

氰酸酯树脂体系介电性能研究新进展*

柳丛辉 唐玉生 孔 杰**

(陕西省高分子科学与技术重点实验室,西北工业大学理学院,西安 710072)

摘要 综述了近年来国内外氰酸酯树脂体系介电性能研究的新进展,主要包括催化剂体系、两相体系及新型氰酸酯树脂单体等对氰酸酯树脂介电性能的影响,并对提升氰酸酯树脂介电性能值得关注的发展方向作了展望。

关键词 氰酸酯 介电性能 改性

氰酸酯通常是指含有两个或两个以上的氰酸酯官能团的酚类衍生物,是由双酚或多酚与氰酸根反应形成的一类新型热固性树脂的单体。氰酸酯树脂则是指氰酸酯的预聚物或固化产物。在热和催化剂的作用下,氰酸酯会发生环化三聚反应,形成含有三嗪环的高度交联网络结构。在三嗪环结构中,电负性的氧原子和氮原子对称性地分布在碳正原子周围,三嗪环高度对称,极性很小,避免了偶极极化,因此氰酸酯树脂具有优异的介电性能,即具有低介电常数(2.8~3.2)和极小的介电损耗角正切值(0.002~0.01)。同时,含三嗪环的高度交联结构使得氰酸酯树脂又具有高玻璃化转变温度(240~290℃)、低收缩率、低吸湿率、高力学性能和粘接性能等特点^[1]。

氰酸酯树脂作为透波材料的一个重要用途是用于制作航空航天雷达罩。目前飞机雷达罩所用的材料多是基于环氧树脂、聚酰亚胺或双马来酰亚胺的树脂基复合材料。新一代战机的研发,对雷达罩材料提出了更高的要求,如在全波段、全天候、高频率等环境下仍保持优良透波性能。环氧树脂、聚酰亚胺、双马来酰亚胺等均不同程度地存在着耐湿热性、微波介电性能、尺寸稳定性欠佳等问题,不能满足新一代雷达的性能要求,相比之下,氰酸酯树脂作为新一代透波材料应用潜力很大。

目前氰酸酯树脂研究的一个重要方向是在保持树脂体系高介电性能基础上的增强增韧、提高综合力学性能和耐候性能。关于氰酸酯树脂的增强增韧,已有较多文章进行了综述^[2-4],但是作为透波材料,介电性能是最重要的考虑因素之一。氰酸酯树脂体系中交联密度、极性基团密度、自由体积、疏水性、两相界面极化以及结构中刚性基团的空间位阻效应等影响着体系的介电性能,明晰这些影响因素,对氰酸酯树脂的进一步改性和应用研究有着重要的指导意义。笔者综述近年来国内外氰酸酯树脂体系介电性能研究的最新进展,主要包括催化剂体系、两相体系对氰酸酯树脂介电性能的影响以及新型氰酸酯树脂单体,并对提升氰酸酯树脂介电性能值得关注的研究方向作了展望。

1 催化剂体系对氰酸酯树脂介电性能的影响

氰酸酯树脂的固化反应通常是在金属类催化剂和酚催化下进行。一般认为在反应过程中,金属离子先将氰酸酯分子聚集在周围,然后酚羟基与金属离子周围的氰酸酯反应生成亚胺碳酸酯,其继续与两个氰酸酯分子加成并最后闭环脱去一个分子酚,形成三嗪环。反应过程中金属盐是主催化剂,酚是协同催化剂,酚的作用是通过质子的转移促进闭环反应^[5]。主催化剂能大大降低氰酸酯树脂反应温度,使得反应速度大大加快,而协同催化剂的作用则是促进闭环反应。

钟翔屿等^[6]在研究聚醚酰亚胺增韧改性氰酸酯树脂体系时发现,协同催化剂对树脂固化体系介电性能的影响很大,固化树脂体系的介电常数和介电损耗角正切值都随着酚类含量的增加而减小,且酚类增加到一定量时,介电损耗角正切值降低速度减缓。主要是因为氰酸酯实际固化过程中,随着树脂分子结构中反应官能团成环反应的进行,体系粘度增大,反应基团的扩散能力下降,残存未反应的氰酸酯官能团。残存的氰酸酯官能团由于具有强极性而使得固化体系的介电性能变差,而少量酚类的加入能降低固化树脂的交联密度和玻璃化转变温度,使得在固化过程中,尤其是固化末期树脂体系中反应官能团的扩散能力提高,从而使得氰酸酯官能团反应完全,固化树脂介电性能有所提高。

王结良等^[7]研究了有机锡催化剂催化氰酸酯树脂的固化过程,在1 GHz下有机锡固化双酚A型氰酸酯的介电常数为2.8,介电损耗角正切值为0.006,较相同条件下热固化氰酸酯树脂的介电常数(2.9)以及介电损耗角正切值(0.007)都有所减少^[8]。可见氰酸酯树脂在有机锡催化剂作用下固化更均匀、完全,从而提高了固化树脂的介电性能。

洪义强等^[9]以有机钛催化剂作为主催化剂,酚为协同催化剂,研究了二者配比和添加量对氰酸酯树脂体系介电性能的影响。结果显示,体系中主催化剂所占质量分数为

* 国防技术基础科研项目(J142009A001)

** 通讯作者

收稿日期: 2011-08-10

0.002% 时,随着壬基酚含量的增加(在体系中所占质量分数为 5%~20%),体系的介电常数、介电损耗角正切值分别由 2.95、0.010 迅速下降至 2.78、0.005。另外,体系中苯酚所占质量分数为 10% 时,随着主催化剂添加量的增加(在体系中所占质量分数为 0~0.08%),树脂体系的介电常数由 2.98 下降至 2.93,介电损耗角正切值变化甚微。其通过傅立叶变换红外光谱(FTIR)谱图计算得出氰酸酯官能团的转化率,发现随着酚加入量的增加,氰酸酯官能团的转化率显著提高。

2 多相体系对氰酸酯树脂体系介电性能的影响

2.1 物理共混改性氰酸酯树脂

T.J.Wooster 等^[10]研究了二氧化硅改性氰酸酯体系的介电性能,发现未经处理的二氧化硅表面带有极性羟基,会增大体系的介电常数。结果显示,体系中所含二氧化硅的质量分数达到 60% 时,其介电常数在 4.5~4.6 之间,而该纯氰酸酯体系介电常数在 4.1~4.2 之间,所以加入富含羟基的二氧化硅颗粒对体系介电性能有一定负面影响。

钟翔屿等^[6]对聚醚酰亚胺(PEI)增韧改性氰酸酯树脂体系的介电性能进行了研究,发现 PEI 的加入可使固化体系的介电损耗角正切值下降,而介电常数稍有增加。由于 PEI 与改性氰酸酯树脂的相容性很好,不会形成有害的界面,因此低介电损耗 PEI 的加入可使整个体系的介电损耗降低。

Chao Fen 等^[11]研究了 BaTiO₃ 改性氰酸酯树脂体系,结果显示,相比纯氰酸酯树脂,改性体系表现出较高的介电常数和较低的介电损耗角正切值,通过调整体系中 BaTiO₃ 含量或对 BaTiO₃ 表面进行物理或化学处理都可以控制体系的介电性能。随着 BaTiO₃ 含量的增大,体系介电常数增大,而介电损耗角正切值减少。偶联剂 KH550 可增强 BaTiO₃ 颗粒和氰酸酯树脂基体间的相容性,进而增强体系的介电性能。

Shen Yaping 等^[12]研究了偶联剂 KH550 对钛酸铜钙改性双酚 A 型二氰酸酯体系介电性能的影响,发现经 KH550 处理的体系介电常数略微小于未处理体系,他们将原因归结为经偶联剂处理后的钛酸铜钙与氰酸酯树脂界面间作用力更大,在电场中更加制约了偶极子的定向极化和松弛。同时,随着钛酸铜钙添加量的增大,界面极化现象增多,体系介电常数对温度的依赖性增大;随着电场频率的升高,偶极子的定向极化对体系介电常数的影响减弱,体系介电常数降低,对温度的依赖性降低。

周慧等^[13]研究了聚苯胺包覆纳米 TiO₂/氰酸酯复合材料中不同粒子添加量对氰酸酯复合材料介电性能的影响。结果表明,包覆了聚苯胺的纳米 TiO₂ 对氰酸酯复合材料的介电常数影响较小,但对介电损耗角正切值影响较大。当体系中所添加粒子的质量分数为 3% 时,其介电损耗角正切值最大,最强吸收损耗峰从频率较低处转移到较高处。且随着

粒子添加量的进一步增大,低频下的介电损耗角正切值开始增大,高频下的介电损耗角正切值开始减小。在氰酸酯基体中加入的聚苯胺包覆纳米 TiO₂ 一方面降低了氰酸酯中高分子链的活动性,使取向极化变得困难,从而降低了体系介电损耗;同时引入新的偶极损耗,从而增加体系介电损耗,另一方面引入了大量的界面,增加了界面极化,而高的比表面积又会造成多重散射,从而使得介电损耗增加。因此,随着粒子添加量的增大,前者造成体系在低频处的介电损耗先减少后增加;后者造成体系在高频处的介电损耗增加,且当体系中所添加粒子的质量分数超过 3% 时,体系的粘度将增加到一定程度,界面极化变得困难,体系介电损耗降低^[14-15]。

张增平等^[16]采用甲基笼型倍半硅氧烷(POSS)改性双酚 A 型二氰酸酯,在 1 MHz 下,随着 POSS 含量的增大(在体系中所占质量分数为 0~20%),材料的介电常数由 2.93 减小至 2.79,而介电损耗角正切值由 0.004 增大至 0.006。另外,POSS 含量较小时,随着 POSS 含量的增大,介电常数明显下降。而随着 POSS 含量的进一步增大,介电常数的降低趋于平缓。其认为原因在于 POSS 含量较高将会破坏氰酸酯树脂的规整性和结构对称性,导致介电常数增大,且 POSS 的加入使分子链趋于松散,分子的转动和移动变得容易,从而使偶极链段松弛极化损耗升高,介电损耗角正切值增大。

2.2 共聚改性氰酸酯树脂

Lin Ronghsien 等^[17-18]研究了等物质的量之比双酚 A 型氰酸酯(BADCy)/双马来酰亚胺(BMI)的固化反应,证明了 BADCy 与 BMI 共聚合过程的存在,并且认为 2 mol 的 BMI 可以与 1 mol 的 BADCy 反应生成含有吡啶环的杂环化合物,见图 1。在整个反应过程中,生成噻啶结构(I)的共聚合反应占主导,在加入氰酸酯三噻啶化聚合催化剂的情况下,发生共聚合的程度降低。

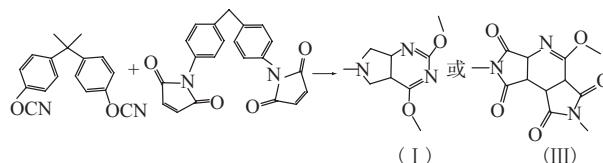


图 1 BADCy 与 BMI 共聚生成杂环化合物反应路线

Fan Jing 等^[19]利用二烯丙基双酚 A(BDA)改性 BMI 树脂和双酚 A 型氰酸酯混合共聚固化得到一种互穿网络结构体系,结果显示该体系表现出低介电损耗角正切值, BADCy 和 BDA/BMI 质量比为 75:25 时,体系介电损耗角正切值低于 0.004,随着 BMI/BDA 含量的增大(在体系中所占质量分数为 0~50%),体系的介电常数由 3.20 增大至 3.64。体系介电常数增大的原因之一可能在于 BMI 与 BADCy 生成的杂环结构(I)、(III)(见图 1)上电荷分布不对称,结构显极性。而高温下该体系介电常数稳定性好, Fan

Jing 等认为原因在于体系固化后的玻璃化转变温度提高以及形成了稳定的互穿网络结构。虞莲雯等^[20]证实了氰酸酯与烯丙基双酚 A 改性 BMI 共混体系经固化完全后能形成具有互穿网络结构的聚合物。Zhou Dongxian 等^[21]发现将超支化聚硅氧烷引入到 BMI 和氰酸酯共混体系后改变了体系的交联网络结构,提升了体系的介电性能。

Hwang Hannjang^[22]等用合成的一种含环戊二烯结构的 BMI (DCPDBMI, 见图 2) 来改性氰酸酯,并将新体系与传统 BMI 改性氰酸酯体系的介电性能进行了对比研究。结果显示,纯氰酸酯介电常数为 2.58、介电损耗角正切值为 0.020,随着 BMI 添加量的增大,体系介电性能降低,且新型 BMI 改性氰酸酯体系的介电常数优于传统 BMI 改性氰酸酯体系。在 BMI 和氰酸酯质量比为 1:4 时,前者介电常数为 2.69,介电损耗角正切值为 0.041;后者介电常数为 2.83,介电损耗角正切值为 0.064。这是由于 DCPDBMI 改性氰酸酯体系时引入了低极性的脂肪族环戊二烯结构,且 DCPDBMI 分子结构中苯环上的甲基形成了空间位阻,增大了分子链间距和自由体积^[23]。

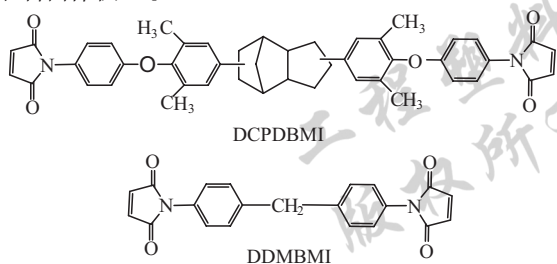


图 2 两类 BMI 单体的结构式

环氧树脂能与氰酸酯树脂共聚生成杂环结构(如图 3 所示),主要包括三嗪环网络结构、恶唑啉,以及少量的恶唑烷酮等^[24]。由于恶唑啉、恶唑烷酮的体积都比三嗪环小,因此环氧树脂改性氰酸酯体系的自由体积小于纯氰酸酯体系,且随着环氧树脂含量的增多,体系自由体积减小^[25]。恶唑啉、恶唑烷酮结构显极性,反应残存的环氧基团以及体系中自由体积的减少都不利于体系介电性能的提升。

纪丽等^[26]研究了环氧树脂/氰酸酯树脂共聚体系(质量比 1:1)的介电性能,结果显示,加入低溴环氧树脂的共聚体系的介电性能较加入基础环氧树脂的好,前者介电常数达到 2.73、介电损耗角正切值达到 0.009,后者介电常数为 3.24、介电损耗角正切值为 0.023。其认为这与所加入的等质量环氧树脂的环氧值不同有关,低溴环氧树脂环氧值较小,即低溴环氧树脂/氰酸酯体系中的氰酸酯基的摩尔分数较高。

2.3 反应性改性剂改性氰酸酯树脂

Yuan Li 等^[27]利用包含环氧树脂的聚脲微球来改性双酚 A 型二氰酸酯树脂,结果显示,相比纯的氰酸酯(介电

常数 4.4~4.5),随着微球添加量的增大,体系的介电常数先降低,当体系中微球所占质量分数达到 2% 时,介电常数达到最小(4.2~4.3),而后逐渐随着微球添加量增大而升高至 4.8。微球中所包含的环氧树脂对氰酸酯树脂固化有着催化作用,使得体系中未反应氰酸酯官能团减少,引起体系介电常数降低。而随着微球含量的进一步增大,羟基等极性基团增多,环氧与三嗪环反应生成恶唑烷酮增大了体系结构极性并降低了体系交联密度,以及两相界面的增多,表面极化影响加剧都引起了体系介电常数的增大^[28]。

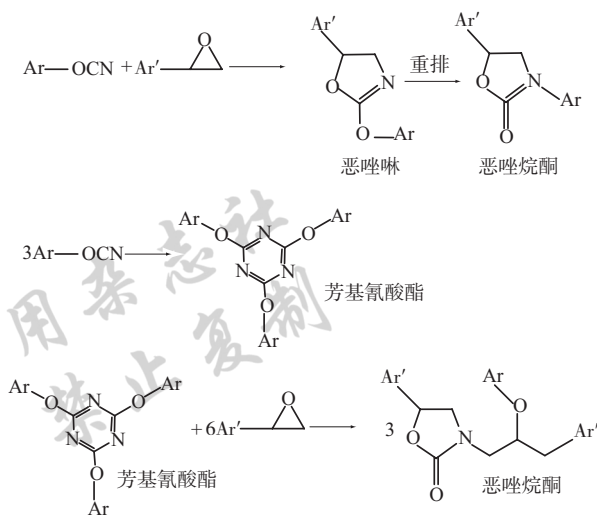


图 3 环氧与氰酸酯共聚生成杂环化合物反应路线

张中云等^[29]用单官能团腰果酚型氰酸酯(CNSLCy)改性双酚 A 型氰酸酯树脂,发现随着 CNSLCy 含量的增加(质量分数为 0~13%),1 MHz 频率下介电常数由 3.21 减小至 2.98,而介电损耗角正切值由 0.004 增至 0.007。

Shieh Jengyueh 等^[30-31]利用合成的多种单官能团氰酸酯(如图 4)改性双酚 A 型氰酸酯树脂,使其介电性能得到了明显提升。设纯氰酸酯单体摩尔数为 1,分别加入新合成的 0.05 mol CE-A、0.20 mol CE-B、0.20 mol CE-C,体系固化后介电常数可分别达到至 2.28、2.72 和 2.80,而介电损耗角正切值则分别为 0.0008、0.0054 和 0.0051,相比纯氰酸酯树脂(固化后的介电常数为 3.03,介电损耗角正切值为 0.012),改性体系的介电性能明显提升。Shieh Jengyueh 等认为单官能团氰酸酯的引入增大了聚合物分子间距以及分子链的自由体积,利于反应性基团在半固化网络中的运动,使得改性氰酸酯树脂固化更完全。此外也增大了体系的疏水性,有助于介电性能的提升。

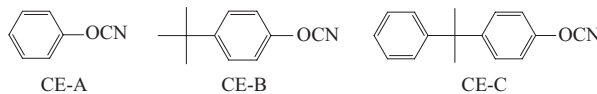


图 4 三种新型单官能团氰酸酯

Dai Shankai 等^[32]研究了聚硅氧烷改性氰酸酯树脂,改性后体系的介电损耗角正切值降低,聚硅氧烷含量越多,体系非介电损耗角正切值越低。少量(体系中所占质量分数5%)聚硅氧烷的加入使得介电常数略微降低,而随着聚硅氧烷加入量的增加(在体系中所占质量分数为10%~15%),体系的介电常数显著增大。当聚硅氧烷的质量分数达到20%时,体系的介电常数反而减小至接近于纯氰酸酯。聚硅氧烷的加入对氰酸酯的固化过程起到了催化作用,同时,环氧基团与氰酸酯基团反应生成的恶唑烷酮等结构的介电常数大于三嗪环,因此随着聚硅氧烷添加量的增大,体系的介电常数降低。当聚硅氧烷添加量足够多时,聚硅氧烷和氰酸酯共固化交联形成的复杂网络结构显著阻碍了电场中偶极子旋转定向极化,进而降低了体系的介电常数。

3 新型多官能度氰酸酯树脂单体的研究

近年来,新型氰酸酯树脂单体的合成成为国内外研究的热点^[33-37],优化设计氰酸酯树脂单体分子结构是提升氰酸酯树脂性能的重要基础性工作。一般氰酸酯树脂单体的合成过程如图5所示。

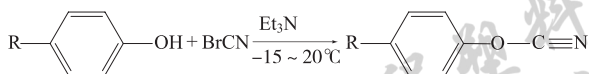


图5 氰酸酯树脂单体合成通用方程式

Lin 等^[38]基于二戊烯基络合物合成了一种新型氰酸酯树脂单体——2,6-二甲酚-双戊烯二氰酸酯,其固化体系在1 MHz下的介电常数达到2.61,介电损耗角正切值达到0.029,相比传统双酚A型氰酸酯固化体系都有所提升。主要是因为体系中分子非平面的结构以及主链苯环上接着的四个甲基基团的空间位阻作用,使得聚合物分子链间空间增大,进而增大了聚合物自由体积,且脂肪族二戊烯结构的极性低,可削弱分子链间的电子相互作用并增大体系疏水性,进而提升了体系的介电性能。

Hwang Hannjang 等^[39]合成了新型氰酸酯树脂单体——2,6-二甲酚-二聚环戊二烯二氰酸酯,测得1 GHz下新型氰酸酯树脂固化后介电常数为2.53,介电损耗角正切值为0.003。相比之下,双酚A型氰酸酯树脂固化后介电常数为2.92,介电损耗角正切值为0.024,可见新型氰酸酯树脂体系介电性能较优。

E.M.Maya^[40]等合成了一类主链含线性低聚二甲基硅氧烷的氰酸酯树脂单体 $\{ \text{NCOC}_6\text{H}_4(\text{CH}_2)_3[\text{Si}(\text{CH}_3)_2\text{O}]_n\text{Si}(\text{CH}_2)_3\text{C}_6\text{H}_4\text{OCN}, n=1,2,3\}$,树脂单体 $(n=1,2,3)$ 固化后,1 GHz下介电常数分别达到2.88、2.82、2.85,介电损耗角正切值分别达到0.002、0.006、0.013。

Zhang Zhongyun 等^[41]合成了一种新型氰酸酯单体BBZCy(见图6),其固化后1 GHz下介电常数达到2.66,

介电损耗角正切值达到0.005,介电性能较同条件下纯双酚A型氰酸酯固化树脂(介电常数2.98,介电损耗角正切值0.008)有较大提升。低极性对二甲苯结构的引入降低了偶极子浓度和取代苯环的电负性,进而显著降低了固化树脂的介电常数。此外,苯环上所接的甲基基团降低了C—O、C—N、C=N键的极性,同样有助于介电常数的降低。

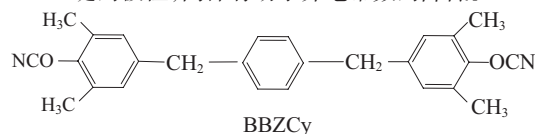


图6 新型氰酸酯树脂单体BBZCy结构式

4 结语

在提升氰酸酯树脂介电性能的研究中,以下两个方向值得关注:一是新型单分子纳米材料改性氰酸酯树脂体系。例如可通过POSS上所带硅醇键与三嗪环的反应将POSS引入到氰酸酯交联网络结构中,凭借POSS分子独特的结构性质以及纳米尺度效应,有望实现在增强增韧的同时有效提升体系的介电性能;二是新型单官能团氰酸酯改性氰酸酯树脂体系。可以将单官能团氰酸酯引入到交联网络结构中以增大聚合物分子间距、分子链的自由体积和体系疏水性,实现体系韧性、强度和介电性能的同时提升。

参考文献

- [1] 李齐方,等. 工程塑料应用,2002,30(12):34-36.
- [2] 柳丛辉,等. 工程塑料应用,2009,37(7):85-88.
- [3] 朱雅红,等. 塑料工业,2004,32(9):1-4.
- [4] 赵红振,等. 热固性树脂,2006,21(2):49-53.
- [5] 陈祥宝. 高性能树脂基体[M]. 北京:化学工业出版社,1999.
- [6] 钟翔屿,等. 材料工程,2006(1):38-42.
- [7] 王结良,等. 中国塑料,2004,18(1):46-49.
- [8] 阎福胜,等. 高分子材料科学与工程,2000,16(4):170-172.
- [9] 洪义强,等. 热固性树脂,2006,21(4):14-17.
- [10] Wooster T J, et al. Composites: Part A, 2004, 35: 75-82.
- [11] Chao Fen, et al. Material Chemistry and Physics, 2008, 108: 306-311.
- [12] Shen Yanping, et al. Composites: Part A, 2010, 41: 1668-1676.
- [13] 周慧,等. 热固性树脂,2008,23(6):27-31.
- [14] 王德生,等. 绝缘材料,2005,38(3):5-101.
- [15] 孙晓光. 塑料,2004,33(5):66-691.
- [16] 张增平,等. 工程塑料应用,2010,38(10):10-13.
- [17] Lin Ronghsien, et al. Polymer, 2004, 45(13): 4423-4435.
- [18] Lin Ronghsien, et al. Journal of Applied Polymer Science, 2004, 94(1): 345-354.
- [19] Fan Jing, et al. Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics, 2003, 41(11): 1123-1134.
- [20] 虞莲雯,等. 玻璃钢/复合材料,2008,(2)35-37.

- [21] Zhou Dongxian, et al. *Polymer Degradation and Stability*, 2011, 96 : 505–514.
- [22] Hwang Hannjang, et al. *Polymer*, 2006, 47 : 1291–1299.
- [23] Maya E M, et al. *Journal of Polymer Science, Part A : Polymer Chemistry*, 2003, 41 : 60–67.
- [24] Lin Chinghsuan, et al. *Journal of Polymer Science, Part A : Polymer Chemistry*, 2006, 44 : 3487–3502.
- [25] Zeng Minfeng, et al. *Radiation Physics and Chemistry*, 2010, 79 : 966–975.
- [26] 纪丽,等. *浙江大学学报(理学版)*, 2003, 30 (6) : 657–662.
- [27] Yuan Li, et al. *Polymer Degradation and Stability*, 2011, 96 : 84–90.
- [28] 张慧萍,等. *高分子材料科学与工程*, 2004, 20 (2) : 209–212.
- [29] 张中云,等. *玻璃钢/复合材料*, 2010, (2) : 34–37.
- [30] Shieh Jengyueh, et al. *Journal of Polymer Science, Part A : Polymer Chemistry*, 2004, 42 : 2589–2600.
- [31] Shieh Jengyueh, et al. *Journal of Polymer Science*, 2005, 95 : 369–379.
- [32] Dai Shankai, et al. *Polymer for Advanced Technologies*, 2011, 22 : 262–269.
- [33] Anuradha G, et al. *Polymer Bulletin*, 2008, 61 : 197–206.
- [34] Anuradha G, et al. *Journal of Polymer Research*, 2008, 15 : 507–514.
- [35] Laskoski M, et al. *Polymer*, 2006, 47 : 3727–3733.
- [36] Zhang Bufeng, et al. *Polymer*, 2009, 50 : 817–824.
- [37] Ho Tsunghan, et al. *Reactive & Functional Polymer*, 2009, 69 : 176–182.
- [38] Lin Chinghsuan, et al. *Journal of Polymer Science, Part A : Polymer Chemistry*, 2004, 42 : 3986–3995.
- [39] Hwang Hannjang, et al. *Journal of Applied Polymer Science*, 2007, 103 : 1942–1951.
- [40] Maya E M, et al. *Macromolecules*, 2002, 35 : 460–466.
- [41] Zhang Zhongyun, et al. *Journal of Applied Polymer Science*, 2011, 120 : 3716–3723.

LATEST ADVANCE IN DIELECTRIC PROPERTY OF CYANATE ESTER RESIN SYSTEM

Liu Conghui, Tang Yusheng, Kong Jie

(Shaanxi Key Laboratory of Macromolecular Science and Technology, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

ABSTRACT The latest advance in dielectric property of cyanate ester resin, which included influence of new catalyzer systems, two-phase system and novel cyanate ester resin monomers on those properties were reviewed. At last, the prospect for cyanate ester resin in the future was presented.

KEYWORDS cyanate ester, dielectric property, modification

高性能纤维及复合材料成业界热点

国际上先进的高性能纤维及复合材料正向着制造技术先进化、低成本化、材料高性能化、多功能化和应用扩大化的方向发展。而高性能纤维及复合材料不仅是新能源产业发展的重要材料,还是提高建筑工程安全性和节能经济性的有效手段,甚至也成为带动传统产业升级的途径。

在近日举办的中国国际化纤会议上,高性能纤维及复合材料再次成为业界关注的热点。《国家中长期科学与技术发展规划纲要(2006–2010)》中曾提出要重点研究开发满足国民经济基础产业发展需求的高性能复合材料及大型、超大型复合部件制备技术;《国务院关于加快培育和发展战略性新兴产业的决定》中也提出了“提升碳纤维、芳纶、超高分子量聚乙烯纤维等高性能纤维及复合材料发展水平”的具体目标。参照目前国内高性能纤维及复合材料产业的发展现状,与会人士认为需进一步加大对该领域的研发和投入力度,推进国内高性能纤维及复合材料的发展。

高性能纤维包括有机高性能纤维和无机高性能纤维,与普通纤维相比,高性能纤维具有质量轻、强力高、耐冲击、耐高温等特点。其中,近年来发展迅速的碳纤维复合材料已经成为先进复合材料的主流增强体。欧美等国家一直将复合材料技术列为国家关键技术和国防关键技术予以优先发展,谈到目前国内高性能纤维产业的发展现状,中国科学院化纤

研究所研究人员认为,基本可以概括为作用重大、规模较小、技术创新难度大及全球市场被日美垄断等四点。

目前,发展高性能纤维及复合材料还存在以下主要问题。首先是若干关键科学问题模糊不清,直接导致纤维和复合材料的性能不稳定、成本居高不下、应用无法拓展等问题。二是高性能纤维品种单一、产量小、应用面窄。比如,碳纤维材料种类单一、高端碳纤维品种缺乏、自主品牌系列建设进展缓慢。三是先进装备缺乏,自主创新能力不强。

针对上述问题,在纤维研发方面,应加强新配方、新工艺、新方法等原创性研究,突破国际专利保护壁垒;在复合材料方面,国际专利保护重点已由制造领域向应用领域转移,应用技术和行业发展日新月异,新的应用领域可以说为国内和国外相关产业发展提供了均等的机会,国内产业发展应加强复合材料应用技术知识产权保护,争取国际话语权。

曾有纺织产业人士表示,目前国内的高性能纤维性能很好,但价格昂贵、用量有限。成本的居高不下,与关键技术、市场开发及应用拓展均有关联。高性能纤维材料是国际研究与竞争的热点所在。开拓尖端材料,既需要包括生化技术、纳米技术、信息技术等在内的先进技术的整合及再创新,也要注重高性能纤维及复合材料的技术集成与应用示范。在科研方面,包括新机理、新技术、新工艺、新装备、新应用在内的知识创新也需跟上需求。

(工塑)