

## О СВЯЗИ КОНЦЕНТРАЦИИ ГЛУБОКИХ ЦЕНТРОВ $EL2$ И ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ В ПОЛУИЗОЛИРУЮЩЕМ GaAs

Картавых А. В., Марков А. В.

Необходимым условием использования монокристаллов полуизолирующего GaAs для производства полупроводниковых приборов является обеспечение однородности распределения электрических параметров по поперечному сечению слитка. В связи с этим актуальным остается вопрос о причинах формирования неоднородности свойств, коррелирующей с распределением плотности дислокаций ( $N_d$ ) в монокристаллах, выращенных по методу Чохральского [1-5]. В частности, активно обсуждаются причины корреляции между величиной  $N_d$  и концентрацией глубоких донорных центров  $EL2$ , обеспечивающих высокое удельное сопротивление материала.

В ряде работ наблюдаемое увеличение концентрации  $EL2$  в областях кристалла с более высокой  $N_d$  связывают с генерацией дислокациями точечных дефектов структуры, ответственных за появление этих донорных центров [2, 3]. Полная концентрация центров в такой модели складывается из двух частей: концентрации, соответствующей кристаллизующему составу, величина которой определяется составом расплава, а распределение по сечению практически однородно, и концентрации, генерируемой дислокациями. Очевидно, что неоднородность распределения  $N_{EL2}$  в этом случае должна возрастать с ростом неоднородности  $N_d$ , а средняя величина  $N_{EL2}$  — увеличиваться при увеличении средней плотности дислокаций.

В работах [4, 5] рассмотрен механизм, согласно которому коррелирующие с распределением  $N_d$  неоднородности параметров материала (в том числе и  $N_{EL2}$ ) возникают вследствие перераспределения состава кристалла между областями с различной  $N_d$  в процессе посткристаллизационного охлаждения. Диффузионный обмен собственными точечными дефектами приводит к тому, что области с высокой  $N_d$  обогащаются мышьяком больше, чем области с низкой  $N_d$ . При этом средний по сечению состав кристалла, определяемый составом расплава и характеризующий величину отклонения от стехиометрии  $\delta$ , не претерпевает изменений. Рассматривая в рамках предложенного механизма обмен собственными точечными дефектами между областями кристалла с плотностями дислокаций  $N_d^1$  и  $N_d^2$  ( $N_d^1 = N_d^2 + \Delta N_d$ ), легко показать, что возникающая разница составов  $\Delta\delta$  зависит не только от  $\Delta N_d$ , но и от самих плотностей дислокаций. Качественно эта зависимость приведена на рис. 1. Как видно из рисунка, неоднородность состава (и, следовательно, свойств, зависящих от состава) при прочих равных условиях возрастает с ростом  $\Delta N_d$ . Однако при заданной величине  $\Delta N_d$  неоднородность уменьшается с ростом средней плотности дислокаций. На среднюю величину  $N_{EL2}$  влияет не средняя величина, а неоднородность  $N_d$  (вследствие возможной нелинейности зависимости  $N_{EL2}$  от  $\delta$ ), и при не слишком больших вариациях состава она должна быть практически неизменной. Таким образом, в рамках двух моделей влияние изменения  $N_d$  на величину и неоднородность распределения  $N_{EL2}$  оказывается существенно различным, что дает возможность выбрать модель, отвечающую экспериментальным фактам.

С этой целью исследовали распределения  $N_{EL2}$  в сечении слитка полуизолирующего нелегированного арсенида галлия диаметром 40 мм. Особенностью исследованного монокристалла являлось резкое увеличение средней плотности «высокотемпературных» дислокаций на относительно небольшой длине слитка (~2 см), обусловленное резким изменением тепловых условий при выращивании. Расстояние между поперечными сечениями слитка с существенно различной средней  $N_d$  соответствовало изменению объема расплава на 8%. Этот факт, а также то, что резкое возрастание  $N_d$  произошло в начальной части слитка, позволяют считать, что кристаллизация в этих сечениях происходила из расплава с практически одинаковым составом по основным компонентам и приме-

иям. В обоих сечениях материал имел высокое удельное сопротивление ( $> 10^8$  Ом·см) и подвижность носителей выше  $3000$  см<sup>2</sup>/В·с.

Измерения  $N_d$  и  $N_{EL2}$  проводили на продольной пластине с ориентацией (100) толщиной  $4$  мм, вырезанной параллельно оси из части слитка, соответствующей резкому изменению  $N_d$ . Распределение  $N_d$  (рис. 2, а) определяли путем подсчета дислокационных ямок, полученных при травлении образца в растворе КОН. Распределение  $N_{EL2}$  определяли методом измерения поглощения ИК излучения с длиной волны  $1.1$  мкм [2], используя для расчета концентрации центров калибровочный коэффициент  $1.25 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup> [6]. Для исследований применяли ИК спектрометр, оборудованный приставкой для сканирования образцов. Разрешающая способность в плоскости образца составляла  $\sim 500$  мкм. Детали методики измерений изложены в работе [7]. Использованный метод позволяет определить концентрацию только нейтральных центров  $EL2$ . Однако данные по концентрации носителей [ $n \sim (1 \div 2) \times 10^7$  см<sup>-3</sup>] показывают, что в исследованном образце концентрация ионизованных центров  $EL2$  составляет менее 10 % от полной концентрации.

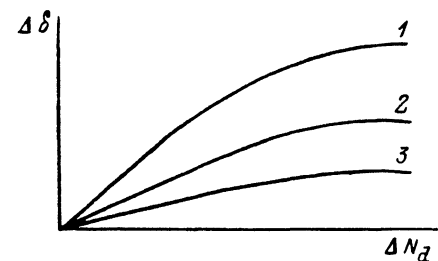


Рис. 1. Характер зависимости разницы составов соседних областей кристалла от перепада плотности дислокаций.

$$1 - N_d^2 = 0; 2, 3 - N_d^2(2) < N_d^2(3).$$

Как видно из рис. 2, возрастание средней плотности дислокаций привело к уменьшению неоднородности в распределении  $N_{EL2}$  (относительные среднеквадратичные отклонения составляют 17.0 и 10.5 % соответственно), несмотря на увеличение абсолютных перепадов  $N_d$  в поперечном сечении. В то же время средняя концентрация центров  $EL2$  практически не изменилась:  $1.69 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup> в первом сечении и  $1.65 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup> — во втором. Таким образом, полученный результат согласуется с представлениями о перераспределении состава кристалла в процессе посткристаллизационного охлаждения и противоречит предположению о дополнительной генерации центров  $EL2$  дислокациями в процессе выращивания.

Основываясь на модели перераспределения состава, можно сделать ряд выводов, касающихся неоднородности нелегированных или легированных индием полупроводниковых монокристаллов GaAs. При прочих равных условиях: 1) зависимостью величин неоднородности состава (свойства), обусловленной дислокациями, от средней плотности дислокаций носит экстремальный характер; следует ожидать, что неоднородность будет мала в кристаллах с низкой ( $< 5 \cdot 10^3$  см<sup>-2</sup>) и высокой ( $\geq 1 \cdot 10^5$  см<sup>-2</sup>) плотностью дислокаций и максимальна при средних  $N_d \sim (1 \div 5) \cdot 10^4$  см<sup>-2</sup>; 2) вследствие более неравномерного распределения  $N_d$  по сечению неоднородность в монокристаллах, сильно легированных индием ( $> 10^{19}$  ат/см<sup>3</sup>), должна быть выше, чем в нелегированных; 3) обычно наблюдаемое в нелегированных кристаллах увеличение средней  $N_d$  от начала к концу слитка при  $N_d \geq 1 \cdot 10^4$  см<sup>-2</sup> должно приводить к снижению неоднород-

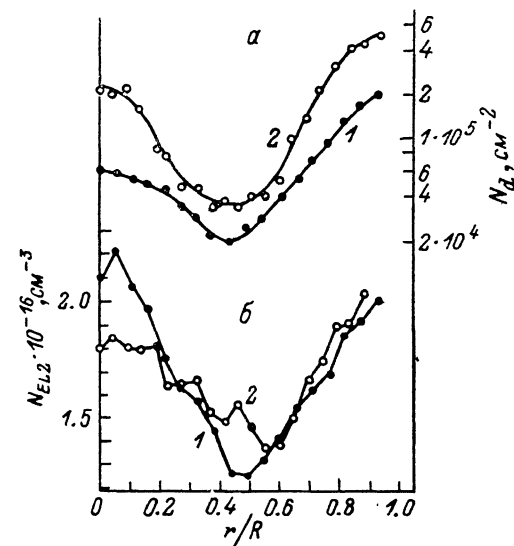


Рис. 2. Изменение радиальных распределений плотности дислокаций (а) и концентрации центров  $EL2$  (б) по длине кристалла.

ности материала; 4) неоднородность должна уменьшаться с увеличением диаметра слитка вследствие увеличения расстояний между областями, обменивающимися собственными точечными дефектами.

### Л и т е р а т у р а

- [1] Blunt R. T., Clark S., Stirland D. J. — IEEE Trans. Electron. Dev., 1982, v. 29, N 7, p. 1039—1044.
- [2] Brosel M. R., Grant I., Ware R. M., Stirland D. J. — Appl. Phys. Lett., 1983, v. 42, N 7, p. 610—612.
- [3] Holmes D. E., Chen R. T. — J. Appl. Phys., 1984, v. 55, N 10, p. 3588—3594.
- [4] Марков А. В., Морозов А. Н. — ФТП, 1986, т. 20, в. 1, с. 154—157.
- [5] Марков А. В., Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. — ФТП, 1986, т. 20, в. 4, с. 634—640.
- [6] Martin G. M., Jacob G., Poiblaud G., Goltzene A., Schwab C. — Inst. Phys. Conf. Ser. N 59, 1981, Chapt. 6, p. 281—286.
- [7] Юрова Е. С., Юрьева И. М., Рытова Н. С., Освенский В. Б., Гришина С. П., Биберин В. И. — Электрон. техн., Материалы, 1985, № 4 (203), с. 34—38.

Государственный научно-исследовательский  
и проектный институт  
редкометаллической промышленности  
Москва

Получено 26.02.1988  
Принято к печати 11.04.1988

ФТП, том 22, вып. 9, 1988

## ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ ПАРАМЕТРА АНИЗОТРОПИИ ПОДВИЖНОСТИ В *n*-Si

Федосов А. В., Тимошук В. С., Ящивский Л. В.

На основании результатов измерения продольного пьезосопротивления кристаллов *n*-Ge при одноосной упругой деформации вдоль направления [111] можно определить значение параметра анизотропии подвижности (*K*) в широком интервале концентраций донорной примеси [1]. Для этого достаточно достигнуть условия полного переселения электронов в опускающийся при деформации минимум и воспользоваться соотношением [2]

$$K = \frac{3}{2} \frac{\rho_{\infty}}{\rho_0} - \frac{1}{2}, \quad (1)$$

где  $\rho_{\infty}$  — значение удельного сопротивления в области насыщения  $\rho = f(X)$ . Это же соотношение позволяет с высокой точностью определять по данным продольного пьезосопротивления для случая  $X \parallel J \parallel [100]$  значение параметра *K* в *n*-Si при условии доминирующего рассеяния на акустических колебаниях. Вместе с тем, как показано в работе [3], в отличие от *n*-Ge при использовании соотношения (1) для *n*-Si появляются ограничения, и поэтому для определения *K* в подобных случаях экспериментальные данные по продольному пьезосопротивлению необходимо дополнять результатами измерений поперечного пьезосопротивления.

В настоящей работе значение *K* для кристаллов *n*-Si (с двумя разными концентрациями донорной примеси) определяли двумя способами: по соотношению (1), а также по значениям продольного ( $\rho_{\infty}^{\parallel}$ ) и поперечного ( $\rho_{\infty}^{\perp}$ ) пьезосопротивлений в области насыщения  $\rho = f(X)$  для случая  $X \parallel [100]$

$$K = \rho_{\infty}^{\parallel} / \rho_{\infty}^{\perp}. \quad (2)$$

На рисунке приведены зависимости продольного (кривые 1, 2) и поперечного (кривые 1', 2') пьезосопротивлений, полученные при  $T = 78$  К на образцах *n*-Si с концентрациями примеси фосфора  $N_d = 2.4 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$  (зависимости 1, 1') и  $N_d = 2.3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  (зависимости 2, 2'). Значения *K*, найденные для кристалла с кон-