



Научная статья
2.6.17 – Материаловедение (технические науки)
УДК 620.18

doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2025.01.031



О ВОЗМОЖНОСТИ ДИАГНОСТИКИ СТРУКТУРЫ МАКРОМОЛЕКУЛ ПОЛИМЕРОВ МЕТОДОМ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Елена Андреевна Бобина ¹, Максим Петрович Данилаев ²,
Владимир Александрович Куклин ³, Иван Владимирович Лунев ⁴,
Константин Владимирович Файзуллин ⁵, Артур Маратович Ямаев ⁶

^{1, 2, 3, 5} Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н.Туполева – КАИ, Казань, Россия

¹ eabobina@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0196-1693>

² danilaev@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7733-9200>

³ iamkvova@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4254-5837>

^{3, 4, 6} Казанский федеральный университет, Казань, Россия

⁴ lounev75@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-6201-4393>

⁵ KVFayzullin@kai.ru, <https://orcid.org/0009-0003-4507-058X>

⁶ yamzeg@gmail.com

Аннотация. Изменение поляризуемости полимеров определяется конформацией макромолекул и ее изменением при деформации полимера под действием внешней силы. При этом изменяется как энтропия, так и внутренняя энергия системы макромолекул полимера при его деформировании. В работе получена оценка характера изменения величины внутренней энергии при деформации полимеров от температуры. Рассмотрены полимеры с различной структурой макромолекул: полиметилметакрилат, поливинилхлорид, АБС-пластик, поливинилиденфторид. Показано, что наибольшие изменения внутренней энергии с ростом температуры соответствуют полимерам с разветвленной структурой макромолекул и макромолекул в виде клубков.

Ключевые слова: диэлектрическая спектроскопия, полимерные материалы, структура макромолекул полимеров.

Благодарности: Научные исследования проведены при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках исполнения обязательств по Соглашению номер № 075-03-2024-067 от 17.01.2024 г. Диэлектрические измерения выполнены за счет средств Программы стратегического академического лидерства Казанского (Приволжского) федерального университета (Приоритет 2030).

Для цитирования: О возможности диагностики структуры макромолекул полимеров методом диэлектрической спектроскопии / Е. А. Бобина [и др.] // Ползуновский вестник. 2025. № 1, С. 242–246. doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2025.01.031. EDN: <https://elibrary.ru/AHLZUZ>.

Original article

POSSIBILITY OF POLYMER MACROMOLECULS STRUCTURE DIAGNOSTICS BY DIELECTRIC SPECTROSCOPY METHOD

Elena A. Bobina ¹, Maxim P. Danilaev ², Vladimir A. Kuklin ³, Ivan V. Lounev ⁴,
Konstantin V. Fayzullin ⁵, Arthur M. Yamaev ⁶

^{1, 2, 3, 5} Kazan National Research Technical University named after A.N. Tupolev-KAI, Kazan, Russia

¹ eabobina@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0196-1693>

² danilaev@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7733-9200>

³ iamkvova@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4254-5837>

^{3, 4, 6} Kazan Federal University, Kazan, Russia

⁴ lounev75@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-6201-4393>

⁵ KVFayzullin@kai.ru, <https://orcid.org/0009-0003-4507-058X>

⁶ yamzeg@gmail.com

Abstract. The conformation of polymers macromolecules and there changes under the polymer deformation are determine the polymers polarizability change. So, the entropy and internal energy of polymers macromolecules system are change under the deformation. The dependent of internal energy variation by polymer deformation under the temperature are considered in that paper. The polymers with different structure of macromolecules are considered in that paper: polymethyl methacrylate, polyvinyl chloride, ABS plastic, polyvinylidene fluoride. It has been show that the greatest changes of internal energy variation by polymer deformation with temperature increasing correspond to polymers with a branched structure of macromolecules and macromolecules in the form of coils.

© Бобина Е. А., Данилаев М. П., Куклин В. А., Лунев И. В., Файзуллин К. В., Ямаев А. М., 2025

О ВОЗМОЖНОСТИ ДИАГНОСТИКИ СТРУКТУРЫ МАКРОМОЛЕКУЛ ПОЛИМЕРОВ МЕТОДОМ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Keywords: dielectric spectroscopy, polymeric materials, polymer macromolecules structure.

Acknowledgements: Scientific research was carried out with the financial support of the Russian Ministry of Education and Science, Agreement No. 075-03-2024-067 dated 01/17/2024.

For citation: Bobina, E. A., Danilaev, M. P., Kuklin, V. A., Lunev I. V., Fayzullin, K. V. & Yamaev, A. M. (2025). Possibility of polymer macromolecules structure diagnostics by dielectric spectroscopy method. *Polzunovskiy vestnik*, (1), 242-246. (In Russ). doi: 10/25712/ASTU.2072-8921.2025.01.031. EDN: <https://elibrary.ru/AHLZUZ>.

ВВЕДЕНИЕ

Один из перспективных подходов к неинвазивной диагностике механических свойств полимерных материалов основан на анализе его диэлектрических спектров [1–4]. Ранние работы по формализации математических моделей, устанавливающих соответствие между модулем сдвига и диэлектрическими параметрами полимера, например, [1, 5], не учитывали особенностей изменения структуры полимера при деформации. Вследствие этого низкая адекватность моделей и необходимость использования эмпирических поправочных коэффициентов [4]. Современный подход к построению таких математических моделей учитывает, как правило, только деформацию макромолекул полимера при его нагружении [6, 7]. Этим объясняют изменение реальной части диэлектрической проницаемости с учетом ориентации усредненного дипольного момента макромолекулы, вдоль или поперек ее оси [8]. Такое рассмотрение позволило повысить адекватность моделей, в частности для эластомеров [7, 9], и может позволить проводить диагностику структурных изменений в полимере при его деформации. Последнее обстоятельство является чрезвычайно важным для целенаправленного управления механическими свойствами полимеров и их композиций.

Работа сил при деформировании полимера расходуется не только на изменение энтропии (второе слагаемое в (1)) [9, 10], но и на изменение внутренней энергии полимерного образца (первое слагаемое в (1)), вызванное отклонением всех структурных элементов (боковые группы, сегменты) макромолекулы от равновесного состояния:

$$F = \left. \frac{\partial U}{\partial \Delta} \right|_T + T \left. \frac{\partial F}{\partial T} \right|_{\Delta}. \quad (1)$$

Здесь T – температура, Δ – деформация, F – внешняя сила; $\left. \frac{\partial U}{\partial \Delta} \right|_T$ – изменение внутренней энергии полимера при деформации. Выражение (1) записано для равновесного состояния: $\Delta = \text{const}$. По всей видимости, структурные изменения в полимере количественно описываются обоими членами уравнения (1), что ранее не учитывалось. Фактически во всех литературных источниках, например [7, 9, 11], сопоставляли изменение в структуре полимера только с упругой деформацией полимерного материала. Возможно, это обусловлено сложностями одновременного определения обоих членов уравнения (1). Существующие методы [10] определения значения величины $\left. \frac{\partial U}{\partial \Delta} \right|_T$ ограничиваются только заданной величиной деформации и носят сугубо эмпирический характер.

Цель данной работы состоит в определении значений и диагностики характера изменения внутренней энергии при деформировании полимеров с различ-

ной конформационной структурой макромолекул от температуры методами диэлектрической спектроскопии.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Определение величины $\left. \frac{\partial U}{\partial \Delta} \right|_T$ осуществляли из выражения (1) с учетом действия на образец постоянной внешней силы, обусловленной кулоновским притяжением заряженных пластин, расположенных на противоположных сторонах образца полимерного материала. Схема измерений приведена на рис. 1 и соответствует большинству экспериментальных и теоретических моделей [7, 9], устанавливающих связь между механическими и диэлектрическими свойствами полимеров.

Уравнение (1) для условий рис. 1 принимает вид:

$$\frac{\epsilon_0 S U^2}{2 l^2 (1-\delta)^2} \epsilon'(T) = \left. \frac{\partial U}{\partial \Delta} \right|_T + T S \Delta \left. \frac{\partial Y E(T)}{\partial T} \right|_{\Delta}, \quad (2)$$

где член в левой части (2) – сила притяжения пластин конденсатора; l , S – толщина и площадь под электродами образца полимера (рис. 1), $\delta = \frac{\Delta}{l}$ – относительная деформация образца; U – напряжение, прикладываемое к электродам, $\epsilon'(T)$ – зависимость реальной части диэлектрической проницаемости от температуры (устанавливается экспериментально), $Y E(T)$ – модуль Юнга. Определение зависимости величины $\left. \frac{\partial U}{\partial \Delta} \right|_T \equiv f(\Delta, T)$ от деформации и температуры требует проведения экспериментальных исследований по выявлению $\epsilon'(T)$ и $Y E(T)$.

Экспериментальные исследования проводились для четырех полимеров с различными, характерными для них, структурами макромолекул и механическими свойствами:

- полиметилметакрилат (ПММА): стеклообразный полимер с разветвленной структурой макромолекул [12], предельная деформация составляет $\Delta_{pr} \sim 5,5\%$, температура стеклования – $T_c \approx 105^\circ\text{C}$;

- поливинилиденфторид (ПВДФ): линейная структура макромолекул [13], $\Delta_{pr} \sim 100 \div 300\%$, $T_c \approx -35^\circ\text{C}$;

- акрилонитрилбутадиенстирола пластик (АБС): макромолекулы свернуты в клубки [14], $\Delta_{pr} \sim 10 \div 20\%$, $T_c \approx 105^\circ\text{C}$;

- поливинилхлорид (ПВХ): эластомер со слабо разветвленными макромолекулами [14], $\Delta_{pr} \sim 20 \div 40\%$, $T_c \approx 80^\circ\text{C}$.

Образцы изготавливались методом литья под давлением; условия соответствовали технологическим рекомендациям [14]. Изотропность структуры образцов обеспечивали за счет длительной (более 10 мин.) их выдержке в нагретой пресс-форме при температуре выше температуры стек-

лования. Размеры образцов составляли 100×20×3 мм, погрешность изготовления не превышала 10 %.

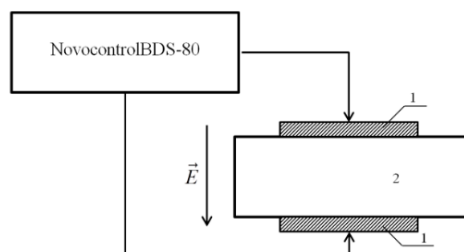


Рисунок 1 – Схема измерения диэлектрической проницаемости: 1 – электроды; 2 – образец полимерного материала

Figure 1 – Scheme of dielectric permittivity measurement: 1 - electrodes; 2 - sample of polymer material

Диэлектрические измерения проводились с помощью измерительного комплекса Novocontrol BDS-80. Измерительная ячейка представляла собой конденсатор: исследуемый образец располагали между двумя электродами, размещенными на его противоположных поверхностях. Площадь измерительных электродов – 45×20 мм². Измерительные электроды (рис. 1) наносились на противоположные поверхности образцов полимеров методом напыления. Измерения проводились в диапазоне температур 0÷70 °С, точность поддержания температуры составила ± 0,5 °С (использовался криостат Quatro Cryosystem). Амплитуда зондирующего колебания составила 300 В; относительная погрешность измерения диэлектрической проницаемости – 1 %.

В данной работе пренебрегали зависимостью диэлектрической проницаемости от Δ : сжимающая сила, действующая на образец со стороны пластин, составляет порядка $F = 2H$ при заданных условиях эксперимента. При типовом значении модуля Юнга ~1 ГПа для ПВДФ (меньшее значение из всех рассматриваемых полимеров) величина деформации составляет ~10 нм. Экспериментальные и теоретические исследования зависимости диэлектрической проницаемости от деформации, например, [6, 7], показывают, что такая зависимость существенна при больших значениях деформации $\delta > 0,5\%$.

Условие равновесного состояния (1) требует рассмотрения диэлектрической проницаемости только на нулевой частоте ($\varepsilon'(T)|_{f=0}$). Поэтому после измерения диэлектрические спектры аппроксимировали аналитическим выражением в диапазоне 1–1000 Гц с последующей экстраполяцией к точке $f \rightarrow 0$ и определением $\varepsilon'(T)|_{f=0}$. Аппроксимацию диэлектрических спектров проводили по аналогии с процедурами, описанными в работе [15] с применением уравнения Гаврильяка–Негами [16] для $\varepsilon'(T)|_{f=0}$.

Таблица 1 – Данные аппроксимации диэлектрических спектров
Table 1 – Dielectric spectrum approximation data

Тип образца	ε_{01}	ε_{11}	ε_{21}	ε_{31}	ε_{41}	$\varepsilon'(25^\circ\text{C}) _{f=0}$
ПММА	4,2	0,025	$-4,61 \cdot 10^{-4}$	$5,98 \cdot 10^{-6}$	$-1,03 \cdot 10^{-8}$	4,66
ПВДФ	12,47	1,45	-0,17	0,007	$-6,1 \cdot 10^{-5}$	32,5
АБС	3,12	$-9,9 \cdot 10^{-4}$	$1,44 \cdot 10^{-4}$	$-3,73 \cdot 10^{-6}$	$4,7 \cdot 10^{-8}$	3,1
ПВХ	6,55	0,23	-0,012	$3,09 \cdot 10^{-4}$	$-2,17 \cdot 10^{-6}$	9,3

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Пример диэлектрического спектра и температурная зависимость реальной части диэлектрической проницаемости приведены на рис. 2 для ПММА.

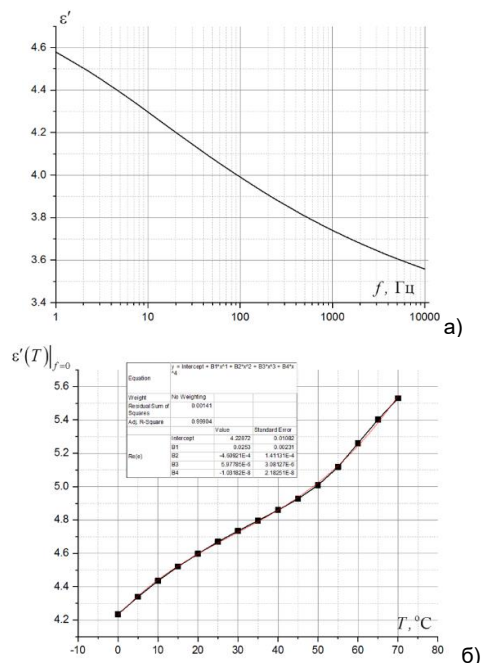


Рисунок 2 – Диэлектрические параметры ПММА: а – диэлектрический спектр ПММА при 25 °С; б – зависимость реальной части диэлектрической проницаемости от температуры при $f = 0$.

Figure 2 – Dielectric parameters of PMMA: a - dielectric spectrum of PMMA at 25°C; b - dependence of real part of dielectric permittivity on temperature at $f = 0$

Температурная зависимость $\varepsilon'(T)|_{f=0}$ аппроксимировалась полиномом четвертой степени:

$$\varepsilon'(T)|_{f=0} = \varepsilon_{01} + \varepsilon_{11}T + \varepsilon_{21}T^2 + \varepsilon_{31}T^3 + \varepsilon_{41}T^4. \quad (3)$$

Параметры аппроксимации диэлектрических спектров и значения $\varepsilon'(T)|_{f=0}$ представлены в таблице 1.

При определении величины $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$

$$\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T = \frac{\varepsilon_0 S U^2}{2l^2(1-\delta)^2} \varepsilon'(T) - T S \Delta \left. \frac{\partial \varepsilon'(T)}{\partial T} \right|_{\Delta} \quad (4)$$

использовали линейную аппроксимацию модуля Юнга от температуры $YE(T)$, с учетом литературных данных [14]:

$$YE(T) = YE(0^\circ\text{C}) - [YE(0^\circ\text{C}) - YE(70^\circ\text{C})] \frac{T}{70}. \quad (5)$$

Данные для аппроксимации зависимости $YE(T)$ приведены для средних значений модулей Юнга рассматриваемых полимеров в таблице 2. Результаты расчетов $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T \equiv f(\Delta, T)$ представлены на рис. 3.

О ВОЗМОЖНОСТИ ДИАГНОСТИКИ СТРУКТУРЫ МАКРОМОЛЕКУЛ ПОЛИМЕРОВ МЕТОДОМ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Таблица 2 – Данные аппроксимации температурной зависимости модуля Юнга
Table 2 – Data of Young's modulus temperature dependence approximation

Тип образца	$YE(0^{\circ}C)$, ГПа	$YE(70^{\circ}C)$, МПа
ПММА	4	400
ПВДФ	1	100
АБС	2	300
ПВХ	1,5	150

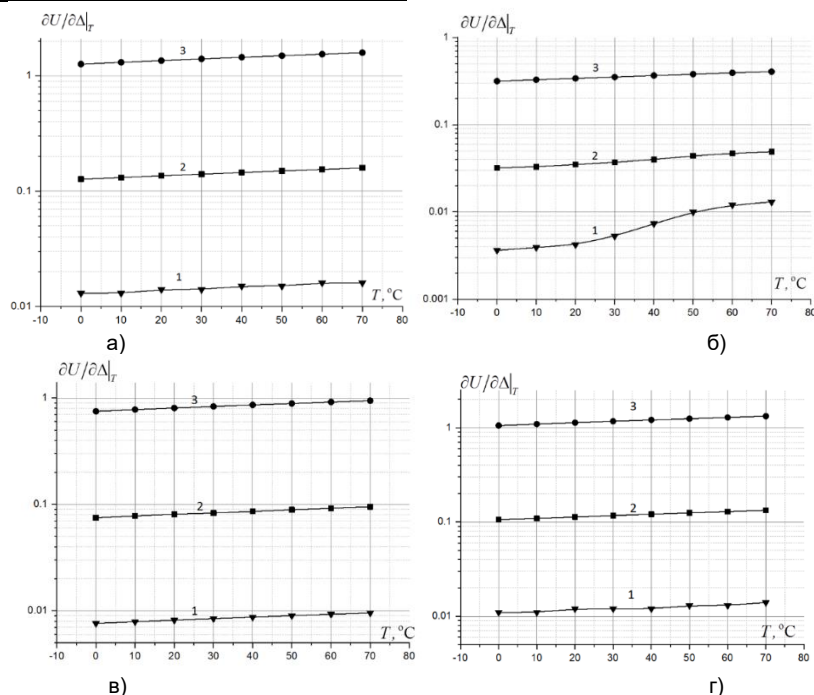


Рисунок 3 – Зависимости $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$ от температуры: а – ПММА; б – ПВДФ; в – АБС пластик; г – ПВХ. 1 – $\Delta = 1$ нм; 2 – $\Delta = 10$ нм; 3 – $\Delta = 100$ нм.

Figure 3 – Temperature dependences of: a - PMMA; б - PVDF; в - ABS plastic; д - PVC. 1 - $\Delta = 1nm$; 2 - $\Delta = 10nm$; 3 - $\Delta = 100nm$.

Зависимость $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$ от деформации Δ линейна. Вероятно, это является следствием допущения независимости $\varepsilon'(T)|_{f=0}$ от Δ . Следует отметить, что в рассматриваемом диапазоне температур значение $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$ отлично от нуля при $\Delta \rightarrow 0$ и увеличивается с ростом температуры (рис. 4). Значение $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_{T=0^{\circ}C}$ при $\Delta \rightarrow 0$ отлично от нуля и составляет $\sim 10^{-4}$.

Повышение первого члена уравнения (1) $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$ с ростом температуры возможно объяснить увеличением амплитуды колебаний атомов в структурных элементах макромолекул полимера (боковых групп, сегментов, разветвленных частей). Абсолютные значения $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$ имеют один порядок для рассматриваемых полимеров. По всей видимости, с увеличением температуры растет длина химических связей с ростом амплитуды колебаний атомов в боковой группе и увеличивается проекция вектора дипольного момента в направлении приложенного электрического поля. Это и объясняет рост реальной части диэлектрической проницаемости. Изменение реальной части диэлектрической проницаемости с ростом температуры наибольшее для ПВДФ, полимера с линейной структурой мак-

ромолекул. Для этого полимера реальная часть диэлектрической проницаемости увеличивается с $\varepsilon'(T = 0^{\circ}C)|_{f=0} \approx 20$ до $\varepsilon'(T = 70^{\circ}C)|_{f=0} \approx 240$. Для АБС-пластика, полимера со структурой макромолекул в виде клубков это изменение наименьшее и составляет $\varepsilon'(T = 70^{\circ}C)|_{f=0} - \varepsilon'(T = 0^{\circ}C)|_{f=0} \approx 0,5$.

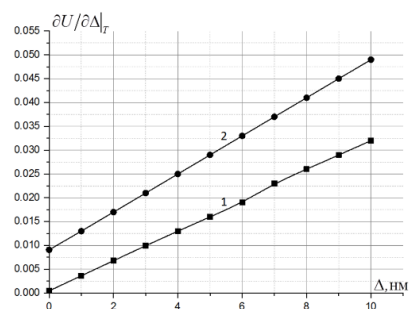


Рисунок 4 – Пример зависимости $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$ от деформации для ПВДФ: 1 – $T = 0^{\circ}C$; 2 – $T = 70^{\circ}C$

Figure 4 – Example of strain dependence for PVDF: 1 - $T = 0^{\circ}C$; 2 - $T = 70^{\circ}C$

Увеличение длины химической связи с ростом температуры объясняет уменьшение силы взаимодействия между сегментами макромолекул. Уменьшается значение возвращающей силы, вследствие чего модуль Юнга снижается [14, 17].

ВЫВОДЫ

Диагностика значений и характера зависимости величины $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$ полимеров от температуры и деформации возможно с использованием метода диэлектрической спектроскопии. Абсолютные значения величины $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$ для рассматриваемых полимеров (полиметилметакрилат, поливинилиденфторид, АБС-пластик и поливинилхлорид) имеют одинаковый порядок. Однако большие изменения этой величины с ростом температуры соответствуют полимерам с разветвленной структурой макромолекул (ПММА и ПВХ) и макромолекул в виде клубков (АБС-пластик) при $\Delta = \text{const}$. Возможно, это обусловлено большими силами взаимодействия между структурными элементами макромолекул. Косвенно это подтверждается меньшим ростом реальной части диэлектрической проницаемости с ростом температуры для этих полимеров, по сравнению с ПВДФ.

Таким образом, характер изменения величины внутренней энергии $\frac{\partial U}{\partial \Delta}|_T$ обусловлен структурой макромолекул полимера, что может быть использовано для диагностики ее изменений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. DiMarzio E.A. & Bishop M. (1974). Connection between the macroscopic electric and mechanical susceptibilities. The Journal of chemical physics, 60(10), 3802–3811. doi: 10.1063/1.1680822.
2. Diaz-Calleja R., Riande E. (2004). Comparative study of mechanical and dielectric relaxations in polymers. Materials Science and Engineering: A, 370(1), 21–33. doi: 10.1016/j.msea.2003.08.069.
3. Garcia-Bernabé A., Sanchis M.J., Díaz-Calleja R., del Castillo L.F. (2009). Fractional Fokker–Planck equation approach for the interconversion between dielectric and mechanical measurements. Journal of Applied Physics, 106, (1), 014912. doi: 10.1063/1.3158555.
4. Danilaev M.P., Drobyshev S.V., Karandashov S.A., Klubukov M.A., Kuklin V.A., Lunev I.V. (2023). Dielectric spectroscopy method for polar polymers elastic properties diagnostics. Testing. Diagnostics, 26(7), 44–50. doi: 10.14489/td.2023.07.044-050.
5. Diaz-Calleja R., Garcia-Bernabé A., Sanchis M.J., del Castillo L.F. (2005). Interconversion of mechanical and dielectrical relaxation measurements for dicyclohexylmethyl-2-methyl succinate. Phys. Rev. E. American Physical Society, 72(5), 051505. doi: 10.1103/PhysRevE.72.051505.
6. Cohen N., Oren S.S., de Botton G. (2017). The evolution of the dielectric constant in various polymers subjected to uniaxial stretch. Extreme Mechanics Letters, 16, 1–5. doi: 10.1016/j.eml.2017.08.003.
7. Jiménez S.M.A., McMeeking R.M. (2013). Deformation dependent dielectric permittivity and its effect on actuator performance and stability. International Journal of Non-Linear Mechanics, 57, 183–191. doi: 10.1016/j.ijnonlinmec.2013.08.001.
8. Stockmayer W.H. (1967). Dielectric dispersion in solutions of flexible polymers. Pure and Applied Chemistry, 15(3–4), 539–554. doi: 10.1351/pac196715030539.
9. Cohen N., Dayal K., de Botton G. (2016). Electroelasticity of polymer networks. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 92, 105–126. doi: 10.1016/j.jmps.2016.03.022.
10. Zuev B.M., Sayakhova N.M., Arkhireev O.S., Gubanov E.F. (1994). The dependence of the path difference on elastic and hyperelastic deformation for network polymers. High-molecular compounds, 36(3), 402–406. (In Russian).
11. Vu-Cong T., Nguyen-Thi N., Jean-Mistral C., Sylvestre A.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 02 мая 2024; одобрена после рецензирования 28 февраля 2025; принята к публикации 05 марта 2025.

The article was received by the editorial board on 02 May 2024; approved after editing on 28 Feb 2025; accepted for publication on 05 Mar 2025.

(2014). How does static stretching decrease the dielectric constant of VHB 4910 elastomer? Electroactive Polymer Actuators and Devices (EAPAD), 9056, 411–418. doi: 10.1117/12.2045042.

12. Schomaker E., Challa G. (1989). Complexation of stereoregular poly (methyl methacrylates).

13. The basic structure of the stereocomplex of isotactic and syndiotactic poly(methyl methacrylate). Macromolecules, 22(8), 3337–3341. doi: 10.1021/ma00198a025.

14. Wan C., Rhys Bowen C. (2017). Multiscale-structuring of polyvinylidene fluoride for energy harvesting: the impact of molecular-, micro- and macro-structure. Journal of Materials Chemistry A. Royal Society of Chemistry, 5(7), 3091–3128. doi: 10.1039/C6TA09590A.

15. Salamone J.C. (2020). Polymeric materials encyclopedia, Twelve volume set. CRC press, 2, 554 p.

16. Popov I., Cheng S., Sokolov A.P. (2022). Broadband Dielectric Spectroscopy and Its Application in Polymeric Materials. Macromolecular Engineering, 1st ed., 1–39. doi: 10.1002/9783527815562.mme0059.

17. Havriliak S., Negami S. (1966). A complex plane analysis of α -dispersions in some polymer systems. Journal of Polymer Science Part C: Polymer Symposia, 14(1), 99–117. DOI: 10.1002/polc.5070140111.

Информация об авторах

Е. А. Бобина – кандидат технических наук, доцент кафедры «Электронных и квантовых средств передачи информации» Казанского национального исследовательского технического университета им. А.Н. Туполева – КАИ.

М. П. Данилаев – доктор технических наук, профессор кафедры «Электронных и квантовых средств передачи информации» Казанского национального исследовательского технического университета им. А.Н. Туполева – КАИ.

В. А. Куклин – кандидат физико-математических наук, инженер-исследователь междисциплинарной межевузовской лаборатории Казанского национального исследовательского технического университета им. А.Н. Туполева – КАИ.

И. В. Лунев – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры Радиозлектроники Казанского федерального университета.

К. В. Файзуллин – кандидат технических наук, заместитель начальника управления научно-исследовательской работы (УНИР) Казанского национального исследовательского технического университета им. А.Н. Туполева – КАИ.

А. М. Ямаев – аспирант Казанского федерального университета.

Information about the authors

E.A. Bobina - PhD, Associate Professor of the Department of "Electronic and Quantum Means of Information Transmission" of Kazan National Research Technical University named after A.N. Tupolev - KAI.

M.P. Danilaev - Doctor of Sciences, Professor of the Department of "Electronic and Quantum Means of Information Transmission" of Kazan National Research Technical University named after A.N. Tupolev - KAI.

V.A. Kuklin - PhD, research engineer, interdisciplinary interuniversity laboratory, Kazan National Research Technical University named after A.N. Tupolev - KAI.

I.V. Lounev - PhD, Associate Professor of the Department of "Radioelectronics" of Kazan Federal University.

K.V. Fayzullin - PhD, Deputy Head of the Research and Development Department (RDD) of Kazan National Research Technical University named after A.N. Tupolev - KAI.

A.M. Yamaev - postgraduate student of Kazan Federal University.