

УДК 621.315.592

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУР И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ГРАДИЕНТОВ В КРИСТАЛЛЕ И РАСПЛАВЕ ПОЛУИЗОЛИРУЮЩЕГО АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

А. П. Оксанич, М. С. Андросюк, В. А. Тербан

Кременчугский национальный университет имени Михаила Остроградского
ул. Первомайская, 20, г. Кременчуг, 39600, Украина. E-mail: oksanich@kdu.edu.ua

Определён характер изменения температурных полей в кристалле и расплаве арсенида галлия в процессе вытягивания, который оказывает значительное влияние как на устойчивый и воспроизводимый монокристаллический рост, так и на структурное совершенство получаемого монокристалла. Для определения условий устойчивого роста монокристаллов полуизолирующего арсенида галлия было проведено усовершенствование методов расчётов поля термоупругих напряжений для случая выращивания кристаллов в направлении (100) и образования дислокаций. Также были проведены эксперименты, по результатам которых определены граничные условия в виде распределения температур в процессе выращивания монокристаллов арсенида галлия диаметром 100 мм., температурные градиенты, что позволило оценить методы подвода тепла к расплаву для обеспечения оптимальных роста монокристаллов полуизолирующего арсенида галлия.

Ключевые слова: монокристаллический арсенид галлия, квазистационарные условия роста, кондуктивная составляющая, вектор Бюргерса.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ РОЗПОДІЛУ ТЕМПЕРАТУРИ ТА ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУРНИХ ГРАДІЄНТІВ У КРИСТАЛІ ТА РОЗПЛАВІ НАПІВІЗОЛЮЮЧОГО АРСЕНІДУ ГАЛІЮ ВЕЛИКОГО ДІАМЕТРУ

А. П. Оксанич, М. С. Андросюк, В. А. Тербан

Кременчуцький національний університет імені Михайла Остроградського
вул. Першотравнева, 20, м. Кременчук, 39600, Україна. E-mail: oksanich@kdu.edu.ua

Визначений характер змін температурних полів у кристалі і розплаві арсеніду галію в процесі витягування, які значно впливають як на стійкість і відтворюваність монокристалічного росту, так і на структурну досконалість готового монокристалу. Для визначення умов стійкого зростання монокристалів напівізолюючого арсеніду галію було проведено вдосконалення методів розрахунків поля термопружних напруг для випадку вирощування кристалів для напрямків (100) і виникнення дислокацій. Також були проведені експерименти, за результатами яких визначені граничні умови у вигляді розподілу температур у процесі вирощування монокристалічного арсеніду галію діаметром 100 мм, температурні градієнти, що дозволило оцінити методи підведення тепла до розплаву для забезпечення оптимальних умов росту монокристалів напівізолюючого арсеніду галію.

Ключові слова: монокристалічний арсенід галію, квазістаціонарні умови росту, кондуктивна складова, вектор Бюргерса.

АКТУАЛЬНОСТЬ РАБОТЫ. Известно, [1] что температурные поля в кристалле и расплаве, а также характер их изменения в процессе вытягивания (особенно для кристаллов больших геометрических размеров), оказывают значительное влияние как на устойчивый и воспроизводимый монокристаллический рост, так и на структурное совершенство получаемого монокристалла.

В [2–4] разработаны методики расчётов и выполнен анализ распределения температур и термоупругих напряжений, возникающих в монокристаллах кремния, германия, арсенида галлия при выращивании их из расплава по методу Чохральского. Показано, что в квазистационарных условиях роста распределение удельных тепловых потоков с боковой поверхности и термоупругих напряжений по длине слитка характеризуется наличием максимума на расстоянии от фронта кристаллизации в пределах радиуса кристалла. На большем удалении от фронта потоки тепла с поверхности кристалла, как правило, сравнительно малы.

Максимальные термоупругие напряжения в процессе квазистационарного роста кристаллов также возникают в области кристалла, примыкающей к фронту кристаллизации, длина которой соответствует его диаметру и определяется как потоками

тепла с поверхности слитка в этой области, так и условиями подвода тепла к границе подвода раздела фаз (с учетом выделения теплоты фазового перехода). Поэтому с целью снижения уровня напряжений при выращивании кристаллов полуизолирующего GaAs диаметром 100 мм необходимо уменьшать тепловые потоки с поверхности кристаллов путём установки греющих экранов в области фронта кристаллизации, с одной стороны, и формировать плоскую изотерму в подкристалльной области расплава путём отработки рациональной гидродинамики расплава – с другой.

На удаление свыше радиуса от фронта кристаллизации значительные напряжения могут возникать лишь за счет неравномерного охлаждения по окончании процесса роста. Для исключения таких явлений слиток в этой области целесообразно окружить экранами, обеспечивающими равномерное охлаждение.

Проведённые в настоящей работе эксперименты по выращиванию монокристаллов полуизолирующего GaAs диаметром 100 мм показали, что устойчивый монокристаллический рост кристаллов GaAs возможен только в сравнительно узком интервале (20–40 град/см) осевых температурных градиентов.

Поэтому целью настоящей работы является определение температурных полей и температурных градиентов в условиях устойчивого роста монокристаллов полуизолирующего GaAs диаметром 100 мм.

МАТЕРИАЛ И РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ.

Для анализа процессов теплопереноса в расплавах полупроводниковых материалов необходимо экспериментально зафиксировать граничные условия в виде распределения температур на стенке тигля и вблизи поверхности расплава (применительно к GaAs под слоем флюса).

Распределение температур на стенке кварцевого тигля и поверхности расплава фиксировались алундированными термопарами ВР 5/20 диаметром 100 мкм, спаи которых заваривались в кварцевые чехлы, а сами чехлы приваривались к внутренней стенке тигля. Конструкция координатного устройства позволяла измерять распределение температуры, как по поверхности расплава, так и в подкристалльной области, на любой стадии процесса вытягивания слитка. Схема расположения термопар в кварцевом тигле представлена на рис. 1. Следует отметить, что вваривание термоэлектродов в стенку кварцевого чехла устраняет контактную погрешность в измерении температуры.

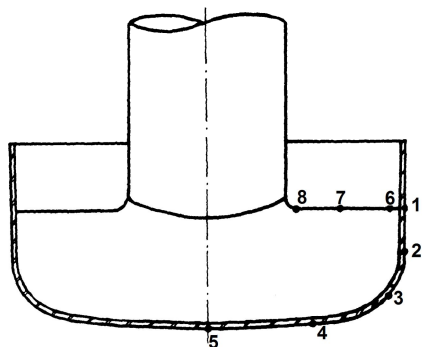


Рисунок 1 – Схема расположения термопар ВР 5/20 в стенках кварцевого тигля и по поверхности расплава

На рис. 2 приведено распределение температур на стенке тигля диаметром 152 мм для двух случаев подвода тепла при выращивании монокристаллов GaAs диаметром 90 мм – радиального (сплошная линия) и донно-радиального (пунктирная линия).

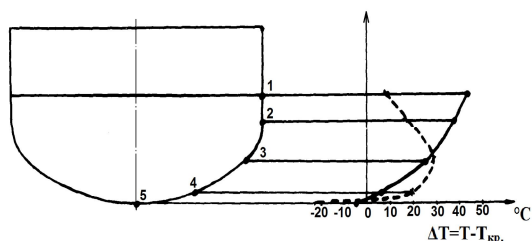


Рисунок 2 – Распределение температур на стенках кварцевого тигля:
 — радиальный подвод тепла
 - - - - донно-радиальный подвод тепла

Вытягивание кристаллов проводилось во всех случаях при одних и тех же значениях скоростных параметров: скорость подъема затравочного кри-

сталла (начальной длиной не менее двух диаметров) 0,3 мм/мин и скоростях вращения тигля и затравки 4 и 16 об/мин соответственно.

Из представленных результатов видно, что в случае радиального подвода тепла в распределении температур по высоте расплава наблюдается максимум в области, примыкающей к поверхности расплава (перегрев по отношению к температуре кристаллизации GaAs составляет ~ 43 °C) и, наоборот, при донно-радиальном подводе тепла пик температуры наблюдается на расстоянии ~25 мм от поверхности расплава (перегрев ~ 28 °C) с последующим снижением перегрева до 9 °C у поверхности расплава.

Следует отметить, что в случае радиального подвода тепла температура на оси у дна тигля, близка к температуре кристаллизации. Это, по-видимому, является следствием примерно одинакового отвода тепла через растущий кристалл и через донную часть тигля, что является необходимым условием для формирования близкой к плоской изотермы в подкристалльной области расплава. Кроме того, стабилизация распределения тепловых потоков в подкристалльной области расплава, по-видимому, обеспечивает получение более стабильного осевого температурного градиента со стороны расплава в процессе вытягивания слитка.

Оценка осевых температурных градиентов в расплаве и кристалле приводилась посредством измерения осевого распределения температуры при заравивании в слитках вольфрам-рениевой термопары. Результаты экспериментов представлены в табл. 1.

Таблица 1 – Температурные градиенты в расплаве и кристалле полуизолирующего GaAs диаметром 90 мм при выращивании в различных тепловых условиях из кварцевого тигля диаметром 152 мм

Способ подвода тепла к расплаву	Вес затравки тигля, кг	Осевые градиенты, град/см			
		В жидкой фазе вблизи фронта	В твердой фазе вблизи фронта	Кристалл во флюсе	Кристалл вне флюса
Донно-боковой	5,5	27	95	120	110
Боковой	5,5	30	75	85	80

Как следует из полученных данных, изменение способа подвода тепла к расплаву вызывает существенное изменение осевых градиентов температуры в области кристалла, находящейся во флюсе. При использовании донно-бокового подвода тепла к расплаву наблюдается существенное возрастание температурного градиента в области кристалла, находящейся во флюсе. В тоже время при использовании бокового подвода тепла к расплаву наблюдается некоторое его снижение. Это объясняется тем, что в последнем случае температура нагревателя значительно выше, чем в случае донно-бокового подвода тепла. Это приводит к увеличению доли прямого излучения с выступающей кромки нагревателя на область кристалла, находящуюся в слое

борного ангидрида, и, как следствие, к снижению уровня термоупругих напряжений в этой области и повышению устойчивости и воспроизводимости монокристаллического роста кристаллов полуизолирующего GaAs, а также снижение плотности дислокаций до $3 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$.

Эти экспериментальные результаты использованы в качестве граничных условий для теоретического расчёта полей температур и скоростей в расплаве GaAs, полей температур и термоупругих напряжений в кристаллах, а также при разработке технологии получения монокристаллов диаметром 90 мм из тиглей 152 мм.

На рис. 3 приведены значения температур на границах расплава при выращивании монокристаллов GaAs из тепловых узлов с радиальным и донорно-радиальным подводом тепла к расплаву.

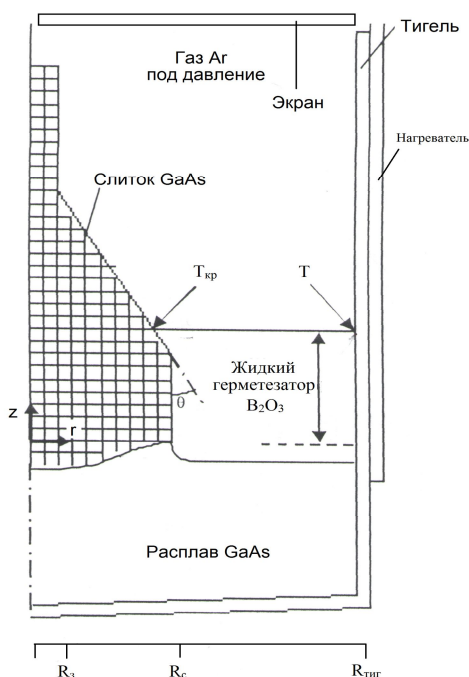


Рисунок 3 – Схематическое изображение слитка и геометрии теплового узла, использованного для теплового моделирования напряжений

С целью обоснования влияния преимущественного радиального подвода тепла к стенкам тигля на устойчивость роста кристаллов GaAs с диаметром 90 мм была предпринята попытка численного анализа потоков в расплавах GaAs при выращивании из них кристаллов.

Аналізу подвергались два случая выращивания кристаллов диаметром 90 из тигля диаметром 152 мм. В качестве граничных условий принимались условия прилипания на стенках тигля и поверхности кристалла, поверхность расплава под слоем флюса принималась свободной. Область жидкого столбика расплава из рассмотрения исключалась. Плотность расплава принималась постоянной (приближение Бусингска).

Распределение температур на стенках тигля и поверхности расплава фиксировалась эксперимен-

тально с помощью термопар, измеряющих температуру в отдельных точках тигля (рис. 1) и поверхности расплава. В подкристалльной области на уровне поверхности расплава температуры фиксировались термопарами, проходящими эту область в момент вращаения в кристалл.

На рис. 4,а,б для этих же случаев приведены графики функции тока Ψ , связанной с радиальной составляющей скорости u и осевой w соотношениями:

$$u = \frac{I}{r} \cdot \frac{\partial \Psi}{\partial z}; w = -\frac{I}{r} \cdot \frac{\partial \Psi}{\partial r}, \quad (1)$$

где r и z – радиальная и осевая координаты, соответственно.

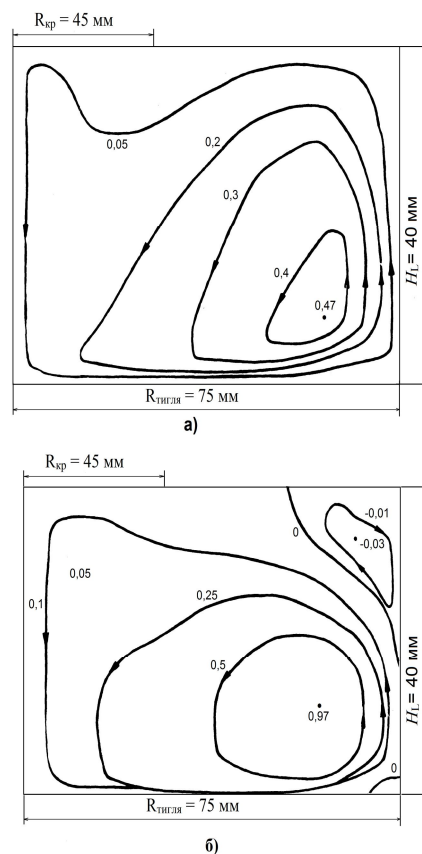


Рисунок 4 – Изолинии функции тока в расплавах (значения даны в безразмерных величинах):

- а) радиальный подвод тепла;
- б) донно-радиальный подвод тепла

На рис. 5,а,б показаны распределения температур в расплавах.

Из анализа результатов расчёта видно, что в обоих случаях картины течения подобны (рис. 4). Значения скорости течения в большинстве точек объёма тигля при донорно-радиальном подводе тепла выше (большой перепад между линиями постоянных значений Ψ).

$$T = \frac{t}{t_{max}}, \quad (2)$$

где t – значение температуры в точке с координатами r и z ; t_{max} – максимальное значение температуры на стенке тигля.

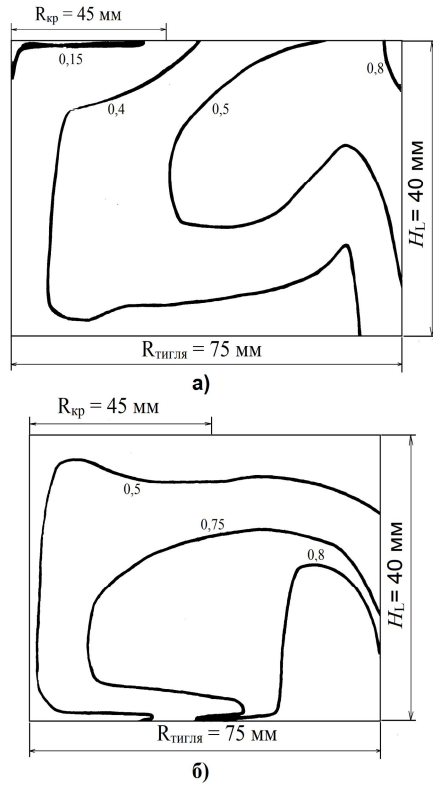


Рисунок 5 – Изолинии функции тока в расплавах (значения даны в безразмерных величинах):
 а) радиальный подвод тепла;
 б) донно-радиальный подвод тепла

Однако, картины распределений безразмерных температур различаются, особенно в подкристалльной области, в которой наблюдается значительная неоднородность при донно-радиальном подводе тепла (рис. 5,б).

Расчет термоупругих напряжений для случая кристаллов полупроводящего GaAs выращенных в направлении (100) производился использовалась программа TERMIX, а также программа INCA [6].

Формирование основных характеристик дислокационных конфигураций в монокристаллах GaAs можно объяснить перестраиванием дислокаций из первоначальных полос скольжения, причем в таких конфигурациях сосредоточено, как правило, подавляющее число дислокаций, по крайней мере, при плотностях дислокаций, более 10^2 см^{-2} . Такой результат подтверждает вывод об определяющей роли термических напряжений при формировании дислокационной монокристаллов GaAs, выращенных из расплава.

Расчёты термоупругих напряжений отражающие распределение «движущих сил» этого процесса формирования, представляют собой, по сути дела, интерпретацию распределения температур, удобную для анализа тепловых условий выращивания с точки зрения формирования дислокационной структуры слитка.

Однако, используя методики оценки условий образования дислокаций, удается не только сопоставлять пространственное распределение дислокаций в кристалле с распределением термоупругих напря-

жений в процессе выращивания, как это делалось ранее. Оценки температурного диапазона образования дислокаций и уровня действующих при этом напряжений значительно расширяют возможности сопоставления экспериментальных данных с результатами расчётов. Это существенно повышает значение расчётов образования дислокаций, позволяющих не только проверять достоверность определения полей температур и термоупругих напряжений, но и уточнять количественные характеристики оценок условий формирования дислокаций.

По мере развития экспериментальных методов оценок условий образования дислокаций и теоретических представлений о формировании дислокационной структуры расширяются возможности уточнения расчётных методов на основе сопоставления результатов расчёта с реальной дислокационной структурой кристаллов. Работа по усовершенствованию результатов расчёта является неременным условием их дальнейшего развития и успешного применения в практической технологической работе.

В рамках настоящей работы мы провели усовершенствование методов расчётов поля термоупругих напряжений (распространения метода [3] на случаи выращивания кристаллов в направлении (100)) и образования дислокаций (использование закона размножения дислокаций с целью большего приближения расчётной модели к физическому процессу образования дислокаций).

Численное решение системы дифференциальных уравнений в рамках двумерной несвязной задачи термоупругости с использованием поля температур, определяемого на основе расчётно-экспериментальной методики для квазистационарных условий выращивания кристаллов GaAs методом Чохральского, дает возможность определить компоненты тензора напряжений. Поскольку скольжение дислокаций в кристаллах с решеткой алмаза и сфалерита осуществляется в плоскостях {111} и по направлениям $\langle 100 \rangle$, поля термоупругих напряжений удобнее представлять в виде среднеквадратичных приведённых сдвиговых направлений для активных систем скольжения.

При расчётах полей термоупругих напряжений обычно используются среднеквадратические сдвиговые напряжения, рассчитанные для направления выращивания (111) где τ_1 – для шести систем скольжения с векторами Бюргерса, наклонными к оси выращивания, τ_2 – трех систем с векторами Бюргерса, перпендикулярными оси выращивания, и τ_3 – среднеквадратическое усреднение величин τ_1 и τ_2 :

$$\tau_1^{(111)} = \frac{1}{\sqrt{3}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_\varphi)^2 + \frac{4}{3}(\sigma_z - \sigma_\varphi)(\sigma_z - \sigma_r) + \frac{13}{3}\sigma_{rz}^2},$$

$$\tau_2^{(111)} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_\varphi)^2 + \frac{1}{2}\sigma_{rz}^2},$$

$$\tau_3^{(111)} = \sqrt{\frac{2}{3}\tau_1^2 + \frac{1}{3}\tau_2^2}, \quad (3)$$

где $\sigma_2, \sigma_3, \sigma_{rz}, \sigma_z$ – главные термоупругие напряжения, которые рассматриваются в постановке невязанной квазистатической задачи термоупругости разностным способом.

Соответствующая геометрическая схема приведена на рис. 6,а.

Однако потребности эпитаксиальной технологии привели к тому, что значительная доля монокристаллов GaAs выращивается вытягиванием из расплава в направлении $\langle 100 \rangle$. Геометрическая схема, связывающая главные напряжения со сдвигами, для этого случая, приведена на рис. 6.

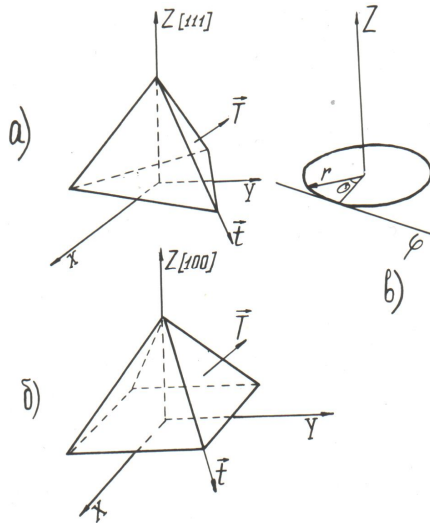


Рисунок 6 – Геометрия скольжения и цилиндрическая система координат, используемые при расчёте сдвиговых напряжений: а) геометрия скольжения при выращивании кристаллов в направлении $\langle 111 \rangle$; б) то же при выращивании в направлении $\langle 100 \rangle$; в) цилиндрическая система координат (z – направления; x, y, и r, φ – текущие координаты, \vec{t}, \vec{T} – единичные вектора по направлению скольжения и перпендикулярно плоскости скольжения)

Так же, как для вышеприведенного случая, для направления выращивания $\langle 100 \rangle$ можно рассчитывать три вида среднеквадратических напряжений: $\tau_1^{\langle 100 \rangle}$ – для восьми систем скольжения с квадратами Бюргерса, наклонными к оси выращивания, $\tau_2^{\langle 100 \rangle}$ – для четырех систем скольжения с векторами Бюргерса, перпендикулярными оси выращивания, и $\tau_3^{\langle 100 \rangle}$ – среднеквадратические усреднения величин τ_1 и τ_2 .

$$\tau_1^{\langle 100 \rangle} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_z)^2 + (\sigma_\varphi - \sigma_z)^2 - \sigma_{rz}^2},$$

$$\tau_2^{\langle 100 \rangle} = \frac{1}{\sqrt{6}} \sqrt{\frac{1}{2}(\sigma_r - \sigma_\varphi)^2 + \sigma_{rz}^2},$$

$$\tau_3^{\langle 100 \rangle} = \sqrt{\frac{2}{3}\tau_1^2 + \frac{1}{3}\tau_2^2}. \quad (4)$$

Результаты сопоставленных расчётов среднеквадратических сдвиговых напряжений τ_1 и τ_2 для случаев выращивания в напряжениях (111) и (100) в

одних и тех же тепловых условиях представлены на рис. 7, 8. Величины напряжений $\tau_1^{\langle 100 \rangle}$ оказываются на 10–30 % выше, чем значения $\tau_1^{\langle 111 \rangle}$; соответственно, возрастает и значение расчётной плотности дислокаций в кристаллах GaAs, выращенных в направлении (100). Однако такое увеличение значений τ_3 и плотности дислокаций в области, прилегающей к фронту кристаллизации, недостаточно велико, чтобы объяснить заметное относительное ухудшение устойчивости монокристаллического роста при выращивании монокристаллов GaAs в направлении (100). По-видимому, последнее обстоятельство обусловлено изменениями собственно кристаллизационных процессов на фазовой границе при выращивании кристаллов GaAs в направлении (100).

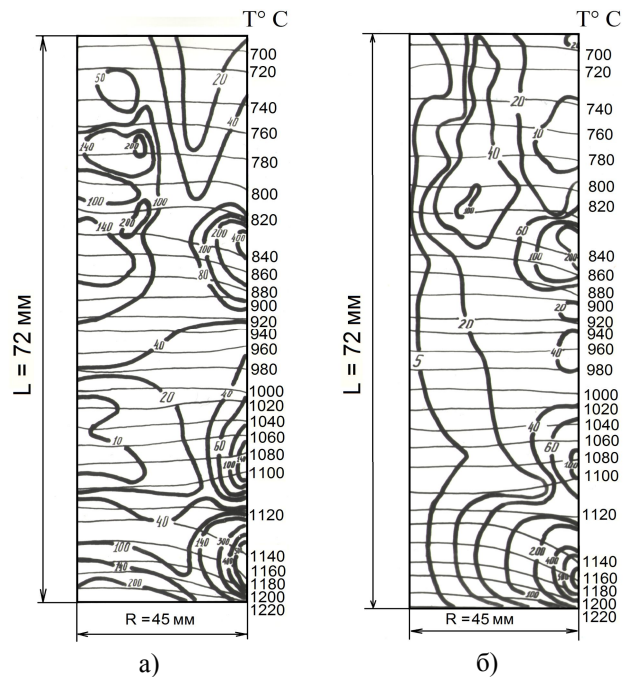


Рисунок 7 – Изотермы и топография термоупругих напряжений τ_1 в монокристаллах, выращиваемых в направлении $\langle 100 \rangle$: а) цифры на кривых соответствуют значениям τ_1 , г/см²; б) цифры на кривых соответствуют значениям τ_2 , г/см²

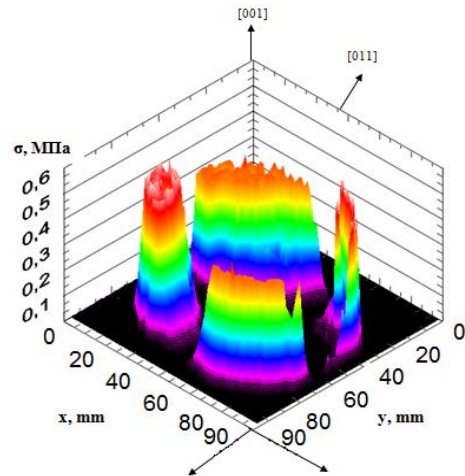


Рисунок 9 – Распределение термоупругих напряжений τ_3

В связи с незначительными различиями в картинах течения (рис. 4), есть основания утверждать, что неоднородность температурного поля в подкристалльной области обусловлена вкладом кондуктивных составляющих в потоках тепла. Таким образом, неоднородность температурного поля в подкристалльной области расплава является, по-видимому, одной из основных причин менее устойчивого монокристаллического роста в случае донно-радиального подвода тепла к расплаву.

ВИВОДИ.

1. Было проведено усовершенствование методов расчётов поля термоупругих напряжений для случая выращивания кристаллов в направлении (100) и образования дислокаций.

2. На основании экспериментов были определены граничные условия в виде распределения температур в процессе выращивания монокристаллов GaAs диаметром 100 мм, определены температурные градиенты, что позволило оценить методы подвода тепла к расплаву для обеспечения устойчивого роста монокристаллов полупроводникового GaAs.

ЛИТЕРАТУРА

1. Meduoye, G., Evans, K., Bacon D. (1989) "Modelling of the growth of GaAs by the LEC technique: II.

Thermal stress distribution and influence of interface shape", *Journal of Crystal Growth*, no. 97, pp. 709–719.

2. Jordan I, A., Caruso I, R., VonNeida I A., Nielsen J. (1981) "A comparative study of thermal stress induced dislocation generation in pulled GaAs, InP, and Si crystals", *Journal of Applied Physics*, no. 52, pp. 3331–3336.

3. Kobayashi, N., Iwaki, T. (1985) "A thermoelastic analysis of the thermal stress produced in a semi-infinite cylindrical single crystal during the Czochralski growth" *Journal of Crystal Growth*, no. 97, pp. 96–110.

4. Crowley, A., Stern, E., (1989) "Modelling of the growth of GaAs by the LEC technique: I. Thermal distribution in the crystal", *Journal of Crystal Growth* no. 79, pp. 697–708.

5. Мильвидский М.Г., Освенский В.Б., Мильвидская А.Г. Критические напряжения для формирования дислокаций в кристаллах III–V группы соединений // Кристаллография. – 1990. – Т. 35. – С. 1182.

6. Программа установления параметров условий-тепломасопереноса полупроводниковых материалов «TERMIX» [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.uni-erlangen.de/CGL/soft/softham.html>. – Название заголовка с экрана.

EXPERIMENTAL RESEARCH OF TEMPERATURE AND DETERMINATION OF THE TEMPERATURE GRADIENT IN THE CRYSTAL AND MELT OF SEMI-INSULATING GAAS OF LARGE DIAMETER

A. Oksanych, M. Androsiuk, M. Terban

Kremenchuk Mykhailo Ostrohradskyi National University

vul. Pershotravneva 20, Kremenchuk, 39600, Ukraine. E-mail: oksanich@kdu.edu.ua

The character of temperature fields changing in the crystal and melt during GaAs stretching, which has a significant impact on both stable and replicable single-crystal growth and structural perfection of the obtained single-crystal, has been determined. In order to determine the conditions for sustainable growth of single-crystals of semi-insulating GaAs it was carried out the improvement of field calculation methods of thermoplastic voltages for crystal growth in the direction of (100) and the formation of dislocations. It has been also carried out the experiments; according to their results the boundary conditions of the temperature distribution during the growth of single-crystals of GaAs with a diameter of 100 mm were defined as temperature gradients allowed evaluating the methods of heat input to the melt for optimal growth of single-crystals of semi-insulating GaAs.

Key words: single-crystal gallium arsenide, quasi-stationary conditions for growth, conductive component, Burgers's vector.

REFERENCES

1. Meduoye, G., Evans, K., Bacon D. (1989), "Modelling of the growth of GaAs by the LEC technique: II. Thermal stress distribution and influence of interface shape", *Journal of Crystal Growth*, no. 97, pp. 709–719.

2. Jordan, A., Caruso, R., VonNeida, A., Nielsen, J. (1981), "A comparative study of thermal stress induced dislocation generation in pulled GaAs, InP, and Si crystals" *Journal of Applied Physics*, no. 52, pp. 3331–3336.

3. Kobayashi, N., Iwaki, T. (1985), "A thermoelastic analysis of the thermal stress produced in a semi-infinite cylindrical single crystal during the Czochralski growth", *Journal of Crystal Growth*, no. 97, pp. 96–110.

4. Crowley, A., Stern, E., (1989), "Modelling of the growth of GaAs by the LEC technique: I. Thermal distribution in the crystal", *Journal of Crystal Growth*, no. 79, pp. 697–708.

5. Melvidski, M.G., Osvenski, V.B., Melvidski, A.G. (1990), "Critical stress for the formation of dislocations in crystals of group III–V compounds", *Crystallography*, no. 35, p. 1182.

6. The program specifying the parameters of heat and mass transfer conditions for semiconductor materials «TERMIX» [electronic source], available at: <http://www.uni-erlangen.de/CGL/soft/softham.html>.

Стаття надійшла 07.03.2014.