

МОДИФИКАЦИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИМПЛАНТИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

В.С. Просолович¹⁾, Д.И. Бринкевич¹⁾, Ю.Н. Янковский¹⁾, С.А. Вабищевич²⁾, Н.В. Вабищевич²⁾

¹⁾Белорусский государственный университет,

пр. Независимости, 4, Минск, 220030, Беларусь, e-mail: prosolovich@bsu.by

²⁾УО «Полоцкий государственный университет»,

ул. Блохина, 29, Новополоцк-214400, Беларусь; e-mail: vabser@tut.by

Исследовано изменение прочностных характеристик пластин кремния, имплантированных ионами бора и фосфора с проецированным пробегом 1 мкм. Аморфизация имплантированной области кремния ($\Phi \geq 3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ для ионов P^+) приводит к снижению микротвердости вблизи поверхности. Показано, что быстрый термический отжиг приводит к резкому снижению микротвердости в приповерхностной области монокристалла. Полученные экспериментальные результаты объяснены с учетом генерации вакансий в процессе быстрого термического отжига.

Введение

Использование высокоэнергетичной 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 область с низкой концентрацией 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 [1].

Моделирование процесса изготовления КМОП показало, что для обеспечения приемлемых характеристик МОП транзисторов необходима доза внедряемой примеси В в р-карман $\Phi = 1,0 \cdot 10^{13} - 1,0 \cdot 10^{14} \text{ ион/см}^2$ при энергии имплантации $E \sim 500 \text{ кэВ}$, для примеси Р в п-карман $\Phi = 5,0 \cdot 10^{13} - 5,0 \cdot 10^{14} \text{ ион/см}^2$ при энергии имплантации $E \sim 1000 \text{ кэВ}$ 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 $\sim 1 \text{ мкм}$, 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 необходимо для субмикронных МОП транзисторов [2].

Целью настоящей работы являлось исследование влияния радиационных дефектов, созданных имплантацией, на свойства приповерхностной (рабочей) области пластин монокристаллического кремния.

Методика эксперимента

Полированные пластины кремния марки КЭФ 4,5(100) и КДБ 12(100) толщиной $460 \pm 20 \text{ мкм}$ имплантировались ионами B^+ (энергия 500 кэВ) и P^+ ($E=1000 \text{ кэВ}$) дозами (Φ) от $5 \cdot 10^{12}$ до $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$

при комнатной температуре на ускорителе ионов DTL. Плотность ионного тока варьировалась в интервале от 0,3 до 2,5 мкА/см². Быстрый термический отжиг (БТО) осуществлялся галогеновыми лампами накаливания при температуре 1000°C длительноностью до 60 сек на установке AST-500.

Профили распределения примесей в имплантированных слоях определяли методом масс-спектрометрии вторичных ионов на установке IMS-4f "Сатеса". В качестве зондирующих использовались ионы кислорода O_2^+ с энергией 5.5 кэВ. Измерение поверхностного сопротивления производилось четырехзондовым методом.

Измерения микротвердости (Н) проводились на приборе ПМТ-3. Нагрузка (Р) на индентор варьировалась в пределах от 20 до 200 г. При каждом измерении на поверхность образца наносилось не менее 50 отпечатков и проводилась обработка результатов измерений с использованием методов математической статистики. Это обеспечивало погрешность измерений микротвердости менее 2,5 % (с доверительной вероятностью 0,95).

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Исследования профилей распределения бора и фосфора, а также слоевого удельного сопротивления показали, что они имеют максимум на глубинах $\sim 1 \text{ мкм}$. Концентрация внедренной примеси у поверхности пластины находится в пределах $1,0 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3} - 1,0 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

Наблюдалось приповерхностное упрочнение монокристаллов: микротвердость снижалась при увеличении нагрузки и выходила на стационарное значение при $P > 100 \text{ г}$. Увеличение дозы имплантации в пределах до $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ приводило к росту микротвердости приповерхностного слоя, т.е. к увеличению эффекта приповерхностного упрочнения. При нагрузке 200 г, что соответствует глубине проникновения индентора $\sim 3 \text{ мкм}$, существенных изменений величины Н после имплантации не происходило. Такое поведение характерно как для имплантации B^+ , так и для P^+ .

При дозах имплантации свыше $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ поведение образцов, имплантированных ионами P^+ и B^+ , существенно различается. В образцах, имплантированных бором, эффект приповерхностного упрочнения продолжает возрастать, а при

имплантации фосфора дозой $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ он резко снижается и при $\Phi_P = 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ практически исчезает (рис.1). Отметим, что при имплантации ионов P^+ наблюдается аморфизация имплантированного слоя, причем пороговой дозой сплошной аморфизации для имплантации при температуре близкой к комнатной является $(1-5) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. 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 исследовавшихся образцах, можно предположить, что наблюдавшееся экспериментально снижение величины микротвердости H при нагрузке 20 г в образцах, имплантированных дозами Φ_P свыше $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$, 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 [3]. При имплантации бора аморфизация не имела места, поэтому при увеличении дозы ионов B^+ эффект упрочнения приповерхностного слоя монокристалла не исчезал.

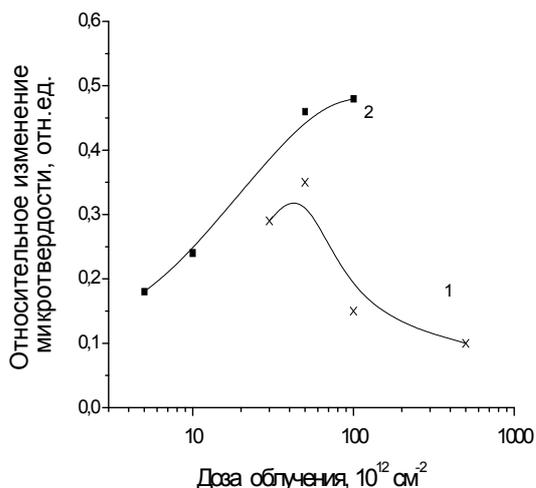


Рис. 1. Дозовая зависимость эффекта приповерхностного упрочнения (разница между значениями микротвердости при нагрузках 200 и 50 г) пластин КДБ 12, имплантированных ионами P^+ (1) и пластин КЭФ 4,5, имплантированных ионами бора (2)

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 (рис.2). 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 р-кармане.

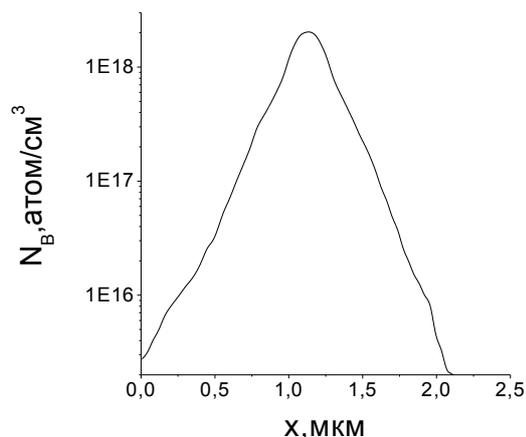


Рис. 2. Профиль распределения примеси бора внедренной с энергией 500 кэВ дозой $1,0 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ после быстрого термического отжига при 1000°C 60 сек

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 (рис.3) установлено, что

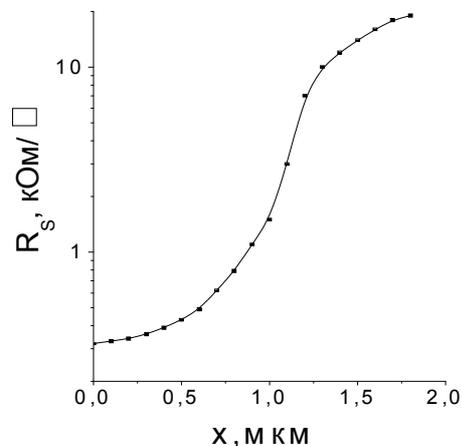


Рис. 3. Изменение слоевого сопротивления в процессе последовательного удаления слоев образцов кремния, имплантированных ионами бора с энергией 500 кэВ, дозой $5,0 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ и последующего быстрого термического отжига при 1000°C 60 сек

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°C приводит к увеличению количества структурных дефектов, обусловлен-

ных 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 микротвердость 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^+ . Какой-либо зависимости от дозы имплантации для подвергавшихся БТО образцов не наблюдалось.

При БТО имплантированных ионами P^+ образцов наблюдалась несколько иная картина. При увеличении дозы имплантации отжиг протекает менее интенсивно. В аморфизированных имплантацией образцах (дозы $\Phi_P > 1 \cdot 10^{14}$ см⁻²) микротвердость после БТО не снижается ниже $H = 9$ ГПа даже после отжига длительностью 60 секунд.

В описанных выше экспериментах проектируемый пробег ионов R_P составлял ~ 1 мкм, что сопоставимо с глубиной внедрения индентора при минимальной нагрузке 20 г. Т.е. в этом случае в процессе индентирования тестируется нарушенный ионной имплантацией слой и упрочнение приповерхностного слоя монокристалла обусловлено радиационными дефектами, созданными при имплантации. При увеличении нагрузки до 200 г индентор проникает на глубину до 3 мкм за пределы слоя с радиационными дефектами, поэтому микротвердость снижается до значений, характерных для исходного необлученного кремния.

При быстром термическом отжиге происходит отжиг радиационных дефектов, что приводит к подавлению эффекта радиационного упрочнения и снижению микротвердости приповерхностного слоя. Кроме того, свой вклад дает и другой механизм снижения H . Так известно [4,5], что в процессе БТО по всему объему монокристалла кремния имеет место генерация вакансий. В работе [6] отмечалось, что вакансионные дефекты могут приводить к разупрочнению кремния. Это легко объяснимо, если учесть, что сжатие (индентирование) бездислокационных полупроводников

сопровождается генерацией избыточных собственных междоузельных атомов [7]. 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.

Аморфизация нарушенного ионной имплантацией слоя приводит к разупрочнению материала в области пробега ионов и к росту концентрации вакансионных дефектов за слоем внедрения ионов. Действие этих двух механизмов должно приводить к существенному снижению значений H при малых нагрузках.

Заключение

На основании полученных экспериментальных результатов можно сделать следующие выводы:

Аморфизация имплантированной области кремния ($\Phi \geq 3 \cdot 10^{14}$ см⁻² для ионов P^+) приводит к снижению микротвердости вблизи поверхности.

Быстрый термический отжиг способствует разупрочнению приповерхностной области монокристалла кремния на глубине до 1 мкм. Полученные экспериментальные результаты объяснены с учетом генерации вакансий в процессе быстрого термического отжига.

Список литературы

1. Технология СБИС. В 2-х кн. Кн. 1 / под ред. С. Зи. – М.: Мир, 1986. – С. 292-353.
2. Бринкевич Д.И., Просолович В.С., Янковский О.Н., Янковский Ю.Н. // Материалы и структуры современной электроники: Сб. науч. трудов III Международной научной конференции. – Мн.: БГУ, 2008. – С. 65-68.
3. Соколов В.И., Шелых А.И. // Письма в ЖТФ. – 2008. – Т.34, № 5. – С. 34-39.
4. Falster R.J., Binns M.J., Korb H.W. US patent 6686620, primary class 438/473, publication 3.02.2004.
5. Voronkov V.V., Falster R. // Materials science in semiconductor processing. – 2003. – Vol. 5 – P. 387-390
6. Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Сучкова Н.Ю. // Физика твердого тела. – 2006. – Т. 48, № 2. – С. 262-265.
7. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // Физика твердого тела. – 2000. – Т. 42, № 10. – С. 1818-1820.

THE MODIFICATION OF SURFACE LAYERS OF IMPLANTED SILICON SINGLE CRYSTALS

V.S. Prosolovich¹), D.I. Brinkevich¹), Yu.N. Yankovski¹), S.A. Vabishchevch²), N.V. Vabishchevch²)

¹Belarusian State University, Nezavisimosty ave., 4, 220030, Minsk, Belarus

tel: 017-2095051, e-mail: prosolovich@bsu.by

²Polotski State University, Blohina str.29, 211440 Novopolotsk, Belarus, e-mail: vabser@tut.by

The change of strength characteristics of the silicon plates implanted by boron and phosphorus ions with projected ranges about 1 μ m was investigated. The amorphisation of implanted silicon (at $F \geq 3 \cdot 10^{14}$ см⁻² for P^+ ions) leads to decrease of microhardness at single crystal surface. It is shown, that fast thermal treatment leads to sharp decrease of microhardness at single crystal surface. The received experimental results are explained in view of generation of vacancies during fast thermal treatment.