

14,15

S-образные вольт-амперные характеристики композитных пленок на основе полимеров с частицами графена и оксида графена

© П.С. Крылов¹, А.С. Берестенников¹, С.А. Фефелов¹, А.С. Комолов², А.Н. Алешин^{1,¶}

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

¶ E-mail: aleshin@transport.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 23 мая 2016 г.)

Исследованы эффекты резистивного переключения в композитных пленках на основе полифункциональных полимеров: производных карбазола (PVK), флуорена (PFD), поливинилхлорида (PVC), а также частиц графена (Gr) и оксида графена (GO), концентрация которых в матрице полимера составляла $\sim 1-3$ wt.%, что соответствует порогу перколяции в таких системах. Диагностика атомного состава исследованных композитов, проводившаяся с помощью рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, показала, что степень окисления Gr в GO составляет 9–10%. Установлено, что в структурах Au/PVK(PFD;PVC):Gr(GO)/ITO/PET (ITO — indium tin oxide, PET — poly(ethylene terephthalate)) при подаче импульса напряжения наблюдается резкий скачок проводимости, характеризующийся S-образными вольт-амперными характеристиками при наличии гистерезиса, при этом время переключения составляет $t \sim 1-30$ μ s. Наблюдаемые эффекты объяснены влиянием окислительно-восстановительных реакций в частицах Gr и GO, заключенных в матрицу полимера, при дополнительном влиянии термомеханических свойств полимерной составляющей композита.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН П8 (направление „Фундаментальные принципы создания и исследования новых веществ и материалов для молекулярной электроники и спинтроники“), гранта РФФИ № 15-02-01897, а также гранта СПбГУ 11.38.219.2014.

Использовалось оборудование научного парка СПбГУ „Физические методы исследования поверхности“.

1. Введение

Композитные (органика–неорганика) материалы вызывают большой интерес в связи с перспективами их применения в качестве энергонезависимых запоминающих устройств, обладающих высоким быстродействием, большой плотностью хранения информации, малым энергопотреблением и низкой себестоимостью [1]. В таких композитных материалах на основе неорганических наночастиц, встроенных в полимерную матрицу, наблюдаются эффекты резистивного переключения, проявляющиеся в резком переходе образцов из низкопроводящего (НП) в высокопроводящее (ВП) состояние при подаче электрического смещения на электроды [2,3]. В последние годы наряду с композитами на основе полимеров и неорганических наночастиц большое внимание уделяется перспективным композитным материалам на основе частиц графена (Gr) и оксида графена (GO), внедренных в матрицу полупроводниковых и диэлектрических полимеров, так как Gr и GO являются эффективными средами для накопления носителей заряда [3,4]. В наших предыдущих работах были исследованы эффекты переключения проводимости на постоянном токе в композитных структурах на основе полифункциональных полимеров: производных карбазола (PVK) и флуорена (PFD), содержащих частицы Gr и GO при их концентрациях в полимерной матрице $\sim 1-3$ wt.%, а также рассмотрена окислительно-восстановительная природа

этих эффектов [5,6]. Было показано, что полевые транзисторы на основе композитных пленок PVK:GO также демонстрируют эффекты переключения тока и обладают значительно большей (более чем в 10^9 раз) подвижностью носителей заряда по сравнению с транзисторными структурами на основе чистых полимерных пленок PVK [7]. Важно отметить, что характер окислительно-восстановительных реакций частиц Gr и GO, а следовательно, и механизм эффекта переключения зависят от содержания кислорода в исходных компонентах. В связи с этим необходимо контролировать содержание кислорода в GO, так как содержание карбоксильных и карбонильных терминальных групп в GO существенно зависит от термической и химической обработки [8]. С другой стороны, динамика и механизм эффекта переключения в импульсном режиме в композитных структурах на основе полимеров с частицами Gr и GO до сих пор исследованы недостаточно полно.

Целью настоящей работы является исследование эффекта резистивного переключения в тонких композитных пленках, входящих в сэндвич-структуры вида Au/PVK(PFD;PVC):Gr(GO)/ITO/PET (PVC — поливинилхлорид, ITO — indium tin oxide, PET — poly(ethylene terephthalate)) при подаче на них импульса напряжения. Наблюдаемый скачок проводимости сопровождается появлением S-образных вольт-амперных характеристик (ВАХ) при наличии гистерезиса. Время переключения в таких структурах составляет $t \sim 1-30$ μ s. Наблюдаемые

эффекты связаны с особенностями термомеханических свойств полимера в композите, а также с процессами окислительно-восстановительных реакций частиц Gr и GO, заключенных в матрицу полимера.

2. Объекты и методы исследования

Исследовались электрические свойства композитных пленок на основе растворимых в органических растворителях полифункциональных полимеров: производных карбазола (poly(9-vinylcarbazole)) — PVK, $(C_{14}H_{11}N)_n$, молекулярная масса $M_w \sim 1.1 \cdot 10^6$, ширина запрещенной зоны $E_g \sim 3.6$ eV; производных флуорена (poly(9,9-di-*n*-dodecylfluorenyl-2,7-diyl)) — PFD, $(C_{31}H_{44}B_2O_5)_n$, $M_w \sim 5.18 \cdot 10^2$, $E_g \sim 3.36$ eV; поливинилхлорида (polyvinyl chloride) — PVC, $(C_2H_3Cl)_n$, $M_w \sim 4 \cdot 10^4 - 1.45 \cdot 10^5$, $E_g \sim 4.86$ eV, а также встроенных в них частиц Gr (высокотемпературно восстановленный графен) и GO диаметром $\sim 200-300$ и $\sim 400-500$ nm соответственно. Концентрация частиц Gr и GO в полимерной матрице варьировалась в пределах 1–3 wt.%, т.е. образцы композитных пленок находились на границе или ниже порога перколяции таких систем. Структуры молекул полимеров PVK, PFD и PVC приведены на рис. 1. PVK и PFD были приобретены в Sigma-Aldrich, а PVC — в ФГУП „ВНИИСВ“ (Тверь), полимеры использовались без дальнейшей обработки. Частицы Gr и GO были приобретены в ООО „АкКоЛаб“ (Москва) и также использовались в композитах без дополнительной модификации. В процессе изготовления образцов были приготовлены растворы полимеров PVK, PFD и PVC в хлороформе, в которые также были добавлены частицы Gr и GO. Растворы перемешивались ультразвуком (Bandelin Sonopuls HD 2070, $f \sim 20$ kHz) в течение 5 min. Полученные 20%-ные растворы полимеров с частицами Gr и GO в хлороформе (концентрация частиц Gr и GO от 2–3 wt.%) наносились методом центрифугирования при 2500–3200 rpm на гибкие PET-подложки с проводящим слоем ITO (In_2O_3/SnO_2 , Sigma-Aldrich, поверхностное удельное сопротивление $\rho_s \sim 60 \Omega/cm^2$) с последующим высушиванием при 80°C в течение 20 min. Морфология и толщина полученных композитных слоев оценивались с помощью атомно-силового микроскопа P47-Solver, при этом толщины слоев составляли $\sim 100-200$ nm. Диагностика атомного состава композитных пленок, в том числе диагностика содержания кислорода в GO, проводилась методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS) на установке Escalab 250Xi (Thermo Fisher Scientific Inc.) в вакууме при давлении 10^{-7} Pa. Для этих экспериментов были приготовлены пленки PVK (PFD, PVC), нанесенные на поверхность окисленного кремния, аналогичные используемым в структурах для измерений ВАХ. Для определения содержания кислорода в GO были приготовлены пленки GO на танталовой подложке путем осаждения из взвеси в толуоле в течение одной секунды после остановки ультразвукового размешивания.

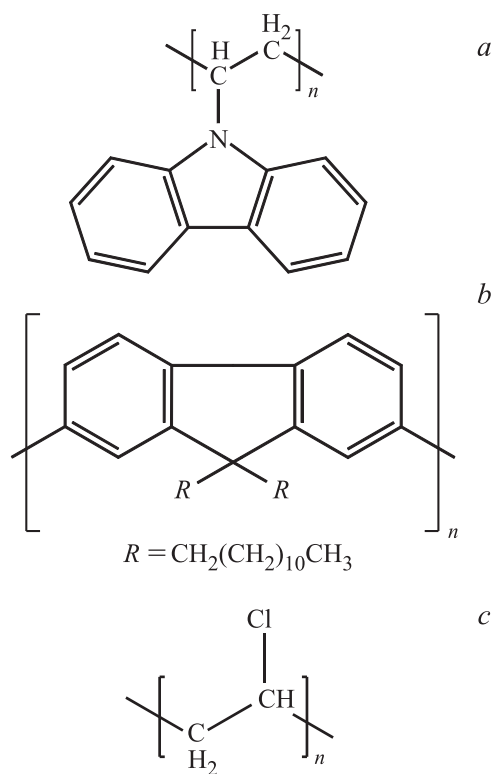


Рис. 1. Структура молекул полимеров: *a* — PVK, *b* — PFD, *c* — PVC.

ВАХ композитных пленок измерялись в импульсном режиме при 300 K на установке с генератором тока PCG10A. На образец и последовательно соединенное с ним сопротивление нагрузки с генератора подавалось импульсное напряжение. В качестве нижнего электрода образцов выступал слой ITO, в качестве верхнего — золотой прижимной контакт площадью $S \sim 10^{-4} cm^2$. Импульс длительностью 2 ms имел треугольную форму, максимальное значение тока составило $100 \mu A$, период тактовой частоты был выбран $4 \mu s$. Измерение напряжения проводилось с помощью двухканального осциллографа PS500. Величина тока определялась по падению напряжения на нагрузке, а напряжение на образце — как разность поданного напряжения U_0 и напряжения на нагрузке. Структура образцов и схема установки приведены на рис. 2 [9]. Исследование температурной зависимости проводимости композитных пленок осуществлялось двухзондовым методом на постоянном токе в диапазоне температур 70–300 K при напряжениях от -1.5 до $+1.5$ V с использованием автоматизированной установки на основе пикоамперметра Keithley 6487 и оптического проточного азотного криостата со стабилизацией температуры OPTCRYO198.

3. Результаты и обсуждение

Диагностика атомного состава композитных пленок полимеров с частицами Gr (GO) проводилась с целью

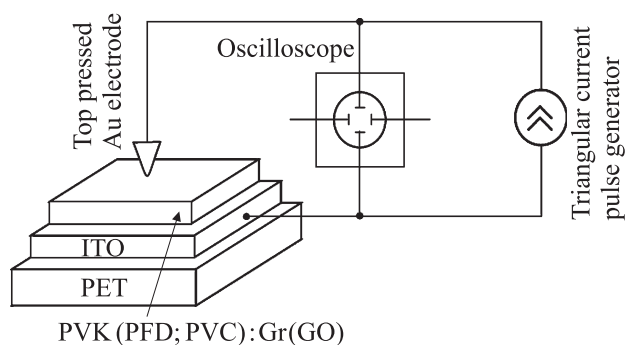


Рис. 2. Структура исследуемых образцов и схема установки по измерению ВАХ.

установления относительных концентраций основных атомных компонентов PVK (PFD, PVC). Для исследованных пленок полимеров результаты XPS-диагностики показали, что атомный состав образцов соответствует химическим формулам молекул, а результаты изучения состава пленок полимеров хорошо воспроизводимы. Так, для образцов PVK наблюдались основные максимумы C_{1s} (284.5 eV), O_{1s} (532 eV) и N_{1s} (400 eV), при этом отношение концентраций атомов C:N:O составило $\sim 12:1:1$, что совпадает с составом образцов пленок PVK, изученных нами ранее [5–7]. При добавлении небольшого количества ($\sim 1\text{--}3$ wt.%) частиц Gr и GO в состав исследованных композитов изначально не ожидалось значительного изменения относительных атомных концентраций по сравнению с результатами для однокомпонентных полимерных пленок. Для экспериментальной проверки степени окисления Gr в образцах GO были выбраны Ta-подложки, так как тантал является термостойким, слабоокисляющимся металлом. В результате XPS-измерений образцов GO на Ta-подложке,

помещенных в вакуумную камеру без дополнительной очистки, были обнаружены максимумы Ta_{4f} , C_{1s} и O_{1s} (рис. 3, *a-c*). После проведения нескольких циклов очистки образца методом бомбардировки ионами Ar^+ с энергией 3 keV в течение 30 s было обнаружено изменение в спектре XPS на участках, характерных для максимумов Ta_{4f} , C_{1s} и O_{1s} (рис. 3, *d-f*). Из литературных данных [10] известно, что парный максимум Ta_{4f} в случае чистого Ta имеет вершины при энергиях связи 21–24 eV, а в случае оксида тантала — при энергиях связи 26–29 eV. В исследованных образцах до ионной очистки окисленная форма тантала преобладает над неокисленной (рис. 3, *a*). В результате очистки оксид тантала был удален, а максимум Ta_{4f} принял вид, характерный для чистого Ta (рис. 3, *d*). Если пленка GO при осаждении из взвеси не сформировала сплошного покрытия на Ta-подложке, то в результате ионной очистки различные атмосферные кислородсодержащие и углеродсодержащие загрязнения удалялись как с открытых участков поверхности Ta, так и с поверхности пленки GO. Наблюдаемый в нашем случае максимум C_{1s} расположен при значении энергии связи 284.5 eV (рис. 3, *b, e*), что хорошо согласуется с литературными данными для энергии связи атома углерода в Gr или в составе ароматических соединений [8,11]. С учетом чувствительности установки при регистрации XPS-сигнала [10], при определении положений максимумов Ta_{4f} , C_{1s} и O_{1s} для случая очищенного композитного образца отношение концентраций атомов Ta:C:O составило 2:11:1. Таким образом, участки Ta-подложки, не покрытые пленкой PVK:GO, нанесенной для XPS-исследований, занимают около 20% общей площади, а содержание кислорода в GO в случае PVK:GO составляет 9–10%.

На рис. 4, *a, b* представлены ВАХ композитных пленок PVK:Gr и PFD:Gr, PVC:GO при приложении импульс-

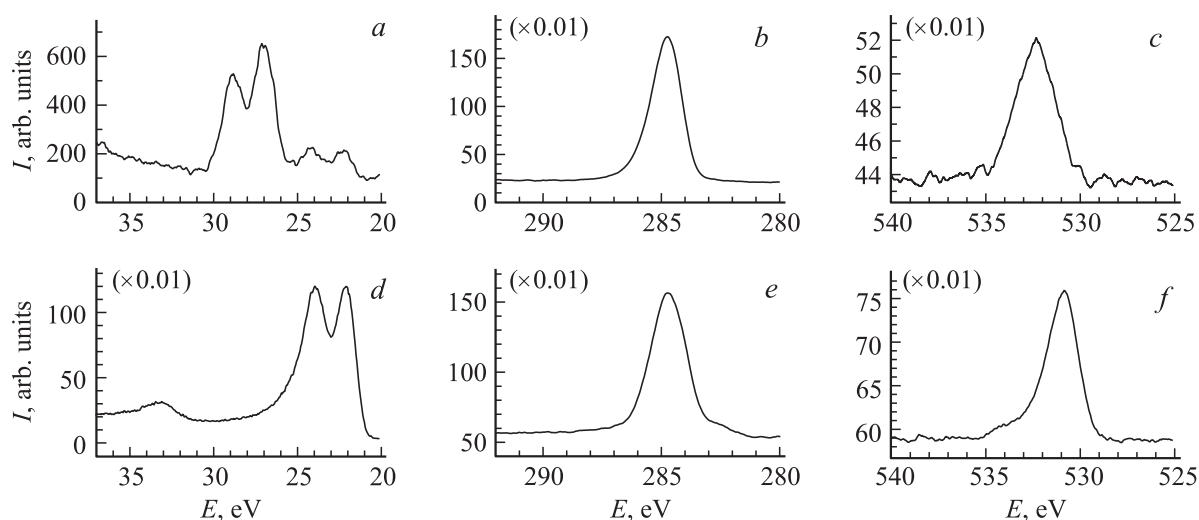


Рис. 3. Участки рентгеновских фотоэлектронных спектров в области максимумов атомных компонентов исследованных пленок GO на танталовой подложке. *a-c* — максимумы Ta_{4f} , C_{1s} и O_{1s} соответственно образцов, приготовленных *ex situ*, *d-f* — максимумы Ta_{4f} , C_{1s} и O_{1s} соответственно образцов после очистки посредством ионной бомбардировки. Значения интенсивности I на частях *b-f* уменьшены в 100 раз по сравнению с представленной на части *a* для удобства сравнения.

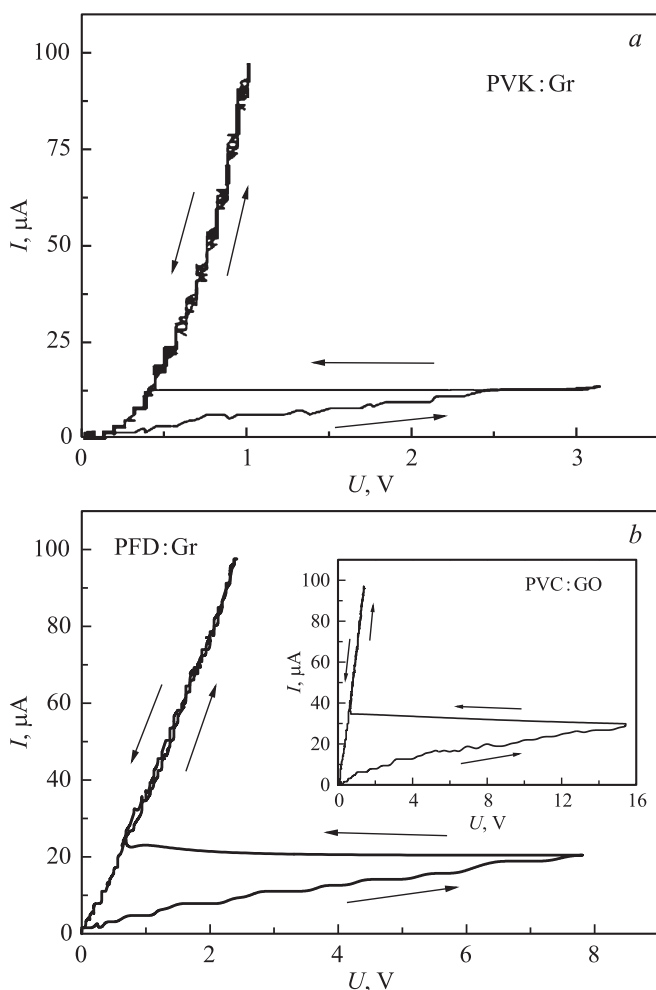


Рис. 4. ВАХ композитных пленок Au/PVK:Gr/ITO/PET (a), Au/PFD:Gr/ITO/PET (b) при подаче треугольного импульса на электроды ИТО–Au. На вставке — ВАХ Au/PVC:GO/ITO/PET при подаче треугольного импульса на электроды ИТО–Au.

ного смещения. Как видно из рис. 4, для всех исследованных образцов ВАХ при увеличении напряжения имеют *S*-образный вид. Переход из НП- в ВП-состояние происходит при пороговых напряжениях U_T , различающихся по величине для разных типов полимерных пленок, при этом во всех случаях наблюдается резкое падение напряжения на образцах без существенного изменения протекающего через них тока, что может быть связано с эффектом шнурования тока [12]. Как следует из представленных результатов, пороговые напряжения переключения U_T составляют $\sim 3\text{--}3.5$, $\sim 7\text{--}8$ и $\sim 15\text{--}16$ В для композитных пленок PVK:Gr, PFD:Gr и PVC:GO соответственно. Сопротивление пленок после переключения меняется на порядок (т. е. в НП-состоянии сопротивление образцов составляет $\sim 200\text{--}500$ к Ω , а в ВП-состоянии $\sim 20\text{--}40$ к Ω). При уменьшении напряжения образцы, как правило, не возвращаются в НП-состояние, а остаются в ВП-состоянии. Как видно из рис. 4, а, ВАХ пленки PVK:Gr, находящейся в ВП-состоянии, имеет сверхлинейную зависимость в отличие

от случаев пленок PFD:Gr и PVC:GO, где наблюдаются линейные ВАХ. Изменения тока при переключении составляют ~ 0.2 μA для образца PFD:Gr и ~ 5 μA для образца PVC:GO, в то время как для пленки PVK:Gr изменение тока равно нулю (с точностью до погрешности измерений). Возможно, наблюдаемые различия связаны с разными временами переключения образцов, которые составляют ~ 20 , ~ 30 и ~ 4 μs для пленок PFD:Gr, PVC:GO и PVK:Gr соответственно. В частности, время переключения пленки PVK:Gr при выбранном периоде тактовой частоты счетчика 1 μs было оценено как ~ 1 μs (возможно, меньше \sim сотни ns). Повторная подача импульсов той же или обратной полярности на образцы не приводит к обратному переключению в НП-состояние. Таким образом, в исследованных композитных пленках наблюдается эффект одnorазовой WORM-памяти (write once read many).

Неустойчивости с *S*-образной ВАХ, наблюдаемые в пленках PVK:Gr и др., напоминают по своим характеристикам эффекты переключения, которые имеют место в халькогенидных стеклообразных полупроводниках (ХСП) [13]. Эффекты переключения подобного вида наблюдались также в ряде композитных пленок на основе полимеров с неорганическими частицами Si [14] и ZnO [15]. Согласно модели [16], в случае ХСП эффект неустойчивости тока обусловлен электронно-тепловыми явлениями, протекающими в пленке в сильных электрических полях. При этом для возникновения неустойчивости с *S*-образной ВАХ необходима положительная обратная связь, которая устанавливается между процессами нагрева и увеличения тока в материале с активационной температурной зависимостью проводимости σ вида

$$\sigma(T) = \sigma_0 \exp(-\Delta E/kT), \quad (1)$$

где ΔE — энергия активации проводимости, k — постоянная Больцмана. Поскольку протекание тока вызывает нагрев образца, при наличии полупроводниковой зависимости $\sigma(T)$ вида (1) увеличение температуры вызывает возрастание проводимости, которое в свою очередь приводит к дальнейшему росту тока. Действие положительной обратной связи и возрастание температуры прекращаются при достижении температуры T_n , при которой $(\Delta E/kT_n) = 1$ [17], что в структурах полупроводник–металл обусловлено достижением температуры фазового перехода. Подобные процессы характерны для некоторых видов ХСП, где при достижении температуры кристаллизации в области шнурования тока происходит фазовый переход стекло–кристалл, при этом в указанной области происходит переключение величины проводимости на несколько порядков: из НП-состояния (стекло) в ВП-состояние (кристалл) [16]. Отметим, что механизмы теплового шнурования тока, приводящие к *S*-образным ВАХ в других неорганических полупроводниках, были подробно рассмотрены в [18].

Электронно-тепловой механизм переключения может быть в определенной степени ответственным за *S*-образный вид ВАХ в исследуемых нами пленках на основе

композитов полимеров с частицами Gr и GO. Однако в этом случае необходимо учитывать особенности термо-механических и электрических свойств полимеров, а также наличие окислительно-восстановительных процессов на частицах Gr и GO, внедренных в полимерную матрицу. Механические особенности полимеров заключаются в их способности находиться в стеклообразном, высокоэластичном и вязкотекучем состоянии. Рост проводимости с увеличением температуры, описываемый (1), характерен для стеклообразной (аморфной) фазы полимера. Переход полимера в высокоэластичное состояние, в котором проводимость не зависит от температуры и остается постоянной, происходит при достижении температуры стеклования T_g . При температуре плавления T_f полимер переходит в вязкотекучее состояние, где также наблюдается увеличение проводимости с увеличением температуры [14]. Для исходных полимеров PVK и PVC температуры стеклования и плавления составляют $T_g \sim 200$ и $\sim 80^\circ\text{C}$ и $T_f \sim 290$ и $\sim 270^\circ\text{C}$ соответственно, при этом значения T_g, T_f могут варьироваться в пределах $20\text{--}30^\circ\text{C}$ в зависимости от толщины пленок и химического состава полимеров [19]. При температурах выше 300 K , как было показано для ХСП в [16], S-образные ВАХ и эффект переключения могут быть обусловлены эффектом шнурования тока через образец. Можно полагать, что при температурах $T > T_f$ полимер в области шнурования тока переходит в вязкотекучее состояние. При этом в данной области не происходит деструкции полимера, так как при высокой температуре из-за уменьшения на несколько порядков коэффициента вязкости происходит изменение надмолекулярной структуры полимера без нарушения его молекулярной структуры. После охлаждения области, в которой имело место шнурование тока, сопротивление образца может уменьшаться на порядок. Если бы температура области шнурования тока лежала в диапазоне $T_g < T < T_f$, т.е. в высокоэластичной фазе, где проводимость не зависит от температуры, то полимер после охлаждения возвращался бы в исходное НП-состояние, и ВП-состояние не сохранялось бы после снятия с образца электрического смещения.

На рис. 5 показана температурная зависимость удельного сопротивления $\rho(T)$ композитной пленки PVK:GO в структуре Au/PVK:GO/ITO/PET, рассчитанная для омического режима ВАХ на постоянном токе при смещениях ниже напряжений переключения. Как видно из рис. 5, зависимость $\rho(T) = 1/\sigma(T)$ пленки PVK:GO имеет активационный характер с двумя характерными энергиями активации: $\Delta E \sim 16.4$ и $\sim 2.3\text{ meV}$ для температур выше и ниже 200 K соответственно. Важно отметить, что значения ΔE , полученные для композитных пленок PVK:GO как при $T > 200\text{ K}$, так и при $T < 200\text{ K}$, значительно меньше величин ΔE , ожидаемых в рамках модели [16], разработанной для ХСП, а энергия активации $\Delta E \sim 16.4\text{ meV}$ при $T > 200\text{ K}$ сравнима с величиной kT в этом температурном интервале. Мы полагаем, что наблюдаемые в пленках PVK:GO особенности

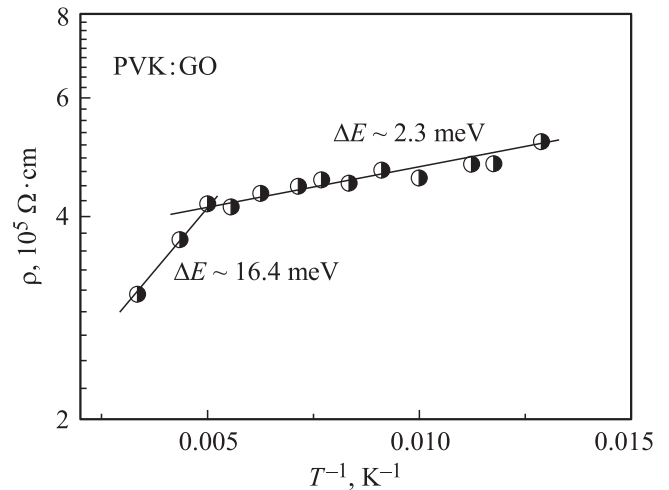


Рис. 5. Температурная зависимость удельного сопротивления пленки Au/PVK:GO/ITO/PET.

зависимости $\rho(T)$ и полученные малые значения ΔE могут быть обусловлены влиянием внедренных частиц Gr и GO на электронные свойства полимера-матрицы PVK.

На наш взгляд, эффект переключения в композитных пленках полимер PVK—частицы Gr и GO в значительной степени связан со структурными окислительно-восстановительными процессами в частицах Gr и GO, внедренных в матрицу полимера. Электронно-тепловые механизмы могут оказывать значительное дополнительное влияние на основные структурные процессы, определяющие эффекты переключения в таких композитах. Как было показано в работе [20], эффекты резистивного переключения в пленках чистого PVK происходят при напряжениях от 2 V и выше в зависимости от толщины пленки. В наших недавних работах [5,6] было установлено, что в пленках PVK—частицы Gr, GO переключение тока происходит при значительно меньших напряжениях $\sim 0.1\text{--}0.5\text{ V}$. Важно отметить, что эти величины напряжений коррелируют с потенциалами окисления и восстановления частиц Gr и GO в полимерной матрице PVK [5,6]. При восстановлении частиц Gr и GO имеет место преобладание sp^2 -гибридизации над sp^3 -гибридизацией, что означает возможность захвата большего числа носителей заряда такими частицами. Накопленный на частицах заряд создает большое локальное электрическое поле, которое ответственно за образование проводящего канала, проявляющегося, в том числе, и в эффекте шнурования тока через образец. Можно полагать, что именно структурные преобразования в частицах Gr и GO обуславливают формирование проводящего канала в полимерной матрице при существенно меньших напряжениях, чем в чистом PVK.

4. Заключение

Получены композитные пленки и исследован эффект резистивного переключения в структурах вида

Au/PVK(PFD;PVC):Gr(GO)/ITO/PET. Установлено, что в структурах Au/PVK(PFD;PVC):Gr(GO)/ITO/PET при подаче импульса напряжения наблюдается скачок проводимости, характеризующийся S-образными ВАХ и наличием их гистерезиса. Установлено, что время переключения тока в таких структурах составляет $t \sim 1-30 \mu\text{s}$. Сделано предположение, что наблюдаемые эффекты связаны с влиянием окислительно-восстановительных реакций в композите с участием частиц Gr и GO, заключенных в матрицу полимера. При этом электронно-тепловые механизмы могут оказывать дополнительное влияние на основные структурные процессы, определяющие эффекты переключения в таких композитах.

Авторы благодарны К.Д. Цэндину и Р.А. Сурису за полезные обсуждения.

Список литературы

- [1] T.A. Skotheim, J.R. Reynolds. Handbook of conducting polymers. 3rd ed. CRC Press, NY. (2007). P. 620.
- [2] C. Wu, F. Li, T. Guo, T.W. Kim. Org. Electron. **13**, 178 (2012).
- [3] W.-P. Lin, S.-J. Liu, T. Gong, Q. Zhao, W. Huang. Adv. Mater. **26**, 570 (2014).
- [4] J.R. Potts, D.R. Dreyer, C.W. Bielawski, R.S. Ruoff. Polymer **52**, 5 (2011).
- [5] П.С. Крылов, А.С. Берестенников, А.Н. Алешин, А.С. Комолов, И.П. Щербakov, В.Н. Петров, И.Н. Трапезникова. ФТТ **57**, 1639 (2015).
- [6] A.N. Aleshin, P.S. Krylov, A.S. Berestennikov, I.P. Shcherbakov, V.N. Petrov, V.V. Kondratiev, S.N. Eliseeva. Synth. Met. **217**, 7 (2016).
- [7] A.N. Aleshin, I.P. Shcherbakov, A.S. Komolov, V.N. Petrov, I.N. Trapeznikova. Org. Electron. **16**, 186 (2015).
- [8] A. Ganguly, S. Sharma, P. Papakonstantinou, J. Hamilton. J. Phys. Chem. C **115**, 17009 (2011).
- [9] С.А. Фефелов, Л.П. Казакова, С.А. Козюхин, К.Д. Цэндин, Д. Арсова, В. Памукчиева. ЖТФ **84**, 4, 80 (2014).
- [10] J.F. Moulder, W.F. Stickle, P.E. Sobol, K. Bomben. In: Handbook of X-ray photoelectron spectroscopy. Ed. J. Chastain. 2nd ed. Perkin-Elmer Corporation (Physical Electronics), Eden Prairie (1992). P. 253.
- [11] A.S. Komolov, K. Schaumburg, P.J. Møller, V.V. Monakhov. Appl. Surf. Sci. **142**, 591 (1999).
- [12] B.K. Ridley. Proc. Phys. Soc. **32**, 954 (1963).
- [13] S.R. Ovshinsky. Phys. Rev. Lett. **21**, 1450 (1968).
- [14] Э.А. Лебедев, Е.Л. Александрова, А.Н. Алешин. ФТТ **51**, 195 (2009).
- [15] Е.Л. Александрова, Э.А. Лебедев, Н.Н. Константинова, А.Н. Алешин. ФТТ **52**, 393 (2010).
- [16] К.Д. Цэндин, Э.А. Лебедев, А.Б. Шмелькин. ФТТ **47**, 427 (2005).
- [17] Б.Ю. Лотоцкий, Л.К. Чиркин. ФТТ **8**, 1967 (1966).
- [18] А.Ф. Волков, Ш.М. Коган. УФН **96**, 633 (1968).
- [19] B. Ellis, R. Smith. Polymers: a property database. 2nd ed. CRC Press (2008). 1052 p.
- [20] S. Yanmei, A. Chunpeng, L. Junguo, L. Lei, W. Dianzhong, B. Xuduo. Thin Solid Films **598**, 293 (2016).