

PBT/POE-g-MAH/PP 共混体系的相态结构与性能*

魏刚^{1**} 余燕² 黄锐³

(¹ 西华大学材料科学与工程学院 成都 610039) (² 西华大学能源与环境工程学院 成都 610039)

(³ 四川大学高分子科学与工程学院 成都 610065)

摘要 采用马来酸酐接枝乙烯-辛烯共聚物弹性体(POE-g-MAH)与聚丙烯(PP)在双螺杆挤出机上进行熔融共混,制备了3种新型增韧改性剂.研究了增韧改性剂的种类及其用量对共混物的力学性能、相形态结构、熔融与结晶行为的影响.力学性能测试表明,POE-g-MAH与适量PP并用具有显著的协同增韧作用,当POE-g-MAH与PP的配比为70/30时,所得增韧改性剂(POEg2)具有最佳的增韧效果.当POEg2含量达到15%时,共混物的缺口冲击强度(I_2)从纯PBT的7.5 kJ/m²提高到51.2 kJ/m²,与15%的纯POE-g-MAH弹性体增韧PBT具有相近的缺口冲击强度值.同时,共混物的拉伸强度(σ_b)损失最小.采用AFM和SEM观察发现,新型增韧改性剂作为分散相具有软壳-硬核结构.DSC测试表明,随增韧改性剂中PP含量增加到一定值时,壳-核结构中软壳层出现不完整现象,导致界面作用力减小,共混物的 I_2 和 σ_b 都出现明显下降.

关键词 聚对苯二甲酸丁二酯,协同增韧,脆韧转变,软壳-硬核结构

聚对苯二甲酸丁二酯(PBT)是一种重要的热塑性工程塑料,广泛应用在汽车、电子电器等行业.但由于其室温下冲击韧性较差及缺口敏感性大,而限制了其应用^[1].聚合物增韧一直是高分子材料科学的一个重要研究领域.通常,聚合物增韧是通过共聚或共混的方法,在体系中引入弹性体组分来实现的.但单纯采用弹性体增韧普遍存在“高韧低强”的缺点,且成本较高.为此,一些研究者研究了用刚性材料取代弹性体相内部物质形成的壳-核包覆结构模型^[2-4].Matonis^[5,6]在假定包覆无机填料粒子的橡胶弹性体层非常薄且与基体和填料间均有良好界面粘结的前提下,认为这样的壳-核结构有利于材料韧性和刚性同时提高.卢锡年、张芮^[7,8]等用有限元方法研究了颗粒填充聚合物材料,发现若粒子与基体间有柔性界面相存在时,基体屈服趋势随界面厚度迅速增长,而共混材料的总体模量仍高于基体,材料能够同时得到增韧与增强.

将两种或两种以上的聚合物进行共混改性是制备新型高性能、多功能高分子材料的一条重要途径.聚合物共混物的性能在很大程度上依赖于其形态结构^[9-11].通常,共混物的组成、各组分性质、共混比例、两相界面作用力和加工条件等都强烈地影响着共混体系中分散相的最终形态结

构^[12].另外,分散相本身的内部结构也影响到共混材料最终的宏观力学性能^[13].本文将马来酸酐接枝乙烯-辛烯共聚物弹性体(POE-g-MAH)与聚丙烯(PP)在双螺杆挤出机上进行熔融共混,制备得到3种新型增韧改性剂.考察了增韧改性剂的种类及其用量对共混体系的力学性能、相态结构、熔融与结晶行为的影响,并对其就地形成的软壳-硬核分散相结构与性能之间的关系进行了探讨.

1 实验部分

1.1 主要原料

PBT树脂,牌号L2100, $[\eta] = 1.0$ mL/g,江苏仪征化纤股份有限公司产品;POE-g-MAH,接枝率为0.85%,辛烯含量24%~28%,密度0.87 g/cm³,熔融指数0.5 g/10 min,江苏华都科技有限公司产品;PP,丙烯-乙烯嵌段共聚聚丙烯,牌号M1300R,熔融指数13 g/10 min,中国石油独山子石化公司产品.

1.2 试样制备

将纯POE-g-MAH弹性体与PP按表1所示的比例称量混合,然后在TSSJ-25/32双螺杆挤出机上共混造粒.纯POE-g-MAH弹性体和3种新型增韧改性剂分别记为POEg、POEg1、POEg2和POEg3.

* 2005-08-15 收稿,2005-10-20 修稿; ** 通讯联系人, E-mail: weigang@mail.xhu.edu.cn

Table 1 Compositions of impact modifiers

Kinds of impact modifier	Composition(wt%)	
	POE-g-MAH	PP
POEg	100	0
POEg1	90	10
POEg2	70	30
POEg3	50	50

再将干燥好的 PBT 树脂与纯 POE-g-MAH 弹性体或新型增韧改性剂等组分按一定配比在 TSSJ-25/32 双螺杆挤出机上熔融挤出,所得粒料经干燥后在 PS40E5ASE 型注塑机上注塑成分别用于拉伸、冲击等测试的标准试样。

1.3 性能测试与结构表征

1.3.1 力学性能 采用深圳新三思 4045 型电子拉力机按 GB1040-92 测试哑铃型拉伸试样的拉伸强度。Izod 缺口冲击强度按 GB1043-93 标准,试样在 $(23 \pm 1)^\circ\text{C}$ 保温箱中放置 24 h 以上,在承德精密冲击试验机上测试。

1.3.2 AFM 和 SEM 观察 将试样置于液氮中 40 min,从其中部沿垂直于流动方向脆断,采用 SPI3800N/SPA-400 型原子力显微镜观察共混体系的相形态结构,成像模式为轻敲式(DFM)。另外,将脆断面分别置于温度为 $70 \sim 75^\circ\text{C}$ 和沸腾的二甲苯溶液中进行刻蚀,2 h 后取出。将经过刻蚀的脆断面和冲击断面真空喷金,在 X-650 型扫描电子显微镜上分别观察分散相的结构特征和分散状况,以及冲击断面形貌特征。

1.3.3 示差扫描量热法(DSC)测试 采用 Perkin-Elmer 2 型热分析仪测试 PBT 及其共混物的熔融与结晶行为,从注塑试样中部取样,在 N_2 气氛下从室温开始以 10 K/min 升温,升至 270°C 后保温 5 min,再以 10 K/min 降温。

结晶度的计算:

$$X_c = \Delta H_m / (\Delta H_m^0 \times V_m) \times 100\%$$

式中, ΔH_m 和 ΔH_m^0 分别是试样和完全结晶 ($X_c = 100\%$) PBT 的熔融热焓, ΔH_m^0 取 145 J/g , V_m 为共混物中 PBT 的体积分数。

2 结果与讨论

2.1 力学性能

2.1.1 冲击性能 图 1 给出了共混物缺口冲击强度随不同种类的增韧改性剂及其用量变化的关系曲线。表 2 列出了相应的室温缺口冲击强度值。从图 1 及表 2 中可以看到, POEg、POEg1 和

POEg2 3 种增韧改性剂在其用量为 $10\% \sim 15\%$ 之间时,共混物都出现明显的脆/韧转变。在脆/韧转变之前,随着增韧改性剂中 PP 含量的增加,共混物的缺口冲击强度略有提高;但在脆/韧转变之后,随着增韧改性剂中 PP 含量的增加,共混物的缺口冲击强度略有下降,但仍然保持了较高的冲击韧性。而使用 POEg3 增韧改性剂增韧 PBT 时,其用量要达到 25% 时,共混物才会发生脆/韧转变,呈现出韧性断裂的特征,但这时共混材料的拉伸强度已急剧下降。在 POEg3 含量为 15% 之前,随着增韧改性剂中 PP 含量的增加,共混物的缺口冲击强度并不是单调地呈上升趋势,而是比 POEg2 增韧 PBT 体系的冲击韧性稍有降低。比较而言, POEg2 增韧 PBT 所得共混物具有最佳的冲击韧性和较低成本。

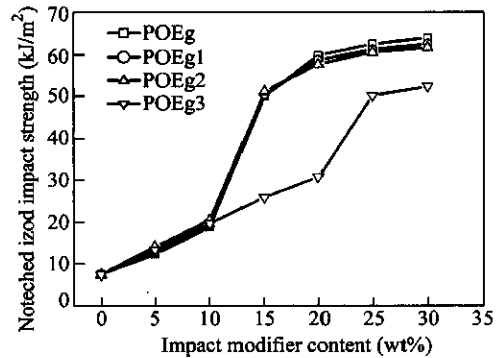


Fig. 1 Effect of content of different impact modifier on blend's notched impact strength

Table 2 Effect of content of different impact modifier on blend's notched impact strength

Type	Impact strength versus content of impact modifier(kJ/m ²)					
	5%	10%	15%	20%	25%	30%
POEg	12.3	18.8	50	59.8	62.5	64
POEg1	12.7	19.1	50.3	58.5	61.2	62.6
POEg2	14.2	20.5	51.2	56.8	60.4	61.7
POEg3	13.4	19.6	25.8	30.7	50.2	52.4

2.1.2 拉伸强度 图 2 为纯 POE-g-MAH 弹性体及其与不同配比的 PP 共混所制备的 3 种新型增韧改性剂增韧 PBT 时,共混物拉伸强度的变化曲线。可以看出,在纯 POE-g-MAH 弹性体中加入 PP 后制备得到的 3 种新型增韧改性剂,都在一定程度上提高了共混物的拉伸强度。其中, PBT/POEg2 共混物具有最高的拉伸强度。而 POEg1 由于加入的 PP 量较少,分散相的模量提高幅度有限,共混物的拉伸强度提高也较小。但当 PP 加入

量过大时,如 POEg3,共混物的拉伸强度反而出现下降.可见,随着增韧改性剂中 PP 含量的增加,最终所得共混物的拉伸强度是先增大后减小.

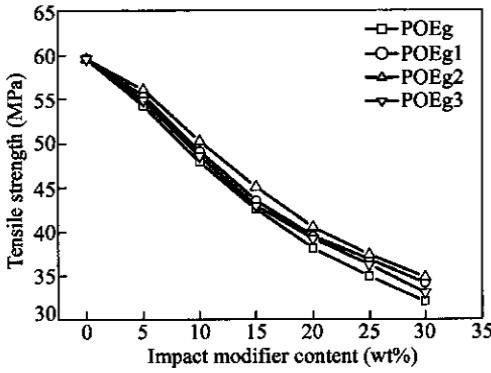


Fig. 2 Effect of content of different impact modifier on blend's tensile strength

2.1.3 脆韧转变 图 3 给出了使用不同配比的增韧改性剂时,共混物的脆韧转变与体系中纯 POE-g-MAH 净含量的关系曲线.可以看到,纯 POE-g-MAH 弹性体与 PP 以不同配比共混制备得到的 3 种新型增韧改性剂增韧 PBT 体系发生脆/韧转变所需要的弹性体净含量各不相同(增韧改性剂总量相同).随着纯 POE-g-MAH 弹性体中加入 PP 量的增加,共混物出现脆韧转变所需要的纯 POE-g-MAH 弹性体净含量先减少后增加. POEg2 增韧改性剂增韧 PBT 体系发生脆韧转变所需要的纯 POE-g-MAH 净含量最少,当共混物中纯 POE-g-MAH 的含量在 10.5% 左右时,共混物就发生由脆性断裂向韧性断裂的转变.可见,纯 POE-g-MAH 弹性体与适量 PP 并用具有显著的协同增韧作用.

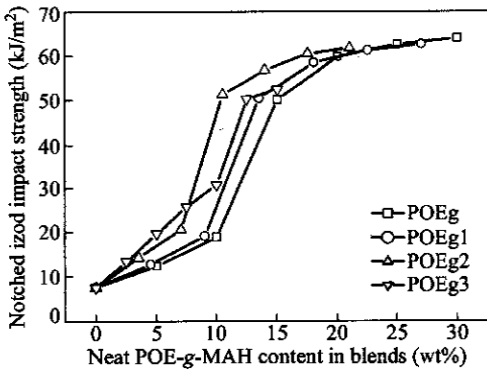


Fig. 3 The relationship curves between blend's notched impact strength and neat POE-g-MAH content

2.2 相态结构

图 4 给出 3 种新型增韧改性剂增韧 PBT 时,

共混物脆断面的 AFM 相图照片.可以看出,POE-g-MAH 和 PP 作为分散相在 PBT 基体中形成了一种核-壳结构,且随 PP 含量的增加,核层区域变得更加富裕,壳层区域的厚度逐渐减小.

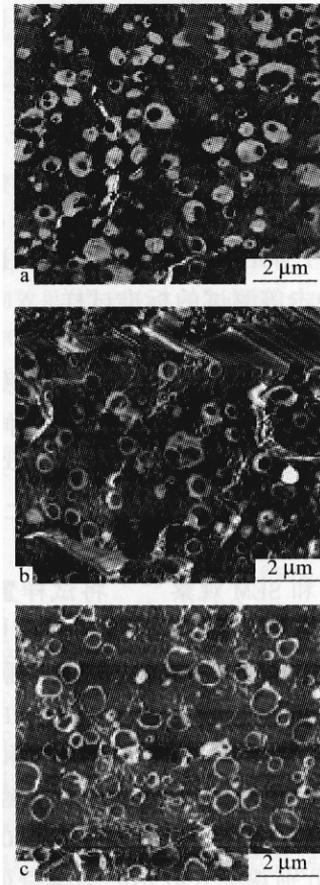


Fig. 4 Morphology characteristics of different impact modifier as dispersed phase in matrix examined by AFM
a) PBT/POEg1 (85/15); b) PBT/POEg2 (85/15); c) PBT/POEg3 (85/15)

为了进一步考察在 POE-g-MAH 中加入 PP 后分散相的结构特征,实验采用二甲苯溶液于 70 ~ 75℃ 的温度对脆断面进行刻蚀,以达到只去掉 POE-g-MAH 弹性体而让 PP 树脂成分保留下来,如图 5 所示.从图 5(a)至图 5(c)的 SEM 照片可以清楚地看到,POEg1 中由于加入的 PP 的量较少,POE-g-MAH 弹性体相对显得较富裕,有的分散相粒子内部还没有 PP 硬核的存在,但随着 PP 含量的增加,这种完全由 POE-g-MAH 弹性体组成的分散相粒子数目逐渐减少(如图 5b 所示),分散相中几乎不存在纯 POE-g-MAH 粒子被蚀刻后留下的空洞.随着增韧改性剂中 PP 含量的继续增加,包覆在 PP 外面的软壳(POE-g-MAH)的厚度逐渐减小,富裕的 POE-g-MAH 弹性体成分越来越少,

表现为空洞的数量逐渐减少、以至消失,最后 POE-g-MAH 弹性体只能薄薄地包覆在 PP 硬核的外面(如图 5c 所示)而留下薄的环形空穴.这进一步证明了添加 PP 后,新型增韧改性剂作为分散相在 PBT 基体中呈现为一种软壳-硬核的相态结构. POE-g-MAH 弹性体组成壳-核结构粒子的软壳,包覆在 PP 硬核的外面,在二甲苯溶液中被溶解掉而形成环形的空穴,环形空穴的中央留下未被溶解掉的 PP 颗粒.

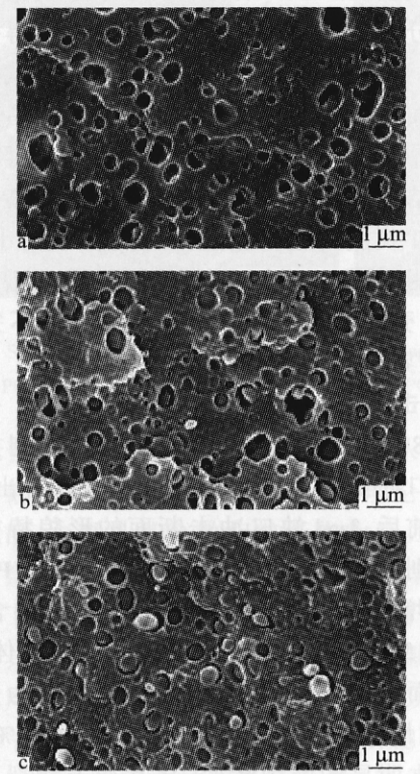


Fig. 5 Morphology characteristics of different impact modifier as dispersed phase in matrix examined by SEM

a) PBT/POEg1(85/15); b) PBT/POEg2(85/15); c) PBT/POEg3(85/15)

图 6 显示出共混物脆断面于二甲苯溶液中沸腾 2 h 后,不同配比的增韧改性剂在 PBT 基体中的分散状况.可以看出,在相同的增韧改性剂含量(15%)下,随着增韧改性剂中 PP 量的增加,软壳-硬核结构分散相所留下的孔洞尺寸逐渐减小,且分布更加均匀.这是由于 PP 的熔体流动指数较高,加入到 POE-g-MAH 弹性体后所得的新型增韧改性剂具有比纯 POE-g-MAH 弹性体更低的粘度,从而使得分散相与 PBT 基体具有更佳的粘度比.

2.3 DSC 分析

共混物组分间的界面作用力大小可通过某些

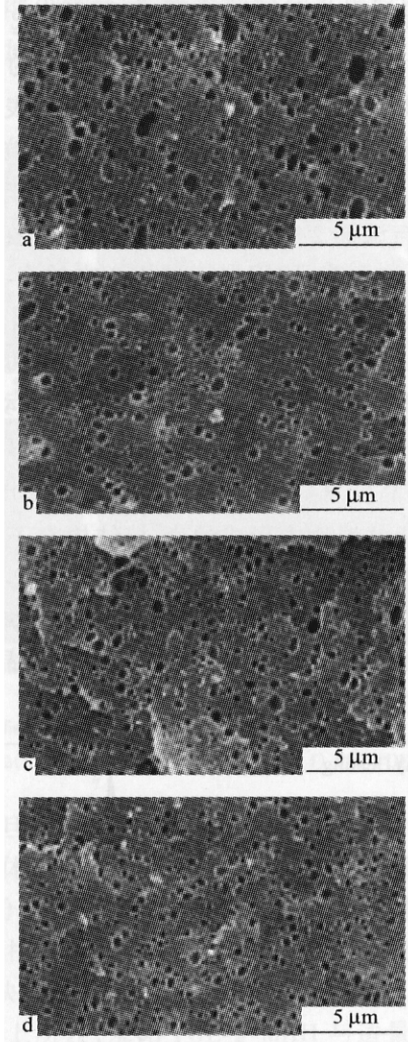


Fig. 6 SEM micrographs of dispersion domain in blend toughened by different impact modifier

a) PBT/POEg(85/15); b) PBT/POEg1(85/15); c) PBT/POEg2(85/15); d) PBT/POEg3(85/15)

物理性能的改变表现出来,如熔点、结晶温度、结晶度和玻璃化转变温度的变化等.图 7 给出了 PBT 及其与不同配比的增韧改性剂共混物的注射样条中部试样的升温 and 降温 DSC 谱图.表 3 列出了熔融温度(T_m)、熔融热焓(ΔH_m)、初始结晶温度(T_0)、结晶温度(T_c)及结晶度(X_c)等数据.

从图 7(a)和(b)的 DSC 升、降温曲线及表 3 中相应的数据可以看出,与纯 POE-g-MAH 增韧剂(POEg)相比,适量共聚 PP 与纯 POE-g-MAH 弹性体并用时,共混物的熔点、熔融热焓和结晶度都非常接近,见试样 2 和 3.但与纯 PBT 相比(见试样 1),共混物的初始结晶温度 T_0 和结晶温度 T_c 都朝低温方向移动,过冷度($\Delta T = T_0 - T_c$)增大,结晶速率减小,导致最后的结晶度降低.这是由于

反应性弹性体 (POE-*g*-MAH) 的存在, 引起 PBT 分子链的活动性下降, 使分子链排入晶格的速率降低, 导致共混物形成了不完善的晶体. 这表明添加适量共聚 PP 形成的软壳-硬核结构粒子, 其 POE-*g*-MAH 软壳层完整, 与基体的界面作用力没有变化. 与试样 2 相比, 试样 3 的上述熔融和结晶参数有少许下降, 原因在于试样 3 中的壳-核结构粒子有较为均匀的分散 (见图 6). 但当增韧改性剂中加入的共聚 PP 量过多时, 共混物的初始结晶温度 T_0 和结晶温度 T_c 都朝高温方向移动, 过冷度 ($\Delta T = T_0 - T_c$) 减小, 结晶速率得到提高, 导致最后的结晶度 X_c 增加, 见试样 4 (PBT/POEg3(85/15)). 表明共混物中形成的壳-核结构粒子的完整性有所降低, 其表面可能存在未被 POE-*g*-MAH 包覆的区域, 与基体的界面作用力有所减小. 同时, 裸露的 PP 有利于 PBT 的异相成核结晶, 导致生成晶核的速率增加.

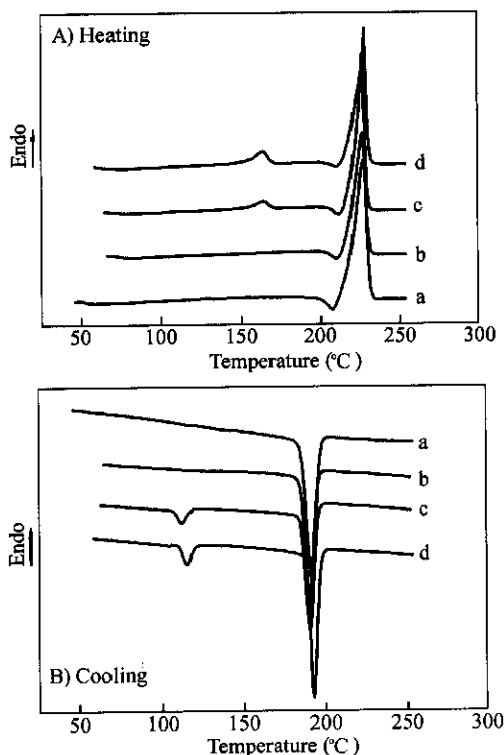


Fig. 7 DSC curves of PBT and its blends with different impact modifier

a) PBT; b) PBT/POEg(85/15); c) PBT/PIEg2(85/15); d) PBT/PIEg3(85/15)

从图中还可看出, 试样 3 和 4 中出现的两个熔融峰及结晶峰分别对应于 PP 和 PBT 两组分. 在 PBT 熔融之前还存在一个明显的放热过程, 出

Table 3 DSC data of PBT and its blends with different impact modifier

No.	T_m ($^{\circ}\text{C}$)	ΔH_m (J/g)	X_c (%)	T_0 ($^{\circ}\text{C}$)	T_c ($^{\circ}\text{C}$)	ΔT
1	226.78	48.74	33.6	196.52	191.57	4.95
2	225.59	33.16	28.9	195.43	190.16	5.27
3	225.49	33.07	28.8	195.38	190.03	5.35
4	227.75	35.93	31.3	196.79	192.36	4.43

现了一个放热峰. 当适量 PP 与纯 POE-*g*-MAH 弹性体并用时 (见试样 2 和 3), 放热峰的面积稍有减小, 这说明加入 PP 后, 所形成的壳-核结构仍然完整且分散更加均匀, 对 PBT 结晶的阻碍作用更大, 以至于来不及重结晶就被熔融. 但试样 4 的放热峰面积也较小, 这是因为 PBT 在结晶过程中生成的晶体较为完善且结晶度也较高, 再次熔融时的重结晶效应较弱, 所以观察到的放热峰面积比纯 PBT 树脂的重结晶放热峰面积还要小. 以上分析说明, 随新型增韧改性剂中 PP 含量增加到一定值时, 壳-核结构中软壳层开始出现不完整现象, 导致界面作用力减小.

2.4 冲击韧性与微观结构的关系

图 8 为 PBT/不同配比的增韧改性剂共混物室温缺口冲击断面的 SEM 照片. 可以看出, 在脆韧转变前后, Izod 缺口冲击断面的形貌特征有较大的差别. 图 8(a) 和 (b) 分别对应于 PBT/POEg 共混物中增韧改性剂 (纯 POE-*g*-MAH) 的含量为 10% 和 15%. 在 POEg 含量为 10% 的共混体系中, 冲击断面上未见塑性变形带, 断裂面较为平整光滑, 呈脆性断裂特征. 当 POEg 含量为 15% 时, 共混物发生明显的脆韧转变, 从其冲击断裂面上可见明显的塑性变形带, 出现了许多类纤维状的塑性变形突起. 图 8(c) 和 (d) 分别对应于 PBT/POEg2 共混物中 POEg2 含量为 10% 和 15% 时的 SEM 照片. 由图可见, 当 POEg2 含量为 10% 时, 冲击断面上也未出现塑性变形带, 与 POEg 相比, POEg2 作为分散相的粘度较低, 分散更加细小、均匀, 导致冲击断面上出现的凹凸不平更加细微. 当 POEg2 含量为 15% 时, 断裂面上有大量的塑性变形带, 同时分散相内部出现明显的空穴化, 基体产生显著的剪切屈服变形而耗散大量的能量. 图 8(e) 和 (f) 分别对应于 PBT/POEg3 共混物中 POEg3 含量为 10% 和 15% 时的 SEM 照片. 当 POEg3 含量为 10% 时, 断裂面的凹凸不平程度较图 7(c) 有所下降, 说明共混物在受到外力冲击时, 内部产生的银纹有减少的趋势, 导致其冲击韧性较 PBT/POEg2 (90/10) 体系稍有降低. 即使 POEg3 含量达到 15%

时,共混物的缺口冲击断面上也未出现明显的剪切屈服变形特征,而更明显的现象是,冲击断面上的凹凸不平较 PBT/POE_{g3}(90/10)共混体系有更进

一步的细化倾向,反映出此时体系中银纹的数目有所增加.

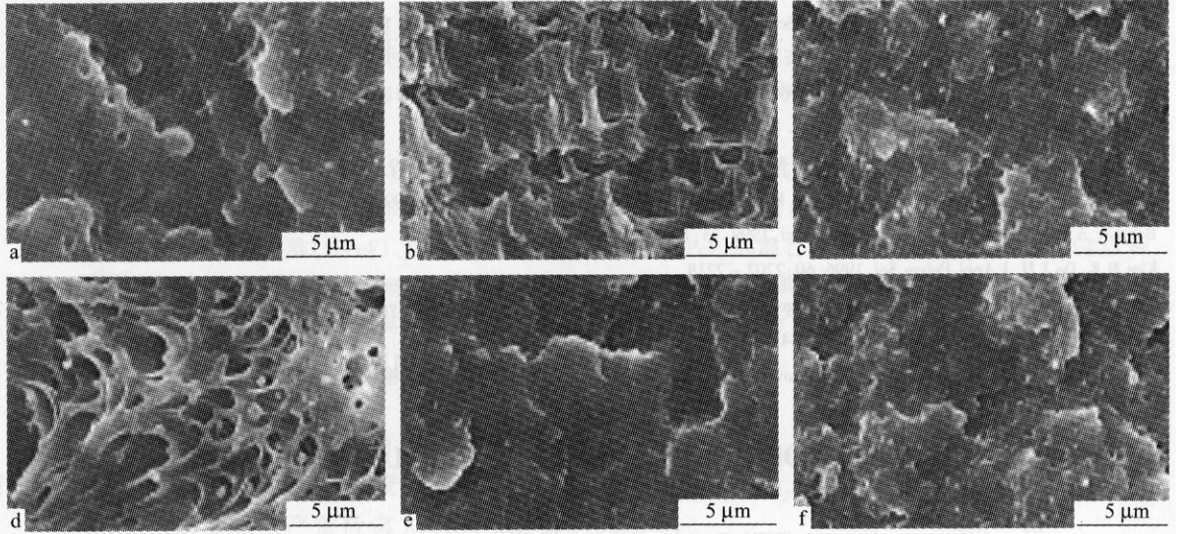


Fig. 8 SEM micrographs of fractured surface of blend toughened by different impact modifier

a) PBT/POE_g(90/10); b) PBT/POE_g(85/15); c) PBT/POE_{g2}(90/10); d) PBT/POE_{g2}(85/15); e) PBT/POE_{g3}(90/10); f) PBT/POE_{g3}(85/15)

结合前面关于相形态的讨论,我们认为,共混物的增韧机理主要服从银纹-剪切带理论.在脆韧转变之前,主要是靠分散相粒子作为应力集中点引发大量的银纹来吸收能量.在相同的增韧改性剂含量下,随着增韧改性剂中 PP 量的增加,分散相粒子具有更加细微均匀的分散,导致颗粒周围的基体产生更多的银纹而耗散能量,表现为共混物的冲击韧性稍有提高.而 PBT/POE_{g3} 体系中 POE_{g3} 分散相尽管有较细微的分散,但由于其与基体的界面作用力有所减小,不能有效地引发和终止银纹,缺口冲击强度反而略有降低.

在脆韧转变之后,共混体系的能量吸收方式主要是基体的剪切屈服变形.随着增韧改性剂中 PP 含量的增加,一方面是分散相的模量稍有增加,引起基体形变能力的下降,另一方面由于分散相的壳-核结构可通过粒子的空穴化引发基体产生形变,这两方面竞争的结果决定了共混物的能量耗散能力.在 PBT/POE_{g1} 和 PBT/POE_{g2} 两体系中,随着增韧改性剂中 PP 含量的增加,两体系中的分散相都能产生空穴化,但 POE_{g2} 分散相的模量有所增大,表现为共混物的缺口冲击强度略有

下降,但仍然保持了较高的冲击韧性.而 PBT/POE_{g3} 体系由于壳-核结构的不完整、界面作用力降低,分散相不能通过空穴化而诱发基体屈服,加之分散相模量继续增加,导致共混物的脆韧转变推迟,缺口冲击韧性下降.

综上所述,采用 POE-*g*-MAH 与适量 PP 并用制备的增韧改性剂对 PBT 具有显著的协同增韧作用,同时拉伸强度还保持较高的水平.通过 AFM 和 SEM 观察,证实了这些增韧改性剂具有软壳-硬核的相态结构. DSC 分析表明,当增韧改性剂中 PP 含量增加到一定值时,壳-核结构中软壳层开始出现不完整现象,界面作用力减小.传统的纯 POE-*g*-MAH 增韧剂使 PBT 共混物发生脆韧转变时,弹性体分散相颗粒产生塑性变形,诱发基体屈服而吸收能量.而软壳-硬核结构分散相颗粒产生塑性变形和内部空穴化,诱发 PBT 基体屈服来吸收能量.因此,采用适量廉价的刚性材料取代弹性体相内部物质形成的软壳-硬核结构作为增韧剂是制备高韧高强且具有较低成本高分子新材料的一种有效手段.

REFERENCES

- 1 Luo Yi(罗毅), Xiao Qinsha(肖勤莎). *China Plastics(中国塑料)*, 1998, 12(1): 9 ~ 14
- 2 Braun D, Klein M, Hellmann G P. *Journal of Applied Polymer Science*, 1996, 60: 981 ~ 990
- 3 Yu Z Z, Ou Y C, Qi Z N. *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, 1998, 36: 1987 ~ 1994
- 4 Yan Ruiping(闫瑞萍), Liang Shanjie(梁善杰). *Engineering Plastics Application(工程塑料应用)*, 1994, 22(3): 31 ~ 34
- 5 Matonis V A, Small N C. *Polym Eng & Sci*, 1969, 9: 99 ~ 106
- 6 Matonis V A. *Polym Eng & Sci*, 1969, 9: 107 ~ 115
- 7 Lu Xinian(卢锡年), Zhang Rui(张芮). *Acta Mechanical Sinica(力学学报)*, 1995, 27(5): 619 ~ 623
- 8 Zhang Rui(张芮), Lu Xinian(卢锡年). *Acta Materiae Compositae Sinica(复合材料学报)*, 1995, 12(4): 90 ~ 93
- 9 Baranov A O, Medintseva T I. *J Appl Polym Sci*, 1999, 73: 1563 ~ 1567
- 10 Kim B K, Do I H. *J Appl Polym Sci*, 1996, 60: 2207 ~ 2218
- 11 Gao Ning(高宁), Ye Miao(叶苗), Zhang Jingchun(张景春), Xie Xuming(谢续明). *Acta Polymerica Sinica(高分子学报)*, 2001, (6): 711 ~ 715
- 12 Wu S. *Polym Eng & Sci*, 1987, 27(5): 335 ~ 343
- 13 Wei Gang(魏刚), Huang Rui(黄锐), Song Bo(宋波). *China Synthetic Rubber Industry(合成橡胶工业)*, 2004, 27(2): 115

MORPHOLOGY AND PROPERTIES OF PBT/POE-*g*-MAH/PP TERNARY BLENDSWEI Gang¹, YU Yan², HUANG Rui³⁽¹⁾ *College of Material Science & Engineering, Xihua University, Chengdu 610039*⁽²⁾ *College of Energy & Environment, Xihua University, Chengdu 610039*⁽³⁾ *College of Polymer Science & Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065*

Abstract Three types of novel impact modifiers were prepared by melt blending maleic anhydride-grafted ethylene-octene copolymer (POE-*g*-MAH) with polypropylene (PP) through a twin screw extruder. The effect of different impact modifier and its content on mechanical properties, dispersion morphology and melting and crystallization behavior of the blends was investigated. The mechanical property testing indicates that POE-*g*-MAH and PP have significantly synergistic toughening effect on PBT. The impact modifier (POEg2) with POE-*g*-MAH/PP ratio of 70/30 has the best toughening effect. When POEg2 content is up to 15%, the notched impact strength (I_s) increases from 7.5 kJ/m² for pure PBT to 51.2 kJ/m², which is approximately equal to that for the blend toughened by 15% pure POE-*g*-MAH, and the loss of tensile strength (σ_b) of the blend is the least. The impact modifier particles dispersed in matrix have a soft shell-rigid core morphology evidenced by using AFM and SEM. DSC results reveal that the soft shell in shell-core structural particles becomes incomplete, when the PP content in the impact modifier is high (50%). It may which result in a decline in interaction between the blend components, and consequently, I_s and σ_b of the blend both begin to decrease obviously.

Key words Poly(butylene terephthalate), Synergistic toughening, Brittle-to-ductile transition, Soft shell-rigid core morphology