

нансных мод в спектрах излучения одиночной МТ. Метод изготовления таких структур является уникальным для получения высококачественных малых трехмерных трубчатых микрорезонаторов с сильно поляризованным излучением. Ускорение спада ФЛ, наблюдаемое при высоком уровне возбуждения, подтверждает возникновение низкопорогового усиления спонтанного излучения от одиночной МТ. Изготовленные высокодобротные структуры имеют существенный потенциал для их применения в фотонике, поскольку они могут являться основой дешевых микрорезонансных структур и микролазеров, совместимых с телекоммуникационными оптоволоконными линиями.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- Vahala K.J. Optical microcavities // Nature.- 2003.- V.424, N 6950.- P.839-846.
- Core-resonance capillary-fiber whispering-gallery-mode laser / Knight J.C., Driver H.S.T., Hutcheon R.J., Robertson G.N. // Opt. Lett.- 1992.- V. 17, N 18.- P. 1280-1286.
- Moon H.-J., Chough Y.-T., An K. Cylindrical Microcavity Laser Based on the Evanescent-Wave-Coupled Gain // Phys. Rev. Lett.- 2000.- V.85, N 15.- P. 3161-3164.
- Evanescent-wave pumped cylindrical microcavity laser with intense output radiation Shevchenko A., Lindfors K., Bucher C.K., Kaivola M. // Opt. Commun.- 2005.- V. 245, N 1-6.- P. 349-353.
- Wallingford R.A., Ewing A.G. Capillary zone electrophoresis with electrochemical detection in 12.7 μm diameter columns // Anal. Chem.- 1988.- V. 60.- P.1972-1975.
- Blair S., Chen Y. Resonant-Enhanced Evanescent-Wave Fluorescence Biosensing with Cylindrical Optical Cavities // Appl. Opt.- 2001.- V. 40, N 4.- P. 570-582.
- Hunter B.V., Bickel W.S. Angular distribution of fluorescence from dye-filled capillaries // Appl. Opt.- 1994.- V. 33.- P. 8387-8392.
- Optical Modes in Semiconductor Microtube Ring Resonators / Kipp T., Welsch H., Strelow C.H. et al. // Phys. Rev. Lett.- 2006.- V. 96, N 7.- P. 077403 -07407.
- Nogami M., Abe Y. Properties of sol-gel-derived $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ glasses using Eu^{3+} ion fluorescence spectra // J. Non-Cryst. Solids.- 1996.- V. 197, N 1.- P. 73-78.
- White Phosphors from a Silicate-Carboxylate Sol-Gel Precursor That Lack Metal Activator Ions /Green W.H., Le K.P., Grey J. et al. // Science.- 1997.- V. 276.- P.1826-1828.
- Raman scattering and Anti-Stokes emission from a single spherical microcavity with a CdTe quantum dot monolayer / Y.P.Rakovich, J.F.Donegan, N. Gaponik, A.L.Rogach // Appl. Phys. Lett.- 2003.- V. 83, N 13.- P. 2539-2541.
- Van de Hulst H.C. Light Scattering by Small Particles.- New York: Wiley, 1957.
- Barber P.W., Hill S.C. Light scattering by particles: computational methods.- Singapore.: World Scientific, 1990.-346 P.
- Dynamics of photoluminescence in medium-size CdSe quantum crystallites / P. Lefebvre, H. Methieu, J. Allegre et al.// Semicond. Sci. Technol.-1997.-Vol. 12.- P. 958-965.
- Heine G., Wandel K. The influence of chemisorption of oxygen on the luminescence of CdS single crystals// Phys. Stat. Sol.(a).-1973.-Vol.19, N2.-P.415-421.
- Morrison S.R. Mechanism of semiconductor gas sensor operation // Sensors and Actuators.-1987.- Vol. 11, N 3.- P. 283-287.
- Schubert R., Boer K.W. Desorption of oxygen and its influence on the electrical properties of CdS single crystal platelets // J. Phys. Chem. Solids.-1971.- Vol. 32, N 1.- P.77-92.

Статья поступила в редакцию 15.03.2007

УДК 535.337

Филонович С.А., Рибейро М., Аллуим П.

СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ ПЛЕНОК НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ НА ПЛАСТИКОВЫХ ПОДЛОЖКАХ МЕТОДОМ ГАЗОФАЗНОГО ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ

Введение

Солнечные батареи на гибких пластиковых материалах имеют новые преимущества (напр. упрощенная интеграция в фасады зданий и элементы одежды, легкость, мобильность и т.д.) перед стандартными солнечными батареями на кремнии, стекле или стали. Однако КПД солнечных батарей на пластиковой подложке значительно ниже аналогичных батарей на стандартных подложках [1].

Более того, наиболее эффективные солнечные элементы, использующие аморфный гидрогенизированный кремний (a-Si:H) и нанокристаллический гидрогенизированный кремний (nc-Si:H) в качестве внутреннего поглощающего (активного) слоя, выращенного методом осаждения из газовой фазы при помощи горячей проволоки (ОиГФ-ГП), используют легированные пленки, выращенные методом осаждения из газовой фазы при помощи плазмы (ОиГФ-П) [2, 3]. Солнечные батареи, в которых все слои (nc-Si:H n-типа, a- или nc-Si:H с собственной проводимостью, nc-Si:H p-типа) выращенные исключительно методом ОиГФ-ГП, как правило, структурно нестабильны и их воспроизводимость невысока [4, 5]. Тем не менее, метод ОиГФ-ГП имеет ряд преимуществ перед ОиГФ-П, а именно, более высокую (почти на порядок) скорость осаждения кремниевых пленок, отсутствие ионного бомбар-

дирования подложки и т.д.

В данной работе мы исследуем влияние концентрации легирующих газов (фосфина и диборана) на рост пленок nc-Si:H на пластиковых подложках при температуре осаждения 150°C.

1. Экспериментальная часть

Осаждение легированного nc-Si:H проводилось в вакуумной камере с начальным давлением $\leq 2 \times 10^{-7}$ тор. После напуска в камеру газов (силан – SiH_4 , водород – H_2 и фосфин – PH_3 или диборан – B_2H_6) давление устанавливалось на значении 40 мтор. Для разложения газов на составляющие их атомы и молекулы (каталитическая реакция) использовалась разогретая до 1750°C танталовая проволока ($d = 0.5$ мм, $l = 14$ см).

Легированные тонкие пленки nc-Si:H одновременно осаждались на полиэтилен нафталата (ПЭН), полиимид (ПИ) и стекло при температуре подложек 150 °C. Расстояние от проволоки до подложки составляло 4.5 см. Для получения nc-Si:H n- и p-типа в газовую смесь силана и водорода добавлялся фосфин или диборан соответственно.

В данной работе описываются результаты измерений трех типов образцов. Первая серия образцов (легированная серия) выращивалась при постоянной концентрации водорода в газовой смеси $D_H = 95\% [D_H = F_{H_2}/(F_{SiH_4} + F_{H_2} + F_{dopant}) \times 100\%,$

Филонович С.А., Рибейро М., Аллуим П., физический факультет, университет Миньо, Кампус Азурем, 4800-058 Гирамаеш, Португалия.

где F скорости потока газа], но при разной концентрации легирующих газов R , ($R = F_{\text{легир.газ}}/F_{\text{SiH}_4} \times 100\%$). Осаждение пленок второй серии образцов (серия вариации D_H) проводилось при постоянном R , но при различной концентрации водорода D_H в газовой смеси. Толщина тонких пленок в этих двух сериях образцов оставалась практически постоянной (170 - 190 нм). Третий комплект образцов состоит из пленок с разной толщиной (серия толщины), выращенных при одинаковых условиях ($R = 2\%$, $D_H = 95\%$ для пленок n - и p -типа).

Из спектра оптического пропускания извлекались значения ширины запрещенной зоны при прямых оптических переходах, E_{opt} , и оценивалась толщина пленок. Темновая проводимость, σ_d , для большинства образцов измерялась при комнатной температуре в планарной геометрии, а в некоторых образцах в направлении, перпендикулярном слою кремния. Для вычисления энергии активации темновой проводимости, E_a ($E_a = E_C - E_F$, где E_C - дно зоны проводимости, а E_F - уровень Ферми) использовались результаты измерений темновой проводимости при различных температурах (от 20°C до 95°C). E_a определялась из формулы $\sigma_d = \sigma_0 \exp[-E_a/(k_B T)]$, где k_B - постоянная Больцмана, T - абсолютная температура, а σ_0 - проводимость при $E_F = E_C$.

Рамановская спектроскопия использовалась для оценки степени кристалличности (X_C) nc -Si:H пленок [6]. Под кристалличностью стоит понимать объемную долю кристаллической фазы кремния. Для определения X_C , спектр комбинационного рассеяния разлагался на два гаусовых пика: один в районе 520 см^{-1} , соответствующий значению поперечного оптического (ПО) фонона кристаллического кремния, а другой в районе 480 см^{-1} , соответствующий ПО фонону аморфной фазы кремния. После того, как были определены значения интенсивностей соответствующих пиков, степень кристалличности рассчитывалась с помощью формулы $X_C = I_{520}/(I_{520} + I_{480})$.

Внедрение примесей в nc -Si:H анализировалось с помощью вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС).

2. Результаты

2.1. Легированная серия

Рисунок 1(а) демонстрирует зависимость X_C от R . При низких значениях R ($< 1\%$) X_C стремится к значениям, типичным для nc -Si:H пленок с собственной проводимостью. При увеличении концентрации примесей кристалличность кремниевых пленок постепенно уменьшается как для n - так и для p - типа, что противоречит результатам исследований изложенных в [7], где авторы не обнаружили изменения X_C с увеличением R_{PH_3} . Ширина запрещенной зоны, E_{opt} , также уменьшается с увеличением R с 2.67 эВ для безпримесного nc -Si:H до 2.14 (2.08) эВ для пленок с примесью бора (фосфора) при $R = 3.5\%$. Данные, полученные из результатов анализа ВИМС, указывают на увеличение внедрения атомов фосфора и бора при увеличении R . Из вышеуказанных результатов можно сделать вывод, что увеличение концентрации атомов примеси в кристаллической решетке кремния ведет к аморфизации структуры пленок вследствие локальной деформации, вызванной атомами примеси.

На рис. 1(б) и 1(в) изображены зависимости темновой проводимости σ_d , измеренные при комнатной температуре, и энергии активации, E_a , пленок nc -Si:H с примесной проводимостью p - и n -типа выращенных на ПЭН, ПИ и стекле от концентрации легирующих газов. Как видно из рисунка 1(б), значение σ_d пленок как p -, так и n -типа, выращенных на пластиковых под-

ложках, в основном выше, чем для аналогичных слоев, выращенных на стеклянной подложке. Наивысшее значение σ_d для легированных слоев на ПЭН достигается при $R = 2.5\%$ в случае кремния p -типа ($\sigma_d = 2.8 \text{ (Ом}\times\text{см)}^{-1}$) и $R = 2.0\%$ для кремния n -типа ($\sigma_d = 4.7 \text{ (Ом}\times\text{см)}^{-1}$).

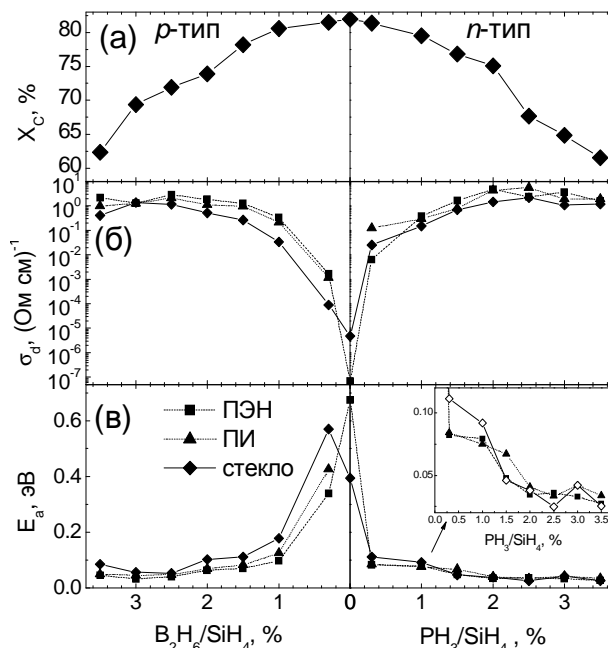


Рис. 1. Кристалличность (а), темновая проводимость (б) и энергия активации (в) кремниевых пленок с примесью бора (слева) и фосфора (справа), осажденных на ПЭН, ПИ и стекле при $D_H=95\%$ в зависимости от концентрации легирующих газов R

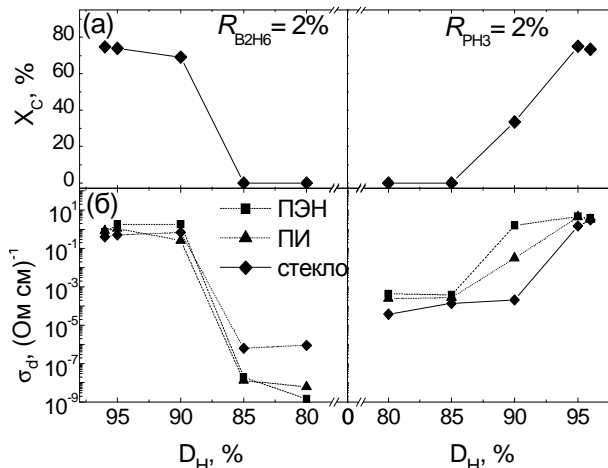


Рис. 2. Кристалличность (а), темновая проводимость (б) кремниевых пленок с примесью бора (слева) и фосфора (справа), выращенных на ПЭН, ПИ и стекле при постоянном значении R в зависимости от концентрации водорода D_H

несмотря на то, что X_C постепенно уменьшается с увеличением R , σ_d на 5 порядков выше при $R \sim 1.5\%$, чем для $R = 0$ (nc -Si:H с собственной проводимостью). Этот рост проводимости является следствием увеличения числа активных примесей в пленках кремния, что подтверждается значительным уменьшением E_a при одновременном росте σ_d (см. рис.1(с)).

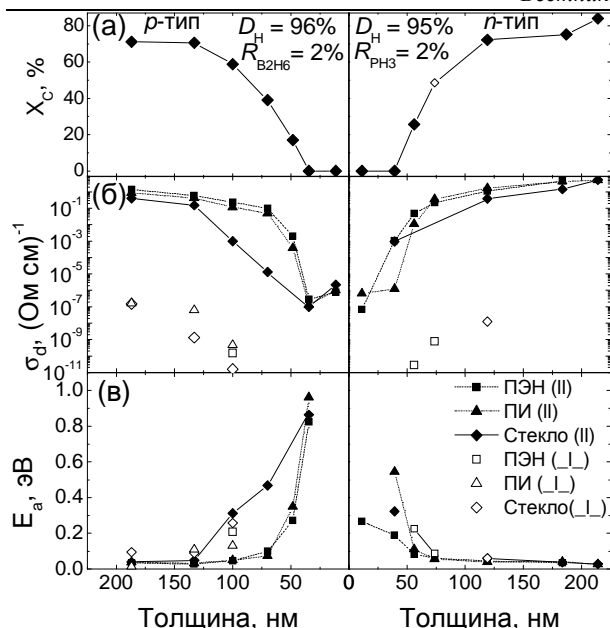


Рис. 3. Кристалличность (а), темновая проводимость (б) и энергия активации (в) кремниевых пленок с примесью бора (слева) и фосфора (справа) в зависимости от толщины. В (б) и (в) сплошные символы относятся к значениям σ_d и E_a , измеренным в планарной геометрии, а пустые значки к σ_d and E_a в перпендикулярном направлении

2.2. Серия вариации D_H

Как видно из рис. 2(а), пленки с примесью бора (слева) демонстрируют резкий рост X_C при увеличении D_H с 85 до 90%, в то время как для пленок n -типа переход от аморфного состояния к нанокристаллическому более плавный. Значения σ_d (рис. 2(б)) коррелируют с X_C , увеличиваясь с $\sigma_d \sim 10^{-8}$ (Ом×см)⁻¹ для аморфных пленок до $\sigma_d = 2.8$ (Ом×см)⁻¹ в pc -Si:H p -типа и с $\sigma_d \sim 10^{-4}$ (Ом×см)⁻¹ до $\sigma_d = 4.8$ (Ом×см)⁻¹ в pc -Si:H n -типа. σ_d пленок выращенных на стеклянной подложке и ПИ, как правило, меньше аналогичных пленок, выращенных на ПЭН.

2.3. Серия различной толщины

Кремниевые пленки n - и p -типа малой толщины (до 40 нм) выращенные при условиях роста нанокристаллического кремния демонстрируют электрические и структурные свойства легированного аморфного кремния. В частности, наблюдается типичный для a -Si:H рамановский спектр (не приведенный здесь), низкое значение σ_d и высокая E_a , по сравнению с легированным pc -Si:H. С увеличением толщины

наблюдается постепенное увеличение степени кристалличности X_C с 0 до 70-75% (см. рис. 3(а)). В то же время σ_d постепенно увеличивается на 7 порядков, как видно из рисунка 3(б). Тем не менее, если σ_d измеряется в направлении, перпендикулярном слою ($\sigma_{d\perp}$ - пустые значки на рис. 3 (б)), то для образцов с наибольшим значением проводимости в планарной геометрии $\sigma_{d\perp}$ остается на уровне легированного a -Si:H. Это может означать, что транспорт носителей заряда в перпендикулярном направлении контролируется аморфным инкубационным слоем и/или сформировавшейся на поверхности пленки окисью кремния. Уменьшение $\sigma_{d\perp}$ с толщиной происходит, вероятно, из-за увеличения вклада в сопротивление образца слоя с окислом кремния, т.к. при уменьшении толщины образца толщина поверхностного окисла остается постоянной. Тем не менее, E_a измеренная в планарной и перпендикулярной геометрии остается практически без изменений (рис. 3(в)).

Заключение

Пленки нанокристаллического гидрогенизированного кремния, легированные молекулами бора и фосфора, выращенные методом ОиГФ-ГП при температуре подложки 150°С на ПЭН и ПИ, демонстрируют высокую электрическую проводимость, необходимую для применения в различных устройствах (солнечные элементы, тонкопленочные транзисторы). В данных экспериментах максимальное значение σ_d для кремниевых пленок, осажденных на ПЭН n -типа, достигло 4.7 (Ом×см)⁻¹, а для пленок p -типа 2.8 (Ом×см)⁻¹. Увеличение B_2H_6 или PH_3 в газовой фазе ведет к уменьшению степени кристалличности в пленках. Толщина инкубационного аморфного слоя для pc -Si:H пленок n - и p -типа составляет не более 50 нм.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. P. Pernet, R. Felder, M. Goetz, H. Keppner, D. Fischer, A. Shah, Proc. of 14th ECPV Solar Energy Conf. 1997, 2339
2. S. Klein, F. Finger, R. Carius, B. Rech, L. Houben, M. Luysberg, M. Stutzmann, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 715 (2002) A26.2.
3. B. Schröder, Thin Solid Films, 430 (2003) 1.
4. C. Mukherjee, U. Weber, H. Seitz, B. Schröder, Thin Solid Films 395 (2001) 310.
5. D. Grunsky, M. Kupich, B. Schröder, Thin Solid Films 501 (2006) 280.
6. M. Ledinský, L. Fekete, J. Stuchlík, T. Mates, A. Fejfar and J. Kočka, J. of Non-Cryst. Solids, 352 (2006) 1209.
7. C. Voz, D. Peiró, J. Bertomeu, D. Soler, M. Fonrodona, J. Andreu, Mater. Sci.Eng. B69-70 (2000) 278.

Статья поступила в редакцию 13.03.2007

УДК 531

Чопчиц И.Н., Чопчиц Н.И.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОПЕРЕЧНО-ВОЛНОВЫХ ДВИЖЕНИЙ С ПЕРЕНОСОМ МАССЫ

Введение

Помимо традиционных волновых движений, сопровождающихся переносом энергии-импульса, но не сопровождающихся дальним переносом массы (в нерелятивистском смысле), значительный интерес представляют волновые движения, в которых частицы, участвующие в этих движениях, коллективно перемещаются на сколь угодно большие рас-

стояния. Типичным примером поперечно-волнового движения такого типа является движение гибкой нити на шероховатой поверхности под действием внутренних изгибающих моментов с периодической зависимостью от времени и лонгальной лагранжевой координаты вдоль нити. Ввиду сложности уравнений описывающих движение системы даже для простейших законов изменения изгибающих моментов, доступ-

Чопчиц Игнатий Николаевич, студент факультета электронно-информационных систем БрГТУ.

Чопчиц Николай Игнатьевич, доцент кафедры физики БрГТУ.

Беларусь, Брестский государственный технический университет, 224017, г. Брест, ул. Московская 267.