

ELECTRONIC
AND OPTICAL PROPERTIES
OF SEMICONDUCTORS

Electrically Active Centers in Si:Er Light-Emitting Layers Grown by Sublimation Molecular-Beam Epitaxy

V. B. Shmagin^{*^}, B. A. Andreev^{*}, A. V. Antonov^{*}, Z. F. Krasil'nik^{*},
V. P. Kuznetsov^{**}, O. A. Kuznetsov^{**}, E. A. Uskova^{**},
C. A. J. Ammerlaan^{***}, and G. Pensl^{****}

^{*}*Institute for Physics of Microstructures, Russian Academy of Sciences, Nizhniĭ Novgorod, 603950 Russia*
[^]*e-mail: shm@ipm.sci-nnov.ru*

^{**}*Physicotechnical Institute, Nizhniĭ Novgorod State University, Nizhniĭ Novgorod, 603600 Russia*

^{***}*Van der Waals-Zeeman Institute, University of Amsterdam, 1018 XE Amsterdam, The Netherlands*

^{****}*Institute of Applied Physics, University of Erlangen-Nurnberg, Gebaude A3, D-91058, Erlangen, Germany*

Submitted May 29, 2001; accepted for publication June 5, 2001

Abstract—Electrically active centers in light-emitting Si:Er layers grown by sublimation molecular-beam epitaxy (SMBE) on single-crystal Si substrates have been investigated by admittance spectroscopy with temperature scanning and by DLTS. The total density of electrically active centers is defined by shallow donor centers with ionization energies of 0.016–0.045 eV. The effect of growth conditions and post-growth annealing on the composition and density of electrically active centers has been studied. Significant differences in composition of the electrically active centers with deep levels and in channels of energy transfer from the electron subsystem of a crystal to Er³⁺ ions between Si:Er layers grown by SMBE and ion implantation have been revealed. © 2002 MAIK “Nauka/Interperiodica”.

1. INTRODUCTION

Erbium-doped silicon is attracting much attention as a material for the fabrication of efficient light emitters operating at the wavelength of 1.54 μm , which lies in the maximum transparency window of quartz optical communication fibers. Promising methods for creating effectively emitting Si:Er/Si structures are molecular-beam epitaxy (MBE) [1, 2] and its variation, sublimation molecular-beam epitaxy (SMBE), in which the Si and Er molecular beams are produced by sublimation of a Si crystal initially doped with Er and other necessary impurities [3]. SMBE has been used to fabricate structures with uniformly doped light-emitting Si:Er layers [4–8], as well as periodic multilayer structures with alternating pure silicon and Si:Er layers, which demonstrate record-breaking photoluminescence (PL) intensity per unit thickness of light-emitting layer [7, 8].

Optical properties of SMBE structures, including the classification of optically active centers and their transformation under post-growth annealing, have been studied in sufficient detail [4–8]. The electrically active centers and their role in the excitation and de-excitation of optically active Er³⁺ ions have been studied to a lesser extent [5, 9]. The goal of this study was to investigate, by means of capacitance spectroscopy, the electrically active centers in light-emitting SMBE Si:Er layers, their transformation under post-growth thermal treatment, and their effect on the optical properties of the layers.

2. EXPERIMENTAL

Uniformly doped Si:Er layers were grown on *p*- and *n*-type (100) Si substrates with 20, 10 and 0.008 $\Omega\text{ cm}$ resistivity in a vacuum chamber with a residual pressure of 2×10^{-7} mbar. Wafers cut from Si:Er ingots with an Er and O content of up to 5×10^{20} and $1 \times 10^{19}\text{ cm}^{-3}$, respectively, were used as sublimating sources. The growth temperature T_g was varied from 400 to 600°C, and the layer thickness, from 0.2 to 3 μm . Several structures were additionally annealed in hydrogen at $T_{\text{ann}} = 900^\circ\text{C}$ for 30 min.

The electrically active centers in the Si:Er layers were studied by admittance spectroscopy with temperature scanning and by deep level transient spectroscopy (DLTS) in the temperature range $T = 10\text{--}350\text{ K}$. The admittance was measured in the frequency range $f = 0.1\text{--}1000\text{ kHz}$. The active (*G*) and capacitive (*C*) components of the current flowing through the structure were selected using the lock-in technique. DLTS measurements were done at 400 kHz using a dual-gated signal averager (double boxcar) [10]. It is necessary to note that the combination of DLTS with admittance spectroscopy allowed us to identify both shallow and deep levels in a single experiment, thus enhancing the bulk and the reliability of the obtained data.

The Schottky contacts for capacitance measurements were fabricated by thermal evaporation of Pd onto the preliminarily treated surface of a sample at a residual pressure of $\sim 6 \times 10^{-6}$ mbar. The ohmic contact

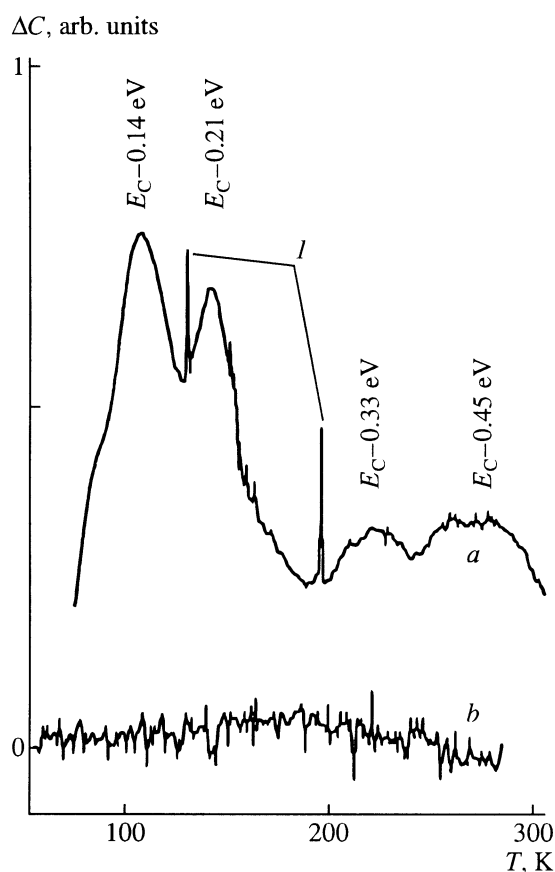


Fig. 1. DLTS spectra of a Si:Er/Si structure: (a) before and (b) after annealing. Substrate KÉF-0.008, growth temperature $T_g = 430^\circ\text{C}$; annealing conditions: $900^\circ\text{C}/30\text{ min}/\text{H}_2$. Spectrum recording conditions: $\tau_{\text{window}} = 0.6\text{ ms}$, voltage $U = -2\text{ V}$. (I) calibration pulse amplitude $\Delta C = 10^{-3}C$, where C is the structure capacitance at the calibration temperature.

was formed by rubbing In–Ga alloy in the back surface of a sample or by sputtering a large-area Schottky contact near the measuring contact (for structures on high-resistivity p -type substrates).

3. RESULTS AND DISCUSSION

All the epitaxial layers studied had n -type conduction, irrespective of the growth temperature. The type of conduction did not change upon subsequent thermal treatment of the structures. The free carrier density determined from capacitance–voltage and the Hall effect measurements was 10^{16} – 10^{18} cm^{-3} at $T = 300\text{ K}$.

3.1. Unannealed Layers

Electrically active centers with deep levels with ionization energies in the 0.15–0.45 eV range were observed in unannealed Si:Er layers (Fig. 1). Their density was $N_T \lesssim 2 \times 10^{15}\text{ cm}^{-3}$, with relative density $N_T/(N_D - N_A) \lesssim 0.03$. Earlier studies [3, 11] have shown that the background level of contaminants introduced

by the equipment in the process of SMBE growth is on the order of $\sim 2 \times 10^{13}\text{ cm}^{-3}$ [3, 11]. Therefore, the origin of the observed electrically active centers is related to the process of Er introduction. The N_T value is defined by the conditions of fabricating the Si:Er layers, being the largest in layers grown at a lower temperature ($T_g \lesssim 500^\circ\text{C}$) and decreasing as the growth temperature is raised. Presumably, N_T is independent of the type of substrate: deep level densities were nearly the same in Si:Er layers grown on low-resistivity (KÉF-0.008) and relatively high-resistivity (KDB-10, KDB-20) substrates. KÉF-0.008 stands for n -Si:P with $\rho = 0.008\ \Omega\text{ cm}$; and KDB-10 and KDB-20 stand for p -Si:B $\rho = 10$ and $20\ \Omega\text{ cm}$, respectively.

A specific feature of this group of electrically active centers is that they are completely annealed out upon additional post-growth annealing (900°C , 30 min, H_2). Earlier studies of isochronous (30 min) annealing of uniformly doped SMBE-structures have shown that the type of emitting center is modified by annealing. The intensity of PL related to Er^{3+} ions is the lowest at annealing temperature $T_{\text{ann}} = 750^\circ\text{C}$ and increases upon annealing of Si:Er/Si structures at $T_{\text{ann}} = 800$ – 900°C [6, 7]. This suggests that the electrically active centers revealed in unannealed Si:Er layers are not involved in the transfer of excitation from the electron subsystem of the Si crystal to Er^{3+} ions. In all probability, they should be classified as growth defects.

Another specific feature of unannealed layers is the strong temperature dependence of the measured barrier capacitance (Fig. 2a). The observed $C(T)$ dependence cannot be accounted for by the effect of deep levels localized in the space charge region (SCR), because the relative density of deep levels in this structure is too low: $N_T/(N_D - N_A) \lesssim 0.03$. The effect of thermally stimulated capacitance [12], which might be evidence in favor of the hypothesis relating the observed variation of the barrier capacitance to recharging of deep levels in the SCR, is observed neither in this nor in similar structures. It is possible that the observed $C(T)$ dependence is defined by the fluctuations of the band potential in the SCR. It is known that these fluctuations, which arise, e.g., in the case of a nonuniform distribution of impurities, yield an anomalous temperature dependence of the barrier capacitance, similar to that presented in Fig. 2a, with the magnitude of the derivative $|dC/dT|$ proportional to the dispersion which characterizes the fluctuations of the band potential [13]. A nonuniform distribution of impurities may arise from the fact that the Er density in the Si:Er layer is several orders of magnitude higher than the equilibrium solubility of Er in Si, which is equal to $\sim 10^{16}\text{ cm}^{-3}$ at 1300°C [14]. High-temperature annealing in hydrogen (Fig. 2b) eliminates this anomaly of the $C(T)$ dependence. It is noteworthy that, in this case, we are dealing with equilibrium changes in barrier capacitance, which are not related to nonequilibrium thermally stimulated processes.

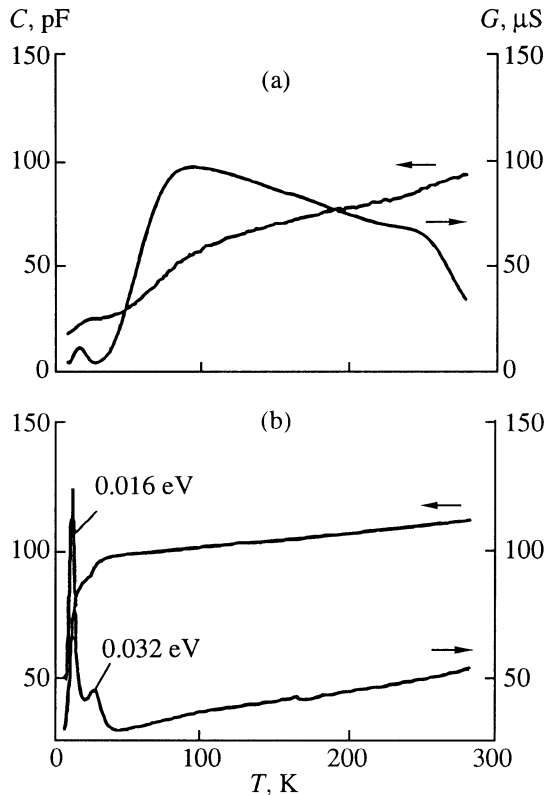


Fig. 2. Admittance spectra of a Si:Er/Si structure: (a) before and (b) after annealing. The structure and the annealing conditions are the same as in Fig. 1. Spectra recorded at frequency $f = 1$ MHz, voltage $U = 0$.

3.2. Annealed Layers

The only type of electrically active centers observed in annealed Si:Er layers are shallow donor centers with ionization energies of 0.016–0.045 eV. Figure 3a shows the admittance spectra $C(T)$ and $G(T)$ of a Si:Er/Si structure, recorded at zero bias with the probing signal frequency $f = 80.6$ kHz. It is worth noting that, for this case, the peak in the $G(T)$ and the step in $C(T)$ curves are due to carrier freeze-out to the main (shallow) impurity in the neutral region of the diode [12]. If the probing frequency is varied, the observed dependences shift along the temperature axis. Figure 3b presents the temperature at which $G(T)$ has a maximum as a function of the probing-signal frequency in the Arrhenius coordinates. The ionization energy of the level, which defines the slope of the Arrhenius dependence, is 0.016 eV. In determining the ionization energy, account was taken of the temperature dependence of the effective density of states in the conduction band, $N_C(T) \propto T^{3/2}$, and the temperature dependence of the carrier mobility was disregarded.

The type of conduction defined by these impurity centers and the behavior under post-growth annealing suggest that the observed shallow centers can be classified as quenched-in donors, i.e., impurity-defect complexes arising in oxygen-enriched silicon crystals under

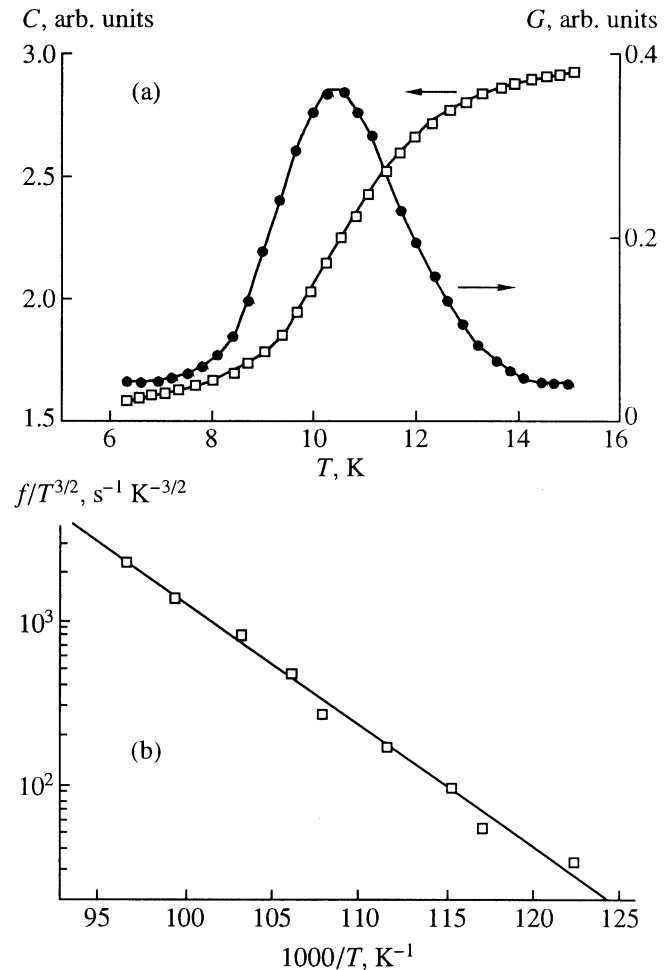


Fig. 3. Determining the ionization energy of shallow donors from the admittance-spectroscopy data: (a) admittance spectra, (b) Arrhenius plot. Spectra recorded at frequency $f = 8 \times 10^2$ – 8×10^4 Hz, voltage $U = 0$.

thermal treatment. The role of Er in their formation is not quite clear. Probably, Er atoms, which are larger than Si atoms, introduce significant distortions into the silicon crystal lattice, thus accelerating the generation of thermodonors [15]. Noteworthy is the difference between the compositions of shallow, electrically active centers in SMBE layers grown from different Si:Er sources. In our opinion, the most probable reason is the effect of residual impurities, especially, O, C, and N, (and, possibly, other light element impurities), which can be incorporated into the observed shallow centers.

Figure 4 presents the admittance spectra $C(T)$ of an SMBE Si:Er/Si structure grown on a high-resistivity KDB-20 substrate (see the inset). An interesting feature of these spectra is that, depending on the measuring circuit, they allow for the observation of carrier freeze-out to electrically active centers localized either in the substrate or in the Si:Er layer. If an In–Ga contact is used as the ohmic contact (Fig. 4, curve 1), the neutral region of the diode includes the in-series connected substrate

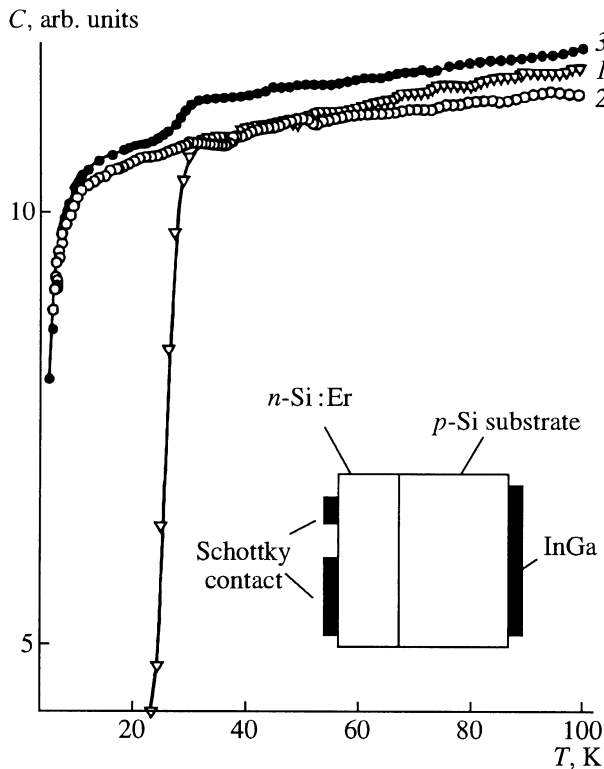


Fig. 4. Admittance spectra of a Si:Er/Si structure for different circuit connections. For explanation, see text.

and part of the epitaxial Si:Er layer. In this situation, with temperature lowered, we observe carrier freeze-out to the impurity with a higher ionization energy (boron in the substrate). If the large-area Schottky contact (planar configuration of contacts) is used as the ohmic contact, the neutral region of the diode includes only some part of the epitaxial layer and not the substrate, and, therefore, the freeze-out in the substrate does not affect the measured barrier capacitance (Fig. 4, curve 2). In this case, we observe carrier freeze-out to shallow centers localized in the epitaxial Si:Er layer at a lower temperature, which indicates the lower ionization energies of the electrically active centers as compared with boron. When the substrate and the epitaxial layer in the neutral region of the diode are connected in parallel (Fig. 4, curve 3), we observe carrier freeze-out to the impurities localized both in the substrate and in the Si:Er layer. The freeze-out in the substrate is less pronounced, because the epitaxial layer is a well-conducting parallel (shunting) channel at this temperature.

4. CONCLUSION

The most pronounced difference between the structures grown by SMBE and by ion implantation is as follows. In the implanted structures, deep levels are reliably observed at ionization energies of 0.1–0.2 eV, including the level $E_C - 0.15$ eV, which, according to

current concepts, is responsible for the transfer of excitation to Er^{3+} ions in the implanted layers [16]. In the SMBE layers, all attempts to observe deep levels in this range of ionization energies failed despite the intensive PL related to optically active Er^{3+} ions. For example, in a Si:Er/Si structure exhibiting intensive Er PL, the density of Er-related optically active centers at liquid helium temperature was $N_{\text{Er}}^{\text{opt}} = 2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ [17] at a total Er density of $N_{\text{Er}}^{\text{tot}} = 1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. According to DLTS data, the density of deep levels with ionization energy in the range 0.1–0.3 eV, which could be involved in the transfer of energy to Er^{3+} ions (via the mechanism of exciton capture by deep levels, described in [16, 18]), was $N_{\text{Er}}^{\text{el}} < 1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$. We believe that such a large difference between $N_{\text{Er}}^{\text{opt}}$ and $N_{\text{Er}}^{\text{el}}$ densities indicates that additional (compared with implanted layers) channels of excitation transfer from the electron subsystem of a Si crystal to Er^{3+} ions, unrelated to the $E_C - 0.15$ eV level, exist in SMBE layers.

ACKNOWLEDGMENTS

The authors express their gratitude to Yu. A. Karpov (Institute for Chemical Problems of Microelectronics, Moscow) who placed at our disposal the sources for the SMBE process.

This study was supported by the Russian Foundation for Basic Research (project nos. 99-02-17750, 99-03-32757, 01-02-16439), INTAS (grant no. 99-01872), and MWO (project no. 047.009.013).

REFERENCES

1. J. Stimmer, A. Reittinger, J. F. Nutz, *et al.*, Appl. Phys. Lett. **68**, 3290 (1996).
2. R. Serna, J. H. Shin, M. Lohngmeier, *et al.*, J. Appl. Phys. **79**, 2658 (1996).
3. V. P. Kuznetsov and R. A. Rubtsova, Fiz. Tekh. Poluprovodn. (St. Petersburg) **34**, 519 (2000) [Semiconductors **34**, 502 (2000)].
4. M. Stepikhova, A. Andreev, B. Andreev, *et al.*, Acta Phys. Pol. A **94**, 549 (1998).
5. A. Yu. Andreev, B. A. Andreev, M. N. Drozdov, *et al.*, Fiz. Tekh. Poluprovodn. (St. Petersburg) **33**, 156 (1999) [Semiconductors **33**, 131 (1999)].
6. B. A. Andreev, A. Yu. Andreev, H. Ellmer, *et al.*, J. Cryst. Growth **201/202**, 534 (1999).
7. M. V. Stepikhova, B. A. Andreev, V. B. Shmagin, *et al.*, Thin Solid Films **381**, 164 (2001).
8. M. Stepikhova, B. Andreev, Z. Krasil'nik, *et al.*, Mater. Sci. Eng. B **81** (1–3), 67 (2001).
9. V. B. Shmagin, B. A. Andreev, A. V. Antonov, *et al.*, Izv. Akad. Nauk, Ser. Fiz. **65**, 276 (2001).
10. D. V. Lang, J. Appl. Phys. **45**, 3023 (1974).

11. V. P. Kuznetsov, A. Yu. Andreev, O. A. Kuznetsov, *et al.*, Phys. Status Solidi A **127**, 371 (1991).
12. L. S. Berman and A. A. Lebedev, *Capacitance Spectroscopy of Deep Centers in Semiconductors* (Nauka, Leningrad, 1981).
13. S. V. Bulyarskiĭ and N. S. Grushko, *Generation-Recombination Processes in Active Elements* (Mosk. Gos. Univ., Moscow, 1995), Chap. 1, p. 23.
14. F. Y. G. Ren, J. Michel, Q. Sun-Paduano, *et al.*, in *Rare Earth Doped Semiconductors*, Ed. by G. S. Pomrenke, P. B. Klein, and D. W. Langer; Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **422**, 87 (1996).
15. V. V. Emtsev, V. V. Emtsev, Jr., D. S. Poloskin, *et al.*, Fiz. Tekh. Poluprovodn. (St. Petersburg) **33**, 1192 (1999) [Semiconductors **33**, 1084 (1999)].
16. S. Libertino, S. Coffa, G. Franzo, and F. Priolo, J. Appl. Phys. **78**, 3867 (1995).
17. B. A. Andreev, M. S. Bresler, O. B. Gusev, *et al.*, Izv. Akad. Nauk, Ser. Fiz. **65**, 271 (2001).
18. M. S. Bresler, O. B. Gusev, B. P. Zakharchenya, and I. N. Yassievich, Fiz. Tverd. Tela (St. Petersburg) **38**, 1474 (1996) [Phys. Solid State **38**, 813 (1996)].

Translated by D. Mashovets

Электрически активные центры в светоизлучающих слоях Si:Er, полученных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии

© В.Б. Шмагин[¶], Б.А. Андреев, А.В. Антонов, З.Ф. Красильник, В.П. Кузнецов*, О.А. Кузнецов*, Е.А. Ускова*, С.А.А. Ammerlaan[†], G. Pens[‡]

Институт физики микроструктур Российской академии наук,
603950 Нижний Новгород, Россия

* Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского университета,
603600 Нижний Новгород, Россия

[†] Van der Waals-Zeeman Institute, University of Amsterdam,
1018 XE Amsterdam, The Netherlands

[‡] Institute of Applied Physics, University of Erlangen-Nurnberg, Gebaude A3,
D-91058, Erlangen, Germany

(Получена 29 мая 2001 г. Принята к печати 5 июня 2001 г.)

Методами адмиттанс-спектроскопии с температурным сканированием и релаксационной спектроскопии глубоких уровней исследованы электрически активные центры в светоизлучающих слоях Si:Er, выращенных на подложках из монокристаллического кремния методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии. Установлено, что суммарная концентрация электрически активных центров определяется мелкими донорными центрами с энергией ионизации от 0.016 до 0.045 эВ. Исследовано влияние условий роста и послеростового отжига на состав и концентрацию электрически активных центров. В слоях Si:Er, полученных сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксией и ионной имплантацией, установлены существенные различия в составе электрически активных центров с глубокими уровнями и в каналах передачи возбуждения от электронной подсистемы кристалла Si ионам Er³⁺.

1. Введение

Кремний, легированный эрбием, привлекает внимание исследователей в связи с возможностью создания эффективных излучателей на длину волны 1.54 мкм, лежащую в области максимальной прозрачности кварцевых волоконных световодов. Перспективными методами создания эффективно излучающих структур Si:Er/Si являются молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) [1,2] и сублимационный вариант МЛЭ (СМЛЭ), особенностью которого является получение молекулярных потоков Si и Er путем сублимации кристалла Si, изначально легированного Er и другими необходимыми примесями [3]. Методом СМЛЭ получены структуры как с однородно легированными светоизлучающими слоями Si:Er [4–8], так и периодические многослойные структуры с чередованием слоев чистого кремния и кремния, легированного эрбием, которые в пересчете на толщину светоизлучающего слоя показывают рекордно высокую интенсивность фотолюминесценции [7,8].

Оптические свойства СМЛЭ-структур, включая классификацию оптически активных центров, их трансформацию в процессе послеростового отжига, исследованы достаточно подробно и описаны в [4–8]. В меньшей степени изучены электрически активные центры, их роль в процессах возбуждения и девозбуждения оптически активных ионов Er³⁺ [5,9]. Цель настоящей работы — исследование методами емкостной спектроскопии электрически активных центров в светоизлучаю-

щих СМЛЭ-слоях Si:Er, их трансформации в процессе послеростовой термообработки структур и влияния на оптические свойства слоев.

2. Эксперимент

Исследовались однородно легированные слои Si:Er, выращенные в вакууме при остаточном давлении $2 \cdot 10^{-7}$ мбар на подложках Si (100) *p*- и *n*-типа проводимости с удельным сопротивлением 20, 10 и 0.008 Ом·см. В качестве сублимирующего источника использовались пластины, вырезанные из слитков Si:Er с содержанием Er и O до $5 \cdot 10^{20}$ и $1 \cdot 10^{19}$ см⁻³ соответственно. Температура роста T_g варьировалась от 400 до 600°C, толщина слоев — от 0.2 до 3 мкм. В ряде случаев проводился дополнительный отжиг структур в атмосфере водорода при температуре $T_{\text{ann}} = 900^\circ\text{C}$ в течение 30 мин.

Электрически активные центры в слоях Si:Er исследовались методами адмиттанс-спектроскопии с температурным сканированием и релаксационной спектроскопии глубоких уровней (РСГУ) в диапазоне температур $T = 10\text{--}350$ К. Измерения адмиттанса проводились в диапазоне частот $f = 0.1\text{--}1000$ кГц. Активная (*G*) и емкостная (*C*) компоненты тока, протекающего через исследуемую структуру, выделялись путем синхронного детектирования. РСГУ-измерения проводились на частоте 400 кГц с использованием техники двухканального строб-интегрирования [10]. Отметим, что сочетание методов РСГУ и адмиттанс-спектроскопии позволило в рамках одного эксперимента идентифицировать как

[¶] E-mail: shm@ipm.sci-nnov.ru

мелкие, так и глубокие энергетические уровни и таким образом увеличить объем и надежность получаемых данных.

Контакты Шоттки для проведения емкостных измерений готовились напылением палладия в вакууме при остаточном давлении $\sim 6 \cdot 10^{-6}$ мбар на предварительно подготовленную поверхность образца. Омический контакт формировался втиранием сплава In-Ga в тыльную поверхность образца или напылением рядом с измерительным контактом Шоттки большой площади (структуры на высокоомных подложках *p*-типа проводимости).

3. Результаты и их обсуждение

Все исследованные эпитаксиальные слои обладали проводимостью *n*-типа независимо от температуры роста. При последующей термообработке структур тип проводимости не менялся. Концентрация свободных носителей заряда, по данным вольт-фарадных измерений и измерений эффекта Холла, составляла $10^{16} - 10^{18} \text{ см}^{-3}$ при $T = 300 \text{ К}$.

3.1. Неотожженные слои

В неотожженных слоях Si:Er обнаружены электрически активные центры с глубокими уровнями (ГУ), энергия ионизации которых лежит в интервале 0.15–0.45 эВ (рис. 1). Их концентрация составляла $N_T \lesssim 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, относительная концентрация $N_T/(N_D - N_A) \lesssim 0.03$. Проведенные ранее измерения показали, что уровень фоновых загрязнений, вносимых аппаратурой в процессе выращивания СМЛЭ-структур, составляет величину $\sim 2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ [3,11]. Следовательно, возникновение наблюдаемых электрически активных центров связано с процессом введения Er. Величина N_T определяется условиями роста слоев Si:Er: она максимальна в слоях, выращенных при пониженной температуре ($T_g \lesssim 500^\circ\text{C}$), и уменьшается с повышением температуры роста. Величина N_T не зависит, по-видимому, от типа используемой подложки: ГУ наблюдались примерно в одинаковой концентрации в слоях Si:Er, выращенных как на низкоомных подложках (КЭФ-0.008), так и на относительно высокоомных (КДБ-10, КДБ-20).

Отличительная особенность этой группы электрически активных центров — то, что они полностью отжигаются при дополнительном послеростовом отжиге (900°C , 30 мин, H_2). Проведенные ранее исследования по изохронному (30 мин) отжигу однородно легированных СМЛЭ-структур показали, что под воздействием отжига меняется тип излучающих центров. Интенсивность фотолюминесценции, связанной с ионами Er^{3+} , имеет минимум при температуре отжига $T_{\text{анн}} = 750^\circ\text{C}$ и возрастает при отжиге структур Si:Er/Si в интервале температур $T_{\text{анн}} = 800 - 900^\circ\text{C}$ [6,7]. Это позволяет нам утверждать, что электрически активные центры,

обнаруженные в неотожженных слоях Si:Er, не участвуют в процессе передачи возбуждения от электронной подсистемы кристалла Si ионам Er^{3+} . Скорее всего их следует отнести к дефектам роста.

Следующей особенностью неотожженных слоев является сильная зависимость измеряемой барьерной емкости от температуры (рис. 2, а). Наблюдаемую зависимость $C(T)$ не удается объяснить влиянием ГУ, локализованных в области пространственного заряда (ОПЗ), поскольку относительная концентрация ГУ, наблюдаемых в данной структуре, слишком мала: $N_T/(N_D - N_A) \lesssim 0.03$. Эффект термостимулированной емкости [12], который мог бы доказательно подтвердить гипотезу о связи наблюдаемого изменения барьерной емкости с перезарядкой ГУ в ОПЗ, также не проявляется в данной и подобных ей структурах. Возможно, наблюдаемая зависимость $C(T)$ вызвана флуктуациями зонного потенциала в ОПЗ. Известно, что флуктуации зонного потенциала в ОПЗ, возникающие, например, при неоднородном распределении примесей, приводят к аномальной температурной зависимости барьерной емкости, подобной изображен-

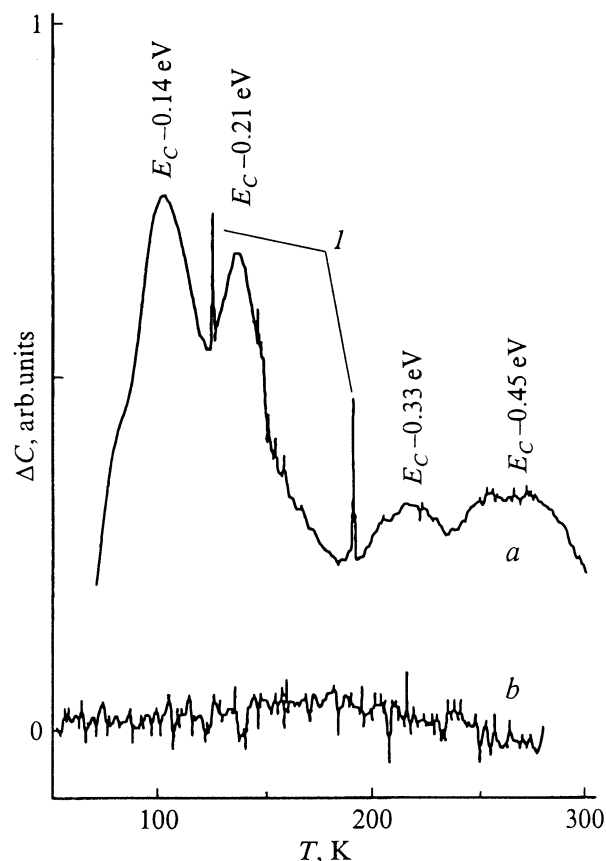


Рис. 1. Спектры РСГУ структуры Si:Er/Si: а — до отжига, б — после отжига. Подложка КЭФ-0.008, температура роста $T_g = 430^\circ\text{C}$; условия отжига — $900^\circ\text{C}/30 \text{ мин}/\text{H}_2$. Условия регистрации спектров: 0.6 мс, напряжение $U = -2 \text{ В}$. *I* — калибровочные импульсы; амплитуда калибровочного импульса $\Delta C = 10^{-3} \text{ C}$, *C* — емкость структуры при температуре калибровки.

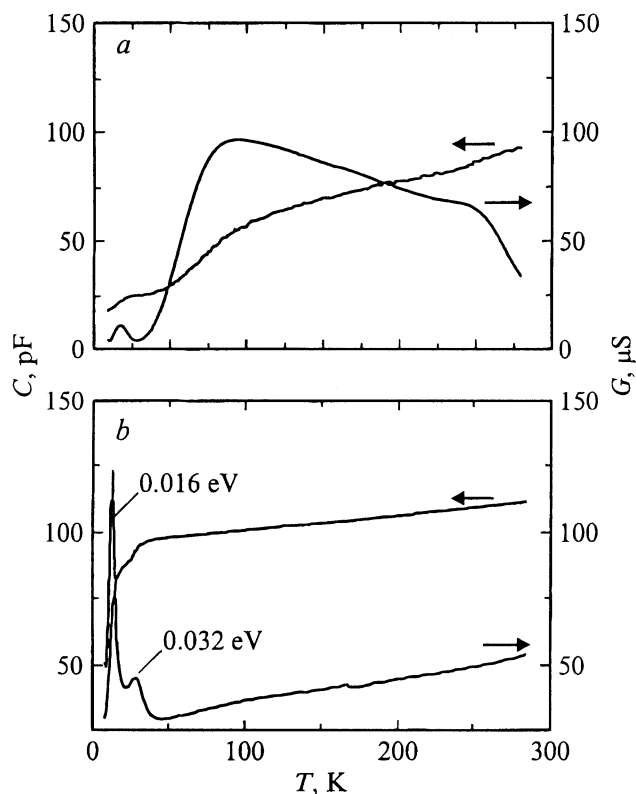


Рис. 2. Адмиттанс-спектры структуры Si:Er/Si: *a* — до отжига, *b* — после отжига. Структура и условия отжига те же, что и на рис. 1. Условия регистрации спектров: частота $f = 1$ МГц, напряжение $U = 0$.

ной на рис. 2, *a*, причем модуль производной $|dC/dT|$ и дисперсия, характеризующая флуктуации зонного потенциала, связаны пропорциональной зависимостью [13]. Причиной возникновения неоднородностей в распределении примесей может быть то, что концентрация Er в слое Si:Er на несколько порядков величины превышает равновесную растворимость Er в Si, составляющую, по данным [14], величину $\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$ при 1300°C . Высокотемпературный отжиг в атмосфере водорода (рис. 2, *b*) устраняет отмеченную аномальную зависимость $C(T)$. Отметим, что речь в данном случае идет о равновесном характере изменений барьерной емкости, не связанном с неравновесными термостимулированными процессами.

3.2. Отожженные слои

Единственными электрически активными центрами, регистрируемыми в отожженных слоях Si:Er, являются мелкие донорные центры с энергией ионизации 0.016–0.045 эВ. На рис. 3, *a* приведены адмиттанс-спектры $C(T)$ и $G(T)$ структуры Si:Er/Si, снятые при нулевом смещении и частоте тестового сигнала $f = 80.6 \text{ кГц}$. Отметим, что возникновение пика на зависимости $G(T)$ и ступеньки на зависимости $C(T)$ обусловлено в данном случае вымораживанием носите-

лей заряда на основной (мелкой) примеси в области электрической нейтральности измеряемого диода [12]. Изменение тестовой частоты вызывает смещение наблюдаемых зависимостей по оси температур. На рис. 3, *b* в координатах Аррениуса приведена зависимость температуры, при которой регистрируется максимум $G(T)$, от частоты тестового сигнала. Энергия ионизации уровня, определяющая наклон зависимости Аррениуса, составила 0.016 эВ. При определении энергии ионизации была учтена температурная зависимость эффективной плотности состояний в зоне проводимости $N_C(T) \propto T^{3/2}$, зависимость подвижности носителей заряда от температуры не учитывалась.

Определяемый данными центрами тип проводимости, поведение при послеростовом отжиге позволяют предположить, что наблюдаемые мелкие центры относятся к группе термодоноров — примесно-дефектных комплексов, возникающих в обогащенных кислородом кристаллах кремния при их термообработке. Не ясна до конца роль Er в их формировании. Возможно, атомы Er, в силу их большего размера по сравнению с атомами Si, вносят заметные искажения в решетку кристалла Si и тем самым ускоряют генерацию термодоноров [15]. Отметим различие в составе мелких электрически активных центров, наблюдаемых в СМЛЭ-слоях, выращенных из разных источников Si:Er. Наиболее вероятная причина,

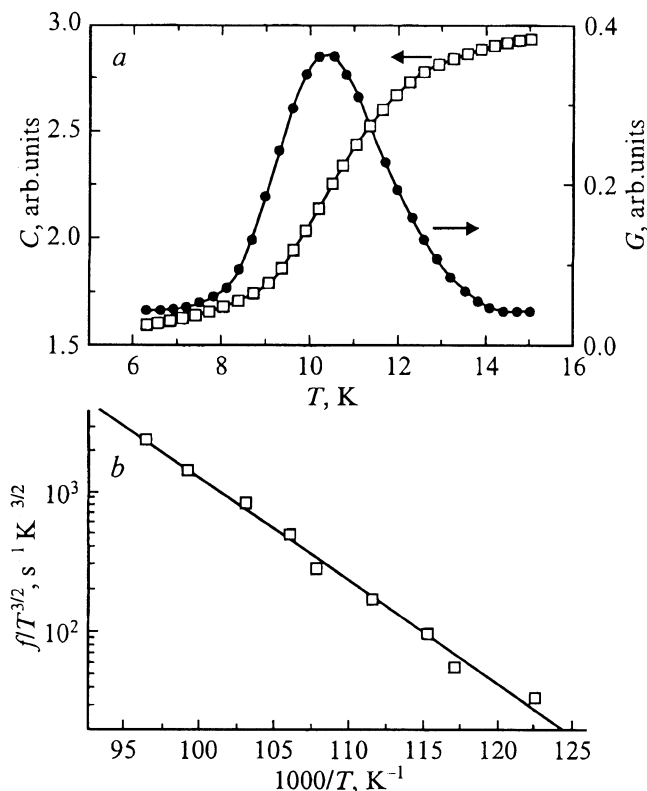


Рис. 3. Определение энергии ионизации мелких доноров по данным адмиттанс-спектроскопии: *a* — адмиттанс-спектры, *b* — прямая Аррениуса. Условия регистрации спектров: частота $f = 8 \cdot 10^2 - 8 \cdot 10^4$ Гц, напряжение $U = 0$.

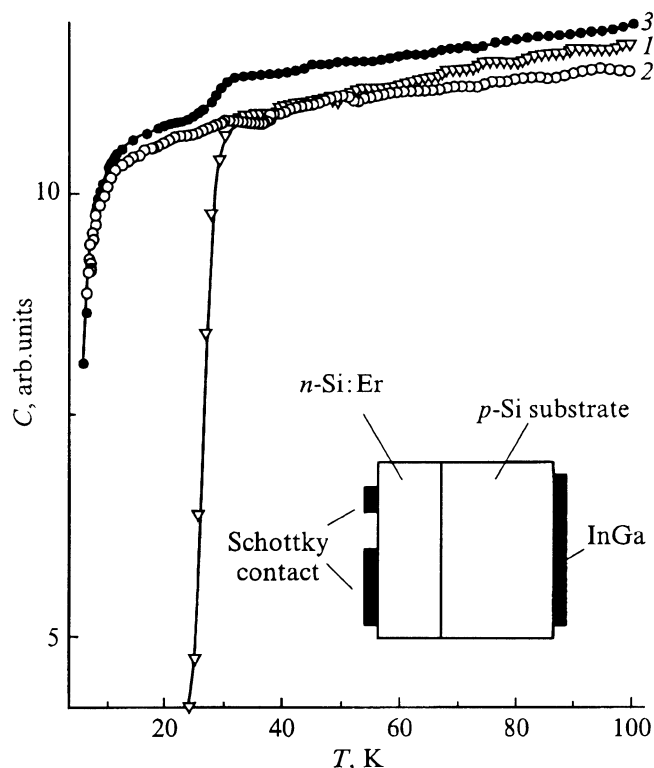


Рис. 4. Адмиттанс-спектры структуры Si:Er/Si при разных способах ее включения. Пояснения в тексте.

на наш взгляд, — влияние остаточных примесей, прежде всего O, C, N (и, возможно, примесей других легких элементов), которые могут входить в состав наблюдаемых мелких центров.

На рис. 4 приведены адмиттанс-спектры $C(T)$ структуры Si:Er/Si, выращенной методом СМЛЭ на высокоомной подложке КДБ-20 (см. вставку). Приведенные спектры интересны тем, что в зависимости от схемы включения структуры позволяют наблюдать вымораживание носителей на электрически активных центрах, локализованных как в подложке, так и в слое Si:Er. Если в качестве омического контакта используется In–Ga-контакт (рис. 4, кривая 1), то область электрической нейтральности диода включает в себя подложку и часть эпитаксиального слоя Si:Er, соединенные последовательно. В этом случае при понижении температуры происходит вымораживание носителей на примеси, обладающей большей энергией ионизации (бор в подложке). Если в качестве омического используется контакт Шоттки большой площади (планарное расположение контактов), то область электрической нейтральности не включает подложку, а включает только лишь часть эпитаксиального слоя, поэтому вымораживание носителей в подложке не оказывает влияния на измеряемую барьерную емкость (рис. 4, кривая 2). В этом случае мы наблюдаем вымораживание носителей на мелких центрах, локализованных в эпитаксиальном слое Si:Er, при более низкой температуре, что свидетельствует о меньшей энергии ионизации

данных электрически активных центров по сравнению с бором. При параллельном включении подложки и эпитаксиального слоя в области электрической нейтральности (рис. 4, кривая 3) мы наблюдаем вымораживание носителей на примесях, локализованных как в подложке, так и в слое Si:Er. Вымораживание в подложке выражено слабее, поскольку при этой температуре эпитаксиальный слой представляет собой хорошо проводящий параллельный (шунтирующий) канал.

4. Заключение

Наиболее существенное отличие исследованных СМЛЭ-структур от структур, получаемых методом ионной имплантации, состоит в следующем. В имплантированных слоях уверенно регистрируются ГУ в диапазоне энергий ионизации 0.1–0.2 эВ, в том числе уровень E_C – 0.15 эВ, который, согласно существующим представлениям, ответствен за передачу возбуждения ионам Er^{3+} в имплантированных слоях [16]. В СМЛЭ-слоях, несмотря на интенсивную фотолюминесценцию, связанную с оптически активными ионами Er^{3+} , не удается зарегистрировать ГУ в том же диапазоне энергий ионизации. Так, в структуре Si:Er/Si, показывающей интенсивную эрбиевую фотолюминесценцию, при полной концентрации эрбия $N_{Er}^{tot} = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ концентрация оптически активных центров, связанных с эрбием, при температуре жидкого гелия составила $N_{Er}^{opt} = 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ [17]. Концентрация ГУ с энергией ионизации в диапазоне 0.1–0.3 эВ, которые могли бы участвовать в передаче энергии ионам Er^{3+} (по механизму захвата экситона на ГУ, описанному в [16,18]), по данным РСГУ, составила $N_{Er}^{el} < 1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$. На наш взгляд, столь большое различие между концентрациями N_{Er}^{opt} и N_{Er}^{el} свидетельствует о существовании в СМЛЭ-слоях дополнительных (по сравнению с имплантационными слоями) каналов передачи возбуждения от электронной подсистемы кристалла Si ионам Er^{3+} , не связанных с уровнем E_C – 0.15 эВ.

Авторы выражают признательность Ю.А. Карпову (Институт химических проблем микроэлектроники, Москва) за предоставление источников для процесса СМЛЭ.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 99-02-17750, 99-03-32757, 01-02-16439), INTAS (грант 99-01872) и MWO (проект 047.009.013).

Список литературы

- [1] J. Stimmer, A. Reittinger, J.F. Nutzel, G. Abstreiter, H. Holzbrecher. Ch. Buchal. Appl. Phys. Lett., **68**, 3290 (1996).
- [2] R. Serna, J.H. Shin, M. Lohngmeier, E. Vlieg, A. Polman, P.F.A. Alkemade. J. Appl. Phys., **79**, 2658 (1996).
- [3] В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова. ФТП, **34**, 519 (2000).

- [4] M. Stepikhova, A. Andreev, B. Andreev, Z. Krasil'nik, V. Shmagin, V. Kuznetsov, R. Rubtsova, W. Jantsch, H. Ellmer, L. Palmetschoffer, H. Preier, Yu. Karpov, K. Piplits, H. Hutter. *Acta Phys. Polon. A*, **94**, 549 (1998).
- [5] А.Ю. Андреев, Б.А. Андреев, М.Н. Дроздов, В.П. Кузнецов, Н.Г. Калугин, З.Ф. Красильник, Ю.А. Карпов, Р.А. Рубцова, М.В. Степихова, Е.А. Ускова, В.Б. Шмагин, Е. Хельмут, Л. Пальметсхоффер, К. Пиплитц, Х. Хайнц. *ФТП*, **33**, 156 (1999).
- [6] B.A. Andreev, A.Yu. Andreev, H. Ellmer, H. Hutter, Z.F. Krasil'nik, V.P. Kuznetsov, S. Lanzerstorfer, L. Palmetschoffer, K. Piplits, R.A. Rubtsova, N.S. Sokolov, V.B. Shmagin, M.V. Stepikhova, E.A. Uskova. *J. Cryst. Growth*, **201/202**, 534 (1999).
- [7] M.V. Stepikhova, B.A. Andreev, V.B. Shmagin, Z.F. Krasil'nik, V.P. Kuznetsov, V.G. Shengurov, S.P. Svetlov, W. Jantsch, L. Palmetschoffer, H. Ellmer. *Thin Sol. Films*, **381**, 164 (2001).
- [8] M. Stepikhova, B. Andreev, Z. Krasil'nik, A. Soldatkin, V. Kuznetsov, O. Gusev. *Mater. Sci. Eng. B*, **81** (1–3), 67 (2001).
- [9] В.Б. Шмагин, Б.А. Андреев, А.В. Антонов, З.Ф. Красильник, М.В. Степихова, В.П. Кузнецов, Е.А. Ускова, О.А. Кузнецов, Р.А. Рубцова. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **65**, 276 (2001).
- [10] D.V. Lang. *J. Appl. Phys.*, **45**, 3023 (1974).
- [11] V.P. Kuznetsov, A.Yu. Andreev, O.A. Kuznetsov, L.E. Nikolaeva, T.M. Sotova, N.V. Gudkova. *Phys. St. Sol. (a)*, **127**, 371 (1991).
- [12] Л.С. Берман, А.А. Лебедев. *Емкостная спектроскопия глубоких центров в полупроводниках* (Л., Наука, 1981).
- [13] С.В. Булярский, Н.С. Грушко. *Генерационно-рекомбинационные процессы в активных элементах* (М., Изд-во МГУ, 1995) гл. 1, с. 23.
- [14] F.Y.G. Ren, J. Michel, Q. Sun-Paduan, B. Zheng, H. Kitagawa, D.C. Jacobson, J.M. Poate, L.C. Kimerling. In: *Rare Earth Doped Semiconductors*, ed. by G.S. Pomrenke, P.B. Klein, and D.W. Langer [Mater. Res. Soc. Symp. Proc. (Pittsburgh)], **422**, 1996] p. 87.
- [15] V.V. Emtsev, V.V. Emtsev jr., D.S. Poloskin, E.I. Shchek, N.A. Sobolev, J. Michel, L.C. Kimerling. *ФТП*, **33**, 1192 (1999).
- [16] S. Libertino, S. Coffa, G. Franzo, F. Priolo. *J. Appl. Phys.*, **78**, 3867 (1995).
- [17] Б.А. Андреев, М.С. Бреслер, О.Б. Гусев, З.Ф. Красильник, В.П. Кузнецов, А.О. Солдаткин, И.Н. Ясисевич. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **65**, 271 (2001).
- [18] М.С. Бреслер, О.Б. Гусев, Б.П. Захарченко, И.Н. Ясисевич. *ФТП*, **38**, 1474 (1996).

Редактор Л.В. Шаронова

Electrically active centers in light emitting Si:Er layers grown with sublimation molecular beam epitaxy

V.B. Shmagin, B.A. Andreev, A.V. Antonov,
Z.F. Krasil'nik, V.P. Kuznetsov*, O.A. Kuznetsov*,
E.A. Uskova*, C.A.J. Ammerlaan†, G. Pensl‡

Institute for Physics of Microstructures,
Russian Academy of Sciences,
603950 Nizhny Novgorod, Russia

* Physicotechnical Institute,
N. Novgorod State University,
603600 Nizhny Novgorod, Russia

† Van der Waals–Zeeman Institute,
University of Amsterdam,
1018 XE Amsterdam, The Netherlands

‡ Institute of Applied Physics,
University of Erlangen-Nurnberg,
Gebäude A3, D-91058, Erlangen, Germany

Abstract The electrically active defects in light-emitting Si:Er layers grown on Si substrates with sublimation molecular-beam epitaxy (SMBE) are investigated using admittance spectroscopy with temperature scanning and deep level transient spectroscopy. The total concentration of electrically active defects is defined by shallow donors with the ionization energy from 0.016 to 0.045 eV. The growth and post-growth annealing influence on electrically active defects in SMBE Si:Er layers is investigated. The essential difference between deep defects formed in SMBE and ion implanted Si:Er layers is found. It is supposed that there are additional channels of the energy transfer to Er^{3+} ions, not connected with energy level $E_C - 0.15$ eV, in SMBE Si:Er layers.