

УДК 621.315.592

ФОРМИРОВАНИЕ ТРЕХМЕРНЫХ СТРУКТУР В ПОДЛОЖКАХ КАРБИДА КРЕМНИЯ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ ТРАВЛЕНИЕМ

© 2015 г. Л. А. Сейдман

АО «Государственный завод «Пульсар»,
ул. Окружной проезд, д. 27, Москва, 105187, Россия

Представлен обзор, посвященный технологии формирования трехмерных структур в подложках карбида кремния. Технологически эта задача решается ионно-стимулированным плазмохимическим травлением в различных его вариациях, и наиболее успешно — с помощью источника с индуктивно связанной плазмой (ICP).

Карбид кремния состоит из кремния и углерода, которые в реакции со фтором образуют летучие фториды. Реакция травления идет при взаимодействии кремния и углерода с активными радикалами и ионами фтора. Поэтому для плазмохимического травления карбида кремния используют фторсодержащий газ, в большинстве случаев — шестифтористую серу SF_6 (часто с добавкой кислорода и иногда аргона). В качестве масок при плазмохимическом травлении карбида кремния применяют материалы, не взаимодействующие с фтором. Преимущественно это пленки металлов Cu, Al и Ni, реже — пленки оксида кремния.

Особо важное технологическое направление, связанное с плазмохимическим травлением подложек SiC с нанесенными на них эпитаксиальными слоями GaN, — это получение в них сквозных отверстий и их последующая металлизация.

Приведены примеры использования источников ICP для формирования трехмерных структур с микро- и наноразмерами в карбиде кремния. В том числе рассмотрено формирование сквозных отверстий в подложках карбида кремния с эпитаксиальными слоями нитрида галлия.

Ключевые слова: карбид кремния, травление, плазмохимическое травление, источник ICP, индуктивно связанная плазма, сквозные отверстия, металлизация, структуры с микро- и наноразмерами, эпитаксиальные слои GaN.

Введение

Высокая энергия связи в карбиде кремния H-SiC (153 эВ) делает его химически очень инертным. Из-за его химической инертности трудно формировать в нем трехмерные структуры жидкостным химическим травлением. Это вызывает необходимость применения сухого (плазмохимического) травления для создания заданной трехмерной структуры. Поэтому сухое (плазмохимическое) травление стало типичным процессом в производстве приборов на основе SiC. Для процесса формирования таких трехмерных структур в англоязычной литературе существуют два термина:

– *high aspect ratio (HAR) etch*, что означает высокоаспектное травление;

– *deep reactive ion etching (DRIE)*, что означает глубокое реактивное ионное травление.

Технологически эта задача решается ионно-стимулированным плазмохимическим травлением в различных его вариациях и, наиболее успешно, с помощью источника с индуктивно связанной плазмой (ICP). Это обусловлено тем, что источники ICP являются безэлектродными. На их основе можно создавать устройства, работающие с химически активными и агрессивными газами, достигая при этом высокой химической чи-

стоты обработки. Ниже приведены примеры использования источников ICP для формирования трехмерных структур с микро- и наноразмерами в карбиде кремния.

При ионно-стимулированном плазмохимическом травлении в плазме работают оба механизма травления: ионное распыление и химическое взаимодействие. Особенно велика роль химического механизма травления в процессах, осуществляемых в плазме галогеносодержащих газов из-за их высокой химической активности. Образующееся при этом большое количество различных продуктов реакции существенно влияет на протекание процесса травления. При высокой летучести они могут легко десорбироваться с поверхности подложки, а при низкой — оставаться на поверхности и препятствовать травлению. В последнем случае для их удаления обязательна ионная бомбардировка поверхности. Это относится к любому процессу плазмохимического травления. Избирательность процесса достигается использованием масок, закрывающих не подлежащую травлению часть поверхности подложки.

При травлении через маски для получения глубокого профиля травления необходимо обеспечить преимущественное травление в направлении, перпендикулярном к поверхности подложки. При этом

для больших аспектных отношений единственным путем их достижения является использование направленного ионного потока. Но использование только ионного травления, несмотря на очевидную анизотропию, не позволяет получать высокоаспектные профили по двум причинам. Во-первых, интенсивному распылению подвергается не только материал подложки, но и маска. Поэтому максимальная глубина травления лимитирована ее толщиной. Во-вторых, распыленный со дна полости материал имеет широкое распределение по углам эмиссии, и значительная его часть оседает на стенках профиля. Кроме того, скорость этого процесса крайне низка. Поэтому используют более сложный процесс ионно-стимулированного плазмохимического травления

Карбид кремния состоит из кремния и углерода, которые в реакции со фтором образуют летучие фториды. Реакция травления идет при взаимодействии с активными радикалами и ионами фтора. Поэтому для плазмохимического травления карбида кремния в большинстве случаев используют фторсодержащий газ — шестифтористую серу (SF_6) [1—19], часто с добавкой кислорода [2—7, 9, 10, 13—19] и иногда аргона [4, 7, 8, 20]. Ниже приведены примеры использования источников ИСР для формирования трехмерных структур с микро- и наноразмерами в карбиде кремния, в том числе сквозных отверстий в подложках карбида кремния с эпитаксиальными слоями нитрида галлия.

Травление подложек SiC

Авторы работ [1, 2] показали, что высокие скорости травления SiC могут быть получены с помощью источника ИСР в плазме SF_6 с добавлением аргона. Для увеличения плотности плазмы источник был оснащен постоянными магнитами. Основная цель проведенных исследований — оценка стойкости масок из различных металлов (Cu, Al и Ni) в процессе плазмохимического травления карбида кремния. Результаты исследований представлены на рис. 1—4.

На рис. 1 показаны скорости травления Cu, Al и Ni в зависимости от ВЧ-мощности разряда с магнитным полем и без него, при рабочем давлении SF_6 1,33 Па и постоянном отрицательном потенциале самосмещения 150 В. Скорости травления Al и Ni слабо увеличиваются с ростом ВЧ-мощности, причем никель травится медленнее. Медь травится еще медленнее, и скорость ее травления уменьшается с ростом ВЧ-мощности. Когда ВЧ-мощность становится выше 1200 Вт, травление сменяется осаждением. Особенно сильно это проявляется при наличии постоянного магнитного поля в источнике ИСР. Дело в том, что в плазме никель и медь образуют нелетучие фториды (точка плавления их выше 1000 К). При росте ВЧ-мощности и наличии внешнего магнитного поля на обрабатываемой поверхности образуется более толстая фторидная пленка, поскольку при

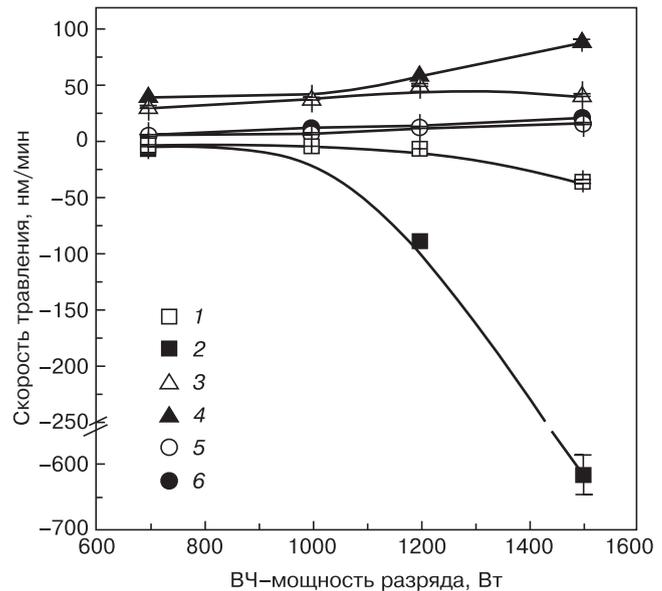


Рис. 1. Скорости травления Cu (1, 2), Al (3, 4) и Ni (5, 6) в зависимости от ВЧ-мощности разряда с магнитным полем (2, 4, 6) и без него (1, 3, 5) [1]

Fig. 1. (1 and 2) Cu, (3 and 4) Al and (5 and 6) Ni Etching Rate as a Function of HF Discharge Power (2, 4 and 6) with and (1, 3 and 5) without Magnetic Field [1]

этом увеличивается плотность частиц фтора в плазме. Одновременно увеличивается плотность ионов в плазме. Имеет место конкуренция двух процессов: осаждения фторидов и их распыления ионами. Сравнительно более низкая скорость травления меди

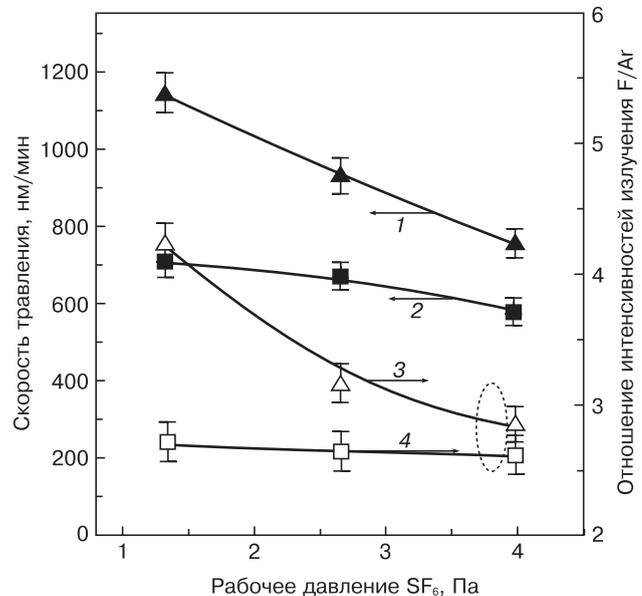


Рис. 2. Скорость травления SiC (1, 2) и отношение интенсивностей излучения из плазмы F(703,7 нм)/Ar(750,4 нм) (3, 4), измеренных оптическим спектрометром, при наличии постоянного магнитного поля (1, 3) и без него (2, 4), в зависимости от рабочего давления SF_6 [1]. Режим травления: ВЧ-мощность 1500 Вт, напряжение самосмещения –150 В

Fig. 2. (1 and 2) SiC Etching Rate and (3 and 4) Plasma Radiation Intensity Ratio F(703.7 nm)/Ar(750.4 nm) as Measured with an Optical Spectrometer (1 and 3) in a Constant Magnetic Field and (2 and 4) without Magnetic Field as a Function of SF_6 Working Pressure [1]. Etching Mode: HF Power 1500 W and Self-Bias 150 V

связана с более легким образованием ее фторида. При образовании толстого слоя фторида меди достигается бесконечная селективность травления SiC по отношению к медной маске.

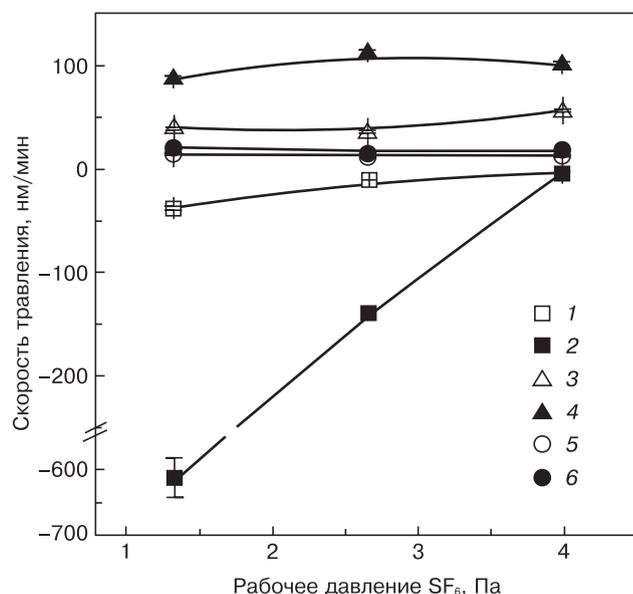


Рис. 3. Скорости травления Cu (1, 2), Al (3, 4) и Ni (5, 6) в зависимости от рабочего давления SF₆ с магнитным полем (2, 4, 6) и без него (1, 3, 5) [1]. Режим травления: ВЧ–мощность разряда 1500 Вт, постоянный потенциал самосмещения –150 В

Fig. 3. (1 and 2) Cu, (3 and 4) Al and (5 and 6) Ni Etching Rate as a Function of SF₆ Working Pressure (2, 4 and 6) with and (1, 3 and 5) without Magnetic Field. Etching Mode: HF Power 1500 W and Constant Self-Bias Potential 150 V

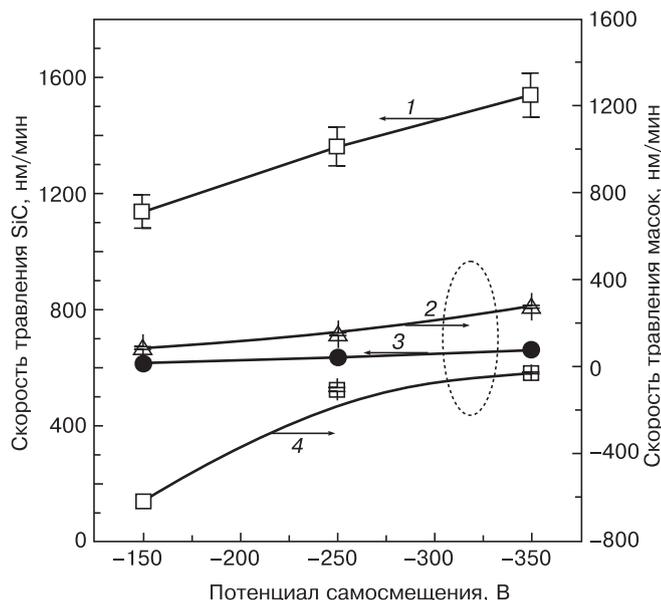


Рис. 4. Скорость травления SiC (1), Al (2), Ni (3) и Cu (4) в зависимости от потенциала самосмещения при наличии постоянного магнитного поля [1]. Режим травления: ВЧ–мощность 1500 Вт и рабочее давление SF₆ 1,33 Па

Fig. 4. (1) SiC, (2) Al, (3) Ni and (4) Cu Etching Rate as a Function of Constant Self-Bias Potential in a Constant Magnetic Field [1]. Etching Mode: HF Power 1500 W and SF₆ Working Pressure 1.33 Pa

Для оценки плотности радикалов фтора дополнительно к SF₆ в камеру напускали 5 % аргона и измеряли отношение интенсивностей излучений F(703,7 нм) к Ar(750,4 нм). На рис. 2 показаны скорость травления SiC и отношение интенсивностей излучения F(703,7 нм)/Ar(750,4 нм), измеренных оптическим спектрометром, при наличии постоянного магнитного поля и без него в зависимости от давления SF₆ в диапазоне от 1,33 до 4 Па. Как видно из рис. 2, скорость травления SiC снижается с ростом рабочего давления. Это обусловлено тем, что увеличение рабочего давления снижает эффективность источника ИСП из-за снижения плотности радикалов фтора (см. рис. 2) и плотности ионов, а также увеличения рассеяния ионов, летящих к подложке. Как всегда, добавление магнитного поля увеличивает эффективность ионизации и диссоциации SF₆ (см. рис. 2).

На рис. 3 показаны скорости травления пленок Cu, Al и Ni в зависимости от рабочего давления в разряде с магнитным полем и без него. В обоих случаях скорости травления Al и Ni практически не меняются при росте рабочего давления SF₆. Однако скорость осаждения фторида меди значительно снижается с ростом давления.

Скорости травления SiC и пленок металлов Cu, Al и Ni увеличивались монотонно с ростом напряжения самосмещения (рис. 4) [1]. Объясняется это ростом энергии ионов, бомбардирующих подложку, и, следовательно, ростом скорости распыления. Скорость травления SiC достигала 1500 нм/мин с бесконечной селективностью по отношению к меди.

Таким образом, показано, что пленки металлов Cu, Al и Ni можно использовать в качестве твердой маски во время травления SiC [1].

В работе [1] травление вели в плазме SF₆, а в работе [2] авторы повысили эффективность травления добавлением к этому газу кислорода, долю которого в смеси меняли от 0 до 50 %. Для создания плазмы SF₆/O₂ в камеру напускали смесь газов при суммарном потоке 60 см³/мин. Рабочее давление варьировали от 1,33 до 6,7 Па.

На рис. 5 приведено сопоставление скоростей травления SiC и маскирующих пленок никеля и меди в зависимости от доли кислорода в смеси SF₆/O₂. Как следует из рис. 5, скорость травления медленно росла с ростом доли кислорода (до 10 %). Однако дальнейшее ее увеличение снижало скорость травления. Была достигнута наибольшая скорость травления 1900 нм/мин [2], что значительно превышает скорость травления, полученную в плазме без кислорода 1500 нм/мин [1].

Целесообразность добавления кислорода к SF₆ при плазмохимическом травлении подложки 4H-SiC подтвердили авторы работ [3, 4]. Исследования проводили на подложках 4H-SiC, покрытых слоем SiO₂ толщиной 6 мкм [4]. После формирования рисунка на этом слое его использовали как маску при плазмохимическом травлении подложки 4H-SiC. Травле-

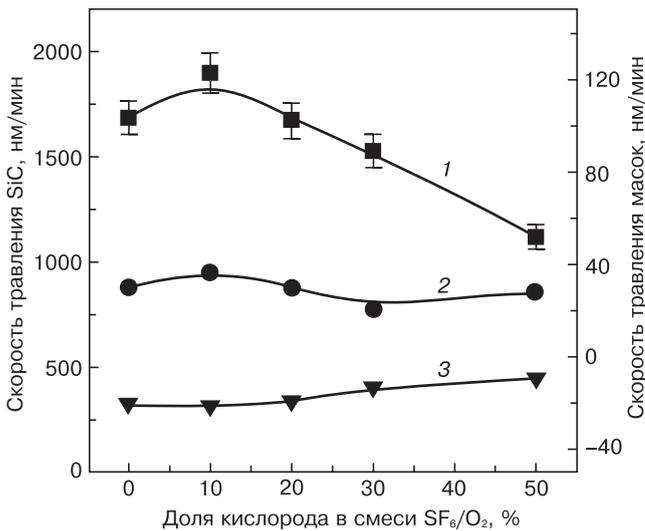


Рис. 5. Измеренные скорости травления SiC (1) и маскирующих пленок никеля (2) и меди (3) в зависимости от доли кислорода в смеси SF₆/O₂ [2]. Режим травления: ВЧ-мощность 1800 Вт, смещение подложки -150 В, поток газов 60 см³/мин и рабочее давление 5,3 Па

Fig. 5. Experimental (1) SiC and (2) Nickel and (3) Copper Masking Films Etching Rate as a Function of Oxygen Content in SF₆/O₂ Mixture [2]. Etching Mode: HF Power 1800 W, Substrate Bias 150 V, Gas Flowrate 60 cm³/min and Working Pressure 5.3 Pa

ние вели в источнике ICP в плазме состава SF₆/O₂ = 4 : 1 (20 % O₂), который, как было установлено ранее [3], обеспечивал максимальную скорость травления. К этому составу газов добавляли аргон и исследовали влияние количества этой добавки. Результаты этих экспериментов показаны на рис. 6.

Изменения скорости травления и отрицательного потенциала смещения при росте концентрации аргона в смеси газов (см. рис. 6) показали, что потенциал смещения монотонно снижается, и одновременно растет скорость травления, пока концентрация аргона не достигнет 30 %. Это означает, что в данном случае доминирует ионное распыление ионами аргона. При более высоких концентрациях аргона он разбавляет химически активный газ, и поэтому скорость травления снижается.

Анализ полученных травлением поверхностей выявил наличие на них осажденных частиц (остатков продуктов химических реакций). Однако их количество оказалось минимальным при той же оптимальной концентрации аргона из-за их диссоциации и успешного удаления распылением ионами аргона. Одновременно была достигнута поверхность с наименьшей шероховатостью 0,09 нм. Найденный оптимальный состав плазмы авторы работы [4] использовали в дальнейших экспериментах для определения оптимального потока SF₆, ВЧ-мощности разряда, мощности смещения и рабочего давления. Полученные результаты показаны на рис. 7. Так же, как и в работе [3], максимальная скорость травления 500 нм/мин получена при потоках SF₆ 40 см³/мин, O₂ 10 см³/мин и аргона 20 см³/мин.

Как и ожидалось, скорость травления монотонно росла с ростом ВЧ-мощности разряда и мощности смещения. В первом случае — из-за увеличения

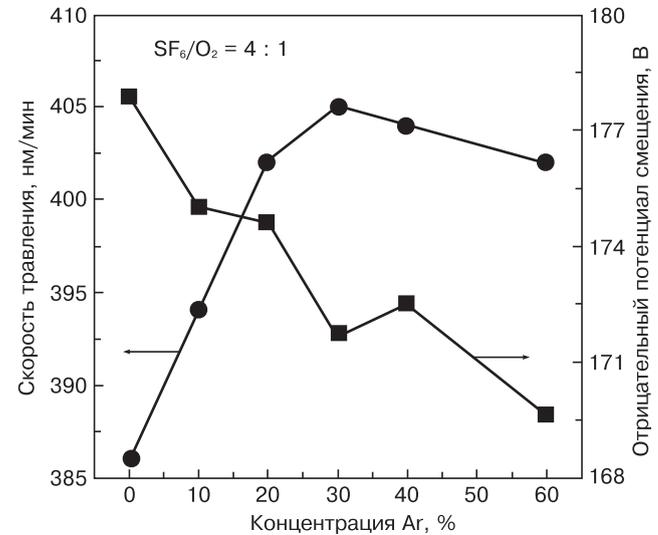


Рис. 6. Скорость травления и отрицательный потенциал смещения в зависимости от концентрации аргона в смеси газов [4].

Режим травления: ВЧ-мощность разряда 1000 Вт, мощность смещения 120 Вт, поток SF₆ 60 см³/мин, поток O₂ 15 см³/мин, рабочее давление 0,67 Па

Fig. 6. Etching Rate and Negative Bias Potential as a Function of Argon Content in Gas Mixture [4]. Etching Mode: HF Power 1000 W, Bias Power 120 W, SF₆ Flowrate 60 cm³/min, O₂ Flowrate 15 cm³/min and Working Pressure 0.67 Pa

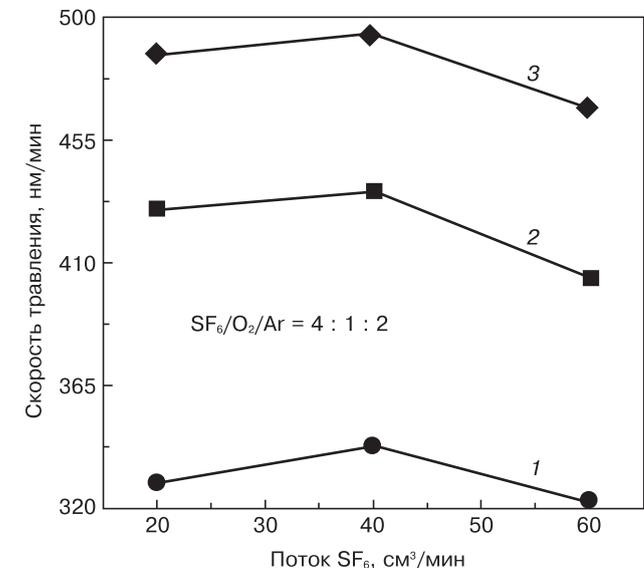


Рис. 7. Скорость травления в зависимости от потока SF₆ при различных мощностях смещения [4]: 1 — 80 Вт; 2 — 120; 3 — 150.

Режим травления: ВЧ-мощность разряда 1000 Вт, рабочее давление 0,67 Па, потоки O₂ 5, 10 и 15 см³/мин, потоки Ar 10, 20 и 32 см³/мин при потоках SF₆ 20, 40 и 60 см³/мин соответственно

Fig. 7. Etching Rate as a Function of SF₆ Flowrate for Different Bias Powers [1]:

(1) 80 W; (2) 120 W; (3) 150 W.

Etching Mode: HF Power 1000 W, Working Pressure 0.67 Pa, O₂ Flowrates 5, 10 and 15 cm³/min, Ar Flowrates 10, 20 and 32 cm³/min at SF₆ Flowrates 20, 40 and 60 cm³/min, Respectively

плотности активных частиц в плазме, а во втором — из-за увеличения энергии бомбардирующих об-разец ионов. Также скорость травления SiC росла и при увеличении давления в камере. Объясняется это тем, что присутствующий в плазме в большем количестве аргон увеличивает скорость ионного распыления подложки SiC, а также диссоциацию реактивных газов SF₆ и O₂. При этом добавка аргона не повлияла на образование микроканалов на дне профиля травления [4].

Микроканалки — это типичные дефекты, образующиеся при плазмохимическом травлении. Они представляют собой V-образные канавки в дне профиля травления около боковых стенок. Такие дефекты травления могут приводить к сквозному

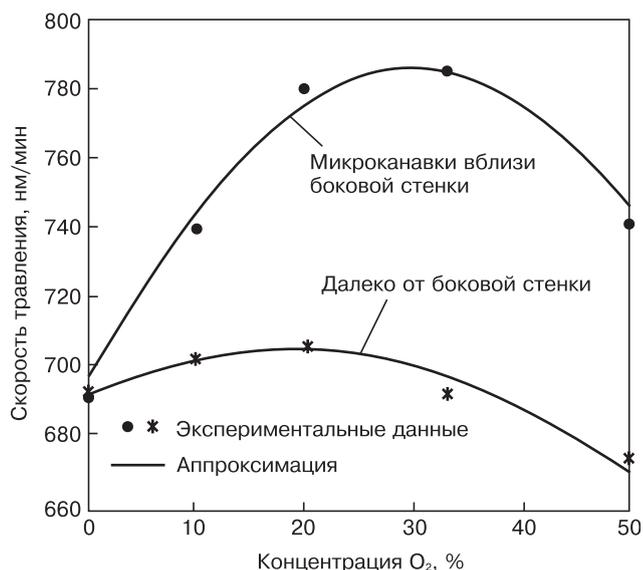


Рис. 8. Скорости травления в зависимости от концентрации кислорода в смеси газов [5]. Режим травления: ВЧ-мощность разряда 500 Вт, потенциал самосмещения –300 В

Fig. 8. Etching Rate as a Function of Oxygen Content in Gas Mixture [5]. Etching Mode: HF Power 500 W and Self-Bias Potential 300 V

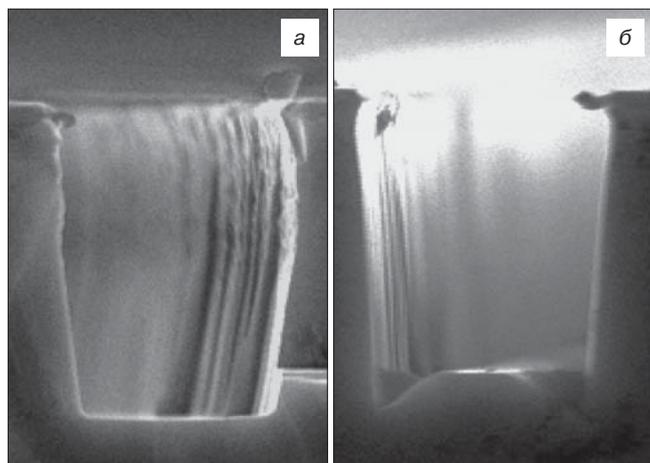


Рис. 9. Изображения профиля травления при различной концентрации кислорода в смеси газов [5]: а — 0; б — 20 %

Fig. 9. Etching Profile for Different Oxygen Content in Gas Mixture [5]: (a) 0 and (b) 20%

протравливанию стоп-слоя при травлении сквозных отверстий. Их образование объясняют обычно отражением ионов от поверхностей боковых стенок профиля. Исследованиями влияния концентрации кислорода в смеси SF₆/O₂ на образование таких дефектов профиля травления посвящены работы [5, 6].

В экспериментах использовали монокристаллические образцы 6H-SiC толщиной 0,43 мм [5, 6]. После стандартной отмывки пластины очищали бомбардировкой ионами аргона в течение 2 мин и наносили на них электронно-лучевым испарением двухслойное покрытие Ti/Ni с толщиной никеля 1,5 мкм, на котором формировали нужный рисунок и использовали в качестве маски при последующем плазмохимическом травлении. Травление вели в плазме смеси газов SF₆ + O₂, созданной источником ИСР. Суммарный поток газов составлял 30 см/мин при постоянном давлении 1,6 Па.

На рис. 8 показаны полученные скорости травления SiC в зависимости от концентрации кислорода в смеси газов в двух областях дна канавки: далеко от вертикальных стенок и вблизи них (скорость травления микроканалки). Влияние кислорода оказалось многофакторным. Освобождение дополнительных частиц фтора и повышение летучести продуктов реакции с углеродом за счет образования CO, CO₂ и COF₂ привело к росту скорости травления. Однако образование слоя SiO_x на обрабатываемой поверхности уменьшило скорость травления, особенно при высоких концентрациях кислорода в смеси газов. Одновременно увеличение концентрации кислорода привело к снижению концентрации SF₆. Это, в свою очередь, снизило скорость травления из-за уменьшения плотности частиц фтора. Конкуренция этих процессов привела к образованию максимума скорости травления при концентрации кислорода 30 %. При отсутствии кислорода скорости травления микроканалок и середины дна канавки почти равны. С ростом концентрации кислорода в смеси газов разница увеличивается за счет более быстрого роста скорости травления микроканалок. То есть кислород способствует образованию микроканалок благодаря образованию слоя SiF_xO_y [7]. Этот диэлектрический слой более склонен к накоплению зарядов, чем SiC. Поэтому он отражает больше ионов от боковых стенок, что приводит к увеличению скорости травления микроканалок вдоль периметра дна профиля травления (рис. 9).

Эксперименты, в которых меняли ВЧ-мощность разряда или потенциал самосмещения, показали, что обе скорости травления растут пропорционально этим параметрам. При этом скорости травления микроканалок немногим больше скорости травления середины дна канавки, и их разница почти постоянная. Таким образом, полученные результаты [5, 6] позволили определить основную причину образования микроканалок: накопление зарядов на слое SiF_xO_y, покрывающем боковые стенки профиля

травления, и рекомендовать способы управления их размерами.

Целью работы [8] была разработка технологии изготовления щелевых сквозных металлизированных отверстий в подложках SiC травлением в плазме источника ICP. В экспериментах использовали пластины 4H-SiC диаметром 76 мм с исходной толщиной 550 мкм. На лицевой стороне пластины методом фотолитографии формировали рисунок контактных площадок истоков мощных транзисторов. Затем на поверхность лицевой стороны пластины наносили металлизацию, на которой происходила остановка травления сквозных отверстий. Эта металлизация состояла из полученных методом электронно-лучевого испарения тонких пленок Ti (толщина 10 нм) и Au (толщина 100 нм), а также нанесенного методом электрохимического осаждения толстого слоя Au (толщина 3 мкм). После этого пластину SiC приклеивали лицевой стороной вниз на носитель и утончали до 50 или 100 мкм шлифовкой абразивными порошками карбида бора.

Известно, что стандартные фоторезистивные маски не могут быть применены для травления глубоких отверстий в подложках SiC, так как рабочая газовая смесь содержит кислород, который быстро удаляет фоторезист. В связи с этим для травления SiC обычно используют твердые маски из металлов, например никеля [1, 2, 9]. В работе [8] в качестве материала твердой маски для травления отверстий были опробованы пленки Ni и NiB. Окна в твердой маске Ni или NiB формировали с помощью инфракрасной литографии с совмещением рисунков лицевой и обратной сторон пластины. Травление отверстий в пластине SiC проводили методом плазмохимического травления в индуктивно связанной плазме $SF_6/O_2/Ar$. Давление газовой смеси в рабочей камере варьировали от 0,67 до 5,3 Па. При этом общий расход газов изменялся от 11 до 110 см³/мин. Мощность, подаваемая на подложку, составляла 200 или 300 Вт на частоте 13,56 МГц. Мощность источника ICP с частотой 2 МГц была постоянной и составляла 1000 Вт. Температуру носителя, на котором устанавливали пластину, меняли от 5 до 50 °С.

На рис. 10 представлены зависимости средней скорости травления SiC от соотношения потоков рабочих газов, давления в рабочей камере, ВЧ-мощности, подаваемой на носитель подложки, и его температуры. Соотношение потоков газов $SF_6 : O_2$ на всем протяжении экспериментов поддерживали равным 5 : 1, мощность, вкладываемую в разряд, — постоянной, равной 1000 Вт. Как видно из данных рис. 10, а, при всех значениях ВЧ-мощности, подаваемой на носитель подложки, с уменьшением давления смеси газов скорость травления растет. При ВЧ-мощности смещения 200 Вт рост скорости травления происходит медленнее, чем при мощности 300 Вт. Абсолютные значения скорости травления выше в случае большего значения ВЧ-мощности смещения.

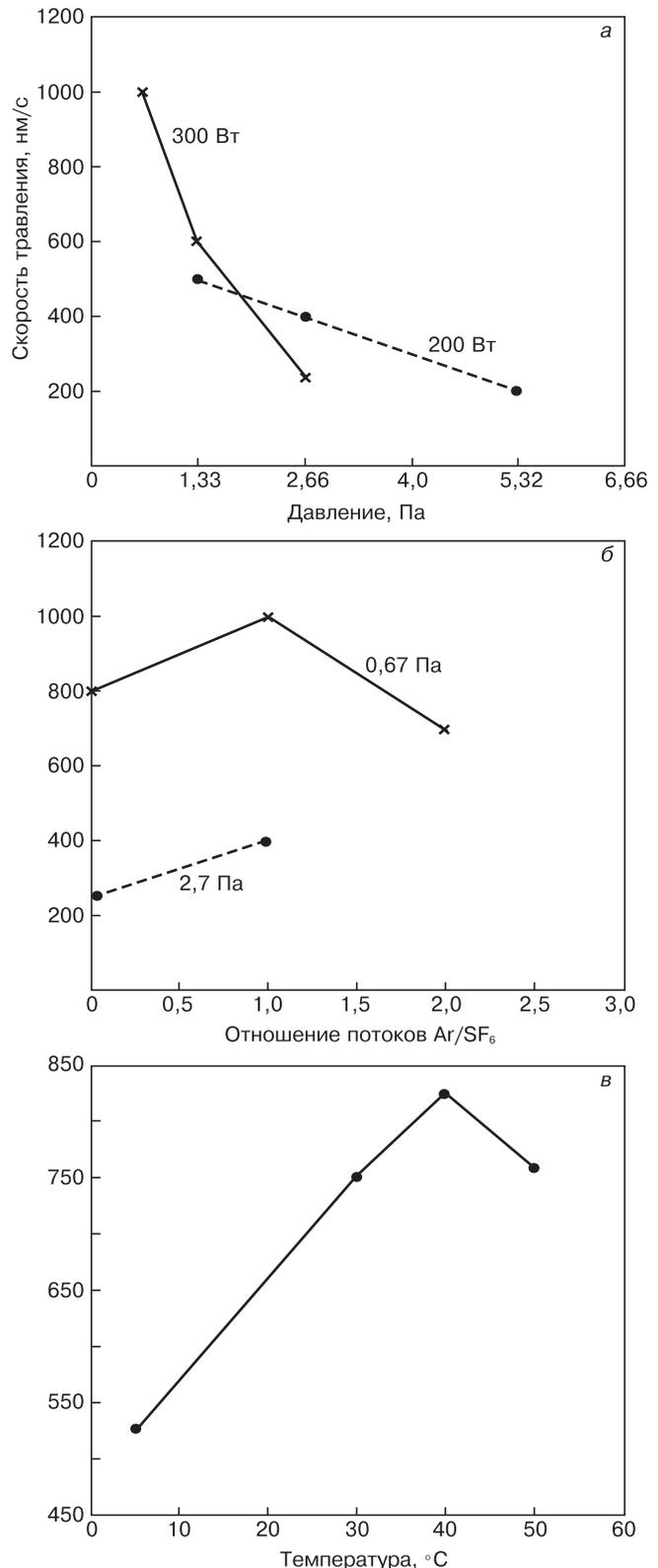


Рис. 10. Экспериментальные зависимости скорости травления карбида кремния от давления газов в рабочей камере при ВЧ-мощности, подаваемой на носитель подложки, 200 и 300 Вт (а), от соотношения потоков Ar : SF₆ при давлении газов 0,67 и 2,7 Па (б) и от температуры носителя подложки (в) [8]

Fig. 10. Experimental Experimental SiC Etching Rate as a Function of Gas Pressure in the Working Chamber at HF Power Fed to the Substrate of (a) 200 and 300 W as a Function of Ar : SF₆ Flowrate Ratio for Gas Pressure of (б) 0.67 and 2.7 Pa and Substrate temperature (в) [8]

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод, что процессом, лимитирующим скорость травления, может быть ионно-стимулированная десорбция продуктов реакции или ионно-стимулированные реакции химического травления. Оба этих процесса начинают протекать более интенсивно при снижении давления и при повышении ВЧ-мощности смещения, подаваемой на подложку. Увеличение скорости травления скорее всего связано с ростом постоянного потенциала самосмещения на подложке SiC, с уменьшением рассеяния ионов при их движении в плазме и, как следствие, с увеличением энергии ионов, бомбардирующих поверхность SiC.

Практически во всех экспериментах с рабочим давлением $>0,67$ Па было обнаружено появление морфологических дефектов типа «трава», или черный кремний, на дне канавки. Так называют образующуюся микроструктуру из множества острых выступов, которая хорошо поглощает свет, и поэтому выглядит черной. При этом количество этих дефектов в режимах с ВЧ-мощностью 200 Вт было гораздо большим, чем в режимах с ВЧ-мощностью 300 Вт. В режиме с максимальным потенциалом самосмещения на носителе подложки (давление в рабочей камере 0,67 Па, ВЧ-мощность 300 Вт) появление дефектов не наблюдали. По-видимому, их формирование связано с тем, что переосажденные частицы металла твердой маски, являющиеся причиной появления данного вида дефектов, быстро распылялись высокоэнергичными ионами и не приводили к микромаскированию поверхности. Поэтому добавление Ar в газовую смесь положительно сказалось на морфологии дна отверстия. Так, с ростом доли Ar в газовой смеси концентрация дефектов типа «трава» уменьшалась, а в режиме травления с оптимальным потоком Ar эти дефекты полностью отсутствовали. Обнаруженная закономерность, по-видимому, обусловлена ростом скорости распыления переосажденных металлических частиц твердой маски тяжелыми ионами Ar^+ .

Действительно, как было показано в работе [9], во многих процессах плазмохимического травления добавление в газовую смесь инертного газа может существенно ускорить процесс травления. Ускорение достигается за счет бомбардировки поверхности подложки тяжелыми ионами Ar^+ , образующимися в плазме. Экспериментально полученная в работе [9] зависимость скорости травления от соотношения потоков Ar/SF_6 при постоянном потоке O_2 приведена на рис. 10, б. Как видно из рис. 10, б, при увеличении отношения потоков $Ar : SF_6$ от 0 до 1 скорость травления SiC увеличивается. Авторы считали, что в определенных условиях процессы ионной бомбардировки могут играть доминирующую роль при травлении SiC. Данные проведенного эксперимента подтвердили это предположение. При дальнейшем росте потока Ar (при отношении потоков более 1 и

давлении смеси газов 0,67 Па) скорость травления начинает падать (см. рис. 10, б). Данный факт можно объяснить тем, что при отношении потоков, равном 2, изменяется процесс, лимитирующий скорость травления. Вследствие того, что давление газа в камере поддерживали постоянным с помощью изменения скорости откачки, увеличение потока Ar приводит к уменьшению концентрации SF_6 в газовой смеси. В результате этого концентрация травящего реагента SF_6 начинает лимитировать скорость травления. Наибольшая скорость травления была достигнута при соотношении потоков $Ar : SF_6 = 1 : 1$.

Из данных, представленных на рис. 10, в, следует, что в температурном диапазоне 5—40 °C с ростом температуры носителя подложки наблюдается практически двукратное увеличение скорости травления. Наиболее вероятной причиной наблюдаемой зависимости может быть изменение баланса между скоростями реакций адсорбции химических реагентов и десорбции продуктов реакции травления носителя подложки, а также увеличение скорости химической реакции по мере роста температуры. Влияние температуры носителя подложки на морфологию дна и стенок отверстия не обнаружено.

Проведенные эксперименты позволили определить оптимальный режим травления отверстий в подложках SiC, обеспечивающий скорость травления >1 мкм/мин при ВЧ-мощности, вкладываемой в разряд, равной 1000 Вт. Остальные параметры режима травления были следующие: рабочее давление 0,67 Па; ВЧ-мощность, подаваемая на носитель подложки, 300 Вт; температура носителя подложки 40 °C; соотношение потоков $SF_6 : O_2 : Ar$ составляло 5 : 1 : 5.

В этом оптимальном режиме провели эксперименты по травлению отверстий на глубину 100 мкм через Ni-маску [8]. Они показали, что селективность процесса травления составляет ~ 10 , в то время как в работах [9, 10] — не менее 50. Снижение селективности травления, по мнению авторов, обусловлено повышением энергии ионов, бомбардирующих подложку, характерным для разработанного процесса.

При толщине Ni-маски 10 мкм наблюдали ее отслаивание от подложки, что происходило из-за сильных механических напряжений, возникающих в пленке металла. Для преодоления этой проблемы была исследована возможность использования маски из бориды никеля NiB [8], поскольку он имеет большую пластичность, чем чистый Ni. Это позволило ожидать, что маска на основе NiB при толщине 10 мкм и более может сохранять хорошую адгезию к SiC. Экспериментальная проверка показала, что пленка NiB при толщинах ~ 10 мкм действительно не отслаивалась от подложки SiC, селективность травления составляла 12, т. е. маска толщиной 10 мкм пригодна для травления отверстий глубиной 100 мкм.

В выбранном оптимальном режиме реактивного ионного травления через маску NiB с размером

окна $25 \times 100 \text{ мкм}^2$ был реализован процесс травления отверстий в пластине SiC толщиной 100 мкм. Полученные отверстия имели небольшой положительный наклон стенок и аспектное соотношение 4. Боковое растравливание отверстий незначительно, коэффициент анизотропии травления равен 13.

Таким образом, исследования авторов работы [8] показали, что в определенных условиях процесс травления SiC ускоряется при уменьшении давления смеси газов, повышении ВЧ-мощности, подаваемой на носитель подложки, а также при оптимизации потока Ar. Рост скорости травления, по-видимому, обусловлен увеличением энергии ионов, бомбардирующих поверхность SiC. С использованием полученных данных был разработан процесс травления сквозных отверстий в подложках SiC, обеспечивающий скорость травления $>1 \text{ мкм/мин}$ и бездефектную морфологию дна и стенок отверстия при пониженной ВЧ-мощности (1000 Вт), вкладываемой в разряд. Разработанный процесс травления характеризуется коэффициентом анизотропии травления, равным 13, и коэффициентом селективности по отношению к маске из NiB, равным 12.

В отличие от описанных выше работ по плазмохимическому травлению SiC во фторсодержащей плазме в работе [20] использовали хлорсодержащую плазму. Основные закономерности процесса травления схожи с закономерностями травления во фторсодержащей плазме, описанными выше. Для получения высокой скорости травления 4H-SiC (280 нм/мин) и очень гладкой поверхности профиля травления (RMS = 0,3 нм) авторы работы [20] оптимизировали такие параметры процесса, как состав плазмы, ВЧ-мощность разряда ICP, ВЧ-мощность смещения и давление в камере. Было найдено, что добавление газа BCl_3 к смеси газов $\text{Cl}_2 + \text{Ar}$ при плазмохимическом травлении SiC позволило существенно сгладить получаемые поверхности. Это было достигнуто за счет нахождения правильного баланса между физическим и химическим травлением, с последующим подавлением эффекта микромаскирования. Оптимальным оказался следующий состав плазмы: $\text{Cl}_2 : \text{Ar} : \text{BCl}_3 = 15 : 3 : 1$.

Вытравливание сквозных отверстий в подложках SiC с эпитаксиальными слоями GaN

В настоящее время широко распространено применение карбида кремния в качестве подложки для эпитаксиального выращивания слоев нитрида галлия при изготовлении мощных транзисторов. В этом случае для повышения параметров транзисторов часто осуществляют электрические соединения электродов транзистора с обратной стороной подложки через сквозное металлизированное отверстие в ней. Поэтому особо важное технологическое направление, связанное с плазмохимическим травлением под-

ложек SiC с нанесенными на них эпитаксиальными слоями GaN, — это получение в них сквозных отверстий и их последующая металлизация. Разработке и совершенствованию этой технологии посвящены работы [10—13, 15—19].

Сквозные отверстия для этой цели вытравливают в карбиде кремния в плазмохимическом процессе, используя, в частности, маску никеля, селективность травления которой достигает 45 [11, 12]. Процесс вели в установке Surface Technology System's, оснащенной усовершенствованным источником ICP. Обрабатываемые образцы были двух типов. Одни образцы содержали подложку из 6H-SiC *n*-типа проводимости с осажденным на нее эпитаксиальным слоем GaN, а другие — пленку никеля, нанесенную на подложку кремния. При обработке первые образцы укладывали на вторые и частично прикрывали полиамидной лентой для сохранения нетравленного района. Одновременно обрабатывали три образца. ВЧ-мощность разряда составляла 1500—2500 Вт, а смещения — 150—300 Вт. Травление вели в плазме SF_6 . Для формирования в образцах отверстий диаметром 60 мкм использовали маску из пленки никеля.

Была получена слабая зависимость скорости травления от мощности разряда и сильная — от мощности смещения. Следовательно, плотность потока ионизированных радикалов оставалась практически постоянной. При этом увеличение мощности смещения приводило к росту потока ионов на поверхность образца.

Авторы работ [11, 12] заметили, что открытие вакуумной камеры для мокрой очистки поверхности ее арматуры нарушает ход последующего процесса травления, что приводит к росту крупных «столбов» и остановке дальнейшего травления. Наличие столбов недопустимо, так как они будут прорывать нанесенную впоследствии металлизацию отверстия. Если вместо мокрой очистки проводить замену загрязненных частей камеры, то это удорожает и удлиняет процесс. Чтобы этого избежать, применяли предварительную очистку камеры перед каждым процессом [11, 12].

При снижении мощности разряда до 1200 Вт рост столбов начался почти в каждом процессе (рис. 11). Повышение мощности разряда устраняло образование столбов. Только иногда образовывались отдельно стоящие столбы, что объясняется попаданием на поверхность образца загрязняющих частиц, если поверхность образца была предварительно недостаточно очищена. Авторы пришли к выводу, что образование столбов при низких мощностях разряда не связано с поверхностными загрязнениями, а обусловлено снижением количества некоторых активных ионов.

При увеличении ВЧ-мощности смещения растет скорость травления и уменьшается селективность травления SiC по отношению к GaN. С другой

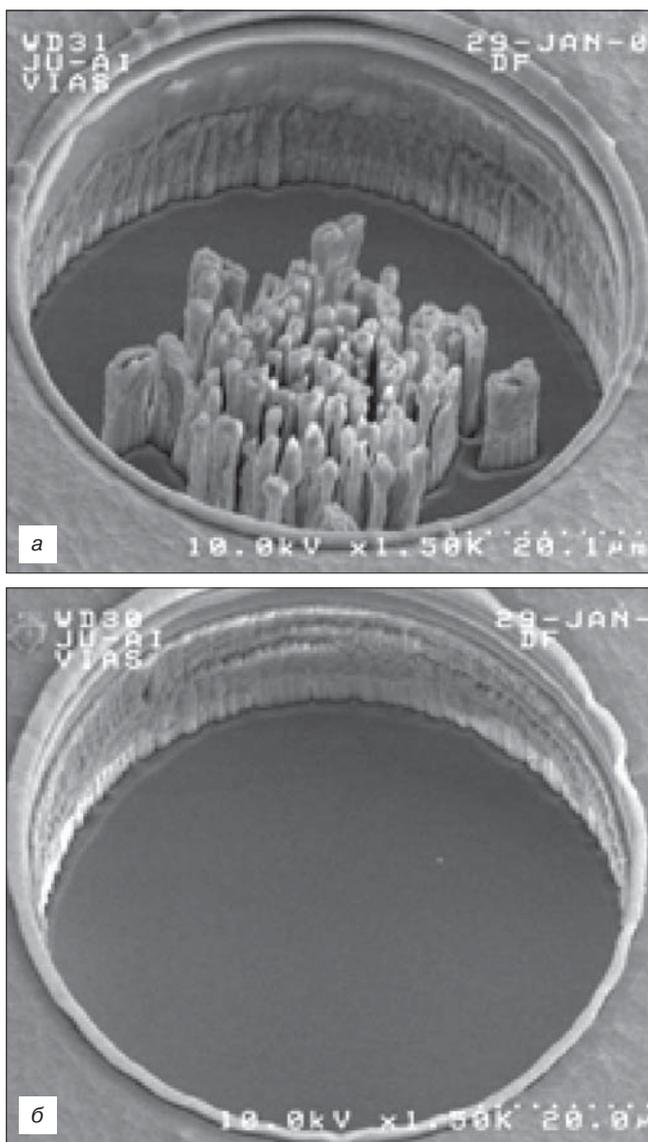


Рис. 11. Типичные изображения отверстий, полученных при различной мощности разряда:
а — низкая мощность; б — высокая [12]

Fig. 11. Typical Images of Holes Obtained at Different Discharge Power: (a) Low and (b) High [12]

стороны, хотя скорость травления слабо зависит от ВЧ-мощности разряда, при росте последней селективность травления по отношению к GaN растет до более чем 25, что вполне достаточно. А селективность травления SiC по отношению к Ni составляла более 50 во всем диапазоне мощностей.

К сожалению, большие мощности разряда резко сокращали срок службы используемого авторами источника плазмы. Поэтому в качестве оптимальной мощности авторы выбрали компромиссную величину, при которой, с одной стороны, не снижается надежность установки, а с другой — образование столбов полностью исключено [11, 12].

На основании этих результатов в следующей своей работе [13] авторы работ [11, 12] исследовали травление сквозных отверстий в подложке SiC и непосредственно следом в эпитаксиальном слое GaN до достижения стоп-слоя.

После завершения формирования сквозного отверстия в обоих материалах металлическая маска удаляется. И тут возможно появление трудностей с ее удалением. Если ее удаляют в жидком растворителе, то необходимо защитить от травления поверхность уже сформированного отверстия и находящейся за ним пленки металла, используемой как стоп-слой, например, заполнив отверстие фоторезистом. К сожалению, этот метод не обладает высокой надежностью, так как образуются тонкие каналы проникновения жидкого химического травителя к металлу стоп-слоя. Чтобы избежать этих трудностей, в работе [13] разработали специальные способы.

Первый способ заключается в удалении металлической маски до травления GaN. Тогда слой GaN будет защитой для металлического стоп-слоя, а маской для последующего травления GaN послужит подложка из SiC, в которой уже сформированы отверстия. Но в этом случае при травлении слоя GaN из-за действия электрических зарядов может быть подпорчена форма и поверхность отверстия в SiC. Предложенный авторами альтернативный способ исключает использование химического удаления маски в жидком травителе [13]. Он заключается в том, что оба материала SiC и GaN травят без удаления твердой маски. А ее удаляют по окончании травления без использования жидкого травителя. Авторы работы [13] не описали этот способ, но можно предположить, что это плазмохимическое травление в плазме определенного состава. Таким способом была получена практически совершенная форма сквозного отверстия

Выяснению механизма образования столбов на дне сквозных отверстий (рис. 12) в пластине SiC, полученных плазмохимическим травлением, и нахождению путей их недопущения была посвящена работа [10]. Образцами служили пластины 4H-SiC n -типа проводимости, на обратную сторону которых распылением наносили пленку меди толщи-

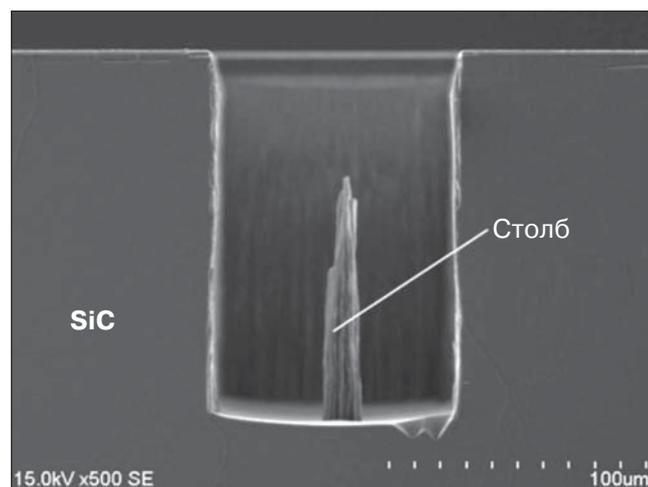


Рис. 12. Изображение большого столба в отверстии [10]
Fig. 12. Image of a Big Column in a Hole [10]

ной 220 нм. На нее наносили пленку фоторезиста и делали фотолитографию. Затем в открытые окна гальванически осаждали слой никеля толщиной 2,8 мкм. После удаления фоторезиста открытые области пленки меди стравливали ионной бомбардировкой ионами аргона. В итоге оставался слой никеля толщиной примерно 2,4 мкм с заданным рисунком, который служил маской в дальнейшем плазмохимическом травлении SiC. Рисунок представлял собой отверстия диаметром 50—150 мкм.

Плазмохимическое травление вели с помощью источника ИСР, к которому подводили ВЧ-мощность (13,56 МГц) как к антенне источника (2 кВт), так и к подложке (0,2 кВт). Плазму зажигали в смеси газов: SF₆ при его потоке 200 см³/мин и O₂ при его потоке в диапазоне от 5 до 25 см³/мин. Рабочее давление меняли в диапазоне от 0,5 до 12 Па. Во время обработки образцы укладывали на никелевый носитель, вводя между ними индий для улучшения теплообмена. Обратную сторону никелевого носителя охлаждали потоком гелия.

Авторы работы [10] предложили следующий механизм образования такого осадка на дне отверстий (рис. 13). Когда образец соединен с носителем с помощью индия, никель из маски не только распыляется в камеру, но и попадает в отверстие. Там он соединяется с летучими частицами SiF_x и оседает на боковых стенках отверстия, образуя покрытие, устойчивое к плазме SF₆/O₂. Тогда формируются вертикальные боковые стенки без подтравливания около маски. Кроме того, это покрытие, сформировавшись на границах дна отверстия, блокирует там ионную бомбардировку, улучшая вертикальность

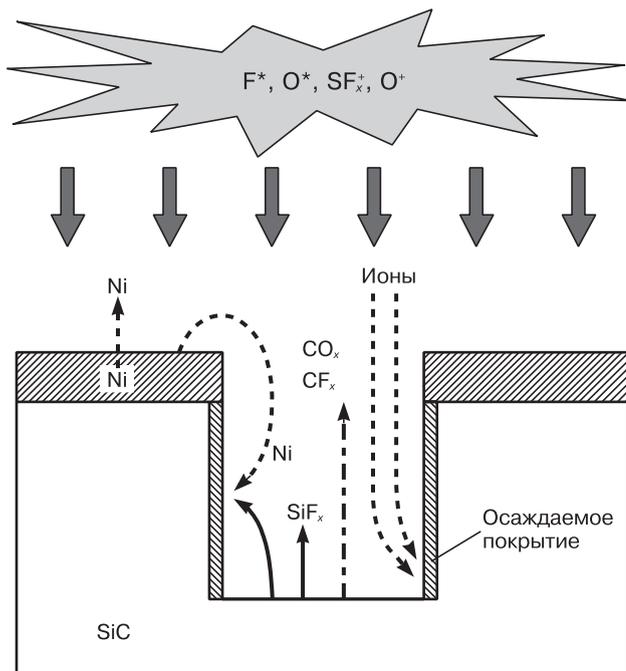


Рис. 13. Схема механизма травления SiC, когда образец соединен с носителем с помощью индия [10]

Fig. 13. Schematic of SiC Etching Mechanism for Specimen Being Connected to the Carrier with Indium [10]

стенок и исключая образование микроканалов. Однако частицы такого покрытия служат микромасками при формировании столбов на дне отверстия.

В противоположность этому, у образцов, не присоединенных к носителю индием, температура во время травления существенно повышается, в результате чего нелетучие продукты реакций могут испаряться в камеру. Это способствует боковому растравливанию.

По мнению авторов работы [10], образование столбов (см. рис. 12) происходит из-за нелетучих частиц, возникающих во время травления. Это подтверждается тем, что на стенках отверстия обнаружены осадок, состоящий в основном из никеля, кремния, фтора и немного — из углерода. В результате исследований был найден еще один механизм формирования столбов, в котором причиной их образования служат несовершенства кристаллической структуры кристалла SiC. Были найдены оптимальные условия травления, исключающие появление столбов и минимизирующие микроканалки у дна отверстия. При этом достигнута скорость травления 2 мкм/мин и высокая селективность травления SiC по отношению к никелю (более 100).

Одновременно авторы работы [10] провели сравнительное исследование травления полуизолирующего карбида кремния SiC и проводящего *n*-SiC [14]. Оба типа подложек травилась анизотропно без подтравливания под металлической маской. Нелетучие трудноудаляемые осадки образовывались на боковых стенках отверстия в обоих случаях. Дно отверстия в обоих случаях было гладкое, мелкие микроканалки наблюдали только в образце *n*-SiC.

Скорость травления обоих образцов росла с увеличением ВЧ-мощностей разряда и смещения. При этом скорость травления полуизолирующего SiC была ниже, чем у *n*-SiC, во всем опробованном диапазоне мощностей. Была достигнута высокая селективность по отношению к никелю (86—151). Кроме того, наклон стенок у образца полуизолирующего SiC был немного больше, чем у *n*-SiC. При снижении ВЧ-мощности разряда до 1,5 кВт боковые стенки становились более вертикальными. По мнению авторов работы [14], эти различия обусловлены двумя типами подложек, что проявляется в различном нагреве и в величине отрицательного заряда боковых поверхностей отверстия во время травления.

Нагрев подложек происходит под действием двух механизмов: первый — нагрев ионной бомбардировкой, второй — радиационный нагрев. Кроме того, нагрев идет за счет экзотермических химических реакций на поверхности подложки. Часть энергии, поступающей на подложку, уносится излучением с ее поверхности. Другая часть переносится через подложку на ее носитель, охлаждаемый с обратной стороны потоком гелия.

Теплопроводности двух типов подложек одинаковы, поэтому авторы решили, что нагрев подложек

ионной бомбардировкой одинаков. Что же касается излучательного нагрева, то различие в концентрации свободных носителей заряда приводит к различию коэффициента абсорбции излучения у образцов. Измеренные коэффициенты абсорбции для обоих образцов приведены на рис. 14. Как видно из рис. 14, коэффициент абсорбции у n -SiC выше, чем у полуизолирующего SiC. Поэтому образец n -SiC поглощает больше излучения из горячего газа плазмы и нагревается до более высокой температуры, чем нелегированный. Это может увеличивать скорость реакций на его поверхности.

При плазмохимическом травлении имеет место такое явление, как зарядка поверхности боковых стенок формируемого отверстия. Отрицательные заряды накапливаются на поверхности боковых стенок отверстия благодаря электронам из плазмы. Поэтому положительно заряженные ионы, проходя

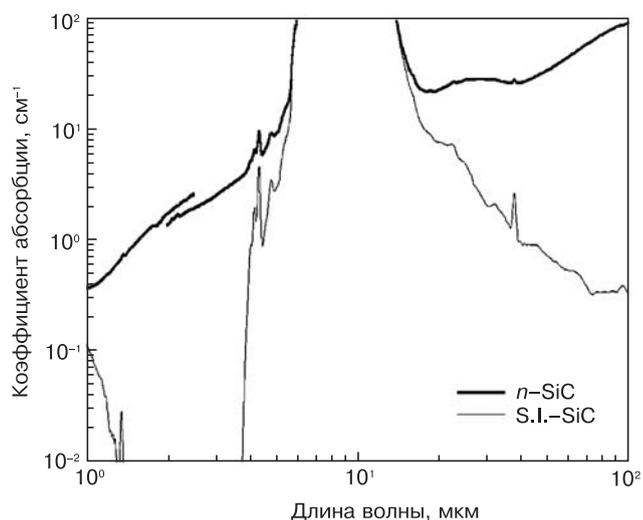


Рис. 14. Спектр коэффициентов абсорбции подложек n -SiC и полуизолирующего SiC (S.I.-SiC) [14]

Fig. 14. Absorption Coefficient Spectra of n -SiC Substrates and Semiinsulating SiC (S.I.-SiC) [14].

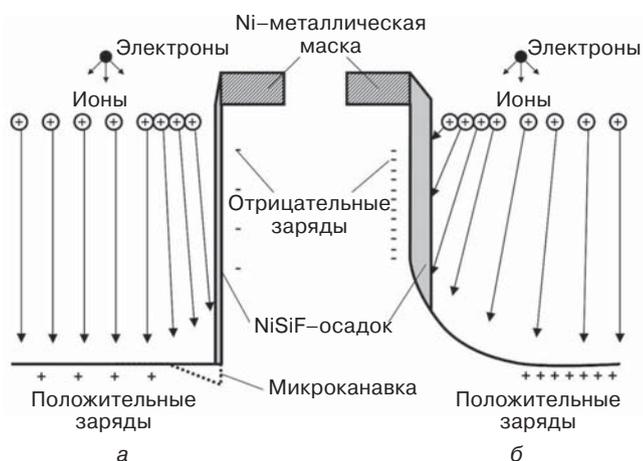


Рис. 15. Схема механизма, определяющего профиль травления отверстий в подложках SiC различного типа [14]: а — n -SiC; б — полуизолирующий SiC (S.I.-SiC)

Fig. 15. Schematic of Mechanism Controlling Hole Etching Profile in SiC Substrates of Different Types [14]: (a) n -SiC; (b) Semiinsulating SiC (S.I.-SiC)

вблизи стенок, отклоняются к стенкам. Из-за этого образуются микроканавки и искривление профиля травления. Этот эффект проявляется сильнее с ростом глубины отверстия.

Схема механизма, определяющего профиль травления отверстий в n -SiC и в полуизолирующем SiC, представлена на рис. 15. У образца n -SiC отрицательные заряды труднее накапливаются на стенках, поскольку этот материал имеет более высокую электропроводность, чем полуизолирующий SiC. Поэтому у него скорости травления примерно одинаковы в центре отверстия и на границах его дна, и тогда дно плоское. Образование микроканавки (см. рис. 15, пунктирная линия) возможно из-за повышенной температуры и повышенного распыления энергичными ионами, направленными туда диэлектрическим слоем NiSiF на боковых стенках [10].

В тех же условиях у образца полуизолирующего SiC накапливается больший отрицательный заряд на стенках, чем у n -SiC, из-за его очень низкой электропроводности. Поэтому больше ионов отклоняются более сильным электрическим полем, и ионы распределяются по большей площади. Тогда угол наклона стенок становится больше, так как больше ионов бомбардируют боковые стенки. Боковые стенки внизу отверстия травятся отклоненными ионами и одновременно пассивируются слоем NiSiF, поскольку температура образца ниже, чем у образца n -SiC. Этот пассивирующий слой защищает стенки от дополнительной ионной бомбардировки. Поэтому в образце полуизолирующего SiC микроканавки не образуются, а профиль травления внизу отверстия скругляется. Кроме того, расширение углового распределения траекторий ионов уменьшает скорость травления, поскольку снижает количество ионов, движущихся вертикально. Увеличивая мощность смещения, можно сузить угловое распределение и, следовательно, повысить скорость травления.

Таким образом, различие в профилях травления вызваны различием электрофизических свойств образцов полуизолирующего SiC и n -SiC, что необходимо учитывать технологом.

Типовым режимом, выбранным в предыдущих работах [10, 14], был следующий режим: ВЧ-мощность (13,56 МГц) в антенне источника 2 кВт, и к подложке подводили 0,2 кВт. Плазму зажигали в смеси газов SF_6 при его потоке 200 см/мин и O_2 при его потоке 10 см/мин. Рабочее давление поддерживали 10 Па. В этом режиме была высокая скорость травления 2 мкм/мин [15]. На рис. 16 показан полученный при этом профиль отверстия диаметром 100 мкм и глубиной 160 мкм.

Отверстие имело вертикальные стенки без каких-либо подтравов под маской никеля, а микроканавка на дне отверстия была пренебрежимо мелкая. Правда, было возможно возникновение столбов на дне отверстия [10, 14]. Причиной возникновения этих столбов являлись включения в кристалле

SiC, которые действовали как микромаски, замедляющие травление и, таким образом формирующие столбы. Для исключения образования столбов необходимо использовать очень совершенные кристаллы SiC. Тем не менее авторам удалось и на подложках обычного качества практически избежать возникновения столбов, уменьшив рабочее давление до 5 Па при потоке кислорода $10 \text{ см}^3/\text{мин}$. К сожалению, в этом случае выросла глубина микроканалов.

Чтобы удалить и их, пришлось увеличить поток кислорода до $20 \text{ см}^3/\text{мин}$. Оптимальным режимом стал следующий: ВЧ-мощность (13,56 МГц) в антенне источника 2 кВт, и к подложке подводили 0,2 кВт. Плазму зажигали в смеси газов SF_6 при его потоке $200 \text{ см}^3/\text{мин}$ и O_2 при его потоке $20 \text{ см}^3/\text{мин}$. Рабочее давление поддерживали 5 Па [15].

В качестве стоп-слоя использовали нанесенное термическим испарением на лицевую сторону пластины SiC двухслойное покрытие из никеля (100 нм) и золота (350 нм), на которое гальванически осаждали еще 3 мкм золота. Затем лицевую поверхность пластины защищали и планаризировали пленкой температуростойкого полимера. Чтобы утоненная пластина не раскололась при дальнейшей обработке, ее перед утонением укладывали на прозрачный сапфировый носитель с помощью термопластического клея. Далее пластину утоняли до толщины 50 мкм. После этого распылением наносили двухслойное покрытие Ta/Cu на обратную сторону пластины и носитель [15]. Затем наносили слой негативного фоторезиста, делали в нем фотолитографию и в открытые места гальваникой осаждали пленку никеля толщиной 2,4 мкм. Фоторезист удаляли химически,

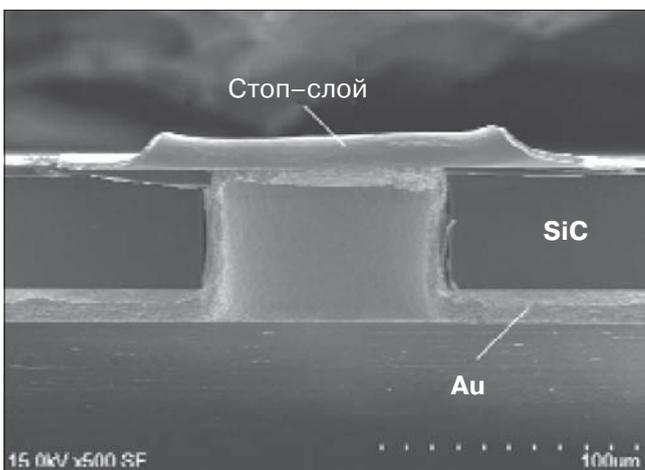


Рис. 17. Изображение, полученное на стереоскане, сечения отверстия в SiC после гальванического осаждения золота [16]

Fig. 17. Stereoscan Image of Hole Section in SiC after Gold Electroplating [16]

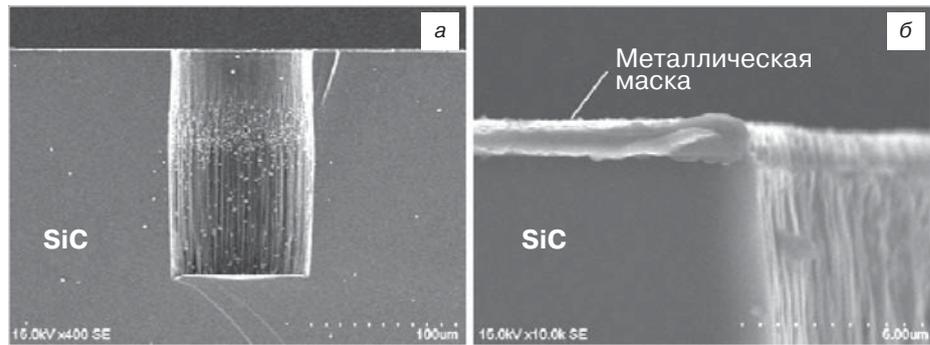


Рис. 16. Полученный на стереоскане типичный профиль отверстия в SiC диаметром 100 мкм и глубиной 160 мкм [15]

Fig. 16. Stereoscan Image of Typical 100 μm Diam. / 160 μm Deep Hole Etching Profile in SiC [15]

а оставшееся под ним покрытие Ta/Cu — бомбардировкой ионами аргона. В результате никелевая маска содержала 5000 окон диаметром 100 мкм на пластине диаметром 76 мм.

Поскольку поверхность стоп-слоя подверглась во время травления действию плазмы SF_6/O_2 , то она могла стать электрически неактивной. Поэтому было необходимо удалить с нее загрязнения. Однако при удалении загрязнения в жидком кислотном растворе последний может проникнуть к лицевой стороне пластины и привести к коррозии металлов. Поэтому для такой очистки авторы работы [15] применили «сухой» процесс — травление ионами аргона, после которого поверхность стоп-слоя стала снова золотой.

После описанных процедур адгезионные слои Ti/Au наносили распылением и следом за этим осаждали гальваническое покрытие золота толщиной 12 мкм. Такое покрытие образовало электрический контакт со стоп-слоем (рис. 17).

Наконец, обработанную пластину снимали с носителя без растрескивания. После чего термопластический клей и защитную пленку полимера удаляли в соответствующих растворах.

На основе своих разработок в технологии плазмохимического травления отверстий в карбиде кремния [15] авторы работ [16, 17] успешно применили ее при изготовлении мощного ВЧ-транзистора на основе нитрида галлия (GaN НЕМТ ММІС). Для этого формировали сквозные отверстия в подложке SiC, утоненной до толщины 50—100 мкм, и следом в эпитаксиальном слое GaN толщиной 1 мкм. Отверстия затем металлизировали. Таким образом создавали электрические проводники от электродов на лицевой поверхности прибора к обратной стороне подложки. Скорость травления SiC была ограничена значением 2 мкм/мин. Это было связано с тем, что при больших скоростях травления температура пластины превышала температуру размягчения термопластического клея, которым пластина была закреплена на носителе для сохранения ее целостности при обработке. В противном случае, это приводило к отделению пластины от носителя, ее короблению и, иногда, растрескиванию [16, 17].

В работе [18] для тех же целей — создания сквозного травления SiC — применяли маску из алюминия. Высокие энергии ионов, используемые при плазмохимическом травлении SiC, приводят к повышению температуры обрабатываемой пластины, из-за чего происходит процесс обратного осаждения алюминия и образования на боковых стенках профиля травления его соединения с фтором. Такой осадок должен быть удален химическим травлением в жидком растворе, чтобы исключить отслаивание в последующих операциях металлизации отверстия. Низкая шероховатость боковых стенок отверстия уменьшает риск растрескивания и образования пустот между металлизацией и SiC.

При плазмохимическом травлении SiC важна роль маски. Использовали два варианта изготовления алюминиевой маски: плазмохимическое травление и технику обратной фотолитографии. В этих двух случаях качество полученного профиля травления оказалось различным. Неровности краев маски, полученной с помощью техники обратной фотолитографии, привели к выступам и пустотам за металлом в отверстиях. При этом стенки были вертикальные. Толщина металлической маски составляла 8 мкм до травления SiC и примерно 3 мкм после. Скорость травления SiC — 0,6 мкм/мин, длительность — 180 мин [18]. Осадок на стенках удаляли в жидком травителе и в хлорсодержащей плазме при последующем травлении GaN.

Двухстадийный процесс получения сквозных отверстий использовали в работе [19]. Подложку SiC толщиной 100 мкм плазмохимически травили через маску из пленки никеля. Затем удаляли маску из никеля жидкостным химическим травлением и отмывали стенки отверстия от остатков полимера. Отмывку осуществляли, обрабатывая пластину в 20%-ном растворе азотной кислоты в течение 15 мин при комнатной температуре. Следующий этап — травление слоев GaN, в котором использовали в качестве маски подложку SiC с уже сформированными отверстиями. Травление шло до стоп-слоя, представляющего собой пленку золота. Окончание травления GaN фиксировали, контролируя спектр оптической эмиссии из плазмы, в частности по излучению возбужденных атомов галлия с длиной волны 417 нм.

Травление вели в источнике ICP, оснащенном мультиполюсной магнитной системой для удержания плазмы. С ее помощью удалось получить плазму, плотность которой (10^{12} — 10^{13} см⁻³) на порядок выше, чем в обычном источнике. Внешняя антенна источника ICP была отделена от камеры керамическим окном и подключена к ВЧ-генератору (13,56 МГц) мощностью до 2,2 кВт. Для травления SiC использовали плазму SF₆ : O₂ : He (10 : 1 : 7), а для травления GaN — Cl₂/BCl₃. Режим травления выбирали такой, чтобы минимизировать образование столбов SiC на поверхности GaN. Во время травления подложка была механически прижата к охлаждаемому под-

ложкодержателю, чтобы процесс начинался при температуре подложки 10 °С.

С ростом мощности смещения растет скорость травления SiC и GaN, но снижается их селективность травления по отношению к никелевой маске [19]. Следовательно, целесообразно снижение мощности смещения и применение двухстадийного процесса травления.

Второй проблемой получения сквозных отверстий является достижение гладких поверхностей этих отверстий. Дело в том, что готовые отверстия затем подвергаются осаждению на их поверхности золотого покрытия, формирующего проводник между двумя поверхностями подложки с сопротивлением, не превышающим $6 \cdot 10^{-3}$ Ом. Для получения хорошей адгезии и отсутствия отслаиваний поверхность отверстий должна быть гладкой и чистой. Авторам работы [19] удалось улучшить гладкость поверхности отверстий, добавив в плазму большое количество гелия, доведя состав плазмы SF₆ : O₂ : He до 10 : 1 : 25. При этом несколько снизилась скорость травления и его селективность. В результате был разработан процесс травления SiC со скоростью травления более 1,3 мкм/мин с равномерностью не хуже ± 5 % на пластине диаметром 100 мм и селективностью по отношению к никелю (30÷40) : 1 [19].

Заключение

Показано, что в подавляющем числе работ по плазмохимическому травлению карбида кремния использована фторсодержащая плазма. Это связано с тем, что фтор образует как с кремнием, так и с углеродом летучие фториды. Основой состава плазмы служит шестифтористая сера, к которой для повышения эффективности процесса часто добавляют кислород и аргон.

В качестве масок при плазмохимическом травлении карбида кремния применяют материалы, не взаимодействующие с фтором. Наиболее часто это пленки металлов Cu, Al и Ni и иногда пленка оксида кремния.

Оптимальные режимы плазмохимического травления карбида кремния представляют собой компромисс между достижением высоких скоростей травления, его анизотропией и достаточной селективностью травления, т. е. стойкостью используемой маски.

Особо важное технологическое направление, связанное с плазмохимическим травлением подложек SiC с нанесенными на них эпитаксиальными слоями GaN, — это получение в них сквозных отверстий и их последующая металлизация.

Для достижения формы получаемых структур, близкой к идеальной, и гладких поверхностей профиля травления используют различные технологические приемы. В частности, добавляют в плазму большое количество гелия.

Библиографический список

1. Kim, D. W. High rate etching of 6H-SiC in SF₆-based magnetically-enhanced inductively coupled plasmas / D. W. Kim, H. Y. Lee, B. J. Park, H. S. Kim, Y. J. Sung, S. H. Chae, Y. W. Ko, G. Y. Yeom // *Thin Solid Films*. – 2004. – V. 447–448. – P. 100–104. DOI: 10.1016/j.tsf.2003.09.030
2. Kim, D. W. Magnetically enhanced inductively coupled plasma etching of 6H-SiC / D. W. Kim, H. Y. Lee, S. J. Kyoung, H. S. Kim, Y. J. Sung, S. H. Chae, G. Y. Yeom // *IEEE Transactions on Plasma Sci.* – 2004. – V. 32, N 3. – P. 1362–1366. DOI: 10.1109/TPS.2004.828821
3. Jiang, L. Inductively coupled plasma etching of SiC in SF₆/O₂ and etch-induced surface chemical bonding modifications / L. Jiang, R. Cheung, R. Brown, A. Mount // *J. Appl. Phys.* – 2003. – V. 93, N 3. – P. 1376–1383. DOI: 10.1063/1.1534908
4. Jiang, L. Impact of Ar addition to inductively coupled plasma etching of SiC in SF₆/O₂ / L. Jiang, R. Cheung // *Microelectronic Engineering*. – 2004. – V. 73–74. – P. 306–311. DOI: 10.1016/j.mee.2004.02.058
5. Ruixue, D. Microtrenching effect of SiC ICP etching in SF₆/O₂ plasma / D. Ruixue, Y. Yintang, H. Ru // *J. Semiconductors*. – 2009. – V. 30, N 1. – P. 016001. DOI: 10.1088/1674-4926/30/1/016001
6. Ru, H. Microtrenching geometry of 6H-SiC plasma etching / H. Ru, Y. Yin-Tang, F. Xiao-Ya // *Vacuum*. – 2010. – V. 84. – P. 400–404. DOI: 10.1016/j.vacuum.2009.09.001
7. Beheim, G. M. Control of trenching and surface roughness in deep reactive ion etched 4H and 6H SiC / G. M. Beheim, L. J. Evans // *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* – 2006. – V. 911 – P. 0911–B10–15. DOI: 10.1557/PROC-0911–B10–15
8. Осипов, К. Ю. Технология формирования щелевых сквозных металлизированных отверстий к истокам мощных GaN/SiC-транзисторов с высокой подвижностью электронов / К. Ю. Осипов, Л. Э. Великовский // *Физика и техника полупроводников*. – 2012. – Т. 46, № 9. – С. 1239–1243.
9. Cho, H. High density plasma via hole etching in SiC / H. Cho, K. P. Lee, P. Leerungnawarat, S. N. G. Chu, F. Ren, S. J. Pearton, C.-M. Zetterling // *J. Vac. Sci. Technol. A*. – 2001. – V. 19. – P. 1878–1881. DOI: 10.1116/1.1359539
10. Okamoto, N. Elimination of pillar associated with micro-pipe of SiC in high-rate inductively coupled plasma etching / N. Okamoto // *J. Vac. Sci. Technol. A*. – 2009. – V. 27, N 2. – P. 295–300. DOI: 10.1116/1.3077297
11. Ruan, J.-A. SiC substrate via etch process optimization / J.-A. Ruan, S. Roadman, C. Lee, C. Sellers, M. Regan // *CS MANTECH Conf.* – Tampa (FL, USA), 2009. – P. 113–116.
12. Ruan, J.-A. Low RF power SiC substrate via etch / J.-A. Ruan // *CS MANTECH Conf.* – Portland (OR, USA), 2010. – P. 267–270.
13. Ruan, J.-A. Backside via process of GaN device fabrication / J.-A. Ruan, C. Hall, C. Della-Morrow, T. Nagle, Y. Yang // *CS MANTECH Conf.* – Boston (MA, USA), 2012. – P. 215–217.
14. Okamoto, N. Differential etching behavior between semi-insulating and *n*-doped 4H-SiC in high-density SF₆/O₂ inductively coupled plasma / N. Okamoto // *J. Vac. Sci. Technol. A*. – 2009. – V. 27. – P. 456–460. DOI: 10.1116/1.3100215
15. Okamoto, N. SiC Backside via-hole process for GaN HEMT MMICs using high etch rate ICP etching / N. Okamoto, T. Ohki, S. Masuda, M. Kanamura, Yu. Inoue, K. Makiyama, K. Imanishi, H. Shigematsu, T. Kikkawa, K. Joshin, N. Hara // *CS MANTECH Conf.* – Tampa (FL, USA), 2009. – V. 1.
16. Okamoto, N. Influence of negative charging on high rate SiC etching for GaN HEMT MMICs / N. Okamoto, K. Imanishi, T. Kikkawa, N. Nara // *Mater. Sci. Forum*. – 2010. – V. 645–648. – P. 791–794. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.645–648.791
17. Okamoto, N. Backside process considerations for fabricating millimeter-wave GaN HEMT MMICs / *CS MANTECH Conf.* – Portland (OR, USA), 2010. – P. 257.
18. Stieglauer, H. Evaluation of through wafer via holes in SiC substrates for GaN HEMT technology / H. Stieglauer, J. Noesser, G. Bödege, K. Drüeke, H. Blanck, D. Behammer // *CS MANTECH Conf.* – Boston (MA, USA), 2012.
19. Barker, A. Advances in back-side via etching of SiC for GaN device applications / A. Barker, K. Riddell, H. Ashraf, D. Thomas, C.-H. Chen, Y.-F. Wei, I.-T. Cho, W. Wohlmuth // *CS MANTECH Conf.* – New Orleans (LA, USA), 2013. – P. 47–50.
20. Ekinici, H. Plasma etching of *n*-type 4H-SiC for photoconductive semiconductor switch applications / H. Ekinici, V. V. Kuryatkov, D. L. Mauch, J. C. Dickens, S. A. Nikishin // *J. Electronic Mater.* – 2015. – V. 4. – P. 1300–1305. DOI: 10.1007/s11664-015-3658-z

Статья поступила в редакцию 16 октября 2015 г.

ISSN 1609–3577 Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoy tekhniki = Materials of Electronic Technics. 2015, vol. 18, no. 3, pp. 157–171.

Formation of Three-Dimensional Structures in Silicon Carbide Substrates by Plasmochemistry Etching

Lev A. Seidman¹ — Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Leading Expert on Technological Processes (seid1@yandex.ru).

¹State plant «PULSAR»

27 Okruzhnoi Proezd, Moscow 105187, Russia

Abstract. This article is a review of the technology for the formation of three-dimensional structures in silicon carbide substrates. The technological solution of these problems ion-stimulation plasmochemistry etching in its various modifications, the most successful being by ICP sources (sources of inductively coupled plasma).

Silicon carbide consists of silicon and carbon which produce volatile fluorides in reaction with fluorine. Therefore for plasmochemistry etching of silicon carbide one uses fluorine-containing gases, most often sulfur hexafluoride (SF₆), and sometimes with additions of oxygen and argon. During plasmochemistry etching of silicon carbide one uses the mask the material of which does not interact with fluorine. As a rule these are thin films of metals, e.g. Cu, Al and Ni, and sometimes films of silicon oxides.

The most important technological trend of this process is making through holes by etching of SiC substrates with GaN epitaxial layers, and their subsequent metallization.

In this review we will present examples of ICP source applications for the formation of micro- and nano-sized three-dimensional structures in silicon carbide substrates, including making through holes in SiC substrates with GaN epitaxial layers.

Keywords: silicon carbide, etching, plasmochemistry etching, ICP sources, inductively coupled plasma, via holes, metallization, structures with micro- and nano- dimensions, GaN epitaxial layers.

References

1. Kim D. W., Lee H. Y., Park B. J., Kim H. S., Sung Y. J., Chae S. H., Ko Y. W., Yeom G. Y. High rate etching of 6H-SiC in SF₆-based magnetically-enhanced inductively coupled plasmas. *Thin Solid Films*. 2004, vol. 447–448, pp. 100–104. DOI:10.1016/j.tsf.2003.09.030
2. Kim D. W., Lee H. Y., Kyoung S. J., Kim H. S., Sung Y. J., Chae S. H., Yeom G. Y. Magnetically enhanced inductively coupled plasma etching of 6H-SiC. *IEEE Transactions on Plasma Science*. 2004, vol. 32, no. 3, pp. 1362–1366. DOI: 10.1109/TPS.2004.828821
3. Jiang L., Cheung R., Brown R., Mount A. Inductively coupled plasma etching of SiC in SF₆/O₂ and etch-induced surface chemical bonding modifications. *J. Appl. Phys.* 2003, vol. 93, no. 3, pp. 1376–1383. DOI: 10.1063/1.1534908
4. Jiang L., Cheung R. Impact of Ar addition to inductively coupled plasma etching of SiC in SF₆/O₂. *Microelectronic Engineering*. 2004, vol. 73–74, pp. 306–311. DOI: 10.1016/j.mee.2004.02.058
5. Ruixue D., Yintang Y., Ru H. Microtrenching effect of SiC ICP etching in SF₆/O₂ plasma. *J. Semiconductors*. 2009, vol. 30, no. 1, pp. 016001. DOI: 10.1088/1674-4926/30/1/016001
6. Ru H., Yin-Tang Y., Xiao-Ya F. Microtrenching geometry of 6H-SiC plasma etching. *Vacuum*. 2010, vol. 84, no. 3, pp. 400–404. DOI: 10.1016/j.vacuum.2009.09.001

7. Beheim G. M., Evans L. J. Control of trenching and surface roughness in deep reactive ion etched 4H and 6H SiC. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 2006, vol. 911, pp. 0911–B10–15. DOI: 10.1557/PROC-0911–B10–15
8. Osipov K. Y., Velikovskiy L. E. Formation technology of through metallized holes to sources of high-power GaN/SiC high electron mobility transistors. *Semiconductors.* 2012, vol. 46, no. 9, pp. 1216–1220. DOI: 10.1134/S1063782612090175
9. Cho H., Lee K. P., Leerungnawarat P., Chu S. N. G., Ren F., Pearton S. J., Zetterling C.–M. High density plasma via hole etching in SiC. *J. Vac. Sci. Technol. A.* 2001, vol. 19, pp. 1878–1881. DOI: 10.1116/1.1359539
10. Okamoto N. Elimination of pillar associated with micropipe of SiC in high-rate inductively coupled plasma etching. *J. Vac. Sci. Technol. A.* 2009, vol. 27, no. 2, pp. 295–300. DOI: 10.1116/1.3077297
11. Ruan J.–A., Roadman S., Lee C., Sellers C., Regan M. SiC substrate via etch process optimization. *CS MANTECH Conf.* Tampa (FL, USA), 2009. Pp. 113–116.
12. Ruan J.–A. Low RF power SiC substrate via etch. *CS MANTECH Conf.* Portland (OR, USA), 2010. Pp. 267–270.
13. Ruan J.–A., Hall C., Della-Morrow C., Nagle T., Yang Y. Backside Via Process of GaN Device Fabrication. *CS MANTECH Conf.* Boston (MA, USA), 2012. Pp. 215–217.
14. Okamoto N. Differential etching behavior between semi-insulating and *n*-doped 4H–SiC in high-density SF₆/O₂ inductively coupled plasma. *J. Vacuum Science & Technology A.* 2009, vol. 27, pp. 456–460. DOI: 10.1116/1.3100215
15. Okamoto N., Ohki T., Masuda S., Kanamura M., Inoue Yu., Makiyama K., Imanishi K., Shigematsu H., Kikkawa T., Joshin K., Hara N. SiC Backside via-hole process for GaN HEMT MMICs using high etch rate ICP etching. *CS MANTECH Conf.* Tampa (FL, USA), 2009. Vol. 1.
16. Okamoto N., Imanishi K., Kikkawa T., Nara N. Influence of negative charging on high rate SiC etching for GaN HEMT MMICs. *Materials Science Forum.* 2010, vol. 645–648, pp. 791–794. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.645–648.791
17. Okamoto N., Imanishi K., Kikkawa T., Nara N. Backside process considerations for fabricating millimeter-wave GaN HEMT MMICs. *CS MANTECH Conf.* Portland (OR, USA), 2010. P. 257.
18. Stieglauer H., Noesser J., Bödege G., Drüeke K., Blanck H., Behammer D. Evaluation of through wafer via holes in SiC substrates for GaN HEMT technology. *CS MANTECH Conf.* Boston (MA, USA), 2012.
19. Barker A., Riddell K., Ashraf H., Thomas D., Chen C.–H., Wei Y.–F., Cho I.–T., Wohlmuth W. Advances in Back-side Via Etching of SiC for GaN Device Applications. *CS MANTECH Conf.* New Orleans (LA, USA), 2013. Pp. 47–50.
20. Ekinci H., Kuryatkov V. V., Mauch D. L., Dickens J. C., Nishishin S. A. Plasma etching of *n*-type 4H–SiC for photoconductive semiconductor switch applications. *J. Electronic Materials.* 2015, vol. 4, pp. 1300–1305. DOI: 10.1007/s11664–015–3658–z

Received October 16, 2015

* * *