

Контроль формирования ступенчато-террасированной поверхности на подложках 6H-SiC(0001) методом *in situ* отражательной электронной микроскопии

© Д.Е. Дураков^{1,2}, А.С. Петров^{1,2}, Д.И. Роголо^{1,2}, Д.В. Щеглов¹, А.В. Латышев^{1,2}

¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

² Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия

E-mail: durakov@isp.nsc.ru

Поступила в Редакцию 31 марта 2026 г.

В окончательной редакции 27 мая 2026 г.

Принята к публикации 29 мая 2026 г.

Методом *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии в сочетании с *ex situ* атомно-силовой микроскопией исследованы процессы формирования ступенчато-террасированной морфологии на вицинальной поверхности 6H-SiC(0001) при высокотемпературном отжиге. Установлено, что в условиях сверхвысокого вакуума отжига при температурах 1160–1200 °С активируются процессы эшелонирования ступеней с формированием макроступеней из трех бислоев SiC высотой 0.75 нм без изменения стехиометрического состава. Отжиг при 1250 °С в течение 10 мин привел к эшелонированию ступеней с формированием наиболее гладких террас с буферным углеродным слоем на поверхности, полученным вследствие сублимации кремния.

Ключевые слова: графен, SiC, ACM, ОЭМ.

DOI: 10.61011/FTP.2026.02.63457.9382

1. Введение

Карбид кремния (SiC) продолжает привлекать значительный интерес в качестве перспективного материала для электроники высокой мощности и высокой частоты, а также в качестве уникальной подложки для роста широкозонных полупроводников и двумерных материалов, таких как графен [1]. Ключевым аспектом, определяющим качество последующих эпитаксиальных слоев, является состояние исходной поверхности подложки. В частности, наличие широких, атомарно-гладких террас, разделенных упорядоченными ступенями, является критически важным для реализации контролируемого послойного роста [2]. Формирование широких террас на вицинальных поверхностях SiC в процессе высокотемпературного отжига является результатом сложного взаимодействия термодинамических и кинетических факторов. Важнейшим наблюдаемым явлением в этом контексте является группировка ступеней или эшелонирование — процесс, при котором изначально равномерно распределенные атомарные ступени объединяются, формируя более высокие макроступени [3,4] и, как следствие, расширяя террасы между ними.

Для углубленного изучения динамики процессов, приводящих к формированию широких террас, в данной работе помимо *ex situ* методов исследования морфологии и структуры поверхности образцов применяются методы *in situ* диагностики, позволяющие отслеживать эволюцию морфологии поверхности в реальном времени. Ранее нами была продемонстрирована возможность

контроля графитизации поверхности 6H-SiC(0001) в процессе высокотемпературного отжига и были определены условия формирования буферного углеродного слоя и одного слоя графена методом *in situ* дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) [5]. Контроль графитизации поверхности этим методом возможен вследствие изменения сверхструктуры исходной подложки на $(6\sqrt{3} \times 6\sqrt{3})R30^\circ$ при формировании буферного слоя, а при формировании одного слоя графена сверхструктура буферного слоя $(6\sqrt{3} \times 6\sqrt{3})R30^\circ$ сменяется на сверхструктуру графена (1×1) . Но при эшелонировании ступеней меняется морфология поверхности, а сверхструктура остается неизменной, поэтому эшелонирование невозможно контролировать с помощью *in situ* наблюдений за картиной ДБЭО. В свою очередь отражательная электронная микроскопия (ОЭМ) используется для отслеживания изменений морфологии поверхности и атомарной структуры непосредственно в процессе высокотемпературного отжига, что подходит для отслеживания процесса эшелонирования в режиме реального времени. Этот метод также позволяет напрямую связать кинетику наблюдаемых процессов, таких как группировка ступеней и сглаживание террас ступеней, с конкретными термодинамическими условиями [6].

Исследование зависимости процесса эшелонирования ступеней от температуры и времени отжига является центральной задачей, поскольку именно эти параметры могут быть использованы при разработке технологических режимов промышленных установок эпитаксиального роста и позволяют количественно определить

энергетические барьеры ключевых процессов, таких как поверхностная диффузия и массоперенос между террасами. Таким образом, определение параметров отжига позволяет оптимизировать параметры предэпитаксиальной подготовки подложек для достижения требуемого качества поверхности в условиях крупносерийного производства и необходимо для построения полной физической картины формирования террас на поверхности SiC.

2. Методика проведения эксперимента и измерений

Исследования проводились на образцах размером $8.8 \times 1.5 \times 0.33$ мм, вырезанных из коммерческих пластин карбида кремния политаипа 6H, ориентированных в направлении (0001) с отклонением в 0.5° и легированных азотом, выступающим в качестве донорной примеси. Подготовленные образцы подвергались химической очистке петролевым эфиром и помещались в камеру сверхвысоковакуумного отражательного электронного микроскопа (СВВ ОЭМ), где производился их отжиг методом резистивного нагрева посредством пропускания через них постоянного электрического тока. Методика СВВ ОЭМ позволяла в режиме *in situ* наблюдать за формированием ступенчато-террасированной морфологии на поверхности 6H-SiC(0001) в процессе отжига. Принцип работы ОЭМ основан на том, что пучок высокоэнергетических электронов с энергией 100 кэВ падает на кристаллическую поверхность образца под брэгговскими углами порядка нескольких градусов. Так как угол падения электронов на поверхность мал, они проникают в объем образца на глубину, не превышающую единиц нанометров, соответственно упругорассеянные электроны несут информацию лишь о приповерхностных слоях. Интенсивность дифрагированных пучков определяется структурой нескольких атомных плоскостей у поверхности кристалла, что обуславливает высокую чувствительность данного метода к структуре поверхностного слоя. Таким образом, данная методика позволяет в режиме *in situ* визуализировать морфологию поверхности кристалла на уровне отдельных атомных ступеней, а также позволяет наблюдать морфологические трансформации, связанные со сверхструктурными переходами, эпитаксиальным ростом и сублимацией [7–9]. Особенностью метода СВВ ОЭМ является сжатие изображения в направлении падения электронного пучка в ~ 50 раз. Кроме того, данная методика позволяет непосредственно в ходе эксперимента переключаться из режима ОЭМ-изображения в режим микродифракции (дифракция быстрых электронов на отражение, ДБЭО). Контроль температуры образцов осуществлялся оптическим пирометром.

После завершения экспериментов по высокотемпературному отжигу и дальнейшего охлаждения образцы извлекались из СВВ камеры на атмосферу для детального *ex situ* анализа морфологии поверхности

методом атомно-силовой микроскопии (АСМ, Bruker Multimode 8). Обработка и количественный анализ АСМ-данных выполнялись с использованием программы Gwyddion.

3. Результаты и обсуждение

Впервые в режиме реального времени методом СВВ ОЭМ было получено изображение исходной поверхности подложки 6H-SiC(0001) до начала термического отжига (рис. 1, а), на котором наблюдается ступенчато-террасированная поверхность с нанодарпинами и загрязнением, что соответствует АСМ-изображению поверхности образца до отжига, представленной на рис. 1, б. Светлый контраст на ОЭМ-изображении соответствует участкам поверхности, на которых во всех точках выполняется дифракционное условие Вульфа–Брега, иначе говоря, светлый контраст соответствует террасам (обозначены цифрой 1 на рис. 1, а), совпадающим с кристаллографическими плоскостями (0001). В свою очередь темный контраст на ОЭМ-изображении соответствует участкам поверхности и объектам на ней, где нарушается дифракционное условие. Так, атомные ступени, разделяющие соседние кристаллографические террасы, различающиеся по высоте на одно межплоскостное расстояние, являются теми объектами на поверхности, вблизи которых нарушается дифракционное условие и от которых формируется темный контраст на ОЭМ-изображении. Отметим, что на ОЭМ-изображении ступени не идут прямо в отличие от ступеней на АСМ-изображении, в связи с тем что ОЭМ-изображение поверхности сжато в ~ 50 раз в направлении падения электронного пучка. Дарпины и загрязнение, обозначенные цифрами 2 и 3 соответственно, также имеют темный контраст, при этом чем глубже дарпина, тем более темный контраст она имеет.

Кристаллическая решетка политаипа 6H-SiC характеризуется укладкой шести бислоев Si-C вдоль оси [0001] в последовательности ABCACB с постоянной решетки $d = 1.5$ нм [10,11]. Обозначения А, В и С в кристаллографии SiC относятся к трем возможным латеральным положениям плотноупакованных биатомных слоев Si-C, которые отличаются друг от друга сдвигом в базисной плоскости и, в случае позиции С-слоя, дополнительным поворотом решетки на 60° относительно предыдущего слоя, что в совокупности определяет различные последовательности укладки для разных политаипов. Высота одной ступени составляет $d/6 = 0.25$ нм, что соответствует расстоянию между соседними бислоями в кристалле 6H-SiC. Каждые три бислоя образуют структурные блоки ABC и ACB [3,11], что отчетливо наблюдается на ОЭМ-изображении (рис. 1, а) в виде более темного контраста ступени.

Дальнейший отжиг при $T = 1000^\circ\text{C}$ приводит к улучшению поверхностной структуры и морфологии. Поверхность становится чище, так как с нее улетает

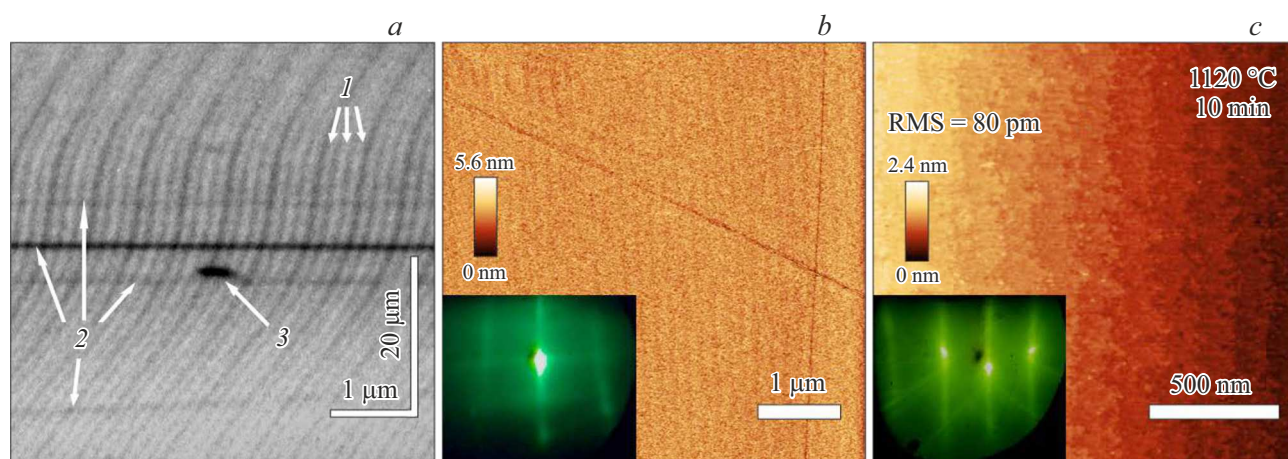


Рис. 1. *a* — ОЭМ-изображение поверхности в процессе отжига при $T < 1120^\circ\text{C}$, стрелками 1, 2, 3 обозначены террасы, царапины и загрязнения соответственно; *b* — АСМ-изображение поверхности образца до отжига; *c* — АСМ-изображение поверхности образца после отжига при $T = 1120^\circ\text{C}$ в течение 10 мин. На вставках приведены ДК вдоль направления $[1100]$, соответствующие АСМ-изображениям.

загрязнение, а также начинают расплываться и исчезать царапины. При повышении температуры отжига вплоть до $\approx 1120^\circ\text{C}$ не происходит никаких других изменений морфологии и структуры поверхности исследуемых образцов — ОЭМ-изображения поверхности SiC в процессе отжига при данной температуре в целом не претерпевают больших изменений относительно ОЭМ-изображения, представленного на рис. 1, *a*.

Изменение структуры поверхности также можно отследить и по изменению дифракционных картин (см. вставки на рис. 1, *b* и *c*). На типичной дифракционной картине (ДК), полученной методом ДБЭО от исходной подложки (см. вставку на рис. 1, *b*), наблюдаются вертикальные стержневые рефлексы в нулевой зоне Лауэ, характерные для подложек SiC с гексагональным поли-типом. Центральный рефлекс имеет максимальную интенсивность, что свидетельствует о высоком совершенстве объемной кристаллической структуры подложки. Боковые рефлексы характеризуются размытием и низкой интенсивностью, что в совокупности с неразвитой системой линий Кикучи указывает на наличие структурных несовершенств исходной поверхности подложки, что коррелирует с АСМ-изображением на рис. 1, *b*. После отжига при $T \approx 1120^\circ\text{C}$ боковые рефлексы на ДК (см. вставку на рис. 1, *c*) стали более интенсивными и узкими по сравнению с ДК до отжига, стала видна система линий Кикучи, что говорит об улучшении кристаллической структуры поверхностного слоя. Тем не менее при температуре отжига до 1120°C принципиально ДК также не меняется.

АСМ-изображение поверхности образца до отжига (рис. 1, *b*) представляет собой ступенчато-террасированную шероховатую поверхность (с среднеквадратичной шероховатостью поверхности $\text{RMS} \approx 500 \text{ пм}$) с нерезкими краями ступеней, на которой присутствуют наноца-

рапины глубиной вплоть до 5 нм, появившиеся в ходе шлифовки пластины, что согласуется с интерпретацией ОЭМ-изображений и картин ДБЭО. Ширина террас лежит в пределах 150–200 нм при угле разориентации поверхности в 0.5° для исследуемых образцов. Следует отметить, что данный угол может незначительно варьироваться в пределах одной подложки, что в свою очередь приводит к локальным флуктуациям ширин террас. При отжиге при $T = 1120^\circ\text{C}$ в течение 10 мин края ступеней становятся более резкими, а террасы между ними более гладкими: среднеквадратичная шероховатость террасы, измеренная по полученным после отжига АСМ-изображениям (рис. 1, *b*), в среднем составляет 80 пм.

При дальнейшем увеличении температуры отжига образцов происходит значительное изменение морфологии поверхности, заключающееся в кластерировании соседних ступеней в макроступени. В литературе данный процесс известен как „эшелонирование ступеней“ [3], который непосредственно во время отжига можно наблюдать методом *in situ* ОЭМ на рис. 2, *a*. Белой стрелкой 1 показаны террасы, которые, как и на рис. 1, *a*, имеют белый контраст, а край ступени в виде темного контраста. ОЭМ-изображение на рис. 1, *a* имеет более широкие террасы по сравнению с ОЭМ-изображением на рис. 2, *a*, что говорит о том, что на поверхности происходит процесс эшелонирования ступеней. Как уже было упомянуто, в кристалле 6H-SiC есть шесть слоев Si–C, ориентированных в направлении (0001) и уложенных в последовательности A-B-C-A-C-B. Благодаря высокой температуре отжига атомы получают достаточную энергию для выхода из состава ступеней, становясь адатомами. Часть этих адатомов может десорбироваться с поверхности, в то время как остальные диффундируют по террасам и либо встраиваются в края нижележащих ступеней, либо возвращаются в исходные ступени. Для

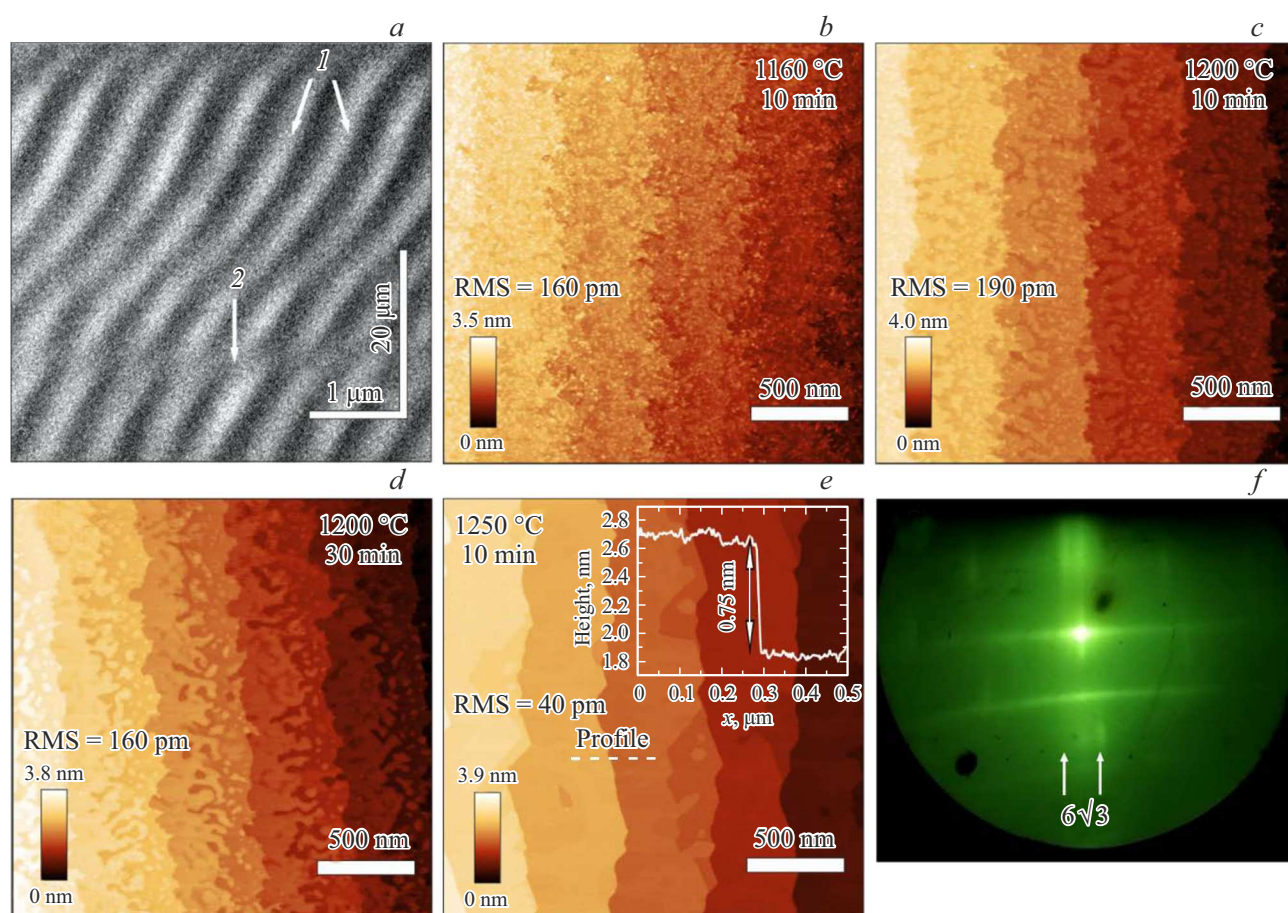


Рис. 2. *a* — ОЭМ-изображение поверхности SiC после 10-минутного отжига при $T = 1200^\circ\text{C}$, стрелками 1 и 2 указаны террасы и царапина соответственно; АСМ-изображения поверхности SiC после отжига при $T = 1160^\circ\text{C}$ в течение 10 мин (*b*), $T = 1200^\circ\text{C}$ в течение 10 мин (*c*), $T = 1200^\circ\text{C}$ в течение 30 мин (*d*), $T = 1250^\circ\text{C}$ в течение 10 мин (*e*) (на вставке изображен профиль поверхности, измеренный вдоль пунктирной линии); *f* — ДК, наблюдаемая после 10-минутного отжига при $T = 1250^\circ\text{C}$, стрелками обозначены рефлексы, соответствующие сверхструктуре $(6\sqrt{3} \times 6\sqrt{3})\text{R}30^\circ$.

адатома,двигающегося по поверхности $6H\text{-SiC}$, ландшафт определяется не только поверхностным слоем, но и всей последовательностью нижележащих слоев в политипе $6H\text{-SiC}$, в связи с чем каждый бислой имеет кристаллографически неэквивалентные террасы. Из-за этого адатомам для перемещения по участкам поверхности, соответствующим разным слоям, необходимо преодолевать разные по величине энергетические барьеры для совершения диффузионного прыжка между соседними положениями адсорбции на поверхности слоя. Темп диффузии атомов выше (диффузионные барьеры ниже) на слоях В и С, чем на слое А [12]. Потоки встраивания и выхода адатомов для разных ступеней оказываются неравновесными. В результате одни ступени теряют больше атомов, чем приобретают, а другие — наоборот, что приводит к их смещению с разной скоростью. Более быстрые ступени догоняют более медленные каждые три слоя, сливаясь в одну высокую макроступень.

Описываемое явление имеет пороговое поведение по температуре, так как процесс перегруппировки поверх-

ности требует преодоления энергетических барьеров для миграции атомов по поверхности. Температуру активации процесса объединения ступеней можно определить, наблюдая за поверхностью образца методом *in situ* ОЭМ. Структурные блоки из трех ступенек, которые видны на соответствующем ОЭМ-изображении (рис. 1, *a*), начинают объединяться при температуре отжига $> 1160^\circ\text{C}$, в результате чего ширина террас между такими макроступенями становится равной 450–500 нм, что видно на АСМ-изображениях (рис. 2, *b–e*), а измеренная высота ступеней исследуемых образцов (см. вставку на рис. 2, *d*) в 0.75 нм равняется половине постоянной решетки $6H\text{-SiC}$ в направлении $[0001]$. Таким образом, высота макроступеней и ширина террас соответствуют утроенной высоте одиночных ступеней и утроенной ширине террас, наблюдаемых ранее на поверхности образца.

Также можно наблюдать, как небольшие нанопирамины, полученные в результате шлифовки поверхности подложки, заполняются атомами и исчезают, а глубокие

царапины не исчезают даже при трансформации поверхности, а расплываются и становятся более широкими, что видно на ОЭМ-изображении (рис. 2, *a*) и указано стрелкой 2. Это происходит вследствие того, что диффузии атомов на поверхности при данных температурах меньше ширины террасы ступени. Такие царапины локально влияют на морфологию поверхности, так как ступень смещается и меняет направление вблизи царапины вследствие заполнения царапины атомами со ступеней и небольшой длиной диффузии атомов по поверхности.

Чтобы более подробно исследовать зависимость морфологии поверхности от температуры отжига были проведены эксперименты по отжигу подложек при различных температурах в течение 10 мин и были сняты АСМ-изображения с каждого изображения. При температуре 1160 °С происходит активация процесса объединения ступеней, в результате чего наблюдается ступенчато-террасированная поверхность с большой шероховатостью террас ($RMS = 180$ пм) и размытыми границами ступеней (рис. 2, *b*). При увеличении температуры до 1200 °С границы ступеней становятся более четкими, а на террасе видно формирование островков, которые уже формируют новый слой на террасах, т.е. поверхность становится более упорядоченной, что видно на АСМ-изображении на рис. 2, *c*. Тем не менее шероховатость террас остается большой $RMS = 180$ пм. Так как величина RMS , измеренная поперек террас, составляет половину средней высоты ступени, это коррелирует с высоты элементарного бислоя $c/6 = 0.25$ нм и характерно для ситуации, когда адатомы, мигрируют по неполностью сформированным террасам, соответствующим укладке АВС или АСВ, частично формируя лишь начальные стадии нового слоя — двумерные островки, а не сплошное покрытие, что определяется кинетикой диффузии.

Так как диффузия атомов по поверхности зависит от температуры, следовательно, формирование гладких террас на поверхности карбида кремния также напрямую зависит от температуры отжига. Для формирования полностью заполненных террас бислоями SiC необходимо еще повысить температуру отжига, чтобы увеличить длину диффузии адатомов. Но при увеличении температуры отжига увеличивается скорость сублимации атомов кремния, поверхность становится обогащенной углеродом, т.е. происходит графитизация поверхности, которая также влияет на формирование макроступеней. Далее образец отжигался при температуре 1250 °С в течение 10 мин. На АСМ-изображении, полученном после отжига поверхности (рис. 2, *e*), видно, что бислои SiC покрывают большую часть террас, при этом поверхность характеризуется наименьшей шероховатостью $RMS = 50$ пм относительно всех исследуемых образцов. Также на террасах отсутствуют маленькие островки, как на прошлых образцах, а, наоборот, наблюдаются ямки, что свидетельствует о сублимации атомов кремния с поверхности. Это подтверждается тем, что в конце отжига методом *in situ* ДБОЭ замечено, что на ДК стержнеобразные рефлексы, соответствующие

структуре карбида кремния, начали дополняться двумя рефлексами по обе стороны от основного рефлекса [13], что соответствует реконструкции $(6\sqrt{3} \times 6\sqrt{3})R30^\circ$ углеродного буферного слоя (рис. 2, *f*) [13–15]. Таким образом, для получения атомарно-гладкой поверхности без изменения стехиометрического состава необходимо либо уменьшить время отжига при неизменной температуре отжига, либо уменьшить температуру отжига при неизменном времени отжига.

Также был проведен эксперимент, в котором образец отжигался при температуре 1200 °С, но в течение 30 и 60 мин. Из рис. 2, *c* видно, что формирующийся бислой атомов на образце, отожженном в течение 30 мин, занимает значительно большую площадь террасы по сравнению с образцом, который отжигался 10 мин. Помимо этого, границы ступеней стали более резкими и четкими. Тем не менее шероховатость террас осталась почти такой же $RMS = 160$ пм, как у образца, отжигаемого в течение 10 мин. Отжиг образцов в течение 60 мин не привел к заметным изменениям морфологии поверхности по сравнению с 30-минутным отжигом. Эти эксперименты показывают постепенное формирование на объединенных террасах бислоя карбида кремния в течение времени, т.е. процесс формирования атомарно-гладкой террасы на $6H\text{-SiC}(0001)$ имеет кинетический характер. Помимо этого, на формирование макроступеней, полностью заполненных бислоями, влияет и геометрия самих образцов. Например, при некотором угле разориентации поверхности, $> 0.5^\circ$, ширина террас была бы < 300 нм при отжиге при 1200 °С в течение 30 мин, что в условиях СВВ было бы достаточно для создания поверхности как на рис. 2, *e*.

4. Заключение

Впервые осуществлено и визуализировано эшелонирование ступеней $6H\text{-SiC}(0001)$ в режиме реального времени методом *in situ* ОЭМ. Показано, что комбинация методов *in situ* ОЭМ/ДБЭО и *ex situ* АСМ позволяет напрямую связать кинетику перестройки поверхности с технологическими параметрами отжига. Установлено, что в условиях СВВ отжиг при $T < 1160$ °С приводит к сглаживанию краев ступеней, а активация процесса эшелонирования ступеней с формированием макроступеней из трех бислоев SiC высотой 0.75 нм происходит при температурах 1160–1250 °С. При дальнейшем повышении температуры формирование макроступеней сопровождается графитизацией, что было установлено методом *in situ* ДБЭО. Таким образом, в этой работе впервые удалось разделить диффузионный и сублимационный механизмы эшелонирования ступеней.

Экспериментально установлено, что степень заполнения террас бислоями SiC зависит не только от температуры, но и от времени отжига и геометрии образца, при этом увеличение длительности сверх 30 мин при 1200 °С не приводит к существенному улучшению морфологии

в условиях СВВ. Таким образом, оптимальный режим, обеспечивающий формирование атомарно-гладкой стехиометрической поверхности 6H-SiC(0001), состоит в комбинации правильно подобранных температуры и времени отжига.

Полученные данные могут быть использованы для разработки стандартизированных методик предэпитаксиальной обработки подложек карбида кремния, критически важных для последующего роста высококачественных эпитаксиальных слоев графена и других двумерных материалов.

Благодарности

Работа выполнена на оборудовании ЦКП „Наноструктуры“ при поддержке государственного задания (проект № FWGW-2025-0014).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A.B. Renz, F. Li, O.J. Vavasour, P.M. Gammon, T. Dai, G.W.C. Baker, F.La. Wia, M. Zielinski, L. Zhang, N.E. Grant, J.D. Murphy, P.A. Mawby, M. Jennings, V.A. Shah. *Semicond. Sci. Technol.*, **36**(5), 55006 (2021). DOI: 10.1088/1361-6641/abef1
- [2] M. Syväjärvi, R. Yakimova, E. Janzén. *J. Cryst. Growth*, **236** (1–3), 297 (2002). DOI: 10.1016/S0022-0248(01)02331-4
- [3] G. Yazdi, T. Iakimov, R. Yakimova. *Crystals*, **6** (5), 53 (2016). DOI: 10.3390/cryst6050053
- [4] М.С. Дунаевский, И.В. Макаренко, В.Н. Петров, А.А. Лебедев, С.П. Лебедев, А.Н. Титков. *Письма ЖТФ*, **35** (1), 98 (2009). DOI: 10.1134/S1063785009010143
- [5] Д.Е. Дураков, А.С. Петров, Д.И. Рогило, Д.А. Насимов, Д.Ф. Никифоров, Н.Н. Курусь, А.Г. Милёхин, Д.В. Щеглов, А.В. Латышев. *ФТП*, **59** (2), 102 (2025). DOI: <https://doi.org/10.61011/FTP.2025.02.60984.8241>
- [6] M. Hupalo, E.H. Conrad, M.C. Tringides. *Phys. Rev. B*, **80**, 041401 (2009). DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.80.041401>
- [7] Д.И. Рогило, С.В. Ситников, Е.Е. Родякина, А.С. Петров, С.А. Пономарев, Д.В. Щеглов, Л.И. Федина, А.В. Латышев. *Кристаллография*, **66** (4), 528 (2021). DOI: 10.31857/S0023476121040196
- [8] A.S. Petrov, D.I. Rogilo, R.A. Zhachuk, A.I. Vergules, D.V. Sheglov, A.V. Latyshev. *Appl. Surf. Sci.*, **609**, 155367 (2023). DOI: 10.1016/j.apsusc.2022.155367
- [9] A.V. Latyshev, A.B. Krasilnikov, A.L. Aseev. *Appl. Surf. Sci.*, **60–61**, 397 (1992). DOI: 10.1016/j.apsusc.2022.155367
- [10] U. Starke, J. Bernhardt, M. Franke, J. Schardt, K. Heinz. *Diamond. Relat. Mater.*, **6** (10), 1349 (1997). DOI: 10.1016/S0925-9635(97)00090-3
- [11] K. Hayashi, K. Morita, S. Mizuno, H. Tochihara, S. Tanaka. *Surf. Sci.*, **603** (3), 566 (2009). DOI: 10.1016/j.susc.2008.12.025
- [12] V. Borovikov, A. Zangwill. *Phys. Rev. B*, **79**, 245413 (2009). DOI: 10.1103/PhysRevB.79.245413
- [13] И.С. Котоусова, С.П. Лебедев, В.В. Антипов, А.А. Лебедев. *ФТТ*, **64** (12), 2055 (2022). DOI: 10.1103/PhysRevLett.107.166101
- [14] F. Fromm, M.H. Oliveira, jr., A. Molina-Sánchez, M. Hundhausen, J.M. J. Lopes, H. Riechert, L. Wirtz, T. Seyller. *New J. Phys.*, **15** (4), 43031 (2013). DOI: 10.1088/1367-2630/15/4/043031
- [15] J.B. Hannon, M. Copel, R.M. Tromp. *Phys. Rev. Lett.*, **107** (16), 166101 (2011). DOI: 10.1103/PhysRevLett.107.166101

Редактор Г.А. Оганесян

Control of the formation of a stepped-terrace Surface on 6H-SiC(0001) substrates by *in situ* reflection electron microscopy

D.E. Durakov^{1,2}, A.S. Petrov^{1,2}, D.I. Rogilo^{1,2}, D.V. Sheglov¹, A.V. Latyshev^{1,2}

¹ Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia
² Novosibirsk State University, 630090 Novosibirsk, Russia

Abstract The formation of stepped-terraced morphology on the vicinal surface of 6H-SiC(0001) during high-temperature annealing was studied using *in situ* ultrahigh-vacuum reflection electron microscopy in combination with *ex situ* atomic force microscopy. It was established that under ultrahigh-vacuum annealing conditions at temperatures of 1160–1200 °C, step bunching processes are activated, leading to the formation of macrosteps consisting of three SiC bilayers with a height of 0.75 nm without altering the stoichiometric composition. Annealing at 1250 °C for 10 min resulted in step bunching with the formation of the smoothest terraces, accompanied by a carbon buffer layer on the surface resulting from silicon sublimation.