

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2014.06.022

PP-g-MAH 对 PP/OMMT 复合材料性能和结构的影响

彭盼盼¹, 谏刚¹, 杨志红², 郝慧聪¹

[1. 浙江三鼎科技有限公司 浙江绍兴 312071; 2. 中国地质大学(武汉)材料与化学学院 武汉 430074]

摘要:采用十八伯胺液相改性蒙脱土(MMT)制备有机蒙脱土(OMMT),以马来酸酐接枝聚丙烯(PP-g-MAH)为增容剂,通过熔融挤出法制备聚丙烯(PP)/PP-g-MAH/OMMT 复合材料。力学性能测试表明,PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料的拉伸强度、弯曲强度和冲击强度均比纯 PP 有所提高。采用偏光显微镜、X 射线衍射(XRD)仪、扫描电子显微镜(SEM)和动态热机械分析(DMA)仪对复合材料进行了分析。偏光显微镜和 XRD 分析结果显示,加入 OMMT 和 PP-g-MAH 可减小 PP 晶体尺寸、降低了晶体有序程度但并不改变晶体类型;SEM 分析结果显示,加入 PP-g-MAH 使 OMMT 和 PP 基体结合更紧密,提高了二者的相容性;DMA 结果表明,PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料的玻璃化转变温度比纯 PP 的低,储能模量在小于 80 时比纯 PP 的高,而在大于 80 后比纯 PP 的低。

关键词:蒙脱土;聚丙烯;马来酸酐接枝聚丙烯;十八伯胺;复合材料

中图分类号:TQ050.4 **文献标识码**:A **文章编号**:1001-3539(2014)06-0097-06

Effect of Maleic Anhydride-Grafted Polypropylene on the Mechanical Properties and Structures of Polypropylene / Organic Montmorillonite Composites

Peng Panpan¹, Chen Gang¹, Yang Zhihong², Hao Huicong¹

[1. Zhejiang Sanding Technology Co. Ltd., Shaoxing 312071, China;

2. Faculty of Material Science and Chemistry, China University of Geosciences(Wuhan), Wuhan 430074, China]

Abstract: Organic montmorillonite(OMMT) was achieved using octadecylamine as the modifying agent to modify montmorillonite by liquid-phase modification. Polypropylene (PP) / maleic anhydride-grafted polypropylene(PP-g-MAH) / OMMT composites were prepared using the melt mixing technique and employing PP-g-MAH as the compatibilizer. The mechanical property tests show the tensile strength, flexural strength and impact strength of the composites are improved comparing with pure PP. The structures and properties of the composites were investigated by X-ray diffraction(XRD), polarizing microscopy, scanning electron microscope(SEM) and dynamic mechanical analysis(DMA). Polarizing microscopy and XRD analysis results show that the crystal sizes of the composites decrease and crystal is incomplete comparing with pure PP, but the crystal classification is unchanged. SEM results indicate that the addition of PP-g-MAH increases the interfacial bonding force between PP and OMMT, results in improving the compatibility of them. DMA turns out that comparing with pure PP, the glass transition temperature of the composites decrease, the composites have the higher storage modulus below 80 but the lower storage modulus above 80.

Keywords: montmorillonite; polypropylene; maleic anhydride-grafted polypropylene; octadecylamine; composite

聚丙烯(PP)是市场上占有份额很大的通用合成材料之一,具有非常高的性价比。但 PP 本身的缺点,如强度低、韧性、耐热性和耐气体阻隔性差等,限制了其作为高性能材料及特种材料的应用^[1]。蒙脱土(MMT)是具有纳米片层结构的无机材料,其 MMT 极性大、吸湿性强、表面能高,不利于在聚合物中分散,并且和聚合物基体的相容性很差。因此,制备聚合物/MMT 复合材料时,必须对 MMT 进行改性,以增大 MMT 的层间距^[2],通常用有机阳离子置换 MMT 层间的无机阳离子,改善层间的化学环境,使 MMT 由亲水转向亲有机质。但是 MMT 在

PP 中的分散程度及与 PP 基体的结合程度毕竟有限,为了增强 PP 和 MMT 之间的粘结性,有效提高复合材料的力学性能,常常采用增容剂作为桥梁来改善两相之间的作用力^[3]。

H. Balakrishnan 等^[4]采用十八伯胺改性 MMT,制备有机 MMT(OMMT),虽然是液相改性,但液相提前进入 MMT 层间,伯胺阳离子随后再进行离子交换,这样不仅降低了接触机率还增加了交换难度,OMMT 的层间距提高程度有限,并且 PP 复合材料

联系人:谏刚,博士,主要从事岩石矿物材料研究

收稿日期:2014-04-01

的冲击强度下降。笔者对 MMT 的改性方法进行了改进,使伯胺阳离子随液相同时进入 MMT 层间,提高了阳离子和 MMT 层间的接触机率,因此可以明显提高 OMMT 的层间距,并用马来酸酐接枝聚丙烯 (PP-g-MAH) 为增容剂,制备出 PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料,并对复合材料的性能和结构进行了分析。

1 实验部分

1.1 主要原材料

PP:EPS30R,熔点为 160~170,密度为 0.9 g/cm³,熔体流动速率为 2.0 g/(10 min),中国石油化工股份有限公司;

MMT:浙江三鼎科技有限公司;

PP-g-MAH:熔体流动速率为 100 g/(10 min),南京德巴高分子材料有限公司;

十八伯胺:工业级,天津市福晨化学试剂厂。

1.2 主要仪器与设备

双螺杆挤出机:SHJ-20型,直径为 22 mm,长径比为 40,南京杰恩特机电有限公司;

立式注塑机:TY-200型,杭州大禹机械有限公司;

微机控制电子万能试验机:CMT4106型,美特斯工业系统(中国)有限公司;

摆锤式冲击试验机:XJU-22型,承德试验机有限责任公司;

傅立叶变换红外光谱 (FTIR) 仪:Avatar370型,上海热电科技仪器有限公司;

X射线衍射 (XRD) 仪:D8-FOCUS型,德国 Bruker 公司;

偏光显微镜:CX31P-GOUT型,上海普赫光电科技有限公司;

扫描电子显微镜 (SEM):Quanta200型,荷兰 FEI 公司;

动态热机械分析 (DMA) 仪:DMA/SDTA861e型,梅特勒-托利多公司。

1.3 试样制备

(1) OMMT 制备。

将 34 mmol 十八伯胺置于 250 mL、80 热水中,加入 34 mmol 浓盐酸,待完全溶解后,缓慢加入 10 g MMT,边加边搅拌,直到 MMT 充分分散于十八伯胺的盐酸溶液中,在 80 下剧烈搅拌 6 h,然后反复洗涤、过滤,直至滤液中没有氯离子存在,充分烘干、粉碎,使粉体粒径小于 40 μm,制得

OMMT。

(2) PP 复合材料制备。

PP 复合材料配方如表 1 所示。使用双螺杆挤出机挤出 PP/OMMT,PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料,挤出温度分别为:一段 160,末段 180,熔融温度不超过 200,螺杆转速为 100 r/min。采用注塑机注塑测试试样,注塑机料筒温度分别为:一段 185、二段 180、三段 175。

表 1 PP 复合材料配方

材料	质量比
纯 PP	100
PP/OMMT 复合材料	98 / 2
PP/PP-g-MAH / OMMT 复合材料	96 / 2 / 2

1.4 性能测试

FTIR 分析:将试样粉末与 KBr 混合均匀,在 370~4000 cm⁻¹ 范围内进行分析。

XRD 分析:Cu 靶 K_α 射线,辐射管电压为 40 kV,管电流为 30 mA,扫描速率为 1.2°/min,扫描范围为 2°~30°,波长为 0.154 nm。

SEM 分析:喷金电流为 10 mA,时间为 3 min。

力学性能测试:拉伸强度按 GB/T 1040.2-2006 测试,拉伸速率为 50 mm/min;弯曲强度按 GB/T 9341-2008 测试,弯曲速率为 5 mm/min;冲击强度按 GB/T 1843-2008 测试,冲击速率为 3.46 m/s。

偏光显微镜分析:试样在 220 恒温加热 5 min,消除热历史,并迅速冷却至 140,恒温 20 min。

DMA:试样尺寸为 6 mm×5 mm×2 mm,动态力为 5 N,升温速率为 3 /min,频率为 1 Hz,振幅为 10 μm,测试温度为 -10~150。

2 结果与讨论

2.1 MMT 和 OMMT 的微观结构分析

(1) FTIR 分析。

图 1 为 MMT 和 OMMT 的 FTIR 谱图。

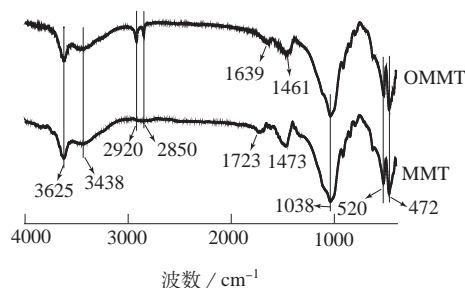


图 1 MMT 和 OMMT 的 FTIR 谱图

由图 1 可以看出,MMT 和 OMMT 在 3625,

3 438, 1 038, 520, 472 cm^{-1} 处有同样的振动吸收峰。3 625, 3 438 cm^{-1} 处分别对应 O—H 的不对称、对称伸缩振动峰。在 1 038 cm^{-1} 处有一强峰,是由于 Si—O 键的伸缩振动产生的。472, 520 cm^{-1} 处的强峰为 Si—O 键的弯曲振动吸收峰。MMT 图谱上 1 723, 1 473 cm^{-1} 处为 O—H 的面内弯曲振动吸收峰,但是,OMMT 谱图显示,1 723, 1 473 cm^{-1} 两处相对应的峰的位置向右偏移且峰强度减弱,表明 OMMT 上部分 O—H 键被消除^[5]。与 MMT 相比,OMMT 在 2 920, 2 850 cm^{-1} 处出现了新峰,推断应为一 CH_3 , 一 CH_2 和一 CH 键的不对称弯曲振动产生的吸收峰^[4, 6]。证明十八伯胺成功改性了 MMT。

(2) XRD 分析。

图 2 为 MMT 和 OMMT 的 XRD 谱图。

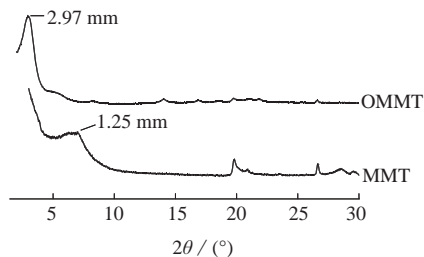
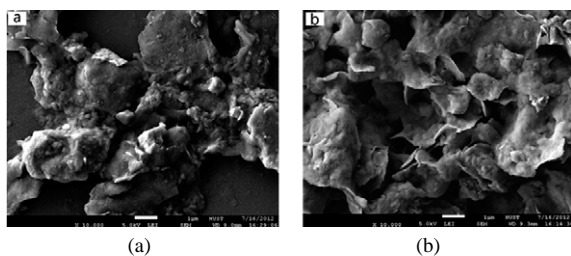


图 2 MMT 和 OMMT 的 XRD 谱图

从图 2 可见,MMT 产生的衍射峰在 $2\theta=7.02^\circ$, 相对应的层间距为 1.25 nm。而 OMMT 的衍射峰的位置向低角度方向移动,在 $2\theta=2.97^\circ$ 处,相对应的层间距为 2.97 nm,为 MMT 层间距的 237.6%,表明十八伯胺长链已进入 MMT 的层间^[4],为 PP 大分子链插入 OMMT 层间形成纳米材料提供了保证。

(3) SEM 分析。

图 3 为 MMT 和 OMMT 的 SEM 照片。



a—MMT ; b—OMMT

图 3 MMT 和 OMMT 的 SEM 照片

从图 3 可以看出,MMT 呈现明显的块状结构,并且 MMT 的片层较厚。MMT 经过十八伯胺改性后,OMMT 的外貌形态发生了很大的变化,MMT 的块状现象消失,显得较为疏松,并且可以明显看到薄薄的片状结构,且片状的边界变得模糊^[5]。表明

十八伯胺的长链已进入 MMT 的层间,使 MMT 层间距变大,片层剥离,打破了 MMT 的结构,使整个外观显得疏松。结合 FTIR 和 XRD 分析结果显示,通过液相改性的方法使十八伯胺有机长链成功进入到 MMT 层间,达到了有机改性的目的。

2.2 纯 PP 及其复合材料的力学性能和结构分析

(1) 力学性能分析。

图 4 为纯 PP 及其复合材料的力学性能。

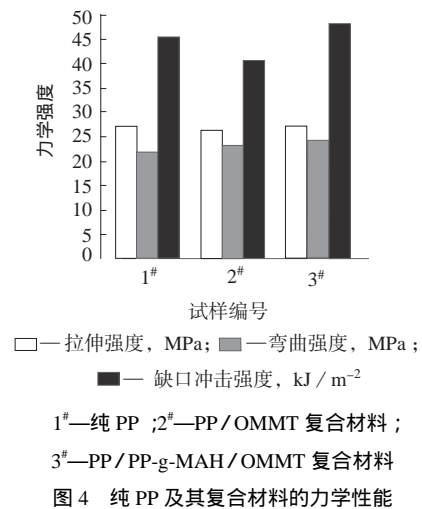
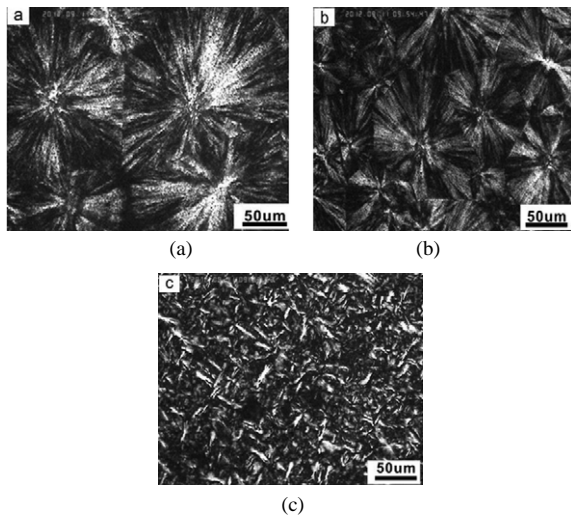


图 4 纯 PP 及其复合材料的力学性能

从图 4 可以看出,3 种材料的拉伸强度相差不多,且弯曲强度随着 OMMT,PP-g-MAH/OMMT 的加入依次逐渐增大,而 PP/OMMT 复合材料的冲击强度最低。说明单纯加入 OMMT 提高 PP 力学性能有限,这与 OMMT 不能充分分散以及与 PP 基体的弱相互作用有关。仅有 OMMT 存在,不利于提高复合材料的力学性能,因为部分未剥离的刚性无机粒子阻碍了 PP 分子的有效移动,限制复合材料受到外力作用时吸收和传递能量。另外,团聚的无机粒子形成了应力集中点,容易诱发裂纹的产生^[7]。而 PP-g-MAH 一边是羧基,可与硅酸盐片层表面的羟基反应,另一边是有机链,与 PP 大分子的相容性较好,加入增容剂 PP-g-MAH 后,OMMT 与 PP 之间的界面环境被改变,极性差缩小^[8],有助于 OMMT 在 PP 基体中形成剥离结构,成为纳米复合材料^[9-10],充分剥离的 OMMT 片层粒子,会扩大 OMMT 与 PP 的界面相互作用域,同时提高 OMMT 片层纵横比,当复合材料受到外力作用时,可以有效地将外力从 PP 基体传递到 OMMT 片层上,从而提高复合材料的力学性能^[11]。所以,PP-g-MAH 可提高 OMMT 在 PP 基体中的分散性并增强二者之间的相互作用,进而有助于改善复合材料的力学性能。

(2) 偏光显微镜分析。

图5为纯PP及其复合材料的偏光显微镜照片。



a—纯PP ; b—PP/OMMT 复合材料 ;
c—PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料

图5 等温结晶条件下纯PP及其复合材料的偏光显微镜照片

加入PP-g-MAH后,PP/PP-g-MAH/OMMT复合材料的力学性能较好,这和材料的微结构密切相关。由图5a可以看出,纯PP呈现球晶型,且球晶十分完整;PP/OMMT复合材料的偏光显微镜照片(见图5b)与纯PP相比,晶体数量增加,球晶尺寸减小,这和OMMT的异相成核作用有关,OMMT在PP基体中作为晶核,可以诱发晶体的形成;在加入增容剂PP-g-MAH后,PP/PP-g-MAH/OMMT复合材料的晶体尺寸更小、数量更多,晶体之间的界限变得十分模糊,完整的球晶已经消失(见图5c)。原因是,加入增容剂提高了OMMT在PP基体中的分散性,形成了更多的诱发结晶的晶核剂,导致大量细小晶体的产生,晶体的细化有助于提高材料的韧性。因此,OMMT和PP-g-MAH的共同存在有助于PP力学性能的提高。

(3) XRD 分析。

图6为纯PP及其复合材料的XRD谱图。

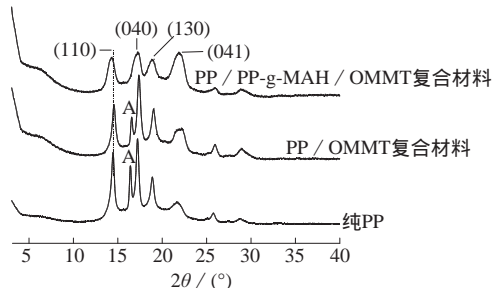


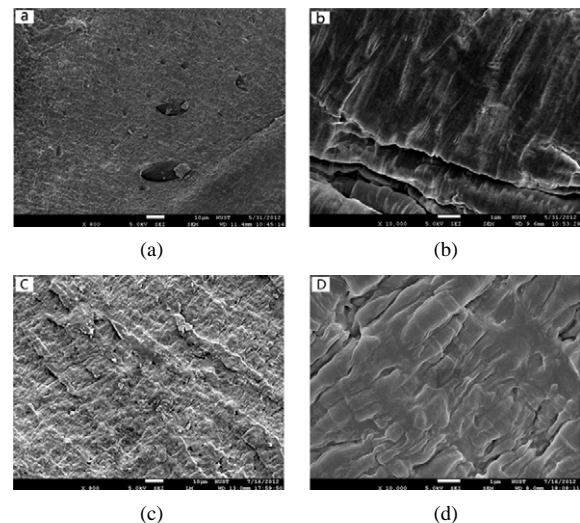
图6 纯PP及其复合材料的XRD谱图

通常情况下,商品化PP呈晶型,这种晶型最稳定,综合性能好,但冲击韧性稍差。由图6可以看出,出现在 $2\theta=10^\circ\sim 23^\circ$ 之间的几个强衍射峰都是PP晶体的衍射峰,为晶型的(110),(040),(130),(041)晶面的特征衍射峰。在PP/OMMT复合材料谱图中,各个晶面的特征衍射峰与纯PP相比,除衍射峰略变宽、强度稍微变弱之外,几乎没有多大差别,而且并没有观察到其它晶型的衍射峰存在。说明OMMT的加入并不影响PP的晶型。在PP/PP-g-MAH/OMMT复合材料谱图中,未观察到 $2\theta=16.0^\circ$ 处的独立峰^[11],但在 $2\theta=17.4^\circ$ 处的峰变宽,除此之外,PP/PP-g-MAH/OMMT复合材料的XRD衍射峰变宽,强度变弱。

由图6还可以看出,纯PP的峰型非常尖锐,说明晶体发育好,晶型比较完整。而PP/OMMT复合材料的峰强度减弱、变宽。表明加入OMMT之后,晶体尺寸、完整度和有序程度下降,PP分子链的规整度被打散。这是因为OMMT作为成核剂,诱发大量的晶核出现,但是晶体的生长空间受到阻碍,因此晶体数量增加,尺寸和完整性下降,而PP-g-MAH的存在使这种情况加剧,这和前面偏光显微镜的分析结果一致。

(4) SEM 分析。

图7为PP/OMMT及PP/PP-g-MAH/OMMT复合材料冲击断面的SEM照片。



PP/OMMT 复合材料 :a—放大 800 倍 ;b—放大 10000 倍
PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料 :c—放大 800 倍 ;d—放大 10000 倍

图7 PP/OMMT 及 PP/PP-g-MAH/OMMT
复合材料冲击断面 SEM 照片

从图7a可以看出,PP/OMMT复合材料冲击

断面上有明显团聚的 OMMT 颗粒和大的孔洞,表明单纯的 OMMT 与 PP 基体的相互作用很差。从图 7b 可以看出,PP/OMMT 复合材料冲击断面上有明显的破坏性裂纹存在,OMMT 与 PP 基体的结合能小于材料受冲击时的断裂能会导致这种大裂纹的产生^[12]。这些破坏性裂纹和孔洞会引起应力集中和裂纹的扩展,对材料的冲击强度十分不利。从图 7c 可以看出,加入 PP-g-MAH 后,OMMT 在 PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料中的分散性很好。从图 7d 可以看出,PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料的冲击断面上可以看到许多细小的银纹而非破坏性的裂纹,大量的银纹存在可以提高复合材料的力学性能。

填料在聚合物中的分散是影响复合材料力学性能的一个重要因素。一般来说,无机填料很难在热塑性弹性体中分散均匀,纳米级别的无机离子自身有团聚的倾向,在有机体中难以分散的问题就会更加严重^[3]。然而,PP-g-MAH 的加入,不仅有助于 OMMT 在 PP 中充分分散,促进 OMMT 的剥离,还可以提高二者的结合能力。当复合材料受到猛烈冲击时,被剥离的 OMMT 片层在应力区引发大量细小的银纹和微孔洞,吸收部分冲击能^[13]。所以,复合材料的力学性能得到提高。

(5) DMA。

图 8 为纯 PP 及其复合材料的 DMA 曲线。

从图 8a 可以看出,PP/OMMT 复合材料的储能模量曲线在 -10~150 范围内几乎都在纯 PP 储能模量曲线之上。PP/OMMT 复合材料储能模量的提高与 OMMT 增加 PP 硬度有关^[14-15]。PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料的储能模量在小于 80 时比纯 PP 的高,而在大于 80 后却比纯 PP 的低。这一结果与其它有关文献略有不同^[4,16],在其它有关文献中,这种复合材料的储能模量曲线在所测温度范围内均比纯 PP 的高,这可能与本研究使用的 PP-g-MAH 有关。

在低于 80 时,PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料储能模量的提高与分散在 PP 基体中的 OMMT 有关。剥离的 OMMT 片层增加了 PP 的硬度。当 PP-g-MAH 存在时,OMMT 的分散性和剥离程度得到提高,与 PP 基体的界面相互作用增强,阻碍了 PP 分子链的移动。因此,在小于 80 时,PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料的储能模量不仅明显比纯 PP 的高,还比 PP/OMMT 复合材料的高。然而,在

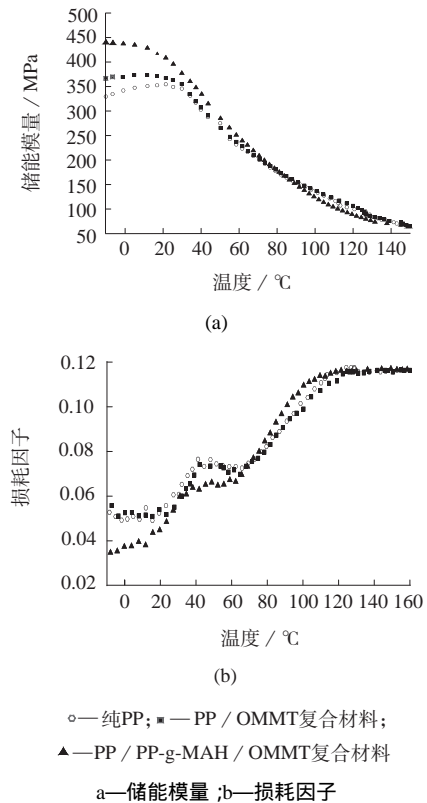


图 8 纯 PP 及其复合材料的 DMA 曲线

大于 80 后,由于 PP-g-MAH 的熔体流动速率远比纯 PP 的高,随着温度的升高,分子流动性提高,降低了材料的储能模量,故 PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料的储能模量在大于 80 后比纯 PP 的低。

从图 8b 可以看出,在 38~45 之间出现的峰值为玻璃化转变温度 (T_g)。与纯 PP 相比,PP/OMMT 复合材料的 T_g 较高,这和前人所做的工作一致^[15]。OMMT 的加入使复合材料的 T_g 提高,这是因为无机填料影响了分子的运动,提高了分子运动所需要的能量。然而,PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料的 T_g 较纯 PP 的低,这归因于高熔体流动速率的 PP-g-MAH,它的加入降低了复合材料的热变形温度。

纯 PP 及其复合材料的储能模量数据如表 1 所示。

材料	温度 / °C				T_g / °C	T_g 对应损耗因子
	0	40	80	120		
纯 PP	342.9	302.2	175.6	100.5	40.7	0.078 1
PP/OMMT 复合材料	371.7	307.1	180.1	107.2	41.8	0.077 5
PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料	437.4	335.9	179.3	88.6	37.6	0.064 1

3 结论

(1) XRD, FTIR 和 SEM 分析表明,十八伯胺液

相改性 MMT 可获得 OMMT, 改性后, OMMT 层间距为 MMT 的 237.6%。

(2) 与纯 PP 相比, 加入 PP-g-MAH 使 PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料的拉伸强度、弯曲强度和冲击强度都有所提高。

(3) 增容剂 PP-g-MAH 使 MMT 片层得到进一步剥离, 进一步提高了 OMMT 在 PP 基体的分散性, 形成更多的晶核, 减小了 PP 的球晶尺寸, 降低了晶体的有序程度。

(4) OMMT 和增容剂 PP-g-MAH 的加入并没有改变 PP 的晶体类型。加入 OMMT 提高了 PP/OMMT 复合材料的储能模量和 T_g 。加入 PP-g-MAH, 使 PP/PP-g-MAH/OMMT 复合材料的 T_g 比纯 PP 的低, 储能模量在小于 80 时比纯 PP 的高, 而在大于 80 后比纯 PP 的低。

参考文献

- [1] 王丽梅, 贺爱华, 杜酩, 等. 聚丙烯/蒙脱石纳米复合材料的结构及物理性能研究[J]. 高校化学工程学报, 2010, 24(1):132-137.
Wang Limei, He Aihua, Du Ding, et al. Studies on structure and physical properties of PP/MMT nanocomposites[J]. Journal of Chemical Engineering of Chinese Universities, 2010, 24(1):132-137.
- [2] 杨科, 王锦成, 郑晓昱. 蒙脱土的结构、性能及其改性研究现状[J]. 上海工程技术大学学报, 2011, 25(1):65-70.
Yang Ke, Wang Jincheng, Zheng Xiaoyu. Current study of structure, property and modification of montmorillonite[J]. Journal of Shanghai University of Engineering Science, 2011, 25(1):65-70.
- [3] Chiu F C, Lai S M, Chen J W, et al. Combined effects of clay modifications and compatibilizers on the formation and physical properties of melt-mixed polypropylene/clay nanocomposites[J]. J Polym Sci Part B: Polym Phys, 2004, 42(22):4139-4150.
- [4] Balakrishnan H, Ibrahim M, Wahit M U. Polypropylene/organically modified sabah montmorillonite nanocomposites: Surface modification and nanocomposites characterization[J]. Polym Compos, 2011, 32(12):1927-1936.
- [5] Sarier N, Onder E, Ersoy S. The modification of Na-montmorillonite by salts of fatty acids: An easy intercalation process[J]. Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects, 2010, 371(1-3):40-49.
- [6] Inkaya S E Y, Yildiz N, Sacak M. Preparation of polystyrene/montmorillonite nanocomposites: optimization by response surface methodology (RSM)[J]. Turkish Journal of Chemistry, 2010, 34(4):581-592.
- [7] Mareri P, Bastide S, Binda N. Mechanical behaviour of polypropylene composites containing fine mineral filler: Effect of filler surface treatment[J]. Compos Sci Technol, 1998(58):747-761.
- [8] 倪卓, 孙忠梅, 宫永辉, 等. 马来酸酐接枝聚丙烯对聚丙烯/蒙脱土纳米复合材料的影响[J]. 高分子材料科学与工程, 2006, 22(6):79-87.
Ni Zhuo, Sun Zhongmei, Gong Yonghui, et al. Effect of PP grafted MAH on PP/MMT nanocomposites[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2006, 22(6):79-87.
- [9] Masenelli-varlot K, Reynaud E, Vigier G, et al. Mechanical properties of clay-reinforced polyamide[J]. Polym Sci Part B: Polym Phys, 2002, 40(3):272-283.
- [10] Fornes T D, Yoon P J, Hunter D L, et al. Effect of organoclay structure on nylon/6 nanocomposite morphology and properties[J]. Polymer, 2002, 43(22):5915-5933.
- [11] 肖利群, 晏伟, 别明智, 等. 成核剂/无机粒子/PP复合材料的结晶行为与力学性能研究[J]. 塑料科技, 2007, 35(8):50-53.
Xiao Liqun, Yan Wei, Bei Mingzhi, et al. Research of crystallization and mechanical properties of nucleating agent/inorganic particle/PP composites[J]. Plastic Science and Technology, 2007, 35(8):50-53.
- [12] Malicka A, Domka L. Structural Study of Polyethylene/Montmorillonite Systems[J]. Acta Physica Polonica A, 2008, 114(2):423-431.
- [13] Selvakumar V, Palanikumar K, Palanivelu K. Studies on mechanical characterization of polypropylene/Na⁺-MMT nanocomposites[J]. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 2010, 9(8):671-681.
- [14] Utracki L A, Sepehr M, Boccacchi E. Synthetic, layered nanoparticles for polymeric nanocomposites (PNCs)[J]. Polymers for Advanced Technologies, 2007, 18(1):1-37.
- [15] Velasco J I, Ardanuy M, Realinho V, et al. Polypropylene/clay nanocomposites: Combined effects of clay treatment and compatibilizer polymers on the structure and properties[J]. J Polym Sci, 2006, 102(2):1213-1223.
- [16] Hu Xin, Alcock B, Loos J. The influence of drawing temperature on mechanical properties and organization of melt spun polyethylene solid-state drawn in the pseudo-affine regime[J]. Polymer, 2006, 47(6):2156-2162.

普立万在上海落成一座创新中心

普立万特种工程材料将在上海浦东金桥开发区内落成一座创新中心, 同时将作为其亚太区的新总部。

普立万公司全球大客户副总裁兼亚洲区副总裁 4 月 22 日在中国国际橡塑展的展前发布会上宣布了这一计划, 该中心定于 2014 年底开业。新中心将整合特种工程材料业务部

的区域业务资源, 包括研究、营销和管理等功能, 并整合其在苏州和新加坡的现有资源。

副总裁说, 从客户角度来看, 这一变化将是无缝的。新中心与普立万的上海颜料和添加剂创新中心相距仅 7 km, 得以更好地整合普立万旗下各大业务部门, 助其开拓亚太市场。
(环球塑化)