

氢化丁腈橡胶/聚甲基丙烯酸镁/有机蒙脱土纳米复合材料 制备及其耐介质老化性能*

黄安民^{1,2} 王小萍^{1**} 贾德民¹

(¹华南理工大学材料学院 广州 510640) (²中国南车株洲时代新材料科技股份有限公司 株洲 412001)

摘 要 采用原位聚合和混炼插层相结合技术制备了氢化丁腈橡胶/聚甲基丙烯酸镁/有机蒙脱土(HNBR/PMgMA/OMT)纳米复合材料,通过XRD,SEM和TEM等测试方法研究了HNBR/PMgMA/OMT纳米复合材料的结构、形态和性能。PMgMA离子簇与未反应完全的MgMA单体形成纳米-微米共存形态结构,PMgMA对HNBR有显著的增强效果,HNBR/PMgMA/OMT纳米复合材料具有良好的加工性能、物理机械性能和耐介质老化性能。TEM结果显示MgMA/OMT并用有助于OMT剥离分散,有机蒙脱土在硫化胶中形成以剥离和插层为主、反插层和未插层共存的微观结构;SEM显示当MgMA/OMT用量为20/10份时能明显改善复合材料的界面结合,此时纳米复合材料的拉伸强度、扯断伸长率和扯断永久变形分别为30.2 MPa,520%和30%;同时具有优异的耐热空气和耐油老化性能,耐热水性能也明显改善,在165℃的热空气、水和油中长期老化14天的老化系数分别达到0.61,0.63和0.84,其耐介质老化性能明显好于炭黑增强HNBR硫化胶及HNBR/PMgMA复合材料。良好的蒙脱土片层分散结构是提高HNBR/PMgMA/OMT纳米复合材料耐介质老化性能的主要原因。

关键词 氢化丁腈橡胶, 甲基丙烯酸镁, 有机蒙脱土, 纳米复合材料, 老化性能

氢化丁腈橡胶(HNBR)是一种高饱和弹性体,是将丁腈橡胶(NBR)链段上的丁二烯单元进行有选择的加氢制得的。它不仅具有优良的耐油、耐磨、耐低温等性能,而且还具有优异的耐高温、耐氧化、耐臭氧和耐化学品性能。HNBR是一种可在-25~150℃温度下长期使用的新特种橡胶,主要用于汽车油封、燃油系统部件、汽车传动带、钻井活塞、坦克带衬垫、航天航空用密封件和减震材料等领域^[1~5]。随着汽车、石油等工业的快速发展,对HNBR的耐热、水、硫化氢和油等介质的性能要求越来越高。

相对传统填料,少量纳米填料就使得复合材料的物理、化学性能得到大幅提高而在科研和生产中受到广泛关注^[6~12]。这是因为纳米复合材料中的填料不仅能以纳米级均匀分散在聚合物基体中,而且与基体有非常强的界面结合^[13~16]。笔者采用HNBR与甲基丙烯酸镁(MgMA)混炼原位聚合方法制备的HNBR/PMgMA纳米复合材料,由于硫化过程中发生原位自由基聚合,并部分接枝到HNBR分子链上,HNBR硫化胶和PMgMA形

成接枝互穿聚合物网络,HNBR/PMgMA纳米复合材料具有优异的力学性能,其拉伸强度和扯断伸长率分别为38.5 MPa和545%^[17],但在水、空气等介质中老化性能一般。而蒙脱土能有效提高HNBR硫化胶的热稳定性和耐介质老化性能,但有机蒙脱土(OMT)增强能力有限,制备的复合材料力学性能低于采用传统炭黑增强制备的复合材料。本论文采用原位聚合和插层技术制备了新型HNBR复合材料,并对其耐介质老化性能进行了研究。

1 实验部分

1.1 原材料

氢化丁腈橡胶,Zetpol 2010H,日本瑞翁公司;过氧化二异丙苯(DCP),化学纯,上海化学试剂站中心化工厂;甲基丙烯酸镁(MgMA),西安有机化工厂;三聚氰酸三烯丙酯(TAC),西安有机化工厂;蒙脱土(MMT),南海市非金属开发公司;有机蒙脱土(OMT),自制;其他均为橡胶工业常用助剂,市售。

* 2011-10-21 收稿,2011-11-24 修稿;国家自然科学基金(基金号50573021)资助项目; ** 通讯联系人,E-mail:wangxp@scut.edu.cn
doi:10.3724/SP.J.1105.2012.11312

硫化胶基本配方(单位为 phr,指橡胶质量为 100 份时,其他物质相对于橡胶质量的份):HNBR 100;DCP 4;防老剂 2,2,4-三甲基-1,2-二氢化喹啉集合体(RD)/2-硫醇基苯并咪唑(MB) 1/1;硬脂酸 1;ZnO 5;TAC 1.5;促进剂二硫化二苯并噻唑(DM) 1.5

1.2 OMT 的制备

采用酸化椰油酰胺基丙基甜菜碱(CAB)插层改性法,按文献[18]的制备方法进行制备。

1.3 样品制备

在 $\Phi 160$ 双辊开炼机上制备混炼胶,滚筒速比为 1:1.22。将 OMT、硬脂酸、ZnO、防老剂 RD/MB、MgMA、TAC、DCP 依次加入到 HNBR 中混炼均匀。采用优肯 UR-2030 硫化仪测定混炼胶料的正硫化时间(T_{c90}),硫化温度为 170℃,然后采用 25 t 液压平板硫化机制备硫化胶试样。

1.4 测试与表征

热空气老化,按照 GB 3512-2001 标准将样品悬挂在老化烘箱内(GT-7017 型热氧老化箱,台湾高铁公司)165℃老化 14 天。

水老化,在 10 L 密封反应釜中,导入 6 L 自来水,按照 GB 1690-2006 标准将样品完全浸入水中,165℃老化 14 天。

油老化,按照 GB 1690-2006 标准将样品完全悬挂在不锈钢器皿中,用标准 3#油完全浸渍,放入老化箱中老化,隔 7 天取样 1 次,取样后重新注入新的 3#标准油。

拉伸性能在优肯 UT-2060 电子拉力机上按 GB/T 528-2009 标准测试,拉伸速率为 500 mm/min;其他常规测试均按相关国家标准进行。

X 射线衍射(XRD),用日本理学公司生产的 D/MAX-III 型 XRD 分析仪进行测试, $\text{CuK}\alpha$ 靶,扫描速度 12 (°)/min,步长为 0.02°,衍射角 1°~30°。

扫描电镜(SEM),用 Phillips 公司生产的 XL-30 FEG 型 SEM 分析仪进行电子扫描,观察其形貌。硫化胶试样液氮冷冻脆断,断面经喷金处理。

透射电镜(TEM),所有样品经液氮冷却至 -150℃时在 Leica 公司 LKB22088 型超薄切片机上切成薄片(<100 nm)。用 Philip 公司的 TEM 2000 CM-300 型透射电子显微镜(TEM)下观察硫化胶形态,加速电压为 200 kV。

2 结果与讨论

2.1 XRD 分析

图 1 是 MgMA、MMT、OMT 及 HNBR/PMgMA/OMT 纳米复合材料的 XRD 谱图。从图中可看出,改性前的 MMT 层间距 $d(001)$ 为 1.3 nm,而改性后 OMT 层间距 $d(001)$ 为 2.8 nm,当与 HNBR、MgMA 插层硫化制备的复合材料层间距 $d(001)$ 达到 3.6 nm。这说明经过有机改性后,蒙脱土层间距明显增大,有助于 HNBR 分子链插层到蒙脱土片层结构中并分散均匀,这和其他不同体系材料研究结果一致^[19~21]。HNBR 纳米复合材料 XRD 谱图在 $2\theta = 4.6^\circ$ 和 7.2° 处分别出现了一尖峰,对应的层间距为 1.9 和 1.3 nm。其中 1.3 nm 峰强度特别高,这主要是由于没有反应完全的 MgMA 单体引起的。而 1.9 nm 处衍射峰既低于有机蒙脱土中 2.8 nm 的层间距,更低于 3.6 nm 插层结构层间距,但明显高于未改性蒙脱土的 1.3 nm 层间距,这说明 HNBR/PMgMA/OMT 复合材料在硫化过程中出现了新的蒙脱土微观结构,这可能是插层结构蒙脱土中橡胶分子链被抽出所致,形成“反插层”微观结构^[4]。

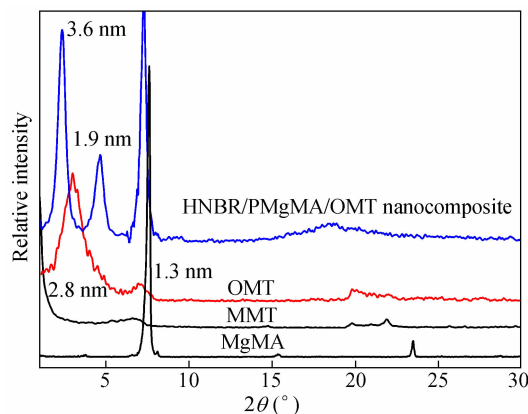


Fig. 1 WAXD patterns for different materials

2.2 物理机械性能

填充总量为 30 份, MgMA/OMT 为不同配比时改性 HNBR 力学性能如图 2 所示。可以看出,随着填料中 OMT 代替 MgMA 份数的增加, HNBR/PMgMA/OMT 纳米复合材料的拉伸强度和断裂伸长率(图 2(a))随之下降,100% 定伸应力和扯断永久变形(图 2(b))明显增加。这是因为聚甲基丙烯酸镁(PMgMA)离子簇对 HNBR 基体大分子有一定的物理吸附作用,可以承载、传导应力应变^[22]。部分 MgMA 单体在 HNBR 分子链上发

生接枝反应,另一头与 PMgMA 离子簇相连. 整个体系构成接枝互穿聚合物网络. 在常温条件下可以对 HNBR 基体进行有效增强,且增强效果可以明显超过传统的增强剂. OMT 增强效果不如 MgMA,但 OMT 与 MgMA 具有协同作用,能改善填料与橡胶基体之间的界面结合,提高 HNBR 硫

化胶的交联密度. 与单用 MgMA 或 OMT 改性的 HNBR 纳米复合材料相比,HNBR/PMgMA/OMT 纳米复合材料的 100% 定伸应力有明显的加和效应,MgMA/OMT 用量为 20/10 改性得到的复合材料 100% 定伸应力高达 7 MPa.

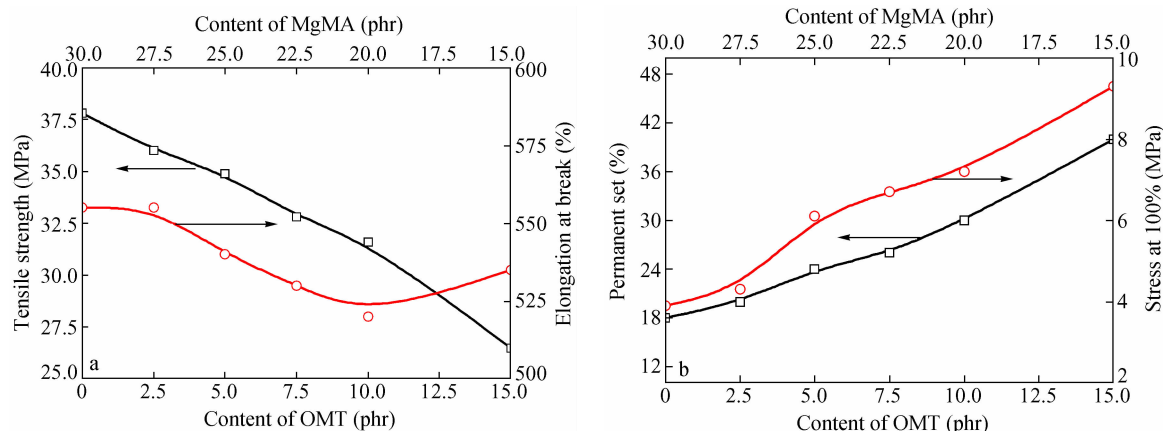


Fig. 2 Effect of MgMA/OMT proportion on before and after aging properties of HNBR/PMgMA/OMT composites:

(a) tensile strength and elongation at break, (b) permanent set and stress at 100%

2.3 SEM 分析

图 3 是填充总量为 30 份,不同 MgMA/OMT 配比改性 HNBR 复合材料的 SEM 图. 可以看出,当用 5 份 OMT 代替 MgMA 改性后的硫化胶断面较粗糙,表面有少量颗粒并有余胶包覆,这些颗粒可能是没有反应完全的 MgMA 单体. 当 OMT 增加

到 10 份时,硫化胶断面粗糙,相畴十分细致,表面已看不到颗粒. 继续增加 OMT 含量时,硫化胶断面略显粗糙模糊,出现少量聚集物,这可能是由于 OMT 团聚所致. 不难看出当 MgMA/OMT 比例为 20/10 时,改善 HNBR 复合材料界面形貌的效果较好.

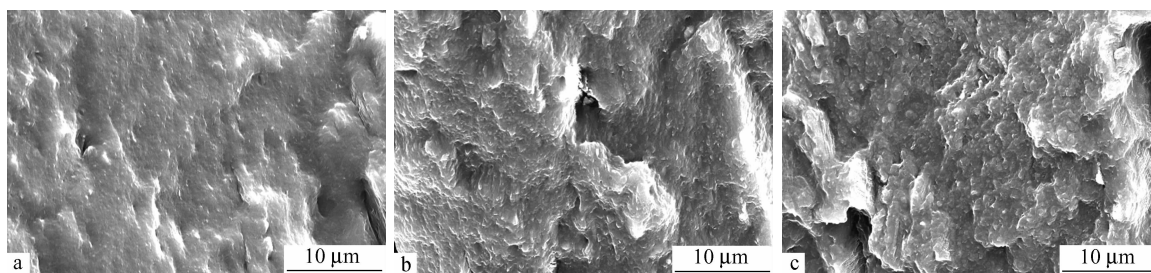


Fig. 3 SEM of HNBR/PMgMA/OMT composites filled with different MgMA/OMT contents: (a) MgMA/OMT = 25/5, (b) MgMA/OMT = 20/10 and (c) MgMA/OMT = 15/15

2.4 TEM 分析

分别采用 30 phr MgMA, 10 phr OMT 及 MgMA/OMT 各 20 phr 和 10 phr 分别制备了 HNBR/PMgMA, HNBR/OMT 和 HNBR/PMgMA/OMT 3 个体系的复合材料,其电镜照片如图 4 所示. 从图中可以看出 HNBR/PMgMA 复合材料体系中 PMgMA 离子簇以 20 ~ 30 nm 大小均匀分散,形成刚性较大、极性较强的低聚物活性微区,在 HNBR 基体中形成另外一个网络. 该网络是一

个连续相网络,与 HNBR 交联网络相互贯穿缠结,组成互穿聚合物网络. 同时部分未反应 MgMA 单体聚集以微米级分散在橡胶基体中,构成了纳米-微米共存的微观结构^[17](图 4(a)). HNBR/OMT 复合体系在混炼过程中,OMT 几乎全部剥离,硫化后由于 HNBR 分子链段松弛运动和温度、压力的促进作用,在硫化胶中最后形成剥离、插层结构为主,同时有部分反插层和未插层结构共存结构^[23],OMT 在体系中有明显的取向(图 4

(b)). HNBR/PMgMA/OMT 纳米复合体系中 OMT 片层剥离程度增加,分散更加精细,看不到较长较厚的片层,这说明 MgMA 的加入改善了复合材料的界面,有助于 OMT 的剥离分散. 还可以看到少量浅色的团状物,这是体系中反应残余的 MgMA 单体聚集体.

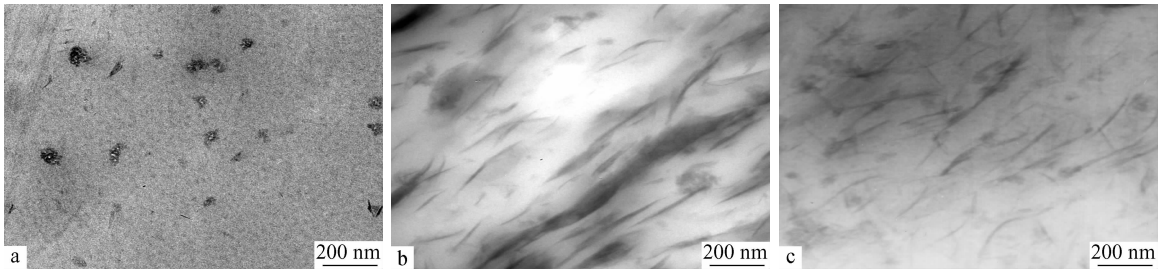


Fig. 4 Fractographs of different HNBR composites: (a) HNBR/PMgMA (100/30), (b) HNBR/OMT (100/10) and (c) HNBR/PMgMA/OMT (100/20/10)

2.5 耐介质老化性能

以上 3 种不同体系复合材料的介质老化前后物理机械性能如表 1 所示,同时选用 50 份常规增强剂炭黑 N330 增强 HNBR 硫化胶做对比试验. 炭黑增强 HNBR 硫化胶的 100% 定伸应力和扯断伸长率较低,分别为 3.6 MPa 和 410%,但其扯断永久变形较小. 30 份 MgMA 增强 HNBR 硫化胶拉伸强度和断裂伸长率均高于炭黑增强,但扯断永久变形较大,这是因为 HNBR 分子链的高饱和,产生的共价键交联密度较低,但生成了大量含离子键的 PMgMA 纳米粒子. 具有刚性的 PMgMA 纳米结构在较低应变下网络不易变形,继续拉伸,PMgMA 纳米粒子离子簇开始沿拉伸方向取向,应

力随应变增加而提高,在高伸长时,PMgMA 纳米粒子高度取向,对 HNBR 分子链沿伸长方向运动的束缚力增加,HNBR/PMgMA 复合材料的应力又急剧加大. 而炭黑和 OMT 增强 HNBR 硫化胶中都没有 PMgMA 离子簇所特有的这种微观结构,但由于 OMT 特殊的片层结果使得 HNBR/OMT 复合材料具有较高的扯断伸长率^[24]. 另外还发现 MgMA/OMT 增强 HNBR 复合材料的 100% 定伸应力增加明显,是两者之和,说明 MgMA 和 OMT 并用增强 HNBR 在某些性能上具有协同作用.

本文采用材料老化后拉伸强度与断裂伸长率之乘积与老化前的比值,即老化系数作为衡量材料耐介质老化性能好坏的指标,老化系数越大,表

Table 1 Aging properties for different HNBR composites in different media (165℃ for 14 days)

Compounds	Stress at 100% elongation (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation at break (%)	Permanent set (%)	Aging coefficient (%)
HNBR/CB, phr 100/50	3.6	33.0	410	24	
HNBR/PMgMA, phr 100/30	3.9	38.5	545	32	
HNBR/OMT, phr 100/10	2.2	21.3	535	26	
HNBR/PMgMA/OMT, phr 100/20/10	7.1	30.8	520	30	
Air aging at 165℃ for 14 days					
HNBR/PMgMA	10.2	21.9	325	14	33.9
HNBR/OMT	5.6	16.1	290	6	41.0
HNBR/PMgMA/OMT	10.5	26.8	370	12	61.4
Water aging at 165℃ for 14 days					
HNBR/CB	5.7	24.7	280	4	51.1
HNBR/PMgMA	1.8	14.4	530	10	36.4
HNBR/OMT	2.0	18.1	480	20	76.2
HNBR/PMgMA/OMT	5.7	24.5	410	16	62.7
Oil aging at 165℃ for 14 days					
HNBR/CB	16.1	22.5	300	6	49.9
HNBR/PMgMA	3.6	24.7	490	12	57.7
HNBR/OMT	3.3	17.5	365	10	56.1
HNBR/PMgMA/OMT	5.5	27.5	490	16	84.1

示材料耐老化性能越好. 几种复合材料空气、水和油介质中老化后性能如表 1 所示. 在 165℃ 空气中老化 14 天后, 炭黑增强 HNBR 硫化胶样品变脆, 已经无法测定其力学性能, 而用 MgMA 和 OMT 增强 HNBR 硫化胶保持有较高的力学性能, HNBR/PMgMA/OMT 复合材料耐空气老化性能最好. 在 165℃ 水中老化 14 天后, HNBR/PMgMA 复合材料性能最差, HNBR/OMT 复合材料耐水老化性能最好, 这是因为 MgMA 及聚合物与水容易反应分解, 耐水性能差. 但 HNBR/PMgMA/OMT 复合材料的耐水老化性能明显改善, 这是由于 MgMA/OMT 复合后改善了 OMT 在 HNBR 基体中的分散能力, 更好地发挥了 OMT 抗老化性特点, 弥补了 MgMA 耐水老化差的不足. 由于 HNBR 本身的耐油性非常好, 另外不饱和羧酸盐 MgMA 聚合提高了硫化胶的交联密度, MgMA 是极性分子, 提高了硫化胶的极性, PMgMA 纳米离子簇是一种精细纳米复合结构, 有效阻止了油类低分子物质的渗入, 而且蒙脱土的片层结构也能有效阻止油分子的浸入^[25], 所以 HNBR/PMgMA/OMT 复合材料具有优异的耐油老化性能.

2.6 耐老化机理

从上述微观形貌表征可以清晰看出, HNBR/PMgMA/OMT 纳米复合材料体系中形成了剥离-插层结构共存的微观结构. 图 5 是 HNBR/PMgMA/OMT 复合材料耐介质老化性能示意图. MgMA 及 PMgMA 促进了 OMT 剥离结构的形成和均匀分散, 更有利于 OMT 的片层结构阻隔作用^[26~28]的发挥, 这个作用带来 2 个影响: 一是有效阻止外来的热和水等介质进入到橡胶基体中, 降低复合材料的分解速率. 同时阻隔作用也使基体中的热量很难向外扩散, 导致局部过热. 有机蒙脱土中的改性剂分子、MgMA 单体以及 HNBR 分解产生的分子在这种过热的环境下可能产生分子间反应, 如自由基缩合反应等, 形成复杂的化合物, 蒙脱土片层降低了挥发性物质的挥发速率, 有

助于焦炭过程的形成. 另外, 反应残余的 MgMA 单体具有吸收剂作用, 吸收了部分水、油等老化介质, 而且 PMgMA 链段与 HNBR 分子链交错分布可能形成的 IPN 结构, 为 HNBR 分子链起到了隔离保护作用, 以上原因大幅降低了介质老化 HNBR 分子链的老化速率和程度. 因此, HNBR/PMgMA/OMT 纳米复合材料具有优异的耐热空气、水、油等介质老化性能.

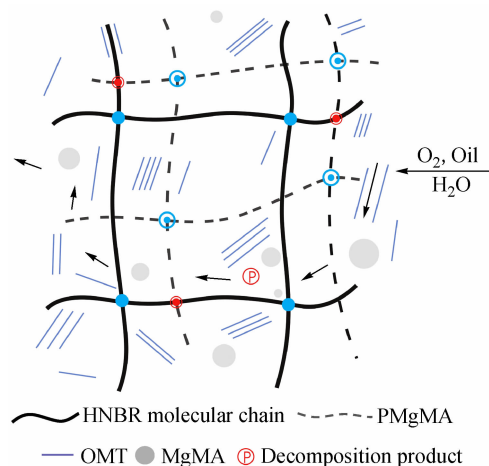


Fig. 5 Schematic illustration of HNBR/PMgMA/OMT composite for improving aging properties

3 结论

(1) FTIR、SEM 和 TEM 测试表明, MgMA 有助于 OMT 在 HNBR 硫化胶中的分散, PMgMA 以纳米-微米共存的形式, OMT 以剥离和插层为主的微观结构存在 HNBR/PMgMA/OMT 复合材料体系中.

(2) MgMA 与 OMT 并用能明显提高 HNBR 硫化胶的力学性能和耐介质老化性能, 当 MgMA、OMT 用量为 20 phr、10 phr 时, HNBR/PMgMA/OMT 复合材料具有较佳的综合性能.

(3) 以剥离和插层结构为主的蒙脱土片层结构及良好的分散效果是 HNBR/PMgMA/OMT 复合材料具有突出耐介质老化性能的重要原因.

REFERENCES

- Severe G, White J L. J Appl Polym Sci, 2005, 95: 2 ~ 5
- Zhao W, Yu L, Zhong X, Zhang Y, Sun J. J Appl Polym Sci, 1994, 54: 1199 ~ 1205
- Giurginea M, Zaharescu T. Polym J, 2000, 41: 7583 ~ 7587
- Gatos K G, Szűzdi L, Pukánszky B, Karger-Kocsis J. Macromol Rapid Commun, 2005, 915 ~ 919
- Gatos K G, Karger-Kocsis J. Eur Polym J, 2007, 43: 1097 ~ 1104
- Chen G X, Yoon J S. Polym Degrad Stab, 2005, 88(2): 206 ~ 212

- 7 Finnigan B, Martin D, Halley P, Truss R, Campbell K. J Appl Polym Sci, 2005, 97(1): 300 ~ 309
- 8 Ray S S, Yamada K, Okamoto M, Ueda K. Polym J, 2003, 44(3): 857 ~ 866
- 9 Madani M, Aly R A. Mater Des, 2010, 31: 1444 ~ 1449
- 10 Al-Saleh M H, Sundararaj U. Polym J, 2010, 51: 2740 ~ 2747
- 11 Miltner H E, Watzeels N, Block C, Gotzen N A, Assche G V, Borghs K, Van Durme K V, Mele B V, Bogdanov B, Rahier H. Eur Polym J, 2010, 46: 984 ~ 996
- 12 Yang Ziqin(杨子芹), Liu Weiwei(刘卫卫), Yang Xiaobing(杨小兵), Ding Songtao(丁松涛), Xie Zili(谢自立), Yang Guang(杨光). Acta Materiae Compositae Sinica(复合材料学报), 2009, 26(6): 25 ~ 30
- 13 Kawasumi M. J Polym Sci Polym Chem, 2004, 42(4): 819 ~ 824
- 14 Wang Y Q, Wu Y P, Zhang H F, Zhao W, Wang C X, Zhang L Q. Polym J, 2005, 37(3): 154 ~ 161
- 15 Dorigato A, Dzenis Y, Pegoretti A. Procedia Engineering, 2011, 10: 894 ~ 899
- 16 Bhattacharya M, Bhowmick A K. Polym J, 2008, 49: 4808 ~ 4818
- 17 Huang Anmin(黄安民), Wang Xiaoping(王小萍), Jia Demin(贾德民). Acta Polymerica Sinica(高分子学报), 2007, (12): 1154 ~ 1160
- 18 Guo B C, Ouyang X, Jia D M. J Polym Sci (Part B): Polym Phys, 2004, 42: 1192 ~ 1198
- 19 Chavarria F, Paul D R. Polym J, 2006, 47(22): 7760 ~ 7773
- 20 Malucelli G, Ronchetti S, Lak N, Priola A, Dintcheva N T, Mantia F P L. Eur Polym J, 2007, 43: 328 ~ 335
- 21 Sarier N, Onder E, Sabri Ersoy S, Colloids and Surfaces A: Physicochem Eng Aspects, 2010, 371: 40 ~ 49
- 22 Yin D H, Zhang Y, Peng Z L, Zhang Y X. Eur Polym J, 2003, 39: 99 ~ 105
- 23 Huang A M, Wang X P, Jia D M, Li Y M. e-Polymers, 2007, 051: 1 ~ 11
- 24 Zhang Z J, Zhang L N, Li Y, Xu H D. Polym J, 2005, 46: 129 ~ 136
- 25 Picard E, Espuche E, Fulchiron R. Applied Clay Science, 2011, 53: 58 ~ 65
- 26 Huang Anmin(黄安民). Study on Hydrogenated Nitrile Rubber-Based Nanocomposites with High Performance(高性能氢化丁腈橡胶基纳米复合材料的研究). Doctoral Dissertation of South China University of Technology(华南理工大学博士学位论文), 2007
- 27 Herrera-Alonso J M, Sedlakova Z, Eva Marand E. J Membr Sci, 2010, 349: 251 ~ 257
- 28 Fox J B, Ambuken P V, Holly A, Stretz H A, Peascoe R A, Payzant E A. Applied Clay Science, 2010, 49: 213 ~ 223

PREPARATION OF HNBR/PMgMA/OMT NANOCOMPOSITES AND THEIR AGING RESISTANCE IN DIFFERENT MEDIA

An-min Huang^{1,2}, Xiao-ping Wang¹, De-min Jia¹

(¹ College of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640)

(² CSR Zhuzhou Times New Material Technology Co. Ltd., Zhuzhou 412001)

Abstract Nanocomposites composed of hydrogenated nitrile rubber/magnesium methacrylate/organic montmorillonite (HNBR/PMgMA/OMT) were prepared by *in situ* polymerization and mixing intercalation. The structure, morphology and properties of the nanocomposite were investigated by XRD, SEM, TEM, etc. The nano-micro coexistence structure was formed by PMgMA ion clusters and MgMA monomer. MgMA significantly enhanced the properties of HNBR composites. HNBR/PMgMA/OMT nanocomposites have favorable processing, mechanical properties and resistant aging properties in different media. TEM images revealed that MgMA can help OMT in exfoliating and dispersing, while the composition of MgMA/OMT facilitated the peeling and dispersion of OMT. OMT in the vulcanizates formed a microstructure mainly caused by exfoliation and intercalation, and also by the coexistence of de-intercalation and un-intercalation. SEM results indicated that the interface bonding can be significantly improved with a mixing ratio of MgMA/OMT as 20/10, therefore, the tensile strength, elongation at break and permanent deformation reached 30.2 MPa, 520% and 30%, respectively; meanwhile, the hot air, oil and water resistant properties were also improved apparently. An aging coefficient of 0.61, 0.63 and 0.84 was attained after aging at 165°C in air, water and oil, respectively, for 14 days. And the resistant aging property of medium is higher than that of the HNBR composite reinforced by carbon black and MgMA, respectively. The improvement of aging resistance in different media is mainly due to the better dispersed layer structure of organic montmorillonite.

Keywords Hydrogenated nitrile rubber, Magnesium methacrylate, Organic montmorillonite, Nanocomposite, Aging resistance