

УДК 621.315.592:546.28

Д. И. БРИНКЕВИЧ¹, С. А. ВАБИЩЕВИЧ², В. С. ПРОСОЛОВИЧ¹, Ю. Н. ЯНКОВСКИЙ¹

**МОДИФИКАЦИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МОНОКРИСТАЛЛОВ
КРЕМНИЯ, ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ
ИОНАМИ ФОСФОРА И БОРА**

¹Белорусский государственный университет

²Полоцкий государственный университет

(Поступила в редакцию 02.12.2014)

Введение. Формирование комплиментарной металл-диэлектрик-полупроводник (КМОП) структуры предполагает образование паразитного тиристора в объеме кремния, т. е. формирование тиристорной *n-p-n-p*-структуры за счет создания областей *n*- и *p*-типа проводимости (карманов) в полупроводниковой слаболегированной подложке. Тиристор при воздействии помехи (когда носители тока протекают сквозь все три *p-n*-перехода) может оказаться во включенном устойчивом состоянии, т. е. состоянии с очень маленьким сопротивлением, когда большой ток протекает между шинами «земля» и «питание». В таком случае говорят, что наблюдается эффект «защелкивания», и схема под воздействием большого тока нагревается.

Использование высокоэнергетичной ($E = 0,5\text{--}1$ МэВ) ионной имплантации для легирования кремния при изготовлении КМОП-структур позволяет создавать ретроградный профиль распределения примесей в «карманах» транзисторов. Максимум концентрации введенных имплантацией донорных и акцепторных примесей располагается ниже формируемого приповерхностного канала МОП-транзистора. В этом случае на поверхности пластины возможно сформировать пониженную концентрацию носителей заряда, необходимую для низких значений порогового напряжения транзистора, а в объеме – высокую, что уменьшит сопротивление самого «кармана» и снизит коэффициент усиления паразитного биполярного транзистора. В конечном итоге создание «карманов» с подобным распределением примесей позволит создавать КМОП-структуры, в которых ослаблен или подавлен эффект «защелки» [1].

Поскольку канал транзистора расположен в приповерхностной области, то целью настоящей работы являлось исследование влияния радиационных дефектов, созданных имплантацией, на свойства рабочей области пластин монокристаллического кремния.

Методика эксперимента. Пластины кремния КЭФ4,5(100), КДБ12(100) и КДБ10(111) имплантировались ионами V^+ ($E = 500$ кэВ и дозами (Φ) от $5 \cdot 10^{12}$ до $5 \cdot 10^{14}$ см⁻²) и P^+ ($E = 1000$ кэВ и Φ от $5 \cdot 10^{13}$ до $5 \cdot 10^{14}$ см⁻²) при комнатной температуре на ускорителе ионов ДТЛ. 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 °С длительностью до 60 с на установке AST-500.

Профили распределения примесей в имплантированных слоях определяли методом масс-спектрометрии вторичных ионов (ВИМС) на установке IMS-4f «Самеса». Измерение поверхностного сопротивления производилось четырехзондовым методом. Для изучения распределения электрической активации внедренной примеси по глубине пластины применялась методика последовательного стравливания тонких слоев. Измерения микротвердости (H) проводились на приборе ПМТ-3. Нагрузка (P) на индентор варьировалась в пределах от 20 до 200 г. При каждом измерении на поверхность образца наносилось не менее 50 отпечатков, и проводилась обработка результа-

тов измерений с использованием методов математической статистики, что обеспечивало погрешность измерений микротвердости менее 2,5 % (с доверительной вероятностью 0,95). Значения коэффициента вязкости разрушения K_{IC} и эффективной энергии разрушения γ рассчитывались по средней длине радиальных трещин в углах отпечатков согласно [2]. Погрешность измерений не превышала 8 %.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Исследованием ВИМС было установлено, что профили распределения имплантированных примесей бора и фосфора имеют максимум на глубинах ~ 1 мкм. Концентрация примеси у поверхности пластины в зависимости от дозы находится в пределах $1 \cdot 10^{16} - 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, что необходимо для создания субмикронных МОП-транзисторов.

При увеличении дозы имплантации в пределах до $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ наблюдался рост микротвердости приповерхностного слоя, т. е. имел место эффект приповерхностного упрочнения. Однако при нагрузке 200 г, что соответствует глубине проникновения индентора ~ 3 мкм, существенных изменений величины H , обусловленных радиационными дефектами, после имплантации не фиксировалось. Такая зависимость микротвердости характерна как для имплантации бора, так и для фосфора.

При дозах имплантации свыше $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ выявлены существенные различия микротвердости в образцах, имплантированных ионами P^+ и B^+ . При имплантации 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). Принимая во внимание то, что глубина проникновения индентора при минимальной нагрузке 20 г составляла 0,8–0,9 мкм (а это соответствует максимуму нарушений при имплантации ионов фосфора), можно предположить, что наблюдавшееся экспериментально снижение величины 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 [1]. Следует отметить, что микротвердость аморфных областей всегда ниже микротвердости монокристалла. Так, микротвердость пористого кремния почти на порядок ниже по сравнению с монокристаллом Si [3]. При имплантации бора аморфизация вплоть до доз $\sim 1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ отсутствует [1], поэтому даже при увеличении дозы ионов B^+ эффект упрочнения приповерхностного слоя монокристалла не исчезал.

Методом ВИМС (рис. 2) установлено, что после проведения постимплантационного БТО распределение имплантированных бора и фосфора не претерпевает существенных изменений, т. е. максимумы концентрации примесей расположены на глубине около 1 мкм и сохраняется ретроградный

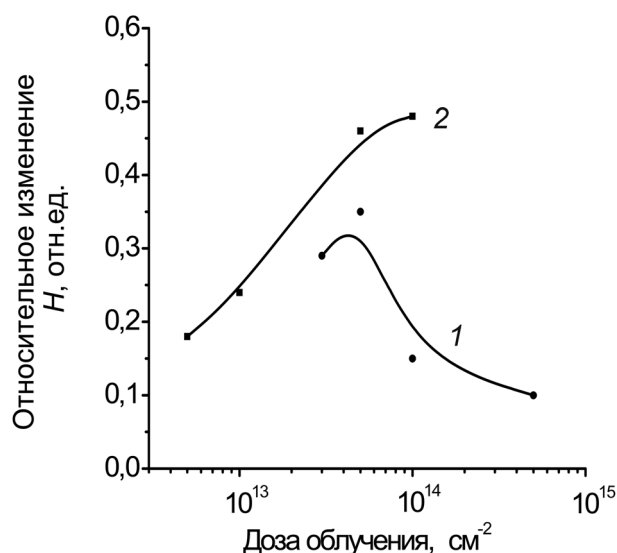


Рис. 1. Дозовая зависимость эффекта приповерхностного упрочнения (разница между значениями микротвердости при нагрузках 200 и 50 г) пластин КДБ12, имплантированных ионами фосфора (1) и пластин КЭФ4,5, имплантированных ионами бора (2)

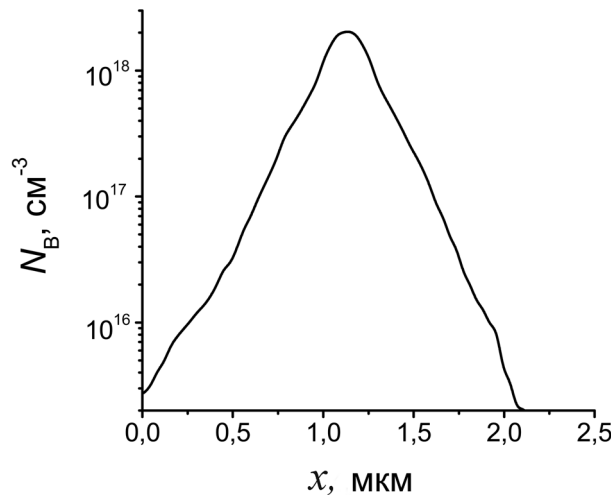


Рис. 2. Профиль распределения примеси бора, имплантированного с $E = 500$ кэВ, $\Phi = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ после БТО при 1000°C 60 с

характер профилей распределения. Данное обстоятельство является весьма существенным, поскольку если бы термообработка после ионного внедрения изменяла профили распределения примесей, то это приводило бы к невозможности подавления эффекта «защелки».

Стационарные значения слоевого сопротивления, коррелирующие с величиной дозы внедрения, устанавливаются после БТО длительностью 60 с. Измерения поверхностного сопротивления в процессе последовательного удаления слоев кремния (рис. 3) показывают, что резкое увеличение величины сопротивления соответствует максимуму распределения примеси в кармане. Таким образом, БТО при $T = 1000^\circ \text{C}$ длительностью 60 с является вполне достаточным для полной активации примеси и отжига радиационных дефектов. Следует отметить, что повышение температуры БТО свыше 1000°C приводит к увеличению количества структурных дефектов, генерирующихся при остывании образцов кремния после высокотемпературного нагрева.

После БТО в образцах, имплантированных ионами B^+ , наблюдалось резкое снижение микротвердости в приповерхностной области пластины на глубинах до 1 мкм, что соответствовало нагрузкам 20–40 г. При увеличении нагрузки микротвердость резко возрастала и при $P = 100$ г и выше достигала значений, характерных для исходных неимплантированных пластин. Дозовой зависимости для пластин, имплантированных ионами бора и подвергавшихся БТО, не наблюдалось. Для образцов, имплантированных ионами P^+ , после БТО складывалась несколько иная кар-

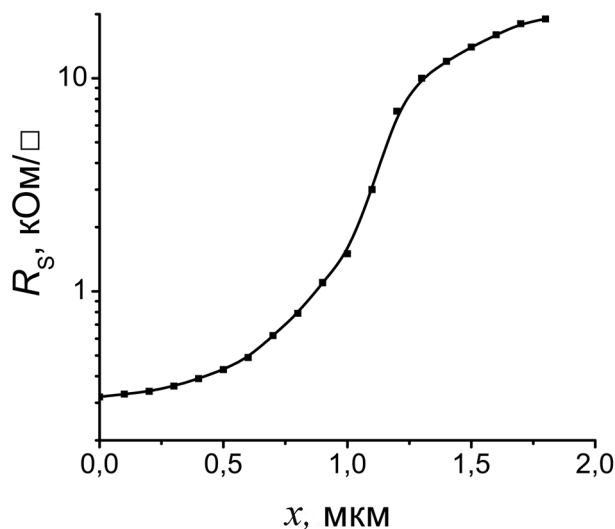


Рис. 3. Изменение слоевого сопротивления в процессе последовательного удаления слоев кремния в образцах, имплантированных ионами бора ($E = 500$ кэВ, $\Phi = 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$) и последующего БТО при 1000°C 60 с

тина. При увеличении дозы имплантации отжиг протекал менее интенсивно. В аморфизированных имплантацией образцах ($\Phi_p > 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$) микротвердость после БТО не снижалась ниже $H = 9 \text{ ГПа}$ даже после проведения БТО длительностью 60 с.

Микрохрупкость имплантированных и отожженных образцов была несколько ниже, чем исходных пластин кремния. Так, даже при максимальной нагрузке 200 г не наблюдалось разрушения отпечатков, в то время как в исходном неимплантированном кремнии при этой же нагрузке их разрушалось около 10 %.

Имплантация ионов бора приводила также к снижению трещиностойкости кремния. Трещины в углах отпечатков появлялись только при нагрузке 50 г и выше. Значения коэффициента вязкости разрушения K_{IC} и эффективной энергии разрушения γ при увеличении нагрузки снижаются, т. е. трещиностойкость материала падает (табл. 1, 2). С увеличением дозы ионов бора Φ_B фиксировалось монотонное снижение значений данных параметров. Быстрый термический отжиг длительностью 60 с приводил к увеличению трещиностойкости при малых нагрузках. Значения K_{IC} и γ во всех исследованных образцах независимо от дозы имплантации восстанавливались до величин, характерных для пластин исходного (неимплантированного) кремния (см. табл. 1).

Таблица 1. Параметры трещиностойкости кремния марки КЭФ4,5(100), имплантированного B^+ ($E_B = 500 \text{ кэВ}$) и подвергнутого БТО

$\Phi_B, \text{ см}^{-2}$	Длительность БТО, с	$K_{IC} \cdot 10^6, \text{ Па} \cdot \text{м}^{1/2}$ при нагрузке, г				$\gamma, \text{ Па} \cdot \text{м}$ при нагрузке, г			
		50	100	150	200	50	100	150	200
$5 \cdot 10^{12}$	–	2,24	1,61	1,34	1,28	16,7	8,6	5,9	5,4
	60	2,74	1,64	1,34	1,29	25,0	9,1	5,9	5,5
$5 \cdot 10^{13}$	–	1,65	1,36	1,31	1,29	9,1	6,1	5,7	5,5
	60	2,66	1,68	1,35	1,31	23,6	9,35	6,0	5,7

Таблица 2. Параметры трещиностойкости кремния КДБ12 (100), имплантированного P^+ ($E_P = 1000 \text{ кэВ}$) и подвергнутого БТО

$\Phi_B, \text{ см}^{-2}$	Длительность БТО, с	$K_{IC} \cdot 10^6, \text{ Па} \cdot \text{м}^{1/2}$ при нагрузке, г				$\gamma, \text{ Па} \cdot \text{м}$ при нагрузке, г			
		50	100	150	200	50	100	150	200
$5 \cdot 10^{13}$	–	1,47	1,40	1,40	1,38	7,2	6,7	6,5	6,3
	15	1,83	1,54	1,35	1,30	11,1	7,12	6,05	5,7
	60	3,00	1,52	1,40	1,38	29,9	7,7	6,5	6,34
$1 \cdot 10^{14}$	–	2,05	1,50	1,50	1,50	14,0	7,5	7,5	7,5
	15	1,90	1,54	1,40	1,33	11,9	7,9	6,6	5,9
	60	1,91	1,64	1,53	1,51	12,1	9,0	7,7	7,6
$5 \cdot 10^{14}$	–	2,00	1,41	1,40	1,40	12,6	6,6	6,5	6,5
	15	1,92	1,66	1,51	1,48	12,4	9,2	7,6	7,0
	60	2,22	1,47	1,47	1,43	16,4	7,2	7,1	6,8

При имплантации ионов P^+ дозой Φ_p до $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ также наблюдалось снижение трещиностойкости при малых нагрузках, а после БТО – восстановление величин K_{IC} и γ до их значений в исходных пластинах. При увеличении дозы имплантации Φ_p до $1 \cdot 10^{14} - 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ значения коэффициента вязкости разрушения при нагрузке 50 г возрастали до $\sim 2,0 - 2,2 \text{ Па} \cdot \text{м}^{1/2}$, при этом последующий БТО существенного влияния на величину K_{IC} не оказывал. Изменения коэффициента вязкости разрушения после БТО составляли 10–15 % и были близки к погрешности измерений (табл. 2). Аналогичная зависимость наблюдалась и для эффективной энергии разрушения γ .

Поскольку при имплантации ионов фосфора с $E = 1000 \text{ кэВ}$ R_p составляет $\sim 1,1 \text{ мкм}$, что сопоставимо с глубиной внедрения индентора при минимальной нагрузке 20 г, то в процессе измерения микротвердости индентор проходит нарушенный ионной имплантацией слой. Следовательно, упрочнение приповерхностного слоя пластины обусловлено радиационными дефектами, созданными при имплантации. Наличие полей упругих напряжений на границе раздела нарушенный

имплантацией слой – бездефектная подложка обуславливает снижение трещиностойкости при малых нагрузках в имплантированных образцах. Эту границу индентор достигает при нагрузке 50–70 г. Образование сильнонарушенного (аморфизованного) ионной имплантацией слоя приводит к снижению напряжений на этой границе раздела, что проявляется как увеличение трещиностойкости при нагрузке 50 г в образцах, имплантированных ионами P⁺ дозой свыше 1·10¹⁴ см⁻² (см. табл. 2). Увеличение трещиностойкости кремния после БТО обусловлено увеличением пластичности материала и хорошо коррелирует с поведением микротвердости.

При БТО происходит отжиг радиационных дефектов, что приводит к подавлению эффекта радиационного упрочнения и снижению микротвердости приповерхностного слоя. Следует отметить, что свой вклад вносит и другой механизм снижения H . Известно [4, 5], что в процессе БТО по всему объему монокристалла кремния происходит генерация вакансий, которые могут приводить к разупрочнению кремния [6]. Понижение микротвердости в данном случае связано с процессами сжатия (индентирования) бездислокационных полупроводников и сопровождается генерацией избыточных собственных междоузельных атомов [7]. Резкое снижение (ниже значений, характерных для исходного кремния) микротвердости в приповерхностной области имплантированных образцов после проведения БТО обусловлено, вероятнее всего, указанным разупрочняющим воздействием вакансионных дефектов, формирующихся в результате ионной имплантации и последующего быстрого термического отжига.

Закключение. На основании полученных экспериментальных результатов можно сделать следующие выводы.

Обнаружено приповерхностное упрочнение монокристаллов при имплантации ионами бора и фосфора с проецированным пробегом в кремнии ~ 1,1 мкм. Образование сильнонарушенного ионной имплантацией слоя приводит к разупрочнению материала в области пробега ионов и росту концентрации вакансионных дефектов за слоем внедрения ионов. Действие этих двух механизмов способствует существенному снижению значений H при малых нагрузках. Быстрый термический отжиг ведет к разупрочнению приповерхностной области монокристалла кремния на глубине до 1 мкм и увеличению трещиностойкости (росту K_{1C} и γ) при малых нагрузках вследствие генерации вакансий в процессе БТО.

Литература

1. Технология СБИС: в 2 кн. М., 1986. Кн. 1. С. 335–353.
2. Колесников Ю. В., Морозов Е. М. Механика контактного разрушения. М., 1989.
3. Соколов В. И., Шельх 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 03.02.2004.
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.

D. I. BRINKEVICH, S. A. VABISHCHEVICH, V. S. PROSOLOVICH, Y. N. YANKOVSKI

MODIFICATION OF THE SURFACE LAYERS OF SILICON SINGLE CRYSTALS IMPLANTED WITH HIGH ENERGY PHOSPHORUS AND BORON IONS

Summary

Properties of the surface layers of monocrystalline silicon wafers implanted with boron and phosphorus to form a heavily doped "pockets" of CMOS structures was investigated by mass spectrometry of secondary ions, measuring the surface resistivity and microhardness. Near-surface hardening of silicon wafers during implantation was founded. Amorphization of the implanted region of silicon reduces the microhardness of the surface layer. Rapid thermal annealing leads to a softening of the surface layer of the silicon single crystal to a depth of 1 μm and an increase in fracture toughness (K_{1C} and γ) at low loads. The experimental results are discussed in terms of the generation of vacancies in the process of rapid thermal annealing.