

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ Ni
В СТЕКЛООБРАЗНОМ CdGeAs₂

Окунев В. Д., Пафомов Н. Н.

Никель — первая примесь, использовавшаяся для модифицирования аморфных полупроводников сложного состава [1-4]. Основным фактором, лимитирующим электрическую активность никеля и других примесей в материалах данного класса, является практически всегда существующая возможность химического взаимодействия атомов примеси с компонентами основного вещества с образованием в матрице стекла включений одной или нескольких новых аморфных фаз [5, 6]. Эффективность легирования стекол оказывается, как правило, низкой: по некоторым оценкам [6, 7], концентрация электрически активных центров на 1—2 порядка меньше полной концентрации примесей.

При относительно небольших (примерно до 4 вес%) концентрациях Ni в аморфном CdGeAs₂, когда расстояния между отдельными включениями еще превышают среднюю длину прыжка носителей, примесные кластеры, оказывая решающее влияние на оптические свойства образцов [2], не дают заметного вклада в электропроводность пленок. Эффективность легирования в этом случае определяется долей примеси, растворяющейся в основной стеклообразной фазе, и, как мы полагаем, должна быть связана с концентрацией собственных дефектов и подвижностью примесных атомов, зависящих, в свою очередь, от условий роста пленок.

В данной работе исследовалось влияние температуры подложки T_s , являющейся основным параметром технологического процесса, на электропроводность двух серий образцов, содержащих соответственно 0.5 и 2.0 вес% Ni. Эти точки были взяты вблизи значения, характеризующего возможную концентрацию собственных дефектов в нелегированных пленках [2, 8]. Пленки выращивались на стеклянных подложках по технологии, описанной в [2, 9]. В качестве контактов использовались пленочные электроды, изготовленные распылением сплава Pt_{0.8}Mo_{0.2}.

Изменение концентрации электрически активных центров с ростом температуры подложки обусловлено двумя противоположными факторами: ростом подвижности примесных атомов, увеличивающей вероятность их взаимодействия с собственными дефектами, и снижением концентрации собственных дефектов, лимитирующей растворимость примесей в стеклообразной матрице.

Электропроводность нелегированных образцов при $T < 200$ К определяется прыжковой проводимостью с переменной длиной прыжка по локализованным состояниям, связанным с дефектами [10], и соответствует закону Мотта [11, 12] ($\sigma \sim \exp [-(T_0/T)^{1/4}]$, $N(E_F) = 16/kT_0 a^3$). В процессе отжига параметр T_0 таких образцов увеличивается от $6.8 \cdot 10^6$ до $8.2 \cdot 10^8$ К (рис. 1). Если ширина зоны локализованных состояний и их радиус a при этом не меняются, то концентрация глубоких центров, связанных с дефектами аморфного состояния, при отжиге может уменьшаться на 2 порядка.

На рис. 2 приведены температурные зависимости электропроводности ряда образцов, легированных Ni, с различными значениями T_s ; характеристики образцов указаны в таблице. При низких температурах зависимость σ от T пленок в аморфном состоянии находится в согласии с законом Мотта.

В образцах, содержащих 2 вес% Ni, параметр T_0 вначале уменьшается с ростом T_s за счет роста подвижности примесных атомов, увеличивающей эффективность образования примесных центров в изолирующей матрице при взаимодействии атомов никеля с собственными дефектами, и достигает значения $2.4 \cdot 10^5$ К при $T_s = 135$ °С. Дальнейший рост T_s вызывает увеличение T_0 , обусловленное снижением растворимости Ni в основной стеклообразной фазе за счет уменьшения концентрации собственных дефектов. При $T_s > 220$ °С пленки кристаллизуются (в процессе термообработки исходных аморфных пленок примесная фаза кристаллизуется в интервале температур 230—260 °С), что резко из-

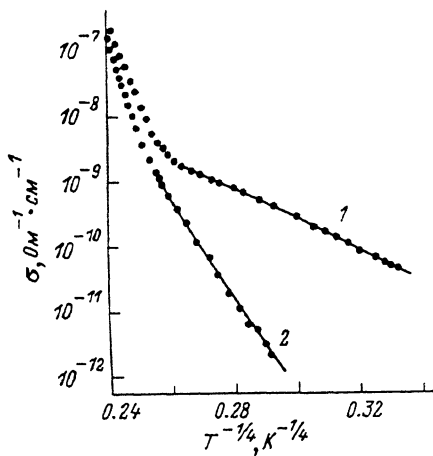


Рис. 1. Зависимости электропроводности нелегированной стеклообразной пленки CdGeAs₂ от температуры.

1 — в исходном состоянии, 2 — после отжига при 350 °С.

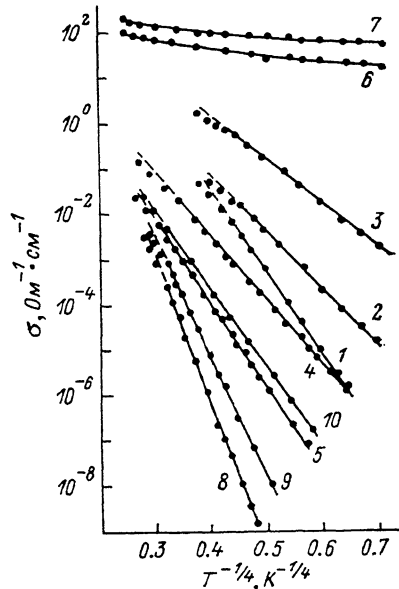


Рис. 2. Температурные зависимости электропроводности стеклообразных пленок CdGeAs₂: Ni с различными T_s .

1—10 соответствуют номерам образцов в таблице.

меняет величину σ и вид ее температурной зависимости (рис. 2, кривые 6, 7).

В образцах с меньшим (0.5 вес%) содержанием никеля концентрация примесных атомов, имеющих возможность вхождения в состав основной стеклообразной фазы с образованием примесных состояний, в широком интервале изменения T_s остается, по-видимому, меньше концентрации остаточных дефектов, что вызывает монотонное уменьшение параметра T_0 с ростом T_s из-за

Характеристики пленок

№ образца	Ni, вес%	T_s , °С	T_0 , К	№ образца	Ni, вес%	T_s , °С	T_0 , К
1	2	55	$2.8 \cdot 10^4$	6	2	260	—
2	2	107	$6.8 \cdot 10^5$	7	2	311	—
3	2	135	$2.4 \cdot 10^5$	8	0.5	51	$3.1 \cdot 10^7$
4	2	168	$1.1 \cdot 10^6$	9	0.5	184	$1.4 \cdot 10^7$
5	2	218	$3.7 \cdot 10^5$	10	0.5	322	$2.6 \cdot 10^6$

увеличения подвижности примесных атомов. Размеры кристаллических включений в слабо легированных образцах с $T_s > 220$ °С еще малы, чтобы оказывать сколько-нибудь существенное влияние на электропроводность пленок. Параметры T_0 для образцов 5 и 10 практически совпадают. Это, по-видимому, означает, что концентрация электрически активных центров в образцах обеих групп при высоких температурах подложек не зависит от концентрации никеля и определяется концентрацией остаточных дефектов.

Авторы признательны К. Б. Толпыго с сотрудниками за обсуждение результатов работы и полезные замечания.

- [1] Flasek R., Izu M., Sapru K., Anderson T., Ovshinsky S. R., Fritzsche H. — In: Proc. 7 Int. Conf. «Amorph. a. Liquid Semicond.». Edinburg, 1977, p. 524—528.
- [2] Окунев В. Д., Юров А. Г. Управление свойствами аморфных пленок при совместном распылении мишеней. — Письма ЖТФ, 1979, т. 5, в. 3, с. 161—165.
- [3] Аверьянов В. Л., Коломиец Б. Т., Любин В. М., Приходько О. Ю. Модифицирование стеклообразного селинида мышьяка. — Письма ЖТФ, 1980, т. 6, в. 10, с. 577—580.
- [4] Мамедов А., Рудь Ю. В., Ундалов Ю. К. О возможности легирования тетраэдрических стекол. — Письма ЖТФ, 1980, т. 6, в. 9, с. 555—558.
- [5] Hauser J. J., Hutton R. S., Staudinger A. — Phil. Mag., 1981, v. B44, N 1, p. 109—125.
- [6] Окунев В. Д., Самойленко З. А. Два типа ближнего порядка и поведение примесей в стеклообразном CdGeAs₂. — Письма ЖЭТФ, 1986, т. 43, в. 1, с. 24—27.
- [7] Kolomiets B. T., Averjanov V. L. — In: Phys. Disorder Mater. N. Y.—London, 1985, p. 663—671.
- [8] Полупроводники A³B⁴C₅ / Под ред. Н. А. Горюновой, Ю. А. Валова. М., 1974. 472 с.
- [9] Окунев В. Д., Пафомов Н. Н. Низкотемпературный примесный пробой в аморфном CdGeAs₂, легированном Ni. — ФТП, 1986, т. 20, в. 7, с. 1302—1308.
- [10] Окунев В. Д. Неомическая прыжковая проводимость аморфного CdGeAs₂. — ФТП, 1985, т. 19, в. 12, с. 2216—2219.
- [11] Шкловский Б. И., Эфрос А. Л. Электронные свойства легированных полупроводников. М., 1979. 416 с.
- [12] Мотт Н., Дэвис Э. Электронные процессы в некристаллических веществах. М., 1982. 662 с.

Донецкий физико-технический
институт АН УССР

Получено 24.03.1987
Принято к печати 20.07.1987

ФТП, том 22, вып. 3, 1988

ФОРМИРОВАНИЕ ОБЛАСТЕЙ СКОПЛЕНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ДИСЛОКАЦИОННОМ КРЕМНИИ

Казакевич Л. А., Кузнецов В. И., Лугаков П. Ф.

Облучение кремния частицами высоких энергий в ряде случаев приводит к образованию областей скопления дефектов (ОСД), состоящих из центральной (ядро) и периферийной частей, параметры которых зависят от различных факторов (условий облучения, примесного состава кристаллов) [1-3]. Данная работа выполнялась с целью выяснения роли дислокаций в процессах формирования ОСД.

Исследования проводились на монокристаллах кремния *n*-типа ($\rho \approx 100$ Ом·см), выращенных вытягиванием из расплава по методу Чохральского. Повышенная плотность дислокаций ($N_D = 1 \cdot 10^4 \div 1 \cdot 10^7$ см⁻²) создавалась пластической деформацией кристаллов при температуре 750 °С, ОСД вводились при облучении протонами с энергией 640 МэВ ($T_{обл} \leq 50$ °С). На различных этапах облучения и отжига измерялись температурные (90 ÷ 400 К) зависимости коэффициента Холла и электропроводности. Из их анализа рассчитывались коэффициенты радиационного изменения концентрации $K_n = \Delta n / \Phi$ и холловской подвижности $K_\mu = \Delta \mu^{-1} / \Phi$ носителей заряда ($\Delta n = n_0 - n_\Phi$; $\Delta \mu^{-1} = \mu_\Phi^{-1} - \mu_0^{-1}$; n_0, μ_0 и n_Φ, μ_Φ — соответственно концентрация и холловская подвижность носителей заряда до и после облучения интегральным потоком Φ), величины которых пропорциональны концентрации образующихся при облучении компенсирующих (удаляющих) или рассеивающих центров, хотя K_μ в значительной мере зависит и от пространственного распределения дефектов (равномерно распределенных по объему кристалла или локализованных в ОСД).

На рис. 1 приведены ($T_{изм} = 80$ К) зависимости K_n и K_μ от N_D . Как видно, с ростом плотности дислокаций K_μ увеличивается, а K_n уменьшается. Послед-