming temperature and screw speed, its pore size and distribution density can be controlled to 71.4 μm and 2.68×10^{4} cm^{-3}, respectively, achieving a transition from "large and sparse" pore structure to "small and dense" microporous structure.

Keywords: wood plastic composite materials; polypropylene; micro porous foaming; crystallization behavior; rheological properties