

10. Taniguchi K., Kurosawa K., Kashiwagi M. Oxidation enhanced diffusion of boron and phosphorus in (100) silicon // J. Electrochem. Soc.—1980.— V. 127, N 10.— P. 2243.
11. Shin Y.-S., Kim C.-K. A two-dimensional model for the excess interstitial distribution in silicon during thermal oxidation // IEEE Trans. Electron Devic.—1984.— V. ED-31, N 6.— P. 797.
12. Yeng R. W. Numerical methods in free-surface flows // Ann. Rev. Fluid Mech.—1982.— V. 14.— P. 395.
13. Seidl A., Svoboda M. Numerical conformal mapping for treatment of geometry problem in process simulation // IEEE Trans. Electron Devic.—1985.— V. ED-32, N 10.— P. 1960.
14. Tielert R. Two-dimensional numerical simulation of impurity redistribution in VLSI processes // IEEE Trans. Electron Devic.—1980.— V. ED-27, N 8.— P. 1479.
15. Schneider G. E., Zedan M. A modified strongly implicit procedure for the numerical solution of field problem // Numerical Heat Transfer.—1981.— V. 4.— P. 1.
16. Самарский А. А. Введение в теорию разностных схем.— М.: Наука, 1971.
17. Горбенко Н. И., Катешов В. А., Майоров Ю. К. ППП ЭФЕС (автоматизация решения краевых задач для уравнения Пуассона на ЕС ЭВМ).— Новосибирск, 1985.— (Препринт/АН СССР, Сиб. отд-ние, ВЦ; 552).

*Поступила в редакцию 20 февраля 1987 г.*

УДК 548.5 : 539.23

Л. Н. АЛЕКСАНДРОВ, Р. В. БОЧКОВА, А. Н. КОГАН,  
Н. П. ТИХОНОВА

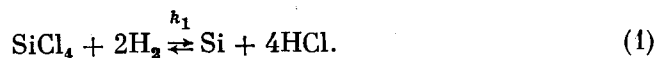
(Новосибирск — Саранск)

### МОДЕЛИРОВАНИЕ НА ЭВМ ОСОБЕННОСТЕЙ РОСТА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК КРЕМНИЯ В ХЛОРИДНОЙ СИСТЕМЕ

Методом Монте-Карло исследованы особенности роста эпитаксиальных пленок кремния в хлоридной системе при взаимодействии  $\text{SiCl}_4$  с водородом. Определена связь параметров эпитаксии со скоростью роста и шероховатостью поверхности пленок. Прослежен механизм встраивания атомов кремния в растущий кристаллический слой. Показана реализация различных конкурирующих реакций на поверхности и в исходной фазе в зависимости от условий роста. Получена информация о составе адсорбционного слоя.

Цель настоящей работы — статистическое моделирование на ЭВМ роста полупроводниковых пленок в ходе химических транспортных реакций получения кремния (предыдущие работы [1—3] посвящены моделированию синтеза методом молекулярно-лучевой эпитаксии). Особенность этого вида эпитаксии [4] заключается в том, что к поверхностям поступает не только исходный материал, но и промежуточные продукты. Благодаря этому кристаллизация приобретает черты саморегулирующегося процесса: при изменении ее параметров автоматически поддерживаются условия, близкие к равновесным, и происходит «исправление ошибок» в структуре. Однако механизм роста при этом значительно сложнее, чем, например, при конденсации из паров.

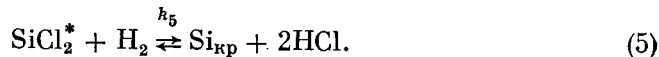
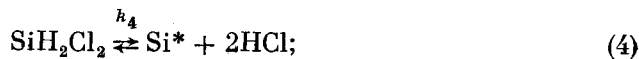
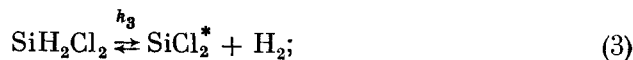
Исходными продуктами цепи химических реакций получения Si в хлоридных системах являются  $\text{SiCl}_4$  и  $\text{H}_2$ , конечными — Si и HCl [5]:



При высоких температурах и больших концентрациях  $\text{SiCl}_4$  в потоке водорода нужно учесть также травление поверхности



Согласно [6, 7] в ходе реакции  $\text{SiCl}_4$  с водородом образуются промежуточные молекулы  $\text{SiHCl}_3$ ,  $\text{HCl}$ ,  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$  и  $\text{SiCl}_2$ , которые при дальнейшем взаимодействии между собой и с водородом приводят к адсорбции кремния на поверхности. Анализ констант равновесия реакций по данным [8] показывает, что в рассматриваемом нами интервале температур 1000—1300 К в основном образуются комплексы  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$ , при разложении которых выделяется кремний:



Вероятности протекания каждой реакции в данном месте поверхности подсчитывались с помощью констант равновесия и сравнивались со случайными числами. Константы равновесия вычислялись по изменению свободной энергии Гиббса  $\Delta G$  [9]

$$k = \exp\left(-\frac{\Delta G}{RT}\right) = \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) \exp\left(-\frac{\Delta S}{R}\right), \quad (6)$$

которое определяется разностью температур подложки  $T_1$  и газовой смеси  $T_2$  и изменением энтропии  $\Delta S$ :

$$\Delta G = T_2\Delta S - T_1\Delta S = \Delta S\Delta T, \quad (7)$$

$$\text{где} \quad \Delta S = \sum_i [n_i (S_T^0 - S_{298}^0)]_{\text{кон}} - \sum_i [n_i (S_T^0 - S_{298}^0)]_{\text{нач}} \quad (8)$$

( $n_i$  — коэффициенты при формулах соответствующих веществ). Расчетные значения  $\Delta G$  различны для элемента в газообразном и твердом состояниях.

Константу равновесия можно определить также по известным скоростям прямой  $v_1$  и обратной  $v_2$  реакций. Вероятность осуществления, например, прямой реакции (1) за один цикл или за время  $\Delta\tau = 1/(v_1 + v_2)$  полагаем пропорциональной ее скорости  $v_1 = k_1v_2$ :

$$P_1 = v_1\Delta\tau = v_1/(k_1v_2 + v_2) = k_1/(k_1 + 1). \quad (9)$$

Обязательным условием протекания реакции (1) без учета промежуточных является встреча молекулы  $\text{SiCl}_4$  и двух молекул водорода. При заданной концентрации  $\text{SiCl}_4$  в потоке водорода концентрация молекул  $\text{H}_2$  равна  $C_{\text{H}_2} = 1 - C_{\text{SiCl}_4}$ . Вероятности столкновения реагентов (1) принимаем пропорциональными их концентрациям соответственно в первой и второй степенях. Если два последовательных случайных числа окажутся меньше этих концентраций, то реакция (1) становится возможной. Если следующее случайное число окажется меньше  $P_1$ , то полагаем, что образуются атомы кремния и адсорбируются в точке, координаты которой также находятся с помощью датчика случайных чисел. В противном случае имеем «пустое» событие. Анализ реакции (2) проводим в том случае, если молекула  $\text{SiCl}_4$  не встретит две молекулы водорода, т. е. когда при выполнении условия  $G < C_{\text{SiCl}_4}$  не выполняется условие  $G < (1 - C_{\text{SiCl}_4})^2$ .

В рамках описанной модели изучалась кинетика осаждения кремния. На рис. 1 показана зависимость скорости роста плоскости (111) от концентрации  $\text{SiCl}_4$  в потоке водорода при  $T = 1500$  К. Из рисунка видно, что при  $C_{\text{SiCl}_4} \approx 6\%$  скорость роста пленки максимальна. Возможность участия  $\text{SiCl}_4$  в (2) ведет к конкуренции двух процессов: роста кремния при малых концентрациях тетрахлорида кремния и травления поверхности при больших концентрациях. Этот рисунок подтверждает факт газового травления подложки.

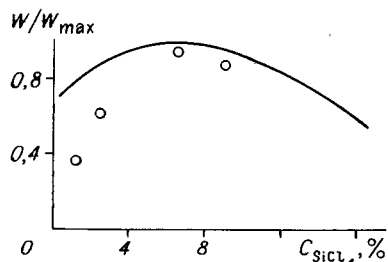


Рис. 1. Зависимость относительной скорости роста пленок кремния от концентрации  $\text{SiCl}_4$  в газовой фазе ( $T = 1500 \text{ K}$ ):

○ — экспериментальные данные [13]

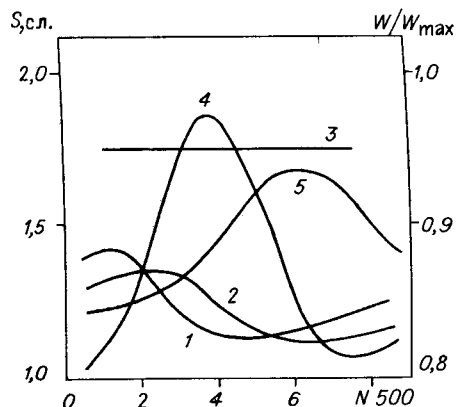


Рис. 2. Зависимость от времени скорости роста и шероховатости плоскости (110) пленки кремния, содержащей ступень ( $N$  — число машинных циклов): кривые 1, 2 — скорости роста; кривые 4, 5 — шероховатости соответственно при температурах 1300 и 1500 K; 3 — скорость роста при пересыщениях больше 10%

На рис. 2 дано изменение со временем скорости роста плоскости (110), содержащей ступень, и ее шероховатости. За шероховатость принимаем число ненасыщенных горизонтальных связей на растущей поверхности, т. е. отклонение реальной поверхности от гладкой [10]. Максимум шероховатости и участок с наименьшей скоростью соответствует, по-видимому, образованию новой ступени: адсорбированные атомы легче возвращаются в газовую фазу, не увеличивая скорости; шероховатость при этом существенная. Значение скорости не падает до нуля, так как движется эшелон ступеней. Это соответствует численным значениям шероховатости и подтверждается машинными распечатками рельефа поверхности. Образование устойчивой ступени приводит к увеличению числа активных мест для кристаллизации, и скорость роста увеличивается. После прохождения ступенью всей грани скорость постоянна до тех пор, пока не сформируется новая устойчивая ступень. Такой вид зависимости имеет место при пересыщениях до 10%. При более высоких пересыщениях индивидуальность ступеней исчезает, шероховатость растет, скорость роста после 50 машинных циклов (на узел площадки) становится постоянной.

При рассмотрении адсорбции кремния с учетом промежуточных реакций (3) — (5) считаем, что на растущей поверхности могут находиться атомы кремния, принадлежащие адслою ( $\text{Si}^*$ ) или кристаллу ( $\text{Si}_{\text{кр}}$ ), а также молекулы  $\text{SiCl}_2^*$ . Каждое промежуточное вещество получается в соответствии со своей константой равновесия по формуле (6). Далее события анализируются следующим образом:

1. Если к узлу, в котором находится кремний, подходит молекула  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$ , то с помощью датчика случайных чисел проверяется возможность протекания реакций (3) и (4). Поскольку концентрации кремниевых соединений в потоке водорода малы, а константы равновесия реакции большие, при моделировании в целях экономии машинного времени концентрации завышались в 10 раз, а константы равновесия во столько же раз уменьшались. Если случайное число  $G < k_3 / (k_3 + k_4)$ , реализуется реакция (3) и на поверхности адсорбируется молекула  $\text{SiCl}_2$ . Если это условие не выполняется, идет реакция (4). В результате ее на поверхности адсорбируется атом  $\text{Si}^*$ , у которого есть возможность встроиться в кристалл с вероятностью

$$L = \frac{\exp \{ (2\phi - E(l)) / RT \}}{\exp \{ (2\phi - E(l)) / RT \} + 1/\sigma}, \quad (10)$$

если случайное число  $G < L$ . В формуле (10)  $\phi$  — энергия одной связи,  $E(l)$  — энергия  $l$  связей,  $\sigma$  — относительное пересыщение.

(4). Если случайное число  $G < 1/(1+k_4)$ , образуется  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$ , в противном случае на поверхности возникает  $\text{Si}^*$ , переходящий в  $\text{Si}_{\text{кр}}$  с вероятностью (10). С молекулами  $\text{H}_2$  и  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$  по реакциям (3)–(5)  $\text{Si}^*$  не взаимодействует.

3. Если в узле находится молекула  $\text{SiCl}_2^*$ , то при подходе к ней водорода возможно протекание прямой реакции (5) при  $G < k_5/(k_3+k_5)$  или обратной реакции (3).

По приведенной схеме нами сделано описание процесса получения кремния в системе  $\text{SiCl}_4\text{—HCl—H}_2$ . Моделирование на ЭВМ совместно с термодинамическим анализом позволяет ответить на основные вопросы любого эксперимента по росту в химическом транспорте: где (в газовой фазе или на поверхности кристалла) выделяется кремний и каким образом он кристаллизуется на поверхности, а также каков состав адсорбционного слоя.

Состав газовой фазы можно определить, оценивая константы равновесия реакций. Даже небольшое изменение  $\Delta G$  значительно меняет  $k$ , а следовательно, и состав равновесной смеси. Расчеты с использованием данных работы [8] дают величину изменения термодинамического потенциала Гиббса  $\Delta G_1 = 2130$ ,  $\Delta G_2 = 1380$ ,  $\Delta G_3 = -750$  кал/моль для реакций (3)–(5) соответственно. При больших отрицательных  $\Delta G$  константа равновесия велика, что соответствует преобладанию продуктов реакции в равновесной смеси. Если же  $\Delta G \gg 0$ , то в равновесной смеси относительно больше исходных веществ. Следовательно, в смеси реагентов ожидается преобладание комплексов  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$  от реакций (3) и (4) и молекул  $\text{HCl}$  от реакции (5).

Знание термодинамического потенциала Гиббса  $\Delta G$  позволило считать пересыщение в газотранспортной системе. Общее пересыщение находилось из условия  $\Delta G = \sum_i \Delta G_i$ , а относительное — из соотношения  $\sigma = \exp\left(\frac{\Delta G}{RT}\right)$  [9], которое для системы  $\text{SiCl}_4\text{—HCl—H}_2$  при температуре  $T_1 = 1100$  К дает 3,5.

Пересыщение можно определять также в процессе моделирования химических реакций через концентрацию атомов в реальном  $c_{\text{ад}}$  и равновесном  $c_{\text{ад}}^{\text{рав}}$  адсорбционном слое:

$$\sigma = \frac{c_{\text{ад}}}{c_{\text{ад}}^{\text{рав}}} = \frac{c_{\text{ад}} N_{\text{рет}}}{J_{\text{рав}} \tau_s} = \frac{c_{\text{ад}} \nu N_{\text{рет}} \sqrt{2\pi m k T}}{p^{\text{рав}} \exp(\epsilon_{\text{дес}}/kT)}. \quad (11)$$

Здесь  $J_{\text{рав}}$  — равновесный поток атомов, определяемый как  $J_{\text{рав}} = p^{\text{рав}}/\sqrt{2\pi m k T}$ ;  $N_{\text{рет}}$  — ретикулярная плотность атомов;  $\tau_s$  — время жизни атома на поверхности, равное  $\tau_s = \frac{1}{\nu} \exp\left(\frac{\epsilon_{\text{дес}}}{kT}\right)$ ;  $\epsilon_{\text{дес}}$  — энергия десорбции;  $\nu$  — частота колебаний поверхностного атома.

Концентрация кремния в адслое  $c_{\text{Si}}$  определялась числом атомов  $R_1$ , поступающих из газовой фазы по реакции (2), атомов  $R_2$ , уходящих в газовую фазу в результате отрыва  $\text{Si}^*$ , и атомов  $R_3$ , переходящих в кристалл из адслоя:

$$c_{\text{Si}} = (R_1 - R_2 + R_3)/n, \quad (12)$$

где  $n$  — число узлов на моделируемой площадке. На рис. 3 представлено изменение пересыщения со временем роста при разных температурах подложки.

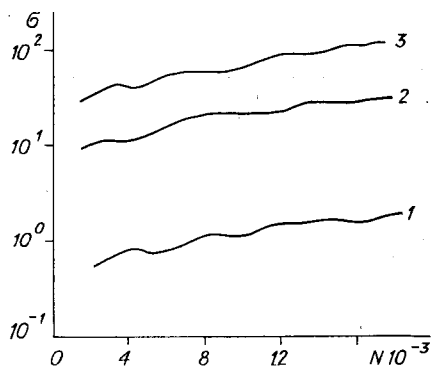


Рис. 3. Изменение пересыщения со временем ( $N$  — число циклов):  
кривые 1—3 — для температур 1200, 1150 и 1100 К соответственно

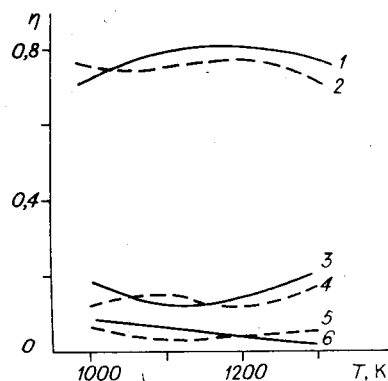


Рис. 4. Изменение с температурой состава адсорбционного слоя в системе  $\text{SiCl}_4$ — $\text{HCl}$ — $\text{H}_2$ :  
кривые 1, 2 — доля атомов  $\text{Si}_{\text{кр}}$  в адслое; кривые 3, 4 — доля атомов  $\text{Si}^*$ ; кривые 5, 6 — доля молекул  $\text{SiCl}_2$ : рост в отсутствие  $\text{HCl}$  (сплошные линии), рост с  $\text{HCl}$  (штриховые)

При оценке вклада каждой реакции (3)—(5) в общую скорость роста в результате моделирования показано, что наибольший вклад (который увеличивается с ростом температуры) дает реакция (4). Этот факт можно считать подтверждением выделения кремния на поверхности, поскольку при оценке константы равновесия  $k_4$  в качестве  $\Delta S$  и  $\Delta G$  были выбраны их значения для кремния в твердом состоянии.

На рис. 4 и в таблице дано изменение состава адсорбционного слоя с температурой. Видно, что кристаллический кремний  $\text{Si}_{\text{кр}}$  занимает 97—98% поверхности роста (что соответствует вакансиям в адслое), частицы  $\text{Si}^*$  и  $\text{SiCl}_2$  — 1—2%. Таким образом, атомы кремния, попадая в адслою по реакции (4), практически сразу встраиваются в кристалл. Состав адсорбционного слоя рассчитывался в отсутствие водорода в газовой фазе. В противном случае поверхность будет покрыта в основном водородом, доля других атомов мала ( $\sim 10^{-4}$ — $10^{-5}$  для атомов  $\text{SiCl}_2$ ,  $10^{-3}$ — $10^{-4}$  для  $\text{Si}^*$ ). Полученные данные согласуются с [11].

Зависимость скорости роста от концентрации основного вещества в газовой фазе представлена на рис. 5. Показаны изменение общей скорости роста (кривая 1) и вклад в нее частиц  $\text{Si}^*$  (кривая 2) и молекул

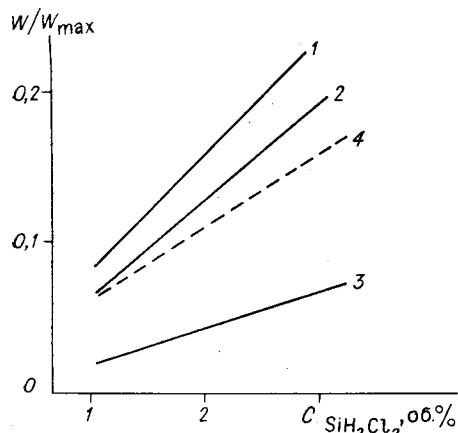


Рис. 5. Зависимость относительной скорости роста от концентрации основного компонента в газовой фазе:  
кривая 1 — общая скорость роста; кривые 2—4 — вклад в нее частиц  $\text{Si}^*$ ,  $\text{SiCl}_2$  и  $\text{Si}_{\text{кр}}$

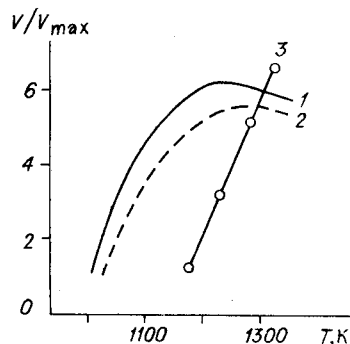


Рис. 6. Температурная зависимость размерной относительной скорости роста  $V/V_{\text{max}}$ :  
кривые 1 и 2 — в отсутствие  $\text{HCl}$  и с  $\text{HCl}$ ;  
кривая 3 — эксперимент [12]

Состав адслоя поверхности (111) кремния в системе  $\text{SiCl}_4\text{—HCl—H}_2$

Адсорбированная частица	Доля атомов, К				Концентрация компонентов в газовой фазе
	1000	1100	1200	1300	
$\text{Si}_{\text{кр}}$	0,971	0,980	0,982	0,978	Без HCl
$\text{Si}^*$	0,019	0,012	0,014	0,020	$C_{\text{SiH}_2\text{Cl}_2} = 0,03$
$\text{SiCl}_2$	0,010	0,008	0,004	0,002	$C_{\text{H}_2} = 0,07$
$\text{Si}_{\text{кр}}$	0,976	0,975	0,978	0,971	$C_{\text{SiH}_2\text{Cl}_2} = 0,03$
$\text{Si}^*$	0,014	0,017	0,014	0,022	$C_{\text{H}_2} = 0,0694$
$\text{SiCl}_2$	0,010	0,008	0,004	0,007	$C_{\text{HCl}} = 6 \cdot 10^{-4}$

$\text{SiCl}_2^*$  (кривая 3). Все атомы адслоя переходят в кристалл при малых концентрациях основного компонента, с увеличением концентрации  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$  увеличивается доля «незакристаллизовавшихся» атомов кремния, способных вернуться в газовую фазу после реакции с HCl.

На рис. 6 дана зависимость скорости роста от температуры. Чтобы обеспечить одинаковое пересыщение  $\sigma$  при разных температурах, нужна существенно разная скорость поступления атомов. Поэтому по безразмерной скорости  $W$  нельзя определить энергию активации и следует перейти к размерной величине [1]

$$V = W \frac{N_{\text{ад}}^{\text{рав}}}{N_{\text{рег}}} (\sigma + 1). \quad (13)$$

На рис. 6 построены графики температурной зависимости относительной скорости  $V/V_{\text{max}}$ . Обработка кривых в логарифмических координатах дает для энергии активации адсорбции кремния 205 кДж/моль. Это значение зависит от чистоты поверхности, на загрязненной — оно больше. В эксперименте [12] (см. рис. 6, кривая 3) угол наклона тот же, что и у нас, однако присутствие водорода в системе замедляет рост и сдвигает экспериментальную кривую в сторону больших температур.

## ВЫВОДЫ

Проведенное методом Монте-Карло изучение роста эпитаксиальных пленок кремния в хлоридной газотранспортной системе позволило выяснить влияние условий синтеза на скорость и шероховатость поверхности пленки, состав адсорбционного слоя, механизм встраивания атомов кремния в растущий слой.

Установлена концентрация тетрахлорида кремния, обеспечивающая максимальную скорость роста пленки.

Показано изменение с температурой относительного вклада химических реакций в системе  $\text{SiCl}_4\text{—HCl—H}_2$ . Выделена основная реакция, ведущая к образованию кремния на поверхности роста. Установлено, что основным кремнийсодержащим компонентом является  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$ .

Рассмотрен состав газовой фазы и адсорбционного слоя. В исходной газовой смеси преобладают молекулы  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$  и HCl. Адслоем в отсутствие водорода в системе состоит в основном из вакансий, так как доли молекул  $\text{SiCl}_2$  и HCl на поверхности малы, а кремний практически сразу встраивается в кристалл.

Установлено изменение скорости роста пленки кремния с температурой и с изменением концентрации  $\text{SiCl}_4$  и показан вклад в общую скорость  $\text{Si}^*$ ,  $\text{Si}_{\text{кр}}$  и  $\text{SiCl}_2$ .

Показана возможность определения пересыщения в процессе моделирования и рассчитано его изменение со временем.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Александров Л. Н., Коган А. Н., Бочкова Р. В., Тростина Н. П. Изучение методом Монте-Карло влияния несовершенств поверхности подложки на кинетику роста и испарения полупроводниковых пленок // Кристаллография.—1985.—Т. 30, вып. 2.
2. Aleksandrov L. N., Kogan A. N., Tikhonova N. P. Study of the peculiarities of films growth from molecular beams by the method of simulation // Phys. Stat. Sol. (a).—1985.—V. 92.—P. 109.
3. Коган А. Н., Бочкова Р. В. Применение методов моделирования на ЭВМ к изучению процессов роста пленок // Получение и свойства тонких пленок.—Киев: ИИМ АН УССР, 1982.
4. Гиваргизов Е. И. О механизме роста эпитаксиальных слоев германия из газовой фазы // ФТТ.—1963.—Т. 5, вып. 4.
5. Александров Л. Н., Коган А. Н., Бочкова Р. В. и др. Изучение влияния химических реакций на формирование структуры полупроводниковых пленок методом Монте-Карло // VII Конф. по процессам роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок: Тез. докл.—Новосибирск: ИНХ СО АН СССР, 1986.
6. Nishizawa J., Nihira H. Mechanisms of chemical vapor deposition of silicon // J. Cryst. Gr.—1978.—V. 45.—P. 82.
7. Аридзуми Т. Выращивание тонких пленок на поверхности полупроводника и их свойства // Киндзоку хемэн гидзюцу.—1981.—Т. 32, № 8.
8. Кузнецов Ф. А., Буждан Я. М., Федорова Г. В., Кузнецов Г. Н. Термодинамический анализ условий кристаллизации карбида кремния // Процессы роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок.—Новосибирск: Наука, 1975.—Ч. 1.
9. Карапетьянц М. Х. Введение в теорию химических процессов.—М.: Наука, 1976.
10. Мюллер-Крумбхаар Х. Моделирование роста кристаллов методом Монте-Карло // Методы Монте-Карло в статистической физике.—М.: Мир, 1982.
11. Чернов А. А., Рузайкин М. А. Равновесные адсорбционные слои на поверхностях GaAs (111) и Si (111) при химической кристаллизации из газовой фазы // Рост кристаллов.—М.: Наука, 1980.—Т. XIII.
12. Classen W., Bloem J. Rate-determining reaction and surface in CVD of silicon. II. The  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2 - \text{H}_2 - \text{N}_2 - \text{HCl}$ -system // J. Cryst. Gr.—1980.—V. 50, N 4.—P. 807.
13. Лютович А. С., Харченко В. В. Физико-химические аспекты эпитаксиального роста пленок монокристаллических полупроводников из газовой фазы // Кристаллизация тонких пленок.—Ташкент: ФАН УзССР, 1970.

Поступила в редакцию 25 апреля 1987 г.

УДК 539.213 : 536.75

Л. Н. АЛЕКСАНДРОВ, В. Ю. БАЛАНДИН, А. В. ДВУРЕЧЕНСКИЙ,  
О. А. КУЛЯСОВА  
(Новосибирск)

### ПЛАВЛЕНИЕ СТРУКТУР КРЕМНИЙ НА ИЗОЛЯТОРЕ НАНОСЕКУНДНЫМ ЛАЗЕРНЫМ НАГРЕВОМ

Формирование монокристаллических слоев кремния на неориентирующих диэлектрических подложках посредством импульсной лазерной перекристаллизации слоистых структур с кристаллическими окнами Si — одна из важных проблем микроэлектроники [1].

В связи с этим необходимо изучение условий и причин, влияющих на рост монокристаллов на  $\text{SiO}_2$ . Различие тепловых и оптических свойств кремния и диэлектрической прослойки вызывает неравномерное плавление слоистой структуры под воздействием излучения однородного по сечению импульса лазера. Благоприятные условия для латерального роста монокристалла на  $\text{SiO}_2$  реализуются в том случае, когда полностью плавится поли-Si-слой и часть монокристаллической затравки, а прослойка  $\text{SiO}_2$  остается твердой. Исследование условий для реализации такой ситуации на основе модельного расчета и является целью настоящей работы.