

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ. ПОЛУПРОВОДНИКИ

MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY. SEMICONDUCTORS

Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники. 2015. Т. 18, № 4. С. 240–245.
ISSN 1609–3577. DOI: 10.17073/1609-3577-2015-4-240-245

УДК 621.315.592

ОСОБЕННОСТИ ВЫРАЩИВАНИЯ НИЗКОДИСЛОКАЦИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО

© 2015 г. О. М. Алимов, К. Е. Аношин, А. В. Наумов
ОАО «Гиредмет»,
Б. Толмачевский пер., д. 5, стр. 1, Москва, 119017, Россия

Введение

На протяжении последних 10 лет в космической солнечной энергетике интенсивно развивались наноструктурные каскадные солнечные элементы (СЭ) с эффективностью до 30 %. Такие СЭ созданы на базе арсенида галлия и других соединений, выращенных на германиевой подложке с помощью технологии газофазовой эпитаксии из металлоорганических соединений (МОСГФЭ). В последние годы подобные СЭ все шире применяют и в наземной солнечной энергетике [1, 2].

Требования к совершенству, однородности и размерам монокристаллов и пластин германия для таких целей постоянно возрастают. Это вызывает необходимость разработки новых технологий получения материала с заданными свойствами. Прежде всего монокристаллы германия должны иметь низкую плотность дислокаций и не содержать дисло-

кационных скоплений, в частности малоугловых границ (МУГ).

Цель работы — изучение процессов роста легированных монокристаллов германия большого (более 100 мм) диаметра с высоким структурным совершенством и равномерным распределением легирующей примеси по длине и диаметру кристалла. Кроме того, проводили численный анализ поведения дислокаций в поле термоупругих напряжений растущего кристалла. На основании полученных результатов осуществляли разработку и оптимизацию теплового узла установки для получения крупногабаритных кристаллов германия методом Чохральского.

Образование малоугловых границ в поле напряжений растущего кристалла

В монокристаллах кремния, германия и других полупроводников с решеткой типа алмаза или

Изучены процессы роста легированных монокристаллов германия большого диаметра, выращенных методом Чохральского из расплава с различной формой фронта кристаллизации (ФК). Проанализировано формирование дислокационных малоугловых границ (МУГ). Проведен анализ формирования МУГ в выращенных кристаллах германия с учетом реального распределения термических напряжений в кристалле при наличии как радиального, так и осевого теплоотода. Рассмотрено поведение в поле термических напряжений дислокаций, из которых формировались МУГ. Проведен анализ движения этих дислокаций в плоскостях скольжения и выделены плоскости возможного скопления дислокаций. Наилучшие результаты достигнуты при выращивании кристаллов со слабоогнутым в кристалл ФК. Обнаружено однородное распределение дислокаций. В результате анализа выявлены тепловые условия получения слитков, свободных от МУГ. Проведены эксперименты, в результате которых подтверждено соответствие модельных представлений реальным условиям роста кристаллов и получены монокристаллы германия диаметром 100 мм и более с низкой плотностью дислокаций, свободные от МУГ.

Ключевые слова: монокристаллы германия большого диаметра, метод Чохральского, фронт кристаллизации, плотность дислокаций, малоугловые границы, поле напряжений растущего кристалла, термоупругие напряжения.

Алимов Олег Михайлович — старший научный сотрудник, руководитель лаборатории германия, e-mail: gelab29@rambler.ru; **Аношин Константин Евгеньевич** — старший научный сотрудник, зам. руководителя лаборатории германия, e-mail: gelab29@rambler.ru; **Наумов Аркадий Валерьевич** — старший научный сотрудник, e-mail: naumov_arkadii@mail.ru

сфалерита, выращенных из расплава, встречаются дислокационные скопления типа МУГ (рис. 1). Известно, что вероятность их появления в кристалле зависит от формы фронта кристаллизации (**ФК**). Реже всего МУГ встречаются в кристаллах, рост которых происходил при слегка выпуклом в расплав **ФК** [3—5]. Сложности получения крупногабаритных малодислокационных монокристаллов связаны как с физическими свойствами германия (механическими, коэффициентом термического расширения), так и с обеспечением необходимых технологических условий и режимов выращивания.

В процессе роста методом Чохральского в кристалле необходимо поддерживать малые градиенты (осевой и радиальный) температур. Это связано с тем, что при достижении критических значений градиентов температур возникают термические напряжения, которые приводят к образованию дислокаций. Причиной появления дислокаций обычно считают высокие термические напряжения, возникающие из-за неоднородного распределения температуры в кристалле [5, 6]. Полагают, что когда термические напряжения превосходят критическое напряжение в области пластичности, над **ФК** зарождаются дислокации. Зародившись, они достигают **ФК**, и последующий рост уже будет дислокационным. У разных полупроводниковых материалов предельные термоупругие напряжения различны. При этом германий является наиболее технологически «трудным» материалом. Например, в диапазоне температур от $0,75T_{пл}$ до $T_{пл}$ у кремния эта величина составляет $1,3 \cdot 10^{-2}$ Па, у антимонида индия — $5 \cdot 10^{-3}$ Па, а у германия — $1,5 \cdot 10^{-3}$ Па.

Теоретическая часть

Рассмотрим поведение в поле термических напряжений дислокаций, из которых могут сформироваться МУГ. В монокристаллах кремния и германия с ориентацией [111] преобладают границы наклона из краевых дислокаций $\langle 112 \rangle$ с вектором Бюргерса $a/2\langle 110 \rangle$, перпендикулярным к оси роста [6]. Следует проанализировать движение этих дислокаций в плоскостях скольжения и выделить плоскости возможного скопления дислокаций. То есть найти плоскости, в которых сила, действующая на дислокации со стороны поля термических напряжений, обращается в нуль. В растущем из расплава кристалле кремния тензор термоупругих напряжений σ имеет четыре отличные от нуля компоненты (в цилиндрической системе координат r, z, θ): $\sigma_{rr}, \sigma_{zz}, \sigma_{\theta\theta}$ и σ_{rz} [5, 6]. Силу, действующую на единицу длины дислокации в поле напряжений σ , можно рассчитать как

$$F = (\mathbf{b} \times \sigma) \times \xi,$$

где \mathbf{b} — вектор Бюргерса дислокаций; ξ — единичный вектор вдоль линии дислокаций [7, 8].

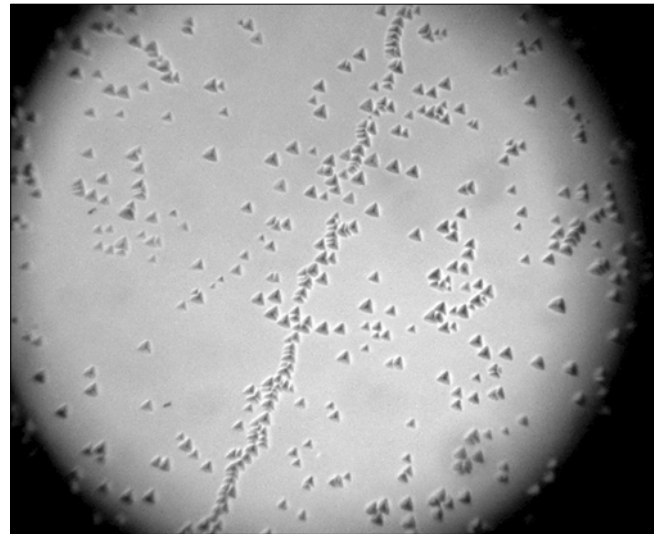


Рис. 1. Типичная дислокационная картина в кристалле германия с малоугловой границей.

Увеличение $\times 1000$. Плоскость (111), травление в CP-4

Fig. 1. Typical Dislocation Pattern in a Germanium Crystal with a Low Angle Boundary. $\times 1000$ Magnification, (111) Plane, CP-4 Etching

Ее составляющую в плоскости скольжения можно оценить из формулы

$$F_{ck} = \frac{[(\mathbf{b} \times \sigma) \times \xi] \times [\xi \times (\mathbf{b} \times \xi)]}{|\mathbf{b} \times \xi|}.$$

На рис. 2, б показано направление движения дислокаций в различных точках поперечного сечения слитка, полученное в работах [6, 9] для случая радиальной закалки (охлаждения) слитка. Как видно из рис. 2, б, геометрическим местом точек, в которых обращается в нуль сила, действующая на дислокации данного типа в плоскости скольжения, являются две плоскости (110) и (112). Следы их на поперечных сечениях слитка (оси в направлениях [112] и [110] соответственно) делят сечение на квадранты. В этих квадрантах рассматриваемые дислокации обоих знаков могут перемещаться или по направлению к линии [112], идущей по диаметру, или от нее (см. рис. 2, б). (На диаграммах заштрихованные и не заштрихованные участки соответствуют областям с противоположными знаками σ .) Поскольку в данном случае σ не зависит от z , картина воспроизводится по всей длине слитка (см. рис. 2, б).

Это означает, что, перераспределяясь в объеме кристалла, краевые дислокации с осью [112] могут сгоняться к плоскости (110), как показано на рис. 2, б, что создает предпосылку для формирования МУГ.

Таким образом, если бы растущий кристалл охлаждался или нагревался лишь радиальными потоками тепла, то в нем должно было бы наблюдаться шесть МУГ (по две на каждую из трех эквивалентных систем скольжения) [10, 11]. Так как поле реальных термических напряжений в растущем кристалле имеет более сложный вид, то это может сказаться на процессе группирования дислокаций в МУГ.

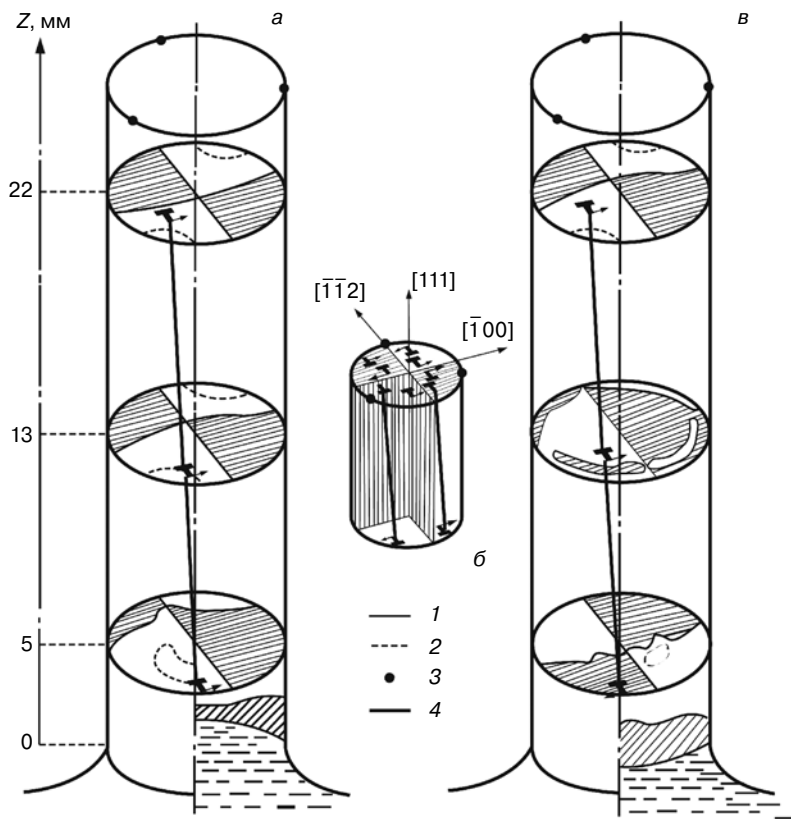


Рис. 2. Диаграммы распределения приведенного касательного напряжения σ в системе $[110]$ (111) для ряда поперечных сечений кристаллов с осью $[111]$ [6]:

a — вогнутый ФК; *б* — случай радиального теплоотвода; *в* — выпуклый ФК; 1 — «нулевая» линия в сечениях кристалла ($\sigma = 0$); 2 — линия, ограничивающая области, в которых $0,75\sigma_{\max} < \sigma < \sigma_{\max}$; 3 — место развития «явных» граней (111) на боковой поверхности кристалла; 4 — место развития «неявных» граней (111) на боковой поверхности кристалла

Fig. 2. Distribution Diagrams of Normalized Tangential Tension σ in the $[110]$ (111) System for Several Cross-Sections of Crystals with the $[111]$ Axis [6]: (a) Concave Crystallization Front, (b) Radial Heat Sink, (c) Convex Crystallization Front, (1) «Zero» Line of Crystal Cross-Sections ($\sigma = 0$), (2) Boundary of Regions with $0,75\sigma_{\max} < \sigma < \sigma_{\max}$, (3) Development of Pronounced (111) Faces on the Crystal Side Surface, (4) Development of Unpronounced Faces on the Crystal Side Surface

Аналитические выражения для компонент тензора термоупругих напряжений в кристалле германия, выращенном методом Чохральского, отсутствуют. Поэтому использовали результаты численных расчетов, выполненных в работах [12, 13]. С учетом этих данных рассчитали F_{ck} для нескольких сечений, удаленных на различное расстояние от ФК. Как отмечалось в работе [7], в случае роста кристалла со слабовогнутым ФК максимумы σ на большей части длины кристалла локализованы у его боковой поверхности. Для сечений, близких к ФК, характерна явно выраженная неэквивалентность распределения напряжения в I, II и III, IV квадрантах. Кроме того, в отличие от случая радиальной закалки, геометрическим местом точек, в которых $\sigma = 0$, является не плоскость (112) , проходящая через центр поперечного сечения кристалла, а некая поверхность, в общем случае пересекающая ось роста. Следы этих «нулевых» поверхностей на плоскостях поперечного сечения кристалла дают линии «нулевого» касательного напряжения (см. рис. 2, *a* и *в*). Дислокация, очевидно,

может достичь равновесного положения (т. е. достичь плоскости (110) , проходящей через центр поперечного сечения кристалла) только в том случае, когда траектория ее движения не пересекает «нулевую» поверхность.

В случае роста кристалла с вогнутым ФК (см. рис. 2, *a*) это условие выполняется на всем протяжении исследуемого участка длины кристалла. По крайней мере оно выполняется для дислокаций, расположенных вблизи боковой поверхности кристалла. Протяженность следов МУГ на поперечных сечениях кристалла должна определяться конфигурацией «нулевых» поверхностей. Дислокации группируются в границу, распространяющуюся от «неявной» грани (111) на боковой поверхности кристалла. А в случае радиальной закалки границы они распространяются также от «явной» грани (см. рис. 2, *б*).

Увеличение прогиба ФК в сторону затравки приведет к возрастанию напряжений, но основные закономерности их распределения в кристалле сохраняются. Экспериментально обнаружено повышение частоты появления МУГ при увеличении прогиба ФК в сторону затравки. Это связано, по-видимому, именно с возрастанием действующих напряжений.

Знаки σ в примыкающих к выпуклому ФК сечениях и в соответствующих точках кристалла с вогнутым ФК противоположны (см. рис. 2, *a* и *в*). Однако на расстояниях, больших 1,5 см от выпуклого ФК, знак σ изменяется таким образом, что распределение σ подобно распределению, характерному для кристаллов с вогнутым ФК.

Конфигурация «нулевых» поверхностей в этом случае такая (см. рис. 2, *в*), что формирование дислокационных скоплений затруднено.

Предположим, что процесс образования МУГ начинается в удаленных от ФК областях слитка. Тогда любая дислокация с осью $[112]$ должна пересекать поверхность $\sigma = 0$ [4, 7]. Точка пересечения разделяет дислокацию на две части, движение которых под действием напряжения σ должно происходить в противоположных направлениях. Поэтому дислокация с осью $[112]$ не сможет попасть в область, где возможно формирование границы. Если же, наоборот, формирование дислокационного скопления начинается у самого ФК, то дислокация будет двигаться в изменяющемся со временем поле напряжений. Тогда можно считать, что рис. 2, *в* демонстрирует изменение во времени знака силы, действующей на дислокацию. В какой-то определенный момент, зависящий от положения дислокации, она начинает скользить в противоположном направлении.

Как видно из рис. 2, в, большинство дислокаций на расстоянии $>1,5$ см от ФК должны двигаться в направлении, противоположном направлению их движения у ФК. При этом вероятность образования устойчивых дислокационных скопления невелика. Они должны успеть сформироваться или за короткий промежуток времени до момента изменения направления действия силы, или после него, когда подвижность дислокаций из-за уменьшения температуры падает [9]. По-видимому, этим можно объяснить наблюдаемое нами однородное распределение дислокаций при слабовыпуклом ФК.

Ранее высказывалось предположение, что эффективность препятствий, тормозящих движение дислокаций, должна усиливаться с уменьшением силы, действующей на дислокацию со стороны поля термоупругих напряжений [13]. Действительно, нами установлено увеличение плотности дислокационных скоплений к центру кристалла.

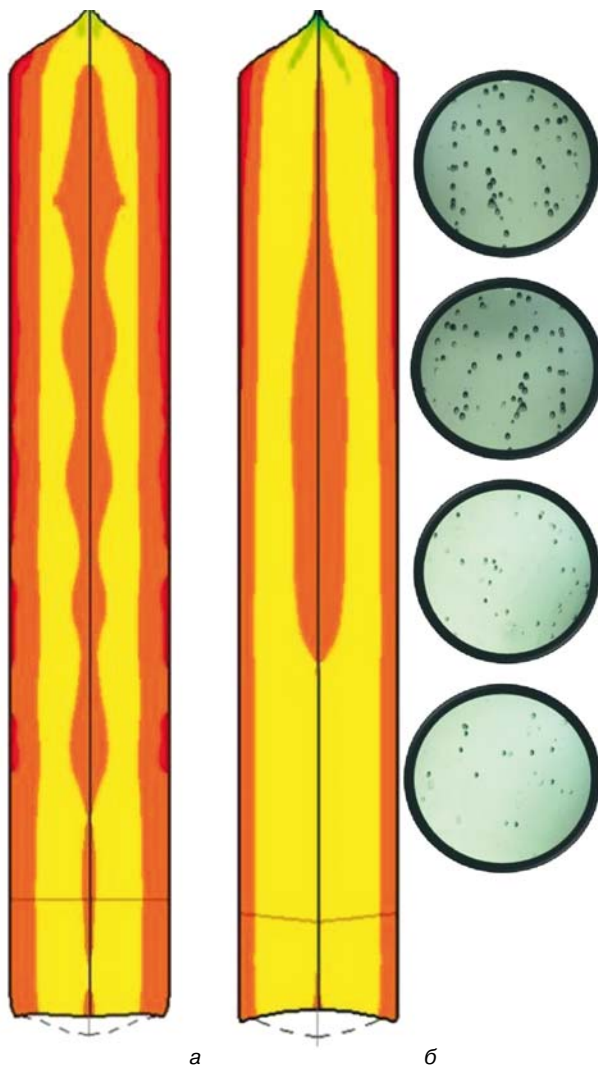


Рис. 3. Распределение плотности дислокаций во время роста монокристаллов германия до (а) и после (б) модернизации теплового узла и режимов выращивания

Fig. 3. Dislocation Density Distribution during Single Crystal Growth (a) before and (b) after Heating Unit and Growth Mode Upgrading

Следовательно, условием, препятствующим образованию МУГ в монокристаллах германия с осью роста $[111]$, является создание в них такого распределения термических напряжений, при котором на расстоянии $\sim 1,5$ см от ФК изменяется знак приведенного касательного напряжения σ в наклонных плоскостях скольжения $\{111\}$ с вектором сдвига, перпендикулярным к оси кристалла. Такое распределение напряжений соответствует изменению направления прогиба изотермы на расстоянии $\sim 1,5$ см от ФК (см. рис. 2, б) за счет изменения знака теплового потока от боковой поверхности кристалла [14].

Методика эксперимента

Монокристаллы германия с ориентацией $[111]$ и $[100]$ диаметром от 100 до 150 мм и длиной 150—200 мм выращивали методом Чохральского на установках типа «Редмет-30». Рост монокристаллов осуществляли как с использованием дополнительного фонового нагревателя, так и без него. Выращивание слитков проводили в атмосфере аргона из графитовых или кварцевых тиглей диаметром 200 мм. Скорость вытягивания программно варьировали от 0,3 до 0,1 мм/мин. Легирование проводили путем добавления металлической сурьмы в расплав. Средняя плотность дислокаций в кристаллах, измеренная металлографическим и рентгеновским методами, изменялась от $5 \cdot 10^2$ до $8 \cdot 10^3$ см $^{-2}$. Используя хорошо известную для кремния методику Дэша [5] для получения бездислокационной структуры на этапе роста «оттяжки», можно начать выращивание практически бездислокационного кристалла германия любого диаметра.

Другая серия опытов состояла в закалке кристаллов германия (диаметром 80—150 мм) после выращивания. В отличие от обычной процедуры окончания процесса роста [12], обратный конус не выращивали. Кристалл отрывали от расплава путем быстрого его перемещения вверх или путем опускания тигля. Затем кристалл охлаждали на различном расстоянии от поверхности расплава. Темп охлаждения варьировали, изменяя скорость отрыва и расстояние от кристалла до поверхности расплава. Отрыв проводили при разной форме ФК (выпуклой в расплав или вогнутой в кристалл), с вращением и без вращения кристалла.

Результаты и их обсуждение

Приведенные выше предположения и расчеты подтверждены экспериментально. Проведен анализ формирования МУГ в выращенных кристаллах германия с учетом реального распределения термических напряжений в кристалле при наличии как радиального, так и осевого теплоотвода.

Распределение температур вдоль оси кристалла германия диаметром 100 мм фиксировали с помощью



Капли
расплава

Рис. 4. Внешний вид
нижнего торца
кристалла герма-
ния при отрыве
от расплава

Fig. 4. Appearance of
the Germanium
Crystal Bottom after
Breakout from
the Melt

вольфрам–рениевых термопар ВР 5/20, помещенных в кварцевые чехлы. Одновременно термопара фиксировала и распределение температуры в подкристалльной области расплава. Это давало возможность определить тепловой поток из жидкой фазы и рассчитать форму ФК.

Рассмотрено поведение в поле термических напряжений дислокаций, из которых формировались МУГ. Проведен анализ движения этих дислокаций в плоскостях скольжения и выделены плоскости возможного скопления дислокаций. Наилучшие результаты достигнуты при выращивании кристаллов со слабоогнутым в кристалл ФК. При этом наблюдали однородное распределение дислокаций. Установлено, что условием, препятствующим образованию МУГ в монокристаллах германия с осью роста [111], является создание в них такого распределения термических напряжений, при котором на расстоянии ~1,5 см от ФК изменяется направление прогиба изотермы за счет теплового потока от боковой поверхности кристалла (рис. 3).

При отрыве кристалла от расплава германия на ФК образуется капля расплава (рис. 4).

Кристаллизация капель идет с переменной скоростью, которая может превышать среднюю скорость роста кристалла в ~20 раз. Высказывалось предположение, что кристаллизация капель ответственна за дополнительную генерацию дислокаций в раннее

низкодислокационных кристаллах [11]. Мы экспериментально показали, что причиной образования дислокаций при выращивании и закалке кристалла германия после выращивания являются как высокие термоупругие напряжения, так и условия кристаллизации капли расплава. Удалось найти оптимальные условия выращивания кристалла, с введением дополнительного нагревателя [15] и его постростовой закалки (охлаждения), при которых не происходило размножение дислокаций.

Заключение

Проведен анализ формирования МУГ в выращенных кристаллах германия с учетом реального распределения термических напряжений в кристалле при наличии как радиального, так и осевого теплоотвода. Рассмотрено поведение в поле термических напряжений дислокаций, из которых формировались МУГ. Изучено распределение электрофизических параметров, в частности удельного сопротивления монокристаллов германия, легированных сурьмой, по длине слитка и площади пластины. Исследования показали, что при введении дополнительного нагревателя распределение легирующей примеси происходит равномерно за счет создания оптимальных тепловых условий на ФК роста монокристаллов. Программированное изменение режимов вращения и перемещения затравки позволяет получать монокристаллы с равномерным распределением (менее 10 %) легирующей примеси по длине и сечению монокристалла. Изменение скорости вращения затравки в пределах 10—40 об/мин и скорости подъема затравки от 0,1 до 0,7 мм/мин обеспечило разброс удельного электрического сопротивления по длине и сечению монокристалла, не превышающий 10 %. Из выращенных кристаллов изготовлены подложки, на следующем этапе стоит задача изготовления тестовых СЭ.

Библиографический список

1. Алферов, Ж. И. Тенденции и перспективы развития солнечной фотонеригетики / Ж. И. Алферов, В. М. Андреев, В. Д. Румянцев // Физика и техника полупроводников. – 2004. – Т. 38, вып. 8. – С. 937–948.
2. Naumov, A. V. World market of germanium and its prospects / A. V. Naumov // Rus. J. Non-Ferrous Metals. – 2007. – V. 48, N 4. – P. 265–272.
3. de Kock, A. J. R. Microdefects in dislocation-free silicon crystals / A. J. R. de Kock // Phil. Res. Repts Suppl. – 1973. – N 1. – P. 1–105.
4. Vogel, F. L. Dislocations in low-angle boundaries in germanium / F. L. Vogel // Acta Metallurgica. – 1955. – V. 3. – P. 245–248.
5. Dash, W. S. Growth of silicon crystals free from dislocations / W. S. Dash // J. Appl. Phys. – 1959. – V. 30. – P. 459–474.
6. Воронов, И. Н. Анализ условий возникновения малоугловых границ в процессе выращивания монокристаллов кремния методом Чохральского / И. Н. Воронов, В. А. Смирнов, А. М. Эйдензон // Кристаллография. – 1979. – Т. 24, вып. 6. – С. 1259–1265.
7. Аношин, К. Е. Технология выращивания низкодислокационных кристаллов германия большого диаметра методом Чохральского / К. Е. Аношин, П. Д. Гиндин, С. К. Семенов, А. В. Шубин // Интеграл. – 2013. – № 5–6. – С. 12–14.
8. Ellis, S. G. Surface studies on single-crystal germanium / S. G. Ellis // J. Appl. Phys. – 1957. – V. 28, N 11. – P. 1262–1269.

9. Roth, M. Crystal–melt interface shape of Czochralski–growth large diameter germanium crystals / M. Roth, M. Azoulay, G. Gafni // *J. Cryst. Growth*. – 1990. – V. 99. – P. 670–678.

10. Пузанов, Н. И. Образование дислокаций при выращивании бездислокационных кристаллов Si / Н. И. Пузанов, А. М. Эйдензон // *Неорганические материалы*. – 1996. – Т. 32, № 5. – С. 519–525.

11. Эйдензон, А. М. Условия возникновения дислокаций в первоначально бездислокационных монокристаллах кремния, выращенных из расплава / А. М. Эйдензон // *Изв. АН СССР. Сер. физ.* – 1980. – Т. 44, № 2. – С. 312–328.

12. Оксанич, А. П. Математическое моделирование геометрии теплового узла и разработка экспериментальной установки для выращивания слитков германия диаметром 100 мм методом Чохральского / А. П. Оксанич, В. В. Малеванный // *Новітні*

матеріали і нанотехнології. Вестн. КрНУ ім. Михайла Остроградського. – 2012. – № 6(77). – С. 11–16.

13. Богомаз, А. В. Тепловой узел ростовой камеры установки выращивания крупногабаритных кристаллов германия методом погружного формообразователя / А. В. Богомаз, Т. В. Критская, А. В. Карпенко. // *Металлургия: наукові праці ЗДІА*. – 2010. – Вип. 20. – С. 89–95.

14. Гейдт, И. С. Влияние мощности экрана–нагревателя на процессы тепло– и массопереноса при получении малодислокационных кристаллов германия методом Чохральского / И. С. Гейдт, Е. Д. Кравцова, О. И. Подкопаев // *Новый университет. Сер.: Технические науки*. – 2013. – № 11–12. – С. 54–60.

15. Пат. 135650 (РФ). Устройство для выращивания монокристаллов из расплава методом Чохральского / О. М. Алимов, К. Е. Аношин, В. С. Ежлов, 2013.

Статья поступила в редакцию 28 июня 2013 г.

ISSN 1609–3577 *Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoi tekhniki = Materials of Electronic Technics*. 2015, vol. 18, no. 4, pp. 240–245.

Features of Cz growth of the large size low dislocation germanium crystals

Oleg M. Alimov¹ — Senior Researcher, Deputy of the Head of the Germanium Laboratory (gelab29@rambler.ru); Konstantin Ev. Anoshin¹ — Senior Researcher, Head of the Germanium Laboratory (gelab29@rambler.ru); Arkady V. Naumov¹ — Senior Researcher (e-mail: naumov_arkadii@mail.ru)

¹Federal State Research and Design Institute of Rare Metals Industry,

5–1 build. B. Tolmachevsky Lane, Moscow 119017, Russia

Abstract. Cz growth of large diameter Ge single crystals has been studied. The crystals have been grown from the melt with various shapes of the crystallization front. The formation of dislocation low angle boundaries (LAB) has been analyzed. We have analyzed the formation of LAB in the as–grown Ge crystals taking into account the actual distribution of thermal tension in the crystal in the presence of radial and axial heat sinks. The behavior LAB–forming dislocations in the thermal tension field has been considered. We have analyzed the migration of these dislocations in the sliding planes and specified possible dislocation aggregation planes. The best results have been obtained for crystals in which the crystallization front was slightly concave towards the crystal. Thus, we have observed a uniform distribution of dislocations. As a result of the analysis we have determined the thermal conditions for growth of LAB free ingots. Experiments confirmed the compliance of model representations with real crystal growth conditions, and we have obtained Ge single crystals with a diameter of 100 mm and more, with a low dislocations density and free from LAB.

Keywords: large diameter germanium single crystals, Cz method, crystallization front, dislocation density, low angle boundaries, tension field of growing crystal, thermoelastic tension

References

1. Alferov Zh. I., Andreev V. M., Romyantsev V. D. Trends and Perspectives of Solar Photovoltaics. *Fizika i tekhnika poluprovodnikov = Semiconductors*, 2004, vol. 38, no. 8, pp. 937–948. (In Russ.)

2. Naumov A. V. World market of germanium and its prospects. *Russian Journal of Non–Ferrous Metals*. 2007, vol. 48, no. 4, pp. 265–272.

3. de Kock A. J. R. Microdefects in dislocation–free silicon crystals. *Phil. Res. Repts Suppl.* 1973, no. 1, p. 1–105.

4. Vogel F. L. Dislocations in low–angle boundaries in germanium. *Acta Metallurgica*. 1955, vol. 3, pp. 245–248.

5. Dash W. S. Growth of silicon crystals free from dislocations. *J. Appl. Phys.* 1959, vol. 30, pp. 459–474.

6. Voronov I. N., Smirnov V. A., Eidenzon A. M. Analysis of the conditions of occurrence of low–angle boundaries in the process of growing silicon single crystals by the CZ–method. *Kristallografiya = Crystallography Reports*, 1979, vol. 24, no. 6, pp. 1259–1265. (In Russ.)

7. Anoshin K. E., Gindin P. D., Semenov S. K., Shubin A. V. The Technology of Growth of big diameter Germanium CZ–crystals with Low–dislocation density. *Integral*, 2013, no. 5–6, pp. 12–14. (In Russ.)

8. Ellis S. G. Surface studies on Single–Crystal Germanium. *J. Applied Phys.* 1957, vol. 28, no. 11, pp. 1262–1269.

9. Roth M. Azoulay M., Gafni G. Crystal–melt interface shape of Czochralski–growth large diameter germanium crystals. *J. Crystal Growth*, 1990, vol. 99, pp. 670–678.

10. Puzanov N. I., Eidenzon A. M. The formation of dislocations in growing dislocation–free crystal Si. *Neorganicheskie materialy = Inorganic materials*. 1996, vol. 32, no. 5, pp. 519–525. (In Russ.)

11. Eidenzon A. M. Terms of occurrence of dislocations in the original dislocation–free silicon single crystals grown from the melt. *Izv. AN SSSR, ser. fizicheskaya*, 1980, vol. 44, no. 2, pp. 312–328. (In Russ.)

12. Oksanych A. P., Malevanny V. V. Mathematical modelling of geometry of a heat unit and development of experimental unit for growing of germanium ingots of diameter of 100 mm by the Czochralski method. *Novitnti materialy i nanotehnologii. Vestn. KrNU im. Myhayla Ostrogradskogo = Transactions of Kremenchuk Mykhailo Ostrohradskyyi National University*. 2012, no. 6(77), pp. 11–16 (In Russ.)

13. Bogomaz A. V., Kritskaya T. V., Karpenko A. V. Thermal unit germanium growth chamber installation method of growing large crystals submersible shaper. *Metallurgiya: naukovі pratsi ZDIA = Metallurgy*, 2010, vol. 20, pp. 89–95 (In Russ.)

14. Geydt I. S., Kravtsova E. D., Podkopayev O. I. Effect of the power of a heater shield on the heat and mass transfer when producing germanium crystals with low dislocation density by using the Czochralski process. *Novyi universitet. Ser.: Tekhnicheskie nauki = New University. Technical science*. 2013, no. 11–12, pp. 54–60. (In Russ.)

15. Alimov, O. M. Anoshin K. E., Ezhlov V. S. *Ustroistvo dlya vyrashchivaniya monokristallov iz rasplava metodom Chokhralskogo* [A device for growing single crystals from the melt by the CZ–method]. Patent 135650 (RF), 2013. (In Russ.)

Received June 28, 2013