

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК α -Si : H, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ, И ДЕФЕКТНЫЕ СОСТОЯНИЯ В НИХ

Айвазов А. А., Будагян Б. Г., Стряхилев Д. А.

Пленки α -Si : H, легированные азотом, представляют интерес для исследования по нескольким причинам. Изменяя концентрацию азота в материале, можно управлять величиной оптической запрещенной зоны [1], что важно для применения в фотоэлектрических устройствах. С другой стороны, введение азота может вызвать увеличение плотности дефектов, причем в отличие от нелегированного α -Si : H в этом случае преобладают заряженные дефекты [2]. Исследование природы дефектов в азотсодержащих пленках на основе α -Si : H может также оказаться полезным для выяснения роли N как случайной примеси в нелегированном материале.

В настоящей работе измерены спектры оптического поглощения как нелегированного, так и легированного азотом α -Si : H. На основе экспериментальных результатов сделаны выводы о влиянии примеси азота на оптические свойства и плотность локализованных состояний в материале.

Образцы для измерений были получены плазмохимическим разложением силансодержащей газовой смеси. Температура подложек, давление в реакторе и удельная ВЧ мощность в процессе осаждения составляли 220 °C, 50 Па и 0.3 Вт/см². Легирование проводилось из газовой фазы путем добавления NH₃ в реакционную смесь. Состав материала контролировался методом оже-спектроскопии.

Для определения коэффициента поглощения α в диапазоне 10⁻¹—10³ см⁻¹ использовался метод постоянного фототока (МПФ) [3]. Абсолютные значения α рассчитывались по спектрам пропускания в области сильного поглощения ($\alpha \geq 10^3$ см⁻¹). При этом принимались во внимание как интерференция в пленке, так и отражения от всех поверхностей раздела, включая границу подложки—воздух [4].

Спектры поглощения для нелегированной пленки и образцов, содержащих 6,8 и 15 % N, показаны на рис. 1. Для образца с 15 % N измерения по МПФ не проводились из-за низкой фоточувствительности материала.

Оптические свойства и параметры глубоких уровней пленок
 α -Si : H и α -Si_{1-x}N_x : H

x, ат%	E_1 , эВ	W , эВ	$\frac{N(E_1) \cdot 10^{17}}{\text{эВ}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}}$	$N_D \cdot 10^{17}, \text{см}^{-3}$	E_g , эВ	E_0 , мэВ	n
0	0.97	0.15	0.24	0.09	1.9	65	3.80
6	1.17	0.1	0.3	0.07	2.0	81	3.00
8	1.16	0.15	8.0	3.0	2.1	113	2.60
15	—	—	—	—	2.7	—	2.03

Плотность глубоких состояний, по данным МПФ, рассчитывалась с использованием известной модели [5], согласно которой пик плотности состояний в запрещенной зоне, соответствующий оборванным связям, описывается гауссовой функцией ошибок

$$N(E) = N(E_1) \exp \left[-\frac{(E - E_1)^2}{2W^2} \right]. \quad (1)$$

Как показано в [2], вклад в поглощение, определяемое по МПФ, дают состояния нейтральных и отрицательно заряженных дефектов. Их объемная плотность вычислялась после определения параметров E_1 , W и $N(E_1)$ модели

$$N_D = \int N(E) dE. \quad (2)$$

Кроме того, непосредственно из спектров поглощения определялись оптическая ширина запрещенной зоны E_g как энергия, соответствующая $\alpha = 10^4 \text{ см}^{-1}$, и E_0 — параметр, описывающий экспоненциальный участок спектра:

$$\alpha_{\text{ex}}, (h\nu) = \alpha_0 \exp(h\nu/E_0). \quad (3)$$

Показатель преломления n вычислялся из спектров пропускания [4] для области $\alpha \leq 10^2 \text{ см}^{-1}$.

Все экспериментальные результаты приведены в таблице, которая содержит также сведения о концентрации азота в материале.

На рис. 2 представлены зависимости показателя преломления n оптической ширины запрещенной зоны E_g от содержания азота в пленке x . Из рис. 2 видно, что, когда концентрация азота невелика ($x < 8 \text{ ат}\%$), E_g слабо зависит от x и начинает заметно расти с увеличением x только при $x > 8 \text{ ат}\%$. Показатель прелом-

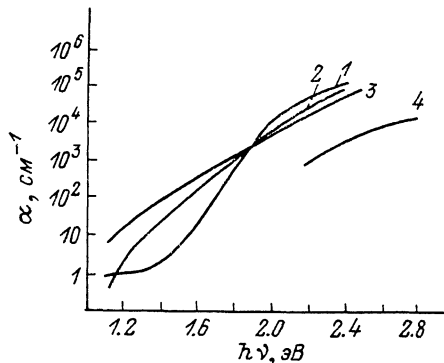


Рис. 1. Спектры поглощения нелегированного и легированного азотом $a\text{-Si} : \text{H}$. 1 — нелегированный материал; x , ат%: 2 — 6, 3 — 8, 4 — 15.

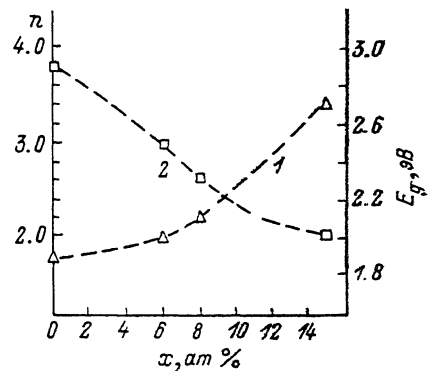


Рис. 2. Зависимости оптической ширины запрещенной зоны E_g (1) и показателя преломления n (2) от содержания азота в пленке x .

ления при этом сравнительно плавно изменяется от 3.8 (в нелегированном материале) до 2.0 ($x = 15 \text{ ат}\%$). Последнее значение близко к показателю преломления аморфного нитрида кремния $n_{a\text{-Si}_3\text{N}_4} = 1.9\text{--}2.03$ [6].

Эти результаты позволяют провести условную границу $x_{\text{гp}} \approx 8 \text{ ат}\%$, разделяющую аморфный полупроводник, подобный $a\text{-Si} : \text{H}$ ($x < 8 \text{ ат}\%$), и модифицированный материал, близкий по свойствам к аморфному нитриду кремния. Необходимо отметить, что аналогичный ход зависимостей $E_g(x)$ и $n(x)$ был получен ранее другими авторами [7], однако, по их данным, $x_{\text{гp}} \approx 30 \text{ ат}\%$.

Как следует из таблицы, введение азота в пленку изменяет положение пика плотности состояний в запрещенной зоне относительно дна зоны проводимости (параметр E_1). При этом заметно возрастает значение E_0 , которое обычно связывают с шириной хвоста валентной зоны. Эти изменения наблюдаются уже при 6 ат% N в материале, когда E_g лишь незначительно отличается от ширины запрещенной зоны нелегированного $a\text{-Si} : \text{H}$.

Если принять во внимание тот факт, что концентрация заряженных дефектов в $a\text{-Si}_{1-x}\text{N}_x : \text{H}$ в несколько раз превышает концентрацию нейтральных оборванных связей [2], преобладающих в нелегированном $a\text{-Si} : \text{H}$, то увеличение E_1 (по данным МПФ) при введении азота означает, что

$$E_c - E_D^- > E_c - E_D^0. \quad (4)$$

Такой вывод согласуется с моделью заряженных дефектов в $a\text{-Si} : \text{H}$, предложенной Бранзом и Силвером для интерпретации результатов СЭПР [8]. Что касается E_0 , то его аномально высокие значения для легированных пленок, скорее всего, отражают перекрытие плотностей состояний, соответствующих хвосту валентной зоны и уровню D^- .

- [1] Wronski C. R. // Sol. St. Techn. 1988. V. 31. N. 6. P. 113—117.
 [2] Shimizu T., Kidoh H., Morimoto A., Kumeda M. // Japan. J. Appl. Phys. 1989. V. 28. N. 4. P. 586—592.
 [3] Vanecek M., Kocka J., Stuchlik J., Triska A. // Sol. St. Commun. 1981. V. 39. N. 11. P. 1199—1202.
 [4] Swanepoel R. // J. Phys. E: Sci. Instr. 1983. V. 16. N. 12. P. 1214—1222.
 [5] Vanecek M., Kocka J., Stuchlik J., Kozicek Z, Stuka O., Triska A. // Sol. Energy Mater. 1983. V. 8. N. 4. P. 411—423.
 [6] Samuelson G. M., Mar K. M. // J. Electrochem. Soc. 1982. V. 129. N. 8. P. 1773—1778.
 [7] Herak T. V., McLeod R. D., Kao K. C., Card K. C., Watanabe H., Katoh K., Yasui M., Shibata Y. // J. Non-Cryst. Sol. 1984. V. 69. N. 1. P. 39—48.
 [8] Branz H. M., Silver M. // J. Non-Cryst. Sol. 1989. V. 114. PT. 2. P. 639—641.

Московский институт
электронной техники

Получено 12.05.1991
Принято к печати 19.06.1991

ФТП, том 25, вып. 11, 1991

ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ПРИМЕСНЫХ ЦЕНТРОВ Eu И Mn В МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ga_2S_3(Se_3)$

Аскеров И. М., Айдаев Ф. Ш., Асланов Г. К.,
Мастеров В. Ф., Тагиев Б. Г.

Примесные состояния в дефектных кристаллах типа $A_3^{III}B_2^{VI}$ мало изучены. В литературе имеются противоречивые данные относительно поведения примесных состояний Sn в кристаллах In_2Te_3 и Ga_2Te_3 [1, 2]. Нами исследовались примесные состояния редкоземельных и переходных элементов в других кристаллах $Ga_2S_3(Se_3)$ вышеуказанного типа [3—5]. В результате показано, что в отличие от полупроводников бездефектной структуры в соединениях $Ga_2S_3(Se_3)$

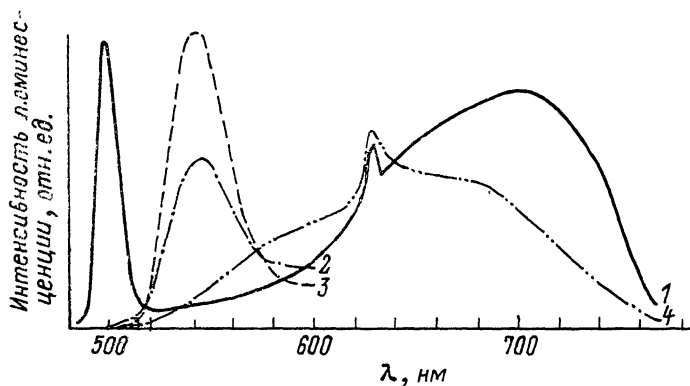


Рис. 1. Спектр люминесценции монокристалла Ga_2S_3 при 4.2 K (1).
2 — Ga_2S_3 < 3 % Eu), 3 — Ga_2S_3 < 5 % Eu), 4 — Ga_2S_3 < 0.1 % Mn).

европий не замещает атом решетки, а взаимодействует с вакансией, образуя «двойной» центр типа $(Eu^{2+} - V_{Ga^{2-}})^0$. Это может приводить к появлению энергетических уровней в запрещенной зоне, ответственных за люминесцентное излучение в области 0.54 мкм [6].

В настоящей работе приводятся результаты исследования природы примесных центров Eu и Mn в $Ga_2S_3(Se_3)$ и их люминесцентных свойств.

Синтез этих соединений проводился из элементов в стехиометрическом количестве по стандартной методике. Монокристаллы выращены методом Бриджмена (селениды) медленным охлаждением слитка при постоянном тем-