

聚丙烯基原位成纤复合材料研究进展

徐慧玲 李贵勋 代佳丽 郑丽娜 王经武

(郑州大学材料科学与工程学院, 郑州 450052)

摘要 以聚对苯二甲酸乙二酯(PET)、尼龙(PA) 66、PA6、超高分子量聚乙烯(UHMWPE)、聚苯硫醚(PPS)、聚苯二甲酸乙二酯(PEN)等热塑性树脂为成纤聚合物,综述了利用这些成纤聚合物制备聚丙烯(PP)基原位成纤复合材料的方法、技术及复合材料的结构特征、力学性能。提出了优化 PP 基原位成纤复合材料综合力学性能的思路。

关键词 聚丙烯 原位成纤复合材料 微纤形态 增容剂 界面

对聚丙烯(PP)这一大品种通用塑料进行改性,使其能够作为工程塑料使用,是研制开发新型工程塑料的热门课题。常用的改性方法主要是一般的共混改性和用玻璃纤维(GF)等填充改性。改性的效果往往是大幅度提高了 PP 的冲击强度,却显著降低了其刚性(弯曲弹性模量、拉伸屈服应力),或呈现相反的情况。用 GF 等填充改性还易造成加工粘度急剧增大、加速设备磨损、废旧料回收利用时因纤维断裂使材料性能急剧劣化等问题。而原位成纤复合技术有望能够较好地克服以上缺点。

原位成纤复合材料^[1]是指其中的纤维不是在加工之前就有的,而是由分散在基体中的易成纤聚合物由于受到剪切、拉伸作用发生变形、取向“就地”微纤化形成的。与用宏观纤维制备的复合材料相比,具有如下特点:①从形态结构上来讲,纤维直径小得多、长径比更大、在基体中有较好的分散性;②从力学性能上来讲,较大的比表面积更有利于在基体与微纤间传递应力,能更有效地发挥强韧性好的微纤的改性效果;③从加工性能上来讲,较低的粘度和微纤较小的硬度减轻了对设备的磨损,成型出的制品表面光滑;④从经济角度来讲,纤维不需事先纺制,减少了复合材料制备工序;废旧料回收利用时微纤依然可以“就地”形成,材料性能保留率较高等。与一般的共混改性相比,由于易成纤聚合物的微纤化,复合材料的形态结构发生极大变化,受到外力作用时,复合材料中的应力状态也必将发生极大的变化,有利于提高复合材料的综合力学性能。因此,PP 原位成纤复合改性受到国内外的高度重视^[2]。

最初使用的成纤聚合物是热致液晶聚合物(TLCP)。近年来,某些柔性分子链的普通热塑性树脂因较 TLCP 价格更便宜、来源更广泛、品种更丰富,而且可填充功能粒子制备导电、导热等功能性原位成纤复合材料等,逐渐成为研究热点。这些成纤聚合物主要有聚对苯二甲酸乙二酯(PET)、尼龙(PA) 66、PA6、超高分子量聚乙烯(UHMWPE)、聚苯硫醚(PPS)和聚苯二甲酸乙二酯(PEN)等。

1 原位成纤复合体系

1.1 PP/PET 体系

Huang Wenyi 等^[3]用挤出-拉伸-注塑法制得 PP/PET 原位成纤复合材料,研究了 PET 含量对 PET 成纤性和复合

材料性能的影响。结果表明,PET 质量分数由 0 增至 20% 时,PET 纤维数量增多,纤维直径以 15% 为界先减小后增大;复合材料的拉伸强度和拉伸弹性模量在 PET 质量分数为 15% 时最大,分别比纯 PP 提高约 20% 和 70%。Huang 认为横穿晶层的形成使基体与微纤之间的界面结合比球晶好,有利于应力从基体向纤维的传递,削弱由界面空穴引起应力集中、引发裂纹的效应,从而有利于提高复合材料的力学性能。

陈鸣才等^[4]先将 PP 和 PET 经单螺杆挤出机挤出,在塑炼机中熔融拉片,然后用平板硫化机热压制得原位成纤复合材料。在所研究的 PET 含量范围内,PET 形成了直径在 2 ~ 10 μm 的纤维,在较低的二次加工温度下可以保持纤维的形态;PP/PET 质量比为 90 : 10 时,试样缺口冲击强度比纯 PP 提高了 22%,但拉伸强度却下降到纯 PP 的 80%。

K. Jayanarayana 等^[5]研究了拉伸比与 PP/PET(85/15) 原位成纤复合材料力学性能的关系。当拉伸比为 5 时,拉伸强度、拉伸弹性模量、弯曲强度、弯曲弹性模量和冲击强度分别是纯 PP 的 1.11 倍、1.45 倍、1.59 倍、1.37 倍和 1.17 倍;当拉伸比增大到 8 时,冲击强度最高,是纯 PP 的 1.41 倍。扫描电子显微镜(SEM)显示 PET 形成了直径大约 1 ~ 4 μm 的微纤,无规分布在 PP 基体中。对其非等温结晶行为研究^[6]发现,PET 可加速 PP 的结晶,取向长 PET 微纤较短 PET 微纤及球状 PET 粒子对 PP 具有更强的异相成核作用。

Li Zhongming 等^[7]发现,制备的等规 PP(iPP)/PET 共混物经挤出-热拉伸-淬冷后原位成纤,iPP 在 PET 微纤的诱导成核作用下形成了横晶,PET 微纤质量分数为 15% 时横晶相互连接贯通形成横晶网络。iPP 在挤出和热拉伸过程中,在热、力场及先期形成的 PET 微纤的共同作用下,形成 shish-kebab 晶体,并在此晶体表面沿与微纤径向成一定角度的方向生长形成大量取向的片晶层。PET 微纤有较强的诱导 iPP 结晶的能力^[8],PET 含量增加,iPP 结晶速度变快,但对起始和最大结晶速度温度影响不大。Li 还发现原位成纤复合材料中有 β -iPP 晶体生成,其含量随着 PET 含量的增加而降低^[9]。

李忠明^[10]又研究了横晶对 PP/PET 原位成纤复合材料力学性能的影响。结果表明,呈横晶的复合材料的拉伸强度和模量较呈球晶的高,特别是拉伸强度,前者较后者提高近 100%。而其断裂伸长率略低于后者。

侯静强等^[11]研究了增容剂马来酸酐接枝 PP(PP-g-MAH)含量对 PP/PET 原位成纤复合材料结构和性能的影响。当加入质量分数为 3% 的 PP-g-MAH 时,PET 以纤维状存在于 PP 中,复合材料的拉伸强度、弯曲强度与未增容的相比分别提高了约 27%、7%。当增容剂含量继续增加时,PET 熔体液滴形变受阻难以原位成纤,复合体系的拉伸强度变化很小,而弯曲强度在增容剂质量分数为 3%~9% 的范围内变化不大,当超过 9% 时,有较大幅度的下降。他认为增容剂用量不同使 PP 施加在 PET 上的粘性力有差别,从而导致 PET 以不同的形态分散在基体 PP 中。进行适当的热处理^[12]后,差示扫描量热分析(DSC)测试结果表明,PET 的结晶度变化不大,PP 的结晶度则由处理前的 37.1% 增加到处理后的 52.1%。结晶结构的完善、结晶度的提高及热应力的消除使得 PP/PET 原位成纤复合材料的拉伸强度和弯曲强度最大增幅分别达到 13% 和 33%。

F. Leung 等^[13]采用“熔融挤出-固相拉伸-退火处理”的方法制备了 PP/PET 原位成纤复合材料,主要研究了 PET 在不同阶段的结构变化。挤出物中 PET 的结晶度为 10%,微晶无规取向;冷拉之后,PET 分子链取向排列,结晶度提高到 25%;在 200℃ 下进行退火处理后,结晶度进一步提高,但晶体结构无明显变化。

K. Friedrich 等^[14]先将 PP、回收 PET(rPET)和增容剂甲基丙烯酸缩水甘油酯-乙烯(E-GMA)在双螺杆挤出机上熔融共混挤出、冷却,然后在 75~80℃ 下进行拉伸,制备出了 PP/rPET 原位成纤复合材料,分别进行模压和注射成型。结果表明,注塑试样的弯曲弹性模量与纯 PP 和普通复合材料相比,提高了 60%~70%,E-GMA 没有太大作用。未增容的模压试样中 PET 诱导 PP 形成横晶,增容后,E-GMA 在 PET 上形成外壳,阻碍了 PET 的成核作用。试样的弯曲弹性模量和强度均随着 E-GMA 用量的增加而增加,甚至比注塑试样 PP/GF 复合材料的还高,当 E-GMA 质量分数为 9% 时,试样的弯曲强度比 PP 提高了 3 倍,比 PP/GF 复合材料提高 20%。这主要是由于 PET 微纤的高度取向。注塑试样的冲击吸收能随着增容剂用量的增加而增加,当 E-GMA 质量分数为 6% 时达到最大值,比纯 PP 提高了 60%,但比 PP/GF 的低。而模压试样的冲击吸收能略高于 PP/GF 复合材料,比纯 PP 提高了 3~4 倍。

A. Apostolov 等^[15]采用“熔融挤出-固相拉伸-退火处理”的方法制备了质量比分别为 70:30、50:50、30:70 的 PP/PET 原位成纤复合材料,研究发现,PP 在非等温结晶过程中均有横晶形成,横晶分子链与微纤分子链呈 49° 角取向。PP 的含量对此并无大的影响。

C. Fuchs 等^[16]为了验证 Tsai-Hill 方程对原位成纤复

合材料的适用性,首先制备了微纤直径在 1~3 μm、长径比在 100 左右的 PP/rPET 原位成纤复合材料。为提高粒子间的粘结,将其与双向拉伸 PP(BOPP)一起模压制样,从与微纤取向呈不同角度方向裁切试样。随着夹角的增大,拉伸强度由 70 MPa 减小至 20 MPa 左右。测试值均高于按照 Tsai-Hill 方程的计算值。他将此归因于随机分布的高长径比微纤,更主要的是此原位成纤复合材料较普通复合材料有更好的界面粘结。而含有增容剂 E-GMA 的原位成纤复合材料的测试值低于按照 Tsai-Hill 方程的计算值^[17],这主要是因为增容剂的存在阻碍了分散相的聚结成纤,降低了微纤的长径比。

S. Fakirov 等^[18]在微纤化复合材料(MFC)的基础上提出了纳米级微纤复合材料(NFC)的概念,他将 PP 和 PET 在双螺杆挤出机上经熔融挤出-纺丝-编织-模压成型制备了 PP/PET 的 NFC,PET 在 PP 基体中形成了直径在 50~150 nm、长径比高达 7000 的微纤,这种 NFC 的拉伸弹性模量和拉伸强度与纯 PP 相比提高了 30%~35%。

T. Pattama 等^[19]对回收 PET 瓶片在 PP 中的成纤情况及复合材料的力学性能进行了研究,发现 rPET 瓶片的大小对纤维的直径没有太大影响。与纯 PP 相比,复合材料的冲击强度有所下降,拉伸强度基本不变,弯曲弹性模量在 PP/rPET/PP-g-MAH 质量比为 70:30:3 时提高了 40%。

刘俊等^[20]以 PP、(乙烯/丙烯/二烯)共聚物(EPDM)、(苯乙烯/丁二烯/苯乙烯)共聚物(SBS)、GMA 等为主要原料,研制出一类多功能界面活化剂(MFIAA),先将 MFIAA 与 PET 热机械反应性共混制备出“钉挂预埋”有 MFIAA 的 PET(PET-MFIAA),将 PET-MFIAA 与 PP 在双螺杆挤出机上经热机械熔融共混-挤出-拉伸-水冷,制备出 PP/PET-MFIAA 原位成纤复合材料,对比研究了 PP/PET-MFIAA 和不增容的 PP/PET、增容一步法的 PP/MFIAA/PET 原位成纤复合材料的形态结构、力学性能。结果表明,PP/PET 及 PP/MFIAA/PET 复合材料中虽然 PET 能形成直径细小均匀、表面平滑的微纤,但力学性能差。如质量比为 75:25 的 PP/PET,拉伸屈服应力、悬臂梁缺口冲击强度只有纯 PP 的 89%、36%;PP/MFIAA/PET(质量比 62.25:17.00:20.75)也只有纯 PP 的 91%、72%。PP/PET-MFIAA 中的 PET 形成了直径粗细不均、表面凹凸不平、有小分枝的异形微纤,PP 与 PET 微纤间呈柔性界面,而且形成了强的界面结合,呈现出优良的综合力学性能,如含质量分数为 7% 的 MFIAA 的 PP/PET-MFIAA,其拉伸屈服应力、弯曲弹性模量和悬臂梁缺口冲击强度分别达到了纯 PP 的 1.04 倍、1.23 倍和 1.79 倍。

1.2 PP/PA66 体系

Shen Jingwei 等^[21]用挤出-拉伸法制备出了 PP/PA66 原位成纤复合材料。力学性能测试表明,随分散相 PA66 含量的增加,复合材料的拉伸强度先增大后减小,而拉伸弹性模量和缺口冲击强度逐渐提高,当 PA66 质量分数为 15%

时,复合材料的综合力学性能最好。这表明原位成纤的 PA66 对 PP/PA66 起到了增强增韧的作用。

Huang Wenyi 等^[22]研究了拉伸比和增容剂含量对 PP/PA66(85/15) 原位成纤复合材料中 PA66 成纤性和力学性能的影响。结果表明,增大拉伸比 λ 能明显提高复合材料的力学性能。在 $\lambda=6.6$ 时,复合材料的拉伸强度、拉伸弹性模量和缺口冲击强度分别比纯 PP 提高了 10%、33% 和 51%。他将其归因于直径细小均匀的 PA66 纤维的高轴向强度和模量。PA66 纤维诱导 PP 产生的横晶改善了两相之间的界面粘结也是重要的因素。加入增容剂 PP-g-MAH 不利于成纤,导致缺口冲击强度下降,但能改善界面粘结而使拉伸强度明显提高。当增容剂质量分数为 4% 时,拉伸强度可由未增容时的 34.0 MPa 提高到 38.6 MPa,比纯 PP 提高约 25%,缺口冲击强度则由 6.6 kJ/m² 降至 5.2 kJ/m²,仍比纯 PP 提高约 16%。

J. Zoldan 等^[23]在稍低于 PA66 熔点的温度下用双螺杆挤出机共混制备了 PP/PA66 原位成纤复合材料。结果表明,PA66 在挤出阶段发生了变形取向,在注塑过程中进一步变形成纤。这样极大地提高了复合材料的强度和模量。其机理可用毛细管波动理论解释,即与微纤破裂所需时间及其在口模中停留时间有关。

1.3 PP/PA6 体系

I. Pesneau 等^[24]以 PP-g-MAH 为增容剂,采用挤出-注塑”的方法制备了 PP/PA6 原位成纤复合材料,对 PA6 及增容剂的含量与复合材料形态结构和性能的关系等进行了研究。结果表明,随着 PA6 含量的增加,微纤的直径增加、分布变宽,微纤的长径比下降;复合材料的拉伸弹性模量随之持续增加,当 PA6 质量分数为 40% 时达到 1600 MPa,与纯 PP 相比提高了 45%;拉伸强度先增加后减小,在 20% 时有极大值,是纯 PP 的 1.3 倍。随着增容剂含量的增加,微纤的直径减小,长径比增加,复合体系的拉伸弹性模量和拉伸强度略有增加,但效果不明显。

黎学东等^[25]将 PA6 作为分散相与聚乙烯(PE)、聚苯乙烯(PS)和熔体流动速率(MFR)分别为 7.6、14.2、16.6、13 g/(10 min) 的 PP 在单螺杆挤出机上共混挤出,水冷造粒后在双辊热炼机上混炼成片,在平板硫化机上模压成型。结果表明,PA6 在这些树脂中均能形成微纤。他们^[26]还分别对加料段、压缩段、计量段和机头过滤网处及迅速冷却、30 s 后水冷、空气冷却三种不同冷却方式下的挤出物取样作 SEM 观察。结果表明,分散相形变在压缩段已经达到平衡,低的冷却速率下微纤保持较好。复合材料具有各向异性,沿辊炼方向试样的缺口冲击强度和拉伸强度分别是纯 PP 的 2 倍和 69%,垂直于辊炼方向则分别为 1.2 倍和 58%。他们认为,对这种微纤化的不相容体系,弱的界面粘合作用影响了两相间应力的传递,因此拉伸强度会下降。微纤的存在能阻断裂纹的发展,提高材料的裂纹增长能,使得冲击强度提高。复合体系的无缺口冲击强度则随着 PA6 含量的增加先降低而后又

提高,这与微纤提高裂纹增长能的作用和其降低引发能的作用存在竞争效应。

黎学东等^[27]还以 PP-g-MAH 为增容剂,当 PP、PA6、PP-g-MAH 熔融共混时,不同的共混顺序使 PA6 与 PP-g-MAH 之间的反应程度不同,会造成 PP 与 PA6 之间的相容程度及界面状态等的差异。当反应程度较高时,PA6 在 PP 基体中以球状粒子形态分散,拉伸强度比不加增容剂的要高,而冲击强度则较低;反应程度很低时,PA6 能在 PP 基体中成纤,冲击强度较高,但拉伸性能较差;分多次加入增容剂时,PA6 既能形成微纤,又有较好的界面粘结,冲击强度和拉伸强度分别约是纯 PP 的 3 倍和 75%。

N. Sina 等^[28]以 PP-g-GMA 为增容剂,采用原位成纤复合技术制备了 PP/PA6 共混纤维,其强度和模量分别比纯 PP 纤维提高了 80% 和 15%。在填充有炭黑(CB)的 PP/PA6 原位成纤复合材料中,CB 选择性地分布在 PP 和 PA6 的界面区,降低了材料的逾渗值。对该体系退火处理后^[29],CB 粒子逐渐向 PP 和 PA6 的界面区迁移,进一步降低了材料的逾渗值。退火温度对材料的导电性能无明显影响。

1.4 PP/UHMWPE 体系

李炳海等^[30]对 PP(共聚型)/UHMWPE 共混体系做了大量研究工作。用双辊开炼机进行熔融共混,制得的质量比为 90/10 的 PP/UHMWPE 的缺口冲击强度、拉伸强度和断裂伸长率分别达到 88.6 kJ/m²、45.1 MPa 和 570%,分别是 1330 型 PP 的 3.5 倍、1.5 倍和 2.5 倍^[31]。他们认为在适当的工艺条件下,UHMWPE 能以其较高的熔体粘度和强度在 PP 基体中以微纤状均匀分散,并与 PP 形成双连续相结构,在熔体冷却过程中,UHMWPE 的高分子链段与共聚 PP 基体的部分 PE 链段形成共晶,产生一种“共晶物理交联点的互穿网络结构”,从而使 PP/UHMWPE 原位成纤复合材料的韧性和刚性同时得以提高^[32]。

在 PP/UHMWPE 原位成纤复合材料中加入适当线性低密度聚乙烯(LLDPE),能够起到“减粘”和“增容”作用,有利于复合材料的力学性能,尤其是冲击性能的进一步提高^[33]。不同乙烯含量的 EPDM 对 PP/UHMWPE 的增容效果有一定的影响^[34],随着 EPDM 中乙烯含量的增加其增容效果提高。当 PP/UHMWPE/EPDM 的质量比为 100:10:6 时,复合材料缺口冲击强度可达 91.1 kJ/m²,为纯 PP 的 3.5 倍,此时拉伸强度仍比纯 PP 高 4.3 MPa。DSC 分析表明,EPDM 的混入能显著地提高合金的结晶度,并使结晶速度大大加快。结晶形态观察进一步证实了 PP 与 UHMWPE 所形成的复合共晶的存在,并发现 EPDM 对复合共晶具有明显地插入、分割和细化作用,从而使结晶的完善程度显著降低。

1.5 PP/PPS 体系

Quan Hui 等^[35]将 iPP/PPS 在单螺杆挤出机上熔融共混,通过窄缝型口模挤出后淬冷造粒,制得了 iPP/PPS 原位成纤复合材料,并与普通复合材料进行了对照研究。结果表明,随着分散相含量的增加,微纤和粒子的最小直径基本不

变,最大直径增大;原位成纤复合材料中 PPS 微纤的直径与相同组成普通复合材料中 PPS 粒子的直径相当甚至大于粒子的直径。这是因为 PPS 的内聚力较大,在拉伸过程中 PPS 液滴同时存在变细和回缩两种趋势,而回缩作用更强一些。随着 PPS 含量的增加,原位成纤复合材料的拉伸弹性模量逐渐增加,而拉伸强度逐渐降低。拉伸弹性模量的增加是因为 PPS 纤维的形成,拉伸强度的下降则是弱的界面粘结所致,而拉伸比的增加则有助于其拉伸强度和模量的提高。

在非等温结晶过程中,呈微纤状和球状的 PPS 均对 iPP 起异相成核作用,提高了 iPP 的起始结晶温度和最大结晶速度温度,球状粒子的影响则更为明显^[36]。若在等温结晶过程中施加稳定的剪切力场,应力诱导 iPP 结晶形成了原纤晶体^[37]。

1.6 PP/PEN 体系

K. Leung 等^[38]研究了挤出口模尺寸与 PP/PEN 原位成纤复合材料的形态结构和拉伸性能之间的关系。结果表明, PEN 在挤出口模处原位形成了微纤,随着口模直径的减小,液滴变形取向成纤的能力增强。这种具有微纤结构的复合材料的刚性与未成纤复合材料相比提高了 100%,拉伸强度更是提高了一个数量级。

2 展望

PP 与一些易成纤聚合物制备出原位成纤复合材料,为 PP 的高性能化、工程塑料化开辟了一条新途径。但是,从上文可以看出,也有一些 PP 基原位成纤复合材料的刚性提高了,但韧性下降了,或呈现相反的情况,即使是刚性、韧性都有一定程度的提高,似乎也没有达到预期效果。基于此,PP 基原位成纤复合材料的综合力学性能尚待进一步提高。笔者认为以下几方面的研究是其关键因素:

(1) 相容性。PP 与易成纤聚合物间要有适宜的相容性,因此所使用的增容剂应能有效地富集于界面区并增强相界面间的亲和能力。

(2) 微纤异形化。借鉴骨头、头发、草根、树根、螺纹钢等的设计原理,增大微纤对基体的嵌入作用。

(3) 适度柔性的界面。PP 与微纤的界面之间应具有一定的柔性,从而有利于释放成型制品时微纤与基体收缩率不同所产生的收缩应力,避免界面区产生应力银纹,并增强基体对微纤的裹挟力。

参考文献

- [1] Kiss G. *Polymer Engineering and Science*, 1987, 27(6): 410 - 423.
- [2] 李忠明,等. *中国塑料*, 2005, 19(10): 1 - 8.
- [3] Hang Wenyi, et al. *Journal of Materials Science Letters*, 2003, 22(5): 377 - 378.
- [4] 陈鸣才,等. *应用化学*, 1995, 12(6): 77 - 79.
- [5] Jayanarayana K, et al. *Composites: Part A*, 2008, 39(2): 164 - 175.
- [6] Jayanarayana K, et al. *Polymer Bulletin*, 2008, 60: 525 - 532.
- [7] Li Zhongming, et al. *Polymer*, 2005, 46: 5358 - 5367.

- [8] Li Zhongming, et al. *Journal of Polymer Science: Part B, Polymer Physics*, 2004, 42: 374 - 385.
- [9] Zhong Ganji, et al. *Polymer*, 2007, 48: 1729 - 1740.
- [10] 李忠明. *GEP/PO 共混物的原位成纤及其形态、结构与性能* [D]. 成都: 四川大学, 2003.
- [11] 侯静强,等. *塑料科技*, 2006, 34(3): 24 - 27.
- [12] 侯静强,等. *合成树脂及塑料*, 2006, 23(6): 7 - 11.
- [13] Leung F, et al. *Journal of Applied Polymer Science*, 2007, 104(1): 137 - 146.
- [14] Friedrich K, et al. *Composites Science and Technology*, 2005, 65(1): 107 - 116.
- [15] Apostolov A, et al. *Journal of Material Science*, 2007, 42: 1245 - 1250.
- [16] Fuchs C, et al. *Composites Science and Technology*, 2006, 66(16): 3161 - 3171.
- [17] Fuchs C, et al. *Composite Interfaces*, 2006, 13(4 - 6): 331 - 344.
- [18] Fakirov S, et al. *Physicochem Eng Aspects*, 2008, 313 - 314: 2 - 8.
- [19] Pattana T, et al. *Journal of Applied Polymer Science*, 2006, 102(2): 1173 - 1181.
- [20] 刘俊,等. *复合材料学报*, 2009(1): 31 - 35.
- [21] Shen Jingwei, et al. *Acta Polymerica Sinica*, 2003(2): 278 - 282.
- [22] Huang Wenyi, et al. *Polymer International*, 2003, 52: 1131 - 1135.
- [23] Zoldan J, et al. *Journal of Macromolecular Science Physic*, 2005, B44(4): 495 - 515.
- [24] Pesneau I, et al. *Polymer Engineering and Science*, 2002, 42(10): 1989 - 2004.
- [25] 黎学东,等. *高分子材料科学与工程*, 1999, 15(6): 121 - 122.
- [26] Li Xuedong, et al. *Polymer Engineering and Science*, 1999, 39(5): 881 - 886.
- [27] 黎学东,等. *高分子学报*, 1998(1): 109 - 112.
- [28] Sina N, et al. *Composites Science and Technology*, 2007, 67: 3233 - 3241.
- [29] Gamabi H, et al. *Journal of Applied Polymer Science*, 2007, 106(5): 3461 - 3467.
- [30] 李炳海,等. *聚丙烯/超高分子量聚乙烯原位成纤共结晶复合材料: 中国, 1394907[P]*. 2003 - 02 - 05.
- [31] 杨军,等. *中国塑料*, 1999, 13(11): 34 - 38.
- [32] 李炳海,等. *中国塑料*, 2002, 16(12): 32 - 35.
- [33] 李炳海,等. *塑料工业*, 2003, 31(7): 9 - 11.
- [34] 杨军,等. *高分子材料科学与工程*, 2000, 16(1): 143 - 147.
- [35] Quan Hui, et al. *Polymer Engineering and Science*, 2005, 45(9): 1303 - 1311.
- [36] Quan Hui, et al. *Journal of Macromolecular Science Physics*, 2005, B44(5): 761 - 778.
- [37] Quan Hui, et al. *Journal of Macromolecular Science: Part B, Physics*, 2007, 46(2): 285 - 294.
- [38] Leung K, et al. *Materials and Structure, Pts 1 and 2 Book Series: Key Engineering Materials*, 2007, 334 - 335: 161 - 164.

RESEARCH DEVELOPMENT OF IN-SITU FIBRILLATION COMPOSITE BASED ON
POLYPROPYLENE

Xu Huiling, Li Guixun, Dai Jiali, Zheng Lina, Wang Jingwu

(School of Materials Science and Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450052, China)

ABSTRACT Some thermoplastics such as poly(ethylene terephthalate) , polyamide-66, polyamide-6, ultra high molecular weight polyethylene, poly(phenylene sulfide) and poly(ethylene naphthalate) were adopted as fibrillation polymers, and the preparing method and technology of in-situ fibrillation composites based on polypropylene by using these fibrillation polymers were summarized. The structure characteristic and mechanical properties of the composites were also discussed. The train of thought that optimizing overall mechanical properties of in-situ fibrillation composite based on polypropylene was put forward.

KEYWORDS polypropylene, in-situ fibrillation composite, microfibrillar morphology, compatibilizer, interface

欢迎订阅 2009 年《工程塑料应用》、《化学分析计量》及合订本光盘
邮发代号 24-42, 24-138 全国各地邮局均可订阅

也可直接通过邮局或银行汇款向《工程塑料应用》杂志社订阅《工程塑料应用》、《化学分析计量》及合订本光盘, 请注明
订阅期刊/光盘的名称、收件人、邮编及地址。

《工程塑料应用》国内外公开发行的全国性塑料专业技术类刊物, 月刊, 大 16 开本, 每月 10 日出版。本刊为中文核心期刊, 是中国工程塑料工业协会会刊, 荣获首届、第二届、第三届国家期刊奖等 23 项国家、省部级优秀期刊奖, 入选美国化学文摘(CA) 千种表。2009 年定价 12 元/期, 全年 144 元。1986 年以来的期刊价目见表 1。欢迎读者来函(附名片) 免费索取样刊。

《化学分析计量》国内外公开发行的全国性分析、计量专业技术类刊物, 双月刊, 大 16 开本, 单月 20 日出版。本刊荣获 5 项省部级优秀期刊奖, 被美国化学文摘(CA) 收录。2009 年定价 12 元/期, 全年 72 元。创刊号以来的期刊价目见表 2。欢迎读者来函(附名片) 免费索取样刊。

《工程塑料应用》、《化学分析计量》合订本光盘 我社已将《工程塑料应用》自创刊号(1973 年) 至 2008 年底共 36 卷 230 期的期刊电子化, 并制成合订本光盘, 现公开发售; 同时也将《化学分析计量》自创刊号(1992 年) 至 2008 年底共 17 卷 65 期的期刊电子化, 并制成合订本光盘, 现公开发售。分别利用这两种合订本光盘既可按作者、文题、关键词、年、期等分类查阅各期刊已发表的所有科技文章和科技信息的全文, 又可根据读者自定义的关键词进行全文检索, 非常方便、实用。

《工程塑料应用》合订本光盘优惠售价 500 元; 《化学分析计量》合订本光盘优惠售价 150 元。

邮局汇款:

收款单位: 山东省济南市 108 信箱杂志社
邮编: 250031 传真: (0531) 85947355 85878057
电话: (0531) 85878057 85878223 85878278

银行汇款:

户 名: 中国兵器工业集团第五三研究所
开户银行: 济南市工商银行经十一路支行
帐 号: 1602001229014425546

表 1 《工程塑料应用》单册期刊、合订本价格表

年 份	期 数	每册单价/元	全年定价/元	合订本/元
1986~1989	16	0.825	13.2	19
1990~1992	12	1.4	16.8	23
1993, 1994	10	2.4	24	30
1995	6	2.8	16.8	23
1996	6	3	18	24
1997	6	3.5	21	27
1998	12	3.5	42	48
1999	12	4	48	54
2000	12	5	60	66
2001	12	5.5	66	78(两本)
2002	12	6	72	84(两本)
2003	12	6.5	78	90(两本)
2004	12	7	84	96(两本)
2005	12	7.5	90	102(两本)
2006	13	8	104	116(两本)
2007	12	9	108	120(两本)
2008	12	10	120	132(两本)
2009	12	12	144	144(单册)
合计	201		900(优惠)	1000(优惠)

表 2 《化学分析计量》单册期刊、合订本价格表

年 份	期 数	每册单价/元	全年定价/元	合订本/元
创刊号~1998	9	3	27	33
1999	4	3.5	14	60
2000	4	4	16	
2001	6	4	24	
2002	6	5	30	72
2003	6	6	36	
2004	6	7	42	93
2005	6	7.5	45	
2006	6	8	48	108
2007	6	9	54	
2008	6	10	60	66
2009	6	12	72	72(单册)
合计	71		400(优惠)	450(优惠)