

增容剂对聚丙烯微纤复合材料微观形貌和性能的影响

蒋晶^{1,2}, 李忠兴^{1,2}, 何峻巍^{1,2}, 蔡泊志², 李倩²

(1. 郑州大学机械与动力工程学院, 河南郑州 450001; 2. 郑州大学微纳成型技术国家国际联合研究中心, 河南郑州 450001)

摘要:为解决聚丙烯(PP)/聚对苯二甲酸乙二醇酯(PET)原位微纤复合材料中PP基体与PET微纤两相因相容性差导致的力学性能提升受限问题,基于“熔融共混-高速热拉伸”原位成纤技术,通过添加马来酸酐接枝聚丙烯增容剂(PP-g-MAH)成功制备出PP/PET/PP-g-MAH三相微纤复合材料,分析了增容剂含量对微纤复合材料微观形貌、结晶、流变及力学性能的影响。研究发现,增容剂会显著减小原位成纤前PET球形颗粒的相畴尺寸,改善界面相容性,原位成纤后使PET微纤拉伸比显著提升至14.2,得到包含最小直径202 nm且分散均匀的PP微纤复合材料。PET微纤协同少量增容剂会显著加速PP基体结晶速率、提升熔体黏弹性。相比纯PP拉伸性能,通过添加增容剂、原位成纤工艺分别使复合材料拉伸强度提升11.5%和24.5%,通过两者耦合作用可使强度提升30%,同时拉伸断裂能较两相共混物提高217%。最终证明通过增容剂协同原位成纤技术可实现PP基体的增强增韧。

关键词:聚丙烯;聚对苯二甲酸乙二醇酯;原位成纤;增容剂;微观形貌;力学性能

中图分类号: TQ325.1+4;TB332

文献标志码: A

doi:10.13705/j.issn.1671-6833.2026.02.011

聚丙烯(PP)作为应用最为广泛的高分子材料之一,具有良好的综合性能。但其自身强度和抗冲击强度较差,限制了其应用^[1]。因此,如何通过有效的改性方法提升其力学性能成为研究热点,改性方法通常有共混改性^[2]、填充改性^[3]及化学改性^[4]。原位成纤作为一项制备增强复合材料很有潜力的技术,在外部剪切与拉伸作用下,低含量分散相在基体相中发生原位变形和取向,构建微米甚至纳米级三维网络结构,有效提高材料力学性能^[5]。

在微纤化过程中,基体与分散相之间良好的相容性能够促进各组分均匀分散,构筑起具有较强界面作用的相容体系^[6]。不同组分之间较差的相容性常限制界面区域分子链的相互渗透,尽管这有利于增强分散相在基体中滑移、取向、成纤^[7],但易导致微纤与基体在界面处产生应力集中而剥离,影响材料本身性能。这表明微纤构建过程与界面强化在对相容性要求存在一定矛盾^[8]。因此,需引入第三组分来界面调控,通过界面结构优化实现微纤形成效率与界面黏结性能之间的协调平衡^[9]。

国内外大多数学者都是通过添加各种类型的增容剂来增强PP基体与增强相间的界面结合力^[10]。Liu等^[11]针对高密度聚乙烯(HDPE)/尼龙6(PA6)原位成纤体系,考察了乙烯-甲基丙烯酸缩水甘油酯共聚物(E-GMA),乙烯-丙烯酸丁酯和马来酸酐共聚物(E-BA-MA)和马来酸酐接枝聚乙烯(MAPE)3种增容剂,结果表明,不同接枝基团在性能调控上具有差异性:E-GMA有助于提高材料的杨氏模量,E-BA-MA更显著改善拉伸强度,而MA-PE则主要增强冲击强度。Ahmadlouydarab等^[12]添加不同含量的PP接枝马来酸酐(PP-g-MA)对PP/聚对苯二甲酸乙二醇酯(PET)共混物的增容作用进行研究,发现加入2%PP-g-MA后,弹性模量和屈服应力分别提高到1450 MPa和30 MPa。El-wakil等^[13]研究了低密度聚乙烯接枝马来酸酐(LDPE-g-MA)的合成及其对LDPE/PA6共混物的增容作用,发现随着LDPE-g-MA含量的增加,分散相的粒径减小,加入8%质量分数的LDPE-g-MA后共混物拉伸强度、弹性模量、弯曲强度和弯曲模量与未加入相比分别提

收稿日期:2025-12-16;修订日期:2025-01-17

基金项目:国家自然科学基金联合重点项目(U1909219)

通信作者:蒋晶(1983—),男,河南商丘人,郑州大学副教授,博士,从事聚合物复合材料结构和性能关系研究,E-mail:jiangjing@zzu.edu.cn。

升了 45.8%、42.1%、21.2% 和 12.9%。

本文构建了“熔融共混-高速热拉伸”原位成纤工艺的 PP/PET/PP-g-MAH 微纤复合材料体系。探究增容剂含量对 PET 分散相微纤化过程、复合材料结晶、流变行为以及力学性能的影响和增强机制,研究结果为 PP 增强复合材料的制备提供工艺指导与数据支撑。

1 试验方案

1.1 原料

PP:Z30S, 熔体流动速率 25 g/10 min, 熔点为 160 ℃, 密度为 0.9 g/cm³, 茂名石化公司;

PET:FC510, 熔点为 253 ℃, 密度为 1.38 g/cm³, 仪征化纤股份有限公司;

PP-g-MAH: 接枝率 1%, 法国 OREVAC 公司。

1.2 实验设备

同向双螺杆挤出机, 型号: SJZS-10B; 塑料切粒机, 型号: YCT132-4A; 电热真空干燥箱, 型号: DZF-630AB; 真空压膜机, 型号: K14L20VHE; 差式量热扫描仪, 型号: TA Q2000; 旋转流变仪, 型号: TA DHR2; 扫描电子显微镜, 型号: Quante 250 FEG; 万能拉伸机, 型号: UTM 2203; 电子冲击试验机, 型号: PTM7000;

1.3 PP/PET/PP-g-MAH 原位微纤复合材料制备

将 PP、PET 和 PP/PP-g-MAH 分别在真空烘箱中于 60 ℃ 条件下干燥 24 h 后取出, 保证 PET 分散相 10% 质量分数不变, 按照表 1 比例进行组分复配, 其中 S 代表球形颗粒 PET 分散相; F 代表微纤 PET 分散相。

表 1 PP/PET/PP-g-MAH 复合材料的组分配比

Table 1 Formula of PP/PET/PP-g-MAH composites

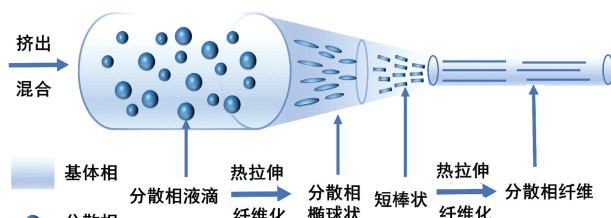
样品名称	PP 质量 分数/%	PET 质量 分数/%	PP-g-MAH 质量分数/%
90:10-S	90	10	0
89:10:1-S	89	10	1
88:10:2-S	88	10	2
85:10:5-S	85	10	5
90:10-F	90	10	0
89:10:1-F	89	10	1
88:10:2-F	88	10	2
85:10:5-F	85	10	5

采用螺杆直径为 22 mm、长径比为 40:1 的同向双螺杆挤出机, 沿挤出方向设置温控区温度依次为 160 ℃、190 ℃、230 ℃、260 ℃、260 ℃、260 ℃ 和 255 ℃。设置螺杆转速 60 rad/min, 对 90:10-S 组分进行挤出熔融共混, 后经水槽冷却定型、造粒得到粒料。

基于实验室自建的“熔融共混-高速热拉伸”原位成纤实验设备(图 1a), 物料依次完成熔融共混、快速牵引与造粒等工序处理。挤出机的工艺条件与上述条件相同, 采用直径为 250 mm 的高速滚筒对挤出熔体进行热拉伸, 辊筒转速设置为 70 rad/min。在上述工艺下, 基体中的 PET 液滴在挤出机内部的剪切场和外部高速拉伸场的共同作用下形貌发生取向、变形(图 1b), 保持挤出丝料的拉伸比为 45.6。



(a) 原位成纤设备装置图



(b) 原位成纤原理示意图

图 1 原位成纤过程和原位成纤原理图

Figure 1 In-situ fiber formation process and in-situ fiber formation principle diagram

1.4 测试与表征

(1) SEM 形貌表征。将粒料通过压膜机热压成尺寸为 3 mm×3 mm×15 mm 的板状试样, 随后在液氮中冷冻 10 min 进行低温脆断处理。采用等离子溅射仪对断面进行溅射, 设置溅射电流为 4 mA, 每次溅射时长 20 s, 间隔 40 s 溅射一次, 累计溅射 15 轮。用扫描电子显微镜对其断面进行观察。通过 Image J 图像处理软件对 PET 球形颗粒与微纤进行测量统计。

(2) DSC 测试。取 5~10 mg 样品放入铝坩埚中, 在差示扫描量热仪中从 40 ℃ 以 20 ℃/min 升温速率加热至 200 ℃, 保温 5 min, 然后以 30 ℃/min 的速率冷却至 135 ℃, 并在该温度下保温一定时间, 进行等温结晶实验。通过式(1)计算出相对结晶度(X_t) 随时间的变化:

$$X_t = \frac{X_c(t)}{X_c(\infty)} = \frac{\int_0^t \left(\frac{dH}{dt}\right) dt}{\int_0^\infty \left(\frac{dH}{dt}\right) dt} \quad (1)$$

$X_c(t)$ 是衡量等温结晶过程中, 物质在时间 t

时的结晶程度。 (dH/dt) 表示热流变化率,即结晶热焓释放速率。由此,可计算出结晶半周期 $t_{1/2}$,即完成 50% 结晶过程 ($X_t = 50%$) 所需要的时间。

通过 Avrami 方程对 PP 的等温结晶动力学进行分析。该方程能够定量表征聚合物结晶过程中的转化程度与结晶能力。推导如式(2)、(3)和(4)所示:

$$X_t = 1 - e^{-Z_t^n}, \quad (2)$$

$$\ln \ln \left[\frac{1}{1 - X_t} \right] = \ln Z_t + n \ln t, \quad (3)$$

$$t_{1/2} = \left(\frac{\ln 2}{Z_t} \right)^{\frac{1}{n}}. \quad (4)$$

式中: n 为 Avrami 指数,它综合反映了结晶过程的成核机理和晶体生长方式,此指数是晶体生长的空间维数与成核过程的时间维数之和; Z_t 为结晶速率常数,用以表征结晶速率的快慢。

(3) 流变测试。将粒料在 140 °C 条件下经压膜机制备为直径 25 mm、厚度 1.5 mm 的标准流变测试样品。测试采用的流变仪上下板直径均为 25 mm,板间间隙设定为 1 000 μm 。在温度 190 °C 下进行以下测试。应变扫描:频率 1 Hz,应变范围为 0.01% 至 500%。频率扫描:应变 1%,频率范围为 0.01 rad/s 至 100 rad/s。应力松弛测试:10%应变下持续 600 s。蠕变测试:550 Pa 应力下持续 150 s。

(4) 力学性能测试。将共混和成纤后的造粒样品经干燥后,在真空条件下,于 190 °C 下施加 1 000 N 压力热压 5 min。制得 50 mm \times 50 mm \times 0.5 mm 薄片。将制备好的薄片裁成哑铃状标准拉伸样条。万能拉伸机采用最大载荷 1 kN 的传感器,在 25 °C 室温条件下按照 GB/T 1040.2—2006 进行拉伸性能测试,使用引伸计辅助固定样条的标距为 10 mm,样条尺寸厚度为 0.5 mm,宽度为 4 mm,设置拉伸速度

10 mm/min,在相同的条件下,每组样品重复 5 次,取平均值。

2 分析与讨论

2.1 成纤相形貌变化

图 2 展示了在不同 PP-g-MAH 含量条件下,PP/PET 共混体系断面中 PET 球形颗粒与微纤结构的形貌变化。随着 PP-g-MAH 添加量的提升,PET 颗粒的尺寸显著减小,粒径分布则趋于扩大,与图 2(a) 所示形貌差异明显。两相共混物中加入增容剂后,两相的界面张力减小,界面能降低,使得分散相粒径减小、分布更加均匀^[14]。尽管断面仍表现出“海-岛”型结构特征,但随着 PET 组分进一步分散于基体,相界面处出现更多“空穴”结构,表明材料断裂模式向韧性断裂转变。当 PP-g-MAH 含量进一步提高时,所形成的 PET 微纤趋于细长均匀,其直径一致性显著增强。如图 2(h) 所示,构建出规则致密的三维网络结构。上述结构优化归因于 PP-g-MAH 在熔融共混过程中对 PET 液滴尺寸与分布的有效调控,显著改善了两相间的界面结合与应力传递效率^[15]。

图 3(a) 的粒径统计结果显示,增容处理显著减小了 PET 颗粒的平均直径,相较未添加增容剂的 90:10-S 组分表现出更优的分散效果。分别加入质量分数为 1%、2%、5% 增容剂后,PET 球形颗粒直径分别降低了 8%、22%、39%。粒径呈现逐步减小趋势,且分布趋于一致性。在原位成纤阶段,微纤直径随增容剂含量先增后降。PET 含量为 10% 时,此时 PET 相长径比为 9.3,在分别加入质量分数为 1%、2%、5% 增容剂后,PET 相拉伸比变为 8.2、6.4、14.2。图 3(b) 是加工过程中增容剂的作用机理图。在传统共混过程中,PP-g-MAH 主要分布于 PP 与

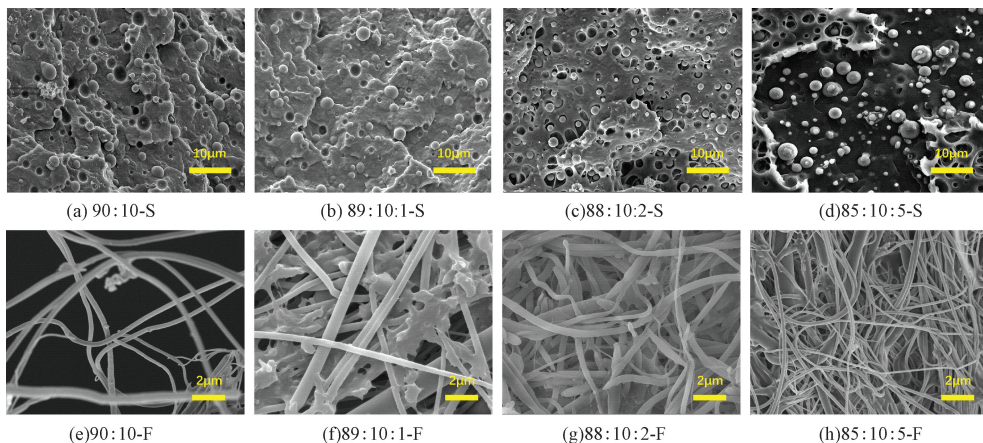
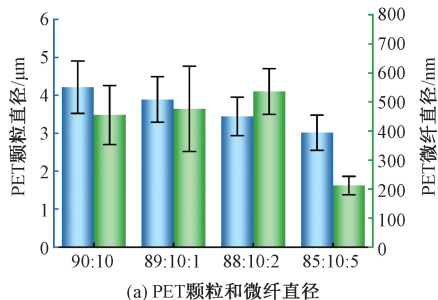


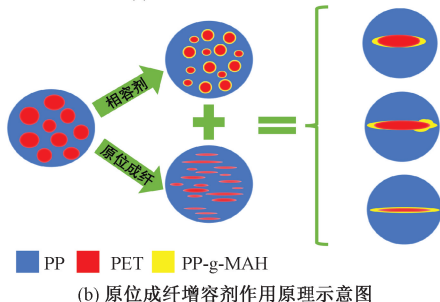
图 2 PP/PET 共混和成纤断面的形貌图像

Figure 2 Morphology images of PP/PET blend and fiber cross-sections

PET 界面,其 PP 链段可嵌入基体中,马来酸酐基团则与 PET 末端发生酯交换反应,从而提升两相的界面强度。在低含量下,其主要分布在 PET 球形颗粒两端,PP-g-MAH 可增强局部界面粘附与应力传递,使 PET 在拉伸过程中沿应力方向取向变形^[16]。随着增容剂含量增加,在 PET 表面分布趋于不均,PET 纤维直径降低;进一步提高含量则可将 PET 的全面包覆,PET 纤维直径进一步降低,最小达到 202 nm。



(a) PET 颗粒和微纤直径



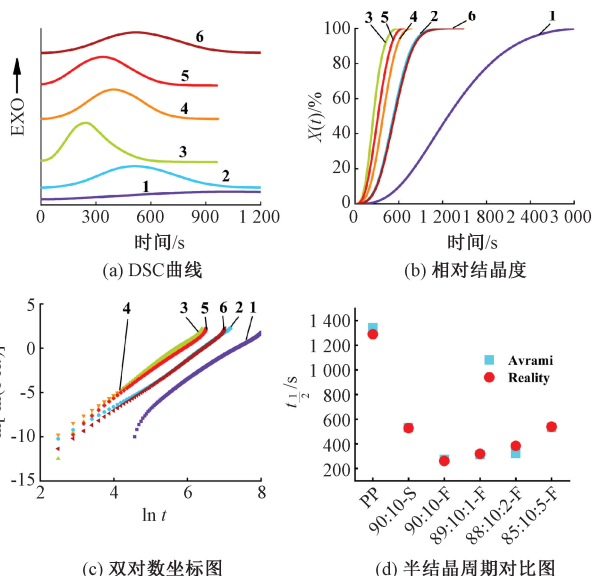
(b) 原位成纤增容剂作用原理示意图

图 3 PET 分散相的尺寸分布与增容剂作用机理
Figure 3 The size distribution of PET dispersed phase and the mechanism of compatibilizer

2.2 等温结晶行为

如图 4 所示,原位成纤处理显著改变了 PP/PET 共混物的等温结晶行为:结晶峰出现向时间左轴偏移,同时呈现峰值增强和变窄趋势,表明结晶成核速率加快、过程缩短。相比之下,纯 PP 表现出较宽而低强度的结晶峰,而在 90:10-F 组分中,PET 微纤形成的致密网络结构显著促进了 PP 基体的结晶^[17]。添加增容剂后,PP 与 PET 界面作用增强抑制微纤变形,导致结晶峰右移、峰宽增加且强度降低。90:10:2-F 较 90:10:1-F 结晶更快,因酯交换生成的 PP-g-PET 超长分子链加速 PP 结晶;而 90:10:5-F 中 PET 微纤长径比及比表面积不足,异相成核效应减弱,结晶曲线与共混体系相近。结晶动力学分析表明,90:10:1-F 和 90:10:2-F 在结晶诱导期、晶体生长期及完成阶段均明显缩短,说明 PET 微纤与 PP-g-PET 增容剂之间存在协同作用,显著提升了 PP 结晶速率。随着增容剂含量逐步提高,90:10:5-F 与未成纤体系 90:10-S 的结晶曲线趋于重合,表现出较长的结晶诱导期和较慢的晶体生长

速率,表明过量增容剂削弱了原位成纤技术所带来的结晶优势。



1. PP; 2. 90:10-S; 3. 90:10-F; 4. 89:10:1-F; 5. 88:10:2-F; 6. 85:10:5-F

图 4 PP/PET/PP-g-MAH 复合材料的等温结晶行为
Figure 4 Isothermal crystallization behavior of PP/PET/PP-g-MAH composites

图 4(c)展示了基于 Avrami 模型绘制的双对数关系曲线,表 2 则列出了相应的结晶动力学参数拟合结果。PP 微纤复合体系的 Avrami 指数(n)分布在 2 至 3 之间,说明其结晶机制主要为二维片状晶体的扩展过程。而 PP/PET/PP-g-PET 复合材料各组分 n 均接近 3,符合预期结果。与共混物相比,成纤复合材料的结晶速率常数 Z_i 显著提升,其中 90:10-F 组分 Z_i 值最高,归因于 PET 微纤的强异向成核效应。随增容剂含量增加, n 与 Z_i 值呈递减趋势,源于 PET 微纤成型受抑。90:10-S 与 85:10:5-F 的动力学参数相近,表明 PET 微纤比表面积未显著提升,异向成核作用较弱。图 4(d)显示,实验测得的结晶半周期与 Avrami 模型拟合结果吻合良好。增容后原位成纤复合材料的结晶半周期较未成纤共混物大幅缩短,但 90:10:5-F 与 90:10-S 的结晶半周期差异不明显,表明加速结晶的关键因素主要源

表 2 PP/PET/PP-g-MAH 复合材料结晶动力学结果

Table 2 Crystallization kinetics results of PP/PET/PP-g-MAH composites

序号	样品	n	Z_i	$t_{1/2}/s$
1	PP-S	2.68	2.92×10^{-9}	1 343.26
2	90:10-S	2.82	1.46×10^{-8}	532.36
3	90:10-F	2.92	5.47×10^{-8}	272.08
4	90:10:1-F	2.86	5.09×10^{-8}	312.76
5	90:10:2-F	2.88	4.20×10^{-8}	321.17
6	90:10:5-F	2.76	2.00×10^{-8}	535.02

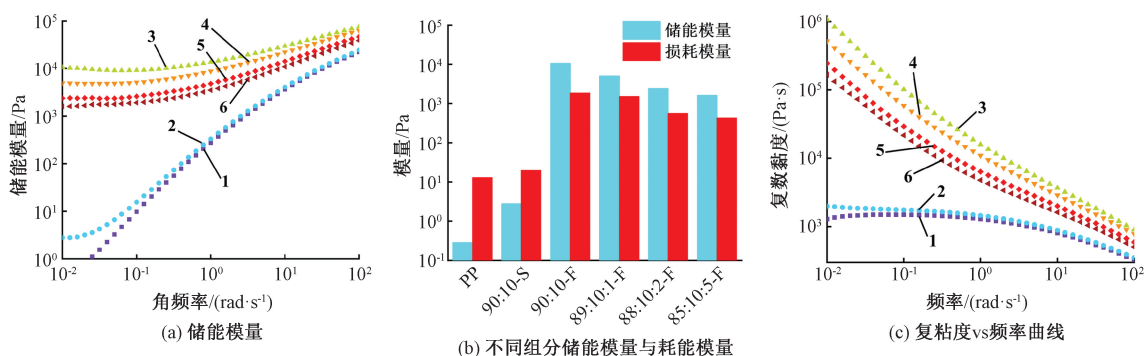
于PET微纤所提供的异相成核效应,而PP-g-MAH在此过程中的影响相对较小。

2.3 流变性能

如图5(a),纯PP的储能模量 G' 随频率升高不断增加,表明在高频区域具有明显弹性响应,而在低频区域以黏性特征为主^[18]。特别在低频段, G' 曲线斜率接近1,呈现明显的频率依赖性,说明PP分子链在该区域已实现充分松弛。与90:10-S组分相比,经过成纤处理的复合材料在黏弹性响应上呈现出显著的非线性偏离,表现为典型的“第二平台”现象,主要归因于PET微纤网络结构的构建。随着PP-g-PET含量的增加,平台区的斜率和 G' 的数值降低。如图5(b)所示,纯PP中的 G' 显著低于 G'' ,主要由于其分子链柔顺性较高,在长时间作用下展现出趋近于液体状态的粘弹响应行为。而微纤复合物的 G' 大于 G'' ,说明其弹性特性占主导地位,表现出类固行为,这可归因于微纤网络结构对PP分子链迁移能力的显著限制^[19]。如图5(c)所示,纯PP展现出典型的剪切稀化行为,并在低频区域形成稳定的“牛顿平台”,这与其分子链在剪切场中发生解缠并沿流动方向取向有关,导致复数黏度 η^* 变化平缓。与90:10-S样品相比,微纤增强体系在低

频段有更高的 η^* 。

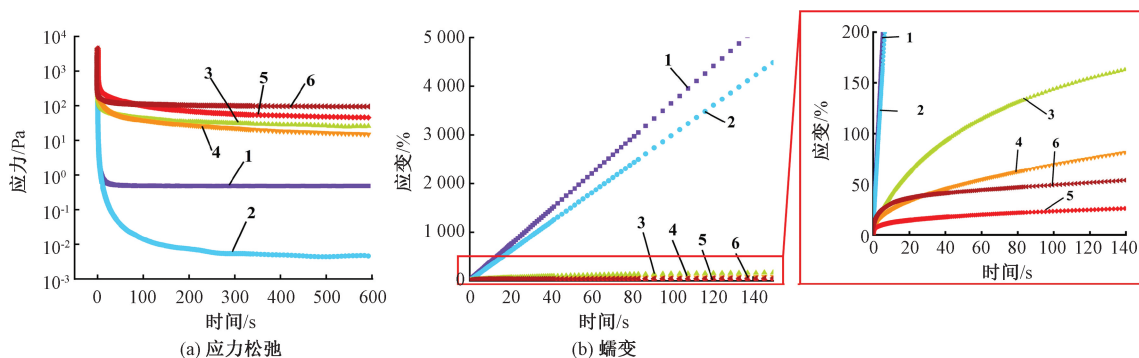
如图6(a)所示,纯PP分子链易发生取向和舒展,所产生的内部应力能够迅速松弛,从而在应力松弛过程中形成“松弛平台”,其平衡应力稳定在约0.49 Pa。熔融共混体系90:10-S发生应力松弛,在应力降低至0.004 Pa后进入平台区。在加入PP-g-MAH后,复合体系的应力松弛特性改变为初始松弛速率增加,随后逐渐减缓。其抗松弛能力的大小顺序为90:10:5>90:10:2>90:10>90:10:1。该现象主要源于PP-g-PET形成的超分子结构抑制了PP主链的远弛性能。由图6(b)可见,纯PP在蠕变测试中应变变量随时间呈近线性上升趋势,表明其分子链柔韧性较强,表现出较差的抗蠕变性能。90:10-S熔融共混样品由于相容性差,最终应变达到4486%,显示出较差的抗蠕变性能。相比之下。经原位成纤后的复合材料在相同载荷下蠕变速率和应变变量明显下降。相比之下,经过原位成纤处理的复合体系在相同应力条件下表现出更低的蠕变速率和应变变量。随着PP-g-MAH含量的提高,蠕变行为持续改善,尤其在88:10:2-F组分中,其蠕变应变变量较90:10-S显著下降了99.5%,显示出卓越的蠕变抗力。这归因于其优化的界面相容性和致密的PET微纤结构。



1. PP; 2. 90:10-S; 3. 90:10-F; 4. 89:10:1-F; 5. 88:10:2-F; 6. 85:10:5-F

图5 PP/PET/PP-g-MAH复合材料的粘弹性行为

Figure 5 Viscoelastic behavior of PP/PET/PP-g-MAH composites



1. PP; 2. 90:10-S; 3. 90:10-F; 4. 89:10:1-F; 5. 88:10:2-F; 6. 85:10:5-F

图6 PP/PET/PP-g-MAH复合物的黏弹性行为

Figure 6 Viscoelastic behavior of PP/PET/PP-g-MAH composites

2.4 PP/PET/PP-g-MAH 微纤复合材料力学性能

图 7 为 PP/PET/PP-g-MAH 共混和微纤复合物拉伸力学测试数据。与纯 PP 相比,单纯加入 10% PET 后共混物力学性能显著降低,拉伸强度和杨氏模量分别降低了 12% 和 20%,这是由于两相间的界面相容性较差。添加增容剂后,88:10:2-S 相比于 90:10-S 组分拉伸强度和杨氏模量分别提高了 11.5% 和 29%,达到 29 MPa 和 360.6 MPa。这是由于 PP-g-MAH 的添加,增强了两相间的粘结^[20]。原位成纤后,90:10-F 组分的拉伸强度和杨氏模量分别提高到 33.01 MPa 和 505.56 MPa,相比纯 PP 分别提升了 24.5% 和 81%,在此基础上进一步添加 2% 增容剂后,拉伸强度进一步提升,达到了 34.33 MPa,复合材料拉伸强度较纯 PP 提升 30%。这是由于纤维形成过程中分子链的取向增加,增容剂增强两相粘接力,使得材料在拉伸时更有效地分散施加的应力^[21]。

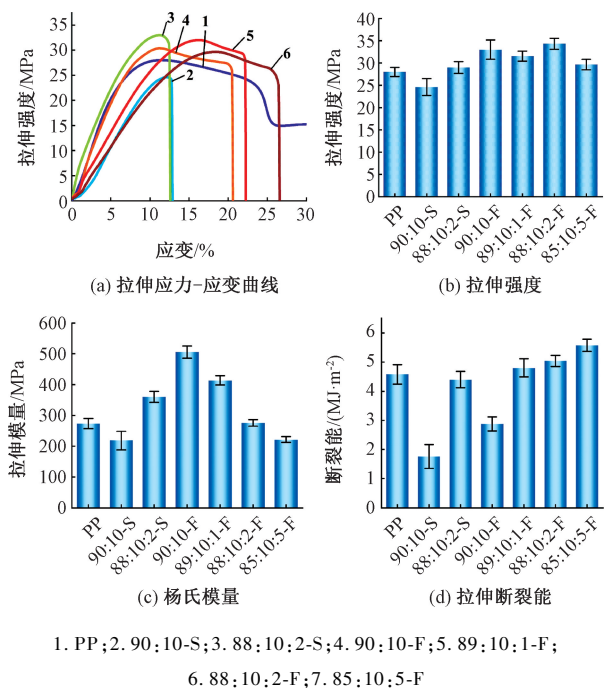


图 7 PP/PET/PP-g-MAH 复合材料的应力-应变曲线及力学性能

Figure 7 Stress-strain curves and mechanical properties of PP/PET/PP-g-MAH composites

如图 7(a),加入 PP-g-MAH 后,应力-应变曲线的弹性段趋于平缓,并在曲线上出现明显屈服点。各增容组分的拉伸强度分别达到 31.56、34.33 和 29.66 MPa。其中 85:10:5-F 组的杨氏模量出现最大幅度下降,可能原因在于高含量增容剂限制了 PET 微纤的取向与拉伸,削弱了微纤网络结构的增强效果。断裂能随 PP-g-MAH 添加量的增加显著提升,从 90:10-F 样品的 1.76 MJ/m² 上升至最高 5.58

MJ/m²,提升幅度达 217%,显示出界面改性对韧性增强的显著促进作用^[22]。

3 结论

本文通过增容剂协同原位成纤技术,有效改善了 PP/PET 微纤体系的界面相容性与力学性能,研究结论如下:

(1)通过“熔融共混-高速热拉伸”制备工艺,构建了 PET 微纤均匀分散于基体的增强型原位微纤复合体系。通过添加 PP-g-MAH,有效改善了 PP 与 PET 两相间的界面结合。诱导 PET 相畴尺寸减小,PET 微纤的拉伸比由未加增容剂时的 9.25 提升至 14.2,从而制备得到最小直径 202 nm 且分布均匀的 PET 微纤。

(2)等温结晶结果发现,复合材料中 PET 微纤能显著提高 PP 基体的结晶速率,少量 PP-g-MAH 的引入能加速 PP 基体的等温结晶过程,但当增容剂含量持续增加时,其对结晶速率与结晶度产生抑制效应,从而延缓结晶行为的进行。流变测试表明,复合材料中 PET 微纤会显著提升熔体黏弹性,添加增容剂后会显著减弱 PET 微纤网络的弹性响应,有效阻碍 PP 基体的松弛和蠕变行为。

(3)力学性能方面,相比纯 PP,单纯通过添加增容剂和原位成纤加工,复合材料的拉伸强度分别提高 11.5% 和 24.5%;通过增容剂和原位成纤两种增强改性技术,复合材料拉伸强度较纯 PP 提升 30%,同时拉伸断裂能较 PP/PET 两相共混物提升了 217%,达到了较好的增韧效果。

参考文献:

[1] Tang Jing, Cheng Pengfei, Mu Xuemei, et al. Research progress on blending modification of micro-foamed PP [J]. China Synthetic Resin and Plastics, 2024, 41(4): 61-66. [唐婧,程鹏飞,慕雪梅,等.微发泡聚丙烯共混改性研究进展[J].合成树脂及塑料,2024,41(4):61-66.]

[2] Jeong J O, Oh Y H, Jeong S I, et al. Optimization of the physical properties of HDPE/PU blends through improved compatibility and electron beam crosslinking [J]. Polymers, 2022, 14(17): 3607.

[3] Du Liqiang, He Jianyun, Dai Haiyang, et al. In situ fiber-forming PTFE on PP/CNT microporous injection foam effect on electromagnetic shielding performance [J]. Plastics, 2024, 53(1): 28-31. [杜立强,贺建芸,代海洋,等.原位成纤 PTFE 对 PP/CNT 微孔注塑发泡材料电磁屏蔽性能的影响[J].塑料,2024,53(1):28-

- 31.]
- [4] Li Zhonglei, Zhao Shuai, Yin Yifan, et al. Research progress and prospects on performance enhancement of polypropylene cable insulation based on chemical grafting modification[J]. *Insulating Materials*, 2025, 58(3): 1-14. [李忠磊, 赵帅, 殷一凡, 等. 基于化学接枝改性的聚丙烯电缆绝缘性能强化方法研究进展及展望[J]. *绝缘材料*, 2025, 58(3): 1-14.]
- [5] Yang Lian, Jiang Jing, Jia Caiyi, et al. Preparation of polyamide 6 microfiber reinforced polypropylene composite and its property of chemical foam injection molding [J]. *China Plastics*, 2024, 38(6): 12-18. [杨莲, 蒋晶, 贾彩宜, 等. 聚酰胺6微纤增强聚丙烯复合材料制备及化学注塑发泡性能研究[J]. *中国塑料*, 2024, 38(6): 12-18.]
- [6] Safaei A, Masoomi M, Razavi S M R. In-situ microfibrillar PP-PA6 composites: rheological, morphological and mechanical properties[J]. *Bulletin of Materials Science*, 2017, 40(5): 971-982.
- [7] Jiang Jing, Jia Caiyi, Yang Suyu, et al. Unveiling lightweight and high impact tough polypropylene foams through compatibilized *in situ* fibrillation integrated chemical foam injection molding[J]. *Frontiers of Chemical Science and Engineering*, 2025, 19(6): 54.
- [8] Sun Junwei, Jiang Jing, Zhao Na, et al. Research progress of *in-situ* fibrous composite foamed material[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2023, 40(4): 1951-1965. [孙俊威, 蒋晶, 赵娜, 等. 原位成纤复合泡沫材料的研究进展[J]. *复合材料学报*, 2023, 40(4): 1951-1965.]
- [9] Huang Yansong, Jin Yujuan, Wang Bo, et al. Preparation and characterization of compatibilized and toughened polylactic acid/cellulose acetate films by long-chain hyperbranched polymers [J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 2022, 139(19): 52097.
- [10] Jang J U, Youn S J, Kim S Y, et al. Effect of polypropylene-grafted-maleic anhydride content on physical properties of carbon fiber reinforced polypropylene composites [J]. *Functional Composites and Structures*, 2020, 2(4): 045008.
- [11] Liu Tian, Wang Qingwen, Xie Yanjun, et al. Effects of use of coupling agents on the properties of microfibrillar composite based on high-density polyethylene and polyamide-6[J]. *Polymer Bulletin*, 2014, 71(3): 685-703.
- [12] Ahmadelouydarab M, Chamkouri M, Chamkouri H. Compatibilization of immiscible polymer blends (R-PET/PP) by adding PP-g-MA as compatibilizer; analysis of phase morphology and mechanical properties[J]. *Polymer Bulletin*, 2020, 77(11): 5753-5766.
- [13] El-Wakil A A, Moustafa H, Abdel-Hakim A. Effect of LDPE-g-MA as a compatibilizer for LDPE/PA6 blend on the phase morphology and mechanical properties[J]. *Polymer Bulletin*, 2022, 79(4): 2249-2262.
- [14] Tariq A, Afzal A, Rashid I A, et al. Study of thermal, morphological, barrier and viscoelastic properties of PP grafted with maleic anhydride (PP-g-MAH) and PET blends [J]. *Journal of Polymer Research*, 2020, 27(10): 309.
- [15] Sarbazi F, Entezam M, Ali Khonakdar H. Interfacial properties of polyethylene/poly(lactic acid)/maleic anhydride-grafted polyethylene ternary blends and its relationship with rheology, morphology and mechanical properties[J]. *Polymer Bulletin*, 2024, 81(17): 16299-16328.
- [16] Wang Yu, Sun Wenjie, Ma Yulu, et al. Effect of compatibilizer on morphology and performance of PP/PA6 microfibrillar composites [J]. *China Plastics*, 2021, 35(5): 1-5. [王玉, 孙文杰, 马玉录, 等. 增容作用对PP/PA6原位微纤复合材料形貌及性能的影响[J]. *中国塑料*, 2021, 35(5): 1-5.]
- [17] Qiao Yuhui, Li Qian, Jalali A, et al. Effect of polyethylene glycol on the crystallization, rheology and foamability of poly(lactic acid) containing *in situ* generated polyamide 6 nanofibrils [J]. *Frontiers of Chemical Science and Engineering*, 2023, 17(12): 2074-2087.
- [18] Yang J, Williams R, Peterson K, et al. Morphology evolution in polytetrafluoroethylene as a function of melt time and temperature. Part III. Effect of prior deformation [J]. *Polymer*, 2005, 46(20): 8723-8733.
- [19] Mahmud M B, Anstey A, Shaayegan V, et al. Enhancing the mechanical performance of PA6 based composites by altering their crystallization and rheological behavior *via in-situ* generated PPS nanofibrils[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2020, 195: 108067.
- [20] Kuzmanović M, Delva L, Mi Dashan, et al. Development of crystalline morphology and its relationship with mechanical properties of PP/PET microfibrillar composites containing POE and POE-g-MA [J]. *Polymers*, 2018, 10(3): 291.
- [21] Kharghanian M, Perchicot R, Irusta S, et al. Manufacture and rheological behavior of all recycled PET/PP microfibrillar blends [J]. *Polymer Engineering & Science*, 2023, 63(6): 1702-1715.
- [22] Mantia F P L, Ceraulo M, Giacchi G, et al. Effect of a compatibilizer on the morphology and properties of polypropylene/polyethyleneterephthalate spun fibers[J]. *Polymers*, 2017, 9(2): 47.

Effect of Compatibilizer on Microstructure and Properties of Polypropylene Microfiber Composites

JIANG Jing^{1,2}, LI Zhongxing^{1,2}, HE Junwei^{1,2}, CAI Bozhi², LI Qian²

(1. School of Mechanical and Power Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China; 2. Micro-Nano Molding Technology National and International Joint Research Center, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China)

Abstract: To address the limitation in mechanical property enhancement caused by the poor compatibility between the polypropylene (PP) matrix and polyethylene terephthalate (PET) microfibers in in-situ microfibrillar PP/PET composites, an “in-situ fibrillation via melt blending-high-speed hot stretching” technique was employed in this study, and ternary PP/PET/PP-g-MAH microfibrillar composites were successfully fabricated by introducing maleic anhydride-grafted polypropylene (PP-g-MAH) as a compatibilizer. The effects of compatibilizer content on the microstructure, crystallization behavior, rheological properties, and mechanical performance of the composites were systematically investigated. Results showed that the addition of PP-g-MAH significantly reduced the phase domain size of PET spherical particles before fibrillation and the interfacial compatibility was improved. After in-situ fibrillation, a high draw ratio of 14.2 was achieved by the PET microfibrils, and well-dispersed microfibrils with a minimum diameter of 202 nm were resulted. The synergistic effect of PET microfibrils and a small amount of compatibilizer significantly accelerated the crystallization rate of the PP matrix and the melt viscoelasticity was enhanced. Compared to neat PP, the tensile strength of the composites was improved by 11.5% and 24.5% through compatibilizer addition and in-situ fibrillation, respectively, and by up to 30% through their combined effect. Additionally, the tensile fracture energy was increased by 217% compared to conventional PP/PET blends. It is demonstrated by these findings that the PP matrix is effectively enhanced and toughened by the synergistic approach of using a compatibilizer in conjunction with in-situ fibrillation.

Keywords: polypropylene; polyethylene glycol terephthalate; in-situ fibrillation; compatibilizer; microstructure; mechanical properties