

高密度聚乙烯/聚对苯二甲酸乙二醇酯原位成纤增强复合材料的形态与力学性能

程奎, 沈经纬

(四川大学高分子科学与工程学院, 四川 成都 610065)

摘要: 用挤出-拉伸-注塑法制得了高密度聚乙烯/聚对苯二甲酸乙二醇酯(HDPE/PET)原位成纤增强复合材料, 研究了 PET 质量分数对 PET 成纤性和材料拉伸强度及模量的影响及其作用机制。熔体拉伸时分散相液滴的聚结-形变成纤对 PET 相形态随 PET 质量分数的变化起关键作用, 分散相对基体增强效应和两相界面缺陷效应相互竞争是决定拉伸强度随 PET 质量分数变化的重要因素, 纤维对基体增刚作用受纤维数量和细度的双重控制是决定材料拉伸模量与 PET 质量分数关系的支配因素。

关键词: 高密度聚乙烯; 聚对苯二甲酸乙二醇酯; 原位复合材料; 相形态; 力学性能

中图分类号: TQ342.6

文献标识码: A

文章编号: 0253-4320(2006)06-0040-05

Morphology and mechanical properties of HDPE/PA66 in-situ fiberized reinforcing composites

CHENG Kui, SHEN Jing-wei

(College of Polymer Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

Abstract: HDPE/PET in-situ fiberized reinforcing composites were prepared by an method of extrusion-tensiling-injection. Effects of PET mass fraction (f_m) on dispersed morphology fiberization, tensile strength (σ_t) and modulus (E) of materials, together with their functional mechanism, were studied in contrast to normally blended materials without drawing. The results show that: ① the fiberization of PET droplets through coalescence-deformation during the melt-drawing plays a key role in the above variation of PET phase morphology with f_m ; ② the competition between the reinforcing effect of dispersed phase on matrix and the interfacial flaw effect of the two phases is the main factors of deciding the variation of σ_t with f_m ; ③ the rigidizing effect of fiber on matrix controlled by both fiber number and fiber fineness is dominant factors of deciding the above E - f_m relations.

Key words: high-density polyethylene; poly(ethylene terephthalate); in-situ composites; morphology; mechanical properties

以热塑性聚合物(TP)为基体、热致液晶聚合物(TLCP)为增强剂的原位复合材料(ISC)曾备受关注^[1]。它利用 TLCP 刚性分子链易在加工流场中取向成纤、不易松弛、所形成纤维轴向强度及模量高的特点, 获得了明显的增强效果, 但因为商品 TLCP 品种较少、价格昂贵, 使其应用受到限制。研究表明, 能与 TP 原位复合的并不局限于 TLCP, 一定条件下普通柔性链 TP 之间也能原位复合, 只要分散相 TP 分子能在共混物加工中取向成纤并得以保留, 所形成纤维也能对基体 TP 产生可观的增强作用。这类 TP/TP 型原位复合材料通常通过两类成型方法制得, 如用挤出-固态拉伸-退火法制得了 PA66 或和 PET 在 PA6 中原位成纤复合材料^[2], 用挤出-熔体拉伸-模压或注塑法制得了 PET^[3]、PA6^[4-5]、PA66^[6-9]

在 PP 中原位成纤的复合材料, 以及 EVA/PA6^[10]、HDPE/PET、PA66^[11-12] 原位复合材料等。这些 ISC 大多显示出明显的增强效应, 有的具有或兼有增韧作用, 作为一类新型高性能化复合材料, 其理论和应用研究受到关注。笔者在研究 HDPE/PA66 原位复合材料^[12]的基础上, 用挤出-熔体拉伸-注塑法制得了增强 HDPE/PET 原位成纤复合材料, 以未经拉伸的普通共混材料做对照, 研究了 PET 质量分数对其成纤性、材料相形态和拉伸强度及模量的影响及其作用机制。

1 实验部分

1.1 主要原料

高密度聚乙烯(HDPE), 5000s, 拉丝级, 熔化石

收稿日期: 2006-02-26

作者简介: 程奎(1973-), 男, 博士生, 讲师, 主要从事高分子材料、工程塑料合金及增强复合材料的研究, chgkui@163.com; 沈经纬(1939-), 男, 教授, 博士生导师, 长期从事高分子材料加工工程研究。

量流量(MFR) = 0.9 g/10 min;聚对苯二甲酸乙二醇酯(PET),特性黏数0.66~0.67。以上均产自北京燕山石化公司。

1.2 试样制备

原料 PET 和 HDPE 经真空干燥后,按实验配比混合,在 Haake System-40 塑化仪的单螺杆挤出机($D = 19.1$ mm, $L/D = 25/1$, $i = 3$)上熔融挤出,口模直径 1.59 mm,料筒三段/口模温度 170 - 250 - 275/270℃,螺杆转速 25 r/min。制备原位复合(ISC)试样时,调节牵引速度将挤出熔体通过冷水连续拉伸为直径 0.60 mm(5次测量平均值)的单丝,按口模/单丝横切面积之比量度的拉伸比为 6.7。制备普通共混(NB)试样时,不进行拉伸,挤出的直径约 1.6 mm 圆条在空气中冷却。单丝或圆条经切粒、真空干燥后,用 PS40E5ASE(日本精工)注塑机成型为标准样条,制备 ISC、NB 样条的料筒/喷嘴温度分别为 170 - 190 - 210/205℃和 190 - 250 - 275/275℃,其他注塑工艺基本相同。

1.3 测试与表征

经毛细管流变仪(Groettfert Rheograph 2002)于 270℃测定,剪切速率为 $100 \sim 1\,000\text{ s}^{-1}$,PET 对 PP 的熔体黏度比(R_v)约为 0.1~0.3,以出模膨胀比(B)表示的熔体弹性比约为 0.6~0.8。用 AG-10TA(日本岛津)万能材料试验机按 GB/T1040-92 测定 NB 和 ISC 注塑试样的拉伸强度及模量。用 JSE-5900LV 扫描电镜(SEM)观察以下试样的形态:经二甲苯回流抽提的 NB 圆条(滤纸包覆)和 ISC 单丝(铜网包覆);NB、ISC 注塑样条的冷冻脆断面,断面经真空喷金。

2 结果与讨论

2.1 分散相形态

图 1 显示 NB 挤出试样(经二甲苯完全抽提)中 PET 分散相的形态,PET 质量分数为 5%~25%。可见 PET 分散相呈粒子状,其尺寸从小于 $1\ \mu\text{m}$ 至大于 $10\ \mu\text{m}$ 不等;随 $w(\text{PET})$ 增加 PET 粒子的平均粒径增

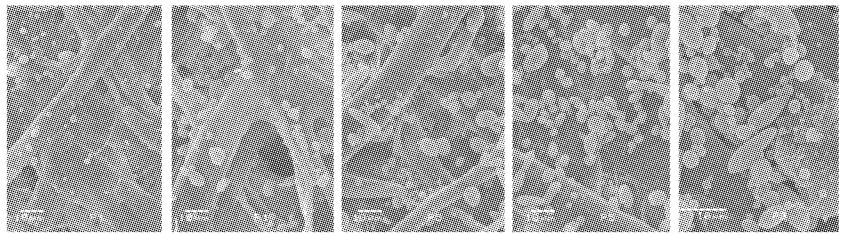


图 1 HDPE/PET 普通共混挤出物的 SEM 照片

大,粒子的分散性增大。

聚合物熔体共混时,分散相液滴经受着破裂和聚结 2 种作用。液滴的破裂是由基体传递到液滴上的黏性拖曳力超过两相界面张力而产生形变的结果,它受控于 2 个参数^[13],分散相/基体黏度比($R_v = \eta_d/\eta_m$)和 Weber 数($N_w = r\eta_m\gamma/\sigma = \tau r/\sigma$,其中 r 为液滴半径, γ 为剪切速率, τ 为剪切应力, σ 为界面张力)。当 R_v 在适宜范围和 N_w 高于某临界值时,液滴能形变和破裂,反之则不能。液滴的聚结源于黏弹液滴固有的法向力,是液滴碰撞所致,液滴的碰撞与聚结与分散相体积或质量分数 [φ 或 $w(\text{PET})$] 有关,随 φ 或 $w(\text{PET})$ 的增加而增大^[14]。共混熔体中分散相液滴的尺寸和数量取决于液滴破裂和聚结 2 种作用的综合结果,并因而导致液滴尺寸有分散性(图 1)。理论和实验研究已证明^[15],液滴尺寸及其分散性随 φ 或 $w(\text{PET})$ 的增加而增大。对 3 对不相溶聚合物、互为分散相的 10 多组共混物密炼熔体中数均、体均粒径和粒径分散性与 φ 关系的研究表明,数均、体均粒径和粒径分散性均随 φ 而增大,图 1 的结果也证明了这一点,这将作为下面分析讨论的重要依据。

图 2 显示 NB 挤出试样(经二甲苯完全抽提)、注塑试样横向脆断面中 PET 分散相的形态, $w(\text{PET})$ 为 25%。可见 PET 始终呈粒子状,粒子可产生一定程度的变形,较大粒子发生较大程度的变形,但终不能发展成纤维。图 3 显示 ISC 挤出试样(经二甲苯完全抽提)、注塑试样横向脆断面中 PET 分散相的形态, $w(\text{PET})$ 为 25%。可见 PET 大量形成了纤维,纤维的直径或宽度(横向尺寸, S_t)从小于 $1\ \mu\text{m}$ 至数

(上接第 39 页)

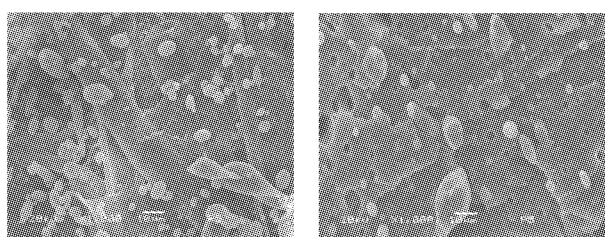
[3] Yoshihito O, Simon B R M. 智能凝胶[J]. 中国科学基金,1994,(1): 41 - 44.

[4] Shiga T, Kurauchi T. Deformation of polyelectrolyte gels under the influence of electric field[J]. Appl Polym Sci, 1990, 39: 2305 - 20.

[5] 费建奇, 张子鹏, 仲蕾兰, 等. PVA/PAA 水凝胶纤维的电刺激响应性能[J]. 功能高分子学报, 2001, 14: 185 - 189.

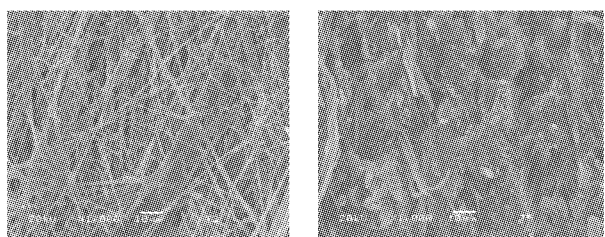
[6] Ohmine, I, Tanaka T. Synthetic hydrogels[J]. J Chem Phys, 1982, 77: 5725 - 5729.

[7] Flory P J. Principles of Polymer Chemistry[M]. 15th ed. Ithaca: Cornell University Press, 1992: 586. ■



(a) $w(\text{PET}) = 25\%$, NB 挤出试样 (b) $w(\text{PET}) = 25\%$, NB 注塑试样

图 2 HDPE/PET 普通共混试样的 SEM 照片



(a) $w(\text{PET}) = 25\%$, ISC 挤出试样 (b) $w(\text{PET}) = 25\%$, ISC 注塑试样

图 3 HDPE/PET 原位复合试样的 SEM 照片

μm 不等。联系图 1 可看出,在引入熔体拉伸的情况下,挤出熔体中尺寸有分散性的液滴大量转变为横向尺寸有分散性的纤维;很难想象,如此多的纤维是仅由挤出熔体中数量有限的大尺寸可形变液滴(图 1)直接形变产生的,其中必然有其他的滴-纤转变机制介入。

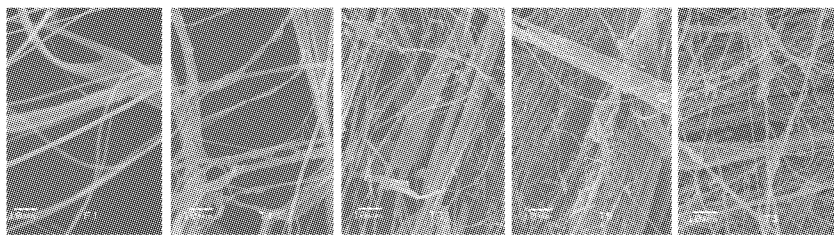
影响分散相形变和成纤的因素很多,除诸如温度、应力、应变及其速率等加工变量外,聚合物熔体本身的性质如 R_v 、熔体弹性等,都会对滴-纤转变和所形成纤维的形态产生影响。例如:当 $R_v \leq 1$ 时,液滴易于形变和成纤,但所形成纤维(液线)较易断裂和回缩;而当 $R_v > 1$ 时,液滴形变所需应力增高,但所形成的纤维稳定^[10]。当分散相/基体熔体弹性比 ≤ 1 时,液滴易形变和成纤,反之则液滴稳定^[14]。在使分散相形变和成纤上,流场性质也有重要影响,拉伸流场比剪切流场更有效。本文中使用的原料 PET 对 HDPE 的熔体黏度比和以出模膨胀比(B)表示的弹性比,在实验的加工条件下都小于 1,并引入拉伸

流场,这为 PET 相的滴-纤转变创造了有利条件。

图 4 显示了原位复合挤出-拉伸单丝(经二甲苯完全抽提)中 PET 相形态随其质量分数 [$w(\text{PET}) = 5\% \sim 25\%$] 的变化。结果表明:①挤出熔体中有分散性的 PET 液滴大量形成了纤维[即使 $w(\text{PET}) = 5\%$ 下,分散相也能成纤],纤维数量随 $w(\text{PET})$ 的增加而增多;②纤维的直径或宽度存在分散性,此 S_t 分散性随 $w(\text{PET})$ 增加而减小,从图 4 可看出,当 $w(\text{PET})$ 由 5% 增至 25% 时,细纤维的 S_t 变化不大,均小于 $1 \mu\text{m}$,而粗纤维的 S_t 却从 $w(\text{PET}) = 5\%$ 时的 $15 \mu\text{m}$ 减至 $w(\text{PET}) = 25\%$ 时的 $3 \mu\text{m}$; $w(\text{PET}) = 25\%$ 下纤维较细和纤维粗细均匀与其他含量下存在粗纤维和纤维粗细不均形成的反差很明显。本文首次观察到了这种现象,这与本文研究可类比的 PP、HDPE/PA66^[6,8,12]、PP/PET^[7,9] 体系中分散纤维的 S_t 及其分散性以 $w(\text{PET}) = 15\%$ 为界先减小后增大完全不同;与类似研究报道的 S_t 及其分散性始终随 $w(\text{PET})$ 而增大^[3,16]、 S_t 基本上无分散性且与 $w(\text{PET})$ 无关^[4] 的结果不同。

共混物熔体被拉伸时,分散液滴通过以下 2 种机制满足形变条件而转变成纤维:一是熔体中 d 较大的液滴可直接延伸成纤(机制 1),二是熔体中 d 较小的液滴在熔体横截面缩小、液滴间的相互作用增强时碰撞、聚结为尺寸较大液滴,进而延伸成纤(机制 2)。后一种成纤机制不仅使熔体中本不能形变的小 d 液滴有了通过聚结而形变成纤的可能,而且在 $w(\text{PET})$ 增加、液滴尺寸分散性增大、小尺寸液滴数量增多时,对滴-纤转变的贡献越来越大^[17]。因此随 $w(\text{PET})$ 的增加、熔体中液滴尺寸及其分散性的增大,由液滴直接延伸(机制 1)成纤和液滴经聚结而延伸(机制 2)成纤的成纤量都增大,而且后者在总成纤量中所占的比例也增大。这是低 $w(\text{PET})$ (如 5%) 下分散相也能成纤、纤维数量随 $w(\text{PET})$ 而增多(图 4)的基本原因。

在拉伸比一定的情况下,所形成纤维的 S_t 及其分散性取决于能直接延伸成纤的原始液滴直径(d_0)及其分散性,以及经聚结延伸成纤的聚结液滴直径(d_c)及其分散性。 S_t 及其分散性随 $w(\text{PET})$ 的变化取决于 d_0 、 d_c 及其分散性随 $w(\text{PET})$ 相应变化的综合结果。 d_0 作为原始液滴直径(Φ_0)中尺寸较大的部分,当 $w(\text{PET})$ 增加、 Φ_0 及其分散性增大时, d_0 及其分散性也将增大,这会



$w(\text{PET})$ 从左到右依次为 5%、10%、15%、20%、25%

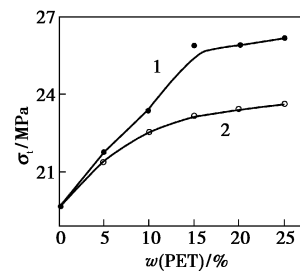
图 4 HDPE/PET 原位复合挤出-拉伸单丝的 SEM 照片

导致 S_1 及其分散性增大。即由原始液滴直接延伸形成的纤维随 $w(\text{PET})$ 增加会变粗和粗细不匀。与此不同,因液滴的聚结有合并小液滴、均化液滴尺寸的作用,这种作用将随 $w(\text{PET})$ 增加、 Φ_0 分散性增大、小尺寸液滴数量增多而加强,故聚结液滴直径 (Φ_c) 和其中尺寸较大的部分 d_c 的分散性都将随 $w(\text{PET})$ 增加而减小,从而导致 S_1 分散性减小; d_c 随 $w(\text{PET})$ 的变化有减小、不变和增大3种可能性,相应的 S_1 变化是减小、不变和增大,也就是说,由聚结液滴延伸形成的纤维在 $w(\text{PET})$ 增加时可能变细、不变和变粗,而纤维的粗细都趋于均匀。因此,在 d_0 、 d_c 都随 $w(\text{PET})$ 而增大(或 d_c 不变)的情况下, S_1 将相应增大,同时 S_1 分散性也因 d_0 分散性增大起主导作用而增大,即纤维变粗和粗细不匀,这就是文献[3,16]报道的结果。而在 d_0 、 d_c 分别随 $w(\text{PET})$ 增大和减小的情况下,就可能在 d_c 及其分散性减小起主导作用的 $w(\text{PET})$ 范围 ($\leq 25\%$) 内, S_1 及其分散性减小(纤维变细和粗细均匀),这正是本文的结果(图4);若 d_c 及其分散性减小起主导作用的 $w(\text{PET}) \leq 15\%$,而在 d_0 及其分散性起支配作用的 $w(\text{PET}) (> 15\%)$ 时, S_1 及其分散性增大(纤维变粗和粗细不匀),这正是文献[6-9,12]报道的结果;只有在 d_0 、 d_c 都与 $w(\text{PET})$ 无关、且 $d_0 \approx d_c$ 和无分散性的情况下,才可能产生文献[4]报道的 S_1 几乎相同和不变的结果。

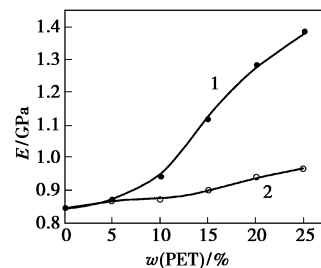
2.2 力学性能

图5为NB、ISC注塑试样的拉伸强度 (σ_1)、杨氏模量 (E) 与 $w(\text{PET})$ 的关系。NB和ISC试样的 σ_1 随 $w(\text{PET})$ 而持续增加,在 $w(\text{PET}) = 15\%$ 后ISC试样的 σ_1 增加趋于缓慢,相同 $w(\text{PET})$ 下,ISC试样的 σ_1 比NB的高,在 $w(\text{PET}) = 25\%$ 下,ISC试样的 σ_1 比纯HDPE提高约33%,原位复合材料的增强效果十分明显。可以认为, σ_1 随 $w(\text{PET})$ 的变化是分散相对基体增强效应与两相界面缺陷效应相互竞争和抵偿的结果。前一效应是指本体强度比基体高的分散相对基体有增强作用,轴向强度高于本体强度的纤维又比粒子的增强作用大,这种作用将随 $w(\text{PET})$ 增加、分散相粒子或纤维数量增多而增大,粒子或纤维形态的相应变化也有重要影响。后一效应是指两相界面上可能因粘接不良而存在空穴,在慢速加载的拉伸测试中,这些空穴会妨碍应力从基体向分散相传递,使分散相不能有效承担和分散载荷,而空穴、特别是大尺寸空穴本身成为应力集中体和破坏源,导致材料破坏应力降低,这种作用也将随 $w(\text{PET})$ 增

加、分散相粒子或纤维数量增多、直径及其分散性增大时,也会因空穴数量和尺寸增加而增大。因此在前一效应盖过后一效应的 $w(\text{PET})$ 范围内,材料 σ_1 将升高,反之则降低。对于NB试样,材料的 σ_1 随 $w(\text{PET})$ 而升高,是PET粒子增强基体的正效应超过两相界面缺陷的负效应,且超过程度随 $w(\text{PET})$ 而增大所致。对于ISC试样,随 $w(\text{PET})$ 增加, σ_1 在 $w(\text{PET}) = 15\%$ 之前持续增加,在此之后 σ_1 增加趋于缓慢, $w(\text{PET})$ 在 $5\% \sim 25\%$ 变化时,纤维数量增多,纤维的 S_1 及其分散性减小(纤维变细且均匀),因此,纤维增强基体效应随纤维数量增多、纤维细-均匀化(能使界面空穴尺寸减小)而明显加强;而在 $w(\text{PET}) = 15\%$ 之后,由于未成纤粒子数增多,粒子-基体界面空穴尺寸和数量增加,这种缺陷负效应使纤维增强的正效应削弱,从而使得 σ_1 增加趋于缓慢。



(a) $\sigma_1 - w(\text{PET})$



(b) $E - w(\text{PET})$

1—ISC; 2—NB

图5 HDPE/PET原位复合材料的 σ_1 、 E 与 $w(\text{PET})$ 的关系

NB、ISC注塑试样的杨氏模量 (E) 随 $w(\text{PET})$ 的变化为,前者的 E 随 $w(\text{PET})$ 增加缓慢;后者的 E 随 $w(\text{PET})$ 快速增加,在 $w(\text{PET}) = 25\%$ 下,ISC试样的 E 比纯HDPE提高66%,纤维对基体的增刚效应非常明显;相同 $w(\text{PET})$ 下,ISC试样的 E 比NB试样的高。

NB、ISC试样的 E 随 $w(\text{PET})$ 的变化可认为是分散相对基体的增刚效应受分散相形态控制的结果。

本体模量比基体高的分散相对基体有增刚作用,轴向模量高于本体模量的纤维又比粒子的增刚作用更大,粒子或纤维的增刚效应与其数量、直径、分散均匀性等形态因素有关,但对两相界面粘接-孔穴状况较不敏感。NB 试样的 E 随 $w(\text{PET})$ 而升高,是本体模量比 HDPE 高的 PA66 粒子数量增多所致;相同 $w(\text{PET})$ 下,ISC 试样的 E 比 NB 试样的大是因为 PA66 纤维对 HDPE 基体的增刚作用比其粒子的高。对于 ISC 试样,材料的 E 受纤维数量和 S_t 及其分散性的双重控制。由于随 $w(\text{PET})(5\% \sim 25\%)$ 增加,PA66 纤维数量增多、纤维的 S_t 及其分散性减小(纤维变细且粗细均匀)协同起作用使增刚作用加强、材料杨氏模量迅速增高。

3 结语

在实验加工条件和 PET 对 HDPE 熔体黏度比和弹性比小于 1 的情况下,用挤出-拉伸-注塑法制得了 HDPE/PET 原位复合材料,其拉伸强度、杨氏模量可分别比纯 HDPE 提高约 33% 和 66%。当 PET 质量分数从 0 增至 25% 时,原位形成的 PET 纤维数量增多,纤维横向尺寸及其分散性减小,这是共混熔体挤出-拉伸中 PET 液滴经受形变、破裂、聚结、成纤等综合作用的结果。材料的拉伸强度和杨氏模量随 PET 质量分数增加而增大,前一变化可归因于分散相对基体增强效应与两相界面缺陷效应相互竞争和抵偿的结果,后一变化可视为纤维对基体增刚作用受纤维的数量和细度双重控制的表现。

参考文献

- [1] Crevecoeur G, Groeninckx G. Fibril formation in in situ composites of a thermotropic liquid crystalline polymer in a thermoplastic matrix[J]. *J Appl Polym Sci*, 1993, 49: 839 - 849.
- [2] Evstatiev M, Fakirov S, Schultz J M, *et al.* In situ polymer/polymer composites from PET, PA6 and PA66 blends[J]. *Polym Eng Sci*, 2001, 41: 192 - 204.
- [3] 陈鸣才, 黄玉惠, 赵树禄, 等. PP/PET 共混自增强材料的研究[J]. *应用化学*, 1995, 12(6): 77 - 79.
- [4] 黎学东, 陈鸣才, 黄玉惠, 等. PP/PA6 原位成纤复合材料(I): 形态与力学性能[J]. *复合材料学报*, 1998, 15(2): 57 - 61.
- [5] 黎学东, 陈鸣才, 黄玉惠, 等. PP/PA6 原位成纤复合材料(II): 加工条件对性能、形态的影响[J]. *复合材料学报*, 1998, 15(2): 62 - 67.
- [6] 沈经纬, 黄文艺, 陈晓梅. PP/PA66 原位复合材料的增强和增韧效应[J]. *高分子学报*, 2003(2): 278 - 282.
- [7] 沈经纬, 黄文艺, 左胜武, 等. PP/PET 原位复合材料的增强效应[J]. *复合材料学报*, 2004, 21(4): 33 - 39.
- [8] Huang W Y, Shen J W, Chen X M. Effect of composition on phase morphology and mechanical properties of PP/PA6 in-situ composites via extrusion-drawing-injection method[J]. *Mater Sci*, 2003(38): 541 - 547.
- [9] Shen J W, Huang W Y, Zuo S W. In-situ fiberized poly(ethylene terephthalate) as a reinforcement to poly(propylene) matrix[J]. *Macromol Mater Eng*, 2003, 288(8): 658 - 664.
- [10] Tzur A, Narkis M, Siegmann A. Immiscible EVA and nylon blends processed below nylon melting temperature[J]. *J Appl Polym Sci*, 2001, 82: 661 - 671.
- [11] Xu H S, Li Z M, Pan J L, *et al.* Morphology and rheological behaviors of polycarbonate/High density polyethylene in situ microfibrillar blends[J]. *Macromol Mater and Eng*, 2004, 289(12): 1087 - 1095.
- [12] 程奎, 沈经纬. HDPE/PA66 原位成纤复合材料的制备、形态与性能[J]. *中国塑料*, 2004, 18(7): 16 - 22.
- [13] Tsebranko M V, Danilova G P, Malkin A Y. Fracture of ultrafine fibers in the flow of mixtures of non-Newtonian polymer melts[J]. *J Non-Newton Fluid Mech*, 1989, 31: 1 - 26.
- [14] Elemdrop J J, Van Der Vegt A K. A study on polymer blending microrheology IV: The influence of coalescence on blend morphology origination[J]. *Polym Eng Sci*, 1986, 26: 1332 - 1338.
- [15] Favis B D, Willis J M. Phase size/composition dependence in immiscible blends: Experimental and theoretical considerations[J]. *J Polym Sci, Part B: Polym Phys*, 1990, 28: 2259 - 2269.
- [16] Li Z M, Yang M B, Huang R, *et al.* PET/PE composite based on in-situ microfiber formation[J]. *Polym Plast Eng Tech*, 2002, 41(1): 19 - 32.
- [17] Gonzalez-Nunez R, De Kee D, Favis B D. The influence of coalescence on the morphology of the minor phase in melt-drawn PA6/HDPE blends[J]. *Polymer*, 1996, 37(21): 4689 - 4693. ■

您想了解粉体加工技术及相关行业信息吗?

请浏览 中国粉体工业信息网 www.chinapowder.cn

粉碎 分级 纳米颗粒制备 混合 分散 改性 造粒 干燥 烧结 散料输送 储存 粉体检测 粉尘爆炸控制等

010 - 62772725 62772135 (Fax)

清华大学材料系逸夫技术科学楼 2713 室