

Гетероэпитаксия легированных эрбием слоев кремния на сапфире

© В.Г. Шенгуров, Д.А. Павлов, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, П.А. Шиляев,
М.В. Степихова*, Л.В. Красильникова*, Ю.Н. Дроздов*, З.Ф. Красильник*

Научно-исследовательский физико-технический институт
Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,
603600 Нижний Новгород, Россия

* Институт физики микроструктур Российской академии наук,
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: svetlov@phys.unn.ru

Обсуждаются возможности получения методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии (СМЛЭ) легированных эрбием кремниевых слоев на сапфировой подложке для оптоэлектронных приложений. Преимущество этого метода — относительно низкие температуры роста слоев. Показано, что с применением СМЛЭ можно выращивать кремниевые слои приемлемого кристаллического качества. Продемонстрировано влияние температуры роста не только на структуру слоев „кремний на сапфире“, но и на кристаллографическую ориентацию выращенных слоев. Обсуждаются электрофизические параметры и люминесцентные свойства слоев. В структурах этого типа получена обусловленная эрбием интенсивная фотолюминесценция при $1.54 \mu\text{m}$.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 04-02-17120) и INTAS (проект N 03-51-6486).

Одним из перспективных направлений развития современной микро- и нанoeлектроники является создание приборов и структур „кремний на изоляторе“, к которым относятся и гетероэпитаксиальные пленки кремния на сапфире (КНС). Преимуществом этих структур являются их повышенная стойкость к радиационным воздействиям, термостойкость и низкое энергопотребление интегральных микросхем [1]. При возможности реализации на сапфировых подложках многофункциональных микропроцессорных схем и общей тенденции к повышению уровня интеграции возникает естественная необходимость в разработке схем оптоэлектроники. В этой связи значительный интерес представляют структуры на основе кремния, легированного редкоземельными элементами [2].

Целью данной работы является исследование возможности выращивания методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии (СМЛЭ) легированных эрбием слоев КНС, излучающих на длине волны $1.54 \mu\text{m}$.

В отличие от широко применяемого в настоящее время для выращивания КНС-структур метода кристаллизации из газовой фазы [3] в разрабатываемой методике используются низкотемпературные режимы роста, что позволяет минимизировать влияние разницы коэффициентов термического расширения материалов кремния и сапфира [4] и, как следствие, приводит к уменьшению напряжений сжатия в гетероэпитаксиальных слоях. В работе демонстрируется возможность выращивания методом СМЛЭ слоев Si:Er на сапфире с хорошим структурным совершенством, рассмотрено влияние условий роста на структуру и электрофизические параметры слоев, обсуждаются их люминесцентные свойства.

1. Методика эксперимента

Эпитаксиальные слои кремния выращивались с помощью метода СМЛЭ способом, близким к описанному в [5]. Подложками служили пластины сапфира размером $35 \times 35 \text{ mm}$ с толщиной 0.5 mm ориентации $(1\bar{1}02)$. Перед осаждением слоев кремния пластины отжигались при температуре 1400°C в течение 30 min непосредственно в камере роста. Потоки атомов Si и Er формировались при нагреве до $\sim 1330^\circ\text{C}$ сублимирующего источника, вырезанного в виде прямоугольного бруска из кремниевого слитка, легированного этой примесью в процессе роста. Источник разогревался пропусканием через него электрического тока. В ряде опытов на сапфире выращивался тонкий ($0.1\text{--}0.7 \mu\text{m}$) нелегированный буферный слой Si из кремниевого источника марки КЭФ-15. Скорость осаждения слоев составляла $0.08\text{--}0.1 \text{ nm/s}$. Температура подложки T_s варьировалась от 550 до 730°C и измерялась оптическим пирометром ВИМП-015 с точностью $\pm 20^\circ\text{C}$. Давление остаточных газов в процессе роста слоев не превышало $1 \cdot 10^{-7} \text{ Torr}$. Толщина выращенных слоев кремния составляла от 0.25 до $0.75 \mu\text{m}$, она измерялась с помощью интерферометра МИИ-4 по ступеньке, образованной на подложке после травления части пленки кремния.

Структура слоев анализировалась методами дифракции быстрых электронов и рентгеновской дифракции (РД). Для этих целей использовался электронограф ЭМР-102 в режиме „на отражение“ при скользющем угле падения луча, ускоряющее напряжение было равно 100 kV . РД-спектры измерялись на дифрактометре ДРОН-4 с монохроматором Ge(400), где в качестве тестирующего использовалось излучение $\text{CuK}\alpha_1$. Морфология поверхности слоев изучалась методом атомно-силового микроскопии (АСМ) на приборе ТМХ-2100

„Assurex“. Для измерения профилей распределения носителей заряда использовался метод электрохимического CV-профилирования.

Анализ спектров фотолюминесценции (ФЛ) проводился на Фурье-спектрометре BOMEM DA3 с разрешением до 1 cm^{-1} , для возбуждения использовалась линия 514.5 nm аргонового лазера с мощностью $\sim 270 \text{ mW}$. Спектры регистрировались с помощью охлаждаемого германиевого детектора марки North-Coast EO-817A, температура измерений 77 и 300 К.

2. Результаты эксперимента и их обсуждение

2.1. Структура выращенных слоев. Рассмотрим структурные особенности КНС-слоев и влияние температуры роста на их структуру. Параметры роста и данные структурного анализа представлены в таблице. Как уже обсуждалось ранее [6], для слоев, выращенных на подложках, отожженных при высокой температуре (1400°C), на электронограммах наблюдаются Кикучи-линии и Кикучи-полосы (рис. 1), свидетельствующие о высоком структурном совершенстве приповерхностной области кремниевого слоя. Повышение температуры роста приводило к увеличению резкости наблюдаемых Кикучи-картин, что прямо указывает на улучшение структуры слоев.

Установлено, что слои кремния, выращенные при высокой температуре роста (730°C), характеризуются высоким структурным совершенством: по данным РД ширина кривой качания на половине максимума интенсивности составляла $\Delta\omega_{1/2} = 0.32\text{--}0.44^\circ$. С умень-

Технологические параметры роста и данные структурного анализа гетероэпитаксиальных слоев кремния на сапфире

Номер образца	Условия роста пленки		$d, \mu\text{m}$	Ориентация пленки	$\Delta\omega_{1/2}, \text{deg}$
	$T_s, ^\circ\text{C}$	t, min			
12-42	730	20	0.30	(100)	0.44
12-52	730	20	0.30	(100)	0.36
12-54	730	15	0.25	(100)	0.38
12-59	730	30	0.40	(100)	0.32
12-62	730	30	0.4	(100)	0.33
12-39	600	120	0.75	(100)	0.62
12-35	600	20	0.50	(100)	0.58
12-27	600	20	0.27	(100)	0.49
12-60	730	15	0.70	(100)	0.33
	600	60	0.45		
12-64	730	5	0.3	(100)	0.5
	600	55			
	730	10			
12-66	600	25	0.55	(110)	0.39
	550	25			

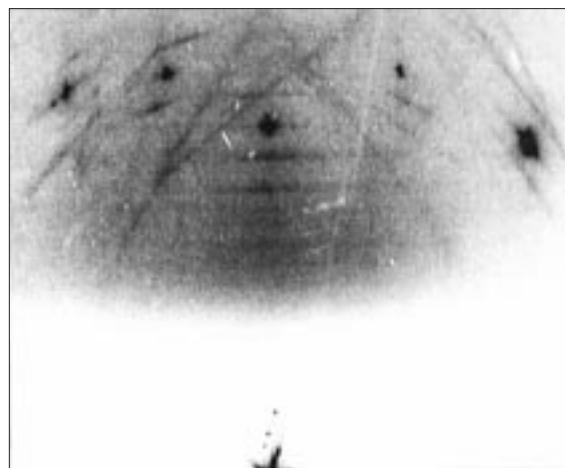


Рис. 1. Электронограмма на отражение структуры КНС.

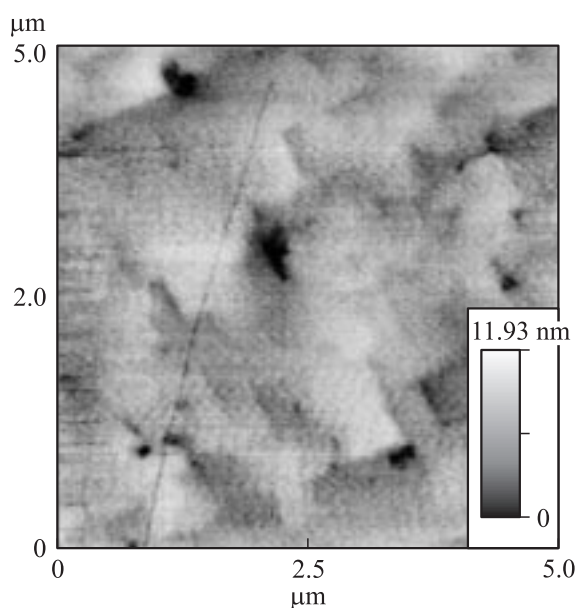


Рис. 2. АСМ-изображение поверхности слоя Si, выращенного на подложке сапфира при $T_s = 600^\circ\text{C}$.

шением температуры роста проявлялось ухудшение структуры слоя. Как видно из таблицы, для слоев, выращенных при 600°C , значение $\Delta\omega_{1/2}$ находится в пределах $0.5\text{--}0.7^\circ$. В этом случае интересны данные, полученные для кристаллографической ориентации слоев. Если при температуре роста $T_s = 600^\circ\text{C}$ и выше формировались слои с ориентацией (100), то дальнейшее снижение температуры подложки до 550°C приводило к росту кремниевого слоя, кристаллические блоки в котором имели двойную ориентацию: (100) и (110). При этом образовавшиеся слои были монокристаллическими: на электронограммах, полученных как от поверхности этих слоев, так и от поверхности слоев, выращенных при более высокой температуре, присутствовали только Кикучи-линии. По данным АСМ выращенные слои имели достаточно гладкую поверхность (рис. 2).

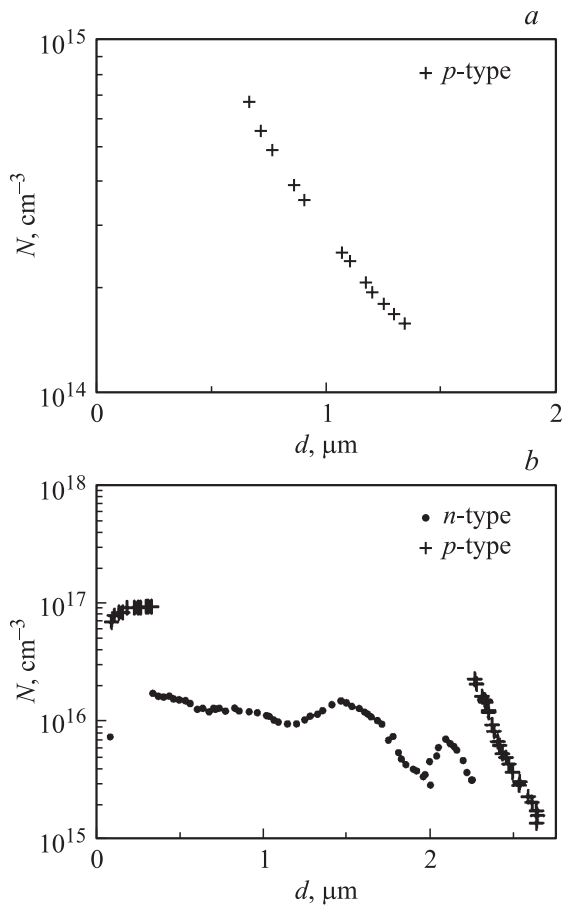


Рис. 3. Профили распределения концентрации носителей заряда по толщине слоя кремния на сапфире. *a, b* — слой, легированные эрбием и фосфором соответственно.

В ряде случаев эпитаксиальные слои кремния выращивались при двух температурах роста: первая часть слоя (приблизительно 1/4 от его толщины) — при повышенной температуре роста (730°C), вторая — при более низкой (600°C). При этом сохранялось достаточно высокое структурное совершенство слоев (образцы № 12-60, 12-64). Если же в процессе наращивания второй части слоя проводилось дальнейшее снижение температуры роста, например до 550°C (образец № 12-66), то, как и в предыдущем случае, происходила смена кристаллографической ориентации с (100) на (110).

2.2. Распределение примеси в КНС-структурах. На рис. 3, *a* приведен профиль распределения концентрации носителей заряда по толщине в слое кремния, легированного эрбием (образец № 12-60). Видно, что слой преимущественно имеет p -тип проводимости, что нехарактерно для автоэпитаксиальных слоев Si:Er, выращиваемых в аналогичных режимах [7]. Для выявления причин этого расхождения было проведено дополнительное исследование легированного фосфором слоя кремния, выращенного на сапфировой подложке. Профиль распределения носителей заряда в слое кремния, легированном фосфором, приведен на рис. 3, *b*.

Видно, что профиль неоднороден по толщине: на границе слоя с подложкой и вблизи его поверхности слой имеет p -тип проводимости, в основной части слоя проводимость n -типа. Такое распределение, на наш взгляд, можно объяснить следующим образом. В процессе предэпитаксиального высокотемпературного отжига подложки происходит накопление атомов алюминия на поверхности сапфира, по мере наращивания часть их внедряется в растущий слой, а часть оттесняется поверхностью роста, что и приводит к формированию областей p -типа проводимости. Можно полагать, что в случае КНС-слоев, легированных эрбием, этот механизм будет также определять тип проводимости слоя.

2.3. Фотолюминесцентные свойства КНС-структур. Результаты фотолюминесцентных исследований легированных эрбием КНС-структур приведены на рис. 4. Видно, что при температуре измерений 77 K в спектрах ФЛ наблюдается достаточно интенсивный сигнал в области длин волн $1.54 \mu\text{m}$, который по своему спектральному положению и ширине спектральных линий является характерным для излучательных переходов редкоземельного иона (переходы $^4I_{13/2} \rightarrow ^4I_{15/2}$ в $4f$ -оболочке иона Er^{3+}). Наиболее эффективный сигнал ФЛ в этом диапазоне наблюдался в образце № 12-60, спектр которого представлен тонкой структурой линий с полушириной $\sim 10 \text{ cm}^{-1}$. Спектр этой структуры аналогичен спектрам ФЛ слоев Si:Er с большим содержанием кислорода. В частности, здесь можно выделить серию линий кислородсодержащих центров иона Er^{3+} (центры Er-O1,2), впервые обнаруженных в материалах, полученных методом ионной имплантации [8].

По мере ухудшения структурного совершенства КНС-слоев (см. таблицу) в спектрах ФЛ наблюдалось значительное уширение спектральной линии на длине волны $1.54 \mu\text{m}$, вызванное, очевидно, наличием напряжений в слое. Более того, одновременно с сигналом ФЛ, обусловленным редкоземельной примесью, формировалась вторая люминесцентная зона с максимумом вблизи

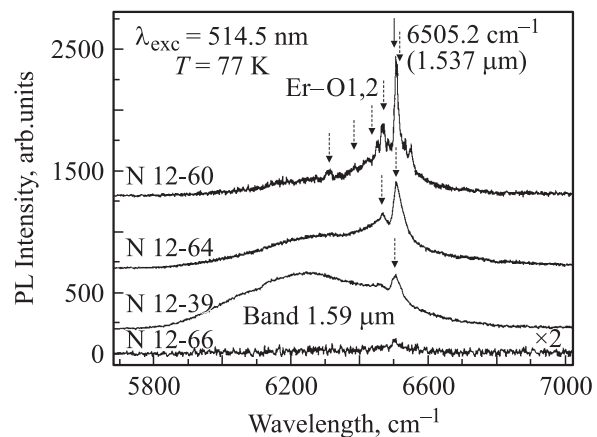


Рис. 4. Спектральные зависимости фотолюминесценции КНС-структур. Стрелками показано положение линий люминесценции доминирующих оптически активных центров иона Er^{3+} .

1.59 μm . Учитывая ширину линии и ее форму, этот люминесцентный отклик можно связать с образованием дефектных комплексов в слое кремния либо комплексов примесных центров, например включающих атомы углерода и кислорода [9]. Отметим, что линия ФЛ с максимумом на 1.59 μm наблюдалась также в спектрах КНС-структур со слоем, не легированным эрбием. Интенсивность ФЛ КНС-структур значительно уменьшалась с увеличением температуры и практически не детектировалась при 300 К.

Таким образом, в данной работе продемонстрирована возможность низкотемпературного (600–700 °С) выращивания методом СМЛЭ легированных эрбием, структурно совершенных слоев КНС, проявляющих достаточно интенсивную люминесценцию на длине волны 1.54 μm . Показано, что температура роста влияет на структурное совершенство КНС-слоев. В свою очередь структура слоев влияет на фотолюминесцентный отклик.

Список литературы

- [1] S. Cristoloveanu. Rep. Prog. Phys. **50**, 3, 327 (1987).
- [2] Н.А. Соболев. ФТП **29**, 1153 (1995).
- [3] В.С. Панков, М.Б. Цыбульников. Эпитаксиальные кремниевые слои на диэлектрических подложках и приборы на их основе. Энергия, М. (1979). 88 с.
- [4] E.D. Richmond, J.G. Pelligrino, M.E. Twigg, S. Qadri, M.T. Duffy. Thin Solid Films **192**, 287 (1990).
- [5] С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров. ПТЭ **4**, 141 (2000).
- [6] С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, Л.В. Красильникова, М.В. Степихова, Д.А. Павлов, Т.В. Павлова, П.А. Шиляев, А.Ф. Хохлов. Изв. вузов. Материалы электронной техники **2**, 27 (2003).
- [7] В.Б. Шмагин, Б.А. Андреев, А.В. Антонов, З.Ф. Красильник, М.В. Степихова, В.П. Кузнецов, Е.А. Ускова, Р.А. Рубцова. Изв. РАН. Сер. физ. **65**, 2, 276 (2001).
- [8] H. Przybylinska, W. Jantsch, Yu. Suprun-Belevitch, M. Stepihova, L. Palmeshofer, G. Hendorfer, A. Kozanecki, R.J. Wilson, B.J. Sealy. Phys. Rev. B **54**, 2532 (1996).
- [9] W. Kuerner, R. Sauer, A. Doerner, K. Thonke. Phys. Rev. B **39**, 18, 13 327 (1989).