

# Влияние полупроводникового наполнителя и алюминиевой наночастицы на поверхностные структуры и диэлектрические свойства композиционных материалов $PVD\Phi+TlInS_2 <Al>$

Э. М. Годжаев<sup>а</sup>, А. Н. Мирзоева<sup>б</sup>, Ш. А. Зейналов<sup>а</sup>, С. С. Османова<sup>а</sup>

*Азербайджанский технический университет,  
пр-т Гусейн Джавида, 25, г. Баку, AZ 1148, Азербайджанская Республика, e-mail: [geldar-04@mail.ru](mailto:geldar-04@mail.ru)  
Сумгаитский государственный университет,  
43 квартал, г. Сумгаит, AZ 5008, Азербайджанская Республика*

Излагаются результаты исследования температурных и частотных зависимостей диэлектрической проницаемости и диэлектрической потери композиций  $PVD\Phi+TlInS_2$  и  $PVD\Phi+TlInS_2+Al$  в частотном  $10-10^5$  Гц и температурном  $20-150^\circ\text{C}$  интервалах, а также влияния алюминиевой наночастицы размерами 50 нм на диэлектрические свойства композиционных материалов  $PVD\Phi+хоб.\%TlInS_2$ . Выявлено, что увеличение процентного содержания наполнителя  $TlInS_2$  в матрице приводит к росту диэлектрической проницаемости и диэлектрической потери этих материалов. Увеличение объема композитов  $PVD\Phi+хоб.\%TlInS_2+уоб.\%Al$  наблюдается и с ростом содержания алюминиевой наночастицы в составе композита, приводящим к изменению объемной поляризации Максвелла-Вагнера. Под влиянием алюминиевой наночастицы характер частотной дисперсии диэлектрической потери исследованных композитов существенно изменяется.

*Ключевые слова: нанокompозиты  $PVD\Phi+хоб.\%TlInS_2$  и  $PVD\Phi+хоб.\%TlInS_2+уоб.\%Al$ , алюминиевые наночастицы, диэлектрическая проницаемость и диэлектрические потери.*

УДК 538.915

## ВВЕДЕНИЕ

Известно, что электроактивные полимерные материалы широко применяются в различных областях техники, в частности в электретных микрофонах, дозиметрах, датчиках давления, воздушных фильтрах, электромеханических преобразователях. Постепенно расширяется сфера применения модифицированных полимерных композитов, что вызывает интерес к получению таких материалов с определенным сочетанием свойств. Для изменения свойств полимеров в объем полимера добавляются дисперсные наполнители. После чего композитный материал приобретает совсем иное электрофизическое, электретное, прочностное, теплофизическое и другие свойства [1–12].

Добавки изменяют надмолекулярную структуру, которая во многом определяет физико-химические и механические свойства полимеров и композитов на их основе. Характер влияния добавок на надмолекулярную структуру и механические свойства полимера обусловлен наличием в нем одновременно аморфной и кристаллической фаз. Известно, что характер структурообразования в полимерах и композитах на их основе зависит от свойств макромолекул и от внешних условий, в которых происходит формирование надмолекулярных структур. Наполнители в полимерах играют роль искусственных зароды-

шей кристаллизации, что приводит к изменению свойства материала. Свойства композитов во многом определяются, помимо других параметров, структурным состоянием поверхности и интенсивностью межмолекулярного взаимодействия между материалами матрицы и наполнителя, материалами и размером наночастиц. Поскольку частицы наполнителя преимущественно имеют размер менее 100 нм, то их высокая удельная поверхность по сравнению с наполнителями с более крупными частицами позволяет существенным образом снизить степень наполнителя композита. Переход к наноразмерности наполнителя при оптимизации параметров синтеза позволяет не только сократить ее удельный расход, но и создавать материалы с более высокими эксплуатационными характеристиками.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы для исследования получили в переменном электрическом поле в виде дисков диаметром 20 мм и толщиной около 170 мкм. Образцы  $PVD\Phi+хоб.\%TlInS_2$  изучались до и после влияния алюминиевой наночастицы размером 50 нм. С помощью электронного микроскопа фирмы JEOL серии JSM-6480 в вакууме при комнатной температуре исследовался микрорельеф поверхности полученных композици-

онных материалов. Многоугольной сканирующий микроскоп JSM-6480 позволяет изучить образцы без какой-либо предварительной обработки и получить изображение с точностью до 3 нм. Микрорельеф композиций  $PВДФ+xоб.\%TlInS_2$  исследован на атомно-силовом микроскопе.

Надежный электрический контакт электродов из нержавеющей стали диаметром 15 мм обеспечивали применением прессованных электродов из алюминиевой фольги толщиной 7 мкм. Значения емкости ( $C$ ) и тангенса угла диэлектрических потерь ( $tg\delta$ ) исследуемых сэндвич-структур определены с помощью прибора марки Е7-20. Образцы помещали в измерительную ячейку с прижимными электродами, которую, в свою очередь, располагали в нагревательной системе. Измерения емкости и  $tg\delta$  проводились на свежеприготовленных образцах, а величину модуля комплекса диэлектрической проницаемости ( $\epsilon$ ) определяли по известной формуле [12]:

$$\epsilon = \frac{Cd}{\epsilon_0 S}$$

В экспериментах частота подаваемого электрического поля изменялась от  $10^2$  до  $10^6$  Гц, а диапазон температур 20–140°C. Амплитуда измерительного напряжения 1 В. Температура определялась с помощью стандартной термодомы медь-константан.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследовано влияние алюминиевой наночастицы на морфологию композиций ПВДФ. На рис. 1 приведены АСМ-2Д изображения рельефа композиций  $PВДФ+xоб.\%TlInS_2$  и  $PВДФ+xоб.\%TlInS_2+yоб.\%Al$ .

Из рис. 1 видно, что с увеличением объемных содержаний наполнителя  $TlInS_2$  и наночастиц поверхностный рельеф композитов меняется, становится более гладким. На рис. 2 приведены АСМ-3Д изображения рельефа образцов, а на рис. 3 – микрорельеф поверхности этих же композиций.

Исследовались температурные зависимости диэлектрической проницаемости (рис. 4а) и диэлектрических потерь (рис. 4б) композиционных материалов  $PВДФ+TlInS_2$  в температурном интервале 20–140°C. Как следует из рис. 4а, для композита 1 об.%  $TlInS_2$  в исследованном температурном интервале  $\epsilon$  монотонно увеличивается. На спектре композита 5 об.%  $TlInS_2$  при 35°C на спектре  $\epsilon(t)$  наблюдается минимум, а в дальнейшем до 140°C диэлектрическая проницаемость увеличивается. Для композита 10 об.%  $TlInS_2$  во всем температурном интервале диэлектрическая

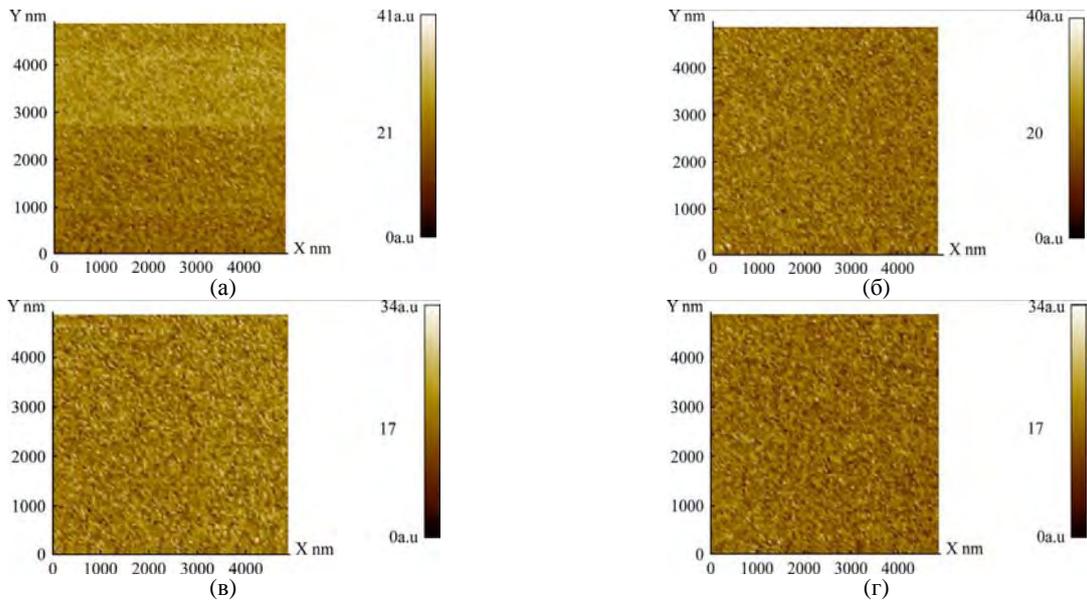
проницаемость увеличивается. Температурная зависимость диэлектрической потери приводится на рис. 4б, из которого следует, что в исследованном интервале происходит увеличение  $tg\delta(t)$ . Для композита (1) в температурном интервале (25–127°C)  $tg\delta(t)$  увеличивается от -0,017 до -0,0034, для образца с  $x = 5$  в интервале (25–122°C) (кривая 2) – от -0,0137 до -0,003, а для образца с  $x = 10$  в интервале (25–117°C) (кривая 3) – от -0,01 до 0. При высоких температурах увеличение  $tg\delta(t)$  для исследованных композитов относительно большое. С ростом содержания наполнителя температура, соответствующая началу сильного увеличения  $tg\delta(t)$ , смещается в область низких температур. Для образцов с  $x = 1$  (кривая 1),  $x = 5$  (кривая 2) и  $x = 10$  (кривая 3) эти температуры оказались 128, 122, 117°C соответственно. Увеличение  $tg\delta(t)$  с ростом содержания наполнителя наблюдается и для этих композитов.

Частотная зависимость диэлектрической проницаемости композитов  $PВДФ+xоб.\%TlInS_2$  приводится на рис. 5а. Как следует из рис. 5а, диэлектрическая проницаемость с увеличением частоты до  $10^6$  Гц уменьшается.

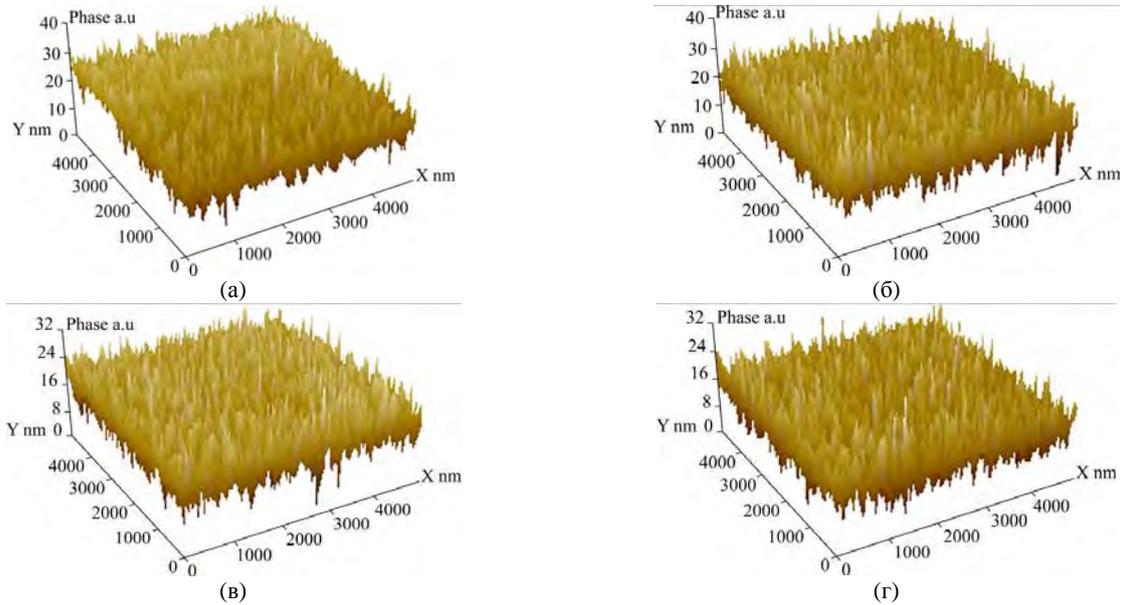
Исключение составляет композит 10 об.%  $TlInS_2$ , где при частоте 100 Гц наблюдается дисперсия. В исследованном частотном диапазоне происходит уменьшение диэлектрической проницаемости для композита 1 об.%  $TlInS_2$  от 3,95 до 3,65, для композита 5 об.%  $TlInS_2$  – от 4,58 до 4,18, а для композита 10 об.%  $TlInS_2$  – от 4,85 до 4,45. В дальнейшем в узком частотном интервале во всех исследованных композитах происходит незначительное увеличение диэлектрической проницаемости. Интересно отметить, что с ростом содержания наполнителя в составе композита происходит существенное увеличение диэлектрической проницаемости во всем исследованном частотном диапазоне.

Частотная зависимость диэлектрических потерь композитов  $PВДФ+TlInS_2$  изучалась также в  $10-10^5$  Гц частотном диапазоне. Результаты исследования приводятся на рис. 5б. Как следует из рис. 5б, зависимость  $tg\delta$  от частоты относительно сложная, то есть для всех трех композитов в исследованном частотном диапазоне наблюдается один-единственный минимум при частоте 230 Гц и максимум около  $10^3$  Гц, а в остальном  $tg\delta$  уменьшается с увеличением частоты и в случае диэлектрической потери с увеличением содержания наполнителя происходит рост величин  $tg\delta$ .

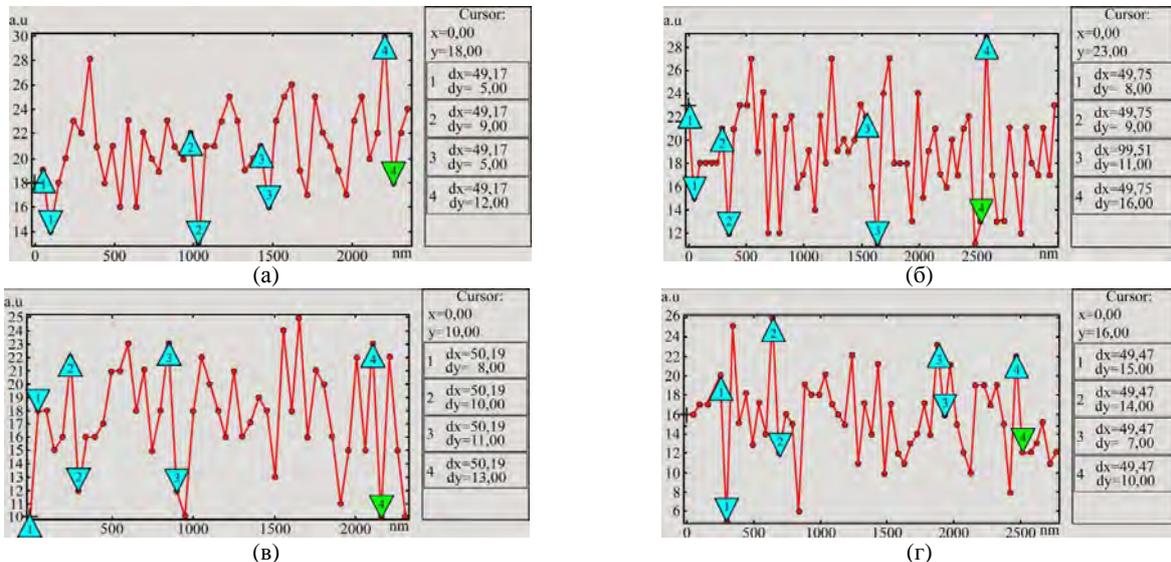
Температурные и частотные дисперсии диэлектрической проницаемости и диэлектрической потери рассматривались для композитов с алюминиевой нанодобавкой  $PВДФ+xоб.\%TlInS_2+yоб.\%Al$ . В частности, изучались композиты:



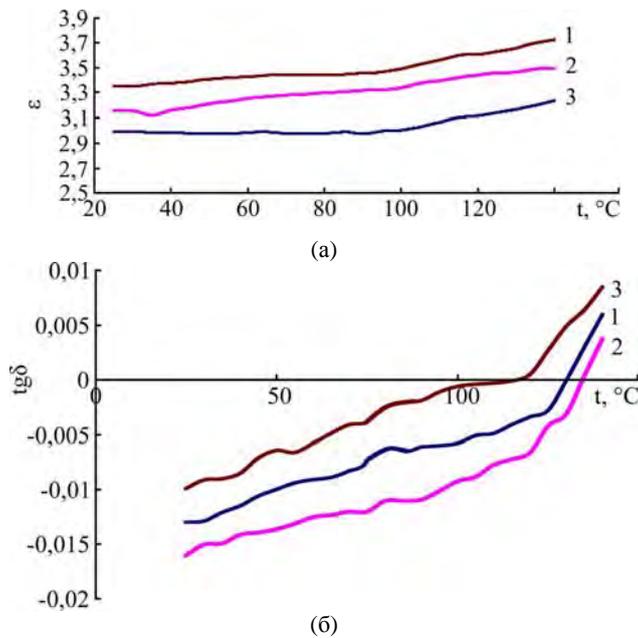
**Рис. 1.** АСМ-2Д изображения рельефа композиций  $PVDF+xob.\%TlInS_2$  и  $PVDF+xob.\%TlInS_2+yob.\%Al$ , где (а) –  $x = 3$ ; (б) –  $x = 7$ ; (в) –  $x = 7$ ;  $y = 3$ ; (г) –  $x = 3$ ;  $y = 7$ .



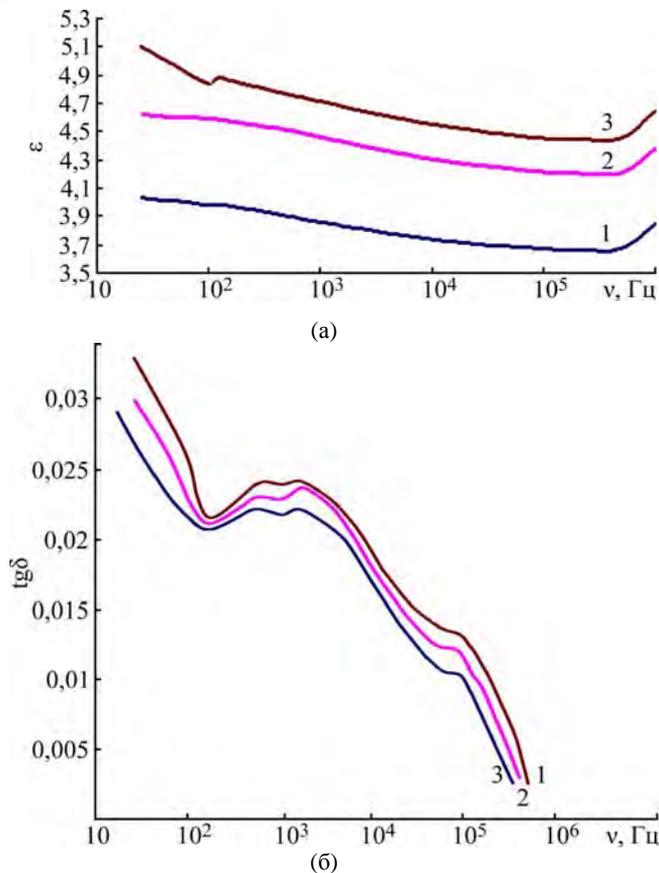
**Рис. 2.** АСМ-3Д изображения рельефа композиций  $PVDF+xob.\%TlInS_2$  и  $PVDF+xob.\%TlInS_2+yob.\%Al$ , где (а) –  $x = 3$ ; (б) –  $x = 7$ ; (в) –  $x = 7$ ;  $y = 3$ ; (г) –  $x = 3$ ;  $y = 7$ .



**Рис. 3.** Микрорельеф поверхности композиций  $PVDF+xob.\%TlInS_2$  и  $PVDF+xob.\%TlInS_2+yob.\%Al$ , где (а) –  $x = 3$ ; (б) –  $x = 7$ ; (в) –  $x = 7$ ;  $y = 3$ ; (г) –  $x = 3$ ;  $y = 7$ .



**Рис. 4.** Температурные зависимости диэлектрической проницаемости (а) и диэлектрической потери (б) композиционных материалов  $PВДФ+xоб.\%TlInS_2$ , где 1 –  $x = 1$ ; 2 –  $x = 5$ ; 3 –  $x = 10$ .



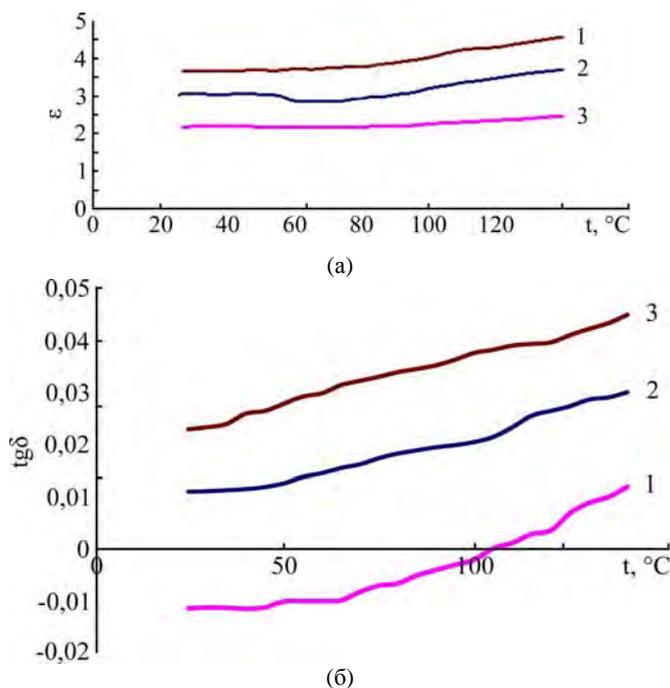
**Рис. 5.** Частотные зависимости диэлектрической проницаемости (а) и диэлектрической потери (б) композиционных материалов  $PВДФ+xоб.\%TlInS_2$ , где 1 –  $x = 1$ ; 2 –  $x = 5$ ; 3 –  $x = 10$ .

- $PВДФ+1об.\%TlInS_2+9об.\%Al$ ; (1)  
 $PВДФ+5об.\%TlInS_2+5об.\%Al$ ; (2)  
 $PВДФ+10об.\%TlInS_2+10об.\%Al$ . (3)

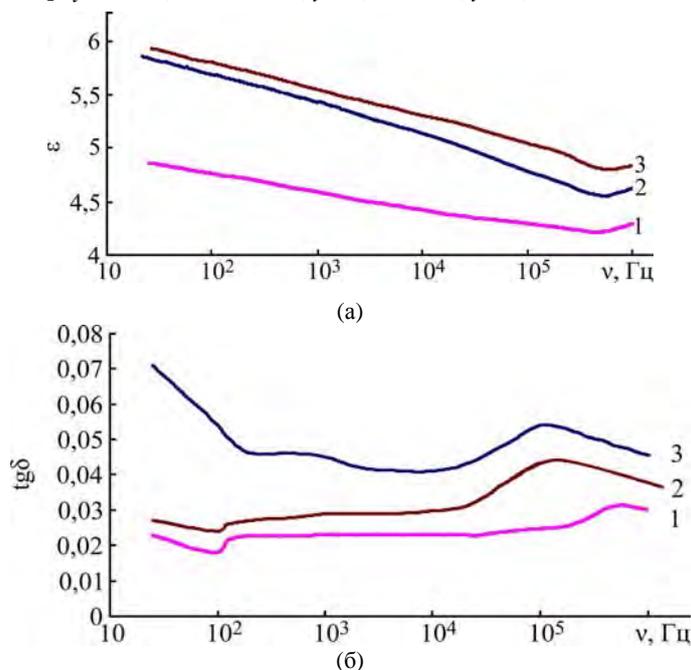
Исследования проводились также в температурном интервале 20–140°C. Результаты приводятся на рис. 4а, из которого следует, что для композита (1) в исследованном температурном интервале происходит незначительное увеличение  $\epsilon$ , а для композита (2) в температурном

интервале 20–60°C  $\epsilon$  остается постоянной, далее при 62°C происходит незначительное уменьшение  $\epsilon$ , а в дальнейшем ее увеличение. Для композита (3) во всем исследованном температурном интервале происходит увеличение диэлектрической проницаемости от 3,66 до 4,46.

Результаты изучения температурной зависимости  $tg\delta$  композитов с алюминиевой наночастицей приводятся на рис. 4б. Как следует из



**Рис. 6.** Температурные зависимости диэлектрической проницаемости (а) и диэлектрической потери (б) композиционных материалов  $\text{ПВДФ} + \text{хоб.}\% \text{TlInS}_2 + \text{уоб.}\% \text{Al}$ , где 1 –  $x = 5$ ;  $y = 5$ ; 2 –  $x = 1$ ;  $y = 9$ ; 3 –  $x = 10$ .



**Рис. 7.** Частотные зависимости диэлектрической проницаемости (а) и диэлектрической потери (б) композиционных материалов  $\text{ПВДФ} + \text{хоб.}\% \text{TlInS}_2 + \text{уоб.}\% \text{Al}$ , где 1 –  $x = 5$ ;  $y = 5$ ; 2 –  $x = 1$ ;  $y = 9$ ; 3 –  $x = 10$ ;  $y = 10$ .

рис. 6б, в исследованном температурном интервале (20–140 $^{\circ}\text{C}$ )  $\text{tg}\delta$  увеличивается независимо от содержания алюминиевой наночастицы. Однако с ее ростом происходит сильное увеличение величины диэлектрической потери. Для композита (1) в температурном интервале 20–104 $^{\circ}\text{C}$   $\text{tg}\delta$  оказывается отрицательной.

Результаты исследования частотной зависимости диэлектрической проницаемости композитов  $\text{ПВДФ} + \text{хоб.}\% \text{TlInS}_2 + \text{уоб.}\% \text{Al}$  приводятся на рис. 7а. Как следует из рис. 7а, практически во всем исследованном частотном диапазоне 40–10 $^6$  Гц происходит уменьшение диэлектрической

проницаемости. В частности, для композитов (1), (2) и (3) уменьшение  $\epsilon$  с частотой в указанном диапазоне составляет от 4,85 до 4,3, от 5,9 до 4,62 и от 5,95 до 5,1 соответственно. Для исследованных композитов при относительно больших ( $10^6$  Гц) частотах наблюдается незначительный рост  $\epsilon$ . Отметим, что повышение диэлектрической проницаемости с увеличением содержания алюминиевой наночастицы происходит и для этих композитов.

Результаты исследования диэлектрической потери композиций  $\text{ПВДФ} + \text{хоб.}\% \text{TlInS}_2 + \text{уоб.}\% \text{Al}$  в частотном интервале  $10^2$ – $10^6$  Гц приводятся на рис. 7б.

Как следует из рис. 7б, для композита (1) на спектре  $\text{tg}\delta(\nu)$  при частоте 100 Гц наблюдается минимум, в частотном интервале  $10^2$ – $10^4$  Гц  $\text{tg}\delta$  остается практически постоянной, а при частоте  $8 \cdot 10^5$  Гц выявлен слабый максимум. Для композита (2) также при частоте 100 Гц в  $\text{tg}\delta(\nu)$  зависимости выявлен слабый минимум, а с дальнейшим повышением частоты до 105 Гц – увеличение  $\text{tg}\delta$ , где обнаружен размытый максимум. Для композита (3) характер изменения  $\text{tg}\delta$  с частотой несколько отличается, то есть в частотном интервале 20–350 Гц происходит сильное уменьшение  $\text{tg}\delta$ , в дальнейшем до частоты  $10^3$  – слабое уменьшение и максимум при частоте  $1,5 \cdot 10^5$  Гц. Для этих композитов также выявлено повышение диэлектрической потери с увеличением содержания наполнителя.

Как видно из представленных на рис. 6а результатов, с увеличением процентного содержания  $\text{TlInS}_2$  в матрице наблюдается заметный рост  $\epsilon$ . Напомним, что для  $\epsilon$  матрицы  $\epsilon = 8,4$ , а для  $\text{TlInS}_2$   $\epsilon = 38$ . Такое поведение диэлектрической проницаемости композита с полупроводниковым наполнителем в значительной степени определяется максвелл-вагнеровской поляризацией [13], поверхностной энергией диэлектрика и наполнителя, проводимостью системы и ее близостью к порогу перколяции [14]. При малых концентрациях наполнителя в композите  $\epsilon$  растет за счет максвелл-вагнеровской поляризации. Однако с увеличением концентрации из-за разницы в поверхностной энергии компонентов структура композита становится неустойчивой и частицы  $\text{TlInS}_2$  образуют кластеры, поверхность которых меньше, чем суммарная поверхность составляющих их частиц. Увеличение числа кластеров с ростом концентрации наполнителя сопровождается уменьшением диэлектрической прослойки между частицами и приводит к росту электрической емкости. Из рисунка также видно, что для композита с 5 об.%  $\text{TlInS}_2$  при температуре 35°C  $\epsilon$  незначительно уменьшается.

Дисперсионные кривые  $\epsilon(\nu)$  и  $\text{tg}\delta(\nu)$  композитов  $\text{ПВДФ} + \text{хоб.}\% \text{TlInS}_2$  и  $\text{ПВДФ} + \text{хоб.}\% \text{TlInS}_2 + \text{уоб.}\% \text{Al}$ , приведенные на рис. 5 и 7, показывают, что диэлектрическая проницаемость композитов монотонно уменьшается с увеличением частоты. Такое поведение  $\epsilon(\nu)$  свидетельствует о релаксационном характере дисперсии диэлектрической проницаемости. Для всех исследуемых композитов как с добавкой алюминиевой наночастицы, так и без характерно первоначальное уменьшение  $\epsilon$  при увеличении частоты.

Диэлектрический отклик при частоте 100 Гц для композита 1 об.%  $\text{TlInS}_2$  может быть обусловлен кинетикой отдельных элементов структуры

композитного материала, которые с повышением частоты начинают принимать участие в релаксационном процессе.

Как уже отмечалось в введении, в композитных структурах  $\text{ПВДФ} + \text{TlInS}_2$  могут образовываться участки, содержащие изолированные скопления полупроводниковых частиц – проводящие кластеры, хаотически распределенные в матрице ПВДФ. Увеличение объемного содержания наполнителя приводит к росту числа частиц  $\text{TlInS}_2$ , приходящихся на поперечное сечение композита, а это эквивалентно доле  $\text{TlInS}_2$  в общей толщине образца. Замкнутые друг с другом кластеры по толщине образца можно рассматривать как активное сопротивление, включенное как межэлектронное, поскольку  $\text{TlInS}_2$  обладает высокой по сравнению с ПВДФ проводимостью. Можно считать, что сопротивление композитов в основном будет определяться контактами между частицами  $\text{TlInS}_2$ . На границах кластеров (кластеры окружены тонкими прослойками ПВДФ, имеющими малое значение  $\epsilon$ ) в переменном электрическом поле происходят накопление и перераспределение свободных электрических зарядов (объемная поляризация Максвелла-Вагнера), которые искажают исходное внутреннее электрическое поле. На низких частотах внутренние электрические поля распределяются соответственно проводимостям, а на высоких частотах – соответственно диэлектрическим проницаемостям. Следовательно, уменьшение  $\epsilon$  при увеличении частоты измерительного поля можно объяснить возникновением сравнительно сильного внутреннего поля в полупроводниковых кластерах. Анализ дисперсионных кривых  $\text{tg}\delta(\nu)$  показывает, что в спектре наблюдается один – единственный максимум, а во всем остальном исследованном частотном диапазоне происходит уменьшение  $\text{tg}\delta$  с увеличением частоты. По-видимому, в частотном диапазоне поляризация не успевает устанавливаться за полупериод поля, и диэлектрические потери уменьшаются. Наблюдаемый при частоте  $10^3$  Гц максимум определяется, вероятно, релаксационными потерями, характерными для большинства диэлектриков. В качестве релаксаторов здесь могут выступать структурные элементы на композитном материале с различной степенью подвижности, а также ряд низкомолекулярных примесей, которые могут появляться при изготовлении и обработке этого материала. Некоторый рост диэлектрических потерь в спектре  $\text{tg}\delta(\nu)$  для композитов  $\text{ПВДФ} + \text{TlInS}_2 + \text{Al}$  в интервале частот  $10^4$ – $10^5$  Гц с увеличением частоты, по-видимому, обусловлен поляризационными процессами. Отметим, что характер изменения  $\text{tg}\delta$  с изменением частоты для композитов

*PVDF+TlInS<sub>2</sub>* и *PVDF+TlInS<sub>2</sub>+Al* существенно отличается. Это, скорее всего, связано с влиянием алюминиевой нанодобавки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Shik A., Ruda H.E., and Sargent E.H. Photoelectric Phenomena in Polymer-based Compositers. *J Appl Phys.* 2000, **88**(6), 3448–3453.
2. Ташилков А.М., Гасанлы Ш.М., Байрамов Х.Б. Нелинейный резистор на основе композиций полимер-керамика. *ЖТФ.* 2007, **77**(8), 127–130.
3. Александров Е.Л., Лебедев Э.А., Константинова Н.Н., Алешин А.Н. Эффект переключения в композиционных пленках на основе сопряженного полимера-полифлуорена и наночастиц ZnO. *ФТТ.* 2010, **52**(2), 393–396.
4. Луццейкин Г.А. Новые полимеросодержащие пьезоэлектрические материалы. *ФТТ.* 2006, **48**(6), 963–964.
5. Годжаев Э.М., Магеррамов А.М., Османова С.С., Нуриев М.А. Зарядовое состояние композиций на основе полиэтилена с полупроводниковым наполнителем *TlInS<sub>2</sub>*. *ЭОМ.* 2013, **49**(4), 1–5.
6. Годжаев Э.М., Набиев Н.С., Зейналов Ш.А., Османова С.С. Исследование спектров флуоресценции и диэлектрических свойств композитов *ПЭВП+хоб.%TiGaSe<sub>2</sub>*. *ЭОМ.* 2013, **49**(3), 14–18.
7. Яблоков М.Ю., Кечекьян А.С., Гильман А.Б., Озерин А.Н. Электретные свойства нанопозиционных материалов на основе полипропилена. *Нанотехника.* 2011, (2), 86–88.
8. Хиппель А.Р. *Диэлектрики и волны.* М.: Иностранная литература, 1960. 439 с.
9. Мурадян В.Е., Соколов Е.А., Бабенко С.Д., Морсевский А.П. Диэлектрические свойства композитов, модифицированных углеродными наноструктурами, в микроволновом диапазоне. *ЖТФ.* 2010, **80**(26), 83–87.
10. Eubova N.A., Kuliev M.M., Ismayilova R.S., Abdullaev A.P. Derivatographic Studies of Polyethylene Containing a Dispersed Semiconductor. *Surf Eng Appl Electrochem.* 2011, **47**(3), 253–255.
11. Годжаев Э.М., Магеррамов А.М., Сафарова С.И., Нуриев М.М., Рагимов Р.С. Диэлектрические свойства полимерных композитов с полупроводниковым наполнителем *TlInSe<sub>2</sub>*. *ЭОМ.* 2008, **44**(6), 66–71.
12. Кулиев М.М., Исмаилова Р.С. Электрические свойства композитов, наполненных дисперсными оксидами. *ЭОМ.* 2009, **45**(4), 48–51.
13. Тупик А.Б., Гармашов С.И. Диэлектрические потери в статистических смесях. *ФТТ.* 2011, **53**(6), 1129–1132.
14. Ушаков Н.М., Ульзутыев А.Н., Кособудский И.Д. Термоэлектрические свойства полимерных композиционных наноматериалов на основе медь-оксид меди в матрице полиэтилена высокого давления. *ЖТФ.* 2008, **78**(12), 65–69.

Поступила 12.01.15

После доработки 02.02.15

#### Summary

The paper presents the results of a study of the temperature and frequency dependences of a dielectric constant and dielectric loss of *PVDF+TlInS<sub>2</sub>* and *PVDF+TlInS<sub>2</sub>+Al* compositions in the frequency of 10–10<sup>5</sup> Hz and the temperature range 20–150°C, respectively. We investigated the effect of Al nanoparticles of 50 nm on the dielectric properties of *PVDF+xvol.%TlInS<sub>2</sub>* composite materials. It was revealed that the increase in the percentage of the filler *TlInS<sub>2</sub>* in the matrix leads to an increase of the dielectric constant and of the dielectric loss of these materials. The increase in the dielectric constant and dielectric loss of the *PVDF+yvol.%TlInS<sub>2</sub>+yvol.%Al* composites observed with an increasing content of Al nanoparticles in the composite, resulting in a change in the Maxwell-Wagner volume polarization. It is found that under the influence of Al nanoparticles the nature of the frequency dispersion of the dielectric loss of the studied composites varies considerably.

*Keywords:* *PVDF+xvol.%TlInS<sub>2</sub>* and *PVDF+yvol.%TlInS<sub>2</sub>+yvol.%Al* nanocomposites, Al nanoparticles, dielectric constant and dielectric loss.