

等规聚丙烯/二元乙丙橡胶合金相分离对结晶动力学的影响^{*}

陶礼阳 上官勇刚 姜 贤 郑 强^{**}

(浙江大学高分子科学与工程学系 高分子合成与功能构造教育部重点实验室 杭州 310027)

摘 要 用小角激光光散射(SALLS)、相差显微镜(PCM)、示差扫描量热仪(DSC)和偏光显微镜(POM)研究了聚丙烯/二元乙丙橡胶(*i*PP/EPR)共混体系的相分离行为和等温结晶行为. 发现 *i*PP/EPR(50/50, W/W)发生的液-液相分离遵循 spinodal 机理. 通过 Cahn-Hilliard 方程求得了不同实验温度下 *i*PP/EPR 的表观扩散系数(D_{app})以及 spinodal 温度(T_s). 考察了不同相分离程度的 *i*PP/EPR 体系结晶动力学, 发现延长相分离时间(t_{ps})或提高相分离温度(T_{ps})均会导致半结晶时间($t_{1/2}$)增大, 即结晶速率降低. 这被归于 EPR 成核作用的降低. 动力学分析结果表明 Avrami 模型适用于描述该体系的等温结晶过程, 其结晶机理基本不受相分离程度的影响, 结晶均以瞬时成核和三维生长为主.

关键词 等规聚丙烯/二元乙丙橡胶合金, 相分离, 相形态, 等温结晶

与乙烯共聚^[1,2]或与弹性体共混^[3-6], 是改善等规聚丙烯(*i*PP)材料韧性的常用方法. 其中, 二元乙丙橡胶(EPR)是最常用的弹性体之一. 研究发现^[7-10], *i*PP/EPR 体系为部分相容体系, 在 *i*PP 熔点以上会发生相分离. 同时, 由于 *i*PP/EPR 体系为典型的结晶/非晶共混材料, *i*PP 的结晶结构和形态必然要受到熔体的相分离行为的影响. 新型聚丙烯材料, 如聚丙烯反应合金^[11,12]、抗冲共聚聚丙烯^[13,14]等, 其组成也以 *i*PP 和 EPR 为主. 因此, 研究 *i*PP/EPR 共混体系的相分离行为对于了解具有类似组成体系的结构和形态的形成规律极为重要. 然而, 迄今对 *i*PP/EPR 共混体系的研究主要集中于对其结构、形态及机械性能的分析表征, 对其相分离行为, 特别是相分离程度对结晶行为影响的研究则很少涉及, 缺乏系统的研究.

Inaba 等^[7]用小角激光光散射(SALLS)研究了溶液沉淀法制得的 *i*PP/EPR(50/50, W/W)体系的相分离过程, 并通过改变相分离时间来控制形态, 但未对其相分离动力学进行深入研究. Lee 等^[8]通过 SALLS 研究了熔融挤出法制得的 *i*PP/EPR(50/50, W/W)体系的相分离动力学及其结晶过程. 然而, 熔融挤出过程中高剪切作用对 *i*PP/EPR 体系相容窗口的影响, 必然影响 *i*PP/EPR 体系的相分离动力学. 通过溶液法制样, 则可避免因剪切流场带来的影响, 本文采用 SALLS 和相差

显微镜(PCM)、示差扫描量热仪(DSC)和偏光显微镜(POM), 研究溶液法 *i*PP/EPR(50/50, W/W)体系的相分离动力学、形态演化过程及其等温结晶动力学, 并对其相关影响因素的作用进行探讨.

1 实验部分

1.1 原料

*i*PP(牌号 T300, 上海石油化工厂产品, $M_w = 3.83 \times 10^5$, $M_w/M_n = 3.34$), EPR(牌号 J0030, 吉林化学工业集团产品, $M_w = 1.45 \times 10^5$, $M_w/M_n = 2.37$, 乙烯含量为 45%).

1.2 样品制备

用溶液沉淀法制得(50/50, W/W) *i*PP/EPR 共混物. 将 *i*PP 加入 120℃ 的二甲苯中, 搅拌. 30 min 后 *i*PP 完全溶解, 将溶液温度降至 100℃, 加入 EPR, 搅拌. 15 min 后 EPR 完全溶解, 将溶液倒入甲醇中沉淀、过滤. 用甲醇反复洗涤沉淀物 2~3 次后将沉淀粉碎, 在室温下放置 48 h 后转入真空烘箱, 在 50℃ 继续烘干 48 h.

1.3 相形态表征

SALLS 实验在一台自制的热台时间分辨小角激光光散射仪上进行. 样品的散射环图样和散射光强度用 CCD 摄像机(MTV-1802CB, 台湾敏通产品)记录. 激光光源为 He-Ne 激光器(浙江大学光科

^{*} 2007-04-04 收稿, 2007-06-21 修稿. 国家基础研究专项经费(项目号 2005CB623800)、国家自然科学基金(基金号 50603023)和高等学校博士学科点专项科研基金(基金号 20040335077)资助项目; ^{**} 通讯联系人, E-mail: zhengqiang@zju.edu.cn

系光学仪器厂产品),波长为 632.8 nm. 将少量样品置于两片盖玻片间,置于 200℃ 热台上熔融压膜,约 0.5 min 后转入预设温度的 SALLS 热台上,进行测试. 测试温度分别为 160、170、180、190 和 200℃.

相分离样品的形态通过 PCM(BI-PH, Motic 公司产品)和数码相机(Nikon-4500, 尼康公司产品)记录. 将 200℃ 下经不同时间(0、20、60 和 120 min)相分离的样品迅速置于液氮中淬火. 随后在室温下通过 PCM 观察并记录其相形态.

1.4 等温结晶实验

称取 5 mg 左右共混物样品置于 DSC(Q-100, TA 公司产品)内. 将样品升温至 200℃ 熔融. 分别经过在给定的温度下退火不同时间(0、20、60 和 120 min)和在不同的温度(170、180、190 和 200℃)下退火相同时间两种处理后,迅速降至结晶温度进行等温结晶实验,以考察相分离温度和相分离时间对结晶动力学的影响.

1.5 结晶形态表征

将共混物样品置于载玻片与盖玻片间,200℃ 下在热台(Linkam 公司产品)上压成薄膜. 经过不同时间(0、20、60、120 min)后,迅速降至预设的结晶温度进行等温结晶实验. 结晶过程中的形态通过偏光显微镜(Olympas 公司产品)和数码相机(Olympas 公司产品)记录.

2 结果与讨论

2.1 相分离动力学

200℃ 下(50/50, W/W) iPP/EPR 样品的光散射图样呈明显的散射光环,随着相分离时间的延长,散射环经历了由大到小、由暗到明的变化,表明 iPP/EPR 在 200℃ 下发生了相分离. 图 1 给出了(50/50, W/W) iPP/EPR 共混体系分别在 200℃ 和 170℃ 下相分离早期散射矢量(q)与光强(I)的关系. 可见, q 与 I 均呈现出时间依赖性. 严格讲,当 iPP 熔融后相分离即已开始. 然而, iPP/EPR 样品的熔融间隔很短(约 20 ~ 30 s),故本文不考虑熔融过程的影响. 光散射测量开始时($t = 0$ min)被定义为相分离开始时刻. 从图 1(a)可以看出, $t = 0$ min 时, I 未出现峰值,几乎不随 q 而变化,表明(50/50, W/W) iPP/EPR 共混物为均相体系. 随相分离时间的延长, $q = 1.66$ (图 1(a))处 I 出现峰值. 以 q_m 表示 I 出现峰值时对应的 q . 相分离时间进一步延长, q_m 未出现明显变化,而

I 值不断增大,这是旋节线相分离(spinoal demixing)早期的显著特征. 此外,在 200℃ 下的相分离过程中,200 s 内是相分离的早期. 而在 170℃ 下的相分离过程中,可认为在 300 s 内均属早期相分离.

Figure 1 consists of two subplots, (a) and (b), showing the evolution of relative intensity versus scattering vector q (μm^{-1}) for iPP/EPR (50/50, W/W) blend. Subplot (a) is for 200°C and subplot (b) is for 170°C. Both plots show data points for various times from 0 s to 360 s. The y-axis is 'Relative intensity' and the x-axis is ' q (μm^{-1})'. In both plots, the intensity increases over time, and a peak appears at q_m , which shifts to lower q values as time increases. The legend for (a) includes 0 s, 60 s, 120 s, 150 s, 180 s, 210 s, 240 s, 270 s, 300 s, and 360 s. The legend for (b) includes 0 s, 60 s, 120 s, 160 s, 180 s, 200 s, 240 s, 260 s, 300 s, and 360 s.

Fig. 1 The evolution of the relative intensity versus q for iPP/EPR (50/50, W/W) blend at (a) 200℃ and (b) 170℃ during the early stage

图 2 给出了(50/50, W/W) iPP/EPR 共混体系分别在 200 和 170℃ 下相分离晚期的 q 与 I 的关系. 可见,当退火 5 min 后, q_m 随相分离时间的增大逐渐减小,这是 spinodal 相分离晚期的特征,表明 iPP/EPR 共混体系相分离遵循 spinodal 相分离机理. 同时,这也表明实验观测的主要范围位于 iPP/EPR 体系相分离的后期,即相区的粗化和增大的时期. 对比图 2(a)和(b)发现, q_m 从 0.42 减小至 0.24 的过程,200℃ 下的样品需要 20 min,而 170℃ 下的样品需要经历 30 min. 表明在 170℃ 下体系的相分离速率较慢.

Cahn-Hilliard 理论^[15]常被用于描述共混体系 spinodal 相分离早期动力学过程. 给定 q 下/随时间(t)的演化可表示为

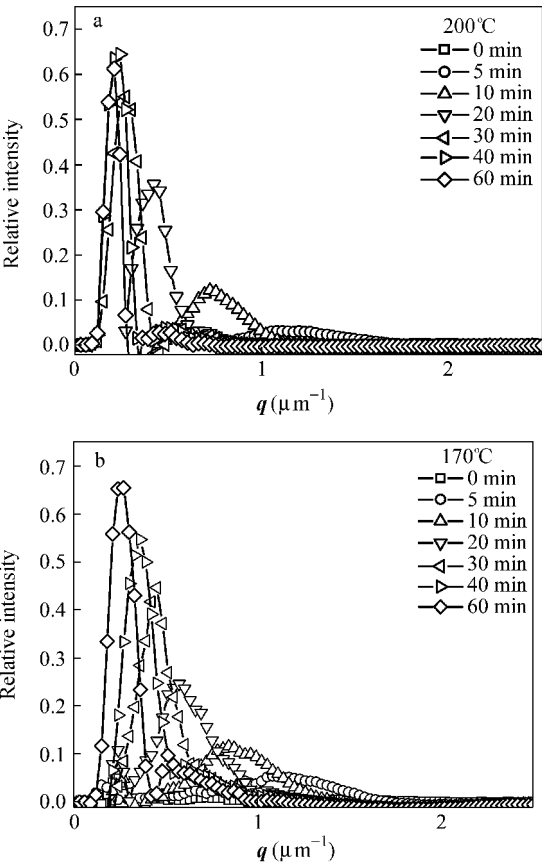


Fig. 2 The evolution of the relative intensity versus q for iPP/EPR (50/50, W/W) blend at (a) 200°C and (b) 170°C during the late stage

$I(q, t) = I(q, t = 0) \cdot \exp[2R(q)t]$ (1)
式中, $R(q)$ 为扩散因子(或松弛速率).

为了减小背景光的影响, Cook^[16] 将上式改进为

$$I(q, t) = I_s(q, 0) + (I(q, 0) - I_s(q, 0)) \cdot \exp[2R(q)t] \quad (2)$$

通过对 $\ln[(I(q, t) - I_s(q, 0))/(I(q, 0) - I_s(q, 0))]t$ 作图, 可得直线, 其斜率即为 $2R(q)$.

$R(q)$ 也可表达为

$$R(q) = -Mq^2 \left(\frac{\partial^2 f}{\partial c^2} + 2\kappa q^2 \right) \quad (3)$$

式中, M 为淌度, f 为平均场混合自由能, c 为体积分, κ 是能量梯度系数. 以 $R(q)/q^2$ 对 q^2 作图, 可得直线, 外推至 $q^2 = 0$ 时的截距即为表观扩散系数(D_{app}).

$$D_{app} = -M \frac{\partial^2 f}{\partial c^2} \quad (4)$$

利用上式, 可求得 iPP/EPR 共混体系的 D_{app} . 图 3 给出了 (50/50, W/W) iPP/EPR 在 170°C 下扣除背

景光影响并经归一化后的 I 与时间的关系. 可见, 给定 q 时, $\ln[(I - I_s)/(I_m - I_s)]$ 与 t 大体呈现线性关系, 与 Cahn-Hilliard 相分离初期的理论相吻合. 拟合直线的斜率即为该温度、该 q 下对应的 $2R(q)$. 图 4 给出了各温度和各 q 下 R/q^2 与 q^2 的线性拟合关系. 外推至 $q^2 = 0$ 时的截距即为 D_{app} . 表 1 给出了图 3 和图 4 各条曲线的相关系数. 表 2 给出了不同温度下 (50/50, W/W) iPP/EPR 的 D_{app} . 可见, 随着相分离温度的升高, D_{app} 逐渐增大, 表明相分离速率随温度升高而增大, 这是 LCST 型体系的特征, 与文献报道相吻合^[8]. 然而, 值得注意的是, 表 1 中求得的表观扩散系数明显高于 Lee^[8] 等通过熔融挤出制得的 iPP/EPR 体系的扩散速率. 这一结果表明, 与熔融挤出法制备的 iPP/EPR 共混物相比, 溶液法制备的 iPP/EPR 共混物的旋节线相分离温度 (spinodal temperature) 温度更低, 在各温度下的 D_{app} 更高, 其原因可能在于, 熔融挤出法制得的共混体系经高剪切作用后, iPP、EPR 分子链充分伸展使得流体力学半径增加, 从而导致扩散过程中受到的阻力更大, 扩散速率下降, D_{app} 减小. iPP 和 EPR 分子结构的不同以及 EPR 中乙烯含量的不同也可能使 D_{app} 不同. 然而, 要证实这一点, 则必须进行更为深入的研究.

Table 1 Correlation Coefficient of lines in Fig. 3 and Fig. 4					
	Line 1	Line 2	Line 3	Line 4	Line 5
Fig. 3	0.997	0.982	0.985	0.941	0.996
Fig. 4	-0.994	-0.851	-0.978	-0.944	-0.927

Table 2 D_{app} at different annealing temperatures for iPP/EPR (50/50, W/W) blend					
$T(^{\circ}\text{C})$	160	170	180	190	200
$D_{app}(\mu\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	0.003	0.009	0.012	0.014	0.017

图 5 给出了 (50/50, W/W) iPP/EPR 体系的 D_{app} 与 T 的关系. 外推至 $D_{app} = 0$ 处, 得到的温度 (T_s) 即为该体系的 spinodal 温度. 经过线性拟合, 可得到 D_{app} 与 T 满足如下关系:

$$D_{app} = 3.399 \times 10^{-4} T - 0.05027 \quad (5)$$

当 $D_{app} = 0$ 时, 可得 $T_s = 148^{\circ}\text{C}$. 这一结果表明, 该体系的 spinodal 温度低于 iPP 晶相的表观熔融温度 165°C ^[12], 只要温度高于 iPP 熔点, 该体系就会发生相分离.

一般认为, q_m 与两相体系中浓度涨落的周期

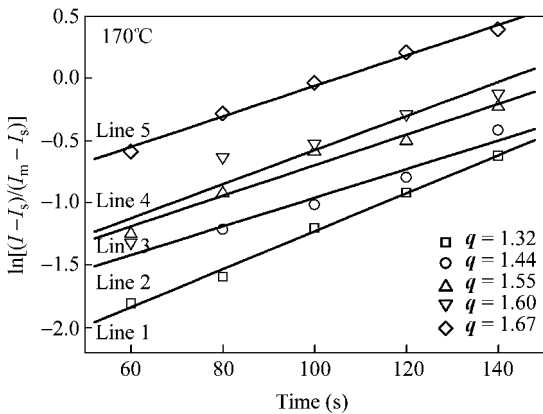


Fig. 3 Time evolution of $\ln[(I - I_s)/(I_m - I_s)]$ for *i*PP/EPR (50/50, W/W) blend at various scattering vectors (q) under 170°C during the early stage of phase separation

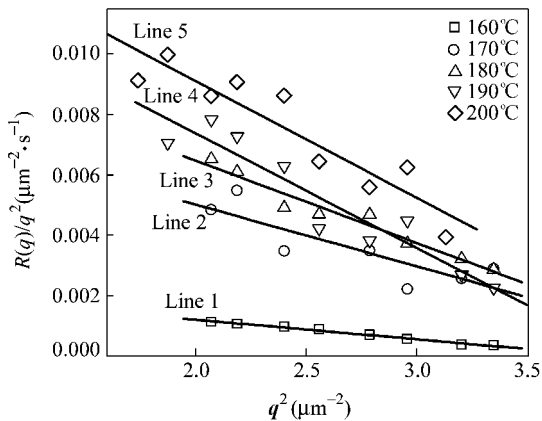


Fig. 4 Relationships of $R(q)/q^2$ versus q^2 for *i*PP/EPR (50/50, W/W) blend at different temperatures

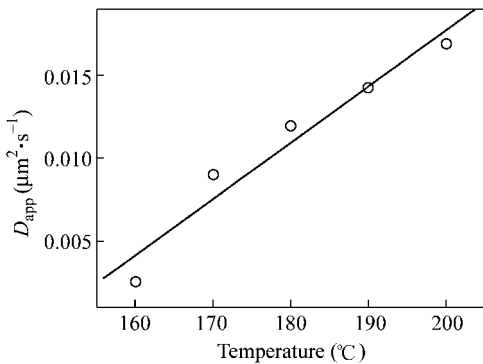


Fig. 5 Temperature-dependence of D_{app} for *i*PP/EPR (50/50, W/W) blend

(Λ_m),即相区尺寸有如下关系:

$$\Lambda_m = 2\pi/q_m \quad (6)$$

故根据 q_m 可求得到不同相分离时间下(50/50, W/W) *i*PP/EPR 体系的 Λ_m ,得到相区尺寸的大

小.表3列出了相分离时间和所对应的 Λ_m .

Table 3 The phase size for *i*PP/EPR (50/50, W/W) blend with different degrees of phase separation at 200°C

	0 min	20 min	60 min	120 min
Λ_m (μm)	0	16.01	34.66	—
Λ_{m2} (μm)	Approximate homogenous	14	36	48

2.2 相差显微镜观察结果

图6给出了相差显微镜观察到的(50/50, W/W) *i*PP/EPR 共混体系相形态的演化过程.由于样品经历了熔融和淬火过程,图6中 $t = 0$ min 的样品形态已不是严格的均相,但是其相区尺寸很小.当相分离时间为20 min时,双连续的两相结构已经极为明显,这也是 spinodal 相分离的特征之一.这里的暗区为 EPR 富集区,而亮区为 *i*PP 富集区.当相分离时间增长,相区尺寸继续增大,体现出 spinodal 相分离后期的特点.表3列出了由 PCM 方法求得的相区尺寸 Λ_{m2} .与 Λ_m 相比,可见两种方法求得的 Λ 值基本一致.

2.3 等温结晶动力学

以 126°C 为例,图7(a)和7(b)分别给出了不同退火时间和不同退火温度下(50/50, W/W) *i*PP/EPR 共混体系相对结晶度(X)与结晶时间(t)的对应关系.同时,将其与纯 *i*PP 的结晶动力学进行比较.纯 *i*PP 的退火时间为 10 min.由图7(a)可见,随着退火时间延长,(50/50, W/W) *i*PP/EPR 共混体系的半结晶时间($t_{1/2}$)明显增大,即结晶速率降低.然而,相比 *i*PP, *i*PP/EPR 共混物的 $t_{1/2}$ 明显降低,结晶速率比 *i*PP 快,其主要原因应该是体系中的 EPR 组分起到了成核剂的作用.随着相分离的进行,逐步形成 EPR 富集区和 *i*PP 富集区,使得 EPR 的成核作用逐渐减小,导致结晶速率减慢.需要说明的是,由图7(b)上可以看出,虽然随着相分离温度的提高 $t_{1/2}$ 有增大的趋势,但是变化不是很明显,表明结晶速率对于相分离温度的变化并不十分敏感.

Avrami 模型被广泛用于描述聚合物的等温结晶过程.相对结晶度与结晶时间有如下关系

$$X = 1 - \exp(-k(T) \cdot t^n) \quad (7)$$

式中, X 是 t 时刻的相对结晶度, k 是与温度有关的结晶速率常数, n 是 Avrami 指数,与聚合物的成核机理和晶体生长方式相关.将式(7)进行转化,并通过 $\lg[-\ln(1-X)]$ 对 $\lg t$ 作图,可得一直线,斜率为 n ,截距为 $\lg k$.

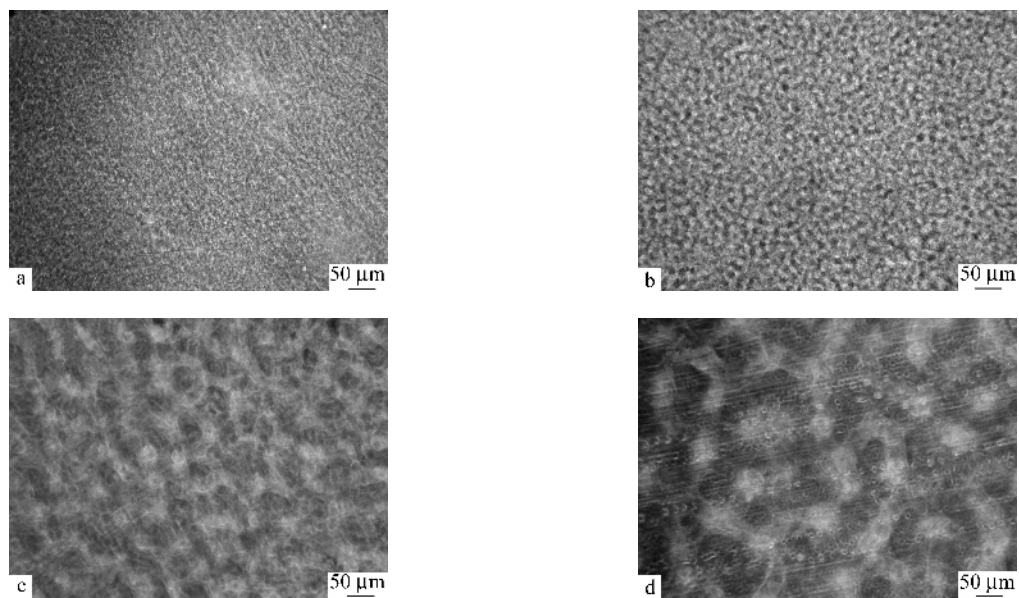


Fig. 6 PCM morphology of *i*PP/EPR (50/50, W/W) blend subjected to annealing for different time at 200°C
a) 0 min ; b) 20 min ; c) 60 min ; d) 120 min

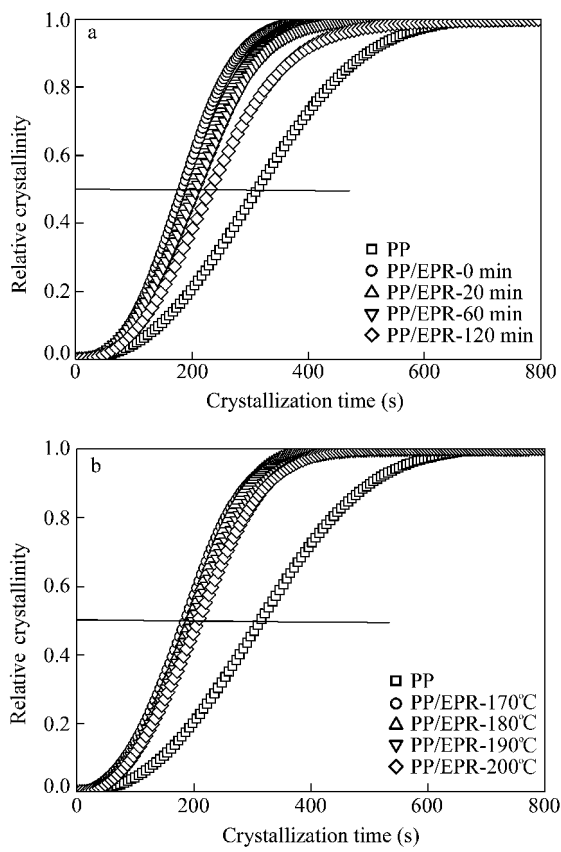


Fig. 7 Variation of the relative crystallinity of (50/50, W/W) *i*PP/EPR blend crystallized at 126°C after (a) being annealed for different time at 200°C and (b) being annealed for 60 min at different temperatures

图 8 给出了用 Avrami 方程分析的 *i*PP 和 *i*PP/EPR 的动力学曲线. 可见, $\lg[-\ln(1-X)]$ 对 $\lg t$ 的曲线基本呈线性关系, 说明 Avrami 方程能够适用于 *i*PP/EPR 体系. 由图 8 得到的 Avrami 方程相关参数列于表 4 中. 其中, $t_{1/2}$ 可分别通过图 7 或通过公式(8)计算得到, 这里分别表示为 $t_{1/2}$ 和 $t'_{1/2}$.

$$t_{1/2} = \left(\frac{\ln 2}{k}\right)^{1/n} \tag{8}$$

Table 4a The Avrami values of n , $\lg k$, $t_{1/2}$, $t'_{1/2}$ of *i*PP and *i*PP/EPR (50/50, W/W) blend with different phase separation time

	PP	0 min	20 min	60 min	120 min
n	2.41	2.72	2.67	2.39	2.51
$\lg k$	-1.89	-1.49	-1.54	-1.46	-1.63
$t_{1/2}$	313	184	197	208	232
$t'_{1/2}$	314	185	197	210	231

Table 4b The Avrami values of n , $\lg k$, $t_{1/2}$, $t'_{1/2}$ of *i*PP and *i*PP/EPR (50/50, W/W) blend with different phase separation temperature

	PP	170°C	180°C	190°C	200°C
n	2.41	2.27	2.46	2.38	2.39
$\lg k$	-1.89	-1.29	-1.41	-1.41	-1.46
$t_{1/2}$	313	186	193	199	208
$t'_{1/2}$	314	189	193	201	210

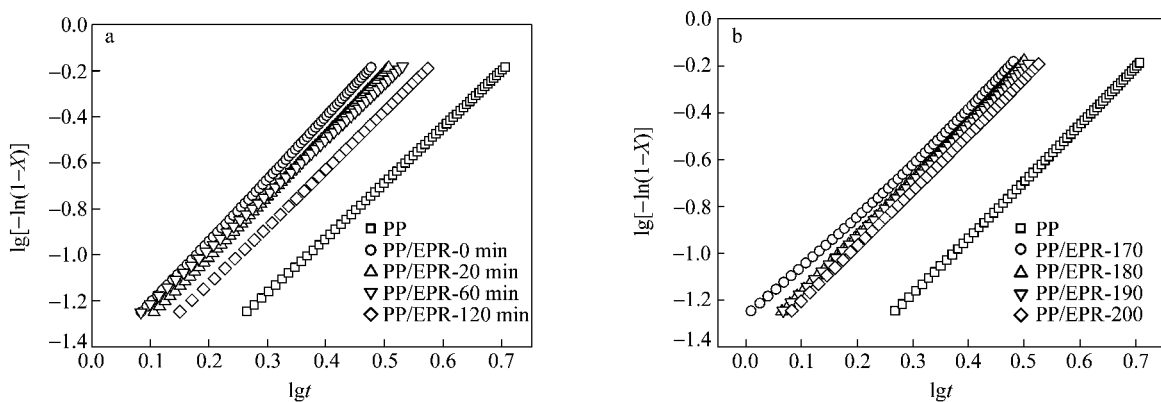


Fig. 8 Relationship between $\lg[-\ln(1-X)]$ and $\lg t$ for (50/50, W/W) *i*PP/EPR blend crystallized at 126°C after (a) being annealed for different time at 200°C and (b) being annealed for 60 min at different temperatures

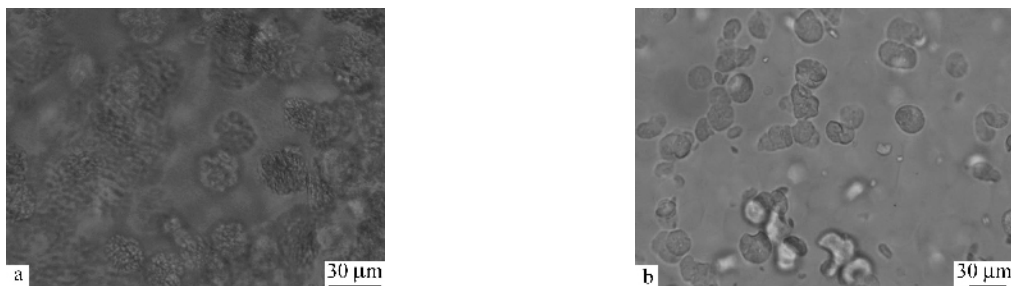


Fig. 9 POM images for *i*PP/EPR crystallized at 126°C after being annealed at 200°C for (a) 0 min and (b) 60 min

由表 4 可知, $t_{1/2}$ 与 $t'_{1/2}$ 近似相等, 这进一步证明了 Avrami 方程能够适用于 (50/50, W/W) *i*PP/EPR 体系. 需要说明的是, 退火时间的延长或退火温度的提高, 并没有导致 n 值的明显变化. 图 9 给出了 200°C 分别退火 0 和 60 min 后 *i*PP/EPR

样品结晶过程中的 POM 照片, 可见结晶生长均以三维方式进行. 这表明相分离程度的不同并没有导致结晶机理的改变, 结晶均以瞬时成核和三维生长为主.

REFERENCES

- Nitta K, Kawada T, Yamahiro M, Mori H, Terano M. *Polymer*, 2000, 41: 6765 ~ 6771
- Jang G S, Cho W J, Ha C S, Kim W, Kim H K. *Colloid Polym Sci*, 2002, 280: 424 ~ 431
- Stehling F C, Huff T, Speed C S, Wissler G. *J Appl Polym Sci*, 1981, 26: 2693 ~ 2711
- Coppola F, Greco R, Martuscelli E, Kammer H W, Kummerlowe C. *Polymer*, 1987, 28: 47 ~ 56
- Yokoyama Y, Ricco T. *Polymer*, 1998, 39: 3675 ~ 3681
- Seki M, Yamauchi S, Matsushita Y. *J Phys Chem Solids*, 1999, 60: 1333 ~ 1336
- Inaba N, Sato K, Suzuki S, Hashimoto T. *Macromolecules*, 1986, 19: 1690 ~ 1695
- Lim H S, Lee K H, Lee C H. *Polymer*, 1999, 40: 2837 ~ 2844
- Chen C Y, Yunus W M Z W, Chiu H W, Kyu T. *Polymer*, 1997, 38: 4433 ~ 4438
- Huang C I, Chang C P, Shimizu K, Han C C. *J Polym Sci Part B: Polym Phys*, 2004, 42: 2995 ~ 3005
- Zheng Q, Shanguan Y G, Yan S K, Song Y H, Peng M, Zhang Q B. *Polymer*, 2005, 46: 3163 ~ 3174
- Shangguan Yonggang(上官勇刚), Zheng Qiang(郑强), Peng Mao(彭懋), Wang Huijun(王慧珺), Zhang Mingqiu(章明秋). *Chem J Chinese Uni (高等学校化学学报)*, 2006, 12: 2386 ~ 2390
- Tan H S, Li L, Chen Z N, Song Y H, Zheng Q. *Polymer*, 2005, 46: 3522 ~ 3527
- Tan Hongsheng(谭洪生), Xie Kan(谢侃), Liu Wenhua(刘文华), Hou Bin(侯斌), Shanguan Yonggang(上官勇刚), Zheng Qiang(郑强). *Acta Polymerica Sinica(高分子学报)*, 2006, (9): 1106 ~ 1111
- Cahn J W. *J Chem Phys*, 1965, 42: 93 ~ 99

STUDY ON LIQUID-LIQUID PHASE-SEPARATION AND ITS EFFECT ON THE CRYSTALLIZATION KINETICS OF BLENDS COMPOSED OF ISOTACTIC POLYPROPYLENE/ETHYLENE-PROPYLENE RUBBER

TAO Liyang, SHANGGUAN Yonggang, JIANG Xian, ZHENG Qiang

(Department of Polymer Science and Engineering, Key Laboratory of Macromolecular Synthesis and Functionalization, Ministry of Education, Zhejiang University, Hangzhou 310027)

Abstract The liquid-liquid phase-separation (LLPS) and isothermal crystallization behavior of isotactic polypropylene/ethylene-propylene rubber blend (*i*PP/EPR) were investigated by using small angle laser light scattering (SALLS), differential scanning calorimetry (DSC), phase contrast microscopy (PCM) and polarized optical microscopy (POM). Results reveal that LLPS of (50/50, W/W) *i*PP/EPR blend happens at temperatures above the melting point of *i*PP, and its kinetics follows the spinodal decomposition (SD) mechanism. The apparent diffusion coefficient (D_{app}) and the spinodal temperature (T_s) of the *i*PP/EPR samples were calculated on the basis of the Cahn-Hilliard theory. Moreover, it is found that the D_{app} increases with the increase of temperature, representing the LCST behavior of *i*PP/EPR. The development of phase morphologies could be obtained by quenching in liquid N₂ the *i*PP/EPR samples subjected to annealing with different time at 200°C. On the other hand, the structure of *i*PP/EPR melt appears nearly homogenous at the beginning of LLPS. Furthermore, the co-continuous phases form, and the phase connectivity grows until macroscopic spherical texture generates. Both the increases of phase separation time (t_{ps}) and phase separation temperature (T_{ps}) result in the decrease of the crystallization rate. The kinetic results indicate that the Avrami model is qualified for describing the isothermal crystallization of *i*PP/EPR. It is believed that the degree of phase-separation has little effect on the crystallization kinetics and the crystallization gives priority to instantaneous nucleation and three-dimension-growth.

Keywords Isotactic polypropylene/ethylene-propylene rubber blend, Liquid-liquid phase-separation, Phase morphology, Isothermal crystallization