高等学校化学学报
CHEMICAL JOURNAL OF CHINESE UNIVERSITIES
研究论文

赤藓糖醇与共价交联网络复合材料的制备与可控相变性质

董　乐[1#]，许一杰[2#]，方海东[2]，李　华[1]，陈紫钰[1]，张施慧[2]，史　全[2]
（1. 国网陕西省电力有限公司电力科学研究院，西安 710100；
2. 中国科学院大连化学物理研究所热化学实验室，大连 116023）

摘要　构建了一种基于聚乙烯亚胺（PEI）与丙三醇三缩水甘油醚（GTE）的化学交联聚合物网络体系，并以此为载体制备了释热过程可控的赤藓糖醇（ERY）相变复合材料，系统探究了该聚合物网络对ERY过冷稳定性及结晶行为的调控机制. 结果表明，聚合物网络通过物理相互作用与ERY结合，ERY能够在网络中保持原有晶体结构. 值得注意的是，聚合物网络交联度的增加导致冷结晶温度降低，这一现象与传统理论预期相悖，因为交联度增加意味着网络中—OH基团增多，本应增强与ERY的相互作用，从而提高冷结晶温度. 进一步分析发现，聚合物网络中—OH基团之间形成的分子内氢键竞争性地削弱了网络与ERY分子的有效相互作用，从而促进了其本征结晶行为. 本研究为深入理解ERY基复合相变材料中分子间相互作用对相变热力学行为的调控规律提供了新的视角和实验依据.

关键词　赤藓糖醇；　相变材料；　可控相变材料；　分子间相互作用；　聚合物网络
中图分类号　O642　　**文献标志码**　A　　doi：10.7503/cjcu20260135

Preparation and Controllable Phase Change Properties of Composites Between Erythritol and Covalent Cross-linking Network

DONG Le[1#], XU Yijie[2#], FANG Haidong[2], LI Hua[1],
CHEN Ziyu[1], ZHANG Shihui[2*], SHI Quan[2*]
(*1. Electric Power Science Research Institute, State Grid Shaanxi Electric Power Co., Ltd., Xi'an* 710100, *China*;
2. Thermochemistry Laboratory, Dalian Institute of Chemical Physics, Chinese Academy of Sciences, Dalian 116023, *China*)

Abstract　A chemically cross-linked polymer network system based on polyethyleneimine (PEI) and glycerol triglycidyl ether (GTE) was constructed. Using this system as a matrix, erythritol (ERY) phase change composites with controllable heat release behavior were prepared, and the regulatory mechanism of the polymer network on the supercooling stability and crystallization behavior of ERY was systematically investigated. The results show that the polymer network interacts with ERY through physical interactions, and ERY maintains its original crystal structure within the network. Notably, the increase in cross-linking density of the polymer network leads to a decrease in the cold crystallization temperature, which contradicts conventional theoretical expectations, as a higher cross-linking density implies an increase in —OH groups within the network that should enhance interactions with ERY and thereby increase the cold crystallization temperature. Further analysis reveals that intramolecular hydrogen bonds

收稿日期：2026-04-01. 网络首发日期：2026-05-12.
联系人简介：张施慧，女，博士，助理研究员，主要从事相变材料热力学性质调控方面的研究. E-mail：lelez@dicp.ac.cn
史　全，男，博士，研究员，主要从事量热学与相变材料方面的研究. E-mail：shiquan@dicp.ac.cn
基金项目：国网陕西省电力有限公司科技项目（批准号：5226KY250018）资助.
Supported by the Technology Project of State Grid Shaanxi Electric Power Co., Ltd., China(No.5226KY250018).
共同第一作者.

formed among the —OH groups within the polymer network competitively weaken the effective interactions between the network and ERY molecules, thereby promoting its intrinsic crystallization behavior. This study provides a new perspective and experimental basis for in-depth understanding of the regulation of intermolecular interactions on the phase change thermodynamic behavior in ERY-based composite phase change materials.

Keywords Erythritol; Phase change material; Controllable phase change material; Molecular interactions; Polymer network

开发高效可控的储释热技术对提升电网负荷侧灵活调节能力及实现间歇性可再生能源的高效利用等具有重要战略意义[1,2]. 在众多储热介质中，相变材料凭借其高能量存储密度等优势，被视为最具发展前景的储热载体之一[3]. 赤藓糖醇(ERY)作为一种典型的生物基多元醇相变材料，因其优异的综合性能而备受关注：其相变焓值高达约340 J/g，具备显著的热能存储能力；同时，该材料具有突出的过冷特性，过冷度最高可达100 ℃，赋予其在亚稳态下实现热能长期存储的潜力. 这种高储能密度与显著过冷特性的结合，使赤藓糖醇成为构建“按需释能”可控储释热技术的理想候选材料，尤其适用于需要长时间跨周期储能与精准释能的关键应用场景[4~7].

然而，赤藓糖醇的过冷态在热力学上属于亚稳态，存在自发结晶的风险，可能导致储存的热能不可控释放[8]. 如何有效调控赤藓糖醇的相变热力学性质，在稳定其过冷态的同时实现可控结晶，实现热能的长期储存与可控释放，已成为该领域面临的关键科学技术问题. 目前，研究者通常采用构建复合体系的策略来调控赤藓糖醇的过冷稳定性，揭示了多种可能的调控机制：(1) 氢键网络的形成. Li等[9]报道了氢氧化钠可与赤藓糖醇形成复合氢键网络，将过冷稳定时间从15 min延长至30 d，而氯化钠因无法形成强氢键网络，仅能维持110 min. (2) 阴离子相互作用. Suzuki等[10]指出一价阴离子(如乙酸根)可作为过冷稳定剂，二价阴离子则会抑制过冷；乙酸根与赤藓糖醇羟基的相互作用是稳定过冷态的关键. Pan等[11]利用乙二胺四乙酸四钠将过冷稳定时间延长至120 d，并借助高吸水性树脂构建了定形复合相变材料. (3) 纳米限域效应. Nakano等[12]将赤藓糖醇限域于介孔二氧化硅(孔径7.5~9.2 nm)中，发现熔融态赤藓糖醇在冷却时无法结晶而形成玻璃态，归因于介孔壁的强相互作用延长了分子动态弛豫时间. (4) 高黏度抑制分子运动. Li等[9]的研究中还指出复合氢键网络同时提高了体系的黏度，通过动力学机制协同提升过冷稳定性. Shao等[13]认为赤藓糖醇-木糖醇共晶的高黏流活化能导致高热力学势垒，阻碍成核. 另外，Seppälä课题组系统研究了聚电解质与赤藓糖醇复合体系，提出“临界冷却速率”概念，即在接近玻璃化转变温度时，黏度骤增导致结晶速率显著下降，从而实现长期过冷稳定[14~18]. (5) 三相界面能调控. Yuan等[19]发现菜籽油覆盖液态赤藓糖醇表面(界面能调控)的效果远优于聚乙烯醇增黏，可使样品维持过冷态5 d. Pan等[11]提出“空气触发结晶”机制，通过改变气-液界面能打破过冷平衡，诱导快速释热. Yang等[20]进一步指出，体系黏度主要影响晶体生长速率，而固-液界面能的改变导致临界成核半径增加和晶核生长速率降低，才是稳定过冷态的主导机制.

基于以上文献报道可以看出，尽管赤藓糖醇复合体系已得到广泛研究，但对赤藓糖醇相变热力学性质的调控机理仍缺乏系统认识. 特别是在分子间相互作用对相变行为的影响规律方面，尚未建立明确的理论框架，这严重制约了赤藓糖醇基可控相变材料的理性设计、精准合成与应用拓展. 因此，亟需开展更系统、更深入的研究，以阐明赤藓糖醇基复合相变材料中分子间相互作用在相变过程中的作用机制，这不仅对理解分子间相互作用对赤藓糖醇的相变热力学性质的影响规律与调控机制方面具有重要的科学意义，也对在微观层次设计和构建高性能的热能长期储存与可控释放材料方面具有显著的实际指导意义.

在以上文献报道以及本研究团队的前期工作中[21~23]，大多采用物理交联聚合物网络来调控赤藓糖醇的过冷行为. 虽然该方法展现出一定效果，但物理交联固有的复杂性和可变性使得难以精确解析影响赤藓糖醇过冷稳定性和成核过程的关键因素. 为克服这一局限，本文构建了基于化学交联聚合物网络的模型体系，通过聚乙烯亚胺(PEI)和丙三醇三缩水甘油醚(GTE)的环氧开环反应，构建了官能团组成相对明确且可调控的化学交联网络，为系统研究聚合物网络对赤藓糖醇过冷稳定性和成核动力学的

影响提供了理想的研究平台. 值得注意的是, 初步实验表明, 尽管交联过程中聚合物网络中的官能团由极性较弱的—NH_2转变为较强的—OH, 但赤藓糖醇的过冷稳定性并未随官能团极性的增强及相应氢键作用的强化而提升. 推测产生这一现象的原因是交联网络中的—OH基团之间形成了较强的分子内氢键, 无法与交联网络之外的赤藓糖醇分子产生有效相互作用. 这一发现挑战了传统认知, 揭示了影响过冷稳定性的新机制. 本研究通过系统性的实验设计与机理探究, 旨在深入揭示赤藓糖醇过冷行为的内在调控规律, 为下一代高性能可控储热相变材料的设计与应用拓展提供理论依据和实践指导.

1 实验部分

1.1 试剂与仪器

赤藓糖醇(纯度99%)和聚乙烯亚胺30%(质量分数)水溶液(PEI, 分子量为70000), 上海麦克林生化科技股份有限公司; 丙三醇三缩水甘油醚(GTE, 环氧值: 0.65~0.70 mol/100 g), 上海克拉玛尔试剂公司; *N*,*N*-二甲基甲酰胺(DMF), 分析纯, 天津市大茂化学试剂厂. 所有原料均未经处理直接使用.

JSM-7800F型场发射扫描电子显微镜(SEM), 日本电子株式会社; Empyrean型X射线衍射仪(XRD), 美国马尔文帕纳科仪器有限公司; INVENIO-S型傅里叶变换红外光谱仪(FTIR), 德国布鲁克仪器公司; SDT Q600型同步热分析仪(TG)和Discovery型差示扫描量热仪(DSC), 美国TA公司.

1.2 实验过程

1.2.1 *复合材料的制备* 为了优化合成工艺并获得均一的样品进行研究, 探索了两种合成方法.

(1) 溶液共混法: 该方法首先合成PEI-GTE交联网络, 然后再加入ERY. 具体步骤如下: 首先, 将PEI和GTE溶解于DMF中, 并在氮气氛围下于80 ℃机械搅拌5 h, 以使其完全固化和交联; 随后, 向网络中加入一定量的ERY, 并继续搅拌1 h以促进混合; 最后, 收集产物并在80 ℃烘箱中干燥12 h以除去溶剂.

(2) 原位交联法: 该方法是在ERY存在的情况下原位形成PEI-GTE交联网络. 首先, 将ERY和PEI按一定的质量比混合于三颈烧瓶中. 加入一定量的DMF作为溶剂, 并在氮气氛围下于80 ℃机械搅拌1 h以确保混合均匀; 然后, 向反应瓶中加入一定量的GTE, 并在持续搅拌下反应5 h; 反应结束后, 将产物置于80 ℃烘箱中干燥12 h以蒸发溶剂.

样品标记为$E_xP_{70k}G_y$, 其中, x表示ERY(E)的质量分数, 70k为PEI(P)的分子量, y表示GTE(G)与PEI的质量比. 为了进行对比研究, 还合成了不含ERY的纯PEI-GTE交联网络. 样品组成列于表S1(见本文支持信息).

1.2.2 *复合材料的表征与热性能测试* 采用SEM观察复合相变材料和各组分样品的微观结构. 通过XRD和FTIR(ATR模式, 扫描范围: 4000~400 cm^{-1})表征复合相变材料和各组分样品结构与分子间相互作用. 使用TG分析样品的热稳定性(在氮气气氛下, 以10 ℃/min的升温速率, 从室温加热至600 ℃). 使用DSC研究样品的相变温度、相变焓值以及冷结晶行为等相变特性(测试氛围为N_2氛围, 流速50 mL/min, 升温速率为10 ℃/min, 测试温度区间为−30~140 ℃).

2 结果与讨论

2.1 复合材料样品合成优化

分别采用溶液共混法与原位交联法制备了复合相变材料. 溶液共混法是首先合成PEI与GTE的共价交联网络, 随后通过溶液共混将ERY引入该预成型的聚合物网络中. 该合成路线的关键步骤为PEI与GTE之间的环氧基团开环反应. 然而, 由于ERY在已形成的交联网络中扩散受限, 该方法易导致ERY在聚合物网络中空间分布不均, 影响样品的结构一致性, 进而对相变行为的系统研究造成干扰.

原位交联法是首先将PEI和ERY在溶液中均匀混合, 随后加入GTE引发原位交联反应, 形成包覆ERY的三维网络结构. 该方法的特点是胺基与环氧基团的开环反应在PEI与ERY充分混合的均相体系

中进行，确保了ERY分子在聚合物网络中的均匀分布，从而显著提高了复合材料的空间一致性与结构规整性，为后续相变行为研究提供了更可靠的样品基础.

对同一样品多次取样进行DSC测试，结果表明采用原位交联法制备的样品相较于溶液共混法制备的样品具有更优异的结构均一性. 如图1所示，原位交联样品在不同取样位置的DSC曲线高度一致，有效避免了因ERY在聚合物网络中分布不均而导致的相变行为差异. 基于这一结果，本研究后续所有实验样品均采用原位交联工艺进行制备，以确保实验数据的可靠性和重现性.

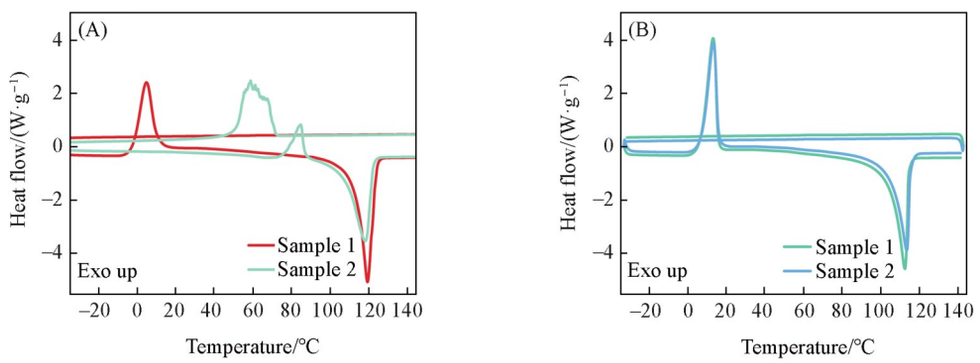


Fig. 1 Multiple sampling DSC curves of $E_{70}P_{70k}G_1$ synthesized by solution blending method(A) and *in-situ* crosslinking method(B)

2.2 结构表征

SEM照片展示了纯ERY、$E_0P_{70k}G_1$聚合物网络及其复合材料$E_{60}P_{70k}G_1$的微观形貌(图2). 从图2(A)可见，纯ERY呈不规则块状晶体，尺寸在100 μm以上. $E_0P_{70k}G_1$聚合物网络表面较光滑，无明显颗粒结构[图2(B)]. 与聚合物网络共混后，ERY在$E_{60}P_{70k}G_1$复合材料中均匀分散并紧密嵌于交联网络中，晶体颗粒变为宽约0.5 μm的长条状[图2(C)]，表明聚合物网络的存在会抑制ERY的晶体生长，形成尺寸更小的晶体颗粒.

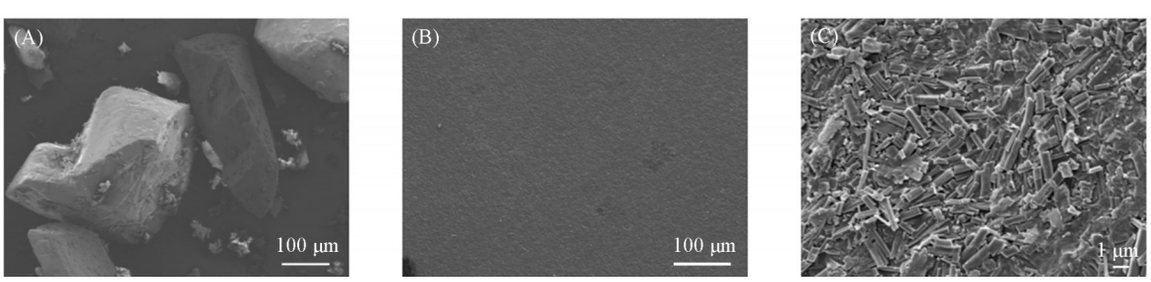


Fig. 2 SEM images of ERY(A), $E_0P_{70k}G_1$(B) and $E_{60}P_{70k}G_1$(C)

通过FTIR光谱对纯ERY、$E_0P_{70k}G_{0.5}$聚合物网络及其复合材料$E_{80}P_{70k}G_{0.5}$的化学结构与官能团组成进行表征[图3(A)和(B)]. 在不同交联度的$E_0P_{70k}G_y$聚合物网络的FTIR光谱中，907和848 cm^{-1}附近未出现环氧基团的特征吸收峰[24]，表明在所有反应比例的聚合物网络中，GTE的环氧基团均参与开环反应. ERY的特征吸收峰如图3(B)所示，3259 cm^{-1}处的峰归属于—OH伸缩振动，2970和2912 cm^{-1}处为C—H伸缩振动峰，1416 cm^{-1}处的峰对应—OH面内弯曲振动[22]. 在$E_{80}P_{70k}G_{0.5}$的FTIR光谱中仅出现了聚合物网络与ERY的特征峰，未出现新的特征吸收峰，表明二者之间未发生化学反应，其相互作用以物理作用为主.

图3(C)为ERY、$E_0P_{70k}G_1$聚合物网络及$E_{80}P_{70k}G_1$复合材料的XRD谱图. $E_0P_{70k}G_1$的XRD谱图呈现为一个宽化的弥散峰，表明其为非晶态交联聚合物结构. 纯ERY在2θ=14.7°，19.6°，20.2°，24.5°和29.6°处显示出明显的衍射峰，分别对应于其(101)，(220)，(211)，(301)和(202)晶面[25]. $E_{80}P_{70k}G_1$复合材料的XRD谱图与ERY基本一致，未出现新的衍射峰，进一步表明复合材料中ERY的晶体结构得以保持，ERY与聚合物网络间通过物理相互作用结合，未形成新的晶相或发生化学键合.

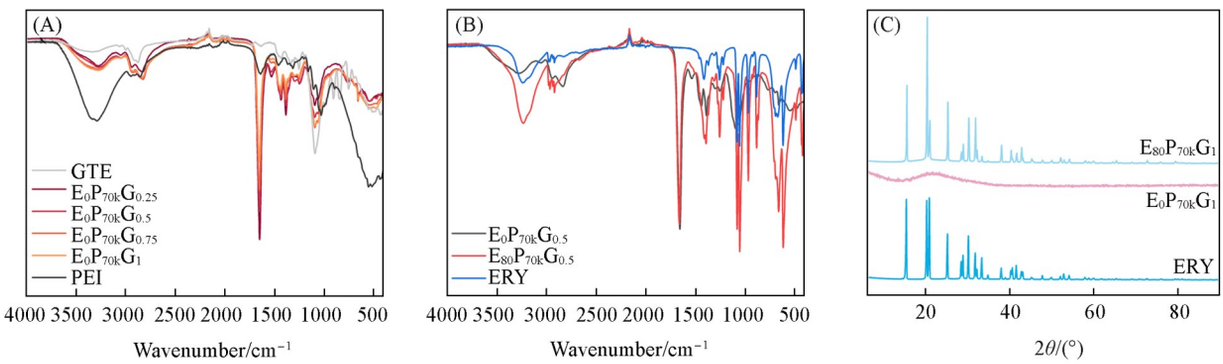


Fig. 3 FTIR spectra of $E_0P_{70k}G_y$ composites(A), $E_0P_{70k}G_{0.5}$, $E_{80}P_{70k}G_{0.5}$ and ERY(B), XRD patterns of $E_0P_{70k}G_1$, $E_{80}P_{70k}G_1$ and ERY(C)

2.3 热稳定性分析

通过热重-微分热重分析(TG-DTG)对ERY及其复合材料$E_{80}P_{70k}G_{0.5}$的热稳定性进行了评估，结果如图4所示. ERY与$E_{80}P_{70k}G_{0.5}$复合材料均表现为一步分解过程，起始分解温度约为290 ℃，主要热分解区间位于290~340 ℃. 最终，ERY的残余质量为98.86%，复合材料为90.12%. 两种材料在相变温度区间(90~118 ℃)内未观察到明显热分解行为，表明其在相变温度范围内热稳定性良好，不会对后续相变行为研究产生影响.

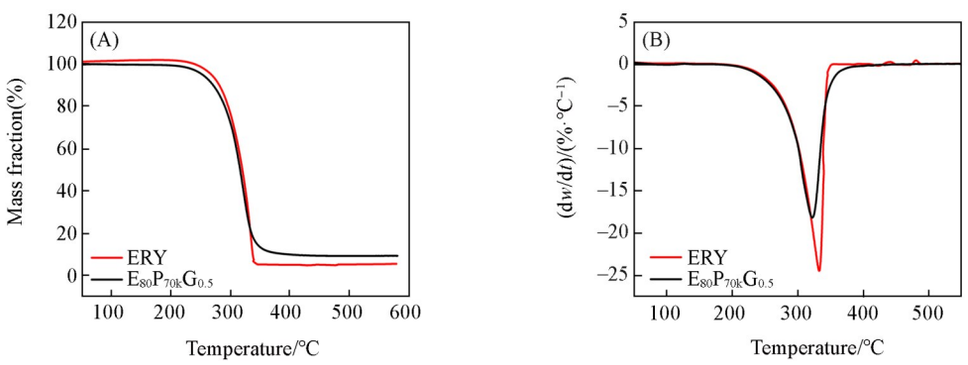


Fig. 4 TG(A) and DTG(B) curves of ERY and $E_{80}P_{70k}G_{0.5}$ composite

2.4 相变行为研究

采用差示扫描量热法(DSC)对复合相变材料的相变行为进行系统研究(图5)，相应的冷结晶焓值与冷结晶温度的统计对比展示于图6与表S2(见本文支持信息)中. 冷结晶温度是指处在过冷态的材料在升温过程中开始结晶的温度，是评价过冷稳定性的关键热力学参数之一. 该温度越高，表明过冷态越稳定，越有利于实现热能的长期稳定储存. 分析结果表明：(1) 在固定交联度(即GTE与PEI反应比例)条件下，随着ERY含量的增加，复合材料的冷结晶温度显著降低，而冷结晶焓值则相应升高；

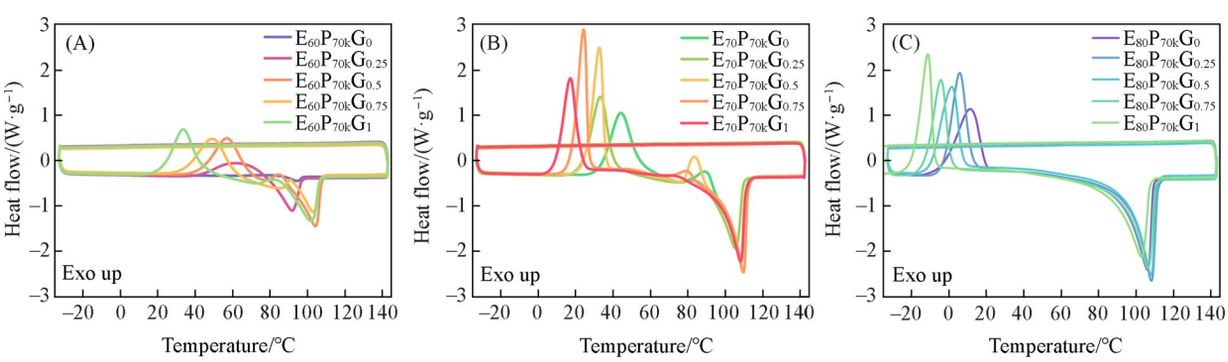


Fig. 5 DSC curves of $E_{60}P_{70k}G_y$(A), $E_{70}P_{70k}G_y$(B) and $E_{80}P_{70k}G_y$(C)

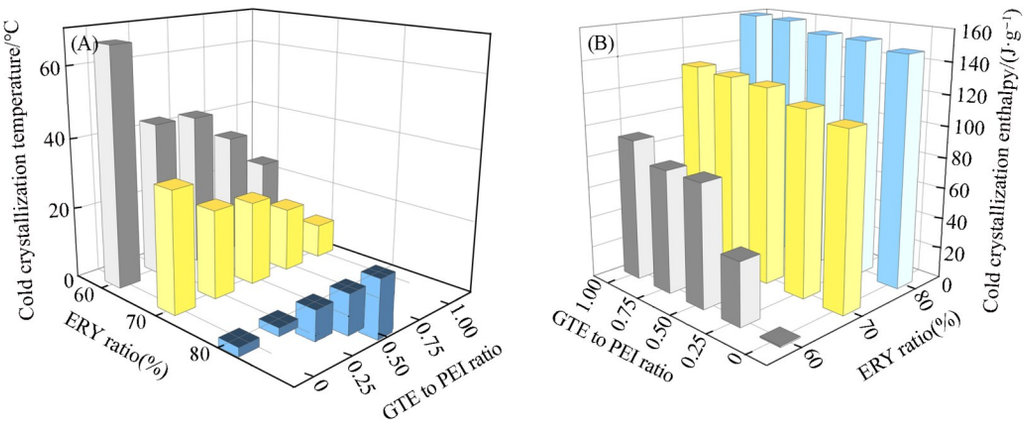


Fig. 6　Comparison of cold crystallization temperatures(A) and enthalpies(B) of the composites

(2) 在ERY含量恒定的体系中，提高交联度同样导致冷结晶温度的下降. 前者可归因于ERY含量的提升不仅直接增强了体系的总焓值贡献，同时降低了被聚合物网络约束的相变材料比例，使其结晶行为更接近本征体相特性，从而强化了结晶驱动力并降低冷结晶温度. 后者则呈现出与理论预期相悖的现象：尽管PEI与GTE反应后产生的极性更强的—OH基团理论上应增强与ERY分子的相互作用，进而提高冷结晶温度并提高过冷稳定性，但实际观测到的却是随交联度提高而降低的结晶温度. 这一异常行为可归因于聚合物网络中—OH基团之间形成的分子内氢键竞争性地消耗了潜在的相互作用位点，削弱了网络与相变材料之间的有效界面作用，最终导致过冷稳定性的异常变化.

2.5　相变热力学性质调控规律与作用机制

通常，聚合物网络与ERY复合材料中的氢键可分为3类：ERY分子间氢键、ERY与聚合物网络之间的界面氢键以及聚合物网络内部氢键. 当材料温度降至ERY熔化温度以下，ERY能否从过冷态结晶取决于其分子能否形成有序晶核. 在纯ERY中，—OH基团之间形成的氢键诱导分子有序排列，结晶容易发生. 在复合体系中，界面氢键与ERY分子间氢键存在竞争，若前者强于后者，则ERY分子被“锚定”在网络中，分子运动受限，难以结晶或结晶不完全，从而获得更稳定的过冷态；若聚合物网络内部形成强分子内氢键，则界面氢键被削弱，ERY分子更易脱离聚合物网络约束，依靠自身分子间氢键自发形成有序结构，从而促进结晶.

冷结晶的发生是在升温过程中，当温度升高到低于ERY熔化温度的某一临界值时，聚合物网络与ERY分子间的界面氢键被破坏，此时，ERY分子间氢键占主导，诱导其有序排列而发生结晶. 因此，聚合物网络与ERY分子间界面氢键越强，破坏它所需能量越大，则冷结晶温度越高，过冷态越稳定，冷结晶越难发生；反之，界面氢键越弱，则冷结晶温度越低，过冷稳定性下降，冷结晶越容易发生.

基于此，结合2.4节中的相变行为规律，通过红外光谱从分子层面探究复合材料中ERY相变热力学行为的调控机制. 在该体系中，PEI与GTE的聚合物网络中的分子内氢键(O—H···O—H)强度以及聚合物网络与ERY之间的界面氢键强度共同决定了ERY的结晶倾向与冷结晶温度. 增强聚合物网络的极性(—OH基团的增多)并不必然提高ERY的过冷稳定性(即冷结晶温度)；相反，过强的分子内氢键会削弱聚合物网络与ERY的界面相互作用，从而降低冷结晶起始温度、促进结晶.

图7(A)和(B)为固定ERY含量下不同交联度、以及固定交联度下不同ERY含量的复合相变材料的红外光谱图，图7(C)和(D)示出了相应羟基与氨基特征峰位随组成变化的结果. 从分析结果可以看出，在ERY质量分数保持不变的条件下，随着交联密度增大，归属于羟基的伸缩振动峰逐渐红移，而交联网络中的伯氨基特征峰(1651 cm^{-1})则呈现蓝移趋势，且属于仲氨基的特征峰(1531 cm^{-1})强度逐渐减弱[图7(A)和(C)][26]. 这一结果表明，交联度增加导致聚合物网络中—OH基团增多，—NH_2基团减少；羟基伸缩振动峰红移表明—OH间分子内氢键增强，同时伯氨基特征峰蓝移表明聚合物网络与ERY之间的界面氢键减弱. 因此，随着交联度增大，聚合物网络中的ERY分子自身的氢键缔合作用增强，更易形成有序晶态结构，最终导致冷结晶温度降低、冷结晶更易发生. 在交联密度相同的体系中

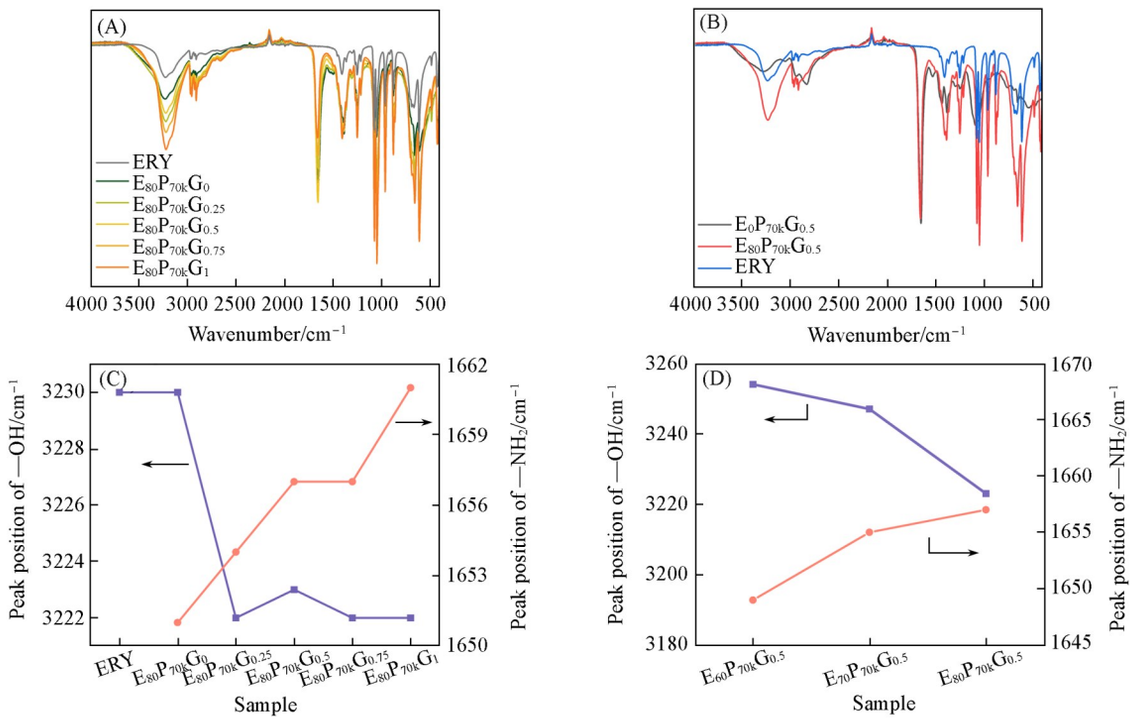


Fig. 7 FTIR spectra of composites with different crosslinking densities(A) and ERY contents(B), FTIR peak position changes of —OH and —NH_2 groups in the composites with crosslinking densities(C) and ERY contents(D)

[图7(B)和(D)]，随着ERY质量分数的增加，亦观察到类似的光谱变化，这归因于高ERY含量下体相氢键缔合程度显著提升，从而促进了其本征结晶行为，同样导致冷结晶温度降低．XRD谱图[图3(C)]显示复合材料中ERY保持完整晶格衍射峰，说明ERY仍具备结晶能力，但结晶行为受材料中的氢键调控．

DSC结果(图5、图6与表S2)进一步证实，复合材料的冷结晶温度随交联度增加而降低．例如，$E_{70}P_{70k}G_0$样品的冷结晶温度为33.61 ℃，$E_{70}P_{70k}G_{0.5}$为23.44 ℃，$E_{70}P_{70k}G_1$仅为9.63 ℃；同时，冷结晶焓从112.44 J/g增至130.66 J/g，表明结晶更彻底、更易发生．因此，交联度越高，聚合物网络内—OH分子内氢键越强，聚合物网络与ERY界面氢键越弱，ERY更易结晶，冷结晶温度降低，过冷稳定性下降．

总之，在该复合材料体系中，氢键的竞争机制是调控过冷稳定性和结晶行为的关键．过强的聚合物网络分子内氢键会削弱网络与ERY之间的界面相互作用，使得ERY分子更易于脱离网络约束，依靠自身分子间氢键形成晶核，从而导致冷结晶起始温度降低、结晶更易发生．这一发现挑战了“增强极性官能团即可提高过冷稳定性”的传统观点，为设计可控释热的相变材料提供了新的分子尺度调控策略．

3 结　　论

通过构建PEI与GTE的化学交联聚合物网络体系，系统探究了聚合物网络对ERY过冷稳定性及结晶行为的调控机制．结果表明，原位交联法可实现ERY在聚合物网络中的均匀分散，保证相变行为的可靠表征；ERY在复合材料中保持原有晶体结构，与聚合物网络以物理相互作用结合．相变行为研究发现，ERY含量与交联度的增加均导致冷结晶温度降低，与传统理论预期相悖．机理分析揭示，交联网络中—OH基团之间形成的分子内氢键竞争性地削弱了网络与ERY分子的有效相互作用，而高ERY含量下体相氢键缔合程度的提升则促进了ERY的本征结晶行为．这一发现揭示了聚合物网络分子内氢键与相变材料与聚合物网络间相互作用的竞争机制是调控过冷稳定性的关键．本研究为设计高性能

可控储热材料提供了新的理论视角和实验依据.

支持信息见 http://www.cjcu.jlu.edu.cn/CN/10.7503/cjcu20260135.

参 考 文 献

[1] Cai L., Li L. Z., Li H., Cai C., Li T. H., *Chem. J. Chinese Universities*, **2025**, *46*(10), 20250035(蔡磊, 李立哲, 李昊, 蔡畅, 李铁虎. 高等学校化学学报, **2025**, *46*(10), 20250035)
[2] Xie Z. X., Kou Y., Shi Q., Tian Y., *Chem. J. Chinese Universities*, **2025**, *46*(2), 20240372(解卓学, 寇艳, 史全, 田颖. 高等学校化学学报, **2025**, *46*(2), 20240372)
[3] Geng L., Cui J., Zhang C., Yan Y., Zhao J., Liu C., *Chem. Eng. J.*, **2024**, *495*, 153359
[4] Chen S., Long Z., Jia L., Wang Y., Zhao G., *J. Energy Storage*, **2026**, *166*, 122352
[5] Zhang H., van Wissen R., Nedea S., Rindt C., *In Proceedings of the Advances in Thermal Energy Storage*, *Eurotherm Seminar* 99, Lleida, **2014**, 1—11
[6] Diarce G., Gandarias I., Campos-Celador A., García-Romero A., Griesser U. J., *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **2015**, *134*, 215—226
[7] Zhang H., Nedea S., Rindt C., *The 13th International Conference on Energy Storage-Greenstock 2015*, Beijing, **2015**, 19—21
[8] Hua W., Lv X., Zhang X., Ji Z., Zhu J., *J. Energy Storage*, **2023**, *67*, 107378
[9] Li X., Zhang J., Liu Y., Xu Y., Cui K., Yao Z., Fu B., Song C., Shang W., Tao P., Deng T., *Chem. Eng. J.*, **2023**, *452*, 139328
[10] Suzuki M., Machida H., Satomi H., Hirasawa I., *Kagaku Kogaku Ronbunshu*, **2018**, *44*(1), 12—17
[11] Pan M., Wang D., Wang L., Dong N., Xie H., Yu W., *Chem. Eng. J.*, **2024**, *499*, 156058
[12] Nakano K., Masuda Y., Daiguji H., *J. Phys. Chem. C*, **2015**, *119*(9), 4769—4777
[13] Shao X., Chenxu Y., Wang B., Zhang N., Yuan Y., *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **2023**, *256*, 112335
[14] Puupponen S., Seppälä A., *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **2018**, *180*, 59—66
[15] Turunen K., Yazdani M. R., Puupponen S., Santasalo-Aarnio A., Seppälä A., *Appl. Energy*, **2020**, *266*, 114890
[16] Turunen K., Mikkola V., Laukkanen T., Seppälä A., *Appl. Energy*, **2023**, *332*, 120530
[17] Turunen K., Yazdani M. R., Santasalo-Aarnio A., Seppälä A., *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **2021**, *230*, 111273
[18] Turunen K., Santasalo-Aarnio A., Seppälä A.; Ed: Droege P., Stadler I., Trimborn C., *Proceedings of the 14th International Renewable Energy Storage Conference 2020 (IRES 2020)*, Atlantis Press, Paris, **2021**, Vol. *6*, 186—192
[19] Yuan M., Cao D., Liu C., Xu C., Liao Z., *Chem. Eng. J.*, **2023**, *469*, 143743
[20] Yang S., Shi H. Y., Liu J., Lai Y. Y., Bayer Ö., Fan L. W., *Nat. Commun.*, **2024**, *15*(1), 4948
[21] Li Y., Kou Y., Sun K., Chen J., Deng C., Fang C., Shi Q., *J. Energy Chem.*, **2023**, *80*, 228—236
[22] Chen J., Kou Y., Sun K., Liu H., Zhang X., Fang C., Shi Q., *Mater. Today Sustain.*, **2023**, *22*, 100398
[23] Chen J., Kou Y., Zhang S., Zhang X., Liu H., Yan H., Shi Q., *Angew. Chem. Int. Ed.*, **2024**, *63*(16), e202400759
[24] Smith B. C., *Spectrosc. (Santa Monica)*, **2022**, *37*(3), 17—19
[25] Yan H., Kou Y., Zhang S., Liu H., Yin N., Xu Y., Shi Q., *Chem. Eng. J.*, **2025**, *522*(3), 167630
[26] Gou D., Qiu P., Hong F., Wang Y., Ren P., Cheng X., Wang L., Liu T., Liu J., Zhao J., *Int. J. Biol. Macromol.*, **2024**, *274*, 132917

(Ed.: Y, K, M)