

ФИЗИКА ТВЕРДОГО ТЕЛА

УДК 621.315.592

ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В ФОСФИДЕ ГАЛЛИЯ, ИНДУЦИРОВАННОЕ СЛАБОПОГЛОЩАЕМЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

И. Ю. Висковатых, П. К. Кашкаров, В. Ю. Тимошенко

(кафедра общей физики и молекулярной электроники)

Исследовалось дефектообразование в кристаллах фосфида галлия, облучаемых импульсами рубинового лазера, соответствующими области прозрачности для межзонных переходов. Показано, что эффективность дефектообразования возрастает с ростом исходной дефектности в приповерхностной области, связанной с особенностями физико-химической обработки образцов. Установлено, что процесс перестройки дефектов является атермическим. Концентрация лазерноиндуцированных центров гашения фотолюминесценции нелинейным образом зависит от энергии лазерных импульсов.

Ранее [1—6] было показано, что импульсное лазерное облучение (ИЛО) материалов A^4 и A^3B^5 в условиях межзонного поглощения ведет к генерации и перестройке дефектов уже при плотностях энергии W в импульсе много меньших порога плавления W_m . Этот процесс непротиворечиво описывается в рамках модели, учитывающей электронное, деформационное и тепловое возбуждения поверхности кристалла при ИЛО [6]. При таком рассмотрении предполагается, что светондуцированные неравновесные носители заряда, локализуясь вблизи некоторых атомных конфигураций, существенно облегчают перестройку последних в новое метастабильное состояние. Прямое экспериментальное подтверждение этого предположения осложняется одновременным действием двух других факторов ИЛО — нагрева и деформации. В связи со сказанным представляло интерес попытаться исключить вклад последних, проводя облучение в области прозрачности полупроводника и тем самым непосредственно возбуждая локальные атомные конфигурации, являющиеся «затравочными» местами для образования новых дефектов [6].

В качестве объектов исследования были выбраны эпитаксиальные пленки GaP:N, Te (образцы № 1) и оптически полированные монокристаллы GaP:Te (образцы № 2) ($E_g = 2,24$ эВ при $T = 300$ К). Часть последних подвергалась предварительному полирующему травлению в растворе $HCl:HNO_3$ 1:1 (образцы № 3) или механической шлифовке (образцы № 4). ИЛО выполнялось рубиновым лазером с энергией квантов $h\nu = 1,8$ эВ $< E_g$ и длительностью импульсов ~ 20 нс. Излучение лазера гомогенизировалось с помощью кварцевого диффузора [3]. Возможность плавления поверхности образца при ИЛО контролировалась посредством измерения коэффициента отражения от GaP в момент действия импульса [4]. Дефектообразование в образце регистрировалось по изменению фотолюминесценции (ФЛ) [1—3], возбуждаемой излучением аргонового лазера ($h\nu = 2,54$ эВ).

Прежде всего отметим, что в используемом интервале плотностей энергии ИЛО $W = 10\text{—}1000$ мДж/см² мы не регистрировали заметного роста коэффициента отражения от облучаемых кристаллов GaP и тем более «полки» повышенного отражения, связанной с наличием жидкой фазы на поверхности кристалла [8]. Это свидетельствует о весьма незначительном лазерном нагреве образца, который можно оценить из сравнения с данными по близкому к GaP материалу — GaAs. Согласно [4, 5], рост коэффициента отражения указанного полупроводника наблюдался при величине лазерного нагрева $\Delta T > 200$ К. По-видимому, последнюю величину можно рассматривать и как верхний предел изменения температуры при ИЛО кристаллов GaP в наших условиях.

Спектры фотолюминесценции (ФЛ) исследованных образцов, представленные на рис. 1, имеют характерный для этих материалов вид [8]. Механическая обработка, химическое травление, ИЛО не изменяли форму линий ФЛ. Поэтому в дальнейшем рекомбинационные свойства полупроводников мы будем характеризовать лишь интенсивностью ФЛ в максимуме линии (I_m).

ИЛО всех типов кристаллов вызывало уменьшение величины I_m . На рис. 2 приведены данные для образцов № 2. Каждая точка на рисунке отвечает нормированной на исходное значение величине гашения ФЛ после воздействия единичного лазерного импульса. Размеры точек соответствуют погрешности определения плотности энергии лазерного импульса и величины гашения ФЛ. Заметное гашение ФЛ начиналось при $W >$

>100 мДж/см², зависимость $|\Delta I_m|/I_{m0}$ была нелинейной, причем количественно эффект был близким к результатам для пленок GaP:Te, N. Наблюдаемые изменения I_m при неизменной форме спектра ФЛ, очевидно, обусловлены генерацией центров безызлучательной рекомбинации при ИЛО [2, 3].

Определенная информация о механизме формирования дефектов может быть получена в опытах по ИЛО при различных исходных температурах полупроводника [1, 3]. Как видно из рис. 2, переход от $T_1=300$ К к $T_1=80$ К практически не влиял на эффективность гашения ФЛ. Учитывая незначительную величину лазерного нагрева образцов, можно предположить, что тепловой фактор ИЛО не является определяющим при формировании дефекта [1, 6].

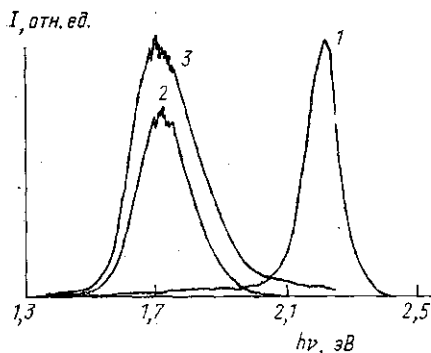


Рис. 1. Спектры ФЛ эпитаксиальных пленок GaP:N, Te (1) и монокристаллов GaP:Te (2, 3) при $T=300$ (1, 2) и 80 К (3)

Прямым подтверждением существенной роли исходных «затравочных» центров [6] при допороговой лазерноиндуцированной генерации дефектов представляются результаты опытов на образцах, идентичных по своей природе, но с различной степенью разупорядоченности. Действительно, оказалось, что гашение ФЛ зависит от предварительной обработки кристаллов, что хорошо видно из сравнения кривых 1—4 на

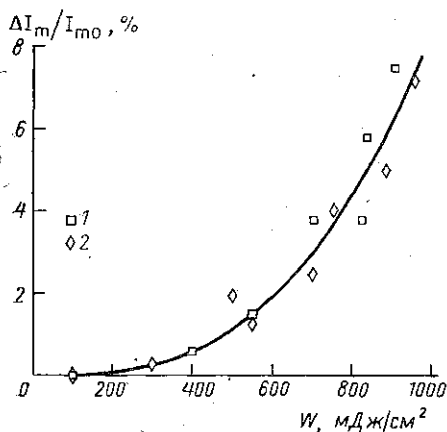


Рис. 2

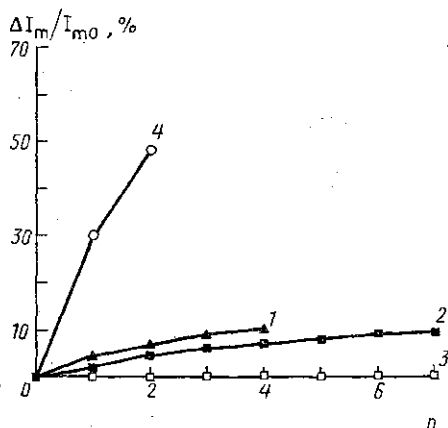


Рис. 3

Рис. 2. Зависимость нормированной величины гашения фотолуминесценции $|\Delta I_m|/I_{m0}$ от энергии лазерного импульса W при облучении GaP:Te: $T=300$ (1) и 80 К (2)

Рис. 3. Зависимости от числа лазерных импульсов нормированной величины гашения фотолуминесценции $|\Delta I_m|/I_{m0}$ образцов GaP:N, Te (1) и GaP:Te: исходных (2), химически полированных (3) и шлифованных (4) при облучении серий импульсов с энергией $W \sim 550$ мДж/см² при $T=300$ К

рис. 3. Минимальный эффект ИЛО регистрировался для наиболее совершенных образцов № 3, для пластин № 2 гашение ФЛ было заметнее и, как и следовало ожидать, наименьшей лучевой стойкостью обладали шлифованные кристаллы (№ 4). Зависимость величины гашения ФЛ от числа лазерных импульсов n для пленок GaP:N, Te (№ 1) была близкой к результатам для образцов № 2. Отметим, что кривые $|\Delta I_m(n)|/I_{m0}$ выходят на насыщение при $n > 8-10$. Это свидетельствует об установлении динамического равновесия между генерацией и аннигиляцией центров безызлучательной рекомбинации в GaP, что находится в согласии с основными представлениями ЭДТ-модели [6].

Таким образом, в работе установлена возможность формирования дефектов в GaP посредством прямого электронного возбуждения локальных атомных конфигураций. Независимость процесса от типа примесей в кристалле (см. рис. 3) позволяет предположить, что роль затравочного играет собственный дефект решетки GaP, не являющийся в исходном состоянии эффективным рекомбинационным центром. Процесс перестройки атомной конфигурации при ИЛО происходит атермическим путем.

Как известно [3], в определенных условиях величина гашения ФЛ при ИЛО оказывается пропорциональной концентрации возникающих дефектов. Предполагая такую пропорциональность и в нашем случае, представленную на рис. 2 нелинейную, близкую к квадратичной, зависимость величины $|ΔI_m|/I_{m0}$ от W можно интерпретировать как проявление двухфотонного характера элементарного акта образования центра. В частности, можно предположить, что перестройка локальной конфигурации происходит при ионизации одновременно двух входящих в нее атомов за счет электростатического отталкивания возникших кулоновских центров [9].

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Кашкаров П. К., Киселев В. Ф. // Изв. АН СССР, сер. физ. 1986. 50, № 3. С. 435. [2] Бегичев И. С., Кашкаров П. К., Тимошенко В. Ю. // Вестн. Моск. ун-та. Физ. Астрон. 1989. 30, № 6. С. 77. [3] Ефимова А. И., Кашкаров П. К., Петров В. И., Тимошенко В. Ю. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1990. № 8. С. 94. [4] Кашкаров П. К., Петров В. И., Тимошенко В. Ю. // Изв. АН СССР, сер. физ. 1991. 55, № 8. С. 1655. [5] Dittrich Th., Timoshenko V. Yu. // Phys. Stat. Solidi (a), 1990. 121. P. 547. [6] Емельянов В. И., Кашкаров П. К. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1990. № 2. С. 77. [7] Ахманов С. А., Емельянов В. И., Коротеев Н. И. и др. // УФН. 1985. 147, № 4. С. 675. [8] Берг А., Дин П. Светодиоды. М., 1979. [9] Клиггер М. И., Лушик Ч. Б., Машовец Т. В. и др. // УФН. 1985. 147, № 3. С. 523.

Поступила в редакцию
31.03.93

ВЕСТН. МОСК. УН-ТА. СЕР. 3. ФИЗИКА. АСТРОНОМИЯ. 1993. Т. 34, № 6

УДК 548.74

ЭЛЕКТРОННО-ДИФРАКЦИОННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРЫ ФАЗ В СПЛАВАХ Pr—Fe

А. С. Илюшин, Н. А. Хатанова, Е. А. Рыкова, Н. Б. Кольчугина *),
О. Д. Чистяков *), Г. С. Бурханов *)

(кафедра физики твердого тела)

Методом дифракции электронов в сплаве Pr—77 ат. % Fe после отжига в течение 100 ч при 600 °С обнаружены следующие фазы: α —Pr, $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$, PrFe_2 (C14) и PrFe_2 (C15). Определены параметры решеток ранее не наблюдавшихся интерметаллических соединений PrFe_2 двух типов: тип MgZn_2 (C14), пр. гр. $R\bar{6}_3/mmc$, $a=5,26$ Å, $c=8,62$ Å, и тип MgCu_2 (C15), пр. гр. $Fd\bar{3}m$, $a=6,76$ Å. Установлены ориентационно-структурные соответствия между этими соединениями и соединением $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$, что указывает на возможность структурной перестройки трех соединений друг в друга.

Диаграмма состояний сплавов Pr—Fe окончательно не установлена, а приведенная в работе [1] не была экспериментально подтверждена. Рассмотренное в работе [1] равновесное соединение PrFe_2 , принадлежащее фазе Лавеса типа MgCu_2 (C15), при атмосферном давлении обнаружено не было и синтезировано только при охлаждении расплава под давлением 32—35 кбар [2]. Аналогичная ситуация сложилась и с системой Nd—Fe. Однако, хотя соединение NdFe_2 (C15) также было синтезировано лишь под давлением, в работе [3] установлено, что при атмосферном давлении вместо соединения NdFe_2 образуется $\text{Nd}_5\text{Fe}_{17}$. В системе Pr—Fe соединение $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$ не наблюдалось [4]. Цель данной работы заключалась в установлении методом дифракции электронов структуры фаз, образующихся в сплавах Pr—Fe.

*) Институт металлургии им. А. А. Байкова РАН.