

Причины изменения статических вольт-амперных характеристик структур с барьером Шоттки $\text{Me}/n-n^+-\text{GaAs}$ при гидрогенизации

© Н.А. Торхов[†]

Научно-исследовательский институт полупроводниковых приборов,
634045 Томск, Россия

(Получена 19 июня 2001 г. Принята к печати 9 сентября 2001 г.)

Исследованы причины уменьшения показателя идеальности n и увеличения обратного напряжения U_r структур с барьером Шоттки $\text{Au}/n-n^+-\text{GaAs}$ в результате обработки в атомарном водороде. Установлено, что вследствие обработки $n-n^+-\text{GaAs}$ в атомарном водороде существуют два процесса, приводящих к увеличению обратного напряжения U_r и уменьшению коэффициента идеальности n структур с барьером Шоттки. В первом случае увеличение U_r и уменьшение n происходит в результате понижения концентрационного профиля и образования обратного градиента концентрации ионизированной мелкой донорной примеси в n -слое, что вызвано пассивацией примеси водородом. Во втором случае увеличение U_r и уменьшение n связано с образованием тонкого (~ 8 нм) полуизолирующего приповерхностного слоя. В обоих случаях увеличение U_r и уменьшение n вызвано увеличением эффективной ширины потенциального барьера на контакте металл-полупроводник в результате изменения формы концентрационного профиля ионизированной мелкой донорной примеси.

1. Введение

Неоднократно сообщалось, что атомарный водород способен существенным образом влиять на электрические свойства эпитаксиальных слоев $n\text{-GaAs}$ [1–3]. При этом наблюдалось изменение статических приборных характеристик структур с барьером Шоттки $\text{Me}/n-n^+-\text{GaAs}$ [4–6]. Обработка эпитаксиальных структур $n-n^+-\text{GaAs}$ как в различного вида водородных плазмах (радиочастотная плазма, плотность мощности $P = 0.02$ Вт/см² [7]; "низкочастотная" плазма, 30 кГц, $P = 0.08$ Вт/см² [8]), так и в потоке атомарного водорода (АВ-обработка) [9,10] может приводить к уменьшению показателя идеальности n и увеличению обратного напряжения U_r диодных структур с барьером Шоттки $\text{Me}/n-n^+-\text{GaAs}$. В [7] высказывалось предположение, что уменьшение n может быть связано с образованием истощенной электронами области вблизи поверхности n -слоя. Другое предположение, о возможности образования в результате АВ-обработки (гидрогенизации) $n\text{-GaAs}$ тонкого полуизолирующего приповерхностного слоя, приводящего к необычному поведению вольт-фарадных характеристик (ВФХ) диодных структур с барьером Шоттки, высказывалось в [11]. По мнению авторов [12], увеличение обратного напряжения гидрогенизированных диодных структур также может быть связано с уменьшением проводимости тонкого приповерхностного слоя, с изменением под воздействием атомарного водорода его физико-химических свойств, что приводит к искажению потенциала контакта металл-полупроводник. Среди перечисленных выше существуют и другие предположения о причинах изменения статических вольт-амперных характеристик (ВАХ) диодов с барьером Шоттки. Так, в [7,9] предполагалось, что уменьшение n и увеличение U_r может быть связано с

подавлением электрической активности поверхностных дефектов, создающих глубокие уровни в запрещенной зоне, что, по мнению авторов, должно приводить к улучшению характеристик диодной структуры. Об эффективной пассивации поверхности $n\text{-GaAs}$ в атомарном водороде также подробно сообщалось в [3,10,11]. Несколько позже появились данные о том, что воздействие атомарного водорода на поверхность и приповерхностную область эпитаксиальных слоев $n\text{-GaAs}$ может быть достаточно сильным, чтобы влиять не только на электрохимические свойства материала [10], но и на его структуру [11], и это, по всей вероятности, не может не вызвать изменения статических ВАХ. Впоследствии в [13] было показано, что приповерхностная область $n\text{-GaAs}$, как и Si [14], аморфизуется под воздействием атомарного водорода. Таким образом, несмотря на множество выдвинутых предположений, к настоящему времени нет достаточно ясной картины происходящих во время АВ-обработки процессов, приводящих к увеличению U_r (при определенном токе) и уменьшению n в структурах с барьером Шоттки. В связи с этим возникает интерес к проведению дальнейших исследований в данном направлении.

В работе проведен расчет прямых и обратных статических ВАХ диодов с барьером Шоттки при наличии тонкого полуизолирующего приповерхностного слоя между барьерным контактом и $n\text{-GaAs}$, а также с учетом изменения формы концентрационного профиля ионизированной мелкой донорной примеси в n -слое и с использованием развитой в [15,16] теории токопереноса горячих носителей. Описаны механизмы переноса носителей в этих структурах, приводящие к появлению изгиба ("колена") на обратной ветви статической ВАХ, обусловленные образованием тонкого полуизолирующего приповерхностного слоя под воздействием атомарного водорода. В работе также показано, что тонкий полуизолирующий приповерхностный слой, по всей вероятности, образован аморфизованным $n\text{-GaAs}$.

[†] E-mail: tna@ic.tsu.ru

2. Метод расчета

Для расчета прямых и обратных статических ВАХ структур Au/ $n-n^+$ -GaAs использовалась модель токопереноса в контактах металл-полупроводник с барьером Шоттки, предложенная в [15]. Потенциал контакта находился из уравнения Пуассона с учетом сил зеркального изображения. Для определения коэффициента прохождения электронов $\tilde{T}(E)$ использовался метод матрицы переноса. Особенность модели заключается в том, что при вычислении $\tilde{T}(E)$ учитывается не только прохождение электронов под потенциальным барьером (тунелирование), но и движение в надбарьерной области. Учет влияния надбарьерной области на движение электронов позволяет добиться хорошего согласия теоретических и экспериментальных ВАХ, особенно в области больших обратных токов для близких к пробойным напряжений [15], что не получается при использовании обычных методов. Для расчета плотности тока использовалось выражение

$$I(E) = \frac{4\pi q m^* k T}{\hbar^3} \times \int_0^\infty \tilde{T}(E) \ln \left[\frac{1 + \exp[(E_F - E)/kT]}{1 + \exp[(E_F - E - qU)/kT]} \right] dE, \quad (1)$$

где q — заряд электрона, m^* — эффективная масса электрона, k — постоянная Больцмана, T — температура, \hbar — постоянная Планка, E — энергия электрона, E_F — уровень Ферми, U — величина падения напряжений. За начало отсчета энергии в случае обратных смещений U_r ($U < 0$) принималось положение уровня Ферми в металле, а в случае прямых смещений U_f ($U > 0$) — положение уровня Ферми в полупроводнике.

Измерения статических ВАХ проводились на структурах Au/ $n-n^+$ -GaAs, изготовленных по методике, подробно изложенной в [10]. Концентрация ионизированной мелкой донорной примеси Sn (N_D^+) и толщина n -слоя (w) для расчета $\tilde{T}(E)$ определялись методом ВФХ на частоте 1 МГц и составляли: $N_D^+ = 3.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ (рис. 1, а; рис. 2, а), $w = 0.5 \text{ мкм}$. Концентрация в n^+ -слое составляла $2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Обработка образцов в потоке атомарного водорода проводилась на установке, описанной в [9,10], с помощью источника атомарного водорода на основе дугового отражательного разряда с полым катодом и самораскаливающимся элементом в течение 5 мин при температурах $T_{tr} = 50\text{--}400^\circ\text{C}$ через защитную пленку SiO₂ толщиной $\sim 5 \text{ нм}$. Защитная пленка SiO₂ была сформирована со стороны n -слоя во время технологического процесса подготовки образцов к АВ-обработке. Барьерные Au-контакты диаметром 325 мкм формировались со стороны n -слоя образцов после проведения АВ-обработки. Не подвергавшиеся АВ-обработке образцы на рисунках и в тексте обозначены как исходные. Обсуждаемые значения обратного напряжения U_r измерялись при токе 10 мкА.

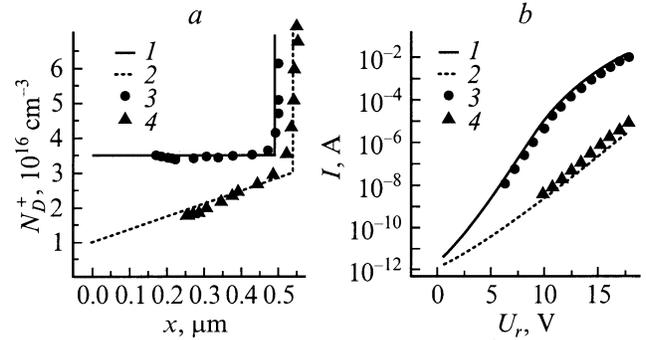


Рис. 1. Концентрационные профили ионизированной мелкой донорной примеси (а) и обратные ветви вольт-амперных характеристик диодных структур Au/ $n-n^+$ -GaAs (b): расчет (1, 2) и эксперимент (3, 4) для исходного образца (1, 3) и подвергнутого АВ-обработке при $T_{tr} = 200^\circ\text{C}$ (2, 4).

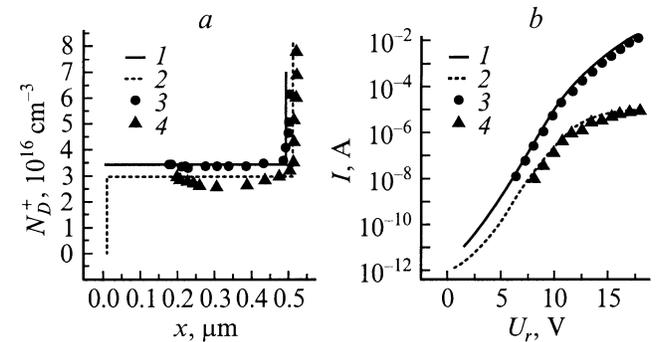


Рис. 2. Концентрационные профили ионизированной мелкой донорной примеси (а) и обратные ветви вольт-амперных характеристик диодных структур Au/ $n-n^+$ -GaAs (b): расчет (1, 2) и эксперимент (3, 4) для исходного образца (1, 3) и повергнутого АВ-обработке при $T_{tr} = 400^\circ\text{C}$ (2, 4).

Высота барьера Шоттки определялась методом ВФХ на частоте 1 МГц и составляла $\phi_{\text{eff}} = 0.845 \text{ эВ}$ для диодных структур без гидрогенизации. Отметим, что, согласно результатам работы [10], высота барьера Шоттки в близких к совершенным структурах Au/ $n-n^+$ -GaAs под воздействием атомарного водорода изменяется незначительно. Для проведения расчетов с учетом понижения высоты потенциального барьера в результате действия сил зеркального изображения ($\Delta\phi_G$) использовалось исходное значение $\phi_{b0} = 0.87 \text{ эВ}$: $\phi_{\text{eff}} = \phi_{b0} - \Delta\phi_G$. Величина коэффициента идеальности n определялась по наклону прямой ветви ВАХ в полулогарифмическом масштабе:

$$n = \frac{q}{kT} \frac{\partial U}{\partial (\ln I)}. \quad (2)$$

Согласно проведенным исследованиям, определяющей величиной в расчетах прямых и обратных ВАХ при наличии слабо проводящей приповерхностной области (полуизолирующего слоя) является ее толщина. Так, по оценкам уменьшение концентрации N_D^+ в узком припо-

верхностном слое от 10^{15} см^{-3} почти на порядок приводит к изменению обратных токов не более чем на 20%, в то время как изменение его толщины на 10% приводит к изменению обратных токов в несколько раз. Поэтому используемое в расчетах значение $N_D^+ = 10^{15} \text{ см}^{-3}$ для тонкого полуизолирующего приповерхностного слоя, по мнению автора, является достаточно вероятным.

Толщина приповерхностной области, аморфизованной под воздействием атомарного водорода, определялась из структурных исследований методом дифракции быстрых электронов на отражение с использованием электронографа ЭМР-102 и составляла $\sim 8 \text{ нм}$ [13].

3. Результаты и обсуждение

3.1. Увеличение обратного напряжения

Как сообщалось в работе [9], а также в [8,11], гидрогенизация может приводить к увеличению обратного напряжения диодных структур с барьером Шоттки на основе $n\text{-GaAs}$. Для незащищенных образцов существует температурный интервал обработок, $T_{\text{tr}} = 150\text{--}200^\circ\text{C}$, когда на зависимости $U_r(T_{\text{tr}})$ имеется максимум. Повышение T_{tr} до 400°C приводит к понижению U_r . Понижение U_r , с одной стороны, вызвано восстановлением исходного значения концентрации N_D^+ , а с другой — возможным нарушением поверхности. При наличии на поверхности слоя $n\text{-GaAs}$ во время АВ-обработки защитной пленки SiO_2 толщиной 5 нм увеличение T_{tr} до 400°C приводит не к понижению, а к дальнейшему повышению U_r . При этом на зависимости $U_r(T_{\text{tr}})$ можно выделить два участка. Первый участок соответствует температурному интервалу $50\text{--}200^\circ\text{C}$, на котором зависимость $U_r(T_{\text{tr}})$ практически совпадает с зависимостью для случая незащищенной поверхности. Совпадение температурных зависимостей $U_r(T_{\text{tr}})$ в случаях защищенных и незащищенных поверхностей, вероятно, указывает на общий характер протекающих при гидрогенизации процессов. Согласно полученным результатам (рис. 1, *b*), увеличение U_r в обоих случаях происходит в результате понижения профиля электрически активной мелкой донорной примеси в слое $n\text{-GaAs}$ (рис. 1, *a*). Второй участок соответствует температурному интервалу $200\text{--}400^\circ\text{C}$ и, как указывалось выше, отличается от $U_r(T_{\text{tr}})$ в этом интервале для случая незащищенной поверхности — U_r продолжает расти. При этом на зависимости $I(U_r)$ в полулогарифмическом масштабе появляется изгиб (рис. 2, *b*).

В области малых токов (при $U_r < 10 \text{ В}$) увеличение обратного тока I с ростом U_r происходит вследствие увеличения протяженности области объемного заряда w :

$$I(U_r) = I[w(U_r)]. \quad (3)$$

Дальнейшее увеличение U_r приводит к отклонению от зависимости (3) — к замедлению скорости роста кривой $I(U_r)$. В этом случае поведение $I(U_r)$ уже нельзя

объяснить уменьшением концентрации свободных носителей заряда в n -слое и увеличением области объемного заряда, так как при увеличении T_{tr} выше 300°C , согласно [9], концентрация свободных носителей заряда не уменьшается, а, напротив, увеличивается. При $T_{\text{tr}} = 400^\circ\text{C}$ концентрация легирующей примеси гидрогенизированных структур практически совпадает с исходной. Увеличение U_r в этом случае, возможно, вызвано образованием под действием атомарного водорода тонкого приповерхностного слоя с низкой концентрацией свободных носителей заряда (рис. 2, *a*). Ввиду особых свойств этого слоя с ростом T_{tr} концентрация N_D^+ , в отличие от объема, не восстанавливается, а, по всей вероятности, понижается еще больше. Особые свойства тонкого приповерхностного слоя $n\text{-GaAs}$ ($\sim 8 \text{ нм}$), вероятно, обусловлены влиянием расположенной рядом границы раздела $\text{SiO}_2/n\text{-GaAs}$. О характере влияния границы раздела $\text{SiO}_2/n\text{-GaAs}$ во время АВ-обработки на свойства приповерхностной области эпитаксиального слоя $n\text{-GaAs}$ подробно изложено в [10,11,15]. Уменьшение N_D^+ в тонком приповерхностном слое должно привести к увеличению его сопротивления. На это указывают данные работ [11], где показано, что при увеличении T_{tr} до 400°C для получения четкого изображения с использованием сканирующего туннельного микроскопа разность потенциалов между поверхностью и иглой необходимо было увеличивать от 1.5 В для исходных структур, до 5 В после АВ-обработки при $T_{\text{tr}} = 400^\circ\text{C}$ и до 7 В после АВ-обработки при $T_{\text{tr}} = 200^\circ\text{C}$. Концентрация свободных носителей заряда в объеме n -слоя при этом приближалась к исходной [9,10].

Согласно проведенным расчетам, толщина полуизолирующего приповерхностного слоя Δx , необходимая для согласия экспериментальных и теоретических результатов, равна $\sim 8.3 \text{ нм}$, что практически совпадает с толщиной аморфизованной приповерхностной области $\sim 8 \text{ нм}$, определенной экспериментально (рис. 2, *a*). В результате можно предположить, что тонкий приповерхностный слой с низкой проводимостью представляет собой аморфизованный $n\text{-GaAs}$. Одной из причин понижения концентрации свободных носителей заряда в аморфизованном слое может быть высокая концентрация атомарного водорода, приводящая к пассивации электрически активной мелкой донорной примеси. С другой стороны, понижение N_D^+ может быть вызвано разрывом ковалентных связей атомов основной матрицы кристалла в процессе аморфизации, что приводит к разрушению периодической структуры и образованию более сложных соединений между атомами. Не исключена возможность понижения валентности Sn в результате изменения конфигурации его электронных оболочек. Все это может привести к потере электрической активности донорной примеси Sn и понижению проводимости аморфизованного слоя.

Согласно результатам работы [15], при обратном смещении основной ток в структурах $\text{Me}/n\text{-}n^+\text{-GaAs}$ определяется туннелированием электронов через потенци-

альный барьер. На это указывает тот факт, что при увеличении U_r максимум на зависимости $J(E)$ (J — плотность тока электронов с энергией E) смещается к уровню Ферми металлического барьерного контакта и при близких к пробойным U_r практически совпадает с ним. Поэтому наличие тонкого полуизолирующего слоя между барьерным контактом и базой диода (n -слоем), вероятно, может значительно повлиять на характер движения электронов и, как следствие, на вид зависимости $I(U_r)$. Отметим, что ширина этого слоя Δx меньше эффективной ширины потенциального барьера $\Delta h_{\text{эфф}}$ ($\Delta h_{\text{эфф}}$ — ширина потенциального барьера при энергии E , при которой плотность тока $J(E)$ принимает максимальное значение). Таким образом, образование "колена" на обратной ветви ВАХ при наличии полуизолирующего слоя толщиной Δx , вероятно, связано с тем, что эффективная ширина барьера не всегда уменьшается с ростом U_r . Уменьшение $\Delta h_{\text{эфф}}$ с увеличением U_r происходит в случае, когда $\Delta x < w(U_r)$. В этом случае $I(U_r)$ проявляет известную зависимость $I \propto \exp(qU_r/kT)$. При определенных U_r величина Δx становится соизмеримой с $w(U_r)$. Дальнейшее увеличение U_r уже не приводит к уменьшению величины w и, следовательно, величины $\Delta h_{\text{эфф}}$, которая определяется теперь толщиной полуизолирующего слоя Δx . В результате эффективная ширина барьера $\Delta h_{\text{эфф}}$ перестает зависеть от приложенного смещения U_r , а зависимость $I(U_r)$ меняет свой характер, что и приводит к появлению "колена":

$$I(U_r) = I(\Delta h_{\text{эфф}}). \quad (4)$$

В случае незащищенной поверхности концентрация водорода в приповерхностной области меньше [17] и слабо проводящий слой, по всей вероятности, не образуется или оказывается тонким, так как при температурах $\sim 400^\circ\text{C}$ в водородной плазме возможно эффективное травление материала n -GaAs. Травление Ga и As на поверхности n -слоя при такой температуре происходит с одинаковой скоростью. С одной стороны, это должно препятствовать нарушению стехиометрического состава поверхности. С другой стороны, при таких температурах возможны процессы, приводящие к нарушению поверхности n -слоя GaAs. Одним из таких процессов может являться образование фазы мышьяка. Известно, что при температурах $\sim 400^\circ\text{C}$ адатомы мышьяка обладают большой подвижностью и способны легко диффундировать по поверхности, собираясь в отдельные капли. В результате этого, а также других возможных нарушений незащищенной поверхности кривая $U_r(T_{\text{tr}})$ при повышении T_{tr} , пройдя через максимум в области температур $150\text{--}200^\circ\text{C}$, понижается, что сопровождается увеличением n . Характер поведения $I(U_r)$ гидрогенизированных структур при этом не изменяется.

Таким образом, можно заключить, что существует по крайней мере два зависящих от температуры процесса, протекающих при АВ-обработке структур на основе n - n^+ -GaAs, приводящих к увеличению обратного на-

пряжения. Первый характерен для температурного интервала $50\text{--}200^\circ\text{C}$. Увеличение U_r происходит в результате понижения концентрации ионизированной мелкой донорной примеси в n -слое, вызванного ее пассивацией водородом. Изменение формы концентрационного профиля приводит к искажению (уширению) потенциала вблизи поверхности и уменьшению обратного тока, что подтверждает выдвинутое в [11] предположение. Этот процесс имеет место как для защищенной, так и для незащищенной при АВ-обработке поверхности n -слоя GaAs. Второй процесс характерен только для защищенной пленки SiO₂ поверхности n -слоя и протекает в температурном интервале $200\text{--}400^\circ\text{C}$. В этом случае увеличение U_r можно связать с образованием узкого аморфизованного приповерхностного слоя, обладающего малой проводимостью. Механизм увеличения U_r в этом случае — такой же, как и для $T_{\text{tr}} = 50\text{--}200^\circ\text{C}$: понижение N_D^+ в приповерхностной области приводит к увеличению эффективной ширины потенциала, что сопровождается уменьшением обратного тока и, значит, увеличением U_r .

3.2. Уменьшение показателя идеальности

Полученные ранее результаты [9,10] могут указывать на высокое совершенство границы раздела Au/ n -GaAs исходных структур и, как следствие, на высокое качество изготавливаемых диодов. Об этом также свидетельствуют полученные в данной работе результаты расчета прямых и обратных статических ВАХ исходных диодных структур, совпадающие с экспериментом. Как было показано в [9,15,17], величина показателя идеальности n для близкого к совершенству контакта металл-полупроводник с барьером Шоттки при концентрации легирующей примеси n -слоя на уровне $(2\text{--}3.5) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ не может значительно отличаться от величины 1.04. Напомним, что в [18] для получения качественного контакта металл-полупроводник с барьером Шоттки эпитаксиальный слой и барьерная металлизация создавались в едином вакуумном цикле методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Как сообщалось выше, АВ-обработка структур n - n^+ -GaAs с предварительно подготовленной поверхностью может приводить к аморфизации поверхности и приповерхностной области [13]. Подобный эффект был также замечен и на кремнии [14]. Поэтому уменьшение величины n от 1.04 для исходных образцов до 1.01 для гидрогенизированных [9,17] не может быть объяснено только совершенством барьерной структуры. По всей вероятности, как предполагалось в [7,11], определяющую роль в изменении статических приборных характеристик может играть форма концентрационного профиля, измененная под воздействием атомарного водорода в результате пассивации электрически активной донорной примеси.

Как указывалось выше, существуют два процесса, определяющих поведение U_r , зависящих от T_{tr} и наличия

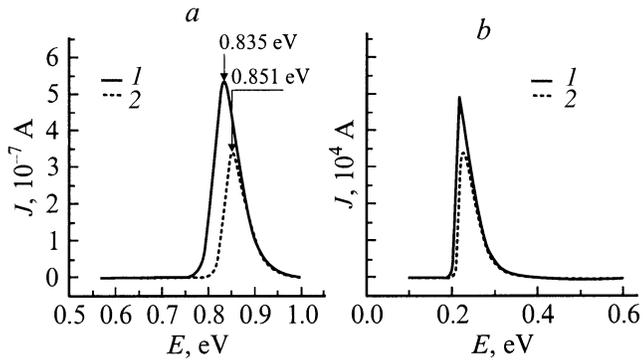


Рис. 3. Зависимости плотности тока $J(E)$ от энергии электронов E при прямом смещении. *a.* $U_f = +0.01$ В; 1 — исходный образец, 2 — обработанный при $T_{tr} = 200^\circ\text{C}$. *b.* $U_f = +0.65$ В. 1 — исходный образец, 2 — обработанный при $T_{tr} = 200^\circ\text{C}$.

или отсутствия защитной пленки SiO_2 на поверхности n -слоя во время АВ-обработки. Рассмотрим влияние АВ-обработки на поведение показателя идеальности структур $\text{Au}/n\text{-}n^+\text{-GaAs}$ в зависимости от T_{tr} с этих позиций.

Расчет плотности прямого тока $J(E)$ показал (рис. 3), что уменьшение n в случае защищенной и незащищенной поверхностей для $T_{tr} \leq 200^\circ\text{C}$ происходит по одной причине — в результате искривления потенциала $\varphi(x)$, вызванного образованием обратного градиента концентрации N_D^+ в n -слое (рис. 2, *a*). Изменение формы концентрационного профиля приводит к увеличению эффективной ширины потенциального барьера. В результате этого интегральная величина плотности тока уменьшается, а максимум на кривой $J(E)$ сдвигается в сторону больших значений энергий, что проявляется в увеличении эффективной высоты барьера Шоттки (рис. 3) и в уменьшении плотности тока. Согласно рис. 3, *a*, наибольшее относительное понижение плотности тока $J(E)$ наблюдается при малых величинах прямых смещений U_f . По мере увеличения U_f различия в величинах $J(E)$ гидрогенизированного и исходного образцов практически исчезают (рис. 3, *b*). В результате величина тока насыщения J_s [19] уменьшается, что и проявляется в увеличении φ_{eff} и в конечном счете приводит к уменьшению расчетных значений n от 1.039 для исходных образцов до 1.0098 для образцов, подвергнутых АВ-обработке. Видно, что полученное в расчетах значение n диодных структур с обратным градиентом концентрации в n -слое практически совпадает с экспериментально определенным значением n гидрогенизированных диодных структур 1.01 [7,10]. Таким образом, можно предположить, что уменьшение n для $T_{tr} \leq 200^\circ\text{C}$ связано не с пассивацией электрически активных центров (дефектов) на поверхности, как это предполагалось в [9,7], а с образованием обратного градиента концентрации N_D^+ в n -слое GaAs под воздействием атомарного водорода.

В случае защищенной поверхности уменьшение n при $T_{tr} = 200\text{--}400^\circ\text{C}$, возможно, связано с образованием тонкого (~ 8.3 нм) приповерхностного слоя с низкой концентрацией свободных носителей заряда (электронов) (рис. 2, *a*). Образование слабо проводящего приповерхностного слоя, как и в случае $T_{tr} \leq 200^\circ\text{C}$, приводит к искривлению потенциала $\varphi(x)$ и к небольшому увеличению эффективной ширины потенциального барьера. Максимум на кривой $J(E)$ при этом незначительно смещается в сторону больших значений энергий, в результате чего эффективная высота барьера φ_{eff} несколько увеличивается. Увеличение φ_{eff} в этом случае меньше, чем в случае $T_{tr} \leq 200^\circ\text{C}$, и, следовательно, уменьшение величины n не такое сильное: $n \approx 1.022$, что близко к экспериментально определенному в [10] значению $n = 1.02$.

На практике увеличение эффективной высоты барьера

$$\Delta\varphi_{\text{eff}} = \varphi_{\text{eff}(\text{H})} - \varphi_{\text{eff}}, \quad (5)$$

(где $\varphi_{\text{eff}(\text{H})}$ — эффективная высота потенциального барьера гидрогенизированного образца), обнаруживаемое в расчетах, наблюдать не удастся, так как разброс данных при определении величины φ_{eff} (3%, что эквивалентно ~ 0.02 эВ) превышает полученную в расчетах величину ~ 0.016 эВ (рис. 3, *a*).

Таким образом, как и в случае обратного напряжения, можно выделить два зависящих от температуры процесса, протекающих при АВ-обработке структур $n\text{-}n^+\text{-GaAs}$, приводящих к уменьшению показателя идеальности. Первый процесс имеет место как для защищенной, так и для незащищенной при АВ-обработке поверхности слоя $n\text{-GaAs}$ и характерен для температурного интервала $50\text{--}200^\circ\text{C}$. Уменьшение n происходит в результате увеличения эффективной ширины потенциального барьера, вызванное образованием обратного градиента концентрации ионизированной мелкой донорной примеси в n -слое, происшедшее в результате ее пассивации атомарным водородом. Второй процесс протекает только для защищенной пленки SiO_2 поверхности n -слоя и наиболее отчетливо проявляется при температурах АВ-обработки $200\text{--}400^\circ\text{C}$. Уменьшение величины n в этом случае, вероятно, связано с образованием узкого полуизолирующего слоя в приповерхностной области.

Совпадение используемого в расчетах значения толщины полуизолирующего слоя 8.3 нм и экспериментально определенного значения толщины аморфизованной области ~ 8 нм может свидетельствовать в пользу того, что образовавшийся в процессе АВ-обработки аморфизованный слой обладает малой проводимостью, вызванной низкой концентрацией свободных носителей заряда.

4. Заключение

В результате проведенных исследований обнаружено появление изгиба (“колена”) на обратной ветви статических ВАХ диодных структур $\text{Au}/n\text{-}n^+\text{-GaAs}$,

обусловленное образованием тонкого полуизолирующего слоя между барьерным контактом и слоем n -GaAs под воздействием атомарного водорода. Были исследованы механизмы токопереноса, приводящие к наблюдаемым изменениям статических ВАХ гидрогенизированных структур $Au/n-n^+$ -GaAs: увеличению обратного напряжения U_r , уменьшению показателя идеальности n и появлению изгиба ("колена") на обратной ветви ВАХ. Показано, что увеличение обратного напряжения U_r и уменьшение коэффициента идеальности n во всем температурном интервале АВ-обработок (50–400°C) определяется эффективной шириной потенциального барьера и вызвано искажением формы потенциала либо в результате образования обратного градиента концентрации ионизированной мелкой донорной примеси, либо в результате образования тонкого (~ 8.3 нм) полуизолирующего приповерхностного слоя. В обоих случаях увеличение U_r и уменьшение n вызвано увеличением эффективной ширины потенциального барьера $\Delta h_{\text{эф}}$ на контакте металл–полупроводник в результате изменения формы концентрационного профиля ионизированной мелкой донорной примеси.

Список литературы

- [1] S.J. Pearton, E.E. Haller, A.G. Elliot. Appl. Phys. Lett., **44**, 684 (1984).
- [2] S.J. Pearton. J. Electron. Mater., **14A**, 737 (1985).
- [3] Э.М. Омеляновский, А.В. Пахомов, А.Я. Поляков. ФТП, **21** (5), 842 (1987).
- [4] H.-Y. Nie, Y. Nanichi. J. Appl. Phys., **76** (7), 4205 (1994).
- [5] S.J. Pearton, W.C. Dautremont-Smith, J. Chevallier, C.W. Tu, K.D. Cummings. J. Appl. Phys., **59** (8), 2821 (1986).
- [6] R.L. Van Meirhaeghe, W.H. Laflere, F. Cardon. J. Appl. Phys., **76** (1), 403 (1994).
- [7] A. Raccagnella, A. Callegari, E. Latta, M. Gasser. Appl. Phys. Lett., **55**, 259 (1989).
- [8] U.K. Chakrabarti, S.J. Pearton, W.S. Hobson, J. Lopata, V. Swaminathan. Appl. Phys. Lett., **57** (9), 887 (1990).
- [9] В.Г. Божков, В.А. Кагадей, Н.А. Торхов. ФТП, **33** (11), 1343 (1998).
- [10] Н.А. Торхов, С.В. Еремеев. ФТП, **34** (2), 186 (2000).
- [11] Y.G. Wang, S. Ashok. J. Appl. Phys., **75** (5), 2447 (1994).
- [12] Н.А. Торхов, С.В. Еремеев. ФТП, **33** (10), 1209 (2000).
- [13] Н.А. Торхов, В.Г. Божков, В.А. Кагадей, И.В. Ивонин. Тез. докл. второй международной конф. "Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах" (Россия, Максимиха, 2000) с. 86.
- [14] A. Watanabe, M. Unno, F. Hojo, T. Miwa. Japan. J. Appl. Phys., **10A** (2), 961 (2000).
- [15] Н.А. Торхов, С.В. Еремеев. ФТП, **34** (1), 106 (2000).
- [16] Н.А. Торхов. ФТП, **35** (7), 823 (2001).
- [17] А.В. Панин, Н.А. Торхов. ФТП, **34** (6), 698 (2000).
- [18] D. Mui, S. Strite, H. Morkoc. Sol. St. Electron., **34** (10), 1077 (1991).
- [19] *Modern Semiconductor Device Physics*, ed. by S.M. Sze (John Wiley & Sons Inc., 1997).

Редактор Л.В. Шаронова

The reasons for the changes in static current – voltage characteristics of Schottky barrier diode structures $Me/n-n^+$ GaAs in consequence of hydrogenization

Scientific-Research Institute of Semiconductor Devices, 634045 Tomsk, Russia

Abstract The reasons for decrease in the parameter of ideality n and the increase in the inverse voltage U_r of $Au/n-n^+$ GaAs structures with Schottky barriers which are subjected to treatment in atomic hydrogen have been investigated. It has been found that throughout the treatment $n-n^+$ GaAs structures in atomic hydrogen there are two processes which result in increasing the inverse U_r and decreasing n . In the first case, the increase in U_r and the decrease in n occur due to reduction of concentration profile and formation of an inverse gradient of concentration of ionized shallow donor impurity in an n -layer caused by passivation of this impurity by atomic hydrogen. In the second case the increase in U_r and the decrease in n are connected with the formation of a narrow (~ 8 nm) semi-insulating sub-surface layer. Both the increase in U_r and the decrease in n are caused by an increase in the effective width of a metal–semiconductor potential barrier, is a result of changing the shape of the concentration profile by an ionized shallow donor impurity.