

СВОЙСТВА n -СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ВНЕДРЕНИЕМ ИОНОВ P^+ В КРЕМНИЙ

Кацурин Г. А., Тыщенко И. Е., Мажирин А. П., Федина Л. И.

Ионы P^+ с энергией 100 кэВ внедрялись в p -Si дозами $3 \cdot 10^{13} \div 10^{16}$ см $^{-2}$ при плотности ионного тока ~ 1 мкА/см 2 и температурах подложки $T_i = 600 \div 1100$ °С. С помощью холловских измерений, просвечивающей электронной микроскопии и измерений прямых токов через p - n -переходы изучены свойства формирующихся n -слоев в сравнении с данными по имплантации с последующим отжигом при равных температурах. Для обоих видов нагрева наклон кривых электрической активации фосфора стремится вблизи 900 °С к величинам, характерным для диффузионных процессов ($\sim 4 \div 5$ эВ). При более низких температурах различия в активации обусловлены подавлением при «горячем» внедрении низкотемпературных форм накопления дефектов. Высокотемпературная имплантация приводит к значительной (до ~ 2 мкм) радиационно-ускоренной диффузии (РУД) фосфора. При всех $T_i > 600$ °С проникающий вглубь за счет РУД фосфор полностью электрически активен. Ускорение обусловлено генерацией избыточных подвижных точечных дефектов, квазиравновесная концентрация которых, по данным РУД и по скорости роста междоузельных дислокационных петель, близка к $\sim 10^{13}$ см $^{-3}$. Рост T_i препятствует накоплению дефектов, поэтому горячая имплантация дает структурно более совершенные n -слои, чем соответствующий постимплантационный отжиг. В области p - n -переходов дополнительных центров рекомбинации, связанных с высокотемпературным внедрением, не обнаружено.

Введение. Ионную имплантацию приходится обычно применять в сочетании с термообработкой, необходимой для отжига структурных нарушений, электрической активации внедренной примеси и вывода активной области приборов (например, p - n -перехода) из зоны остаточных нарушений за счет диффузии. Ситуация, когда высокотемпературный отжиг следует за ионной имплантацией, изучена достаточно подробно. Работ же, посвященных ионному внедрению непосредственно в нагретую кремниевую мишень, пока мало [1-3], а данные по легированию ионами V группы при температурах мишени $T_i \geq 800$ °С практически отсутствуют. Вместе с тем процессы, протекающие при высокотемпературном облучении, интересны как с научной, так и с прикладной стороны [4, 5].

В данной работе изучено поведение примеси и дефектов при высокотемпературной имплантации в кремний ионов фосфора, причем результаты рассмотрены в сравнении с данными по обычному легированию с постимплантационным отжигом при равных нагревах.

М е т о д и к а

Пластины p -Si ($\rho = 7.5$ Ом·см) ориентации (100) облучались дозами $3 \cdot 10^{13} \div 10^{16}$ см $^{-2}$ ионов P^+ с энергией 100 кэВ при температурах $T_i = 500 - 1100$ °С и плотности ионного тока ~ 1 мкА/см 2 . Об электрических параметрах легированных слоев судили по данным холловских измерений в сочетании с послойным травлением и по прямым ветвям вольт-амперных характеристик образующихся p - n -переходов. Структура n -слоев контролировалась с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Р е з у л ь т а т ы

На рис. 1 данные по степени электрической активации фосфора в зависимости от температуры сопоставлены с опубликованными результатами по активации имплантированного фосфора дополнительным отжигом. Для сравнения

взяты случаи, когда отжиг подвергались не аморфизированные бомбардировкой слои, т. е. были использованы либо низкие дозы при $T_i = 20^\circ\text{C}$ [6], либо большая доза при $T_i = 500^\circ\text{C}$ [7]. Во всех случаях степень электрической активации примеси растет по крайней мере до 900°C , причем наклон кривых отжига с увеличением температуры возрастает. На рисунке показана также прямая

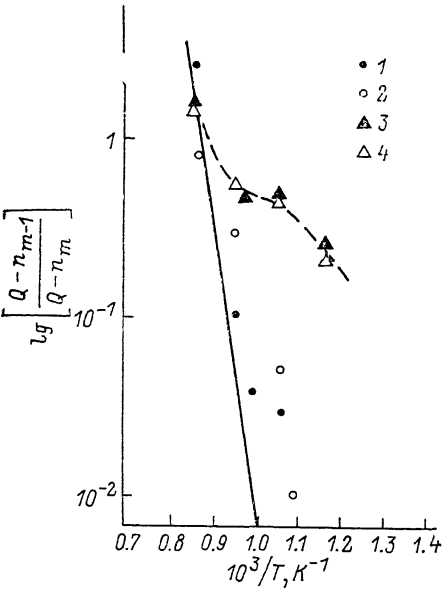


Рис. 1. Электрическая активация имплантированного фосфора в зависимости от температуры.

1 — облучение при температуре T_i ; 2—4 — отжиг при температуре T_i [6, 7]. T_i , $^\circ\text{C}$: 2 — 500, 3, 4 — 20. Доза Q , см^{-2} : 1 — $3 \cdot 10^{15}$, 2 — 10^{16} , 3 — $2.8 \cdot 10^{15}$, 4 — $1.7 \cdot 10^{14}$. n_{m-1} и n_m — слоевые концентрации носителей до и после m -го температурного шага.

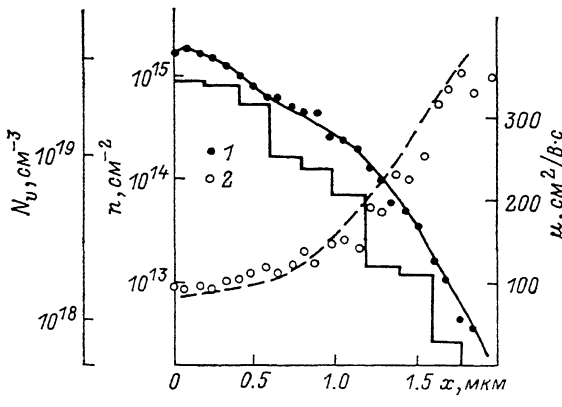


Рис. 2. Распределение по глубине концентрации и подвижности свободных электронов после внедрения 10^{16} см^{-2} ионов фосфора при $T_i = 900^\circ\text{C}$.

1 — слоевая концентрация электронов n , 2 — слоевая подвижность μ , гистограмма — объемная концентрация электронов N_0 , штриховая кривая — расчетные значения подвижности для N_0 -центров рассеяния.

с наклоном 4 эВ, что соответствует характерным энергиям активации диффузионных процессов в кремнии. Если после низкотемпературного внедрения замечен существенный отжиг в диапазоне $500\text{--}800^\circ\text{C}$, то после $T_i \geq 500^\circ\text{C}$ температуры ниже 800°C мало эффективны для активации фосфора. Однако уже к 900°C степень активности примеси не зависит от того, проводился ли нагрев после или во время облучения.

Профили легирования после высокотемпературного внедрения P^+ существенно отличаются от полученных обычным образом. Как видно из рис. 2, толщина n -слоя может достигать $\sim 2 \text{ мкм}$ при среднем пробеге ионов $R_p = 0.125 \text{ мкм}$. Это является следствием радиационно-ускоренной диффузии (РУД) [4, 5]. Отме-

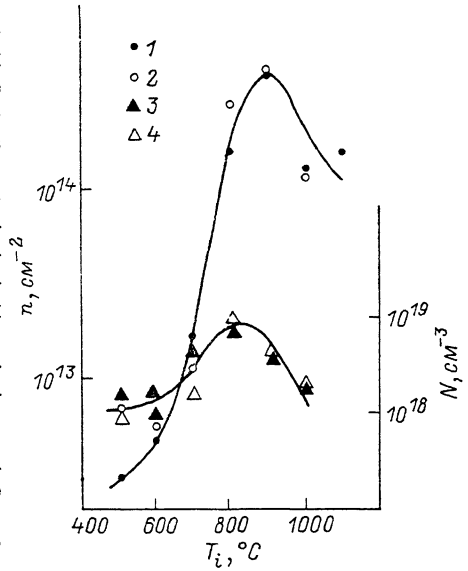


Рис. 3. Концентрация электронов n (1, 2) и рассеивающих центров N (3, 4) в функции T_i после удаления верхних 0.5 мкм .

1, 3 — после облучения, 2, 4 — после дополнительного отжига 1000°C , 10 мин.

тим, что при $T_i = 900^\circ\text{C}$ предельный уровень легирования составляет $\sim 2 \times 10^{19} \text{ см}^{-3}$, хотя для данной температуры растворимость фосфора в кремнии достигает $\sim 6 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$. По всей глубине n -слоя измеряемая подвижность электронов соответствует ее расчетным значениям для получающихся объемных концентраций мелких доноров.

Как известно, РУД примесных атомов обеспечивается за счет генерации ионным пучком избыточных точечных дефектов, способных проникать глубже 1 мкм. Следовательно, необходимо проверить наличие структурных нарушений и неактивной примеси в глубине n -слоев, тем более что качество именно этих областей определяет свойства p - n -переходов.

Наличие в глубинной части n -слоев электрически не активных атомов фосфора и рассеивающих несовершенств проверялось путем дополнительного (1000°C в течение 10 мин) отжига после удаления верхних 0.5 мкм с образцов, облучавшихся при $T_i = 500$ — 1000°C дозой около $3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$. В пределах точ-

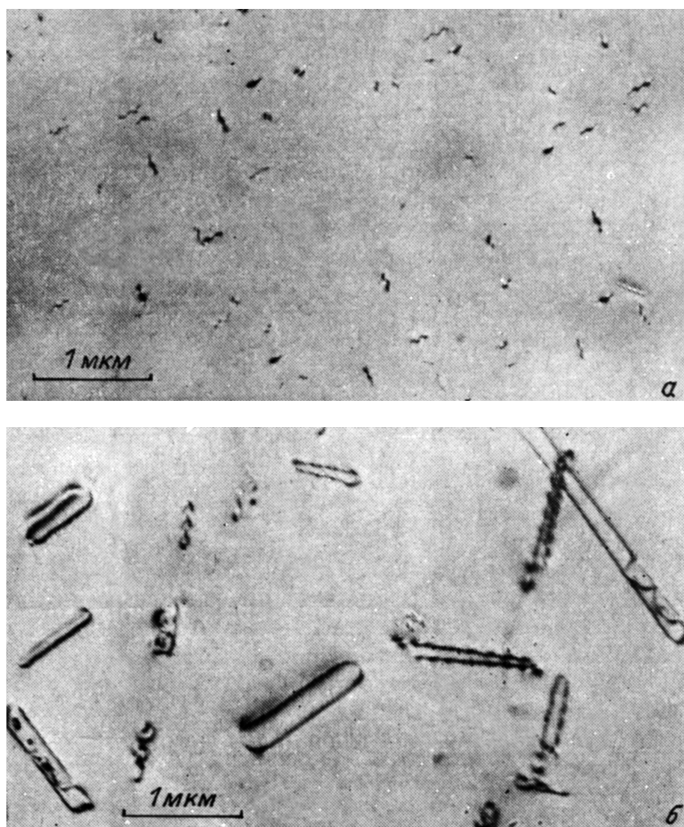


Рис. 4. Электронная микроскопия n -слоев, имплантированных фосфором ($3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) после удаления верхних 0.5 мкм.

$T_i, ^\circ\text{C}$ — 700 (а) и 800 (б).

ности эксперимента для $T_i \geq 600^\circ\text{C}$ отжиг не приводил к дополнительной активации примеси, а эффективная концентрация рассеивающих электроны центров до и после отжига соответствовала концентрации доноров (рис. 3). Последняя рассчитывалась по данным послойных холловских измерений. Таким образом, рост электрически активной части фосфора с увеличением T_i до 900°C (рис. 1) происходит за счет приповерхностного слоя, а проникающие на большие глубины примесные атомы электрически активны без дополнительного отжига.

Исследование n -слоев методом ПЭМ показало, что уже при $T_i = 900^\circ\text{C}$ видимые нарушения структуры полностью отсутствуют до доз $\leq 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$. При $T_i < 900^\circ\text{C}$ основным наблюдаемым типом нарушений были дислокационные петли внедренного типа. Чем ниже была T_i , тем выше была концентрация петель и тем меньше их размеры, что соответствует данным [8]. Проникновение дефектов после дозы $3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ на глубину более 0.5 мкм для $T_i = 700$ и 800°C показано на рис. 4. На обоих рисунках видимые глубже 0.5 мкм петли внедрения содержат в себе $\sim 10^{14}$ — 10^{15} см^{-2} атомов, что составляет $\sim 10^{-5}$ — 10^{-4} часть

от произведенных смещений. В случае $T_i = 1000^\circ\text{C}$, по данным ПЭМ, слои были свободны от дефектов после всех исследованных доз внедрения (до 10^{16} см^{-2}).

Проникающие вглубь подвижные точечные дефекты, в принципе, могут формировать рекомбинационные центры, не видимые в электронный микроскоп, но способные повлиять на протекание токов через $p-n$ -переходы. Мы провели сравнение прямых ветвей вольт-амперных характеристик $p-n$ -переходов после высокотемпературной имплантации и переходов, образующихся в результате постимплантационных прогревов до тех же температур ($T_i = 20^\circ\text{C}$). Время отжига было взято 3 мин, чтобы уравнивать длительность термообработок в обоих случаях. Одинаковыми были доза ионов фосфора ($4 \cdot 10^{13}\text{ см}^{-2}$) и процедура изготовления диодов. В исследованном интервале температур свойства $p-n$ -переходов мало зависели от того, проводилась ли термообработка во время или после имплантации. Для обеих термообработок коэффициент идеальности β улучшался с ростом температуры от 600 до $800-900^\circ\text{C}$. Горячее облучение давало мень-

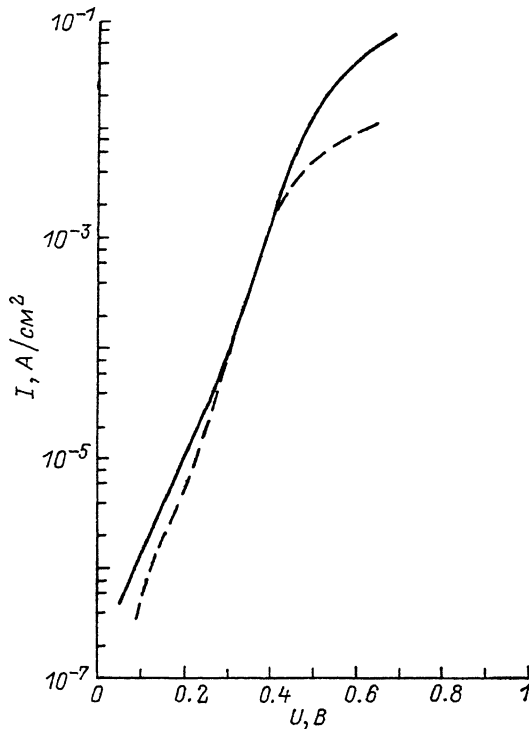


Рис. 5. Прямые ветви вольт-амперных характеристик имплантированных $p-n$ -переходов.

Штриховая кривая — внедрение P+ при $T_i = 900^\circ\text{C}$, сплошная — внедрение P+ при $T_i = 20^\circ\text{C}$ и отжиг при температуре 900°C .

шие значения β (рис. 5). В частности, величина $\beta = 1.2$ достигалась высокотемпературным внедрением уже при 800°C . Таким образом, в условиях нашего эксперимента высокотемпературная имплантация фосфора не вводила дополнительных центров рекомбинации сверх того, что дает обычная имплантация с последующим отжигом.

Обсуждение

В случае отжига неаморфизированного кремния восстановление структуры имплантированных слоев протекает в несколько стадий: аннигиляция близких френкелевских пар, слияние вакансий и междоузлий в кластеры, сокращение числа кластеров с укрупнением их размеров, трансформация неупорядоченных скоплений точечных дефектов в дислокационные петли и, наконец ($T > 850^\circ\text{C}$), сокращение размеров петель [9]. Из полученных результатов следует, что особенностью высокотемпературной имплантации является подавление низкотемпературных форм накопления радиационных нарушений, т. е. мелких кластеров и примесно-дефектных комплексов. В результате доминирующей формой нарушений становятся дислокационные петли. Поэтому в области умеренных температур ($< 800^\circ\text{C}$) постимплантационный нагрев выглядит предпочтительней, так как вследствие отжига низкотемпературных комплексов и кластеров происходит частичная активация примеси. Однако в области температур, реально используемых при термообработках, т. е. $> 900^\circ\text{C}$, такого преимущества у постимплантационного нагрева нет. В обоих случаях энергии электрической активации фосфора стремятся к величинам, характерным для диффузионных процессов в кремнии (рис. 1). Переход фосфора в активное положение может быть связан как с отжигом остаточных нарушений, так и с диффузией его в неповрежденные участки решетки. Энергия активации диффузии элементов III и

V групп составляет 3—4 эВ, а для самодиффузии, определяющей отжиг дислокационных петель, обычно указывают величины 4—5 эВ [10]. Для выявления относительной роли диффузии и самодиффузии в активационных процессах нужны более детальные исследования. Что касается предельного уровня легирования при высокотемпературном внедрении (рис. 2) и снижения концентрации свободных носителей в области высоких T_i (рис. 3), то они объясняются радиационно-ускоренной экзодиффузией фосфора [11].

Поскольку горячая имплантация подавляет накопление дефектов в процессе набора дозы, с ее помощью удается получать слои структурно более совершенные, чем при постимплантационном отжиге до тех же температур. Так, после внедрения 10^{15} см⁻² ионов P⁺ при $T_i=900$ °C и 10^{16} см⁻² при $T_i=1000$ °C ПЭМ не выявляет никаких нарушений структуры. Если же $5 \cdot 10^{15}$ см⁻² ионов P⁺ с той же энергией 100 кэВ внедрять при более низких T_i , а затем проводить часовой отжиг, то дислокационные петли видны вплоть до $T=1200$ °C [2]. Согласно [12], после внедрения больших доз ионов Si⁺ при $T_i=20$ °C и отжига 1000 °C в течение 30 мин сохраняется $5 \cdot 10^9$ см⁻² петель размерами более 100 нм. С другой стороны, высокотемпературная имплантация сопровождается диффузией части подвижных точечных дефектов за область максимума упругих потерь. Однако количество их невелико. По скорости роста петель нетрудно оценить квазиравновесную концентрацию избыточных подвижных междоузельных атомов [8]. Она оказывается порядка 10^{13} см⁻³ и соответствует концентрациям избыточных точечных дефектов, определяемым по ускорению диффузии примеси [4, 13]. Так как при высокотемпературном внедрении необходимости в дополнительной диффузионной разгонке отпадает, для создания $p-n$ -переходов можно использовать малые дозы, что ограничивает возможность формирования остаточных нарушений. Следует также отметить, что на свойства $p-n$ -переходов влияют не столько сами дислокации, сколько захват ими примесных атомов и наличие в зоне перехода междоузельных кластеров [14, 15]. Последние устойчивы только при температурах ниже 800 °C [15], а формируются и при $T_i=20$ °C за счет диффузии в глубь междоузлий, особенно при облучении легкими ионами [16]. Полученные нами данные свидетельствуют о том, что горячая имплантация позволяет получать n -слой с совершенной глубиной частью при полной электрической активации фосфора.

Авторы признательны А. Л. Минакову за проведение холловских измерений и А. Ю. Суртаеву за помощь при измерении параметров $p-n$ -переходов.

Список литературы

- [1] Crowder B. L., Fairfield J. M. // J. Electrochem. Soc. 1970. V. 117. N 3. P. 363—367
- [2] Tamura M. // Appl. Phys. Lett. 1973. V. 23. N 12. P. 651—653.
- [3] Tsushimoto T., Tokuyama T. // Rad. Eff. 1970. V. 6. N 1-2. P. 121—129.
- [4] Качурин Г. А., Тыщенко И. Е., Фельсков М. // ФТП. 1987. Т. 21. В. 7. С. 1193—1197.
- [5] Качурин Г. А., Ловягин Р. Н., Степина Н. П. // ФТП. 1981. Т. 15. В. 2. С. 290—295.
- [6] Miyao V., Yoshihiro N., Tokuyama N., Mitsuishi T. // J. Appl. Phys. 1979. V. 50. N 1. P. 223—230.
- [7] Риссел Х., Руге И. Ионная имплантация. М., 1983. 360 с.
- [8] Качурин Г. А., Федина Л. И., Тыщенко И. Е. // Поверхности. Физика, химия, механика. 1990. № 1. С. 72—80.
- [9] Seshan K., Washburn J. // Rad. Eff. 1987. V. 37. P. 147—153.
- [10] Fair R. B. Impurity doping processes in silicon. Amsterdam, 1981. 315 p.
- [11] Kachurin G. A., Tyschenko I. E., Mazhirin A. P., Wierer E. // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B. 1989. V. B43. N 4. P. 535—538.
- [12] Zaumseil P., Winter U., Cembali F., Servidori M., Sourek Z. // Phys. St. Sol. (a). 1987. V. 100. N 1. P. 95—104.
- [13] Kachurin G. A., Tyschenko I. E., Fedina L. I., Wieser E., Weise Ch. // Phys. St. Sol. (a). 1987. V. 102. N 1. P. 265—272.
- [14] Zandweld P. // Sol. St. Electron. 1978. V. 21. N 5. P. 721—727.
- [15] Cembali F., Servidori M., Landi E., Solmi S. // Phys. St. Sol. (a). 1986. V. 94. N 1. P. 315—319.
- [16] Thornton J., Paus K. C. // Semicond. Sci. Techn. 1988. V. 3. N 12. P. 1196—1202.