

06;07

## Высокотемпературный диод на основе эпитаксиальных слоев GaP

© М.М. Соболев, В.Г. Никитин

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург

Поступило в Редакцию 22 октября 1997 г.

Сообщается о получении чистого, нелегированного, высокотемпературного GaP, выращенного методом жидкофазной эпитаксии. Приведены результаты исследований  $p-n$ -структур GaP, выращенных при различных температурах начала кристаллизации, с помощью вольт-фарадного метода ( $C-V$ ) и нестационарной спектроскопии глубоких уровней (DLTS). Полученные характеристики GaP определяются низким уровнем концентрации фоновой примеси и дефектов с глубокими уровнями. Измерения температурной зависимости прямой ветви вольт-амперной характеристики показали, что термометрическая характеристика диода линейна в диапазоне температур от  $-191$  до  $\sim +600^\circ\text{C}$ .

GaP в настоящее время широко используется для создания светодиодов в видимой области света. Широкозонный GaP можно рассматривать также и как перспективный материал для создания высокотемпературных электронных приборов и фотоприемников [1]. Однако его применение сдерживается из-за трудностей получения сравнительно чистого GaP с уровнем фоновой примеси и концентрацией точечных дефектов с глубокими уровнями соответственно меньше  $10^{16}\text{ cm}^{-3}$  и  $10^{14}\text{ cm}^{-3}$ . И лишь сравнительно недавно появились работы, в которых сообщается о получении GaP с концентрацией остаточной донорной примеси порядка  $10^{14}-10^{15}\text{ cm}^{-3}$  [2-3]. Низкий уровень остаточных примесей является важным, но не единственным условием для получения высокотемпературного GaP. Другим не менее значительным критерием, опреде-

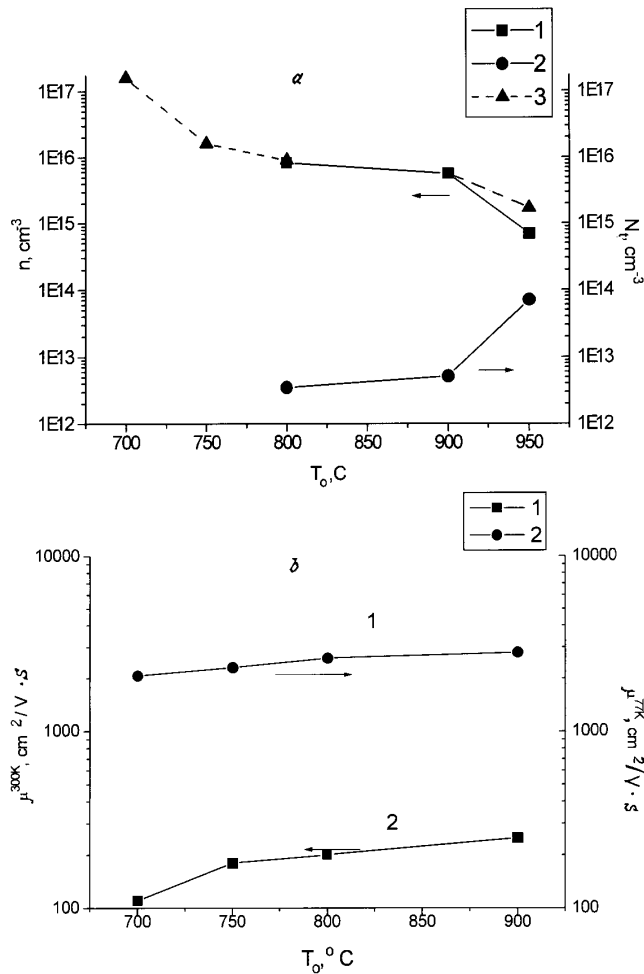
ляющим получение высокотемпературного и термостабильного GaP, является наличие точечных дефектов с глубокими уровнями, которые образуются в процессе эпитаксиального роста GaP. Как известно [4], собственные свойства GaP, концентрация и наличие дефектов, а также характер поведения фоновых примесей в нем определяются степенью отклонения от стехиометрического состава и соответственно областью гомогенности, которые зависят от температуры кристаллизации. Отсюда понятна необходимость в проведении исследований качества эпитаксиальных нелегированных слоев GaP: концентрации свободных носителей и дефектов с глубокими уровнями в зависимости от технологических условий выращивания эпитаксиальных слоев, в частности от температуры начала кристаллизации.

В данной работе сообщается о получении чистого, нелегированного, высокотемпературного GaP. Приведены результаты исследований  $p$ - $n$ -структур GaP с помощью вольт-фарадного метода ( $C$ - $V$ ) и нестационарной спектроскопии глубоких уровней (DLTS). Кроме того представлена термометрическая характеристика диодной структуры GaP.

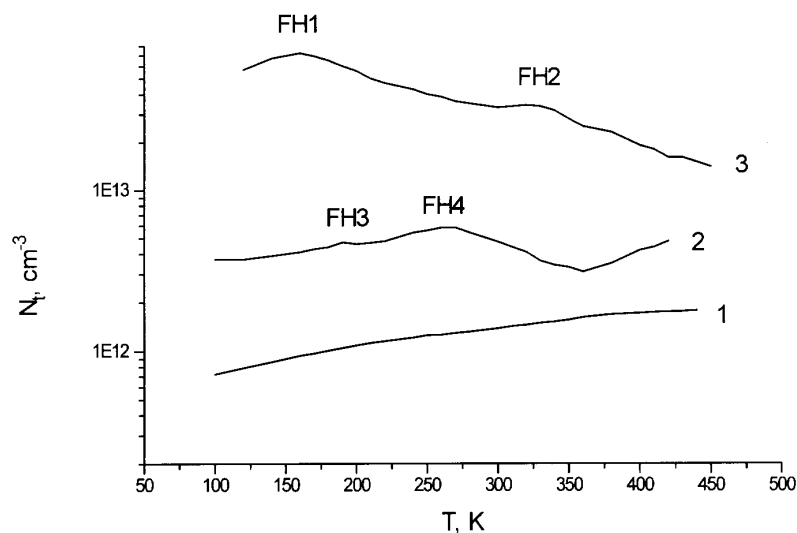
Слои  $n$ -GaP, были выращены методом жидкофазной эпитаксии при охлаждении раствора-расплава Ga-P с постоянной скоростью 0.1–0.3°C/min. В качестве подложек использовали пластины GaP  $n$ - и  $p$ -типа проводимости с концентрацией носителей  $\sim 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ , ориентированные в плоскости [100] и полученные методом Чохральского. Процесс эпитаксиального роста проводили в потоке водорода с точкой росы  $-65^\circ\text{C}$  при температурах начала кристаллизации 700–950°C. Толщины эпитаксиальных слоев были порядка 5–20  $\mu\text{m}$ . Легированные эпитаксиальные слои  $n^+$ -типа в структурах  $p^+-n^0-n^+$ - и  $p^+$ -типа в структурах  $n^+-n^0-p^+$  получали при введении в расплавы Si и Mg соответственно. Измерения эффекта Холла проводились четырехзондовым методом на слоях, выращенных на полуизолирующих подложках GaP.  $C$ - $V$  и DLTS измерения делались с помощью DLTS 4600 спектрометра фирмы Bio-Rad. Наличие  $p$ - $n$ -структуры позволило нам проводить исследования глубоких ловушек как основных, так и неосновных носителей, подавая на образец соответствующие импульсы заполнения. Длительность импульсов заполнения 5 ms. Температура образца в криостате сканировала от 80 до 450 К. Энергия термической активации  $E$  и сечение захвата  $\sigma$  определялись с помощью зависимости Аррениуса  $T/e$  от  $1000/T$ , где  $e$  — темп эмиссии электронов и дырок,  $T$  — температура максимума пика DLTS спектра. Концентрации

дефектов и примесей с глубокими уровнями определяли из соотношения  $N_t = 2(N_d - N_a)|\Delta C|_m / C_0$ , где  $(N_d - N_a)$  — концентрация нескомпенсированных мелких донорных уровней,  $|\Delta C|_m$  — высота DLTS пика,  $C_0$  — стационарная емкость обедненного слоя при соответствующих напряжениях обратного смещения.

На рис. 1 *a, b* приведены зависимости изменения концентрации свободных электронов и их подвижности в нелегированных эпитаксиальных  $n^0$ -слоях GaP, определенные с помощью эффекта Холла и  $C-V$  измерений, от температуры начала кристаллизации  $T_0$ . Результаты холловских измерений показали, что коэффициент компенсации в исследуемых нами эпитаксиальных  $n^0$ -слоях GaP не превышает 0.5, и поэтому концентрация мелких доноров  $N_d$  много больше, чем концентрация акцепторов  $N_a$  и  $n = (N_d - N_a) \cong N_d$ . Из приведенных на рис. 1 результатов следует, что с ростом  $T_0$  концентрация свободных электронов в слоях падает, а их подвижность соответственно растет. Диапазон изменения концентрации свободных электронов в слоях от  $1.5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  до  $7 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ . Подвижность электронов при комнатной температуре в слоях GaP, выращенных при  $T \cong 900^\circ\text{C}$ , была  $200\text{--}250 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ . При температуре жидкого азота значение подвижности увеличивалось на порядок. В наиболее чистых образцах с  $n \approx 5 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  ее величина достигала  $3000 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ . Проведенные на этих образцах DLTS измерения показали наличие низкого уровня концентрации дефектов с глубокими уровнями. Их минимальная концентрация  $N_t$  наблюдалась для  $T_0 = 800^\circ\text{C}$  и была равна  $3.5 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  (рис. 1, *a*). DLTS спектр для образца с температурой  $T_0 = 800^\circ\text{C}$  представлял собой сплошную широкую полосу во всем температурном диапазоне DLTS измерений, связанную с основными носителями, в котором каких-либо уровней выделить не удалось. При повышении  $T_0$  до  $900^\circ\text{C}$  концентрация дефектов с глубокими уровнями увеличивалась (рис. 1, *a*). В спектрах DLTS можно было выделить два отдельных пика, связанных с дырочными ловушками (рис. 2). Параметры уровней были соответственно FH1 = 290 meV,  $\sigma_p = 6.1 \cdot 10^{-17} \text{ cm}^2$  и FH2 = 649 meV,  $\sigma_p = 3.0 \cdot 10^{-11} \text{ cm}^2$ . При  $T_0 = 950^\circ\text{C}$  происходил дальнейший рост концентрации ловушек неосновных носителей (рис. 1, *a*). В DLTS спектре (рис. 2), так же как и для предыдущего случая, можно было выделить два пика, связанных с дырочными ловушками, но с другими параметрами: FH3 = 106 meV,  $\sigma_p = 3.7 \cdot 10^{-21} \text{ cm}^2$  и FH4 = 807 meV,  $\sigma_p = 4.8 \cdot 10^{-13} \text{ cm}^2$ . Дырочные ловушки FH2 и FH4 были подобны H3 и H7 уровням соответственно, которые ранее наблюдались в GaP, выращенном методом жидкофазной



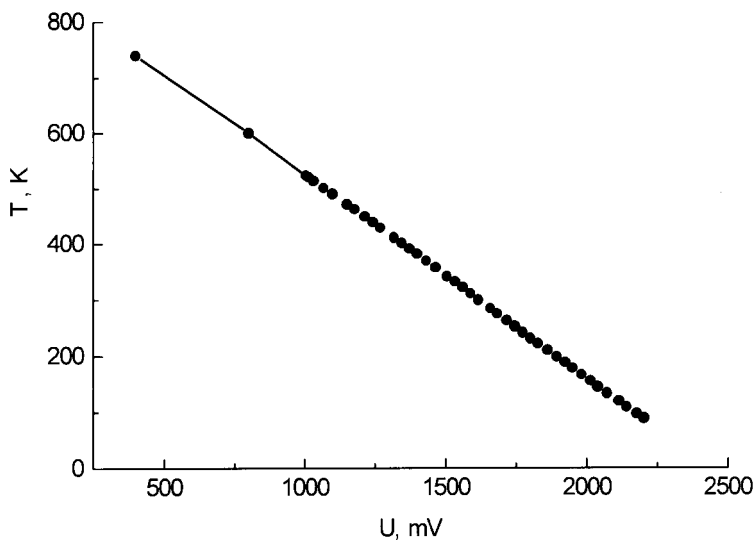
**Рис. 1.** *a* — зависимости концентрации свободных электронов ( $n$ ), определенных с помощью  $C-V$  измерений (1) и эффекта Холла (2), а также дефектов с глубокими уровнями в нелегированных эпитаксиальных  $n$ -слоях GaP от температуры начала кристаллизации  $T_0$ ; *b* — зависимости подвижности электронов в нелегированных эпитаксиальных  $n$ -слоях GaP, определенные при азотной ( $n^{77K}$ ) (1) и комнатной температурах ( $n^{300K}$ ) (2) от температуры начала кристаллизации  $T_0$ .



**Рис. 2.** DLTS спектры нелегированных эпитаксиальных  $n$ -слоев GaP, выращенных при температуре начала кристаллизации  $800^\circ\text{C}$  (1),  $900^\circ\text{C}$  (2) и  $950^\circ\text{C}$  (3).

эпитаксии [5]. Природа их не была установлена. В этой же работе [5] отмечается, что электронных ловушек замечено не было, что характерно для GaP, полученного из раствора-расплава фосфора в галлии. Для  $n^+ - n^0 - p^+$ -структуры, полученной при  $T_0 = 800^\circ\text{C}$ , была измерена зависимость прямых падений напряжения на диоде от температуры при пропускании постоянного тока (100 mA) в интервале от 191 до  $\sim 600^\circ\text{C}$ . Из рис. 3 следует, что термометрическая характеристика диода при его включении в прямом направлении линейна во всем исследуемом диапазоне температур.

Обсудим полученные результаты исследования зависимости изменения концентрации электронов и дефектов с глубокими уровнями от температуры начала кристаллизации. Концентрация электронов в нелегированных слоях падает с ростом температуры начала кристаллизации, а их подвижность соответственно растет. Вероятной причиной наблюдаемых изменений этих величин может быть то, что основными остаточными примесями в GaP являются мелкие летучие доноры S, Se, Te. Высокая



**Рис. 3.** Зависимость прямых падений напряжения на GaP диоде от температуры при пропускании постоянного тока (100 мА).

концентрация электронов в слоях, полученных при относительно низких температурах роста, может быть связана с неполной очисткой расплава от летучих примесей. При дальнейшем повышении  $T_0$  улучшаются условия очистки от этих примесей и происходит уменьшение концентрации свободных электронов в эпитаксиальных слоях GaP. Наблюдаемый рост концентрации дырочных ловушек (рис. 1, *b*) с увеличением температуры начала кристаллизации в эпитаксиальных слоях GaP находится в соответствии с результатами теоретических оценок теплот образования дефектов [6]. Они показывают, что с ростом  $T_0$  при выращивании GaP из раствора–расплава P в Ga увеличивается сдвиг от стехиометрического состава GaP в сторону Ga, который и должен приводить к росту концентрации дефектов  $V_P$  и  $Ga_P$  либо их вакансионного комплекса  $V_P Ga_P V_P$ .

Таким образом, результаты наших исследований показывают, что, выращенные методом жидкофазной эпитаксии слои GaP могут служить основой для создания приборов, работающих при экстремально высоких

температурах вплоть до 600°C, что не может быть получено при использовании таких традиционных материалов, как Si и GaAs. Полученные характеристики GaP определяются низким уровнем концентрации фоновой примеси и дефектов с глубокими уровнями, что обеспечивало линейность термометрической характеристики диода при его включении в прямом направлении во всем исследуемом диапазоне температур.

## Список литературы

- [1] *Zipperian Th.E., Chaffin R.J., Dawson L.R.* // IEEE Trans. on Ind. Electron. 1982. IE-29. P. 129.
- [2] *Weichold W.H.* // Solid State Electron. 1985. V. 28. P. 957.
- [3] *Brunwin R.F., Dean P.J., Hamilton B., Holdgkinson J., Peaker A.R.* // Solid State Electron. 1981. V. 24. P. 249–256.
- [4] *Andreev В.М., Долгинов Л.М., Третьяков Д.Н.* Жидкостная эпитаксия в технологии полупроводниковых приборов. М.: Сов. радио, 1975.
- [5] *Monney P.M., Kennedy T.A., Small M.B.* // Physica. 1983. 116B. P. 431.
- [6] *Van Vechten J.A.* // Handbook on Semiconductors. Materials Properties, and Preparation. V. 3. T.S. Moss and S.p. Keller, Editors. North-Holland, Amsterdam, 1980. P. 1–11.