

## Modeling vapour phase growth $Cd_{1-x}Zn_xTe$ crystals

*A. A. Melnikov, N. A. Kulchitsky, A. N. Kulchitsky*

Moscow state institute of radio engineering, electronic and automation (Technical university),  
Moscow, Russia

*The problem of mathematical modeling crystal growth processing in CdZnTe system by chemical vapour phase deposition and physical transport of solid solution components in CdTe—ZnTe—H<sub>2</sub>, CdTe—ZnTe—Ar systems are examined. The model allow to calculate equilibrium constant of reactions, diffusion coefficients, mass fluxes in the system and the other parameters multi-component vapour systems in wide temperature and composition range.*

УДК 621.383

## Управление составом бинарных твердых растворов при вытягивании монокристаллов из усеченного конусообразного тигля с применением подпитки

*В. И. Тагиров, Т. Г. Джафаров, Э. Н. Гахраманов*

Сумгаитский государственный университет, г. Сумгаит, Республика Азербайджан

*Решением уравнения непрерывности потока вещества второго компонента установлено распределение состава вдоль выращенных монокристаллов бинарных твердых растворов, полученных из расплава, находящегося в тигле формы усеченного конуса. Рассмотрен случай, когда подпитывающий слиток и кристалл имеют форму цилиндра с начальным участком в виде параболоида вращения и объем кристалла, выращенного за единицу времени больше, чем расходимый объем подпитывающего слитка за такое же время. Полученные результаты применены к системе твердых растворов Ge—Si.*

В современной твердотельной электронике при изготовлении различных преобразователей и приборов часто приходится использовать полупроводниковые твердые растворы. При этом исходный материал должен обладать совершенством монокристалличности и однородным распределением состава. В технологическом процессе роста кристалла важно иметь возможность управлять составом и выращивать монокристаллы с заданным распределением компонентов. В настоящей работе предложен метод расчета и управления составом бинарных твердых растворов вытягиванием из расплава с применением подпитки, сочетающий однородность и совершенство монокристаллов. Для этого используются цилиндрический подпитывающий слиток, имеющий начало в виде параболоида вращения, и тигель в виде усеченного конуса. Такая геометрия подпитки способствует, с одной стороны, уменьшению конституционного переохлаждения у

фронта кристаллизации, что обеспечивает рост совершенного монокристалла, а с другой — приводит к росту кристалла с постоянным составом.

Распределение состава вдоль растущего кристалла можно установить решением уравнения непрерывности потока вещества второго компонента при соответствующих начальных и граничных условиях.

При выращивании монокристаллов вытягиванием из расплава с применением подпитки уравнение непрерывности имеет следующий вид [1]:

$$\dot{C}_3(t) + P(t)C_3(t) = Q(t), \quad (1)$$

$$P(t) = \frac{\dot{V}_3(t) + k\dot{V}_2(t)}{V_3(t)}, \quad Q(t) = \frac{\dot{V}_1(t)C_1(t)}{V_3(t)}, \quad (2)$$

где индексами 1, 2, 3, соответственно, обозначены параметры, относящиеся к подпитке, растущему кристаллу и расплаву;

$V_1(t)$  — объем подпитки, израсходованный в течение времени  $t$ ;

$V_2(t)$  — объем кристалла, выращенного за время  $t$ ;

$V_3(t)$  — объем расплава в тигле в момент времени  $t$ ;

$C$  — концентрация второго компонента;

$k$  — коэффициент распределения  $\left(k = \frac{C_2}{C_3}\right)$ .

Уравнение (1) справедливо при следующих трех упрощающих предположениях: обмен веществом между твердой и жидкой фазами путем диффузии отсутствует; жидкая фаза хорошо смешивается; в процессе кристаллизации отсутствует испарение вещества.

Все эти предположения хорошо выполняются для системы Ge—Si, являющейся объектом исследований в настоящей работе.

Уравнение (1) имеет следующее общее решение [2]:

$$C_3(t) = \exp(-\int p(t) dt) \left\{ \int Q(t) \exp(\int p(t) dt) dt + A \right\}, \quad (3)$$

где  $A$  — постоянная интегрированная, которая определяется из начальных условий.

На рис. 1, *a* показана схема подпитывающего слитка. Процесс начинается с выращивания монокристалла чистого германия. Одновременно с этим происходит и подпитывание расплава. Первый этап является подготовительным. При этом используется начало подпитывающего слитка, имеющего форму параболоида вращения и обеспечивающего постоянный рост концентрации второго компонента в кристалле от нуля до требуемого значения. На этом этапе геометрию и абсолютную величину скорости перемещения  $v$  растущего кристалла лучше всего подбирать такими, как у подпитывающего слитка (см. рис. 1, *б*). В этом случае решение уравнения (1) имеет вид [1]

$$C_3(t) = \frac{C_1}{k} \left\{ 1 - \exp\left(-\frac{kV_{n,b}}{V_3(0)} \frac{t^2}{t_1^2}\right) \right\}, \quad 0 \leq t \leq t_1, \quad (4)$$

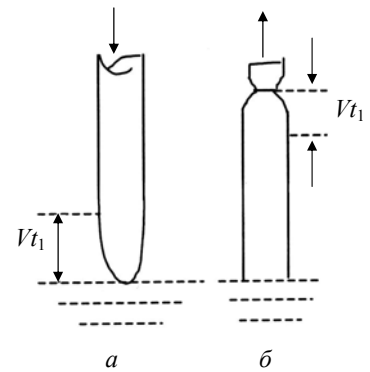
где  $V_{n,b}$  — объем параболоида вращения;

$V_3(0)$  — объем расплава в тигле в начальный момент;

$t_1$  — время, в течение которого расходуется начальный участок подпитки, имеющий форму параболоида вращения.

Рис. 1. Выращивание монокристалла чистого германия:

*a* — подпитывание расплава; *б* — одинаковая геометрия и абсолютная величина скорости перемещения растущего кристалла и подпитывающего слитка



На основном этапе роста кристалла как подпитка, так и сам кристалл имеют форму цилиндра, но площади их поперечных сечений и скорости перемещения разные. Здесь могут быть три случая: 1)  $s_1v_1 < s_2v_2$ ; 2)  $s_1v_1 = s_2v_2$ ; 3)  $s_1v_1 > s_2v_2$ .

В настоящей работе мы рассматриваем первый случай ( $s_1v_1 < s_2v_2$ ). Здесь за единицу времени в расплав поступает меньше материала, чем расходуется на рост кристалла. Поэтому уровень поверхности расплава опускается со скоростью  $v_3$  вертикально вниз. Поскольку площадь любого поперечного сечения конического тигля значительно больше поперечных сечений подпитки и кристалла, то  $v_3 \ll v_1$  и  $v_2$ . В то же время  $v_3$  в зависимости от времени медленно изменяется (в данном случае растет). В первом приближении это движение можно считать равноускоренным с ускорением  $w = \text{const}$ . Тогда перемещение  $h$  и  $v_3$  от  $t$  зависит следующим образом:

$$h = \frac{1}{2} wt'^2; \quad v_3 = wt', \quad (5)$$

где  $t' = t - t_1$ ;  $w$  можно определить по величине  $h$ , измеренной в любой фиксированный момент времени (в том числе и в момент завершения эксперимента).

Скорость  $v_3$  можно определить также без обращения к эксперименту, для чего сперва выразим объем через  $t$

$$\begin{aligned} V_1(t) &= s_1v_1t' - s_1h = s_1v_1t' - s_1\frac{wt'^2}{2} = \\ &= s_1v_1t' - s_1\frac{wt'}{2}t' = s_1\left(v_1 - \frac{1}{2}v_3\right)t'; \end{aligned}$$

$$V_2(t) = s_2\left(v_2 - \frac{1}{2}v_3\right)t' = s_1v_1t' + s_2\frac{wt'^2}{2};$$

(6)

$$V_3(t) = V_3(0) - \frac{\rho_{st}}{\rho_{liq}}(V_2 - V_1) =$$

$$= V_3(0) - \eta \left[ (s_2v_2 - s_1v_1) - \frac{1}{2}(s_1 + s_2)v_3 \right] t',$$

где  $\rho_{\text{ст}}$  и  $\rho_{\text{лиq}}$  — плотности вещества в твердом и жидком состоянии, соответственно,  $\eta = \frac{\rho_{\text{ст}}}{\rho_{\text{лиq}}}$ .

Для определения  $v_3$  запишем уравнение баланса массы вещества. Изменение массы расплава в тигле за время  $t'$  происходит за счет изменения масс кристалла и подпитки:

$$\rho_{\text{ст}} (V_2(t') - V_1(t')) = \rho_{\text{лиq}} \Delta V_{\text{лиq}}, \quad (7)$$

где  $\Delta V_{\text{лиq}}$  — изменение объема расплава.

Процесс роста кристалла схематически показан на рис. 2, он позволяет найти  $\Delta V_{\text{лиq}}$

$$\Delta V_{\text{лиq}} = \frac{\pi}{3} (r_0^2 + r_0 r + r^2) h, \quad (8)$$

$$r = r_0 - h \operatorname{tg} \alpha, \quad \text{где } \operatorname{tg} \alpha = \frac{r_0 - r_1}{h_0}. \quad (9)$$

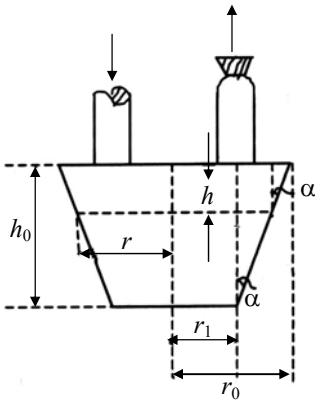


Рис. 2. Процесс роста кристалла

Используя (5) и (9), из (8) получим

$$\Delta V_{\text{лиq}} = \frac{\pi r_0^2}{2} v_3 t' - \frac{\pi r_0}{4} \operatorname{tg} \alpha \cdot v_3^2 t'^2 + \frac{\pi}{24} t' g^2 \cdot v_3^3 t'^3. \quad (10)$$

Подставив  $V_1$  и  $V_2$  из (6) и  $\Delta V_{\text{лиq}}$  из (10) в (7), имеем

$$\begin{aligned} \rho_{\text{ст}} \left[ (s_2 v_2 - s_1 v_1) + \frac{1}{2} (s_1 + s_2) v_3 \right] \cdot t' = \\ = \rho_{\text{лиq}} \left( \frac{\pi r_0^2}{2} v_3 - \frac{\pi r_0}{4} \operatorname{tg} \alpha \cdot v_3^2 t' + \frac{\pi}{24} \operatorname{tg}^2 \alpha \cdot v_3^3 t'^2 \right) t'. \quad (11) \end{aligned}$$

После несложных операций из (11) получим по  $v_3$  уравнение третьей степени

$$\begin{aligned} v_3^3 - \frac{6r_0}{t' \cdot \operatorname{tg} \alpha} v_3^2 + \frac{12(\pi r_0^2 - (s_1 + s_2) \eta)}{\pi t'^2 \cdot \operatorname{tg}^2 \alpha} v_3 - \\ - \frac{24\eta(s_2 v_2 - s_1 v_1)}{\pi t'^2 \cdot \operatorname{tg}^2 \alpha} = 0. \end{aligned}$$

Введя следующие обозначения:

$$-\frac{6r_0}{t' \cdot \operatorname{tg} \alpha} = a, \quad \frac{12(\pi r_0^2 - (s_1 + s_2) \eta)}{\pi t'^2 \cdot \operatorname{tg}^2 \alpha} = b,$$

$$-\frac{24\eta(s_2 v_2 - s_1 v_1)}{\pi t'^2 \cdot \operatorname{tg}^2 \alpha} = c$$

и произведя замену

$$v_3 = x - \frac{a}{3}, \quad (12)$$

получим

$$x^3 - px + q = 0, \quad (13)$$

где

$$p = -\frac{a^2}{3} + b, \quad q = \frac{2a}{27} - \frac{ab}{c} + c.$$

Выражение (13) решается известной формулой Кардана

$$x = \sqrt[3]{-\frac{q}{2} + \sqrt{\frac{q^2}{4} + \frac{p^3}{27}}} + \sqrt[3]{-\frac{q}{2} - \sqrt{\frac{q^2}{4} + \frac{p^3}{27}}}. \quad (14)$$

Проведенный анализ по возможным экспериментальным значениям параметров показывает, что решение (14) является действительным, а другие два решения комплексны. Кроме того, (14) позволяет найти из (12)  $v_3$  и из (13)  $W$ .

Теперь мы можем вычислить параметры  $P(t)$  и  $Q(t)$  из (2), используя формулы (6)

$$P(t) = \frac{-\eta(s_2 v_2 - s_1 v_1) - w\eta(s_1 + s_2)t' + k(s_2 v_2 + s_2 w t')}{V_3(0) - \eta(s_2 v_2 - s_1 v_1)t' - \frac{1}{2}\eta w(s_1 + s_2)t'^2},$$

$$Q(t) = \frac{(s_1 v_1 - s_1 w t')C_1}{V_3(0) - \eta(s_2 v_2 - s_1 v_1)t' - \frac{1}{2}\eta w(s_1 + s_2)t'^2}.$$

Для второго этапа из (3) найдем  $C_3(t)$ . В (3) имеются два интеграла. Сперва раскроем первый интеграл ( $J_1$ )

$$\begin{aligned} J_1 = \int p(t') dt' = \int \frac{-\eta(s_2 v_2 - s_1 v_1) - w\eta(s_1 + s_2)t' + k(s_2 v_2 + s_2 w t')}{V_3(0) - \eta(s_2 v_2 - s_1 v_1)t' - \frac{1}{2}\eta w(s_1 + s_2)t'^2} dt' = \\ = \ln [V_3(0) - \eta(s_2 v_2 - s_1 v_1)t' - \\ - \frac{\eta}{2}(s_1 + s_2)w t'^2] + \int \frac{(k s_2 v_2 + k s_2 w t') dt'}{V_3(0) - \eta(s_2 v_2 - s_1 v_1)t' - \frac{\eta}{2}(s_1 + s_2)w t'^2}. \quad (15) \end{aligned}$$

Нетрудно показать, что знаменатель подынтегральной дроби можно выразить следующим образом:

$$\begin{aligned} V_3(0) - \eta(s_2 v_2 - s_1 v_1)t' - \frac{\eta}{2}(s_1 + s_2)w t'^2 = \\ = -d_1 [(t' + d_2)^2 - (d_3 + d_2^2)], \quad (16) \end{aligned}$$

где

$$d_1 = \frac{1}{2} \eta (s_1 + s_2) w, \quad d_2 = \frac{s_2 v_2 - s_1 v_1}{(s_1 + s_2) w};$$

$$d_3 = \frac{2V_3(0)}{\eta w (s_1 + s_2)}. \quad (17)$$

Введем еще два обозначения

$$k s_2 v_2 = \ell_1; \quad k s_2 w = \ell_2. \quad (18)$$

Используя (16) и обозначения (17) и (18), подынтегральную дробь можно разложить на элементарные дроби

$$J_1' = - \int \frac{(\ell_1 + \ell_2 t') dt}{d_2 [(t' + d_2)^2 - (d_3 + d_2^2)]} =$$

$$= - \frac{1}{d_1} \int \left\{ \frac{A_1 dt'}{(t' + d_2) - (d_3 + d_2^2)^{1/2}} + \frac{A_2 dt'}{(t' + d_2) + (d_3 + d_2^2)^{1/2}} \right\} =$$

$$= - \frac{A_1}{d_1} \ln \left[ (t' + d_2) - (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right] - \quad (19)$$

$$- \frac{A_2}{d_1} \ln \left[ (t' + d_2) + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right] =$$

$$= \ln \left\{ \left[ (t' + d_2) - (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right]^{\frac{A_1}{d_1}} \times \right.$$

$$\left. \times \left[ (t' + d_2) + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right]^{-\frac{A_2}{d_1}} \right\}.$$

Нетрудно показать, что постоянные разложения  $A_1$  и  $A_2$  выражаются следующим образом:

$$A_1 = \frac{\ell_2 (d_3 + d_2^2)^{1/2} - \ell_2 d_2 + \ell_1}{2 (d_3 + d_2^2)^{1/2}};$$

$$A_2 = \ell_2 - A_1 = \frac{\ell_2 (d_3 + d_2^2)^{1/2} + \ell_2 d_2 - \ell_1}{2 (d_3 + d_2^2)^{1/2}} =$$

$$= A_1 + \frac{2(\ell_2 d_2 - \ell_1)}{2 (d_3 + d_2^2)^{1/2}}.$$

Подставив (19) в (15), найдем интеграл  $J_1$

$$J_1 = \ln \left\{ -d_1 \left[ (t' + d_2)^2 - (d_3 + d_2^2) \right] \times \right.$$

$$\times \left[ (t' + d_2) - (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right]^{-\frac{A_1}{d_1}} \times$$

$$\left. \times \left[ (t' + d_2) + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right]^{\frac{A_2}{d_1}} \right\}.$$

Второй интеграл в (3) обозначим  $J_2$

$$J_2 = \int Q(t') \exp \left( \int p(t') dt' \right) dt' =$$

$$= \int \frac{(s_1 v_1 - s_1 w t') C_1}{-d_1 \left[ (t' + d_2)^2 - (d_3 + d_2^2) \right]} \times$$

$$\times \exp(J_1) dt' = \int (s_1 v_1 C_1 - s_1 w C_1 t') \times$$

$$\times \left[ (t' + d_2) - (d_3 + d_2^2) \right]^{-\frac{A_1}{d_1}} \times$$

$$\times \left[ (t' + d_2) + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right]^{-\frac{A_2}{d_1}} dt. \quad (20)$$

При произвольных значениях  $A_1$  и  $A_2$  интеграл не имеет аналитического решения, но подбором величин экспериментальных параметров интеграл можно сделать решаемым. Например, если параметры подобрать так, чтобы  $A_2 = 0$ , то получим

$$V_3(0) = \frac{\eta v_2}{2w} [2S_1 v_1 - (S_2 - S_1) v_2],$$

тогда вместо (20) имеем

$$J_2 = \int (S_1 v_1 C_1 - S_2 w C_1 t') \left[ (t' + d_2) - (d_3 + d_2^2) \right]^{-\frac{A_1}{d_1}} dt'. \quad (21)$$

Введем следующую замену и решим интеграл (21)

$$(t' + d_2) - (d_3 + d_2^2)^{1/2} = x^{d_1}; \quad dt' = d_1 x^{d_1-1} dx;$$

$$J_2 = \int \left( S_1 v_1 C_1 - S_1 w C_1 \left( x^{d_1} - d_2 + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right) \right) \times$$

$$\times x^{-\frac{A_1}{d_1}} d_1 x^{d_1-1} dx = C_1 d_1 \times$$

$$\times \left\{ \int (S_1 v_1 - S_1 w) \left( -d_2 + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right) \times \right.$$

$$\times x^{-A_1+d_1-1} dx - S_1 w x^{-A_1+2d_1-1} \Big\} = \frac{C_1 d_1}{d_1 - \ell_2} \times$$

$$\times \left[ S_1 v_1 - S_1 w \left( -d_2 + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right) \right] \times$$

$$\times x^{d_1 - \ell_2} - \frac{C_1 d_1 S_1 w}{2d_1 - \ell_2} x^{2d_1 - \ell_2}. \quad (22)$$

Учитывая (15), (19) и (22), из (3) получим

$$C_3(t) = \frac{\left[ (t' + d_2) - (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right]^{A_1/d_1} \left[ (t' + d_2) + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right]^{A_2/d_1}}{V_3(0) - \eta(S_2 v_2 - S_1 v_1) t' - \frac{\eta}{2}(S_1 + S_2) w t'^2} \times$$

$$\times \left\{ \frac{C_1 d_1 S_1}{d_1 - \ell_2} \left[ v_1 - w \left( -d_2 + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right) \right] \times \right.$$

$$\left. \times x^{d_1 - \ell_2} - \frac{C_1 d_1 S_1 w}{2d_1 - \ell_2} x^{2d_1 - \ell_2} + A \right\} \quad (23)$$

при  $t \geq t_1$ .

Постоянную интегрирования  $A$  находим совмещением решений (23) и (4) при  $t = t_1$  ( $t' = 0$ )

$$A = \frac{C_1}{k} \left\{ \left( 1 - \exp \left( -\frac{k V_{n.b}}{V_3(0)} \right) \right) - \frac{k d_1 S_1}{d_1 - \ell_2} \times \right.$$

$$\times \left[ v_1 - w \left( -d_2 + (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right) \right] \frac{d_2 - (d_3 + d_2^2)^{1/2}}{V_3(0)} +$$

$$\left. + \frac{k d_1 S_1 w}{2d_1 - \ell_2} \frac{(d_2 - (d_3 + d_2^2)^2)}{V_3(0)} \right\} \frac{V_3(0)}{\left( d_2 - (d_3 + d_2^2)^{1/2} \right)^{\ell_1/d_1}}. \quad (24)$$

Для второго этапа распределение концентрации второго компонента по кристаллу определяется из соотношения

$$C_2(t) = k C_3(t) \text{ при } t \geq t_1,$$

где нужно использовать выражения (23) и (24).

Отметим, что на втором этапе для получения монокристаллов с постоянным составом необходимо использовать такие тигли, у которых площади оснований не сильно отличаются друг от друга, т. е. углы между образующей и осью конуса малы.

На рис. 3 приведено относительное изменение концентрации кремния  $\left( \frac{C_2(t)}{C_1} \right)$  вдоль монокристалла твердых растворов Ge—Si, выращенного описанным способом. Сплошная линия вычислена на основе соот-

ношений (4) и (23), точки — экспериментальные данные, определенные по величинам удельного веса. При этом использованы следующие значения параметров:

$$C_1 = 15 \text{ ат. \% Si}; \quad v_1 = 2,2 \text{ мм/ч}; \quad v_2 = 2,5 \text{ мм/ч}.$$

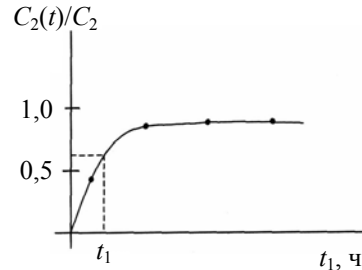
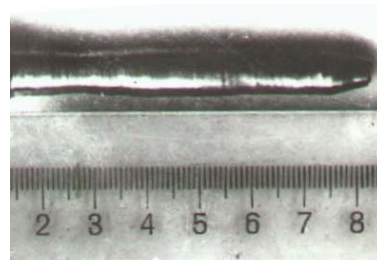


Рис. 3. Изменение концентрации кремния вдоль монокристалла твердых растворов Ge—Si

На рис. 4, а приведена фотография одного из выращенных монокристаллов, на рис. 4, б — лауэграмма, полученная от него. Особенно ценным является то, что данным методом, изменяя условия роста, можно получать монокристаллы твердых растворов с постоянной концентрацией второго компонента в пределах от нуля до ее величины в подпитывающем слитке.



а



б

Рис. 4. Фотография: а — выращенного монокристалла; б — лауэграмма, полученная от монокристалла

#### Л и т е р а т у р а

1. Тагиров В. И. Полупроводниковые твердые растворы германий—кремний. — Баку: Изд-во "Элм", 1983.
2. Фихтенгольц Г. М. Курс дифференциального и интегрального исчисления. — М.: Наука, 1966. Т. 2.

## Content distribution control along the binary solid solution single crystals grown by Chokhralsky method using feeding alloys when the crucible is a truncated cone

V. I. Tahirov, T. G. Jafarov, E. N. Qakhramanov  
Sumqait State University, Republic of Azerbaijan

*It has been found the distribution of contents along the single crystals of binary solid solutions grown by Chokhralsky method using feeding alloys and a truncated cone crucible. The feeding alloy and the grown crystal cylinders with their starting parts in the form of identical paraboloids of revolution. The distribution is found by solving the continuity equation for the matter flow of the second component during crystallization using different initial and boundary conditions. The results have been tested on the Ge—Si solid solutions.*

УДК 621.383

## Получение монокристаллов бинарных твердых растворов со ступенчатым распределением состава и примеси

У. В. Тагиров, Н. Ф. Гахраманов, А. Р. Ибрагимова  
Сумгаитский государственный университет, г. Сумгаит, Республика Азербайджан

*Предложен новый метод получения монокристаллов бинарных твердых растворов со ступенчатым распределением состава вытягиванием из расплава с применением подпитывающего слитка. Подпитывающий слиток и выращенный кристалл имеют форму цилиндра с одинаковым начальным участком в виде параболоида вращения. Площади поперечного сечения и скорости перемещения цилиндрических участков подпитки и кристалла выбираются различными. Для получения каждой новой ступени распределения изменяется отношение скоростей, и оно поддерживается постоянным до конца данного режима. Число ступеней можно выбирать произвольно в зависимости от желания экспериментатора. Предложенный метод разработан в случае цилиндрического тигля на основе анализа решений уравнения непрерывности потока вещества второго компонента при кристаллизации для различных начальных условий. В полупроводниковой технике метод также с успехом может быть использован для легирования монокристаллов различными примесями в разной степени. Метод применен к системе твердых растворов германий—кремний.*

Твердые растворы, широко применяемые в твердотельной микроэлектронике, обычно обладают сильной сегрегацией при кристаллизации, что не только нарушает монокристалличность при росте кристалла, но и затрудняет получение однородных кристаллов вообще. Все это еще больше усложняется при их легировании. В то же время для практических целей чаще всего требуются монокристаллы с различным постоянным распределением состава. В литературе приводится много вариантов получения монокристаллов бинарных твердых растворов постоянного состава [1—4]. В настоящей работе разработан новый метод, позволяющий получать совершенные монокристаллы бинарных твердых растворов с одновременным ступенчатым распределе-

нием состава и концентрации легирующей примеси. Метод применен к системе твердых растворов Ge—Si. Для обоснования предложенного метода будем исходить из анализа решений уравнения непрерывности потока вещества второго компонента, полученных при различных начальных и граничных условиях. При решении задачи геометрическая форма тигля играет существенную роль. Тигли могут иметь форму полусферы, цилиндра и усеченного конуса. Все эти формы могут быть использованы успешно, однако в случае цилиндрического тигля математический аппарат сильно упрощается, вследствие чего здесь будет использоваться цилиндрический тигель.