

вождается увеличением модуля  $G$ , особенно в периферийной области кристалла, при  $r \geq (7/8)R$ .

2. При выращивании кристалла из тигля, диаметр  $D$  которого близок диаметру  $d$  кристалла, распределение  $G(r)$  становится менее зависимым от параметра  $\lambda_1/\lambda$ , а достигаемые значения модуля  $G$  становятся меньшими. При приближении  $D$  к  $d$  более равномерное распределение  $G(r)$  достигается при меньшем значении параметра  $\lambda_1/\lambda$ .

3. При увеличении диаметра кристалла  $d$  распределение  $G(r)$  становится менее зависимым от отношения  $d/D$ .

Полученные результаты должны приниматься во внимание для улучшения технологии выращивания совершенных монокристаллов иттрий-алюминиевого граната.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Пат. 21982А Украины. Способ выращивания монокристаллических пластин сложных тугоплавких оксидов / Н. П. Катрич, А. Я. Данько, Г. Т. Адонкин и др.— 1996.

2. Багдасаров Х. С., Фёдоров Е. А., Жеков В. И. и др. Дефекты и объемное поглощение в кристаллах  $Y_3Al_5O_{12}:Er^{3+}$ , выращенных

методом горизонтальной направленной кристаллизации // Труды Института общей физики.— 1989.— Т. 19. Лазеры на кристаллах иттрий-эрбий-алюминиевого граната.— С. 112—152.

3. Соединения редкоземельных элементов. Системы с оксидами элементов I—III групп.— М.: Наука, 1983.

4. Бондарь И. А., Королёва Л. Н., Безрук Е. Т. Физико-химические свойства алюминатов и галлатов иттрия // Неорг. материалы.— 1984.— Т. 20, № 2.— С. 257—261.

5. Багдасаров Х. С., Дедух Л. М., Жижейко А. И. и др. Исследование дислокационной структуры и оптических неоднородностей монокристаллов АИГ // Кристаллография.— 1970.— Т. 15, вып. 2.— С. 334—341.

6. Жуков А. И. Расчет температурного поля в кристалле, выращиваемом методом Чохральского.— Препринт ХФТИ 92-17.— Харьков: ХФТИ, 1992.

7. Зверев Г. М., Голяев Ю. Д., Шалаев Е. А., Шокин А. А. Лазеры на алюмоиттриевом гранате с неодимом.— М.: Радио и связь, 1985.

8. Lan C. W., Tu C. Y. Tree-dimensional simulation of facet formation and the coupled heat flow and segregation in Bridgman growth of oxide crystals // J. Cryst. Growth.—2001.— Vol. 233.— P. 523—536.

9. Brandon S., Derby J. J. Heat transfer in vertical Bridgman growth of oxides: effects of conduction, convection and internal radiation // Ibid.— 1992.— Vol. 12.— P. 473—494.

К. ф.-м. н. В. А. БАЛИЦКАЯ, И. М. БРУНЕЦ, к. т. н. Н. М. ВАКИВ,  
Г. И. КЛЫМ, д. ф.-м. н. О. И. ШПОТЮК

Украина, г. Львов, Научно-производственное предприятие “Карат”,  
Институт пожарной безопасности МЧС  
E-mail: shpotyuk@novas.lviv.ua

Дата поступления в редакцию  
27.01 2005 г.

Оппонент д. т. н. А. А. ДРУЖИНИН  
(НУ “Львовская политехника”, г. Львов)

## ДЕГРАДАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТОПОЛОГИЧЕСКИ РАЗУПОРЯДОЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ: 4. ОСОБЕННОСТИ ЭКСПОНЕНЦИАЛЬНОЙ КИНЕТИКИ

Как известно, деградационный временной «дрейф» того или иного контролируемого параметра материала  $\eta$ , т. е. скорость изменения этого параметра в процессе деградационного теста  $d\eta/dt$ , в наиболее общем виде описывается дифференциальным уравнением в форме степенной зависимости от времени  $t$  и самого параметра  $\eta$ :

$$\frac{d\eta}{dt} = -\lambda\eta^{\alpha}t^{\beta}, \quad (1)$$

где  $\alpha$  и  $\beta$  — показатели, зависящие от исследуемого материала.

Различают пять типов решений дифференциального уравнения (1), получаемых в зависимости от характерных значений параметров  $\alpha$  и  $\beta$  [1—3], каждое из которых содержит определенный функционал (по-другому, релаксационную функцию — РФ), численно равный отношению изменению контролируемого параметра  $\eta$  в момент времени  $t$ . Для простоты изложения условимся рассматривать РФ только в нормализованном виде, т. е. в пределах изменения от 0 до 1.

При  $\alpha=1$  и произвольном  $\beta$  все РФ являются экспоненциально-степенными, т. к. в зависимости от продолжительности деградационного теста  $t$  они приобретают вид экспоненты, показатель которой, в свою очередь, является степенной функцией, т. е.

$$\eta(t) \sim \exp \left[ -\left( \frac{t}{\tau} \right)^{\kappa} \right]. \quad (2)$$

При таком подходе постоянная  $\tau$  в функционале (2) численно равна промежутку времени, в течение которого величина контролируемого параметра  $\eta$  уменьшается в  $e$  раз. Аналитически она определяется как

$$\tau = \frac{1+\beta}{\lambda} = \frac{\kappa}{\lambda}. \quad (3)$$

Если параметр  $\beta$  принимает значение 0 (что равнозначно  $\kappa=1$ ), то экспоненциально-степенная РФ (2) превращается в идеальную экспоненциальную РФ

$$\eta(t) \sim \exp \left[ -\left( \frac{t}{\tau} \right) \right], \quad (4)$$

иногда называемую еще мономолекулярной или дебаевской [4].

Постоянная  $\tau$  в функционале (4), определяющая уменьшение контролируемого параметра  $\eta$  в  $e$  раз, называется временем релаксации. По определению, время релаксации вводится только для идеального экспоненциального процесса, т. е. постоянная  $\tau$  в экспоненциально-степенной РФ (2), несмотря на количественное совпадение с  $\tau$  в РФ (4), временем релаксации в строгом смысле этого термина не является [5].

Экспоненциальная или мономолекулярная кинетика деградации характерна для процессов активационного типа, которые описывают переход системы в состояние термодинамического равновесия при помощи одного определенного параметра. Как правило, это процессы, определяющиеся одним единственным или, по меньшей мере, одним преобладающим значением энергии активации, не возмущенным дисперсионностью наложения дополнительных внешних факторов, в первую очередь, структурных. Не удивительно, что такие процессы наблюдаются, как правило, в кристаллографически упорядоченных твердых телах (моно- и поликристаллах).

Таким образом, экспоненциальная РФ (4) практически не применяется для описания релаксационных процессов в дисперсионных средах типа топологически разупорядоченных твердых тел. Тем не менее она дала хороший результат при изучении кинетики деградации электронно-индуцированного дихроизма в халькогенидных стеклах трисульфида мышьяка [6], что в значительной мере явилось неожиданностью. Сам по себе такой результат свидетельствует о том, что несмотря на характерную для халькогенидных стекол дисперсионность за счет флуктуаций параметров атомной структуры на уровнях ближнего и так называемого среднего порядка (длин и углов ковалентных химических связей, расстояний между прямо не связанными атомными блоками, межслоевого разделения и т. п.) [7], аннигиляция дефектных центров, вызывающих этот эффект, характеризуется не набором, а одним преимущественным значением энергии активации. Как оказалось, эта энергия близка к энергии диссоциации ковалентных химических связей, формирующих структурный каркас халькогенидного стекла. Вскоре, используя технику дифференциальной ИК Фурье-спектроскопии наведенного оптического отражения, было доказано, что искомыми дефектами являются разрушенные радиационным воздействием ковалентные связи "мышьяк—сера", изначально формирующие в стеклообразующем каркасе трисульфида мышьяка пирамидальные комплексы  $AsS_{3/2}$  [8].

Иногда кинетика деградации обусловлена одновременным вкладом нескольких дискретных релаксационных процессов, каждый из которых является простым экспоненциальным. В этом случае суммарный деградационный процесс, естественно, сохраняет экспоненциальность, адекватно описываясь линейной комбинацией отдельных функционалов типа (4) с набором независимых времен релаксации  $\tau_i$ . Общее количество составляющих РФ может быть довольно большим в зависимости от типа исследуемой системы. Так, в частности, в [9] было показано, что для некоторых стеклообразных веществ релаксационная кинетическая кривая, описываемая РФ (2) с показателем степени  $\kappa=0,455$ , может быть заменена более оптимальной, включающей 33 простых составляющих в форме идеальных экспонент типа РФ (4).

Показатель степени  $\kappa$  в функционале (2) по существу задает отклонение РФ от идеальной экспоненциальной кинетики (4), получаемой при  $\kappa=1$ ,

а не приближение к ней. Поэтому его еще иногда называют показателем неэкспоненциальности. Другими словами, все экспоненциально-степенные РФ, соответствующие значениям  $\kappa$ , большим или меньшим значения 1,0 в соответствии с (2), являются неэкспоненциальными. Графически они представлены на рис. 1 в виде зависимости контролируемого параметра  $y = \eta(t)$  от  $x = t/\tau$  для широкого интервала значений  $\kappa$ , включающего 0; 0,5; 0,7; 1,0; 1,3; 1,5; 2,0; 2,5; 3,0 и 1000. Необходимо отметить, что для всего семейства экспоненциально-степенных РФ, получаемых при различных значениях показателя степени  $\kappa$ , а также для идеальной экспоненциальной РФ (4) точка ( $x = t/\tau = 1; y = e$ ) является общей, т. е. фокальной.

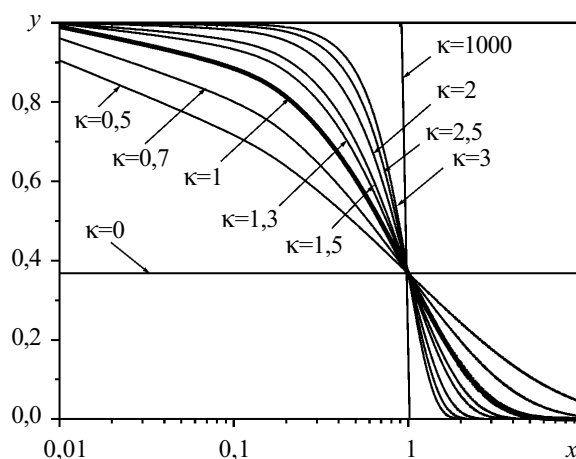


Рис. 1. Расширенный ( $0 < \kappa < 1$ ) и сжатый ( $\kappa > 1$ ) характер экспоненциально-степенной РФ  $y = \eta(t) = \exp[-(x)^\kappa]$  в зависимости от  $x = t/\tau$

Если  $0 < \kappa < 1$ , то РФ (2) приобретает так называемый расширенный или дробно-экспоненциальный характер, описывая деградационный процесс в предположении о непрерывном спектре времен релаксации. Ряд авторов называют эту РФ «дробной экспонентой» [10], однако далеко не всем этот термин представляется удачным. Поэтому в специализированной литературе можно встретить и другие названия этой РФ, в частности по имени авторов, применивших ее для описания релаксационной кинетики в некоторых материалах. Иногда эту РФ называют функцией Уильямса–Уоттса (G. Williams, D. C. Watts), использовавших ее для описания кинетики диэлектрической релаксации в полиэтиленакрилате [11]. Другое альтернативное ее название — РФ Де Баста–Джиларда (J. De Bast, P. Gilard) по имени авторов, описывающих этой функцией релаксацию механических напряжений в стеклах [12]. На наш взгляд, более обосновано называть эту РФ функцией Кольрауша (Kohlrusch), который применил ее для описания релаксационных процессов в сложных электронных и молекулярных системах значительно раньше вышеуказанных авторов [13]. Встречается и комбинированное название этой РФ как функции КУУ — Кольрауша–Уильямса–Уоттса (KWW — Kohlrusch–Williams–Watts) [14].

Механизмы деградационных процессов в топологически разупорядоченных твердотельных системах, приводящие к дробно-экспоненциальной РФ, доволь-

но многообразны. Среди них следует выделить две основные группы. К первой группе можно отнести механизмы, использующие представление о дисперсионном транспорте в неупорядоченных структурах [15, 16]. Дефекты, отвечающие за то или иное отклонение системы от состояния термодинамического равновесия, прежде чем окончательно застabilизироваться в процессе деградиационного теста, принимают участие в многократных процессах захвата и освобождения возбужденных носителей. Количественные параметры элементарных актов захвата и освобождения образуют непрерывный спектр в соответствии со структурной разупорядоченностью твердотельной системы. Основой второго механизма служит модель иерархически ограниченной динамики релаксации [16], т. е. каждая отдельная релаксационная перестройка в разупорядоченной структуре твердого тела становится возможной только после релаксации предыдущих уровней, создающих для нее благоприятные условия, например, в форме освободившегося свободного объема.

Отметим, что входящие в дробно-экспоненциальную РФ постоянные имеют вполне определенный физический смысл. Так, в частности, показатель  $k$  в функционале (2) характеризует ширину временного интервала релаксационного процесса (при стремлении  $k$  к 0 релаксационный процесс становится бесконечным во времени). Как видно из рис. 1, по сравнению с простой экспонентой, получаемой при  $k=1$ , расширенный или дробно-экспоненциальный характер РФ отвечает более плавному затуханию контролируемого параметра  $y=\eta(t)$  в области малых времен ( $x=1/\tau < 1$ ) и более «затянута» в области больших времен ( $x=1/\tau > 1$ ). Другими словами, идеальная экспоненциальная кривая (4) при переходе к дробно-экспоненциальной РФ как будто растягивается во времени, приближаясь асимптотически к прямой  $y=e$  по мере стремления показателя степени  $k$  к 0.

Принимая во внимание, что дробно-экспоненциальная РФ соответствует кинетике релаксационных процессов в предположении о дисперсионном транспорте в разупорядоченных средах [15, 16], следует ожидать, что она окажется наиболее оптимальной для описания кинетических зависимостей деградации электрофизических свойств топологически разупорядоченных материалов различного фазового состава при условии однотипности происхождения этих фаз. Иначе говоря, можно предположить, что вне зависимости от фазового состава (а следовательно, и технологических условий получения, определяющих этот состав) кинетические характеристики термоиндуцированных деградиационных процессов в однотипных по своей природе топологически разупорядоченных системах (например, керамических композитах, получаемых высокотемпературным спеканием, или ковалентно-увязанных сеточных стекол типа оксидных или халькогенидных стекол, синтезированных путем охлаждения расплава, и т. п.) будут приобретать характерный растянутый вид, соответствующая дробно-экспоненциальной РФ с показателем степени  $0 < k < 1$ .

В качестве примера рассмотрим кинетику деградации электрического сопротивления ( $\Delta R/R_0$ ) керамических терморезисторов на основе манганитов переходных металлов состава  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,8}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$  при температуре  $170^\circ\text{C}$ , показанную на рис. 2. Для исследований были отобраны одно- и двухфазные образцы керамики, спекаемые при максимальной температуре  $1200^\circ\text{C}$ . Отличие состояло в температурном режиме закалки образцов: одни из них дополнительно выдерживались при  $920^\circ\text{C}$  (температура стабилизации основной шпинельной фазы), после чего резко охлаждались до комнатной температуры, сохраняя при этом свою однофазность, другие — закаливались непосредственно от  $1200^\circ\text{C}$ , приобретая при этом характерную двухфазную структуру с большим количеством дополнительных солевых включений типа NiO. Установлено, что несмотря на существенное различие в максимальном значении относительного дрейфа электрического сопротивления  $\Delta R/R_0$  (около 20% для двухфазных образцов и только 7—8% для однофазных после 500-часового проведения деградиационного теста), в обоих случаях кинетика деградации адекватно описывалась дробно-экспоненциальной РФ. Похожие результаты были получены и для других образцов терморезисторной керамики состава  $\text{Cu}_x\text{Ni}_{1-x-y}\text{Co}_{2y}\text{Mn}_{2-y}\text{O}_4$ , причем механизм термодеградации в них был комплексным, включая не только катионное перераспределение, но и более сложные междуфазовые массообменные процессы [17].

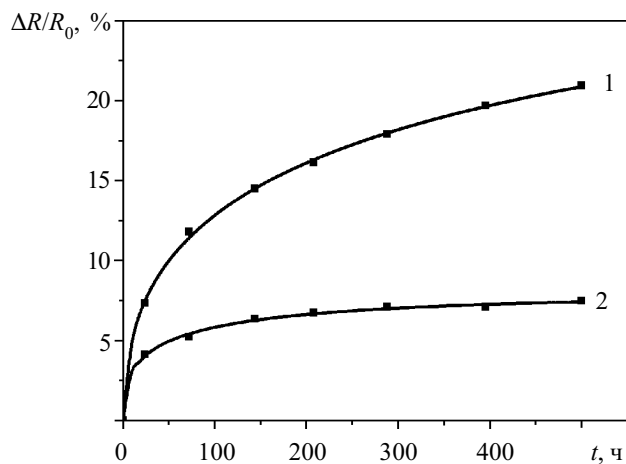


Рис. 2. Кинетика деградации электрического сопротивления ( $\Delta R/R_0$ ) одно- (кривая 2) и двухфазных (кривая 1) образцов терморезисторов на основе шпинельной керамики  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,8}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$

Таким образом, в топологически разупорядоченных твердотельных системах типа керамических композитов сложного фазового состава дробно-экспоненциальная кинетика релаксации является доминирующей.

Однако решая общее дифференциальное уравнение деградации (1), можно получить не только вариант растянутой или дробно-экспоненциальной РФ (2) при выполнении условия  $0 < k < 1$ , но и вариант так называемой сжатой экспоненты при условии  $k > 1$ . Как видно из рис. 1, такой характер кинетики отвечает меньшим изменениям контролируемого параметра  $y=\eta(t)$  при  $x=t/\tau < 1$  и значительно большим изменениям при  $x=t/\tau > 1$ . В результате временной интервал релаксационного процесса сокращается и сам он перемещается в область  $t \approx \tau$ . При этом наблюдаемая кинетика деградации приобретает специфический порогообразный вид, т. е. изменения контролируемого параметра  $y=\eta(t)$  незначительны в начале и в конце де-

градационного теста, претерпевая наиболее существенный «скачок» вблизи  $x=t/\tau=1$ . По мере стремления показателя степени к бесконечности сжатая экспоненциально-степенная РФ становится «ступенькой» высотой  $y=1$ , оставаясь при этом строго привязанной к фокальной точке ( $x=t/\tau=1$ ;  $y=e$ ).

По всей вероятности, такое поведение свойственно сложным физическим процессам в топологически разупорядоченных средах, включающим два и более элементарных процесса, принципиально различных по своему происхождению, например таких как процессы диффузии, испарения, адсорбции, выгорания фазовых включений, химического взаимодействия основной фазы с инородными примесями (включая адсорбированные из окружающей среды) и т. п. Эти процессы, как правило, требуют различной энергии для своей реализации. Кроме того, они являются взаимозависимыми во времени в том смысле, что для прохождения одного из них необходимо выполнение дополнительных условий, состоящих в полном или частичном завершении предыдущего процесса или его определенной стадии. Другими словами, основной релаксационный процесс, наблюдающийся в области  $x=t/\tau=1$ , начинается только после определенного «подготовительного» этапа, характеризующегося значительно меньшей энергией активации.

В качестве примера рассмотрим кинетику деградации электрического сопротивления в толсто пленочных образцах терморезисторов состава  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{1,6}\text{Mn}_{1,2}\text{O}_4$  (так называемый Со-обогащенный состав манганитной керамики  $\text{Cu}_x\text{Ni}_{1-x-y}\text{Co}_{2y}\text{Mn}_{2-y}\text{O}_4$  [17]) при температуре  $170^\circ\text{C}$  (см. рис. 3), содержащих помимо основной шпинельной фазы (пространственная группа  $\text{Fd}\bar{3}m$ ) остатки органического наполнителя СМ-2 в стеклосвязующем НТ-521-4 с небольшим количеством оксида висмута. В процессе получения толстые пленки отжигали при  $850^\circ\text{C}$  (длительность отжига — 15 мин) с последующим плавным понижением температуры. Общая продолжительность технологического процесса спекания составляла около 45 мин, что, как оказалось, явно недостаточно для получения однофазного состава пленок. Кроме того, необходимо отметить, что с целью проведения электрофизических измерений сами толстые пленки наносились непосредственно не на керамические подложки (алюминатная керамика типа Rubalit 708S), а на предварительно подготовленные серебряные контактные площадки (для измерения электросопротивления вторая такая площадка наносилась сверху терморезисторной пленки методом сеткотрафарета).

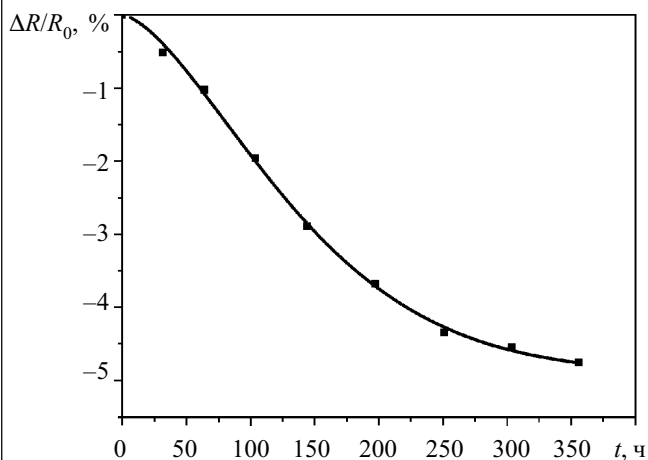


Рис. 3. Кинетика деградации электрического сопротивления  $\Delta R/R_0$  толстых пленок  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{1,6}\text{Mn}_{1,2}\text{O}_4$

Таким образом, в конечном итоге исследуемый образец представлял собой сложную твердотельную систему, включающую контактирующие между собой серебряные электроды и толстую пленку, в состав которой входили кристаллитные зерна основной шпинели  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{1,6}\text{Mn}_{1,2}\text{O}_4$ , межзеренные границы, внутренние поры, а также стеклосвязка НТ-521-4 с остатками невыгоревшей органики. Общая длительность деградационного теста составляла 356 ч, а измерения электрического сопротивления  $R$  проводили при температуре  $25^\circ\text{C}$  после последовательных этапов термоэкспонирования образцов в течение 64, 104, 144, 198, 251, 304 и 356 ч.

Ранее нами было показано, что при этих условиях в толстых пленках Cu- и Ni-обогащенных составов шпинельной керамики  $\text{Cu}_x\text{Ni}_{1-x-y}\text{Co}_{2y}\text{Mn}_{2-y}\text{O}_4$  (составы  $\text{Cu}_{0,8}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$  и  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,8}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$ , соответственно), характеризующихся достаточно однородной структурой при практически полном отсутствии невыгоревших органических компонентов, наблюдался так называемый эффект термического «шока» [18]. Он проявлялся в виде резкого увеличения электрического сопротивления толстых пленок уже в первом цикле деградации при  $170^\circ\text{C}$  с последующим сохранением его на постоянном уровне в процессе дальнейшего продолжения деградационного теста. Однозначно определить кинетику деградации по этим данным оказалось невозможным ввиду малости параметра  $\tau$  (он присутствует не только в выражении экспоненциально-степенной РФ (2), но и в других РФ, являющихся альтернативным решением общего дифференциального уравнения деградации [1—3]). Поэтому предполагалось, что в отличие от обычной монолитной керамики с большим содержанием внутренних пустот и характерными значениями  $\tau$  на уровне нескольких сотен часов [19] исследуемые толстые пленки  $\text{Cu}_{0,8}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$  и  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,8}\text{Co}_{0,2}\text{Mn}_{1,9}\text{O}_4$ , отличающиеся относительной однородностью структуры при малой пористости (за счет введения порошка стекла НТ-521-4 и оксида висмута  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ ), проявляют довольно быстрый собственный дрейф сопротивления уже после нескольких часов деградационного теста. Другими словами, механизм термодegradации предполагался идентичным в монолитной керамике и толстых пленках смешанных оксиманганитов переходных металлов указанного состава, а все отличие между ними сводится к количественным параметрам изменения электрического сопротивления.

Совершенно иная картина характерна для термодegradации толстых пленок Со-обогащенного состава  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{1,6}\text{Mn}_{1,2}\text{O}_4$  шпинельной керамики  $\text{Cu}_x\text{Ni}_{1-x-y}\text{Co}_{2y}\text{Mn}_{2-y}\text{O}_4$  (см. рис. 3). Собственные термоиндуцированные изменения структуры в этих образцах чрезвычайно малы и нивелируются на фоне более существенных процессов с участием инородных включений, в частности не полностью выгоревшей органической связки. В результате вместо положительного изменения  $\Delta R/R_0$ , характерного для собственной термодegradации практически всех керамических композитов [19], в исследуемых толстых пленках  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{1,6}\text{Mn}_{1,2}\text{O}_4$  наблюдается противоположный «отрицательный» эффект уменьшения сопротивления. Используя процедуру поиска оптимального аналитического решения общего дифференциаль-

ного уравнения деградации [1—3] установлено, что кинетика данного эффекта однозначно описывается сжатой экспоненциально-степенной РФ (2) со значением показателя  $k \approx 1,5$ .

Исследуя элементный состав толсто пленочных образцов  $\text{Cu}_{0,1}\text{Ni}_{0,1}\text{Co}_{1,6}\text{Mn}_{1,2}\text{O}_4$  (в перпендикулярном направлении по отношению к серебряным электродам) до и после деградационного теста с помощью электронного сканирующего микроскопа LEO 982, зафиксировано проникновение металлического серебра вглубь пленки почти на 4—5 мкм, причем увеличение содержания этого металла наблюдается главным образом в областях межзеренных границ. В составе же самой толстой пленки в этих местах практически полностью исчезает характерный светлый налет невыгоревшей органической связки. Значит, в процессе деградационного теста активируются по меньшей мере два взаимосвязанных инородных процесса — «выгорание» остатков органической связки между контактирующими зернами шпинели с одновременным проникновением в освободившееся пространство металлического серебра. В результате сопротивление толстой пленки уменьшается не только за счет улучшения межзеренных контактов (т. е. уплотнения пленки), но и за счет появления в межзеренном пространстве проводника.

\*\*\*

Таким образом, в твердотельных топологически разупорядоченных средах возможны деградационные превращения, описываемые идеальной экспоненциальной кинетикой, при условии что они определяются одним преобладающим значением энергии активации вне зависимости от структурной дисперсности системы. Во всех других случаях следует ожидать неэкспоненциальную кинетику деградации, соответствующую расширенной или сжатой РФ (2). Расширенная или дробно-экспоненциальная кинетика с показателем  $0 < k < 1$  характерна для собственных деградационных превращений в системах, однотипных по своей природе. Деградационные превращения, включающие два и более элементарных, принципиально различных по своему происхождению, могут описываться сжатой экспоненциально-степенной РФ (2).

## ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Вакив Н. М., Балицкая В. А., Шпотюк О. И., Буткевич Б. Деградационные превращения в топологически разупорядоченных твердых телах: 1. Математические модели кинетики // *Технология и конструирование в электронной аппаратуре*.— 2003.— № 4.— С. 61—64.

2. Balitska V., Shpotyuk O., Vakiv M. Degradation of dynamic radiation-induced effects in chalcogenide vitreous compounds // *Inzynieria Materialowa*.— 2001.— N 4.— P. 189—192.

3. Balitska V. O., Butkivich B., Shpotyuk O. I., Vakiv M. M. On the analytical description of ageing kinetics in ceramics manganese-based NTC thermistors // *Microelectronics Reliability*.— 2002.— Vol. 42.— P. 2002—2007.

4. Hilfer R. Analytical representations for relaxation functions of glasses // *J. Non-Cryst. Solids*.— 2002.— Vol. 305.— P. 122—126.

5. Mazurin O. V. Relaxation phenomena in glass // *J. Non-Cryst. Solids*.— 1977.— Vol. 25.— P. 130—169.

6. Balitska V. O., Shpotyuk O. I., Vakiv M. M. Degradation of electron-induced dichroism in glassy  $\text{As}_2\text{S}_3\text{-Sb}_2\text{S}_3$  // *Ukr. J. Phys. Optics*.— 2000.— N 2.— P. 107—110.

7. Фельц А. Аморфные и стеклообразные неорганические тела.— М.: Мир, 1986.

8. Shpotyuk O. I., Balitska V. O. Electron-induced dichroism in vitreous  $\text{As}_2\text{S}_3$ : physical features and microstructural mechanism // *Phys. Stat. Sol.*— 1998.— Vol. 165.— P. 295—302.

9. Kovacs A. J., Hutchinson J. M., Aklonis J. J. Iso-baric volume and enthalpy recovery of glasses. I. A critical survey of recent phenomenological approaches.— In: *The structure of non-crystalline materials*.— 1977.— London.— P. 167—172.

10. Corsaro R. D. Volume relaxation of dry and wet boron trioxide in the glass transformation range following a sudden change of pressure.— *Phys. Chem. Glasses*.— 1976.— Vol. 17.— P. 13—22.

11. Williams G., Watts D. C. Ton-symmetrical dielectric relaxation behaviour arising from a simple empirical decay function // *Trans. Faraday Soc.*— 1970.— Vol. 66.— P. 80—85.

12. De Bast J., Gilard P. Variation of the viscosity of glass and relaxation of stresses during stabilization // *Phys. Chem. Glasses*.— 1963.— Vol. 4, N 4.— P. 117—128.

13. Kohlrausch F. Uber die elastische nachwirkung bei der torsion // *Pogg. Ann.*— 1863.— Bd 119.— S. 337—368.

14. Gomez D., Alegria A. On the empirical functions describing the  $\alpha$ -relaxation of glass-forming systems // *J. Non-Cryst. Sol.*— 2001.— Vol. 287.— P. 246—251.

15. Emelianova E. V., Hertogen P., Arkhipov V. I., Adriaenssens G. I. A model of photoinduced anisotropy in chalcogenide glasses // *J. Non-Cryst. Sol.*— 2000.— Vol. 266—269.— P. 954—958.

16. Гусаров А. И., Дмитрюк А. В., Кононов А. Н., Машков А. А. Долговременная кинетика активационных спектров пост-радиационной релаксации в стеклах // *ЖЭТФ*.— 1990.— Т. 97.— С. 525—540.

17. Plewa J., Altenburg H., Ochrymowych R. et al. New NTC electroceramics based on transition-metal manganites in thick-film performance / *Abstract book of 8th Intern. Conf. on Electronic Ceramics and Their Application*.— 2002.— Rome, Italy.— Aug. 25—28.— P. 154—155.

18. Клим Г. І., Балицька В. О., Вакив М. М. та ін. Особливості термодеградаційних ефектів в товстих плівках змішаних оксиманганітів перехідних металів // *Вісн. нац. ун-ту «Львів. політехніка»*.— 2004.— № 510: Елементи теорії та прилади твердотільної електроніки.— С. 98—102.

19. Vakiv M. M., Shpotyuk O. I., Balitska V. O. et al. Ageing behavior of electrical resistance in manganese NTC ceramics // *J. Europ. Ceram. Soc.*— 2004.— Vol. 24.— P. 1243—1246.

## НОВЫЕ КНИГИ

**Щука А. А. Электроника.— СПб: БХВ-Петербург, 2005.— 800 с.**

Рассмотрены основные разделы электроники: вакуумная и плазменная электроника, полупроводниковая электроника и микроэлектроника, оптическая и квантовая электроника, функциональная электроника. В содержание каждой части введена историческая справка об этапах становления и развития данного направления электроники. Каждый раздел содержит контрольные вопросы и задачи с решениями, некоторые из них выполнены с помощью стандартных компьютерных программ.

Для студентов электронных, радиотехнических и радиофизических специальностей вузов, аспирантов и инженеров соответствующих специальностей.