

МЕХАНИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНОМ GaAs, ВЫРАЩЕННОМ НА Si-ПОДЛОЖКЕ

Артамонов В. В., Бачериков Ю. Ю., Лашкевич Е. Г.,
Нечипорук Б. Д., Садофьев Ю. Г.

Исследованы фотолюминесценция и комбинационное рассеяние света в напряженных пленках GaAs, выращенных на кремниевых подложках методом молекулярно-лучевой эпитаксии.

Выращивание слоев GaAs на кремниевой подложке методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) представляется весьма многообещающей технологией, которая имеет ряд важных преимуществ по сравнению с технологией, использующей подложку GaAs, а именно относительную легкость наращивания GaAs на пластины Si большого диаметра, возможность комбинировать схемы на основе Si и GaAs. Кроме того, кремний намного дешевле, имеет большую теплопроводность и механически прочнее GaAs. Все это вызвало большой интерес к разработке различных технологий выращивания таких структур и исследованию особенностей их физических свойств [1, 2]. Однако из-за довольно значительного решеточного несоответствия (~4 %) и разницы в коэффициентах термического расширения GaAs и Si на границе раздела пленка—подложка возникает напряжение, порождающее различного рода дефекты [3]. Наличие напряжений отрицательно сказывается на качестве структур. В частности, приграничная область арсенида галлия имеет высокую плотность дислокаций и характеризуется значительными остаточными напряжениями, что существенно сказывается на качестве кристаллической структуры эпитаксиального слоя и неблагоприятно влияет на оптические и электрические свойства гетероструктуры. Снижается прочность, активизируются деградиационные процессы в приборах, изготовленных из таких структур. Поэтому контроль механических напряжений в эпитаксиальных структурах очень важен при отработке технологии получения малонапряженных структур для изготовления приборов [4].

Для уменьшения плотности дислокаций авторы различных работ предлагали следующие методы: термический отжиг по окончании процесса [5], быстрый термический отжиг [6, 7], использование различно ориентированных подложек Si [8].

Последнее время все чаще используют оптические методы исследований для контроля качества эпитаксиальных слоев и его зависимости от различных условий роста, отжига и имплантации [9, 10].

Данная работа посвящена исследованию пленок GaAs, выращенных методом МЛЭ на Si-подложках с ориентациями (100), (111) и (211), с привлечением люминесценции (ФЛ) и комбинационного рассеяния света (КРС).

Методика исследований и экспериментальные результаты

Измерение спектров КРС проводилось на установке, собранной на базе спектрометра ДФС-24. Возбуждение спектров КРС осуществлялось излучением Ar^+ -лазера ($\lambda = 514.5$ нм). Для регистрации сигнала использовался охлаждаемый ФЭУ-136, работающий в режиме счета фотонов. Геометрия эксперимента —

«на отражение». Исследования ФЛ проводились при температуре 4.5 К на установке, собранной на базе МДР-12. Источником возбуждающего излучения служили Ag^+ - и $He-Ne$ -лазеры ($\lambda=632.8$ нм). Регистрация осуществлялась в режиме синхронного детектирования с использованием ФЭУ-62.

С целью определения соответствия ориентации плоскостей выращенных пленок GaAs с ориентацией кремниевых подложек был проведен рентгено-

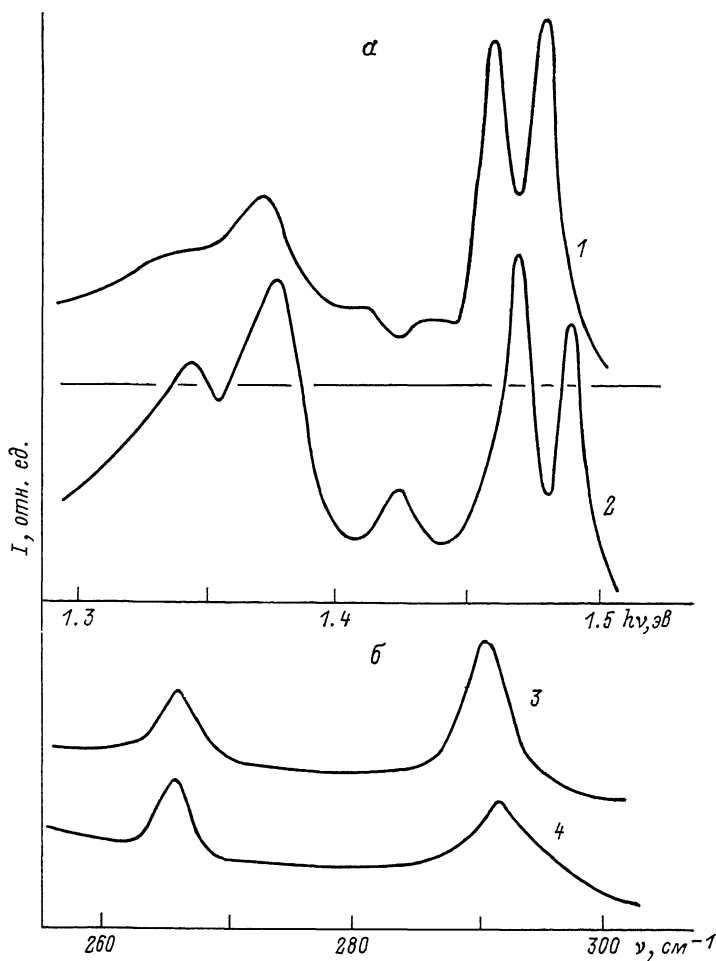


Рис. 1. Спектры ФЛ (4.5 К) (а) и КРС (300 К) (б) GaAs, выращенных на подложках Si. Ориентация: 1, 3 — (211), 2, 4 — (100).

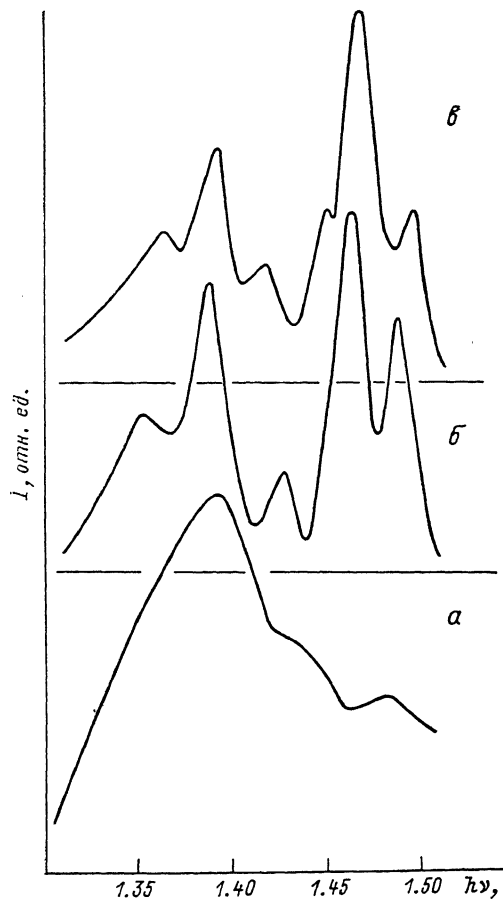
структурный анализ МЛЭ пленок GaAs с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 (излучение CuK_{α}). Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что на подложках Si ориентаций (100), (111), (211) пленки GaAs имеют ориентации (100), (111), 211) соответственно.

Кремниевые подложки некоторых образцов, имеющие ориентацию (111), были имплантированы ионами C^+ с энергией 150 кэВ и дозами $\Phi=2.48 \cdot 10^{15}$ и $1.24 \cdot 10^{16}$ $см^{-2}$. После имплантации часть подложек была дополнительно отожжена, температуры отжига составляли 750, 850 и 1100 °С.

На рис. 1, а представлены характерные спектры ФЛ пленок GaAs, выращенных на Si-подложках ориентаций (100) и (211). Анализ спектров ФЛ структур GaAs/Si показал, что максимумы всех линий ФЛ сдвинуты в длинноволновую область относительно их положения в монокристаллическом GaAs. Причем сдвиг линий ФЛ образцов с ориентацией Si-подложки (211) больше на 40—50 % по сравнению с величиной сдвига линий у образцов, выращенных на подложках ориентации (100). Характерные спектры КРС образцов GaAs/Si с ориентациями

подложки (100) и (211) представлены на рис. 1, б. Видно, что, как и в случае спектров ФЛ, положения максимумов линий LO - и TO -фононов в спектрах КРС для образцов с ориентацией Si (211) сдвинуты относительно их положения для образцов с ориентацией Si (100).

Спектры ФЛ пленок GaAs различной толщины, выращенных на Si-подложках, показаны на рис. 2. Спектр ФЛ пленки с толщиной 0.7 мкм состоит практически из одной широкой полосы $h\nu=1.3-1.5$ эВ, обусловленной наличием



сложных и разупорядоченных структурных нарушений (дислокаций, дефектов) [11]. Спектр ФЛ более толстых пленок GaAs ($d > 1$ мкм) состоит из линии, обусловленной излучательной рекомбинацией через собственные структурные дефекты, включающие вакансии мышьяка (V_{As}) ($h\nu=1.42$ эВ) и линий, связанных с примесными центрами Ge, Si и C. Причем чем больше толщина GaAs, тем меньше полуширина линии ФЛ и меньше интенсивность линии 1.42 эВ при общем увеличении интегральной интенсивности ФЛ всего спектра. Здесь следует отметить, что падение интенсивности линии 1.42 эВ наблюдалось с увеличением толщины пленки GaAs только для образцов, величина сдвига максимумов линий ФЛ у которых отличалась друг от друга всего на 2-3 мэВ.

На рис. 3 приведена зависимость интенсивности полосы 1.42 эВ, обусловленной излуча-

Рис. 2. Спектры ФЛ (4.5 К) пленок GaAs, выращенных на подложках с ориентацией (100).

d , мкм: а — 0.7, б — 1.6, в — 3.1.

тельной рекомбинацией через собственные структурные дефекты, включающие вакансии мышьяка (V_{As}), от величины механического напряжения P для образцов с ориентацией Si-подложки (100). Линия с $h\nu_{max}=1.42$ эВ, как видно из рис. 3, появляется при механических напряжениях ~ 1.1 кбар и с увеличением напряжения до 1.8 кбар ее интенсивность возрастает почти в 10 раз. Отметим, что в спектрах ФЛ образцов GaAs, выращенных на подложках (211) Si, в отличие от спектров ФЛ образцов, выращенных на подложках (100) Si, наблюдались две полосы с $h\nu_{max}=1.418$ и 1.437 эВ, обусловленные излучательной рекомбинацией через собственные структурные дефекты.

На рис. 4 представлены спектры ФЛ образцов с имплантированной и неимплантированной подложками, имеющими ориентацию (111), без дополнительного отжига. Из рис. 4 видно, что имплантация Si-подложки приводит к значительным изменениям ФЛ GaAs: возросла интенсивность линии с $h\nu_{max}=1.551$ эВ, вместо сложной полосы в области 1.44-1.49 эВ наблюдалась одиночная с $h\nu_{max}=1.48$ эВ, а максимум дефектной полосы 1.372 эВ сместился в коротковолновую область на ~ 15 мэВ.

Отжиг Si-подложки перед осаждением GaAs приводит к увеличению интегральной интенсивности люминесценции, появлению излучения $D-A$ -пар (рис. 4), т. е. наблюдалось заметное улучшение качества МЛЭ пленок GaAs.

Как отмечалось выше, сдвиг линий ФЛ и КРС пленок GaAs, выращенных на Si-подложках (рис. 1), относительно их положения в монокристаллах GaAs объясняется наличием напряжений в пленке GaAs, обусловленных 4%-м расогласованием параметров кристаллических решеток GaAs и Si [12]. Метод определения величины механического напряжения основывался на том, что при упругой деформации ширина запрещенной зоны полупроводника E_g изменяется в соответствии с выражением $E_{g1} - E_{g0} = P(dE_g/dP)$, где E_{g1} , E_{g0} — ширина запрещенной зоны деформированного и недеформированного полупроводников соответственно; dE_g/dP — коэффициент давления, характери-

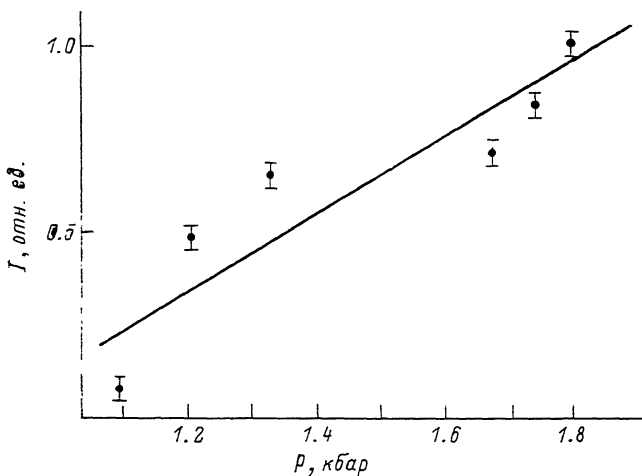


Рис. 3. Зависимость интенсивности ФЛ линии 1.42 эВ от величины механических напряжений P , действующих в пленках GaAs.

зующий изменение E_g с давлением P . Величина E_{g1} определялась из спектров ФЛ по положению максимума полосы излучения $h\nu_{\max}$, за которую ответственна примесь С.

Расчет производился по формуле [13]

$$P = (dE_g/dP)^{-1}(E_{g0} - h\nu_{\max} - E_A).$$

Полагали, что $dE_g/dP = 12 \cdot 10^{-6}$ эВ·см²/кГс [14], $E_{g0} = 1.52$ эВ [11], $h\nu_{\max} = E_{g1} - E_A$, где E_A — энергия ионизации акцептора. Согласно литературным данным, энергетические положения максимумов полос излучения, за которые ответственны примеси Ge, Si и С в ненапряженной решетке GaAs, имеют следующие значения: Ge — 1.479 [15], Si — 1.485 [16], С — 1.493 эВ [17]. Для разных образцов, выращенных на Si ориентации (100), значения упругих напряжений менялись от 0.8 до 1.6 кбар. Для образцов, выращенных на Si ориентацией (211), — от 1.8 до 2.6 кбар. Оценка напряжений на основе результатов исследований спектров КРС GaAs на Si проводилась, как и в [18], и подтверждает данные по ФЛ. Большая величина сдвига линий ФЛ и КРС для образцов GaAs с ориентацией Si-подложки (211) по сравнению с ориентацией (100) показывает, что плоскости (211) GaAs и Si имеют большее несоответствие межатомных расстояний, чем в случае плоскостей (100). Дополнительным проявлением расогласования параметров решеток пленки и подложки, а следовательно, и наличия упругих напряжений в пленке можно считать появление полосы $ch\nu_{\max} = 1.42$ эВ, обусловленной излучательной рекомбинацией через собственные структурные дефекты.

Сравнение спектров ФЛ образцов с различной толщиной пленок GaAs (рис. 2) показывает, что относительная интенсивность линии 1.42 эВ или уменьшение интегральной интенсивности всего спектра ФЛ больше для более

тонких пленок GaAs. Это, вероятно, вызвано более высокой концентрацией дефектов в таких пленках. На основании этого можно заключить, что в пленках GaAs распределение концентрации дефектов по толщине неоднородно. У границы GaAs/Si концентрация их максимальна, а у поверхности пленки минимальна. Основными дефектами на границе GaAs/Si являются дислокации [19], т. е. можно сказать, что изменение интенсивности полосы 1.42 эВ с толщиной пленки отражает изменение содержания дислокаций по глубине пленки. Авторы работы [20], исследуя КРС гетероструктуры GaAs/Si, пришли к аналогичному выводу о распределении дислокационных дефектов. В связи с этим должна

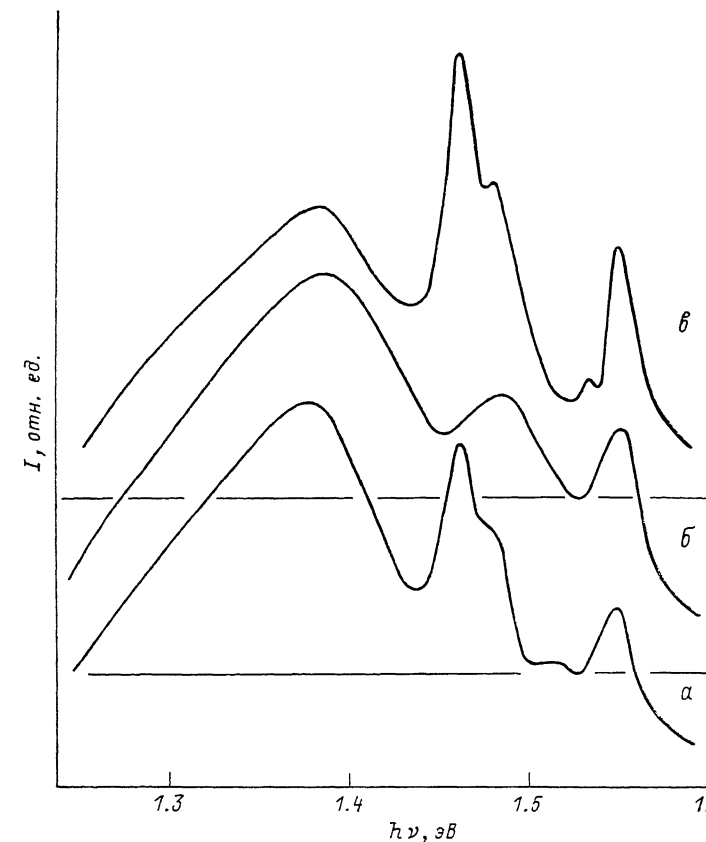


Рис. 4. Спектры ФЛ гетероструктур GaAs/Si, полученных на исходной подложке (111) Si (а), имплантированной ионами C^+ дозами $2.48 \cdot 10^{15}$ (б) и $2.48 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ с последующим отжигом при 850°C (в).

наблюдаться корреляция между концентрацией дислокационных дефектов, ответственных за линию 1.42 эВ, и механическими напряжениями в пленке. Это хорошо видно из данных, приведенных на рис. 3, на котором показана зависимость интенсивности полосы 1.42 эВ от величины механического напряжения P для образцов с ориентацией Si-подложки (100). Эта полоса появляется при механических напряжениях ~ 1.1 кбар. С увеличением напряжения до 1.8 кбар ее интенсивность вырастает почти в 10 раз. Отметим, что в спектрах ФЛ образцов GaAs, выращенных на подложках ориентации (211), вместо интенсивной одиночной полосы с $h\nu_{\text{max}} = 1.42$ эВ наблюдались две слабые полосы с $h\nu_{\text{max}} = 1.418$ и 1.437 эВ, обусловленные излучательной рекомбинацией через собственные структурные дефекты. Причем эти полосы появляются в спектрах ФЛ только для образцов с максимальной величиной механических напряжений (~ 2.6 кбар). Такое значительное отличие интенсивности обсуждаемой линии при одинаковых механических напряжениях в пленках для образцов с различной ориентацией объясняется следующим. Так как ретикулярная плотность атомов кристаллической решетки для плоскости (100) больше та-

ковой, чем для плоскости (211), то количество дислокаций, возникающих в процессе роста из-за несоответствия решеток GaAs и Si на единицу площади, у плоскости (100) больше, поэтому и линия, обусловленная дислокациями такого типа, у таких образцов более интенсивна.

Полученное количественное различие значений механических напряжений, определенных методом КРС и ФЛ, обусловлено различными термическими коэффициентами расширения GaAs и Si [21, 22] (для Si $\alpha = 3.34 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для GaAs $\alpha = 5.93 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), т. е. в процессе охлаждения гетероструктуры параметр решетки GaAs уменьшается сильнее, чем для Si. Это может привести к уменьшению напряжения сжатия на границе пленка—подложка, либо даже к тому, что пленка окажется в растянутом состоянии. Так как спектры КРС измерялись при комнатной температуре, а ФЛ при 4.2 К, то это приводит к отличию величины механических напряжений, определенных методом КРС и ФЛ.

С целью уменьшения рассогласования решеток GaAs и Si была проведена имплантация Si-подложки. Так как постоянная решетка GaAs больше постоянной решетки кремния, мы предполагали, что имплантация подложки ионами C^+ приведет к увеличению межатомного расстояния в Si и в дальнейшем к уменьшению механических напряжений в МЛЭ пленке. Действительно, исследования спектров ФЛ (рис. 4) подтверждают такое предположение. Однако качество МЛЭ пленки после имплантации существенно не улучшилось, а даже ухудшилось. Вероятно, это вызвано нарушением структуры подложки в процессе имплантации и тем, что атомы углерода после имплантации распределены в кремниевой подложке неоднородно. В связи с этим нами был дополнительно проведен отжиг имплантированных подложек, что привело к значительному улучшению качества GaAs. Оптимальная доза имплантации, полученная на основе наших исследований, составила $\Phi = 2.48 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, а температура отжига 850 °С.

Выводы. С помощью методов ФЛ и КРС были исследованы МЛЭ пленки GaAs, выращенные на Si-подложках с ориентациями (100), (111), (211). Результаты исследований показали, что механические напряжения и дислокации возникают в МЛЭ пленках в процессе роста и являются следствием сильного рассогласования параметров кристаллических решеток GaAs и Si, поэтому величина механических напряжений коррелирует с концентрацией дислокаций в пленке. Зависимость между величиной механических напряжений и концентрацией дислокаций различна для структур, имеющих различную ориентацию подложки, что обусловлено различной ретикулярной плотностью плоскостей. На величину и знак механических напряжений существенно влияет разница температуры роста пленки и температуры измерений.

Распределение концентрации дислокаций в пленке неоднородно по толщине. На границе раздела GaAs/Si концентрация максимальна и ее значение убывает в направлении к поверхности. Имплантация с последующим отжигом Si-подложки приводит к уменьшению механических напряжений, возникающих в пленке GaAs.

Список литературы

- [1] Freundlich A., Grenet J. C., Neu G., Leycuras A., Verie C., Gibart P. // J. Cryst. Growth. 1988. V. 93. N 1-4. P. 487—493.
- [2] Kaliski R. W., Ito C. R., McIntyre D. G., Feng M., Kim H. B., Bean R., Zanio K., Hsieh K. S. // J. Appl. Phys. 1988. V. 64. N 3. P. 1196—1200.
- [3] Yamaguchi M., Nishioka T., Sugo M. // Appl. Phys. Lett. 1989. V. 54. N 1. P. 24—26.
- [4] Пека Г. П., Коваленко В. Ф., Куценко В. Н. Люминесцентные методы контроля параметров полупроводниковых материалов и приборов. Киев, 1986. 152 с.
- [5] Freundlich A., Grenet J. C., Neu G., Leycuras A., Verie C. // Appl. Phys. Lett. 1988. V. 52. N 23. P. 1976—1978.
- [6] Ченг Л., Плог К. Молекулярно-лучевая эпитаксия в гетероструктуры. М., 1989. 582 с.
- [7] Chand N., Allam J., Gibson J. M., Capasso F., Beltram F., Macrander A. T., Hutchinson A. L., Hopkins L. C., Bethea C. G., Levine B. F., Cho Y. // J. Vac. Sci. Techn. 1987. V. 35. N 3. P. 822—826.
- [8] Bottka N., Gaskill D. K., Griffith R. J. M., Bradley R. R., Joyce T. B., Ito C. R., McIntyre D. // J. Cryst. Growth. 1988. V. 93. N 1-4. P. 481—486.
- [9] Chen Y., Freundlich A., Kamada H., Neu G. // Appl. Phys. Lett. 1989. V. 54. N 1. P. 45—47.

- [10] Zemon S., Jagannath C., Shastry S. K., Miniscalco W. J., Lambert G. // *Appl. Phys. Lett.* 1988. V. 53. N 39. P. 213—215.
- [11] Гавриленко В. П., Грехов А. М., Корбутяк Д. В., Литовченко В. Г. Оптические свойства полупроводников. Киев, 1987. 608 с.
- [12] Stolz W., Guimaraes F. E. G., Ploog K. // *J. Appl. Phys.* 1988. V. 63. N 2. P. 492—499.
- [13] Коваленко В. Ф. // *Зав. лаб.* 1979. № 10. С. 912—914.
- [14] Панков Ж. Оптические процессы в полупроводниках. М., 1973. 560 с.
- [15] Берг А., Дин П. Светодiodы. М., 1979. 686 с.
- [16] Heiblum M., Wang W. I., Osterling L. E., Deline V. // *J. Appl. Phys.* 1983. V. 54. N 11. P. 6751—6753.
- [17] Kunzel H., Ploog K. // *Appl. Phys. Lett.* 1980. V. 37. N 4. P. 416—418.
- [18] Wickboldt P., Anastassakis E., Sauer P., Cardona M. // *Phys. Rev. B.* 1987. V. 35. N 3. P. 1362—1368.
- [19] Yihe Huang, Peter Y. Yu. // *Appl. Phys. Lett.* 1987. V. 51. N 3. P. 192—194.
- [20] Er-wang Mao, Wen-gin Zrao, Hong-rui Zhang, Ai-zhen Li, Jian-min Chen, Guo-ping Fang // *Phys. St. Sol. (a)*. 1988. V. 110. N 2. P. 515—520.
- [21] Price G. L. // *Metals Forum*. 1984. V. 7. N 3. P. 171—186.
- [22] Leroy B. // *Philosophical Magazine B.* 1987. V. 55. N 2. P. 159—199.

Институт полупроводников АН УССР
Киев

Получена 24.11.1990
Принята к печати 5.12.1990