

聚甲基丙烯酸甲酯/镓纳米复合物的 动力学弛豫行为*

周学懋 陈晓萌 吴学邦 水嘉鹏 朱震刚†

(中国科学院固体物理研究所, 中国科学院材料物理重点实验室, 合肥 230031)

(2010年4月7日收到; 2010年6月2日收到修改稿)

通过原位自由基聚合方法制备了聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA)以及含镓(Ga)质量分数为11.3%和13.5%的PMMA/Ga纳米复合材料. 在玻璃化转变温度及以上温区, 利用能量耗散技术研究PMMA/Ga纳米复合物的动力学弛豫行为, 发现随着Ga含量的增加, 复合物的 α 弛豫峰移向高温但峰高降低. 此外, 还定量研究了Ga含量对PMMA/Ga复合物的 α' 弛豫的影响, 并作出了相应的解释.

关键词: 相对能量耗散, 玻璃化转变, 力学弛豫

PACS: 61.25.hk, 62.40.+i, 81.05.Qk

1. 引言

高分子纳米复合材料的动力学行为研究已成为材料科学的一个重要分支. 通过在高聚物本体中掺杂无机纳米颗粒可以使其物理化学性能如光学、力学、电学等得到显著的改善, 使其具有巨大的潜在应用前景^[1,2]. 而玻璃化转变则被认为是凝聚态物理学的核心问题之一, 受到了众多研究者的关注^[3-7]. Chinthamanipeta 等^[8]通过研究聚甲基丙烯酸甲酯/二氧化硅(PMMA/SiO₂)接枝共混物, 发现SiO₂纳米颗粒的引入能使较低分子量的PMMA获得较高的玻璃化转变温度(T_g), 表明接枝共混物中无机纳米颗粒影响了高分子的局部链段运动. 最近, 陈晓萌、何豪等^[9,10]利用原位自由基聚合方法制备了PMMA/镓(Ga)复合物, 并研究了复合物中镓的相结构与相转变行为. 然而, PMMA/Ga高分子纳米复合物中Ga颗粒对PMMA的局部链段运动乃至整链运动的影响还不清楚, 有待进一步研究.

由于对结构十分敏感, 能量耗散仪在固体材料的晶体结构、缺陷、原子扩散及物理性能的研究中发挥了重要的作用^[11-17]. 近年来, 能量耗散技术还被广泛的应用于研究固-液转变、液态金属、液晶、

聚合物浓溶液的相转变以及高分子熔体的动力学弛豫行为^[18-22]. 本工作拟采用能量耗散技术研究不同Ga含量的PMMA/Ga复合物在 T_g 及以上温区的动力学弛豫行为及其变化规律, 并从分子机理上给予解释.

2. 实验

本工作利用原位自由基聚合方法制备PMMA/Ga样品, 主要制备过程如下: 首先, 用5 wt %的氢氧化钠水溶液清洗甲基丙烯酸甲酯(MMA)单体, 以除去阻聚剂对苯二酚. 然后用蒸馏水将其清洗至中性, 并用无水硫酸钠脱水. 其次, 将Ga(纯度99.9999%)超声分散在MMA单体中. Ga在共混物中的质量分数为20%. 然后, 加入过氧化二苯甲酰引发剂, 并将液体混合物注入80×50×3 mm³的玻璃模具中, 在60℃聚合2 h, 接着升温至80℃聚合1 h. 最后得到PMMA/Ga纳米复合物. 在块状PMMA/Ga纳米复合物中取两层比较均匀的样品(见文献[9])即可获得两种质量分数不同的复合物. 用同样的方法可以制备纯PMMA样品, 根据凝胶渗透色谱仪(GPC)的测量, 其平均分子量为3×10⁵ g/mol.

* 国家自然科学基金(批准号: 50803066, 10874182 和 10674135)资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: zgzh@issp.ac.cn

通过扫描电子显微镜(JEM-100SX transmission electron microscope, TEM)对 PMMA/Ga 纳米复合物的形貌和 Ga 颗粒的尺寸进行表征. 通过热重分析测得两层样品中 Ga 的含量分别为 11.3% 和 13.5%, 且试样的降解温度在 250 °C 左右. 利用差示扫描量热仪(Perkin-Elmer Pyris Diamond DSC equipment)对三种样品进行差热分析, 升温速率为 20 °C/min. 能量耗散实验是在液态能量耗散仪上进行的. 关于液态内耗仪的详细描述参见文献[22,23]. 样品在 1×10^5 Pa 的高纯氩气保护下加热至 230 °C 保温 1 h. 然后以 1 °C/min 的降温速率降至 90 °C, 在降温过程中测量其温度谱. 之后, 样品在不同温度下保温稳定一段时间, 并测量该温度下的频率谱. 频率范围为 0.05—80 Hz. 实验使用强迫振动方式, 应变振幅为 2.0×10^{-5} .

3. 结果及讨论

图 1 为 PMMA/Ga 共混物的 TEM 图样. 由图 1

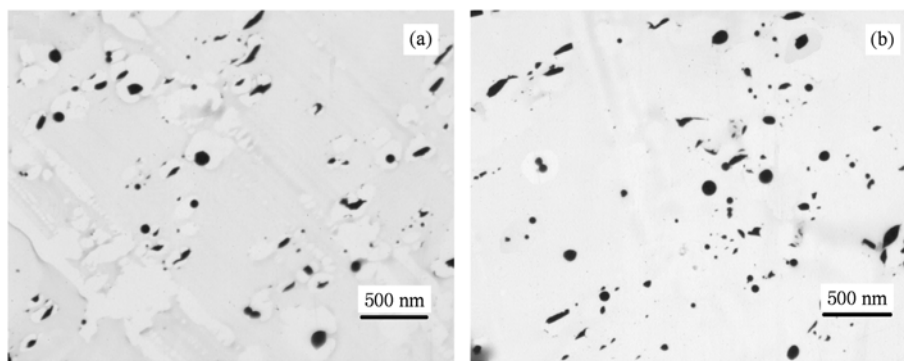


图 1 Ga 含量不同的 PMMA/Ga 共混物 TEM 图样 (a)11.3%; (b)13.5%

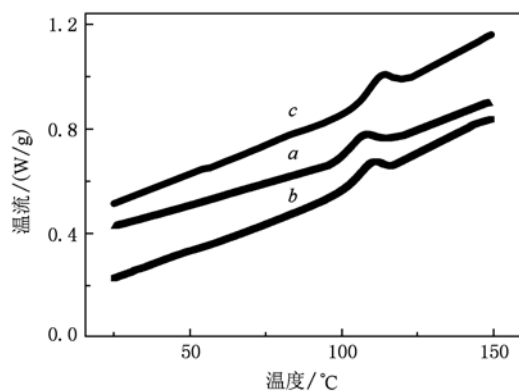


图 2 纯 PMMA (曲线 a), PMMA + 11.3% Ga (曲线 b) 和 PMMA + 13.5% Ga (曲线 c) 第二次升温的 DSC 曲线

可见, Ga 颗粒均匀地分散在 PMMA 中, 11.3% Ga (a) 及 13.5% Ga (b) 样品中 Ga 颗粒的直径分别为 125 nm 和 130 nm. 以球形计算, 复合物中 Ga 的比表面积为 $S = \frac{4\pi R^2 C}{\frac{4}{3}\pi R^3 \rho}$, 其中 C 为 Ga 的质量分数, ρ 为

Ga 的密度, R 为 Ga 颗粒的直径. 11.3% Ga 样品中 Ga 的比表面积为 $S_{11.3} = 2.71 \times 10^6 / \rho$, 13.5% Ga 样品中 Ga 的比表面积为 $S_{13.5} = 3.12 \times 10^6 / \rho$. 图 2 为纯 PMMA (a), PMMA + 11.3% Ga (b) 和 PMMA + 13.5% Ga (c) 样品的 DSC 曲线. 当 Ga 颗粒的粒径很小时, Ga 的 α 相将不存在, 因此加热过程中不出现 Ga 的 α 相的熔化峰^[9,24]. 由图可见, 三个样品的 T_g 分别为 101 °C, 105 °C 和 108 °C. 因此, 随着 Ga 比表面积的增加, 复合物的 T_g 向高温移动.

图 3 (a), (b) 和 (c) 分别是频率为 0.05, 0.5 和 8.0 Hz、降温速率为 1 °C/min 条件下, PMMA + 11.3% Ga (a), PMMA + 13.5% Ga (b) 和纯 PMMA (c) 样品的能量耗散 ($\tan \phi$) 及相对模量 (G') 与温度

的关系曲线. 由图 3 可见, 在 130 °C 附近, 三种样品都出现了一个能量耗散峰 (α 峰). 随着测量频率的增加, α 峰移向高温且峰变宽. 这表明 α 峰具有典型的弛豫峰的特点, 即是在热激活条件下, 应力诱导的弛豫型能量耗散峰. α 转变与高聚物的玻璃化转变有关^[22,25,26]. 对于这三种样品, 当频率增加 1 个量级时, α 峰的峰温都增加了 9 °C, 这与文献[26]中的 PMMA 所获得的数据一致^[26]. 图 3 (d) 是在 0.05 Hz 下三种样品的能量耗散曲线. 由图可见, 随着 Ga 比表面积的增加, α 峰向高温移动, 这与 DSC 测得的玻璃化转变的变化规律一致, 与 PMMA/SiO₂ 接枝共混物得到的结果类似^[8], 而不同于高分子共混物 PMMA/PEO 的结果^[27]. 由图 3 (d) 中的插图可见,

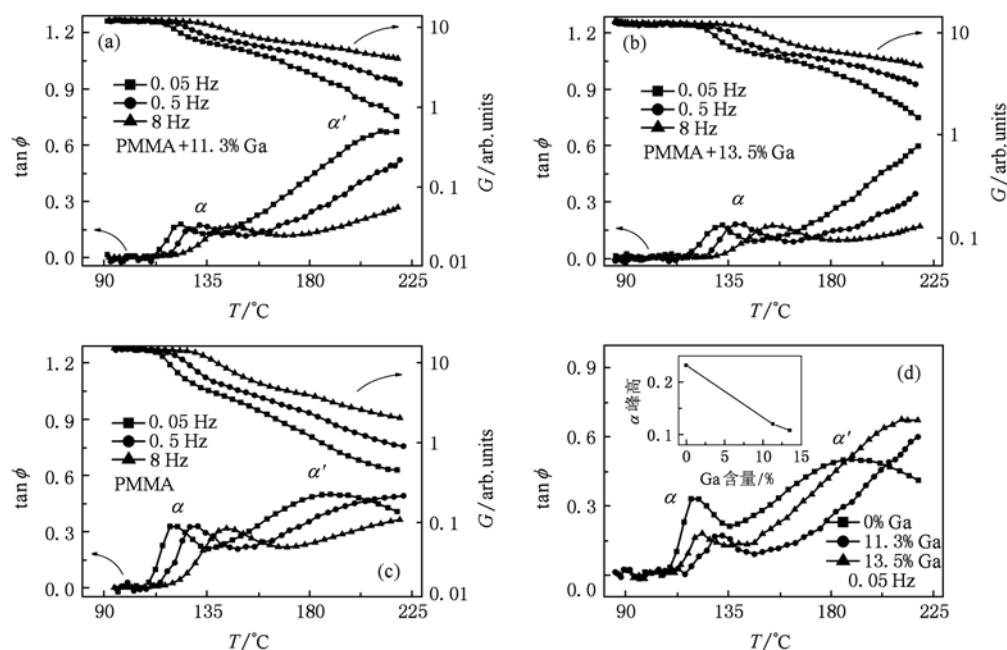


图3 PMMA/Ga 复合物(a), (b)及纯 PMMA (c)的能量耗散温度谱及 0.05 Hz 下三种样品能量耗散温度曲线的对比(d). (d)中插图为扣除背底后 α 峰的峰高与复合物中 Ga 含量的关系

Ga 颗粒的引入使得扣除背底后 α 峰的峰高降低.

由图 3 (a) 和 (c) 可见,除了低温下的 α 峰外, PMMA + 11.3% Ga 和纯 PMMA 样品在 0.05 Hz 的能量耗散曲线上还出现了另一个峰(α' 峰). α' 峰的峰温远高于 T_g , 它也是应力诱导的弛豫型能量耗散峰. 有文献认为它与高聚物的“液—液转变”相对应^[22,27,28], 即从局部链段已是液态而链的质心并不移动的“固体液体”到流动液体的转变. 其实, 这就是高聚物由高弹态到流动态的转变. 由于在高温下较长链段或整链的运动才会被激发, 因此 α' 峰反映一种长链段的较慢的弛豫过程. 由图 3 (d) 可见, α' 峰随着 Ga 比表面积的增加而向高温移动且峰高有明显的升高趋势, 与高分子共混物 PMMA/PEO 的实验结果正好相反^[27].

图 4 (a), (b) 和 (c) 分别为 PMMA + 11.3% Ga (a), PMMA + 13.5% Ga (b) 和纯 PMMA (c) 样品的能量耗散频率曲线. 从图 4 可看出, 频率曲线反映的是三种样品的 α 峰. 频率峰的峰宽与弛豫时间分布有关, 图 4 中 13.5% Ga 样品的 α 峰较 11.3% Ga 及纯 PMMA 的略窄, 这可能与 Ga 分布的均匀性以及高分子的分子量分布有关. 颗粒分布的不均匀性和较宽的分子量分布都会使得内耗峰变宽. 在频率曲线上, 能量耗散峰在峰温处满足 $\omega\tau = 1$, 其中 ω 为圆频率, τ 为弛豫时间^[29]. 图 4 (d) 为三种样品 α

峰的 $\ln\tau$ 与 $1000/T$ 之间的关系曲线. 利用 Arrhenius 关系 $\tau = \tau_0 \exp(H/k_b T)$ (其中 H 为激活能, k_b 为玻尔兹曼常数) 计算得到的指数前因子 τ_0 为 10^{-39} s 量级, 远小于其有物理意义的数值范围 ($\geq 10^{-15}$ s), 这表明 α 转变的弛豫时间不满足 Arrhenius 关系^[27]. 对不同高分子 α 转变的研究表明, α 转变过程中弛豫时间满足 Vogel-Fulcher-Tamman (VFT) 方程^[27,30]. 从图 4 (d) 还可以看出, 在相同温度下共混物 α 转变的弛豫时间随着 Ga 比表面积的增加而增加.

α 转变与高分子的玻璃化转变有关, 它是高分子局部链段运动的结果^[22,25,31]. α 转变使高分子的运动从侧基或基团的运动转变为主链上的局部链段运动^[22]. 由于 Ga 颗粒的引入, α 峰向高温移动. 这与 PMMA/SiO₂ 接枝共混物^[8] 以及不同交联度的聚乙烯醇肉桂酸酯 (Poly (vinyl cinnamate), PVCN)^[32] 得到的结果类似. 在对接枝共混物的研究中, 直径约 28 nm 的 SiO₂ 纳米颗粒通过化学键接枝到分子量为 8—10 万的 PMMA/SiO₂ 的纳米复合物中, 使其 T_g 值达到 125 °C 左右并随着 SiO₂ 含量的增加而升高; 同时, α 转变峰峰高随着 SiO₂ 含量的增加而降低^[8]. 对不同交联度 PVCN 的力学谱研究发现, 由于交联作用阻碍了链段的运动, 随着交联程度的增加, α 转变温度移向高温且峰高降低^[32]. 对于颗粒与高分子间没有键联的情况, Seydibeyoglu

等^[33]研究聚氨酯(Polyurethane, PU)/天然锂蒙脱石(hectorite)纳米共混物,发现其复合物的 α 转变温度并未受到影响,只是 α 峰峰高降低,复合物的柔韧性下降,力学性能增强.内耗峰的峰温一定程度上反映了分子链段或整链运动所需跨越的能垒高度,即高的转变温度意味着分子链段运动所需跨越的能垒更高^[26,27].通过以上比较不难看出,纳米复合物中的颗粒对高分子链运动及共混物性能的不同影响反映的是颗粒与高分子链相互作用的不同.通过化学键接枝制得的纳米复合物中, α 转变温度上升,表明局部链段运动所需的激活能增加,纳米颗粒与高分子链的相互作用阻碍了高分子的链段运动.而锂蒙脱石并未影响共混物的 α 转变温度表明颗粒并没有阻碍高分子的链段运动.此外,对高分子共混物 PS/PEO^[30]及 PMMA/PEO^[27]的研究发现,由于 PEO 对高分子链段的运动有促进作用,随着 PEO 含量的增加,共混物的 α

转变的峰温以及弛豫时间降低而峰高增加. Ga 颗粒的引入,使共混物的 α 转变移向高温,所需激活能增加,弛豫时间增加(图 3, 4),表明 Ga 颗粒的引入对链段运动产生了与接枝及交联类似的阻碍作用,使高分子链间缠结相互作用增强而滑移过程变得困难.由于 Ga 颗粒与高分子间没有键联,因此 Ga 颗粒通过界面相互作用阻碍高分子链的运动.另一方面,在峰宽变化不大的情况下,峰高反映了弛豫元浓度的变化. Ga 颗粒的引入使共混物 α 峰的峰高比纯 PMMA 的低,表明 Ga 颗粒的引入使得单位体积内参与 α 弛豫的链段的数目减少,即参与链段运动的弛豫元浓度减少.此外,与 PMMA/SiO₂ 接枝共混物的研究比较还可以看出纳米颗粒的粒径越小,颗粒的比表面积就越大,无机颗粒对纳米复合物的影响就越显著.并且,颗粒与高分子本体的相互作用越强(如化学键联)影响也就越强.

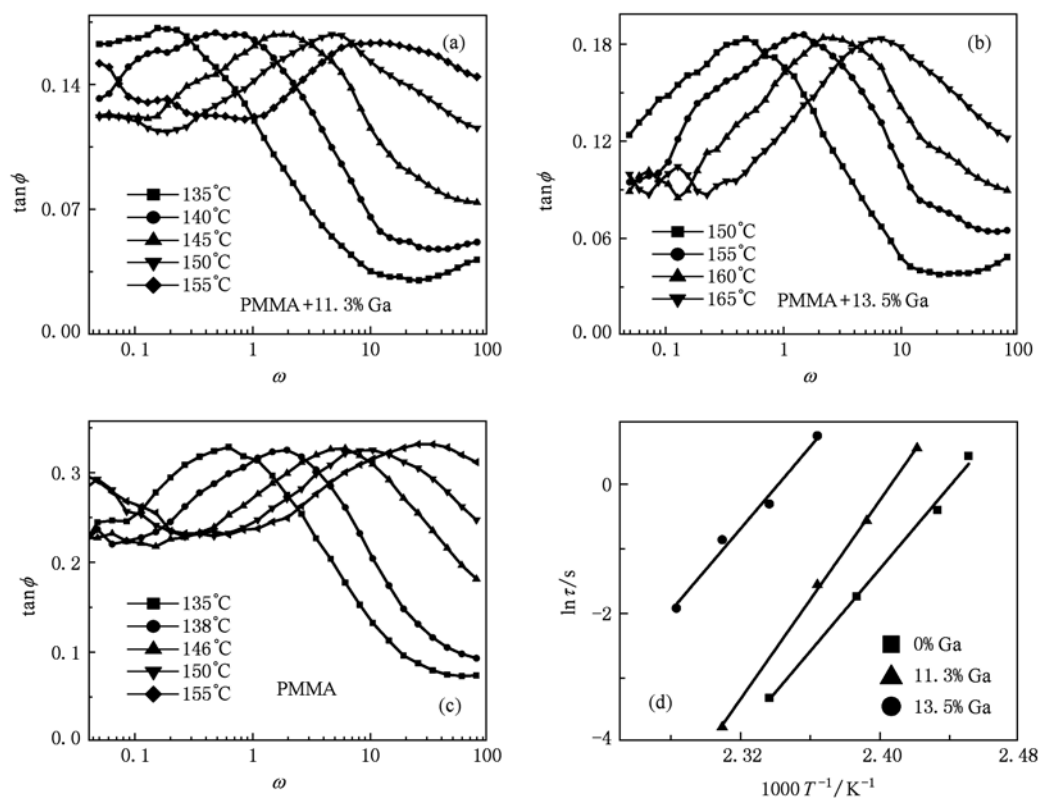


图4 PMMA/Ga 复合物(a),(b)及纯 PMMA (c)的能量耗散频率谱及三种样品 α 峰的 $\ln \tau$ 与 $1000/T$ 之间的关系曲线(d)

另一方面, Ga 比表面积的增加使 α' 转变峰移向高温.然而,对于高分子共混物 PS/PEO, 由于 PEO 对链运动有促进作用,随着 PEO 含量的增加,

高分子共混物的 α' 转变峰向低温移动,且 α' 转变的弛豫时间降低^[30]. α' 转变与高分子的整链运动有关.在 α' 转变过程中高分子的局部链段运动转变

为高分子的整链运动,高分子链之间的缠结逐渐解除,分子链开始自由流动^[25,26]. 由于 Ga 颗粒增强了链间的缠结作用束缚了高分子链段的运动,使得链段运动所需的激活能增加以及高分子的自由体积减小,高分子整链的流动性也随之降低,导致 α' 峰向高温移动. 按自由体积理论,当温度高于玻璃化转变温度时,随着温度的升高,高分子链的自由体积逐渐增大,链段运动变得更容易. 而与 α 峰不同, Ga 颗粒的引入使 α' 峰的峰高增加,这表明在 α' 转变过程中, Ga 含量的增加使纳米颗粒与高分子之间的界面相互作用增强,提高了纳米复合物的阻尼性能从而使 α' 峰的峰高增加.

Ga 颗粒的引入一方面束缚了高分子的链段及整链运动,使得复合物 α 转变及 α' 转变的激活能增加,转变温度升高. 同时 Ga 颗粒的存在使单位体积内参与 α 及 α' 弛豫的运动单元减少. α 转变中高分子的弛豫元为局部链段,而 α' 转变中的弛豫元为较长的链段或整链,两者的弛豫元不同. 因而, Ga 颗粒与高分子间界面作用的影响范围在 α 转变和 α' 转变过程中并不相同. 对于 α 转变, Ga 颗粒的界面作用只影响到颗粒周围的运动单元,而对颗粒之间的运动单元影响较小,影响范围只在局部链段的长度内. 而对于 α' 转变,由于长链段或整链开始解除缠结并向自由空间中流动,界面作用的影响扩大到整链的范围. 单位体积内弛豫元的减少使得内耗峰的峰高降低,而界面相互作用使得阻尼性能增加导致内耗峰的峰高上升. 两个作用相互竞争,因此 α 转变及 α' 转变中 Ga 颗粒引起的内耗峰的峰高变化不

同. 此外,对于 PU/蒙脱土 (Montmorillonite) 共混物,研究发现当蒙脱土质量分数为 3% 和 5% 时,复合物的 α 转变峰峰高要高于纯 PU 样品的,而含量为 7% 时,峰高又低于纯 PU 样品的^[33]. 这也可以用相同的方式理解.

与高分子共混物 PMMA/PEO 比较可知,掺杂 PEO 能降低高分子 α 及 α' 转变的转变温度,使其获得更好的流动性从而易于加工成形^[34]; 而对高分子进行无机掺杂能提高其玻璃化转变温度和耐热性能,提高其应用的温度范围. 同时,提高其高温下的阻尼性能,使高分子无机纳米复合物在结构材料中有着广泛的应用前景.

4. 结 论

利用能量耗散技术研究 PMMA/Ga 纳米复合物在玻璃化转变及以上温区的动力学弛豫行为,得到以下结果:

1. Ga 颗粒的引入提高了 PMMA/Ga 纳米复合物的玻璃化转变温度,且随着 Ga 比表面积的增加,复合物的玻璃化转变温度也随之增加. Ga 颗粒的引入使 PMMA/Ga 复合物的耐热性能优于 PMMA.

2. 由于 Ga 颗粒的引入, PMMA/Ga 复合物的 α 转变向高温移动且弛豫时间增加, α 峰的峰高降低. 实验还发现,与高分子共混物的实验结果不同, α' 转变也随 Ga 比表面积的增加移向更高的温度,且 α' 峰的峰高升高,阻尼性能增加. 对此,给予了定性的解释.

- [1] Shonaike G O, Simon G P 1999 *Polymer Blends and Alloys* (New York: Academic Press)
- [2] Gross S, Camozzo D, Noto V D, Armelao L, Tondello E 2007 *Eur. Polym. J.* **43** 673
- [3] Li M L, Fu X Y, Sun H N, Zhao H A, Li C, Duan Y P, Yan Y, Sun M H 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 5604 (in Chinese) [李美丽、付兴烨、孙宏宁、赵洪安、李 丛、段永平、闫 元、孙民华 2009 物理学报 **58** 5604]
- [4] Wang X Y, Chen Y, Zhang N Y, Zhao L P, Pang Y T, Wang W K 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 4004 (in Chinese) [王秀英、陈 莹、张宇玉、赵丽萍、庞岩涛、王文魁 2007 物理学报 **56** 4004]
- [5] Fang Q, Wang Q, Zhao Z L, Dong Y D 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 1292 (in Chinese) [方 祺、王 庆、赵哲龙、董远达 2007 物理学报 **56** 1292]

- [6] Guo X Z, Zhou H W, Zhang L L, Wu W H, Zhang J L, Huang Y N 2010 *Acta Phys. Sin.* **59** 0417 (in Chinese) [郭秀珍、周恒为、张丽丽、吴文惠、张晋鲁、黄以能 2010 物理学报 **59** 0417]
- [7] Cheng W D, Sun M H, Li J Y, Wang A P, Sun Y L, Liu F, Liu X J 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 6673 (in Chinese) [程伟东、孙民华、李佳云、王爱屏、孙永丽、刘 芳、刘雄军 2006 物理学报 **55** 6673]
- [8] Chinthamanipeta P S, Kobukata S, Nakata H, Shipp D A 2008 *Polymer* **49** 5636
- [9] Chen X M, Fei G T, Zheng K 2009 *J. Phys. : Condens. Matter* **21** 245403
- [10] He H, Fei G T, Cui P, Zheng K, Liang L M, Li Y, Zhang L D 2005 *Phys. Rev. B* **72** 073310
- [11] Wang Q, Zhou Z C, Han F S 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 3829 (in

- Chinese) [王 强、周正存、韩福生 2004 物理学报 **53** 3829]
- [12] Wang Y Z, Ding X D, Xiong X M, Zhang J X 2007 *Rev. Sci. Instrum.* **78** 103907
- [13] Li J, Zhang Y, Zhang S C 1996 *Acta Phys. Sin.* **45** 1359 (in Chinese) [李 健、张 烨、张声春 1996 物理学报 **45** 1359]
- [14] Fang Q F, Ge T S 1993 *Acta Phys. Sin.* **42** 458 (in Chinese) [方前锋、葛庭燧 1993 物理学报 **42** 458]
- [15] Liu J M 1997 *Acta Phys. Sin.* **46** 2408 (in Chinese) [刘军民 1997 物理学报 **46** 2408]
- [16] Liu W, Zhang Y M, Wu X S, Zhang H L, Chen C S 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 5996 (in Chinese) [刘 卫、张艳敏、吴修胜、张华力、陈初升 2006 物理学报 **55** 5996]
- [17] Wu X S, Yang C L, Chen Z J, Chen C S, Liu W 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 6419 (in Chinese) [吴修胜、杨春利、陈志军、陈初升、刘 卫 2009 物理学报 **58** 6419]
- [18] Hiki Y, Kosugi T 2005 *J. Non-cryst. Solids* **351** 1300
- [19] Zhou H W, Zhang J L, Huang Y N, Ying X N, Zhang L, Wu W H, Shen Y F 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 6547 (in Chinese) [周恒为、张晋鲁、黄以能、应学农、张 亮、吴文惠、沈异凡 2007 物理学报 **56** 6547]
- [20] Wu X B, Zhu Z G, Shang S Y, Xu Q L, Shui J P, Zhang G Z 2007 *J. Phys. : Condens. Matter* **19** 466102
- [21] Liu Y S, Shui J P 1998 *Acta Phys. Sin.* **47** 778 (in Chinese) [刘咏松、水嘉鹏 1998 物理学报 **47** 778]
- [22] Wu X B, Shang S Y, Xu Q L, Shui J P, Zhu Z G 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 4798 (in Chinese) [吴学邦、尚淑英、许巧玲、水嘉鹏、朱震刚 2007 物理学报 **56** 4798]
- [23] Zhu Z G, Zu F Q, Guo L J, Zhang B 2004 *Mater. Sci. Eng. A* **370** 427
- [24] Di Cicco A 1998 *Phys. Rev. Lett.* **81** 2942
- [25] Qian R Y 2000 *Some Basic Physical Problems of Macromolecular Condensed State* (Changsha: Hunan Science and Technology Press) (in Chinese) [钱人元 2000 无规与有序——高分子凝聚态的基本物理问题研究 (长沙: 湖南科学技术出版社)]
- [26] Wu X B, Zhou X M, Liu C S, Zhu Z G 2009 *J. Appl. Phys.* **106** 013527
- [27] Wu X B, Shang S Y, Xu Q L, Liu C S, Zhu Z G, Zhang G Z 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 011910
- [28] Wu J R, Huang G S, Pan Q Y, Qu L L, Zhu Y C, Wang B 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 121904
- [29] Nowick A S, Berry B S 1972 *Anelastic Relaxation in Crystalline Solids* (New York: Academic Press)
- [30] Wu X B, Zhu Z G 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 251908
- [31] Flory P J 1953 *Principles of Polymer Chemistry* (New York: Cornell University Press)
- [32] Haramina T, Kirchheim R 2007 *Macromolecules* **40** 4211
- [33] Seydibeyoğlu M Ö, Işçi S, Güngör N, Ece O I, Güner F S 2010 *J. App. Polym. Sci.* **116** 832
- [34] Jiang M 1988 *Physical Chemistry of Polymer Alloys* (Chengdu: Sichuan Education Press) (in Chinese) [江 明 1988 高分子合金的物理化学 (成都: 四川教育出版社)]

Dynamic relaxation behaviors of poly(methyl methacrylate)/Ga nanocomposites^{*}

Zhou Xue-Mao Chen Xiao-Meng Wu Xue-Bang Shui Jia-Peng Zhu Zhen-Gang[†]

(Key Laboratory of Materials Physics, Institute of Solid State Physics, Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China)

(Received 7 April 2010; revised manuscript received 2 June 2010)

Abstract

Two kinds of poly(methyl methacrylate)/gallium (PMMA/Ga) nanocomposites with different Ga contents (11.3% and 13.5%) were prepared by free radical polymerization. The relaxation dynamics of PMMA/Ga nanocomposite above the glass transition temperature has been investigated by mechanical spectroscopy. It was found that the peak temperatures of α relaxation of the nanocomposites increase with the increasing Ga content, but the peak heights of α relaxation decrease. Besides, the composition-dependent dynamics of the α' relaxation in PMMA/Ga nanocomposites was also studied.

Keywords: relative energy dissipation, glass transition, mechanical relaxation

PACS: 61.25.hk, 62.40.+i, 81.05.Qk

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 50803066, 10874182 and 10674135).

[†] Corresponding author. E-mail: zgzh@issp.ac.cn