

<http://pmse.scu.edu.cn>

表面粗糙化聚甲醛/聚丙烯共混纤维的制备与性能

杨汪洋¹, 杨新华², 刘园园², 陈龙¹, 孙俊芬¹

(1. 东华大学 材料科学与工程学院 纤维材料改性国家重点实验室, 上海 201620; 2. 浙江恒逸石化研究院有限公司, 浙江 嘉兴 311200)

摘要:文中采用熔融共混法制备了不同聚甲醛(POM)含量(5%, 10%和15%)的聚甲醛/聚丙烯(PP)共混物, 并使用“熔纺-拉伸”两步法制备了POM/PP共混纤维, 使用旋转流变仪、扫描电镜、纤维拉力仪等分析手段研究了POM含量对POM/PP共混物流变性能以及对共混纤维表面形貌、力学性能及基体结合性能的影响。结果表明, POM的加入改善了共混物的熔体加工性能与热稳定性以及纤维的表面粗糙度、抗蠕变性能与基体结合性能。当POM质量分数为10%时, 纤维的断裂强度达到3.32 cN/dtex, 在环氧树脂中的基体结合强度为68.9 kPa, 是性能良好的增强材料。

关键词:聚丙烯纤维; 聚甲醛; 纤维增强复合材料; 流变性能; 基体结合性能

中图分类号:TQ342 文献标识码:A 文章编号:1000-7555(2025)01-0053-08

聚丙烯(PP)材料自20世纪50年代以来就开始被广泛研究, 如今PP由于其成熟的工艺流程、无毒无害的产品性质, 在土工材料、服用纤维、汽车部件等领域中被广泛应用。同时, PP纤维得益于其较低的密度、较高的强度、较为简便的加工流程, 在水泥基复合材料成型加工中起到了重要作用。但是PP纤维表面光滑, 易与基体产生相对滑移^[1,2]。为了改善该缺点通常进行表面改性, 例如60Co γ 辐照法引发PP接枝共聚改善亲水性^[3]、使用化学试剂(NaOH、HCl、硅烷偶联剂KH550等)进行处理等^[4]。然而相较于以上几种方法, 共混处理是一种更为有效便捷的方法, 潘丹^[5]采取聚苯乙烯(PS)为分散相, 使其与PP进行共混, 观察到了分相情况, 同时总结出了两相性质差异对分散相迁移过程的影响机理。刘思琦^[6]以低分子量的PS为分散相, 制得了PS/PP共混纤维, 并采用截面刻蚀的方法探究了两相黏度与纤维内部微结构间的关系, 结果表明, 共混物的黏度比会对分散相形态产生影响, 即随着黏度比逐渐增大, PS由液滴状变为短微纤结构。因此, 采用熔融共混进行纤

维表面结构构建具有工艺流程简单、生产成本低等优点, 适合应用在大批量生产中。

目前以PP纤维为增强材料的复合材料中, 常见的有树脂基、水泥基复合材料。Pakravan等^[7]就PP纤维-水泥之间的黏附行为进行了热力学模型系统的研究, 结果表明, 为了改善纤维-水泥界面的相互作用, 需要对PP纤维进行表面处理。Hong等^[8]以混凝土为基体, 在其中加入PP纤维制备了复合材料, 配制过程中主要对PP纤维和减水剂的用量进行控制, 结果表明, PP纤维混凝土复合材料的防撞性能较好。另外有研究表明, PP纤维的比表面积会对两相界面结合力产生影响, Bourbigot等^[9]在PP中加入纳米填料, 形成了高比表面积的PP纳米复合材料, 其具有较好的力学和耐火性能, 其原因是材料熔融后的黏度增加^[10]。除此之外, 在PP复合材料中跨晶型是一种普遍存在的结晶形态, 有研究认为两相界面中的结晶状况会增强界面结合力^[11,12]。Varge等^[13]研究了等规PP复合材料夹层薄膜中不同晶体生长的过程, 发现跨晶型的非均匀成核机制, 但是这种成核

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2025.0015

收稿日期: 2024-01-24

通讯联系人: 陈龙, 主要从事高聚物改性、纤维成形加工新技术、聚酯降解回收的研究, E-mail: happyjack@dhu.edu.cn;

孙俊芬, 主要从事有机/无机杂化膜微结构设计及精细调控及生物基膜的成型理论构建及应用研究,

E-mail: junfensun@dhu.edu.cn

机制难以适用到更为广泛的其他工程应用中去^[14]。聚甲醛(POM)为一种应用广泛的工程塑料,具有较好的力学性能与耐化学性能,其被广泛应用在齿轮等机械部件的制造中。

本文使用共混法制备了不同POM含量的POM/PP的共混物切片,后采用“熔纺-拉伸”法制备了POM/PP共混纤维,采用动态流变学研究POM含量对POM/PP共混体系的动态流变行为和相容性,并研究了其对纤维力学性能、基体结合强度等性能的影响。

1 实验部分

1.1 试剂与设备

聚丙烯:工业级,中国石化扬子石油化工有限公司;聚甲醛:工业级,韩国工程塑料株式会社;CM6低发热环氧树脂:耐博检测技术(上海)有限公司。

双螺杆造粒机:武汉瑞鸣实验仪器制造有限公

司;卷绕机:武汉瑞鸣实验仪器制造有限公司;旋转流变仪(MCR302e):安东帕有限公司;差示扫描量热仪(Q2000):美国TA仪器沃特世科技有限公司;热重分析仪(TGA 2):梅特勒托利多科技有限公司;场发射扫描电子显微镜(S-4800):日本日立分析仪器有限公司;纤维拉力仪(XQ-1C):上海新纤仪器公司。

1.2 表面结构化聚丙烯纤维的制备

为了提高POM分散相的均匀分散程度,使用了造粒-纺丝两步法,先于双螺杆共混造粒机中制得不同POM质量分数的POM/PP共混物切片,后在毛细管流变仪上使用3 mm/1 mm规格的毛细管制备了POM/PP共混纤维。共混纤维中的POM质量分数分别为5%,10%和15%,为了与共混纤维的性能进行对照比较,还在相同条件下制备了PP纤维。共混造粒与纺丝工艺如Tab.1和Tab.2所示。

为了降低纤维断裂伸长率,提高纤维强度与弹性模量,按照Tab.3所示的工艺参数在牵伸机上对初

Tab. 1 Preparation process parameters of POM/PP blends

Sample	Screw temperature/°C			Die-head temperature/°C	Screw speed/(r·min ⁻¹)
	I	II	III		
POM/PP-5	175	180	190	185	30
POM/PP-10	175	182	192	187	30
POM/PP-15	175	185	195	190	30

Tab. 2 Process parameters of POM/PP blend fiber preparation

Sample	Barrel temperature/°C		Outlet temperature/°C
	I	II	
POM/PP-5	200	205	210
POM/PP-10	200	208	212
POM/PP-15	200	210	215

Tab. 3 Process parameters of POM/PP blend fiber drawing

Sample	Hot-roller temperature/°C		Roller speed/(m·min ⁻¹)		Draft rate
	I	II	I	II	
PP-2.0X	80	125	6	12	2.0
POM-5-2.0X	82	125	6	12	2.0
POM-10-2.0X	85	130	6	12	2.0
POM-15-2.0X	85	130	6	12	2.0

生纤维进行后牵伸得到共混纤维。

1.3 表面结构化聚丙烯纤维复合材料的制备

取出长 40 cm 的共混纤维,使用无水乙醇洗去表面油剂,并在室温风干。将共混纤维置于模具中,并确保纤维处于伸直状态。倒取环氧树脂 10 g,并在其中加入固化剂 3 g,缓慢搅拌直至两相不分离后置于真空烘箱中,60 °C 真空脱泡 3 min,取出树脂并去除上层残余气泡,依次将其滴加到模具中,在室温条件下固化 24 h 即可脱模。

1.4 测试与表征

1.4.1 热性能分析:热重分析(TGA):在空气气氛中(气体流速为 15 mL/min),以 10 °C/min 的升温速率从 20 °C 升至 500 °C。

差示扫描量热分析(DSC):在氮气气氛中(气体流速为 20 mL/min),以 10 °C/min 的升温速率从 40 °C 升温至 190 °C,熔融保持 1 min 后,以 5 °C/min 的速率降至 40 °C,并以相同速率升温至 190 °C。

1.4.2 动态流变性能分析:在热台上于 200 °C 制得直径为 25 mm、厚度为 1 mm 的共混物及 PP 圆片,高温制样过程时间为 2 min 以内。将圆片置于旋转流变仪 25 mm 平行板上下两夹具间,在样品熔融后逐渐缩短两夹具间距,直至样品熔体完全充满夹具间隙且无气泡存在即开始测试。测试过程中,温度为恒定 210 °C,振荡测试中施加的恒定形变为 5%,角频率扫描范围为 0.1~100 rad/s,以对数方式取点。

1.4.3 纤维表面形貌表征:剪取 2 cm 长度的共混纤维样品,使用乙醇洗净表面油剂后于室温风干,将纤维样品通过铝基导电双面胶黏贴于双侧 90° 规格的电镜样品台上,将纤维修剪至不超过样品台范围的长度后置于喷金仪中喷金 20 s 使纤维表面具有导电

性,使用场发射扫描电子显微镜在 5 kV 的加速电压下观察表面形貌。

1.4.4 纤维力学性能测试:根据国标 GB/T 14344-2022 采用纱线强力仪对纤维力学性能进行测试。拉伸速率为 500 mm/min,每种样品取 10 个平行样进行测试,结果取平均值。

1.4.5 纤维抗蠕变性能测试:使用纱线强力仪进行测试,施加 25 cN 的恒定张力,测量纤维的形变程度,测试 6 组平行样品结果取平均值。

1.4.6 纤维-基体结合性能测试:使用纤维拉力仪进行测试,将制得的复合材料试样置于仪器夹具上方,两夹具间夹持距离为 20 mm,松开上夹具以便纤维可以在受力后顺利从基体中拔出,使用下夹具夹紧纤维,测试模式为拉伸测试,下夹具加紧纤维并施加向下的拉伸作用力,当纤维从基体中拔出时力值下降测试自动停止并记录最大力值,测试 6 组平行样品,结果取平均值,测试中下夹具的拉伸速度为 10 mm/min,根据拔出的最大力值即可计算出纤维-树脂的拔出强度,其计算方法如式(1)所示

$$\tau = \frac{F_{\max}}{\pi cL} \quad (1)$$

式中: τ ——纤维拔出强度,Pa; F_{\max} ——拔出测试中的最大力值,N; c ——纤维包入基体的圆孔周长,m; L ——纤维包入基体的长度,m。

2 结果与讨论

2.1 热性能分析

对 POM/PP 共混物样品进行了 TGA 与 DSC 测试, Fig.1(a) 与 Fig.1(b) 分别为不同 POM 质量分数的 POM/PP 共混物的 TGA 及 DTG 曲线。如 Fig.1(a) 所

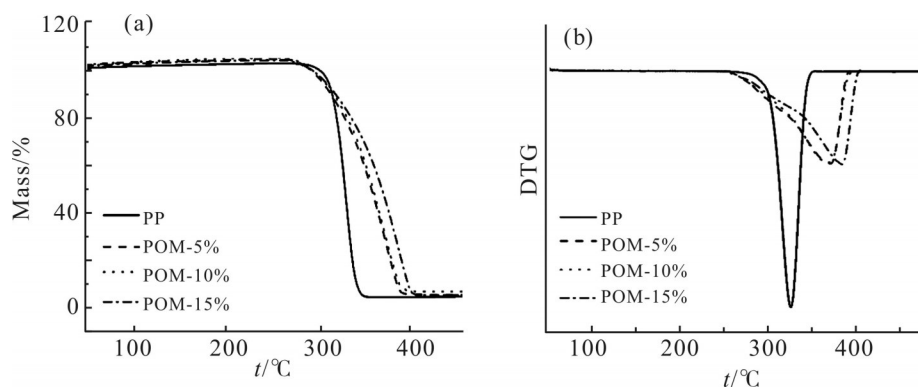


Fig. 1 (a) TGA and (b) DTG diagrams of POM/PP blends

示,加入POM后,共混物的初始热分解温度较纯PP有所降低,如图1(b)所示,共混物最高热分解速率会显著降低,其原因在于共混物中的POM为异构型分子链,排列较为松散,在200 °C时POM在空气中就会发生热氧化分解,共混物在受热时POM首先产生热分解进而产生失重。Fig.2为不同POM质量分数的POM/PP共混物的二次升温DSC曲线。如图中所示,PP的熔融温度为163.9 °C,POM质量分数为5%,10%和15%的共混物的熔融温度分别是167.7 °C,167.8 °C和168.4 °C,POM/PP共混物的熔融温度高于纯PP的熔融温度。

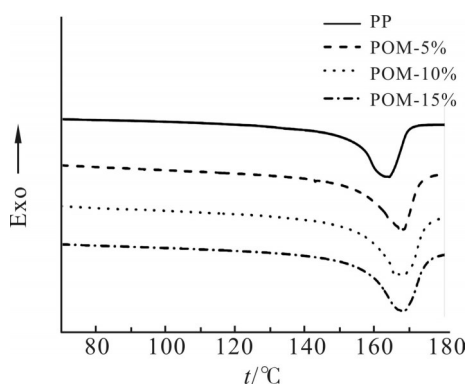


Fig. 2 DSC thermograms of POM/PP blends

2.2 动态流变性能分析

高分子聚合物熔体的动态流变特性与其相态结构、多组分间的相互作用紧密相关。储能模量(G')代表聚合物材料的弹性特征以及应变过程中储存的能量, Fig.3(a)为 G' 与角频率(ω)的关系图。结果表明,PP及共混物熔体的 G' 均随着 ω 的增加而增大,并且PP的 G' 在0.1~100 rad/s内高于其他共混样品的 G' ,表明PP分子链间的缠结程度较高,分子链间较强的范德华力使得分子链相对运动较为困难,加入其中的POM起到增塑剂作用,增加了链段与分子链在熔融状态下的运动能力。Fig.3(b)表明,损耗模量(G'')的变化趋势与 G' 相似,均随着 ω 的增大而不断降低,即表明在熔融状态下,对试样施加形变时由于分子链缠结,产生了能量的损耗,而加入的POM降低了分子链缠结程度,降低了能量损耗。

Fig.3(c)为纯PP与共混样品在0.1~100 rad/s范围内复数黏度(η^*)随 ω 的变化。结果表明,在0.3 rad/s以内的低频区域表现出经典牛顿力学特征,在高频区所有样品的 η^* 均随着 ω 的增加而降低,符合假塑性流体的剪切变稀的流变特征,并且随着POM添加

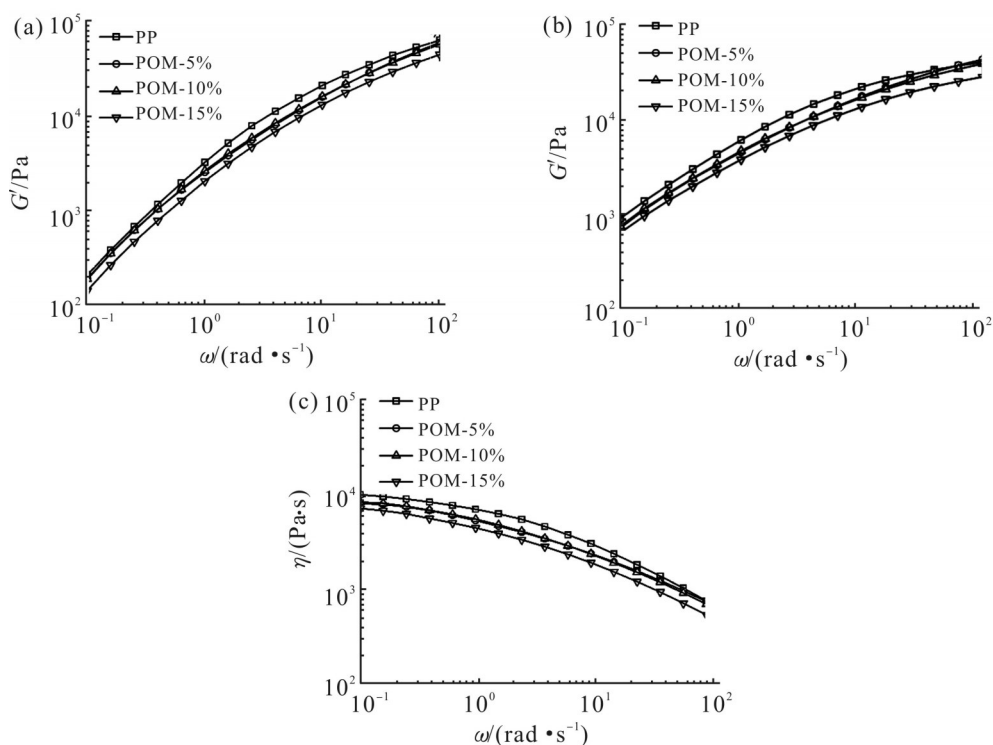


Fig. 3 Frequency dependence of (a) dynamic storage modulus (G'), (b) loss modulus (G''), (c) complex viscosity (η^*) of POM/PP blends

量的增加,共混物的 η^* 逐渐降低,这种现象为“塑化效应”,POM对PP存在增塑作用,增加了PP的自由体积及链迁移率,同时共混物的加工性能也会随着 η^* 的降低而改善。

Tab. 4 Slope value of POM/PP blends with different mass ratios of POM in low frequency area

Slope value	$G' \propto \omega^2$	$G'' \propto \omega$
PP	1.21	0.82
POM-5%	1.18	0.80
POM-10%	1.17	0.79
POM-15%	1.17	0.77

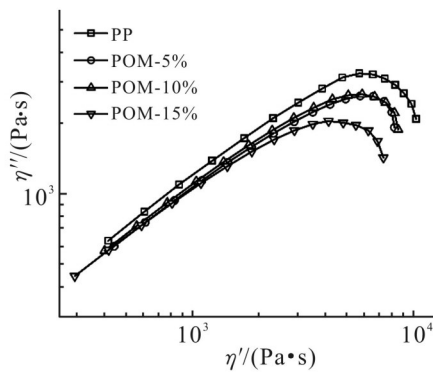


Fig. 4 Cole-Cole curves of POM/PP blends with different mass ratios of POM

根据经典黏弹性理论,在低频区域中,单分散聚合物的储能模量与其对应的角频率的平方成正比、损耗模量与角频率成正比($G' \propto \omega^2$, $G'' \propto \omega$),即在双对数坐标中,理想单分散聚合物 G' - ω 曲线在低频区的斜率为2, G'' - ω 曲线在低频区的斜率为1^[15]。如Tab.4所示,随着POM添加量增加, G' - ω , G'' - ω 斜率

值分别逐渐偏离2与1,表明当POM添加量增加时,POM逐渐难以在PP连续相中均匀分散。反应 η^* 实部与虚部变化关系的Cole-Cole曲线可以表现共混物熔体的黏性和弹性对熔体黏度的影响^[16],完全相容体系的Cole-Cole曲线表现为单个半圆形状,不完全相容的共混体系曲线则通常表现为2个半圆或出现拖尾现象^[17],偏离半圆形状的程度可用于表示体系中两相的分离程度。如图4所示,当POM质量分数为15%时,曲线明显偏离圆弧形状,这表明POM与PP在熔体状态下不具备完全相容的性质,并且在添加量较高时会出现明显的相分离现象。

2.3 表面形貌分析

纤维的比表面积对纤维增强复合材料的力学性能存在重要影响,当纤维表面具有凹凸、沟槽等特殊结构时,纤维的比表面积及与基体的接触面积增加,进而纤维增强复合材料的力学性能得到提升。Fig.5为不同POM添加量及不同拉伸比例的POM/PP共混纤维的表面形貌图,如图中所示,在后牵伸之前,共混纤维表面随着POM添加量的增加,粗糙凹凸结构呈现增多趋势,并且沟槽的深度与宽度增加;在相同的POM添加量下,后牵伸会导致纤维表面凹凸结构发展为沟槽结构,其中POM-10%-2.0X纤维表面凹槽结构最为明显,其原因在于共混纤维制备过程中,纤维径向外场不均匀,POM分散相受应力作用沿纤维径向向外迁移,同时由于POM与PP的相容性较差,两相界面会在应力下发展为沟槽,这种沟槽结构可以增强共混纤维增强复合材料的力学性能,同时

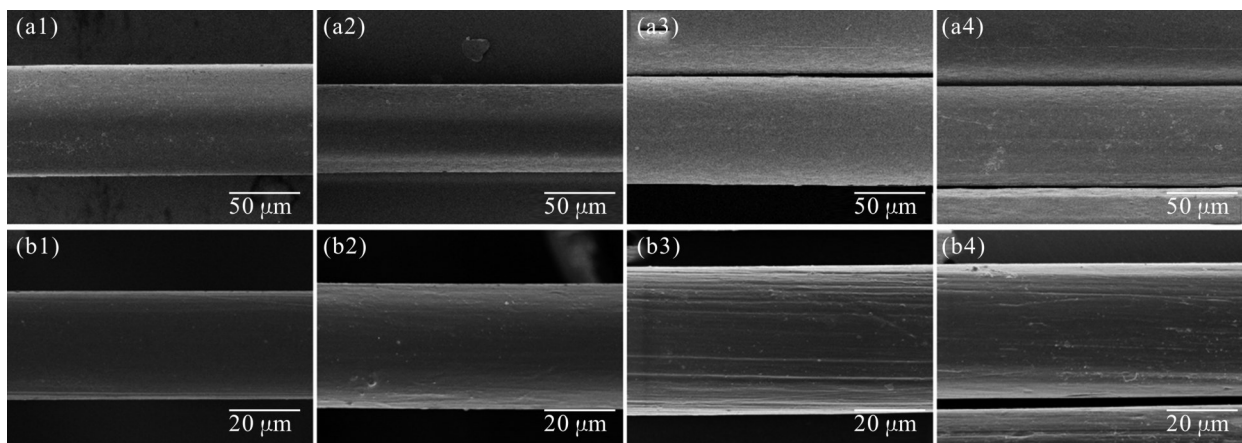


Fig. 5 Surface topography microstructure of (a1) PP-N, (a2) POM-5%-N, (a3) POM-10%-N, (a4) POM-15%-N, (b1) PP-2.0X, (b2) POM-5%-2.0X, (b3) POM-10%-2.0X and (b4) POM-15%-2.0X by scanning electron microscopy

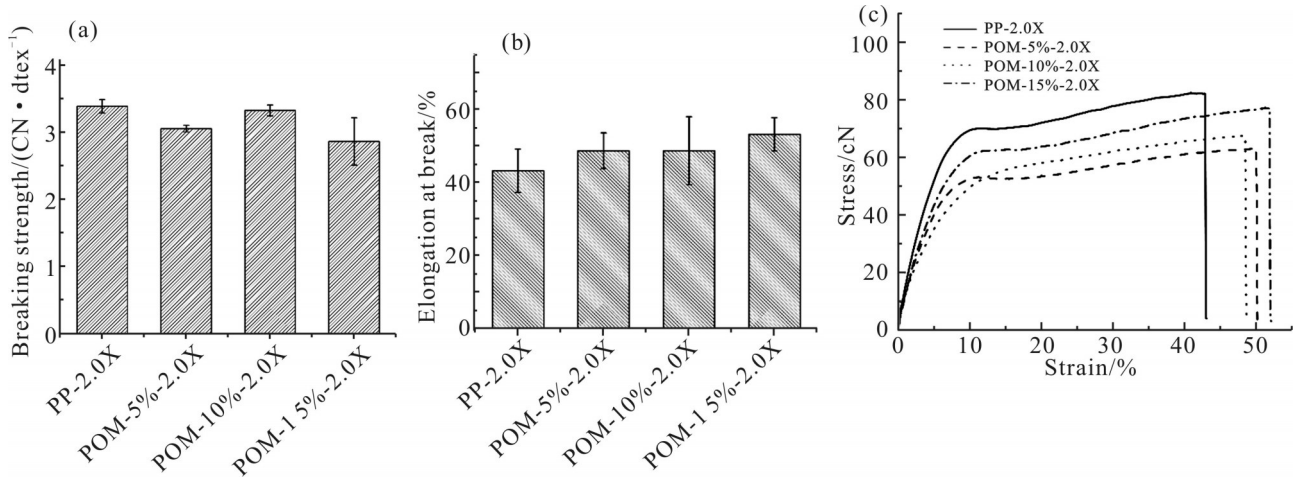


Fig. 6 (a) fracture strength, (b) elongation at break and (c) stress-strain curves of POM/PP blend fibers

也会对共混纤维自身的力学性能造成一定程度的负面影响。

2.4 力学性能分析

为了研究 POM 添加量对 POM/PP 共混纤维力学性能的影响,对纤维的断裂强度及断裂伸长率进行了测试,如 Fig.6 所示,共混纤维的断裂强度低于 PP 纤维,并且随着 POM 添加量的增加,共混纤维的断裂强度呈现先降低后增高的趋势,其原因在于当 POM 添加量较少时,POM 与 PP 不相容的特性导致在拉伸测试过程中,纤维会沿两相界面出现断裂,当 POM 添加量较高时,POM 自身较高的强度使得共混纤维的断裂强度升高。例如,POM-5%-2.0X 的断裂强度为 3.05 cN/dtex,相较 PP-2.0X 的 3.38 cN/dtex 下降了 9.76%;POM-10%-2.0X 断裂强度可达 3.32 cN/dtex,相较 PP-2.0X 降低 1.77%。而 POM-15%-2.0X 的断裂强度呈现出严重下降,仅为 2.86 cN/dtex,相较 PP-2.0X 出现了 15.4% 的下降,这是由于当 POM 添加量过高时,分散相液滴在 PP 基体内部出现聚并现象,分散相液滴数量减少的同时尺寸增加,分散相 POM 与连续相 PP 的接触面积降低,进而导致了共混纤维力学性能的大幅降低,由于纤维沟槽的排布是沿纤维轴向的,与拉伸作用力同向,所以沟槽对纤维力学性能的改变较小。

2.5 抗蠕变性能分析

POM 分子结构呈线性且排列规整,结晶度较高,具有较高的尺寸稳定性与抗蠕变效果,为了研究 POM 含量对共混纤维的抗蠕变性能的影响,对

POM/PP 共混纤维进行了 25 cN 固定载荷下的蠕变性能测试。如图 7 所示,POM-5%-2.0X 在 60 s 内的蠕变长度为 2.6%,较 PP-2.0X 的 4.14% 降低 37.2%,随着 POM 质量分数的进一步提高,共混纤维的蠕变长度逐渐降低,其原因在于 POM 为线型分子链结构,当制得纤维时内部分子链排列规整导致结晶度提高,在玻璃化温度以上时,内部的微晶结构可以起到物理交联的作用,进而减小链的滑移,提升材料的抗蠕变性。相较于 POM-5%-2.0X 抗蠕变性能的提升,POM-10%-2.0X 并未出现更显著的提升,60 s 以内 POM-5%-2.0X 相较 PP-2.0X 的蠕变伸长降低 37.2%,而 POM-10%-2.0X 相较 POM-5%-2.0X 蠕变伸长仅降低了 13.8%,并且随着 POM 质量分数的提升,POM 含量增加对共混纤维抗蠕变性能的提升逐渐不明显,其原因在于 POM 质量分数增加导致的微晶结构数量的增多对材料物理交联作用的提升并不存在显著的影响。

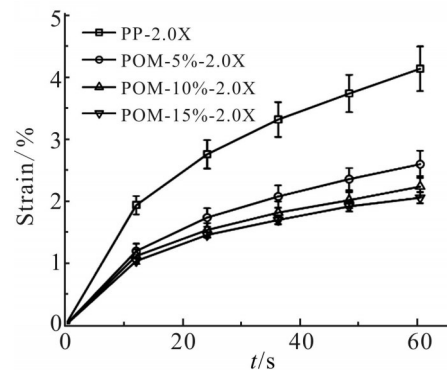


Fig. 7 Strain-time curves of POM/PP blend fibers at a loading of 25 cN

2.6 纤维-基体结合性能分析

如2.3节所述,共混纤维在后牵伸前随着POM添加量的增加,粗糙凹凸结构呈现增多趋势,而后牵伸后的共混纤维中,POM-10%-2.0X纤维表面凹槽结构最为明显。沟槽结构的增多会导致纤维与基体的接触面积增加,进而增大纤维-基体的结合强度。对POM/PP共混纤维-环氧树脂复合材料进行了拔出性能测试, Fig.8为不同质量比的POM/PP共混纤维在纤维-环氧树脂复合材料中与基体的拔出强度,如图中所示,添加了POM的共混纤维相较PP-2.0X具有更高的拔出强度,POM-5%-2.0X的拔出强度为66.7 kPa,相较于PP-2.0X的45.3 kPa产生了47.2%的提升;POM-10%-2.0X为68.9 kPa,较PP-2.0X的提升率为51.7%;POM-15%-2.0X纤维的拔出强度则低于POM-5%-2.0X与POM-10%-2.0X,仅为59.3 kPa,其原因在于POM添加量过高时,分散相在外场作用下迁移到纤维表面的同时发生了聚并现象,尺度较小的分散相聚并形成较大的液滴,从而减少了纤维表面凸起的数量,后牵伸后可供发展为凹槽结构的相界面也减少,进而使得纤维表面粗糙程度与比表面积降低,导致纤维与基体的结合性能变差。

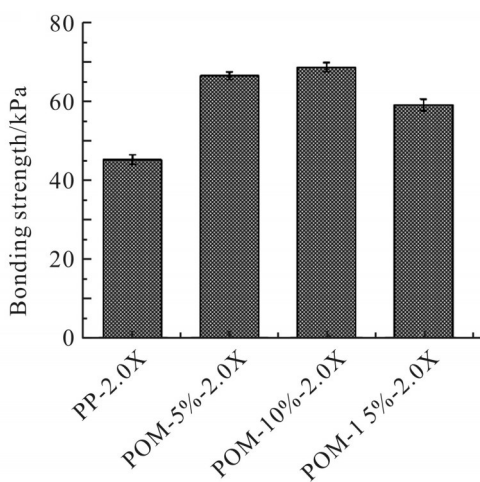


Fig. 8 Bonding strength of POM/PP blend fibers with epoxy resin matrix

3 结论

本文制备了5%,10%和15%不同POM质量分数的POM/PP共混切片,采用“熔纺-拉伸”两步法制备了具有不同POM质量分数的共混纤维,并采用2.0倍后牵伸制得了相应的共混拉伸丝。结果表明,随

着POM质量分数的增高,POM/PP共混物的熔融温度逐渐升高,热分解起始温度降低。并且POM/PP并不是完全相容体系,在POM质量分数较高时,二者表现出不佳的相容效果,导致了力学性能的下降。另外,POM的加入提高了纤维表面粗糙度、提高了纤维的抗蠕变性以及其与环氧树脂基体的结合性,并且当POM质量分数过高时,纤维会出现粗糙度增强效果减弱、结合强度降低的现象。

本文制得的这种具有高基体结合性、高抗蠕变性能的POM/PP共混纤维具有良好的加工性以及较低的生产成本,在工程建筑领域具有潜在的应用价值。

参考文献:

- [1] 赵建光,高杰. 聚丙烯产品的性能及其应用进展[J]. 化工设计通讯, 2020, 46(7): 58-64.
Zhao J G, Gao J. Performance of polypropylene products and their application progress[J]. Chemical Design Newsletter, 2020, 46 (7): 58-64.
- [2] 刘治球,杨毅,黄梅欢,等. 聚丙烯纤维改性及应用研究[J]. 广东化工, 2019, 46(15): 7-8.
Liu Y Q, Yang Y, Huang M H, *et al.* Research on the modification and application of polypropylene fiber[J]. Guangdong Chemical, 2019, 46(15): 7-8.
- [3] 余调娟,李荣年,李红祝,等. 聚丙烯纤维亲水改性技术及其应用[J]. 中国造纸, 2006, 25(9): 6-8.
Yu D J, Li R N, Li H Z, *et al.* Hydrophilic modification technology of polypropylene fiber and its application[J]. China Paper, 2006, 25(9): 6-8.
- [4] 徐亚星,姚鑫,庄妍,等. 聚丙烯纤维表面改性对水泥土干缩性能的影响[J]. 太原理工大学学报, 2022, 53(1): 140-148.
Xu Y X, Yao X, Zhuang Y, *et al.* Effect of surface modification of polypropylene fiber on dry shrinkage properties of cement soil[J]. Journal of Taiyuan University of Technology, 2022, 53(1): 140-148.
- [5] 潘丹. 聚丙烯/聚苯乙烯共混纤维梯度结构形貌的形成机理[D]. 上海: 东华大学, 2018.
Pan D. Formation mechanism of gradient structure morphology of polypropylene/polystyrene blended fibers[D]. Shanghai: Donghua University, 2018.
- [6] 刘思琦. 聚丙烯纤维表面结构调控及其复合材料的性能研究[D]. 上海: 东华大学, 2020.
Liu S Q. Surface structure control of polypropylene fibers and the properties of composite materials[D]. Shanghai: Donghua

- University, 2020.
- [7] Pakravan H R, Jamshidi M, Latifi M. Adhesion of polypropylene fiber to cement matrix[J]. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 2012, 26: 1383-1393.
- [8] Hong D. Preparation and performance analysis of polypropylene fiber-reinforced concrete composite[J]. *Asia-Pacific Journal of Chemical Engineering*, 2020, 15: e2445-e2445.
- [9] Bourbigot S, Sarazin J, Bensabath T, *et al.* Intumescent polypropylene: reaction to fire and mechanistic aspects[J]. *Fire Safety Journal*, 2019, 105: 261-269.
- [10] Zheng Z, Liu Y B, Dai B, *et al.* Fabrication of cellulose-based halogen-free flame retardant and its synergistic effect with expandable graphite in polypropylene[J]. *Carbohydrate Polymers*, 2019, 213: 257-265.
- [11] Quan H, Li Z M, Yang M B, *et al.* On transcrystallinity in semicrystalline polymer composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2005, 65: 999-1021.
- [12] Ning N Y, Fu S R, Zhang W, *et al.* Realizing the enhancement of interfacial interaction in semicrystalline polymer/filler composites via interfacial crystallization[J]. *Progress in Polymer Science*, 2012, 37: 1425-1455.
- [13] Varga J, Karger-Kocsis J. Interfacial morphologies in carbon fibre-reinforced polypropylene microcomposites[J]. *Polymer*, 1995, 36: 4877-4881.
- [14] Wang S W, Yang W, Bao R Y, *et al.* The enhanced nucleating ability of carbon nanotube-supported-nucleating agent in isotactic polypropylene[J]. *Colloid and Polymer Science*, 2010, 288: 681-688.
- [15] Utracki L A, Kamal M R. The rheology of polymer alloys and blends[M]. *Polymer blends handbook*. Dordrecht: Springer, 2003.
- [16] Xu L Q, Huang H X. Relaxation behavior of poly(lactic acid)/poly(butylene succinate) blend and a new method for calculating its interfacial tension[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 2012, 125: E272.
- [17] Meng B, Deng J, Liu Q, *et al.* Transparent and ductile poly(lactic acid)/poly(butyl acrylate) (PBA) blends: structure and properties[J]. *European Polymer Journal*, 2012, 48: 127.

Preparation and Properties of Polyformaldehyde/Polypropylene Blend Fibers with Rough Surface

Wangyang Yang¹, Xinhua Yang², Yuanyuan Liu², Long Chen¹, Junfen Sun¹

(1. State Key Laboratory for Modification of Chemical Fibers and Polymer Materials, College of Materials Science and Engineering, Donghua University, Shanghai 201620, China; 2. Zhejiang Hengyi Petrochemical Research Institute Co., Ltd., Jiaxing 311200, China)

ABSTRACT: The polyformaldehyde (POM)/polypropylene (PP) blends with different POM contents (5%, 10% and 15%) were prepared by melt blending method, and the POM/PP blend fibers were prepared by a two-step process of "melt spinning and stretching". The effects of POM content on the physical properties of POM/PP blends and the surface morphology, mechanical properties and matrix bonding properties of the blend fibers were studied by rotational rheometer, scanning electron microscope and fiber tensile force meter. The results show that the addition of POM improves the melt processability and thermal stability of the blends, as well as the surface roughness, creep resistance and matrix bonding of the fibers. When the POM mass fraction is 10%, the fracture strength of the fiber reaches 3.32 cN/dtex, and the matrix bonding strength in epoxy resin is 68.9 kPa, making it a high-performance reinforcing material.

Keywords: polypropylene fiber; polyformaldehyde; fiber-reinforced composites; rheological property; matrix binding property