

К. т. н. Н. М. ВАКИВ

Украина, г. Львов, Науч.-производств. предприятие «Карат»

Дата поступления в редакцию
13.07 2000 г.

Оппонент к. ф.-м. н. А. Г. МИКОЛАЙЧУК

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕГРАДАЦИИ РАДИАЦИОННО-ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХАЛЬКОГЕНИДНЫХ СТЕКЛООБРАЗНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Математическая модель для количественного описания деградации может быть развита на основе бимолекулярной релаксационной функции.

Одной из важнейших проблем современного электронного приборостроения является обеспечение высокого уровня стабильности используемых материалов [1, 2], поскольку деградационные превращения, происходящие со временем в таких материалах, нередко служат причиной катастрофических и параметрических отказов аппаратуры.

Микроструктурные механизмы процессов деградации, как правило, определяются природой самого используемого материала. Это хорошо известные и подробно изученные процессы расслоения фаз, аморфизации или кристаллизации, химического взаимодействия контактирующих сред, аннигиляции структурных дефектов, абсорбции и десорбции, химической или электролитической коррозии, электродиффузии и т. д. [3].

В значительной степени сказанное относится и к халькогенидным стеклообразным полупроводникам (ХСП) — представителям класса аморфных соединений серы, селена и теллура, получаемых по традиционной технологии охлаждения расплава [4, 5]. Эти материалы обладают достаточно высокой прозрачностью в ИК-диапазоне спектра, в связи с чем находят широкое применение в оптическом приборостроении [6—10]. Известно, по крайней мере, несколько десятков составов многокомпонентных систем ХСП для коммерческого использования в качестве высокопрозрачных сред ИК-излучения (главным образом, волноводов, оптических окон, преобразующих элементов и т. п.).

Предполагалось, что ХСП, как и многие другие представители аморфных полупроводников, благодаря наличию значительной степени континуального, позиционного, топологического и др. беспорядка окажутся нечувствительными к различным внешним воздействиям [11; 12, с. 256]. Однако несмотря на отсутствие дальнего порядка в атомном расположении, эти материалы зачастую демонстрируют высокую чувствительность к воздействию некоторых факторов. Достаточно упомянуть о получив-

ших с начала 1970-х годов широкий резонанс в кругах разработчиков бессеребряных твердотельных систем обработки, передачи и хранения оптической информации эффектах фотоиндуцированного изменения свойств ХСП [13—15]. Упомянутые эффекты существенно проявляются, как правило, в тонких пленках данных материалов, полученных термовакuumным осаждением, а в стеклах и порошках, синтезированных прямым сплавлением исходных химических компонентов, они выражены намного слабее из-за небольшой глубины проникновения поглощаемого света [15]. Поэтому лазерное излучение практически никогда не использовалось с целью технологической модификации тонкопленочных и, тем более, монокристаллических халькогенидов. Тем не менее само наличие подобных изменений свидетельствует о возможности целенаправленного управления свойствами этих объектов. К числу наиболее эффективных модифицирующих воздействий принадлежит, в частности, облучение потоком высокоэнергетических ионизирующих излучений или, другими словами, технология радиационной обработки ХСП [16, с. 158—180].

Первые эксперименты по изучению радиационно-стимулированных изменений (РСИ) физико-химических свойств ХСП проведены еще в начале 1960-х годов И. А. Доморяд. Было установлено, в частности, что после обработки монокристаллического стекла типа трисульфида или триселенида мышьяка гамма-квантами радионуклида ^{60}Co со средней энергией $E_{\text{ср}} = 1,25$ МэВ в условиях стационарного радиационного воздействия, т. е. при помещении данных материалов на длительное время в канал постоянно действующего высокоэнергетического ионизирующего гамма-излучения, существенно и необратимо изменяются их механические свойства — твердость, модуль сдвига, внутреннее трение, коэффициент Пуассона и т. п. [17—20].

Впоследствии (1970-е—1980-е годы) эти работы продолжались различными научными школами [21—31]. Было установлено, что высокоэнергетическое облучение изменяет также величину и характер температурной зависимости электропроводности ХСП, расширяет спектральный диапазон их чувствительности, уменьшает оптическую ширину запрещенной псевдощели, усиливает колебательные полосы примесного ИК-поглощения. Наконец, в результате многочисленных экспериментов по влиянию различных уровней радиации на оптические свойства ХСП была

Автор выражает благодарность сотруднику Варшавской Политехнической доктору Б. Буткевичу за полезные замечания и дискуссии.

обоснована возможность использования данных материалов в качестве чувствительных элементов твердотельных дозиметрических систем промышленного назначения [32, 33]. Что же касается технологической модификации ХСП, то наиболее эффективным следует считать гамма-облучение, обладающее высокой степенью проникновения [34, с. 72–75] и, как следствие, характеризующееся необходимой равномерностью производимых структурных изменений по всему объему стеклообразного материала.

В 1990-х годах удалось раскрыть природу наблюдаемых РСИ свойств одного из наиболее типичных модельных представителей ХСП — стеклообразного трисульфида мышьяка As_2S_3 , обладающего квазислоистой 2D-структурой. Используя собственные экспериментальные результаты изучения радиационно-наведенного отражения методом ИК Фурье-спектроскопии [35] и электронный парамагнитный резонанс (ЭПР) [36], а также базируясь на многочисленных разрозненных данных других авторов [37, 38 и др.], исследовательская группа О. И. Шпотюка пришла к выводу о возможности радиационного инициирования в ХСП так называемых деструкционно-полимеризационных превращений, т. е. переключений ковалентных химических связей, формирующих стеклообразующий структурный каркас [39–41]. Продукты таких переключений стабилизируются в виде аномально-координированных диамагнитных дефектных пар, причем сверхкоординированный атом обладает избыточным положительным, а недокоординированный — отрицательным электрическим зарядом, обеспечивая тем самым полное сохранение электронейтральности образца. Энергетические конфигурации таких дефектов достаточно подробно рассмотрены Р. Стритом [42]. Модель координационного дефектообразования не менее успешно применялась и для объяснения микроструктурного механизма фотоиндуцированных превращений в тонких пленках As_2S_3 [43].

Все вышеупомянутые разработки базировались на признании предположения о стабильности наблюдаемых РСИ в облученных образцах стекол на протяжении длительного периода после радиационной обработки. Впервые оно было высказано И. А. Доморяд относительно временной сохраняемости гамма-индуцированного увеличения микротвердости стеклообразного селена (эффект радиационного упрочнения) [20]. Действительно, если исходить из того, что хорошо отоженные стекла, как правило, не проявляют заметных изменений своих физико-химических свойств при нормальных условиях хранения, когда температура окружающей среды не превышает определенного критического значения (близкого к температурному диапазону размягчения стекла) и (или) не подвержена значительным циклическим перепадам [4, 5, 44], трудно ожидать каких-либо значительных изменений этих свойств и в облученных стеклах, хранящихся в естественных условиях.

Однако сравнительно недавно было показано, что РСИ свойств ХСП нестабильны. В зависимости от химического состава стекла они содержат две составляющие — статическую, остающуюся постоянной после облучения, и динамическую, постепенно затухающую на

протяжении нескольких месяцев после прекращения радиационного воздействия [45, 46].

Подобная ситуация наблюдалась в некоторых аморфных материалах и раньше, но лишь в исключительных случаях. Так, сообщалось о явлении затухания в стеклах трисульфида мышьяка оптической анизотропии, наведенной облучением направленным высокоэнергетическим электронным потоком [47], или о явлении частичного ослабления фотоиндуцированного дихроизма и двулучепреломления [48]. Однако в первом случае эффект создавался особой геометрией облучения и регистрации зондирующего светового излучения, в связи с чем не мог быть признан как метод стационарной радиационной обработки (тем более что статическая составляющая наблюдаемых оптических изменений отсутствовала вообще). Во втором же случае использовались тонкопленочные объекты в условиях воздействия поляризованного света с энергией квантов порядка ширины запрещенной псевдощели ХСП, инициирующего довольно слабые оптические эффекты.

Таким образом, с проблемой деградации радиационно-оптических свойств аморфных полупроводников типа ХСП (а мы полагаем, что это явление присутствует и более широкому классу неупорядоченных материалов) исследователи столкнулись сравнительно недавно. Для управляемого технологического модифицирования их эксплуатационных параметров крайне необходимо точное знание количественных характеристик происходящих деградационных превращений, а также микроскопических механизмов сопутствующих структурных изменений.

В настоящей работе проанализированы возможные механизмы деградации радиационно-наведенных оптических свойств аморфных полупроводников с целью их адекватного математического описания, т. е. создания приемлемой количественной модели кинетики затухания динамической составляющей РСИ. Разработанный подход апробирован на примере стекол квазибинарной системы $(Sb_2S_3)_y(GeS_2)_{1-y}$, структурный каркас которых построен из стеклообразующих единиц, обладающих высокой чувствительностью к воздействию внешних факторов, — 3D-размерных тетраэдров $GeS_{4/2}$ [4, 5, 49] и квазислоистых (2D-размерных) пирамид $SbS_{3/2}$, обладающих высокой насыщенностью химических связей и поэтому ослабляющих эффекты радиационного воздействия [16, 27, 28].

В качестве релаксационного параметра для описания деградации радиационно-оптических свойств удобно использовать относительное изменение какого-нибудь эксплуатационного параметра ХСП, например, относительное изменение коэффициента оптического поглощения $\Delta\alpha/\alpha_0$ (α_0 — коэффициент оптического поглощения необлученного образца). Кроме того, учитывая ранее установленную спектральную зависимость этого параметра [46], целесообразно для количественных расчетов выбрать максимальную величину $\chi = (\Delta\alpha/\alpha_0)_{\max}$, достигаемую в области края фундаментального оптического поглощения.

Проанализируем возможные варианты рассматриваемого процесса деградации. Поскольку на микро-

структурном уровне радиационные эффекты вызваны появлением в исследуемых материалах специфических дефектных пар с нарушенной атомной координацией — координационных дефектов [41], то именно их концентрацию n целесообразно сопоставить с количественным значением контролируемого релаксационного параметра χ . Другими словами, аннигиляция этих дефектов в гамма-облученных образцах ХСП соответствует деградации динамической составляющей радиационно-индуцированного потемнения, т. е. оба этих процесса описываются одним и тем же кинетическим уравнением.

Очевидно, в наиболее общем случае деградация происходит при условии, что скорость аннигиляции координационных дефектов dn/dt пропорциональна α -й степени их концентрации n и β -й степени времени после облучения t [50]:

$$dn/dt = -\lambda n^\alpha t^\beta, \quad (1)$$

где λ — некоторая постоянная, зависящая, прежде всего, от химического состава ХСП.

Данное уравнение эквивалентно дифференциальному уравнению затухания динамической составляющей РСИ, получаемому путем замены концентрации координационных дефектов n значением релаксационного параметра χ . Решением этого уравнения является релаксационная функция (РФ), удовлетворяющая условиям экспериментального наблюдения динамических РСИ:

$$\begin{cases} t \rightarrow 0 \Rightarrow n \rightarrow n_0 = \text{const, или } \chi \rightarrow \chi_0 = \text{const;} \\ t \rightarrow \infty \Rightarrow n \rightarrow 0, \text{ или } \chi \rightarrow 0. \end{cases} \quad (2)$$

Возможны пять различных вариантов построения РФ (см. табл. 1), удовлетворяющих условиям (2). Параметр τ (исчисляется в днях после радиационной обработки) во всех этих функциях особым образом характеризует продолжительность пострадиационного релаксационного процесса.

Первая РФ соответствует наиболее общему случаю деградации, т. е. полному решению дифференциального уравнения (1). Она содержит четыре аргумента (χ_0 или n_0 , r , k , τ), в связи с чем редко используется для описания реальных релаксационных процессов.

Вторая РФ, проявляющая своеобразную "протяженность" благодаря степенной кинетике аннигиляции дефектов, часто используется для описания пострадиационных термических эффектов в некоторых оксидных стеклах, причем показатель степени α , как правило, принимает значение от 3 до 10 [50].

Третья РФ, выраженная простой экспоненциальной зависимостью от времени, соответствует хорошо известному случаю мономолекулярной релаксации [51, с. 174–177]. Эта функция сама по себе практически не используется для описания релаксационных превращений в стеклах, однако многие деградационные процессы часто соответствуют линейной комбинации двух и более экспоненциальных составляющих [52].

Если процесс деградации вызван рекомбинацией специфических дефектных пар типа электронов и дырок, вакансий и смещенных атомов и др., то характер их кинетики определяется *бимолекулярной РФ* (четвертая в табл. 1) [50–52].

Пятая РФ довольно часто используется для описания структурной, механической, а также электрической деградации в молекулярных и электронных стеклах [53]. Это так называемая РФ ДеБаста — Джиларда [54] или Уильямса — Уоттса [55]. Необходимо отметить, что эта функция вполне приемлема для количественного выражения кинетики затухания некоторых индуцированных явлений в ХСП, например, фотоиндуцированной анизотропии [56].

Другие случаи деградационных процессов являются, вообще говоря, чисто гипотетическими, поскольку соответствующие им РФ не удовлетворяют условию (2). Кроме того, в настоящей работе мы не рассматриваем более сложные случаи деградации, описываемые алгебраической суммой нескольких РФ.

Рассмотрим возможности применения данного подхода к описанию кинетики затухания радиационно-индуцированного потемнения ХСП квазибинарной системы $(\text{Sb}_2\text{S}_3)_y(\text{GeS}_2)_{1-y}$.

Исследуемые образцы четырех различных составов, характеризующиеся различными значениями среднего координационного числа Z (т. е. количеством ковалентных химических связей на один атом формульной единицы стекла) получали традиционным методом охлаждения расплава [4]. Радиационную обработку данных стекол проводили гамма-квантами радионуклида ^{60}Co ($E_{\text{ср.}} = 1,25$ МэВ) при суммарной поглощенной дозе 3,0 МГй (максимальная температура в камере на протяжении всего периода облучения не превышала 320–330 К). Для оптических измерений контролируемого релаксационного параметра χ использовали двухлучевой спектрофотометр «Specord M-40», работающий в спектральной области 200–900 нм. Более подробно технологические особенности получения образцов ХСП и методика проводимых оптических измерений описаны в работах [45, 46].

Количественные значения параметров всех пяти РФ (n_0 или χ_0 , τ , k и r), рассчитанные таким образом, чтобы минимизировать соответствующие им средние квадратические отклонения err от экспериментально измеренных значений релаксационного параметра χ , приведены в табл. 2.

Отчетливо видно, что временная деградация параметра χ (а следовательно, и концентрации радиационно-индуцированных координационных дефектов n) адекватно описывается *бимолекулярной РФ*. Действительно, в этом случае достигается достаточно низкое среднее отклонение ($err = 2,2 \cdot 10^{-3}$) при минимальном (2) количестве "подгоночных" параметров. Кроме того, концентрационные зависимости параметров бимолекулярной РФ χ_0 и τ носят плавный, монотонный характер постепенно увеличения по мере возрастания среднего координационного числа Z , как и следовало ожидать из анализа аналогичных зависимостей РСИ для других квазибинарных систем ХСП [16, 27, 28]. В этом отношении, несмотря на низкие значения err , практически неприемлемой следует считать аппроксимацию рассматриваемых зависимостей с помощью первой и второй РФ (см. табл. 1), параметры τ которых претерпевают значительный разброс при изменении химического состава стекла.

Данный вывод является еще одним независимым подтверждением природы радиационно-инду-

Таблица 1

Основные дифференциальные уравнения и их решения (релаксационные функции) для описания пострадационных деградационных процессов в аморфных полупроводниках

Деградационное уравнение	Релаксационная функция и условия ее определения
1) Общее дифференциальное уравнение деградации $\frac{dn}{dt} = -\lambda n^{\alpha} t^{\beta}$ ($0 \leq \beta \leq 1$)	$n = \frac{n_0}{\left(1 + \left(\frac{t}{\tau}\right)^k\right)^r}$ $r = \frac{1}{\alpha - 1}$; $k = 1 + \beta$; $\tau = \left(\frac{c}{\lambda} \frac{1 + \beta}{\alpha - 1}\right)^{\frac{1}{1 + \beta}}$; $n_0 = c^{\frac{1}{1 - \alpha}}$; $c - \text{const}, \alpha \neq 1, \beta \neq -1, \lambda \neq 0$
2) $\frac{dn}{dt} = -\lambda n^{\alpha}$	$n = \frac{n_0}{\left(1 + \frac{t}{\tau}\right)^k}$ $n_0 = c^{\frac{1}{\alpha - 1}}$; $\tau = \frac{c}{\lambda(\alpha - 1)}$; $k = \frac{1}{\alpha - 1}$; $c - \text{const}, \alpha \neq 1, \lambda \neq 0$
3) $\frac{dn}{dt} = -\lambda n$	Мономолекулярная РФ $n = n_0 \exp(-t/\tau)$ $n_0 = \exp c$, $\tau = 1/\lambda$, $c - \text{const}, \lambda \neq 0$
4) $\frac{dn}{dt} = -\lambda n^2$	Бимолекулярная РФ $n = \frac{n_0}{1 + \frac{t}{\tau}}$ $n_0 = \exp c$, $\tau = 1/\lambda$, $c - \text{const}, \lambda \neq 0$
5) $\frac{dn}{dt} = -\lambda n t^{\beta}$	РФ ДеБаста-Джилларда или Уильямса-Уоттса $n = n_0 \exp\left(-\left(\frac{t}{\tau}\right)^k\right)$ $\tau = \left(\frac{1 + \beta}{\lambda}\right)^{\frac{1}{1 + \beta}}$; $k = 1 + \beta$; $n_0 = \exp c$; $c - \text{const}, \beta \neq -1, \lambda \neq 0$

Таблица 2

Параметры релаксационных функций, описывающих пострадационные деградационные процессы в халькогенидных стеклах системы $(\text{Sb}_2\text{S}_3)_y(\text{GeS}_2)_{1-y}$

y	Z	$n = \frac{n_0}{\left(1 + \left(\frac{t}{\tau}\right)^k\right)^r}$					$n = \frac{n_0}{\left(1 + \frac{t}{\tau}\right)^k}$				$n = n_0 e^{-\frac{t}{\tau}}$		
		χ_0	τ	k	r	err	χ_0	τ	k	err	χ_0	τ	err
0,1	2,63	0,76	1,88	18,8	0,005	$1,5 \cdot 10^{-3}$	0,80	1,83	0,11	$1,6 \cdot 10^{-3}$	0,72	242,4	$6,5 \cdot 10^{-3}$
0,2	2,59	0,49	1587	0,41	2,31	$7,5 \cdot 10^{-4}$	0,45	5,32	0,18	$8,6 \cdot 10^{-4}$	0,42	171,4	$2,4 \cdot 10^{-3}$
0,3	2,55	0,40	455,4	0,27	1,62	$2,4 \cdot 10^{-4}$	0,32	1,59	0,14	$2,6 \cdot 10^{-4}$	0,28	168,8	$1,6 \cdot 10^{-3}$
0,4	2,53	0,10	2,15	32,43	0,006	$1,3 \cdot 10^{-5}$	0,11	2,39	0,23	$2,2 \cdot 10^{-3}$	0,09	112,5	$3,3 \cdot 10^{-4}$
y	Z	$n = \frac{n_0}{1 + \frac{t}{\tau}}$			$n = n_0 e^{-\left(\frac{t}{\tau}\right)^k}$								
		χ_0	τ	err	χ_0	τ	k	err					
0,1	2,63	0,72	197,5	$5,5 \cdot 10^{-3}$	0,97	900,1	0,21	$1,2 \cdot 10^{-3}$					
0,2	2,59	0,42	130,5	$1,8 \cdot 10^{-3}$	0,50	314,8	0,36	$7,5 \cdot 10^{-4}$					
0,3	2,55	0,28	126,6	$1,2 \cdot 10^{-3}$	0,42	171,3	0,20	$2,4 \cdot 10^{-4}$					
0,4	2,53	0,09	72,1	$2,1 \cdot 10^{-4}$	0,16	40,7	0,23	$3,3 \cdot 10^{-3}$					

цированного дефектообразования в ХСП — созданные координационные дефекты аннигилируют попарно при сохранении общей электронейтральности образца путем переключения соответствующих химических связей, как это было доказано экспериментально ранее [39—41].

Как и следовало ожидать исходя из результатов предыдущих исследований релаксационных превращений в ХСП [52, 53], мономолекулярная РФ (т. е. экспоненциальная зависимость релаксационного параметра от времени) плохо соответствует экспериментально наблюдаемой кинетике деградации, поскольку для нее характерно максимальное среднее квадратическое отклонение — $err=2,7 \cdot 10^{-3}$.

Использование релаксационной функции ДеБаста—Джиларда [54] или Уильямса—Уоттса [55] позволяет вполне адекватно описать деградацию радиационно-наведенного оптического поглощения в исследуемых ХСП, однако для этого требуется больше "подгоночных" параметров (χ_0 , τ и k). Заметим в отношении показателя степени k данной РФ, что он остается практически неизменным, незначительно отклоняясь от среднего значения 0,25 при изменении Z (т. е. химического состава стекла). Среднее же значение err , составляющее $5,6 \cdot 10^{-4}$, является минимальным среди всех рассматриваемых случаев.

Таким образом, адекватная математическая модель для количественного описания деградации радиационно-оптических свойств исследуемых ХСП может быть развита на основе бимолекулярной релаксационной функции, соответствующей кинетике аннигиляции созданных радиацией координационных дефектов. Учитывая, что процессы радиационно-индуцированного координационного дефектообразования в той или иной мере присущи широкому классу аморфных проводников [38—41], можно полагать, что подобная ситуация свойственна и им.

Рассматриваемые деградационные превращения необходимо учитывать при разработке технологии радиационного модифицирования ХСП [16], а также при создании сенсорных устройств радиационного мониторинга на их основе [32—34].

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Физика отказов / Под ред. И. Е. Декабуна. — М.: Наука, 1981.
2. Ефимов И. Е., Козырь И. Я., Горбунов Ю. И. Микроэлектроника. Физические и технологические основы, надежность. — М.: Высш. шк., 1986.
3. Черняев В. Н. Физико-химические процессы в технологии РЭА. — М.: Высш. шк., 1987.
4. Борисова З. У. Халькогенидные полупроводниковые стекла. — Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1983.
5. Фельц А. Аморфные и стеклообразные неорганические твердые тела. — М.: Мир, 1986.
6. Voigt B., Linke D. Optical glasses for infrared transmittance. Synthesis and properties of chalcogenide glasses // In: Physics and Application of Non-Crystalline Semiconductors in Optoelectronics. Ed. Andriesh A. and Bertolotti M. NATO ASI Series. Partnership Sub-Series.

3: High Technology. — Dordrecht—Boston—London: Kluwer Academic Publishers, 1996. — P. 155—169.

7. Seddon A. B. Chalcogenide glasses: a review of their preparation, properties and applications // J. Non-Cryst. Solids. — 1995. — Vol. 184. — P. 44—50.

8. Savage J. A. Infrared optical materials and their antireflection coatings. — Bristol—Boston: Adam Hilger Ltd, 1985.

9. Feltz A., Burckhardt W., Voigh B., Linke D. Optical glasses for IR transmittance // J. Non-Cryst. Solids. — 1991. — Vol. 129. — P. 31—39.

10. Hilton A. R. Optical properties of chalcogenide glasses // Ibid. — 1970. — Vol. 2. — P. 28—39.

11. Ovshinsky S. R., Evans E. J., Nelson D. L., Fritzsche H. Radiation hardness of ovonic devices // IEEE Trans. on Nuclear Science. — 1968. — Vol. NS-15, N 6. — P. 311—321.

12. Захаров В. П., Герасименко В. С. Структурные особенности полупроводников в аморфном состоянии. — Киев: Наук. думка, 1976.

13. DeNeufville J. P., Moss S. C., Ovshinsky S. R. Photostructural transformations in amorphous As_2Se_3 and As_2S_3 films // J. Non-Cryst. Solids. — 1974. — Vol. 13, N 2. — P. 191—223.

14. Tanaka K. Photoinduced processes in chalcogenide glasses // Current Opinion in Solid State and Materials Science. — 1996. — Vol. 1. — P. 567—571.

15. Elliott S. R. A unified model for reversible photostructural effects in chalcogenide glasses // J. Non-Cryst. Solids. — 1986. — Vol. 81. — P. 71—98.

16. Матковский А. О., Сугак Д. Ю., Убизский С. Б. и др. Воздействие ионизирующих излучений на материалы электронной техники. — Львов: Світ, 1994.

17. Стародубцев С. В., Доморяд И. А., Хизниченко Л. П. Изменение механических характеристик аморфного селена под действием гамма-лучей // Докл. АН СССР. — 1961. — Т. 139, № 3. — С. 594—595.

18. Стародубцев С. В., Азизов С. А., Доморяд И. А. и др. Изменение механических характеристик некоторых твердых тел, подвергнутых воздействию γ -радиации // В сб.: Действие ядерных излучений на материалы. — М.: АН СССР, 1962. — С. 347—354.

19. Доморяд И. А., Кайпназаров Д., Хизниченко Л. П. Действие гамма-облучения на упругие свойства стеклообразного трисульфида мышьяка // Изв. АН УзССР. Сер. физ.-мат. н. — 1963. — № 5. — С. 87—89.

20. Стародубцев С. В., Доморяд И. А. Изменение микротвердости аморфного селена под действием гамма-облучения // В кн.: Стародубцев С. В. Полное собрание научных трудов. Т. 6. — Ташкент: Фан, 1971. — С. 283—285.

21. Sarsembinov S. S., Abdulgafarov E. E., Tumanov M. A., Rogachev N. A. Radiation-induced defects influence on the electrical, photoelectrical and optical properties of chalcogenide glasses // J. Non-Cryst. Solids. — 1980. — Vol. 35—36, N 2, pt. 2. — P. 877—882.

22. Сарсембинов Ш. Ш., Абдулгфаров Е. Е. Электронно-стимулированная модификация электрических свойств халькогенидных стеклообразных полупроводников // Вестн. АН Каз. ССР. — 1981. — № 5. — С. 51—57.

23. Гуральник Р. М., Лантратова С. С., Любин В. М., Сарсембинов Ш. Ш. Электронно-стимулированные реверсивные изменения оптических свойств и микротвердости стеклообразного As_2S_3 // Физ. тверд. тела. — 1982. — Т. 24, № 5. — С. 1334—1337.

24. Сарсембинов Ш. Ш., Гуральник Р. М. Комплексный метод управления оптическими свойствами ХСП // В сб.: Физ. тверд. тела. — Алма-Ата : Изд-во КазГУ, 1986. — С. 12—22.
25. Сарсембинов Ш. Ш., Гуральник Р. М., Жакупбеков Б. С. и др. О влиянии структурных дефектов на оптические свойства халькогенидных стекол // Физ. и химия стекла. — 1987. — Т. 13, № 1. — С. 143—146.
26. Конорова Л. Ф., Ким Т. И., Жданович Н. С., Литовский М. А. Влияние γ -квантов на ИК поглощение в халькогенидных стеклообразных сплавах // ЖТФ. — 1985. — Т. 55, № 4. — С. 788—791.
27. Матковский А. О., Шпотюк О. И., Савицкий И. В., Каюшкин В. А. Микротвердость халькогенидных стекол системы $(As_2Se_3)_x (Bi_2Se_3)_{1-x}$ // Докл. АН УССР. Сер. А. — 1983. — № 1. — С. 84—87.
28. Шпотюк О. Й. Вплив гамма-опромінення на спектри оптичного пропускання і мікротвердість склоподібного $As_2S_3-Sb_2S_3$ // Вісник Львів. ун-ту. Сер. фіз. — 1985. — Вип 19: Проблеми фізики твердого тіла. — С. 25—31.
29. Шпотюк О. И. Температурная стабильность индуцированных гамма-облучением эффектов в стеклообразном трисульфиде мышьяка // Ж. прикл. спектроскопии. — 1987. — Т. 46, № 1. — С. 122—126.
30. Shpotyuk O. I., Kovalsky A. P., Vakiv M. M., Mrooz O. Ya. Reversible radiation effects in vitreous As_2S_3 . 1. Changes of physical properties // Phys. Stat. Sol. A. — 1994. — Vol. 144, N 2. — P. 277—283.
31. Shpotyuk O. I., Matkovskii A. O., Kovalsky A. P., Vakiv M. M. Radiation-induced changes of amorphous As_2S_3 physical properties // Radiation Effects and Defects in Solids. — 1995. — Vol. 133, N 1. — P. 1—4.
32. Shpotyuk O. I., Balitska V. O., Vakiv M. M., Shpotyuk L. I. Sensors of high-energy radiation based on amorphous chalcogenides // Sensors and Actuators. A: Physical. — 1998. — Vol. 68, N 1—3. — P. 356—358.
33. Shpotyuk O. I. Amorphous chalcogenide semiconductors for dosimetry of high-energy ionizing radiation // Rad. Phys. Chem. — 1995. — Vol. 46, N 4—6. — P. 1279—1282.
34. Пикаев А. К. Современная радиационная химия. Основные положения, экспериментальная техника и методы. — М. : Наука, 1985.
35. Шпотюк О. И. О механизме реверсивных радиационно-структурных превращений в халькогенидных стеклообразных полупроводниках // Ж. прикл. спектроскопии. — 1993. — Т. 59, № 5—6. — С. 550—553.
36. Швец Д. И., Шпотюк О. И., Матковский А. О. и др. ЭПР радиационно-стимулированных парамагнитных центров в стеклообразном трисульфиде мышьяка // Укр. физ. ж. — 1986. — Т. 31, № 8. — С. 1226—1228.
37. Taylor P. C., Strom U., Bishop S. G. Paramagnetic states induced in amorphous As, Se and As_2Se_3 by electron bombardment at 77 K // Phys. Rev. B. — 1978. — Vol. 18, N 1. — P. 511—512.
38. Сарсембинов Ш. Ш., Абдулгафаров Е. Е. Позитронная аннигиляция в стеклообразном As_2S_3 , подвергнутом электронной бомбардировке // Вестн. АН Каз. ССР. — 1980. — № 2. — С. 48—55.
39. Shpotyuk O. I. Reversible radiation effects in vitreous As_2S_3 . 2. Mechanism of structural transformations // Phys. Stat. Sol. A. — 1994. — Vol. 145, N 1. — P. 69—75.
40. Shpotyuk O. I. Mechanism of radiation-structural transformations in amorphous As_2S_3 // Rad. Effects and Defects in Solids. — 1994. — Vol. 132, N 4. — P. 393—396.
41. Shpotyuk O. I., Balitska V. O. Coordination defects in vitreous As_2S_3 induced by γ -irradiation // Acta Phys. Pol. A. — 1997. — Vol. 92, N 3. — P. 577—583.
42. Street R. A. Recombination in amorphous semiconductors // Phys. Rev. B. — 1978. — Vol. 17, N 10. — P. 3984—3995.
43. Шпотюк О. И., Корнелюк В. Н., Ясковец И. И. Реверсивные фотоструктурные превращения в тонких пленках трисульфида мышьяка // Ж. прикл. спектроскопии. — 1990. — Т. 52, № 4. — С. 602—606.
44. Вакив Н.М., Шпотюк О.И. Влияние климатических воздействий на халькогенидные стеклообразные полупроводники в системах оптической обработки информации // В кн.: Оптические и оптико-электронные средства обработки информации. — Л. : Изд-во ФТИ им. А. Ф. Иоффе, 1989. — С. 227—232.
45. Шпотюк О. И., Скордева Е. Р., Головчак Р. Я. и др. Радиационно-стимулированные изменения пропускания халькогенидных стекол $As_2S_3-Ge_2S_3$ // Ж. прикл. спектроскопии. — 1999. — Т. 66, № 5. — С. 657—660.
46. Shpotyuk O. I., Kovalskiy A. P., Skordeva E. et al. Effect of gamma-irradiation on the optical properties of $Ge_xAs_{40-x}S_{60}$ glasses // Phys. B: Condensed Matter. — 1999. — Vol. 271. — P. 242—247.
47. Shpotyuk O. I., Balitska V. O. Electron-induced dichroism in vitreous As_2S_3 : physical features and microstructural mechanism // Phys. Stat. Sol. A. — 1998. — Vol. 165. — P. 295—302.
48. Любин В. М., Тихомиров В. К. Фотоиндуцируемый дихроизм в пленках халькогенидных стеклообразных полупроводников // Физ. тверд. тела. — 1991. — Т. 32, № 6. — С. 1838—1844.
49. Onari S., Inokuma T., Kataura H., Arai T. Absorption edge of the amorphous $(GeS_2)_x(As_2S_3)_{1-x}$ system under hydrostatic pressure // Phys. Rev. B. — 1987. — Vol. 35, N 9. — P. 4373—4379.
50. Griscom D. L., Gingerich M. E., Friebele E. J. Radiation-induced defects in glasses: origin of power-law dependence of concentration on dose // Phys. Rev. Letters. — 1993. — Vol. 71, N 7. — P. 1019—1021.
51. Аморфные полупроводники / Под ред. М. Бродски. — М. : Мир, 1982.
52. Mazurin O. V. Relaxation phenomena in glass // J. Non-Cryst. Solids. — 1977. — Vol. 25, N 1—3. — P. 130—69.
53. Phillips J. C. Stretched exponential relaxation in molecular and electronic glasses // Rep. Progr. Phys. — 1996. — Vol. 59, N 9. — P. 1133—1207.
54. De Bast J., Gilard P. Variation of the viscosity of glass and relaxation of stresses during stabilisation // Physics and Chemistry of Glasses. — 1963. — Vol. 4, N 4. — P. 117—128.
55. Williams G., Watts D. C. Non-symmetrical dielectric relaxation behaviour arising from a simple empirical decay function // Trans. Faraday Soc. — 1970. — Vol. 66. — P. 80—85.
56. Hertogen P., Tikhomirov V. K., Adriaenssens G. J. Photoinduced dichroism in chalcogenides: influence of temperature and light intensity // J. Non-Cryst. Solids. — 1999. — Vol. 256—257. — P. 343—347.