

11-30-2020

OBTAINING A STRUCTURALLY PERFECT SEMICONDUCTOR SOLID SOLUTION SI_{1-X} GEX WITH SPECIFIED ELECTROPHYSICAL AND PHOTOELECTRIC PROPERTIES

A Sh Razzokov

Urgench State University, Uzbekistan, e-mail: razzokov.a@bk.ru

N Z. Khakimov

Urgench State University, Uzbekistan

I Y. Davletov

Urgench State University, Uzbekistan

Kh O. Eshchanov

Urgench State University, Uzbekistan

A R. Matnazarov

Urgench State University, Uzbekistan

Follow this and additional works at: <https://uzjournals.edu.uz/ferpi>

Recommended Citation

Razzokov, A Sh; Khakimov, N Z.; Davletov, I Y.; Eshchanov, Kh O.; and Matnazarov, A R. (2020) "OBTAINING A STRUCTURALLY PERFECT SEMICONDUCTOR SOLID SOLUTION SI_{1-X} GEX WITH SPECIFIED ELECTROPHYSICAL AND PHOTOELECTRIC PROPERTIES," *Scientific-technical journal*: Vol. 3 : Iss. 5 , Article 10.

Available at: <https://uzjournals.edu.uz/ferpi/vol3/iss5/10>

This Article is brought to you for free and open access by 2030 Uzbekistan Research Online. It has been accepted for inclusion in Scientific-technical journal by an authorized editor of 2030 Uzbekistan Research Online. For more information, please contact sh.erkinov@edu.uz.

УДК 621.315.592

OBTAINING A STRUCTURALLY PERFECT SEMICONDUCTOR SOLID SOLUTION $Si_{1-x}Ge_x$ WITH SPECIFIED ELECTROPHYSICAL AND PHOTOELECTRIC PROPERTIES**Razzokov A.Sh., Khakimov N.Z, Davletov I.Y., Eshchanov Kh.O., Matnazarov A.R.**Urgench State University, Uzbekistan, e-mail: razzokov.a@bk.ru**ПОЛУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО СОВЕРШЕННОГО ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА $Si_{1-x}Ge_x$ С ЗАДАНЫМИ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМИ И ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ****Раззоков А.Ш., Хахимов Н.З., Давлетов И.Ю., Эшчонов Х.О., Матназаров А.Р.**Ургенчский Государственный Университет, Узбекистан, e-mail: razzokov.a@bk.ru**БЕЛГИЛАНГАН ЭЛЕКТРОФИЗИК ВА ФОТОЭЛЕКТРИК ХУСУСИЯТЛАРГА ЭГА МУКАММАЛ СТРУКТУРАЛИ $Si_{1-x}Ge_x$ ЯРИМЎТКАЗГИЧ ҚАТТИҚ АРАЛАШМАЛАРНИ ОЛИШ****Раззоков А.Ш., Хахимов Н.З., Давлетов И.Ю., Эшчонов Х.О., Матназаров А.Р.**Ургенч Давлат Университети, Ўзбекистон, e-mail: razzokov.a@bk.ru

Abstract. Single-crystal films of $Si_{1-x}Ge_x$ ($0 < x < 1$) solid solution were grown on $Si\langle 111 \rangle$ substrates from a tin solution-melt at a temperature in the range of the onset of crystallization $T_{o.c.} = 800^{\circ}C \div 1050^{\circ}C$ by liquid-phase epitaxy. The dependence of the formation of dislocations at the substrate-film interface on the number and size of the formation of nanoclusters in the solution-melt during the growth of the $Si_{1-x}Ge_x$ solid solution has been studied. Optimal technological growth modes for obtaining crystalline perfect epitaxial layers and structures are presented.

Keywords: epitaxy, crystallization, solution-melt, X-ray diffractogram, solid solution, coagulation, dislocation, substrate, nanocluster, chemical potential, structure.

Аннотация. Выращены монокристаллические пленки твердого раствора $Si_{1-x}Ge_x$ ($0 < x < 1$) на подложках $Si\langle 111 \rangle$ из оловянного раствор-расплава при температуре в интервале начала кристаллизации $T_{н.к.} = 800^{\circ}C \div 1050^{\circ}C$ методом жидкофазной эпитаксии. Изучена зависимость образования дислокаций на границе подложки-пленки, от количества и размера образования нанокластеров в растворе-расплаве во время роста твердого раствора $Si_{1-x}Ge_x$. Приведены оптимальные технологические режимы роста, для получения кристаллических совершенных эпитаксиальных слоев и структур.

Ключевые слова: эпитаксия, кристаллизация, раствор-расплав, рентгенодифрактограмма, твердый раствор, коагуляция, дислокация, подложка, нанокластер, химический потенциал, структура.

Аннотация.. $Si_{1-x}Ge_x$ ($0 < x < 1$) қаттиқ аралашма монокристалл қатламлари қалайли эритмадан $Si\langle 111 \rangle$ тагликларга $T_{н.к.} = 800^{\circ}C \div 1050^{\circ}C$ оралиқдаги дастлабки кристалланиш температурасида суюқ фазали эпитаксия усулида ўстирилди. $Si_{1-x}Ge_x$ қаттиқ аралашма ўсиши жараёнида таглик.-пленка чегарасидаги дислокациялар пайдо бўлишининг эритмадаги ҳосил бўлган нанокластерларнинг ўлчами ва концентрациясига боғлиқликлари ўрганилди. Мукамал кристалл эпитаксиал қатламларини ва структураларини олишининг технологик оптимал ўстириш режими келтирилди.

Таянч сўзлар: эпитаксия, кристалланиш, эритма, рентгенодифрактограмма, қаттиқ аралашма, коагуляция, дислокация, таглик, нанокластер, кимёвий потенциал, структура.

Введение. Физические свойства полупроводниковых твердых растворов и характеристики приборов на их основе зависят от структурных совершенностей выращиваемых эпитаксиальных слоев, которые определяются оптимальным условием режима роста. Стремление достичь с наименьшими плотностями дислокаций, дефектов, вакансий и вторичных фаз при росте выращиваемого эпитаксиального слоя и структуре в границе подложки-пленки, с заданными электрофизическими, фотоэлектрическими свойствами является важным как с приборной, так и с технологической точки зрения [1-3].

В данной работе приводятся результаты экспериментальных, физико-химических теоретических исследований варизонного твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$.

Методика выращивания твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Эпитаксиальные плёнки $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ были получены методом жидкофазной эпитаксии из ограниченного объема оловянного раствора-расплава в атмосфере очищенного палладием водорода по технологии, описанной в работе [4]. В качестве подложек были использованы монокристаллические пластинки кремния р-типа проводимости с кристаллографической ориентацией (111), толщиной ~400 μm и диаметром 20 mm. Состав раствора-расплава, состоящего из компонентов Sn, Si и Ge вычислялся на основе результатов экспериментальных исследований жидкофазной системы Sn-Si-Ge и литературных данных [5,6]. Выращивание плёнок осуществлялось при различных значениях параметров технологического процесса: температуры начала кристаллизации ($T_{\text{н.к.}}$), скорость охлаждения (ν), толщины зазора между подложками (δ). В оптимальном режиме когда $T_{\text{н.к.}}=800^\circ\text{C}\div 1050^\circ\text{C}$, $\nu=1\div 1,5$ grad/min и $\delta=0,8\div 1,2$ mm, выращенные эпитаксиальные слои полностью покрывали подложки, имели зеркально-гладкие поверхности, толщину от 20 μm до 125 μm и электронный тип проводимости.

Экспериментальная часть. На рентгеновском микроанализаторе "Jeol" JSM 5910 LV-Japan были проведены исследования химического состава поверхности и скола выращенных эпитаксиальных слоёв твёрдого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Исследование растровых картин поверхности слоёв показали, что, когда кристаллизация начиналась при температурах ниже $T_{\text{н.к.}} < 800^\circ\text{C}$, плёнки имели вид дендритных многогранников, расположенных на подложке и прочно с ней соединённых, а при $T_{\text{н.к.}} \geq 800^\circ\text{C}$ дендритные включения отсутствовали. Результаты рентгеновского микроанализа по сколу показали, что в переходной области, расположенной между подложкой и эпитаксиальной плёнкой, атомное содержание Si вдоль направления роста постепенно спадает в интервале $0 < x < 1$, соответственно содержание Ge растёт (рис.1).

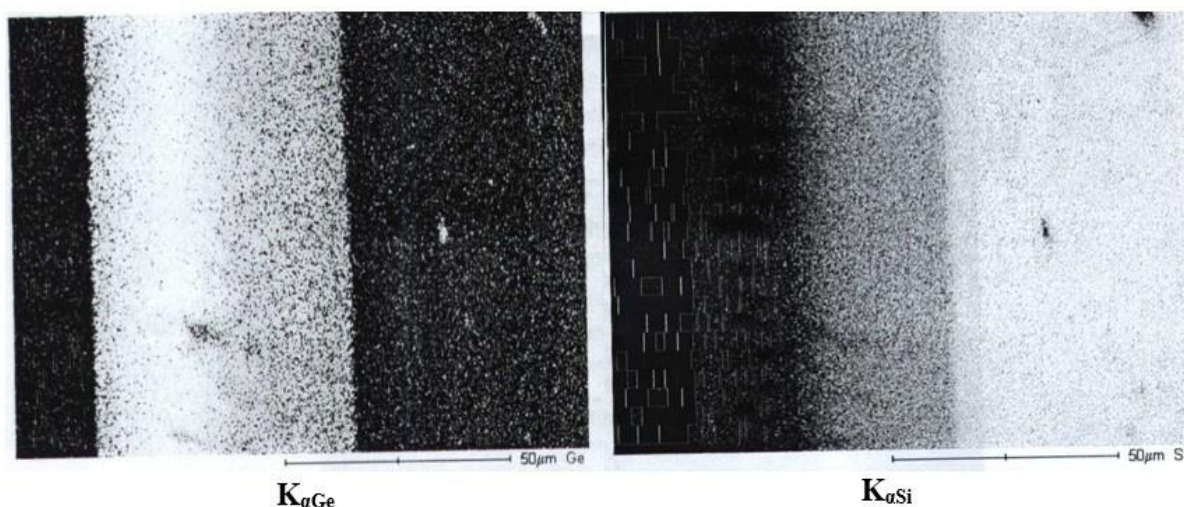


Рис.1. Растровые картины $\text{Si}-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ структур, снятые при помощи "Jeol" JSMLV-1059-Japan.

Структурные исследования эпитаксиальной пленки $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ были выполнены при 300 К на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М ($\text{CuK}\alpha$ -излучения, $\lambda=0.15418$ нм) по схеме $\theta-2\theta$ в режиме пошагового сканирования. Видно, что в дифракционной картине присутствуют несколько пиков (1,4,6,8,9,11,12,14,15,16), которые все совпадают величиной параметра решетки германия и составляют $a=5,6554$ Å. Анализ показал, что поверхность пленки соответствует кристаллографической плоскости подложки (111). Отсутствие других пиков в дифрактограмме показывает монокристалличность выращиваемых эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (рис.2).

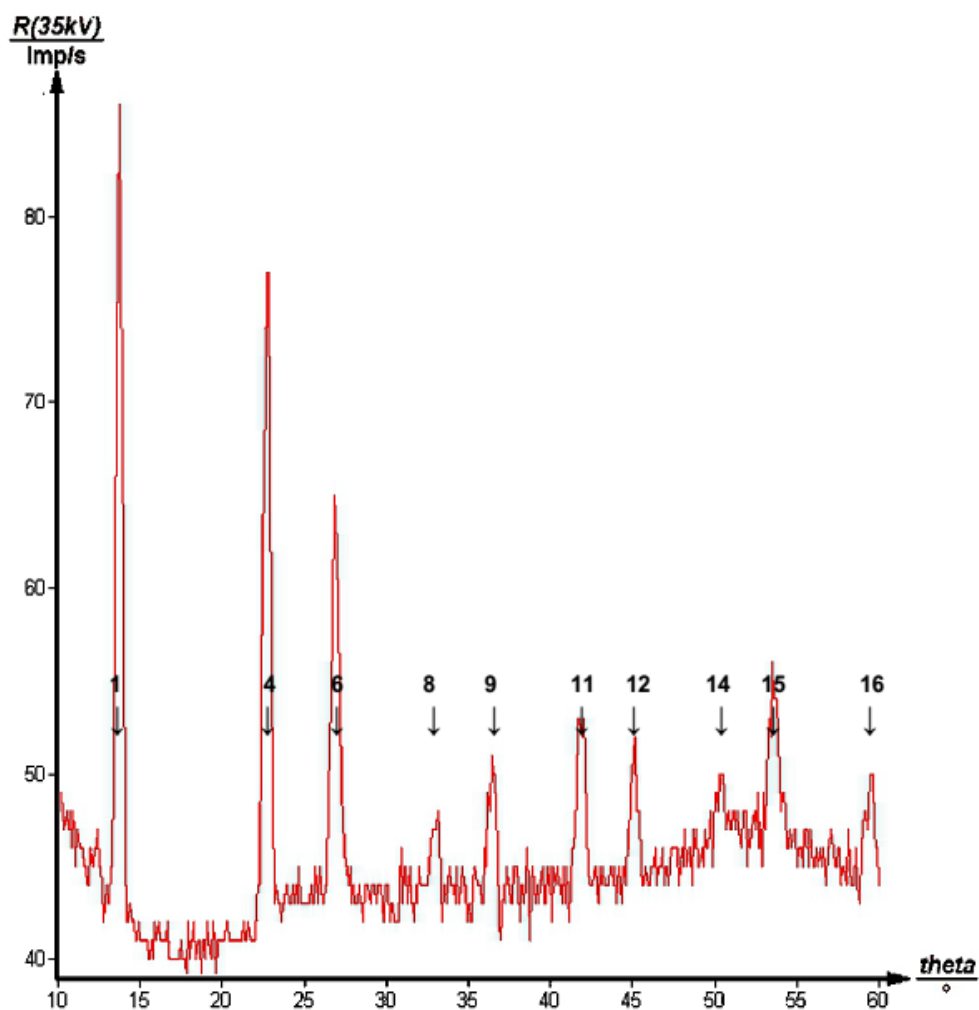


Рис.2. Рентгенограмма эпитаксиальной пленки твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x < 1$).

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, которые связаны с диффузионным и с конвекционным потоком компонентов в ограниченном растворе (если плотность растворяемых компонентов меньше плотности растворителя) (рис.3).

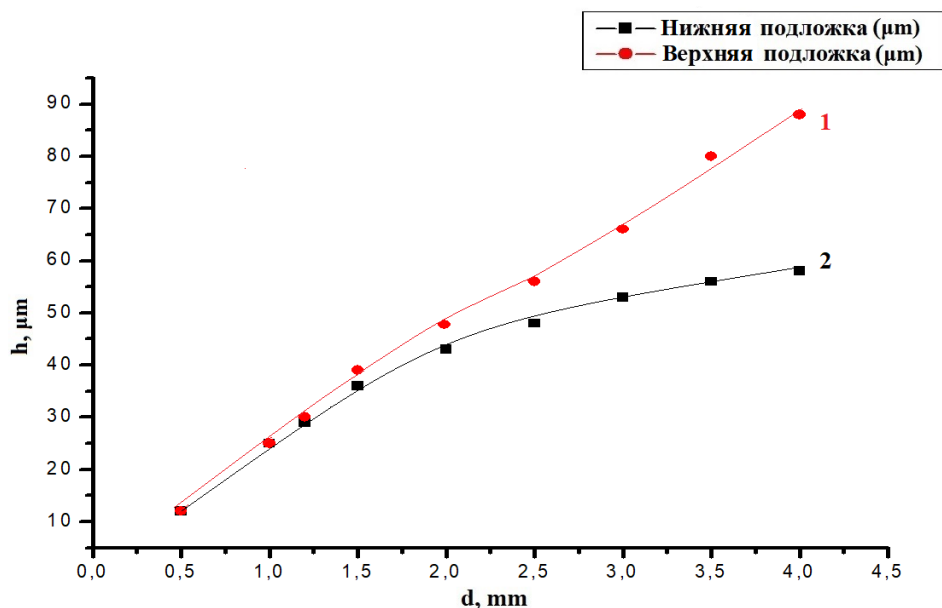


Рис.3. Зависимость толщины эпитаксиальных слоев (h) от величины зазора между подложками (d): 1-на верхней, 2-на нижней подложках, при температуре начала кристаллизации $T_{нк}=900^{\circ}\text{C}$ из оловянного раствора-расплава.

Результаты, расчеты и обсуждение. В литературе[7] это объясняется массоподводом, конвекционным потоком раствора между подложками в поле силы тяготения. Взаимодействия в растворе сила Архимеда и тяготения, а также диффузии с большой концентрацией Si и Ge, являются причиной накапливания компонентов и их кластеров вблизи поверхности у верхней подложки чем у нижнего, который ускоряет скорость роста эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (рис.3). Но во время начала кристаллизации

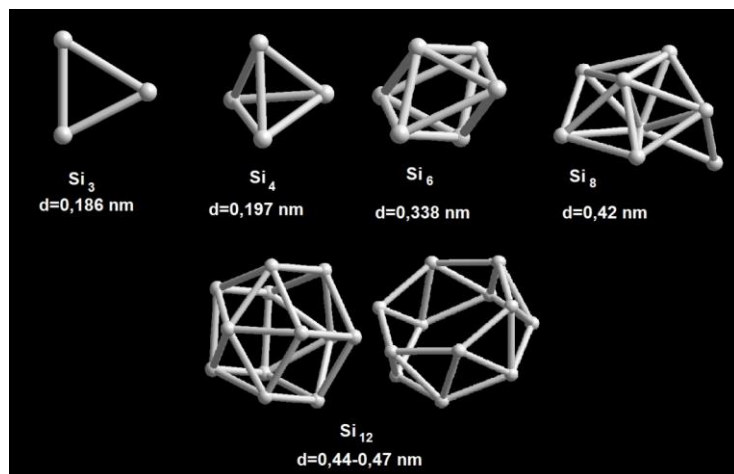


Рис4. Нанокластеры кремния

молекулы в растворе [8].

Размеры нано-кластеров кремния, обнаруженных в растворе, определяли полуэмпирическим методом с помощью программы HyperChem Professional 8.0. По мере увеличения числа атомов в нано-кластере их структура усложняется. Эффективно использовать квантово-механические расчеты, которые являются наиболее удобными и точными методами определения размера кластерной частицы сложной формы (рис.4).

Одновременно, некоторые атомы успеют объединяться за счет процесса коагуляции (чем больше температура, тем больше число коагуляции) одинаковых компонентов раствора и образуют нано-кластеры с размерами 1-10 нм. Эти нанокластеры участвуют в процессе

эпитаксиальных слоев из жидкой фазы, сначала идет подготовка к росту называемой гомогенизации и потом при температуре насыщения раствора-расплава (это определяется из диаграмм состояний компонентов в определенной температуре) загружаются подложки с помощью графитовой кассеты и выращивается монокристалл из раствора. При выращивании эпитаксиальных слоев компоненты твердого раствора кремний и германий участвуют в виде атома и

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 кристаллическую совершенство пленок и структур, соответственно на ихние электрофизические и фотоэлектрические свойства являющиеся важнейшими параметрами в применении приборостроения.

Наблюдения с использованием электронного микроскопа показали, что форма мелких нано-кластерных частиц нестабильная и обладает нерегулярными промежуточными структурами, которые непрерывно изменяются между различными структурами.

Согласно исследованиям в этой области, при малых размерах наиболее устойчивым является структура икосаэдр, за ним следует декаэдр и, в основном Wul-polyhedron (кристаллическая структура). В самом маленьком размере есть промежуточный новый этап, называемый квазирасворимость. При низких температурах возникает разница энергии между этими различными структурами, что позволяет осуществлять переменный переход между этими структурами.

Наблюдая за частицами металлических кластеров с помощью высокоточного электронного микроскопа и количественно оценивая появление различных структур, эти теоретические предсказания были изучены, и экспериментально показано, что кристаллическая структура очень маленьких кластеров является нестабильной [9].

Переход вещества в жидкости из жидкого в кристаллическое состояние можно объяснить изменением его химического потенциала. Разница ($\mu_{CT} - \mu_H$) в химических потенциалах жидких (μ_{CT}) и твердых (μ_H) фаз помогает понять равновесное состояние системы.

Процесс образования кристаллов в охлаждаемой жидкости можно объяснить с помощью уравнения Гиббса-Гельмгольца.

$$\Delta G = \Delta L + T \left(\frac{d\Delta G}{dT} \right)_p \quad (1)$$

Если химический потенциал чистого вещества равен функции Гиббса этого вещества, то изменение химического потенциала вещества в процессе равно изменению функции Гиббса. В этом случае уравнение Гиббса-Гельмгольца можно записать в следующем виде.

$$\begin{aligned} \Delta G_v &= \mu_{CT} - \mu_H \\ \mu_{CT} - \mu_H &= \Delta L + T \left(\frac{d(\mu_{CT} - \mu_H)}{dT} \right) \end{aligned} \quad (2)$$

Если мы проинтегрируем уравнение с температурой ликвидуса и T-температурой, мы получим следующее уравнение [10].

$$\begin{aligned} \frac{\mu_{CT} - \mu_H}{T} &= \Delta L \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{пл}} \right) = \Delta L \frac{\Delta T}{T \cdot T_{пл}} \\ \mu_{CT} - \mu_H &= \Delta L \frac{\Delta T}{T_{пл}} \end{aligned} \quad (3)$$

где, ΔL - теплота плавления кристалла.

Важно изучить образование и размеры кластеров в растворе-расплаве (хотя концентрация кластеров значительно меньше, относительно компонентам кремния и германия), инициирующих появление дефектов, дислокации и вакансии в контакте с подложкой-пленкой при росте эпитаксиальных слоев из жидкой фазы на твердую подложку. В зависимости от условий в жидкости размер первичных частиц $Si_{1-x}Ge_x$ может достигать 4 нм. Частицы размером до 10 нм представляют с собой нано-кластеры $Si_{1-x}Ge_x$.

Если работа образования нано-кластера в жидкости имеет вид:

$$W(r) = 4\pi r^2 \sigma - \frac{4}{3} \pi r^3 \frac{\mu_{CT} - \mu_H}{V_m} = \frac{16\pi \sigma^3 V_m^2}{3(\mu_{CT} - \mu_H)^2} \quad (4),$$

мы используем уравнение $r = \frac{2\sigma V_m}{\mu_{CT} - \mu_H}$ для определения радиуса нано-кластера, образующегося в растворе-расплаве. V_m -молярный объем вещества, образующего кристалл, σ -сила натяжения в границе подложки-пленки (твердое тело-жидкость).

Зная, что $\Delta G_v = \mu_{CT} - \mu_H$ и используя формулу (3), формулу для определения размера нано-кластера можно выразить через ΔG_v .

$$\Delta G_v = \Delta L \frac{\Delta T}{T_{пл}}$$

$$r = \frac{2\sigma V_m}{\Delta G_v} \quad (5)$$

Связь работой для образования нано-кластера $W(r)$ с функцией Гиббса выражается следующей формулой.

$$\Delta G_{\max} = 4\pi r^2 \sigma - \frac{4}{3} \pi r^3 \frac{\Delta G_v}{V_m} \quad (6)$$

$$\Delta G_{\max} = \frac{16\pi \sigma^3 V_m^2}{3(\Delta G_v)^2} \quad (7)$$

Ниже в таблице1. приведены размеры нано-кластеров, кристаллических дефектов кремния, а также максимальная и объемная свободная энергия образующая кремниевые нано-кластеры в оловянном растворе-расплаве в температурном интервале 1023—1323К .

Таблица 1. Изменение параметров, относящихся к процессу образования нано-кластеров кремния при различных температурах.

№	T , [K]	ΔG_v [J/mol]	ΔG_{\max} [J/mol]	r , [nm]	b , [nm]
1	1323K	10941,35	$3,4 \cdot 10^{-17}$	2,6	5,47
2	1273K	12440	$2,73 \cdot 10^{-17}$	2,33	4,87
3	1223K	13939	$2,26 \cdot 10^{-17}$	2,1	4,4
4	1173K	15437,79	$1,916 \cdot 10^{-17}$	1,9	4
5	1123K	16936,6	$1,6527 \cdot 10^{-17}$	1,77	3,72
6	1073K	18435,4	$1,4475 \cdot 10^{-17}$	1,65	3,46
7	1023K	19934	$1,284 \cdot 10^{-17}$	1,54	3,24

Из таблицы 1, видно, что по мере снижения температуры в процессе кристаллизации в системе Si-Sn, размеры образующихся нано-кластеров Si уменьшились. Среди активных нано-кластеров кремния, образующихся в системе при высоких температурах, растет число вероятных столкновений, и они превращаются в более крупные частицы. По этой причине, по мере увеличения температуры размеры нано-кластеров Si, образующиеся в системе Si-Sn, увеличиваются. Крупномасштабные нано-кластеры или наночастицы приводят к появлению дислокаций в растущем монокристалле Si.

Нано-кластеры меньшего размера при меньших температурах, также имеют меньшие скорости диффузии, кристалл находится в упорядоченном и компактном состоянии на растущей поверхности и уменьшает появление дефектов и дислокаций в монокристалле.

Также важны концентрации мелких и крупномерных частиц в системе, в которой образуется монокристалл. Потому что желательно, чтобы в системе были условия, при которых концентрация нано-кластеров малого размера будет выше относительно к большому размеру. Для определения соотношения между частицами радиуса r при той же температуре и частицами большего размера используем следующую формулу [11].

$$r = \frac{2\sigma V_m}{RT \ln \frac{C_r}{C_\infty}}$$

C_r - концентрация частиц с радиусом r , C_∞ -концентрация частиц в больших размерах.

В таблице 2. и рис.5 приведено изменение соотношения концентраций нано-кластеров разных размеров относительно к большому размеру нано-кластера в зависимости от температуры.

Таблица 2: Соотношения концентраций нано-кластеров S_i с радиусом r и большого размера в оловянном растворе-расплаве при различных температурах.

№	T	$\ln \frac{C_r}{C_\infty}$	r [nm]
1	1323K	1	2,6
2	1273K	1,176	2,33
3	1223K	1,376	2,1
4	1173K	1,609	1,9
5	1123K	1,83	1,77
6	1073K	2,07	1,65
7	1023K	2,357	1,54

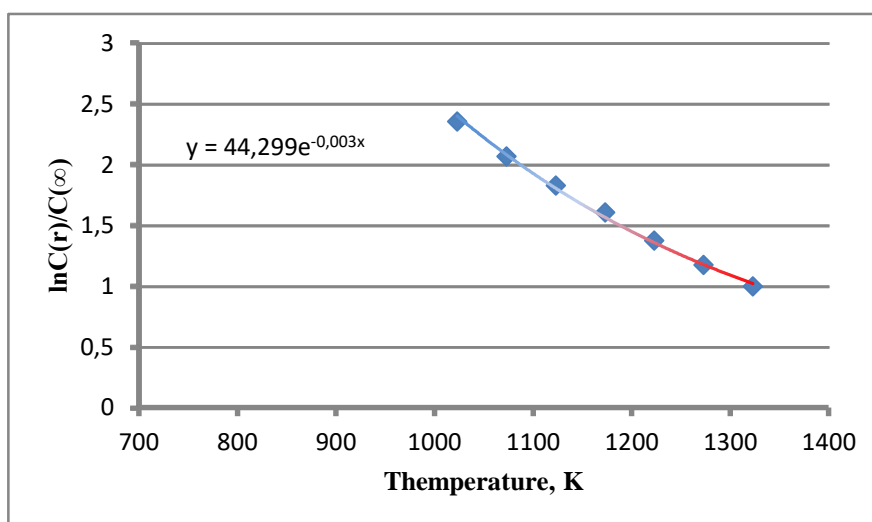


Рис.5. Изменение соотношения концентраций нано-кластеров разных размеров относительно к большому размеру в зависимости от температуры.

Из графика видно, что наибольшее соотношение наблюдается при температурах 800°C. При более низких температурах, чем при этой температуре, в системе Si-Sn происходит снижение вероятности выращивания Si-монокристаллов.

Нанокластеры, образующиеся в системе раствора-расплава, во время выращивания эпитаксиальных слоев накапливается на поверхности подложки (особенно на верхней

подложке) и участвуют в процессе роста твердого раствора. Если размеры нанокластеров в системе относительно невелики, то при росте пленок уменьшается образование различных дефектов и дислокаций.

Требуемая совершаемая работа во время первичной кристаллизации на подложке Si двумерного эпитаксиального слоя твердого раствора из оловянного раствора-расплава и образования дислокаций при ней определяется следующими формулами [12].

$$W_z = \frac{4\sigma^2 b V_m}{\mu_{CT} - \mu_H} \quad (8)$$

Если выполняемая работа во время первичной кристаллизации на подложке Si двумерного эпитаксиального слоя связываем с ΔG_{\max} и поставив ΔG_v вместо разности химических потенциалов ($\mu_{CT} - \mu_H$), получим

$$\Delta G_{\max} = \frac{4\sigma^2 b V_m}{\Delta G_v} \quad (9).$$

Используя формулу (9), можно определить, при каких условиях дислокация увеличивается или уменьшается (рис.6).

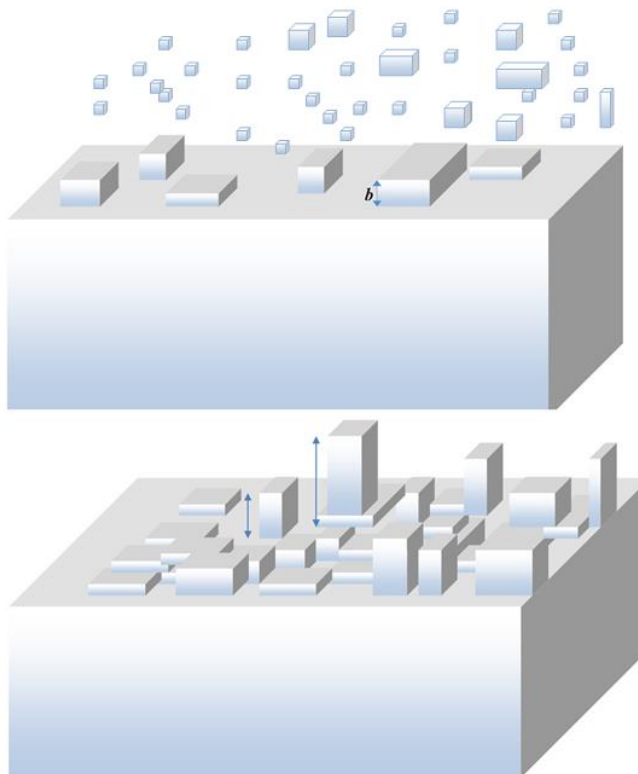


Рис.6. Образование дислокаций на поверхности монокристалла.

При понижении температуры начало кристаллизации ($T_{н.к.}$) с 1323 К до 1023 К во время эпитаксиального роста пленок на подложку кремния из оловянного раствора-расплава, размер образующихся дислокаций на поверхности кристалла, уменьшается с 5,47 нм до 3,24 нм.

Заключение. Учитывая вышеуказанное, мы можем предположить атомы Si и Ge внутри раствора образуя достаточно малое число молекулярных или кластерных соединений участвующие в кристаллообразовании и доминирующее в процессе увеличения плотности дислокаций. Особенно на эпитаксиальных слоях пленки выращенные на верхней подложке, который объясняется результатом силы Архимеда и тяжести, который проявляется

укрупнением нано-кластера и является незначительной величиной, хотя там доминирует диффузионный процесс атомов и молекул.

Скопление на верхней поверхности растворов вблизи подложек нано-кластеров, и ихнее неупорядоченные диффузионные движения способствуют на участие во время роста, и соответственно образованию дислокаций.

Исходя, из этих экспериментальных и теоретических исследований, можно сделать выводы, о том что с повышением температуры начало кристаллизации ($T_{н.к}$) увеличивается размер и концентрация нано-кластеров в растворе-расплаве, который приведет к увеличению плотности дислокаций в границе подложки-пленки и вдоль направления роста во время выращивания.

С уменьшением температуры начало кристаллизации ($T_{н.к}$) размер и концентрация нано-кластеров в растворе-расплаве, соответственно, и плотности дислокаций в пленке уменьшается, но когда $T_{н.к} < 800^\circ\text{C}$ эпитаксиальные слои не выращивается на подложке кремния. Поверхностный потенциал кремниевой твердой подложки и кинетическая энергия атомов и молекул кремния не хватает преодолеть поверхностных сил натяжения жидкости (в нашем случае оловянного раствора-расплава). А также, растворимость компонентов твердого раствора в растворе-расплаве будет недостаточно получить для варизонного полупроводникового твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ во всем интервале $0 < x < 1$ содержанием.

Поэтому, проведя эксперименты нами 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:

-температура начала кристаллизации ($T_{н.к}$) варьировалась в интервале от $T_{н.к} = 900^\circ\text{C}$ до $T_{н.к} = 1050^\circ\text{C}$;

- принудительное охлаждение раствора-расплава со скоростью 0,5-1,5 град/минут.

- зазор между подложками (соответствуя высоте раствора-расплава) в интервале 0,5-1,5 mm.

Получить тонкопленочный структурно совершенный полупроводниковый твердый раствор с заданными электрофизическими и фотоэлектрическими свойствами на дешёвой подложке как кремний является весьма актуальной.

References:

- [1]. Elham M. T. Fadaly, Alain Dijkstra, Jens Renè Suckert, Dorian Ziss, Marvin A.J. van Tilburg, Chenyang Mao, Yizhen Ren, Victor T. van Lange, Ksenia Korzun, Sebastian Kölling, Marcel A. Verheijen, David Busse, Claudia Rödl, Jürgen Furthmüller, Friedhelm Bechstedt, Julian Stangl, Jonathan J. Finley, Silvana Botti, Jos E. M. Haverkort & Erik P. A. M. Bakkers. Direct-bandgap emission from hexagonal Ge and SiGe alloys // Nature. 580, (2020). p205–209.
- [2]. A.S.Saidov, Sh.N.Usmonov, K.A.Amonov, Sh.Niyazov, A.I.Khudayberdiyeva. Photothermovoltaic effect in p-Si-n-(Si_2) $_{1-x-y}$ (Ge_2) $_x$ (ZnSe) $_y$ structure. Applied Solar Energy, 2019, Vol.55, No.5, pp. 265–268. doi:10.3103/ S0003701X19050116.
- [3]. A.Sh. Razzakov, D.Sh. Kurbanov. Dependence of dislocations on the $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ solid solution on the growth temperatures at the “solid-liquid” contact phase. RIAK-XII-2020. Republican Conference - 2020.19 May, pp. 275-277.
- [4]. B. Sapaev, A. S. Saidov. Investigation of some properties of structures ($0 \leq x \leq 1$) grown from a limited tin solution of the melt by liquid-phase epitaxy. Physics and technology of semiconductors, 2005, volume 39, issue 10, pp. 1183-1188.
- [5]. V.M.Andreev, L.M.Dolginov, D.N. Tretyakov. Liquid epitaxy in semiconductor technology. (M, Publishing house Soviet radio, 1975).
- [6]. Saidov A.S., Razzakov A.Sh., Risaeva V.A., Koschanov E.A.// Materials Chemistry and physics. 2001. V. 68. P. 1-6.
- [7]. S.P. Bocelev, I.E. Maronchuk, Y.E. Maronchuk et al. Crystallization of epitaxial AlGaAs layers from a limited volume of the solution-melt. Informal materials., 1977, 13, N5. pp. 769-772.

Materials of the V International Conference "Optical and photoelectrical phenomenas in semiconductive micro- and nanostructures". Ferghana, November 13-14, 2020.

- [8]. N. Doraiswamy, L.D. Marks: Phil. Mag. 71, 291 (1995).
- [9]. P.Rudolph, in: Crystal growth Technology, H.J.Scheel and T.Fukuda (eds.) Wiley(2003).
- [10]. Etkins P., J. de Paula. Fizicheskaya ximiya. V 3-x ch. Ch.1: Ravnovesnaya termodinamika/Per.s angl. I.A.Uspenskoy, V.A.Ivanova.-M.:Mir, 2007, 494 s.
- [11]. Defay, R. and Prigogine, I. 1966. Surface Tension and Adsorption. London, U.K.: Longmans.
- [12]. Ye.D.Shukin, A.V.Persov, Ye.A.Amelina. Kolloidnaya khimiya,-M.:Vissh. shk., 2004, 445s.