

聚丙烯/石墨导电纳米复合材料的制备与性能*

全成子 沈经纬** 陈晓梅

(四川大学高分子科学与工程学院 成都 610065)

摘 要 用溶液插层及其与熔体混合相结合的母料熔体混合(MMM)方法制备了聚丙烯(PP)/马来酸酐接枝聚丙烯(*g*PP)/膨胀石墨(EG)(*g*PP/EG = 3/2 wt)导电纳米复合材料,其室温逾渗阈值(ϕ_c)分别为6 wt%和8 wt%,明显低于直接熔体混合制得复合材料和PP/EG对照材料的 ϕ_c = 11 wt%和12 wt%。增加*g*PP含量(C_g)能提高复合材料的电导率(σ),例如对于MMM法制备的复合材料,固定PP/*g*PP = 1/1 wt时, ϕ_c 降为7 wt%;保持EG含量 = 9 wt%时, σ 在 $C_g > 30$ wt%后跃升7个数量级以上。通过TEM、SEM和OM观察,从制备方法、EG和*g*PP含量影响复合材料形态和微结构的角度,分析说明了出现上述差异和现象的原因。

关键词 膨胀石墨, 接枝聚丙烯, 聚丙烯, 溶液插层, 纳米复合材料, 导电性

石墨具有高的电导率、磁化率、导热系数和优良的化学稳定性和自润滑性能,聚合物/石墨复合材料作为电或热导体、电磁干扰屏蔽材料、自润滑材料等有着许多重要的用途^[1-3]。近年来聚合物/层状硅酸盐纳米复合材料^[4]和石墨嵌入化合物(GIC)^[5]的研究和开发取得了巨大进展,这为研究和开发新型聚合物/层状石墨纳米复合材料指示了方向和创造了条件。将单体、引发剂插入GIC高温膨化得到的膨胀石墨(EG)中进行在位聚合,制得了尼龙6/EG^[6,7]、聚苯乙烯/EG^[8,9]、聚甲基丙烯酸甲酯/EG^[10]纳米复合材料,我们用聚合物溶液插层法制得了马来酸酐接枝聚丙烯(*g*PP)/EG纳米复合材料^[11],就导电性而言,这些材料都具有远比聚合物/EG直接熔体混合制得复合材料为低的导电逾渗阈值,显示出纳米复合导电的巨大潜力和价值。本文报道用溶液插层及其与熔体混合相结合的方法制备聚丙烯(PP)/*g*PP/EG导电纳米复合材料的研究结果。

1 实验部分

1.1 主要原料

可膨胀石墨, LX-2053, 平均粒径0.30 mm, 膨胀体积250 mL/g, 保定联星碳化物公司; 马来酸酐接枝聚丙烯(*g*PP), 接枝率0.7 ~ 0.8 wt%, MFR = 12 g/10min, 南京聚隆化学公司; 聚丙烯(PP), F401, MFR = 2.4 g/10min, 兰州石化公司。

1.2 试样制备

将可膨胀石墨置于(950 ± 10)℃高温炉中膨化, 得到膨胀石墨(EG)。

将EG加入二甲苯(分析纯)中制成一定浓度的悬浮分散液, 将计量的PP、*g*PP和二甲苯置于三颈瓶中, 加热至回流温度, 待其完全溶解后, 加入配好的EG悬浮液, 持续回流1.5 h, 停止加热, 负压蒸馏脱出部分溶剂, 待温度降至约60℃, 加入沉淀剂使产物析出, 抽滤, 真空干燥, 得到的疏松状粉料称为溶液插层(SI)复合物。

将EG、*g*PP按上述方法制成一定浓度的*g*PP/EG母料, 将此母料与PP在Haake system-40塑化仪的混合器中, 于190℃、30 r/min下混合8 min, 得到的块状料称为母料熔体混合(MMM)复合物。

将PP、*g*PP和EG直接加入上述混合器中, 于相同条件下混合, 得到的块状料称为直接熔体混合(DMM)复合物。

将上述3种复合物用YX-50(D)半自动压机(上海西玛伟力橡塑机械公司)于190℃、5 MPa下压制3 min, 保压冷却得到100 mm × 100 mm × 2 mm复合材料板材。

1.3 体积电导率测试

当试样的室温体积电导率 $\sigma < 10^{-8}$ S/cm时, 用ZC36型高阻计(上海精科第六仪表厂)测量; 当 $\sigma > 10^{-8}$ S/cm时, 以导电胶粘接铜箔作为电极, 用

* 2002-12-05 收稿, 2003-03-03 修稿; * 教育部博士点基金资助课题(基金号 20010610031); ** 通讯联系人

DT9205 型数字万用表(深圳中佳滨江仪器仪表厂)测量。

1.4 拉伸强度测试

用 AG-10TA 型万能材料试验机(日本岛津制作所)按 GB/T 1040-92 进行测试,试样为由板材冲切得到的Ⅲ型样条。

1.5 结构表征

用 JEM-100CX II 型透射电镜(TEM)观察复合材料中 EG 粒子的微结构,试样为板材的冷冻超薄切片.用 Hitachi X-650 型扫描电镜(SEM)观察 EG 和复合材料的微观结构,试样为液氮冷冻脆断的板材,断面经二甲苯蒸气刻蚀和真空喷金.用 Leitz Diaplan 光学显微镜(OM)观察复合材料中 EG 分散相的形态,试样为板材沿厚度方向切出的厚 1 mm 薄片,以反射光观察,用微机数字图像处理系统记录图像。

2 结果与讨论

2.1 EG 含量对复合材料结构和性能的影响

2.1.1 电导率与 EG 含量的关系 图 1 表示 3 种方法制得 PP/gPP/EG ($gPP/EG = 3/2$ wt) 复合材料的室温体积电导率(σ)与 EG 质量分数(f_w)的关系.实验得出,SI、MMM 和 DMM 法制得复合材料的导电逾渗阈值(ϕ_c)分别为 6%、8% 和 11%;当 $f_w = 8\%$ 时,它们的 σ 分别为 2.62×10^{-8} 、 2.46×10^{-16} 和 3.11×10^{-17} S/cm,前者比后二者高 8~9 个数量级;而当 $f_w = 12\%$ 时,它们的 σ 分别为 9.71×10^{-5} 、 3.45×10^{-6} 和 1.11×10^{-14} S/cm,MMM 法的又比 DMM 法的高 8 个数量级。

2.1.2 EG 分散相的形态和微结构 图 2 为 SI 和 MMM 法制得 $f_w = 8\%$ 复合材料的 TEM 图像.图中黑色条纹是 EG 石墨片层,白色区域是聚合物.在 SI 法制得的复合材料(图 2a,b)中,在同一试样的不同位置或视场下,可重复观察到一组或多组平行排列的石墨片层,其厚度和间距均约为 10 nm,片层的形状比(宽/厚比)可超过 30,说明 EG 石墨片层与聚合物形成了规整的纳米复合结构.这与 SI 法制得 gPP/EG 纳米复合材料^[11]的情况基本相同.在 MMM 法制得的复合材料(图 2c)中,观察到一组大致平行排列的石墨片层,其厚度(平均约 15 nm)和间距的不均匀性增大,形状比明显减小,说明虽仍能形成纳米复合结构,但其规整性已大为降低.而对 DMM 法制得复合材料的 TEM

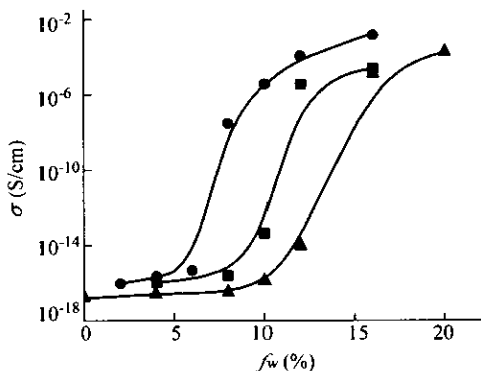


Fig. 1 Electrical conductivity(σ) versus weight fraction(f_w) of expanded graphite (EG) for polypropylene (PP)/maleic anhydride grafted polypropylene (gPP)/EG ($gPP/EG = 3/2$ wt) composites prepared via three methods
● Solution intercalation (SI); ■ Masterbatch melt mixing (MMM); ▲ Direct melt mixing (DMM)

观察表明,除在局部范围内存在规整性差的纳米复合结构外,大部分视场中出现的是聚集的石墨束。

图 3 为 EG 和 3 种方法制得 $f_w = 4\%$ 复合材料的 SEM 照片.可见在几十微米的尺度上,EG 具有由许多石墨薄片连接而成、含有尺寸不一孔隙的网络结构(图 3a),孔隙的尺寸为 10 nm ~ 10 μm ^[3],薄片的厚度大多在 50 ~ 80 nm^[9].在 SI 法制得的复合材料(图 3b)中,EG 的原始网络结构不仅能够保持,而且石墨薄片的厚度及其不均匀性减小,薄片网络的规整性得到提高.在 MMM 法制得的复合材料(图 3c)中,EG 原始薄片网络受到较大程度的破坏,但尚能以结构规整性降低的形式保留下来.而在 DMM 法制得的复合材料(图 3d)中,石墨薄片发生塌陷、变形和碎裂,EG 的原始网络结构被严重破坏。

图 4 的 OM 照片直观地显示了 3 种方法制得 $f_w = 4\%$ 复合材料中 EG 分散相粒子形态的差异.可见在几百微米的尺度上,EG 粒子的尺寸和形状比,SI 法(图 4a)的最大,MMM 法(图 4b)的次之, DMM 法(图 4c)的最小。

上述 TEM、SEM 和 OM 研究结果表明,3 种方法制得 f_w 相同的 PP/gPP/EG ($gPP/EG = 3/2$ wt) 复合材料中,EG 分散相的粒子形态及其微结构明显不同,其原因可分析说明如下。

溶液插层时,gPP 和 PP 分子因溶剂化作用而趋舒展,能在沸腾液流和负压抽吸的驱动下,并借

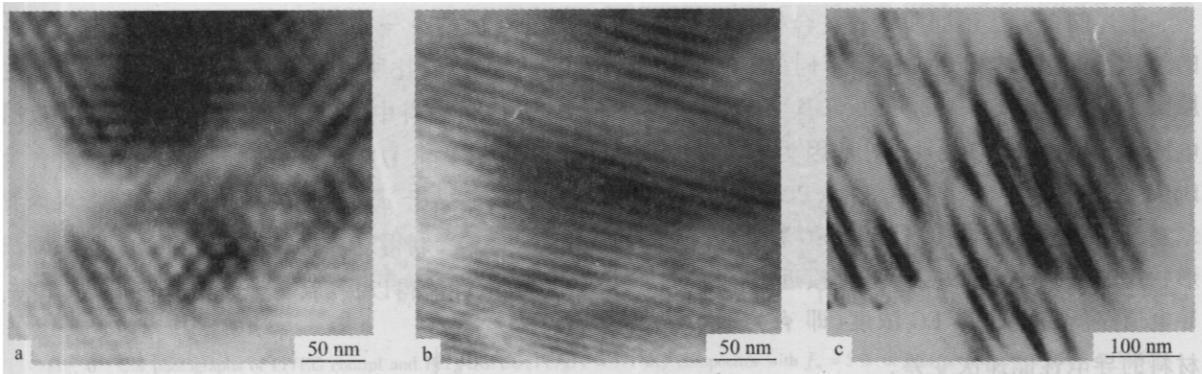


Fig. 2 TEM micrographs of PP/gPP/EG($gPP/EG = 3/2$ wt) nanocomposites with $f_w = 8\%$ prepared via SI(a,b) and MMM(c)

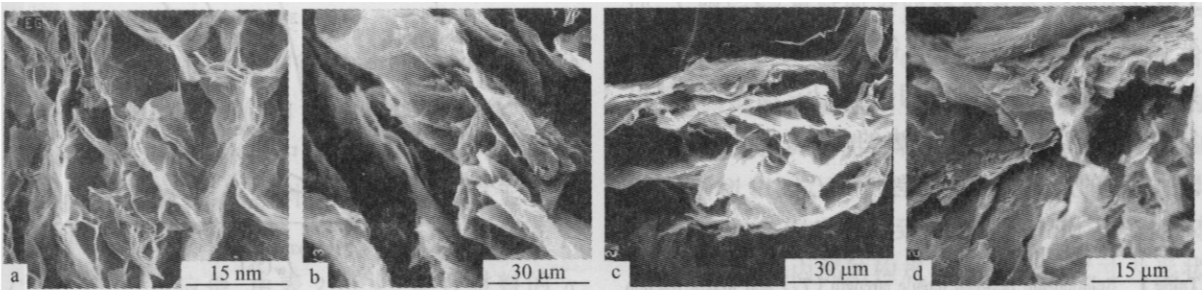


Fig. 3 SEM micrographs of EG(a) and PP/gGG/EG($gPP/EG = 3/2$ wt) composites with $f_w = 4\%$ prepared via SI(b), MMM(c) and DMM(d)

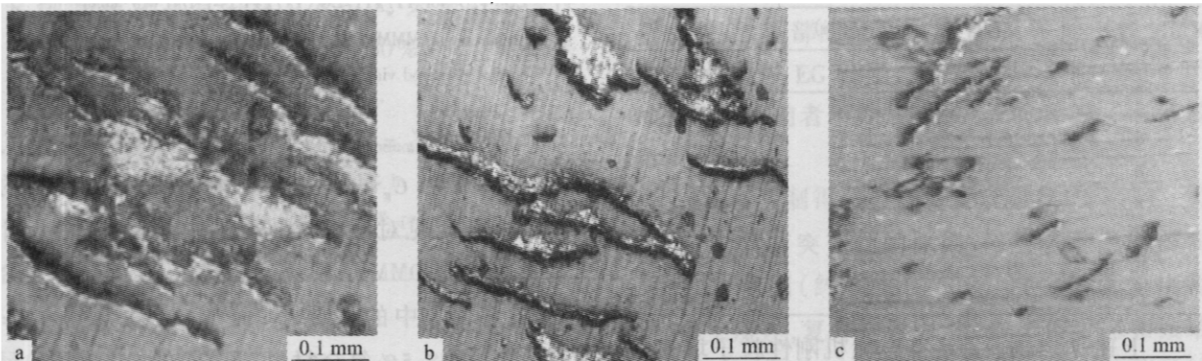


Fig. 4 OM photographs of PP/gPP/EG($gPP/EG = 3/2$) composites with $f_w = 4\%$ prepared via SI(a), MMM(b) and DMM(c)

gPP 的马来酸酐基与 EG 石墨片层上带有的羟基和羧基^[12]之间的极性相互作用、 gPP 与 PP 之间良好的相容性、以及 EG 微孔的物理吸附作用^[3], 向 EG 粒子内部扩散, 较充分地插入石墨薄片网络孔隙之中, 并使薄片剥离进而插入石墨纳米片层之间, 冷却、沉析固化后就形成规整的 EG- gPP -PP 微米复合网络和纳米复合结构, 内部具有两级复合结构、得到聚合物充填和支撑的 EG 粒子就具有大的尺寸和形状比。

直接熔体混合时, gPP 和 PP 分子处于高粘度的熔体中, 它们相互缠结而难以向 EG 粒子内部扩散; 而疏松多孔的 EG 粒子在强的剪切、压缩等作用下被破碎和压缩, 粒子的尺寸减小而密度增大, 粒子内部的原始网络结构受到严重破坏, 网络

孔隙尺寸和片层间距减小; 这种情况下, 聚合物分子几乎不可能插入石墨片层之间, 充其量能插入尚存尺寸较大的网络孔隙之中, 被破碎和压缩、内部缺乏聚合物充填和支撑的 EG 粒子只能以小的尺寸和形状比存在于聚合物基体之中。

母料熔体混合是溶液插层与熔体混合的一种组合混合。所制得复合材料中 EG 粒子的形态和微结构, 依赖于溶液插层制得的 gPP/EG 母料在与 PP 熔体混合时, 母料中规整的纳米和微米复合结构和大的 EG 粒子尺寸及形状比^[11]受损和减小的程度, 因此在材料组成相同、溶液插层和熔体混合条件不变的情况下, MMM 法制得复合材料中 EG 粒子的尺寸和形状比、内部微结构的规整性将介于 SI 和 DMM 法制得的复合材料之间。

上述制备方法不同所引起复合材料结构形态的差异,是导致材料导电性能不同(图 1)的根本原因.图 1 的 $\sigma \sim f_w$ 关系可用逾渗理论^[13,14]的导电通路形成机理来说明.正是因为 SI、MMM 和 DMM 法制得的复合材料中,EG-*g*PP-PP 纳米和微米复合结构的规整性递次降低,EG 粒子的尺寸和形状比递次减小,导致粒子彼此接近或接触、形成导电通路所需的临界 EG 浓度(即 ϕ_c)递次增大,材料的导电性能递次变差.

2.1.3 拉伸强度与 EG 含量的关系 表 1 列出 3 种方法制得复合材料的拉伸强度(T_s)随 f_w 而变化的数据.可见不论制备方法如何,材料的 T_s 始终随 f_w 增加而降低;相同 f_w 下,3 种方法制得复合材料的 T_s 是 DMM 法的最高,MMM 法的次之,SI 法的最低,但这种差别在 $f_w \geq 12\%$ 后变得不明显.

Table 1 Relationship between tensile strength (T_s) and weight fraction of EG (f_w) for PP/*g*PP/EG (*g*PP/EG = 3/2 wt) composites prepared via three methods

$f_w(\%)$	$T_s(\text{MPa})$		
	SI	MMM	DMM
2	30.4	—	—
4	26.7	29.3	32.3
6	25.8	—	—
8	23.1	24.6	27.2
10	21.7	24.0	25.3
12	21.0	22.0	22.4
16	17.9	18.4	18.8

上述 $T_s \sim f_w$ 关系符合无机刚性粒子填充聚合物材料 f_w 影响 T_s 的一般规律.值得说明的是,在 DMM、MMM 和 SI 法制得相同 f_w 的复合材料中,由于 EG 粒子的尺寸和形状比递次增大,应力下应变变中发生 EG-聚合物界面脱粘、产生空穴特别是大尺寸空穴的几率将递次增大,因应力集中而引发裂纹的效应会递次加强,故材料的 T_s 递次降低.这也从另一侧面印证了前面所表征不同方法制得复合材料存在形态结构差异的真实性.

2.2 *g*PP 含量对复合材料结构和导电性能的影响

图 5 表示两种方法制得 PP/*g*PP/EG (PP/*g*PP = 1/1 wt)复合材料的 $\sigma \sim f_w$ 关系,并附出熔体混合制得 PP/EG 对照材料的数据.实验得出,MMM 和 DMM 法制得复合材料的 ϕ_c 分别为 7% 和 10%,分别比相同方法制得 *g*PP/EG = 3/2 wt 复合

材料对应的 $\phi_c = 8\%、11\%$ 为低;PP/EG 对照材料的 $\phi_c \approx 12\%$,比所有制得复合材料的 ϕ_c 都高.注意到对照材料中不含 *g*PP,而在实验的 f_w 范围内,PP/*g*PP = 1/1 wt 复合材料中 *g*PP 质量含量(C_g)明显高于 *g*PP/EG = 3/2 wt 复合材料,可以看出相同方法制得复合材料的 ϕ_c 会因 C_g 增大而减小,导电性能得以提高.

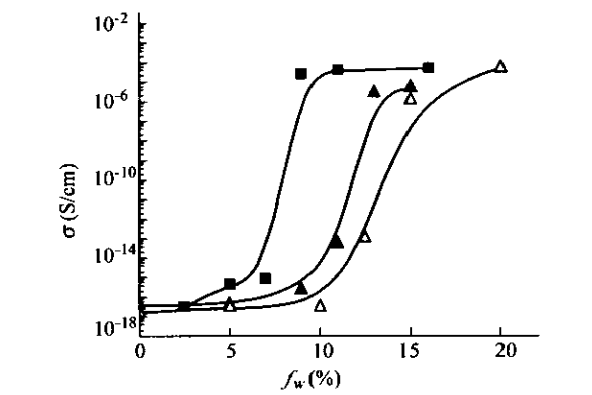


Fig. 5 Electrical conductivity (σ) versus weight fraction of EG (f_w) for PP/*g*PP/EG (PP/*g*PP = 1/1 wt) composites prepared via MMM (■) and DMM (▲) and for PP/EG control prepared via DMM (△)

图 6 为 $f_w = 5\%$ 对照材料和两种方法制得 $f_w = 5\%$ 或 9% ($C_g = 47.5\%$ 或 45.5%) 复合材料的 OM 图象.可见对照材料(图 6a)中 EG 粒子的尺寸和形状比比 DMM 法制得 $f_w = 4\%、C_g = 6\%$ 复合材料(图 4c)中的还要小;而 MMM 法制得 $f_w = 5\%、C_g = 47.5\%$ 复合材料(图 6b)中 EG 粒子的尺寸和形状比比相同方法制得 $f_w = 4\%、C_g = 6\%$ 复合材料(图 4b)中的更大.说明用同一方法制备 f_w 相同或相近的复合材料时,使用 *g*PP 和增加 C_g 能使材料中 EG 粒子的尺寸和形状比增大,这是导致材料 σ 增大的直接原因.

比较图 6(c)、(d)可见,对于用 MMM 和 DMM 法制备的 $f_w = 9\%、C_g = 45.5\%$ 复合材料,前者(图 6c)中尺寸和形状比大、数量多的 EG 粒子已相互接近或接触,形成了导电通路网络,对应的 σ 达 $2.59 \times 10^{-5} \text{ S/cm}$;而后者(图 6d)中尺寸和形状比小、数量少的 EG 粒子仍相对孤立地分散在聚合物基体中,对应的 σ 仅 $2.58 \times 10^{-16} \text{ S/cm}$,整整小 11 个数量级.说明在制备较高 f_w 、高 C_g 的复合材料时,制备方法对材料形态结构和导电性能的影响,比制备 f_w 较低、 C_g 低(如 $f_w = 4\%、C_g =$

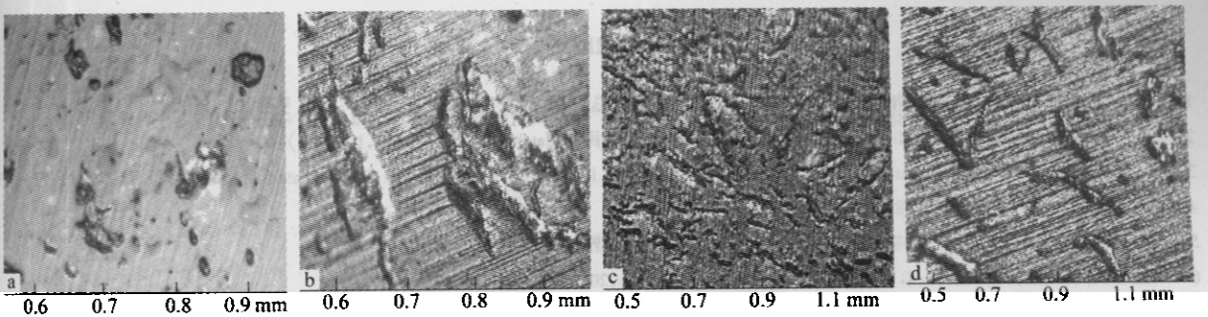


Fig. 6 OM photographs of PP/EG control and PP/gGG/EG(PP/gPP = 1/1 wt) composites with $f_w = 5\%$ or 9% prepared via DMM or MMM
a) control, $f_w = 5\%$, DMM b) $f_w = 5\%$, MMM c) $f_w = 9\%$, MMM d) $f_w = 9\%$, DMM

6%)的复合材料时更为突出。

表 2 列出 MMM 法制得 $f_w = 9\%$ 复合材料的 σ 随 C_g 而变化的数据. 由于用 MMM 法制备 f_w 一定的复合材料时, 材料中的 gPP 完全是由 gPP/EG 母料带入的, 因此材料中 C_g 增加对应于所用母料中 EG 质量含量 (C_{EG}) 降低, 表 2 中附出了 C_{EG} 与 C_g 的对应值. 由表 2 可见, 复合材料的 σ 随 C_g 增加、 C_{EG} 减小而增大, 而且更令人感兴趣的是, 这种变化具有类似于 $\sigma \sim f_w$ 关系的逾渗性质, 即在 C_g 超过某临界值 (约 30%)、 C_{EG} 低于某临界值 (约 25%) 时, σ 发生跃升。

Table 2 Relationship between electrical conductivity (σ) and weight content of gPP (C_g) or weight content of EG in gPP/EG masterbatch (C_{EG}) for PP/ gPP/EG composites with $f_w = 9\%$ prepared via MMM

PP/ gPP (wt)	C_g (wt%)	C_{EG} (wt%)	σ (S/cm)
100/0	0	100	3.11×10^{-17}
90/10	9.1	49.7	1.03×10^{-16}
80/20	18.2	33.1	2.30×10^{-16}
70/30	27.3	24.8	4.78×10^{-16}
60/40	36.4	19.8	2.21×10^{-9}
50/50	45.5	16.5	2.59×10^{-5}

gPP 含量 (C_g) 对复合材料形态结构和导电性能有重要影响的原因, 与 gPP 的分子极性比 PP 大、而其分子量比 PP 低 (其 MFR 明显比 PP 高) 有关. 与 $PP-EG$ 相比较, $gPP-EG$ 之间的极性相互作用强, 相同 f_w 下 gPP/EG 复合物的溶液或熔体粘度低, 因而在溶液插层或熔体混合时, gPP 分子更容易向 EG 内部扩散和插入. 在用 DMM 法制备 f_w 相同、 C_g 不同的复合材料时, 由于插入 EG 内部的聚合物 (主要是 gPP) 量随 C_g 而增大, 故材料中 EG 粒子的尺寸和形状比, 即使熔混时受到破碎和压缩, 仍随 C_g 而增大, 因而材料 σ 提高. 在用

MMM 法制备上述复合材料时, 由于升高材料中 C_g 对应于降低母料中 C_{EG} , 即增大母料中 gPP 含量, 这将使溶液插层制备母料时插入 EG 内部的 gPP 量增大, 从而使母料中纳米和微米复合结构规整性和 EG 粒子尺寸及形状比增大, 即使在母料与 PP 熔体混合时受到一定程度的损失, 最终材料中 EG 粒子内部结构规整性和粒子尺寸及形状比仍随 C_g 而增大, 材料的 σ 提高. 而在用 DMM 和 MMM 法制备相同 f_w 和 C_g 的复合材料时, 由于插入 EG 内部的聚合物量 DMM 法的不如 MMM 法的大, 造成 EG 粒子内部结构规整性和粒子尺寸及形状比前者不如后者大, 故前者的 σ 不如后者高。

MMM 法制得 $f_w = 9\%$ 复合材料的 $\sigma \sim C_g$ 关系 (表 2) 具有突变性的原因, 与材料形态结构在某一 C_g 范围 (约 30% ~ 50%) 发生显著变化有关. 如上所述, 复合材料中 EG 粒子的形态和微结构, 依赖于受 C_g 和 C_{EG} 控制的母料中 EG 粒子的形态和微结构. 在 $f_w = 9\%$ 的情况下, 当 $C_g < 30\%$ 、 $C_{EG} > 25\%$ 时, 母料中插入 EG 内部的 gPP 量不足以使其内部结构规整性和粒子尺寸及形状比足够大, 以致于复合材料中 EG 粒子内部结构规整性和粒子尺寸及形状比小到不能使粒子彼此接近或接触而形成导电通路, 故材料的 σ 很低; 而当 $C_g > 30\%$ 、 $C_{EG} < 25\%$ 后, 则情况相反. 说明导电复合材料产生逾渗现象的本质原因是填料粒子形成导电通路网络具有突然性, 未形成网络前 σ 很低, 形成网络时 σ 跃升, 网络完善后 σ 趋于极值; 对于 MMM 法制得的 PP/ gPP/EG 复合材料, f_w 和 C_g 都对导电通路的形成有重要影响, 都可能引起逾渗效应。

REFERENCES

- 1 Wan Y S, O'Gurkis MA, Lindt J T. *Polym Compos*, 1986, (7): 349 ~ 353
- 2 Tan Songting(谭松庭), Zhang Mingqiu(章明秋), Zeng Hanmin(曾汉民). *Mater Eng(材料工程)*, 1998, (5): 6 ~ 9
- 3 Cao Naizhen(曹乃珍), Shen Wanci(沈万慈), Wen Shizhu(温诗铸), Liu Yingjie(刘英杰). *New Carbon Mater(新型碳材料)*, 1995, (4): 51 ~ 53
- 4 Giannelis E P. *Adv Mater*, 1996, 8: 29 ~ 34
- 5 Liu Pinggui(刘平桂), Gong Kecheng(龚克成). *Chem World(化学世界)*, 1999, (5): 227 ~ 232
- 6 Pan Y X, Yu Z Z, Ou Y C, Hu G H. *J Polym Sci, Part B: Polym Phys*, 2000, 38: 1626 ~ 1633
- 7 Pan Yuxun(潘玉珣), Yu Zhongzhen(于中振), Ou Yuchun(欧玉春), Feng Yupeng(冯宇鹏). *Acta Polym Sinica(高分子学报)*, 2001, (1): 42 ~ 47
- 8 Xiao P, Xiao M, Gong K C. *Polymer*, 2001, 42: 4813 ~ 4816
- 9 Chen Guohua(陈国华), Weng Wengui(翁文桂), Wu Dajun(吴大军), Wu Dingcai(吴丁财), Chen Jingjing(陈晶晶), Ye Lihui(叶荔辉), Yan Wendi(颜文礼). *Acta Polym Sinica(高分子学报)*, 2001, (6): 803 ~ 806
- 10 Xu Lining(许立宁), Deng Haijin(邓海金), Cao Zanhua(曹赞华), Li Ming(李明). *China Plast Industry(塑料工业)*, 2001, (6): 17 ~ 19
- 11 Chen Xiaomei(陈晓梅), Shen Jingwei(沈经纬). *Acta Polym Sinica(高分子学报)*, 2002, (3): 331 ~ 335
- 12 Kotov N A, Dékány I, Fendler J H. *Adv Mater*, 1996, 8: 637 ~ 640
- 13 Lux F. *Polym Eng Sci*, 1993, 33 (6): 334 ~ 342
- 14 Zhang C, Yi X, Yui H, Asia S, Sumita M. *J Appl Polym Sci*, 1998, 69: 1813 ~ 1819

PREPARATION AND PROPERTIES OF POLYPROPYLENE/GRAPHITE ELECTRICALLY CONDUCTIVE NANOCOMPOSITES

QUAN Chengzi, SHEN Jingwei, CHEN Xiaomei

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

Abstract Polypropylene (PP)/maleic anhydride grafted polypropylene (*g*PP)/expanded graphite (EG) (*g*PP/EG = 3/2 wt) electrically conductive nanocomposites were prepared via solution intercalation (SI) and its combination with melt mixing named as masterbatch melt mixing (MMM). Room temperature electrical conductivity (σ) measurements revealed that the percolation thresholds (ϕ_c) of the nanocomposites prepared via SI and MMM were 6 wt% and 8 wt% respectively, much lower than those of the composite and the PP/EG control prepared via direct melt mixing ($\phi_c = 11$ wt% and 12 wt%). The increment of *g*PP content (C_g) can elevate the σ of the composites, ex. when its composition became PP/*g*PP = 1/1 wt, the ϕ_c of the composites prepared in MMM and DMM decreased to 7 wt% and 10 wt%, respectively; while for the nanocomposite prepared via MMM, in the case of fixing the EG content of 9 wt%, its σ might jump up more than 7 degree of magnitude as the C_g exceeded 30 wt%. The reasons causing the above differences and phenomena mentioned above were analyzed and elucidated by means of TEM, SEM and OM observations and according to the differences among the preparation methods.

Key words Expanded graphite, Grafted polypropylene, Polypropylene, Solution intercalation, Nanocomposite, Electrical conductivity