

**МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО
ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ УЗБЕКИСТАН**

**НУКУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПЕДАГОГИЧЕСКИЙ
ИНСТИТУТ имени АЖИНИЯЗА**



**МАТЕРИАЛЫ
РЕСПУБЛИКАНСКОЙ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКОЙ
КОНФЕРЕНЦИИ**

с участием зарубежных ученых

**«ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В
НАУКЕ И ОБРАЗОВАНИИ»**

20-21 ноября 2018 года

II ТОМ



Нукус-2018

**МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО
ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ УЗБЕКИСТАН**
НУКУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПЕДАГОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
имени АЖИНИЯЗА



МАТЕРИАЛЫ
РЕСПУБЛИКАНСКОЙ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ
с участием зарубежных ученых

«ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В НАУКЕ И ОБРАЗОВАНИИ»

20-21 ноября 2018 года

II ТОМ

НУКУС-2018

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

Муминов Р. А.	- д.ф-м.н., академик АНРУз
Бахадырханов М. С.	- д.ф-м.н., академик АНРУз
Конакова Р. В.	-д.т.н., профессор ИФП НАН Украины
Субочева М. Л.	-д.п.н., профессор МПГУ
Имамов Э. З.	-д.ф-м.н., профессор ТУИТ
Исмаилов К. А.	-д.ф-м.н., профессор ККГУ
Тагаев М. Б.	-д.т.н., профессор ККГУ
Жумамуратов А.	-д.с.н., профессор НГПИ
Даўлетмуратов Б. К.	-д.ф-м.н., доцент НГПИ
Камалов А. Б.	-д.ф-м.н., доцент НГПИ
Явидов Б. Я.	-д.ф-м.н., доцент НГПИ

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Отемурастов Б. П.	-Председатель организационного комитета, доцент, ректор НГПИ
Жалелов М. А.	-зам. председателя организационного комитета, доцент, проректор НГПИ
Жумамуратов М. А.	-доцент, проректор НГПИ
Ибрагимов Б. А.	-доцент, НГПИ
Даулетмуратов Б. К.	-д.ф-м.н., доцент НГПИ
Камалов А. Б.	- д.ф-м.н., доцент НГПИ
Аширбекова С.У.	-к.т.н., доцент НГПИ
Калханов П. Ж.	-к.ф.-м.н., ст.пр. НГПИ
Орынбетов Н. Т.	- ст.пр. НГПИ
Балтабаев Ж. О.	- ст.пр. НГПИ
Турсынбаев С. А.	-ассистент НГПИ
Аметов Р. А.	-ассистент НГПИ

ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА ТОНКИХ ЭПИТАКЦИАЛЬНЫХ ПЛЁНОК CaF_2/Si И Si/CoSi_2

М. Т. Нормуродов, О. Б. Хаиталиев, Д. А. Нормуродов

Каршинский государственный университет

В данной работе в одиновых условиях изучены состав, структура и свойства поверхности плёнок Si , CaF_2 выращенных на поверхности Si(III) и $\text{CoSi}_2(100)$ методом молекулярно лучевой эпитаксии.

Технологическая обработка (ионная имплантация, отжиг) и исследования структуры и свойств образцов проводились в одном и том же высоковакуумном ($P \leq 10^{-6}$ Па) экспериментальном приборе, состоящем из двух смежных камер[1].

Фотоэлектронные и вторично- эмиссионные спектры “чистой” пленки CaF_2 представлены на рис. 1. Спектры фотоэлектронов снимались при энергиях фотонов $h\nu = 10.8$ эВ и 21.2 эВ. При этом за начало отсчета энергии связи электронов E_{cv} принят уровень вакуума. Видно, что в интервале до $E_{cv} = -10$ эВ число фотоэлектронов очень мало. В этой области спектра наблюдаются малоинтенсивные пики с энергией связи $E_{cv}^a = -3.5$ и -7 эВ, обусловленные наличием примесных уровней. Резкое увеличение числа фотоэлектронов наблюдается при $E_{cv} = (9.5-10)$ эВ, что соответствует возбуждению электронов из валентной зоны. В области E_{cv} от -10 до -15 эВ имеется ряд особенностей, которые отражают форму энергетического распределения валентных электронов. Известно, что верхняя часть валентной зоны образуется из $2p$ -уровней фтора, а нижняя часть зоны проводимости - из $3d$ - и $4s$ -состояний ионов кальция[2].

В спектре (ХПЭЭ) имеются пики потерь при энергиях $4, 7, 10.5, 14, 18$ и 20.5 эВ. Видно, что с ростом энергии первичных электронов E_n интенсивность пика 14 эВ уменьшается, а пика 20.5 эВ возрастает. Одновременно происходит смещение положения этих пиков в сторону больших энергий на $1-2$ эВ. Поэтому наличие указанных пиков объясняется возбуждением поверхностного (14 эВ) и объемного (20.5 эВ) плазмонов. Пики с $\Delta E = 4$ эВ и 7 эВ, по видимому, обусловлены переходами электронов из поверхностных состояний и примесных уровней в вакуум. Слабые пики, наблюдаемые при энергиях 11 и 18 эВ, вероятно, возникают вследствие межзонных переходов с участием валентных электронов.

Высокоэнергетический край фотоэлектронного спектра примерно совпадает с порогом эмиссии истинно-вторичных электронов. Это приблизительно совпадает с величиной работы выхода фотоэлектронов CaF_2 : $e\phi = 9.5-10$ эВ. При переходе электронов из валентной зоны и основных уровней в зону проводимости в спектре упругоотраженных электронов - $dR/dE_n(E_n)$ (первая производная зависимости коэффициента упругоотраженных электронов R от E_n) появляются максимумы. Энергетические положения возможных переходов на рис. 1 отмечены вертикальными линиями. Процессы межзонных переходов приводят к появлению особенностей и на кривых зависимостей коэффициента истинно-вторичных электронов δ от E_n . В случае перехода возбужденных электронов в свободные состояния, лежащие выше уровня вакуума, происходит быстрый рост, а в случае перехода этих электронов ниже уровня вакуума скорость роста δ замедляется, и на кривой $\delta(E_n)$ появляются ступеньки.

Энергия пиков, появляющихся в спектрах фотоэлектронов, (ХПЭЭ и УОЭ) и возможные механизмы появления пиков приведены в таблице 1. Видно, что основные электронные переходы, определенные нами, удовлетворительно согласуются с ли-

тературными данными, полученными оптическими методами для массивных образцов CaF_2 [2].

В случае для получения более совершенной МЛЭ-пленки сначала при $T \approx 650^\circ\text{C}$ формировались относительно "толстые" ($\Theta > 200 \text{ \AA}$) поликристаллические слои кремния, а затем проводился послеростовой температурный или лазерный отжиг полученных структур.

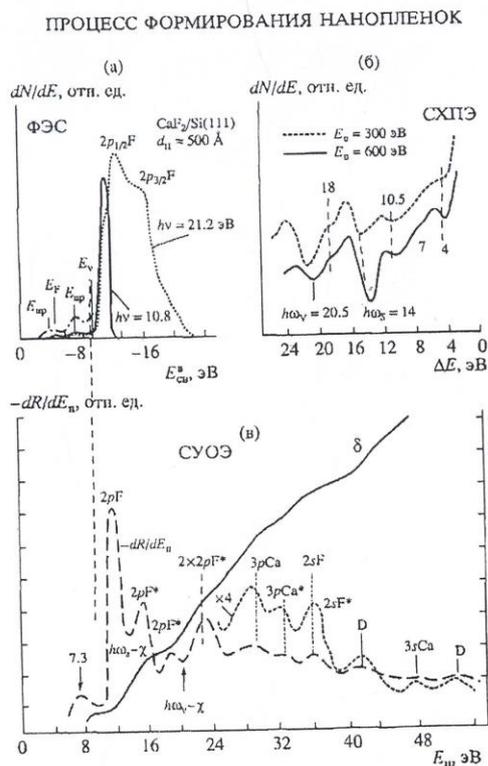


Рис. 1. Спектры фотоэлектронов (а), характеристических потерь энергии электронов (б), зависимости $-dR/dE_n$ и δ от E_n (в) для хорошо очищенной плёнки CaF_2 ; d -толщина пленки; ν -частота; ω -циклическая частота.

Перекристаллизация поликристаллических слоев кремния осуществлялась действием лазерного излучения с длиной волны $1,06 \text{ мкм}$ и длительностью импульсов 10 нс . Плотность энергии варьировалась в диапазоне $W = 0,1-5,0 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ с погрешностью $\pm 10\%$.

На электронограммах исходной пленки и пленки, облученной лазерным излучением с плотностью энергии $W \leq 2 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$, наблюдались неярко выраженные кольца с широкими пятнами, характерные для текстурированных поверхностей (рис. 2, а). При отжиге пленки лазерным излучением с $W \approx 2,5 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ на картинах ДБЭ появляются яркие концентрические кольца, характерные для мелких кристаллических структур (рис. 2, б), а при $W \approx 3 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ интенсивные двойниковые рефлексы, соответствующие дендритному росту (рис. 2, в). Сплошная монокристаллическая структура образуется при $W \approx 3,5 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$. При этом на электронограммах присутствуют размытые рефлексы, обусловленные большой плотностью дефектов кристаллической структуры (рис. 2, г). Увеличение энергии до

$W \sim 4 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$ несколько улучшает совершенство пленки. Однако дальнейший рост W и z -за сильного нагрева отдельных участков приводит к деградации поверхности.

Таблица 1.

Энергия пиков спектров фотоэлектронов, характеристических потерь энергии и упругоотраженных электронов для CaF_2

		СХПЭ		dR/dE _n (максимумы)		Оптические переходы “заполненные состояния-зона проводимости”[7]		
E _{св} , эВ	интерпре тация	ΔE, эВ	интерпре тация	E _n ,эВ	возможный переход	E,эВ	уро- вень	переход ы
3.5	ПУ	4	$E_{np_1} \rightarrow E_B$	7.3	$E_{np} \rightarrow E_c$	11.7	2pF	$\Gamma_{15} \rightarrow \Gamma_1$
-7	ПУ	7	$E_{np_2} \rightarrow E_B$	12.5	$E_{v_1} \rightarrow E_a$	12.3	2pF	$\Gamma_{15} \rightarrow \Gamma_{12}$
-12	2p _{1/2} F	10.5	$E_{v_1} \rightarrow E_c$	16	$E_{v_1} \rightarrow E^*$	13.0	2pF	$\Gamma_{15} \rightarrow \Gamma_{25}$
-14	2p _{3/2} F	14	$h\omega_s$	19	$E_{v_2} \rightarrow E^*$	15	2pF	$X_2^1 \rightarrow X_1$
		18	$E_{v_2} \rightarrow E^*$	23	$(E_v \rightarrow E_B) \cdot 2$	19.7	2pF	$L_2 \rightarrow L_1$
		20.5	$h\omega_v$	29	$3pCa \rightarrow E_a$	25	2pF	$X_3^1 \rightarrow X_1$
				33	$3pCa^* \rightarrow E^*$	30	2pCa	
				35.5	$2sF \rightarrow E_a$	34.5	2sF	

E_{np} - энергия примесных уровней. В нашем случае $\chi = E_a - E_c = 1 \text{ эВ}$. ПУ-примесные уровни. Γ, X, L - энергетические состояния в точках высокой симметрии; ν - частота.

Результаты исследований по оже-профилированию пленок показали, что в процессе лазерного отжига заметного увеличения диффузии Si в CoSi_2 и Co в Si не происходит. Так, например, при лазерном облучении ($W \approx 4 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$) эпитаксиальной пленки Si/ $\text{CoSi}_2(100)$ ширина переходного слоя составила всего лишь 100-120 Å, что почти в 2 раза меньше, чем в случае высокотемпературного отжига. При этом пока еще не наблюдается заметного обогащения приграничной области атомами Co. Повидимому, при такой плотности энергии лазерные лучи, проникающие через пленку Si в CoSi_2 , не могут нагревать ее до высоких температур, достаточных для разложения данного силицида. Увеличение W до 5 $\text{Дж} \cdot \text{см}^{-2}$ приводит к разложению CoSi_2 и диффузии Co в Si. В случае тонких пленок Si ($\Theta \leq 200 \text{ Å}$) атомы Co быстро диффундируют к поверхности и частично испаряются. Исходя из проведенного анализа этих данных, можно полагать, что оптимальная перекристаллизация пленок кремния происходит при $W \approx 3,8\text{-}4 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$.

После лазерного облучения систему Si/ CoSi_2 вновь подвергали температурному прогреву при $T \approx 700\text{--}750^\circ\text{C}$, что приводило к существенному улучшению структурного совершенства пленки без заметного изменения состава и ширины переходного слоя (рис. 2, d). По-видимому, после лазерного отжига с оптимальной плотностью энергии $W \approx 4 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$ пленки Si из поликристаллической структуры хотя и переходят в монокристаллическую и в них отжигаются различные крупномасштабные дефекты и дислокации, однако в них и в CoSi_2 остается или появляется дополнительно большое количество точечных дефектов. Такие дефекты могут инициировать сами лазерные лучи[3].

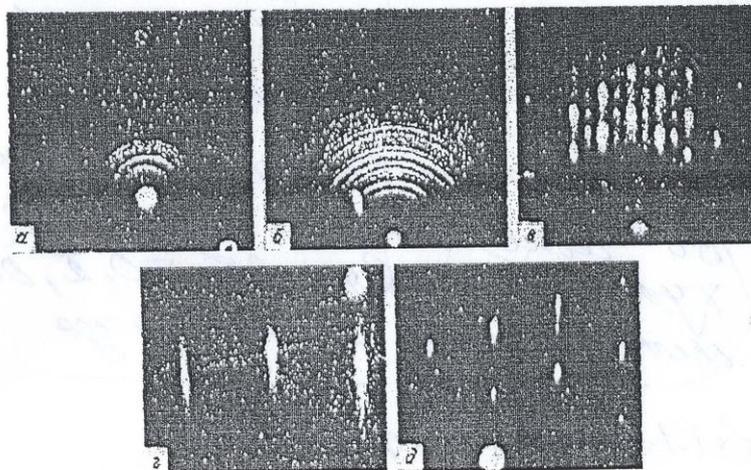


Рис2. Картины ДБЭ для пленок Si/CoSi₂(100), повергнутых лазерному отжигу при W, Дж·см⁻²: а-2, б-2,5, в-3, г-3,5, д-4; T=700⁰C

При плотностях энергии излучения, превышающих оптимальную, происходит появление тонкого ($\leq 0,5-1$ мкм) приповерхностного слоя, формирование которого сопровождается распадом CoSi₂, перераспределением компонентов в подложке (CoSi₂) и пленке Si, а также изменением морфологии поверхности Si/CoSi₂(100) после лазерного облучения, наиболее эффективным является температурный прогрев этой системы.

Таким образом, проведенные исследования позволяют утверждать, что импульсное лазерное облучение в сочетании с термическим прогревом позволяет достичь повышения структурного совершенства эпитаксиальных пленок CaF₂ и Si, выращенных на поверхностях Si и CoSi₂.

Литература

1. Нормуродов М.Т., Умирзаков Б.Е. Энергетические спектр поверхности твердых тел, имплантированных ионами низких энергий. Ташкент: Фан, 1989. 154 с.
2. Старостин Н.В., Ганин В.А. //ФТТ. 1974. Т. 16. №2. С. 572
3. Кашкаров П.К., Тимошенко В.Ю. //Поверхность. 1995. №6. С. 5.

NANOELEKTRONIKA FANINI TA'LIM MUASSASALARIDA O'QITISH

*B. K. Ismaylov¹, M. Mahkamov¹,
Z. Toshmatov¹, R. A. Ametov², S. A. Tursinbaev²*

¹TDTU

²Nukus davlat pedagogika instituti

Nanoo'lchamli materiallar deganimizda ularning o'lchamlari bir nanometrdan (10⁻⁹m) bir necha yuz nanometrغا teng bo'lgan materiallar tushuniladi. Endi bunday materiallarni yaratish va o'rganishdan fan va texnika uchun nima yangilik kutiladi va ular nimalarga ishlatilishi mumkin? Bu savollarga ilmiy asoslangan javob berishdan oldin qisqacha shuni aytish mumkin: materiallarning o'lchovlari nanoo'lchamlarga yetgan holatda ularning fundamental parametrlari ya'ni yarimo'tkazgich materiallarda ularning taqiqlangan sohalar kengligi, tok tashuvchilar harakatchanligi, elektronlar energetik sathlari va boshqa