

# Оптическое поглощение ионами $\text{Nd}^{3+}$ и $\text{Gd}^{3+}$ в эпитаксиальных пленках, выращенных на подложках $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$ из свинецсодержащего раствора-расплава

© В.В. Рандошкин, Н.В. Васильева, В.Г. Плотниченко\*, Ю.Н. Пырков\*, С.В. Лаврищев\*,  
М.А. Иванов, А.А. Кирюхин, А.М. Салецкий\*\*, Н.Н. Сысоев\*\*

Институт общей физики Российской академии наук,  
119991 Москва, Россия

\* Научный центр волоконной оптики Института общей физики Российской академии наук,  
119991 Москва, Россия

\*\* Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,  
119992 Москва, Россия

E-mail: antonv@aha.ru

(Поступила в Редакцию 15 июля 2003 г.  
В окончательной редакции 4 ноября 2003 г.)

На подложках  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  с ориентацией (111) методом жидкофазной эпитаксии из переохлажденного раствора-расплава на основе  $\text{PbO-B}_2\text{O}_3$  выращена серия эпитаксиальных пленок составов  $(\text{Gd,Nd})_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  и  $(\text{Gd,Y,Nd})_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  с содержанием неодима от 0.3 до 15 at.%. Измерены спектры поглощения этих пленок в диапазоне длин волн от 0.2 до 1.0  $\mu\text{m}$ . Представлена интерпретация наблюдаемых полос поглощения, позволившая построить схему энергетических уровней ионов  $\text{Nd}^{3+}$  и  $\text{Gd}^{3+}$  в матрице выращенных пленок.

## 1. Введение

Неодимовые лазеры с различными твердотельными матрицами, к числу которых в первую очередь относятся монокристаллы гранатов, в частности, гадолиний-галлиевый гранат  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  (GGG), являются одними из распространенных устройств квантовой электроники [1]. Основной сложностью повышения эффективности работы таких лазеров является невозможность выращивания оптически однородных кристаллов с высокой концентрацией легирующих редкоземельных ионов, в частности, ионов  $\text{Nd}^{3+}$ , коэффициент распределения которых значительно ниже, чем у замещаемых ими ионов матрицы [2]. Это приводит к тому, что концентрация легирующих редкоземельных элементов сильно изменяется вдоль оси растущего монокристалла.

Указанный недостаток часто удается устранить переходом к пленочным монокристаллам, выращиваемым методом жидкофазной эпитаксии из переохлажденного раствора-расплава. В этом случае различие коэффициентов распределения редкоземельных элементов, вводимых в пленку, значительно легче скомпенсировать соответствующим подбором соотношения гранатообразующих компонентов в растворе-расплаве. Поскольку лишь незначительная часть этих компонентов переходит из раствора-расплава в выращенную пленку, концентрация редкоземельных элементов в основном объеме пленки почти не меняется по ее толщине.

Первое упоминание о монокристаллическом тонкопленочном оптическом квантовом генераторе на основе гранатовой пленки состава  $\text{Y}_{1.25}\text{Ho}_{0.1}\text{Er}_{0.55}\text{Tm}_{0.5}\text{Yb}_{0.6}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ , выращенной на подложке  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ , относится к 1972 году [3]. В 1973 г. в

эпитаксиальных пленках  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$  с 2 at.%  $\text{Nd}^{3+}$  удалось получить стимулированное излучение на длине волны 1.06  $\mu\text{m}$  при 300 К [4].

Цель настоящей работы — исследование в диапазоне длин волн 0.2–1.0  $\mu\text{m}$  оптического поглощения в неодимсодержащих монокристаллических пленках гранатов, выращенных на подложках GGG с ориентацией (111) методом жидкофазной эпитаксии из переохлажденного раствора-расплава на основе  $\text{PbO-B}_2\text{O}_3$ .

## 2. Рост пленок

Серия эпитаксиальных монокристаллических пленок галлиевых гранатов с концентрацией неодима  $C(\text{Nd})$  от 0.3 до 15 at.% была выращена методом жидкофазной эпитаксии из переохлажденного раствора-расплава на основе  $\text{PbO-B}_2\text{O}_3$  [5]. При  $C(\text{Nd}) \geq 1.7$  at.% для согласования параметров кристаллических решеток пленки и подложки в состав пленок вводили иттрий. Состав шихты характеризовался следующими мольными отношениями ( $R_1, R_2, R_3$ ):

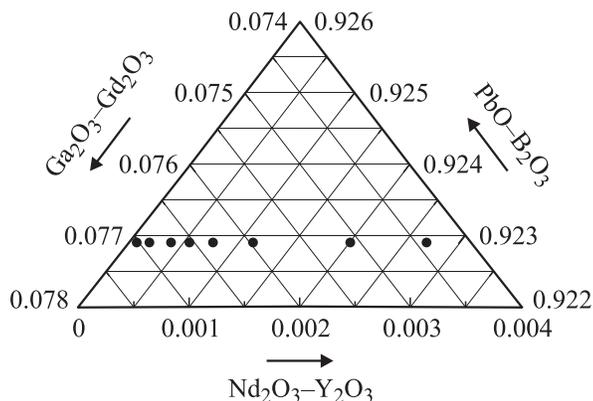
$$R_1 = [\text{Ga}_2\text{O}_3]/(\Sigma[\text{Ln}_2\text{O}_3]) \approx 14.4,$$

$$R_2 = [\text{PbO}]/[\text{B}_2\text{O}_3] \approx 16.0,$$

$$R_3 = (\Sigma[\text{Ln}_2\text{O}_3] + [\text{Ga}_2\text{O}_3]) / (\Sigma[\text{Ln}_2\text{O}_3] + [\text{Ga}_2\text{O}_3] + [\text{PbO}] + [\text{B}_2\text{O}_3]) \approx 0.08,$$

где  $\Sigma[\text{Ln}_2\text{O}_3] = [\text{Gd}_2\text{O}_3] + [\text{Nd}_2\text{O}_3] + [\text{Y}_2\text{O}_3]$ , а квадратные скобки означают содержание оксида в шихте в мольных процентах.

Ростовые эксперименты иллюстрирует рис. 1, где показан фрагмент концентрационного треугольника систе-



**Рис. 1.** Фрагмент концентрационного треугольника псевдотройной системы  $(\text{Nd}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3)\text{-}(\text{Gd}_2\text{O}_3\text{-Ga}_2\text{O}_3)\text{-}(\text{PbO} + \text{V}_2\text{O}_5)$ . По осям отложены мольные доли оксидов в шихте. Темные кружки — составы растворов-расплавов, из которых выращивались эпитаксиальные монокристаллические пленки галлиевых гранатов с концентрацией неодима от 0.3 до 15 at.% (параметры пленок см. в табл. 1).

мы  $(\text{Nd}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3)\text{-}(\text{Gd}_2\text{O}_3\text{-Ga}_2\text{O}_3)\text{-}(\text{PbO} + \text{V}_2\text{O}_5)$ . Для получения заданного состава пленки соотношение редкоземельных оксидов в шихте определялось с учетом известных коэффициентов распределения редкоземельных элементов [2]. Пленки выращивались при переохлаждении, обеспечивающем отсутствие дополнительного поглощения, которое связано с межвалентными парными переходами примесных ионов  $\text{Pb}^{2+}$  и  $\text{Pb}^{4+}$  [6,7]. Выращенные пленки были бесцветными и оптически однородными, кроме пленок с концентрацией  $C(\text{Nd}) \approx 15$  at.%, которые имели желтовато-коричневый цвет и микротрещины.

Раствор-расплав гомогенизировали в платиновом тигле при  $T = 1100^\circ\text{C}$  в течение 4 h. Затем снижали температуру „ступеньками“ до температуры кристаллизации раствора-расплава. На каждой „ступеньке“ (при температуре роста  $T_g = \text{const}$ ) осуществляли рост пленок. С ростом  $C(\text{Nd})$  температура насыщения  $T_s$  раствора-расплава уменьшалась с  $1030$  до  $920^\circ\text{C}$ . Максимальная толщина выращенных эпитаксиальных пленок составляла  $50 \mu\text{m}$ . Толстые пленки толщиной  $h \geq 25 \mu\text{m}$  выращивались после дополнительной гомогенизации раствора-расплава.

При указанном выше соотношении компонентов в шихте одновременно с ростом пленок на поверхности раствора-расплава и платиновой оснастке наблюдалась спонтанная кристаллизация монокристаллов граната в форме тетрагон-триоктаэдров с гранями  $\{211\}$ .

### 3. Эксперимент

Взвешивая подложку до эпитаксиального роста и полученную структуру пленка-подложка-пленка после него, мы рассчитывали суммарную толщину пленок

на обеих сторонах подложки 2 h и скорость роста пленки  $f_g$  (табл. 1). При этом пренебрегали различием количественного состава пленки и подложки.

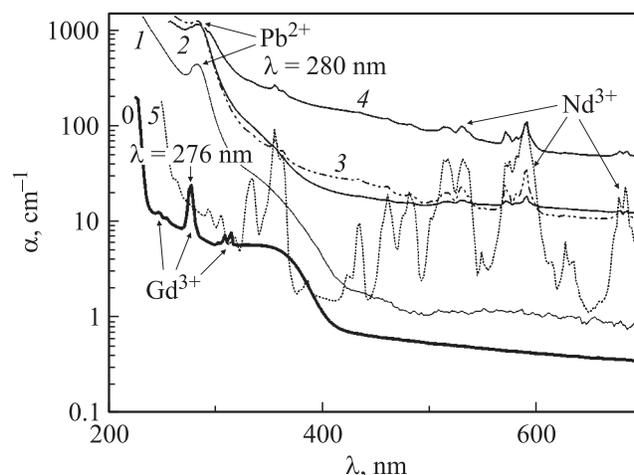
**Таблица 1.** Параметры эпитаксиальных монокристаллических пленок  $(\text{Gd,Y,Nd})_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$

№ образца	$C(\text{Nd})$ , at.%	$T_g$ , °C	2h, $\mu\text{m}$	$f_g$ , $\mu\text{m}/\text{min}$	$\alpha_{806.9}$ , $\text{cm}^{-1}$	$\Delta\lambda$ , nm
1	0.3	999	105.0	0.44	3.8	0.84
2	0.9	979	76.8	1.28	13.7	0.86
3	0.9	976	33.4	0.56	16.7	0.87
4	1.7	950	95.8	0.40	—	—
5	2.3	964	73.8	0.37	30.6	0.92
6	3.3	950	53.8	0.90	47.8	0.92
7	5.0	930	67.9	0.28	76.2	0.92
8	10.0	944	12.0	0.20	125.0	0.96
9	10.0	935	68.7	0.19	123.0	0.96
10	15.0	887	99.8	0.16	176.3	1.01

$T_g$  — температура роста,  $\alpha_{806.9}$  — значение коэффициента поглощения без рассеяния в максимуме линии,  $\Delta\lambda$  — полуширина линии поглощения на длине волны  $806.9 \text{ nm}$ .

Спектры пропускания пленок измерялись при комнатной температуре в диапазоне длин волн  $\lambda = 0.2\text{--}1.0 \mu\text{m}$  с шагом  $2 \text{ nm}$  на спектрофотометре Lambda 900 фирмы Perkin-Elmer.

Спектры поглощения пленок рассчитывались из спектров пропускания следующим образом: сначала спектр пропускания подложки, измеренный до выращивания, делили на спектр пропускания подложки с выращенными на ней пленками, а затем натуральный логарифм этого отношения делили на суммарную толщину пленок, выросших с обеих сторон подложки.



**Рис. 2.** Спектры поглощения  $\alpha(\lambda)$  подложки GGG (0), эпитаксиальной пленки GGG без неодима (1), образцов эпитаксиальных пленок № 5 (2), 7 (3) и 10 (4) GGG с разной концентрацией неодима, а также монокристалла NdGG (5). Нумерация пленок соответствует табл. 1.

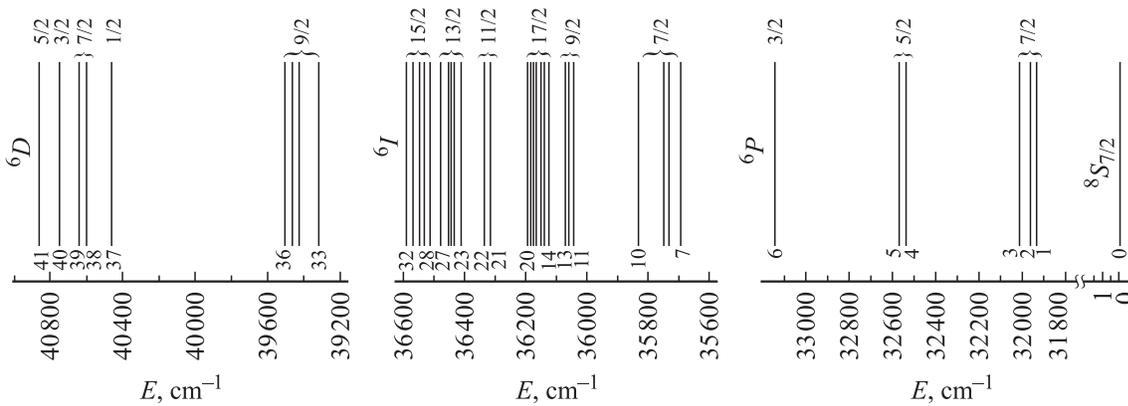


Рис. 3. Схема расположения штарковских уровней ионов  $Gd^{3+}$  в монокристалле GGG при комнатной температуре.

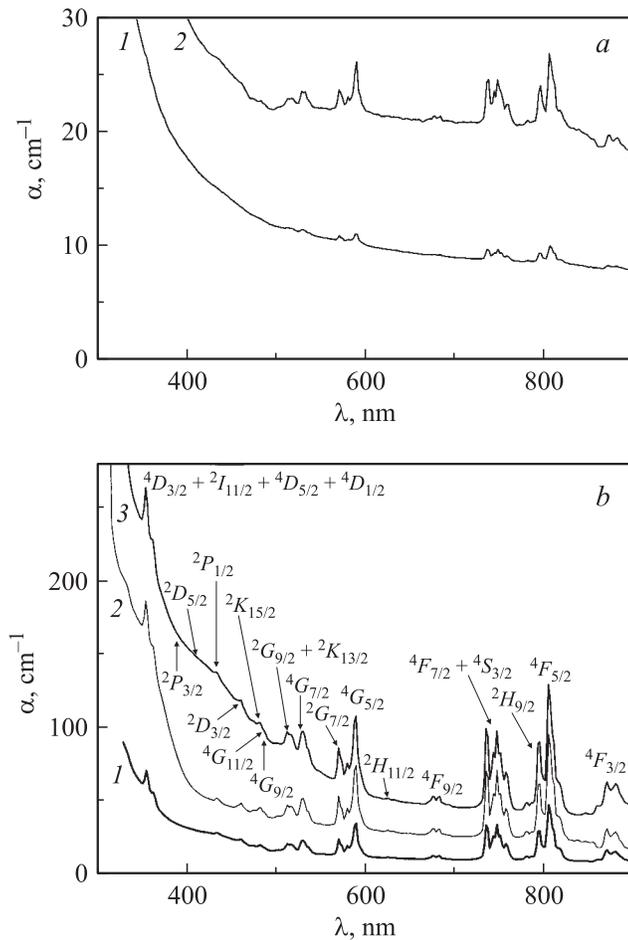
### 4. Результаты измерений и обсуждение

На рис. 2 показаны спектры оптического поглощения  $\alpha(\lambda)$  для подложки GGG (0), эпитаксиальной пленки GGG без неодима (1) и эпитаксиальных пленок GGG с разной концентрацией Nd (2–4), а также для монокристалла  $Nd_3Ga_5O_{12}$  (NdGG) (5), выращенного по методу Чохральского. Для Nd-содержащих пленок, кроме полос поглощения ионов  $Nd^{3+}$ , характерных для монокристалла NdGG (кривая 5), наблюдается полоса поглощения с максимумом на длине волны 280 nm, которая, как и в эпитаксиальных пленках GGG (кривая 1) [6], связана с электронным переходом  $(6s^2)^1S_0 \rightarrow ^3P_1$  ионов  $Pb^{2+}$  [8]. Заметим, что в Nd-содержащих пленках наблюдаются все полосы поглощения ионов неодима, характерные для монокристалла NdGG.

В спектре подложки (кривая 0 на рис. 2) наблюдаются узкие полосы поглощения в интервале длин волн от 244 до 314 nm, связанные с ионами  $Gd^{3+}$ . В этом интервале спектры были дополнительно измерены с шагом 0.1 nm и спектральным разрешением 0.1 nm, что позволило зарегистрировать 41 максимум полос поглощения. Схема энергетических уровней иона  $Gd^{3+}$  в монокристалле GGG, составленная с учетом данных [9–11], показана на рис. 3. Несмотря на то что в работе [11] исследовалась матрица с негранатовой структурой  $GdCl_3 \cdot 6H_2O$  и  $Y(Gd)Cl_3 \cdot 6H_2O$ , мы отдали ей предпочтение при интерпретации экспериментальных результатов как содержащей более полные данные по сравнению с работой [10], где исследовалась матрица  $Y_{2.95}Gd_{0.05}Al_5O_{12}$  (YAG:  $Gd^{3+}$ ). Однако измеренные нами длины волн максимумов полос поглощения оказались ближе к данным работы [10]. Отметим также

Таблица 2. Штарковские уровни иона  $Gd^{3+}$  в кристалле  $Gd_3Ga_5O_{12}$  при 300 K

Терм	Номера штарковских уровней в терме (рис. 4)	Положение штарковских уровней в терме, $cm^{-1}$	Число штарковских компонент				$\Delta E, cm^{-1}$
			теория	эксперимент	[10] YAG: $Gd^{3+}$	[11] $GdCl_3 \cdot 6H_2O$	
$^8S_{7/2}$	0	0	4	–	–	–	–
$^6P_{7/2}$	1–3	31942, 31972, 32020	4	3	4	4	78
$^6P_{5/2}$	4, 5	32545, 32575	3	2	3	3	30
$^6P_{3/2}$	6	33150	2	1	2	2	–
$^6I_{7/2}$	7–10	35694, 35731, 35748, 35834	4	4	4	4	140
$^6I_{9/2}$	11–13	36044, 36061, 36071	5	3	5	5	27
$^6I_{17/2}$	14–20	36125, 36140, 36150, 36166, 36177, 36184, 36194	7	7	3	7	69
$^6I_{11/2}$	21, 22	36320, 36335	6	2	3	5	15
$^6I_{13/2}$	23–27	36413, 36438, 36448, 36456, 36482	7	5	–	7	69
$^6I_{15/2}$	28–32	36515, 36534, 36549, 36569, 36594	8	5	–	8	79
$^6D_{9/2}$	33–36	39320, 39425, 39464, 39505	5	4	–	5	185
$^6D_{1/2}$	37	40465	1	1	–	1	–
$^6D_{7/2}$	38, 39	40602, 40645	4	2	–	2	43
$^6D_{3/2}$	40	40748	2	1	–	2	–
$^6D_{5/2}$	41	40860	3	1	–	3	–



**Рис. 4.** Спектры оптического поглощения  $\alpha(\lambda)$  эпитаксиальных пленок GGG с разной концентрацией неодима.  $C(\text{Nd}), \text{at.}\%$ : *a* — 0.3 (1), 0.9 (2); *b* — 5 (1), 10 (2), 15 (3).

иное расположение термов  ${}^6I_{17/2}$  и  ${}^6I_{11/2}$  в [11] (а следовательно, и в настоящей работе) по сравнению с [10]. Штарковские уровни на рис. 3 пронумерованы последовательно, начиная с основного  ${}^8S_{7/2}$ . Их положение и полное расщепление термов  $\Delta E$  иона  $\text{Gd}^{3+}$  в монокристалле GGG при комнатной температуре приведены в табл. 2. Заметим, что для иона  $\text{Gd}^{3+}$  основное состояние при комнатной температуре представляет собой одиночный уровень (уровень 0 на рис. 3), поэтому в спектре поглощения наблюдаются линии перехода с этого основного состояния на возбужденные уровни иона  $\text{Gd}^{3+}$ .

Отметим также что нами наблюдался сдвиг коротковолнового края (составляющий 0.014 nm) полосы поглощения иона  $\text{Gd}^{3+}$  в неодимсодержащих эпитаксиальных пленках GGG с концентрацией неодима 15 at.% в сторону больших длин волн по отношению к полосам поглощения этого иона в подложке. Для определения этого сдвига измерены полосы пропускания подложки и пленок в интервале от 270 до 285 nm с шагом 0.02 nm и разрешением 0.05 nm. Этот сдвиг можно

связать с деформацией кристаллической решетки при большой концентрации неодима, что подтверждается возникновением микротрещин в эпитаксиальных пленках с  $C(\text{Nd}) = 15 \text{ at.}\%$ . Таким образом, можно утверждать, что схема энергетических уровней иона  $\text{Gd}^{3+}$  в выращенных пленках отличается от схемы энергетических уровней иона  $\text{Gd}^{3+}$  в монокристалле GGG (рис. 3) на величину этого сдвига, а для пленок с меньшей концентрацией эти энергетические уровни совпадают.

На рис. 4 показаны полосы поглощения, обусловленные наличием неодима в составе выращенных эпитаксиальных пленок. Здесь же (рис. 4, *b*) приведены общепринятые обозначения термов иона  $\text{Nd}^{3+}$  [12,13]. Оказалось, что положение этих полос не зависит от концентрации неодима и в точности совпадает с их положением в спектре поглощения объемных монокристаллов NdGG (рис. 2). С ростом  $C(\text{Nd})$  в общем случае пропорционально возрастают как интенсивность каждого пика поглощения, так и поглощение на любой длине волны в исследуемом диапазоне.

Схема энергетических уровней иона  $\text{Nd}^{3+}$  в пленке  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}:\text{Nd}$  показана на рис. 5. Экспериментальные значения положения штарковских уровней и полных расщеплений  $\Delta E$  термов иона  $\text{Nd}^{3+}$  в пленке  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}:\text{Nd}$  при 300 K приведены в табл. 3. В этом случае полосы пропускания пленок были дополнительно измерены с шагом 0.5 nm и разрешением 0.5 nm в диапазоне длин волн от 200 до 950 nm, что позволило зарегистрировать 61 максимум полос поглощения. Для более точного определения положения уровней линии поглощения раскладывали на составляющие с помощью специально написанной программы. Результаты такого разложения приведены на рис. 6, *a*–8, *a*, где пронумерованы максимумы полос поглощения. На рис. 6, *b*–8, *b* изображены схемы кристаллического расщепления термов иона  $\text{Nd}^{3+}$  в пленке  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}:\text{Nd}$ .

Для определения значения коэффициента поглощения в максимуме полосы на длине волны 806.9 nm (табл. 1) были дополнительно измерены спектры пропускания пленок и подложек с шагом 0.1 nm и спектральным разрешением 0.1 nm в интервале длин волн от 770 до 860 nm. Значение этого коэффициента без рассеяния возрастает с ростом концентрации неодима с  $3.8 \text{ cm}^{-1}$  при  $C(\text{Nd}) = 0.3 \text{ at.}\%$  до  $176.3 \text{ cm}^{-1}$  при  $C(\text{Nd}) = 15 \text{ at.}\%$ , а также возрастает и полуширина (ширина на полувысоте) этой полосы соответственно с 0.84 до 1.01 nm. Соответствующая полуширина для кристаллов кальций-ниобий-галлиевого (CNGG) и кальций-литий-ниобий-галлиевого гранатов (CLNGG), легированных ионами неодима с  $C(\text{Nd}) = 1 \text{ at.}\%$ , равна 4 nm, для кристаллов иттрий-алюминиевого граната (YAG) с такой же концентрацией неодима — около 1 nm, причем значение коэффициента поглощения на длине волны 807.5 nm для CNGG и CLNGG равно  $4 \text{ cm}^{-1}$ , а для YAG —  $12 \text{ cm}^{-1}$  [14].

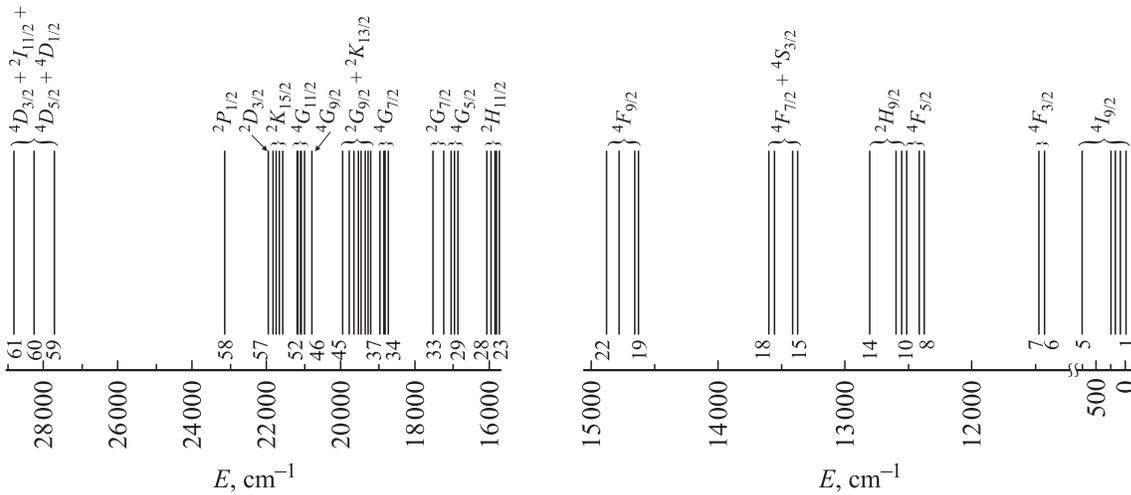

 Рис. 5. Схема расположения штарковских уровней ионов  $Nd^{3+}$  в эпитаксиальных пленках GGG:Nd при комнатной температуре.

 Таблица 3. Штарковские уровни иона  $Nd^{3+}$  в пленке  $Gd_3Ga_5O_{12}:Nd$  при 300 К

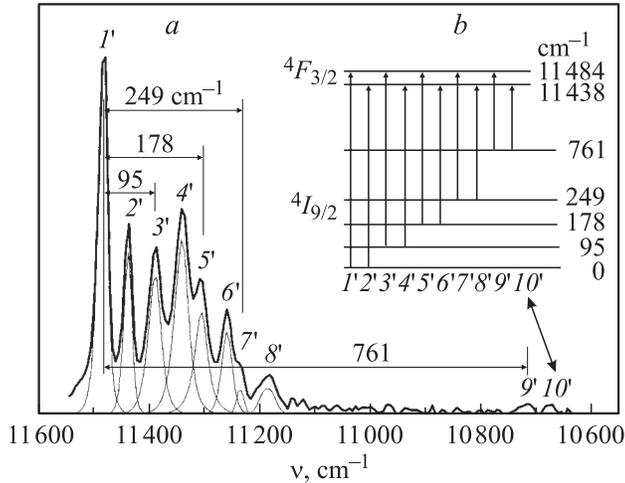
Терм	Номера штарковских уровней в терме (рис. 5)	Положение штарковских уровней, $cm^{-1}$	Число штарковских компонент				$\Delta E, cm^{-1}$
			теория	эксперимент	[12] Nd: YGaG	[13] Nd: GGG	
$4I_{9/2}$	1–5	0, 95, 178, 249, 761	5	5	4	5	761
$4F_{3/2}$	6, 7	11438, 11484	2	2	2	2	46
$4F_{5/2}$	8–10	12383, 12423, 12519	3	3	3	3	136
$2H_{9/2}$	11–14	12565, 12596, 12598, 12810, ...	5	4	5	5	–
$4F_{7/2} + 4S_{3/2}$	15–18	13375, 13415, ..., 13560, 13597, ...	6	4	5	6	–
$4F_{9/2}$	19–22	14638, 14661, 14785, 14884, ...	5	4	4	4	–
$2H_{11/2}$	23–28	15779, 15840, 15883, 15993, 16088, 16095	6	6	6	6	316
$4G_{5/2}$	29–31	16888, 16991, 17053	3	3	3	3	165
$2G_{7/2}$	32, 33	..., 17266, ..., 17551	4	2	4	4	–
$4G_{7/2}$	34–37	18771, 18828, 18872, 18986	4	4	4	4	215
$2G_{9/2} + 2K_{13/2}$	38–45	19248, 19324, 19383, 19494, 19570, 19692, 19821, 19991	12	8	10	10	743
$4G_{9/2}$	46, 47	..., ..., 20813, 20825	5	2	3	4	–
$4G_{11/2}$	48–52	21012, ..., 21089, 21116, 21171, 21190	6	5	5	6	178
$2K_{15/2}$	53–56	21602, 21679, ..., ..., 21768, 21867	8	4	6	6	265
$2D_{3/2}$	57	21978	2	1	–	1	–
$2P_{1/2}$	58	23172	1	1	1	1	–
$2D_{5/2}$	–	–	3	–	3	3	–
$2P_{3/2}$	–	–	2	–	2	–	–
$4D_{3/2} + 2I_{11/2} + 4D_{5/2} + 4D_{1/2}$	59–61	27718*, 28270*, 28854*	12	3	–	–	–

... — место расположения уровней, которые не смогли определить в выращенных пленках.  
Значения уровней, отмеченные звездочкой, требуют уточнения.

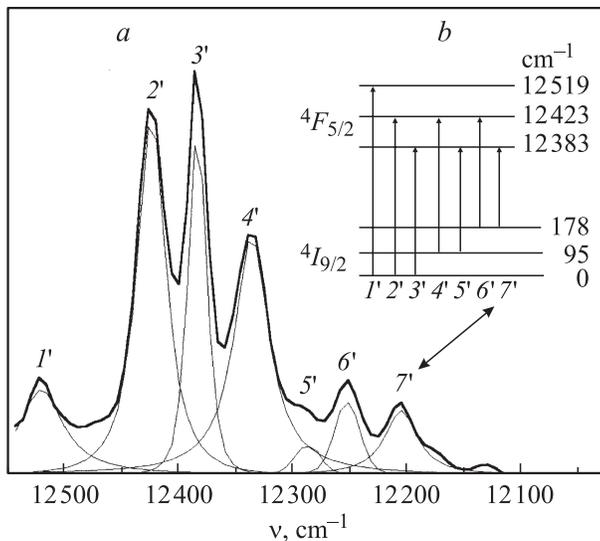
Заметим, что в выращенных пленках с  $C(\text{Nd}) = 1.7\text{--}3.3$  at.% за двойной проход на длинах волн накачки 805 и 808 nm полупроводниковым диодным лазером поглощается около 1/3 мощности, что позволяет использовать эти пленки в лазерах с поперечной накачкой. Для получения лазерной генерации перспективны пленки с  $C(\text{Nd})$  вплоть до 3.3 at.%, для которых время жизни люминесценции составляет  $60 \mu\text{s}$  [5].

Таким образом, в настоящей работе получены следующие результаты.

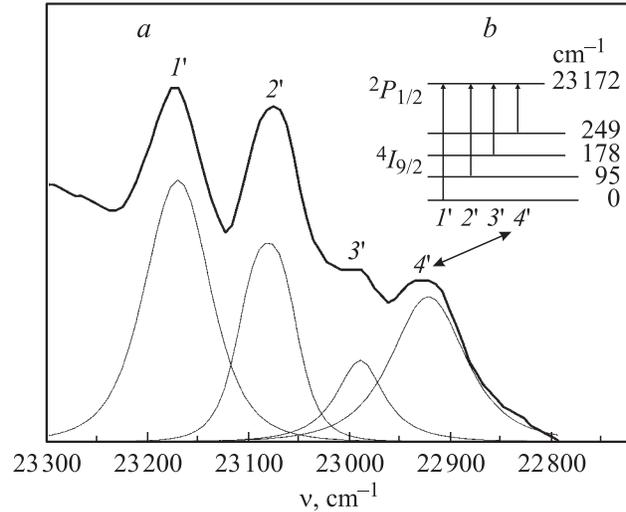
1) Методом жидкофазной эпитаксии из переохлажденного раствора-расплава на основе  $\text{PbO}\text{--}\text{B}_2\text{O}_3$  на подлож-



**Рис. 6.** Спектр оптического поглощения (а) перехода  $^4I_{9/2} \rightarrow ^4F_{3/2}$  с кривыми разложения на отдельные линии и схема кристаллического расщепления (b) термов  $^4I_{9/2}$  и  $^4F_{3/2}$  иона  $\text{Nd}^{3+}$  в пленке  $\text{GGG}:\text{Nd}$  при комнатной температуре.



**Рис. 7.** Спектр оптического поглощения (а) перехода  $^4I_{9/2} \rightarrow ^4F_{5/2}$  с кривыми разложения на отдельные линии и схема кристаллического расщепления (b) термов  $^4I_{9/2}$  и  $^4F_{5/2}$  иона  $\text{Nd}^{3+}$  в пленке  $\text{GGG}:\text{Nd}$  при комнатной температуре.



**Рис. 8.** Спектр оптического поглощения (а) перехода  $^4I_{9/2} \rightarrow ^4P_{1/2}$  с кривыми разложения на отдельные линии и схема кристаллического расщепления (b) термов  $^4I_{9/2}$  и  $^4P_{1/2}$  иона  $\text{Nd}^{3+}$  в пленке  $\text{GGG}:\text{Nd}$  при комнатной температуре.

ках  $\text{GGG}$  с ориентацией (111) синтезированы неодимсодержащие монокристаллические пленки галлиевых гранатов, в которых концентрация  $\text{Nd}$  варьировалась в диапазоне от 0.3 до 15 at.%.

2) Построена схема расположения штарковских уровней для различных термов иона  $\text{Gd}^{3+}$  в  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  при комнатной температуре.

3) Показано, что в эпитаксиальных пленках при концентрации неодима 15 at.% наблюдается сдвиг коротковолнового края поглощения ионами  $\text{Gd}^{3+}$  на 0.014 nm по сравнению с подложкой.

4) Определено положение штарковских уровней иона  $\text{Nd}^{3+}$  в эпитаксиальных пленках составов  $(\text{Gd},\text{Nd})_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  и  $(\text{Gd},\text{Y},\text{Nd})_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  при комнатной температуре.

Авторы благодарят М.И. Беловолова, А.В. Васильева, В.Ф. Лебедева и С.Н. Ушакова за помощь в проведении настоящей работы и обсуждении ее результатов.

## Список литературы

- [1] Справочник по лазерам / Под ред. А.М. Прохорова. Сов. радио, М. (1978). Т. 1. С. 237.
- [2] В.В. Рандошкин, В.И. Чани, А.А. Цветкова. Письма в ЖТФ **13**, 4, 839 (1987).
- [3] J.P. Van der Ziel, W.A. Bonner, L. Kopf, L.G. Van Uitert. Phys. Lett. **42** A, 1, 105 (1972).
- [4] W.A. Bonner. J. Electron. Mat. **3**, 1, 193 (1974).
- [5] В.В. Рандошкин, М.И. Беловолов, Н.В. Васильева, К.А. Зыков-Мызин, А.М. Салецкий, Н.Н. Сысоев, А.Н. Чуркин. Квантовая электроника **31**, 9, 799 (2001).
- [6] В.В. Рандошкин, Н.В. Васильева, А.В. Васильев, В.Г. Плотниченко, С.В. Лаврищев, А.М. Салецкий, К.В. Сташун, Н.Н. Сысоев, А.Н. Чуркин. ФТТ **43**, 9, 1594 (2001).

- [7] В.В. Рандошкин, Н.В. Васильева, А.М. Салецкий, К.В. Сташун, Н.Н. Сысоев, А.Н. Чуркин. Физическая мысль России **2**, 27 (2000).
- [8] G.V. Scott, J.L. Page. J. Appl. Phys. **48**, 3, 1342 (1977).
- [9] А.А. Каминский. Лазерные кристаллы. Наука, М. (1975). 256 с.
- [10] З.Т. Азаматов, П.А. Арсеньев, М.В. Чукичев. Оптика и спектроскопия **28**, 2, 289 (1970).
- [11] K.H. Hellwege, S. Hufner, H. Schmidt. Z. Phys. **172**, 4, 460 (1963).
- [12] J.A. Koningstein. J. Chem. Phys. **44**, 10, 3957 (1966).
- [13] X.C. Багдасаров, Г.А. Богомолова, М.М. Гриценко, А.А. Каминский, А.М. Кеворков, А.М. Прохоров, С.Э. Саркисов. ДАН **216**, 5, 1018 (1974).
- [14] Ю.К. Воронько, Н.А. Еськов, А.С. Подставкин, П.А. Рябочкина, А.А. Соболев, С.Н. Ушаков. Квантовая электроника **31**, 6, 531 (2001).