

高储能密度聚合物基介电复合材料的研究进展

罗 莎, 沈佳斌*, 郭少云

(四川大学高分子研究所 高分子材料工程国家重点实验室, 成都 610065)

摘要:高储能密度电介质材料是电容器储能器件的核心,对高能武器和智能电网等先进装备领域有着非常重要的影响,近年来受到了广泛关注。相较于金属氧化物和陶瓷类介电材料,聚合物基介电材料具有密度低、易成型、损耗低、击穿强度高优点。本文结合该领域发展现状,对聚合物基介电复合材料的设计、制备及相关性能研究进行了综述,并对其未来发展进行了展望。

关键词:聚合物基介电复合材料; 多层结构; 介电常数; 介电损耗; 储能密度

引言

对新能源的研究开发,对提高能源利用率的方法探索,一直都是全球关注的热点话题。而这两者都离不开储能技术,可以说储能技术是新能源产业革命的核心,是风电、光伏和新能源汽车等产业发展的重要推动力。储能即电能的存储,主要有电池储能、电感器储能、电容器储能三种方式。其中,大功率电池储能技术一直被日本垄断;电感器储能需使用超导体,技术尚不成熟;而电容储能有着高功率密度和超长循环寿命,并且能提供瞬间大功率,现已广泛应用于电动汽车、风力发电、电能质量调节、脉冲电源等领域。在两块金属电极间放置一层绝缘电介质即构成电容器。能源和电子工业的迅速发展,对电容器中的介电材料提出了更高性能要求。所谓高性能是指其具有高介电常数、低损耗、高击穿强度,具有优异的平均电场和存储电能的作用。介电材料主要分为聚合物、金属氧化物和陶瓷类。金属氧化物类价格贵,且介电常数不高;陶瓷类虽然介电常数高,漏电流小,耐磨损,不易老化,但其显著的缺点是密度较大、柔性差、烧结温度高,这使其在印刷电路中应用受限,而且烧结过程会产生孔隙,各种缺陷,使其击穿强度不高;聚合物类质轻、价廉、易加工、机械性能优良、击穿强度高,但其介电常数大多低于 10,若能改进这一点,将极大地促进其在感应器、驱动器和储能器等领域的应用。

一般来说单一材料难以获得各方面均优异的性能,需要进行复合改性,因而现在的研究方向多偏重于多组分的复合电介质材料方面。本文主要总结了近年来关于聚合物基介电复合材料的最新进展。

1 电介质材料的介电性能

介电常数在宏观上反映电介质的极化程度。一般称介电常数大于二氧化硅(~ 4)的材料为高介电常数材料,大于 1000 时称为超高介电材料,在 1MHz 下材料的介电常数大于 10,称为高频高介电材料。在交流电场中,材料将部分电能转换成热能所造成的能量损耗称为介电损耗,介电损耗越大,则材料在使用过程中发热越严重,器件温度升高,材料老化加速。因而在实际应用中人们格外关注材料的介电损耗,要求材料损耗越小越好。外电场的场强增加到某一临界值时,材料的电导率激增,由绝缘变为导电,这一现象叫做电介质的击穿,该临界值称为击穿强度。

当电容器充电时,中间的薄膜介质在电场作用下发生极化,即电能储存在电介质中。存储的电能一

10.14028/j.cnki.1003-3726.2019.08.003

收稿:2019-01-02;修回:2019-05-15;

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51873132);

作者简介:罗莎,女,硕士研究生,E-mail:2812039324@qq.com;

* 通讯联系人:沈佳斌,研究员,主要从事聚合物基复合材料的结构与性能研究。E-mail:shenjb@scu.edu.cn.

般无法完全释放,其中部分以热能形式散失。因此,储能密度是指单位体积下电介质可释放的电能。依据经典电磁学理论,储能公式为

$$U=\int EdD$$

(1)

E 为电场强度, D 为电位移。对于线性电介质如聚丙烯(PP),电位移和电场强度呈线性关系,则

$$U=1/2DE=1/2\epsilon_0\epsilon_rE^2$$

(2)

由公式 2 可以看出,线性电介质的储能密度随介电常数和击穿强度的增大而增大。

对于非线性电介质,介电常数受电场强度的影响,电位移与电场强度呈非线性关系。如图 1(b)所示, D - E 曲线中充电和放电的曲线无法重合。存储在材料中的部分能量(闭合曲线所包围的区域 W_2)无法被释放,仅 W_1 所代表的阴影部分才是有效储能密度。影响非线性电介质储能密度的因素除了介电常数和击穿强度,还有充放电效率。

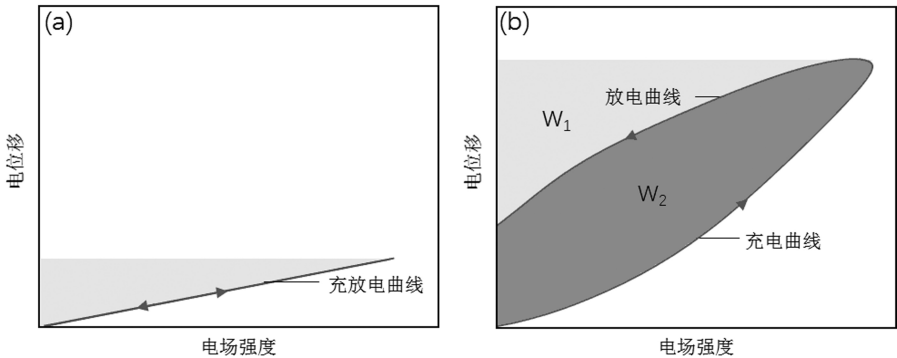


图 1 D-E 曲线
(a)线性电介质;(b)铁电材料
Figure 1 D-E loop of (a) linear dielectrics, (b)ferroelectric materials

2 聚合物基介电复合材料

聚合物电介质的击穿强度很高,但其介电常数较低。虽可通过引入第二、第三单体共聚,调整晶体结构,但此方法能提高的介电常数有限,而产物价格昂贵,如 P(VDF-TRFE-CFE)或者 P(VDF-TRFE-CTFE)等三元共聚物的价格均大于 10000 美元/千克^[1]。目前,普遍仍采用传统聚合物如 PP、聚偏氟乙烯(PVDF)、聚对苯二甲酸乙二醇酯(PET)等为基体,通过加入陶瓷粒子或者导电粒子进行复合改性。利用基体与填料间介电常数的差异,引起界面极化,从而增强材料的极化能力。

2.1 陶瓷填料填充体系

陶瓷材料的介电常数大多较高,但一般多选择介电常数高且介电损耗低的弛豫铁电陶瓷粉体作为填料,如钛酸钡(BT)、钛酸锶钡(BST)、锆钛酸铅(PZT)等。1982 年,Yamada 等首次制得 PZT/PVDF 高介电聚合物基复合材料。

陶瓷是一种无机氧化物,它与聚合物基体的粘接性很差,易团聚。在上个世纪,人们提出了很多针对陶瓷粉体的改性方法,以期提高介电常数,降低介电损耗,提高击穿强度。常使用的改性剂主要有两类:一是小分子改性剂,如磷酸^[2]、过氧化氢^[3]、硅烷偶联剂^[4]、钛酸盐^[4]等。这些小分子化合物含有或能生成不同的官能团,如—OH、—NH₂、—COOH、—COO—、—SO₃H—、—SO₃²⁻以及—PO₄³⁻等,从而增强填料与聚合物界面间的相互作用力(如图 2 所示);二是大分子改性剂,如聚烯烃、聚酯、聚丙烯酸、聚醚等,接枝或包覆在陶瓷表面以提高与基体的相容性。另外,通过原位聚合的方法,也能一定程度上增强陶瓷填料的分散性,如 Dang 等^[5]用原位聚合法制备了 BT/聚酰亚胺(PI)复合物。纳米 BT 颗粒覆盖着薄

薄的(约 5nm 厚)聚合物层,使其在 PI 基体中能够均匀分散,从而使复合体系获得了较高的介电常数(20 左右)和击穿强度(67MV/m)。

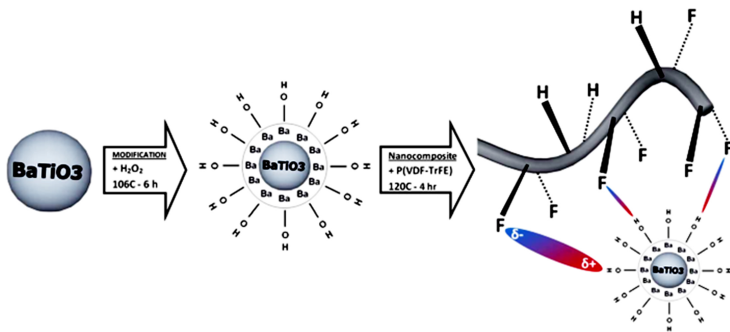


图 2 BT 纳米颗粒羟基化处理及颗粒-基体相互作用示意图^[3]

Figure 2 Schematic illustration of the hydroxylation treatment of BT nanoparticles and the particle-matrix interaction^[3]

除了表面处理,陶瓷填料的形貌也受到人们的关注。Duchi 等^[6]通过静电纺丝制备高长径比的多种陶瓷纳米纤维,包括 TiO_2 纳米纤维、BT 纳米纤维、 $\text{CaCu}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$ 纳米纤维以及 $0.5\text{Ba}(\text{Zr}_{0.2}\text{Ti}_{0.8})\text{O}_3-0.5(\text{Ba}_{0.7}\text{Ca}_{0.3})\text{TiO}_3$ 纳米纤维(BZT-BCTnf)等。这些陶瓷纳米纤维用聚多巴胺包覆,分散良好,与基体相容性增强。作者研究了填料的结构和相形态对复合物的介电常数、漏电流密度、能量密度的影响。在 100Hz 下,7%(vol)BZT-BCTnf/PVDF 的介电常数最大为 17.6,而 3%(vol)BZT-BCTnf/PVDF 的储能密度更大,放电效率更高,在 310MV/m 下其值分别为 $7.86\text{J}/\text{cm}^3$ 和 58%。

2.2 导电填料填充体系

陶瓷粒子填充的聚合物复合体系,主要利用的是陶瓷粒子本身的铁电极化,因此只有添加量足够高时(大多高达 30%(vol)以上)才能有效提高复合材料的介电性能。但是,如此高的填料添加量势必使材料的机械性能恶化,击穿强度降低,也不利于加工成型。

导电填料,主要包括金属粒子、碳材料、半导体等三类。在导电粒子填充的聚合物复合体系中,人们发现当填料浓度逐渐增大到某一值附近,复合物的电性能将发生突变,即由绝缘物变为导体。此时填料浓度称作逾渗阈值。依据逾渗模型,填料在逾渗阈值附近时,导电颗粒间隔着较薄的有机介电层,类似于多个微电容并联,从而使复合材料的介电常数大幅提升。

Yuan 将改性多壁碳纳米管(MWCNT)加入 PVDF 基体中,填料含量为 0.08%(vol),复合体系的介电常数为 500(@1kHz),介电损耗为 $2^{[7]}$ 。进一步地,Yuan 在熔融过程中将 PVDF 与未改性 MWCNT 进行共混,使 PVDF 链有效包裹在导电粒子表面,制备的 MWCNT/PVDF 纳米复合材料,在逾渗阈值(0.1%(vol))附近介电常数为 3800,介电损耗约为 $3^{[8]}$ 。另外,Chu 等^[9]构筑了一种独特结构的碳基填料,即由功能化多孔石墨烯、未改性石墨烯和功能化多孔石墨烯组成的石墨烯纳米片(FLGS)三明治结构,经一步碱法水热法处理后,FLGS 的大部分层被腐蚀成多孔结构,如图 3 所示。当石墨烯含量为 3.19%(vol)时,FLGS/PVDF 复合材料的介电常数达到 4500(@1kHz),介电损耗为 2.8。

导电粒子填充的复合物在逾渗值附近,其介电常数提升很大,数值在 500~4000 之间,但漏电流引起的介电损耗也非常高。Zhu 等^[10]利用盐酸多巴胺的自聚合,生成聚多巴胺(PDA)来包覆碳纳米管,如图 4 所示,通过调节 PDA/CNT 比例可控制包覆层厚度,阻止相邻导电粒子的直接接触,从而实现在介电常数和介电损耗之间的平衡。

Liu 等^[11]用溶胶-凝胶法得到二氧化硅(SiO_2)封装氧化石墨烯杂化物($\text{SiO}_2@\text{GO}$),结构如图 5 所示,并用偶联剂处理其表面,原位聚合制得($\text{SiO}_2@\text{GO}$)/PI 复合物。在 100Hz 下,其介电常数高达 69,介电损耗低至 0.2。

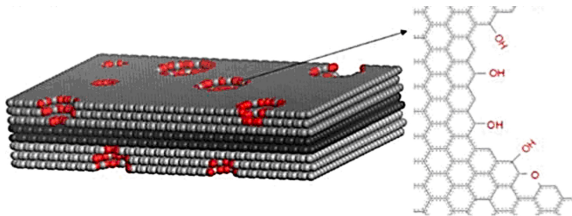


图 3 FLGs 多孔三明治结构示意图

Figure 3 The schematic structure of porous sandwich FLGs

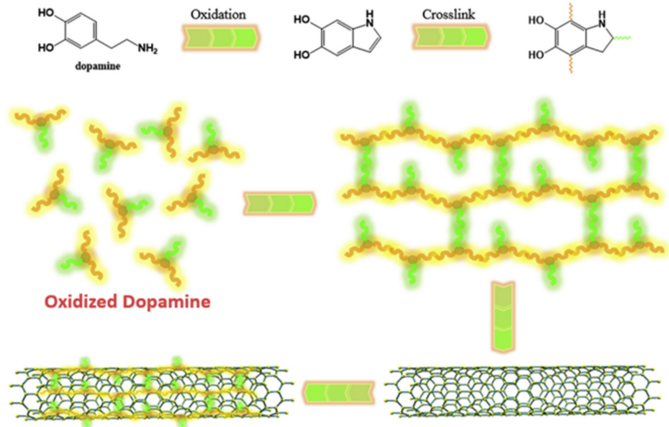


图 4 PDA 聚合反应和 CNTs 表面包覆过程示意图

Figure 4 Schematic of the PDA polymerization and its coating process on the surface of CNTs

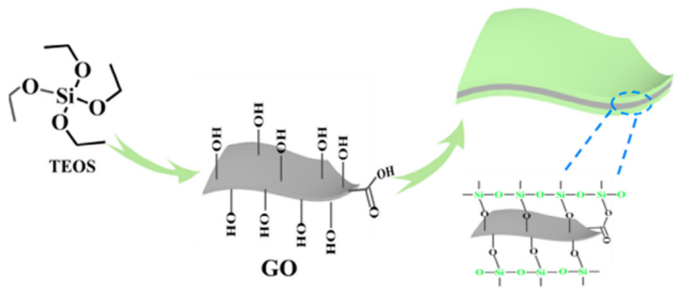


图 5 SiO₂@GO 制备过程

Figure 5 Preparation procedure of SiO₂@GO

3 聚合物基多层介电复合材料

陶瓷粒子填充的复合材料要获得更高的介电常数,往往需要添加大量的功能粒子,这易使复合体系缺陷增多。而导电粒子填充的复合材料虽可在较少的填充量下获得高介电常数,但电导损耗大,击穿强度极低。由式 2 可知,储能密度与击穿强度是平方增长关系,所以对储能密度的影响更显著。实际上,人们对陶瓷和导电填料的改性做了诸多尝试,虽取得一定效果,但大多仍难以满足实际应用的需求。近年来,多层结构设计为聚合物基介电复合材料的研发提供了一个新的思路 and 方向。

研究证明^[12, 13],在相邻层界面处存在着有效阻挡作用,并能抑制绝缘层中导电通道的形成,保护复合薄膜免遭全面击穿,从而使整体结构的击穿强度甚至可能高于绝缘层固有击穿强度。由于不同层介电常数的差异,施加电压将更多集中在低介电常数层上,因此可以有效保护高介电常数层不被过早击穿。

Wang 等在聚偏氟乙烯-六氟丙烯共聚物[P(VDF-HFP)]层中引入具有低介电常数的聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA)层,形成三明治结构(如图 6 所示),该材料的储能密度和储能效率分别达到了 $20.3\text{J}/\text{cm}^3$ 和 84% ^[14]。

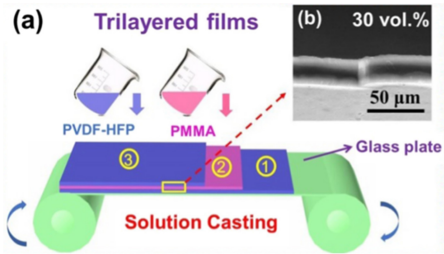


图 6 (a)三层纯聚合物薄膜示意图,(b)含 30%(vol) PMMA 的三层纯聚合物薄膜截面 SEM 图

Figure 6 (a) Schematic illustration of the trilayered all-polymer films;
(b) SEM image of cross section of the trilayered all-polymer film with 30%(vol) PMMA

Wang 等^[12, 13, 15, 16]用 BT 作为填料,通过调节不同层中填料的浓度,设计了一系列具有三层结构的 PVDF 复合薄膜。如图 7 所示,在中间层(“硬层”)中添加少量(1%(vol))的 BT 纳米颗粒,以保证该层具有高击穿强度;用 20%(vol)BT/PVDF 复合材料作为两外层(“软层”)以提供高介电常数。在高电场下,“软层”中 BT 纳米颗粒所引起的大电子位移极化提供高的介电极化,并限制了复合薄膜的剩余极化。因此,在 100Hz 下,复合材料的击穿强度为 $470\text{MV}/\text{m}$,能量密度高达 $18.8\text{J}/\text{cm}^3$ 。除粒子浓度外,研究者^[17, 18]还选用不同形貌的陶瓷填料进行层结构设计。研究表明,加入纳米纤维或纳米片的层具有高击穿强度,而加入纳米颗粒的层则具有高介电常数。

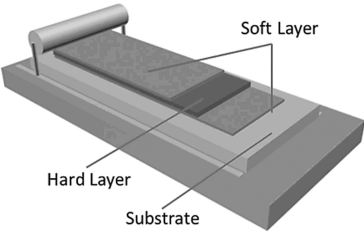


图 7 BT/PVDF 三明治结构纳米复合物制备过程示意图

Figure 7 Schematic of the fabrication process of BT/PVDF sandwiched nanocomposites

陶瓷填料和导电填料协同选择性分布,既能增加空间电荷极化和离子位移极化,又能阻塞载流子在层间的传输,使介电常数大幅提升。例如,Shi 等^[19]构建了一种 $(40\%(\text{vol})\text{BT}+\text{PVDF})/(20.3\%(\text{vol})\text{石墨烯}+\text{PVDF})/(40\%(\text{vol})\text{BT}+\text{PVDF})$ 三层结构薄膜,其介电性能大幅提高,100Hz 下的介电常数为 90,击穿强度可达 $18.97\text{MV}/\text{m}$ 。

以上研究通过制备简单的三明治层状结构,对填料的分布进行设计组合,显现了较显著的改性效果。研究发现,层界面对阻隔击穿电树生长具有重要作用。然而,传统的涂覆、叠压等方法很难制备出具有高层数结构的复合材料,因此难以通过增加层界面数来进一步提高体系的介电和储能性能。近年来兴起的层倍增共挤出技术可在连续的加工过程中对材料的层数、层厚比等层结构进行有效调控,从而为多层介电储能材料的设计与制备提供了新的途径。例如,四川大学 Shen 等^[20]利用该技术制备了炭黑填充 PVDF 与纯 PVDF 交替排布的多层复合材料。结果显示,由于界面极化作用,层数从 2 层增加到 256 层,复合体系的介电常数可以从 23 提高到 67。此外,纯聚合物层的引入可以有效抑制微电流在平行电场方向的联通,使多层复合体系的击穿性能与传统共混体系相比得到一定改善,但仍然显著低于纯聚合物材料。

近年来,美国凯斯西储大学 Baer 和 Zhu 等对交替多层纯聚合物介电薄膜进行了深入的研究,一层选

择 PVDF 或是 PVDF 共聚物,另一层选择击穿强度较高的聚合物,如聚碳酸酯(PC)、聚砜(PSF)、聚对苯二甲酸乙二醇酯(PET)等^[21~24]。结果显示,室温下 32 和 256 层 PC/PVDF 交替多层薄膜的击穿强度高 达 800MV/m,而纯 PVDF 和 PC 仅为 600MV/m 和 750MV/m^[21]。此外,他们还发现,将 PVDF 层厚度 降到几十纳米以下,可显著降低介电损耗。这是因为离子主要存在于 PVDF 层中,PC/PVDF 界面阻止 其进入相邻层^[22]。类似地,在 PSF/PVDF 交替多层材料中,高玻璃化温度的 PSF 层能减少离子电导,在 1Hz 和 100℃下的耗散因子可以低至 0.003^[23]。

他们用同样技术制备了 PET/PMMA/P(VDF-HFP)三元交替多层复合薄膜。用 PMMA 来改善 PET 与 P(VDF-HFP)层间的界面粘着性,用双向拉伸在 P(VDF-HFP)和 PET 中诱导高取向纤维晶体 的形成。由于界面粘着性和双向拉伸的协同效应,65 层的 PET/PMMA/P(VDF-HFP)交替复合薄膜显 示出优异的介电性能,击穿时的能量密度达到 17.4J/cm³^[24]。

表 1 对多层聚合物基复合薄膜的介电、储能性能进行了统计对比。不难发现,其最终性能决定于填 料种类、含量以及层结构等多种因素。导电粒子填充体系的介电常数较高(可以到几十甚至几百数量 级),但是击穿强度很小,往往不足 10MV/m,因而能量密度很少被报道;而纯聚合物或填充少量陶瓷粒 子的多层复合体系的击穿强度大多高于 400MV/m,能量密度甚至可以超过 20J/cm³,现已逐渐成为高储 能密度材料研发的重要方向。

表 1 多层聚合物基介电复合物的介电性能
Table 1 Dielectric properties of polymer-based multilayer dielectric composites

	样品	层数	ε@100Hz	E _b (MV/m)	Tanδ@100Hz	U(J/cm ³)	引文
粒子填充型多层材料	(20%(vol)BT+PVDF)/(1%(vol)BT+PVDF)/(20%(vol)BT+PVDF)	3	17	470	0.04	18.8	[12]
	(7%(vol)BT+PVDF)/纯 PVDF/(7%(vol)BT+PVDF)	3	12	400	0.04	16.2	[13]
	(20%(vol)+PVDF)/(10%(vol)BT+PVDF)/(1%(vol)BT+PVDF)	3	12.8	390	0.06	16.5	[15]
	(10%(wt)BNNS+PVDF)/(8%(wt)BST 纳米线+PVDF)/(10%(wt)BNNS+PVDF) BNNS:氮化硼纳米片	3	12.4	588	0.06	20.5	[17]
	(10%(vol)BT+PVDF)/(2%(vol)BT 纳米线+PVDF)/(10%(vol)BT+PVDF)	3	—	450	—	9.7	[18]
	(40.6%(wt)BT+PVDF)/(20.3%(wt)Gr+PVDF)/(40.6%(wt)BT+PVDF)	3	95	18.89	0.03	15.5	[19]
	(15%(wt)炭黑+PVDF)/纯 PVDF	256	67	2.4	0.05	—	[20]
	(8.6%(vol)石墨烯+PVDF)/(29.6%(vol)石墨烯+PVDF)	2	400	6.5	0.06	—	[25]
	(3%(vol)BST+PVDF)/(10%(wt)GO-TiO ₂ +PVDF)/(3%(vol)BST+PVDF)	3	14	450	0.02	14.6	[26]
	(CNT+PVDF)/(BT+PVDF)	6	30	—	0.08	—	[27]
纯聚合物型多层材料	PVDF-HFP/PMMA/PVDF-HFP	3	6.5	—	0.07	20.3	[14]
	PC/PVDF	32	5	800	0.02	11	[22]
	PSF/PVDF	33	5	720	0.003	—	[23]
	PET/PMMA/P(VDF-HFP)	65	5	1000	0.01	17.4	[24]
	PET/P(VDF-TFE)	32	6	1000	0.01	16	[28]

4 结论与展望

作为电能的存储元件,电介质电容器有着高功率密度(比电池高 5 个数量级)、极快充放电速率等优点,但其储能密度较低(比电池低 5 个数量级),不利于器件的小、薄、轻量化发展。若能克服这一缺点,将给新能源技术领域带来重大突破。因此,如何提高电介质材料的储能密度,成为当前研究的热点及难点。材料储能密度的改善往往需要其综合介电性能的提升,即介电常数提高的同时还要求保持较高的击穿强度以及较低的介电损耗。但是,单一介质大多难以同时满足上述要求。因此,近年来的研究主要集中在多组分介电复合体系,而形态结构调控、粒子表面改性等则已成为重要的调控手段。不过,要达到工业化生产和应用需求,仍需面对性能稳定性、制备规模化等诸多问题。此外,复合体系的介电理论还有待进一步丰富和完善。

参考文献:

- [1] Baer E, Zhu L. *Macromolecules*, 2017, 50(6): 2239~2256.
- [2] Kim P, Jones S C, Hotchkiss P J, Haddock J N, Kippelen B, Marder S R, Perry J W. *Adv Mater*, 2007, 19(7): 1001~1005.
- [3] Almadhoun M N, Bhansali U S, Alshareef H N. *J Mater Chem*, 2012, 22(22): 11196~11200.
- [4] Wenying Z, Demei Y. *J Compos Mater*, 2011, 45(19): 1981~1989.
- [5] Dang Z, Lin Y, Xu H, Shi C, Li S, Bai J. *Adv Funct Mater*, 2008, 18(10): 1509~1517.
- [6] Chi Q, Ma T, Zhang Y, Cui Y, Zhang C, Lin J, Wang X, Lei Q. *J Mater Chem A*, 2017, 5(32): 16757~16766.
- [7] Dang Z M, Wang L, Yin Y, Zhang Q, Lei Q Q. *Adv Mater*, 2007, 19(6): 852~857.
- [8] Yuan J, Yao S, Dang Z, Sylvestre A, Genestoux M, Bai J. *J Mater Chem C*, 2011, 115(13): 5515~5521.
- [9] Chu L, Xue Q, Sun J, Xia F, Xing W, Xia D, Dong M. *Compos Sci Technol*, 2013, 86:70~75.
- [10] Zhu J, Ji X, Yin M, Guo S, Shen J. *Compos Sci Technol*, 2017, 144:79~88.
- [11] Liu L, Lv F, Zhang Y, Li P, Tong W, Ding L, Zhang G. *Compos Part A: Appl Sci Manufac*, 2017, 99:41~47.
- [12] Wang Y, Cui J, Yuan Q, Niu Y, Bai Y, Wang H. *Adv Mater*, 2015, 27(42): 6658~6663.
- [13] Wang Y, Cui J, Wang L, Yuan Q, Niu Y, Chen J, Wang Q, Wang H. *J Mater Chem A*, 2017, 5(9): 4710~4718.
- [14] Chen J, Wang Y, Yuan Q, Xu X, Niu Y, Wang Q, Wang H. *Nano Energy*, 2018, 54:288~296.
- [15] Wang Y, Wang L, Yuan Q, Niu Y, Chen J, Wang Q, Wang H. *J Mater Chem A*, 2017, 5(22): 10849~10855.
- [16] Wang Y, Wang L, Yuan Q, Chen J, Niu Y, Xu X, Cheng Y, Yao B, Wang Q, Wang H. *Nano Energy*, 2018, 44:364~370.
- [17] Liu F, Li Q, Cui J, Li Z, Yang G, Liu Y, Dong L, Xiong C, Wang H, Wang Q. *Adv Funct Mater*, 2017, 27(20): 1606292.
- [18] Hu P, Shen Y, Guan Y, Zhang X, Lin Y, Zhang Q, Nan C W. *Adv Funct Mater*, 2014, 24(21): 3172~3178.
- [19] Shi Z, Wang J, Mao F, Yang C, Zhang C, Fan R. *J Mater Chem A*, 2017, 5(28): 14575~14582.
- [20] Zhu J, Shen J, Guo S, Sue H J. *Carbon*, 2015, 84:355~364.
- [21] Chen X, Tseng J, Treufeld I, Mackey M, Schuele D E, Li R, Fukuto M, Baer E, Zhu L. *J Mater Chem C*, 2017, 5(39): 10417~10426.
- [22] Mackey M, Schuele D E, Zhu L, Flandin L, Wolak M A, Shirk J S, Hiltner A, Baer E. *Macromolecules*, 2012, 45(4): 1954~1962.
- [23] Huang H, Chen X, Yin K, Treufeld I, Schuele D E, Ponting M, Langhe D, Baer E, Zhu L. *Acs Appl Energy Mate*, 2018, 1(2): 775~782.
- [24] Yin K, Zhou Z, Schuele D E, Wolak M, Zhu L, Baer E. *Acs Appl Mater Interfaces*, 2016, 8(21): 13555~13566.
- [25] Wang J, Shi Z, Mao F, Chen S, Wang X. *Acs Appl Mater Interfaces*, 2017, 9(2): 1793~1800.
- [26] Shen Y, Hu Y, Chen W, Wang J, Guan Y, Du J, Zhang X, Ma J, Li M, Lin Y, Chen L Q, Nan C W. *Nano Energy*, 2015, 18: 176~186.
- [27] Ji W, Deng H, Fu Q. *Compos Sci Technol*, 2017, 151:131~138.
- [28] Carr J M, Mackey M, Flandin L, Schuele D, Zhu L, Baer E. *J Polym Sci, Part B: Polym Phys*, 2013, 51(11): 882~896.

Polymer-based Dielectric Composites with High Energy Storage

LUO Sha, SHEN Jia-bin* , GUO Shao-yun

(Polymer Research Institute of Sichuan University, State Key Laboratory of Polymer Materials Engineering, Chengdu 610065, China)

Abstract:Dielectric materials with high energy storage density were the core of the energy-storage capacitor, which had a very important influence on advanced equipment fields such as high-energy weapons and smart power grids. Compared with metal oxide- and ceramic-based dielectric materials, polymer-based ones possessed the advantages of low density, good processability, low loss, and high breakdown strength. Herein, the design, preparation and related properties of polymer-based dielectric composites were reviewed.

Key words: Polymer-based dielectric composites; Multilayer structure; Dielectric constant; Dielectric loss; Energy storage density