

Nano

Studies

6

2012

NANO STUDIES

6

2012

Nano Studies, 2012, 6

UDG [53 + 54 + 620.22] (051.2)
N – 21

Nano Studies is a biannual scientific journal published in Georgia.

Nano Studies' topics of interest include Nanoscience and related problems of Physics, Chemistry and Materials Science.

Nano Studies publish following categories of scientific articles: research papers, communications, reviews and discussions.

Nano Studies publish scientific articles in English and also in Georgian and in Russian.

Summaries of all the articles of **Nano Studies** are referred in **Georgian Abstracts Journal** and are accessible in **Tech Inform** (Georgia's Central Institute for Scientific and Technical Information) database: <http://www.tech.caucasus.net>

Full-texts of articles published in **Nano Studies** are free-accessible in **Nano Archive** database: <http://www.nanoarchive.org>

Editor-Founder: **Levan Chkhartishvili**

Editorial Assistant: **Tamar Berberashvili**

Address of Editorial Office: **Department of Physics
Georgian Technical University
Campus 4, Room 307
77 Merab Kostava Avenue
Tbilisi, 0175, Georgia
www.NanoStudies.org**

E-mail: **chkharti2003@yahoo.com**

Phone: **995 322 37 19 42**

Mobile: **995 599 34 07 36**

© Authors of articles, 2012

Publishing House **Nekeri**

ISSN 1987 – 8826

CONTENTS

Research Papers

Synthesis of gold and silver nanoparticles by some microorganisms T. Kalabegishvili, I. Murusidze, E. Kirkesali, A. Rcheulishvili, E. Ginturi, E. Gelagutashvili, N. Kuchava, N. Bagdavadze, D. Pataraya, M. Gurielidze, G. Tsertsvadze, V. Gabunia	5-14
Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II Ts. Ramishvili	15-54
Exciton-plasmon resonance in semiconductor ultrathin layers – <i>in Russian</i> Z. V. Jibuti, N. D. Dolidze, G. L. Eristavi	55-60
Radiation border monitoring system in Georgia G. Nabakhtiani, A. Gigineishvili, L. Chkhartishvili, Sh. Dekanosidze	61-64
Correlation between surface specific area and particles average size: Hexagonal boron nitride nano-powders L. Chkhartishvili	65-76
X-ray study of γ -Mo ₂ N nanostructured coatings synthesized by vacuum-arc method – <i>in Russian</i> V. M. Shulayev, Z. I. Kolupaeva	77-84
Magnetic phase diagram of a spin antiferromagnetic $S = 1/2$ ladder with alternating rung exchange and dimerized legs N. Avalishvili, G. Japaridze	85-92
Peculiarities of the nanosized lepidocrocite and magnetite structures forming on the steel surface in the open-air system O. M. Lavryenko, S. V. Netreba, P. O. Kosorukov	93-100
Preparation of silver nanoparticles from silver nitrate using hydroquinone – <i>in Georgian</i> T. Pavliashvili, T. Kalabegishvili, E. Ginturi, L. Lomidze, G. Tsertsvadze, G. Abramishvili	101-104
Investigation of direct martensitic transformation in metastable titanium alloys – <i>in Georgian</i> N. Gapishvili, K. Gorgadze, T. Berberashvili, T. Khechiashvili, Sh. Khizanishvili, V. Khutsishvili	105-114

Contents.

Pyrolytic growth of one-dimensional oxide and nitride nanomaterials

D. Jishiashvili, L. Kiria, Z. Shiolashvili, N. Makhatadze,

E. Miminoshvili, A. Jishiashvili, D. Sukhanov 115-120

Science History Pages

Georgius Agricola

F. Habashi 121-126

Nano Forums

Jubilee Conference GTU – 90 / Nano – 2012 – *in Georgian*

L. Chkhartishvili 127-130

Welcome to International Conference & Exhibition on Advanced
& Nano Materials (August 12 – 14, 2013, Quebec-City, Canada) !

ICANM 2013 131-132

SYNTHESIS OF GOLD AND SILVER NANOPARTICLES BY SOME MICROORGANISMS

T. Kalabegishvili^{1,2}, I. Murusidze², E. Kirkesali¹, A. Rcheulishvili¹,
E. Ginturi¹, E. Gelagutashvili¹, N. Kuchava¹, N. Bagdavadze¹,
D. Pataraya³, M. Gurielidze³, G. Tsertsvadze⁴, V. Gabunia⁵

¹E. Andronikashvili Institute of Physics
I. Javakhishvili Tbilisi State University
Tbilisi, Georgia
kalabegi@yahoo.com

²Institute of Applied Physics
Ilia State University
Tbilisi, Georgia

³S. Durmishidze Institute of Biochemistry and Biotechnology
Georgian Agrarian University
Tbilisi, Georgia

⁴Republic Center for Structure Researches
Georgian Technical University
Tbilisi, Georgia

⁵P. Melikishvili Institute of Physical and Organic Chemistry
I. Javakhishvili Tbilisi State University
Tbilisi, Georgia

Accepted July 19, 2012

Several bacterial strains of actinomycetes as well as blue-green algae *Spirulina platensis* were used in the studies aimed at developing of biotechnology of microbial synthesis of gold and silver nanoparticles. The nanoparticle formation time and concentration conditions were studied for all the examined strains of bacteria. A complex of analytical and spectral methods: UV – visible spectrometry, X-ray diffraction (XRD), transmission electron microscopy (TEM), scanning electron microscopy (SEM) with energy-dispersive analysis of X-ray (EDAX), equilibrium dialysis, neutron activation analysis (NAA) and atomic absorption spectrometry (AAS) has been applied for examining of the obtained nanoparticles. A single peak observed in the all UV-vis absorption spectra evidences for the spherical shape of the produced gold and silver nanoparticles, which is confirmed by TEM images. In all the XRD images the diffraction patterns correspond to the face centered cubic (fcc) structure of gold and silver nanoparticles. The histograms of particle sizes for studied samples show that the sizes of gold and silver nanoparticles are in the range of 5 to 80 nm, with the average at 20 – 25 nm. The data obtained by NAA and AAS illustrates that the total concentrations of gold and silver in the samples at first increase rapidly (in adsorption processes on the cell walls) and then does not change significantly. The results of the performed investigations show that the examined microorganisms exposed to relevant compounds are capable of producing gold and silver nanoparticles of spherical shape extracellularly.

1. Introduction

The development of the methods of biosynthesis of inorganic metallic nanoparticles has attracted great attention due to their eco-friendly technology. Nanomaterials have unique physical and chemical properties, such as ultra small size, large surface area to mass ratio, and high reactivity, which favorably distinguish them from bulk materials of the same elemental composition. Development of reliable, nontoxic, and eco-friendly methods for synthesis of gold and silver nanoparticles is of utmost importance to expand their biomedical applications. One of the options to achieve this goal is to use microorganisms for this purpose.

Nanoparticles are biosynthesized when the microorganisms grab target ions from their environment and then turn the metal ions into the element metal through enzymes generated by cell activities. Microorganisms can produce nanoparticles through either intracellular or extracellular routes [1 – 3].

Gold nanoparticles are used in medicine, catalysis, chemical and biosensing. Silver nanoparticles are also used in medicine and catalysis, as well as in nonlinear optics and electronics. Gold and silver nanoparticles have great potential in medical applications, such as oncology, cardiology, immunology, neurology and endocrinology. A variety of studies are demonstrating that gold nanoparticles have real promise as anticancer agents. Silver nanoparticles have antibacterial activity and widely applied in medical practice [4 – 7].

In present study we were focused on new bacterial strains of actinomycetes (*Arthrobacter* and *Streptomyces* genera) as well as the blue-green microalgae *Spirulina platensis* (*S. platensis*).

The actinomycetes-mediated “green chemistry” approach towards the synthesis of nanoparticles has many advantages [8, 9]. The ability of biosorption and bioremediation shown by actinomycetes could be useful in heavy metal removal and helpful in describing the phenomena caused by the valence change of metal ions. Specifically actinomycetes are known to secrete much higher amounts of proteins, thereby increasing significantly the productivity of this biosynthetic approach. The studied actinomycete species are common indigenous soil bacteria. They are member of the high mol % G + C actinomycete-coryneform bacteria. The isolation and investigation of novel strains of these species for synthesis gold and silver nanoparticles is of great practical interest.

Blue-green microalgae *S. platensis*, is widely used as a matrix for pharmaceuticals and also as a biologically active food additive for humans and animals. The ability to biotransform and endogenously add the desired essential elements producing complexes easily assimilated by a human organism is a distinctive feature of *S. platensis*. As a living organism, it accumulates elements strictly as much as is necessary for the organism. In our earlier investigation *S. platensis* was used as the matrix for development the new pharmaceutical substances [10 – 13] as well as the biosorbent for remediation of the waste waters [14]. Gold and silver nanoparticles in *S. platensis* biomass have a great potential in medical and biotechnological applications [15, 16].

In this work, the experience of Georgian scientists [17 – 20] in collaborative studies new strains microorganisms for development the methods of producing gold and silver nanoparticles is summarized. The new strains of microorganisms are studied as possible “nanofactories” for the development of clean and nontoxic methods of synthesis silver and gold nanoparticles.

2. Materials and methods

Several bacterial strains of actinomycetes *Streptomyces glaucus* 71MD and *Streptomyces sp.* 211A (isolated from the rhizosphere of soybeans grown in Georgia), actinomycetes belonging to arthrobacter genera – *Arthrobacter globiformis* 151B and *Arthrobacter oxydans* 61B (isolated from the basalt rocks collected from the Kazreti region of Georgia) as well as blue–green algae *S. platensis* (strain IPPAS B – 256) were used to study the synthesis gold and silver nanoparticles by these microorganisms. The cells of actinomycetes and *S. platensis* were grown as described elsewhere [17, 18]. The harvested mycelial mass was then resuspended in 250 ml Erlenmeyer flasks in 100 ml of 10^{-3} M aqueous HAuCl_4 (chloroauric acid) solution in the synthesis of gold nanoparticles, and in aqueous AgNO_3 (argentum nitrate) solution in the synthesis of silver nanoparticles.

Time-dependence of nanoparticle formation was studied for different time intervals (hours to several days). The complex of analytical and spectral methods: UV-vis spectrometry, X-ray diffraction (XRD), transmission electron microscopy (TEM), scanning electron microscopy (SEM) with energy-dispersive analysis of X-ray (EDAX), equilibrium dialysis, neutron activation analysis (NAA) and atomic absorption spectrometry (AAS) were used for investigation of the obtained nanoparticles. The technical characteristics of used methods are given in previous works [17 – 20].

3. Results and discussion

The first experiments were carried out to determine an optimal gold compound concentration for synthesis of nanoparticles. The results of these experiments for *S. platensis* suspended in a gold chloroaurate solution at different concentrations (the dose dependence) are shown in **Fig. 1a**. As it is seen from the ultraviolet-visible (UV-vis) absorption spectra due to surface plasmon resonance (SPR) one broader peak at 530 nm appears for the concentrations of 10^{-3} – $5 \cdot 10^{-3}$ M. The presence of this peak confirms the gold ions reduction from Au(III) to Au(0) by biomolecules, proteins and enzymes on the surface of *S. platensis* cells and aggregation of the gold nanoparticles in the solution. At higher concentrations of HAuCl_4 (10^{-2} M) such peak is not observed.

In Ref. [21] it is hypothesized that the number of active objects on the surface of *S. platensis* cells that were involved in the synthesis not sufficient for reduction of gold ions at higher concentrations. Consequently, the synthesis process depended on the gold concentration as well as on the number of the cells in the solution. This differential response indicates the possibility of custom designed nanoparticles by varying cell number and gold concentration in the solution. Thus for second series of experiments the solution of chloroaurate in concentration 10^{-3} M was used.

The optimal concentration of silver nitrate for synthesis of silver nanoparticles was also determined and it was equal to 10^{-3} M. In **Fig. 1b** the dose dependence for silver nanoparticles produced by actinomycete *Streptomyces sp.* 211A is presented. As it seen from the spectra the surface plasmon peak of silver at 425 nm appear for silver nitrat concentration 10^{-3} M but in all cases it is separated not too well as the gold peaks, that may be caused with antibacterial properties of silver.

Synthesis of gold and silver nanoparticles by some microorganisms.

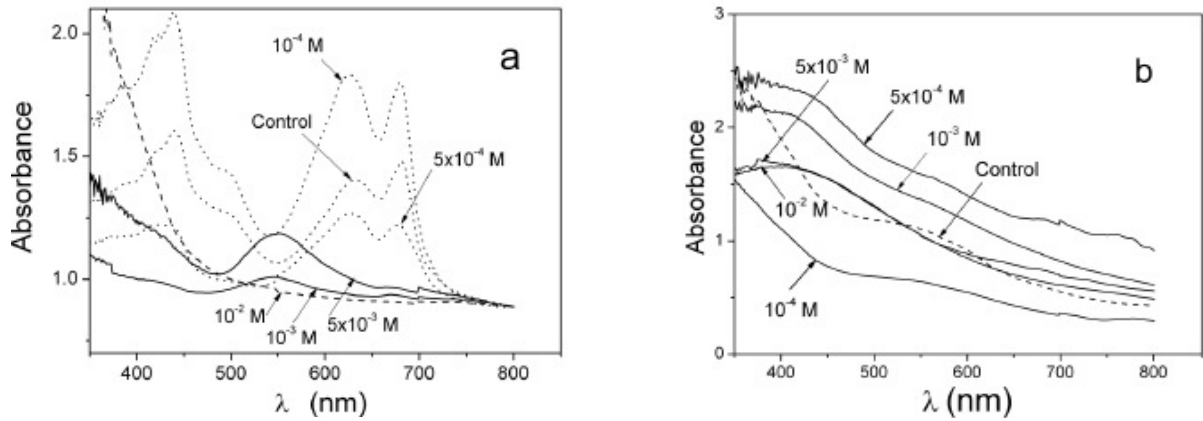


Figure 1. UV – vis spectra of *S. platensis* suspension for different dose exposure of gold chloroaurate (a) and *Streptomyces sp.* 211A for different dose exposure of silver nitrate (b).

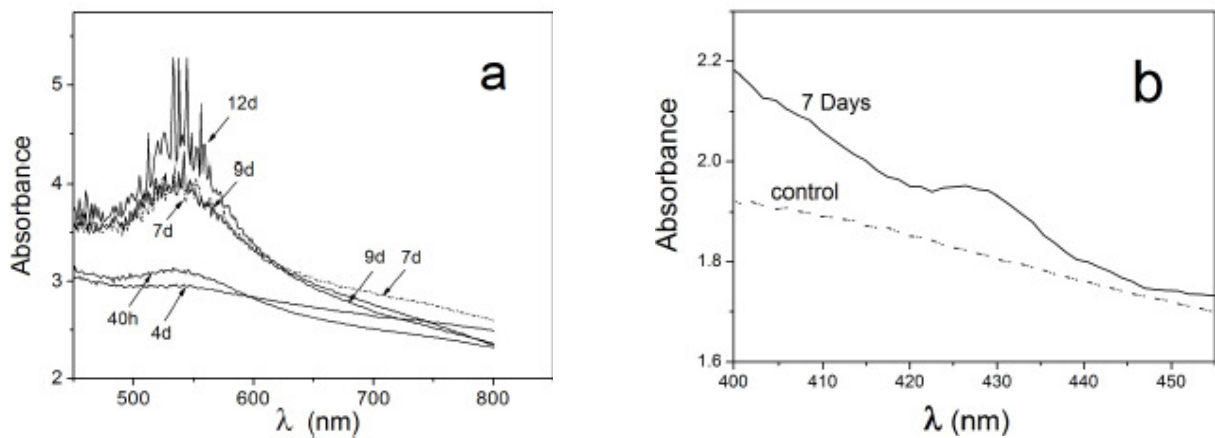


Figure 2. UV – vis spectra of *Arthrobacter oxydans* 61B with gold nanoparticles (a) and *Streptomyces glaucus* 71M with silver nanoparticles (b).

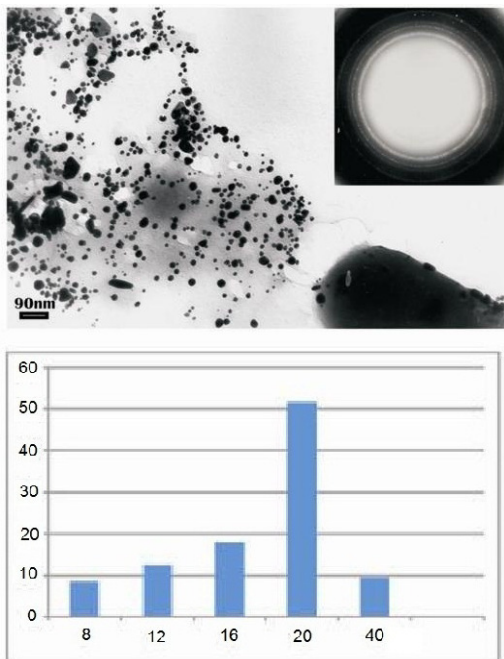


Figure 3. TEM image and size histogram of gold nanoparticles in biomass of *Arthrobacter oxydans* 61B.

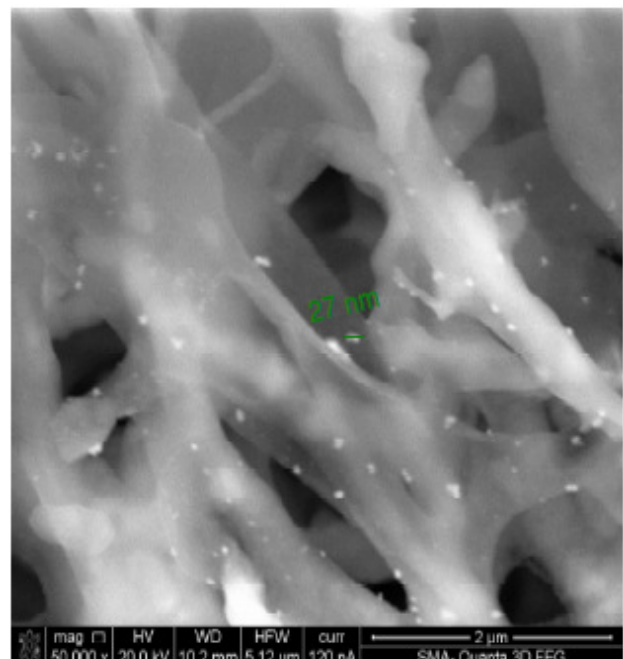


Figure 4. SEM image of Ag nanoparticles in biomass of *Streptomyces glaucus* 71M.

The UV – vis absorption spectra of gold nanoparticles produced by *Arthrobacter oxydans* 61B and silver nanoparticles in *Streptomyces glaucus* 71M (the time dependence) are given on **Fig. 2**. The presences of resonances at 530 and 425 nm indicate the gold and silver ions reduction and aggregation of nanoparticles in the solutions, respectively. The intensity of the peaks increases with increased time of reaction. A single peak in all spectra is the evidence of the spherical shape of gold and silver nanoparticles which is confirmed by the TEM images for gold nanoparticles in biomass of *Arthrobacter oxydans* 61B (**Fig. 3**) and the SEM image for silver nanoparticles in biomass of *Streptomyces glaucus* 71M (**Fig. 4**).

In all the TEM images the diffraction patterns correspond to the face centered cubic (fcc) structure of gold and silver nanoparticles. The particle size histograms for the studied samples show that sizes of gold and silver nanoparticles are in the range of 5 to 80 nm with the average at 20 – 25 nm. The XRD data for gold and silver nanoparticles confirm the presence of the fcc structure (**Fig. 5**).

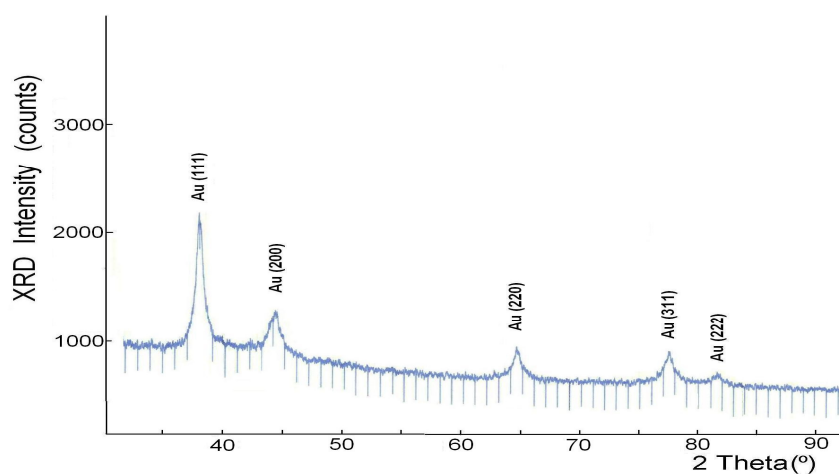


Figure 5. The XRD spectrum of Au nanoparticles in biomass of *S. platensis*.

In **Fig. 5**, as an example, the XRD pattern of gold nanoparticles synthesized by treating *S. platensis* with chloroauric acid aqueous 10^{-3} M solution for 4 days is presented. The diffraction pattern shows the amorphous structure of gold particles. However, a number of Bragg's reflections corresponding to the fcc structure of gold are also seen here: four characteristic peaks (111), (200), (220) and (311). The results obtained clearly show that gold nanoparticles formed by reduction of Au (III) ions by *S. platensis*, are crystalline in nature and they are generally produced extracellularly.

The Scherrer equation was used to approximately estimate the size of nanoparticles using the size of maximum intensity on the diffractogram (**Fig. 5**):

$$d = K \lambda / \beta \cos \theta,$$

where K is the shape factor, for cubic crystals it equals to 0.9 – 1, λ is X-ray wavelength, for Cu K_{α} $\lambda = 1.54178 \text{ \AA}$, β is the line broadening at half the maximum intensity in radians, θ is the Bragg angle, and d is the size of nanoparticles in nm. It is important to realize that the Scherrer formula is applicable to grains less than $0.1 \mu\text{m}$ [22, 23]. For approximate assessment of the size nanoparticles (111) the interferential maximum was used. In this case $\beta = 38^\circ$. The calculations were carried out taking into account only apparatus error of $\beta (\approx 0.3^\circ)$ without evaluating other defects on the maximum's shape. The obtained results show that at the concentration HAuCl_4 10^{-3} M the size of gold nanoparticles is ≈ 14 nm, at $5 \cdot 10^{-3}$ M ≈ 20 nm, and at 10^{-2} M ≈ 100 nm.

Synthesis of gold and silver nanoparticles by some microorganisms.

The SEM images obtained for all studied microorganisms illustrate that most of the nanoparticles are spherical and do not create large-scale agglomerates. As an example, the SEM image of *Streptomyces glaucus* 71MD cells (after interacting with AgNO_3 solution for seven days) is given in **Fig. 4**.

An EDAX X-ray spectrum was recorded proving the presence of gold nanoparticles in *S. platensis* cells treated with HAuCl_4 for 12 days (**Fig. 6**). Along with the Au peaks, the signals from matrix elements of biomass belonging to C, O, Cl and Fe were recorded.

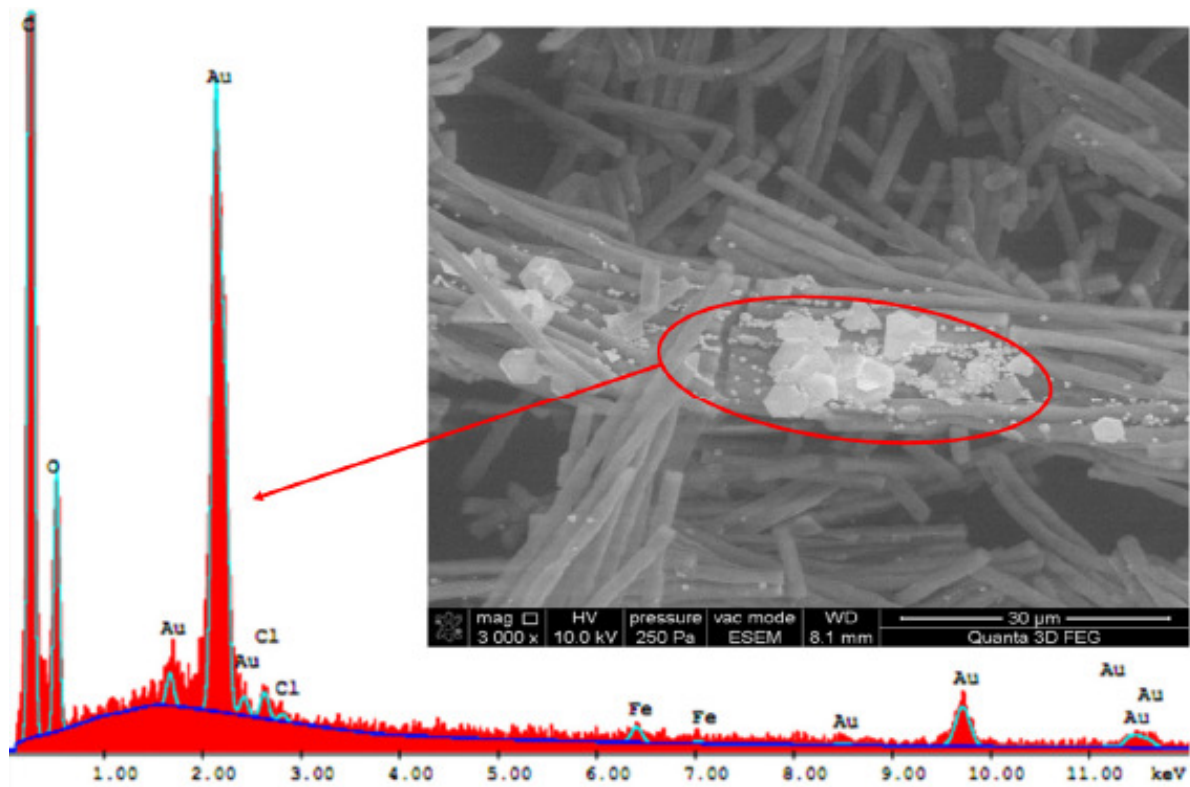


Figure 6. EDAX spectrum of *Spirulina platensis* biomass with gold nanoparticles after exposure by HAuCl_4 for 12 days.

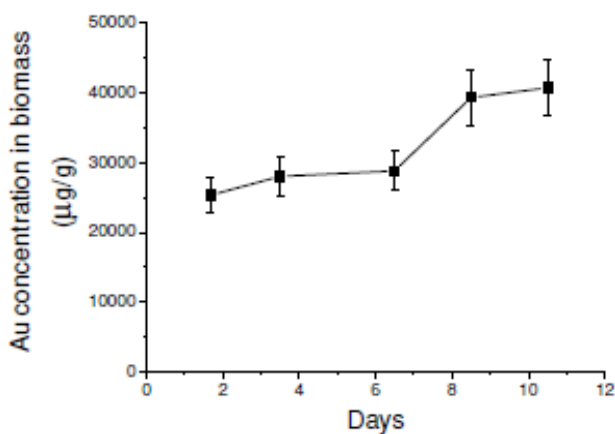


Figure 7. The gold concentrations in biomass of *Arthrobacter globiformis* 151B versus the time of exposure gold chloroaurat determined by AAS.

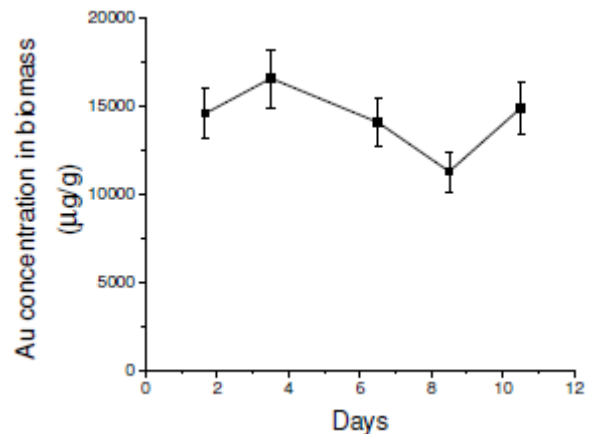


Figure 8. The gold concentrations in biomass of *Arthrobacter globiformis* 151B versus the time of exposure gold chloroaurat determined by NAA.

Examples of analytical determinations (using AAS and NAA) gold and silver total concentrations in the bacterial biomass are given for *Arthrobacter globiformis* 151B in **Figs. 7** and **8**.

Neutron activation analysis (NAA) was carried out at the nuclear research reactor SAFARI – 1 of Nuclear Energy Corporation of South Africa (NECSA). The samples were irradiated for 8 s by a neutron flux density of $\sim 10^{14} \text{ n} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$. Their activities were measured three times, after cooling for 3 and 30 hours and 7 days, respectively. The gold content was determined on the 411.8 keV γ -line of ^{198}Au . Genie 2000 software was used to process NAA data.

The data obtained by NAA (**Fig. 8**) illustrate that the uptake of metals involve two phases: a rapid phase and a slower phase. In the first ‘rapid’ phase, the metal ions are mainly adsorbed onto the surface of microorganism. The biomolecules on cell walls of bacteria contain the functional amino, carboxylic, sulfhydryl, phosphate and thiol groups that can bind metal ions. The concentration of gold increases rapidly. In the ‘slow’ phase, the metal ions are transported across the cell membrane into the cytoplasm. The total concentration of gold in samples (extracellular and intracellular) in this phase does not change significantly. The data obtained for *Arthrobacter globiformis* 151B by AAS (**Fig. 7**) are confirmed by data obtained for this bacteria using NAA (**Fig. 8**).

To study biosorption process on the bacterial cells the method of dialysis and atomic-absorption analysis were used. Equilibrium studies that give the capacity of the adsorbent and the equilibrium relationships between adsorbent and adsorbate are described by Freundlich adsorption isotherms:

$$C_b = K C_t^{1/n},$$

C_b is the concentration of the metal adsorbed, C_t is equilibrium concentration of the metal ion in the solution, K and n are empirical constants.

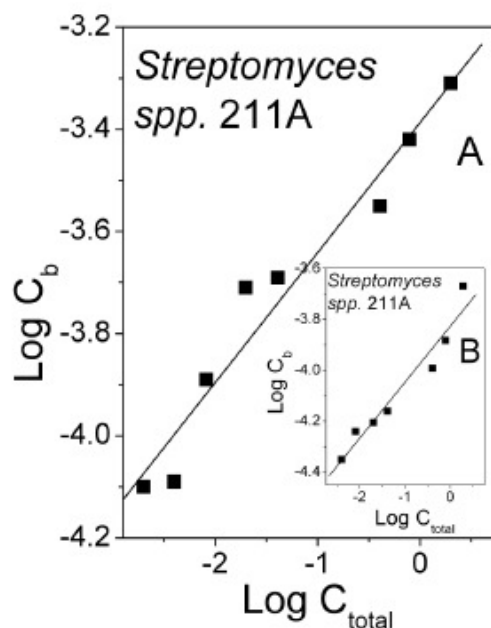


Figure 9. The linearized Freundlich adsorption isotherms for gold – *Streptomyces* spp. 211A cells (A – homogenized cells, and B – particulate homogenized cells).

In **Fig. 9** biosorption isotherms for gold – *Streptomyces spp.* 211A cells (A – homogenized cells, and B – particulate homogenized cells (insert)) are presented. Each dot is the average of three independent values, and the standard deviation < 13 % of average value.

By means of Freundlich isotherms the biosorption constants (K) and the sorptive capacity (n) were determined for gold – *Streptomyces spp.* 211A cells. These are equal to

Gold – *Streptomyces spp.* 211A – homogenized cells:

$$K = 4.11 \cdot 10^{-4},$$

$$n = 3.84;$$

Gold – *Streptomyces spp.* 211A – particulate homogenized cells:

$$K = 1.47 \cdot 10^{-4}$$

$$n = 4.55.$$

It was shown, that biosorption constant for homogenized cells are greater then for particulate homogenized cells and for the both cases sorptive capacity is greater. Concentrations of metal sorbed by bacterium in solution at equilibrium obeyed the Freundlich equation, suggesting the presence of heterogeneous sorption sites on bacterium surfaces and in each species of microorganisms, since the sorption depends on the nature and the composition of the cell wall [24].

On the other hand, gram-positive bacteria have a greater sorptive capacity due to their thicker layer of peptidoglycan which contains numerous sorptive sites [25].

The results obtained shows that cell homogenization increased the surface of bacterial cells increase sorptive capacity and nanoparticles formation probability.

4. Conclusions

The results of the performed studies show that the examined microorganisms are capable of effectively producing gold and silver nanoparticles extracellularly when exposed to the gold and silver compounds at specific concentrations.

The shape of the majority of the nanoparticles is spherical and the size of nanoparticles is in the range 5 – 80 nm with the average size at 20 – 25 nm. The described biosynthesis of nanoparticles is simple, economically viable and an eco-friendly process.

Acknowledgements

The authors acknowledge the Ukrainian Science and Technology Centre (STCU Grant # 4744).

Referenses

1. T. Klaus-Joerger, R. Joerger, E. Olsson, C. G. Granqvist. Trends Biotechnol., 2001, 19, 1, 15.
2. X. Li, H. Xu, Z. S. Chen, G. Chen. J. Nanomater., Article ID 270974, 2011, 16 pages – doi:10.1155/2011/270974.
3. D. Mandal, M. E. Bolander, D. Mukhopadhyay, G. Sarkar, P. Mukherjee. Appl. Microbiol. Biotechnol., 2006, 69, 485.
4. O. V. Salata. J. Nanobiotechnology, 2004, 2, 3.
5. L. A. Dykman, N. G. Khlebtsov. Acta Naturae, 2011, 3, 2, 34.
6. M. Singh, S. Singh, S. Prasad, I. S. Gambhir. J. Nanomater. Biostr., 2008, 3, 3, 115.
7. M. Ahamed, M. S. Alsalhi, M. K. Siddiqui. Clin. Cem. Acta, 2010, 411, 23, 1841.
8. M. Sastry, A. Ahmad, M. Islam Khan, R. Kumar. Current Sci., 2003, 85, 2, 162.
9. A. Ahmad, S. Senapati, M. Islam Khan, R. Kumar, R. Ramani, V. Srinivas, M. Sastry. Nanotechnology, 2003, 14, 824.
10. L. M. Mosulishvili, A. I. Belokobylsky, E. I. Kirkesali, M. V. Frontasyeva, S. S. Pavlov, N. G. Aksenova. J. Neut. Res., 2007, 15, 1, 49.
11. L. M. Moshulishvili, Ye. I. Kirkesali, A. I. Belokobylsky, A. I. Khizanishvili, M. V. Frontasyeva, S. S. Pavlov, S. F. Gundorina. J. Pharmaceutical Biomedical Analysis, 2002, 30, 1, 87.
12. L. M. Mosulishvili, A. I. Belokobylsky, E. I. Kirkesali, M. V. Frontasyeva, S. S. Pavlov. Patent of RF № 2230560, Priority of June 11, 2002.
13. L. M. Mosulishvili, A. I. Belokobylsky, A. I. Khizanishvili, E. I. Kirkesali, M. V. Frontasyeva, S. S. Pavlov. Patent of RF № 2209077, Priority of March 15, 2001.
14. M. V. Frontasyeva, E. I. Kirkesali, N. G. Aksenova, L. M. Mosulishvili, A. I. Belokobylsky, A. I. Khizanishvili. J. Neut. Res., 2006, 14, 2, 131.
15. D. Bhattacharaya, R. K. Gupta. Critical Rev. Biotechnology, 2005, 25, 199.
16. K. Govindaraju, S. K. Basha, V. G. Kumar, G. Singaravelu. J. Mater. Sci., 2008, 43, 5115.
17. N. Y. Tsibakhashvili, E. I. Kirkesali, D. T. Pataraya, M. A. Gurielidze, T. L. Kalabegishvili, D. N. Gvarjaladze, G. T. Tsertsvadze, M. V. Frontasyeva, I. I. Zinicovskaia, M. S. Wakstein, S. N. Khakhanov, N. V. Shvindina, V. Y. Shklover. Int. J. Adv. Sci. Lett., 2011, 4, 1.
18. T. L. Kalabegishvili, E. I. Kirkesali, A. Rcheulishvili, E. N. Ginturi, I. G. Murusidze, D. T. Pataraya, M. A. Gurielidze, G. I. Tsertsvadze, V. N. Gabunia, L. G. Lomidze, D. N. Gvarjaladze, M. V. Frontasyeva, S. S. Pavlov, I. I. Zinicovskaia, M. J. Raven, N. M. F. Seaga, A. Faanhof. J. Mater. Sci. Eng. A, 2012, 2, 2, 164.
19. T. Kalabegishvili, E. Kirkesali, A. Rcheulishvili, E. Ginturi, I. Murusidze, N. Kuchava, N. Bagdavadze, G. Tsertsvadze, V. Gabunia, M. V. Frontasyeva, S. S. Pavlov, I. Zinicovskaia, M. J. Raven, N. M. F. Seaga, A. Faanhof. Adv. Sci. Eng. Med., 2012, 4, 1.
20. T. L. Kalabegishvili, E. I. Kirkesali, I. G. Murusidze, G. I. Tsertsvadze, M. V. Frontasyeva, S. S. Pavlov, I. I. Zinicovskaia, V. Y. Shklover, N. V. Shvindina. J. Adv. Microscopy Res., 2011, 6, 313.

21. S. Pimprikar, S. S. Joshi, A. R. Kumar, S. S. Zinjarde, S. K. Kulkarni. *Colloids Surf. B: Biointerfaces*, 2009, 74, 309.
22. B. D. Cullity, S. R. Stock. *Elements of X-Ray Diffraction*. 2001, Prentice–Hall Inc.
23. R. Jenkins, R. L. Snyder. *Introduction to X-ray Powder Diffractometry*. 1996, John Wiley & Sons Inc.
24. O. Hammouda, A. Gaber, N. Raouf–Abdel. *Ecotoxicology and Environmental Safety*, 1995, 31, 205.
25. E. D. van Hullebusch, M. H. Zandvoort, P. N. L. Lens. *Rev. Environ. Sci. Biotechnol.* 2003, 2, 9.

*Dedicated to the memory of my teachers,
Academician George V. Tsitsishvili and Professor Zoya V. Gryaznova*

SHORT DICTIONARY (GLOSSARY) ON
NANOCHEMISTRY AND NANOTECHNOLOGY. Part II

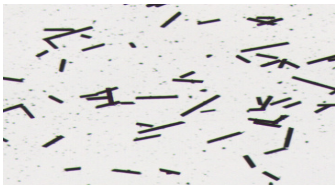
Ts. Ramishvili

I. Javakhishvili Tbilisi State University
P. Melikishvili Institute of Physical and Organic Chemistry
Tbilisi, Georgia
rtsiuri@yahoo.com

Accepted August 1, 2012

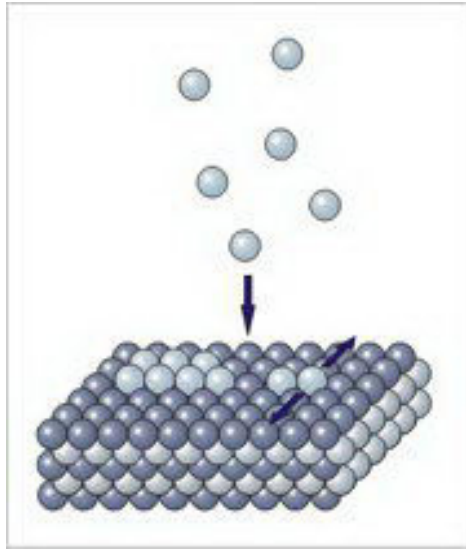
In the second part of the short dictionary are more than 100 terms in Georgian, which focuses mainly on general issues and topics of synthesis of nanosystems. **Tab. 1** lists some of such terms in English, German, and Russian taken from dictionaries and scientific periodic chemical publications [1 – 13], and the corresponding terms in Georgian with appropriate definitions (synonyms are divided by sloping line).

Table 1. English, German, Russian, and Georgian terms used in nanochemistry and nanotechnology.

Terms			
in English	in German	in Russian	in Georgian
Acicular particle / Needle-shaped particle	Nadelförmige Partikel f / Nadelförmige Teilchenform f	Игольчатая частица	ნემსისებრი ნაწილაკი
Acicular particles / Needle-shaped particles	Nadelförmige Partikel(n) pl	Игольчатые частицы	ნემსისებრი ნაწილაკები (ნემსის ფორმის ნაწილაკი).
		http://www.google.de/imgres?q=Acicular+particle&um	

Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

<p>Acicular structure / Needle-like</p>	<p>Nadelförmige Struktur f / Nadelgefüge n</p>	<p>Игольчатая структура</p>	<p>ნემსისებრი სტრუქტურა</p>
<p>Aerosol spray pyrolysis (ASP)</p>	<p>Aerosolspray Pyrolyse f / Spray-Pyrolyse f / Sprühpyrolyse f / Aerosol-Sprünebel m / Aerosolspray n</p>	<p>Пиролиз аэрозолей Спрей-пиролиз</p>	<p>გამხევილი აეროზოლების პიროლიზი / სპრეი პიროლიზი / პულვერიზებული შრის პიროლიზი (მაღალდისპერსული ფხვნილების მიღების მეთოდი, რომელიც ეფუძნება ხსნარის აეროზოლის თერმულ დაშლას. საწყისი ხსნარის აეროზოლს წარმოქმნიან ულტრაბგერითი დისპერგირებით, შემდგომ ახდენენ აირ-მატარებლის არეში მის თერმულ დაშლას ხსნარის შემადგენელი მარილის დაშლის ტემპერატურაზე მაღლა. მიიღება კრისტალური სხვადასხვა ხარისხის მქონე მაღალდისპერსული ნანოკრისტალური ნიმუშები და, მრავალკომპონენტური სისტემების შემთხვევაში – სხვადასხვა ფაზური შედგენილობის ნიმუშები).</p>
<p>Atomic layer deposition (ALD) / Atomic layer epitaxy (ALE)</p>	<p>Atomlagenabscheidung f (ALD) / Atomlagenabscheidung f (ALD) / ALD-Technologie f / Atomschichtsedimentierung f / Atomlagenepitaxie f (ALE)</p>	<p>Осаждение атомных слоев / Атомно-слоевое осаждение / Молекулярное наплаивание</p>	<p>ატომურ ფენათა დაშრევა / ატომურ ფენათა ეპიტაქსია (ბერმნ. “ეპი” – ზე, “ტაქსის” – მოწესრიგება ანუ ერთი კრისტალის მეორე კრისტალის ზედაპირზე სრულიად ორიენტირებული ზრდა, დაშრევა ისე, რომ ყოველ მომდევნო შრეს აქვს წინას ორიენტაცია. ატომურ ფენათა ეპიტაქსია ანუ დაშრევა არის თხელი აფსკების დატანის ტექნოლოგია, რომელიც</p>



<http://www.nanodic.com/PicturePreview.php?ch=nanomaterial&term=Epitaxy&g=6&type=JPG>

ემყარება თვითშემოფარგლული ქიმიური რეაქციების თანმიმდევრულ გამოყენებას დატანილი შრის სისქის ზუსტი კონტროლისთვის. ატომურ ფენათა დაშრეების ტექნოლოგია (ა.ფ.დ.ტ.) მოწოდებულია ფინელი მეცნიერის Tuomo Suntola-ის მიერ 1977 წელს და მას პირველად უწოდებდნენ ატომურ შრეთა ეპიტაქსიას. ეს მეთოდი ჰგავს აირადი ფაზიდან ქიმიური დალექვის მეთოდს; განსხვავება იმაშია, რომ ა.ფ.დ.ტ.-ში იყენებენ ქიმიურ რეაქციებს, რომლებშიც პრეკურსორები ზედაპირთან მოქმედებს მორიგეობით, თანმიმდევრულად და ერთმანეთთან პირდაპირ არ მოქმედებს. პრეკურსორების განცალკევება ხორციელდება აზოტის ან არგონის გატარებით. ა.ფ.დ.ტ.-ის იყენებენ სხვადასხვა ტიპის აესკების (ოქსიდების: Al₂O₃, TiO₂, SnO₂, ZnO; ნიტრიდების: TiN, TaN, WN, NbN; მეტალების: Ru, Ir, Pt; სულფიდების: ZnS) დაშრეებისთვის).

Auger electron spectroscopy (AES)	Augerelektronen Spektroskopie (AES) f	Электронная Оже-спектроскопия (ЭОС)	ელექტრონული ოჟე-სპექტროსკოპია
Ball mill	Kugelmühle f	Шаровая мельница	ბურთულეებიანი წისქვილი (მოწყობილობა მყარი მასალების დანაწევრებისათვის, დაქუცმაცებისათვის, აგრეთვე მყარი და თხევადი ნივთიერებების შესარევად (სუსპენზიების და ემულსიების მოსამზადებლად) ბურთულის ფორმის დამაქუცმაცებელი სხეულების მეშვეობით).
Biomimetic nanomaterial	Biomimetisches Nanomaterial n	Биомиметический наноматериал	ბიომიმეტიკური ნანომასალა
Biomimetic nanomaterials	Biomimetische Nanomaterialien pl	Биомиметические наноматериалы	ბიომიმეტიკური ნანომასალები

<p>/ Biomimetics / Bioinspired materials</p>			<p>/ ბიომომეტიკები</p> <p>(ხელოვნური ნანომასალები, რომლებიც თვისებებით ბიომასალების იმიტაცია ან შექმნილია ცოცხალ ბუნებაში რეალიზებულ პრინციპებზე. მაგალითად, პოლიმერული ნანობოჭკოები, რომლის სიმაგრე ფოლადისას უტოლდება, შექმნეს ბიოლოგიური ობიექტის – აბლაბუდას მაგალითზე, რომლის ძაფები სამჯერ მეტ გაჭიმვას უძლებს, ვიდრე იგივე დიამეტრის ფოლადის ძაფი. არსებობს ნანონაწილაკების მიღების ბიომომეტიკური ტექნოლოგია. მაგალითად, ცილა ფერტიკინი არის ორგანიზმში რკინის გადამტანი და საცავი, მას აქვს დრუს ფორმა, რომლის შიგა დიამეტრია 8 ნმ; მასში იღებენ რკინის და კობალტის ოქსიდის 6 ნმ ზომის მაგნიტურ ნანონაწილაკებს. სხვა მიდგომებით, ნანონაწილაკებს “ზრდიან” ბაქტერიებსა და მცენარეთა (შვრია, ხორბალი, იონჯა) ბიომასაში. ამ ბიომომეტიკებს უმატებენ ლითონების მარილებს და ბიოკატალიზური გზით აღადგენენ ლითონებამდე და ფორმირდება ნანონაწილაკები. ბიომომეტიკური მეთოდით ნანონაწილაკები მიიღება უფრო რბილ პირობებში, ვიდრე ფიზიკურ-ქიმიური მეთოდებით).</p>
<p>“Bottom-up” nanotechnology</p>	<p>Bottom-up Nanotechnologie f /Bottom-up Ansatz m / Aufwärtsmethode f /Aufwärtsverfahren n</p>	<p>Нанотехнология типа “снизу-вверх”</p>	<p>ნანოტექნოლოგია “ქვემოდან ზემოთკენ” / აღმავალი ნანოტექნოლოგია</p> <p>(ნანოსტრუქტურული მასალების მიღების ტექნოლოგია, რომელშიც ნანონაწილაკები მიიღება ატომებისა და მოლეკულებისაგან ანუ ხდება სტრუქტურის საწყისი ელემენტების გამსხვილება ნანომეტრულ ზომებამდე. ამ ტექნოლოგიას ეკუთვნის იზოლირებული ნანონაწილაკების, ნანოფხვნილების და</p>

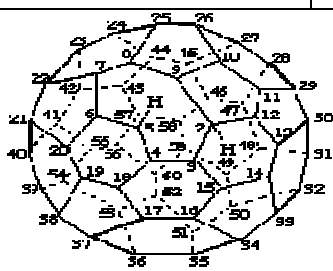
			კომპაქტური ნანომასალების მიღების მეთოდები: აირფაზური სინთეზი ორთქლების შემდგომი კონდენსაციით; პლაზმოქიმიური სინთეზი; დალექვა კოლოიდური ხსნარებიდან; სარჩულზე აფსკების და საფარების ქიმიური და ფიზიკური დალექვა აირადი ფაზიდან (CVD და PVD), პლაზმიდან ან თხევადი ხსნარებიდან; აფსკების და საფარების ელექტროდალექვა; თერმული დაშლა – პიროლიზი; დეტონაციური სინთეზი).
Bridged fullerene	Bridged Fulleren n / Verbrücktes Fulleren n / Überbrücktes Fulleren n	Мостиковый фуллерен	ბოგური ფულერენი
Bridged fullerenes	Bridged Fullerene pl / Verbrückte Fullerene pl / Überbrückte Fullerene pl	Мостиковые фуллерены	ბოგური ფულერენები (ფულერენის მოლეკულები, რომლებშიც ორი ან მეტი არამეზობელი ატომია შეკავშირებული).
Chemical vapour deposition (CVD)	Chemische Gasphasenabscheidung f (CVD) / Chemische Beschichtung aus der Gasphase (CVD) f / Beschichtungsverfahren n	Химическое осаждение из газовой фазы (ХОГФ) / Химическое осаждение из пара (CVD)	ქიმიური დალექვა ორთქლის ფაზიდან (CVD) (თხელი აფსკების და ფხვნილების მიღების მეთოდი მაღალტემპერატურული დაშლის რეაქციით და / ან აირადი პრეკურსორების ურთიერთქმედებით სარჩულზე (აფსკების მიღება) ან რეაქტორის მოცულობაში (ფხვნილების მიღება). პრეკურსორებად იყენებენ შედარებით დაბალ ტემპერატურაზე (100 – 400°C) მაღალი ორთქლის წნევის მქონე ნივთიერებებს – ლითონთა ქლორიდებს, მეტალორგანულ კომპლექსურ ნაერთებს. CVD-მეთოდით შეიძლება მივიღოთ სხვადასხვა სტრუქტურის საფარები (მონოკრისტალური, ეპიტაქსიური, ამორფული, პოლიკრისტალური) რთული ფორმის ზედაპირზე და, მათ

Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

			შორის, მაღალი ხარისხის სიმრუდის ზედაპირებზე. არჩევენ დაბალტემპერატურულ (LT – low temperature, 500°C-მდე) და მაღალტემპერატურულ (HT – high temperature, 500°C-ის ზემოთ) CVD-მეთოდებს).
Colloidal Nano-reactors	Kolloidale Nano-Reaktoren m pl	Коллоидные нанореакторы	<p>კოლოიდური ნანორეაქტორები</p> <p>(კოლოიდური ნანორეაქტორები, კ.რ., სივრცით შემოფარგლული კოლოიდური სისტემებია, რომლებშიც შესაძლებელია ნანონაწილაკების სინთეზი. მათ მიეკუთვნება შებრუნებული მიცელები, თხევადი კრისტალები, ადსორბციული შრეები, ლენგმიურ-ბლოჯეტის აფსკები, მიკროემულსიები, აგრეთვე ბიომიმეტიკური და ბიოლოგიური მიდგომები, რომლებშიც ნანორეაქტორის როლშია ბიომოლეკულები –ცილები, დნმ, რნმ და სხვა. სარეაქციო ზონის, რომელშიც ნანოფაზა წარმოიქმნება, სივრცითი შემოფარგულობის ძირითადი უპირატესობაა დასაინთეზებელი ნაწილაკის მონოდისპერსიულობის მაღალი ხარისხი, რის მიიღწევაც სხვა მეთოდებით იშვიათადაა შესაძლებელი. კოლოიდურ სისტემებში სარეაქციო ზონის სივრცით შემოფარგულობას განსაზღვრავს ორგანულ მოლეკულათა არაკოვალენტური (ლიოფილურ / ლიოფობური, ვან დერ ვალსის, ელექტროსტატიკური) ურთიერთქმედება).</p>
Core-shell particle	Kern-Schale-Partikel f / Core-Shell-Partikel f	Частица ядро-оболочка	<p>ბირთვი-გარსი ნაწილაკი</p> <p>(ნანოგანზომილების ნაწილაკი, რომლის ბირთვი და გარსი განსხვავდება ერთმანეთისაგან შედგენილობით, მიკრომორფოლოგიით და, როგორც წესი, ფუნქციური დანიშნულებით. ასეთი ნაწილაკის ბირთვი შედგება ნახევრადგამტარული (ნ.გ.) ან ფერო / სუპერმაგნიტური</p>

			ფაზისაგან, გარსად კი გამოიყენება სხვა ნ.გ. ფაზა, SiO ₂ ან ბიოშთავსებადი პოლიმერი. არსებობს ორ- და მრავალშრიანი ნაწილაკები, რომელთა უპირატესობაა მათი პოლიფუნქციურობა).
<p>Cryochemical synthesis</p> <p>/ Cryochemical processing</p> <p>/ Cryoprocessing</p>	<p>Cryochemical Synthese f</p> <p>/ Cryochemical Verarbeitung f</p> <p>/ Kryoprozessierung f</p>	<p>Синтез криохимический</p>	<p>დაბალ-ტემპერატურული ქიმიური სინთეზი / კრიოქიმიური სინთეზი</p> <p>(ნივთიერებების და მასალების სინთეზის მეთოდების ერთობლიობა, რომელიც ეფუძნება დაბალტემპერატურული ქიმიური პროცესების გამოყენებას. განსაკუთრებით გავრცელებულია კ.ს.-ში დასასინთეზებელი მასალის კატიონის შემცველი წყალხსნარების გამოყენება; ამ დროს ახდენენ სწრაფ გაყინვას და ვაკუუმში სუბლიმაციურ შრობას შემდგომი თერმული დაშლით; მიიღება ოქსიდების ნანოფხენილები, ზომებით 40–300 ნმ. კ.ს.-ის მიაკუთვნებენ აგრეთვე დაბალტემპერატურულ მექანიკურ ზემოქმედებას, კერძოდ, კრიოდაფქვას. კ.ს.-ით დაბალ ტემპერატურებზე გაცივებულ ზედაპირებზე მეტალების ორთქლების დაფენით (კრიოკონდენსაცია) ინერტული აირების ან ორგანულ ნივთიერებათა თანაობისას იღებენ ლითონების 1 – 10 ნმ ზომების ნანონაწილაკებს).</p>
<p>Cryochemistry</p>	<p>Kryochemie f</p>	<p>Криохимия</p>	<p>კრიოქიმია</p> <p>/ ქიმია დაბალ ტემპერატურებზე</p> <p>(ბერძნ. Kryos – სიცივე, ყინვა; კრიოქიმია – მეცნიერების და ტექნიკის დარგი, რომელიც სწავლობს და იყენებს ქიმიურ გარდაქმნებს თხევად და მყარ ფაზებში დაბალ (70 K-ის ჩათვლით) და ზედაბალ (70 K-ზე დაბლა) ტემპერატურებზე. კრიოქიმიურ მეთოდებს –</p>

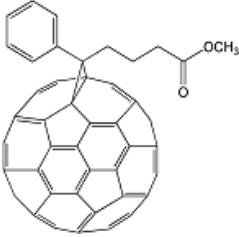
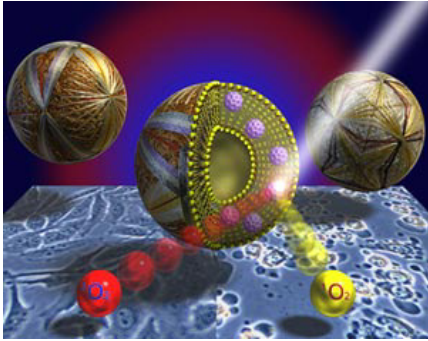
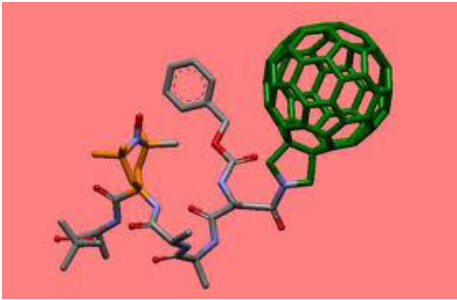
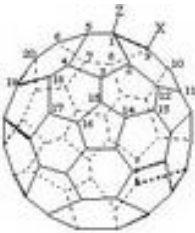
Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

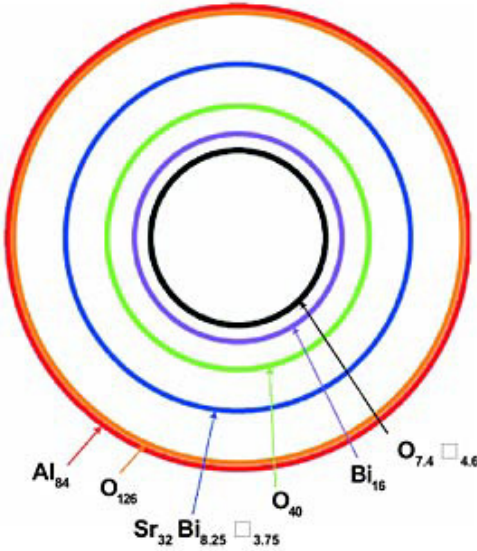
			კრიოდაფქვა, კრიოკონდენსაცია, სუბლიმაციური შრობა და სხვა იყენებენ ნანონაწილაკების მისაღებადაც).
Cryocondensation	Kryokondensation f	Криоконденсация	კრიოკონდენსაცია / კონდენსაცია დაბალ ტემპერატურებზე (დაბალ, კრიოგენულ ტემპერატურებზე სხვადასხვა ნაერთების აირების და ორთქლების კონდენსაცია მყარი კონდენსატის აფსკის წარმოქმნით ზედაპირებზე, რომლებსაც აცივებენ, ან კონდენსატის ნაწილაკების წარმოქმნა უშუალოდ მაცივარაგენტში. კრიოკონდენსაცია არის მოლეკულური კონების კრიოქიმიური მეთოდის ერთ-ერთი ძირითადი ხერხი).
Cryomilling / Cryogenic grinding / Freeze grinding	Kryomahlen n / Cryogenic Schleifen n / Tieftemperaturzerkleinerung f / Einfrieren Schleifen n	Криопомол / Кριοизмельчение	კრიოდაფქვა / დაბალ-ტემპერატურული დაფქვა (მყარი სხეულების მექანიკური დაქუცმაცება მიკროწისქვილში დაბალ ტემპერატურებზე, თხევადი აზოტის დუდილის ტემპერატურამდე, 77 K. მეთოდი ეფექტურია ნანოფხვნილების მისაღებად).
Cyclofullerene Cyclofullerenes	Cyclofulleren n Cyclofullerene pl	Циклофуллерен Циклофуллерены	ციკლოფულერენი ციკლოფულერენები
	2H-2,9-Cyclo-1-nor(C ₆₀ -h)[5,6]fullerene http://www.chem.qmul.ac.uk/iupac/fullerene/Fu04.html#p44		(მოუცილებადი თავსართი "ციკლო" მიუთითებს ბმის წარმოქმნაზე მოდიფიცირებული ფულერენების ან მრავალკომპონენტური ფულერენების ორ ატომს შორის; მაგ., 2H-2,9-ციკლო-1-ნორ(C ₆₀ -h)[5,6]ფულერენი).

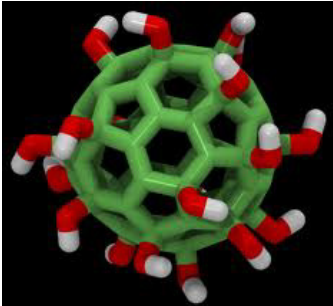
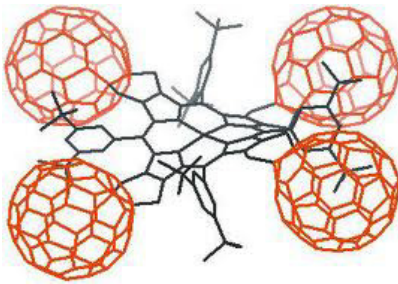
<p>Disintegration</p> <p>/ Dispersion Dispersing</p> <p>/ Comminution</p>	<p>Desintegration f / Desitegrierung f / Zerkleinerung f / Dispergieren n Dispergierung f / Feinverteilen n Feinferteilung f / Feinzerteilen n / Zerkleinerung f / Vermahlung f / Feinmahlung f / Ausmahlung f</p>	<p>Диспергирование</p>	<p>დანაწილაკება</p> <p>/ დისპერსირება</p> <p>(ლათ. dispergo – გაბნევა, გაფანტვა. მყარი სხეულის ან სითხის ზედმიწევნით დაწვრილმანება, რის შედეგადაც წარმოიქმნება დისპერსიული სისტემები: ფხვნილები, სუსპენზიები, ემულსიები, აეროზოლები. სითხის დისპერსირება აირში არის გაფრქვევა, ხოლო მეორე, მასთან შეურევად სითხეში – დემულსიება. სისტემაში ზედაპირულად აქტიური ნივთიერებების – მადისპერსირებელი აგენტის, ემულგატორის და ა.შ. შეტანით დისპერსირების ენერგოდანახარჯები მცირდება, მატულობს დაქუცმაცებული ფაზის დისპერსიულობა და ფორმირებადი დისპერსიული სისტემის სტაბილობა. სადისპერსიო ფაზისა და დისპერსიული გარემოსაგან დამოკიდებულებით, აგრეთვე დისპერსირების ხერხისაგან დამოკიდებულებით დაქუცმაცებული სხეულის ნაწილაკების ზომის ქვედა ზღვარი შეიძლება იყოს რამდენიმე მიკრომეტრიდან ათეულ ნანომეტრამდე, თავისთავადი დისპერსირებისას – რამდენიმე ნანომეტრამდე).</p>
<p>Disintegrator</p> <p>Disintegrators</p>	<p>Desintegrator m Aufschlaggäret n</p> <p>Desintegratoren pl Aufschlaggärete pl</p>	<p>Дезинтегратор</p> <p>Дезинтеграторы</p>	<p>დეზინტეგრატორი</p> <p>დეზინტეგრატორები</p> <p>(აღნიშნავს ორ სხვადასხვა მოწყობილობას: 1.მექანიკური დეზინტეგრატორი –საფქვავი მოწყობილობის ტიპი, რომელშიც დასაქუცმაცებელი ნივთიერება მიეწოდება დიდი სიჩქარით მბრუნავ ორ ურთიერთმეხებად დისკებს შორის, რომლებიც ურთირთმეხვედრი მიმართულებით მოძრაობს. 2.ულტრაბგერითი დეზინტეგრატორი, ულტრაბგერითი</p>

Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

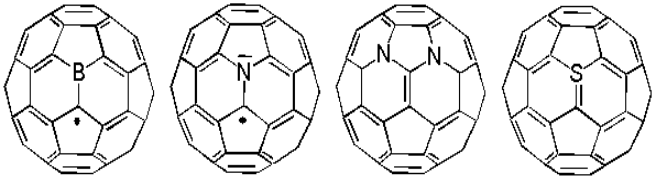
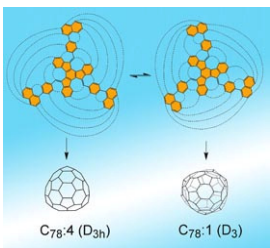
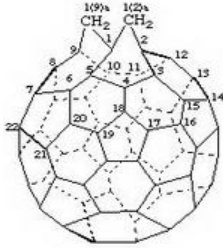
			<p>მოწყობილობის ერთ-ერთი სახე, რომელშიც სუსპენზიებში კავიტაციის ეფექტია გამოყენებული ბიოლოგიური ობიექტების, მყარი ნაწილაკების აგრეგატებისა და აგლომერატების დასაშლელად. ნანოსტრუქტურული მასალების მისაღებად ყველაზე ეფექტური მოწყობილობაა მექანიკური დეზინტეგრატორი, რომელშიც მიღებული ნანოფხვნილების ზომებია 5 – 200 ნმ).</p>
<p>Freeze drying / Lyophilization</p>	<p>Gefriertrocknung f / Liophilisierung f</p>	<p>Сублимационная сушка / Лиофилизация / Лиофильная сушка</p>	<p>სუბლიმაციური შრობა / ლიოფილიზაცია / ლიოფილური შრობა</p> <p>(გამხსნელის მოცილების პროცესი გაყინული ხსნარებიდან, გელებიდან, სუსპენზიებიდან და ბიოლოგიური ობიექტებიდან, რომელიც ემყარება გამყარებული გამხსნელის (ყინულის) სუბლიმაციას თხევადი ფაზის მაკროაოდენობის წარმოქმნის გარეშე).</p>
<p>Fullerene cation Fullerene cations</p>	<p>Fulleren-Kation n Fulleren-Kationen pl</p>	<p>Катион фуллерена Катионы фуллерена</p>	<p>ფულერენის კატიონი ფულერენის კატიონები</p>
<div style="display: flex; align-items: center;">   <div style="margin-left: 20px;"> <p>(C₆₀-I_h)[5,6]Fullerenium 7,8,9,10,11,12- hexachloro-1- carbado-decaborate(1-) http://www.chem.qmul.ac.uk/iupac/fullerene/Fu14t16.html</p> </div> </div>			<p>(კატიონი, მიღებული ფულერენტან, ფულერენის ანალოგთან ან ფულერენის ნაწარმებთან პროტონის შეერთებით ან ელექტრონის წართმევით; მათ სახელწოდებაში ფუძე “ფულერენ“-ს ემატება დაბოლოება “იუმი”. მაგ., (C₆₀-I_h) [5, 6]ფულერენიუმ 7, 8, 9, 10, 11, 12-ჰექსაქლორო-1-კარბადოდეკაბორატი (1-).</p>
<p>Fullerene derivative</p>	<p>Fulleren Derivat n</p>	<p>Производное фуллерена</p>	<p>ფულერენის ნაწარმი</p>

Fullerene derivatives	Fullerene derivaten pl	Производные фуллерена	ფულერენის ნაწარმები
 <p data-bbox="536 405 1054 483">[60]PCBM (Phenyl C_n Butyric Acid Methyl Ester)</p> <p data-bbox="501 517 1090 555">http://www.nano-c.com/images/60pcbm.gif</p>			(ფულერენის შემცველი სტრუქტურები)
Fullerene lipids	Fulleren-Lipide n pl	Фуллерены в липидной оболочке	ფულერენი ლიპიდებში
 <p data-bbox="756 882 1098 960">http://www.chemport.ru/datenews.php?news=449</p>			(ადამიანის კიბოს უჯრედებამდე შესაძლებელია ტრანსპორტირება ლიპიდების სფერულ მემბრანაში მოქცეული C ₆₀ -ის, რომლის ხილული სინათლით დასხივებისას გამოიყოფა კიბოს უჯრედებისთვის მომაკვდილებელი სინგლეტური ჟანგბადი, Atsushi Ikeda, იაპონია, Org. Biomol. Chem., 2007, 5, 1158).
Fullerene macrocycles	Fulleren-Macrocyclen m pl	Фуллерен-макроциклы	ფულერენ-მაკროციკლები
 <p data-bbox="751 1429 1102 1630">http://www.google.de/search?num=10&hl=de&site=imghp&tbm=isch&source=hp&q=fullerene+macrocycles</p>			(მაკროციკლური ნაერთების – კალიქსარენების, კატენანების, კრაუნეთერების, ციკლოფანების, ფტალოციანინის – კოვალენტურად ან არაკოვალენტურად შეკავშირებული სუპრამოლეკულური ნაერთები ფულერენებთან).
Fullerene radical ions	Fulleren-Radikal-Ionen n pl	Радикал-ионы фуллерена	ფულერენის რადიკალ-იონები
 <p data-bbox="480 1883 1102 1995">http://www.nanodic.com/PicturePreview.php?ch=carbon&term=Fullerene_radical_ions&g=1&type=JPG</p>			(წარმოიქმნება ფულერენთან ელექტრონის შეერთებით ან მოცილებით).

<p>Fullerenoid oxide</p> <p>Fullerenoid oxides</p>	<p>Fullerenartiges oxid n</p> <p>Fullerenartige oxide pl</p>	<p>Фуллереноидный оксид / Фуллереноид</p> <p>Фуллереноиды / Фуллерено-подобные оксиды</p>	<p>ფულერენის მსგავსი ოქსიდი / ფულერენოიდი</p> <p>ფულერენის მსგავსი ოქსიდები / ფულერენოიდები</p>
<div style="text-align: center;">  <p>Al_{84} O_{126} Sr_{32} $Bi_{8.25}$ O_{40} Bi_{16} $O_{7.4}$ $Al_{4.6}$</p> </div> <p>http://www.chem.msu.su/rus/fullerenes/raveau.html</p>			<p>(ფულერენოიდები ახალი კლასის ოქსიდებია. მაგ., SrO-ის, Bi₂O₃-ის და Al₂O₃-ის შეცხოვრებით მაღალ ტემპერატურაზე მიიღეს ალუმინატი Sr₃₃Bi_{24.6}Al₄₈O_{141+3δ/2}, რომლის მონოკრისტალს აქვს ტეტრაედრული სტრუქტურა, ის ტეტრაედრული ოქსიდია; მას აქვს წახნაგდაცენტრებული კუბური გისოსი, რომლის კვანძებში AlO₄-ის ტეტრაედრებია, რომლებიც წარმოქმნის ფულერენი C₈₄-ის (<i>d</i> = 8.5 Å) მსგავს, მაგრამ დიდი ზომის (<i>d</i> = 18.5 Å) Al₈₄-ის სფეროებს; ფულერენისგან განსხვავებით, ისინი ერთმანეთისაგან იზოლირებული და ცარიელი არაა და შევსებულია Sr²⁺ კატიონებით და Bi-O კლასტრებით; Al₈₄-ის სფეროს შიგნით O, Bi და Sr კონცენტრირებულ "მატრიოშკას" მსგავს სფეროებშია მოთავსებული. შესაძლებელია Al₈₄-ის სფეროში Al-ის შეცვლა სხვა ელემენტებით (Si, Fe, Ge) და Sr-ის ჩანაცვლება კატიონებით: Ca, Sr, Cs (B. Raveau et al. Nat. Mater., 2004, 3, 269-273). ცნობილია აგრეთვე TiO_x-ის ფულერენოიდული ოქსიდი).</p>
<p>Fullerenol / Fullerol C₆₀(OH)_n</p> <p>/ Hydroxylated fullerene C₆₀</p> <p>Fullerenols</p>	<p>Fullerenol n / Fullerol n</p> <p>/ Hydroxyliertes Fulleren C₆₀ n</p> <p>Fullerenole pl</p>	<p>Фуллеренол / Фуллерол</p> <p>/ Гидроксифуллерен / Полигидроксилированный фуллерен</p> <p>Фуллеренолы</p>	<p>ფულერენოლი / ფულეროლი C₆₀(OH)_n</p> <p>/ ჰიდროქსილირებული ფულერენი / პოლი-ჰიდროქსილირებული ფულერენი</p> <p>ფულერენოლები</p>

<p>/ Fulleroles / Hydroxylated fullerenes</p>	<p>/ Fullerole pl / Hydroxylierte Fullerene pl</p>	<p>/ Фуллеролы / Гидрокси-фуллерены /Полигидроксилированные фуллерены</p>	<p>/ ფულეროლები / ჰიდროქსილირებული ფულერენები / პოლი-ჰიდროქსილირებული ფულერენები</p>
		<p>Fullerol C₆₀(OH)₂₀ http://physics.aalto.fi/groups/soft/downloads/</p>	<p>(წყალში ხსნადი ფულერენის კლასის ნაერთები; ფულერენთან შეერთებული OH-ჯგუფების მაქსიმალური რიცხვია 36 – 40).</p>
<p>Fused Fullerenes</p>	<p>Fused Fullerene n pl / Verschmolzene Fullerene n pl</p>	<p>Конденсированные фуллерены</p>	<p>კონდენსირებული ფულერენი</p>
		<p>http://www.google.de/imgres?q=Fused+Fullerenes&um</p>	<p>(ფულერენი, რომელიც ჩართულია უფრო რთულ სტრუქტურაში მიმდებარე მოლეკულებთან ატომთა გაზიარებით).</p>
<p>Gas-phase synthesis with vapour condensation / Evaporation – condensation method</p>	<p>Gas-phase synthese mit der Dampfkondensation f / Verdampfungs – Kondensation Methode f</p>	<p>Синтез, газофазный с конденсацией паров / Метод испарения и конденсации</p>	<p>აირფაზური სინთეზი ორთქლის კონდენსაციით / აორთქლება – კონდენსაციის მეთოდი (ლითონების, შენადნობების და ნაერთების ნანოფუნქცილების მიღების მეთოდი მათი ორთქლების კონდენსაციით კონტროლირებად ტემპერატურაზე ინერტული აირის ატმოსფეროში დაბალ წნევაზე).</p>
<p>Heterofullerene Heterofullerenes</p>	<p>Heterofulleren n Heterofullerene pl</p>	<p>Гетерофуллерен Гетерофуллерены</p>	<p>ჰეტეროფულერენი ჰეტეროფულერენები</p>

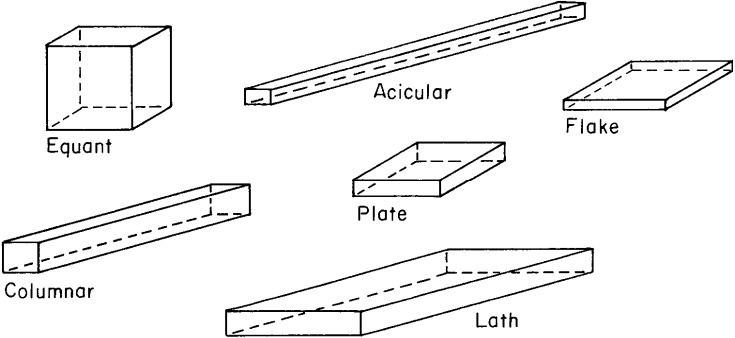
Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

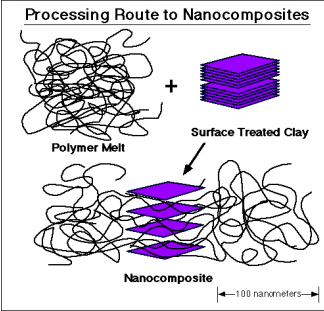

			<p>(ფულერენების ნაწარმები, რომლებშიც ნახშირბადის ჩონჩხში ნახშირბადის ერთი ან რამდენიმე ატომი ჩანაცვლებულია სხვა ელემენტების ატომებით: B, S, N და სხვ. ისინი პრინციპულად განსხვავდება ფულერენების ეგზოედრული ადუქტებისაგან; ბერძნ. “ჰეტერო” – სხვაგვარი, სხვა).</p>
<p>Higher Fullereene</p>	<p>Höhere Fulleren</p>	<p>Высший фуллерен</p>	<p>უმაღლესი ფულერენი</p>
<p>Higher Fullerenes</p>	<p>Höhere Fullerene</p>	<p>Высшие фуллерены</p>	<p>უმაღლესი ფულერენები</p>
			<p>(70-ზე მეტი ნახშირბადატომის შემცველი ფულერენებია).</p>
<p>Homofullerene</p>	<p>Homofulleren n</p>	<p>Гомофуллерен</p>	<p>ჰომოფულერენი</p>
<p>Homofullerenes</p>	<p>Homofullerene p</p>	<p>Гомофуллерены</p>	<p>ჰომოფულერენები</p>
			<p>(ფულერენები, რომლებშიც მეზობელ 5- და 6-წევრიან ციკლებში ზმა ნახშირბადი-ნახშირბადი შეცვლილია მეთილენის ჯგუფებით. “ჰომო”-პრეფიქსი აღნიშნავს საწყისი ციკლის გაფართოებას).</p>
<p>HTCVD technology (High temperature chemical vapour deposition)</p>	<p>HTCVD-Technologie f (Hochtemperatur-chemische Gasphasen-abscheidung f)</p>	<p>Высоко-температурное химическое осаждение из газовой фазы</p>	<p>მაღალ-ტემპერატურული ქიმიური დალექვა ორთქლის ფაზიდან (HTCVD)</p> <p>(ორთქლის ფაზიდან ქიმიური დალექვის (CVD) მეთოდის სახეობა, რომელსაც იყენებენ სილიციუმის, გერმანიუმის და ჰეტეროსტრუქტურების სილიციუმი – გერმანიუმი ეპიტაქსიური აფსკების დასალექად).</p>

<p>Hydrothermal synthesis</p>	<p>Hydrothermal-synthese f</p>	<p>Синтез гидротермальный</p>	<p>ჰიდროთერმული სინთეზი (სხვადასხვა ქიმიური ნაერთების და მასალების მიღების მეთოდი დახურულ სისტემებში 100 °C -ზე და 1 ატმ წნევაზე მაღლა წყალხსნარებში მიმდინარე ფიზიკურ-ქიმიური პროცესების გამოყენებით. ამ მეთოდით იღებენ, მაგ., ნანომასალას – სინთეზურ ცეოლიტებს).</p>
<p>Hydroxylated C₆₀</p>	<p>Hydroxyliertes C₆₀ n</p>	<p>Гидроксифуллерен / Полигидроксилированный фуллерен</p>	<p>ჰიდროქსი-ფულერენი / პოლი-ჰიდროქსილირებული ფულერენი</p>
<p>IR-visible sum frequency generation (SFG) surface vibrational spectroscopy</p>	<p>Infrarot-sichtbare Summenfrequenz erzeugung (SFG)-Schwingungs-spektroskopie f</p>	<p>Вибрационная спектроскопия на суммарной частоте ИК-видимой области</p>	<p>რხევითი (ვიბრაციული) სპექტროსკოპია ინფრაწითელი და ხილული უბნების ჯამური სიხშირის გენერაციისას (SFG)</p>
<p>Janus particles</p>	<p>Janus Partikel n pl</p>	<p>Частицы Янусы (Частицы-янусы) / Двуликие частицы</p>	<p>იანუსი ნაწილაკები / ორსახოვანი ნაწილაკები (პოლიფუნქციური მიკრო- და ნანოგანზომილების ნაწილაკები, რომლებიც შედგება ორი ან მეტი სხვადასხვა ქიმიური შედგენილობის და / ან ფორმის ნაწილისაგან, რომლებიც განსხვავდება ზედაპირსა და / ან მოცულობაში თვისებებით. ამ ნაწილაკებმა თავისი სახელწოდება მიიღეს ორსახოვანი რომაელი ღმერთის იანუსისაგან. თუ იანუსი ნაწილაკების ზედაპირზე არის ქიმიური ჯგუფები, რომლითაც შეიძლება ნაწილაკის ერთ ნახევარსფეროში უარყოფითი მუხტების ლოკალიზება და</p>

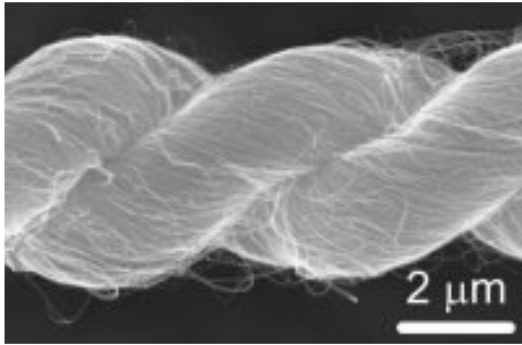
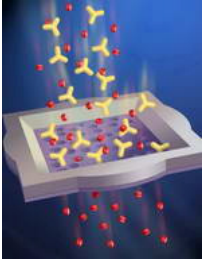
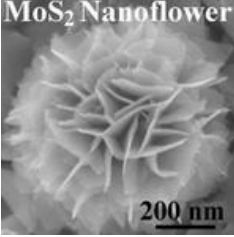
Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

			<p>მეორეში – დადებითი მუხტების, მაშინ ასეთ ნაწილაკებს უწინდება გიგანტური დიპოლური მომენტი და ნაწილაკი შეიძლება მოზრუნდეს ელექტრული ველის პოლარობისაგან დამოკიდებულებით და ასეთ შემთხვევებში შესაძლებელია მათი დისტანციური მართვა. თუ ასეთი ბიპოლარული ნაერთები ბიქრომულიცაა (ორფეროვანი), მაშინ შესაძლებელია მათი გამოყენება ელექტრონულ დისპლებში, კერძოდ ელექტრონული ქაღალდის შექმნისთვის).</p>
Layer-by-layer	Schicht für Schicht f	Послойная сборка	<p>ფენა-ფენა აწყობა</p> <p>(მრავალშრიანი, თხელაფსკიანი სტრუქტურების მიღების მეთოდი, რომელიც ემყარება სარჩულებზე ხსნარებიდან პოლიმერების მონომერების თანმიმდევრულ დალექვას. მულტიშრეების სტაბილიზაცია ხდება ელექტროსტატიკური ან წყალბადური და ჰიდროფობური ურთიერთქმედებების ხარჯზე. მიღებული თხელი აფსკების სისქეა 5 – 500 ნმ, შრეების აწყობა შესაძლებელია ნებისმიერ დამუხტულ ზედაპირზე, ტექნოლოგია მარტივია, პროცესს წარმართ-ავენ ჰაერზე, ოთახის ტემპერატურაზე).</p>
Lyophilization	Liophilisierung f	Лиофилизация/ Лиофильная сушка	ლიოფილიზაცია
Metallorganic chemical vapour deposition (MOCVD)	Metallorganische Gasphasenabscheidung f (MOCVD) / Metallorganisch-chemische Gasabscheidungsprozess m	Химическое осаждение из паров металлоганических соединений	<p>ქიმიური დალექვა მეტალორგანულ ნაერთთა ორთქლიდან</p> <p>(აირადი ფაზიდან ქიმიური დალექვის მეთოდის სახესხვაობა, რომელშიც პრეკურსორად გამოიყენება აქროლადი მეტალორგანული ნაერთები).</p>

Morphology of nanostructures	Morfologie der Nanostrukturen f pl	Наноструктур морфология	ნანოსტრუქტურების მორფოლოგია
 <p>http://www.newdruginfo.com/pharmacopeia/usp28/v28230/uspnf/pub/images/v28230/g-1317.gif</p>			<p>(ნ.ს.მ. არის ერთობლიობა ნანოობიექტების მახასიათებლების – ფორმის, ზომის, სივრცითი ორგანიზაციის; ნ.ს.მ. შეძლება განსხვავდებოდეს მასალის შედგენილობის, მისი კრისტალური სტრუქტურის და მიღების ხერხისაგან დამოკიდებულებით; ნანონაწილაკები შეიძლება იყოს სხვადასხვა ზომების (1 – 100 ნმ) და ფორმის: სფერული, ღეროსებრი, ლულოვანი, ნემსისებრი, კუბური, ოქტაედრული და სხვ.).</p>
<p>Nanobattery Nanobatteries</p>	<p>Nanobatterie f Nanobatterien pl</p>	<p>Нанобатарейка Нанобатарейки</p>	<p>ნანობატარეა ნანობატარეები</p> <p>(ნანოტექნოლოგიების გამოყენებით დამზადებული ბატარეა; მეცნიერების ამ დარგს ნანოინიკას უწოდებენ).</p>
<p>Nanocatalysis</p>	<p>Nanokatalyse f</p>	<p>Нанокатализ</p>	<p>ნანოკატალიზი</p> <p>(ნანოკატალიზი – ნანომეცნიერების, ნანომასშტაბური მეცნიერების (Nanoscience, Nanoscale science) ერთ-ერთი დარგის – ნანოქიმიის მიმართულება. ნანოქიმია შეისწავლის ნანოობიექტების მიღების მეთოდებსა და ქიმიურ თვისებებს; ნანოკატალიზი არის ქიმიური რეაქციების აჩქარება ან ინიცირება ნანოკატალიზატორების თანაობისას).</p>
<p>Nanoceramic Nanoceramics</p>	<p>Nanokeramik f Nanokeramiken pl</p>	<p>Нанокерамика (Керамический наноструктурный материал)</p>	<p>ნანოკერამიკა</p> <p>(კომპაქტური მასალა ოქსიდების, კარბიდების, ნიტრიდების, ბორიდების და სხვა არაორგანული ნაერთების საფუძველზე, რომელიც შედგება დაახლოებით 100 ნმ ზომის კრისტალიტებისაგან – მარცვლებისაგან).</p>
<p>Nanocomposite</p>	<p>Nanokomposit m, n</p>	<p>Наноккомпозит</p>	<p>ნანოკომპოზიტი</p>


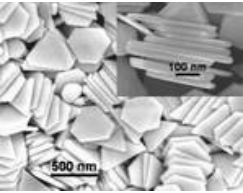
Nanocomposites	Nanokomposite pl	НанокКомпозиты	ნანოკომპოზიტები
 <p>http://www.google.de/search?q=Nanocomposite&hl=de&rlz=1R2SKPT_enGE397&prmd=imvnsb&tbm=isch&tbo=u&source=univ&sa=X&ei=H0_5T_LPEIj64QT06HQBg&ved=0CGIQsAQ&biw=1008&bih=504</p>			(მყარი კომპოზიციური მასალა, რომლის თუნდაც ერთ ფაზას აქვს ცალკეული ელემენტების – ნაწილაკები, კრისტალიტები, ბოჭკოები, ფირფიტები და ა.შ. – საშუალო ზომა ერთ, ორივე ან სამივე განზომილებაში 100 ნმ-ზე ნაკლები).
Nanocrystal Nanocrystals	Nanokrystall m Nanokristalle pl	Нанокристалл Нанокристаллы	ნანოკრისტალი ნანოკრისტალები (კრისტალური ნანონაწილაკები; ნანოკრისტალური მასალა ნანომეტრული განზომილების ზომებით. ზომების ეფექტების გამოვლენის გამო ნანოკრისტალურ მდგომარეობაში ნივთიერებები ახალ თვისებებს იძენს, რაც არაა მათთვის დამახასიათებელი მაკროსკოპული ზომების შემთხვევაში. ერთი და იგივე შედგენილობის ნივთიერებებმა შეიძლება წარმოქმნას სხვადასხვა მორფოლოგიის კრისტალები).
Nanodiamond Nanodiamonds	Nanodiamant m Nanodiamanten pl	Наноалмаз Наноалмазы (ультрадисперсные алмазы, УДА, НА)	ნანოალმასი ნანოალმასები (ნახშირბადის ნანოკრისტალური მასალა ალმასის კრისტალური სტრუქტურით. ნანოკრისტალი სფერული ფორმისაა ზომით 1 – 10 ნმ. იღებენ დეტონაციური სინთეზით და ფიზიკური დალექვით აირადი ფაზიდან (CVD-მეთოდი). პირველ შემთხვევაში მიიღება მოშავო რუხი ფერის ფხვნილი, მეორეში – ალმასის სხვადასხვა სისქის თხელი პოლიკრისტალური აფსკი, რომელიც აგრეთვე ნანოალმასის სახელს ატარებს.
 <p>Diamonds show potential as column packing for high-performance liquid chromatography (Analyst, 2007, 132, 403). http://www.rsc.org/Publishing/ChemTech/Volume/2007/05/nanodiamonds.asp</p>			

			<p>ნანოალმასის კრისტალი შედგება ალმასის ბირთვისაგან, რომელშიც C ატომი sp^2-ჰიბრიდიზაციაშია, და ნანოხახვის გარისაგან, რომელშიც C ატომი sp^2-ჰიბრიდიზაციაშია. მათ შორის არის ჰიბრიდული შრე C ატომებით sp^2- და sp^2-ჰიბრიდიზაციაში.</p> <p>ნანოალმასები ნახშირბადის ნანოკლასტერებია, რომლებსაც მიეკუთვნება აგრეთვე ფულერენები, ნახშირბადის ნანომილაკები, ნანოგრაფიტი, ნახშირბადის ნანოხახვის ფორმა).</p>
Nanoelectronics	Nanoelektronik f	Наноэлектроника	<p>ნანოელექტრონიკა</p> <p>(ელექტრონიკაში ნანომეცნიერების და ნანოტექნოლოგიების მეთოდების გამოყენება; განსაკუთრებით შემდეგ სფეროებში: ნანოჩიპები, ნანოკომპიუტერები, ოპტოელექტრონიკა, ინფორმაციის შენახვა. ნანოელექტრონიკაში ტოპოლოგიური ელემენტების ზომები 100 ნმ-ზე მცირეა).</p>
Nanoengineer	Nanoingenieur m	Наноинженер	ნანოინჟინერი
Nanoengineers	Nanoingenieure pl	Наноинженеры	ნანოინჟინერები
Nanoengineering	NanoEngineering f / Nanoengineering f / Nanotechnologie f / Nanotechnik f	Наноинженерия	<p>ნანოინჟინერია</p> <p>(ადამიანის სამეცნიერო-პრაქტიკული საქმიანობა ნანოგანზომილების (ნანოსტრუქტურული) ობიექტების ან სტრუქტურების და აგრეთვე ნანოტექნოლოგიების მეთოდებით შექმნილი ობიექტებისა და სტრუქტურების კონსტრუირების, დამზადებისა და გამოყენებისათვის).</p>
Nanofiber(fibre)	Nanofaser f	Нановолокно	ნანობოჭკო
Nanofibers(fibres)	Nanofasern pl	Нановолокна	ნანობოჭკოები

 <p>Carbon Nanofiber Makes Smart Yarn</p> <p>http://www.technovelgy.com/ct/Science-Fiction-News.asp?NewsNum=269</p>			<p>(ნანობიექტი, რომლის ორი მახასიათებელი ზომა (L_x, L_y) ნანოგანზომილებისაა (1 – 100 ნმ) და არსებითად მცირეა მესამეზე. შეფარდება L_x/L_y არ უნდა აღემატებოდეს 3:1-ს; ამავე დროს, ნანობიექტი, რომლისთვისაც ეს შეფარდება არის 2:1, არის ე.წ. ნანოლენტი. ნანობიექტებს მიეკუთვნება ნანობიექტები: ნანომილაკები, ნანომავთულები, ნანოვისკერები და ნანოლეროები).</p>
Nanofilter	Nanofilter n	Нанофильтр	ნანოვილტრი
 <p>http://www.nanodic.com/PicturePreview.php?ch=nanomaterial&term=Nanofilter&g=2&type=jpg</p>			<p>(იყენებენ მოლეკულების დასაყოფად, მაგ., პროტეინების, დნმ, ვირუსების პათოგენური ზემოქმედებისაგან დასაცავად, რომელთა დიამეტრი 30 ნმ-ზე ნაკლებია, წყლის გასუფთავებაში და სხვა).</p>
Nanoflower	Nano-Blume f	Наноцветок	ნანოყვავილი
Nanoflowers	Nano-Blumen pl	Наноцветы	ნანოყვავილები
 <p>http://www.nanodic.com/PicturePreview.php?ch=general&term=Nanoflower&g=4&type=jpg</p>			<p>(ზოგიერთი ელემენტის ნაერთი, რომლის ფორმა ყვავილის ან ხეს წაგავს (ნანოთაიგული, ნანოტყე). მათ აქვს ნანომეტრული ზომები და მათზე დაკვირვება შესაძლებელია ელექტრონულ-მიკროსკოპული მეთოდით).</p>
Nanoglass	Nanoglas n	Наностекло	ნანომინა
Nanoglasses	Nanogläser pl	Наностекла	ნანომინები
			<p>(მინის მატრიცაში განაწილებული ნანონაწილაკებისაგან (ნ.ნ.) შემდგარი ნაირგვარი მასალები. ნანომინის ნ.ნ. შეიძლება იყოს როგორც კრისტალური, ასევე ამორფული ან შეიძლება მასში ნ.ნ. საერთოდ არ იყოს, ასეთია, მაგალითად, ნანოფოროვანი მინა – ასეთი მინაც არის ნანომინა. არ არის აუცილებელი, რომ მატრიცა</p>

			<p>იყოს გამჭვირვალე, როგორც სილიკატური მინა, ის პრაქტიკულად შეიძლება იყოს ნებისმიერი მასალა, მეტალურგ კი. ნანომინის თვისებას განსაზღვრავს მატრიცისა და ნ.ნ. თვისებები და ნ.ნ. ზომები. მაგ., შუქფილტრების წითელი, ნარინჯისფერი და ყვითელი შეფერილობა</p> <p>განპირობებულია მინაში განაწილებული CdS-ის ნ.ნ.-ზე პლაზმონური რეზონანსით. ნანომინებს აქვს ფართო გამოყენება. მაგ., კვარცის ნანოფოროვან მინას აქვს მყარ დიელექტრიკებს შორის ყველაზე დაბალი დიელექტრიკული შეღწევადობა 2.5-დან 1.3-მდე. ასეთი მინა დიელექტრული შეღწევადობის მნიშვნელობამდე 1.8 ინარჩუნებს მექანიკურ სიმტკიცეს, რაც საკმარისია მის გამოსაყენებლად მიკროსქემების კრისტალებში შრეთა შორის საიზოლაციოდ ტრადიციული SiO₂-ის ნაცვლად. ამით შესაძლებელია პარაზიტული ტევადობის შემცირება და პროცესორის ტექტური სიხშირის გაზრდა 40 %-ით).</p>
Nanoink	Nanotinte f	Наночернила (чернила для струйной микрорепечати)	<p>ნანომელანი</p> <p>(ნანონაწილაკების კოლოიდური ხსნარი დისპერსულ არეში (სუსპენზია), რომლის დანიშნულებაა განსაზღვრული ტოპოლოგიისა და ფუნქციური მახასიათებლების მქონე ნანოსტრუქტურული საფარების შექმნა).</p>
Nanolayer	Nanoschicht f / Nanolage f	Нанослой	<p>ნანოშრე / ნანოფენა</p>
Nanolayers	Nanoschichten pl / Nanolagen pl	Нанослои	<p>ნანოშრეები / ნანოფენები</p> <p>(მყარი სხეულის ან სითხის ზედაპირზე ნანოგანზომილებების სისქის ორგანოზომილებიანი სტრუქტურა, შრე ან აფსკი).</p>

Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

Nano-object / Nanoscale object	Nanoobjekt n	Нанообъект	ნანობიექტი
Nano-objects	Nanoobjekte pl	Нанообъекты	ნანობიექტები (მატერის დისკრეტული ნაწილი ან ლოკალურად არადისკრეტული (ფორები, სიცარიელები), რომელთა ზომები ერთ განზომილებაში მაინც ნანოდიაპაზონშია: ~ 1 – 100 ნმ).
Nanooze nanooze.org	Nanooze nanooze.org	Nanooze nanooze.org	“Nanooze” nanooze.org
			(სამეცნიერო ვებ-ჟურნალი ბავშვებისთვის ნანოტექნოლოგიების უახლესი სამეცნიერო მიღწევების და მისი ფართოდ გამოყენების შესახებ. აშშ ნაციონალური სამეცნიერო ფონდის (NSF) მხარდაჭერით “Nanooze” გამოდის ინგლისურ, გერმანულ, ფრანგულ, იტალიურ, ესპანურ, პორტუგალიურ ენებზე).
http://www.nanooze.org/main/Nanooze/About_Us.html			
Nanoplate	Nanoplättchen n	Нанопластина	ნანოფირფიტა
Nanoplates	Nanoplättchen pl	Нанопластины	ნანოფირფიტები
	$Cu_{2-x}Se_x$ nanoplates with columnar superstructures http://www.nanodiv.com/PicturePreview.php?ch=nanomaterial&term=Nanoplate&g=4&type=JPG		(ნანობიექტი, რომლის სამი განზომილებიდან ერთი ნანოზომებისაა, დანარჩენი ორი-მნიშვნელოვნად დიდია).
Nanopolymer	Nanopolymer n	Нанополимер	ნანოპოლიმერი
Nanopolymers	Nanopolymere pl	Нанополимеры	ნანოპოლიმერები (ნანოპოლიმერები – ახალი კლასის მასალები პირველად შეიქმნა 2007 წელს Francesko Stellacce-ის და მისი კოლეგების მიერ მიერ (Science, 315, 358) მასაჩუსეტის ტექნოლოგიურ ინსტიტუტში, აშშ. ეს პოლიმერული ნანოკომპოზიტები, შედგება პოლიმერის მატრიცაში

		<p>გაბნეული ნანონაწილაკებისა და ნანოშემავსებლის შემცველი პოლიმერის ან თანაპოლიმერისაგან. მათი ფორმა შეიძლება იყოს სხვადასხვა – ბოჭკოვანი, სფეროიდული და სხვა; მათი ზომა კი ერთ განზომილებაში მაინც უნდა იყოს 1 – 50 ნმ დიაპაზონში.</p> <p>ნანოპოლიმერების მაგალითებია:</p> <p>სილიციუმის ნანოსფეროები ზომებით 20 – 50 ნმ, რომლის სიმაგრე სილიციუმისაზე მეტია და რომელსაც სიმაგრით უკავია შუალედური მდგომარეობა საფირონსა და ალმასს შორის; ნანოპოლიმერისაგანაა დღეისათვის შექმნილი ნეირონტერფისი, რომელიც აკავშირებს ნეირონებს ფოტოელემენტის შემადგენელ აფსკებთან; აფსკი შეიცავს ნანონაწილაკებს და არის სინათლის მიმართ მგრძობიარე. ეს კი ხელოვნური ბადურის პრაქტიკულად შექმნაა და უდიდესი აღმოჩენაა. აფსკი შედგება ერთმანეთთან შეწყებულ ორი შრისაგან, ერთია – ვერცხლისწყლის ტელურიდის ნანონაწილაკები, მეორე – დადებითად დამუხტული პოლიმერის PDDA, პოლიდიალილდიმეთილ ამონიუმქლორიდის, შრე; ამ ორშიან “ბუტერბროდზე” დატანილია ბიოშეთავსებადი ამინომჟავური საფარი, რათა ნერვულმა უჯრედებმა თავისუფლად იმოქმედოს აფსკთან. მეცნიერებმა აფსკზე მოათავსეს ნეირონების კულტურა, მის ზედაპირზე ფოტონების დასხივებისას აფსკის ნანონაწილაკები შთანთქმავს ფოტონებს და წარმოქმნის ელექტრონებს, რომლებიც გადის PDDA პოლიმერში, რომელშიც ხდება სუსტი დენის გამომუშავება; როგორც კი ეს დენი მიაღწევს ნეირონების უჯრედულ მემბრანამდე, ხდება მისი დეპოლარიზაცია და ნერვული სიგნალის გავრცელება, რაც ამ არეში სინათლის არსებობაზე მიუთითებს. ხელოვნური ბადურა არის ბიოშეთავსებადი ადამიანის ორგანიზმთან).</p>
--	--	--

Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

Nanopore	Nanopore f	Нанопора	ნანოფორი
Nanopores	Nanoporen pl	Нанопоры	ნანოფორები
	Graphene may hold key to speeding up DNA sequencing http://esciencenews.com/articles/2010/09/10/graphene.may.hold.key.speeding.dna.sequencing		(ფორები ნანოდიპაზონის ზომებით: ~ 1 – 100 ნმ. ნანოფორების ცნებაში იგულისხმება მიკროფორები: ფორის ზომები 2 ნმ-მდე, მეზოფორები: 2 – 50 ნმ, და ნაწილობრივ, მაკროფორები: > 50 ნმ. ნანოფორები არის მემბრანებში, დიფრაქციულ მესერებში, ადსორბენტებში, ფილტრებში და სხვა ნანოფორივან მასალებში).
Nanoporous carbon NPC	Nanoporöser Kohlenstoff m	Нанопористый углерод	ნანოფორივანი ნახშირბადი
			(აქვს უნიკალური თვისებები: 0.6 ნმ-დან 4 ნმ-მდე ზომების ნანოფორების ძალიან ვიწრო განაწილება, დიდი ხვედრითი ზედაპირი – 600 – 1500 მ ² /გ და სორბციული ტევადობა – 0.50–0.73 სმ ³ /სმ ³ , კარგი სითბო-და ელექტროგამტარობა; იყენებენ ორგანულ ნივთიერებათა ორთქლის მოსაცილებლად, ახალი თაობის მემბრანების მისაღებად, საელექტროდო მასალად დისპლევსა და რენტგენის მილაკებში).
Nanoporous material	Nanoporöses Material n	Нанопористый материал	ნანოფორივანი მასალა
Nanoporous materials	Nanoporöse Materialien pl	Нанопористые материалы	ნანოფორივანი მასალები
			(ნანოფორივან მასალებში ფორები არის ნანოდიპაზონის ზომების: ~ 1 – 100 ნმ. ნანოფორივანი მასალებია სორბენტები, კატალიზატორები, მემბრანები).
Nano-reactor	Nanoreaktor m	Нанореактор	ნანორეაქტორი
Nano-reactors	Nanoreaktoren pl	Нанореакторы	ნანორეაქტორები
			(ნანორეაქტორი, ნ.რ. – განსაზღვრულ მოცულობაში ქიმიური რეაქციების განხორციელებისთვის)

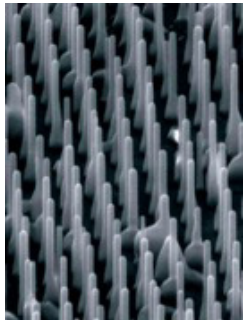
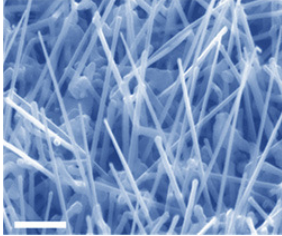
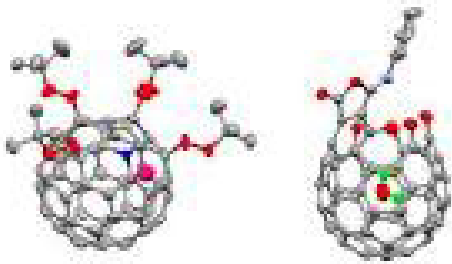
			<p>საჭირო რეაქტორი, რომლის ზომები თუნდაც ერთ განზომილებაში არ აღემატება 100 ნმ-ს და ფიზიკურად შემოსაზღვრულია მოწესრიგებული სტრუქტურის ელემენტების ზომებით. არჩევენ კოლოიდურ და მყარფაზურ ნანორეაქტორებს. ნ.რ.-ით შესაძლებელია სრულიად გარკვეული ზომის ნანონაწილაკების მიღება, რომელსაც განსაზღვრავს რეაქციის რეაგენტებისა და პროდუქტების მიმართ რეაქტორის ინერტული სინთეზური ან ბუნებრივი მასალის ფორის ზომები. ნანობიექტის სინთეზისას ინერტულ, ფოროვან მატრიცაში ათავსებენ ერთ-ერთ რეაგენტს, რომელთანაც მეორე ურთიერთქმედებს თხევადი ან აირადი ფაზიდან. ნანორეაქტორების მეშვეობით შეიძლება მივიღოთ ინერტულ სარჩულთან დასასინთეზებელი ნანომასალის ნანოკომპოზიტი ან იზოლირებული ნანობიექტი სინთეზის შემდეგ ფოროვანი სარჩულის სელექტურად გახსნით და მოცილებით. ნანორეაქტორებზე იყენებენ ბუნებრივ ან სინთეზურ ცეოლიტებს, შრეული სტრუქტურის ორმაგ ჰიდროქსიდებს, ფოროვან მემბრანებს).</p>
Nano-reactor, 0D	Nano-Reaktor, 0D	Нанореактор, 0D	<p>ნანორეაქტორი, 0D</p> <p>(ნულგანზომილებიანი ნანორეაქტორები არის ღია ფორიანობის და სფერული ფორების მოწესრიგებული განლაგების მქონე მასალები, მაგალითად, ცეოლიტები).</p>
Nano-reactor, 1D	Nano-Reaktor, 1D	Нанореактор, 1D	<p>ნანორეაქტორი, 1D</p> <p>(ინგლ. dimension – განზომილება. ნანორეაქტორის (ნ.რ.) სახეობა, რომლის ზომებიც ორ განზომილებაში 100 ნმ-ს არ აღემატება, მესამეში კი – არსებითად დიდია. ერთგანზომილებიანი ნ.რ., რომელშიც მორეაგირე ნივთიერებათა დიფუზია შესაძლებელია მხოლოდ</p>

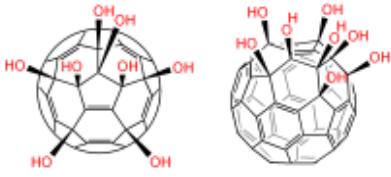
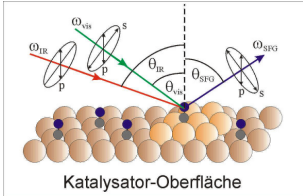
Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

			ერთი მიმართულებით, გამოიყენება სივრცითი სტრუქტურების – ნანოლეროების და ნანობოჭკოების მისაღებად. ნ.რ., 1D-ის მაგალითია ნახშირბადის ნანომილაკები, ფოროვანი სილიციუმი, MFI ტიპის ცეოლითები, მეზოფოროვანი მოლეკულური საცრები და ანოდირებით მიღებული Al ₂ O ₃ -ის, TiO ₂ -ის ფოროვანი სტრუქტურები).
Nano-reactor, 2D	Nano-Reaktor, 2D	Нанореактор, 2D	ნანორეაქტორი, 2D (ნანორეაქტორის სახეობა, რომლის ზომები ერთ განზომილებაში 100 ნმ-ს არ აღემატება, დანარჩენ ორში კი – არსებითად დიდია. ორგანოზომილებიან ნ.რ.-ში მორეაგირე ნივთიერებათა დიფუზია შესაძლებელია მხოლოდ ორი მიმართულებით, ის გამოიყენება ბრტყელი მატრიცული ფაზის ნანონაწილაკების, მათ შორის, გრაფენის მისაღებად; ამისთვის ახდენენ შრეთაშორის სივრცეში რეაგენტების ჩანერგვას და მასალის შემდგომი ქიმიური და თერმული დამუშავებით ხდება ჩანერგილი რეაგენტის მოცულობის ზრდა და მატრიცის განშრევა).
Nanosocialism / Nano Society	Nanosocialism m / Nanogemeinschaft f	Наносоциализм / Нанообщество http://www.proza.ru/2011/02/13/1646	ნანოსოციალიზმი / ნანოსაზოგადოება თეორიული იდეოლოგია და პოლიტიკური მოძრაობა მიზნით, რომ შეიქმნას ნანოეპოქის სოციალურ-ეკონომიკური წყობა, რომელშიც საზოგადოებრივი სექტორი აკონტროლებს ნანოტექნოლოგიის კვლევებს, განვითარებას და მიღწევებს; სახელმწიფოს ძლიერების ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი პარამეტრი იქნება არა მოსახლეობის რაოდენობა, ძლიერი ჯარი, ბუნებრივი რესურსები, ეკონომიკური დამოუკიდებლობა, არამედ ადამიანის მეცნიერული პოტენციალი; ამ იდეოლოგიით შესაძლებელია ადამიანის Homo Sapiens-დან

			Nano Sapiens-ში – ნანოსაზოგადოების ეპოქის ადამიანი – გარდაქმნა. ტერმინი “ნანოსოციალიზმი” მოიგონა პროფ. David M. Berube-მა (აშშ, კოლუმბიის უნივერსიტეტი).
Nanospring Nanosprings	Nanospring m Nanisprings pl (nanospring Strukturen)	Нанопружинка Нанопружинки	ნანოზამბარა ნანოზამბარები
	Silicon dioxide nanosprings resemble old-style curled-up phone cords, but can hold the biomolecules that enable handheld medical diagnostics. http://www.nanodic.com/PicturePreview.php?ch=nanomaterial&term=Nanospring&g=1&type=JPG		(სპირალური ნანომაფები. მისგან შეიძლება დაზადდეს მაგნიტური ველის მაღალმგრძობიარე დეტექტორი, ან სამომავლოდ – ნანომანქნების ნამცეცა ზამბარები. ისინი მიიღება ბორის და სილიციუმის კარბიდებისაგან, სილიციუმის დიოქსიდისაგან, პალადიუმისაგან და სხვა).
Nanostructured materials	Nanostrukturierte Materialien n pl	Наноструктурированные материалы	ნანოდასტრუქტურებული მასალები (ნანოკომპოზიტები, რომლებიც მიიღება ქიმიური ნანოტექნოლოგიის (მაგ., ზოლ – გელის ტექნოლოგიით) ხერხებითა და პროცესებით).
Nanosuspension Nanosuspensions	Nanosuspension f Nanosuspensionen pl	Наносуспензия Наносуспензии	ნანოსუსპენზია ნანოსუსპენზიები (ნანოსუსპენზიები კოლოიდური დისპერსიების: მყარი – სითხე სისტემაა, რომელთა ნაწილაკების ზომები მიკრომეტრის ქვემოთაა. სადისპერსიო არე ხშირად წყალია, რომელშიც ნივთიერება პრაქტიკულად უხსნადია და წარმოადგენს სუსპენზიის ნაწილაკს. ნანოსუსპენზიები, გარდა ამისა, შეიძლება შედგებოდეს აგრეთვე გლიცერინის, ზეთების ან სხვა, პრეპარატის და ზედაპირულად აქტიური ნივთიერებების შემცველი თხევადი არესაგან მატრიცის მასალის გამოყენების გარეშე).

Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

Nanothread / Nanowire	Nanofaden m	Нанонить / Нанопроволока	ნანოდაფი / ნანომავეთული
Nanothreads / Nanowires	Nanofäden pl	Нанонити	ნანომაფები / ნანომავეთულები
Nanowhisker Nanowhiskers	Nanowhisker m Nanowhisker pl	Нановискер Нановискеры	ნანობუსუსი / ნანოვისკერი ნანობუსუსები / ნანოვისკერები
	<p>ZnO nanowhiskers grown by pulsed laser deposition on sapphire (scanning electron microscopy image, width: 3 microm).</p> <p>http://www.uni-leipzig.de/~hlp/publications/buildmona/</p>		<p>(მაფისებრი კრისტალები სახეობა განივი კვეთის დიამეტრით 1 – 100 ნმ, მათთვის სიგრძის დიამეტრთან შეფარდება >100. მიკრონის ზომის ვისკერებს უმატებენ საკონსტრუქციო კომპოზიტურ მასალებს მათი მექანიკური თვისებების გასაუმჯობესებლად).</p>
Nanowire Nanowires	Nanodraht m Nanodrähte pl	Нанопроволока	ნანომავეთული ნანომავეთულები
	<p>Indium phosphide (InP) nanowires are growing on indium tin oxide (ITO)</p> <p>http://ucsdnews.ucsd.edu/newsrel/science/05-08Nanowires.asp</p>		<p>(ელექტრო- ან ნახევრადგამტარი ნანობოჭკო, რომლის ორი გარე ზომა (სიგანე, სისქე) მნიშვნელოვნად ნაკლებია მესამე ზომაზე (სიგრძეზე) და ის ნანოდიამეტრია. ნანომავეთულებს წარმოქმნის ლითონები, სილიციუმი და სხვა დენის გამტარი მასალა).</p>
Norfullerene Norfullerenes	Norfulleren n Norfullerene pl	Норфуллерен Норфуллерены	ნორფულერენი ნორფულერენები
	<p>http://www.nanodic.com/carbon/Norfullerene.htm</p>		<p>(ფორმალურად ფულერენის ნაწარმი, მიღებული მისგან ერთი ან მეტი ნახშირბადატომის წართმევით და წყალბადის რამდენიმე ატომის დამატებით. “ნორ”-პრეფიქსი აღნიშნავს საწყის ციკლში ნახშირბადის ატომების რიცხვის შემცირებას).</p>
Octahydroxyfullerene C ₆₀ (OH) ₈	Octahydroxyfulleren n C ₆₀ (OH) ₈	Октагидрокси- фуллерен C ₆₀ (OH) ₈	ოქტაჰიდროქსი- ფულერენი C ₆₀ (OH) ₈

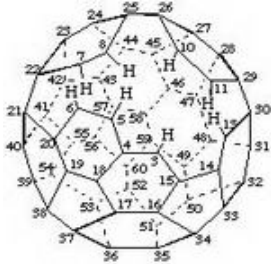
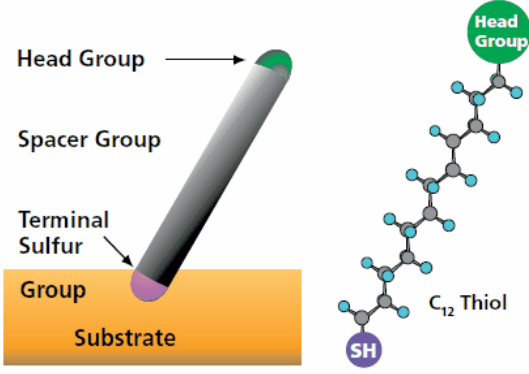
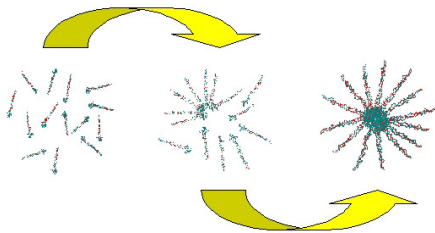
	<p>http://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/ange.v122:31/issuetoc</p>			<p>(ფულერენოლების წვერი, OH -ჯგუფები მოთავსებულია სფეროს ერთიდაიგივე ნახევარზე ამიტომ ის ამფიფილურია და წყალში მდგრად სფერულ აგრეგატებს იძლევა).</p>
<p>Optical infrared-visible sum frequency generation (SFG) vibrational spectroscopy</p>	<p>Optische Infrarot-sichtbare Summen-Frequenz-Erzeugung (Generation)(SFG) Schwingungs-spektroskopie f</p>	<p>Оптическая ИК–видимая суммарночастотно-генерируемая вибрационная спектроскопия</p>	<p>რხევითი სპექტროსკოპია ოპტიკური ინფრაწითელი–ხილული უბნების ჯამური სიხშირის გენერაციისას</p>	
<div style="display: flex; align-items: center;">  <div style="margin-left: 20px;"> <p>Reflexionsgeometrie der SFG – Anordnung auf der Katalysator-Oberfläche</p> <p>http://www.pci.uni-heidelberg.de/pci/hvolpp/work/sfg/SFG.html</p> </div> </div>				
<p>Particle of the nanopowder / Nanopowder particle</p>	<p>Teilchen des Nanopulvers n / Nanopulvers Teilchen n</p>	<p>Частица нанопорошка</p>	<p>ნანოფხვნილის ნაწილაკი</p> <p>(ნანოფხვნილის ნაწილაკი, ნ.ფ.ნ., ფხვიერი სხეულის ინდივიდუალური შემადგენელი ნაწილი, რომელიც ნანოობიექტებს შეიცავს ან თვითონაა ნანოობიექტი, და რომელიც ინსტრუმენტული გზით შეიძლება გამოვყოთ ან გავარჩიოთ. ნ.ფ.ნ. შეიძლება იყოს როგორც ნანონაწილაკები, ასევე ნანოსტრუქტურული ნაწილაკები, რომლებიც წარმოადგენს ნებისმიერი ფორმის და შესაძლოა 100 ნმ-ზე მეტი ზომის ნანოკრისტალიტების აგლომერატებს. ნ.ფ.ნ.-ის ერთმანეთთან ერთობლიობა – აგრეგატები თავისი მექანიკური თვისებებით ჩამოუვარდება კომპაქტური ნივთიერების მექანიკურ თვისებებს).</p>	
<p>Physical vapor deposition (PVD-process, PVD)</p>	<p>Physikalische Gasphasen-abscheidung f</p>	<p>Физическое осаждение из газовой фазы (PVD, PVD-процесс)</p>	<p>ფიზიკური დალექვა აირადი ფაზიდან (PVD)</p>	

	<p>/ Physikalische Dampfphasen-Abscheidung f (PVD)</p>		<p>(ორთქლის (აირის) ფაზიდან ვაკუუმში საფარების (თხელი აფსკების) დატანის ტექნოლოგია, რომლის დროსაც საფარი მიიღება დასაფარ ზედაპირზე ორთქლის პირდაპირი კონდენსაციით. განასხვავებენ I. თერმული აორთქლების და II. იონურ-პლაზმური გაფრქვევის PVD-მეთოდს). თერმული აორთქლებისას დამფარავ მასალას აცხელებენ საკმაოდ მაღალ ტემპერატურაზე; ამ დროს ზოგიერთი ატომი ან მოლეკულა იძენს ქიმიური ბმების გახლეჩისა და ნივთიერების დატოვებისთვის საკმარის ენერგიას. ამ დროს ადგილი აქვს სითხეების აორთქლებას, მყარი ნივთიერებები კი სუბლიმირდება. არსებობს გახურების მრავალი ხერხი, რომლის მიხედვითაც არჩევენ შემდეგ პროცესებს:</p> <ol style="list-style-type: none"> 1. თერმული აორთქლება, TVD-პროცესი, 2. ელექტრონულ-სხივური აორთქლება EBVD-პროცესი, 3. ლაზერული აბლიაცია, იმპულსური ლაზერული გაფრქვევა, PLD-პროცესი, 4. აორთქლება ელექტრულ რკალში, arc-PVD-პროცესი. <p>იონურ-პლაზმური გაფრქვევის PVD -მეთოდში სამიზნეს ზედაპირს აყუმბარებენ ატომებით, მოლეკულებით ან იონებით, რომელთა ენერგია მეტია სამიზნეს ატომთა ბმის ენერგიაზე. დაყუმბარებისთვის იყენებენ ინერტული აირების იონებს, რადგანაც ისინი ქიმიურად ინერტულია და უფრო ადვილია მათთვის ელექტრულ ველში საჭირო ენერგიის მინიჭება).</p>
<p>Plasma assisted chemical vapor deposition (PACVD)</p> <p>/ Plasma-enhanced chemical-vapor deposition (PECVD)</p>	<p>Plasmaunterstützte chemische Gasphasen Abscheidung f (PACVD)</p> <p>/ Plasmagestützte chemische Gasphasen-abscheidung f (PECVD-Verfahren)</p>	<p>Плазмохимическое газофазное осаждение (ПХГФО)</p>	<p>პლაზმურ-ქიმიური დალექვა აირადი ფაზიდან</p> <p>/ პლაზმით სტიმულირებული ქიმიური დალექვა ორთქლის ფაზიდან (PECVD)</p>

<p>/ Plasma impulse chemical vapor deposition (PICVD) process</p>	<p>/ PICVD-Verfahren</p>	<p>/ Осаждение из паровой фазы, стимулированное плазмой / Плазменно-химическое осаждение из газовой фазы (ПХО)</p>	<p>/ PECVD-მეთოდი (მაღალი სიხშირის პლაზმის გამოყენებით დაბალ წნევაზე ორთქლის ფაზიდან თხელი აფსკების ქიმიური დალექვა. პლაზმაქიმიური დალექვის ტექნოლოგიაში სარეაქციო აირის აქტიურ რადიკალებად დასაშლელად გამოყენებულია აირული განმუხტვის პლაზმა, რომელიც იძლევა აფსკების ზრდის პროცესის ინტენსიფიცირების და სარჩულებზე უფრო დაბალ ტემპერატურაზე ამორფული და პოლიკრისტალური აფსკების დალექვის შესაძლებლობას; უფრო მარტვადს ხდის მოცემული მიკრორელიეფის და სტრუქტურის აფსკების ფორმირების პროცესს აირადი ფაზიდან ქიმიური დალექვის მეთოდთან – CVD შედარებით).</p>
<p>Polyoxifullerene / Polyhydrox Fullerene (PHF) / Polyhydroxylated fullerene</p> <p>Polyoxifullerenes / Polyhydroxy Fullerenes (PHF) / Polyhydroxylated fullerenes</p>	<p>Polyoxyfulleren n / Polyhydroxy Fulleren n $C_x(OH)_n$ / Polyhydroxyliertes Fulleren n</p> <p>Polyoxyfullerene pl/ / Polyhydroxy Fullerene $C_x(OH)_n$ pl / Polyhydroxylierte Fullerene pl</p>	<p>Полиоксифуллерен / Полигидрокси-фуллерен / Полигидроксилированный фуллерен</p> <p>Полиокси-фуллерены / Полигидрокси-фуллерены / Полигидроксилированные фуллерены</p>	<p>პოლიოქსი-ფულერენი $C_x(OH)_n$ / პოლიჰიდროქსი-ფულერენი / პოლიჰიდროქსილირებული ფულერენი</p> <p>პოლიოქსიფულერენები / პოლიჰიდროქსი-ფულერენები / პოლიჰიდროქსილირებული ფულერენები</p>
<p>Precipitation from colloid solutions</p>	<p>Fällung (f) aus kolloid(al)en Lösungen / Ausfällung (f) aus kolloid(al)en Lösungen / Präzipitation (f) aus kolloid(al)en Lösungen</p>	<p>Осаждение из коллоидных растворов</p>	<p>დალექვა კოლოიდური ხსნარებიდან (იზოლირებული ნანონაწილაკების და ნანოფხენილების მიღების მეთოდი, რომლის არსი მდგომარეობს ხსნარის კომპონენტთა შორის რეაქციის შეწყვეტაში, მაგ., გარკვეულ მომენტში ხსნარის</p>

			<p>pH-ის ნახტომისებრი ზრდით, რის შემდეგაც სისტემა თხევადი კოლოიდური მდგომარეობიდან გადადის დისპერსულ მყარ მდგომარეობაში.</p> <p>კოლოიდური ხსნარებიდან დალექვის მეთოდით (დ.კ.ხ.) მიიღება ნანონაწილაკები (ნ.ნ.) ზომების მიხედვით ძალიან ვიწრო განაწილებით, აგრეთვე ბირთვი – გარსის ტიპის ნაწილაკები (CdSe/ZnS, HgS/CdS, TiO₂/SnO₂). მეთოდის დ.კ.ხ. ძირითადი პრობლემაა ნ.ნ. გამსხვილების თავიდან აცილება. კოლოიდური ნაწილაკების და კლასტერების სტაბილიზაცია კი მიიღწევა ლიგანდების მოლეკულებით, როგორებიცაა პოლიმერები და ზედაპირულად აქტიური ნივთიერებები. ამ მეთოდით იღებენ მაგ., მეტალთა სულფიდების ნანო-ფხვნილებს H₂S-ის ქიმიური რეაქციით ლითონების წყალში ხსნად მარილებთან).</p>
Pulsed laser deposition (PLD)	Gepulste Laser Deposition (PLD) f / Pulse Laser Deposition f / PLD Verfahren n	Импульсное лазерное напыление	<p>იმპულსური ლაზერული დაფენა</p> <p>(აფსკების და დანაფარების მიღება სარჩლის ზედაპირზე ვაკუუმში იმპულსური ლაზერის გამოსხივების სამიზნეს მასალასთან ურთიერთქმედების პროდუქტების კონდენსაციით. მიეკუთვნება PVD-მეთოდების ჯგუფს).</p>
Pyrolytic synthesis of nanopowders / Nanopowder synthesis by pyrolysis	Pyrolytische Synthese des Nanopulvers f / Nanopulver-Synthese durch Pyrolyse f	Пиролитическое получение нанопорошков	<p>ნანოფხვნილების პიროლიზური მიღება</p> <p>(ლითონების, შენადნობების ან ქიმიური ნაერთების (ოქსიდების, ზორიდების, ნიტრიდების, კარბიდების) ნანოფხვნილების მიღება ელემენტ- და მეტალორგანული ნაერთების, ჰიდროქსიდების, კარბონილების, ფორმიატების, ნიტრატების, ოქსალატების, ამიდების, იმიდების და სხვა ნაერთების თერმული დაშლით გარკვეულ ტემპერატურაზე. თერმული პიროლიზის</p>

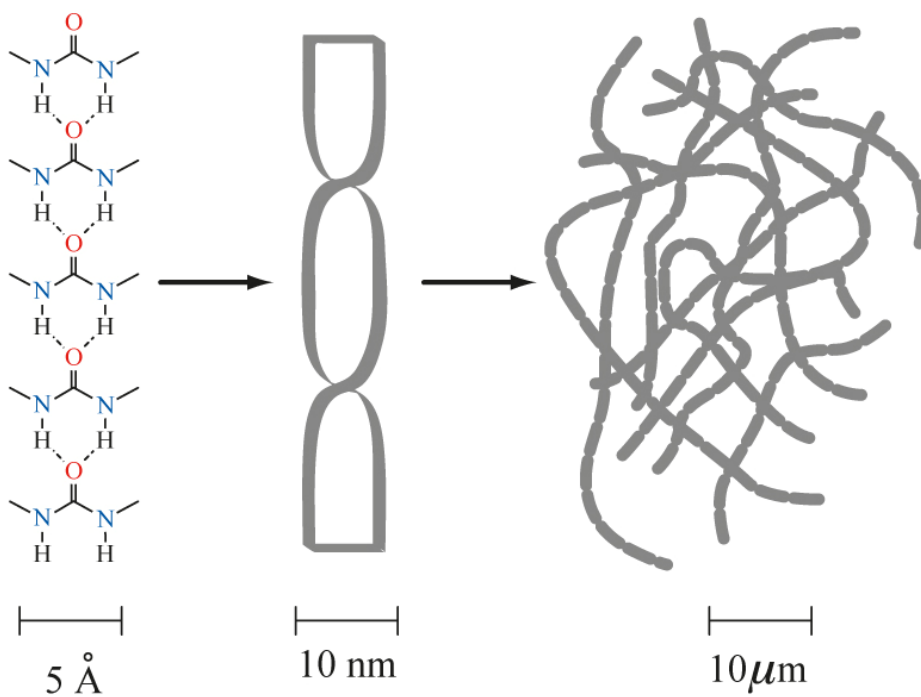
			მეთოდი დაბალსელექტური მეთოდია, მიღებული ნაწილაკების საშუალო ზომაა 50 – 300 ნმ).
Quantum well Quantum wells	Quantentopf m Quantentöpfen pl	Квантовая яма Квантовые ямы	ქვანტური ორმო ქვანტური ორმოები (ქვანტური ორმო – ქ.ო. ნახევრადგამტარული მასალის თხელი, ბრტყელი ფენაა, ჩვეულებრივ 1 - 10 ნმ, რომლის შიგნით ელექტრონის პოტენციალური ენერგია უფრო დაბალია, ვიდრე მის გარეთ და ამგვარად, ელექტრონის მოძრაობა შეზღუდულია ერთ განზომილებაში, დანარჩენ ორში ის თავისუფალია. მოძრაობა ქ.ო.-ს სიბრტყის პერპენდიკულარული მიმართულებით იქვანტება და ელექტრონის ენერგიას აქვს მხოლოდ დისკრეტული მნიშვნელობები).
Recrystallisation of nanomaterials	Rekristallisation von Nanomaterialien f	Рекристаллизация наноматериалов	ნანომასალების რეკრისტალიზაცია (პოლიკრისტალურ მყარ სხეულში მარცვლების ზომის ცვლილება ერთი და იგივე ფაზის მარცვლებს შორის ნივთიერების დიფუზიის გამო. ნაწილაკთა დიდი ზედაპირის გამო ნანომასალებს აქვს ჭარბი ზედაპირული თავისუფალი ენერგია, რის გამოც ინტენსიურად მიმდინარეობს ნანომასალების რეკრისტალიზაცია, მარცვლების ზომის ზრდა მიმდინარეობს ოთახის ტემპერატურაზე).
Scanning Auger microscopy (SAM) / Auger (Scanning)-electron microscopy	Auger Rastermikroskopie f / Raster (Scanning)-Auger Mikroskopie f	Сканирующая Оже-микроскопия (СОМ) / Электронная Оже-микроскопия (ОЭМ)	მასკანირებელი ოჟე-მიკროსკოპია / მასკანირებელი ელექტრონული ოჟე-მიკროსკოპია
Sekofullerene Sekofullerenes	Sekofulleren n Sekofullerene pl	Секофуллерен Секофуллерены	სეკოფულერენი სეკოფულერენები

	<p>http://www.nanodic.com/carbon/Secofullerene.htm</p>		<p>(ფორმალურად ფულერენის ნებისმიერი ნაწარმი, მიღებული C-C ბმების გახლეჩით და შესაბამის გახლეჩილ ბოლოებთან თითო ატომი წყალბადის შეერთებით. “სეკო” – ლათ. secure – გაჭრილი).</p>
<p>Self-assembled monolayer (SAM)</p>	<p>Selbstorganisierte Monoschicht f</p>	<p>Самособирающийся монослой</p>	<p>თვითაწყობადი მონომრე</p>
<p>Self-assembled monolayers (SAM)</p>	<p>Selbstorganisierte Monoschichten pl</p>	<p>Самособирающиеся монослои</p>	<p>თვითაწყობადი მონომრეები</p>
		<p>http://www.sigmaaldrich.com/content/dam/sigma-aldrich/articles/material-matters/pdf/self-assembled-monolayers.pdf</p>	<p>(ამფიფილური მოლეკულების მოწესრიგებული აგრეგატები (მონომრეები), რომლებიც თვითნებურად (თვითაწყობით) წარმოიქმნება რომელიმე სუბსტრატზე (სარჩლის ზედაპირზე) ზედაპირულად აქტიური ნივთიერებების ადსორბციისას ამ მოლეკულების “თავის” ჯგუფების (თიოლები, სილანები, ფოსფონატები და სხვა) სწრაფვით სუბსტრატის მიმართ).</p>
<p>Self-assembly</p>	<p>Selbstassemblierung f / Selbstanordnung f / Selbstbau m /Selbstzusammenbau m / Selbst-Assembly f / Self-Assembly f</p>	<p>Самосборка</p>	<p>თვითაწყობა</p> <p>(თვითაწყობა, თ.ა., თვითორგანიზაციის განსაკუთრებული შემთხვევაა, როცა მოლეკულები სუპრამოლეკულურ სტრუქტურებად მოწესრიგდება. თ.ა. ნანოსტრუქტურების მიღების “ქვემოდან ზემოთკენ” მეთოდს მიეკუთვნება. თ.ა.-ის მაგალითებია: თვითაწყობადი მონომოლეკულური შრეების წარმოქმნა (მაგ., ალკანთიოლების მოლეკულების ოქროს აფსკის ზედაპირზე), ლენგმიურ-ბლოჯეტის აფსკების მიღება, ფენა-ფენა აწყობა და მრავალი სხვა. თ.ა. შემღება ხდებოდა სიმბიოზის ძალის, კაპილარული ძალების, ელექტრული ველის ზემოქმედებით. თ.ა.-ის იყენებენ კომპიუტერული ჩიპების შექმნაში, IBM).</p>
		<p>Self-Assembly of [G-2]-PEG5000-[G-2] in Aqueous Media: Left – unimers below cmc; Center – onset of self-assembly; Right – supermolecule with dendritic core and linear shell (for more details see Gitsov et al., J. Polym. Sci., Part A: Polym. Chem. 2000, 38, 2711-2727).</p> <p>http://www.esf.edu/faculty/gitsov/</p>	

<p>Self-organization</p>	<p>Selbstorganisation f / Selbststeuerung f</p>	<p>Самоорганизация</p>	<p>თვითორგანიზება / თვითმოწესრიგება</p> <p>(თერმოდინამიკური პროცესი, რომლის დროსაც თავისთავად მიმდინარე მოწესრიგებული სტრუქტურების წარმოქმნა ხდება ენერჯისა და ნივთიერების უწყვეტად მიწოდებისას ძალზედ არაწონასწორულ ღია სისტემებში).</p>
<p>Shock wave synthesis</p>	<p>Stoßwellen-Synthese f</p>	<p>Синтез ударно-волновой / Детонационный синтез</p>	<p>დარტყმით-ტალღური სინთეზი / დეტონაციური სინთეზი</p> <p>(მექანიკური დარტყმით-ტალღური ზემოქმედების მეთოდი; ამ დროს პროცესი სწრაფია და მიიღება ნანომეტრული ზომის ნაწილაკები. ამ მეთოდს იყენებენ ნანოალმასის და სხვადასხვა ლითონების (Al, Mg, Ti, Zr, Zn და სხვა) ოქსიდების ნანოფხვნილების მისაღებად).</p>
<p>Spinodal decomposition</p>	<p>Spinodale Entmischung f / Spinodaler Zerfall m</p>	<p>Спинодальный распад</p>	<p>სპინოდალური დაშლა</p> <p>(არამდგრადი ფაზის მდგრად ფაზებად თავისთავად დაშლის მექანიზმი. სპინოდალი – ფაზურ დიაგრამაზე მეტასტაბილური მდგომარეობების და ლაბილური ანუ სრულიად უმდგრადი ფაზების გამყოფი ხაზი ან ზედაპირი).</p>
<p>Spray drying</p>	<p>Sprütrocknung f / Sprütrocknen n</p>	<p>Распылительная сушка</p>	<p>შრობა გაფრქვევით</p> <p>(გამხსნელის მოცილების მეთოდი ხსნარებიდან და სუსპენზიებიდან, რომელიც ეფუძნება სითხის წვეთების შეფრქვევას აირმატარებლის ნაკადში, ჩვეულებრივ, ჰაერში, რომელიც გაცხელებულია (100 – 300°C), და შემდგომ მყარი ნაწილაკების გამოცალკევებას).</p>

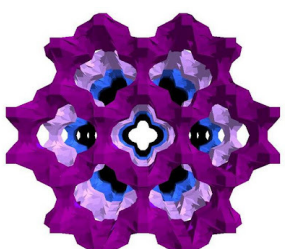
Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

Sum frequency generation spectroscopy (SFGS)	Summen-Frequenz-Erzeugung (Generation) Spektroskopie (SFGS) f	Суммарночастотно-генерируемая спектроскопия	სპექტროსკოპია ჯამური სიხშირის გენერაციისას (SFGS)
Sum frequency generation (SFG) vibrational spectroscopy	Summen-Frequenz-Erzeugung (SFG) Schwingungs-spektroskopie f	Суммарночастотно-генерируемая колебательная Спектроскопия	ვიბრაციული სპექტროსკოპია ჯამური სიხშირის გენერაციისას (SFG)
Sum frequency spectroscopy (SFS)	Summenfrequenz-spektroskopie (SFS) f	Спектроскопия на генерации суммарных частот	სპექტროსკოპია ჯამურ სიხშირეზე (SFS)
Sum frequency vibrational spectroscopy (SFVS)	Vibrational Summenfrequenz Spektroskopie f (SFVS)	Колебательная спектроскопия на генерации суммарных частот/ Суммарночастотно-генерируемая колебательная спектроскопия	რხევითი სპექტროსკოპია ჯამურ სიხშირეზე (SFVS)
Supramolecular catalysis	Supramolekulare Katalyse f	Супрамолекулярный катализ	სუპრამოლეკულური კატალიზი (სუპრამოლეკულური კატალიზი, ს.კ., სიჩქარის შეცვლა რეაქციაში, რომელშიც თვით კატალიზატორი ან გარდამავალი მდგომარეობა არის სუპრამოლეკულური ანსამბლი. ს.კ.-ში სუპრამოლეკულური ნაწილაკი არის როგორც კატალიზატორი, ასევე სუბსტრატთან მისი კომპლექსი).
Supramolecular gels	Supramolekulare Gele n pl	Супрамолекулярные гели	სუპრა-მოლეკულური გელები (გელები, წარმოქმნილი დაბალმოლეკულური ($M < 3000$) გელწარმომქმნელი აგენტებით. მიკროდონეზე მათ აქვს გაჭიმული, ბოჭკოსებრი სტრუქტურები, რომლებიც ერთმანეთთან

 <p style="text-align: center;">Water gelation by small organic molecules http://pubs.acs.org/doi/abs/10.1021/cr0302049</p>	<p>შეკავშირებულია მრავალი, არაკოვალენტური ურთიერთქმედებით. სურათზე მოცემულია სუპრამოლეკულური გელის პირველადი, მეორეული და მესამეული სტრუქტურები. ორგანულ გამსხნელთა გელწარმოქმნა დაბალმოლეკულურ ორგანულ ნივთიერებათა ზოგიერთი კლასის ნაერთებით აიხსნება იმით, რომ წარმოქმნილი სამგან-ზომილებიანი სუპრამოლეკულური სტრუქტურა ახდენს გამსხნელის გარემომცველი მოლეკულების მიტაცებას და იმობილიზებას როგორც ჩონჩხის ღრუში, ასევე სპეციფიური მოლეკულათშორისი ურთიერთქმედების საფუძველზე. გელწარმოქმნილი აგენტი, მასში ქრომოფორის ან მოლეკულური რეცეპტორების შეტანით, შეიძლება გახდეს მგრძობიარე სინათლის ან ქიმიური ნაერთების მიმართ; ასეთი გელები პერსპექტიულია ფოტო და ქიმიური სენსორების დამზადებისთვის. გელთა სივრცითი სტრუქტურების მრავალფეროვნება იძლევა შესაძლებლობას გამოვიყენოთ ისინი ტემპლატებად არაორგანული სუპერსტრუქტურების სინთეზში კატალიზისთვის).</p>		
<p>Surface vibrational spectroscopy via infrared-visible sum frequency generation</p>	<p>Summenfrequenz-zeugungsspektroskopie (SFS)</p> <p>/ IR-VIS-Summenfrequenz-Erzeugung (IR-VIS-SFG)</p>	<p>Поверхностная вибрационная спектроскопия на генерации суммарных частот ИК-видимой области</p> <p>/ Колебательная спектроскопия поверхности с генерацией суммарных частот ИК-видимой области</p>	<p>ზედაპირის რხევითი (ვიბრაციული) სპექტროსკოპია ინფრაწითელი – ხილული უბნების ჯამურ სიხშირეთა გენერაციისას</p>

Short dictionary (glossary) on nanochemistry and nanotechnology. Part II.

<p>Thin film</p> <p>Thin films</p>	<p>Dünnpilm m Dünnschicht f</p> <p>Dünnpilme pl Dünnschichten pl</p>	<p>Тонкая плёнка</p> <p>Тонкие плёнки</p>	<p>თხელი აფსკი</p> <p>თხელი აფსკები</p> <p>(თხელი აფსკები – თ.ა. მასალის თხელი ფენებია, რომელთა სისქე ნანომეტრულიდან (მონოატომური შრე) რამდენიმე მიკრონამდეა. არსებობს მყარი, თხევადი და იშვიათად აირადი თ.ა. მყარი თ.ა. ლითონების ზედაპირზე არსებული ოქსიდური აფსკები და ხელოვნური აფსკური საფარებია, რომლებსაც ლებულობენ სხვადასხვა მასალებზე მიკროლექტრონიკისთვის ხელსაწყოების შექმნისას, კოროზიისაგან დასაცავად, გარეგნული ელფერისთვის. თხევადი თ.ა. ყოფს აირად დისპერსულ ფაზას ქაფებში და თხევად ფაზებს ემულსიებში; მდგრადი ქაფების და ემულსიების წარმოქმნა შესაძლებელია მხოლოდ ზედაპირულად აქტიური ნივთიერებების თანაობისას. აირადი თ.ა. შეიძლება წარმოიქმნას აორთქლებისას წვეთსა და სითხის მოცულობას შორის. თ.ა. სისქეს საზღვრავენ არეკვლილი სინათლის ინტენსივობით, მყარ თ.ა. სწავლობენ ელექტრონული მიკროსკოპით, რენტგენული სპექტროსკოპით. თ.ა. და თხელი აფსკური საფარების მიღება საფუძვლად უდევს მიკროლექტრონიკას).</p>
<p>“Top–down” nanotechnology</p>	<p>Top–down Nanotechnologie f</p>	<p>Нанотехнология типа “сверху–вниз”</p>	<p>ნანოტექნოლოგია, “ზემოდან ქვემოთკენ” / დაღმავალი ნანოტექნოლოგია</p> <p>(ნანოსტრუქტურული მასალების მიღების ტექნოლოგია, რომელშიც ნაწილაკების ნანომეტრული ზომები მიიღება უფრო მსხვილი ნაწილაკების, ფხვნილების ან მყარი სხეულის მარცვლების დაქუცმაცებით. ამ ტექნოლოგიას ეკუთვნის</p>

			კომპაქტური ნანომასალების და ნანოფუნქციონების მიღების მეთოდები: ამორფული შენადნობების კრისტალიზაცია, ინტენსიური პლასტიკური დეფორმაცია, ელექტროაფეთქება).
Vibrational sum frequency spectroscopy (VSFS)	Vibrational Summenfrequenz-zeugung Spektroskopie f / Vibrational Summenfrequenz Spektroskopie f	Колебательная спектроскопия на генерации суммарных частот	რხევიტი სპექტროსკოპია ჯამურ სიხშირეზე (VSFS)
Zeolite nanolayer / Zeolite nanosheet	Zeolith Nanoschicht f / Zeolith-Nanosheet nf / Zeolith-Nanoblatt n	Цеолитный нанослой / Цеолитный нанолист / Цеолитный нанолист	ცეოლით(ური)ის ნანოშრე / ცეოლით(ური)ის ნანოფურცელი / ცეოლით(ური)ის ნანოფურცელი
Zeolite nanolayers / Zeolite nanosheets	Zeolithe Nanoschichten pl / Zeolithe Nanoblätter pl	Цеолитные нанослои / Цеолитные нанолист	ცეოლით(ური)ის ნანოშრეები / ცეოლით(ური)ის ნანოფურცლები
		<p>Ultra-thin zeolite nanosheets</p> <p>http://nanoall.blogspot.com/2012/02/zeolite-nanosheets.html</p>	

References

1. Англо-русский нанотехнологический словарь. <http://popnano.ru/glossary/index.php?letter=P&ctg=7>
2. Словарь нанотехнологических и связанных с нанотехнологией терминов. Электронный словарь. РОСНАНО. 2009. <http://thesaurus.rusnano.com>
3. Linguee.de – Das Web als Wörterbuch. <http://www.linguee.de/>
4. Dictionary of nanotechnology (Nanodictionary). <http://www.nanodic.com/>
5. ENZYKLO.Online Enzyklopädie. <http://www.enzyklo.de/Begriffe/>

6. <http://www.dict.cc>
7. www.nano.org.uk/nano/glossary
8. <http://www.nano.bam.de/en/glossar/index.htm>
9. <http://www.nano.bam.de/de/glossar/index.htm>
10. <http://dict.leo.org/Englisch-Deutsch/.html>
11. А. А. Елисеев, А В. Лукашин. Функциональные наноматериалы. 2010, Москва: Физматлит.
12. რუსულ–ქართულ–ინგლისურ–ქართული ქიმიური ლექსიკონი (რედაქტორები და გამომცემლები: ვ. დოლიძე, ვ. ციციშვილი). 2004, თბილისი: უნივერსალი.
13. ტექნიკური ტერმინოლოგია. ქართულ–რუსული ტერმინოლოგია (რ. დვალის და რ. ლამბაშიძის რედაქციით). 1982, თბილისი: მეცნიერება.

ЭКСИТОННО-ПЛАЗМЕННЫЙ РЕЗОНАНС В ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СВЕРХТОНКИХ СЛОЯХ

З. В. Джибути^{1,2}, Н. Д. Долидзе^{1,2}, Г. Л. Эристави²

¹ Грузинский технический университет
Тбилиси, Грузия
nugo42@mail.ru

² Тбилисский государственный университет им. И.Джавахишвили
Тбилиси, Грузия

Принята 6 августа 2012 года

На сегодняшний день оптические методы, являясь неразрушающими, играют значительную роль в исследованиях физических свойств полупроводниковых материалов нанoeлектроники. Исследования спектров оптического поглощения в околораевой и экситонной областях позволяют изучить природу и оценивать величины внутрикристаллических деформационных напряжений, локальных электрических полей, измерять концентрации легирующей примеси и др. [1 – 3].

Как известно [4, 5], присутствие в полупроводнике больших концентрации свободных носителей тока приводит к значительному изменению фундаментального края поглощения. В Ge в области края прямых переходов, по мере увеличения концентрации свободных носителей, происходит уменьшение и уширение экситонного пика, сопровождающееся сдвигом его в коротковолновую сторону, а также заметным уменьшением коэффициента поглощения в области сплошного спектра. Это изменение является результатом экранирования свободными носителями тока (плазмой свободных носителей) кулоновского электронно-дырочного взаимодействия, которое играет основную роль в формировании тонкой структуры края поглощения.

При этом кулоновский потенциал заменяется экранированным потенциалом, а экранирование носит динамический характер. Задача нахождения вида экранированного кулоновского потенциала, в этом случае очень сложна. Поэтому, при теоретических оценках экранирование считается статическим, или же рассматривается только область, где экранирование можно считать статическим. Таковой является область концентрации носителей, приводящая к исчезновению экситонного максимума [4].

При статическом экранировании экранированный кулоновский потенциал равен

$$V_r = e^2 \exp(-r/r_{sh}) / \epsilon r, \quad (1)$$

где, r_{sh} – радиус экранирования, а ϵ – диэлектрическая проницаемость. В классической плазме при выполнении условий

$$kT \gg e^2 / \epsilon r_{sh}^2 \quad \text{и} \quad r_{sh} \gg n^{-1/3}, \quad (2)$$

где n – концентрация свободных носителей в плазме. Что же касается радиуса статического экранирования, то для него можно пользоваться формулой Дебая

$$r_D = \sqrt{\epsilon kT / 4\pi e^2 n}. \quad (3)$$

Согласно экспериментальной работе [4], при $T = 4.2$ К исчезновение пика прямого экситона в германии происходит при концентрации носителей $n_c = 5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$. Заметное же изменение экситонного пика начинается при концентрации на порядок меньшей n_c , когда экранирование не может считаться статическим, т.к. не выполняется условие

$$\hbar\omega_p \gg E_{ex}, \quad (4)$$

где E_{ex} – энергия связи экситона, а ω_p – собственная частота плазмы свободных носителей с массой m :

$$\omega_p = \sqrt{4\pi ne / \epsilon m}. \quad (5)$$

С целью изучения экситонно-плазменного взаимодействия в области концентрации, когда экранирование носит существенно динамический характер, нами было исследовано изменение края поглощения германия, под влиянием свободных носителей тока, создаваемых в образцах низкотемпературным примесным пробоем мелких доноров (As, Sb). Спектры снимались в области края прямых переходов при $T = 4.2$ К. Исследуемые образцы представляли собой плоскопараллельные пластины толщиной $2 - 4 \text{ }\mu\text{m}$, с концентрацией примеси $N_D = 6 \cdot 10^{14}$ (а), $2 \cdot 10^{15}$ (б) и $8 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ (в).

Для приложения пробивного поля в образцы вплавлялись омические контакты из $\text{In} + \text{As}$. Механическая прочность обеспечивалась одновременным сплавлением контактов в образец и раму из высокоомного германия толщиной $50 \text{ }\mu\text{m}$. Для предотвращения возникновения тепловых натяжений, рама и образец вырезались в одинаковых кристаллографических направлениях. С целью предотвращения перегрева образцов в процессе измерения длительность импульсов пробивного поля, составляла $1 - 3 \text{ }\mu\text{s}$. Экспериментальная установка позволяла снимать спектры поглощения во время приложения импульсов электрического поля. Так как свободные электроны находились в экстремумах зоны проводимости при $\mathbf{k} = [111]$, то полностью устранялись погрешности связанные с заполнением краев зон. Концентрация свободных носителей на разных стадиях низкотемпературного примесного пробоя определялась измерением ВАХ и геометрией образцов.

Возможность исследования края поглощения в широком диапазоне концентрации на одном образце повышала точность измерений, так как исключалось влияние неоднородностей по толщине разных образцов. При измерениях оптическая ширина щели монохроматора (МДР – 2) составляла $2 \cdot 10^{-4} \text{ eV}$. Экспериментальная установка и методика измерений описаны в [2].

На **рис. 1** представлены спектры края поглощения образца (а), т.е. с $N_D = 6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$, снятые при $T = 4.2$ К при разных приложенных электрических полях. Кривая 1 – спектр образца без поля. Так как спектр снят при $T = 4.2$ К, можно считать, что в образце свободных носителей нет. Кривая 2 снята при напряженности 7 V/cm . Концентрация свободных носителей заряда в нем составляет $n = 2 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$. По сравнению с кривой 1, на кривой 2 экситонный максимум заметно увеличен и сдвинут в длинноволновую сторону. Кривая 3 соответствует концентрации $n = 4 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$. Экситонный максимум этой кривой заметно расширен и слабо, по сравнению с кривой 1, сдвинут в сторону коротких волн. Дальнейшее увеличение концентрации свободных носителей заряда (кривая 4) приводит к увеличению сдвига экситонного максимума в коротковолновую сторону спектра вместе с его уменьшением.

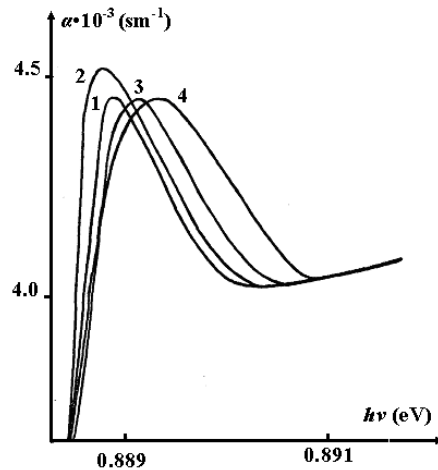


Рисунок 1. Спектры края поглощения Ge n-типа образца (а) – Ge:As, $N_D = 6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ в области прямых переходов при разных концентрациях свободных носителей тока созданных примесным пробоем при $T = 4.2 \text{ K}$:
 1 – без приложенного поля; 2 – $n = 2 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ и $E = 7 \text{ V / cm}$;
 3 – $n = 4 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ и $E = 10 \text{ V / cm}$; 4 – $n = 6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ и $E = 15 \text{ V / cm}$.

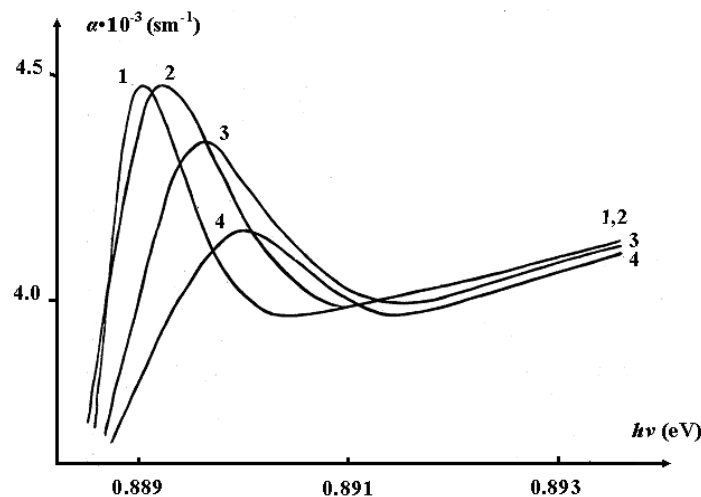


Рисунок 2. Спектры края поглощения Ge n-типа образца (б) – Ge:As, $N_D = 8 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ в области прямых переходов при разных концентрациях свободных носителей тока, созданных примесным пробоем при $T = 4.2 \text{ K}$:
 1 – без приложенного поля; 2 – $n = 4 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ и $E = 10 \text{ V / cm}$;
 3 – $n = 8 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ и $E = 30 \text{ V / cm}$; 4 – $n = 1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ и $E = 60 \text{ V / cm}$.

На **рис. 2** представлены спектры края поглощения образца (б) с $N_D = 8 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, снятые при $T = 4.2 \text{ K}$, для разных пробивных полей. Из сравнения рис. 1 и 2 следует, что спектры края поглощения образца (б), в интервале концентраций имеющих место в образце (а), проходят те же стадии изменения, что и спектры образца (а). При этом увеличение экситонного максимума и сдвиг его в длинноволновую сторону на спектре (кр. 2) образца (б) выражен слабее.

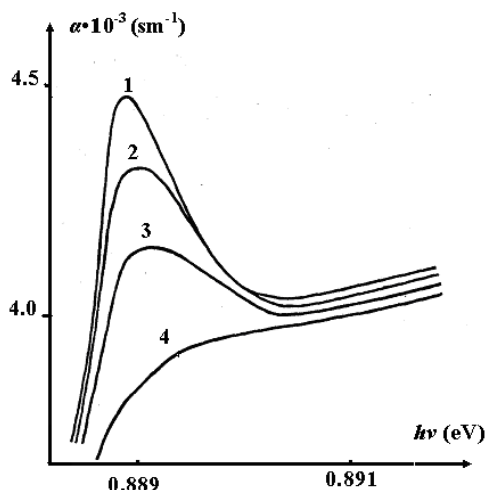


Рисунок 3. Спектры края поглощения Ge n-типа образца (в) – Ge:As, $N_D = 1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ в области прямых переходов при разных концентрациях свободных носителей тока, созданных примесным пробоем при $T = 4.2 \text{ K}$:
 1 – без приложенного поля; 2 – $n = 7 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ и $E = 20 \text{ V / cm}$;
 3 – $n = 1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ и $E = 30 \text{ V / cm}$; 4 – $n = 4 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ и $E = 50 \text{ V / cm}$.

Спектры образца (в) с $N_D = 8 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ представлены на рис. 3. В этом случае наблюдается лишь уменьшение экситонного поглощения. Существует, однако, основание считать, что при столь большой концентрации примесных центров и наличия компенсации пробой первоначально происходит в узких «шнурах», которые расширяются с ростом приложенного напряжения [6]. Об этом свидетельствует постоянство спектров модуляции края поглощения этого образца электрическим полем [5].

По нашему мнению наблюдаемое усиление электронно-дырочного взаимодействия связано с эффектом «антиэкранирования», обусловленного эффектом запаздывания перераспределения плотности заряда в плазме по отношению к изменению электрического поля вызывающего это перераспределение.

Экранирование, как и колебание плазмы, результат ее коллективного поведения, обусловленного далекодействующим характером кулоновских сил действующих между ее частицами. Причиной такого поведения является тесная связь между плотностью заряда и потенциалом, вытекающим из уравнения Лювилля и Лапласа. Эти уравнения определяют связь между частотой плазменных колебаний и волновым вектором возбуждения, т.е. определяют дисперсионное уравнение плазмы. При малых плотностях возбуждающего заряда в классической плазме это уравнение имеет вид [7]

$$\omega_k^2 = \omega_p^2 + k^2 v_T^2, \quad (6)$$

где ω_k – частота возмущенной плазмы, v_T – тепловая скорость частиц плазмы k – волновой вектор возбуждения. При низких температурах и длинноволновых возбуждениях $\omega_k^2 \approx \omega_p^2$. Величиной ω_p^2 , в этих условиях можно оценивать скорость реакции плазмы на возмущение, т.е. время требуемое для экранирования. При $\omega_p \gg \omega_l$, где ω_l – частота возмущения, экранирование можно считать мгновенным и применять формулу статического экранирования. При $\omega_p \approx \omega_l$ имеют место эффекты запаздывания.

Изучение влияния эффектов запаздывания на процесс экранирования, как отмечалось выше, весьма сложная задача.

В духе уравнений Бетте–Сольпитера следует считать, что при экранировании эффективная частота взаимодействия определяется передаваемой энергией. Эта энергия равна нулю при рассеивании на статических зарядах. Соответственно, в этом случае справедлива формула для статического экранирования. Если массы экранируемой и экранирующих частиц близки, то передаваемая энергия составляет заметную часть их кинетической энергии.

Для экситона ($m_h \geq m_e$) эта энергия определяется формулой

$$E_c = E_{ex} / (1 + m_h / m_e) \quad (7)$$

где m_e – масса электрона, а m_h – масса дырки. Соответствующая частота

$$\omega_l = E_c / \hbar \quad (8)$$

и условие применимости статического экранирования для экситона имеет вид

$$\omega_p \gg \omega_l. \quad (9)$$

Экранирующая способность плазмы, как известно, характеризуется диэлектрической проницаемостью. В случае экранирования электрических зарядов – это продольная диэлектрическая проницаемость.

При рассмотрении задачи об экранировании, удобно ввести Фурье-разложение потенциала. Тогда зависимость потенциала от радиуса сводится к зависимости диэлектрической проницаемости от k . В этом случае, для статической диэлектрической постоянной получаем [7]:

$$\varepsilon(k) = 1 / (1 + k^2 r_{ex}^2). \quad (10)$$

Когда существенны эффекты запаздывания [7];, диэлектрическая проницаемость

$$\varepsilon(k, \omega) = 1 - \omega_p^2 / (\omega^2 - k^2 v_T^2 + (i\omega / \tau_{eff})). \quad (11)$$

$i\omega / \tau_{eff}$ – член учитывающий затухание возмущения. В этой формуле, в общем случае, вместо v_T стоит v_s – скорость звука в плазме. Однако, при малых плотностях плазмы скорость звука приблизительно равна тепловой скорости v_T . При $k=0$, например, для световой волны в плазме,

$$\varepsilon(\omega) = 1 - \omega_p^2 / \omega^2. \quad (12)$$

В этом случае, при $\omega = \omega_p$ имеет место плазменный резонанс, так как $\varepsilon(\omega) = 0$. При $\omega \neq 0$ и $k \neq 0$ согласно (11) область плазменного резонанса определяется из условия $k^2 v_T^2 \approx \omega^2 \approx \omega_p^2$. Очевидно, это и будет областью, когда при экранировании необходимо учитывать эффект запаздывания.

В случае высокочастотного возмущения, когда $\omega \geq \omega_k$, в плазме происходит усиление или «антиэкранирование» возмущения, так как в этой области частот, согласно (11) величина продольной диэлектрической проницаемости оказывается меньше единицы. Вызвано это условие резонансом между колебаниями плазмы и некоторыми Фурье-компонентами функции возмущения. В случае экситонно-плазменного взаимодействия за частоту возмущения, как отмечалось выше, нужно брать частоту передачи. Поэтому, условие «антиэкранирования» экситона в плазме должно выполняться при $\omega_l \geq \omega_k$.

«Антиэкранирование» экситона заключается в усилении кулоновского взаимодействия между его частицами, что на спектрах края поглощения должно

выражаться в возрастании величины экситонного пика и в сдвиге его в длинноволновую область спектра. Такое изменение экситонного пика наблюдается на спектре образца с $N_D = 6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, поэтому можно предположить, что это связано с «антиэкранированием» экситона. Для убедительности проведем некоторые оценки.

Из представленных спектров образца с $N_D = 6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ (рис. 1) следует, что увеличение и сдвиг в длинноволновую сторону экситонного максимума наиболее отчетливо проявляется в случае концентрации носителей $n = 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Температура свободных носителей в условиях эксперимента, согласно [8], равна $T = 20 \text{ К}$. При этом, Дебаевская длина экранирования в плазме свободных носителей $r_D = \sqrt{\epsilon kT / 4\pi e^2 n} = 900 \text{ \AA}$, а частота плазменных колебаний – $\omega_p = \sqrt{4\pi e^2 n / \epsilon m} = 4.2 \cdot 10^{11} \text{ с}^{-1}$. В рассматриваемом случае электроны, составляющие плазму, находятся в долине [111]. Фигурирующая в (11) квадрат скорости частицы $v_T^2 = kT / m - e^2 / \epsilon r_D m = 6.3 \cdot 10^{12} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-2}$.

Известно [8], что коллективное поведение плазмы проявляется только в случае возмущения с длиной волны $\lambda \geq \lambda_0$, где λ_0 в классической плазме равно r_D . В рассматриваемых условиях $\lambda_0 = 900 \text{ \AA}$, поэтому Фурье-составляющие волновой функции экситона, подвергающиеся влиянию «антиэкранирования» должны иметь $k \sim 1/\lambda_0 \approx 5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-1}$. Подставив полученные значения параметров в (7) получим: $\omega_k \approx 5 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$. Что же касается частоты передачи экситона, то она равна $\omega_1 = E_{ex} / \hbar (1 + m_h / m_e) = 6.35 \cdot 10^{11} \text{ с}^{-1}$, где E_{ex} – энергия связи прямого экситона в Ge, m_e – масса электрона в минимуме [000], m_h – масса легкой дырки. Таким образом, $\omega_1 \geq \omega_k$. Подставляя значения параметров в (11) получается $\epsilon(k, \omega) = 1 - \omega_p^2 / (\omega^2 - k^2 v_T^2) < 1$. Это значит, что Фурье составляющие волновой функции экситона, соответствующие волновым числам $k \leq 1/r_{ex}$, усиливаются в рассматриваемых условиях, что приводит к заметному увеличению энергии связи экситона.

Спектральный диапазон, в котором наблюдается увеличение поглощения, является весьма широким и захватывает состояния непрерывного спектра. Вероятно, это можно объяснить, если учесть, что область где $\epsilon(\infty) > \epsilon(\omega_k)$ является довольно широкой, даже без учета затухания плазменных колебаний и столкновений экситона с электронами ($\epsilon(\infty)$ – высокочастотная диэлектрическая постоянная полупроводника).

Ссылки

1. З. В. Джибути, Н. Д. Долидзе, Г. Л. Эристави. ЖТФ, 2008, **78**, 6, 135.
2. З. В. Джибути, Н. Д. Долидзе, Б. Е. Цеквава, Г. Л. Эристави. Письма в ЖТФ, 2003, **29**, 13, 26.
3. Ю. Ф. Ваксман, Ю. А. Ницук, В. В. Яцун, А. С. Насибов, П. В. Шапкин. ФТП, 2010, 44, 2, 149.
4. А. А. Рогачев. Тр. IX Междунар. конф. по физике п/п-ов. 1968, Москва, 431.
5. V. M. Asnin, G. L. Eristavi, A. A. Rogachev. Phys. Status Solidi, 1968, **29**, 443.
6. A. L. Mc Whorter, R. N. Ridicker. Prosc Int. Conf. Semicond. Phys. 1960, Prague, 134.
7. Д. Паинс. Элементарные возбуждения в твердых телах. 1965, Москва: Мир.
8. Е. И. Заварицкая. Тр. Инст. физ. АН СССР, 1967, 37, 41.

RADIATION BORDER MONITORING SYSTEM IN GEORGIA

G. Nabakhtiani, A. Gigineishvili, L. Chkhartishvili, Sh. Dekanosidze

Georgian Technical University
Tbilisi, Georgia
giorgi.nabakhtiani@gmail.com

Accepted August 30, 2012

1. Introduction

Georgia is small country situated on the territory of South Caucasus region and neighbored by some countries having developed nuclear industries. The country had received difficult heritage from Soviet period of time – a number of abandoned (orphaned) radioactive sources. There were found more than 300 such type sources in Georgia.

Another big issue is export-import control (including the border monitoring): Georgia is transit country; therefore many loads crossed the Georgian territory. Export-import control can be considered as a part of comprehensive state nuclear security system. This system should be based on nuclear security regime established within the country. Georgia, based on international support, takes active steps to establish nuclear security regime, according to international standards and requirements. The establishment of the regime is focused on the following tasks:

- Elaborate legislative framework and define competent authorities with their responsibilities;
- Involvement in international legal instruments;
- Establishment of radioactive source inventory;
- Conduct regulatory and control activity (export-import and control inside the country) to prevent accidents;
- Provide searching, detection and response for abandoned sources (or on nuclear accident).

We focused on conducting of export-import control of nuclear and radioactive materials, especially radiation border control.

2. National system for export-import control for nuclear and radioactive materials

National export-import control system is based on legal requirements defined by Georgian frame law “On Nuclear and Radiation Safety” (Ch. IV, Art. 18). The law sets requirements for issuing special permit for export-import (including transit) of any type not cleared (not exempted) radioactive material (permit validation is one year). This requirement is stricter than internationally (by International Atomic Energy Agency – IAEA) recognized standards [1]. The Export-Import Control System also covers Radiation Border Control System, which consists of administrative and technical subsystems.

Administrative subsystem defines main responsibilities of different involved institutes and their actions to response in case of finding of any suspicious nuclear and radioactive material at Georgian border. The subsystem is based on “Concept of Operations” approved by resolution No. 397 of Georgian Government and fully corresponds to the international standards [2, 3]. The resolution considers conducting of on-site investigations used portal and handle detectors and (in case of necessity) involvement of off-site experts to issue decision for identification of suspicious goods (Fig. 1). The final decision for assessment of suspicions radioactive material should be taken by state regulatory body for nuclear and radiation activity.

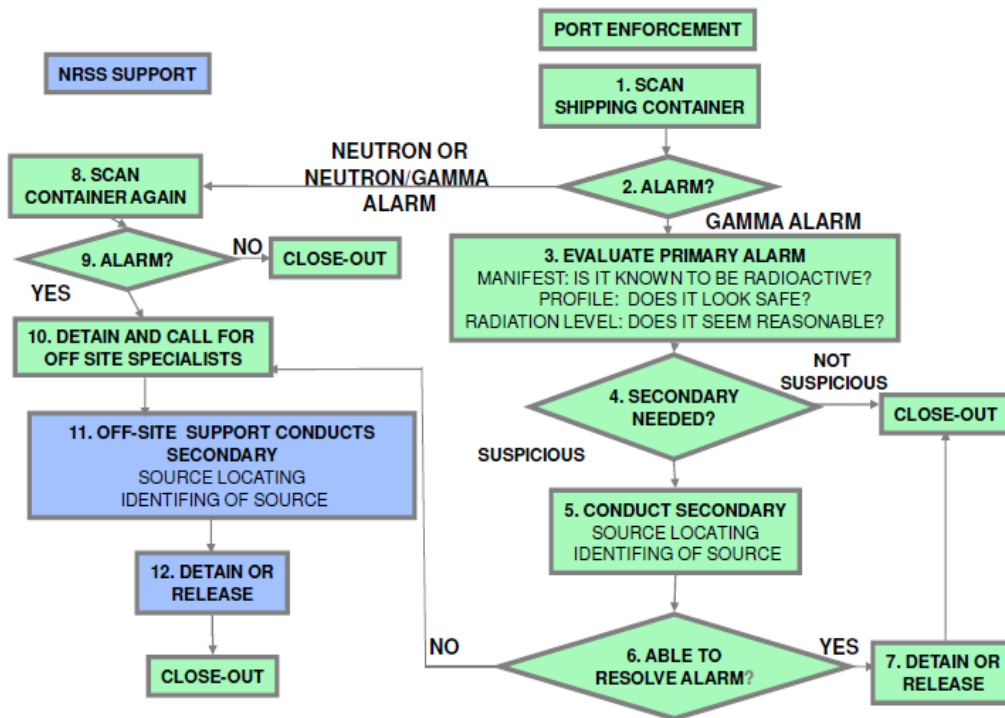


Figure 1. Response on scheme for borders.

Technical subsystem considers radiation portal and handle detectors and secure communication system for quick transfer of information from border to destination point.

3. Border Control System

As it was mentioned above, one of the important part of Border Control System is technical subsystem containing technical means for radiation control on Georgian borders. The subsystem consists of portal and handle detectors for ionizing radiation. Station portal monitors are designed for control of pedestrians, cars, trains and luggage. They are installed on every border check points. The green border is controlled by movable portal monitors installed into cars and handle detectors. Every portal monitor has at least three detectors: one – motion detector and other two ionizing radiation detectors (one plastic detector for gamma signals, and other ^3He with organic material as neutron moderator for fixation of neutrons).

The sensitivity of the detectors arranged in accordance of international requirements: at least indication $0.2 \mu\text{Sv} / \text{h}$ a gamma alarm should be triggered when the dose rate is increased

by $0.1 \mu\text{Sv/h}$ [4]. This system gives the possibility to fix any type of radiation widely met in practice:

1. *Alpha radiation* can penetrate only few centimeters in air and can be shielded by any simple materials, but alpha decay always accompanied by gamma radiation. So, alpha nuclides can be fixed by accompanied gamma radiation;
2. *Beta decay* also accompanies by gamma radiation. It also should be considered that beta particles penetrating substances generate braking gamma radiation, So, gamma detectors can fix beta nuclides (including so-called “pure” beta nuclides like ^{90}Sr , ^{63}Ni and others);
3. *Neutron radiation* – Devices have special neutron detectors to fix and differ fissile materials from any other type of nuclear and radioactive materials.

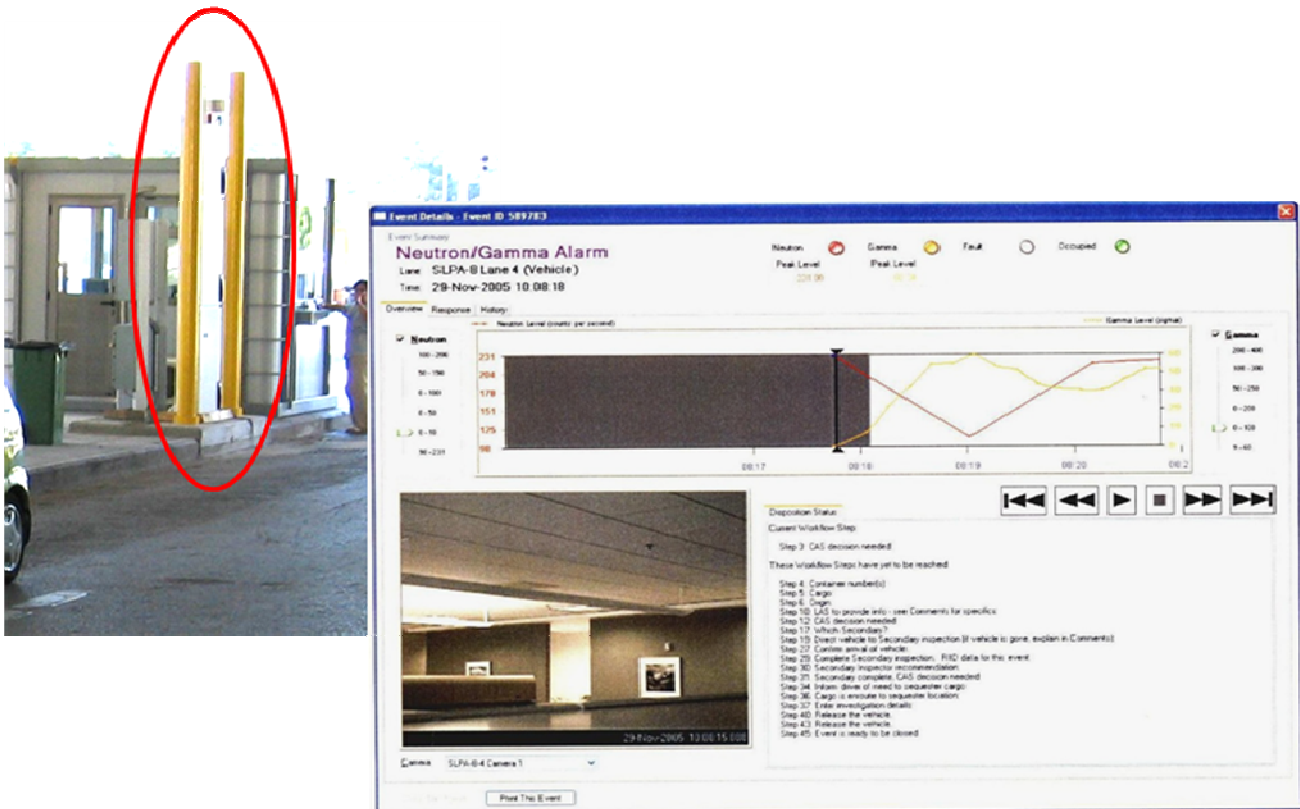


Figure 2. View of portal monitor and obtained data.

It should be stated that portal monitors installed places providing shorter distance between scanned object and detector. Monitors have emergency electrical supply systems providing their uninterrupted operation in case switch of electric power. All monitors are equipped by video camera and special system fixing unauthorized access to the detection system. Monitors are connected to the special server, where all information is collected and distributed to the computers and other electronic devices using special software. In case of gamma, neutron or unauthorized access alarm video is taken. Level gamma and neutron signal are fixed by special graphs (**Fig. 2**). All signals should be responded and consequence conclusions fixed by software. In other case description file remained “open”.

The main difficulties for operation of portal monitors are connected to the possibility to distinguish alarm produced by illegal (hidden radioactive source) from bulk material containing

radionuclides (like ceramic, automobile tires, bananas and others). It also should be consider that this operation should be conducted by border guards, but not specialists for nuclear physics. Therefore the simple rules are developed.

The most important for these rules are presence of handle gamma and neutron detectors, and gamma spectrometers at the borders and capability of border workers to use them properly. Handle detectors should be divided on the following groups: sensitive gamma detectors, neutron detectors, gamma detectors to measure and gamma spectrometers. It can be considered that some dosimeter can have two or more detectors with different functions.

As a first step profile of gamma signal can be used to distinguish point source form bulk material, but profile depends on the speed of car (or train), and cannot be considered as strong argument for making the decision. According to elaborate rules the following actions (as a secondary checking) should be taken:

1. Scan by handle detectors whole surface of transport man: in case of balk material radiation should be homogeneous and very high
2. Detect by gamma spectrometer radianuclide and compare the result with existed tables (every check point is supplied by special data table explaining content of natural radionuclides in different materials). This method can have some difficulties in case of “pure” beta nuclides, which can be solved by other simple methods.



Figure 3. Well logging (a) and machine gun night sites (b).

The given method works properly. It was tested during the several real events occurred at the borders. We can refer to two cases, when well logging device (contains Pu – Be source) and Kalashnikov machine gun night sites (contains ^{226}Ra) were fixed and detained (**Fig. 3**).

References

1. IAEA. Guidance on Import and Export of Radioactive Sources, 2012, Vienna.
2. IAEA. TecDoc–1313: Response to Events Involving the Inadvertent Movement or Illicit Trafficking of Radioactive Materials, 2002, Vienna.
3. IAEA. Combating in nuclear and other radioactive materials. Nucl. Sec. Ser., 2007, 6.
4. IAEA. TecDoc–1312: Detection of Radioactive Materials at Borders, 2002, Vienna.

CORRELATION BETWEEN SURFACE SPECIFIC AREA AND PARTICLES AVERAGE SIZE: HEXAGONAL BORON NITRIDE NANO-POWDERS

L. Chkhartishvili

Georgian Technical University
Tbilisi, Georgia
chkharti2003@yahoo.com

Accepted September 14, 2012

There is suggested a morphology model for nano-powdered hexagonal boron nitride h-BN that can serve as an effective solid-additive to liquid lubricant materials. The model allows the estimating surface specific area, the hard-to-measure morphology parameter, based on powder particles average size.

Introduction: h-BN as a solid lubricant additive

Lubricants are extensively used by industry to control friction and wear in a large variety of mechanical and tribological applications because without lubricants most moving parts of machines and engines fail or wear out and become useless. Most lubricants come in a liquid- or grease- consistency. But, liquid lubricants alone cannot meet the increasingly more stringent application conditions under very high and low temperatures, ultra-high vacuum, radiation, extreme contact pressure, very low and high sliding speeds, etc. It is a reason why the idea of combined uses of solid and liquid lubricants is becoming more popular. Solid additives in current liquid lubricants containing heavy metals, sulfur and phosphorus bearing substances, etc. are environmentally harmful and cause pollutions. They can be displaced by light boron-based nano-scale powders in oils and greases providing much better tribological performance.

The most part of boron compounds are the superhard materials. But, some of them stand out as very effective solid lubricants. In particular, boron compounds with layered structures possess high potential to provide various surfaces with low friction and wear under both dry and lubricated sliding conditions [1]. Among them powdered hexagonal boron nitride h-BN has a capacity to significantly reduce friction and wear when mixed at low concentrations (as little as ~ 1 wt. %) with liquid lubricants – oils, greasers, and fuels. Previously tribological interest in h-BN was limited to lubrication for metalworking processes where lubrication at high temperatures and / or cleanliness of working environments is of critical concern. However, later it was reevaluated as a “clean” lubricant which can be an alternative to above mentioned “dirty” ones (e.g., carbon C in graphite-structure or molybdenum disulfide MoS₂) in more general applications as a solid lubricant.

Hexagonal BN has a lamellar crystalline structure, in which the bonding between molecules within each layer is strong covalent, while the binding between layers is almost entirely by means of weak van der Waals forces. This structure is similar to that of graphite and MoS₂, which are highly successful solid lubricants too, and the mechanism behind their effective lubricating performance is understood to be owing to easy shearing along the basal plane of the hexagonal crystalline structures.

BN captured attention as a potential solid lubricant for general use because of this similarity. However, a number of results showed that, as a solid lubricant, BN was inferior to graphite and MoS₂. From the fundamental investigations of h-BN lubricant properties performed in [2], h-BN in general was found less effective than other solid lubricants except for high-temperature applications. However, a series of sliding experiments showed somewhat curious behavior of BN when added into lubricating oil, e.g., in the case of sliding of bearing steel versus itself. BN slightly increased the coefficient of friction, but drastically decreased wear. In sliding of steel bearing, boron is present in small cavities on wear scars. Not all boron is present there as h-BN, but in other forms too. Although boron nitride is known to have high thermal stability, the observation of the wear scars had shown coexistence of boron and oxygen at the same locations, evidence which suggests oxidation during sliding. BN introduced to the actually rubbing parts strongly adhered to steel surfaces, and works to decrease wear.

Different approach to modification of sliding surface by h-BN lubricant recently has been suggested for gears. Gears and other mechanical assemblies are some of the key components for conversion of wind energy to electrical energy in wind turbines, but their durability and efficiency are severely impaired by some tribological issues like micropitting, wear, scuffing, and spalling. To address these issues, in [3] a combinational approach was proposed to incorporate surface treatment in coordination with the use of nanocolloidal lubricant additives. In particular, boron nitride based solid lubricants were manufactured and flat gear steel samples were borided using an electrochemical boriding process. The borided surfaces enhanced the mechanical properties of the surface layer, leading to improved wear resistance. As for the boron nitride itself, it was observed to be stayed well dispersed within the oil and formed a stable tribofilm which was important to achieve improved tribological performance.

It looks that h-BN particles interact with sliding surfaces and form low-friction boundary films protecting these surfaces against wear and providing low friction due to their low shear. Correspondingly, there was found a preferential orientation of h-BN nanocrystalline sheets of hexagonal boron nitride (formed from the tribochemical reaction between a borated additive and a nitrogenous compound using mineral oil containing a little amount of synthetic base as the base-oil) parallel to the sliding direction [4]. It was evidenced the formation of a lamellar solid from the tribochemical reaction of a borated additive and a succinimide additive. The result is the formation of h-BN in the tribofilm. The tribofilm was mainly composed of an amorphous borate matrix containing highly-dispersed h-BN nanoparticles in the form of sheets 10 nm wide and 5 nm thick. Thus, when present at sliding interface the atomic layers of hexagonal BN, the self-lubricated solid, align themselves parallel to the direction of sliding motion and then shear with relative ease to provide the levels of low friction.

Such orientation of nanosheets has a favorable effect on friction – this statement was proved by the combination phospholipid molecules with h-BN. Phospholipid in vivo and hexagonal boron nitride in vitro are good examples of frictionless lubricants. Phospholipid

molecules and BN have the ability to form multilayer or layered structures similar to lamellate solid. It has been confirmed experimentally that phospholipid molecules as lamellar lubricants protect the surface of joints against wear while acting as frictionless lubricant. The experiment strongly suggested [5] that h-BN has the ability to lubricate under load with very low friction coefficient comparable to phospholipids. Relatively low surface energy and low adhesion between the crystallites are giving the additives low friction coefficient. The results of the experimental studies showed that h-BN as an additive in vaseline possesses friction reducing properties, and excellent antiwear properties.

It should be noted that hexagonal BN is a versatile ceramic material, with unique properties and a wide application area in industry. Because of complex of important properties – resistance to oxidation up to high temperatures, lubricity, high corrosion resistance, high thermal conductivity and high electrical resistivity – it is used mostly as a high temperature lubricant material. However, powdered h-BN when added into plastics not only reduces friction coefficient, but also increases their thermal conductivity, decreases thermal expansion and increases use temperatures. There are number of suggestions on practical utilizing BN-based lubricants useful for metallic, ceramic, polymer, etc. interfaces.

Although aluminum is one of the most prominent metals in the fabrication of metal matrix composites, frequently the oxidation of aluminum prevents the precisely measuring the wetting of ceramics. In [6], an improved sessile drop method was devised to prevent the oxidation of the aluminum. Using this method, the contact angle between h-BN and molten Al was measured in a purified He + H₂ atmosphere and in a very high vacuum at high-temperature. It was confirmed that AlN was produced at the solid / liquid interface and caused the contact angle to decrease to 0°. AlN had good structural properties, whereas h-BN did not. Accordingly, it was suggested that h-BN particles, which have good wetting, be inserted into the Al-melt. This causes the surface of the h-BN to be converted into AlN which has good structural properties. Using this process, a metal matrix composite, which has good structural properties, should be produced. In particular, since h-BN is lubricous, a material should be produced which has high wear resistance.

Results of friction force in small-size bearings lubricated with the amount of oil contained boron nitride additives were presented in [7]. The investigated bearings were porous journal bearing and thrust bearing of the type sphere-on-plane operating with low velocity under spinning friction regime. The comparison of the results obtained for oil with boron nitride additives with one without such additives, magnetically active lubricant and oil with other than BN additives showed a significant reduction of the friction coefficient and contact temperature.

The antiwear capacity of a borate containing nitrogen was evaluated in [8]. Rubbing surface analyses revealed that there were borate and boron nitride under high load in comparison to only borate found under low load. Therefore, it can be considered that, under mild conditions, the borate ester is absorbed physically and chemically on the rubbing surface providing antiwear function at low load, and under severe conditions some of absorbed borate films degrade and form boron nitride tribochemically developing antiwear performance at high load.

In [9], the modified borate powder also was synthesized as an oil additive. The results of studying its tribological properties showed that it had good extreme pressure, antiwear and friction reduction properties. The viscosity of base-oil and the water content in the modified

borate had great effect on the wear resistance with extreme pressure. It can form a tribological mixed reaction-film on friction surface. Boron mainly existed in the form of BN on friction surface, while nitrogen content was higher than sodium content.

Thus, borate esters possess friction-reducing, antiwear, and antioxidant characteristics when blended in lubricating oils. However, they are susceptible to hydrolysis. The formation of a stable five-member ring structure in the ester molecules, involving coordination of nitrogen with boron, contributes substantially to the resistance to hydrolysis of borate esters. The susceptibility of borates to hydrolysis can be reduced by introducing N,N-dialkylaminoethyl groups with alkyl radicals containing more than three carbon atoms [10]. It was revealed that the borate ester can be adsorbed on the rubbing surface, and some of the adsorbed borate film degrades and forms boron nitride. Wear tests indicated that the combination of oil-soluble metals (copper, tin, and cadmium) compounds with organoborates gives better antiwear properties than the components separately. An antiwear synergistic mechanism can be postulated, in which borates with electron-deficient boron *p*-orbitals catalyze the triboreduction of the metal compounds on the rubbing surfaces, producing elemental metals.

AISI – 1045 steel was duplex surface modified by deposition of a Si – B – N composite film and a MoS₂-based film [11]. It was found that composite film was composed of h-BN and c-BN which had much larger hardness than the steel substrate and were able to form interfacial transition layer with the steel substrate, and hence the tribological behavior of the steel was greatly improved. Moreover, the friction and wear behavior of the Si – B – N film was further significantly improved by the introduction of the Mo.

The tribological performance of grease lubricant plus h-BN micro-particles additive was studied on steel / steel tribopair under vibrating fretting and sliding fretting conditions [12]. The grease compounded with boron nitride was found to be the best for industrial applications.

In [13], it was performed a comparative study on the tribological behavior of hexagonal boron nitride as lubricating microparticles – an additive in porous sliding bearings for a car clutch. The main effect of h-BN microparticles lamellar lubricant plus oil in comparison to a standard Mobil-lubricant appears to be that the impregnation of h-BN microparticles in Cu – Fe porous bearings persists for a long period of time and the microparticles are gradually released, being supplied to the contact surfaces. In the bench test, porous bearings have demonstrated that such impregnation will satisfy up to ~ 10⁵ h of clutch operation in a real engine.

Ni-based alloy / nano-hexagonal boron nitride (nano-h-BN) self-lubricating composite coatings were successfully produced on medium carbon steel substrate by means of Nd : YAG laser cladding [14]. A novel high energy ball milling method was adopted to clad nano-Ni onto nano-h-BN with an aim to enhance the compatibility between the h-BN and the metal matrix during laser cladding process. It was found that nano-h-BN was hardly to be composed into Ni 45 matrix coating even if increasing the weight percentage of h-BN from 5 to 10 wt. % with a conventional mechanical mixing. The high energy ball milling of nano-Ni onto nano-h-BN significantly improved the interfacial compatibility between h-BN and Ni 60 matrix. The friction coefficient of the laser clad Ni 60 / nano-Ni-clad h-BN coating was reduced obviously.

The results of the recent experimental studies have demonstrated [15] the high potential of h-BN as an additive for preventing fretting sliding, and can very useful for application in grease-based compound lubrication of a steel surface in industrial equipment.

Cubic, amorphous and hexagonal boron nitride films were deposited onto a silicon substrate and a reciprocating tribometer was used to examine friction and wear properties for

these three BN films [16]. The c-BN film showed the highest wear and peeling resistance of the tested films. The lubricating performance of the c-BN film proved significant with a long lubricating life and low friction. In contrast, the a-BN and h-BN films showed short lubricating endurance lives and large friction changes in spite of the fact that they are good, in general, as solid lubricants. These unexpected results were speculated to reflect the premature debonding of the h-BN and a-BN films during sliding and the subsequent discharge of their flakes out of the nip between the substrate and the ball indenter, owing to their lower adhesion to the substrate.

The high-temperature friction and wear characteristics of ceramic matrix composites incorporated with various solid lubricants including hexagonal BN have been investigated from room temperature up to ~ 1000 °C [17]. On the basis of general design considerations relevant to solid lubrication proposed for friction and wear data of self-lubricating composites, such optimized composites appear to be promising candidates for long-duration, extreme environment applications with low friction and small wear rate.

The results of investigation of the tribological behavior of Si_3N_4 – h-BN composites with different hexagonal boron nitride volume fractions under distilled water lubrication showed [18] that the addition of h-BN into Si_3N_4 matrix significantly decreased the friction coefficient for Si_3N_4 against Si_3N_4 pair under titrimetric water lubrication. The morphological analysis and chemical characterization of the worn surfaces via scanning reveal that under titrimetric water lubrication, the h-BN in Si_3N_4 – h-BN spalled off during the wearing tests and the spalled pits formed on the wearing surface of Si_3N_4 – h-BN, and then the debris dropped into the pits to react with water, thus a tribochemical film formed on the wearing surface. It facilitated smoothing the surfaces of Si_3N_4 – h-BN and Si_3N_4 to create a fine lubrication environment.

The recent ring compression tests of the interfacial friction and flow behavior of an Al_2O_3 -based ceramic composite have indicated [19] that boron nitride lubricant can be used effectively at elevated temperature range of 1400 – 1600 °C.

It is known that the processability of polymers by extrusion is related to the interface between the polymer melt and the die wall because the wall surface energy affects the flow of polymer melts in extrusion die. On the other hand, BN powders acting as a solid lubricant lower the surface energy. It is reason why the effects of BN powders on the rheological properties and the extrusion processability of metallocene-catalyzed low-density polyethylene were investigated [20]. Small crystal size and uniform size distribution were found to be more effective. Also, the influence of a hot-pressed BN die on the instability of capillary flow was found to be quite effective in delaying surface and sharkskin defects and postponing gross melt fracture. A synergistic effect of processability improvement could be obtained when both BN powder and a hot-pressed BN die are used together.

During the die flow of metallocene polyethylenes, flow instabilities may occur. Namely, wall slip, “sharkskin”, and stick-slip (pressure oscillations) and gross fracture may be obtained depending on the volume flow rate and die geometry. Fluoroelastomers and boron nitride powders with hexagonal crystal structure can be used as suitable processing aids in melt extrusion processes. Fluoroelastomers at low concentrations act as die lubricants and may eliminate flow instabilities such as surface and stick-slip melt fracture. On the other hand, specific BN powders may not only eliminate surface and stick-slip melt fracture, but also postpone gross melt fracture to higher volume flow rates. In [21], it was shown a way for

quantitative differentiation of the influence of polymer processing additives on rheological behavior.

Boron nitride as a solid lubricant was tested [22] as an additive to the lubricants used in the polytetrafluoroethylene paste extrusion in order to identify enhanced processing aids. It was found that the addition of boron nitride not only increases the extrusion pressure but at the same time improves the final mechanical properties of the final extrudates. This offers possibilities for controlling these properties by controlling the degree of fibrillation, i.e., by adding a small amount of solid BN lubricant to adjust pressure, fibrillation, and thus the final mechanical properties.

Calcined petroleum coke and hexagonal boron nitride were used as the friction modifiers to improve the friction and wear properties of phenolic resin-based friction composites too [23]. It was found that the hybrid of the two friction modifiers was effective to significantly decrease the wear rate and stabilize the friction coefficient of the friction composites at various temperatures by forming a uniform lubricating and / or transferred film on the rubbing surfaces. The uniform and durable transfer films were also able to effectively diminish the direct contact between the friction composite and the cast iron counterpart and hence prevent severe wear of the latter as well. The effectiveness of the hybrid of calcined petroleum coke and h-BN in improving the friction and wear behavior of the phenolic resin-based friction modifiers could be attributed to the complementary action of the “low temperature” lubricity of calcined petroleum coke and the “high temperature” lubricity of h-BN. The optimum ratio of these two friction modifiers in the friction composites was suggested to be 1 : 1, and the corresponding friction composite showed the best friction-reducing and antiwear abilities.

Summarizing above brief overview on powdered h-BN lubricity, one should emphasize that in general the larger grain size and higher crystallinity lead to better lubricating properties and high temperature-stability of h-BN. However, there is a problem of sedimentation: micro-scale powders added into lubricating oil and other liquid materials may settle out unless very effective surfactants or dispersing agents are added too. In case of nano-scale particles, mainly because of their very large surface-to-volume ratio, as well as light weight (due to BN low specific gravity), these powders may stay in dispersion for a long time without the use of additional surfactants. Fortunately, boron nitride can be produced in nano-powders and, therefore, is easy to incorporate within liquid lubricants.

Particles morphology characteristics

There are two most important parameters characterizing powdered materials morphology – average particles size r (or sizes for non-globular particles) and surface specific area σ .

Microstructural parameters can be estimated by X-ray diffraction line profile analysis (XRDLPA) using different model-based approaches like Scherer analysis, integral breadth method, Williamson–Hall and modified Rietveld techniques. Concerning XRD, it should be noted that these traditional methods are popular because they are relatively straight forward. In particular, the crystallite size can be calculated as well known Debye–Scherer ratio $K\lambda / B \cos \theta$,

where B describes the structural broadening, which is the difference in integral profile width between a standard and experimental samples: $B_{size} = B_{obs} - B_{std}$. In the range of 0 – 500 Å, the average h-BN crystals' thickness L_c in the c -axis direction (defined as the mean height of a pack of parallel and crystallographically connected hexagonal layers) calculated by the Scherer formula has to be considered as relatively crude value. In this calculation, full width at half maximum (FWHM) values of the peaks originating from (002) planes of h-BN ($2\theta = 26.7^\circ$) presented on the XRD patterns can be utilized.

Average grain radius r of particles can be measured on scanning electron microscope (SEM). Such determination means the averaging at least tens of grains in the SEM micrographs. The procedure provides radii of particles, large feces of which are in the observation direction in the micrographs. Consequently, this value may not reflect the average size of the whole product and should be regarded as approximate.

As for the specific surface area of powdered materials, it usually is determined by too complicated Brunauer–Emmet–Teller (BET) analysis. In addition, because the size and forms of particles affect the performance in powder's usage before the BET measurements the agglomerations in BN powders should be grounded. Usually, h-BN powders are subjected to ultrasonic vibrations in water-bath in order to break up these relatively soft self-agglomerates.

Surface specific area is the most important characteristic of powdered materials because it largely determines their physical and chemical properties. As it has been mentioned, measuring the σ values is a too complicated procedure, which in addition requires a prior breaking up the agglomerates. However, the specific surface is correlated with another basic geometric characteristic of the powder r , the average size of particles: the smaller the particles, the greater their total surface area per unit mass (or decrease in the specific surface area indicates larger particle size of the powder). However, the measuring of r is much easier. So it makes sense to build a morphology model of the particles, which will allow recalculating the specific surface from the experimental average radius. This problem, we decided to solve for nano-powdered hexagonal BN.

Morphology model

For the lubrication purpose, it is desirable to produce tailored h-BN particles which are having thin platelet morphology, but also somewhat higher surface area. A change in the particle size such as cutting the particle in half across the basal plane does not effectively change the specific surface area of the particles produced. A powder having thin platelets may be achieved, e.g., by dry milling. In such instances, a slight reduction in the particle diameter results in an increased surface area thereby increasing reactivity and improving the performance of powders.

Our model (**Fig. 1**) proposed for such hexagonal boron nitride powders is based on following assumptions:

1. Particles are of disk-shape, the bases of which are parallel to the layers of this lamellar crystal, i.e., the aspect ratio $\eta = r/h$, where h is the height of the disk of radius r , is much greater than one, $\eta \gg 1$;

2. Aspect ratio is almost independent of the dispersity of powdered h-BN samples;
3. Particles are too small to be textured and hence their density ρ well coincides with the value of 2.28 g / cm^3 measured in single-crystalline h-BN.

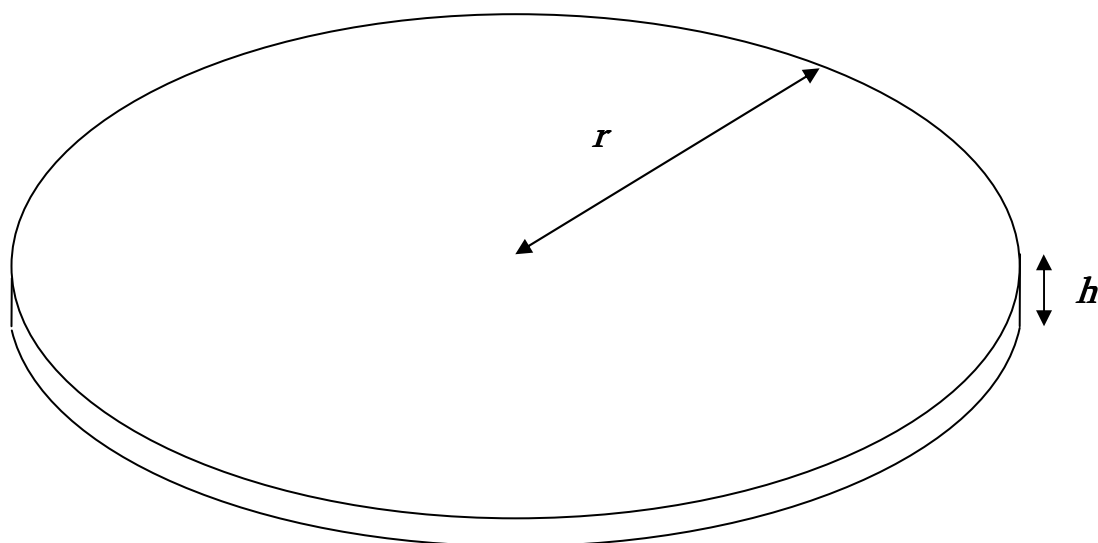


Figure 1. Morphology model for hexagonal boron nitride nanopowders.

In spite of the fact that disk-shape seems evident for h-BN particles, let cite some recent experimental data supporting this key assumption of the morphology model proposed. Particles of the BN sample studied in [2] had generally flat plate-like shapes, and the ratio of the thickness to the average diameter was around 0.07. Different investigations indicated [24] that, in the early stage of ball milling, the thick layers of h-BN are sliced into many thinner sheets because of cleavage along the basal planes. In the final stage of milling, the fiber-like tightly bonded sheets are broken and refined further, until a nanocrystalline and amorphous mixture is formed. Grains of the h-BN grown carbothermally from boron carbide also showed plate-like lamellar shapes with sizes about μm [25].

The thermal decomposition of guanidinium tetraborate, pentaborate, and nonaborate was characterized under ammonia atmospheres and defined for bulk powder transformations of these precursors to boron nitride. It was found [26] that the bulk pyrolyses under high-temperature ammonia produce micrometer- and sub-micrometer-sized platelet morphology particles with high oxygen contents; however, subsequent pyrolysis of these powders at $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ under NH_3 reduces the oxygen contents to $< 1 \text{ wt. } \%$.

Microstructural parameters like crystallite size and the morphology and particle size of the boron nitride powders milled in a high-energy vibrational ball mill before and after ball milling were, evaluated, respectively from the XRD data and observed in a field emission scanning electron microscope (FESEM) [27]. According to FESEM observations each crystal of the unmilled BN powder has thin plate-like morphology having the particle diameter of the order of $400 - 600 \text{ nm}$. The ball-milled BN powders were not deformed uniformly and having different sizes and shapes. Morphology of BN powders was changed into much thinner plates having particle diameter range from ~ 90 to 200 nm after ball milling whereas the average crystallite size measured by XRD was 7.7 and 5.2 nm , respectively. In initial stage of milling,

thick layers are sliced into several thinner sheets due to cleavage. Due to slip of basal planes, basal plane defects are introduced in the BN grains and after long time milling the thin sheets are broken and refined. It has been observed from FESEM a reduction in the particle diameter, platelet thickness which results in BN particle fracture.

In [28], the effect of MgO, CaO and BaO on carbothermic formation of hexagonal boron nitride from $B_2O_3 - C$ mixtures containing alkaline earth oxide additives reacting at high temperature in nitrogen atmosphere was investigated. Particle morphology of the formed h-BN powders were examined by FESEM. Particle size and shape of h-BN powder formed with additives appear to be similar. The plate-like morphology of h-BN particles can be clearly seen in their micrographs. Particle size of the formed h-BN powders were examined by particle size distributions were determined by particle size analyzer. The average particle size of h-BN powder obtained from plain mixture was 149 nm; and those obtained from MgO, CaO and BaO containing mixtures were 297, 367 and 429 nm, respectively. BET specific surface area measurements were performed on samples obtained from plain and CaO containing mixtures, where it was found that h-BN powder formed from plain mixes had a specific surface area of $31.7 \text{ m}^2 / \text{g}$, while that of the h-BN produced by CaO addition was $21 \text{ m}^2 / \text{g}$, confirming the increase in the grain size.

There was also studied [29] the effect of copper Cu (in form of cupric nitride) and calcium Ca (in form of calcium oxide CaO) on carbothermic formation of boron nitride from the mixture of boron oxide B_2O_3 with a C-containing precursor. Such reactions yield plate-like particles, large faces of which can be characterized by the diameter. The plate-like h-BN particles are found to have more pronounced effect on the thermal conductivity of the polymer composite materials [30]. Raw boron nitride produced in [31] by nitriding of boron oxide was composed of plates which form agglomerates.

Model parameters

The model described in previous section leads to the relation

$$\sigma = \frac{2(1+\eta)}{\rho r}.$$

There are available experimental data, which should help us in estimating the aspect ratio η for nano-powdered boron nitride.

The description of some procedures and results of a laboratory-scale production of boron nitride powder using carbothermic method in the tube furnace was given in [32]. Specific surface area of graphite-like BN in powder form used in Pt / BN catalyst in a steady-state-flow reactor for conducted the deep oxidation of methanol was $49 \text{ m}^2 / \text{g}$ [33]. Boron nitride powders can be also produced by reaction of boric acid with ammonia at high temperatures [34]. In [35], characterization of raw boron nitride produced by reaction of boron oxide with ammonia and heat-treated at high-temperatures was conducted using specific area BET measurements and crystalline size calculations on the basis of Debye–Scherer equation and SEM data.

Effect of $CaCO_3$ on formation of hexagonal boron nitride was investigated [36] by holding $CaCO_3$ free and $CaCO_3$ added activated carbon–boric oxide mixtures under nitrogen

atmosphere at high temperatures. Products were characterized by BET specific surface area analysis. It was observed that calcium carbonate addition led to an increase in the amount and the grain size of hexagonal boron nitride. Addition of CaCO_3 into the starting mixture yielded h-BN powder with high crystallinity and low specific surface area. Average crystal thickness L_c values of h-BN formed from plain and CaCO_3 added mixtures were 22.02 and 23.85 nm, respectively. On the other hand, from the SEM micrographs average grain diameter of h-BN formed from plain mixtures was found to be $0.36 \pm 0.08 \mu\text{m}$ and addition of CaCO_3 increased the grain diameter to $0.70 \pm 0.14 \mu\text{m}$. The results of the BET specific surface area measurements were in accord with the observations made on the SEM micrographs. The specific surface area of the h-BN powder formed in the experiments conducted with plain mixtures was determined as $31.7 \text{ m}^2/\text{g}$; whereas that of the h-BN powder obtained in the same experimental conditions with CaCO_3 added mixture was $21 \text{ m}^2/\text{g}$.

In our calculations we rely on data presented [29] for the powder carbothermally formed from the mixture of boron oxide and a C-containing precursor without any catalytic additives: $r \approx 0.175 \mu\text{m}$ and $\sigma \approx 31.7 \text{ m}^2/\text{g}$. These data provide an empirical evaluation of the aspect ratio, $\eta \approx 5.32$, which is close to the square of the ratio 5.31 of inter- (3.3306 \AA) and intralayer (1.4457 \AA) bonds lengths measured in h-BN crystals and practically coincides with the theoretical value $9(3 + 2\sqrt{2})/\pi^2 \approx 5.32$, which follows from the geometric model [37] for boron nitride layered nanosystems. This coincidence seems not to be accidental since, according to the Harrison's well-known interpolation scheme [38], in crystals any energy-parameter has to be inversely proportional to the square of the corresponding length-parameter. So, the aspect ratio for h-BN nanoparticles equals to the ratio of inter- and intralayer binding energies of this layered crystal.

Assuming that $\eta \approx 5.32$, we finally have: $\sigma [\text{m}^2/\text{g}] \approx 5.54/r [\mu\text{m}]$. The minimal size of the h-BN particles chemically produced by us [39] was $r \approx 0.05 \mu\text{m}$. From this formula, it corresponds to the specific surface area $\sigma \approx 110 \text{ m}^2/\text{g}$, i.e., significantly exceeds that for globular model. Thus, according to the proposed morphology model, the deviation of the particle shape from the sphere substantially increases surface specific area of nano-powdered hexagonal boron nitride.

References

1. A. Erdemir. In: Proc. 4th Int. Boron Symp. (Eds. A. Konuk, H. Kurama, H. Ak, M. İphar), 2009, Eskişehir: Osmangazi Univ. Press, 3-9.
2. Y. Kimura, T. Wakabayashi, K. Okada, T. Wada, H. Nishikawa. Wear, 1999, 232, 199-206.
3. A. Greco, K. Mistry, V. Sista, O. Eryilmaz, A. Erdemir. Wear, 2011, 271, 1754-1760.
4. R. Ladavière, J. M. Martin, T. le Mogne, B. Vacher, B. Constans, S. Iovine. Trib. Ser., 2003, 41, 15-22.
5. Z. Pawlak, R. Pai, E. Bayraktar, T. Kaldonski, A. Oloyede. Bio Syst., 2008, 94, 202-208.
6. H. Fujii, H. Nakae, K. Okada. In: Proc. Int. Conf. Adv. Composite Mater., 1993, 1001-1007.

7. J. Burcan, K. Krzeminski. *Sci. Bull. Lodz Tech. Univ. Mech. Eng.*, 1996, 85, 31-36.
8. J. Yao. *Trib. Int.*, 1997, 30, 6, 387-389.
9. Y. Qiao, B. Xu, Sh. Ma, Sh. Liu, W. Liu, Q. Xue. *Trib. (Mocaxue Xuebao)*, 1998, 18, 1, 25-31.
10. J. B. Yao, Q. L. Wang, S. Q. Chen, J. Z. Sun, J. X. Dong. *Lubr. Sci.*, 2002, 14, 415-423.
11. X. Yu, C.-B. Wang, G.-W. Jiang. *Trib. (Mocaxue Xuebao)*, 2004, 24, 119-122.
12. Z. Pawlak, T. Kaldonski, M. Lisewski, A. Oloyede. In: *Proc. World Trib. Cong.*, 2009, 814.
13. Z. Pawlak, T. Kaldonski, R. Pai, E. Bayraktar, A. Oloyede. *Wear*, 2009, 267, 1198-1202.
14. H. Yan, A. H. Wang, X. L. Zhang, Z. W. Huang, W. Y. Wang, J. P. Xie. *Mater. Sci. Technol.*, 2010, 26, 461-468.
15. Z. Pawlak, T. Kałdoński, M. Lisewski, W. Urbaniak, A. Oloyede. *Ind. Lubr. Trib.*, 2012, 64, 84-89.
16. S. Watanabe, S. Miyake, M. Murakawa. *Surf. Coat. Technol.*, 1991, 49, 406-410.
17. J.-H. Ouyang, T. Murakami, S. Sasaki, Y.-F. Li, Y.-M. Wang, K. Umeda, Y. Zhou. *Key Eng. Mater.*, 2008, 368-372, 1088-1091.
18. W. Chen, Y. Gao, F. Ju, Y. Wang. *J. Xi'an Jiaotong Univ.*, 2009, 43, 75-80.
19. H. G. Wang, F. Wang, Y. P. Song, K. F. Zhang. *Adv. Mater. Res.*, 2011, 154-155, 1752-1756.
20. S. M. Lee, G. Nam, J. W. Lee. *Adv. Polymer Technol.*, 2003, 22, 343-354.
21. R. Vogel, S. G. Hatzikiriakos. *Polymer Eng. Sci.*, 2004, 44, 2047-2051.
22. I. Ochoa, S. G. Hatzikiriakos, E. Mitsoulis. *Int. Polymer Proc.*, 2006, 21, 497-503.
23. G. Yi, F. Yan. *Mater. Sci. Eng. A*, 2006, 425, 330-338.
24. J. Y. Huang, H. Yasuda, H. Mori. *J. Am. Cer. Soc.*, 2000, 83, 403-409.
25. H. E. Çamurlu, Y. Topkaya, N. Sevinç. In: *Proc. 2nd Int. Boron Symp.* (Eds. H. Özdağ, H. Akdaş, V. Bozkurt, M. İphar), 2004, Eskişehir: Osmangazi Univ. Press, 189-194.
26. G. L. Wood, J. F. Janik, M. Z. Visi, D. M. Schubert, R. T. Paine. *Chem. Mater.*, 2005, 17, 1855-1859.
27. J. Ghosh, S. Mazumdar, M. Das, S. Ghatak, A. K. Basu. *Mater. Res. Bull.*, 2008, 43, 1023-1031.
28. H. E. Çamurlu, Y. Topkaya, N. Sevinç. *Ceram. Int.*, 2009, 35, 2271-2275.
29. H. E. Çamurlu. In: *Proc. 4th Int. Boron Symp.* (Eds. A. Konuk, H. Kurama, H. Ak, M. İphar), 2009, Eskişehir: Osmangazi Univ. Press, 117-121.
30. Ş. Kemaloğlu, G. Özkoç, A. Aytaç. In: *Proc. 4th Int. Boron Symp.* (Eds. A. Konuk, H. Kurama, H. Ak, M. İphar), 2009, Eskişehir: Osmangazi Univ. Press, 291-301.
31. T. Altinoğlu, N. Ay. In: *4th Int. Boron Symp.* (Eds. A. Konuk, H. Kurama, H. Ak, M. İphar), 2009, Eskişehir: Osmangazi Univ. Press, 309-314.
32. Ö. Ermullahoğlu, C. B. Ermullahoğlu. In: *Proc. 1st Int. Boron Symp.* (Ed. K. Erarslan), 2002, Kütahya: Dumlupinar Univ. Press, 124-128.
33. J. C. S. Wu, Y.-Ch. Fan, Ch.-A. Lin. *Ind. Eng. Chem. Res.*, 2003, 42, 3225-3229.
34. B. Tokmak. In: *Proc. 2nd Int. Boron Symp.* (Eds. H. Özdağ, H. Akdaş, V. Bozkurt, M. İphar), 2004, Eskişehir: Osmangazi Univ. Press, 105-108.
35. N. Ay, İ. Töre. In: *Proc. 3rd Int. Boron Symp.* (Eds. T. Güyagüler, S. Karakaş, Z. Özdemir, A. Karakaş, A. Bükülmez, O. Sönmezer), 2006, Ankara: Boren, 359-365.
36. H. E. Çamurlu, N. Sevinç, Y. Topkaya. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2008, 28, 679-689.

37. L. Chkhartishvili. J. Phys. Conf. Ser., 2009, 176, 012014-17.
38. W. A. Harrison. Electronic Structure and the Properties of Solids: The Physics of the Chemical Bond, 1, 1980, San Francisco: Freeman.
39. B. G. Margiev, R. V. Chedia, A. A. Gachechiladze, L. S. Chkhartishvili, I. L. Kupreishvili, A. G. Mikeladze, D. L. Gabunia, O. A. Tsagareishvili. In: Abs. 3rd Int. Samsonov Memorial Conf. Mater. Sci. Ref. Comp., 2012, Kiev: IPMS – KPI, 204.

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ γ - Mo_2N , СИНТЕЗИРОВАННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ СПОСОБОМ

В. М. Шулаев¹, З. И. Колупаева²

¹ Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт»
Харьков, Украина
v.shulayev@kipt.kharkov.ua
² Национальный технический университет
«Харьковский политехнический институт»
Харьков, Украина

Принята 15 сентября 2012 года

Методом рентгеноструктурного анализа исследовано наноструктурное состояние в покрытиях γ - Mo_2N , синтезированных в условиях низкого энергетического воздействия на фронт осаждения покрытия. Постоянный отрицательный потенциал смещения, приложенный к подложке, составлял 30 В. Наноструктурные покрытия имели аморфно-кристаллическое строение. Средний размер областей когерентного рассеяния составлял около 6 нм. Твердость таких покрытий превышает 60 ГПа. В покрытиях формировались высокие остаточные сжимающие макронапряжения. Обнаружено подавление захвата макрочастиц при синтезе покрытий нитрида молибдена при использованном постоянном отрицательном потенциале смещения.

1. Введение

Полифункциональные наноструктурные покрытия нитрида титана в огромных масштабах используются в промышленности [1]. В значительно меньшей мере используются покрытия нитрида циркония [2]. Но в любом случае следует признать, что покрытия нитридов переходных металлов IV В группы относятся к категории достаточно хорошо изученных. Из нитридов переходных металлов VI В группы только единственное покрытие – CrN нашло коммерческое применение [3]. Информация о нанокристаллических покрытиях нитрида молибдена очень ограничена. Имеются лишь единичные публикации по этому перспективному материалу. Из них следует, что покрытия нитрида молибдена также проявляют полифункциональные свойства. В частности, они обладают сверхпроводимостью [4, 5] и перспективны в качестве диффузионных барьеров в микроэлектронике [6]. Их применение возможно в многослойных конденсаторах в качестве электродного материала [7], эффективного катализатора [8 – 13]. Они могут иметь высокую и сверхвысокую твердость [14]. Также учитывая, что цветные металлы, такие как медь, имеют низкую растворимость в нитриде

молибдена, можно ожидать, что покрытия нитрида молибдена могут быть превосходным кандидатом для нанесения упрочняющих покрытий на формующий инструмент, применяемый для обработки цветных металлов и сплавов [15]. Причем высокая растворимость молибдена в железосодержащих материалах обеспечивает высокую адгезию покрытий нитрида молибдена к подложкам [16, 17]. Покрытия нитрида молибдена обладают уникальными трибологическими свойствами [18]. Это обусловлено возможностью образования в зоне трения фаз Магнели [19]. Для получения таких покрытий нитрида молибдена, как правило, использовалось магнетронное распыление [15, 20 – 27].

Однако наиболее приемлемым технологическим методом из всех ныне существующих способов синтеза нанокристаллических покрытий из нитрида молибдена является вакуумно-дуговое осаждение [28]. В электродуговом разряде молибден, являющийся материалом катода, преобразуется в потоки компонент высоко ионизированной низкотемпературной плазмы. Это обеспечивает высокую химическую активность металлической плазмы молибдена в присутствии газообразного азота, который находится в активированном состоянии. В этой связи возможен синтез нанокристаллического нитрида молибдена как в виде порошков (гомогенное зарождение в газоплазменной фазе) [29, 30], так и в виде пленок и покрытий на различных подложках (гетерогенное зарождение и рост) [28]. Образование покрытия происходит в процессе осаждения на подложку нейтральных, возбужденных и заряженных частиц молибдена и азота. Как правило, нанокристаллические покрытия из нитрида молибдена имеют высокую адгезию к железосодержащим материалам.

Однако синтез покрытий нитрида молибдена конкретного фазового состава зависит от большого числа факторов. Отметим основные. Во-первых, в системе молибден – азот образуется несколько нитридных фаз, которые различаются между собой по физико-механическим свойствам [31]. Во-вторых, хорошо известно, что процесс синтеза продуктов реакции молибдена с азотом в пленках и покрытиях может приводить к фазообразованию, несовпадающему с ожидаемым по равновесным фазовым диаграммам и наблюдаемым в массивных образцах [28]. Устойчивость образующихся нитридных фаз определяется малейшими примесями посторонних элементов, особенно элементов внедрения (углерод, кислород, водород) [32]. В-третьих, важным фактором является то обстоятельство, что процесс синтеза при вакуумно-дуговом осаждении протекает в условиях крайне далеких от термодинамического равновесия. Наибольший интерес с точки зрения практических применений в виде покрытий представляет тугоплавкий нитрид молибдена γ -Mo₂N, что связано с его высокой твердостью. Хотя уже исследовались интервалы давлений азота, обеспечивающие синтез высокотвердых монофазных покрытий, в том числе и γ -Mo₂N, но остается проблема управления их наноструктурным состоянием. В первую очередь при вакуумно-дуговом осаждении она зависит от энергии ионов (величины потенциала смещения), воздействующих на поверхность роста покрытий.

Цель данной работы – экспериментальное исследование наноструктуры и напряженного состояния покрытий нитрида молибдена на различных подложках, синтезированных в условиях низкого энергетического воздействия на фронт осаждения покрытия.

2. Методика экспериментов

2.1. Осаждение покрытий

Для получения образцов использовалась серийная вакуумно-дуговая установка «Булат – 6». Образцы получали в одинаковых условиях на полированных цилиндрических подложках из разных материалов: быстрорежущая сталь Р6М5, нержавеющая сталь 12Х18Н9Т и медь марки М1. Подложки с высотой и диаметром 9 мм имели плоскопараллельные торцы, на один из которых наносилось покрытие. Подложки предварительно промывали щелочным раствором в ультразвуковой ванне. После откачки вакуумной камеры до давления 10^{-3} Па на подложки подавали отрицательный потенциал смещения 1000 В при токе дуги 100 А, в результате чего производилась очистка и активация их поверхности бомбардировкой ионами молибдена в течение 2 мин. Испаряемый материал – молибден высокой чистоты марки МЧВП. Параметры осаждения: ток дуги (I_d) – 130 А, потенциал подложки (U_n) – 30 В, давление азота в процессе осаждения (P_N) – 0.1 Па, скорость осаждения (V) составляла 8.1 мкм / ч.

2.2. Анализ содержания примесей

Фоновые примеси определялись с помощью лазерного энерго-массо-анализатора ЭМАЛ – 1. Максимальное содержание углерода не превышало 0.001 ат. %, а кислорода – 0.16 ат. %. Общий химический анализ и определение концентрации азота проводились на энергодисперсионном рентгеновском микроанализаторе INCA – 350. Концентрация азота в образцах составляла 32.0 ± 1.5 ат. %.

2.3. Аттестация структуры образцов

Образцы аттестовались методами рентгеновского структурного анализа. Съёмки производились на рентгеновском дифрактометре ДРОН – 2.0 в излучении железного анода. Дифракционная картина регистрировалась поточечно через 0.1° с экспозицией в каждой точке 20 ... 40". Уровень макронапряжений оценивался с помощью $\sin^2\Psi$ - метода.

Микрофрактограммы покрытий, подвергнутых разрушению изгибом с высокой скоростью при комнатной температуре, изучали в растровом электронном микроскопе JEOL JSM – 840 и в растровом электронном микроскопе Zeiss Ultra 55 по методике описанной в работе [33].

2.4. Испытание на твердость

Твердость (H_μ) покрытий определялась по глубине проникновения индентора в материал покрытия. Автоматическое микроиндентирование проводили с помощью индентора «Микрон – Гамма» с пирамидой Берковича. Нагрузка в пределах 20 г с автоматически выполняемым нагружением и разгрузением на протяжении 30 с, а также записью диаграмм нагружения и разгрузки в координатах $F-h$, где F – нагрузка на индентор, h – глубина проникновения индентора в материал покрытия.

3. Результаты и их обсуждение

Изучение микрофрактограмм хрупких изломов полученных покрытий, осажденных при минимальном потенциале смещения $U_n = 30$ В на медные подложки показало, что на всех исследованных образцах формируется беспористые плотные покрытия. Типичная панорама изломов разрушенного покрытия приведена на **рис. 1**. Поверхность хрупкого излома покрытия указана стрелкой 1 на **рис. 2**. На ней не выявляется какая-либо заметная анизотропия микрорельефа, что свидетельствует об отсутствии каких-либо особенностей в строении покрытий на микроструктурном уровне. Стрелкой 2 на **рис. 2** показана поверхность медной подложки.

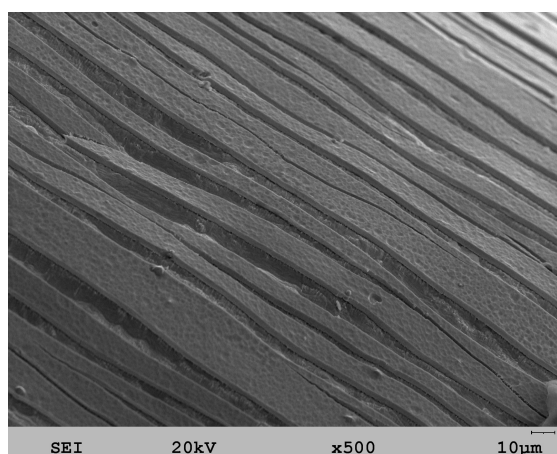


Рисунок 1. Панорама излома.

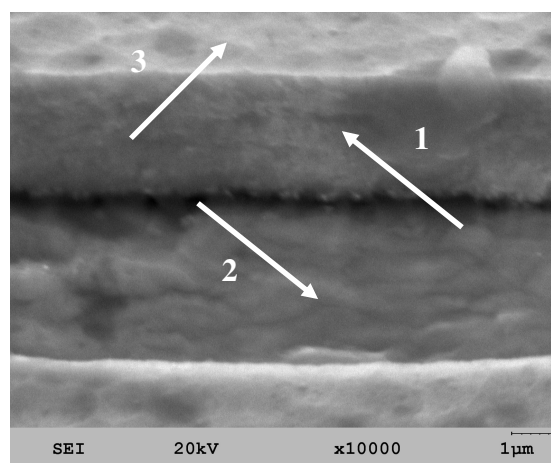


Рисунок 2. Микрофрактограмма излома.

На процесс структурообразования покрытий при вакуумно-дуговом осаждении могут влиять два фактора: макрочастицы и примеси. Генерация макрочастиц и их эмиссия в направлении подложки является неотъемлемым свойством вакуумно-дугового разряда. Макрочастицы являются основной причиной возникновения объемных дефектов в покрытиях и ухудшения шероховатости поверхности. Сталкиваясь с фронтом осаждения, макрочастицы могут «прилипнуть» к нему либо отражаться (рикошетировать). В случае покрытий нитрида молибдена синтезируемых в данных условиях обнаружено интересное явление. В процессе роста покрытия макрочастицы бомбардируют фронт осаждения (**рис. 2**, стрелка 3), о чем свидетельствует заметная шероховатость фронта осаждения, но они не «прилипают» и не «замуровываются» в объем растущего покрытия. Обсуждение физической природы этого явления выходит за рамки данной работы. Отметим лишь то, что макрочастицы молибдена не приводят к появлению объемных (трехмерных) дефектов в покрытиях нитрида молибдена.

В покрытиях, осажденных на медные подложки, кроме фоновых примесей, по всей толщине покрытия, выявляется примесь меди. Максимальное содержание меди обнаружено в слое покрытия прилежащем к подложке. С ростом толщины покрытия содержание меди снижается. Концентрация меди находилась на уровне не превышающем 0.1 ат. %. Обнаруженные фоновые примеси не превышают пределы их растворимости в γ -нитриде молибдена [32]. Поэтому их влияние на процессы структурообразования можно

не учитывать. Имело место также подавление захвата «макрочастиц» молибдена растущим нитридным покрытием (рис. 1). В покрытиях, осажденных на подложке из нержавеющей и быстрорежущей стали не обнаружено эффектов легирования из подложки, а по уровню фоновых примесей кислорода и углерода, которые могут захватываться из остаточной атмосферы, эти покрытия не отличаются от полученных на медных подложках. Таким образом, стандартные методики рентгеноструктурного анализа должны выявить только структурные особенности (эффекты) в покрытиях нитрида молибдена синтезируемых вакуумно-дуговым способом.

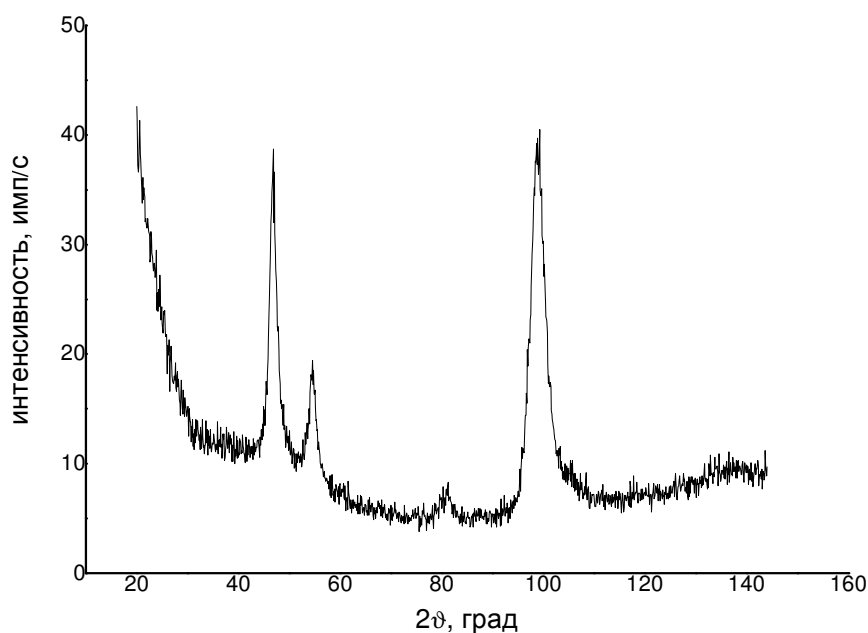


Рисунок 3. Дифрактограмма образца $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ покрытия на подложке из нержавеющей стали.

На рис. 3 приведена дифрактограмма покрытия синтезированного на подложке из нержавеющей стали. Данная дифракционная картина типична для всех покрытий нитрида молибдена полученных на подложках из меди и быстрорежущей стали. Кристаллическая фаза во всех образцах соответствует нитриду молибдена – $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ (структурный тип NaCl), что совпадает с данными по определению содержания азота. Соотношение интенсивностей дифракционных линий отличается от справочных данных. Линия (311) существенно усилена, что свидетельствует о наличии текстуры, т.е. о преимущественной укладке зерен плоскостями (311) параллельно поверхности подложки. Степень текстуры в образце на подложке из быстрорежущей стали несколько выше, чем на подложках из меди или нержавеющей стали. По уширению дифракционной линии на малых углах (111) определяли размер областей когерентного рассеяния по формуле Селякова–Шерера. Для всех образцов уширение дифракционной линии $\sim 1.9^\circ$, что соответствует размеру областей когерентного рассеяния $L \sim 6$ нм в направлении [111]. Таким образом, все полученные покрытия являются наноструктурными. Кроме кристаллической фазы $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$, наблюдается некоторое количество аморфной фазы, о чем свидетельствуют слабое широкое гало на малых углах ($2\theta \sim 35 \dots 60^\circ$).

Относительная гладкость хрупкого излома (рис. 2, стрелка 1) может указывать на то, что распространение трещины при хрупком разрушении происходит по межзеренным аморфным прослойкам. Таким образом, при малом отрицательном потенциале смещения приложенного к подложке возможен синтез наноструктурного аморфно-кристаллического γ -Mo₂N. Данное структурно-фазовое состояние отсутствует на диаграммах состояния. Оно также не характерно для нитрида молибдена в массивном состоянии. В этой связи можно полагать, что обнаружен новый способ наноструктурирования в покрытиях нитрида молибдена.

Одним из важных параметров, определяющих качество изделий с наноструктурными покрытиями γ -Mo₂N, является уровень остаточных макронапряжений. Для оценки уровня остаточных макронапряжений в покрытиях для каждого образца были произведены одна перпендикулярная и несколько наклонных съемок дифракционной линии (311). Погрешности в определении межплоскостных расстояний составляли $\Delta d = \pm 5 \cdot 10^{-5}$ нм, а в определении периода кристаллической решетки $\Delta a = \pm 2 \cdot 10^{-4}$ нм. Полученные $\sin^2\Psi$ -графики представлены на рис. 4.

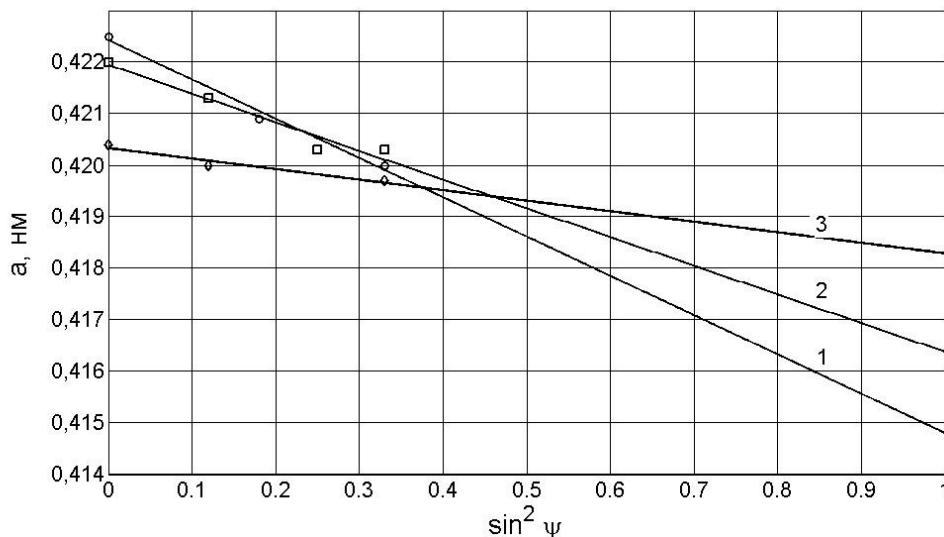


Рисунок 4. $\sin^2\Psi$ -графики исследованных образцов. (1) подложка – нержавеющая сталь, (2) быстрорежущая сталь, (3) – медь.

Видно, что покрытия находятся под действием сжимающих макронапряжений. Величина макронапряжений определяется как: $\sigma = E(a_{\parallel} - a_{\perp}) / (1 + \mu) a_{\perp}$, где a_{\perp} – значение периода решетки, полученное из графика при $\Psi = 0$ (перпендикулярная съемка); a_{\parallel} – значение, полученное из $\sin^2\Psi$ -графика путем экстраполяции его на $\sin^2\Psi = 1$ при $\Psi = 90^\circ$; E – модуль Юнга; μ – коэффициент Пуассона.

Величина деформации $(a_{\parallel} - a_{\perp}) / a_{\perp}$ для покрытия на подложке из нержавеющей стали составляет 0.018 (или 1.8 %), на подложке из быстрорежущей стали – 0.014 (1.4 %), на медной – 0.005 (0.5 %). Если принять значение $E = 400$ ГПа, а $\mu = 0.2$, то получим следующие значения напряжений: в покрытии на нержавеющей стали $\sigma = -6.0$ ГПа, на быстрорежущей стали $\sigma = -4.7$ ГПа, на $\sigma = -1.7$ ГПа. Таким образом, в покрытиях формируются благоприятные для повышения твердости остаточные сжимающие макронапряжения.

Период решетки $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ в ненапряженном состоянии позволяют оценить $\sin^2 \Psi$ -графики. Полученные значения совпадают в пределах погрешности и составляют 0.4200 нм для покрытия на нержавеющей стали, 0.4201 нм на быстрорежущей стали и 0.4197 нм на меди.

Измеренные значения твердости полученных покрытий оказались выше 60 ГПа.

4. Выводы

Методом вакуумно-дугового осаждения синтезированы аморфно-нанокристаллические сверхтвердые наноструктурные покрытия $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ с твердостью превышающей 60 ГПа. Вакуумно-дуговое осаждение велось в условиях низкого энергетического воздействия на фронт осаждения покрытия. В покрытиях формируются высокие остаточные макронапряжения. Обнаружено подавление захвата макрочастиц при синтезе покрытий нитрида молибдена при малом постоянном отрицательном потенциале смещения, приложенном к подложке.

Ссылки

1. В. М. Шулаев. Промышленная практика полифункциональных покрытий нестехиометрического нитрида титана. *Промышленность Focus +*, 2012, 26.
2. В. М. Шулаев, Д. А. Листопад. Тенденции развития вакуумно-дуговых установок. *Оборуд. и инстр. для профессионалов*, 2012, 2, 18.
3. T. Cselle. Dedication – Integration – Open Source. *Werkzeug Technik*, 2011, 118, 2.
4. H. Ihara, Y. Kimura, K. Senzaki, H. Kezuka, M. Hirabayashi. Electronic structures of B1 MoN, fcc Mo₂N, and hexagonal MoN. *Phys. Rev. B*, 1985, 31, 3177.
5. A. Papaconstantopolos, W. Pickett. Effects of disorder on high-temperature superconductivity in cubic MoN. *Phys. Rev. B.*, 1985, 31, 7093.
6. V. P. Anitha, S. Vitta, S. Major. Structure and properties of reactivity sputtered $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ hard coatings. *Thin Films*, 1994, 245, 1-3.
7. S. Roberson, R. F. Davis, V. S. Joshi, D. Fienello. Shock compaction of molybdenum nitride powder. *AIP Conf. Proc.*, 1998, 429, 643.
8. S. Li, J. S. Lee. Molybdenum nitride and carbide prepared from heteropolyacid: III. Hydrodesulfurization of benzothiophene. *J. Catal.*, 1998, 178, 119.
9. S. Li, J. S. Lee. Molybdenum nitride and carbide prepared from heteropolyacid: II. Hydrodenitrogenation of indole. *J. Catal.*, 1998, 173, 134.
10. S. Yang, Y. Li, C. Ji, C. Li, Q. Xin. Temperature-programmed desorption of CO and NO over $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$. *J. Catal.*, 1998, 174, 34.
11. S. Ramanathan, C. C. Yu, T. S. Oyama. New catalysts for hydroprocessing: Bimetallic oxynitrides. II. Reactivity studies. *J. Catal.*, 1998, 173, 10.
12. E. P. Donovan, G. K. Hubler, M. S. Mudholkar, L. L. Thompson. Ion-beam-assisted deposition of molybdenum nitride films. *Surf. Coat. Technol.*, 1994, 66, 499.
13. H. Ade, A. T. Bell. A new procedure for determination of the acid and base strength distribution of colored catalysts. *Catal. Lett.*, 1993, 15, 9.
14. В. М. Шулаев. Об эффекте прироста твердости в покрытиях нитрида молибдена. *Вопр. ат. науки и тех. (Сер.: Вакуум, чистые матер., сверхпровод.)*, 2006, 1, 195.

15. J. Valli, U. Mäkelä, H. T. G. Hentzell. Tribological properties of MoN_x coatings in contact with copper. *J. Vac. Sci. Technol. A*, 1986, 4, 2850.
16. О. Е. Осинцев, В. Н. Федоров. Медь и ее сплавы. Отечественные и зарубежные марки (Справочник). 2004, Москва: Машиностроение.
17. B. Bhushan, B. K. Gupta. *Handbook of Tribology – Materials, Coatings and Surface Treatments*. 1991, New York: mc Graw–Hill Inc.
18. X. Li, B. Tang, J. Pan, D. Liu, Z. Xu. Tribological properties of Mo – N hard coatings on Ti₆Al₄V by double grow discharge technique. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2003, 19, 291.
19. G. Gassner, P. H. Mayrhofer, K. Kutschej, C. Mitterer, M. Kathrein. Magneli phase formation of PVD Mo – N and W – N coatings. *Surf. Coat. Technol.*, 2006, 201, 3335.
20. P. J. Rudnik, M. E. Graham, W. D. Sproul. High rate reactive sputtering of MoN_x coatings. *Surf. Coat. Technol.*, 1991, 49, 1-3, 293-297.
21. N. Savvides. High T_c superconducting B1 phase MoN films prepared by low-energy ion-assisted deposition. *J. Appl. Phys.*, 1987, 62, 600.
22. V. P. Anitha, S. Major, D. Chandrashekharam, M. Bhatnagar. Deposition of molybdenum nitride thin films by r.f. reactive magnetron sputtering. *Surf. Coat. Technol.*, 1996, 79, 50.
23. V. P. Anitha, A. Bhattacharya, N. G. Patil, S. Major. Study of sputtered molybdenum nitride as a diffusion barrier. *Thin Solid Films*, 1993, 236, 306.
24. H. A. Jehn, J.-H. Kim, S. Hofmann. Composition and properties of transition metal nitride thin films (ZrN_x, NbN_x, MoN_x). *Surf. Coat. Technol.*, 1988, 36, 715.
25. P. Hones, N. Martin, M. Regula, F. Levy. Structural and mechanical properties of chromium nitride, molybdenum nitride, and tungsten nitride thin films. *J. Phys. D*, 2003, 36, 1023.
26. R. A. Koshy, M. E. Graham, L. D. Marcs. Synthesis and characterization of CrN / Mo₂N multilayer and phases of molybdenum nitride. *Surf. Coat. Technol.*, 2007, 202, 1123.
27. G. Linker, H. Schmidt, C. Politis, R. Smithey, P. Ziemann. Magnetic susceptibility and defect structure of B1 phase MoN sputtered films. *J. Phys. F*, 1986, 16, 2167.
28. A. J. Perry, A. W. Baouchi., J. H. Petersen, S. D. Pozder. Crystal structure of molybdenum nitride films made by reactive cathodic arc evaporation. *Surf. Coat. Technol.*, 1992, 54-55, 261.
29. S. Long-Hai, C. Qi-Liang, Z. Jian, L. Xue-Fei, Z. Qiang, Z. Guang-Tian. A new method for preparation of nanocrystalline molybdenum nitride, *Chin. Phys. Lett.*, 2005, 22, 3192.
30. J. Chaudhuri, L. Nayakiti, R. Lee, Y. Ma, P. Li, Q. L. Cui, L. H. Shen. Molybdenum nitride nanoparticles – high-resolution transmission electron microscopy study. *Mater. Lett.*, 2007, 61, 4763.
31. H. Jehn, P. Ettmayer. The molybdenum–nitrogen phase diagram. *J. Less-Comm. Met.*, 1978, 58, 85.
32. Х. Холлек. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов (Справ. изд.). 1988, Москва: Металлургия.
33. В. М. Шулаев, В. Н. Ткач, О. В. Верцанова. Диагностика вакуумно-дуговых наноструктурных покрытий монокристалла титана, содержащих микро- и нановключения металлической фазы. *Производ. лабор.*, 2007, 4, 15.

MAGNETIC PHASE DIAGRAM OF A SPIN ANTIFERROMAGNETIC $S = 1/2$ LADDER WITH ALTERNATING RUNG EXCHANGE AND DIMERIZED LEGS

N. Avalishvili, G. Japaridze

Ilia State University
Tbilisi, Georgia
nikaavalishvili@gmail.com
giajaparidze@gmail.com

Accepted September 30, 2012

We study the effect of leg dimerization on the ground-state magnetic phase diagram of a two-leg spin $S = 1/2$ ladder with alternating rung exchange. We consider two possible patterns for dimers distribution along the legs corresponding to the checkerboard and columnar structure. We study the system in the limit of strong rung exchange and magnetic field and map the model onto the effective spin $\tau = 1/2$ chain model and study the latter using the continuum-limit bosonization approach. We identified four quantum phase transitions and corresponding critical magnetic fields, which mark transitions from the spin gapped regimes into the gapless quantum spin-liquid regimes. In the gapped phases the magnetization curve of the system shows plateaus at magnetizations equal to zero, its saturation value $M = M_{sat}$ and at $M = 0.5M_{sat}$. We show that in the case of checkerboard structure the intra-leg dimerization has no effect on the ground state properties of the system, while the columnar pattern leads to renormalization of the critical fields, in particular to extension of the gapped phases and respectively of the magnetization plateaus.

Introduction

Low-dimensional quantum magnetism has been the subject of intense research during decades. Perpetual interest in study of these systems is determined by their rather unconventional low-energy properties (see for a review Ref. [1]). An increased current activity in this field is connected with the large number of qualitatively new and dominated by the quantum effects phenomena recently discovered in these systems [2, 3] as well as with the opened wide perspectives for use of low-dimensional magnetic materials in modern nanoscale technologies.

The spin $S = 1/2$ two-leg ladders represent one, particular subclass of low-dimensional quantum magnets which also has attracted a lot of interest for a number of reasons. On the one hand, there was remarkable progress in recent years in the fabrication of such ladder compounds [4]. On the other hand, spin-ladder models pose interesting theoretical problems since the excitation spectrum of a two-leg antiferromagnetic ladder is gapped and therefore, in the presence of a magnetic field, these systems reveal an extremely complex behavior, dominated by quantum effects. The magnetic field driven quantum phase transitions in ladder

systems were intensively investigated both theoretically [5 – 15] and experimentally [16]. Usually, these most exciting properties of low dimensional quantum spin systems exhibit strongly correlated effects driving them toward regimes with no classical analog. Properties of the systems in these regimes or “quantum phases” depend in turn on the properties of their ground state and low-lying energy excitations. Therefore search for the gapped phases emerging from different sources and study of ordered phases and quantum phase transitions associated with the dynamical generation of new gaps is an important direction in theoretical studies of quantum spin systems.

A particular realization of such scenario appears in the case where the spin-exchange coupling constants are spatially modulated. The spin-Peierls effect in spin chains represent prototype example of such behavior [17]. After the seminal paper by Martin–Delgado, Shankar and Sierra [18], where extremely rich phase diagram of a ladder with dimerized legs has been shown, there is continuous interest in studies of ladders with dimerized legs [19 – 25].

Recently the new type of spin-Peierls distortion in ladder systems, connected with spontaneous dimerization of the system during the magnetization process via alternation of rung exchange (see **Fig. 1**) has been proposed [26]. It has been shown that the ladder with rung-exchange modulation exhibits the very rich ground state magnetic phase diagram and a new mechanism for magnetization plateau formation.

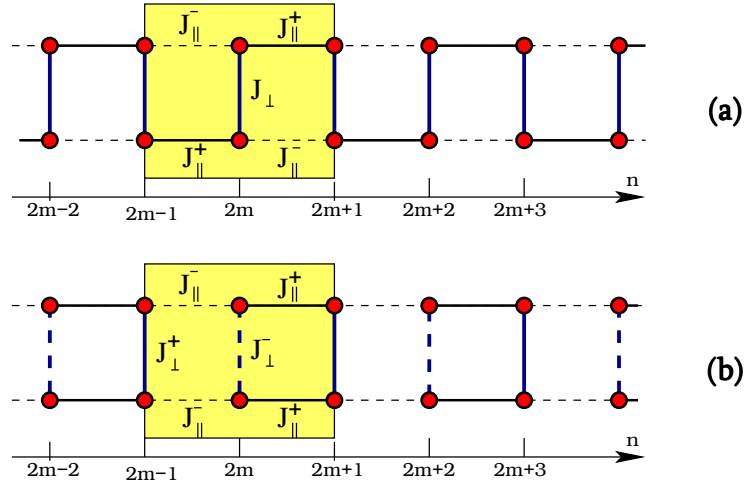


Figure 1. Schematic plot of a ladder with alternating rung exchange and “checkerboard” (a) and “columnar” (b) dimerization of legs.

In this paper we consider the effect of leg dimerization on the infrared properties of the ladder with rung alternation. In particular we consider two different types of leg dimerization, the “checkerboard” (**Fig. 1a**) given by the Hamiltonian

$$\hat{H} = \sum_{n,\alpha} J_{\parallel} (1 + (-1)^{n+\alpha} \delta_0) \vec{S}_{n,\alpha} \vec{S}_{n+1,\alpha} - H \sum_{n,\alpha} S_n^z + \sum_{n,\alpha} J_{\perp} (1 + (-1)^n \delta_1) \vec{S}_{n,1} \cdot \vec{S}_{n,2} \quad (1a)$$

and the “columnar” (see (**Fig. 1.b**), given by the Hamiltonian

$$\hat{H} = \sum_{n,\alpha} J_{\parallel} (1 + (-1)^n \delta_0) \vec{S}_{n,\alpha} \vec{S}_{n+1,\alpha} - H \sum_{n,\alpha} S_n^z + \sum_{n,\alpha} J_{\perp} (1 + (-1)^n \delta_1) \vec{S}_{n,1} \cdot \vec{S}_{n,2}. \quad (1b)$$

Here $\vec{S}_{n,\alpha}$ is a spin $S = 1/2$ operator of rung n ($n = 1, 2, \dots, N$) and leg α ($\alpha = 1, 2$). The intraleg and interleg spin exchange couplings are antiferromagnetic, $J_{\parallel}[1 \pm \delta_0] > 0$, $J_{\perp}^{\pm} = J_{\perp}[1 \pm \delta_1] > 0$.

Below we restrict our consideration by the limit of strong rung exchange and magnetic field $H, J_{\perp}^{\pm} \gg J_{\parallel}, \delta_1 J_{\perp}, \delta_0 J_{\parallel}$ and follow the route already used to study the standard ladder models in the same limit [7, 8].

In absence of leg dimerization, at $\delta_0 = 0$ the model (1) has been studied for analytically in the limit of strong rung exchange and magnetic field $J_{\perp}^{\pm}, H \gg J_{\parallel}, \delta J_{\perp}^0$ using the effective field-theory approach in [26]. In this limit, the model (1) is mapped onto the spin $S = 1/2$ XXZ Heisenberg chain in the presence of both longitudinal uniform and staggered magnetic fields, with the amplitude of the staggered component of the magnetic field proportional to $\delta_1 J_{\perp}$. The continuum-limit bosonization analysis of the effective spin-chain Hamiltonian show, that the alternation of the rung-exchange leads to the dynamical generation of a new energy scale in the system and to the appearance of a magnetization plateau at magnetization equal to one half of its saturation value. It was shown that the width of magnetization plateau scales as δ^{ν} , with $\nu = 8/9$. In this paper we continue our studies of the model (1) and investigate the effect of intraleg dimerization on the ground state magnetic phase diagram of the system.

Derivation of the effective model

We start from the case $J_{\parallel} = 0$, where an eigenstate of \hat{H} can be written as a product of on-rung states. At each rung two spins form either a singlet state $|s_n^0\rangle$ or one of the triplet states: $|t_n^0\rangle, |t_n^+\rangle$ and $|t_n^-\rangle$ with energies $E_s = -3J_{\perp}^n/4$, $E_t^0 = J_{\perp}^n/4$, and $E_t^{\pm} = J_{\perp}^n/4 \pm H$, respectively, where J_{\perp}^n denotes the spin exchange on the n th rung. When H is small, the ground state consists of a product of rung singlet states, while at $H \approx J_{\perp}^n$ the $|t_n^-\rangle$ becomes almost degenerate with $|s_n^0\rangle$, while other states have much higher energy. Integrating out the high energy states and introducing the effective pseudo-spin $\tau = 1/2$ operators, $\bar{\tau}_n$ which act on these states as

$$\begin{aligned} \tau_n^z |s_n^0\rangle &= -\frac{1}{2} |s_n^0\rangle, & \tau_n^+ |s_n^0\rangle &= |t_n^+\rangle, & \tau_n^- |s_n^0\rangle &= 0, \\ \tau_n^z |t_n^+\rangle &= +\frac{1}{2} |t_n^+\rangle, & \tau_n^- |t_n^+\rangle &= |s_n^0\rangle, & \tau_n^+ |t_n^+\rangle &= 0. \end{aligned}$$

In the case of “checkerboard” type dimerization of legs, contributions to the effective Hamiltonian from two legs with opposite dimerization compensate each other. As the result the obtained effective Hamiltonian

$$H_{\text{eff}} = \sum_n \{ J_{\parallel} (\tau_n^x \cdot \tau_{n+1}^x + \tau_n^y \cdot \tau_{n+1}^y + \frac{1}{2} \tau_n^z \cdot \tau_{n+1}^z) - [h_0 + (-1)^n \cdot h_1] \cdot \tau_n^z \}, \quad (2)$$

where

$$h_0 = H - J_{\perp} - J_{\parallel}/2 \quad \text{and} \quad h_1 = \delta_1 J_{\perp}, \quad (3)$$

is the Hamiltonian of the Heisenberg chain with anisotropy parameter $\gamma = 1/2$ in the uniform and staggered magnetic fields, studied in [26]. Therefore, in the limit of strong on-rung coupling the effect of “checkerboard” dimerization of legs on the ground state magnetic properties of the system is *absent*.

In the marked contrast with the “checkerboard” case, in the case of “columnar” dimerization of legs, the effective Hamiltonian explicitly shows dependence on the leg dimerization parameter δ_0 and is given by

$$H_{eff} = \sum_n \{ J_{\parallel} [1 + (-1)^n \delta_0] (\tau_n^x \cdot \tau_{n+1}^x + \tau_n^y \cdot \tau_{n+1}^y + \frac{1}{2} \tau_n^z \cdot \tau_{n+1}^z) - [h_0 + (-1)^n \cdot h_1] \cdot \tau_n^z \}, \quad (4)$$

with h_0 and h_1 given by Eq. (3). Thus the effective Hamiltonian describes a *dimerized* anisotropic XXZ Heisenberg chain with the anisotropy parameter $\gamma = 1/2$ in the uniform and staggered magnetic fields.

At $\delta_0 = \delta_1 = 0$, the effective Hamiltonian reduces to the XXZ Heisenberg chain in an uniform longitudinal magnetic field. The magnetization curve of this model has only saturation plateau corresponding to the fully polarized chain. At $H = 0$ and $J_{\perp}^0 \gg J_{\parallel}$, spins coupled by strong rung exchange form singlet pairs and the nonmagnetic and gapped ground state of the ladder system is well described by superposition of on-rung singlets. In terms of effective τ -spin model, the ground state corresponds to the ferromagnetic order with magnetization per site $m = -1/2$. In the opposite limit of very strong magnetic field $H \gg J_{\perp}^0$, fully polarized state of the ladder with magnetization per rung $M = 1$, is represented in terms of effective τ -spin chain as the fully polarized state with magnetization per site $m = 1/2$. This gives the following relation between the magnetization per rung of the ladder system and the magnetization per site of the effective chain $M = m + 1/2$.

The performed mapping allows to estimate the critical field H_{on} corresponding to the transition from a gapped rung-singlet phase to a gapless paramagnetic phase, the saturation field H_{sat} corresponding to the transition onto the fully polarized phase as well as the critical fields H_c^{\pm} which mark borders of the magnetization plateaus at $M = 0.5M_{sat}$. The direct way to express H_{on} and H_{sat} in terms of ladder parameters is to perform the Jordan–Wigner transformation which maps the problem onto a system of interacting spinless fermions [27]:

$$\hat{H}_{sf}^i = \frac{1}{2} J_{\parallel} \sum_n (1 + (-1)^n \delta_0) [(a_n^+ a_{n+1} + h.c.) + \rho_n \cdot \rho_{n+1}] - \sum_n [\mu_0 + (-1)^n \mu_1] \rho_n, \quad (5)$$

where $\rho_n = a_n^+ a_n$, $\mu_0 = \frac{1}{2} J_{\parallel} + h_0$, $\mu_1 = h_1$.

The critical magnetic fields

The lowest onset (H_{on}) and highest saturation (H_{sat}) critical field corresponds to that value of the chemical potential μ_0 for which the band of fermions (or holes, after the corresponding particle-hole transformation) starts to fill up. In this limit we can neglect the interaction term in (5) and obtain that $H_{on} = J_{\parallel} - \sqrt{J_{\parallel}^2 + (2\delta_0 J_{\parallel})^2 + (\delta_1 J_{\perp})^2}$ and $H_{sat} = J_{\perp} + J_{\parallel} + \sqrt{J_{\parallel}^2 + (2\delta_0 J_{\parallel})^2 + (\delta_1 J_{\perp})^2}$.

To determine the critical fields H_c^{\pm} we use the continuum-limit bosonization approach. Using the standard bosonized expressions for the spin operators [28]

$$\tau_n^z = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \partial_x \phi(x) + (-1)^n \frac{A}{\pi} \sin \sqrt{4\pi} \phi(x), \quad (6a)$$

$$\tau_n^{\pm} = e^{-i\sqrt{\pi/K}\theta} \left[B_0 (-1)^n + \frac{B_1}{\pi} \cdot \sin \sqrt{4\pi} \phi(x) \right], \quad (6b)$$

Where $\phi(x)$ and $\theta(x)$ are dual bosonic fields $\partial_x \phi = \partial_t \theta$, which satisfy the commutation relation $[\phi(x); \theta(x')] = -i \vartheta_{step}(x - x')$ and A and B are non-universal real constants of the order

of unity [29], we obtain the bosonized expressions for the smooth and staggered parts of the relevant spin operators

$$(\tau_n^x \cdot \tau_{n+1}^x + \tau_n^y \cdot \tau_{n+1}^y) \approx \frac{1}{2} (\partial_x \phi)^2 + \frac{1}{2} (\partial_x \theta)^2, \quad (7a)$$

$$(-1)^n (\tau_n^x \cdot \tau_{n+1}^x + \tau_n^y \cdot \tau_{n+1}^y) \approx d_{xy} \cos \sqrt{4\pi K} \phi(x), \quad (7b)$$

$$\gamma \tau_n^z \cdot \tau_{n+1}^z \approx \frac{4\gamma}{\pi} (\delta_x \phi)^2, \quad (7c)$$

$$(-1)^n \tau_n^z \cdot \tau_{n+1}^z \approx d_z \cos \sqrt{4\pi} \phi(x). \quad (7d)$$

Using (7a – d), after rescaling the field we get the following bosonized Hamiltonian

$$H_{KG} = \int dx \left[\frac{v}{2} [(\partial_x \phi)^2 + (\partial_x \theta)^2] - \frac{\Delta_0}{\pi a_0} \sin(\sqrt{4\pi K} \phi + \varphi_0) - h_0 \sqrt{\frac{K}{\pi}} \partial_x \varphi \right], \quad (8a)$$

where

$$\Delta_0 = \delta_{\perp} J_{\perp} \sqrt{1 + \tan^2 \varphi_0} \quad (8b)$$

and

$$\tan \varphi_0 = \arctan \left(\frac{2J_{\parallel} \delta_0 (d_{xy} + d_z)}{J_{\perp} \delta_1} \right). \quad (9)$$

The parameter $K(\gamma, \eta)$ is the spin stiffness parameter for spin chain with anisotropy γ and magnetization $\lambda = m / m_{sat}$. At zero magnetization the spin stiffness parameter can be exactly evaluated from Bethe ansatz $K(\gamma, 0) = \pi / 2 (1 - \arccos \gamma)$ [29] and thus, in the considered case of a ladder with isotropic antiferromagnetic legs $K(1/2, 0) = 0.75$. At the transition line into the ferromagnetic phase, the spin stiffness parameter takes the universal value $K(\gamma, 1) = 1$ [6]. Therefore at $J_{\parallel} > 0$ and for finite magnetization $0 < m < m_{sat}$ the function $K(\gamma, \lambda)$ monotonically increases with increasing m and reaches its maximum value at saturation magnetization $K(1, \gamma) = 1$. To evaluate the numerical value of the parameter $K(\gamma, \lambda)$ in this paper we use the following ansatz [30]

$$K(\gamma, \lambda) = \lambda + (1 - \lambda) K(0, \gamma). \quad (10)$$

The coefficients d_z and d_{xy} are functions of the parameter K and can be calculated numerically [31].

The Hamiltonian (5) is the standard Hamiltonian for the commensurate-incommensurate [32] transition which has been intensively studied in the past using bosonization approach [33] and the Bethe ansatz technique [34]. We use the results obtained in Refs. [33, 34] to describe magnetization plateau and the transitions from a gapped (plateau) to gapless paramagnetic phases.

Let us first consider $h_0 = 0$. In this case the continuum theory of the initial ladder model in the magnetic field $H = J_{\perp} + J_{\parallel} / 2$ is given by the quantum sine-Gordon (SG) model with a massive term $\approx \Delta_0 \sin(\sqrt{4\pi K} \phi)$. From the exact solution of the SG model [35] it is known that the excitation spectrum of the model (7) is gapped and the value of the renormalized spin gap M_{sol} scales with its bare value as [36] $M_{sol} \approx J_{\parallel} (\Delta_0 / J_{\parallel})^{1/(2-K)}$. Thus for $h_0 = 0$ the low-energy behavior of the system is determined by the composite effect of the rung and leg modulation represented in the effective continuum limit theory by the term $\Delta_0 \sin(\sqrt{4\pi K} \phi)$.

In the ground state the field ϕ is pinned in one of the minima of the potential $V(\phi) \approx -\Delta_0 \sin(\sqrt{4\pi K}\phi - \phi_0)$ given by the condition $\langle 0 | \sin(\sqrt{4\pi K}\phi - \phi_0) | 0 \rangle = 1$. Using Eqs. (6a – d) we obtain that in the ordered state, the ground-state average value of the on-site magnetization $\langle \tau_n^z \rangle \approx (-1)^n \cos \phi_0$ and of the on-link dimerization operator $\langle \vec{\tau}_n \cdot \vec{\tau}_{n+1} \rangle \approx (-1)^n (d_{xy} + d_z) \sin \phi_0$. Thus in the case of “columnar” type of leg dimerization, the state corresponding to the magnetization plateau at magnetization equal to half of the saturation value, rather unconventional gapped and long-range ordered (LRO) phase with coexisting of Néel antiferromagnetic and Peierls type dimerized order is realized. The ratio of amplitudes of these coexisting ordered state is determined by the parameter ϕ_0 , which interpolates between the values $\phi_0 = 0$ at $\delta_1 = 0$ where the LRO Néel antiferromagnetic is realized, to $\phi_0 = \pi/2$ at $\delta_1 \gg \delta_0$ where only the Peierls dimerized phase is present in the ground state. In terms of the initial ladder system this corresponds to the phase, where spins on weak odd rungs with have a dominant triplet character and spins on strong even rungs are predominantly coupled into singlets.

At $h_{eff}^0 \neq 0$ the very presence of the gradient term in the Hamiltonian (12) makes it necessary to consider the ground state of the SG model in sectors with nonzero topological charge. The effective chemical potential $\approx h_0 \partial_x \phi$ tends to change the number of particles in the ground state i.e. to create a finite and uniform density solitons. However this implies that the vacuum distribution of the field ϕ will be shifted with respect of the corresponding minima. This competition between contributions of the smooth and staggered components of magnetic field is resolved as a continuous phase transition from a gapped state at $h_0 < M_{sol}$ to a gapless (paramagnetic) phase at $h_0 > M_{sol}$ [32]. The condition $h_{eff}^0 = M_{sol}$ gives two additional critical values of the magnetic field $H_{c1}^\pm = J_\perp^0 + \frac{1}{2} J_\parallel \pm J_\parallel (\Delta_0 / J_\parallel)^{1/(2-K)}$. Correspondingly the width of each magnetization plateaus is given by $H_{c1}^+ - H_{c1}^- = 2C_0 J_\parallel (\Delta_0 / J_\parallel)^{1/(2-K)}$. Using Eq. (10) we obtain $K(0.5, 0.5) \cong 0.875$ what gives that the width of the magnetization plateau scales as $\delta^{8/9}$.

As usual in the case of C – IC transition, the magnetic susceptibility of the system shows a square-root divergence at the transition points: $\chi(H) \approx (H_c^- - H)^{-1/2}$ for $H < H_c^-$ and $\chi(H) \approx (H - H_c^+)^{-1/2}$ for $H > H_c^+$. Thus from analytical studies we obtain the following magnetic phase diagram for a ladder with alternating rung exchange. For $H < H_{on}$, the system is in a rung-singlet phase with zero magnetization and vanishing magnetic susceptibility. For $H > H_{on}$ some of singlet rungs melt and the magnetization increase as $\sqrt{H - H_{on}}$. With further increase of the magnetic field the system gradually crosses to a regime with linearly increasing magnetization. However, in the vicinity of the magnetization plateau, for $H < H_c^-$ this linear dependence changes again into a square-root behavior $M \approx 0.5M_{sat} - \sqrt{H_c^- - H}$. For fields in the interval between $H_c^- < H < H_c^+$ the magnetization is constant $M = 0.5M_{sat}$. At $H > H_c^+$ the magnetization increases as $M \approx 0.5M_{sat} + \sqrt{H - H_c^+}$, then passes again through a linear regime until, in the vicinity of the saturation field H_{sat} , it becomes $M \approx M_{sat} - \sqrt{H_{sat} - H}$. The width of the magnetization plateau is given by $H_{c2}^- - H_{c1}^+ = 2C_0 J_\parallel (\Delta_0 / J_\parallel)^{8/9}$.

Conclusion

We have studied the ground state magnetic phase diagram of a spin $S = 1/2$ two-leg ladder with alternating rung-exchange and dimerized legs in the limit of strong rung exchange and magnetic field. We have considered two possible leg dimerization patterns – checkerboard and columnar. We have shown, that in the case of checkerboard pattern, dimerization of the legs does not effect the ground state phase diagram, while in the case of columnar pattern dimerization of legs leads to renormalization of the critical fields, in particular to extension of the gapped phases and respectively of the magnetization plateaus. We have also shown, that columnar leg dimerization leads to appearance of composite order in the ground state in the gapped phase corresponding to the plateau at magnetization $M = 0.5M_{sat}$. In particular, in this phase the system is characterized by the coexistence of long-range-ordered Néel antiferromagnetic state with the “rung-rung” dimer phase. The former state corresponds to the magnetic order where all spins on weak (odd) rungs are aligned along the field and form a $S_z = 1$ triplet state, while spins on strong (even) rungs form a singlet pairs. The latter, “rung-rung” dimer order corresponds to the phase, where these on-rung triplet and singlet states, coupled via the strong intraleg exchanges (even links) form an entangled (singlet) state. In the composite phase, which is realized along the magnetization plateau at magnetization equal to the half of the saturation value, both these phases are present and their weight is controlled by the mixing angle φ_0 . In absence of the leg dimerization ($\varphi_0 = 0$) only the Néel antiferromagnetic phase is present, while in absence of the rung-exchange modulation ($\varphi_0 = \pi/2$) only the “rung-rung” dimmer phase is realized.

Acknowledgments

It is our pleasure to thank S. Madvifar and M. Shahri Naseri for many interesting discussions. This work has been supported by the GNSF through the Grant No. ST 09 / 4 – 447.

References

1. Eds. U. Schollwöck, J. Richter, D. J. J. Farnell, R. F. Bishop. *Lect. Notes Phys.*, 645: Quantum Magnetism, 2004, Berlin: Springer.
2. S. Suchdev. *Nat. Phys.*, 2008, 4, 173.
3. T. Giamarchi, Ch. Rüegg, O. Tchernyshyov. *Nat. Phys.*, 2008, 4, 198.
4. E. Dagotto. *Rep. Prog. Phys.*, 1999, 62, 1525.
E. Dagotto, T. M. Rice. *Science*, 1996, 271, 618.
5. R. Chitra, T. Giamarchi. *Phys. Rev. B*, 1997, 55, 5816.
6. D. C. Cabra, A. Honecker, P. Pujol. *Phys. Rev. B*, 1998, 58, 6241.
7. F. Mila. *EuroPhys. J. B*, 1998, 6, 201.
8. K. Totsuka. *Phys. Rev. B*, 1998, 57, 3454.
9. T. Giamarchi, A. M. Tsvelik. *Phys. Rev. B*, 1999, 59, 11398.
10. A. Langari, M. Abolfath, M. A. Martin–Delgado. *Phys. Rev. B*, 2000, 61, 343.
A. Langari, M. A. Martin–Delgado. *Phys. Rev. B*, 2000, 62, 11725.

11. Y.-J. Wang, F. H. L. Essler, M. Fabrizio, A. A. Nersesyan. *Phys. Rev. B*, 2002, 66, 024412.
12. K. Hida, M. Shino, W. Chen. *J. Phys. Soc. Jpn.*, 2004, 73, 1587.
13. T. Vekua, G. I. Japaridze, H.-J. Mikeska. *Phys. Rev. B*, 2004, 70, 014425.
14. G. I. Japaridze, A. Langari, S. Mahdavifar. *J. Phys. C*, 2007, 19, 07620.
15. S. Mahdavifar. *EuroPhys. J. B*, 2007, 55, 371.
16. G. Chaboussant, P. A. Crowell, L. P. Lévy, O. Piovesana, A. Madouri, D. Mailly. *Phys. Rev. B*, 1997, 55, 3046.
 G. Chaboussant, M.-H. Julien, Y. Fagot-Revurat, M. Hanson, L. P. Lévy, C. Berthier, M. Horvatić, O. Piovesana. *EuroPhys. J. B.*, 1998, 6, 167.
 G. Chaboussant, Y. Fagot-Revurat, M.-H. Julien, M. E. Hanson, C. Berthier, M. Horvatić, L. P. Lévy, O. Piovesana. *Phys. Rev. Lett.*, 1998, 80, 2713.
 D. Arčon, A. Lappas, S. Margadonna, K. Prassides, E. Ribera, J. Veciana, C. Rovira, R. T. Henriques, M. Almeida. *Phys. Rev. B*, 1999, 60, 4191.
 H. Mayaffre, M. Horvatić, C. Berthier, M.-H. Julien, P. Ségransan, L. Lévy, O. Piovesana. *Phys. Rev. Lett.*, 2000, 85, 4795.
 B. C. Watson, V. N. Kotov, M. W. Meisel, D. W. Hall, G. E. Granroth, W. T. Montfrooij, S. E. Nagler, D. A. Jensen, R. Backov, M. A. Petruska, G. E. Fanucci, D. R. Talham. *Phys. Rev. Lett.*, 2001, 86, 5168.
17. M. C. Cross, D. S. Fisher. *Phys. Rev. B*, 1979, 19, 402.
18. G. I. Japaridze, E. Pogosyan. *J. Phys. C*, 2006, 18, 9297.
 G. I. Japaridze, S. Mahdavifar. *EuroPhys. J. B*, 2009, 68, 59.
19. M. A. Martin-Delgado, R. Shankar, G. Sierra. *Phys. Rev. Lett.*, 1996, 77, 3443.
20. M. A. Martin-Delgado, J. Dukelsky, G. Sierra. *Phys. Lett. A*, 1998, 250, 430.
21. V. N. Kotov, J. Oitmaa, Z. Weihong. *Phys. Rev. B*, 1999, 59, 11377.
22. D. C. Cabra, M. D. Grynberg. *Phys. Rev. Lett.*, 1999, 82, 1768.
23. K. Okamoto. *Phys. Rev. B*, 2003, 67, 212408.
24. J. Almeida, M. A. Martin-Delgado, G. Sierra. *Phys. Rev. B*, 2007, 76, 184428.
 J. Almeida, M. A. Martin-Delgado, G. Sierra. *Phys. Rev. B*, 2008, 77, 094415.
 J. Almeida, M. A. Martin-Delgado, G. Sierra. *J. Phys. A*, 2008, 41, 485301.
25. G. Y. Chitov, B. W. Ramakko, M. Azzouz. *Phys. Rev. B*, 2008, 77, 224433.
26. S. J. Gibson, R. Meyer, G. Y. Chitov. *Phys. Rev. B*, 2011, 83, 104423.
27. A. Luther, I. Peschel. *Phys. Rev. B*, 1975, 12, 3908.
28. T. Giamarchi. *Quantum Physics in One Dimension*, 2004, New York – Oxford: Oxford Univ. Press.
29. T. Hikihara, A. Furusaki. *Phys. Rev. B*, 2004, 69, 064427.
30. M. Shahri Naseri, G. I. Japaridze, S. Mahdavifar, S. Farjami Shayesteh. *J. Phys. C*, 2012, 24, 116002.
31. Sh. Takayoshi, M. Sato. *Phys. Rev. B*, 2010, 82, 214420.
32. G. I. Japaridze, A. A. Nersesyan. *JETF Pis'ma*, 1978, 27, 356.
 V. L. Pokrovsky, A. L. Talapov. *Phys. Rev. Lett.*, 1979, 42, 65.
33. G. I. Japaridze, A. A. Nersesyan. *J. Low Temp. Phys.*, 1979, 37 95.
34. G. I. Japaridze, A. A. Nersesyan, P. B. Wiegmann. *Nucl. Phys. B*, 1984, 230, 511.
35. R. F. Dashen, B. Hasslacher, A. Neveu. *Phys. Rev. D*, 1975, 10, 3424.
 A. Takhtadjan, L. D. Faddeev. *Sov. Theor. Math. Phys.*, 1975, 25, 147.
36. A. B. Zamolodchikov. *Int. J. Mod. Phys. A*, 1995, 10, 1125.

PECULIARITIES OF THE NANOSIZED LEPIDOCROCITE AND MAGNETITE STRUCTURES FORMING ON THE STEEL SURFACE IN THE OPEN-AIR SYSTEM

O. M. Lavrynenko, S. V. Netroba, P. O. Kosorukov

National Academy of Sciences of Ukraine
F. D. Ovcharenko Institute of Bio-Colloid Chemistry
Kyiv, Ukraine
alena-lavry@yandex.ru

Accepted October 11, 2012

1. Introduction

The interest in nanosized ferrimagnetic structures is growing due to their usage in creating new functional materials including biology and medicine [1]. Magnetite, maghemite, lepidocrocite and 3d-metal spinel ferrites belong to the most widespread type of such nanoparticles [2]. Today those structures are widely used for drug delivery as a magnetic carrier [3], for creating magnetic hyperthermia areas [4], as biosensors [5], for oncological diseases diagnostics [1], and for target therapy [6].

The methods of obtaining magnetite and lepidocrocite nanoparticles are presented in numerous reviews, such as [7]. The most typical method is the co-precipitation of ferric and ferrous salts in alkaline media [8], the microemulsion synthesis [9], thermal decomposition of the ferric or ferrous salts [10], sol-gel synthesis [11], electrochemical synthesis [12] etc.

As an alternative method of the iron oxygen nanoparticles formation they may be obtained on the iron or steel surfaces in the open-air conditions [13]. Such systems permit to manage the phase formation process due to changing physicochemical conditions in the reaction area, i.e. chemical composition of the solution contacting with the steel surface, pH value in the dispersion media, the oxidant access to the surface, temperature [14].

The aim of the present work is the investigation of the kinetic regularities and colloidal-chemical mechanisms of the nanosized structures of lepidocrocite and magnetite formation, their phase transformation and the influence of ferric and ferrous iron, pH value and temperature on such processes.

2. Materials and methods

The formation of the lepidocrocite and magnetite nanosized particles was carried out in the open-air systems when the surface of the disk made of finished steel (St3) contacted with water dispersion medium and air oxygen [13]. The ferric and ferrous water solutions and distilled water were used as a dispersion medium. The wide range of pH values (from 1.5 to 11.5), ferric and ferrous iron concentrations (from 10 to $1 \cdot 10^3$ mg / dm³) and temperature (3 – 70 °C) were chosen for the experimental conditions. As the main method of the investigation X-ray diffraction (XRD) *in situ* was chosen. DRON – 3 with filtered emission of cobalt anode was used as the main equipment for investigation. As additional visualization

technique the scanning electron microscopy (SEM) was suggested. The temperature conditions were provided by application of TS – 1 / 80 – SPU thermostat.

3. Results and discussion

According to X-ray diffraction data, a few disperse iron oxygen minerals that belong to structural γ -row are usually formed on the steel surface when it contacts with water dispersion media in absence of other species, and air. Fe(II) – Fe(III) layered double hydroxides (Green Rust) are found as seed (started) structures. The development of the Green Rust phase leads to its transforming into other disperses minerals – lepidocrocite and / or magnetite.

Obtaining of the kinetic regularities based on the XRD-data, when the intensity of the Green Rust, lepidocrocite and magnetite reflexes was chosen as a criterium for quantity evaluation of each of them. As main reflexes for calculation the following was given: for hydroxysulphate Green Rust – 0.547 nm and for hydroxycarbonate Green Rust, respectively, 0.762 nm, for lepidocrocite – 0.296 nm reflex and for magnetite – 0.253 nm reflex. The estimation of relative quantity, i.e. pick areas, was carried out for each mineral phase at all experimental conditions.

3.1. The influence of the pH value on the lepidocrocite and magnetite nanosized surface phase formation

The singularly phase of lepidocrocite forms at pH value 1.5 on the steel surface, the intensity is gradually growing when the system goes to stationary state (**Fig. 1a**). Increasing of the lepidocrocite peaks intensity and its comparative quantity in neutral disperse media retraces during 48 h and then the system becomes stable and peak areas do not change. The similar regularity is obtained at pH value 11.0, when relative quantity of lepidocrocite is growing during 24 h, gets down to 48 h and it does not change until the end of the experiment.

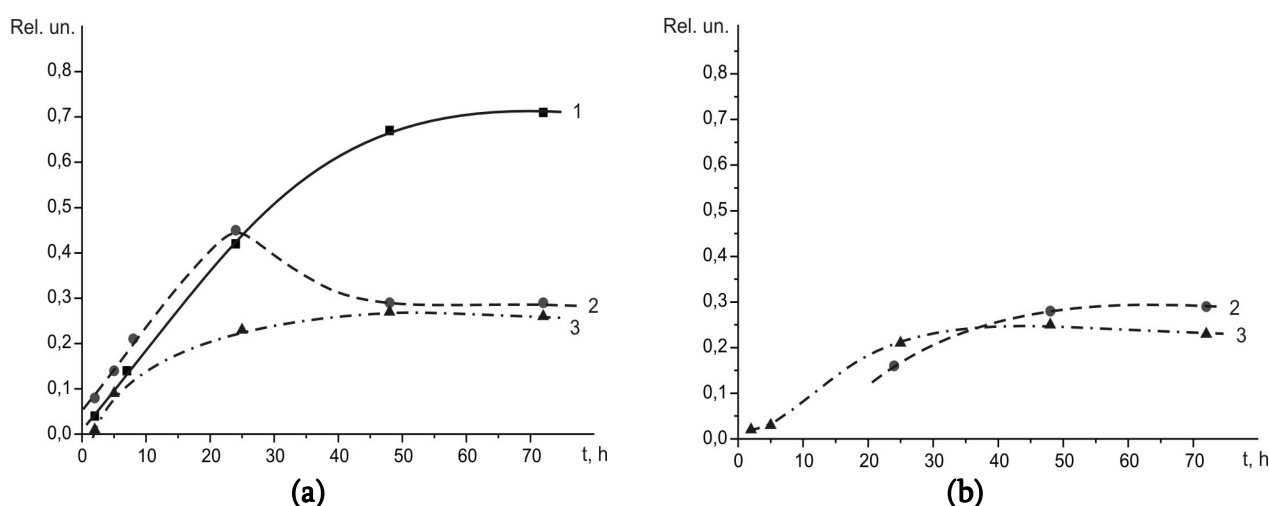


Figure 1. Kinetic regularities of the formation of lepidocrocite γ -FeOOH (a) and magnetite FeFe_2O_4 (b) on the steel surface at pH values of dispersion medium: 1 – 1.5, 2 – 11.0 and 3 – 6.5.

The magnetite phase does not develop when the steel surface contacts with acid water media (pH ~ 1.5) or its quantity is lower than the sensitivity of the equipment (5 %). In neutral

media the intensity of magnetite reflexes is increasing during 48 h and does not change when the system transfers into the stationary state, as it was shown above for lepidocrocite under similar conditions (**Fig. 1b**). In alkaline media magnetite peaks appear only after 24 h of carrying out the process of phase formation. Their intensity is increasing during next 24 h and then does not change when the system transfers into the stationary state.

3.2. The influence of the temperature on the lepidocrocite and magnetite nanosized surface phase formation

At 10 °C Green Rust is developed on the steel surface but its amount is not significant. Lepidocrocite appears in the precipitate content only after 72 h of carrying out the process (**Fig. 2a**). At 25 °C the peak intensity of lepidocrocite is gradually increasing during 24 h and then it does not change. Increasing of the temperature up to 35 °C leads to collecting of γ -FeOOH on the steel surface during 8 – 10 h, it reaches maximum and further lepidocrocite amount does not change. Kinetic regularity obtained at 50 °C is similar to one obtained at 25 °C but its intensity is smaller. At 70 °C the active lepidocrocite development is carried out 10 h and then its relative quantity decreases and remains constant.

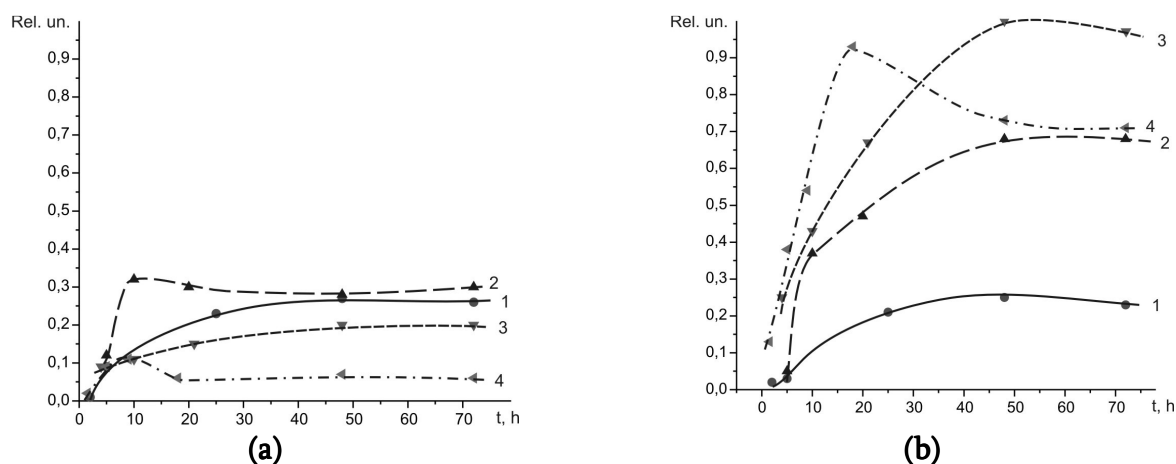


Figure 2. Kinetic regularities of the formation of lepidocrocite γ -FeOOH (a) and magnetite FeFe_2O_4 (b) on the steel surface at $T^\circ\text{C}$: 1 – 25, 2 – 35, 3 – 50 and 4 – 70.

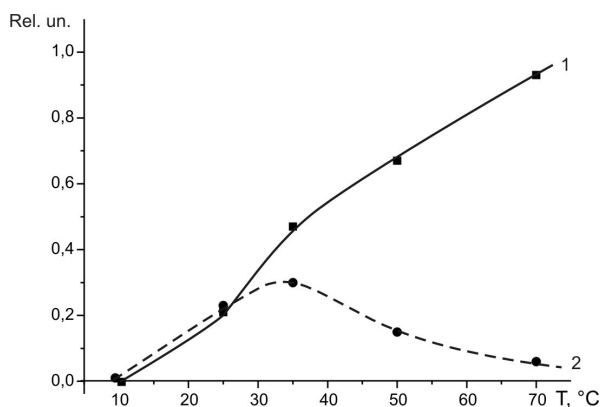


Figure 3. Temperature dependents of the relative quantity of magnetite and lepidocrocite formed on the steel surface (24 h). Numbers correspond to the phases: 1 – magnetite FeFe_2O_4 , 2 – lepidocrocite γ -FeOOH.

Direct relation exists between the magnetite quantity formed on the steel surface and temperature of the phase formation (Fig. 2b). Fig. 3 shows the plots of relative quantity of magnetite and lepidocrocite depending on the temperature of its obtaining after 24 h. It must be noted that at 10 °C the first reflex of magnetite appears on the XRD-pattern after 72 h that is similar to the lepidocrocite obtained under such conditions.

3.3. The influence of the ferric and ferrous iron concentration in water media on the formation of lepidocrocite and magnetite on the steel surface

The maximum amount of lepidocrocite on the steel surface is observed when the small concentration of both ferric and ferrous iron is present in the water disperse media. The relative unit corresponds to concentration of ferrous iron 10 mg / dm³. The intensity of the lepidocrocite reflexes is decreasing when the concentration of ferric and ferrous species increases (Fig. 4a – d).

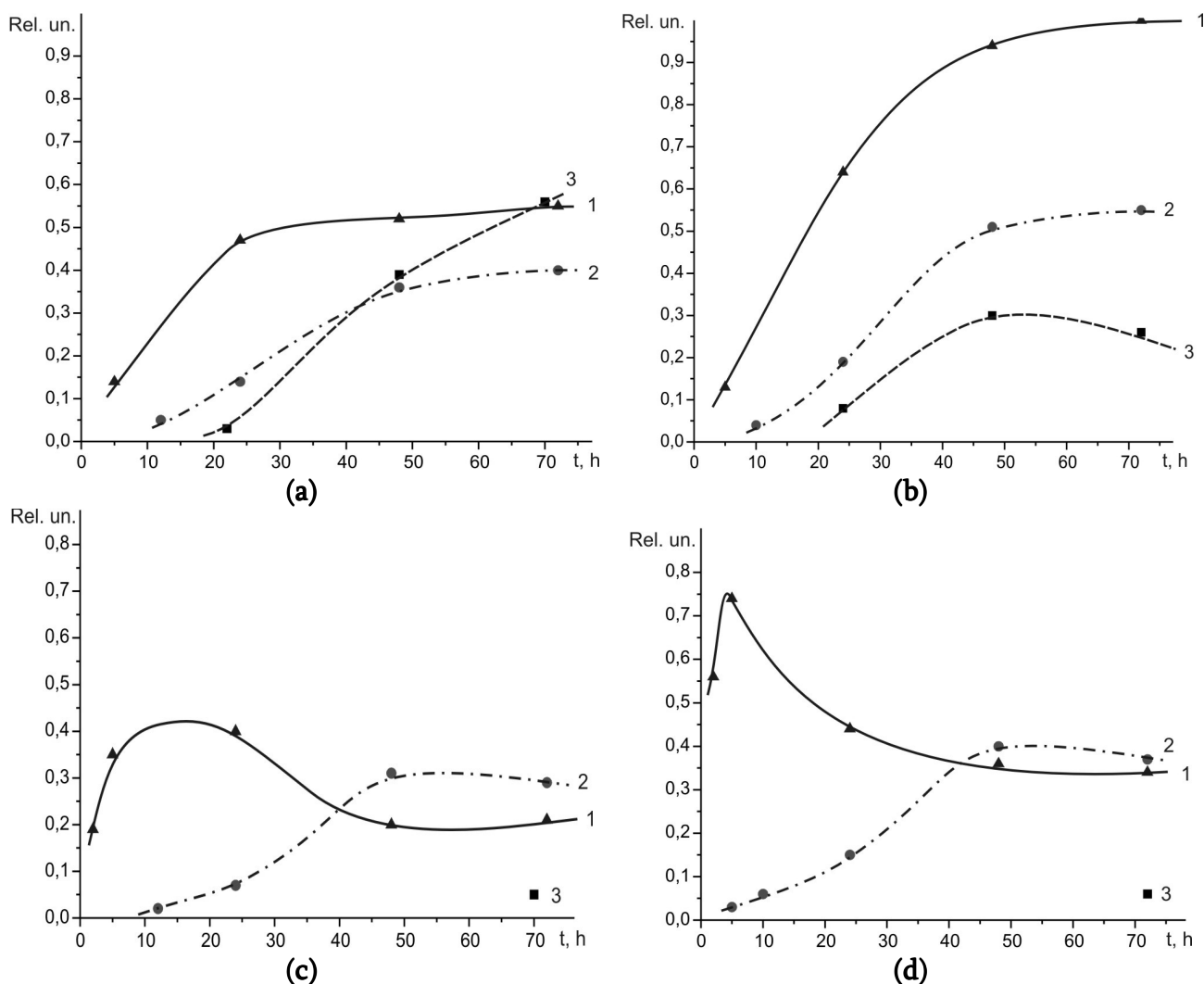


Figure 4. Kinetic regularities of the lepidocrocite γ -FeOOH formation when ferrous (a) and ferric (b) iron are present in the water solutions. Kinetic regularities of the magnetite FeFe_2O_4 formation when ferrous (c) and ferric (d) iron are present in the water solutions. Numbers correspond to the ferric or ferrous concentrations, mg / dm³: 1 – 10, 2 – 100 and 3 – 1000.

Magnetite develops the most intensity at low content of ferric and ferrous iron in the solution. The peak intensity reaches their maximum after 5 h for ferric and 24 h for ferrous iron and then it decreases to medium values. At initial concentration both ferric and ferrous iron 100 mg / dm³ magnetite phase is growing during 48 h and it does not change until the end of the experiment. On the contrary, at high content ferric and ferrous iron in the water medium the formation of magnetite phase is very weak. Its reflexes appear only after 72 h of the process carrying out.

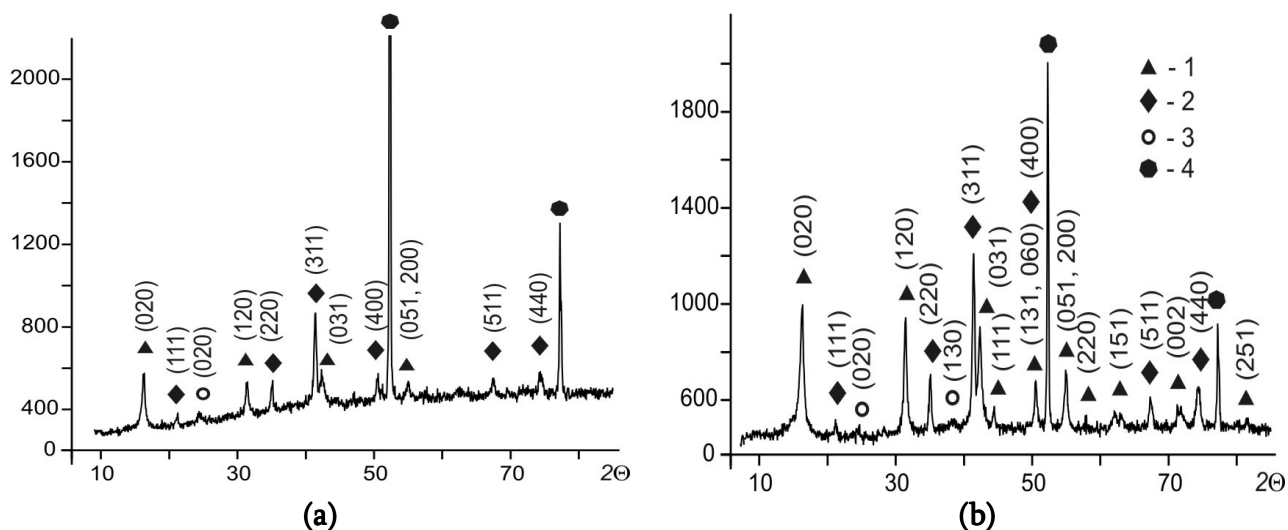


Figure 5. XRD patterns of the iron oxygen structures formed on the steel surface in the open air system: a – surface layer, b – surface and near surface layers. Numbers correspond to the phases: 1 – lepidocrocite γ -FeOOH; 2 – magnetite FeFe_2O_4 , 3 – goethite α -FeOOH; 4 – iron Fe^0 .

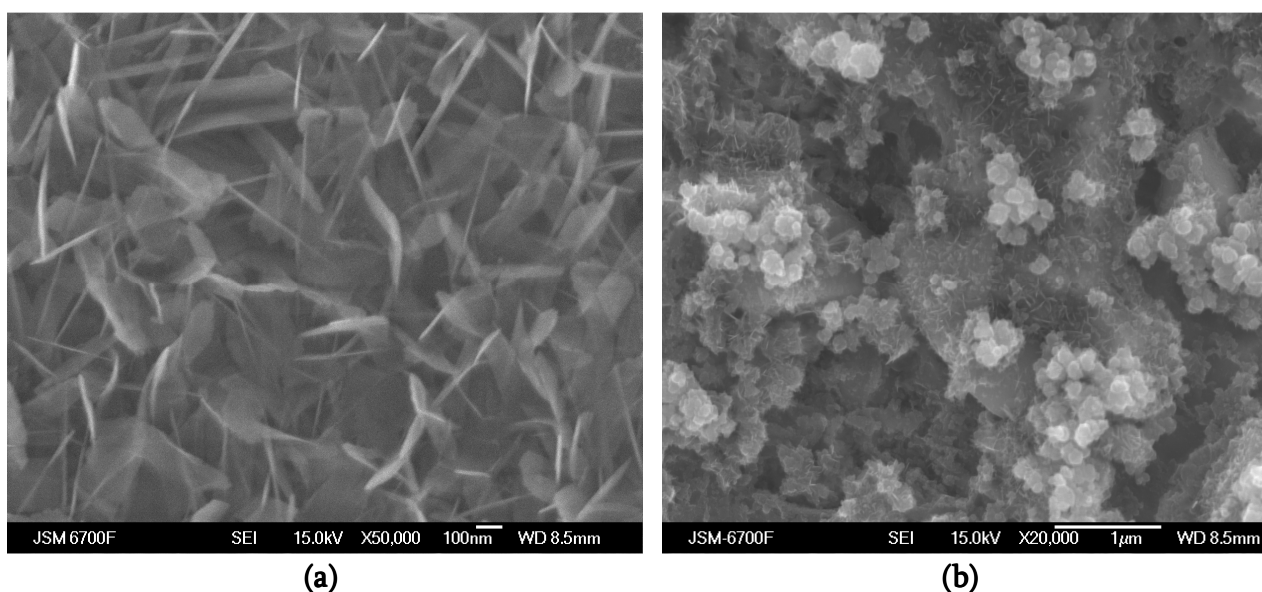


Figure 6. SEM images of the iron oxygen structures formed on the steel surface contacting with water solution and air oxygen: a – the phase transformation of Green Rust into lepidocrocite, b – magnetite particles.

So, according to the data obtained the formation of lepidocrocite and magnetite phases on the steel surface when it contacts with water dispersion media and air oxygen can undergo in a few ways, i.e. their independent origin from ferric or ferrous aquahydroxoforms that are present in dispersion media or phase transformation of Green Rust due to oxidation and phase transformation of one into another. Due to space division of the phase formation process, the colloidal-chemical mechanisms of the obtaining lepidocrocite and magnetite on the steel surface (layer two) and in near surface area (layer one) can be different. **Fig. 5** shows the phase composition of iron–oxygen structures formed in the first and in the second layer. It is possible that the formation of magnetite on the steel surface is connected with the phase transformation of Green Rust phase and its formation in near electrode layer is due to oxidizing Green Rust or interaction between ferric or ferrous hydroxoforms. The similar way is possible for lepidocrocite but it also can be the product of magnetite oxidizing. But the formation of magnetite and lepidocrocite phases in neutral media and lepidocrocite in acid media does not depend on each another and it is probable connected with the development of Green Rust phase.

The processes of the lepidocrocite γ -FeOOH and magnetite FeFe_2O_4 formation are described by the main reactions presented below, i.e.:



The SEM images (**Fig. 6**) show the typical lepidocrocite and magnetite particles and their aggregates formed on the steel surface in the open-air system. The lepidocrocite shape is needles and magnetite shape is spheres. The average crystallite size for lepidocrocite (the length) is 100 – 250 nm, and for magnetite it is ~ 16 – 20 nm.

4. Conclusions

The development of iron oxygen structures formed on the steel surface when it contacts with water dispersion media and air obviously occurs via structural γ -row: Green Rust, lepidocrocite and magnetite. Colloidal-chemical mechanisms of their obtaining are connected with the interaction of ferric and ferrous aquahydroxoforms with each other, via phase transformation of Green Rust or they include phase transformation of lepidocrocite into magnetite or vice versa magnetite into lepidocrocite.

The formation of iron oxygen phases takes place on the steel surface as well as in the near surface area. In both cases, the mechanisms of the phase formation can be different, i.e. the oxidation of Green Rust on the steel surface leads to magnetite obtaining but its next oxidation leads to formation of lepidocrocite in the near surface area.

When the steel surface contacts with water solution containing ferric and ferrous iron their aquahydroxoforms take part in the phase formation processes. If the high concentration of ferrous iron is present in the solution the phases formed on the steel surface belong to structural α -row (ferrihydrite and goethite).

The optimum conditions for the formation of a singularly phase of lepidocrocite are temperature ratio from 3 to 10 °C and acid medium (pH = 1.5). The most favorable conditions for magnetite formation are the temperature about 50 °C and the circumneutral medium.

References

1. Q. A. Pankhurst, J. Connolly, S. K. Jones, J. Dobson. *J. Phys. D.*, 2003, 36, R167.
2. И. П. Суздалев, Ю. В. Максимов, В. К. Имшенник, С. В. Новичихин, В. В. Матвеев, Е. А. Гулилин, А. Е. Чеканова, О. С. Петрова, Ю. Д. Третьяков. *Рос. Нанотехнол.*, 2007, 2, 73.
3. А. Л. Петрановська, О. М. Федоренко, П. П. Горбик, О. О. Чуйко, В. Ф. Чехун. *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*, 2005, 3, 812.
4. G. F. Goya, E. Lima Jr, A. D. Arelaro, T. Torres, H. R. Rechenberg, L. Rossi, C. Marquina, M. R. Ibarra. *IEEE Trans. Magn.*, 2008, 44, 4444.
5. A. S. Arbab, L. A. Bashaw, B. R. Miller, E. K. Jordan, B. K. Lewis, H. Kalish, J. A. Frank. *Radiology*, 229, 3, 838.
6. X. H. Peng, X.-M. Qian, H. Mao, A. Y. Wang, G. Z. Chen, S. Nie, D. M. Shin. *Int. J. Nanomed.*, 2008, 3, 311.
7. Y. S. Kang, S. Risbud, J. F. Rabolt, R. G. Stroeve. *Phys. Chem. Mater.*, 1996, 8, 2209.
8. U. Schwertmann, R. M. Cornell. *The Iron Oxides in the Laboratory. Preparation and Characterization*, 2000, Weinheim: Wiley – VCH.
9. S. Santra, R. Тапес, N. Theodoropoulou, J. Dobson, A. Hebard, W. Tan. *Langmuir*, 2001, 17, 2900.
10. W. W. Yu, J. C. Falkner, C. T. Yavuz, V. L. Colvin. *Chem. Commun.*, 2004, 20, 2306.

11. T. M. Tillotson, A. E. Gash, R. L. Simpson, L. W. Hrubesh, I. M. Thomas, J. F. Poco. J. Non-Cryst. Solids, 2001, 285, 335.
12. S. Peulon, H. Antony, L. Legrand, A. Chausse. Electrochem. Acta, 2004, 49, 2891.
13. O. M. Lavrynenko. Nano Studies, 2011, 4, 5.
14. Е. Н. Лавриненко. Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии, 2007, 5, 141.

ვერცხლის ნანონაწილაკების სინთეზი ვერცხლის ნიტრატის ხსნარში ჰიდროქინონის საშუალებით

თ. პავლიაშვილი¹, თ. ყალაბეგიშვილი^{2,3}, ე. გინტური²,
ლ. ლომიძე³, გ. ცერცვაძე⁴, გ. აბრამიშვილი⁵

¹სსიპ მიკრო- და ნანოელექტრონიკის ინსტიტუტი
თბილისი, საქართველო

²ი. ჯავახიშვილის სახ. თბილისის სახელმწიფო უნივერსიტეტი
ე. ანდრონიკაშვილის ფიზიკის ინსტიტუტი
თბილისი, საქართველო
kalabegi@yahoo.com

³ილიას სახელმწიფო უნივერსიტეტი
თბილისი, საქართველო

⁴გ. ელიავას სახ. ბაქტერიოფაგიის, ვირუსოლოგიის და მიკრობიოლოგიის ინსტიტუტი
⁵სსიპ ინსტიტუტი “ოპტიკა”
თბილისი, საქართველო

მიღებულია 2012 წლის 17 ოქტომბერს

უკანასკნელ წლებში ძალზე გაიზარდა ინტერესი ვერცხლის ნანონაწილაკების მიმართ, რაც დაკავშირებულია მათი უნიკალურ თვისებებთან. ვერცხლის ნანონაწილაკებს აქვთ მეტად საინტერესო ფიზიკო-ქიმიური და ოპტიკური თვისებები, განპირობებული ზედაპირული პლაზმონური რეზონანსით (ზპრ), განვითარებული ზედაპირით, დიდი ზედაპირული თავისუფალი ენერგიით, კატალიტური აქტივობით და სხვ. ვერცხლის ნანონაწილაკებში დაიმზირება ყველაზე მაღალი ექსტინციის კოეფიციენტი და სინათლის გიგანტური კომბინაციური გაბნევის მოვლენა.

უმველესი დროიდანვე იყო ცნობილი ვერცხლის ბაქტერიციდული თვისებების შესახებ. ვერცხლის ნანონაწილაკები ფართოდ გამოიყენება ელექტრონული, ოპტიკური და სენსორული მოწყობილობების დამზადების დროს. ასევე მეტად პერსპექტიულია მათი გამოყენება სამედიცინო სფეროში, კერძოდ, ონკოლოგიაში და ახალი თაობის ბაქტერიციდული პრეპარატების მისაღებად.

ასეთმა ვითარებამ განაპირობა ვერცხლის ნანონაწილაკების სინთეზის ტექნოლოგიური პროცესების დახვეწის აუცილებლობა და გამოიწვია ამ პრობლემისადმი მიძღვნილი სამეცნიერო შრომების მკვეთრი ზრდა.

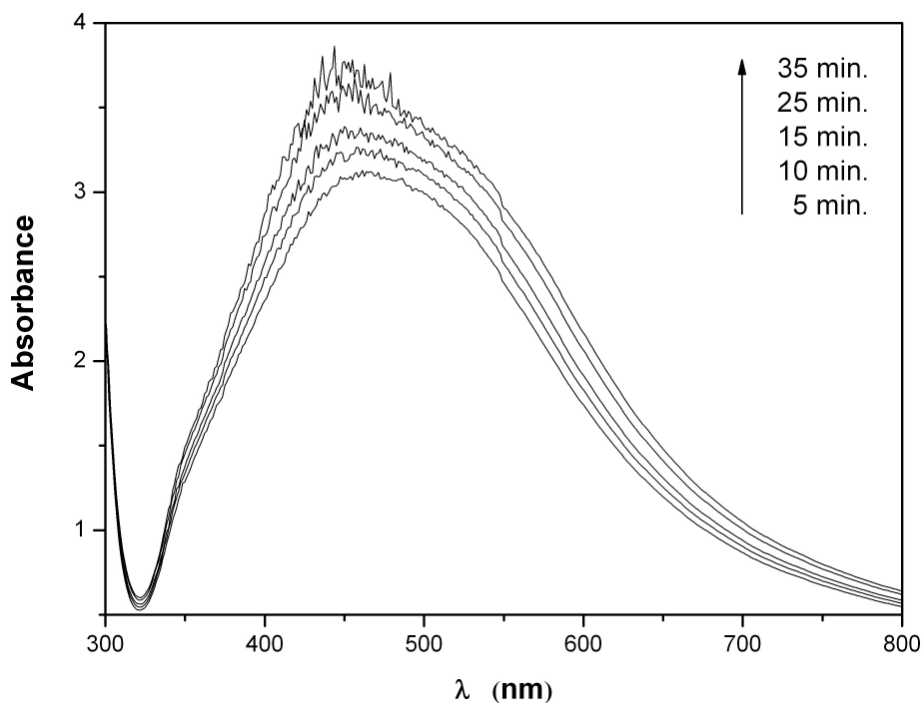
ვერცხლის ნანონაწილაკების მიღების საშუალებები [1 – 3] პირობითად შეიძლება დაიყოს ფიზიკურ, ქიმიურ და ბიოლოგიურ მეთოდებად. ფიზიკურ მეთოდებს განეკუთვნება სინთეზი ხსნარში ელექტროაფეთქების პროცესში, ლაზერული აბლაცია, სონოქიმიური (ულტრაბგერული ველის ზემოქმედება), რადიოლიზი და ა.შ. უკანასკნელ ხანს სინთეზებული ნანონაწილაკების დისპერსიულობის ხარისხის ასამაღლებლად და მათი აგლომერაციის პროცესის შესაჩერებლად, ქიმიურ მეთოდებთან ერთად გამოიყენება მაღალენერგეტიკული ფიზიკური ზემოქმედება,

როგორც არის ზემოაღნიშნული სიხშირის (ზმს) ელექტრომაგნიტური, იმპულსური მაგნიტური და ულტრაბერული ველების ზემოქმედება.

ვერცხლის ნანონაწილაკების მიღების ქიმიური მეთოდებიდან ყველაზე ხშირად გამოიყენება ვერცხლის იონების აღდგენა ვერცხლის მარილების წყალხსნარში სხვადასხვა აღმდგენლების და ხსნარის სტაბილიზატორების მეშვეობით. აღმდგენლებად გამოიყენება როგორც არაორგანული, ასევე ორგანული ნივთიერებები. არაორგანული აღმდგენლებიდან ყველაზე ხშირად გვხვდება ნატრიუმის ბორჰიდრიდი, ხოლო ორგანული აღმდგენლებიდან – ნატრიუმის ციტრატი და გლუკოზა.

წინამდებარე სტატიაში განხილულია ვერცხლის ნანონაწილაკების მიღების პროცესი ვერცხლის ნიტრატის ხსნარში. ხსნარი მზადდებოდა შემდეგნაირად: 1 მლ ლიმონმჟავა ნატრიუმს (0.01 N) ემატებოდა 0.2 მლ 0.25 %-იანი ჟელატინი, 1 მლ 0.001 N ჰიდროქინონი და 2 მლ 17 %-იანი ვერცხლის ნიტრატი. გამხსნელად გამოიყენებოდა დისტილირებული წყალი. ყველა რეაქტივს გააჩნდა კვალიფიკაცია “ქიმიურად სუფთა”. ხსნარი მიიღებოდა ოთახის ტემპერატურაზე. ხსნარის pH ტოლი იყო 5.32-ის. მომზადებული ხსნარი თითქმის მყისიერად შავდებოდა, რაც მიანიშნებდა აღდგენის რეაქციის დაწყებას.

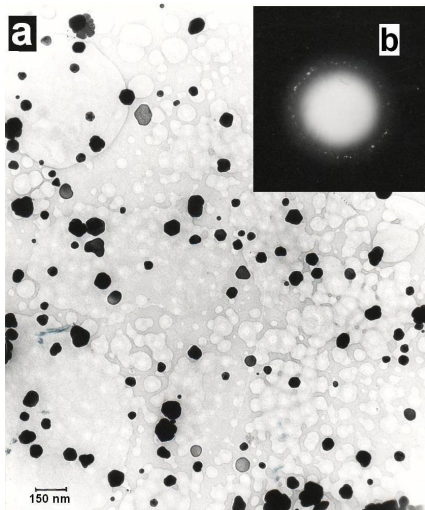
მიღებული ხსნარის ოპტიკური შთანთქმის სპექტრები შესწავლილ იქნა სპექტროფოტომეტრზე UV – Visible Spectrometer Sintra 10e, ოპტიკური შთანთქმის სპექტრები რეგისტრირებული იყო ოთახის ტემპერატურაზე (ნახ. 1). კვლევებმა გვიჩვენა, რომ ქიმიური აღდგენის საწყის ეტაპზე ოპტიკური შთანთქმის სპექტრების პიკი წინაცვლებს მოკლე ტალღოვან უბნისაკენ (20 – 25 ნმ) რაც განპირობებული უნდა იყოს შედარებით მცირე ზომის ნანონაწილაკების წარმოქმნით.



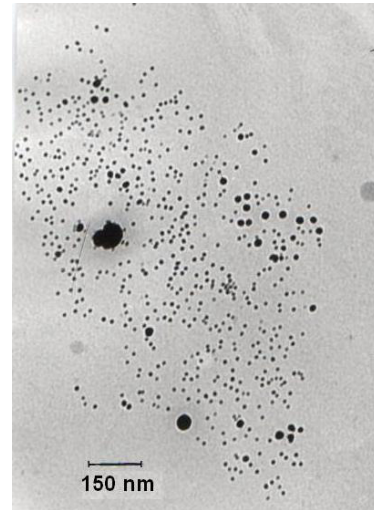
ნახაზი 1. ვერცხლის ნიტრატის ხსნარის შთანთქმის სპექტრები.

ელექტრონულ მიკროსკოპიული გამოკვლევები ჩატარებულ იქნა ტრანსმისიურ ელექტრონულ მიკროსკოპზე JEM 100 – SX. გამოირკვა, რომ ძირითადად ხსნარი

შეიცავდა სფერული ფორმის ვერცხლის ნანონაწილაკებს ზომით 40 – 70 ნმ. დაიმზირებოდა აგრეთვე დიდი უსწორმასწორო ფორმის ნანონაწილაკები ზომებით 200 – 300 ნმ და იგივე ზომის ცალკეული აგრეგირებული ნაწილაკები (ნახ. 2a). მიღებულ ნანონაწილაკებს გააჩნდათ კრისტალური სტრუქტურა (ნახ. 2b). მომზადებული კოლოიდური ხსნარი მოთავსებულ იქნა მიკროტალღურ ღუმელში “ელექტრონიკა”. ზმს ველის სიმძლავრე შეადგენდა 500 ვტ-ს, ხოლო ზემოქმედების ხანგრძლივობა – 5 წუთს. ცნობილია, რომ ზმს ველით ზემოქმედების დროს ენერგიის გადაცემა ხორციელდება არა კონტაქტურად, არამედ გამოსხივების საშუალებით, რის გამოც ხდება ნივთიერების მყისიერი გაცხელება. ამავე დროს ტემპერატურის სივრცული განაწილება ნივთიერებაში განსხვავებულია იმ განაწილებისაგან, რომელიც მიიღება მისი კონვექციური ან კონტაქტური მეთოდით გაცხელებისას. მიკროტალღური ზემოქმედების შემდეგ ხსნარი გახდა ყავისფერი, რაც მიაჩნებოდა ნანონაწილაკების ზომების ცვლილებაზე – ცნობილია, რომ ნანონაწილაკების ზომები განსაზღვრავს ხსნარის ფერს.



ნახაზი 2. ვერცხლის ნანონაწილაკების ელექტრონულ-მიკროსკოპიული მიკროფოტოგრაფია (a), ვერცხლის ნანონაწილაკების მიკროელექტრონოგრამა (b).



ნახაზი 3. ვერცხლის ნანონაწილაკების მიკროფოტოგრაფია მიკროტალღოვანი ზემოქმედების შემდეგ.

ელექტრონულ-მიკროსკოპიულმა გამოკვლევებმა გვიჩვენა, რომ მიკროტალღური ზემოქმედების შედეგად მოხდა ნანონაწილაკების შემდგომი ფრაგმენტაცია (ნახ. 3). გაჩნდა სფერული ფორმის ნანონაწილაკები რომელთა ზომა ძირითადად შეადგენდა 8 – 18 ნმ. ცხადია, რომ მიკროტალღური ზემოქმედების შედეგად ხდება სწრაფი და თანაბარი გაცხელება ხსნარის მთელი მოცულობისა, რაც ხელს უწყობს ერთნაირი პირობების შექმნას ნანონაწილაკების ჩანასახების წარმოქმნისა და ნუკლეაციის პროცესის დროს.

კვლევებმა გვიჩვენა, რომ გამოყენებული მეთოდი პერსპექტიულია ვერცხლის ნანონაწილაკების მისაღებად. იგი არის იაფი, არ მოითხოვს ძვირადღირებულ ტექნიკურ საშუალებებს და შესაძლებელია მისი შემდგომი დახვეწა და ოპტიმიზირება ვერცხლის ნანონაწილაკებისადმი წაყენებული კონკრეტული მოთხოვნილებების შესაბამისად.

მიმოხილვა

1. Ю. А. Крутяков, А. А. Кудринский, А. Ю. Оленин, Г. В. Лисичкин. Синтез и свойства наночастиц серебра: Достижения и перспективы. Усп. хим., 2008, 77, 3, 242-250.
2. А. Ю. Оленин, Г. В. Лисичкин. Получение, динамика структуры объема и поверхности металлических наночастиц в конденсированных средах. Усп. хим., 2011, 80, 7, 635-645.
3. А. В. Вегера, А. Д. Зимон. Синтез и физико-химические свойства наночастиц серебра стабилизированных желатином. Изв. Томского политехн. унив., 2006, 309, 5, 60-64.

**მეტასტაბილური სტრუქტურის მქონე ტიტანის შენადნობების
პირდაპირი მატრინსიტული გარდაქმნის გამოკვლევა**

**ნ. გაფიშვილი, კ. გორგაძე, თ. ბერბერაშვილი,
თ. ხეჩიაშვილი, შ. ხიზანიშვილი, ვ. ხუციშვილი**

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, საქართველო
kakha-gorgadze@mail.ru
tamo.berberashvili@yahoo.com

მიღებულია 2012 წლის 29 ოქტომბერს

შესავალი

სამეცნიერო-ტექნიკური პროგრესის ტემპების დაჩქარება დაკავშირებულია ახალი თვისებების მქონე მეტალური შენადნობების შემუშავებასთან. ეს განსაკუთრებით ეხება ტიტანის შენადნობებს, რომლებსაც ფართოდ იყენებენ ავიაციაში, კოსმონავტიკაში, მედიცინაში და ქიმიურ მრეწველობაში, რაც განპირობებულია მათი მთელი რიგი თვისებებით, კერძოდ, მცირე კუთრი წონით და მრავალ აგრესიულ არეში კარგი კოროზიამდეგობით.

ტიტანის შენადნობების სტრუქტურის შესწავლა წონასწორულ და არაწონასწორულ მდგომარეობებში ამ მასალების თვისებების მართვის საშუალებას გვაძლევს. თუმცა, მდგომარეობის წონასწორული დიაგრამების გამოკვლევა საკმარისი არ არის შენადნობების პოტენციური შესაძლებლობის სრული გამოყენებისათვის, რადგანაც თერმული, მექანიკური ან კომბინირებული დამუშავების შედეგად შენადნობები ხშირად აღმოჩნდებიან ისეთ მდგომარეობებში, რომლებიც სხვადასხვა ხარისხით განსხვავდებიან წონასწორულისაგან.

ტიტანის შენადნობის მეტასტაბილური მდგომარეობის შესახებ არსებული მრავალი ნაშრომის მიუხედავად, მაინც გაურკვეველი რჩება მთელი რიგი საკითხებისა, რომელიც ეხება ზოგიერთი არასტაბილური ფაზის სტრუქტურასა და თვისებებს.

წინამდებარე სტატიაში განხილულია ტიტანის ორმაგი შენადნობები ტანტალთან და ნიობიუმთან, და გამოკვლეულია მათ თვისებების კონცენტრაციული და ტემპერატურული დამოკიდებულებები. განსაკუთრებული ყურადღებით იქნა შესწავლილი დრეკადი თვისებები, რომლებიც ძალიან მგრძობიარენი აღმოჩნდნენ ტიტანის შენადნობების ფაზური შემადგენლობის და მდგომარეობის მიმართ.

**მეტასტაბილური ფაზები, ფაზური გარდაქმნები
და $\alpha'' \leftrightarrow \beta$ გარდაქმნისას წინამარტენსიული
არამდგრადობა ტიტანის შენადნობში**

ტიტანის შენადნობებში ფაზური გარდაქმნების განხილვისას განსაკუთრებული ყურადღება ექცევა მეტასტაბილური ფაზებისა და მეტასტაბილური მდგომარეობების

შესწავლას. გარდამავალ ელემენტებთან ტიტანის შენადნობების β არიდან წრთობისას წარმოიქმნება რამოდენიმე მეტასტაბილური ფაზა. ასეთი ფაზები შეიძლება იყოს α' , α'' , ω და β_{meta} [1 – 3]. ამ ფაზების მოკლე დახასიათება ასეთია.

α' -ფაზა გვევლინება, როგორც მალეგირებული ელემენტებით გადაჯერებული მყარი ხსნარი α -Ti ჰექსაგონალური კრისტალური მესრით. α'' -ფაზა უფრო მეტად გადაჯერებული მყარი ხსნარია α' -ფაზასთან შედარებით. მისი გაჩენა დაკავშირებულია α -Ti კრისტალური მესრის სიმეტრიის შემცირებასთან ჰექსაგონალურიდან რომბულამდე. α'' -ფაზა წარმოიქმნება ტიტანის შენადნობებში იმ გარდამავალ ელემენტებთან, რომელთა ატომური რადიუსები ახლოსაა ტიტანის ატომურ რადიუსთან (~ 15 %-ის ფარგლებშია – V, Nb, Ta, V, Mo, Re და β -იზომორფული ელემენტები). α' და α'' ფაზებს აქვთ ნემსისებრი კრისტალური აღნაგობა, რომელიც დამახასიათებელია მარტენსიტული ფაზებისათვის. მეტასტაბილური ω -ფაზა აღმოჩენილი იქნა ტიტანის თითქმის ყველა შენადნობში მალეგირებული ელემენტების გარკვეული კონცენტრაციისას. დადგენილია, რომ ω -ფაზა (ან ω -ფაზის ანალოგიური მდგომარეობა) წარმოიქმნება ასევე ცირკონიუმის, ჰაფნიუმისა და ურანის ფუძიან შენადნობებში [3, 4]. ω -ფაზას გააჩნია წვრილდისპერსიული ჰექსაგონალური კრისტალური სტრუქტურა [2, 3]. მრავალი ავტორი მიუთითებს ω -ფაზის ელექტრონულ ბუნებაზე. ამის ვარაუდის საფუძველს იძლევა ის ფაქტი, რომ ეს ფაზა წარმოიქმნება მხოლოდ გარკვეული “კრისტალური” შემადგენლობის შენადნობების წრთობით, რომელიც პასუხისმგებელია d -გარსში ვაკანსიებისა და f -ელექტრონების რაოდენობათა შორის დაახლოებით ერთნაირ სხვაობაზე. ამიტომ ქიმიური შემადგენლობის კრიტერიუმად გამოყენებულია ელექტრონების ის კონცენტრაცია, რომლის დროსაც წარმოიქმნება ω -ფაზა. ეს ფაზა ყოველთვის არსებობს β -ფაზასთან ერთად (ω -სტრუქტურა კოჰერენტულად არის დაკავშირებული β -მატრიცასთან). ω -ფაზის წარმოქმნისას მიკროსტრუქტურის რელიეფი არ იცვლება. ეს ფაქტი მიუთითებს $\beta \rightarrow \omega$ გარდაქმნის თავისებურებაზე, როგორც “განსაკურებული ტიპის მარტენსიტული გარდაქმნაზე” [2, 3]. ამ ნაშრომების ავტორები განიხილავენ ω -ფაზას როგორც შუალედურს, რომელიც წამოიქმნება β -მყარ ხსნარში წრთობისა და მოშვების შედეგად მალეგირებული ელემენტების გადანაწილებით. თუმცა, ეს მიდგომები ფაზის წამოქმნის ბუნებას ახსნისადმი მრავალ ასპექტში ურთიერთწინააღმდეგობრივი არიან, მაგრამ გარკვეულწილად ავსებენ კიდევ ერთმანეთს. მეტასტაბილურ β -ფაზას აქვს მოცულება ცენტრირებული სტრუქტურა, რომლის კრისტალური მესრის პარამეტრი დაკავშირებულია მეტასტაბილურობის ხარისხთან.

წარმოქმნის მექანიზმის მიხედვით, α' , α'' და ω მეტასტაბილური ფაზები არიან მარტენსიტული. ეს ნიშნავს, რომ გარდაქმნა მიმდინარეობს მყარი ხსნარის კონცენტრაციის ცვლილების გარეშე ანუ არადიფუზიურად, ისე როგორც – პოლიმორფული გარდაქმნა სუფთა ლითონებში [1, 3, 4]. ლიტერატურაში გვხვდება მონაცემები შენადნობებში მარტენსიტული ფაზების ინდივიდუალური თვისებების ტემპერატურული მდგრადობის შესახებ, მალეგირებული ელემენტებისა და α -ტიტანის გადაჭარბების ხარისხზე დამოკიდებულებით [2, 3, 5, 6]. არასტაბილური შენადნობები განსხვავდებიან წონასწორული შენადნობებისაგან მრავალი ფიზიკურ-მექანიკური თვისებით. კერძოდ, შენადნობები მეტასტაბილური β -ფაზით ხასათდებიან. ელექტროწინალობის მაღალი მნიშვნელობით და მისი უარყოფითი ტემპერატურული კოეფიციენტი. β -იზომორფული და ევტექტიკაწარმომქმნელი ელემენტებით ლეგირებისას α - და β -მესრების მდგრადობის შემცირებას მიყვევართ დრეკადი

მოდულების შემცირებამდე, რომელიც განსაკუთრებით კარგად ვლინდება გადაჯერების მაღალი ხარისხის პირობებში. ამასთან ერთად, მნიშვნელოვნად იმატებს დრეკადობის ანიზოტროპიის ფაქტორი A [2, 4]. დრეკადობის მახასიათებლებიდან აღსანიშნავია ძვრის მოდულის ცვლილება. აქედან ნათლად ჩანს ძლიერი კონცენტრაციული დამოკიდებულება, რაც მიუთითებს მოცულობაცენტრირებულ β -ფაზის სტაბილურობის ზრდაზე β -იზომორფული ტიპის მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის ზრდასთან ერთად [2, 6].

ტიტანის შენადნობებში $\alpha'' \leftrightarrow \beta$ გარდაქმნის მექანიზმი შეიძლება განხილულ იქნეს როგორც კრისტალური მესრის მიერ დრეკადი მდგრადობის დაკარგვის შედეგი [2]. მონოკრისტალებთან მიმართებით დრეკადი მდგრადობის დაკარგვა ნიშნავს იმ შეზღუდვების მოხსნას, რომლებიც ედება დრეკად კონსტანტებს. შეზღუდვები დაკავშირებულია იმასთან, რომ კრისტალის დეფორმაციის ენერჯია $W = C_{ij}\epsilon_i\epsilon_j/2$ (C_{ij} დრეკადობის მოდულების ტენზორის კომპონენტებია, ხოლო ϵ_i და ϵ_j – დეფორმაციის ტენზორის კომპონენტები) უნდა იყოს დადებითი, წინააღმდეგ შემთხვევაში კრისტალი არამდგრადი იქნება.

ჰექსაგონალური მესრის მქონე კრისტალებისათვის დრეკადობის მოდულების ტენზორის კომპონენტების სიდიდეთა შეზღუდვები, რომლებიც ერთმანეთთან აკავშირებენ ძაბვასა და დეფორმაციის ტენზორებს [2], შემდგ უტოლობებზე: $C_{44} > 0$, $C_{11} < |C_{12}|$ და $(C_{11} + C_{12})C_{33} > 2C_{13}^2$. კუბური კრისტალების მდგრადობის პირობები კი ასე ჩაიწერება: $C_{44} > 0$, $C_{11} > C_{12}$, $C_{11} + 2C_{12} > 0$ და $C_{11} > 0$. შეიძლება ვივარაუდოთ, რომ მოცულობაცენტრირებული კრისტალური მესრები სტაბილურია მაღალი ვიბრაციული ენტროპიის წყალობით. რაც გამოწვეულია ძალიან მაღალი რხევის ამპლიტუდით $\langle 110 \rangle$ მიმართულებით (110) სიბრტყეებში ძვრის $C' = (C_{11} - C_{12})/2$ მოდულების შედარებით დაბალი მნიშვნელობების გამო. აქედან გამომდინარე, C_{44} -ის შეფარდება C' მოდულთან 8-ზე მეტია ისეთი ლითონებისა და შენადნობებისთვის, რომლებშიც მოცულობაცენტრირებული კრისტალური სტრუქტურა გაციებისას მჭიდრო წყობის სტრუქტურად გარდაიქნება. ამავე დროს, ანიზოტროპიის ფაქტორი სტაბილურ მოცულობაცენტრირებული კრისტალური მესრის მქონე ლითონებისთვის (V, Nb, Mo, Ta და W) $A = C_{44}/C' \approx 1$. შრომების [2, 5 – 7] თანახმად, C' მოდული მოცულობაცენტრირებულ მესერში უნდა შემცირდეს ნულამდე შენადნობის ტემპერატურის მატენსიტიული გარდაქმნის ტემპერატურამდე შემცირების კვალობაზე. ანუ მოცულობაცენტრირებული მესერი ხდება მექანიკურად არამდგრადი და მიმდინარეობს მისი გარდაქმნა ორთორომბულში [2]. ცალკეული ფაზების მდგრადობაზე, გარდა ტემპერატურისა, გავლენას ახდენენ სხვა თერმოდინამიკური ფაქტორებიც. მაგალითად, შრომებში [2, 6] დაწვრილებით იქნა შესწავლილი β მასტაბილიზირებელი ელემენტების კონცენტრაციის გავლენა დრეკადობის მოდულების მნიშვნელობებზე ტიტანის პოლიკრისტალურ შენადნობებში, რომლებიც არიან გადაჯერებულები β არიდან წრთობის შედეგად. დადგენილი იქნა, რომ ზღვრულად გადაჯერებულ α -მყარ ხსნარებს შეესაბამება იუნგის მოდულისა $E \approx (6 - 7) \cdot 10^{10}$ მპა და ძვრის მოდულის $G \approx (2.0 - 2.5) \cdot 10^{10}$ მპა დაბალი მნიშვნელობები და პუასონის μ კოეფიციენტის – ანომალურად მაღალი მნიშვნელობა. პოლიკრისტალური შენადნობისათვის დრეკადი თვისებების ექსტრემალური

მნიშვნელობები, თუნდაც ზღვრულად არამდგრადებისთვის, აშკარად დაშორებულია ნულისგან.

დრეკადი მახასიათებლები წარმოადგენენ სიდიდეებს, რომლებიც მიიღება ძვრის პირობებში მესრის ენერჯის მნიშვნელობიდან. კერძოდ, E შეიძლება გაიგივებული იყოს ატომთშორისო კავშირების უმარტივეს მოდელებში f კოეფიციენტთან სისტემის პოტენციალური ენერჯის გაშლაში x მიმართულებით ატომების წანაცვლებისას: $W(x) = f x^2 / 2$. სხვაგვარად, f პროპორციულობის კოეფიციენტია ძალასა და ამ ძალით გამოწვეულ წონასწორობის მდგომარეობიდან ატომის წანაცვლებას შორის: $F = -f x$. მესრის სრული ენერჯია განისაზღვრება კრისტალში ელექტრონების ენერგეტიკული მდგომარეობებით წარმოდგენილ შესაძლო ენერგეტიკულ ზონებში მათი განაწილების ხასიათით. ზონების ფორმა განისაზღვრება კრისტალური სტრუქტურით, ხოლო მათი შევსება კრისტალში არსებული თავისუფალი ელექტრონების იმ რაოდენობით, რომელიც მოდის ერთ ატომზე ანუ “ელექტრონების კონცენტრაციით”. არასასურველი მოცულობითი ფაქტორის მქონე შენადნობების წარმოქმნის შემთხვევაში შესაძლებელია ზონების ზომის და ფორმის არსებითი ცვლილება. ორი ან მეტი კრისტალური სტრუქტურის შედარებითი მდგრადობის შეჯერებისას განიხილება მდგომარეობის სიმკვრივეების მრუდების ელექტრონის ენერჯიებზე დამოკიდებულებები.

α - და β -მესრების მდგრადობის შემცირებას ტიტანის შენადნობების β -იზომორფული და ევტექტიკაწარმოქმნილი ელემენტებით ლეგირებას მივყავართ დრეკადი თვისებების შემცირებამდე გადაჯერების მაღალი ხარისხის დროს. ეს განსაკუთრებით კარგად ჩანს ძვრის მოდულის ცვლილების შემთხვევაში $C' = (C_{11} - C_{12}) / 2$. ეს კი მიუთითებს β -ფაზის მოცულობაცენტრირებული მესრის სტაბილურობის ზრდაზე β -იზომორფული ტიპის ელემენტების კონცენტრაციის ზრდის კვალობაზე. ძვრის სხვა მოდულის, C_{44} -ის, ზრდა ამ დროს მცირედ შესამჩნევია, რაც განაპირობებს ანიზოტროპიის ფაქტორის $A = C_{44} / C'$ შემცირებას. $\beta \rightarrow \alpha$ გარდაქმნა იწვევს C' -ის ზრდას დაახლოებით 2-ჯერ, იმ დროს როცა C_{44} და C_{11} იზრდებიან 35 %-ზე ნაკლებად. β -იზომორფულ ელემენტებთან ტიტანის ნაწრთობი შენადნობების პოლიკრისტალური ნიმუშების დრეკად თვისებებს ასევე ახასიათებთ ძლიერი კონცენტრაციული დამოკიდებულება [2, 6]. როგორც ცნობილია, მონოკრისტალური და პოლიკრისტალური ნიმუშების დრეკადობის მოდულების ცვლილებებს შორის შესაბამისობა დაიკვირვება ფოხტ-როის-ჰილის გასაშუალების გზით. ეს საშუალებას იძლევა გამოვიყენოთ კვაზიზოტროპული ნიმუშების დრეკადული თვისებების სიდიდეები შენადნობებში რეალიზებული სხვადასხვა სტრუქტურების მდგომარეობის დახასიათებისათვის.

ლიტერატურული მონაცემებიდან შეიძლება დავასკვნათ, რომ ტიტანის შენადნობების ფაზური გარდაქმნების, განსაკუთრებით, მეტასტაბილურ მდგომარეობაში, ხასიათი ძალზე რთულია, რაც აიხსნება მეტასტაბილური ფაზების მრავალფეროვნებით და განსაზღვრული თერმოდინამიკური პირობების დროს ცალკეული ფაზების განსაკუთრებული მდგომარეობებით. Ti – Ta და Ti – Nb სისტემის შენადნობები, სხვა β -იზომორფული ელემენტების ტიტანის შენადნობებთან შედარებით, იმსახურებენ განსაკუთრებულ ყურადღებას [8], მაგალითად, თერმული ზემოქმედებისადმი მაღალი მდგრადობით, რაც პირველ რიგში არის დიფუზური პროცესის ჩახშობის შედეგი. გარდა ამისა Ti – Nb სისტემაში და დიდი ალბათობით Ti – Ta სისტემაშიც შესაძლებელია ზღვრულად გაჯერებული მყარი ხსნარის მიღება

α' -მარტენსიტული ფაზის ფუძეზე. უნდა ავლნიშნოთ, რომ ზემოაღნიშნულ ორფაზიან შენადნობში ფაზური აღნაგობით $\alpha' + \beta$ შესაძლებელია განხორციელდეს როგორც პირდაპირი $\beta \rightarrow \alpha'$, ასევე – შებრუნებული $\alpha' \rightarrow \beta$ მარტენსიტული გარდაქმნა. ამ სამუშაოს მიზანია ზემოთაღნიშნულ β -მეტასტაბილური სტრუქტურის სისტემაში $\beta \rightarrow \alpha'$ პირდაპირი მარტენსიტული გარდაქმნის განხორციელების შესწავლა.

ნიმუშების მომზადება

შესწავლილია Ti – Ta სისტემის შენადნობები ტანტალის შემცველობით 66.17, 69.20 და 71.32 wt % Ta, და 41.50 wt % Nb-ის შემცველი შენადნობი. ყველა მათგანი გამოდნობილ იქნა ელექტრონულ-სხივური დნობის დანადგარში, უხარჯავი ვოლფრამის ელექტროდით გაწმენდილი ჰელიუმის ატმოსფეროში წნევით $5.3 \cdot 10^4$ პა. ჰელიუმის შეშვების წინ ღუმელში იქმნებოდა ვაკუუმი $6.7 \cdot 10^{-3}$ პა.

ამ შენადნობებისათვის საწყის მასალებად გამოიყენებოდა იოდიდური ტიტანი, მაღალი სისუფთავის ტანტალი და ელექტრონულ-სხივური დნობით მიღებული ნიობიუმი.

ელემენტების თანაბარი გადანაწილებისათვის შენადნობებში ისინი გადადნობილ იქნენ 7 – 9-ჯერ. გამოდნობის შემდეგ შენადნობები იჭედებოდა 1000 °C-ზე 0.012 მ დიამეტრის ღერებად. ზოდებიდან იჭრებოდა სინჯები ქიმიური მეთოდით შემადგენლობის დასადგენად (ცხრილი 1). გამოჭედილი მასალიდან დრეკადი მახასიათებლების გასაზომად მზადდებოდა ნიმუშები 0.0065 მ დიამეტრით და 0.1 მ სიგრძით. რეტგენოგრაფიული ანალიზი ხორციელდებოდა ნიმუშებზე ზომებით $0.015 \times 0.005 \times 0.0012$ მ. ნიმუშებისთვის იმ ფორმის მიცემის შემდეგ, რაც საჭიროა სხვადასხვა მეთოდებით გამოკვლევისათვის, ყველა მათგანი განიცდიდა 1000 °C-ზე ჰომოგენიზაციურ მოწვას 75 საათის განმავლობაში, რის შემდეგაც ამ ტემპერატურიდან იწრთობოდნენ 10 – 15 °C-ზე წყალში.

ცხრილი 1. გამოსაკვლევ შენადნობების ქიმიური შემადგენლობა (wt %).

№	ტიტანი	ტანტალი	ნიობიუმი	აზოტი	ნახშირბადი
1	33.83	დანარჩენი	–	0.011	0.032
2	30.80	დანარჩენი	–	0.014	0.040
3	28.68	დანარჩენი	–	0.010	0.082
4	დანარჩენი	–	41.50	0.030	0.053

დრეკადი თვისებების კვლევისთვის გამოყენებული იყო რეზონანსული მეთოდი. რხევების აღძვრა ნიმუშებში ხორციელდებოდა პიეზოელექტრული კრისტალების მეშვეობით. ამ მეთოდით იზომებოდა ნიმუშების საკუთარი რხევების სიხშირეები, რომლებიც შეესაბამებოდა მოდებული რხევების რეზონანსს. რხევის სიხშირე შეადგენდა რამოდენიმე ერთეულ ან ათეულ კილოჰერცს, ხოლო მაქსიმალური ძაბვა იმყოფებოდა 10^5 პა-ის საზღვრებში $10^{-3} - 10^{-5}$ -ის რიგის ფარდობითი დეფორმაციისას.

ცნობილია, რომ იზოტროპულ გარემოებში (პოლიკრისტალურ მასალებში) საკმარისია გაიზომოს ორი დამოუკიდებელი დრეკადი მუდმივა: იუნგის მოდული E და ძვრის მოდული G . სხვა დრეკადი მახასიათებლები, კერძოდ, პუასონის კოეფიციენტი μ და მოცულობითი შეკუმშვის კოეფიციენტი K მარტივი ფორმულებით არიან მათთან დაკავშირებული: $\mu = E/2G - 1$ და $K = EG/3(3G - E)$. ხელსაწყოს სამუშაო დიაპაზონი შეადგენდა 0.6 – 26 კპც-ს, სიხშირის გაზომვის სიზუსტე იყო 0.01 – 1 ჰც. შესაძლებელი იყო სამგვარი იძულებითი რხევის აღძვრა – ღუნვითი, გრეხვითი და გრძივი ჭიმვითი. დრეკად ღერებს, რომლებიც გადასცემენ რხევებს პიეზოკრისტალებიდან ნიმუშს, ყოველთვის გააჩნდათ საჭირო ფორმის რხევის კომპონენტი. დრეკადობის მოდულების დაბალტემპერატურული კვლევები (-120 °C-მდე) ტარდებოდა სპეციალურ კამერაში. ნორმალური დრეკადობის მოდული განისაზღვრებოდა ორი მეთოდით: ნიმუშის განივი რხევების საკუთარი სიხშირით f_t და გრძივი რხევების საკუთარი სიხშირით f_l . ძვრის მოდულს ვანგარიშობდით საკუთარი გრეხვითი რხევების სიხშირის f_s მიხედვით. დრეკადობის მოდულები პა-ებში გამოთვლილი იქნა ფორმულებით:

$$E = 1606.0 \cdot 10^{-4} \frac{p}{l} \frac{p^4}{l^4} f_t^2,$$

$$E = 5092.9 \cdot 10^{-4} \frac{pl}{d^2} f_l^2,$$

$$E = 5092.9 \cdot 10^{-4} \frac{pl}{d^2} f_s^2,$$

სადაც p ნიმუშის წონაა კგ-ებში, ხოლო l და d , შესაბამისად, მისი სიგრძე და დიამეტრი მ-ებში. რენტგენოსტრუქტურული კვლევისთვის ნიმუშები ზუმფარის ქაღალდზე გახეხვის შემდეგ პოლირდებოდა ჯერ ალმასის პასტით, ხოლო შემდეგ – ქიმიური გზით, სტანდარტულ ელექტროლიტში დამუშავებით [4]. ნიმუშის ზედაპირის სიგლუვის შემოწმება ხდებოდა სინათლის МИМ – 8 მიკროსკოპით 200 – 400-ჯერ გადიდებისას.

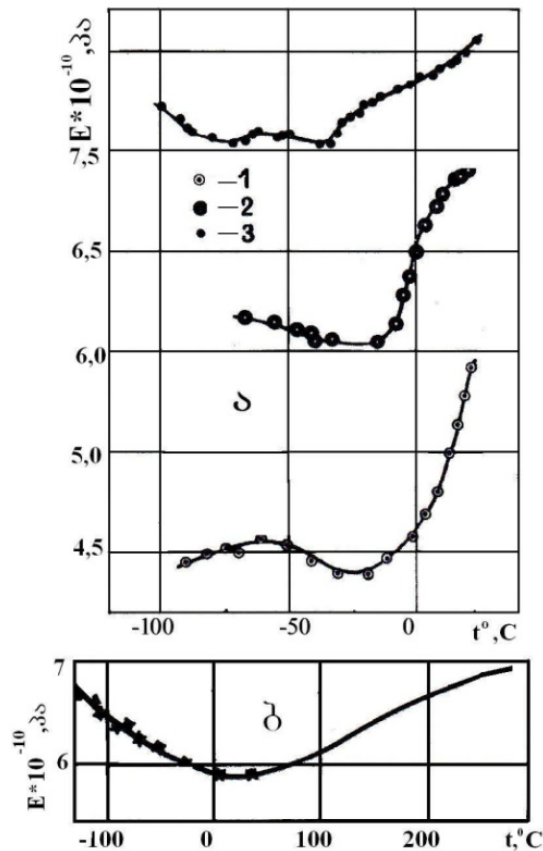
რენტგენოსტრუქტურულ კვლევას ვატარებდით დანადგარზე ДРОН – 2. გამოყენებული იყო Cu-ის ანოდის $K\alpha$ მახასიათებელი გამოსხივდება.

ექსპერიმენტის შედეგები

როგორც აღინიშნა, Ti – Ta და Ti – Nb მეტასტაბილურ შენადნობებში $\alpha'' + \beta$ -ის სტრუქტურით გარე თერმული ან მექანიკური ზემოქმედებით შესაძლებელია განხორციელდეს $\beta \rightarrow \alpha''$ მარტენსიტული გარდაქმნა. ამის მიუხედავად, დღეისათვის ერთფაზიან შენადნობებში β -მეტასტაბილური სტრუქტურით აღმოჩენილია მარტენსიტული გარდაქმნის განხორციელების შესაძლებლობა. დასახული მიზნის მისაღწევად ვიყენებდით რენტგენოსტრუქტურული ანალიზის და დრეკადი მოდულების განსაზღვრის ექსპერიმენტულ მეთოდებს.

ნახ. 1-ზე მოყვანილია იუნგის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება ზოგიერთი Ti – Ta და Ti – Nb სისტემის შენადნობებისთვის. როგორც ნახაზიდან ჩანს, ყველა მრუდზე დაიკვირვება მოდულის მნიშვნელობის ვარდნა ტემპერატურის შემცირებასთან ერთად (ანალოგიური სურათია შენადნობებში α'' და $\alpha'' + \beta$

სტრუქტურებით [2, 7]). შენადნობების შემდგომ გაცივებას კი პრაქტიკულად არ მივყავართ მოდულის ზრდამდე.



ნახაზი 1. იუნგის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება ნაწრობ Ti – Ta (ა) და Ti – Nb (ბ) სისტემის შენადნობებში. (ა) 1 – 66.17, 2 – 69.20, 3 – 71.32 wt % Ta; (ბ) Ti – 41.50 wt % Nb. მნიშვნელობები ოთახის ტემპერატურაზე მაღლა მიღებულია შრომის [2] მონაცემებიდან.

ჩვენს მიერ შესწავლილ β -მეტასტაბილური სტრუქტურის შენადნობებში დრეკადობის მოდულის მნიშვნელობის ვარდნის მიზეზის დასადგენად გამოყენებული იქნა დაბალტემპერატურული რენტგენოსტრუქტული ანალიზის მეთოდი. აღმოჩნდა, რომ Ti – 66.17 wt % Ta და Ti – 41.50 wt % Nb შენადნობების α'' -ორთორომბული ფაზის არეკვლის სპექტრის ცალკეულ არეებში გაჩნდა დიფუზიური ტიპის მაქსიმუმები. ასეთი მაქსიმუმების გაჩენა იმაზე მიუთითებს, რომ β -ფაზის ცალკეულ მოცულობებში მოხდა $\beta \rightarrow \alpha''$ გარდაქმნა. ამას ადასტურებს ჩვენს მიერ გამოთვლილი წონოსწორობის მდგომარეებიდან ატომების საშუალო კვადრატული წანაცვლების სიდიდეები. ეს გამოთვლები დამყარებულია დრეკადობის მოდულის ტემპერატურულ დამოკიდებულების მონაცემებზე (ნახ. 1).

გამოთვლები $\sqrt{\langle u^2 \rangle} = f(T)$ დამოკიდებულების დასადგენად ჩატარებულია შემდეგი ფორმულებით:

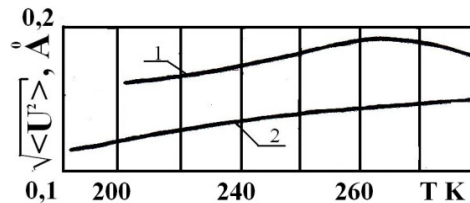
$$\langle u^2 \rangle = 4.30 \cdot 10^{-14} D(\theta/T + 1/4) M\theta, \text{ როდესაც } 300 \text{ K} < T < 1.6\theta,$$

$$\langle u^2 \rangle = 1.52 \cdot 10^{20} ET/V^{2/3}, \text{ როდესაც } T \geq 1.6\theta,$$

სადაც E ნორმალური დრეკადობის მოდულია, M შენადნობის საშუალო ატომური მასაა, ხოლო V – კუთრი მოცულობა. ფუნქცია $D(x)$ განსაზღვრულია გამოსახულებით

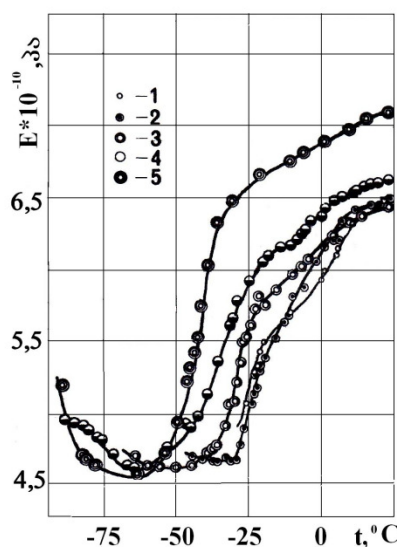
$$D(x) = \frac{1}{x} \int_0^x \frac{d\xi}{\exp \xi - 1}.$$

შენადნობებისათვის Ti – 66.17 wt % Ta და Ti – 71.32 wt % Ta ანალოგიური დამოკიდებულებები მოყვანილია **ნახ. 2**-ზე. როგორც ნახაზიდან ჩანს, ტემპერატურის ~ 225 K-მდე შემცირებისას Ti – 71.32 wt % Ta შენადნობში ხდება ატომების საშუალო კვადრატული წანაცვლების $\sqrt{\langle u^2 \rangle}$ სიდიდის ვარდნა, რაც წარმოადგენს ჯამურ ატომურ წანაცვლებაზე თერმული ზემოქმედების კლასიკურ მაგალითს.



ნახაზი 2. სრული საშუალო კვადრატული ატომური წანაცვლების ტემპერატურული დამოკიდებულება Ti – Ta სისტემის შენადნობებისათვის: 1 – 66.17 და 2 – 71.32 wt % Ta.

Ti – 66.17 wt % Ta შენადნობში ~ 275 K-მდე გაცივებისას ხდება $\sqrt{\langle u^2 \rangle}$ -ის ზრდა, რომელიც მიუთითებს მაღალტემპერატურული ფაზის მდგრადობის შემცირებაზე და მის გაქრობაზე ნაწილობრივი $\beta \rightarrow \alpha''$ გარდაქმნის დროს. იმის მიუხედავად, რომ ტემპერატურის შემცირებით β -ფაზის მდგრადობა მცირდება, მთელ მოცულობაში ის არ გარდაიქმნება უფრო დაბალ ტემპერატურაზე უფრო სტაბილურ α'' -ფაზად. როგორც ჩანს, ეს გარდაქმნები მიმდინარეობენ ცალკეულ მიკრომოცულობებში მცირე კონცენტრაციული ფლუქტუაციებით, ~ 0.2 %, ანუ მალეგირებელი ელემენტებით უფრო ღარიბ მოცულობებში.



ნახაზი 3. იუნგის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება Ti – 68.60 wt % Ta სისტემის შენადნობებისათვის. 1 – საწყის ნაწრობ მდგომარეობაში; 2 – განმეორებითი (1-ლის დამთავრებისთანავე) გაზომვის შემდეგ; 3 – მე-2 გაზომვიდან 3 დღის შემდეგ; 4 – მე-3 გაზომვიდან 1 დღის შემდეგ; 5 – მე-4 გაზომვიდან 30 დღის შემდეგ.

β-მეტასტაბილური სტრუქტურის მქონე ტიტანის ტანტალთან შენადნობებში, რომლებშიც არ დაიკვირვება β → α" გარდაქმნის ნიშნები (რენტგენოსტრუქტული კვლევებით და წონასწორობის მდგომარეობიდან საშუალო კვადრატული წანაცვლებების ანგარიშით) გამოყენებული იქნა ციკლირების მეთოდი "გაცივება – გახურება" დრეკადობის მოდულის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების გრაფიკზე მინიმუმის შესაბამისი ტემპერატურის გავლით (ნახ. 1 და 3). მოცემული ექსპერიმენტის მიზანი იყო იმ ნარჩენი შიდასტრუქტურული ცვლილებების ხასიათის გამოვლენა, რომლებიც არ მჟღავნდება დიფრაქტოგრამებზე. ასეთი ციკლის დროს იუნგის მოდულის ტემპერატურული სვლა მოყვანილია ნახ. 3-ზე. როგორც ნახაზიდან ჩანს, ყოველი "გაცივება – გახურება" ციკლს შემდგომ Ti – 68.60 wt % Ta შენადნობი ხდება მაღალმოდულიანი და მიმდინარეობს β-ფაზის განმტკიცება. β-ფაზის განმტკიცების ერთ-ერთი შესაძლო ვარიანტი არის ელემენტების განაწილების არადიფუზიური პროცესი – წვრილდისპერსიული β-ფაზის წარმოქმნა β-მატრიცაში ან ატომების ა-მაგვარი წანაცვლება β-მეტასტაბილური ფაზის მოცულობაში. თუმცა რენტგენოგრაფიული მონაცემებით, ფაზურ აღნაგობაში ცვლილება პრაქტიკულად არ ჩანს.

დასკვნა

რენტგენოსტრუქტული ანალიზის ექსპერიმენტული მეთოდებით შესწავლამ, დრეკადობის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების დადგენამ, ასევე წონასწორობის მდგომარეობიდან ატომების საშუალოკვადრატული წანაცვლებების ანგარიშმა საშუალება მოგვცა დაგვემტკიცებინა, რომ Ti – Ta და Ti – Nb ცალკეულ შენადნობებში β-მეტასტაბილური სტრუქტურით, ოთახის ტემპერატურაზე დაბლა გაცივებისას, ხდება მხოლოდ ნაწილობრივი მარტენსიტული გარდაქმნა. "გაცივება – გახურება" ციკლირების დროს აღმოჩენილი იქნა ზოგიერთი მეტასტაბილური სტრუქტურის მქონე შენადნობის მაღალმოდულიანი მდგომარეობა. ასეთი მდგომარეობა უფრო შესამჩნევია ციკლების რაოდენობის ზრდისას და ოთახის ტემპერატურაზე დაყოვნების დროის გაზრდით ციკლებს შორის. სავარაუდოა, რომ ზემოთ აღნიშნული მდგომარეობა დაკავშირებულია ა-ფაზის მოცულობების წარმოქმნით ან ე.წ. ა-მაგვარი წანაცვლებების შექმნით.

მითითებები

1. Ю. А. Багаряцкий, Г. И. Носова, Т. В. Тягунова. Закономерность образования метастабильных фаз в в сплавах на основе титана. Докл. АН СССР, 1958, 122, 4, 593-596.
2. С. Г. Федотов. Метастабильные фазы в сплавах титана, механизм и кинетика их образования. Исследование металлов в жидком и твердом состояниях. 1964, Москва: Наука, 207-240.
3. Г. И. Носова. Фазовые превращения в сплавах титана. 1968, Москва: Металлургия.
4. У. Цвиккер. Титан. 1979, Москва: Металлургия.
5. С. Baker. The shape-memory effect in a titanium 35 wt % niobium alloy. Metall. J., 1971, 5, 1, 92-100.

6. Т. В. Челидзе, Г. С. Георгадзе, В. В. Санадзе, С. Г. Федотов, Ю. К. Конверистый, И. В. Манвелидзе. Структура и свойства сплавов Ti – Ta и Ti – Nb в исходном метастабильном состоянии и в процессе непрерывного нагрева. Науч. тр. ГРИ, 1986, 4 (301) – Структура и свойства твердых тел, 14-20.
7. С. Г. Федотов, Т. В. Челидзе, Ю. К. Конверистый, В. В. Санадзе. Структура и свойства метастабильных сплавов системы Ti – Ta в процессе непрерывного нагрева. ФММ, 1986, 262, 2, 328-332.
8. Т. В. Челидзе, Ю. И. Стаматели, С. Г. Федотов, Ю. К. Конверистый, А. Ю. Соколова, З. К. Микадзе. Влияние деформации на структуру двойных титановых сплавов с танталом и ниобием. Науч. тр. ГРИ, 1986, 4 (301) – Структура и свойства твердых тел, 21-25.

PYROLYTIC GROWTH OF ONE-DIMENSIONAL OXIDE AND NITRIDE NANOMATERIALS

D. Jishiashvili, L. Kiria, Z. Shiolashvili, N. Makhatadze,
E. Miminoshvili, A. Jishiashvili, D. Sukhanov

Georgian Technical University
Institute of Cybernetics
Tbilisi, Georgia
d_jishiashvili@gtu.ge

Accepted October 30, 2012

1. Introduction

One-dimensional (1D) nanomaterials such as nanowires, nanobelts, nanorods, nanotubes etc, are considered as most promising building blocks for the efficient modern nanodevices. The unique properties of 1D nanomaterials are caused by their low dimensionality, and hence the prevalence of quantum effects and surface related phenomena which increases their functionality. The cross-sections of 1D nanomaterials lay in the nanometer range, however their lengths may be significant reaching even millimeter sizes. Accordingly, 1D nanomaterials are easy to handle and manipulate, making them very useful for assembling different nanodevices [1].

A number of synthetic methods have been developed for the growth of nanowires (NWs). The general trend in developing new growth technologies is the reduction of the growth temperature which decreases the energy budget and avoids the thermal influence of the growth process on device elements located nearby.

The purpose of this work was to grow the 1D nanomaterials at relatively low temperatures, not exceeding 580 °C using the pyrolysis of hydrazine.

2. Experimental

The nanowires were grown in the tubular vertical quartz reactor in the temperature range of 430 – 520 °C. The tube was first evacuated and then filled with hydrazine vapor to its saturated pressure of ~ 10 Torr. The pieces of crystalline Ge and In with the total mass of 12 g were placed at the bottom of the reactor and annealed in the presence of hydrazine vapor which was containing 3 mol. % water molecules. In the presence of hydrazine decomposition products the volatile compounds were formed at the surfaces of Ge and In sources, which after sublimation caused the growth of 1D nanomaterials on the Si substrate placed at 2 cm above the targets. The details of the growth technology are considered elsewhere [2, 3].

The obtained nanomaterials were investigated using the Scanning Electron Microscopy (SEM, FEI Quanta FEG 600) which was equipped with EDX analyzer. XRD data were taken on a Shimadzu XRD – 6000 diffractometer.

3. Results and discussions

Hydrazine (N_2H_4) is active compound which finds wide application. It is used as a rocket fuel, airbag inflator, chemical blowing agent, textile dye, pharmaceutical intermediates etc. Recently, the hydrazine was used for the control of the properties of graphene by reducing it from the graphene oxide [3 – 6]. Besides the nitrogen and oxygen precursors the hydrazine pyrolysis products contain also hydrogen which serves as a reducing agent in sophisticated chemical processes. To date, the temporal evolution of graphene oxide chemistry during hydrazine reduction remains vague.

Previously, when investigating the growth of 1D nanostructures from Ge target, it was shown, that in spite of the presence of water and hence oxygen precursors, only germanium nitride nanowires were produced in hydrazine vapor which was containing 3 mol. % H_2O . This phenomenon was observed in the temperature range of 500 – 600 °C. The influence of the growth temperature manifested itself only by dramatically changing the morphology of NWs without altering their composition. **Fig. 1** shows the changes in the morphology of NWs caused by the increased growth temperature. At 520 °C the NWs have average diameters of 70 nm (**Fig. 1a**), while at 580 °C a large block of hexagonal crystalline Ge_3N_4 is clearly seen in **Fig. 1c**. It should be noted that these growth temperatures are by 300 °C lower than those observed for the growth Ge_3N_4 NWs by other authors [7, 8]. It is clear, that the hydrazine vapor is sufficiently active to reduce the growth temperature and besides only nitrogen precursors are participating in the synthesis of nanowires. Nevertheless, the oxygen molecules which are supplied by water play the pivotal role in the growth of NWs as they form volatile GeO molecules which easily sublime and perform the mass transfer of Ge from the target to the growing NWs.

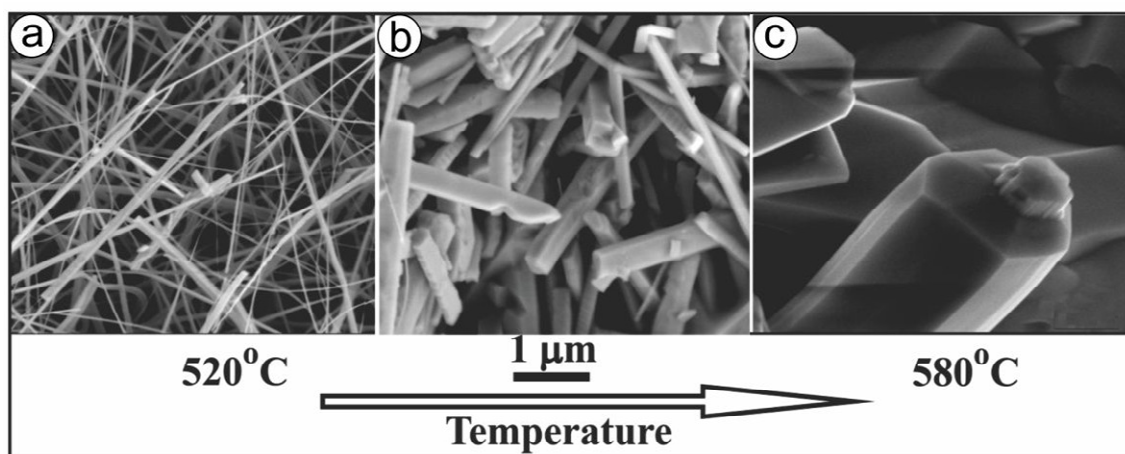


Figure 1. Temperature dependence of Ge_3N_4 nanowire morphology.

As a next step of our experiments we used the same experimental setup with Ge target but added a small piece of In to the existing Ge. This caused dramatic changes in the chemistry of the growth process. These changes were evaluated by analyzing the morphology, composition and structure of grown 1D nanostructures.

Figs. 2a – c show SEM images of nanostructures grown on Si substrate from In + Ge source at 430 °C. The 1D structures are tapered with conical shapes. They have ball-shape tips at upper ends, while the bottom consists of nanosized ends. Some of the nanostructures are protruding from the Si surface attaching the substrate through a very sharp nanosized ends. Others are laying on the surface, indicating that during the growth they become too heavy to be supported by thin ends which crash under the weight of growing nanowires. The large, micrometer range ball-tips suggests the vapor–liquid–solid (VLS) growth mechanism for these NWs. Due to their large sizes these tips are not transparent to electron beam and the transmission electron microscopy cannot be applied to them. Their composition was studied using EDX method.

The elemental mapping of NWs is shown in **Figs. 2c – f**. Fig. 2f was taken using the oxygen-related X-rays. It shows the absence of oxygen in the tip. From the other hand the bright yellow ball-tip in **Fig. 2e** which was obtained using indium X-rays proves that the NWs were growing from the In droplet.

The tapered body of nanowires consisted of In and oxygen as it is indicated in **Fig. 2e, f**. The presence of nitrogen was not observed in NWs. XRD spectra (not shown in this paper) confirmed the presence of In and In_2O_3 phases. These results suggest that at low temperature (430 °C) only In containing volatile indium suboxide molecules are formed at the In + Ge surface. These molecules reach the Si substrate and after being reduced in hydrogen they form In balls which serve as catalysts for the VLS growth of In_2O_3 1D nanostructures.

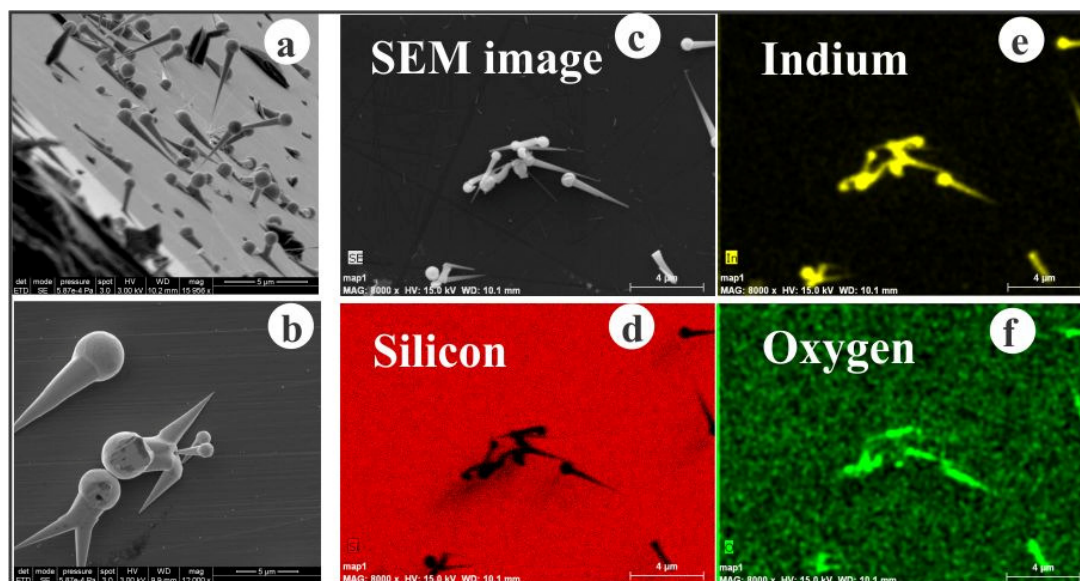


Figure 2. SEM images of In_2O_3 nanostructures grown from In + Ge source at 430 °C (a – c) and their elemental mappings (d – f).

In [2] it was shown that after starting the growth process the temperature was gradually raising during 15 – 20 minutes. Accordingly the flux of In suboxide molecules to Si substrate was increasing in time causing permanent increase of the catalyst tip diameter and growth of tapered conical nanostructures. It should be noted, that VLS growth process needs less thermal budget then direct synthesis of In_2O_3 and hence this mechanism prevails at low growth temperatures.

Fig. 3 shows SEM image of NWs grown at 460 °C. Now the NWs have the average thickness of 60 nm with uniform diameters along their axis. The absence of catalyst ball-tips indicates direct synthesis of nanowire material and realization of vapor–solid (VS) growth mechanism.

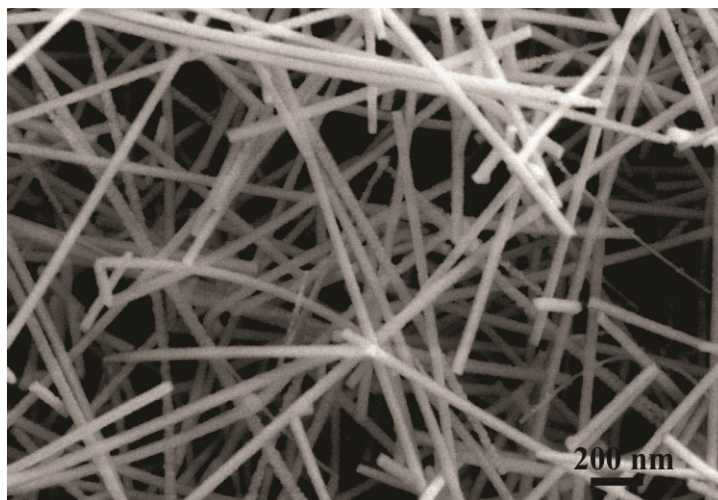


Figure 3. SEM image of In_2O_3 NWs grown at 460 °C.

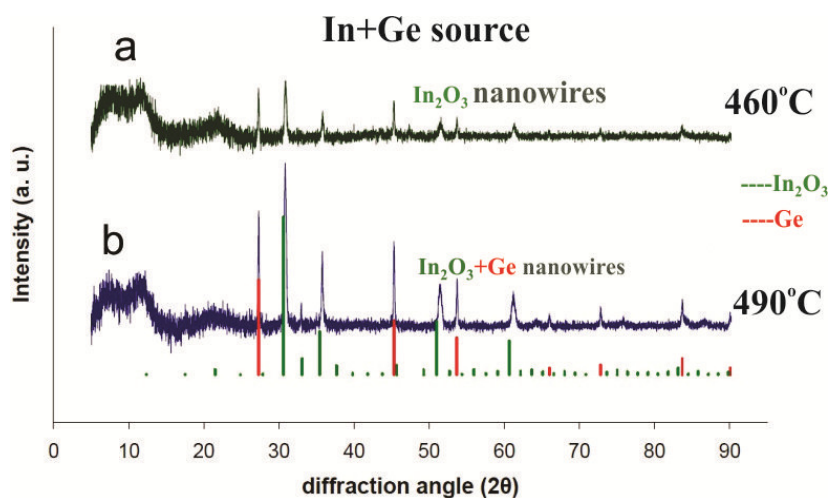


Figure 4. XRD patterns of NWs grown at 460 °C (a) and 490 °C (b).

XRD spectrum of these nanowires contains peaks that correspond exceptionally to In_2O_3 (**Fig. 4a**). The presence of Ge was not observed nor in XRD spectra neither in EDX elemental maps. It is clear that 460 °C is still low temperature for the formation of Ge compounds. However the increase of growth temperature up to 490 °C causes the appearance of Ge related peaks in XRD spectra (**Fig. 4b**). This temperature can be considered as a starting point from which GeO molecules begin to form and sublime. They reach the Si substrate and after reduction form crystalline Ge particles which are mixed with In_2O_3 NWs. At this stage only the reduction of Ge and formation of In_2O_3 nanowires take place at the Si substrate surface. No nitrides were formed at this temperature even in the presence of nitrogen precursors.

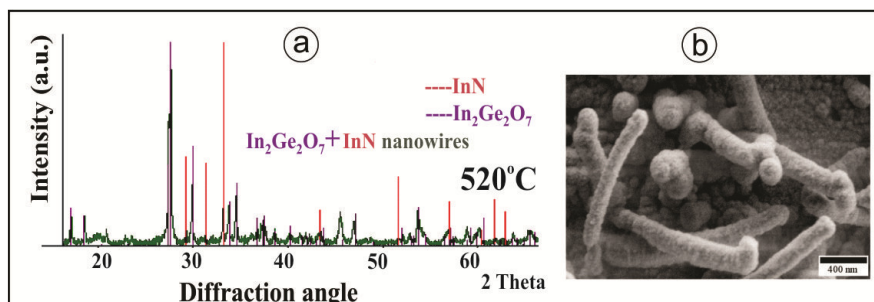


Figure 5. XRD patterns of NWs grown at 490 °C (a) and SEM image of corresponding nanowires (b).

Fig. 5a represents the XRD spectrum of nanowires grown from In + Ge source at 520 °C. It confirms the presence of two separate phases: $\text{In}_2\text{Ge}_2\text{O}_7$ and InN. SEM image of corresponding nanostructures is presented in **Fig. 5b**. The NWs have diameters in the range of 50 – 200 nm. They consist of smaller nanoparticles, and even after EDX mapping it is difficult to distinguish between InN and $\text{In}_2\text{Ge}_2\text{O}_7$ nanostructures.

4. Conclusions

The growth of 1D nanostructures during the annealing process (430 – 580 °C) of Ge and In + Ge sources in the presence of hydrazine vapor was studied. Only germanium nitride nanostructures were formed in case of Ge source. The morphology of these NWs strongly depended on the growth temperature and micrometer sized single crystalline blocks of $\alpha\text{-Ge}_3\text{N}_4$ were obtained at 580 °C. The oxide, oxinitride and nitride nanomaterials were produced at different temperatures using In + Ge source. At low temperatures close to 430 °C the tapered In_2O_3 nanowires were grown through the VLS mechanism. This mechanism was changed to VS growth of In_2O_3 nanowires at 460 °C. Further increase of temperature up to 490 °C caused the growth of a mixture of In_2O_3 NWs with crystalline Ge particles. At 520 °C the mixed InN and $\text{In}_2\text{Ge}_2\text{O}_7$ nanowires were produced. These results prove that the products of pyrolytic decomposition of hydrazine may serve as precursors for the formation of oxide, oxinitride and nitride 1D nanostructures.

5. Acknowledgments

The authors are very grateful to Prof. Dr. Greta R. Patzke and Dr. Roman Kontic University of Zurich, Institute of Inorganic Chemistry for permanent help in experimental works and scientific discussions.

References

1. C. N. Ram Rao, A. Govindaraj. Nanotubes and Nanowires. 2011, London: Royal Soc. Chem., Burlington House.
2. D. Jishiashvili, Z. Shiolashvili, N. Makhatadze, L. Kiria, A. Jishiashvili, V. Gobronidze. Nano Studies, 2011, 4, 133.

3. D. Jishiashvili¹, V. Kapaklis, X. Devaux, C. Politis, E. Kutelia, N. Makhatadze, V. Gobronidze, Z. Shiolashvili. *Adv. Sci. Lett.*, 2009, 2, 40.
4. J. T. Robinson, F. K. Perkins, E. S. Snow, Zh. Wei, P. E. Sheehan. *Nano Lett.*, 2008, 8, 3137.
5. С. В. Ткачев, Е. Ю. Буслаева, С. П. Губин. *Неорг. матер.* 2011, 47, 5.
6. S. Stankovich, D. A. Dikin, R. D. Piner, K. A. Kohlhaas, A. Kleinhammes, Y. Jia, Y. Wu, S. T. Nguyen, R. S. Ruoff. *Carbon*, 2007, 45, 1558.
7. Y. H. Gao, Y. Bando, T. Sato. *Appl. Phys. Lett.*, 2001, 79, 4565.
8. T. Xie, Z. Jiang, G. Wu, X. Fang, G. Li, L. Zhang. *J. Cryst. Growth*, 2005, 283, 286.

GEORGIUS AGRICOLA

F. Habashi

Laval University
Quebec City, Canada
Fathi.Habashi@ar.ulaval.ca

Accepted April 25, 2012

Introduction

Georgius Agricola (1494 – 1555) (**Fig. 1**), wrote the first basic books on mining, mineral dressing, and extractive metallurgy (**Tab. 1**). He lived during the period of transition from medieval to modern times known in history as Renaissance. It was the Age of Reformation and the religious revolution in Europe as well as the age of exploration and discovery of new continents.



Figure 1. Georgius Agricola (1494 – 1555).

Agricola was the first to make a thorough study of mining, minerals, and metallurgy, although he was trained as a doctor. His books on mining were vastly used for over two centuries. Georg Bauer Latinized his name, as was then the fashion among scholars. Bauer means farmer or peasant, for which the Latin equivalent is Agricola. He was born at Glauchau near Meissen in Saxony, studied at the University of Leipzig then was appointed in 1518 Vice Principal then Principal of the Municipal School of Zwickau where he taught Greek and Latin and published a small book on Latin grammar. In 1522 he returned to Leipzig to become lecturer at the University then in 1524 left to Italy to study philosophy, medicine, and the natural sciences at the Universities of Bologna, Venice, and probably Padua.

Table 1. Books by the medical doctor Georgius Agricola.

Year	Title	Contents
1530	Bermannus	Conversation with a miner and mineralurgist
1533	De Mensuris et Ponderibus	Greek and Roman weights and measures with some correlation to those used in Saxony
1546	De Natura Fossilium	A treatise on minerals
1546	De Veteribus et Novis Metallis	Historical and geographical references to the occurrence of metals and mines, and history of mines in Central Europe
1546	Retum Metallicarum interpretatio	A collection of about 500 Latin terms in mineralogy and metallurgy with their German equivalent
1546	De Ortu et Causis Subterraneorum	Views on geological phenomena
1546	De Natura eorum quae Effluunt ex Terra	A short account on substances which flow from the earth, e.g., water, gases, and bitumen
1549	De Animantibus Subterraneis	A short work on animals that spent a portion of their life underground (serpents, lizards, etc.)
1550	De Precio Metallorum et Monetis	Description of minting, comparison of different coins and their values
1556	De Re Metallica	A treatise on prospecting, mining, assaying, beneficiation, smelting, and other topics

On his return to Zwickau in 1526 he was appointed physician at Joachimsthal (today Jachymov) in Bohemia. During his career as medical doctor he travelled extensively visiting mines in the Erzgebirge. In 1544 he began publication of his books. In 1546 he was appointed Mayor of Chemnitz. He died at the age of 62.

Agricola and metallurgy

Agricola's contribution to metallurgy is of great significance because he was the first to document the state of metallurgy of his day. There was practically nothing written before him except the Greek, Roman, and Arab writings on various branches of science. Agricola became interested in mining and metallurgy when he was appointed as a town physician at Joachimsthal in Bohemia. Joachimsthal (now Jachymov in Czech Republic) is located on the eastern slope of the Erzgebirge, in the midst of the then most prolific silver mining district of Central Europe (**Fig. 2**). Coins made from Joachimsthal silver were known as *thalers*, from which the word dollar is derived. It was a booming mining camp, founded eleven years before Agricola's arrival, and already having several thousand inhabitants almost entirely of miners and smelters crowded together. Occupational diseases were widespread.

Agricola spent his spare time in visiting the mines and smelters, in reading up in the Greek and Latin authors all references to mining, and in association with the most learned among the mining folk. Among these was one Lorenz Berman, whom Agricola afterward set up as the "learned miner" in his dialogue *Bermannus* published in 1530, and was devoted to

mineralogy and mining terms. Through his visits to mines and smoky smelters, Agricola soon had an excellent knowledge of mines and metallurgy and became fascinated by the possible healing powers of minerals.



Figure 2. A map showing the Erzgebirge (German for Ore Mountains) forming the border between Saxony and Bohemia.

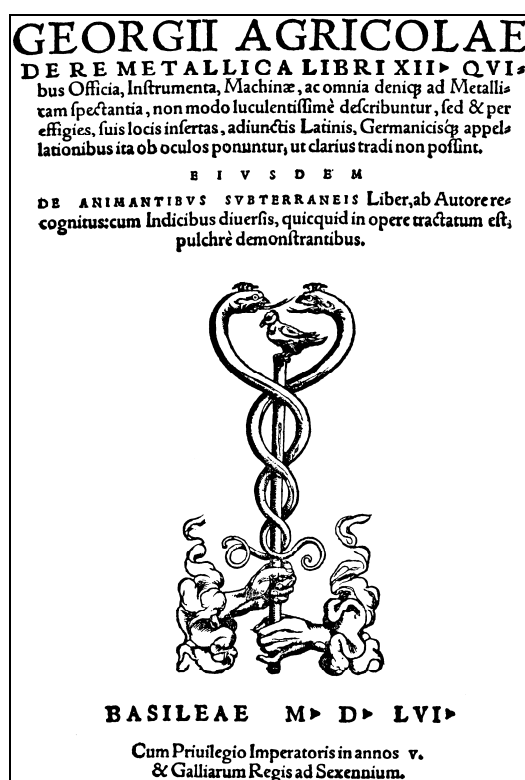


Figure 3. Front cover of Agricola's most famous work *De Re Metallica*, Latin for *Of Things Metallic*, published one year after the author's death.

In his most important work, *De Re Metallica* (Fig. 3), he went into minute detail about the techniques of mining in his time. It contained not only observations of what he saw around him but also original suggestions about metals and their ores. He gave clear interpretations of

the importance of erosion in geology and the origins of ore, and increased by a third the list of known minerals. At a time when it was common for industrial techniques to be closely guarded secrets, Agricola believed that processes and innovations should be published and made available to all. He wrote in Latin to gain wide circulation.

Agricola was contemporary to Vannoccio Biringuccio (1480 – 1539) the Italian author who wrote *De La Pirotechnia* which appeared in 1540 – one year also after his death. Biringuccio's book appeared 16 years before Agricola's *De Re Metallica* but it was much smaller. The reason that it did not get wide circulation may be because it was written in Italian – a language not understood by many like Latin. Agricola's book contains much more information on geology, mining, smelting, and the manufacture of salts, sulfur, bitumen, and glass. On the other hand, Biringuccio's book discusses alloys, melting of metals, casting, and fireworks. In this respect Biringuccio wrote from firsthand knowledge since he was in charge of the Armoury of Siena in Italy. Thus, the two books essentially complement each other. Both books went into a large number of editions and translations. The book was cited by Agricola in his introduction to *De Re Metallica*; he mentioned that he received a copy as a present from the Venetian Ambassador to King Ferdinand.



A—MORTAR. B—UPRIGHT POSTS. C—CROSS-BEAMS. D—STAMPS. E—THEIR HEADS. F—AXLE (CAM-SHAFT). G—TOOTH OF THE STAMP (TAPPET). H—TEETH OF AXLE (CAM).

Figure 4. A wood cut from *De Re Metallica* showing ore crushing by stamp mills.



Figure 5. Another wood cut showing ore roasting.

Of Things Metallic

Agricola's views related to the origin of ore deposits as to the circulation of ground waters, that ore channels are a subsequent creation to the contained rocks, and that they were filled by deposition from circulating solutions, laid the foundations of our modern theory. In mineralogy he made the first attempt at systematic treatment of the subject. His system was, however, wrongly based upon such properties as solubility and homogeneity, and upon external characteristics such as color and hardness. But he is the first to assert that bismuth and antimony are true metals, and to some sixty actual mineral species described previous to his time he added some twenty more, and stated that there are scores unnamed. In *De Re Metallica*

he described for the first time, scores of methods and processes. They represent the accumulation of generations of experience and knowledge to receive detailed and intelligent exposition.

Agricola was engaged in the preparation of *De Re Metallica* for a period of over twenty years. The work was apparently finished in 1550, for the dedication to the Dukes Maurice and August of Saxony is dated in December of that year. The publication was apparently long delayed by the preparation of the woodcuts (**Figs. 4 and 5**). In the preface of *De Re Metallica*, Agricola does not mention who prepared the sketches, but stated that he had hired illustrators. In 1533 the completed book was sent to Froben for publication. The Italian translation was dedicated by the translator to Elizabeth, Queen of England.

Agricola and diplomacy

Agricola was much favored by the Saxon Electors, Maurice and Augustus. He dedicates most of his works to them, and shows much gratitude for many favors conferred upon him. Duke Maurice presented to him a house and a plot of land in Chemnitz. In this same year the Schmalkalden War broke out, and Agricola was called to personal attendance upon the Duke Maurice in a diplomatic and advisory capacity. He was sent on various missions from the Duke to the Emperor Charles, to King Ferdinand of Austria, and to other Princes in matters connected with the war – the fact that he was a Catholic probably entering into his appointment to such missions. Chemnitz was occupied by the troops of first one side, then the other. In April 1547, the war came to an end.

Agricola and Church

Agricola refused to accept the Lutheran Reformation claimed by Martin Luther in Wittenberg in 1517. He was a staunch Catholic under a Protestant Sovereign in a State seething with militant Protestantism. He made the acquaintance of Erasmus the Dutch humanist and Catholic priest who had settled at Basel in Switzerland as editor for Froben Publishing House, who also opposed Reformation. After his death, at the command of the Prince, burial was refused him, and not until the fourth day was he borne away to Zeitz and interred in the Cathedral. Catholics were then few in number at Chemnitz, and the feeling ran high at the time, so possibly the Prince was afraid of public disturbances of the interment of a Catholic in the Protestant Cathedral in Chemnitz to which, according to the custom of the time, he would have been entitled as Burgomaster.

Epilogue

The importance of Agricola in the history of metallurgy can be confirmed from the large number of books already written about him. On the other hand, the translation by the mining engineer Herbert Hoover of *De Re Metallica* is more than a translation – it is full of copious notes about Agricola and his work. Hoover's translation was published in 1912; in 1929 he became President of the United States. The German Mining and Metallurgical Society established in 1924 the Georg Agricola Silver Medal to honor distinguished contribution to the mineral industry. Further the Agricola Society was founded in 1926 within the Deutsche

Museum in Munich, Germany to advance the history of technology. In 1960, it was transformed to the Georg Agricola Society for the Advancement of the History of Natural Science and Technology.

Suggested reading

1. F. Habashi. Readings in Historical Metallurgy, 1. Changing Technology in Extractive Metallurgy, Métallurgie Extractive Québec, 2006, Québec (Distributed by Laval University Bookstore “Zone”. www.zone.ul.ca).

საიუბილეო კონფერენცია სტუ – 90 / ნანო – 2012

საქართველოს ტექნიკურ უნივერსიტეტში (თბილისი, საქართველო) 2012 წლის 19-დან 21 სექტემბრამდე მიმდინარეობდა საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენცია “21-ე საუკუნის მეცნიერებისა და ტექნოლოგიების განვითარების ძირითადი პარადიგმები”, მიძღვნილი ამ უნივერსიტეტის დაარსებიდან 90-ე წლისთავისადმი.



საქართველოს

ტექნიკური

უნივერსიტეტი

90 წლისაა!



კონფერენციის პრეზიდენტი.



კონფერენციის სხდომათა დარბაზში.

საიუბილეო კონფერენციას თავმჯდომარეობდა საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის რექტორი პროფ. არჩილ ფრანგიშვილი.

საორგანიზაციო კომიტეტის წევრები იყვნენ ზურაბ გასიტაშვილი, მამუკა მაცაბერიძე, ჰამლეტ მელაძე, დალი მესხიშვილი, ივანე გორგიძე, თამარ ლომინაძე, თამარ ქაჯაია, რაფიელ ჩიქოვანი და მკა ხართიშვილი.

ასევე შეიქმნა საერთაშორისო პროგრამული კომიტეტი მრავალი ქვეყნის გამოჩენილ მკვლევართა შემადგენლობით: ალფონსას დანიუნასი (ლიტვა), სტანისლავ ვასილიევი (რუსეთი), ალბერტ ვესტვედი (აშშ), მიხაილ ზგუროვსკი (უკრაინა), ჰანს ზიუნკელი (ავსტრია), ონურალფ იუჯელი (თურქეთი), ანდრეს კვეალიკი (ესტონეთი), მიხატ კლეიბერი (პოლონეთი), ჰავარ ამირ ოლი მამედოვი (აზერბაიჯანი), ოლეგ ნამიჩეიშვილი (საქართველო), ბაკიტჟან ჟუმაგულოვი (ყაზახეთი), ლეონიდს რიბიცკისი (ლატვია), მინდია სალუქვაძე (საქართველო), ფელიქს უნგერი (ავსტრია), არიფ ფაშაევი (აზერბაიჯანი), სებასტიან შმიდტი (გერმანია), ფაბრიციო ჯუჯარო (იტალია) და ფათჰი ჰაბაში (კანადა).



პლენარულ სხდომაზე მოხსენებით “მოგზაურობა მიკროდან ნანოსაკენ” გამოვიდა პროფ. ონურაღ იუჯელი (სტამბოლის ტექნიკური უნივერსიტეტი, სტამბოლი, თურქეთი).

წარმოდგენილი მოხსენებების თემატიკა მოიცავდა საბუნებისმეტყველო და საინჟინრო მეცნიერებების პრაქტიკულად ყველა მნიშვნელოვან დარგს. საკმარისია ითქვას, რომ, გარდა გახსნისა და დახურვის პლენარული სხდომებისა, კონფერენციაზე მუშაობა მიმდინარეობდა მრავალ სექციასა და ქვესექციაში, როგორცაა:

- I. საინჟინრო მეცნიერებები და მაღალი ტექნოლოგიები:
 - I.1. ტექნოლოგიები ეკოლოგიასა და საგანგებო სიტუაციებში,
 - I.2. კვების და ფარმაციის სამრეწველო ტექნოლოგიები,
 - I.3. საინჟინრო ტექნოლოგიები (ენერგეტიკა, ქიმია – მეტალურგია, სამთო საქმე – გეოლოგია, მშენებლობა, მანქანათმშენებლობა, ტრანსპორტი);
- II. გამოყენებითი მათემატიკა, ფიზიკა და ინფორმატიკა, ტელეკომუნიკაციები:
 - II.1. გამოყენებითი მათემატიკა,
 - II.2. ფიზიკა,
 - II.3. ინფორმატიკა და ტელეკომუნიკაცია;
- III. ნანოტექნოლოგიები;
- IV. ახალი მასალები და განახლებადი ენერჯია.

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის დაარსებიდან 90-ე წლისთავისადმი მიძღვნილი საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენცია “21-ე საუკუნის მეცნიერებისა და ტექნოლოგიების განვითარების ძირითადი პარადიგმები” გაიმართა შოთა რუსთაველის ეროვნული სამეცნიერო ფონდის ფინანსური მხარდაჭერით.

* * *

ამ ორი წლის წინათ თბილისში ჩატარებულმა საერთაშორისო კონფერენციამ ნანო – 2010 სათავე დაუდო ნანოტექნოლოგიებისადმი მიძღვნილ რეგულარულ სამეცნიერო ფორუმებს საქართველოში. მე-2 საერთაშორისო კონფერენციის “ნანოტექნოლოგიები” (ნანო – 2012) ორგანიზება 2012 წლის შემოდგომაზე ითავა საქართველოს ტექნიკურმა უნივერსიტეტმა. მაგრამ, რადგანაც დროის პრაქტიკულად იმავე მონაკვეთში იგეგმებოდა საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის დაარსებიდან 90-ე წლისთავისადმი მიძღვნილი საიუბილეო კონფერენცია, გადაწყდა, რომ ნანო – 2012 გამართულიყო ამ მულტიდისციპლინური საერთაშორისო სამეცნიერო ფორუმის ფარგლებში – როგორც მისი ერთ-ერთი სექცია.

შეიქმნა მე-2 საერთაშორისო კონფერენციის “ნანოტექნოლოგიები” (ნანო – 2012) პროგრამული კომიტეტი პროფ. ალექსი გერასიმოვის თავმჯდომარეობით და შემდეგი წევრებით: აკაკი გიგინეიშვილი, ლევან მაცაბერიძე, შოთა სიდამონიძე, რაფიელ ჩიქოვანი, ნიკოლოზ ჩიხრაძე, ლევან ჩხარტიშვილი და დავით ჯიშიაშვილი.



ნანო – 2012-ის სხდომებზე იმართებოდა საინტერესო დისკუსიები. მარცხნივ – პროგრამული კომიტეტის თავმჯდომარე პროფ. ალექსი გერასიმოვი მარჯვნივ – დოქტ. ილია ლომიძე.

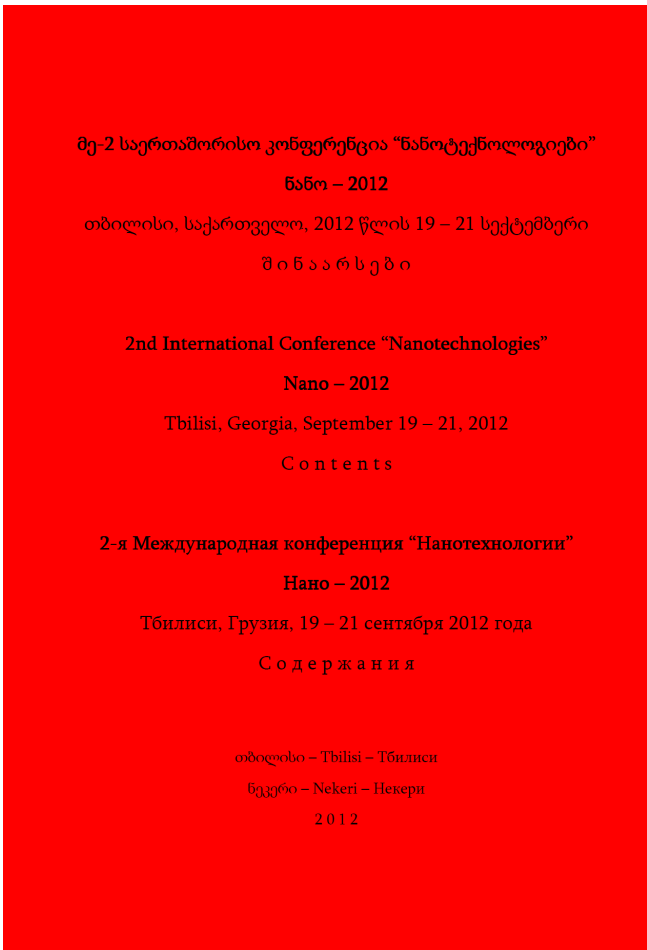
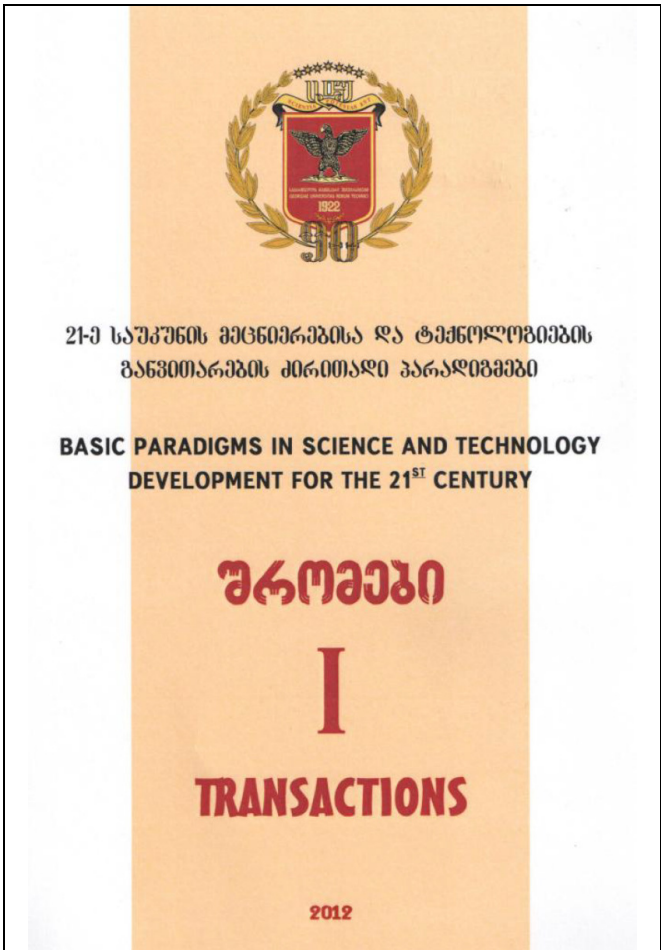
მე-2 საერთაშორისო კონფერენციაზე “ნანოტექნოლოგიები” წარმოდგენილი მოხენებების თემატიკა უაღრესად ფართო იყო – იგი მოიცავდა ნანოტექნოლოგიებისა და ნანომეცნიერებათა პრაქტიკულად ყველა ძირითად მიმართულებას, ისეთებს როგორცაა: ნანოსტრუქტურების მორფოლოგიისა და ნანომასშტაბური ფიზიკური მოვლენების თეორია და მოდელირება; მეტალების, მეტალური შენადნობების, კერამიკების, მათ შორის, ოქსიდების ნანოდისპერსული ფხვნილების მიღება; ნანოკლასტერების ზრდა; ნანოკატალიზატორები, ნანოქიმიური პროცესები და მეთოდები; ნანოელექტრონიკა; ნანომეტროლოგია; ნანობიოტექნოლოგიები და ნანოპრეპარატების გამოყენება სამედიცინო მიზნით; და ა.შ.



კონფერენციის მონაწილეები: მარცხნივ – დოქტ. ვალერი შულაევი (ხარკოვის ფიზიკა-ტექნიკის ინსტიტუტი, ხარკოვი, უკრაინა), მარჯვნივ – ლევან ჩხარტიშვილი (საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, თბილისი, საქართველო).

მე-2 საერთაშორისო კონფერენციის “ნანოტექნოლოგიები” მოხსენებების ერთი ნაწილი გამოქვეყნდა საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენციის “21-ე საუკუნის მეცნიერებისა და ტექნოლოგიების განვითარების ძირითადი პარადიგმები” შრომების I ტომში, ხოლო ნანო – 2012-ის მასალები მთლიანად – შინაარსების კრებულში, რომელიც ცალკე ტომის სახით დაიბეჭდა (შემდგენლები – ალექსი გერასიმოვი და ლევან

ჩხარტიშვილი). ამ კრებულში მასალები გამოქვეყნდა სტატიების ან თეზისების სახით – იმ ფორმით, როგორც ისინი იქნა მოწოდებული ავტორების მიერ. აქაა 42 მოხსენების შინაარსი 117 ავტორისა 8 ქვეყნის 30 სამეცნიერო ცენტრიდან.



საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენციის “21-ე საუკუნის მეცნიერებისა და ტექნოლოგიების განვითარების ძირითადი პარადიგმები” შრომების I ტომის გარეკანი.

მე-2 საერთაშორისო კონფერენციის “ნანოტექნოლოგიები” მოხსენებების შინაარსების კრებულის გარეკანი

მე-2 საერთაშორისო კონფერენციის “ნანოტექნოლოგიები” პროგრამული კომიტეტი უღრმეს მადლობას მოახსენებს საქართველოს ტექნიკურმა უნივერსიტეტის რექტორს პროფ. არჩილ ფრანგიშვილს, მთლიანდ რექტორატს, ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტისა და ფიზიკის დეპარტამენტის ხელმძღვანელობას, რადგანაც მათ მიერ გამოჩენილი ინტერესისა და გაწეული ქმედითი დახმარების გარეშე შეუძლებელი იქნებოდა ნანო – 2012-ის ჩატარება, უცხოელი სტუმრების მოწვევა და წარმოდგენილი მოხსენებების შინაარსების კრებულის გამოცემა.

ლევან ჩხარტიშვილი

2012 წლის 20 ოქტომბერი



Welcome to ICANM2013

ICANM 2013 will take place from August 12 to 14, 2013 on the beautiful Campus of Laval University in the spectacular Quebec city. **Quebec City** is the 400-year-old capital of the Canadian province of Quebec, also known as French Canada. Quebec City is one of the landmarks of North American history which has retained its European atmosphere.

The aim of ICANM2013 is to gather researchers, scientists, engineers, practitioners, policy makers, from all over the world to present advances in Advanced & Nano Materials. We are in an era in which there is a continuous progress in Advanced & Nano Materials technologies and ICANM2013 will provide a forum to exchange information, present new technologies and developments, and discuss the future direction, strategies and priorities in the field of materials and nano technology.

Don't miss out on the opportunity to present your work at ICANM 2013.

Important Dates

Deadline for submission of abstracts	April 30, 2013
Notification of acceptance or regret	Two weeks after abstract submission
Final manuscripts due	July 01, 2013
Conference Date	August 12-14
Early Bird Registration Deadline	May 31, 2012

ICANM 2013
Conference & Exhibition

[Submit your abstract now](#)
Deadline: April 30, 2013

[For Exhibitors](#)

[NOTE TO INTERNATIONAL](#)

[AUTHORS/DELEGATES](#)

[Conference Journals](#)

All full papers accepted in conference will be considered for publication in International Journal of Materials Engineering Innovation and Nano Studies Journal



Conference Topics

ICANM 2013
Conference & Exhibition

ICANM 2013 will cover a wide range of interdisciplinary and current research topics related to advanced & nano materials. These new materials includes, nanomaterials, bio-nanomaterials, , composites, etc. Specific topics to be discussed will include but not limited to:

- New materials
- Nanomaterials and nanotechnology
- Ferrous and non-ferrous material
- Composites
- Optical/Electronic/Magnetic Materials
- New Functional Materials
- Smart/Intelligent Materials
- Materials Forming & Machining
- Process development and process control
- Modelling, Simulation & Optimisation of advanced and nano
- Materials/Manufacturing Processes
- Surface Engineering and Coatings
- Advanced and nanomaterial's education
- Environment and Sustainable Development
- Market and Finance
- Biomaterials, bio-nanomaterials and biopolymers
- New material characterization methods
- Novel nanomanufacturing methods
- Polymer composites
- Safety and legislation for new advanced and nano materials
- New directions of material research
- Information Technology in Material Designing



Organizing & Scientific Committee

 **ICANM 2013**

Conference & Exhibition

Current committee members are as follows (so far):

Professor Fathi Habashi, Laval University, Canada

Dr. Eugene Medvedovski, Endurance Technologies Inc., Canada

Dr. Achille De Schepper, Director-DES Consulting (Development, Engineering, Support), Belgium

Professor Basavaraj K. Nanjwade, KLE University College of Pharmacy, India

Professor Houshang Alamdari, Laval University, Canada

Dr. Pierre Louis, PEL CONSULT (Consulting in Hydrometallurgy), Belgium

Dr. Hossein Aminian, FiMatCon, Canada



 **ICANM 2013**

Conference & Exhibition

Conference Relevant Journals

All submitted papers from ICANM2012 will be considered for publishing in the following Journals:



[International Journal of Materials Engineering Innovation](#)



[Nano Studies Journal](#)
For published papers click [here](#)

ISSN 1987-8826