

显微镜图像分析研究聚丙烯/尼龙 1010 共混物 相结构及其性能*

马桂秋** 姜 杰 张丁浩 盛 京

(天津大学材料科学与工程学院 天津 300072)

摘 要 用扫描电子显微镜图像分析研究了聚丙烯/聚酰胺 1010 共混物及其部分相容体系的相形态结构, 计算了表征相结构和尺寸的结构参数, 如分散相的平均直径、平均弦长和分散相的质心相关距等, 并分别讨论了聚丙烯/聚酰胺 1010 共混物及其部分相容体系的相形态以及其结构参数与共混物组成的关系. 测定了聚合物及其共混物体系的力学性能, 讨论了共混物组成与力学性能的关系. 聚丙烯/聚酰胺 1010 共混物的拉伸模量与组成的关系较为复杂, 但其部分相容体系的拉伸模量与组成呈线性关系. 聚丙烯/聚酰胺 1010 及其共混物体系的屈服强度与共混物组成均呈线性关系. 表征相结构的两相平均弦长比($\bar{l}_1/\bar{l}_2$)与组成以及共混物体系力学性能与组成的关系, 二者相似. 同时讨论了体系力学性能随相尺寸等的变化规律.

关键词 聚丙烯/尼龙 1010 共混物, 多相聚合物相结构, 多相聚合物力学性能

多相聚合物体系、特别是聚合物共混物的研究至今已有几十年的历史, 从相形态结构到相容体系的相分离, 相间的相互作用和体系的增容等都有广泛的研究, 并有专著^[1-10], 已形成了产业. DOW 化学等公司完成了乙烯-1-辛烯共聚物 (EOC) 弹性体的生产后, 有关用 EOC 改性聚丙烯 (PP) 的研究十分活跃, 张玲等^[11]介绍了这些研究的进展. Da-Silva 等^[12]对 PP/EOC 共混物进行了较系统的研究. 随着上世纪末国际大石油化学公司的并购重组及相关科学技术与工业的迅速发展, 对有机高分子材料的性能提出了新的和更高的要求, 发展高分子材料新的合成工艺路线和结构、通过共混改性实现聚合物的高性能化和功能化等, 为聚合物共混和共混物的研究及应用提供了更大的研究空间, 并得以继续广泛深入地发展.

随着计算机软件和图像处理技术的发展, 计算机图像处理技术在聚合物显微图像处理中得以广泛应用. Nakai^[13]等在研究热致液晶共聚酯的相分离过程时, 用数字图像法对加热相分离的偏光显微镜 (PLM) 图像信息进行二值化处理, 得到了所谓特征弦长 Λ 的分布, 并以此分析了液晶的相分离过程. Inoue^[14]等在相结构的研究中, 采用一种新的数字图象分析方法对电镜图像进行分析,

用等效椭圆方法将其中每个颗粒以最接近的椭圆来代替. 本课题组应用显微镜图像处理技术研究了聚合物共混物的相形态结构和分形行为^[15-20].

聚合物的力学性能, 特别是多相聚合物复杂体系的力学性能是科学界与产业界十分关注的问题. 有关聚合物力学性能的研究有广泛报道. 对于多相聚合物体系, Kunori 和 Geil 等^[21,22]用微观力学模型研究了以聚碳酸酯为基础的共混物的力学性能, 并进行了试验验证. Van Gheluwe 等^[23]讨论了不同形貌如纤维状和棒状的分散相对材料力学性能的影响. Willemse 等^[24]发现, 双连续的聚乙烯/聚丙烯 (聚苯乙烯) 具有很高的拉伸模量, 超出了现有关于双连续形态共混物模量的预报结果. 谢志民等^[25]研究了聚丙烯/聚苯乙烯的相结构形态和体系的力学性能, 但是, 在双连续相区没有得到 Willemse 的结果.

聚合物共混物结构与性能的关系由于多相聚合物的复杂性, 至今尚很少得到普适的定量结果. 如何预报聚合物共混物的力学性能是当今材料设计中十分重要的课题. 本文拟采用图像处理技术处理显微图像, 观察聚合物共混物相形态结构的变化, 研究聚丙烯/尼龙 1010 和聚丙烯/尼龙 1010/聚丙烯马来酸酐接枝物复杂体系相结构形态特

* 2007-03-20 收稿, 2007-05-31 修稿. 国家自然科学基金重大项目 (基金号 50390090) 和天津市科学技术委员会 (项目号 05YFJMJCO9100) 资助项目; ** 通讯联系人, E-mail: magq@tju.edu.cn

征,试图通过实验结果探讨相结构与材料力学性能之间的关系。

1 实验部分

1.1 实验材料

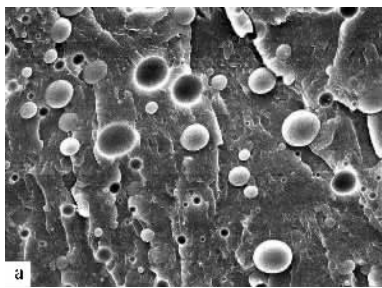
聚丙烯 (PP), 1300, $M_w = 4 \times 10^5$, $\rho = 0.9 \text{ g/cm}^3$, $T_m = 164 \sim 167^\circ\text{C}$, 北京燕山石化公司; 尼龙 1010 (PA1010), 11 型, $\rho = 1.03 \sim 1.05 \text{ g/cm}^3$, $T_m = 198 \sim 210^\circ\text{C}$, 天津中和化工厂; 聚丙烯接枝马来酸酐 (PP-g-MAH) 接枝率 0.35%, 岳阳长岭炼油厂。

1.2 共混物的制备

先后用清水和蒸馏水清洗粒料, 然后烘干 8 ~ 12 h, 再将总体积为 50 cm^3 的粒料按不同的比例于密炼机中在指定混炼温度 (200°C) 和转速 (30 r/min) 下进行共混, 混炼总时间为 15 min. 并于不同混炼时间取样, 备实验分析使用。共混物 PP/PA1010 的组成为 90/10、80/20、70/30、60/40、50/50、40/60、30/70、20/80、10/90 (V/V); PP/PA1010/PP-g-MAH 的组成为 85.7/9.5/4.8、76.2/19/4.8、66.7/28.5/4.8、57.1/38.1/4.8、47.6/47.6/4.8、38.1/57.1/4.8、28.5/66.7/4.8、19/76.2/4.8、9.5/85.7/4.8 (V/V)。

1.3 样品制备

在密炼机上进行共混物的混炼, 按设计时间, 取出样品后, 迅速投入冰水中以保持形态。



1.4 实验仪器及设备

密炼机 (XXS-30, 上海轻机模具厂); 材料试验机 (Instron Model 1186); 扫描电子显微镜 (SEM), (Philips XL-3 环境扫描电子显微镜)。

1.5 SEM 图象分析及颗粒尺寸的计算

1.5.1 SEM 图象二值化处理 首先对 SEM 图像进行二值化处理, 图 1(a) 是共混物 PP/PA1010 组成为 10/90、共混时间为 2.5 min 时的 SEM 图像。使用 Photoshop 等图像处理软件, 人工将图像中的两相区分别用白色 (表示连续相) 和黑色 (表示分散相) 分开, 即图像二值化。最后存储为单色 BMP 格式图像, 如图 1(b) 是图 1(a) 二值化后的结果。由二值化图像, 用本实验室自编的 PDC 软件, 计算相尺寸及其分布。

1.5.2 颗粒尺寸测定原理^[26] 圆球的尺寸最易表征, 用一个参数——直径即可。对于其它形状的颗粒可以用某种当量直径来表示, 在显微镜下可观察到单个颗粒的二维形貌。投影面直径 d_p 为与任意放置的颗粒的投影面积相同的圆的直径; 周长直径 d_c 为与颗粒的投影外形周长相等的圆的直径; Feret 直径 d_f 为与颗粒投影外形相切的一对平行线之间的距离; Martin 直径 d_m 为颗粒投影外形面积等分线; 展开直径 d_R 为通过颗粒重心的弦长 (本文以 L_1 和 L_2 表示)。

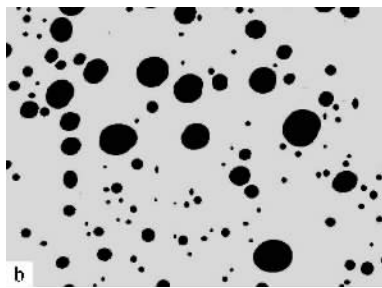


Fig. 1 The image of SEM and The binarized image

a) The image of SEM; b) The binarized image

“平均直径”是通过频率密度曲线所包含面积重心的垂线与横坐标的交点值, 公式如下:

$$\bar{X} = \frac{\sum X d\Phi}{\sum d\Phi} \quad (1)$$

$d\Phi$ 表示频率数, 即在某大小范围内颗粒的某些特征 (包括个数、长度、面积和体积等) 出现的总数。

1.5.3 质心相关距 颗粒之间的互相影响程

度与它们的质量和距离有关, 质量越大, 相关性越大; 距离越大, 相关性越小。对于一个颗粒 i , 将其周围颗粒质量 m_j 除以它与颗粒 j 的距离 d_{ij} , 求和后取平均, 再取倒数作为该颗粒的质心相关距 D , D 值具有长度单位, 可以反映颗粒之间的相关性。

定义式如下:

$$\frac{1}{D_j} = \frac{\sum_i \frac{m_i}{d_{ij}}}{\sum_j m_j} \tag{2}$$

应用聚合物共混物体系的 SEM 图像进行质心相关距的计算. 颗粒的位置定于颗粒的质心上, 质量 m_j 可由面积 S_j 来代替.

2 结果与讨论

2.1 SEM 图像结构分析

PP/PA1010 共混物体系 SEM 图像表明分散相

和连续相清晰的界面,分散相颗粒以近似球形分布在连续相中在 PP/PA1010 组成为 50/50 时出现双连续相,其中一相明显呈长棒状,并且在棒状断面中还有相结构存在. 这种被称为‘复合液滴’、‘次级包含’或称之为‘Salarni——意大利腊肠’等的相结构已有相关的文献报道,这种结构的形成与两相的粘度差及界面张力有关. 图 2 给出了部分 PP/PA1010 共混物体系断面的 SEM 图像.

当共混物 PP/PA1010 中 PP 含量大于 60% 以后,体系相结构出现反转.

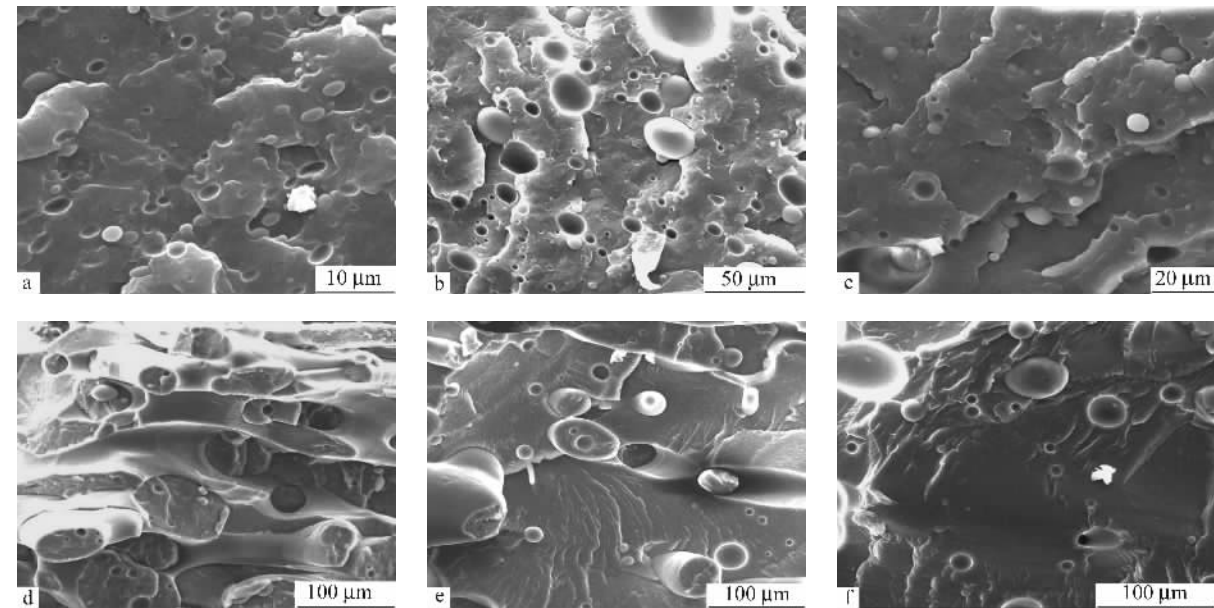


Fig. 2 SEM images of PP/PA1010 blends
a) PP/PA = 90/10 ; b) PP/PA = 70/30 ; c) PP/PA = 60/40 ; d) PP/PA = 50/50, e) PP/PA = 30/70 ; f) PP/PA = 10/90

PP/PA1010 共混物图像处理计算得到的相结构相尺寸 d_f, d_m, d_p, d_c 和 d_R (L_1 和 L_2) 与共混物组成的关系由图 3(a) 给出. L_1 和 L_2 即为 d_R , 对于 PP/PA1010 共混物,在 PP 含量大于 50% 时(PP

为连续相,PA1010 为分散相)与 d_f, d_m, d_p, d_c 是一致的,但 PP 为分散相时 L_1 大于 d_f, d_m, d_p, d_c . 由 d_R 的定义可知,其值是通过颗粒(分散相)重心的弦长.如不进行多次操作,其值误差较大.

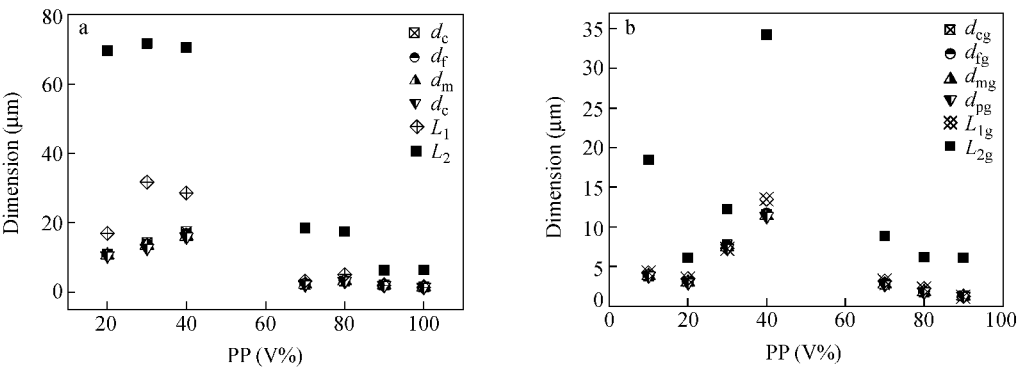


Fig. 3 The variation of phase sizes with compositions of the blends
a) PP/PA1010 ; b) PP/PA1010/PP-g-MAH

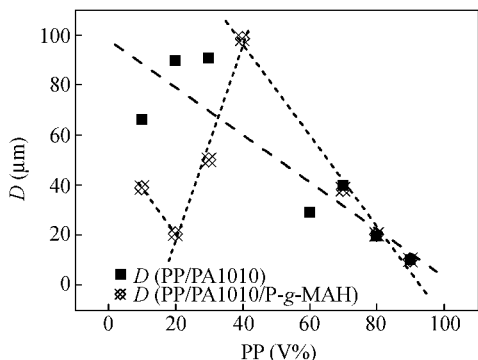


Fig. 4 The relation of D with compositions of the blends

图 4 给出了平均质心相关距 D 与体系组成的关系。 D 反映了分散相颗粒与周围粒子的相关性, D 值越大,说明该颗粒与周围颗粒的相关性越小(对于一个相同尺寸和均匀位置的颗粒体系,每个颗粒的 D 值均相等)。当共混物中组分浓度增大时, D 增大,分散相颗粒与周围粒子的相关性变小,体系均匀性变差。 D 的变化与分散相粒

径的变化相似。当 PP 为分散相时, D 值均大于 PA1010 为分散相的数值。这与图 2 比较出现矛盾,应该是与“复合液滴”结构有关。

图 5 是 PP/PA1010/PP- g -MAH 共混物体系的 SEM 图像。与 PP/PA1010 共混物相比,可以明显看出其分散相尺度变小,分散相近似球形,并随两相浓度的增加,向椭球转变。相的分布明显较非相容体系 PP/PA1010 均匀。在组成为 57.1/38.1/4.8 和 47.6/47.6/4.8 的 PP/PA1010/PP- g -MAH 共混物中同样形成双连续相。在 PP/PA/PP- g -MAH 组成为 38.1/57.1/4.8 发生了相反转。同样,“复合液滴”的相结构在 PP/PA1010/PP- g -MAH 共混物中存在。如图 5 中的(2)和(3)。

PP/PA1010/PP- g -MAH 共混物的相尺寸见图 3(b)。其共混物的相尺寸 d_{lg} , d_{mg} , d_{pg} , d_{cg} 及 L_{1g} 是一致的,值在 PP 为分散相时波动较大。PP/PA1010/PP- g -MAH 共混物的相尺寸明显小于 PP/PA1010 共混物。

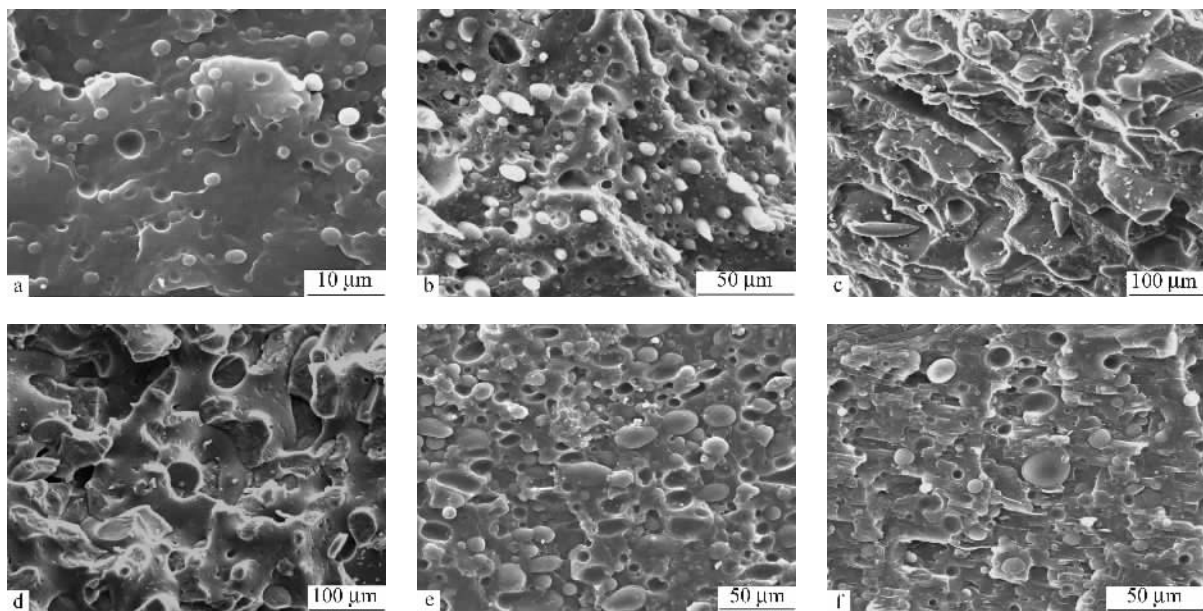


Fig. 5 SEM images of PP/PA1010/PP- g -MAH blends

a) PP/PA/PP- g -MAH = 85.7/9.5/4.8 ; b) PP/PA/PP- g -MAH = 66.7/28.5/4.8 ; c) PP/PA/PP- g -MAH = 57.1/38.1/4.8
d) PP/PA/PP- g -MAH = 47.6/47.6/4.8 ; e) PP/PA/PP- g -MAH = 28.5/66.7/4.8 ; f) PP/PA/PP- g -MAH = 9.5/85.7/4.8

PP/PA1010/PP- g -MAH 共混物的 D 值随组成的变化规律与共混物 PP/PA1010 体系是相似的。当 PP 为分散相时, D 随 PP 含量的增加而增大,体系均匀性变差。在 PP 为连续相时,随 PP 含量的减小呈线性增大(见图 4),体系分散相颗粒的相关性减小,体系均匀性变差。即当体系中分散相浓度增加时,体系均匀性变差。在双连续相区,体系

的均匀性和相间相关性变差,这与 PP/PA1010 体系一致。但对于 PP/PA1010/PP- g -MAH 共混物体系,当分散相含量减小时, D 均变小。并且,PP 为分散相和 PA1010 为分散相时的 D 值较接近。SEM 的结果表明,PP 含量在 10% ~ 30% 和 PA1010 含量在 10% ~ 30%,其相结构是相似的,表明增容剂改善了体系的均匀性, D 的结果是合理的。

2.2 共混物相结构与材料力学性能的关系

2.2.1 共混物的力学性能与组成的关系

图 6 给出了 PP/PA1010 共混物的杨氏模量 E 和屈服强度 σ_y 随组成的变化. 图 6(a) 是 PP 为分散相, 图 6(b) 是 PA1010 为分散相. 当 PP 含量在 0 到 20% 范围, 共混物的模量随 PP 含量的增加而增大, 并高于 PA1010 的模量; 在 PP/PA1010 组成为 20/80 至 40/60 之间, 共混物的模量随 PP 含量的增加而迅速减小. 在 PP/PA1010 组成为 40/60 至 70/30 之间, 共混物的模量随 PP 含量的增加迅速增大; 当 PP 含量大于 70% 后, 模量值几乎不变; 在 PP/PA1010 组成为 40/60 至 50/50 之间体系存在双连续相(见图 2), 双连续相结构的共混物杨氏模量最小, 即刚性最差. 此结果与 Willemse^[24] 等工作相反. 由 SEM 图像看, 在双连续相区, 没有明显的互穿网络结构, 并且相间是分离的, 相尺寸变大, 则其刚性变差. 在双连续相区以外, 体系的模量均大于 PA1010 的模量, 并随 PP 含量的增加趋向 PP 的模量值. 这一现象表明, 在 PP/PA1010 共混物体系中, 分散相含量小于或等于 20% 时, 体系的模量由组元模量高的一相控制, 即由 PP 相控制.

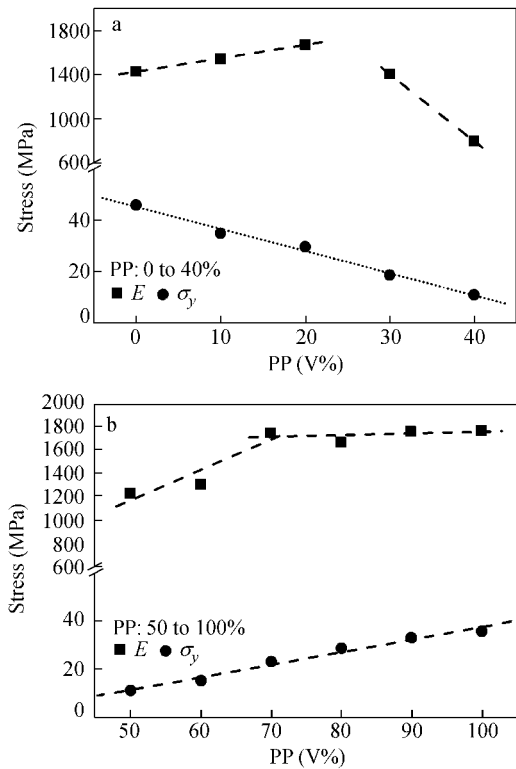


Fig. 6 Mechanical properties on PP/PA blends
a) Dispersed phase : PP ; b) Dispersed phase : PA1010

PP/PA1010 共混物体系的屈服强度见图 6. 在

PP 含量小于 40% 时 (PP 为分散相), 其值随 PP 含量的增加而减小, 并具有近似的线性关系; 在 PP 含量大于 50% 以后 (PA1010 为分散相), 屈服强度随 PP 含量的增加而增大. 因此, 当共混物中两相浓度增大时, 体系的屈服强度线性下降, 在两相含量相等时, 屈服强度最小.

图 7 是 PP/PA1010/PP- g -MAH 体系的杨氏模量 E_g 和屈服强度 $\sigma_{y,g}$ 随组成的变化. PP/PA1010 共混物中加入增容剂 PP- g -MAH 接枝物后, PP/PA1010/PP- g -MAH 体系的模量随 PP 含量的增加而增大, 并具有近似的线性关系. 表明 PP/PA1010/PP- g -MAH 体系中由于增容剂的存在, 改善了体系的相间关系, 形成了相容的过渡层, 模量的变化趋于平缓, 总体呈现从纯 PA1010 至纯 PP 逐步上升的趋势, 即呈线性增大 (接近 PP 与 PA1010 模量两点的连线), 其模量与组成具有以下关系:

$$E = A - B(V_{pp}) \tag{3}$$

其中, A 为截距 (即纯组分的拉伸模量); B 为斜率, 与共混物及组元力学性能有关. A 和 B 同时与相间关系、加工条件和相结构有关.

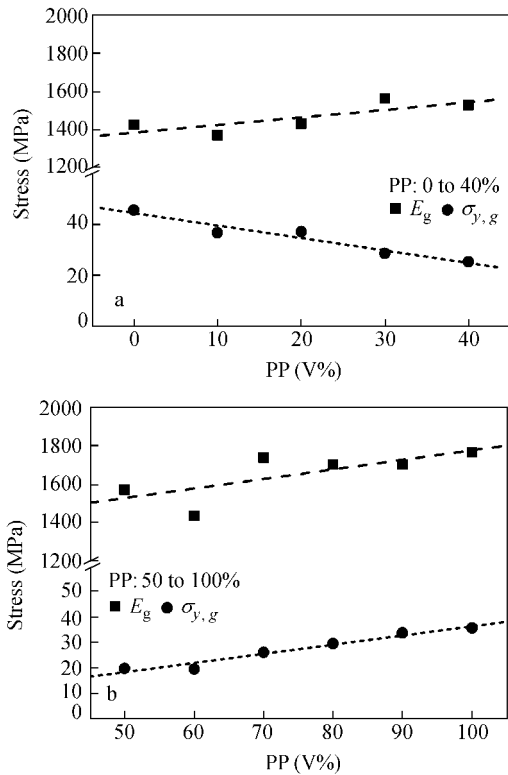


Fig. 7 Mechanical properties on PP/PA/PP- g -MAH blends
a) Dispersed phase : PP ; b) Dispersed phase : PA1010

但是, 对于 PP/PA1010 体系, 其模量在不同的组成范围内与体系组成均具有线性关系. A 和 B

数值各不相同,显示了体系的复杂性.

对于 PP/PA1010/PP-g-MAH 体系的屈服强度 (见图 7),其变化与 PP/PA1010 共混物体系相同.屈服强度与共混物组成的关系具有以下形式:

$$\sigma_y = C + K(V_{pp}) \quad (4)$$

或

$$\sigma_y = C - K(V_{PA1010}) \quad (5)$$

其中 C 为截距,即纯组分的拉伸强度; K 为斜率,与共混物及组元力学性能有关. C 和 K 同时与相间关系、加工条件和相结构有关,同时与体系的化学结构有关.

2.2.2 相结构与体系力学性能的关系 L_2 (见图 3) 表征共混物体系连续相的尺度. L_1 表征体系中分散相尺度,假设它们分别代表两相的直径,则分散相的体积 V_d 为:

$$V_d = \frac{1}{6}\pi L_1^3 \quad (6)$$

同样,对于连续相:

$$V_c = \frac{1}{6}\pi L_2^3 \quad (7)$$

则有:

$$V_d/V_c = L_1^3/L_2^3 \quad (8)$$

因此, L_1/L_2 实际上具有体积分数的含义.但 L_1/L_2 显示了相结构的关系.

图 8 给出了 PP/PA1010 共混物的拉伸强度与 L_1/L_2 的关系.其变化与拉伸强度和体系体积分数的关系相似.对于体系的模量,随的 L_1/L_2 增大其变化与体积分数的关系类似.对于屈服强度,同样具有以下关系:

$$\sigma_y = D + E(L_1/L_2) \quad (9)$$

当 PP 为分散相时 E 为正,PA1010 为分散相时 E 为负值.

图 9 是 PP/PA1010/PP-g-MAH 体系模量及屈服强度与 L_1/L_2 的关系.与图 7 比较,其模量和屈服强度随 L_1/L_2 的变化与模量和屈服强度随体积分数的变化是近似的,均具有近似的线性关系.

平均质心相关距 D 反映了分散相颗粒与周围粒子的相关性.图 10 给出共混物模量与 D 的关系.对于 PP/PA1010 共混物模量随 D 的增大而缓慢减小,并具有近似的线性关系,见图 10 (a).此结果与模量和 L_1/L_2 的关系是一致的.说明相间相关性变小,体系力学性能变差.

对于 PP/PA1010 共混物的屈服强度,在

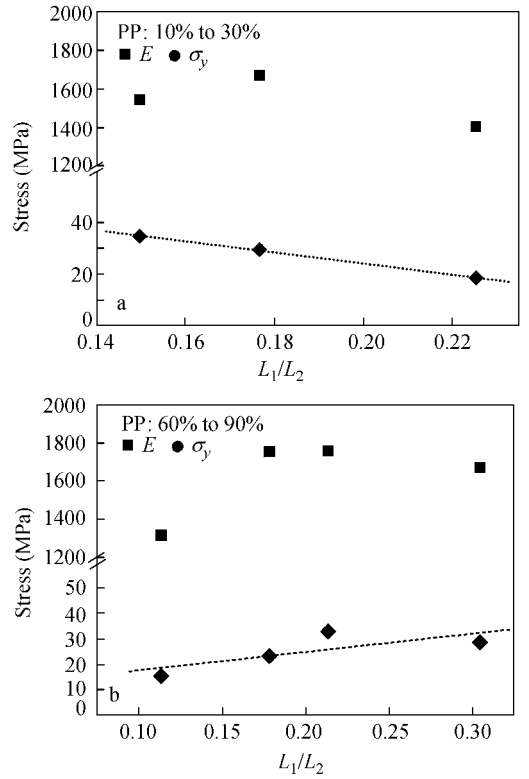


Fig. 8 The relationship of strain strengths with L_1/L_2 in PP/PA1010 blends

a) Dispersed phase : PP ; b) Dispersed phase : PA1010

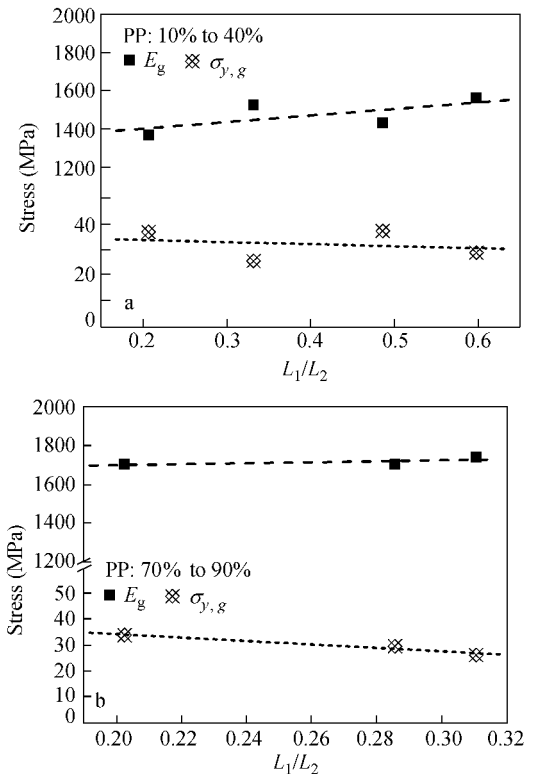


Fig. 9 The relationship of strain strengths with L_1/L_2 in PP/PA/PP-g-MAH blends

a) Dispersed phase : PP ; b) Dispersed phase : PA1010

PA1010 为分散相时,屈服强度随 D 的增大而线性减小,在 PP 为分散相时,同样是屈服强度随 D 的增大而线性减小(近似的).同时,由 SEM 图像可知,在 PP 为分散相时,分散相尺度变大,分布不均匀, D 的波动过大.

对于 PP/PA1010/PP- g -MAH 共混物体系其模量随 D 的变化与体系 PP/PA1010 是近似的.而体系的屈服强度随 D 的增大缓慢减小,并呈线性关系,见图 10 (b).此结果反映了体系中增容剂的作用.

分散相尺度可能影响体系的力学性能,图 11

给出了 PP/ PA1010 和 PP/PA1010/PP- g -MAH 两种体系力学性能与体系分散相尺度的关系.对于 PP/PA1010 共混物,拉伸模量和屈服强度与体系 PP 的状态有关,PP 处于分散相(PA1010 为连续相)和连续相(PA1010 为分散相),其变化规律是不同的.对于 PP/PA1010/PP- g -MAH 共混物体系,其强度与相尺度均有近似的线性关系,随相尺度的增大,强度缓慢减小.同时说明增容剂改善了相间关系.

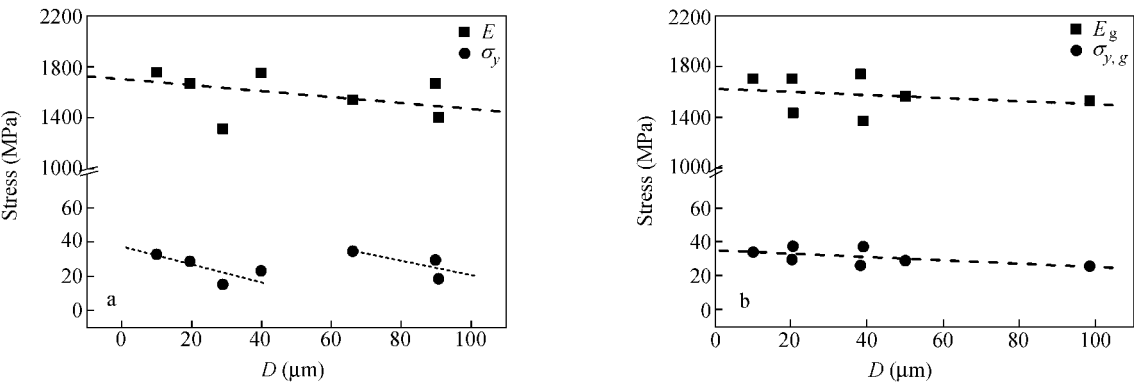


Fig. 10 The variation of D with Mechanical properties of blends
a) PP/PA1010 ; b) PP/PA1010/PP- g -MAH

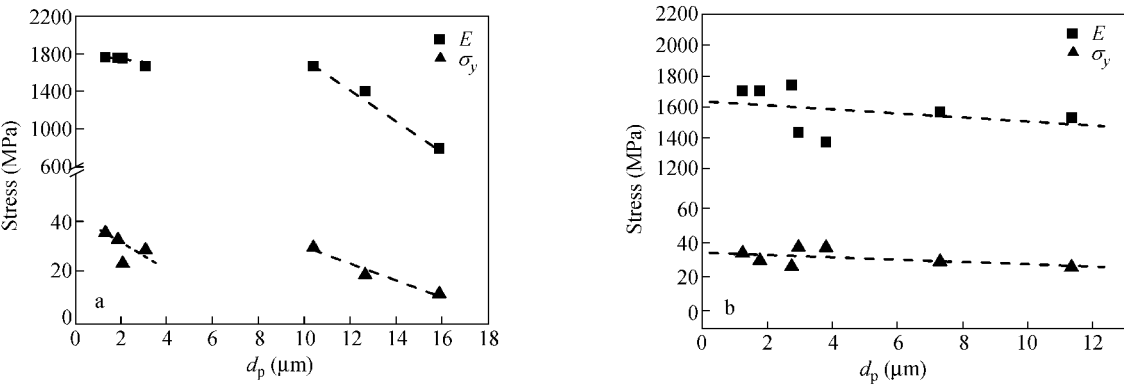


Fig. 11 The relationship of strain strength with phase size in the alloys
a) PP/PA1010 ; b) PP/PA1010/PP- g -MAH

由于多相体系的复杂性,加之力学性能测试过程中的分散性,图像处理过程带来的误差,体系力学性能与相结构参数的关系呈现一定的波动.

但是,相结构参数与体系力学性能的关系仍呈现一定规律性.因此,进一步深入研究,可得到普适的规律.

REFERENCES

- 1 Paul D R, Bucknall C B. Polymer Blends, A Wiley-Interscience, New York, 2000
- 2 Yin Jinghua(殷敬华), Mo Zhishen(莫志深). Modern Polymeric Physics(现代高分子物理学). Beijing(北京): Science Press(科学出版社), 2001. 209 ~ 279
- 3 Xu Jun(许军), Sheng Jing(盛京). Chemical Industry and Engineering(化学工业与工程), 2004, 21(1): 43 ~ 48
- 4 Gong Changhua(龚长华), Sun Hui(孙辉), Sheng Jing(盛京). Chinese Polymer Bulletin(高分子通报), 2006, (7): 71 ~ 81
- 5 Da-Silva A L N, Rocha M C G, Coutinho F M B, Bretas R E S, Farah M. Polym Testing, 2002, 21(6): 647 ~ 652
- 6 Jiang W, Yu D H, An L J, Jiang B Z. J Polym Sci-Polym Phys, 2004, 42(8): 1433 ~ 1440
- 7 Feldman D. J Macromol Sci-Pure and Appl Chem, 2005, 42: 587 ~ 605
- 8 Nashason C, Saiwaree S, Kaesaman A. Polym Test, 2006, 25(5): 656 ~ 667
- 9 Li H, Pei Q W, Yuan Q. Polymer, 2004, 45: 6427 ~ 6430
- 10 Jiang W, Yu D G. J Polym Sci-Polym Phys, 2004, 42: 1433 ~ 1440
- 11 Zhang Ling(张玲), Hu Xiongwei(胡雄伟), Sheng Xumin(盛旭敏), Huang Rui(黄锐). Plastics(塑料), 2001, 30(1): 53 ~ 56
- 12 Da Silva A L N, Tavares M I B, Politano D P. J Appl Polym Sci, 1997, 66(10): 2005-2014
- 13 Nakai A, Shiwaku T, Wang W. Macromolecules, 1996, 29: 5990-6001
- 14 Charoensirisomboon P., Inoue T., Solomko S. I, Sigalov G M, Weber M. Polymer, 2000, 41: 7033 ~ 7042
- 15 Ma Guiqiu(马桂秋), Yuan Xubo(原续波), Sheng Jing(盛京). Acta Polymerica Sinica(高分子学报), 2002, (1): 63 ~ 67
- 16 Yuan Xubo(原续波), Sheng Jing(盛京), Li Xiaozhan(李晓战), Li Jiashen(李加深), Cai Zhijiang(蔡志江). Acta Polymerica Sinica(高分子学报), 2001, (2): 219 ~ 223
- 17 Wang Y, Cai Z J, Sheng J. J Macromol Sci-Phys, 2004, B43(5): 1075 ~ 1093
- 18 Li Y Y, Wang Y, Sheng J. J Macromol Sci-Phys, 2005, 44: 665 ~ 676
- 19 Yan L T, Sheng J. Polymer, 2006, 47: 2894 ~ 2903
- 20 Li Y Y, Wang Y, Li W-Q, Sheng J. J Appl Polym Sci, 2007, 103: 365 ~ 370
- 21 Kunori T, Geil P H. J Macromol Sci-Phys, 1980, B18(1): 93 ~ 134
- 22 Kunori T, Geil P H. J Macromol Sci-Phys, 1980, B18(1): 135 ~ 175
- 23 Van Gheluwe P, Favis B D, Chalifoux J P. J Mater Sci, 1988, 23(15): 3910 ~ 3920
- 24 Willemse R C, Speijer A, Langeraar A E, Postuma de Boer A. Polymer, 1999, 40(24): 6645 ~ 6650
- 25 Xei Z M, Sheng J, Wan Z M. J Macromol Sci-Phys, 2001, B40(2): 251 ~ 261
- 26 Zhang Dinghao(张丁浩), Sheng Jing(盛京), Xie Zhimin(谢志民), Li Jiashen(李加深). Chemical Industry and Engineering(化学工业与工程), 2002, 19(2): 141 ~ 146

STUDIES ON PHASE STRUCTURES AND PROPERTIES OF
POLYPROPYLENE/POLYAMIDE 1010
BLENDS BY ANALYSIS OF MICROSCOPE PHOTOGRAPHS

MA Guiqiu, LOU Jie, ZHANG Dinghao, SHENG Jing

(School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300072)

Abstract The phase structure and morphology of the blends of polypropylene (PP)/polyamide (PA1010) and a part-compatibility system (PP/PA1010/PP-*g*-MAH) were analyzed by graph technique using scanning electron microscope (SEM) images. The structure parameters, such as the average diameter, d , average chord lengths, $\bar{l}$, and distance between mass centers, D , of the dispersed phase, in PP/PA1010 and PP/PA1010/PP-*g*-MAH blends were calculated. The morphology, as well as the relationship between the structure parameters and the compositions of the two blend systems was discussed. These results showed that the variation of structure parameters depended upon the compositions of blends.

Simultaneously, the mechanical properties of the blends were measured. They depended on the compositions of the blends. For PP/PA1010 blends, the relationship between the modulus and the composition was complex. When

the content of PP increased from 10% to 20%, the modulus increased and the numerical value of the modulus of the blends was greater than that of PA1010. The modulus reached a minimum when the content of PP varied from 20% to 70%. This was because a double-continuous phase appeared in this region. The modulus was constant and was close to that of PP when the content of PP was greater than 70%. However, when PP was the dispersed phase, the yield strength had a linear relationship with the content of PP. The yield strength decreased with the increase of the content of PP in blends. For PP/PA1010/PP-*g*-MAH blends, the modulus changed linearly with the variation of the content of PP because of the existence of compatibilizer. The modulus increased when the content of PP increased. The yield strength changed linearly with the content of PP in PP/PA1010/PP-*g*-MAH blends. The yield strength decreased with the increase of the content of PP when PP was the dispersed phase whereas the yield strength increased when PA1010 was the dispersed phase.

The relationship between the mechanical properties and the structure parameters, such as the ratio of average chord lengths, $\bar{l}_1/\bar{l}_2$, was discussed. For PP/PA 1010, $\bar{l}_1/\bar{l}_2$, showed linear relationship with the mechanical properties of the blends. Moreover, this relationship obeyed the same rule as that of the relationship between mechanical properties and the content of PP. For PP/PA1010/PP-*g*-MAH blends, $\bar{l}_1/\bar{l}_2$ was also linearly related with mechanical properties. The modulus increased while the yield strength decreased with the increase of $\bar{l}_1/\bar{l}_2$.

The studies on the relationship between the mechanical properties and the average diameter of the dispersed phase showed that this relationship was complex for PP/PA1010 blends. The circumstance was different when average diameter was less than 4 μm and greater than 10 μm . However, for PP/PA1010/PP-*g*-MAH blends, the mechanical properties were linearly related with the average diameter. Both the modulus and the yield strength decreased when the average diameter increased.

The experimental results also indicated that the mechanical properties had a linear relationship with the distance of mass centre, D , for both blends. In both cases, the modulus and the yield strength decreased slowly with the increase of the average diameter.

Generally speaking, the phase structure parameter has a certain relationship with the mechanical properties of the blends.

Keywords Polypropylene/polyamide blend, Phases structure of multi-polymers, Mechanical properties of multi-polymers