

Наноструктурирование монокристаллического карбида кремния пикосекундным ультрафиолетовым лазерным излучением

Е.В.Бармина, А.А.Серков, Г.А.Шафеев

Методом лазерной абляции в жидкости получены наноструктуры на поверхности монокристаллического карбида кремния 4H-SiC. В качестве источника излучения использовался Nd:YAG-лазер (длина волны 355 нм, длительность импульса 10 пс). Изучены морфология поверхности и распределение наноструктур по размерам в зависимости от плотности энергии падающего лазерного излучения. Обсуждается применимость исследованного процесса для увеличения светимости светоизлучающих диодов на подложке из карбида кремния.

Ключевые слова: карбид кремния, светоизлучающие диоды, GaN, лазеры, абляция, наноструктуры.

Карбид кремния SiC является одним из самых твердых (вторым после алмаза) материалов, которые широко используются в электронике и микроэлектронике. Однако его экстремальные свойства – SiC не плавится, а сублимирует на компоненты при температуре выше 2700 °С, делают методы размерной обработки и профилирования этого материала весьма ограниченными. SiC широко используется в качестве подложки для светоизлучающих диодов (СИД) (flip chip технология), при этом излучение диода, обычно на основе нитрида галлия GaN, выводится через саму SiC-подложку. Показатель преломления карбида кремния в синей области спектра, где излучают GaN-светодиоды (450 нм), весьма значителен – достигает 2,7, вследствие чего потери света на френелевское отражение на границе SiC/воздух заметно снижают эффективность СИД. Поэтому любые методы контроля показателя преломления могут существенно увеличить светимость GaN-светодиодов, выращенных на подложке из карбида кремния.

Одним из методов уменьшения относительного показателя преломления границы двух сред является формирование на одной из них наноструктур с субволновым периодом. Это эквивалентно плавной вариации показателя преломления границы раздела от одной среды к другой на глубине созданного нанорельефа, действующей как «просветляющая пленка» на границе раздела. Одним из методов создания нанорельефа может являться лазерная абляция кристаллов SiC в воздухе. В этом случае, однако, абляция протекает неконгруэнтно, и облученные участки обогащаются кремнием [1–3]. Другой возможностью является лазерная абляция в жидких средах – процесс, сохраняющий стехиометрию поверхности и приводящий к образованию на ней самоорганизующихся наноструктур. К настоящему времени наноструктуры на Al, Ta, Ti, W и многих других материалах реализованы при воздействии на твердые тела, погруженные в жидкость, субнаносекундных лазерных импульсов [4–8].

Е.В.Бармина, А.А.Серков, Г.А.Шафеев. Научный центр волновых исследований Института общей физики им. А.М.Прохорова РАН, Россия, 119933 Москва, ул. Вавилова, 38; ООО «Энергомаштехника», просп. Вернадского, 123, стр.2; e-mail: shafeev@kapella.gpi.ru

Поступила в редакцию 24 октября 2013 г.

В данном письме сообщается о наноструктурировании монокристаллического карбида кремния типа 4H-SiC с помощью абляции в воде излучением третьей гармоники (355 нм) пикосекундного (10 пс) неодимового лазера с частотой следования импульсов 50 кГц (Duetto™, Time-bandwidth). Энергия кванта излучения (3.48 эВ) превышала ширину запрещенной зоны исследуемого образца (3.21 эВ), поэтому поглощение лазерного излучения было поверхностным. Лазерный пучок с гауссовым распределением интенсивности фокусировался на поверхность образца толщиной 500 мкм, который располагался горизонтально в кювете с водой, очищенной методом обратного осмоса. Толщина слоя жидкости составляла 2–3 мм. Кювета с образцом перемещалась под лазерным пучком с помощью управляемого от компьютера стола с типичной скоростью в несколько мм/с. Морфология поверхности карбида кремния исследовалась атомно-силовым микроскопом (АСМ) SII Nanopics 2000.

Типичный вид поверхности карбида кремния после лазерной абляции показан на рис.1,а. Видно, что поверхность покрыта наноструктурами с поперечными размерами 150–300 нм (рис.1,б). Распределение структур по размерам является бимодальным – максимумы соответствуют 180 и 250 нм. Средняя амплитуда рельефа поверхности карбида кремния с наноструктурами колеблется от 30 до 80 нм. Отметим, что морфология поверхности, показанная на рис.1,а, типична для периферии области воздействия гауссова лазерного пучка на поверхность SiC. В этом случае диаметр лазерного пучка на поверхности образца, оцененный по поперечному размеру структурированной области, составляет 30 мкм, что соответствует плотности энергии пучка $W = 9$ Дж/см². В центральной части пучка, где интенсивность максимальна, амплитуда рельефа больше, чем на периферии (рис.2,а). Распределение структур по размерам в этом случае представлено на рис.2,б. В центральной области воздействия распределение структур по размерам меняется: максимум, соответствующий 180 нм, исчезает, а второй максимум сужается. В более ранней работе [4] похожее поведение отмечалось для наноструктур на поверхности тантала: с уменьшением плотности энергии на мишени образуются наноструктуры меньшего поперечного размера. Бимодальность распределения наноструктур по размерам связывается с

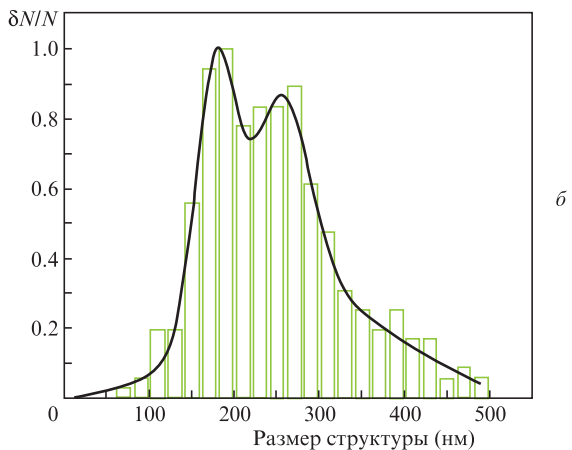
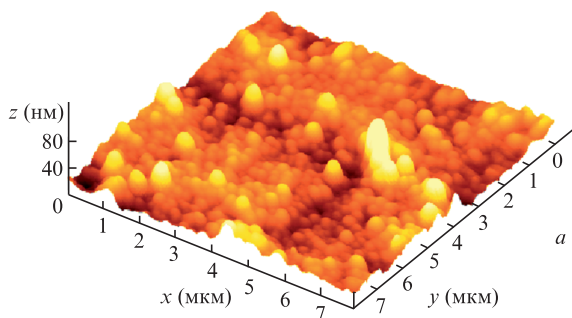


Рис.1. АСМ-изображение наноструктур на поверхности карбида кремния (а) и их распределение по нормированным поперечным размерам (б) ($\lambda_0 = 355$ нм, длительность импульса 10 пс, 3 импульса в точку, $W = 9$ Дж/см², периферийная область воздействия пучка).

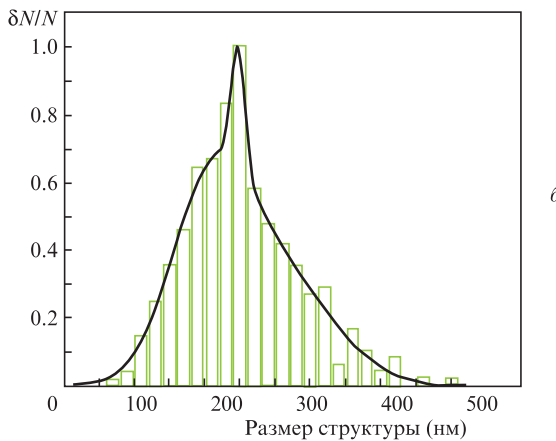
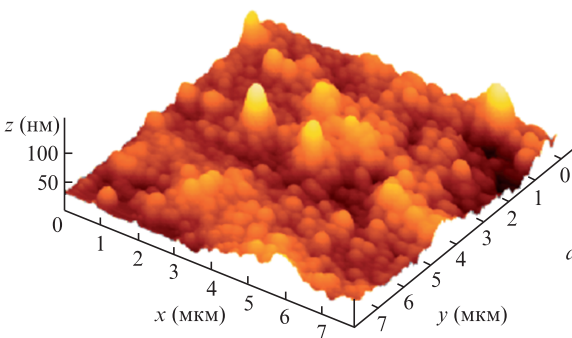


Рис.2. АСМ-изображение наноструктур на поверхности карбида кремния (а) и их распределение по нормированным поперечным размерам (б) (355 нм, 10 пс, 3 импульса в точку, 9 Дж/см², центральная область воздействия пучка).

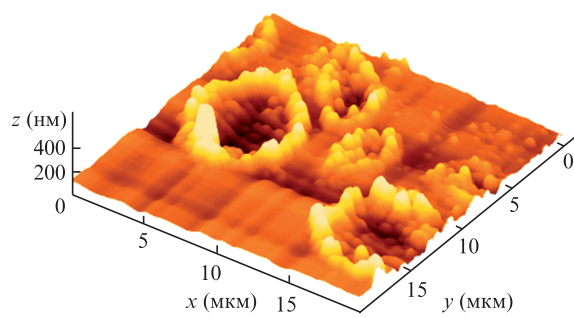


Рис.3. АСМ-изображение поверхности карбида кремния после моноимпульсного лазерного воздействия (355 нм, 10 пс, 1 импульс в точку, 12 Дж/см²).

возбуждением в материале мишени поверхностной электромагнитной волны (ПЭВ), которая интерферирует с падающей волной, образуя на поверхности мишени пространственно-периодическое распределение интенсивности светового поля. Второй максимум в функции распределения обусловлен самоорганизующимися наноструктурами, размер которых не зависит от длины волны лазерного излучения [4]. Концентрация свободных носителей в SiC мала в силу большой величины запрещенной зоны, и ПЭВ на его поверхности не может распространяться. Однако лазерное излучение с энергией кванта, превышающей ширину запрещенной зоны SiC, способно генерировать в его поверхностном слое высокую концентрацию электронов, которая способствует распространению ПЭВ. Период интерференционной картины, образующейся в результате сложения ПЭВ с лазерным пучком при его нормальном падении на поверхность, как правило, близок к длине волны λ лазерного излучения в среде [9]. В нашем случае $\lambda = \lambda_0/n = 265$ нм ($\lambda_0 = 355$ нм, а $n = 1.34$ – показатель преломления воды при такой длине волны), что весьма близко к максимуму функции распределения наноструктур по размерам на рис.2,б. Этот же максимум наблюдается и на рис.1,б наряду со вторым в области меньших размеров.

При больших скоростях сканирования пучка можно реализовать моноимпульсный режим воздействия, при котором соседние аблированные участки не накладываются друг на друга. Тогда на поверхности возникают кратеры с микроструктурами внутри, а вокруг них видны края, возвышающиеся над исходной поверхностью (рис.3). На АСМ-изображении также видно, что внутри кратеров присутствуют периодические структуры с периодом ~ 1 мкм. Такой период существенно превышает длину волны излучения в среде и может быть обусловлен исходной текстурой поверхности кристалла.

Реализованный способ наноструктурирования поверхности карбида кремния перспективен для улучшения характеристик светодиодов. Предыдущие исследования в данной области показали, что формирование структур микро- и нанометрового масштабов может улучшить вывод излучения из светодиода [10–13]. Использование лазерной абляции для этих целей является простым и экономически выгодным методом. Наноструктурирование поверхности карбида кремния может осуществляться со скоростью сканирования лазерного пучка ~ 1 м/с без применения литографии.

Работа выполнена в рамках госконтракта № 14.513.11.0099 от 21.06.2013 г. при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ.

1. Shafeev G.A., Bellard L., Themlin J.-M., Fauquet-Ben Ammar C., Cros A., Marine W. *Appl. Phys. Lett.*, **68** (6), 773 (1996).
2. Shafeev G.A., Bellard L., Themlin J.-M., Fauquet-Ben Ammar C., Cros A., Marine W. *Surf. Coat. Technol.*, **80**, 224 (1996).
3. Власов И.И., Лялин А.А., Образцова Е.Д., Симакин А.В., Шафеев Г.А. *Квантовая электроника*, **28** (8), 673 (1998).
4. Бармина Е.В., Барбероглоу М., Зорба В., Симакин А.В., Стратакис Е., Шафеев Г.А., Фотакис К. *Квантовая электроника*, **39**, 89 (2009).
5. Stratakis E., Zorba V., Barberoglou M., Fotakis C., Shafeev G.A. *Appl. Surf. Sci.*, **255**, 5346 (2009).
6. Stratakis E., Zorba V., Barberoglou M., Fotakis C., Shafeev G.A. *Nanotechnol.*, **20**, 105303-7 (2009).
7. Barmina E.V., Serkov A.A., Stratakis E., Fotakis C., Stolyarov V.N., Stolyarov I.N., Shafeev G.A. *Appl. Phys. A*, **106** (1) 1 (2012).
8. Губко М.А., Ионин А.А., Кудряшов С.И., Макаров С.В., Руденко А.А., Селезнев Л.В., Синицын Д.В. *Письма в ЖЭТФ*, **97** (10) 687 (2013).
9. Либенсон М.Н. *Соросовский образовательный журн.*, **10**, 92 (1996).
10. US Patent WO2013022365, 05.08.2011.
11. Dae-Seob H., Ja-Yeon K., Seok-In N., Sang-Hoon K., Ki-Dong L., Bongjin K., Seong-Ju P. *IEEE Photon. Technol. Lett.*, **18** (13), 1406 (2006).
12. Kuna L., Haase A., Sommer C., Zinterl E., Krenn J.R. *J. Appl. Phys.*, **104**, 074507 (2008).
13. Смирнова И.П., Марков Л.К., Закгейм Д.А., Аракчеева Е.М., Рымалис М.Р. *ФТП*, **40** (11), 1397 (2006).