Научная статья УДК 621.315.61 DOI: https://doi.org/10.18721/JEST.31109



А.А. Павлов¹ № , М.Э. Борисова¹, А.М. Камалов², А.Л. Диденко²

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия;

² Филиал ФГБУ «Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова Национального исследовательского центра "Курчатовский институт"» – Институт высокомолекулярных соединений, Санкт-Петербург, Россия

^{III} pavlov_aa@spbstu.ru

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИИМИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ И КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Аннотация. В данной работе исследованы электрофизические свойства термопластичных и термореактивных полиимидов (ПИ): электропроводность, кратковременная электрическая прочность, динамические механические характеристики. С целью повышения кратковременной электрической прочности были синтезированы композиционные материалы на основе полиимидных матриц. Определены температуры стеклования T_g ПИ методом динамического механического анализа. Показано, что с увеличением T_g наблюдается рост модуля упругости и снижение тангенса угла механических потерь. В интервале температуры ниже температуры стеклования проводимость ПИ не зависит от гибкости цепи макромолекул. Определена кратковременная электрическая прочность ПИ при переменном напряжении промышленной частоты (50 Гц). Из полученных данных следует, что величина $E_{\rm пр}$ отечественной пленки Р-СОД выше $E_{\rm пр}$ пленки А-мФ (ULTEM) на 24%. При этом введение наполнителей (Аэросил, фторопласт) в Р-СОД и ПМ-ДАДФЭ не привело к увеличению кратковременной электрической прочности.

Ключевые слова: полиимид, электрическая прочность, проводимость, динамический механический анализ.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания (тема №124013-000726-6 «Полимерные и композиционные материалы для перспективных технологий»).

Для цитирования:

Павлов А.А., Борисова М.Э., Камалов А.М., Диденко А.Л. Электрофизические свойства полиимидных материалов и композитов на их основе // Глобальная энергия. 2025. Т. 31, № 1. С. 122–135. DOI: https://doi.org/10.18721/JEST.31109

Research article DOI: https://doi.org/10.18721/JEST.31109



A.A. Pavlov¹
^{III} , M.E. Borisova¹, A.M. Kamalov², A.L. Didenko²

 ¹ Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia;
 ² Branch of Petersburg Nuclear Physics Institute Named by B.P. Konstantinov of National Research Centre "Kurchatov Institute" – Institute of Macromolecular Compounds, St. Petersburg, Russia

[™] pavlov_aa@spbstu.ru

ELECTROPHYSICAL PROPERTIES OF POLYIMIDE MATERIALS AND POLYIMIDE-BASED COMPOSITES

Abstract. This work investigates the electrophysical properties of thermoplastic and thermosetting polyimides (PI): electrical conductivity, dielectric strength, dynamic mechanical characteristics. In order to increase the dielectric strength, composite materials based on polyimide matrices are synthesized. The glass transition temperatures T_g for PI are determined by the dynamic mechanical analysis. With an increase in T_g , an increase in the modulus of elasticity and a decrease in the tangent of the mechanical losses are observed. In the temperature range below the glass transition temperature, the conductivity of PI does not depend on the flexibility of the macromolecule chain. The dielectric strength of PI at alternating voltage of industrial frequency (50 Hz) is determined. Compared to the Ultem film, the breakdown voltage of the domestic R-BAPS film is higher by 24%. At the same time, the introduction of fillers (Aerosil, fluoroplast) into R-BAPS and PMDA-ODA did not lead to an increase in the dielectric strength.

Keywords: polyimide, dielectric strength, conductivity, dynamic mechanical analysis.

Acknowledgements: The work was carried out within the state assignment No 124013000726-6.

Citation:

Pavlov A.A., Borisova M.E., Kamalov A.M., Didenko A.L., Electrophysical properties of polyimide materials and polyimide-based composites, Global Energy, 31 (01) (2025) 122–135, DOI: https://doi.org/10.18721/JEST.31109

Введение. Развитие электротехнической промышленности требует изучения и внедрения новых изоляционных материалов. Для определения возможностей применения нового материала необходимо исследовать его электрофизические свойства: удельную проводимость, электрическую и механическую прочность. Сегодня существенное внимание уделяется полиимидным материалам и композиционным структурам на их основе.

Настоящая работа посвящена изучению электрических свойств термопластичных и термореактивных полиимидов (ПИ). ПИ обладают высокими механическими характеристиками, низкой электрической проводимостью, стойкостью к агрессивным средам и повышенным температурам, что позволяет применять их в составе изоляции электрических машин, печатных плат и в качестве защитных покрытий. К недостаткам ПИ можно отнести высокую стоимость, которая может быть снижена при переходе к термопластичным ПИ.

В работе исследуются свойства термопластичных ПИ: импортного А-мФ и отечественного Р-СОД с целью оценки возможности замещения. Для повышения электрической прочности ПИ были получены композиционные материалы на основе ПИ с органическими и неорганическими наполнителями.



Рис. 1. Общая химическая формула ПИ Fig. 1. PI general chemical formula

Обзор литературы

Полиимиды — это класс термостойких полимеров, обладающих высокими механическими и диэлектрическими характеристиками в широком интервале температур [1, 2].

На рис. 1 приведена общая химическая формула для ПИ.

В качестве термостойкой изоляции в России и за рубежом традиционно применяются изделия из полипиромеллитида (ПМ). К недостаткам термореактивного ПМ можно отнести высокую стоимость, слабую адгезию к металлам, высокую гигроскопичность.

Для создания термопластичных ПИ в цепь полимера вводят «шарнирные» атомы (O, N, S и др.) или функциональные группы [3]. Таким образом можно увеличить гибкость полимерной цепи и существенно понизить температуру стеклования T_g ПИ [4–6]. Несмотря на то, что первые попытки внедрения термопластичных ПИ в качестве электрической изоляции упоминаются в конце 1990-х годов [7], свое применение они находят в настоящее время. В работе [8] проведен комплекс опытов, который показывает, что полиэфиримид А-мФ (ULTEM) соответствует требованиям, предъявляемым к межвитковой изоляции силовых трансформаторов.

В последнее время в зарубежной литературе особое внимание уделяется созданию композиционных полимерных материалов с повышенным значением $E_{\rm np}$ [9–12]. В работе [13] описывается влияние наполнителя на электрическую прочность материала. Было высказано предположение, что несоответствие физических и химических свойств между наполнителем и полимерной матрицей может привести к накоплению заряда на границе раздела матрица—наполнитель. В результате носители зарядов под действием приложенного электрического поля мигрируют в эту область и захватываются на локальные энергетические уровни — «ловушки», что задерживает формирование проводящего канала. Электрическое поле деполяризации с учетом захваченных на границе раздела зарядов понижает величину среднего поля E в диэлектрике и приводит к повышению электрической прочности. Введение наполнителя ZnO в PVDF повысило электрическую прочность почти на 50% по сравнению с чистым полимером.

Подобные исследования проведены для ПИ пленок. Авторы статьи [14] ввели флуорен в молекулярную цепь ПИ, затем в матрицу были введены нанокластеры алюминия. В работе установлено, что значение $E_{\rm np}$ композитной пленки на основе ПИ (MPI/1,0 об.% AOC) увеличилось в 1,55 раза по сравнению с исходной пленкой ПИ.

В работе [15] нанопластины из нитрида графита (CNN) подвергались ультразвуковому отслаиванию и покрывались полидопамином для получения модифицированных нанопластин (DCNN). Были получены ПИ композитные пленки с различным содержанием CNN и DCNN. Благодаря наличию большого количества гидроксильных групп в составе полидопамина, в композитах PI/DCNNS была достигнута хорошая совместимость наполнителя с полимером и равномерная дисперсия наполнителя. Увеличение электрической прочности композита ПИ с 0,5 мас.% DCNNS составило 67,6% по сравнению с чистым ПИ, для PI/CNNS с тем же содержанием наполнителя – 14,5%. Целью работы является определение электрофизических свойств термопластичных и термореактивных ПИ, что позволит уточнить область применения этих материалов, оценить возможность импортозамещения. На основе матриц ПИ синтезированы композиционные материалы с целью увеличения электрической прочности.

Полученные данные предоставляют дополнительную информацию производителям материалов (ИВС, НИЦ «Курчатовский институт»), позволяющую оптимизировать технологию производства ПИ, улучшить их характеристики.

Методика измерений

Объект исследования

Пленки ПИ были изготовлены в филиале ФГБУ «Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова Национального исследовательского центра "Курчатовский институт"» – Институте высокомолекулярных соединений. Растворы полиамидкислоты (ПАК) получались поликонденсацией смеси диангидрида и диамина в растворителе ДМАА (диметилацетамид). ПИ пленки толщиной ~60 мкм изготовлены поливом на стекло 10–20% раствора ПАК.

В дальнейшем образцы подвергались сушке при 60°С в течение 24 ч. Термическую циклизацию пленок ПАК проводили на стекле при температурах 100, 200, 300°С в течение 1 ч и в течение 15 мин при 360°С.

В табл. 1 приведены химические формулы и параметры исследуемых ПИ. А-мФ, Р-СОД и ДФО-ДАДФЭ – термопластичные полимеры, ПМ-ДАДФЭ – термореактивный. Сегмент Куна – количественный критерий гибкости макромолекул; длина молекулярной цепи, которая может считаться свободно-сочлененной.

Таблица 1

Сведения об исследуемых материалах

Table 1

| ПИ | Формула | T_g , °C | Сегмент Куна [16], Å |
|-----------------|---|------------|----------------------|
| ПМ-ДАДФЭ (ПМ-1) | | 380 | 72 |
| ДФО-ДАДФЭ | | 250 | 38 |
| Р-СОД | $\left\{ \left\{ \left$ | 220 | 20 |
| Ам-Ф (ULTEM) | | 217 | 20 |

Properties of the studied materials

На основе матриц Р-СОД и ПМ-ДАДФЭ были синтезированы композиционные материалы с низким содержанием наполнителя (1 мас.%). В качестве наполнителей были выбраны Аэросил и фторопласт.

Аэросил Т30 — пирогенный диоксид кремния (SiO₂), доступный нетоксичный наполнитель, применяющийся для упрочнения полимеров. Фторопласт Ф4МД — политетрафторэтилен (ПТФЭ), полимер, обладающий стойкостью к высоким температурам и химическим средам. ПТФЭ является неполярным материалом, применяется в роли наполнителя для снижения относительной диэлектрической проницаемости полярных матриц.

Динамический механический анализ

Метод динамического механического анализа (ДМА) применяется для получения данных о вязкоупругих характеристиках материалов в широком температурном диапазоне: о модуле упругости E', вязкости E'' и о тангенсе угла механических потерь. ДМА проводился с применением прибора DMA 242C (NETZSCH, Германия) при деформации растяжения со скоростью нагрева 5°C/мин. Частота приложения динамической нагрузки составляла 1 Гц, амплитуда деформации 15 мкм; статическая сила 0,1 H, динамическая сила 2 H, измерения проводились в воздушной атмосфере.

Приложенное механическое напряжение описывается следующим выражением:

$$\sigma(t) = \sigma_{\max} \sin \omega t, \tag{1}$$

где
 $\sigma_{\rm max}$ — амплитуда механического напряжения,
а ω — угловая частота механических осцилляций.

Приложение механического напряжения приводит к деформации ε_m , определяющейся следующим выражением:

$$\varepsilon_m = \frac{\Delta l}{l_0},\tag{2}$$

где Δl – удлинение, а l_0 – начальная длина образца.

Модуль упругости при этом рассчитывается по следующей формуле:

$$E = \frac{d\sigma}{d\varepsilon_m}.$$
(3)

Измерение электропроводности полиимидов

Для измерения удельного сопротивления плоских диэлектрических образцов следует применять трехэлектродную систему (ГОСТ 6433.2-71), но, согласно ОСТ 6-05-423-76, для полимерных пленок толщиной менее 100 мкм допускается использовать двухэлектродную схему.

Установка состоит из сушильного шкафа SNOL, пикоамперметра МНИПИ A2-4 с встроенным источником напряжения и измерительной двухэлектродной ячейки. Измерения токов проводились в изотермическом режиме при температурах от 25 до 200°С. Погрешность измерения температуры составляла ±1°С.

Значения сквозного тока фиксировались после выдержки образца под напряжением в течение 4 ч. Удельная проводимость образца ПИ рассчитывается по следующей формуле:

$$\gamma = \frac{l \cdot I}{S \cdot U},\tag{4}$$

где *l* – толщина образца, *I* – ток, *U* – разность потенциалов на электродах, *S* – площадь электрода.

Перед измерениями образцы прогревались до 200°С в течение 60 мин в замкнутом состоянии. На образцы накладывались алюминиевые фольговые электроды диаметром 20 мм. Опорное напряжение составляло 10 В. Погрешность измерения тока составляет до 0,5%.



Рис. 2. Схема установки: 1 – исследуемый образец; 2 – электродная ячейка;
3 – пикоамперметр А2-4; 4 – источник напряжения; 5 – сушильный шкаф
Fig. 2. Current measuring installation: 1 – Test sample; 2 – Electrode cell;
3 – A2-4 picoammeter; 4 – Voltage source; 5 – Thermal cabinet

Пробой полиимидов

Пробой образцов ПИ проводился на высоковольтном испытательном аппарате СКАТ-70.

Электрическая прочность определялась при подъеме переменного напряжения f = 50 Гц со скоростью 0,5 кВ/с до пробоя диэлектрика. Испытания проводились при комнатной температуре. Размер образцов лабораторного производства составлял 9×9 см. С учетом этого пробой проводился в электродной системе плоскость—шар, диаметр шара составлял 4 мм. Для устранения краевых частичных разрядов образцы помещались в трансформаторное масло.

Пробой диэлектрика фиксировался по падению напряжения на образце. Погрешность измерения напряжения составляет до 2,6%.

На рис. 3 приведена фотография места пробоя пленки Р-СОД, полученная при помощи оптического микроскопа.

В пределах контура канала пробоя отсутствуют следы скользящих разрядов по поверхности. Можно полагать, что имел место электрический пробой. Для подтверждения этого положения проводились испытания электрической прочности пленок ПИ на постоянном напряжении в широком интервале температур [17]. Было установлено, что тепловая форма пробоя имеет место при температурах выше 200°С.



Рис. 3. Фотография места пробоя пленки Р-СОД Fig. 3. Photo of the breakdown site of the R-BAPS film



Рис. 4. Зависимости динамического модуля упругости и механических потерь пленок ПИ от температуры: 1 – А-мФ, 2 – Р-СОД, 3 – ДФО-ДАДФЭ, 4 – ПМ-ДАДФЭ
Fig. 4. Thermal dependences of the dynamic modulus of elasticity and mechanical losses of PI films: 1 – ULTEM, 2 – R-BAPS, 3 – ODPA-ODA, 4 – PMDA-ODA

Экспериментальные данные

Динамический механический анализ полиимидов

Для оценки температур релаксационных переходов ПИ пленок А-мФ, Р-СОД, ДФО-ДАДФЭ и ПМ-ДАДФЭ были измерены температурные зависимости динамического модуля упругости (*E*) и тангенса угла механических потерь (tgδ) (рис. 4).

В области исследуемых температур кривые $tg\delta(T)$ имеют два релаксационных процесса. Высокотемпературный релаксационный максимум на кривых $tg\delta(T)$ отражает размораживание сегментальной подвижности ПИ макромолекулы и определяется температурой стеклования (табл. 2). С увеличением жесткости ПИ высокотемпературный пик смещается в область более высоких температур, что связано с ограниченной подвижностью сегментов макромолекул. Низкотемпературный широкий максимум в области 100°С связан с релаксационном переходом, обусловленным некооперативным движением диаминного и диангидридного фрагментов цепи в структуре рассматриваемых ПИ. С увеличением жесткости макромолекул ПИ величина тангенса угла механических потерь в области температуры стеклования существенно уменьшается. Модули упругости E' при 25°С и температуры стеклования T_g ПИ пленок представлены в табл. 2.

Таблица 2

Характеристики ПИ, полученные методом ДМА

Table 2

| ПИ | Модуль упругости, GPa | Температура стеклования, °С |
|-----------|-----------------------|-----------------------------|
| А-мФ | 2,5 | 215 |
| Р-СОД | 2,9 | 215 |
| ДФО-ДАДФЭ | 3,0 | 248 |
| ПМ-ДАДФЭ | 3,5 | 380 |

PI properties obtained by DMA



Рис. 5. Зависимости удельной проводимости полиимидов от температуры: 1 – А-мФ, 2 – ПМ-ДАДФЭ, 3 – ДФО-ДАДФЭ, 4 – Р-СОД Fig. 5. Temperature dependences of the conductivity of polyimides: 1 – ULTEM, 2 – PMDA-ODA, 3 – ODPA-ODA, 4 – R-BAPS

Удельная проводимость полиимидов

На рис. 5 приведены зависимости удельной проводимости полиимидов от температуры.

Из графика следует, что температурные зависимости проводимости ПИ имеют криволинейный характер в диапазоне температур от 25 до 200°С, что отличается от литературных данных для полимеров. Для количественной оценки зависимости $\gamma = f(T)$ кривые были представлены в виде совокупности двух прямолинейных отрезков с изломом в области 100°С. По наклону этих отрезков были определены энергии активации проводимости W (табл. 3).

Таблица 3

Энергии активации ПИ

Table 3

Activation energies of PI

| Материал | <i>W</i> ₁ , эВ | W_2, \mathfrak{sB} |
|-----------|----------------------------|----------------------|
| ПМ-ДАДФЭ | 0,16 | 0,67 |
| Р-СОД | 0,19 | 0,83 |
| ДФО-ДАДФЭ | 0,25 | 0,60 |
| Ам-Ф | 0,15 | 0,39 |

В области температур ниже 100°С значения W_1 составляют 0,15–0,25 эВ. Выше 100°С интенсивность активационных процессов возрастает, значения W_2 составляют 0,39–0,83 эВ.

На основании полученных данных можно сделать вывод, что зависимость проводимости ПИ от жесткости макромолекул ПИ материала в области температур ниже $T_{_{\sigma}}$ не обнаружена.

Кратковременная электрическая прочность

Зависимости вероятности пробоя от $E_{\rm np}$ для чистых ПИ приведены на рис. 6. Полученные значения $E_{\rm np}$ для исследуемой выборки образцов описываются распределением Вейбулла.

В табл. 4 приведены значения $E_{\rm np}$, соответствующие вероятности 0,63, и среднеквадратичные отклонения. Из таблицы и рисунка следует, что значения электрической прочности $E_{\rm np}$ для



Рис. 6. Распределение электрической прочности $E_{\rm np}$ в координатах Вейбулла для ПИ пленок Fig. 6. Weibull distribution of breakdown strength for PI films

исходных ПИ лежат в диапазоне от 98 до 220 кВ/мм. Наиболее высокое значение $E_{\rm np}$ наблюдается у пленок ПМ-ДАДФЭ.

На электрическую прочность ПИ влияет химическая структура молекулы, в том числе длина свободно-сочлененной цепи. В работе [18] было показано, что одним из факторов, влияющих на $E_{\rm np}$ ПИ, является наличие группы SO₂ в качестве «шарнира» в цепи молекулы ПИ. Из полученных нами данных (табл. 4) следует, что пленки Р-СОД обладают более высоким значением $E_{\rm np}$ по сравнению с А-мФ и ДФО-ДАДФЭ. При этом температура стеклования, определяющая гибкость полимерной цепи, у пленок ДФО-ДАДФЭ (248°C) выше, чем у пленок Р-СОД и А-мФ (215°C). Можно полагать, что наличие группы SO₂ в Р-СОД является существенным фактором, влияющим на электрическую прочность ПИ.

Таблица 4

Электрическая прочность ПИ пленок

Table 4

Breakdown strength of PI films

| ПИ | <i>Е</i> , кВ/мм |
|-----------------|------------------|
| А-мФ (ULTEM) | 119±21 |
| Р-СОД | 148±15 |
| ДФО-ДАДФЭ | 133±24 |
| ПМ-ДАДФЭ (ПМ-1) | 200±20 |

Введение 1% мас. Аэросила практически не оказывает влияния на величину $E_{\rm np}$, в то время как введение 1% мас. фторопласта снижает величину $E_{\rm np}$ на 24% по сравнению с исходным материалом.

Введение наполнителей (1% мас. Аэросила или фторопласта) снижает кратковременную электрическую прочность ПМ-ДАДФЭ.



Рис. 7. Распределение электрической прочности E_{np} в координатах Вейбулла для пленок Р-СОД и композитов на их основе Fig. 7. Weibull distribution of breakdown strength for R-BAPS films and R-BAPS composites



Рис. 8. Распределение электрической прочности E_{np} в координатах Вейбулла для пленок ПМ-ДАДФЭ и композитов на их основе Fig. 8. Weibull distribution of breakdown strength for PMDA-ODA films and PMDA-ODA composites

Таблица 5

Электрическая прочность пленок Р-СОД и композитов

Table 5

Breakdown strength of R-BAPS films and R-BAPS composites

| Материал | <i>Е</i> , кВ/мм |
|-----------------------|------------------|
| Р-СОД | 148±15 |
| Р-СОД + 1% Аэросил | 140±12 |
| Р-СОД + 1% Фторопласт | 113±15 |

Таблица 6

Электрическая прочность пленок ПМ-ДАДФЭ и композитов

Table 6

Breakdown strength of PMDA-ODA films and PMDA-ODA composites

| Материал | <i>Е</i> , кВ/мм | |
|--------------------------|------------------|--|
| ПМ-ДАДФЭ | 200±20 | |
| ПМ-ДАДФЭ + 1% Аэросил | 154±18 | |
| ПМ-ДАДФЭ + 1% Фторопласт | 139±21 | |

Выводы

В данной работе был изучен комплекс электрофизических характеристик ряда термопластичных и термореактивных ПИ: А-мФ (ULTEM), Р-СОД, ДФО-ДАДФЭ и ПМ-ДАДФЭ (ПМ-1).

Определены температуры стеклования $T_g \Pi И$ методом ДМА. Показано, что с увеличением T_g наблюдается рост модуля упругости и снижение тангенса угла механических потерь.

Установлено, что в интервале температур ниже T_g проводимость ПИ не зависит от гибкости цепи макромолекул. Удельная проводимость исследованных ПИ пленок составляет 10^{-15} – 10^{-12} См/м в температурном диапазоне 25–200°С.

Определена кратковременная электрическая прочность ПИ при переменном напряжении промышленной частоты (50 Гц). Значения величины $E_{\rm np}$ составляют от 98 до 220 кВ/мм. Из полученных данных следует, что величина $E_{\rm np}$ отечественной пленки Р-СОД выше $E_{\rm np}$ пленки А-мФ (ULTEM) на 24%.

Введение наполнителей (Аэросил, фторопласт) в Р-СОД и ПМ-ДАДФЭ не привело к увеличению кратковременной электрической прочности. Целесообразно продолжить разработку композиционных материалов, варьируя природу наполнителя и его процентное содержание, или провести химическую модификацию молекулы ПИ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

[1] **Damaceanu M.-D., Darie-Nita R.N.** Polyimides: Advances in Blends and Nanocomposites, 1st ed. Amsterdam: Elsevier, 2023. 470 p.

[2] He X., Xu M., Dou Q., Li Y., Wang Q., Wang T., Tao L. Preparation of high mechanical performance polyimides by microbranched cross-linked structures // Journal of Polymer Science. 2024. Vol. 63, No. 4. P. 954–965. DOI: 10.1002/pol.20241041

[3] Бессонов М.И., Котон М.М., Кудрявцев В.В., Лайус Л.А. Полиимиды – класс термостойких полимеров. Ленинград: Наука, 1983. 328 с.

[4] Bell V.L., Stump B.L., Gager H. Polyimide structure–property relationships. II. Polymers from isomeric diamines // Journal of Polymer Science: Polymer Chemistry Edition. 1976. Vol. 14. No. 9. P. 2275–2291. DOI: 10.1002/pol.1976.170140917

[5] Hegde M., Lafont U., Norder B., Picken S.J., Samulski E.T., Rubinstein M., Dingemans T. SWCNT induced crystallization in an amorphous all aromatic poly(ether imide) // Macromolecules. 2013. Vol. 46. No. 4. P. 1492–1503. DOI: 10.1021/ma302456h

[6] Юдин В.Е., Светличный В.М., Губанова Т.Н., Григорьев А.И., Суханова Т.Е., Гофман И.В., Диденко А.Л., Попова Е.Н., Федорова Г.Н., Кудрявцев В.В. Частично кристаллические полиимиды в качестве связующих для углепластиков // Высокомолекулярные соединения. Серия А. 2002. Т. 44. № 2. С. 257–267. [7] Mitsui H., Shiono T., Ushiki M., Sato Y., Ono S., Murase T. Electrical and mechanical properties of thermoplastic polyimide-insulated coaxial cable for use under high-temperature and radioactive conditions // Electrical Engineering in Japan. 1995. Vol. 115. No. 8. P. 12–21. DOI: 10.1002/eej.4391150802

[8] **Costa C., Lopes P., Castro J.** High-performance thermoplastics obtained by fused filament fabrication: effects of harsh environmental conditions of power transformers // Progress in Additive Manufacturing. 2025. Vol. 10. P. 203–218. DOI: 10.1007/s40964-024-00614-z

[9] Li Y., Yin J., Feng Y., Li J., Zhao H., Zhu C., Yue D., Liu Y., Su B., Liu X. Metal-organic Framework/ Polyimide composite with enhanced breakdown strength for flexible capacitor // Chemical Engineering Journal. 2022. Vol. 429. Art. no. 132228. DOI: 10.1016/j.cej.2021.132228

[10] Zhang W., Jiang M., Guan F., Liu S., Wang L., Li Y., Yue D., Li J., Liu X., Feng Y. Influence of the acceptor-fillers on the dielectric properties of polyimide composites // Polymer Testing. 2023. Vol. 122. Art. no. 10802. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2023.108025

[11] **Ogbonna V.E., Popoola P.I., Popoola O.M.** Silica nanofillers-reinforced polyimide composites for mechanical, thermal, and electrical insulation applications and recommendations; a review // Journal of Physics: Conference Series. 2022. Vol. 2368. Art. no. 012001. DOI: 10.1088/1742-6596/2368/1/012001

[12] Zhang W., Fu Q., Yuan Q. Preparation and dielectric properties of polyimide-based composites with Al-Nb co-doped SiO2 // High Performance Polymers. 2024. Vol. 36. No. 2. P. 109–118. DOI: 10.1177/09540083231224158

[13] **Ding S., Yu S., Zhu X., Xie S., Sun R., Liao W.-H., Wong Ch.-P.** Enhanced breakdown strength of polymer composites by low filler loading and its mechanisms // Applied Physics Letters. 2017. Vol. 111. No. 15. Art. no. 153902. DOI: 10.1063/1.4998271

[14] Zhang C., Liu Z., Tang C., Zhang T., Zhang Y., Zhang Y., Chi Q. Study of the dielectric and corona resistance properties of pi films modified with fluorene moiety/aluminum sec-butoxide // Polymers. 2024. Vol. 16. No. 6. Art. no. 767. DOI: 10.3390/polym16060767

[15] **Dong Y., Wang Z., Huo S., Lin J., He S.** Improved dielectric breakdown strength of polyimide by incorporating polydopamine-coated graphitic carbon nitride // Polymers. 2022.Vol. 14. No. 3. Art. no. 385. DOI: 10.3390/polym14030385

[16] Назарычев В.М. Полноатомное компьютерное моделирование термопластичных полиимидов сварьируемой структурой диаминных фрагментов: автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. СПб., 2015. 24 с.

[17] Марченко М.С. Абсорбционные характеристики полиимидных пленок и конденсаторов на их основе: автореф. дис. ... канд. тех. наук. СПб., 1995. 26 с.

[18] **Tong H., Fu J., Ahmad A., Fan T., Hou Yu., Xu J.** Sulfonyl-containing polyimide dielectrics with advanced heat resistance and dielectric properties for high-temperature capacitor applications // Macromolecular Materials and Engineering. 2019. Vol. 304. No. 4. Art. no. 1800709. DOI: 10.1002/mame.201800709

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ПАВЛОВ Андрей Александрович — ассистент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени. E-mail: pavlov_aa@spbstu.ru ORCID: https://orcid.org/0000-0001-5459-7509

БОРИСОВА Маргарита Эдуардовна — профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук. E-mail: vladimirl.borisov@gmail.com ORCID: https://orcid.org/0000-0003-0761-6302 **КАМАЛОВ Алмаз Маратович** — старший научный сотрудник, филиал ФГБУ «Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова Национального исследовательского центра "Курчатовский институт"» — Институт высокомолекулярных соединений, канд. техн. наук.

E-mail: spb.kamalov@gmail.com ORCID: https://orcid.org/0000-0003-2044-957X

ДИДЕНКО Андрей Леонидович — старший научный сотрудник, филиал ФГБУ «Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова Национального исследовательско-

ский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова пационального исследовательского центра "Курчатовский институт"» — Институт высокомолекулярных соединений, канд. хим. наук. E-mail: vanilin72@yandex.ru

ORCID: https://orcid.org/0000-0003-4285-7734

REFERENCES

[1] **M.-D. Damaceanu, R.N. Darie-Nita,** Polyimides: Advances in Blends and Nanocomposites, 1st ed., Elsevier, Amsterdam, 2023.

[2] X. He, M. Xu, Q. Dou, Y. Li, Q. Wang, T. Wang, L. Tao, Preparation of High Mechanical Performance Polyimides by Microbranched Cross-Linked Structures, Journal of Polymer Science, 63(4) (2024) 954–965. DOI: 10.1002/pol.20241041

[3] **M.I. Bessonov, M.M. Koton, V.V. Kudryavtsev, L.A. Laius,** Poliimidy – klass termostoikikh polimerov [Polyimides as a class of heat-resistant polymers], Nauka, Leningrad, 1983.

[4] V.L. Bell, B.L. Stump, H. Gager, Polyimide structure–property relationships. II. Polymers from isomeric diamines, Journal of Polymer Science: Polymer Chemistry Edition, 9(14) (1976) 2275–2291. DOI: 10.1002/pol.1976.170140917

[5] M. Hegde, U. Lafont, B. Norder, S.J. Picken, E.T. Samulski, M. Rubinstein, T. Dingemans, SWCNT Induced Crystallization in an Amorphous All Aromatic Poly(ether imide), Macromolecules, 4(46) (2013) 1492–1503. DOI: 10.1021/ma302456h

[6] **V.E. Yudin, V.M. Svetlichnyi, G.N. Gubanova et al.,** Semicrystalline polyimides as matrices for carbon-fiber reinforced plastics, Polymer Science, Series A, 44(2) (2002) 148–156.

[7] H. Mitsui, T. Shiono, M. Ushiki, Y. Sato, S. Ono, T. Murase, Electrical and mechanical properties of thermoplastic polyimide-insulated coaxial cable for use under high-temperature and radioactive conditions, Electrical Engineering in Japan, 115(8) (1995) 12–21. DOI: 10.1002/eej.4391150802

[8] **C. Costa, P. Lopes, J. Castro,** High-performance thermoplastics obtained by fused filament fabrication: effects of harsh environmental conditions of power transformers, Progress in Additive Manufacturing, 10 (2025) 203–218. DOI: 10.1007/s40964-024-00614-z

[9] Y. Li, J. Yin, Y. Feng, J. Li, H. Zhao, C. Zhu, D.Yue, Y. Liu, B. Su, X. Liu, Metal-organic Framework/ Polyimide composite with enhanced breakdown strength for flexible capacitor, Chemical Engineering Journal, 429 (2022) 132228. DOI: 10.1016/j.cej.2021.132228

[10] W. Zhang, M. Jiang, F. Guan, Sh. Liu, L. Wang, Y. Li, D. Yue, J. Li, X. Liu, Y. Feng, Influence of the acceptor-fillers on the dielectric properties of polyimide composites, Polymer Testing, 122 (2023) 10802. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2023.108025

[11] **V.E. Ogbonna, P.I. Popoola, O.M. Popoola,** Silica nanofillers-reinforced polyimide composites for mechanical, thermal, and electrical insulation applications and recommendations, Journal of Physics: Conference Series, 2368 (2022) 012001. DOI: 10.1088/1742-6596/2368/1/012001

[12] W. Zhang, Q. Fu, Q. Yuan, Preparation and dielectric properties of polyimide-based composites with Al-Nb co-doped SiO2, High Performance Polymers, 2(36) (2024) 109–118. DOI: 10.1177/0954-0083231224158

[13] S. Ding, S. Yu, X. Zhu, S. Xie, R. Sun, W.-H. Liao, Ch.-P. Wong, Enhanced breakdown strength of polymer composites by low filler loading and its mechanisms, Applied Physics Letters, 111(15) (2017) 153902. DOI: 10.1063/1.4998271

[14] C. Zhang, Z. Liu, C. Tang, T. Zhang, Y. Zhang, Y. Zhang, Q. Chi, Study of the dielectric and corona resistance properties of pi films modified with fluorene moiety/aluminum sec-butoxide, Polymers, 16(6) (2024) 767. DOI: 10.3390/polym16060767

[15] Y. Dong, Z. Wang, S. Huo, J. Lin, S. He, Improved dielectric breakdown strength of polyimide by incorporating polydopamine-coated graphitic carbon nitride, Polymers, 14(3) (2022) 385. DOI: 10.3390/polym14030385

[16] **V.M. Nazarychev**, Polnoatomnoye kompyuternoye modelirovaniye termoplastichnykh poliimidov svariruyemoy strukturoy diaminnykh fragmentov. Diss. kand. fiz.-mat. nauk. [Full-atomic computer modeling of thermoplastic polyimides with a variable structure of diamine fragments. Ph.D. phys.-math. sci. diss.], St. Petersburg, 2015.

[17] **M.S. Marchenko**, Absorbtsionnyye kharakteristiki poliimidnykh plenok i kondensatorov na ikh osnove. Diss. kand. tekh. nauk [Absorption characteristics of polyimide films and PI-based capacitors. Ph.D. tech. sci. diss.], St. Petersburg, 1995.

[18] H. Tong, J. Fu, A. Ahmad, T. Fan, Yu. Hou, J. Xu, Sulfonyl-containing polyimide dielectrics with advanced heat resistance and dielectric properties for high-temperature capacitor applications, Macromolecular Materials and Engineering, 4(304) (2019) 1800709. DOI: 10.1002/mame.201800709

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Andrey A. PAVLOV – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. E-mail: pavlov_aa@spbstu.ru ORCID: https://orcid.org/0000-0001-5459-7509

Margarita E. BORISOVA – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.* E-mail: vladimirl.borisov@gmail.com ORCID: https://orcid.org/0000-0003-0761-6302

Almaz M. KAMALOV – Branch of Petersburg Nuclear Physics Institute Named by B.P. Konstantinov of National Research Centre "Kurchatov Institute" – Institute of Macromolecular Compounds. E-mail: spb.kamalov@gmail.com ORCID: https://orcid.org/0000-0003-2044-957X

Andrei L. DIDENKO – Branch of Petersburg Nuclear Physics Institute Named by B.P. Konstantinov of National Research Centre "Kurchatov Institute" – Institute of Macromolecular Compounds. E-mail: vanilin72@yandex.ru ORCID: https://orcid.org/0000-0003-4285-7734

Поступила: 15.01.2025; Одобрена: 30.01.2025; Принята: 04.02.2025. Submitted: 15.01.2025; Approved: 30.01.2025; Accepted: 04.02.2025.