

РОСТ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО α - Si_3N_4 В ЗАХОРОНЕННЫХ СЛОЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ НИЗКОИНТЕНСИВНОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ ИОНОВ N^+ В НАГРЕТЫЙ КРЕМНИЙ

Качурин Г. А., Тыщенко И. В., Плотников А. Е., Попов В. П.

Для создания структур «кремний—на—изоляторе» в кремний внедряли $(7+8) \cdot 10^{17}$ ионов N^+ с энергией 135 кэВ. В отличие от обычного метода использованы плотности ионного тока j не более $3+5$ мкА/см², а подложки предварительно нагревались до $T_i = 600+900$ °С. Показано, что с увеличением T_i выше 600 °С структура верхнего слоя кремния существенно улучшается, и в результате постимплантационного отжига при 1100+1200 °С в захороненном слое растет монокристаллический α - Si_3N_4 , ориентированный матрицей. Отмечен эффект ионно-стимулированной кристаллизации нитрида при $T_i \geq 700$ °С. Подчеркнуто, что использование малых j и предварительного нагрева подложки позволяет преодолеть основной недостаток изолирующих слоев Si_3N_4 — переход в поликристаллическое состояние при отжиге.

Ионный синтез захороненных изолирующих слоев считается одним из наиболее перспективных методов получения структур типа «кремний—на—изоляторе» (КНИ). Обычно ионы O^+ или N^+ внедряют в изначально холодную кремниевую мишень при плотностях ионного тока в несколько десятков мкА/см². Пучок постепенно разогревает мишень до 400+600 °С, что обеспечивает сохранение монокристалличности приповерхностного слоя кремния [1, 2]. При последующем длительном отжиге (1200+1400 °С) кремний эпитаксиально кристаллизуется от поверхности вглубь, а в области торможения ионов синтезируется сплошной захороненный слой диэлектрика. Хотя описанный режим широко используется, он не позволяет получать достаточно совершенные отсеченные слои кремния. Кроме того, при высокотемпературном отжиге нитридные слои в отличие от окисных становятся поликристаллическими [3]. Последнее обстоятельство может привести к ухудшению параметров изолятора, хотя во многих других отношениях использование ионов N^+ предпочтительнее O^+ [4].

При имплантации ионов O^+ ранее уже отмечалось, что качество КНИ структур существенно улучшается, если использовать предварительный нагрев мишени [5, 6] и низкие плотности ионного тока [7]. Целью данной работы было исследование структурного совершенства слоев, формирующихся при низкоинтенсивном внедрении ионов N^+ в изначально нагретый кремний.

Подложками служили образцы n -Si (111). Ионы N^+ с энергией 135 кэВ имплантировались до доз $\sim (7+8) \cdot 10^{17}$ см⁻² при плотностях тока j не более $3+5$ мкА/см². Подложки разогревались предварительно до $T_i = 600, 700, 750, 850, 900$ °С. Постимплантационный отжиг при 1100+1200 °С проводился в атмосфере азота. Свойства формирующихся структур контролировались с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), электронографии и резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов He^+ с энергией 1.5 МэВ.

Было установлено, что увеличение T_i в интервале 600+900 °С приводит к заметному снижению дефектности верхнего слоя кремния даже при дозах, достаточных для формирования нитридного слоя (рис. 1, ориентированные спектры). Подобное влияние роста T_i было отмечено ранее на меньших дозах [8]. Вместе с тем под облучением вплоть до $T_i = 900$ °С диффузионного расплывания

Рис. 1. Спектры РОР после имплантации ионов азота (1, 3 — разориентированные; 1'—3' — ориентированные).

a — 1, 1' — неимплантированный кремний; 2, 2' и 3, 3' — после имплантации при $T_i = 600$ и 850 °C соответственно. *б* — 1, 1' — после имплантации при $T_i = 900$ °C; 2, 2' — после дополнительного отжига (1200 °C \times 1 ч).

профилей распределения азота не происходит и он накапливается вблизи глубины среднего пробега ионов $R_p \sim 0.33$ мкм (рис. 1, разориентированные спектры). Высокотемпературный отжиг еще более улучшает структуру отсеченного кремния и приводит к стягиванию азота в узкий слой, что свидетельствует о достижении объемной концентрации, необходимой для формирования захороненного слоя нитрида (рис. 1, б).

По данным ПЭМ, рост T_i существенно влияет и на структуру захороненного слоя. При $T_i \leq 700$ °C он аморфен и не имеет каких-либо четко выраженных структурных особенностей (рис. 2, *a*). Однако при более высоких T_i внутри аморфного слоя наблюдался рост под пучком дендритных выделений (рис. 2, *б*). Наиболее важным оказалось то, что в случае использования низких j и предварительного нагрева подложек постимплантационный отжиг приводит к росту в захороненных слоях монокристаллического α - Si_3N_4 . Если T_i была ≤ 700 °C, то кристаллический нитрид формируется уже при достаточно умеренном отжиге (1100 °C в течение 3 ч). Судя по рефлексам электронограммы, структура захороненного слоя остается еще блочной (рис. 3, *a*). Аналогичный отжиг образ-

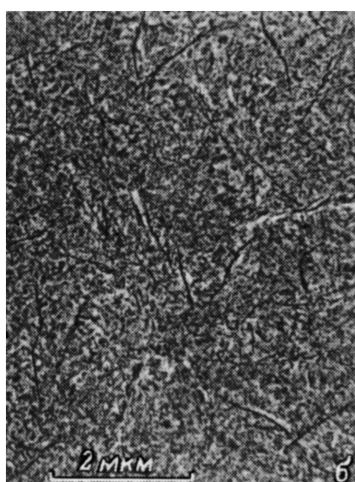
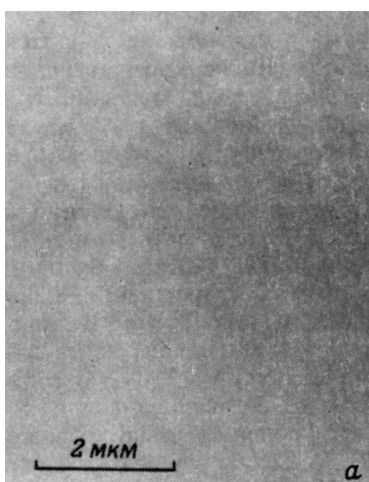
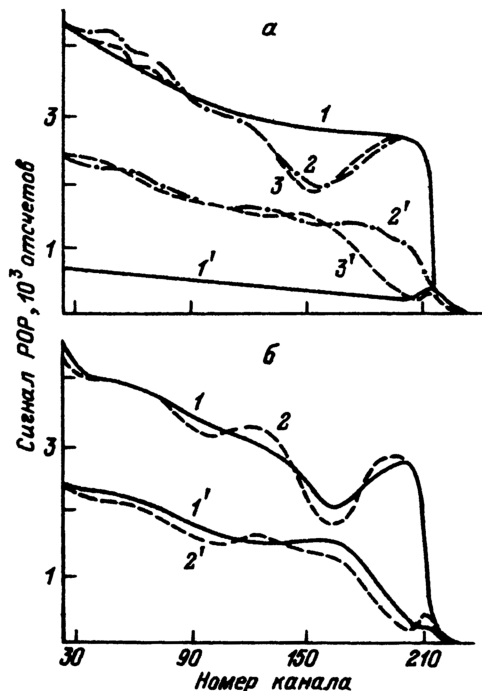


Рис. 2. ПЭМ после имплантации N^+ при T_i .

T , °C: *a* — 600, *б* — 900.

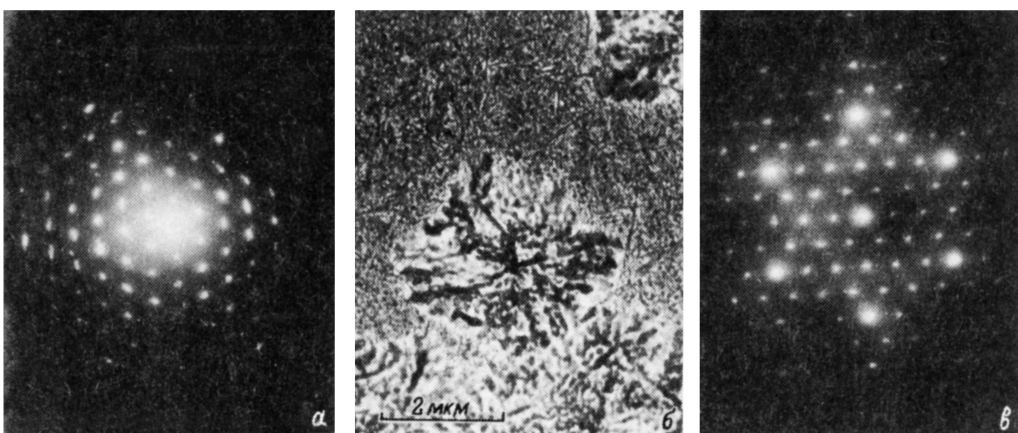


Рис. 3. Электронография и ПЭМ после имплантации N^+ и дополнительного отжига.

а, б — отжиг ($1100^\circ C \times 3$ ч) после имплантации при $T_i = 600$ и $850^\circ C$ соответственно; в — отжиг ($1100^\circ C \times 6$ ч) после $T_i = 600^\circ C$.

цов, имплантированных при $T_i = 850^\circ C$, приводил лишь к росту крупных кристаллических включений при сохранении вокруг них аморфного материала (рис. 3, б). Увеличение длительности или температуры отжига (до $1200^\circ C$) позволяет существенно улучшить структуру захороненного слоя. На рис. 3, в показана электронограмма после имплантации при $T_i = 600^\circ C$ и отжига в течение 6 ч при $1100^\circ C$. Из нее видно, что произошло формирование монокристаллического $\alpha-Si_3N_4$, ориентированного кремниевой решеткой. Перемещение образца под электронным лучом в плоскости объекта не меняло дифракционной картины, что свидетельствует о протяженности монокристаллического нитрида. Если имплантация проводилась при высоких T_i , когда наблюдалась кристаллизация под ионным пучком, захороненный ориентированный матрицей $\alpha-Si_3N_4$ формировался после часового отжига при $1200^\circ C$. При этом признаков образования поликристаллической фазы нитрида обнаружено не было.

Сравнение полученных данных с результатами обычного метода получения захороненных слоев свидетельствует о том, что величины j и T_i являются ключевыми при ионном синтезе. Правильный их выбор не сводится к необходимости предотвратить полную аморфизацию приповерхностного слоя кремния или к набору дозы $\sim 10^{18} \text{ см}^{-2}$ за приемлемое время. Указанные величины определяют соответственно темп генерации смещений и скорость отжига дефектов, т. е. в конечном итоге — вид и концентрацию остаточных нарушений в кремнии после имплантации [9]. С другой стороны, j и T_i оказывают существенное влияние на структуру нитрида. Вводимые имплантацией нарушения структуры в кремнии служат центрами зарождения фазы нитрида, что является одной из причин ускорения распада пересыщенного раствора азота в имплантируемых слоях [8, 10–12]. Наличие большого числа центров зарождения фазы мешает формированию при отжиге монокристаллического захороненного слоя нитрида, если учесть также и то, что разупорядоченная кремниевая решетка не может оказать ориентирующего действия на кристаллизующийся Si_3N_4 . Отметим попутно, что при очень высоких j образуются плохо согласующиеся с кремниевой матрицей кристаллиты $\beta-Si_3N_4$ [11, 13], что дополнительно осложняет рост ориентируемых решеткой кремния слоев $\alpha-Si_3N_4$. Таким образом, для обеспечения роста при отжиге монокристаллического $\alpha-Si_3N_4$ имплантацию следует вести при низких j и высоких T_i . Подтверждением высказанной точки зрения служат результаты работ [1, 14, 15], где рост монокристаллического нитрида наблюдался в областях, в которых сохранялась относительно совершенная ориентирующая

кремниевая решетка. С другой стороны, с увеличением T_j выше 700°C под пучком проявляется радиационно-стимулированная кристаллизация нитрида $[\text{Si}_3\text{N}_4]$. Напомним, что для протекания равновесной кристаллизации Si_3N_4 требуются температуры более 1000°C . Формирование кристаллитов под пучком при $T_j \geq 700^\circ\text{C}$ затрудняет образование единого слоя нитрида в процессе дальнейшего отжига. Причина заключается в том, что выделение фазы Si_3N_4 понижает пересыщение раствора азота в кремнии, и для роста сплошного слоя требуется растворение мелких нитридных выделений. Однако для их растворения достаточно не более 1200°C , а наличие ориентирующего кремниевого окружения обеспечивает при отжиге рост монокристаллического $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ и после $T_j > 700^\circ\text{C}$.

Результаты работы показывают, что традиционную схему создания структур КНИ с разогревом подложки ионным пучком нельзя считать оптимальной. Использование малых j и независимого нагрева мишеней позволяет существенно улучшить структуру кремниевой матрицы и избежать при дальнейшем отжиге формирования поликристаллического захороненного слоя Si_3N_4 . Переход в поликристаллическое состояние считался крупным недостатком захороненных нитридных слоев, а его преодоление весьма важно в практическом плане $[\text{15}]$. Подчеркнем, что использование низких j не снизит производительность процесса, поскольку она определяется полным током ионов, а не его плотностью.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Reeson K. // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. 1987. V. B19-20. P. 269—278.
- [2] Skorupa W., Wollschlager K., Kreissing U., Grotzchel R., Bartsch R. // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. 1987. V. B19-20. P. 285—289.
- [3] Hemment P. L. P., Peart R. F., Jao M. E., Stephens K. G., Chaier R. J., Kilner J. A., Meekison D., Booker G. R., Arrowsmith R. P. // Appl. Phys. Lett. 1985. V. 46. N 10. P. 952—954.
- [4] Nesbit L., Stiffler S., Slusser G., Vinton H. // J. Electrochem Soc. 1985. V. 132. N 11. P. 2713—2721.
- [5] Stoemenos J., Jaussaud C., Bruel M., Margail J. // J. Cryst. Growth. 1986. V. 73. N 3. P. 546—550.
- [6] Hill D., Faundorf P., Faundorf G. // J. Appl. Phys. 1988. V. 63. N 10. P. 4933—4936.
- [7] Van A. H., Koek B. H., Vieggers M. P. A. // Appl. Phys. Lett. 1986. V. 49. N 11. P. 628—630.
- [8] Качурин Г. А., Тыщенко И. Е., Попов В. П., Тийс С. А., Плотников А. Е. // ФТП. 1989. Т. 23. В. 3. С. 434—438.
- [9] Качурин Г. А., Федина Л. И., Тыщенко И. Е. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1990. № 1. С. 72—80.
- [10] Kachurin G. A., Tyschenko I. E., Popov V. P., Tijs S. A. // Phys. St. Sol. (a). 1989. V. 113. P. K165—K169.
- [11] Bussmann U., Meerbach F. H. J., Te Kaat E. H. // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. 1989. V. B39. P. 230—239.
- [12] Каранович А. А., Двуреченский А. В., Тыщенко И. Е., Качурин Г. А. // ФТП. 1990. Т. 24. В. 6. С. 1101—1103.
- [13] Грибковский В. В., Грибковский Р. В., Комаров Ф. Ф., Литвинович Г. В., Новиков А. П. // ЖПС. 1990. Т. 53. В. 4. С. 628—632.
- [14] Kaushik V. S., Datye A. K., Kendall D. L., Martinez-Tovar B., Myers D. R. // Appl. Phys. Lett. 1988. V. 52. N 21. P. 1782—1784.
- [15] Reeson K. J., Hemment P. L. F., Meekison C. D., Booker G. R., Kilner J. A., Chater R. J., Davis J. R., Celler G.K. // Appl. Phys. Lett. 1987. V. 50. N 26. P. 1882—1884.

Институт физики полупроводников
СО РАН
Новосибирск

Получена 25.10.1991

Принята к печати 11.02.1992