

Электрофизические свойства композитной системы полиэтилен высокой плотности/ α -Fe₂O₃

Н. Ш. Алиев, А. М. Магеррамов, М. М. Кулиев, Р. С. Исмаилова

Проведены измерения температурных зависимостей диэлектрических параметров (ϵ , $\text{tg}\delta$) и проводимости σ композитов полиэтилен высокой плотности (ПЭВП) с α -Fe₂O₃ при степени наполнения до 20 об. % со связностью 0 – 3, закристаллизованных в режиме закалки. Показано, что с увеличением степени наполнения до 3 – 5 об. % изменения значений ϵ и $\text{tg}\delta$ композиций описывается моделью Тареева, и объяснены с кластеризацией наполнения. При высоких значениях наполнения и в области температур 55 – 70 °С наблюдается возрастание диэлектрических потерь и скорости повышения проводимости композита.

Ключевые слова: композит ПЭВП/ α -Fe₂O₃, диэлектрические потери, перколяция, электропроводность.

Введение

В настоящее время большое внимание уделяется созданию новых полимерных композиционных материалов (ПКМ), которые отличаются большим разнообразием электрофизических и физико-механических свойств и служат для разработки новых активных элементов многофункциональных приборов диэлектроники [1 – 4]. Перспективность применения этих материалов, в частности и системы полимер – оксид металла в качестве активных элементов электронных устройств стимулирует проведение экспериментальных работ по исследованию их электрических, оптических и магнитных свойств. При этом актуальным представляется исследование температурно-частотной дисперсии электропроводности σ , комплексной диэлектрической проницаемости ϵ и диэлектрических потерь $\text{tg}\delta$, процесса переноса и релаксации заряда по межфазной структуре полимер – оксид металла [5 – 7]. Вместе с тем малоизученными остаются процессы и механизмы переноса заряда в системе полимер-оксид металла при различной дисперсности и связанности наполнителей, которые ограничивают возможности их практического применения.

В работах [8 – 12] экспериментально исследованы $\sigma(T)$, $\epsilon(T)$ и $\text{tg}\delta(T)$ композитов на основе нано- и/или микрочастиц CuO, ZnO, CdS, α -Fe₂O₃ в матрицах из полиолефинов (ПЭВП, полиэтилен низкой плотности (ПЭНП) и полипропилена (ПП)), предложены

различные механизмы, модели и формулы для расчета ϵ и $\text{tg}\delta$ материала при изменении температуры, размера и типа наполнителя. Нам представляется, что наиболее привлекательным из них является механизм, предполагающий, что частицы, стабилизированные в объеме полимерной матрицы — точечные источники тепловой генерации носителей заряда.

Цель настоящей работы — экспериментальное исследование диэлектрических свойств (ϵ , $\text{tg}\delta$) и объемного удельного сопротивления (ρ_v) композитов ПЭВП/ α -Fe₂O₃ от температуры и концентрации наполнителя.

Экспериментальная часть

В качестве диэлектрика (матрицы) был выбран порошкообразный ПЭВП марки 20806-024, со средней молекулярной массой 95000, степенью кристалличности — 52 %, температурой плавления — 130 °С и плотностью — 958 кг/м³. Выбор ПЭВП в качестве матрицы был продиктован в основном хорошими диэлектрическими свойствами и технологичностью материала.

При изготовлении пленочных образцов ненаполненного ПЭВП и композитов ПЭВП/ α -Fe₂O₃ применяли следующую технологическую схему:

- получение путем просеивания через сита порошков α -Fe₂O₃ с размерами частиц не более 30 мкм;
- смешивание в фарфоровой ступке порошкообразного α -Fe₂O₃ с порошком ПЭВП;

— прессование гомогенной смеси порошков компонентов в гидравлическом прессе с нагреваемыми плитами при давлении 15 МПа с выдержкой при температуре 150 °С в течение 5 мин и получение образцов композитов в виде дисков диаметром 20 мм и толщиной 140 – 180 мкм;

— для обеспечения надежного электрического контакта между образцом и электродами из нержавеющей стали на обе рабочие поверхности образцов электродов впрессовывали тонкую алюминиевую фольгу толщиной 7 мкм с последующим охлаждением в смеси вода – лед (режим закалки).

Образцы композитов имели тип связности 0 – 3 [11], то есть частицы наполнителя равномерно распределены по объему полимера.

Исследования диэлектрических характеристик проводили по двух электродной системе в диапазоне частот $10^2 - 10^6$ Гц и температуры 20 – 150 °С при амплитуде измерительного напряжения $U = 1$ В с применением специальной экранированной и заземленной обогреваемой измерительной ячейки типа “сэндвич”, имеющей систему измерительного и потенциального электродов диаметрами 10 и 15 мм, соответственно. Температурные измерения проводили на частоте 1 кГц. Образцы помещали в измерительную ячейку с прижимными электродами из нержавеющей стали. Температуру образца контролировали с помощью термопары медь – константан. Измерение емкости C и тангенса угла диэлектрических потерь $\text{tg}\delta$ образцов осуществляли с помощью широкополосного прецизионного измерителя иммитанса типа Е7-20, а удельное объемное сопротивление ρ_v с помощью тераомметра Е6-13А. Затем на основании измеренных значений указанных параметров и геометрических размеров образцов стандартными методами определяли величину действительной ϵ' ($\epsilon' = (C \cdot d) / (\epsilon_0 \cdot S)$, где S — площадь плоского образца, d — толщина пленки) части комплексной диэлектрической проницаемости измерительной ячейки с образцом.

Результаты и их обсуждение

Основные результаты исследований температурной зависимости действительной части диэлектрической проницаемости ϵ' , тангенса угла диэлектрических потерь $\text{tg}\delta$ и логарифма удельного объемного сопротивления $\lg\rho_v$ на постоянном токе образцов ПЭВП и композитов ПЭВП/ $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ представлены на рис. 1.

На рис. 1а приведены температурные зависимости $\epsilon'(T)$ исследуемых материалов на частоте 1 кГц, измеренных при нагреве от комнатной температуры до 140 °С. Видно, что по сравнению с чистым ПЭВП,

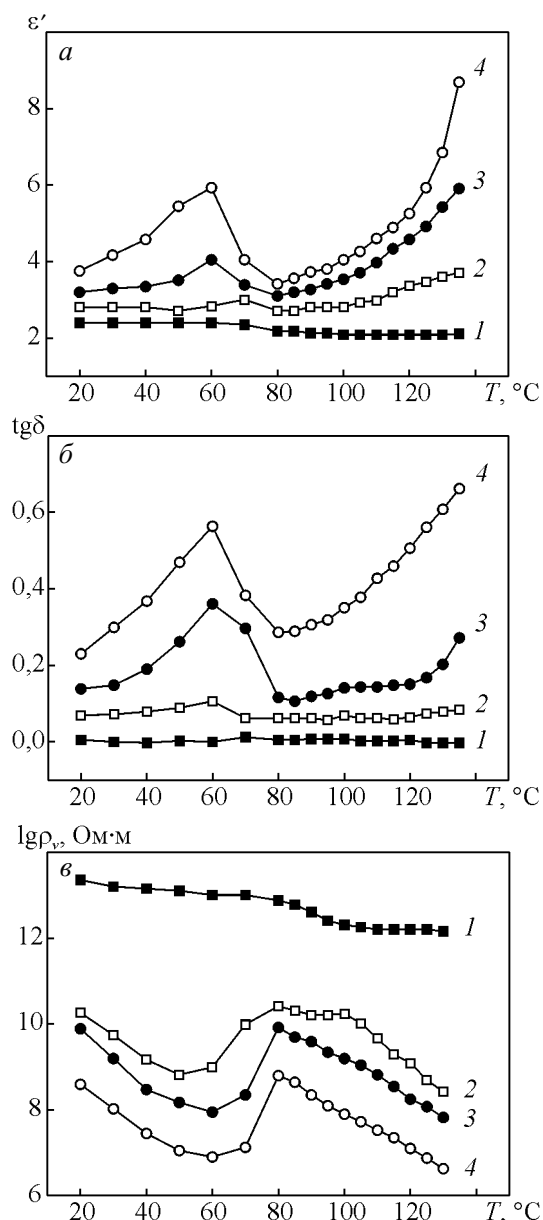


Рис. 1. Температурные зависимости: а – реальной части диэлектрической проницаемости $\epsilon'(T)$, б – тангенса угла диэлектрических потерь $\text{tg}\delta$, в – логарифмов удельного объемного сопротивления $\lg\rho_v$, ПЭВП и композитов ПЭВП/ $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ при содержании $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, об.%, 1 – исходный; 2 – 5 %; 3 – 10 %; 4 – 20 %.

при введении 20 % $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ величина ϵ' при 20 °С увеличивается в 1,5 – 1,7 раза и достигает значение 8,3 при 130 °С (кривая 4). При малых концентрациях наполнителя рост ϵ' композита объясняется Максвелл-Вагнеровской поляризацией [13], а при больших — образованием кластеров, обусловленным неустойчивостью структуры композита. Увеличение числа кластеров с ростом концентрации

наполнителя сопровождается уменьшением толщины диэлектрической прослойки между частицами и приводит к росту электрической емкости (в т.ч. и к росту ϵ'). В случае чистого ПЭВП ход зависимости $\epsilon' = f(T)$ характерен для неполярных полимеров. После модификации ПЭВП введением Fe_2O_3 характер $\epsilon' = f(T)$ меняется, происходит следующее: 1) введение Fe_2O_3 приводит к значительному увеличению ϵ' при росте температуры композитов, в районе $60 - 70^\circ\text{C}$ ϵ' достигает максимума, а затем уменьшается; 2) при значении наполнителя 20% степень увеличения ϵ' растет и в максимуме при 60°C значение ϵ' составляет 6. Как уже отмечалось, такой характер изменения диэлектрической проницаемости материала при изменении температуры может быть объяснен с помощью механизма, в котором микрочастицы Fe_2O_3 , стабилизированные в объеме полиэтиленовой матрицы, рассматривают как точечные источники тепловой генерации носителей заряда [9, 10]. При этом нагрев материала ведет к повышению концентрации носителей, сосредоточенных в микрочастицах наполнителя и преодолению ими потенциального барьера на межфазной границе [14], после чего носитель может быть захвачен молекулой полимера, вызывая повышение ее поляризуемости и в итоге диэлектрическая проницаемость материала растет. Диэлектрические процессы, наблюдаемые при высоких температурах (при 80°C и выше) в композитах с концентрацией наполнителя Fe_2O_3 10 и 20 %, характеризуются увеличением ϵ' , что может быть объяснено возрастанием проводимости композита.

В таблице приведены сравнительные расчетные и экспериментальные результаты электрофизических характеристик образцов ПЭВП/ $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$. При этом значение ϵ' для $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ принимали равным 10, а ρ_v при 20°C — $1 \cdot 10^5 \text{ Ом}\cdot\text{м}$ [9]. Расчеты ϵ' проводили согласно двухфазной модели композита [16] по формуле

$$\epsilon' = \epsilon_1 y_1 + \epsilon_2 y_2, \quad (1)$$

где ϵ_1 , ϵ_2 — значения диэлектрической проницаемости полимера и наполнителя, а y_1 и y_2 — доля компонентов. Из расчетных данных видно, что структура полученных композитов соответствует

связности 0 – 3 [11] и экспериментальные данные находятся в удовлетворительной корреляции с моделью Тареева [16].

Температурная дисперсия величины $\text{tg}\delta$ показана на рис. 1б. Видно, что увеличение процентного содержания Fe_2O_3 в матрице до 20 % приводит к росту $\text{tg}\delta$. Величина диэлектрических потерь при температуре 20°C составляет 0,0079 для ПЭВП, а для композитов ПЭВП + 20% Fe_2O_3 она возрастает до 0,24 (при той же температуре). Большие диэлектрические потери композитов связаны с увеличением проводимости при введении наполнителя в ПЭВП. На рис. 1б также видны отличия между температурными зависимостями $\text{tg}\delta$ в ПЭВП и его композитах: по мере повышения температуры до $90 - 115^\circ\text{C}$ диэлектрические потери в ПЭВП незначительно растут, а затем до конца температурного интервала незначительно уменьшаются. А в случае композитов характер зависимости $\text{tg}\delta = f(T)$ заметно меняется. С ростом температуры до $60 - 70^\circ\text{C}$ $\text{tg}\delta$ композитов резко растет, достигает максимума, затем, уменьшаясь при $80 - 90^\circ\text{C}$ проходит через минимум. С дальнейшим ростом температуры значения диэлектрических потерь вновь возрастают. Следует отметить, что с ростом концентрации Fe_2O_3 в полиэтиленовой матрице степень роста $\text{tg}\delta$ увеличивается. Рост $\text{tg}\delta$ при высоких температурах ($110 - 115^\circ\text{C}$) может быть обусловлен с плавлением кристаллитов ПЭВП.

Прежде, чем перейти к рассмотрению результатов исследования зависимостей $\rho_v(T)$ композитных образцов на основе ПЭВП/ $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (для ненаполненного ПЭВП $\rho_v \approx 3 \cdot 10^{13} \text{ Ом}\cdot\text{м}$, для порошкообразного Fe_2O_3 $\rho_v = 1 \cdot 10^5 \text{ Ом}\cdot\text{м}$) от содержания в нем микрочастиц Fe_2O_3 следует отметить, что для концентрационной зависимости удельной электропроводности $\rho(\Phi)$ (не представлено на рисунке) выделяется два участка: сравнительно быстрый рост σ при увеличении концентрации наполнителя Φ от нуля до 10% и более пологий на участке увеличения до 20% $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$. Получены линейные аппроксимации участков кривой, в точке пересечения которых определен порог протекания электрического тока, который составляет 7 – 9 % $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$. С увеличением концентрации $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ σ композита увеличилась от

Таблица

Экспериментальные и расчетные значения диэлектрических характеристик образцов ПЭВП/ $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$

Содержание $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, об. %	Реальная часть диэлектрической проницаемости ϵ'	Диэлектрическая проницаемость ϵ' , рассчитанная по формуле (1)	Тангенс угла диэлектрических потерь, $\text{tg}\delta$	Логарифм удельного объемного сопротивления, $\lg \rho_v$
0	2,36	2,25 – 2,30	0,008	13,35
5	2,90	2,68	0,095	10,28
10	3,22	3,07	0,142	9,94
20	3,85	3,84	0,237	8,64

$4,7 \cdot 10^{-12}$ до $1,4 \cdot 10^{-7}$ (Ом·м)⁻¹ для ПЭВП + 20 % α -Fe₂O₃. Уменьшение степени роста σ композитов после образования перколяционного кластера согласно выводом [15] означает, что вклад в проводимость дополнительных каналов в кластере частиц, существенно меньше суммарной проводимости каналов, образовавшихся при формировании перколяционного кластера. При введении микрочастиц α -Fe₂O₃ до 20% наблюдается рост σ приблизительно на 4 – 5 порядков. Можно предположить, что рост электропроводности при высоких степенях наполнения обусловлен увеличением концентрации носителей заряда.

На рис. 1в представлены результаты измерений зависимости логарифма ρ_v композитов ПЭВП + Fe₂O₃ от температуры. Как видно из рисунка, зависимости $\lg \rho_v - T$ имеют сложный вид. При увеличении температуры до 70 °С ρ_v ПЭВП практически остается постоянным, затем в области 70 – 100 °С (область размягчения матрицы) значения ρ_v резко уменьшаются, а в интервале 100 – 140 °С — стабилизируются. С переходом от чистого ПЭВП к композитам на его основе наблюдается следующая картина: с увеличением температуры ρ_v композитов уменьшается и проходит через минимум (I область), а затем увеличивается, формируя максимум при 80 °С (II область). С дальнейшим повышением температуры до 140 °С значение ρ_v опять уменьшается (III область). Следует отметить, что температура, при которой ρ_v достигает минимального значения с увеличением объемного содержания α -Fe₂O₃ в полиэтиленовой матрице до 20% смещается в сторону высоких температур на ~ 15 °С. Можно предположить, что для исследованных образцов, по крайней мере, действует два механизма проводимости, которые можно обнаружить в соответствующих интервалах температур с различными энергиями активации. Монотонное увеличение проводимости (уменьшение ρ_v) композитов с ростом температуры в I области, практически по линейному закону, свидетельствует о электронной проводимости образцов и обусловлено освобождением электронов из энергетических ловушек в процессе нагрева, которое снижает долю электронной составляющей общей проводимости. Увеличение σ в третьей области, видимо, обусловлено как увеличением сегментальной подвижности полимерной матрицы, так и носителями тока, поставляемыми частицами α -Fe₂O₃.

Выводы

1. Показано, что зависимости ϵ' , $\tan \delta$ и σ от температуры композитов ПЭВП/ α -Fe₂O₃ носят

немонотонный характер: в интервалах 20 – 60 °С и 80 – 140 °С наблюдается увеличение, а в интервале 60 – 80 °С — уменьшение указанных характеристик.

2. Показано, что изменение электропроводности в зависимости от концентрации наполнителя композитов ПЭВП/ α -Fe₂O₃ носит пороговый характер. Порог протекания электрического тока составляет 7 – 9 % α -Fe₂O₃ и для этих композитов, по крайней мере, действует два механизма проводимости.

Литература

1. Shik A., Ruda H. and Sargent E.H. Photoelectric Phenomena in Polymer-based Composites. J.Appl. Phys. 2000, v. 88, iss. 6, p. 3448 – 3453.
2. Александрова Е.Л., Лебедев Э.А., Константинова Н.Н., Алешин А.Н. Эффекты переключения в композитных пленках на основе сопряженного полимера — полифлуорена и наночастиц ZnO. ФТТ, 2010, т. 52(2), p. 393 – 396.
3. Беспанеева З.Л. Наноструктуры в полимерах и полимерные нанокомпозиты. Материалы 2 Междунар. конф., Нальчик, 2009, Каб.-Балк. Ун-т., 125 с.
4. Ouyang J., Chu C.W., Tseng R.J., Prakash A., Yang Y. Electrical bistable polymer films and there applications in memory devices. Handbook of conducting polymers. Eds. T.A. Skotheim, J.R. Reynolds. 3-rd ed. CRC Press 2007, 2(8), 8-1-16-21.
5. Чмутин И.А., Рывкина Н.Г., Соловьева А.Б., Кедрина Н.Ф., Тимофеева В.А., Рожкова Н.Н., McQueen D.H. Особенности электрических свойств композитов с шунгитовым наполнителем. Высокомолекулярное соединение А., Физика полимеров, 2004, т. 46(6), с. 1061 – 1070.
6. Ушаков Н.М., Кособудский И.Д., Юрков Г.Ю., Губин С.П., Записис К.В., Кочубей В.И., Ульзутуев А.Н. Новые композиционные наноматериалы с управляемыми свойствами для радиотехники и электроники. Радиотехника, 2005, № 10, с. 105 – 109.
7. Алешин А.Н., Александрова У.Л. Эффекты переключения и памяти, обусловленные прыжковым механизмом переноса носителей заряда в композитных пленках на основе проводящих полимеров и неорганических наночастиц. ФТТ, 2008, т. 50(10), с. 1895 – 1900.
8. Соцков В.А., Борисов В.А. Эволюция аттрактора макросистемы в зависимости от концентрации проводящей фазы и температуры. ЖТФ, 2007, т. 77, вып. 11, с. 103 – 108.
9. Соцков В.А. Экспериментальное исследование влияния проводящих фрактальных фаз на диэлектрическую проницаемость композитов. ЖТФ, 2013, т. 83, вып. 10, с. 85 – 89.
10. Ульзутуев А.Н., Н.М.Ушаков, Юрков Г.Ю., Кособудский И.Д. Тепловой гистерезис диэлектрических свойств композитов на основе наночастиц оксидов и сульфидов переходных металлов в матрице полиэтилена высокого давления. Письма в ЖТФ, 2009, т. 35, вып. 10, с. 80 – 86.

11. Магеррамов А.М., Структурное и радиационное модифицирование электретных, пьезоэлектрических свойств полимерных композитов. Баку: Баку-Элм, 2001, 327 с.
12. Ушаков Н.М., Ульзутуев А.Н., Кособудский И.Д.. Термодиелектрические свойства полимерных композитных наноматериалов на основе медь-оксид меди в матрице полиэтилена высокого давления. ЖТФ, 2008, т. 78, вып. 12, с. 65 – 69.
13. Сажин Б.И., Лобанов А.М. и др. Электрические свойства полимеров. Под ред. Б.И. Сагина. Л.: Химия, 1986, 224 с.
14. Григорьев Е.И., Завьялов С.А., Чвалун С.Н. Поверхностные состояния на границе наночастица-полимерная матрица. Письма в ЖТФ, 2004, т. 30, вып. 8, с. 40 – 45.
15. Москалюк О.А., Алешин А.Н., Цобкалло Е.С., Крестинин А.В., Юдин В.Е. Электропроводность полипропиленовых волокон с дисперсными углеродными наполнителями. ФТТ, 2012, т. 54, вып. 10, с. 1993 – 1998.
16. Тареев Б.М. Физика диэлектрических материалов. М.: Энергоиздат, 1982, 320 с.

References

1. Shik A., Ruda H., Sargent E.H. Photoelectric phenomena in polymer-based composites. J.Appl. Phys. 2000, vol. 88 (6), pp. 3448 – 3453.
2. Aleksandrova E.L., Lebedev E.A., Konstantinova N.N., Aleshin A.N. Effekty pereklyucheniya v kompozitnykh plenkach na osnove sopryazhennogo polimera — polifluorena i nanochastits ZnO [Switching effects in composite films based on conjugated polymer — polyfluorene and ZnO nanoparticles]. *Fizika tverdogo tela — Physics of the solid state*, 2010, vol. 52(2), pp. 393 – 396.
3. Beslaneyeva Z.L. Nanostruktury v polimerakh i polimernye nanokompozity. Proc. of 2 Int. Conf., Nalchik, Russia, Kab.-Balk.Univ. Publ., 2009, 125 pp.
4. Ouyang J., Chu C.W., Tseng R.J., Prakash A., Yang Y. Electrical bistable polymer films and there applications in memory devices. Handbook of conducting polymers. Eds. T.A. Skotheim, J.R. Reynolds. 3-rd ed. CRC Press 2007, 2(8), 8-1-16-21.
5. Chmutin I.A., Ryvkina N.G., Solovyeva A.B., Kedrina N.F., Timofeyeva V.A., Rozhkova N.N., McQueen D.H. Osobennosti elektricheskikh svoystv kompozitov s shungitovym napolnitelem [Peculiarities of electric properties of composites with shungite filling]. *Vysokomolekulyarnye soedineniya A — Polymer physics*, 2004, vol. 46(6), pp. 1061 – 1070.
6. Ushakov N.M., Kosobudsky I.D., Yurkov G.Yu., Gubin S.P., Zapsis K.V., Kochubey V.I., Ulzutuyev A.N. Novye kompozitsionnye nanomaterialy s upravlyaemyimi svoystvami dlya radiotekhniki i elektroniki [New composite nanomaterials with controlled properties for radio and electronics]. *Radiotekhnika — Radioengineering*, 2005, vol. 10, pp. 105 – 109.
7. Aleshin A.N., Aleksandrova U.L. Effekty pereklyucheniya i pamyati, obuslovlennyye pryzhkovym mekhanizmom

- perenosa nositeley zaryada v kompozitnykh plenkach na osnove provodyashchikh polimerov i neorganicheskikh nanochastits [Switching and memory effects due to jumping mechanism of charge transport in composite films based on conducting polymers and inorganic nanoparticles]. *Fizika tverdogo tela — Physics of the solid state*. 2008, vol. 50(10), pp. 1895 – 1900.
8. Sotskov V.A., Borisov V.A. Evolyutsiya attraktora makrosistemy v zavisimosti ot kontsentratsii provodyashchey fazy i temperatury [Evolution of macrosystem attractor, depending on conducting phase concentration and temperature]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki — Technical physics*, 2007, vol. 77, iss. 11, pp. 103 – 108.
9. Sotskov V.A. Eksperimentalnoye issledovaniye vliyaniya provodyashchikh fraktalnykh faz na dielektricheskuyu pronitsayemost kompozitov [Experimental study of conducting fractal phases effect on composites dielectric permeability]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki — Technical physics*, 2013, vol. 83, iss. 10, pp. 85 – 89.
10. Ulzutuyev A.N., N.M.Ushakov, Yurkov G.Yu., Kosobudsky I.D.. Teplovoy gisterizis dielektricheskikh svoystv kompozitov na osnove nanochastits oksidov i sulfidov perekhodnykh metallov v matritse polietilena vysokogo davleniya [Heat hysteresis of dielectric properties of composites based on nanoparticles of transition metals oxides and sulphides in high-density polyethylene matrix]. *Pisma v ZhTF — Technical physics letters*, 2009, vol. 35, iss. 10, pp. 80 – 86.
11. Magerramov A.M., *Strukturnoye i radiatsionnoye modifitsirovaniye elektretnykh, pyeoelektricheskikh svoystv polimernykh kompozitov* [Structure and irradiation modification of electret and piezoelectric properties of polymer composites]. Baku-Elm Publ., 2001, 327 p.
12. Ushakov N.M., Ulzutuyev A.N., Kosobudsky I.D.. Termodielektricheskiye svoystva polimernykh kompozitnykh nanomaterialov na sonove med-oksidi medy v matritse polietilena vysokogo davleniya [Thermo-dielectric properties of polymer composite nanomaterials based on copper — copper oxide in high-density polyethylene]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki — Technical physics*, 2008, vol. 78, iss. 12, pp. 65 – 69.
13. Sazhin B.I. *Elektricheskiye svoystva polimerov* [Electric properties of polymers]. Leningrad, Khimiya Publ., 1986, 224 p.
14. Grigoryev Ye.I., Zavyalov S.A., Chvalun S.N. Poverkhnostnyye sostoyaniya na granitse nanochastitsa-polimernaya matritsa [Surface state on boundary of nanoparticle and polymer matrix]. *Pisma v ZhTF — Technical physics letters*, 2004, vol. 30, iss. 8, pp. 40 – 45.
15. Moskalyuk O.A., Aleshin A.N., Tsobkallo Ye.S., Krestinin A.V., Yudin V.E. Elektroprovodnost polipropilennykh volokon s dispersnymi uglerodnymi napolnitelyami [Electroconductivity of polypropilen fibres with dispersion carbon filling]. *Fizika tverdogo tela — Physics of the solid state*, 2012, vol. 54, iss. 10, pp. 1993 – 1998.
16. Tareyev B.M. *Fizika dielektricheskikh materialov* [Physics of dielectric materials]. Moscow, Energoizdat Publ., 1982, 320 p.

Статья поступила в редакцию 6.03.2014 г.

Алиев Наби Шамшад оглы — Институт Радиационных Проблем АН Азербайджана (г. Баку), диссертант, специализируется в области диэлектрической спектроскопии, младший научный сотрудник. E-mail: eliyevnabi@mail.ru.

Магеррамов Ариф Муса оглы — Институт Радиационных Проблем АН Азербайджана (г. Баку), доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией, специалист по диэлектрической и термоактивной спектроскопии. E-mail: arifm50@yandex.ru

Кулиев Мусafir Мазахир оглы — Институт Радиационных Проблем АН Азербайджана (г.Баку), кандидат физико-математических наук, доцент, ведущий научный сотрудник, специалист по диэлектрической и термоактивной спектроскопии. E-mail: musafir_g@rambler.ru.

Исмайлова Рафига Солтан кызы — Институт Радиационных Проблем АН Азербайджана (г.Баку), кандидат физико-математических наук, доцент, ведущий научный сотрудник, специалист по диэлектрической и термоактивной спектроскопии. E-mail: rafika55@rambler.ru.

Electrophysical properties of compozite system HDPE/ α -Fe₂O₃

N. Sh. Aliyev, A. M. Maharramov, M. M. Quliyev, R. S. Ismayilova

It has been carried out measurements of temperature dependence of dielectric parameters (ϵ , $\tan\delta$) and conductivity of σ composites PE of high density with α -Fe₂O₃ at a degree of filling up to 20 vol.% with connectivity 0 – 3 crystallized at hardening mode. It has been shown that with an increase in filling degree up to 3 – 5 vol.% the change of values ϵ and $\tan\delta$ of composites described with the model Tareev, and explained with clustering of filling. At high values of filling and at 55 – 70 °C temperature range it is observed an increase in dielectric loss and composite conductivity.

Key words: HDPE/ α -Fe₂O₃, dielectric loss, percolation, electrical conduction.

Aliyev Nabi Shamshad oqlu — Institute of radiation problems of Azerbaijan National Academy of Sciences, Baku, junior researcher. E-mail: eliyevnabi@mail.ru

Maharramov Arif Musa oqlu — Institute of radiation problems of Azerbaijan National Academy of Sciences, Baku, DrSci (PhysMmath), professor, manager of laboratory. E-mail: arifm50@yandex.ru

Kuliyev Musafir Mazaxir oqlu — Institute of radiation problems of Azerbaijan National Academy of Sciences, Baku, PhD, associate professor, leading researcher. E-mail: musafir_g@rambler.ru

Ismayilova Rafiq Soltan kizi — Institute of radiation problems of Azerbaijan National Academy of Sciences, Baku, PhD, associate professor, leading researcher. E-mail: rafika55@rambler.ru