

- [14] P r a m a n i k D., S a x e n a A.N. - Solid St. Technol., 1983, v. 26, N 1, p. 127-133.
- [15] C e l a s c o M., F i o r i l l o F., M a - s o e r o A. - Phys. Rev. B., 1979, v. 19, N 2, p. 1304-1306.

Институт полупроводников
АН УССР, Киев

Поступило в Редакцию
15 декабря 1987 г.
В окончательной редакции
14 апреля 1988 г.

Письма в ЖТФ, том 14, вып. 13

12 июля 1988 г.

ПЛАВЛЕНИЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ ЭКСИМЕРНОГО ЛАЗЕРА

К.К. Бурдель, А.С. Ахманов,
В.Н. Макаров, А.Ю. Поройков,
А.В. Суворов, Н.Г. Чеченин

Как известно, в равновесных условиях ($p = 1$ атм) карбид кремния не плавится. Высокотемпературные аналоги карбида кремния в 4-й группе периодической системы элементов - это графит и алмаз, которые также не плавятся, а сублимируют при атмосферном давлении. Однако в серии работ (см. [1, 2]) было обнаружено, что облучение графита импульсами рубинового лазера вызывает плавление поверхности. Как показали исследования методом каналирования, в приповерхностной области образуется дефектный слой, наличие которого авторы [2] объясняли формированием поликристаллического материала в процессе ресолидификации расплава. В работе [3] также наблюдалось плавление и графитизация алмаза при импульсном лазерном воздействии.

Нами исследовались образцы $SiC(6H)$ n -типа, имплантированные ионами Ga^+ с энергиями 40 и 90 кэВ в диапазоне доз $\Phi = 1 \cdot 10^{14} - 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Лазерное воздействие (ЛВ) проводилось на воздухе моноимпульсами ($\tau_{\text{л}} = 30$ нс) эксимерного ($XeCl$) лазера ($\lambda_{\text{л}} = 308$ нм) с энергиями $W = 0.26, 0.5$ и $1.0 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$ (облучались как имплантированные, так и неимплантированные образцы). Анализ проводился методом резерфордского обратного рассеяния и каналирования ионов. Использовался пучок ионов He^+ с энергией 1.5 МэВ. Ориентированные спектры измерялись вдоль оси $\langle 0001 \rangle$.

Для неимплантированных образцов никаких изменений ни в оптических характеристиках, ни в ориентированных спектрах ROP не было обнаружено при облучении с $W = 0.26$ и $0.5 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$. Однако ЛВ с $W = 1.0 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$ вызывало значительное дефектообразование в

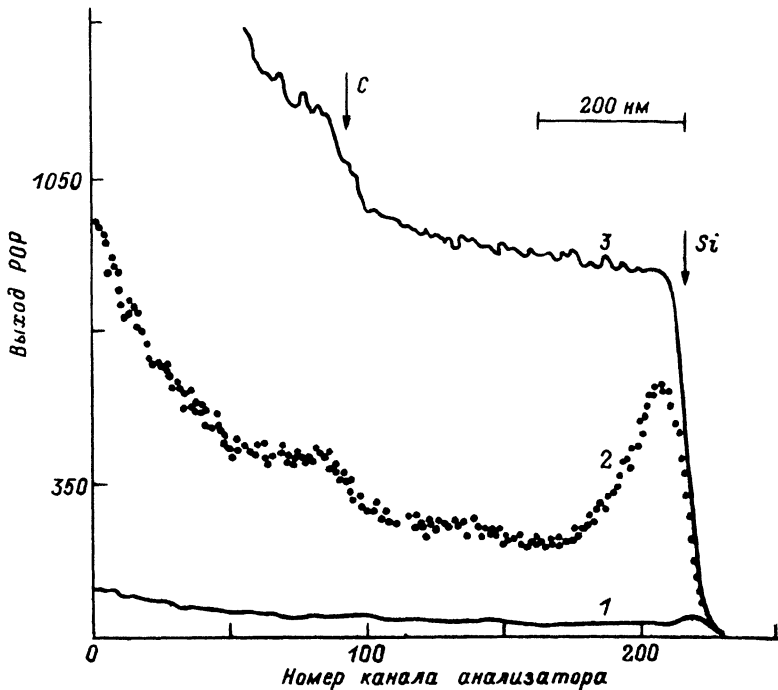


Рис. 1. Ориентированные спектры РОР для монокристалла до (1) и после ЛВ (2) с $W = 1.0 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$. Спектр 3 - неориентированный.

приповерхностной области SiC , как видно из спектров РОР (см. рис. 1). Визуально в этом случае наблюдалось почернение поверхности, которое связано, очевидно, именно с дефектообразованием, а не с графитизацией поверхности SiC т.к. в спектре 2 на рис. 1 отсутствовало смещение в сторону меньших энергий Si' -края, а также не наблюдалось увеличения интенсивности С-пика. Степень дефектности в пике повреждений составляет $\chi_{min} \sim 60-70\%$. Дефекты имеют преимущественно точечный характер (междоузлия, вакансии и их кластеры). Тем не менее, более пологий склон заднего фронта поверхностного пика в спектре 2 рис. 1 указывает на более сложный характер повреждений на глубине $\sim 100 \text{ нм}$.

ЛВ на имплантированные ионами Ga^+ образцы приводило к существенным изменениям в профиле распределения Ga , начиная с $W = 0.5 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$. На рис. 2,а представлены участки спектров РОР, соответствующие рассеянию He^+ на атомах Ga ($E_{Ga^+} = 90 \text{ кэВ}$; $\Phi = 1.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$) после ЛВ с $W = 0.5$ и $1.0 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$. Видно, что импульс с $W = 0.5 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$ приводит к испарению Ga ($\sim 6\%$), а также вызывает заметную диффузию примеси к поверхности. Никаких изменений в спектрах от Si - подрешетки при $W =$

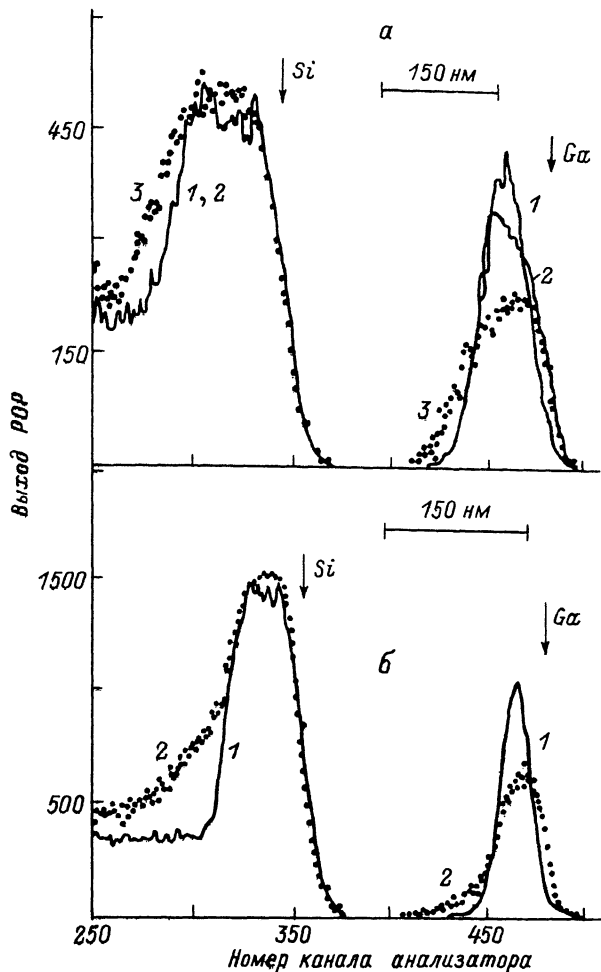


Рис. 2. Ориентированные спектры для образцов SiC , имплантированных ионами Ga^+ : а) $E_{Ga^+} = 90$ кэВ, $\Phi = 4.5 \cdot 10^{16}$ $см^{-2}$ до (1) и после ЛВ с $W = 0.5$ Дж·см $^{-2}$ (2) и 1.0 Дж·см $^{-2}$ (3); б) $E = 40$ кэВ, $\Phi = 2 \cdot 10^{16}$ $см^{-2}$ до (1) и после ЛВ с $W = 0.5$ Дж·см $^{-2}$.

$= 0.5$ Дж·см $^{-2}$ не наблюдалось. Значительное уширение профиля распределения Ga происходит после ЛВ с $W = 1.0$ Дж·см $^{-2}$, сопровождающееся одновременным увеличением толщины разупорядоченного слоя (рис. 2, а). Оценки, основывающиеся на соотношении $\Delta z_{Ga}^2 = (2 \cdot D \cdot \tau)^{1/2}$, где Δz_{Ga} — уширение профиля, τ — время теплового действия лазерного импульса, принимавшееся равным 200 нс, дают величину коэффициента диффузии Ga в этом случае $D \sim 7.5 \cdot 10^{-5}$ см 2 /с. Столь большие значения D обычно характерны для диффузии в жидком состоянии [4].

Таким образом, можно сделать вывод, что лазерное воздействие на имплантированный *SiC* приводит к плавлению приповерхностного слоя полупроводника. Глубина проплавления может быть оценена не только из уширения профиля примеси, но также из толщины аморфизованного слоя, которая возрастает до ~ 170 нм при $W = 1.0$ Дж·см⁻².

Мы предполагаем, что простое нагревание до высоких температур и резкое охлаждение, характерные для ЛВ в наносекундном диапазоне, не должны приводить к дополнительной аморфизации. Следовательно, толщина резерфордовского слоя соответствует глубине расплавленного слоя. Как следует из рис. 2,а, при меньших W не происходит ни существенной диффузии вглубь образца, ни увеличения толщины разупорядоченной области, и толщина расплавленного слоя, очевидно, не превосходит соответствующих величин. Эффекты, аналогичные описанным выше, были обнаружены на образцах, имплантированных различными дозами и с другой энергией ионов (рис. 2,б).

Можно утверждать, что в процессе ресолидификации расплава не происходит восстановления кристаллической структуры, наоборот, общая концентрация дефектов возрастает. В отличие от кратковременного термического отжига (см. [5]) для всех образцов количество испаренного *Ga* не превышает нескольких процентов от первоначально имплантированного, что связано с кратковременностью лазерного воздействия. Не наблюдается „выталкивания“ примеси к поверхности, как это отмечалось для термического отжига [5], диффузия идет в обе стороны. Происходит это, по всей вероятности, за счет примерно равной растворимости *Ga* в расплаве и аморфной фазе. Так, можно заключить, что и в случае неимплантированного *SiC* ЛВ с $W = 1.0$ Дж·см⁻² вызывает плавление поверхности (сравните рис. 1 и рис. 2,б).

Расчетные распределения тепловых полей, которые были бы полезны для сопоставления с экспериментальным профилем повреждений при ЛВ, на *SiC* носят оценочный характер ввиду неопределенностей в значениях термодинамических параметров при высоких температурах. Наши оценки, базирующиеся на данных [6], показали, что температура плавления $T_n = 2830$ К ($p = 35$ атм) достигается ($W = 1$ Дж·см⁻²) в кристаллическом *SiC*, если коэффициент поглощения принять равным $\sim 6 \cdot 10^5$ см⁻¹. Различия в порогах плавления кристаллического (~ 1 Дж·см⁻²) и аморфного (~ 0.26 Дж·см⁻²) *SiC* объясняются, по-видимому, различиями в термодинамических параметрах (значительно меньшей температурой и теплотой плавления в случае аморфного *SiC*).

Л и т е р а т у р а

- [1] Venkatesan T., Jacobson D.C., Gibson J.M., Elman B.S., Braunschtein G. et al. - Phys. Rev. Lett., 1984, v. 53, N 4, p. 360-362.

- [2] Steinbeck J., Braunstein G., Dresselhaus M.S., Venkatesan T., Jacobson D.C. - J. Appl. Phys., 1985, v. 58, N 11, p. 4374-4381.
- [3] Арутюнов Е.Н., Карпов С.Ю., Ковальчук Ю.В., Мячин В.Е., Погорельский Ю.В., Смирницкий В.Б., Соколов И.А. - Письма в ЖТФ, 1985, т. 11, в. 15, с. 921-923.
- [4] Белашенко Д.К. Явления переноса в жидких металлах и полупроводниках, М.: Атомиздат, 1970. 399 с.
- [5] Бурдель К.К., Макаров В.Н., Суворов А.В., Чеченин Н.Г. - ФТТ, 1988, т. 30, в. 2, с. 629-632.
- [6] Физико-химические свойства полупроводниковых веществ, М.: Наука, 1979. 340 с.

Поступило в Редакцию
14 апреля 1988 г.

Письма в ЖТФ, том 14, вып. 13 12 июля 1988 г.

ЖЕЛТЫЕ $Ga_{1-x}In_xP$ СВЕТОДИОДЫ
С СИЛОЙ СВЕТА 600 мкд

Л.М. Коган, Ю.И. Кунакин,
В.А. Рубисова, С.А. Диордиев,
Ю.П. Андреев, В.С. Родкин

В последние годы получены светодиоды с красным свечением из $Ga_{1-x}Al_xAs$ с силой света 1000-3000 мкд при токе 20 мА [1-3]. В связи с этим возникла потребность в светодиодах с большой силой света для других диапазонов видимого спектра. Твердый раствор $Ga_{1-x}In_xP$ перспективен для получения высокоэффективных светодиодов с желтым и оранжевым свечением в связи с тем, что он является прямозонным в диапазоне энергий 1,34-2,18 эВ.

Впервые светодиоды из $Ga_{1-x}In_xP$ были получены в работе [4].

В настоящей работе эпитаксиальные слои $n-Ga_{1-x}In_xP$ получены хлоридно-гидридным методом на подложках $n-GaP$, ориентированных в плоскости (100) под углом 4-6 град к (110). Слой переменного состава ($x = 0 \rightarrow 0.32$) имел толщину 15-20 мкм, слой постоянного состава ($x = 0.32-0.35$) - 8-18 мкм. Концентрация носителей при легировании теллуrom находилась в диапазоне $5 \cdot 10^{16} - 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

Светоизлучающий планарный р-п-переход создавался диффузией Zn через маску Si_3N_4 в вакуумированной кварцевой ампуле при противодавлении Р в диапазоне температур 650-750 °С. С целью снижения концентрации дырок в р-области и дефектности р-слоя диффузия Zn проводилась через пленку SiO_2 . Площадь р-п-перехода со-