

Радиационное облучение как возможный метод для формирования SiC-гетероструктур

© А.А. Лебедев[†]

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 1 марта 1999 г. Принята к печати 2 марта 1999 г.)

В работе рассмотрены некоторые аспекты физики гетерополитипных переходов на основе карбида кремния. Известно, что введение некоторых примесей в зону роста при эпитаксии карбида кремния приводит к росту пленок, имеющих другой политип, чем исходная подложка. Известно также, что эти примеси приводят к образованию определенных глубоких центров в запрещенной зоне проводника. Проведенный в настоящей работе анализ литературных данных показывает, что к образованию этих глубоких центров приводит также облучение SiC различными заряженными частицами. Высказывается предположение, что при определенных условиях эксперимента возможна трансформация политипа уже выращенной эпитаксиальной структуры SiC под воздействием облучения и последующего отжига.

Словосочетание "карбид кремния" обозначает по сути дела целый класс полупроводниковых соединений, так как SiC обладает возможностью кристаллизоваться в различных модификациях — политипах. Политипы SiC при одинаковом химическом составе могут значительно отличаться по своим электрофизическим свойствам. Например, величины запрещенных зон находятся в диапазоне от 2.4 (3C-SiC) до 3.3 эВ (2H-SiC). Все это делает карбид кремния перспективным материалом и с точки зрения создания различных типов гетероструктур.

В работах [1–3] было обнаружено, что при добавлении некоторых примесей в зону роста слоев SiC можно получать эпитаксиальные пленки, имеющие другой политип, чем использовавшаяся подложка. Так, введение редкоземельных элементов Sc, Tb, а также Al и В приводило к росту эпитаксиальных пленок 4H-SiC на основе подложек 6H-SiC. Наиболее эффективная трансформация политипа растущего слоя 6H \Rightarrow 4H наблюдалась при введении примесей IV группы Sn, Pb и Ge. Примеси V группы (азот и фосфор) способствовали росту политипа 3C-SiC.

Было также обнаружено, что изменение соотношения Si:C в зоне роста оказывало существенное влияние на гетерополитипную эпитаксию. Так, увеличение концентрации Si приводило к увеличению вероятности образования 3C-SiC или других политипов с малым процентом гексагональности. В то же время введение избыточного углерода позволяло выращивать на подложках 6H-SiC эпитаксиальные слои 4H-SiC также из расплавов Gd и Dy [3]. В работе [1] также отмечалось, что особенно легко трансформация политипа подложки происходит при росте в направлении (0001)C. При этом температура и скорость роста оказывали слабое влияние на процесс гетерополитипной эпитаксии. Образование слоев 3C-SiC на основе подложек 6H-SiC возможно также при сублимационном росте в избытке кремния, без дополнительного легирования [4].

Поскольку природа политипизма до настоящего времени не ясна, достаточно сложно понять и природу гетерополитипной эпитаксии. Помимо примесного состава зоны роста на вероятность гетерополитипной эпитаксии, по-видимому, могут оказывать влияние различные факторы — от термодинамических (давление, температура) до кристаллографических (ориентация и степень дефектности подложки). Так, в работе [5] было обнаружено, что использование в стандартном (для роста слоев 6H-SiC) процессе сублимационной эпитаксии подложек Лэлиха 6H-SiC с высокой плотностью дислокаций (порядка 10^5 см^{-2}) приводит к росту эпитаксиальных слоев 3C-SiC.

В [1,6] процессы гетерополитипной эпитаксии связывались со стехиометрическим составом различных политипов SiC. Ранее было обнаружено, что отношение концентраций [Si]/[C] непостоянно в различных политипах SiC и уменьшается с увеличением процента гексагональности. Было показано, что отношение [Si]/[C] составляло 1.046, 1.022 и 1.001 для политипов карбида кремния 3C, 6H и 4H соответственно [7]. Рассмотренные в работе [1] данные по диффузии и растворимости примесей в различных политипах SiC также свидетельствуют о различной концентрации вакансий V_C . Эти данные авторы [1] объясняли тем, что при увеличении напряжений в решетке с ростом концентрации углеродных вакансий более энергетически выгодными становятся связи между атомами в кубических узлах. Это и приводит к перестройке кристалла и трансформации политипа. Тогда влияние легирования на гетерополитипную эпитаксию можно объяснить тем, что вводя примеси, занимающие углеродные узлы решетки, мы уменьшаем концентрацию V_C и стимулируем рост эпитаксиальных пленок, имеющих больший процент гексагональности, чем использовавшаяся подложка. При введении примесей, занимающих кремниевые узлы, происходит увеличение концентрации V_C и, соответственно, рост пленок с меньшим процентом гексагональности, чем использовавшаяся подложка.

[†] E-mail: shura.lebe@pop.ioffe.rssi.ru

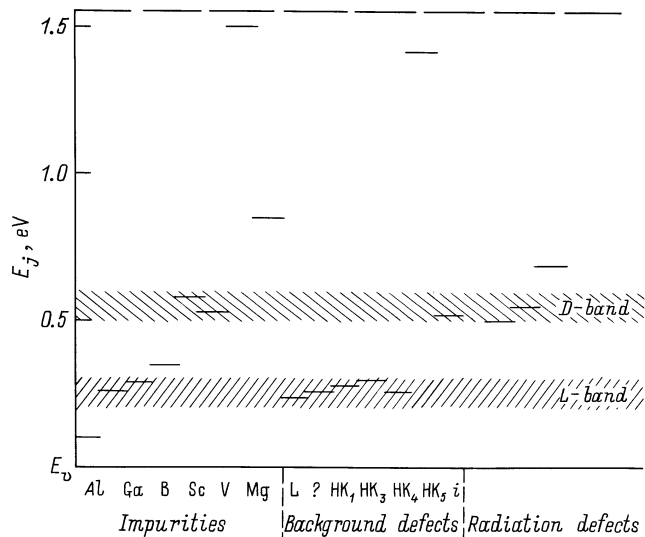


Рис. 1. Схема расположения известных глубоких центров в нижней половине запрещенной зоны 6H-SiC.

Проведенные нами исследования позволили обнаружить, как минимум, три типа глубоких центров, которые имеют близкие параметры и участвуют в аналогичных процессах излучательной рекомбинации в различных поли типах SiC. Если сопоставить энергетическое положение уровней в нижней половине запрещенной зоны 4H-SiC и 6H-SiC, то можно заметить, что большинство уровней находится внутри двух достаточно узких полос в запрещенной зоне: $E_v + (0.5-0.6)$ эВ (*D*-полоса) и $E_v + (0.2-0.3)$ эВ (*L*-полоса) (рис. 1). Внутри первой полосы находится *D*-центр, *i*-центр и уровень скандия; внутри второй — глубокий уровень алюминия, уровень галлия, *L*-центр. Уровень бора также находится внутри (4H-SiC) или вблизи границы (6H-SiC) *L*-полосы. В верхней половине запрещенной зоны 4H- и 6H-SiC уровни распределены достаточно равномерно и каких-либо полос, совпадающих для обоих поли типов, выделить невозможно [8]. Поскольку параметры однотипных центров, образующихся в нижней половине запрещенной зоны различных поли типов SiC близки, наличие подобных полос можно предположить и в других поли типах карбида кремния. В пользу этого говорит сходство характеристик и пропорциональное ширине запрещенной зоны смещение максимумов основных полос электролюминесценции в различных поли типах SiC.

Образование таких полос внутри запрещенных зон различных поли типов SiC свидетельствует о наличии центров, характерных для SiC в целом и связанных с валентной зоной, структура которой в различных поли типах близка. Можно также предположить, что каждая полоса связана с неким "базовым", состоящим из собственных дефектов, центром (в первом случае это *i*-центр, во втором — *L*-центр), который может взаимодействовать с атомами вводимой примеси с образованием других центров с близкими параметрами.

На рис. 2 представлена средняя концентрация трех собственных дефектов (*i*-, *D*- и *L*-центров) в эпитаксиальных слоях 6H- и 4H-SiC, полученных сублимационной эпитаксией [9]. Как видно из рисунка, имеется достаточно хорошая корреляция между уменьшением концентрации углеродных вакансий (N_C) с увеличением процента гексагональности поли типа (*D*) и уменьшением концентрации собственных дефектов.

В пользу того, что основным комплексобразующим дефектом в SiC является вакансия углерода, говорят и данные различных авторов, которые предполагали участие вакансий N_C в образовании различных центров, а также слияние отдельных вакансий в устойчивые кластеры [10,11]. Отметим, что ряд примесей (Sc, B, Al), используемых при гетероэпитаксии SiC [1], образует глубокие центры, находящиеся внутри отмеченных выше *L*- и *D*-полос. Предложенную в работе [1] модель гетерополи типной эпитаксии можно также рассматривать следующим образом. Каждому из поли типов SiC соответствует равновесная концентрация дефектов (вакансий углерода), при изменении которой за счет добавления примесей, генерирующих избыточные дефекты, либо, наоборот, связывающих вакансии в комплексы, возможна гетероэпитаксия пленок поли типов, имеющих по сравнению с подложкой меньшую, либо большую степень гексагональности соответственно. Так, введение Sc при гетероэпитаксии пленок 4H-SiC на основе подложек 6H-SiC приводит также к образованию глубокого центра, который, по-видимому, связывает вакансии в комплексы и уменьшает их концентрацию до значений, характерных для поли типа 4H-SiC.

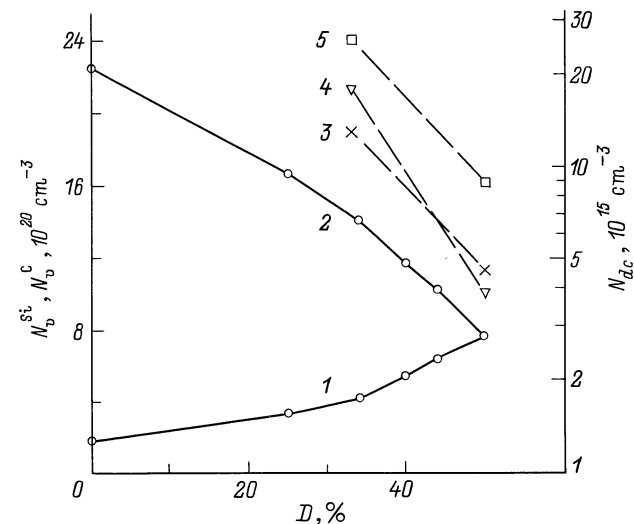


Рис. 2. Зависимость концентрации углеродных (N_C^C) и кремниевых (N_v^{Si}) вакансий и средней концентрации глубоких акцепторных центров (N_{dc}) в эпитаксиальных слоях, полученных сублимационной эпитаксией в зависимости от степени гексагональности (*D*) поли типа SiC [7]. Номера кривых соответствуют концентрации вакансий: 1 — N_v^{Si} , 2 — N_C^C и концентрации центров N_{dc} типа: 3 — *i*, 4 — *D*, 5 — *L*.

Известно, что облучение полупроводников приводит к образованию в них большого числа дефектов, вакансий и междоузлий. При последующем отжиге происходит их миграция, рекомбинация и слияние в комплексы. В случае SiC после облучения и имплантации наблюдалось увеличение концентраций L -, D - и i -центров [12–14], которые, как отмечалось выше, связаны с вакансиями углерода.

Допустим, что облучению и последующему отжигу была подвергнута двухслойная структура SiC, один из слоев которой был легирован примесью, способной связывать вакансии углерода. Тогда в этом слое произойдет лишь увеличение концентрации глубоких акцепторов, без изменения кристаллической структуры материала. В нелегированном же слое концентрация образовавшихся после облучения вакансий может превысить равновесную для данного полупроводника величину, и возникшие в кристаллической решетке напряжения приведут к трансформации полупроводника.

В случае, если рассмотренный здесь механизм создания гетерополитипных структур окажется практически реализуемым, то облучение может стать методом для формирования гетеропереходов на основе SiC. В пользу того, что возможна трансформация полупроводника уже выращенных эпитаксиальных структур, говорят результаты работы [15], где было обнаружено, что в деградировавших под действием прямого тока светодиодах, изготовленных на основе $6H$ -SiC, появились включения полупроводника $3C$ -SiC.

Список литературы

- [1] Ю.А. Водаков, Г.А. Ломакина, Е.Н. Мохов. ФТТ, **24**, 1377 (1982).
- [2] Ю. Вахнер, Ю.М. Таиров. ФТТ, **12**, 1543 (1970).
- [3] Ю.А. Водаков, Е.Н. Мохов, А.Д. Роевков, М.М. Аникин. Письма ЖТФ, **5**, 367 (1979).
- [4] Ю.А. Водаков, Г.А. Ломакина, Е.Н. Мохов, В.Г. Одинг. ФТТ, **19**, 1812 (1977).
- [5] А.А. Лебедев. *Abstracts 19 Int. Conf. Def. in Semicond.* (Averio, Portugal, 1997) p. 239.
- [6] Yu.A. Vodakov, E.N. Mokhov. *Inst. Phys. Conf. Ser.*, No 137, 197 (1994).
- [7] Н.Д. Сорокин, Ю.М. Таиров, В.Ф. Цветков, М.А. Чернов. Кристаллография, **28**, 910 (1983).
- [8] А.А. Лебедев. ФТП, **33**, 129 (1999).
- [9] А.А. Лебедев. *Abstracts Int. Conf. on SiC, III Nitrides and Related Materials* (Stockholm, Sweden, 1997) p. 67.
- [10] Р.Н. Кютт, А.А. Лепенева, Г.А. Ломакина, Е.Н. Мохов, А.С. Трегубова, Г.Ф. Юлдашев. ФТТ, **30**, 2606 (1988).
- [11] А.И. Гирка, В.А. Кулешин, А.Д. Мокрушин, Е.Н. Мохов, С.В. Свирида, А.В. Шишкин. ФТП, **23**, 1270 (1989).
- [12] М.М. Аникин, А.А. Лебедев, А.Л. Сыркин, А.В. Суворов. ФТП, **19**, 114 (1985).
- [13] М.М. Аникин, А.А. Лебедев, А.Л. Сыркин, А.В. Суворов. ФТП, **20**, 2169 (1986).
- [14] G.C. Rubicki. *J. Appl. Phys.*, **78**, 2996 (1995).
- [15] G. Zeinther, D. Theeiss. *IEEE Trans. Electron.*, **ED-28**, 425 (1981).

Редактор Т.А. Полянская

The irradiation as a promising method of fabricating SiC-heterostructures

A.A. Lebedev

A.F. Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St.Petersburg, Russia