Оптические свойства аморфных пленок Si_{1-x}Ge_x

А.В.Ершов^{*}, А.И.Машин, А.Ф.Хохлов, Д.Е.Касьянов, А.В.Нежданов, Н.И.Машин, И.А.Карабанова

Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского проспект Гагарина 23, Нижний Новгород 603950, Россия

Представлены спектральные характеристики показателя преломления и коэффициента экстинкции в диапазоне 0,6 – 2,0 эВ пленок аморфного Si_{1-x}Ge_x с составом 0 ≤ x ≤ 0,15, полученных совместным испарением. Рассматривается изменение оптических свойств пленок *a*-Si при вариации температуры подложки, скорости напыления и температуры отжига на воздухе. Обнаружено, что при введении германия в *a*-Si с концентрациями до 7 ат. % показатели преломления и поглощения уменьшаются. Качественно подобное поведение оптических свойств *a*-Si имеет место при уменьшении температуры подложки, скорости напыления и отжига на воздухе. Полученные результаты обсуждаются на основе изменений энергетической зоны Пенна в зависимости от условий получения и обработки пленок *a*-Si_{1-x}Ge_x для 0 ≤ x ≤ 0,15. Обсуждается перспективность использования исследуемых пленок в качестве высокопреломляющего материала для надежных интерференционных зеркал мощных полупроводниковых лазеров.

1. Введение

Надежность мощных (~ 1 Вт) полупроводниковых лазеров определяется, в частности, и многослойным интерференционным зеркалом, формируемым на торце структуры. В связи с этим к материалам, используемым в таких оптических покрытиях, предъявляются требования, обеспечивающие высокую стойкость к излучению вплоть до ~ 1 MBT/см². Использование аморфного кремния в качестве высокопреломляющего слоя в интерференционных зеркалах структур на основе твердых полупроводниковых растворов типа $A^{III}B^{V}$ [1] имеет важные преимущества по сравнению с чисто диэлектрическими зеркалами.

Во-первых, — это сравнительно малая толщина покрытия в целом, обусловленная высокой величиной отражения на границе раздела аморфный кремний — диэлектрик, обладающих большой разницей показателей преломления. Толщина оптического зеркального покрытия бывает критическим параметром в структурах, у которых выходной луч обладает большой апертурой.

Во-вторых, обычно длина волны излучения полупроводникового лазера на основе $A^{III}B^V$ находится в области $\cong 1$ мкм – близкой к области прозрачности *a*-Si, т.е. с приемлемо низким коэффициентом поглощения. Учитывая, что оптические свойства аморфного кремния сильно зависят от условия получения [2], тщательный подбор условий получения может позволить оптимально уменьшить поглощение *a*-Si и повысить надежность лазерной структуры в целом.

^{*} Тел.: +7-8312-656475; Fax: +7-8312-657921; E-mail: ershov@phys.unn.runnet.ru

В работах [3,4] сообщалось об успешном функционировании мощных лазерных структур InGaAs/GaAs/InGaP, излучающих на длине волны 980 нм, в которых использовались зеркала на основе *a*-Si.

Известно (см., например, [2]), что фундаментальными факторами, влияющими на свойства *a*-Si, являются: концентрация дефектов типа оборванной связи и наличие примесей. Изовалентное легирование аморфного кремния германием с концентрациями до ~ 10 ат.% [5,6] позволяет стабилизировать свойства *a*-Si и уменьшить оптические постоянные материала, в частности показатель поглощения, в ближней ИК-области. Кроме того, исследования фундаментальных свойств аморфных пленок Si_{1-x}Ge_x имеют в настоящее время особую актуальность, с точки зрения формирования на их основе многослойных нанопериодических структур – аморфных аналогов композиционных сверхрешеток и перспективой создания активных пленочных приборов квантовой электроники [7].

В данной работе мы рассматриваем влияние условий получения на оптические свойства *a*-Si и их изменение при введении изовалентного германия до 15 ат.%. Представлены результаты дисперсии показателей преломления и поглощения пленок *a*-Si_{1-x}Ge_x ($0 \le x \le 0.15$) в области длин волн 0.75 - 2 мкм.

2. Методика экспериментальных исследований

Тонкие (~1 мкм) пленки аморфных сплавов кремний–германий получали при совместном испарении Si и Ge из двух независимых источников в серийной вакуумной установке BУ-1A, предназначенной для формирования многослойных оптических покрытий. Испарение кремния осуществлялось электронным лучом испарителя УЭЛИ-1. Испарение германия проводилось резистивно из вольфрамовой лодочки. Получение пленок a-Si_{1-x}Ge_x разного состава осуществлялось при изменении скорости испарения Ge, тогда как скорость испарения кремния поддерживалась постоянной. Скорость испарения германия фиксировалась с помощью системы контроля по типу кварцевого резонатора. Подколпачное устройство было усовершенствовано таким образом, чтобы исключить попадание на кварцевый резонатор потока испаряемого кремния.

В процессе напыления контроль толщины пленки a-Si_{1-x}Ge_x осуществлялся с помощью системы фотометрического контроля СФКТ-751В. В качестве подложек использовались поликор и плавленый кварц. Были получены образцы a-Si_{1-x}Ge_x с концентрацией германия в пределах 0 ÷ 15 ат. %.

Были получены серии пленок *a*-Si при различных условиях. Варьировались температура подложки от 20 до 200 °C и скорость нанесения пленки от 0,3 до 0,53 нм/с.

Полученные пленки отжигались на воздухе и в вакууме не хуже 1,3·10⁻⁴ Па при температурах от 100 до 250°C в течение 1 ч. Контроль структуры отожженных слоев осуществляли электронографическим методом на отражение.

С помощью рентгеновского спектрального флуоресцентного анализа определялся состав и толщина пленок *a*-Si_{1-x}Ge_x, сформированных на поликоровых подложках. Анализ проводили на рентгенофлуоресцентном спектрометре VRA-20R

фирмы "Carl Zeiss Jena". Особенности методики РСФА применительно к пленкам *a*-Si_{1-x}Ge_x подробно рассмотрены в работе [8].

Измерения показателей преломления и поглощения пленок мы проводили спектрофотометрическим методом. Здесь были использованы пленки, напыленные на плавленый кварц, имеющий показатель преломления 1,46 - 1,44 в области спектра 0,8 - 2,4 мкм. Оптическая толщина напыленных пленок a-Si_{1-x}Ge_x была 2 - 2,5 мкм, что обеспечивало получение необходимой точности n и k и экспериментальное определение их дисперсии. Спектры пропускания образцов измерялись на двухлучевом спектрофотометре СФ-8 и однолучевом СФ-20. Полученные результаты использовались для расчета n и k, который проводился с помощью ПЭВМ по формуле экстремального пропускания:

$$T_{_{\mathcal{HC}}} = \frac{16n_2^2n}{(n_2+1)^3(n+n_2)e^r - (n_2-1)^3(n^2-n_2)e^{-r} + (-1)^m 2(n_2^2-1)(n^2-n_2^2)}$$

где n_2 - показатель преломления подложки; n - показатель преломления пленки; $r = (4\pi'\lambda)kd$,

d - толщина слоя; k - коэффициент экстинкции (показатель поглощения) слоя; λ - ллина волны.

л - длина волны

В расчетах предполагалось, что *k* << 1, и величинами порядка *k*² пренебрегали.

Этот метод позволяет определять оптические параметры тонких слабо поглощающих слоев с точностью 1-2 % и 1 % для n и k, соответственно.

Оптические постоянные отдельных образцов контролировались по методике спектральной сканирующей угловой рефлектометрии, результаты которой показали хорошее согласование с данными указанного спектрофотометрического метода.

3. Результаты и обсуждение

Сначала рассмотрим свойства пленок с "нулевым" содержанием германия, т.е. чистого аморфного кремния в зависимости от условий получения.

На рис. 1 показаны типичные спектральные зависимости показателя преломления n и коэффициента экстинкции k пленок a-Si, полученных методом электроннолучевого испарения в вакууме. Как и в большинстве литературных данных [9], в нашем случае (кривая l) значения и дисперсия показателя преломления пленок a-Si выше, чем у кристаллического кремния (c-Si) и у гидрогенизированного аморфного кремния (a-Si:H) в исследуемом интервале частот. Данный факт можно объяснить, учитывая, что в аморфном кремнии помимо нарушения дальнего порядка имеется высокая концентрация дефектов матрицы: оборванные связи, поры, посторонние примеси и др. Рассмотрим влияние пор на оптические свойства пленок a-Si, полученных при различных температурах подложки (T_s), скорости напыления (V_s) и подвергнутых отжигу на воздухе.

В зависимости от размера пор можно рассматривать два случая.

1. Если поры достаточно велики по сравнению с межатомным расстоянием и немного превышают или сравнимы с длиной волны света, то электромагнитная световая волна испытывает многократное рассеяние, и оптические свойства мате-

риала описываются в рамках теории эффективной среды. Согласно [10] в случае, когда в материале имеются только поры, справедливо равенство:

$$(1-x_{\nu})\cdot(\hat{\varepsilon}_{m}(\omega)-\hat{\varepsilon}(\omega))/(\hat{\varepsilon}_{m}(\omega)+2\hat{\varepsilon}(\omega))+x_{\nu}\cdot(\hat{\varepsilon}_{\nu}(\omega)-\hat{\varepsilon}(\omega))/(\hat{\varepsilon}(\omega)+2\hat{\varepsilon}(\omega))=0, (1)$$

где x_v - относительный объем пор; $\hat{\varepsilon}_m(\omega)$ и $\hat{\varepsilon}_v(\omega)$ - комплексные диэлектрические проницаемости среды и поры; $\hat{\varepsilon}(\omega)$ - эффективная комплексная диэлектрическая проницаемость системы.

2. В случае, когда поры очень малы (менее 1 нм), их можно рассматривать как доступные элементы некой однородной сетки. Тогда общий эффект влияния пор состоит в уменьшении средней силы межатомной связи и плазменной частоты вещества, и оптические свойства могут быть вычислены в рамках модели Пенна. Согласно работе [11] статический показатель преломления n_0 связан с плазменной частотой ω_p и энергетической зоной Пенна $\hbar \omega_p$:

$$n_0^2 = 1 + 2/3(\omega_p^2 / \omega_g^2) .$$
⁽²⁾

При этом величина $\hbar \omega_g$ с хорошим приближением совпадает с максимумом спектра $k(\omega)$, а

$$\omega_p^2 = (4\pi e^2 / m) \cdot (\rho L_A / A) \cdot n_V, \qquad (3)$$

где е и *m* - заряд и масса электрона; ρ - плотность материала; *A* - молекулярная масса; L_A - число Авогадро. Величина n_V есть число валентных электронов на атом, для *c*-Si n_V =4.

Величину $\hbar \omega_p$ называют энергией плазмона, представляющего собой коллективное возбуждение электронного газа, локализованное, главным образом, в плотных областях случайной сетки и лишь мало проникающее в поры, в свою очередь, создающие дефицит плотности в *a*-Si. Таким образом, энергия плазмона может служить мерой микроскопической плотности аморфного полупроводника.

Согласно данным [12] для пленок *a*-Si характерны поры диаметром $\approx 0,5$ нм, и в этом случае пору можно рассматривать как кластер атомов, удаленных из полностью координированной структуры, а (2) может быть записана [13]:

$$n = 1 + 2/3 \cdot (\omega_p^2 / \omega_g^2) \cdot (\rho / \rho^0)^{1 - 4f}$$
(4)

где $f = d\ln C/d\ln \rho - доля связей кластера на поверхности поры; С – среднее координационное число; индекс "нуль" обозначает параметр полностью координированного вещества. Величина$ *f*меняется от 0 до 1 в зависимости от размера поры, и в случае малых пор (менее 2–3 координационных сфер) <math>f > 0,25, а *n* такой среды будет больше, чем у полностью координированного вещества.

С обоими рассмотренными случаями по размерам пор в пленках аморфного кремния необходимо считаться на практике.

Труды 1-го совещания по проекту НАТО SfP-973799 Semiconductors. Нижний Новгород, 2001



Рис. 1. Спектральные зависимости показателя преломления n (1, 2) и коэффициента экстинкции k (1', 2') пленок a-Si, полученных электроннолучевым испарением при температурах подложки $T_s = 250$ (1, 1') и 20°C (2, 2').

Действительно, многочисленные экспериментальные данные структурных исследований [2, 11] свидетельствуют о значительном дефиците плотности аморфных пленок по сравнению с кристаллом. В зависимости от условий получения дефицит плотности *a*-Si может составлять от 2 до ~ 10 % [2], а в *a*-Si:H – до 75 % [11] от плотности кристаллического материала, создаваемый структурными неоднородностями, главным образом порами. Для пленок *a*-Si характерно наличие пор, представляемых в виде сфер диаметром от 0,5 до ~ 10 нм. Пленки *a*-Si:H в зависимости от условий приготовления и обработки, кроме указанных, имеют флуктуационные области пониженной и повышенной плотности в виде "колонн" диаметром \geq 10 нм, насквозь пронизывающие пленку по нормали к ее поверхности [11].

Очевидно, указанные структурные неоднородности, сильно чувствительные к условиям получения аморфных пленок, являются причиной имеющегося расхождения в оптических свойствах и определяют необходимость тщательного контроля технологических параметров при формировании пленки *a*-Si.

Основываясь на представленных рассуждениях, обратимся к экспериментальным данным. В нашем случае пленки *a*-Si, полученные электроннолучевым испарением при $T_s = 250^{\circ}$ C (рис. 1) имеют поры, размеры которых сравнимы с диаметрами первой или второй координационных сфер. Соответственно случаю 2 эти пленки характеризуются высоким показателем преломления.

Вариация условий получения пленок *a*-Si, а именно - уменьшение T_s от 250 до 20°С и V_s примерно в два раза (рис. 1, 2), приводит к качественно одинаковому изменению *n* пленок - к снижению его величины вблизи края поглощения. В этом случае уменьшается и дисперсия показателя преломления. В результате отличие в поведении кривых 1 и 2 обоих рисунков очень существенно в коротковолновой области. Так, если для энергии фотона ~ 1,9 эВ разница показателей преломления

около единицы (рис. 1), то при $\hbar\omega \sim 1,0$ эВ разница составляет $\sim 0,4$. При $\hbar\omega < 0,8$ эВ величина показателя преломления практически не зависит от указанных условий напыления.

Если обратиться к частотным зависимостям коэффициента экстинкции (кривые I', 2' рис. 1 и 2), то видно, что вариации T_s и V_s по-разному влияют на поведение $k(\omega)$. Так, уменьшение температуры подложки (рис. 1) ведет к смещению края поглощения в длинноволновую область, а уменьшение V_s (рис. 2) вызывает смещение края поглощения аморфного кремния в область высоких энергий. Этот факт позволяет нам считать, что механизм уменьшения показателя преломления при снижении T_s и V_s различен.



Рис. 2. Влияние скорости напыления на спектральные зависимости показателя преломления n (1, 2) и коэффициента экстинкции k (1', 2') пленок a-Si. Скорость напыления пленки V_s , нм/с: 1, 1' - 0,53; 2, 2' - 0,30.

Снижение T_s ведет, по-видимому, к росту размеров пор в *a*-Si, что, в свою очередь, приводит к снижению *n*, приближая его к значениям *c*-Si, а при очень больших порах (~10 нм) - к значениям показателя преломления меньшим, чем у кристаллического. Поскольку при этом происходит уменьшение ширины зоны Пенна, максимум зависимости $k(\omega)$ и, следовательно, край поглощения смещается в длинноволновую область. Это мы наблюдаем на приведенных экспериментальных зависимостях (рис. 1). Уменьшение $\hbar \omega_g$ в этом случае объясняется уменьшением среднего координационного числа.

Уменьшение скорости напыления должно приводить к уменьшению пористости пленки [2], и тогда, согласно выражению (4), должен наблюдаться рост показателя преломления. С другой стороны, при низких скоростях напыления в пленку попадает большее количество посторонних примесей, таких как кислород, водород, углерод и т.д. [2]. Если согласиться с [11], полагая, что в исходном *a*-Si размер пор около 0,5 нм, трудно представить дальнейшее уменьшение их размера при снижении скорости напыления. Тогда влияние снижения скорости напыления на оптические характеристики *a*-Si через уменьшение размера пор является маловероятным.

Для выявления влияния посторонних примесей мы посчитали целесообразным рассмотреть совместно влияние скорости напыления и последующего отжига *a*-Si на воздухе, поскольку в последнем случае следует ожидать проникновения посторонних примесей в пленку из атмосферы. Согласно экспериментальным данным отжиг *a*-Si на воздухе, так же как и уменьшение скорости напыления (рис. 2 и 3), ведет к снижению показателя преломления и к смещению края поглощения в высокоэнергетическую область.



На рис. 4 приведены дисперсии *n* и *k* пленок *a*-Si_{1-x}Ge_x, полученных совместным испарением. Видно, что поведение оптических постоянных качественно одинаково с ростом энергии излучения и, также как в случае *a*-Si, характеризуется нормальной дисперсией. Однако с ростом концентрации германия обе величины ведут себя немонотонно. Для *a*-Si_{1-x}Ge_x с $n_{Ge} = 7,2$ ат.% величина показателей *n* и *k* минимальна в широком диапазоне $\hbar\omega$ и край поглощения смещается в высокоэнергетическую область. При дальнейшем увеличении х в *a*-Si_{1-x}Ge_x как *n*, так и *k* увеличиваются, а край поглощения смещается в "красную" область. Немонотонное поведение оптических постоянных хорошо видно на рис. 5 (кривая *1*) для фиксированной $\lambda = 1,5$ мкм. Подобное поведение оптических свойств наблюдалось нами и ранее [5,6] для аморфных пленок кремний-германий с концентрациями германия, не превышающими 3 ат.%, полученных ионно-плазменным распылением и ионной имплантацией.





Рис. 4. Дисперсия оптических постоянных пленок *a*-Si_{1-x}Ge_x для разных концентраций германия, ат. %: *1* – 0; *2* – 2,2; *3* – 7,2; *4* – 15,0. а) показатель преломления *n*; б) коэффициент экстинкции *k*.

Так же, как и ранее [5,6], мы считаем, что введение малых концентраций германия в *a*-Si приводит к релаксации случайной сетки, насыщению оборванных связей и уменьшению плотности локализованных состояний в щели подвижности полупроводника. Случайная сетка уплотняется за счет небольшой (~ 5 %) разницы в ковалентных радиусах кремния и германия. Очевидно, это сопровождается уменьшением числа и размеров пор. Тогда качественно аналогично рассмотренному случаю пленок *a*-Si, полученных при высоких T_s (рис. 1, кривая *I*), щель Пенна увеличивается и величины *n* и *k* уменьшаются. Следует отметить, что, как и ранее [5,6], наблюдаемые немонотонности оптических свойств пленок *a*-Si_{1-x}Ge_x, полученных соиспарением, хорошо согласуются с данными электрофизических экспериментов, подтверждающих уменьшение плотности состояний за счет релаксации случайной сетки.

Поскольку отжиг в вакууме активизирует аннигиляцию дефектов типа оборванной связи и еще более уплотняет пленку, то в этом случае оптические постоянные a-Si_{1-x}Ge_x (для малых x) уменьшаются еще сильнее. Это мы можем увидеть на рис. 5. Показатель преломления в этом случае уменьшается и при $n_{Ge} = 2,2$ ат.% nравен 3,15 ($\lambda = 1.5$ мкм). Изменения показателя поглощения при отжиге оказались более существенными и в области $2,2 \le n_{Ge} \le 6$ ат.% k достигает предела обнаружения (4·10⁻⁴) для наших пленок. Таким образом, и по оптическим параметрам видно, что после отжига изовалентная примесь германия проявляет себя более эффективно, уменьшая плотность состояний в оптической щели полупроводника. Этот результат также хорошо согласуется с представленными выше рассуждениями.







а) показатель преломления n; б) коэффициент экстинкции k.

При концентрации германия больше критической, в нашем случае > 7,2 ат.%, композиционный беспорядок увеличивается и щель Пенна уменьшается, что сопровождается увеличением оптических постоянных.

Результаты по дисперсии оптических постоянных свидетельствуют о перспективности полученных соиспарением пленок a-Si_{1-x}Ge_x с 0 < x < 0,07 для создания надежных интерференционных зеркал мощных полупроводниковых лазеров на основе $A^{III}B^V$ с длиной волны излучения близкой к микронной. Это хорошо видно из рис. 6.





а) показатель преломления n; б) коэффициент экстинкции k.

С другой стороны, как следует из рис. 5, этот материал может успешно использоваться для случая интенсивного излучения, на длине волны близкой к 1,5 мкм,

структур на основе кремния, легированных эрбием. Из рис. 5, 6 видно, что коэффициент экстинкции пленок a-Si_{1-x}Ge_x с критической концентрацией германия на данных λ пренебрежимо мал, а показатель преломления еще остается достаточно высоким (около 3).

4. Заключение

Учитывая вышесказанное, мы считаем, что характер изменения оптических свойств *a*-Si_{1-x}Ge_x в диапазоне концентраций германия от 0 до 15 % при вариации условий получения и термообработке хорошо описывается в рамках модели Пенна. При этом величина зоны Пенна определяется как наличием и характером поведения посторонних примесей в пленке, так и структурой ближнего порядка аморфного кремния. Так, диффузия кислорода в объем материала приводит к насыщению оборванных связей и образованию Si–O-связи вместо Si–Si. Поскольку связь Si–O энергетически более сильная, чем Si–Si, то происходит увеличение зоны Пенна и смещение максимума $k(\omega)$ в коротковолновую область. С другой стороны, "залечивание" сетки, т. е. снижение числа оборванных связей, ведет к увеличению координационного числа, а релаксация уже полностью связанной сетки (уменьшение разброса величин длин связей, валентных и диэдрических углов) за счет введения малых концентраций изовалентного германия увеличивает щель Пенна.

Пленки *a*-Si_{1-x}Ge_x с 0 < x < 0,07, полученные соиспарением и отожженные в вакууме при 200 °С, имеют высокий показатель преломления (3,15–3.25) и очень низкий коэффициент экстинкции (до 0,005) на длинах волн 1 – 1,5 мкм, что делает их перспективными для создания надежных интерференционных зеркал полупроводниковых лазерных структур.

Работа выполнена в рамках Проекта SfP–973799 Semiconductors программы НАТО "Наука для Мира", а также при частичной поддержке программы "Фундаментальные исследования и высшее образование в России" (BRHE) № проекта Rec 001 и гранта Минвуза РФ по фундаментальным исследованиям в области технических наук T00-2.2-2272.

Литература

- [1] Hamada K., Wada M., Shimizu H., Kume M., Susa F., Shibutani T., Yoshikawa N., Iton K., Kano G., Teramoto I. "A 0.2 W CW Laser with Buried Twin-Ridge Substrate Structure" // IEEE Journal of Quantum Electronics. 1985. Vol. QE-21, № 6. P.623–628.
- [2] Мотт Н., Дэвис Э. Электронные процессы в некристаллических веществах. М: Мир, 1982, в 2-х т., 658 с.
- [3] Zvonkov N.B., Zvonkov B.N., Ershov A.V., Uskova E.A., Maksimov G.A. "Semiconductor lasers emitting at the 0.98 µm wavelength with radiation coupling-out through the substrate" // Quantum Electronics. 1998. Vol. 28, № 7. P.605–607.
- [4] Zvonkov N.B., Akhlestina S.A., Ershov A.V., Zvonkov B.N., Maksimov G.A., Uskova E.A. "Semiconductor lasers with broad tunnel-coupled waveguides, emitting at a wavelength of 980 nm" // Quantum Electronics. 1999. Vol. 29, № 3. P.217–218.

- [5] Хохлов А.Ф., Машин А.И., Ершов А.В., Мордвинова Ю.А., Машин Н.И. "Электрические и оптические свойства полупроводника *a*-Si_{1-x}Ge_x" // Физика и техника полупроводников. 1986. Т. 20, вып. 7. С.1288–1291.
- [6] Ershov A.V., Ezhevskii A.A., Khokhlov A.F., Khokhlov D.A., Mashin A.I., Mashin N.I. "Germanium implantation into amorphous silicon films" // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. 1995. Vol. 106 B. P.257–261.
- [7] Conde J.P., Chu V., Shen D.S., Wagner S. "Properties of amorphous silicon/amorphous silicon-germanium multilayers" //J. Appl. Phys. 1994. Vol. 75, № 3. P.1638–1955.
- [8] Рудневский Н.К., Машин Н.И., Калинин Ю.С. "Рентгенофлуоресцентный анализ пленок кремний-германий" //Заводская лаборатория. 1985. № 12. С.28–30.
- [9] Brodsky M.N., Title R.S., Weiser K., Pettit G.D. "Structural, optical and electrical properties of amorphous silicon films" //Phys. Rev. B. 1970. Vol. 1, № 6. P.2632–2641.
- [10] Penn D.R. "Wave-Number-Dependent Dielectric Function of Semiconductors" //Phys. Rev. 1962. Vol. 128, № 5. P.2093–2097.
- [11] Физика гидрогенизированного аморфного кремния. Вып. 2: Электронные и колебательные свойства /Под ред. Дж. Джоунопулоса, Дж. Люковски. – М.: Мир, 1988, с. 447 [Пер. с англ.: The Physics of Hydrogenated Amorphous Silicon II. Electronic and Vibrational Properties, ed. by J.D. Joannopoulos and G. Lucovsky (Berlin – Heidelberg – N. Y. – Tokyo, Springer Verlag, 1984)].
- [12] Shevchik N.J., Paul W. "Voids in amorphous semiconductors" //J. Non-Cryst. Solids. 1974. Vol. 16, № 1. P.55–71.
- [13] Philips J.C. "Electronic Structure and Optical Spectra of Amorphous Semiconductors" // Phys. St. Sol. (b). 1971. Vol. 44. P. K1–K4.

Optical properties of amorphous Si_{1-x}Ge_x films ⁺⁾ A.V.Ershov^{*}, A.I.Mashin, A.F.Khokhlov, D.E.Kas'yanov, A.V.Nezhdanov, N.I.Mashin, I.A.Karabanova

Nizhni Novgorod State University, Gagarin Avenue 23, Nizhni Novgorod 603950, Russia

The refractive index and extinction coefficient in 0.6–2.0 eV range spectra of amorphous $Si_{1-x}Ge_x$ films with composition $0 \le x \le 0.15$ prepared by co-evaporation are submitted. The change of optical properties of α -Si films is considered at a variation of substrate temperature, of the deposition rate, and temperature of the annealing in air atmosphere. It is revealed, that at introduction of germanium with concentration up 7 at. % into a-Si refractive index and extinction coefficient decrease. The qualitatively similar behavior of a-Si optical properties has a place at the reduction of substrate temperature, deposition rate, and temperature of the annealing in air atmosphere. The received results are discussed in terms of Penn's gap depending on deposition and treatment conditions of a-Si_{1-x}Ge_x for $0 \le x \le 0.15$. The aspects for using of a-Si_{1-x}Ge_x films as high-refractive materials for reliable interference mirrors of high-power semiconductor laser diodes are discussed.

This work was supported by NATO's Scientific Affairs Division in the framework of the Science for Peace Programme (Project SfP–973799 Semiconductors).

⁺⁾ Proc. NATO Project SfP–973799 Semiconductors 1st Workshop. Nizhni Novgorod, 2001 * Phone: +7-8312-656475; Fax: +7-8312-657921; E-mail: ershov@phys.unn.runnet.ru

