

# РОСТ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОСТРУКТУР Si/CrSi<sub>2</sub>/Si СО ВСТРОЕННЫМИ ПРЕЦИПИТАТАМИ CrSi<sub>2</sub>: ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ, ИМПУЛЬСНОГО ИОННОГО ОТЖИГА И МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИИ

Д.Л. Горошко<sup>1</sup>, Н.Г. Галкин<sup>1</sup>, К.Н. Галкин<sup>1</sup>, С.В. Ваванова<sup>\*1</sup>, И.А. Петрушкин<sup>1</sup>,  
А.М. Маслов<sup>1</sup>, Р.И. Баталов<sup>2</sup>, Р.М. Баязитов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, г. Владивосток, Россия

<sup>2</sup>Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, г. Казань, Россия

\*e-mail: [sveta@iacp.dvo.ru](mailto:sveta@iacp.dvo.ru)

Впервые исследовано влияние импульсного ионного отжига (ИИО) на морфологию, структуру и фазовый состав поверхности образцов монокристаллического Si(111), имплантированных ионами хрома (Cr<sup>+</sup>) в диапазоне доз  $\Phi = 6 \times 10^{15} - 6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , и на последующий рост покрывающих слоев кремния. Показано, что ИИО приводит к перераспределению атомов хрома в приповерхностной области Si и к синтезу поликристаллических преципитатов дисилицида хрома (CrSi<sub>2</sub>). Установлено, что сверхвысоковакуумная (СВВ) очистка Si при температуре 850 °С после имплантации и ИИО формирует атомарно-чистую поверхность Si с развитым рельефом. Рост кремния методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) приводит к эпитаксиальному ориентированию трехмерных островков и постепенному их срастанию при толщинах более 100 нм и дозах имплантации до  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ . Повышение дозы приводит к росту поликристаллического кремния.

## 1. Введение

В последние годы уделяется внимание формированию изолированных нанокристаллов полупроводникового дисилицида хрома (CrSi<sub>2</sub>) в кремниевой матрице ввиду перспектив использования таких нанокристаллических материалов в микро- и оптоэлектронике в качестве приемника ближнего ИК-излучения или термоэлектрического материала с повышенной добротностью [1]. Основным методом формирования нанокристаллов CrSi<sub>2</sub> является реактивная эпитаксия CrSi<sub>2</sub> (осаждение атомов хрома на «горячую» подложку Si) с последующим эпитаксиальным зарастиванием слоев кремния [2-4]. Метод ионно-лучевого синтеза гетероструктур CrSi<sub>2</sub>/Si изучался в работах [5-7]. В этих работах для синтеза слоев CrSi<sub>2</sub> применялись высокие дозы имплантации ионов Cr<sup>+</sup> ( $\Phi > 2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ), приводящие к созданию крупных зерен силицида или сплошных слоев. В тоже время создание наноразмерных преципитатов CrSi<sub>2</sub> в Si требует использования значительно меньших доз. Также необходимо отметить, что импульсная наносекундная обработка имплантированных ионами Cr<sup>+</sup> слоев Si, как альтернатива традиционному высокотемпературному отжигу, не применялась ранее. В работе [8] нами впервые продемонстрировано создание тройных гетероструктур Si/ $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>/Si (со встроенными преципитатами  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>) с использованием низкодозной ( $\Phi \sim 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) ионной имплантации, ИИО, низкотемпературной СВВ-очистки и роста эпитаксиального Si методом МЛЭ.

В данной работе исследовано влияние ИИО на морфологию и оптические свойства имплантированных ионами хрома образцов кремния, а также апробирована методика низкотемпературной СВВ-очистки кремния с последующим ростом эпитаксиального слоя Si на поверхности гетероструктур CrSi<sub>2</sub>/Si.

## 2. Эксперимент

Имплантация ионов  $\text{Cr}^+$  в монокристаллические подложки Si n-типа ( $0.3 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ) и p-типа ( $1 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ) проводимости с ориентацией (111) проводилась при комнатной температуре при следующих параметрах: энергия ионов  $E = 40 \text{ кэВ}$ , доза  $\Phi = 6 \times 10^{15} - 6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , плотность ионного тока  $j = 3-5 \text{ мкА/см}^2$ . После имплантации образцы кремния были подвергнуты ИИО наносекундными ( $\tau = 50 \text{ нс}$ ) пучками ионов углерода ( $\text{C}^+$ ) с энергией  $E = 300 \text{ кэВ}$  и плотностью энергии  $W = 1.5-2.0 \text{ Дж/см}^2$ . Доза ионов углерода, имплантированных в кремний в процессе ИИО, не превышала  $10^{13} \text{ см}^{-2}$ .

Рост кремния на имплантированной ионами хрома поверхности кремния осуществлялся в СВВ-камере с базовым давлением  $P = 1 \times 10^{-9} \text{ Торр}$ . Камера была оснащена сублимационным источником кремния для выполнения МЛЭ и анализатором дифракции медленных электронов (ДМЭ). Остаточные загрязнения удалялись с поверхности подложек в СВВ-камере прогревом при  $650 \text{ }^\circ\text{C}$  путем пропускания тока в течение 4–5 часов с последующим охлаждением в течение 12 часов. Процедура низкотемпературной СВВ-очистки кремния включала осаждение кремния со скоростью около  $0.1 \text{ нм/мин}$  при температуре подложки  $T = 850 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 20 минут для восстановления диоксида кремния до монооксида в потоке кремния и его последующего разложения с формированием атомарно-чистой поверхности кремния. Кристаллическое состояние поверхности подложки и ее элементный состав после очистки и после роста кремния контролировались методами ДМЭ и Оже-электронной спектроскопии (ЭОС). Источник кремния представлял собой прямоугольную пластину кремния, легированную бором до концентрации  $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . Температура подложки  $T = 700 \text{ }^\circ\text{C}$  была выбрана для последующей МЛЭ кремниевого покрывающего слоя.

Фазовый состав слоев Si после имплантации и ИИО изучался методом рентгеновской дифракции в скользящих лучах (РДСЛ), угол падения которых менялся в области  $\varphi = 1-70$ . Морфология поверхности имплантированного кремния до и после ИИО, а также после СВВ-очистки и МЛЭ исследовалась методом атомной силовой микроскопии (АСМ) с использованием многомодового сканирующего зондового микроскопа Solver P47. Оптические спектры пропускания и отражения выращенных кремниевых образцов исследовались на автоматическом спектрофотометре Hitachi U-3010 с интегрирующей сферой и автоматизированном монохроматоре MSDD-1000 при комнатной температуре. Спектры комбинационного рассеяния света (КРС) в микрорежиме (диаметр пучка  $\sim 1 \text{ мкм}$ ) регистрировались на сканирующем зондовом микроскопе NTEGRA SPECTRA при длине волны лазерного возбуждения  $488 \text{ нм}$ .

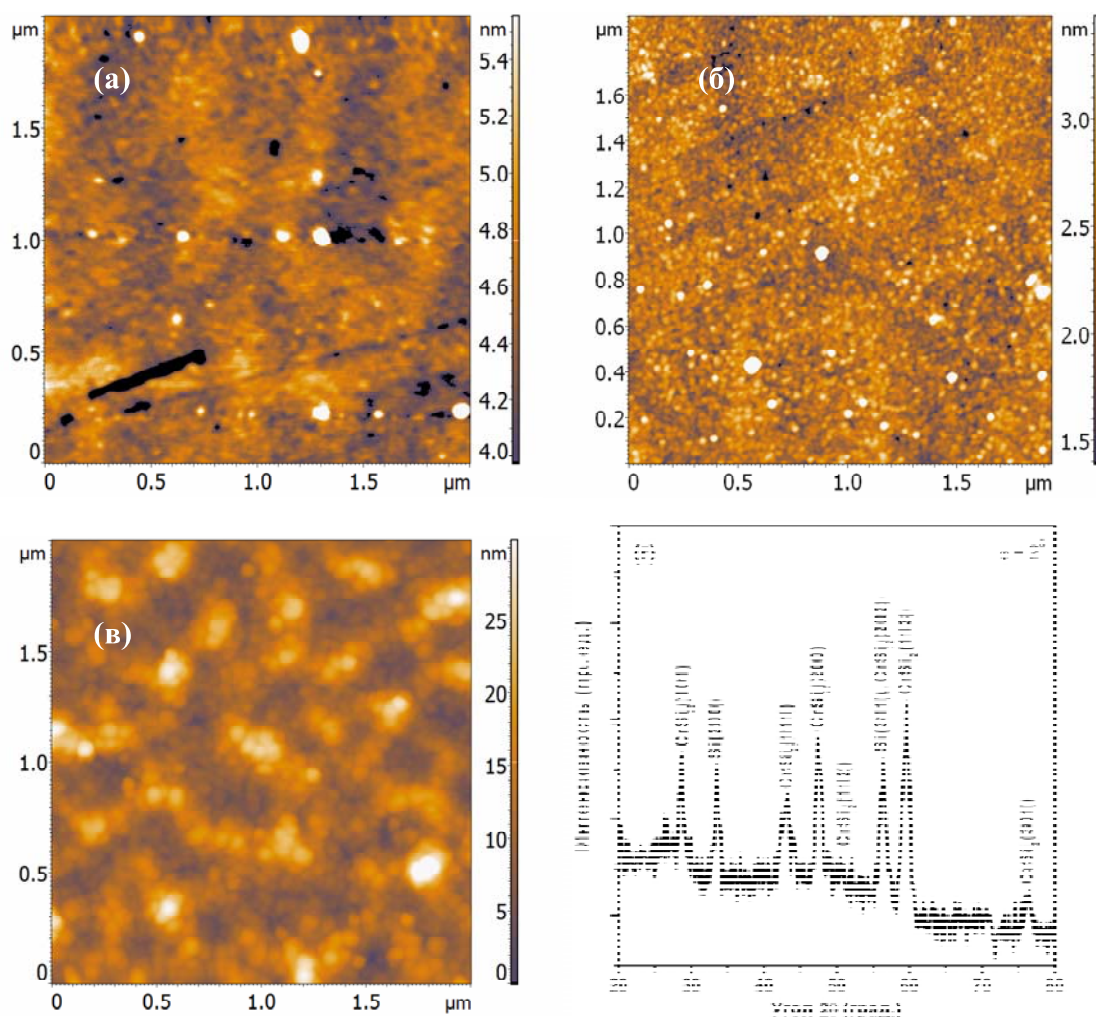
## 3. Результаты и обсуждения

### 3.1. Влияние ИИО на структуру и морфологию поверхности имплантированного кремния

Проанализируем изменения в кристаллическом состоянии, фазовом составе и морфологии поверхности образцов Si, имплантированных ионами  $\text{Cr}^+$ , под действием ИИО на основе данных методов РДСЛ, КРС и АСМ. Поверхность Si после имплантации любой из трех доз ионов хрома ( $6 \times 10^{15}$ ,  $1 \times 10^{16}$ ,  $6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) является по данным АСМ однородной, со слабо выраженным рельефом, что косвенно указывает на аморфную природу имплантированной поверхности. Рост среднеквадратичной шероховатости ( $\sigma_{\text{rms}}$ ) с  $0.18 \text{ нм}$  до  $0.9 \text{ нм}$  при увеличении дозы на порядок величины (Табл. 1) связано с эффектами набухания и распыления поверхности с ростом концентрации примеси в имплантированном слое с 2 до  $\sim 12 \text{ ат. \%}$ . В результате ИИО на поверхности Si имплантированного двумя дозами ( $6 \times 10^{15}$  и  $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) образуются

## Секция В

### Получение наноматериалов и их свойства



**Рис.1.** (а-в) АСМ изображения имплантированного Si после ИИО ( $W = 1.5$  Дж/см<sup>2</sup>). Доза имплантации  $Cr^+$ : (а)  $6 \times 10^{15}$  см<sup>-2</sup>; (б)  $10^{16}$  см<sup>-2</sup>, (в)  $6 \times 10^{16}$  см<sup>-2</sup>. (г) Спектр РДСЛ ( $\varphi = 20$ ) имплантированного Si(111) ( $\Phi = 1.2 \times 10^{17}$  см<sup>-2</sup>) после ИИО.

небольшие зерна с размерами 30-40 нм, плотность которых максимальна во втором случае (Рис.1(а,б)). Зернистая структура поверхности обуславливает рост шероховатости до 1.5-1.7 нм (Табл. 1). При максимальной дозе имплантации  $\Phi = 6 \times 10^{16}$  см<sup>-2</sup> поверхность образца после ИИО (Рис. 1(в)) отображает ячеистую структуру слоя, наблюдавшуюся нами ранее для атомов Fe в Si после ИИО [8]. Такая структура представляет собой ячейки (столбы) Si с поперечными размерами до 300 нм, между которыми в виде прослоек формируются зерна силицида хрома толщиной до 100 нм. Указанные структуры характерны для процессов быстрой жидкофазной кристаллизации из расплава, обогащенного малорастворимой примесью (хром). Зарождение вблизи поверхности Si преципитатов силицида хрома обуславливает рост шероховатости поверхности до 6-11 нм в зависимости от типа подложки (Табл. 1). Таким образом, ИИО сопровождается перераспределением внедренных атомов хрома в направлении поверхности (эффект сегрегации) и приводит к образованию ячеистых структур, состоящих из зерен силицида хрома. Формирование вторичной фазы  $CrSi_2$  с поликристаллической структурой подтверждается данными метода РДСЛ (Рис. 1(г)).

Дополнительная информация о кристаллической структуре имплантированного Si до и после ИИО была получена из спектров КРС и отражения. Были исследованы подложки Si с различным типом проводимости, однако существенной разницы между

## Секция В

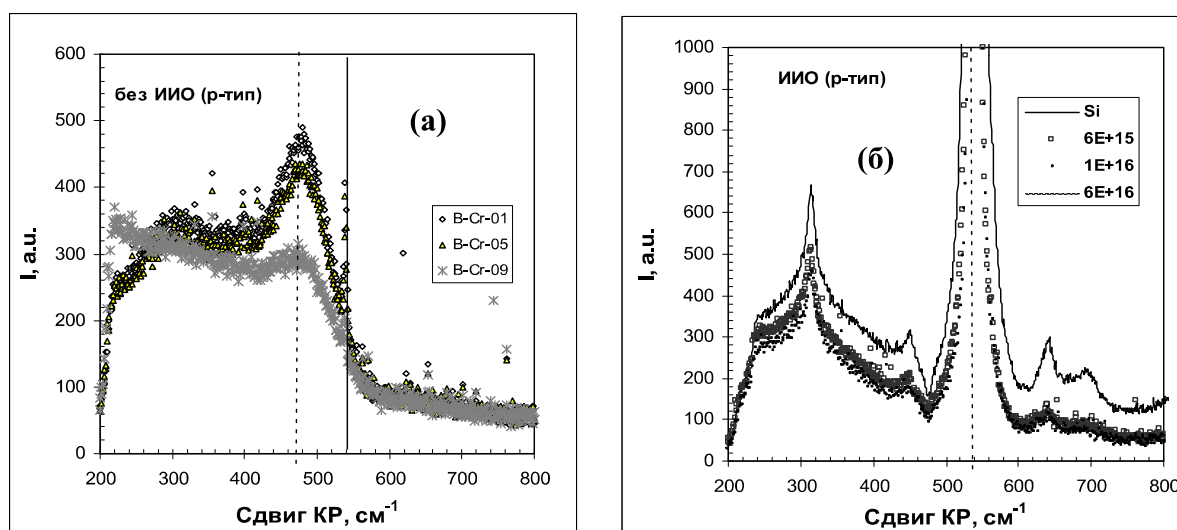
### Получение наноматериалов и их свойства

ними обнаружено не было. Поэтому рассмотрим подробнее спектры КРС, а также спектры отражения и пропускания для p-Si ( $\rho = 1 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ) с различной дозой имплантации.

**Таблица 1.** Параметры образцов кремния, имплантированных ионами хрома, после различных обработок и роста кремния

| Образец | Подложка | Тип проводимости | Тип иона | Доза имплантации, $\text{см}^{-2}$ | Тип отжига | $\sigma_{\text{rms}}$ , нМ |           | $\sigma_{\text{rms}}$ , нМ |                |
|---------|----------|------------------|----------|------------------------------------|------------|----------------------------|-----------|----------------------------|----------------|
|         |          |                  |          |                                    |            | До ИИО                     | После ИИО | После СВВ-очистки          | После роста Si |
| A       | Si(111)  | p                | Cr       | $6 \times 10^{15}$                 | -          | 0.30                       | -         | -                          | -              |
| B       | Si(111)  | p                | Cr       | $6 \times 10^{15}$                 | ИИО        | -                          | 1.07      | -                          | -              |
| C       | Si(111)  | n                | Cr       | $6 \times 10^{15}$                 | -          | 0.18                       | -         | -                          | -              |
| D       | Si(111)  | n                | Cr       | $6 \times 10^{15}$                 | ИИО        | -                          | 1.66      | 3.22                       | 14.23          |
| E       | Si(111)  | p                | Cr       | $1 \times 10^{16}$                 | -          | 0.27                       | -         | -                          | -              |
| F       | Si(111)  | p                | Cr       | $1 \times 10^{16}$                 | ИИО        | -                          | 1.58      | -                          | -              |
| G       | Si(111)  | n                | Cr       | $1 \times 10^{16}$                 | -          | 0.89                       | -         | -                          | -              |
| H       | Si(111)  | n                | Cr       | $1 \times 10^{16}$                 | ИИО        | -                          | 1.76      | 4.88                       | 16.08          |
| I       | Si(111)  | p                | Cr       | $6 \times 10^{16}$                 | -          | 0.47                       | -         | -                          | -              |
| J       | Si(111)  | p                | Cr       | $6 \times 10^{16}$                 | ИИО        | -                          | 6.17      | 5.32                       | 18.55          |
| K       | Si(111)  | n                | Cr       | $6 \times 10^{16}$                 | -          | 0.75                       | -         | -                          | -              |
| L       | Si(111)  | n                | Cr       | $6 \times 10^{16}$                 | ИИО        | -                          | 11.37     | 8.8 – 10.0                 | -              |

После имплантации ионов хрома в образцы p-Si(111) в спектрах КРС (Рис. 2(а)) наблюдаются пики с максимумами при  $460\text{--}470 \text{ см}^{-1}$  и при  $\sim 300 \text{ см}^{-1}$ . Отметим, что первый пик виден для всех трех доз имплантации, тогда как второй пик не виден для максимальной дозы. Положение первого пика характерно для аморфного Si, что указывает на сильное разупорядочение имплантированного слоя, степень которого растет с дозой. Интенсивность второго пика, обусловленного вторым порядком рассеяния от кремния (2TA(X)), также падает с ростом дозы, что связано с возрастанием толщины аморфного слоя. После ИИО (Рис. 2(б)) для всех доз имплантации наблюдается формирование пика кристаллического кремния ((LO+TA)(X)) с максимумом при  $520 \text{ см}^{-1}$ , что свидетельствует о кристаллизации аморфного имплантированного слоя в процессе ИИО. Пониженная интенсивность



**Рис.2.** Спектры КРС образцов p-Si(111) имплантированных ионами хрома с дозами  $6 \times 10^{15}$ ,  $1 \times 10^{16}$  и  $6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$  до (а) и после (б) ИИО.

данного пика, по сравнению с интенсивностью пика монокристаллического кремния, связана с уменьшением глубины проникновения света в образец с ростом дозы имплантации вследствие зарождения силицидов хрома, увеличивающих коэффициент поглощения света. Также после ИИО резко возрастает интенсивность пика (2ТА(X)) при  $305 \text{ см}^{-1}$ , что дополнительно характеризует высокую кристалличность образцов.

Согласно вышеприведенным данным РДСЛ в результате ИИО формируется дисилицид хрома  $\text{CrSi}_2$ . По данным работы [1] наиболее интенсивные пики КРС для данного материала наблюдаются в диапазоне волновых чисел  $295\text{-}305 \text{ см}^{-1}$ , что перекрывается с наблюдаемым пиком (2ТА(X)) кремния около  $305 \text{ см}^{-1}$ . По-видимому, перекрытие пиков кремния и  $\text{CrSi}_2$ , а также их малая интенсивность являются основными причинами их отсутствия в спектрах КРС после ИИО.

Для идентификации силицидного вклада рассмотрим спектры отражения и пропускания (Рис. 3) от данных образцов до и после ИИО. После ионной имплантации спектры отражения (Рис. 3(а)) образцов Si имплантированных малой и средней дозами ( $6 \times 10^{15}$  и  $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) практически идентичны, тогда как спектр высокодозного образца имеет пониженное отражение выше 2 эВ и повышенное - в низкоэнергетичной области (0.5-2 эВ). По-видимому, такое поведение отражения обусловлено сильной аморфизацией кремния и формированием в процессе имплантации металлических

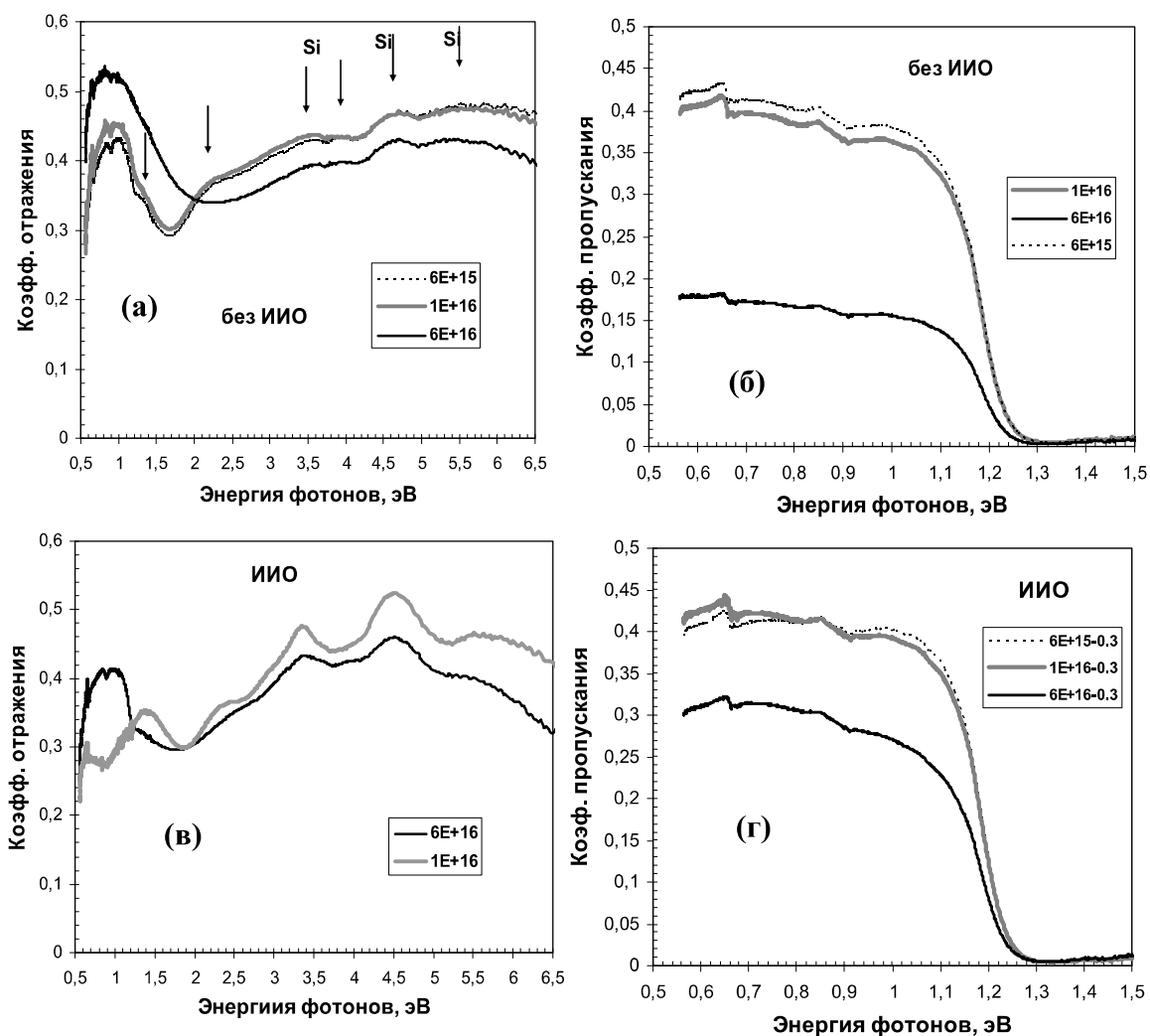


Рис.3. Спектры отражения (а, в) и спектры пропускания (б, г) для кремния с внедренными ионами хрома после (а, б) и без (в, г) ИИО.



кластеров хрома. В спектрах видно присутствие нескольких пиков, однако лишь часть из них относится к кремнию (их энергетические положения обозначены стрелками на Рис. 3 (а)). При этом амплитуда пиков кремния существенно меньше, чем для монокристалла кремния и для них наблюдаются энергетические сдвиги, обусловленные аморфным состоянием материала после имплантации. Наличие дополнительных пиков отражения (1.3, 2.1, 3.9 эВ), которые близки к пикам  $\text{CrSi}_2$  [9], свидетельствует о формировании под поверхностью кремния аморфных преципитатов хрома или дисилицида хрома. При максимальной дозе имплантации данные пики уменьшаются по амплитуде за счет частичного разупорядочения силицида, и наблюдается увеличение отражения в низкоэнергетической области спектра (0.5 – 2.2 эВ). Это свидетельствует о формировании на поверхности слоя аморфных преципитатов хрома или силицидов хрома с металлическим характером поглощения (проводимости). Спектры пропускания (Рис. 3(б)) имплантированных образцов также различаются в зависимости от дозы; для максимальной дозы имплантации резко падает пропускание образца в области 0.55-1.2 эВ, что также указывает на формирование металлических включений.

После ИИО в образцах с дозами имплантации  $6 \times 10^{15}$  и  $1 \times 10^{16}$   $\text{см}^{-2}$  спектры отражения (Рис 3(в)) практически совпадают (и показаны одной кривой). Уровень отражения этих образцов меньше, чем у монокристаллического кремния, но при этом отсутствуют энергетические сдвиги для кремниевых пиков. Это указывает на эффективную кристаллизацию кремния в результате ИИО. Интенсивность дополнительных пиков от синтезированных преципитатов  $\text{CrSi}_2$  также увеличилась, что соответствует их кристаллизации внутри кремниевой матрицы. При максимальной дозе имплантации в спектре отражения (Рис. 3(в)) наблюдается меньшая интенсивность кремниевых пиков и более слабая интенсивность пиков от дисилицида хрома с увеличенным вкладом отражения при энергиях 0.55 – 1.1 эВ. Спектры пропускания низкодозных образцов практически не изменились в результате ИИО, тогда как уровень пропускания высокодозного образца вырос с  $\sim 0.17$  до  $\sim 0.3$  к примеру для энергии 0.8 эВ. Это свидетельствует о малом влиянии низких доз имплантации на пропускание кремния и о росте этого влияния при возрастании дозы в несколько раз, связанном с формированием крупных преципитатов полупроводникового дисилицида хрома. Таким образом, приведенные спектры отражения и пропускания свидетельствуют о формировании в результате высокодозной имплантации и ИИО вторичной фазы  $\text{CrSi}_2$  с полупроводниковым характером поглощения.

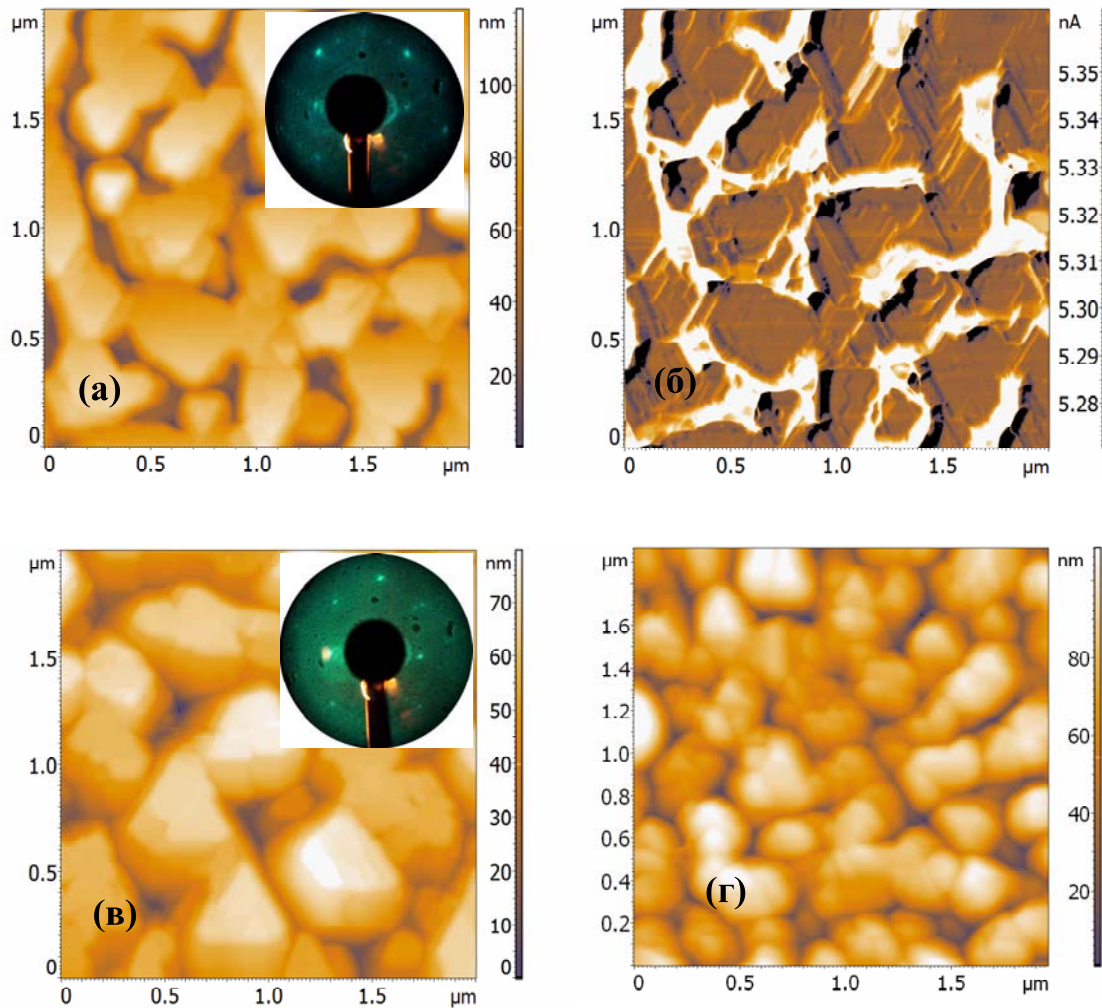
### **3.2. Рост и оптические свойства гетероструктур Si/CrSi<sub>2</sub>/Si(111)**

Рассмотрим подробнее особенности роста и оптические свойства тройных гетероструктур Si/CrSi<sub>2</sub>/Si(111), полученных путем эпитаксиального наращивания методом МЛЭ слоев кремния на имплантированной хромом поверхности. Эпитаксиальный рост исследовался для всех трех доз имплантации. Как известно, необходимым условием получения эпитаксиальных слоев является тщательная очистка поверхности. Ранее для создания гетероструктур Si/FeSi<sub>2</sub>/Si нами была разработана методика низкотемпературной ( $T = 850$  °С) очистки поверхности имплантированного кремния в сверхвысоком вакууме (СВВ) в результате которой были получены атомарно-чистые поверхности кремния, пригодные для эпитаксиального наращивания [8]. В данной работе аналогичная процедура применялась в отношении образцов кремния имплантированных хромом с дозами  $6 \times 10^{15}$  -  $6 \times 10^{16}$   $\text{см}^{-2}$  и подвергнутых ИИО.

Было установлено, что диоксид кремния удаляется с поверхности при температуре подложки  $T = 850$  °С и выдержке в атомарном потоке кремния в течение 20 минут, но упорядочение на поверхности подложки по данным ДМЭ-картин не

## Секция В

### Получение наноматериалов и их свойства

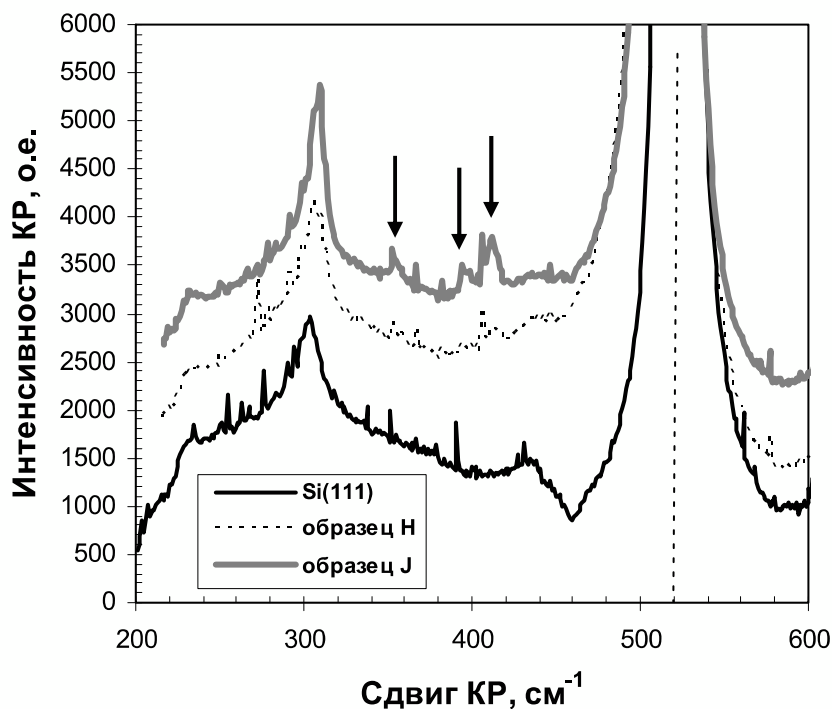


**Рис.4.** АСМ изображения пленок Si ( $d = 100$  нм), выращенных методом МЛЭ на поверхности Si, имплантированного ионами хрома с различными дозами и подвергнутого ИИО и СВВ-очистке. Доза имплантации: (а)  $6 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ; (б)  $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , (г)  $6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ . (б) изображение поверхности образца (а) в фазовом контрасте. На вставках показаны картины ДМЭ для образцов (а) и (б).

наблюдается, как на образцах р-типа проводимости (КДБ-1), так и n-типа проводимости (КЭФ-0.3). Это означает, что поверхность после отжига полностью не восстанавливается. Исследования морфологии поверхности образцов после СВВ-очистки показали увеличение шероховатости до 4.9 нм для дозы  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ . При увеличении дозы до  $6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$  поверхность после очистки становится еще более шероховатой (8.8 – 10.0 нм, см. Табл.1), что связано с усилением процессов преципитации и ростом размеров силицидных зерен.

Осаждение кремния толщиной 100 нм методом МЛЭ на подготовленные поверхности при  $T = 700$  °С привело к формированию несплошных пленок кремния (Рис. 4(а-г)). Осаждение кремния велось на атомарно-чистую поверхность кремния для образца с минимальной дозой имплантации (Рис. 4(а)) и на предварительно сформированный слой островков дисилицида хрома, выращенных осаждением 0.3 нм хрома на подложку при температуре 550 °С (Рис 4(в,г)). При этом для пленок кремния, выращенных на образцах с дозами имплантации  $6 \times 10^{15}$  и  $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , наблюдались картины ДМЭ с рефлексами  $(1 \times 1)$  и слабыми суперрефлексами  $(7 \times 7)$  (Рис. 4(а,в), вставки). Изображение выращенной пленки в фазовом контрасте (Рис. 4(б)) показало, что она состоит из зерен с характерной для поверхности  $(111)$  огранкой, от которой и

видны соответствующие рефлексы ДМЭ. Для второй пленки было получено аналогичное изображение в фазовом контрасте, несмотря на предварительное формирование островков дисилицида хрома непосредственно на поверхности образца. То есть данные пленки являются эпитаксиальными, но структурно несплошными за счет трехмерного зародышеобразования, разрастания трехмерных островков кремния и их срастания при больших толщинах осажденного кремния. Аналогичный механизм роста наблюдался и в мультислойных гетероструктурах Si(111)/CrSi<sub>2</sub>/Si со встроенными нанокристаллами CrSi<sub>2</sub> [10]. Пленка Si, выращенная на подложке с



**Рис.5.** Спектры КРС от выращенных тройных гетероструктур Si/CrSi<sub>2</sub>/Si(111), полученных при различных дозах имплантации ионами хрома ( $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$  (образец Н) и  $6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$  (образец Ж)). Спектр КРС монокристаллического кремния приведен для сравнения.

максимальной дозой имплантации и предварительно сформированными островками CrSi<sub>2</sub> (как для образца с дозой  $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ), при срастании зерен не образует характерной огранки и поэтому рост не является для нее эпитаксиальным, как показывают данные ДМЭ. Получение сплошных эпитаксиальных пленок кремния можно ожидать для малых доз имплантации хрома (до  $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) при толщине кремния 150-200 нм, что обеспечит формирование тройных монокристаллических гетероструктур Si/CrSi<sub>2</sub>/Si(111) со встроенными преципитатами дисилицида хрома в кремнии.

На выращенных гетероструктурах и монокристаллическом кремнии были зарегистрированы спектры КРС (Рис. 5). Положение наиболее интенсивного (LO+TA) (X) пика кремния ( $520 \text{ см}^{-1}$ ) не изменялось для выращенных гетероструктур, но его интенсивность увеличивалась в 1.5 и 2.0 раза для доз имплантации хрома  $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$  (образец Н) и  $6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$  (образец Ж), соответственно. Это характеризует высокое кристаллическое совершенство выращенных кремниевых пленок. Однако для 2TA(X) пика кремния ( $305 \text{ см}^{-1}$ ) наблюдается некоторое смещение пиков в силицидных образцах в сторону больших волновых чисел, а также увеличение интенсивности данного пика для образца с максимальной дозой. Кроме того, при данной дозе

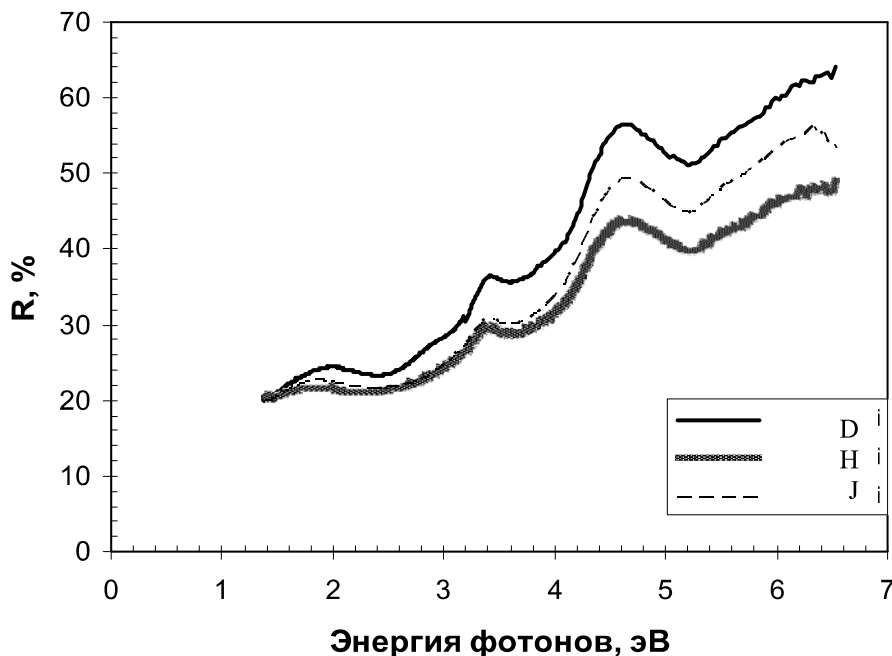


## Секция В

### Получение наноматериалов и их свойства

обнаружены слабые пики около  $352\text{ см}^{-1}$ ,  $398\text{ см}^{-1}$  и  $412\text{ см}^{-1}$ . Некоторые особенности при этих же энергиях замечены и при меньшей дозе имплантации. В соответствии со структурой КР-активных переходов в дисилициде хрома [1] эти пики подтверждают формирование фазы  $\text{CrSi}_2$  вблизи поверхности.

Данные спектров отражения (Рис. 6) от выращенных гетероструктур показывают возникновение максимума в отражении в области 1.8-2.0 эВ. Этот максимум наблюдается в спектрах отражения эпитаксиальной пленки дисилицида хрома [9], поэтому в наблюдаемой системе он возникает за счет вклада от преципитатов  $\text{CrSi}_2$  в приповерхностной области и на поверхности, что согласуется с данными РДСЛ и КРС. Снижение коэффициента отражения в области основных межзонных переходов в кремнии при 3.35 эВ и 4.5 эВ по сравнению с монокристаллическим кремнием связано с образованием вторичной фазы и ростом несплошных пленок кремния. Максимальное отражение наблюдается для образца D, у которого лучшее качество структуры пленки кремния по ДМЭ. Промежуточное значение наблюдается для образца с максимальной дозой имплантации (образец J), что связано с большей сплошностью поликристаллической пленки кремния на данном образце (Рис. 4(г)), а не с ее



**Рис.6.** Спектры отражения выращенных тройных гетероструктур  $\text{Si}/\text{CrSi}_2/\text{Si}(111)$ , полученных при различных дозах имплантации ионами хрома:  $\Phi = 6 \times 10^{15}\text{ см}^{-2}$  (образец D),  $\Phi = 1 \times 10^{16}\text{ см}^{-2}$  (образец H) и  $\Phi = 6 \times 10^{16}\text{ см}^{-2}$  (образец J).

структурой. Максимальная интенсивность пика 1.8–2.0 эВ наблюдается для образца D, что связано с лучшим кристаллическим качеством преципитатов дисилицида хрома в кремнии. Поскольку интенсивности отражения при 1.5-2.4 эВ в пиках для образцов H и J сравнимы (Рис. 6), то основной вклад возникает за счет распределенных по толщине пленки кремния преципитатов дисилицида хрома. С учетом существования пустот и межзеренных границ в пленках кремния следует предположить механизм диффузионного движения нанокристаллов дисилицида хрома по межзеренным границам в пленке кремния с учетом прошедшего силицидообразования после температурных обработок кремния.

#### **4. Выводы**

В данной работе впервые изучены особенности формирования преципитатов дисилицида хрома в матрице кремния в результате низкоэнергетичной ионной имплантации различными дозами ионов хрома и последующей импульсной ионной обработки. Показано, что импульсная наносекундная обработка аморфизованных имплантацией слоев кремния привела к рекристаллизации кремния с формированием ячеистой структуры и к синтезу поликристаллических слоев дисилицида хрома вблизи поверхности. Последующая СВВ-очистка поверхности имплантированного кремния позволила получить атомарно-чистую поверхность кремния и приступить к созданию эпитаксиальных гетероструктур с покрывающим слоем кремния методом МЛЭ. Было установлено, что характер роста кремния существенно зависит от дозы внедренных ионов хрома. Эпитаксиальный рост кремния толщиной более 100 нм возможен для доз  $6 \times 10^{15}$  и  $1 \times 10^{16}$   $\text{см}^{-2}$  по механизму трехмерного зарождения и латерального разрастания. При максимальной дозе имплантации ( $6 \times 10^{16}$   $\text{см}^{-2}$ ) в образце срывается эпитаксиальный рост кремния поверх слоя наноразмерных островков  $\text{CrSi}_2$ , что связано с высокой плотностью преципитатов (нанокристаллов) дисилицида хрома в приповерхностной области кремния и ухудшением условий кристаллизации кремниевых островков от такой поверхности. Установлено, что срастание трехмерных островков кремния на поздних стадиях роста приводит к развитию рельефа поверхности и частичному диффузионному переносу сформированных преципитатов (нанокристаллов) дисилицида хрома к поверхности независимо от дозы имплантации.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №08-02-01280.*

#### **Литература**

- [1] V.Borisenko, (Ed.), *Semiconducting Silicides* (Springer-Verlag, Berlin, 2000), p. 346.
- [2] Н.Г. Галкин, Т.В. Турчин, Д.Л. Горошко, и Е.Д. Плехов. *ЖТФ*, 77, 120 (2007).
- [3] N.G. Galkin, L. Dozsa, T.V. Turchin, D.L. Goroshko, B.Pecz, L. Toth, L. Dobos, N.Q. Khanh, and A.I. Cherednichenko. *J. Phys.C: Condensed Matter*, 19, 506204 (2007).
- [4] Н.Г. Галкин, Т.В. Турчин, Д.Л. Горошко. *ФТТ*, 50, 345 (2008).
- [5] A.E. White, K.T. Short, D.J. Eaglesham. *Appl. Phys. Lett.* 56, 1260 (1990).
- [6] H.N. Zhu, K.Y. Gao, B.X. Liu. *J.Phys. D: Appl. Phys.* 33, L49 (2000).
- [7] S. Wang, H. Liang, P. Zhu. *Appl. Surf. Sci.* 153, 108 (2000).
- [8] Н.Г. Галкин, Д.Л. Горошко, Е.А. Чусовитин, В.О. Полярный, Р.М. Баязитов, Р.И. Баталов. *ЖТФ*, 78, 84 (2008).
- [9] N.G. Galkin, A.M. Maslov and A.V. Konchenko, *Thin Solid Films*, 311, 230 (1997).
- [10] N.G. Galkin. *Thin Solid Films*, 515, 8179 (2007).