

УДК 621.315.592

## О механизмах образования дефектов в слитках карбида кремния политипа 4H

© Д.Д. Авров, А.В. Булатов, С.И. Дорожкин, А.О. Лебедев\*<sup>¶</sup>, Ю.М. Таиров, А.Ю. Фадеев

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“ им. В.И. Ульянова (Ленина), 197376 Санкт-Петербург, Россия

\* Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 30 июня 2010 г. Принята к печати 5 июля 2010 г.)

Методами оптической микроскопии и рентгеновской дифрактометрии исследованы особенности дефектной структуры слитков карбида кремния политипа 4H различного диаметра, выращиваемых модифицированным методом Лели на затравках с отклонениями в несколько градусов от точной ориентации (0001)C в направлении  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  (off-cut (0001) seeds). Наблюдаемые в кристаллах полосы скольжения, вытянутые вдоль  $[11\bar{2}0]$ , соответствуют вторичной системе скольжения прорастающих дислокаций  $a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle\{\bar{1}100\}$  для кристаллов с гексагональной плотнейшей упаковкой. Малоугловые дислокационные границы, направленные вдоль  $[1\bar{1}00]$ , аккомодируют разориентацию соседних доменов, возникающую вследствие их взаимного разворота вокруг оси  $[0001]$ . Разращивание кристаллов приводит к некоторому увеличению плотности дислокаций, главным образом за счет прорастающих краевых дислокаций. Средняя плотность микропор лежит в диапазоне  $5\text{--}20\text{ см}^{-2}$  и практически не изменяется при увеличении размера слитков.

### 1. Введение

Карбид кремния — широкозонный материал с уникальными свойствами, незаменимыми для создания высокоэнергетических приборов, работающих в экстремальных условиях. Слитки карбида кремния большого размера, выращиваемые методом сублимации на затравках с ориентациями (0001)C и (0001)Si, до сих пор содержат высокую концентрацию структурных дефектов, таких как микропоры, дислокации, политипные и углеродные включения, межзеренные границы, ограничивающих возможности приборного использования материала [1].

Исторически наиболее серьезным дефектом, приводящим к фатальным последствиям при работе силовых приборов на основе SiC, считаются микропоры — протяженные дефекты, вытянутые вдоль направления  $[0001]$ , с полый областью ядра. За последние годы, однако, достигнут существенный прогресс в понимании механизма образования микропор [2,3], сформулированы подходы, позволяющие предотвратить их появление [4].

Другой вид дефектов — малоугловые доменные границы, также наблюдаемый в слитках карбида кремния, изучен гораздо слабее. Предполагается [5], что возникновение доменов в карбиде кремния связано с винтовым дислокационным механизмом роста при наличии множества независимых центров зарождения. Размеры доменов на поверхности роста составляют величину  $\sim 1\text{ м}^2$ . Границы доменов, обычно ориентированные по направлениям  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , представляют собой малоугловые наклонные границы [6,7]. Разориентации соседних доменов, связанные с малыми поворотами или вокруг оси  $[0001]$ , или вокруг осей  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , приводят к значительному уширению рентгеновских кривых дифракционного отражения образца. Фактически любой уширенный

рефлекс представляет собой суперпозицию рефлексов от локальных участков, каждый из которых обладает высокой степенью структурного совершенства.

В качестве альтернативных причин возникновения малоугловых границ в кристаллах карбида кремния называются микропоры и политипные включения [7], а также любые включения [8].

Основной системой скольжения дислокаций в гексагональных кристаллах с плотнейшей упаковкой является система  $a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle(0001)$  [9]. Поэтому до недавнего времени предполагалось, что прорастающие дислокации, лежащие в призматических плоскостях  $\{10\bar{1}0\}$  или  $\{11\bar{2}0\}$ , не могут индуцироваться внешними напряжениями, а являются ростовыми дислокациями, которые аккомодируют небольшие несоответствия наклона или кручения соседних ростовых доменов [10]. Позже в работе [11] были приведены экспериментальные доказательства активации вторичной системы скольжения прорастающих дислокаций,  $a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle\{\bar{1}100\}$ , в кристаллах карбида кремния, полученных сублимационным методом.

### 2. Эксперимент

Объемные монокристаллы 4H-SiC выращивали, используя модифицированный метод Лели (метод ЛЭТИ), в реакторе с резистивным нагревом тигля, при рабочей температуре  $2100^\circ\text{C}$  и скоростях роста  $0.4\text{--}0.7\text{ мм/ч}$ . Слитки диаметром от 35 до 76 мм получали на затравках с отклонениями в  $4$  и  $8^\circ$  от точной ориентации (0001)C в направлении  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  (в англоязычной терминологии off-cut (0001) seeds).

В качестве исходной затравки для выращивания слитков диаметром 35 мм использовали пластину такого же диаметра, полученную в результате модифицированного

<sup>¶</sup> E-mail: SiCLab-Tairov@yandex.ru

RAF-процесса [12]. Пластины диаметром 35 мм, исследуемые в данной статье, были вырезаны из слитков, полученных в результате нескольких последовательных циклов роста в стандартных условиях с воспроизведением диаметра затравочного кристалла. Слитки 55 и 76 мм в диаметре, также рассмотренные далее, были получены при использовании ростовой ячейки с коническим графитовым держателем [13], которая позволяет увеличивать диаметр растущего кристалла в процессе выращивания.

В процессе роста проводили легирование слитков азотом (концентрации  $5 \cdot 10^{17} - 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ). Продолжительность экспериментальных циклов составляла от 5 до 60 ч.

Слитки распиливали на пластины, которые подвергали шлифовке и полировке с применением алмазных паст с постепенным уменьшением размера зерна (вплоть до 1/0).

Для выявления дефектной структуры пластины подвергали селективному травлению в расплаве щелочи (KOH, 600°C, 20 мин). Выявленные дефекты анализировали с использованием оптической микроскопии и классифицировали в соответствии с литературными данными.

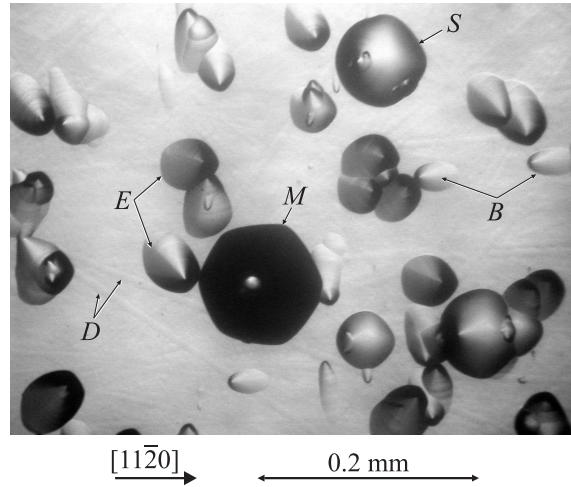
Для определения кристаллографической ориентации пластин, а также направления линейных цепочек дефектов использовали рентгеновский метод Лауэ. Структурное совершенство пластин оценивали методом съемки кривых дифракционного отражения. Ширины кривых на половине высоты максимума (FWHM) определяли в трехкристальном режиме регистрации рефлексов при фиксированном положении кристалла-анализатора в условиях дифракционного максимума ( $\omega$ -скан). Рентгенотопографические исследования ряда пластин SiC представлены ранее [12].

Далее для определенности азимут отклонения затравки от истинной ориентации (0001) будем обозначать индексами  $[11\bar{2}0]$ , в отличие от симметрично эквивалентных направлений  $[\bar{1}210]$  и  $[\bar{2}110]$ .

### 3. Результаты и обсуждение

#### 3.1. Общие особенности дефектной структуры слитков

**3.1.1. Ямки травления.** Селективное травление в расплаве щелочи выявляет ямки травления 4 видов для всех представленных образцов. Интерпретацию выявленных ямок травления проводили на основе литературных данных [14,15]. Мелкие ракушкообразные ямки травления размером 5–10 мкм, характеризующиеся малым углом выхода на поверхность пластины, — базисные дислокации (с плотностью  $\sim 10^3 \text{ см}^{-2}$ ). Более крупные каплевидные ямки травления (10–20 мкм) — прорастающие краевые и(или) смешанные дислокации с плотностью  $10^3 - 10^5 \text{ см}^{-2}$ . Еще более крупные круглые или гексагональные с плоским дном ямки травления — прорастающие винтовые дислокации с заполненным ядром,



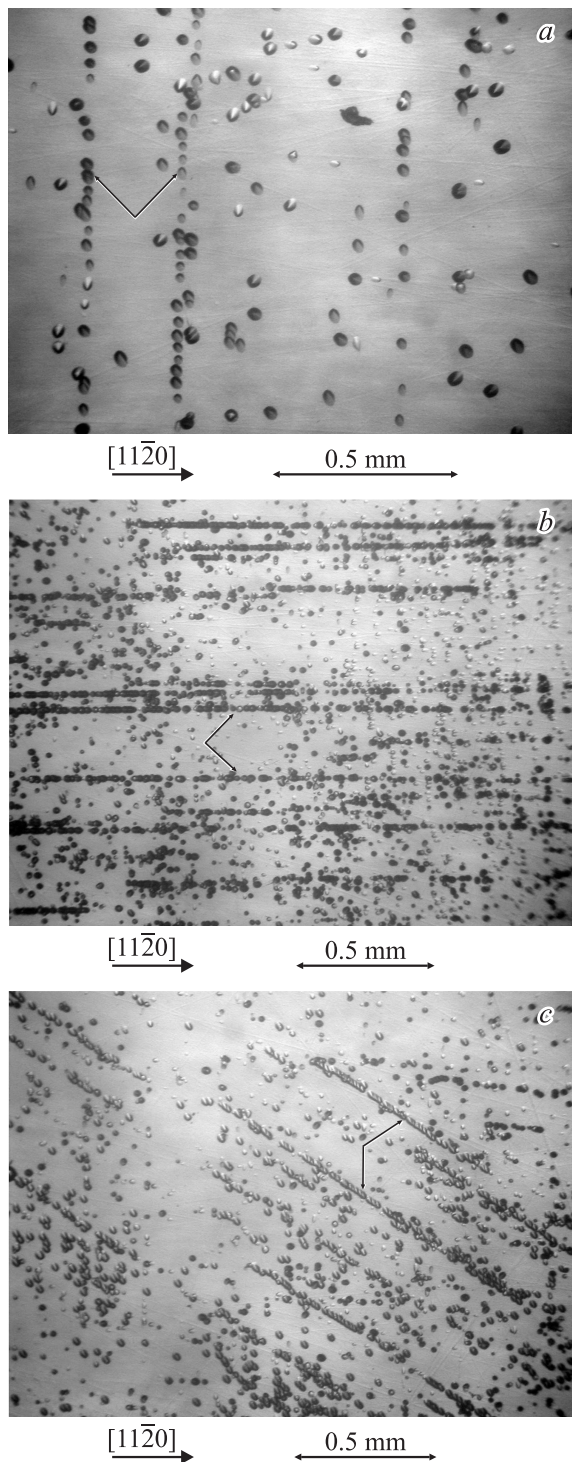
**Рис. 1.** Оптическая микрофотография поверхности образца: характерные ямки травления и нарушения поверхности. Обозначения: *M* — микропора, *S* — винтовая прорастающая дислокация, *E* — прорастающие дислокации с краевой компонентой, *B* — базисные дислокации, *D* — царапины, вызванные алмазной полировкой.

с относительно невысокой плотностью,  $10 - 10^2 \text{ см}^{-2}$ . Самые крупные гексагональные ямки травления размером 30–80 мкм, не имеющие дна, — прорастающие винтовые дислокации с полым ядром (микропоры), с плотностью  $2 - 30 \text{ см}^{-2}$ . Характерные ямки травления представлены на рис. 1.

**3.1.2. Линейные особенности.** На поверхности пластин обнаружены два типа линейных особенностей. Линии, обозначенные *D* на рис. 1 и ориентированные произвольным образом, интерпретированы нами как царапины, вызванные остаточными нарушениями вследствие полировки с использованием алмазных паст.

Второй тип выявленных линейных особенностей образуется в результате перераспределения имеющихся в кристалле дислокаций, которые появились в процессе роста слитка и его последующего охлаждения. Направление таких линий, занимающих большие участки поверхности пластин, определяется кристаллографическими направлениями плотнейшей упаковки гексагонального кристалла SiC. Нами наблюдались две системы пространственного перераспределения прорастающих дислокаций, занимающих большие участки поверхности пластин. Первая — перпендикулярно азимуту отклонения  $[11\bar{2}0]$  плоскости затравки от истинной плоскости (0001), вторая — вдоль этого направления. Две системы наблюдаются совместно на одних участках поверхности или независимо (рис. 2, *a, b*). На отдельных участках выращенных слитков, обычно на периферии, спорадически возникает дополнительная система линий вдоль направления, составляющего угол  $30^\circ$  с азимутом отклонения  $[11\bar{2}0]$  и принадлежащего семейству  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  (рис. 2, *c*).

**Линии скольжения.** Известно, что в процессе сублимационного роста в растущем кристалле карбида



**Рис. 2.** Линейные цепочки выходов дислокаций на поверхности, выявленные травлением в КОН: *a* — в направлении  $[1\bar{1}00]$  (плотность дислокаций  $5 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$ ); *b* — в направлении  $[11\bar{2}0]$  (плотность дислокаций  $5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$ ); *c* — в направлении  $[10\bar{1}0]$  (плотность дислокаций  $5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$ ).

кремния возникают высокие уровни механических напряжений вследствие наличия больших температурных градиентов, неоднородной фиксации затравки на держателе, появления политипных включений и т. д. По нашим

расчетным оценкам, напряжения в затравочной пластине карбида кремния, плотно закрепленной на держателе, изготовленном из графита марки МГ-1, могут достигать величин  $10^6 - 10^8 \text{ Па}$ . В соответствии с [9] напряжения  $\sigma$ , возникающие обычно при пластической деформации, сопоставимы:

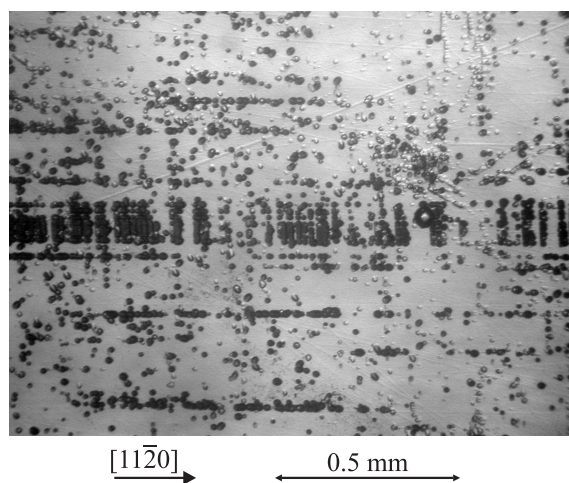
$$\sigma \sim 10^{-4} \mu \sim 10^7 \text{ Па}, \quad (1)$$

$\mu = 160 \text{ ГПа}$  — модуль сдвига карбида кремния. Указанные причины могут приводить к возникновению скольжения в системах, рассмотренных выше.

Основными прорастающими дислокациями в кристаллах карбида кремния с относительно невысокой плотностью дислокаций ( $10^4 \text{ см}^{-2}$ ) при росте на затравке с небольшим отклонением ориентации от  $(0001)$  являются краевые дислокации с компонентой вектора Бюргера  $a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle$ , вытянутые вдоль направления  $[0001]$  [16]. На пластине с ориентацией  $(0001)$  скольжение в системе  $a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle\{\bar{1}100\}$  должно приводить к появлению следов скольжения на поверхности пластин — линейных цепочек выходов дислокаций, вытянутых вдоль трех симметрично эквивалентных направлений  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ .

В рассматриваемых кристаллах скольжение представлено узкими полосами и линейными цепочками дислокаций, вытянутыми вдоль одного направления,  $[11\bar{2}0]$ , и обрывающимися внутри кристалла (рис. 2, *b*). „Конкурентные“ системы скольжения вдоль  $[1\bar{2}10]$  и  $[\bar{2}110]$  проявляются намного реже. Очевидно, что для кристаллов, выращенных на отклоненной грани, наблюдается так называемое „ламинарное“ течение по Коттрелу [9], когда в кристалле присутствует одна преобладающая система скольжения — вдоль направления фронта роста слоя.

При увеличении напряжения в кристалле и развитии скольжения дислокации в пределах зон скольжения могут перераспределяться, минимизируя суммарную энергию и образуя тонкую структуру микрополигонизации. На рис. 3 представлена зона скольжения в средней части



**Рис. 3.** Микрополигонизация дислокаций в следах скольжения в системе  $a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle\{\bar{1}100\}$  на поверхности пластин.



слитка шириной 200 мкм и протяженностью несколько миллиметров. Дислокации в пределах зоны скольжения формируют субграницы в направлении  $[1\bar{1}00]$ . Вектор Бюргера всех индивидуальных дислокаций в такой субгранице один и тот же и направлен нормально к линии микрополигонизации. Представленная последовательность формирует чисто поворотную субграницу, а линейная трансформация, связывающая соседние домены, — поворот вокруг оси  $[0001]$ . Линейная плотность дислокаций в последовательности может быть определена из рис. 3 (она составляет  $N = 150\text{--}250\text{ мм}^{-1}$ ), что позволяет оценить величину вносимой последовательностью разориентации из уравнения

$$\alpha \approx bN/10^7, \quad (2)$$

где  $\alpha$  — разориентация в радианах,  $b$  — величина вектора Бюргера ( $b = 3.08 \text{ \AA}$ ).

Вычисленные таким образом величины вносимых разориентаций составляют  $10\text{--}15''$  и, как будет показано далее, хорошо коррелируют с данными рентгеновского дифрактометрического анализа.

**Доменные границы.** Прорастающие краевые дислокации вида  $a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle$  могут скользить в трех симметрично эквивалентных системах параллельных плоскостей  $\{10\bar{1}0\}$ . В результате образуются линейные протяженные макроконфигурации в направлениях  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , минимизирующие суммарную энергию дислокаций. На поверхности роста возможно появление трех симметрично эквивалентных наборов границ, ориентированных под углом  $120^\circ$  друг к другу, вдоль азимутов  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ .

В кристаллах с точной ориентировкой оси  $[0001]$  рассматриваемые границы образуют нерегулярную конфигурацию — так называемую фрагментарную структуру [17] из трех типов симметрично эквивалентных границ с доменами неправильной формы [6]. В представленных здесь кристаллах превалирует система субграниц в направлении  $[1\bar{1}00]$  (по нормали к азимуту отклонения  $[11\bar{2}0]$  от истинной ориентации). Кристаллографически эквивалентные системы субграниц вдоль  $[10\bar{1}0]$  и  $[01\bar{1}0]$  наблюдаются спорадически, возможно, при высокой локальной концентрации напряжений на отдельных участках слитков.

Если образование доменных границ связано с дислокационным скольжением на той или иной стадии роста или охлаждения кристалла, то при „ламинарном“ скольжении изгиб будет происходить вокруг направления, нормального к направлению скольжения, т.е.  $[0001]$  или  $[1\bar{1}00]$  в наших обозначениях. На плоскости с отклонением от  $(0001)$  возникает семейство субграниц, параллельных направлению  $[1\bar{1}00]$ .

**Природа доменных границ.** Тип доменных границ (границы наклона двух видов, граница кручения) может быть определен рентгеновским дифрактометрическим методом по методике, подробно представленной ранее в [6,7]. Регистрацию дифракционных кривых областей кристалла, содержащих доменные границы, проводили в режиме  $\omega$ -сканирования для симметричного рефлекса 0008 (в различных азимутальных направлениях) и

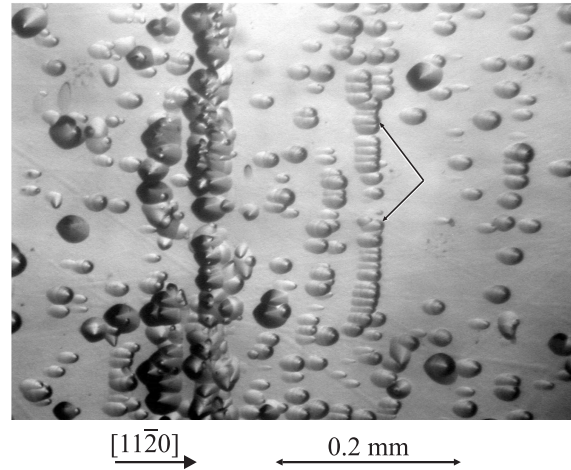


Рис. 4. Полигонизация базисных дислокаций.

асимметричных рефлексов семейства  $10\bar{1}7$ . Такой набор рефлексов позволил нам произвести независимую оценку угловых разориентаций соседних доменов при их взаимном развороте, вызванном вращением относительно трех осей кристаллографического базиса. Профили дифракционных кривых в основном содержат один симметричный максимум с шириной на половине высоты максимума  $\omega = 10\text{--}25''$ . Для ряда периферических областей кристаллов кривые, соответствующие рефлексу  $10\bar{1}7$ , состоят из двух дифракционных пиков, на угловом расстоянии  $\sim 40''$  друг от друга. Такой вид кривых может свидетельствовать о существовании блочной структуры — границ наклона, образованных разворотом доменов при повороте вокруг оси  $[0001]$ .

**Базисные дислокации.** Известно [16], что базисные дислокации в аналогичных образцах SiC представлены в основном винтовыми дислокациями вида  $a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle\{11\bar{2}0\}$ . Плотность краевых базисных дислокаций, которые могут полигонизоваться, существенно ниже. В рассматриваемых образцах плотность прорастающих дислокаций на порядок выше плотности базисных дислокаций, причем последние распределены равномерно по поверхности образцов. Высокие уровни напряжений в слитке и увеличение суммарной плотности дислокаций до  $10^5\text{ см}^{-2}$  приводят к появлению границ, которые ориентированы вдоль  $[1\bar{1}00]$  и состоят из базисных дислокаций, вытянутых вдоль направления  $[11\bar{2}0]$  (рис. 4). Такая система перераспределения базисных дислокаций может быть обусловлена полигонизацией краевых базисных дислокаций с вектором Бюргера  $n\langle 0001 \rangle$ , где  $n = 1, 2, \dots$ , плотность которых в кристаллах SiC обычно невелика [16].

### 3.2. Дефектная структура как функция размера пластин

Величины плотностей дислокаций и ширин на половине высоты максимума (FWHM) дифракционных кривых трех типов образцов, описанных выше, даны

Параметры исследуемых пластин карбида кремния

№ слитка	Ориентация	Диаметр пластины, мм	Рефлекс	FWHM, угл. сек ( $\omega$ -скан)	Плотность прорастающих дислокаций, $10^3 \text{ см}^{-2}$	Плотность базисных дислокаций, $10^3 \text{ см}^{-2}$
1	8° от (0001) к (11 $\bar{2}$ 0)	35	0008	9–15	1–5	0.5–1
			10 $\bar{1}$ 7	10–18		
2	9° от (0001) к (11 $\bar{2}$ 0)	55	0008	9–19	5–10	1
			10 $\bar{1}$ 7	10–20		
3	5° от (0001) к (11 $\bar{2}$ 0)	76	0008	10–25	10	1
			10 $\bar{1}$ 7	10–25		

в таблице. Распределение микропор по поверхности образцов для трех типовых пластин представлены на рис. 5.

**Механизмы деградации.** Деградация структуры слитков при увеличении размеров затравочных кристаллов, по нашим данным, связана с локальными флуктуациями теплоотвода от поверхности затравочного кристалла и возникновением отдельных сильно напряженных областей слитка на ранних стадиях роста. Для увеличения диаметра растущего кристалла температурные поля в ячейке подбираются таким образом, чтобы обеспечить слабо выпуклый фронт роста слитка. Это достигается путем создания, наряду с осевым температурным градиентом, латеральных температурных градиентов, которые также приводят к увеличению локальных напряжений в слитке. Наиболее уязвимыми оказываются периферические области кристаллов. Здесь, по всей видимости, достигаются наиболее высокие уровни напряжений и поэтому образуется большинство малоугловых границ.

На поверхности пластин, вырезанных из напряженных кристаллов, после травления выявляются многочисленные полосы, соответствующие рассмотренной выше системе скольжения в направлении [11 $\bar{2}$ 0]. В центральной части пластин видны протяженные хорошо оформленные доменные границы (несколько миллиметров), вытянутые вдоль направления [1 $\bar{1}$ 00], нормального к азимуту отклонения плоскости пластины от истинной плоскости (0001). В сильно напряженных областях проявляется дополнительная система скольжения, рассмотренная вы-

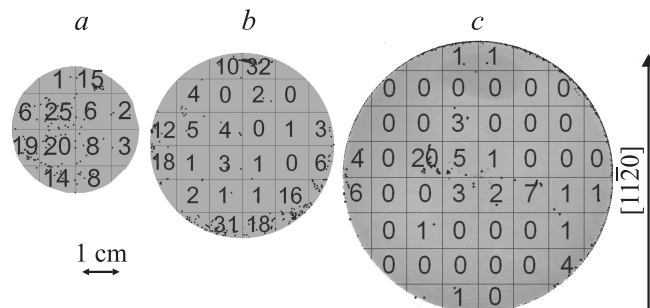
ше (см. рис. 2, *b, c*). Суммарная плотность дислокаций в результате может возрастать до  $10^5 \text{ см}^{-2}$  и выше. В дальнейшем превышение теоретического предела прочности может приводить к микрорастрескиванию краевых областей слитка. В сильно напряженных областях обнаружены политипные включения (политипы 6H и 15R).

В то же время учет технологических факторов, рассмотренных выше, позволяет предотвратить деградацию слитков и получить образцы достаточно высокой степени структурного совершенства диаметром 55 и 76 мм (см. таблицу и рис. 5).

**Микропоры.** Плотность микропор в слитке диаметром 35 мм довольно велика (до  $25 \text{ см}^{-2}$ ). При увеличении диаметра средняя плотность микропор на единицу поверхности не увеличивается, напротив, имеет место дальнейшее снижение этой величины, вплоть до создания протяженных областей с нулевой плотностью микропор. Относительно неожиданным результатом является тот факт, что плотность микропор не коррелирует с такими параметрами, как плотность дислокаций и значения ширин дифракционных кривых (см. таблицу). В целом для образцов большого диаметра характерно довольно неравномерное распределение микропор по поверхности, которое вызвано рядом факторов. В частности, это связано с оттеснением части микропор на периферию слитка вследствие выпуклого фронта роста, с появлением и развитием отдельных микропор на краевых малоугловых границах.

**Дислокации. Малоугловые границы.** В соответствии со значениями ширин (FWHM) дифракционных кривых образец 1 характеризуется сравнительно более высокой степенью структурного совершенства. Образец обладает низкой плотностью дислокаций, причем плотности базисных и прорастающих дислокаций примерно одинаковы. Малоугловые доменные границы немногочисленны и обладают небольшой протяженностью (см. рис. 2, *a*). Угловые разориентации для таких границ, вычисленные по формуле (2), составляют 2–8", в целом соответствуя измеренным величинам ширин дифракционных кривых. Наблюдаемые домены имеют протяженность в направлении [11 $\bar{2}$ 0] 50–100 мкм.

Хотя средняя плотность дислокаций для массивных кристаллов несколько возрастает, это увеличение происходит главным образом за счет прорастающих краевых



**Рис. 5.** Карты распределения микропор по поверхности образцов 1 (*a*), 2 (*b*), 3 (*c*).

дислокаций — протяженных дефектов, наименее пагубных для создаваемых на SiC приборных структур [18].

С ростом размера затравочных кристаллов наблюдается также укрупнение размеров доменных областей вдоль азимута  $[11\bar{2}0]$  — до 500–1000 мкм. Оформление доменных границ и укрупнение доменов сопровождаются некоторым увеличением средних разориентаций соседних доменов и несколько большими флуктуациями ширины дифракционных кривых по поверхности пластины.

## 4. Заключение

Особенности дефектной структуры слитков карбида кремния политаипа 4H, выращенных с небольшим отклонением от ориентации  $[0001]$ , были исследованы методом оптической микроскопии после селективного травления в расплаве KOH и рентгеновского дифрактометрического анализа. На поверхности пластин выявлены две системы линейных особенностей, соответствующих пространственному перераспределению и макроскопическому выстраиванию прорастающих дислокаций, возникших в процессе роста слитка и его последующего охлаждения. Первая система линий развернута перпендикулярно азимуту отклонения  $[11\bar{2}0]$  плоскости затравки от истинной плоскости  $(0001)$ , вторая направлена вдоль азимута отклонения  $[11\bar{2}0]$ . Наблюдаемые в кристаллах линии и полосы скольжения, вытянутые вдоль  $[11\bar{2}0]$ , соответствуют вторичной системе скольжения прорастающих дислокаций  $a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle \{ \bar{1}100 \}$  для кристаллов с гексагональной плотнейшей упаковкой. В пределах полос скольжения отмечено образование тонкой структуры микрополигонизации, с появлением микроблоков, разориентированных на  $10\text{--}15''$  друг относительно друга. В то же время доменные границы, направленные вдоль  $[10\bar{1}0]$ , являются чисто наклонными границами, причем разориентация соседних доменов возникает вследствие поворота вокруг оси  $[0001]$ .

Проанализированы особенности дефектной структуры в зависимости от диаметра слитка и специфики процесса роста. Интенсивное разраствивание кристаллов приводит к некоторому увеличению плотности дислокаций, главным образом за счет прорастающих краевых дислокаций.

Авторы статьи выражают признательность сотрудникам Физико-технического института им. А.Ф. Иоффе РАН М.П. Щеглову, Н.Ф. Картенко и А.С. Колосовой за комплекс рентгеноструктурных исследований и ценные замечания при обсуждении результатов работы.

## Список литературы

- [1] C.H. Carter, jr., R. Glass, M. Brady, D. Malta, D. Henshall, S. Muller, V. Tsvetkov, D. Hobgood, A. Powell. Mater. Sci. Forum, **353–356**, 3 (2001).
- [2] X. Ma. J. Appl. Phys., **99**, 063 513 (2006).
- [3] Д.Д. Авров, С.И. Дорожкин, А.О. Лебедев, Ю.М. Таиров, А.Ю. Фадеев. *Сб. докл. Всеросс. конф. „Физика полупроводников и наноструктур, полупроводниковая опто- и наноэлектроника“* (Махачкала, 2009) с. 29.

- [4] C. Basceri, Yu. Khlebnikov, I. Khlebnikov, C. Balkas, N. Silan Murat, H.M. Hobgood, C.H. Carter, V. Balakrishna, R.T. Leonard, A.R. Powell, V. Tsvetkov, J.R. Jenny. Patent W02008033994 (2008).
- [5] R.C. Glass, L.O. Kjellberg, V.F. Tsvetkov, J.E. Sundgren, E. Janzen. J. Cryst. Growth, **132**, 504 (1993).
- [6] S. Ha, N.T. Nuhfer, G.S. Rohrer, M. De Graef, M. Skowronski. J. Cryst. Growth, **220**, 308 (2000).
- [7] M. Katsuno, N. Ohtani, T. Aigo, T. Fujimoto, H. Tsuge, H. Yashiro, M. Kanaya. J. Cryst. Growth, **216**, 256 (2000).
- [8] M. Dudley, X.R. Huang, W. Huang, A. Powell, S. Wang, P. Neudeck, M. Skowronski. Appl. Phys. Lett., **75**, 784 (1999).
- [9] Ж. Фридель. *Дислокации* (М., Мир, 1967).
- [10] P. Pirouz. Phys. Mag. A, **78**, 727 (1998).
- [11] S. Ha, N.T. Nuhfer, G.S. Rohrer, M. De Graef, M. Skowronski. J. Electron. Mater., **29**, L5 (2000).
- [12] Д.Д. Авров, С.И. Дорожкин, А.О. Лебедев, Ю.М. Таиров, А.С. Трегубова, А.Ю. Фадеев. ФТП, **43** (9), 1288 (2009).
- [13] Д.Д. Авров, А.И. Булатов, С.И. Дорожкин, А.О. Лебедев, Ю.М. Таиров. ФТП, **42** (12), 1483 (2008).
- [14] N. Ohtani, M. Katsuno, H. Tsuge, T. Fujimoto, M. Nakabayashi, H. Yashiro, M. Sawamura, T. Aigo, T. Hoshino. Microelectron. Engin., **83**, 142 (2006).
- [15] M. Syvajarvi, R. Yakimova, A.-L. Hylen, E. Janzen. J. Phys.: Condens. Matter, **11**, 10 041 (1999).
- [16] D. Nakamura, S. Yamaguchi, I. Gunjishima, Y. Hirose, T. Kimoto. J. Cryst. Growth, **304**, 57 (2007).
- [17] Ю.А. Тхорик, Л.С. Хазан. *Пластическая деформация и дислокации несоответствия в гетероэпитаксиальных системах* (Киев, Наук. думка, 1983).
- [18] A. Powell, J. Jenny, S. Muller, H. McD. Hobgood, V. Tsvetkov, R. Lenoard, C. Carter, jr. J. High Speed Electron. Syst., **16** (3), 751 (2006).

Редактор Л.В. Шаронова

## On the mechanisms of defect formation in 4H silicon carbide ingots

D.D. Avrov, A.V. Bulatov, S.I. Dorozhkin, A.O. Lebedev\*, Yu.M. Tairov, A.Yu. Fadeev

Saint-Petersburg State Electrotechnical University „LETI“,

197376 St. Petersburg, Russia

\* Ioffe Physicotechnical Institute,

Russian Academy of Sciences,

194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** X-ray diffraction and optical microscopy have been used to study the defect structure of 4H-SiC ingots of various diameters grown by the modified Lely technique on off-cut  $(000\bar{1})$ C seeds. The slip bands extended along  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  direction belong to the secondary slip system of threading dislocations  $(a/3\langle 11\bar{2}0 \rangle \{ \bar{1}100 \})$  for h.c.p. crystals. Small-angle boundaries of  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  type would be owing to small rotation of domains around  $[0001]$  axes (tilt component of the small-angle boundary). Enlargement of ingots leads to certain accretion in dislocation densities and mainly due to threading edge dislocations. Average micropipe densities being in  $5\text{--}20 \text{ cm}^{-2}$  range practically have no change for all ingots under study.