

ПОВЕДЕНИЕ ЦЕНТРОВ $EL2$ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ПОЛУИЗОЛИРУЮЩЕГО GaAs ПРИ ТЕРМООБРАБОТКАХ

Картавых А. В., Юрова Е. С., Мильвидский М. Г., Гришина С. П.,
Ковальчук И. А.

Исследованы закономерности поведения центров $EL2$ в монокристаллах полуизолирующего GaAs, выращенных с разным отклонением от стехиометрического состава при термообработке в режимах, близких к постимплантационному отжигу. Обнаружено существенное влияние отклонения от стехиометрии и легирования индием на однородность распределения центров $EL2$ в объеме монокристаллов и их термостабильность. Выявлены закономерные изменения концентрации центров $EL2$ и повышение однородности их распределения в результате термообработки. Обсуждается природа наблюдаемых явлений.

При формировании активных областей приборных структур методом прямой ионной имплантации важную роль в повышении воспроизводимости характеристик приборов играют однородность исходного монокристаллического полуизолирующего (ПИ) GaAs и термостабильность его электрофизических параметров. Термообработка материала в режимах, соответствующих постимплантационному отжигу (850—950 °C и выше), часто приводит к непредсказуемым изменениям его удельного сопротивления и даже типа проводимости [$1-3$]. В связи с этим принципиальный интерес представляют исследование причин нетермостабильности и выявление возможной связи между условиями выращивания монокристаллов и поведением их свойств при термообработках.

Для выяснения причин нетермостабильности необходимо исследовать поведение при термообработках основных электрически активных центров, обеспечивающих полуизолирующие свойства GaAs, в первую очередь глубокого донора $EL2$, ответственного за компенсацию более мелких остаточных акцепторных центров. Поскольку в образовании $EL2$ принимают участие собственные точечные дефекты структуры (СТДС), обусловленные наличием в кристаллах избыточного мышьяка [4], логичной является постановка экспериментов по отжигу монокристаллов, выращенных из расплавов с различным отношением $[As]/[Ga]$ в исходной загрузке, а также легированных изовалентными примесями, влияющими на состояние и распределение СТДС.

В работе были исследованы нелегированные и легированные индием до концентрации $(8-9) \cdot 10^{19}$ ат/см³ кристаллы ПИ GaAs диаметром ~ 60 мм, выращенные методом Чохральского из-под слоя флюса из расплавов, состав которых варьировали в пределах $[As]/([Ga]+[As])=0.46-0.55$. Плотность дислокаций в нелегированных монокристаллах составляла $(0.5-1) \cdot 10^5$ см⁻², в кристаллах GaAs <In> — $(0.5-5) \cdot 10^4$ см⁻² и имела характерное W -образное распределение. Из верхних частей монокристаллов вырезали поперечные пластины толщиной ~ 10 мм и производили их оптическую полировку. Регистрацию распределения концентрации центров $EL2$ (N_{EL2}) проводили сканирующим оптическим методом [5], по поглощению ИК излучения с длиной волны 1 мкм. Сканирование с линейной разрешающей способностью ~ 500 мкм производилось по диаметру (радиусу) пластины. Для перевода коэффициента поглощения (α) в значение N_{EL2} использовали коэффициент $1.25 \cdot 10^{16}$ см⁻² [6]. Высокая линейная разре-

появляющаяся способность оптического метода позволила оценить величину N_{EL2} в локальных объемах материала $\sim 1 \text{ мм}^3$.

После измерения исходной N_{EL2} каждая пластина разрезалась на две толщиной $\sim 5 \text{ мм}$; последние подвергались термообработке при 950°C в течение 2 ч: одна — в протоке водорода, другая — в запаянной кварцевой ампуле в парах мышьяка при давлении 1 атм с последующим медленным (200 К/ч) охлаждением.

С рабочих поверхностей отожженных образцов сошлифовывали слой толщиной $\sim 200 \text{ мкм}$ и после

повторной оптической полировки повторяли измерения α строго по той же дорожке сканирования.

Исследование исходных образцов нелегированного ПИ GaAs показало, что неоднородность распределения α , оцененная как относительное среднеквадратическое отклонение (δ), усиливается при отклонениях состава расплава от стехиометрического (рис. 1). Средняя величина α при этом растет с повышением [As] в расплаве, что позволило построить зависимость $\bar{\alpha} = f([As]/([Ga] + [As]))$, практически совпадающую с приведенной в работе [7]. В подавляющем большинстве случаев наблюдался W-образный характер распределения N_{EL2} по диаметру кристалла, соответствующий картине распределения плотности дислокаций.

Рис. 1. Зависимость неоднородности распределения $\alpha_{\text{оч}}$ (ОСКО) по диаметру монокристалла от среднего значения $\alpha_{\text{оч}}$ для нелегированного GaAs.

Цифрами дано отношение $[As]/([Ga] + [As])$ в расплаве для специально выращенных кристаллов.

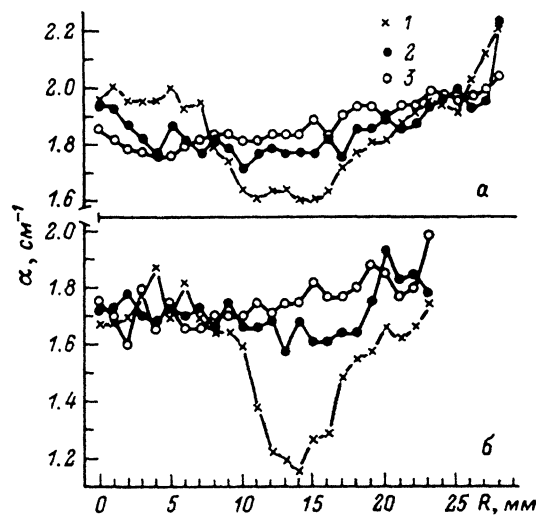
Исследование исходных образцов нелегированного ПИ GaAs показало, что неоднородность распределения α , оцененная как относительное среднеквадратическое отклонение (δ), усиливается при отклонениях состава расплава от стехиометрического (рис. 1). Средняя величина α при этом растет с повышением [As] в расплаве, что позволило построить зависимость $\bar{\alpha} = f([As]/([Ga] + [As]))$, практически совпадающую с приведенной в работе [7]. В подавляющем большинстве случаев наблюдался W-образный характер распределения N_{EL2} по диаметру кристалла, соответствующий картине распределения плотности дислокаций.

Исследование исходных образцов нелегированного ПИ GaAs показало, что неоднородность распределения α , оцененная как относительное среднеквадратическое отклонение (δ), усиливается при отклонениях состава расплава от стехиометрического (рис. 1). Средняя величина α при этом растет с повышением [As] в расплаве, что позволило построить зависимость $\bar{\alpha} = f([As]/([Ga] + [As]))$, практически совпадающую с приведенной в работе [7]. В подавляющем большинстве случаев наблюдался W-образный характер распределения N_{EL2} по диаметру кристалла, соответствующий картине распределения плотности дислокаций.

Исследование исходных образцов нелегированного ПИ GaAs показало, что неоднородность распределения α , оцененная как относительное среднеквадратическое отклонение (δ), усиливается при отклонениях состава расплава от стехиометрического (рис. 1). Средняя величина α при этом растет с повышением [As] в расплаве, что позволило построить зависимость $\bar{\alpha} = f([As]/([Ga] + [As]))$, практически совпадающую с приведенной в работе [7]. В подавляющем большинстве случаев наблюдался W-образный характер распределения N_{EL2} по диаметру кристалла, соответствующий картине распределения плотности дислокаций.

Рис. 2. Регистрограммы неоднородности α по радиусу монокристаллов, выращенных из расплавов различного состава.

$[As]/([Ga] + [As])$, %: а — 50,0, б — 49,0. 1 — исходный материал; после отжига: 2 — в парах мышьяка, 3 — в протоке H_2 .



При термообработках проявляются три основные особенности поведения центров $EL2$: 1) в кристаллах с $[As]/([Ga] + [As]) \leq 0.5$ среднее значение N_{EL2} повышается; 2) в кристаллах с $[As]/([Ga] + [As]) \geq 0.5$ — снижается; 3) неоднородность по N_{EL2} во всех случаях значительно уменьшается (рис. 2). На рис. 3 точками обозначены величины относительного изменения коэффициента поглощения в локальных ($\sim 1 \text{ мм}^3$) объемах материала в результате термообработки ($\alpha_{\text{то}}$) в зависимости от исходного значения $\alpha_{\text{оч}}$. Для каждого образца данные получены путем сравнения величин α до и после отжига в каждой точке регистрограммы неоднородности. На рис. 3 они сгруппированы с учетом легирования кристаллов и условий их термообработки. Как видно из рисунка, экспери-

ментальные точки, отражающие поведение центра EL_2 в локальных областях кристаллов, выращенных из расплавов различного состава, могут быть описаны при одинаковых условиях термообработки единой кривой. Следовательно, природа отклонений α от значения, соответствующего стехиометрическому

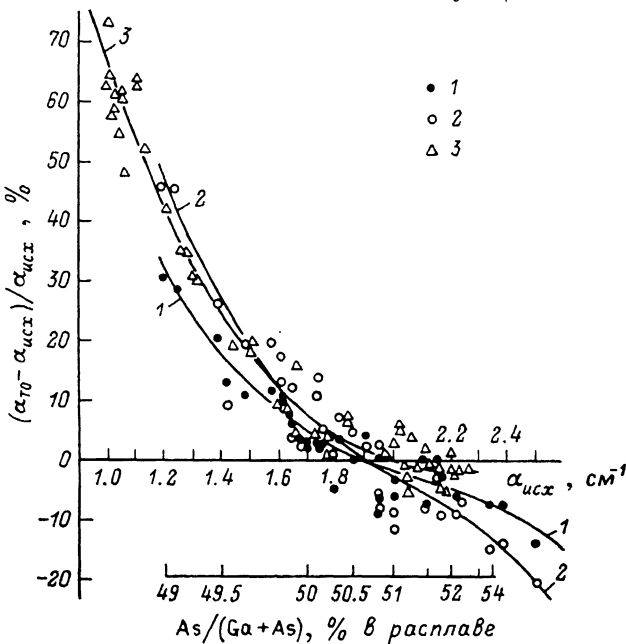


Рис. 3. Зависимость относительного изменения коэффициента поглощения в результате отжига (в %) от исходного α .

Отжиг нелегированного GaAs: 1 — в парах мышьяка, 2 — в потоке H_2 ; 3 — отжиг GaAs(In) в потоке H_2 .

составу расплава, одинакова в кристаллах с различными отклонениями от стехиометрии и в локальных областях «стехиометрических» кристаллов. Таким образом, W -образное распределение N_{EL_2} обусловлено существованием в сечении даже «стехиометрических» кристаллов областей, обогащенных по Ga и As в пределах области гомогенности GaAs, а закономерности 1—3 отражают один и тот же процесс.

Экспериментальные данные были аппроксимированы степенными многочленами Лагранжа по критерию небольшого ($\sim 4\%$) и приблизительно равного сред-

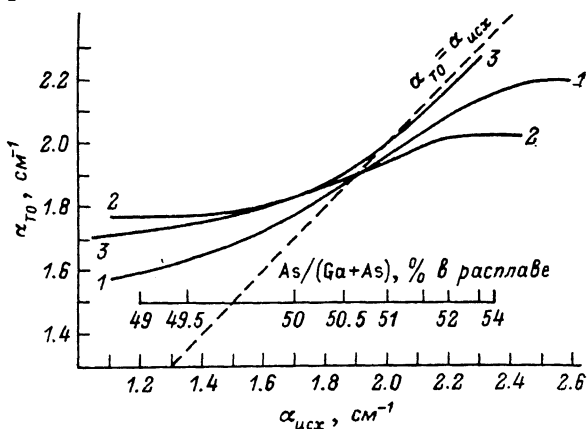


Рис. 4. Усредненные кривые, связывающие значения α до и после отжига, полученные путем обработки данных рис. 3.

неквадратического отклонения точек (рис. 3, кривые 1—3). Эти усредненные кривые были построены в координатах $\alpha_{T0} = f(\alpha_{usx})$ (рис. 4), что позволило выявить ряд дополнительных особенностей. Как следует из рис. 3 и 4, для нелегированного GaAs существует точка «абсолютной» термостабильности, которой соответствует значение $N_{EL_2} \approx 2.4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ ($\alpha = 1.9 \text{ см}^{-1}$), характерное для $[As]/([Ga] + [As]) \approx 0.507$. Таким образом, наиболее термостабильными оказываются монокристаллы, выращенные из расплавов с небольшим избытком мышьяка. Как следует из [7], состав таких кристаллов должен быть наиболее

близок к стехиометрическому. В результате изменения концентрации и перераспределения центров $EL2$ в процессе термообработки происходят выравнивание N_{EL2} в целом по кристаллу и приближение к уровню $2.4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$. С наибольшей скоростью эти процессы протекают в кристаллах нестехиометрического состава, обнаруживающих наихудшую термостабильность. Однако 2-часового отжига оказывается недостаточно для достижения этого «равновесного» значения. Как следует из полученных нами данных, при прочих равных условиях заметное влияние на скорость изменения концентрации и перераспределения центров $EL2$ оказывают условия отжига: в атмосфере H_2 процесс протекает эффективнее, чем в атмосфере паров мышьяка (рис. 4).

Единственным, но существенным отличием поведения $EL2$ в кристаллах, легированных In , является заметное расширение области составов расплава (со стороны избытка мышьяка), из которых удается выращивать термостабильные кристаллы. Как видно из рис. 4, легированный In материал термостабилен при $N_{EL2} > 2.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ ($\alpha > 2.0 \text{ см}^{-1}$).

Совокупность представленных данных позволяет предположить, что наряду с диффузионным перераспределением СТДС между областями с различной плотностью дислокаций существенную роль в повышении однородности распределения и изменении концентрации центров $EL2$ при термообработке могут играть процессы распада пересыщенных по собственным компонентам твердых растворов, наблюдаемые в кристаллах при существенном отклонении состава от стехиометрического. При наличии в кристаллах избытка галлия распад сопровождается дополнительной генерацией галлиевых вакансий, а при наличии избытка мышьяка — уменьшением концентрации его межузельных атомов [8]. С учетом того, что в состав центров $EL2$ входят «антиструктурные» дефекты As_{Ga} и (или) As_i [4, 9], величина N_{EL2} должна в первом случае возрастать, а во втором — падать. Дополнительное введение в GaAs индия, по-видимому, приведет к существенному изменению конфигурации области гомогенности, в первую очередь, со стороны мышьяка, увеличив его растворимость в арсениде галлия при высоких температурах.

Л и т е р а т у р а

- [1] Марков А. В., Гришина С. П., Мильвидский М. Г. и др. — ФТИ, 1984, т. 18, в. 3, с. 465—470.
- [2] Степанцова И. В., Юрова Е. С., Юрьева И. М. и др. — В кн.: Тез. докл. VII конф. по процессам роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок. Новосибирск, 1986, т. 2, с. 187—188.
- [3] Yokogawa M., Nishine S., Matsumoto K. et al. — Inst. Phys. Conf. Ser. N 74, ch. 2, 1985, p. 29—34.
- [4] Holmes D. E., Chen R. T., Elliott K. R. et al. — Appl. Phys. Lett., 1982, v. 40, N 1, p. 46—48.
- [5] Brosel M. R., Grant I., Ware R. M. et al. — Appl. Phys. Lett., 1983, v. 42, N 7, p. 610—612.
- [6] Martin G. M., Jacob G., Poiblaud G. — Inst. Phys. Conf. Ser. N 59, ch. 6, 1981, p. 281—286.
- [7] Katsumata T., Okada H., Obokata T. et al. — J. Appl. Phys., 1987, v. 61, N 4, p. 1469—1474.
- [8] Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. М., 1984. 256 с.
- [9] Holmes D. E., Chen R. T. — J. Appl. Phys., 1984, v. 55, N 10, p. 3588—3594.

Государственный научно-исследовательский
и проектный институт редкометаллической
промышленности
Москва

Получена 12.05.1988
Принята к печати 2.06.1988