



ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК ДЛЯ СОЗДАНИЯ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Ф.Абасов, Б.Наджафов, д.ф.-м.н.,
Институт радиационных проблем НАН
Азербайджана, Баку

Основа фотовольтаики – солнечные элементы, преобразующие солнечное излучение в электрическую энергию. Современная цивилизация рассматривает Солнце как источник энергии, альтернативный добыче полезных ископаемых. Несмотря на кажущуюся простоту, большинство производимых элементов имеют относительно низкий КПД преобразования солнечной энергии в электрическую. Разработанная технология получения элементов на основе пленок гидрогенизированного аморфного и нанокристаллического сплава кремний–углерод приводит к увеличению КПД до 11,2%.

Приведены результаты исследований различных параметров пленок аморфного и нанокристаллического сплава кремний–углерод ($a\text{-nc-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ ($x=0\div 1$)), легированного фосфором (PH_3) и бором (B_2H_6). Были изучены свойства таких пленок, полученных на различных подложках из кварца, стекла и кремния с покрытием Fe, Al, Pd, Ni, Ti, Ag. С помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) была изучена морфология полученных нанотрубок, длина которых составила 1–4 мкм. Также изучены структурные свойства пленок с помощью ИК-спектроскопии и рентгеновской дифрактометрии. Обнаружено, что изменение в широком диапазоне рабочих параметров при синтезе пленок (внутреннего диаметра сопла электрода, скорости потока метана и температуры подложки) позволяет получить разные углеродные микроstructures – алмазоподобные частицы, углеродные нанопроволоки, различные типы углеродных нанотрубок и конусообразные микрочастицы кремния. Созданы каскадные солнечные элементы площадью $S=1,2\text{ см}^2$ со структурами /ОИО/ $p^+a\text{-SiC:H}/i\text{-}a\text{-Si:H}/n^+\text{-nc-Si:H}/p^+\text{-nc-Si:H}/i\text{-}nc\text{-Si:H}/n^+\text{-nc-Si:H}/\text{Ag/Al}$. Их коэффициент полезного действия достигает величины 11,2%.

FORMATION OF THIN FILMS FOR CREATION OF SOLAR CELLS

F.Abasov, B.Najafov, Doctor of Physical-Mathematical
Sciences
Institute of Radiation Problems of Azerbaijan National
Academy of Sciences, Baku

Developed technology for producing photovoltaic components on the basis of hydrogenised amorphous and nanocrystalline silicon-hydrogen compound thin-films leads to an 11.2 percent increase of solar energy to electricity conversion.

We have studied various film parameters of the amorphous and nanocrystalline alloy of silicon-carbon ($a\text{-nc-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ ($x=0\div 1$)) doped with phosphorus (PH_3) and boron (B_2H_6). We have studied also the properties of the films obtained on various substrates of quartz, glass and silicon coated with Fe, Al, Pd, Ni, Ti, Ag. The morphology of the obtained nanotubes which length is 1–4 microns has been studied by means of translucent electron microscopy (TEM). Also, the structural properties of the films were studied by means of infrared spectroscopy and X-ray diffraction. We found out that changing of the synthesis parameters (inner diameter of the electrode nozzle, the flow rate of methane and substrate temperature) in the wide range; allow to obtain such carbon microstructures as diamond particles, carbon nanowires, different types of carbon nanotubes and cone-shaped micro particles of Silicon. There were created the tandem-type solar cells with area of $S=1,2\text{ cm}^2$, with structures /OIO $p^+a\text{-SiC:H}/i\text{-}a\text{-Si:H}/n^+\text{-nc-Si:H}/p^+\text{-nc-Si:H}/i\text{-}nc\text{-Si:H}/n^+\text{-nc-Si:H}/\text{Ag/Al}$ and having efficiency coefficient of 11.2%.

INTRODUCTION

The films of hydrogenated amorphous and nanocrystalline alloy of silicon-carbon ($a\text{-nc-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ ($x=0\div 1$)) as compared with the films of amorphous silicon and germanium have larger band gap and better optoelectronic properties in the visible spectrum, and also are more stable thermodynamically and radiation-resistant [1–2]. These properties allow using them in the number of nano- and microelectronics areas, as well as for creation of solar cells [3–5].

Experiments show that having changed the process parameters and conditions, the amorphous



ВВЕДЕНИЕ

Пленки гидrogenизированного аморфного инанокристаллического сплава кремния-углерода ($a\text{-nc-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ ($x=0\div 1$)) в сравнении с пленками аморфного кремния и германия обладают большей шириной запрещенной зоны и имеют лучшие оптоэлектронные свойства в видимой части спектра. Согласно данным [1-2], они также термодинамически более стабильны и радиационно-стойки. Эти свойства позволяют использовать их в приборах нано- и микроэлектроники, а также в конструкции солнечных элементов [3-5].

Результаты экспериментов показывают, что, изменяя технологические параметры и условия синтеза, можно осаждать аморфные пленки в различных структурных фазах. Кроме этого, в зависимости от условий осаждения, как сами структуры пленок, так и их оптоэлектронные свойства проявляют различия. Они зависят от скорости осаждения, температуры подложки, типа подложки и геометрии металлических покрытий.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ И РЕЗУЛЬТАТЫ

В статье рассмотрены некоторые параметры тонких пленок аморфного и нанокристаллического кремния-углерода $a\text{-nc-(Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ ($x=0\div 1$)). Также рассмотрен механизм легирования данной пленки фосфором (PH_3) и бором (B_2H_6). Были изучены свойства таких пленок, полученных на различных подложках из кварца, стекла и кремния с покрытием Fe, Al, Pd, Ni, Ti, Ag. Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) изучена морфология полученных нанотрубок, длина которых, в зависимости от условий осаждения, составляет 1-4 мкм. Структурные свойства пленок анализировались методом ИК-спектроскопии и методом рентгеновской дифрактометрии (РД). Замечено, что, в зависимости от условий получения пленки, происходит такое изменение

films are deposited at different structural phases. Furthermore, depending on the deposition conditions, both the film structures themselves as well as their optoelectronic properties strongly depend on the deposition rate, substrate temperature, substrate type and geometry of the metal coatings.

In this research there have been also studied some parameters of thin films of amorphous and nanocrystalline alloy of silicon-carbon $a\text{-nc-(Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$, ($x=0-1$)). There has been also studied the process of this film doping with phosphorus (PH_3) and boron (B_2H_6). The morphology of the received nanotubes, the length of which depending on the deposition conditions, is 1-4 microns has been studied by means of translucent electron microscopy method (TEM). Structural properties of the films were analyzed by infrared spectroscopy and X-ray diffraction (XRD) method. It was noted that depending on the conditions of film formation, there occurs such change of parameters, which is characteristic for nanocrystalline thin films.

EXPERIMENTAL PART AND RESULTS

In this research we studied the films of amorphous and nanocrystalline alloy of silicon-carbon $a\text{-nc-(Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ ($x=0-1$)) doped with phosphorus (PH_3) and boron (B_2H_6) on various substrates of quartz, glass and silicon coated with Fe, Al, Pd, Ni, Ti, Ag.

Since Al and Ag have small diffusion barriers and poor wetting of surface with single-walled carbon nanotubes (SWCNTs), they tend to aggregation and formation of large clusters. On the other hand, the binding energy between Fe and SWCNT is large, but because of the large corrosion energy and poor wetting Fe can form isolated clusters. It should be noted that the SWCNTs are obtained using gas mixture of CH_4 and Ar. Microplasma HF jet is generated under atmospheric pressure by means



параметров, которое характерно для нанокристаллических тонких пленок.

Поскольку Al и Ag имеют небольшие диффузионные барьеры и обладают плохим смачиванием поверхности с одностеночными углеродными нанотрубками (ОСУНТ), они стремятся к агрегации и образованию больших кластеров. С другой стороны, энергия связи между Fe и ОСУНТ велика, но из-за большой энергии коррозии и плохого смачивания Fe может образовываться изолированные кластеры. Отметим, что ОСУНТ образуются при синтезе пленок с использованием газовой смеси CH_4 и Ag. Струю ВЧ-микроплазмы генерируют при атмосферном давлении с помощью однотрубчатого электрода и направляют на подложку нк-Si, покрытую пленкой Fe.

Изменяя при синтезе пленок в широком диапазоне рабочие параметры (внутренний диаметр сопла электрода, скорость потока метана и температуру подложки), получали разные углеродные микроstructures – алмазоподобные частицы, углеродные нанопроволоки, углеродные нанотрубки и конусообразные микрочастицы Si.

Было изучено влияние условий роста, скорости потока метана и типа подложки на распределение структур и свойства двухступенчатых углеродных нанотрубок (ДУН). Обнаружено, что ДУН с преимущественно полупроводниковыми свойствами образуются, когда скорость потока равна $600 \text{ см}^3/\text{мин}$. При увеличении скорости потока до $700 \text{ см}^3/\text{мин}$ образуется смесь одностенных и двустенных нанотрубок, большинство из которых проявляют свойства полупроводников. Наоборот, при низких скоростях ($300\text{--}500 \text{ см}^3/\text{мин}$) в структуре пленки преобладают металлические многостенные углеродные нанотрубки. Длина полученных нанотрубок составляет $1\text{--}4 \text{ мкм}$.

Измерение размеров кристаллических зерен показало, что в пленках, полученных из газовой смеси $\text{SiH}_4 + \text{H}_2\text{PH}_3$ или $\text{SiH}_4 + \text{H}_2 + \text{B}_2\text{H}_6$ на кварцевой или кремниевой подложках, с увеличением концентрации PH_3 средний размер зерен (d) уменьшается. При этом уменьшается и доля кристаллических зерен объема (V_c). При легировании бором, с увеличением концентрации B_2H_6 значение d варьируется, а V_c – уменьшается.

В нанокристаллических пленках SiC толщиной $0,5\text{--}1 \text{ мкм}$, полученных в плазме $80\%\text{H}_2 + 20\%\text{Ar}$ на подложке из кварца, при повышении температуры подложки от 200 до 600°C наблюдалось увеличение плотности нанокристаллов

of single-tube electrode and is directed onto Si substrate coated with Fe film.

Having changed the synthesis parameters within a wide range (the inner diameter of the electrode nozzle, the flow rate of methane and substrate temperature), there were obtained such carbon microstructures as diamond particles, carbon nanowires, carbon nanotubes, cone-shaped Si microparticles.

Also it has been studied the influence of growth conditions, the flow rate of methane and the type of substrate on the distribution of structures and properties of two-stage carbon nanotubes (TCN). At flow rate of $600 \text{ см}^3/\text{мин}$ there are formed TCN mainly with semiconducting properties. At higher flow rate ($700 \text{ см}^3/\text{мин}$) there is formed a mixture of single- and double-walled nanotubes, most part of which are semi conductive. At lower flow rates ($300\text{--}500 \text{ см}^3/\text{мин}$) metallic multiwall carbon nanotubes are preferably formed. The length of the obtained nanotubes is $1\text{--}4 \text{ }\mu\text{m}$.

It was found out that in obtained from gas mixtures $\text{SiH}_4 + \text{H}_2\text{PH}_3$ or $\text{SiH}_4 + \text{H}_2 + \text{B}_2\text{H}_6$ on quartz or Si substrate films in case of PH_3 concentration increase, the average grain size (d) and the proportion of crystal grain of volume (V_c) is decreased. When doped with boron, in case of B_2H_6 concentration increase, the d value is changed, and V_c value is decreased.

In nanocrystalline SiC films with thickness of $0,5\text{--}1 \text{ }\mu\text{m}$ those obtained from plasma $80\%\text{H}_2 + 20\%\text{Ar}$ on quartz substrate, in case of substrate temperature increase from 200 to 600°C , an increase of SiC nanocrystals density has been observed, which average size was $\sim 12\text{--}24 \text{ nm}$ [2]. These results were also verified by method of infrared absorption spectra. Based on these results, it can be stated that the monohydride Si-H and dihydride Si-H_2 , act integrally as space barrier in the volumes of films and they change the growth of nanocrystals (Fig. 1) [6].

Let's use the representation of Bragg-Wolf in order to analyze the pattern formed on Debye powder diagram. To obtain a certain order of reflection of some series of densities the crystal should be oriented in such a way that these planes could form with the incident beam the θ angle, which satisfies the equation:

$$2d \sin \theta = n\lambda. \quad (1)$$

Knowing the striker angle and the wavelength it's possible to determine the diameter of



SiC. Их средний размер составлял ~12-24 нм [2]. Полученные результаты были перепроверены методом ИК-спектроскопии поглощения. Их совпадение дает все основания для утверждения, что моногидридные Si-H и дигидридные Si-H₂ пленки комплексно ведут себя как пространственный барьер в объеме пленок и изменяют рост нанокристаллов (рис.1) [6].

Для анализа картины, получаемой на дебаеграмме, воспользуемся представлением Брегга-Вульфа. Для получения отражения определенного порядка от некоторых серий плотностей, кристаллик должен быть ориентирован таким образом, чтобы эти плоскости составляли с падающим пучком угол θ , удовлетворяющий уравнению:

$$2d \sin \theta = n\lambda. \quad (1)$$

Зная угол падения пучка и длину волны, можно определить диаметр нанокристаллов. Пользуясь формулой (1) для каждой линии, можно определить отношение межкомплексного расстояния отражающей серии сеток к порядку отражения:

$$\frac{d}{n} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}. \quad (2)$$

nanocrystals from the equation (1). Using formula (1) for each line, it's possible to determine the ratio of the inter-complex distance of the reflective series of grids to the reflection order:

$$\frac{d}{n} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}. \quad (2)$$

Value $\frac{d}{n}$ for all lines is the final result obtained

directly from the diagram.

Amorphous triple components alloys $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ were obtained from gas mixtures of SiH₄, CH₃, H₂. Hydrogen was added in the following proportions:

$$\left[\frac{\text{PH}_2 + \text{CH}_4}{\text{H}_2} \right] = \frac{1}{20} \text{ for n-type of films,}$$

$$\left[\frac{\text{PH}_2 + \text{CH}_4}{\text{SiH}_4} \right] = \frac{1}{10} \text{ for p-type of films.}$$

$a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ and $nc\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ films are obtained in case of gas mixture deposition [SiH₄+CH₄]. It is

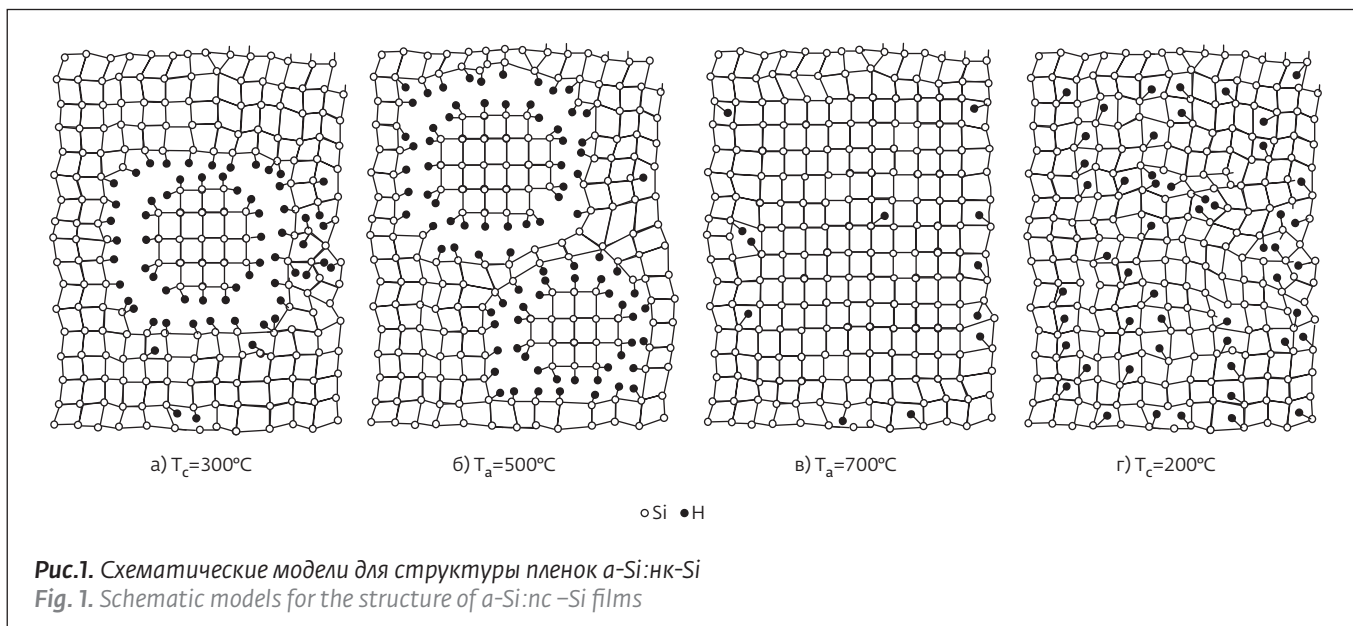


Рис.1. Схематические модели для структуры пленок *a-Si:nc-Si*
Fig. 1. Schematic models for the structure of *a-Si:nc-Si* films

Значение $\frac{d}{n}$ для всех линий является конеч-

ным результатом, полученным непосредственно из диаграммы.

Аморфные трехкомпонентные сплавы $a-Si_{1-x}C_x:H$ получались из газовых смесей SiH_4 , CH_4 и H_2 . Водород добавлялся в следующих соотношениях:

$$\frac{\left[\frac{PH_2 + CH_4}{H_2} \right]}{H_2} = \frac{1}{20} \text{ для } n\text{-типа пленок,}$$

$$\frac{\left[\frac{PH_2 + CH_4}{SiH_4} \right]}{H_2} = \frac{1}{10} \text{ для } p\text{-типа пленок.}$$

Пленки $a-Si_{1-x}C_x:H$ и $nc-Si_{1-x}C_x:H$ получают при осаждении газовой смеси $[SiH_4 + CH_4]$. Предполагается, что в пленках относительное содержание углерода и кремния должно соответствовать

пропорции: $\frac{(1-x)}{x}$. Легированный слой изготов-

лялся следующим образом: $\frac{B_2H_6}{SiH_4 + CH_4} = 0,01\%$, когда

$x=0-1$. Отметим, что полученные пленки, отличаются также по морфологию и по структуре.

Был проведен рентгеноструктурный анализ полученных пленок, а также снят спектр ИК-поглощения на спектрометре ИКС-29. С помощью анализа полуширины рентгеновских линий (дифракционным пиком отражения от плоскостей

assumed that in the films, the relative content of carbon and silicon should correspond to the ratio:

$\frac{(1-x)}{x}$. Doped layer was manufactured as follows:

$\frac{B_2H_6}{SiH_4 + CH_4} = 0,01\%$ and when $x=0-1$. It should be noted

that the obtained films also differ by morphology and structure.

There was performed X-ray diffraction analysis of the films, as well as there were measured infrared absorption spectra by means of spectrometer ИКС-29. Using the half-width analysis of X-ray lines (by diffraction peak of reflection from the planes $\langle 111 \rangle$, $\langle 220 \rangle$ and $\langle 311 \rangle$) there was calculated the average crystallite size (δ), which was 12 nm for films with area of 95 nm² and films doped with phosphorus by means of high frequency discharge capacity $W_{rf}=250$ W and the substrate temperature $T_a=600^\circ C$.

Distance of X-rays from planes $\langle 111 \rangle$ of crystalline silicon, angular peak positions 2θ , their height J_p and half-width $\Delta(2\theta)$, for doped and undoped films are different (Fig. 2). The figure shows the dependence of J_p , 2θ , and $\Delta(2\theta)$ for maximum reflection of X-rays with the planes $\langle 220 \rangle$ for undoped $nc-Si_{1-x}C_x:H$ films. Together with the annealing temperature increase in the range of $300-500^\circ C$, J_p value increases monotonically, while the half-width $\Delta(2\theta)$, which determines the size of the nanocrystals, up to the annealing temperature $T_a=500^\circ C$, remains constant. This means that together with the annealing temperature increase

$\langle 111 \rangle$, $\langle 220 \rangle$ и $\langle 311 \rangle$ рассчитан средний размер кристаллитов (δ). Для пленок площадью 95 nm^2 , легированных фосфором, при соответствующих условиях синтеза (мощность высокочастотного разряда $W_{\text{rf}}=250 \text{ Вт}$, температура подложки $T_a=600^\circ\text{C}$) $\delta=12 \text{ нм}$.

Расстояния рентгеновского излучения от плоскостей $\langle 111 \rangle$ кристаллического кремния, угловые положения пиков 2θ , их высота I_p и полуширина $\Delta(2\theta)$ для легированных и нелегированных пленок различаются. На рис.2 показаны зависимости I_p , 2θ , и $\Delta(2\theta)$ для максимума отражения рентгеновского излучения с плоскостями $\langle 220 \rangle$ для нелегированных нк- $\text{Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ пленок. С повышением температуры отжига в интервале $300\text{--}500^\circ\text{C}$ величина I_p монотонно возрастает, в то время как полуширина $\Delta(2\theta)$ (она определяет размер нанокристаллов) остается постоянной, вплоть до температуры отжига $T_a=500^\circ\text{C}$. Это означает, что с повышением температуры отжига в указанном интервале число нанокристаллитов в пленке растет, а их средний размер остается постоянным.

С дальнейшим повышением температуры отжига $T > 500^\circ\text{C}$ скорость I_p резко возрастает с одновременным снижением $\Delta(2\theta)$. Это

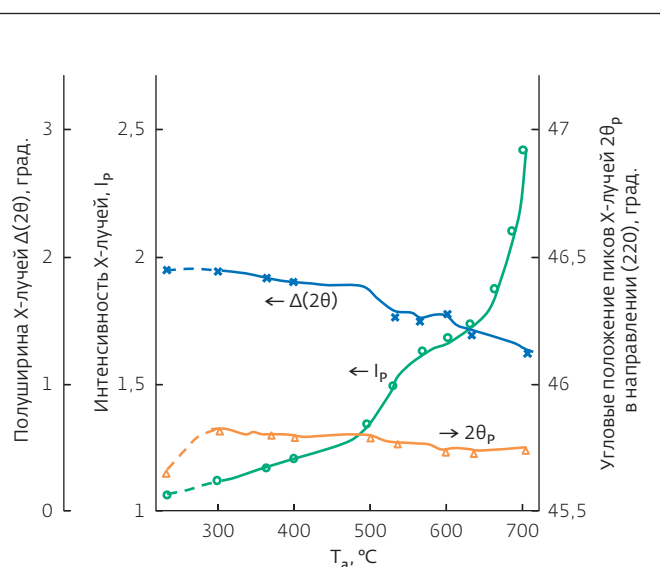


Рис.2. Зависимость значений I_p , $2\theta_p$ и $\Delta(2\theta)$ для рентгеновского дифракционного максимума вдоль направления (100) в нелегированных пленках $a\text{-Si:H}$ от температуры отжига T_a

Fig. 2. Dependence of I_p , $2\theta_p$, and $\Delta(2\theta)$ values for X-ray diffraction peak along the direction (100) in undoped $a\text{-Si:H}$ films on the annealing temperature T_a

свидетельствует об увеличении размеров нанокристаллитов в пленке. Как показано выше, полученные для пленок $nc-Si_{1-x}C_x:H$, из которых полностью выведен водород, результаты также подтверждены методом ИК-спектроскопии поглощения. После увеличения температуры после термообработки при $700^\circ C$ происходит эффузия водорода, и его концентрация в пленке уменьшается (рис.1в).

Однако, в случае использования более высокой скорости потока (около $700 \text{ см}^3/\text{мин}$) увеличивается концентрация долгоживущих радикалов. Это приводит к увеличению подвижности адатомов по поверхности пленки (адатом – адсорбированный атом, находящийся на поверхности кристалла). Также это ведет к снижению в пленке (по сравнению с пленками, полученными при той же температуре в высокочастотной системе) содержания дигидридов (SiH_2) и водорода. Снижение содержания дигидридов, как показано в [7], ведет к изменению других качественных характеристик пленок: уменьшению гетерогенности микроструктуры, снижению числа центров безизлучательной рекомбинации, понижению плотности локализованных состояний в щели подвижности. В случае использования реактивного магнетронного распыления минимальное содержание дигидридов составляет 20% по отношению к моногидридам ($\gamma = SiH_2/SiH = 0,2$) [7].

При варьировании плотности разряда меняется относительное содержание углерода в пленках по сравнению с его содержанием в газовой смеси. Концентрация углерода и водорода в пленках $a-Si_{1-x}C_x:H$ зависит от условий осаждения, даже в случае неизменного содержания в исходной газовой смеси SiH_4 , CH_4 и H_2 .

На рис.3 представлена зависимость скорости осаждения от давления водорода. Как видно, она принимает нулевое значение при $5 \cdot 10^{-4}$ Торр. По мере роста давления газа скорость осаждения увеличивается. Так, при давлении порядка 10^{-3} Торр скорость осаждения ($0,5 \text{ \AA}/c$) была сравнима с результатами, полученными методом высокочастотного осаждения. Рис.4 иллюстрирует поведение величины мощности ВЧ разряда при высоких значениях давления. При этом исследовании широко варьировались рабочие параметры установки, влияющие на проникновение газа. Его начальное давление газа было задано величиной $5 \cdot 10^{-4}$ Торр, а далее оно регулировалось с помощью клапана. Увеличением мощности ВЧ разряда вело к снижению давления газа до постоянной не меняющейся величины

in the specified range, the number of nanocrystals in the film increases, and the average size remains constant.

Together with further increase of the annealing temperature $T > 500^\circ C$, J_p rate increases sharply with simultaneous decrease of $\Delta(2\theta)$, indicating the increase of nanocrystals sizes in the film. As shown above, the obtained results for $nc-Si_{1-x}C_x:H$ films of which the hydrogen was completely withdrawn, within this temperature range, were also tested by means of infrared absorption spectra method. After temperature increase, after heat treatment at $700^\circ C$ there takes place the hydrogen effusion, and its concentration in the film decreases (Fig. 1c).

However, in case of higher flow rate about $700 \text{ cm}^3/\text{min}$, while increasing of the long-lived radicals concentration, the adatom mobility on the surface of the film increases, but the content of dihydrides (SiH_2) and hydrogen decreases, in comparison with the films obtained at the same temperature in a high frequency system. The reduction of dihydrides content, as shown in figure [7], leads to the decrease of heterogeneity of the films microstructure, the quantity of nonradioactive recombination centers, the density of localized states in the mobility gap. In case of reactive magnetron sputtering the minimum

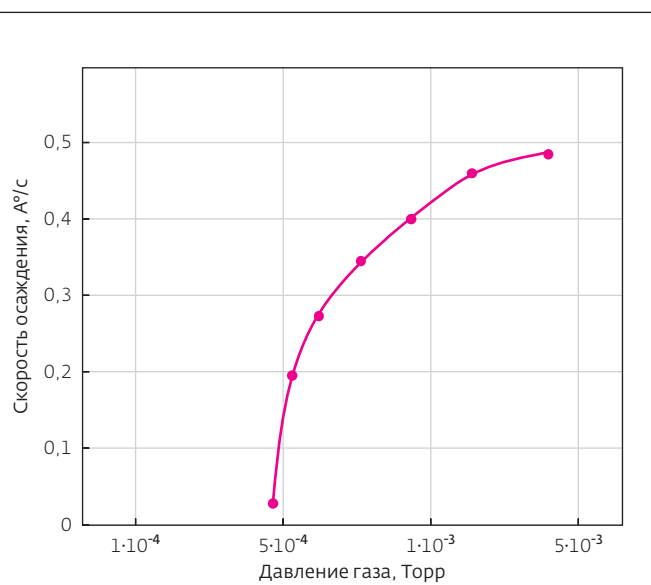
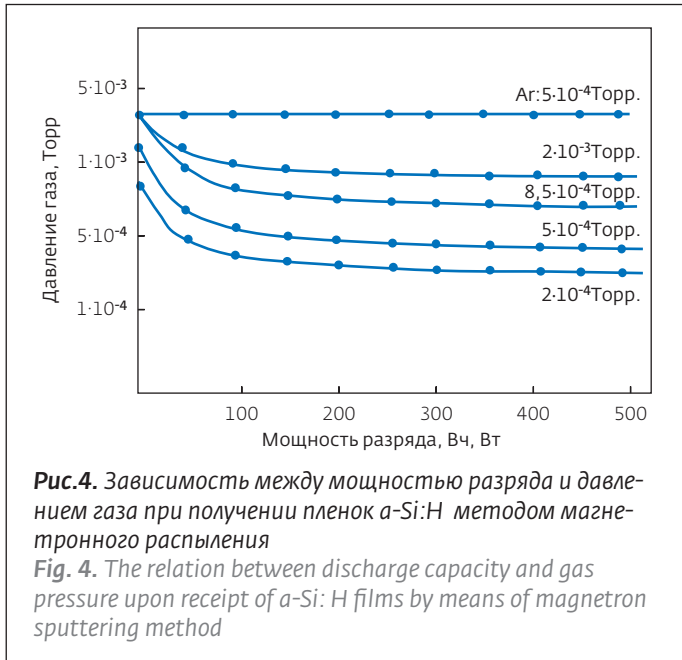


Рис.3. Зависимость скорости осаждения от давления газа при получении $a-Si:H$ методом магнетронного распыления

Fig. 3. The dependence of the deposition rate on the gas pressure upon receipt of $a-Si:H$ film by means of magnetron sputtering method





при дальнейшем росте мощности в диапазоне 100–250 Вт. Следует отметить, что в аргоновом газовом разряде это явление не наблюдается, и оно аналогично результату растворения и реакции газовой смеси, происходящим при появлении высокочастотного разряда.

На рис.5 показана зависимость между мощностью ВЧ-разряда и скоростью осаждения. В случае, когда мощность ВЧ ниже 100 Вт, скорость осаждения увеличивается, и проникновение газа уже не зависит от мощности ВЧ. Если мощность ВЧ выше 100 Вт, то скорость осаждения все равно увеличивается, но это увеличение проявляется резко и характеризуется высокими значениями проникновения газа. Значит, часть газа активируется при высоких значениях мощности ВЧ, и только активируемая часть вступает в реакцию. По этому эффекту видно, что, управляя мощностью ВЧ при постоянных температурах и постоянном катодном потенциале, можно управлять процессом осаждения.

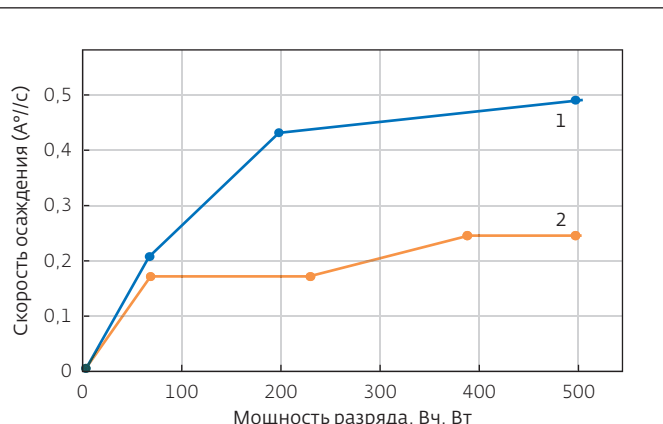
На рис.6 приведена температурная зависимость энергии активации электропроводности (ΔE) для пленок $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{H}$. Из эксперимента следует, что в пленках, полученных в ВЧ-разряде, энергия активации оказывается большей, чем в случае использования низкочастотного разряда. Зависимость энергии активации от ширины запрещенной зоны $E_a = f(E_{g\text{opt}})$ можно аппроксимировать уравнением: $E_a = 0,5E_{g\text{opt}}$. Видно, что температурный интервал электропроводности носит не

content of dihydrides is 20% in relation to monohydrides ($\gamma = \text{SiH}_2/\text{SiH} = 0,2$) [7].

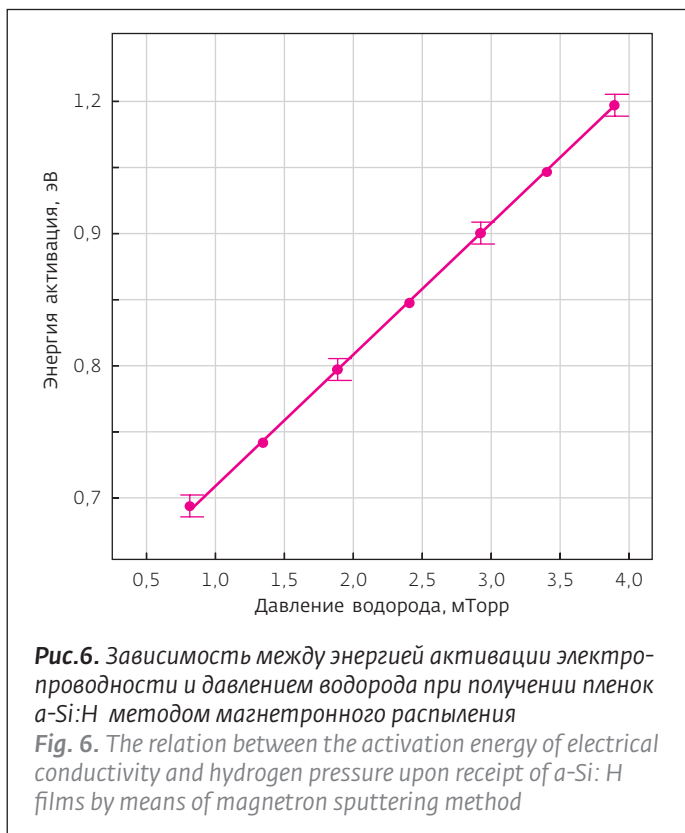
In case of different discharge densities the relative content of carbon in the films is greater than the relative content of carbon in the gas mixture. This means that the reactive content of CH_4 in comparison with SiH_4 , is more effective. However, in case of capacity increase of high-frequency discharges, these values are equalized. The concentration of carbon and hydrogen in $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{H}$ films depends on the deposition conditions, even in the case of constant content of SiH_4 , CH_4 , H_2 in the initial gas mixture.

Fig. 3 shows the change of deposition rate depending on the hydrogen pressure. As can be seen from the figure, the dependence vanishes at $5 \cdot 10^{-4}$ Torr, and deposition rate increases with the increase of gas pressure. Deposition rate of $0,5 \text{ \AA/s}$ at pressure of about 10^{-3} Torr, was compared with data received by means of high-frequency deposition method.

Fig. 4 shows the dependence of high-frequency discharge capacity in the areas of high pressures. There was also varied widely the gas penetration in the areas of high pressure, since the value of the initial gas pressure was constant ($5 \cdot 10^{-4}$ Torr). The gas pressure is regulated by a valve. With increasing of high-frequency discharge capacity, the gas pressure is reduced and becomes constant in the area of 100-250 W. This phenomenon is not







прыжковый, а активационный характер. В этом случае концентрация парамагнитных центров обладает низким значением и в зависимости от давления водорода ($\text{PH}_2=0\text{--}4$ Торр) изменяется в пределах $10^{18}\text{--}10^{16}$ $\text{см}^{-3}\text{эВ}^{-1}$. При достаточно низких температурах ($T \leq 80$ K), можно было бы ожидать прыжковый механизм проводимости, как это присуще всем аморфным материалам, в том числе и $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ [8].

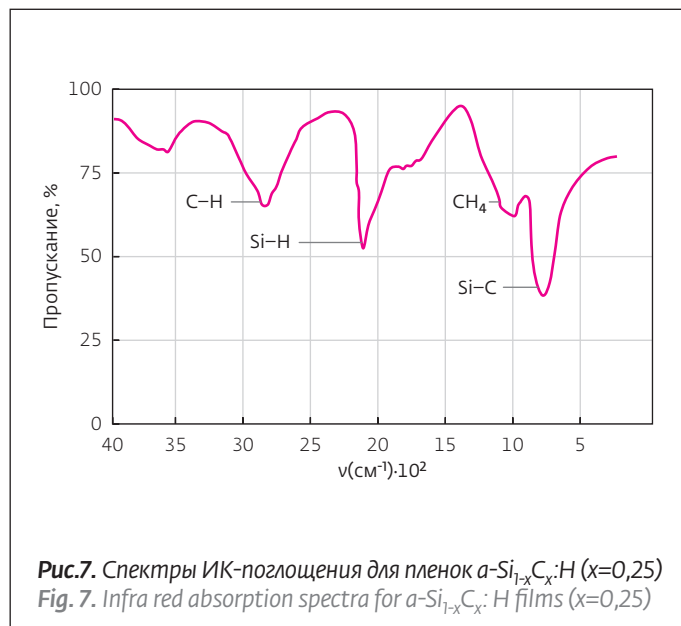
На рис.7,8 представлены спектры ИК-поглощения аморфных пленок $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$, полученных методом магнетронного распыления в ВЧ-системе. Как видно, в ИК-области спектра выделяются три основные области поглощения: широкий пик зоны при 760 см^{-1} , по форме напоминающий плечо; пики при 1000 см^{-1} , соответственно, относятся к вибрациям растяжения Si-C и вибрациям качания CH_4 -группы, присоединенный к атому кремния; и моды растяжения C-H связи в области $2800\text{--}3000 \text{ см}^{-1}$ [6, 9]. Спектры ИК-поглощения вычислялись по формуле:

$$T = \frac{(1-R_1)(1-R_2)(1-R_3)\exp(-ad)}{(1-R_2R_3)\{1-[R_1R_2+R_1R_3(1-R_2)]^2\}\exp(-2ad)}, \quad (3)$$

observed in argon gas discharge, and is similar to the result of dissolution and reaction of gas mixture due to the high-frequency discharge.

Fig. 5 shows the relation between high-frequency discharge capacity and the deposition rate. When high-frequency discharge capacity is below 100 W, the deposition rate increases and the penetration of gas does not depend on high-frequency capacity. If high-frequency capacity is above 100 W, the deposition rate increases, but it increases sharply at high values of gas penetration. This means that the part of gas is activated at higher values of high-frequency capacity, and only activated part enters into reaction. As a result of this research, we can conclude that the deposition is controlled by high-frequency capacity at constant temperatures and constant cathode potential.

Fig. 6 shows the temperature dependence of the activation energy of electrical conductivity (ΔE) for $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ films. These data suggest that in the films obtained in high-frequency discharge, the activation energy is greater than in the case of low-frequency discharge. In the first case, the dependence of the activation energy on the band gap $E_a=f(E_{g \text{ opt}})$ is approximated by the equation: $E_a=0,5E_{g \text{ opt}}$. As it can be seen from the data, the temperature range of electrical conductivity has not hopping but activation character. In this case, the concentration of paramagnetic centers has a low value and depending on the hydrogen pressure ($\text{PH}_2=0\text{--}4$ Torr) ranges within $10^{18}\text{--}10^{16} \text{ см}^{-3}\text{эВ}^{-1}$. At rather low temperatures ($T \leq 80$ K), one could expect the hopping mechanism of conductivity as



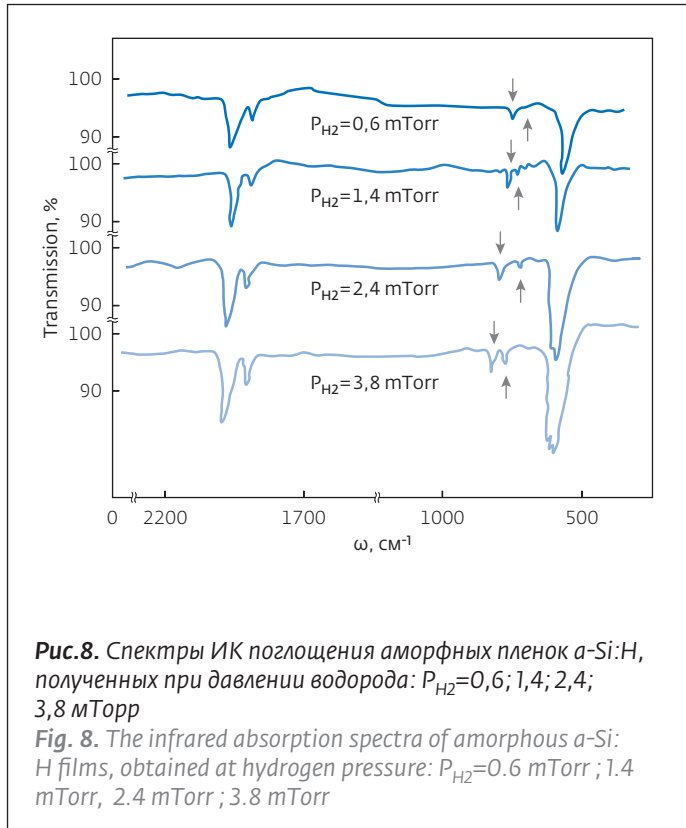


Рис.8. Спектры ИК поглощения аморфных пленок $a\text{-Si:H}$, полученных при давлении водорода: $P_{\text{H}_2}=0,6; 1,4; 2,4; 3,8$ мТорр

Fig. 8. The infrared absorption spectra of amorphous $a\text{-Si:H}$ films, obtained at hydrogen pressure: $P_{\text{H}_2}=0.6$ mTorr ; 1.4 mTorr, 2.4 mTorr ; 3.8 mTorr

где R_1, R_2, R_3 – коэффициенты отражения при взаимодействии воздух-пленка-подложка и подложка-воздух соответственно. Для сильно поглощающих областей $R_1=R_2=R_3=R$, которые определяются шириной запрещенной зоны E_0 . Для определения E_0 используется модели Тауца [8-10].

Элементы освещались при потоке фотонов $N=10^{17}\text{-}18^{18}$ $\text{m}^{-2}\cdot\text{c}^{-1}$ в режиме короткого замыкания. Эффективность собирания носителей (ЭС) $Y(\lambda)$ при разных длинах волн определялась как отношение числа падающих фотонов к числу свободных носителей, собранных внешней цепью [11, 12].

$$Y(\lambda) = J_p(\lambda) / eN(\lambda)$$

где $J_p(\lambda)$ – плотность фототока, имеет значение 10 mA/cm^2 , $N(\lambda)$ – поток падающих фотонов, e – заряд свободных носителей.

Толщина пленок d при известном коэффициенте преломления определяется в условиях возникновения интерференционных явлений. При использовании кремниевой подложки коэффициент поглощения вне области края фундаментального поглощения определяется через T – коэффициент пропускания пленки [6, 10]:

it is characteristic for all amorphous materials, including $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ films [8].

Figures 7, 8 show the infrared absorption spectra of amorphous $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ films obtained by magnetron sputtering method in high frequency system. As seen in the infrared spectrum area there were observed three major absorption areas: broad peak of the area at 760 cm^{-1} , which bears the resemblance to a shoulder by shape; peaks at 1000 cm^{-1} , respectively refer to the stretch Si-C vibrations and sweep vibrations of CH_4 group attached to silicon atom and stretching mode of C-H bond is in $2800\text{-}3000$ cm^{-1} area [6, 9]. Infrared absorption spectra were calculated using the formula:

$$T = \frac{(1-R_1)(1-R_2)(1-R_3)\exp(-ad)}{(1-R_2R_3)\{1-[R_1R_2+R_1R_3(1-R_2)^2]\exp(-2ad)\}}, \quad (3)$$

where R_1, R_2, R_3 – are the reflection coefficients, in case of interaction of air-film-substrate and substrate-air, respectively. For highly absorbing areas $R_1=R_2=R_3=R$, which are defined by band gap E_0 . To determine E_0 the Tauts model [8-10] is used.

The elements were exposed to light under the stream of photons $N=10^{17}\text{-}18^{18}$ $\text{m}^{-2}\cdot\text{c}^{-1}$ in short-circuit mode. Carrier collection efficiency (EC) $Y(\lambda)$ at different wavelengths was determined as the ratio of the number of incident photons to the number of free carriers connected by the external circuit [11, 12].

$$Y(\lambda) = J_p(\lambda) / eN(\lambda),$$

where $J_p(\lambda)$ – photocurrent density which has 10 mA/cm^2 value, $N(\lambda)$ – the stream of incident photons, e – the charge of free carriers.

The film thickness d at the known refraction coefficient is defined under the conditions of interference phenomena. Silicon substrates are used to avoid the complicated calculations and interference phenomena. When using the silicon substrate the absorption coefficient outside the area of the fundamental absorption edge is determined by the formula using films [6, 10] for transmission coefficient (T):

$$T = \frac{4T_0^2 e^{-\alpha d}}{(1+T_0)^2 - (1-T_0)^2 e^{-\alpha d}}, \quad (4)$$

where, T_0 is transmission coefficient of silicon substrate, $T=T_0=0.54$; $n_{\text{substrate}}=n_{\text{film}}=3,42$ ($\alpha=0$).

The equation (4) is valid with an accuracy of $\pm 10\%$ at $\alpha d \geq 0,1$. The reflection coefficient R_1, R_2, R_3 is

$$T = \frac{4T_0^2 e^{-\alpha d}}{(1+T_0)^2 - (1-T_0)^2 e^{-\alpha d}} \quad (4)$$

Здесь T_0 - коэффициент пропускания кремниевой подложки. Если принять, что $\alpha = 0$, а $n_{\text{под}} = n_{\text{пленка}} = 3,42$, то $T = T_0 = 0,54$. При $\alpha d \geq 0,1$ можно принять величину получаемого коэффициента с погрешностью $\pm 10\%$. Коэффициенты отражения R_1, R_2, R_3 теоретически определяется соотношениями для различных типов подложки:

$$\begin{aligned} R_1 &= |(n-1)^2 + k_0^2| / |(n+1)^2 + k_0^2|, \\ R_2 &= |(n-n_1)^2 + k_0^2| / |(n+n_1)^2 + k_0^2|, \\ R_3 &= |(n_1-1)| / |(n_1+1)|^2. \end{aligned} \quad (5)$$

Принимая, что в выражении (5) $n = n_1 = 1,5$, n - коэффициент преломления пленок, а n_1 - коэффициент преломления подложки. В эксперименте мы приняли, что для диапазона слабопоглощаемых волн верно $k_0^2 \ll (n-1,5)^2$. В большинстве аморфных материалов, в том числе и пленках $a\text{-Si:H}$ и его сплавах, при энергиях фотонов, лежащих ниже E_0 , во всех исследуемых образцах с ростом энергии фотонов наблюдалась экспоненциальная зависимость поглощения (рис.9). Поэтому зависимость коэффициента поглощения α можно представить как

$$\alpha = \text{const} \exp[-\beta(E_1 - hv)], \quad (6)$$

где $\text{const} = 4\pi/\text{нс}$; n - показатель преломления (определяется из положения интерференционных пиков в спектрах пропускания и отражения, c - скорость света, E_1 - энергия, ее величина имеет тот же порядок, что и E_0 . Коэффициент β вблизи температуры 300К не зависит от ее вариаций и определяется по формуле $\beta \approx 0,8/\text{кТ}$. Коэффициент оптического поглощения определялся как

$$\alpha = \frac{1}{d} \ln \left[\frac{1}{2T} \left(\sqrt{(1-R)^4 + 4R^2 T^2} + (1-R)^2 \right) \right] \quad (7)$$

или

$$P = \frac{(1-R)^2}{T}; \quad \alpha = \frac{1}{d} \ln \frac{1}{2} \sqrt{(P^2 + 4R^2 + P)}$$

Выражения (7) являются рабочими формулами для определения коэффициентов поглощения пленок на различных подложках и при различных длинах волн падающего излучения.

Полученные результаты показывают, что в свежесаженных нелегированных пленках

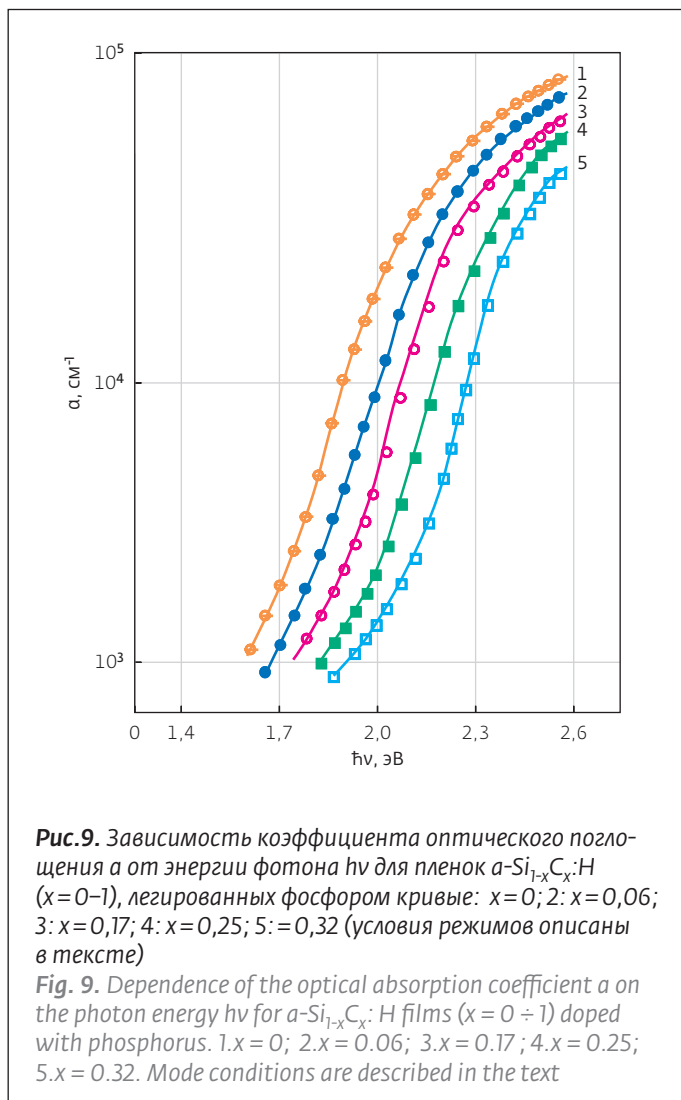


Рис.9. Зависимость коэффициента оптического поглощения α от энергии фотона hv для пленок $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ ($x=0-1$), легированных фосфором кривые: 1: $x=0$; 2: $x=0,06$; 3: $x=0,17$; 4: $x=0,25$; 5: $x=0,32$ (условия режимов описаны в тексте)

Fig. 9. Dependence of the optical absorption coefficient α on the photon energy hv for $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ films ($x=0 \div 1$) doped with phosphorus. 1. $x=0$; 2. $x=0.06$; 3. $x=0.17$; 4. $x=0.25$; 5. $x=0.32$. Mode conditions are described in the text

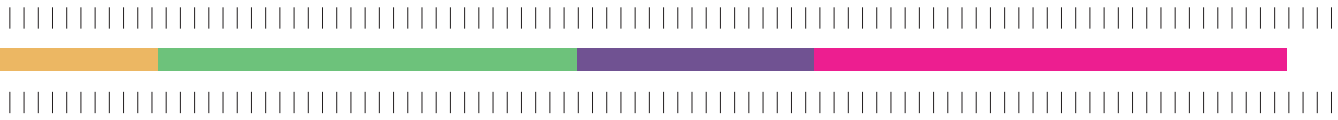
theoretically determined by the ratio for different types of substrate:

$$\begin{aligned} R_1 &= |(n-1)^2 + k_0^2| / |(n+1)^2 + k_0^2|, \\ R_2 &= |(n-n_1)^2 + k_0^2| / |(n+n_1)^2 + k_0^2|, \\ R_3 &= |(n_1-1)| / |(n_1+1)|^2. \end{aligned} \quad (5)$$

n and $n_1 (=1,5)$ respectively show the absorption of the film and the substrate. Here $k_0^2 \ll (n-1,5)^2$, this relation is valid for weakly absorbing light areas (Fig. 9).

In the most of amorphous materials, including $a\text{-Si:H}$ films and its alloys, at photon energies below E_0 , in all studied samples the absorption varies exponentially with energy and is described by formula:

$$\alpha = \text{const} \exp[-\beta(E_1 - hv)], \quad (6)$$





содержание нанокристаллической фазы в аморфной сетке составляет 70% от всего объема пленки. Для пленок $nc-Si_{1-x}C_x:H$, легированных фосфором (PH_3), весь объем кристаллитов, присутствующих в пленке, составляет 50%. В тех же пленках, но легированных бором, содержание кристаллитов ниже, оно составляет 30%. Аналогичные результаты наблюдаются при осаждении пленки на подложки кремния с ориентацией плоскостей кристаллической решетки $\langle 220 \rangle$ и $\langle 311 \rangle$.

СОЗДАНИЕ КАСКАДНЫХ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Аморфные пленки $a-Si:H$ и их сплавы часто используют для изготовления электронных приборов [1]. Такие сплавы характеризуются наличием двух фаз: аморфной и нанокристаллической. Наиболее интересным случаем является поведение фаз, находящихся на границе кристалличности. Они считаются наиболее стабильными для создания электронных приборов.

Каскадный элемент на основе стекла с напыленной прозрачной проводящей пленкой из оксида индия-олова (ОИО) со структурой /ОИО/ $p^+-a-SiC:H/i-a-Si:H/n^+-nk-Si:H/p^+-nk-Si:H/i-nk-Si:H/n^+-nk-Si:H/Ag/Al$ был получен следующим образом.

where $const = 4\pi/nc$; n – refraction index (determined by the position of the interference peaks in the transmission and reflection spectra, c – light speed, E_1 – order energy E_0 . β does not depend on the temperature at 300 K and is defined by formula $\beta \approx 0,8/kT$. The optical absorption coefficients α were determined by the following formulas from equations (3):

$$\alpha = \frac{1}{d} \ln \left[\frac{1}{2T} \left(\sqrt{(1-R)^4 + 4R^2T^2} + (1-R)^2 \right) \right]$$

или

(7)

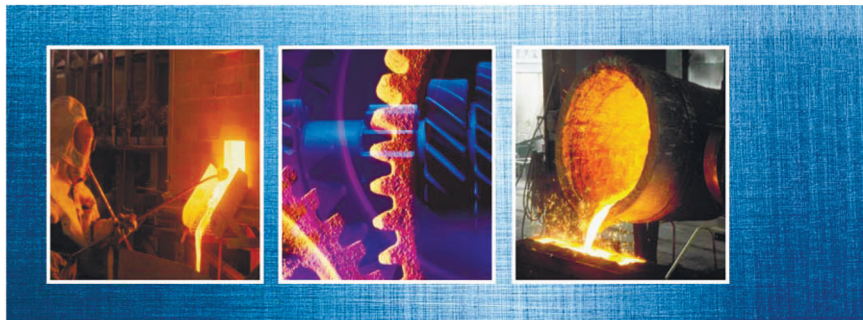
$$P = \frac{(1-R)^2}{T}; \alpha = \frac{1}{d} \ln \frac{1}{2} \sqrt{(P^2 + 4R^2 + P)}$$

Equations (7) are the working formulas for determining of the absorption coefficient of the films on various substrates and at different wavelengths.

These results show that nanocrystalline phase in amorphous grid is 70% of the total film in as-deposited undoped films. For $nc-Si_{1-x}C_x:H$ films doped with phosphorus (PH_3) the total volume of the crystallites in the film is 50%, when doped with boron it is 30%. Similar results are also observed



ВЕДУЩИЕ
РЕГИОНАЛЬНЫЕ
ВЫСТАВКИ



24-26 сентября 2014

Екатеринбург, МВЦ «Екатеринбург-Экспо»

11-я Международная специализированная выставка металлообрабатывающего оборудования, материалов, комплектующих и услуг для машиностроения

Металлообработка. Урал
UralMetalExpo 2014

Официальная поддержка



Администрация г. Екатеринбурга



Союз Машиностроительных предприятий Свердловской области



Организаторы



Deutsche Messe

Москва тел.: +7 (495) 921-4407 | e-mail: metal@rte-expo.ru
Екатеринбург тел.: +7 (343) 310-3250 | e-mail: metal@rte-ural.ru

WWW.URALMETALEXPO.RU



На прозрачную проводящую пленку ОИО, предварительно напыленную на стеклянную подложку осаждали слой $a\text{-SiC:H}$ р-типа толщиной 300 Å, легированный бором $[\text{B}_2\text{H}_6/(\text{SiH}_4+\text{CH}_4)=0,1\%]$. Он играл роль окна. Затем осаждался нелегированный i -слой $a\text{-SiC:H}$ толщиной $d=5000$ Å с последующим нанесением на него слоя $nc\text{-Si}$ п-типа, легированного фосфором $(\text{PH}_3/\text{SiH}_4=0,5\%)$, толщиной 400 Å. Далее, соответственно, осаждался последующий слой $p^+\text{-nc-Si:H}$, $i\text{-nc-Si:H}$, $n^+\text{-nc-Si:H}$. Последним наносили контакт из сплавов Ag/Al (рис.10).

Если использовать слишком тонкое "окно" для вывода излучения, то увеличивается величина напряжения разомкнутой цепи (V_∞). А если использовать, наоборот, "окно" слишком большой толщины, то увеличивается плотность тока короткого замыкания (J_{sc}). Значения V_∞ и J_{sc} характеризуют коэффициент полезного действия элементов. Поэтому надо было подобрать оптимальную толщину "окна". Самые большие значения V_∞ и J_{sc} получались при толщине "окна" 300 Å. Коэффициент оптического поглощения (α) для i -слоя в видимой области спектра достигал $8 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$ и описывался соотношением:

$$\sqrt{\alpha}hv = B(hv - E_0), \quad (9)$$

где B - коэффициент пропорциональности между $\sqrt{\alpha}hv$ и разностью энергий фотонов hv и E_0 шириной запрещенной зоны - принимался равным $530 \text{ эВ}^{-1/2}\text{см}^{-1/2}$. Значение B было определено из линейной зависимости, при $E_0=1,85 \text{ эВ}$.

Для возникновения в образце фотогальванического эффекта элементы площадью $1,2 \text{ см}^2$ освещали источником света с интенсивностью $\sim 100 \text{ мВт/см}^2$ в интервале длин волн 300–900 нм. В испытаниях были получены следующие характеристики: $V_\infty=0,882 \text{ В}$, $J_{sc}=18,0 \text{ мА/см}^2$, коэффициент заполнения $\xi=0,709$, коэффициент полезного действия $\eta=11,2\%$ (рис.10).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты настоящей работы показывают перспективность технологии получения пленок аморфного и нанокристаллического кремния углерода путем их осаждения методом реактивного магнетронного распыления. Показано, как особенности структуры пленок влияют на эффективность кристаллизации. Также определено, как некоторые технологические параметры (температура подложки, скорость осаждения пленок, мощность ВЧ разряда) влияют на физические свойства

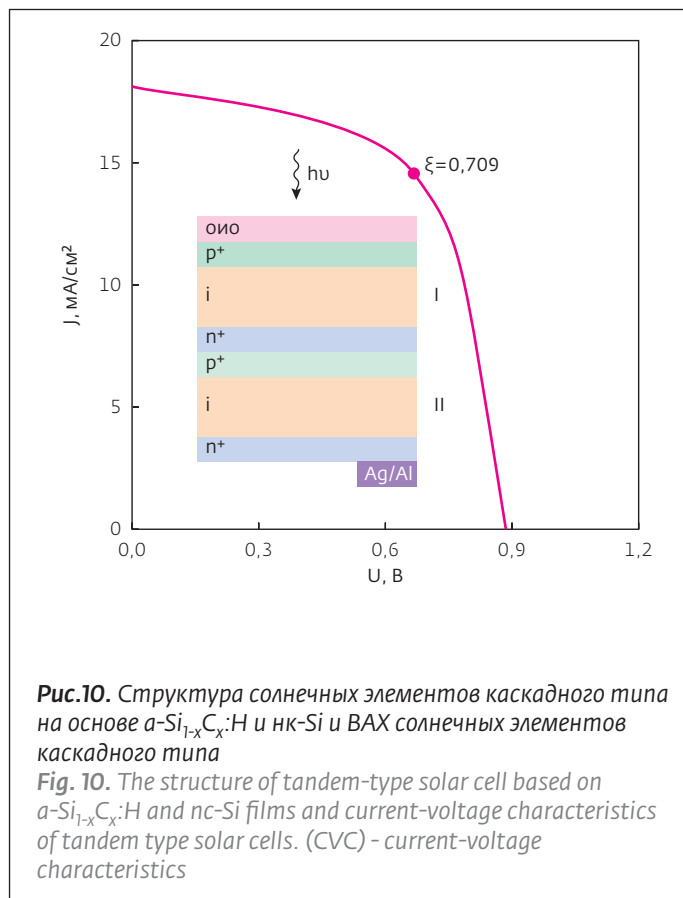


Рис.10. Структура солнечных элементов каскадного типа на основе $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ и $nc\text{-Si}$ и ВАХ солнечных элементов каскадного типа

Fig. 10. The structure of tandem-type solar cell based on $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ and $nc\text{-Si}$ films and current-voltage characteristics of tandem type solar cells. (CVC) - current-voltage characteristics

for the planes $\langle 220 \rangle$ and $\langle 311 \rangle$ of silicon crystalline grids.

CREATION OF TANDEM TYPE SOLAR CELLS

The amorphous $a\text{-Si:H}$ films and their alloys are often used for manufacturing of electronic devices [1]. Such alloys are characterized by two phases: amorphous and nanocrystalline, the most interesting of which are located on the border of crystallinity, which are considered to be the most stable for the creation of electronic devices.

Tandem cell with structure of glass /ОИО/ $p^+\text{-}a\text{-SiC:H}$ / $i\text{-}a\text{-Si:H}$ / $n^+\text{-}nc\text{-Si:H}$ / $p^+\text{-}nc\text{-Si:H}$ / $i\text{-}nc\text{-Si:H}$ / $n^+\text{-}nc\text{-Si:H}$ / Ag/Al are obtained in the following way: $a\text{-SiC:H}$ p-type layer, which acts as a window, is doped with boron $[\text{B}_2\text{H}_6/(\text{SiH}_4+\text{CH}_4)=0,1\%]$ and with thickness of 300 Å and is deposited on the transparent conductive film of indium tin oxides (ITO) which was sprayed before onto the glass substrate. Then, the undoped i -layer $a\text{-SiC:H}$, with thickness $d=5000$ Å was deposited with the following applying of $nc\text{-Si}$ n-type layer on it, which was doped with phosphorus $(\text{RN}_3/\text{SiH}_4=0.5\%)$ with thickness of 400 Å. Accordingly, the subsequent $p^+\text{-}nc\text{-Si:H}$, $i\text{-}nc\text{-Si:H}$, $n^+\text{-}nc\text{-Si:H}$ layer was deposited

||



||



получаемых пленок на основе аморфного и нанокристаллического кремния-углерода. Результаты исследований показывают перспективы использования пленок $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ и нк-Si для создания каскадных солнечных элементов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Мартовицкий В.П., Кривобок В.С.** Хрупко-пластическая релаксация напряжений несоответствия в системе Si(001)/Si_{1-x}Ge_x. – Экспериментальная и теоретическая физика, 2011, т.140, с.330–349.
2. **Bonifoulen A., Edely M., Kassiba A.** Структура и оптические характеристики нанокристаллического карбида-кремния. – Physics B, 2011, v.406, №3, p.4500–4504.
3. **Peng Yingcai, Jiang Zirang, Wang Fend, Ma Lei, Lai Jianzhang.** Изучение и перспективы наноструктурированных солнечных элементов. – Mikronanoelec. Tecnal, 2011, v.48, №8, p.481–488.
4. **Наджафов Б.А.** Фотовольтаические эффекты в аморфных пленках $a\text{-Si}_{0.80}\text{Ge}_{0.20}\text{:H}_x$. – ISAE Solar Energy, 2005, №3 (33), p.59–63.
5. **Наджафов Б.А.** Получения аморфного гидрогенизированного карбида кремния $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ ($x=0\div 1$) для фотоэлектрических преобразователей. – ISAE Solar Energy, 2007, №11 (33), p.177–179.
6. **Najafov B.A., Fiqarov V.R.** Hydrogen content evaluation in hydrogenated nanocrystalline silicon and its amorphous alloys with germanium and carbon. – International Journal of Hydrogen Energy, 2010, v.35, p.4361–4367.
7. **Мездрагина М.М., Голикова О.А., Казанин М.М., Кудоярова В.Х.** – Неорганические материалы, 1991, т.27, №4, с.816–819.
8. **Najafov B.A., Isakov G.I.** Properties of amorphous $a\text{-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ ($x=0\div 1$) films. – Inorganic Materials, 2009, v.45, №7, p.713–718.
9. **Dutta R., Banerjee P.K.** Optical and electrical properties of hydrogenated amorphous silicon carbide. – Phys.Stat.Sol.(b), 1982, v.113, p.277–284.
10. **Наджафов Б.А., Исаков Г.И.** Оптические свойства аморфных пленок твердого раствора $a\text{-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{:H}$ с различной концентрацией водорода. – ЖПС, 2005, v.72, №3, p.371–376.
11. **Меден А., Шо М.** Физика применения аморфных полупроводников. – Москва: Мир, 1991.
12. **Najafov B.A., Fiqarov V.R.** – Jnt. J. Sustain. Ener., 2007, 26, №4, p.7.

by the above mentioned method. The contact of Ag/Al alloys (Fig. 10) was deposited the last one. In case of use of too thin "window" for outcoupling, the voltage value of the open circuit (V_{∞}) increases and in case of too large thickness of the "window" the current density of short circuit (J_{sc}) increases. Therefore the optimum thickness of the "window" was selected. These are the biggest V_{∞} and J_{sc} values which are obtained when the thickness of the "window" is 300 Å. This, in its turn, describes the efficiency coefficient of the cells. Optical absorption coefficient (α) for i-layer in the visible area of the spectrum was about $8 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-1}$ and was described by the ratio:

$$\sqrt{\alpha}hv = B(hv - E_0), \quad (9)$$

where the coefficient $B = 530 \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-1}$ was determined by extrapolation of linear dependence of the photon energy hv ; $E_0 = 1,85 \text{ eV}$ – band gap.

For photovoltaic effect, the cells were exposed to light source with an intensity of about 100 mW/cm^2 within the range of wavelength about 300–900 nm. The cell area was 1.2 cm^2 and had the following characteristics: $V_{\infty} = 0,882\text{V}$, $J_{sc} = 18,0 \text{ mA/cm}^2$, load factor $\xi = 0,709$, efficiency coefficient $\eta = 11,2\%$ (Fig. 10).

For formation of tandem type solar cells on $a\text{-Si:H}$ and $nc\text{-Si:H}$ films there is used the 20-minutes exhaust cycle before the deposition, i-layer and p-layer cover thoroughly (in the form of B-P complexes) the most of P-atoms on the walls of chamber that leads to high quality of cells on $a\text{-Si:H}$, $nc\text{-Si:H}$ films with a slight performance degradation. Unlike the most of the manufacturing technology, this method does not require the purification of the chamber after deposition of each p-type layer.

CONCLUSION

The results of this study show perspectives for formation of films of amorphous and nanocrystalline silicon-carbon deposited by means of reactive magnetron sputtering method. It was shown how the distinctive features of the films structure affect the efficiency of crystallization. It was also determined that the process parameters (substrate temperature, deposition rate of the films, high frequency discharge capacity) affect the physical properties of amorphous and nanocrystalline silicon – carbon. The research results of this study show that $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ and $nc\text{-Si}$ films are the perspective materials for creation of tandem type solar cells.

