

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Lukashchevich M.G.* Modification of magnetic properties of polyethyleneterephthalate by iron implantation / M.G. Lukashchevich [et al.] // Nucl. Instr. Meth.B. – 2007. – V.257. N 1-2. – P.589-592.
2. Экспериментальные методы химии высоких энергий / Под общ. ред. М.Я.Мельникова. – М.: МГУ, 2009. – С.169-178.

## МОДИФИКАЦИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИМПЛАНТИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

С. А. Вабишевич<sup>1</sup>, Н. В. Вабишевич<sup>1</sup>, Д. И. Бринкевич<sup>2</sup>, В. С. Просолович<sup>2</sup>,  
Д. А. Русакевич<sup>3</sup>, Ю. Н. Янковский<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Полоцкий государственный университет, *vabs@tut.by*

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет, *pros@bsu.by*

<sup>3</sup>Белорусский национальный технический университет

Использование высокоэнергетичной ( $E \sim 1$  МэВ) ионной имплантации донорных и акцепторных примесей в кремнии при изготовлении КМОП-структур позволяет создавать особый профиль распределения примесей в карманах транзисторов с максимумом концентрации примеси, расположенным в глубине подложки, где поверхностный канал МОП-транзистора не формируется. В этом случае на поверхности возможно сформировать низкую концентрацию носителей заряда, необходимую для невысоких значений порогового напряжения транзистора, а в глубине – высокую, что уменьшит сопротивление самого кармана и сделает очень малым коэффициент усиления паразитного биполярного транзистора, поскольку концентрация примеси в его базе будет возрастать по направлению к коллектору, приводя к полной рекомбинации неосновных носителей. В конечном итоге создание карманов с подобным распределением примесей позволит создавать КМОП-структуры, в которых ослаблен или подавлен эффект защёлки.

Моделирование процесса изготовления КМОП [1] при расстоянии между стоками транзисторов равным 4 мкм показало, что для обеспечения приемлемых характеристик МОП-транзисторов, процесс функционирования которых связан с поверхностной концентрацией необходима доза внедряемой примеси бора в  $p$ - карман  $Q = 1,0 \cdot 10^{13} - 1,0 \cdot 10^{14}$  ион/см<sup>2</sup> при энергии имплантации  $E \sim 500$  кэВ, доза внедряемой примеси фосфора в  $n$ -карман  $Q = 5,0 \cdot 10^{13} - 5,0 \cdot 10^{14}$  ион/см<sup>2</sup> при энергии имплантации  $E \sim 1000$  кэВ и активации примеси быстрым термическим отжигом при  $T=1000^\circ\text{C}$  в течение 1 мин. В таком случае профиль распределения примеси имеет максимум на глубинах  $\sim 1$  мкм, в то время как концентрация примеси у поверхности находится в пределах  $1,0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3} - 1,0 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , что и необходимо для субмикронных МОП-транзисторов. Целью настоящей работы являлось исследование влияния радиационных дефектов, созданных имплантацией, на свойства приповерхностной (рабочей) области пластин монокристаллического кремния.

Полированные пластины кремния марки КЭФ 4,5(100), КДБ 12(100) и КДБ 10(111) толщиной  $460 \pm 20$  мкм имплантировались ионами  $\text{B}^+$  ( $E= 500$  кэВ) и  $\text{P}^+$  ( $E= 1000$  кэВ) дозами ( $\Phi$ ) от  $5 \cdot 10^{12}$  до  $5 \cdot 10^{14}$  см<sup>-2</sup> при комнатной температуре на ускорителе ионов DTL. Плотность ионного тока варьировалась в интервале от 0,3 до

2,5 мкА/см<sup>2</sup>. Быстрый термический отжиг (БТО) осуществлялся галогенными лампами накаливания при температуре 1000°C длительностью до 60 сек на установке AST-500. Профили распределения примесей в имплантированных слоях определяли методом масс-спектрометрии вторичных ионов на установке IMS-4f фирмы "Самеса". В качестве зондирующих использовали ионы кислорода O<sub>2</sub><sup>+</sup> с энергией 5,5 кэВ. Измерение поверхностного сопротивления производилось четырехзондовым методом прибором ИУС-3. Для изучения распределения электрофизических параметров по глубине кристалла применялась методика последовательного стравливания тонких слоев. Измерения микротвердости (Н) проводились на приборе ПМТ-3. Нагрузка (Р) на индентор варьировалась в пределах от 20 до 200 г.

Исследования распределения бора и фосфора, а также слоевого удельного сопротивления показали, что профили распределения имплантированных примесей имеют максимум на глубинах ~ 1 мкм. В процессе имплантации наблюдалось приповерхностное упрочнение монокристаллов: микротвердость снижалась при увеличении нагрузки и выходила на стационарное значение при Р свыше 100 г. Увеличение дозы имплантации в пределах до 5×10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> приводило к росту микротвердости приповерхностного слоя, т.е. к увеличению эффекта приповерхностного упрочнения. При нагрузке 200 г, что соответствует глубине проникновения индентора ~ 3 мкм, существенных изменений величины Н после имплантации не происходило. Такое поведение характерно как для имплантации бора, так и для фосфора.

При дозах имплантации свыше 5×10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> поведение образцов, имплантированных ионами Р<sup>+</sup> и В<sup>+</sup>, существенно различается. В образцах, имплантированных бором, эффект приповерхностного упрочнения продолжает возрастать, а при имплантации фосфора дозой 1×10<sup>14</sup> см<sup>-2</sup> он резко снижается и при Ф<sub>р</sub> = 5×10<sup>14</sup> см<sup>-2</sup> практически исчезает (рис.2).

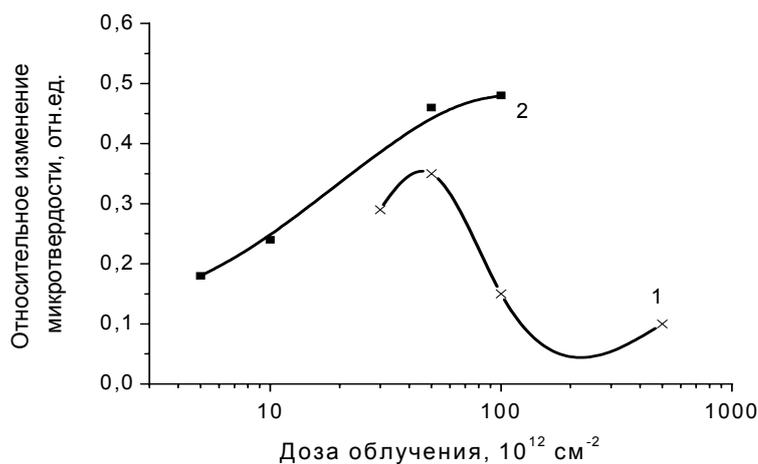


Рис. 1. Дозовая зависимость эффекта приповерхностного упрочнения (разница между значениями микротвердости при нагрузках 200 и 50 г) пластин КДБ 12, имплантированных ионами фосфора (1) и пластин КЭФ 4,5, имплантированных ионами бора (2)

Указанные различия, вероятнее всего, обусловлены тем, что при имплантации ионов  $P^+$  наблюдается аморфизация имплантированного слоя, причем пороговой дозой сплошной аморфизации для имплантации при температуре близкой к комнатной является  $(1-5) \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$ . При имплантации  $B^+$  сплошная аморфизация наблюдается при существенно более высоких дозах ( $\sim 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ) [1]. Принимая во внимание, что глубина проникновения индентора при минимальной нагрузке 20 г составляла 0,8-0,9 мкм и практически совпадала с проецированным пробегом  $R_p$  ионов фосфора в исследованных образцах, можно предположить, что наблюдавшееся экспериментально снижение величины микровердosti  $H$  при нагрузке 20 г в образцах, имплантированных дозами  $\Phi_p$  свыше  $1 \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , обусловлено, вероятнее всего, аморфизацией приповерхностной области монокристалла. Следует отметить, что микротвердость аморфных образцов всегда ниже микротвердости монокристалла. Так микротвердость пористого кремния почти на порядок ниже по сравнению с монокристаллом Si [2]. При имплантации бора аморфизация не имела места, поэтому при увеличении дозы ионов  $B^+$  эффект упрочнения приповерхностного слоя монокристалла не исчезал.

Методом ВИМС установлено, что профиль распределения имплантированных примесей бора и фосфора после проведения постимплантационного БТО не претерпевает существенных изменений, т.е. положение максимума распределения примеси бора в районе 1 мкм и ретроградный характер профиля распределения сохраняется. Данное обстоятельство является весьма существенным, поскольку если бы термообработка после внедрения фосфора изменяла профиль распределения бора, то это приводило бы к невозможности подавления эффекта защелки в  $p$ -кармане.

Величина слоевого сопротивления коррелирует с величиной дозы внедрения. После БТО длительностью 60 сек устанавливаются значения, соответствующие количеству внедренной примеси. Исследованиями значений поверхностного сопротивления в процессе последовательного удаления слоев кремния установлено, что его максимальное изменение соответствует максимуму профиля распределения примеси в кармане. 60-ти сек. отжиг является вполне достаточным для полной активации примеси и отжига радиационных дефектов. Следует отметить, что повышение температуры быстрого термического отжига свыше  $1000^\circ\text{C}$  приводит к увеличению количества структурных дефектов, обусловленных эффектом закалки кремния при остывании образцов после высокотемпературного нагрева.

Быстрый термический отжиг приводил к резкому снижению микротвердости в приповерхностной области монокристалла на глубинах до 1 мкм, что соответствовало нагрузкам 20-40 г. При увеличении нагрузки микровердость резко возрастает и при  $P = 100$  г и выше достигает значений, характерных для исходного необлученного кремния. Такие нетрадиционные зависимости микротвердости от нагрузки наблюдались после БТО всех исследованных образцов, имплантированных ионами бора  $B^+$ . При БТО имплантированных ионами  $P^+$  образцов наблюдалась несколько иная картина. При увеличении дозы имплантации отжиг протекает менее интенсивно. В аморфизированных имплантацией образцах (дозы  $\Phi_p > 1 \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ) микротвердость после БТО не снижается ниже 9 ГПа даже после отжига длительностью 60 сек. Резкое снижение (ниже значений, характерных для необлученного кремния) микротвердости в приповерхностной области после проведения БТО имплантированных образцов обусловлено, вероятнее всего, указанным разупрочняющим воздействием вакансионных дефектов, формирующихся в результате ионной имплантации и последующего быстрого термического отжига.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Технология СБИС. В 2-х кн. Кн.1 / под ред. С.Зи. – М.: Мир, 1986. – С.292-353.
2. Соколов В.И. Некоторые характеристики пористого кремния (отражение, рассеяние, показатель преломления, микротвердость) / В.И.Соколов, А.И.Шелых // Письма в ЖТФ. – 2008. – Т.34, № 5. – С.34-39.

## РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННАЯ ДИФФУЗИЯ АТОМОВ ФОСФОРА В КРЕМНИИ

О. И. Величко

---

*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,  
velichkomail@gmail.com*

### ВВЕДЕНИЕ

Важнейшей тенденцией современной электроники является уменьшение размеров полупроводниковых приборов. Вторая тенденция — это использование разнообразных многослойных структур. Так, большое внимание уделяется разработке структур со слоями  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  и технологии кремний на изоляторе (SOI). Реализация этих тенденций означает, что границы раздела оказывают все более существенное влияние на дефектно-примесную систему. Так, границы раздела представляют собой плоский двумерный дефект и могут действовать как источник или сток точечных дефектов. Соответственно распределения точечных дефектов около интерфейса в общем случае неоднородны. Неоднородные распределения точечных дефектов формируются также ионной имплантацией, которая широко используется для производства современных приборов электроники. Если концентрация точечных дефектов, генерируемых в результате ионной имплантации или бомбардировки ионами газоразрядной плазмы, существенно превышает термически равновесную концентрацию, имеет место радиационно-стимулированная (РСД) диффузия атомов примеси. Проведенный анализ позволяет сформулировать цель данного исследования. Эта цель заключается в описании особенностей процессов связанной диффузии примесных атомов и точечных дефектов в условиях неоднородности распределений компонентов дефектно-примесной системы.

### ОПИСАНИЕ РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОЙ ДИФФУЗИИ

Уравнение диффузии примеси посредством формирования, миграции, и диссоциации пар “атом примеси — вакансия” и “атом примеси — собственный межузельный атом” было получено в работе [1]. В случае низкой концентрации примеси  $C \leq n_i$  и диффузии посредством дефектов одного вида это уравнение может быть представлено в следующем виде:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_i \frac{\partial^2 (C^D C)}{\partial x^2} \quad \text{или} \quad \frac{\partial C}{\partial t} = D_i \frac{\partial}{\partial x} \left( C^D \frac{\partial C}{\partial x} \right) + D_i \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{\partial C^D}{\partial x} C \right), \quad (1)$$