

нено для расчета тока и подвижности электронов на горизонтальной ветви ВАХ при условии $\partial I / \partial V_D = 0$ [8], $\mu = f(V_D)$. Дифференцируя (1) по напряжению V_D , получим $d\mu/\mu = -[(V_G - V_T) - V_D] dV_D / [(V_G - V_T)V_D - V_D^2/2]$ и найдем изменение подвижности в пределах $\mu_S \div \mu$, $V_{DS} \div V_D$:

$$\mu = \mu_S \frac{V_{DS}[2(V_G - V_T) - V_{DS}]}{V_D[2(V_G - V_T) - V_D]}, \quad (4)$$

где μ_S — подвижность электронов в точке ВАХ $V_D = V_{DS}$. На рис.1 знаком (□) отмечены расчетные значения тока по формулам (1), (4). Характер изменения подвижности $\mu = f(V_D)$ при различных концентрациях N_A и напряжениях $(V_G - V_T)$ показан на рис.2.

Приведенные в данной работе экспериментальные результаты дают основание предполагать, что в n -канальном МОП-ПТ с повышением уровня легирования подложки ($N_A > 10^{23} \text{ м}^{-3}$ и $L > 3 \text{ мкм}$) насыщение тока не сопровождается перекрытием канала и может быть вызвано уменьшением подвижности в области стокового перехода и насыщением дрейфовой скорости электронов. При анализе механизма насыщения необходимо использовать зависимость от температуры тока I_S и напряжения V_{DS} , которые уменьшаются при охлаждении транзистора: $I_S = 2,1; 3,9; 11 \cdot 10^{-7} \text{ А}$, $V_{DS} = 0,2; 0,35; 0,65 \text{ В}$, $V_T = 145, 140, 135 \text{ В}$ соответственно при $T = -100, +20, +100^\circ\text{С}$, $V_G = 150 \text{ В}$. Расчет по формуле (3) дает согласующиеся с измеренными значениями V_{DS} . Более подробные результаты с учетом зависимости от температуры концентрации ионизированных примесных атомов [9], насыщенной дрейфовой скорости [10] и встроенного потенциала [2] будут представлены в последующей публикации.

1. Андреев А. Д., Бельский А. М., Валиев А. А. // Вестн. Белорус. ун-та. Сер.1. 1996. №1. С.26.
2. Маллер Р., Кейминс Г. Элементы интегральных схем. М., 1989
3. Россато Л. Физическая электроника и микроэлектроника. М., 1991.
4. Sigfridsson В. // Solid-State electron. 1991. 34. №9. P.937.
5. Yamaguchi K. // IEEE Trans. Electron. Dev. 1983. 30. №6. P.658.
6. Narayanan M. // Solid-State Technol. 1978. 21. №8. P.80.
7. Yeow Y. T. // IEEE Trans. Electron. Dev. 1988. 35. №12. P.2368.
8. Dike R. S. // Int. J. Electron. 1994. 76. №3. P.403.
9. Андреев А. Д., Борзлов В. М., Дитковский В. М. // Вестн. АН Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. 1994. №3. С.81.
10. Зи С. Физика полупроводниковых приборов. М., 1984. Т.1.

Поступила в редакцию 01.04.96.

УДК 536.425

Л.О. МЕЛЕШКО

ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАРОДЫШЕЙ АЛМАЗА В ОБЛАСТИ ЕГО МЕТАСТАБИЛЬНОСТИ

It is established that in the process of diamond synthesis in the metastable state with increasing oversaturation the pressure in nucleation centres of a new phase also increases, and might achieve the value associated with the system's diamond stability state, where the formation of its structure takes place at the initial stage.

В соответствии с общими принципами статистической механики в системах, находящихся даже в равновесном состоянии, вследствие флуктуации непрерывно возникают и исчезают очаги новых фаз. Однако их рост становится возможным лишь при некотором отступлении от равновесия в пересыщенном паре, растворе или переохлажденной жидкости после достижения достаточного развития. Если скорость возникновения новой фазы мала, то в этом неравновесном (метастабильном) состоянии исходная фаза может долго сохраняться. Движущей силой, ведущей к образованию новой фазы при заданных температуре T и объеме V (или других экстенсивных

параметрах), является свободная энергия $F(T, V)$, а при заданных значениях T и давления p (или других интенсивных параметрах) — термодинамический потенциал $Z(T, p)$. Эти функции выполняют роль потенциальной энергии, минимуму которой соответствует устойчивое равновесие. Термодинамические потенциалы определяются внутренним состоянием системы.

Кристалл и его пар представляют собой качественно различные фазы, каждой из которых присуща определенная температурная зависимость термодинамического потенциала. Направление Z -изобары для каждого из них можно определить из общего термодинамического тождества

$$dZ = -SdT - Vdp. \quad (1)$$

Отсюда

$$\left(\frac{\partial Z}{\partial T}\right)_p = -S,$$

где энтропия S является отрицательной величиной и, следовательно,

$$\left(\frac{\partial^2 Z}{\partial T^2}\right)_p = -\left(\frac{\partial S}{\partial T}\right)_p = -\frac{C_p}{T},$$

где C_p — теплоемкость при постоянном давлении.

Форма кривой температурной зависимости термодинамического потенциала определяется теплоемкостью вещества и ее зависимостью от температуры, обусловленной изменением амплитуды и частоты колебаний атомов (атомная теплоемкость) и энергией электронов (электронная теплоемкость). По мере роста температуры вторая компонента увеличивается и может стать существенной. Поэтому изобары опускаются и изгибаются вогнутостью к оси T . Точка пересечения этих кривых соответствует условию равновесия фаз, что можно представить в виде

$$\mu_A(T, p) = \mu_B(T, p),$$

где μ_A и μ_B — химические потенциалы соответственно исходной фазы A и новой — B . Если система определяется термодинамическим потенциалом, химический потенциал i -ой компоненты μ_i равен

$$\mu_i = \left(\frac{\partial Z}{\partial N_i}\right)_{T, p}, \quad (2)$$

где N_i — число частиц i -ой компоненты, входящей в систему. Для системы, состоящей из одного сорта частиц, $Z = N\mu(T, p)$.

Когда $\mu_A > \mu_B$, зародыш новой фазы B , возникший в объеме старой A , после достижения критических размеров обладает тенденцией к росту, поскольку этот процесс ведет к уменьшению термодинамического потенциала. При $\mu_A < \mu_B$ основная фаза A является термодинамически устойчивой, и возникший в ней зародыш фазы B разрушается, что в данных условиях ведет к уменьшению термодинамического потенциала. При такой трактовке фазового превращения не раскрывается механизм формирования зародыша новой фазы. В самом деле, группировка атомов, возникшая вследствие флуктуации плотности, испытывает действие двух факторов: с одной стороны, сформировавшаяся при заданных p, T -параметрах электронная структура атомов стремится создать решетку кристалла, свойственную данному веществу, с другой — межфазное поверхностное натяжение — придать группировке форму, соответствующую наименьшей свободной энергии. На начальной стадии, пока размеры зародыша малы и отношение его поверхности к объему велико, преобладающая роль принадлежит поверхностному фактору. В этих условиях наиболее вероятной формой зародыша будет сфера. При возникновении его давление p в исходной фазе останется почти прежним, но внутри зародыша может существенно измениться. Вследствие этого формирование структуры новой фазы будет осуществляться внутри такого зародыша при давлении p_r , которое отличается от внешнего p на величину лапласовского $p_\sigma = \frac{2\sigma}{r}$. Соотношение

между радиусом сферического зародыша r и давлением в нем p_r , соответствующим равновесию его с окружающей средой, определяется уравнением [1]

$$p_r = p + \frac{2\sigma}{r}, \quad (3)$$

где p – внешнее давление, σ – поверхностное натяжение.

Уравнение (3) применено нами для оценки давлений, возникающих внутри зародышей при кристаллизации углерода в форме алмаза и графита. Результаты расчетов для температуры 1273 К и различных пересыщений газовой фазы приведены в таблице. Для других температур эти значения будут несколько отличаться. Так, например, при одном и том же пересыщении, равном 0,0953, для $T=1273$ К $p_\sigma=295,216$ ГПа, а для $T=1000$ К $p_\sigma=231,9$ ГПа. В таблице приведены результаты расчетов лишь лапласовского давления p_σ . В соответствии с формулой (3), для определения полного давления p_r необходимо прибавить к нему p , которое в каждом конкретном случае задается экспериментатором. Однако, учитывая оценочное значение данных расчетов и неравенство $p \ll p_\sigma$, для достаточно больших пересыщений во многих случаях значением p можно пренебречь.

Результаты расчетов радиусов критических зародышей r_k , избыточного давления внутри зародышей $p_\sigma = p_r - p$, при температуре 1273 К и различных пересыщениях газовой фазы

$\ln \frac{p}{p_0}$	Алмаз (поликристаллический)		Графит (поликристаллический)	
	$r_k \cdot 10^{10}$ м	p_σ ГПа	$r_k \cdot 10^{10}$ м	p_σ ГПа
0,0953	250,688	0,2952	331,069	0,1873
0,1823	131,051	0,5647	173,071	0,3582
0,3365	70,9973	1,0422	93,7619	0,6612
0,6931	34,4691	2,1468	45,5214	1,3620
1,0986	21,7464	3,4029	28,7191	2,1588
1,6094	14,8444	4,9850	19,6041	3,1626
2,3026	10,3754	7,1322	13,7022	4,5248
2,9957	7,9749	9,2791	10,5320	5,8868
3,9120	6,1070	12,1172	8,0651	7,6874
6,9078	3,4585	21,3965	4,5674	13,5745

Из таблицы следует, что по мере увеличения пересыщения размеры критических зародышей уменьшаются, лапласовское давление в них соответственно растет. Оно может достигать величины, при которой параметры синтеза окажутся в области стабильного существования алмаза. В этих условиях ($p_r > 1,35$ ГПа) произойдет процесс возбуждения электронов из $2s$ -оболочек на $2p$ -уровни и перераспределение плотностей орбиталей атомов при вступлении их в химическую связь. В результате сформируется электронная структура возбужденных атомов, обеспечивающих образование связей между атомами углерода в форме алмаза. По мере увеличения размеров зародышей давление p_r постепенно в них уменьшается и система переходит в область метастабильного состояния алмаза. При этом роль поверхностного фактора ослабевает и определяющее влияние на формирование кристалла станет оказывать электронная структура атомов. Однако она также претерпевает изменения, в результате чего создаются благоприятные условия для образования неалмазных модификаций углерода. Чтобы этого не произошло, необходимо задать в газовой фазе и на подложке такие параметры синтеза, которые обеспечили бы соответствие электронных структур присоединяющихся атомов с атомами кристалла-подложки. Анализ работ по наращиванию эпитаксиальных пленок алмаза на собственном монокристалле показывает, что эти условия выполнимы. Например, в работе [2] сообщается, что при невысоких пересыщениях и температуре $T=1000^\circ\text{C}$ на собственном монокристалле площадью 3×3 мм² получена алмазная пленка, являющаяся единственным монокристаллом. Автор работы [3] констатирует, что при $V \leq 0,5$

мкм/ч им получены совершенные (прозрачные, гладкие, бесцветные) эпитаксиальные слои алмаза толщиной в несколько мкм. В работе [4] сообщается, что при относительно низких пересыщениях и температуре 1000°C при скорости осаждения от нескольких сотых до 1 мкм/ч получены монокристаллические алмазные пленки. Большинство специалистов считают, что 1 мкм/ч — это типичный показатель скорости осаждения, после превышения которого появляются нежелательные нарушения в структурах алмазных пленок [5]. Однако до настоящего времени нет конкретных обоснованных решений этой задачи. Ввиду принципиальной важности этого вопроса возникает необходимость в проведении дополнительных исследований.

В условиях обеспечения полного соответствия электронных структур возбужденных атомов углерода создаются благоприятные возможности формирования на собственном монокристалле однородной эпитаксиальной пленки алмаза на всех стадиях процесса. При наращивании алмазной пленки на инородной подложке на начальной стадии у границы фаз партнеров неизбежно возникнут деформации несоответствия, но по мере удаления от подложки они будут постепенно уменьшаться и исчезать. Затем произойдет полное соответствие электронных структур атомов, обеспечивающих формирование однородной монокристаллической пленки алмаза на всей последующей стадии синтеза.

Несколько иначе происходит формирование структуры графита. На начальной стадии, пока давление внутри сферического зародыша велико ($p_r > 1,35$ ГПа), а система находится в области стабильного существования алмаза, вероятность возникновения новой фазы углерода в форме графита мала. Если же зародыш графита все же возникнет, то, находясь в области своей метастабильности, он может осуществить полиморфный переход в алмаз. В случае его сохранения до перехода системы в область стабильного существования графита ($p_r < 1,35$ ГПа) он будет продолжать свой рост. В этих условиях возрастает вероятность образования новых центров кристаллизации графита, которые после достижения критических размеров будут расти. Избавиться от графита при синтезе алмаза можно или путем создания такого пересыщения по отношению к алмазу, которое одновременно было бы равновесным по отношению к графиту, или путем введения травителя, который хорошо бы травил графит и не действовал на алмаз. Таким травителем, широко используемым на практике, является атомарный водород.

1. Френкель Я.И. Собр. избр. тр.: В 3т. Т.3. Кинетическая теория жидкостей. М.: Л., 1959.

2. Дерягин Б.В., Спицын Б.В. //Рост кристаллов. Ереван, 1977. Т.12. С.28.

3. Буйлов Л.Л. Физико-химические закономерности кристаллизации алмаза из газовой фазы на алмазных и неалмазных подложках: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. М., 1988.

4. Спицын Б.В., Дерягин Б.В. //Проблемы физики и технологии широкозонных полупроводников: II Всесоюз. совещание по широкозонным полупроводникам. Л., 1980. С.22.

5. В мире науки. 1989. №10. С.98.

Поступила в редакцию 15.02.96.

УДК 539.16

Д.И. ЛОБАЧ, А.Н. ПЕРЦЕВ, В.А. ЧУДАКОВ

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТИ ЭКСХАЛЯЦИИ ИЗОТОПОВ РАДОНА ИЗ ОБРАЗЦОВ ПО ДОЧЕРНЕМУ ПОЛОНИЮ

Analytical expression for determination the radon isotopes exhalation rate out which based on the first radon progeny (Po isotopes) α -spectrometry is proposed. The formula is agreed with practical measurement in Japan and Belarus.

Изотопы радия, содержащиеся в почвогрунтах и строительных материалах, являются источниками радиоактивного газа радона, выделяющегося в окружающий воздух и атмосферу помещений. Концентрация радия в ве-