

Высокотемпературный отжиг и ядерное легирование GaAs, облученного реакторными нейтронами

© В.Н. Брудный, Н.Г. Колин*, В.А. Новиков, А.И. Нойфех*, В.В. Пешев

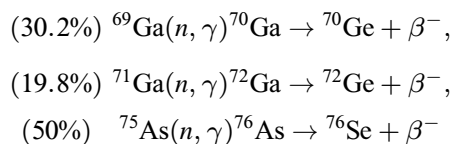
Сибирский физико-технический институт им. В.Д.Кузнецова,
634050 Томск, Россия

* Филиал научно-исследовательского физико-химического института им. Л.Я.Карпова,
249020 Обнинск, Россия

(Получена 21 января 1996 г. Принята к печати 30 октября 1996 г.)

Исследованы электрофизические свойства и спектр глубоких ловушек в GaAs при термообработке, нейтронном облучении и последующем отжиге до $T_{\text{ann}} = 1100^\circ\text{C}$. Показано, что при $T_{\text{ann}} > 900^\circ\text{C}$ в GaAs интенсивно формируются термоакцепторы, что приводит к ухудшению свойств ядерно-легированного материала. Проведены оценки коэффициента использования примеси при ядерном легировании GaAs в зависимости от T_{ann} и интегрального потока нейтронов. Приведены параметры глубоких ловушек в исследованном материале.

Для получения арсенида галлия *n*-типа проводимости с высокой степенью объемной однородности электрофизических характеристик в последние годы интенсивно развивается метод легирования путем ядерных превращений, включающий бомбардировку материала реакторными нейтронами и последующий высокотемпературный отжиг, облучение материала при повышенных температурах для устранения наведенных облучением радиационных дефектов (RD). Под действием тепловых нейтронов в GaAs протекают реакции



с параметрами, соответственно,

$$\begin{aligned} \sigma &= 1.68 \text{ б}, \quad T_{1/2} = 21 \text{ мин}, \\ \sigma &= 4.7 \text{ б}, \quad T_{1/2} = 14.1 \text{ ч}, \\ \sigma &= 4.3 \text{ б}, \quad T_{1/2} = 26.4 \text{ ч}, \end{aligned}$$

что приводит к накоплению в решетке кристалла химических элементов (Ga, Se), проявляющих донорные свойства. Выполненные к настоящему времени исследования нейтронно-облученного GaAs выявили, что отжиг RD протекает в широком интервале температур от T_{irr} до T_{m} материала (T_{irr} , T_{m} — температуры облучения и плавления соответственно), что приводит к образованию термодиффектов (TD), ухудшающих свойства ядерно-легированного (ЯЛ) GaAs. Поэтому выбор оптимальной температуры отжига или облучения приобретает особое значение при ядерном легировании.

В настоящей работе исследованы спектры НЕСГУ (нестационарная емкостная спектроскопия глубоких уровней) ростовых дефектов (GD) и TD в исходном GaAs, закономерности их трансформации при термообработке до 1100°C , а также спектры RD в облученном GaAs. Выполнены измерения электрофизических параметров GaAs, облученного реакторными потоками

нейтронов до $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ и отожженного в интервале температур ($100\text{--}1100^\circ\text{C}$). В качестве исходного материала использованы монокристаллы *n*- и *p*-GaAs, выращенные методом Чохральского: *n*-GaAs (проводимость $\sigma = 10^{-7} \text{ Ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$, образец 1), *p*-GaAs ($\sigma = 10 \text{ Ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$, образец 2; $\sigma = 10^{-1} \text{ Ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$, образец 3; $\sigma = 10^{-5} \text{ Ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$, образец 4) и *n*-GaAs ($\sigma = 10^{-2} \text{ Ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$, образец 5). Бомбардировка полным спектром нейтронов проводилась на реакторе типа ВВР-Ц (г.Обнинск) при температурах около 70 и 850°C , плотности потока тепловых нейтронов $D_{\text{tn}} = 10^{13} \div 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$ и кадмиевом числе 10. Изохронный отжиг материала проводился в течение 20 мин в вакууме (при $T_{\text{ann}} < 500^\circ\text{C}$) или при равновесных давлениях паров As (при $T_{\text{ann}} = (600\text{--}1100)^\circ\text{C}$). Для устранения поверхностных эффектов образцы после облучения сошлифовывались с каждой стороны на 50 мкм , а после отжига — на 200 мкм .

Известно, что облучение GaAs нейтронами приводит к закреплению уровня Ферми вблизи $E_v + 0.6 \text{ эВ}$ [1] и увеличению удельного сопротивления материала до $\rho_{\text{max}} \approx (3\text{--}5) \cdot 10^8 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ (при 300 К) вследствие захвата свободных носителей заряда на "глубокие" RD [2,3]. При длительном облучении наблюдается уменьшение удельного сопротивления (по сравнению с ρ_{max}), что связывается с переносом заряда по локальным состояниям запрещенной зоны, расположенным вблизи уровня Ферми (такие "переоблученные" образцы имеют *p*-тип проводимости).

Для устранения RD и активации химической примеси при ядерном легировании GaAs необходимо подвергать термической обработке. Параметры ЯЛ GaAs после высокотемпературной обработки при 900 и 1100°C представлены в табл. 1. Изменение удельной электропроводности σ при изохронном отжиге облученных материалов показано на рис. 1. Для переоблученных образцов 1 и 2 (табл. 1) отмечается непрерывное изменение электрофизических параметров GaAs с основными стадиями отжига вблизи интервалов температур $200\text{--}300$, $400\text{--}600$, $700\text{--}900$ и выше 1000°C . При этом

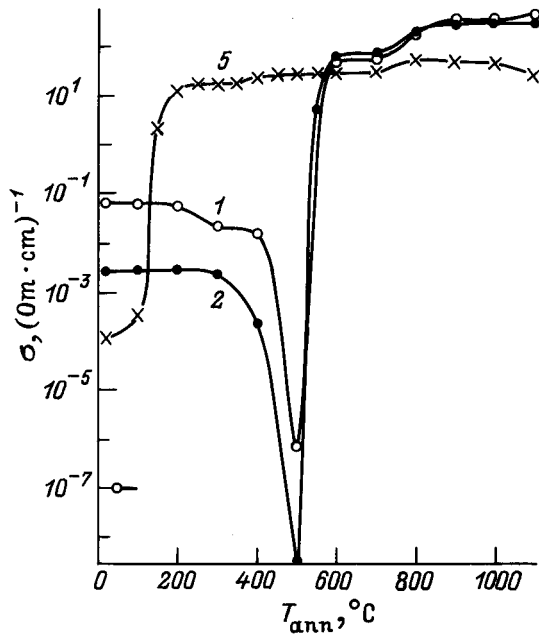


Рис. 1. Изменение проводимости σ в ядерно-легированном GaAs при изохронном (20 мин) отжиге. Номера кривых соответствуют номерам образцов в табл. 1.

имеет место уменьшение проводимости σ до значений (10^{-6} – 10^{-8}) Ом $^{-1}$ см $^{-1}$ при $T_{\text{ann}} < 500$ °С, что обусловлено уменьшением вклада прыжковой проводимости в общий перенос заряда за счет уменьшения плотности локальных состояний в запрещенной зоне [2,3]. Аналогичные зависимости $\sigma(T_{\text{ann}})$ имели место и для переоблученных образцов 3 и 4 (табл. 1). При $T_{\text{ann}} > 500$ °С наблюдается возрастание σ , а при $T_{\text{ann}} > 550$ °С происходит p - n -конверсия типа проводимости образцов 1–4 за счет легирования примесями Se, Ge.

В кристаллах, облученных при $T = 900$ °С малыми потоками нейтронов (образец 5, табл. 1), основное восстановление проводимости σ протекает при $T_{\text{ann}} = (100\text{--}200)$ °С, что соответствует отжигу точечных дефектов в GaAs и, предположительно, обусловлено накоплением таких дефектов за счет "самооблучения" кристаллов β^- -частицами от радиоактивного распада ^{72}Ge и ^{76}As при хранении облученного материала [4].

Степень компенсации материала, рассчитанная из измерений подвижности свободных электронов при 77 и 300 К, лежит в пределах 0.3–0.4 при $T_{\text{ann}} = 900$ °С и 0.3–0.5 при $T_{\text{ann}} = 1100$ °С. Из данных табл. 1 следует, что при отжиге в интервале температур (900–1100) °С подвижность свободных электронов μ понижается в образцах, облученных малыми потоками нейтронов (образец 5). Для промежуточных уровней легирования (образцы 2–4)

$$\mu(T_{\text{ann}} = 900 \text{ °С}) \simeq \mu(T_{\text{ann}} = 1100 \text{ °С}),$$

а сильно облученном материале (образец 1) значение μ продолжает расти, оставаясь меньше соответствующих значений μ в образцах 2–5.

С целью выявления ловушек, ответственных за наблюдаемые изменения свойств GaAs, проводились измерения спектров НЕСГУ образцов, облученных быстрыми нейтронами, потоками $D_{fn} = (10^{14}\text{--}10^{17})$ см $^{-2}$. Измерения выполнялись на барьерах Шоттки (Pd/ n -GaAs) на материале, облученном нейтронами с энергией $E > 0.1$ МэВ при плотности потока около $(4 \cdot 10^9\text{--}10^{12})$ см $^{-2}$ с $^{-1}$, $T_{\text{irr}} < 70$ °С и кадмиевом экране ($d = 1$ мм). В качестве исходного материала для этих измерений использован слабо легированный "солнечный" n -GaAs ($n = 5 \cdot 10^{16}$ см $^{-3}$, $\sigma = 30$ Ом $^{-1}$ см $^{-1}$, образец 6). При $D_{fn} \leq 10^{15}$ см $^{-2}$ облучались готовые структуры, а после облучения при $D_{fn} > 10^{15}$ см $^{-2}$ барьеры Шоттки изготавливались на частично отожженных образцах, пригодных для измерения спектров НЕСГУ. Наиболее характерные спектры НЕСГУ исходных, термообработанных и облученных образцов представлены на рис. 2, а параметры выявленных ловушек — в табл. 2. Идентификация спектров проводилась путем сопоставления измеренных параметров исходных дефектов (ростовые GD), термоловушек (TD) и радиационных ловушек (RD), выявленных в исследованном материале, с характеристиками ряда ловушек в GaAs, известных из литературы [5–9].

Наблюдалось более 6 ловушек в исходном материале.

Ловушка GD1 ($E_c - 0.12$ эВ) в исходном материале близка по энергетическому положению ростовому дефекту N_2 , который часто наблюдается в объемном GaAs по измерениям эффекта Холла и приписывается комплексу (собственный дефект решетки V_{Ga} или As_i)–(мелкий донор, возможно, Si), формируемому при охлаждении расплава [6]. Концентрация ловушек GD1 колеблется в пределах $N = (0.5\text{--}1) \cdot 10^{13}$ см $^{-3}$.

Ловушка GD2 ($E_c - 0.21$ эВ, концентрация $N \simeq 5 \cdot 10^{13}$ см $^{-3}$) по своим параметрам близка ростовому дефекту EL14, наблюдаемому в объемном GaAs. Иногда при измерениях эффекта Холла ростовые ловушки GD1, GD2 не "разрешаются" и сообщается о дефекте с уровнем вблизи $E_c - (0.13 \div 0.20)$ эВ, который, предположительно, контролирует электрические свойства специально не легированных кристаллов GaAs, выращенных по методу Чохральского или Бриджмена [8].

Ловушка GD3 ($E_c - 0.30$ эВ, концентрация $N \simeq (2\text{--}15) \cdot 10^{14}$ см $^{-3}$) по своим параметрам

Таблица 1. Параметры ядерно-легированного GaAs после изохронного ($t = 20$ мин) отжига при 900 и 1100 °С; температура измерений $T_{\text{meas}} = 300$ К

№ образца	D , 10^{15} см $^{-2}$	Температура облучения T_{irr} , °С			
		900		1100	
		n , см $^{-3}$	μ , см 2 /В·с	n , см $^{-3}$	μ , см 2 /В·с
1	200	$1.6 \cdot 10^{18}$	1490	$1.7 \cdot 10^{18}$	1840
2	90	$9.2 \cdot 10^{17}$	2170	$1.0 \cdot 10^{18}$	2030
3	90	$9.5 \cdot 10^{17}$	2300	$9.2 \cdot 10^{17}$	2310
4	90	$9.8 \cdot 10^{17}$	2230	$9.0 \cdot 10^{17}$	2280
5	5	$8.0 \cdot 10^{16}$	4140	$4.8 \cdot 10^{16}$	3650

Таблица 2. Параметры электронных ловушек, наблюдаемых в *n*-GaAs до (ростовые дефекты GD), после облучения нейтронами (радиационные дефекты RD) и после термообработки (термодефекты TD)

Эксперимент			Литературные данные [5–9]		
Тип ловушки	E , эВ	σ_n , см ²	Тип ловушки	E , эВ	σ_n , см ²
GD1	0.12	$1.2 \cdot 10^{-15}$	N_2	0.15	
GD2	0.21	$1.4 \cdot 10^{-15}$	EL14?	0.21	$5 \cdot 10^{-15}$
GD3	0.30	$6.7 \cdot 10^{-15}$	EL7(EL6?)	0.30	$7.2 \cdot 10^{-15}$
GD4	0.40	$6 \cdot 10^{-16}$	E11	0.43	$7.3 \cdot 10^{-16}$
GD5	0.58	$3 \cdot 10^{-14}$	EL3	0.57	$1.7 \cdot 10^{-13}$
GD6	0.75	$2.9 \cdot 10^{-14}$	EL2	0.75–0.82	
GD7	Малоинтенсивный пик, детально не исследован				
TD1	0.32	$3.3 \cdot 10^{-14}$	Появляется при отжиге выше 900 °С		
TD2	0.44	$1.2 \cdot 10^{-14}$	Появляется при отжиге выше 900 °С		
RD1	0.18	$3 \cdot 10^{-13}$	E2	0.14	$1.2 \cdot 10^{-13}$
RD2	0.35	$6.6 \cdot 10^{-15}$	E3	0.30	$6.2 \cdot 10^{-15}$
RD3			U-полоса		
P1*	0.35	10^{-14}	P1	0.38	$6.9 \cdot 10^{-15}$
P2*	0.52	$3 \cdot 10^{-14}$	P2	0.50	$1.4 \cdot 10^{-15}$
P3*	0.63	$2.9 \cdot 10^{-12}$	P3	0.72	$1.4 \cdot 10^{-13}$

Примечание. Центры P1*–P3* наблюдались после отжига облученных образцов.

близка центру EL7(EL6?), в объемном GaAs. При термообработке материала при $T_{ann} > 600$ °С интенсивность соответствующего пика в спектрах НЕСГУ исходного GaAs уменьшается (рис. 3).

Ловушка GD4 ($E_c - 0.4$ эВ, а концентрация $N \approx (0.5-5) \cdot 10^{14}$ см⁻³) наблюдается в некоторых исходных и отожженных образцах. Ее особенность — малые значения сечения захвата электронов, около $6 \cdot 10^{-16}$ см². При нагреве до 900 °С данная ловушка практически исчезает.

Ловушка GD5 ($E_c - 0.58$ эВ) присутствует в исходных кристаллах в концентрациях $(1-2) \cdot 10^{15}$ см⁻² и по своим параметрам близка центру EL3 [7]. Характер изменения ее концентрации при отжиге от 100 до 1100 °С представлен на рис. 3.

Основная по концентрации ловушка исходного материала GD8 ($N \approx 10^{16}$ см⁻³), соответствующая известному центру EL2 ($As_{Ga}-X$) в GaAs, существенно не изменяла своей концентрации при отжиге вплоть до 1100 °С (рис. 3). Кроме того, в спектрах НЕСГУ исходных образцов наблюдались и другие малоинтересные пики, например пик GD7 на рис. 2, которые детально не исследовались.

Необходимо отметить корреляцию между отжигом ростовых ловушек (GD), образованием термодефектов (TD) при тепловой обработке и изменением электрофизических параметров исходного материала. Так, уменьшение концентрации центров GD3, GD5 приводит к росту концентрации свободных электронов при $T_{ann} \lesssim 900$ °С, а генерация термодефектов TD1, TD2 при $T_{ann} > 900$ °С — к ее уменьшению (рис. 3). Причем общее уменьшение концентрации ростовых ловушек электронов составляет около $3 \cdot 10^{15}$ см⁻³ при изменении концентрации свободных носителей до $2 \cdot 10^{16}$ см⁻³ при

$T_{ann} < 900$ °С. Это указывает на то, что в данном температурном интервале исчезают и другие ростовые дефекты акцепторного типа, уровни которых расположены в нижней половине запрещенной зоны, ниже уровня дефекта EL2.

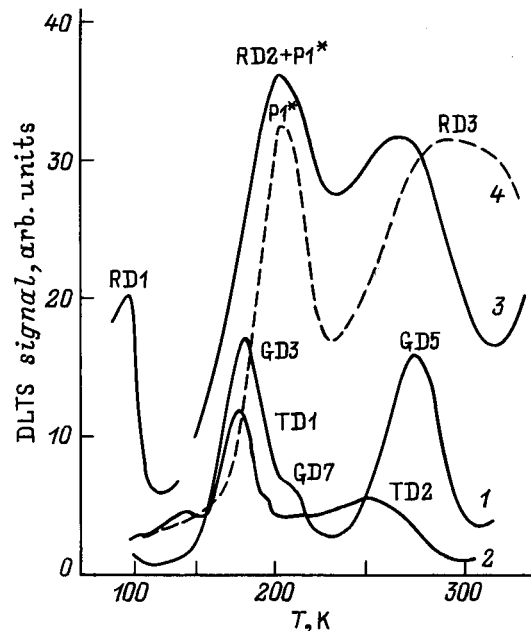


Рис. 2. Спектры НЕСГУ для образцов: 1 — исходного GaAs (образец 6), 2 — после отжига до 1000 °С, 3 — после облучения нейтронами потоком $D = 3 \cdot 10^{15}$ см⁻², 4 — после облучения потоком $D = 10^{16}$ см⁻² и отжига при 450 °С. Условия измерения спектров: $t_p = 20$ мкс, $\tau = 5 \cdot 10^{-3}$ с; для пика E2 $\tau = 10^{-4}$ с. Обозначения типов дефектов такие же, как в табл. 2.

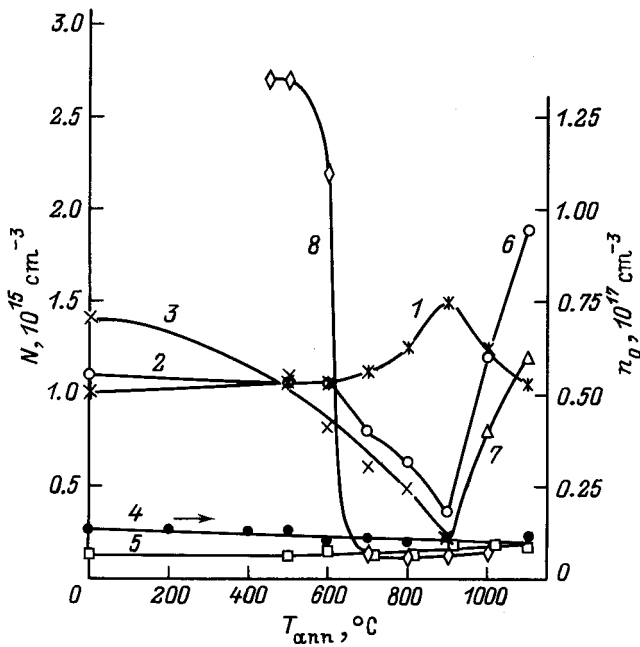


Рис. 3. Изменение концентрации свободных электронов (1) и ростовых ловушек (2–8) в исходном *n*-GaAs (образец 6) при изохронном (10 мин) отжиге. Типы дефектов: 2 — GD3, 3 — GD5, 4 — GD6, 5 — GD7, 6 — TD1, 7 — TD2, 8 — P1*. Кривая отжига центра P1* получена для образца, облученного потоком нейтронов $D = 10^{16} \text{ см}^{-2}$.

В спектрах НЕСГУ облученных нейтронами образцов *n*-GaAs выявлен ряд глубоких электронных ловушек (RD1, RD2), которые можно приписать известным центрам E2 и E3, предположительно точечным дефектам в подрешетке As [8], и широкая полоса (RD3) в области интервала температур (230–320) К (так называемая *U*-полоса), предположительно связанная с наличием дефектов кластерного типа, поскольку она наблюдается только при нейтронном и ионном облучениях [9]. Особенность *U*-полосы — ее появление в спектрах НЕСГУ GaAs только при некоторых пороговых потоках нейтронов, отмеченное ранее авторами [10] при исследовании GaAs, полученного газовой эпитаксией. При малых потоках нейтронов сначала растет интенсивность пика E3 и только при потоках $D_{fn} > 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ в спектрах НЕСГУ отмечено появление данной полосы.

При нагреве до 300 °C центры E2, E3 исчезают, а вместо пика E3 в спектрах НЕСГУ наблюдается центр P1*, параметры которого близки к характеристикам центра P1 в облученном электронами и отожженном (до 300 °C) *n*-GaAs (табл. 2). При этом интенсивность *U*-полосы уменьшается (для $T_{\text{анн}} > 450 \text{ °C}$), наблюдается ее смещение в область более высоких температур и “разрешение” *U*-полосы на два пика — P2* и P3* (табл. 2). Предположительно пики типа P* связаны со сложными дефектами, которые формируются при облучении и, возможно, частично при последующем отжиге. Отжигаются они интервале температур (500–600) °C (например, пик P1* на рис. 3). В образцах, облученных нейтронами,

потоками до 10^{17} см^{-2} , “следы” RD в спектрах НЕСГУ для $T_{\text{анн}} > 700 \text{ °C}$ отсутствуют, однако неполное восстановление электрофизических свойств сильно облученного материала указывает на присутствие группы RD с высокой термостабильностью, не проявляющихся при измерениях НЕСГУ.

Проведенные исследования показывают, что отжиг ЯЛ GaAs протекает в широком температурном интервале в 3 этапа, что связано с исчезновением по крайней мере трех групп радиационных дефектов:

- отжиг ловушек *E*-типа при (100–300) °C — предположительно точечных дефектов, характерных для GaAs, облученного γ -квантами, электронами и ионами H⁺;
- отжиг центров P1*–P3* при (400–600) °C, который сопровождается восстановлением периода решетки и плотности нейтронно-облученного материала до значений, характерных для необлученного [11], и приписывается распаду дефектов кластерного типа;
- стадия отжига вблизи (700–900) °C, связанная с распадом неизвестной группы дефектов в сильно облученном GaAs.

Отжиг ростовых дефектов GD3, GD5 в GaAs практически заканчивается при температурах около 900 °C, что приводит к увеличению концентрации свободных электронов в исходном материале (рис. 3). Данная температура отжига является критической, так как при $T_{\text{анн}} > 900 \text{ °C}$ в GaAs идет интенсивное формирование дефектов акцепторного типа, что приводит к уменьшению подвижности электронов, коэффициента использования примеси $K_{\text{имп}}$ (см. далее) и увеличению степени компенсации материала (образец 5, табл. 1, рис. 3). Это накладывает ограничение на выбор максимальных температур термообработки при ядерном легировании GaAs. В то же время в образцах, облученных большими потоками нейтронов ($D = 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$), значения n и μ при $T_{\text{анн}} = (900–1100) \text{ °C}$ продолжают расти, что вызвано неполным отжигом RD даже при $T_{\text{анн}} > 1100 \text{ °C}$ (табл. 1). Более низкое качество ЯЛ GaAs при высоких уровнях ядерного легирования и температурах термообработки обусловлено как неполным отжигом RD, так и распространением в материале термоакцепторов.

В заключение представим данные о коэффициенте использования примеси $K_{\text{имп}} = \Delta n / N_{\text{NTD}}$ в ЯЛ GaAs при различных условиях легирования (интегральных потоках тепловых нейтронов и температурах последующего отжига), полученные на основе наших исследований и известных к настоящему времени литературных данных [4,12,13–16] (рис. 4). На рис. 4 $\Delta n = n - n_0$, где n_0, n — концентрации свободных электронов в исходном и ЯЛ GaAs соответственно, $N_{\text{NTD}} = (N_{\text{Se}} + N_{\text{Ge}})$ — концентрация примесей (⁷⁰Ge, ⁷²Ge, ⁷⁶Se) в ЯЛ GaAs. Величина N_{NTD} оценивалась из соотношения $N_{\text{NTD}} = K_{\text{NTD}} \cdot D_{\text{ин}}$, где коэффициент $K_{\text{NTD}} = 0.16 \text{ см}^{-1}$. Эта величина получена в работе [3] экспериментально, путем измерения методом химического микроанализа концентрации примесей, введенных за счет ядерных превращений, и близка к теоретическим оценкам K_{NTD} в GaAs [15].

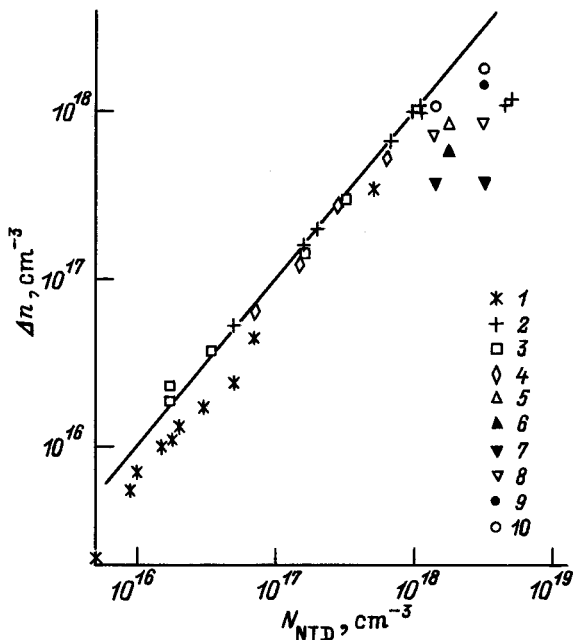


Рис. 4. Значения коэффициента использования примеси $K_{\text{imp}} = \Delta n / N_{\text{NTD}}$ в ядерно-легированном GaAs для различных условий облучения и температур отжига. Сплошная кривая соответствует $\Delta n / N_{\text{NTD}} = 1$; 1–6 — литературные данные: 1 — [12], 2 — [4,13], 3 — [15], 4 — [14], 5, 6 — [16]; 7–10 — наши данные. Температура отжига, T_{ann} , °C: 1 — 870; 2, 5, 9 — 900; 3, 8 — 800; 4 — 830; 6 — 750; 7 — 700; 10 — 1100.

Из рис. 4 следует, что при ядерном легировании GaAs температура отжига при любых потоках облучения не должна быть менее (800–900) °C для достижения величины $K_{\text{imp}} \approx 1$ и не должна превышать 900 °C для предотвращения эффекта генерации термоакцепторов в материале.

В опубликованных работах время изохронного отжига t_{ann} изменялось в широких пределах — от 3 мин [16] до 12.5 ч [15]. Как следует из данных рис. 4, малые значения времени отжига t_{ann} недостаточны для достижения $\Delta n \approx N_{\text{NTD}}$, а большие t_{ann} приводят к возникновению термоакцепторов в материале, поэтому обычно используются значения $t_{\text{ann}} \approx (20–30)$ мин.

В слабо облученных образцах ($N_{\text{NTD}} < 10^{17}$ см⁻³) при температурах отжига вблизи 900 °C иногда наблюдаются значения $K_{\text{imp}} > 1$, что, по-видимому, связано с процессом "раскомпенсации" исходного материала, а при больших уровнях ядерного легирования ($N_{\text{NTD}} > 10^{18}$ см⁻³) величина K_{imp} всегда меньше 1, что обусловлено неполным отжигом RD, даже при длительных временах термообработки, и, возможно, эффектом самокомпенсации материала за счет амфотерности Ge при его больших концентрациях в арсениде галлия.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами Государственного комитета высшего образования РФ "Университеты России" и "Фундаментальные исследования в области ядерной техники и физики пучков ионизирующих излучений".

Список литературы

- [1] V.N. Brudnyi, S.N. Grinyev, V.E. Stepanov. *Physica B, Cond. Matter.*, **212**, 429 (1995).
- [2] R. Coates, E.W.J. Mitchell. *Adv. Phys.*, **24**, 594 (1975).
- [3] Н.Г. Колин, Л.В. Куликова, В.Б. Освенский, С.П. Соловьев, В.А. Харченко. *ФТП*, **18**, 2187 (1984).
- [4] Н.Г. Колин, Л.В. Куликова, В.Б. Освенский. *ФТП*, **22**, 1025 (1988).
- [5] А.В. Картавых, С.П. Гришина, М.Г. Мильвидский, Н.С. Рытова, И.В. Степанова, Е.С. Юрова. *ФТП*, **22**, 1004 (1988).
- [6] G.M. Martin, A. Mitonneau, A. Mircea. *Electron. Lett.*, **13**, 191 (1977).
- [7] D.C. Look, D.C. Walters, J.R. Meyer. *Sol. St. Commun.*, **42**, 745 (1982).
- [8] D. Pons, A. Mircea, A. Mitonneau, G.M. Martin. *Defects and Radiative Effects in Semiconductors*, ed. J.H. Albany (Bristol-London, 1978) [Inst. Phys. Conf. Ser. N 46, 352 (1979)].
- [9] G.M. Martin, E. Esteve, P. Langlade, S. Makram-Ebeid. *J. Appl. Phys.*, **56**, 2655 (1984).
- [10] В.Н. Брудный, Н.Г. Колин, А.И. Потапов. *ФТП*, **27**, 260 (1993).
- [11] Н.Г. Колин, В.Т. Бублик, В.Б. Освенский, Н.И. Ярмлюк. *Физика и химия обраб. материалов*, **3**, 28 (1987).
- [12] R. Rentzsch, K.J. Friedland, A.N. Ionov, M.N. Matveev, I.S. Shlimak, C. Gladun, H. Vinzeiberg. *Phys. St. Sol. (a)*, **137**, 691 (1986).
- [13] Л.И. Колесник, Н.Г. Колин, А.М. Лошинский, В.Б. Освенский, В.В. Токаревский, В.А. Харченко. *ФТП*, **19**, 1211 (1985).
- [14] M.H. Young, A.T. Hunter, R. Baron, O.J. Marsh, H.V. Winston. *Neutron Transmutation Doping of Semiconductors Material*, ed. R.D. Larrabee (N.-Y.-London, Plenum Press, 1984) v. XIV, p. 1.
- [15] M.A. Vesaghi. *Phys. Rev. B*, **25**, 5436 (1982).
- [16] P.D. Greene. *Sol. St. Commun.*, **32**, 325 (1979).

Редактор Т.А. Полянская

High-temperature annealing and transmutation doping in GaAs, irradiated with reactor neutrons

V.N. Brudnyi, N.G. Kolin*, V.A. Novikov, A.I. Noifekh*, V.V. Peshev

V.D. Kuznetsov Siberian Physical-Technical Institute, 634050 Tomsk, Russia

*L.Ya. Karpov Physical-Chemical Research Institute, Obninsk Branch, 249020 Obninsk, Russia

Abstract Electrophysical properties and the deep trap spectra in GaAs upon the heat treatment, neutron bombardment and the post-irradiated annealing up to $T_{\text{ann}} = 1100$ °C have been investigated. It was revealed that at $T_{\text{ann}} > 900$ °C the acceptor-like traps are formed in GaAs that results in deterioration of properties of the neutron-transmutation doped material. The added electrically active donor concentration vs the neutron flux and the post-irradiated T_{ann} was estimated. The parameters of deep traps in the investigated materials are presented.

Fax: (3822)233034 (V.N. Brudnyi)

E-mail: root@eccspti.tomsk.su.(V.N. Brudnyi)