复合材料学报 第24卷 第4期 8月 2007年
Acta Materiae Compositae Sinica Vol. 24 No. 4 August 2007

文章编号: 1000-3851(2007)04-0022-07

纳米掺杂复合材料的特殊介电性能模拟

刘 英, 曹晓珑*
(西安交通大学 电力设备电气绝缘国家重点实验室, 西安710049)

摘 要: 基于双势阱模型, 利用蒙特卡罗随机模拟法, 采用偶极子系统不同构成方式研究了以高分子聚合物为基料、纳米颗粒掺杂所形成的复合材料的特殊介电性能, 即剩余极化和快松弛现象。研究表明: 偶极子系统可以模拟不同电介质材料的微观构成, 其对外加激励的响应能反映所研究材料的介电特性, 而系统趋于稳定的迭代过程可以表征材料在外电场中的极化松弛速率。本文的模拟结果与文献报道一致, 该方法为研究材料介电特性提供了一种简便有效的技术手段, 并可作为实验室开发具有特殊性能新型介质材料的辅助工具。

关键词: 双势阱模型; 蒙特卡罗法; 偶极子系统; 纳米复合介质; 极化松弛特性
中图分类号: TB332; TM247 **文献标识码**: A

Simulation of special dielectric properties of nano-filled composites

LIU Ying, CAO Xiaolong*
(The State Key Lab of Electrical Insulation and Power Equipment, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Based on the double well potential theory and Monte Carlo random simulation method, the special dielectric properties, namely the residual polarization and fast relaxation phenomena, of polymeric composites filled with nano-particles are simulated using the dipole system of different constitutions. It is shown that the dipole system can simulate different microscopic constitutions of dielectric materials, and its response to applied stimulus can characterize dielectric properties of materials, and the iteration time needed for the system to stabilize can represent the polarization relaxation velocity of dielectrics under the electrical field. This simulation method is simple and effective for material property research, and it may help developing new materials with special properties.

Keywords: double well potential model; Monte Carlo method; dipole system; nano-filled composite; polarization relaxation property

采用掺杂方式对聚合物材料改性, 或者开发具有特殊效应的新型材料, 是目前材料科学领域广泛采用的技术手段[1-4]。其中, 纳米掺杂复合电介质是近期的一个热门研究领域。用纳米粒子填充改性聚合物, 是形成高性能高分子复合材料的重要手段, 这些复合材料通常在较低的掺杂含量下, 即可显著提高性能, 与传统的微米掺杂复合材料相比质量轻, 更容易加工[5-8]。Lewis 等学者提出, 纳米介质中存在一个非常重要的结构特征——纳米尺度下的界面结构, 它是引起纳米电介质特异性能的重要原因, 甚至可以认为界面和纳米电介质在本质上是同义的, 纳米尺度下的界面及界面相互作用是聚合物纳米复合电介质最主要的特征[9]。在纳米尺度下的微观界面表现出许多特殊性质, 而掺杂纳米颗粒后的复合材料极化松弛特性也发生了变化。

在研究材料性能、揭示各种介电现象的物理本质, 探寻其发生规律和影响因素的过程中, 常采用模拟方法[10,11]。在目前的材料学计算机模拟研究中, 应用最多的是分子动力学和蒙特卡罗方法。其中, 蒙特卡罗法更适用于研究微观粒子的运动, 在对材料中电子的运动和碰撞, 晶粒的生长和变化等研究中应用广泛。近年来, 国外学者将这种方法引入到电介质领域的研究中, 利用它来模拟固体电介质的极化特性、铁电回线、空间电荷松弛等, 并开始初步探索复合介质的极化现象[12-14]。

在电介质物理研究中, 广泛采用双势阱模型。

收稿日期: 2006-09-15; 收修改稿日期: 2006-12-25
基金项目: 国家自然科学基金项目(50277029)
通讯作者: 曹晓珑, 教授, 博士生导师, 从事特殊电介质的材料性能与电气绝缘结构设计方面的研究 E-mail: caoxl@mail.xjtu.edu.cn

这是因为, 固体绝缘材料中发生的各种极化过程, 包括电子位移极化、离子位移极化、转向极化等都可以利用双势阱模型进行讨论[15]。而 Lewis 进一步证明, 双势阱模型不仅可以研究介质极化, 还能用来探索材料中发生的各种物理和化学变化[16]。因此, 可用双势阱模型模拟材料中发生的各种介电现象, 关键在于如何构造合适的模型, 使之能够反映材料的微观构成以及电荷响应特性。

王力衡在文献[17]中指出, 无论热刺激电流是由陷阱电子、离子性载流子, 还是由偶极子引起, 介质中的热刺激电流均可统一用下式来表示:

$$I_{TSC} = A\exp\left(-\frac{H}{kT}\right) - \frac{B}{\beta}\int_{T_0}^{T}\exp\left(-\frac{H}{kT}\right)dT$$

式中: I_{TSC} 为热刺激电流; T 为绝对温度; k 为玻尔兹曼常数; H 为势垒高度(陷阱能级); β 为升温速度; A、B 为常数, 随引起热刺激电流机理的不同而不同。由陷阱、离子迁移或偶极子偏转形成的热刺激电流具有同样的数学式, 也就是说, 它们的介电松弛具有相同的外在表现形式。因此, 可用偶极子系统代表材料中的各种基本极化机构, 通过对它的模拟来研究介质中的介电极化和松弛特性。

本文作者从双势阱模型出发, 对以不同方式构成来表征纳米掺杂复合材料的偶极子系统, 应用蒙特卡罗方法进行了模拟研究。实验发现, 模拟结果较好地再现了纳米掺杂复合材料的特殊介电行为, 并与理论分析结果吻合。这为研究材料介电特性、或研发具有特殊性能的新型电介质材料提供了一种有效的技术手段。

1　模拟的基本思想

1.1　计算模型的建立

建立模型如图1 所示[18]。偶极子分布于两个平行极板之间的晶格节点上, 偶极矩方向垂直于极板, 正负极性随机分布。通过在极板上施加电压而在极板之间产生外加电场 E_a。不同的偶极子参数, 如偶极子的电荷q, 矢径l, 以及偶极子的分布密度等可用以代表不同类型的电介质材料, 而不同特性偶极子的组合可用来表征更为复杂的复合材料。

1.2　双势阱模型

1949 年, Fröhlich 把双势阱理论引入了电介质的研究中。在这一理论中, 偶极子的偏转可以等效为带等量电荷的载流子在双势阱中的跃迁。如图2 所示, 当没有外加电场时(图2(a)), 左右势阱是对称的, 偶极子沿正负方向取向的概率相同, 即载流子占据势阱 C 或 D 的几率一样。当有外加电场时(图2(b)), 介质中的能阶发生变化, 载流子由 C 迁移到 D 需要克服的势垒为 $V-\delta V$, 由 D 迁移到 C 需要克服的势垒为 $V+\delta V$, 其中 $\delta V = qdE_a/2$, q 是离子电荷, d 为势阱 C 和 D 之间的距离。对偶极子而言, 在两个方向上取向的概率服从玻尔兹曼分布

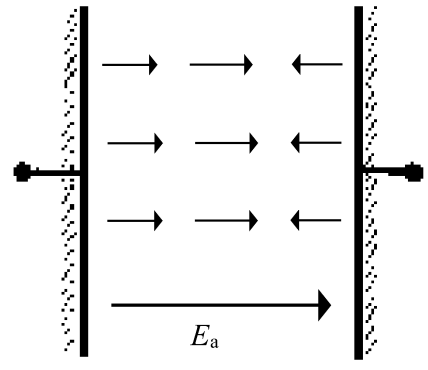

图1　偶极子系统模型

Fig.1　The dipole system model for simulation

$$\omega = \frac{\exp(-\delta V_l q/kT)}{\sum_{m=C,D}\exp(-\delta V_m q/kT)}, \qquad l = C, D.$$

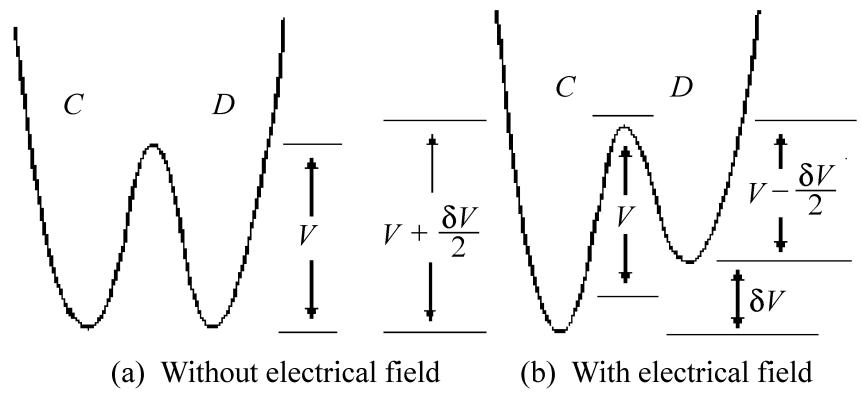

图2　有无电场时的双势阱模型

Fig.2　Double well potentials with or without the electrical field

1.3　偶极子势能的确定

在计算模型中, 每个偶极子受到以下几种电场力的作用[18]: 外加电场 E_a, 其它偶极子及其在极板上的镜像所产生的电场 E_{inter}, 以及这个偶极子自身镜像的电场 E_{self}。相应地, 把偶极子的势能也分为3 部分, 即: 外加电场产生的势能 δW_{ext}, 其它偶极子及其镜像产生的势能 δW_{inter}, 以及偶极子自身镜像所产生的势能 δW_{self}。

以偶极子 k 为例, 假定其带电荷量q, 负电荷中心位于 $\vec{r}_1$, 正电荷中心位于 $\vec{r}_2$, 如图3 所示。偶极子k 的势垒高度 δV 为 $\vec{r}_2$ 处电势 V_2 和 $\vec{r}_1$ 处电势 V_1 之差, 其能量为 $\delta W_1 = -qV_1 + qV_2 = q\delta V$。

假设电场沿z 轴方向, 则外加电场所产生的势

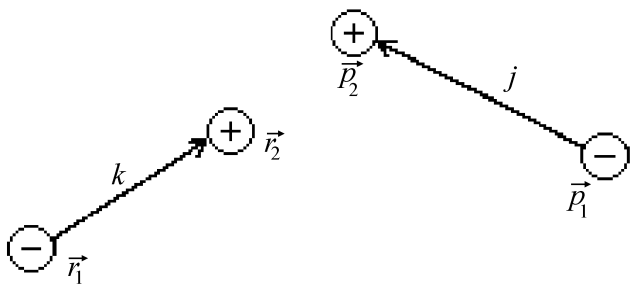

图3　偶极子 j 对 k 的作用

Fig.3　The action of dipole j on dipole k

能 δW_{ext} 为

$$\delta W_{ext} = - P_z E_a$$

其中 P_z 为沿 z 轴方向的偶极矩。

以偶极子 j 在偶极子 k 处产生的势能为例，讨论偶极子之间相互作用势能 δW_{inter}。如图3 所示，偶极子 j 的负电荷中心位于 $\vec{r}_1$，正电荷中心位于 $\vec{r}_2$，当偶极子处于无限大空间中时，偶极子 j 对 k 引起的势能为

$$\delta W_{jk} = q(\varphi_2(\vec{r}_2) - \varphi_1(\vec{r}_2) - \varphi_2(\vec{r}_1) + \varphi_1(\vec{r}_1)) \tag{1}$$

其中，φ 是电荷产生的库仑电势。在模型中，偶极子是分布于两极板之间的，如图1，此时介质不再是无限大，而是有了边界，这个边界就是所加的金属极板，所以偶极子 j 在 k 上引起的势能还应考虑 j 在极板上引起的感应电荷的影响。Emersleben 提出的镜像法为此提供了解决办法。假定左极板位于 z = 0 处，而右极板位于 z = a 处，均垂直 z 轴放置。$\vec{r}(x, y, z)$ 处的电荷 q 在 $\vec{r}_0$ 处的电势为

$$\varphi_{\vec{r}_0}(\vec{r}) = \frac{q}{|\vec{r} - \vec{r}_0|} + \sum_{m=\pm 1}^{\pm\infty} \frac{(-1)^m q}{|(x, y, z_m) - \vec{r}_0|}$$

$$= \frac{1}{|\vec{r} - \vec{r}_0|} + S_{\vec{r}_0}(\vec{r}) \tag{2}$$

其中：$z_m = (-1)^m z + ma$，m = ±1，±2，…。也就是说，$\vec{r}$ 处的电荷 q 在 $\vec{r}_0$ 处的电势分为两部分，一部分由位于 $\vec{r}$ 处的电荷自身产生，一部分为其镜像所产生，镜像电荷的坐标为 $z_m = (-1)^m z + ma$，m = ±1，±2，…。因此，在位于极板间的偶极子系统中，偶极子 k 受到系统中其它偶极子所引起的总势能 δW_{inter} 为

$$\delta W_{inter} = \sum_{j, j \neq k} \delta W_{jk}$$

其中：δW_{jk} 利用式(1) 计算，而式(1) 中的 φ 由式(2) 获得。

在计算偶极子 k 的势能时，是假设偶极子 k 不存在而计算 k 所在位置的势能的。偶极子 k 本身在极板上会引起感应电荷，而这些感应电荷也会对它自身产生影响。参照式(1)，偶极子 k 自身镜像引起的势能 δW_{self} 为

$$\delta W_{self} = q(S_{\vec{r}_2}(\vec{r}_2) - S_{\vec{r}_1}(\vec{r}_2) - S_{\vec{r}_2}(\vec{r}_1) + S_{\vec{r}_1}(\vec{r}_1))$$

这样就得到偶极子 k 的势能

$$\delta W = \delta W_{ext} + \delta W_{inter} + \delta W_{self}.$$

1.4　偶极子方向的确定

由双势阱模型可知，偶极子顺/反电场方向取向的概率为

$$\omega = \frac{\exp(-\delta W_l / kT)}{\sum_{m=C,D} \exp(-\delta W_m / kT)}, \quad l = C, D$$

为确定偶极子在外电场作用下的取向，根据蒙特卡罗方法，利用计算机生成一个位于[0,1] 之间的随机数，然后将偶极子沿电场方向取向的概率和这个随机数相比较，由其相对大小确定偶极子新的方向。这种方法称为蒙特卡罗重要抽样[19]。

1.5　模拟计算流程

经过以上计算，可以确定一个偶极子在电场作用下的一次转向过程，整个偶极子系统在外电场作用下的完整取向过程如下[18,19]：

(1) 建立模型，确定初始条件，如偶极子分布情况，偶极矩的大小和方向，外加电场，温度等参量。

(2) 选取一个偶极子，计算其势能 δW。

(3) 计算偶极子沿电场方向的取向概率

$$\omega = \frac{\exp(-\delta W_1 / kT)}{\exp(-\delta W_1 / kT) + \exp(-\delta W_2 / kT)},$$

$$\omega = \frac{\exp(-\delta W_2 / kT)}{\exp(-\delta W_1 / kT) + \exp(-\delta W_2 / kT)}.$$

(4) 把[0,1] 区间分为两部分，分别为 ω 和 ω；生成一个随机数 r，此偶极子新的方向由生成的随机数和 ω、ω 确定。

(5) 重复步骤(1) 至(4)，确定模型中所有偶极子的方向。计算时，已经确定方向的偶极子使用其新的方向。

(6) 通过计算系统中总的偶极矩来得到模型沿 z 轴方向的极化强度

$$P_z = \frac{1}{V} \sum_{i=1}^{N} \mu \tag{3}$$

其中：μ 为第 i 个偶极子的偶极矩；N 为偶极子总数；V 为偶极系统的体积。

为了更直接地观察介质的极化能力，引入极化

率 P_n，$P_n = P(E_a)/P(E_a \to \infty) = P/P_{sat}$，$P_{sat}$ 是系统的饱和极化强度，$P_{sat} = NP_0$，而 $P_0 = ql$。这种表示方法可以直观显示系统中发生极化的偶极子占总量的比例，反映介质在电场作用下的极化能力。

刚开始计算时，系统中偶极子的方向变化很剧烈，系统不稳定，多次迭代后，系统才逐步达到稳定状态。所以，计算系统极化强度时，舍弃在最初迭代过程中波动较大的值，用稳定后的极化强度平均值作为系统的极化强度结果。在不同的初始条件下，系统趋于稳定所需要的迭代次数不同。

2　纳米掺杂复合材料的特性模拟

2.1　剩余极化现象

纳米尺度下的界面及界面相互作用区是聚合物纳米复合电介质的主要特征。由于复合介质的极化反映了介质中的界面对电荷载流子的俘获和释放过程，而界面本身可用偶极矩较大的偶极子来等效，因此，界面对复合介质的影响就简化成了偶极矩较大的偶极子对其它均匀分布、偶极矩较小的偶极子的作用。

取温度 $T = 300$ K，晶格常数为 $n = 1.0 \times 10^{-9}$ m，电场 $E = 1.5 \times 10^{8}$ V/m，当系统全由偶极矩为 1×10^{-29} C·m 的偶极子组成，其极化率 P_n 随场强的变化如图4(a) 所示；如果系统中均匀掺杂10%偶极矩为其5 倍的大偶极子，则复合系统的极化率 P_n 随场强 E 的变化如图4(b) 所示。可以看出，均一的小偶极子系统其极化率随场强线性变化，而掺杂10%大偶极子后，复合系统的极化表现出了“回线”现象，也就是说，当施加外场使系统极化后，如果将电场减小为0，系统的极化率将不会减小到0，仍有相当的偶极子保持沿电场方向取向，从而具有“剩余”极化。

2.2　极化松弛现象

当两种介质形成宏观界面时，界面极化具有很长的松弛时间，这一点已为大家所共识。如果在基体材料中添加纳米颗粒，研究发现，虽然纳米添加物与基体材料之间同样会形成界面，但由于在纳米尺度，它不但不会使复合材料的极化松弛时间变长，反而使材料的极化能在更短时间内达到平衡[9]。

模拟计算中，迭代过程反映偶极子在电场作用下的取向，其趋向稳定的速率反映了极化建立的快慢，也反映了系统极化松弛的信息。因此，可用系统极化趋向稳态的迭代次数来研究其松弛特性。

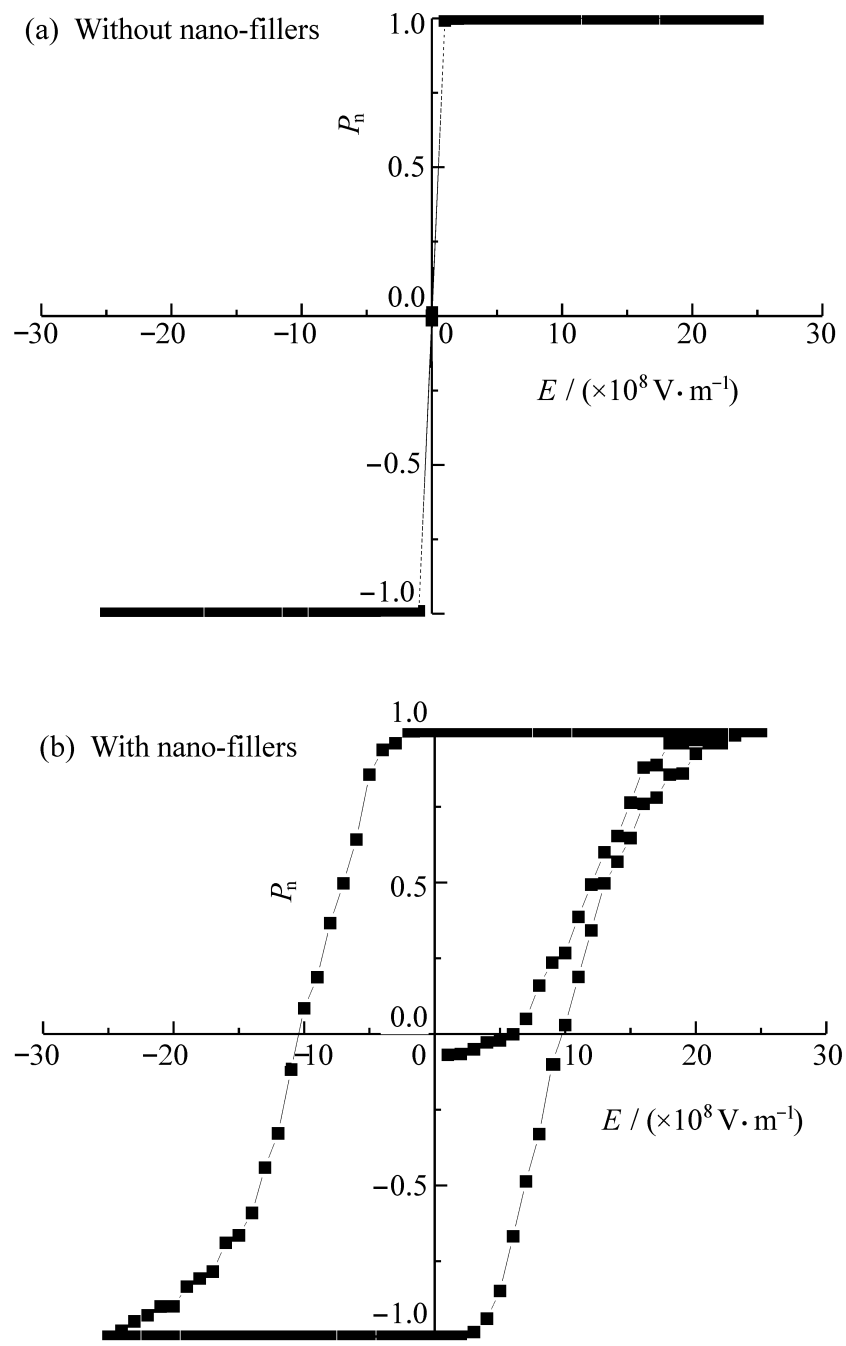

图4　有无纳米掺杂颗粒的偶极子系统极化率

Fig.4　Polarizability of the dipole system with or without nano-fillers

取温度 $T = 300$ K，晶格常数为 $n = 1.0 \times 10^{-9}$ m，电场 $E = 1.5 \times 10^{8}$ V/m，当系统全由偶极矩为 1×10^{-29} C·m 的偶极子组成，代表均一介质，其极化在施加电场后将很快达到平衡，如图5(a) 所示。如果10%的介质由偶极矩为其10 倍的偶极子组成，两种介质在两电极之间串联分布，代表分层介质，则由于形成了宏观界面，整个系统的极化松弛时间变得很长，如图5(b) 所示。迭代15000 次左右，系统才基本达到稳定状态。但是，如果将这10%的大偶极子均匀分散在偶极矩为 1×10^{-29} C·m 的偶极子系统当中，以此代表均匀分散的纳米复合介质，则系统的极化在迭代10 次左右即达到平衡，甚至比掺杂前的小偶极子均一系统还要快，如图5(c) 所示。

3　分析及讨论

3.1　参数取值

目前提出的松弛极化模型，质子在两个势阱之

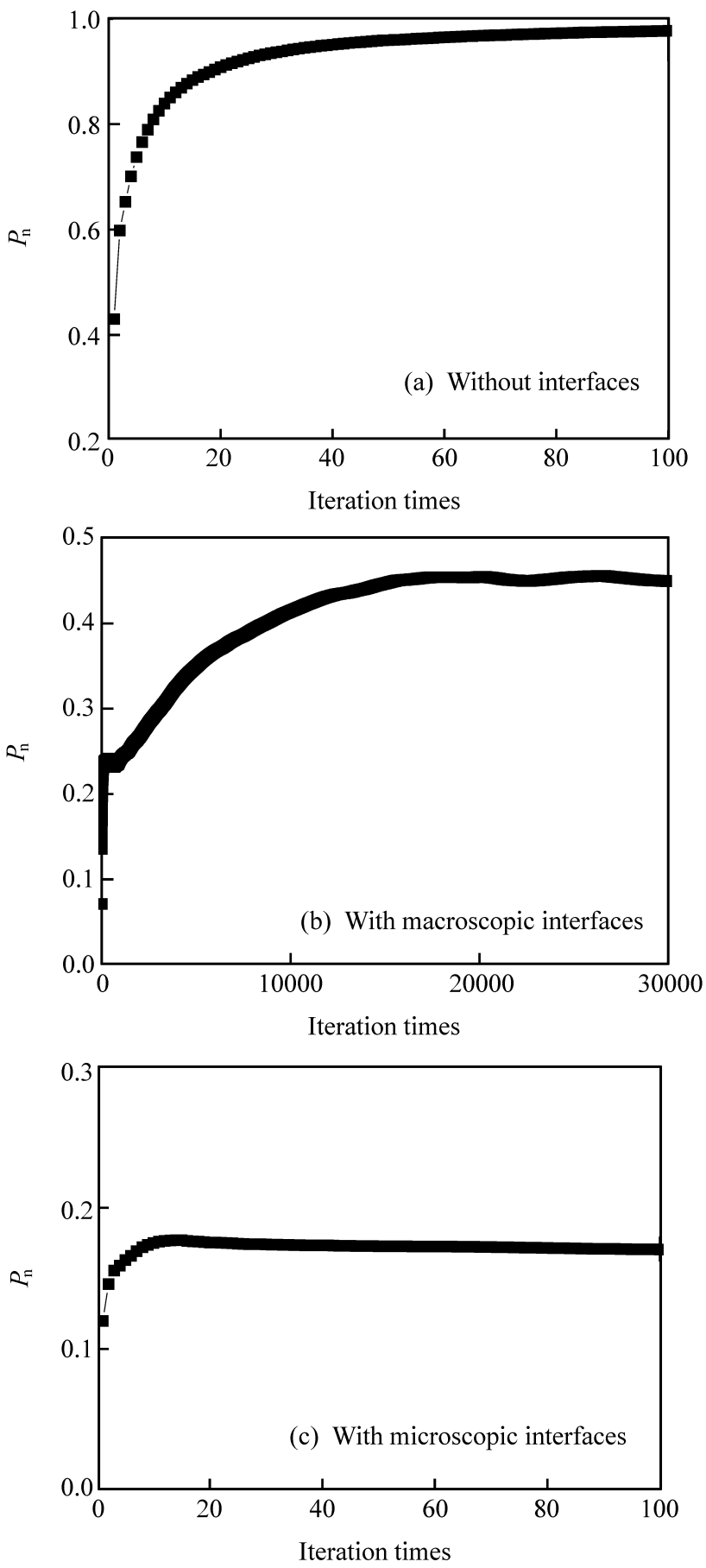

图5　均一、宏观界面和微观界面系统的极化松弛

Fig.5　Polarization relaxation of dipole system without, with macroscopic or microscopic interfaces

间跃迁，而这两个势阱处于相邻的原子或离子壁位置。Klie m 等人利用质子在氧离子之间跃迁的双势阱模型，模拟获得了氧化铝的松弛极化电流，与实验数据吻合。此外，这个模型在模拟聚酰亚胺、氮化硅的松弛极化现象时也获得了成功[20,21]。由于均采用双势阱模型，质子的跃迁等效于固有偶极子的转向，因此，质子密度即为模拟中采用的偶极子密度。据 Klie m 等人的研究工作，质子的密度为 $1\times10^{20}\sim3\times10^{21}\ cm^{-3}$，由此推算，若固有偶极子分布在晶格点阵上，晶格常数应在 $0.7\times10^{-9}\sim2.2\times10^{-9}$ m 范围。因此，模拟时采用的固有偶极子晶格常数在 nm 数量级。Klie m 的研究同时还发现，相邻的氧离子壳体之间的距离在 0.03～0.11 nm 之间变化。此外，其它的大量研究也指出，一般离子间的平衡距离约为 10^{-10} m[15]。在双势阱模型中，离子间的平衡距离代表固有偶极子的长度，因此，模拟时采用的偶极子长度均为 0.1 nm 数量级。另外，模拟时施加的电场强度通常在 10^7 V/m 以上，可能较实际要大，这主要是为了增大偶极子系统的取向率，以便于进行分析讨论。

3.2　纳米复合介质剩余极化的解释

对纳米掺杂复合介质中的剩余极化现象，可以这样解释[9]。当把纳米颗粒 A 掺杂到基体材料 B 中，在两者的界面上将形成双电层，如图6 所示。形成双电层各层中两种电荷的不同性能对双电层的稳定性有决定性影响。

颗粒 A 中形成电极的电荷是束缚电荷，来自于 A 分子的电子轨道累积极化。B 中极性相反的电荷，即双电层中的分散层，由正或负离子态的单极子组成，它不会破坏 A 的极化，但与之达到总的稳态相互作用。只要 B 在常温下能重新获得其本征绝缘性能，当电场移去，温度降低，双电层将大部分保留。在双电层 AB 中，电场将超过平均电场，而在 A、B 相中电场降低。如果有大量的取向界面形成，双电层将保留大部分的极化电压。也就是说，掺杂纳米复合介质在电场移去后将保留一部分的“剩余”极化，其极化过程随电场的变化将表现出“回线”现象。

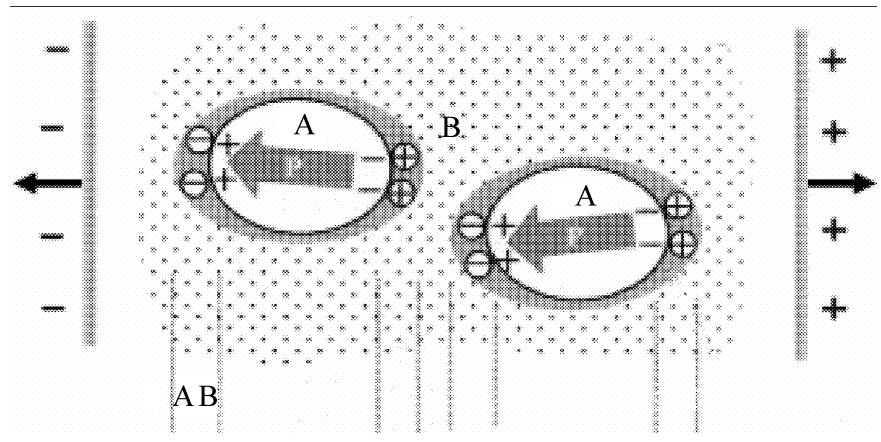

图6　纳米复合介质中的双电层界面现象

Fig.6　The double-layer interfaces in nano-filled composites

3.3　纳米复合介质快极化松弛现象的解释

当材料中存在宏观界面，如分层介质，甚至微

米尺度的掺杂复合介质，极化达到稳态的松弛时间很长，这一点已为大家所共识。而对于纳米尺度的掺杂复合材料，其特殊的极化快松弛现象仍与其双电层特性有关。

如图6 所示，当外加电场使介质极化时，A 相畴域沿电场方向生长，其极化强度为±P。这个极化会遭到B 相中电荷的反作用，这些电荷发生移动，以形成增强的双电层，尤其在畴域的两个极上。电荷在界面AB 附近的横向移动将使这种作用进一步增强。结果就形成了一系列加强的双电层界面，每一个都是纳米尺度的电- 机械单元，它们按照恰当的方向排列，相互增强。正是由于这种连锁的相互增强作用，纳米掺杂复合介质在外加电场下可以很快达到极化的稳定状态，也就是说，松弛时间很短。

4　结　论

本文中，利用小偶极子系统中掺杂大偶极子的复合构成，获得了电滞回线，验证了纳米掺杂复合介质的剩余极化现象；利用两种不同的偶极子分布方式，构建了宏观与微观界面，再现了纳米掺杂复合介质特殊的极化快松弛现象。实验表明，偶极子系统可以模拟不同电介质材料的微观构成，用以研究其在外电场中的极化响应。而偶极子系统趋于稳定的迭代过程可以反映材料对外加激励的响应速率，如在外加电场下的极化松弛快慢。这种基于双势阱模型，利用偶极子代表材料中基本极化机构，根据蒙特卡罗方法进行的模拟为研究材料特性提供了简便方法，尤其适用于在计算机上开发具有某种特殊性能的新型电介质材料，作为实验室试验研究的辅助工具。

参考文献:

[1] 南策文. 从非常规复合效应产生新型材料[J]. 自然科学进展, 2004, 14(4): 390-396.
Nan Cewen. A creation of new materials from nonintuition composite effect [J]. Progress in Nature Science, 2004, 14(4): 390-396.

[2] Robertson J, Varlow B R. Non-linear ferroelectric composite dielectric materials [J]. IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation, 2005, 12(4): 779-789.

[3] 党智敏，王海燕，王　岚. 新型高温高介无机- 有机功能复合材料[J]. 复合材料学报, 2005, 22(5): 9-15.
Dang Zhimin, Wang Haiyan, Wang Lan. New inorganic/organic functional composites with high temperature and high dielectric constant [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2005, 22(5): 9-15.

[4] Khalil M S. The role of $BaTiO_3$ in modifying the dc breakdown strength of LDPE [J]. IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation, 2000, 7(2): 261-268.

[5] 季光明，陶　杰，汪　涛，杨斌鹏. 纳米TiO_2填充改性PP 的力学性能研究[J]. 复合材料学报, 2005, 22(5): 100-106.
Ji Guangming, Tao Jie, Wang Tao, Yang Binpeng. Investigation on the mechanical properties of nano-TiO_2/PP composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2005, 22(5): 100-106.

[6] El- Hag A H, Simon L C, Jayaram S H, et al. Erosion resistance of nano-filled silicone rubber [J]. IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation, 2006, 13(1): 122-128.

[7] Cherney E A. Silicone rubber dielectrics modified by inorganic fillers for outdoor high voltage insulation applications [J]. IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation, 2005, 12(6): 1108-1115.

[8] 孙举涛，黄玉东，曹海琳. Co_3O_4纳米粒子的表面改性及其对复合材料性能的影响[J]. 复合材料学报, 2004, 21(3): 33-37.
Sun Jutao, Huang Yudong, Cao Hailin. Effects of surface treatment of Co_3O_4 nano-particles on the properties of the IR nanocomposites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2004, 21(3): 33-37.

[9] Lewis T J. Interfaces at the dominant feature of dielectrics at the nanometric level [J]. IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation, 2004, 11(5): 739-753.

[10] 唐春安，傅宇方，朱万成. 界面性质对颗粒增强复合材料破坏模式影响的数值模拟分析[J]. 复合材料学报, 1999, 16(4): 112-120.
Tang Chunan, Fu Yufang, Zhu Wancheng. Numerical approach to effect of interface properties on failure modes in particle filled composite [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 1999, 16(4): 112-120.

[11] 关志东，郭　渊. 含缺陷的复合材料层合板低速冲击过程的有限元模拟[J]. 复合材料学报, 2006, 23(2): 180-184.
Guan Zhidong, Guo Yuan. Computer simulation of low-velocity impact process of the composite laminate with defect [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2006, 23(2): 180-184.

[12] agner A, Kliem H. Dispersive ionic space charge relaxation in solid polymer electrolytes Ⅱ: Model and simulation [J]. Journal of Applied Physics, 2002, 91(10): 6638-6649.

[13] uehn M, Kliem H. Simulation of heterogeneous nanodielectrics using the local field method [J]. IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation, 2005, 12(4): 844-853.

[14] arag N, Kliem H. Ferroelectric hysteresis in system of permanent dipoles: A computer simulation [J]. Ferroelectrics, 1999, 228(1/4): 197-218.

[15] 金维芳. 电介质物理学[M]. 第2 版. 北京: 机械工业出版社, 1995: 35-41.

Jin Weifang. The dielectric physics [M]. The 2nd version. Beijing: China Machine Press, 1995: 35-41.

[16] ewis T J. Ageing——A perspective [J]. IEEE Electrical Insulation Magazine, 2001, 17(4): 6-16.

[17] 王力衡. 介质的热刺激理论及其应用[M]. 北京: 科学出版社, 1988: 51-85.
Wang Liheng. Theory and application of thermally stimulated current in dielectrics [M]. Beijing: Science Press, 1988: 51-85.

[18] arag N, Kliem H. Computer-aided modeling of dielectric and ferroelectric properties [J]. IEEE Electrical Insulation Magazine, 1999, 15(3): 25-31.

[19] arag N, Kliem H. Ferroelectricity in system of induced and permanent dipoles: A Monte Carlo study [J]. Journal of Applied Physics, 2001, 90(11): 5713-5720.

[20] liem H. Dielectric small-signal response by protons in amorphous insulators [J]. IEEE Transactions on Electrical Insulation, 1989, 24(2): 185-197.

[21] liem H, Fuhrmann P, Arlt A. A numerical method for the determination of first-order kinetics relaxation time spectra [J]. IEEE Transactions on Electrical Insulation, 1988, 23(6): 919-927.

KEYWORDS FOR COMPOSITES

A: MATERIAL

aramid fibre
carbon fibre
carbon-carbon composites
ceramic fibre
ceramic-matrix composites
discontinuous reinforcement
fabrics/textiles
fibres
foams
glass fibres
glasses
honeycomb
hybrid
intermetallics
lamina/ply
laminates
layered structures
metal-matrix composites
moulding compounds
nano-structures
particle-reinforcement
plates
polymer(textile)fibre
polymer-matrix composites (PMCs)
preform
prepreg
recycling
resins
smart materials
strand
tape
thermoplastic resin
thermosetting resin
thin films
tow
3-dimensional reinforcement
wood
yarn

B: PROPERTY

adhesion
anisotropy
buckling
chemical properties
corrosion
creep
cure behaviour
damage tolerance
debonding
defects
delamination
directional orientation
elasticity
electrical properties
embrittlement
environmental degradation
fatigue
fibre/matrix bond
fracture
fracture toughness
fragmentation
hardness
high-temperature properties
impact behaviour
interface/interphase
internal friction/damping
magnetic properties
mechanical properties
microstructure
optical properties/techniques
physical properties
plastic deformation
porosity
residual/internal stress
rheological properties
strength
stress concentrations
stress relaxation
stress transfer
surface properties
thermal properties
thermomechanical
transverse cracking
vibration
wear
wettability

C: ANALYSIS

analytical modelling

(下转45页)