

06:07

Подвижность носителей заряда в нелегированных слоях SiC, выращенных новым методом эпитаксии на Si

© С.А. Кукушкин, А.В. Осипов, Д.Б. Вчерашний, С.А. Обухов,
Н.А. Феоктистов

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
E-mail: sobukhov@inbox.ru

Поступило в Редакцию 16 октября 2012 г.

Представлены первые результаты электрофизических исследований пленок карбида кремния, выращенных на кремнии новым методом эпитаксии. Определен тип носителей заряда в пленках SiC на Si и измерена их плотность и подвижность. Исследования показали, что пленки SiC на Si, выращенные данным методом, обладают *n*-типом проводимости. Концентрация основных носителей заряда (электронов) в нелегированных слоях пленок SiC на Si составляет в среднем $n \sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Подвижность основных носителей заряда (электронов) для пленок изменяется в зависимости от режимов синтеза от $\mu = 27$ до $85 \text{ см}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$.

В работах [1-4] предложен теоретически и реализован экспериментально принципиально новый метод выращивания бездефектных пленок карбида кремния на кремнии. Метод основан на открытии нового механизма релаксации упругих напряжений при росте эпитаксиальных пленок за счет предварительного внедрения в решетку подложки ансамбля нанообъектов — дилатационных диполей — устойчивых комплексов, состоящих из притягивающих центров дилатации — атома углерода в межузельной позиции кремния и кремниевой вакансии. Синтез дилатационных диполей осуществляется за счет химической реакции взаимодействия монокристаллического кремния с газообразным монооксидом углерода CO. Показано [3,4], что данная реакция протекает в две стадии. На первой стадии образуется промежуточное соединение — активированный комплекс „кремниевая вакансия-атом углерода–матрица кремния“. Атомы углерода на этой стадии распо-

Результаты измерений константы Холла, проводимости и холловской подвижности для пленок SiC на Si

№	Время синтеза, min	Эффективная толщина SiC на Si, d, cm	Константа Холла $R_H, \text{cm}^3/\text{C}$	Концентрация носителей заряда n, cm^{-3}	Удельное сопротивление $\rho, \Omega \cdot \text{cm}$	Подвижность носителей заряда $\mu, \text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$
1	1	$55 \cdot 10^{-7}$	2.6	$2.4 \cdot 10^{18}$	0.03	85
2	5	$123 \cdot 10^{-7}$	1.8	$3.4 \cdot 10^{18}$	0.04	47
3	10	$141 \cdot 10^{-7}$	2.5	$2.5 \cdot 10^{18}$	0.07	35
4	15	$129 \cdot 10^{-7}$	4.1	$1.5 \cdot 10^{18}$	0.12	36
5	20	$145 \cdot 10^{-7}$	4.4	$1.4 \cdot 10^{18}$	0.08	55
6	25	$141 \cdot 10^{-7}$	3.0	$2.0 \cdot 10^{18}$	0.11	27
7	30	$148 \cdot 10^{-7}$	5.5	$1.1 \cdot 10^{18}$	0.11	49
8	40	$150 \cdot 10^{-7}$	7.0	$9.0 \cdot 10^{17}$	0.10	70

лагаются в межузельных позициях кремниевой матрицы. На втором этапе реакции активированный комплекс переходит в карбид кремния, а освободившиеся вакансии сливаются в поры, образующиеся под слоем карбида кремния. Показано, что для кубического кристалла наиболее выгодным является расположение дилатационного диполя перпендикулярно плоскости (111)Si. В этом случае практически вся дилатационная упругая энергия пленки релаксирует за счет одних только диполей, что ведет к высокому качеству пленок карбида кремния. Ориентацию пленки при этом задает „старая“ кристаллическая структура исходной матрицы Si, а не только поверхность подложки, как это обычно реализуется в традиционных методиках выращивания пленок.

Отметим, что кристаллическая микроструктура пленок SiC на Si, выращенных по методике [1–4], была ранее исследована методом высокоразрешающей микроскопии [5]. В данной же работе проведено исследование электрофизических характеристик подробных структур SiC, выращенных на полуизолирующих подложках кремния КОФ-1000 (с сопротивлением $\sim 1 \text{ k}\Omega \cdot \text{cm}$), с целью получения информации о подвижности носителей заряда в слоях карбида кремния. Все пленки SiC данной серии выращивались методом [1–4] при одной и той же температуре 1250°C и при одном давлении газа CO $P_{\text{CO}} = 80 \text{ P}$. Различалось только время синтеза пленок. Время роста изменялось от 1 до 40 min.

В таблице приведены номера пленок SiC, соответствующие номерам время синтеза пленок и эффективные толщины пленок, определенные при помощи метода эллипсометрии на эллипсометре VASE™ фирмы Woollam Inc. USA 2008 года. Исследование электропроводности, константы Холла и подвижности носителей заряда было выполнено при температуре 300 К на постоянном токе, в диапазоне магнитных полей $B = 0-0.6$ Т. Для определения электрофизических характеристик на поверхности образцов SiC наносились четыре контакта из индия. Контакты наносились напылением в вакууме с использованием трафаретной маски для измерения эффекта Холла и проводимости по стандартной методике [6]. Далее на контакты из индия, при помощи электропроводящей пасты, приклеивались отводы из золотой проволоки диаметром $50 \mu\text{m}$. Исследования вольт-амперных характеристик (ВАХ) показали, что контакты обладают хорошими омическими характеристиками.

Установка включала в себя: электромагнит постоянного тока, позволяющий создавать магнитное поле напряженностью $B = 2$ Т; источник питания постоянного тока для магнита Б5-6005 с параметрами $I_{\text{max}} = 5$ А, $U_{\text{max}} = 60$ В; источник питания постоянного тока для питания образцов — Б5-46 с параметрами — $I_{\text{max}} = 5$ А, $U_{\text{max}} = 10$ В; вольтметры для измерения постоянного напряжения Ц300, позволяющие измерять постоянный ток в диапазоне $I = 100 \text{ nA} - 5$ А и напряжения от $U = 0.1 \mu\text{V}$ до 5 kV .

Значения и знак константы Холла позволяют определить величину концентрации носителей заряда и тип проводимости материала. Константа Холла определяется по формуле

$$R_H = \frac{U_H d}{IB}, \quad (1)$$

где R_H — константа Холла, размерность которой cm^3/C ; U_H — напряжение Холла (В); d — толщина слоя пленки (см); I — ток, протекающий через образец (А); B — магнитное поле.

Концентрация носителей заряда n определялась по формуле

$$n(\text{cm}^3) = \frac{1}{eR_H} = \frac{1}{1.6 \cdot 10^{19} R_H}, \quad (2)$$

где e — заряд электрона ($e = 1.6 \cdot 10^{19} \text{ C}$).

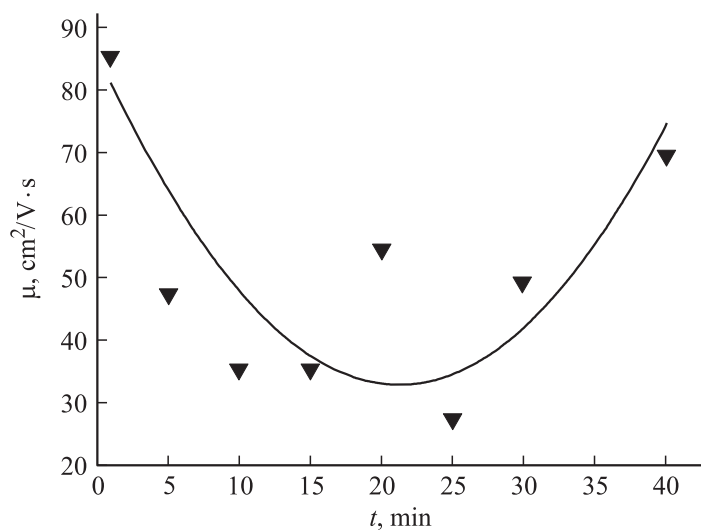


Рис. 1. Зависимость холловской подвижности от толщины слоя SiC.

Удельное сопротивление образца рассчитывалось по формуле

$$\rho (\Omega \cdot \text{cm}) = \frac{U lb}{I d}, \quad (3)$$

где U — падение напряжения на образце (V), I — ток через образец, l — длина образца, b — ширина образца.

Холловская подвижность носителей тока μ определялась по формуле

$$\mu (\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})) = \frac{R_H}{\rho}. \quad (4)$$

Результаты измерений константы Холла, проводимости и холловской подвижности представлены в таблице, а зависимость холловской подвижности от времени роста слоя SiC приведена на рис. 1. Как следует из рис. 1, при времени синтеза, равном $t = 1 \text{ min}$, и толщине слоя $d = 55 \text{ nm}$ наблюдается самая высокая подвижность носителей заряда с $\mu = 85 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. Затем подвижность резко падает, достигая минимума, равного $\mu = 27 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ на 25-й минуте роста. С увеличением времени синтеза подвижность начинает расти, достигая значения,

равного $\mu = 70 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ к 40-й минуте синтеза. Подвижность, равную $\mu = 55 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, при времени синтеза $t = 20 \text{ min}$ считаем статистическим „выбросом“.

Подобное поведение подвижности носителей заряда, по нашему мнению, можно объяснить следующим образом. В отличие от стандартных методик выращивания пленок, при росте методом [1–4] пленка растет не сверху подложки, а изнутри ее. Атомы углерода в результате химической реакции CO с кремнием замещают атомы последнего. Толщина слоя SiC вначале растет, достигая своего максимального значения. При температуре 1250°C и давлении CO $P_{\text{CO}} = 80 \text{ Pa}$ максимальной толщины слой SiC достигает примерно к 10-й минуте синтеза. Между этим временем (10 min) и временем начала синтеза пленки, т.е. 1 min, происходит кардинальная перестройка активированного комплекса „кремниевая вакансия-атом углерода–матрица кремния“. Он превращается собственно в SiC и поры. Затем, между 10-й и 30-й минутами синтеза, происходит уплотнение слоя и его структурная перестройка и, наконец, к 40-й минуте роста слой стабилизируется. Согласно [5], этот слой состоит из ряда слоев SiC различных политипов. 3C-SiC является основным слоем и составляет примерно 80% толщины всего слоя. Более того, самый совершенный из слоев [2–5] имеет толщину порядка 40–80 nm и находится на верхней внешней стороне подложки Si. На рис. 2, *a* и *b* представлены эллипсометрические данные по содержанию в образцах SiC атомов углерода и вакансий в зависимости от времени роста данных пленок. Сравнение рис. 1 и 2 указывает на явную корреляцию между подвижностью и содержанием точечных дефектов (вакансий и атомов углерода) в пленках SiC и подтверждает теоретический вывод о решающей роли дилатационных диполей в формировании SiC на Si методом [1–4]. Действительно, на самых ранних этапах синтеза пленки SiC в ее объеме присутствуют в виде точечных дефектов кремниевые вакансии и атомы углерода. Концентрация данных дефектов составляет $\sim 9\%$ от общего объема пленки. При этом максимальна и подвижность. Этот факт, по нашему мнению, очевидным образом связан с тем, что углерод и вакансии еще не до конца превратились в карбид кремния и поры. Затем происходит процесс перестройки активированного комплекса. На этом этапе карбид кремния еще не сформировался в окончательную структуру, но концентрация дефектов резко уменьшилась и, как следствие, уменьшилась и подвижность носителей заряда. При временах синтеза более 25 min, как было

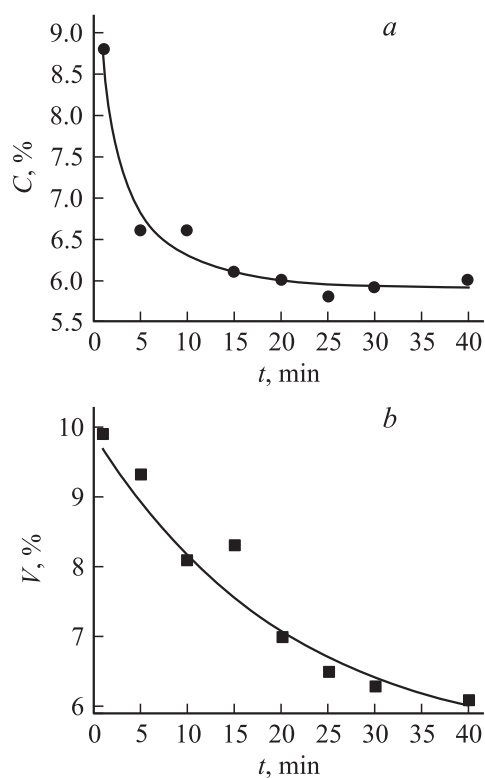


Рис. 2. Зависимости объемного содержания углерода (*a*) и вакансий (*b*) в процентном отношении к общему объему карбида кремния от времени синтеза пленки SiC.

отмечено выше, слой SiC окончательно формируется в эпитаксиальную пленку. При этом подвижность носителей заряда повышается.

Согласно литературным данным [6–8], подвижности основных носителей заряда в монокристаллах карбида кремния сильно зависят от вида политипа карбида кремния, метода синтеза, легирования и направления движения носителей заряда, для гексагональных политипов, относительно кристаллографических осей. Так, для политипа $4H$ -SiC теоретически достижимая подвижность электронов параллельно оси C

равна $\mu = 900 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, а перпендикулярно оси C $\mu = 800 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. У политипа $6H\text{-SiC}$ эти подвижности сильно отличаются друг от друга. Так, подвижность электронов, параллельная оси C , $\mu = 60 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, а перпендикулярная оси C $\mu = 400 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. Подвижность электронов у политипа $3C\text{-SiC}$, согласно [6–8], $\mu = 800 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. Естественно, что у реальных кристаллов подвижность значительно ниже. В работе [9], на основании обобщения большого числа экспериментальных данных, показано, что максимально возможная подвижность электронов у политипа $4H\text{-SiC}$ при уровне легирования донорной примесью $N_d \sim 2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ равна $\mu = 880 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, а минимально возможная $\mu = 30 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$.

У пленок и гетероструктур значение подвижностей носителей заряда, как правило, имеет значительно меньшую величину, чем у монокристаллов. В работе А.А. Лебедева с соавторами [10] было показано, что подвижность электронов в монокристаллических слоях $3C\text{-SiC}$, выращенных методом сублимации на поверхности (0001) монокристалла $6H\text{-SiC}$ при концентрации электронов в пленке, равной $n = 2.5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, была равна $\mu = 60 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. В этой работе авторы, ссылаясь на работу [11], отмечают, что данное значение подвижности близко к стандартному значению подвижности электронов $\mu = 100 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ в пленках $3C\text{-SiC}$, выращенных на поверхностях монокристаллов SiC . К. Sasaki с соавторами [12] утверждает, что выращенные им и соавторами [12] методом CVD на Si слое SiC толщиной от 6 до $20 \mu\text{m}$ обладали холловской подвижностью электронов, лежащей в диапазоне от $\mu = 120$ до $200 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. Концентрация носителей заряда в этих пленках, согласно [12], находилась в диапазоне значений от $n = 5 \cdot 10^{17}$ до $1 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. Авторы работы [13] также экспериментально показали, что в хороших слоях SiC на Si толщиной более $10 \mu\text{m}$ подвижность электронов лежит в области $\mu = 100\text{--}150 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ и с понижением концентрации носителей заряда резко растет.

Таким образом, в пленках SiC , выращенных новым методом эпитаксии [1–4] на кремниевой подложке, значение подвижности находится в области значений $\mu = 70 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ при концентрации электронов, равной $n = 9 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, и $\mu = 85 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ — при $n = 2.5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. Отметим, что толщина изученных нами пленок SiC не превышала 160 nm . В этом есть существенное отличие от толстых пленок (толщиной более $6 \mu\text{m}$), исследованных в работах [10–13]. Обнаруженные нами значения подвижности носителей заряда в пленках SiC на Si , выращенных новым методом эпитаксии, свидетельствуют о высокой

степени совершенства слоев SiC и возможности их использования в микроэлектронике.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 11-02-00496, № 11-02-12154-офи-м, № 12-02-00935-а), программы президиума РАН № 27 „Основы фундаментальных исследований нанотехнологий и наноматериалов“ Фонда поддержки науки и образования, Санкт-Петербург, и инновационного центра „Сколково“ (регистрационный номер № 1110023).

Список литературы

- [1] Кукушкин С.А., Осипов А.В., Феоктистов Н.А. Способ изготовления изделия, содержащего кремниевую подложку с пленкой из карбида кремния на ее поверхности: Пат. № 2363067, приоритет от 22.01.2008.
- [2] Кукушкин С.А., Осипов А.В. // ФТТ. 2008. Т. 50. В. 7. С. 1188.
- [3] Кукушкин С.А., Осипов А.В. // ДАН. 2012. Т. 444. № 3. С. 266.
- [4] Kikushkin S.A., Osipov A.V. // J. Appl. Phys. 2013. V. 113. N 2. P. 4909.
- [5] Сорокин Л.М., Веселов Н.В., Щеглов М.П., Калмыков А.Е., Ситникова А.А., Феоктистов Н.А., Осипов А.В., Кукушкин С.А. // Письма в ЖТФ. 2008. Т. 34. В. 22. С. 88.
- [6] Harris G.L. Properties of SiC. EMIS Datareviews Series. N 13. INSPEC, IEE, UK, 1995.
- [7] Pensl G., Morkoc H., Monemar B., Janzen E. // Materials Science Forum. 1998. V. 264–268. P. 3.
- [8] Sze S.M. Semiconductor Devices: Physics and Technology. 2nd ed. John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- [9] Мнацаканов Т.Т., Поморцев Л.И., Юрков С.Н. // ФТП. 2001. Т. 35. В. 4. С. 406–409.
- [10] Лебедев А.А., Зеленин В.В., Абрамов П.А., Лебедев С.П., Смирнов А.Н., Сорокин Л.М., Щеглов М.П., Yakimova R. // Письма в ЖТФ. 2007. Т. 33. В. 12. С. 61.
- [11] Levinshtein M.E., Rumyantsev S.L., Shur M.S. (eds). Properties of Advanced Semiconductor Materials: GaN, AlN, InN, BN, SiC, SiGe. John Wiley & Sons, Inc., 2001.
- [12] Sasaki K., Sakuma E., Misawa S., Yoshida S., Gonda S. // Appl. Phys. Lett. 1984. V. 45. P. 72.
- [13] Yamanaka M., Daimon H., Sakuma E., Misawa S., Yoshida S. // J. Appl. Phys. 1987. V. 61. N 2. P. 599.