

УДК 548.31

https://doi.org/10.33619/2414-2948/58/01

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ВЫРАЩИВАНИЯ ВАРИЗОННОГО ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ТВЕРДОГО РАСТВОРА ИЗ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

©**Раззаков А. Ш.**, канд. физ.-мат. наук, Ургенчский государственный университет,
г. Ургенч, Узбекистан, razzokov.a@bk.ru

©**Матназаров А. Р.**, канд. физ.-мат. наук, Ургенчский государственный университет,
г. Ургенч, Узбекистан, a_matnazarov@mail.ru

©**Латинова М. А.**, Ургенчский государственный университет,
г. Ургенч, Узбекистан, latipova_1976@list.ru

©**Жапаров А. И.**, Ургенчский государственный университет,
г. Ургенч, Узбекистан, ajaraqov@gmail.com

PHYSICO-CHEMICAL BASES CULTIVATION VARIABLE-GAP SEMICONDUCTOR SOLID SOLUTION $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ FROM THE LIQUID PHASE

©**Razzakov A.**, Ph.D., Urgench State University, Urgench, Uzbekistan, razzokov.a@bk.ru

©**Matnazarov A.**, Ph.D., Urgench State University, Urgench, Uzbekistan, a_matnazarov@mail.ru

©**Latipova M.**, Urgench State University, Urgench, Uzbekistan, latipova_1976@list.ru

©**Japakov A.**, Urgench State University, Urgench, Uzbekistan. ajaraqov@gmail.com

Аннотация. Выращены монокристаллические пленки варизонного твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x < 1$) на подложках Si методом жидкофазной эпитаксии из ограниченного оловянного, галлиевого раствора-расплава. Изучено образование дислокаций на границе подложки-пленки, вдоль направления роста твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращенных при различных технологических условиях, а также влияние кластерообразования в растворе, кристаллическая совершенность структуры пленок при росте. Приведены оптимальные технологические режимы роста, для получения кристаллических совершенных эпитаксиальных слоев и структур.

Abstract. Single-crystal films of a graded-gap solid solution $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x < 1$) was grown on Si substrates from limited tin, gallium solution-melt. Accordingly, liquid phase epitaxy method was applied in the process. The formation of dislocations, grown under various technological conditions, at the substrate-film interface along the growth direction of the $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ solid solution was studied. Optimal technological growth modes for obtaining crystalline perfect epitaxial layers and structures are given.

Ключевые слова: эпитаксия, кристаллизация, раствор-расплав, твердый раствор, дислокация, подложка, седиментация, дисперсная фаза, дисперсионная среда, ультрамикрорегетерогенная, кластер.

Keywords: epitaxy, crystallization, solution-melt, solid solution, dislocation, substrate, sedimentation, dispersed phase, dispersion medium, ultramicroheterogeneous, cluster.

Получить тонкопленочный структурно совершенный полупроводниковый твердый раствор с заданными электрофизическими и фотоэлектрическими свойствами на дешевую подложку как кремний является весьма актуальной. Поэтому авторы старались получить структурно совершенные $Si_{1-x}Ge_x$ эпитаксиальные слои и гетеропереходы $Si - (Si_2)_{1-x-y}(Ge_2)_x(GaAs)_y$, $Si - Si_{1-x}Ge_x - (Ge_2)_{1-x}(GaAs)_x$, $Si - Si_{1-x}Ge_x - GaAs$ на их основе [1–3]. Для этого они исследовали технологические режимы роста и электрические, фотоэлектрические свойства эпитаксиальных слоев $Si_{1-x}Ge_x$ и структур.

В процессе роста из жидкой фазы эпитаксиальных слоев $Si_{1-x}Ge_x$ используются кремниевые подложки, которым параметр решетки и коэффициент термического расширения (КТР) близки к образующим эпитаксиальным слоям. Подбирались разные методы и переменный варизонный состав твердого раствора чтобы избежать от дислокаций и микротрещин, частные растворения подложек (при положении недопересыщенного раствора к компонентам подложки) и т. д.

Однако, до настоящего времени режимы технологического роста такой системы изучены крайне недостаточно, особенно те, которые связаны с физическими и химическими свойствами выращиваемого раствора-расплава. В работе показаны, результаты исследований температурного состава раствора-расплава ($Sn+Ge+Si$, $Ga+Ge+Si$) используя, экспериментальные данные, а также теоретические формулы и расчеты полученные на основе литературы. Использованы апробированные экспериментальные научные методы. Обычно, используются подложки с определенными наименьшими уклонами во время роста пленок из жидкой фазы, которые, способствуют образованию эпитаксиальных слоев на поверхности (в нашем случае в качестве подложек были использованы монокристаллические $Si(111)$ с отклонением — $(0^{\circ}15' \pm 0^{\circ}30')$ — $(0^{\circ}15' \pm 0^{\circ}30')$ n-типа проводимости) подложке. Любая поверхность твердого тела имеет определенную шероховатость, поэтому поверхностная энергия распределяется неравномерно и влияет на выращивание твердого раствора на подложке, а также на образование дислокаций, которые связаны с технологическими параметрами, как температура начала кристаллизации ($T_{нк}$), скорость роста (v), зазор между подложками (δ), состав компонентов в растворе-расплаве, с ориентациями подложек и т. д.

Для выращивания варизонного твердого раствора $Si_{1-x}Ge_x$ ($0 < x < 1$) нами был использован кварцевый реактор вертикального типа с горизонтально расположенными подложками на установке типа ЭПОС. Рост эпитаксиального слоя осуществлялся из малого объема оловянного и галлиевого раствора-расплава, ограниченного двумя подложками в атмосфере, которые очищены палладием водорода, что дало возможность минимизировать количество расходуемого раствора-расплава. Сначала в реакторе создавался вакуум до остаточного давления 10^{-2} Па, затем в течение 20 мин через реактор пропусклся очищенный водород, и после этого начинался процесс нагревания. Когда температура доходила до необходимого значения, система переключалась в автоматический режим. В течение 40–60 мин производилась гомогенизация раствора-расплава. Потом подложки на графитовом держателе приводились в контакт с раствором-расплавом и после заполнения зазоров между подложками раствором-расплавом поднимались на 1 см выше уровня раствора. Рост эпитаксиальных слоев $Si_{1-x}Ge_x$ в нужный момент прекращался сливом раствора-расплава с подложек, при помощи центрифуги. Состав раствора-расплава, состоящий из Si , Ge и Sn , а также Si , Ge и Ga определялся из диаграммы состояния двойного сплава $Sn-Si$, $Sn-Ge$ и $Ga-Si$, $Ga-Ge$. Для приготовления жидкого раствора-расплава была изучена растворимость Si и Ge в Sn в интервале температур 442–1100 °С. Эпитаксиальные пленки $Si_{1-x}Ge_x$ выращивались

при температуре начала ($T_{нк}$) и окончания кристаллизации ($T_{пк}$) соответственно в интервале 1050–450 °С. Образцы выращивались при различных значениях технологических параметров жидкостной эпитаксии.

Смачивание подложки со стороны раствора и диффузионные движения компонентов образующие твердый раствор способствует росту эпитаксиальных слоев, это приведено нами в работе [4]. Но это недостаточно для выращивания структурно совершенных $Si_{1-x}Ge_x$ эпитаксиальных слоев и гетероструктур на их основе.

Проведя эксперименты было выяснено: изменяя зазор между подложками δ (то есть изменяя объем раствора-расплава между подложками), при одинаковом режиме роста выращенные эпитаксиальные слои на нижних и на верхних подложках не отличились друг от друга с кристаллическими совершенностями на поверхности и на границе подложки-пленки до $\delta=1,2$ мм. В условиях $\delta>1,2$ мм всегда у верхних подложек образуются толстые и более низкокачественные слои, чем у нижней, который связан с диффузионным и с конвекционным потоком компонентов в ограниченном растворе (если плотность растворяемых компонентов меньше плотности растворителя) [5].

В литературе это объясняется массоподводом, конвекционным потоком раствора между подложками в поле силы тяготения [6]. Считаем, что в поле взаимодействует сила Архимеда и тяготения, а также диффузии большой концентрацией Si и Ge накапливается вблизи поверхности у верхней подложки, чем у нижнего, который ускоряет скорость роста эпитаксиальных слоев $Si_{1-x}Ge_x$. Для выращивания эпитаксиальных слоев, то есть повторение направления ориентации подложки со стороны выращиваемого слоя, должно выполняться в минимальных условиях образования ячейки монокристалла, значит число атомов в одном квазичастиц должно быть в пределах от 1 до 14, не образуя совершенный элементарный ячейки Si, Ge или $Si_{1-x}Ge_x$. Только в этом случае мы сможем получить монокристалл из раствора-расплава. Но во время начала кристаллизации эпитаксиальных слоев из жидкой фазы, сначала идет подготовка к росту, что называется гомогенизацией, и потом при температуре насыщение раствора-расплава (это определяется из диаграмм состояний компонентов в определенном температуре) загружаются подложки с помощью графитовой кассетой и выращивается монокристалл из раствора. При выращивание эпитаксиальных слоев компоненты твердого раствора кремний и германий участвуют в виде атома и молекулы [7–8].

Одновременно, некоторые атомы успеют объединяться за счет процесса коагуляции (чем больше температура, тем больше число коагуляции) одинаковых компонентов раствора и образуют нанокластеры с размерами 1–10 нм, теоретически рассчитано нами используя формулу Эйнштейна–Смолуховского, который составляет часть доли 0,01–0,02% всего растворенных элементов. Эти нанокластеры участвуя в процессе роста, с наименьшими концентрациями, чем выращиваемых компонентов не разрушают монокристалличность варизонного твердого раствора, но способствуют на образование дислокаций и на границу подложки-пленки и вдоль направления роста пленки, который ухудшает кристаллический совершенство пленок и структур, соответственно их нее электрофизические и фотоэлектрические свойства являющиеся важнейшими параметрами в применении приборостроения.

Учитывая вышеуказанное мы можем предположить атомы Si и Ge внутри раствора образуя достаточно малое число молекулярных или миникластерных соединений участвующие в кристаллообразовании и доминирует в процессе увеличения плотности дислокаций. Особенно на эпитаксиальных слоев пленки выращенных на верхней подложке,

который объясняется результатом силы Архимеда и тяжести, который проявляется укрупнением нанокластера и является незначительной величиной, хотя там доминирует диффузионный процесс атомов и молекул.

Скопление на верхней поверхности растворов вблизи подложек нанокластеров, и беспорядочные диффузионные их нее движение способствует, участие во время роста, и соответственно образование дислокаций. Применение седиментационного анализа для определения размеров частиц высокодисперсной, (ультрамикрогетерогенных) фазы дала возможность определить r -радиус частиц и состояние компонентов Si, Ge в растворе с помощью следующей формулы [9]:

$$r = \sqrt{\frac{9\eta dm'}{2gm_0(\rho_{\text{дф}} - \rho_{\text{дсп}})t}}$$

где, m' — масса компонентов на поверхности подложек, t' — различные моменты времени от начала кристаллизации, d — путь седиментации, m_0 — общая масса компонентов дисперсной фазы в объеме дисперсионной среды, η — вязкость раствора, $\rho_{\text{дф}}, \rho_{\text{дсп}}$ — плотность дисперсионной среды и частиц дисперсной фазы, соответственно, g — ускорение свободного падения.

Таким образом, определены размеры кластеров компонента в растворе, которые, связаны с кристаллической совершенностью выращенных эпитаксиальных слоев, зависимо от величины зазора между подложками при разных температурах начало кристаллизации:

$r_{\text{Si}} = 4,4$ нм для температуры начало кристаллизации $T_{\text{нк}} = 900$ °С

$r_{\text{Si}} = 4,71$ нм для температуры начало кристаллизации $T_{\text{нк}} = 970$ °С

$r_{\text{Si}} = 5,55$ нм для температуры начало кристаллизации $T_{\text{нк}} = 1050$ °С

Из уравнения Эйнштейна–Смолуховского можно найти перемещение молекулы или кластеры дисперсной фазы в дисперсной системе который, двигается тем быстрее, чем выше температура, меньше размер молекулы или кластера и вязкость дисперсионной среды.

$$\bar{\Delta} = \sqrt{\frac{RTt}{3N_A\pi\eta r}}$$

R — универсальная газовая постоянная, N_A — число Авогадро, η — вязкость, r — радиус молекулы или кластера, k — постоянная Больцмана, T — абсолютная температура, t — время.

Диффузия в полной мере проявляется в ультрамикрогетерогенных (высокодисперсных) системах, у которых интенсивность седиментации и диффузии близки, вследствие чего с течением времени в таких системах происходит выравнивание диффузионных и седиментационных потоков

$$I_{\text{сед}} = I_{\text{дифф}} ;$$

и устанавливается седиментационно-диффузионное равновесие, описываемое гипсометрическим законом Лапласа:

$$n = n_0 \cdot \exp\left(-\frac{V(\rho_{\text{дф}} - \rho_{\text{дсп}})gh}{kT}\right)$$

С помощью этой формулы вычислено относительное изменение концентрации компонентов (n) в зависимости от расстояния от поверхности верхней подложки в растворе-расплаве (Рисунок 1):

$$\frac{n}{n_0} = \exp(-0,92 \cdot d), \text{ для температуры начало кристаллизации } T_{\text{нк}} = 900 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\frac{n}{n_0} = \exp(-1,063 \cdot d) \text{ для температуры начало кристаллизации } T_{\text{нк}} = 970 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\frac{n}{n_0} = \exp(-1,61 \cdot d) \text{ для температуры начало кристаллизации } T_{\text{нк}} = 1050 \text{ } ^\circ\text{C};$$

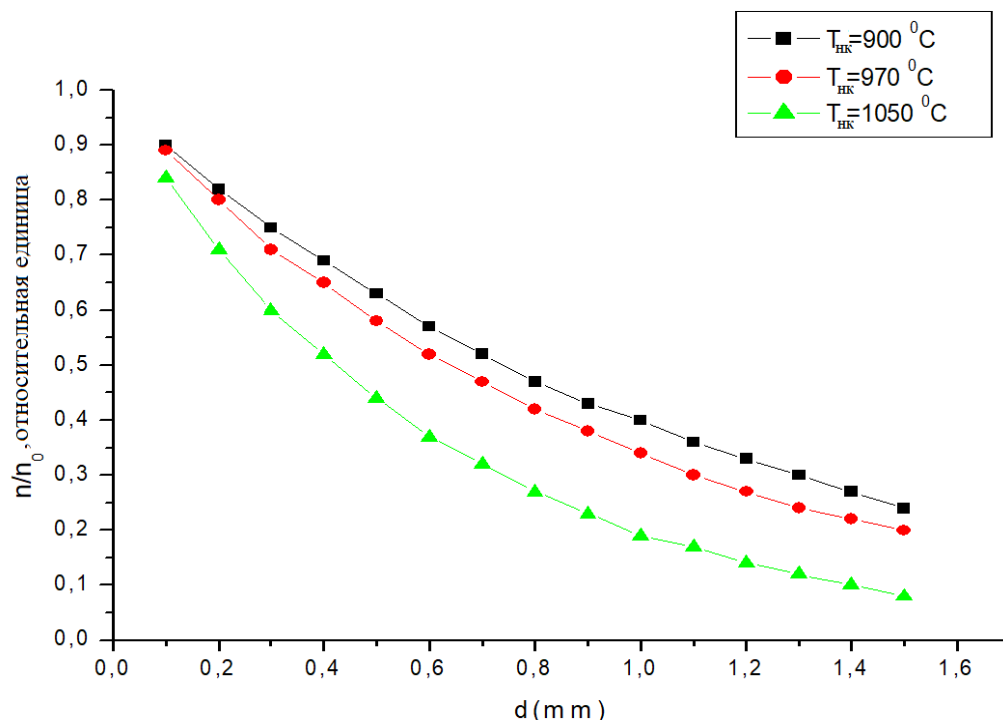


Рисунок 1. Относительное изменение концентрации компонентов $\frac{n}{n_0}$ в зависимости от расстояния, от поверхности верхней подложки в растворе-расплаве.

Из Рисунка 1 видно, с увеличением температуры начала кристаллизации ($T_{\text{нк}}$) твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, относительное изменение концентрации компонентов n по высоте $\frac{n}{n_0}$ увеличивается, что объясняется увеличением размера кластера и скоростью коагуляции компонентов. Это отличие явно наблюдается при большом размере между подложками (d), особенно на поверхности верхних подложек.

Кластерообразования компонентов в растворе зависимо от его размера и от концентрации, отрицательно влияет на кристаллическую совершенство выращиваемого эпитаксиального слоя при выращивании полупроводникового $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ твердого раствора из жидкой фазы.

А также исследуя образования дислокаций, во время выращивания твердого раствора при разных технологических процессах, наблюдается 2 варианта (кроме классических общеизвестных факторов влияющие на образование дислокаций, таких как чистота и

достаточно наименьшие шероховатости на поверхности подложки, отсутствие других чужих летучих и растворимых компонентов в системе и в растворе):

а) если при температуре насыщения раствора-расплава по отношению своих компонентов начинается процесс роста, то относительно большая плотность дислокаций эпитаксиальных слоев, будет на границе подложки-пленки и уменьшается вдоль направления роста до поверхности пленки

б) если при температуре начала кристаллизации составляющие компоненты раствора является не насыщенным по отношению к подложке

в) компоненты раствора кремний и германий, подложка — кремний и в тоже время начинается рост, в том случае рост начинается с частичным подрастворением подложек.

Тогда плотности дислокаций сначала плавно увеличиваются вдоль направления роста до определенной толщины пленки и потом уменьшается до поверхности пленки. Выращенные варизонные эпитаксиальные слои имеют волнистую поверхность по распределению компонентов вдоль направления роста.

Оба случая уменьшение плотности дислокаций в направлении роста, связано сглаживанием несоответственных решеток подложки и пленки.

Были получены зеркально гладкие эпитаксиальные слои полупроводникового твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ и определены оптимальные режимы роста для выращивания кристаллических совершенных $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ эпитаксиальных слоев из ограниченного оловянного раствора-расплава на монокристаллических подложках Si с ориентацией (111), которыми являются следующие технологические параметры:

–температуры в начале кристаллизации ($T_{\text{нк}}$) варьировались в интервале от $T_{\text{нк}} = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ до $T_{\text{нк}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$;

–принудительные охлаждения раствора-расплава со скоростью 0,5–1,5 град/минут.

–зазор между подложками (соответствуя на высоту раствора-расплава) в интервале 0,5–1,5 мм.

Теоретические, экспериментальные исследования кристаллообразования при выращивании варизонных твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ из ограниченного оловянного, галлиевого раствора-расплава на кремниевые (относительно дешевые) подложки и получение кристаллически совершенных эпитаксиальных слоев с наименьшими плотностями дислокации является перспективным. Варизонные пленки $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ можно использовать в качестве буферного слоя для сглаживания несоответствий решеток подложки и пленки при получении гетероструктур $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{SnP})_x$, $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, а также как полупроводниковым материалом для изготовления фотоэлектрических приборов.

Список литературы:

1. Fadaly, E. M. T., Dijkstra, A., Suckert, J. R., Ziss, D., van Tilburg, M. A. J., Mao, C., ... Bakkers, E. P. A. M. Direct-bandgap emission from hexagonal Ge and SiGe alloys // Nature. 2020. V. 580. №7802. P. 205-209. <https://doi.org/10.1038/s41586-020-2150-y>

2. Saidov A. S., Usmonov S. N., Amonov K. A., Niyazov S., Khudayberdiyeva A. I. Photothermovoltaic Effect in p-Si-n-(Si_2) $_{1-x-y}$ (Ge_2) $_x$ (ZnSe) $_y$ Structure // Applied Solar Energy. 2019. V. 55. №5. P. 265-268. <https://doi.org/10.3103/S0003701X19050116>

3. Сапаев Б., Саидов А. С. Исследование некоторых свойств структур $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 1$), выращенных из ограниченного оловянного раствора-расплава методом жидкофазной эпитаксии // Физика и техника полупроводников. 2005. Т. 39. №10. С. 1183-1188.
4. Раззаков А. Ш., Курбанов Д. Ш. Зависимость дислокаций на твердом растворе $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ от температур роста на контактной фазе «твердое тело-жидкость» // РИАК-ХИ-2020. Республиканская конференция-2020. С. 275-277.
5. Saidov A. S., Razzakov A. S., Risaeva V. A., Koschanov E. A. Liquid-phase epitaxy of solid solutions $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ // Materials chemistry and physics. 2001. V. 68. №1-3. P. 1-6. [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(00\)00230-3](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(00)00230-3)
6. Боцелев С. П., Марончук И. Е., Марончук Ю. Е. Кристаллизация эпитаксиальных слоев AlGaAs из ограниченного объема раствора-расплава // Неорганические материалы. 1977. Т. 13. №5. С. 769-772.
7. Saidov A. S., Usmonov S. N., Kalanov M. U., Kurmantayev A. N., Bahtybayev A. N. Structural and some electrophysical properties of the solid solutions $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($0 \leq X \leq 0.04$) // Physics of the Solid State. 2013. V. 55. №1. P. 45-53. <https://doi.org/10.1134/S1063783413010290>
8. Saidov A. S. et al. Photothermovoltaic Effect in p-Si-n- $(\text{Si}_2)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ Structure // Applied Solar Energy. 2019. V. 55. №5. P. 265-268. <https://doi.org/10.3103/S0003701X19050116>
9. Щукин Е. Д., Перцов А. В., Амелина Е. А. Коллоидная химия. М.: Высш. шк., 2004. 444 с.

References:

1. Fadaly, E. M. T., Dijkstra, A., Suckert, J. R., Ziss, D., van Tilburg, M. A. J., Mao, C., ... Bakkers, E. P. A. M. (2020). Direct-bandgap emission from hexagonal Ge and SiGe alloys. *Nature*, 580(7802), 205-209. <https://doi.org/10.1038/s41586-020-2150-y>
2. Saidov, A. S., Usmonov, S. N., Amonov, K. A., Niyazov, S., & Khudayberdiyeva, A. I. (2019). Photothermovoltaic Effect in p-Si-n- $(\text{Si}_2)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ Structure. *Applied Solar Energy*, 55(5), 265-268. <https://doi.org/10.3103/S0003701X19050116>
3. Sapaev, B., & Saidov, A. S. (2005). A study of some properties of $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 1$) structures grown from a confined tin solution-melt by the liquid phase epitaxy method. *Semiconductors/Physics of the Solid State*, 39(10). 1183-1188. (in Russian).
4. Razzakov, A. Sh., & Kurbanov, D. Sh. (2020). Zavisimost' dislokatsii na tverdom rastvore $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ot temperatur rosta na kontaktnoi faze "tverdoe telo-zhidkost". In *RIAK-XII-2020. Respublikanskaya konferentsiya-2020*, 275-277.
5. Saidov, A. S., Razzakov, A. S., Risaeva, V. A., & Koschanov, E. A. (2001). Liquid-phase epitaxy of solid solutions $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$. *Materials chemistry and physics*, 68(1-3), 1-6. [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(00\)00230-3](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(00)00230-3)
6. Botselev, S. P., Maronchuk, I. E., & Maronchuk, Yu. E. (1977). Kristallizatsiya epitaksial'nykh sloev AlGaAs iz ogranichennogo ob'ema rastvora-rasplava. *Neorganicheskie materialy*, 13(5). 769-772. (in Russian).
7. Saidov, A. S., Usmonov, S. N., Kalanov, M. U., Kurmantayev, A. N., & Bahtybayev, A. N. (2013). Structural and some electrophysical properties of the solid solutions $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($0 \leq X \leq 0.04$). *Physics of the Solid State*, 55(1), 45-53. <https://doi.org/10.1134/S1063783413010290>
8. Saidov, A. S., Usmonov, S. N., Amonov, K. A., Niyazov, S., & Khudayberdiyeva, A. I. (2019). Photothermovoltaic Effect in p-Si-n- $(\text{Si}_2)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ Structure. *Applied Solar Energy*, 55(5), 265-268. <https://doi.org/10.3103/S0003701X19050116>

9. Shchukin, E. D., Pertsov, A. V., & Amelina, E. A. (2004). *Kolloidnaya khimiya*. Moscow. (in Russian).

*Работа поступила
в редакцию 15.08.2020 г.*

*Принята к публикации
19.08.2020 г.*

Ссылка для цитирования:

Раззаков А. Ш., Матназаров А. Р., Латипова М. А., Жапаков А. И. Физико-химические основы выращивания варизонного полупроводникового $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ твердого раствора из жидкой фазы // Бюллетень науки и практики. 2020. Т. 6. №9. С. 10-17. <https://doi.org/10.33619/2414-2948/58/01>

Cite as (APA):

Razzakov, A., Matnazarov, A., Latipova, M., & Japakov, A. (2020). Physico-Chemical Bases Cultivation Variable-gap Semiconductor Solid Solution $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ from the Liquid Phase. *Bulletin of Science and Practice*, 6(9), 10-17. (in Russian). <https://doi.org/10.33619/2414-2948/58/01>