

УДК 621.315.592

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ВЛИЯНИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ НАПРАВЛЕНИЙ ПОДЛОЖЕК АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ НА ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ

С. Э. Притчин

Кременчугский национальный университет имени Михаила Остроградского
ул. Первомайская, 20, г. Кременчуг, 39600, Украина. E-mail: pritchinse@ukr.net

Решена задача усовершенствования математической модели, которая описывает зависимость плотности дислокаций в подложках арсенида галлия от кристаллографических направлений. Рассмотрены различные модели описывающие процессы формирования дислокаций в полупроводниковых материалах. На основе усовершенствованной математической модели выполнен анализ распределения и плотности дислокаций для различных систем скольжения. Установлено, что 12 систем скольжения, которые существуют в арсениде галлия, можно привести к пяти системам. Определены системы скольжения, в которых дислокации сконцентрированы в центре и вблизи верхнего и нижнего края подложки по кристаллографическим направлениям $[010]$ и $[0\bar{1}0]$, и системы скольжения в которых дислокации группируются по главным кристаллографическим направлениям, что хорошо согласуется со значениями коэффициента Пуассона. Исследования показали хорошее совпадение, полученного в результате моделирования распределения плотности дислокаций с экспериментальными значениями.

Ключевые слова: подложки арсенида галлия, математическое моделирование, дислокации.

УДОСКОНАЛЕННЯ МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ ВПЛИВУ КРИСТАЛОГРАФІЧНИХ НАПРЯМКІВ ПІДКЛАДОК АРСЕНІДУ ГАЛІЮ НА ГУСТИНУ ДИСЛОКАЦІЙ

С. Е. Притчин

Кременчуцький національний університет ім. Михайла Остроградського
вул. Першотравнева, 20, м. Кременчук, 39600, Україна. E-mail: pritchinse@ukr.net

Вирішено завдання вдосконалення математичної моделі, яка описує залежність щільності дислокацій у підкладах арсеніду галію від кристаллографічних напрямків. Розглянуті різні моделі, що описують процеси формування дислокацій у напівпровідникових матеріалах. На основі вдосконаленої математичної моделі виконано аналіз розподілу й густини дислокацій для різних систем ковзання. Встановлено, що 12 систем ковзання, які існують в арсеніді галію можна привести до 5 систем. Визначені системи ковзання, в яких дислокації сконцентровані в центрі й поблизу верхнього й нижнього краю підкладки по кристаллографічних напрямках $[010]$ і $[0\bar{1}0]$, і системи ковзання, в яких дислокації групуються по головних кристаллографічних напрямках, що добре узгоджується зі значеннями коефіцієнта Пуассона. Дослідження показали гарний збіг отриманого в результаті моделювання розподілу густини дислокацій з експериментальними значеннями.

Ключові слова: підкладки арсеніду галію, математичне моделювання, дислокації.

АКТУАЛЬНОСТЬ РАБОТЫ. Дислокации в полупроводниках оказывают существенное влияние на характеристики полупроводниковых приборов. Наличие дислокаций в подложках значительно сокращает срок службы приборов, ухудшает рабочие характеристики и увеличивает коэффициент брака. Среди основных полупроводников, применяющихся в электронной промышленности, таких как кремний, германий и арсенид галлия, последний обладает самой высокой плотностью дислокаций, которая достигает величины до 10^5 см^{-2} .

Экспериментальные методы исследования дислокаций позволяют обнаружить уже сформированную их плотность. Решения задачи формирования, размножения и движения дислокаций возможно только при использовании подходов математического моделирования.

Не смотря на то, что вопросу разработки моделей, описывающих процессы возникновения дислокаций в полупроводниковых материалах, уделяется достаточно большое внимание, до настоящего времени не полностью решен вопрос описания влияния анизотропии арсенида галлия на плотность и геометрию дислокаций.

Впервые геометрия плотности дислокаций в выращиваемом слитке была предсказана Джорданом [1]. В основании предложенной модели использовался механизм приведенного критического касательного напряжения, где плотность дислокаций предполагалась пропорциональной разности между приведенным критическим касательным напряжением и термоупругим напряжением в слитке. Основной решенной задачей этой модели стало то, что появилась возможность предсказать характер дислокаций, в том случае если определены термоупругие напряжения в слитке.

На основании предложенной Джорданом модели были разработаны модели для слитков, выращиваемых по методу Чохральского применительно к ЛЕС процессу для арсенида галлия [2–4]. В тоже время на основании [5] можно утверждать, что образование дислокаций в слитке во время роста не может быть напрямую связано с постоянной величиной, зависящей от температуры и приведенного критического касательного напряжения. Поэтому необходима разработка математической модели, которая принимает во внимание перемещение и размножение дислокаций во время пластической деформации.

С точки зрения динамики формирования дислокаций макроскопическая пластическая деформация может быть описана микроскопическим дислокационным движением и формированием дислокаций. Тогда макроскопическая пластическая деформация, вызванная движением дислокаций, может использоваться для моделирования дислокационного движения и размножения в каждой системе скольжений подложки. Такая модель, которая связывает коэффициент пластической деформации и коэффициент размножения дислокаций с температурой, применительно к напряжению и плотности дислокаций в кристаллах со структурой цинковой обманки (GaAs), была предложена Хаазеном и Александром [6]. Этой моделью может быть описано размножение дислокаций вызванное напряжениями, генерируемыми во время процесса роста слитка. Экспериментальное подтверждение данной модели было сделано в работе [7].

Не смотря на то, что предложенные модели являются осисимметричными, они не полностью описывают реальную геометрию расположения дислокаций в подложке арсениде галлия. Как известно, дислокации перемещаются и размножаются по плоскостям скольжений кристаллических плоскостей, и, как было установлено в работе [8], плотность дислокации в пластине GaAs (001) обладает четырехкратной симметрией. Таким образом, модель размножения дислокаций должна учитывать кристаллографию арсенида галлия.

Целью работы является усовершенствование математической модели формирования дислокаций в подложках GaAs которая учитывает влияние кристаллографических направлений, и позволяет оценить плотность и распределение дислокаций для различных систем скольжения.

МАТЕРИАЛ И РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ. *Достижение цели* обеспечивается решением следующих задач:

- исследование процесса формирования дислокаций в подложках GaAs;
- исследование влияния плоскостей скольжения на процесс формирования дислокаций;
- оценка адекватности усовершенствованной математической модели.

Модель размножения дислокаций в алмазной кубической структуре основана на концепции эффективного напряжения τ_{eff} , которое является необходимым требованием для преодоления дислокацией внутреннего сопротивления кристаллической решетки с заданной скоростью $\tau_{eff} = \tau_a - \tau_i$, где τ_a – приложенное напряжение, τ_i – напряжение, необходимое для преодоления силы взаимодействия между движущимися дислокациями. В свою очередь, значение τ_i определяется как:

$$\tau_i = Gb(\sqrt{N} / \beta) = D\sqrt{N}, \quad (1)$$

где G – модуль сдвига; b – величина вектора Бюргерса; N – плотность двигающихся дислокаций;

β – параметр, характеризующий взаимодействие между дислокациями.

D – параметр, характеризующий соотношение между N и τ_i (коэффициент механического упрочнения) и который определяется выражением:

$$D = Gb / \beta.$$

В свою очередь, скорость перемещения дислокаций в подложке находящейся под деформацией можно найти по следующему выражению:

$$V = V_0 \langle \tau_a - D\sqrt{N} \rangle^m \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right), \quad (2)$$

где Q – потенциал Пайерлса; k – постоянная Больцмана; V_0 – предэкспоненциальный коэффициент; T – абсолютная температура, m – константа материала, выражение внутри скобок $\langle \tau_a - D\sqrt{N} \rangle$ определяется как $\langle \tau_a - D\sqrt{N} \rangle = \tau_a - D\sqrt{N}$, если $\tau_a - D\sqrt{N} \geq 0$ и $\langle \tau_a - D\sqrt{N} \rangle = 0$, если $\tau_a - D\sqrt{N} < 0$.

Плотность дислокации возрастает в соответствии с выражением:

$$dN = K\tau_{eff}^\lambda NVdt = NKV_0 \langle \tau_a - D\sqrt{N} \rangle^{m+\lambda} \times \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right), \quad (3)$$

где K и λ – материальные константы.

Как показано в работе [9] в арсениде галлия 60° винтовые дислокации имеют более высокую подвижность.

Следовательно, можно утверждать, что коэффициент пластической деформации подложки влияет на перемещение винтовых дислокаций.

Таким образом, скорость перемещения дислокаций в подложке (V) в уравнении (3) можно принять равной скорости винтовых дислокаций. Тогда скорость пластической деформации сдвига определится как [6]:

$$v^{pl} = NVb = NbV_0 \langle \tau_a - D\sqrt{N} \rangle^m \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right). \quad (4)$$

Как было показано выше, пластическая деформация и формирование дислокаций отсутствует при условии, что $(\tau_a - D\sqrt{N}) \leq 0$. Общая скорость деформации сдвига в процессе деформации определяется выражением:

$$v = v^{el} + v^{pl} = \left(\frac{\dot{\tau}}{G} \right) + v^{pl}, \quad (5)$$

где V и V^{el} – скорость общего и упругого приведенного напряжения сдвига соответственно, τ – приведенное напряжение сдвига.

С учетом [10] были выбраны параметры материальной модели (5), которые приведены в табл. 1:

Таблица 1 – Параметры материальной модели расчета плотности дислокаций

Параметр	Значение
T_{melt}, K	1511
m	1,7
λ	1,0
b, m	$4,0 \times 10^{-10}$
Q, eV	1,5
$k, eV/K$	$8,638 \times 10^{-5}$
$V_0, m^{2m+1} N^{-m} s^{-1}$	$1,8 \times 10^{-8}$
$K, m/N$	0,007
$D, N/m$	3,13

Для моделирования размножения дислокаций с учетом кристаллографического направления и плоскостей скольжения можно применить тепловой расчет напряжений, возникающих в слитке в процессе выращивания. В этом случае удобно использовать декартову систему координат, в которой декартовы оси совпадают с главными кристаллографическими направлениями, а в частности ось z совпадает с направлением $[001]$, x совпадает с направлением $[100]$, y совпадает с направлением $[010]$.

Кроме того, модель должна предполагать что геометрия слитка осесимметричная. Распределение температурного поля в слитке арсенида галлия было найдено авторами работы [11].

Как известно, GaAs обладает структурой цинковой обманки. Для такой решетки деформация происходит по плотноупакованным октаэдрическим плоскостям (111) в плотноупакованных направлениях $[110]$, как показано на рис. 1.

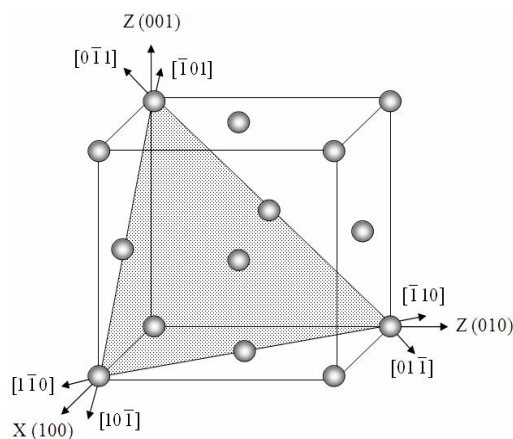


Рисунок 1 – Плоскости скольжения GaAs

Для каждой из четырех различно ориентированных плоскостей (111) имеются три направления $[110]$ с вектором Бюргерса полной дислокации $a/2[110]$. Таким образом, общее число возможных систем скольжения, которые могут принимать участие в деформации, равно двенадцати (табл. 2).

Таблица 2 – Системы скольжения в арсениде галлия

№	Плоскость	Направление
1	(111)	$[\bar{1}10]$
2	(111)	$[0\bar{1}1]$
3	(111)	$[10\bar{1}]$
4	$(\bar{1}11)$	$[\bar{1}0\bar{1}]$
5	$(\bar{1}11)$	$[0\bar{1}1]$
6	$(\bar{1}11)$	$[110]$
7	$(\bar{1}\bar{1}1)$	$[011]$
8	$(\bar{1}\bar{1}1)$	$[\bar{1}0\bar{1}]$
9	$(\bar{1}\bar{1}1)$	$[1\bar{1}0]$
10	$(1\bar{1}1)$	$[011]$
11	$(1\bar{1}1)$	$[10\bar{1}]$
12	$(1\bar{1}1)$	$[\bar{1}\bar{1}0]$

Оси x , y , и z параллельны кристаллографическому направлению $[100]$, $[010]$ и $[001]$ (рис. 1). Для нахождения компонент тензора напряжений в цилиндрической системе координат, необходимо выполнить их преобразование в глобальной декартовой системе по осям координат (x, y, z) . После выполнения данного преобразования полученный тензор напряжений необходимо преобразовать в тензор напряжений σ в локальной прямоугольной системе координат (x', y', z') для каждой системы скольжения. Тогда вектор Бюргерса b вдоль оси x' , y' становится нормальным к плоскости скольжения, ось z' параллельна вектору $b \times n$, где n -единичный вектор нормали к плоскости скольжения. Компоненты напряжения σ вызывают усилие дислокации, которое определяется выражением:

$$f = (b\sigma) \times \xi \quad (6)$$

где σ – тензор напряжения, в соответствии с позицией дислокации, ξ – проекция единичного вектора, задающего направление линии дислокации.

Тогда силы скольжения можно определить путем проецирования f на направление в плоскости скольжения которое нормально к линии дислокации, и следовательно, можно записать:

$$f_g = f(n \times \xi) \quad (7)$$

Разрешенное напряжение сдвига, действующее на дислокацию, можно получить из силы скольже-

ния которая действует на дислокации, и которая определяется выражением:

$$\tau = f_g / |b| \quad (8)$$

Рассмотрим уравнение ползучести. Как известно, уравнение деформации арсенида галлия, которое включает в себя все виды деформации и записывается в виде:

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^e + \dot{\epsilon}_{ij}^t + \dot{\epsilon}_{ij}^c, \quad (9)$$

где $\dot{\epsilon}_{ij}^e$, $\dot{\epsilon}_{ij}^t$ и $\dot{\epsilon}_{ij}^c$ скорость упругой деформации, скорость тепловой деформации и скорость деформации ползучести, соответственно. Для объемного напряженного состояния можно записать:

$$\dot{\epsilon}_{ij}^c = f S_{ij} \quad (10)$$

где

$$f = \frac{bk_0 N_m \exp(-Q/kT) (\sqrt{J'_2} - D\sqrt{N_m} - \tau_d)^p}{2\sqrt{J'_2}} \quad (11)$$

и

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{\sigma_{kk} \delta_{ij}}{3}, \quad J'_2 = \frac{S_{ij} S_{ij}}{3}. \quad (12)$$

В выражениях (11, 12) σ_{ij} – является напряжением, S_{ij} тензор упругой податливости, и J'_2 – второй инвариант тензора упругой податливости.

Скоростью движения дислокаций в свою очередь можно вычислить по выражению:

$$\dot{N}_m = Kk_0 N_m e^{-Q/kT} (\sqrt{J'_2} - D\sqrt{N_m} - \tau_d)^p \times (\sqrt{J'_2} - D\sqrt{N_m})^\lambda \quad (13)$$

где N_m – плотность дислокаций.

Анализ выражений (10) и (13) показывает, что значение скорости дислокаций \dot{N}_m и скорость деформации GaAs $\dot{\epsilon}_{ij}^c$ становятся равными 0, если

выполняется условие $\sqrt{J'_2} - D\sqrt{N_m} - \tau_d \leq 0$.

Их выражения (13) следует, что N_m равно 0, когда начальная плотность дислокаций N_{m0} равна 0, следовательно, в модели необходимо принять ненулевое значение N_{m0} .

Таким образом, мы предполагаем, что начальная плотность дислокации в монокристалле, на фронте кристаллизации, является очень маленькой. На основании результатов работы [4], в качестве начальной дислокации полуизолирующего GaAs было вы-

брано значение $N_{m0} = 1,0 \times 10^4 \text{ см}^{-2}$. В выражении (13) τ_d обозначает напряжение торможения дислокаций, вызванное взаимодействием между примесными атомами и дислокацией.

Как следует из выражений (11) и (13), τ_d влияет на движение дислокации, но не влияет на размножение дислокации. В то же время известно, что и на движение дислокации и их размножение влияет взаимодействие между дислокациями и легирующей примесью. С учетом этого выражение (13) можно записать в следующем виде:

$$\dot{N}_m = Kk_0 N_m e^{-Q/kT} (\sqrt{J'_2} - D\sqrt{N_m} - \tau_d)^{p+\lambda} \quad (14)$$

Для определения влияния анизотропии на плотность дислокаций необходимо определить радиальное напряжение σ_r , осевое напряжение σ_z , азимутальное напряжение σ_θ и напряжение сдвига τ_{rz} .

Для ориентации (001) можно записать значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона при повороте осей координат следующим образом:

$$E = \frac{4}{s_{11} - 2s \cos^2 \theta \sin^2 \theta}, \quad (15)$$

$$\nu = -\frac{s_{12} - 2s \cos^2 \theta \sin^2 \theta}{s_{11} - 2s \cos^2 \theta \sin^2 \theta}, \quad (16)$$

И для ориентации (111) с учетом инвариантности значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона при повороте осей координат определяется как:

$$E = \frac{4}{2s_{11} - 2s_{12} + s_{44}}, \quad (17)$$

$$\nu = -\frac{s_{12} + 5s_{12} - s_{44} / 2}{3(s_{11} + s_{12} + s_{44} / 2)}, \quad (18)$$

где

$$s = s_{11} - s_{12} - \frac{s_{44}}{2}, \quad (19)$$

где константы упругой податливости s_{11} , s_{12} , s_{44} , вычисляются в соответствии с [12].

Таким образом, определив значения E и ν можно определить значения σ и следовательно можно рассчитать выражение (13).

Полученные нами результаты моделирования плотности дислокаций в подложках арсенида галлия показаны на рис. 2, 3.

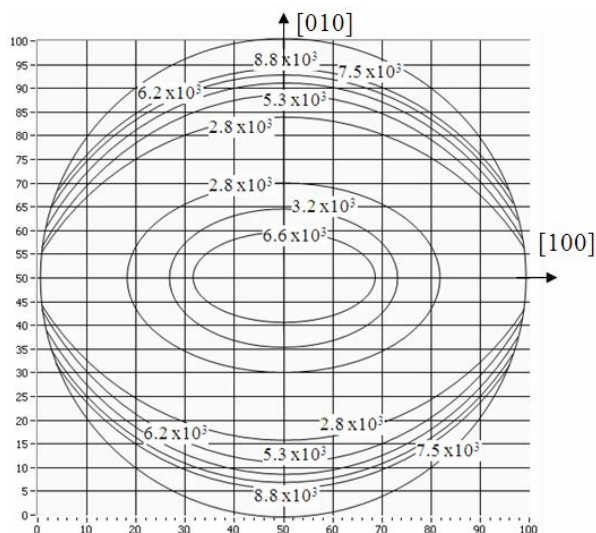


Рисунок 2 – Рассчитанная плотность дислокаций (см^{-2}) в пластине ориентации (001) для систем скольжения $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[011]$ и $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[0\bar{1}\bar{1}]$

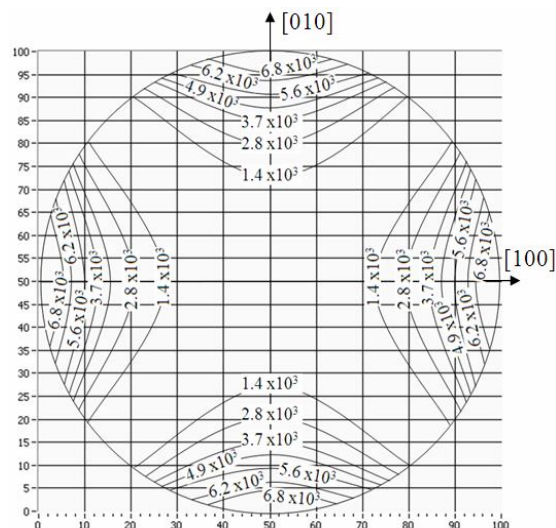


Рисунок 3 – Рассчитанная плотность дислокаций (см^{-2}) в пластине ориентации (001) для систем скольжения $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[\bar{1}10]$, $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[110]$, $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[110]$ и $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$

В результате моделирования нами было установлено, что 12 систем скольжения сводятся в результате к пяти системам. Для систем скольжения $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[011]$ и $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[0\bar{1}\bar{1}]$ дислокации сконцентрированы в центре и вблизи верхнего и нижнего края подложки по кристаллографическим направлениям $[010]$ и $[0\bar{1}0]$, для систем скольжения $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[10\bar{1}]$ и $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[101]$ распределение плотности дислокаций, подобно вышерассмотренным, за исключением того, что изолинии расположения дислокаций развернута на 90° . В системах скольжения $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[\bar{1}10]$, $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[110]$, $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[110]$ и $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ дислокации сгруппированы по кристаллографиче-

ским направлениям $[010]$, $[0\bar{1}0]$ и $[100]$, $[\bar{1}00]$, что хорошо согласуется со значениями коэффициента Пуассона для этих кристаллографических направлений.

Системы скольжения $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[011]$ и $(111)[0\bar{1}\bar{1}]$ приводят к максимальному значению плотности дислокаций в центре и по краям в направлении $[010]$ и $[0\bar{1}0]$, а для систем $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[101]$ и $(111)[10\bar{1}]$ – распределение аналогично с тем отличием, что изолинии развернуты на 90° .

Для оценки полученных результатов мы исследовали обработанный в селективном травителе образец подложки арсенида галлия. Снимок распределения дислокаций полученный в отраженном свете представлен на рис. 4. Можно видеть, что полученное в результате моделирования распределение дислокаций хорошо совпадает с реальной картиной распределения плотности дислокаций в подложке.

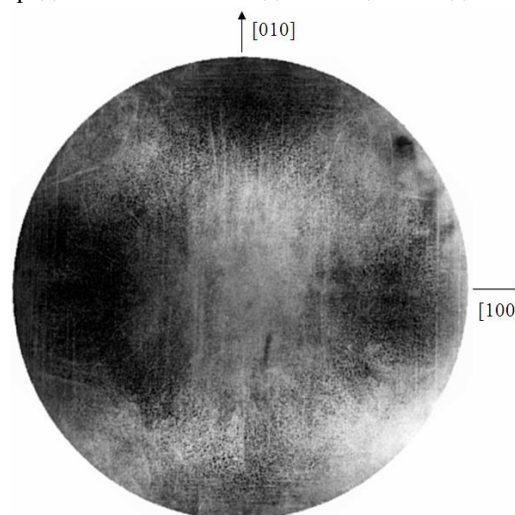


Рисунок 4 – Распределение плотности дислокаций в подложке арсенида галлия диаметром 100 мм, кристаллографическая ориентация (100). Отраженный свет.

ВЫВОДЫ. 1. Усовершенствована математическая модель, описывающая влияние кристаллографической ориентации подложек арсенида галлия на плотность дислокаций, которая в отличие от существующих позволяет оценить плотность и распределение дислокаций в подложках GaAs с учетом систем скольжения.

2. Установлено, что механизм размножения дислокаций во всех 12 допустимых для арсенида галлия системах скольжения может быть описан пятью системами.

ЛИТЕРАТУРА

1. A comparative study of thermal stress induced dislocation generation in pulled GaAs, InP, and Si crystals/ A.S. Jordan, R. Caruso, A.R. VonNeida, J.W. Nielsen // J. Appl. Phys. – 1981. – Vol. 52. – PP. 3331–3337.

2. Low indium-doped LEC GaAs crystal growth employing thermal stress analysis / T. Matsumura, F. Sato, A. Shimura, T. Kitano, J. Matsui // *J. Cryst. Growth.* – 1986. – Vol. 78. – PP. 533–537.

3. Computed stress fields in GaAs during vertical Bridgman growth/ W. Rosch, F. Carlson // *J. Cryst. Growth.* – 1991. – Vol. 109. – PP. 75–81.

4. Влияние тепловых условий на термоупругие напряжения в слитках ПИН GaAs, выращиваемых по LEC технологи. / А.П. Оксанич, І.В. Шевченко, В.А. Тербан // *Прикладная радиоэлектроника.* – 2011. – Т. 10. – № 1. – С. 101–105.

5. Formation of dislocations during liquid encapsulated Czochralski growth of GaAs single crystals / M. Duseaux, G. Jacob // *J. Appl. Phys.* – 1982. – Vol. 40. – PP. 790–794.

6. Dislocations and Plastic Flow in the Diamond Structure / H. Alexander, P. Haasen // *J. Cryst. Growth.* – 1991. – Vol. 109. – PP. 75–81.

7. Tsai C.T. On the finite element modeling of dislocation dynamics during semiconductor crystal growth // *J. Cryst. Growth.* – 1991. – Vol. 113. – PP. 499–507.

8. A Thermoelastic Analysis of Dislocation Generation in Pulled GaAs Crystals / A. S. Jordan, R. Caruso, A.R. Von Neida // *Bell system technical Journal.* – 1980. – Vol. 59. – PP. 593–637.

9. Анизотропия подвижности 60° β -дислокаций в кристаллах GaAs / В.И. Барбашов // *Физика твердого тела.* – 1992. – № 8. – С. 2671–2673.

10. Motakef S. A high temperature creep model for GaAs // *J. Cryst. Growth.* – 1991. – Vol. 108. – PP. 33–36.

11. Численно-аналитическое решение задачи теплообмена с поверхности слитка в процессе выращивания монокристаллов GaAs методом Чохральского с жидкостной герметизацией / А.П. Оксанич, П.О. Хозя, И.В. Шевченко // *Новые технологии.* – 2008. – № 4 (22). – С. 10–17.

12. Пritchyn С.Э. Определение влияния кристаллографической ориентации на механические свойства арсенида галлия // *Технічна електродинаміка.* – 2012. – Част. 3. – С. 209–211.

IMPROVEMENT OF THE MATHEMATICAL MODEL OF THE INFLUENCE OF CRYSTALLOGRAPHIC ORIENTATION OF GALLIUM ARSENIDE SUBSTRATES ON THE DENSITY OF DISLOCATIONS

S. Pritchyn

Kremenchuk Mykhailo Ostrohradskyi National University

vul. Pershotravneva, 20, Kremenchuk, 39600, Ukraine. E-mail: pritchinse@ukr.net

In the paper, we solve the improvement problem of the mathematical model that describes the dependence of dislocations density in gallium arsenide substrates on the crystallographic directions. Different models describing the processes of formation of dislocations in semiconductor materials were discussed. The distribution and density of dislocations for the different slip systems, based on the improved mathematical model, were analyzed. It was found that 12 slip systems existing in the gallium arsenide can be reduced to 5 systems. Also it was described the slip systems with dislocations concentrated in the centre area and near the top and bottom edges of the substrate on the crystallographic directions $[010]$ and $[0\bar{1}0]$, and slip system where the dislocations were grouped along to the main crystallographic directions. The research results are in good agreement with Poisson's ratio. The studies performed have shown close agreement between the modeled dislocations density distribution and their experimental values.

Key words: gallium arsenide substrate, mathematical modeling, dislocation.

REFERENCES

1. Jordan, A. S., Caruso, R., VonNeida, A. R., and Nielsen, J. W. (1981) “A comparative study of thermal stress induced dislocation generation in pulled GaAs, InP, and Si crystals”, *J. Appl. Phys.*, vol. 52, pp. 3331–3337.

2. Matsumura, T., Sato, F., Shimura, A., Kitano, T., and Matsui, J. (1986) “Low indium-doped LEC GaAs crystal growth employing thermal stress analysis”, *J. Cryst. Growth*, vol. 78, pp. 533–537.

3. Rosch, W., Carlson, F. (1991) “Computed stress fields in GaAs during vertical Bridgman growth”, *J. Cryst. Growth*, vol. 109, pp. 75–81.

4. Oksanich, A.P., Shevchenko, I.V., and Terban, V.A. (2011) “The influence of thermal conditions on the thermo-elastic stresses in bars PIN GaAs, grown by LEC technology”, *Prikladnaja radioelektronika*, vol. 10., no.1, pp. 101–105.

5. Duseaux, M., Jacob, G. (1982) “Formation of dislocations during liquid encapsulated Czochralski growth of GaAs single crystals”, *J. Appl. Phys.*, vol. 40, pp. 790–794.

6. Alexander, H., Haasen P. (1991) “Dislocations and Plastic Flow in the Diamond Structure”, *J. Cryst. Growth*, vol. 109, pp. 75–81.

7. Tsai, C.T. (1991), “On the finite element modeling of dislocation dynamics during semiconductor crystal growth”, *J. Cryst. Growth.*, vol. 113, pp. 499–507.

8. Jordan, A.S., Caruso, R., and Von Neida, (1980) “A. R. A Thermoelastic Analysis of Dislocation Generation in Pulled GaAs Crystals”, *Bell system technical Journal*, vol. 59, pp. 593–637.

9. Barbashov, V.I. (1992), “The anisotropy of the mobility of 60° β -dislocations in GaAs crystals”, *Fizika tverdogo tela*, no. 8, pp. 2671–2673.

10. Motakef, S. (1991), “A high temperature creep model for GaAs”, *J. Cryst. Growth.*, vol. 108, pp. 33–36.

11. Oksanich, A.P., Hozja, P.O., and Shevchenko, I.V. (2008), “Numerical-analytical solution for heat transfer from the surface of the ingot during the growth of GaAs single crystals by the LEC”, *Novye tehnologii*, vol. 22, no. 4, pp. 10–17.

12. Pritchyn, S.E. (2012), “Determination of the effect of crystallographic orientation on the mechanical properties of gallium arsenide”, *Tekhnichna elektrodinamika*, vol. 3. pp. 209–211.

Стаття надійшла 30.10.2013.