

## ПРОБЛЕМЫ ВЫСОКОДОЗНОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ ГЕЛИЯ В КРЕМНИЙ

© 2024 г. П. А. Александров<sup>1</sup>, О. В. Емельянова<sup>2</sup>, С. Г. Шемардов<sup>1</sup>, Д. Н. Хмеленин<sup>2</sup>,  
А. Л. Васильев<sup>1,2,\*</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва, Россия

<sup>2</sup>Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова Курчатовского комплекса кристаллографии и фотоники  
НИИ “Курчатовский институт”, Москва, Россия

\*E-mail: a.vasiliev56@gmail.com

Поступила в редакцию 15.09.2023 г.

После доработки 15.09.2023 г.

Принята к публикации 10.10.2023 г.

Рассмотрены закономерности изменения морфологии поверхности и развития пористой структуры монокристаллического кремния в зависимости от режимов ионной имплантации и отжига. Определены критические дозы имплантации для образцов до и после постимплантационного отжига, при которых наблюдается эрозия поверхности: имплантация ионами гелия до флюенса ниже  $3 \times 10^{17} \text{ He}^+/\text{см}^2$  без пост-имплантационного отжига не изменяет морфологию поверхности монокристаллического кремния; отжиг образцов, имплантированных флюенсом  $2 \times 10^{17} \text{ He}^+/\text{см}^2$  и выше, вызывает флекинг (образование чешуек (отслоение)).

DOI: 10.31857/S0023476124030155, EDN: ХОВНKR

### ВВЕДЕНИЕ

Создание пористых структур методом имплантации ионами гелия очень привлекательно для технологий современной электроники. Наиболее исследованным в настоящий момент является применение пористых структур для решения проблем оптоэлектроники и геттерирования металлических примесей в кремнии [1–3]. В связи с этим большинство работ в данной области посвящено ионной имплантации кремния средними и малыми дозами ионов гелия [1–17]. Отметим, что использование высокодозной имплантации в сочетании с высокотемпературным отжигом позволяет создавать приповерхностные слои с развитой пористостью, открывая новые возможности для производства структур кремния-на-изоляторе (SOI) и кремний-ни-на-чем (SON) [18].

В ходе многочисленных экспериментов по имплантации малых и средних доз [2, 3, 5, 7, 8, 11, 13] гелия были установлены основные закономерности зарождения и эволюции пористости в кремнии в зависимости от дозы и температуры имплантации, длительности и температуры постимплантационного отжига. Известно, что при низких флюенсах имплантации ( $\leq 5 \times 10^{15}$ ) образовавшиеся  $\text{He}_m\text{V}_n$ -кластеры диссоциируют при низких температурах [19], препятствуя образованию

пузырьков. При высоких флюенсах ( $\geq 1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) зарождение пузырьков происходит непосредственно во время ионной имплантации [2, 7, 20]. Увеличение флюенса имплантации вызывает не только рост пузырьков, но и увеличение концентрации гелия в решетке, дополнительно увеличивающего напряжения в поверхностном слое. При достижении критического флюенса высокие напряжения в тонком имплантированном слое приводят к поверхностной эрозии по механизмам блистеринга (всплывания) и флекинга (образования чешуек (отслоения)) [21–24]. Несмотря на большой объем проведенных исследований по ионной имплантации кремния гелием, данные об изменении морфологии поверхности кремния в процессе формирования и эволюции пористости практически отсутствуют. Высокотемпературный отжиг (300–1000°C) имплантированного гелием кремния вызывает снижение объемной плотности и увеличение размера гелиевых пузырьков, которые происходят по механизму миграции/коалесценции [12, 16] или при совместной активации механизмов переконденсации и миграции/коалесценции [17]. В отличие от металлов, при увеличении температуры одновременно с ростом размеров пузырьков в кремнии происходит десорбция атомов гелия как из пузырьков, так и из материала в целом [1, 2, 4, 6, 9, 10, 16]. Десорбция гелия в зависимости

от его концентрации в пузырьках может начинаться при относительно низких ( $\sim 700^\circ\text{C}$ ) температурах [1, 6, 9, 10, 16, 25]. В связи с этим наблюдаемые полости, образующиеся в результате имплантации гелием и последующего высокотемпературного отжига, могут содержать различное количество гелия или не содержать его вовсе. Поскольку электронно-микроскопические изображения не позволяют различить, является ли полость газонаполненной (пузырьком) или свободной от газа (порой), будем употреблять термин поры/пузырьки, чтобы описать полости безотносительно количества содержащегося в них газа.

Таким образом, ожидается, что при высокодозной имплантации кремния ионами гелия с последующим постимплантационным отжигом финальная пористая структура будет представлена массивами пузырьков различной морфологии и размера. При этом сохранение целостности поверхности, необходимое для создания структур типа SOI и SON, не очевидно, и будет в большой степени определяться параметрами сформированной пористости и, как следствие, режимами имплантации и отжига. Основной задачей настоящей работы является одновременное исследование закономерностей изменения морфологии поверхности и параметров пористости кремния при высокодозной имплантации ионами гелия и последующего отжига в различных режимах и определение критических параметров имплантации, ниже которых не происходит нарушения поверхности.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

*Материалы и методика ионной имплантации.* Монокристаллические пластины (100)Si были имплантированы в сканирующем режиме ионами  $\text{He}^+$  с энергией 50 кэВ флюенсами  $(1-3) \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  на установке ИЛУ-100 (Россия). Согласно расчетам с использованием программного пакета SRIM-2013 [26] в режиме полных каскадов ( $E_d(\text{Si}) = 20.5 \text{ эВ}$  [27]) пик повреждений и проективный пробег ионов  $\text{He}^+$  с энергией 50 кэВ лежат на глубине 401 и 460 нм соответственно. Увеличение

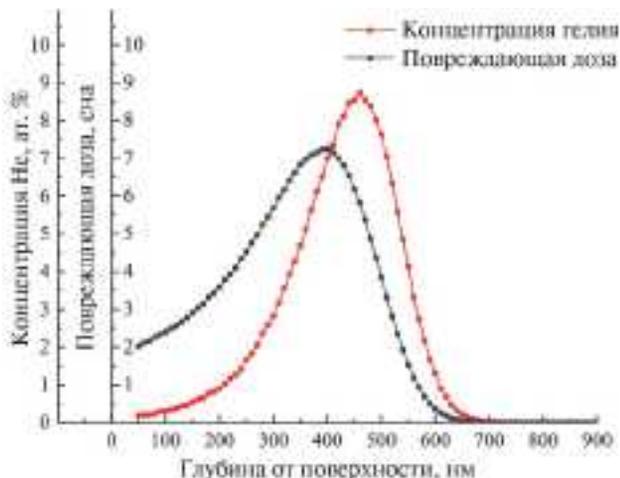
флюенса от 1 до  $3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  приводит к увеличению максимальной концентрации гелия от 8.7 до 26.2 ат. % и повреждающей дозы от 7.3 до 21.7 сна (рис. 1, табл. 1).

Сканирование образцов пучком ионов гелия проводили одновременно в горизонтальной и вертикальной плоскостях: в горизонтальной плоскости с помощью электростатического отклонения пучка, в вертикальной – механическим методом. Вследствие относительно медленного механического сканирования пучком поверхности образцов в вертикальной плоскости в процессе имплантации происходил циклический нагрев образцов от 100 до  $160^\circ\text{C}$ . Циклическое изменение температуры приводило к циклическому изменению давления газа в пузырьках и, как следствие, к изменению механических свойств кремния из-за малоциклового усталости материала. Постимплантационный отжиг образцов был выполнен в кварцевой печи в атмосфере азота при температуре  $1000^\circ\text{C}$  в течение 1 ч. Для исследования влияния температуры на эрозию поверхности провели дополнительный отжиг образца, имплантированного флюенсом  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  при температуре  $700^\circ\text{C}$ .

*Методы исследования.* Исследование топографии поверхности монокристаллического кремния после ионной имплантации и отжигов проводили с использованием растрового электронно-ионного микроскопа (РЭМ) Scios (ThermoFisher Scientific, США) в режиме вторичных электронов. Подготовку поперечных срезов для исследований методом просвечивающей и просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПЭМ и ПРЭМ соответственно) осуществляли методом lift-out с помощью фокусированного ионного пучка в растровом электронно-ионном микроскопе HeliosNanoLab™ 600i (FEI, США). Во избежание повреждения поверхности перед подготовкой поперечного среза на поверхность образцов был напылен защитный слой Pt толщиной  $\sim 1 \text{ мкм}$ . Полученные поперечные срезы были ориентированы параллельно плоскостям  $\{110\}$  Si. Исследования поперечных срезов осуществляли методами ПЭМ и ПРЭМ на микроскопе Osiris (Thermo Fisher Scientific, США),

**Таблица 1.** Расчетные значения максимальной концентрации He и повреждающей дозы после имплантации образцов Si ионами  $\text{He}^+$  в различных режимах

Флюенс имплантации, $\text{см}^{-2}$	Проективный пробег ионов $\text{He}^+(R_p)$ , нм	Максимальная концентрация He, ат. %	Пик повреждений, нм	Максимальная повреждающая доза, сна
$1 \times 10^{17}$	460	8.7	400	7.3
$2 \times 10^{17}$		17.5		14.5
$3 \times 10^{17}$		26.2		21.7



**Рис. 1.** Профили распределения внедренного He и повреждающей дозы по глубине образца Si, имплантированного флюенсом  $1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ .

оборудованном высокоугловым кольцевым темнопольным детектором (ВКТД) (Fischione, США) и рентгеновским энергодисперсионным спектрометром Super X (ChemSTEM, Bruker, США). Для обработки и анализа изображений использовали программные пакеты Gatan Digital Micrograph (Gatan, США), ImageJ (Plugin Weka trainable segmentation [28]) и ESVision (FEI, США).

**РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ**

*Растровая электронная микроскопия.* Исследования морфологии поверхности имплантированных образцов показали, что имплантация с одновременным циклическим нагревом ионным пучком до флюенса  $< 3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  не приводит к поверхностной эрозии. Начиная с флюенса  $3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  происходит разрушение поверхности по механизму флекинга (рис. 2а, 2б). Поврежденные области достигают размеров  $\sim 5620 \text{ мкм}^2$ . После отжига при  $700^\circ\text{C}$  (рис. 2в, 2г) поврежденные участки поверхности наблюдаются после имплантации флюенсом  $2 \times 10^{17} \text{ He}^+/\text{см}^2$ . Наибольший размер поврежденных участков составляет  $\sim 110 \text{ мкм}^2$ , причем в таких участках обнаруживается открытая пористость с размерами пор/пузырьков от 10 до 160 нм. Значительная часть пор/пузырьков имеет нерегулярную форму, указывая на происходящую в процессе отжига коалесценцию. После отжига при температуре  $1000^\circ\text{C}$  (рис. 2д, 2е) также наблюдаются признаки интенсивного флекинга, наибольший размер поврежденных участков составляет  $\sim 140 \text{ мкм}^2$ . Размер пор/пузырьков в поврежденных участках в пределах погрешности совпадает с аналогичным для образца, отожженного при  $700^\circ\text{C}$ . Имплантация с наименьшим использованным в данной работе флюенсом  $1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и последующий высокотемпературный отжиг при  $1000^\circ\text{C}$  не вызывают

эрозию поверхности монокристаллического кремния (рис. 2ж, 2з). В табл. 2 представлены результаты количественного расчета площади поврежденных участков поверхности для всех исследованных образцов.

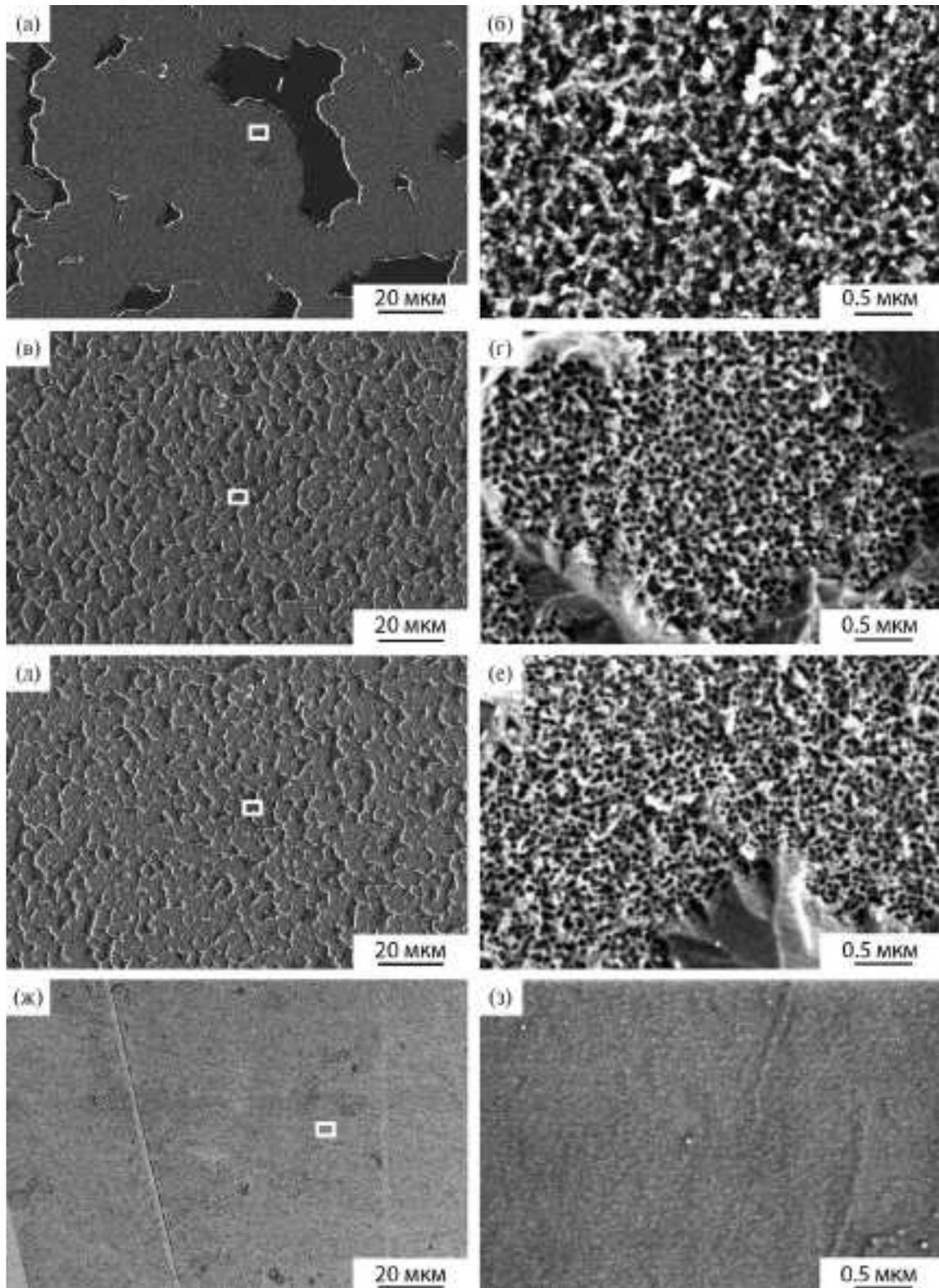
Таким образом, проведенные исследования методом РЭМ показали, что при высокодозной имплантации кремния ионами гелия в исследованных режимах основное влияние на эрозию поверхности кремния оказывает флюенс имплантации, а не температура постимплантационного отжига. С точки зрения сохранения целостности поверхностного слоя кремния критический флюенс, при превышении которого наблюдается поверхностная эрозия кремния, — ниже  $3 \times 10^{17} \text{ He}^+/\text{см}^2$  и  $2 \times 10^{17} \text{ He}^+/\text{см}^2$  для образцов без и после постимплантационного отжига соответственно.

**Таблица 2.** Расчетные значения площади участков, подвергнутых флекингу после имплантации образцов Si ионами He<sup>+</sup> в различных режимах

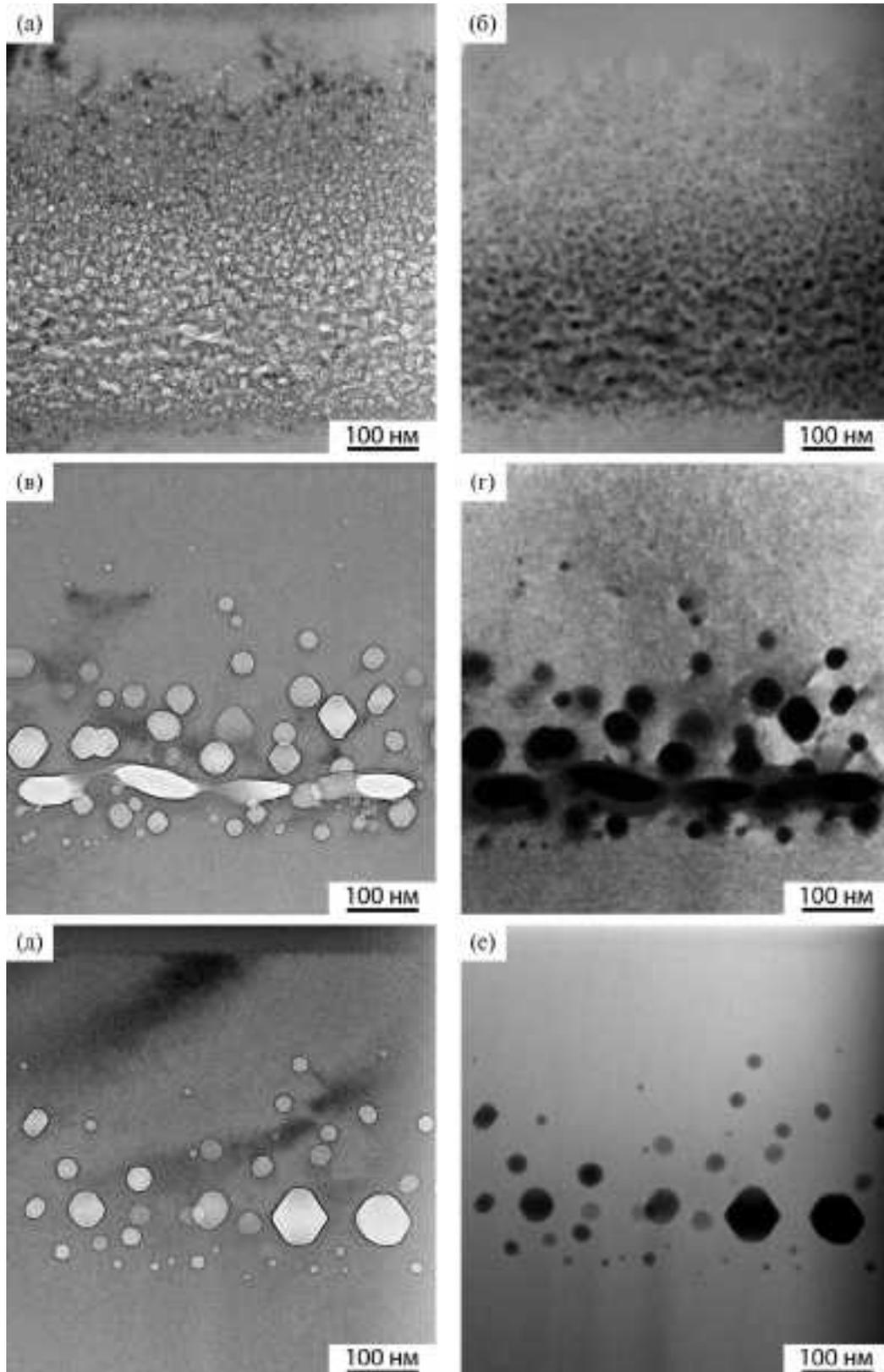
Флюенс имплантации + температура отжига	Площадь участков, подвергнутых флекингу, %
$3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ без отжига	81.1
$2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2} + 700^\circ\text{C}$	29.4
$2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2} + 1000^\circ\text{C}$	36.7
$1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2} + 1000^\circ\text{C}$	0

*Просвечивающая электронная микроскопия.* На рис. 3 показаны ПЭМ- и ПРЭМ ВКТД-изображения образцов, имплантированных флюенсами  $3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  (рис. 3а, 3б) без отжига,  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  (рис. 3в, 3г) и  $1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  (рис. 3д, 3е) после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ .

Анализ полученных ПЭМ/ПРЭМ-изображений показал наличие развитой пористой структуры для всех исследованных образцов. Поры/пузырьки неравномерно распределены по глубине имплантированного слоя и имеют различную форму. Наибольший размер пор/пузырьков зафиксирован на расстоянии, соответствующем проективному пробегу ионов гелия, а именно на глубинах от исходной поверхности 466, 450 и 430 нм для образцов, имплантированных в режимах  $3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  без отжига,  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и  $1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига при  $1000^\circ\text{C}$  соответственно. В области проективного пробега ионов гелия для образцов, имплантированных в режимах  $3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  без отжига и  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ ,



**Рис. 2.** РЭМ-изображение монокристаллических пластин Si после имплантации и отжига в различных режимах: а, б – имплантация флюенсом  $3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  без отжига, в, г – имплантация флюенсом  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига при  $700^\circ\text{C}$ , д, е – имплантация флюенсом  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ , ж, з – имплантация флюенсом  $1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ ; а, в, д, ж – общий вид поверхности образцов, б, г, е, з – зоны, подверженные blisterингу/флекингу; 1 – области поверхности без признаков разрушения, 2 – области поверхности, подверженные blisterингу/флекингу (примеры указаны прямоугольниками на панелях а, в, д, ж).



**Рис. 3.** Светлопольные ПЭМ/ВКТД ПРЭМ-изображения монокристаллических пластин Si после имплантации и отжига в различных режимах: а, б – имплантация флюенсом  $3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  без отжига, в, г – имплантация флюенсом  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ , д, е – имплантация флюенсом  $1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ ; а, в, д – светлопольные ПЭМ-изображения, б, г, е – ВКТД ПРЭМ-изображение.

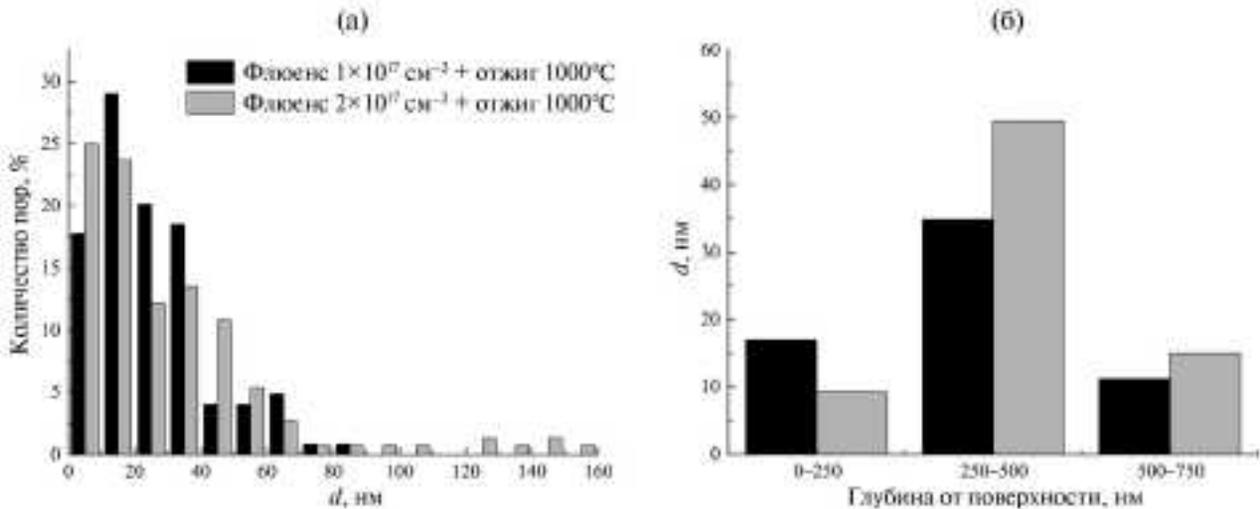


Рис. 4. Гистограммы распределения для образцов после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ , имплантированных флюенсами  $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  и  $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ : а – диаметра пор/пузырьков в полном имплантированном слое, б – среднего диаметра пор/пузырьков в зависимости от глубины их залегания

наблюдаются параллельные поверхности образца цепочки пор/пузырьков с узкими перемычками размером  $< 5$  нм или без них (рис. 2в, 2г). Размер пор/пузырьков в цепочках достигает  $\sim 60$  и  $155$  нм для образцов, имплантированных в режимах  $3 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  без отжига и  $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  после отжига  $1000^\circ\text{C}$  соответственно. В области проективного пробега цепочек пор/пузырьков не обнаружено для образца, имплантированного в режиме  $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ ; на данной глубине присутствуют только крупные поры/пузырьки с четкой огранкой и размерами до  $82$  нм. До и после проективного пробега ионов гелия для всех исследованных образцов наблюдается относительно мелкая пористость размерами  $\sim 2$ – $20$  нм. Гистограмма распределения пор/пузырьков по размерам в образцах после высокотемпературного отжига, имплантированных флюенсами  $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  и  $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ , представлена на рис. 4а.

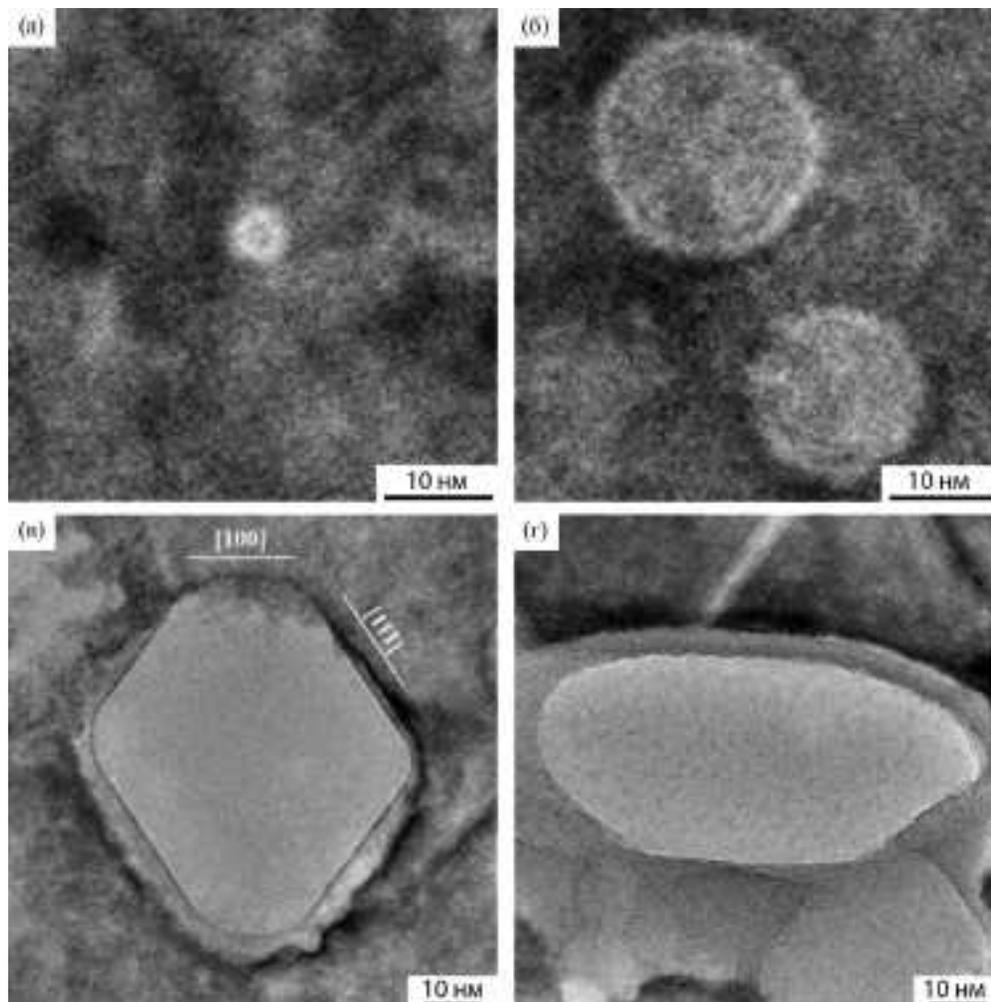
Максимум распределения соответствует среднему диаметру пор/пузырьков  $25.4$  и  $30.4$  нм для образцов, имплантированных флюенсами  $1 \times 10^{17}$  и  $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  соответственно. Вследствие неравномерного распределения пор/пузырьков по размерам вдоль пробега ионов гелия для корректного определения среднего размера была построена дополнительная зависимость среднего размера пор/пузырьков от глубины их залегания. Имплантированный в описанных выше режимах слой кремния был разделен на три подслоя глубиной  $250$  нм каждый. На рис. 4б показана гистограмма зависимости среднего размера пор/пузырьков от глубины их залегания. Согласно данной гистограмме увеличение флюенса с  $1 \times 10^{17}$  до  $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  приводит к увеличению среднего размера пор/пузырьков с  $34.9$  до

$49.6$  и с  $11.2$  до  $15.0$  нм в диапазоне глубин  $250$ – $500$  и  $500$ – $750$  нм соответственно.

Форма пор/пузырьков изменяется в зависимости от их размера (рис. 5). Для пор/пузырьков размером  $\leq 15$ – $20$  нм она близка к сферической (рис. 5а, 5б). У пор/пузырьков большего размера огранка ярко выражена (рис. 5в): большие грани параллельны плоскостям  $\{111\}$ , а малые грани не являются плоскими, но близки к параллельности плоскостям  $\{100\}$ . В области проективного пробега ионов гелия цепочки пор/пузырьков располагаются параллельно поверхности. Форма пор/пузырьков, составляющих данные цепочки, нерегулярная эллиптическая; большая ось эллипса параллельна исходной поверхности образца (рис. 5г).

Как видно на рис. 5, в области, прилегающей к порам/пузырькам большого размера, отмечается образование аморфных зон (области со светло-серым контрастом). Для установления природы аморфных зон проведен энергодисперсионный рентгеновский микроанализ (ЭРМ). Распределение элементов в области, содержащей аморфные зоны для образца, имплантированного флюенсом  $2 \times 10^{17}$  после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ , выявленное методом ЭРМ, приведено на рис. 6. Анализ результатов ЭРМ показал, что в аморфных зонах (рис. 6б) отмечается заметное снижение содержания кремния; увеличения содержания кислорода и присутствия примесей не установлено.

ПЭМ-изображения высокого разрешения (ВРПЭМ) образца, имплантированного флюенсом  $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  и отожженного при  $1000^\circ\text{C}$ , представлены на рис. 7: а, б – граница крупной поры/пузырька, окруженной аморфным материалом до и после ЭРМ-картирования в течение  $10$  мин соответственно.



**Рис. 5.** ПЭМ-изображения высокого разрешения монокристаллических пластин Si после имплантации флюеном  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и отжига при  $1000^\circ\text{C}$ : а, б – поры/пузырьки размером  $\leq 15\text{--}20 \text{ нм}$ , в – поры/пузырьки вблизи проективного пробега ионов с выраженной огранкой, г – поры/пузырьки, составляющие цепочки.

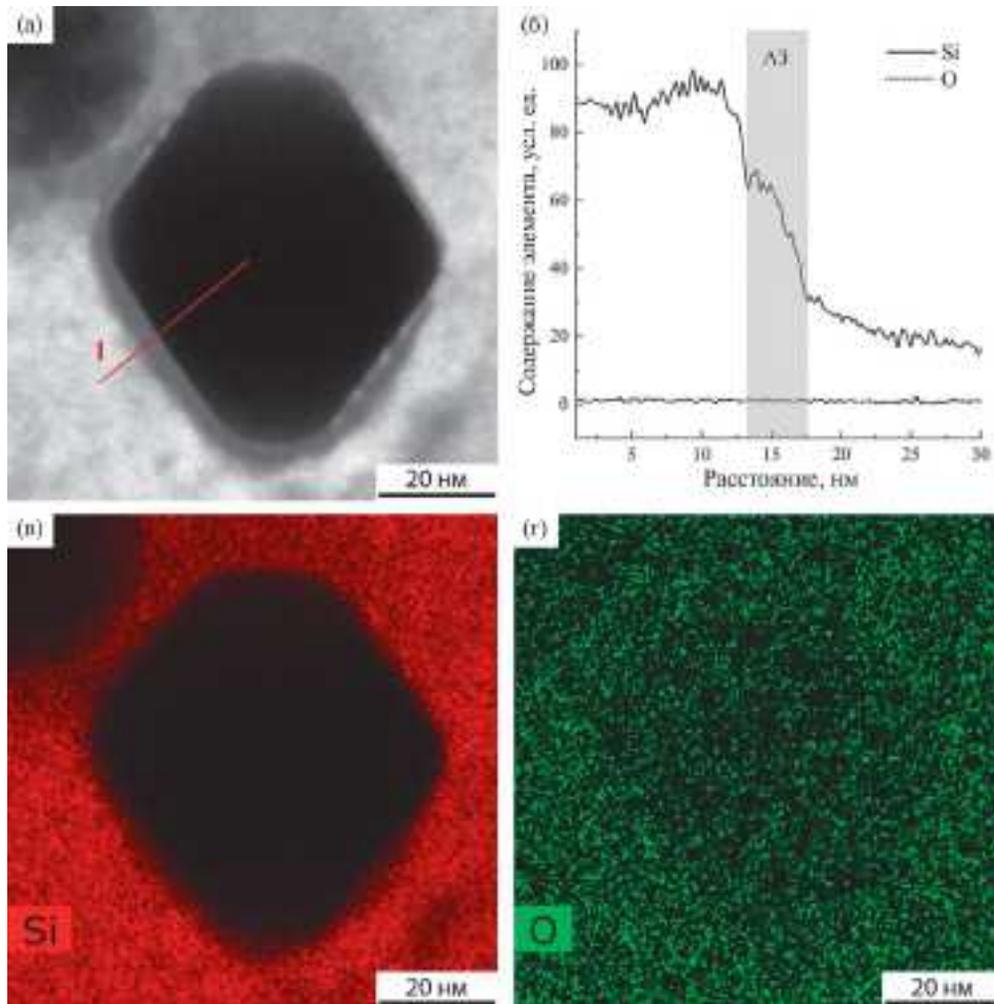
Как видно из представленных изображений, в процессе съемки воздействие электронного пучка с энергией 200 кэВ приводит к кристаллизации аморфных зон. Аналогичный эффект наблюдался в работе [29], в которой показано, что изолированные аморфные зоны, созданные облучением ионами Хе<sup>+</sup> с энергией 50 кэВ, кристаллизовались под действием электронного пучка с энергиями от 50 до 300 кэВ. Отметим, что эффект нагрева образцов электронным пучком в процессах кристаллизации был исключен; в этой работе предполагалось, что повышение температуры кремния в процессе облучения электронным пучком составляет  $0.3^\circ\text{C}$  при энергии электронов 200 кэВ.

Уменьшение содержания кремния в отсутствие повышения содержания кислорода по данным ЭРМ и наличие эффекта кристаллизации под действием электронного пучка по данным ВРПЭМ в приповерхностных областях больших пор/пузырьков

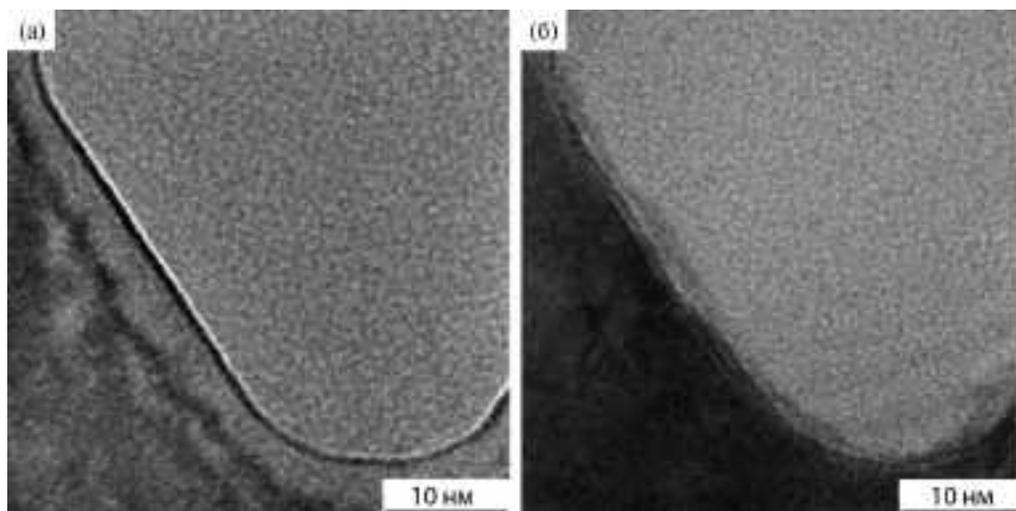
позволяют однозначно заключить, что аморфные области образуются в процессе пробоподготовки.

Наряду с развитой системой пор/пузырьков на всех исследованных образцах наблюдаются единичные, типичные для имплантированного кремния дефекты [13, 30, 31], а именно стержнеобразные дефекты {113} (рис. 8а) и дефекты упаковки с плоскостями габитуса {111} (рис. 8б). Такие дефекты обнаружены по всей глубине имплантированного слоя; их низкая плотность, по-видимому, обусловлена высокой температурой и длительностью постимплантационного отжига.

Проведенные исследования методом ПЭМ позволяют установить, что в использованных условиях имплантации и отжига происходит формирование развитой неоднородной по глубине 0–700 нм пористости. В приповерхностной области располагается слой с относительно мелкой пористостью, наибольший размер пор/пузырьков наблюдается



**Рис. 6.** ПРЭМ-изображение образцов, полученное с использованием ВКТД (а), ЭРМ-распределение элементов вдоль линии 1 (б) и карты распределения элементов ЭРМ: Si (в) и O (г).



**Рис. 7.** ПЭМ-изображения высокого разрешения образцов после имплантации флюенсом  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и отжига при  $1000^\circ\text{C}$ : а – до воздействия электронного пучка, б – после воздействия электронного пучка с энергией 200 кэВ в сканирующем режиме в течение 10 мин.

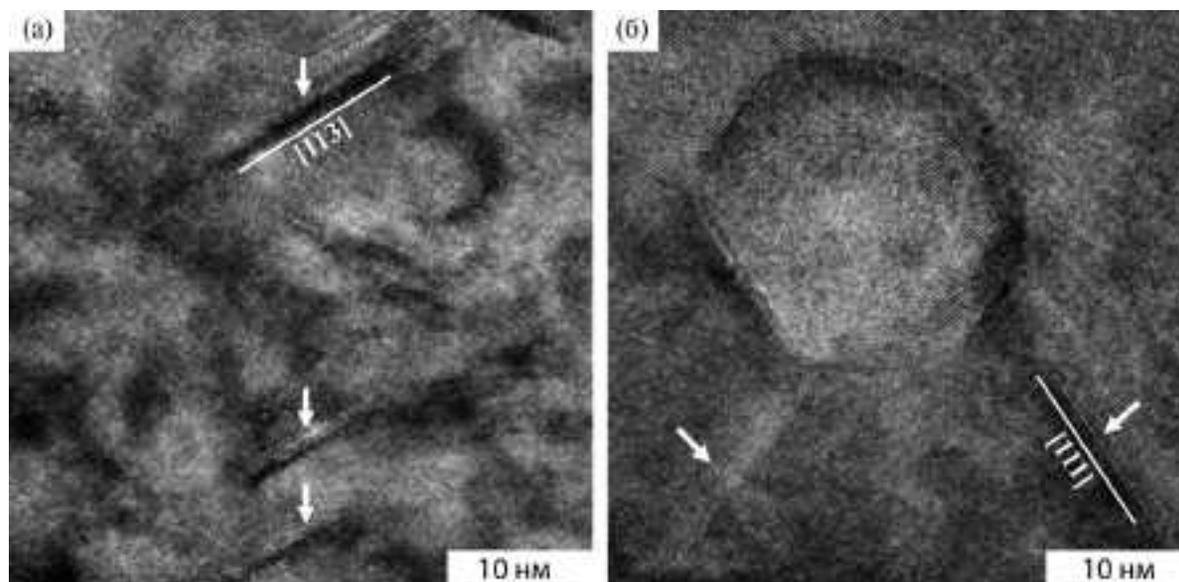


Рис. 8. ПЭМ-изображения высокого разрешения образцов после имплантации флюенсом  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и отжига при  $1000^\circ\text{C}$ : а – стержневые дефекты в плоскостях  $\{113\}$ , б – дефекты упаковки в плоскостях  $\{111\}$ .

на глубине проективного пробега ионов гелия. На глубинах, больших, чем проективный пробег, размер пор/пузырьков в пределах погрешности совпадает с размером пор/пузырьков в приповерхностном слое. Форма пор/пузырьков определяется их размером; поры большого размера имеют характерную огранку, соответствующую форме усеченного октаэдра. Такая форма является типичной и равновесной для кремния [3, 31]. Обнаруженные в настоящей работе аморфные зоны, окружающие поры/пузырьки большого размера, представляют собой артефакт пробоподготовки. Установлено, что увеличение флюенса с  $1 \times 10^{17}$  до  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  приводит к наиболее интенсивному ( $\sim 41\%$ ) росту среднего размера пор/пузырьков на глубине проективного пробега. Для образцов, имплантированных флюенсами  $3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  без отжига и  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига, на глубине проективного пробега вследствие интенсивного роста и коалесценции происходит образование цепочек пор/пузырьков, параллельных поверхности. Размер пор/пузырьков в цепочках по данным ПЭМ совпадает с размером открытой пористости на поврежденных участках по данным РЭМ. Следовательно, образование цепочек пор/пузырьков, является причиной наблюдаемого интенсивного флекинга.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Высокодозная имплантация монокристаллического кремния ионами гелия с последующим высокотемпературным отжигом при  $1000^\circ\text{C}$  приводит к образованию развитой пористой структуры образцов в использованном диапазоне флюенсов

$1-2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ . Начиная с флюенса  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  происходит формирование цепочек пор, расположенных параллельно поверхности, с наибольшим размером пор  $\sim 155 \text{ нм}$ . Морфология поверхности кремния, имплантированного в режиме  $1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ , не изменяется, увеличение флюенса до  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$  приводит к интенсивной поверхностной эрозии кремния по механизму флекинга. Несмотря на то что не удалось получить неразрушенного поверхностного слоя кремния, имплантированного большой дозой гелия, определены критические дозы имплантации для образцов без и с постимплантационным отжигом, при превышении которых наблюдаются нарушения поверхностного слоя. Для предотвращения этого явления необходимы дальнейшие методы оптимизации параметров имплантации и отжига, такие как метод последовательных имплантаций докритических доз ионов гелия и отжигов.

Работа выполнена в рамках Государственного задания НИЦ “Курчатовский институт”.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Follstaedt D.M., Myers S.M., Petersen G.A., Medernach J.W. // *J. Electron Mater.* 1996. V. 25. № 1. P. 157. <https://doi.org/10.1007/BF02666190>
2. Raineri V., Fallica P.G., Percolla G. et al. // *J. Appl. Phys.* 1995. V. 78. № 6. P. 3727. <https://doi.org/10.1063/1.359953>
3. Raineri V., Saggio M., Rimini E. // *J. Mater. Res.* 2000. V. 15. № 7. P. 1449. <https://doi.org/10.1557/JMR.2000.0211>

4. *Griffioen C.C., Evans J.H., De Jong P.C., Van Veen A.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 1987. V. 27. № 3. P. 417.  
[https://doi.org/10.1016/0168-583X\(87\)90522-2](https://doi.org/10.1016/0168-583X(87)90522-2)
5. *Evans J.H., Van Veen A., Griffioen C.C.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 1987. V. 28. № 3. P. 360.  
[https://doi.org/10.1016/0168-583X\(87\)90176-5](https://doi.org/10.1016/0168-583X(87)90176-5)
6. *Corni F., Nobili C., Ottaviani G. et al.* // Phys. Rev. B. 1997. V. 56. № 12. P. 7331.  
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.56.7331>
7. *Fichtner P.F.P., Kaschny J.R., Yankov R.A. et al.* // Appl. Phys. Lett. 1997. V. 70. № 6. P. 732.  
<https://doi.org/10.1063/1.118251>
8. *Fichtner P.F.P., Kaschny J.R., Behar M. et al.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 1999. V. 148. № 1. P. 329.  
[https://doi.org/10.1016/S0168-583X\(98\)00714-9](https://doi.org/10.1016/S0168-583X(98)00714-9)
9. *Corni F., Calzolari G., Frabboni S. et al.* // J. Appl. Phys. 1999. V. 85. № 3. P. 1401.  
<https://doi.org/10.1063/1.369335>
10. *Cerofolini G.F., Calzolari G., Corni F. et al.* // Phys. Rev. B. 2000. V. 61. № 15. P. 10183.  
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.61.10183>
11. *Da Silva D.L., Fichtner P.F.P., Peeva A. et al.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2001. V. 175–177. P. 335.  
[https://doi.org/10.1016/S0168-583X\(00\)00567-X](https://doi.org/10.1016/S0168-583X(00)00567-X)
12. *Evans J.H.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2002. V. 196. № 1. P. 125.  
[https://doi.org/10.1016/S0168-583X\(02\)01290-9](https://doi.org/10.1016/S0168-583X(02)01290-9)
13. *David M.L., Beaufort M.F., Barbot J.F.* // J. Appl. Phys. 2003. V. 93. № 3. P. 1438.  
<https://doi.org/10.1063/1.1531814>
14. *Pizzagalli L., David M.L., Bertolus M.* // Model. Simul. Mat. Sci. Eng. 2013. V. 21. № 6. P. 065002.  
<https://doi.org/10.1088/0965-0393/21/6/065002>
15. *Liu L., Xu X., Li R. et al.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2019. V. 456. P. 53.  
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2019.06.034>
16. *Ono K., Miyamoto M., Kurata H. et al.* // J. Appl. Phys. 2019. V. 126. № 13. P. 135104.  
<https://doi.org/10.1063/1.5118684>
17. *Pizzagalli L., Dérès J., David M.-L., Jourdan T.* // J. Phys. D: Appl. Phys. 2019. V. 52. № 45. P. 455106.  
<https://doi.org/10.1088/1361-6463/ab3816>
18. *Ogura A.* // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 82. № 25. P. 4480.  
<https://doi.org/10.1063/1.1586783>
19. *Van Veen A., Schut H., Hakvoort R.A. et al.* // MRS Online Proceedings Library. 1994. V. 373. № 1. P. 499.  
<https://doi.org/10.1557/PROC-373-499>
20. *Myers S.M., Bishop D.M., Follstaedt D.M. et al.* // MRS Online Proceedings Library. 1992. V. 283. № 1. P. 549.  
<https://doi.org/10.1557/PROC-283-549>
21. *Was G.S.* Fundamentals of Radiation Materials Science. New York: Springer, 2017.  
<https://doi.org/10.1007/978-1-4939-3438-6>
22. *Kótai E., Pászti F., Manuaba A. et al.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 1987. V. 19–20. P. 312.  
[https://doi.org/10.1016/S0168-583X\(87\)80063-0](https://doi.org/10.1016/S0168-583X(87)80063-0)
23. *Qian C., Terreault B.* // J. Appl. Phys. 2001. V. 90. № 10. P. 5152.  
<https://doi.org/10.1063/1.1413234>
24. *Li B., Zhang C., Zhou L. et al.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2008. V. 266. № 24. P. 5112.  
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2008.09.016>
25. *Alix K., David M.-L., Dérès J. et al.* // Phys. Rev. B. 2018. V. 97. № 10. P. 104102.  
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.97.104102>
26. *Ziegler J.F., Ziegler M.D., Biersack J.P.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2010. V. 268. № 11. P. 1818.  
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2010.02.091>
27. *Griffin P.J.* // 16th European Conference on Radiation and Its Effects on Components and Systems (RADECS). 2016. P. 1.  
<https://doi.org/10.1109/RADECS.2016.8093101>
28. *Arganda-Carreras I., Kaynig V., Ruedenet C. et al.* // Bioinformatics. 2017. V. 33. № 15. P. 2424.  
<https://doi.org/10.1093/bioinformatics/btx180>
29. *Jencic I., Bench M.W., Robertson I.M., Kirk M.A.* // J. Appl. Phys. 1995. V. 78. № 2. P. 974.  
<https://doi.org/10.1063/1.360764>
30. *Han W.T., Liu H.P., Li B.* // Appl. Surf. Sci. 2018. V. 455. P. 433.  
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.05.228>
31. *Yang Z., Zou Z., Zhang Z. et al.* // Materials. 2021. V. 14. № 17. P. 5107.  
<https://doi.org/10.3390/ma14175107>

**INSIGHTS INTO HIGH-DOSE HELIUM IMPLANTATION OF SILICON**

© 2024 P. A. Aleksandrov<sup>a</sup>, O. V. Emelyanova<sup>b</sup>, S.G. Shemardov<sup>a</sup>,  
D. N. Khmelenin<sup>b</sup>, A.L. Vasiliev<sup>a,b,\*</sup>

<sup>a</sup>*National Research Center “Kurchatov Institute”, Moscow, Russia*

<sup>b</sup>*Shubnikov Institute of Crystallography of Kurchatov Complex of Crystallography and Photonics of National Research Center “Kurchatov Institute”, Moscow, Russia*

*\*e-mail: a.vasiliev56@gmail.com*

The paper reports an analysis of surface morphology variation and cavity band formation in silicon single crystal induced by ion implantation and post-implantation annealing in different regimes. Critical implantation doses required to promote surface erosion are determined for samples subjected to post-implantation annealing and in absence of post-implantation treatment. For instance, implantation with helium ions to fluences below  $3 \times 10^{17} \text{ He}^+/\text{cm}^2$  without post-implantation annealing does not affect the surface morphology; while annealing of samples implanted with fluences of  $2 \times 10^{17} \text{ He}^+/\text{cm}^2$  and higher promotes flaking.