

- [9] Зильберман Г. Е., Купченко Л. Ф., Сидоров И. П. // РИЭ. 1982. Т. 2. С. 241—247.
 [10] Зильберман Г. Е., Купченко Л. Ф., Голтыанская Г. Ф. // РИЭ. 1984. Т. 29. № 12. С. 2449—2454.
 [11] Зильберман Г. Е., Купченко Л. Ф., Быков А. А. и др. // РИЭ. 1987. Т. 32. № 12. С. 1993—1994.

Харьковское высшее военное
 командно-инженерное училище
 им. Маршала Советского Союза
 Н. И. Крылова

Поступило в Редакцию
 25 декабря 1990 г.

05; 06
 © 1991

Журнал технической физики, т. 61, в. 11, 1991

РЕНТГЕНОТОПОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ В ПОЛОСКОВОЙ СТРУКТУРЕ ИНЖЕКЦИОННОГО ЛАЗЕРА

А. А. Хазанов, Ф. Н. Чуховский, Г. Ф. Кузнецов

Как известно [1, 2], одной из причин деградации некоторых полупроводниковых приборов является рекомбинационно-стимулированная миграция точечных дефектов в поле неоднородных упругих напряжений, приводящая к их накоплению в областях экстремумов энергии взаимодействия дефекта с деформированной кристаллической решеткой. В связи с этим анализ распределения локальных упругих деформаций в приборных структурах представляет не только теоретический, но и практический интерес.

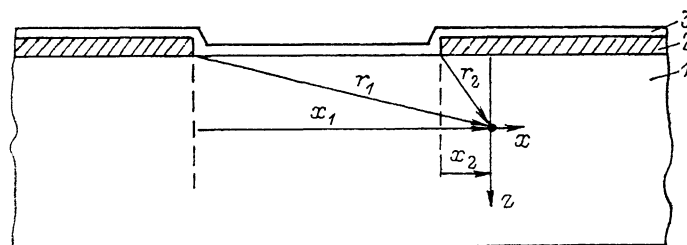


Рис. 1. Схематическое изображение сечения полосковой структуры плоскостью дифракции xz .
 1 — подложка GaAs, 2 — пленка SiO_2 , 3 — пленка металла.

С целью определения характера упругих напряжений в полосковой структуре инжекционного лазера в работах [1, 3] был проведен теоретический расчет деформаций в системе изотропная полубесконечная подложка—тонкая пленка с полосковым окном. При этом, однако, не принималось во внимание влияние сплошного слоя контактной металлизации, присутствующего в реальных полосковых структурах (рис. 1).

В настоящей работе приведены результаты экспериментального исследования локальных деформаций, существующих в планарной полосковой структуре, методом трансмиссионной рентгеновской топографии в условиях аномального прохождения.

Образцы представляли собой пластины арсенида галлия ориентации (001) толщиной 300 мкм, на поверхность которых методом пиролитического осаждения при температуре 350 °С была нанесена диэлектрическая пленка SiO_2 толщиной 0,3 мкм. В ней были протравлены полосковые окна шириной 12 мкм, после чего на часть площади каждого образца напылялся при температуре 400 °С однородный слой металла толщиной 0,2 мкм. Затем образцы выдержива-

лись в течение 1 ч при температуре 500 °С с целью формирования омического контакта в полосковых окнах. Съемка рентгеновских топограмм проводилась в $\text{Mo } K_{\alpha}$ -излучении (отражение [220]) после каждой операции, а также после удаления металлизации обработкой в жидком сплаве $\text{In} : \text{Ga}$ при комнатной температуре с последующим травлением в соляной кислоте.

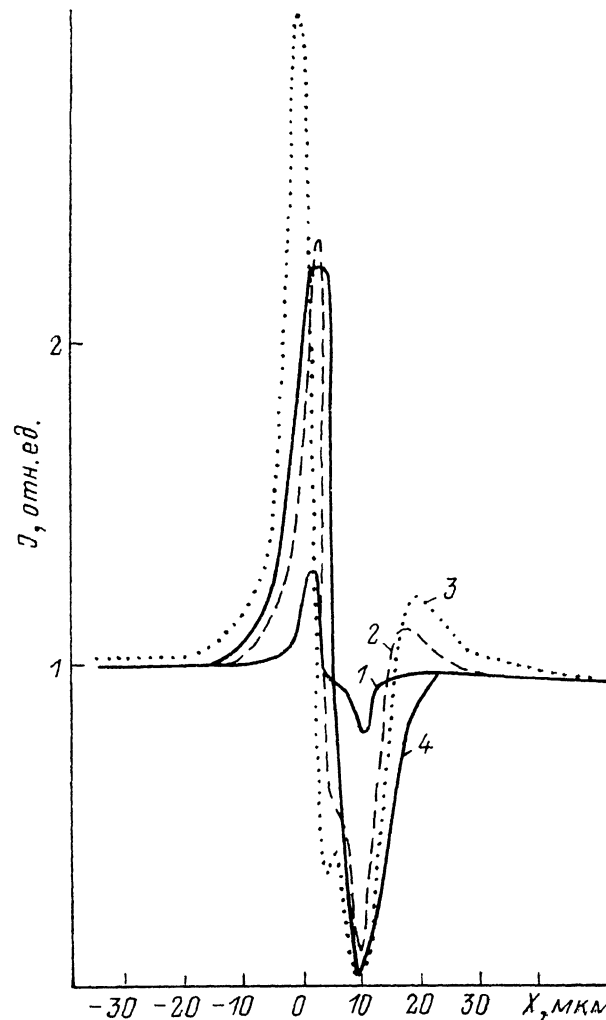


Рис. 2. Расчетные распределения интенсивности на проекционной топограмме полосковой структуры вдоль оси X .

($W=10$ мкм, 1 — $S=0.5 \cdot 10^4$ дин/см; 2 — $S=3 \cdot 10^4$ дин/см; 3 — $S=1 \cdot 10^5$ дин/см) и денситометрическая кривая экспериментальной топограммы (4).

Количественное определение деформации монокристалла GaAs в области полоскового окна проводилось путем сопоставления экспериментальных топограмм с расчетными, полученными путем численного решения уравнений Такаги—Топэна методом [4, 5]. Шаг сетки интегрирования был принят равным $0.2 \lambda/\pi$, где $\lambda=14.5$ мкм — длина экстинкции. При толщине кристалла около 300 мкм сетка содержала 300 шагов вдоль каждой из осей косоугольной системы координат, ограничивающих распространение дифрагированного излучения от точечного источника, расположенного на входной поверхности кристалла. Интенсивность дифрагированного пучка рассчитывалась только для σ -поляризации, поскольку интенсивность π -поляризованной компоненты дифрагированного пучка при данных условиях съемки пренебрежимо мала. Время расчета интенсивности в одной точке топограммы на фортране ЕС-1055 составляло при этом около 1.5 мин.

В расчетах использовалась модель поля деформаций в кристалле под плосковым окном, предложенная в [1]. В изотропном приближении теории упругости компоненты вектора смещения узла кристаллической решетки в плоскости дифракции (рис. 1) из положения, которое он занимает в недеформированном материале, описываются следующими выражениями:

$$U_x = \frac{S(1+\nu)}{\pi E} \left(2(1-\nu) \ln \frac{r_1}{r_2} + \frac{x_1^2}{r_1^2} - \frac{x_2^2}{r_2^2} \right), \quad (1)$$

$$U_z = \frac{S(1+\nu)}{\pi E} \left[(1-2\nu) \left(\arccos \frac{z}{r_1} - \arccos \frac{z}{r_2} \right) + \frac{x_1 z}{r_1^2} - \frac{x_2 z}{r_2^2} \right], \quad (2)$$

где $S = \sigma t$, σ — упругие напряжения в пленке; t — толщина пленки; ν — коэффициент Пуассона; E — модуль Юнга для GaAs.

На рис. 2 приведены денситометрическая кривая экспериментальной топограммы и расчетные распределения интенсивности дифрагированного пучка вдоль оси X , перпендикулярной направлению полоска, рассчитанные для тех же условий съемки и различных значений параметра S . Их сопоставление позволяет непосредственно определить величину S и рассчитать напряжения в пленке SiO_2 и подложке GaAs.

Полученное значение $S = 3 \cdot 10^4$ дин/см согласуется с результатом оценки напряжений в сплошной пленке SiO_2 , выращенной в аналогичных условиях, по формуле Стоуни

$$\sigma = \frac{E}{1-\nu} \frac{(t+t_s)^3}{6t \cdot t_s} \frac{1}{R} \approx 1 \cdot 10^9 \text{ дин/см}^2$$

на основании измеренного радиуса изгиба $R \approx 40$ м системы пленка—подложка (t_s — толщина подложки; $R > 0$ соответствует сжатому состоянию пленки).

Нанесение на поверхность структуры сплошного слоя металла (контактного сплава на основе серебра или никеля) приводит к существенным изменениям рентгенотопографического контраста, особенно заметным после термообра-

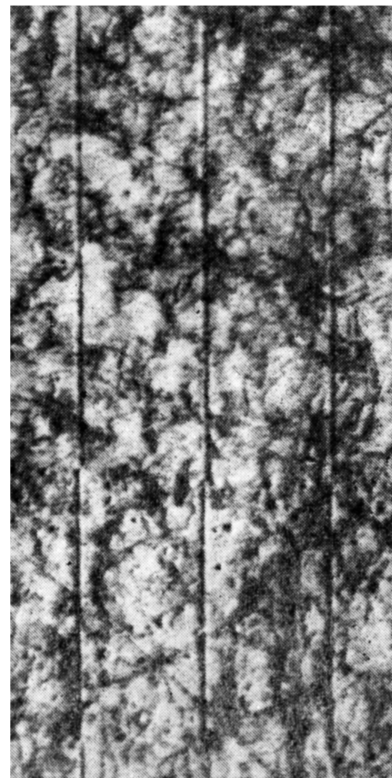


Рис. 3. Рентгеновская топограмма полосковой структуры, на часть площади которой напылена пленка металла. Отражение [220], MoK_α — излучение.

ботки. В ряде случаев наблюдалась инверсия знака контраста, свидетельствующая об изменении знака упругой деформации в подложке (рис. 3). Рентгенотопографическое определение величины деформации при этом дало значение $S = -10^5$ дин/см. После стравливания металла контраст оставался обратным по отношению к первоначальному. По-видимому, причиной этого является пластическая деформация пленки SiO_2 при термообработке под действием сжимающих напряжений, создаваемых пленкой металла. Для пленок контактной металлизации на основе золота указанный эффект не наблюдался, что, возможно, объясняется их более высокой пластичностью.

Характерной особенностью распределения упругих деформаций в рассматриваемой структуре является наличие областей дилатации в объеме подложки вблизи краев полоскового окна. Во время работы лазера вследствие миграции точечных дефектов в этих областях может происходить накопление вакансий (междоузельных атомов) при положительном (отрицательном) знаке дилатации.

До достижения некоторой критической концентрации накапливающиеся дефекты конденсируются в дислокационные петли, инициирующие быструю деградацию прибора.

Для оценки времени накопления точечных дефектов в областях дилатации можно воспользоваться одномерным диффузионно-дрейфовым уравнением [2].

$$\frac{\partial N}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial N}{\partial x} \right) - N \frac{\partial V}{\partial x} - V \frac{\partial N}{\partial x}, \quad N(t=0) = N_0, \quad (3)$$

где N — концентрация дефектов, D — коэффициент диффузии, $V = -(D/kT) \cdot (\partial W / \partial x)$ — скорость дрейфа, $D = D_0 \exp(-U/kT)$, $W = -\Delta V \cdot (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$ — энергия взаимодействия точечного дефекта с полем упругих напряжений, ΔV — дефект объема.

Переходя в выражении для W от напряжений к деформациям и используя (1), (2), получаем для рассматриваемого поля деформаций

$$W = -\Delta V \frac{2S(1+\nu)}{\pi} \left(\frac{x_1}{r_1^2} - \frac{x_2}{r_2^2} \right).$$

Подстановка полученного выражения в (3) дает уравнение, описывающее одномерную диффузионно-дрейфовую миграцию точечных дефектов в упругом поле, создаваемом полосковым контактом в активной области лазерного диода. Как показывает численное решение этого уравнения при значениях S , полученных из рентгенотопографического эксперимента, для заметного накопления точечных дефектов ($\Delta N/N \sim 1$) в областях экстремумов W за время 10^3 — 10^4 ч, представляющее собой средний срок образования на эксперименте областей с пониженной эффективностью излучательной рекомбинации вдоль краев полоска, необходимо рекомбинационно-стимулированное снижение энергии активации диффузии $U \simeq 1$ эВ примерно на 0.7 эВ [2].

В заключение отметим, что знак дилатации в структуре, содержащей слой металла, соответствует сжатию кристаллической решетки подложки и, следовательно, накоплению дефектов вакансионного типа. В [3] деградация лазерных диодов, обусловленная накоплением дефектов вблизи краев полоска, наблюдалась при противоположном знаке дилатации. Таким образом, причиной деградации может быть миграция дефектов вакансионного или межузельного типа в зависимости от знака дилатации в активной области вблизи краев полоска.

Список литературы

- [1] Goodwin A. R., Kirkby P. A., Davies J. C. A. // Appl. Phys. Lett. 1979. Vol. 34. N 10. P. 647—649.
- [2] Свердлов М. И., Филиппенко В. Я., Хазанов А. А. Влияние локального упругого поля на миграцию точечных дефектов и надежность оптоэлектронных приборов. // Современные проблемы нелинейной оптики и квантовой электроники. Минск, 1988. 142 с.
- [3] Kirkby P. A., Selway P. R., Westbrooke L. D. // J. Appl. Phys. 1979. Vol. 50. N 7. P. 4567—4569.
- [4] Петрашень П. В. // ФТТ. 1976. Т. 18. № 12. С. 3729—3731.
- [5] Петрашень П. В., Чуковский Ф. Н. // ФТТ. 1978. Т. 20. № 4. С. 1104—1108.

Институт радиотехники и электроники
Москва

Поступило в Редакцию
26 октября 1989 г.
В окончательной редакции
15 июля 1991 г.