

· 研究论文 ·

## 苯并咪唑/苯并噁唑改性双马来酰亚胺树脂及其在封装基板 板材中的应用

刘润泽<sup>1</sup> 丁子淳<sup>2</sup> 刘晓萱<sup>1</sup> 张嘉梓<sup>1</sup> 王锦艳<sup>1</sup> 宗立率<sup>1</sup> 韩建华<sup>1</sup> 蹇锡高<sup>1\*</sup>

(<sup>1</sup>大连理工大学高分子材料系 大连 116024)

(<sup>2</sup>航天材料及工艺研究所 北京 100076)

**摘要** 先进电子封装向薄型化与高密度发展,使基板刚性不足和热膨胀系数(CTE)失配问题凸显,亟需开发高刚性、低CTE的新型树脂体系.本研究使用含苯并咪唑和苯并噁唑结构的二胺单体(APBIA和APBOA),用于改性双马来酰亚胺/烯丙基酚(BDM/DABP)树脂体系.通过示差扫描量热(DSC)分析、流变性能测试、傅里叶变换红外光谱分析(FTIR)、动态热机械(DMA)分析、热重分析(TGA)、静态热机械(TMA)分析及力学与介电性能测试等系统研究了其固化行为与多尺度性能.结果表明,APBIA和APBOA的引入显著促进固化反应,并通过刚性杂环与多重氢键协同作用,有效提升弯曲模量并大幅降低热膨胀系数(CTE最低达 $8.59 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ).其中,APBOA改性体系因固化动力学适中,其制备的复材板展现出优异的弯曲强度(576.1 MPa);同时,其铜箔剥离强度提升至 $0.898 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$ ,5 GHz下介电损耗低至0.00829,吸水率降至0.818%.研究表明,苯并咪唑与苯并噁唑结构可作为高效功能单元,为开发高性能电子封装基板材料提供新思路.

**关键词** 双马来酰亚胺树脂;苯并咪唑;苯并噁唑;氢键;电子封装

**引用:** 刘润泽,丁子淳,刘晓萱,张嘉梓,王锦艳,宗立率,韩建华,蹇锡高.苯并咪唑/苯并噁唑改性双马来酰亚胺树脂及其在封装基板板材中的应用.高分子学报,doi:10.11777/j.issn1000-3304.2026.26019.

**Citation:** Liu, R. Z.; Ding, Z. C.; Liu, X. X.; Zhang, J. Z.; Wang, J. Y.; Zong, L. S.; Han, J. H.; Jian, X. G. Benzimidazole and benzoxazole modified bismaleimide resins for high-performance electronic substrate laminates. *Acta Polymerica Sinica* (in Chinese), doi: 10.11777/j.issn1000-3304.2026.26019.

全球人工智能(AI)技术的指数级增长正驱动先进电子封装基板发生变革性演进,其架构设计日益聚焦于超高集成密度、卓越运行性能与极致小型化等核心目标<sup>[1-3]</sup>.作为保障封装结构机械完整性的关键支撑,核心板架构必须同时满足高耐热性、高力学强度、低介电常数( $D_k$ )、低介电损耗( $D_f$ )以及极低热膨胀系数(CTE)等多重性能要求.以当前行业主流材料,如用于FC-BGA封装的E-705G覆铜板为例,已具备较优的综合性能:弹性模量为32~34 GPa,动态力学分析(DMA)测得的玻璃化转变温度( $T_g$ )达295~305  $^\circ\text{C}$ ,面内

CTE为 $5 \times 10^{-6}$ ~ $7 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ;在10 GHz频率下, $D_k$ 为4.4~4.6, $D_f$ 为0.009~0.011.然而,面对下一代异构集成对热-机械-电性能协同提出的更高要求,尤其是对CTE匹配的极端敏感性,现有热固性树脂体系已显不足.因此,亟需开发在热稳定性、力学性能与高频电特性之间实现协调增强的新型封装基板材料,这已成为当前先进封装领域的重要研究前沿.

双马来酰亚胺树脂(BMI)作为一种高性能热固性聚合物,凭借其卓越的热机械强度、优异的化学稳定性以及出色的介电性能,已成为航空航

2026-01-27收稿,2026-03-19录用,网络出版.

\*通信联系人, E-mail: jian4616@dlut.edu.cn

doi: 10.11777/j.issn1000-3304.2026.26019; CSTR: 32057.14.GFZXB.2026.7583

天、汽车电子和微电子封装等高端领域的首选候选材料之一<sup>[4~10]</sup>。相较于环氧<sup>[11~13]</sup>、聚酰亚胺<sup>[14~16]</sup>和氰酸酯<sup>[17,18]</sup>等传统树脂体系, BMI在综合性能方面展现出更显著的优势, 并在未来先进封装应用中具有广阔前景。已有研究充分验证了BMI在超密集电子封装架构中的适用潜力<sup>[19,20]</sup>。然而, BMI的实际应用仍受限于若干固有缺陷: 其熔融加工温度较高、在常规溶剂中溶解度有限, 且高度交联的网络结构易导致后固化阶段出现脆化问题<sup>[21~24]</sup>。当前主流的增韧策略多采用含烯丙基或胺类官能团的单体进行共聚改性<sup>[25~30]</sup>。例如, 美国研究人员早在1984年即在XU292体系中引入2,2'-二烯丙基双酚A (DABPA), 通过链延伸效应降低交联密度, 从而改善韧性, 但这一方法不可避免地牺牲了材料的耐热性能<sup>[31,32]</sup>。随后, Su等<sup>[33]</sup>通过亲核烯丙基化策略对含萘环的酚类结构进行分子修饰, 成功将 $T_g$ 提升至311 °C。尽管如此, 此类体系因交联密度偏低, 往往伴随弯曲强度的下降。因此, 面向下一代封装材料的多维性能需求, 亟需通过合理的分子设计, 在增强主链拓扑刚性的同时, 精准调控交联节点的密度与分布, 以实现热稳定性、力学强度与加工性能的协同优化。

苯并咪唑与苯并噁唑是一类具有高度刚性平面结构的稠环杂芳体系, 其共轭 $\pi$ 电子结构赋予分子优异的热稳定性和电子特性。其中, 苯并咪唑单元兼具氢键供体与受体能力, 而苯并噁唑则可作为氢键受体, 二者均能通过形成多重分子间氢键显著增强链间相互作用。已有研究表明, 相较于单一氢键体系, 多类型氢键的协同作用可更有效地提升材料的综合性能<sup>[34~36]</sup>。当此类刚性结构作为构筑单元引入热固性树脂的主链或交联网络时, 会显著限制聚合物链段的自由旋转与运动, 从而有效提高材料的耐热性。此外, 苯并咪唑和苯并噁唑中的C—N和C—O结构处于芳香共轭体系中, 使得这些氮氧杂环体系具有高度的共振稳定性, 因此进一步提升了树脂的热稳定性。例如, Xiao等<sup>[37]</sup>合成了4种螺二烯双苯并噁唑二胺异构体, 并将其作为二胺单体用于聚酰亚胺的共聚制备; 通过引入苯并咪唑结构促进氢键形成, 诱导分子链紧密堆积, 最终实现了高达510 °C的 $T_g$ 和542 °C的5%热失重温度( $T_{d5\%}$ )。此类刚性结构与氢键网络的协同效应亦可显著提升材料模量。Tian等<sup>[38]</sup>成功构建了含苯并咪唑侧链的交联型PBI

树脂, 并通过KH560水解引发交联, 制得一系列CPBI-X膜。拉伸测试表明, 未交联PBI膜的模量已达79.0 MPa, 交联后进一步提升至101.4和100.1 MPa, 展现出优异的力学增强效果。更重要的是, 苯并咪唑与苯并噁唑的刚性骨架在受热时难以发生构象变化, 同时其形成的氢键网络可有效抑制升温过程中的分子链扩张, 从而显著降低热膨胀系数(CTE)——这一特性对先进电子封装材料至关重要。Chen等<sup>[39]</sup>合成了一种新型二胺单体(2,2'-联苯并噁唑)-5,5'-二胺(DBOA), 并制备了其衍生的聚酰亚胺。该聚酰亚胺分子具有高刚性、线型且对称的结构, 在实现395 °C高 $T_g$ 的同时, 获得了低至 $8.9 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ 的面内CTE。综上, 苯并咪唑与苯并噁唑凭借其刚性平面构型、优异热稳定性以及多重氢键诱导的强分子间作用, 已成为设计高性能热固性封装树脂的理想功能单元。

本研究基于课题组前期开发的*N,N'*-(4,4'-亚甲基二苯基)双马来酰亚胺(BDM)与3,3'-二烯丙基联苯二酚(DABP)固化体系, 通过部分替代DABP, 分别引入5-氨基-2-(4-氨基苯基)苯并咪唑(APBIA)或5-氨基-2-(4-氨基苯基)苯并噁唑(APBOA), 利用其氨基与马来酰亚胺基团之间的加成反应参与交联网络构建, 成功制备了2类新型热固性树脂体系——BPIA和BPOA。通过非等温示差扫描量热法(DSC)、固化动力学建模、流变分析及傅里叶变换红外光谱(FTIR), 系统研究了BPIA与BPOA共混体系的固化行为; 同时, 结合动态机械分析(DMA)、热重分析(TGA)、热机械分析(TMA)、三点弯曲测试以及矢量网络分析, 全面评估了其热-机械性能与介电特性。结果表明, 得益于苯并咪唑/苯并噁唑结构所引入的更强且更丰富的氢键网络, 交联结构得到显著强化, 不仅赋予材料优异的弯曲强度, 还大幅降低了CTE。该策略为开发低CTE、高可靠性封装基板材料提供了有效路径, 在先进电子封装领域展现出良好的应用前景。

## 1 实验部分

### 1.1 主要原料

*N,N'*-(4,4'-亚甲基二苯基)双马来酰亚胺(BDM, AR)、5-氨基-2-(4-氨基苯基)苯并咪唑(APBIA, AR)、5-氨基-2-(4-氨基苯基)苯并噁唑(APBOA, AR)、*N,N*-二甲基甲酰胺(DMF, AR),

购自上海麦克林生化科技有限公司, 电子级二氧化硅(SJS-0100), 购自安徽壹石通材料科技股份有限公司, 3,3'-二烯丙基联苯二酚(DABP)为实验室制备, 液相色谱显示纯度为95%.

### 1.2 树脂共混物的制备

BDM、DABP、APBIA 和 APBOA 的复配体

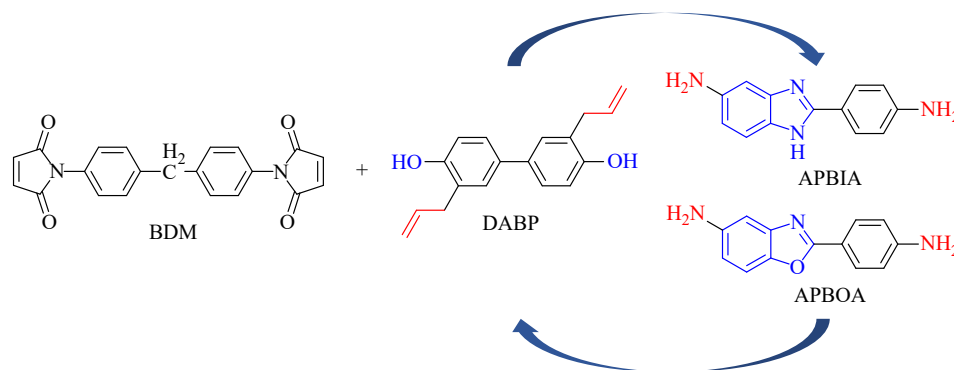


Fig. 1 Schematic diagram for preparation of complex system.

Table 1 Content of each component in the blends.

Sample	$m_{\text{BDM}}$ (g)	$m_{\text{DABP}}$ (g)	$m_{\text{APBIA}}$ (g)	$m_{\text{APBOA}}$ (g)
BP	10	6.500	0	0
BPIA-5	10	6.175	0.325	0
BPIA-10	10	5.850	0.650	0
BPIA-15	10	5.525	0.975	0
BPOA-5	10	6.175	0	0.325
BPOA-10	10	5.850	0	0.650
BPOA-15	10	5.525	0	0.975

### 1.3 纯树脂样品的制备

纯树脂样品的制备流程如下: 将 BDM、DABP 以及 APBIA 或 APBOA 按预定比例加入三颈烧瓶中, 搅拌并加热至 110 °C, 恒温反应 30 min, 形成红棕色、透明且黏稠的均相液体. 随后, 在 110 °C 下对混合物进行真空脱气处理, 以去除挥发性组分和气泡. 脱气完成后, 将物料迅速注入预热的模具中, 并转移至马弗炉中进行阶梯式固化. 固化程序设定为: 150 °C 保温 2 h, 随后升至 220 °C 保温 2 h, 最终在 250 °C 继续固化 2 h.

### 1.4 玻纤复合材料的制备

玻纤复合材料的制备流程如下: 将 BDM、DABP 以及 APBIA 或 APBOA 按预定比例加入三颈烧瓶中, 加入适量 DMF 作为溶剂, 搅拌至完全溶解, 形成黄色至红棕色的透明溶液. 随后,

系制备示意图如图 1 所示. 配方设计遵循以下原则: 对照组由 BDM 与 DABP 按 1.00:0.87 的摩尔比复配而成; 在实验组中, 分别以 APBIA 或 APBOA 部分替代 DABP, 使其与 DABP 的质量比依次为 0.05:0.95、0.10:0.90 和 0.15:0.85. 各组样品的命名及具体组成详见表 1.

加入与树脂体系相同质量的二氧化硅填料, 继续搅拌以获得均匀的棕色黏稠浆料. 将该浆料均匀浸渍于 2116 型电子级玻璃纤维布中, 随后置于预热烘箱中进行干燥与初步固化(B 阶处理), 制备出树脂 + 二氧化硅质量分数约 50% 的半固化片. 部分固化后的预浸料经裁剪、叠层, 并在外层覆以电子级铜箔, 转移至热压机中完成最终固化. 固化程序采用阶梯升温制度: 150 °C 保温 2 h, 升至 220 °C 保温 2 h, 再升温至 250 °C 保温 2 h.

### 1.5 主要仪器及设备

示差热扫描量热(DSC)分析: 采用 Mettler DSC 1 型示差扫描量热仪, 在 N<sub>2</sub> 气氛下以 50 mL·min<sup>-1</sup> 的流速进行研究.

流变性能测试: 采用赛默飞世尔的 HAAKE MARS 40 型旋转流变仪, 测试采用振荡模式, 测试间隙 1 mm, 应变 0.02 N, 频率为 1 Hz.

动态热机械(DMA)分析: 采用 Mettler SDTA861e1 型动态热机械分析仪, 测试温度范围为 50~350 °C.

静态热机械(TMA)分析: 采用 Waters Q400 型静态热机械分析仪, 测试温度范围为 50~250 °C.

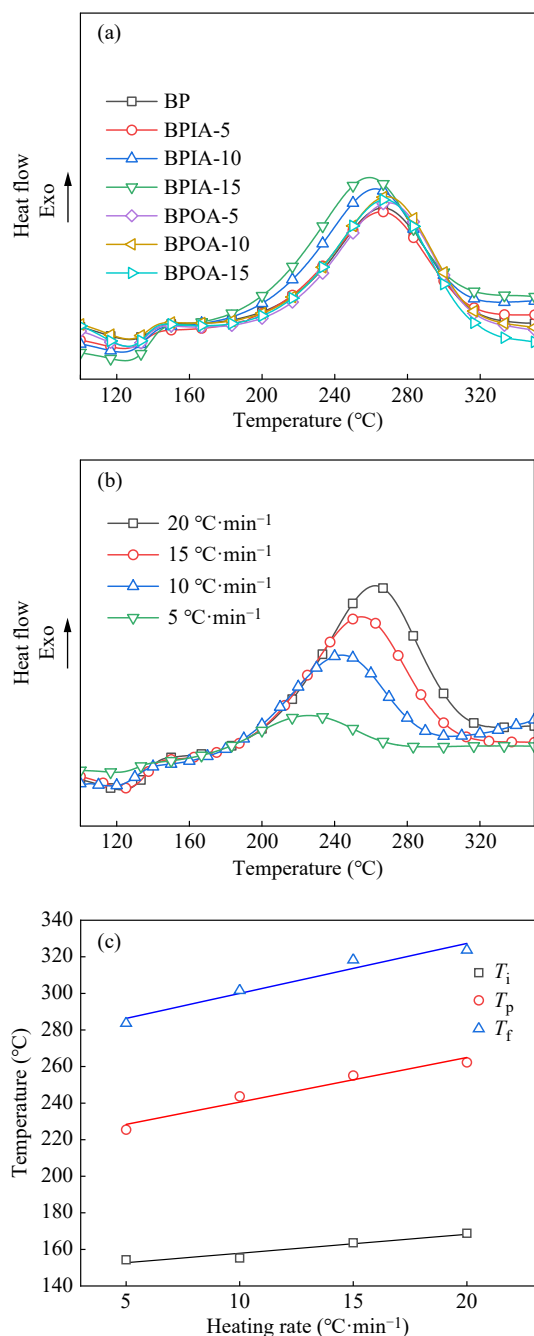
红外光谱(FTIR)分析: 采用赛默飞世尔 6700 傅里叶变换红外光谱仪, 测试波数范围为 600~4000 cm<sup>-1</sup>.

弯曲性能测试: 采用 instron5567A 型万能试验机, 使用三点弯模式进行测试.

## 2 结果与讨论

### 2.1 二胺加入对树脂固化行为的影响

为探究 APBIA 和 APBOA 对 BP 固化体系反应机理的影响, 采用 DSC 对所有共混体系的固化动力学进行了研究. 图 2(a) 所示为各体系在  $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$  升温速率下的 DSC 曲线. 结果表明, 引入 APBIA 会使固化起始温度和峰值温度略有



**Fig. 2** (a) DSC curves of all curing systems at  $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b) DSC curves of BPIA-10 at different heating rates; (c) Linear fitting results of solidification characteristic temperature.

提前, 而 APBOA 对固化的起始温度和峰值温度的影响则不显著, 此外, 2 种改性二胺对固化结束温度几乎无影响. 以 BPIA-10 为例, 其在  $5$ 、 $10$ 、 $15$  和  $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$  不同升温速率下的非等温 DSC 曲线如图 2(b) 所示. 通过对各曲线放热峰的起始温度 ( $T_i$ )、峰值温度 ( $T_p$ ) 和终止温度 ( $T_f$ ) 进行线性拟合并外推至零升温速率, 确定了理论固化窗口, 如图 2(c) 所示. 结合非等温 DSC 分析结果与实际工艺经验, 最终选定固化程序为:  $150\text{ }^{\circ}\text{C}$  保温  $2\text{ h}$ ,  $220\text{ }^{\circ}\text{C}$  保温  $2\text{ h}$ ,  $250\text{ }^{\circ}\text{C}$  保温  $2\text{ h}$ .

### 2.2 树脂固化过程中的流变特性

采用旋转流变仪对共混体系在固化过程中的流变行为进行了研究. 图 3(a) 所示为变温流变测试结果: 所有体系均表现出较低的最低熔体黏度和较宽的加工窗口. 各体系在  $130\sim 140\text{ }^{\circ}\text{C}$  范围内达到最低黏度, 此时熔体黏度相近, 维持在  $0.10\sim 0.13\text{ Pa}\cdot\text{s}$  之间, 表明树脂在高温下具有优异的流动性, 有利于充分浸渍增强材料并保障良好的加工性能. 随后, 树脂体系的固化加速点(即黏度开始急剧上升的拐点)随 APBIA 含量增加而显著前移, 前移最多的 BPIA-15 的固化加速点为  $181.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 较 BP 的  $197.3\text{ }^{\circ}\text{C}$  提前了  $15.8\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; 相比之下, APBOA 的引入对固化加速温度几乎无影响. 进一步开展  $160\text{ }^{\circ}\text{C}$  下的等温流变实验, 如图 3(b) 所示, 结果显示 APBIA 与 APBOA 均能显著加速树脂固化, 且 APBIA 的促进作用明显强于 APBOA. 结合此前于图 2(a) 中的现象, 可分析得出结论, APBIA/APBOA 与 BDM 的反应主要发生在固化初期, 而中后期仍以 BDM 与 DABP 之间的反应为主导. 这一现象可能源于 2 方面因素: 其一, 氨基的反应活性高于烯丙基, 在较低温度或较短时间内即可与马来酰亚胺基团发生加成反应, 快速构建交联网络, 导致黏度迅速上升; 其二, 苯并咪唑结构具有一定的给电子效应, 可增强氨基的亲核性, 同时其 N-H 键可能参与质子转移过程, 降低固化反应的活化能垒, 从而显著促进交联反应动力学. 凝胶化时间通过等温流变曲线中储能模量与损耗模量的交点确定, 结果如图 3(c) 所示. 可见, APBIA 对固化进程具有极强的促进作用, 使凝胶化时间从 BP 体系的  $40.5\text{ min}$  大幅缩短至 BPIA-15 的  $1.5\text{ min}$ ; 而 APBOA 的促进效果相对温和, BPOA-15 的凝胶化时间最低降至  $13.3\text{ min}$ , 与前述流变趋势高度一致.

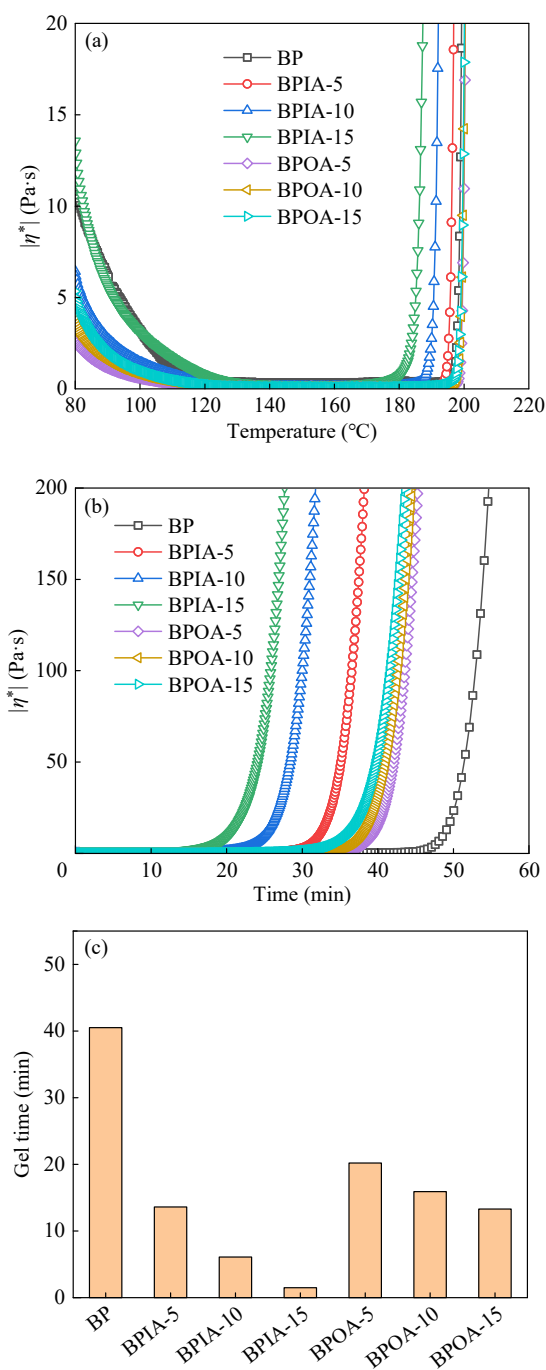


Fig. 3 (a) Temperature-ramping experiments, (b) isothermal experiments and (c) gelation points of all the BPIA and BPOA blends.

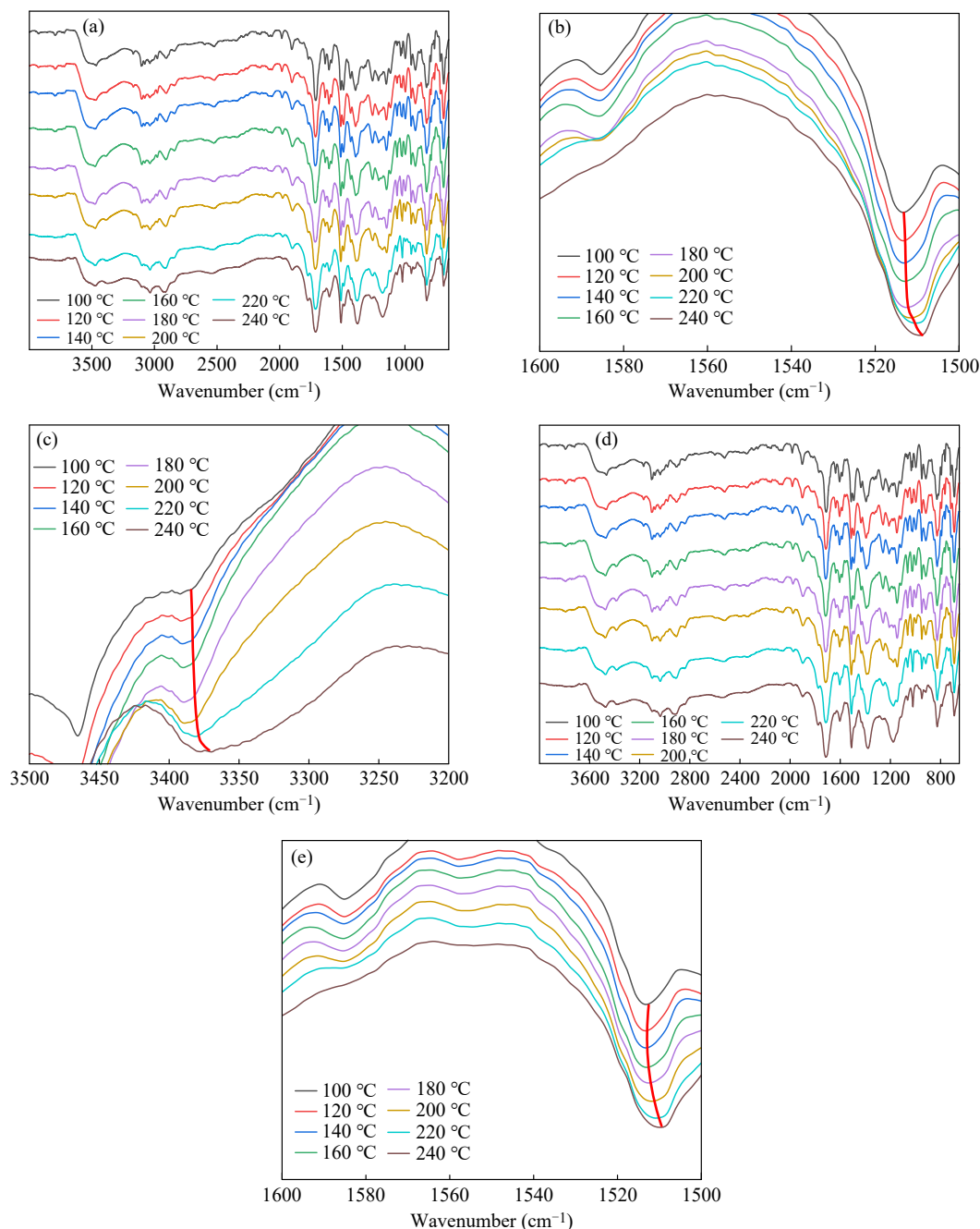
### 2.3 树脂固化机理及分子间作用

为探究树脂体系中不同二胺在热固化过程中的反应行为及分子间相互作用,本研究采用原位傅里叶变换红外光谱技术,对BPIA-10和BPOA-10在100~240 °C温度范围内的化学结构演化进行了实时监测.其中,BPIA-10的原位红外测试结果如图4(a)所示.结果显示,随着固化温度升

高,自200 °C起,1606  $\text{cm}^{-1}$ 处的马来酰亚胺C=C伸缩振动峰与918  $\text{cm}^{-1}$ 处烯丙基C=C变形振动峰随固化进程逐渐减弱,但在测试终止时仍未完全消失,表明BDM与DABP之间的固化反应尚未完成,这属于该体系典型的固化特征.此外,从180 °C的谱图开始,1638  $\text{cm}^{-1}$ 处的N-H弯曲振动峰随温度升高持续减弱,至240 °C时几乎消失,证实体系中的氨基已有效参与固化反应,且其反应起始温度低于烯丙基,反应程度更高.对该区域进行局部放大后,如图4(b)所示,可见1513  $\text{cm}^{-1}$ 处为苯并咪唑环中C=N的伸缩振动峰.固化初期该峰位置与强度基本保持不变;当温度升至200 °C以上时,随着交联网络的形成,C=N基团参与氢键构建,导致其伸缩振动峰发生明显红移,在240 °C时移至1509  $\text{cm}^{-1}$ ,位移约4  $\text{cm}^{-1}$ .图4(c)显示,3386  $\text{cm}^{-1}$ 处为苯并咪唑中N-H的伸缩振动峰,随固化进行逐渐红移,至240 °C时位于3365  $\text{cm}^{-1}$ ,产生约3  $\text{cm}^{-1}$ 的位移.这是苯并咪唑结构参与氢键形成的典型标志.上述结果表明,在该树脂体系中,苯并咪唑结构既可通过C=N作为氢键受体,又可通过N-H作为氢键供体,从而高效参与多重氢键网络的构建. BPOA-10的原位红外测试结果如图4(d)所示,整体趋势与BPIA-10相似.自200 °C起,1606  $\text{cm}^{-1}$ 处的马来酰亚胺C=C伸缩振动峰和918  $\text{cm}^{-1}$ 处的烯丙基C=C变形振动峰同样随固化进程减弱,但测试结束时仍有残留,说明BDM/DABP反应未完全.从180 °C开始,1637  $\text{cm}^{-1}$ 处的N-H弯曲振动峰逐渐减弱,至240 °C几乎消失,表明APBOA中的氨基与APBIA具有相近的反应活性.对其局部区域放大后,如图4(e)所示,1513  $\text{cm}^{-1}$ 处对应苯并噁唑环的C=N伸缩振动峰.固化初期该峰稳定;当温度超过200 °C后,C=N参与氢键形成,导致峰位红移至1509  $\text{cm}^{-1}$  (240 °C),位移约4  $\text{cm}^{-1}$ .该现象说明苯并噁唑结构中的C=N键可作为氢键受体,有效参与树脂交联网络中的氢键构建.

### 2.4 树脂耐热性与热稳定性研究

图5(a)展示了纯树脂样品的动态机械分析(DMA)测试曲线,玻璃化转变温度( $T_g$ )通过 $\tan\delta$ 峰值确定.结果显示,未添加任何二胺的P体系 $T_g=297.4$  °C;当引入少量二胺时(BPIA-5和BPOA-5),其 $T_g$ 与BP基本持平.然而,随着APBIA或



**Fig. 4** (a) *In situ* FTIR spectra of the curing process for BPIA-10; (b, c) Enlarged views of selected regions from the *in situ* FTIR spectra of BPIA-10; (d) *In situ* FTIR spectra of the curing process for BPOA-10; (e) Enlarged views of selected regions from the *in situ* FTIR spectra of BPOA-10.

APBOA 含量进一步增加, 树脂体系的  $T_g$  出现轻微下降, 在 BPIA-15 和 BPOA-15 中分别降至 287.1 和 292.7 °C. 这一现象的主要原因在于固化机理的差异: 氨基与马来酰亚胺基团之间的反应主要通过迈克尔加成进行, 生成线型或轻度支化的结构; 而烯丙基与马来酰亚胺基团在高温下不仅发生烯加成反应, 还可进一步参与狄尔斯-阿尔德 (D-A) 反应, 形成刚性环状交联节点, 从而构建

高度交联的三维网络. 这种高交联密度更有效地抑制了分子链段的热运动, 赋予树脂更高的耐热性. 尽管苯并咪唑和苯并噁唑结构本身具有比联苯单元更高的主链刚性, 并能通过多重氢键增强分子间作用, 但其对链段运动的限制效应仍不足以完全补偿因交联密度降低所导致的耐热性损失. 因此, 在当前体系中, 交联网络拓扑结构对  $T_g$  的影响占主导地位. 对固化后的树脂进行氮气

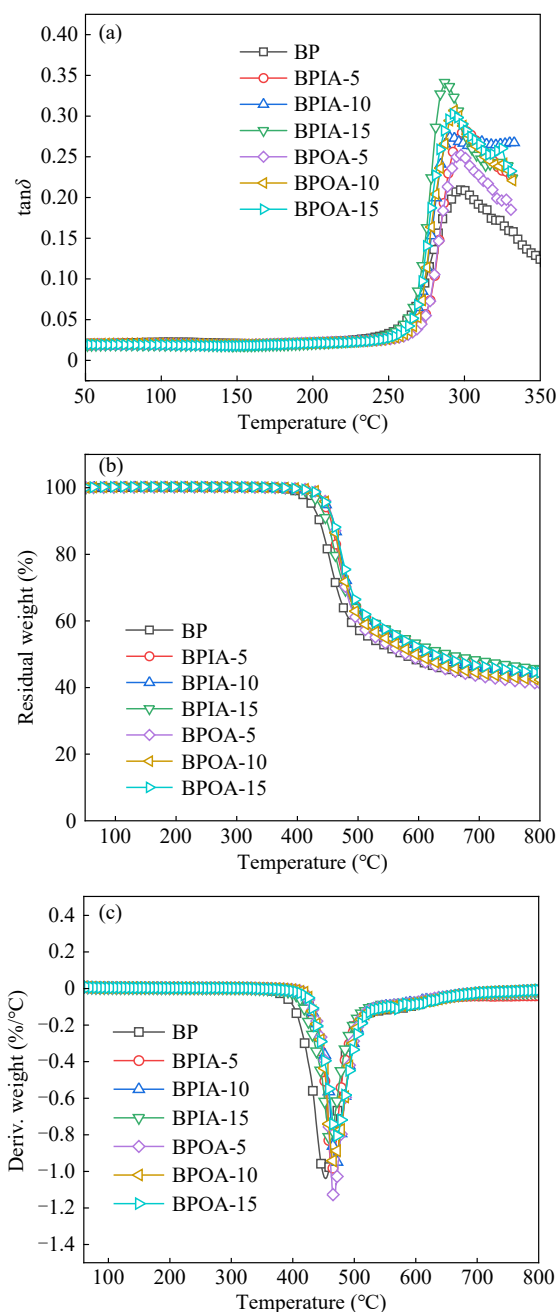


Fig. 5 (a) Temperature dependence of  $\tan\delta$  from DMA; (b) TGA weight loss versus temperature; (c) DTG curves.

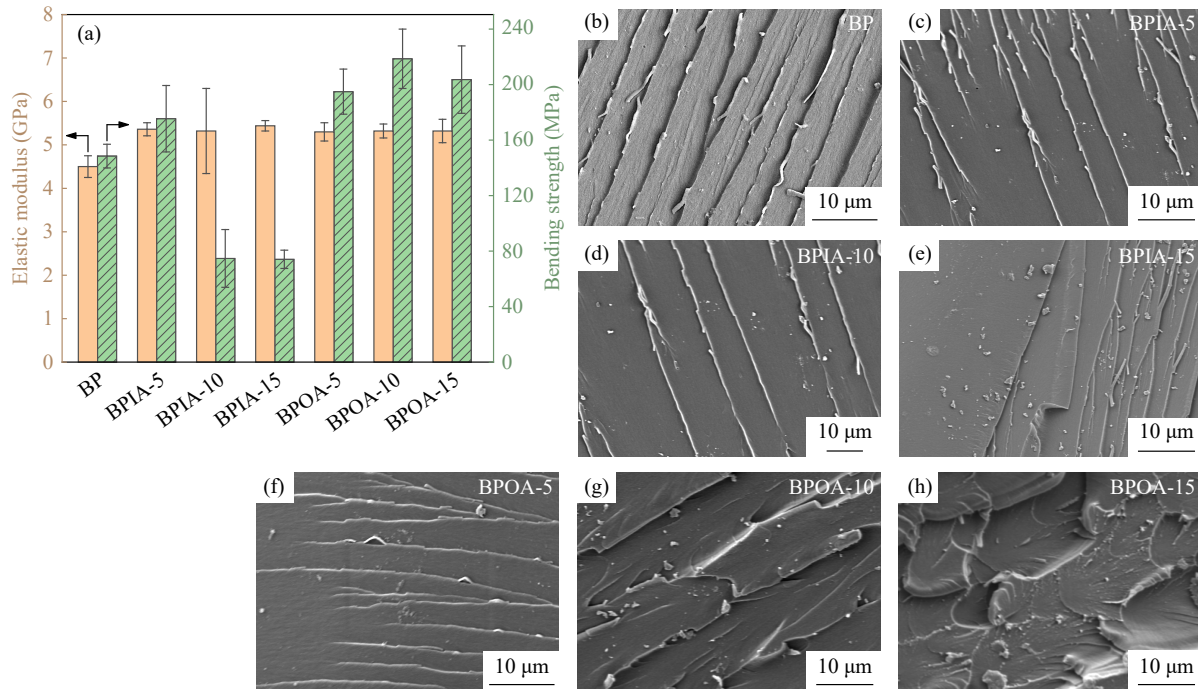
氛围下的 TGA 测试，得到的结果如图 5(b)所示。可以观察到随着 APBIA 和 APBOA 含量的增加，树脂的初始分解温度会有显著的提高趋势，5% 的热失重温度( $T_{d5\%}$ )从 BP 的 423.3 °C 最大提高到 BPOA-15 的 447.8 °C；800 °C 下的残炭率( $C_{y800}$ )也有一定提升，从 BP 的 42.2% 最大提高到 BPIA-15 的 45.5%。各体系的 DTG 曲线如图 5(c)所示，结果显示随着 APBIA 和 APBOA 含量的增加，树脂体系的热降解峰值温度明显向高温移动。苯并咪

唑和苯并噁唑中富含芳环和杂原子，在高温下容易形成致密碳层，隔绝热量传递并阻止内部进一步热降解；另外芳杂环可在高温下释放出不可燃性气体，有效地阻隔了空气中的氧气，从而提高树脂体系整体的热稳定性。

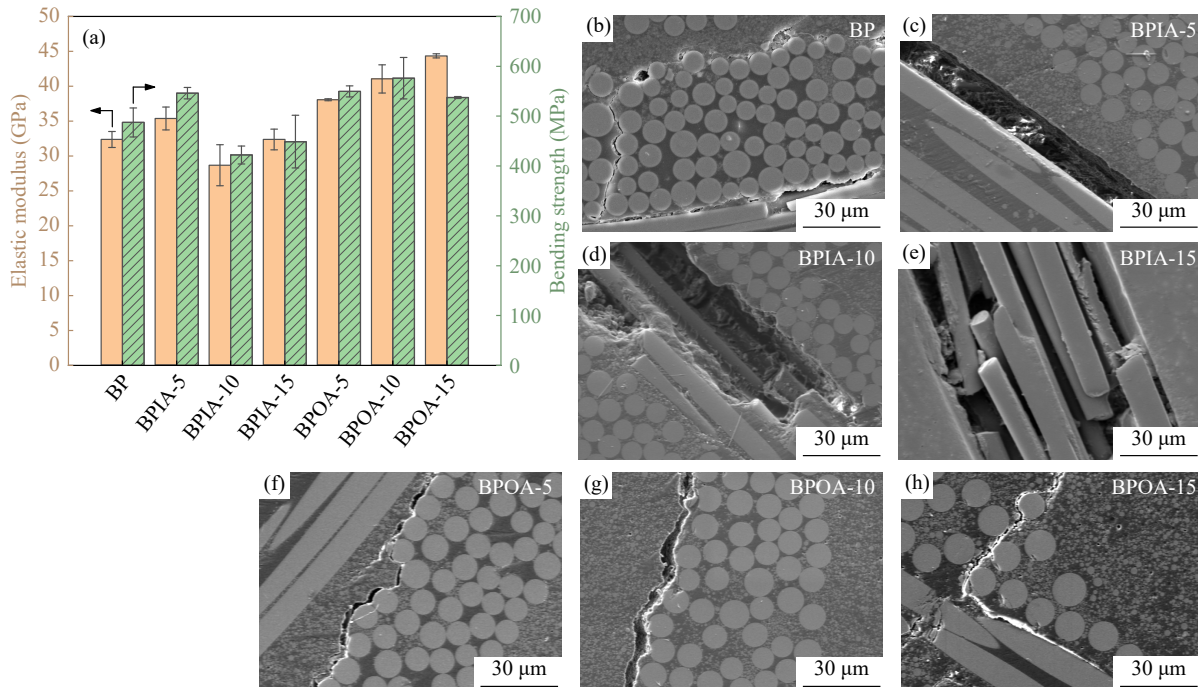
## 2.5 树脂及复材板机械性能研究

为评估不同二胺改性对树脂体系力学性能的影响，对所有体系进行了三点弯曲测试，所得弯曲模量与弯曲强度如图 6(a)所示。结果显示，随着 APBIA 或 APBOA 的引入，各树脂体系的弯曲模量均有所提升，从 BP 的 4.5 GPa 最高增至 BPIA-15 的 5.44 GPa。这主要归因于苯并咪唑和苯并噁唑结构在树脂基体中形成更丰富的氢键网络，增强了分子链段抵抗外力变形的能力。然而，当二胺含量进一步增加时，模量提升趋于平缓，可能与氨基固化所形成的交联网络密度较低有关。BPIA 体系的弯曲强度随 APBIA 含量增加呈现先上升后下降的趋势：从 BP 的 148.2 MPa 升至 BPIA-5 的 175.1 MPa，随后快速降至 BPIA-15 的 73.9 MPa。这一现象可能源于 APBIA 对固化反应的强促进作用，导致树脂在成型过程中固化过快，引发局部应力集中与微缺陷积累，从而削弱材料的承载能力。相比之下，APBOA 对固化速率的调控更为温和，BPOA 体系的弯曲强度随其含量增加显著提高，在 BPOA-10 处达到峰值 218.2 MPa，随后在 BPOA-15 略微回落至 203.2 MPa。此增强效应可归因于两方面协同机制：一方面，氨基与马来酰亚胺通过迈克尔加成形成适度降低交联密度的柔性链段，起到增韧作用；另一方面，苯并噁唑结构参与构建的氢键网络有效强化了分子间作用力。通过扫描电子显微镜(SEM)观察弯曲断裂面的形貌，结果如图 6(b)~6(h)所示。BP 样品断面呈现典型的脆性断裂特征，表面平整、无明显塑性变形。随着 APBIA 含量增加，断面仍保持脆性特征，裂纹扩展路径逐渐减少；至 BPIA-15 时，出现大面积光滑区域，表明材料发生高度脆性断裂，与力学测试中强度显著下降及高内应力的推测一致。而在 BPOA 体系中，BPOA-5 的断面形貌与 BP 相似；自 BPOA-10 起，断面开始出现河流状花样与微韧窝结构，显示出明显的韧性断裂特征，与其较高的弯曲强度结果相符。

玻纤复合材料板的弯曲性能测试结果如图 7(a)所示。其结果与纯树脂的弯曲测试相似，二胺



**Fig. 6** Flexural properties and fracture morphology of neat resins in each system: (a) Flexural strength and modulus; (b-h) Fracture surface morphologies of cured resins.



**Fig. 7** Flexural properties and fracture morphology of fiber-reinforced resin composites in each system: (a) Flexural strength and modulus; (b-h) Fracture surface morphologies of cured resins.

的引入显著提高了复材板的弯曲模量, 从BP的32.3 GPa最高提升至BPOA-15的44.3 GPa. 随着APBIA含量增加, 复材板的弯曲强度先上升后剧烈下降, 最高由BP的487.4 MPa提升至BPIA-5的546.1 MPa. 而随着APBOA含量增加, 复材板

的弯曲强度则呈现先上升后略微下降的趋势, 在BPOA-10处达到峰值576.1 MPa. 为了探究复材板的弯曲断裂机理, 将样品弯曲断裂截面打磨抛光后, 通过SEM观察其形貌, 结果如图7(b)~(h)所示. 观察发现, 所有样品的部分纤维周围残留

有少量树脂基体或完全裸露, 显示出明显的界面脱黏现象, 表明纤维与树脂基体之间的结合强度不足, 在应力作用下发生分离. 此外, 在裂纹扩展路径上, 可见沿纤维束和树脂基体间界面的分层裂纹, 说明裂纹优先沿着纤维/基体界面扩展. 这表明所有样品均存在界面结合性能薄弱的问题, 纤维与树脂间的界面黏结力较差, 导致在弯曲应力作用下, 裂纹易于在界面处萌生并沿界面扩展, 形成失效模式. 此外, 在图 7(d)和 7(e)中可以观察到, BPIA-10 和 BPIA-15 样品中存在明显的树脂区域缺失现象, 这表明这 2 份样品的树脂基体在弯曲断裂初期发生了破坏, 导致弯曲模量和弯曲强度均有所下降. 这种现象可归因于树脂基体的高脆性特征, 与纯树脂的弯曲测试结果一致.

## 2.6 复材板剥离强度、热膨胀行为及介电性能研究

为评估各体系在电子封装应用中的铜箔界面黏结能力, 对复材板进行了铜箔剥离强度测试, 结果如图 8(a)所示. 结果显示, 随着 APBIA 和 APBOA 含量的提高, 复材板的剥离强度显著上

升, 最高从 BP 的  $0.766 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$  提升至 BPIA-15 的  $0.908 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$  和 BPOA-15 的  $0.898 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$ . 这主要得益于 APBIA 和 APBOA 中含丰富氮、氧元素的杂环结构, 氮、氧原子能够与铜箔表面形成配位作用, 从而增强化学连接, 提升剥离强度. 为进一步评估各体系在高温下的尺寸稳定性, 采用热机械分析(TMA)对各样品在  $50\sim 250\text{ }^{\circ}\text{C}$  范围内的热膨胀行为进行了表征, 结果如图 8(b)所示. 结果表明, 随着 APBIA 和 APBOA 含量的增加, 复材板的 CTE 逐渐下降, 最低从 BP 的  $10.5\times 10^{-6}\text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$  降至 BPOA-15 的  $8.59\times 10^{-6}\text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ . 苯并咪唑和苯并噁唑结构具有较高的刚性, 能有效保持分子链的抗形变能力, 减少分子链在升温过程中的膨胀幅度. 此外, 这些结构产生的丰富氢键也能增强分子链间的相互作用, 在升温过程中充当物理锚点, 限制链段运动和体积扩张. 低 CTE 是当前先进电子封装材料研发中的关键挑战之一, 引入苯并咪唑或苯并噁唑结构可有效降低复合材料基板的 CTE, 尽管目前所实现的最低 CTE 值仍高于商用 E-705G 封装基板的水平, 但值得注意的是, 这类结构在

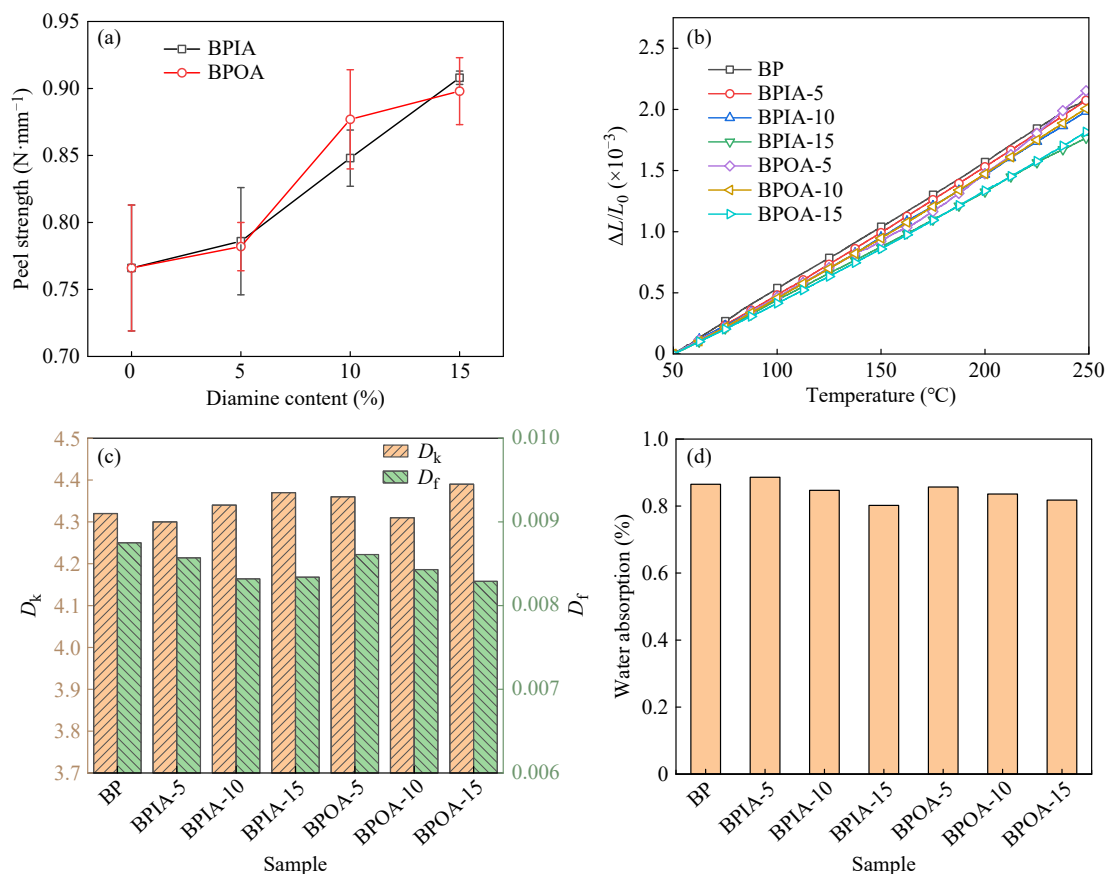


Fig. 8 (a) Peel strength curves of copper foil for each system; (b) CTE of composite laminates measured by TMA; (c)  $D_k$  and  $D_f$  at 5 GHz; (d) Water absorption characteristics of the composites.

较低添加量下即可显著抑制热膨胀, 展现出在先进电子封装材料领域良好的应用前景与发展潜力.

为评估板材在高速通信环境中的介电性能及其对介电环境的适应能力, 对其在 5 GHz 频率下的  $D_k$  和损耗因子  $D_f$  进行了测试. 图 8(c) 展示了各体系玻纤复合材料板在 5 GHz 下的介电性能. 结果显示, BP 在 5 GHz 下  $D_k=4.32$ ; 随着 APBIA 和 APBOA 含量的增加, 复材板的  $D_k$  表现较为稳定, 仅呈轻微上升趋势, 在 BPIA-15 和 BPOA-15 中分别达到 4.37 和 4.39.  $D_k$  的小幅升高可能源于以下因素: 一方面, 相较于烯丙基固化形成的非极性烷基链, 氨基与马来酰亚胺反应生成的 C—N 键以及苯并咪唑/苯并噁唑杂环结构均具有较高极性, 倾向于提升介电常数; 另一方面, 这些刚性结构及其形成的丰富氢键网络可有效抑制偶极子在电场中的取向极化. 上述两种效应相互抵消, 导致整体  $D_k$  变化幅度较小.  $D_f$  方面, BP 表现出最高的  $D_f$  值(0.00875); 随着 APBIA 或 APBOA 含量增加, 复材板的  $D_f$  逐渐降低, 在 BPIA-15 和 BPOA-15 中分别降至 0.00834 和 0.00829. 这主要归因于苯并咪唑和苯并噁唑结构所构建的多重氢键网络: 一方面, 氢键限制了极性基团在交变电场中的动态取向响应; 另一方面, 刚性骨架与氢键协同作用减小了树脂体系的自由体积, 从而抑制界面极化与能量耗散, 使介电损耗呈现下降趋势. 除本征介电性能外, 材料的吸水率亦会显著影响其高频电性能. 各体系的吸水率测试结果如图 8(d) 所示. 随着 APBIA 和 APBOA 含量增加, 复材板的吸水率呈下降趋势, 从 BP 的 0.865% 最低降至 BPIA-15 的 0.805% 和 BPOA-15 的 0.818%.

这一现象可归因于 2 方面: 其一, DABP 含量随二胺引入而减少, 导致树脂中亲水性羟基数量降低; 其二, 新形成的氢键网络进一步压缩自由体积, 限制水分子在树脂基体中的扩散通道, 从而有效降低吸水率.

### 3 结论

通过引入 APBIA 和 APBOA 对 BDM/DABP 体系进行分子结构调控, 成功构建了 2 类新型热固性树脂体系(BPIA 和 BPOA). 流变与原位红外分析表明, APBIA 和 APBOA 中的氨基可显著促进固化反应, 其中 APBIA 的促进效应更强; 同时, 苯并咪唑和苯并噁唑结构通过 C=N 与 N—H 基团参与多重氢键网络的形成, 有效增强了分子间作用力. 尽管氨基固化导致交联密度略低于烯丙基体系, 使玻璃化转变温度( $T_g$ )略有下降, 但刚性杂环结构与氢键协同作用显著提升了材料的弯曲模量, 并大幅降低了热膨胀系数(CTE 最低达  $8.59 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ). 力学测试与 SEM 断口分析表明, APBOA 改性体系因固化速率适中、交联网络均匀, 展现出优异的弯曲强度(576.1 MPa)与韧性断裂特征; 而 APBIA 因固化过快易引发内应力集中, 导致脆性增加. 此外, 含氮/氧杂环结构增强了树脂与铜箔的界面配位作用, 剥离强度提升至  $0.908 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$ ; 同时, 低吸水率(最低 0.805%)与稳定的高频介电性能进一步验证了其在高频封装环境中的适用性. 综上, 苯并咪唑与苯并噁唑结构为设计兼具高模量、低 CTE、高铜箔剥离强度与优异介电性能的先进封装基板材料提供了有效分子策略.

### REFERENCES

- 1 Chen, G. L.; Wang, G. Q.; Wang, Z. Z.; Wang, L. J. Electronic chip package and co-packaged optics (CPO) technology for modern AI era: a review. *Micromachines*, **2025**, 16(4), 431.
- 2 Liu, D.; Bai, T. Y.; Qiao, Y. Y.; Dong, W.; Zhao, N. Long-term dynamic stability of the interfacial Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> texture in SAC305/Cu joints by laser jet solder ball bonding for advanced packaging. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **2025**, 17(10), 16268–16274.
- 3 Sun, X. Y.; Zhang, X.; Lin, Q. S.; Huang, Y. P.; Xie, B. B.; Ge, Q.; Zhu, J. X.; Wu, Y. D.; Li, Q. Study on photothermal dual curing resin used in electronic packaging with inkjet 3D printing. *Mater. Today Commun.*, **2025**, 45, 112424.
- 4 Chen, H.; Zhang, Q. J.; Shi, Y.; Yang, Y. P.; Yin, Z. L.; Liu, M.; Zhou, Q. A novel cyano-functionalized allylic monomer for enhanced thermal and mechanical performance in bismaleimide resins and composites. *Polymer*, **2025**, 333, 128604.
- 5 Li, Y. J.; Zhang, F. H.; Liu, Y. J.; Leng, J. S. 4D printed shape memory bismaleimide resin with high storage modulus and low shrinkage rate via second-stage curing. *Chem. Eng. J.*, **2024**, 491, 152196.

- 6 Ling, Y. Q.; Qiu, B. W.; Lei, X.; Shen, L.; Jin, H.; Zhang, X.; Liang, M.; Chen, Y.; Zou, H. W. Improvement of silicon and epoxy phase interface by constructing rigid interpenetrating networks based on bismaleimide to enhance ablative, mechanical and thermal properties. *Compos. Part B Eng.*, **2024**, 284, 111675.
- 7 Lyu, J. J.; Tang, J.; Ji, B. B.; Wu, N.; Liao, W.; Yin, C. P.; Bai, S. X.; Xing, S. L. Fluorinated polyetherimide as the modifier for synergistically enhancing the mechanical, thermal and dielectric properties of bismaleimide resin and its composites. *Compos. Commun.*, **2024**, 51, 102035.
- 8 Peng, H. K.; Wang, Y. C.; Zhan, Y. Q.; Lei, F.; Wang, P.; Li, K.; Li, Y.; Yang, X. L. Hierarchical curing mechanism in epoxy/bismaleimide composites: Enhancing mechanical properties without compromising thermal stabilities. *Eur. Polym. J.*, **2025**, 222, 113604.
- 9 Zhou, Y. F.; Wang, C. L.; Qiu, S. L.; Hu, W. Z.; Hu, Y.; Zhang, L. B. Multifunctional linear polyphosphazene with reactive side groups: achieving fire resistance and low dielectric bismaleimide. *Compos. Part B Eng.*, **2025**, 296, 112254.
- 10 Zhu, X. Y.; Yin, S. K.; Liu, L. L.; Yi, W. Z.; Luo, G.; Zhao, Z. H.; Chen, W. Effects of temperature on mechanical properties and impact resistance of carbon fiber/bismaleimide resin composites. *J. Mater. Res. Technol.*, **2025**, 34, 2553–2569.
- 11 Guo, Y. B.; Wang, Z.; Bi, S. Y.; Sun, Q.; Lu, Y. X. Design and regulation of electromagnetic parameters of THz absorbing epoxy resin composite film for 6G electronic packaging. *Mater. Today Phys.*, **2025**, 51, 101655.
- 12 Qian, Z. Z.; Zhu, X. F.; Chen, Z. Y.; Li, B.; Yang, G. W.; Wu, G. P. Halogen-free epoxy with enhanced corrosion resistance for microelectronics packaging via  $\gamma$  SN2 nucleophilic substitution. *Chem. Mater.*, **2025**, 37(9), 3311–3318.
- 13 Zheng, Z. Y.; Deng, K.; Liu, Y.; Zhang, H. B.; Wu, W. J.; Wan, Y. J.; Sun, R.; Zhu, P. L. Electrical insulation EMI shielding epoxy-based composites with low thermal expansion for advanced electronic packaging. *Compos. Sci. Technol.*, **2026**, 273, 111420.
- 14 Hou, T. Q.; He, C.; Lin, Y.; Zhao, Y. S.; Ding, L. J. Low-temperature curing polyimide composites with low coefficient of thermal expansion for high-temperature electronic packaging. *Nano Res.*, **2025**, 18(5), 94907310.
- 15 Tian, J. L.; Lv, X. L.; Wang, W. T.; Li, J. H.; Zhang, J. L.; Liu, J.; Zhao, C.; Zhang, G. P.; Sun, R. Design and synthesis of novel diamines for ultra low-temperature curable polyimides with enhanced copper adhesion. *Chem. Eng. J.*, **2025**, 525, 169853.
- 16 Wang, H. Q.; Zhang, Y.; Lv, X. L.; Li, J. H.; Wang, K. Y.; Zhang, G. P.; Sun, R. Synthesis and properties of a novel perfluorinated polyimide with high toughness, low dielectric constant and low dissipation factor. *Ind. Chem. Mater.*, **2025**, 3(5), 587–595.
- 17 Ji, S. Y.; Jin, C. E.; Wang, F.; Zhu, Y. P.; Qi, H. M. Enhancing heat resistance and dielectric properties of cyanate ester resins via incorporation of a fluoride-containing tetrafunctional cyanate ester structure. *Polym. Eng. Sci.*, **2026**, 66(1), 339–352.
- 18 Zhao, D.; Chen, D.; Ma, Y. H.; Yang, W. T. Bismaleimide and biobased limonene copolymer microspheres as reactive fillers to fabricate low- $k$ , high-toughness cyanate ester resin composites. *ACS Appl. Polym. Mater.*, **2024**, 6(8), 4912–4923.
- 19 Zhang, B. L.; Liu, F.; Chen, S. T.; Huang, L. K.; Zhong, Y. Y.; Fan, W.; Li, J. W. Fluorine bismaleimide resin with outstanding piezoelectric characteristics for Structure-Function integrated composites. *Chem. Eng. J.*, **2025**, 503, 158506.
- 20 Zhou, Y. F.; Ye, W. B.; Liu, W.; Chu, F. K.; Hu, W. Z.; Song, L.; Hu, Y. Phosphononitrile based bismaleimide electronic packaging substrate with both fire safety and dielectric properties: assisting 5G communication. *Compos. Part B Eng.*, **2024**, 280, 111489.
- 21 Jiang, X.; Chu, F. K.; Zhou, X.; Li, X. J.; Jia, P. F.; Luo, X. Y.; Hu, Y.; Hu, W. Z. Construction of bismaleimide resin with enhanced flame retardancy and mechanical properties based on a novel DOPO-derived bismaleimide monomer. *J. Colloid Interface Sci.*, **2022**, 614, 629–641.
- 22 Zhang, Z. W.; Tian, D.; Niu, Z. Q.; Zhou, Y. J.; Hou, X.; Ma, X. Y. Enhanced toughness and lowered dielectric loss of reactive POSS modified bismaleimide resin as well as the silica fiber reinforced composites. *Polym. Compos.*, **2021**, 42(12), 6900–6911.
- 23 Zhou, X.; Chu, F. K.; Qiu, S. L. Effects of phenylphosphonate and aliphatic phosphonate structures on the flame retardant performance of bismaleimide. *Polym. Degrad. Stab.*, **2022**, 205, 110143.
- 24 Jiang, X.; Chu, F. K.; Liu, W.; Hu, Y.; Hu, W. Z.; Song, L. An individualized core-shell architecture derived from covalent triazine frameworks: toward enhancing the flame retardancy, smoke release suppression, and toughness of bismaleimide resin. *ACS Materials Lett.*, **2023**, 5(2), 630–637.
- 25 Ambika Devi, K.; Reghunadhan Nair, C. P.; Ninan, K. N. Diallyl bisphenol A: novolac epoxy system cocured with bisphenol-A-bismaleimide: cure and thermal properties. *J. Appl. Polym. Sci.*, **2007**, 106(2), 1192–1200.

- 26 Devi, K. A.; Reghunadhan Nair, C. P.; Ninan, K. N. Studies on bismaleimide co-cured Novolac epoxy-diallyl bisphenol-A system. *Compos. Interfaces*, **2008**, 15(7-9), 807–827.
- 27 Han, X. C.; Yuan, L.; Gu, A. J.; Liang, G. Z. Development and mechanism of ultralow dielectric loss and toughened bismaleimide resins with high heat and moisture resistance based on unique amino-functionalized metal-organic frameworks. *Compos. Part B Eng.*, **2018**, 132, 28–34.
- 28 Li, Z. M.; Yang, M. B.; Huang, R.; Zhang, M. D.; Feng, J. M. Bismaleimide resin modified with diallyl bisphenol A and diallyl p-phenyl diamine for resin transfer molding. *J. Appl. Polym. Sci.*, **2001**, 80(12), 2245–2250.
- 29 Liu, C.; Jia, H.; Li, N.; Qiao, Y.; Weng, Z. H.; Du, G. Z.; Jian, X. G. Enhanced toughness and thermal properties of bismaleimide resin based on the synergistic effect of reactive amino-terminal poly(phthalazinone ether nitrile sulfone) and bisallyl bearing diphenol group. *Polym. Adv. Technol.*, **2021**, 32(3), 1205–1213.
- 30 Zhang, Z. L.; Zhang, K.; Xie, K. L.; Bao, Y.; Li, X. H.; Huang, J. T.; Li, X. J.; Wei, W. Improvement in toughness and flame retardancy of bismaleimide/diallyl bisphenol A resin with a eugenol allyl ether-grafted polysiloxane. *Eur. Polym. J.*, **2022**, 180, 111594.
- 31 Wang, K. X.; Wang, Y. Y.; Chen, P.; Xia, L. L.; Xiong, X. H. Novel bismaleimide resins modified by allyl compound containing liquid crystalline structure. *Adv. Polym. Technol.*, **2018**, 37(1), 281–289.
- 32 Yuan, Z. G.; Wang, L.; Liu, C. Z.; Zhang, X. G.; Sun, M. M.; Zhang, B.; Derradji, M.; Li, J. H.; Song, C. Y.; Liu, B. Bismaleimide resins modified by a novel vanillin-derived allyl compounds: synthesis, curing behavior, and thermal properties. *Polym. Eng. Sci.*, **2023**, 63(6), 1668–1677.
- 33 Su, Y. C.; Wang, F.; Zhu, Y. P.; Qi, H. M. Preparation and characterization of a novel allyl ether naphthalene phenolic modified bismaleimide resin and its composites. *J. Appl. Polym. Sci.*, **2024**, 141(33), e55839.
- 34 Li, J. J. Sucrose-derived imine synergistic multihydrogen bonds enable tough, strong, and rapid curing phenolic resins. *ACS Sustainable Chem. Eng.*, **2026**, 14(1), 788–800.
- 35 Li, W. J.; Mo, R. B.; Liu, W. W.; Jiang, X.; Zhang, X. Y. High-strength self-healing moisture-curable polyurethane enabled by synergistic dynamic disulfide bonds and multiple hydrogen bonds. *Polymer*, **2025**, 336, 128927.
- 36 Zheng, W.; Zhang, C. S.; Han, Y. J.; Wang, W. P.; Li, Z. B. Highly durable silicone-based elastomers achieved through the synergy of bi-incompatible soft segments and multi-scale hydrogen bonds. *Small*, **2024**, 20(34), 2402124.
- 37 Xiao, P.; He, X. J.; Lu, Q. H. Ultra-heat resistance and low CTE polyimides with spirobis(indene)bis(benzoxazole)-benzimidazole unite for flexible substrate applications. *Eur. Polym. J.*, **2025**, 231, 113923.
- 38 Tian, X.; Wang, S.; Li, J. S.; Liu, F. X.; Wang, X.; Chen, H.; Wang, D.; Ni, H. Z.; Wang, Z. Benzimidazole grafted polybenzimidazole cross-linked membranes with excellent PA stability for high-temperature proton exchange membrane applications. *Appl. Surf. Sci.*, **2019**, 465, 332–339.
- 39 Chen, H. Q.; Dai, F. N.; Wang, M. X.; Chen, C. H.; Qian, G. T.; Yu, Y. H. Polyimides containing a novel bisbenzoxazole with high  $T_g$  and low CTE. *RSC Adv.*, **2021**, 11(28), 16924–16930.

## Research Article

## Benzimidazole and Benzoxazole Modified Bismaleimide Resins for High-performance Electronic Substrate Laminates

Run-ze Liu<sup>1</sup>, Zi-chun Ding<sup>2</sup>, Xiao-xuan Liu<sup>1</sup>, Jia-zi Zhang<sup>1</sup>, Jin-yan Wang<sup>1</sup>,  
Li-shuai Zong<sup>1</sup>, Jian-hua Han<sup>1</sup>, Xi-gao Jian<sup>1\*</sup>

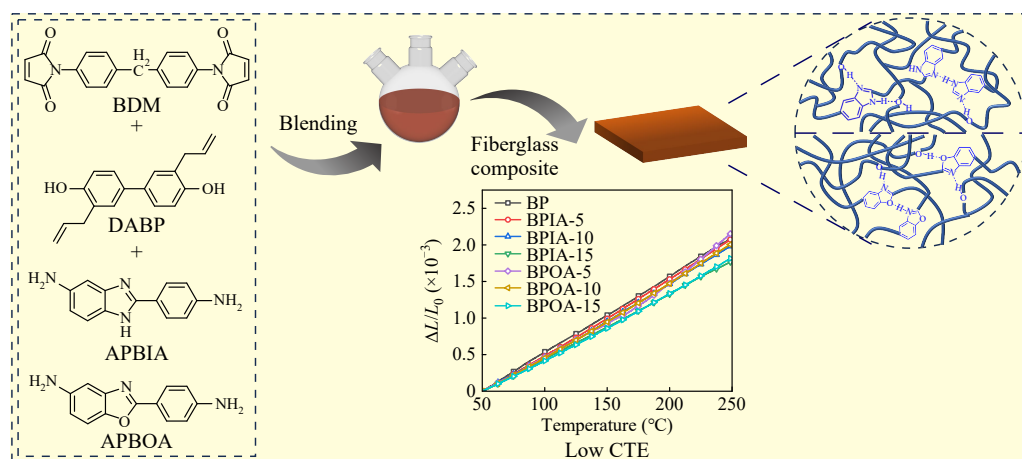
<sup>(1)</sup>Department of Polymer Materials, Dalian University of Technology, Dalian 116024

<sup>(2)</sup>Aerospace Materials and Technology Research Institute, Beijing 100076

**Abstract** Advanced electronic packaging is moving toward thinner and higher-density designs, exacerbating issues of insufficient substrate rigidity and coefficient of thermal expansion (CTE) mismatch—driving the need for novel resin systems with high rigidity and low CTE. In this work, diamine monomers containing benzimidazole

\* Corresponding author: Xi-gao Jian, E-mail: jian4616@dlut.edu.cn

and benzoxazole moieties—namely, 2-(4-aminophenyl)-5-aminobenzimidazole (APBIA) and 2-(4-aminophenyl)-5-aminobenzoxazole (APBOA)—were employed to modify a bismaleimide/allylphenol (BDM/DABP) resin system. The curing behavior and multiscale properties of the resulting composites were systematically investigated through a suite of analytical techniques, including differential scanning calorimetry (DSC), rheology, *in situ* Fourier-transform infrared spectroscopy (FTIR), dynamic mechanical analysis (DMA), thermogravimetric analysis (TGA), thermomechanical analysis (TMA), as well as mechanical and dielectric performance evaluations. The results demonstrate that the incorporation of APBIA and APBOA significantly accelerates the curing reaction. Moreover, the synergistic effect of rigid heterocyclic structures and multiple hydrogen bonds effectively enhances the flexural modulus while substantially reducing the CTE—reaching a minimum value of  $8.59 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ . Notably, the APBOA-modified system, benefiting from its balanced curing kinetics, yields composite laminates with outstanding flexural strength (576.1 MPa). Additionally, it achieves a copper foil peel strength of  $0.898 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$ , an ultralow dielectric loss of 0.00829 at 5 GHz, and a reduced water absorption of 0.818%. This study highlights that benzimidazole and benzoxazole architectures can serve as highly effective functional units, offering a promising new strategy for the development of high-performance electronic packaging substrate materials.



**Keywords** Bismaleimide resin; Benzimidazole; Benzoxazole; Hydrogen bonding; Electronic packaging