

05.2; 06.2; 07

© 1992

ОСЦИЛЛИРУЮЩАЯ РЕЛАКСАЦИЯ ЭФФЕКТА  
ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ GaAsВ.П. К л а д ь к о, Т.Г. К р ы ш т а б,  
Г.Н. С е м е н о в а

Явления неустойчивости физических параметров полупроводниковых гетеросистем и монокристаллов в процессе релаксации изменений, вызванных импульсным магнитным полем [1], ионной имплантацией [2], облучением [3], а также низкотемпературными технологическими обработками [4, 5] активно изучаются в последнее время в связи с долговременными изменениями этих параметров после окончания воздействия. Особый интерес представляет изучение влияния различных технологических обработок, используемых в процессе утонения с нерабочей стороны подложек, на устойчивость физических параметров и структурных изменений на рабочей поверхности полупроводниковых монокристаллов и гетеросистем на основе материалов типа  $A^3B^5$ .

В [5] было обнаружено, что при удалении части подложки монокристаллов высоколегированного GaAs <Te> ( $n = 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) с ячеистой дислокационной структурой на рабочей поверхности происходят преобразования в системе точечных дефектов, которые приводят к трансформации спектров низкотемпературной фотолюминесценции (ФЛ). Для объяснения происходящих на рабочей поверхности структурных перестроек, сопровождающихся уменьшением интенсивности краевой полосы ФЛ ( $I_{KP} = 1.51 \text{ эВ}$ , 80 K) и возгоранием длинноволновой полосы ( $I_{PK} = 1.24 \text{ эВ}$ , 80 K) мы предположили по аналогии с [6], что в процессе обработки обратной стороны, образуются упругие волны деформации, которые достигают рабочей поверхности, вызывают дополнительное образование собственных точечных дефектов (СТД) — центров безызлучательной рекомбинации —

и способствуют образованию примесно-дефектных комплексов. Графики ячеек при этом могут служить источниками и стоками для СТД и примесей [7]. Основные изменения интенсивности спектров ФЛ происходили во время обработки, однако было обнаружено, что в процессе хранения образцов при  $T \approx 300$  К происходило немонотонное восстановление интенсивности полосы  $I_{кр}$  до значения менее исходного на 5–10 % через  $10^2$  часов, в то время, как интенсивность возгоревшейся примесно-дефектной полосы  $I_{пд}$  сохранялась практически без изменений в течение  $\sim 10^3$  часов.

Целью настоящей работы являлось изучение кинетики перераспределения точечных дефектов в  $GaAs$  при релаксации после механической обработки нерабочей стороны с помощью анализа интегральной отражательной способности (ИОС)  $R_i$  квазизапрещенных рентгеновских отражений (КЗО), метода чувствительного к изменениям стехиометрии. Ранее в [8] была установлена зависимость ИОС КЗО от знака и величины изгиба кристалла, которая связывалась с перераспределением дефектов.

Интенсивность дифрагированных рентгеновских лучей (РЛ) пропорциональна структурному фактору  $F$ , выражение которого для КЗО типа  $h+k+l=4n+2$  ( $n=0, 1, \dots$ ,  $hkl$  – индексы Миллера) имеет вид [9]:

$$F_{hkl} = 4 (C_{Ga} \cdot f_{Ga} - C_{As} \cdot f_{As}), \quad (1)$$

где  $f_{A(B)} = (f_0 + f' + if'')$  $_{A(B)}$   $\exp(-M_{A(B)})$ ,  $M_{A(B)}$  – температурный фактор Дебая – Валлера,  $f_{A(B)}$  – функция атомного рассеяния с дисперсионными поправками,  $C_{A(B)}$  – атомная доля атомов A(B) в решетке, являющаяся функцией всех дефектов в подрешетке A(B).

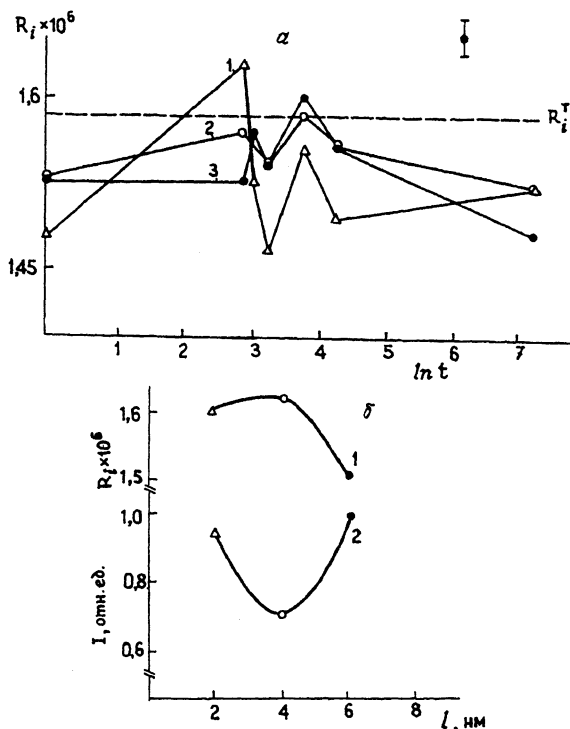
$$C_{A(B)} = 1 + [A_i - V_{A(B)} + (f_x - f_{A(B)})(f_{A(B)})^{-1} \chi_{A(B)} + f_x f_{A(B)}^{-1} \chi_i] \cdot N_{A(B)}^{-1}, \quad (2)$$

где  $A_i$  – межузельные атомы A(B),  $V_{A(B)}$  – вакансии атомов сорта A(B),  $\chi$  – примесь в узле атома A,  $\chi_i$  – примесь в междоузлии,  $f_x$  – функция атомного рассеяния примеси,  $N_{A(B)}$  – концентрация атомов A(B) в решетке ( $N_{Ga} = N_{As} = 2.215 \cdot 10^{22}$  см $^{-3}$ ).

Для идеального кристалла  $C_{Ga} = C_{As} = 1$ . Анализ формулы (1) показывает, что ИОС КЗО будет увеличиваться по отношению к идеальному кристаллу при  $C_{Ga} < C_{As}$  и уменьшаться при  $C_{Ga} > C_{As}$ . Изменение ИОС  $\Delta R$  характеризуется изменением концентрации компонент:

$$\Delta R \cdot R^{-1} = K(C_{As} - C_{Ga}), \quad (3)$$

где константа K зависит от типа отражения и вида излучения. Расчеты показывают, что при точности измерения 1 % для  $GaK\alpha$  – излучения можно определить отклонение  $C_{As} - C_{Ga}$  на уровне  $\sim 3.7 \cdot 10^{-4}$ .



Зависимость  $R_i$  от времени хранения образцов при  $T = 300$  К для трех различных точек образца (кривые 1–3,  $R_i^T$  – соответствует расчетной ИОС для стехиометрического  $C_A = C_B$  кристалла (а); сканирование по координате  $l$  ИОС (1) и относительной интенсивности околокраевой люминесценции (2) ( $I_{кр} = 1.51$  эВ,  $T = 80$  К) (б).

ИОС КЗО измерялись на двухкристальном спектрометре по схеме  $(n, -m)$  с использованием  $CuK\alpha$ -излучения для отражений 200 и 600. Размер облучаемой области составлял  $50 \times 100$  мкм. Влияние многоволновых пиков на ИОС исключалось путем вращения исследуемого кристалла вокруг вектора дифракции.

Исследовались образцы  $GaAs$  (100), легированные  $Te$  до концентрации ( $n \approx 10^{17}$  см $^{-3}$ ), имеющие слабо выраженную ячеистую структуру со средней плотностью дислокаций  $\bar{N}_d \sim 10^4$  см $^{-2}$  по данным рентгеновской топографии. ИОС измерялась в исходном состоянии (после финишной обработки) в фиксированных точках, затем обратная (нерабочая) сторона шлифовалась свободным абразивом  $M-20$  (съем материала  $\sim 30$  мкм), после чего производились измерения ИОС с рабочей стороны в тех же точках образца с последующим повторением через определенные интервалы времени.

Анализ экспериментальных результатов (см. рисунок) показывает, что непосредственно после шлифовки происходило увеличение ИОС на 9% и в процессе хранения образцов обнаружена осциллирующая релаксация ИОС (изменения ИОС согласно (3) пропорциональны изменениям разности концентраций). Как следует из графиков амплитуда этих осцилляций уменьшается со временем, при этом происходит увеличение их периода. Также следует отметить различную амплитуду осцилляций ИОС (концентрации  $C_{Ga} - C_{As}$ ), измеренной в разных точках образца при совпадающем периоде. Отличие в поведении зависимостей 1-3 объясняется различным структурным совершенством исследуемых областей в исходном состоянии. Измерения стационарной ФЛ, выполненные в этих же точках, что и измерения ИОС после хранения образцов в течение  $10^2$  часов приведены на рисунке, б.

Как видно из рисунка, б, наблюдается соответствие результатов, полученных методом ФЛ и методом ИОС КЗО (при уменьшении ИОС КЗО происходит уменьшение интенсивности полосы  $I_{кр}$  и наоборот), т.к. величина сигнала ФЛ однозначно связана с концентрацией СТД, являющихся центрами безызлучательной рекомбинации [10], а величина ИОС КЗО с изменением концентрации компонент. Измерения интенсивности ФЛ при хранении образцов также подтвердили немонотонный характер изменения ее величины.

В работе предлагается одно из возможных объяснений осциллирующего характера процесса релаксации образцов  $GaAs$  после воздействия. По нашему мнению, причиной осцилляций (движущей силой) является наличие мощного нарушенного слоя ( $\sim 20$  мкм) [5], образованного при интенсивной обработке тыльной стороны пластины и генерирующего свежие дислокации в сочетании с его деформационным полем. Положительная обратная связь, поддерживающая осциллирующий характер релаксации возможно связана с ограниченной эффективностью стоков (границы ячеек, поверхность) для точечных дефектов.

Можно представить, что интенсивная обработка обратной (нерабочей) стороны образца приводит к образованию мощного нарушенного слоя, генерирующего свежие дислокации и деформационного поля, упругие волны которого достигают рабочей поверхности и приводят к существенному дефектообразованию (рост ИОС в начальный момент). Генераторами (источниками) дефектов могут служить границы ячеек и примесно-дефектные комплексы, что не исключает вероятность образования СТД за счет атомов матрицы. Расчет по формуле (2) показывает, что такое увеличение ИОС после шлифовки возможно за счет уменьшения  $C_{Ga} - C_{As}$  на величину  $\sim 10^{-3}$ . Это может быть вызвано увеличением концентрации  $V_{Ga}$  и  $Te_{As}$  или их комплексов  $[V_{Ga} - Te_{As}]$ . Установившееся после окончания воздействия деформационное поле приводит к разделению СТД (вакансии движутся в направлении сжатия), что приводит к увеличению концентрации дефектов вблизи рабочей поверхности (дальнейший рост ИОС после выключения воздействия и дальнейшее уменьшение  $C_{Ga} - C_{As}$ ). Наряду с этим процессом, возникающие

в нарушенном слое свежие дислокации могут двигаться в установленном деформационном поле. Движение дислокаций связано с перераспределением примесей и СТД, в том числе и очисткой кристалла от примесей. Кроме этого, СТД вблизи рабочей поверхности при отсутствии эффективных стоков могут коагулировать в кластеры (возможно дислокационные петли), образованные атомами  $Ga_i$  и  $As_i$ . Эти процессы приводят к медленному уменьшению ИОС, обусловленному уменьшением числа СТД ( $Ga_i, As_i, V_{Ga}$ ). Дальнейшее увеличение ИОС можно объяснить преобладанием на данном этапе процессов генерации дефектов (стенками дислокационных ячеек) в деформационном поле нарушенного слоя.

Амплитуда осцилляций со временем уменьшается, что может быть связано с релаксацией макроизгиба системы (уменьшением деформационных полей), затуханием диффузии точечных дефектов, т.е. установлением равновесного состояния всей сложной системы.

### С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Масловский В.М., Холоднов Н.В., Симанович Е.В. Тез. докл. научно-техн. конф. „Физические основы надежности и деградации полупроводниковых приборов“. 1992. С. 83-84.
- [2] Боброва Е.А., Вавилов В.С., Галкин Г.Н., Чукичев М.В., Беркис П., Куркутас К., Эфимиу П., Соколов С.Ю., Куземченко Т.А., Хаврошин Д.Л. Тез. докл. ХП Всес. конф. по физике полупроводников. 1990. Т. 1. С. 75-76.
- [3] Богданович О.В., Борисов П.А., Каленин В.В. и др. // Квант. электр. 1972. № 11. С.108-110.
- [4] Кладько В.П., Крыштаб Т.Г., Клейнфельд Б.С., Семенова Г.Н., Хазан Л.С. // ФТП. 1992. Т. 26. В. 2. С. 368-372.
- [5] Кладько В.П., Крыштаб Т.Г., Семенова Г.Н., Хазан Л.С., Башевская О.С. // ФТТ. 1991. Т. 31. В. 11. С. 3192-3198.
- [6] Пенина М.А., Назарова Л.Б., Мелев В.Г. // Поверхность. 1988. В. 8. С. 142-144.
- [7] Мильвидский М.П., Освенский В.Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. М.: Металлургия. 1984. 256 с.
- [8] Кладько В.П., Крыштаб Т.Г. // УФЖ. 1989. Т. 34. В. 10. С. 1574-1575.
- [9] Fujimoto J. // Jap. J. Appl. Phys. 1984. V. 23. N 5. P. L287-L289.
- [10] Глинчук К.Д., Лукат К., Прохорович А.В. // Оптоэлектроника и полупроводниковая техника. 1982. В. 1. С. 39-54.