

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ АФН ПЛЕНОК GaAs

Н. Абдуллаев

Ташкентский государственный технический университет им. Беруни, 702005, Ташкент, Узбекистан

(Получена 28 мая 1992 г. Принята к печати 15 марта 1993 г.)

Показано, что в пленках GaAs с ростом толщины происходит процесс перехода их структуры от аморфной в поликристаллическую. Установлено, что хорошо выраженная поликристаллическая структура пленок GaAs является необходимым условием для генерации аномально высокого фотонапряжения в них.

В работах [1-5] сообщалось об обнаружении и исследовании АФН (аномальные фотонапряжения) эффекта в пленках GaAs. В них изучены в основном различные фотоэлектрические характеристики полученных пленок, а также приведены некоторые суждения относительно природы АФН эффекта в этих пленках.

Известно, что различные свойства пленок во многом связаны с их структурой. Поэтому можно полагать, что исследование структуры АФН пленок, в частности GaAs, раскрывает некоторые стороны механизма изучаемого эффекта. Несмотря на важность этого, структуры полученных пленок исследованы недостаточно. Исходя из этих соображений, цель настоящей работы — исследование структуры АФН пленок GaAs и определение возможных связей свойств этих пленок с их структурой.

АФН пленки арсенида галлия получали методом напыления монокристаллического GaAs (*n*-типа) из тигля, покрытого окисью бериллия в вакууме 10^{-4} — 10^{-5} Па, на диэлектрическую подложку размерами $10 \times 10 \times 1$ мм³. Угол между направлением молекулярного пучка и нормалью к подложке составлял 45 — 50° , температура подложки 100 — 150°C , скорость напыления 10 — 15 Å/с, толщина 0.1 — 0.2 мкм. Пленки обладали темновым сопротивлением $R = 10^{10}$ — 10^{14} Ом и при освещении белым светом с интенсивностью $I = 10^5$ лк генерировали фотонапряжение до 400 — 500 В на 1 см длины как в вакууме при комнатной температуре, так и на воздухе. Более подробно о технологии изготовления пленок описано в [4].

Исследовались в основном пленки, полученные на стеклянных (неориентирующих) и KCl (110) (ориентирующих) подложках. Как известно, эти подложки существенно отличаются как по составу, так и по структуре. Контрольные опыты проводились на пленках, полученных на следующих типах подложек: плавленно-кварцевых (аморфные — неориентирующие), различных гранях NaCl и KBr (монокристаллические — ориентирующие) и слюдяной (расслоенные). Все исследованные пленки были получены в идентичных условиях, т. е. при изготовлении разных пленок технологические параметры изготовления их не изменялись.

Для изучения структуры пленок они были отделены от подложек. Это выполнялось следующим образом. Пленки, полученные на подложке из монокристаллов KCl (110), под углом опускались в дистиллированную воду. При

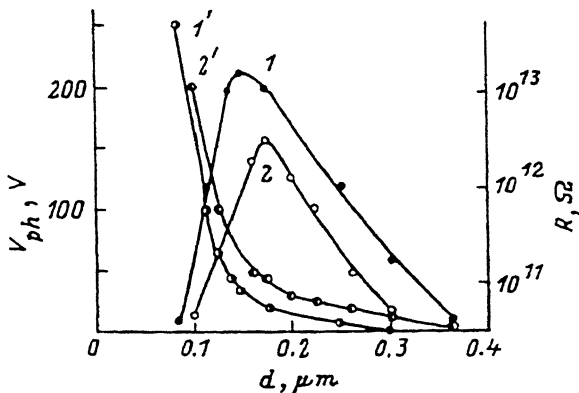


Рис. 1. Зависимость V_{ph} (1, 2) и R (1', 2') от d для двух пленок GaAs. 1 и 1' — соответствует пленке GaAs, полученной на стеклянной подложке; 2 и 2' — пленке на подложке KCl (110).

этом подложка растворялась, а оставшиеся пленки GaAs вынимались из воды, просушивались и потом ставились на опорную сетку электронного микроскопа УЭМВ-100 К. Пленки на стеклянной подложке отделялись следующим образом. Сверху на пленку наносили желатиновый слой. После его высыхания желатиновый слой снимали вместе с пленкой. В дальнейшем желатиновый слой растворяли в дистиллированной воде, оставшиеся свободные пленки GaAs промывали, высушивали и потом ставили на опорную сетку электронного микроскопа для исследования их структуры. В некоторых случаях рельеф поверхности пленок исследовался методом одноступенчатых отпечатков — методом углеродных реплик, в последующем оттененных оксидом вольфрама. Электронно-микроскопические исследования структуры пленок проводились методом дифракции «на просвет» и при необходимости использовался метод микродифракции. При этом ускоряющее напряжение было 50,75 кВ.

При исследовании выяснилось, что основные характеристики, например, такие как генерируемые фотонапряжения, сопротивления (темновое и световое), фототок и другие параметры АФН пленок GaAs существенно зависят от толщины пленок.

На рис. 1 показана зависимость генерируемого фотонапряжения (V_{ph}) и сопротивления (R) пленок от толщины (d), измеренных в вакууме 10^{-4} — 10^{-5} Па при комнатной температуре и при интенсивности освещения 10^5 лк. Кривые 1 и 1' типичны для пленок, полученных на стеклянных, а 2 и 2' на KCl (110) подложках. Толщина пленок увеличивалась поэтапно, т. е. она определялась временем напыления при постоянной скорости напыления. Численное значение толщины пленок при каждом этапе напыления определялось из суммарной толщины, измеренной на микроскопе МИИ-4, и временем напыления соответствующего этапа роста пленок. Перед каждым измерением параметров пленок определенной толщины (экспериментальные точки) напыление останавливалось, что осуществлялось закрыванием окошка напыления с помощью затвора и выключением нагрева накала тигля. В дальнейшем пленка охлаждалась до комнатной температуры и через 20—30 минут после процедуры измерялись V_{ph} и R пленок.

Из рис. 1 можно заметить, что генерация АФН появляется при толщине пленок $d \geq 0.08$ мкм и с ростом d V_{ph} достигает максимального значения (в области $0.1 \geq d \leq 0.2$ мкм), в дальнейшем происходит спад V_{ph} и при $d \geq 0.4$ мкм она полностью исчезает.

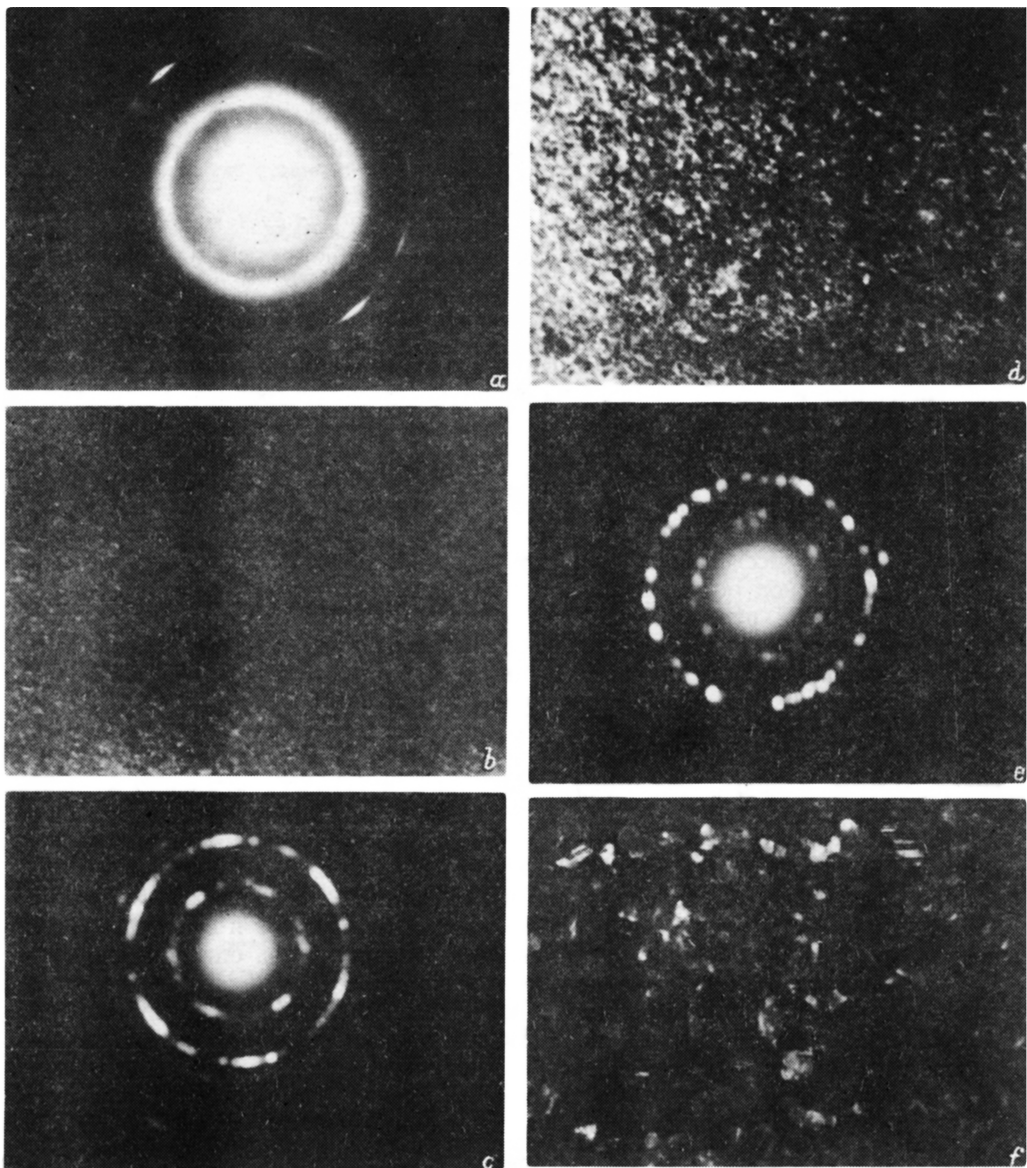


Рис. 2. Электронограммы (*a, c, e*) и рельеф поверхности (*b, d, f*) пленок GaAs различной толщины, полученных на стеклянной подложке. *a, b* — $d = 0.14$ мкм ($\times 20\ 500$); *c, d* — $d = 0.23$ мкм ($\times 14\ 300$), *e, f* — $d = 0.75$ мкм ($\times 26\ 000$).

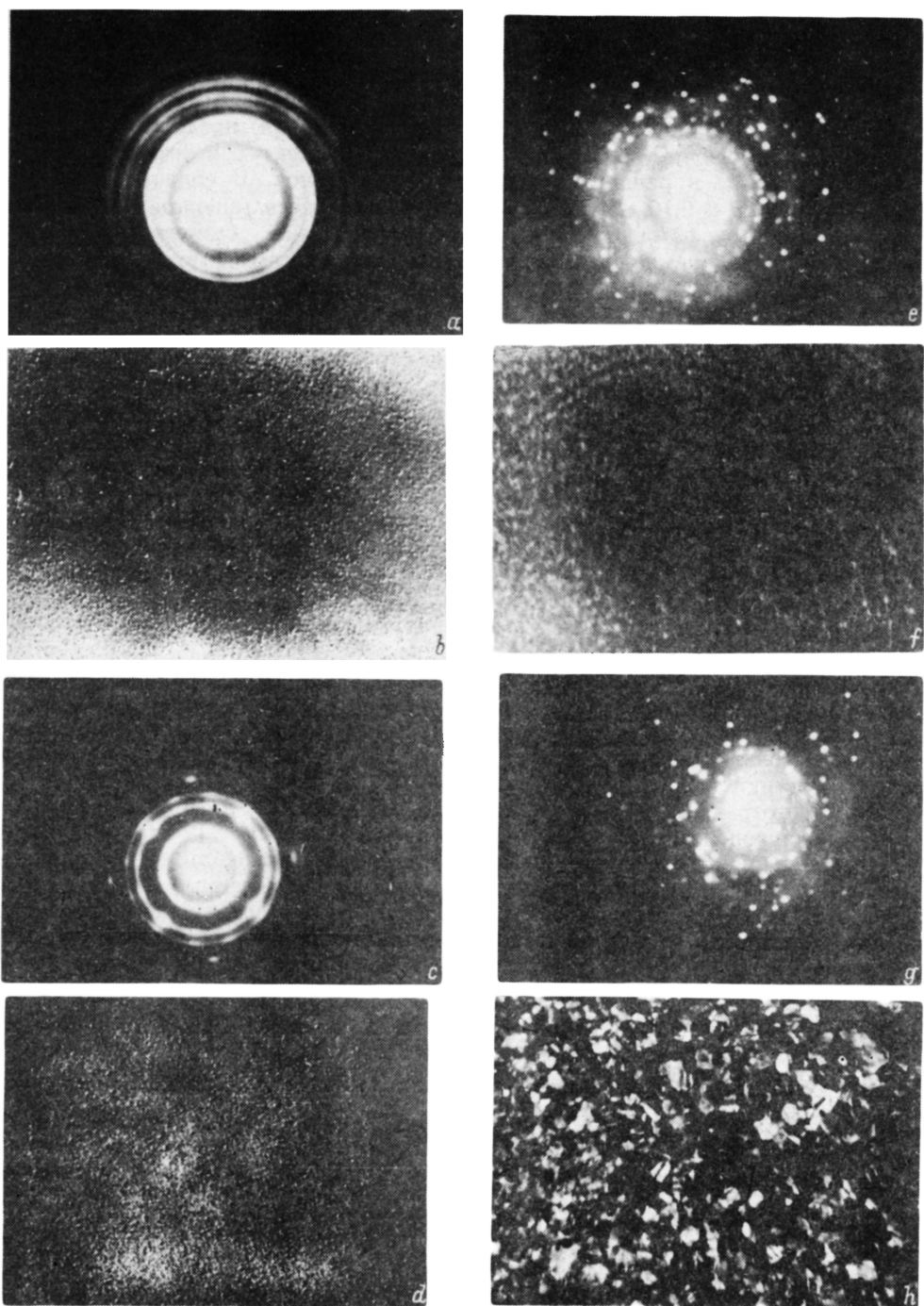


Рис. 3. Электрограммы (*a, c, e, g*) и рельеф поверхности (*b, d, f, h*) — для пленок GaAs различной толщины, полученных на подложке KCl (110). *a, b* — $d = 0.09$ мкм ($\times 31\,000$); *c, d* — $d = 0.12$ мкм ($\times 25\,000$), *e, f* — $d \approx 0.25$ мкм ($\times 16\,000$) *g, h* — $d = 0.57$ мкм ($\times 13\,000$).

На рис. 2 представлены электронограммы и рельеф поверхности пленок GaAs различной толщины, полученных на стеклянной, а на рис. 3 — на KCl (110) подложках. Следует отметить, что пленки GaAs, полученные на подложке из стекла, а также KCl (110) при толщине $d < 0.08$ мкм (когда еще не наблюдается генерация высоковольтного фотонапряжения) представляют собой однофазные аморфные образования с однородной структурой. Это следует из электронограммы и рельефа поверхности этих пленок. В области толщины пленок $0.08 \leq d \leq 0.10$ мкм, когда начинает появляться генерация заметного высоковольтного фотонапряжения, структура пленок становится мелкозернистой, а на общем диффузионном фоне электронограммы можно различить отдельные кольца, свидетельствующие о появлении поликристаллической фазы (рис. 3, *a, b*). Если $d > 0.1$ мкм, т. е. в области, где генерируемое фотонапряжение имеет довольно большие, даже максимальные значения, пленки приобретают ярко выраженную зернистую структуру, а в электронограммах наряду с кольцами появляются отдельные точечные рефлексы (рис. 2, *a—d* и 3, *c—f*). Все это свидетельствует о совершенной, т. е. однофазной поликристаллической структуре пленок. Исследование структуры более толстых пленок (в области $d > 0.4$ мкм, когда полностью исчезает генерируемое высоковольтное фотонапряжение) показало, что структура пленок делается еще более крупнозернистой и становится похожа на мозаичную структуру (рис. 2, *f* и 3, *h*), а в электронограммах в этих случаях резкого изменения не наблюдается (рис. 2, *e* и 3, *g*), т. е. они похожи на электронограммы, полученные при $0.12 \leq d \leq 0.3$ мкм (рис. 2, *a, c* и 3, *c, e*). Отсюда следует вывод о том, что поликристаллическая структура сохраняется и при увеличении их толщины до 0.4 мкм и более.

Как следует из [6], АФН эффект является результатом сложения большого числа малых фотонапряжений, генерируемых в отдельных микрофотоэлементах, составляющих структуру пленок. Это следует из того, что темновые и световые вольт-амперные характеристики (ВАХ), а также люкс-амперные характеристики (ЛАХ) АФН пленок GaAs [4] полностью соответствуют ВАХ и ЛАХ фототранзистора [7, 8]. На основе этих данных в [4, 6] предложена $p-n-p$ -микропереходная модель АФН пленок GaAs [4, 5]. Эти отдельные микрофотоэлементы расположены скорее всего в кристалликах (зернах) пленок. Например, в [4-6, 9], кристаллики представляются как единый микро $p-n-p$ -переход (типа микрофототриода), состоящий из двух соседних микро $p-n$ - и $n-p$ -переходов. По электрическим и фотоэлектрическим свойствам эти два соседних микроперехода несимметричны. Фотонапряжение каждого $p-n$ -перехода определяется концентрацией носителей в p - и n -областях. Если концентрация носителей в коллекторной области N_p^c больше, чем на эмиттерной N_p^e , причем $N_p^c, N_p^e > N_n^b = \text{const}$ (N_n^b — концентрация носителей в однородной базе), то генерируемое фотонапряжение на коллекторном переходе V_{xx}^c больше, чем на эмиттерном переходе V_{xx}^e . Однако знаки этих напряжений противоположные. Ясно, что при освещении такого одного микро $p-n-p$ -перехода результирующие фотонапряжения определяются как $\Delta V_i = V_{xx}^c - V_{xx}^e$. В целом для пленок $V_{ph} = \sum_{i=1}^N \Delta V_i$ (где N — общее количество микрофототриодов).

С другой стороны, известно [10], что средние размеры кристалликов (соответственно их эффективная площадь поверхности и длина границы, лежащей в плоскости подложки) в пленках прямо пропорциональны толщине, и в первом приближении можно считать их равными. Об этом свидетельствует измерение размеров зерен в пленках с различными толщинами и их сопоставление. Исходя из [4-6, 9] и вышеизложенных результатов, по-видимому,

можно полагать, что значение ΔV_i отдельных кристалликов связано с их размерами.

Из [4-6, 9] следует также, что с увеличением количества эффективных микрофотоэлементов на единицу длины слоя увеличивается и значение V_{ph} . Этого можно достичь только при определенном технологическом условии изготовления пленок. Иначе говоря, свойства пленок зависят от многочисленных технологических факторов, таких как чистота испаряемого материала и подложек, условие вакуума, температура подложек и испарителя и т. д. Из них наряду с другими факторами особо можно выделить такие факторы, как угол напыления и скорость испарения. Согласно [10, 11], при определенном угле напыления и скорости испарения (это в нашем случае соответственно достигалось 45—50° и 10—15 Å/с) количество зерен (кристалликов) с определенными их размерами достигает максимальных значений. Поэтому некоторая разница V_{ph} , получаемая авторами [1-4], может быть связана с определенными различиями при технологии получения АФН пленок (в частности GaAs).

Из зависимости V_{ph} от d можно сказать, что генерация ΔV_i на кристалликах пленок появляется при некоторых «критически малых» (это соответствует толщине пленок, где начинает появляться V_{ph} , т. е. в области $d \geq 0.08$ мкм) и исчезает при некоторых «критически больших» размерах (это соответствует в области $d \geq 0.4$ мкм, где V_{ph} исчезает). После появления ΔV_i в кристаллике (с ростом размеров последнего) генерируемое им микрофотонапряжение увеличивается линейно и при определенном размере (при $d \approx 0.1-0.2$ мкм) достигает максимума. В дальнейшем ΔV_i уменьшается также почти линейно до полного исчезновения.

Известно, что при ионной бомбардировке, особенно тяжелыми частицами, может происходить изменение кристаллической структуры пленок. Если данный эффект имеет место, то интересно было бы посмотреть, как изменяются при этом фотоэлектрические характеристики АФН пленок. Для выявления этого эффекта в качестве бомбардирующих частиц мы выбрали ионы Cs^+ . Так как $m_{Cs} \gg m_{As}$, m_{Ga} , где m_{Cs} , m_{As} и m_{Ga} — соответственно массы атомов Cs, As и Ga, при облучении пленок GaAs ионами Cs^+ достигаются указанные выше цели.

Пленки облучались ионами Cs^+ с энергией до 3 кэВ при плотности пучка ≈ 1 мкА/см². Ионный пучок полностью охватывает всю площадь пленок (10 × 10 мм²) и падает под углом напыления (45°). Ионная бомбардировка и все измерения фотоэлектрических параметров (V_{ph} и R) пленок проводились в вакууме $10^{-4}-10^{-5}$ Па. Следует отметить, что измерения V_{ph} и R производились через 1—2 ч после ионного облучения пленок GaAs.

Установлено, что после облучения пленок ионами Cs^+ с энергией (E) 2—3 кэВ и дозой (D), начиная с 4—5 мКл/см², обнаруживается заметное изменение их параметров, т. е. уменьшение V_{ph} и увеличение R . При достижении $D > 10$ мКл/см² полностью исчезает V_{ph} и R увеличивается в 5—10 раз. В этих пленках наблюдается некоторое уменьшение (10—15%) их толщины. Анализ структуры таких пленок показал, что рельеф поверхности пленок GaAs заметно расплывается (рис. 4), а в электронограммах наблюдается исчезновение точечных рефлексов и отдельных колец. Все эти результаты свидетельствуют об однофазной аморфной структуре пленок.

Таким образом, при облучении пленок GaAs ионами Cs^+ с $E \approx 2-3$ кэВ и $D > 10$ мКл/см² происходит аморфизация их поверхности, с которой связано уменьшение V_{ph} и увеличение R . Отсюда можно предполагать, что поликристаллическая (более крупнозернистая структура пленок является благоприятным условием для возникновения V_{ph} . Согласно [12-14], при облучении пленок ионами Cs^+ в использованной нами области E и D в основном

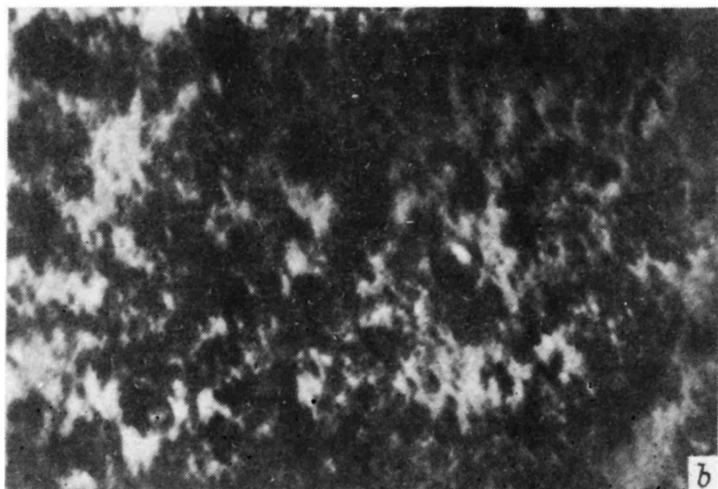
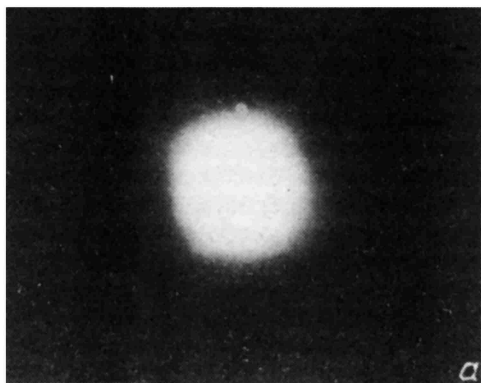


Рис. 4. Электроннограмма (а) и рельеф поверхности (б) для пленок GaAs (подложка стеклянная) с $d = 0.28$ мкм ($\times 34\ 000$) после облучения ее ионами Cs^+ с $E = 3$ кэВ и $D = 12$ мКл/см².

происходит процесс катодного распыления и внедрение этих ионов в тонкие поверхностные слои пленок, порядка 20—30 Å. Поэтому аморфизацию и соответственно изменение V_{ph} и R пленок можно связать с этими процессами.

В заключение отметим, что различные диэлектрические подложки, резко отличающиеся как по составу (стекло, кварц, слюда, KCl, NaCl, KBr и др.), так и по структуре (ориентированные — монокристаллические, неориентированные — аморфные и поликристаллические), мало влияют на АФН свойства пленок GaAs; на разных подложках возникает специфическая, хорошо выраженная поликристаллическая структура. Именно наличие такой структуры и возникновение микротоков на каждом кристаллике, которые суммируются по всей пленке, является основной причиной генерации аномально высокого фотонапряжения в них.

Следует отметить, что при хранении пленок в течение 5 лет на воздухе и в вакууме и при комнатной температуре генерируемое ими фотонапряжение (при $I = \text{const}$) и другие параметры не изменили своих исходных значений, т. е. деградация свойств АФН пленок не произошла.

Автор выражает глубокую признательность Р. А. Муминову за полезную помощь при обсуждении результатов работы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] M. S. Martinuzzi, M. I. Royer. C. R. Acad. Sc. Paris, **258**, 1769 (1964).
- [2] Э. И. Адирович, В. М. Рубинов, Ю. М. Юабов. ФТП, **6**, 3180 (1964).
- [3] М. Д. Успенский, Н. Г. Иванова, И. Е. Малкис. ФТП, **1**, 1268 (1967).
- [4] У. А. Арифов, Н. Абдуллаев, М. С. Арифжанова. ФТП, **10**, 25 (1976).
- [5] Н. Абдуллаев. Атомная энергия, **61**, 362 (1986).
- [6] Э. И. Адирович, В. М. Рубинов, Ю. М. Юабов. ДАН СССР, **168**, 1037 (1966).
- [7] Я. А. Федотов. Основы физики полупроводниковых приборов. М.: Сов. радио (1970).
- [8] Ж. И. Алфёров, Ф. А. Ахмедов, В. И. Корольков, В. Г. Никитин. ФТП, **7**, 1159 (1973).
- [9] Е. Г. Гулий, И. П. Жадько, В. А. Романов. ФТП, **16**, 231 (1982).
- [10] А. И. Шальдерван, Н. Г. Находкин. ФТП, **4**, 2188 (1970).
- [11] Н. Г. Находкин, А. И. Новосельская, А. Ф. Бермадид. ФТП, **19**, 1918 (1985).
- [12] И. В. Плешивцев. Катодное распыление. М. (1968).
- [13] В. С. Кессельман. ФТП, **2**, 93 (1968).
- [14] Y. Nomma, H. Okamoto, Y. Iahii. Japan. J. Appl. Phys., **24**, 934 (1985).

Редактор В. В. Чалдышев
