

06;11;12

## Термическая стабильность аморфных тонких Ta–Si–N-пленок в системе металлизации Au/GaN

© А.В. Кучук,<sup>1</sup> В.П. Кладько,<sup>1</sup> В.Ф. Мачулин,<sup>1</sup> А. Piotrowska<sup>2</sup><sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины, 03028 Киев, Украина<sup>2</sup> Institute of Electron Technology, 02668 Warsaw, Poland

e-mail: kuchuk@isp.kiev.ua; kladko@isp.kiev.ua

(Поступило в Редакцию 9 ноября 2005 г.)

Трехкомпонентные барьерные Ta–Si–N-пленки были получены с помощью реактивного высокочастотного магнетронного распыления мишени Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> в разряде газовой смеси Ar–N<sub>2</sub>. Пленки тестировались как диффузионные барьеры между Au и GaN. Для определения эффективности их использования в качестве антидиффузионных слоев использовались методы просвечивающей электронной микроскопии, вторично-ионной масс-спектрометрии и рентгеноструктурного анализа. Продемонстрирована возможность работы оптимального по свойствам диффузионного барьера (Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>) в системе металлизации Au/GaN при температуре свыше 800°C.

Обсуждается корреляция состава пленок, микроструктуры, удельного электросопротивления, термической стабильности и антидиффузионных свойств.

PACS: 81.07.-b

Полупроводниковые соединения нитридов III–V группы благодаря их уникальным свойствам имеют большой потенциал для создания на их основе электронных устройств высокой мощности, частоты и термостабильности [1]. Однако максимальная рабочая температура (мощность, частота) приборов, основанных на III-нитридах, ограничена отсутствием стабильных металлических контактов, а не свойствами полупроводниковых соединений. Чистые металлы, обычно используемые для Шоттки и омических контактов, реагируют с полупроводником, приводя к взаимной диффузии на интерфейсе металл–полупроводник, что инициирует деградацию устройств в течение их эксплуатации при высоких температурах [2]. Обычно для предотвращения таких реакций между металлом и полупроводником необходимо вставить тонкий диффузионный барьер [3].

Исключительная комбинация свойств Ta–Si–N-пленок, таких как довольно низкое удельное электросопротивление, аморфная микроструктура (отсутствие границ зерен, которые служат источниками быстрой диффузии), химическая инертность и термостабильность делают эти материалы незаменимыми диффузионными барьерами в системах металлизации полупроводниковых устройств. Кроме того, в работах [4–7] была показана эффективность тонких Ta–Si–N-пленок как диффузионных барьеров в металлизациях Al и Cu к Si.

В наших предыдущих работах [8,9] исследовалось влияние параметров осаждения на свойства и термическую стабильность аморфных Ta–Si–N-пленок различного состава, а также на их характеристику как диффузионных барьеров в металлизации Ag и Au к GaAs. Было показано, что Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>-пленка толщиной 100 nm предот-

вращает взаимную диффузию между Ag, Au и GaAs в течение отжига при 750 и 800°C соответственно.

В этой работе тонкие Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>-пленки исследовались как диффузионные барьеры в металлизации Au к GaN. Установлена взаимосвязь состава, микроструктуры, удельного электросопротивления, термической стабильности и антидиффузионных свойств исследуемых пленок, а также определен оптимальный режим их нанесения.

### Техника эксперимента

Тройные тонкие Ta–Si–N-пленки были получены при реактивном радиочастотном (РЧ) магнетронном распылении Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>-мишени в Ar–N<sub>2</sub>-плазме без активного охлаждения или нагревания подложки. Использовались следующие параметры осаждения: отношение газовых потоков в процессе распыления N<sub>2</sub>/Ar = 10%; суммарное давление газов 0.4 Па; плотность мощности на мишени 1.7 W/cm<sup>2</sup>, скорость осаждения слоев 38 nm/min. Система и процессы осаждения для реактивного напыления пленок Ta–Si–N были детально описаны в работах [8,9].

Состав пленок (Ta — 34, Si — 25, N — 41 at.%) определялся по методу резерфордского обратного рассеяния (POP) с использованием 2 MeV He<sup>+</sup>-ионов, а их толщина, измеренная профилометром, составляла около 100 nm. Измеренное четырехзондовым методом поверхностное сопротивление распыленных пленок Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub> толщиной 100 nm составляло приблизительно 81 Ω/□. Рентгеноструктурный анализ (РСА) свидетельствовал об аморфной кристаллографической структуре исходных Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>-покрытий.

Легированные магнием эпитаксиальные слои GaN толщиной около двух микрон с концентрацией носителей в активном слое  $1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , выращенные методом MOCVD на сапфире, использовались в качестве подложек для исследования антидиффузионных свойств Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>-пленок в металлизации на базе золота. Перед погрузкой в камеру для напыления поверхность GaN была очищена согласно процедуре, описанной в [10]. Для характеристики диффузионного барьера были изготовлены структуры типа Au/Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>/GaN. Верхний слой золота (толщиной приблизительно 90 nm) осаждался распылением золотой мишени в чистом аргоне (0.5 Pa) при постоянном токе с мощностью 70 W на пленку Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub> (толщиной приблизительно 100 nm). После отжига в течение 5 min при температуре 800°C в потоке аргона образцы исследовались с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС) и РСА.

## Результаты экспериментов и их обсуждение

Электрофизические свойства Ta–Si–N-пленок

В наших предыдущих работах [8,9] изучались тонкие Ta–Si–N-пленки с концентрацией азота в диапазоне 0–50 at.%. Было показано, что увеличение количества азота в плазме распыления приводит к увеличению: 1) концентрации азота и уменьшению атомного соотношения Ta/Si в пленках; 2) температуры кристаллизации слоев; 3) удельного электросопротивления пленок.

Все исследованные Ta–Si–N-пленки в исходном состоянии были рентгеноаморфными, с характерным широким дифракционным „галом“, являющимся особенностью аморфного материала (рис. 1). С увеличением содержания азота в пленках положение дифракционного пика смещается в сторону низких брэгговских углов при увеличении полуширины линий, что указывает на изменение ближнего порядка в окружении атомов Ta и Si (среднее расстояние между атомами увеличивается). Увеличение „степени аморфизма“ согласуется с изменением химического состава и увеличением удельного электросопротивления пленок Ta–Si–N. Эти данные коррелируют с результатами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии в работах [6,7], где показано, что Ta–Si–N-пленки с высокой концентрацией азота состоят из комбинаций Ta–Si-, Ta–N- и Si–N-связей. Резкое увеличение удельного электросопротивления и аморфная природа пленок с высокой концентрацией N являются следствием того, что содержание фракции нитрида кремния (непроводимость и аморфность) повышается, а нитрида тантала (проводимость и поликристалличность) уменьшается с увеличением количества азота в газовом разряде. Эти пленки могут рассматриваться как смесь нитрида тантала, встроенного в

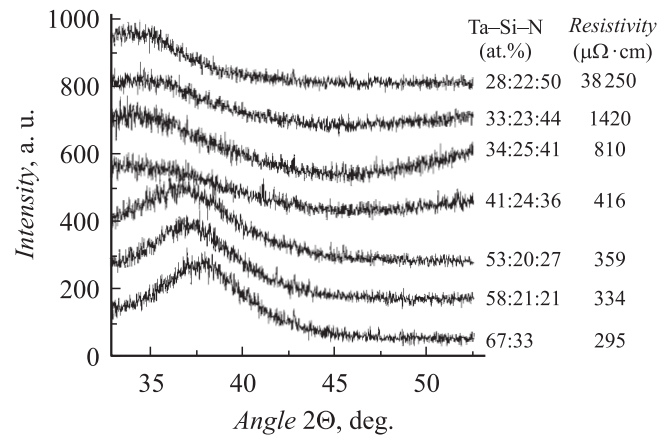


Рис. 1. Дифракционные рентгеновские спектры исходных Ta–Si–N-пленок с разной концентрацией азота. Для пояснений на рисунке приведены (Ta–Si–N) и удельное электросопротивление пленок.

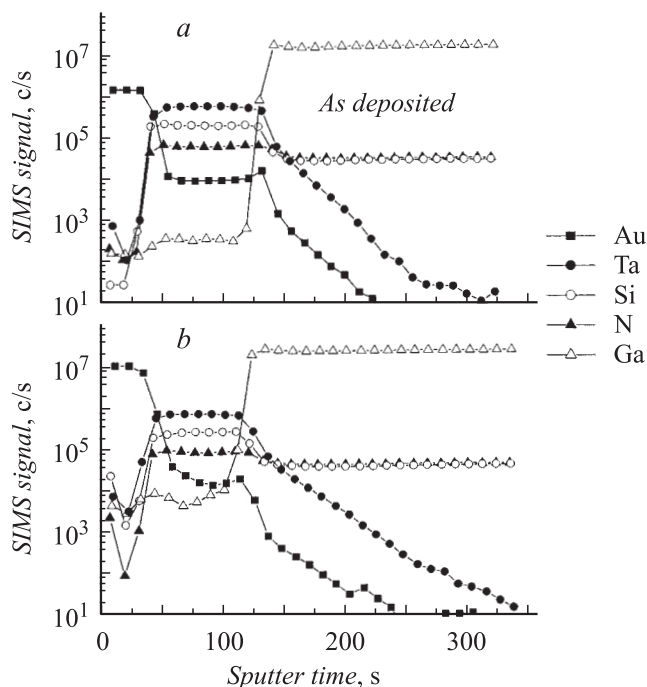
нитрид–кремниевую аморфную матрицу, что было описано ранее в работах [11,12]. Эта модель объясняет термическую стабильность аморфных Ta–Si–N-пленок с содержанием N больше, чем 40 at.%.

Для применения в качестве диффузионных барьеров удельное сопротивление исходных пленок должно быть ниже  $1000 \mu\Omega \cdot \text{cm}$  [13]. Поэтому пленки, содержащие 34 at.% тантала, 25 at.% кремния, 41 at.% азота и имеющие удельное электросопротивление  $810 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ , были выбраны нами для дальнейших исследований в качестве диффузионных барьеров.

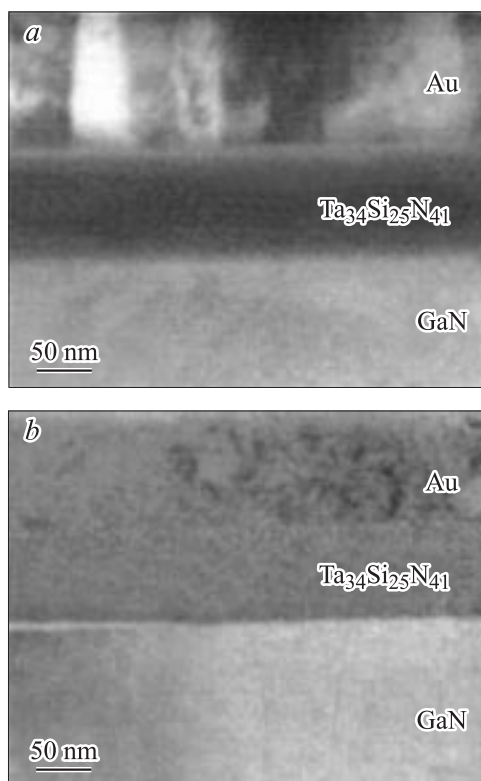
Антидиффузионные свойства Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>-тонких пленок

Профили распределения элементов по глубине в исходной и подвергнутой термической обработке при 800°C Au/Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>/GaN-структурах, полученные с помощью ВИМС, представлены на рис. 2. Как видно из рис. 2, значительного перераспределения элементов по глубине в течение термообработки не наблюдается вследствие резкости интерфейсов Au/Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub> и Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>/GaN как в исходной, так и в отожженной структуре. Кроме того, форма сигнала от Au остается почти неизменной из-за отсутствия диффузии Au через Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>-барьер к подложке после отжига при 800°C в течение 5 min. Это указывает на то, что процессы взаимной диффузии в контактной структуре Au/Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>/GaN в течение термического отжига ограничены диффузионным барьером.

Для объяснения термической стабильности Au/Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub> и Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>/GaN интерфейсов была выполнена съемка поперечного сечения исходной и отожженной контактных структур с использованием ПЭМ. На рис. 3 показано поперечное сечение Au/Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>/GaN-структуры в исходном состоянии (a) и после термического отжига (b). Отсутствие каких-либо изменений после отжига при



**Рис. 2.** ВИМС-профили распределения компонент в контактных структурах Au/Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>/GaN: *a* — исходный; *b* — после отжига при 800°C в течение 5 min в потоке Ar. ■ — Au, ● — Ta, ○ — Si, ▲ — N, △ — Ga.



**Рис. 3.** ПЭМ — микроснимки поперечного сечения Au/Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>/GaN-образцов: *a* — исходный; *b* — после отжига при 800°C в течение 5 min в потоке Ar.

800°C по сравнению с исходным образцом указывает на сохранившуюся резкость интерфейсов без любых признаков формирования сплавов или смешивания между слоями. Кроме того, шероховатость интерфейсов Au—барьер, так же как и барьер—GaN, остается маленькой до и после отжига. Изображения ПЭМ также показывают, что пленки Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub> являются изотропными и аморфными (в отличие от пленок Au, которые обладают колонообразной структурой), а также указывают на отсутствие кристаллизации после отжига при 800°C. Это подтверждает результаты рентгеновской дифракции от исходной и отожженной контактной структуры, которые не выявили образования новых фаз. Таким образом, ВИМС, ПЭМ и результаты РСА указывают на хорошие свойства диффузионных барьеров тонких пленок Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub> в Au—барьер—GaN системе после термического отжига при 800°C.

## Заключение

В результате проведенных исследований показано что структура, состав, удельное электросопротивление и антидиффузионные свойства Ta—Si—N-пленок взаимосвязаны. Установлены оптимальные условия синтеза диффузионных барьеров с содержанием азота 41 at.%. Микроструктура исходных Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub>-пленок аморфная, и переход от аморфной к кристаллической фазе имеет место при температуре отжига свыше 900°C [8]. Пленки Ta<sub>34</sub>Si<sub>25</sub>N<sub>41</sub> толщиной 100 nm с удельным электросопротивлением 810 μΩ·cm показывают превосходные свойства диффузионных барьеров за счет сохранения аморфной микроструктуры, предотвращая металлургическое взаимодействие между Au и GaN в течение времени отжига (5 min) при 800°C. Эти характеристики демонстрируют потенциальные возможности пленок как диффузионных барьеров в новейших схемах металлизации высокотемпературных, высокоомощных и высокочастотных электронных приборов.

Авторы благодарят за финансовую поддержку работы НАТО (грант NUKR.RIG.981275).

## Список литературы

- [1] Morcos H., Stite S., Gao G.B. et al. // J. Appl. Phys. 1994. Vol. 76. N 3. P. 1363.
- [2] Piotrowska A. // Electron Technology. 1991. Vol. 24. N 3–4. P. 3.
- [3] Nicolet M.-A. // Thin Solid Films. 1978. Vol. 52. P. 415.
- [4] Kolawa E., Molarius J.M., Nieh C.W. et al // J. Vac. Sci. Technol. A. 1990. Vol. 8. P. 3006.
- [5] Fisher D., Scherg T., Bauer T. et al. // Microelectron. Eng. 2000. Vol. 50. P. 459.
- [6] Kim D.J., Kim Y.T., Park J.-W. // J. Appl. Phys. 1997. Vol. 82. P. 4847.
- [7] Suh Y.-S., Heuss G., Misra V. // J. Vac. Sci. Technol. B. 2004. Vol. 22. P. 175.

- [8] *Kuchuk A., Kaminska E., Piotrowska A.* et al. // *Thin Solid Films*. 2004. Vol. 459. P. 292.
- [9] *Kuchuk A., Ciosek J., Piotrowska A.* et al. // *Vacuum*. 2004. Vol. 74. P. 195.
- [10] *Kaminska E., Piotrowska A., Golaszewska K.* et al. // *J. All. Comp.* 2004. Vol. 371. P. 129.
- [11] *Nicolet M.-A.* // *Defect and Diffusion Forum*. 1997. Vol. 143–147. P. 1271.
- [12] *Nicolet M.-A.* // *Microelectron. Eng.* 2001. Vol. 55. P. 357.
- [13] *Nicolet M.-A.* // *Appl. Surf. Sci.* 1995. Vol. 91. P. 269.