

**50-я Международная Тулиновская
конференция по Физике Взаимодействия
Заряженных Частиц с Кристаллами**

Москва, МГУ им М.В. Ломоносова, 25-27 мая 2021

**ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА ПЛЕНОК
ДИСИЛИЦИДА БАРИЯ**

А.С. Рисбаев и др.

Ташкентский государственный технический университет им. И.А. Каримова,
Ташкент, Узбекистан

E-mail: rysbaev@mail.ru

Актуальность

В последние годы для модификации свойств поверхности и синтеза новых материалов, обладающих в ряде случаев уникальными свойствами, используется высокодозная ионная имплантация. Вместе с тем, проведением высокодозной имплантации ионов с низкой энергией ($E_0 \leq 5$ кэВ) в Si и последующим кратковременным отжигом возможно получение сплошных плёнок силицидов. Значительный интерес к исследованию силицидов (особенно наноразмерных плёнок силицидов) обусловлен большой потенциальной возможностью их применения в качестве материала для низкоомных контактов, *p-n*-переходов, элементов кремниевых интегральных схем, что подтверждается интенсивным ростом публикаций по этой тематике. Технология получения, структура и свойства силицидов металлов достаточно хорошо изучены. В настоящее время бурно развивается направление по созданию тонкопленочных структур на поверхности кремния. При этом преимущество отдается системам “пленка–подложка”, имеющим близкие значения параметров кристаллической решетки и температурного коэффициента расширения.

Цель

Целью данной работы является исследование изменения электронной структуры поверхности кремния в процессе имплантации ионов Ва и последующем термическом отжиге. Поверхностные электронные свойства полупроводников, в частности Si, находятся в центре внимания многих исследователей. Следует отметить, что собственные поверхностные состояния присущи свободной поверхности кристалла, в отличие от несобственных поверхностных состояний, обусловленных присутствием на поверхности посторонних атомов или краевых поверхностных состояний, вызванных наличием дефектной структуры в приповерхностной области кристалла. Дефекты имеют место в ионно-имплантированных слоях кремния при малых дозах ионной имплантации. При этом следует ожидать появления донорных или акцепторных примесных уровней в запрещенной зоне кремния. Ионная имплантация приводит к нарушению кристаллической структуры исходного кремния вплоть до аморфизации. Из всего многообразия процессов, происходящих при имплантации ионов в кремний, основное наше внимание было обращено на исследование влияния имплантации ионов больших доз на электронно-зонную структуру кремния.

Объекты и Методы исследований

В качестве подложки выбраны монокристаллы кремния Si(111) и Si(100), *p*-типа с удельным сопротивлением $\rho=3000$ Ом·см. Очистка исходного кристалла проводилась термическим прогревом в сверхвысоком вакууме $p=10^{-7}$ Па в два этапа: длительно (в течение 60-120 мин) при температуре $T=1000$ К и кратковременно (в течение 30-60 секунд) при $T=1550$ К.

Дифракция медленных электронов (ДМЭ), электронная оже-спектрометрия (ЭОС), спектроскопия характеристических потерь энергии электронов (СХПЭЭ), фотоэлектронная спектроскопия (ФЭС), растровая электронная микроскопия высокого разрешения (РЭМ), рентгеновская энергодисперсионная спектроскопия.

Спектры ЭОС Si(111), снятые до и после очистки

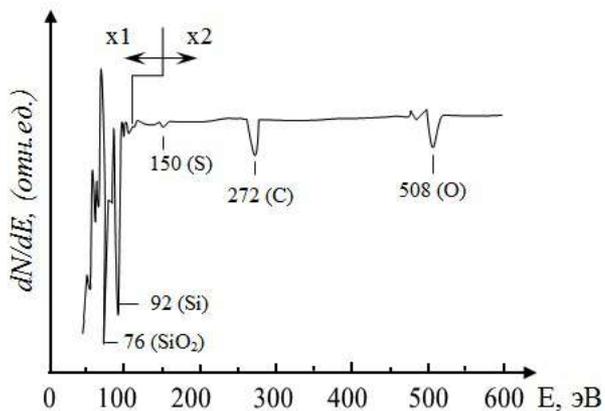


Рис. 1

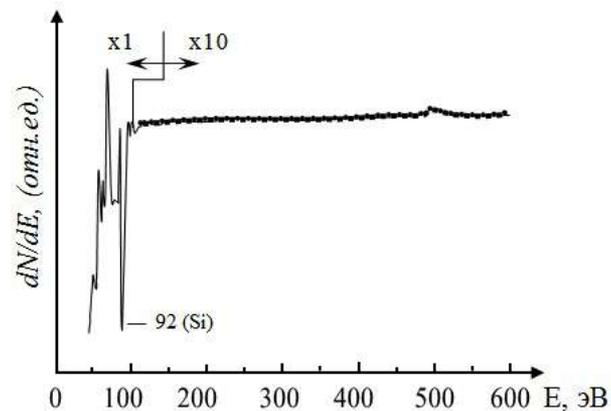


Рис. 3

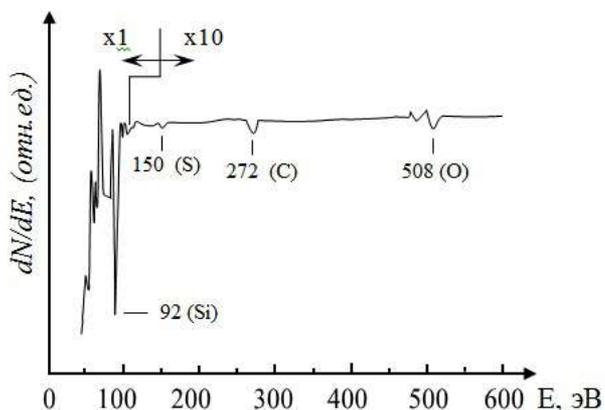


Рис. 2

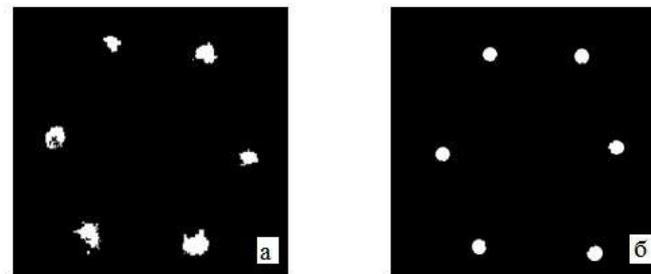
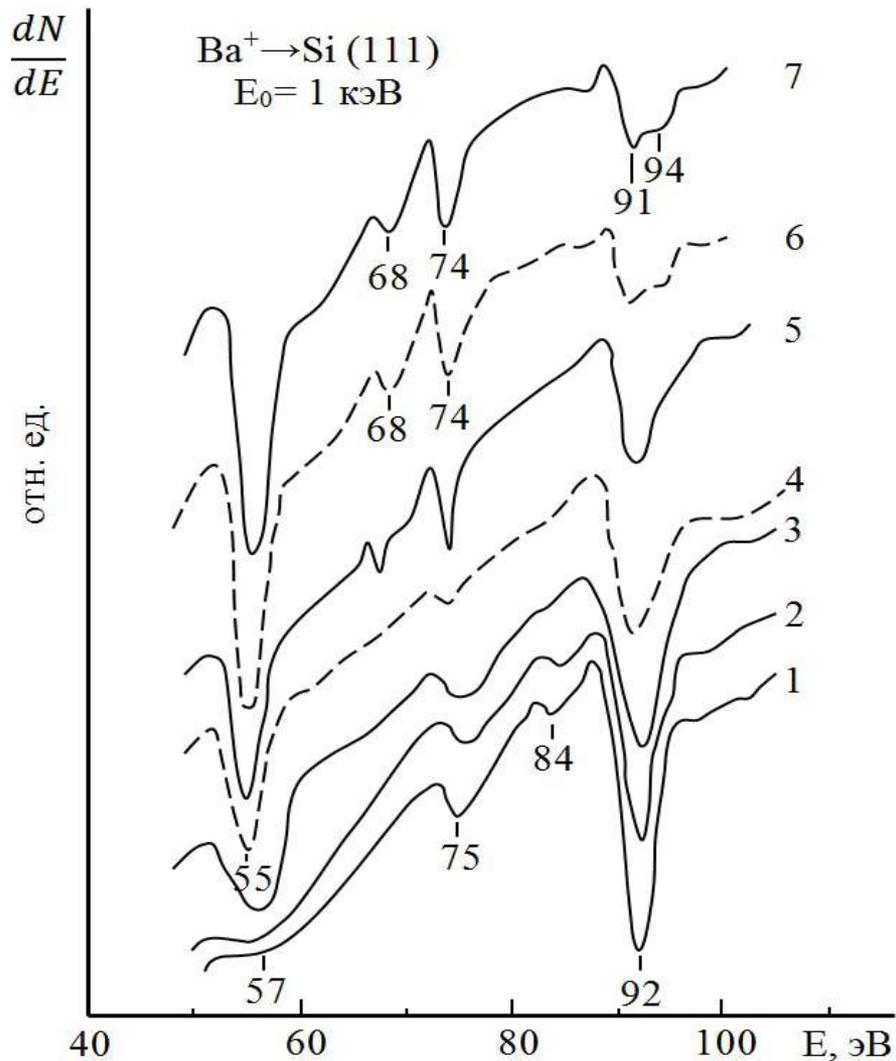


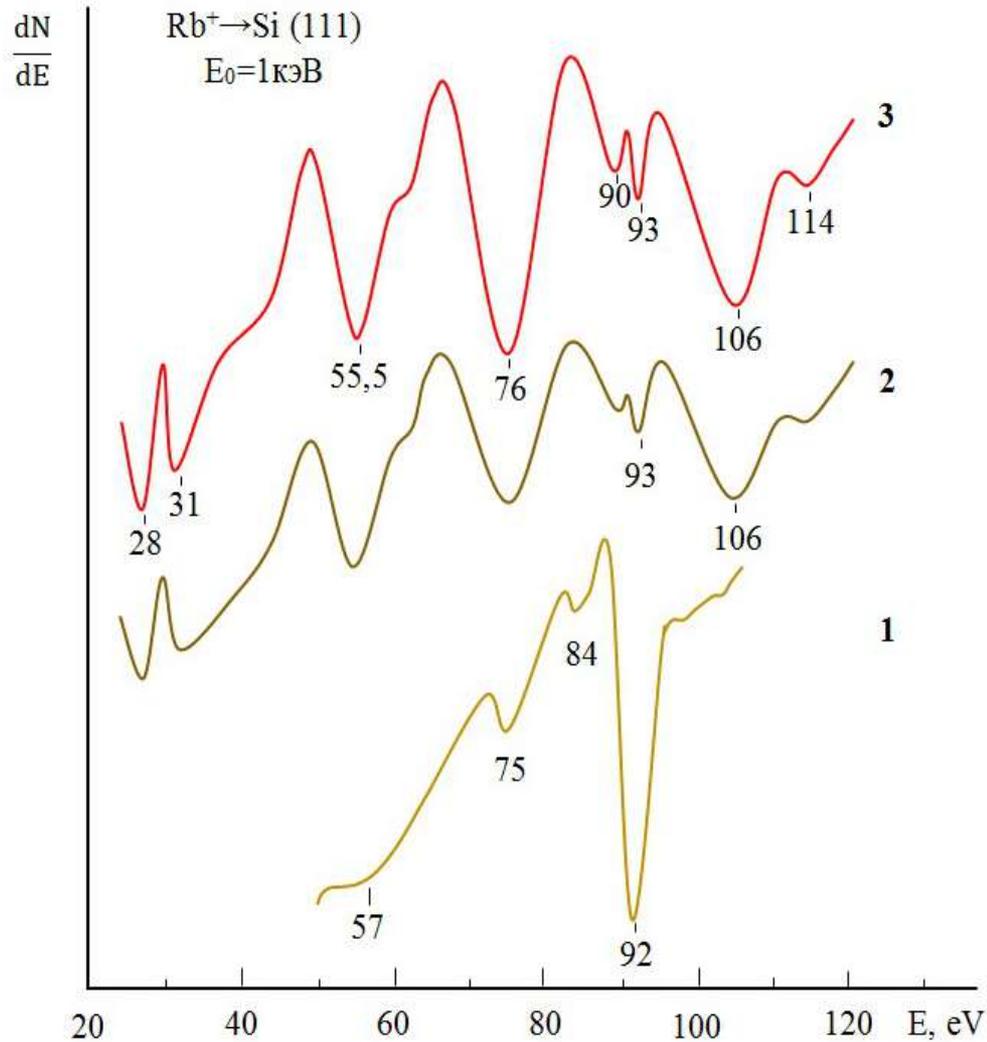
Рис. 4

1. А.С.Рысбаев, Ж.Б.Хужаниязов, А.М.Рахимов, И.Р.Бекпулатов. Способ очистки поверхности монокристаллов кремния. Патент № IAP 05720, 30.11.2018 г.
2. A.S.Risbaev, J.B.Khujaniyazov, I.R.Bekpulatov, A.M.Rakhimov. Method for Additional Purification of the Surface of Si(111) Single Crystal.// Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques, 2017, Vol. 11, No. 5, pp. 994–999. DOI: 10.1134/S1027451017050135

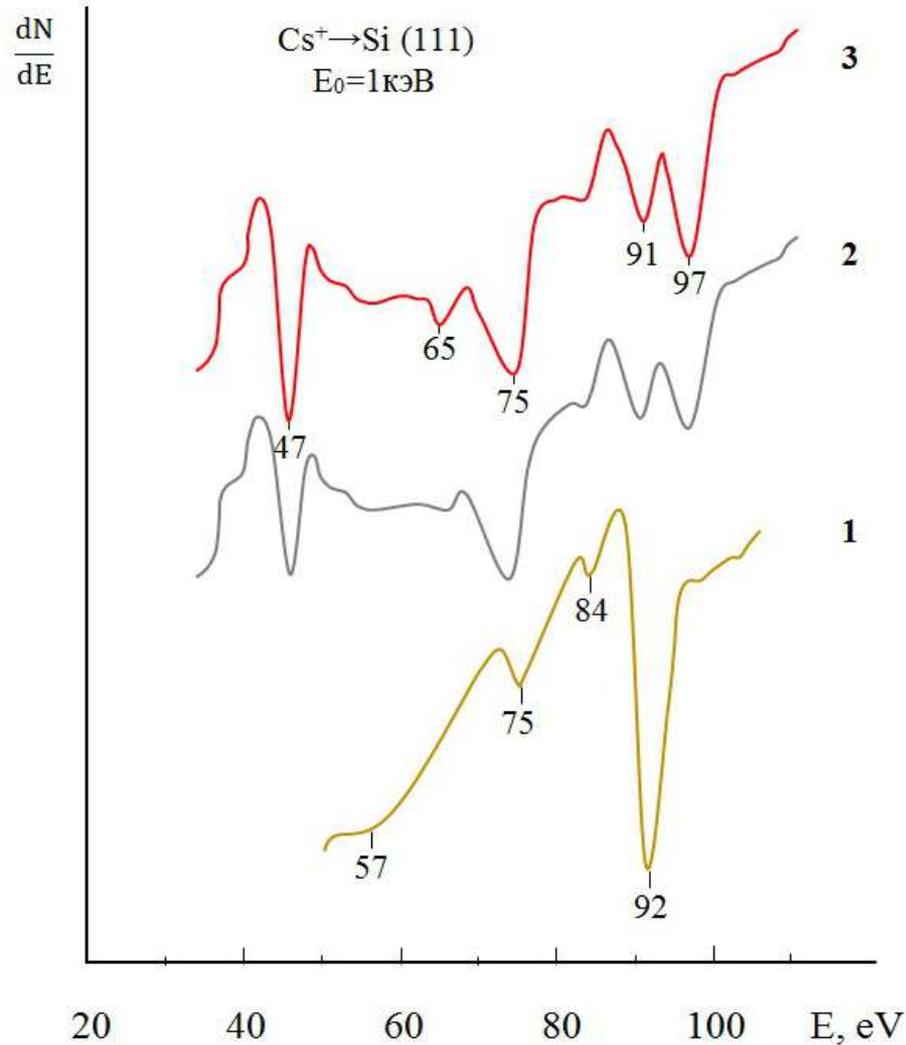
Изменение оже-спектра кремния при имплантации ионов Ba^+ с $E_0=1$ кэВ с различной дозой облучения D , $см^{-2}$: 0-кривая 1; $5 \cdot 10^{13}$ - 2; $5 \cdot 10^{14}$ - 3; $5 \cdot 10^{15}$ - 4; 10^{16} - 5; $8 \cdot 10^{16}$ - 6; $2 \cdot 10^{17}$ -7.



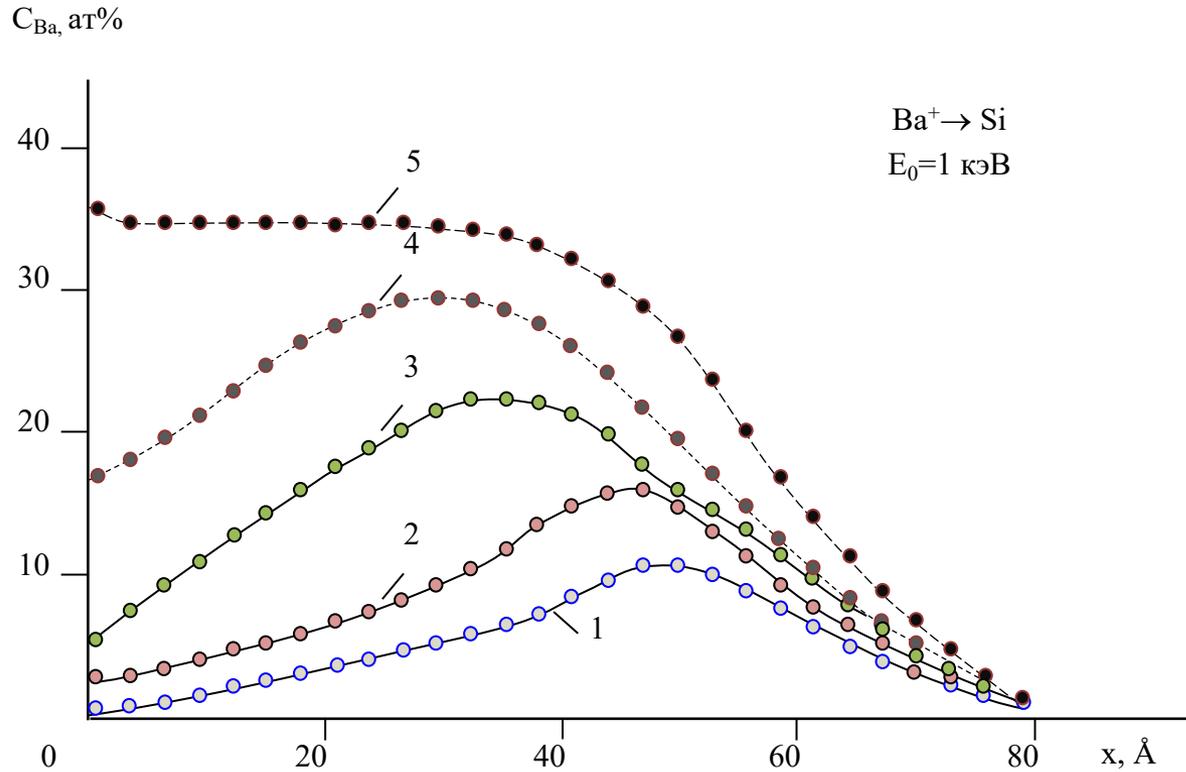
Изменение оже-спектра кремния при имплантации ионов Rb⁺ с энергией E₀=1кэВ с различной дозой облучения D, см⁻²: 0-кривая -1; 8·10¹⁶ -2; 2·10¹⁷ -3.



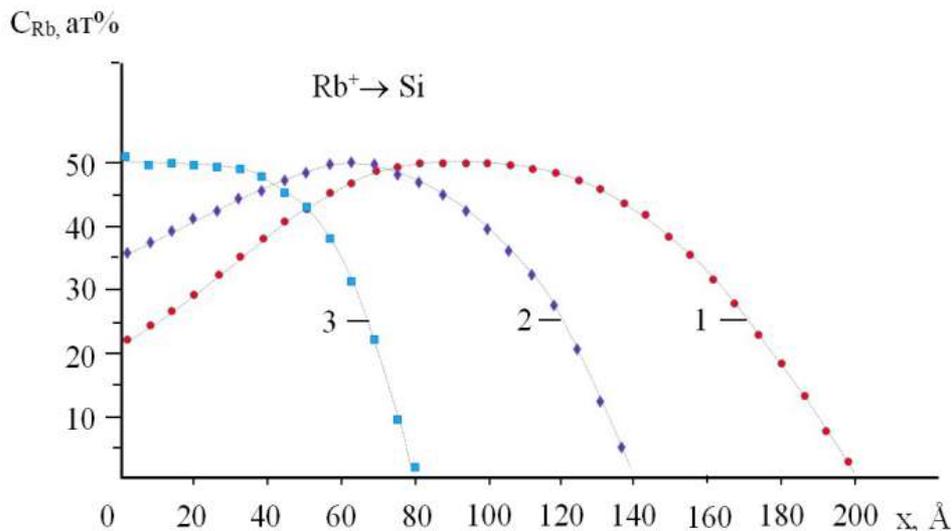
Изменение оже-спектра кремния при имплантации ионов Cs⁺ с энергией E₀=1кэВ с различной дозой облучения D, см⁻²: 0-кривая 1; 8·10¹⁶ -2; 2·10¹⁷ -3.



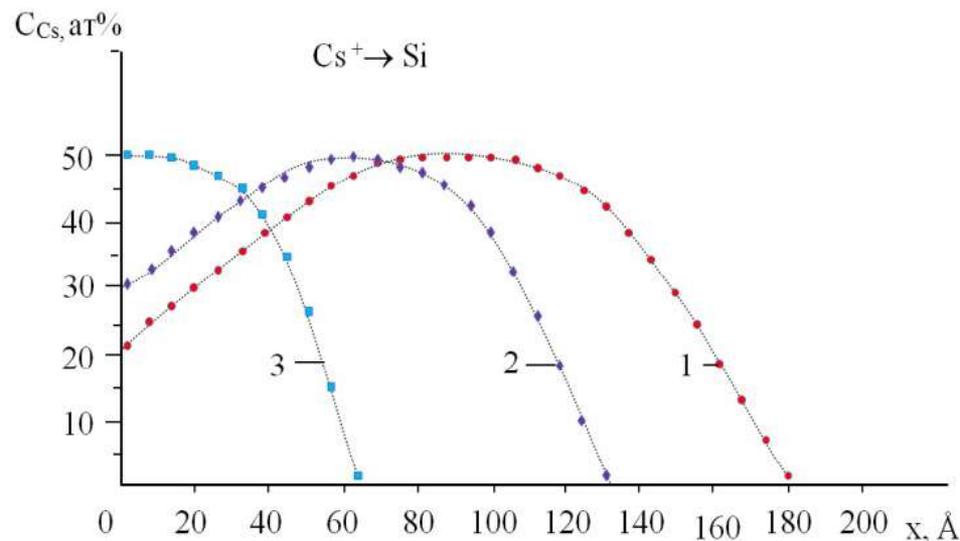
Концентрационные профили распределения атомов Ва, имплантированных в Si (111) с энергией $E_0=1$ кэВ с различной дозой D , см^{-2} : $5 \cdot 10^{13}$ (кривая 1); $5 \cdot 10^{14}$ (2); $5 \cdot 10^{15}$ (3); $1 \cdot 10^{16}$ (4), $8 \cdot 10^{16}$ (5) и $2 \cdot 10^{17}$ (6).



Концентрационные профили распределения атомов Rb и Cs



Концентрационные профили распределения атомов Rb, имплантированных в Si(111) с энергией 5 кэВ и дозой $D=2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (кривая 1); с $E_0=3$ кэВ и $D=10^{16} \text{ см}^{-2}$ (2); с $E_0=1$ кэВ и $D=2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (3).

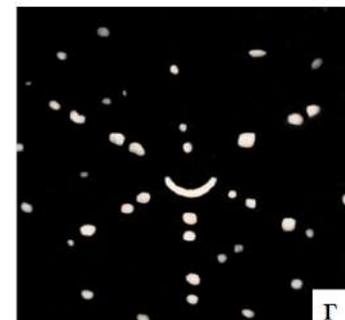
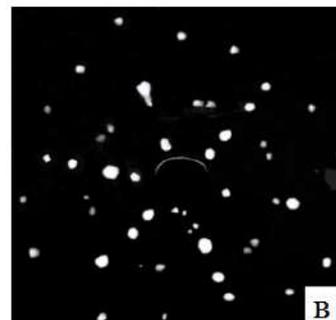
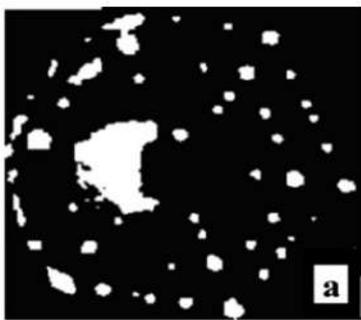


Концентрационные профили распределения атомов Cs, имплантированных в Si(111) с энергией 5 кэВ и дозой $D=0,9 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (кривая 1); с $E_0=3$ кэВ и $D=0,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (2); с $E_0=1$ кэВ и $D=1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (3).

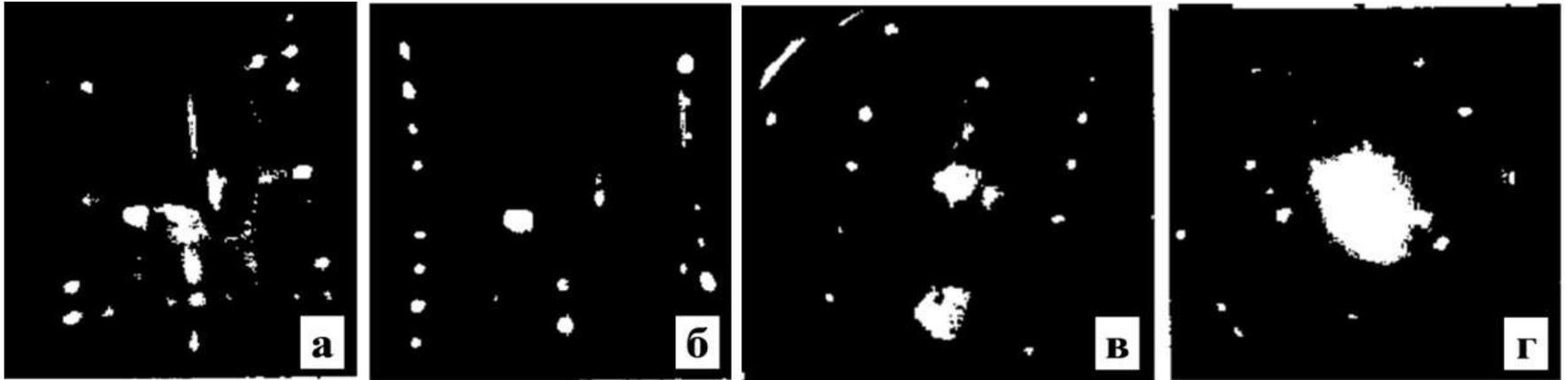
Минимальные значения дозы аморфизации поверхности Si (111)

Энергия ионов E_0 , эВ	Значения дозы аморфизации поверхности Si (111) D , $\times 10^{15}$ см $^{-2}$					
	Li $^+$	Na $^+$	K $^+$	Rb $^+$	Cs $^+$	Ba $^+$
500	9/11	7/9	6/8	6/8	4/6	4/5
1000	7/8	5/7	5/7	5/7	2/4	1/3
2000	5/7	3/5	3/4	4/3	1/2	0.7/1
3000	3/5	1/3	0.8/2	0.7/1	0.6/1	0.6/0.9
4000	1/1.5	0.8/1.2	0.9/1.2	0.5/0.8	0.4/0.5	0.3/0.6
5000	0.5/1	0.3/0.6	0.2/0.4	0.1/0.2	0.09/0.1	0.08/0.1

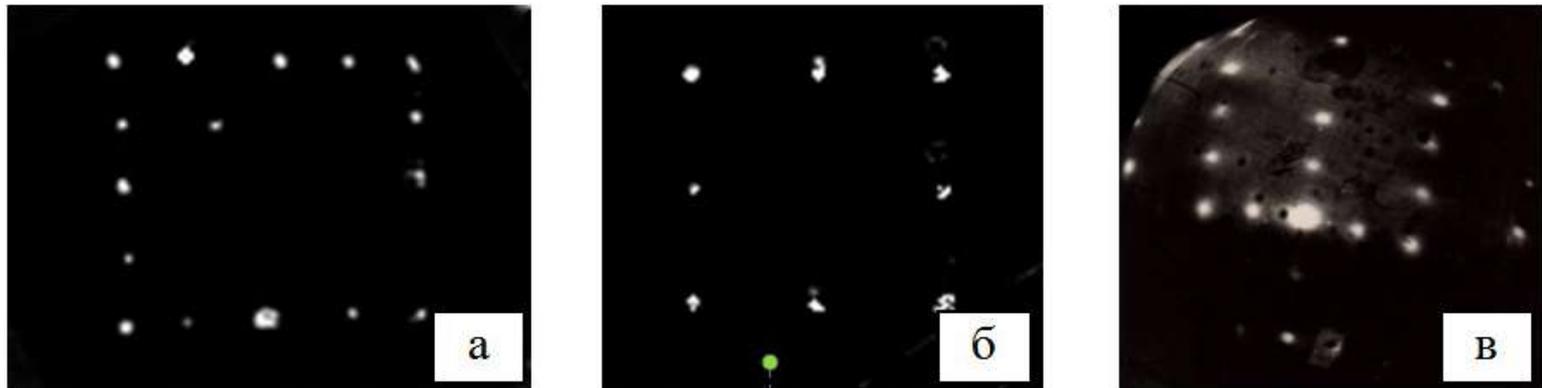
Картины ДМЭ от поверхности Si(111), имплантированного ионами Si(111)-4x4Li (а); Si(111)-2x2 Rb (б); Si(111)-4x4Cs (в), Si(111)-4x4 Na (г).



Картины ДМЭ от поверхности Si(100), имплантированного ионами Si(100)-4x4Na (а); Si(100)-2x4Rb (б); Si(100)-2x1K (в); Si(100)-2x8Cs (г).

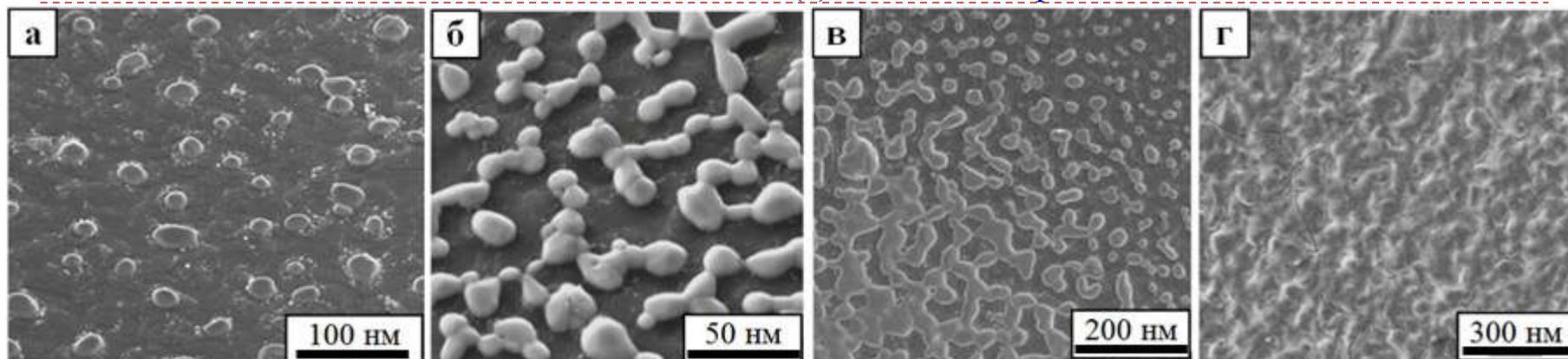


Картины ДМЭ от поверхности Si(100), имплантированного ионами Ba⁺ с энергией E₀=1 кэВ и дозой D=2·10¹⁷ см⁻², снятые после последующего термического отжига при 900 К: Si(100)-2x2 Ba (а); Si(100)-1x1 (б); Si(100)-2x2 Li (в).



Электронно-микроскопические изображения поверхности на разных стадиях формирования пленки силицида бария

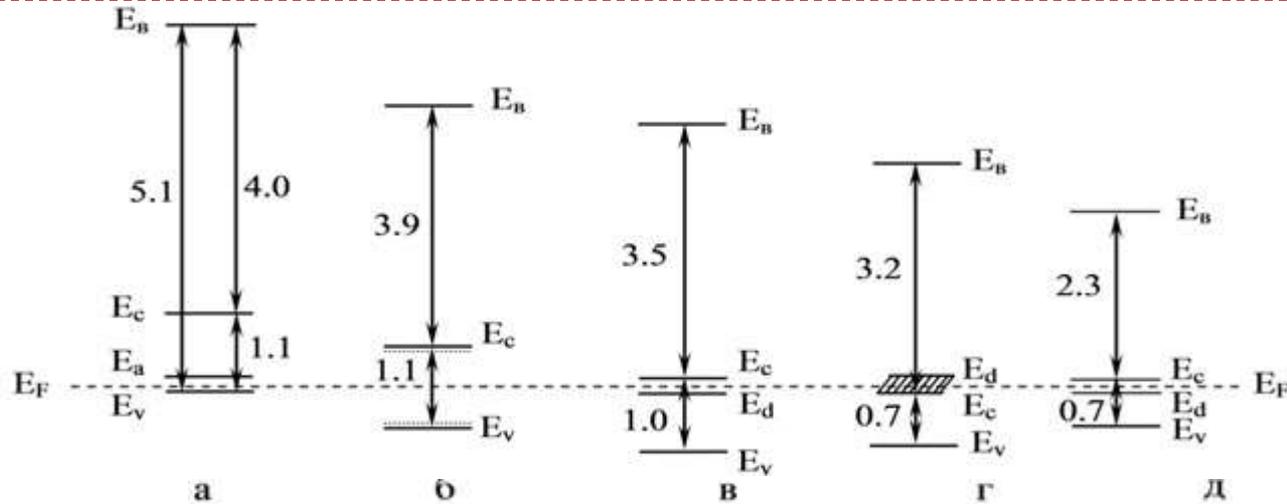
формирование зародышей силицида бария (а-б), их слияние в островки (в) и формирование сплошной пленки (г) силицида бария



Режимы образования и типы поверхностных сверхструктур силицидов бария и щелочных элементов

Параметры	Тип иона					
	Li ⁺	K ⁺	Na ⁺	Rb ⁺	Cs ⁺	Ba ⁺
Структура исходного Si	111	100	100 111	100 111	100 111	100 111
T отжига, К	900-1000	800-850	600-700	800-850	500-600	800-900
Тип сверхструктуры	4x4	2x1	4x4 1x1	2x4 2x2	2x8 2x2	2x2 1x1
Энергия электронов E _p , eV	42	49	35 43	35 42	39 30	38 43
T восстановления исходной структуры, К	1400	1200	1100	1200	1000	1300

Модели зонной диаграммы Si(111), *p*-типа, имплантированного ионами Ba⁺ с $E_0 = 1$ кэВ с разными дозами D , см⁻²: 0 – а; $5 \cdot 10^{14}$ – б; $5 \cdot 10^{15}$ – в; $6 \cdot 10^{16}$ – г; и после термического отжига при $T=1000$ К – д.



Значения параметров электронной и кристаллической структуры силицидов

Тип силицидов	Термоэлектронная работа выхода ϕ , эВ	Фотоэлектронная работа выхода Φ , эВ	Сродство к электрону χ , эВ	Ширина запрещенной зоны E_g , эВ	Тип поверхностной структуры	$T_{отж}$ К
BaSi	2,75	3,1	2,4	0,7	Si(100)-2X2Ba	700
BaSi ₂	2,75	3,0	2,5	0,5	Si(111)-1X1Ba	750
NaSi	2,8	3,2	2,5	0,65	Si(100)-2X4Na	650
NaSi ₂	2,8	3,1	2,5	0,6	Si(111)-2X1Na	700
LiSi	2,0	3,2	2,4	0,8	Si(111)-4X4Li	750
RbSi	2,65	3,0	2,3	0,7	Si(111)-2X2Rb	600
CsSi	2,6	3,0	2,2	0,85	Si(111)-4X4Cs	600

Оптимальные режимы формирования тонких наноразмерных пленок силицидов бария и щелочных элементов

Тип силицида	LiSi	NaSi	KSi	RbSi	CsSi	BaSi
Параметры						
Структура исходного Si	111	100		100	100	100
		111	100	111	111	111
Энергия ионов, кэВ	0,5-5	0,5-5	0,5-5	0,5-5	0,5-5	0,5-5
Т отжига, К	900-1000	600-700	800-850	800-850	500-600	800-900
Толщина силицида, Е	50-110	45-100	35-95	30-90	40-90	35-85
Тип сверхструктуры	4x4	4x4		2x4	2x8	2x2
		1x1	2x1	2x2	2x2	1x1
Энергия электронов E_p , эВ	42	35		35	39	38
		43	49	42	30	43
Т восстановления исходной структуры, К	1400	1100	1200	1200	1000	1300



ВЫВОДЫ

- Разработан новый способ очистки поверхности полупроводниковых кристаллов (в частности, кремния) путем создания в приповерхностной области кремния геттерирующего слоя имплантацией ионов Ba^+ и щелочных элементов с низкой энергией и большой дозой в предварительно очищенную традиционным термическим прогревом, в котором атомы бария и щелочных элементов образуют химические соединения с кремнием и примесными атомами O, C, S. И в результате термического прогрева при $T=1550$ К в течение 1 - 2 минут геттерирующий слой полностью удаляется, оголяя чистую поверхность кремния;
- Установлено, что поверхность чистого Si(111) имеет гладкий микрорельеф. Образование дефектов при имплантации ионов сопровождается изменением рельефа поверхности: при малых дозах $D \leq 5 \cdot 10^{14}$ см⁻² наблюдаются отдельные молекулярные комплексы-кластеры с увеличением дозы имплантированных ионов растет число кластеров, которые при дозах $D \geq 5 \cdot 10^{15}$ см⁻² объединяются и поверхность Si(111) становится полностью аморфной. Определены значения критических доз аморфизации поверхности Si(111) и Si(100) при имплантации ионов Li^+ , Na^+ , K^+ , Rb^+ , Cs^+ и Ba^+ с разной энергией;
- Показано, что имплантация ионов Na^+ , Rb^+ , Cs^+ , Li^+ с $E_0=1$ кэВ, большой дозой в Si(111) и проведение последующего кратковременного прогрева при 600, 800, 500, 900 К, соответственно приводит к формированию в приповерхностном слое пленок силицидов со следующими структурами: Si(111)-4x4Na, Si(111)-2x2Rb, Si(111)-4x4Cs, Si(111)-4x4Li, а прогрев образцов Si(100), имплантированных ионами Na^+ , Rb^+ , K^+ и Cs^+ с $E_0=1$ кэВ приводит к образованию силицидов с поверхностными сверхструктурами: Si(100)-4x4Na, Si(100)-2x4Rb, Si(100)-2x1K, Si(100)-2x8Cs;

- Впервые исследованиями методом РЭМ высокого разрешения установлено, что при имплантации ионов Rb^+ с дозой 10^{15} см^{-2} наблюдается формирование отдельных мелких островков силицида рубидия с размерами 10-30 нм. С увеличением дозы имплантации они сливаются в более крупные (размером 30-100 нм) островки, округлой формы с монокристаллической структурой. При этом между крупными островками наблюдаются неограниченные мелкие островки с аморфной структурой. При дозе $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ и прогреве при $T=900 \text{ К}$ происходит полное слияние островков и формирование сплошной пленки силицида рубидия;
- Исследовано изменение элементного, химического состава, морфологии и кристаллической структуры поверхности $Si(111)$ в процессе имплантации ионов Ba^+ и щелочных элементов и последующего термического отжига;
- Установлено, что имплантация ионов Ba и щелочных элементов с большой дозой приводит к частичному образованию химического соединения между атомами Si и атомами легирующей примеси;
- Впервые определены оптимальные режимы ионной имплантации и последующего отжига для формирования эпитаксиальных пленок силицидов, с поверхностной структурой: $Si(111)-4 \times 4Li$, $Si(111)-1 \times 1Na$, $Si(111)-2 \times 2Rb$, $Si(111)-4 \times 4Cs$, $Si(111)-1 \times 1Ba$, $Si(100)-2 \times 2Ba$, $Si(100)-4 \times 4Na$, $Si(100)-2 \times 1K$, $Si(100)-2 \times 4Rb$, $Si(100)-2 \times 8Cs$. Проведена оценка толщины формирующихся наноразмерных пленок методом ЭОС в сочетании с послойным травлением.





**50-я Международная Тулиновская
конференция по Физике Взаимодействия
Заряженных Частиц с Кристаллами**

Москва, МГУ им М.В. Ломоносова, 25-27 мая 2021

**ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК НА КРЕМНИИ
МЕТОДОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО И ИОННО-ЛУЧЕВОГО НАНЕСЕНИЯ**

М.Т. Нормурадов, А.С. Рисбаев и др.

Каршинский государственный университет, Карши, Узбекистан

**Ташкентский государственный технический университет им. И.А. Каримова,
Ташкент, Узбекистан**

E-mail: rysbaev@mail.ru

Актуальность

В настоящее время большое внимание уделяется проблеме сбережения энергоресурсов, поэтому возрастает интерес к материалам (силициды металлов, высший силицид марганца (ВСМ)), обладающим хорошими термоэлектрическими свойствами. Пленки и кристаллы ВСМ важны для практических приложений в микро- и нанoeлектронике, оптоэлектронике, а также для создания термогенераторов, термобатарей и др. Создание новых приборов на основе пленок ВСМ с заданными свойствами требует детального изучения их микро- и наноструктуры, фазового и химического состава, а также твердофазных реакций, протекающих в системе Mn–Si при повышенных температурах.

На данный момент, по мнению ведущих ученых мира, одним из наиболее перспективных путей повышения эффективности термоэлектрических преобразователей считается создание наноструктурированных материалов. Наноструктурирование открывает новые возможности для модификации транспортных свойств материалов за счет управляемого изменения их структуры.



Цель

Сравнительный анализ микроструктуры пленок ВСМ, сформированных при магнетронном распылении мишеней, полученных двумя способами: методом реактивной диффузии марганца из парогазовой фазы в монокристалл кремния в реакторе при непрерывной откачке и методом магнетронного распыления монокристалла ВСМ, выращенного методом Бриджмена;

Разработка технологии получения пленок ВСМ, на различных подложках: кремнии, слюде и ситалле. Определить оптимальные режимы распыления магнетронных мишеней и осаждения пленок ВСМ с нанокристаллитами, обладающих высокой термоэлектрической эффективностью;

Определение химического, фазового состава и кристаллической структуры нанокластерных включений в пленках ВСМ, полученных из разных магнетронных мишеней методами высокоразрешающей электронной микроскопии и дифракции отраженных электронов;

Исследование термоэлектрических свойств (температурные зависимости удельного сопротивления и коэффициента термоэдс) пленок ВСМ,, полученных различными способами;

Разработать технологию формирования тонких пленок (покрытий) ВСМ на слюде методом импульсного лазерного осаждения с контролем толщины растущей пленки.



Объектами исследования

Были тонкие пленки ВСМ, полученные магнетронным распылением на кремнии и диэлектрических подложках.

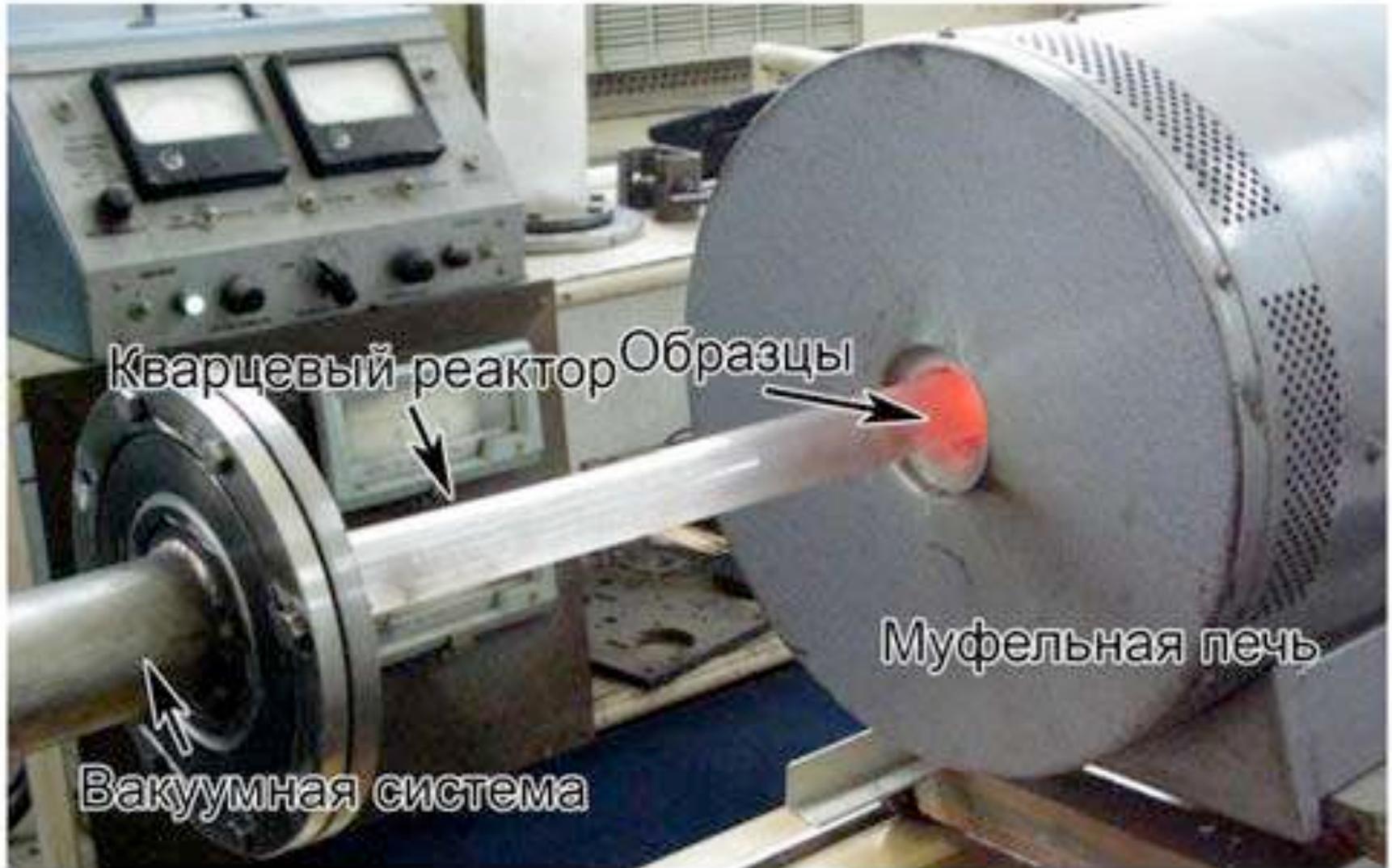
Предметом исследования

Являются процессы формирования тонких пленок ВСМ, морфология, структура и свойства пленок.

Методы исследований

В работе использовались следующие методы: электронографический анализ, растровая электронная микроскопия, рентгеновская энергодисперсионная спектроскопия, метод дифракции обратно рассеянных электронов, просвечивающая электронная микроскопия, измерение удельного сопротивления и термоэдс.

Установка реактора для диффузионного легирования Si



Общий вид экспериментальной установки УВН-75Р1 для
получения пленок магнетронным распылением.

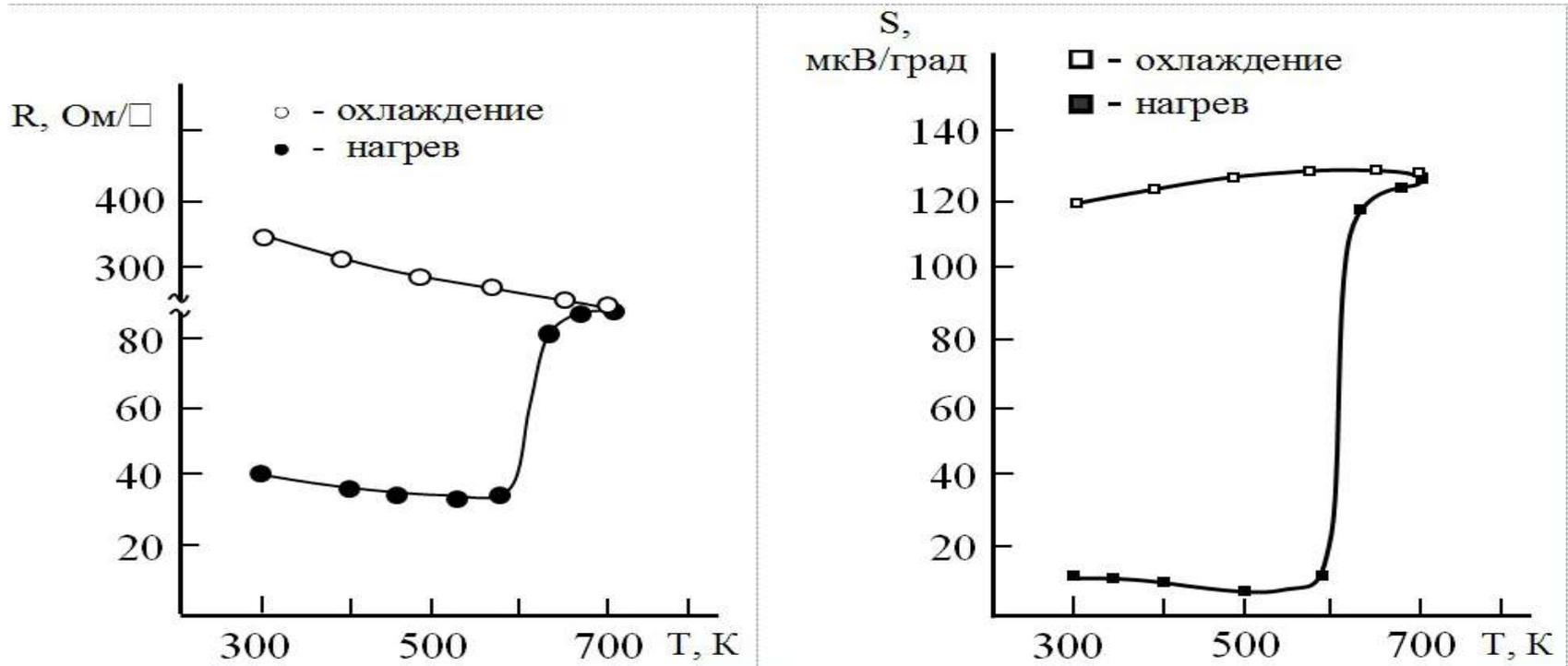


Установка магнетронного распыления EPOS-PVD-DESK-PRO



REDMNOTE 8

Температурные зависимости сопротивления (R) и термо ЭДС (S) пленки ВСМ.



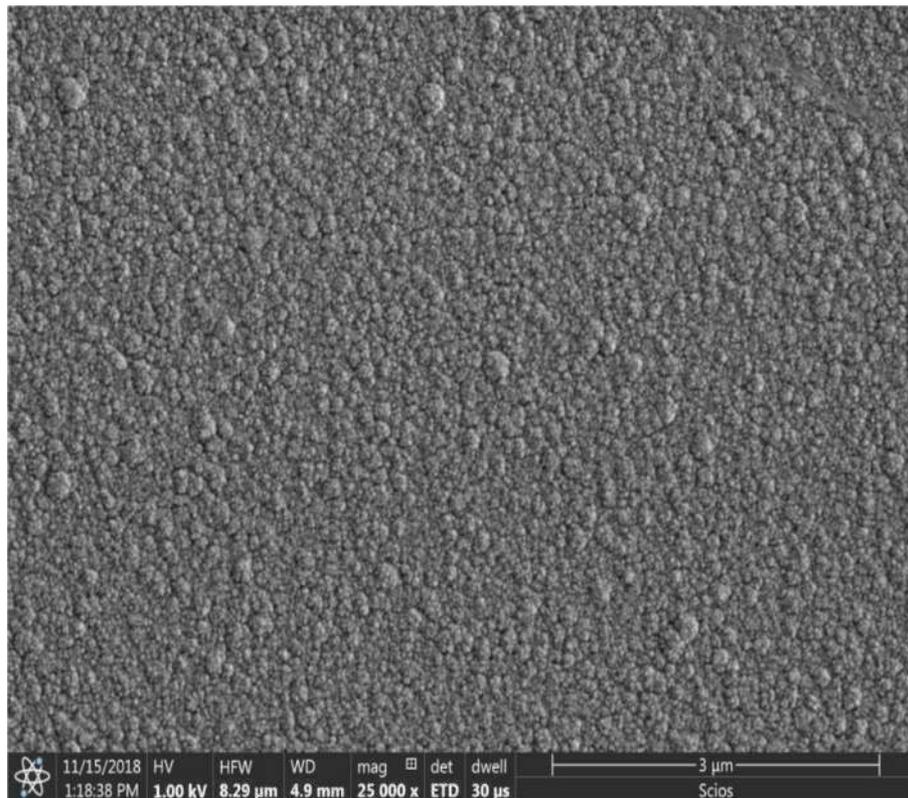
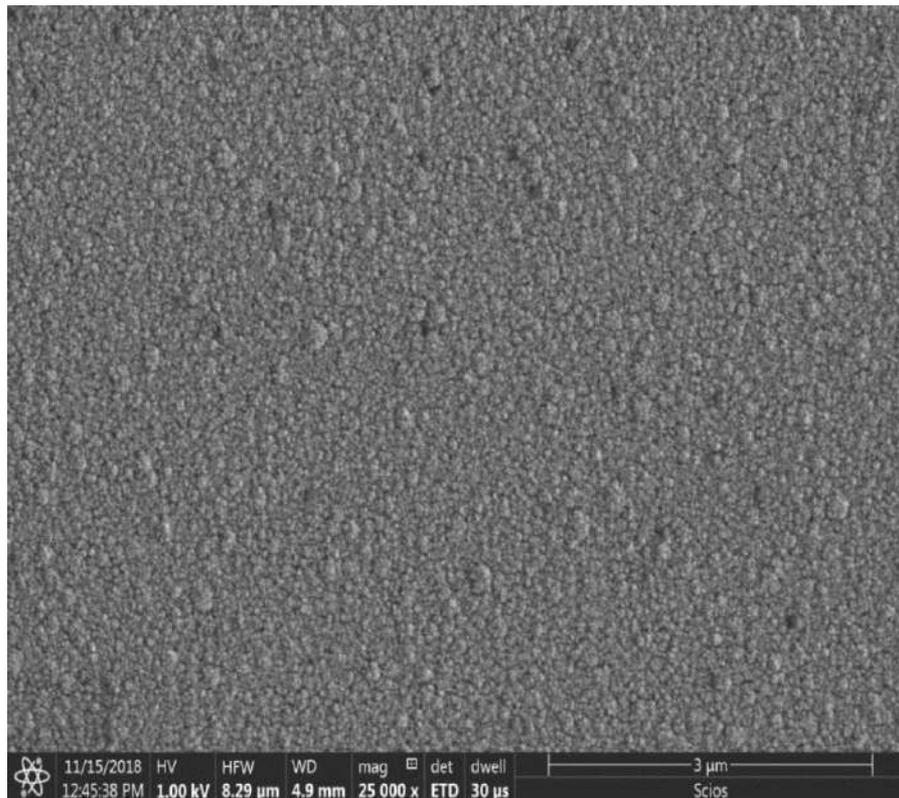
Резкий рост термоэдс и сопротивления пленки начиная с $T=600\text{K}$ мы полагаем связанным с началом формирования электрически изолированных кластеров в аморфной матрице. Так как нанокластеры (НК) являются полупроводниковым соединением Mn_4Si_7 , можно предположить, что на границе НК-аморфная фаза существуют энергетические барьеры для носителей заряда, которые изолируют эту фазу внутри аморфной матрицы, поэтому происходит увеличение сопротивления пленки. А рост S связан с селективным рассеянием носителей заряда на границах нанокластеров



Топография поверхности с увеличением 50 000 – 60 000 раз.

РЭМ-изображение образца А.

РЭМ-изображение образца А1.

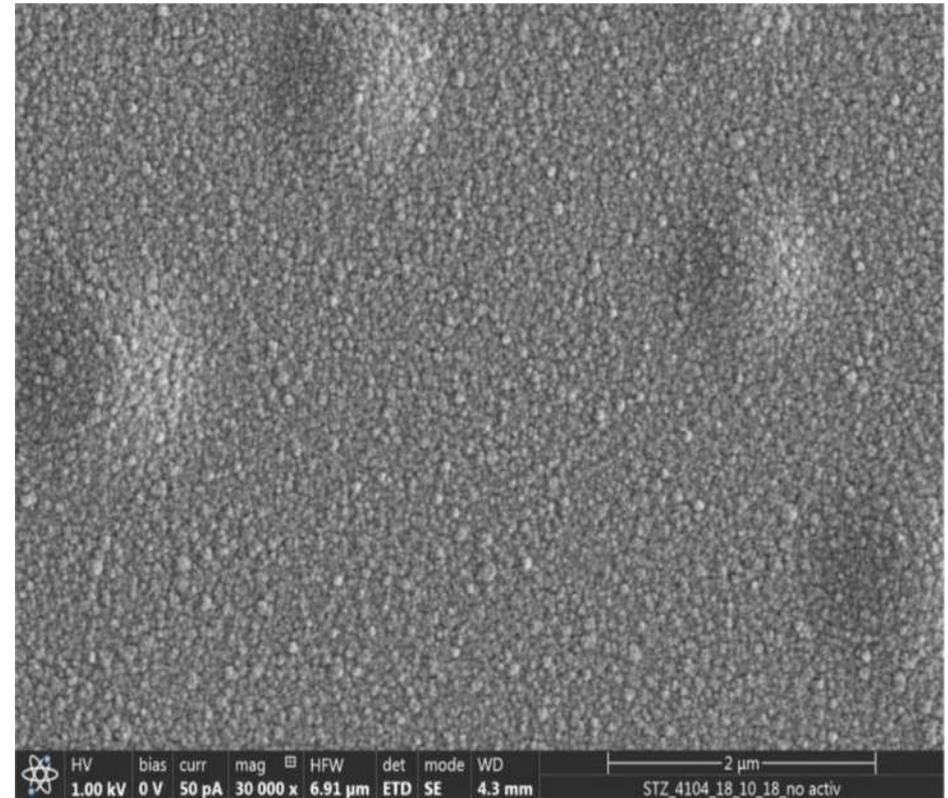
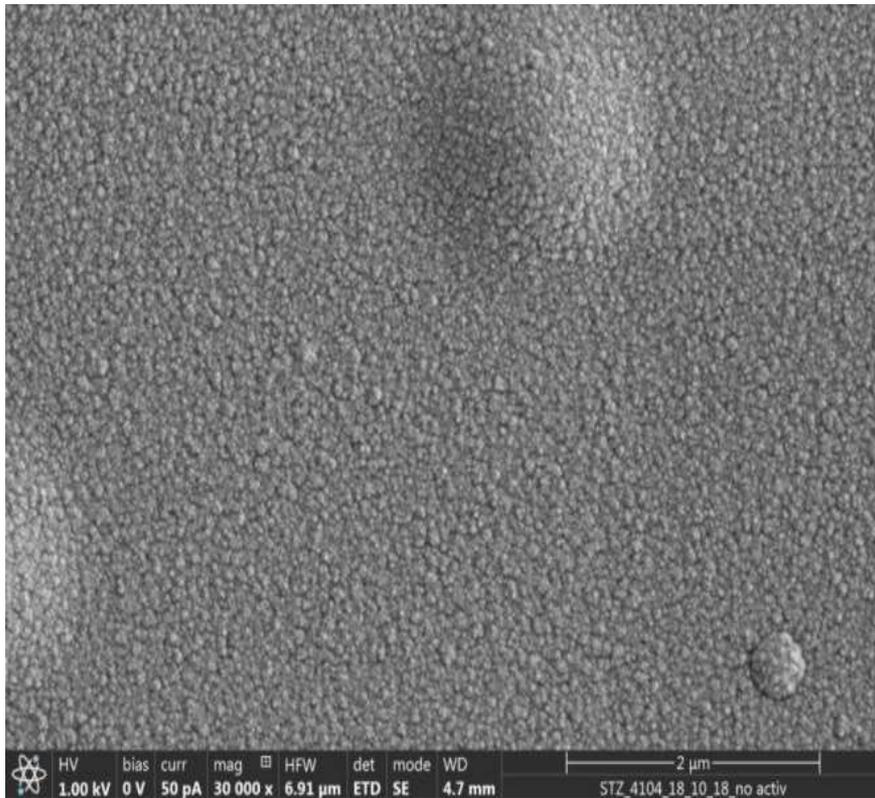


Сравнение морфологий поверхности подтверждает вывод из слайда 14, что поверхность ВСМ пленки до отжига - А более гладкая чем поверхность после отжига при 400°С в течении 20 мин. – А1.

Топография поверхности с увеличением 50 000 – 60 000 раз.

РЭМ-изображение образца В.

РЭМ-изображение образца В1.



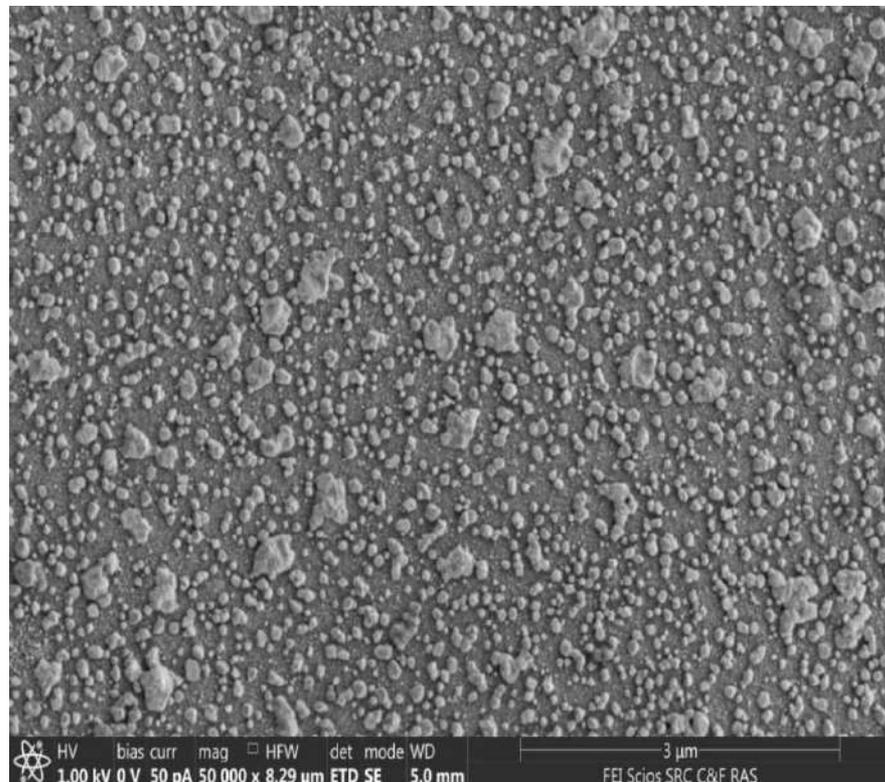
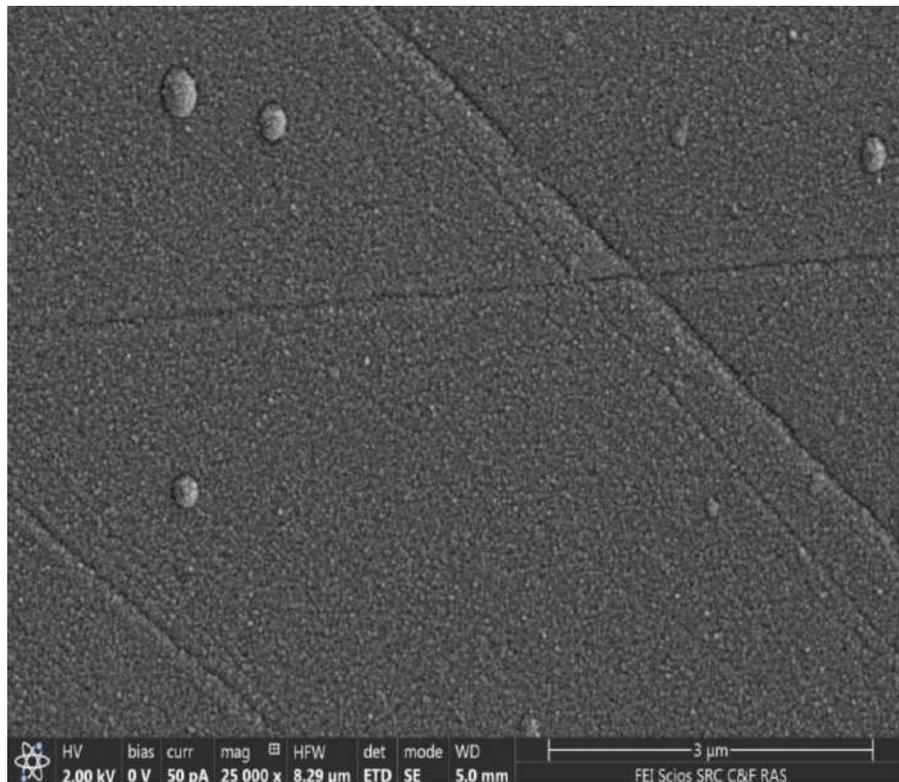
Видно, что после термического отжига при 400°C пузыри на поверхности ВСМ – В сужаются и уменьшаются – В1.

Топография поверхности с увеличением 50 000 – 60 000 раз.

РЭМ-изображение образца С.

РЭМ-изображение образца С1.

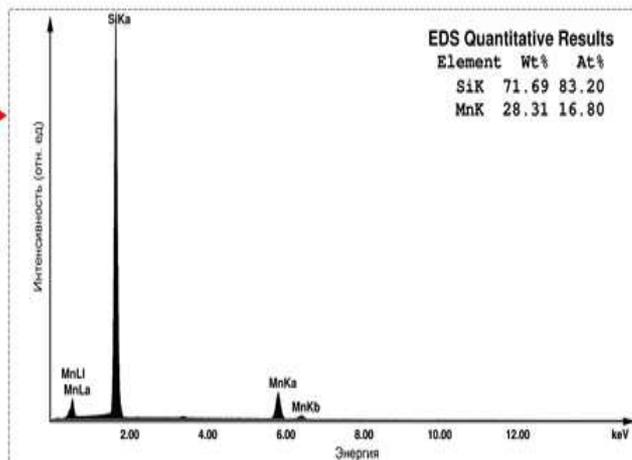
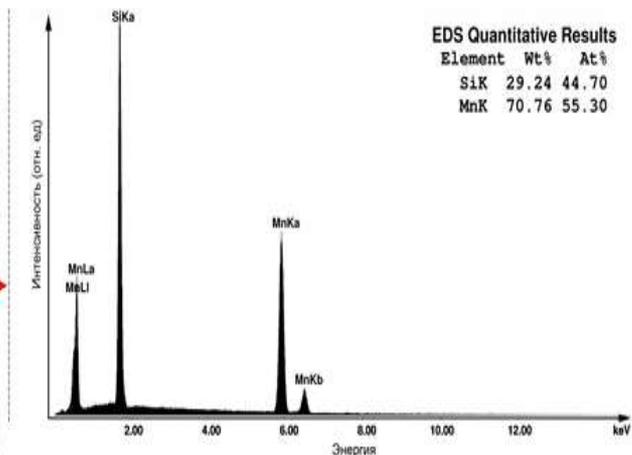
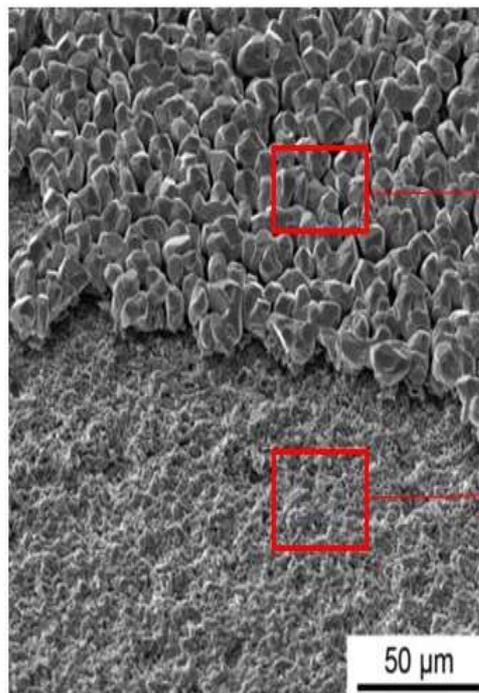
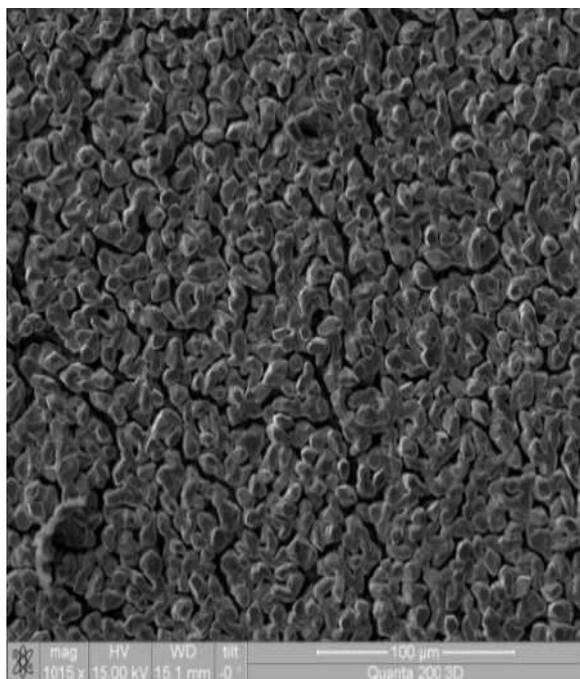
Поверхность пленки.



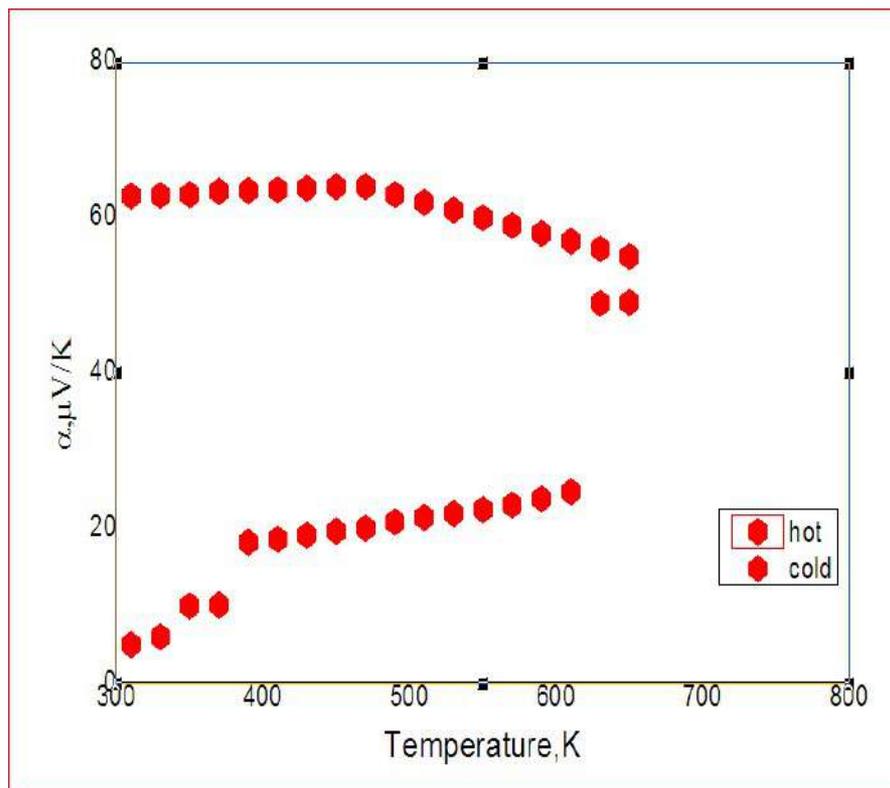
Видно, что отжиг при 400°C приводит к исчезновению дефектов ВСМ пленки – С и приводит к образованию мелкозернистой структуры с нанокристалликами – С1.

РЭМ изображения
поверхности и границы
раздела пленки с кремнием.

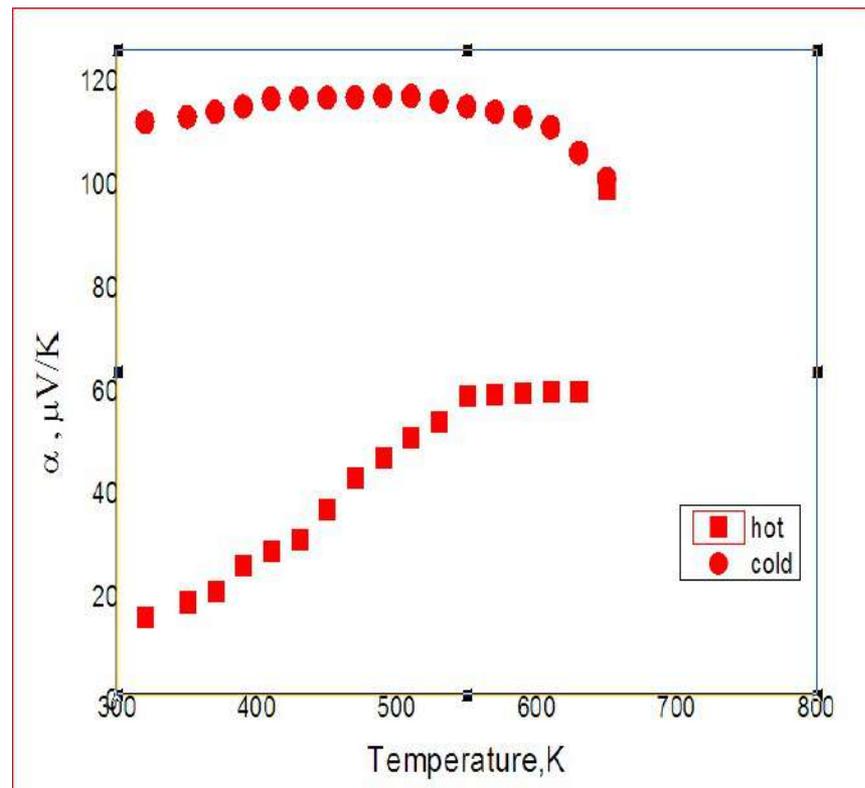
Спектры энергодисперсионного рентгеновского микроанализа,
указывающие соотношение содержания кремния и марганца на
крупнозернистом участке плёнки (верхний спектр) и на
мелкозернистом участке (нижний спектр).



Температурные зависимости термоэдс (α) пленки ВСМ толщиной $d=0.5$ мкм, полученной на SiO_2/Si подложке лазерным распылением без отжига.



Температурные зависимости термоэдс (α) пленки ВСМ толщиной $d=0.5$ мкм, полученной на SiO_2/Si подложке лазерным распылением после отжига при 400°C в течении 20 мин.



Видно, что после отжига α пленки ВСМ возрастает почти в 2 раза и достигает 120 мкВ/К.

СРАВНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛЕНОК ВСМ, ПОЛУЧЕННЫХ НА РАЗЛИЧНЫХ ПОДЛОЖКАХ

Измерениями постоянной Холла показано, что пленки ВСМ имеют дырочную проводимость, высокую концентрацию носителей $5 \cdot 10^{19} - 10^{20} \text{ см}^{-3}$ и малую подвижность $\mu = 0,6 - 2 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$.

Наибольшим коэффициентом преобразования обладали пленки ВСМ, выращенные на подложке из слюды, что объясняется низкой удельной теплопроводностью слюды $\lambda = 0,14 \text{ Вт/м} \cdot \text{К}$.

Пленки на SiO_2 имели меньший коэффициент преобразования, т.к. у них $\lambda = 150 \text{ Вт/м} \cdot \text{К}$. ВСМ пленки на SiO_2 обладают высоким быстродействием, а пленки на слюде и ситалле имеют высокую чувствительность и могут быть использованы в приемниках теплового излучения ИК диапазона. Термоэлектрические параметры плёнок ВСМ превосходят в 1,5 - 2 раза соответствующие параметры массивного монокристалла ВСМ.

Полученные плёнки ВСМ имеют следующие характеристики: диапазон спектральной чувствительности от 0,2 до 200 мкм; коэффициент преобразования $S = 500 - 2000 \text{ мкВ/Вт}$ при длине излучения $\lambda = 10,6 \text{ мкм}$; коэффициент термоэдс $\alpha \approx 300 \text{ мкВ/К}$; быстродействие $\tau \leq 10^{-6} \text{ с}$; электрическое сопротивление элемента не более 200 Ом.

ВЫВОДЫ

1. Отработана технология получения термоэлектрических пленок Mn_4Si_7 методом диффузии Mn в Si и методом магнетронного распыления объемного ВСМ на кремнии и диэлектрических подложках (слюда, ситалл);
2. Установлено, что в процессе диффузионного легирования кремния марганцем нарушенные слои на поверхности кристаллов стимулируют вхождение атомов Mn, облегчают адсорбцию, растворение и диффузию Mn в объем Si, а также способствуют образованию аморфного слоя толщиной ≤ 20 нм на границе раздела ВСМ и Si<Mn>. Наличие аморфного переходного слоя способствует протеканию ударной ионизации носителей тока при приложении внешнего напряжения и ответственно за проявление фотоэлектрических явлений;
3. Показано, что в процессе поступления атомов Mn из паровой фазы в жидкий раствор-расплав и диффузионного вхождения атомов Si из приграничных областей, в том числе, из аморфного объемного слоя Si происходит рост объёма раствора-расплава и его кристаллизация. В процессе кристаллизации образуется высший силицид марганца Mn_4Si_7 ;
4. Обнаруженный при температуре отжига 600 К резкий рост термоэдс и сопротивления ВСМ пленки, объясняется с началом формирования электрически изолированных кластеров в аморфной матрице. На границе НК-аморфная фаза существуют энергетические барьеры для носителей заряда и поэтому происходит увеличение сопротивления пленки. Наблюдаемое замедление роста сопротивления при повышении температуры до 750 К объясняется увеличением доли кластеров в составе пленки;
5. Показано, что отжиг плёнок ВСМ при $T > 1100$ К приводит к фазовому переходу аморфная пленка – поликристалл, что ведет к уменьшению сопротивления, которое связано с уменьшением количества межкристаллических границ, а следовательно, и рассеяния носителей заряда на этих границах;
6. Установлено, что термоэдс пленки ВСМ при переходе из аморфного состояния в нанокристаллическое увеличивается, что связано с селективным рассеянием носителей заряда на границах нанокластеров. При переходе из нанокристаллического в поликристаллическое состояние термоэдс уменьшается.



**50-я Международная Тулиновская
конференция по Физике Взаимодействия
Заряженных Частиц с Кристаллами**

Москва, МГУ им М.В. Ломоносова, 25-27 мая 2021

**О ВЛИЯНИИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ИМПЛАНТАЦИИ V^+ НА
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ Na^+ И В КРЕМНИИ**

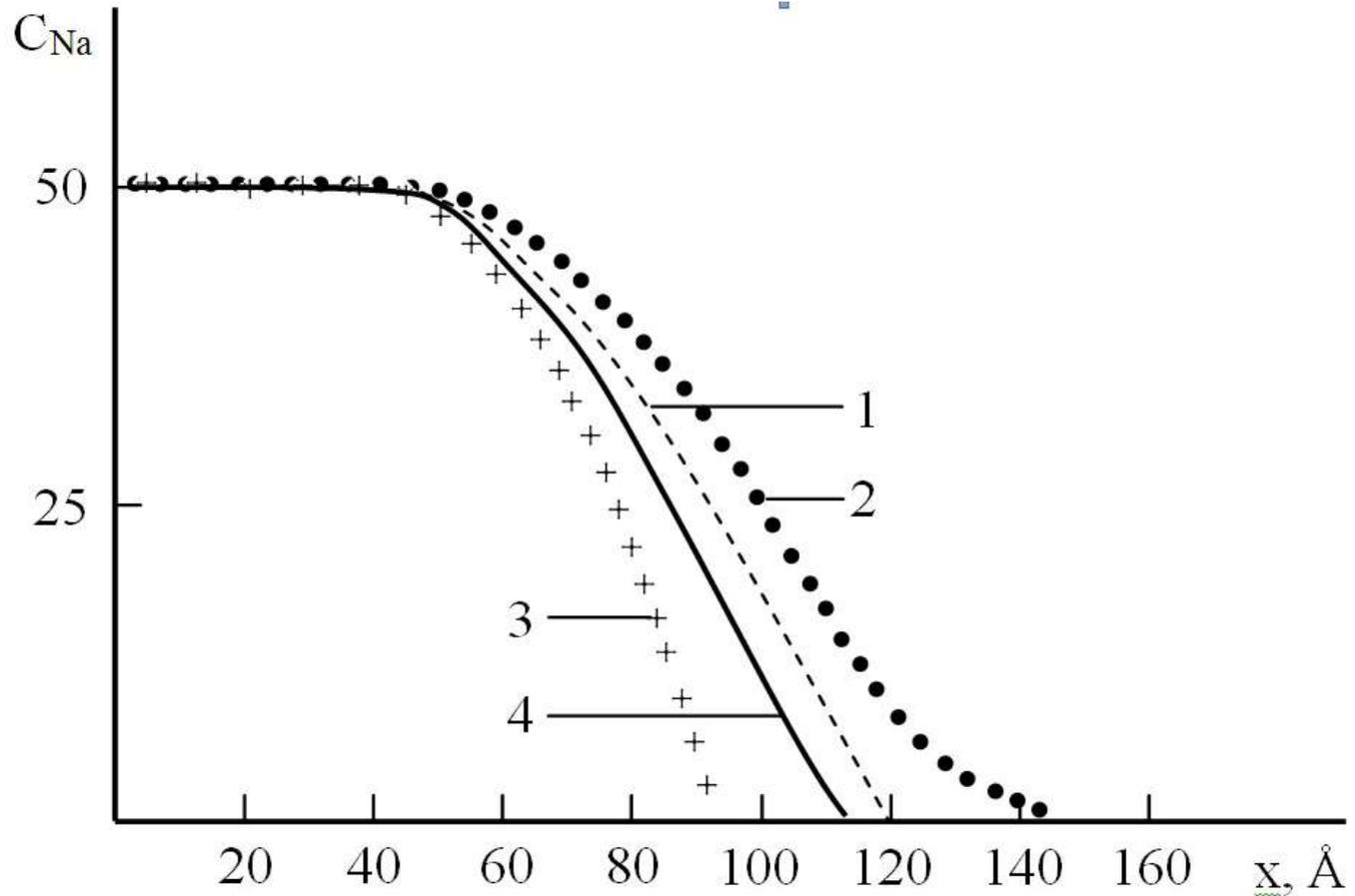
М.Т. Нормурадов, А.С. Рисбаев и др.

Каршинский государственный университет, Карши, Узбекистан

**Ташкентский государственный технический университет им. И.А. Каримова,
Ташкент, Узбекистан**

E-mail: rysbaev@mail.ru

Концентрационные профили распределения атомов Na, имплантированных в Si с $E_0 = 1$ кэВ (кривая 1), после отжига при $T = 700$ К (2), Na имплантированного в Si(111), предварительно легированный бором с $E_0 = 3$ кэВ и $D = 6 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ (кривая 3) и подвергнутой отжигу при $T = 700$ К (кривая 4).



Для улучшения качества приборов, создаваемых на основе структур силицид-кремний необходимо создание подобных структур с резкой границей раздела и малой шириной переходного слоя. Для достижения этой цели нами было исследовано влияние предварительной имплантации ионов B^+ в p -Si с энергией 3 кэВ и дозой $D = 6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ на профили распределения атомов Na в кремнии.

Проведение имплантации ионов Na^+ в p -Si(111), предварительно легированный ионами B^+ с большой дозой приводит к уменьшению максимального пробега атомов Na примерно на 30 % и к резкому уменьшению ширины переходного слоя как после имплантации (кривые 1,3), так и после проведения последующего термического прогрева (кривые 2,4). Аналогичный эффект наблюдался и для образцов Si, имплантированных другими ионами.

Проведение предварительной имплантации ионов бора или фосфора позволяет получить переход силицид-кремний с резкой границей раздела.



Публикации

1. Rysbaev A.S., Nasriddinov S.S., Yuldashev Yu.Yu., Djuraev Sh.H., Rahimov A., Shaymanova N., Mirzaeva F.A. // Thin silicide films: producing and properties. 8-th international Conference Solid state physics. Abstracts. Almaty. 2004 y. P. 353 -354.
2. Рысбаев А.С., Хужаниязов Ж. Б., Рахимов А.М., Бекпулатов И.Р. Способ дополнительной очистки поверхности монокристаллов кремния./ Патент Uz №IAP 05720, от 30.11.2018.
3. A. S. Rysbaev, J. B. Khujaniyozov, I. R. Bekpulatov, A. M. Rakhimov. Method of Additional Clearing of the Surface of Monocrystal Si (111).// Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2017, № 9, P. 92–98. (№11. Springer, IF: 0.632).
4. A.S. Rysbaev, J.B. Khujaniyozov, I.R. Bekpulatov, A.M. Rakhimov, O.R. Paradaev. Effect of Thermal and Laser Annealing on the Atom Distribution Profiles in Si (111) Implanted with P⁺ and B⁺ Ions.// Journal of surface investigation: x-ray, synchrotron and neutron techniques, 2017, Vol. 11 No. 2, p.474-479. (№11. Springer, IF: 0.632).
5. I.R. Bekpulatov, A.S. Rysbaev, Sh.Kh. Dzhuraev, A.S. Kasymov. Development of thermal sensors by implantation ions P⁺ and B⁺ in different sides of Si(111).// EuroAsian journal of physics and functional materials. Vol. 2. № 4, 2018. P.367-376.
6. T.S. Kamilov, A.S. Rysbaev, V.V. Klechkovskaya, A.S. Orekhov, Sh.Kh. Dzhuraev, A.S. Kasymov. Influence of structural defects in silicon on formation of photosensitive heterostructures Mn₄Si₇-Si-Mn₄Si₇ and Mn₄Si₇-Si-M.// EuroAsian journal of physics and functional materials. Vol. 2. № 4, 2018. P. 360-366.
7. Rysbaev A.S., Bekpulatov I.R., Igamov B.D., Juraev Sh.X., Rysbaev A.A. Change of electrophysical properties of the Si(111) and Si(100) surface in the process of ion implantation and next annealing.// EuroAsian journal of physics and functional materials, 2019, Vol. 3, No 3, p. 254-259.



8. T.S. Kamilov, A.S. Rysbaev, V.V. Klechkovskaya, A.S. Orekhov, B.D. Igamov, I.R. Bekpulatov. The Influence of Structural Defects in Silicon on the Formation of Photosensitive $Mn_4Si_7-Si(Mn)-Mn_4Si_7$ and $Mn_4Si_7-Si(Mn)-M$ Heterostructures // *Applied Solar Energy*, 2019, V. 55, № 6, pp. 380-384.
9. Рысбаев А.С. Тонкие наноразмерные силицидные плёнки: получение и свойства / Монография, Ташкент 2013. 144 с.
10. Рысбаев А.С., Рысбаев А.А., Хужаниёзов Ж.Б., Рахимов А.М. Об образовании новых поверхностных сверхструктур при формировании тонких наноразмерных плёнок силицидов // *Uzbek Journal of Physics*. 2013, vol.15, № 1-2, с. 26-32.
11. A.S. Rysbaev, J.B. Khujaniyazov, M.T. Normuradov, A.K. Tashatov, B.D. Igamov, S.T. Abraeva Theoretical explanation of the effect of a decrease in the Si(111) plasmon energy during the implantation of ions with a large dose // *Journal of surface Investigation: X-ray, Synchrotron and neutron techniques*, 2020, Vol. 14, No. 4, pp. 816-822.
12. M.T. Normuradov, A.S. Rysbaev, J.B. Khujaniyazov, D.A. Normuradov Structure of MeSi silicide films (Me: Li, Rb, K and Cs) according to electron microscopy data and the diffraction of slow electrons // *Journal of surface Investigation: X-ray, Synchrotron and neutron techniques*, 2020, Vol. 14, No. 5, pp. 1066-1071.
13. A.S. Rysbaev, M.T. Normurodov, A.M. Rakhimov, Z.A. Tursunmetova, A.K. Tashatov High-Sensitivity Temperature Sensor on the Basis of Single-Crystal Si(111) Implanted from Multiple Directions with P^+ and B^+ Ions // *Journal of surface Investigation: X-ray, Synchrotron and neutron techniques*, 2020, Vol. 14, No. 6, pp. 1168-1173.
14. A.S. Rysbaev, S.U. Irgashev, A.S. Kasimov, D.Sh. Juraeva, J.B. Khujaniyazov, M.I. Khudoyberdieva Optimal technological modes of ion implantation and following annealing for forming thin nanosized films of silicides // *EurAsian journal of physics and functional materials*, 2020, 4(1), pp. 50-56.



СПАСИБО ЗА ВНИМАНИЕ!