

УДК 548.55

ВЛИЯНИЕ НИЗКОГО ОСЕВОГО ГРАДИЕНТА ТЕМПЕРАТУРЫ НА ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ Ge : Ga ВЕРТИКАЛЬНЫМ МЕТОДОМ БРИДЖМЕНА

© 2020 г. Г. Н. Кожемякин^{1,*}, В. И. Стрелов¹, В. С. Сидоров¹, Е. Н. Коробейникова¹¹ Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

*E-mail: genakozhemyakin@mail.ru

Поступила в редакцию 15.10.2019 г.

После доработки 24.12.2019 г.

Принята к публикации 25.12.2019 г.

Изучено влияние низкого осевого градиента температуры на процесс роста кристаллов Ge:Ga вертикальным методом Бриджмена. Показано, что осевой градиент температуры 3.3 К/см создавал условия для поликристаллического роста Ge : Ga. При этом в выращенных кристаллах обнаружены слои с расстояниями от 14 до 277 мкм при вогнутой границе раздела фаз. Методом светового ножа проведена визуализация движения частиц текстолита в дистиллированной воде при различных значениях осевого и радиального градиента температуры. При отсутствии радиального и увеличении осевого градиента температуры с 0.1 до 6.5 К/см конвекция не наблюдается, при этом скорость движения частиц возрастает пропорционально осевому градиенту температуры вследствие возникновения термодиффузии. При радиальном 0.6 К/см и осевом градиенте температуры более 0.1 К/см в жидкости возникают конвективные течения.

DOI: 10.31857/S0023476120050136

ВВЕДЕНИЕ

Естественная конвекция в расплаве играет важную роль в процессе роста кристалла [1–5]. Конвективное перемешивание примесей в расплаве, с одной стороны, способствует их однородному распределению [6]. С другой стороны, конвекция приводит к температурным колебаниям в расплаве и формированию полос роста в растущем кристалле. Полосы роста представляют собой примесные неоднородности, влияющие на электрофизические свойства монокристаллов полупроводников [3, 7–9]. Выращивание монокристаллов полупроводников без слоистой неоднородности является одной из основных задач технологии получения совершенных монокристаллов. Для подавления конвекции в расплаве исследовалось влияние различных внешних воздействий на процесс кристаллизации: гравитационное, магнитное и ультразвуковое поля [10–21]. Однако в настоящее время для производства одного из самых распространенных полупроводниковых материалов – монокристаллов кремния (Si) диаметром до 400 мм – используют только магнитное поле, позволяющее уменьшать концентрацию кислорода в выращиваемом кристалле [16].

Альтернативным подходом к подавлению конвекции для устранения полос роста является создание специальных тепловых условий на грани-

це раздела фаз (ГРФ). С этой целью для получения монокристаллов полупроводников можно использовать метод Бриджмена. Различными исследователями группами изучались условия теплопереноса, определяющие нестационарные конвективные потоки в расплаве для метода Бриджмена [22–29]. Известно, что осевой (ОГТ) и радиальный градиенты температуры (РГТ) определяют основные условия роста на ГРФ и влияют на структуру и характер конвективных потоков в расплаве в процессе роста кристалла. В [30] были проведены исследования по изучению роста кристаллов германия, легированного Ga, вертикальным методом Бриджмена с ОГТ около 20 К/см. Вращение тигля позволило уменьшить радиальную сегрегацию легирующего компонента в сравнении с невращающимся тиглем. Для расчета тепловой конвекции в расплаве Ge применили численное моделирование с использованием осесимметричной модели, результаты которого позволили предположить, что уменьшение ОГТ и РГТ в методе Бриджмена будет способствовать уменьшению конвективной нестабильности и позволит уменьшить вероятность появления полос роста [31]. Проведенные теоретические расчеты подтвердили подавление конвективного потока в расплаве Ge с низким ОГТ в методе Бриджмена [32, 33]. Выращивание монокристаллов Ge

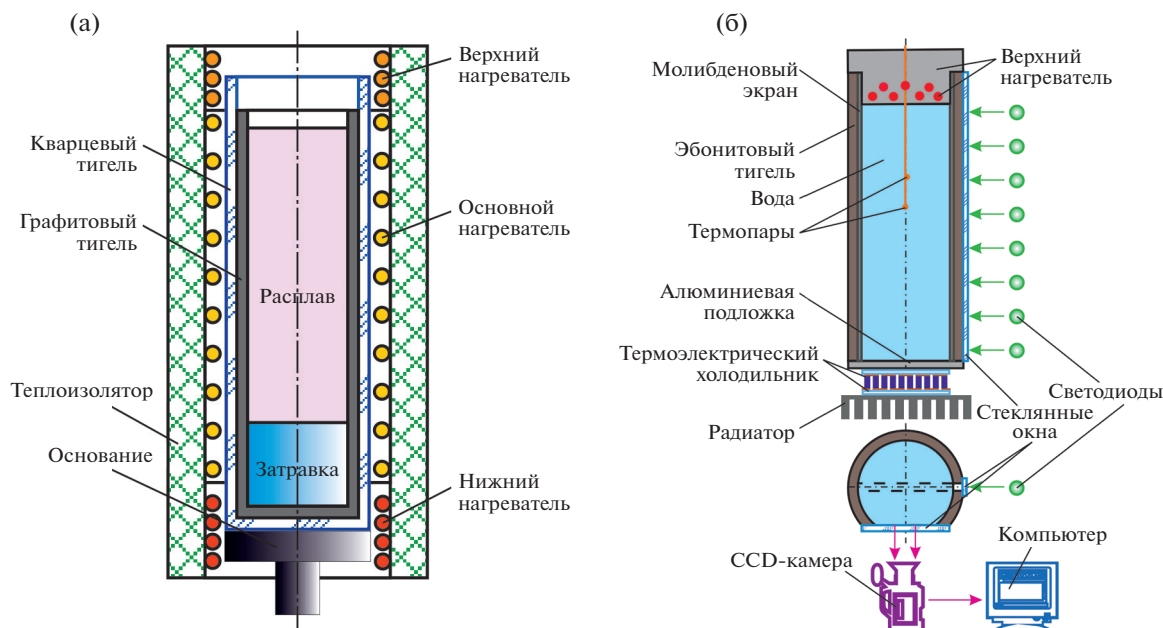


Рис. 1. Схематическое изображение экспериментального оборудования: установка для выращивания кристаллов вертикальным методом Бриджмена при низком осевом градиенте температуры (а); устройство для визуализации движения частиц в модельной жидкости методом светового ножа (б).

методом Чохральского, как утверждают авторы, с градиентом температуры ~ 1 К/см позволило уменьшить плотность дислокаций до 10^2 см $^{-2}$ [34]. Однако авторы измеряли градиент температуры в нагревателе, что может не соответствовать градиенту температуры в кристалле и расплаве. Поэтому исследование условий роста кристаллов Ge с низким ОГТ требует более тщательного изучения и имеет перспективный фундаментальный и практический интерес.

В данной работе исследовано влияние низкого осевого градиента температуры в расплаве на формирование полос роста в кристаллах германия, легированного Ga, выращиваемых вертикальным методом Бриджмена. Массоперенос компонентов и поведение потока в прозрачной модельной жидкости исследованы методом светового ножа.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Выращивание кристаллов вертикальным методом Бриджмена. Кристаллы Ge : Ga диаметром 23 мм выращены вертикальным методом Бриджмена в графитовом тигле. Монокристаллическая затравка Ge : Ga с ориентацией плоскости (111) параллельно оси роста фиксировалась на дне графитового тигля. Затравка имела диаметр 23 мм и длину 20 мм. Поликристаллический слиток Ge, легированный Ga ($C_{Ga} \approx 10^{18}$ см $^{-3}$), устанавливался над затравкой. Его диаметр составлял 23 мм при длине 60 мм. Для управления ОГТ нагреватель

установки состоял из трех независимых секций (рис. 1а).

Эксперименты по выращиванию кристаллов проводили в вакууме $1 \approx 10^{-3}$ мбар с ОГТ на границе раздела фаз ниже 4 К/см. Графитовый тигель с помещенными в него затравкой и поликристаллическим слитком разогревали до температуры 800°C с постоянной скоростью нагрева 6.5 К/мин в течение 2 ч с последующей выдержкой при этой температуре 80 мин. Затем температура горячей зоны повышалась до 980°C за 2 ч и сохранялась таковой в течение 1.5 ч. Рост кристалла осуществляли при скорости охлаждения 0.1 К/мин, которая соответствовала линейной скорости перемещения ГРФ 7 мм/ч. После этого выращенный кристалл охлаждали по программе до 400°C со скоростью 0.5–1.5 К/м и в дальнейшем до комнатной температуры при отключении нагрева. Выращенные кристаллы разрезали на пластины толщиной 2 мм параллельно оси их роста. Одну из поверхностей пластин шлифовали абразивом Al $_2$ O $_3$ с зернистостью ~ 40 мкм и полировали алмазной пастой с зернистостью 3–5 мкм. Обработанную таким образом поверхность травнили в растворе CP-4 в течение нескольких минут при температуре травителя $\sim 50^\circ\text{C}$. Морфологию полученной поверхности изучали под оптическим микроскопом POLYVAR MET. Изменение удельного электросопротивления вдоль оси кристалла измеряли однозондовым методом, а концентрацию носителей заряда – методом Холла.

Таблица 1. Свойства и безразмерные числа жидкостей

	Расплав Ge	Дистиллиро- ванная вода	Раствор 9H ₂ O : 1C ₃ H ₈ O ₃	Ацетон	Этиловый спирт
Плотность ρ , кг/м ³	5510	1000	1026	800	760
Кинематическая вязкость ν , м ² /с	1.35×10^{-7}	0.8×10^{-6}	2.3×10^{-6}	3.7×10^{-7}	1.7×10^{-5}
Коэффициент теплопроводности k , Вт м ⁻¹ К ⁻¹	39	0.594	0.288	0.159	0.173
Теплоемкость C_p , Дж кг ⁻¹ К ⁻¹	391	4199	260	2083	3200
Теплопроводность $a = k/(C_p\rho)$, м ² /с	1.8×10^{-5}	1.42×10^{-7}	1.08×10^{-6}	9.5×10^{-8}	7.1×10^{-8}
Температурный коэффициент объемного расширения α , К ⁻¹	5×10^{-4}	0.182×10^{-3}	0.51×10^{-3}	1×10^{-3}	1.12×10^{-3}
Число Рэлея $Ra = g\alpha\Delta Th^3/av$	8×10^6	6.8×10^7	8.7×10^6	1.2×10^9	1.1×10^8
Число Прандтля $Pr = \nu/a$	7.5×10^{-3}	5.6	2.13	3.9	6.9
Число Рейнольдса $Re = V_{SL}L/\nu$, $L = d$	0.24	0.04	0.014	0.087	0.0014

Примечание. Диаметр кристалла $d = 0.023$ м. Скорость роста (V_{SL}) = 1.4×10^{-6} м/с. Высота расплава = 0.06 м. Вертикальный перепад температуры $\Delta T = 20$ К.

Моделирование течений в вертикальном методе Бриджмена. Моделирование движения легирующего компонента в прозрачной жидкости проведено методом светового ножа [35, 36]. Размеры контейнера экспериментальной установки были идентичны размерам графитового тигля (рис. 1б). Для создания и управления ОГТ, подобного градиенту в реальном процессе роста кристалла Ge, использовали верхний нагреватель с наружным диаметром высотой 21 мм и 20 мм, а также молибденовый цилиндрический экран толщиной 0.3 и высотой 100 мм. Наиболее подходящая прозрачная модельная жидкость была выбрана на основе гидродинамического подобия безразмерных чисел Ra , Pr и Re (табл. 1) [2].

Наиболее близки по величинам безразмерных чисел к расплаву Ge из исследуемых жидкостей водный раствор глицерина и дистиллированная вода. Однако, как показали предварительные исследования, в отсутствие конвекции и перемешивания глицерин в водном растворе оседает на дно тигля из-за различной плотности воды (1000 кг/м³) и глицерина (1260 кг/м³). Поэтому в качестве модельной жидкости использовали дистиллированную воду. Ее помещали в эбонитовый контейнер с внутренним диаметром 23 мм, наружным диаметром 36 мм, высотой 100 мм, имеющий два стеклянных окна для освещения и наблюдения движущихся частиц. Для освещения бокового окна использовали лампу накаливания и светодиоды. В качестве затравки на дне эбонитового контейнера была закреплена алюминиевая пластина толщиной 2 мм и диаметром 36 мм. Для создания ОГТ более 4 К/см под алюминиевой пластиной был установлен термоэлектрический холодильник ТМ-127-1.6-15.0 производства Ferrotec Nord

Corporation. Измерения ОГТ в жидкости осуществляли с помощью двух медь-константановых термопар.

Для выбора материала частиц, которые будут имитировать легирующую примесь в расплаве, важным условием является минимальное отличие их плотности от плотности модельной жидкости, что уменьшит влияние силы тяжести на оседание частиц. В качестве аналога легирующей примеси использовали частицы текстолита диаметром около 50 мкм, имеющие плотность 1270 кг/м³. Их концентрация в дистиллированной воде составляла от 500 до 1000 частиц/см³. Движение частиц наблюдали в вертикальном потоке света от лампы и светодиодов. Перемещение частиц текстолита в дистиллированной воде наблюдали, используя видеокамеру. Скорости частиц определяли по изменению их положения в последовательных видеофрагментах.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рост кристаллов методом Бриджмена. Три кристалла Ge, легированного Ga, выращены при одном и том же значении ОГТ. Они имели подобные морфологию структуры, распределение легирующей примеси и электрофизические свойства. У выращенных кристаллов вогнутая форма ГРФ. Известно, что такая форма ГРФ в процессе затравления обусловлена низким ОГТ и способствует поликристаллическому росту. Действительно, в этих кристаллах на начальной стадии роста наблюдались кристаллиты с различной ориентацией (рис. 2а). Слоистость была обнаружена как в монокристаллической затравке, выращенной методом Чохральского, так и во всем вы-

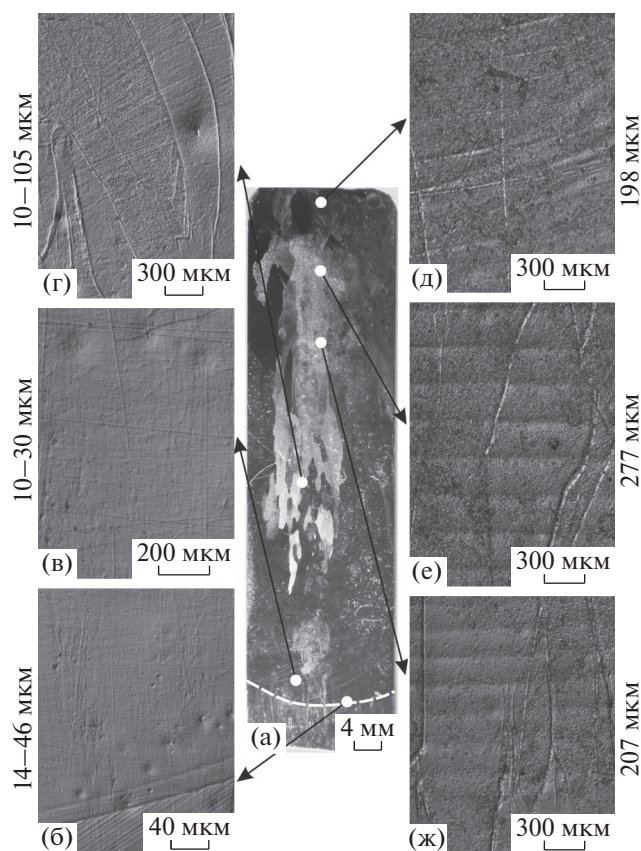


Рис. 2. Слоистость в кристалле Ge: продольная пластина из выращенного кристалла Ge : Ga (а); области с различной слоистостью (б–ж).

рашенном кристалле (рис. 2б, 2в). В начальной части кристалла расстояние между слоями составляло от 14 до 46 мкм, выявлялись они слабо из-за низкой концентрации Ga. Форма этих полос роста повторяет форму ГРФ. К середине слитка интервал между полосами роста увеличился до 105 мкм (рис. 2г). В конечной части кристалла наблюдалась слоистость с интервалом 200–277 мкм (рис. 2д, 2е, 2ж). Полосы роста в конечной части слитка выявлялись более четко из-за увеличения концентрации Ga, обусловленной коэффициентом распределения Ga в Ge $k^{Ga} < 1$.

Одновременно были измерены осевой и радиальный градиенты температуры в расплаве во время процесса роста кристаллов. Измерения проводили с помощью трех хромель-алюмелиевых термопар в керамических трубках (рис. 3а). Результаты измерения показали, что уменьшение ОГТ до 3.3 К/см привело к увеличению РГТ до 12 К/см. В этом случае уменьшение осевого теплового потока создало условия для направления излишка теплоты в процессе кристаллизации к периферии кристалла. В результате этого формировалась вогнутая форма ГРФ (рис. 3б). Влияние градиентов температуры на форму ГРФ изучено в

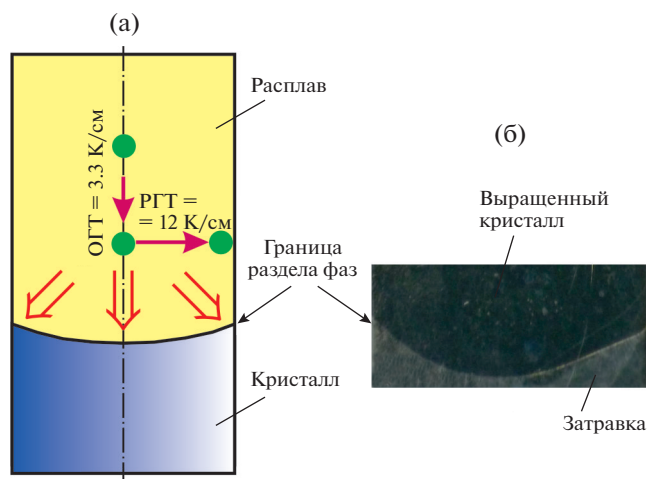


Рис. 3. Граница раздела фаз в выращенном кристалле: схематическое изображение (а) и фрагмент фотографии кристалла (б).

[37–39]. Авторы работ обнаружили, что с уменьшением скорости роста форма ГРФ приближается к плоской. Для определения скорости роста при ОГТ 3.3 К/см было использовано соотношение, предложенное Тиллером и учитывающее концентрационное переохлаждение [40]:

$$V_{SL} \leq \frac{dT}{dz} \frac{D}{\Delta T}, \quad (1)$$

где dT/dz – ОГТ, $D = 2.1 \times 10^{-8} \text{ м}^2/\text{с}$ – коэффициент диффузии Ga в расплаве Ge, $\Delta T = 1.0 \text{ К}$ – переохлаждение на ГРФ. Согласно соотношению (1) скорость роста V_{SL} должна быть меньше в 20 раз скорости $V = 7 \text{ мм/ч}$, применяемой в проведенных экспериментах.

Низкий ОГТ при коэффициенте распределения Ga $k < 1$ и слабом конвективном перемешивании может способствовать концентрационному переохлаждению на ГРФ в процессе кристаллизации и привести к поликристаллическому росту (рис. 3).

На рис. 4 показаны зависимости изменения концентрации носителей заряда вдоль оси выращенного кристалла. Резкое изменение концентрации носителей заряда в начальной части кристалла соответствует свойствам переходной области между затравкой и выращенным кристаллом. Далее концентрация носителей заряда увеличивалась по направлению к конечной части кристалла и соответствовала увеличению концентрации Ga согласно его коэффициенту распределения, равного 0.087 [41]. Концентрация Ga в кристалле рассчитана по уравнению Scheil [42]:

$$C_S = k_{эфф} C_L \left(1 - \frac{m_S}{m_0}\right)^{k-1}, \quad (2)$$

где C_S – концентрация примеси в кристалле у ГРФ, $k_{эфф}$ – эффективный коэффициент распределения Ga, C_L – концентрация примеси в расплаве, m_S – масса кристалла, m_0 – масса расплава.

Экспериментальная (рис. 4а) и расчетная (рис. 4б) кривые для начальной и конечной частей кристалла не совпадают. Резкое увеличение концентрации в начальной части кристалла на ГРФ могло произойти из-за большей концентрации Ga в затравке по сравнению с растущим кристаллом. Одной из вероятных причин 30%-ного различия расчетной и экспериментальной кривых распределения концентрации Ga и носителей заряда в конечной части кристалла может быть влияние вогнутой формы ГРФ и слабого перемешивания расплава.

Моделирование транспортных явлений в жидкой фазе. Реальные условия роста и поведение расплава в графитовом тигле могут отличаться от условий, происходящих в дистиллированной воде при физическом моделировании. Однако проведенные модельные эксперименты позволили исследовать процессы, происходящие в модельной жидкости при наличии и отсутствии РГТ для различных значений ОГТ. На первом этапе при использовании одного лишь резистивного нагревателя внутри текстолитового контейнера в дистиллированной воде и освещении бокового окна светодиодами не удавалось получить и управлять РГТ. Поэтому РГТ создавали путем дополнительного освещения лампой накаливания через боковое окно (рис. 16). Таким образом, использовали эти два типа освещения бокового окна для наблюдения за поведением частиц в модельной жидкости с РГТ и без него.

Течения с учетом радиального градиента температуры. При проведении экспериментов с освещением бокового окна лампой РГТ имел величину 0.6 К/см. Осевой градиент температуры в воде изменялся от 0.1 до 1.4 К/см при постоянном РГТ. Наблюдались два вихря одного и того же направления с восходящим потоком вдоль противоположных стенок и нисходящим потоком вдоль оси контейнера. Максимальная скорость частиц составляла 0.5 мм/с вблизи бокового окна при ОГТ 0.1 К/см (рис. 5а, 5д) и увеличивалась до 0.65 мм/с при ОГТ 0.2 К/см. Дальнейшее увеличение ОГТ до 1.4 К/см изменило восходящее направление потока у стенки тигля вблизи бокового окна на нисходящее (рис. 5б–5г). Увеличение ОГТ выше 0.6 К/см снизило скорость перемещения частиц до 0.07–0.23 мм/с (рис. 6д). Кроме того, увеличение ОГТ до 1.4 К/см уменьшило ширину потока вблизи бокового окна, которое могло произойти из-за превышения ОГТ над РГТ. Вертикальная линия на рис. 5д соответствует величине ОГТ в проводимых экспериментах по росту кристаллов. Такие условия могут обеспечить появление кон-

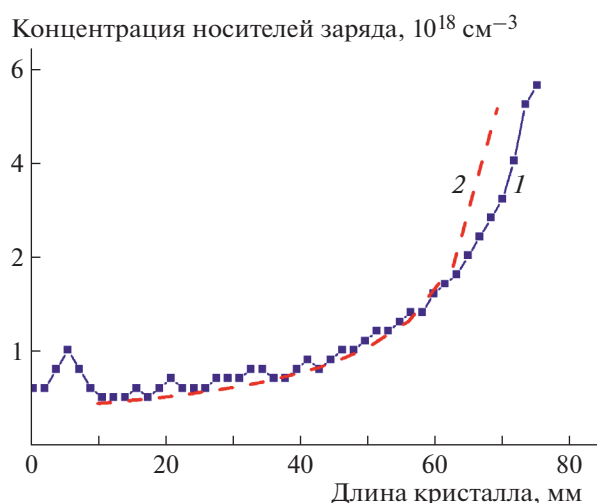


Рис. 4. Осевой профиль распределения носителей заряда (1) и результаты расчета изменения концентрации Ga вдоль кристалла (2).

вективных потоков, формирующих слоистость. Результаты моделирования согласуются с экспериментальными результатами роста кристаллов.

Течения в отсутствие радиального градиента температуры. При проведении экспериментов моделирования при освещении бокового окна светодиодами РГТ был близок к нулю. Исследовали условия для роста кристаллов с ОГТ и РГТ, близкими к нулю, с целью наблюдения перемещения частиц примеси в жидкости [31]. Установлено, что при ОГТ меньше 6.5 К/см (рис. 6а) в отсутствие конвективных потоков наблюдается направленное вниз движение частиц. В отсутствие РГТ частицы текстолита опускаются со скоростью 0.083 мм/с. При малом значении ОГТ (~0.1 К/см) скорость движения частиц повышается до 0.095 мм/с. При увеличении ОГТ до 6.5 К/см скорость движения частиц возрастает до 0.31 мм/с. Зависимость скорости перемещения частиц от увеличения ОГТ имеет линейный характер (рис. 6б). Дальнейшее увеличение ОГТ выше значения 6.5 К/см приводит к появлению конвективных потоков. Вероятно, возрастание скорости перемещения частиц текстолита при ОГТ, меньшем чем 6.5 К/см и близким к нулю РГТ, происходит из-за явления, называемого термодиффузией или эффектом Соре [43, 44]. Это явление было сформулировано Ч. Соре в основном уравнении для потока J_x в бинарной смеси с низкой концентрацией легирующего компонента [45, 46]:

$$J_x = -J_D - J_T = -\rho D \frac{\partial c}{\partial x} - \rho D_T c_0 (1 - c_0) \frac{\partial T}{\partial x}, \quad (3)$$

где J_D – диффузионный поток, J_T – термодиффузионный поток, ρ – плотность смеси, D – коэф-

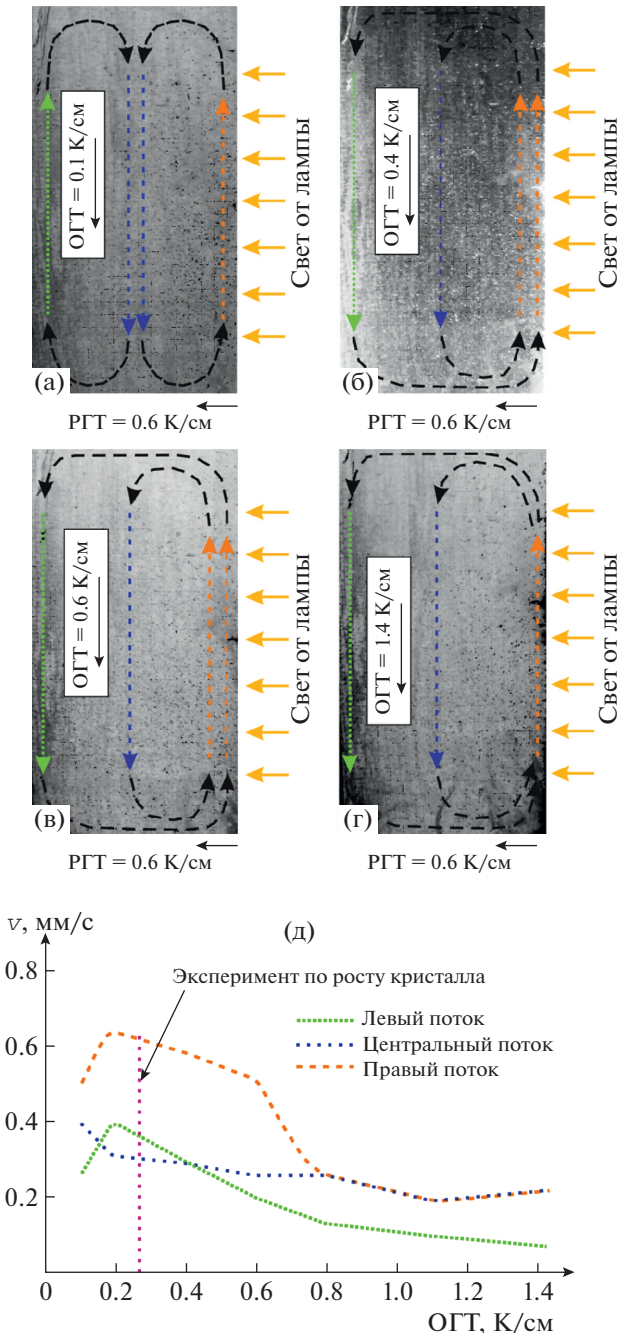


Рис. 5. Характер течений при РГТ 0.6 К/см при ОГТ 0.1 (а), 0.4 (б), 0.6 (в), 1.4 К/см (г) и зависимость скорости движения частиц от осевого градиента температуры (д).

коэффициент диффузии легирующего компонента в смеси, D_T – коэффициент термодиффузии.

На движение частиц текстолита в дистиллированной воде в данных условиях влияют гравитация, архимедова сила, диффузия и термодиффузия. Поэтому вертикальный массовый поток J_i частиц текстолита в дистиллированной воде описывается уравнением

$$J_i = -J_G + J_A - J_D - J_T, \quad (4)$$

где J_G – гравитационный поток, J_A – поток, вызванный силой Архимеда. Увеличение скорости движения частиц текстолита более 0.083 мм/с при повышении ОГТ в модельных экспериментах может быть результатом эффекта термодиффузии (рис. 6б). В [47] теоретически обосновано появление радиационного давления при термодиффузии, влияющего на скорость движения частиц в жидкости. Такое взаимодействие между потоком тепловой энергии и компонентами в жидкостях возможно при наличии ОГТ в отсутствие конвекции. При этом условия выращивания легированных кристаллов Ge со снижением слоистой неоднородности могут быть достигнуты только при уменьшении скорости роста в 20 раз, что неэффективно при промышленном росте кристаллов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние низкого осевого градиента температуры на выращивание методом Бриджмена кристаллов Ge : Ga. Показано, что снижение ОГТ до 3.3 К/см приводит к увеличению до 12 К/см радиального градиента температуры, формированию вогнутой границы раздела фаз, что способствует поликристаллическому росту. В выращенных поликристаллах наблюдаются полосы роста с интервалом от 14 до 277 мкм.

Методом светового ножа изучено движение частиц в прозрачной жидкости при различном соотношении ОГТ и РГТ. Увеличение ОГТ от 0.1 до 1.4 К/см при постоянном РГТ 0.6 К/см способствует снижению скорости движения частиц в модельной жидкости с 0.65 до 0.23 мм/с. Для снижения скорости конвективных потоков в процессе роста кристалла вертикальным методом Бриджмена рекомендуется создавать условия превышения ОГТ над РГТ. Увеличение ОГТ от 0.1 до 6.5 К/см в отсутствие РГТ увеличивает скорость движения частиц от 0.095 до 0.31 мм/с. Такое увеличение скорости в 3.2 раза может быть результатом появления эффекта термодиффузии. Появление конвективных потоков в модельных экспериментах в отсутствие РГТ наблюдается только при ОГТ, превышающем 6.5 К/см.

Таким образом, рост кристаллов Ge : Ga вертикальным методом Бриджмена с низким ОГТ и превышением РГТ над ОГТ приводит к возникновению конвективных потоков и термодиффузии, которые способствуют формированию слоистой неоднородности в выращиваемых кристаллах. На основе результатов проведенных экспериментов можно заключить, что для выращивания монокристаллов Ge вертикальным методом Бриджмена с низкой слоистой неоднородностью необходимо создавать оптимальный ОГТ с учетом достижения минимального РГТ. Кроме того, устранения слоистости за счет подавления конвекции можно достичь при воздействии на

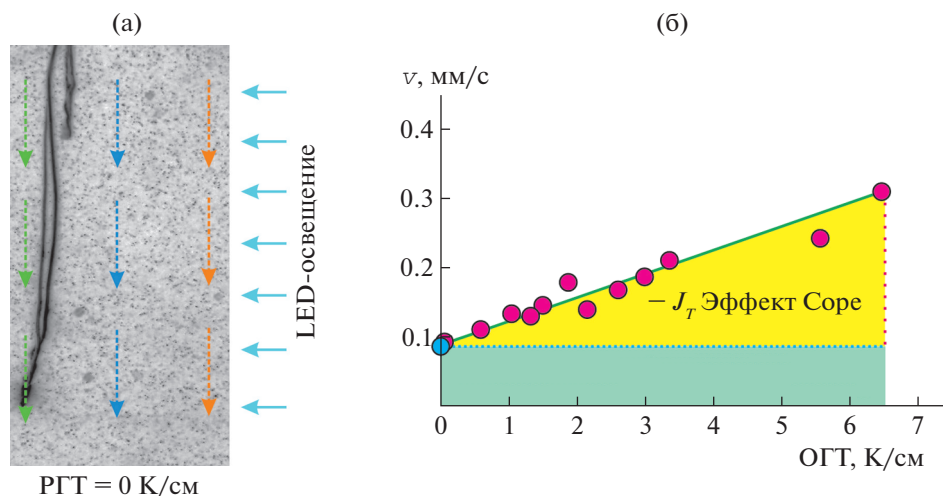


Рис. 6. Характер движения частиц в модельном эксперименте без РГТ при LED-освещении (а) и зависимость скорости движения частиц от величины осевого градиента температуры (б).

расплав внешних полей: магнитного, электромагнитного и ультразвукового.

Авторы выражают благодарность И.Ю. Нижезиной (ИМЕТ РАН) за подготовку фото кристалла с использованием оптического микроскопа и В.Н. Власову за измерения концентрации носителей заряда в выращенных кристаллах.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Hurl D.T.J. Crystal growth. Oxford: Pergamon, 1967. 659 p.
- Мюллер Г. Выращивание кристаллов из расплава: Конвекция и неоднородности. М.: Мир, 1991. 149 с.
- Müller G. // J. Cryst. Growth. 2002. V. 237–239. P. 1628.
- Hurl D.T.J., Rudolph P. // J. Cryst. Growth. 2004. V. 264. P. 550.
- Scheel H.J. // J. Cryst. Growth. 2006. V. 287. P. 214.
- Kozhemyakin G.N. // Cryst. Growth Des. 2016. V. 16. P. 6269.
- Stewart M.T., Thomas R., Wauchope K. et al. // Phys. Rev. 1951. V. 83. P. 657.
- Camp P.R. // J. Appl. Phys. 1954. V. 25. P. 459.
- Gatos H.C., Strauss A.J., Lavine V.C., Harmon T.C. // J. Appl. Phys. 1961. V. 32. P. 2057.
- Witt A.F., Gatos H.C., Lichtensteiger M., Herman C.J. // J. Electrochem. Soc. 1978. V. 125. P. 1832. doi.org/https://doi.org/10.1149/1.2131306
- Иванов Л.И., Земсков В.С., Кубасов В.Н. и др. Плавление, кристаллизация и фазообразование в невисомости. М.: Наука, 1979. 255 с.
- Müller G., Schmidt E., Kyr P. // J. Cryst. Growth. 1980. V. 49. P. 387.
- Müller G., Neumann G. // J. Cryst. Growth. 1982. V. 59. P. 548.
- Kim K.M., Smetana P. // J. Appl. Phys. 1985. V. 58. P. 2731.
- Choe K.S. // J. Cryst. Growth. 2004. V. 262. P. 35.
- Shiraishi Y., Takano K., Matsubara J. et al. // J. Cryst. Growth. 2001. V. 229. P. 17.
- Hayakawa Y., Sone Y., Tatsumi K., Kumagawa M. // Jpn. J. Appl. Phys. 1982. V. 21. P. 1273.
- Hayakawa Y., Kumagawa M. // Jpn. J. Appl. Phys. 1983. V. 22. P. 1069.
- Kozhemyakin G.N. // Ultrasonics. 1998. V. 35. P. 599.
- Kozhemyakin G.N. // J. Cryst. Growth. 2012. V. 360. P. 35.
- Kozhemyakin G.N., Nemets L.V., Bulankina A.A. // Ultrasonics. 2014. V. 54. P. 2165.
- Crochet M.J., Dupret F., Ryckmans Y. et al. // J. Cryst. Growth. 1989. V. 97. P. 173.
- Favier J.J. // J. Cryst. Growth. 1990. V. 99. P. 18.
- Thevenard D., Rouzaud A., Comera J., Favier J.J. // J. Cryst. Growth. 1991. V. 108. P. 572.
- Müller G. // J. Cryst. Growth. 1993. V. 128. P. 26.
- Rudolf P., Boeck T., Schmidt P. // Cryst. Res. Technol. 1996. V. 31. P. 221.
- Meyer S., Ostrogorsky A.G. // J. Cryst. Growth. 1997. V. 171. P. 566.
- Ostrogorsky A.G., Riabov V., Dropka N. // J. Cryst. Growth. 2018. V. 498. P. 269.
- Sassi M.B., Kaddeche S., Lappa M. et al. // J. Cryst. Growth. 2017. V. 458. P. 154.
- Wang L.C., Liu Y.C., Yu W.C. et al. // J. Cryst. Growth. 2009. V. 311. P. 684.
- Волков П.К., Захаров Б.Г., Осипьян Ю.А. // Докл. РАН. 1998. Т. 361. С. 616.

32. Стрелов В.И., Захаров Б.Г., Сидоров В.И., Фоломеев В.И. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтр. исслед. 2003. Т. 6. С. 77.
33. Strelov V.I., Korobeynikova E.N., Folomeev V.I. // Cryst. Growth Des. 2011. V. 11. P. 69.
34. Moskovskih V.A., Kasimkin P.V., Shlegel Y.V. et al. // J. Cryst. Growth. 2014. V. 401. P. 767.
35. Kozhemyakin G.N., Zolkina L.V., Inatomi Y. // Cryst. Growth Des. 2006. V. 6. P. 2412.
36. Kozhemyakin G.N. // J. Cryst. Growth. 2003. V. 257. P. 237.
37. Wilcox W.R., Duty R.L. // J. Heat Transf. (Trans ASME). 1966. V. 88. P. 45.
38. Dupret F., Nicodeme P., Ryckmans Y. et al. // Int. J. Heat Mass Transf. 1990. V. 33. P. 1849.
39. Abe T., Takahashi T., Shirai K., Zang X.W. // J. Cryst. Growth. 2016. V. 434. P. 128.
40. Tiller W.A., Jackson K.A., Rutter J.W., Chalmers B. // Acta Metall. 1953. V. 1. P. 428.
41. Trumbore F.A., Porbansky E.M., Tartaglia A.A. // J. Phys. Chem. Solids. 1959. V. 11. P. 239.
42. Scheil E. // Z. Metallkd. 1942. B. 34. S. 70.
43. Ludwig C. // Sitzungsber. Akad. Wiss. Wien Math-Naturw. Kl. 1856. V. 20. P. 539.
44. Soret Ch. // Arch. Sci. Nat. Phys. 1979. V. 2. P. 48.
45. Soret Ch. // Acad. Sci. Paris. C. R. 1880. V. 91. P. 289.
46. Platten J.K. // J. Appl. Mech. 2006. V. 73. P. 5.
47. Gaeta F.S. // Phys. Rev. 1969. V. 182. P. 289.