

ირაკლი ტაბატაძე

ზოგიერთი იშვიათმიწა ელემენტის პნიქტიდებისა და
სულფიდების ფირების მომზადების ტექნოლოგიის დამუშავება,
ოპტიკური და ელექტროფიზიკური თვისებების შესწავლა

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
ივლისი, 2014.

საავტორო უფლება © 2014 წელი, ირაკლი ტაბატაძე

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით ირაკლი ტაბატაძის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: „გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონონთიმონიდის, ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების მიღება და ფიზიკური თვისებები“ და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის „ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტის“ სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

თარიღი

ხელმძღვანელი: ტექნიკის მეცნიერებათა დოქტორი,
პროფესორი ზაურ ჯაბუა

რეცენზენტი: ფიზიკა მათემატიკის მეცნიერებათა დოქტორი,
პროფესორი დავით ჯიშიაშვილი

რეცენზენტი: ფიზიკა მათემატიკის მეცნიერებათა დოქტორი,
პროფესორი ამირან ბიბილაშვილი

სადისერტაციო საბჭოს
სწავლული მდივანი პროფესორი _____ თ. კაიშაური

ავტორი: ირაკლი ტაბატაძე

დასახელება „ზოგიერთი იშვიათმიწა ელემენტის პნიქტიდებისა და სულფიდების ფირების მომზადების ტექნოლოგიის დამუშავება, ოპტიკური და ელექტროფიზიკური თვისებების შესწავლა“

ფაკულტეტი : ინფორმატიკისა და მართვის სისტემები

ხარისხი: დოქტორი

ორი სხდომა ჩატარდა:

ინდივიდუალური პიროვნებების ან ინსტიტუტების მიერ ზემოთ-მოყვანილი დასახელების ნაშრომის გაცნობის მიზნით მოთხოვნის შემთხვევაში მისი არაკომერციული მიზნებით კოპირებისა და გავრცელების უფლება მინიჭებული აქვს საქართველოს ტექნიკურ უნივერსიტეტს.

ავტორის ხელმოწერა

ავტორი ინარჩუნებს დანარჩენ საგამომცემლო უფლებებს და არც მთლიანი ნაშრომის და არც მისი ცალკეული კომპონენტების გადაბეჭდვა ან სხვა რაიმე მეთოდით რეპროდუქცია დაუშვებელია ავტორის წერილობითი ნებართვის გარეშე.

ავტორი ირწმუნება, რომ ნაშრომში გამოყენებული საავტორო უფლებებით დაცულ მასალებზე მიღებულია შესაბამისი ნებართვა (გარდა იმ მცირე ციტატებისა, რომლებიც მოითხოვენ მხოლოდ სპეციფიკურ მიმართებას ლიტერატურის ციტირებაში, როგორც ეს მიღებულია სამეცნიერო ნაშრომების შესრულებისას) და ყველა მათგანზე იღებს პასუხისმგებლობას.

რეზიუმე

ნაშრომი ეძღვნება ზოგიერთი იშვიათმიწა ელემენტის (იმე) სულფიდების, ანთიმონიდების და ტელურიდების თხელი ფირების მიღებას და მათი ოპტიკური, ელექტროფიზიკური და მექანიკური თვისებების შესწავლას. ნაშრომი შედგება შესავლის, ოთხი თავის და დასკვნებისაგან.

პირველ თავში მოცემულია იმ სამეცნიერო ლიტერატურის კრიტიკული მიმოხილვა რომელიც ეხება ჩვენთვის საინტერესო იმე-ს სულფიდების, ანთიმონიდების და ტელურიდების მოცულობითი და თხელფიროვანი ობიექტების მდგომარეობის ფაზურ დიაგრამებს, მიღების ტექნოლოგიას, კრისტალურ სტრუქტურას, ელექტროფიზიკურ და ოპტიკურ თვისებებს. როგორც ლიტერატურის მიმოხილვიდან ჩანს იმე-ს ჰალკოგენიდები და ანთიმონიდები წარმოადგენენ მნიშვნელოვან ინტერესს როგორც მეცნიერული კვლევის ისე პრაქტიკაში გამოყენების პერსპექტიულობის თვალსაზრისით. ამ მასალების მაღალი ხარისხის სტექიომეტრიული შემადგენლობის ნიმუშების მომზადება წარმოადგენს საკმაოდ რთულ ტექნოლოგიურ ამოცანას, რომელიც დღემდე მთლიანად დაძლეული არ არის, რაც თავის მხრივ გავლენას ახდენს მათი ფიზიკური თვისებების შესწავლის დონეზე. განსაკუთრებით მწირია, ან თითქმის არ არსებობს მონაცემები თხელი ფირების ტექნოლოგიისა და ფიზიკური თვისებების შესახებ. არ არის შესწავლილი ტექნოლოგიური პარამეტრების გავლენა მათ ფაზურ და ქიმიურ შემადგენლობაზე, კრისტალური მესრის სრულყოფაზე.

სტექიომეტრიული შემადგენლობის იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებს გააჩნიათ მაღალი კუთრი წინაღობა, რაც მნიშვნელოვნად ზღუდავს მათ პრაქტიკულ გამოყენებას, ამიტომ აქტუალურია შესაბამისი მალეგირებელი ელემენტების შერჩევა და ლეგირების ტექნოლოგიის დამუშავება.

პრაქტიკულად არ მოიპოვება მონაცემები იმე-ს მთელი რიგი ანთიმონიდებისა და სულფიდების ზონური სტრუქტურის პარამეტრების შესახებ.

მიუხედავად იმისა რომ, უკანასკნელ ხანებში გაზრდილია ინტერესი იმე-ს შენაერთების ფირების მექანიკური თვისებების მიმართ, სამეცნიერო ლიტერატურაში თითქმის არ არსებობს მონაცემები მათი მექანიკური თვისებების შესახებ.

მეორე თავში აღწერილია ფირების მისაღები თანამედროვე ტექნოლოგიური, მაკონტროლებელი და ფიზიკური თვისებების გასაზომი მოწყობილობები და გაზომვის მეთოდიკა: კერძოდ, კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდებით ფირების მისაღები დანადგარები; ფუძემშრისადმი წაყენებული მოთხოვნები და მათი გაწმენდის მეთოდიკა; ფირების სისქის კონტროლი; ფირების რენტგენოდიფრაქციული, ელექტრონოგრაფიული, ქიმიური შემადგენლობის,

ელექტროფიზიკური თვისებების კვლევის მეთოდები; ოპტიკური სპექტრების გამოსაკვლევი მოწყობილობები; ფოტოელექტრული თვისებების შესასწავლი დანადგარები.

მესამე თავში მოკლედ გადმოცემულია ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების სხვადასხვა სახესხვაობით ფირების დაფენის ზოგადი დებულებები და საკუთრივ ფირების მიღების მეთოდები. მოყვანილია სხვადასხვა ფუმეშრეზე, კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით Gd_2S_3 -ის $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით Gd_2S_3 -ის და $DySb$ -ის ფირების მიღების ტექნოლოგიური რეჟიმები. ასევე მოცემულია მიღებული ფირების რენტგენოდიფრაქციული, ელექტრონოგრაფიული და რენტგენული-მიკროზონდური კვლევის შედეგები. განხილულია ფაზური და ქიმიური შემადგენლობის, კრისტალური მესრის სრულყოფის ტექნოლოგიურ რეჟიმებზე დამოკიდებულების კვლევის მონაცემები. ამავე თავში განხილულია Gd_2S_3 -ის ფირების მალეგირებელი ელემენტების და ლეგირების მეთოდების შერჩევის საკითხები. მოყვანილია ტყვიისა და კადმიუმის ატომებით ლეგირების ტექნოლოგიური პარამეტრები და ლეგირების შედეგები.

მეოთხე თავი დათმობილი აქვს მომზადებული ფირების ფიზიკური თვისებების გაზომვის შედეგებსა და მათ განხილვას. კერძოდ, გადმოცემულია Gd_2S_3 -ის $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის თხელი ფირების ოპტიკური, ელექტროფიზიკური და მექანიკური თვისებების შესწავლის შედეგები.

ოპტიკური პარამეტრების გაზომვების საფუძველზე შეფასებულია Gd_2S_3 -ის თხელი ფირის აკრძალული ზონის სიგანე. ნაჩვენებია რომ ის შეადგენს $\sim 2,85$ ევ. დადგენილია რომ $DySb$ -ის არეკვლის სპექტრში ღრმა მინიმუმი და გრძელტალღოვანი არეკვლის ზრდა დაკავშირებულია მუხტის მატარებლების პლაზმურ რხევებთან. $ErTe$ -ის შთანთქმის სპექტრზე შემჩნეულია კარგად გამოკვეთილი შთანთქმის ძლიერი ოთხი ზოლი ენერგიების მაქსიმუმებით 1,2 ევ, 2,0 ევ, 2,8 ევ და 3,5 ევ. ჩატარებულია მიღებული შედეგების ანალიზი.

ტემპერატურათა შუალედში 95-700 K შესწავლილია $DySb$ -ის კუთრი წინალობის და ჰოლის მუდმივას ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ნაჩვენებია რომ ფირები ელექტრონული გამტარებლობისაა. გათვლილია მუხტის მატარებლების ძვრადობისა და კონცენტრაციის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. მათ საფუძველზე გაკეთებულია დასკვნა რომ $DySb$ წარმოადგენს ნახევარლითონს.

100-500 K ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია $ErTe$ -ის ფირების კუთრი წინალობის, ჰოლის მუდმივას, და თერმო ემპ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. გათვლილია მუხტის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ნაჩვენებია რომ ჰოლის მუდმივას გაზომვის მიხედვით $ErTe$ -ის ფირები - n ტიპის გამტარებლობისაა, ხოლო თერმო ემპ-ს მიხედვით - p ტიპის. ახსნილია ასეთი განსხვავების მექანიზმი.

შესწავლილია Gd_2S_3 - ის კადმიუმით და ტყვიით ლეგირებული ფირების ფოტოგამტარებლობის და ფოტო ემმ-ს სპექტრალური და ტემპერატურული დამოკიდებულებები. ნაჩვენებია რომ ფოტომგრძობიარობაში ძირითად როლს თამაშობენ აქცეპტორული დონეები, რომლებიც წარმოიქმნებიან კათიონურ ქვემესერში მათი კომპენსაციით კადმიუმის და ტყვიის მინარეული ატომების შეყვანით. კადმიუმით ლეგირებულ $\gamma - Gd_2S_3$ -ის ფირებში გამოკვლეულია ფოტოგამტარებლობის ხანგრძლივ დროიანი რელაქსაცია. შეფასებულია რელაქსაციური ბარიერის სიდიდე - 0,13-0,27 ევ და Gd -ის ვაკანსიით შექმნილი აქცეპტორული დონის იონიზაციის ენერგია - 0,88 ევ. გაკეთებულია დასკვნა რომ, კადმიუმითა და ტყვიით ლეგირებული Gd_2S_3 - ის ფირები წარმოადგენენ პერსპექტიულ მასალას ფოტომგრძობიარე სტრუქტურების შესაქმნელად.

სრული გახეხვის მეთოდით შესწავლილია Gd_2S_3 -ის ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდის ორი სახესხვაობით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია რომ დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე დაახლოებით 1,5-ჯერ მეტია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლებით მიღებული ფირების ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეზე. ასევე სრული გახეხვის მეთოდით გამოკვლეულია $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია რომ ამ ფირებს გააჩნიათ თითქმის ერთნაირი ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. დადგენილია რომ ყველა შესწავლილი თხელი ფირისათვის ფუძემშრის მასალა (სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი) შესამჩნევ გავლენას ახდენს ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეზე.

ნაშრომის ბოლოს მოყვანილია ძირითადი დასკვნები და ციტირებული ლიტერატურის ნუსხა.

Abstract

The paper deals with reception of thin films of some the rare-earth elements (REE) sulfides, antimonides and tellurides and study their optical, electrophysical and mechanical properties. The work consists of an introduction, four chapters and conclusions.

The first chapter provides a critical review of the scientific literature relating to our interest in phase diagram of condition, manufacturing technology, crystal structure, electrophysical and optical properties of REE sulfides, antimonides and tellurides volume and thin film objects. As it is seen in the review, the halkogenides and antimonides of REE represent a substantial interest as from the scientific research, as from the practical application perspectives point of view. Preparation of high-quality samples of these materials of the stochiometric composition is a quite difficult technological challenge, which is not yet completely surmounted up to day. That in turn affects on studying levels of their physical properties. Particularly scarce is or there is almost no data on the physical properties of thin films and technology. It is not yet studied as well the impact of technological parameters on their phase and chemical composition and on improvement of the crystal lattice. REE one and a half sulfides of stochiometric composition have high resistivity greatly limiting their practical application, so it is actual selection of the appropriate doping elements and processing of doping technology. Virtually no data are available for the zone structure parameters of a whole range of REE antimonides and sulfides. Despite of the increased interest paid to the mechanical properties of the films of REE compositions, in the scientific literature there is almost no data concerning their mechanical properties.

The second chapter describes the measuring equipment and measurement methods acceptable for modern technology, control and the physical properties of films: in particular, the components from two independent sources and the device for reception of films by preliminary synthesized material by vacuum-thermal evaporation method. Requirements to substrate and their cleaning methods, control of the thickness of films, X-ray and electron diffraction research methods, chemical composition research methodology, research methodology for electrophysical properties, devices for examination of optical spectra, installations for studying the photoelectric properties.

The third chapter is conventionally divided into three sections: the first section briefly describes the vacuum - thermal spraying provisions of various processes and methods of making the films themselves. The second part deals with results of specific activities carried out to receive the films of given composition.

Perfection of the phase and chemical compositions, crystalline structure and dependence of survey/investigation data on technological regimes are considered. The third part is devoted to the films doping issues. In presented work the reception of all films was carried out by the method of vacuum-thermal evaporation of components from two independent sources. In addition, thin films of one and a half sulfide of gadolinium were prepared by the method of discrete vacuum - thermal evaporation of preliminary synthesized volume crystals. Results of , electron diffraction and X-ray micro-probe investigations are presented. In the same section the doping elements and the rationale of selection of doping methods and doping regimes for the films of Gd_2S_3 are given.

The fourth chapter is devoted to experimental results and their discussion. Particularly, the results of study of optical, electrophysical and mechanical properties of thin films of Gd_2S_3 , $DySb$ and $ErTe$ are presented. Based on the study of the results of optical properties of Gd_2S_3 the width of the forbidden zone is estimated. It is shown that it is equal to ~ 2.85 eV . It is stated as well that within the spectrum of $DySb$ the deep minimum and increase of the long-wave reflection both are related to the plasma vibrations of charge carriers. $ErTe$ absorption spectrum has a well-defined strong four stripes of absorption with the energy maximums at 1,2 eV, 2,0 eV, 2,8 eV and 3,5 eV. Their analysis has been completed.

In 95-700 K temperature range the temperature dependence of the resistivity and Hall's constant of $DySb$ have been studied. It is shown that the films are of electronic conductivity. It is calculated the temperature dependence of the mobility and concentration of charge carriers. Based on it the conclusion is given that $DySb$ is the semi- metal itself. In 100 - 500 K temperature interval the temperature dependence of resistivity, Hall's constant and thermoelectric power (TEP) of $ErTe$ films is studied. The temperature dependence of the concentration and the mobility of charge carriers is calculated. It is shown that according to Hall's constant measurements the $ErTe$ films are of n-type conductivity, while according to the TEP – of p-type. The mechanism of such difference is explained.

Spectral and temperature dependences of the photoconductivity of films of $\gamma - Gd_2S_3$ doped by the cadmium and the lead are studied. It is shown that the dominant role in the photosensitivity play the acceptor levels, created by their compensation in the cationic sub-lattices by insertion of cadmium and lead doping atoms there. For cadmium doped $\gamma - Gd_2S_3$ films the long-time relaxation of photoconductivity is investigated. Relaxation threshold value is estimated at 0,13-0,27 eV. The ionization energy of the acceptor level created by Gd vacancy is assessed as 0.88 eV. The conclusion is made that the Gd_2S_3 films doped by the

cadmium and the lead should be the perspective material for the creation of photosensitive structures.

By full rubbing method the relative mechanical stiffness of the films received by two varieties of the method of vacuum - thermal evaporation of Gd_2S_3 is studied. It is shown that the relative mechanical stiffness of the films received by the method of discrete evaporation is about 1.5-times more than the relative mechanical stiffness received by evaporation of components from two independent sources. Also, by full rubbing method the relative mechanical stiffness of $DySb$ and $ErTe$ is investigated. It is shown that these films have almost the same relative mechanical stiffness. It is estimated that for all the studied thin films substrate materials (silica, glass-ceramic, leiko-sapphire) apply the significant effect on the relative mechanical stiffness. At the end of the work the basic conclusions of the thesis and the cited literature are presented.

შინაარსი

შესავალი	18
თავი I	26
ლიტერატურის მიმოხილვა	26
ზოგიერთი იმე–გოგირდი, იმე–ანთიმონი და იმე–ტელური მდგომარეობის ფაზური დიაგრამები	26
1.2. იშვიათმიწა ელემენტების სულფიდებისა და ანთიმონიდების მოცულობითი კრისტალების და ფირების მიღება	29
1.3. გადოლინიუმის სულფიდის, დისპროზიუმის ანთიმონიდის და ერბიუმის ტელურიდის კრისტალური სტრუქტურა	34
1.4. იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების ქიმიური თვისებები	39
1.5. იშვიათმიწა ელემენტების ანთიმონიდებისა და სულფიდების ელექტრო ფიზიკური და ოპტიკური თვისებები	40
1.6. I თავის დასკვნები. სადისერტაციო ნაშრომის	52
მიზანი და ამოცანები	52
თავი II	55
ფირების მიღების ტექნოლოგიური, მაკონტროლებელი და ფიზიკური თვისებების გასაზომი დანადგარები და გაზომვების მეთოდთა	55
2.1. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მოსამზადებელი მოწყობილობები	55
2.2 ფუძემზის გაწმენდა	68
2.3. ფირების სისქის კონტროლი	70
2.4 ფირების რენტგენოდიფრაქციული და ელექტრონოგრაფიული კვლევის მეთოდები	72

2.5 ქიმიური შემადგენლობის კვლევის მეთოდика.....	73
2.6 ელექტროფიზიკური კვლევის მეთოდები	74
2.7 თერმო ელექტრო მამოძრავებელი ძალის გაზომვა.	77
2.8 ოპტიკური და ფოტოელექტრული თვისებების კვლევის მეთოდика. 79	
2.9 ოპტიკური მუდმივები და მათი კავშირი ელექტრონულ გადასვლებთან	81
თავი III	87
იშვიათმიწა ელემენტების ანტიმონიდებისა და სულფიდების თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია, კრისტალური სტრუქტურა, ფაზური და ქიმიური ანალიზი.....	87
3.1. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით თხელი ფირების მიღების მეთოდები და ტექნოლოგიური თავისებურებანი.....	87
3.2 გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირების მიღება.....	99
3.3. გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირების მალეგირებელი მინარევის შერჩევა და ლეგირების მეთოდები	104
3.4 დისპროზიუმის მონოანტიმონიდის თხელი ფირების მიღება.....	111
3.5 ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების მიღება.....	115
3.6 ელექტრო – საკონტაქტო მოედნების დაფენის ტექნოლოგია	118
3.7. მესამე თავის დასკვნები.....	119
თავი IV	121
<i>Gd₂S₃, DySb</i> და <i>ErTe</i> თხელი ფირების ოპტიკური და ელექტროფიზიკური თვისებები. <i>Cd</i> და <i>Pb</i> ლეგირებული <i>Gd₂S₃</i> თხელი ფირების ფოტოელექტრული და ელექტროფიზიკური თვისებები	121
4.1 გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირის ოპტიკური თვისებები	121

4.2 გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის კადმიუმით და ტყვიით ლეგირებული თხელი ფირების ელექტროფიზიკური და ფოტოელექტრული თვისებები	124
4.3 დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის თხელი ფირების ოპტიკური თვისებები	131
4.4. დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის ელექტროფიზიკური თვისებები	136
4.5 ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების ელექტრული თვისებები	141
4.6. გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე.....	145
4.7. IV თავის დასკვნები	153
დასკვნები.....	156
გამოყენებული ლიტერატურა	160

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1.

გადოლინიუმის სულფიდების კრისტალოქიმიური მონაცემები **Error! Bookmark not defined.**

ცხრილი 2.

დისპროზიუმის ანთიმონიდის კრისტალოქიმიური მონაცემები **Error! Bookmark not defined.**

ცხრილი 3.

ერბიუმის ტელურიდის კრისტალოქიმიური მონაცემები **Error! Bookmark not defined.**

ცხრილი 4.

ორთქლის წნევის მნიშვნელობები 100

ცხრილი 5.

Gd_2S_3 -ის თხელი ფირების ლეგირების ცხრილი Cd - ის და Pb - ის ატომებით 110

ცხრილი 6.

თხელი ფირების ადგეზიის გაზომვის მექანიკური მეთოდები 146

ცხრილი 7.

$\gamma - Gd_2S_3$ -ის სხვადასხვა მეთოდით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე 149

ცხრილი 8.

ზოგიერთი იშვიათმიწა ელემენტის სულფიდებისა და ჰალკოგენიდების, სილიციუმის, სიტალისა და ლეიკოსაფრონის სითბური გაფართოების კოეფიციენტები 151

ცხრილი 9.

$TmSb, DySb$ და $ErTe$ - ის სხვადასხვა სხვადასხვა ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე 152

ნახაზების ნუსხა

ნახ. 1. $DySb$ -ის სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა	27
ნახ. 2. $ErTe$ -ის სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა	28
ნახ. 3. $Nd2S3$ -ის დიელექტრიკული შეღწევადობის ნამდვილი ϵ_1 და წარმოსახვითი ϵ_2 ნაწილების და ენერჯის დანაკარგების ფუნქციის სპექტრი.....	44
ნახ. 4. გარდატეხის n კოეფიციენტის დამოკიდებულება ფოტონების ენერჯისაგან $EuTe$ -ისათვის	45
ნახ. 5. შთანთქმის k კოეფიციენტის დამოკიდებულება ფოტონების ენერჯისაგან $EuTe$ –ისათვის	46
ნახ. 6. $EuTe$ -ის არეკვლის სპექტრი	46
ნახ. 7. $LaTe$ -ის კუთრი წინალობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	47
ნახ. 8. $LaTe$ -ის თერმო ემპ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	48
ნახ. 9. $DySb$ - ის ფხვნილის დიფუზური არეკვლის (1) და ფირის (2) არეკვლის სპექტრები	50
ნახ. 10. ზოგიერთი იმე-ს მონოანთიმონიდის ენერგეტიკული დანაკარგების ფუნქციის $P\nu$, გარდატეხის მაჩვენებლის n და შთანთქმის მაჩვენებლის K სპექტრალური დამოკიდებულებები	51
ნახ. 11. თხელი ფირების მისაღები ტექნოლოგიური დანადგარის ვაკუუმური სისტემის სემა	57
ნახ. 12. (I). კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მიღების სქემა	58
ნახ. 12.(II). ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ომური კონტაქტების შესაქმნელი დანადგარის ვაკუუმური კამერის სქემა.....	59
ნახ. 13. ჯოულის გამახურებლის კონსტრუქციის სქემა.	61
ნახ. 14. ელექტრონ-სხივური ამორთქლებლის სქემატური გამოსახულება:.....	63
ნახ. 15. ფუძემშრის გამახურებლის სქემა	65
ნახ. 16. კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარის კამერის მოწყობილობა (კომპონენტების აორთქლება ჯოულის გამახურებლებით)	66

ნახ. 17. წინასწარსინთეზირებული მასალიდან დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით ფირის მიღების დანადგარის სქემა	67
ნახ. 18. დისკრეტული მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარის კამერის მოწყობილობა	68
ნახ. 19. კუთრი წინაღობისა და ჰოლის მუდმივას გასაზომი დანადგარის ბლოკ-სქემა:	75
ნახ. 20. თერმო ემძ-ს გასაზომი დანადგარის ბლოკ-სქემა.....	78
ნახ. 21. კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული γ - ფორმის $Gd2S3$ -ის თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძემშრე სიტალი, სისქე 1,5 მკმ)	102
ნახ. 22. დისკრეტული წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული γ - ფორმის $Gd2S3$ -ის თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძემშრე სიტალი, სისქე 1.5 მკმ).....	103
ნახ. 23. $Gd2S3$ - ის ფირები, ფირის სისქე 1,5 მკმ. (ფუძემშრე სიტალი, ზედა - კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან მიღებული ფირი. ქვედა-დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირი.....	104
ნახ. 24. მინარევების ენერგეტიკული დონეები გალიუმის არსენიდში	106
ნახ. 25. $Gd2S3$ -ის თხელი ფირების ლეგირების სქემა Cd - ის და Pb - ის ატომებით	110
ნახ. 26. $DySb$ -ის მონოანტიმონიდის ფირის რენტგენოდი-ფრაქტოგრამა (საფენის მასალა კვარცი, ფირის სისქე 1,6 მკმ).....	112
ნახ. 27. $DySb$ -ის დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირები. ფუძემშრეები მარცხნიდან მარჯვნივ: სიტალი, ლეიკოსაფირონი, სილიციუმი	113
ნახ. 35. ფოტოგამტარებლობის კინეტიკა $T = 98 K$ ტემპერატურაზე ($\lambda = 450$ ნმ, $j=150$ მკტსმ ²)	127
ნახ. 37. ფოტოგამტარობის (1) და ნარჩენი გამტარობის (2) დამოკიდებულება გამოსხივების ინტენსივობაზე $T =112 K$ ტემპერატურაზე ($\lambda=470$ ნმ).....	130
ნახ. 39. $DySb$ - ის ფირის არეკვლისა (R) და გამჭვირვალობის (α) სპექტრალური დამოკიდებულება	132
ნახ. 41. $DySb$ – ის ფირის არეკვლისა(n) და შთანთქმის (k) მაჩვენებლების სპექტრები.....	135

ნახ. 43. <i>DySb</i> - ის თხელი ფირის კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	137
ნახ. 45. <i>DySb</i> - ის თხელი ფირში მუხტის გადამტანების ძვრადობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე.....	138
ნახ. 47. <i>ErTe</i> -ის თხელი ფირის შთანთქმის სპექტრი	140
ნახ. 49. <i>ErTe</i> -ის თხელი ფირის ჰოლის მუდმივას დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	141
ნახ. 51. <i>ErTe</i> -ის თხელი ფირის თერმო ემპ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	142
ნახ. 52. <i>ErTe</i> -ის თხელ ფირში ელექტრონების კონცენტრაციის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	143
ნახ. 53. <i>ErTe</i> -ის თხელი ფირში ელექტრონების ძვრადობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე.....	143
ნახ. 54. სრული გახეხვის მეთოდით ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის შესასწავლი დანადგარის სქემა.....	148
ნახ. 55. გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე (ყვითელი - კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული <i>Gd2S2</i> - ის ფირი. წითელი - წინასწარსინთეზირებული მასალით დისკრეტული აორთქლების მეთოდით მიღებული <i>Gd2S2</i> - ის ფირი).....	149
ნახ. 56. <i>TmSb</i> -ის , <i>DySb</i> -ის და <i>ErTe</i> - ის სხვადასხვა სხვადასხვა ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე (წითელი - <i>TmSb</i> , ყვითელი - <i>DySb</i> , მწვანე - <i>ErTe</i>).....	152

მადლიერება

ულრმეს მადლობას ვუხდით სადისერტაციო ნაშრომის ხელმძღვანელს პროფ. ზ. ჯაბუას საკვლევო თემის დასმის, სამუშაოს ჩატარების მიმართ ყოველდღიური ინტერესისა და მიღებული შედეგების დამუშავებასა და გაფორმებაში გაწეული წვლილისათვის. პროფ. ა. გიგინეიშვილს ელექტროფიზიკური და ოპტიკური კვლევის შედეგების დამუშავებაში გაწეული დახმარებისათვის. უფროს მეცნიერ თანამშრომლებს ე. პოდზოროვას და ლ. ლუჩკოვას ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებების კვლევაში გაწეული დახმარებისათვის. ასოც. პროფ. ლ. ჩახვაშვილს და დოქტორანტ ი. კუპრეიშვილს ნაშრომის გაფორმებაში მონაწილეობისათვის.

შესავალი

იშვიათმიწა ელემენტების (იმე) შენაერთები მიეკუთვნებიან საინტერესო თვისებების მქონე ძნელდნობად მასალათა კლასს. ისინი ფართოდ გამოიყენებიან ელექტრონიკაში. მათ ფუძეზე შექმნილია მახსოვრობის ელემენტები, წნევისა და მაგნიტური ველის გადამწოდები, ტენზოგადამწოდები, თერმოელექტრული გარდამქმნელები, სელექციური ამრეკლავი ზედაპირები, ლუმინოფორები, შუქდიოდები. ამ მასალებს დიდი გამოყენება აქვთ მეტალურგიულ და კერამიკულ წარმოებაში.

იმე-ს შენაერთების თვისებების უნიკალურობის ერთ-ერთი მიზეზია იმე-ს ატომების ელექტრონული გარსის აგებულების თავისებურება [1], კერძოდ მათ გააჩნიათ შეუვსებელი 4f შიდა გარსი, რომელიც ეტაპობრივად ივსება *Ce* -დან *Lu* -მდე გადასვლისას. ამასთან ადგილი აქვს 4f გარსის არსებით ლოკალიზაციას, რაც გამოწვეულია 4f დონეების განლაგებით ატომის სიღრმეში და მათი ეკრანირებით გარეშე ალგზნებისაგან გარე $5p^6 6s^2$ ელექტრონებით შენაერთის წარმოქმნისას 4f შრეები ერთმანეთს არ გადაფარავენ ვინაიდან მათი რადიუსი მცირეა და შეადგენს - 0,04 ნმ რაც ატომებს შორის მანძილის მხოლოდ 0,1 ნაწილია. ისინი ქმნიან $\sim 10^{28} \text{ მ}^{-3}$ კონცენტრაციის ლოკალიზებულ დონეებს და ჩვეულებრივ ატომური დონეების მსგავსად იქცევიან. ამასთან ერთად 4f შრეების შევსება გავლენას ახდენს იმე-ს შენაერთების თვისებებზე.

მიუხედავად იმე-ს შენაერთების შესწავლის მიმართულებით სამუშაოების მნიშვნელოვნად გაფართოებისა, რაც მათი საინტერესო თვისებების გარდა დაკავშირებულია იმე-ს მაღალი სისუფთავის მიღწევასთან, მოპოვებული მასალის რაოდენობის გაზრდასა და გაიაფებასთან, ჯერ კიდევ მრავალი შენაერთის მიღების ტექნოლოგია დამუშავებული არ არის და შესაბამისად თვისებებიც გამოკვლეული არაა. განსაკუთრებით ეს ეხება იმე-ს შენაერთებს გოგირდთან, ტელურთან და ანთიმონთან.

იმე-ს მონოსულფიდები გამოიყენებიან ოპტიკური კავშირის ხელსაწყოების, მიკროელექტრონული მოწყობილობების, ტენზოგადამწოდების დასამზადებლად. ბოლო მონაცემებით სამარიუმის მონოსულფიდის ფუძეზე შეიქმნა ტენზომგრძობიარე მასალა, რომელიც თავისი პარამეტრებით გაცილებით აღემატება მექანიკური სიდიდეების (დეფორმაცია, წნევა, აჩქარება, ვიბრაცია) ტენზოგადამწოდებისათვის ადრე გამოყენებულ მასალებს [2]. იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებს გააჩნიათ დიდი აკრძალული ზონის სიგანე და ამიტომ წარმოადგენენ პერსპექტიულ მასალებს სპექტრის ხილულ უბანში მომუშავე ოპტოელექტრონული ხელსაწყოების შესაქმნელად. საინტერესოა, რომ იმე-ს სულფიდების ფიზიკური თვისებები დამოკიდებულია მათში კომპონენტების რაოდენობრივ თანაფარდობასა და იმე-ს იონის ვალენტობაზე. ცნობილია, რომ სამვალენტიანი იმე-ს მონოსულფიდები და 3:4 თანაფარდობის შენაერთები ლითონებია, ორვალენტიანი იმე-ს მონოჰალკოგენიდები კი - ნახევარგამტარები, მაშინ როდესაც ერთნახევრიანი სულფიდები დიელექტრიკებს წარმოადგენენ.

ბოლო დროს დიდი ყურადღება ექცევა აკრძალული ზონის მცირე სიგანის მქონე ნახევარგამტარებსა და ნახევარლითონებს, რომელთა თვისებებიც ერთმანეთთან ძალიან ახლოსაა. ამდენად აკრძალული ზონის მცირე სიგანის ნახევარგამტარული მასალების ძიება კანონზომიერად უკავშირდება ნახევარლითონური თვისებების მქონე მასალებს. ამ მხრივ იმე-ს მონოანთიმონიდები უნიკალური მასალებია. მათ გარდა იმისა, რომ შეუძლიათ იმუშაონ მაღალ ტემპერატურებზე გააჩნიათ მხოლოდ მათთვის დამახასიათებელი მთელი რიგი უნიკალური ეფექტები. მონოანთიმონიდები პერსპექტიული რეზისტორული და თერმოელექტრული მასალებია, ასევე ისინი პერსპექტიული შენაერთებია ზედაბალი ტემპერატურების მისაღებადაც [3,4].

ამა თუ იმ შენაერთის ფიზიკური თვისებების სრულყოფილი შესწავლა და გამოყენება პრაქტიკული მიზნებისათვის, ცხადია მნიშვნელოვნადაა

დამოკიდებული იმაზე თუ რამდენად სრულყოფილადაა დამუშავებული მოცემული შენაერთის მომზადების ტექნოლოგია. ეს განსაკუთრებით ეხება თხელ ფირებს, რომლებიც ფართოდ გამოიყენება მიკროელექტრონიკაში. თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია განსაკუთრებით მგრძობიარეა ტექნოლოგიური პარამეტრების მიმართ და მოითხოვს შესაბამის მიდგომას. თხელფიროვანი ობიექტების თვისებები შეიძლება მნიშვნელოვნად განსხვავდებოდეს შესაბამისი შემადგენლობის მოცულობითი კრისტალების თვისებებისაგან და ამდენად მათი თვისებების შედარება ხელს უწყობს მასალის უფრო ღრმად შესწავლას. ამდენად იმე-ს სულფიდების, ტელურიდების და ანთიმონიდების კრისტალურად სრულყოფილი და სტექიომეტრიული შემადგენლობის ფირების მიღების ტექნოლოგიის დამუშავება სხვადასხვა ფუძემდებზე და მათი ფიზიკური და ოპტიკური თვისებების შესწავლა აქტუალურ ამოცანას წარმოადგენს.

წინამდებარე სამუშაოს ძირითად მიზანს წარმოადგენდა იმე-ს ზოგიერთი ნაკლებად შესწავლილი სულფიდების, ტელურიდებისა და ანთიმონიდების თხელი ფირების მიღებისა და ლეგირების ტექნოლოგიის დამუშავება. მიღებული ფირების მთელი რიგი ძირითადი ფიზიკური პარამეტრების დადგენა, რისთვისაც დისერტაციაში დასმულია და გადაწყვეტილი შემდეგი ამოცანები:

1) გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგიის დამუშავება სხვადასხვა ფუძემდებზე.

2) ფირების ფაზური შემადგენლობისა და კრისტალური მესრის სრულყოფის შესწავლა ტექნოლოგიური რეჟიმების პარამეტრებისაგან დამოკიდებულებით.

3) გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირების მალეგირებელი ელემენტების და ლეგირების მეთოდის შერჩევა, ლეგირების პროცესის ჩატარება ელექტროგამტარობის გაზრდისა და ფოტოელექტრული თვისებების შესწავლის მიზნით.

4) გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების ზოგიერთი ელექტრული, გალვანომაგნიტური, თერმოელექტრული, ოპტიკური და მექანიკური თვისებების გამოკვლევა, მათი ძირითადი ფიზიკური პარამეტრების დადგენისა და მოცულობითი ობიექტების შესაბამის თვისებებთან შედარების მიზნით.

5) კადმიუმის და ტყვიის ატომებით ლეგირებული გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ელექტრული და ფოტოელექტრული თვისებების შესწავლა.

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე:

1) პირველადაა დამუშავებული გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის და დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით სხვადასხვა ფუძემდრეზე (მონოკრისტალური სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი, კვარცი). ასვე პირველადაა დამუშავებული ამავე ფუძემდრეებზე ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით.

2) გამოკვლეულია ფირების მიღების ტექნოლოგიური რეჟიმების პარამეტრების გავლენა კრისტალური მესრის სრულყოფაზე, ფაზურ და ქიმიურ შემადგენლობაზე.

3) შესწავლილია გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების ოპტიკური თვისებები.

4) ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში (95–700 K) შესწავლილია დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების კუთრი წინაღობის, ჰოლის მუდმივას, თერმო ემპ-ს,

მუხტის მატარებელთა კონცენტრტაციის და ძვრადობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე.

5) დამუშავებულია გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირების ლეგირების ტექნოლოგია კადმიუმისა და ტყვიის ატომებით და გამოკვლეულია ლეგირებული ფირების ელექტრული და ფოტოელექტრული თვისებები.

6) გამოკვლეულია სხვადასხვა ფუძემშრეზე დაფენილი გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე.

ნაშრომის პრაქტიკული ღირებულება: სადისერტაციო ნაშრომში დამუშავებული იმე-ს სულფიდების, ტელურიდებისა და ანთიმონიდების სრულყოფილი კრისტალური თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია სხვადასხვა ფუძემშრეზე შედარებით მარტივი ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით შეიძლება გამოყენებულ იქნას შესაბამისი ელექტრონული ხელსაწყოების დასამზადებლად.

გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ტყვიითა და კადმიუმით ლეგირებული ფირები შეიძლება გამოყენებულ იქნას მათ საფუძველზე ფოტომგრძნობიარე სტრუქტურების შესაქმნელად.

ნაშრომში პირველად მომზადებული ფირების ელექტრული, გალვანომანტური და თერმოელექტრული თვისებების ტემპერატურული და ოპტიკური პარამეტრების სპექტრალური დამოკიდებულების შესწავლის შედეგები ხელს შეუწყობს იმე-ს შენაერთებში მიმდინარე ფიზიკური პროცესების კანონზომიერებისა და ბუნების შესახებ არსებული წარმოდგენების უფრო ღრმად გააზრებას, ხოლო მრავალი პირველად მიღებული ექსპერიმენტული შედეგი შეიძლება გამოყენებულ იქნას საცნობარო მასალად შესაბამისი დარგის ცნობარებში.

დაცვაზე გამოგვაქვს შემდაგი ძირითადი შედეგები:

1) გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგიის დამუშავება სხვადასხვა ფუძემდებზე. ფირების მიღების ტექნოლოგიური რეჟიმების პარამეტრების გავლენის შესწავლა ფირების ფაზურ და ქიმიურ შემადგენლობაზე, კრისტალური მესრის სრულყოფაზე.

2) გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირის მალეგირებელი ელემენტების შერჩევა, ლეგირების მეთოდის დამუშავება და ლეგირებული მასალების ელექტრული და ფოტოელექტრული თვისებები.

3) გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების ოპტიკური თვისებები.

4) გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების ელექტრული, გალვანომანტური და თერმოელექტრული თვისებები.

5) გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე.

ნაშრომის აპრობაცია. სადისერტაციო ნაშრომის ძირითადი შედეგები მოხსენებული და განხილული იყო: საერთაშორისო კონფერენციაზე „მაღალი ტექნოლოგიების კვლევა, დამუშავება და გამოყენება მრეწველობაში“ (სანკტ-პეტერბურგი, 2010წ), საერთაშორისო კონფერენციაზე „ნანოსენსორული სისტემები და ნანომასალები“ (თბილისი, 2013წ), საერთაშორისო კონფერენციაზე „ბირთვული რადიაციული ნანოსენსორები და ნანოსენსორული სისტემები“ (თბილისი, 2014 წ), სტუდენტთა 81-ე ღია საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენცია

(თბილისი 2013წ).82-ე ღია საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენცია (თბილისი 2014წ).

პუბლიკაციები: სადისერტაციო ნაშრომის ძირითადი შედეგები გამოქვეყნებულია 9 სამეცნიერო ნაშრომში, რომელთა ნუსხაც მოყვანილია ავტორეფერატის ბოლოში.

ნაშრომის სტრუქტურა და მოცულობა. დისერტაცია შედგება შესავალის, ოთხი თავის, დასკვნებისა და ციტირებული ლიტერატურის ნუსხისაგან. ნაშრომის საერთო მოცულობა შეადგენს 167 გვერდს, მათ შორის 120 ნაბეჭდი გვერდი, 56 ილუსტრაცია, 9 ცხრილი და 120 დასახელების ციტირებული ლიტერატურა.

პირველ თავში მოცემულია იმ ლიტერატურის კრიტიკული მიმოხილვა, რომელიც ეხება ჩვენთვის საინტერესო იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების ფაზური მდგომარეობის დიაგრამებს, მიღების ტექნოლოგიას, კრისტალურ სტრუქტურას და ფიზიკურ თვისებებს. სამეცნიერო ლიტერატურის მიმოხილვის საფუძველზე ჩამოყალიბებულია ნაშრომის მიზანი და ამოცანები.

მეორე თავში აღწერილია ფირების ტექნოლოგიური, მაკონტროლებელი და ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებების შესასწავლი დანადგარები და გაზომვის მეთოდიკა: კერძოდ ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარები; ფემტოშრეებისადმი წაყენებული მოთხოვნები; მათი გაწმენდის მეთოდიკა და ფირების სისქის კონტროლი; ფირების რენტგენოგრაფიული, ელექტრონოგრაფიული, რენტგენული მიკროანალიზის კვლევის მეთოდები; ფოტოელექტრული თვისებების შესასწავლი მოწყობილობა დანადგარები.

მესამე თავის პირველი ნაწილი დათმობილი აქვს ვაკუუმურ-თერმული დაფენის მეთოდით ფირების მიღების პროცესების თეორიას და განხილულია ისეთი საკითხები როგორებიცაა ნივთიერების აორთქლება,

ფირის განაწილება ფუძეშრეზე, ფირების წარმოქმნის კინეტიკა და სტრუქტურა, სხვადასხვა პარამეტრის გავლენა ფირების სტრუქტურაზე. კრიტიკულადაა შეფასებული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით შენაერთის ფირების მიღების სახესხვაობები. თავის მეორე ნაწილი ეხება გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების მიღების აღწერას, ფაზური შემადგენლობისა და კრისტალური სტრუქტურის შესწავლას. აქვე მოყვანილია Gd_2S_3 - ის ფირების მალეგირებელი ელემენტების შერჩევა და ლეგირების ტექნოლოგია.

მეოთხე თავი დათმობილი აქვს Gd_2S_3 – ის, $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის ფირების ოპტიკური და ელექტროფიზიკური თვისებების შესწავლას, ასევე Gd_2S_3 -ის ლეგირებული ფირების ფოტოელექტრულ თვისებებს. ამავე თავში მოყვანილია მომზადებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის გაზომვის შედეგები.

სადისერტაციო ნაშრომში ჩატარებული სამეცნიერო კვლევის შედეგები განზოგადოებულია დასკვნით ნაწილში. ნაშრომის ბოლოს მოყვანილია ციტირებული ლიტერატურა.

თავი I

ლიტერატურის მიმოხილვა

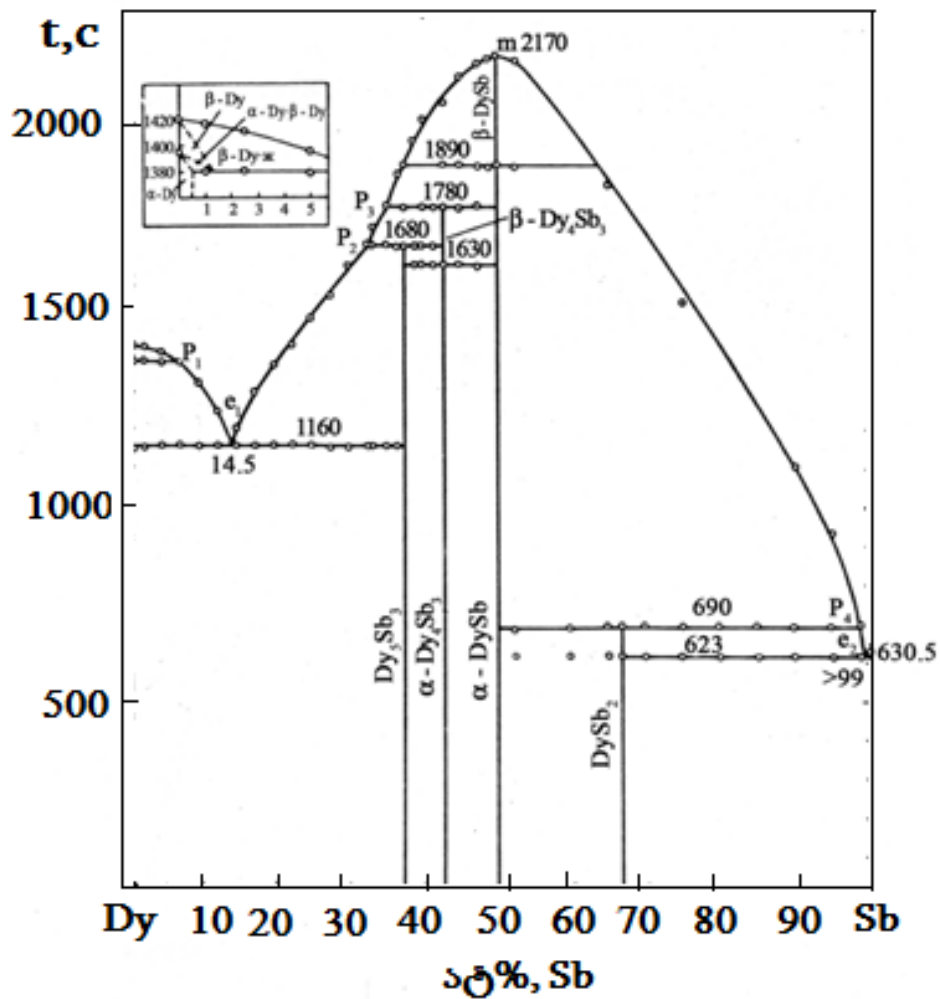
უკანასკნელ წლებში ინტენსიურად მიმდინარეობს იმე–ს შენაერთების კვლევა და შესაბამისად ძალიან დიდია ამ საკითხებთან დაკავშირებულ პუბლიკაციათა რაოდენობა, ამიტომ მოცემულ თავში შევხებით მხოლოდ იმ ნაშრომებს, რომლებიც უშუალო კავშირშია ჩვენს მიერ საკვლევად შერჩეულ შენაერთებთან. ამასთან მიმოვიხილავთ იმ შედეგებსაც, რომლებიც ეხება არა მარტო თხელ ფირებს, რომელთა მიღებასა და თვისებების შესწავლას ეძღვნება წარმოდგენილი ნაშრომი, არამედ მოცულობით კრისტალებსაც. ცნობილია, რომ თხელფიროვანი ობიექტების თვისებები არცთუ იშვიათად განსხვავდება შესაბამისი შემადგენლობის მოცულობითი ობიექტების თვისებებისაგან და ამდენად მათი შედარება საინტერესოა მყარი ტანის ფიზიკის მრავალი პრობლემური საკითხის ახლებურად გააზრებისა და მასალების პრაქტიკული გამოყენების მიზნით.

ზოგიერთი იმე–გოგირდი, იმე–ანთიმონი და იმე–ტელური მდგომარეობის ფაზური დიაგრამები

შენაერთების მოცულობითი და თხელფიროვანი ობიექტების ტექნოლოგიის დამუშავების ეფექტურობა მნიშვნელოვნად უკავშირდება ფაზურ დიაგრამებს, რომლებიც გრაფიკულად აღწერენ წონასწორობაში მყოფ ფაზებს სხვადასხვა ტექნოლოგიური პარამეტრების კომბინაციისას. როგორც წესი ეს პარამეტრებია: ტემპერატურა, შემადგენლობა, წნევა. ჩვენი ამოცანების გადასაწყვეტად საჭიროა ტემპერატურა, შემადგენლობა, მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა, რომელიც კავშირს ამყარებს ტემპერატურასა და შენაერთის შემადგენლობას შორის. ასეთი დიაგრამის ცოდნა საშუალებას გვაძლევს სწორად შევარჩიოთ სინთეზის ტემპერატურული რეჟიმები.

გალოლინიუმი-გოგირდის ფაზური მდგომარეობის დიაგრამა აგებული არ არის. ცნობილია მხოლოდ ის რომ ამ სისტემაში არსებობს შემდეგი ოთხი შენაერთი: GdS , Gd_3S_4 , Gd_2S_3 , GdS_2 [5].

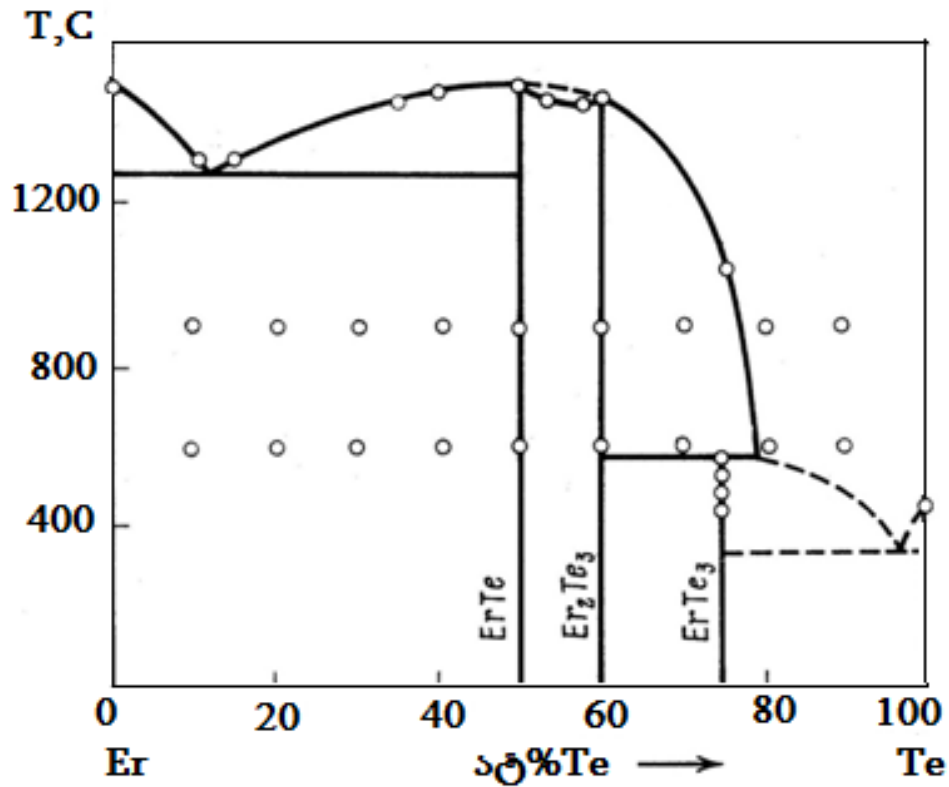
დისპროზიუმი-ანთიმონის სისტემაში (ნახ.1) იდენტიფიცირებულია სამი შენაერთი: Dy_5Sb_3 , Dy_4Sb_3 , $DySb$, რომელთაგან კონგრუენტულად



ნახ. 1. $DySb$ -ის სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა [6]

დნება დისპროზიუმის მონოანთიმონიდი, რომლის დნობის ტემპერატურაა 1900K. დანარჩენი შენაერთები დნებიან ინკონგრუენტულად შესაბამისად შემდეგ ტემპერატურებზე: Dy_5Sb_3 - 1450K , Dy_4Sb_3 -1510K

ერბი-ტელურ სისტემაში აღმოჩენილია სამი შენაერთი $ErTe$, Er_2T_3 , ErT_3 [7]. ერბი-ტელური სისტემის ფაზური დიაგრამა მოყვანილია ნახ. 2-ზე.



ნახ. 2. *ErTe* -ის სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა [7]

ეპიტექტიკა $Er + ErTe$ იმყოფება 13ატ.% Te -ზე და დნება $990K$. $ErTe$ (50ატ.% Te) და Er_2Te_3 (60ატ.% Te) შორის არსებობს მყარი ხსნარების უწყვეტი რიგი. დნობის ტემპერატურები სასაზღვრო შემადგენლობებისათვის ტოლია $1150 K$ და $1185 K$ შესაბამისად. $ErTe_3$ -ის ტრიტელურიდი წარმოიქმნება პერიტექტიკური რეაქციით $300 K$ -ზე.

[8] ნაშრომის შესაბამისად ტელურის 50-60 ატ% შემადგენლობის შუალედში წარმოიქმნება ორი კონგრუენტულად დნობადი შენაერთი $ErTe$ და Er_2Te_3 შესაბამისად $1220 K$ და $920 K$ ტემპერატურებზე. ეს შენაერთები ერთმანეთთან ქმნიან ეპიტექტიკას 56,5 ატ% Te რომელიც დნება $1090 K$ ტემპერატურაზე. 60-100 ატ% Te კონცენტრაციისას წარმოიქმნება შენაერთი ErR_2 , ეს ნაერთი პერიტექტიკური რეაქციით დნება $405 K$ ტემპერატურაზე, რომელიც თავის მხრივ ქმნის გადაგვარებულ ეპიტექტიკას ტელურთან $168 K$ -ზე.

1.2. იშვიათმიწა ელემენტების სულფიდებისა და ანტიმონიდების მოცულობითი კრისტალების და ფირების მიღება

ჯერ შევხვით იმე-ს ჰალკოგენიდების მოცულობითი კრისტალების მიღებას. საერთაშორისო ნომენკლატურული კომისიის[8] რეკომენდაციების შესაბამისად იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებს მიეკუთვნებიან იმე-ს შენაერთები ჟანგბადთან, გოგირდთან, სელენთან, ტელურთან და პოლონიუმთან.

იმე-ს ჰალკოგენიდების სინთეზის მეთოდები შეიძლება ორ ძირითად ჯგუფად დაიყოს:

1) პირდაპირი სინთეზის მეთოდი, საწყის კომპონენტებად იშვიათმიწა ელემენტებისა და ჰალკოგენის გამოყენებით.

2) არაპირდაპირი სინთეზის მეთოდი. ამ შემთხვევაში გამოიყენება იმე-ს სხვადასხვა შენაერთები, რომელთა გარდაქმნაც ხორციელდება სხვადასხვა ქიმიური რეაქციებით. ეს კლასიფიკაცია გარკვეულ წილად პირობითია.

იმე-ს შენაერთების სინთეზი საკმაოდ სპეციფიკურია, რაც პირველ რიგში განპირობებულია იმ გარემოებით რომ, მაღალ ტემპერატურებზე განსაკუთრებით ვლინდება იმე-ს ქიმიური აქტივობა, რაც რეაგენტების დაჟანგვას იწვევს. სხვადასხვა ლითონების ჟანგეულები, რომლებიც ოქსიდური კერამიკის ფუძეს წარმოადგენენ (Al_2O_3 , SiO_2 , MgO , BeO) მაღალ ტემპერატურებზე იწვევენ არამარტო იმე-ს დაჟანგვას, არამედ ჰალკოგენიდებისაც. კვარცის კონტეინერის გამოყენებამ შესაძლებელია იმე-ს შენაერთი გააქუჩყიანოს არაკონტროლირებადი მინარევებით, მაგალითად ჟანგბადით. გრაფიტისგან დამზადებული გამახურებლები და კონტეინერები იწვევენ მათ კარბიდიზაციას. ოთახის ტემპერატურაზეც კი იმე-ს ურთიერთქმედება ჟანგბადთან და წყლის ორთქლთან, რომლებიც იმყოფებიან ჰაერში, მოითხოვს შესაბამისი ზომების გატარებას.

ჩამოთვლილი მიზეზები ძალიან ზღუდავენ სინთეზის პირდაპირი მეთოდის გამოყენებას, ამიტომ უპირატესობა ენიჭება სინთეზის

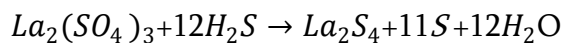
არაპირდაპირ მეთოდს, რომელიც უფრო მდიდარია თავისი შესაძლებლობებით.

სინთეზის მეთოდის არჩევა ძირითადად განპირობებულია შენაერთის შემადგენლობით.

[5]-ში იმე-ს მონოსულფიდების მიღება ხდებოდა პირდაპირი სინთეზის მეთოდით, რომელიც გამორიცხავდა იმე-ს ურთიერთქმედებას კვარცთან და შენაერთის დაჟანგვას ჰაერის ჟანგბადით. სინთეზი ჩატარდა ორ ეტაპად. პირველ ეტაპზე იმე ურთიერთქმედებდა ჰალკოგენის ორთქლთან 325 K-ზე დაბალ ტემპერატურებზე. მეორე ეტაპზე აწარმოებენ დაწნეხილი ნიმუშის გამოწვას 1325 - 1725 K -ზე არგონის ატმოსფეროში შემდგომი გადნობით.

იმავე ნაშრომში აღწერილია იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების შემდეგი პირდაპირი სინთეზის ტექნოლოგია, რომელიც ეფუძნება წვრილად დაფუძნილი იმე-ს და ჰალკოგენის სპეციალურ თერმულ დამუშავებას - 950- 1325 K – მდე საფეხურებრივ გახურებას და ამ ტემპერატურებზე მაჰომოგენიზირებელ გამოწვას 70-80 საათის განმავლობაში.

როგორც ექსპერიმენტებმა აჩვენეს უმრავლეს შემთხვევაში არაპირდაპირი სინთეზის მეთოდი საკმარისად ეფექტურია მხოლოდ ერთნახევრიანი სულფიდებისა და სელენიდების მისაღებად, მაგრამ არა ერთნახევრიანი ტელურიდებისათვის. არაპირდაპირი სინთეზის მაგალითია იმე-ს მაღალი ჰალკოგენიდების თერმული დისოციაცია, რომელიც ტარდება არაწონასწორულ პირობებში. ამ დროს ადგილი აქვს დაბალი ჰალკოგენიდების რიგის მიღებას. პროცესი შეიძლება ჩატარდეს ვაკუუმში (ამ დროს ახდენენ აქროლადი კომპონენტების კონდენსაციას) ან ინერტული აირის ატმოსფეროში. ასეთი გარდაქმნის მაგალითებია: $La_2 Se_4 \rightarrow La_2 Se_3 \rightarrow LaSe$. სინთეზის ასევე არაპირდაპირ მეთოდს მიეკუთვნება ალდგენის რეაქციები. მაგალითად: შენაერთი La_2S_4 მიღებულ იქნა ლანთანის სულფიდის ალდგენით გოგირდწყალბადით:



პროცესი ტარდება მშრალი გოგირდ წყალბადის ატმოსფეროში 305–325K -ზე.

იმე-ს ანთიმონიდების სინთეზიც ასევე ხორციელდება პირდაპირი და არაპირდაპირი მეთოდებით. იმე-ს რეაქცია ანთიმონთან ძლიერ ეგზოთერმულია, ამ დროს ტემპერატურა აღწევს 1725K. ამდენად შესაძლებელია ანთიმონიდების სინთეზი პირდაპირ ელემენტებიდან ორი გზით, ამპულური მეთოდით ან შესაბამისი კომპონენტების შედნობით.

ამპულური მეთოდით იმე-ს მონოანთიმონიდები პირველად მიღებულ იქნა [9-11] ნაშრომებში. სინთეზი ტარდებოდა საფეხურებით, თითოეულ საფეხურზე ანთიმონის გადნობამდე საკმაო დაყოვნებით. სინთეზის საბოლოო ტემპერატურა [10,11] ნაშრომში შეადგენდა 800 K, ან 110-1500 K [9]. ფაზური დიაგრამის ასაგებად საჭირო შენადნობებს ძირითადად იღებდნენ კომპონენტების შედნობით და შემდგომი მაჰომოგენიზირებელი გამოწვით.

არსებობს მონოანთიმონიდების მიღების სხვა მეთოდებიც, მაგალითად: ჰიდრიდული მეთოდი. ამ შემთხვევაში იმე-ს ჰიდრიდი შეყავთ რეაქციაში ანთიმონთან 525-925 K-ტემპერატურებზე. ამ დროს მიიღება იმე-ს მონოანთიმონიდი და გამოიყოფა წყალბადი[12]. როგორც ექსპერიმენტებმა აჩვენეს იმე-ანთიმონი სისტემაში ყველა შენაერთის მიღება მიმდინარეობს მონოანთიმონიდის გავლით. აქედან გამომდინარე დამუშავებულ იქნა იმე-ანთიმონი 4:3 და 5:3 ტიპის შენაერთების მიღების მეთოდი. კერძოდ მონოანთიმონიდს უმატებენ იმე-ს გაანგარიშებულ მნიშვნელობამდე. მიღებულ ნარევს დაწნებენ, ათავსებენ ტანტალის ტიგელში და აწარმოებენ შეცხოებას 1125 - 1525 K-ზე, 8-10 საათის განმავლობაში [13].

იმე-ს დიანთიმონიდის სინთეზისათვის [14] გამოყენებულ იქნა პირდაპირი სინთეზის მეთოდი 425 K -ზე 48 საათის განმავლობაში და შემდგომში 150 საათის განმავლობაში გამოწვით 525K -ზე. როგორც ვხედავთ იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების მოცულობითი კრისტალების მომზადების ტექნოლოგია საკმაოდ შრომატევადი პროცესია,

რომელიც მოითხოვს განსაკუთრებული თვისებების საკონტინერო ძვირად ღირებულ მასალებს. ამ თვალსაზრისით იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების ფირების მიღების ტექნოლოგია ნაკლებად შრომატევადია და დამხმარე მასალების ღირებულებაც ნაკლებია.

იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდის ფირების მიღების მეთოდები პირობითად შეიძლება დაიყოს ორ ნაწილად: ფიზიკური მეთოდები და ქიმიური მეთოდები.

ფირების მიღების მეთოდებს მიეკუთვნება ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდი, რომელიც მდგომარეობს ვაკუუმში მასალის აორთქლებასა და მის კონდენსაციას ფუძემდრეზე. იმე-ს შენაერთების ფირების მიღების ფართოდ გავრცელებული მეთოდებია: კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლების მეთოდი და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდი და სხვა.

[15]-ში აღწერილია წინასწარსინთეზირებული მასალის - ლანთანის მონოსულფიდის თხელი ფირების მიღების მეთოდიკა ლაზერის სხივით. [16]-ში LaS ფორმულით დაფენილ იქნა Si -ის ფუძემდრეზე. მიღებულ ფირებს გააჩნდათ $NaCl$ -ის ტიპის კუბური მესერი, მესრის მუდმივათი $5,862 \text{ \AA}$, რაც ახლოს არის მოცულობითი კრისტალის შესაბამის პარამეტრთან. ფირებს გააჩნდათ მოყვითალო ოქროსფერი შეფერილობა სარკული ზედაპირით და ზედაპირული წინალობით 0.1 \AA . ელექტრონულ მიკროსკოპულმა სურათმა აჩვენა რომ ფირები შედგებიან ნანოკრისტალური უბნებისაგან, რომლებიც ერთმანეთისაგან გამოყოფილია ამორფული უბნებით. ამ მეთოდით მიღებული იქნა ფირები, რომლებიც შედგებიან ნანოკრისტალური კუნძულებით, ერთმანეთისაგან გამოყოფილი ამორფული უბნებით. ზედაპირის უსწორმასწორობა, რომელიც დადგენილ იქნა ატომური ძალოვანი მიკროსკოპით, შეადგენს $\sim 1 \text{ ნმ}$. ასეთი სტრუქტურები ავტორების აზრით პოტენციურად პერსპექტიული მასალაა ნახევარგამტარული ვაკუუმური მიკროელექტრონული და ოპტოელექტრონული მოწყობილობებისათვის.

[17] ნაშრომში შესწავლილია $DySb$ და $ErSb$ -ის სტრუქტურული ფაზური გადასვლები. ნაჩვენებია რომ ადგილი აქვს პირველი გვარის ფაზურ გადასვლებს $NaCl$ სტრუქტურიდან $CsCl$ სტრუქტურაში.

[18]-ში შესწავლილია $GdSb$ - ის. მაგნიტოელასტიური კვანტური ოსცილაციები $55 T$ მაგნიტურ ველში. [19]-ში აღწერილია ლანთანისა და გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდების მიღების ტექნოლოგია NH_4SCN შენაერთის თერმული დაშლით, ხოლო [20]-ში La_2S_3 ფირი მომზადებულ იქნა $LaCl_3$ და $CS(NH_2)_2$ ქიმიური რეაქციით. [21] ნაშრომში აღწერილია ლანთანის ერთნახევრიანი სულფიდის მიღების ტექნოლოგია პირდაპირი ქიმიური რეაქციით. [22]-ში მიღებულ იქნა ლანთანის, პრაზეოდიუმის, ნეოდიუმის და სამარიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფხვნილები და შემდეგ მათი ფირები CS_2 -ის გამოყენებით. [23] ნაშრომში პრაზეოდიუმისა და ნეოდიუმის ერთნახევრიანი სულფიდების γ მოდიფიკაციის ფირების დასაფენად გამოყენებულ იქნა შესაბამისად Pr_6O_{11} და Nd_2O_3 სულფიდიზაცია Cs_2S_2 აირის საშუალებით. [24]-ში ტერბიუმის და ჰოლმიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის მიღება განხორციელდა მათი ოქსისულფიდების რეაქციით CS_2 – თან. [25]-ში დამუშავებულია იტერბიუმის, დისპროზიუმის მონოსულფიდებისა და სამარიუმის, იტერბიუმის, დისპროზიუმის ერთნახევრიანი სულფიდების თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდის სხვადასხვა სახესხვაობით. [26] ნაშრომში კი მიღებულია ასევე ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების სხვადასხვა მეთოდიკით იტერბიუმის, ტულიუმის და ნეოდიუმის ერთნახევრიანი სულფიდების, ტულიუმის, სამარიუმის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდების, სამარიუმისა და ტულიუმის მონობისმუტიდების, სამარიუმისა და იტერბიუმის დიანთიმონიდის, იტერბიუმისა, სამარიუმისა და დისპროზიუმის ტრიანთიმონიდების, იტერბიუმის ტეტრანთიმონიდების თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია სხვადასხვა ფუძემდრეზე.

1.3. გადოლინიუმის სულფიდის, დისპროზიუმის ანტიმონიდის და ერბიუმის ტელურიდის კრისტალური სტრუქტურა

იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანტიმონიდების კრისტალური სტრუქტურის შესწავლისადმი მიძღვნილია მრავალი სამეცნიერო ნაშრომი. კრისტალური მესრის სტრუქტურის ცოდნა აუცილებელია შესაბამისი შენაერთების ფიზიკური თვისებების შესასწავლად და გარდა ამისა იმე-ს შენაერთების კრისტალური სტრუქტურის დადგენა წარმოადგენს დამოუკიდებელ სამეცნიერო ინტერესს.

გადოლინიუმის გოგირდთან, დისპროზიუმის ანტიმონთან და ერბიუმის ტელურთან შენაერთების შესახებ მონაცემები მოყვანილია ცხრილ 1, 2 და 3-ში.

როგორც ცხრილ 1-დან ჩანს გადოლინიუმის მონოსულფიდს გააჩნია სუფრის მარილის ტიპის კუბური მესერი, ხოლო Gd_3S_4 -ის ჰექსაგონალური მესერი (სტრუქტურული ტიპი $NiAs$) . რაც შეეხება გადოლინიუმის ერთნახევრიან სულფიდს, ის კრისტალდება ორ მოდიფიკაციაში, α და γ . α მოდიფიკაცია შეესაბამება რომბულ სინგონიას სივრცული ჯგუფით $Pnma$ (სტრუქტურული ტიპი - α - La_2S_3) , ხოლო γ მოდიფიკაციას-კუბური სინგონია სივრცული ჯგუფი $I \bar{4} 3 d$ (სტრუქტურული ტიპი Th_3P_4) . გადოლინიუმის დისულფიდს გააჩნია ტეტრაგონალური მესერი.

გადოლინიუმის მონოსულფიდის ჰომოგენურობის არე საკმაოდ ფართოა - GdS - $GdS_{0.75}$ -ის ამასთან ჰომოგენურობის არეში მესრის მუდმივა იცვლება 5,562 Å-დან 5,537 Å-მდე.

დისპროზიუმი ანტიმონთან ქმნის ოთხ შენაერთს. დისპროზიუმის მონოანტიმონიდი კრისტალდება სუფრის მარილის ტიპის კუბურ მესერში, ხოლო Dy_5Sb_3 - ჰექსაგონალურ მესერში, სტრუქტურული ტიპით Mg_5Si_3 .

გადოლინიუმის სულფიდების კრისტალოქიმიური მონაცემები [5]

სულფიდი	ფერი	კრისტალური სტრუქტურა	სივრცი- თი ჯგუფი	სტრუქ- ტურული ტიპი	მესრის მუდმივა, Å			სიმკვრივე, გ/სმ ³	
					a	b	c	პიკნომეტრუ- ლი	რენტგენული
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
<i>GdS</i>	ყვითელი	კუბური	<i>Fm3m</i>	<i>NaCl</i>	5,563	–	–	–	–
					5,562	–	–	–	7,26
					5,574	–	–	6,83	–
<i>Gd₃S₄</i>	მუქი-ყვითელი	ჰექსაგონა- ლური	–	<i>NiAs</i>	15,64	–	14,44	–	–
α - <i>Gd₂S₃</i>	მოყავისფრო- წითელი, წითელი	რომბული	<i>Pnma</i>	α - <i>La₂S₃</i>	7,23	3,93	15,30	6,16	6,28
					7,338	3,932	15,273	5,97	6,187

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\gamma\text{-Gd}_2\text{S}_3$	ყავისფერიდან- მოწაბლისფრო- ყვითლამდე	კუბური	143d	Th_3P_4	8,387	–	–	6,06	6,15
					–	–	–	–	5,98
GdS_2	ყავისფერი- იისფერი	ტეტრაგონა- ლური	–	–	7,882	–	–	5,4	6,05
			–	–	7,79	–	7,92	–	6,11
			–	–	7,796	–	7,196	5,5	5,85
			–	–	7,85	–	7,96	5,90	–
			–	–	7,38	–	7,96	–	–
				($\text{GdS}_{1,90}$)					($\text{GdS}_{1,7}$)

დისპროზიუმის ანთიმონიდის კრისტალოქიმიური მონაცემები [6]

Ln	ნაერთი	სინგონია	სტრუქტურული ტიპი	მესრის მუდმივა \AA			$d_{\text{გაზომ}}$ გ/სმ ³	$d_{\text{გამოთვ}}$ გ/სმ ³
				a	b	c		
Dy	Dy_5Sb_3	ჰექსაგონალური	Mn_5Si_3	8,870	–	6,266	–	–
	Dy_4Sb_3	კუბური	ანტი- Th_3P_4	9,12	–	–	–	–
	$DySb$	„	$NaCl$	6,150	–	–	8,13	8,12
	$DySb_2$	რომბული	–	5,888	3,273	7,965	–	–
	$DyBi$	კუბური	$NaCl$	6,251	–	–	–	–

ერბიუმის ტელურიდის კრისტალოქიმიური მონაცემები [5]

ტელურიდი	ფერი	კრისტალური სტრუქტურა	სივრცითი ჯგუფი	სტრუქტურული ტიპი	მესრის მუდმივა, Å			სიმკვრივე, გ/სმ ³	
					<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	პიკნომეტრიული	რენტგენული
<i>ErTe</i>	ნაცრისფერი	კუბური	<i>Fm3m</i>	<i>NaCl</i>	6,021	–	–	–	–
			–	–	6,02	–	–	–	–
<i>Er₂Te₃</i>	მოცისფრო-მწვანე	რომბული	<i>Fddd</i>	<i>Sc₂S₃</i>	12,096	8,553	25,659	8,6	–
					12,134	8,579	25,737	–	7,07
<i>ErTe_{2-x}</i>	–	ტეტრაგონალური	<i>P4/nmm</i>	<i>Fe₂As</i>	4,248	–	8,865	–	–
<i>ErTe₃</i>	ოქროსფერი	რომბული	<i>Cmc2</i>	<i>NdTe₃</i>	4,31	25,45	4,31	7,25	–
			<i>Bmmb</i>	–	4,282	(<i>c/a</i> =5,922)	25,36	–	7,83

Dy_4Sb_3 -ს გააჩნია ანტი - Th_3P_4 ტიპის კუბური მესერი, $DySb_2$ - კი - რომბული მესერი. დისპროზიუმის ანთიმონთან შენაერთების კრისტალოქიმიური მონაცემები მოყვანილია ცხრილ 2-ში.

როგორც ცხრილი 3-დან ჩანს ერბიუმი ტელურთან ქმნის ოთხ შენაერთს: $ErTe$, Er_2Te_s , $ErTe_{2-x}$, $ErTe_3$. ერბიუმის მონოტელურიდს გააჩნია სუფრის მარილის სტრუქტურული ტიპის მქონე კუბური მესერი სივრცული ჯგუფით - $Fm3m$. ერბიუმის ერთნახევრიან ტელურიდს კი - რომბული მესერი სივრცული ჯგუფით $Fddd$ (სტრუქტურული ტიპი Sc_2S).

ErT_3 - ს აქვს რომბული მესერი, სივრცული ჯგუფი $Cmc2$ (სტრუქტურული ტიპი $NdTe_3$) ან სივრცული ჯგუფი $Bmmb$.

1.4. იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების ქიმიური თვისებები

იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების ქიმიური თვისებები სრულყოფილად არ არის შესწავლილი და შესაბამისად მონაცემები მათ შესახებ მწირია.

იმე-ს მონოსულფიდები ჰაერზე საკმაოდ მდგრადია, რასაც ვერ ვიტყვით მონოტელურიდებზე, რომელთა ზედაპირის შეფერილობა სწრაფად იცვლება ჰაერზე, რაც მათ არასტაბილურობაზე მეტყველებს. მონოსულფიდები არ იხსნებიან წყალში და განზავებულ ტუტეებში. მონოტელურიდები წყალში განიცდიან სუსტ ჰიდროლიზს. მონოტელურიდის ურთიერთქმედებისას მარილმჟავასთან გამოიყოფა ელემენტარული ტელური. კონცენტრირებულ აზოტმჟავასთან ურთიერთქმედებისას მონოსულფიდები იშლებიან გოგირდის გამოყოფით.

იმე-ს 3:4 შემადგენლობის სულფიდები იხსნებიან მარილმჟავაში გოგირდწყალბადის გამოყოფით. იმე-ს 2:3 და 3:4 შემადგენლობის ჰალკოგენიდები ერთმანეთისაგან მნიშვნელოვნად განსხვავდებიან

თავიანთი ქიმიური თვისებებით და ამიტომ მათ განიხილავენ როგორც დამოუკიდებელ ქიმიურ შენაერთებს.

რაც შეეხება იმე-ს ანთიმონიდებს, ისინი ხასიათდებიან დაბალი მდგრადობით ჰაერზე [27]. ისინი მდგრადია წყალბადის ატმოსფეროში. ასე მაგალითად [28]-ში ნაჩვენებია რომ, ნეოდიუმის მონოანთიმონოდი არ შედის რეაქციაში წყალბადთან. იმე-ს მონოანთიმონიდების დაჟანგვის კინეტიკა ჰაერზე გახურებით დეტალურად იქნა შესწავლილი [29]-ში. დაჟანგვის პროცესის კონტროლი ხდებოდა რენტგენოფაზური და ქიმიური ანალიზით. ნაჩვენები იქნა რომ დაჟანგვის პროცესს თან ახლავს საკმაოდ ძლიერი ეგზოთერმული ეფექტი და მასის მომატება. რენტგენოფაზურმა ანალიზმა აჩვენა რომ მსუბუქი იმე-ს მონოანთიმონიდების დაჟანგვისას წარმოიქმნება ახალი შენაერთები. დერივატოგრამების ანალიზის მიხედვით მონოანთიმონიდები დაჟანგვისას წარმოქმნიან ოქსიდებს. საინტერესოა რომ ზოგიერთი გამონაკლისის გარდა იმე-ს რიგითი ნომრის ზრდით ჟანგბადისადმი აქტივობა იზრდება.

იმე-ს მონოანთიმონიდები გახურებისას მთლიანად იხსნებიან როგორც მარილმჟავაში, ასევე გოგირდმჟავაში. ხოლო ორგანულ გამხსნელებთან და ტუტეებთან რეაქციაში არ შედიან როგორც ოთახის ტემპერატურაზე, ასევე მაღალ ტემპერატურებზე [30].

1.5. იშვიათმიწა ელემენტების ანთიმონიდებისა და სულფიდების ელექტრო ფიზიკური და ოპტიკური თვისებები

იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების თეორიული და ექსპერიმენტული კვლევები უკანასკნელ ხანებში მიმდინარეობს საკმაოდ ინტენსიურად.

როგორც ცნობილია კრისტალის იონურობა წარმოადგენს ერთ-ერთ ძირითად პარამეტრს, რომელიც განაპირობებს მასალის ისეთ თვისებებს როგორც არის დრეკადობა, შენაერთის წარმოქმნის სითბო, კრისტალური

სტრუქტურა და სხვა. [31]-ში თეორიულად გათვლილია იმე-ს მონოსულფიდებისა და მონოპნიქტიდების იონურობა და მათი გავლენა ზოგიერთ ფიზიკურ პარამეტრზე.

იმე-ს ზოგიერთი მონოანთიმონიდები ($HoSb$, $DySb$, და $GdSb$) პერსპექტიული მასალებია თხევადი ჰელიუმის ტემპერატურაზე მომუშავე მაცივრებისათვის, ვინაიდან მათ მუშა ტემპერატურებზე აღმოაჩნდათ კუთრი სითბოტეხადობის მაღალი პიკი [30].

[32]-ში 25-525 K ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია გადოლინიუმის მონოსულფიდის სითბოგამტარობა და თეორიულად შეფასებულია მასზე განივი და გრძივი ფონონების გავლენა. დადგენილია რომ სითბოგამტარობაში ძირითად როლს თამაშობენ განივი ფონონები. [33]-ში გამოკვლეულია ლანთანის მონოსულფიდის ემისიური თვისებები, ნაჩვენებია რომ ის საკმაოდ პერსპექტიული მასალაა კათოდების შესაქმნელად. დადგენილია რომ სილიციუმის და InP -ის ფუბემრეზე იმპულსური ლაზერული სხივით დაფენილ LaS -ის ფირებს ახასიათებთ მაღალი ემისიური თვისებები.

[34]-ში შესწავლილია La, Pr -ის, Nd -ის და Gd -ის მონოსულფიდების სითბოტეხადობა, მესრის მუდმივა, სიმკვრივე და ელექტროგამტარობა. სითბოტეხადობა გაზომილ იქნა 2-300 K ტემპერატურულ ინტერვალში. სიმკვრივის გაზომვის ანალიზმა გამოავლინა რომ ამ მასალების გოგირდის ქვემესრში არსებობენ ვაკანსიები. NdS - ის სითბოტეხადობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდზე არსებობს ოთხი პიკი შესაბამისად 8,4; 9,3; 9,7 და 11,5 K ტემპერატურებზე.

იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების ელექტროფიზიკური პარამეტრები შესწავლილი არ არის, ვინაიდან მათ გააჩნიათ ძალიან მაღალი კუთრი წინაღობა. ეს მასალები შექმნილია ქიმიური ვალენტობის წესით. ისინი წარმოადგენენ ნაჯერ ნაერთებს, რომელთა კათიონური ქვემესრის ყოველი მეცხრე კვანძი ვაკანტურია. დაბალ ტემპერატურებზე ისინი წარმოადგენენ დიელექტრიკებს, ხოლო ოთახის ტემპერატურაზე კუთრი წინაღობა

დაახლოებით 10^{10} ომი·სმ-ის ტოლია [35-37]. ზოგჯერ ამ შენაერთებში შეიმჩნევა კუთრი წინალობის დაბალი მნიშვნელობებიც, რაც გამოწვეული უნდა იყოს შემადგენლობის გადახრით სტექიომეტრიიდან იმე - ს მეტი შემცველობის მხარეს ან კიდევ მასალაში არაკონტროლირებადი გარეშე ატომების მინარევებით, ასე მაგალითად: პრაზეოდიუმისა და იტერბიუმის ერთნახევრიან სულფიდებში [36-38] ადგილი აქვს კუთრი წინალობის ტემპერატურისაგან ნახევარგამტარებისათვის დამახასიათებელ ტიპიურ ექსპონენციალურ დამოკიდებულებას.

იმის გამო რომ იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების მაღალი სისუფთავისა და კრისტალური სტექიომეტრიული შემადგენლობის მოცულობითი კრისტალებისა და თხელი ფირების მიღება საკმაოდ რთულ ტექნოლოგიურ ამოცანას წარმოადგენს და ის დღემდე არ არის დაძლეული, ამდენად ამ მასალების ოპტიკური თვისებები სათანადოდ არ არის შესწავლილი.

მყარ სხეულებში ოპტიკური მოვლენების შესწავლა იძლევა მნიშვნელოვან ინფორმაციას მათ ზონურ სტრუქტურაზე და მათში სხვადასხვა სახის კვაზი ნაწილაკების (ელექტრონების, ექსიტონების, ფონონების, პოლარონების და სხვ.) ქცევაზე. იმე-ს ჰალკოგენიდების ოპტიკური თვისებების კვლევა საკმაოდ ინტენსიურად მიმდინარეობს.

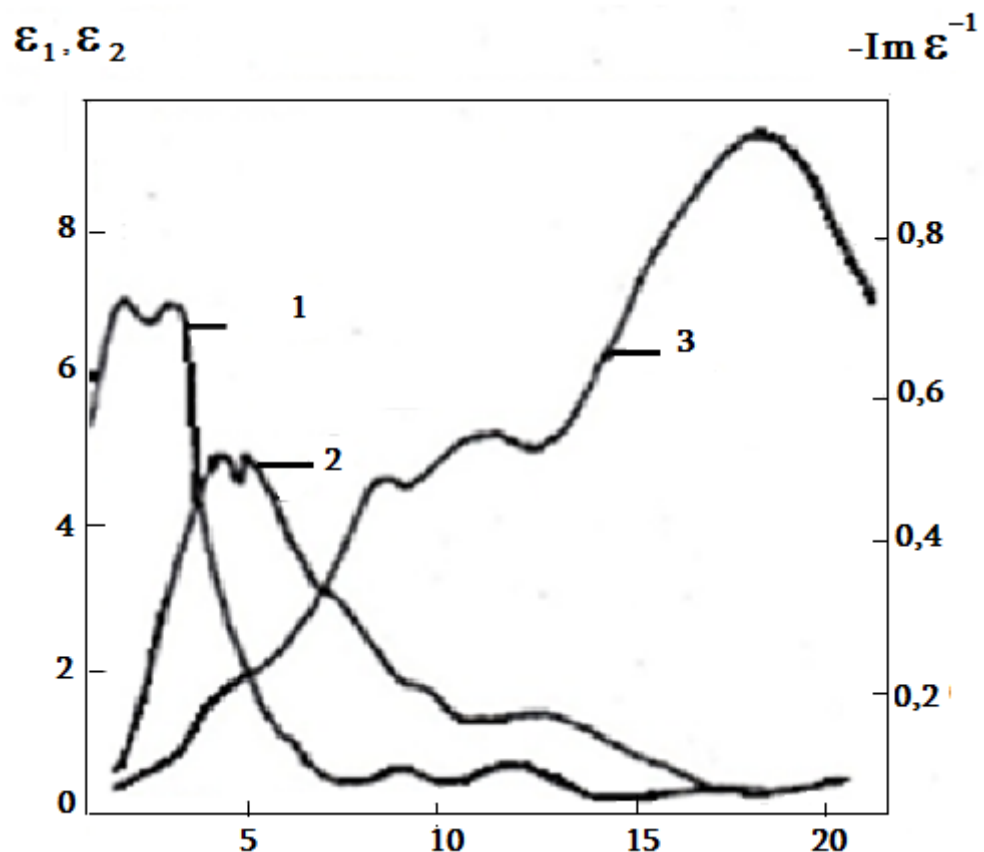
კუთრი წინალობის მაღალი მნიშვნელობის გამო იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდები ხასიათდებიან მაღალი გამჭირვალობით სპექტრის ფართო ინტერვალში. შთანთქმისა და არეკვლის სპექტრების თავისებურებები შეიძლება აიხსნას ელექტრონული გადასვლებით $n - p$ სავალენტო ზონიდან გამტარებლობის ზონაში $5d$, $6s$ და გარდა ამისა ელექტრონების გადასვლებით $4f$ დონეებიდან რომლებიც განლაგებულნი არიან სავალენტო ზონაში [39,40].

სამარიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ოპტიკური თვისებები შესწავლილ იქნა ფხვნილებსა და თხელ ფირებზე.

10 K ტემპერატურაზე, [41] ნაშრომში, გაზომილი შთანთქმის სპექტრის საფუძველზე შეფასებულ იქნა აკრძალული ზონის სიგანე, რომელმაც დაახლოებით შეადგინა 2 ევ. [42] ნაშრომში ჩატარებული ოპტიკური გაზომვების საფუძველზე ნაჩვენები იქნა რომ იტერბიუმის ერთნახევრიან სულფიდში ექსტრემუმებს შორის ღრეჩო შეადგენს 2,4 ევ-ს, რაც შეეხება შთანთქმის კიდეს, ისევე როგორც სამარიუმის ერთნახევრიან სულფიდში, ის გამოწვეულია არაპირდაპირი ზონათა შორის გადასვლებით, ხოლო აკრძალული ზონის სიგანე შეადგენს 2,4 ევ და უმცირესი პირდაპირი ზონათაშორისი ღრეჩო ტოლია 4,2 ევ [41-43]. დისპროზიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ოპტიკური მახასიათებლები მოცულობით კრისტალებზე შესწავლილ იქნა [44] ნაშრომში. ნაჩვენებია რომ ფუნდამენტური შთანთქმით გამოწვეული ზოლი განლაგებულია 3-6 ევ-ზე, ხოლო 2 ევ-დან შეიმჩნევა შთანთქმის კოეფიციენტის ექსპონენციალური ზრდა. ასეთივე დამოკიდებულება, ოღონდ ფირებისათვის, დამზერილ იქნა [25] ნაშრომში, განსხვავება ის არის რომ [44]-ში შთანთქმის კიდის ექსპონენციალური ხასიათი ავტორებმა დააკავშირეს ნიმუშის მიკროარაერთგვაროვნებასთან, ხოლო [42] ნაშრომის ავტორი მას აკავშირებს მასალის ბუნებასთან, კერძოდ კვაზი ამორფულობასთან, რომელიც უკავშირდება კათიონური ვაკანსიების მაღალ კონცენტრაციას. აკრძალული ზონის სიგანე ამ მასალაში [44]-ის მიხედვით შეადგენს 2,85 ევ, ხოლო [42]-ის მიხედვით 2,9 ევ. რაც შეეხება უმცირეს პირდაპირ ზონათაშორის ღრეჩოს, ის [45]-ის მიხედვით ტოლია 2,95 ევ-ის.

[46,47] შესწავლილია ნეოდიუმის ერთნახევრიანი სულფიდების მონოკრისტალების შთანთქმის სპექტრი 0,2-3,0 ევ უბანში. [44]-ში შესწავლილია ამავე მასალის არეკვლის სპექტრი 22 ევ-მდე. აღსანიშნავია რომ არეკვლის კოეფიციენტი იზრდება ფოტონების ენერჯიის გაზრდით და მაქსიმუმს აღწევს 3,5-7,0 ევ უბანში, ამასთან მკვეთრი მაქსიმუმი დაიშორება 8-9 და 13-15 ევ უბნებში. ნახ. 3-ზე ნაჩვენებია ნეოდიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის დიელექტრიკული შეღწევადობის ნამდვილი ϵ_1

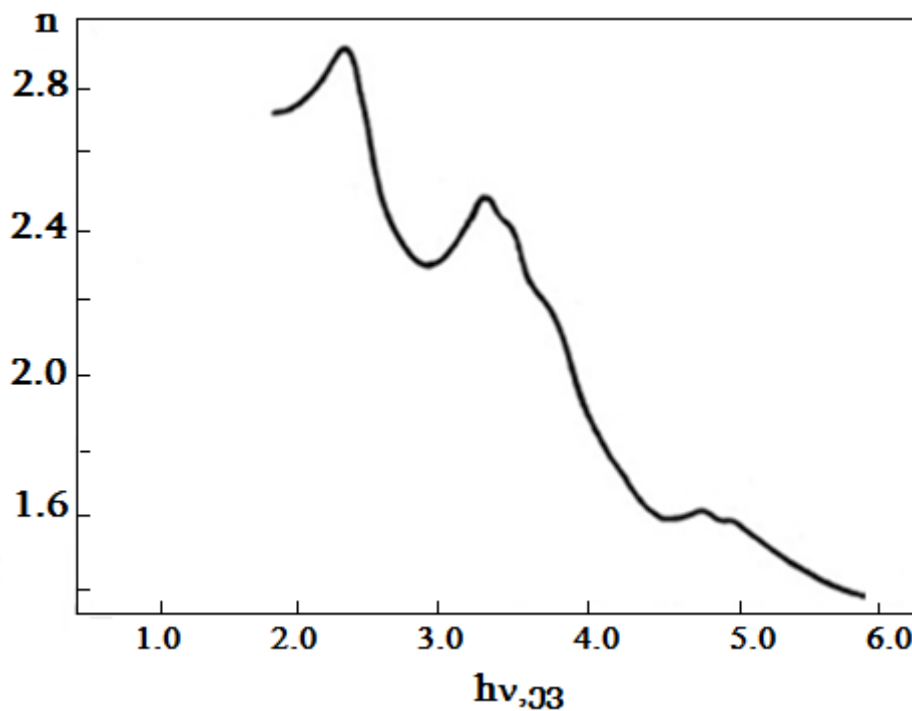
და წარმოსახვითი ϵ_2 ნაწილების და ენერგიის დანაკარგების ფუნქციის სპექტრი [48]. როგორც ნახაზიდან ჩანს შთანთქმის კიდიდან დაწყებული ϵ_2 მკვეთრად იზრდება. ფართო მაქსიმუმი ენერგიების შუალედში 3-6 ევ, ავტორის აზრით, დაკავშირებულია ელექტრონების ზონათაშორის გადასვლებთან გოგირდის P მდგომარეობით შექმნილი სავალენტო ზონიდან იმე-ს ატომის $5d$ და (ან) $6s$ მდგომარეობებით შექმნილ ზონაში. შევნიშნოთ რომ ამ ფუნქციების სპექტრი ანალოგიურია სხვა იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების შესაბამისი სპექტრების. ნეოდიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის შთანთქმის ენერგია შეადგენს 2,59 ევ [46], ლანთანის ერთნახევრიანი სულფიდისთვის 1,9 ევ [49]. ცერიუმის ერთნახევრიანი სულფიდისთვის შთანთქმის კიდის ენერგიის მნიშვნელობა სხვადასხვა ნაშრომში სხვადასხვაა 2,0 ევ [48] და 2,6 ევ [50].



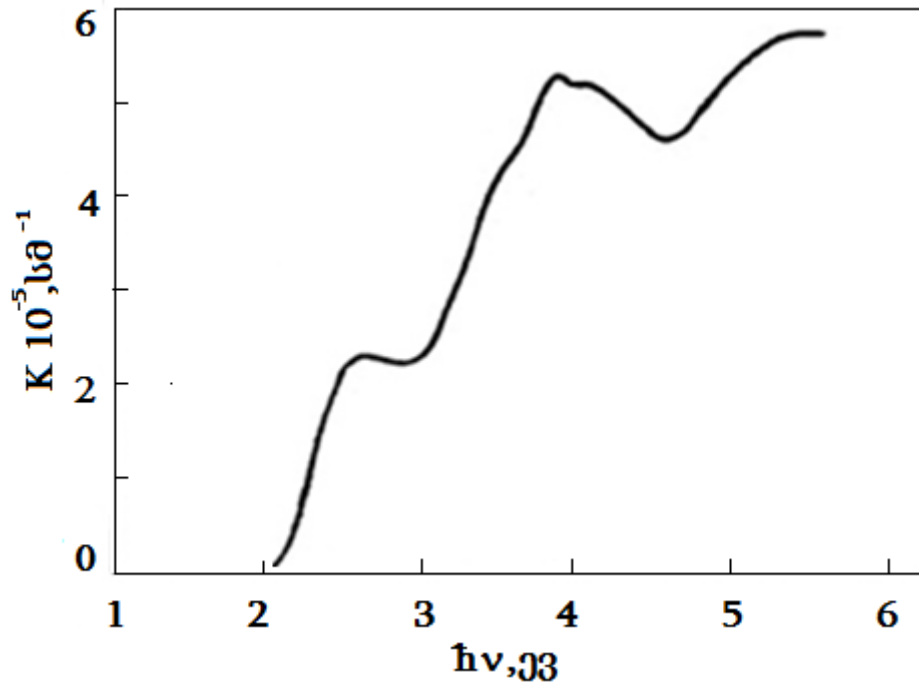
ნახ. 3. Nd_2S_3 -ის დიელექტრიკული შეღწევადობის ნამდვილი ϵ_1 და წარმოსახვითი ϵ_2 ნაწილების და ენერგიის დანაკარგების ფუნქციის სპექტრი

შევნიშნოთ რომ იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების ოპტიკური ფუნქციების სპექტრების დეტალური ანალიზი გამწვანებულია ამ შენაერთების ზონური სტრუქტურების მონაცემების არაცალსახოვნების გამო.

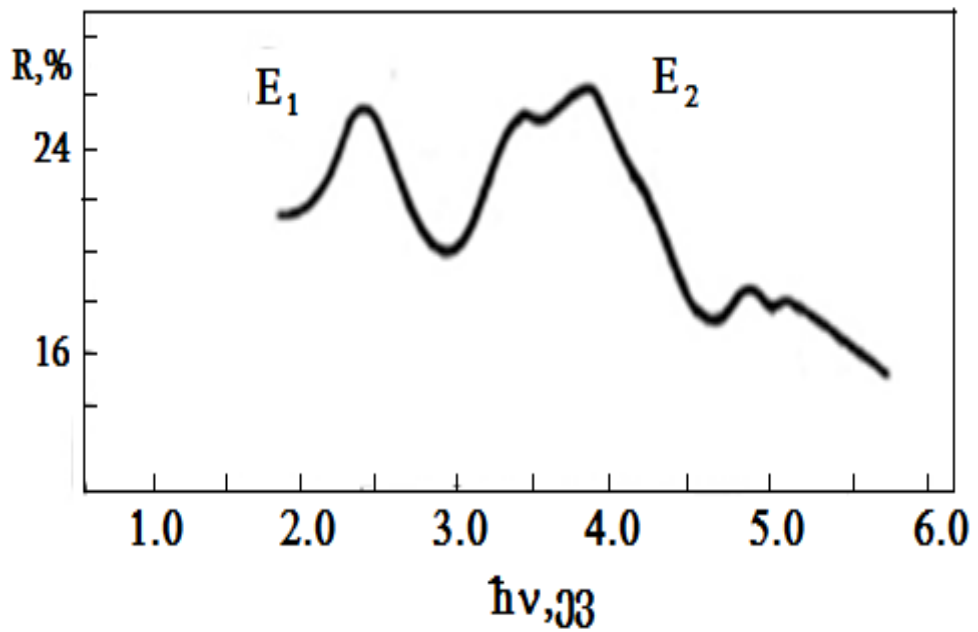
უნდა აღინიშნოს, რომ თუ იმე-ს ჰალკოგენიდებიდან სულფიდები შედარებით კარგად არის შესწავლილი, ამას ვერ ვიტყვით ტელურიდების შესახებ. ასე თუ ისე შესწავლილია მხოლოდ ევროპიუმის ტელურიდი. ევროპიუმის მონოტელურიდს გააჩნია ძლიერი მაგნიტოპტიკური ეფექტები. მათში აღმოჩენილია ძლიერი წრფივი და წრიული დიქროიზმი და ორმაგი სხივტება დამაგნიტებულ მდგომარეობაში, რომელიც იწვევს კერისა და ფარადის ეფექტს. ნახ.4-ზე მოყვანილია *ErTe*-ის გარდატეხის კოეფიციენტის სპექტრალური დამოკიდებულება, ხოლო ნახ. 5-ზე - შთან - თქმის კოეფიციენტის სპექტრალური დამოკიდებულება. ამ მონაცემებით გათვლილ იქნა არეკვლის სპექტრი რომელიც მოყვანილია ნახ. 6-ზე



ნახ. 4. გარდატეხის n კოეფიციენტის დამოკიდებულება ფოტონების ენერჯისაგან *EuTe*-ისათვის



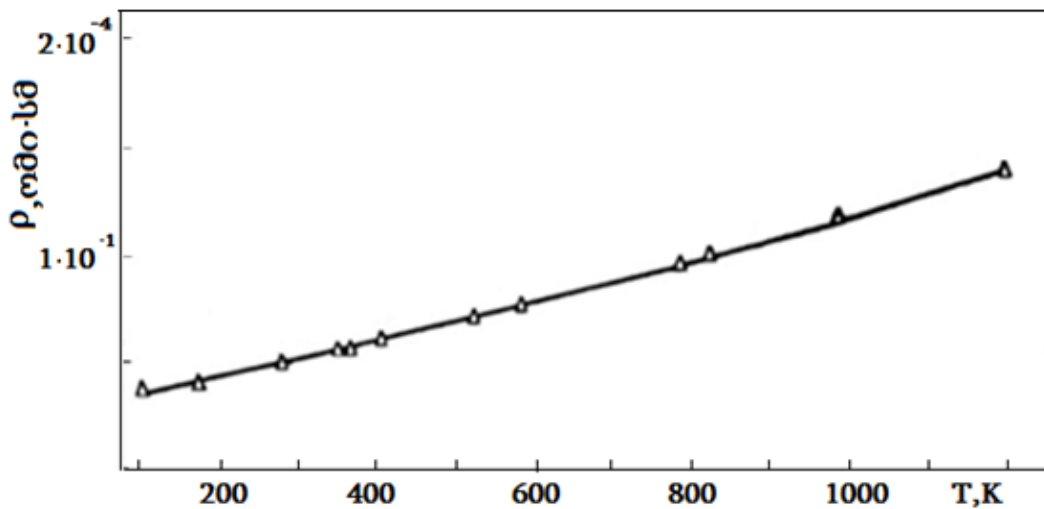
ნახ. 5. შთანთქმის k კოეფიციენტის დამოკიდებულება ფოტონების ენერგიისაგან $EuTe$ - ისათვის



ნახ. 6. $EuTe$ -ის არეკვლის სპექტრი

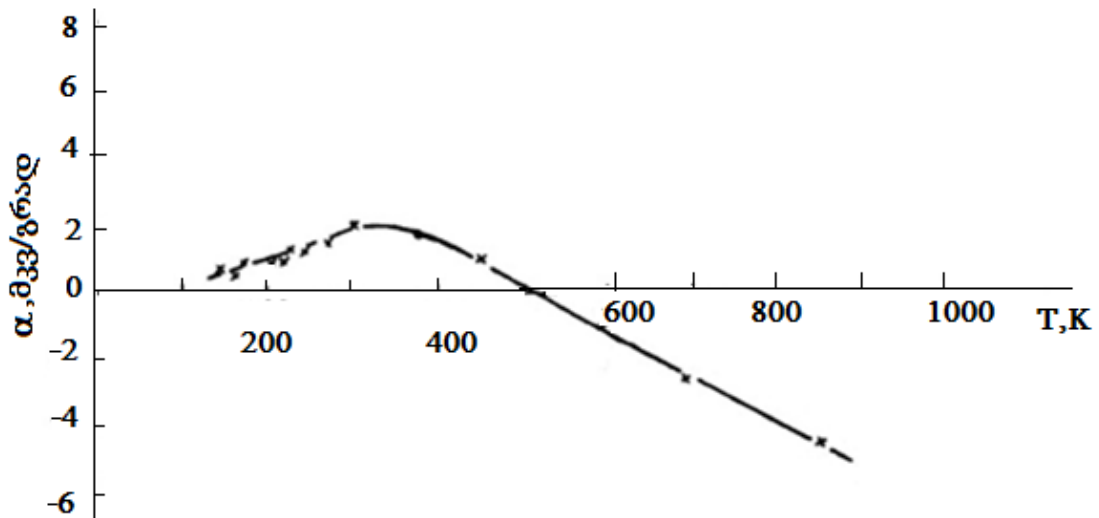
როგორც ვხედავთ სპექტრებს საკმაოდ რთული ხასიათი აქვთ. ამ სპექტრების ანალიზი ჩატარებულ იქნა მეტფესელის მიერ [50], მათი შედარებით *Ba* და *Sr* ჰალკოგენიდებთან, რომლებსაც გააჩნიათ ანალოგიური ელექტრონული კონფიგურაცია $4f$ ელექტრონების გამოკლებით.

იმე-ს ტელურიდების ელექტრული თვისებები ასევე სუსტადაა შესწავლილი. ნახ. 7-ზე მოყვანილია *LaTe* -ის კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე, თხევადი აზოტის ტემპერატურიდან 1200 K-მდე, ხოლო ნახ. 8-ზე ამავე მასალის თერმო ემმ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება თხევადი აზოტის ტემპერატურიდან 900 K -მდე. როგორც გრაფიკებიდან ჩანს კუთრი წინაღობის სიდიდე, წინაღობისა და თერმო ემმ-ს კოეფიციენტების ტემპერატურული დამოკიდებულება ანალოგიურია იმე-ს სხვა ლითონური ხასიათის შენაერთების შესაბამისი პარამეტრების.



ნახ. 7. *LaTe*-ის კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

იმე-ს ანთიმონიდების ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებები სუსტადაა შესწავლილი. თუმცა უკანასკნელ ხანებში გამოჩნდა ამ საკითხებისადმი მიძღვნილი ნაშრომები. ძირითადად შესწავლილია მონო და Ln_5Sb_3 -ის შემადგენლობის შენაერთები. [51] ნაშრომში გამოკვლეულია იმე-ს მონოანთიმონიდების კუთრი წინაღობის, ჰოლის მუდმივას და



ნახ. 8. *LaTe* -ის თერმო ემპ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

თერმო ემპ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება თხევადი აზოტის ტემპერატურიდან 1025 K-მდე. კუთრი წინაღობა ტემპერატურის გაზრდით წრფივად იზრდება ისევე როგორც თერმო ემპ, ჰოლის კოეფიციენტი კი თითქმის უცვლელია. როგორც თერმო ემპ-ს მონაცემების, ასევე ჰოლის მონაცემების მიხედვით ყველა ნიმუში ელექტრონული ტიპის გამტარებლობისაა.

კუთრი წინაღობის სიდიდე და მისი ცვლილების ხასიათი, ისევე როგორც ჰოლის მუდმივასი, მეტყველებს იმაზე რომ იმე-ს მონოანთიმონიდები წარმოადგენენ ლითონებს, ან ნახევრად ლითონებს.

რაც შეეხება Ln_5Sb_3 -ის ტიპის შენაერთებს, მაგალითად: Te_5Sb_3 -ის, Dy_5Sb_3 -ის, Ho_5Sb_3 -ის ქიმიური ნაერთების კუთრი წინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდებზე გარკვეულ T_1 -ზე შეიმჩნევა გარდატეხა, ამასთან $T_2 - T_1$ ინტერვალში წინაღობის ტემპერატურული კოეფიციენტი უფრო მაღალია ვიდრე მაღალტემპერატურულ უბანში. იმ ტემპერატურულ არეში, სადაც T_1 ნაკლებია T_2 -ზე ტერბიუმისა და დისპროზიუმის ტრიანთიმონიდებს

გააჩნიათ ისეთი არეები, სადაც წინალობის ტემპერატურული კოეფიციენტი უარყოფითია.

გადოლინიუმის ტრიანთიმონიდის კუთრი წინალობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდზე დაიმზირება ორი გარდატეხის წერტილი: 25 K და 215 K -ზე. ამ განსაკუთრებულობების მიზეზები შესწავლილი არ არის.

სამარიუმის ტრიანთიმონიდის წინალობის ტემპერატურული კოეფიციენტი მთელს გამოკვლეულ ინტერვალში დადებითია.

ყველა შესწავლილი ტრიანთიმონიდებიდან მხოლოდ იტერბიუმის ტრიანთიმონიდს გააჩნია ნახევარგამტარული თვისებები. ამ მასალის კუთრი წინალობის ლოგარითმის შებრუნებულ აბსოლუტურ ტემპერატურასთან დამოკიდებულების მრუდიდან განსაზღვრული აქტივაციის ენერგია ტოლია $\Delta E=0,32 \cdot 10^{-19}$ ჯ.

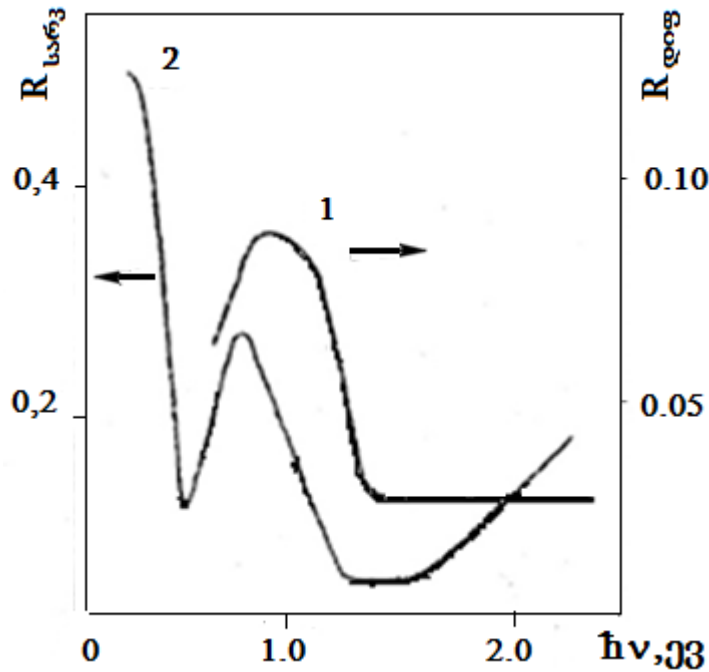
რაც შეეხება თერმო ემპ-ს, ის გაზომილ იქნა 80-850 K ტემპერატურულ ინტერვალში, ნაჩვენებია რომ თერმო ემპ-ს ნიშანი ყველა ტრიანთიმონიდისათვის უარყოფითია.

Ln_4Sb_3 შემადგენლობის ელექტროფიზიკური თვისებები სუსტადაა შესწავლილი. [52,53]-ში ნაჩვენებია რომ Gd_4Sb_3 -ს და Dy_4Sb_3 -ს გააჩნია ლითონური თვისებები.

ნაშრომი [54,55,56,57]-ში შესწავლილია იმე-ს მონოანთიმონიდების ოპტიკური თვისებები. ნახ. 9-ზე მოყვანილია დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის ფხვნილის დიფუზური არეკვლის (1) და ფირის (2) არეკვლის სპექტრები.

როგორც ნახაზიდან ჩანს $DySb$ -ის ფხვნილის დიფუზური არეკვლის სპექტრი ხასიათდება არეკვლის კოეფიციენტის აბსოლუტური მნიშვნელობის დაბალი სიდიდებით. დიფუზური არეკვლის კოეფიციენტის ფოტონების ენერგისაგან დამოკიდებულების მრუდის ხასიათი ტიპურია ნახევარგამტარების ფუნდამენტური შთანთქმის მრუდის, რომლის კიდეც დამახინჯებულია სინათლის შთანთქმით მუხტის თავისუფალი გადამ-

ტანების მიერ. იმე-ს სხვადასხვა მონოანთიმონიდებისათვის შთანთქმის კოდის სპექტრული დამოკიდებულება შეესაბამება ენერგიებს



ნახ. 9. *DySb* - ის ფხვნილის დიფუზური არეკვლის (1) და ფირის (2) არეკვლის სპექტრები

$2,08 \cdot 10^{-19} - 2,24 \cdot 10^{-19}$ ჯ *DySb* [54], $1,92 \cdot 10^{-19} - 2,24 \cdot 10^{-19}$ ჯ *CeSb* [55], $1,84 \cdot 10^{-19} - 2 \cdot 10^{-19}$ ჯ *GdSb* [56] და ა.შ.

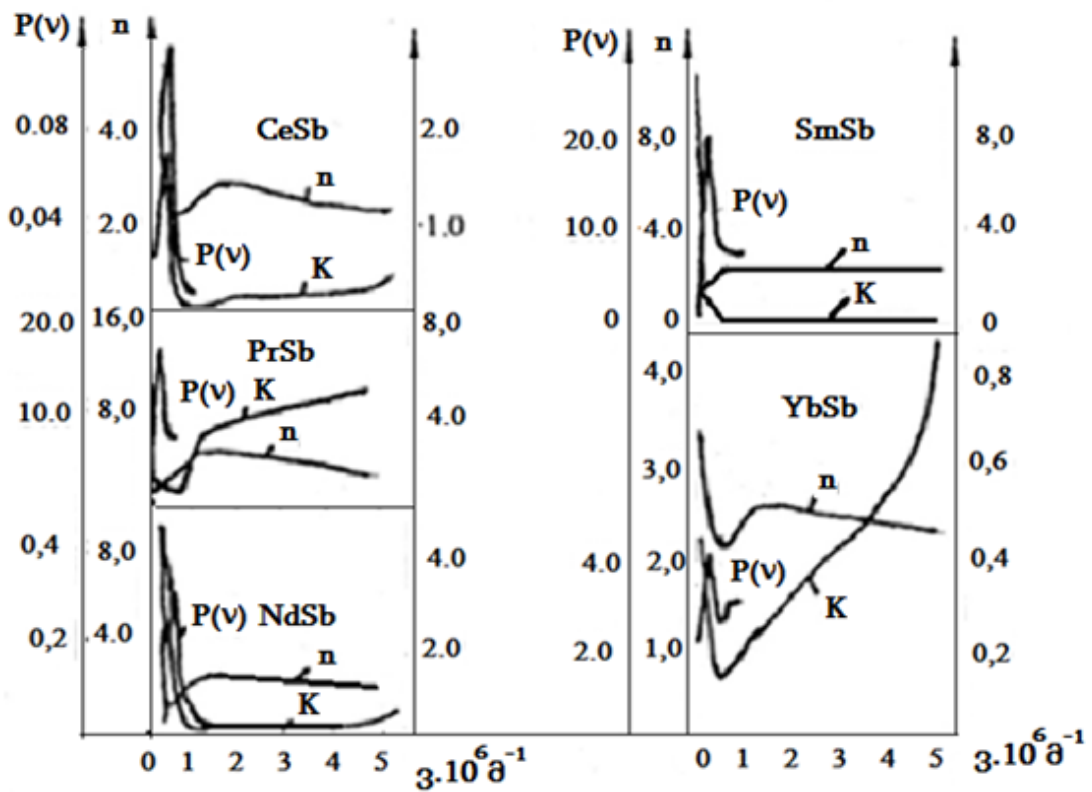
როგორც ნახ. 9-ის მეორე მრუდი გვიჩვენებს დისპროზიუმის ანთიმონიდის ფირის სარკული არეკვლის სპექტრს გააჩნია ფართო მინიმუმი ენერგიების უბანში $1,92 \cdot 10^{-19} - 2,24 \cdot 10^{-19}$ ჯ, მაქსიმუმი $1,12 - 2,28 \cdot 10^{-19}$ ჯ უბანში და ღრმა მინიმუმი $0,8 \cdot 10^{-19}$ ჯ-ის სიახლოვეს. ასეთი სარკული არეკვლის კოეფიციენტის მინიმუმი სპექტრის ინფრაწითელ უბანში აღმოჩენილ იქნა ლანთანის მონოანთიმონიდისათვის [58,59].

უნდა შევნიშნოთ რომ ოპტიკური თვისებების შესწავლა ფხვნილებზე არ იძლევა მაინც და მაინც საიმედო შედეგებს.

დისპროზიუმის, ცერიუმის, გადოლინიუმის მონოანთიმონიდების მოცულობითი კრისტალების მექანიკურად პოლირებული სარკული

ზედაპირებიდან შესწავლილი იქნა გარდატეხისა და შთანთქმის მაჩვენებლების, შთანთქმის კოეფიციენტის, დიელექტრიკული შეღწევა-დობების სპექტრული დამოკიდებულებები კრამერს-კრონიგის თანაფარდობის გამოყენებით [58].

ნახ.10-ზე მოყვანილია ზოგიერთი იმე-ს მონოანტიმონიდის ენერგეტიკული დანაკარგების ფუნქციის $P(\nu)$, გარდატეხის მაჩვენებლის n და შთანთქმის მაჩვენებლის K სპექტრალური დამოკიდებულებები.



ნახ. 10. ზოგიერთი იმე-ს მონოანტიმონიდის ენერგეტიკული დანაკარგების ფუნქციის $P(\nu)$, გარდატეხის მაჩვენებლის n და შთანთქმის მაჩვენებლის K სპექტრალური დამოკიდებულებები

ყველა გამოკვლეული შენაერთისთვის მიღებულია ენერგეტიკული დანაკარგების ფუნქცია, რომელიც გათვლილ იქნა ფორმულით

$$P(\nu) = \frac{\epsilon(\nu)}{\epsilon_1^2(\nu) + \epsilon_2^2(\nu)} \quad (1.1)$$

რომლის მაქსიმუმი განსაზღვრავს პლაზმურ რეზონანსულ სიხშირეს

შესწავლილი მონოანთიმონიდების ეფექტური მასების მნიშვნელობები ახლოსაა m^*/m_0 [58,60] სიდიდეებთან ლანთანის მონოანთიმონიდისათვის [40], მაგრამ გაცილებით აღემატებიან ჰოლის კოეფიციენტის გაზომვის შედეგებიდან მიღებულ მნიშვნელობებს, რაც ალბათ როგორც ეს [50]-შია მითითებული დაკავშირებულია იმასთან რომ ეფექტური მასები დადგენილია სხვადასხვა ხერხით და გარდა ამისა მუხტის გადამტანების ეფექტური მასის უფრო დიდი ოპტიკური სიდიდე შეიძლება განპირობებული იყოს ზონათაშორის ოპტიკური გადასვლების გავლენით პლაზმური და ფუნდამენტური შთანთქმის კიდეების მნიშვნელოვანი სიახლოვის გამო.

1.6. I თავის დასკვნები. სადისერტაციო ნაშრომის

მიზანი და ამოცანები

დისერტაციის პირველ თავში მოყვანილი სამეცნიერო ლიტერატურის მიმოხილვის საფუძველზე შეიძლება გაკეთდეს შემდეგი დასკვნები:

1) იმე-ს ჰალკოგენიდები და ანთიმონიდები წარმოადგენენ პერსპექტიულ მასალებს როგორც მეცნიერული კვლევის, ისე პრაქტიკაში გამოყენების თვალსაზრისით, რაც გამოწვეულია მათი მრავალი უნიკალური, ხშირად ბოლომდე შეუსწავლელი ფიზიკური თვისებებით.

2) იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების კრისტალურად სრულყოფილი სტექიომეტრიული შემადგენლობის ნიმუშების მიღება წარმოადგენს საკმაოდ რთულ ტექნოლოგიურ ამოცანას, რომელიც დღემდე მთლიანად დაძლეული არ არის, რაც თავის მხრივ განაპირობებს ამ მასალების ფიზიკური თვისებების შესწავლის დღევანდელ დონეს.

3) თანამედროვე ელექტრონულ ტექნიკაში გამოყენების მიზნით განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს შესაბამისი მასალების თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგიის დამუშავებას სხვადასხვა ფუძემდებზე, ამას განსაკუთრებულ აქტუალობას სძენს ის ფაქტიც, რომ თხელფიროვანი

მასალების თვისებები შეიძლება განსხვავდებოდეს შესაბამისი მოცულობითი კრისტალის თვისებებისაგან და ამიტომ მათი შედარება ხელს უწყობს მასალის თვისებების უფრო ღრმად შესწავლას.

4) სრულად არ არის შესწავლილი, ზოგჯერ კი შეუსწავლელია სხვადასხვა ტექნოლოგიური პარამეტრების გავლენა ფირების ფაზურ შემადგენლობასა და სტრუქტურაზე, ასევე ფუძემშრის მასალის გავლენა მიღებული ფირების ხარისხზე.

5) სტექიომეტრიული შემადგენლობის იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებს გააჩნიათ მაღალი კუთრი ელექტროწინალობა, რაც გარკვეულწილად ზღუდავს მათ პრაქტიკულ გამოყენებას, ამდენად აქტუალურია მათი მალეგირებელი ელემენტების შერჩევა და ლეგირების ტექნოლოგიის დამუშავება, მითუმეტეს რომ სამეცნიერო ლიტერატურაში ამ მიმართულებებით მონაცემები ძალზე მწირია.

6) იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების თხელი ფირების ელექტრული, ოპტიკური და მექანიკური თვისებები არასაკმარისად არის შესწავლილი. ზოგიერთ შემთხვევაში გაზომილი პარამეტრები დაზუსტებას მოითხოვს მაღალი კრისტალური სრულყოფის და სტექიომეტრიული შემადგენლობის ნიმუშებზე. ამდენად ამ შენაერთების ფიზიკური თვისებების გაღრმავებული კვლევა აქტუალურ ამოცანას წარმოადგენს.

ზემოთ მოყვანილი დასკვნები განსაზღვრავენ მოცემული სამუშაოს ხასიათს, რომლის მიზანი და ამოცანები შეიძლება შემდეგნაირად ჩამოყალიბდეს:

1) Gd_2S_3 -ის, $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგიის დამუშავება სხვადასხვა ფუძემშრეზე. ტექნოლოგიური პარამეტრების გავლენის შესწავლა ამ ფირების ფაზურ შემადგენლობასა და სტრუქტურაზე, ფუძემშრის მასალის გავლენის დადგენა მიღებული ფირების ხარისხზე.

2) Gd_2S_3 -ის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირების მალეგირებელი ელემენტების შერჩევა და ლეგირების ტექნოლოგიის დამუშავება.

3) Gd_2S_3 -ის, $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის თხელი ფირების ელექტრული, თერმოელექტრული, გალვანომაგნიტური, ოპტიკური და მექანიკური თვისებების შესწავლა.

4) კადმიუმის და ტყვიის ატომებით ლეგირებული Gd_2S_3 -ის თხელი ფირების ელექტრული და ფოტოელექტრული თვისებების შესწავლა.

თავი II

ფირების მიღების ტექნოლოგიური, მაკონტროლებელი და ფიზიკური თვისებების გასაზომი დანადგარები და გაზომვების მეთოდика

მოცემულ თავში მოკლედ აღწერილია ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების დასაფენი ვაკუუმური დანადგარების კონსტრუქცია, რომლებიც საშუალებას იძლევა მიღწეულ იქნას იმე-ს და მათი შენაერთების აორთქლებისათვის საჭირო მაღალი ტემპერატურები და ორთქლის სტაბილური ნაკადი, რომელიც აუცილებელია ერთგვაროვანი ფირის ფორმირებისათვის. აქვე მოყვანილია მიღებული ფირების ქიმიური შემადგენლობების, კრისტალური სტრუქტურის მესრის მუდმივების დასადგენი აპარატურის აღწერა, ასევე მექანიკური, ელექტროფიზიკური და ოპტიკური პარამეტრების გასაზომი აპარატურის სქემები, ფუძემდის გაწმენდის მეთოდика.

2.1. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მოსამზადებელი მოწყობილობები

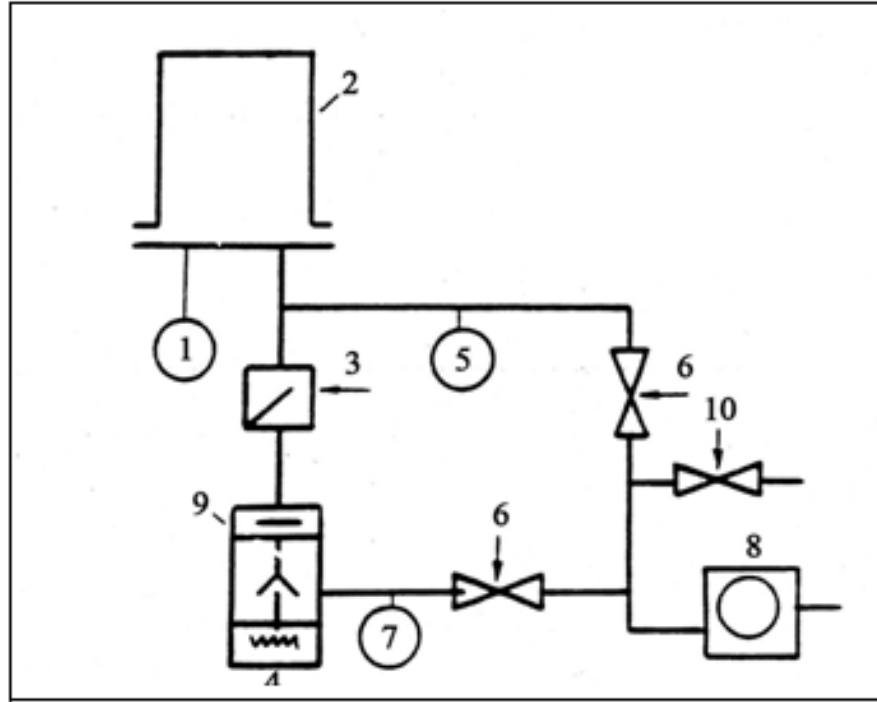
დისკრეტული ნახევარგამტარული ტექნიკისა და მიკროელექტრონიკის მიზნებისთვისათვის საჭირო მასალების თხელფიროვანი ობიექტების მიღების მრავალი მეთოდია დამუშავებული: ვაკუუმურ-თერმული აორთქლება, კათოდური გაფრქვევა, პლაზმური გაფრქვევა, აირფაზური და თხევადფაზური ეპიტაქსია, ქიმიური და ელექტროქიმიური გამოლექვა.

ფირების მიღების ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდი წარმოადგენს უნივერსალურ და შედარებით მარტივ მეთოდს. მისი საშუალებით შესაძლებელია პრაქტიკულად ნებისმიერი ნივთიერების ფირების მომზადება, სწორედ აღნიშნული მეთოდი იქნა გამოყენებული წინამდებარე ნაშრომში ფირების მისაღებად. მეთოდის განსახორ-

ციელებლად მოდერნიზებული იქნა YBH 2Y, YBH 75P3 და BYΠ-5 მარკის დანადგარები. სამივე მათგანი შედგება სამი ძირითადი ნაწილისაგან: ვაკუუმური კამერა, ვაკუუმური სისტემა ტუმბოებით და ელექტრული ნაწილი.

ნახ. 11-ზე წარმოდგენილია მოწყობილობის ვაკუუმური სისტემის სქემა. სქემას გააჩნია ორი არხი: დამხმარე და ძირითადი. ჯერ ხდება ვაკუუმური კამერის ამოტუმბვა დამხმარე არხით მექანიკური ტურბოთი (8), რომელიც კამერაში ქმნის $\sim 10^{-2} - 10^{-3}$ მმ ვწყ. სვ. ვაკუუმს. შემდეგ სამუშაო კამერის ამოტუმბვა საბოლოო ვაკუუმამდე - $\sim 10^{-6}$ მმ ვწყ. სვ. ხორციელდება (4) დიფუზიური ზეთიანი ტუმბოთი. ფირების გაჭუჭყიანების შესაძლებლობას ამცირებს აირების დაბალტემპერატურული ჩამჭერი (9), რომელიც ცივდება თხევადი აზოტით, და კამერისა და დიფუზიური ტუმბოების წყლით გაცივების სისტემა. ძირითადი არხის გადაკეტვა მაღალი ვაკუუმის მხრიდან ხდება ჩამკეტით (3), ხოლო ძირითადი და დამხმარე არხების განმხოლოება (6) ჩამკეტის რიგრიგობით ჩართვა გამორთვით, (10) ვენტილი ასრულებს ჰაერშემშვების როლს. (5,7) მანომეტრები ზომავენ ვაკუუმს $\sim 10^{-3}$ მმ ვწყ. სვ, ხოლო (1) იონიზაციური მანომეტრი გამოიყენება კამერაში მაღალი ვაკუუმის გასაზომად.

YBH 75P3 და YBH2Y მარკის დანადგარების ვაკუუმურ კამერაში შექმნილი იყო ორი სექტორი. პირველ სექტორში ხდებოდა იმე-ს პნიქტიდების ფირების მიღება კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლების მეთოდით, ხოლო მეორე სექტორში ხორციელდებოდა მომზადებული ფირების საკონტაქტო მოედნების დაფენა ელექტროფიზიკური პარამეტრების გასაზომად. YBH 75P3 და YBH 2Y მარკის მოწყობილობების ვაკუუმური კამერის კონსტრუქციები ჩვენს მიერ ჩატარებული მოდერნიზაციის შემდეგ თითქმის ერთნაირი იყო, ამიტომ ქვემოთ მოყვანილია ერთ-ერთი მათგანის, YBH 75P3 კამერის მოწყობილობა (ნახ. 12. I, II).

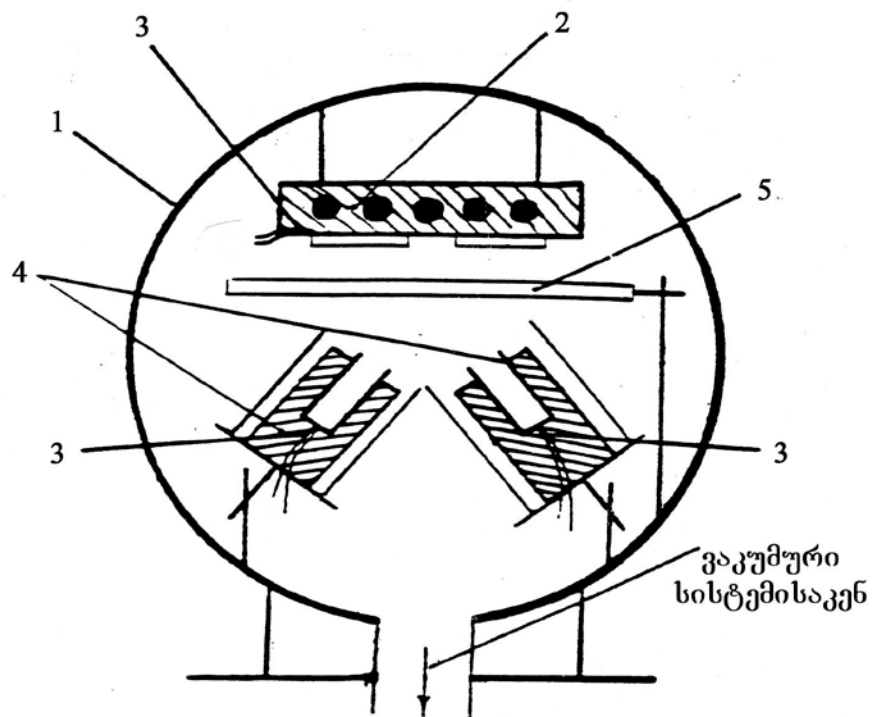


ნახ. 11. თხელი ფირების მისაღები ტექნოლოგიური დანადგარის ვაკუუმური სისტემის სემა

1-იონიზაციური მანომეტრი, 2- ვაკუუმური კამერა; 3-ჩამკეტი; 4-დიფუზიური ტუმბო; 5,7-თერმოწყვილური მანომეტრები; 6,10-სარქველები; 8- წინასწარი გაიშვიათების მექანიკური ტუმბო; 9-თხევადაზოტიანი ჩამჭერი;

ნახ. 12.(I).-ზე გამოსახულია ვაკუუმური კამერის I სექტორის სქემა. კამერის ზედა ნაწილში დამაგრებულია ფუძემზის გამახურებელი ღუმელი (2), რომელზედაც სპეციალური სამარჯვით ფიქსირდება ფუძემრე და მის ზემოთ სათანადო კონფიგურაციის ჭრილის მქონე ნილაბი.

კამერის ქვედა ნაწილში განთავსებულია იშვიათმიწა ლითონის, Sb, Te და S ცილინდრული ფორმის ამორთქლებლები (4). ამორთქლებების დამჭერების კონსტრუქცია საშუალებას იძლევა მარტივად დარეგულირდეს აორთქლებული მასალის ორთქლის ნაკადის ფუძემრეზე დაცემის კუთხე და ასევე მანძილი ფუძემრემდე. ფუძემზის გამახურებელ ღუმელსა და ამორთქლებლებს შორის განთავსებულია ბრტყელი საფარი (5), რომელსაც შეუძლია ბრუნვა ვერტიკალური ღერძის ირგვლივ ელექტროამძრავით



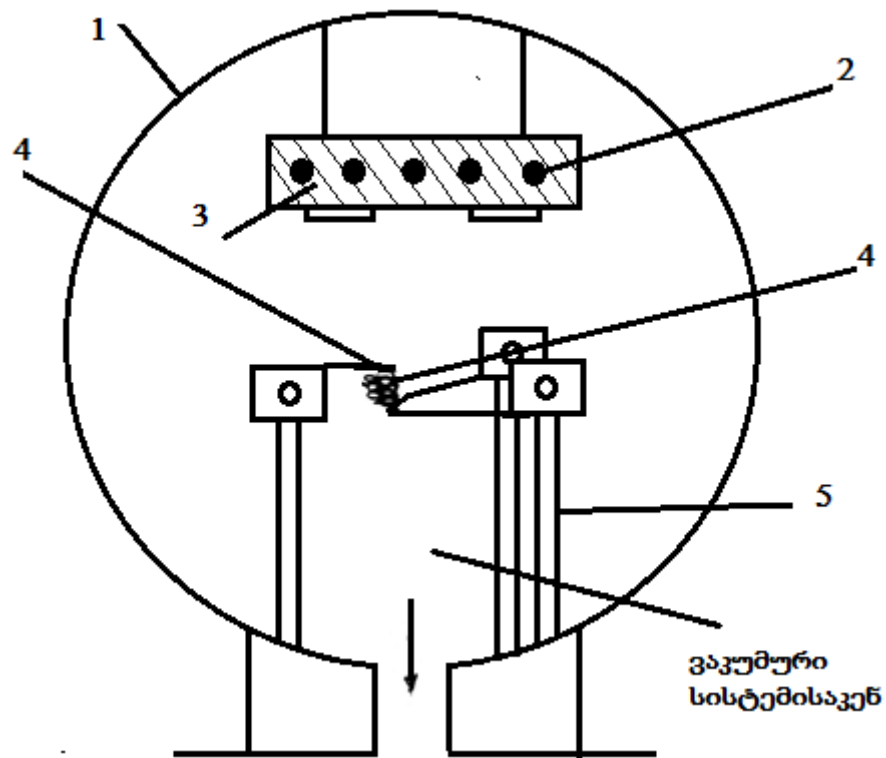
ნახ. 12. (I). კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მიღების სქემა:

- 1- ვაკუუმური კამერა; 2- ფუმერის სამაგრი; 3- გამახურებლები;
4-ამაორთქლებლები; 5- საფარი

(YBH 75P3) ან კამერის გარეთ გამოყვანილი სპეციალური სახელურით (YBH2Y, ВУП – 5). (5) საფარის გახსნა ხდება მაშინ, როდესაც კამერაში მიღწეული და დაფიქსირებულია დაფენის ყველა ტემპერატურული რეჟიმი, ხოლო საფარი იხურება უშუალოდ ფირის დაფენის პროცესის დასრულების შემდეგ.

II სექტორი ანალოგიურია I სექტორის კონსტრუქციისა, განსხვავებაა მხოლოდ ქრომისა და სპილენძის ამაორთქლებებში. ეს უკანასკნელები წარმოადგენენ სპირალური ფორმის ვოლფრამის მავთულებისგან დახვეულ კალათებს, რომლებიც თავიანთი ბოლოებით ჩამაგრებულია (5) ელექტრული კვების მიმყვანებთან. დანადგარის I და II სექტორი ფირების მიღებისა და საკონტაქტო მოედნების შექმნის პროცესში ურთიერთ-

დაჭუჭყიანების თავიდან აცილების მიზნით ერთმანეთისგან იზოლირებულია უჟანგავი ფოლადის თხელი ტიხარით. ნახ.12 (II)-ზე ნაჩვენებია ვაკუუმური კამერის II სექტორის სქემა. ვაკუუმურ კამერაში განთავსებული ყველა გახურებადი დეტალი დამზადებულია ისეთი მასალებისგან, რომლებიც არ შედიან რეაქციაში არც იმე-სთან არც სტიბიუმთან, ტელურთან, გოგირდთან, არც ქრომთან და სპილენძთან. გარდა ამისა გახურებისას არ ორთქლდებიან, გააჩნიათ დნობის მაღალი ტემპერატურები. ასეთ მასალებს წარმოადგენენ ტანტალი, მოლიბდენი, ვოლფრამი, უჟანგავი ფოლადი და გრაფიტი.



ნახ. 12.(II). ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ომური კონტაქტების შესაქმნელი დანადგარის ვაკუუმური კამერის სქემა:

- 1 – ვაკუუმური კამერა, 2 – საფენი გამახურებლით, 3 – თერმოწყვილები, 4 – ამორთქლებლები, 5 – ფუმერის სამაგრი

მოცემულ ნაშრომში სათანადო შემადგენლობის ქიმიური ნაერთის მისაღებად საჭირო მასალის ასაორთქლებლად (იმე, Te , Sb , S). კონსტრუ-

ირებულ და აწყობილ იქნა სპეციალური ღუმელები შემდეგი მოსაზრებების გათვალისწინებით:

1) სამუშაო ტემპერატურებზე ამორთქლებლის მასალის ორთქლის წნევა გაცილებით ნაკლები უნდა იყოს ასაორთქლებელი მასალის ორთქლის წნევაზე.

2) ამამორთქლებლის მასალისა და ასაორთქლებელ მასალას შორის არავითარ ქიმიურ რეაქციას არ უნდა ჰქონდეს ადგილი. აგრეთვე მათ შორის არ უნდა მიიღებოდეს შენადნობები.

3) ამამორთქლებელმა უნდა უზრუნველყოს სათანადო ტემპერატურა და შესაბამისად აორთქლების საჭირო სიჩქარე, ასაორთქლებელი მასალის ორთქლის ნაკადის სათანადო სიმკვრივე, აორთქლების ტემპერატურის სტაბილურობა.

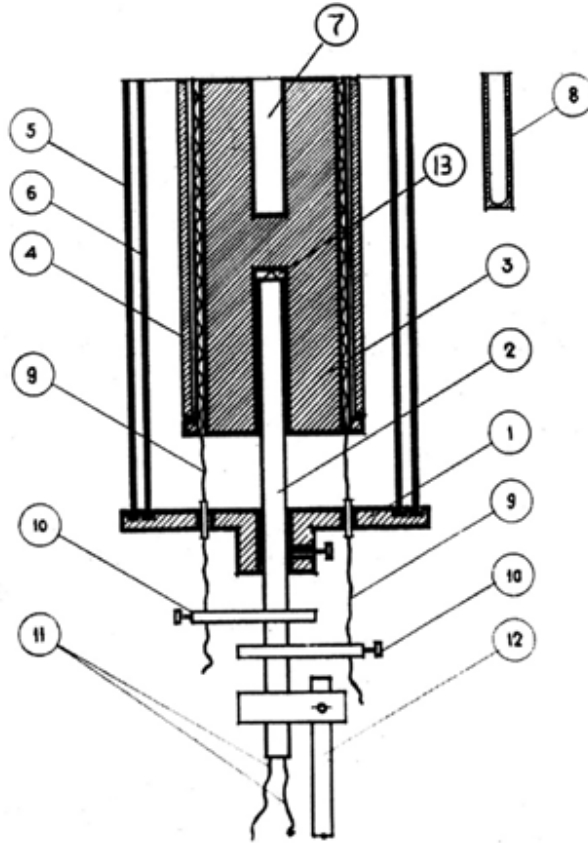
4) ამამორთქლებლის კონსტრუქცია უნდა იძლეოდეს მისგან ფუძემშრის გამახურებლამდე მანძილის დარეგულირებისა და საჭირო შემთხვევაში აორთქლებული მასალის ორთქლის ნაკადის ფუძემშრეზე დაცემის კუთხის ცვლილების საშუალებით.

5) ამამორთქლებელი უნდა იყოს მრავალჯერადი გამოყენების, კარგად უნდა უძლებდეს გახურება-გაცივების ციკლებს. მისი დამზადება არ უნდა იყოს ძალიან რთული.

ნახ.13-ზე ჭრილში ნაჩვენებია იმე-ს, Sb, Sb, S ჯოჯოხის სითბოთი ცილინდრული ამამორთქლებელი, რომლის კორპუსიც დამზადებულია სპეციალური ვაკუუმური გრაფიტისგან.

ამამორთქლებლის კორპუსს (3) გააჩნია ორი ნახვრეტი (7,13) ცენტრალური ღერძის გასწვრივ. (7) ნახვრეტში ჩადგმულია მოლიბდენისაგან დამზადებული ცილინდრული ტიგელი (8) იმე-ს Sb, Te, S ასაორთქლებლად. გოგირდის ასაორთქლებლად (7) ნახვრეტში სვამენ ძნელდნობადი მინისაგან ან კვარცისგან დამზადებულ ასევე ცილინდრული ფორმის ტიგელს. ქვედა (13) ნახვრეტში ჩასმულია ალუმინის ორ არხიან

მილში გაყრილი ქრომელ-ალუმელის (ქ-ა) თერმოწყვილი (11). თერმოწყვილის ე.წ. „ცხელი“ კვანძი უშუალოდ ეხება ტიგელის ფსკერს.



ნახ. 13. ჯოულის გამახურებლის კონსტრუქციის სქემა.

1-სამაგრი რგოლი; 2-კერამიკის მილი; 3-გრაფიტის ცილინდრი; 4, 5, 6 - ტანტალის თბური ეკრანები; 7,13-ბუდე ცილინდრული ტიგელისათვის; 8-ცილინდრული ტიგელი; 9-ვოლფრამის მავთული; 10-სამაგრები; 11-ქრომელ - ალუმელის თერმოწყვილი; 12-სამაგრი;

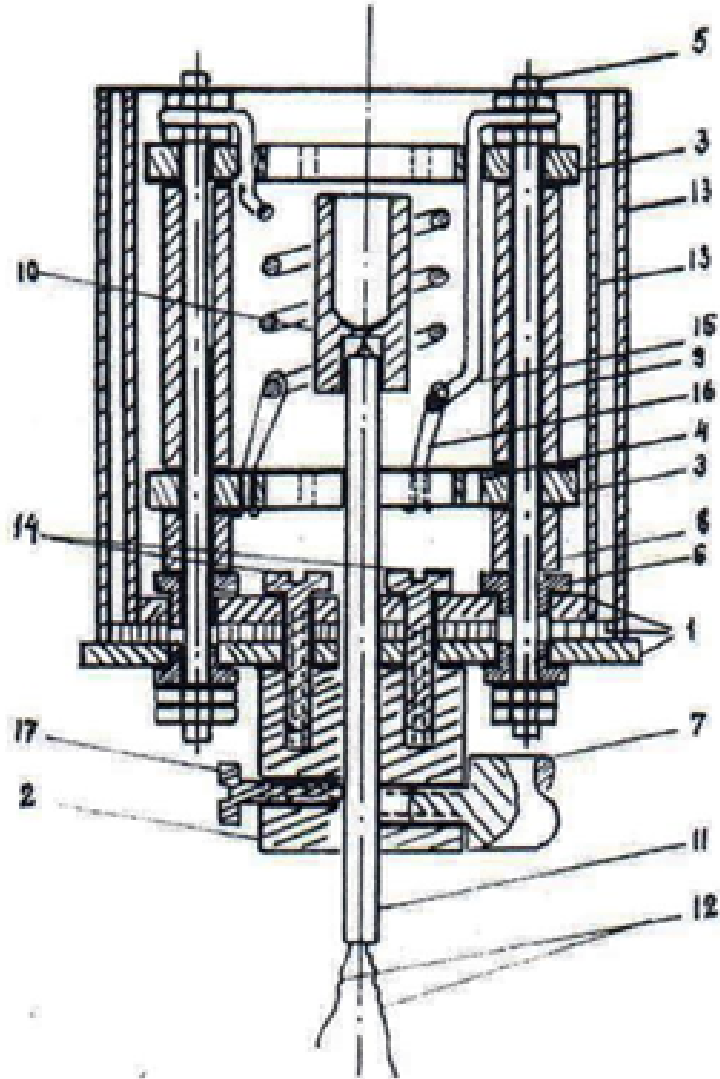
ცილინდრული ფორმის გრაფიტის კიდეებში გაკეთებულია ექვსი გამჭოლი ნახვრეტი რომლებშიც ჩასმულია კვარცის მილები, რომლებშიც თავის მხრივ გაყრილია ვოლფრამის სპირალები. დენის გავლისას სპირალი ხურდება და იძლევა სათანადო ტემპერატურას. კვარცის მილები ასრულებენ იზოლატორის როლს სპირალსა და გრაფიტის კედელს შორის. ვოლფრამის სპირალის ბოლოები გამოყვანილია ეკრანების (1) საყრდენის გავლით ფაიფურის მილებით. გამოყვანილი ბოლოები სპეციალური

დამჭერით მიმაგრებულია ლითონის რგოლებთან (10), რომლებსაც მიეწოდება მკვებავი ძაბვა. ამართქლებელის ცილინდრული ფორმის კორპუსის ირგვლივ განთავსებულია ასევე ცილინდრული ფორმის ტანტალის კილიტისგან დამზადებული თბური ეკრანები (4,5,6), რომლებიც ჩასმულია უქანგავი ფოლადისაგან დამზადებული ბრტყელი წრიული ფორმის საყრდენის საფეხურებში. თბური ეკრანები არ ეხებიან არც ამართქლებლის კორპუსს და არც ერთმანეთს. თბური ეკრანების დანიშნულებაა სპირალისაგან გამოყოფილი სითბოს გაფანტვის მინიმუმამდე შემცირება და ორი ამართქლებლის გამოყენების შემთხვევაში მათი ურთიერთ ზეგავლენის მინიმალიზაცია. თბური ეკრანები ასევე ხელს უწყობენ აორთქლების პროცესში ტემპერატურის სტაბილურობას. ამართქლებელი სპეციალური კონსტრუქციის ღეროთი მაგრდება კამერის ლითონის მაგიდაზე და საშუალებას იძლევა ტიგელი გახურდეს $\sim 1000 K$ -მდე. გარდა მოლიბდენისა, ტიგელის მასალად შეიძლება გამოყენებული იყოს ვოლფრამიც, თუმცა ამ უკანასკნელის მექანიკური დამუშავება უფრო რთულია. აორთქლების პროცესის დასრულების შემდეგ ხდება ტიგელის გამოწვა მაქსიმალურ ტემპერატურაზე ვაკუუმის პირობებში რამოდენიმე წუთის განმავლობაში.

ნახ. 14-ზე ნაჩვენებია ელექტრონ-სხივური ამართქლებლის კონსტრუქციის სქემა.

მისი მოქმედების პრინციპია ანოდის (ტიგელის, რომელშიც განთავსებულია ასართქლებელი მასალა) ბომბარდირება კათოდიდან ამოფრქვეული ელექტრონებით. ანოდს (10) წარმოადგენს მოლიბდენის ტიგელი. ტიგელს გააჩნია ორი არაგამჭოლი ნახვრეტი, რომელთაგან ზედაში იყრება ასართქლებელი მასალის ფხვნილი, ხოლო ქვედაში განთავსებულია პლატინა-პლატინა-რიდიუმის თერმოწყვილის ე.წ. „ცხელი“ კვანძი. თერმოწყვილი გაყრილია (11) ალუნდის ორარხიან მილში. კათოდს წარმოადგენს ორი ალუნდის ფირფიტებზე (3) ჩამოკიდებული ვოლფრამის სპირალი. (8,9) კერამიკული მილები ჩამოცმულია საყრდენ სარქებზე (5) და

მათი დანიშნულებაა ამ უკანასკნელის დაცვა გადახურებისგან. საყრდენი სარკები (5) იზოლირებულია ალუნდის შუასადებებით (6) გამახურებლის კორპუსისაგან და ერთდროულად წარმოადგენენ კათოდის დენმიმცვანებს.



ნახ. 14. ელექტრონ-სხივური ამორთქლებლის სქემატური გამოსახულება:

1-საყრდენი; 2-სამაგრი; 3-კერამიკული ფირფიტები; 4-სპირალის დასამაგრებელი ჭრილი; 5-სარკი; 6-კერამიკული იზოლატორები; 7-სამაგრი; 8, 9-მაიზოლირებელი კერამიკული მილი; 10-ტიგელი; 11-კერამიკული მილი; 12-თეროწყვილი; 13-ეკრანი; 14-სამაგრი ჭანჭიკები; 15-სპირალი; 16-სპირალების სამაგრები; 17-ცენტრალური კერამიკული მილაკის სამაგრი;

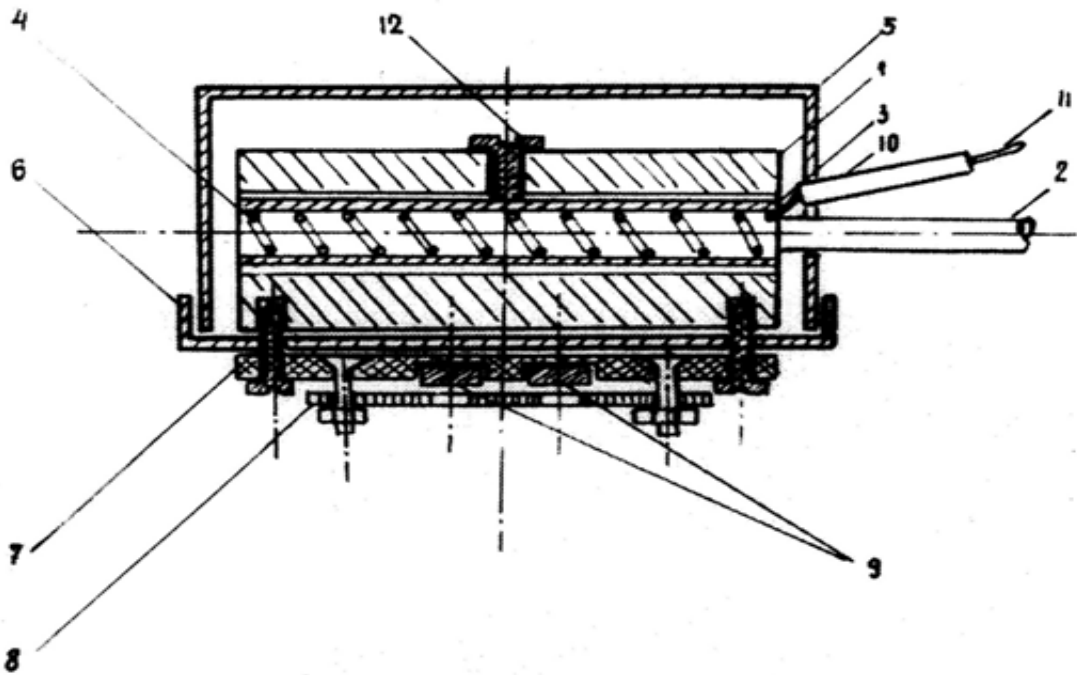
ამართქლებლის კორპუსი ორ ნაწილიანია:

1) ზედა საფეხურიანი (1) ნაწილი დამზადებულია უჟანგავი ფოლადისაგან და შედგება სამი მრგვალი ფირფიტისაგან, გააჩნია სამი გამჭოლი ნახვრეტი სამაგრებისათვის (14,5), რომლებიც დამზადებულია უჟანგავი ფოლადისაგან;

2) ქვედა ნაწილი (2) დამზადებულია ტიტანისაგან კონსტრუქციის წონის შემცირების მიზნით და მას ქვემოთ გააჩნია ხრახნი (7) სამაგრთან დასაკავშირებლად.

ანოდსა და კათოდს შორის ძაბვის მოდებისას რამდენიმე ასეულიდან ათას ვოლტამდე ხდება კათოდიდან ელექტრონების ემიტირება და ანოდის ბომბარდირება. (13) ეკრანის დანიშნულებაა თავიდან იქნას აცილებული ტექნოლოგიური მოწყობილობისა და სამუშაო კამერის მეორადი ელექტრონებით ბომბარდირებისას ნარჩენი აირების აღგზნებისა და იონიზაციის პროცესი. აღწერილი კონსტრუქციის ამართქლებელი საშუალებას იძლევა მიღწეულ იქნას საკმაოდ მაღალი ~1900 K ტემპერატურა.

ნახ. 15-ზე ნაჩვენებია ფუძემშრის გამახურებლის სქემა. ის ერთდრო - ულად ასრულებს ფუძემშრის სამაგრის როლსაც. გამახურებლის კორპუსი (1) უჟანგავი ფოლადის მართკუთხა პარალელეპიპედის ფორმისაა, რომელსაც ჰორიზონტალურ სიბრტყეში გააჩნია ოთხი გამჭოლი ნახვრეტი. ნახვრეტში გაყრილია (3) კვარცის მილები, ხოლო მილებში (4) ვოლფრამის სპირალი, რომელშიც დენის გავლისას გამოყოფილი სითბო უზრუნველყოფს საჭირო გახურებას. კვარცის მილები ასრულებენ იზოლატორის როლს. კორპუსზე დამაგრებულია მოლიბდენის კილიტისგან დამზადებული (6) ეკრანი, ფუძემშრის (7) უჟანგავი ფოლადისაგან დამზადებულ სამაგრთან ერთად. (9) ფუძემშრეები სამაგრთან მიჭერილია ბერილიუმისანი ბრინჯაოს (8) ტრაფარეტით. ღუმელი ზემოდან მთლიანად დაფარულია მოლიბდენის კილიტის (5) ეკრანით. ვოლფრამის სპირალს ელექტრული კვება მიწოდება კერამიკის საიზოლაციო მილში განთავსებული (10)

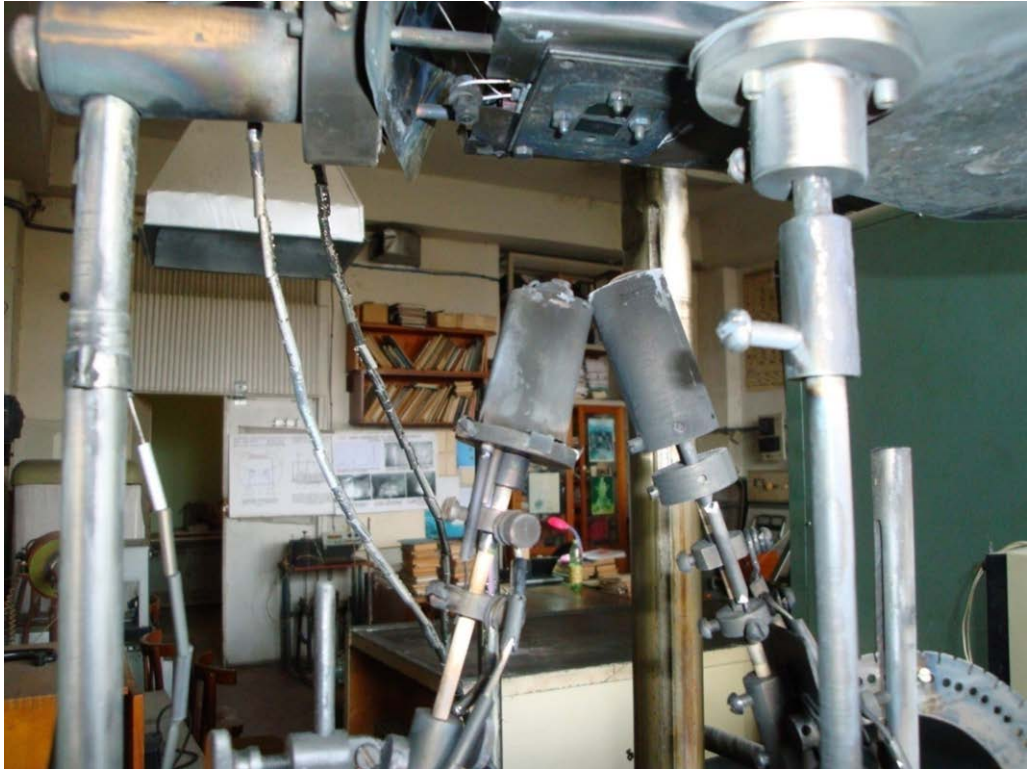


ნახ. 15. ფუძემშრის გამახურებლის სქემა:

- 1-უჟანგავი ფოლადის კორპუსი; 2-კერამიკის სამაგრი; 3-გამახურებელი სპირალი;
 4-კვარცის მილი; 5-ეკრანი; 6-თბური ეკრანი; 7-ფუძემშრის სამაგრი; 8-ტრაფარეტი;
 9-ფუძემშრები; 10-კერამიკული მილი; 11-თერმოწყვილი; 12-მომჭერი

მიმყვანებით. გამახურებელი კამერის კედელთან მიმაგრებულია უჟანგავი ფოლადის თხელკედლიანი მილით (2). ღუმელის კორპუსთან სპეციალური ხრახნიანი სამაგრით მიჭერილია ქრომელ-ალუმელის თერმოწყვილის „ცხელი“ კვანძი. თერმოწყვილით იზომება ფუძემშრის ტემპერატურა. ღუმელის ტემპერატურის სტაბილიზაცია მიიღწევა სპირალში გამავალი დენის მაღალი სტაბილიზაციით და ეკრანირების კარგი ხარისხით. მოყვანილი კონსტრუქციის ფუძემშრის სამაგრზე ტემპერატურის გაზომვის სიზუსტე შეადგენს $\pm 2 K$.

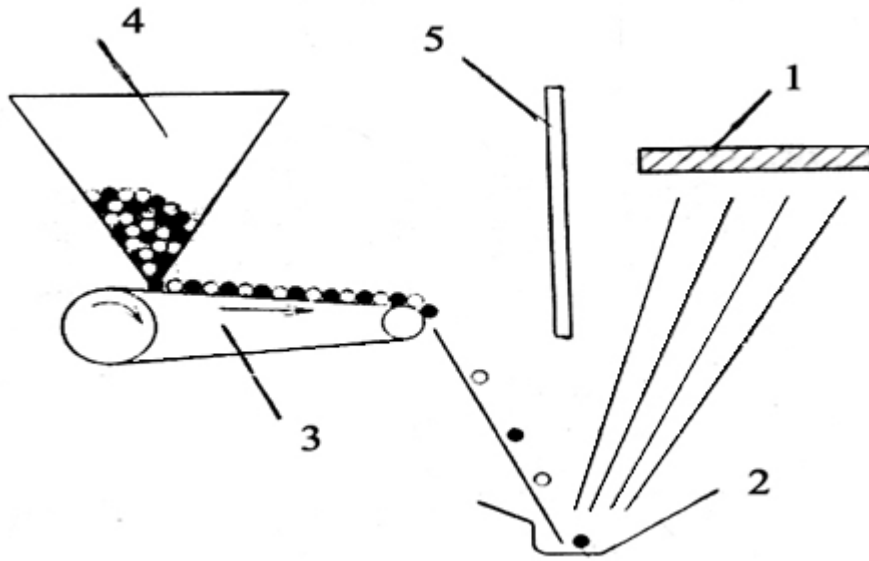
ნახ. 16 -ზე ნაჩვენებია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების დანადგარის კამერის ქვეშა მოწყობილობის სურათი.



ნახ. 16. კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარის კამერის მოწყობილობა (კომპონენტების აორთქლება ჯოჯის გამახურებლებით)

წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული აორთქლების სქემა ნაჩვენებია ნახ.17-ზე.(4) ვიბრომკვებავში იყრება წინასწარს ინთეზირებული მასალის ფხვნილი, რომელიც (3) ტრანსპორტიორით მიეწოდება (2) ნავისებურ ამორთქლებელს. აორთქლებული მასალის ორთქლი მიემართება (1) გახურებული ფუძეშრისაკენ, სადაც ხდება მისი კონდენსაცია. (5) წარმოადგენს საფარს რომლის დანიშნულებაც არ დაუშვას აორთქლებული მასალის მოხვედრა ვიბრომკვებავსა და ტრანსპორტიორზე.

ამ მეთოდით იშვიათმიწა ელემენტების შენაერთების მიღება ხდებოდა ВУП- 5 მარკის ვაკუუმურ პოსტზე (ნახ.18). ამორთქლებლის ტემპერატურის გაზომვა ხდებოდა ОПИР - მარკის პირომეტრით.



ნახ. 17. წინასწარსინთეზირებული მასალიდან დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით ფირის მიღების დანადგარის სქემა:

1 - ფუძეშრის სამაგრი; 2 - ამაორთქლებელი; 3 - ტრანსპორტიორი; 4 - ვიბრო მკვებავი;

დისკრეტული მეთოდით აორთქლებისას დიდი მნიშვნელობა აქვს მარცვლის ზომების შერჩევას. თუ ასაორთქლებელი მასალის მარცვლების ზომები მცირეა, მაშინ პირველად აორთქლებული მასალის აღმავალი ორთქლის ნაკადი ხელს შეუშლის ახალი ულუფების მოხვედრას ნავზე, ხოლო თუ მარცვლების ზომები დიდია, მათ შეიძლება ვერ მოასწრონ აორთქლება.

მიღებული ფირების ელექტრული პარამეტრების გაზომვის მიზნით მათზე ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ვახდენდით ომური კონტაქტების დაფენას. ვინაიდან ომური კონტაქტების შექმნა ფირებთან პირდაპირი მირჩილვით შეუძლებელია, ჯერ ვაფენდით ქრომის, ხოლო შემდეგ სპილენძის ფენას. ქრომის ფენა აუმჯობესებს ადგეზიას სპილენძსა და ფირს შორის.

ქრომის და სპილენძის საკონტაქტო მოედნების დასაფენად გამოყენებული იქნა 5მმ დიამეტრის ვოლფრამის მავთულისგან დამზადებული კონუსური ფორმის კალათები.



ნახ. 18. დისკრეტული მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარის კამერის მოწყობილობა

2.2 ფუძემშრის გაწმენდა

ფირების დაფენისათვის საჭირო ფუძემშრებს წაეყენებათ მთელი რიგი მოთხოვნები, რომლებმაც უნდა უზრუნველყონ დაფენილი მასალის კრისტალური მესრის მაღალი სრულყოფა და შენაერთის ფირის სტექიომეტრიული შემადგენლობა. ეს მოთხოვნებია:

- 1) ფირის მასალისა და მისი შემადგენელი კომპონენტების მიმართ ქიმიური ინერტულობა.
- 2). მაღალი ტემპერატურებისადმი მდგრადობა.
- 3) დაფენილი შენაერთის სითბური გაფართოების კოეფიციენტთან სიახლოვე.
- 4) მაღალი მექანიკური სიმტკიცე.
- 5) კარგი ადგეზია ფირის მასალასთან.
- 6) ზედაპირის ქიმიური ან სხვა მეთოდებით გაწმენდის სიადვილე.
- 7) ზედაპირის მაღალი სიგლუვე.

როგორც ექსპერიმენტებმა გვიჩვენეს ჩამოთვლილ მოთხოვნებს საკმაოდ კარგად პასუხობენ ისეთი მასალები როგორებიცაა: სიტალი, ლეიკოსაფირონი და სილიციუმი. ფუძემრეებად ვიყენებდით ზემოთ მოყვანილი მასალების მართკუთხა პარალელეპიპედის ფორმის ფირფიტებს, რომელთა სისქე შეადგენდა 0,5 მმ, ხოლო სიგანე და სიგრძე - შესაბამისად 8 მმ და 15 მმ. ზედაპირის უსწორმასწორობის ზომები არ აღემატებოდა 0,01 მმ.

მაღალი ადგეზიის ფირების მისაღებად დიდი მნიშვნელობა აქვს ფუძემრის ზედაპირის სისუფთავეს. ფუძემრის ზედაპირზე უცხო მასალის უმცირესი ზომების ნაწილაკებსაც კი შეუძლიათ მნიშვნელოვნად შეამცირონ ადგეზია. ასეთი უცხო მასალები შეიძლება იყოს წყლის ორთქლი, ცხიმი და ა. შ. ყოველგვარი გაჭუჭყიანება არსებითად ცვლის დასაფენი მასალების კონდენსაციის პირობებს. კერძოდ, ცვლის ფუძემრის ზედაპირზე დასაფენი მასალების ატომებისა და მოლეკულების ძვრადობას, რის შედეგადაც მკვეთრად იცვლება დაფენილი ფირის სტრუქტურა.

ცნობილია ფუძემრის გაწმენდის სხვადაცხვა მეთოდები [61,62]: ქიმიური მეთოდი, ზედაპირის ელექტრონებით ბომბარდირება, ულტრა-ბგერითი გაწმენდა, მღვივარი განმუხტვით გაწმენდა და ა.შ. როგორც ექსპერიმენტებმა აჩვენეს ყველაზე ეფექტურია გაწმენდა ქიმიური მეთოდებით. აქვე შევნიშნოთ რომ გაწმენდის პროცესი უნდა ჩატარდეს უშუალოდ დაფენის პროცესის წინ, ვინაიდან ფუძემრის მცირე დროით დაყოვნებაც კი იწვევს მის გაჭუჭყიანებას ატმოსფეროდან ადსორბირებული ატომებისა და მოლეკულების მეშვეობით.

ჩვენს მიერ გამოყენებულ იქნა ქიმიური გაწმენდის მეთოდი ტუტეებისა და მჟავების ხსნარების გამოყენებით. კერძოდ ცხიმის მოცილების მიზნით ფუძემრეებს ვამუშავებდით 20% $NaOH$ -ის ხსნარში და ვრეცხავდით დისტილირებული წყლით, რის შემდეგ ფუძემრეს ვათავსებდით ხსნარში რომელიც შეიცავდა 30% მარილმჟავას, 60% აზოტმჟავას და 10% დისტილირებულ წყალს. ამასთან მარილმჟავაც და აზოტმჟავაც იყო მაღალი

სისუფთავის და კონცენტრირებული 99,8%-მდე. დამუშავების ხანგრძლივობა შეადგენდა 15-20 წთ-ს, რის შემდეგაც ფუძეშრეებს ვრეცხავდით დისტილირებული წყლით და ვაწარმოებდით გამოწვას ვაკუუმურ კამერაში 10^{-5} - 10^{-6} მმ ვწყ.სვ. ვაკუუმში 400-500 K ტემპერატურაზე დაახლოებით ნახევარი საათის განმავლობაში. ცდებმა აჩვენეს რომ აღწერილი მეთოდიკით დამუშავებულ ფირებს გააჩნდათ მაღალი ადგეზია ფუძეშრესთან.

2.3. ფირების სისქის კონტროლი

თხელი ფირების თვისებების ცალსახა ინტერპრეტაციისათვის განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს მათი სისქის კონტროლს, მაგრამ ფირების სისქის განსაზღვრა სერიოზულ სირთულეებს აწყდება.

ფირის „ნამდვილი“ სისქის ქვეშ იგულისხმება

$$\bar{\Delta} = \frac{1}{S} \int \Delta(s) ds \quad (2.1)$$

სადაც $\bar{\Delta}(s)$ ფირის გარეთა გრანულის სიმაღლეა, ხოლო S არის ფირის ზედაპირის ფართობი, რომლის მიხედვითაც წარმოებს ინტეგრირება. ამჟამად დამუშავებულია ფირის სისქის განსაზღვრის მრავალი მეთოდი: აწონვის, ქიმიური, ელექტრული და ოპტიკური. მაგრამ ყველა ეს მეთოდი მიახლოებითია და არ იძლევა მაღალ სიზუსტეს თუ არ იქნა ჩატარებული საკმაოდ შრომატევადი გამოთვლები და გრაფიკული აგებები.

ფირის ნამდვილი სისქის განსაზღვრის ეფექტური მეთოდების შემუშავება გამწვანებულია ჩვენი ცოდნის სიმწირით ფირების სტრუქტურაზე და შესაბამისი მიკროსკოპული თეორიის არასრულყოფილი დამუშავებით. ყოველივე ამის გამო ფირების მომზადებისა და კვლევის პროცესში ჩვეულებრივ ოპერირებენ ფირის არა ნამდვილი სისქით, არამედ რაღაც „ეფექტური“ სისქით, რომელიც დგინდება სხვადასხვა მეთოდით.

ფირის სისქის აწონვით დადგენისას იგულისხმება რომ, ფირის სიმკვრივე მასიური მასალის სიმკვრივის ტოლია. ამ შემთხვევაში ფირის ეფექტურ სისქედ მიღებულია ის სიდიდე, რომელიც ექნებოდა ფირს თუ

მისი შესაბამისი მასალისა და მასიური მასალის სიმკვრივე ერთნაირი იქნებოდა.

ანალოგიურად ფირის სისქის დადგენისას ელექტრული მეთოდით იზომება ფირის კუთრი წინაღობა და ითვლება რომ ის ტოლია მასიური მასალის კუთრი წინაღობის.

არსებობს ფირის სისქის გაზომვის ოპტიკური მეთოდის მრავალი სახეობა, რომლებიც დამყარებულია ისეთი პარამეტრების კვლევაზე როგორცაა არეკვლისა და გამჭირვალობის კოეფიციენტები, ფაზური წანაცვლებები და ა.შ. გაზომვის სიმარტივისა და შედარებით მაღალი სიზუსტის გამო ჩვენს მიერ ფირების სისქის კონტროლი ხორციელდებოდა ოპტიკური მეთოდით, კერძოდ ლინნიკის მიკროინტერფერომეტრით НИИ-4. ამ ხელსაწყოს მოქმედების პრინციპი დამყარებულია ფუძემდრდან და მასზე დაფენილი ფირიდან არეკვლილი სინათლის სხივების ინტერფერენციაზე. ფირის სისქის გაზომვა ხდება ფუძემდრესა და ფირს შორის არსებული მკვეთრი საფეხურის გამოყენებით. თუ ასეთი საფეხური არ არსებობს მაშინ ის ხელოვნურად უნდა შეიქმნას ფირის გარკვეული ნაწილის მექანიკური გადაფხეკით.

ფირის სისქის გასაზომად გამოიყენება თეთრი ფერის სინათლე, ამ შემთხვევაში სისქე გამოიანგარიშება ფორმულით:

$$D=0,27\frac{N_3-N_4}{N_1-N_2} n \quad (2.2)$$

სადაც d ფირის სისქეა მკმ-ში, N_1, N_2 - ზოლებს შორის ინტერვალის გაზომვისას აღებული ანათვლები; N_3, N_4 - ზოლის გადაღუნვის სიდიდის გაზომვისას აღებული ანათვლები. n -ზოლებს შორის ინტერვალის რიცხვი. ექსპერიმენტებმა აჩვენეს რომ მიღებული ფირების სისქე მთელს ფართობზე ერთნაირი არ არის, ამიტომ სისქეებს ვზომავდით ფირების სხვადასხვა კიდეზე და ფირის საბოლოო სისქედ ვიღებდით გაზომვების საშუალო არითმეტიკულს. მიღებული მეთოდის მგრძნობიარობა $\approx 0,3$ მკმ-ის ტოლია, ხოლო გაზომვის სიზუსტე შეადგენს დაახლოებით 20%.

2.4 ფირების რენტგენოდიფრაქციული და ელექტრონოგრაფიული კვლევის მეთოდები

ცნობილია რომ ნაკლებად შესწავლილი შენაერთების ფირების მიღებისა და ფიზიკური თვისებების კვლევისას განსაკუთრებული ყურადღება უნდა მიექცეს მიღებული ფირების შემადგენლობის და კრისტალურობის კონტროლს, რათა მიღებული შედეგები დამაჯერებლად მიეკუთვნოს მოცემულ მასალას და არა კონკრეტულ ნიმუშს.

დამუშავებულია ქიმიური ნარეების ფაზური ანალიზის მრავალი მეთოდი, რომელთა შორისაა ფიზიკო-ქიმიური, ელექტროფიზიკური, ოპტიკური, დიფრაქციული და სხვ. დიფრაქციულ მეთოდებს მიეკუთვნებიან: რენტგენული, ელექტრონო - და ნეიტრონოგრაფიული მეთოდები.

ანალიზის რენტგენოდიფრაქციული მეთოდი გამოირჩევა სიმარტივით, ის არ მოითხოვს ნიმუშის მომზადების რთულ პროცედურებს, და გამოირჩევა საკმაოდ მაღალი სიზუსტით. წინამდებარე ნაშრომში მომზადებული ფირების ფაზური ანალიზი ჩატარებულ იქნა რენტგენოდიფრაქციული და ელექტრონოგრაფიული მეთოდებით, რომელთა არსი და შესაბამისი მოწყობილობები მოკლედ განხილულია ქვემოთ.

რენტგენოდიფრაქტოგრამების გადაღება ხდებოდა DPOH-1 მარკის მოწყობილობაზე ნიკელის ფილტრიან $\text{CuK}\alpha$ მონოქრომატულ გამოსხივებაზე, უწყვეტი გადაღების რეჟიმში 1 გრად/წთ სიჩქარით. იმ შემთხვევაში როდესაც საჭირო იყო კრისტალური მესრის პარამეტრის დადგენა მაღალი სიზუსტით, გადაღების სიჩქარე შეადგენდა 1,25 გრად/წთ. დიფრაქტოგრამების გადაღებისას იმპულსების დიაპაზონი ტოლი იყო 200-500 იმპ/წმ, ანოდური დენი - $I = 22$ მა, ამაჩქარებელი ძაბვა $U = 45$ კვ, დიაფრაგმების სიდიდე კოლიმატორისა და მრიცხველისათვის შესაბამისად 0,5მმ და 0,4 მმ-ს შეადგენდა. ფირები მაგრდებოდა $\Gamma\text{II} - 5$ მარკის სამაგრზე.

მიღებული ფირების ფაზურ ანალიზს ვაწარმოებდით ფირებზე ექსპერიმენტალურად მიღებულ რენტგენულ დიფრაქტოგრამებზე არსე-

ბული არეკვლის მაქსიმუმების მდებარეობის შედარებით მოცემული შემადგენლობის ნაერთის არეკვლის მაქსიმუმებთან, რომლებსაც ვიღებდით *ASTM* კატალოგიდან ან სამეცნიერო ლიტერატურიდან. ექსპერიმენტალურად მიღებული რენტგენოდიფრაქტოგრამების მეშვეობით ვაწარმოებდით მომზადებული ფირის კრისტალური მესრის გამოთვლას.

როგორც ცნობილია რენტგენოდიფრაქციული ანალიზის მეთოდს ავსებს ელექტრონოგრაფიული ანალიზი, ამ დროს რენტგენის სხივების ნაცვლად გამოიყენება ელექტრონების ნაკადი. ელექტრონოგრაფიაში გამოყენებული ძაბვებისათვის 20-100 კვ ელექტრონების ტალღის სიგრძე 10-100 ჯერ ნაკლებია რენტგენის ტალღის სიგრძეზე ან კრისტალში სიბრტყეთაშორის მანძილზე და შეადგენს 0,03-0,08Å. ყოველივე ეს უზრუნველყოფს ანალიზის მეტ მგრძნობიარობას. ელექტრონოგრაფების გადაღება ხდებოდა არეკვლაზე Y3MB100 K - მარკის ელექტრონულ მიკროსკოპზე, 75-100 კვ ამჩქარებელ ძაბვაზე ნიმუშის წანაცვლებისას ± 5 მმ-ზე პირველადი კონის დაცემის წერტილის მიმართ და $\pm 180^\circ$ დახრისას ნიმუშის ზედაპირის ნორმალის მიმართ. ყველაფერი ეს აუცილებელია დიფრაქციის უფრო ხელსაყრელი პირობების მოსაძებნად და შესაძლო ტექსტურის აღმოსაჩენად.

2.5 ქიმიური შემადგენლობის კვლევის მეთოდიკა

ფირები შეიცავენ მცირე რაოდენობის ნივთიერებას, ამდენად მათი ქიმიური შემადგენლობის დადგენა საკმაოდ რთული ამოცანაა. პრაქტიკაში დანერგილია შენაერთების ქიმიური შემადგენლობის ისეთი მეთოდები როგორებიცაა: მიკრო-ქიმიური, მასსპექტრომეტრული, რენტგენული მიკროზონდური და ა.შ. ამჟამად ფართოდ გამოიყენება ეს უკანასკნელი მეთოდი მისი შედარებით სიმარტივის გამო. შევნიშნოთ რომ რენტგენული

მიკროზონდული ანალიზით (რმა) განისაზღვრება ფირის მთელ სისქეში ინტეგრალური ქიმიური შემადგენლობა.

რმა-ს დადებითი მხარეებია:

- 1) მაღალი ლოკალური მგრძობიარობა 10^{-13} - 10^{-15} გ.
- 2) შემადგენლობის განსაზღვრის მაღალი სიზუსტე.
- 3) ნიმუშის მთლიანობის დაურღვევლობა.

რმა ანალიზისას ადგილი აქვს საკვლევი ობიექტის ბომბარდირებას ელექტრონების კონით, რომლის დიამეტრი არ აღემატება 1 მკმ-ს. ელექტრონების ენერგია 10-30 კევ-ის ტოლია და ბომბარდირებისას ადგილი აქვს მოცემული ელემენტისათვის მახასიათებელ გამოსხივებას.

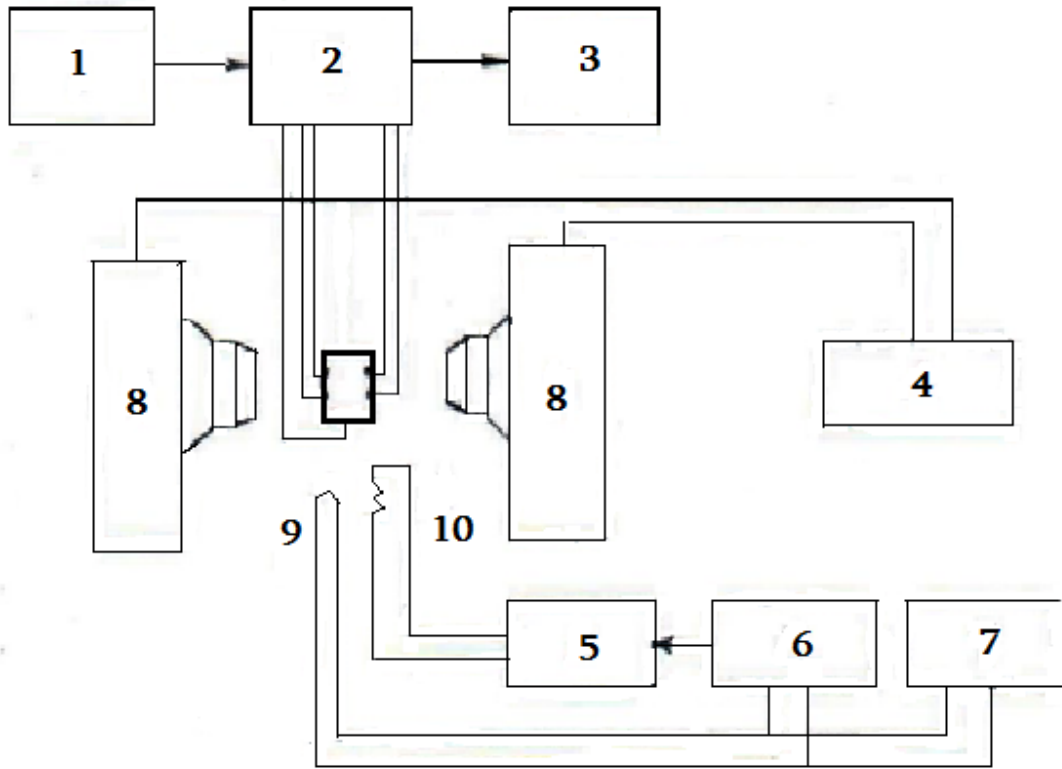
ფირის შემადგენლობაში შემავალი ქიმიური ელემენტების იდენტიფიკაცია და კონცენტრაციის დადგენა ხდება რენტგენული სპექტრის შესაბამისი ხაზების ტალღის სიგრძისა და ინტენსივობის გაზომვით.

მოცემულ სამუშაოში მომზადებული ფირების ქიმიური შემადგენლობის დადგენა ხდებოდა „*KAMEBAX – MIKROBEAM*” დანადგარზე რომელიც გარდა ქიმიური შემადგენლობის დადგენისა საშუალებას იძლევა მიღებულ იქნას ფირის ზედაპირის გამოსახულება რენტგენის სხივებში, რაც საშუალებას იძლევა ვიმსჯელოთ ფირის კომპონენტების განაწილების სითანაბრეზე.

2.6 ელექტროფიზიკური კვლევის მეთოდები

წინამდებარე ნაშრომში ფირების კუთრი წინალობისა და ჰოლის მუდმივას ტემპერატურაზე დამოკიდებულების შესწავლა ხდებოდა დანადგარზე, რომლის ბლოკ-სქემა ნაჩვენებია ნახ. 19-ზე.

კუთრი წინალობის გაზომვისას ფირში გამავალი დენის სიდიდე I და წინალობა R განისაზღვრებოდა ნიმუშთან მიმდევრობით მიერთებული დატვირთვის ეტალონურ წინალობაზე (r) ძაბვის ვარდნის U გაზომვით. ფირში გამავალი დენი $I = U/r$, მასზე ძაბვა $U_R = E - U_e$, სადაც E



ნახ. 19. კუთრი წინაღობისა და ჰოლის მუდმივას გასაზომი დანადგარის ბლოკ-სქემა:

1 - ნიმუშის კვების ბლოკი; 2 - მართვის ბლოკი; 3 - გამზომი ბლოკი; 4 - ელექტრომაგნიტის კვების ბლოკი; 5 - გამახურებლის კვების ბლოკი; 6 - ტემპერატურის რეგულატორი; 7- პოტენციომეტრი; 8 - ელექტრომაგნიტი; 9 - თერმოწყვილი; 10 - გამახურებელი;

სტაბილიზირებული კვების წყაროს ძაბვაა. მარტივი გამოთვლები გვიჩვენებს რომ, $R = (E - U)r/U$. თუ გავითვალისწინებთ რომ ეტალონური წინაღობის სიდიდე გაცილებით ნაკლებია ფირის წინაღობაზე $r \ll R$, ამიტომ $U \ll E$ და შესაბამისად $R = Er/U$.

თუ გავითვალისწინებთ გასაზომი სიდიდეების რიცხვით მნიშვნელობას, ეს უკანასკნელი შეიძლება ასე ჩავწეროთ:

$$R_{გომ} = (E_{გ} r_{გომ} / U_{გ}) \cdot 10^{-6} \quad (2.3)$$

რაც შეეხება ჰოლის მუდმივას, მისი გაზომვის მრავალი მეთოდი ცნობილი. რომელთაგან ყველაზე მარტივია მუდმივი მაგნიტისა და

მუდმივი დენის გამოყენების მეთოდი. ამ დროს ელექტრული და მაგნიტური ველების სხვადასხვა მიმართულების შემთხვევაში ჰოლის ძაბვის U_3 გაზომვის გზით გამოირიცხება ჰოლის ეფექტის თანმხლები ყველა მოვლენის ელექტრომაგნიტური ძალა, გარდა თერმომაგნიტურისა.

ჰოლის ძაბვა გამოითვლება ფორმულით:

$$E_{\mathcal{H}} = \frac{1}{en} \frac{IH}{bd} \mathcal{H} \quad (2.4)$$

სადაც b და d შესაბამისად ფირის სიგანე და სისქეა; e ელექტრონის მუხტია, n - მუხტის მატარებელთა კონცენტრაცია, I - ნიმუშში გამავალი დენი, H - მაგნიტური ველის სიდიდე. სიდიდეს $1/en$ ეწოდება ჰოლის კოეფიციენტი და აღინიშნება R_3 .

$$R_3 = C \frac{1}{en} \text{სმ}^3/\mathcal{H} \quad (2.5)$$

კუთრი წინაღობისა და ჰოლის მუდმივას გასაზომი დანადგარი (ნახ.19) შედგება სამი ძირითადი ნაწილისაგან:

- 1) შესასწავლი ფირის ელექტრული კვებისა და გაზომვის სისტემა
- 2) ნიმუშის ტემპერატურის გამზომ მარეგულირებელი სისტემა.
- 3) მაგნიტური ველის უზრუნველყოფის სისტემა.

პირველი სისტემა შედგება კვების (1), მართვის (2) და გამზომი ბლოკისაგან (3). კვების ბლოკით ხდება გასაზომ ფირზე სტაბილური დენის მიწოდება. მართვის ბლოკით კი გასაზომ ფირში გამავალი დენის მიმართულების შეცვლა, მისი რეგულირება და მიწოდება გამზომ ხელსაწყოზე. ტემპერატურის გამზომ - მარეგულირებელი სისტემის შემადგენელი ნაწილებია: ნიმუშის გამახურებელი (10), გამახურებლის კვების წყარო (5), რომელიც იმართება ტემპერატურის მაღალი სიზუსტის რეგულატორით (6), რომელსაც ნიმუშის ტემპერატურის შესახებ ინფორმაცია მიეწოდება (9) თერმოწყვილით, საიდანაც მიღებული ინფორმაცია ვიზუალურად აისახება პოტენციომეტრზე (7).

მაგნიტური უზრუნველყოფის სისტემა მოიცავს საკუთრივ ელექტრო მაგნიტს (8) და ასევე მისი კვებისა და რეგულირების ბლოკს. მაგნიტური ველის მაქსიმალური დაძაბულობაა 20 კერსტედი.

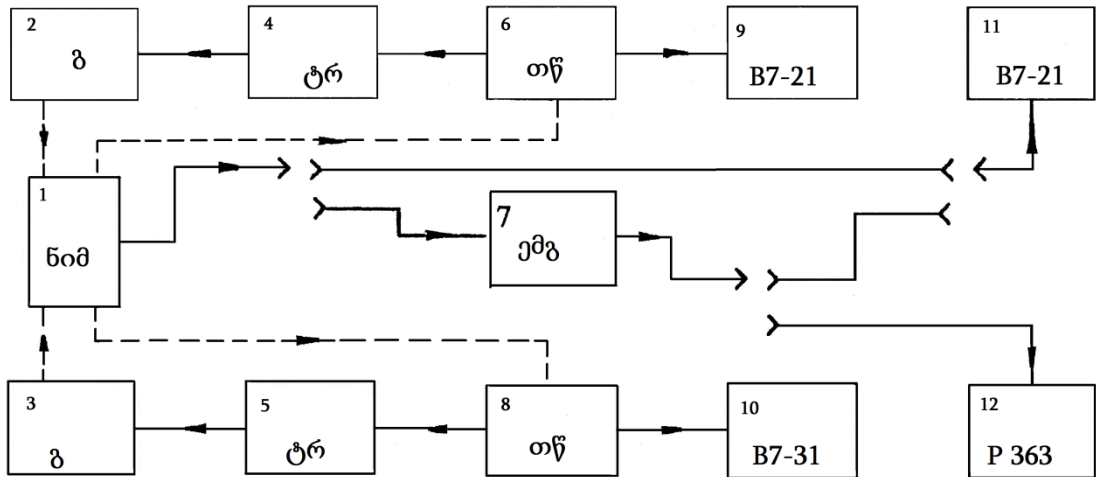
გამოსაკვლევ ნიმუში წინასწარ მაგრდება მინის კრიოსტატში. ეს უკანასკნელი კი თავსდება მაგნიტის პოლუსებს შორის, ისე რომ გასაზომი ფირი მოექცეს მაგნიტის პოლუსის ცენტრალურ უბნებს შორის. გაზომვის წინ ხდება კრიოსტატის ამოტუმბვა 10^{-4} მმ ვწყ. სვ.- მდე.

აღწერილი სისტემა საშუალებას იძლევა გაზომვები ჩატარდეს თხევადი აზოტის ტემპერატურიდან 800 K-მდე. კუთრი წინააღობის გაზომვის ცდომილება შეადგენდა $\pm 3 - 4\%$, ხოლო ჰოლის მუდმივასი $\pm 8 - 10\%$.

2.7 თერმო ელექტრო მამოძრავებელი ძალის გაზომვა.

დანადგარის ბლოკ-სქემა რომელზედაც ხდებოდა თერმო ელექტრო მამოძრავებელი ძალის (თერმო ემძ) გაზომვა მოყვანილია ნახ.20-ზე. გასაზომი ფირი მაგრდება სპილენძისაგან დამზადებულ დამჭერზე, რომელზეც ურთიერთსაპირისპირო მხარეს დამონტაჟებულია ორი ცალი ჯოჯოხის გამახურებელი. ნიმუშის დამჭერის ერთი ბოლო ჩაშვებულია თხევად აზოტიან დიუარის ჭურჭელში. თერმო ემძ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულების შესწავლისას ნიმუშის ბოლოებს შორის იქმნებოდა $\sim 8-10$ K ტემპერატურული გრადიენტი. ნიმუშის „ცხელი“ და „ცივი“ ბოლოების ტემპერატურების გაზომვა ხდებოდა (6,8) დიფერენციალური თერმოწყვილებით, რომლებიც მიერთებული იყო (9,10) ვოლტმეტრთან. ტემპერატურების მაღალი სიზუსტით რეგულირებისა და სტაბილიზაციის მიზნით თერმოწყვილებში წარმოქმნილი ემძ მიეწოდებოდა მაღალი სიზუსტის ტემპერატურის რეგულიატორებს (BPT) (4,5). საკვლევ ნიმუშში აღძრული თერმო ემძ მიეწოდებოდა ციფრულ ვოლტმეტრს (11), ან საჭიროების შემთხვევაში ჯერ ელექტრომეტრულ გამაძლიერებელს (7)

შემდეგ ან ციფრულ ვოლტმეტრს (11), ანდა პოტენციომეტრს (12). ნიმუშის „ცხელი“ და „ცივი“ ბოლოების ტემპერატურები გამოითვლებოდა



ნახ. 20. თერმო ემმ-ს გასაზომი დანადგარის ბლოკ-სქემა.

- 1 - ნიმუშის დამჭერი; 2, 3 - გამახურებლები; 4, 5 - ტემპერატურის რეგულატორები BRT - 2; 6, 8 - თერმოწყვილები; 7 - ელექტრომეტრული გამამძიერებელი; 9, 10, 11 - უნივერსალური ვოლტმეტრი B7-21; 12 - პოტენციომეტრი P 363

მაგრადუირებელი ცხრილების მეშვეობით. თუ ნიმუში „დაბალმიანი“ (0,1 მგომი-მდე) იყო თერმო ემმ-ს ვზომავდით B 7-21 ვოლტმეტრით (11). „მაღალმიანი“ ფირების თერმო ემმ-ს გასაზომად ვიყენებდით ელექტრომეტრულ გამამძიერებელს, რომლის შესასვლელი წრედის წინააღმდეგობის შერჩევა ხდებოდა თანაფარდობით $R/r > 10^{-2}$. ამ ფორმულაში R დატვირთვის წინააღმდეგობაა, ხოლო r -ნიმუშის.

დიფერენციალური თერმო ემმ-ს კოეფიციენტის მნიშვნელობას (α) ვანგარიშობდით ფორმულით $\alpha = \varepsilon / \Delta T$, სადაც ε გაზომილი თერმო ემმ-ს სიდიდეა, ხოლო ΔT ფირის „ცხელ“ და „ცივ“ ბოლოებს შორის ტემპერატურების სხვაობა. აღნიშნული მეთოდის გაზომვის ცდომილება შეადგენს $\pm 3 - 4 \%$.

2.8 ოპტიკური და ფოტოელექტრული თვისებების კვლევის მეთოდика

მოცემულ ნაშრომში პირველად იქნა დამუშავებული იმე-ს სხვადასხვა ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია. ამ ფირებში მიმდინარე ფიზიკური პროცესების შესასწავლად ზემოთ აღწერილ მეთოდებთან ერთად გამოყენებული იყო ოპტიკური მეთოდები, რომლებიც როგორც ცნობილია ეფექტურია სწორედ თხელფიროვანი ობიექტებისათვის. როგორც შესავალში იყო აღნიშნული მოცემული ნაშრომის მიზანს წარმოადგენდა მომზადებული თხელი კრისტალური ფირების ფიზიკური თვისებების შესწავლა ორი მიზნით:

1) ჩვენს მიერ მომზადებული ფირების ფიზიკური კვლევის შედეგების შედარება იმავე შემადგენლობის მასიური ნიმუშების თვისებებთან, რაც იძლევა დამატებით ინფორმაციას მიღებული ფირების ხარისხზე.

2) საკვლევი ფირების ელექტრონების ენერგეტიკული სპექტრის ზოგიერთი პარამეტრის დადგენა, რომელთა სიდიდეც დღემდე უცნობია. ამასთან უნდა აღინიშნოს რომ, სპექტრში ენერგეტიკული პარამეტრების პირდაპირი გაზომვა შესაძლებელია მხოლოდ და მხოლოდ თხელ ფირებზე, ვინაიდან ისინი ხასიათდებიან მაღალი გამჭვირვალობით.

მოკლედ შევხვით არეკვლისა და გამჭვირვალობის სპექტრების გასაზომ მოცემულ ნაშრომში გამოყენებულ მოწყობილობებს და გაზომვის მეთოდებს. მოწყობილობა შექმნილ იქნა სპექტომეტრ ИКС-21-ის ბაზაზე კლასიკური სქემით, როდესაც საკვლევი ფირი განთავსებულია მონოქრომატორსა და გამოსხივების მიმღებს შორის. წყაროდან გამოსული სინათლე სარკეების მეშვეობით ფოკუსირდება მონოქრომატორის შესასვლელ ხვრელთან, ხოლო საჭირო ტალღის სიგრძის მქონე გამოსხივება - გასაზომი ფირის ზედაპირზე. ფირიდან არეკვლილი ან მასში გასული სინათლის კონა შემდეგ მიემართება მიმღების შესასვლელ სარკემელზე.

სხვადასხვა ტალღის სიგრძის მქონე გამოსხივების მისაღებად გამოყენებული იყო შემდეგი მადისპერგირებელი ელემენტები: 1) კვარცის

პრიზმა-სპექტრის უბანში $(0,4-0,8) \cdot 10^{-6}$ მ, 2) მინის პრიზმა - სპექტრის უბანში $(0,6-2,5) \cdot 10^{-6}$ მ, 3) ლითიუმის ფტორიდის პრიზმა-სპექტრის უბანში $(0,6-2,5) \cdot 10^{-6}$ მ, 4) სუფრის მარილის პრიზმა-სპექტრის უბანში $(4,0 - 8,0) \cdot 10^{-6}$ მ. დაგრადუირება ან მისი შემოწმება ხდებოდა სხვა და სხვა მასალის (პოლისტიროლი, ატმოსფერო) გამტარებლობის ან ვერცხლისწყლიანი ნათურის გამოსხივების ჩაწერით, რომლებსაც გააჩნდათ მახასიათებელი ზოლები მოცემულ სპექტრალურ უბანში.

გამოსხივების წყაროებს წარმოადგენდა 150 ვატიანი კვარცის ჰალოგენური ვარვარების ნათურა სპექტრის უბანში $(0,4 - 2,5) \cdot 10^{-6}$ მ და სილიტის ღერო (გლობარი) სპექტრის უბანში $(0,2 - 8,0) \cdot 10^{-6}$ მ. დაცემული გამოსხივების მოდულაცია ხორციელდებოდა 5 ჰც-ის სიხშირით. გამოსხივების მიმღებს წარმოადგენდა ბოლომეტრი. მიმღებიდან მოხსნილი სიგნალი ძლიერდებოდა ფართოზოლიანი გამაძლიერებლით და სინქრონული დეტექტირების შემდეგ გაზომვის სიზუსტის გასაზრდელად მიეწოდებოდა პოტენციომეტრს P- 363. გამჭვირვალობის გაზომვა ხორციელდებოდა წერტილებით სუფთა ფუძეშრის მიმართ, ხოლო არეკვლის გაზომვა - ალუმინის სარკის მიმართ. ფოტოელექტრული კვლევები ტარდებოდა მოწყობილობაზე, რომელიც აგებული იყო მონოქრომატორ ИММ- 1 ბაზაზე. გამოსხივების წყაროს წარმოადგენდა კვარცის ჰალოგენის ვარვარების ნათურა, რომლის სიმძლავრეც 150 ვატის ტოლი იყო. ფოტორეპლიკის დროზე დამოკიდებულების დინამიკა გამოკვლევულ იქნა ტალღის სიგრძის ფიქსირებული სიდიდისათვის $0,63 \cdot 10^{-6}$ - $6 \cdot 10^{-6}$ მ, ЛГ- 75 მარკის ლაზერის გამოყენებით, რომლის სიმძლავრეც $20 \cdot 10^{-3}$ ვატის ტოლი იყო. მადისპერგირებელ ელემენტებს წარმოადგენდნენ კვარცის, მინის და ლითიუმის ფტორიდის პრიზმები. იმავე სპექტრალულ ინტერვალებში რომლებიც მოყვანილია ზემოთ არეკვლისა და გამჭვირვალობის სპექტრების შესასწავლ მოწყობილობაში. 9 ჰც სიხშირით მოდულირებული საჭირო ტალღის სიგრძის მქონე გამოყოფილი მონოქრომატული გამოსხივება ფოკუსირდებოდა გამოსაკვლევი ფირის ზედაპირზე. ფოკუსირებული

ლაქის სიგანე არ აღემატებოდა $1 \cdot 10^{-3}$ მ. ცვლადი ფოტონდუცირებული ელექტრული სიგნალი ძლიერდებოდა წინასწარი და სელექციური გამაძლიერებლით ერთდროული სინქრონული დეტექტირებით. შემდგომში გაზომვის სიზუსტის ასამაღლებლად სიგნალი მიეწოდებოდა P-363 მარკის პოტენციომეტრს და გაზომვები ტარდებოდა წერტილების მიხედვით. მთლიანი გამძლიერება დაახლოებით ტოლი იყო $3 \cdot 10^{-6}$. დატვირთვის წინაღობა, საიდანაც ხდებოდა სიგნალის მოხსნა, ფოტოგამტარობისას შეირჩეოდა პირობიდან - დატვირთვის წინაღობა გაცილებით ნაკლებია ნიმუშის წინაღობაზე, რითაც უზრუნველყოფილი იყო ფოტოგამტარობის წრფივი გამტარობა გაზომილი სიგნალისაგან.

ნიმუშის ელექტროწინაღობის და ზოგიერთ შემთხვევაში ამ წინაღობის ტემპერატურისაგან დამოკიდებულების შესასწავლად, ასევე ფირზე დაფენილი საკონტაქტო მოედნის კონტროლის მიზნით ხდებოდა ვოლტამპერული მახასიათებლების გადაღება. დენის სიდიდე კონტროლირდებოდა დატვირთვის წინაღობაზე ძაბვის ვარდნით. ნიმუშს ღუმელთან ერთად ვათავსებდით კრიოსტატში. საჭირო ტემპერატურა მიიღწეოდა მაღალი სიზუსტის ტემპერატურის რეგულატორით (BPT) $\sim 0,5$ K -ის სიზუსტით. დაბალტემპერატურული გაზომვებისას დიფერენციალური თერმოწყვილის ერთი ბოლო მოთავსებული იყო თხევად აზოტში, ხოლო მაღალტემპერატურული გაზომვებისას ოთახის ტემპერატურებზე.

2.9 ოპტიკური მუდმივები და მათი კავშირი ელექტრონულ გადასვლებთან

მყარ სხეულებში ოპტიკური მოვლენების შესწავლა იძლევა ძალიან მნიშვნელოვან ინფორმაციას მათ ენერგეტიკულ ზონურ სტრუქტურაზე და მათში სხვადასხვა კვაზი ნაწილაკების (ელექტრონების, ექსიტონების ფონონების, პოლარონების და ა.შ.) ქცევაზე. იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების ოპტიკური თვისებები სრულად არ არის შესწავლილი.

გამონაკლისს წარმოადგენს ევროპიუმუსა და სამარიუმის მონოჰალკოგენიდები, რომლებმაც საკმაოდ ფართო გამოყენება ჰპოვეს პრაქტიკაში.

ქვემოთ მოყვანილია მყარი ტანის ოპტიკის ზოგიერთი საკითხის მოკლე მიმოხილვა, რომლებიც აუცილებელია შემდგომში ექსპერიმენტალური მონაცემების ანალიზისათვის.

მაქსველის განტოლებებში ნივთიერების თვისებები აღწერილია დიელექტრიკული შეღწევადობისა და მაგნიტური ამთვისებლობის შემოყვანით. იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების ოპტიკური თვისებების განხილვისას საკმარისია შემოვიფარგლოთ მხოლოდ დიელექტრიკული შეღწევადობით თუ მათ არ განვიხილავთ მაგნიტური მოწესრიგების უბნებში, რომლებიც როგორც წესი მდებარეობენ ძალიან დაბალ ტემპერატურებზე.

ზოგადად დიელექტრიკული შეღწევადობა ტენზორული სიდიდეა, მაგრამ კუბური სინგონიის კრისტალებში, რომლებსაც ძირითადად მიეკუთვნება იმე-ს ჰალკოგენიდები და ანთიმონიდები, ეს სიდიდე წარმოადგენს სკალარს.

სასრული გამტარობის მქონე მყარი ტანის ოპტიკური თვისებები მთლიანად განისაზღვრება კომპლექსური დიელექტრიკული შეღწევადობის $\tilde{\epsilon}(\omega)$ სიხშირეზე დამოკიდებულებით, რომლის წარმოსახვითი ნაწილი დაკავშირებულია σ ელექტროგამტარობასთან:

$$\tilde{\epsilon}(\omega) = \epsilon_1(\omega) + i\epsilon_2(\omega) = \epsilon_1(\omega) + i \frac{4\pi\sigma}{\omega} = \left(\frac{c}{v}\right)^2 \quad (2.6)$$

ან გარდატეხის კომპლექსური მაჩვენებლის სიხშირული დამოკიდებულებით;

$$\tilde{n}(\omega) = n(\omega) + ik(\omega) = \frac{c}{v} \quad (2.7)$$

სადაც ϵ_1 და ϵ_2 არის დიელექტრიკული შეღწევადობის ნამდვილი და წარმოსახვითი ნაწილები, v - სინათლის ფაზური სიჩქარე ნივთიერებაში, n - გარდატეხის მაჩვენებელი, k - შთანთქმის მაჩვენებელი. ეს ოპტიკური მუდმივები განაპირობებენ ნივთიერებაში სინათლის ტალღის ფაზასა და ჩაქრობას. სინათლის ტალღის ამპლიტუდა ნივთიერებაში მცირდება

ექსპონენციალური კანონით $\exp(-\omega kx/c)$, ამიტომ სინათლის ინტენსივობა რომელიც პროპორციულია $|E|^2$, სადაც E სინათლის ტალღის ელექტრული ვექტორია, მცირდება როგორც:

$$\exp(-2\omega k/c) = \exp(-Kx) \quad (2.8)$$

სიდიდეს $K = \frac{2\omega k}{c} = \frac{4\pi k}{\lambda}$, რომელსაც გააჩნია განზომილება სმ^{-1} და ეწოდება შთანთქმის კოეფიციენტი. მისი შებრუნებული სადიდე ტოლია ნივთიერებაში სინათლის შეღწევის იმ სიღრმის, რომლის დროსაც სინათლის ენერგია მცირდება e ჯერ.

გარდატეხის მაჩვენებელი და შთანთქმის მაჩვენებლები დიელექტრიკული შეღწევადობის ნამდვილ ϵ_1 და წარმოსახვითი ϵ_2 მუდმივებთან დაკავშირებულია თანაფარდობებით:

$$\epsilon_1 = n^2 - k^2, \quad (2.9)$$

$$\epsilon_2 = 2nk = \frac{4\pi\sigma}{\omega} \quad (2.10)$$

სადაც σ გამტარობაა მოცემულ ω სიხშირეზე.

ოპტიკური მუდმივების დასადგენად მოცემულ სიხშირეზე ზომავენ ან მასალაში გასული სინათლის ინტენსივობას, ან და ამავე მასალის ზედაპირიდან არეკვლილი სინათლის ინტენსივობას.

თუ დაუშვებთ რომ ნიმუშის სისქე d გაცილებით აღემატება სინათლის ტალღის სიგრძეს და შეიძლება ინტერფერენცია უგულვებელვყოთ, მაშინ არეკვლის კოეფიციენტი T და შთანთქმის კოეფიციენტი R , იმ შემთხვევაში როდესაც სინათლე მასალის ზედაპირს ეცემა თითქმის 90° კუთხით ერთმანეთთან დაკავშირებულია ფორმულით.

$$T = \frac{(1-r)^2 e^{-\alpha d}}{1-r^2 e^{-\alpha d}} \quad (2.11)$$

$$R = [1 - T e^{-\alpha d}] \quad (2.12)$$

ეს თანაფარდობები საშუალებას იძლევა გამოთვლილ იქნას α და R ექსპერიმენტალურად გაზომილი T და R -ის მეშვეობით. (2.11) ფორმულით გათვლები საკმაოდ შრომატევადია, ამიტომ α -ს გამოსათვლელად სარგებლობენ ცხრილით ან მონოგრამით, რომლებშიც მოცემულია αd

დამოკიდებულება T -ზე R -ის სხვადასხვა მნიშვნელობებისათვის. a -ს დასადგენი ცხრილი შედგენილ იქნა (2,11) ფორმულით, მეათასედი სიზუსტით. იმის გამო რომ a გათვლებს ვაწარმოებდით მხოლოდ მაღალი შთანთქმის პირობებში ($a > 10^{-5} \text{ მ}^{-1}$) უბანში ჩვენს მიერ გამოყენებული არეკვლის კოეფიციენტი r გავუტოლეთ R -ს, რაც (2,12) ფორმულის ძალით იძლევა მცირე ცდომილებას.

მაღალი გამჭვირვალობის უბანში, სადაც მკვეთრადაა გამოსახული ინტერფერენციული ზოლები, გაზომილი გამჭვირვალობისა და არეკვლის სპექტრალული დამოკიდებულებები შეიძლება გამოყენებულ იქნას გარდატეხის მაჩვენებლის ნამდვილი ნაწილის სიდიდის დასადგენად. ამასთან ფირი-ფუძეშრე სისტემაში ინტერფერენციული კანონზომიერებები ერთნაირია თუ თავისუფალი ფირი და ფუძეშრე მთლიანად გამჭვირვალეა [62-64]. ამ შემთხვევაში სამართლიანია თანაფარდობა $T = 1 - R$. შთანთქმის კიდესთან ელექტრონების გადასვლის ენერგიასა და ხასიათზე ყველაზე საიმედო მონაცემებს იძლევა შთანთქმის კოეფიციენტის სიხშირეზე დამოკიდებულება [64].

ექსპერიმენტული მონაცემების დამუშავებისას ვსარგებლობდით შემდეგი მოსაზრებებით: თუ ადგილი აქვს პირდაპირ გადასვლებს უმარტივეს ზონებს შორის დისპერსიის კვადრატული კანონით და სფერული იზოენერგეტიკული ზედაპირებით ჩავთვლით რა, რომ სავალენტო ზონა მთლიანად შევსებულია, ხოლო გამტარებლობის ზონა მთლიანად ცარიელი, შთანთქმის კოეფიციენტი შეიძლება გამოთვლილ იქნას ფორმულით:

$$\alpha = \frac{2e^2(2m_*)^{1/2}}{m^2 c \hbar n} |P_{if}^\alpha|^2 \frac{(\hbar\omega - \Delta E_g d)}{\hbar\omega} \quad (2,13)$$

სადაც: e ელექტრონის მუხტია; \hbar – პლანკის მუდმივა; $m_* = \frac{m_n m_p}{m_n + m_p}$ დაყვანილი ეფექტური მასა; m_n და m_p ელექტრონების ეფექტური მასებია გამტარობის და ვალენტობის ზონების შესაბამისად; P_{if}^α - $i \rightarrow f$ მდგომარეობის გადასვლის მატრიცული ელემენტი; $\Delta E_g d$ ზონების ექსტრემუმებს შორის ენერგეტიკული ღრეჩო.

თუ ჩავთვლით რომ ზონათაშორის გადასვლების დასაწყისში გარდატეხის მაჩვენებელი სუსტადაა დამოკიდებული სიხშირეზე, ეს უკანასკნელი ფორმულა შეიძლება გადავწეროთ შემდეგი სახით:

$$\alpha = A_1 \frac{(\hbar\omega - \Delta E_g d)^{1/2}}{\hbar\omega} \quad (2,14)$$

სადაც:

$$A_1 = \frac{2e^2(2m_*)^{3/2}}{m^2 c \hbar^2 n} |P_{if}^\alpha|^2 = \text{const}(\omega) \quad (2,15)$$

ეს ფორმულა გვიჩვენებს რომ შთანთქმის კოეფიციენტის ფოტონების ენერგიაზე ნამრავლის კვადრატი პირდაპირპროპორციულია სხვაობის $\hbar\omega - \Delta E_g d$, ანუ

$$[\alpha \hbar\omega]^2 = A_1^2 (\hbar\omega - \Delta E_g d) \quad (2,16)$$

ფორმულის ასეთი სახე ძალიან მოსახერხებელია ექსპერიმენტული მონაცემების რაოდენობრივი დამუშავებისთვის, ვინაიდან თუ ღერძებზე დავიტანთ $[\alpha \hbar\omega]^2$ და $\hbar\omega$, ექსპერიმენტული წერტილები უნდა განლაგდნენ წრფეზე A_1^2 , დახრილობით, რომელიც $\hbar\omega$ ღერძს მოკვეთს მონაკვეთს $\hbar\omega = \Delta E_g d$.

ზოგჯერ ვერტიკალური პირდაპირი ზონათაშორისი გადასვლები აკრძალულია. ამ შემთხვევაში შთანთქმის კოეფიციენტი იანგარიშება ფორმულით:

$$\alpha = \frac{(\hbar\omega - \Delta E_g d)^{3/2}}{\hbar\omega} A_1 \quad (2,17)$$

სადაც:

$$A_1 = \frac{2e^2(2m_*)^{5/2}}{3m^2 c \hbar^4 n} |P_1|^2 \quad (2,18)$$

ამრიგად, ძირითადი შთანთქმის კიდის სპექტრალული დამოკიდებულების ანალიზისას ექსპერიმენტული წერტილები უნდა დავსვათ გრაფიკზე, რომლის ორდინატა ღერძი წრფივ მასშტაბში შეიცავს $(\alpha \hbar\omega)^{2/3}$ -ს, ხოლო იგივე წრფივი მასშტაბით აბსცისათა ღერძი - $\hbar\omega$ -ს. თუ ამ შემთხვევაში მივიღებთ დიდ წრფივ უბანს შეიძლება ჩავთვალოთ რომ ამ უბანში შთანთქმა დაკავშირებულია პირდაპირ აკრძალულ გადასვლებთან ზონის ექსტრემალურ წერტილებს შორის.

ელექტრონული გადასვლების ენერჯისა და ხასიათის კვლევის კლასიკურ ოპტიკურ მეთოდებთან ერთად ფართო გამოყენება ჰპოვა ფოტოელექტრულმა გაზომვებმაც. მათი გამოყენება განსაკუთრებით მოსახერხებელია როდესაც შთანთქმა იმდენად სუსტია რომ გამოუსადეგარია ჩვეულებრივი ოპტიკური მეთოდები [62]. ზონათაშორის გადასვლების უბანში ფირის ფოტომგრძობიარობის სპექტრზე ადგილი ექნება მკვეთრ პიკს, რომელიც განლაგებულია შთანთქმის კიდედან. კვანტის ენერჯის გაზრდით, როცა შთანთქმის კოეფიციენტი მიაღწევს დიდ სიდიდეებს, ფოტომგრძობიარობა შემცირდება პროცესში ზედაპირული რეკომბინაციის წილის გაზრდის გამო. ფირის ლეგირება მინარეული ატომებით გამოიწვევს ცვლილებებს ფოტომგრძობიარობის სპექტრში, რაც გამოწვეულია ორი მიზეზით: 1) დონორული მინარევისას ელექტრონების ფოტოიონიზაციით მინარეული დონეებიდან, ამ დროს ფოტომგრძობიარობის უბანი გაფართოვდება ტალღის სიგრძის დიდი მნიშვნელობისაკენ. 2) იმის და მიხედვით თუ როგორ მუხტის მატარებლებს (ძირითადად თუ არაძირითადად) ჩაიჭერენ ლოკალური დონეები ფოტომგრძობიარობა შეიძლება შემცირდეს ან გაიზარდოს. თუ გავითვალისწინებთ იმ გარემოებას რომ ფოტოელექტრული მოვლენები დაკავშირებულია მუხტის მატარებლების განთავისუფლებასთან ფოტო აღზნებით, შეიძლება დავასკვნათ რომ, ფოტო პასუხის სიდიდე შესაბამისობაში იქნება იმავე კანონზომიერებებთან, რომლებიც ზემოთ განვიხილეთ შთანთქმის კოეფიციენტისათვის. შესაბამისად ფოტოელექტრული მოვლენების სიხშირეზე დამოკიდებულების ანალიზი საშუალებას იძლევა დადგინდეს იქნას ელექტრონული გადასვლების ენერჯია და ხასიათი.

თავი III

იშვიათმიწა ელემენტების ანთიმონიდებისა და სულფიდების თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია, კრისტალური სტრუქტურა, ფაზური და ქიმიური ანალიზი.

ეს თავი პირობითად დაყოფილია სამ ნაწილად: პირველ ნაწილში მოკლედ გადმოცემულია ვაკუუმურ-თერმული დაფენის ძირითადი დებულებები და საკუთრივ ფირების მიღების მეთოდები. მეორე ნაწილი ეხება კონკრეტულად სამუშაოში მოცემული შემადგენლობის ფირების მისაღებად ჩატარებული სამუშაოების შედეგებს. განიხილება ფაზური და ქიმიური შემადგენლობის და კრისტალური მესრის სრულყოფის ტექნოლოგიურ რეჟიმებზე დამოკიდებულების კვლევის მონაცემები. მესამე ნაწილი დათმობილი აქვს ფირების ლეგირების საკითხებს.

3.1. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით თხელი ფირების მიღების მეთოდები და ტექნოლოგიური თავისებურებანი

ელექტრონულ ტექნიკაში გამოყენებული ქიმიური შენაერთების თხელფიროვანი ობიექტები უნდა აკმაყოფილებდნენ მთელ რიგ პირობებს, რომელთაგან უმთავრესია: 1) ქიმიური შენაერთის სტექიომეტრიული შემადგენლობა. 2) კრისტალური მესრის სრულყოფა. 3) მიღებული ფირების მაღალი სისუფთავე. ამჟამად ასეთი ფირების მიღების ერთერთ ყველაზე გავრცელებულ მეთოდს წარმოადგენს ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდი, რაც განპირობებულია მეთოდის სიმარტივით და ვაკუუმური მოწყობილობების განვითარებითა და სრულყოფით. პრინციპში ეს მეთოდი შეიძლება გამოყენებულ იქნას ნებისმიერი ფირების მისაღებად. საკითხი ის არის თუ როგორ უნდა იქნას გახურებული ასაორთქლებელი მასალა და როგორ იქნას მიღწეული დაფენილი ფირის საჭირო შემადგენლობა. ახალი

ქიმიური შენაერთების ფირების მიღების ტექნოლოგიის დამუშავებისას განსაკუთრებული მნიშვნელობა ენიჭება ფუძემრეზე კონდენსატების სტრუქტურის ფორმირების ზოგადი კანონზომიერებების გათვალისწინებას.

ხშირად თხელი ფირების ვაკუუმურ დაფენას განიხილავენ როგორც ერთ პროცესს, მაგრამ უფრო სწორია თუ ის განხილული იქნება სამი პროცესის ერთობლიობით [65]: 1) დასაფენი ნივთიერების აორთქლება. 2) ამ აორთქლის გადატანა ამორთქლებლიდან ფუძემრეზე აირის დაბალი წნევის პირობებში. 3) აორთქლებული მასალის კონდენსაცია ფუძემრეზე ფიროვანი სტრუქტურის ჩამოყალიბებით.

სამივე ამ პროცესს განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს ფუძემრეზე სრულყოფილი ფირის ჩამოყალიბების საქმეში და ის განსაკუთრებულ ყურადღებას მოითხოვს ექსპერიმენტატორისაგან. შევხვით მათ ცალ-ცალკე უფრო დაწვრილებით.

მასალის აორთქლება შეიძლება განხილულ იქნას ორი თვალსაზრისით: 1) მაკროსკოპიული და 2) მიკროსკოპიული. პირველ შემთხვევაში განხილვა დაფუძნებულია თერმოდინამიკაზე და ის იძლევა აორთქლების სიჩქარის, ასაორთქლებელი მასალის და ამორთქლებლის მასალის ურთიერთქმედების, შენაერთის სტაბილურობის რაოდენობრივ მახასიათებლებს და არ ითვალისწინებს ასაორთქლებელი მასალის ნაწილაკების ინდივიდუალურ თვისებებს. მეორე თვალსაზრისი ეფუძნება აირების კინეტიკურ თეორიას და იძლევა აორთქლების პროცესის ფიზიკურ მოდელს, რომელიც აიწერება ინდივიდუალური ნაწილაკების თვისებებით. სწორედ აირების კინეტიკური თეორიების გამოყენებამ შესაძლებელი გახადა შექმნილიყო აორთქლების პროცესის მეტნაკლებად სრულყოფილი თეორია.

დადგენილია რომ [65] მასალის აორთქლების სიჩქარე პირდაპირპროპორციულია აორთქლის წონასწორულ P^* წნევასა და ასაორთქლებელი მასალის ზედაპირზე ჰიდროსტატიკურ P წნევას შორის. აორთქლების

მაქსიმალური თეორიული სიჩქარე მიიღწევა მაშინ, როდესაც ზედაპირიდან აორთქლებული მოლეკულების ან ატომების რაოდენობა გაუტოლდება ამავე ზედაპირზე P^* წნევის შესაქმნელად საჭირო მოლეკულების ან ატომების რაოდენობას. ამ პირობებში არცერთი აორთქლებული ნაწილაკი უკან არ ბრუნდება [66]. ასეთი განხილვის საფუძველზე ნაჩვენებია იქნა, რომ A_e ფართიდან dt დროში აორთქლებული მოლეკულების dN_e რიცხვი ტოლია იმ მოლეკულების რიცხვისა, რომლებიც დროის ერთეულში ეჯახებიან ზედაპირს P^* წნევის დროს, იმ უკუნაყადის გამოკლებით, რომელიც შეესაბამება ასაორთქლებელი მასალის ჰიდროსტასტიკურ P წნევას აირად ფაზაში:

$$\frac{dN_e}{A_c dt} = (2\pi mkT)^{-1/2} (P^* - P) \quad (3.1)$$

სადაც: m - მოლეკულის მასა; k - ბოლცმანის მუდმივა; T - აბსოლუტური ტემპერატურა.

ამ უკანასკნელ განტოლებას ჰერცის განტოლება ეწოდება და მასში გარკვეული შესწორება შეიტანა კნუდსენმა, რომელმაც დაუშვა რომ ის მოლეკულები რომლებიც ეჯახებიან აორთქლებად ზედაპირს უფრო მეტად აირეკლებიან ამ ზედაპირიდან ვიდრე ჩაინერგებიან მასში. მაშასადამე არსებობს ორთქლის მოლეკულების გარკვეული ნაწილი, რომლებიც მართალია იძლევიან თავიანთ წვლილს აორთქლებული მასალის წნევაში მაგრამ არ მონაწილეობენ მოლეკულურ ნაკადში კონდენსირებულიდან აირად ფაზაში გადასვლისას. ამ დაშვების გასათვალისწინებლად მან შემოიტანა ე.წ. აორთქლების კოეფიციენტის α_v , რომელიც ტოლია აორთქლების დამზერილი სიჩქარის შეფარდებისა ამ სიჩქარის თეორიულად შესაძლო მნიშვნელობასთან. მაშინ აორთქლების სიჩქარის ყველაზე ზოგად ფორმულას აქვს სახე:

$$\frac{dN_e}{A_c dt} = \alpha_v (2\pi mkT)^{-1/2} (P^* - P) \quad (3.2)$$

და მას ეწოდება ჰერც - კნუდსენის განტოლება.

ჩვეულებრივ ნივთიერების აორთქლება შეიძლება განვიხილოთ, როგორც აორთქლება ლითონის თავისუფალი ზედაპირიდან. ცხადია ამ შემთხვევაში $\alpha_v = 1$ და აორთქლების სიჩქარე მასის მიხედვით ასე გამოისახება:

$$\Gamma = \frac{dN_e}{A_e dt} = m \left(\frac{m}{2\pi kT} \right)^{1/2} P^* \quad (3.3)$$

ამ მიდგომას ჩვენ პრაქტიკულად გამოვიყენებთ ფირების ტექნოლოგიის დამუშავებისას კონკრეტული ამორთქლებლისათვის, როდესაც აორთქლება ფაქტიურად წარმოადგენს ეფუზიას მცირე ნახვრეტის მქონე იზოთერმული მოცულობიდან. იმ შემთხვევაში როდესაც $P^* = 10^{-2}$ მმ ვწყ. სვ. წნევებზე ელემენტების უმრავლესობისათვის $\Gamma \sim 10^{-2}$ გ/სმ²·წმ უდრის. თუ ნახვრეტის ფართი A_e -ს ტოლია, მაშინ სრული ეფუზიური ნაკადი კნუდსენის უჯრედიდან ვაკუუმში ტოლია:

$$A_e (2\pi m kT)^{-1/2} (P^* - P) \text{ მოლ/წმ} \quad (3.4)$$

ზოგადად ფართის ერთეულიდან დროის ერთეულში აორთქლებული ელექტრონების რაოდენობა n_+ , პირდაპირპროპორციულად განაწილებულია P და ω სივრცულ კუთხეში $f(r_0, \omega)$ ფუნქციის სახით, რომელიც დამოკიდებულია ამორთქლებლის გეომეტრიაზე და ორთქლის წნევაზე.

იმ მოლეკულების წილი n_+ , რომლებიც გადაკვეთენ ფუძემრეს, გამოისახება შემდეგნაირად:

$$n_+ = f(r_0, \omega) + \alpha_c P (2\pi kT)^{-1/2} \quad (3.5)$$

სადაც: r_0 მანძილია ამორთქლებელსა და ფუძემრეს შორის; α_c აკომოდაციის კოეფიციენტია და გვიჩვენებს ფუძემრეზე დაკონდენსირებული მოლეკულების რიცხვის შეფარდებას ფუძემრეზე დაჯახებული მოლეკულების რიცხვთან. ეს უკანასკნელი ფორმულა სამართლიანია მაშინ როდესაც აორთქლებული მასალის ნაკადი მოძრაობს წრფივად. ეს პირობები სრულდება მაშინ, როდესაც კამერაში ვაკუუმი მაღალია.

კნუდსენის იდეალური უჯრედისათვის, რომელიც შედგება უსასრულოდ მცირე დიამეტრის მქონე ნახვრეტის იზოთერმული გარსისაგან და

ამასთან ნახვრეტის კედლებს სისქე არა აქვთ, $d\omega$ სივრცულ კუთხეში აორთქლებული ნივთიერების მასა გამოითვლება ფორმულით:

$$dM_e(\varphi) = M_e \cos \varphi \frac{d\omega}{4\pi} \quad (3.6)$$

მოცემული კანონი წარმოადგენს კოსინუსოიდალურ კანონს და ის გვიჩვენებს რომ აორთქლება სხვადასხვა მიმართულებით არათანაბარია. აორთქლება მაქსიმალურია ასაორთქლებელი ზედაპირის მართობულად. ცხადია ნივთიერების რაოდენობა, რომელიც დაეფინება ამაორთქლებლის მოპირდაპირე მხარეზე მყოფ ზედაპირს ასევე დამოკიდებულია ამ ზედაპირის მდებარეობაზე ამაორთქლებლის მიმართ. იმ ნივთიერების რაოდენობა, რომელიც ორთქლდება $d\omega$ სივრცული კუთხის შიგნით და ეფინება ზედაპირს, იზრდება ამაორთქლებლამდე მანძილის გაზრდით და დაცემის კუთხის გადიდებით. ფუძემრის ელემენტის ფართი მოცემული $d\omega$, r და θ -სთვის ტოლია :

$$dM_e = r^2 d\omega / \cos \theta \quad (3.7)$$

ცხადია შესაბამისად ფუძემრის ფართის ერთეულზე დალექილი ნივთიერების მასა გამოითვლება ფორმულით:

$$\frac{dM_r(\varphi, \theta)}{dA_e} = \frac{M_e}{\pi r^2} \cos \varphi \cos \theta \quad (3.8)$$

თუ ამაორთქლებელი წერტილოვანია, მაშინ $d\omega$ სივრცულ კუთხეში აორთქლებული ნივთიერების მასა დამოკიდებული არაა მიმართულებაზე, როგორც ეს ჩანს შემდეგი ფორმულიდან:

$$dM_e = M_e \frac{d\omega}{4\pi} \quad (3.9)$$

შევნიშნოთ რომ აორთქლების ზემოთ მოყვანილი იზოტროპული სურათი იდეალიზირებული წერტილოვანი წყაროდან შესამჩნევ პრაქტიკულ ინტერესს არ წარმოადგენს.

პრაქტიკულად ამაორთქლებლის კონსტრუქციის შერჩევასას ამაორთქლებლის მახასიათებელ პარამეტრებს, რომლებიც გადამწყვეტ როლს თამაშობენ ნივთიერების განაწილებაზე როგორც სისქის ისე ფართის მიხედვით წარმოადგენს ამაორთქლებლის დიამეტრი და მოცულობა.

ამჟამად საკმარისად არ არის დამუშავებული ღია ტიპის ტიგელებიდან აორთქლების თეორია და ამიტომ ასეთი ამაორთქლებლების მახასიათებლები შეიძლება მიღებულ იქნას მხოლოდ ემპირიული კანონზომიერებების საფუძველზე.

წინამდებარე ნაშრომში იმე-ს შენაერთების ფირების მისაღებად გამოყენებული იყო ტიგელისა და ნავის ფორმის ამაორთქლებლები. პრაქტიკაში სწორედ ასეთი ფორმის ტიგელები გამოიყენებიან ყველაზე ხშირად. ისინი საშუალებას იძლევიან საკმაოდ სწრაფად აორთქლდეს რამდენიმე გრამი ნივთიერება. ტიგელის კედლები შემოსაზღვრავენ აორთქლების პირველად ზედაპირს და ცხადია ზეგავლენას ახდენენ აორთქლების სურათზე. ტიგელის შიგნით წნევა ნაკლებია შესაბამისი ტემპერატურის წონასწორულ წნევაზე, რაც გამოწვეულია აორთქლების დიდი ფართობით. ამდენად შედარებით მოკლე ტიგელებს არ უნდა ახასიათებდეთ აორთქლების ძლიერად გამოხატული მიმართულება, რასაც მართლაც აქვს ადგილი პრაქტიკაში. სპეციალურად ჩატარებულმა ცდებმა აჩვენეს რომ კოსინუსოიდალური კანონიდან მცირე გადახრა შეიმჩნევა ფუძემშრის ცენტრში, ხოლო დიდი - პერიფერიაზე. ტიგელის ცხელი კედლები იწვევენ განაწილების ძირითადი კანონებიდან გადახრას. რაც შეეხება მეორადი აორთქლების ეფექტებს (კედლიდან არეკვლილი მოლეკულების შეჯახებები, კედლის სხვადასხვა ტემპერატურები, სითბური ნაკადების არსებობა), ისინი საშუალებას არ იძლევიან მაღალი სიზუსტით აღწერილ იქნას აორთქლების პროცესი. ამდენად ამაორთქლებლის კონსტრუირებისას საჭიროა ვისარგებლოდ ემპირიული კანონზომიერებებითაც. პრაქტიკულად დადასტურებულია რომ, ტიგელის ფორმის ამაორთქლებლის გეომეტრიის ცვლილებით შეიძლება მიღწეულ იქნას განაწილების უფრო ერთგვაროვანი ეფექტი.

ნავისებური ამაორთქლებლები, როგორც წესი გამოიყენებიან დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღებად და ისევე როგორც ტიგელის ფორმის ამაორთქლებლების

შემთხვევაში, ერთგვაროვანი სტექიომეტრიული შემადგენლობის ფირების მისაღებად, საჭიროებენ ემპირიული გზით სათანადო გეომეტრიის დადგენას. ყოველივე ზემოთ თქმულის საფუძველზე შეგვიძლია დავასკვნათ, რომ სისქის მიხედვით ერთგვაროვანი ფირის მომზადების ეფექტური საშუალებაა მანძილის გაზრდა ამორთქლებლიდან ფუძემშრემდე და შესაბამისად ფუძემშრის ცენტრის სიახლოვეს ერთგვაროვნად დაფენილი ფირის ფართის გადიდება ნულთან ახლოს მყოფი დაცემის კუთხეებისათვის. აქვე შევნიშნოთ, რომ გასათვალისწინებელია პროცესის ჩასატარებელი ვაკუმუური კამერის ზომები და მის შიგნით დამხმარე მოწყობილობების გეომეტრია.

მოკლედ შევხვით ფირების ფორმირების პროცესს ფუძემშრეზე. როგორც მრავალრიცხოვანმა ექსპერიმენტებმა აჩვენეს არსებობს ფუძემშრეზე დაცემული ორთქლის ნაკადის კრიტიკული სიმკვრივე და ფუძემშრის კრიტიკული ტემპერატურა. ფუძემშრეზე ნივთიერების კონდენსაციის მექანიზმი შემდეგია: აორთქლებული მასალის ატომები ან მოლეკულები ეჯახებიან ფუძემშრის ზედაპირს, რჩებიან მასზე გარკვეული დროის განმავლობაში. მოძრაობენ რა ამ ზედაპირზე ორგანზომილებიანი აირების მსგავსად (ეგრეთ წოდებული ატომების მიგრაცია ან ძვრადობა), ამ ატომებს და მოლეკულებს შეუძლიათ ისევ აორთქლდნენ ფუძემშრის ზედაპირიდან. მათი ძვრადობა და ენერგია დამოკიდებულია ფუძემშრის ტემპერატურაზე. ფუძემშრის ზედაპირზე მოძრაობისას ადსორბირებული ატომები, ეჯახებიან რა სხვა ადსორბირებულ ატომებს, ქმნიან უფრო მაღალი სტაბილურობის ცენტრებს - უპირატესად ჯგუფებს, რომლებიც შედგებიან ორი ატომისაგან, ანუ „დუბლეტებისაგან“. დუბლეტებს გააჩნიათ გაცილებით მეტი სიცოცხლის ხანგრძლივობა ვიდრე ცალკეულ ატომებს და ამიტომ ისინი თამაშობენ კონდენსაციის ცენტრების როლს.

რაც უფრო მაღალია ფუძემშრის ტემპერატურა და ნაკლები მოცემული ნივთიერების დუდილის ტემპერატურა, მით უფრო მეტია ფუძემშრის ზედაპირიდან მეორადი ატომების აორთქლების ტემპერატურა.

აორთქლებული მასალის კონის მაღალი სიმკვრივისას ფუძემრიდან აორთქლებული ატომები ჩაიჭირებიან ახლად წარმოქმნილი ნაწილაკებით და გამოილეეებიან რა ფუძემრეზე, წარმოქმნიან კონდენსაციის ბირთვებს, რომლებიც თავის მხრივ ჩაიჭერენ შემდგომ მოსულ ყველა ატომებს. ამიტომ ორთქლის ნაკადის სიმკვრივის ზრდისას ფუძემრის ტემპერატურა ასევე იზრდება. აღწერილ პროცესებში არსებით როლს თამაშობს ფუძემრე, რომელზედაც უნდა დაეფინოს ფირი. ფუძემრის თვისებების ცვლილებით, მაგალითად, წინასწარ მასზე კონდენსაციის ბირთვების შექმნით შეიძლება ვმართოთ მიღებული ფირის სტრუქტურა და თვისებები. ატომების ზედაპირული მიგრაცია დასაბუთებულია თეორიულად და დამტკიცებულია ექსპერიმენტებით.

ატომების ზედაპირული მიგრაცია დამოკიდებულია როგორც ფირის ასევე ფუძემრის მასალაზე. ასე მაგალითად ნაჩვენებია, რომ ოქროს ატომების მიგრაცია სხვადასხვა ფუძემრეზე შეიძლება ერთმანეთისაგან განსხვავდებოდეს ათჯერ. ზედაპირულ მიგრაციაზე დიდ გავლენას ახდენს ფუძემრის ტემპერატურა და დაფენის სიჩქარე, ასევე ფუძემრის სისუფთავე.

ფრენკელმა თეორიულად განსაზღვრა კონის სიმკვრივის დამოკიდებულება ტემპერატურისაგან. ამ დამოკიდებულებას შემდეგი ხასიათი აქვს:

$$V_g = A e^{\frac{u}{kT}} \quad (3,10)$$

სადაც V_g ნაკადის კრიტიკული სიმკვრივეა, T - ფუძემრის ზედაპირის შესაბამისი ტემპერატურა, k - ბოლცმანის მუდმივა, U - ზედაპირზე ადსორბირებული ატომების ბმის ენერგია, A - მუდმივა, რომელიც დამოკიდებულია ნივთიერების გვარობაზე. U სიდიდე ახასიათებს კონდენსაციის პროცესის სიჩქარეს, რაც მეტია U , მით მეტია კონდენსირებადი ნაწილაკების აკომოდაციის კოეფიციენტი.

ნაშრომებში [67,68] დასაბუთებულია რომ არსებობს ფუძემრის ორი კრიტიკული ტემპერატურა T_1 და T_2 . დაბალ ტემპერატურებზე $T < T_1$ ადგილი აქვს ტექსტურირებული ფირების წარმოქმნას, ფუძემრეზე

ორთქლის უშუალო კონდენსაციით. საშუალოდ სითხის სახით, რომელიც გადაიქცევა წვეთად და შემდგომი გაცივებით ქმნის წვრილ დისპერსიულ პოლიკრისტალურ სტრუქტურას. როდესაც $T > T_2$ ნივთიერება ფუძემრეზე არსებობს ორგანოზომილებიანი ორთქლის სახით, რომლის კონდენსაცია შეიძლება მოხდეს ფუძემრის დეფექტებზე ან ფუძემრის ზედაპირზე არსებულ მინარევებზე.

არსებობს ფირის კონდენსატის წარმოქმნის მრავალი მოდელი: ჩანასახოვანი, კაპილარული, კინეტიკური განტოლებების მეთოდი და სხვ. [69-78]. მაგრამ არცერთი მათგანი სრულად ვერ აღწერს ექსპერიმენტალურად დაფიქსირებულ მონაცემებს.

მოკლედ შევხვით ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ქიმიური შენაერთების თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგიაზე სხვადასხვა ფაქტორების გავლენას, რომლებიც განაპირობებენ ერთგვაროვანი სტექიომეტრიული შემადგენლობების კრისტალური ფირების მიღებას სახვადასხვა ფუძემრეზე.

კრისტალური ფირის ძირითადი სტრუქტურული მახასიათებლებია: კრისტალების ზომა, მათი ფორმა და ორიენტაცია, დეფექტების სახე, მათი სიმკვრივე და განაწილება. ზედაპირული რელიეფის განვითარება მჭიდროდ უკავშირდება კონდენსატის წარმოქმნის კინეტიკას და იმ მეორად პროცესებს, რომლებსაც ადგილი აქვს ფირის ჩასახვის დასაწყისში და ფირის ზრდის დამთავრების შემდეგ. კონდენსაციის პირობების ისეთი პარამეტრების ცვლილებებით, როგორებიცაა ორთქლის ნაკადის სიმკვრივე, კამერაში ნარჩენი აირების შემადგენლობა, ფუძემრის ტემპერატურა და მისი ფიზიკო-ქიმიური თვისებები, ზედაპირის სისუფთავე და ა.შ. შესაძლებელია გაზრდილი ფირის სტრუქტურის ვარირება ფართო ინტერვალში. ფირის სტრუქტურის ფორმირების ძირითადი კანონზომიერებების ცოდნა საშუალებას იძლევა ეს ცვლილებები განვახორციელოთ საჭირო მიმართულებებით.

ცნობილია ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მიღების შემდეგი სახეები:

1) შემადგენელი კომპონენტების რიგრიგობით დაფენა ფუძემშრეზე და შემდგომ მიღებული მრავალფენიანი სტრუქტურის მაჰომოგენიზირებელი გამოწვა.

2) შემადგენელი კომპონენტების ერთდროული აორთქლება სხვადასხვა დამოუკიდებელი წყაროდან.

3) წინასწარსინთეზირებული შენაერთის პირდაპირი აორთქლება.

4) წინასწარსინთეზირებული შენაერთის მცირე ულუფებით დისკრეტული აორთქლება.

პირველი მეთოდის განხორციელებისას ფუძემშრეზე რიგრიგობით აფენენ მცირე სისქის ცალკეული კომპონენტების ფენას და შემდეგ მიღებულ მრავალფენიან შრეს გამოწვავენ შესაბამის ტემპერატურაზე. ამ მეთოდის გამოყენება ეფექტურია მაშინ როდესაც ერთი კომპონენტის ატომების დიფუზიის კოეფიციენტი მეორეში მაღალია. როგორც პრაქტიკამ აჩვენა ამ მეთოდით საკმაოდ ძნელია სტექიომეტრიული შემადგენლობის ფირის მიღება.

მეორე მეთოდმა რომელიც გულისხმობს ვაკუუმურ კამერაში ფირის შემადგენელი კომპონენტების ერთდროულ აორთქლებას სხვადასხვა დამოუკიდებელი წყაროებიდან და შემდგომ მათ ერთდროულ კონდენსაციას ფუძემშრეზე, საკმაოდ ფართო გამოყენება ჰპოვა პრაქტიკაში მეთოდის უნივერსალობისა და სიმარტივის გამო. ამ მეთოდის წარმატებით განხორციელებისთვის აუცილებელია ფირის შემადგენელი კომპონენტების კონდენსაციის სიჩქარის და მათი ზუსტი თანაფარდობის შენარჩუნება. თუ ამორთქლებლის ფართი მცირეა, ფუძემშრეზე ორთქლის ნაკადის სიმკვრივე უკუპროპორციულია ამორთქლებლიდან ფუძემშრემდე მანძილის კვადრატის. ამ პირობებში ფუძემშრეზე, აორთქლებული მასალის ორთქლის წნევა გამოითვლება ფორმულით [65]:

$$P_{ფ} = S_{ფ} \frac{\cos \alpha \cos \beta}{\pi R^2} P_{წ}(T) \quad (3.11)$$

სადაც: S_1 აორთქლების ფართობი, α – კუთხე აორთქლების ფართის ნორმალსა და ორთქლის ნაკადს შორის, β – კუთხე ფუძემშრის ნორმალსა და ორთქლის ნაკადს შორის, R – მანძილი ამაორთქლებლიდან ფუძემშრის მოცემულ წერტილამდე, $P_g(T)$ წარმოადგენს ასორთქლებელი მასალის წონასწორულ წნევას აორთქლების ტემპერატურაზე.

კონდენსაციის საჭირო საჩქარის მისაღებად საჭიროა ვიცოდეთ ფირის შემადგენელი კომპონენტების ორთქლის წნევების დამოკიდებულება ტემპერატურებზე. ჩვენთვის საინტერესო ელემენტებისათვის ეს მონაცემები მოყვანილია ცხრილ 4-ში.

იმისათვის რომ ფუძემშრეზე მივიღოთ სტექიომეტრიული შემადგენლობის ფირი, კომპონენტების ამაორთქლებლები ისე უნდა იყოს განლაგებული, რომ ფუძემშრე თანაბრად იყოს ექსპონირებული ორივე კომპონენტის ორთქლის ნაკადით. როგორც ზედა ფორმულიდან ჩანს კომპონენტის ორთქლის ეფექტური წნევა P_g დამოკიდებულია β დაცემის კუთხეზე. კომპონენტების მოლეკულების დაცემის კუთხეებს შორის განსხვავებამ შეიძლება გამოიწვიოს ფირის შემადგენლობის ცვლილება. დაცემის კუთხის გავლენა შეიძლება შემცირდეს თუ გავზრდით მანძილს ამაორთქლებლიდან ფუძემშრემდე. ქიმიური ნაერთის ფირების შემადგენლობა მაინც და მაინც არ მოითხოვს კომპონენტების ორთქლის ნაკადის მკაცრ კონტროლს, ვინაიდან ქიმიური ნაერთის კონდენსაციის სიჩქარე დამოკიდებულია არა მარტო კომპონენტების ორთქლის წნევის თანაფარდობაზე, არამედ მათ შორის რეაქციაზეც, რომელიც უშუალოდ ფუძემშრეზე მიმდინარეობს და ამრიგად ფირის ზრდის პროცესზე გადამწყვეტ გავლენას ახდენს ფუძემშრის ტემპერატურა.

გიუნტერის მიერ [78] დამუშავებულ იქნა კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ერთდროული აორთქლების ე.წ. სამტემპერატურული მეთოდი. ამ მეთოდის რეალიზაციისას ნაკლებად აქროლადი კომპონენტის ტემპერატურას აფიქსირებენ T_1 ტემპერატურაზე, რომელიც რეალურად უზრუნველყოფს ფირის ზრდის სიჩქარეს. მეორე T_2 ტემპე-

რატურას ისე შეარჩევნ რომ, შექმნას ფირის შემადგენელი მეორე კომპონენტის კონცენტრაციის სიჭარბე პირველი კომპონენტის კონცენტრაციასთან შედარებით. ფუძემშრის ტემპერატურა ისეთნაირად შეირჩევა რომ ის საშუალოდ იყოს პირველი და მეორე კომპონენტების ტემპერატურების $T_1 < T_g < T_2$. ამ პირობებში აქროლადი ელემენტი (პირველი ელემენტი) კონდენსირდება ფუძემშრეზე მხოლოდ მაშინ, როცა ის რეაქციაში შევა ნაკლებად აქროლად კომპონენტთან (მეორე კომპონენტი). შევნიშნოთ რომ T_1 და T_2 ტემპერატურები არ წარმოადგენენ კრიტიკულ სიდიდეებს. თუ მოცემული შენაერთის გარდა არსებობენ სხვა ქიმიური შენაერთები, რომელთა შემადგენლობაც ახლოსაა ერთმანეთთან, ამ შემთხვევაში ფუძემშრის ტემპერატურის ცვლილებით შეუძლებელია მიღებული ფირის ერთფაზოვნების უზრუნველყოფა, რაც ამ მეთოდის მნიშვნელოვან ნაკლს წარმოადგენს.

წინასწარსინთეზირებული შენაერთის პირდაპირი აორთქლება გულისხმობს საჭირო შემადგენლობის მოცულობითი ობიექტების მიღებას ამა თუ იმ მეთოდით და შემდეგ მის პირდაპირ აორთქლებას ტიგელიდან. ამ მეთოდის გამოყენება ეფექტურია მაშინ, როდესაც გახურებისას შენაერთი არ განიცდის დისოციაციას. თუ შენაერთი განიცდის დისოციაციას, მაშინ ფუძემშრეზე წარმოიქმნება მრავალფაზა არაერთგვაროვანი ფირები, რომლებიც მოითხოვენ შემდგომ თერმულ დამუშავებას ერთფაზა სტექიომეტრიული შემადგენლობის ფირების მისაღებად. ხშირად თერმული დამუშავება ეფექტური არ არის. ამ შემთხვევაში პრაქტიკაში გამოყენება ჰპოვა ე.წ. დისკრეტული აორთქლების მეთოდმა. რომლის არსი მდგომარეობს შემდეგში: წინასწარსინთეზირებული სტექიომეტრიული შენაერთის დაფხვნილი ნაწილაკები თანაბრად მიეწოდებიან სათანადო ტემპერატურამდე გახურებულ ამაორთქლებელს, რის შედეგადაც ისინი მყისვე აორთქლდებიან. აღსანიშნავია რომ ამ მეთოდის განხორციელებისას საჭირო არ არის ამაორთქლებლის ტემპერატურისა და აორთქლებული მასალის ორთქლის ნაკადის მკაცრი კონტროლი. ფირის საჭირო

შემადგენლობა მიიღწევა შესაბამისი ნაწილაკების სრული აორთქლებით, ამასთან ამაორთქლებლის ტემპერატურა ისეა შერჩეული რომ აორთქლდეს ყველაზე დაბალი აქროლადობის კომპონენტიც. ცდებმა აჩვენეს რომ დისკრეტული აორთქლებისას თითოეული ნაწილაკი მაინც განიცდის ფრაქციონირებას, მაგრამ ნაწილაკში ნივთიერების რაოდენობა იმდენად მცირეა რომ ფუძემრეზე წარმოქმნილ ფირში არაერთგვაროვნება შეიმჩნევა მხოლოდ რამოდენიმე მონოატომური ფენის ფარგლებში. როგორც წესი ასეთი არაერთგვაროვნება ადვილად ქრება ფირის ვაკუუმურ კამერაში მცირე ხნით გამოწვითაც კი.

დისკრეტული აორთქლების მეთოდით ფირის მიღებისას განსაკუთრებული ყურადღება უნდა მიეცეს ამაორთქლებლის მასალას და კონსტრუქციას. ამაორთქლებლის მასალა თვითონ არ უნდა აორთქლდებოდეს, ის არ უნდა შედიოდეს ქიმიურ რეაქციაში ასაორთქლებელ მასალასთან, ამასთან უნდა უზრუნველყოფდეს მაღალ ტემპერატურებს (1725 K და ზემოთ). აღნიშნულ მოთხოვნებს კარგად აკმაყოფილებენ მოლიბდენის, ვოლფრამის, ტანტალის კილიტისაგან დამზადებული ნავისებური ამაორთქლებლები.

3.2 გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირების მიღება

Gd_2S_3 -ის თხელი ფირების მიღება ჩატარდა ორი მეთოდით: კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით [79].

კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდის განხორციელებისას გამოყენებულ იქნა მისი სახესხვაობა, რომელიც ცნობილია სამ ტემპერატურული ან გიუნტერის მეთოდის სახელით. ამ მეთოდის რეალიზაციისას როგორც ცნობილია ფუძემრის ტემპერატურას უკავია საშუალოდ მნიშვნელობა „ადვილად“ აქროლადი (ჩვენს შემთხვევაში გოგირდი) და „ძნელად“

აქროლადი (ჩვენს შემთხვევაში გადოლინიუმი) კომპონენტების აორთქლების ტემპერატურებს შორის. ფუძემდებლად გამოყენებული იყო პოლიკრისტალური სიტალი, ლეიკოსაფირონი და მონოკრისტალური სილიციუმი (111) ორიენტაციის სიბრტყით. გიუნტერის მეთოდის მოთხოვნებისა და ცხრილ 4-ში მოყვანილი ორთქლის ნაკადების მნიშვნელობების გამოყენებით შერჩეულ იქნა დაფენის ტემპერატურული რეჟიმები, რომელთა კორექციაც ხდებოდა მიღებული ფირების რენტგენო-დიფრაქციული მონაცემების ანალიზით ისე რომ დაფენილი ფირები ყოფილიყო ერთფაზა და კრისტალური. მრავალრიცხოვანი ცდებით (~ 80 ცდა) დადგინდა იქნა რომ დაფენის ოპტიმალური რეჟიმებია: ფუძემდრის ტემპერატურა - 575 K, Gd-ის ამორთქლებლის ტემპერატურა - 1365 K, ხოლო გოგირდის - 110 K. Gd-ის ამორთქლებელის დაშორება ფუძემდრიდან ტოლი იყო 95 მმ, გოგირდის ამორთქლებლის დაშორება - 15 მმ. ამორთქლებლების ღერძების დახრის კუთხეები ფუძემდრის ზედაპირის ნორ-

ცხრილი 1.

ორთქლის წნევის მნიშვნელობები [80,81]

ელემენტები	ტემპერატურა (°C) ორთქლის წნევებისთვის მმ.ვწყ.სვ				
	10 ⁻³	10 ⁻²	10 ⁻¹	1	10 ¹
Gd	1192	1327	1487	1682	1947
Dy	997	1117	1262	1710	1692
Er	1052	1177	1332	1527	1787
Sb	478	533	612	757	977
S	80	109	147	185	246
Te	323	374	433	518	632
Cd	217	265	320	392	485
Pb	625	715	832	977	1162
Cr	1267	1397	1552	1707	1967
Cu	1132	1257	1417	1617	1867

მალთან ერთნაირი იყო და შეადგენდა 25^0 , დაფენის სიჩარე - 50-65 Å/წმ. დაფენილი ფირების სისქე ტოლი იყო 0,2-1,9 მკმ-ის. გოგირდის აორთქლება ხდებოდა ჯოჯოხეთის გამახურებლით, ხოლო გადოლინიუმის - ელექტრონულ-სხივური აორთქლების მეთოდით. საწყის კომპონენტებად გამოყენებული იყო ΓDM-1 მარკის ლითონური გადოლინიუმი, რომელშიც სამარიუმის, ევროპიუმის, ტერბიუმის და იტერბიუმის ჯამური შემცველობა ტოლი იყო 0,1%. მასალა ასევე შეიცავდა რკინას 0,01%, კალციუმს 0,01%, სპილენძს 0,01%, ტანტალს, ნიობიუმს ან მოლიბდენს 0,02%. გოგირდის წყაროდ ვიყენებდით B-5 მარკის გოგირდს, ძირითადი მასალის 99,99 % შემცველობით.

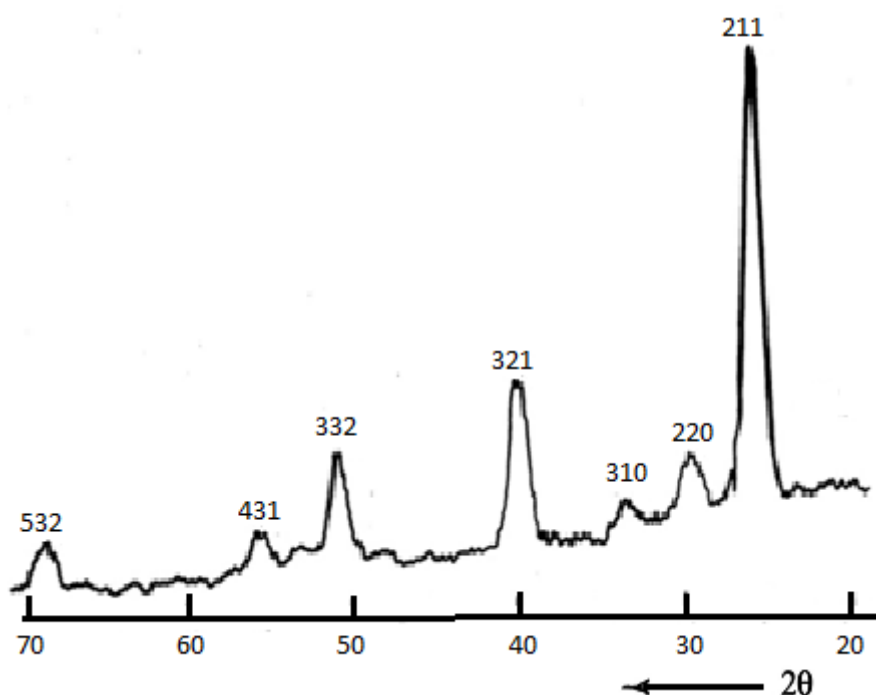
შევნიშნეთ რომ გიუნტერის მეთოდის განხორციელებისას ადვილად აქროლადი კომპონენტის აორთქლების ტემპერატურის მკაცრი კონტროლი სავალდებულო არ არის, მთავარია ის მეტი იყოს აორთქლების ტემპერატურაზე, ამ შემთხვევაში გოგირდის ჭარბი რაოდენობა რომელიც არ შევიდა რეაქციაში გადოლინიუმთან აირეკლება ფუძემრიდან. მთელი დაფენის პროცესის განმავლობაში ორთქლის ნაკადი უნდა იყოს მუდმივი. როგორც გოგირდის ისე გადოლინიუმის ამორთქლებლის ტემპერატურა რეგულირდებოდა $\pm 10 K$ სიზუსტით. უშუალოდ დაფენის პროცესის წინ გადოლინიუმის გამახურებელს ვაყოვნებთ 10^{-6} მმ ვწყ. სვ. ვაკუუმში 20 - 25 წთ-ის განმავლობაში, რაც აუცილებელი იყო აორთქლების ტემპერატურის სტაბილიზაციისათვის. დროის მთელი ამ პერიოდის განმავლობაში, საფარი რომელიც განთავსებულია ფუძემრესა და ამორთქლებლებს შორის, დახურული იყო. აქვე გათვალისწინებული იყო ისიც რომ საფარის გახსნის შემდეგ გამოსხივების გამო გადოლინიუმის ამორთქლებლის ტემპერატურა რამდენადმე მცირდებოდა.

როგორც ცხრილ 1 - დან ჩანს გადოლინიუმის ერთნახევრიან სულფიდას გააჩნია ორი მოდიფიკაცია α და β . α მოდიფიკაცია რომბული სინგონიისაა (სივრცული ჯგუფი $Pnma$) სტრუქტურული ტიპი La_2S_3 და γ

მოდიფიკაცია - კუბური სინგონია (სივრცული ჯგუფი $I43d$) სტრუქტურული ტიპი Th_3P_4 .

ზემოთ მითითებული ტექნოლოგიური რეჟიმებით მიღებულ ფირებზე გადაღებულ იქნა რენტგენოდიფრაქტოგრამა, რომელიც მოყვანილია ნახ. 21-ზე. რენტგენოდიფრაქტოგრამაზე დიფრაქციული მაქსიმუმების განლაგება მიუთითებს Gd_2S_3 -ის γ ფორმაზე მესრის მუდმივათი $a=8,34\text{\AA}$, რაც კარგ შესაბამისობაშია ლიტერატურულ მონაცემებთან $a=8,357\text{\AA}$ [5]. შევნიშნოთ რომ ფუძეშრის მასალა რაიმე შესამჩნევ გავლენას არ ახდენს მიღებული ფირების არც ფაზურ შემადგენლობაზე და არც კრისტალორობაზე.

ჩატარებულმა ექსპერიმენტებმა აჩვენა რომ, ფუძეშრის ტემპერატურის გაზრდა სხვა მუდმივი პარამეტრების შემთხვევაში ასევე გავლენას არ ახდენს მომზადებული ფირის ხარისხზე.

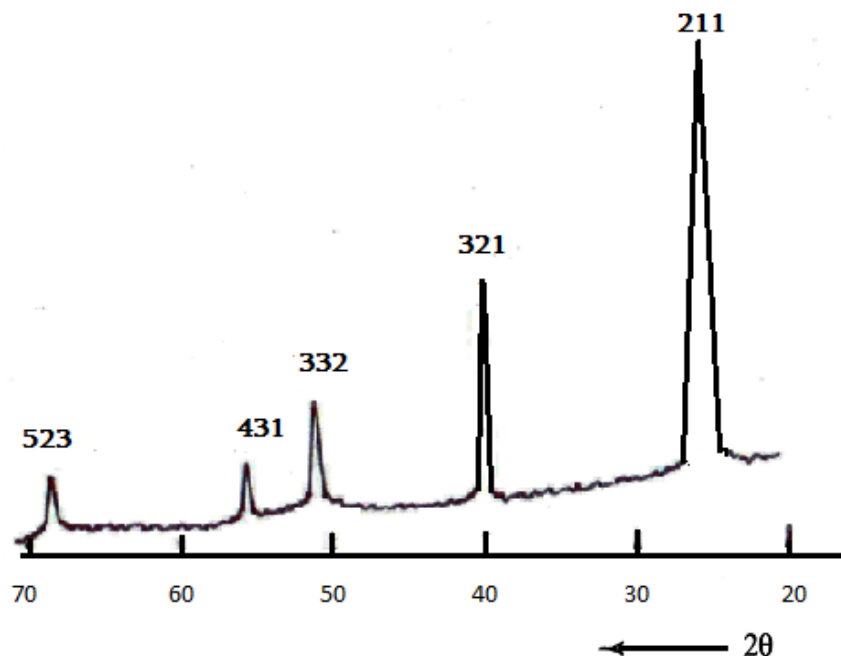


ნახ. 21. კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული γ - ფორმის Gd_2S_3 - ის თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძეშრე სიტალი, სისქე 1,5 მკმ)

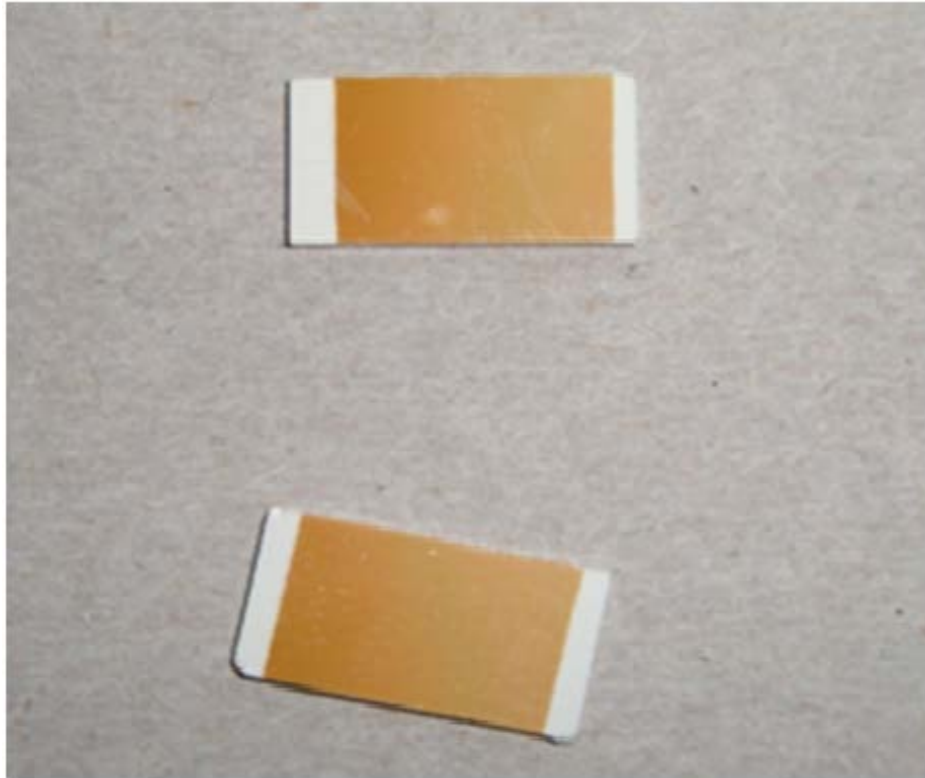
დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირის მისაღებად გამოყენებული იყო γ - Gd_2S_3 -ის მოცულობითი კრისტალები,

რომელიც შეძენილი იყო კომპანია *Rare Earth Bullion Ltd* (*Company No: 08175229*-გან), რომლებსაც ვფქვავდით წვრილ მარცვლოვან ღონემდე. ცდებმა აჩვენეს რომ ერთფაზა ფირების მისაღებად დიდი მნიშვნელობა აქვს მარცვლების ზომას - ~110 მკმ. დადგენილ იქნა დაფენის ოპტიმალური რეჟიმები: ამორთქლებლის ტემპერატურა - 2375 K, ფუძემშრის ტემპერატურა - 1125 K, მანძილი ამორთქლებლიდან ფუძემშრემდე - 50 მმ, დაფენის სიჩქარე - 60-70 Å/წმ, დაფენილი ფირების სისქე შეადგენდა 0,3-1,5 მკმ-ს. ამ მეთოდით მიღებული ფირების რენტგენოდიფრაქტოგრამაზე დიფრაქციული მაქსიმუმები იყო უფრო მაღალი და ვიწრო, რაც მიუთითებს დისკრეტული აორთქლებით მომზადებული ფირების კრისტალური მესრის უფრო მაღალ სრულყოფაზე (ნახ.22).

ნახ. 23.-ზე ნაჩვენებია γ - Gd_2S_3 -ის თხელი ფირების ფოტო. როგორც ვხედავთ მათ მუქი ყვითელი ფერი აქვთ. ჰაერზე რამოდენიმე დღით დაყოვნების შემდეგ ისინი ფერს არ იცვლიან, რაც მეტყველებს იმაზე რომ, ისინი მდგრადნი არიან ატმოსფერული ჰაერზე.



ნახ. 22. დისკრეტული წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული γ - ფორმის Gd_2S_3 -ის თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძემშრე სიტალი, სისქე 1.5 მკმ)



ნახ. 23. Gd_2S_3 - ის ფირები, ფირის სისქე 1,5 მკმ. (ფუძემშრე სიტალი, ზედა - კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან მიღებული ფირი. ქვედა - დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირი

3.3. გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირების მალეგირებელი მინარევის შერჩევა და ლეგირების მეთოდები

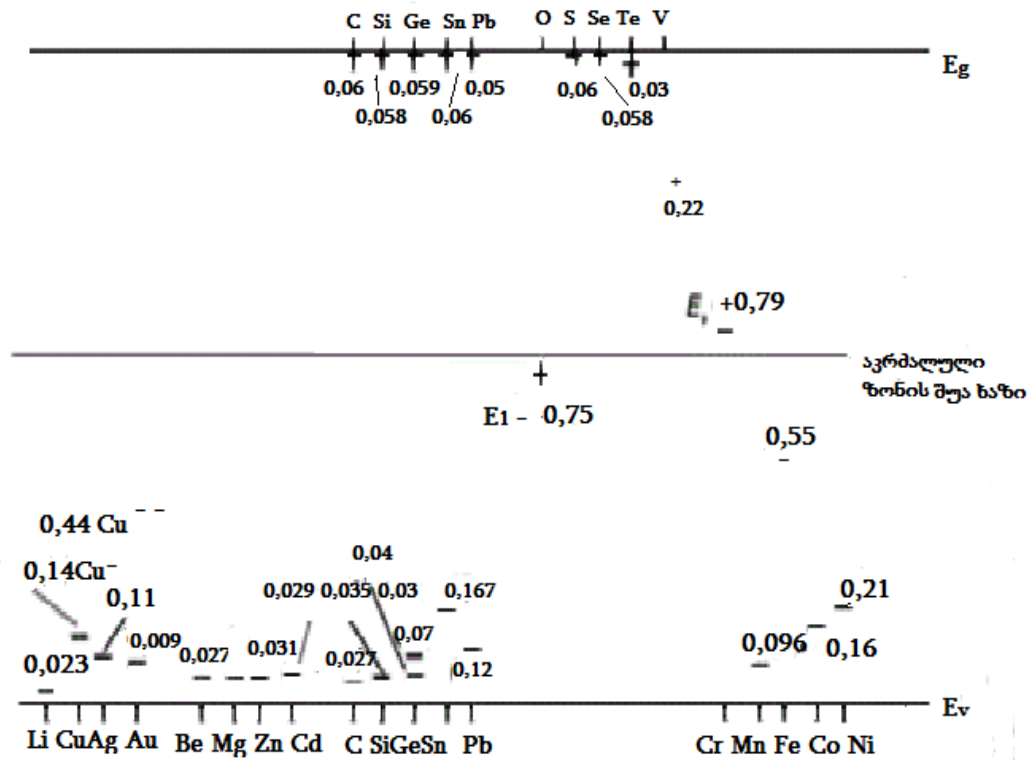
იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდები წარმოადგენენ ნახევარგამტარებს დიდი აკრძალული ზონის სიგანით და მათ ოთახის ტემპერატურაზე გააჩნიათ მაღალი კუთრი წინაღობა - $\sim 10^{10}$ ომი·სმ. შესაბამისად სტექცი-ომეტრიული შემადგენლობის ფირების გამოყენება მათ ფუძეზე ოპტო-ელექტრონული ხელსაწყოების შესაქმნელად შეუძლებელია და მოითხოვენ ლეგირებას. იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების მალეგირებელი ელემენტების შერჩევის მეთოდოლოგია და ლეგირების მეთოდები სათანადოდ დამუშავებული არ არის. ამიტომ მოკლედ შევხებით მინარევების ქცევას ისეთი ცნობილი A^3B^5 ტიპის შენაერთებში, როგორებიცაა გალიუმის არსენიდი, ინდიუმისა და გალიუმის ფოსფიდი. მინარევების ქცევა მათში,

ისევე, როგორც ელემენტარულ ნახევარგამტარებში, დამოკიდებულია მინარეული ატომების მდებარეობით პერიოდულ სისტემაში, მაგრამ გართულებულია სალეგირებელი მასალის კრისტალური მესრის აგებულებითა და სხვა თავისებურებებით. ცხადია შენაერთებში გაზრდილია იმ პოზიციების რაოდენობა, რომელთა დაკავებაც შეუძლიათ მინარეულ ატომებს.

იმ შენაერთებში, რომლებიც შექმნილია ისეთი ელემენტებით, რომელთა ელექტროუარყოფითობა მნიშვნელოვნად განსხვავდება ერთმანეთისაგან, სხვა თანაბარ პირობებში ჩაანაცვლებენ შენაერთის იმ ატომებს, რომელთათვისაც ელექტროუარყოფითობებს შორის განსხვავება ამ ატომსა და მინარევის ატომს შორის უმცირესია. როდესაც შენაერთის კომპონენტების ატომების ელექტროუარყოფითობებს შორის სხვაობა მცირეა, ხოლო მინარევის ელექტროუარყოფითობას საშუალოდ ადგილი უკავია, გადამწყვეტ როლს თამაშობს სხვაობა მინარევის და კომპონენტების ატომების კოვალენტურ რადიუსებს შორის. ნახ. 24-ზე მოყვანილია გალიუმის არსენიდის სუსტად ლეგირებული კრისტალის აკრძალულ ზონაში მინარევის დონეების ექსპერიმენტულად დადგენილი მდგომარეობა.

მეორე ჯგუფის ისეთი ელემენტები, როგორებიცაა Be, Mg, Zn, Cd და მეექვსე A ჯგუფის ელემენტები O, S, Se, Te როგორც წესი A^3B^5 -ის შენაერთებში იკავებენ ადგილებს კრისტალური მესრის კვანძებში, ამასთან, მეორე ჯგუფის ელემენტები ჩაენაცვლებიან კათიონის A ატომებს, ხოლო მეექვსე ჯგუფის ელემენტები - ანიონის B ატომებს. ამასთან, ვალენტობის წესის თანახმად, მეორე ჯგუფის ელემენტები წარმოადგენენ მარტივ აქცეპტორებს, ხოლო მეექვსე A ჯგუფის - მარტივ დონორებს, მაგალითად, Zn ან Cd InP და $GaAs$ -ში ჩაენაცვლებიან შესაბამისად In ან Ga -ს და თითოეული მათგანი ქმნის თხელ აქცეპტორულ დონეს. Se ან Te GdP -ში და $GaAs$ -ში ჩაენაცვლებიან P ან As -ს შესაბამისად და ქმნიან თხელ დონორულ დონეს (ნახ. 24).

განსაკუთრებული მდგომარეობა შეეძქსე A ქვეჯგუფის ელემენტებს შორის უკავია ჟანგბადს. მაგალითად, ექსპერიმენტალურად დადგენილია, რომ $GaAs$ -ში ჟანგბადი ჩაენაცვლება რა As - ს წარმოადგენს ღრმა დონორს.



ნახ. 24. მინარეგების ენერგეტიკული დონეები გალიუმის არსენიდში

ნახევარგამტარულ მასალებში მინარეგები, რომლებიც ქმნიან თხელ დონორულ და აქცეპტორულ დონეებს, გამოიყენებიან ნახევარგამტარულ შენაერთებში მუხტის მატარებლების კონცენტრაციის შესაცვლელად ფართო საზღვრებში და ასევე გამტარებლობის ტიპის შესაცვლელად, მაგალითად, Zn -ით ლეგირებული $GaAs$ -ის ფუძეზე შეიძლება შეიქმნას დიოდები ან ტრანზისტორები.

მესამე A და მეხუთე B ქვეჯგუფის ელემენტები განლაგდებიან რა ძირითადად A^3B^5 ტიპის შენაერთების კვანძებში, წარმოადგენენ ელექტრულად არააქტიურ მინარეგებს. ისინი არიან იზოელექტრული მინარეგები და არ ახდენენ გავლენას მუხტის თავისუფალი გადამტანების კონ-

ცენტრაციაზე, მაგრამ მნიშვნელოვნად მოქმედებენ მათ სიცოცხლის ხანგრძლივობაზე ანუ რეკომბინაციაზე, მაგალითად, $N, Bi, Sb, GaAs$ -ან GaP -ში.

პირველი B ქვეჯგუფის ელემენტები (Cu, Ag, Au) ჩაენაცვლებიან რაკათიონებს (A) A^3B^5 ტიპის შენაერთებში ვალენტობის წესის მიხედვით უნდა წარმოადგენდნენ ორმუხტიან აქცეპტორებს. ზოგიერთ ექსპერიმენტში ეს წესი დასტურდება, მაგალითად, Cu -ის მინარეული ატომები $GaAs$ -ში. სპილენძის ატომები შეიძლება განთავსდნენ $GaAs$ -ის როგორც კვანძებში, ისე კვანძთა შორის. განთავსდებიან რაკ Ga -ის კვანძებში, Cu -ის ატომები ქმნიან ორ აქცეპტორულ დონეს აკრძალულ ზონაში, ხოლო როცა განთავსდებიან კვანძთა შორის, ქმნიან ერთმუხტიან დონორებს. რაც შეეხება Ag და Au $GaAs$ -ში, ისინი წარმოშობენ მხოლოდ თითო აქცეპტორულ დონეებს (ნახ.24). პირველი A ქვეჯგუფის ელემენტები A^3B^5 შენაერთებში შესაძლებელია განლაგდნენ როგორც კვანძებში, ისე კვანძთა შორის და შესაბამისად გამოავლინონ სხვადასხვა ელექტრული აქტივობა. მაგალითად, დადგენილია, რომ ლითიუმის ატომები $InSb$ -ში განლაგდებიან რაკ კვანძთა შორის, მარტივ დონორებს წარმოადგენენ, ხოლო $GaAs$ -ში Li შეიძლება განთავსდეს როგორც კვანძთა შორის, ისე კვანძებში. განთავსდება რაკ კვანძებს შორის, Li იქცევა როგორც მარტივი დონორი, ხოლო კვანძებში განლაგებისას, წარმოადგენს ორჯერად დამუხტულ აქცეპტორს. საინტერესოა, რომ ლეგირების ტემპერატურიდან ($500 K$ -დან ზემოთ) ოთახის ტემპერატურამდე, ადგილი აქვს კომპენსაციას, რაც იწვევს მაღალმიანი p ტიპის კრისტალების წარმოქმნას და საბოლოოდ, შეიმჩნევა Li -ის მხოლოდ ერთი აქცეპტორული დონე $GaAs$ -ში (ნახ.24).

ცნობილია რომ Gd_2S_3 -ში იმე სამ ვალენტია, შესაბამისად გამტარებლობის განსაზღვრული ტიპის მისაღებად იმე-ს ატომების ჩანაცვლებისას მალეგირებელი ელემენტი უნდა იმყოფებოდეს პერიოდული სისტემის მეორე ან მეოთხე ჯგუფში. მოსალოდნელია რომ აქცეპტორები იქნებიან მეორე ჯგუფის, ხოლო დონორები - მეოთხე ჯგუფის ელემენტები. თუ მალეგირებელი ელემენტები განთავსდნენ კრისტალური მესრის კვან-

ძებს შორის, მაშინ მოსალოდნელია რომ, როგორც მეორე ისე მეოთხე ჯგუფის ელემენტები იქნებიან დონორები.

მინარეული ატომის განლაგების შესაძლებლობა კრისტალური მესრის კვანძებში ან კვანძებს შორის განისაზღვრება ორი ფაქტორით: 1) გეომეტრიული ფაქტორით და 2) ელექტროქიმიური ფაქტორით.

ცნობილია რომ, Gd კოვალენტური რადიუსი შეადგენს $1,68 \text{ \AA}$ -ს, ხოლო ელექტროუარყოფითობა ტოლია $1,2-1,3$ [82,83], ამიტომ ყველაზე მისაღებ მალეგილებელ ელემენტად კვანძებს შორის ატომის ჩასანაცვლებლად პერიოდული სისტემის მეორე და მეოთხე ჯგუფის ელემენტებიდან იქნებიან ის ატომები რომელთათვისაც შესრულდება პირობა [82]: $1,784 \text{ \AA} > r_{\theta} > 1,36 \text{ \AA}$ ან მისი ეკვივალენტური უტოლობა $0,85 < r_{\theta}/r_{\text{ობე}} < 1,15$, სადაც r_{θ} - მინარევის კოვალენტური რადიუსია, ხოლო $r_{\text{ობე}}$ იმე-ს კოვალენტური რადიუსი ანგსტრემებში. ჩანერგვის მყარი ხსნარები უნდა აკმაყოფილებდეს შემდეგ პირობას: $r_{\theta} < r_{s-\text{ობე}}$, სადაც $r_{s-\text{ობე}}$ წარმოადგენს მანძილს მეზობელ ატომებს შორის, Gd_2S_3 -ში და ის ტოლია $2,89 \text{ \AA}$ [83].

აღნიშნულ პირობებს აკმაყოფილებენ მეორე ჯგუფის ელემენტები: მაგნიუმი, კალციუმი, კადმიუმი, ვერცხლისწყალი და მეოთხე ჯგუფის ელემენტები: კალა და ტყვია. გამომდინარე ლეგირების პროცესის სიმარტივიდან ჩვენს მიერ მალეგირებელ ელემენტებად შერჩეული იქნა კადმიუმი და ტყვია.

ლეგირების ცნობილი მეთოდებიდან ჩვენს მიერ გამოყენებულ იყო დიფუზიის მეთოდის ორი სახესხვაობა:

1) დიფუზია აირადი ფაზიდან კადმიუმისათვის. კადმიუმის ორთქლის წნევების მაღალი მნიშვნელობები შედარებით დაბალ ტემპურატურაზე, რომელიც გამორიცხავს სალეგირებელი მასალის დაშლას, საშუალებას იძლევა ლეგირების პროცესი ჩატარებულ იქნას ორთქლის ფაზიდან დიფუზიით.

2) დიფუზია მყარი ფაზიდან ტყვიისათვის. ორთქლის ფაზიდან დიფუზიის პროცესი გამოუსადეგარია ტყვიისათვის, ვინაიდან მისი

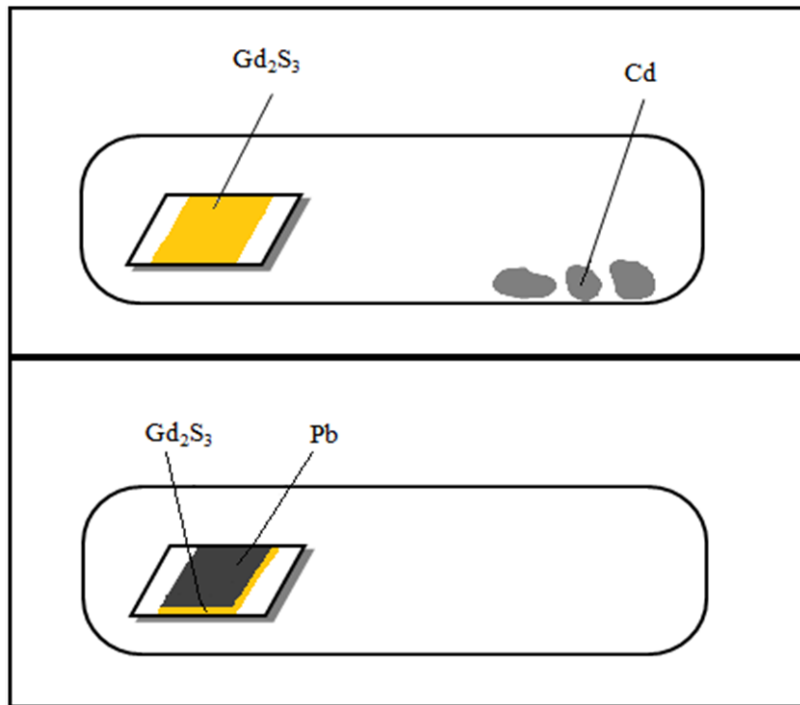
ორთქლის წნევის მნიშვნელობები იმ ტემპერატურაზე, რომელიც გამო-
რიცხავს სალეგირებელი მასალის დაშლას, დაბალია. ამიტომ გამოყენებულ
იქნა მყარი ფაზიდან დიფუზიის პროცესი, რომელიც გულისხმობს ტყვიის
თხელი ფენის დატანას სალეგირებელ ფირზე და შემდეგ დიფუზიურ
გამოწვას.

კადმიუმით ლეგირებისათვის კვარცის ამპულაში ერთ მხარეს მოვა-
თავსეთ ფირი, ხოლო მეორე მხარეს 10-15 გ-ის ოდენობის კადმიუმის
ნატეხები (ნახ. 25). ამპულიდან ამოვტუმბეთ ჰაერი 10^{-5} მმ ვწყ.სვ.- მდე და
დავრჩილეთ. შემდეგ ამპულა მოვათავსეთ ჰორიზონტალურ ლუმელში,
გავახურეთ 875 K -მდე და დავაყოვნეთ 20-25 სთ-ის განმავლობაში. ამ
ტემპერატურაზე წონასწორული ორთქლის წნევა საკმაოდ მაღალია და
შეადგენს დაახლოებით $1,3 \cdot 10^{-5}$ მმ ვწყ. სვ. პროცესის დასრულების შემდეგ
ზედაპირი გავწმინდეთ ზამშის ფენით, რომელზედაც წასმული იყო
ალმასის პასტის თხელი შრე.

ტყვიით ლეგირებისათვის (ნახ.25) Gd_2S_3 -ის ფირებზე დავაფინეთ
3-4 მკმ სისქის ტყვიის ფენა და ასევე ჩავდეთ კვარცის ამპულაში, რომელიც
ამოვტუმბეთ 10^{-5} მმ ვწყ. სვ.-მდე, დავრჩილეთ და მოვათავსეთ ლუმელში
და ჩავატარეთ დიფუზიური გამოწვა 875 K-ზე 60-70 სთ-ის განმავლობაში.
პროცესის დასრულების შემდეგ ფირის ზედაპირი გავწმინდეთ ზემოთ
მოყვანილი წესით.

გავზომეთ ლეგირებული ფირების კუთრი წინაღობა. ლეგირებული
ფირების მონაცემები მოყვანილია ცხრილ 5-ში. როგორც ცხრილიდან ჩანს,
ყველა ლეგირებულ ფირს გააჩნია n ტიპის გამტარებლობა, ხოლო მათი
კუთრი წინაღობა მნიშვნელოვნად შემცირდა $\sim 10^5-10^7$ -ჯერ.

ჩვენის აზრით როგორც Cd-ის ისე Pb-ის ატომები ჯდებათ კრისტა-
ლურ მესერში კვანძებს შორის და ალბათ ამით არის გამოწვეული ის გარე-
მოება რომ, გახურება-გაცივების რამოდენიმე ციკლის (დაახლოებით 10-12
ჯერ) შემდეგ ლეგირებული ფირები აღიდგენენ თავიანთ მაღალ
ელექტროწინაღობას.



ნახ. 25. Gd_2S_3 -ის თხელი ფირების ლეგირების სქემა Cd - ის და Pb - ის ატომებით

ცხრილი 2.

Gd_2S_3 -ის თხელი ფირების ლეგირების ცხრილი Cd - ის და Pb - ის ატომებით

მასალა	მალეგირებელი მინარევი	გამტარებლობის ტიპი	გამოწვის განგრძობივობა ლეგირებისას სთ	ლეგირების ტემპერატურა °	ფირის სისქე, მკმ	ფერი ლეგირების შემდეგ	კუთრი წინალოზა ლეგირებამდე, ომი-მ	ლეგირების შემდეგ, ომი-მ
$\gamma-Gd_2S_3$	Cd	n	23	875	1,8	მუქი ყვითელი	10^8	20
$\gamma-Gd_2S_3$	Pb	n	65	875	1,7	მუქი ყავისფერი	10^8	8

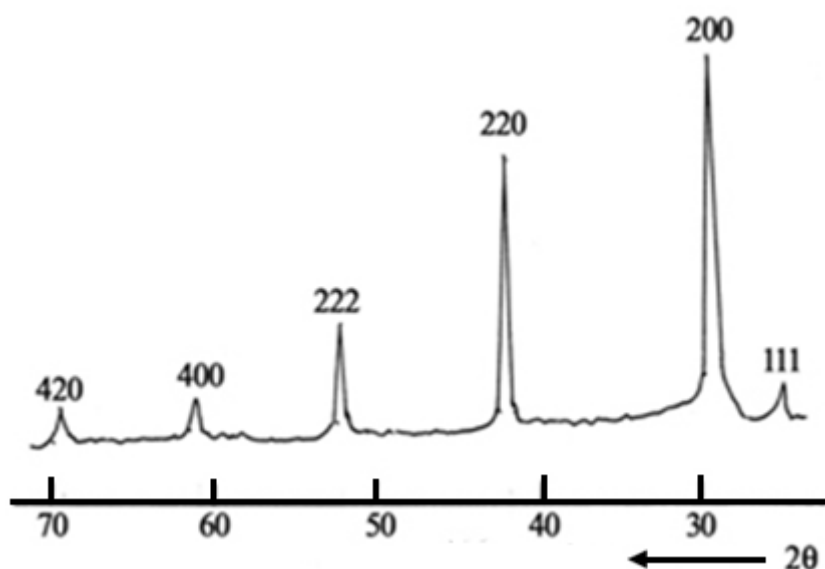
3.4 დისპროზიუმის მონოანტიმონიდის თხელი ფირების მიღება

წინამდებარე ნაშრომში დამუშავებულ იქნა $DySb$ - ის თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მოცულობითი კრისტალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით სხვადასხვა ფუძემდებ (კვარცი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი, მონოკრისტალური სილიციუმი (111) ორიენტაციის სიბრტყით) [84,85].

კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მიღებისას Dy -ის აორთქლების მაღალი ტემპერატურის გამო მის ასაორთქლებლად გამოყენებული იყო ელექტრონულ-სხივური გამახურებელი. დაფენის მთელი პროცესის განმავლობაში დისპროზიუმის ამორთქლებლის ტემპერატურა შეადგენდა 1540 K და რეგულირდებოდა $\pm 5\text{ K}$ სიზუსტით. ხოლო ანტიმონის - 860 K . ფუძემდრის ტემპერატურას ვცვლიდით $670\text{-}1120\text{ K}$ ფარგლებში. დისპროზიუმის ამორთქლებელი ფუძემდრიდან დაშორებული იყო 40 მმ , ხოლო ანტიმონის - 45 მმ -ით, Dy -ის და Sb -ის ამორთქლებლების ღერძების დახრის კუთხეები ფუძემდრის ნორმალის მიმართ ერთნაირი იყო და შეადგენდა $\sim 35^\circ$. დაფენილი ფირების სისქე ტოლი იყო $0,5\text{-}2,1\text{ მკმ}$ -ს, ხოლო დაფენის სიჩქარე - $\sim 68\text{ \AA/წმ}$. საწყის მასალებად გამოყენებულ იყო ლითონური D_{11M-1} მარკის დისპროზიუმი კონტროლირებადი მინარევების Te, Gd, Er, Y ჯამური შემცველობით $\leq 0,1\%$, ასევე შემდეგი ელემენტების შემცველობით, $Fe \leq 00,1\%$, $Ca \leq 0,01\%$, $Cu \leq 00,3\%$, Ta ან Mo $0,02\%$) და $Cy0000$ მარკის ანტიმონი მისი შემცველობით არანაკლებ $99,99\%$. როგორც რენტგენოდიფრაქციულმა და ელექტრონოგრაფიულმა ანალიზმა აჩვენა ფუძემდრის 770 K დაბალ ტემპერატურებზე ფირებში ცალკე ფაზად

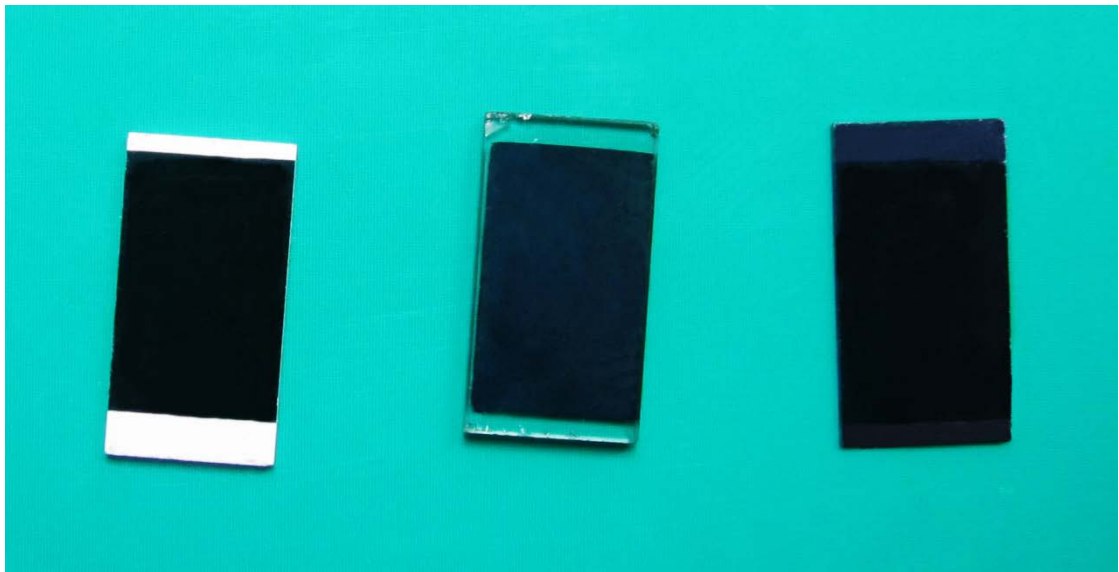
დაფიქსირებულ იქნა დისპროზიუმი. ფუძემშრის უფრო მაღალ ტემპერატურებზე 800-1120 K მიიღებოდა ერთფაზა ნიმუშები.

დისკრეტული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღებად გამოყენებულ იყო *DySb*-ის მოცულობითი კრისტალები, რომელიც შეძენილი იყო კომპანია *Rare Earth Bullion Ltd (Company No: 08175229)*-გან, რომლებსაც ვფქვავდით წვრილ მარცვლოვან დონემდე. ცდებმა აჩვენეს რომ ერთფაზა ფირების მისაღებად დიდი მნიშვნელობა აქვს მარცვლების ზომას - ~120 მკმ. დადგენილ იქნა დაფენის ოპტიმალური რეჟიმები: ამორთქლებლის ტემპერატურა - 1895 K , ფუძემშრის ტემპერატურა - 900 K . მანძილი ამორთქლებლიდან ფუძემშრემდე - 110 მმ, დაფენის სიჩქარე - 65-90 Å/წმ, დაფენილი ფირების სისქე შეადგენდა 0,9-1,9 მკმ-ს. ამ მეთოდით მიღებული ფირების რენტგენოდიფრაქტორამაზე დიფრაქციული მაქსიმუმები იყო უფრო მაღალი და ვიწრო, რაც მიუთითებს დისკრეტული აორთქლებით მომზადებული ფირების კრისტალური მესრის უფრო მაღალ სრულყოფაზე. ნახ.26 მოყვანილია კვარცის ფუძემშრეზე დისკრეტული აორთქლებით დაფენილი *DySb* - ის თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტო- გრამა.



ნახ. 26. *DySb* -ის მონოანტიმონიდის ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (საფენის მასალა კვარცი, ფირის სისქე 1,6 მკმ)

მოყვანილი რენტგენოდიფრაქტოგრამის იდენტიფიცირებამ აჩვენა რომ ფირებს გააჩნიათ სუფრის მარილის ტიპის წახნაგცენტრირებული კუბური მესერი, მესრის მუდმივათი $a = 6,14\text{\AA}$. რაც კარგ შესაბამისობაშია დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის მოცულობითი კრისტალების მონაცემებთან $a=6,150\text{\AA}$ [86-88]. შევნიშნოთ, რომ სხვადასხვა ფუძემშრეზე დაფენილი ფირების რენტგენოდიფრაქტოგრამები ერთმანეთისაგან არ განსხვავდება. ფირების დაყოვნება ატმოსფერულ ჰაერზე 4-6 დღის განმავლობაში იწვევს მათი შეფერილობის ცვლილებას და შესაბამის რენტგენოდიფრაქტოგრამაზე დამატებითი მაქსიმუმების გაჩენას რომლებიც არ მიეკუთვნება დისპროზიუმის მონოანთიმონიდს. ყველაფერი ეს მეტყველებს მომზადებული ფირების დაბალ სტაბილურობაზე ჰაერზე. ნახ. 27-ზე მოყვანილია სხვადასხვა ფუძემშრეზე დაფენილი ფირების ფოტოები.



ნახ. 27. **DySb** -ის დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირები. ფუძემშრეები მარცხნიდან მარჯვნივ: სიტალი,ლეიკოსაფირონი, სილიციუმი

ნახ. 28 -ზე ნაჩვენებია **DySb** -ის მიღებული ფირის ელექტრონოგრამა „არეკვლაზე“, საიდანაც ჩანს, რომ ფირი რამდენადმე ტექსტურირებულია და

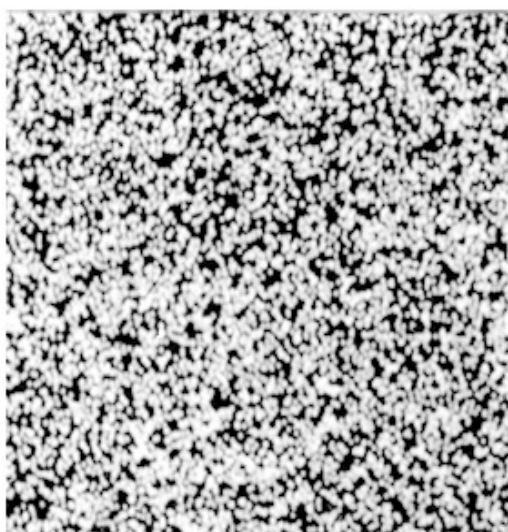
ტექსტურირების ძირითადი მიმართულება იმყოფება $10-20^{\circ}$ -ის ფარგლებშია.



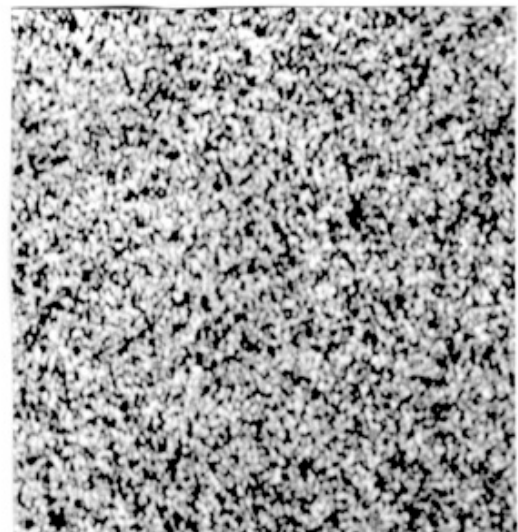
ნახ. 28. DySb - ის ფირის ელექტრონოგრამა (ფუბეშრე - ლეიკოსაფირონი, ფირის სისქე 1,9 მკმ)

რენტგენულმა მიკროზონდურმა ანალიზმა აჩვენა რომ ფირები შეიცავდნენ 49,8 ატ % Dy და 50,2% ატ Sb.

მიღებულ ფირებზე გადაღებულ იქნა ზედაპირის გამოსახულების სურათი მეორადი რენტგენის სხივებში (ნახ.29), რომლებმაც აჩვენეს რომ ელემენტები ზედაპირზე განაწილებულია საკმაოდ თანაბრად.



ა



ბ

ნახ. 29. *DySb* -ის თხელი ფირის ზედაპირზე *Dy* (ა) და *Sb* (ბ) განაწილების გამოსახულება რენტგენის მეორად სხივებში (x800)

3.5 ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების მიღება

ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების მიღება ხდებოდა კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით სიტალის, ლეიკოსაფრონის და (111) ორიენტაციის სიბრტყის მქონე მონოკრისტალური სილიციუმის ფუძემრეებზე. ერბიუმის ასაორთქლებლად გამოყენებული იყო ელექტრონულ-სხივური ამაორთქლებელი, ხოლო ტელურის ასაორთქლებლად ჯოულის გამახურებელი. დაფენის პროცესში ერბიუმისა და ტელურის აორთქლება წარმოებდა შესაბამისად 1250 K და 245 K-ზე. ამაორთქლებლების დაშორება ფუძემრიდან შესაბამისად შეადგენდა 55 მმ და 40 მმ. ამაორთქლებლების ღერძების დახრის კუთხეები ფუძემრის ნორმალის მიმართ ერბიუმისათვის ტოლი იყო 20° , ხოლო ტელურისათვის 35° . ფირის დაფენის სიჩქარე იცვლებოდა $\sim 30-45 \text{ \AA/წმ}$ ფარგლებში. დაფენილი ფირების სისქე შეადგენდა 0,5-1,9 მკმ-ს. ფუძემრის ტემპერატურას ვცვლიდით 200-650 K ფარგლებში.

ერბიუმის წყაროდ ვიყენებდით ErM-1 მარკის ლითონურ ერბიუმს, რომელშიც *Dy*, *Ho*, *Tm* და *Y* ჯამური შემცველობა ტოლი იყო 0,1%. მასალა ასევე შეიცავდა *Fe* 0,01%, *Ca* 0,01%, *Cu* 0,03%, *Ta* ან *Mo* 0,02%. ტელურის წყაროდ - Tc4 მარკის ტელურს, ტელურის შემცველობით არანაკლებ 99,999 ატ%.

ფუძემრის ოპტიმალურზე დაბალი ტემპერატურა ხელს უშლის ადსორბირებული ატომების თანაბარ განაწილებას, ადგილი აქვს მათ დაჯგუფებას სხვადასხვა სისქის „კუნძულებად“, მაღალ ტემპერატურებზე კი ხდება ახლად გამოლექილი ატომების მოწყვეტა ფუძემრიდან. მრავალრიცხოვანი ცდებით დადგინდა, რომ *ErTe* ფირის დაფენისათვის ფუძემრის ოპტიმალური ტემპერატურაა 580 K. ამაზე უფრო დაბალ ტემპერატურებზე მიღებული ფირების ზედა ფენები ცალკე ფაზის სახით შეიცავდა *Er*

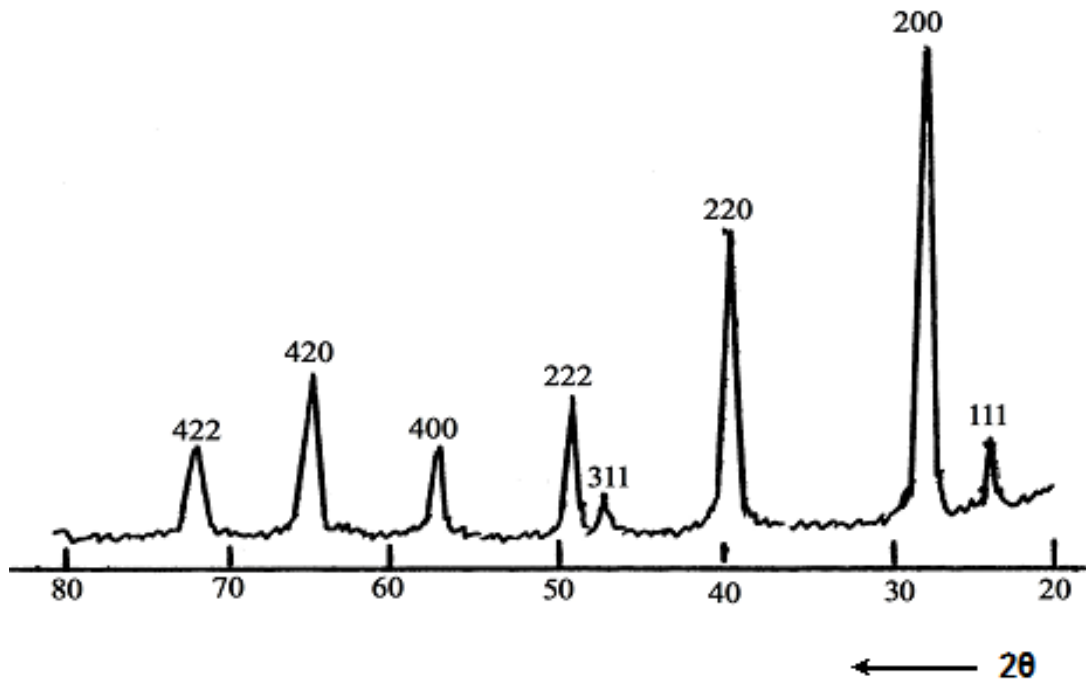
ლითონურ ჩანართებს, ხოლო მომდევნო ფენები წარმოადგენდნენ *ErTe* კრისტალებს. უფრო მაღალ ტემპერატურებზე კი ფირები შეიცავდნენ ორ ფაზას: ზედაპირული ფაზა წარმოადგენდა ერბიუმის ერთნახევრიან ტელურიდს, ხოლო ქვედა ფაზა - ერბიუმის მონოტელურიდს.

მხოლოდ ფუძეშრის 580 K ტემპერატურაზე გახდა შესაძლებელი *ErTe* ერთფაზა ფირების მიღება, მხოლოდ ზედაპირული ძალიან თხელი ფაზა შეესაბამებოდა ერბიუმის ერთნახევრიან ტელურიდს, რაც გამოწვეულია იმ გარემოებით, რომ ხშირად ვერ ხერხდებოდა მომზადებული ფირების დაცვა ტელურის ორთქლისაგან. ამ ზედაპირული ფენის მოცილება ხდებოდა მექანიკური პოლირებით ალმასის პასტით. თუმცა ეს იწვევდა ფირის ზედაპირის ამორფიზაციას დაახლოებით $5 \cdot 10^{-3}$ მკმ სიღრმეზე (ელექტრონომიკროსკოპიული გამოკვლევებით), თუმცა როგორც ელექტრონოგრაფიულმა და რენტგენოდიფრაქციულმა კვლევებმა აჩვენეს, ასეთნაირად დამუშავებული ფირები აღარ შეიცავდნენ ერბიუმის ერთნახევრიანი ტელურიდის კვალს. აღნიშნული ზედაპირული ფენების მოსაცილებლად სასურველია ელექტროქიმიური მომწამვლელების გამოყენება, მაგრამ სამეცნიერო ლიტერატურაში არ მოიპოვება მონაცემები ასეთი მომწამვლელების არსებობის შესახებ.

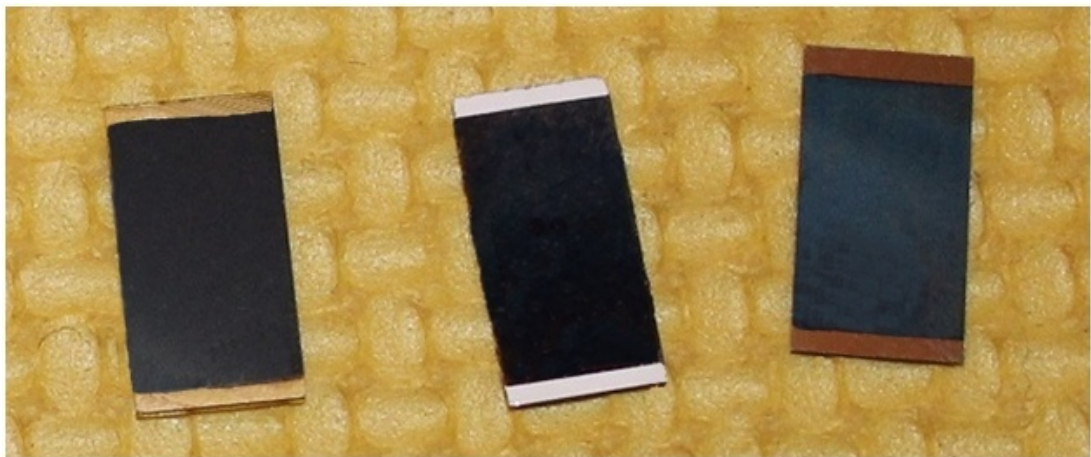
ErTe მიღებული ფირების ფაზური შემადგენლობისა და კრისტალურობის რენტგენოდიფრაქციულმა და ელექტრონოგრაფიულმა ანალიზმა აჩვენა, რომ ფუძეშრის მასალა პრაქტიკულად არ ახდენს გავლენას მიღებული ფირების კრისტალურობაზე.

ერბიუმის მონოტელურიდის 580 K ტემპერატურაზე მიღებული ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამის ტიპური სურათი მოყვანილია ნახ. 30-ზე. ფირებს გააჩნიათ კარგად ჩამოყალიბებული სუფრის მარილის სტრუქტურა მესრის მუდმივათი $a = 6.03 \text{ \AA}$ რაც კარგ შესაბამისობაშია ლიტერატურულ მონაცემებთან შესაბამისი მოცულობითი კრისტალებისათვის $a = 6.021 \text{ \AA}$ [89]. ნახ. 31 - ზე ნაჩვენებია *ErTe* - ის თხელი ფირების ფოტოსურათები.

ჰაერზე დაყოვნებისას ისინი ფერს არ იცვლიან და რენტგენოდიფრაქტოგრამაზე არ ჩნდება დამატებითი პიკები.



ნახ. 30. *ErTe* -ის თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძემდრე საფირონი, ფირის სისქე - 1.1 მკმ)



ნახ. 31. *ErTe* - ის ფირები. ფუძემშრეები მარცხნიდან მარჯვნივ: ლეიკოსაფირონი, სიტალი, სილიციუმი

3.6 ელექტრო – საკონტაქტო მოედნების დაფენის ტექნოლოგია

ელექტროფიზიკური პარამეტრების (კუთრი წინაღობა, ჰოლის მუდმივა, თერმო ემ) გასაზომად აუცილებელია მიღებულ ფირებზე ომური საკონტაქტო მოედნების შექმნა. აღმოჩნდა რომ ჩვეულებრივ სარჩილავ მასალებად გამოყენებულ ნივთიერებებს, კალა, ინდიუმი და სხვა, იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და ანთიმონიდების ფირებთან არ გააჩნიათ სათანადო ადგეზია. ამიტომ საჭიროა ფირსა და სარჩილავ მასალას შორის გარდამავალი ფენის შექმნა, რომელსაც ერთი მხრივ კარგი ადგეზია ექნება ფირის მასალასთან, ხოლო მეორე მხრივ სარჩილავ ნივთიერებასთან. ცდებით დადგინდა რომ, ომური კონტაქტების მისაღებად ფირზე ჯერ უნდა დაეფინოს ქრომის და შემდგომ სპილენძის თხელი ფენა. სპილენძთან კარგად ირჩილება კალაც და ინდიუმიც, ხოლო სპილენძს კარგი ადგეზია აქვს ქრომთან, ქრომს კი თავის მხრივ იმე-ს შენაერთებთან. საკონტაქტო მოედნების დაფენა ხდებოდა ვაკუუმური კამერის სპეციალურად ამ მიზნით დამონტაჟებულ სექტორში ნახ. 12(II). ფუძემშრის გამახურებელზე ვამაგრებდით შესაბამის ფუძემშრეზე დაფენილ ფირს, ვტუმბავდით კამერას 10^{-6} მმ ვწყ.სვ-მდე. ვახურებდით ფირს ~ 600 K-მდე და ვაყოვნებდით დაახლოებით ნახევარი საათის გამნავლობაში ფირის ზედაპირზე ადსორბირებული ატომების მოცილების მიზნით. შემდეგ ვოლფრამის სპირალური ამორთქლებლიდან ვაფენდით $\sim 0,4$ მკმ სისქის ქრომის ფენას, ხოლო მასზე ამავე სისქის სპილენძის შრეს. სპილენძის ფენაზე ასევე სპილენძის მავთულების მირჩილვას ვახდენდით კალით. ზოგიერთ შემთხვევაში საკონტაქტო მოედნებს ვქმნიდით ალუმინის ფხვნილ-პასტით, რომელიც დაგვკონდა ფირზე და ვაწარმოებდით გამოწვას 10^{-5} მმ ვწყ.სვ. წნევაზე

დაახლოებით ერთი საათის განმავლობაში. ორივე შემთხვევაში შექმნილ საკონტაქტო მოედნებს ომური ხასიათი ქონდა.

3.7. მესამე თავის დასკვნები.

მოცემულ თავში წარმოდგენილი მასალის საფუძველზე შეიძლება გავაკეთოდ შემდეგი დასკვნები:

1) პირველად დამუშავებულია Gd_2S_3 -ის და $DySb$ -ის თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია სხვადასხვა ფუძემდრეზე (მონოკრისტალური სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი, კვარცი) კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით და $ErTe$ -ის თხელი ფირების მიღება კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით.

დადგენილია ფირების მიღების ოპტიმალური ტემპერატურული და გეომეტრიული პარამეტრები. ნაჩვენებია რომ ფუძემდრის მასალა შესამჩნევ გავლენას არ ახდენს მომზადებული ფირების ფაზურ შემადგენლობასა და სტრუქტურაზე.

2) ჩატარებულია მომზადებული ფირების რენტგენოდიფრაქციული და ელექტრონოგრაფიული ანალიზი. ნაჩვენებია რომ, Gd_2S_3 -ის ფირებს გააჩნია Th_3P_4 ტიპის მოცულობაცენტრირებული კუბური მესერი, მესრის მუდმივათი $a=8,34\text{\AA}$. ხოლო $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის გააჩნიათ $NaCl$ -ის ტიპის წახნაგცენტრირებული კუბური მესერი შესაბამისად მესრის მუდმივებით $a=6,14\text{\AA}$ და $a=6,03\text{\AA}$.

3) რენტგენულმა მიკროზონდურმა ანალიზმა აჩვენა რომ მიღებული ფირები სტექიომეტრიული შემადგენლობისაა: Gd_2S_3 -ის ფირები შეიცავენ 60,1 ატ% Gd და 39,9 ატ% S , $DySb$ -ის ფირები - 49,8 ატ% Dy და 50,2 ატ% Sb , ხოლო $ErTe$ -ის კი - 50,2 ატ % Er და 49,8 ატ % Te .

4) შესწავლილია დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის მიღებული ფირების ზედაპირზე დისპროზიუმის და ანთიმონის ზედაპირული განაწილება მეორად რენტგენის სხივებში. ნაჩვენებია რომ, ელემენტები განაწილებულია საკმაოდ თანაბრად.

ელექტრონოგრაფიულმა ანალიზმა აჩვენა რომ მომზადებული ფირები ტექსტურირებულია და ტექსტურირების კუთხე შეადგენს $10 - 20^\circ$.

5) ჩატარებულია γ - Gd_2S_3 -ის ფირების ლეგირება კადმიუმის ატომებით აირადი ფაზიდან და ტყვიის ატომებით მყარი ფაზიდან.

თავი IV

Gd_2S_3 -ის, $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის თხელი ფირების ოპტიკური და ელექტროფიზიკური თვისებები. Cd -ით და Pb -ით ლეგირებული Gd_2S_3 -ის თხელი ფირების ფოტოელექტრული და ელექტროფიზიკური თვისებები

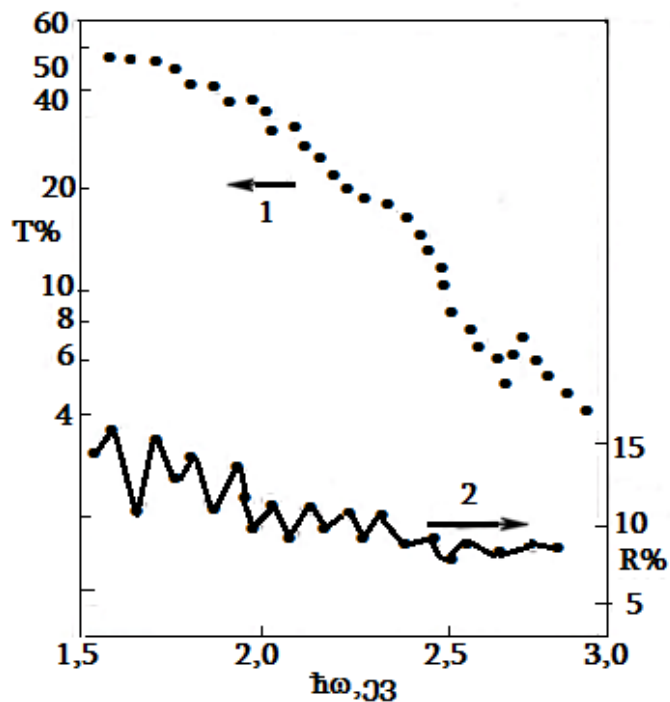
ამ თავში მოყვანილია Gd_2S_3 -ის, $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის სხვადასხვა ფუძემდებზე მომზადებული ფირების არეკვლისა და გამჭვირვალობის სპექტრების შესწავლისას მიღებული შედეგები. ასევე ამ ფირების კუთრი წინაღობის, ჰოლის მუდმივას და თერმო ემ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულების კვლევის მონაცემები. ამ თავში აგრეთვე გადმოცემულია Cd -ით და Pb -ით ლეგირებული Gd_2S_3 -ის ფირების ფოტოელექტრული და ელექტროფიზიკური თვისებები.

4.1 გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირის ოპტიკური თვისებები

სამეცნიერო ლიტერატურაში არ არსებობს მონაცემები Gd_2S_3 -ის ოპტიკური თვისებების შესახებ. როგორც [25] ნაშრომშია მითითებული იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებს გააჩნიათ დიდი აკრძალული ზონის სიგანე $\sim 2-3$ ევ და ოთახის ტემპერატურაზეც კი ხასიათდებიან მაღალი კუთრი ელექტროწინაღობით. დაბალი ელექტროგამტარობის გამო თითქმის შეუძლებელია ელექტრული გაზომვების მეშვეობით მასალის თვისებების დადგენა, ამიტომ ოპტიკური პარამეტრების შესწავლა განსაკუთრებულად დიდ მნიშვნელობას იძენს. მოცემულ ნაშრომში შესწავლილ იქნა γ - Gd_2S_3 -ის არეკვლისა და გამჭვირვალობის სპექტრები და პირველად ჩატარებულ იქნა შთანთქმის სიხშირული დამოკიდებულების დადგენა ფუნდამენტური შთანთქმის ზოლის კიდესთან.

არეკვლისა და დამჭირვალობის სპექტრები გაზომილ იქნა ფოტონების ენერგიების 0,2-3,0 ევ უბანში ფირებზე, რომლებიც დაფენილი იყო ლეიკოსაფირონის ფუბეშრეზე. ფირების სისქე მერყობდა 0,5 მკმ-დან 1,9 მკმ.-მდე. ისინი მიღებული იყო როგორც კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების, ასევე წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით. ფირებს გააჩნდათ γ ფორმის კუბური მესერი მესრის მუდმივათი $a=8,34 \text{ \AA}$. ფირების კუთრი ელექტროწინაღობა საკმაოდ მაღალი იყო $\sim 10^8$ ომიმ.

ნახ. 32-ზე მოყვანილია γ - Gd_2S_3 -ის თხელი ფირის ფუნდამენტური შთანთქმის კიდეზე გამჭირვალობის და არეკვლის სპექტრები ფოტონების ენერგიათა უბანში 1,5-3,0 ევ.



ნახ. 32. γ - Gd_2S_3 -ის თხელი ფირის ფუნდამენტური შთანთქმის კიდეზე გამჭირვალობის და არეკვლის სპექტრები

როგორც ნახაზიდან ჩანს გამჭირვალობის სპექტრი ფოტონების ენერგიის გაზრდისას მცირდება $\sim 50\%$ -დან 5% -მდე (მრუდი 1). არეკვლის სპექტრზე ფოტონების ენერგიათა 1,5-2,3 ევ უბანში შეიმჩნევა გარკვეული

ექსტრემუმი. ხოლო შემდეგ ენერჯიათა უბანში 2,3-3,0 ევ არეკვლა ოდნავ მცირდება $\approx 8\%$ - მდე.

მიღებული ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე ჩატარებულ იქნა შთანთქმის კოეფიციენტის - α სიხშირული ანალიზი. რომელმაც აჩვენა რომ ექსპერიმენტალური მონაცემები არ ლაგდებიან არც პირდაპირი დაშვებული გადასვლების შესაბამის დამოკიდებულებაზე $\alpha h \sim (h - \Delta E_{gt})^{1/2}$ და არც არაპირდაპირი გადასვლების შესაბამის დამოკიდებულებაზე $\alpha h \sim (h - \Delta E_{gt})^2$, მაგრამ ენერჯიათა მთელს უბანში ეს დამოკიდებულება კარგად აღიწერება ფორმულით $\alpha = \alpha_0 \exp(\Gamma h)$ სადაც მუდმივა $\Gamma = 4,9$. მაშასადამე შეგვიძლია ვთქვათ რომ $\gamma - Gd_2S_3$ -ის ფირების შთანთქმის კიდე ექსპონენციალური ბუნებისაა, ხოლო აკრძალული ზონის სიგანე დაახლოებით 2,85 ევ-ის ტოლია. შევნიშნოთ რომ ექსპონენციალური შთანთქმის კიდის შემთხვევაში აკრძალული ზონის სიგანის ზუსტი განსაზღვრა შესაძლებელია მხოლოდ იმ შემთხვევაში როდესაც ცნობილია შთანთქმის კოეფიციენტის ცვლილებების სახე ექსპონენციალური უბნის ზემოთ [89]. ვინაიდან ჩვენს შემთხვევაში 2,85 ევ-მდე შთანთქმის სპექტრი ემორჩილება ექსპონენციალურ კანონს, შეიძლება საბოლოოდ დავასკვნათ, რომ $\gamma - Gd_2S_3$ -ისათვის ΔE_g შეადგენს არა ნაკლებ 2,85 ევ-ს. ამ თვალსაზრისით ჩვენი მონაცემები კარგად შეესაბამებიან Nd_2S_3 კვლევის შედეგებს [89]. შთანთქმის კოეფიციენტის ექსპონენციალური ზრდა ასევე დამახასიათებელია Sm_2S_3 -სთვის [90]. [90] ავტორებს მიაჩნიათ რომ აღნიშნული ექსპონენციალური შთანთქმის კიდე დაკავშირებულია მათ მიერ აღმოჩენილი მასალის მიკრო არაერთგვაროვნებასთან და ამრიგად შთანთქმის კოეფიციენტის ხასიათს მიაწერენ არა მასალას, არამედ კონკრეტულად მოცემულ ნიმუშს. [91] ნაშრომის ავტორების აზრით კი აღმოჩენილი სპექტრალური დამოკიდებულება დამახასიათებელია სწორედ La_2S_3 -სთვის, მისი კვაზი ამორფულობის გამო, რაც თავის მხრივ გამოწვეულია კათიონური ვაკანსიების მაღალი კონცენტრაციით. ამ დასკვნას ეთანხმება [25] ნაშრომის ავტორი

Dy_2S_3 -ის თხელი ფირების ოპტიკური თვისებების შესწავლის მაგალითზე. ჩვენის აზრით ჩვენი მონაცემები ალბათ მეორე ფაქტორით უნდა აიხსნას.

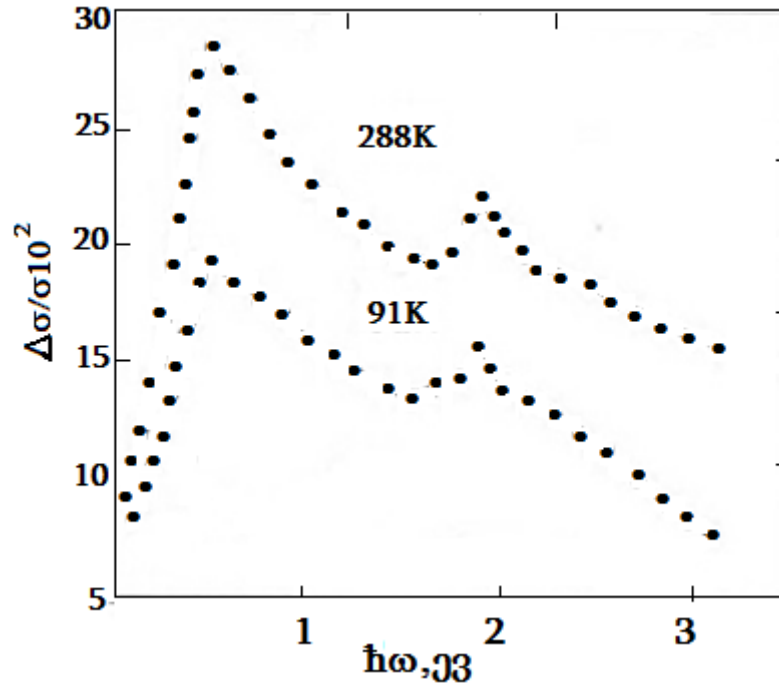
4.2 გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის კადმიუმით და ტყვიით ლეგირებული თხელი ფირების ელექტროფიზიკური და ფოტოელექტრული თვისებები

γ - Gd_2S_3 თხელი ფირების ელექტრულ და ფოტოელექტრულ თვისებებზე კადმიუმისა და ტყვიის ატომების მალეგირებელი მინარევების გავლენის შესასწავლად ტემპერატურათა ინტერვალში 80-500 K გამოკვლევულ იქნა ფოტოგამტარობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება.

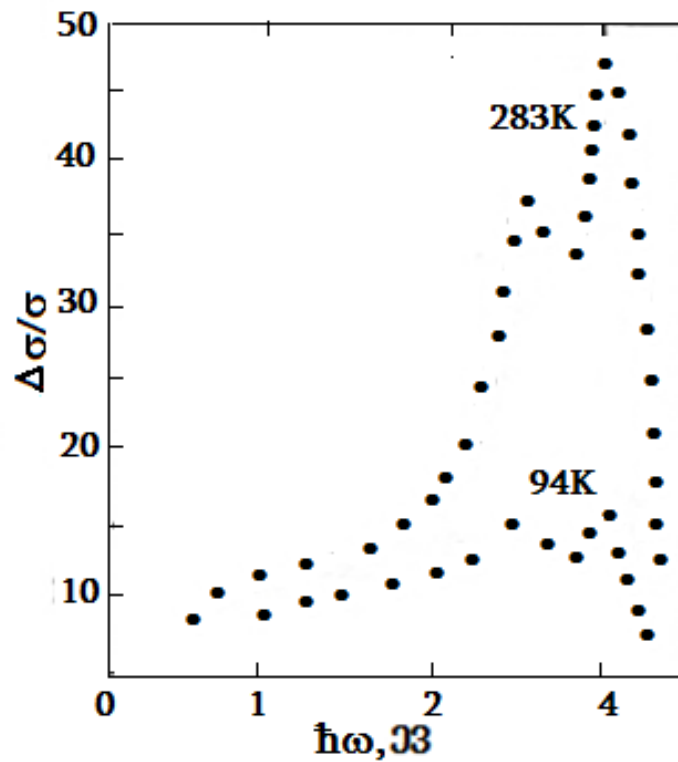
ნახ. 33 - ზე მოყვანილია γ - Gd_2S_3 -ის ტყვიის ატომებით ლეგირებული ფირების ფოტოგამტარებლობის სპექტრი. როგორც ნახაზიდან ვხედავთ ყველა ტემპერატურაზე ტყვიით ლეგირებულ ფირებში დაიმზირება ფოტოგამტარებლობის პიკები დაახლოებით 0,53 ევ, რომელიც ალბათ შეესაბამება ტყვიის ძირითად დონორულ დონეს.

ნახ. 34-ზე ნაჩვენებია γ - Gd_2S_3 -ის კადმიუმის ატომებით ლეგირებული ფირების ფოტოგამტარებლობის სპექტრი, საიდანაც ჩანს რომ კადმიუმის ატომები γ - Gd_2S_3 -შიც ქმნიან თხელ დონორულ დონეს.

ფოტოგამტარებლობის ზოლში გრძელტალღოვან კიდესთან ფოტომგრძნობიარობის სპექტრალური დამოკიდებულება იმაზე მეტყველებს რომ γ - Gd_2S_3 -ში შთანთქმის კიდის ფორმირებაში მონაწილეობას არ იღებენ ელექტრონების პირდაპირი ზონათაშორისი გადასვლები. ფოტოგამტარებლობის სინშირული დამოკიდებულება ამ კიდესთან ექსპონენციალურთან ახლოსაა, რაც კარგად ეთანხმება ჩვენს მიერ γ - Gd_2S_3 -ის ოპტიკური სპექტრების კვლევის შედეგებს.



ნახ. 33. სხვადასხვა ტემპერატურაზე Gd_2S_3 -ის თხელი ფირის ფოტოგამტარებლობის სპექტრული დამოკიდებულება Pb - ის ატომებით ლეგირებული ფირებისათვის



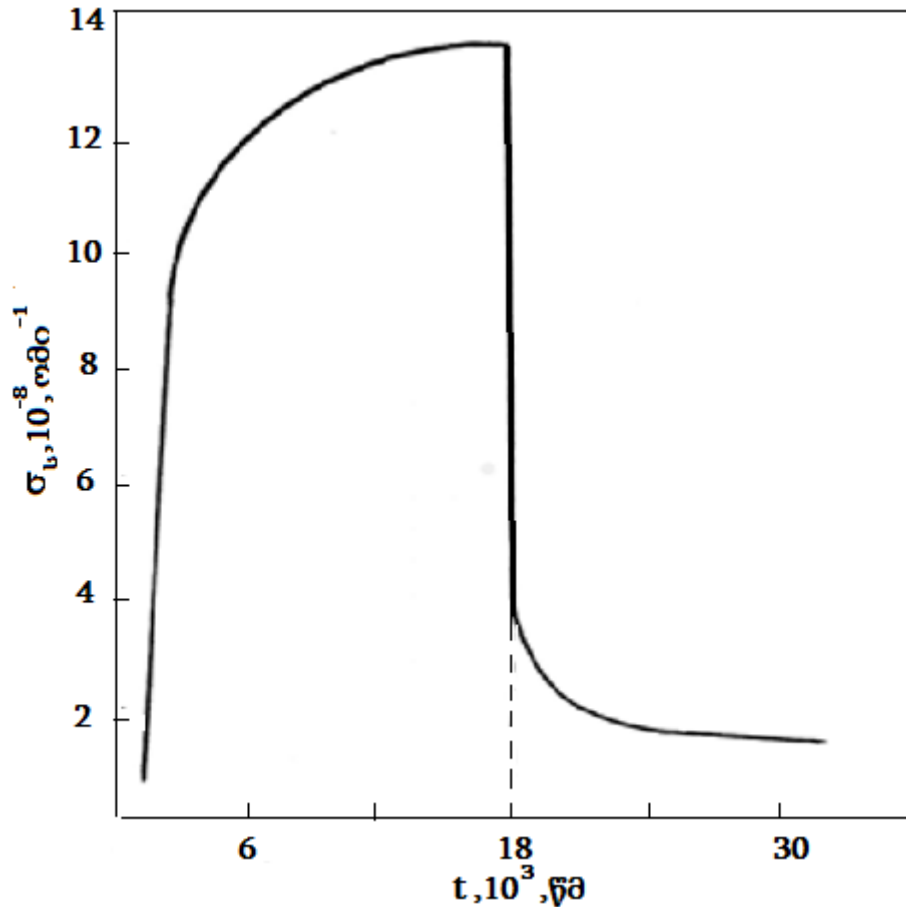
ნახ. 34. სხვადასხვა ტემპერატურაზე Gd_2S_3 -ის თხელი ფირის ფოტოგამტარებლობის სპექტრული დამოკიდებულება Cd - ის ატომებით ლეგირებული ფირებისათვის

ზემოთ მოყვანილ სპექტრებში სტრუქტურების არსებობა, მათი ენერგეტიკული მდგომარეობა და მაღალი ფოტომგრძობიარობა შესაძლებლობას გვაძლევს დავასკვნათ რომ γ - Gd_2S_3 -ის ფირებში ფოტოპროცესებში თავიანთი წვლილი შეაქვთ ელექტრონების გადასვლებს როგორც ლოკალური დონეებიდან, ასევე ზონათაშორის გადასვლებს. მოცემული სპექტრალური დამოკიდებულების ანალიზი საშუალებას გვაძლევს დავასკვნათ რომ, მინარეული ატომების შეყვანამდე აკრძალულ ზონაში არსებობენ დრმა აქცეპტორული დონეები. ლეგირების შემდეგ ფოტომგრძობიარობა განისაზღვრება ტყვიის და კადმიუმის ატომების დონორული მინარევების შეყვანით. რომლებიც თვითონ წარმოადგენენ ფოტოგამტარებლობის ერთ-ერთ წყაროს და ამავე დროს გავლენას ახდენენ უკვე არსებული აქცეპტორული დონეების ფოტოპროცესში მონაწილეობის როლზე. მიღებული შედეგები კარგად ეთანხმება ჩვენს მიერ ადრე მიღებულ მონაცემებს Nd_2S_3 -ის ფირებისათვის [26].

მოყვანილი ექსპერიმენტული შედეგები მეტყველებენ იმაზე რომ Gd_2S_3 -ის ტყვიით და კადმიუმით ლეგირებული ფირები შეიძლება პერსპექტიული მასალები იყვნენ მათ ფუძეზე ფოტომგრძობიარე სტრუქტურების შესაქმნელად.

იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებში აღმოჩენილია მრავალი საინტერესო ეფექტი [93-95], მათ შორისაა ფოტოგამტარებლობის ე.წ. ხანგრძლივი რელაქსაცია [96,97]. ცნობილია, რომ როგორც მოცულობით კრისტალებში, ასევე თხელ ფირებში ხანგრძლივი რელაქსაციის მიზეზს, როგორც წესი წარმოადგენს მასალაში პოტენციური ბარიერების არსებობა. იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებში კათიონური ქვემესრის ყოველი მეცხრე კვანძი ვაკანტურია. ეს ვაკანსიები ქმნიან სხვა დეფექტებთან ერთად მასალაში არაერთგვაროვნებებს, რომლებიც როგორც ზემოთ აღვნიშნეთ შეიძლება პოტენციური ბარიერების მიზეზი იყოს. ჩვენს მიერ შესწავლილ იქნა ფოტოგამტარებლობის ხანგრძლივი რელაქსაციის პროცესები კადმიუმის ატომებით ლეგირებულ γ - Gd_2S_3 -ის ჩვენს მიერ მომზადებულ

ფირებზე [98]. ექსპერიმენტებმა აჩვენეს რომ ფოტოგამტარებლობის ხანგრძლივი რელაქსაცია დაიმზირება როგორც მონოქრომატული განათების გამორთვისას ისე ჩართვისას (ნახ. 35). მასალის ზემოთ აღნიშნული არაერთგვაროვნება იწვევს ელექტრული ველების გაჩენას,



ნახ. 35. ფოტოგამტარებლობის კინეტიკა $T = 98 K$ ტემპერატურაზე ($\lambda = 450$ ნმ, $j=150$ მკტ/სმ²)

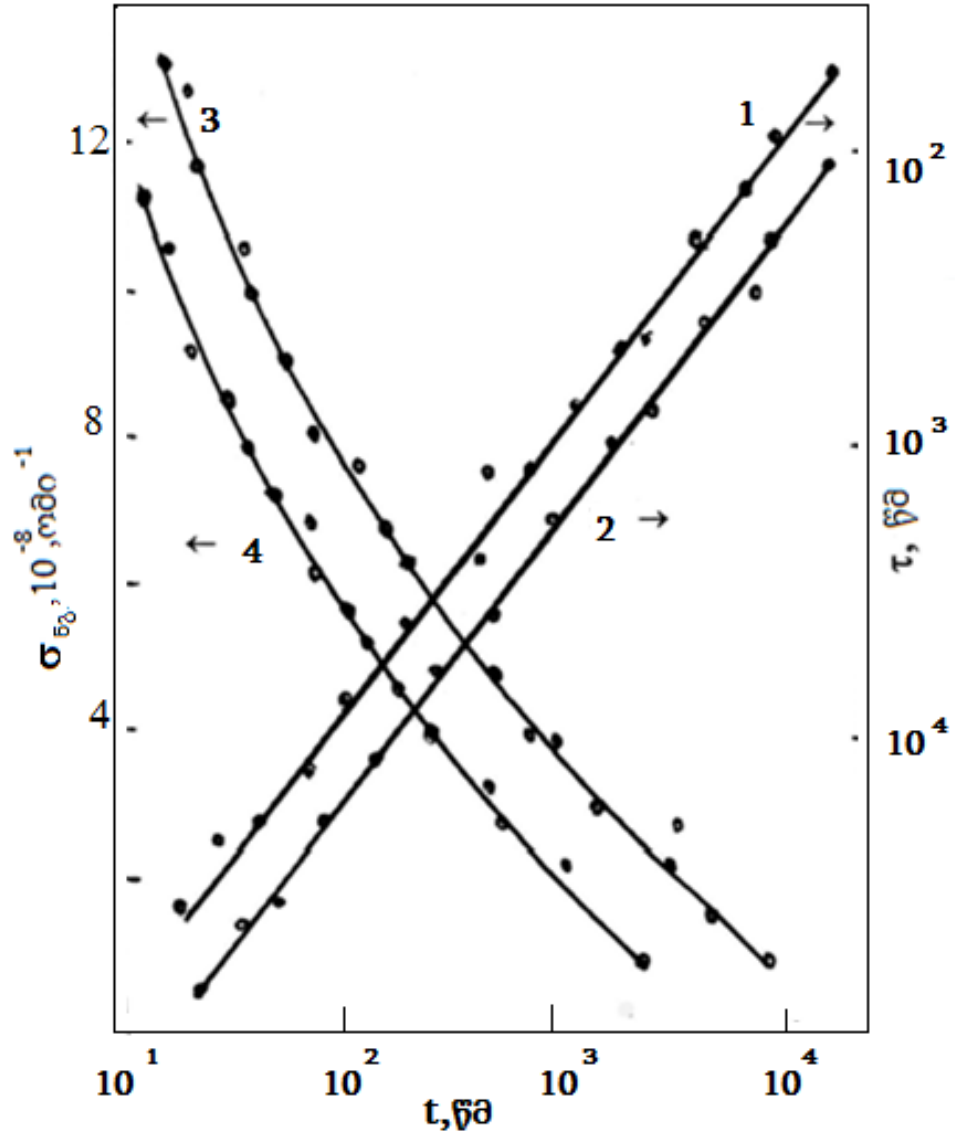
რომლებიც თავის მხრივ მიზეზია მუხტის არაწონასწორული მატარებლების სივრცული განცალკევების, რაც სწორედ საფუძვლად უდევს ხანგრძლივი რელაქსაციის პროცესს. ცხადია აქედან გამომდინარეობს რომ მუხტის მატარებლების რეკომბინაცია დაკავშირებულია პოტენციური E_p ბარიერის გადალახვასთან და გამოთვლებმა აჩვენეს, რომ მუხტის არაწონასწორული მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა გამოითვლება შემდეგი ფორმულით:

$$\tau = \tau_0 \exp(E_p/kT) \tag{4,1}$$

ხოლო მუხტის მატარებლების სტაციონარული კონცენტრაციისათვის სამართლიანია ფორმულა:

$$\Delta n = \alpha \beta J \tau \quad (4,2)$$

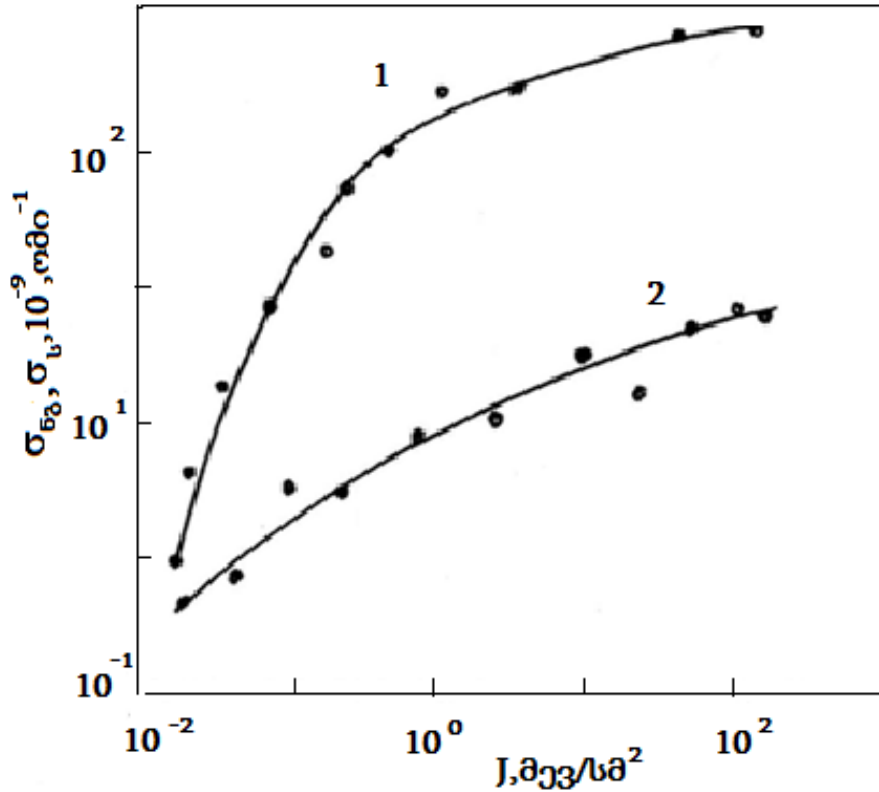
ამ ფორმულაში α წარმოადგენს შთანთქმის კოეფიციენტს, β - კვანტურ გამოსავალს, J - სინათლის ინტენსივობას. ცხადია რომ, მუხტის მატარებელთა განცალკევება ქმნის ელექტრულ ველებს რომლებიც თავის მხრივ აკომპენსირებენ მასალის არაერთგვაროვნებებს, რაც იწვევს პოტენციური ბარიერის შემცირებას მუხტის მატარებლების სტაციონარული კონცენტრაციის ზრდასთან ერთად. ეს კი უნდა იწვევდეს რელაქსაციის მყისიერი დროების წრფივად გაზრდას, როგორც ეს [26] ნაშრომშია მითითებული. რელაქსაციის მყისი დროები მოცემულ სამუშაოში ჩვენს მიერ განსაზღვრულ იქნა რელაქსაციის მრუდების მხებების დახრის კუთხეების მეშვეობით. ნახ.36-დან ჩანს, რომ მყისიერი დროებს გააჩნიათ თითქმის ერთნაირი მნიშვნელობები. მუხტის არაწონასწორული სი-ცოცხლის ხანგრძლივობა საკმაოდ მაღალია და აქვს 10^5 წმ-ზე მეტი მნიშვნელობა, რაც იწვევს იმას რომ, სინათლის დასხივების შეწყვეტიდან რამდენიმე წამის ფარგლებში ფირის გამტარობა წყვეტს ცვლილებას და რჩება მეტი მის ბნელურ მნიშვნელობაზე. ეს ეფექტი [99]-ში განხილულია როგორც ნარჩენი გამტარობა ან სხვანაირად სპექტრალური მეხსიერება. ნახ. 37-ზე ნაჩვენებია ლეგირებული ფირის ფოტოგამტარობისა და ნარჩენი გამტარობის ლუქს-ამპერული მახასიათებლები. [96]-ის მიხედვით განათების მცირე ინტენსივობებისას როგორც ფოტოგამტარობა ისე ნარჩენი გამტარობა წრფივად იზრდება, ხოლო დიდი განათებისას როდესაც, მუხტის მატარებლების სტაციონარული კონცენტრაცია (Δn) შესამჩნევად ცვლის პოტენციურ ბარიერს, ფოტოგამტარობის სტაციონარული მნიშვნელობა სუბწრფივი ხასიათისაა, ხოლო ნარჩენი გამტარობა გაჯერებას აღწევს. სხვადასხვა ტემპერატურებზე გაზომილი ნარჩენი გამტარობის რელაქსაციური მრუდების ანალიზით შესაძლებელია რელაქსაციური ბარიერის სიდიდის შეფასება:



ნახ. 36. რელაქსაციის (1) და ფოტოგამტარებლობის (2) სტაციონალური მნიშვნელობის დასადგენი მახასიათებლები. ნარჩენი გამტარებლობის რელაქსაციური მრუდები $T = 104 \text{ K}$ (3), $T = 121 \text{ K}$ (4)

$$E_p = (T_1 T_2 k \ln(\tau_1 / \tau_2)) : (T_2 - T_1) \quad (4,3)$$

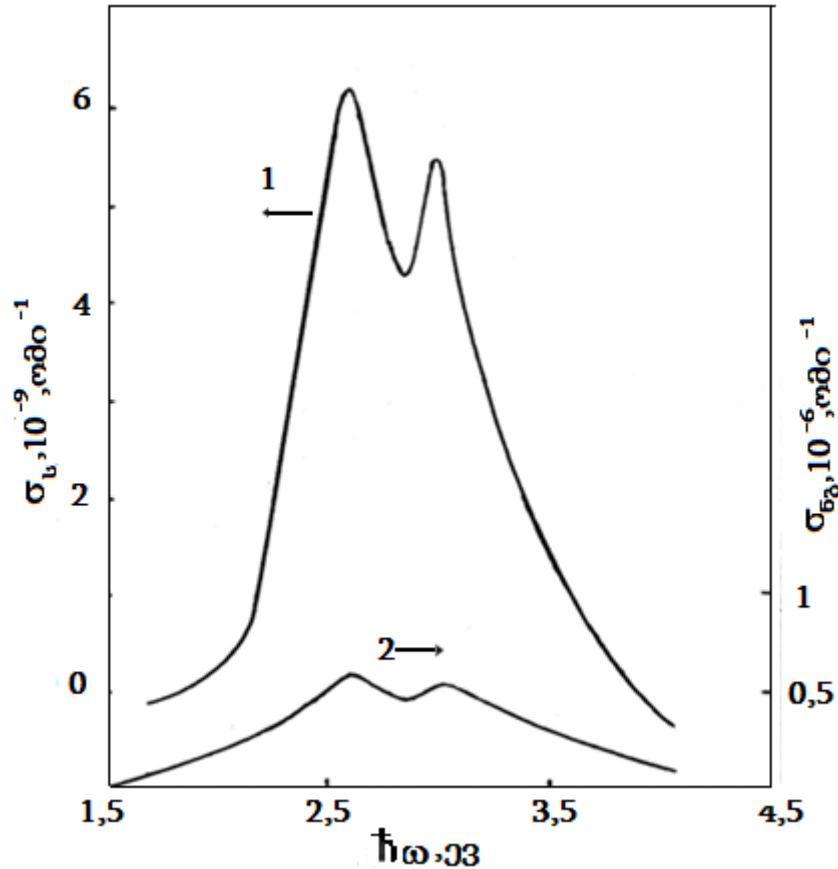
რელაქსაციის პროცესში ის იღებს მნიშვნელობებს 0,13-0,27 ევ. რაც შეეხება E_p ბნელურ მნიშვნელობას ის უფრო მაღალია.



ნახ. 37. ფოტოგამტარობის (1) და ნარჩენი გამტარობის (2) დამოკიდებულება გამოსხივების ინტენსივობაზე $T = 112 K$ ტემპერატურაზე ($\lambda = 470$ ნმ)

ფოტოგამტარობისა და ნარჩენი გამტარობის გაზომვები ჩატარდა ფოტონების ენერჯიათა უბანში 1,5-4,2 ევ 98 K-ზე. ნახ. 38-დან ჩანს, რომ ფოტოგამომახილზე მაღალი ფონი შეიმჩნევა 1,6 ევ-დან.

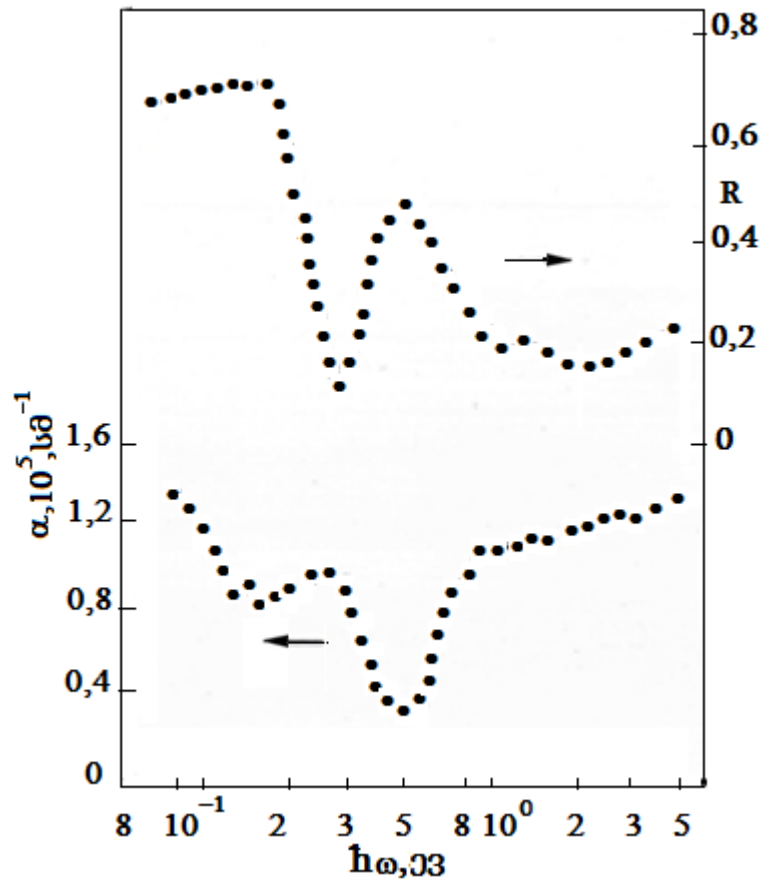
ფოტოგამტარობის გრძელტალღოვან კიდეს ჩვენ ვუკავშირებთ ელექტრონების გადასვლას კომპენსირებული ღრმა აქცეპტორული დონეებიდან მინარეულ ზონაში. ფოტოგამტარობის პიკი 2,65 ევ-ზე ალბათ გამოწვეულია მუხტის მატარებელთა ადგუნებით სავალენტო ზონიდან დონორულ ზონაში. ამ გადასვლის და ფოტომგრძობიარობის წითელი საზღვრის ენერგეტიკული მდგომარეობის ანალიზით შეფასებულ იქნა გადოლინიუმის ვაკანსიებით შექმნილი აქცეპტორული დონეების იონიზაციის ენერჯია და ის ტოლი აღმოჩნდა $\sim 0,90$ ევ. სტრუქტურა 2,93 ევ-ზე ალბათ გამოწვეულია ელექტრონების ზონათა შორის გადასვლებით.



ნახ. 38. ფოტოგამტარებლობის (1) და ნარჩენი გამტარებლობის (2) სპექტრი $T=118 K$ ტემპერატურაზე

4.3 დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის თხელი ფირების ოპტიკური თვისებები

დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის ოპტიკური თვისებები სუსტადაა შესწავლილი. არსებობს მონაცემები მხოლოდ მოცულობითი კრისტალებისა და ფხვნილების არეკვლის შესახებ [100]. წინამდებარე ნაშრომში ოთახის ტემპერატურაზე, ფოტონების ენერჯიათა უბანში 0,05-5,5 ევ გადაღებულ იქნა მომზადებული ფირების არეკვლისა და გამჭვირვალობის სპექტრები [85]. როგორც ნახ.39-დან ჩანს არეკვლის სპექტრზე შეიმჩნევა შემდეგი თავისებურებები: ღრმა მინიმუმი 0,28 ევ-ზე, რომელსაც თან ახლავს მკვეთრად გამოხატული გრძელტალღოვანი არეკვლის კიდე, ასევე კარგად ჩამოყალიბებული არეკვლის ზოლი მაქსიმუმით 0,50 ევ-ზე.



ნახ. 39. *DySb*-ის ფირის არეკვლისა (R) და გამჭვირვალობის (α) სპექტრალური დამოკიდებულება

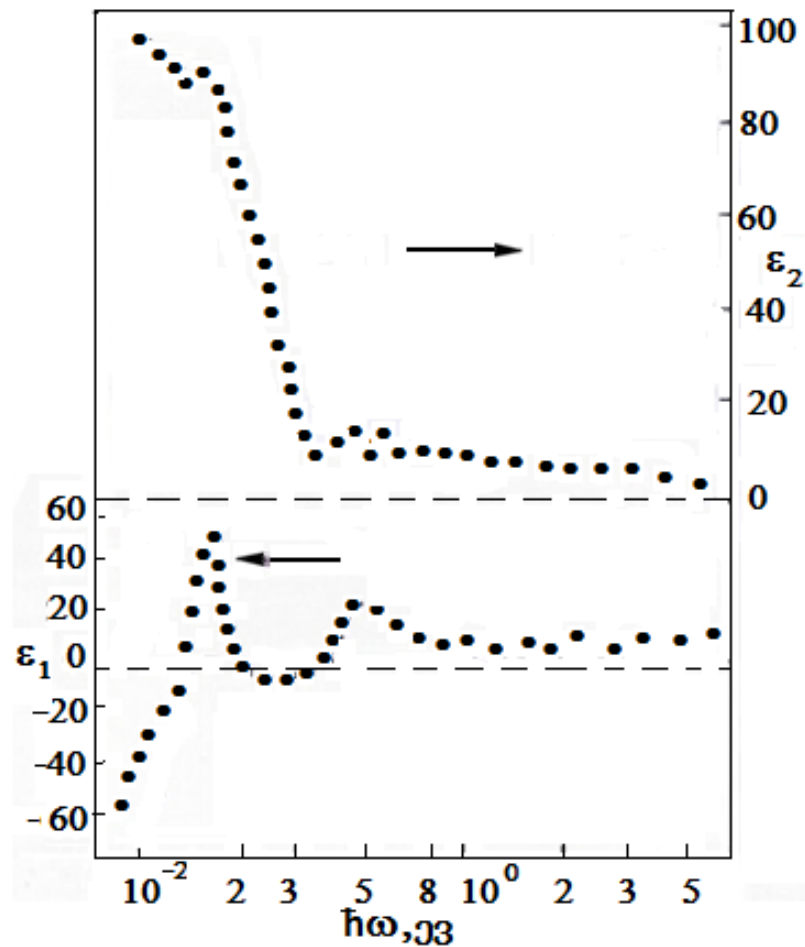
მინიმუმი 0,22 ევ-ზე და სტრუქტურა 1,67 ევ-ზე. რაც შეეხება გამჭვირვალობის კოეფიციენტის სპექტრალურ დამოკიდებულებას ძლიერი შთანთქმის ფონზე შეიმჩნევა შედარებითი მაღალი გამჭვირვალობის უბანი 0,46 ევ-ზე, სტრუქტურა 0,23 ევ და გამჭვირვალობის კოეფიციენტის მკვეთრი ზრდა 0,12 ევ-ზე დაბალი ენერგიების უბანში.

დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის ოპტიკური სპექტრების ინტერპრეტაცია გაძნელებულია, ვინაიდან არ არსებობს მონაცემები მათი ენერგეტიკული ზონური სტრუქტურის შესახებ. ერთადერთი რაც შეიძლება დაბეჯითებით ითქვას ისაა, რომ ღრმა მინიმუმი არეკვლის სპექტრზე 0,22 ევ-ზე და მასთან დაკავშირებული გრძელტალღოვანი არეკვლის ზრდა დაკავშირებულია მუხტის მატარებლების პლაზმურ რხევებთან. ძალიან ძნელია ინტერპრეტირებულ იქნას სპექტრების სტრუქტურული თავი-

სებურებანი 0,5 ევ-თან ახლოს მყოფ ენერგიებზე. სპექტრის მოცემულ უბანში განმსაზღვრელ როლს თამაშობს ფუნდამენტური შთანთქმა 0,50 ევ-ის ტოლი ზონათაშორისი გადასვლების ენერგიით. აკრძალული ზონის სიგანის შესაფასებლად აუცილებელია გათვალისწინებულ იქნას შესწორება, რომელიც დაკავშირებულია სრულ გადაგვარების შესაბამის ფერმის დონის მდებარეობასთან. არსებობს ასეთი ახსნის საწინააღმდეგო რამდენიმე მოსაზრება, კერძოდ როდესაც მუხტის მატარებლების კონცენტრაცია მაღალია $\sim 3 \cdot 10^{21} \text{სმ}^{-3}$ და ეფექტური მასა, მუხტის თავისუფალი გადამტანის m_0 მასის რიგისაა, ფერმის ენერგია (0,75 ევ) უკვე ერთნახევარჯერ აღემატება ზონათაშორის შესაძლო გადასვლების ენერგიებს. თუ სამ ვალენტიანი იმე-ს ლითონის მაგვარ შენაერთებში შეიმჩნევა არეკვლის ფართო ზოლი (რამდენიმე ევ სიგანის), რომელიც დაკავშირებულია ზონათაშორის გადასვლებთან, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდისათვის როგორც ეს ზემოთ მოყვანილი ნახაზიდან ჩანს არეკვლის ზოლის ნახევარსიგანე, რომელიც შეიძლება მიეკუთვნოს ელექტრონების ზონათაშორის გადასვლებს, შეადგენს მხოლოდ 0,41 ევ-ს. ეს შენიშვნები გარკვეული მიახლოებით შეიძლება უკუვაგდოთ, თუ ფერმის დონის სიახლოვეს ოპტიკური სპექტრების ინტერპრეტაციისას, დავუშვებთ არამართო d , არამედ f და $f - d$ მდგომარეობის ძალიან მაღალი სიმკვრივის ქვეზონების არსებობას. ამ შემთხვევაში, ალბათ ოპტიკური სპექტრების სტრუქტურები 0,5 ევ-ის სიახლოვეს განპირობებულია f და $f - d$ გადასვლებით. ნახ.40 და ნახ.41-ზე მოყვანილია ჩვენს მიერ არეკვლისა და გამჭვირვალობის კოეფიციენტების სპექტრალური დამოკიდებულებების საფუძველზე, კრამერს-კრონინგის მეთოდით გათვლილი დიელექტრიკული შეღწევადობის ნამდვილი (ϵ_1) და წარმოსახვითი (ϵ_2) ნაწილების, ასევე გარდატეხის კოეფიციენტის (n), შთანთქმის კოეფიციენტის (k) და დანაკარგების ფუნქციის $\text{Im}(\epsilon^{-1})$ სპექტრები.

ნახ. 40-დან ჩანს რომ დრმა ინფრაწითელ უბანში ϵ_1 მიისწრაფის ძალიან დიდი უარყოფითი მნიშვნელობებისაკენ, რაც იმაზე მეტყველებს რომ

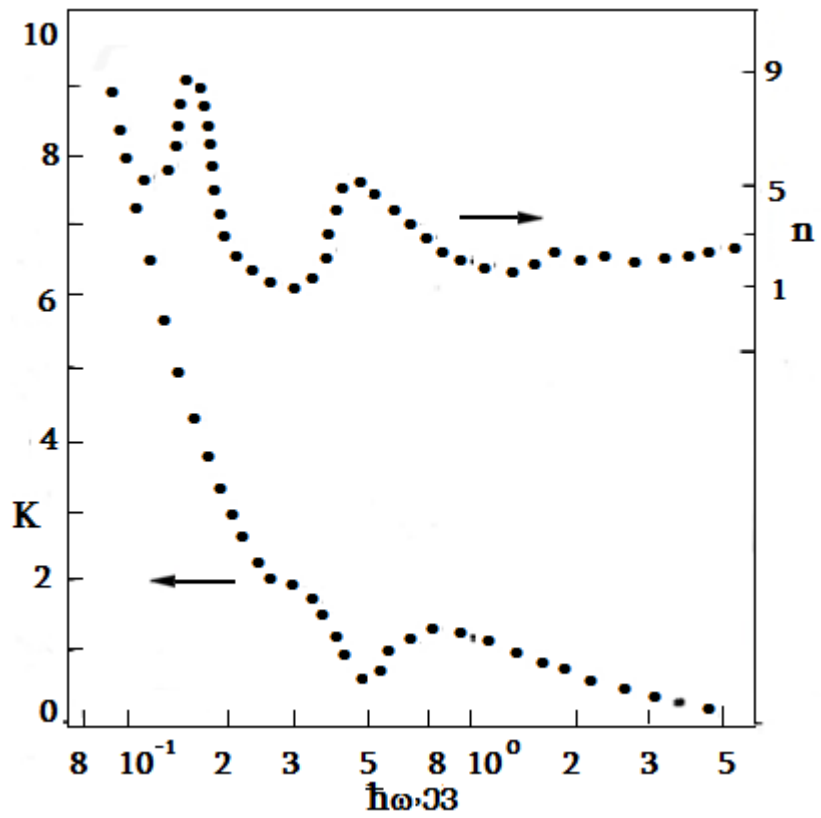
ოპტიკურ პროცესებში არსებით როლს თამაშობენ მუხტის თავისუფალი გადამტანები. ამის შემდეგ ϵ_1 სამჯერ იცვლის ნიშანს: ორჯერ დადებითი



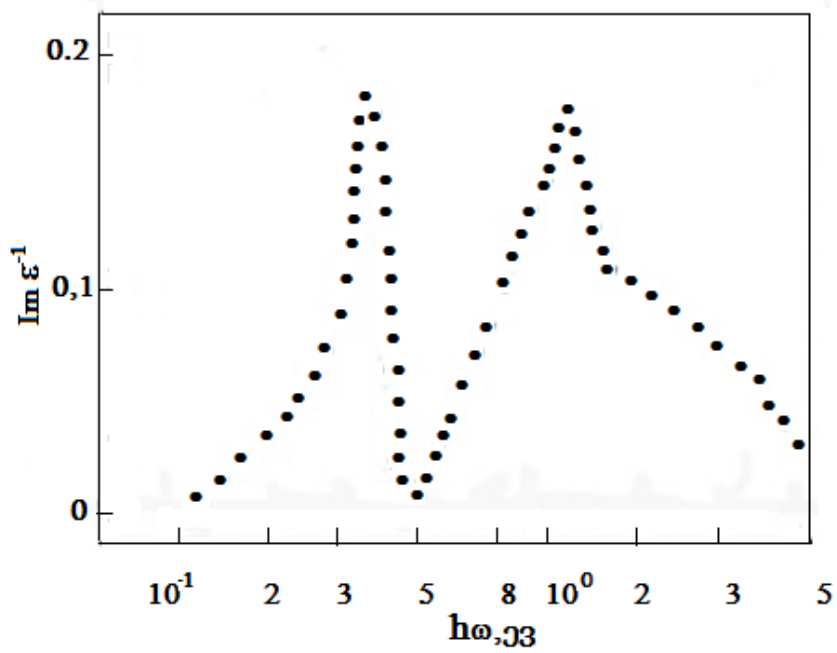
ნახ. 40. *DySb* - ის ფირის ნამდვილი (ϵ_1) და წარმოსახვითი (ϵ_2) ნაწილის დიელექტრიკული შეღწევადობა.

დახრილობით ($d\epsilon_1/d\omega > 0$)-0,15 ევ და 0,38 ევ-ზე. ამ უკანასკნელს კარგად ეთანხმება დანაკარგების ფუნქციის მაქსიმუმის ენერგეტიკული მდებარეობა (ნახ.42). შესაბამისად ენერგია 0,38 ევ ალბათ შეესაბამება პლაზმურ რეზონანსს.

დისპროზიუმის მონოანტიმონიდის ფირებში ამ ენერგიისა და შთანთქმის ზოლის ენერგიის სიახლოვის გამო შთანთქმა მაღალია, აღზნებული პლაზმური რხევები დემპფირირებულია, რის გამოც „ნამდვილი“ პლაზმური სიხშირე მეტი უნდა იყოს შეფასებულ სიხშირეზე [101-103].



ნახ. 41. *DySb* – ის ფირის არეკვლისა (n) და შთანთქმის (k) მაჩვენებლების სპექტრები



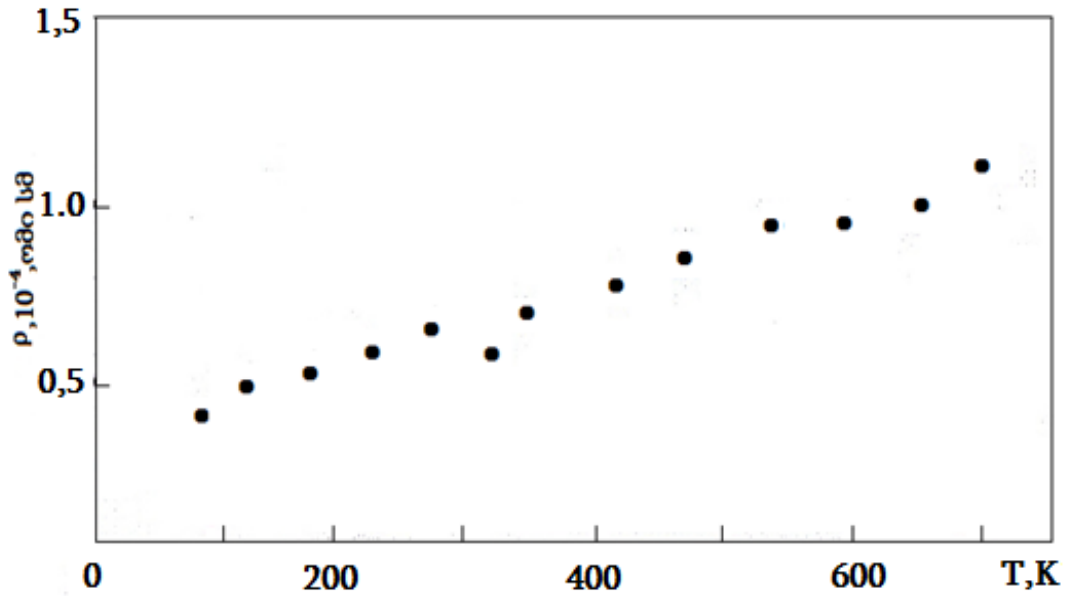
ნახ. 42. *DySb* - ის ფირის დანაკარგის ფუნქციის სპექტრი

შთანთქმის ძირითადი ზოლის შედარებით დაბალი ენერგეტიკული მდებარეობა კარგად ჩანს შთანთქმის მაჩვენებლისა და დიელექტრიკული შეღწევადობის წარმოსახვითი ნაწილების სპექტრებზე. ამასთან ერთად შთანთქმის კოეფიციენტის და დიელექტრიკული შეღწევადობის საკმაოდ მკვეთრი ზრდა სპექტრის გრძელტალღოვან უბანში, გარდატეხის მაჩვენებლისა და დიელექტრიკული შეღწევადობის ნამდვილი ნაწილის სპექტრებში კარგად ფორმირებული სტრუქტურების არსებობა, დიელექტრიკული შეღწევადობის ნამდვილი ნაწილის ნიშნის ცვლილება უარყოფითი დახრით ($d\epsilon_1/d\omega < 0$) მეტყველებენ იმაზე რომ დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის [101,104] ოპტიკურ პროცესებში მნიშვნელოვანი როლი შეაქვთ ზონის შიდა გადასვლებს და თვითონ ზონა რთული აგებულებისაა.

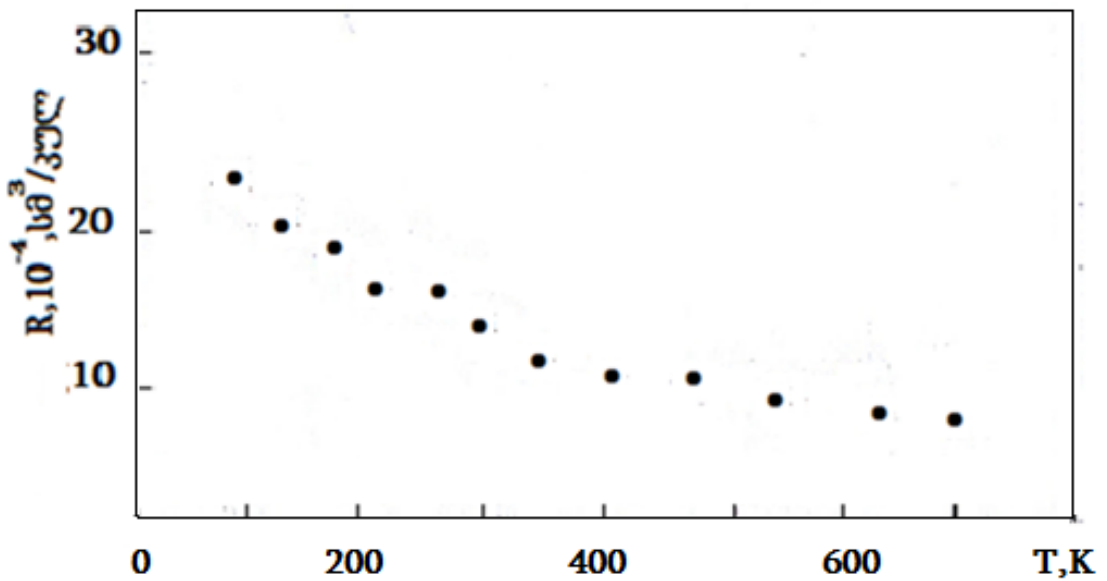
4.4. დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის ელექტროფიზიკური თვისებები

95-700 K უბანში შესწავლილია კუთრი წინაღობის და ჰოლის მუდმივას ტემპერატურაზე დამოკიდებულება (ნახ. 43, 44). როგორც მოყვანილი ნახაზებიდან ჩანს ტემპერატურის გაზრდით კუთრი წინაღობა წრფივად იზრდება, ხოლო ჰოლის მუდმივა კლებულობს. ჰოლის მუდმივას გაზომვის მთელს ტემპერატურულ ინტერვალში უარყოფითი ნიშანი გააჩნია, რაც იმას ნიშნავს რომ მუხტის მატარებლებს წარმოადგენენ ელექტრონები. რაც შეეხება მის აბსოლუტურ სიდიდეს, ის არაწრფივად მცირდება.

ექსპერიმენტული მონაცემების გამოყენებით ერთზონიანი მიახლოებით გამოთვლილ იქნა მუხტის მატარებლების ძვრადობისა და კონცენტრაციის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება (ნახ. 45,46). როგორც ნახ. 44-დან ჩანს ტემპერატურის გაზრდით ძვრადობა არაწრფივად კლებულობს, ხოლო კონცენტრაცია კი ტემპერატურის ზრდასთან ერთად წრფივად იზრდება (ნახ. 46).



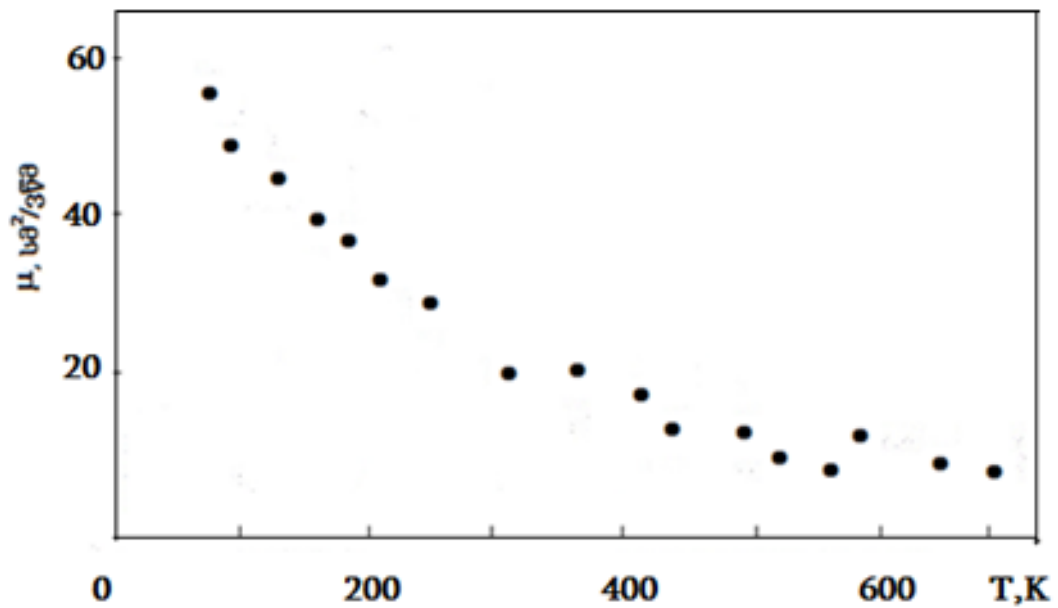
ნახ. 43. *DySb* - ის თხელი ფირის კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე



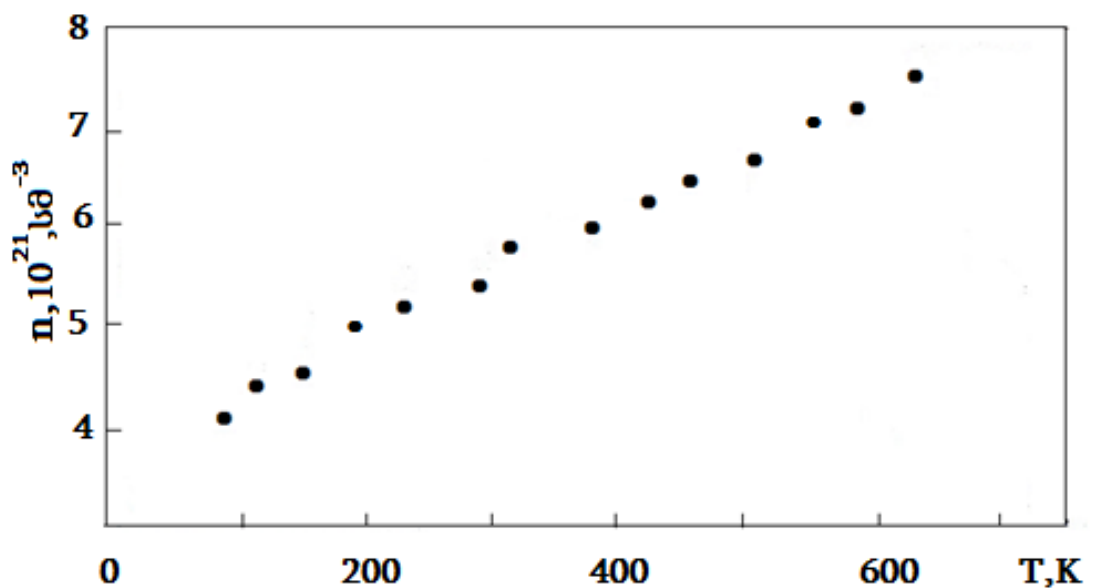
ნახ. 44. *DySb* - ის თხელი ფირის ჰოლის მუდმივას დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

გაზომილი ელექტროფიზიკური პარამეტრების ტემპერატურაზე დამოკიდებულება და ამ პარამეტრების სიდიდე მიუთითებს იმაზე რომ

დისპროზიუმის მონოანტიმონიდი სხვა იმე-ს მონოანტიმონიდების მსგავსად ნახევარლითონს წარმოადგენს [101].



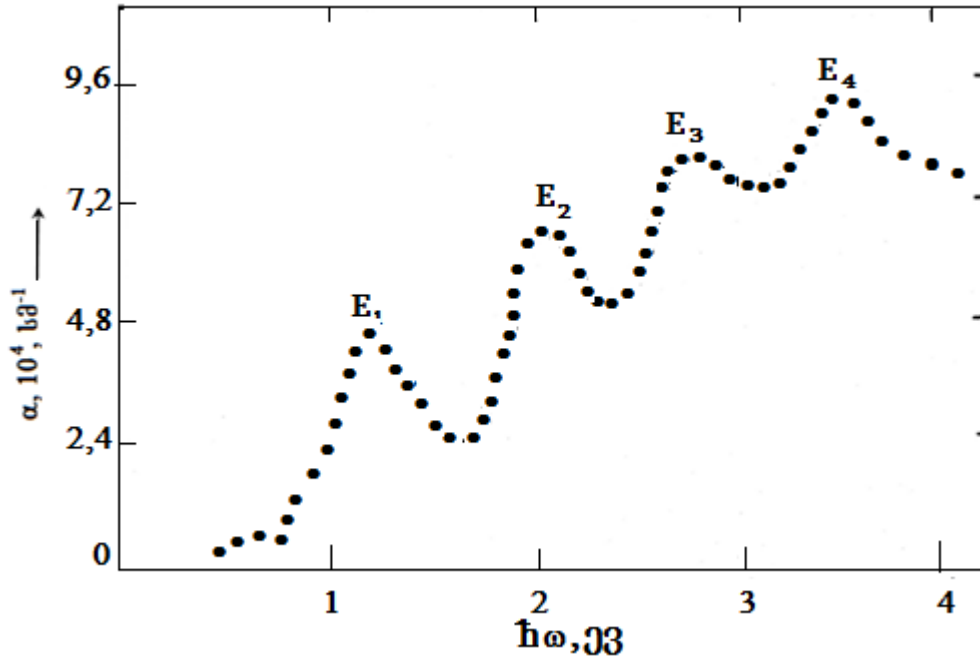
ნახ. 45. *DySb* - ის თხელი ფირში მუხტის გადამტანების ძვრადობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე



ნახ. 46. *DySb* - ის თხელი ფირში მუხტის გადამტანების კონცენტრაციის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

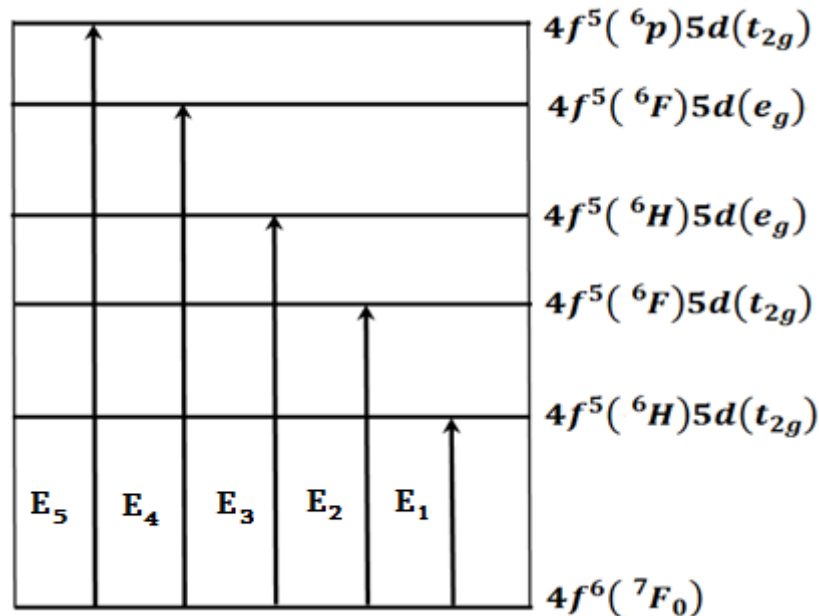
ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების ოპტიკური თვისებები

ოთახის ტემპურატურაზე, ფოტონების ენერგიათა შუალედში 0,5–4,0 ევ შესწავლილ იქნა $EeTe$ -ის ჩვენს მიერ მიღებული ფირების შთანთქმის სპექტრი [110] (ნახ.47). როგორც ნახაზიდან ჩანს კარგადაა გამოკვეთილი შთანთქმის ძლიერი ოთხი ზოლი E_1, E_2, E_3 და E_4 შესაბამისად ენერგიების მაქსიმუმებით 1,2 ევ, 2,0 ევ, 2,8 ევ და 3,5 ევ. ერბიუმის ტელურიდის ზონური აგებულების სქემა ცნობილი არ არის. თუ ამ შემთხვევაში ვისარგებლებთ [105] ნაშრომში სამარიუმის მონოჰალკოგენიდების ანალიზისათვის გამოყენებული მეთოდიკით, რომელიც ეფუძნება მეტფესელის მიერ ევროპიუმის მონოჰალკოგენიდისათვის მოყვანილი ზონური აგებულების სქემას და CaF_2, SrC_2 და სხვა კრისტალებში მინარევის სახით შეყვანილი ორვალენტური სამარიუმის იონის შთანთქმის სპექტრს [106,107], ამ სქემის მიხედვით შთანთქმის კიდე და შთანთქმის პირველი მაქსიმუმი განპირობებულია 4f ელექტრონების ელექტრონული გადასვლებით ქვედა $5d(t_{2g})$ ქვეზონაში, რომელსაც გააჩნია მდგომარეობის სიმკვრივის ორი მაქსიმუმი, ხოლო E_3 მაქსიმალური ენერგიის მქონე ზოლი დაკავშირებულია ელექტრონულ გადასვლებთან ზედა $5d(e_g)$ ქვეზონაზე, რომელსაც ასევე გააჩნია მდგომარეობის სიმკვრივის ორი მაქსიმუმი სპინ-ორბიტალური გახლეჩვის შედეგად (ნახ.48). [108] ნაშრომში მოცემულია SmX შთანთქმის სპექტრის ოდნავ განსხვავებული ინტერპრეტაცია. სრული ჰამილტონიანი სამარიუმის ორვალენტური იონის $4f5d$ აგზნებული მდგომარეოსათვის ასე ჩაიწერება: $H = H(0) + H_{33}(d) + H_{ელ}(t) + H_{სო}(f) + H_{ელ}(f,d) + H_{სო}(d) + H_{33}(f)$ სადაც $H_{33}, H_{ელ}$ და $H_{სო}$ აღნიშნავენ ჰამილტონიანში შესაბამისად კრისტალური ველის ელექტროსტატიკური განზიდვის სპინ-ორბიტალური ურთიერთქმედების წვლილს. [109] ნაშრომის თანახმად შეიძლება ბოლო სამი წევრი უგულებელვყოთ. პირველი მიახლოებით შეიძლება ასევე უკუვაგდოთ $H_{სო}(f)$ წევრი, ვინაიდან f ელექტრონების სპინ - ორბიტალური კავშირი ალბათ მცირეა.



ნახ. 47. $ErTe$ -ის თხელი ფირის შთანთქმის სპექტრი

კულონური ურთიერთქმედება ნაწილობრივ ხსნის $4f^6$ კულონური ურთიერთქმედების გადაგვარებას, ქმნის რა სექსტეტებს 6H , 6F და 6P . ნახ.48 - ზე მოყვანილია სამარიუმის ორვალენტური იონის ენერგეტიკული მდგომარეობების დონეების სქემა სამარიუმის მონოჰალკოგენიდებში.

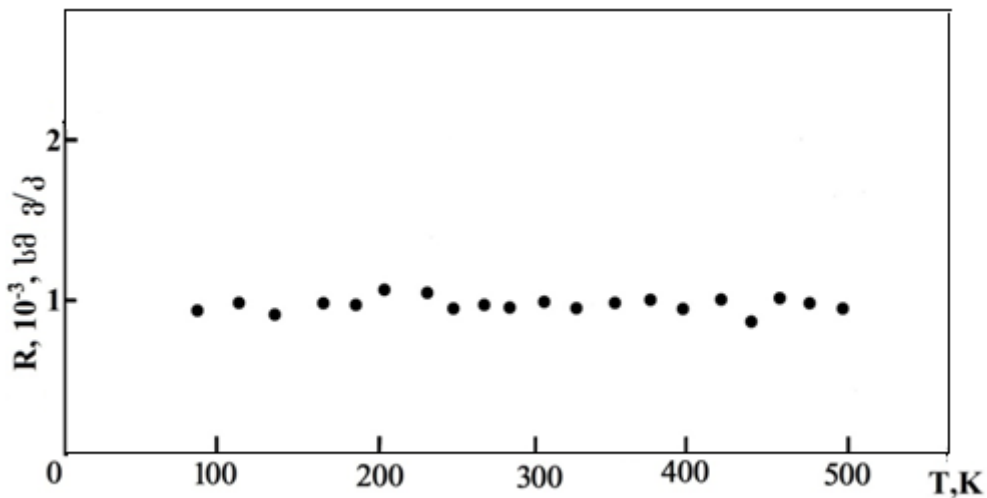


ნახ. 48. Sm^{+2} -ის ენერგეტიკული დონეების სქემა მონოჰალკოგენიდებში

ყოველივე ზემოთ ნათქვამის გათვალისწინებით $ErTe$ -ის შთანთქმის სპექტრების იდენტიფიკაცია შეიძლება მოხდეს შემდეგი ელექტრონული გადასვლებით ძირითადი $4f^6(7F_0)$ მდგომარეობიდან: $E_1 - 4f^6(6H)5d(t_{2g})$, $E_2 - 4f^6(6F)5d(t_{2g})$, $E_3 - 4f^6(6H)5d(e_g)$, $E_4 - 4f^6(6F)5d(e_g)$ მდგომარეობებზე.

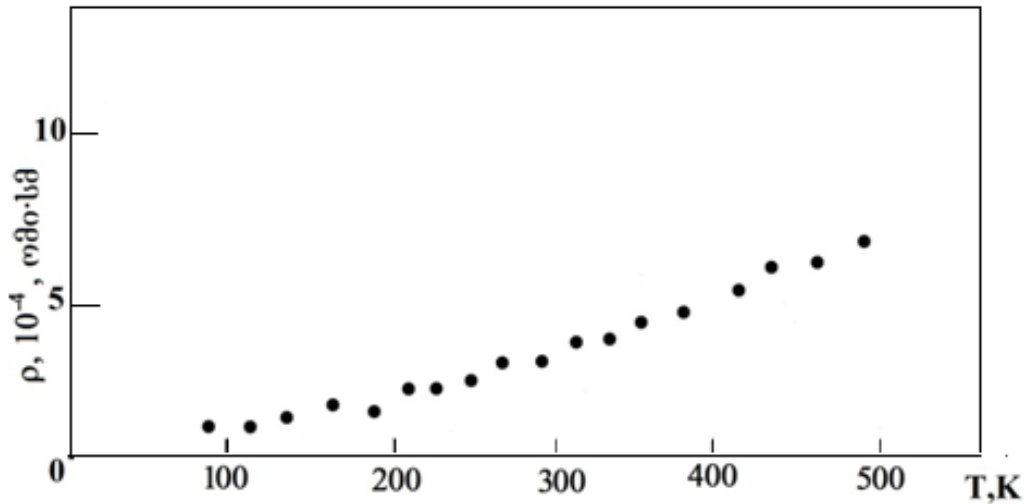
4.5 ერბიუმის მონოტელურიდის თხელი ფირების ელექტრული თვისებები

100-500 K ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია $ErTe$ ფირების ჰოლის მუდმივას, კუთრი წინაღობის და თერმო ემპ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება (ნახ.49 - 51). ყველა გაზომვა ჩატარებულია ერთიდაიმავე ერთფაზა $ErTe$ ფირებზე, რომლებიც დაფენილი იყო სიტალის ფუძეებზე [110,111,112].

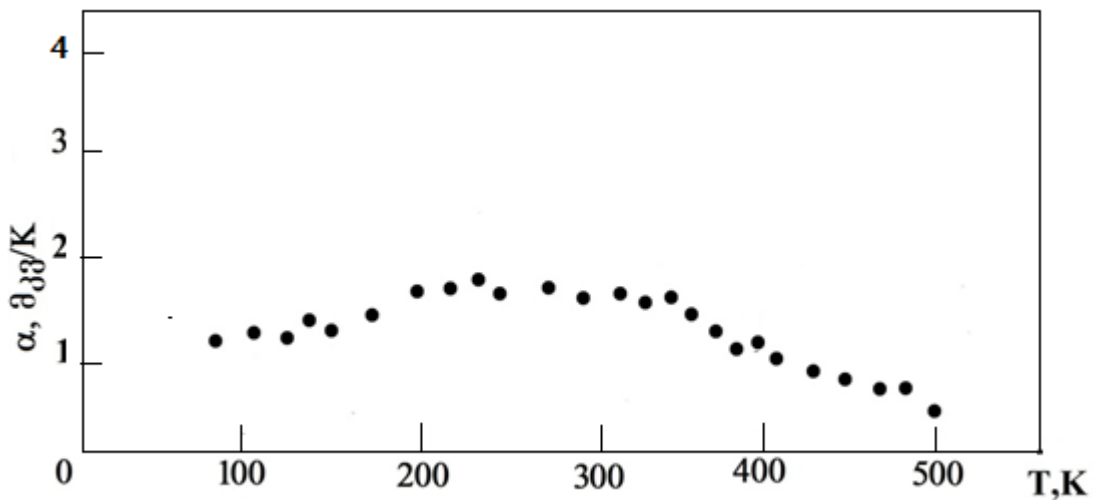


ნახ. 49. $ErTe$ -ის თხელი ფირის ჰოლის მუდმივას დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

ცდებმა აჩვენეს, რომ ჰოლის მუდმივას ნიშანი შეესაბამება n ტიპის გამტარობას და ის ტემპერატურის მიხედვით არ იცვლება (ნახ.49), რაც მიუთითებს იმაზე, რომ ელექტრონების კონცენტრაცია მუდმივია. ნახ. 50-დან ჩანს, რომ კუთრი წინაღობა ტემპერატურის მიხედვით



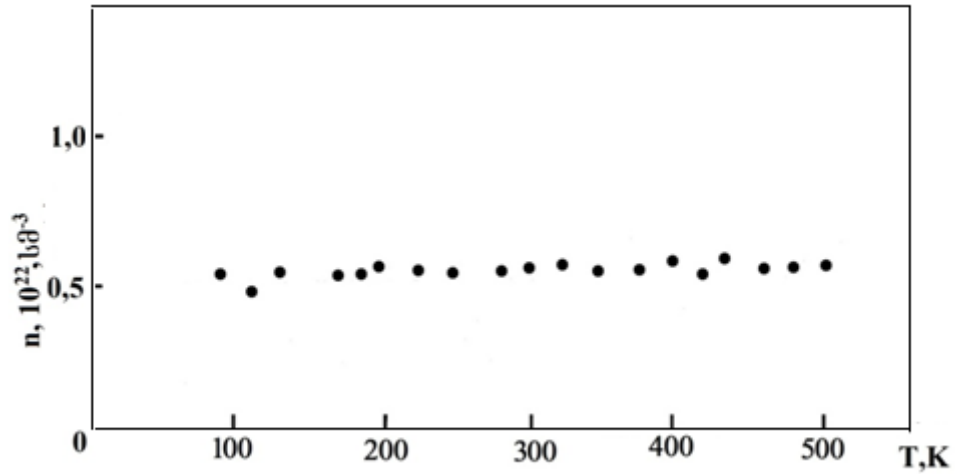
ნახ. 50. *ErTe* -ის თხელი ფირის კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე



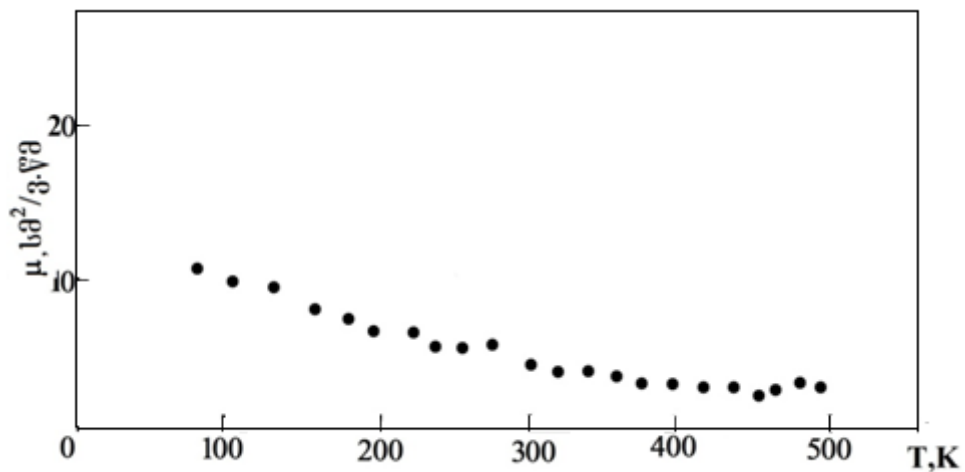
ნახ. 51. *ErTe* -ის თხელი ფირის თერმო ემპ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

თითქმის წრფივად იზრდება. ყოველივე ეს საფუძველს გვაძლევს ვივარაუდოთ, რომ სამვალენტური იმე-ს ტელურიდების ელექტრული თვისებების აღწერისას შესაძლებელია გამოყენებულ იქნას ერთვალენტური ლითონის მოდელი.

ნახ. 52 და 53-ზე მოყვანილია *ErTe* ფირებში ელექტრონების კონცენტრაციისა და ძვრადობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე. როგორც ნახაზებიდან ჩანს ელექტრონების კონცენტრაცია 10^{22}სმ^{-3} რიგისაა და ის მუდმივია, ძვრადობა კი ტემპერატურის გაზრდით მცირდება.



ნახ. 52. *ErTe* -ის თხელ ფირში ელექტრონების კონცენტრაციის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე



ნახ. 53. *ErTe* -ის თხელი ფირში ელექტრონების ძვრადობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

აღსანიშნავია ის ფაქტი, რომ *ErTe*-ის ფირების თერმო ემპ-ს გააჩნია დადებითი ნიშანი და მისი დამოკიდებულება ტემპერატურაზე რთული ხასიათისაა (ნახ. 51).

როგორც ცნობილია თერმო ემპ წარმოადგენს მასალის ელექტრონული თვისებების ყველაზე მგრძნობიარე კინეტიკურ თვისებას. ცნობილია, რომ

ერთზონიანი ლითონებისათვის მუხტის ერთი ტიპის გადამტანების შემთხვევაში თერმო ემპ-ს კოეფიციენტი ასე ჩაიწერება:

$$\alpha = \frac{\pi^2 k_0^2 T}{3e} \left[\frac{\delta \ln \sigma(\varepsilon)}{\delta \varepsilon} \right]_{\varepsilon=\xi} \quad (4,4)$$

სადაც e ელექტრონის მუხტია, T - აბსოლუტური ტემპერატურა, σ - ელექტროგამტარობა. თეორიიდან ცნობილია, რომ ელექტროგამტარობის დასადგენად უნდა ვიცოდეთ, თუ როგორ იცვლება $\sigma(\varepsilon)$ ფერმის დონისაგან დამოკიდებულებით და ამის შემდეგ უნდა ვიპოვოთ $\sigma(\varepsilon)$ წარმოებული ε -ის მიხედვით $\varepsilon = \xi$ -თვის, სადაც ξ -ფერმის ფაქტიური დონეა. ამ შემთხვევაში $\sigma(\varepsilon)$ სიდიდე განისაზღვრება როგორც მუხტის გადამტანების ცვლილებით, რომლებიც შეიძლება გაიზნენ, ასევე მათი თავისუფალი განარბენის სიგრძის λ ცვლილებით კვაზიიმპულსისაგან დამოკიდებულებით:

$$\alpha = \frac{\pi^2 k_0^2 T}{3e} \left[\frac{\partial \ln \lambda}{\partial \varepsilon} + \frac{\partial \ln S}{\partial \varepsilon} \right]_{\varepsilon=\xi} \quad (4,5)$$

სადაც S ფერმის ზედაპირის ფართობია.

ამრიგად თერმო ემპ წარმოადგენს ორი წევრის ჯამს, რომელთაგან პირველი დაკავშირებულია მუხტის გადამტანების გაზნევასთან, ხოლო მეორე - ბრილუენის ზონის აგებულების თავისებურებასთან. ამ ორი წევრის კომბინაცია განსაზღვრავს თერმო ემპ-ს ნიშანს და სიდიდეს.

ცნობილია, რომ სპილენძის, ვერცხლის, ოქროს და სხვა ერთ-ვალენტიანი ლითონების თერმო ემპ-ს ნიშანი დადებითია, მაშინ როდესაც ჰოლის მუდმივას გააჩნია უარყოფითი ნიშანი [106]. ასეთივე ეფექტი შეიმჩნევა ტერბიუმის მონოსულფიდისათვის [112]. მეორეს მხრივ [113] ნაშრომში ნაჩვენებ იქნა, რომ თავისუფალი ელექტრონების მოდელის-თვისაც კი $\lambda(\varepsilon)$ -ს შეიძლება ჰქონდეს უარყოფითი ნიშანი $\frac{\delta \ln \lambda}{\delta \varepsilon}$ წევრში ანუ თერმო ემპ-ს დადებითი ნიშანი.

4.6. გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, დისპროზიუმის მონოანთიმონიდის და ერბიუმის მონოტელურიდის ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე

ფირების ელექტრული და ოპტიკური თვისებების შესწავლასთან ერთად დიდი მნიშვნელობა აქვს მათი მექანიკური თვისებების დადგენას, რადგან ზოგჯერ ფირები, რომლებსაც საჭირო ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებები გააჩნიათ, ხასიათდებიან დაბალი მექანიკური მდგრადობით, რაც სერიოზულ პრობლემებს ქმნის მათ საფუძველზე სხვადასხვა ხელსაწყოების შექმნაში. ფირების მექანიკური თვისებების სრულყოფილად შესასწავლად აუცილებელია გაანალიზებულ იქნას კვლევის შედეგების კავშირი ამ ფირების სტრუქტურასთან. ცნობილია რომ, ფირის ადგეზიის მახასიათებლები დამოკიდებულია ზრდის საწყის სტადიებზე მიმდინარე პროცესებზე. შესაბამისად მნიშვნელოვან ინტერესს წარმოადგენს ჩანასახების წარმოქმნის მექანიზმების შესწავლა. ფირების მექანიკურ თვისებებზე ასევე დიდ გავლენას ახდენს ფირის ზრდის შემდგომი სტადიები და კრისტალური სტრუქტურის ტიპები, რაც თავის მხრივ დამოკიდებულია ფირების მიღების მეთოდებზე. არსებობს ფირების ადგეზიის შესწავლის სხვადასხვა მეთოდი, რომელთაგან შეიძლება გამოიყოს ორი:

- 1) მექანიკური მეთოდი.
- 2) ჩანასახის წარმოქმნის მეთოდი.

ცხრილ 6 - ში მოყვანილია მექანიკური მეთოდის სახესხვაობები.

მექანიკური მეთოდით ადგეზიის შესწავლისას ეს უკანასკნელი განიხილება როგორც თხელი ფირის მექანიკური თვისება, მაგრამ ფირის მოშორება ფუძემდებრიდან დაკავშირებულია ფირისა და ფუძემდებრის ცალკეული ატომების ერთმანეთისაგან დაცილებასთან და შესაბამისად მიკრო ადგეზია შეიძლება აიხსნას ცალკეული ატომების ატომური ძალების ჯამური მოქმედებით. ყოველივე ამის გამო პრინციპში შეიძლება მოიძებნოს

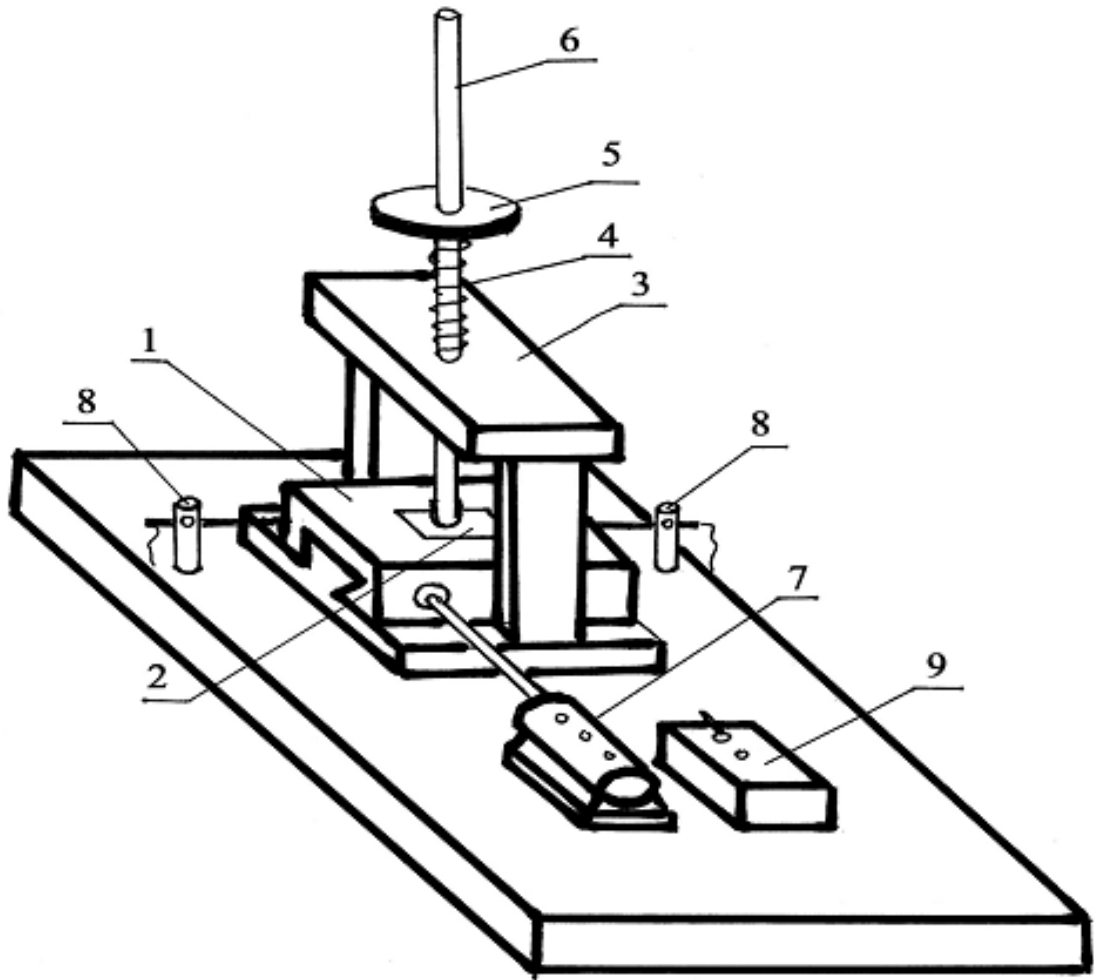
თხელი ფირების ადგეზიის გაზომვის მექანიკური მეთოდები [113]

მეთოდი	პრინციპი
1	2
გადაღუნვა	ფუძემრეს გადაღუნავენ მანამ, სამამ ფირი არ მოშორდება ფუძემრეს
შეკუმშვა	ფუძემრეს კუმშავენ მანამ, სანამ ფირი არ მოშორდება ფუძემრეს
გახეხვა	ფირს ხეხავენ მანამ, სანამ ფირი სრულად არ მოშორდება ფუძემრეს
გახურება და მოშვება	ფირს გაახურებენ და შემდეგ მოუშვებენ, გახურება-მოშვების ციკლი გრძელდება მანამ, სანამ წარმოქმნილი თერმული დაძაბულობის გამო ფირი არ მოშორდება ფუძემრეს
გაკაწვრა	ზონდით კაწრავენ ფირს. პარალელურ არხებს შორის მანძილს ამცირებენ მანამ, სანამ ფირი არ მოშორდება ფუძემრეს
დარტყმა	დარტყმით ტეხავენ ფუძემრეს და აშორებენ ფირს
ჩაზნექვა	ფუძემრეს ჩაზნექავენ ფირის საწინააღმდეგო მხარეს. ჩაზნექისას ფირი იბზარება და ის შეიძლება მოშორდეს ფუძემრეს
აშრევა	ფირს მოწყვეტენ ფუძემრისაგან სპეციალური ადგეზიური ლენტით
გადატვირთვა	ფირს ფუძემრესთან ერთად ანიჭებენ დიდ აჩქარებას, ამ დროს ადგილი აქვს დატვირთვებს რაც იწვევს ფირის აძრობას
ამობერვის გაჩენა	ფირს აფენენ ფუძემრეზე ისე, რომ გარკვეულ უბნებზე ადგილი არ ქონდეს ადგეზიას, შემდეგ ამ უბნებში შეჰყავთ ჰაერი და ზომავენ იმ წნევას, რომლის დროსაც ფირი აძვრება ფუძემრიდან

ურთიერთკავშირი ფუძემდებზე ცალკეული ატომების ადსორბციის ენერგიასა და ფირის საერთო ადგეზიას შორის, ამასთან ერთად ცალკეული ატომის ადსორბციის ენერგია ერთდროულად განსაზღვრავს ფუძემდებზე კონდენსირებული ატომების ქცევას, მასზეა დამოკიდებული დროის ინტერვალი, რომლის განმავლობაშიც ადსორბირებული ატომი აორთქლდება ფუძემდებიდან და ის აკონტროლებს ჩანასახის წარმოქმნას ფუძემდებზე. ადსორბციის ენერგიის სიდიდე შესაძლებელია მიღებულ იქნას ჩანასახის საწყის სტადიაზე ზრდის პროცესებზე ელექტრონულმიკროსკოპული დაკვირვებით, თუმცა ეს საკმაოდ რთული განსახორციელებელია ვინაიდან საჭიროებს ელექტრონული მიკროსკოპის ქვეშ კუნძულების დათვლას.

მოცემულ სამუშაოში ადგეზიის შესასწავლად სიმარტივის გამო შერჩეულ იქნა მექანიკური, კერძოდ სრული გახეხვის მეთოდი. ფირების მექანიკურ სიმტკიცესა და მათ ფუძემდებზე მიკრობადობის ხარისხზე შეიძლება ვიმსჯელოთ იმ მუშაობის მიხედვით, რომელიც შეიძლება დაიხარჯოს იმისათვის რომ ფუძემდებიდან მთლიანად გადაიხეხოს მასზე დაფენილი ფირი. ამ მეთოდით ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის შესასწავლი დანადგარის სქემა მოყვანილია ნახ.54-ზე. ის ანალოგიურია [114] ნაშრომში აღწერილი დანადგარის.

ფირის ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის დასადგენად საკვლევი ფირი (2) მაგრდება (1) მასიურ ფილაზე. ფირს ზემოდან ეყრდნობა (6) ღერო, რომლის ქვედა ბოლოზე დამაგრებულია ზამშის ფენა, რომელზედაც წასმულია ალმასის პასტა. ღერო იტვირთება მის ზემოთ დამონტაჟებულ (5) დისკზე სხვადასხვა წონის საწონების განთავსებით. სპეციალური მექანიზმით (ძრავი 7 და ცეცები 8) ხდება მასიურ ფილაზე დამაგრებული ფირის გადაადგილება წინ და უკან გადატანითი მოძრაობით და ითვლება გასმათა რიცხვი, რომელიც საჭიროა ფირის სრული გახეხვისათვის. მიღებული შედეგების შედარების საიმედოობის მიზნით ექსპერიმენტები უნდა ჩატარდეს ერთი და იგივე სისქის ფირებზე ერთი და იმავე დატვირთვის პირობებში.



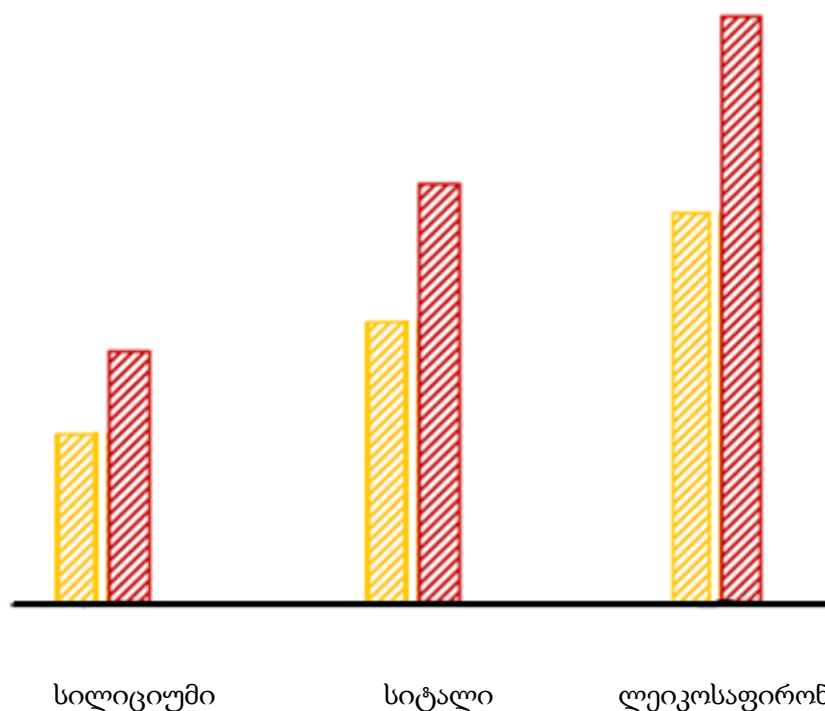
ნახ. 54. სრული გახეხვის მეთოდით ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის შესასწავლი დანადგარის სქემა:

1-მასიური ფილა; 2-საკვლევი ნიმუში; 3-დგარი; 4-ზამბარა; 5-დისკო; 6-დერო; 7-ელექტრო ძრავა; 8-ელექტრო საცეცხები; 9- ელექტრული კვების ბლოკი

ჩვენს მიერ შესწავლილ იქნა სხვადასხვა ფუმეშრეზე ომზადებული $\gamma\text{-Gd}_2\text{S}_2$ -ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე, რომელიც მიღებულ იქნა კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდებით. ორივე მეთოდით მიღებული ფირების სისქე ერთნაირი იყო და შეადგენდ 0,8 მკმ-ს, ასევე ერთნაირი იყო დატვირთვა ფირებზე. მიღებული შედეგები მოყვანილია ცხრილ 7-ში და ნახ. 55-ზე.

γ - Gd_2S_2 -ის სხვადასხვა მეთოდით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე

ფირის მიღების მეთოდები	ფირის შემადგენლობა	ფირის სისქე, მკმ	დატვირთვა, გ	გასმათა რიცხვი სრული გადახეხვისათვის		
				სილიციუმი	სიტალი	ლეიკოსაფირონი
კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლება	$\gamma - Gd_2S_3$	0,8	300	43	66	89
დისკრეტული აორთქლება	$\gamma - Gd_2S_3$	0,8	300	67	95	131



ნახ. 55. გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე (ყვითელი - კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული Gd_2S_2 -ის ფირი. წითელი - წინასწარსინთეზირებული მასალით დისკრეტული აორთქლების მეთოდით მიღებული Gd_2S_2 -ის ფირი)

როგორც ცხრილიდან და ნახაზიდან ჩანს, ერთსა და იმავე მასალის ფუძემრეზე დაფენილი ფირისათვის დისკრეტული აორთქლების მეთოდით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე დაახლოებით 1,5-ჯერ მეტია ვიდრე კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლებით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე, რაც ალბათ გამოწვეულია იმ გარემოებით რომ დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირების კრისტალური მესერი უფრო სრულყოფილია ვიდრე კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლებით მიღებული ფირების. ამასთან ლეიკოსაფირონზე დაფენილი ფირების მექანიკური სიმტკიცე გაცილებით მაღალია ვიდრე სილიციუმზე, ხოლო სიტალზე დაფენილს შუალედური მდგომარეობა უკავია. რაც შეეხება ერთი და იმავე მეთოდით სხვადასხვა ფუძემრეზე მიღებული ფირების ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეებს შორის განსხვავებას, სავარაუდოა ის დაკავშირებული იყოს ფუძემრისა და ფირის მასალის სითბური გაფართოების კოეფიციენტების სხვაობასთან. ასე მაგალითად: სილიციუმის სითბური გაფართოების კოეფიციენტია $2.54, 10^{-6}$ გრად $^{-1}$, სიტალის - $4.1, 10^{-6}$ გრად $^{-1}$, ლეიკოსაფირონის - $8.1, 10^{-6}$ გრად $^{-1}$, მაშინ როდესაც იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების სითბური გაფართოების კოეფიციენტი ტოლია $12,0, 10^{-6}$ გრად $^{-1}$. ცხრილ 8-ში მოყვანილია ზოგიერთი იმე-ს სულფიდების, ანთიმონიდების, ტელურიდების და ფუძემრის მასალის (სიტალი, ლეიკოსაფირონი, მონოკრისტალური სილიციუმი) სითბური გაფართოების კოეფიციენტები.

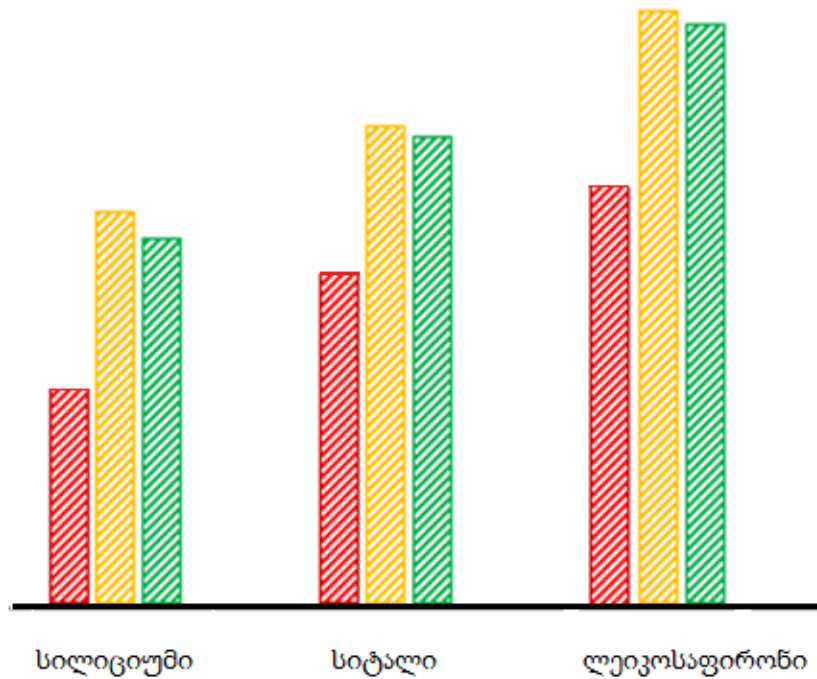
წინამდებარე ნაშრომში შესწავლილ იქნა ჩვენს მიერ კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მომზადებული $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის თხელი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის დამოკიდებულება ფუძემრის მასალაზე. როგორც ცნობილია იმე-ს მომონთიმონიდებსა და მონოჰალკოგენიდებს შორის ყველაზე დაბალი ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე გააჩნია $TmSb$ -ს [26], ამიტომ შესაძარებელ მასალად ავიღეთ სწორედ ამ შენაერთის თხელი ფირი. ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის

ზოგიერთი იშვიათმიწა ელემენტის სულფიდებისა და ჰალკოგენიდების, სილიციუმის, სიტალისა და ლეიკოსაფირონის სითბური გაფართოების კოეფიციენტები

შენაერთი	სითბური გაფართოების კოეფიციენტი, $\alpha, 10^{-6} \text{გრად}^{-1}$	საშუალო მნიშვნელობა ტემპერატურათა ინტერვალისათვის, K	ლიტერატურა
1	2	3	4
Gd_2S_3	12,0	300-950	[117]
$DySb$	12,5	300-800	[115]
$ErTe$	12,9	300-980	[118]
$TmSb$	16,6	300-975	[114]
სილიციუმი	2,54	300-1050	[116]
სიტალი	4,1	298-573	[64]
ლეიკოსაფირონი	8,1	298-573	[119]

შესწავლა ჩავატარეთ სხვადასხვა ფუძემრეზე (სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი) დაფენილი ერთნაირი სისქის ფირებზე - 1,2 მკმ,

ერთნაირი დატვირთვისას - 300 გ. გასმათა რაოდენობა, რომელიც საჭირო იყო ფირების სრული გადახეხვისათვის ფუძემრიდან (ფუძემრის ყველა მასალისათვის), როგორც $DySb$ -ის ასევე $ErTe$ -ისათვის დაახლოებით 30-35% -ით მეტი იყო ვიდრე $TmSb$ -ის სრული გადახეხვისათვის საჭირო გასმათა რაოდენობა, ხოლო $DySb$ -ის და $ErTe$ -ისათვის გასმათა რაოდენობა თითქმის ერთნაირი იყო (ცხრილი 9). განსხვავება ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეებს შორის (ნახ. 56) ერთის მხრივ $TmSb$ ფირსა და მეორეს მხრივ $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის ფირებს შორის ალბათ გამოწვეულია იმ გარემოებით, რომ $TmSb$ -ის სითბური გაფართოების კოეფიციენტი ($16.6, 10^{-6} \text{გრად}^{-1}$) უფრო მეტად განსხვავდება ფუძემრის სითბური გაფართოების კოეფიციენტისაგან ვიდრე $DySb$ -ისა და $ErTe$ -ის სითბური გაფართოების კოეფიციენტები ($12.5, 10^{-6} \text{გრად}^{-1}, 12.9, 10^{-6} \text{გრად}^{-1}$) (ცხრილი 8).



ნახ. 56. *TmSb* -ის, *DySb* -ის და *ErTe*- ის სხვადასხვა სხვადასხვა ფუძეშრეზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე (წითელი - *TmSb*, ყვითელი - *DySb*, მწვანე - *ErTe*)

ცხრილი 6.

***TmSb, DySb* და *ErTe* - ის სხვადასხვა სხვადასხვა ფუძეშრეზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე**

ფირის შემადგენ-ლოლა	ფირის სისქე,მკმ	დატვირთვა,გ	გასმათა რიცხვი სრული გადახეხვისათვის		
			ფუძეშრე სილიცი-უმი	ფუძეშრე სიტალი	ფუძეშრე ლეიკოსა-ფრონი
<i>TmSb</i>	1,2	300	41-43	48-51	59-62
<i>DySb</i>	1,2	300	52-55	63-65	77-79
<i>ErSb</i>	1,2	300	50-53	60-62	72-75

რაც შეეხება უკლებლივ ყველა შესწავლილი თხელი ფირის (მათ შორის γ -*Gd₂S₃*-ის) ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის ზრდას ფუძეშრის მასალებისათვის მიმდევრობით, სილიციუმი-სიტალი-ლეიკოსაფრონი, ალბათ ეს აიხსნება ფირების მასალების სითბური გაფართოების კოეფიციენტის მიახლოებით ფუძეშრეების მასალების სითბური გაფართოების კოეფიციენტებთან.

4.7. IV თავის დასკვნები

მეოთხე თავში აღწერილი γ - Gd_2S_3 -ის, $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის თხელი ფირების ოპტიკური, ელექტროფიზიკური და მექანიკური თვისებების შესწავლის შედეგები შეიძლება ჩამოვაყალიბოთ შემდეგი დასკვნების სახით:

1) ოთახის ტემპერატურაზე ფოტონების ენერჯიათა უბანში 0,2-3,0 ევ შესწავლილია γ - Gd_2S_3 -ის თხელი ფირების არეკვლისა და გამჭვირვალობის სპექტრები და გათვლილია შთანთქმის α კოეფიციენტის სპექტრალური დამოკიდებულება. ანალიზმა აჩვენა რომ ენერჯიათა მთელს უბანში ეს დამოკიდებულება ექსპონენციალური ხასიათისაა - $\alpha = \alpha_0 \exp(\Gamma h \omega)$ და აკრძალული ზონის სიგანე შეადგენს $\sim 2,85$ ევ .

2) ოთახის ტემპერატურაზე ფოტონების ენერჯიათა უბანში 0,05-5,5 ევ შესწავლილ იქნა $DySb$ -ის ფირების არეკვლისა და გამჭვირვალობის სპექტრები. არეკვლის სპექტრზე შეიმჩნევა რამდენიმე თავისებურება: ღრმა მინიმუმი 0,28 ევ-ზე, კარგად გამოყალიბებული არეკვლის ზოლი მაქსიმუმით 0,50 ევ-ზე, მინიმუმით 0,22 ევ-ზე და სტრუქტურა 1,67 ევ-ზე. გამჭვირვალობის კოეფიციენტის სპექტრალურ დამოკიდებულებაზე კი შეიმჩნევა მაღალი გამჭვირვალობის უბანი 0,46 ევ-ზე, სტრუქტურა 0,23 ევ და გამჭვირვალობის კოეფიციენტის მკვეთრი ზრდა 0,12 ევ-ზე. $DySb$ -ის ოპტიკური სპექტრების ინტერპრეტაცია გაძნელებულია ენერგეტიკული ზონური სტრუქტურის შესახებ მონაცემების არ არსებობის გამო. ერთადერთი რაც შეიძლება დაბეჯითებით ითქვას ისაა რომ ღრმა მინიმუმი და მასთან დაკავშირებული გრძელტალღოვანი არეკვლის ზრდა დაკავშირებულია მუხტის მატარებლების პლაზმურ რხევებთან.

3) ტემპერატურათა შუალედში 95 700 K შესწავლილია $DySb$ -ის ფირის კუთრი წინაღობის და ჰოლის მუდმივას ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ნაჩვენებია რომ ფირებს გააჩნიათ n ტიპის გამტარობა. გათვლილია მუხტის მატარებლების ძვრადობისა და კონცენტრაციის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება.

ელექტროფიზიკური პარამეტრების ტემპერატურაზე დამოკიდებულების ხასიათისა და ამ პარამეტრების სიდიდეების საფუძველზე შეიძლება დავასკვნათ, რომ ისინი ნახევარლითონური ბუნებისაა.

4) ოთახის ტემპერატურაზე, ფოტონების ენერჯიათა შუალედში 0.5-4.0 ევ შესწავლილ იქნა $EeTe$ -ის ფირების შთანთქმის სპექტრი, რომელზედაც გამოკვეთილია ოთხი ძლიერი ზოლი ენერჯიების მაქსიმუმებით 1,2 ევ, 2,0 ევ, 2,8 ევ და 3,5 ევ. ჩატარებულია მათი ანალიზი.

5) 100-500 K ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია $ErTe$ -ის ფირების ჰოლის მუდმივას, კუთრი წინაღობის და თერმო ემმ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. გათვლილია მუხტის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ნაჩვენებია რომ ჰოლის მუდმივას მიხედვით $ErTe$ -ს ფირები n ტიპის გამტარებლობისაა, ხოლო თერმო ემმ-ს მიხედვით - p ტიპის. ახსნილია ასეთი განსხვავების მექანიზმი.

6) შესწავლილია $\gamma - Gd_2S_3$ -ის კადმიუმით და ტყვიით ლეგირებული ფირების ფოტოგამტარობის და ფოტო ემმ-ს სპექტრალური და ტემპერატურული დამოკიდებულებები. ნაჩვენებია, რომ ფოტომგრძნობიარობაში ძირითად როლს თამაშობენ აქცეპტორული დონეები, რომლებიც წარმოიქმნებიან კათიონურ ქვემესერში მათი კომპენსაციით კადმიუმის და ტყვიის მინარეული ატომების შეყვანით.

კადმიუმით ლეგირებულ $\gamma - Gd_2S_3$ -ის ფირებში გამოკვლეულია ფოტოგამტარობის ხანგრძლივ დროიანი რელაქსაცია. შეფასებულია რელაქსაციური ბარიერის სიდიდე - 0,13-0,27 ევ. შეფასებულია Gd -ის ვაკანსიით შექმნილი აქცეპტორული დონის იონიზაციის ენერჯია - 0,88 ევ.

7) სრული გახეხვის მეთოდით შესწავლილია $\gamma - Gd_2S_3$ -ის კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია რომ დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური

სიმტკიცე დაახლოებით ერთნახევარჯერ აღემატება კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლებით მიღებული ფირების ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეს.

ასევე სრული გახეხვის მეთოდით გამოკვლეულია $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია რომ ამ ფირებს გააჩნიათ თითქმის ერთნაირი ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე, რომელიც დაახლოებით 1,3–1,5 ჯერ მეტია ყველაზე დაბალი მექანიკური სიმტკიცის მქონე შენაერთის - $TmSb$ -ის ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეზე.

ნაჩვენებია რომ ყველა შესწავლილი თხელი ფირის ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს ფუძემშრის მასალა (სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი).

დასკვნები

ნაშრომში შესრულებული სამუშაოს შედეგები შეიძლება ჩამოვყალიბოთ შემდეგი ძირითადი დასკვნების სახით:

1) პირველად დამუშავებულია Gd_2S_3 -ის, $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით და Gd_2S_3 -ის და $DySb$ -ის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით სხვადასხვა ფუძემრეზე (მონოკრისტალური სილიციუმი, სიტალი, ლეი-კოსაფირონი, კვარცი).

2) ჩატარებულია მომზადებული ფირების რენტგენოდიფრაქციული და ელექტრონოგრაფიული ანალიზი. ნაჩვენებია რომ, Gd_2S_3 -ის ფირებს გააჩნიათ Th_3P_4 -ის ტიპის მოცულობაცენტრირებული კუბური (γ ფორმა) მესერი, მესრის მუდმივათი $a = 8,34 \text{ \AA}$. ხოლო $DySb$ და $ErTe - NaCl$ -ის ტიპის წახნაგცენტრირებული კუბური მესერი შესაბამისად მესრის მუდმივებით $a = 6,14 \text{ \AA}$ და $a = 6,03 \text{ \AA}$.

3) რენტგენულმა მიკროზონდურმა ანალიზმა აჩვენა რომ მიღებული ფირების შემადგენლობა ახლოსაა სტექიომეტრულთან. Gd_2S_3 -ის ფირები შეიცავენ 39,9 ატ% Gd და 60,1 ატ% S , $DySb$ -ის ფირები - 49,8 ატ% Dy და 50,2 ატ% Sb , ხოლო $ErTe$ -ის კი - 50,2 ატ % Er და 49,8 ატ % Te .

4) ჩატარებულია $\gamma - Gd_2S_3$ - ის ფირების ლეგირება კადმიუმის ატომებით აირადი ფაზიდან და ტყვიის ატომებით მყარი ფაზიდან.

5) ოთახის ტემპერატურაზე, ფოტონების ენერჯიათა უბანში 0,2-3,0 ევ, შესწავლილია $\gamma - Gd_2S_3$ -ის თხელი ფირების არეკვლისა და გამჭვირვალობის სპექტრები. გათვლილია შთანთქმის კოეფიციენტის α -ს სპექტრალური დამოკიდებულება. ნაჩვენებია, რომ ენერჯიათა მთელს უბანში ეს დამოკიდებულება ექსპონენციალური ხასიათისაა - $\alpha = \alpha_0 \exp(T/\theta)$. შეფასებულია აკრძალული ზონის სიგანე და ის $\sim 2,85$ ევ-ის ტოლია.

6) ოთახის ტემპერატურაზე, ფოტონების ენერგიათა უბანში 0,05-5,5 ევ, შესწავლილია $DySb$ -ის თხელი ფირების არეკვლისა და გამჭვირვალობის სპექტრები. არეკვლის სპექტრზე შეიმჩნევა რამდენიმე თავისებურება: ღრმა მინიმუმი 0,28 ევ-ზე, არეკვლის ზოლი მაქსიმუმით 0,50 ევ-ზე, მინიმუმი 0,22 ევ-ზე და სტრუქტურა 1,67 ევ-ზე. გამჭვირვალობის კოეფიციენტის სპექტრალურ დამოკიდებულებაზე კი შეიმჩნევა მაღალი გამჭვირვალობის უბანი 0,46 ევ-ზე და სტრუქტურა 0,23 ევ-ზე.

$DySb$ -ის ოპტიკური სპექტრების ინტერპრეტაცია გაძნელებულია ენერგეტიკული ზონური სტრუქტურის შესახებ მონაცემების არ არსებობის გამო. ერთადერთი რაც შეიძლება დაბეჯითებით ითქვას ისაა რომ ღრმა მინიმუმი არეკვლის სპექტრზე და მასთან დაკავშირებული გრძელ-ტალღოვანი არეკვლის ზრდა გამოწვეულია მუხტის მატარებლების პლაზმური რხევებით.

7) ტემპერატურათა შუალედში 95-700 K შესწავლილია $DySb$ -ის კუთრი წინაღობის და ჰოლის მუდმივას ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ნაჩვენებია რომ მიღებულ ფირებს გააჩნიათ n ტიპის გამტარობა. გათვლილია მუხტის მატარებლების ძვრადობისა და კონცენტრაციის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება.

ელექტროფიზიკური პარამეტრების ტემპერატურაზე დამოკიდებულების ხასიათისა და ამ პარამეტრების სიდიდეების საფუძველზე შეიძლება დავასკვნათ რომ, ისინი ნახევარლითონური ბუნებისაა.

8) ოთახის ტემპერატურაზე, ფოტონების ენერგიათა შუალედში 0,5-4,0 ევ შესწავლილია $EeTe$ -ის ფირების შთანთქმის სპექტრი, რომელზედაც გამოკვეთილია ოთხი ძლიერი ზოლი ენერგიების მაქსიმუმებით 1,2 ევ, 2,0 ევ, 2,8 ევ და 3,5 ევ. ჩატარებულია მიღებული შედეგების ანალიზი.

9) 100-500 K ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია $ErTe$ -ის ფირების ჰოლის მუდმივას, კუთრი წინაღობის და თერმო ემმ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. გათვლილია მუხტის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ნაჩვენებია

რომ ჰოლის მუდმივას გაზომვის მიხედვით $ErTe$ -ის ფირები n ტიპის გამტარებლობისაა, ხოლო თერმო ემძ-ს მიხედვით - p ტიპის. ახსნილია ასეთი განსხვავების მექანიზმი.

10) შესწავლილია $\gamma-Gd_2S_3$ -ის კადმიუმით და ტყვიით ლეგირებული ფირების ფოტოგამტარობის და ფოტო ემძ-ს სპექტრალური და ტემპერატურული დამოკიდებულებები. ნაჩვენებია რომ ფოტომგრძობიარობაში ძირითად როლს თამაშობენ აქცეპტორული დონეები, რომლებიც წარმოიქმნებიან კათიონურ ქვემესერში კადმიუმის და ტყვიის მინარეული ატომების შეყვანით.

კადმიუმით ლეგირებულ $\gamma-Gd_2S_3$ -ის ფირებში გამოკვლეულია ფოტოგამტარობის ხანგრძლივ დროიანი რელაქსაცია. შეფასებულია რელაქსაციური ბარიერის სიდიდე 0,13-0,27 ევ და Gd -ის ვაკანსიით შექმნილი აქცეპტორული დონის იონიზაციის ენერგია - 0,88 ევ.

11) სრული გახეხვის მეთოდით შესწავლილია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული $\gamma-Gd_2S_3$ -ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია რომ დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე თითქმის ერთნახევარჯერ მეტია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლებით მიღებული ფირების ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეზე.

ასევე სრული გახეხვის მეთოდით გაზომილია $DySb$ -ის და $ErTe$ -ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია რომ ამ ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე დაახლოებით ერთნაირია და ის 1,3-1,5-ჯერ აღემატება ყველაზე დაბალი მექანიკური სიმტკიცის მქონე $TmSb$ -ის ფირის მექანიკურ სიმტკიცეს. ნაჩვენებია რომ ფუძემშრის მასალა (სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფრონი) შესამჩნევ გავლენას ახდენს ყველა ჩვენს მიერ მიღებული ფირის ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეზე.

დისერტაციის ძირითადი შედეგები გამოქვეყნებულია შემდეგ შრომებში:

- 1) Джабуа З.У., Табатадзе И.Г., Гигинеишвили А.В. Приготовление, легирование, оптические и фотоэлектрические свойства тонких плёнок Gd_2S_3 . Сборник трудов девятой международной научной – практической конференций „Исследование, разработка и применение высоких технологии в промышленности“. Санкт-Петербург 2010, т.1,с.317-320.
- 2) Z.U.Jabua, A.V. Gigineishvili, I.G. Tabatadze, I.L.Kupreishvili. Long – term relaxation of photoconductivity in cadmium doped Gd_2S_3 films. Physical Surface Engineering. 2011,v.9,Nº1p.44-47.
- 3) Z.U. Jabua, I.L. Kupreishvili, F.V. Gigineishvili, G.N.Ilyridze, I.G.Tabatadze Electro-physical properties of dysprosium monoantimonide. Nano Studies, 2012,5,117-120.
- 4) Tabatadze I.G., Jabua Z.U., Gigineishvili A.V. Optical properties of dysprosium monoantimonide thin films. Physical Surface Engineering. 2013, v.11,Nº3,p.304-308.
- 5) Tabatadze I. Optical properties of dysprosium monoantimonide thin films. Students 81th international scientific conference. Tbilisi, 2013, p.241.
- 6) Tabatadze I.G.,Jabua Z.U.,Gigineishvili A.V. Optical properties of dysprosium thin films. Abstracts. International conferens „Nanosensory systems and nanomaterials“. Tbilisi,Georgia,June 6-9,2013,p.92-93.
- 7) Zaur Jabua, Iago Kupreishvili, Akaki Gigineishvili, Elena Podzorova, Ludmila Luchkova, Irakli Tabatadze. Electrical and Optical Properties of TbS and ErTe Nano Films. Nuclear radiation nanosensors and nanosensory systems. Tbilisi, Georgia, Mash 5,2014,p.103.
- 8) ჯაბუა ზ., ტაბატაძე ი., გიგინეიშვილი ა. ერბიუმის ტელურიდის ფირების მიღება, ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებები. საქართველოს ეროვნული მეცნიერებათა აკადემიისა და საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის სამეცნიერო - რეფერირებული ჟურნალი „მეცნიერება და ტექნოლოგიები“. 2014, №1, გვ. 84-90.
- 9) Tabatadze I. Preparation of ErTe films by vacuum – thermal evaporation and some physical properties. Students 82th international scientific conference. Tbilisi,2014, p.275.

გამოყენებული ლიტერატურა

1. Жузе В.П. Оптические свойства редкоземельных полупроводников. ЖВХО им. Д.И.Менделеева. 1981, т.ХХVI, №6, с.95-102.
2. Высоких А.С., Миодушевский П.В., Андреев П.О. Получение изделия из *SmS* для электроники. Вестник Тюменского государственного университета. Химия. 2011, №5, с.179-18.
3. Nakane H., Yamazaki S., Fujishiro H., Yamaguchi T., Yosizawa S., Numazava T., Okamura M. Low temperature properties of *HoSb*, *DySb* and *GdSb*. Cryocoolers. 11, 2002, part 10, p.443-448.
4. Nakane H., Yamazaki S., Yosizawa S., Numazava T. Specific heat and magnetic properties of *GdSb*. Cryocoolers. 12, 2002, part 12, p.467-471.
5. Ярембаш Е.И., Елисеев А.А. Халкогениды редкоземельных элементов. М., „Наука” ,1975, 258 с.
6. Кост М.Е., Шилов А.Л., Михеева В.И., Успенская С.И., Новокшонов В.И., Миронов К.Е., Абдусалымова М.Н., Елисеев А.А., Кузмичева Г.М., Сейфер Г.Б. Соединения редкоземельных Элементов. М., „Наука,, ,1983, 272 с.
7. D.J. Haase, H. Steinfink, E.J. Weiss. Fase diagram of *ErTe* sustems. Inorg. Chem. 1965, v.4, p.541 - 544.
8. Union International de Chimie Pure et Appliquee Nomenclature de Chimie Minerale. London, 1957, 291 p.
9. Ианделли. А. Кристаллическая структура и магнитная восприимчивость соединений редкоземельных металлов с фосфором, мышьяком, сурьмой, висмутом, серой, селеном и теллуrom типа *MX*. – В кн.: Новые исследования редкоземельных металлов. М.: Мир, 1964, с. 79-87.
10. Кузьмин Р.Н., Никитина С.В. Структура соединений редкоземельных металлов с сурьмой и висмутом состава *AB* – Кристаллография, 1963, т. 8, с. 453-454.
11. Журавлев Н.Н., Смирнова Е.М. Рентгенографическое определение структуры *YBi* и *YSb*. Кристаллография, 1962, т. 5,с. 787-788.
12. А.С, №82831 (СССР). Способ получения моноантимонидов редкоземельных элементов Цериевой подгруппы. Абдусалымова М.Н., Рахматов О.Н., Рогожина Т.П., Шокиров Х. ДСП.1981.
13. А.С, №674375 СССР Способ получения триантимонида Гадолия. Абдусалымова М.Н., Кутюлин С.А., Абулхаев В.Д., Карпенко В.В., ДСП 1979.
14. Абдусалымова М.Н., Антимониды и висмутиды редкоземельных элементов. Диссертация на соискание ученой степени доктора химических наук 1987, 385 с.
15. Fairchild S., Jones J., Cahay M., Garre K., Draviam P., Booichand P., Lockwood D.J., Wu X. Pulsed laser deposition of lanthanum monosulfide thin films on silicom. J. Vac. Sci. Technol. B. 2005,v.23,№1,p.318-321.
16. Samiee M., Garre K., Cahay M., Kosel B., Fairchitd S., Fraser J .W., Lockwood D.J. Field emission characteristics of a lanthanum monosulfide cold cathode array

fabricated using microelectromechanical systems technology. J.Vac. Sci. Technol. B. 2008, v. 26, №2, p.764-769.

17. Bhardwai P., Singh S. High pressure phase transition and elastic properties of covalent heavy rare-earth antimonides. Journal of molecular modeling. 2011, v. 17, issue 12, p. 3057-3062.

18. Daou R., Haase A., Doerr M., Rotter M., Weickert F., Nicklas M., Steglich F. Magnetoelastic quantum oscillation in $GdSb$ to 55 T. 2011. T.J.Phys.: Conf.Ser. 273 012111 doi: 10.1088/1742-6596/273/1/012111.

19. Ohta M., Hirai S., Kato H., Sokolov., Bakovets V. Thermal Decomposition of NH_4SCN for preparation of Ln_2S_3 ($Ln=La$ and Gd). Material Transactions 2009, v. 50, Ohta M., Hirai S., №7, p.1885-1889.

20. Ohta M., Hirai S., Mori T., Nihimura T., Shimakage K. Thermoelectric Properties of Th_3P_4 – type Rare – earth Sulfides Ln_2S_3 ($Ln=Gd, Tb$) prepared by Reaction of Their Oxides with CS_2 . Journal of Alloys and Compounds. 2007, v.451, №1-2, p.627-631.

21. Ohta M., Hirai S., Kato H., Nishimura T., Uemura Y. Thermoelectric Properties of Lanthanum Sesquisulfides with T Additive. Applied physics Letters. 2005, v.87, №4, p.042106-1-042106-3.

22. Ohta M., Yuan H., Hirai S., Uemura Y., Shimakage K. Preparation of ($R; La, Pr, Nd, Sm$) Powders by Sulfurization of Oxide Powders Using CS_2 . Journal of Alloys and Compounds. 2004, v.374, №1-2, p.112-115.

23. Hirai S., Suzuki K., Shimakage K., Nishimura S., Uemura Y., Mitomo M. Preparation of $\gamma-Pr_2S_3$ and $\gamma-Nd_2S_3$ Powders by Sulfurization of Pr_6O_{11} and Nd_2O_3 Powders Using CS_2 Gas and Their Sintering. J.Japan Ins.Metals, v.67, №1(2003), p.15-21.

24. Haibin Y., Ohta M., Nishimura T., Shimakage K. Preparation of Terbium Sesquisulfide and Holmium Sesquisulfide by Sulfurization of Their Oxysulfide Using CS_2 . Journal of Rare Earths. 2004, v.6, №6, p.201-205.

25. Кехайов Т.Д. Приготовление тонких пленок моносulfидов иттербия, диспрозия и полуторных sulfидов самария, иттербия и диспрозия и исследование их некоторых физических свойств. Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Тбилиси, 1980, 192с.

26. ჯაბუა ზ. ზოგიერთი იმპიათმიწა ელემენტის სულფიდების, ანთიმონიდებისა და ბისმუტიდების თხელი ფირების მიღება, ლეგირება და ფიზიკური თვისებები. დისერტაცია ტექნიკის მეცნიერებათა დოქტორის სამეცნიერო ხარისხის მოსაპოვებლად. თბილისი 2005, 299გვ.

27. Гончарова Е.В., Жузе В.П., Жданова В.В., и др. Тепловые и электрические свойства антимонида лантана. ФТТ, 1968, т.10, №5, с.1322-1329.

28. Лесная М.И., Черногоренко В.Б., Кобзенко Г.Ф., Доротюк Г.В. Магнитная восприимчивость сплавов системы неодим – сурьма. Получение и исследование свойств соединения EP3M. Киев, ИПЕМ, 1975, 229с.

29. Абдусаламова М.Н., Карпенко В.В., Карамзин А.С., Ракитина Е.В., Изучение поведения моаноантимонидов редкоземельных элементов при

нагревании на воздухе методом дериватографии. Тугоплавкие соединения редкоземельных элементов. Душамбе, Дониш, 1978, 189с.

30. Абдусалимова М.Н., Гармашов В.П., Ахматов О.И. Некоторые химические свойства моноантимонидов и моновисмутидов редкоземельных элементов. Изв.АНТадж.ССР.1980,№2,с.97-99.

31. Verna A.S. Electronic and optical properties of rare-earth chalcogenides and pnictides. African physical review. 2009,v.3,p.11-29.

32. Al-Edani M.C., Dubey K.S. Lattice thermal conductivity of gadolinium monosulfide above room temperature in the frame of two-mode conduction of phonons. Phys.Stat.Sol.(b). 2006, v. 137, №2, p.449-452.

33. Semei V., Cahay M., Thien Binh Vu. Patchwork field emission properties of lanthanum monosulfide thin films. J.Vac. Sci. Technol. 2006, v. 24, №5, p.2412-2416.

33. Vasiliev L.N., Grabov V.M., Golubkov A.V., Gorobets A.G., Oskotskii V.S., Smirnov I.A., Tikhonov V.V. Physical properties and phase transitions of the rare earth monosulfides in the homogeneity range. Phys. Stat. Sol. (a). 2006, v.80, №1, p.237-241.

35. Голубков А.В., Гончарова Е.В., Жузе В.П., Логинов Г.М., Сергеева В.М., Смирнов И.А. Физические свойства халькогенидов редкоземельных элементов. Л., Наука 1973, 260 с.

36. Батиров Т.М., Верховская К.А., Камарзин А.А., Маловиский Ю.Н. Лисован В.И., Фридкин В.М. Объемный фотовольтаический эффект и фотопроводимость в сульфидах редкоземельных металлов. ФТТ, 1992, т 24, с. 1313-1317.

37. Шапшева И.Н.Л., Кузьмичева Г.Н., Иксанова Т.Г., Елисеев А.А. Термоэлектрические свойства сульфидов иттербия. Изв. А.Н. ССР. Неорг. Мат. 1978, т.14, с.21-26.

38. Иванченко Л.А. Исследование некоторых оптических характеристик халькогенидов РЗЭ. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Киев 1972, 28 с.

39. Suryanarayanan R. Valence related optical and other studies of *Sm* and *Tm* chalcogenides Phys. Stat. Sol.(b), 1978, v. 85, p. 9-25.

40. Кехайов Г.Д. Приготовление тонких пленок моносульфидов иттербия, диспрозия и полупрозрачных сульфидов самария, иттербия и диспрозия и исследование их некоторых физических свойств. Тбилиси, 1980, 192 с.

41. Глурджидзе Л.Н., Гигинеишвила А.В., Бжалава Т.Л., Санадзе В.В. Оптические свойства тонких пленок полупрозрачного сульфида иттербия у края фундаментального поглощения. ФТТ,1982,т.24, с.1844-1848.

42. Жузе В.П., Карин М.Г., Сидорин К.К., Старцев Г.П., Шелых А.И. Оптические свойства полупрозрачного сульфида диспрозия. ФТТ, 1978, т. 20, с.3049-3054.

43. Гигинеишвила А.В., Кехайов Т.Д., Глурджидзе Л.Н., Санадзе В.В. Спектры отражения и прозрачности тонких пленок полупрозрачного сульфида диспрозия. Тезисы докладов XI Республиканской научно-методической конференции физиков высших учебных заведений ГССР. Тбилиси 1980, с.84.

44. Henderson J.R., Muramoto, Loh E., Gruber J.B. Electronic structure of rare-earth sesquisulphides crystals. J. Chem. Phys. 1967, v.47 p. 3347-3356.
45. Henderson J.R., Muramoto, John B., Guber J.B., Menzel R. optical spectrum of single-crystals Nd_2S_3 . J Chem Phys. 1967, v. 52 p. 2311-2314.
46. Жузе В.П., Оптические свойства редкоземельных полупроводников. ЖВХО им. Д.И. Менделеева 1981г.26,№6 с.95-102.
47. Марченко В.И., Сердюк В.Д. Получение и исследование свойств РЗМ. Киев, 2010, с.38-64.
48. Kyrnik S.W.Meyer C. Optical spectrum of Ce_2S_3 . J. Phys and Chem. Solids. 2004, v.25, p. 15-19.
49. Абдусалымова М.Н. Антимониды и висмутиды редкоземельных элементов. Диссертация на соискание ученой степени доктора химических наук. Свердловск, 1987, 385с.
50. Holzberg F., McGuize T.R., Metfessel S. J. Ferromagnetism in rare earth group Va and VIa compounds with Th_3P_4 structure. J. Appl. Phys., 1964, v.35.p.1033-1038.
51. Holtzberg F., MeTfessel S. J. Rare earth compounds with the Th_3P_4 structure. J. Appl. Phys. 1966,v.37,p.1433-1435.
52. Абдусалымова М.Н., Горюшко В.И., Иванченко Д.Ф., Падерно Ю.Б. Оптические поглощение и параметры электропереноса в антимониде диспрозия. В кн.: Получение и исследование свойств соединений РЗМ. Киев, ИПМ, 1975,с.79-83.
53. Абдусалымова М.Н., Горюшко В.И., Иванченко Л.А., Падерно Ю.Б. Исследование оптических свойств некоторых моноантимонидов редкоземельных элементов. Изв АН Тадж.ССР.Отд. физ.-мат., геол.и хим. Наук.1975,№3,с.63-66.
54. Абдусалымова М.Н., Иванченко Л.А., Падерно Ю.Б., Шокиров Х. Ширина запрещенной зоны и параметры электропереноса в моноантимонидах РЗЭ. Изв. АН СССР. Неорг.мат.1978,т.14,с.2247-2249.
55. Абдусалымова М.Н., Падерно Ю.Б., Иванченко Л.А., Шокиров Х. Оптические свойства моноантимонидов редкоземельных элементов. В кн.:Тугоплавкие соединения редкоземельных металлов. Новосибирск, Наука.1978,с.105-109.
56. Гончарова Е.В., Жузе В.П., Лукирский Д.П. Оптическое поглощение в антимониде лантана. ФТТ. 1968,т. 10,с. 2262-2263.
57. Гончарова Е.В., Кухарский А.А. Определение эффективной массы антимонида лантана по инфракрасным спектром отражения. ФТТ. 1967, т.9, с.1543-1545.
58. Fairchitd S., Jones J., Cahay M., Garre K., Draviam P., Booichand P., Lockwood D.J. Wu X. Pulsed laser deposition of lanthanum monosulfide thin films on silicom. J. Vac. Sci. Technol. B. 2005,v.23,№1,p.318-321.
59. Bhardwai P., Singh S. High pressure phase transition and elastic properties of covalent heavy rare-earth antimonides. Journal os molecular modeling. 2011, v. 17, issue 12, p. 3057-3062.

60. Daou R., Haase A., Doerr M., Rotter M., Weickert F., Nicklas M., Steglich F. Magnetoelastic quantum oscillation in *GdSb* to 55 T. 2011. T.J.Phys.: Conf.Ser. 273 012111 doi: 10 1088/1742-6596/273/1/012111.
61. Слуцкая В.В. Тонкие плёнки в технике СВЧ. М.,1967 456 с.
62. Уханов Ю.И. Оптические свойства полупроводников. М; наука, 366 с.
63. Мосс Т., Барел Г., Эллис Б. Полупроводниковая оптоэлектроника. М; Мир.1976,431с.
64. Мосс Т.С. Оптические свойства полупроводников. ИЛ. 1961, 264 с.
65. Косевич В.М., Палатник Л.С. О возможных механизмах образования вакуумных конденсатов. ДАН СССР. 1964,т. 158, №6, с.1314-1317.
66. Косевич В.М., Палатник Л.С., Шевченко С.И., Антонова В.А. О форме частиц металлических конденсатов на начальных стадиях роста. ФТТ. 1964, т. 6, № 11, с. 3240-3246.
67. Комник Ю.Ф. Физика металлических пленок. М.,Атомиздат. 1979, 263 с.
68. Хирс Дж., Паунд Г. Испарение и конденсация. Н., Металлургия. 1966, 258 с.
69. Холломонд Д.,Тарибал Д. Образование зародышей при фазовых превращениях.В кн. :Успехи физики металлов. М. Металлургия.1958, т.1, 304 с.
70. Хирс Дж., Хруска С.Дж., Поунд Г. Теория образования зародышей при осаждении на подложках. В кн.: Монокристаллические плёнки. М., Мир. 1966,с.1531.
71. Родин Т.Н., Уолдин Д. Образование зародышей в ориентированных пленок. В кн. : Монокристаллические пленки. М., Мир, 1966, с.44-72.
72. Walton D. The orientation of vapour deposits. Philos mag.1962,v.7.p.1671-1674.
73. Walton D. Nucleation of vapour deposits J.Chem. Phys., 1962, v. 37.p.2182-2185.
74. Walton D., Phobin T.N., Rollins R. nucleation of silver on sodium chloride. J. Chem.Phys.,1963,v.38.p.2668-2671.
75. Zinsmeister G. A Contribution of Frenkel's theory of condensation. Vacuum. 1966, v.16, p. 529-533.
76. Zinsmeister G. Theory of thin film condensation. Part B; Solution of the simplified condensation equation. Thin Solid Films.1968, v.2. p.497-502.
77. Zinsmeister G. Theory of thin film condensation. Part C; aggregate size distribution of island films. Thin Solid Films.1969, v.4, p.363-367.
78. Гюнтер К.Г. Полупроводниковые соединения A^3B^5 . М. Металлургия, 1967,224 с.
79. Джабуа З.У., Табатадзе И.Г., Гигинеишвили А.В. Приготовление, легирование, оптические и фотоэлектрические свойства тонких плёнок Gd_2S_3 .Сборник трудов. Высокие технологии, исследования, промышленность. Санкт-Петербург 2010, т.1,с.317-320.
80. Таблицы физических величин. Справочник, под.ред. И.К.Кикрина.М., Атомиздат.1976,1005 с.
81. Свойство элементов. СПРАВОЧНИК. Часть I, под.ред. Г.В. Самсонова. М., Металлургия.1976, 600 с.

82. Фистуль В.И. Введение в физику полупроводников. М., Высшая школа. 1975, 423 с.
83. Радзиковская С.В., Марченко В.И. Сульфиды редкоземельных металлов и актиноидов. Киев, Наукова думка. 1966, 140 с.
84. Z.U. Jabua, I.L. Kupreishvili, F.V. Gigineishvili, G.N. Ilyridze, I.G. Tabatadze Electro-physical properties of dysprosium monoantimonide. Nano Studies, 2012, 5, p. 117-120.
85. I.G. Tabatadze, Z.U. Jabua, A.V. Gigineishvili, Optical properties of dysprosium monoantimonide thin films. Physical Surface Engineering, 2013, №3, v. 11, p. 304 – 308.
86. Самсонов Г.В., Абдусалимова М.Н., Шокиров Х., Пряхина С.А. Физико-химические свойства моноантимонидов РЗМ. Изв. АН СССР. Неорг. мат. 1974, т. 10, с. 1951-1954.
87. Iandelli A., Rare earth Research. Ed. E.V. Kleber. N.Y., 1961, 135 p.
88. Жузе В.П., Камарзин А.А., Карин М.Г., Сидоркин К.К., Шелых А.Н. Оптические свойства и электронная структура сесквисульфидов редкоземельных металлов в области фундаментального поглощения. ФТТ. 1999, т. 21, с. 3410-3425.
89. Константинов В.Л., Скорняков Г.П., Камарзин А.А., Соколов В.В. Оптические свойства монокристаллов La_2S_3 . Изв. АН СССР. Неорг. мат. 1998, т. 14, с. 843-851.
90. Глурджидзе Л.Н., Кехайов Т.Д., Бжалава Т.Л., Джабуа З.У., Санадзе В.В. Оптические свойства тонких плёнок полупроводящего сульфида самария. ФТТ. 1979, т. 21, №11, с. 3496-3499.
91. Surayanarayanan R., Brun G. A compact multi-source multi-substrate evaporator for thin films studies of rare earth sulfides. Thin Solid films. 1976, v. 35, p. 263-271.
92. Джабуа З.У., Дадиани Т.О., Гигинеишвили А.В., Стаматели М.И., Давитадзе К.Д., Илуридзе Г.Н. Оптические и фотоэлектрические свойства нелегированных и легированных кадмием и свинцом тонких плёнок полупроводящего сульфида неодима. ФТТ. 2006, т. 48, №8, с. 1397-1401.
93. Ebisu S., Iijima Y., Iwasa T., Nagata S. Antiferromagnetic transition and electric conductivity in α - Gd_2S_3 . J. Physics and Chemistry of solids. 2003, v. 65, №6, p. 1113-1120.
94. Кричевцов Б.Б. Анизотропия линейного и квадратного по магнитному полю двупреломления света в редкоземельных полупроводниках γ - Ln_2S_3 ($Ln=Dy, Pr, Gd, La$). ЖЭТФ. 2001, т. 119, вып. 5, с. 954-961.
95. Кертман А.В. Оптическая сульфидная керамика. Соросовский образовательный Журнал. 2000, №2, с. 93-98.
96. Шенкман Б.К., Шик А.Я. Долговременные релаксации и остаточная проводимость в полупроводниках. Физика и технология полупроводников. 1976, т. 10, №2, с. 2090-2033.

97. Глурджидзе Л.Н., Гзиришвили Д.Г., Джабуа З.У., Дадвани Т.О., Санадзе В.В. Спектральные зависимости фотопроводимости в тонких плёнках Dy_2S_3 и Yb_2S_3 легированных кадмием ФТТ.1983, т.25.№3, с.935-936.
98. Z.U. Jabua, A.V. Gigineishvili, I.G. Tabatadze, I.L. Kupreishvili. Long – term relaxation of photoconductivity in cadmium doped Gd_2S_3 films. Physical Surface Engineering. 2011,v.9, №1, p.44-47.
99. Глурджидзе Л.Н., Гзиришвили Д.Г., Илуридзе Г.Н., Касрадзе Г.В. Долговременная релаксация в плёнках Dy_2S_3 легированных кадмием. Сообщения АН СССР. 1990, т.137, №1, с.169-171.
100. Абдусалымова М.Н., Горюшко В.И., Иванченко Л.А., Падерно Ю.Б. Исследование оптических свойств некоторых моноантимонидов редкоземельных элементов. Изв. АН Тадж. ССР. Отд. физ.-мат., геол. и хим. Наук. 1975, №3, с 63-66.
101. Абдусалымова М.Н., Иванченко Л.А., Падерно Ю.Б., Шокиров Х. Ширина запрещенной зоны и параметры электропереноса в моноантимонидах РЗЭ. Изв. АН СССР. Неорг. мат. 1978, т. 14, с. 2247-2249.
102. Абдусалымова М.Н., Падерно Ю.Б., Иванченко Л.А., Шокиров Х. Оптические свойства моноантимонидов редкоземельных элементов. В кн.: Тугоплавкие соединения редкоземельных металлов. Новосибирск, Наука. 1978, с. 105-109.
103. Гончарова Е.В., Жузе В.П., Лукирский Д.П. Оптическое поглощение в антимониде лантана. ФТТ. 1968, т. 10, с. 2262-2263.
104. Абдусалымова М.Н., Горюшко В.И., Иванченко Л.А., Падерно Ю.Б. Оптическое поглощение и параметры электропереноса в антимонидах диспрозия. В кн.:Получение и исследование соединений РЗМ. К., ИПМ. 1975, с.79 – 83.
105. Голубков А.В., Гончарова Е.В., Жузе В.П., Логинов Г.М., Сергеева В.М., Смирнов И.А. Физические свойства халькогенидов редкоземельных элементов. Л., „Наука”. 1973, 304 с.
106. Methfessel S., Mattis D.S. Magnetic semiconductors. Berlin, 1968, 289 p.
107. Каплянскй А.А., Феофилов П.П. Опт. и Спектр. Спектр поглощения иона самария в CaF_2 . Т.13., ст.129-134, 1992.
108. Suryanarayanan R., Paparodits C., Ferre J., Briat B. Absorption spectrum of some REE halcogenides. J.Appl.Phys. 1998, v.43, p. 4103-4108.
109. Freiser W.J., Methfessel S., Holtzberg F. Optical Studies of Samarium Halcogenides. J.Appl.Phys. 1998, v. 39. p. 900-903.
110. ჯაბუა ზ., ტაბატაძე ი., გიგინეიშვილი ა. ერბიუმის ტელურიდის ფორმის მიღება, ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებები. საქართველოს ეროვნული მეცნიერებათა აკადემიისა და საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის სამეცნიერო - რეფერირებული ჟურნალი „მეცნიერება და ტექნოლოგიები”. 2014, №1, გვ. 84-90.
111. Zaur Jabua, Iago Kupreishvili, Akaki Gigineishvili, Elena Podzopoba, Ludmila Luchkova, Irakli Tabatadze. Electrical and Optical Properties of TbS and ErTe Nano

Films. Nuclear radiation nanosensors and nanosensory systems. Programme and abstracts. Tbilisi. 2014, p. 103 – 104.

112. Tabatadze I Preparation of ErTe films by vacuum – thermal evaporation and some physical properties. Students 82th international scientific conference. Tbilisi, 2014, p. 245.

113. Кембелл Д. механические свойства тонких плёнок. В кн.: Технология тонких плёнок. т.2, М., Советское радио. 1977, с.255-261.

114. Синельников К.Д., Шкляревский Н.Н. Зависимость механической прочности алюминиевых покрытий от температуры стекла-подложки. Труды физического отделения физико-математического факультета Харьковского Государственного университета им. А.Н. Горького. 1950, т.2, с.9-15.

115. Самсонов Г.В., Абдусалымова М.Н., Шокиров Х. Термическое расширение моноантимонидов редкоземельных металлов. Изв. АН СССР. Неорг. мат. 1974, т.10, с.923-924.

116. Новикова С.И. тепловое расширение твёрдых тел. М., Наука. 1974, 158 с.

117. Марченко В.Н., Самсонов Г.В. Тепловое расширение некоторых сульфидов РЗМ. ФТТ. 1963, т.15, с.631-635.

118. Новикова С.И., Абрикосов Н.Х. Тепловое расширение некоторых халькогенидов редкоземельных элементов. ФТТ. 1963, т.5, №7, с.1913-1919.

119. Accuratus ceramic corporation. <http://accuratus.com/alumox.html>. 2014.

120. Технология тонких плёнок. Е.И. Под редакцией Л. Майселла, Р.Гленга. Перевод с английского под редакцией М.И. Елинсова, Г.Г.Смолко.М., Сов. Радио. 1977, с.37-49.