

06;12
©1995**СУБЛИМАЦИОННАЯ ЭПИТАКСИЯ 6H- И 4H-SiC
НА ДЮЙМОВЫХ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ
ПОДЛОЖКАХ КАРБИДА КРЕМНИЯ,
ПОЛУЧАЕМЫХ ИЗ ОБЪЕМНЫХ СЛИТКОВ***А.Ю.Максимов, А.А.Мальцев, Н.К.Юшин, И.П.Никитина*

Интенсивное развитие карбидкремниевой технологии за последние пять лет привело не только к созданию новых, уникальных приборов, но и к существенному улучшению электрофизических параметров уже известных, таких как светодиоды, полевые транзисторы, выпрямительные диоды и т. д. [1-6]. Однако основным сдерживающим фактором для промышленного выпуска многих приборов на основе SiC, главным образом силовых и СВЧ электроники, является все еще недостаточное структурное совершенство (поры, скопления дислокаций, включения различных политипов), высокие уровни легирования основными примесями — бором и азотом ($> 5 \cdot 10^{-17} \text{ см}^{-3}$), а также малые размеры исходного материала подложек, получаемых из объемных слитков. Сегодня коммерчески доступными являются монокристаллические пластины-подложки карбида кремния политипов 6H и 4H хорошего качества диаметром более одного дюйма [7], которые идут в дальнейшем на наращивание различных эпитаксиальных слоев для создания того или иного типа приборов. Считается, что эпитаксиальные слои могут быть получены более совершенными и с широким набором свойств, так как для их выращивания имеется целый ряд технологий: CVD, MBE, LFE и традиционная для карбида кремния сублимационная технология.

В данной работе изучались эпитаксиальные слои, получаемые методом сублимации в вакууме на подложках дюймового размера политипов 6H- и 4H-SiC, вырезанных из объемных слитков. Данные слои сравнивались с эпитаксиальными слоями, выращенными в аналогичных условиях, но на пластинах 6H- и 4H-SiC Лели размером не менее 8×8 мм. Эпитаксиальный рост осуществлялся на обе грани (0001)Si или (000 $\bar{1}$)C в зависимости от цели эксперимента в установке резистивного либо индукционного нагрева в диапазоне температур 2000–2400 К. Остаточное давление в ростовой камере было не хуже 10^{-4} Па. Перед началом эпитаксиального роста проводилась дополнительная очистка поверхности подложек путем испарения в вакууме 10–15 мкм. Для

Характерные значения концентраций нескомпенсированных доноров ($N_d - N_a$), см⁻³, в эпитаксиальных слоях 6H- и 4H-SiC, выращенных на подложках Лели и дюймовых пластинах методом сублимации в вакууме при $T = 2220$ К

Грань	Кристалл			
	Лели		Объемные	
	6H	4H	6H	4H
(000 $\bar{1}$)C	$(0.6-2.5) \cdot 10^{17}$	$(3-5 \cdot 10^{17})$	$(0.8-4) \cdot 10^{17}$	$(3.5-7) \cdot 10^{17}$
(0001)Si	$(2-6) \cdot 10^{16}$	$(4-7) \cdot 10^{16}$	$(3.5-8) \cdot 10^{16}$	$(5-9) \cdot 10^{16}$

изменения направления температурного градиента применялся профилированный нагреватель, создающий две зоны, и шток, позволяющий перемещать тигель в любую зону. Скорость движения тигля составляла 1 см/мин. Контроль температуры производился через специальные окна оптическим пирометром ЭОП-66, имеющим диапазон измерения температуры от 1000 до 2800 К с точностью 1%.

Выращенные эпитаксиальные слои имели n -тип электропроводности и очень слабую однородную фотолюминесценцию при 300 К (для 6H — желтую, для 4H — зеленую), цвет которой определялся следами бора в эпитаксиальной пленке. Минимальная толщина эпитаксиальных слоев составляла 1.5–2 мкм, а максимальная — 250–300 мкм. Концентрация нескомпенсированных доноров в слоях на подложках Лели и на подложках, полученных из объемных слитков, определялась по $C-V$ характеристикам с использованием золотых барьеров Шоттки. Характерные значения $N_d - N_a$ сведены в таблицу. Для обоих политипов наблюдалась традиционная разница в легировании по граням, т. е. в эпитаксиальном слое, выращенном на грани (0001)Si, концентрация нескомпенсированных доноров была ниже, чем на (000 $\bar{1}$)C (см. таблицу).

Структурное совершенство эпитаксиальных слоев оценивалось методом рентгеновской дифракции на двухкристальном спектрометре, где в качестве монохроматора использовался бездефектный монокристалл 6H-SiC, ориентированный гранью (0001)Si. Съёмка кривых качания (КК) проводилась по бездисперсионной схеме в геометриях (ω) и (θ ; 2θ) сканирования, что давало возможность судить о распределении интенсивности рассеяния вблизи узла обратной решетки: а) в направлении вектора обратной решетки \bar{H} — (θ ; 2θ) сканирование; б) в направлении, перпендикулярном \bar{H} , — (ω) сканирование. Соотношение полуширин КК (ω) и КК (θ ; 2θ), их форма и уширение, наличие тонкой структуры

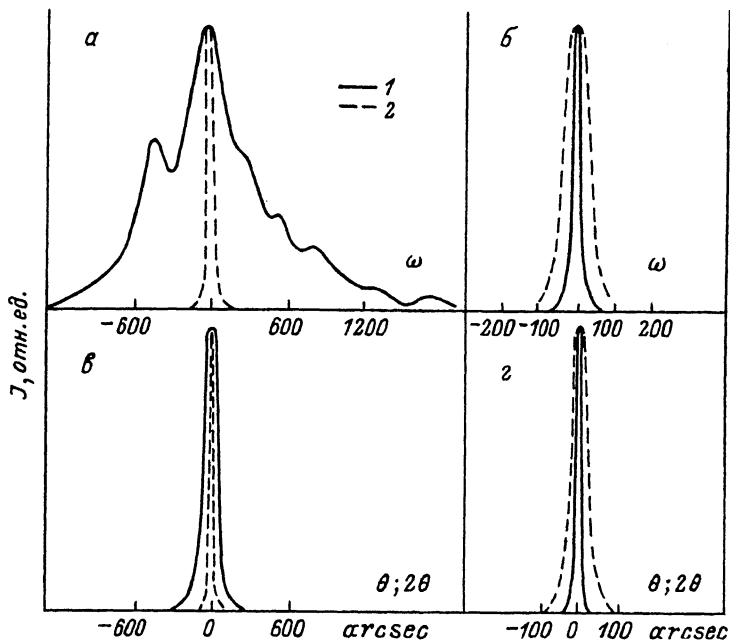


Рис. 1. Кривые качания эпитаксиальных слоев $4H$ -SiC, выращенных на подложках Лели (б, г) и объемных пластинах (а, в) методом сублимации в вакууме при $T = 2200$ К; КК (ω) получены при открытом окне детектора, КК ($\theta; 2\theta$) — при ширине щели 100 мкм. 1 — $4H$ -SiC объемная пластина, 2 — эпитаксиальный слой.

КК (ω), угловая зависимость полуширины КК ($\theta; 2\theta$) определяются типом дефектов дислокационного класса и характером их распределения в объеме кристалла [8]. Полученные нами КК от эпитаксиальных слоев карбида кремния поли-типов $6H$ и $4H$, выращенных как на подложках Лели, так и на подложках из объемных слитков, позволяют сделать следующие выводы:

1. КК (ω), полученные от дюймовых $6H$ - и $4H$ -SiC, выращенных сублимационным методом, представляют собой систему уширенных пиков, угловое расстояние между которыми соизмеримо с полуширинами пиков (35–60 угл. с).

2. Полуширины КК (ω) эпитаксиальных слоев $4H$ -SiC, полученных методом сублимации в вакууме на подложках Лели и на дюймовых пластинах, практически совпадают по величине и по форме, несмотря на существенную разницу в совершенстве подложек, и составляют от 20 до 40 угл. с. КК ($\theta; 2\theta$) имеют симметричную гауссовскую форму (рис. 1).

3. На КК ($\theta; 2\theta$) от эпитаксиальных слоев $6H$ -SiC, выращенных на дюймовых пластинах-подложках, обнаруживается асимметрия, которая становится более ярко выра-

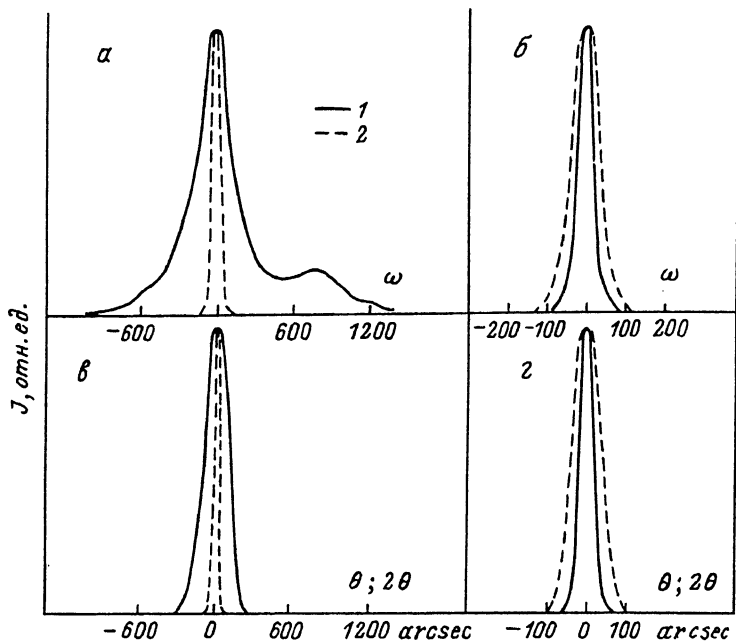


Рис. 2. Кривые качания эпитаксиальных слоев $6H$ -SiC, выращенных на объемных пластинах (а, в) и кристаллах Лели (б, г) методом сублимации в вакууме при $T = 2200$ К; КК (ω) получены при открытом окне детектора, КК ($\theta; 2\theta$) — при ширине щели 100 мкм. 1 — $6H$ -SiC объемная пластина, 2 — эпитаксиальный слой.

женной при переходе от отражения $(0006)CuK$ к отражению $(00012)CuK$, что может свидетельствовать о неоднородности выращенного эпитаксиального слоя, наследующего неоднородность подложки (рис. 2).

4. Полуширины КК (ω) увеличиваются примерно в 2–2.5 раза при обработке обратной стороны дюймовой пластины только шлифованием, что приводит к возникновению напряжений и изгибу пластины, а следовательно, эпитаксиального слоя.

5. Характер кривых качания обоих типов для эпитаксиальных слоев, выращенных на подложках Лели и на дюймовых пластинах, принципиально не меняется при сканировании по площади образца, т. е. в направлении, перпендикулярном оси роста.

Анализ данных, полученных методом рентгеновской дифрактографии, позволяет предположить, что:

а) дюймовые пластины-подложки $6H$ - и $4H$ -SiC имеют блочно-фрагментарную структуру, при которой кристалл состоит из достаточно мелких блоков когерентного рассеяния, слабо развернутых друг относительно друга, что при-

водит к уширению каждого отдельного пика на КК (ω) и крупных сильно разориентированных фрагментов, приводящих к возникновению тонкой структуры на КК (ω);

б) гомоэпитаксиальные слои, выращенные на таких подложках, сформированы из крупных блоков когерентного рассеяния, разориентация которых относительно друг друга приводит к уширению КК (ω) по сравнению как с расчетной, так и с КК (θ ; 2θ).

Такая фрагментарная структура эпитаксиальных слоев связана, по-видимому с условиями образования зародышей на поверхности монокристаллической подложки. Эти условия зависят в первую очередь от состояния поверхности и морфологического совершенства подложки, от температуры роста, градиента температуры в зоне роста (и соответственно между источником и подложкой), состава паровой фазы (отклонения от стехиометрии и наличия примесей), а также и от других возможных причин, например от однородного распределения температуры по всей поверхности подложки, что очень важно для больших площадей. Если в начальный момент роста на поверхности подложки есть условия для образования нескольких зародышей, а чем больше площадь, тем выше вероятность образования нескольких зародышей, то по мере их разрастания и последующего смыкания будет образовываться блочная структура. Чем сильнее образовавшийся зародыш разориентирован относительно рабочей грани подложки, тем больше будут микронапряжения, возникающие на границе блоков. Оценка относительной деформации от таких микронапряжений дает величину $4.5 \cdot 10^{-4}$, что, в свою очередь, приводит к уширению КК (θ ; 2θ), а оценка размера блоков, разделенных дислокационными стенками, определена нами как 2800 \AA .

При сублимационном росте с большими скоростями (> 300 мкм/ч) и в направлении, совпадающем с направлением кристаллографической оси C_6 (а именно при таких скоростях и в таком направлении выращиваются объемные слитки), характерна блочно-фрагментарная структура слитка. Дальнейший эпитаксиальный рост на такую подложку несколько сглаживает блочность из-за меньших температур эпитаксии и специальной подготовки поверхности подложки, но не устраняет ее. Даже при эпитаксиальном росте на гораздо более совершенный кристалл Лели сублимационный метод приводит к блочной монокристаллической структуре эпитаксиальной пленки. Этого удается избежать при CVD эпитаксии, которая использует специально разориентированные относительно оси C_6 подложки на угол $3-5^\circ$ в направлении $[1120]$. В этом случае рост идет планарно, практически перпендикулярно оси C_6 , как и при росте монокристаллов методом Лели (рис. 3). Совершенство кри-

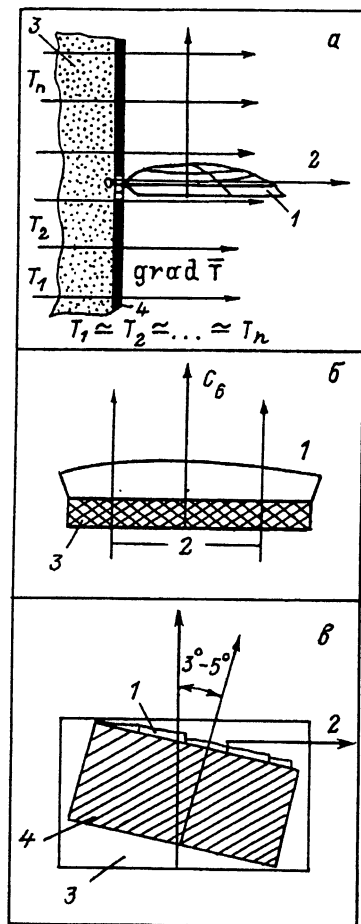


Рис. 3. Схематичное изображение роста кристаллов Лели (а), объемных слитков и сублимационных эпитаксиальных слоев при больших скоростях роста (б) и CVD эпитаксии (в): 1 — растущий кристалл (эпитаксиальный слой), 2 — направление роста (а, б, в); 3 — порошок SiC, 4 — графитовый экран (а); 3 — кристалл-подложка (б); 3 — исходный кристалл, 4 — кристалл-подложка, разориентирован на $3-5^\circ$ в направлении $[11\bar{2}0]$ (в).

сталлов Лели обусловлено их свободным ростом от единичного зародыша вдоль температурного поля, в то время как сублимационная эпитаксия и рост объемных монокристаллических слитков связаны с кристаллом-подложкой. Поэтому для получения необходимого структурного совершенства слитков и эпитаксиальных слоев используют целый ряд искусственных приемов.

В заключение авторы благодарят П.А. Иванова за измерения N_d-N_a в эпитаксиальных пленках и В.Е. Челнокова за интерес к работе.

Работа частично поддержана US Department of Defence.

Список литературы

- [1] Edmond J.A., Waltz D.G., Bruekner S., Kong H.S., Palmour J.W., Carter C.H. // Proc. of the 1st High Temperature Electronics Conference (Albuquerque NM, USA). 1991. P. 499.
- [2] Аникин М.М., Иванов П.А., Сыркин А.Л., Царенков Б.В., Челноков В.Е. // Письма в ЖТФ. 1989. Т. 15. В. 36.
- [3] Palmour J.W., Kong H.S., Waltz D.G., Edmond J.A., Carter C.H. // Proc. of the 1st High Temperature Electronics Conference (Albuquerque NM, USA). 1991. P. 511.
- [4] Аникин М.М., Иванов П.А., Растегаев В.П., Саекина Н.С., Сыркин А.Л., Челноков В.Е. // ФТП. 1993. Т. 27. В. 102.
- [5] Бараш А.С., Водаков Ю.А., Кольцова Е.Н., Мальцев А.А., Мохов Е.Н., Роенков А.Д. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. В. 24.
- [6] Веренчикова Р.Г., Водаков Ю.А., Литвин Д.П., Мохов Е.Н., Роенков А.Д., Санкин В.И. // ФТП. 1992. Т. 26. В. 6.
- [7] GREE Research Inc., Durham, NC 27713, USA. FTIKKS Enterprise, 194021 St. Petersburg, Russia.
- [8] Кривоглаз М.А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в несовершенных кристаллах. Киев: Наук. думка, 1983. С. 407-409.

Поступило в Редакцию
20 декабря 1994 г.