

зависимости $f(T_0)$ для Nb , Mo , W и иттрий-бариевых ВТСП приведены на рис. 2. При расчете этих функций использовались зависимости теплоемкости и удельного сопротивления металлов от температуры, взятые из работ [5-8].

Итак, нами показано, что расход массы конического эмиттера при прочих равных условиях однозначно определяется величиной удельного интеграла действия металла.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Литвинов Е.А. Автореф. докт. дис. Томск, ИСЭ СО АН СССР. 1981.
- [2] Котов Ю.А. Автореф. докт. дис. Томск, ИСЭ СО АН СССР. 1986.
- [3] Месяц В.Г. Автореф. канд. дис. Томск, ИСЭ СО АН СССР. 1989.
- [4] Месяц В.Г., Шкуратов С.И. Эмиссия электронов из ВТСП в условиях высоких электрических полей. Препринт УрО АН СССР. 1988. № 6.
- [5] Новицкий Л.А., Кожевников И.Г. Теплофизические свойства материалов при низких температурах. М.: Машиностроение, 1975.
- [6] Пелецкий В.Э., Бельская Э.А. Электрическое сопротивление тугоплавких материалов. Энергоиздат, 1981.
- [7] Таблицы физических величин /Под ред. Кикоина И.К. М.: Атомиздат, 1976.
- [8] Старцев В.Е. Автореф. канд. дис. Свердловск, ИФМ. 1968.

Поступило в Редакцию
6 апреля 1990 г.

Письма в ЖТФ, том 16, вып. 14

26 июля 1990 г.

06.2

© 1990

ЛЕГИРОВАНИЕ АЗОТОМ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ SiC
ПРИ РОСТЕ СУБЛИМАЦИОННЫМ „СЭНДВИЧ-МЕТОДОМ
В ВАКУУМЕ

Е.Н. Мохов, М.Г. Рамм, А.Д. Ренков,
М.И. Федоров, Р.Г. Веренчикова

Формирование приборных структур на базе SiC с требуемым распределением примеси встречает серьезные трудности, которые обычно связываются с недостаточным контролем паровой фазы в

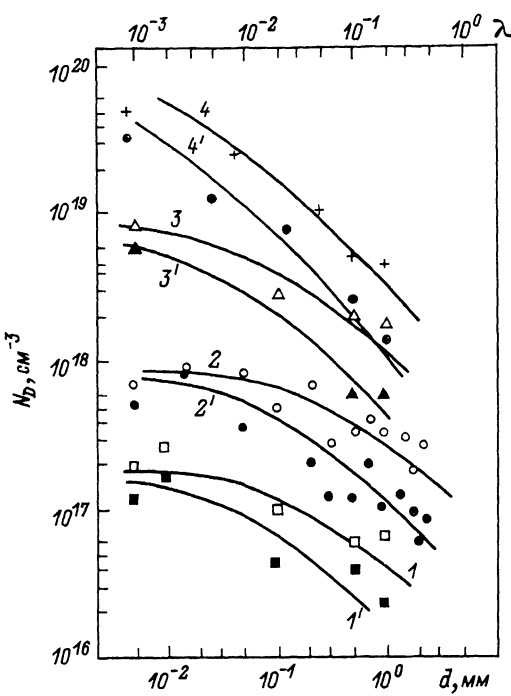


Рис. 1. Зависимость концентрации азота в ЭС $SiC(N_D \text{ ЭС})$, выращенных на грани $(000\bar{1})C - (1-4)$ и грани $(0001)Si - (1'-4')$, от расстояния между источником и подложкой (d) и концентрации азота в источнике (N_D^0) $\approx 1, 1' \approx \approx 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$; $2, 2' \approx \approx 1.5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$; $3, 3' \approx \approx 10^{19} \text{ см}^{-3}$; $4, 4' \approx \approx 10^{20} \text{ см}^{-3}$. Сплошные линии - теоретические кривые, полученные при следующих значениях элементарного коэффициента захвата α_i : $1 - 10^{-1}$; $1' - 3 \cdot 10^{-2}$; $2 - 10^{-1}$; $2' - 3 \cdot 10^{-2}$; $3 - 6 \cdot 10^{-2}$; $3' - 2 \cdot 10^{-2}$; $4 - 10^{-2}$; $4' - 3 \cdot 10^{-3}$. Параметр $\lambda = d/\alpha$, где $\alpha - 5 \text{ мм}$ - радиус источника и подложки. Температура роста ЭС $SiC \approx 1850^\circ \text{C}$; давление $p \approx 10^{-3} \text{ Па}$.

зоне роста [1]. Управление примесным составом слоев SiC усложняется также тем, что низкая скорость релаксационных процессов, происходящих в приповерхностном слое растущего кристалла, обуславливает неравновесный захват примесных атомов и тем самым является причиной сильной зависимости уровня легирования от различных кинетических факторов и ориентации поверхности подложки [2].

В настоящей работе исследуются особенности вхождения азота в SiC при сублимационном росте в связи с контролируемым легированием эпитаксиальных слоев (ЭС) SiC политаипа 6H азотом - важнейшей донорной примесью.

ЭС SiC выращивались сублимационным "сэндвич-методом" [3] в вакууме $\sim 10^{-3} \text{ Па}$ при температуре $1700-2100^\circ \text{C}$. Подложками и источниками паров SiC служили монокристаллические пластины 6H- SiC с базисными гранями $\{0001\}$ и линейными размерами 0.8 см. Расстояние между ними изменялось от 3 мкм до 2 мм. Источники были предварительно легированы азотом на уровне $10^{17}-10^{20} \text{ см}^{-3}$. Скорость роста составляла $10^1-10^3 \text{ мкм/час}$, а толщина нарощенного слоя $\sim 10-200 \text{ мкм}$.

Выращенные ЭС SiC имели плотность дислокаций $10^3-10^4 \text{ см}^{-2}$ и не содержали включений других политаипов, помимо 6H- SiC .

Определение концентрации донорной примеси (азота) — N_D в ЭС и источниках SiC проводилось путем измерения эффекта Холла и электропроводности, а также вольт-емкостным методом.

Зависимость концентрации доноров в ЭС SiC (N_D^e) от величины вакуумного зазора (d) при различном содержании азота в источнике представлена на рис. 1. Видно, что только путем вариации d можно изменять уровень легирования азота в ЭС SiC более, чем на порядок.

Количественное описание массопереноса примеси в вакуумной сэндвич-ячейке от источника к подложке, проводилось в соответствии с методикой, развитой в работе [4]. В случае достаточно высокого вакуума, для которого длина свободного пробега $\lambda_0 \gg d$ перенос примеси может быть описан уравнением (1)

$$N_D^e = N_D^u \alpha_i \left[1 + \sum_{n=1}^{\infty} (1 - \alpha_i)^n B^{2n} \right], \quad (1)$$

где N_D^u — концентрация примеси в источнике,

α_i — элементарный коэффициент захвата азота при однократном столкновении с подложкой,

B — константа, учитывающая вероятность попадания испарившегося атома на подложку, зависящая только от геометрических размеров ячейки.

Из уравнения (1), пользуясь известными значениями N_D^e , N_D^u , d легко рассчитать α_i . С другой стороны, исходя из известного α_i и предполагая, что α_i остается постоянной при вариации d , можно рассчитать зависимость $N_D^e(d)$, которая для разных N_D^u представлена на рис. 1.

Как видно из рис. 1, экспериментальные значения неплохо описываются расчетными кривыми. При этом значения α_i при росте ЭС SiC в направлении $[0001]C$ оказываются выше, чем в направлении $[0001]Si$. Близкие значения α_i могут быть получены также с помощью методики расчета массопереноса, развитой в работе [6].

Дальнейшее решение задачи по контролируемому легированию ЭС SiC сводится к определению величины α_i в зависимости от условий роста концентрации примеси в источнике и ориентации подложки. Анализ данных, полученных при использовании источников с различной N_D^u показал, что α_i можно считать постоянным лишь при низкой концентрации азота в источнике ($N_D^u < 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$). При более высокой величине N_D^u наблюдается существенное уменьшение α_i , причем $\alpha_i \sim (N_D^u)^{-1/2}$.

Вероятность захвата азота при росте ЭС SiC убывает с повышением температуры роста. Для низких пересыщений в зоне роста (перепад температур $\Delta T \lesssim 1^\circ$) зависимость $\alpha_i(T)$ описывается выражением (2)

$$\alpha_i = A \exp(E/RT), \quad (2)$$

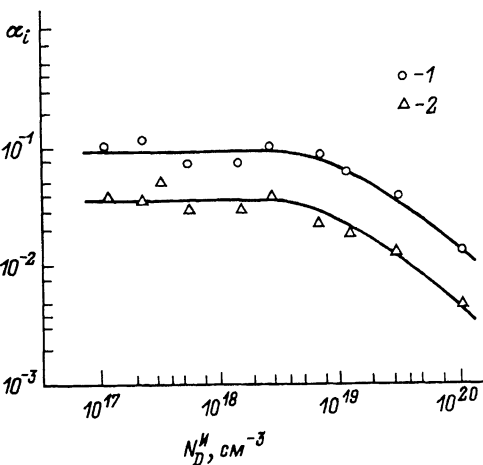


Рис. 2. Зависимость элементарного коэффициента захвата азота α_i от концентрации азота в источнике (N_D^H) при росте на гранях $(000\bar{1})\text{Si}$ (1) и $(0001)\text{Si}$ (2). Температура роста $T \approx 1850^\circ\text{C}$. Давление $p \approx 10^{-3}$ Па.

где $E = 60$ кДж/моль; $A = 3 \cdot 10^{-2}$ и 10^{-1} (рост в направлении $[0001]\text{Si}$ и $[000\bar{1}]\text{Si}$ соответственно).

Отметим, что полученные значения энергии активации

ниже, чем в [8]. Мы связываем это различие с тем, что в [8] при анализе влияния температуры на захват примеси не учитывалась установленная ранее [7] сильная зависимость уровня легирования от скорости роста (V_g); так, согласно приведенным в [7] данным, при высоких $V_g > 1$ мм/час α_i снижается на порядок.

Эти особенности легирования в соответствии с более ранними представлениями [5, 8] обусловлены тем, что захват примеси азота при росте ЭС SiC лимитируется стадией хемосорбции азотосодержащих молекул. Отсюда уменьшение α_i , наблюдаемое при высоком содержании примеси (рис. 2), легко объяснить за счет увеличения доли десорбирующих молекул N_2 .

На основании приведенных исследований можно сделать вывод о том, что варьируя геометрическими параметрами сэндвич-ячейки и набором источников с различным содержанием азота, представляется возможным управляемо получать ЭС SiC с концентрацией примеси азота в диапазоне $10^{16} - 6 \cdot 10^{19}$ см $^{-3}$. Более подробный анализ показывает, что полученные значения α_i пригодны не только для описания захвата примеси при пересублимации SiC , но и могут быть использованы при изучении процесса легирования ЭС SiC из атмосферы, содержащей N_2 с учетом захвата лишь активных углеродо- и кремнийсодержащих соединений азота.

Авторы выражают благодарность Ю.А. Водакову, Г.А. Ломакиной и В.Г. Одинг за обсуждение результатов и проведение измерений.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] С м и т Р.А. // Полупроводники /Пер. с англ. под ред. Н.А. Пепина. М.: Мир, 1982. 558 с.
- [2] Ч е р н о в А.А. Современная кристаллография. Т. 3. М.: Наука, 1980. 231 с.
- [3] В о д а к о в Ю.А., М о к х о в Е.Н., Р а м м М.Г., Р о е н к о в А.Д. // Krist. und Techn. 1979. V. 14. N 6. P. 729-741.

- [4] Дорфман В.Ф. // Кристаллогр. 1968. Т. 13. В. 1. С. 140-147.
- [5] Веренчикова Р.Г., Водаков Ю.А., Гончаров Е.Е., Ломакина Г.А., Мохов Е.Н., Одинг В.Г., Рамм М.Г., Роенков А.Д., Рябова Г.Г. В кн.: «Легирование полупроводниковых материалов» М.: Наука, 1985. С. 45-52.
- [6] Александров Л.Н., Лозовский С.В., Князев С.Ю. // Письма в ЖТФ. 1987. Т. 13. В. 17. С. 1080-1084.
- [7] Рамм М.Г., Мохов Е.Н., Веренчикова Р.Г. // Неорг. мат. 1979. Т. 15. № 12. С. 2233-2234.
- [8] Левин В.И., Мадисон А.Е. // Известия ЛЭТИ. 1988. В. 395. С. 26-30.
- [9] Волькенштейн Ф.Ф. // Электронные процессы на поверхности полупроводников при хемосорбции. М.: Наука, 1987. 432 с.
- [10] Lilov S.K., Tairov Yu.M., Tsvetkov V.F. // J. Cryst. Growth. 1977. V. 40. N 1. P. 59-68.
- [11] Kim H.J., Davis R.F. // J. Electrochem. Soc. 1986. V. 133. N 11. P. 2350-2357.

Поступило в Редакцию
12 марта 1990 г.

Письма в ЖТФ, том 16, вып. 14

26 июля 1990 г.

05.2

© 1990

**ВНЕШНИЙ ФОТОЭФФЕКТ, ВОЗБУЖДЕННЫЙ
РЕНТГЕНОВСКИМ ИЗЛУЧЕНИЕМ В УСЛОВИЯХ
БРЭГГОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ И ПОЛНОГО ВНЕШНЕГО
ОТРАЖЕНИЯ В МОЛЕКУЛЯРНЫХ СЛОЯХ
ЛЕНГМЮРА-БЛОДЖЕТТ**

С.И. Желудева, М.В. Ковальчук,
Н.Н. Новикова, И.Ю. Харитонов

Соли Ленгмюра-Блоджетт (Л-Б) привлекают пристальное внимание специалистов самых разных направлений. Это связано прежде всего с перспективами развития так называемой молекулярной архитектуры, позволяющей проводить контролируемое нанесение на твердую подложку органических молекул с различными физическими