

Об оптимизации структурного совершенства слитков карбида кремния политипа 4H

© Д.Д. Авров, С.И. Дорожкин, А.О. Лебедев[¶], Ю.М. Таиров, А.С. Трегубова*, 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 12 марта 2009 г. Принята к печати 18 марта 2009 г.)

Улучшение структурного совершенства слитков карбида кремния политипа 4H, выращенных модифицированным методом Лели, достигнуто в многостадийном процессе при последовательной смене ориентации затравок (аналогично представленному ранее в литературе RAF-процессу). Выращенные слитки диаметром 20–40 мм характеризуются практически полным отсутствием периферических малоугловых границ, а также значительным снижением плотности микропор (2–3 порядка величины по сравнению с исходным материалом). Повторное разращивание полученных затравок с ориентацией (0001)C до 50–55 мм в диаметре приводит к незначительному ухудшению структурного совершенства во вновь генерируемых периферических областях слитка. Получены качественные образцы пластин карбида кремния, характеризующихся плотностью микропор 5–40 см⁻² и базисных дислокаций 10³–10⁴ см⁻².

PACS: 61.72Bb, 61.72.Dd, 61.72.Mm, 81.05Nd, 81.10Vk

1. Введение

Карбид кремния сегодня используется в качестве полупроводникового материала для создания силовых приборов и устройств, работающих в экстремальных условиях [1]. При большой ширине запрещенной зоны он характеризуется высокой теплопроводностью и высокой напряженностью поля лавинного пробоя. Среди доступных модификаций (так называемых политипов) карбида кремния наиболее привлекательным является политип 4H-SiC, который обладает наибольшей шириной запрещенной зоны (3.3 эВ при $T = 0$ К) и самыми высокими значениями подвижности носителей заряда.

Монокристаллические слитки карбида кремния большого размера (50–100 мм в диаметре), выращиваемые модифицированным методом Лели на затравках с ориентацией (0001)C, как правило, характеризуются сложной дефектной структурой. Микропоры и макропоры, а также наклонные дислокации, уже существующие в затравочном кристалле, прорастают в направлении [0001] растущего слитка [2]. Полые макротрубки, возникающие при недостаточно плотной фиксации затравки на пьедестале, также развиваются в направлении роста [2]. Избыточный кремний, присутствующий в газовом объеме, может конденсироваться на поверхности роста в виде капель [3]. Интенсивная коррозия графитовой арматуры, вследствие взаимодействия с кремнием, приводит к появлению значительного количества слабосвязанного мелкодисперсного углерода в объеме ростовой ячейки и в конечном итоге к загрязнению фронта роста микрочастицами углерода [4]. Неоптимальные условия выращивания (температура, осевой и латеральный температурные градиенты, форма фронта роста, соотношение $\frac{\text{Si}}{\text{C}}$ в объеме газовой фазы и т.д.) могут приводить к „сбою“

растущего политипа и формированию макровключений карбида кремния, характеризующихся иной политипной структурой [5,6]. Возникновение политипных включений, как и микропор и наклонных дислокаций, может также инициироваться макровключениями кремния и углерода [7], рассмотренными выше. Контакт растущего монокристалла с поликристаллическим окружением, существующим вокруг затравки, неоптимальные тепловые поля могут приводить к появлению напряженных областей, малоугловых границ и базисных дислокаций, плотность которых даже в лучших образцах составляет величину порядка 10⁴ см⁻².

В настоящее время для улучшения структурного совершенства и подавления тех или иных дефектов в слитках карбида кремния различных политипных модификаций предлагается использовать альтернативные ориентации затравок, такие как {0338} 4H-SiC [8], (0115) 6H-SiC [2], (0114) 4H-SiC [9], (1013) 6H-SiC [10], (1010) и (1120) 4H-SiC [11]. В частности, повторяющийся рост карбида кремния на неполярных ориентациях (1010) и (1120) характеризуется отсутствием микропор, но при этом возникновением и накоплением многочисленных дефектов упаковки [11,12]. Разработанный недавно так называемый RAF-метод [13], заключающийся в последовательном использовании роста монокристалла карбида кремния в различных плотноупакованных направлениях (например, [0001] \rightarrow $\langle 1\bar{1}00 \rangle \rightarrow \langle 11\bar{2}0 \rangle \rightarrow [0001]$), позволил полностью устранить микропоры и дефекты упаковки, а также значительно снизить плотность дислокаций. В то же время данный метод может быть реализован только для выращивания кристаллов относительно небольших размеров.

В представленной статье показаны возможности использования модифицированного нами RAF-метода для улучшения структурного совершенства слитков карбида кремния политипа 4H диаметром до 55 мм.

[¶] E-mail: sic.me@eltech.ru

2. Экспериментальная часть

Все объемные монокристаллы 4H-SiC в рамках данного исследования выращивали, используя модифицированный метод Лели, в реакторе с резистивным нагревом тигля. Рабочая температура составляла 2100–2200°C, давление в процессе роста 3–10 Торр. Для стабилизации 4H-политипа в аргон добавляли азот (4 об%). Температурные градиенты находились в диапазоне 3–30 К/см. Рост проводили в ростовой ячейке из низкопористого графита марки МГ-1 отечественного производства. Продолжительность экспериментальных циклов составляла от 5 до 80 ч.

Держатель затравки и сама затравка располагались на верхней крышке стандартной ростовой ячейки [12]. Непосредственно под затравкой располагался графитовый держатель конической формы, который позволял проводить разрачивание слитка с углом конусности от 0 до 45°. В нижней части ячейки находился порошкообразный источник карбида кремния — предварительно спеченный высокочистый карбид кремния с размером зерна ~ 100 мкм.

Исходными пластинами для RAF-процесса служили предварительно подготовленные монокристаллические пластины 4H-SiC диаметром от 30 до 54 мм с ориентацией (0001)C.

При реализации RAF-метода использовали следующую последовательность ростовых экспериментов.

Стадия 1. На исходной пластине выращивали слиток толщиной 30–45 мм со средней скоростью 0.4–0.7 мм/ч, без разрачивания или с небольшим разрачиванием (угол конусности до 10–15°). Полученный слиток разрезали на пластины с ориентацией {1010}.

Стадия 2. Пластины подвергали механической обработке для придания круглой формы и после соответствующей химической подготовки использовали в качестве затравок для второй стадии RAF-процесса. На пластине с неполярной ориентацией {1010} выращивали слиток такой же толщины, как и для процесса с затравкой (0001), — 30–45 мм, с углом разрачивания до 8°. Средняя скорость роста была низкой — 0.3 мм/ч, для предотвращения развития паразитных политипных включений [12].

Стадия 3 и последующие. Для реализации третьей и при необходимости последующих стадий RAF-процесса мы использовали только ориентацию затравок, относящихся к семейству плоскостей {1010}, т.е. применяли следующую схему процесса: (1100) ⇒ (1010) ⇒ (0110) ⇒ и т.д. Таким образом, угол между направлением роста слитка и ориентацией пластин, вырезаемых из слитка и используемых в качестве затравок для следующей стадии процесса, составляет примерно 60°. Общее число стадий роста на неполярных гранях {1010} — не менее 2, но может быть и больше, в зависимости от интегральной дефектной структуры полученных пластин.

Последняя стадия. Из выращенного слитка вырезались пластины, соответствующие базисной ориентации с отклонением от плоскости (0001) на угол 4–8° в направлении $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. После округления диаметр полученных пластин составлял 25–40 мм. На этих пластинах проводили выращивание слитков карбида кремния как без разрачивания, с сохранением исходного диаметра затравки, так и с углом разрачивания 10–15°, что позволило довести диаметр слитков до 55 мм. Параметры процесса выращивания в целом соответствовали стадии 1.

Ориентирование слитков проводилось методом съемки на отражение неподвижного кристалла в полихроматическом рентгеновском излучении (метод Лауэ) с точностью 1–2°.

Для детального исследования дефектной структуры полученных слитков на различных стадиях процесса пластины подвергались химическому травлению в расплаве KOH (600°C, 15 мин). Анализ структурных дефектов проводили, используя оптическую микроскопию и рентгеновские дифракционные методы (топография, двухкристалльная дифрактометрия, метод Лауэ). Общее количество микропор на пластинах определяли, применяя оптическую фотосъемку протравленных пластин.

Рентгенотопографический метод обратного отражения в асимметричной геометрии съемки (по Бергу–Баррету), использовавшийся в работе, позволяет наблюдать и исследовать дефекты в приповерхностном слое материала. Расчетная глубина формирования дифракционного отражения в пластине с ориентацией (0001) для использовавшихся рефлексов составляет: для рефлекса 1128 на CuK α -излучении — порядка 25 мкм, для рефлекса 1017 — 10 мкм. Для количественной оценки структурного совершенства регистрировали кривые дифракционного отражения (КДО) при ω -сканировании на CuK α -излучении. Полуширины КДО измеряли для пластин с ориентацией (0001), при использовании симметричного отражения 0008.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Особенности многостадийного процесса роста

RAF-метод [13] позволяет снизить плотность микропор и дислокаций в слитках карбида кремния. Сущность метода фактически заключается в последовательном разрачивании наименее дефектных областей слитка в трех взаимно перпендикулярных направлениях — (0001), $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ и $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. В отличие от стратегии RAF-процесса, предложенной основоположником этого метода [13], мы не использовали для роста затравки с ориентациями {1120}. Рост на этих плоскостях приводит к появлению пирамидальных фасеток, ограниченных по плоскостям {1010} [11]. Коалесценция трехмерных островков ведет к генерации дислокаций и дефектов упаковки. Кроме того, как отмечается в [9], при выращивании

слитка в направлении $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ большая часть базисных дислокаций изгибается и выходит на поверхность. Для направления роста $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ тип дислокаций, сформированных на ранних стадиях роста, сохраняется в течение всего процесса [9].

При последовательном использовании только затравок с ориентациями, принадлежащими к семейству плоскостей $\{10\bar{1}0\}$, протяженные дефекты, ориентированные по направлению роста, в следующем ростовом цикле направлены под углом 30° к ростовой плоскости (угол между плоскостями $\{10\bar{1}0\}$ 60°). Соответственно дислокации, лежащие в плоскости роста, в следующем ростовом цикле направлены под углом 60° к плоскости затравки.

Использование такой схемы процесса (т.е. $(10\bar{1}0) \rightarrow (\bar{1}100)$) дает также небольшой выигрыш в размерах вырезаемых из слитка пластин по сравнению с традиционной стратегией RAF-процесса (т.е. $(10\bar{1}0) \rightarrow (11\bar{2}0)$).

3.2. Исходные пластины ориентации (0001)

Исходные пластины ориентации (0001) для проведения многостадийного процесса роста имели диаметр 54 мм и были вырезаны из средней части слитков с направлением роста $[000\bar{1}]C$, полученных в стандартном ростовом процессе. На рис. 1, *a* представлена рентгеновская топограмма части такой пластины, которая показала, что в образце присутствуют значительные макронапряжения, приводящие к разориентациям отдельных областей (до градуса) в пределах исследуемой площади образца и образованию большого количества малоугловых границ и областей, близких по строению к блочной структуре. В центральной области пластины (обозначена на рис. 1, *a* маркером *C*) могут быть выделены участки, однородные по структуре ($\sim 5 \times 5$ мм). В целом центральная область пластины по структуре значительно лучше, чем периферические области (обозначены маркерами *P*), на которых наблюдаются многочисленные области сброса напряжений. В числе возможных причин, приводящих к возникновению столь сложной дефектной структуры, — целый ряд технологических факторов, отмеченных во введении. На рис. 1, *b* приведена оптическая фотография рассматриваемой пластины после ее травления в расплаве щелочи по традиционной используемой методике. Плотность микропор (в виде отдельных черных точек) на исследуемом образце изменялась в пределах от 200 до 1000 см^{-2} по площади, плотность дислокаций (на фото неразличимы) составляла величину порядка 10^5 см^{-2} . На рис. 1, *b* видно, что наиболее высокая плотность пор, декорирующих микротрещины и границы между многочисленными разориентированными областями, наблюдается на краях пластины.

Очевидно, что в качестве затравок для первой стадии процесса роста (в направлении $[000\bar{1}]C$) могут быть использованы только центральные части пластин.

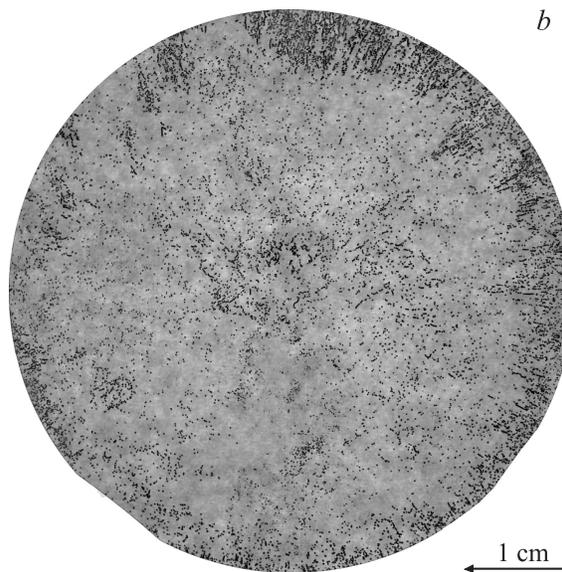


Рис. 1. Типовая исходная пластина ориентации $(000\bar{1})C$. *a* — рентгеновская топограмма части пластины ($11\bar{2}8$ — отражение, $\text{CuK}\alpha$ -излучение). Буквами обозначены: *C* — центральная часть пластины, *P* — периферийные области. *b* — оптическая фотография после травления в расплаве щелочи, с тыловой подсветкой образца.

Периферические части пластин, содержащие многочисленные сильно разориентированные области, должны быть удалены. Устранение периферических областей пластины (или исключение их влияния на растущий слиток) выполнялось одним из следующих способов: а) механическое удаление посредством обрезания краев и кругления пластины; б) использование ростового

канала, расположенного напротив центральной части затравки и позволяющего таким образом блокировать рост слитка на периферических областях затравки; в) применение держателя затравки, диаметр которого меньше диаметра используемой затравки и совпадает с диаметром выделяемой центральной области. Любой из представленных методов давал удовлетворительные результаты. В то же время необходимо отметить, что попытки использования в качестве затравок пластин с периферическими областями (для очевидного увеличения площади затравок) ухудшало структуру растущего кристалла, вероятно, вследствие инжекции напряжений с краев в центральную часть слитка.

Полученные пластины круглой формы, непосредственно использованные в качестве затравок, имели диаметр 20–40 мм.

3.3. Рост на пластинах призматических ориентаций

Особенности дефектной структуры слитков, выращенных на затравках с ориентациями $\{10\bar{1}0\}$, были представлены нами ранее [12]. Характерная топограмма части пластины ориентации $\{10\bar{1}0\}$ приведена на рис. 2. Основные дефекты, наблюдавшиеся при росте на этой ориентации затравки, — дефекты упаковки и дислокации (рис. 2), поры в этих образцах не выявлены.

В [12] нами также была продемонстрирована возможность разращивания слитка при росте на плоскости затравки $\{10\bar{1}0\}$. В рамках данного исследования для роста в направлении $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ было установлено, что при больших углах разращивания в областях слитка, соответствующих азимуту $[0001]_{Si}$, с высокой вероятностью происходит смена растущего политаипа $4H \Rightarrow 6H$, приводящая к деградации слитка. Именно поэтому угол разращивания на этой стадии процесса был ограничен величиной 8° .

3.4. Дальнейший рост на пластинах с ориентацией (0001)

После проведения двух последовательных стадий роста на затравках призматических ориентаций $\{10\bar{1}0\}$ из полученного слитка были вырезаны пластины ориентации (0001). Эти пластины характеризуются полным отсутствием пор. Даже интенсивное травление в расплаве КОН (600°C в течение 1 ч) позволяет выявить только царапины и единичные дислокации (рис. 3). После соответствующей механохимической подготовки пластины были использованы для выращивания слитков с ориентацией (0001). Необходимо отметить, что нежелательным результатом процесса явилось также существенное уменьшение размера пластин (от 40–50 мм в диаметре для исходной пластины до 20–30 мм на данной стадии процесса).

При дальнейшем росте на полученных затравках с ориентацией $(000\bar{1})_C$ были получены слитки, в которых

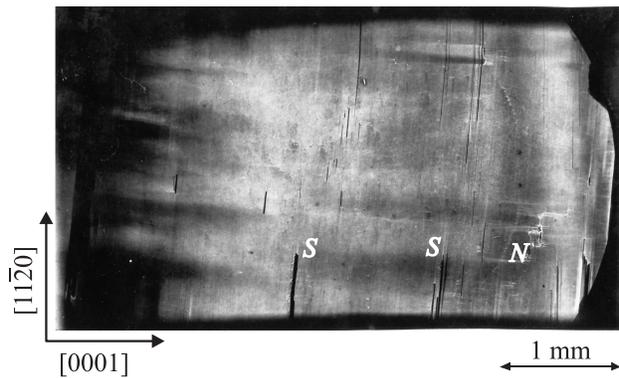


Рис. 2. Рентгеновская топограмма части пластины ориентации $\{10\bar{1}0\}$, вырезанной из слитка такой же ориентации ($11\bar{2}8$ — отражение, $\text{CuK}\alpha$ -излучение). Буквами обозначены: S — дефекты упаковки, D — дислокации.

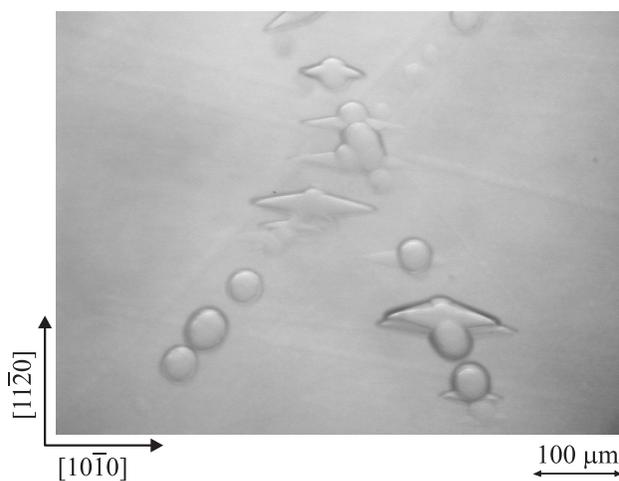


Рис. 3. Оптическая микрофотография части пластины ориентации $(000\bar{1})_C$, вырезанной из слитка с ориентацией $\{10\bar{1}0\}$.

снова появлялись микропоры. В то же время их плотность невелика (на 2 порядка ниже, чем в исходных пластинах) и не имеет тенденции к нарастанию, что позволяет говорить о стабилизации дефектной структуры полученного материала.

На рис. 4, а представлена рентгеновская топограмма пластины карбида кремния диаметром 30 мм из слитка, выращенного на затравке с ориентацией $(000\bar{1})_C$. Топограмма демонстрирует высокое структурное совершенство образца. Из выявленных дефектов следует отметить единичные дислокации, лежащие в базисной плоскости (выделены маркером D), и отдельные поры (маркер M). Оптическая фотография этой же пластины, протравленной в расплаве щелочи, показана на рис. 4, б. Ямки травления, имеющие на рисунке черный цвет, соответствуют микропорам, более светлые ямки травления серого цвета, с плоским дном — дислокационным дефектам, не имеющим полого ядра. Как видно из рис. 4, б, плотность микропор невелика и составляет

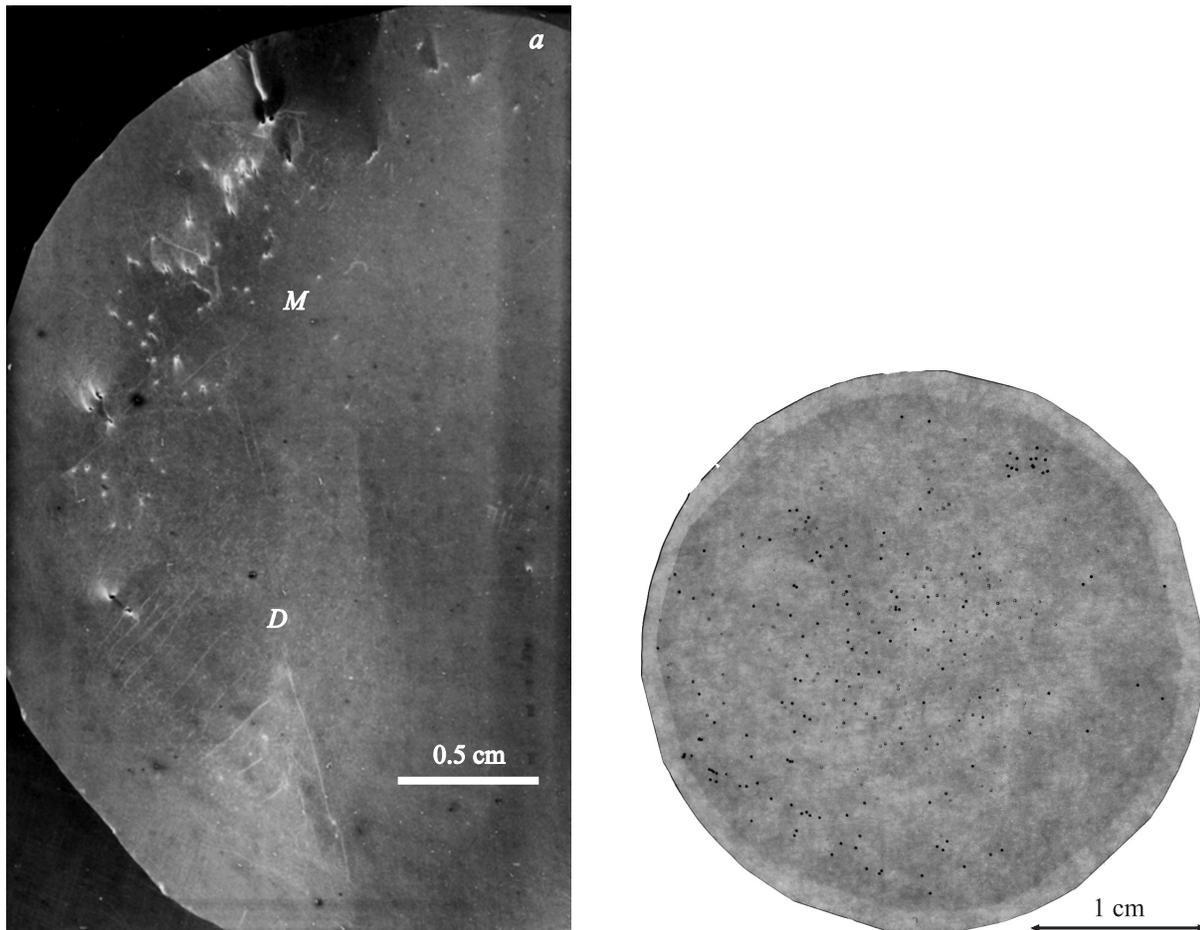


Рис. 4. Пластина ориентации $(000\bar{1})C$ из слитка, выращенного без разращивания на затравке такой же ориентации, полученной в результате модифицированного RAF-процесса. *a* — рентгеновская топограмма части пластины ($10\bar{1}7$ — отражение, $CuK\alpha$ -излучение). Буквами обозначены: *M* — область, содержащая отдельные поры, *D* — единичные дислокации. *b* — оптическая фотография после травления в расплаве щелочи.

величину $15\text{--}25\text{ см}^{-2}$ при равномерном распределении пор по поверхности пластины.

Анализ дефектов, приведенный с использованием метода оптической микроскопии и рентгеновской топографии для целого ряда пластин, позволяет определить основные структурные параметры материала, оптимизированного в результате многостадийного процесса выращивания: плотность микропор $20\text{--}40\text{ см}^{-2}$, наклонных дислокаций $10\text{--}2 \cdot 10^3\text{ см}^{-2}$ и базисных дислокаций — $5 \cdot 10^3\text{--}10^4\text{ см}^{-2}$. Малоугловые границы, характерные для периферических областей исходных кристаллов, практически отсутствуют.

Дифрактометрические исследования также зарегистрировали достаточно высокое структурное совершенство представленного на рис. 4 образца: полуширина КДО не меняется по площади поверхности и составляет величину порядка 20 угл.с.

По нашим многочисленным экспериментальным данным, именно резкое снижение числа малоугловых границ, достигнутое в RAF-процессе, приводит к значи-

тельному уменьшению плотности микропор. Указанный факт свидетельствует в пользу классической модели микропоры как дефекта, аккомодирующего несоответствие, возникающее на границе кручения соседних зерен кристалла [14].

3.5. Разращивание затравок

При разращивании затравок до размера 55–60 мм в диаметре наблюдалось незначительное ухудшение структуры выращенного слитка. Рентгеновская топограмма части пластины карбида кремния диаметром 55 мм представлена на рис. 5, *a*, оптическая фотография пластины после травления в расплаве щелочи — на рис. 5, *b*. Как видно из рис. 5, *a*, большая часть пластины лишена видимых дефектов. Однако ближе к периферии на топограмме видны области, в которых наблюдаются дислокационные границы (маркер *S*) и область макронапряжений, содержащие поры (маркер *M* на рис. 5, *a*). Как видно из рис. 5, *b*, центральная область пластины практически свободна от микропор.

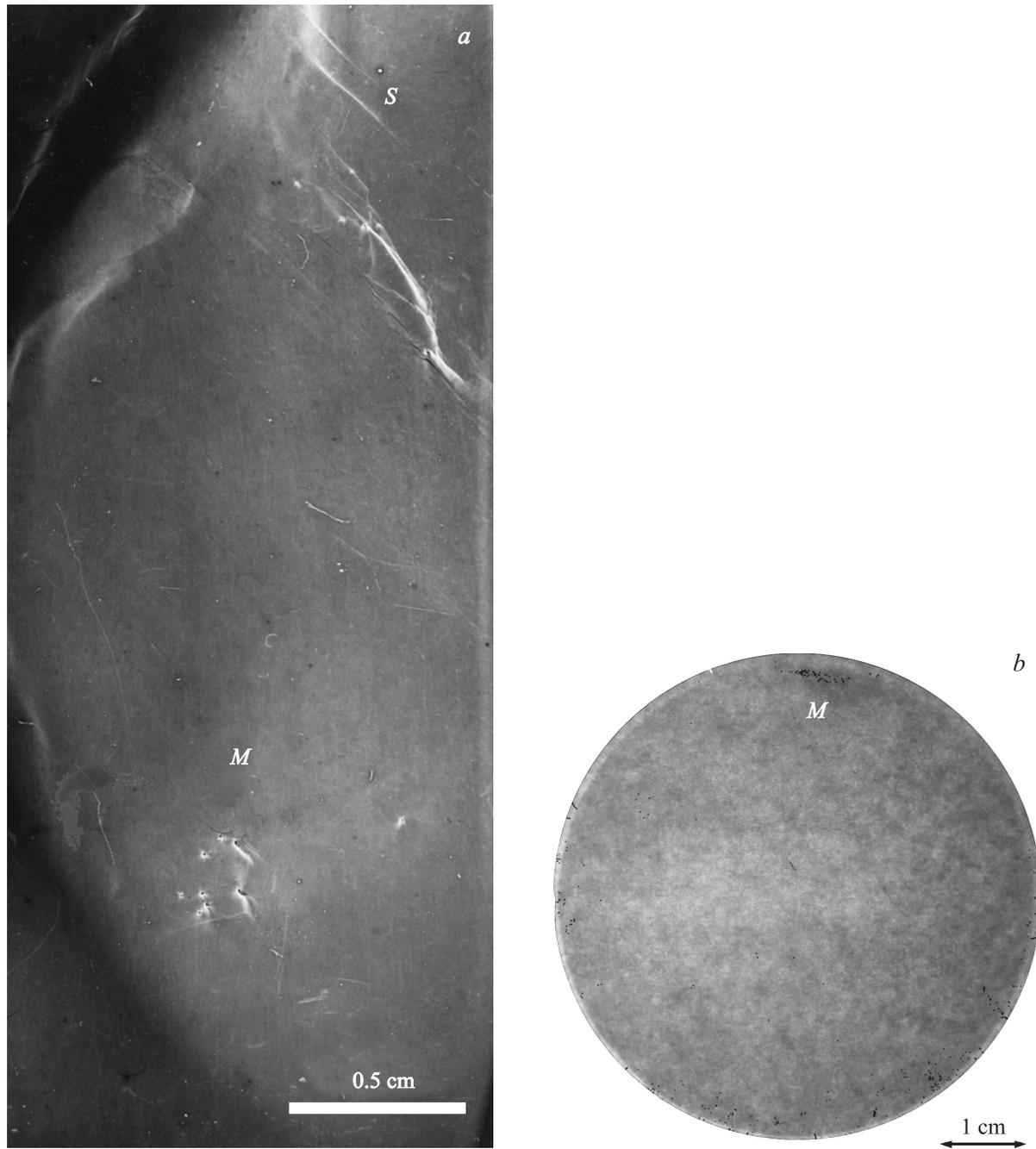


Рис. 5. Пластина ориентации $(000\bar{1})C$ диаметром 55 мм — результат последующего после RAF-процесса разращивания. *a* — рентгеновская топограмма ($CuK\alpha$ -излучение, $10\bar{1}7$ — отражение). Буквами обозначены: *M* — область, содержащая единичные поры, *S* — дислокационная граница. *b* — оптическая фотография после травления в расплаве щелочи. Буквой обозначено: *M* — скопление микропор.

Полуширина рентгеновской КДО имеет разброс по площади образца 25–50 угл.с, вызванной главным образом появлением дефектной области, описанной выше.

Единичное скопление пор, обозначенное маркером *M*, пространственно совпадает с плоской фасеткой с ориентацией $(000\bar{1})$, образующейся на ростовой поверхности. Эффект концентрации дислокаций на атомарно-гладкой поверхности $(000\bar{1})$ при использовании затравки с от-

клонением от точной ориентации наблюдался ранее, в частности, в [15]. В то же время очевидно, что при определенной форме фронта роста растущего кристалла эта фасетка может быть выведена на периферию слитка (рис. 5, *b*).

В целом для пластин, полученных в результате разращивания, характерно появление относительно небольших дефектных периферических областей (напряженных

областей), что может быть связано с недостаточной оптимизацией именно стадии разращивания слитка. Тем не менее для всей площади пластин, за исключением узкого дефектного края, плотность микропор невелика ($5-10 \text{ см}^{-2}$) при относительно низкой плотности базисных дислокаций (до 10^3 см^{-2}).

4. Заключение

Многостадийный процесс выращивания с последовательной сменой ориентаций используемых затравок (по аналогии с представленным ранее в литературе RAF-процессом [13]) был использован нами для улучшения структурного совершенства слитков карбида кремния политаипа 4H. Дефектная структура выращенных слитков характеризуется практически полным отсутствием периферических малоугловых границ, а также значительным снижением плотности микропор (3 порядка величины по сравнению с исходным материалом). Нежелательным промежуточным результатом реализованного многоступенчатого процесса роста является значительное уменьшение площади используемых затравок (до 70%). Повторное разращивание полученных затравок до коммерчески приемлемых размеров (до 50–55 мм в диаметре) приводит лишь к незначительному ухудшению дефектной структуры во вновь генерируемых периферических областях слитка. Получены качественные образцы пластин карбида кремния политаипа 4H до 55 мм в диаметре, характеризующиеся плотностью микропор $5-40 \text{ см}^{-2}$ и базисных дислокаций $10^3-10^4 \text{ см}^{-2}$.

Авторы статьи выражают признательность сотрудникам ФТИ 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] П.А. Иванов, В.Е. Челноков. ФТП, **29**, 1921 (1995).
- [2] Z.G. Herro, В.М. Epelbaum, М. Bickermann, С. Seitz, А. Magerl, А. Winnacker. J. Cryst. Growth, **275**, 496 (2005).
- [3] Н.-J. Rost, J. Dolle, J. Doerschel, D. Siche, D. Schulz, J. Wollweber. J. Cryst. Growth, **225**, 317 (2001).
- [4] D.D. Avrov, A.V. Bulatov, S.I. Dorozhkin, A.O. Lebedev, Yu.M. Tairov. J. Cryst. Growth, **275**, 485 (2005).
- [5] D. Hofmann, E. Schmitt, М. Bickermann, М. Kolbl, P.J. Wellmann, А. Winnacker. Mater. Sci. Eng. B, **61–62**, 48 (1999).
- [6] E. Schmitt, T. Straubinger, М. Rasp, М. Vogel, А. Wohlfart. J. Cryst. Growth, **310**, 966 (2008).
- [7] D. Hofmann, М. Bickermann, R. Eckstein, М. Kolbl, St.G. Muller, E. Schmitt, А. Weber, А. Winnacker. J. Cryst. Growth, **198/199**, 1005 (1999).
- [8] H. Shiomi, H. Kinoshita, T. Furusho, T. Hayashi, М. Tajima, E. Higashi. J. Cryst. Growth, **292**, 188 (2006).
- [9] J. Li, O. Filip, В.М. Epelbaum, X. Xu, М. Bickermann, А. Winnacker. J. Cryst. Growth, **308**, 41 (2007).
- [10] Y. Shishkin, O. Kordina. J. Cryst. Growth, **291**, 317 (2006).
- [11] Н.-J. Rost, М. Schmidbauer, D. Siche, R. Fornari. J. Cryst. Growth, **290**, 137 (2006).
- [12] Д.А. Авров, А.В. Булатов, С.И. Дорожкин, А.О. Лебедев, Ю.М. Таиров. ФТП, **42**, 1483 (2008).
- [13] D. Nakamura. Mater. Sci. Forum, **527–529**, 3 (2006).
- [14] P. Pirouz. Phil. Mag. A, **78**, 727 (1998).
- [15] E.K. Sanchez, J.Q. Liu, М. De Graf, М. Skowronski, W.M. Vetter, М. Dudley. J. Appl. Phys., **91**, 1143 (2002).

Редактор Л.В. Беляков

Optimization of structural perfection of 4H-silicon carbide ingots

D.D. Avrov, S.I. Dorozhkin, A.O. Lebedev, Yu.M. Tairov, A.S. Tregubova, A.Yu. Fadeev

Saint-Petersburg State Electrotechnical University,
197376 St. Petersburg, Russia
Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract Perfect 4H-silicon carbide ingots were achieved by sublimation process using sequent growth on the various seed orientations (similarly to so-called RAF-process presented earlier in literature). Obtained ingots of 20–40 nm in diameter have practically no peripheral small-angle boundaries. Also, micropipe density was lowered by 2–3 order of magnitude, in comparison with the initial material. Further enlargement of ingots up to 50–55 mm in diameter achieved by repeated lateral growth using (0001)C seeds results only in insignificant deterioration of structural perfection in just generated peripheral areas of ingots. Perfect silicon carbide wafers with micropipe density of $5-40 \text{ cm}^{-2}$ and basic dislocations of $10^3-10^4 \text{ cm}^{-2}$ have been obtained.