

УДК 546.289:548.55.022.344.1.032.4

### ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ГЕРМАНИЯ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ ПО МЕТОДУ ЧОХРАЛЬСКОГО И СПОСОБЫ ИХ КОНТРОЛЯ

**А. П. Оксанич, В. В. Мелеваный**

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

Рассмотрен процесс формирования дислокаций в монокристаллах германия оптического применения, выращенного по методу Чохральского. Проведено моделирование теплового поля при росте слитков германия, а также приведён расчет термоупругих напряжений и плотности дислокаций в выращиваемом слитке. Разработано устройство и методика для определения распределений внутренних напряжений в плоскости пластины германия. Показано, что распределение внутренних напряжений и плотности дислокаций в плоскости германиевой пластины (100) носит островковый характер и зависит от анизотропии упругих постоянных – модуля Юнга и коэффициента Пуассона – в этой плоскости.

**Ключевые слова:** термические напряжения, дислокации, градиент температуры, монокристалл, деформация, предел прочности.

### ФОРМУВАННЯ ДИСЛОКАЦІЙ В МОНОКРИСТАЛАХ ГЕРМАНІЇ ПРИ ВИРОЩУВАННІ ЗА МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО І СПОСОБИ ЇХ КОНТРОЛЮ

**А. П. Оксанич, В. В. Мелеваный**

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

Розглянуто процес формування дислокацій в монокристалах германію оптичного застосування, вирощеного за методом Чохральського. Проведено моделювання теплового поля під час росту злитків германію, а також наведено розрахунки термопружних напруг і щільності дислокацій у вирощеному злитку. Розроблено пристрій та методику для визначення розподілень внутрішніх напруг у площині пластины германію. Показано, що розподілення внутрішніх напруг і щільності дислокацій в площині германієвої пластины (100) виявляє острівний характер та залежить від анізотропії пружних сталей – модуля Юнга і коефіцієнта Пуассона – в цій площині.

**Ключові слова:** термічні напруги, дислокації, градієнт температури, монокристал, деформація, межа міцності.

**АКТУАЛЬНОСТЬ РАБОТЫ.** Выращенные методом Чохральского кристаллы германия используются в различных областях – от датчиков ядерной радиации, требующих материала с высоким сопротивлением, инфракрасных оптических компонентов, например линз и зеркал, до германия на основании изолятора, которые производят для современной нанoeлектроники и требуют умеренно легированных оснований, а также чтобы понизить удельное сопротивление подложек при эпитаксии арсенида галлия, применяемых в современных солнечных батареях. Каждая из этих сфер использования выдвигает свои собственные требования к качеству кристалла, особенно к дефектам роста [1].

Наличие температурно-ростовых напряжений может привести к растрескиванию кристаллов как во время охлаждения (на завершающей стадии роста), так и при механической обработке. Эти эффекты наиболее ярко выражены для большого монокристалла германия (более 150–200 мм в диаметре), используемого для изготовления оптических передатчиков ИК-систем. Температурные градиенты, провоцирующие формирование дислокаций, определяются температурным распределением в растущем слитке, и для того, чтобы создать оптимальные температурные условия роста, необходимо исследовать температурные поля роста кристалла и процесс формирования фронта кристаллизации. Качественные зависимости плотности дислокаций от осевых и радиальных температурных градиентах в процессе

кристаллизации известны, но во внимание нужно принять и то, что структура дислокаций растущего кристалла определяется полем температурного напряжения (температурного распределения) во всем диапазоне пластичности германия в довольно широком температурном интервале.

В решении многих практических проблем, в том числе и роста кристаллов, эффективно использовать подход, заключающийся в анализе условий формирования структуры дислокаций и основанный на сравнении моделирования и расчета термоупругого напряжения в системе с полученной путем эксперимента картиной распределения плотности дислокаций в выращенных кристаллах. Этот подход не может с высокой точностью дать количественное определение плотности дислокации в кристалле, но позволяет определить условия для получения слитков с низкими плотностями дислокации, выполнить сравнительный анализ режимов роста и распознать отличия наиболее интенсивного формирования дислокаций в растущем кристалле, а также создает условия для целенаправленного изменения температурных условий роста.

Таким образом, исходя из вышеизложенного, можно сделать вывод, что моделирование тепловых полей в процессе выращивания монокристаллов германия по методу Чохральского, а также разработка методик контроля внутренних напряжений в пластинах германия является весьма актуальной задачей.

Высококачественные свободные от дислокаций монокристаллы германия производятся, в основном, методом Чохральского, поэтому в данной работе внимание будет сфокусировано на возможных источниках формирования дислокаций во время роста кристалла. Соответственно, важными факторами являются плотность дислокаций в кристалле и развитие термического напряжения во время роста и охлаждения кристалла. Из этого следует, что в некоторых случаях хорошо управляемая плотность дислокаций требуется для получения желаемых оптических свойств монокристаллического германия.

Процесс выращивания монокристаллов полупроводников по Чохральскому хорошо изучен в данное время и может быть в точности смоделирован для германия относительно кристаллической геометрии и температурного распределения [2–4]. Это представлено на рис. 1, где показано моделируемое температурное распределение в кристалле во время процесса вытягивание 100-миллиметрового слитка германия.

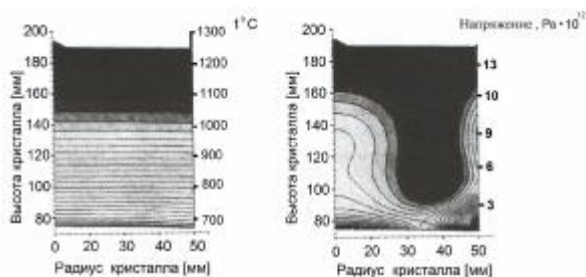


Рисунок 1 – Смоделированная температура и распределение термонапряжения в растущем 100- миллиметров кристалле германия для оптических применений

На рис. 1 представлены распределения температуры и термических напряжения в растущем кристалле германия. Хотя температура распределения выглядит довольно однородно, распределение термических напряжений в слитке показывает довольно отличающуюся картину с высокой концентрацией напряжения на границе кристалла, близкого к твердому/расплавленному состоянию. Ясно, что это будет основным местом ядра дислокаций, когда превысится критический уровень напряжения  $\tau_{кр}$ .

Образования ядра и рост дефектов решетки во время роста слитка значительно меньше ясен, так как над этой темой в последнее десятилетие проводилось лишь небольшое исследования. Из-за тепловых градиентов в растущем кристалле может развиться значительное механическое напряжение, в крайних случаях это приводит к появлению дислокаций. Хотя их нужно избегать для применения в электронных устройствах, они допустимы в кристаллах для оптических приборов, а при определенных условиях – даже необходимы в конкретных количествах и типах для датчиков высокого качества, изготовленных из германия с высоким удельным сопротивлением. Поэтому понимание распределения термического напряжения стало крайне необходи-

мым. Один из примеров – германий для оптических устройств. Германий является прозрачным для инфракрасного света с длиной волны между 2 и 15  $\mu\text{m}$ , и в идеальном случае он также оптически изотропен. Однако, внутренние напряжения в материале приводят к местным потерям симметрии, что дает начало не изотропным эффектам, как, например, двойное лучепреломление. Чтобы получить германий, который является оптически однородным и изотропным (как правило, необходимо для применения в оптике), двойное лучепреломление кристалла должно быть минимальным, однородность коэффициента поглощения – максимальной. Поэтому остаточное внутреннее напряжение в выращенном кристалле германия должно быть минимальным. Это остаточное внутреннее напряжение ассоциируется с пластично деформированными областями кристалла, которые являются следствием ограничения полей напряжения роста кристалла. Когда предел прочности кристалла превышен, дислокации образуют ядро и могут с легкостью скользить внутрь кристалла, активизируя различные механизмы образования дислокаций. Эти плотные стенки дислокаций, что также ассоциируются с границами зерна, после охлаждения будут провоцировать остаточное внутреннее напряжение в кристалле [5].

В связи с изложенным выше, целью работы является исследование формирования дислокаций в монокристаллах германия при выращивании по методу Чохральского и разработка способов их контроля.

#### МАТЕРИАЛ И РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ.

Для реализации сформулированной цели необходимо решить следующие научные задачи:

1. Провести моделирование и разработать схему распределения термоупругих напряжений и градиентов температур в процессе роста слитка германия.
2. Разработать устройство для определения областей с различным содержанием внутренних напряжений

*Моделирование теплового поля при росте слитков германия по методу Чохральского.*

На стадии роста монокристалла постоянного диаметра ведущую роль в формировании монокристаллической структуры играют тепловые условия процесса. Они определяют осевые и радиальные градиенты температуры в кристалле и расплаве, от которых зависят форма фронта кристаллизации и термические напряжения в монокристалле, а также размеры переохлажденной области расплава вблизи фронта кристаллизации.

Схема тепловых потоков и изотерм в кристалле и расплаве показана на рис. 2.

Поток тепла  $Q_H$ , поступающий к тиглю от графитового нагревателя, равен сумме потоков тепла, отводимых излучением от расплава  $Q_{И.Р.}$ , теплопроводностью  $Q_{Т.К.}$  и излучением  $Q_{И.К.}$  от кристалла. Соотношение этих потоков определяет характер градиентов температуры, а следовательно, и изотерм в выращиваемом монокристалле ( $T_1 - T_3$ ).

Радиальный градиент температуры ( $Gr$ , град/см) определяется разностью температур в сечении слитка на его поверхности  $T_{II}$  и в центре  $T_{II}$ :

$$Gr = \Delta T r / \Delta r = (T_{II} - T_{II}) / R_c, \quad (1)$$

где  $R_c$  – радиус слитка.

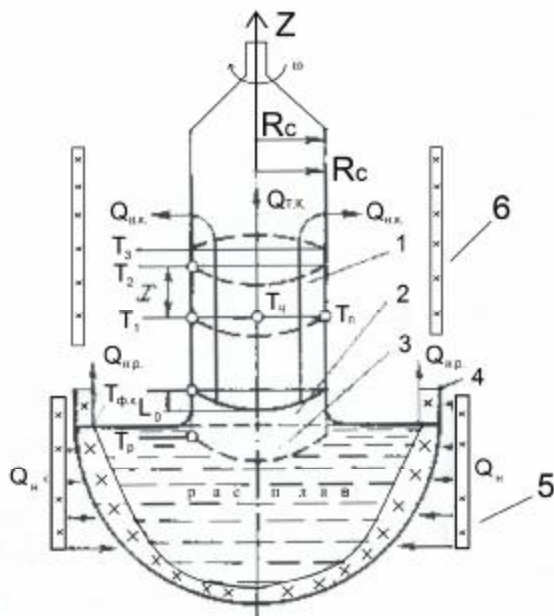


Рисунок 2 – Схема тепловых потоков в системе расплав–кристалл при выращивании слитков германия методом Чохральского: 1 – слиток; 2 – столбик расплава; 3 – переохлажденная область расплава; 4 – тигель; 5 – графитовый нагреватель; 6 – графитовый экран;  $T_{ф.к.}$  – температура на фронте кристаллизации;  $T_p$  – температура изотермы, ограничивающей переохлажденную область расплава

Осевой градиент температуры в слитке ( $Gx$ , град/см) определяется разностью температур по его длине:

$$Gx = \Delta T x / x = (T_1 - T_2) / x, \quad (2)$$

где  $x$  – расстояние по длине слитка, см.

Радиальный градиент температуры зависит, в основном, от величины тепловых потерь с поверхности слитка  $Q_{и.к.}$  и возрастает с их увеличением. Поэтому его можно изменять, экранируя или подогревая растущий кристалл. Осевой градиент зависит от распределения температуры по длине слитка, т. е. в конечном счете от тех же факторов, которые управляют радиальным градиентом. Таким образом, осевой и радиальный градиенты взаимосвязаны. Помимо этого, осевой градиент зависит и от скорости кристаллизации. С ее увеличением он уменьшается, что является следствием выделения повышенных количеств тепла на фронте кристаллизации.

Характер радиального и осевого градиентов температуры обуславливает форму фронта кристаллизации. При определенном их соотношении он может иметь наиболее благоприятный для роста монокристалла германия плоский характер. Если при постоян-

ном радиальном градиенте температуры осевой градиент возрастает, то фронт кристаллизации становится выпуклым в расплав, и, наоборот, – если при постоянном осевом градиенте температуры радиальный градиент возрастает, то фронт кристаллизации приобретает прогиб в сторону кристалла.

Вследствие неравномерного распределения температуры по длине и поперечному сечению монокристалла германия, его охлаждение также протекает неравномерно. В результате в нем возникают термические напряжения. Их величина, помимо радиального перепада температур, зависит от механических характеристик германия и теплового коэффициента расширения. В свою очередь, радиальный перепад температур возрастает с увеличением диаметра монокристалла. В тот момент, когда термические напряжения в монокристалле германия, находящемся в той области температур, где его деформация протекает пластически, – в общем случае  $(0,75-1,0)T_{пл}$ , – превзойдут критическое напряжение образования дислокаций  $\tau_{кр}$ , последние возникнут в слитке. Величина критического напряжения образования дислокаций  $\tau_{кр}$  для разных полупроводников различна и возрастает с понижением температуры. Так, при  $930^\circ\text{C}$  она составляет для кремния  $220$ , германия  $40$  и арсенида галлия  $110$  кгс/мм<sup>2</sup>, а при  $830^\circ\text{C}$  – для кремния  $330$ , германия  $88$  и арсенида галлия  $170$  кгс/мм<sup>2</sup>.

Таким образом, появление дислокаций в выращиваемом из расплава монокристалле германия происходит под действием возникающих термических напряжений. При этом плотность дислокаций возрастает с увеличением термических напряжений. Так как термические напряжения по объему, а следовательно, и по сечению монокристалла германия распределяются неравномерно, то и дислокации по сечению слитка германия в общем случае распределяются неравномерно.

На некотором удалении от фронта кристаллизации, в области температур, где деформация монокристалла германия происходит пластически, распределение температур по сечению  $T_3$  монокристалла будет иным, нежели по сечениям  $T_1$  и  $T_2$  (рис. 2).

Так как тепло от монокристалла отводится с его поверхности, то периферийные слои будут более холодными, чем центральные. Вследствие этого они будут быстрее сокращать свои линейные размеры и сжимать внутренние слои, в которых появятся сжимающие напряжения, и наоборот, – внутренние слои будут препятствовать усадке наружных слоев, и в последних появятся растягивающие напряжения. Таким образом, в самом общем случае термические напряжения в выращиваемом слитке максимальны в центре и на периферии его сечения. Между двумя областями с различным знаком напряжений существует область, где напряжения в результате самокомпенсации отсутствуют. Поскольку количество дислокаций возрастает с увеличением напряжений, то распределение дислокаций по сечению слитка германия  $N_d$  неравномерно – на периферии и в центре плотность их максимальна.

Так как распределение плотности дислокаций  $N_D$  по сечению слитка отражает распределение термических напряжений в этом же сечении, оно существенно зависит от симметрии теплового поля. Ее нарушение может привести к искажению классического распределения плотности дислокаций и получению самых разнообразных форм распределения, вплоть до равномерного (рис. 3–6). Кроме того, как показано на рис. 7, 8, в плоскости германия (100) существует анизотропия упругих постоянных модуля Юнга и коэффициента Пуассона [6], что также имеет значительное влияние на распределение плотности дислокаций по торцу монокристалла.

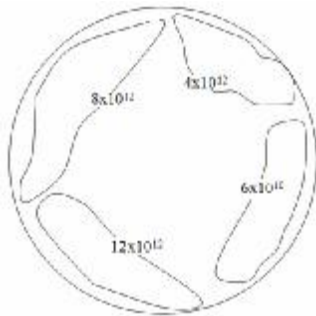


Рисунок 3 – Линии равного внутреннего напряжения ( $\text{Па}$ ) в плоскости пластины германия (100)

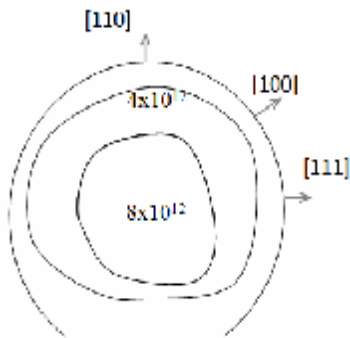


Рисунок 4 – Линии равного внутреннего напряжения ( $\text{Па}$ ) в плоскости пластины германия (111)

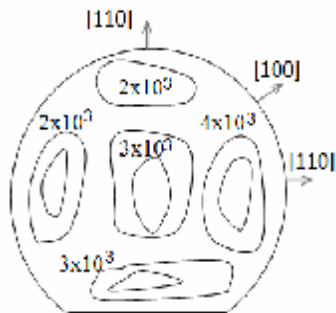


Рисунок 5 – Топограмма плотности дислокаций  $N_D$  в плоскости пластины германия (100)

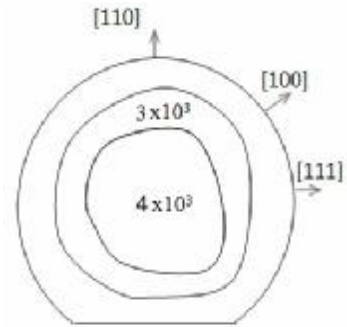


Рисунок 6 – Топограмма плотности дислокаций  $N_D$  в плоскости пластины германия (111)

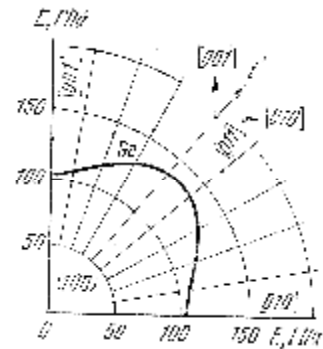


Рисунок 7 – Значение модуля Юнга в плоскости пластины германия (100)

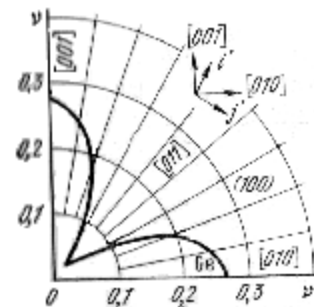


Рисунок 8 – Значение коэффициента Пуассона в плоскости пластины германия ориентации (100)

Как видно из рис. 3, линии равного внутреннего напряжения в плоскости пластины германия (100) носят островковый характер, симметрия которого определяется анизотропией распределения модуля Юнга и коэффициента Пуассона в плоскости германия (100). Так как в плоскости (111) упругие постоянные  $E$  и  $\nu$  носят изотропный характер, то и распределение внутренних напряжений в плоскости (111) имеет сферический изотропный характер с максимумами в центре и по периферии пластины.

Как видно из рис. 5, топограмма плотности дислокаций в плоскости (100) носит также островковый характер, свойство которого определяется анизотропией упругих постоянных  $E$  и  $\nu$  в плоскости (100).

В плоскости (111) (рис. 6) топограмма  $N_D$  носит характер концентрических окружностей с максимумами в центре и по периферии.

*Расчет термоупругих напряжений и плотности дислокаций в слитке монокристаллического германия.*

Описание поля упругих напряжений ведется в цилиндрической системе координат  $r, \varphi, z$ . Ось  $Z$  направлена по оси цилиндра. (рис. 2) Начало координат располагается или у основания цилиндра, или в середине его длины. Общее решение для произвольного температурного поля неизвестно. Имеются частные варианты, когда температурное поле описывается упрощенно функциями  $T=f(z)$  и  $T=f(r)$ . Основные компоненты напряжений при  $T=f(z)$  произвольном распределении температуры по длине цилиндра могут быть вычислены по уравнения [7].

Более удобные выражения получаются при упрощающих допущениях для функции  $T=f(z)$ . Наиболее простое допущение состоит в том, что температура в слитке на некотором участке  $L_0$  изменяется по линейному закону и падает на величину  $T_0$ , а в остальных участках температура постоянная.

В этом случае все компоненты напряжений во всех точках кристалла определяются первой производной от температуры вдоль оси кристалла (градиентом температуры). Из всех компонентов наиболее значительную величину имеет  $\sigma_{zz}$  при  $Z=L_0$ . Остальными можно пренебречь. Используя результаты работы [7], можно найти, что для слитка с радиусом  $R_C$  при  $L_0=R_C$ ,  $L_0=2 R_C$ ,  $L_0=4 R_C$  максимальное напряжение в точке перехода его линейного участка к участкам  $T = const$  будет описываться соотношением

$$s_{zz} = 0,3aER_c \frac{dT}{dZ}, \quad (3)$$

где  $E$  – модуль Юнга,  $a$  – тепловой коэффициент расширения,  $R_C$  – радиус слитка.

В работе [8] для этого же случая оценку максимальных касательных напряжений проводили по уравнению

$$t_{kp} = aGR_c \frac{dT}{dZ}, \quad (4)$$

где  $G$  – модуль сдвига.

Как и в уравнении (3) напряжение не зависит от величины  $L_0$ .

В процессе обработки слитки иногда трескаются, если внутренние напряжения достигают предела прочности  $\tau_{кр}$ .

При плавном охлаждении растущего кристалла можно считать, что температура вдоль его оси изменяется по параболическому закону

$$T = aZ^2 + bZ + c. \quad (5)$$

Начало координат расположено на торце слитка с более высокой температурой. Для этого случая, если торцы слитка свободны, решение будет

$$s_{rr} = \frac{naER_s^{22}}{8(1-\nu^2)} \cdot \frac{d^2T}{dZ^2} \left( 1 - \frac{r^2}{R_C^2} \right); \quad (6)$$

$$s_{\varphi\varphi} = \frac{naER_s^{22}}{8(1-\nu^2)} \cdot \frac{d^2T}{dZ^2} \left( 1 - 3 \frac{r^2}{R_C^2} \right); \quad (7)$$

$$s_{zz} = \frac{aER_s^2}{4(1-\nu^2)} \cdot \frac{d^2T}{dZ^2} \left( 1 - 2 \frac{r^2}{R_C^2} \right), \quad (8)$$

где  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

Видно, что основной вклад в напряжения вносит компонент  $\sigma_{zz}$ , имеющий максимальное значение в центре кристалла и на его поверхности ( $r=R_C$ ).

Согласно уравнению (5),  $\frac{dT}{dZ} = 2aZ + b$ . При резком падении температуры осевой градиент быстро растет с увеличением  $Z$ . Если при  $Z=R_C$  величиной  $b$  можно пренебречь, то

$$\frac{dT}{dZ} = 2aR = R \frac{d^2T}{dZ^2}. \quad (9)$$

В этих условиях при  $r = R_C$  уравнение(9) переходит в соотношение (10):

$$\sigma_{zz} = \frac{aER^2}{4(1-\nu^2)} \frac{dT}{dZ} \Big|_{Z=R}$$

Это уравнение более удобно для практического использования, так как измерения  $\frac{dT}{dZ}$  проводятся легче и с большей точностью с помощью встроенных термомпар.

Если известны компоненты тензора напряжений в цилиндрической или декартовой системе координат, можно найти касательные в любой плотности скольжения вдоль определенного направления.

Имеются случаи, когда по сравнению с  $\sigma_{zz}$  всеми остальными компонентами напряжений можно пренебречь. Такой вариант может быть интерпретирован как простое растяжение или сжатие кристалла в данной точке вдоль направления роста. В этом случае касательные напряжения в произвольной плоскости скольжения можно вычислить из уравнения:

$$t_{\phi\phi} = s_{zz} \cdot \cos j \cdot \cos y, \quad (11)$$

где  $\psi, \phi$  – углы между осью  $z$  и соответственно нормалью к плоскости скольжения и направлением скольжения.

Произведение  $K = \cos \psi \cdot \cos \phi$  для кубических кристаллов варьируется в пределах 0,27–0,5.

В подавляющем большинстве случаев, представляющих практический интерес, выращивание монокристаллов германия происходит в условиях, когда не удается во всем температурном диапазоне пластичности обеспечить уровень термоупругих напряжений  $\tau_{кр}$ . Чтобы обеспечить снижение плотности дислокаций и избежать срывов монокристаллического роста, обусловленных развитием дислокационных стенок и мозаичности, необходимо связать уровень  $\tau_{ту}$  по отношению к  $\tau_{кр}$  в областях наиболее интенсивного образования дислокаций, и, в первую очередь, у фронта кристаллизации [9].

Реальный процесс пластической деформации под действием термических напряжений описать трудно. Первоначально возникшие напряжения вызывают пластическую деформацию, которая в значительной мере определяет напряжения и деформации на последующих стадиях охлаждения. Вычислить напряжения и деформации в этих условиях гораздо сложнее, чем решить задачу только о термоупругих напряжениях.

Поэтому в работах, посвященных вычислению плотности дислокаций, упрощенно считается, что

сначала возникают термоупругие напряжения  $\tau_{ту}$ , а затем происходит процесс пластической деформации.

Пластическую деформацию в сложнапряженном состоянии в растущем кристалле нельзя описать ни одним из видов простых деформаций, происходящих при различных механических испытаниях материалов. Однако, если считать, что первоначально возникают только упругие напряжения, а затем идет деформация, процесс пластической деформации наиболее правильно описывать как результат релаксации термических напряжений.

Если в данной плоскости скольжения действовало касательное напряжение  $\tau_{ту}$ , то в результате релаксации напряжение уменьшится до некоторой величины  $\tau_{кр}$ . Пластическую деформацию  $u$  при этом можно оценить по уравнению:

$$\varepsilon_{пл} = \frac{\tau_{ту} - \tau_{кр}}{G} \quad (12)$$

Плотность дислокаций, образовавшихся при пластической деформации, будет

$$N_{пл} = n \frac{e_{пл}}{bl} \quad (13)$$

Тогда

$$N_{\partial} = n \frac{t - t_{кр}}{Gbl} \quad (14)$$

где  $b$  – значение вектора Бюргерса;  $n$  – число равноправных систем скольжения;  $l$  – средний путь, проходимый дислокациями за время пластической деформации;  $G$  – модуль сдвига.

Если системы скольжения неравноправны, уравнение следует применять в каждой системе скольжения, и затем можно вычислить общую плотность дислокаций.

По мере удаления от фронта кристаллизации значения  $\tau_{ту}$ ,  $\tau_{кр}$ ,  $G$  изменяются в соответствии с уменьшением температуры. Если пренебречь слабой зависимостью  $G$  от температуры, плотность дислокаций в выращенном кристалле будет определяться максимальным значением  $\tau_{ту} - \tau_{кр}$  которое достигается за время выращивания [10].

*Экспериментальная часть и обсуждение.* Для определения распределения внутренних напряжений по плоскости пластины германия нами была разработана экспериментальная установка, структурная схема которой изображена на рис. 9.

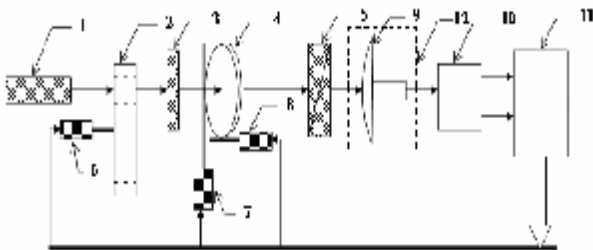


Рисунок 9 – Структурная схема автоматизированной системы определения внутренних напряжений в пластинах полупроводников

Схема содержит источник поляризованного монохроматического излучения (лазер газовый ЛГ-79-1 с длиной волны  $\lambda = 3,3$  мкм) 1, механический мо-

дulator 2, четвертьволновую пластинку 3, исследуемую полупроводниковую пластину 4, оптический анализатор 5, электрический привод модулятора 6, электрический привод сканатора 7 по оси  $Y$ , электрический привод сканатора 8 по оси  $X$ , объектив с фотоприемником (PbSe  $\lambda = 3,3$  мкм) 9, электронный блок сопряжения с ЭВМ 10 и ЭВМ 11, термостат 12.

Особенностью установки является управляемый ЭВМ сканатор, позволяющий перемещать измеряемую пластину германия относительно луча лазера с дискретностью 0,5 мм по оси  $X$  и  $Y$ . Так как на длине волны  $\lambda = 3,3$  мкм показатель преломления германия равен 4,0, то в фотоприёмник вмонтирован специальный объектив, а сам фотоприемник для уменьшения тепловых шумов помещен в термостат. Напряжения снимаемое с фотоприёмника равно:

$$U = \sin \frac{2pCs}{l} d$$

где  $\sigma$  – относительная величина внутреннего напряжения, Па;  $d$  – толщина образца, мкм;  $C$  – коэффициент, характеризующий фотоупругую чувствительность германия, Па.

Плотность дислокаций  $N_{\partial}$  измеряется с помощью микроинтерферометра МИИ-4 по тем же точкам, что и внутренние напряжения. Измерения проводились на двух пластинах германия ориентации (100) и (111) толщиной 0,8 и диаметром 51 мм. Перед измерениями плотности дислокаций  $N_{\partial}$  пластины германия травили в специальном травителе.

#### ВЫВОДЫ.

1. Проведено моделирования и расчет термоупругих напряжений и плотности дислокаций в слитках германия, выращенных методом Чохральского.

2. Разработана методика контроля неравномерности распределения внутренних напряжений в плоскости германиевых пластин ориентации (100) и (111).

3. Показано, что распределение внутренних напряжений и плотности дислокаций  $N_{\partial}$  в плоскости (100) германия носит островковый характер, свойства которого зависят от анизотропии упругих постоянных  $E$  и  $\nu$  в этой плоскости.

4. Определено выражение для установления максимального касательного напряжения  $\tau_{кр}$  и показана его зависимость от градиента температуры.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Мильвидский М.Г., Освенский В.Б. Структурные дефекты в полупроводниках. – М.: Металлургия, 1984.
2. Мильвидский М.Г., Освенский В.Б., Шифрин С.С. Изучение формирования дислокационной структуры монокристаллов полупроводников, выращенных из расплава. Рост полупроводниковых кристаллов и пленок. Часть 1. – Новосибирск: Наука, 1975. – С. 90–104.
3. Индерборг В.Л., Каганер В.Н., Фролов А.Г. Разделение вклад различных эффектов, которые определяют значение и распределение напряжений в кристаллах, выращенных из расплава // Изв. АН СССР. Серия Физика. – 1983. – Т. 47. – С. 254.
4. Освенский В.Б., Индерборг В.Л. Теоретические и экспериментальные исследования появления напряжений и дислокаций при росте кристаллов // Рост кристаллов. – 1980. – № 13. – 240 с.

5. Дзининский С.В. Один из возможных методов вычисления плотности дислокаций в чистых кристаллах, выращенных из расплава методами Чохральского, Степанова и методами БТ-зонной плавки // Изв. АН СССР. Серия Физика. – 1983. – Т. 47. – С. 302.

6. J.J. Wortman and R.A. Evans. Yong's modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio in Silicon and Germanium // *J. Appl. Ph.* – 1965. – V. 3, № 1.

7. Гончаров Л.А., Смирнов В.А., Л.М. Титрик. Влияние тепловых условий роста напряжения в кристаллах германия // Изв. СССР. Серия Физика. – 1980. – Т. 44. – С. 286.

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

9. K. Kojima, K. Sumino, Development of Dislocations Structure and its Correlation with Slip Band Dis-

triction in Germanium Crystals // *J. Phys. Soc. of Japan.* – 1971. – V. 31, № 1.

10. Антонов Ф.И., Галактионов Е.В., Крымова В.Н., Троиц Е.А. Тепловые напряжения в монокристалле кругового сечения германия, выращенных методом Степанова // Изв. АН СССР. Серия Физика. – 1976. – V. 40. – P. 1414.

11. Каплунов И.А., Смирнов Ю.М., Долматов А.И., Колесников А.И. Монокристаллы германия для инженерных ИК: рост, дефекты структуры и оптических характеристик // Перспективные материалы. – 2003. – № 4. – С. 35.

12. Каплунов И.А., Смирнов Ю.М. Монокристаллы германия для инженерных ИК // Материаловедение. – 2004. – № 5. – С. 48.

13. Каплунов И.А., Редчиц В.П. Моделирование тепловых условий стабильного роста монокристаллических дисков / В кн.: Физика кристаллов. – Тверь, 1991. – С. 89–97.

### FORMATION OF DISLOCATIONS IN GERMANIUM MONOCRYSTALS GROWN BY THE CZOCHRALSKI METHOD AND METHODS OF THEIR CONTROL

A. Oksanich, V. Melevany

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

The dislocations forming process in a germanium monocrystal for the optical usage obtained by the Czochralski method is considered. The modeling of the thermal field during the growth of germanium ingots, and calculation of the thermal stress and dislocation density in the grown ingot are performed. The device and method for determining of the distribution of the internal stresses in the germanium plate inplane are developed. It is shown that distribution of the internal stresses and dislocation density in the germanium plate (100) inplane is insular and depends on the anisotropi of such elastic constants as Young's modulus and Poisson's constant in this plane.

**Key words:** thermal stress, dislocations, temperature gradient, monocrystal, deformation, ultimate tensile stress.

#### REFERENCES

1. Mil'vidskiy M.G., Osvenskiy V.B. *Structural Defects in Semiconductors*. – M.: Metallurgiya, 1984. [in Russian]

2. Mil'vidskiy M.G., Osvenskiy V.B., Shifrin S.S. *Study of the Formation of Dislocation Structure of Single Crystals of Semiconductors Grown from the Melt. The Growth of Semiconductor Crystals and Films. Part 1.* – Novosibirsk: Nauka, 1975. – PP. 90–104. [in Russian]

3. Indenborn V.L., Kaganer V.N., Frolov A.G. The separation of the contribution of various effects that determine the value and distribution of voltages in crystals grown from the melt // *Izv. Akad. Nauk SSSR, Ser. Fiz.* – 1983. – V. 47. – P. 254. [in Russian]

4. Indenborn V.L., Osvenskiy V.B. The theoretical and experimental studies of the appearance of stresses and dislocations during the growth of crystals // *Rost Kristallov*. – 1980. – № 13. – P. 240. [in Russian]

5. Dzininskiy S.V. One possible method of computing the dislocation density in pure crystals grown from the melt by the Czochralski, Stepanov, and crucible-free zone-melting methods // *Izv. Akad. Nauk SSSR, Ser. Fiz.* – 1983. – T. 47. – P. 302. [in Russian]

6. J.J. Wortman and R.A. Evans. Yong's modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio in Silicon and Germanium // *J. Appl. Ph.* – 1965. – V. 3, № 1.

7. Goncharov L.A., Smirnov V.A., Titrik L.M. The effect of the thermal growth conditions on the stresses in germanium crystals // *Izv. Akad. Nauk SSSR, Ser. Fiz.* – 1980. – V. 44. – P. 286. [in Russian]

8. Mil'vidskiy M.G., Osvenskiy V.B., Mil'vidskaya A.G. Critical stresses for the formation of dislocations in crystals of III–V compounds // *Kristallografiya*. – 1990. – V. 35. – P. 1182. [in Russian]

9. K. Kojima, K. Sumino, Development of Dislocations Structure and its Correlation with Slip Band Distraction in Germanium Crystals // *J. Phys. Soc. of Japan.* – 1971. – V. 31, № 1.

10. Antonov F.I., Galaktionov E.V., Krymova V.N., Troin E.A. Thermal stresses in single-crystal circular-cross-section germanium grown by the Stepanov method // *Izv. Akad. Nauk SSSR, Ser. Fiz.* – 1976. – V. 40. – P. 1414. [in Russian]

11. Kaplunov I.A., Smirnov Yu.M., Dolmatov A.B., Kolesnikov A.I. Single crystals of germanium for IR engineering: Growth, defects of structure, and optical characteristics // *Perspektivnye Materialy*. – 2003. – V. 4. – P. 35. [in Russian]

12. Smirnov Yu.M., Kaplunov I.A. Single crystals of germanium for IR engineering // *Materialovedenie*. – 2004. – No. 5. – P. 48. [in Russian]

13. Kaplunov I.A., Redchits V.P. Modelling the thermal conditions of stable growth of single-crystal disks / In Books: *Physics of Crystallization*. – Tver', 1991. – PP. 89–97. [in Russian]

Стаття надійшла 13.08.2012.

Рекомендовано до друку  
д.т.н., проф. Петренко В.Р.