

УДК 621.315.592

## РАЗУПРОЧНЕНИЕ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКЕ

канд. физ.-мат. наук Д.И. БРИНКЕВИЧ

(Белорусский государственный университет, Минск);

Н.В. ВАБИЩЕВИЧ, канд. физ.-мат. наук, доц. С.А. ВАБИЩЕВИЧ

(Полоцкий государственный университет)

Методом микроиндентирования исследованы физико-механические характеристики (микротвердость, микрохрупкость, трещиностойкость) термообработанных при температуре 910 °С в течение 24 часов в атмосфере инертного газа монокристаллов GaAs, полученных методом Чохральского. Установлено, что термообработка приводит к разупрочнению приповерхностной области GaAs – снижению значений микротвердости и трещиностойкости. Геттерирующая термообработка с пленками (Cr, V, AlN) усиливает приповерхностное разупрочнение GaAs, причем наиболее сильное влияние оказывала термообработка с пленкой Cr, а наименьшее – с пленкой AlN. Показано, что эффект приповерхностного разупрочнения обусловлен генерацией вакансий вследствие испарения из приповерхностной области мышьяка и очисткой указанной области от междоузельных примесей.

**Введение.** Арсенид галлия занимает второе место после кремния по масштабам использования в электронном приборостроении. Он широко используется при изготовлении светодиодов ближнего ИК-диапазона, солнечных элементов космического базирования, датчиков Холла, полупроводниковых приборов и микросхем СВЧ-диапазона [1]. Одной из основных причин деградации электрических параметров полупроводниковых приборов являются механические и термические воздействия в процессе разделения пластин на кристаллы, монтажа кристаллов, микросварки проволочных и пайки ленточных выводов, герметизации. Структурные и остаточные термомеханические напряжения на операциях сборки полупроводниковых приборов могут достигать разрушающего полупроводниковый материал уровня [2]. Учитывая сказанное, задача исследования физико-механических свойств GaAs является весьма актуальной.

В настоящей работе методом микроиндентирования исследовались физико-механические характеристики (микротвердость, микрохрупкость, трещиностойкость) термообработанных при температуре 910 °С в течение 24 часов в атмосфере инертного газа (аргон) пластин монокристаллического GaAs, полученного методом Чохральского.

**Методика эксперимента.** Измерения микротвердости ( $H$ ) проводились на приборе ПМТ-3 по стандартной методике. В качестве индентора использовался алмазный наконечник в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине  $\alpha = 136^\circ$ . Нагрузка ( $P$ ) на индентор варьировалась в пределах 50 – 200 г. Поскольку ожидаемый эффект может быть невелик, для обработки экспериментальных данных использовались стандартные методы математической статистики [3]. Каждая точка на представленных далее зависимостях получена по результатам усреднения и статистической обработки не менее 30 измерений микротвердости в одной серии. Установлено, что имеет место нормальный (гауссов) закон случайного распределения величин микротвердости. Во всех случаях вычислялась средняя квадратичная ошибка

$$s_n = \sqrt{\sigma_n^2/n}$$

среднего значения микротвердости  $H$ , где  $\sigma_n^2$  – дисперсия измеренных значений  $H_i$  при  $n \geq 30$ .

$$\sigma_n^2 = \frac{\sum(H - H_i)^2}{n - 1}.$$

При сравнении средних значений микротвердости исходных  $H_0$  и термообработанных  $H_{T0}$  образцов вычислялась статистическая значимость принимаемой гипотезы об их различии по критерию Стьюдента [4]

$$t = \frac{H_0 - H_{T0}}{H_0} \sqrt{\frac{n_0 n_{T0}}{n_0 + n_{T0}}}.$$

Анализ полученных экспериментальных данных для монокристаллов GaAs свидетельствует о том, что при относительных изменениях микротвердости  $(H_0 - H_{T0})/H_0$  свыше 0,025 статистическая оценка по-

лученных величин по критерию Стьюдента показывает, что при числе степеней свободы  $n = n_0 + n_{ТО} - 2 = 30 + 30 - 2 = 58$  с более чем 95 % уровнем вероятности должна быть принята гипотеза о том, что взаимно соответствующие значения  $H_0$  и  $H_{ТО}$  в каждой паре принадлежат к выборкам из различных генеральных совокупностей, т.е. различаются значимо.

Погрешность измерения микротвердости, в соответствии с изложенным, составляла 2,5 % (с доверительной вероятностью 0,95). Микрохрупкость ( $Z$ ) определялась по стандартной методике [5] с погрешностью 5...7 %. Рассчитывались также коэффициент вязкости разрушения (трещиностойкость)  $K_{1C}$  и эффективная энергия разрушения  $\gamma$ , оцениваемые по длине радиальной трещины согласно формулам [6]:

$$K_{1C} = 0,016 \left( \frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{P}{L^{\frac{3}{2}}}; \quad \gamma = \frac{K_{1C}^2}{2E},$$

где  $E$  – модуль Юнга (для кремния  $1,5 \cdot 10^{11}$  Па);  $L$  – длина трещины. Погрешность измерений  $K_{1C}$  и  $\gamma$  составляла 8 %.

**Экспериментальные результаты и их обсуждение.** Параметры исходных (до термообработки) пластин представлены в таблице 1. Все пластины вырезаны из одного слитка диаметром 80 мм. Номера пластин возрастают по мере удаления от верха слитка. На поверхность части образцов перед термообработкой (ТО) электронно-лучевым напылением с обеих сторон пластины с целью очистки от технологических примесей (геттерирования) наносились пленки металлов. После ТО шлифованием снимался приповерхностный слой толщиной 10 мкм и проводилось полирующее травление. Измерения эффекта Холла проводились по стандартной методике [7] при комнатной температуре. Плотность дислокаций  $N_D$  контролировалась оптическим методом после травления в селективном травителе.

Таблица 1

Параметры исходных пластин GaAs

Номер пластины	$\rho \cdot 10^{-5}$ , Ом·см	$N_D \cdot 10^{-4}$ , см <sup>-2</sup>	Микротвердость, ГПа, при нагрузке			
			20 г	50 г	100 г	200 г
2	4,4	6	7,5	6,8	6,8	6,9
6	3,4	8	6,8	6,7	6,8	6,9
9	5,0	9	6,7	6,7	6,7	6,9
13	8,9	9	7,1	7,0	6,8	6,8

Исследованный слиток специально не легировался и непосредственно после выращивания обладал электронным типом проводимости. Монокристалл имел высокую степень компенсации. Подвижность носителей заряда  $\mu$  была значительно (в 2...3 раза) ниже значений, характерных для чистых монокристаллов GaAs. Причем величина  $\mu$  снижалась при приближении к нижней части слитка. В спектрах фотолюминесценции (температура 77 К) при приближении к низу слитка наблюдалось усиление примесной люминесценции. Оба указанных факта свидетельствуют об увеличении степени компенсации в образцах, вырезанных из нижней части слитка. Плотность дислокаций также возрастала к низу слитка (см. табл. 1).

При индентировании GaAs наблюдались ромбовидные отпечатки, что указывает на наличие анизотропии. Отношение диагоналей отпечатка  $d_1/d_2$  для всех образцов составляло 1,11...1,12. Отпечаток индентора четкий, ступенек, свидетельствующих о неомогенной деформации, не содержит. Отпечатки не растрескиваются, хотя наблюдается большое количество трещин у сторон отпечатков. Трещины образуются вдоль определенных направлений. Поворот индентора вокруг своей оси не влияет на картину трещинообразования. Образование трещин может приводить к образованию отколов в виде квадратов. Коэффициент вязкости разрушения (трещиностойкость)  $K_{1C}$  и эффективная энергия разрушения  $\gamma$  снижались по мере приближения к низу слитка и практически не зависели от величины нагрузки (табл. 2). Максимальные значения указанных параметров наблюдались в пластине 2, вырезанной из верхней части слитка.

Разрушения отпечатков (5 баллов по шкале микрохрупкости согласно [6]) не наблюдается, что свидетельствует о большей по сравнению с кремнием степени пластической деформации. Роста микрохрупкости с увеличением нагрузки, характерного для элементарных полупроводников [8], не наблюдается. Микрохрупкость при всех нагрузках была близка к 3 баллам и не зависела от местоположения пластины в слитке.

Таблица 2

Трещиностойкость и эффективная энергия разрушения исходных платин GaAs, вырезанных из различных мест слитка

Номер пластины	$\gamma$ , Па·м, при нагрузке				$K_{IC} \cdot 10^{-6}$ , Па·м <sup>1/2</sup> , при нагрузке			
	20 г	50 г	100 г	200 г	20 г	50 г	100 г	200 г
2	10,9	12,0	11,1	10,7	1,82	1,90	1,83	1,80
6	1,9	2,3	2,1	1,9	0,81	0,92	0,89	0,83
9	1,7	1,9	3,4	2,4	0,75	0,83	1,0	0,92
13	1,6	1,2	1,15	1,15	0,73	0,62	0,6	0,6

Примечание. Номера пластин соответствуют номерам пластин в таблице 1.

Микротвердость также не проявляла существенной зависимости от местоположения пластины в слитке. Значения  $H$  пластин, вырезанных из различных мест слитка (см. табл. 1), различались незначительно (~3...4 %, что близко к погрешности измерений). В этом отношении наблюдается существенное отличие от монокристаллов кремния, в которых микротвердость обычно возрастает к низу слитка. Это обусловлено упрочняющим воздействием междоузельных примесей, концентрация которых существенно возрастает к низу слитка [9]. В монокристаллах GaAs концентрация технологических примесей значительно выше, чем в кремнии, поэтому существенных различий в величине  $H$  между пластинами GaAs, вырезанными из верхней и нижней частей слитка, не наблюдается. Следует отметить, что заметной корреляции между плотностью дислокаций  $N_D$  и величиной  $H$  не наблюдается как в исходных (см. табл. 1), так и термообработанных пластинах GaAs (табл. 3). Это в определенной мере противоречит устоявшимся воззрениям об определяющем влиянии дислокаций на прочностные свойства твердых тел [10]. Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что, по крайней мере, при  $N_D < 2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$  они не оказывают определяющего влияния на прочностные свойства полупроводников.

Таблица 3

Параметры термообработанных образцов GaAs

№ образца	Вид ТО	$N_D \cdot 10^{-4}$ , $\text{см}^{-2}$	Микрохрупкость, бал., при нагрузке				Микротвердость, ГПа, при нагрузке			
			20 г	50 г	100 г	200 г	20 г	50 г	100 г	200 г
1	910 °С, 24 ч	9,5	3,1	3,2	3,0	3,2	6,6	6,8	7,1	7,5
2	910 °С, 24 ч + AlN	7	3,0	3,0	3,2	3,1	6,6	6,7	6,9	6,9
3	910 °С, 24 ч + V	7 – 14	3,1	3,0	3,3	3,0	6,3	6,4	6,7	6,8
4	910 °С, 24 ч + Cr	12 – 14	3,2	2,9	3,0	3,1	6,2	6,3	6,5	6,6
5	910 °С, 24 ч + Cr	22	3,1	3,2	3,3	3,1	6,5	6,7	6,8	6,8

Примечание. Образцы № 1 – 4 вырезались из пластины 9, а № 5 – из пластины 2 (см. табл. 1).

Термообработка при 910 °С длительностью 24 часа приводила к разупрочнению приповерхностной области платин GaAs. При увеличении глубины проникновения индентора (возрастание нагрузки до 50...100 г) наблюдалось увеличение значений  $H$  (рис. 1).

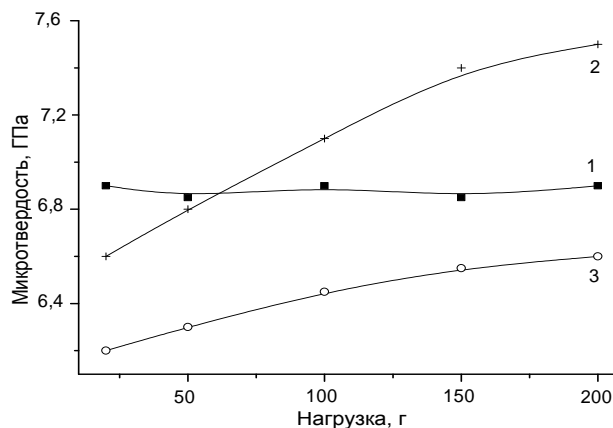


Рис. 1. Зависимость микротвердости от нагрузки для исходного (1) и термообработанных с пленкой Cr (3) и без нее (2) образцов GaAs. Образцы вырезались из нижней части слитка (пластина 9, табл. 1)

С учетом того, что после термообработки с образцов с геттерирующей пленкой (образцы 2...5, табл. 3) снимался приповерхностный слой толщиной 10 мкм, глубина разупрочненного слоя достигает ~ 15 мкм в образцах, термообработанных с пленками Cr и V. В случае термообработки без пленки (образец 1, табл. 3) проводилось только полирующее травление с целью очистки поверхности. В этом случае глубина разупрочненного слоя составляет ~ 3 мкм. Отметим также, что приповерхностное разупрочнение при термообработке в интервале температур 300...450 °С наблюдалось ранее в монокристаллах InSb [11], где глубина разупрочненного слоя составляла 1,5...2 мкм.

Полученные экспериментальные результаты (см. рис. 1 и табл. 3) свидетельствуют о том, что термообработка с геттерирующими пленками (Cr, V, AlN) усиливает приповерхностное разупрочнение GaAs, причем наиболее сильное влияние на значения МТ оказывала термообработка с пленкой Cr, а наименьшее – с пленкой AlN. Существенное влияние оказывало также место в слитке, из которого вырезалась пластина. Об этом говорит сравнение образцов 4 и 5 с пленкой Cr, вырезанных из разных частей слитка. Так, в пластине, вырезанной из верхней части слитка (образец 5, табл. 3), после термообработки с пленкой Cr величина  $H$  изменяется слабо, а глубина, на которой наблюдается разупрочнение, составляет ~ 11 мкм. В пластине, вырезанной из нижней части слитка (образец 4, табл. 3), после термообработки с пленкой Cr разупрочнение наблюдается при всех использовавшихся нагрузках, т.е. глубина, на которой наблюдается разупрочнение, превышает 15 мкм. Наличие пленок оказывало влияние и на другие характеристики арсенида галлия. Так, в образцах 2...4 (см. табл. 3) наблюдалось увеличение удельного сопротивления, причем термообработка с пленками Cr и V (образцы 3, 4, табл. 3) приводила к существенной неоднородности в распределении удельного сопротивления вплоть до появления р-п-переходов. Возрастала также плотность дислокаций  $N_D$ . В образцах с пленкой AlN (образец 2, табл. 3) и в образцах с пленкой Cr, вырезанных из верхней части слитка (образец 5, табл. 3), удельное сопротивление изменялось в меньшей степени и конверсии типа проводимости не наблюдалось. Отметим, что при отсутствии пленки на поверхности GaAs термообработка приводила к обратному эффекту – удельное сопротивление существенно снижалось (более чем на порядок).

Термообработка по-разному влияла на другие прочностные характеристики – микрочужкость, коэффициент вязкости разрушения (трещиностойкость)  $K_{IC}$  и эффективную энергию разрушения  $\gamma$ . Микрочужкость при термообработке не изменялась (см. табл. 3). Трещиностойкость  $K_{IC}$  и эффективная энергия разрушения  $\gamma$  термообработанного GaAs увеличивались с ростом нагрузки (кривая 1, рис. 2; образец 1, табл. 4). Термообработка с геттерирующими пленками приводила к снижению  $K_{IC}$  и  $\gamma$ , причем указанные параметры не зависели от величины нагрузки (кривая 2, рис. 2). Полученные экспериментальные результаты не коррелируют с данными для других полупроводников (кремний, германий, фосфид галлия [12]), в которых трещиностойкость  $K_{IC}$  и эффективная энергия разрушения  $\gamma$  обычно снижаются при увеличении нагрузки.

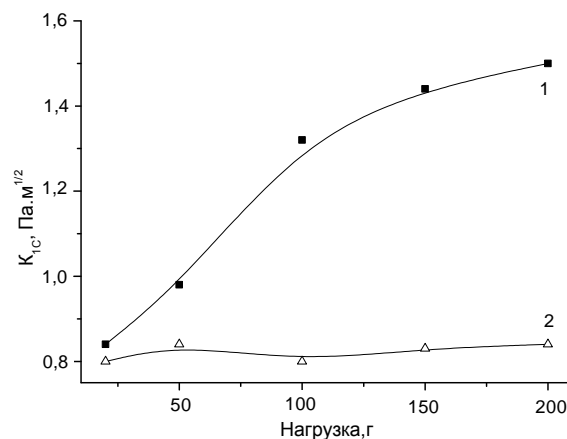


Рис. 2. Зависимость коэффициента вязкости разрушения (трещиностойкости)  $K_{IC}$  от нагрузки термообработанных с пленкой Cr (2) и без нее (1) образцов GaAs. Образцы вырезались из нижней части слитка (пластина 9, табл. 1)

Полученные экспериментальные результаты могут быть объяснены со следующих позиций. При термообработке соединений  $A^3B^5$  летучая компонента (в нашем случае As) испаряется из приповерхностной области монокристалла. В результате в этой области формируются вакансии As [13]. Вакансионные дефекты разупрочняют монокристалл [14], что и наблюдалось в эксперименте как приповерхностное разупрочнение. С другой стороны, в объеме монокристалла в процессе термообработки, вероятнее всего, формируются дефектно-примесные комплексы преимущественно междоузельного типа, препятствующие выносу материала из-под индентора, что приводит к упрочнению монокристалла. Аналогичный эффект наблюдался ранее [9, 15] при термообработке кремния.

Таблица 4

Эффективная энергия разрушения термообработанных образцов GaAs

№ образца	Вид ТО	$\gamma$ , Па·м, при нагрузке			
		20 г	50 г	100 г	200 г
1	910 °С, 24 ч	3,1	3,8	5,7	6,9
2	910 °С, 24 ч + AlN	1,9	2,1	2,0	2,2
3	910 °С, 24 ч + V	2,4	2,2	1,9	2,3
4	910 °С, 24 ч + Cr	2,5	2,4	2,7	2,4
5	910 °С, 24 ч + Cr	1,9	1,8	2,5	2,3

Примечание. Нумерация образцов совпадает с нумерацией в таблице 3.

Термообработка с пленками Cr, V и AlN приводит к эффекту геттерирования – очистке монокристалла от быстродиффундирующих междоузельных технологических примесей. В силу ряда причин геттерирующий эффект наиболее детально изучен в кремнии [16]. Он также наблюдается в арсениде галлия [17], однако его эффективность снижается вследствие более высокой концентрации технологических примесей в GaAs по сравнению с кремнием. Кроме того, исследование процесса геттерирования в арсениде галлия затруднено из-за невозможности использования для данного материала метода нейтронно-активационного анализа вследствие большого периода полураспада радиоактивных изотопов Ga.

Использование других методов исследований (например, времени жизни носителей заряда [17]) показало, что для GaAs наиболее эффективным геттером из использовавшихся в настоящей работе являются пленки Cr, а наименее эффективным – применение AlN. Известно [18], что технологические примеси упрочняют монокристаллы GaAs. Таким образом, дополнительное приповерхностное разупрочнение в процессе термообработки с пленками Cr, V и AlN (см. рис. 1 и табл. 3) обусловлено очисткой приповерхностной области от технологических примесей междоузельного типа. Более эффективное геттерирование пленкой Cr приводит к усилению приповерхностного разупрочнения. Менее выраженное приповерхностное разупрочнение при использовании пленки AlN обусловлено низкой геттерирующей способностью указанной пленки. Менее выраженный эффект приповерхностного разупрочнения в образцах, вырезанных из верхней части слитка связан с пониженной концентрацией технологических примесей в этой части слитка.

На трещиностойкость термообработанных монокристаллов арсенида галлия также влияют две причины. Для развития трещины нужны вакансии [19]. С другой стороны, междоузельные технологические примеси должны блокировать формирование трещин. Поскольку термообработка, как отмечалось выше, приводит к росту концентрации вакансий в приповерхностном слое GaAs вследствие испарения As, то наличие вакансий будет способствовать распространению трещин в приповерхностном слое термообработанного GaAs и, соответственно, снижению трещиностойкости  $K_{1C}$  и эффективной энергии разрушения  $\gamma$ . В объеме монокристалла испарения As не происходит и концентрация вакансий не растет, однако имеет место формирование дефектно-примесных комплексов междоузельного типа (призматические дислокационные петли и петли с дефектом упаковки [20]), что способствует повышению трещиностойкости. При термообработке с геттерирующей пленкой концентрация междоузельных технологических примесей падает, что приводит к снижению трещиностойкости  $K_{1C}$  и эффективной энергии разрушения  $\gamma$ . При этом испарение As из приповерхностной области вследствие наличия пленки затруднено, концентрация вакансий в этой области не растет и значения  $K_{1C}$  и  $\gamma$  не изменяются, поэтому не наблюдается зависимости  $K_{1C}$  и  $\gamma$  от величины нагрузки.

**Заключение.** Показано, что термообработка в атмосфере инертного газа при 910 °С длительностью 24 часа приводит к разупрочнению приповерхностной области платин GaAs. В указанной области имеет место снижение микротвердости и трещиностойкости монокристаллов. Заметной корреляции между плотностью дислокаций  $N_D$  и величиной микротвердости не наблюдается как в исходных, так и термообработанных пластинах GaAs. Геттерирующая термообработка с пленками (Cr, V, AlN) усиливает приповерхностное разупрочнение GaAs, причем наиболее сильное влияние оказывала термообработка с пленкой Cr, а наименьшее – с пленкой AlN. Эффект приповерхностного разупрочнения обусловлен двумя причинами: генерацией вакансий вследствие испарения из приповерхностной области мышьяка и очисткой от междоузельных примесей.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Электроника: энцикл. словарь / гл. ред. В.Г. Колесников. – М.: Сов. энцикл., 1991. – 688 с.
2. Мужиченко, О. Термомеханические напряжения в сборочных микроузлах / О. Мужиченко, Н. Плис // Электроника: Наука. Технология. Бизнес. – 2000. – № 6. – С. 63 – 64.

3. Калоша, В.К. Математическая обработка результатов эксперимента / В.К. Калоша, С.И. Лобко, Т.С. Чикова. – Минск: Высш. шк., 1991. – 164 с.
4. О влиянии контактной разности потенциалов и электрического потенциала на микротвердость металлов / Л.Б.Зув [и др.] // Физика твердого тела. – 2009. – Т. 51, № 6. – С. 1077 – 1080.
5. Концевой, Ю.А. Пластичность и прочность полупроводниковых материалов и структур / Ю.А. Концевой, Ю.М. Литвинов, Э.А. Фаттахов. – М.: Радио и связь, 1982. – 240 с.
6. Колесников, Ю.В. Механика контактного разрушения / Ю.В. Колесников, Е.М. Морозов. – М.: Наука, 1989. – 220 с.
7. Кучис, Е.В. Гальваномагнитные эффекты и методы их исследования / Е.В. Кучис. – М.: Радио и связь, 1990. – 264 с.
8. Механизм влияния Nd на прочностные характеристики монокристаллов кремния / Д.И. Бринкевич [и др.] // Перспективные материалы. – 2007. – № 7. – С. 31 – 34.
9. Вабищевич, С.А. Микротвердость пластин кремния, прошедшего геттерирующую термообработку / С.А. Вабищевич, Н.В. Вабищевич, Д.И. Бринкевич // Перспективные материалы. – 2005. – № 2. – С. 20 – 22.
10. Боярская, Ю.С. Физика процессов индентирования / Ю.С. Боярская, О.З. Грабко, М.С. Кац. – Кишинев: Штиинца, 1986. – 294 с.
11. Бринкевич, Д.И. Разупрочнение приповерхностного слоя монокристаллов антимонида индия при термообработке / Д.И. Бринкевич, С.А. Вабищевич, Н.В. Вабищевич // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 5. – С. 32 – 35.
12. Бринкевич, Д.И. Формирование примесно-дефектных комплексов в кремнии, выращенном при наложении на расплав магнитных полей / Д.И. Бринкевич, Н.В. Вабищевич, В.С. Просолович // Вестн. БГУ. Сер. 1: Физика. Математика. Информатика. – 2010. – № 1. – С. 41 – 45.
13. Крутоголов, Ю.К. Механизм компенсации донорной примеси в приповерхностном слое GaP при термообработке в парах фосфора / Ю.К. Крутоголов // Физика и техника полупроводников. – 2010. – Т. 44, № 6. – С. 782 – 789.
14. Головин, Ю.И. Структура комплексов, ответственных за радиационно-стимулированное разупрочнение монокристаллов кремния / Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, Н.Ю. Сучкова // Физика твердого тела. – 2006. – Т. 48, № 2. – С. 262 – 265.
15. Разупрочнение кремния при диффузионном легировании золотом / Д.И. Бринкевич [и др.] // Неорганические материалы. – 2009. – Т. 45, № 4. – С. 389 – 392.
16. Myers, S.M. Mechanisms of transition-metal gettering in silicon / S.M. Myers, M. Seibt, W. Schroter // J. Appl. Phys. – 2000. – V. 88, № 7. – P. 3795 – 3819.
17. Новый метод улучшения параметров полупроводниковых материалов / А.Т. Гореленок [и др.] // Перспективные материалы оптоэлектроники. – Калуга, 1999. – С. 108 – 115.
18. Влияние корреляции в распределении примесных дефектов на микромеханические свойства монокристаллов GaAs:Te / В.А. Богданова [и др.] // Физика твердого тела. – 2008. – Т. 50, № 2. – С. 236 – 241.
19. Кукушкин, С.А. Эволюция морфологии микропоры в хрупком твердом теле под действием внешней механической нагрузки / С.А. Кукушкин, С.В. Кузьмичев // Физика твердого тела. – 2008. – Т. 50, № 8. – С. 1390 – 1394.
20. Дефекты структуры кристаллов фосфида галлия, возникающие при отжиге и действии сосредоточенной нагрузки / В.Н. Рожанский [и др.] // Физика твердого тела. – 1979. – Т. 21, № 5. – С. 1528 – 1535.

Поступила 11.06.2010

## SURFACE HARDENING OF GALLIUM ARSENIDE MONOCRYSTALS AT HIGHTEMPERATURE HEAT TREATING

**D. BRINKEVICH, N. VABISHCHEVICH, S. VABISHCHEVICH**

*Physic-mechanical characteristics (microhardness, microfragility, crack formation) of monocrystals GaAs received by the Czochralski method and heat treating at temperature 910 °C within 24 hours per an atmosphere of inert gas was investigated by the microindentation method. It was established, that heat treatment leads to surface dishardening of GaAs – to decrease of microhardness and crack formation resistance. Gettering heat treatment with Cr, V and AlN films strengthens surface dishardening of GaAs, and the strongest influence heat treatment with Cr film rendered, and the least – with AlN film. It was shown, that the surface dishardening effect is caused by generation of vacancies owing to arsenic evaporation from surface layer and clearing of the surface layer from interstitial impurities.*