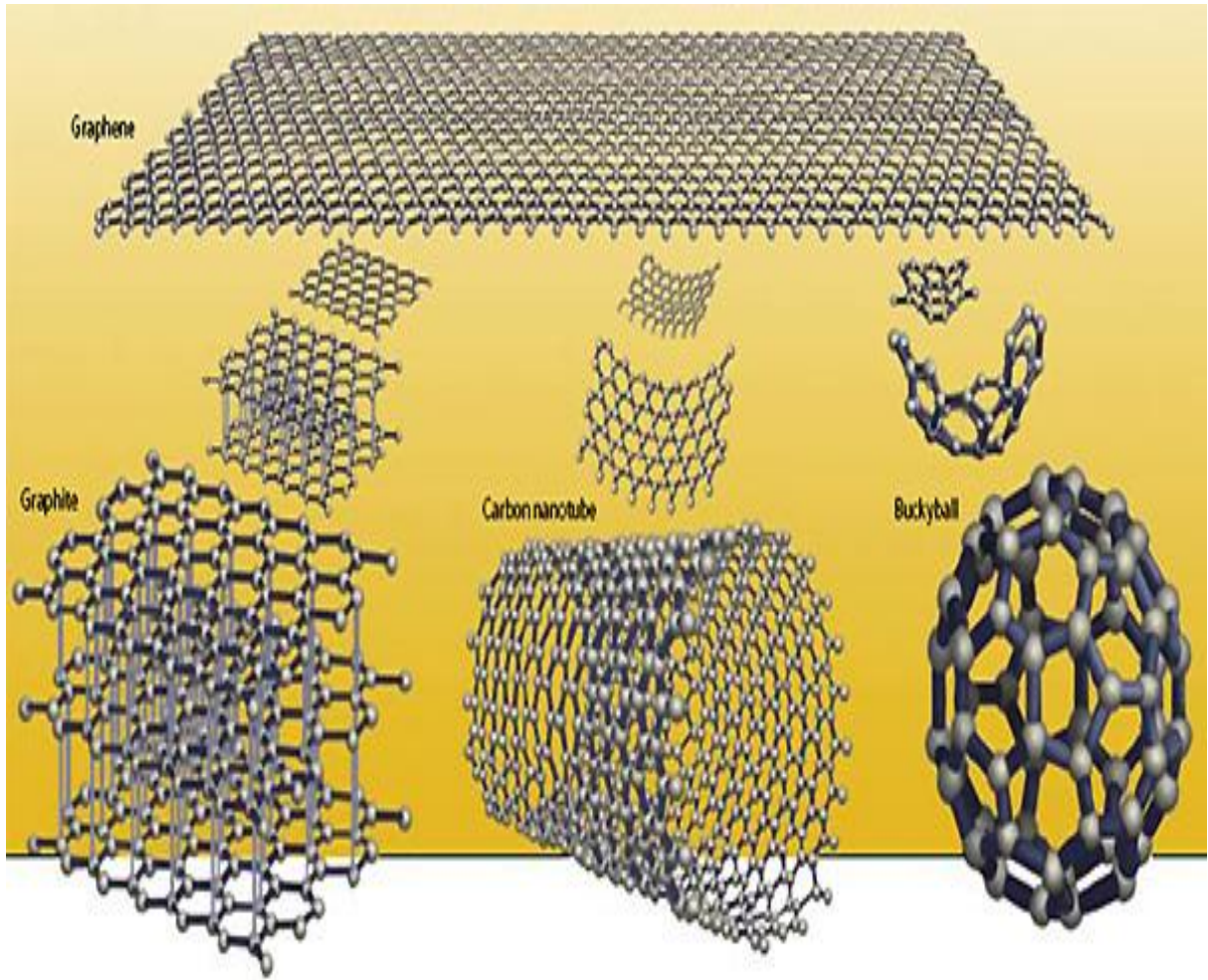


I BÖLM

OPTO V NANOELEKTRON KA



OPTICAL SPECTROSCOPY of GaS NANOPARTICLES FORMED via LASER ABLATION

A.M. Pashayev¹, K.R. Allahverdiyev¹, E.Y. Salayev², B.H. Tagiyev^{1,2}

¹National Aviation Academy of Azerbaijan

²Azerbaijan National Academy of Sciences, Institute of Physics

kerim.allahverdi@gmail.com

Bulk single crystals of GaS were grown by Bridgman method. Nanoparticles of quasi 2-D GaS crystals were obtained by laser ablation technique and characterized by: XRF; GDOES; SEM and TEM; UV-VIS absorption. Nanoparticles were ablated by using the line $\lambda = 248$ nm of excimer KrF laser operated at $f = 50$ Hz with pulse duration $\tau = 4$ ns and maximum energy 200 mJ. Obtained results are analyzed with respect to particle size. Absorption spectra of particles with diameter less than 18 nm turned out to be shifted in the blue range of spectra. This result is consisted with a weak confinement effect on Wannier-Mott type excitons.

1. INTRODUCTION

For the last years our research groups at the National Aviation Academy of Azerbaijan, Scientific-Research Institute of Transport and Aviocosmic Problems, and the TÜBİTAK, Marmara Research Centre, Materials Institute have been focused on layered semiconductors, specifically, GaSe, InSe and GaS due to increasing interest of their NLO and other applications (photovoltaics, particle detection etc.). We used the LA (Laser Ablation) method to obtain the nanoparticles of these materials with a given size and to examine elemental content (XRF- X-ray Fluorescence, GDOES- Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy), structural (X-ray, TEM- Transition Electron Microscopy, and SEM- Scanning Electron Microscopy), optical (absorption in VIS- Visible, near-, and mid- IR- Infrared, PL (photoluminescence) also in confocal geometry), vibrational (Raman and confocal Raman spectroscopy).

2. METHODOLOGY

The starting materials were prepared by mixing quantities of high-purity (99.999%) gallium and sulfur pellets in the atomic proportion 1/1. Especially un-doped GaS crystals were grown by the Bridgman-Stockbarger method in an evacuated quartz tube (10^{-5} Torr). GaS single crystals 20 mm in diameter and 60 mm in length with yellow color were successfully obtained.

Nanoparticles were grown by home built LA apparatus during stay of Prof. K. Allahverdiyev at the Institute of Material Sciences, Tsukuba University, Tsukuba, Japan (Prof. K. Allahverdiyev are indebted to Prof. S. Onari for his hospitality during stay at Tsukuba University). KrF Excimer laser at 248 nm (COHERENT COMPex 201), with the repetition frequency $f = 10$ Hz and pulse duration $\tau = 10$ ns, 25 mJ and 200 mJ pulses were used and the particles were deposited at different gas pressures. In the present paper the results only for nanoparticles deposited onto the quartz plates will be presented and discussed.

3. RESULTS

Growth from the melt (Bridgman method) provided large single crystals sufficiently homogeneous and free of defects which allows the fabrication of samples destined for optical or transport phenomena measurements. A little thin slice of single-crystal sample was ground into

powder and its XRD pattern was recorded. The results showed the presence of diffractions characteristic of hexagonal phase for GaS (D_{6h}^4 space group). The XRD pattern indicated that the as-prepared products have high crystallinity. The cell parameters are in agreement with that presented in [1]. Elemental content analysis of grown crystals are as follows: the results obtained by the GDOES confirmed nearly stoichiometry content (49.5 at % of Ga and 49.3 at% of S). XRF measurements performed on series of GaS crystals showed nearly the same content. Energy dispersive X-ray spectrometer (EDS) analysis indicated only presence of O (oxygen) element in the spectrum, indicating the high purity of grown crystals.

The average size of grown GaS nanoparticles were controlled by a change in the pressure of the noble gases and the laser energy. The size of grown particles was estimated by direct observation with a TEM operated at 200 kV. All measurements were carried out at room temperature.

The particles with the size in the range of 5 – 10 nm were obtained at conditions- when the shape of plume was close to the theoretical one (upper right Picture presented in Fig. 1). Spectral dependences of optical density of grown particles versus gas pressure (Ar and He) for GaS particles for different laser powers were built, analyzed and by using these data absorption gap versus gas pressure were built. It was established that characteristic feature of these dependences is that with increasing gas pressure optical density shifts to lower energies. It was seen that absorption gap increases with increasing pressure up to about 0.5 Torr (He gas, laser pulse power 200 mJ and He gas, laser pulse power 25 mJ) and then decreases. With increasing the distance between the target and substrate gas pressure value from which the gap of particles start to decrease and shifts to higher gas pressure (at ~ 0.1 - 0.14 Torr at distance 30 mm and at ~ 0.22 Torr at distance 60 mm).

We associate the blue shift in the optical absorption spectra of GaS with decreasing the particle sizes to the presence of nanocrystals in the quantum size regime (nearly same as it was reported earlier for GaS and InSe [2]). According to Brus [3] an analytical expression for the first excited electronic state of the quantum particle is:

$$E = \frac{\hbar^2 f^2}{2R^2} \left[\frac{1}{m_e^*} + \frac{1}{m_h^*} \right] - \frac{1.8e^2}{\nu R} + \text{polarization terms} \quad (1)$$

where: the first term is the quantum energy of localization; the second term is the Coulomb attraction; the third term (smaller term) arises from Coulomb interaction in the presence of a crystalline surface; R is the radius of the particle; m_e^* and m_h^* are the effective masses of electron and hole, respectively, and e is the charge of an electron, ν is the dielectric constant at the optical frequency. The value of E represents the energy shift with respect to the value of the band gap for bulk crystal. It was shown, that for nanoparticles of GaS the combination of Coulomb term and relatively large effective masses (compared to GaAs, InSb etc.) keeps the excited state energy near the bulk forbidden gap for diameters larger than approximately 20 nm (very similar to that for GaSe and InSe).

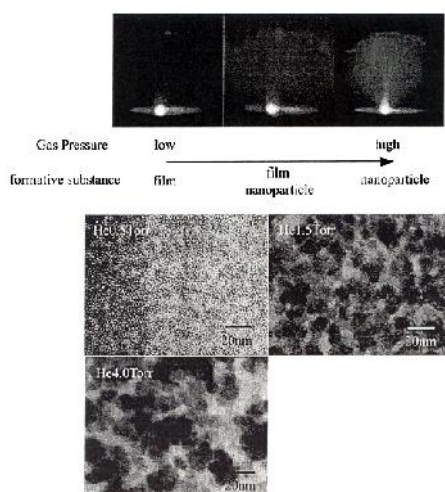


Figure 1. Shape of plume formed during ablation in dependence on the gas pressure (less than 0.05 Torr- upper left; 0.5 Torr-middle; 1.5 Torr- right). Lower 3 pictures represent the TEM of GaS particles ablated at different He gas pressure (results are very similar to those obtained for GaSe crystals).

4. CONCLUSIONS

1. High optical quality crystals of GaS were grown by the Bridgman-Stockbarger method having a size of 20 mm in diameter and 60 mm in length.

2. The nanoparticles of GaS have been synthesized using LA method. The size of nanoparticles was successfully controlled by selection of the experimental parameters of rare gas species of Ar or He: at pressures lower than 0.1 Torr the particles with diameter more than 15 nm were obtained. Increasing the gas pressure more than 0.1 Torr results to formation of particles with diameter 5 nm and less (at gas pressure 1 Torr). Further increasing the pressure leads to increasing the particle sizes (12 nm at 5 Torr).

3. Blue shift in the optical absorption spectra of GaS with decreasing the particle sizes was explained by presence of nanocrystals in the quantum size regime. These results are consistent with a perturbation of GaS band structure due to carrier confinement, resulting in a widening of the forbidden gap.

REFERENCES

1. K. Maschke, and F. Levy, "Landolt-Bornstein Numerical Data and International Relationship in Science and Technology, New Series, Group III: Crystal and Solid State Physics", Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg/New York/Tokyo, Vol. III/17f, p. 530 (1983).
2. A. Pashayev, B. Tunaboylu, K. Allahverdiyev, E. Salaev, B. Tagiyev, "Linear and NLO Spectroscopy of GaSe and InSe Nanoparticles Formed via Laser Ablation" et al., accepted for publication in Proceedings of SPIE, (2015).
3. L. E. Brus, "Electron-electron and Electron-hole Interactions in Small Semiconductor Crystallites: the Size Dependence of the Lowest Excited Electronic State", J. Chem. Phys., v. 80, pp. 1403-1411(1984).

SENSING OF CONTAMINATIONS ON WATER AND EARTH SURFACES BY LIDAR DEVELOPED AT NAA

A.M. Pashayev, B.H. Tagiyev, K.R. Allahverdiyev, I.Z. Sadikhov*

National Aviation Academy (NAA)

ilham-sadixov@mail.com

A new laser induced fluorescence KA-14 LIDAR system for detecting of oil spills on the sea surface was employed at the National Aviation Academy of Azerbaijan. This LIDAR is the first performing these kind of research not only on the Azerbaijan beach of Caspian sea, but also on the earth places of Absheron peninsula, where oil-gas production takes place.

1. INTRODUCTION

The Light Induced Fluorescence method (LIF) has the unique capability to identify oil on backgrounds that include water, beaches, soil, ice, and snow. LIDAR (Light Identification Detection and Ranging) represents an active remote sensing technique used for atmospheric, water basins, soil and forestry monitoring [1]. If oils are irradiated by UV radiation, the light is absorbed and a portion of its energy is emitted as fluorescence. Different oils reveal different spectra [2].

For the last years our Lasers and Applications research group at the NAA of Azerbaijan, Scientific-Research Institute of Transport and Avionic Problems have been focused on remote sensing of oil spills on a water surface. Fluorescence KA-14 LIDAR was developed and built.

2. METHODOLOGY

Developed LIDAR consists of three units: the laser emitter, receiver and spectrum analyzer. The third harmonics of a Nd:YAG ($\lambda = 1064$ nm) laser (QUANTEL, Big Sky Laser Series, CFR 200, $\lambda = 355$ nm, pulse duration 7 ns, repetition rate 20 Hz, energy per pulse 60 mJ, energy bistability $< 2\%$, beam divergence < 3.5 mrad, beam diameter 5.35 mm) was used for the excitation of the fluorescence spectra of mineral oils spilled on a water and earth surface (latter have been taken from the places where oil-gas production takes place). The laser sends a pulse at wavelength of 355 nm toward the target object, causing the latter to fluoresce. The fluorescence signal is collected by a telescope (Newtonian-type) of 200 mm aperture and transmitted to the spectrum analyzer via the optical fiber.

Two types of spectrum analyzer have been used: • **first-** based on OMA ((Optical Multichannel Analyzer) (grating spectrometer (OCEANOPTICS, model Maya 2000 Pro) with CCD camera)). This analyzer allows registration of the detailed spectrum of fluorescence in the spectral range of 380 – 750 nm; • **second-** based on multichannel optical detector (LICEL GmbH, Multispectral LIDAR Detector. Spectral sensitivity is in the range of 300 – 880 nm). We used such an analyzer at a second stage, for the routine measurements (signal was detected in this case by the PMTs (Photomultiplier)). This multispectral detector allows simultaneous detection of multiple spectrometer wavelengths. It is based on a multianode, metal-channel-dynode PMT. 32 photocathode elements together with 32 single photon counting systems provide 2-dimensional, spectral and range resolved data (range resolution- not less than 7.5 m).

The signal from the output of CCD camera (PMTs in the case of multichannel optical detector) is directed to the analog-to-digital converter, from where it continues to a computer, in

which signals are preprocessed and recorded. General view and technical parameters of developed LIDAR is presented in Fig. 1 and Table 1, respectively.

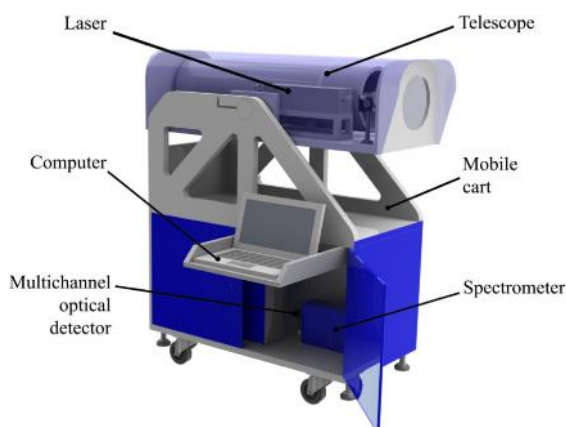


Figure 1. General view of the fluorescence KA-14 LIDAR developed at the NAA of Azerbaijan (upper and lower pictures). The laser sends a pulse at wavelength of 355 nm toward the target object, causing the latter to fluoresce. Part of the radiation is caught by the receiving telescope and transmitted to the spectrometer or to the multichannel optical detector.

Table 1.

Technical characteristics of KA-14 LIDAR for monitoring the liquid and solid dirty spices taking place on the water and earth surfaces during oil-gas production.

No	PARAMETER	VALUE
1	wavelength of laser excitation	355 nm
2	diameter of telescope (Newtonian- type)	200 mm
3	coefficient of multiplying the diameter of laser radiation by the collimator	not less than 3
4	range of angular measurements of telescope relative to horizon	from -20 to +20 degree
5	spectral resolution	6 nm
6	spectral range of measurements	300 – 800 nm
7	number of spectral channels	32
8	maximal distance of ranging	250

3. RESULTS

The typical fluorescence response of the Caspian Sea water covered by an optically thin oil film with UV laser source consists of wide band with a maximum in the UV range for light refined oils and in the visible range (420-490 nm) for the crude oils [2]. Our measurements were performed according to the next sequence: •first- background measurement was done with closed output of the laser beam (the laser was in operation); •then the measurements of the fluorescence spectra of given subject (oil, benzene and other spices) were performed; •finally, the background spectrum was subtracted from the fluorescence spectrum of a given subject and required spectrum was registered for future analysis; •signal accumulation time was ~120 second. Some results of measurements performed by our LIDAR from the distances ~40 m are presented below. Fig. 2 represents the emission spectra of the Caspian sea water and crude oil on water surface. Spectra were taken from Kala Gas-oil Production Firm of the Absheron peninsula of Azerbaijan.

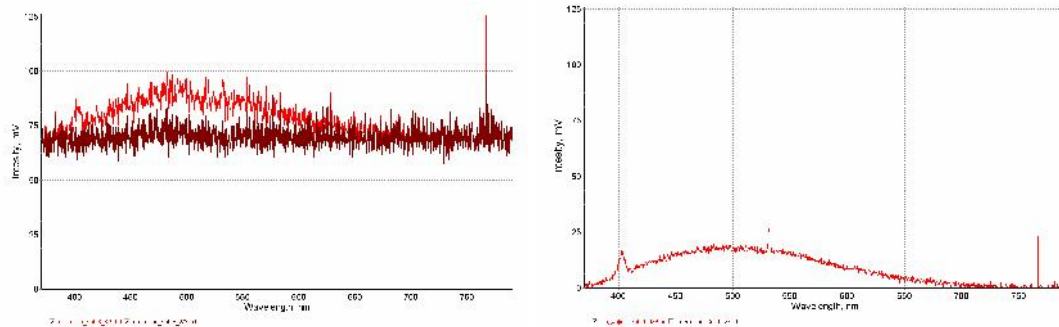


Figure 2. Fluorescence spectra of sea water (left figure- brown curve) and oil spills on the surface of sea water (left figure- red curve) on a distance of 60 m. Right Figure shows the difference between red and Brown curves. Peak at ~ 402 nm at right Figure is due to Raman scattering line of water and peak at ~ 532 nm are due to “technical peculiarities” of optical system, which do not allow to block totally second harmonic of 1064 laser line. It is seen that developed system allows to make reliable detection of oil spills on water surface by “Maya 2000” Ocean Optics system at least in the distance ranges of 40-60 m.

Measurements performed at Pirallahi Oil-gas Production Enterprise at Qala, Absheron peninsula, showed, that it is possible to measure oil spills at a distances up to 200 m. The results will be published later.

4. CONCLUSIONS

The research described above focuses on the following objectives: •fluorescence KA-14 LIDAR was developed at the NAA of Azerbaijan for detecting the oil spills and other dirty spots taking place on water surface of the Azerbaijan part of Caspian sea and dirty spots, taking place during oil-gas extraction; •preliminary results showed that developed LIDAR may be successfully used for the detection of the fluorescence spectra of oil spills on the Caspian sea water surface from the distances up to ~ 200 m.

This work was supported by the State Oil Company of Azerbaijan Republic (SOCAR) in a frame of Project “Control of the Environment by LIDAR During Oil-Gas Production” under Contract No1 and the authors are gratefully acknowledge this support.

REFERENCES

1. T. Hengstermann, and R. Reuter, “Laser Remote Sensing of Pollution of the Sea: a Quantitative Approach,” European Association of Remote Sensing Laboratories, *Advances in Remote Sensing*, v. 1, pp. 152-169 (1992).
2. S. Patsayeva, V. Yuzhakov, V. Varlamov, R. Barbini, R. Fantoni, C. Frassanito, and A. Palucci, “Laser Spectroscopy of Mineral Oils on the Water Surface,” Proc. EARSeL-SIG-Workshop LIDAR, Dresden/FRG, June 16-17, pp. 106–114 (2000).

Ge-Si

. . . , . . . ¹, . . . ¹,
 . . . ², . . . ²
 1 ,
 2 ,

zohrab@physics.ab.az

($0 \leq x \leq 0,25$) 1050-1080 (Al; Ga; In) $Ge_{1-x}Si_x$

In_s) Cu_i Al_s (Cu_s Al_s (Ga_s ;
 Ga_s ; In_s).

(Al, Ga, In, As, Sb)

Ge-Si

Ge-Si,

($0 \leq x \leq 0,25$),
 (Al,Ga,In)

$Ge_{1-x}Si_x$

Ge-Si

Ge

(Ga ; In) Ge Ge-Si Si 25 .%, Al

(1150-1175).

$N_{Al;Ga;In}$

(Cu_s),
 (N_{Sb}).

(

**BDU-nun Fizika Problemləri İnstitutunun yaradılmasının 10 illiyin həsr olunmuş
Beynəlxalq konfrans**

1050-1150 , , , 1050-1080 ,
Cu_s.
N_{Al;Ga;In} 10¹⁶ -³,
550-570 [1].
20
Cu_s Al_s (Ga_s; In_s) Cu_i Al_s (Ga_s; In_s)
In_s. Ge Ge-Si,
1050-1080 K,
Cu_s → Cu_i + V (V -).
1050-1080 K (Cu) → Cu_i.
[1].



$$(N_k) \quad u_i (E_k) \quad u_i, V \rightarrow \quad E_k \quad N_k$$

Ge _{1-x} Si _x <Cu, Al>	E _k = E _v + (E _k ⁰ + 320x)	= (52 + 320x)	()
Ge _{1-x} Si _x <Cu, Ga>	E _k = E _v + (E _k ⁰ + 320x)	= (52 + 320x)	()
Ge _{1-x} Si _x <Cu, In>	E _k = E _v + (E _k ⁰ + 320x)	= (52 + 320x)	()

Ge_{1-x}Si_x [2],

1. , / 2010.
.55. 3. .499.
2. // : ,
1982. 244 .

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY OF OBTAINING AND STRUCTURE OF NANOCOMPOSITES BASED ON ISOTACTIC PP AND MAGNETITE (Fe_3O_4)

A.M. Maharramov, M.A. Ramazanov, H.A. Shirinova

Baku State University, NanoResearch Laboratory

h.shirinova@bk.ru

Magnetic nanocomposites generally comprise of magnetic nanoparticles, embedded in polymer matrix. In the last few years, the need to obtain new lightweight and inexpensive magnetic materials promoted the development of magnetic polymer based composites. In this work different amounts of magnetite (Fe_3O_4) nanoparticles were added to polypropylene matrix and nanocomposites were studied by optical microscope and SEM.

Nanoparticles of magnetite (Fe_3O_4) were synthesized by co-precipitation method from an aqueous solution, containing iron salts and a base, at room temperature in ambient atmosphere. As a result, the mean diameter of magnetite Fe_3O_4 nanoparticles varies from 7 to 15 nm. The morphology of synthesized powder was characterized by SEM microscope (JEOL-JSM7600F). The crystalline structure of magnetite nanoparticles was characterized by X-ray powder diffractometer (Philips X-pert). The magnetic polymer nanocomposites, containing these magnetite nanoparticles in isotactic PP matrix, were manufactured by ex-situ method. Composites were prepared with different amounts of magnetite nanoparticles, namely 1%, 3%, 5%, 7%, 10% by weight. Thickness and diameter of samples are equal to 100 μm and 4 cm.

The distribution of magnetite (Fe_3O_4) nanoparticles in the polymer matrix was studied by optical (Zeiss Axio Imager A2m) and scanning electron microscopy (SEM, Jeol JSM-767F)

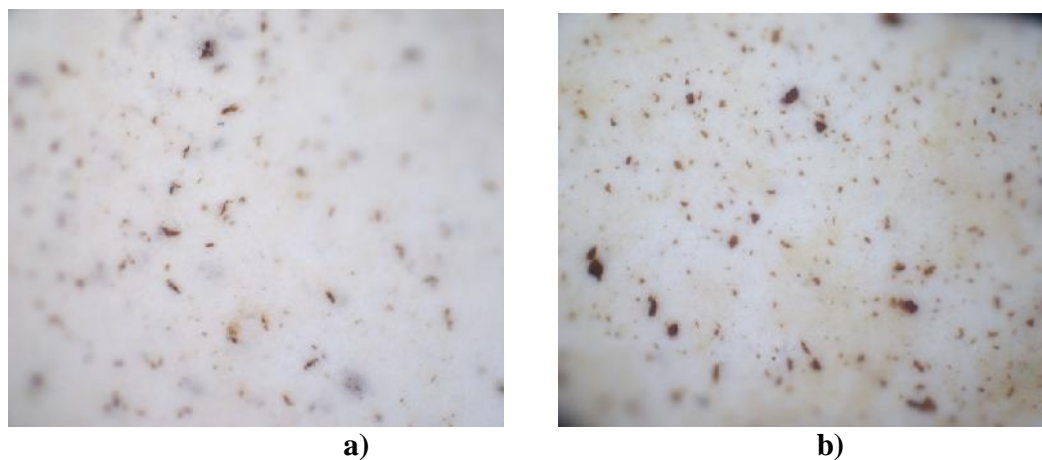


Figure 1. Studies of the microstructure of the magnetic polymer nanocomposites by an optical microscope a) PP+5% Fe_3O_4 b) PP+7% Fe_3O_4

It can be seen from the Figure 1 that the distribution of particles improves with increasing of concentration.

Studies of the microstructure of the magnetic polymer nanocomposites namely 5% and 7% by SEM are shown in Figure 2.

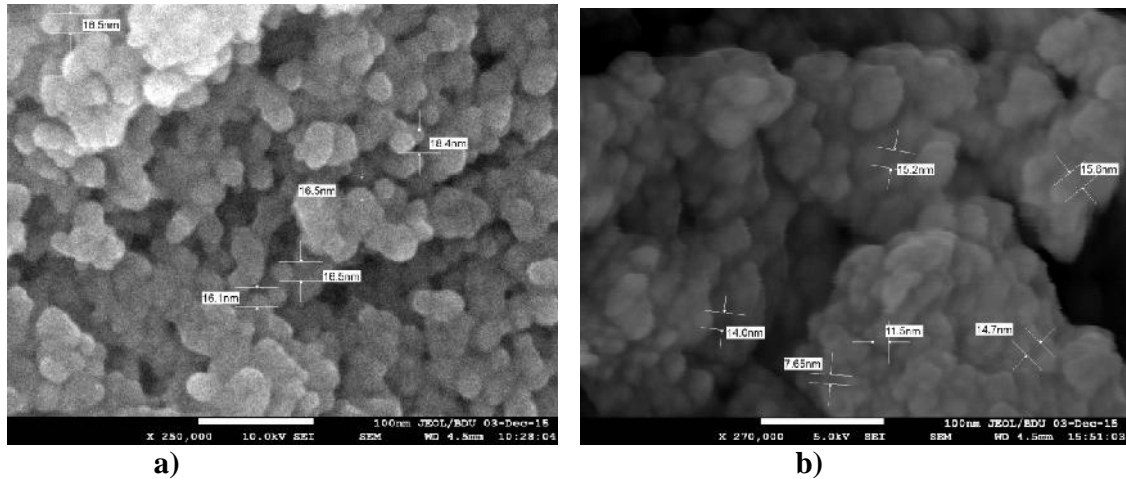


Figure 2. SEM images of nanocomposites a) PP+5%Fe₃O₄ b)PP+7%Fe₃O₄

SEM images show that for PP+5%Fe₃O₄nanocomposite average size of nanoparticles is 16nm and for PP+7%Fe₃O₄nanocomposites average size of nanoparticles is 15nm. Agglomerations, occurred in both case, which contain quite high content of Fe₃O₄ nanoparticles. But average size of nanoparticles in polymer is not so higher than initial size of nanoparticles.

REFERENCE

1. Wilson JL, Poddar P, Frey NA, Srikanth H, Mohamed K, Harmon JP, Kotha S, Wachsmuth J (2004) "Synthesis and magnetic properties of polymer nanocomposites with embedded iron nanoparticles" *J Appl Phys* 95:1439–1443
2. Rajput AB, Rahaman SJ, Sarkhel G, Patra MK, Vadera SR, Singru PM, Yagci Y, Ghosh NN (2013) "Synthesis, characterization, and properties of flexible magnetic nanocomposites of cobalt ferrite–polybenzoxazine–linear low-density polyethylene" *J Appl Polym Sci* 128:3726-3733
3. Chung Y-C, Choi JW, Choi MW, Chun BC (2012) "Characterization of flexibly linked shape memory polyurethane composite with magnetic property" *Thermoplast Compos Mater* 25:283–303
4. Yang TI, Brown RNC, Kempel LC, Kofinas P (2008) "Magnetodielectric properties of polymer-Fe₃O₄ nanocomposites" *J Magn Magn Mater* 320
5. Daniel JC, Schuppiser JL, Tricot M (1982) "Magnetic polymer latex and preparation process" U.S. Patent no. 4358388; Ramírez LP, Landfester K (2003)

GaSe

$$\begin{matrix}
 \dots & - & 1, \dots & & 1, \dots & & 1, \\
 \dots & & 2, \dots & & 3, \dots & & 1 \\
 l & & & & 2 & & \\
 & & & & , 3 & & ,
 \end{matrix}$$

vagif_Salmanov@yahoo.com

GaSe,
 (3,51 ...),

[1].

GaSe,

($r \sim 103$
 Si,...),

$104 \div 105$...⁻¹

Ge,

GaSe

(... GaSe $E_g \sim 2,02$...).

Nd:YAG²⁻⁴ (LQ529B)

2- 3-
 1064, 532, 355

410-710

$$\Delta t = 1 \cdot 10^{-8} \text{ s.}$$

~ 135

GaSe

833,

350 – 2000

GaSe 3-

Nd:YAG

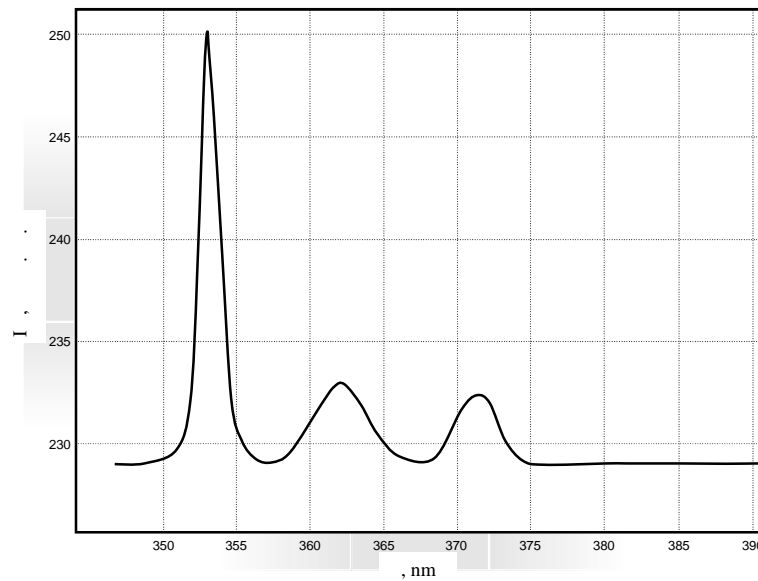
($\lambda = 355$ nm),
355-375 nm (şəkil 1).

$\lambda_1 = 362$ nm (~3,43 eV) $\lambda_2 = 372$ nm (~3,33 eV). Şəkil 1

λ_2

[2].
(deep excitons),

$\lambda_1 = 362$



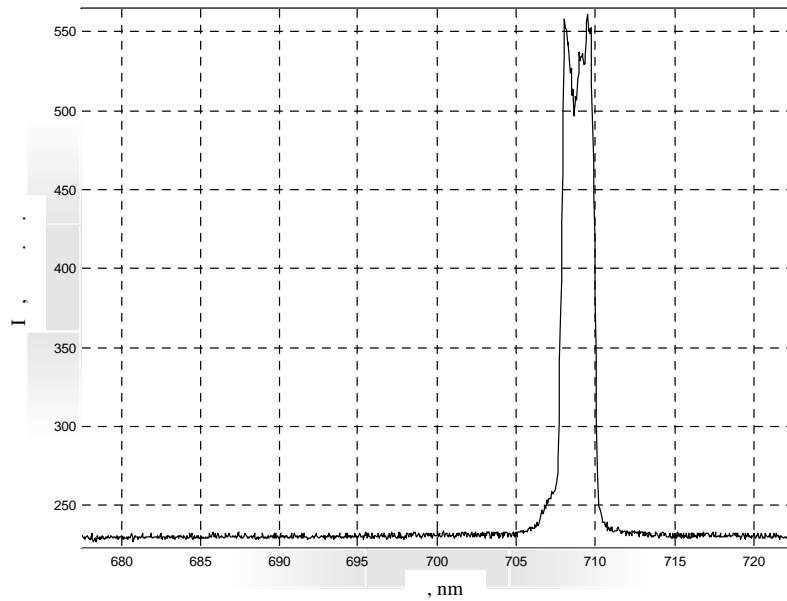
Şəkil 1.

GaSe

GaSe,

~707 nm (şəkil 2).

(~5 eV)



2.

GaSe

GaSe

GaSe

1. D. V. Rybkovskiy, N. R. Arutyunyan, A. S. Orekhov, I. A. Gromchenko, I. V. Vorobiev, A. V. Osadchy, E. Yu. Salaev, T. K. Baykara, K. R. Allakhverdiev, and E. D. Obraztsova. Size-induced effects in gallium selenide electronic structure: The influence of interlayer interactions.// Phys. Rev. B84, 085314 – Published 25 August 2011

2. , , , , , 1972, .17, .1548-1552.

**RADİASİYALİ MODİFİKASIYALI POLİPROPİLEN (PP)
V GÜMÜSÜLFİD (Ag_2S) SASINDA PP/ Ag_2S NANOKOMPOZİTLƏRİN
SONOEMULSIYA ÜSULU İLƏ ALINMASI V QURULUŞU**

M. Ə. Ramazanov, S.Q. Nuriyeva, Ə.A. Məmmədli

Bakı Dövlət Universiteti

aliyeva-s@list.ru, i.ilah199218@gmail.com

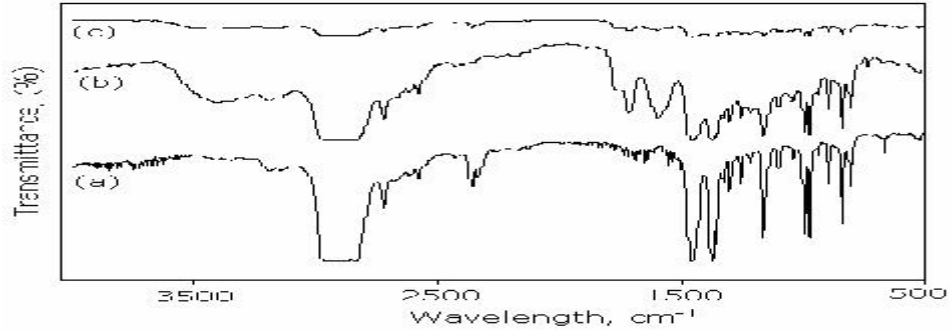
Tədqiqat olunan iştirakçı kombinasiyalı metodla alınmış izotaktik polipropilen və gümüş sulfid səsli nanokompozitlərin alınma texnologiyası ilə nmi və polimer nanokompozitin quruluşunda bəzən dənəyi iklikli r, nanohiss çiklirin forması, paylanması və ölçüsü tədqiq olunmuşdur.

Son illərdə üzvi polimerlər daxil edilmiş qeyri-üzvi nanohiss çiklirinə əsasən alınmış materialların tədqiqində perspektivli nəticələr əldə edilmişdir. Gümüş sulfid (Ag_2S) nanohiss çiklirinə marağın artması onların unikal elektrik, termoelektrik, optik və fotoqolvonik xassələri ilə bağlıdır [1-3]. Tərkibində Ag_2S nanohiss çiklirinə olan nanokompozitlərin bu xassələri görə gün elementi, yarımkeçirici, fotodetektor, sensor, ekranla dırıcı örtük, radio dalğaların aktiv adsorberi və infraqırmızı üalanmanın polyarla dırıcısı kimi müxtəlif cihazlarda geniş tətbiq sahələrinə malikdir [4-5]. Bundan başqa Ag_2S səsli polimer nanokompozitin xassələri polimerin sintez üsuluna çox həssasdır və polimerin quruluşundan kifayət qədər asılıdır. Polimer Ag_2S nanohiss çiklirinə matrisdə ölçülərinə və paylanmasına stabil dirici və quruluş yaradan molekullar kimi təsir göstərir. Digər tərəfdən qeyri-üzvi üzvi materialların birləşməsi hər ikisinin xassələrinin özündən cəmləməsinə və daha yaxşı nəticələrin əldə olunmasına səbəb olur [6].

Qeyd etmək lazımdır ki, bəzi polimerlərin radiasiya (γ -ü) ilə modifikasiya etdikdə onların xassələrində dəyişikliklər yaranabilir. Belə üalanmanın təsiri ilə bəzən dəyişikliklərimiz üçün geniş araşdırma mövzusu olmuşdur. Polimerlərdə qamma üaların təsiri ilə dəyişikliklərin öyrənilməsi mövzusu polimer üçün uyğun stabil sistemin yaradılması baxımından da maraqlıdır. Müəyyən edilmişdir ki, radiasiya təsiri polimerlərdə kimyəvi dəyişikliklərin, həmçinin tikilmə, zəncirin dağılması, müxtəlif kimyəvi qrupların yaranmasına səbəb olur. Onların optik xassələrini araşdırdığımızda isə qadağan olunmuş zonanın eninin azalması müəhəd olunur [7-9].

Polimer/yarımkeçirici nanokompozitlərin hazırlanması üçün bir çox üsullar işlənilmişdir. Tədqiqat olunan iştirakçı polipropilen (PP) və gümüş sulfid səsli (PP/ Ag_2S) nanokompozitinin alınması prosesində ultrasəs və mikroemulsiya metodlarını tətbiq edilən kombinasiyalı alınma üsulu tədqiq edilmişdir [10], həmçinin sintez zamanı polipropilenin aktivliyini artırmaq üçün onun tozunu ^{60}Co izotopunun γ -üaları ilə müxtəlif dozalarda (15, 30, 50 kGy) üalandırılması və radiasiyanın polimer nanokompozitin quruluşuna, morfolojiyasına təsiri öyrənilmişdir.

γ üaların PP polimerinin quruluşunda hansı effektiv dəyişikliklər səbəb olmasını müəyyən etmək üçün modifikasiya olunmamış, γ üaları ilə modifikasiya olunmuş polimer və həmin polimer əsasında alınmış PP/ Ag_2S nanokompozitin Q spektrləri kəllə-də göstərilmişdir.



k.1. Modifikasiya olunmamış PP(a), γ -üası ilə modifikasiya olunmuş (b) PP və həmin polimer əsasında alınmış PP/Ag₂S (c) nanokompozitin Q spektrləri

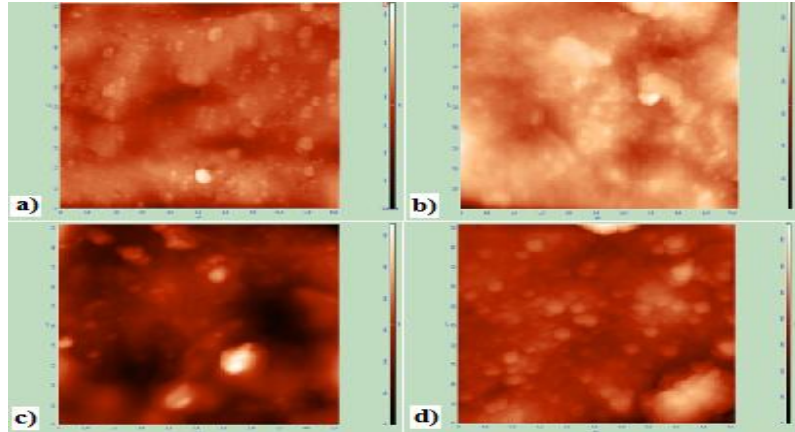
1167, 997 və 972 sm^{-1} zolaqları polimerin izotaktik olduğunu göstərir. 2950 və 2870-2880 sm^{-1} pikləri C-H qruplarının asimmetrik və simmetrik valent rəqslərinin, 2920 və 2838 sm^{-1} pikləri isə C-H qruplarının asimmetrik valent rəqslərinin uyğun gəlir. Üalanmadan sonra bəzi xarakteristik piklərin (1167, 997 sm^{-1}) yoxa çıxması müəhəd olunur. Bu da polimer zəncirində ilməsi deməkdir. 2838, 1462 və 1378 sm^{-1} pikləri də müəyyən dərcədir. Beləliklə metil və metilen qruplarının C-H rabitələri qırılır. Deməklər ki, üalanma CH_3 qruplarının sayını azaldaraq onları CH_2 qruplarına çevirir və polipropilen zəncirində tikilmələri sərbəst olur. γ üalanmadan sonra polimerdə hər hansı bir kəskin pikin yaranması müəhəd olunmur. Yalnız 3370-3400 sm^{-1} intervalında geniş bir zolaq müəhəd olunur ki, bu da O-H hidroksil qruplarına uyğun gəlir. Bu isə üalanmanın təsiri altında polimer zəncirdə hidroksil qruplarının formalaşdığını göstərir. Həminin 1600-1715 sm^{-1} dalğa uzunluqları oblastında zolaqlar yaranır ki, bu da C=O qruplarının yaranması deməkdir. Bu yeni qrupların yaranması üalanma prosesinin vakuumba aparılmadığından irəliləyib, yəni oksigen havadan götürülə bilər. PP+Ag₂S nanokompozitin Q spektrində dəqiq 2838, 2722, 1716, 840 sm^{-1} piklərinin və 3370-3400 sm^{-1} dalğa uzunluğundakı intensivliklərinin azalması görünür. Həminin ilkin halda müəhəd olunan 1629, 1598 sm^{-1} pikləri də müəhəd olunmur. Bu isə həmin qrupların Ag₂S nanohisscikli ilə örtülməsindən ləalətdir. Nəticədə üalandırılmış polimerin nanohisscik üçün optimal mühit olduğunu anlaşırlar.

Üalanma dozasının matrisdə nanohisscikli formalaşmasına təsiri tədqiq etmək üçün

kil 2-də ilkin məhlulların sabit konsentrasiyasında (0,01M), müxtəlif dozalarda modifikasiya olunmuş polimerlərdə alınmış PP+Ag₂S nanokompozitlərinin atom qüvvə mikroskopik (AQM) təsvirləri göstərilmişdir.

AQM təsvirlərinin təhlilində görünür ki, γ üalanmadan sonra polimerin səthi daha hamar olur, yəni nümunənin səthinin quruluşu polimerdə yaranan aktiv mərkəzlərin hesabına dəyişir. Həminin, γ üalanmanın dozasının artması ilə kompozitin həcmində Ag₂S nanohissciklilərinin miqdarının dəyişməsi, yəni müəyyən qiymət kimi çoxalması müəhəd olunur.

Belə bir nəticəyə gələ bilərlər ki, polimerin bu nanokompozitdə funksiyası təkləyici kimi deyil, həmdə gümüş sulfid hissiciklərinin aqlomerasiyasının qarşısını almaqdır. Deməli nanohisscikli diametrini təsiri altına faktorların parametrlərini uyğun seçərək idarə etmək olar. Beləliklə, γ üalanmanın dozasını dəyişərək nanohisscikli formalaşması, paylanması və ölçüsünü idarə etmək olar. Tədqiqatların nəticəsində gümüş sulfid nanohisscikli polipropilen matrisdə bircins və homogen paylandılmı müəhəd olundu.



Şəkil 2. Müxtəlif dozalarda üsləndirilmiş tozlardan alınmış PP+Ag₂S nanokompozitinin SEM təsvirləri: a) 0 kGy b) 15 kGy c) 30 kGy d) 50 kGy

D B İYAT

1. B. R. Sankapal, R. S. Mane, and C. D. Lokhande, "New chemical method for the preparation of Ag₂S thin films," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 63, no. 3, pp. 226–229, 2000.
2. S. S. Dhumure and C. D. Lokhande, "Studies on the preparation and characterization of chemically deposited Ag₂S films from an acidic bath," *Solid Films*, vol. 240, no. 1-2, pp. 1–6, 1994.
3. I. A. Ezenwa, N. A. Okereke, and N. J. Egwunyenga, "Optical properties of chemical bath deposited Ag₂S thin films," *International Journal of Science and Technology*, vol. 2, no. 3, pp.101–106, 2012.
4. Y. Umezawa, P. Bühlmann, K. Umezawa, K. Tohda, and S. Amemiya, "Potentiometric selectivity coefficients of ionselective electrodes part I. Inorganic cations," *Pure and Applied Chemistry*, vol. 72, no. 10, pp. 1851–2082, 2000.
5. R. R. Pradhananga and A. Rajbhandari, "Low cost electrochemical sensors for silver, chloride, bromide and iodide ions," *Scientific world*, vol. 6, no. 6, pp. 33–36, 2008.
6. A.M.Magerramov, M.A.Ramazanov, F.V.Gadzhieva, S.G.Aliyeva. The effect of the Temperature-time mode of crystallization on the morphology and properties of nanocomposites based on polypropylene and cadmium sulfide. *Elektronnaya obrabotka materialov*, 2011, No. 5, pp. 60-64
7. H. S. Virk and A. K. Srivastava, *J. Radiation Measurements* 34, 65 (2001).
8. Ravinder Singh, Kawaljeet Singh Samra, Ramneek Kumar and Lakhwant Singh, *J. Radiation Phys. and Chem.* 77, 575 (2008).
9. Mishra, R., Tripathy, S. P., Sinha, D., Dwivedi, K. K., Ghosh, S., Khathing, D. T., Müller, M., Fink, D. and Chung, W. H. (2000). *Nucl. Instr. Meth. B*, 168, 59.
10. A.M.Magerramov, M.A.Ramazanov, S.G.Nuriyeva, F.V.Hajiyeva, U.A.Hasanova. Structure and photoluminescence properties of polymer nanocomposites on the basis of polypropylene PP+Ag₂S. *Journal of optoelectronics and Biomedical Materials*. Vol7.2015.p39-45

TACLİBO ALMANIN TƏSİR ALTINDA POLYARLA MA PROSESİNİN
PVDF/ZrO₂ POLİMER NANOKOMPOZİT YA MƏTƏRİLLƏRİNİN
QURULU ÜVƏ LÜMINİSSENSİYA XASSLƏRİNİN TƏSİRİ

F.V. Hacıyeva, M.A. Ramazanov, A.M. Rəhimli

Bakı Dövlət Universiteti, NanoAraşdırmalar Laboratoriyası

mamed_r50@mail.ru

Verilmiş təclibonun təsiri altında polyarla ma prosesinin PVDF/ZrO₂ polimer nanokompozitiya materiallarının qurulu və lüminessensiya xasslərinin təsiri öyrənilmişdir. Müəyyən edilmişdir ki, polyarla ma prosesi zamanı nanokompozisiyasının komponentləri arasında yaranan fazalararası sərhəddə yaranan yüklər hesabına yüksək daxili lokal sahə yaranır və bu sahənin təsiri altında nanokompozitlərdə lüminessent mərkəzlər yaranır və nəticədə lüminessensiyanın intensivliyi artır.

Polimer matrisdə yerləşən fotoaktiv nanohissəciklərin çox böyük kimyəvi aktivliyi malik olduqundan onlar matrisdə çox yüksək fazalararası qarılıqlı təsirlər göstərir. Nanokompozitdə nanohissəciklərin ölçüləri formalanmış üstmolekulyar quruluşların ölçülərinə yaxın və ya bəzən daha böyük olduqundan təsiri altında polimerin makromolekulları yarımkəçirici doldurucuda yeni lüminessent mərkəzlər həyata gətirir [1-2]. Nanokompozisiyaların polyarla ma prosesi zamanı kompozisiyaların komponentləri arasındakı maksvell relaksasiya müddətinin fərqi hesabına fazalararası sərhəddə elektrik yükləri yığılır və bu yüklər nanokompozitiyanın komponentləri arasındakı fazalararası qarılıqlı təsirlərdə yığılır. Nanokompozisiyalar 2 və ya daha çox və birbirilə kompleks elektrofiziki və fiziki-mexaniki xasslərin görkəmində yeni komponentlərdən ibarət olduqundan onlarda laylararası polyarla ma prosesinin bəzən dəyişməsi mümkündür. Bu proseslərin bəzən dəyişməsi ehtimalı polyarla ma prosesinde, polimer matrisdə və polimer-doldurucu sərhəddində yük təhlilinin konsentrasiyası və dərinliyində çox güclü asılıdır. Bununla bəzən təclibonun təsiri altında aparılan polyarla ma prosesinin nanokompozitlərin qurulu və lüminessent xasslərinin təsiri öyrənilməsi çox böyük maraqlıdır.

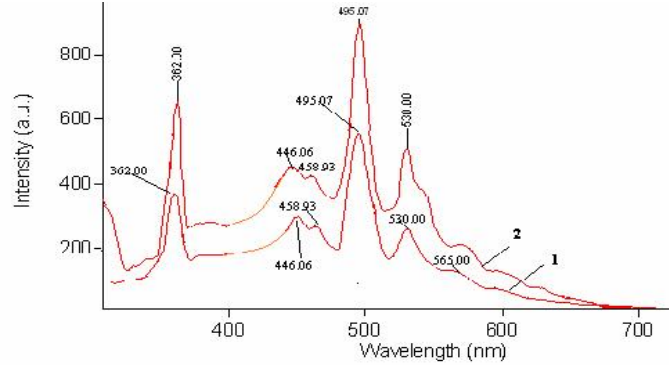
Verilmiş təclibonun təsiri altında bəzən dəyişməsi polyarla ma prosesinin PVDF+ZrO₂ səsli nanokompozisiyaların qurulu və lüminessensiya xasslərinin təsiri öyrənilmişdir. Təclibonun polyarla ma prosesi üçün elektrodlar vasitəsilə həyata keçirilmişdir. Yəni lərin diametri 0,3 mm, yəni nümunənin bəzən lərin arasındakı məsafə 1 sm bəzən daha böyükdür. Bölmə gərginliyi $U_t \approx 6-9$ V, bölmə müddəti 5-10 dəqiqə təklif edilmişdir. Nümunələrin qalınlığı 100 mkm təklif edilmişdir. Təcrübədə nümunələrin səthi xüsusi təmizlənmişdir. Daha sonra nümunələr yerləşdirilən elektroda yerləşdirilmiş və 6 kV gərginlikdə nümunənin səthində 6×10^{-3} m məsafədə yerləşdirilmiş metallik yəni lərin vasitəsilə təclibonun təsiri öyrənilmişdir [3].

Həmçinin PVDF+ZrO₂ səsli nanokompozisiyaların təclibonun təsiri altında polyarla ma prosesi öncə və sonra qurulu atom-qüvvə mikroskopu vasitəsilə tədqiq edilmişdir. Skanetmə hava təsiri rezonans tezliyi 40-97 Hz-ə qədər olan plazmakimyəvi üsulla hazırlanmış zondlarla təqribən-Prima skanetməci-zond mikroskopunda aparılmışdır. Müəyyən edilmişdir ki, təclibonun təsiri altında polyarla ma prosesi sonra nanokompozisiyaların səthinin qurulu elementlərinin xırdalanması bəzən dəyişməsi [4].

PVDF+1%ZrO₂ səsli nanokompozisiyaların lüminessensiya spektrli təclibonun təsiri olmadan öncə və sonra Cary Eclipse spektroflüorimetridə 300-700 nm dalğa uzunluğunda tədqiq

edilmişdir. Lüminessensiya spektrləri nümunəni $\lambda_{\text{ex}}=265$ nm dalğa uzunluğunda həyata canlandırılmaqla alınmışdır. Kəllə-1-də PVDF+ZrO₂ səsli nanokompozisiya materiallarının təclibə almaya məruz edilmədən öncə və sonra lüminessensiya spektrləri göstərilmişdir.

Kəllənin görüldüyü kimi lüminessensiya spektrində 389 nm, 446 nm, 458 nm, 495 nm, 530 nm, 565 nm pikləri müəhd edilir. Müəyyən edilmişdir ki, təclibə almanın təsiri altında polyarla maddə sonra lüminessensiyanın intensivliyi artmışdır və bu artma deməklərlər ki ZrO₂-nin polimerin matrisindəki bütün miqdarlarında müəhd edilmişdir.



K. 1. PVDF+1%ZrO₂ səsli nanokompozisiya materiallarının təclibə almada n öncə (1) və sonra (2) lüminessensiya spektrləri.

Kəllənin görüldüyü kimi, PVDF+ZrO₂ nanokompozisiyanın lüminessensiyasının intensivliyi əsasən 330 nm, 360 nm, 378 nm və 531 nm dalğa uzunluğundakı piklərdə müəhd edilmişdir. Fərz edilir ki, polyarla maddə prosesi zamanı PVDF+ZrO₂ nanokompozisiyasının komponentləri arasında sərbəhd yüklər hesabına çoxlu miqdarda elektrik yükləri yaranır. Bu yüklər hesabına yüksək daxili lokal sahə yaranır və bu sahənin təsiri altında nanokompozitlərdə lüminessent mərkəzlər yaranır və nəticədə lüminessensiyanın intensivliyi artır [5-6].

D B İYAT

1. A.D. Pomogaylo., A.S. Rozenberg., I.E. Uflyand Metal nanoparticles in polymers. Publishing House of Chemistry 2000, page 671
2. Y.T. Wong , B. Ploss, Or Y.T., F.G. Snin «Polarization behavior of ferroelectric multilayered composite structures» J. Appl. Phys, 2003, vol. 93, 7, p 341-345
3. M.F. Galihanov, D.A. Eremeyev, R.Ya.Deberdeev Study coronoelectrets based on polyethylene and silica //Materials Science -2003. 9. p. 24-29
4. M.A. Ramazanov, A.A. Ismayilov, O.B. Tagiyev. New Luminescent Composite Materials On The Basis Of Polymer-Luminophor. j.Proceedings of SPIE. vol. 5257, 2003 Washington,USA p. 198-201
5. M. agerramov, M. Ramazanov, F.V.Hajiyeva "Investigation of structure and electrophysical properties of nanocomposite materials on the basis of zirconium dioxide in isotactic polypropylene matrix" Journal of Ovonic Research, Vol. 9, No. 5, 2013, p. 133 – 141
6. M. A. Ramazanov, A. S. Quseynova Influence of polarization processes on the charge states and dielectric properties of polyethylene-based compositions with low-molecular additions PE+PbCrO₄ and PE+Cr Optoelectronics and Advanced Materials – Rapid Communications, v. 7, 9-10, 2013, p.789

**THE TECHNOLOGY OF PREPARATION OF NANOCOMPOSITES ON THE
BASE OF ISOTACTIC POLYPROPYLENE/TITANIUM NANOPARTICLES AND
INVESTIGATION OF THEIR STRUCTURE**

A.B. Ahmadova, F.V. Hajiyeva, M.A. Ramazanov

Baku State University, NanoResearch Laboratory

mamed_r50@mail.ru

In this paper we report of obtaining novel nanocomposite structures based on isotactic polypropylene and nanoparticles of titanium. The distribution of titanium nanoparticles in the polymer matrix was studied by optical (Zeiss Axio Imager A2m) and scanning electron microscopy (SEM, Jeol JSM-767F). The IR spectra reveal that after the introduction of titanium nanoparticles in the polypropylene matrix there is a significant decrease in the intensity of the band at 2950 cm^{-1} and 2839 cm^{-1} which indicate on weakening CH stretching vibrations in the spectrum of polypropylene. SEM studies of polypropylene (PP) and nanocomposites based on PP+Ti showed that the introduction of nanoparticles in polypropylene leads to change of the supramolecular structure of the polymer and forming of a relatively ordered structure with the introduction of 1% of titanium nanoparticles in the polymer.

As advanced technologies are expanding, the need for novel functional materials significantly increases. Nowadays, materials with a special combination of properties (e.g., magnetic-transparent, conductive-transparent, catalytic-magnetic, etc.) are strictly required. Materials based on nano-sized metals will surely represent an adequate solution to many present and future technological demands, since they exhibit both novel properties and unique properties combinations. In recent years, the number of researches devoted to engineering of materials with special and practically important physical properties based on polymer composites containing metals nanoparticles significantly increased. Polymeric nanocomposite materials, composed of two or more phases, require the development of physical and chemical basis of preparation of new active elements by means of modification of its structure and properties. Polypropylene (PP) at the present time is one of the most prevalent synthetic thermoplastic polymer, that is widely applied in many fields. When PP is combined with metallic nanoparticles such as titanium nanoparticles at the nanometer level and varying the composition of the polymer matrix and titanium nanoparticles, their ratio, the degree of dispersion, and other characteristics of the filler, it is possible to prepare materials with a desired set of properties.

PP/Ti based polymer nanocomposites were prepared as follows: isotactic polypropylene was solved in toluene at a temperature of 120°C . Nanoparticles of titanium, which were obtained by electroexplosive technology, added to the polymer solution (the volume content of titanium 1%, 3%, 5%, 7%, 10%) at a temperature of 120°C without cooling the polymer solution and stirred for an hour to obtain a homogeneous mixture. The mixture was transferred to a Petri dish and dried in a vacuum oven in 24 hour. The thin film nanocomposite were obtained by hot pressing at the melting temperature of polypropylene and a pressure of 10 MPa. Cooling the film after hot pressing was carried out in water and the cooling rate was 20 degree/min .

Figure 1 shows the IR spectra of nanocomposites based on polypropylene with titanium nanoparticles.

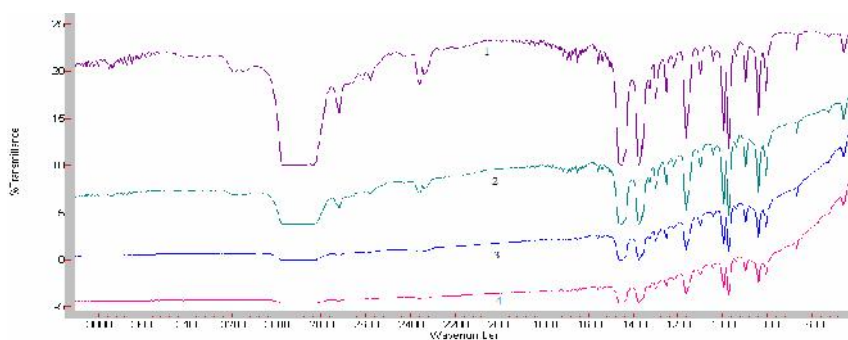


Figure 1. FTIR spectra for the pristine PP (1), PP+1%Ti (2), PP+3%Ti (3), PP+5%Ti (4)

The IR spectra reveal that after the introduction of titanium nanoparticles in the polypropylene matrix there is a significant decrease in the intensity of the band at 2950 cm^{-1} and 2839 cm^{-1} which indicate on weakening CH stretching vibrations in the spectrum of polypropylene. The distribution of titanium nanoparticles in the polymer matrix was studied by optical (Zeiss Axio Imager A2m) and scanning electron microscopy (SEM, Jeol JSM-767F). The surface of nanocomposites based on PP+Ti was studied by optical microscopy at various volume content of titanium. It was found that with increasing concentration of Ti nanoparticles the larger agglomerates formed in a matrix. SEM studies of polypropylene (PP) and nanocomposites based on PP+Ti showed that the introduction of nanoparticles in polypropylene leads to change of the supramolecular structure of the polymer and forming of a relatively ordered structure with the introduction of 1% of titanium nanoparticles in the polymer.

REFERENCE

1. A.D. Pomogaylo, A.S. Rozenberg, I.E.Uflyand. Metal nanoparticles in polymers. Publ: Chemistry, 2000, p.671
2. A.M. Magerramov, M.A. Ramazanov, F.V. Hajiyeva Properties and structure formation of cadmium sulphide nanocomposites with polypropylene J.Optoelectron. Adv. Mater.: Rapid Commun Vol. 2, No.11, 2008, p. 743-745
3. G.V. Kozlov Structure and properties of dispersion-filled polymer nanocomposites Advances of Physical Sciences, Vol 185, 1, p. 35-64
4. A.M. Magerramov, M.A. Ramazanov, F.V. Hajiyeva, V.M. Guliyeva Investigation of structure and electrophysical properties of nanocomposite materials on the basis of zirconium dioxide in isotactic polypropylene matrix. Journal of Ovonic Research Vol.9, 5, September-October 2013, p.133-141 USA
5. A.M. Magerramov, M.A. Ramazanov, F.V. Hajiyeva Study of the Structure and Dielectric Properties of Nanocomposites Based on Polypropylene and Zirconia Nanoparticles ISSN 1068_3755, Surface Engineering and Applied Electrochemistry, 2013, Vol. 49, No. 5, pp. 355–358. © Allerton Press, Inc., 2013 USA

TOPOLOGICAL INSULATOR BASED PHONONIC
CRYSTALS: FUNDAMENTAL AND APPLICATIONS

A.M. Mamedov

Bilkent University, Ankara, Turkey

mamedov@bilkent.edu.tr

It is well known that metamaterials are artificially designed composite materials which can exhibit properties that cannot be found in nature. These properties can be electronic, magnetic, acoustic, or elastic and have, of late, come to include static properties [1]. In the context of acoustic metamaterials (AMM), these properties refer to the bulk modulus and density, and for elastic metamaterials, they refer to the moduli (bulk, shear, and anisotropic) and density of a designed composite material. AMM have the potential to achieve unique, unprecedented effective acoustic properties [2] while maintaining reasonable sample sizes. Analogous to their electromagnetic counterparts [3], these materials utilize engineered deep subwavelength microstructures, making effective-medium theory and effective properties appropriate. Unprecedented anomalous effective properties have been predicted and demonstrated using these designs, with negative acoustic and elastic properties drawing major interest due to the implications of new interface and shear modes, evanescent wave enhancement, and reversal Doppler effect and refraction [3].

On the other hand phononic or sonic crystals [2] utilize structures with periodic high impedance inclusions in a low impedance matrix. Numerous novel phenomena have been demonstrated using these crystals (focusing, negative refraction, tunneling, and wave guiding). Physically, these phenomena are caused by Bragg scattering in an array of unit cells near the first Brillouin-zone edge, when the wavelength in the matrix is comparable to the periodicity [4].

In the present work the acoustic band structure of a two-dimensional (2D) phononic crystal (PC) containing an organic ferroelectric and topological insulator were investigated theoretically and numerically by the plane-wave-expansion (PWE) method [5]. Two-dimensional PC with square lattices composed of topological insulator cylindrical rods embedded in the organic ferroelectric matrix are studied to find the existence of stop bands for the waves of certain energy. This phononic bandgap - forbidden frequency range - allows sound to be controlled in many useful ways in structures that can act as sonic filters, waveguides or resonant cavities. Phononic band diagram $\tilde{S} = \tilde{S}(k)$ for a 2D PC, in which non-dimensional frequencies $\omega/a/2c$ (c -velocity of wave) were plotted versus the wavevector k along the Γ -X-M- path in the square Brillouin zone (BZ) show four stop bands in the frequency range 0.01-8.0 kHz. The ferroelectric properties of matrix and unusual properties of topological insulator give us ability to control the wave propagation through the PC in over a wide frequency range.

We study the 2D composites by solving the basic acoustic wave equation and use Bloch wave analysis to identify the band gaps.

The numerical results for the band structure are expressed in terms of the normalized or reduced frequency ω , which is an expression of $(\omega/a/2c)$ and it ranges from 0 to 3.0. The calculated band structures of the 2D phononic crystal shown that there exists complete acoustic band gaps for the assumed model around 0.4 to 2.8. The complete band gap along the right-handed triangle Γ -X-M- with vertices at $\Gamma=(0,0)$, X = $(\pi/a, 0)$ and M = $(\pi/a, \pi/a)$ show us that the entire angular range of the wave propagation direction, while other directions are not forbidden within a certain range of frequencies. The density of states (DOS) as a function of frequency

were also computed. The phononic DOS were calculated by sampling k -points in the 2D BZ. We found the density of states as a function of frequency by doing a sum of all the bands over all the frequencies. DOS calculations are particularly important since some physical properties, such as thermal conductivity and specific heat, can be modified by changing the phonon density of states in a phononic crystal. Briefly, they provide insight into the microscopic and macroscopic properties.

The dispersion relation, $\omega(k)$, for the first and second bands were calculated. For this calculation, we have to calculate the full band diagram for all k -vectors in the first BZ, not like the band diagram calculated only along the Γ -X, X-M, and M- Γ directions in the first BZ. Like the band structure construction, we used the frequency-domain PWE method to create the equifrequency contours (EFC). They are illustrated in Figure. The plots provide a better understanding of how such dispersion influences acoustic velocity. Moreover, the contour plots of the associated dispersion surfaces are shown in figure. The EFC are at the intersection of the 3D dispersion curves with a horizontal plane and they provide an essential source of information. Eigenfrequency contours are especially informative about its qualitative shape.

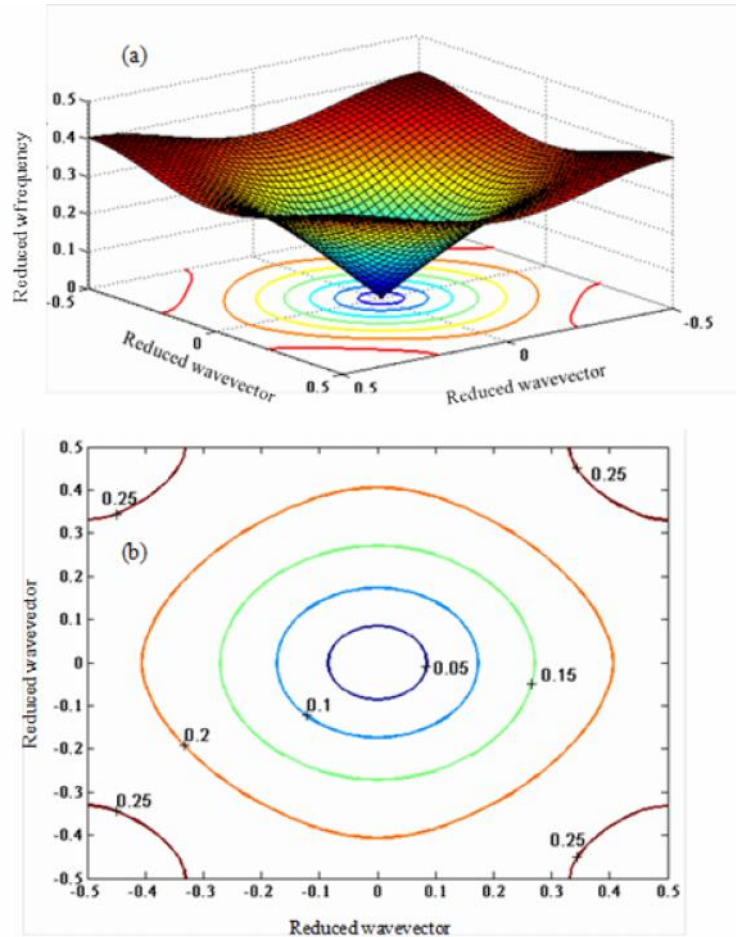


Figure 1. (a) The dispersion, $\omega(k)$, relation (band-diagram) for the first bands of the square phononic crystal, calculated for all k -vectors in the first Brillouin zone. (b) The equifrequency contours for the first bands zone.

By considering the acoustical wave vector and the group velocity as local parameters, the shape of the equifrequency contours can be used accurately to account for anisotropy. Circular dispersion in reduced k space means that the medium is an isotropic medium and the wavevector of the acoustic wave and the group velocity are parallel for any propagation direction. Therefore, in the material the velocity of the acoustic wave does not depend on the direction that the wave travels. As can be seen, the radius of the EFCs clearly increases as the frequency increases.

The equifrequency surfaces, of the incident wave along the $-X-M-$ direction shows that local curvature of the EFCs deviates from circular symmetry. An equi-frequency plot of the 2nd band, which is a little bit more complicated than the 1st band, which exhibits a square-like contour. The case of a non-circular EFC, however, indicates anisotropic behavior. On the other hand, a square like contour also reflects some symmetry in a particular direction. This could especially be advantageous and even be more effective if the self collimation property of the phononic crystal is considered. It must be noted that the group velocity v_g is normal to the equi-frequency contour but not collinear to the wave vector k . At each frequency, the energy flow direction is given by the normal to the equi-frequency contour, and is in the direction of the maximum rate of change of frequencies. The calculated contours also allow us to analyze whether the phononic crystal can have negative density or not, depending on the sign of the dispersion slope. From the equi-frequency contour plots above, we can see that the radius of the circle increases with frequency. Hence, we can conclude that the dispersion slope is positive.

The unusually large angles ($\sim 180^\circ$) between the phase and group velocities of acoustic waves lead to many unusual wave phenomena observed at crystal-air or crystal-isotropic medium interfaces. In order to understand the dynamics of wave propagation, the concept of group velocity may be useful from the viewpoint of energy transportation. From [2], it follows that the envelope of the wave packet propagates with the velocity V_g . The direct calculation of the derivative of the dispersion relation calculated numerically is not always convenient and can give error. As shown in [2], the group velocity of the wave packet is equal to the velocity of energy transfer. Thus, by using the results of [2, 3] the group velocity can be always calculated more accurately, irrespective of the number of points in the dispersion curve. Therefore, we have calculated the group velocity along the high-symmetry directions $-X-M-$ of the BZ. It is evident that the components of the group velocity versus the high symmetry direction ($-X-M$) vary over a wide limits. The dependences V_g , which describe the wave packets of localized modes of any order exhibit (generally) a maximum at certain propagation constants. This means that the dispersion of group velocity can be positive, negative or zero [2]. It is worth mentioning that the group velocity of the waves is zero at the high symmetric point X meaning that there is no energy transfer at this point.

In this paper, we initially discussed the band structure of two dimensional phononic crystal composed of a topological material embedded in a polymer host. We use the plane wave expansion method to calculate band gaps in the acoustic band structure of the locally resonant phononic crystal. The results of this study illustrate that the width of the first band decreases and more phononic stop bands appear under the assumption of the fluid/solid approach. The findings of this paper may be useful to the improvements in the design of acoustic phononic crystals and they provide some perspectives in a way for designing acoustic filters or insulators.

REFERENCES

1. R.V. Craster and S. Guenneau, Acoustic Metamaterials: Negative Refraction, Imaging, Lensing and Cloaking. Springer, Heidelberg (2013) 323 p.

2. P.A. Deymier, Acoustic Metamaterials and Phononic Crystals. Springer, Heidelberg (2013) 386 p.
3. S.V. Gaponenko, Introduction to Nanophotonics. Cambridge University Press, Cambridge (UK) (2010) 485 p.
4. M. Maldovan, E.L.Thomas, Periodic materials and Interference Litography for Photonics, Phononics and Mechanics. Wiley-VCH, Verlag (2009) 333p.
5. M. S Kushwaha, P Halevi, L Dobrzynski, B. Djafari-Rouhani Acoustic band structure of periodic elastic composites. Phys Rev Lett. 1993;71(13):2022-2025.

**FACILE SYNTHESIS AND STRUCTURE OF GERMANIUM
NANOPARTICLES AND THEIR INTERACTION WITH BODY CELLS**

Osman Ersoy, Ali Karatutlu*, Mingying Song, Ann P Wheeler***,**

Yuanpeng Zhang** and Andrei Sapelkin*******

Queen Mary University of London, London, United Kingdom, o.ersoy@qmul.ac.uk

**Queen Mary University of London, London, United Kingdom, yuanpeng.zhang@qmul.ac.uk*

***Queen Mary University of London, London, United Kingdom, a.karatutlu@qmul.ac.uk*

****Queen Mary University of London, London, United Kingdom, n.tarakina@qmul.ac.uk*

*****Queen Mary University of London, United Kingdom, a.wheeler@qmul.ac.uk*

******Queen Mary University of London, London, United Kingdom, a.sapelkin @qmul.ac.uk*

A one-step bench top chemistry route to the synthesis of germanium (Ge) nanoparticles (NPs) around 3 nm in size were shown by using GeCl₄ as a precursor. It was indicated that this facile method can be utilised in ambient air and temperature so it has more advantages than the other synthesis routes. Luminescent free-standing Ge NPs were prepared as suspended in water or ethanol. In ethanol, photoluminescence emission of the Ge NPs was observed between 700-800 nm. Optical and morphological features of Ge NPs were correlated using transmission electron microscopy, X-ray diffraction, Raman spectroscopy and photoluminescence spectroscopy. The structure of the particles was determined by a core/shell model with a small crystalline core and an amorphous outer shell with a surface that was terminated by hydrogen. Investigation of toxicity of Ge NPs in HeLa cells was carried out and compared with commercial carboxyl coated Cd/ZnSe quantum dots. The toxicity test showed that Ge NPs are less toxic compared to commercial CdSe quantum dots.

M SAM Lİ SİLİSİUM TOZUNUN KİMYƏVİ

AĞIRLAMA METODU İLƏ ALINMASI

F. Rüstəmov, N.H. Dəvriyev, M.Z. Məmmədov,

V.E. Baxıyev, Y.Y. Bobrova, H.O. Qafarova, Z.A. Ağamalıyev

Bakı Dövlət Universiteti, Fizika Problemləri ET

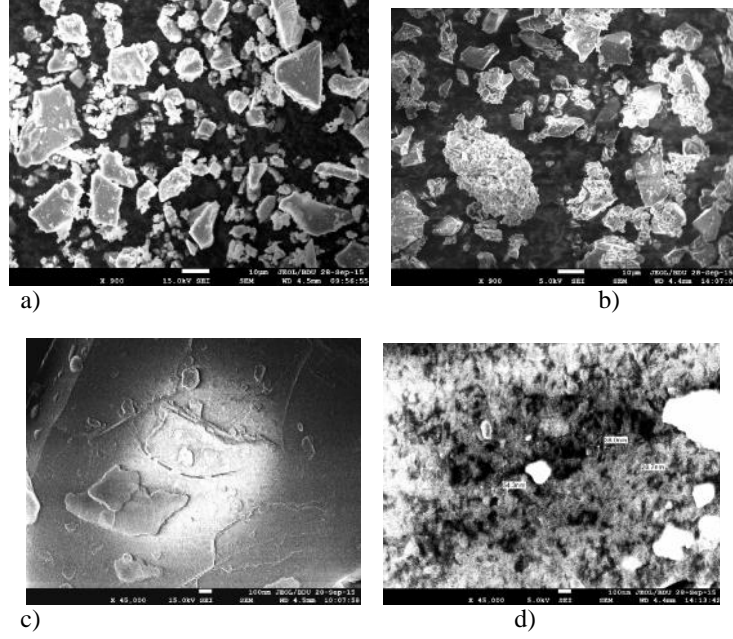
M samli silisiumunun kimyəvi ağırlama metodu ilə alınma texnologiyası işlənmişdir. P- və n- tipli silisiumunun kimyəvi ağırlanması modifikasiya olunmuş HF:HNO₃: CH₃COOH mhlulunda oksidləndiricinin çatı məzlu rejimində aparılmışdır. Alınmış nümunələrin morfoloqiyası və fotoluminessensiyası xarakteristikləri tədqiq edilmişdir.

M samli silisium tozu adətən iki texnoloji üsulla alınır. Birinci üsulla m samli silisium təbii elektrokimyəvi və ya kimyəvi ağırlama üsulu ilə silisium lövhəsi üzərində alınır. Sonra bu təbii silisium lövhəsindən ayrılaraq, ultrasəs vannasında üyüdülmüşdür. Nəticədə m samli silisiumun təmiz kəld tozu alınır [1]. Lakin bu üsulla praktiki təbii üçün lazım olan qədr m samli silisium tozu hazırlamaq problemlidir və bəhəbağlıdır. İkinci üsulla vvl silisium kristallı mexaniki yolla kürvi d yirməndə üyüdülmüşdür, sonra alınan toz dənələri uyğun ağılayıcı mhlulda kimyəvi ağırlanmaya məruz qalır. Adətən ağırlama üçün təbii edilmiş mhlul 4:1:20 hcmi nisbətində götürülmüş HF (49%), HNO₃ (65%) və H₂O qarışığından ibarətdir və m samli silisiumun formalaşma reaksiyasının arasıq silməz etmə üçün mhlulda tədricən HNO₃ damcıları əlavə olunur [2]. Bu halda alınan tozlar dənəcikləri silisium kristallitlərinin üzərini nazik şüblə örtmüş m samli silisium qatından ibarət olur. Bu üsulla, prinsip, kifayət qədər toz halında m samli silisium almaq olur, lakin bu üsulun çıxışı kifayət qədər azdır. Bundan başqa bu mhlulda silməz və intensiv olaraq qarışdırmaq tələb olunur. Bu da onunla əlaqədardır ki, m samli silisium qıdırofobdur və suda islanmır.

Bu işdə m samli silisium tozunun modifikasiya olunmuş mhlulda alınması metodikası işlənmişdir. vvl p- və n- tip silisium təbii kürvi d yirməndə üyüdülmüş rəkkə hissəciklərinin ölçüləri 5 mkm- dən kiçik olan silisium tozu alınır. Ağılayıcı mhlul olaraq 1200:1:800 hcmi nisbətində götürülmüş plavik turusu (49%), nitrat turusu (65%) və sirk turusu qarışığı seçilmişdir. Ağılayıcı mhlulda sirk turusunun kifayət qədər olması silisium kristallitlərinin yaxşı islanmasını təmin edir. Ağırlama əffaf polipropilen qabda maqnit qarışdırıcısının üstündə aparılır. vvl qaba silisium tozu, sonra isə ağılayıcı mhlul tökülür. Qabarcıqlarla müayinə edilən reaksiya bir dəqiqədən sonra bəslənir. M samli silisium toz dənələrinin alınması mhlulun sətir onların çıxması ilə müayinə olunur ki, onlar da mhlulun sətirində yığılırlar. Bu proses zaman keçdikcə reaksiyanın sürəti azalır, ona görə m samli silisiumun formalaşmasının arasıq silməz edilməsi üçün mhlulda periodik olaraq damcılarla nitrat turusu əlavə edilmiş v mhlul arada arabir qarışdırılmalıdır ki, onun bütün kristallitləri təsirini təmin etməklə mümkün olsun.

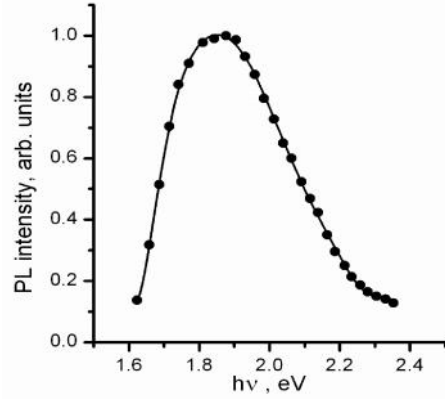
Göstərilən üsul ilə alınmış m samli silisium tozu vizual olaraq qonur-narıncı rəngdə olub otaq temperaturunda qırmızı rəngli fotoluminessensiyaya malikdir.

kil 1-d silisium tozunun kimyəvi ağırlanmadan vvlki və sonrakı 900 və 45000 böyütmələri SEM kəlləri verilmişdir. Göründüyü kimi kristallitlərin sətirində alınan m samli silisium sətir morfoloqiyasını tam dəyir və sətir nahamar olur.



kil 1. Kristallitlərin sızdırılma məhsulu silisiumsuz (a və c) və məhsulu silisium qatının yaranmasından sonra (b və d) SEM təsviri.

Alınmış məhsulu silisium tozunun fotoluminensensiyasının ümumi spektrləri tədqiq edilmişdir (kil 2). Ümumi spektrləri 320 nm dalğa uzunluğundakı iqlə həyəcanlanmışdır. Bütün nümunələr otaq temperaturunda, yəni 0.85 eV olub, fotoluminensensiyanın maksimumu 661 nm-də qırmızı luminesensiya mərkəzlir və bu silisium lövhələri üzərində alınan məhsulu silisiumun ümumi spektrlərinə tam uyundur [3].



kil 2. Məhsulu silisium tozunun fotoluminensensiya spektri

D B YAT

1. Lopez J. et al. Synthesis of colloidal solution with silicon nanocrystals from porous silicon. *Nanoscale Research Letters*, **9**, 2014, 571
2. Manilov A.I., Litvinenko S.V., Alekseev S.A., Kuznetsov G.V., Skryshevsky V.A. Use of powders and composites based on porous and crystalline silicon in the hydrogen power industry. *Ukr. J. Phys.* **55**, **8**, 2010, 929.
3. Rustamov F.A., Darvishov N.H., Bagiev V.E., Mamedov M.Z., Bobrova E.Y., Qafarova H.O. Determination of size and bandgap distribution of Si nanoparticles from photoluminescence excitation and emission spectra in n-type stain etched porous silicon. *J. Luminescence*, **154**, 2014, 224

ZnO/PMMA

. . . , . . . , . . .

shahla_shamilova@mail.ru

ZnO.

ZnO/PMMA

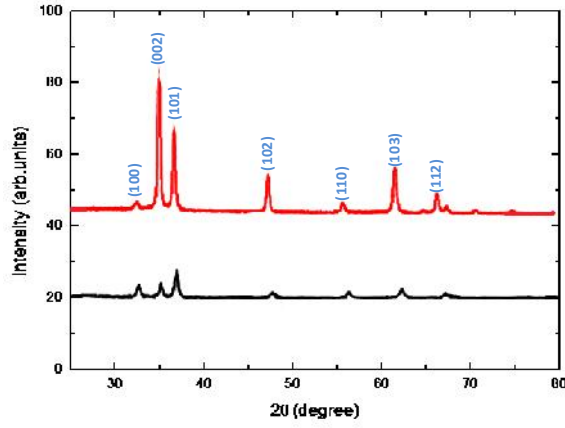
[3] (ZnO) $E_g = 3.30$ eV, n-
[1], [2],
[4], ZnO, (CIGS) [5].
ZnO
[6, 7],
[8].
(40-100 nm) ZnO
PMMA/SnO₂
-1.2 V, 200 nm,
3-4 [9].
ZnO, Ag/AgCl
(Zn(NO₃)₂•6H₂O) 150 nm, 0,1 M,
80° (± 2°C), 10×8 cm², Ag/AgCl.
15 min, 550 °C.
().
ZnO

ZnO

-0.9 V,

1.

(002).



1.

2

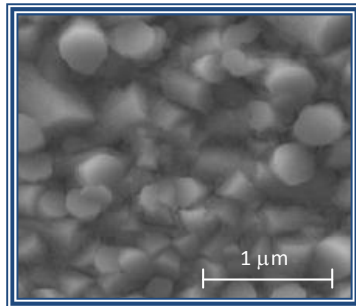
-0.9 V.

~ 1.0

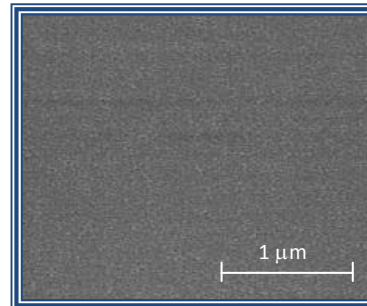
2.

ZnO,

-1.0 V.



a)



b)

2.

3

15

550 °

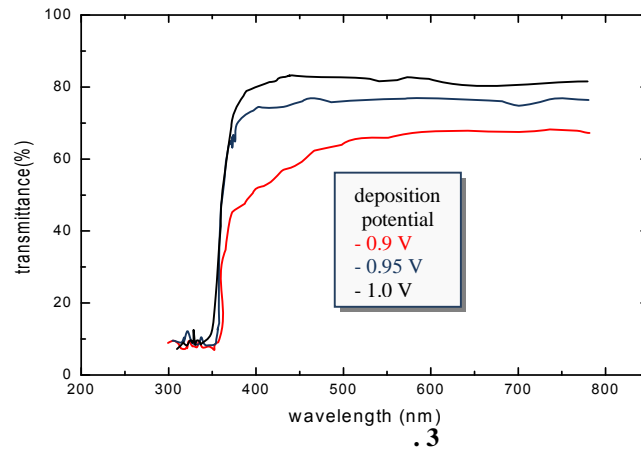
- 1,0 V,

~ 85%.

$(h) \sim h$,

3,3

[10,11].



ZnO

ZnO/PMMA.

ZnO,

E F-2013-9(15)-46/04/1

1. S.Y. Lee, E.S. Shim, H.S. Kang, S.S. Pang, J.S. Kang, *Thin Solid Films* 473 (2005) 31.
2. D.C. Look, *Mater. Sci. Eng., B* 80 (2001) 383.
3. E. Fortunato, T.P. Barquinha, A. Pimentel, A. Goncalves, A. Marques, L. Pereira, R. Martins, *Thin Solid Films* 487 (2005) 205.
4. E. Hosono, S. Fujihara, T. Kimura, *Electrochem. Solid State Lett.* 7 (2004) C49.
5. D. Hariskos, S. Spiering, M. Powalla, *Thin Solid Films* 480 (2005) 99.
6. D. Lincot, *Thin Solid Films* 487 (2005) 40.
7. T. Mahalingam, V.S. John, M. Raja, Y.K. Su, P.J. Sebastian, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* 88 (2005) 227.
8. R.K. Pandey, S.N. Sahn, S. Chandra, *Handbook of Semiconductor Electrodeposition*, New York: Marcel Dekker, 1996.
9. H. M. Mamedov, V. U. Mamedov, V. J. Mamedova, Kh. M. Ahmadova, Investigation of p-GaAs/n-Cd_{1-x}Zn_xS_{1-y}Te_y/Cd_{1-x}Zn_xO heterojunctions deposited by electrochemical deposition, *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials* Vol.17, 1-2,2015, p.67 – 73
10. Petrov, G. I.; Shcheslavskiy, V.; Yakovlev, V. V.; Ozerov, I.; Chelnokov, E.; Marine, W. Efficient third-harmonic generation in a thin nanocrystalline film of ZnO. *Applied Physics Letters*, 2003, 83, 19, 3993-3995.
11. Larciprete, M.C.; Haertle, D.; Belardini, A.; Bertolotti, M.; Sarto, F.; Günter, P. Characterization of second and third order optical nonlinearities of ZnO sputtered films. *Appl Phys., B* 2006, 82, 431-437

**EFFECT OF ION IMPLANTATION ON OPTICAL PROPERTIES
OF NEAR SURFACE LAYERS ON KR⁺ IMPLANTED GAAS: SE
AND RBS INVESTIGATION**

M. Kulik^{1,2}, E.B Asgerov^{1,3}, A.P Kobzev¹, M. Latek⁴

¹ *Department of Physics, Baku State University, Baku, Azerbaijan, 141980,*

²*Institute of Physics, Maria Curie-Skłodowska University, Poland 20-031, Lublin Poland*

³*National Nuclear Research Centre, 370143, Baku, Azerbaijan*

⁴*Institute of Electron Technology, A.I Lotnikow 32/46, 02-668W Warsaw, Poland*

The optical constants refraction and extinction indexes of the near surface layers of GaAs after and before Kr⁺ ions implantation have been studied by spectroscopic ellipsometry SE in the wavelength range from 250 nm to 900 nm. The samples of semi-insulating crystals were double irradiated with 250 keV and 100 keV. The total fluences were $1 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$ and $1 \times 10^{16} \text{cm}^{-2}$. After this process the samples have been exposed to ambient air for one month. In that time the irradiated surfaces were covered by native oxide layers. Then the ellipsometric spectrum of angles $\Psi(\lambda)$ and $\Delta(\lambda)$ were measured at three incidence angles 65° , 70° and 75° .

The thickness of the implanted layers were determined from the Rutherford Backscattering spectrometry RBS. The energy and the ions doses were so chosen to receive parallel flat layers enriched in krypton atoms in the near surface layers. The thickness of the native oxides layers were obtained on the basis of measurements with resonance nuclear reaction $^{16}\text{O}(\alpha, n)^{16}\text{O}$ NR.

The refraction and extinction coefficients spectrum have been obtained by VASE software code. In this calculations of optical properties was described the implanted layers with the paramagnetic model of the dielectric functions. In these study were obtained the average values of pseudo dielectric functions.

It was assumed that the thickness of the near surface layers are homogenous and the optical parameters of the native oxides on the implanted samples are the same like before implantation. It was notice that the both methods optical and nuclear are good describe the implanted near surface layers.

MEMRISTIVE EFFECT IN TlGaSe₂ SINGLE CRYSTALS

**İrHasan Yu. Seyidov^{1,2*}, Rauf A. Suleymanov^{1,2},
Yasin İsmailoğlu¹, Serdar G. İsmailoğlu¹, and Emir Suad Olcay¹**

¹*Department of Physics, Gebze Institute of Technology, 41400, Gebze, Kocaeli, Turkey*

²*Institute of Physics of NAS of Azerbaijan*

rauf_suleymanov@gyte.edu.tr

Non-volatile memory or non-volatile storage is a computer memory that can get back stored information even when not powered. Non-volatile memory means that when the computer is shut down, anything contained in memory are served. Such type of memory not only would save energy, but it would allow for computers to be turned on and off almost instantly, by passing the slow start-up and shutdown sequence. Non-volatile memory may eliminate the need for

comparatively slow forms of secondary storage systems, which include hard disks. Modern semiconductor nonvolatile memories, such as flash memory have been successfully scaled down to achieve large capacity memories through improvements in photolithography technology. However, conventional memory scaling is expected to come up against technical and physical limits in the near future. In order to overcome this problem, new materials or structures have been proposed as a new alternative to the conventional scaling technology. Recently, a new candidate has emerged: resistance random access memory (ReRAM). It is based on new materials which show a resistive switching phenomenon. The ReRAM memory cell has a capacitor-like structure composed of semiconducting material sandwiched between two metal electrodes. Because of its simple structure highly scalable memory structures have been proposed. In the resistive switching phenomenon, a large change in resistance occurs on applying voltages, and the resistance of the cell can be set to desired values by applying the appropriate voltage. Recent studies have shown that the switching speed can be faster than several nanoseconds. However, driving mechanism for such ReRAM has not been developed. Therefore, elucidation of a driving mechanism is currently a very important issue in the development of ReRAM. Detailed experimental and theoretical studies on the resistive switching phenomenon must be carried out to determine the driving mechanism, and some possible models must be proposed. Besides, new materials suitable for using in ReRAM structures becomes extremely important both from physical and technological points of view.

The last years a new approach or more strictly speaking, **a new philosophy** has been developed and widely used considering the resistive switching phenomena - it is the conception of so-called “**memristor**” which was introduced by Leon Chua in 1971 [1].

The term “memristor” contain two basic concepts - memory and resistance. A memristive system is a passive device that cannot store energy, but that remembers the total charge transfer due to the metastable changes of its conductance. The key attribute of a memristor is that the resistance of switching depends not on the instantaneous value of the applied voltage rather on the entire **dynamical history** of the charge flowing in the system. Thus the memristor devices provide a new hot issue in the field of electronics and materials sciences.

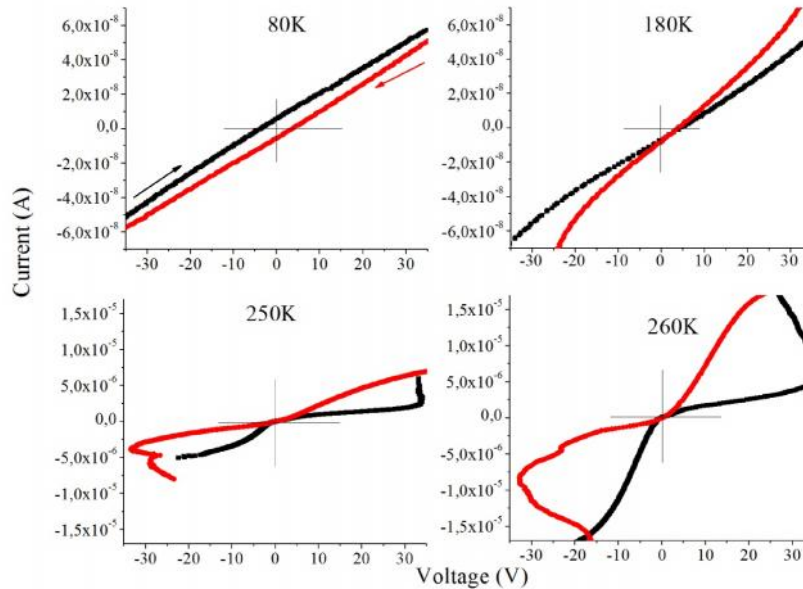
Memristors are currently under intensive study by various research groups due to its potential for next generation nonvolatile memory applications, crossbar latches as transistor replacements, analog computation and circuit applications, circuits which mimic neuromorphic and biological systems. Hewlett - Packard Laboratories succeeded in fabricating a memristor based on TiO_2 film in 2008, which consists of a TiO_x and a stoichiometric TiO_2 thin layer, sandwiched between two platinum electrodes [2]. Since 2008, other transition metal oxides have been studied to explore memristor effect, including ZnO , VO_2 , and TaO .

The mechanism of memristor is still a controversy. It is usually proposed that migration of charged oxygen vacancies results in the continuous change between low resistance states and high resistance states. Other explanations have been proposed such as memristive filament model, electron trapping -detrapping effect, modification of the interface between electrode and materials, etc.

Several nanofabricated devices have been found to manifest memory effects similar to those predicted by Chua. In these structures, the memory effects depend on charge carrier rearrangement at the nanoscale due to external perturbations. All memristors exhibit a distinctive “**fingerprint**” characterized by a **pinched hysteresis loop** confined to the first and the third quadrants of the I-V plane.

Electrical resistance switching effect is a phenomenon that has been recently discovered in TlGaSe_2 layered semiconductor by researchers offering this presentation [3]. It was

experimentally observed that electrical resistance in TlGaSe_2 can be switched reversibly by an electric current flowing between a high resistance state and a low resistance state. Surprisingly, the memristive switching effect has been discovered by us in bulk semiconductor material including the “fingerprint” of memristive behavior - pinched hysteresis loops, Fig.1.



Thus, we consider the TlGaSe_2 layered crystal and probably other crystals from the same family (TlInS_2 , TlGaS_2 , etc) as new type semiconductor materials suitable for using in ReRAM devices. Moreover, due to the long time investigations of these materials in our group, we have chances to establish the mechanism of memristive behavior investigating these materials. We think also, that semiconductors with layered crystalline structure may be very perspective constructing memory switching devices, because Me-Semiconductor-Me structures usually used in such devices are faced often with the problem of the quality of the surfaces of semiconducting material. In our opinion, such a problem will be much less important in layered semiconductors which have the extremely high quality of the crystals surfaces.

REFERENCES

1. L.Chua, Applied Physics **A 102**,765 (2011)
2. R. Tetzlaff, “Memristors and memristor systems”, Springer, 2014
3. MirHasan Yu. Seyidov, R.A. Suleymanov, E Balaban and Y. Sale, Solid State Electronics **94**, 39 (2014)

-
TlSbS₂ - TlGaS₂

1, . . . 1, . . . 2, . . . 3

2

3

solmust@gmail.com

TlSbS₂ TlGaS₂

[1-4].

TlGaS₂

$5 \times 10^4 - 3.5 \times 10^7$
TlSbS₂ TlSbS₂<3%Ga>

TlSbS₂ -

300 K.

100 300

(') (")
TlSbS₂ TlSbS₂<3%Ga>
' TlSbS₂

9.7
10.5

6.7,

TlSbS₂<3%Ga>

5×10^4

3.5×10^7

14.3

;

9

TlSbS₂

6

TlSbS₂<3%Ga>

5×10^4 3.5×10^7

(tg)

TlSbS₂ TlSbS₂<3%Ga>.

TlSbS₂

1.6×10^6
TlSbS₂<3%Ga>.

tg u

tg u (f)

tg u (f)

[5].

6×10^6

(-)
 $f = 5 \times 10^4 - 6 \times 10^6$
 $ac \sim f^{0.8}$

).

TlSbS₂

$ac \sim f^{0.6}$,

f

TlSbS₂<3%Ga>

$ac \sim f^{0.6}$,

$ac \sim f^{0.8}$

TlSbS₂ (f 1.6×10^6).

TlSbS₂<3%Ga>

TlSbS₂<3%Ga> ac TlSbS₂ 300 , TlSbS₂ (2).
 $\sigma_{ac} \sim f^{0.8}$
 [6].

$$\sigma_{ac} \sim f^{0.8} \quad [7]$$

$$\sigma_{ac}(f) = \frac{f^3}{96} e^2 k T N_F^2 a^5 f \left[\ln \left(\frac{v_{ph}}{f} \right) \right]^4, \quad (1)$$

e – ; k – ; N_F –
 $a = 1/\alpha$ – ; α –
 $\psi \sim e^{-\alpha r}$; v_{ph} –

(1) ac- $f \ll v_{ph}$ $\sigma_{ac} \sim f^{0.8} \cdot f \left[\ln \left(\frac{v_{ph}}{f} \right) \right]^4, \dots$ (1)

9.6×10^{18} $1.23 \times 10^{19} N_F^{-1} \cdot 10^{-3}$, TlSbS₂ TlSbS₂<3%Ga>
 (R)

$$R = \frac{1}{2} \ln \left(\frac{v_{ph}}{f} \right). \quad (2)$$

84 94Å, (2) R TlSbS₂ TlSbS₂<3%Ga>
 6

R

$$\dagger^{-1} = v_{ph} \cdot \exp(-2\Gamma R) \quad (3)$$

TlSbS₂<3%Ga> [6] : 1.7×10^{-7} TlSbS₂ 6.3×10^{-7}

$$\Delta E = 3/(2 R^3 \cdot N_F) \quad (4)$$

84 46 ,

:

$$N_t = N_F \cdot \Delta E \quad (5)$$

: $N_t = 8.1 \times 10^{17} \cdot 10^{-3}$ TlSbS₂ $5.7 \times 10^{17} \cdot 10^{-3}$ TlSbS₂<3%Ga>.

TlSbS₂

1. Mustafaeva S.N. The interlayer energy barrier in the anisotropic TlB^{III}C₂^{VI} monocrystals // Fizika. 2005. V. XI. № 1 – 2. P. 36 – 37.
2. Parto M., Deger D., Ulutas K., Yakut S. Structure and dielectric behavior of TlSbS₂ // Applied Physics A. 2013. V.112. No 4. P. 911-918. 3.
3. Mustafaeva S.N., Deger D., Ulutas K., Yakut S., Parto M. Structure and dielectric behavior of TlInS₂, TlGaS₂ and TlGaSe₂ // Applied Physics A. 2013. V. 112. No 4. P. 39 – 42.
4. Mustafaeva S.N., Deger D., Ulutas K., Yakut S., Parto M. ac-conductivity of TlGa_{1-x}S₂ // Applied Physics A. 2009. V. 109. No 4. P. 1–10.
5. Mustafaeva S.N., Deger D., Ulutas K., Yakut S., Parto M. (2004). 368 p.
6. Mustafaeva S.N., Deger D., Ulutas K., Yakut S., Parto M. (1974). 472 c.
7. Pollak M. Frequency dependence of conductivity in amorphous solids // Phil. Mag. 1971. V. 23. P. 519–542.

Ca(Al_xGa_{1-x})₂S₄ :Eu²⁺

1, 1, 1,
1, 2, 1,
1

² Baker, Westhill -

3

elsenesedov@gmail.com

Ca(Al_xGa_{1-x})₂S₄ :Eu²⁺ (7%) = 0.1, = 0.2 = 0.3.
4f⁶5d 4f⁷(⁸S_{7/2})
500–600

293
u²⁺,

556

Eu^{2+} .

() .

MS- Al_2S_3 (M=Ca,Sr,Ba), Eu,
 $CaAl_2S_4:Eu$, $SrGa_2S_4:Eu$, $BaGa_2S_4:Eu$, [1-6].

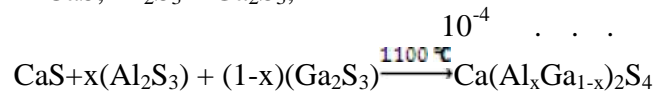
() $Ca(Al_xGa_{1-x})_2S_4:Eu^{2+}$,

),

2.

$Ca(Al_xGa_{1-x})_2S_4$

$CaS, Al_2S_3, Ga_2S_3,$



EuF_3 .

[7].

4

Spectrometer HR 460).

HR-460 (Jobin-Ivon
(405)).

3.

$Ca(Al_xGa_{1-x})_2S_4:Eu^{2+}$

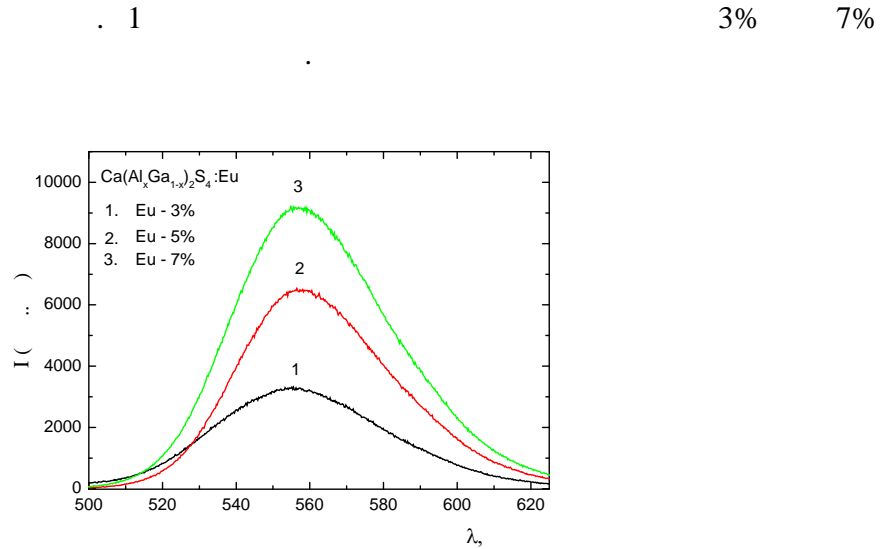
556 (. 1)

(=0,1-0,3)

525- 625

$4f^65d \rightarrow 4f^7(^8S_{7/2})$,

u^{2+} .



1. $\text{Ca}(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{S}_4:\text{Eu}^{2+}$ ($x = 0.1, 0.2$)

2. $\text{Ca}(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{S}_4:\text{Eu}^{2+}$
 $=0.1(x), =0.1(x), =0.2(x), =0.3(x)$.

$\text{Ca}(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{S}_4$ (2)

$\text{Ca}(\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9})_2\text{S}_4:7\%\text{Eu}^{2+}$ (2)

$\text{Ca}(\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8})_2\text{S}_4:7\%\text{Eu}^{2+}$ (3)

$\text{Ca}(\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7})_2\text{S}_4:7\%\text{Eu}^{2+}$ (2)

[8-10].

[7]:

$$E_a = A \cdot kT_{\max} \quad (1)$$

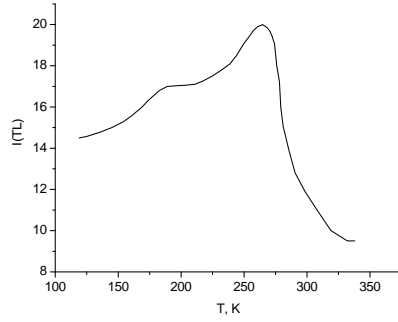
30[8], $k = (0.86 \cdot 10^{-4})$, 15

[9]:

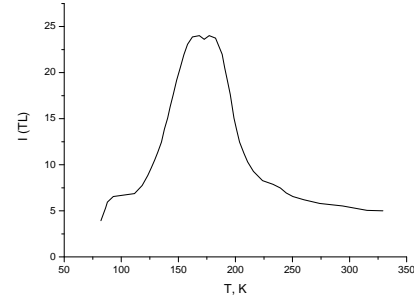
$$S = \frac{SE_a}{kT_{\max}^2} e^{\frac{E_a}{kT_{\max}}} \quad (2)$$

$$S \approx \left(\frac{\beta E_a}{kT_m^2 N_c \cdot v_t} \right) \quad (3)$$

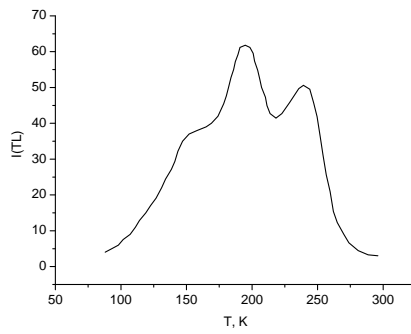
s- , $(0,17 /c)$, N_c -
 v_t



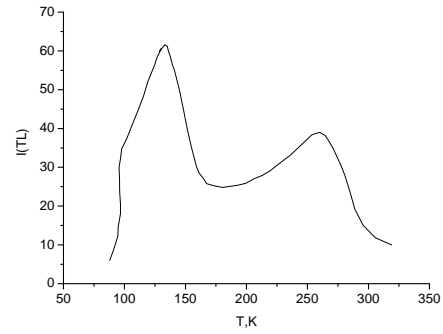
a)



b)



c)



d)

2. $\text{Ca}(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{S}_4:\text{Eu} 7\%$, $x=0.1$ (a), $x=0.2$ (b), $x=0.3$ (c), $x=0.1$ (d)

(1), (2) (3)

1.

1.

Eu

$\text{Ca}(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{S}_4$.

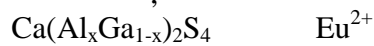
	T(K)	$E_a=25KT_m$ (eV)	$S_1(\text{cm}^{-2})$	$S_2(\text{cm}^{-1})$
$\text{Ca}(\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9})_2\text{S}_4:\text{Eu}7\%$	1) 95	0,204	1) $14,5 \times 10^{-18}$	1) 8×10^8
	2) 165	0,355	2) 10^{-17}	2) $10,4 \times 10^8$
	3) 179	0,385	3) 4×10^{-17}	3) 4×10^9
	4) 232	0,5	4) 12×10^{-18}	4) 12×10^8
$\text{Ca}(\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8})_2\text{S}_4:\text{Eu}7\%$	1) 157	0,34	1) 18×10^{-18}	1) 18×10^8
	2) 194	0,42	2) $13,2 \times 10^{-18}$	2) $13,2 \times 10^8$
	3) 239	0,5	3) 4×10^{-18}	3) 4×10^8
	4) 297	0,64	4) 6×10^{-18}	4) $7,8 \times 10^8$
$\text{Ca}(\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7})_2\text{S}_4:\text{Eu}7\%$	1) 102	0,22	1) $2,5 \times 10^{-19}$	1) $2,5 \times 10^8$
	2) 133	0,286	2) 5×10^{-17}	2) 5×10^9
	3) 259	0,57	3) 2×10^{-17}	3) 2×10^9
	4) 339	0,73	4) $7,2 \times 10^{-18}$	4) $7,2 \times 10^8$
$\text{Ca}(\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9})_2\text{S}_4$	1) 187	0,4	1) 14×10^{-18}	1) $13,8 \times 10^8$
	2) 264	0,57	2) 9×10^{-18}	2) 9×10^8

[10],

$$10^{-12} \div 10^{-22} \text{ }^2$$

- a) $(10^{-15} \div 10^{-12}) \text{ }^2$
 b) $(10^{-17} \div 10^{-15}) \text{ }^2$
 c) $(10^{-19} \div 10^{-22}) \text{ }^2$

$$10^{-18} \div 10^{-17} \text{ }^2, \dots$$



1. Wu X., Carkner D., Hamada H., Yoshida I. // Large-screen Flat Panel Displays based on Thick-Dielectric Electroluminescent (TDEL) Technology SID, 2004. v. XXXV. Book II.-p. 1146-1149
2. // .2010. .77.- .124 – 128.
3. Jabbarov R.B., Chartier C., Tagiev B.G., Tagiev O.B., Musayeva N.N., Barthou C., Benalloul P. // Journal of Physics and Chemistry of Solids. 2005. v. 66. Issue 6.- p.1049-1056.
4. Georgobiani A.N., Sturov V.V., Tyutyunnikov V.I., Tagiev B.G., Tagiev O.B., Jabbarov R.B. // J. of Physics and Chemistry of Solids. 2003. vol.64. ISSUES 9-10.- p.1519-1924.
5. Benallol P., Carlos Barthou, Foussier C., Georgobiani A.N., Lepnev L.S., Emirov Y.N., Gruzintsev A.N., Tagiev B.G., Tagiev O.B., Jabbarov R.B. // Journal of the Electrochemical Society.2003. 150(1). G62-G65.
6. O. // . 2009. 76. 1.-c.112-116
7. F.Urbach // Wien.Ber. Abt. 1930-B.11a, N139, S 353-360.
8. J.T.Randall, Wilkins M.N.F.//Proc. Roy. Soc.- London, 1945.-V.A184.-P.366-389.
9. «
 »
 245.c. 1991.
10. // , . 1977,
 562 .

**SONOKİMY Vİ ÜSULLA KOBALT SULFİDİNİN
NANOHİSSİCİL RİNALINMASI
L.R. Qahramanlı, M.B. Muradov**

Bakı Dövlət Universiteti

qahramanli.lala@mail.ru

Təqdim olunan işdə kobalt sulfid nanohissicil riyetilenqlükolda sonokimyvi üsulula sintez olunmuşdur. Difraktometrdən alınan nəticələr göstərir ki, kubik fazada Co_9S_8 nanokristalları formalaşmışdır.

Açar sözlər: kobalt sulfid, sonokimyvi üsul, nanohissicil riyetilenqlükolda.

Hal-hazırda nanoquruluşlu materialların onların həcmi analoqlarından fərqli qeyri-adi xassələri müəhd olunmuşdur. Fiziki və kimyvi xassələri hissicil riyölçüləri, quruluş və forması təsirsiz göstərir. Kiçik ölçülü zərərçiklərdə kvant ölçülü effektlər müəhd olunur. Keçid metal halkogenidlərinin nanoquruluşları – CdS, ZnS, HgS, PbS və CuS onların həcmi quruluşları ilə müqayisədə qeyri-adi fiziki və kimyvi xassələri göstərir [1, 2]. CoS –d metal halkogenid fazasına daxil olan bir üzvdür (CoS , CoS_2 , Co_3S_4 və Co_9S_8) və kimyvi birləşmələrin baxımından müəhd bədir [3, 4]. Onlar unikal katalitik, elektrik, optik, maqnit xassələri və elektromaqnit spektrdə görünən və infraqırmızı rejim yaxın güclü daxili udması ilə əlaqədar xüsusi maraqlıdır. Bu da kobalt sulfidin xassələrinin onun hissicil riyölçüsündən, formasından, paylanması və s. təsirinə kəskin təsiri asılı olması xüsusi diqqətə layiqdir. Buna görə də CoS kristal strukturu və optoelektronik xüsusiyyətləri laylı qeyri-üzvi matrislərin mikromühitində müxtəlif təsiri asılı ola bilər. Onu da qeyd etmək lazımdır ki, xassələri, morfologiyaya və stoxiometrik tərkib müxtəlif sintez üsulları təsirsizdir. Bu xassələri öyrənmək baxımından kobalt sulfidin nanohissicil riyetilenqlükolda, nazik təbəqələr kimi müxtəlif morfologiyaları sintez etmək üçün bir neçə şey göstərilmişdir. Müxtəlif forma və ölçülü metal halkogenidləri həkimyvi, həmdə fiziki hazırlanma üsulları ilə (hidrotermal/solvotermal metod, mikrodal alı üalanma, kimyvi buxarlanma çökdürmə üsulu) hazırlanmışdır. Sonokimyvi proses nanostrukturulu materialların hazırlanmasında cəlbədicimetoddur. Proses daha vacib hissicil riyölçülərin paylanmasına, kiçik ölçülər, yüksək səth sahəsinə və yaxı termik stabilliyə gətirib çıxarır. Faza təmizliyi asanlıqla əldə olunur. Ultrasonik radiasiya kimyvi həllediciyi təsirsiz edildikdə molekullar radiasiya təzliyinə və daxili istiliyin artması hesabına titrəməyə başlayacaq. Kimyvi reaksiyada ultrasəs radiasiyasının effekti onun çox yüksək temperatur və yüksək təzyiqlə olması ilə bəlihdır. Sonokimyvi hərəkətdə iki istiqamət mövcuddur: Qabarcıqların daxili parçalanması və qabarcıqlar və maye arasında interfeys [1-5].

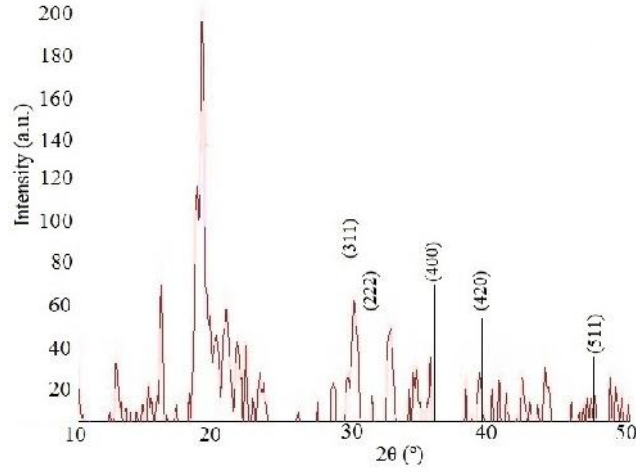
İn məqsədi kobalt sulfid nanostrukturun sonokimyvi metodla etilenqlükolda sintez etməkdir. Bu proses sadə, maraqlı, geniş miqdarda məhsul əldə etmək üçün ləvəli üsuldur.

TƏCRÜBƏ HƏSS

Kobalt sulfid nanohissicil riyetilenqlükolda hazırlamaq üçün kobalt asetat kristalhidrat $Co(CH_3COO)_2 \cdot 4H_2O$ və natrium sulfid $Na_2S \cdot 9H_2O$ 1:1 mol nisbətində götürülür. vvvle 3,5 q $Co(CH_3COO)_2 \cdot 4H_2O$ təzid çəkilir, 20 ml etilenqlükol əlavə edilir və otaq temperaturunda qarışdırılır. Sonra 4,8 q $Na_2S \cdot 9H_2O$ təzid çəkilib, 20 ml etilenqlükolda həll edilib qarışıq məhluluna əlavə olunur. Qarışıq məhlul 35kHz tezlikdə 1 saat ultrasəs qarışdırıcıda qarışdırılır. Alınmış qara rəngli çöküntü distillə suyu ilə yuyulur və daha sonra etanolada bir neçə dəfə yuyulub $80^\circ C$ 24 saat havada qurudulur. Alınmış nümunə rentgen difraktometrində tədqiq olunur.

N T C L R N M Ü Z A K R S

kil 1-də sonokimyəvi üsulla 1 saat müddətində alınmış məhsulun rentgen difraksiya analizi göstərilmişdir. Analizin nəticələrini görə PDF kartlarla müqayisədə kubik fazada Co_9S_8 nanokristalları formalaşdı (a=9,944Å) müəyyən olunmuşdur.



k.1. Co_9S_8 nanokristallarının rentgen difraksiya analizi

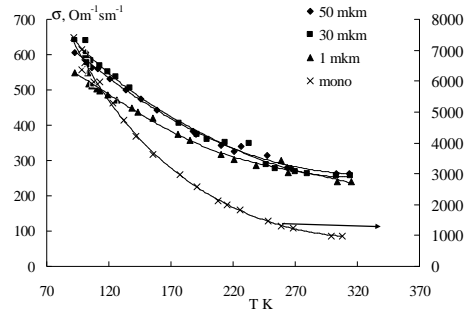
D B İYAT

1. T. Thongtem, A. Phuruangrat, S. Thongtem, Appl. Surf. Sci. 254, 7581 (2008).
2. Y. Ni, X. Ma, J. Hong, Z. Xu, Mater. Lett. 58, 2754 (2004)
3. F. C. Eze, C.E. Okeke, Mater. Chem. Phys. 47 (1997) 31-36
4. F. Tao, Y.Q. Zhao, G.Q. Zhang, H.L. Li, Electrochem. Commun. 9 (2007) 1282
5. C. Jiang, W. Zhang, G. Zou, L. Xu, W. Yu, Y. Qian, Mater. Lett. 59, 1008 (2005)

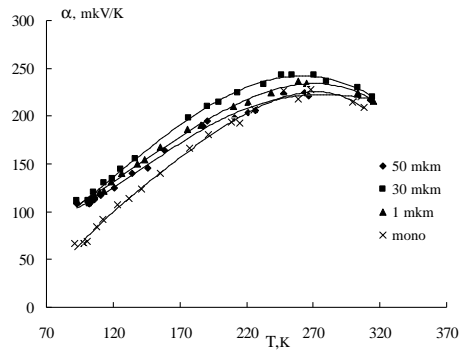
**BDU-nun Fizika Problemləri İnstitutunun yaradılmasının 10 illiyin həsr olunmuş
Beynəlxalq konfrans**

$\sim 10^{-2}$.
 ~ 900 ,
 6 ,
 50 .
 1; 15; 30;
 100
 $8 / ^2$ $4 / ^2$,
 ~ 660 $4 /$.
 () , ()
 80-300
 . 1
 (1,) , - (1, b) χ (1, c)
 $\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{1,5}\text{Te}_3$.
 100-300
 :
 -
 . C
 ,
 χ ,
 ~ 2
 -
 t :
 $t = t + t$.
 ,
 [1],

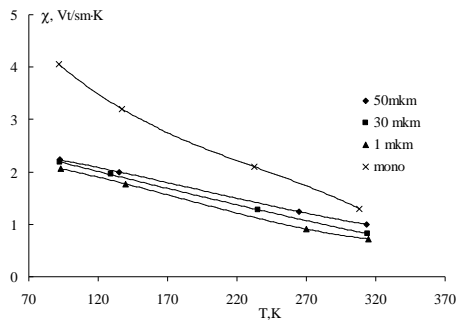
[2].



a)



b)



c)

1.

χ (c)
 $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$

(), - (b)

– **E F-2013-9(15)-46/07/1.**

1. , 1-2, 53-718 (1995).
2. , , , -
 , **53** (9) 1712-1716 (2010)].

LiNbO₃

. ,

ismailova_r@rambler.ru

() .

() .

() .

() .

[1-2].

[3-4].

[4]

LiNbO₃

(5) 0,18 (1%) 0,25 (4%) 10^{0,08}
 0,6 (1%) 1,45 (4%) 10^{0,2} (5)
 WR/K [5], 1, W- 10⁻⁴ -10⁻⁶ /², - =
 10⁻¹², 2R - 7,5

[5]

$f_v - T_{ck} = (1-f_v) T_{cp}$
 $T_{cp} -$
 $U_{th} = (K_{ii}/0) ^{1/2}$
 $i=1 \quad 2$
 $; \quad 1 \quad 3 - ; \quad 0 -$
 $|| \quad 750 -$

$$f = (\epsilon_{\parallel}^2 - 1)^{1/2} / \epsilon_{\perp}$$

; ϵ_{\parallel} and ϵ_{\perp}

1. T.D. Ibragimov, G.M. Bayramov. Novel type of tunable infrared filters based on the Al₂O₃ particles – liquid crystal system. *Infrared Physics and Technology*. **55**, No1 (2012) 56-59.

2. T.D. İbragimov, G.M. Bayramov. Influence of small particles on Carr–Helfrich electrohydrodynamic instability in the liquid crystal, *Optik*. **124** (2013) 3004-3006
3. , , , , ,
016136, 2012.
4. Yu. Reznikov. Ferroelectric colloids in liquid crystals. (In *Liquid Crystals Beyond Displays: Chemistry, Physics, and Applications*, Edited by Quan Li.) John Wiley and Sons, Inc. (2012) 403-427.
5. M. Gorkunov, M. Osipov. Mean-field theory of a nematic liquid crystal doped with anisotropic nanoparticles. *Soft Matter* **7** (2011) 4348-4356.

p-Si-n-CuIn₅S₈ HETEROKEÇİDİNİN ELEKTRİK

V FOTOLEKTRİK XASSI LƏR

L.H. Həsənova¹, Z.M. Həsəmmədov¹, A.A. Həsəmdov²

¹Bakı Dövlət Universiteti, ²Azərbaycan Texniki Universiteti

rovshan63@rambler.ru

Vakuumda termik buxarlandırma üsulu ilə p-Si lövhəsinə üzərinə CuIn₅S₈ nazik təbəqəsi çökdürülməklə hazırlanmış heteroquruluşlu elektrik və fotoelektrik xassili tədqiq olunmuşdur. Hər iki yarımkeçiricinin parametrlərini nəzərə alınmaqla heteroquruluşlu enerji zonası diaqramı qurulmuşdur.

CuIn₅S₈ kristallı quruluşuna malik olmaqla kristal quruluşunda anion və ya kation vakansiyalarına malikdir. Bu defektlərin yaranmasına səbəb olacaq atomların tetraedrik yerləşməsinə görə üç tetraedrin birinin mərkəzinə atomun yerləşməsinin mümkün olmadığı göstərilir [1].

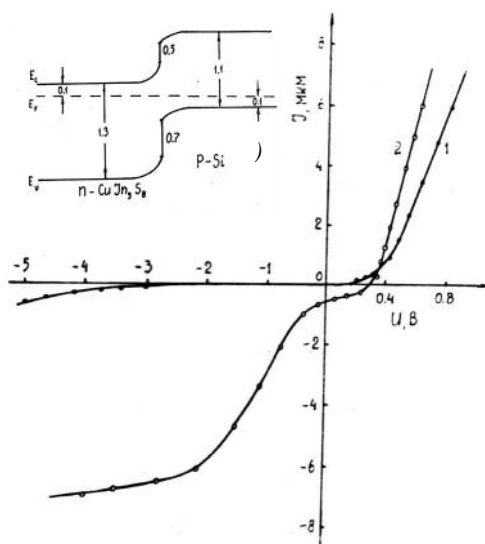
Kristal quruluşunda yaranan belə periodik vakansiyalar onu defektli kristallar qrupuna aid edir. Vakansiyalar kristalın enerji diaqramında rekombinasiya mərkəzləri yaradırlar və bunlar da CuIn₅S₈ kristalının fotoelektrik və lüminessent xassilərinə [2-4] müəyyən rol oynayirlər. p-Si-n-CuIn₅S₈ quruluşlu heteroquruluşlu hazırlayıb, onun elektrik və fotoelektrik xassilərini tədqiq etməklə hər iki kristalın xassilərinə ki xüsusiyyətlərini özündə cəmlənmiş yarımkeçirici cihazlar hazırlamaq olar.

Əldə mikrosxem hazırlamaq üçün istifadə olunan p-Si monokristal lövhəsinə vakuumda termik buxarlanma üsulu ilə CuIn₅S₈ birləşməsi çökdürməklə formalaşdırılmış p-Si-n-CuIn₅S₈ heteroquruluşlu elektrik və fotoelektrik xassili öyrənilmişdir. CuIn₅S₈ birləşməsinin nazik təbəqəsinin almaq üçün xüsusi rejimli buxarlandırma üsulu tətbiq edilmişdir. Tərkibində asan uçan kükürd komponenti olan CuIn₅S₈ birləşməsi ölçüsü bir neçə mikron olan zərrəcikli toz halında üyüdülməklə vakuum buxarlandırma kamerasında temperaturu 1150⁰C-ə qədər közdə qaldırılmış grafit putanın içərisində müəyyən miqdarda tökülür. Belə rejimdə buxarlandırılan birləşmənin nazik təbəqəsi həm p-Si, həm də onun yanında yerləşdirilmiş NaCl lövhəsinin üzərinə alınmışdır. NaCl üzərinə alınmış təbəqənin tərkib və struktur analizi aparılmışdır. Bu təbəqənin tərkibini və quruluş parametrlərinin buxarlandırılan maddənin tərkibi və parametrləri ilə uyğun gəldiyi

təstiq olunmuşdur.

p-Si-n- $CuIn_5S_8$ heteroquruluğunun 300 K-də volt-ampere xarakteristikası (kəf. 1-də təsvir olunmuşdur). Göründüyü kimi, qaranlıqda VAX-sı sırf diod xarakteri ilə ifadə olunur (yri 1). Heteroquruluğun düzün cəryan istiqamətində Si tərəfinə müsbət potensialın tətbiqi ilə müəyyən olunur. Həcmi yüklənmiş oblastlarda cəryan keçirmə mexanizmi rekombinasiya-tunel prosesinə uyğundur.

İşıqlandırıldıqda VAX 2 yri ilə təsvir olunur. Heteroquruluğu $CuIn_5S_8$ tərəfindən işıqlandırıldıqda həssaslıq oblastı 800–1250 nm dalğa uzunluğuna çatır. Spektrdə Si, həm də $CuIn_5S_8$ kristalının fotohəssaslıq oblastlarını çatır. Spektrdə müəhdilən ekstremal maksimumlarından biri (950 nm) $CuIn_5S_8$, digəri (1100 nm) Si qadağan olunmuş zonalarının genişliyinə uyğundur. Elektrik və fotoelektrik xassələrin tədqiqinin nəticələri əsasında heteroquruluğun enerji zona diaqramı qurulmuşdur (kəf. 1, a).



k. 1. p-Si- $CuIn_5S_8$ heteroquruluğunun VAX-ı və enerji zona diaqramı (a): 1 qaranlıqda; 2 – işıqlıqda

1. Paoriki C., Sanoffi L., Romeo N., Tarricono L. // Mat. Rev. Bull., 1977, v. 12, p. 1200-1211.
2. . . . , . . . ,
 $A_3^I B_5^{III} C_9^{VI}$. . . , 2001, 303 .
3. Gannouni M., Assaker I.B., Chtourou R. // J. Electrochem., 2013, v. 160 (8), p. H446-H451.
4. A.H. Huseynov, V.M. Salmanov, L.H. Hasanova, A.Z. Mahammadov, R.M. Mamedov. Electrical and photoelectrical properties of defective semiconductor $CuIn_5S_8$. Cambridge Journal of Education and Science, 2. (14), v. VI, 2015, p. 510-521.

maarif.jafarov@mail.ru

ZnS.

ZnS

$A^{II}B^{VI}$, 3.6 eV,

CIGS (ZnO/ZnS)

[1]. ZnS

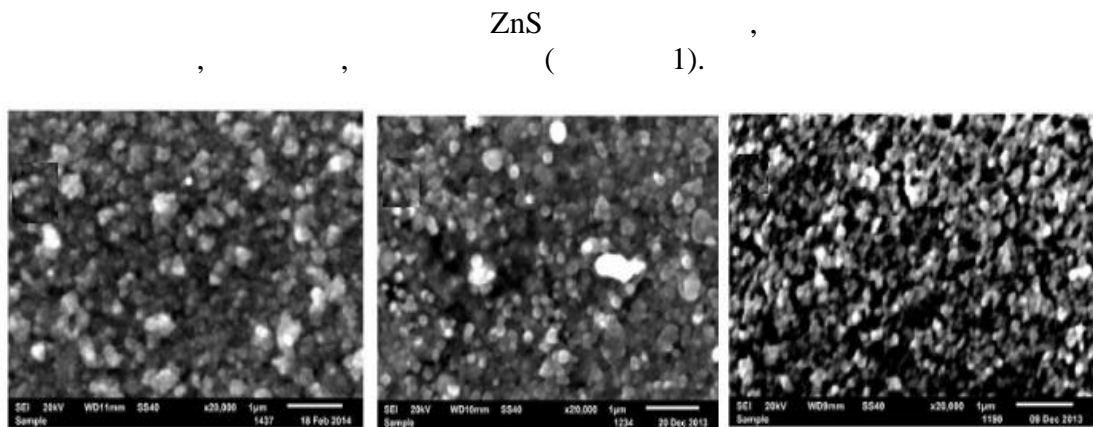
[2], [3-4], [5-6], () [7],

(SiO₂, SnO₂) [9]. [10].

ZnS

[8] ZnS

ZnS
 $(\text{Zn}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O})$, $(\text{Zn}(\text{CH}_3\text{COO})_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O})$, $(\text{ZnSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O})$
 $((\text{NH}_2)_2\text{CS})$, 0.01
 0.5 / 30
). (30
 (NH₄OH).
 ZnS, [10],
 $(\text{NH}_2)_2\text{CS} + 2\text{OH}^- \rightarrow \text{S}^{2-} + \text{H}_2\text{CN}_2 + 2\text{H}_2\text{O}$
 60-100
 60 .
 45 .
 (JEOL)
 «Integra Prima» .



1.
 $(\text{Zn}(\text{CH}_3\text{COO})_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O})$, 80° ,
 $((\text{NH}_2)_2\text{CS})$ 0.12

54 % 46-50 % , 50-
 1 ZnS, ZnS

**BDU-nun Fizika Problemləri İnstitutunun yaradılmasının 10 illiyin həsr olunmuş
Beynəlxalq konfrans**

300 ZnS, 3 (300-800)

(1), ZnS 400-500

100- ZnS 111-
(d=3.290)
2 ~28 .

ZnS (~3) 2 ~29

ZnS (4). D 80
111
100, 002 101

ZnO ZnS. ~0.7 31.8, 34.4 36.3 .
D 120 .

2 4 30 . 4,
, 4.39 4.5 .

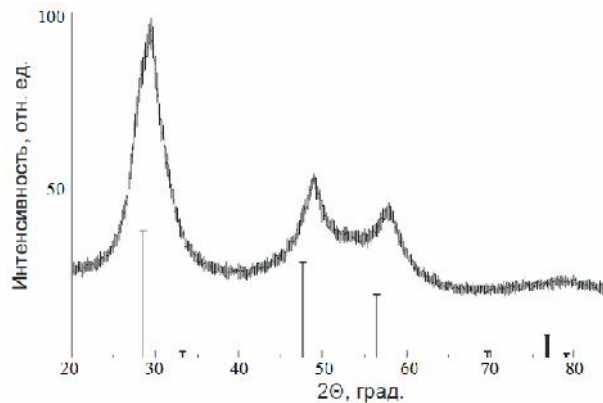
12

170 . 85
202 ZnS, ZnO
28

(2). ZnS, 2, ZnS

2 =47.57 , 49 , 220, 311 – 57.9 2 =57.91 . -

ZnS.



. 2.

ZnS,
80 ,

ZnS

ZnS,

1. Schrier J., Demchenko D.O., Wang L.-W. Optical Properties of ZnO/ZnS and ZnO/ZnTe Heterostructures for Photovoltaic Applications // *Nano Lett.*, 2007, Vol.7(8), P.2377-2382.
2. Ichino K., Ueyama K., Yamamoto M., Kariya H., Miyata H., Misasa H., Kitagawa M., Kobayashi H. High temperature growth of ZnS and ZnMgS by molecular beam epitaxy under high sulfur beam pressure // *J. Appl. Phys.*, 2000, Vol.87, P.4249.
3. Durrani S.M.A., Al-Shukri A.M., Iob A., Khawaja E.E. Optical constants of zinc sulfide films determined from transmittance measurements // *Thin Solid Films*, 2000, Vol.379, P.199-202.
4. Dimitrova V., Tate J. Synthesis and characterization of some ZnS-based thin film phosphors for electroluminescent device applications // *Thin Solid Films*, 2000, Vol.365, P. 134-138.
5. Cheng J., Fan D.B., Wang H., Liu B.W., Zhang Y.C., Yan H. Chemical bath deposition of crystalline ZnS thin films // *Semicond.Sci.Tech.*, 2003, Vol.18, P.676-679.
6. Roy P., Ota J.R., Srivastava S.K. A new route for preparing crystalline ZnS thin films by chemical bath deposition method and its characterization // *Thin Solid Films.*, 2006, Vol.515, P.1912-1917.
7. Afifi H.H., Mahmoud S.A., Ashour A. Structural study of ZnS thin films prepared by spraypyrolysis // *Thin Solid Films*, 1995, Vol.263, P.248-251.
8. Elidrissi B., Addou M., Regragui M., Bougrine A., Kachouane A., Bernede J.C. Prepared by Spray Pyrolysis // *Mater.Chem.Phys.*, 2001, Vol.68, P.175-179.

CdS,

• • • • •

maarif.jafarov@mail.ru

AİBVI

()

ZnS, CdS, CdSe CdTe 2 5

100 , - -2-

() [1, 2],

[3],

[4, 5],

ZnS

CdS,

(CH₃COO)₂Zn

CdS

ZnS

((CH₃COO)₂Cd),

(H₂S),

(H₂O))

(, , H₂O)

CdS

0,6–6000

5 – 10

1–10

200–900

1

3.

360–820

1

«

»

CdS,

(*E_g*)

()

() () 12,

Cd(CH₃COO)₂·2H₂O,

Cd (CH₃COO)₂, CdS

H₂S

—

H₂O

A^{II}B^{VI} =78

CdS CdS CdS/H₂O 7

CdS/H₂O

1

Cd,
(CH₃COO)₂Cd:H₂S

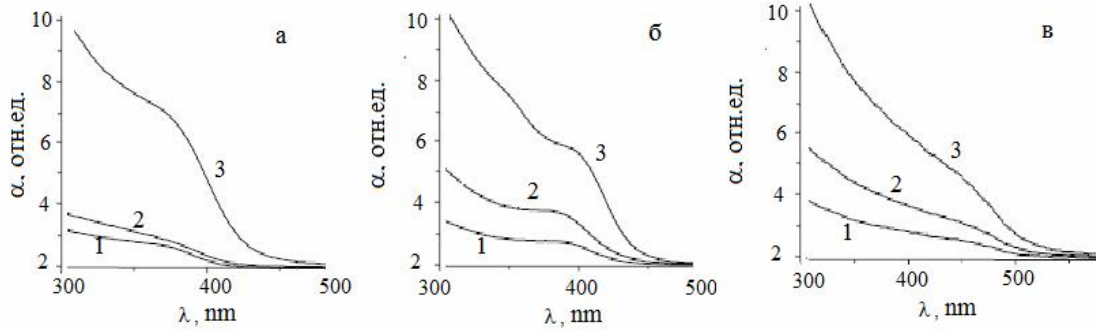
Cd.

(1, 3).

CdS/

(1, 3),

470



1.

CdS (1), (2) H₂O (3).
 (CH₃COO)₂Cd:H₂S: 2:1 (1); 1:1 (2); 1:4 (3)

(1)

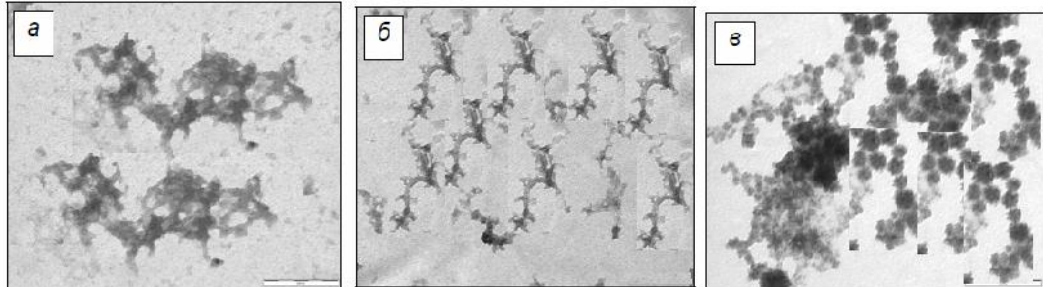
CdS.

5
 CdS/H₂O

5,5 8,0

2

CH₃COO⁻ HS⁻



2.

CdS (1), (2) H₂O (3).
 (CH₃COO)₂Cd:H₂S: 1:4 (1), 1:1 (2) 2:1 (3)

CdS (1)

CdS/ CdS/ (3)

450-750

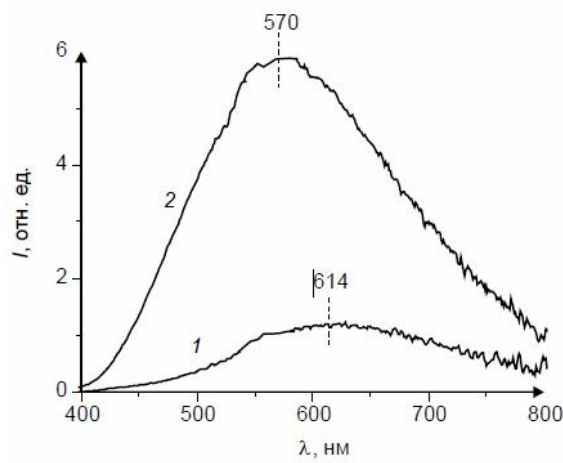
HS⁻

CdS,

CdS/H₂O

CdS

CH₃COO⁻



Şəkil 3. CdS (1) və (2) üçün fotoluminesensiyaların spektrləri.
1 - $(\text{CH}_3\text{COO})_2\text{Cd}:\text{H}_2\text{S} - 1:4$ nisqətində, 2 - CdS nisqətində.

CdS 3-6

H_2O .

H_2O

CdS

1. Barnham K., Marques J. L., Hassard J., and O'Brien P. // Appl. Phys. Lett. 2000. V. 76. No. 9. P. 1197-1199
2. Hyldahl M. G., Bailey S.T., and Wittmershaus B. P. // Solar Energy. 2009. V. 83. No. 6. P. 566-573
3. Lakowicz J. R., Gryczynski I., Gryczynski Z., and Murphy C. J. // J. Phys. Chem. B. 1999. V. 103. No. 36. P. 7613-7620
4. Khosravi A. A., Kundu M., Kuruvilla B. A., et al. // Appl. Phys. Lett. 1995. V. 67. No. 17. P. 2506-2508
5. Bol A. A. and Meijerck A. // Phys. Rev. B. 1998. V. 58. No. 24
6. Peng C., Chen X. et al. // Photochem. Photobiol. 2012. V. 88. P. 1433-1441
7. // ... 1998. 40. 1. 100-101

**5CB NEMATİK MAYE KRİSTALININ ASTANA
GƏRGINLİYİNİN BaTiO₃ NANOHİSSİCİL RİNDİNİN TƏSİRİ**

M. Ş. Ramazanov, A.R. Məmmədov, Ş. Ş. Hüseynov

Bakı Dövlət Universiteti

shirxan-humbatov@mail.ru

Müasir ekranların maye kristal displeydlərinin ibarət olması onların ölçü və çəkilişinin kiçildilməsinə zərurət yaradır. Texnikanın davamlı inkişafı maye kristaldan ibarət quruluşların texniki xarakteristikalarının yaxşılaşdırılmasını tələb edir. Bu üsullardan biri daha yaxşı maddi parametrlərə malik olan maye kristalların sintez olunmasıdır ki, bu imkan getdikcə məhdudlaşır. Digər üsul isə maye kristallarla bəzə funksional materialların xassələrini konstruktiv şəkildə dəyişdirməkdir. Əldə istifadə olunan BaTiO₃ nanohissəciklərinin 4-pentil-4-sianobifenil (5CB) nematik maye kristalının əsas elektrooptik parametrlərindən biri olan astana gərginliyini təsiri öyrənilmişdir.

Ekspərimentdə nematik maye kristal olaraq geniş yayılmış 4-pentil-4-sianobifenil (5CB) və orta ölçüsü 600 nm olan BaTiO₃ nanohissəciklərinin istifadə olunmuşdur.

5CB maddəsinin nematik maye kristal fazası 22 °C - 36 °C temperatur aralığında və müsbət dielektrik anizotropiyasına malikdir: $v_{||} = 19,5$, $v_{\perp} = 6,7$, $\Delta v = v_{||} - v_{\perp} = +12,8$.

Barium titanat yüksək spontan polyarla maye malik olan seqnetoelektrik material olub Küri temperaturu 120°C-dir². BaTiO₃ nanohissəciklərinin maye kristalda dispersiya olunması xüsusi texnologiyası əsasında yerini yitirir³. BaTiO₃ nanohissəcikləri, olein turusu və heptan 1:2:10 çəkilişində qarışdırılır.

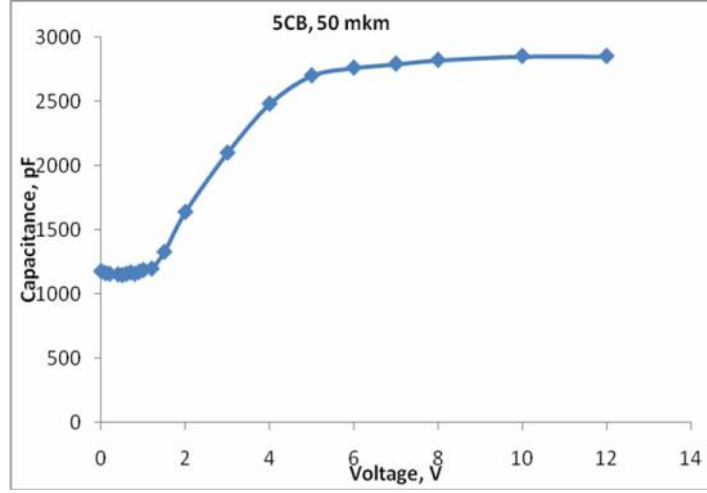
Maye kristalın dielektrik və elektrooptik xassələrinin tədqiqi elektrooptik yuvacının köməyi ilə aparılır. Elektrooptik yuvacının tənqili (sendviç) quruluşuna malik olub, bir-birindən dielektrik araksmə ilə ayrılmalı, daxili səthi əffaf və keçirici (nazik In₂O₃) tənqili örtülmüş iki paralel müstəvi üzlü lövhədən ibarətdir. Planar orientasiya almaq məqsədilə keçirici tənqilin üzrinə nazik orientant tənqili çəkilir.

Elektrooptik yuvacına doldurulacaq maye kristal tənqilinin qalınlığı teflon araksmə ilə nizamlanır və bu yuvacının elektrik tutumunu ölçmək üçün

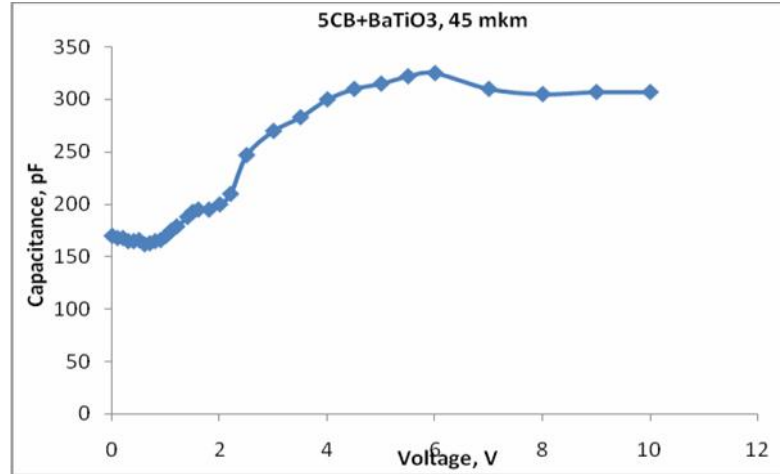
$$d = \frac{v_0 S}{C_0}$$

düsturu ilə tədqiqatın edilir. Burada $v_0 = 8,85 \text{ pF/m}$ -elektrik sabiti, S- elektrooptik yuvacının içi sahəsidir, C_0 -bo yuvacının elektrik tutumudur. Maye kristal displeydlərdə vəziyyət modulyatorlarında təbii baxımından elektrooptik yuvacının əsas parametrlərindən biri U_{th} astana gərginliyidir. Bu parametri elektrik tutumunun gərginlikdən asılılıq qrafikindən təyin etmək olar. Elektrooptik effekt maye kristal mühitinin effektiv dielektrik nüfuzluunun, bununla yanaşı yuvacının elektrik tutumunun ($C = \frac{v_0 v S}{d} = v C_0$) dəyişməsinə bağlıdır. 5CB maye

kristalın müsbət dielektrik anizotropiyasına malik olduğu üçün elektrooptik effekt planar-homeotrop keçiddən keçir. Bu keçiddə maye kristalın dielektrik nüfuzluu artdığından tədqiq olunan yuvacıda astana gərginliyi olaraq elektrik tutumunun artma əlaqəsidə gərginlik götürülür.



Şəkil 1. 5CB doldurulmuş elektrooptik yuvacının volt-farad xarakteristikası



Şəkil 2. 5CB+BaTiO₃ doldurulmuş elektrooptik yuvacının volt-farad xarakteristikası

Eksperimental nəticələr

Şəkil 1 və 2-də görüldüyü kimi, təmiz maye kristal olan yuvacıda $U_{th} = 1,2V$ gərginlikdən başlayaraq elektrik tutumunun artması müşahidə olunur. Bu, yuxarıda qeyd olunduğu kimi, maye kristalın planar orientasiyadan homeotrop orientasiyaya keçməsinin effektiv dielektrik nüfuzluğunun artması ilə bağlıdır. Maye kristala BaTiO₃ nanohissəciklərinin əlavə olunması volt-farad xarakteristikasında həssaslığı artırır: tutumun $U_{th1} = 0,4V$ gərginliyindən başlayaraq zəif, $U_{th2} = 2V$ gərginliyindən başlayaraq kəskin artması müşahidə olunur. Bundan əlavə, BaTiO₃ nanohissəciklərinin əlavə olunması maye kristal yuvacının volt-farad xarakteristikasında 6 V-dan başlayaraq tutumun bir qədər azalması görünür.

Volt-farad xarakteristikalarından o da görünür ki, planar-homeotrop keçid zamanı elektrik

tutumunun qiyməti təxminən 5CB halında $\frac{C_{max}}{C_{min}} = \frac{2850}{1150} \approx 2,5$, 5CB+BaTiO₃ halında

is $\frac{C_{max}}{C_{min}} = \frac{325}{165} \approx 2$ dəfə artır. Bu isə gözlənilən $\frac{v_{||}}{v_{\perp}} = \frac{19,5}{6,7} \approx 2,9$ qiymətinə xeyli ağırdır.

Planar-homeotrop keçid həcmdə bəzən vətərinlik artdıqca səthlərdə ru yayılır. Güclü ilim halında səth yaxınlığındakı molekullar az dönürlər, nəticədə astana vətərinliyində dəfələrlə böyük vətərinliklərdə belə alınan homeotrop orientasiya mümkün olmur və dielektrik nüfuzluunun $v_{||} = 19,5$ qiyməti alınmır.

BaTiO₃ nanohissicikli rəvə edilmiş kompozitdə iki astana vətərinliyinin alınması ağırdakı kimi izah oluna bilər. Nəticədə göstərir ki, 1% -li BaTiO₃ nanohissicikli arasındakı ortama səf 10 mkm tərtibindədir və elektrik sahəsi olmadıqda bu hissiciklər spontan polyarlaşması sıfır olur, yəni maye kristalın direktor sahəsinə təhrif etmir. Elektrik sahəsi təbiiq etdikdə hissiciklər polyarlaşaraq öz lokal sahəsinə yaradır. Yuvacı ağıverilən vətərinlik birinci astana vətərinliyində böyük olduqda bu lokal sahə hissiciklərin bilavasitə səthi yaxınlığındakı maye kristal molekullarının orientasiyasını dəyişir. Bu, maye kristalın dielektrik nüfuzluunu hiss olunacaq dərəcədə artırır. Vətərinlik artdıqca polyarlaşmış hissiciklərin maye kristal molekullarının orientasiyası daha böyük məsafələrdə dəyişir. Vətərinlik ikinci astana vətərinliyində böyük olduqda nanohissiciklərin təsərif məsafəsi onlar arasındakı məsafə tərtibində olur və bütün həcmdə molekulların səthi perpendikulyar düzülüşü bəzən verir. Bu isə mühitin dielektrik nüfuzluunun ikinci dəfə vətərinlik artmasına səbəb olur. BaTiO₃ nanohissiciklərinin rəvə olunmuş maye kristal yuvacıqda planar-homeotrop keçidin iki mərhələdə bəzən verməsi elektrooptik ölçmələrdə təsərif olunur [3].

DƏYƏRƏT

1. Blinov L.M., Chiginov V.G. - Electrooptic effects in liquid crystal materials. 1994, Springer Verlag, 488p.
2. M. M. Vijatovi, J. D. Bobi, B. D. Stojanovi - History and Challenges of Barium Titanate: Part I Science of Sintering, 40 (2008) 155-165
3. Ibragimov T. D., Imamaliyev A. R., Bayramov G. M.. – Formation of local electric fields in the ferroelectric BaTiO₃ particles-Liquid Crystal colloids. The 15th International conference on FLCC Prague, Czech republic, 2015 28 June-3 July, p.120

() (n) -nk-Si:H

• • , • • *

*

bnajafov@rambler.ru, vusalemuseyibova@gmail.com

0,03 ÷ 3,0

-nk-Si:H

()

(n),

(n),

R [1-15].

:

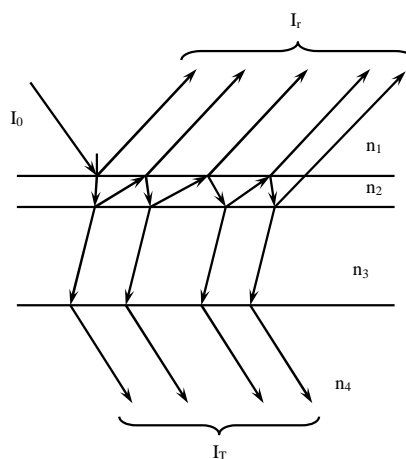
$$r + R + T = 1. \quad (1)$$

R

(. 1),

R, , n.

1821



.1.

I_0 - , I_T - , I_R -

$\tilde{n} = n_2 - ik_2$ (3)

$n_1 = n_4 = 1$ (4)

n_3, n_2

k_2

$d_3 -$

$\{ = \left(\frac{4f}{\} \right) n_3 d_3,$

$T_0 = \frac{T_{34}}{(1 + R_{34}^2 - 2R_{34} \cos \{)},$ (2)

$T_{34} = \frac{4n_3}{(n_3 + 1)^2}, R_{34} = \left(\frac{n_3 - 1}{n_3 + 1} \right).$ (3)

$(d_3 \gg \}$

$\Delta \} = \}_2 - \}_1,$

$\{ \}_2 \{ \}_1 \{ \}_1 - \{ \}_2 = lf + \Delta \{,$

$\Delta\{ < f . \quad 0 \quad :$

$$T_0 = \frac{1}{\{1 - \{2\}_{\{2}}^{\{1}} \int T_0 d\{ , \quad (4)$$

$d_3 \gg \}$
 $\ell \gg 1, \quad :$

$$T_0 = \frac{T_{34}^2}{1 - R_{34}} = \frac{T_{31}}{1 + T_{34}} = \frac{2n_3}{n_3^2 + 1}. \quad (5)$$

n_3

n_2

1. , 1988, . 2, 447 .
2.
-Si_{1-x}Ge_x:H . // . 2005. v. 72.
3. . 371-376.
3. Gridorichi, Vancu A. Optical constants of amorphous silicon films near the main absorption edge. // Thin Solid Films, 1988, v. 2, p. 105-110.
4. Brodsky M.H., Cardona M. Infrared and Raman spectra of the silicon-hydrogen bands in amorphous silicon prepared by glow discharge and sputtering. // Phys. Rev. B, 1977, v. 16, 8, p. 3556-3571.
5. Clark A.H. Electrical and optical properties of amorphous germanium. // Phys. Rev. B, 1967, v. 154, 3, p. 750-756.
6. Connel G.A., Temkin R.J., Paul W. Amorphous germanium. Optical properties. // Adv. phys., 1973, v. 22, p. 643-648.
7.
, 1963.
8.
.
., 1967.
9.
., 1961.
10.
SiO₂-Si 9 .
// , 1968, . 5, . 1.
11.
2-24 .// , 1958, . 5, . 1.
12.
., 1970.

**BDU-nun Fizika Problemləri İnstitutunun yaradılmasının 10 illiyin həsr olunmuş
Beynəlxalq konfrans**

13. //
 , 1960, . 56, . 1.
14. . . .
-Si_{1-x}C_x:H . // ISAE, 2007, 1, (29), . 49-54.
15. . . . / -
 , . . III . . . , 2002, , . 38-39.