

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

მზია ტეტელოშვილი

ზოგიერთი იშვიათმიწა ელემენტის ჰალკოგენიდებისა და პნიქტიდების
თხელი ფირების მიღება და ფიზიკური თვისებები

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად

სადოქტორო პროგრამა “საინჟინრო ფიზიკა” შიფრი 0404

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

თბილისი, 0175, საქართველო

ივლისი, 2015 წელი

საავტორო უფლება © 2015 წელი, მზია ტეტელოშვილი

თბილისი

2015 წელი

სამუშაო შესრულებულია საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტში
ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი
საინჟინრო ფიზიკის დეპარტამენტი

ხელმძღვანელი: პროფ. ზაურ ჯაბუა

რეცენზენტები: -----

დაცვა შედგება ----- წლის "-----" -----, ----- საათზე
საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის -----
----- ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოს
კოლეგიის
სხდომაზე, კორპუსი -----, აუდიტორია -----
მისამართი: 0175, თბილისი, კოსტავას 77.

დისერტაციის გაცნობა შეიძლება სტუ-ს ბიბლიოთეკაში,
ხოლო ავტორეფერატისა - ფაკულტეტის ვებგვერდზე

სადისერტაციო საბჭოს მდივანი პროფ. თინათინ კაიშაური

ავტორი: მზია ტეტელოშვილი

დასახელება „ზოგიერთი იშვიათმიწა ელემენტის ჰალკოგენიდებისა და პნიქტიდების თხელი ფირების მიღება და ფიზიკური თვისებები“

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 იმპიათმიწა ელემენტის (იმე) სულფიდების, სელენიდის და ბისმუტიდების თხელი ფირების მიღებას, ლეგირებას, ელექტროფიზიკური, ოპტიკური და მექანიკური თვისებების შესწავლას. ნაშრომი შედგება შესავლის, ოთხი თავის და დასკვნებისაგან.

პირველ თავში კრიტიკულადაა მიმოხილული სამეცნიერო ლიტერატურა იმე-ს ჰალკოგენიდების და პნიქტიდების შესახებ. კერძოდ, მოყვანილია იმე-ს ჩვენთვის საინტერესო სულფიდების, სელენიდებისა და ბისმუტიდების შემადგენლობა-ტემპერატურა მდგომარეობის დიაგრამები, ამ მასალების მოცულობითი და თხელფიროვანი ობიექტების ელექტროფიზიკური, ოპტიკური, მექანიკური თვისებები, ასევე მონაცემები კრისტალური სტრუქტურის შესახებ. სამეცნიერო ლიტერატურის მიმოხილვიდან ჩანს, რომ იმე-ს ჰალკოგენიდები და პნიქტიდები წარმოადგენენ მნიშვნელოვან ინტერესს როგორც მათი პრაქტიკაში გამოყენების, ასევე მყარი ტანის მრავალი პრობლემური საკითხის ახლებურად გააზრების მიზნით. უნდა აღინიშნოს, რომ ამ მასალების მოცულობითი ობიექტების ტექნოლოგია და თვისებები შედარებით კარგად არის შესწავლილი, რასაც ვერ ვიტყვით თხელფიროვანი ობიექტების შესახებ, რომლებიც განსაკუთრებულ ინტერესს წარმოადგენენ მიკროელექტრონიკისათვის. აქვე უნდა აღვნიშნოთ, რომ ხშირად თხელფიროვანი მასალების თვისებები მნიშვნელოვნად განსხვავდება მოცულობითი ობიექტების თვისებებისაგან და, ამდენად, ისინი დამატებით ინტერესს იწვევენ.

ცნობილია, რომ იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებს გააჩნიათ მაღალი კუთრი ელექტროწინაღობა და, ამდენად, საინტერესოა მათთვის ისეთი მალეგირებელი ელემენტების შერჩევა, რომლებიც, ერთის მხრივ, შეამცირებენ კუთრ წინაღობას და, მეორეს მხრივ, პერსპექტიულს გახდიან მათ სხვადასხვა მიკროელექტრონულ ხელსაწყოებში გამოყენების მიზნით. ლიტერატურის მიმოხილვიდან ჩანს, რომ იმე-ს ზოგიერთი ერთნახევრიანი სულფიდის ლეგირების ტექნოლოგია დამუშავებულია, მაგრამ ლეგირებულ ფირებს ახასიათებთ დაბალი მდგრადობა გახურება-გაცივების ციკლის მიმართ. ამიტომ აქტუალურია ისეთი მალეგირებელი ელემენტების შერჩევა, რომლებიც უზრუნველყოფენ მდგრადობას აღნიშნული გახურება-გაცივების ციკლის მიმართ.

ბოლო ხანებში დიდი ყურადღება ექცევა ელექტრონიკისათვის პერსპექტიული მასალების მექანიკური თვისებების შესწავლას, თუმცა სამეცნიერო ლიტერატურაში ასეთი მონაცემები თითქმის არ არსებობს.

ნაშრომის მეორე თავში მოკლედ აღწერილია თხელი ფირების მისაღები თანამედროვე ტექნოლოგიური, მაკონტროლებელი და ფიზიკური თვისებების გასაზომი მოწყობილობები და გაზომვის მეთოდიკა. განსაკუთრებული ყურადღება აქვს დათმობილი თხელი ფირების მიღებას ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით. დეტალურადაა განხილული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების

მიღების ისეთი ფართოდ გავრცელებული სახესხვაობები, როგორებიცაა: ფირების მიღება კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული აორთქლების მეთოდები. ამავე თავში მოყვანილია ფუძემდებლებისადმი წაყენებული მოთხოვნები და მათი გაწმენდის მეთოდიკა; ფირების სისქის გაზომვის მეთოდები; ფირების რენტგენოდიფრაქციული, ელექტრონოგრაფიული, ქიმიური შემადგენლობის, ელექტროფიზიკური თვისებების კვლევის მეთოდიკები; ოპტიკური სპექტრების გამოსაკვლევი დანადგარების, ლეგირებული ფირების ფოტოელექტრული თვისებების შესასწავლი მოწყობილობებისა და გაზომვის მეთოდიკის აღწერა.

მესამე თავი მთლიანად დათმობილი აქვს ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების სხვადასხვა მეთოდით ფირების მომზადების ზოგად დებულებებს და საკუთრივ ფირების მიღების ტექნოლოგიური რეჟიმების შერჩევას. კერძოდ, მოყვანილია წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული აორთქლებით თულიუმის ერთნახევრიანი და მონოსულფიდის და ლანთანის ბისმუტიდების კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგიური რეჟიმები. აქვე მოცემულია თულიუმის მონოსელენიდის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგიური რეჟიმები კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდებით.

ამავე თავში მოყვანილია მომზადებული ფირების რენტგენოდიფრაქციული, ელექტრონოგრაფიული, რენტგენული მიკროზონდური კვლევის შედეგები. დეტალურადაა განხილული ფირების მიღების ტექნოლოგიური რეჟიმების გავლენა ფაზურ და ქიმიურ შემადგენლობაზე, კრისტალური მესრის სრულყოფაზე. აქვე მოყვანილია თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის სტაბილური მალეგირებული ელემენტის შერჩევის საკითხები და სილიციუმის ატომებით ლეგირების ტექნოლოგია.

მეოთხე თავი ეხება მომზადებული ფირების ფიზიკური თვისებების კვლევასა და მიღებული შედეგების განხილვას. კერძოდ, მოყვანილია თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის სილიციუმით ლეგირებული ფირების ელექტროფიზიკური და ფოტოელექტრული თვისებები. ნაჩვენებია, რომ სილიციუმით ლეგირებული ფირების მდგრადობა გახურება-გაცივების ციკლის მიმართ გაცილებით მაღალია, ვიდრე ტყვიით ლეგირებული ფირების მდგრადობა.

შესწავლილია თულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირების მახასიათებელი მარცვლის ზომების დამოკიდებულება ფუძემდებლის ტემპერატურისაგან, კერძოდ, დადგენილია, რომ მარცვლის ზომები მცირდება ფუძემდებლის ტემპერატურის შემცირებით და პირიქით. გარდა ამისა, ნაჩვენებია, რომ მესრის პარამეტრი მცირდება მახასიათებელი ელემენტის მარცვლის ზომების შემცირებით. ასევე დადგენილია, რომ TmS-ის მახასიათებელი მარცვლის ზომების შემცირებით წინააღობის

ტემპერატურული კოეფიციენტი მცირდება, ხოლო ჰოლის მუდმივა იზრდება.

ოთახის ტემპერატურაზე გაზომილია თულიუმის მონოსელენიდის ჩვენს მიერ მომზადებული ფირების ელექტროგამტარობისა და ჰოლის ძვრადობის დამოკიდებულება ფირის სისქეზე. ნაჩვენებია, რომ გარკვეულ ფარგლებში ფირის სისქის გაზრდით ელექტროგამტარობა ჯერ იზრდება, ხოლო შემდეგ აღწევს მუდმივ მნიშვნელობას და არ იცვლება. ანალოგიური სურათი დაიმზირება მუხტის გადამტანების - ელექტრონებისთვისაც. გამოთქმულია მოსაზრება, რომ ეს გამოწვეულია ზომითი ეფექტებით.

ოთახის ტემპერატურაზე ფოტონების ენერგიათა შუალედში 0,5-4 ევ შესწავლილია თულიუმის მონოსელენიდის ფირების შთანთქმის სპექტრი. ნაჩვენებია, რომ შთანთქმის სპექტრი შეიცავს ენერგიით ერთმანეთისაგან განსხვავებულ ოთხ ზოლს. ჩატარებულია მიღებული შედეგების ანალიზი.

La_4Bi_3 , La_5Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ მომზადებულ ფირებზე 95 – 500K ტემპერატურულ დიაპაზონში გაზომილია კუთრი წინაღობისა და თერმო-ემპ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება, ხოლო ოთახის ტემპერატურაზე - თერმო ემპ, კუთრი წინაღობა და ჰოლის მუდმივა. ერთზონიანი მიახლოებით გაანგარიშებულია მუხტის მატარებლების კონცენტრაცია და ძვრადობა. ჰოლის მუდმივასა და თერმო-ემპ-ს ნიშნის მიხედვით შეიძლება დავასკვნათ, რომ ყველა მომზადებული ფირი ელექტრონული გამტარობისაა.

სრული გახეხვის მეთოდით შესწავლილია სილიციუმის, სიტალისა და ლეიკოსაფირონის ფუძემრეზე დაფენილი თულიუმის მონოსელენიდის და მონოსულფიდისა და ლანთანის მონობისმუტიდის ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია, რომ ერთსა და იმავე ფუძემრეზე დაფენილი ფირების სიმტკიცე იზრდება მიმდევრობით: $TmSe - TmS - LaBi$, ხოლო სხვადასხვა ფუძემრეზე დაფენილი ფირების სიმტკიცე მიმდევრობით: სილიციუმი - სიტალი - ლეიკოსაფირონი. გამოთქმულია მოსაზრება, რომ ასეთი დამოკიდებულება განპირობებულია ფირებისა და ფუძემრის მასალების სითბური გაფართოების კოეფიციენტების განსხვავებით.

თულიუმის მონოსელენიდის მაგალითზე ნაჩვენებია, რომ წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული აორთქლების მეთოდით მიღებული ფირების სიმტკიცე უფრო მაღალია, ვიდრე კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლების მეთოდით მიღებული ფირების სიმტკიცე.

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, selenides and bismutides, alloying and study their optical, electro-physical and mechanical properties. The work consists of an introduction, four chapters and conclusions.

In the first chapter is a critical review of the scientific literature about hallogenides and pnictides of REE. In particular, we are interested in some of the REE of sulfides, bismutides and selenides composition-temperature conditions diagrams, this volume materials and thin film objects electrophysical, optical, mechanical properties, as well as data on the crystal structure. Review of the scientific literature shows that REE hallogenides and pnictides a significant interest as their application in practice, as well as for understanding in a new way of many problems of solid state.

It should be noted that the technology and features of that materials volumetric objects are relatively well studied, what we can not tell about thin film objects, which are of particular interest for the microelectronics. It should be noted that often properties of thin film materials significantly different from properties of volumetric objects, so that they cause additional interest.

Known that REE's sesquisulfides have high resistivity and thus, it is interesting the selection of dopant elements, which are, on the one hand, reduce the resistivity, and, on the other hand, make them promising for use in microelectronic devices with different purposes. Review of the literature shows that technology of doping of some REE's sesquisulfides developed, but doped films characterized by low stability to heating-cooling cycles. Therefore, also are actual selection of dopant elements that ensure the sustainability of mentioned heating-cooling cycles.

Recently, much attention is paid to study the mechanical properties of the materials of the electronics for the future, but there is almost no such data in the literature.

The second chapter briefly describes of thin films acceptable modern technological, controlling and measurement equipment of physical properties and measurement methods. Special attention is given to the preparation of thin films by vacuum-thermal evaporation. Detailed descriptions of vacuum thermal evaporation method for tape making widespread varieties, such as of the tape obtained from two independent sources of components and pre-synthesized material discrete evaporation methods. This chapter provides requirements from substrates and their clearing methods; measurement methods of film thickness; research methods X-ray diffraction, elektronographycal, chemical composition, electrophysical properties; discription of equipment for research optical spectra, measurement methods and instrumentation for study of photoelecetric properties of the doped film.

The third chapter is dedicated to preparation of the films by different method of vacuum-thermal evaporation, and own, to selection of the tape making

technological modes. In particular, is given the technological modes of preparation of thin films of thulium sesqui- and monosulfide by discrete evaporation of pre-synthesized material and of lanthanum bismutides films by vacuum-thermal evaporation from two independent sources. It is also presented the technological modes of obtain of thulium monoselenides thin films by vacuum-thermal evaporation from two independent sources of components and by discrete vacuum-thermal evaporation of pre-synthesized materials.

In the same chapter are presented results of research of the phase composition and structural perfection of the preparation films by X-ray and electron diffraction techniques. Their elemental composition was determined by electron probe X-ray microanalysis. Influence of technological parameters of preparation of films on a phase and chemical composition, on perfection of a crystal lattice is in details investigated. Also are given questions of selection of the stable alloying impurity and method of an alloying of sesquisulfide of thulium.

The fourth chapter deals to research the physical properties of obtained films and discussion the results of research, in particular, some of electrophysical and photoelectric properties of thulium sesquisulfide films doped by silica. It is shown that the stability of silica doped films for heating-cooling cycles much higher than the stability of lead-doped films.

Have been staded the influence of characteristics grain size on the substrate temperature of thin films of thulium monosulfide, in particular, it is established that the grain size reduced by reducing the substrate temperature, and vice versa. In addition, it is shown that the lattice parameter is reduced by reducing the characteristic element grain size. It is also determined that the temperature coefficient of resistance of films is reduced by reducing the size of grain and the Hall constant increases.

On the room temperature are measured thickness dependence of electrical conductivity and the Hall mobility of thulium monoselenide films obtained by us. It is shown that within certain limits the electrical conductivity is increased by increasing the thickness of the film, and then reaches a constant value and does not change. A similar picture observed for charge carriers - elektrons. It is suggested that this is due to size effects.

At room temperature in 0.5-4 eV energy interval of photons are studied the absorption spectrum of thulium monoselenide films. It is shown that the absorption spectrum contains four different lines of energy. The analysis of the received results is carried out.

The resistivity, Hall coefficient, and thermoelectric power of the La_5Bi_3 , La_4Bi_3 , LaBi , LaBi_2 films were measured as functions of temperature in the range 95–500K, and also the Hall constant at the room temperature. By one-zonal approach are calculated concentration of carriers of a charge and their mobility. On a sign of a constant of the Hall and thermoelectric power it is possible to conclude that the prepared films have electronic conductivity.

By full rubbing method is studied the relative mechanical strength of thulium monosulphide and monoselenide, and lanthanum monobismutide thin

films prepared on the substrate of silica, glass-ceramic, sapphire. It is shown that the strength of the films obtained on the same substrate is grow in order: TmSe - TmS - LaBi, while the mechanical durability of the films prepared on various substrate - in sequence: silicon - glass-ceramic – sapphire. It is suggested that such attitude is due by contrast the thermal expansion coefficients between of the substrate material and the film.

On example of thulium monoselenide films it is shown, that the hardness of films obtained by discrete evaporation method of pre-synthesized material is higher than of films obtained by evaporation from two independent sources.

At the end of the work are presented the main findings and a list of cited references.

შინაარსი

შესავალი	18
თავი I.....	27
ლიტერატურის მიმოხილვა	27
1.1 ზოგიერთი იმე–გოგირდი, იმე–სელენი და იმე–ბისმუტი მდგომარეობის ფაზური დიაგრამები	27
1.1.1. ზოგიერთი იმე–გოგირდი სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამები.....	28
1.1.2. ზოგიერთი იმე–სელენი სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამები.....	30
1.1.3 იმე–ბისმუტის მდგომარეობის დიაგრამა	32
1.2. იშვიათმიწა ელემენტების სულფიდების, სელენიდებისა და ბისმუტიდების მოცულობითი კრისტალების და ფირების მიღება.....	35
1.3. თულიუმის სულფიდების, სელენიდებისა და ლანთანის ბისმუტიდების კრისტალური სტრუქტურა	40
1.4. იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებისა და ბისმუტიდების ქიმიური თვისებები.....	43
1.5. იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებისა და ბისმუტიდების ფიზიკური და ოპტიკური თვისებები	44
1.6. I თავის დასკვნები. სადისერტაციო ნაშრომის მიზანი და ამოცანები.....	54
თავი II.....	56
ფირების მიღების ტექნოლოგიური, მაკონტროლებელი და ფიზიკური თვისებების გასაზომი დანადგარები და გაზომვის მეთოდика.....	56
2.1. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მოსამზადებელი დანადგარები	56
2.2 ფუძემშრის გაწმენდა	65
2.3. ფირების სისქის კონტროლი	68
2.4 ფირების რენტგენოდიფრაქციული და ელექტრონოგრაფიული კვლევის მეთოდები	69
2.5 ქიმიური შემადგენლობის კვლევის მეთოდика.....	71
2.6 ელექტროფიზიკური კვლევის მეთოდები	72
2.7 თერმო ელექტრო მამოძრავებელი ძალის გაზომვა.....	74
2.8 ოპტიკური და ფოტოელექტრული თვისებების კვლევის მეთოდика.....	76
თავი III	83

იშვიათმიწა ელემენტების სულფიდების, სელენიდებისა და ბისმუტიდების თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია, კრისტალური სტრუქტურა, ფაზური და ქიმიური ანალიზი	83
3.1. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით თხელი ფირების მიღების მეთოდები და ტექნოლოგიური თავისებურებანი.....	83
3.2. თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირების მიღება.....	94
3.3. თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირების მალეგირებელი მინარევის შერჩევა და ლეგირების მეთოდები	96
3.4. თულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირების მიღება	110
3.5. თულიუმის მონოსელენიდის თხელი ფირების მიღება	116
3.6. ლანთანის ბისმუტთან შენაერთების ფირების მიღება	120
3.7. ელექტრო-საკონტაქტო მოედნების დაფენის ტექნოლოგია.....	131
3.8. III თავის დასკვნები	132
თავი IV	134
სილიციუმით ლეგირებული θ -Tm ₂ S ₃ -ის თხელი ფირების ფოტოელექტრული და ელექტროფიზიკური თვისებები. TmS, TmSe და LaBi ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებები	134
4.1 სილიციუმით ლეგირებული θ -Tm ₂ S ₃ -ის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური და ფოტოელექტრული თვისებები	134
4.2. თულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური თვისებები	139
4.3. თულიუმის მონოსელენიდის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებები	141
4.4. ლანთანის ბისმუტიდების თხელი ფირების ელექტროფიზიკური თვისებები	147
4.5. თულიუმის ერთნახევრიანი და მონოსულფიდების, თულიუმის მონოსელენიდის, ლანთანის ბისმუტიდების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე	149
4.6. IV თავის დასკვნები	155
დასკვნები.....	158
გამოყენებული ლიტერატურა	163

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1	
თულიუმის სულფიდების კრისტალოქიმიური მონაცემები [18].....	41
ცხრილი 2	
თულიუმის სელენიდების კრისტალოქიმიური მონაცემები [18].....	42
ცხრილი 3	
ლანთანის ბისმუტიდების კრისტალოქიმიური მონაცემები [16].....	42
ცხრილი 4	
იმე-ს ზოგიერთი ერთნახევრიანი სულფიდის ფიზიკური თვისებები [46] .	50
ცხრილი 5	
იმე-ს მონობისმუტიდების ფიზიკური თვისებები [16]	52
ცხრილი 6	
იმე-ს ბისმუტიდების მაგნიტური პარამეტრები 90-473K ტემპერატურულ შუალედში [57].....	53
ცხრილი 7	
ზოგიერთი ელემენტის ორთქლის წნევის მნიშვნელობები [63]	93
ცხრილი 8	
არეკვლის კოეფიციენტის γ მნიშვნელობები იშვიათმიწა ელემენტებისა და სილიციუმისათვის	107
ცხრილი 9	
ზოგიერთი მასალის აორთქლების სიჩქარის დამოკიდებულება მოწყობილობის სიმძლავრისაგან.....	109
ცხრილი 10	
თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირების სილიციუმით ლეგირების ექსპერიმენტალური შედეგები	110
ცხრილი 11	
La ₅ Bi ₃ , La ₄ Bi ₃ , LaBi LaBi, LaBi ₂ ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრები ოთახის ტემპერატურაზე.....	149
ცხრილი 12	
TmSe, TmS და LaBi-ის სხვადასხვა ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე.....	151
ცხრილი 13	
სითბური გაფართოების კოეფიციენტები.....	153
ცხრილი 14	
სხვადასხვა მეთოდით ლეიკოსაფირონის ფუძემდებზე დაფენილი TmSe-ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე	154

ნახაზების ნუსხა

ნახ. 1. Yb-S სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა.....	29
ნახ. 2. Dy-S სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა	29
ნახ. 3. Nd-S სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა	30
ნახ. 4. La-Se სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა.....	31
ნახ. 5. Pr-Se სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა.....	31
ნახ. 6. Er-Se სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა.....	32
ნახ. 7. Ce-Bi სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა	33
ნახ. 8. Cd-Bi სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა	33
ნახ. 9. Dy-Bi სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა.....	34
ნახ. 10. La-Bi სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა.....	35
ნახ. 11. TbS ფირის კუთრი წინაღობის (1), ჰოლის მუდმივას (2) და თერმო- ემპ-ს (3) ტემპერატურაზე დამოკიდებულება	45
ნახ. 12. შთანთქმის კოეფიციენტის დამოკიდებულება ფოტონების ენერჯისაგან	46
ნახ. 13. Gd ₂ S ₃ ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე.....	53
ნახ. 14. თხელი ფირების მისაღები ტექნოლოგიური დანადგარის ვაკუუმური სისტემის სქემა.....	57
ნახ. 15. კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ- თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღები კამერის I სექტორის სქემა	58
ნახ. 16. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ომური კონტაქტების შესაქმნელი დანადგარის ვაკუუმური კამერის II სექტორის სქემა	59
ნახ. 17. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ომური კონტაქტების შესაქმნელი დანადგარის ვაკუუმური კამერა.....	59
ნახ. 18. ფუძეშრის გამახურებლის სქემა	60
ნახ. 19. ჯოულის გამახურებლის კონსტრუქციის სქემა.	61
ნახ. 20. ელექტრონ-სხივური ამორთქლებლის სქემატური გამოსახულება:62	
ნახ. 21. YBH-2Y მოწყობილობის კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარის ვაკუუმური კამერის შიგა მოწყობილობა.....	63
ნახ. 22. წინასწარსინთეზირებული მასალიდან დისკრეტული ვაკუუმურ- თერმული აორთქლებით ფირის მიღების დანადგარის სქემა.....	64

ნახ. 23. დისკრეტული აორთქლების მეთოდით ქიმიური შენაერთის ფირის მისაღები ВУП-5 მარკის დანადგარის ვაკუუმური კამერის მოწყობილობა .	64
ნახ. 24. კუთრი წინაღობისა და ჰოლის მუდმივას გასაზომი დანადგარის ბლოკ-სქემა	73
ნახ. 25. თერმო ემმ-ს გასაზომი დანადგარის ბლოკ-სქემა.....	75
ნახ. 26. КСВУ-2 კომპლექსის ფუნქციონალური სქემა.....	76
ნახ. 27. КСВИ კომპლექსის ფუნქციონალური სქემა.....	77
ნახ. 28. ფოტოელექტრული თვისებების შესასწავლი დანადგარის ოპტიკური სქემა	78
ნახ. 29. ფოტოელექტრული თვისებების შესასწავლი მოწყობილობის ელექტროგამზომი ნაწილის ბლოკ-სქემა სქემა	79
ნახ. 30. θ -Tm2S3-ის ფირები	95
ნახ. 31. θ -Tm2S3-ის ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა	95
ნახ. 32. θ -Tm2S3-ის ფირის ზედაპირზე თულიუმის (ა) და გოგირდის (ბ) განაწილების გამოსახულება რენტგენის მეორად სხივებში	96
ნახ. 34. სილიციუმის ელექტრონების ნაკადით ასაორთქლებელი დანადგარის სქემა	104
ნახ. 35. სილიციუმის ელექტრონების ნაკადით ასაორთქლებელი დანადგარის კამერის მოწყობილობა	104
ნახ. 36. TmS-ის ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა	111
ნახ. 37. ტულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირები	111
ნახ. 38. TmS ფირის ზედაპირზე თულიუმის (ა) და გოგირდის (ბ) განაწილების გამოსახულება რენტგენის მეორად სხივებში	112
ნახ. 39. მეორადი ელექტრონებით სკანირებადი ელექტრონული მიკროსკოპის მეთოდით მიღებული TmS-ის თხელი ფირის ზედაპირის სურათი.....	113
ნახ. 40. ნაწილაკების რაოდენობის განაწილება ზომების მიხედვით TmS ფირში.....	113
ნახ. 41. TmS ფირის მახასიათებელი ელემენტების ზომის დამოკიდებულება ფუძემდრის ტემპერატურისაგან.....	114
ნახ. 42. TmS ფირის მესრის მუდმივას დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე.....	114
ნახ. 43. TmS ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა ჰაერზე 6 თვის დაყოვნების შემდეგ	116
ნახ. 44. ლეიკოსაფირონზე დისკრეტული? ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით დაფენილი TmSe-ის თხელი ფირი.....	118

ნახ. 45. კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით მიღებული ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა..	119
ნახ. 46. წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით მიღებული ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა	119
ნახ. 47. La ₂ Bi მრავალფაზა ფირი	121
ნახ. 48. La ₅ Bi ₃ -ის სიტალის ფუძემდრეზე დაფენილი თხელი ფირი	122
ნახ. 49. La ₅ Bi ₃ თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა	122
ნახ. 50. La ₄ Bi ₃ თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა	126
ნახ. 51. ნახ.49. მონოკრისტალური სილიციუმის ფუძემდრეზე დაფენილი La ₄ Bi ₃ -ის თხელი ფირი	127
ნახ. 52. LaBi-ის თხელი ფირის სურათი	127
ნახ. 53. LaBi თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა.....	128
ნახ. 54. ნახ.52 La (ა) და Bi (ბ) განაწილება LaBi ფირის ზედაპირზე რენტგენის მეორად სხივებში.....	128
ნახ. 55. LaBi ფირის ჰაერზე დაყოვნების შემდეგ გადაღებული რენტგენოდიფრაქტოგრამა	129
ნახ. 56. LaBi-ის თხელი ფირი	129
ნახ. 58. ლეიკოსაფირონის ფუძემდრეზე დაფენილი LaBi ₂ -ის თხელი ფირი	130
ნახ. 59. სილიციუმით ლეგირებული ტულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირის კუთრი წინაღობის ლოგარითმის დამოკიდებულება შებრუნებულ ტემპერატურაზე.....	135
ნახ. 60. დიფერენციალური თერმო ემმ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	135
ნახ. 61. ფოტოგამტარებლობის სპექტრალური დამოკიდებულება 95K-ზე.....	136
ნახ. 62. ფოტოგამტარებლობის სპექტრალური დამოკიდებულება 300 K -ზე.....	137
ნახ. 63. ფოტო ემმ-ს სპექტრალური დამოკიდებულება 95 K-ზე.....	138
ნახ. 64. კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე TmS ფირებში	139
ნახ.65. ელექტროწინაღობის ტემპერატურული კოეფიციენტის დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე TmS ფირებში	139

ნახ. 66. ჰოლის მუდმივას დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე TmS ფირებში	140
ნახ. 67. ელექტრონების კონცენტრაციის დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე TmS ფირებში	140
ნახ. 68. კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება ფირის სისქეზე TmSe-ის თხელ ფირებში	141
ნახ. 69. ჰოლის მუდმივას დამოკიდებულება ფირის სისქეზე	142
ნახ. 70. კუთრი ელექტროგამტარობის დამოკიდებულება ფირის სისქეზე TmSe-ის თხელ ფირებში	142
ნახ. 71. TmSe-ის თხელი ფირის შთანთქმის სპექტრი	145
ნახ. 72. Sm^{+2} -ის ენერგეტიკული დონეების სქემა სამარიუმის მონოჰალკოგენიდებში.	146
ნახ. 73. LaBi ფირი საკონტაქტო მოედნებით.	147
ნახ. 74. კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე • - LaBi, ° - LaBi ₂ , × - La ₄ Bi ₃ Δ - La ₅ Bi ₃	148
ნახ. 75. თერმო ემმ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე • - LaBi, ° - LaBi ₂ , × - La ₄ Bi ₃ , Δ - La ₅ Bi ₃	148
ნახ. 76. სრული გახეხვის მეთოდით ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის შესასწავლი დანადგარის სქემა	150
ნახ. 77. სრული გახეხვის მეთოდით ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის შესასწავლი დანადგარი.....	151
ნახ. 78. TmSe, TmS და LaBi სხვადასხვა ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე	152
ნახ. 79. ლეიკოსაფრონის ფუძემდებზე სხვადასხვა მეთოდით დაფენილი TmSe ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე.....	154

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 ს.კოლოკოლცევს და ლ. გერასიმოვას ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებების კვლევაში გაწეული დახმარებისათვის.

შესავალი

თანამედროვე ტექნიკა თავისი განვითარებისას სულ უფრო და უფრო მეტ მოთხოვნებს უყენებს მასალებს, რომლებსაც უნდა გააჩნდეთ ფიზიკური, ტექნოლოგიური და ექსპლოატაციური თვისებების ფართო კომპლექსი. ასეთ ობიექტებს მიეკუთვნება იშვიათმიწა ელემენტების (იმე) შენაერთები, რომელთა შესწავლა და გამოყენება ამჟამად მთელ მსოფლიოში აღმავლობას განიცდის. ეს უპირველეს ყოვლისა გამოწვეულია ქიმიური ტექნოლოგიის პროგრესით, ვინაიდან, მისი მეშვეობით შესაძლებელი გახდა როგორც საკმაოდ მაღალი სისუფთავის იმე-ს მიღება, ასევე მათი შენაერთების ტექნოლოგიის დამუშავება.

უკანასკნელ ხანებში განსაკუთრებული ყურადღება ექცევა იმე-ს ჰალკოგენიდების (შენაერთები პერიოდული სისტემის VI ჯგუფის ელემენტებთან: O, S, Se, Te...) და პნიქტიდების (შენაერთები პერიოდული სისტემის V ჯგუფის ელემენტებთან: Sb, Bi, As...) შესწავლას. ამ შენაერთების ფუძეზე შექმნილია წნევისა და მაგნიტური ველის გადამწოდები, თერმოელექტრული გარდამქმნელები, მახსოვრობის ელემენტები, სელექციური ამრეკლავი ზედაპირები, შუქდიოდები და მრავალი სხვა ხელსაწყოები. იმე-ს შენაერთები ფართოდ გამოიყენებიან ქიმიური კატალიზატორების, მუდმივი მაგნიტების, ელექტროქიმიური აკუმულატორების დასამზადებლად. აღსანიშნავია, რომ უკანასკნელი 20 წლის განმავლობაში იმე-ს მოხმარება 5-ჯერ გაიზარდა და 2014 წლისათვის შეადგინა წელიწადში 180 000 ტონა. იმე-ს შენაერთების გამოყენების პერსპექტიულობას ასევე ზრდის ის გარემოება, რომ ისინი, როგორც წესი, ძნელდნობადი მასალებია და, შესაბამისად, მათ ფუძეზე შექმნილ ხელსაწყოებს შეუძლიათ მუშაობა ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში. იმე-ს შენაერთების თვისებების უნიკალურობის ერთ-ერთი მიზეზია იმე-ს ატომების ელექტრონული გარსის აგებულების თავისებურება [1]. კერძოდ, მათ გააჩნიათ შეუვსებელი 4f შიდა გარსი, რომელიც თანდათან ივსება ცერიუმიდან ლუტეციუმამდე გადასვლისას. ამასთან, ადგილი აქვს გარსის

არსებით ლოკალიზაციას, რაც დაკავშირებულია 4f დონეების განლაგებით ატომის სიღრმეში და მათი ეკრანირებით გარეშე ალგზნებისაგან გარე შრეზე განლაგებული $5p^6 6s^2$ ელექტრონებით. შენაერთის წარმოქმნისას 4f შრეები ერთმანეთს არ გადაფარავენ, ვინაიდან, მათი რადიუსები ძალიან მცირეა - $\sim 0,04$ ნმ, რაც ატომებს შორის მანძილის მხოლოდ 0,1 ნაწილს შეადგენს, არამედ ქმნიან $\sim 10^{28} \text{ მ}^{-3}$ კონცენტრაციის ლოკალიზებულ დონეებს და ჩვეულებრივ, ატომური დონეების მსგავსად იქცევიან. იმის და მიხედვით, თუ სად განლაგდებიან 4f დონეები, შენაერთები შეიძლება იყვნენ ლითონები, ნახევარგამტარები ან დიელექტრიკები. კერძოდ, შენაერთები წარმოადგენენ ლითონებს, თუ 4f დონე განთავსდა სავალენტო ზონაში, ნახევარგამტარებს - თუ ეს დონეები განლაგდა აკრძალულ ზონაში და დიელექტრიკებს - თუ ისინი განთავსდა გამტარებლობის ზონაში.

როგორც პრაქტიკული გამოყენების, ასევე მყარი ტანის ფიზიკის მრავალი პრობლემური საკითხის სრულყოფილად გააზრების მიზნით საინტერესო მასალათა ჯგუფს მიეკუთვნება იმე-ს მონო- და ერთნახევრიანი სულფიდები. სამარიუმის მონოსულფიდის ფუძეზე უკვე შექმნილია მაღალი პარამეტრების მქონე ტენზოგადამწოდი [2]. რაც შეეხება ერთნახევრიან სულფიდებს, მათ გააჩნიათ აკრძალული ზონის დიდი სიგანე და, შესაბამისად, წარმოადგენენ საინტერესო მასალებს სპექტრის ხილულ უბანში მომუშავე ოპტოელექტრონული ხელსაწყოების შესაქმნელად. გარდა ამისა, მათი ლეგირებით შესაძლებელია ფოტომგრძნობიარე სტრუქტურების მიღება [3].

იმე-ს ნაკლებად შესწავლილ შენაერთებს მიეკუთვნება სულფიდები, სელენიდები და ბისმუტიდები, რომლებიც ძნელდნობად მასალათა კლასს მიეკუთვნებიან და, ასევე, შეიძლება პერსპექტიული მასალები იყვნენ მიკროელექტრონიკისათვის.

ცნობილია, რომ ამა თუ იმ შენაერთის თვისებების სრულყოფილი შესწავლა და პრაქტიკული მიზნებისათვის გამოყენება დიდადაა დაკავშირებული მოცემული შენაერთის მომზადების ტექნოლოგიის

სრულყოფაზე. ეს განსაკუთრებით ეხება თხელ ფირებს, რომლებიც ფართოდ გამოიყენებიან მიკროელექტრონიკაში. გარდა ამისა, თხელი ფირები თავისთავად წარმოადგენენ გარკვეულ ინტერესს, ვინაიდან, როდესაც მათი სისქე თანაზომადი ხდება არა მარტო ისეთი კინეტიკური პარამეტრების როგორცაა მუხტის გადამტანების თავისუფალი განარბენის სიგრძე ან ტრაექტორიის რადიუსი მაგნიტურ ველში, არამედ ისეთი პარამეტრის, როგორცაა მუხტის გადამტანების დე-ბროილის ტალღის სიგრძე, ელექტრონების კინეტიკურ თვისებებში შეიძლება თავი იჩინოს კვანტურმა ზომითმა ეფექტებმაც [4].

ყოველივე ზემოთ მოყვანილის საფუძველზე შეიძლება დავასკვნათ, რომ იმე-ს სულფიდების, სელენიდების და ბისმუტიდების კრისტალურად სრულყოფილი, სტექიომეტრიული შემადგენლობის თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგიის დამუშავება სხვადასხვა ფუძემდებზე და მათი ელექტროფიზიკური, ოპტიკური და მექანიკური თვისებების შესწავლა აქტუალურ სამეცნიერო და პრაქტიკულ ამოცანას წარმოადგენს.

წინამდებარე სამუშაოს ძირითად მიზანს წარმოადგენდა იმე-ს ზოგიერთი სულფიდის, სელენიდისა და ბისმუტიდის თხელი ფირების მიღებისა და ლეგირების ტექნოლოგიის დამუშავება. მომზადებული ფირების მთელი რიგი ძირითადი პარამეტრების დადგენა, რისთვისაც დისერტაციაში დასმული და გადაწყვეტილია შემდეგი ამოცანები:

1) თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის, მონოსულფიდის, მონოსელენიდის და ლანთანის ბისმუტიდების თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგიის დამუშავება სხვადასხვა ფუძემდებზე.

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

3) თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირების სტაბილური ელექტროფიზიკური თვისებების განმაპირობებელი მალეგირებელი ელემენტის და ლეგირების მეთოდის შერჩევა.

ლეგირებული ფირების ელექტრული და ფოტოელექტრული თვისებების შესწავლა.

4) თულიუმის მონოსულფიდის მახასიათებელი ნაწილაკების ზომების ტექნოლოგიურ პარამეტრებზე დამოკიდებულების და მომზადებული ფირების ელექტროფიზიკური თვისებების მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე დამოკიდებულების შესწავლა.

5) თულიუმის მონოსელენიდის ელექტროფიზიკური პარამეტრების დამოკიდებულების შესწავლა ფირების სისქეზე.

6) ლანთანის ბისმუტიდების თხელი ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრების ტემპერატურაზე დამოკიდებულების შესწავლა.

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე:

1) პირველად დამუშავებულია Tm_2S_3 და TmS თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით, $TmSe$ თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდებით, La_4Bi_3 , La_5Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით.

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

3) დამუშავებულია თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირების ლეგირების ტექნოლოგია სილიციუმის ატომებით და გამოკვლეულია ლეგირებული ფირების ელექტრული და ფოტოელექტრული თვისებები.

3) შესწავლილია თულიუმის მონოსულფიდის მახასიათებელი ნაწილაკების ზომების ტექნოლოგიურ პარამეტრებზე და მომზადებული ფირების ელექტროფიზიკური თვისებების მახასიათებელი ნაწილაკების

ზომებზე დამოკიდებულება.

4) შესწავლილია თულიუმის მონოსელენიდის ელექტროფიზიკური პარამეტრების დამოკიდებულება ფირების სისქეზე. ოთახის ტემპერატურაზე ფოტონების ენერჯიათა 0,5-4 ევ უბანში შესწავლილია TmSe-ის ფირების შთანთქმის სპექტრი.

5) შესწავლილია ლანთანის ტრი-, ტეტრა-, მონო- და დიბისმუტიდების თხელი ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრების ტემპერატურაზე დამოკიდებულება.

6) სრული გახეხვის მეთოდით შესწავლილია სხვადასხვა ფუძემშრეზე (მონოკრისტალური სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი) დაფენილი თულიუმის მონოსელენიდის, მონოსულფიდის და მონობისმუტიდის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ასევე შესწავლილია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული თულიუმის მონოსელენიდის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე.

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

მომზადებული ფირების ელექტრული, გალვანომაგნიტური 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.

თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის სილიციუმის ატომებით ლეგირებული ფირები პერსპექტიული მასალებია ფოტომგრძნობიარე სტრუქტურების შესაქმნელად.

დაცვაზე გამოგვაქვს შემდეგი ძირითადი შედეგები:

1) Tm_2S_3 და TmS თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით, $TmSe$ თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდებით, La_4Bi_3 , La_5Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით. ფირების მიღების ტექნოლოგიური რეჟიმების პარამეტრების გავლენის შესწავლის შედეგები ფირების ფაზურ და ქიმიურ შემადგენლობაზე, კრისტალური მესრის სრულყოფაზე.

2) თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირის სტაბილური ელექტროფიზიკური თვისებების განმაპირობებელი მალეგირებელი ელემენტის შერჩევა, ლეგირების მეთოდიკის დამუშავება და ლეგირებული მასალების ელექტრული და ფოტოელექტრული თვისებები.

3) თულიუმის მონოსულფიდის მახასიათებელი ნაწილაკების ზომების ტექნოლოგიურ პარამეტრებზე და მომზადებული ფირების ელექტროფიზიკური თვისებების მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე დამოკიდებულების შესწავლის შედეგები.

4) თულიუმის მონოსელენიდის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრების დამოკიდებულება ფირების სისქეზე. ფირების შთანთქმის კოეფიციენტის სპექტრალური დამოკიდებულება.

5) ლანთანის ბისმუტიდების თხელი ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრების ტემპერატურაზე დამოკიდებულება.

6) თულიუმის მონოსულფიდის, მონოსელენიდის და ლანთანის მონობისმუტიდის თხელი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე.

ნაშრომის აპრობაცია. სადისერტაციო ნაშრომის ძირითადი შედეგები მოხსენებული და განხილული იყო: საერთაშორისო კონფერენციაზე „ნანოსენსორული სისტემები და ნანომასალები“ (თბილისი, 2013წ.), სტუდენტთა 81-ე ღია საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენცია (თბილისი, 2013წ.), საერთაშორისო კონფერენციაზე „ბირთვული რადიაციული ნანოსენსორები და ნანოსენსორული სისტემები“ (თბილისი, 2014 წ.), მესამე საერთაშორისო კონფერენცია „ნანოტექნოლოგიები“ (თბილისი, 2014 წ.), სტუდენტთა 83-ე ღია საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენცია (თბილისი, 2015წ.)

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 169 გვერდს, მათ შორის 155 ნაბეჭდი გვერდი, 79 ილუსტრაცია, 14 ცხრილი და 109 დასახელების ციტირებული ლიტერატურა.

პირველ თავში მოცემულია სადისერტაციო ნაშრომის თემატიკასთან დაკავშირებული იშვიათმიწა ელემენტების სულფიდების, სელენიდებისა და ბისმუტიდების შემადგენლობა-ტემპერატურა მდგომარეობის დიაგრამები, მონაცემები ამ მასალების მოცულობითი და თხელფიროვანი ობიექტების ტექნოლოგიის, ელექტროფიზიკური, ოპტიკური, მექანიკური თვისებებისა და კრისტალური სტრუქტურის შესახებ. სამეცნიერო ლიტერატურის მომხილვის საფუძველზე ჩამოყალიბებულია ნაშრომის მიზანი და ამოცანები.

მეორე თავი დათმობილი აქვს ფირების ტექნოლოგიური, მაკონტროლ-ლებელი, ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებების შესასწავლი

დანადგარებისა და გაზომვის მეთოდის აღწერას: კერძოდ, დეტალურადაა გადმოცემული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარების, ელექტროფიზიკური, ფოტოელექტრული და ოპტიკური პარამეტრების, ფირების სისქის გასაზომი მოწყობილობების კონსტრუქცია; ფირების რენტგენოგრაფიული, ელექტრონოგრაფიული, რენტგენული მიკროანალიზის კვლევის მეთოდები; ფუძემშრებისადმი წაყენებული მოთხოვნები და მათი გაწმენდის მეთოდიკა.

მესამე თავი შედგება ორი ნაწილისაგან: პირველი ნაწილი დათმობილი აქვს ვაკუუმურ-თერმული დაფენის მეთოდით ფირების მიღების პროცესების თეორიას და განხილულია ისეთი საკითხები, როგორებიცაა ნივთიერების აორთქლება, ფირის განაწილება ფუძემშრეზე, ფირების წარმოქმნის კინეტიკა და სტრუქტურა, სხვადასხვა პარამეტრის გავლენა ფირების სტრუქტურაზე. კრიტიკულადაა შეფასებული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით შენაერთის ფირების მიღების სახესხვაობები. თავის მეორე ნაწილი ეხება თულიუმის ერთნახევრიანი და მონო სულფიდების, მონოსელენიდების და ლანთანის ბისმუტიდების თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგიის აღწერას, ფაზური შემადგენლობისა და კრისტალური სტრუქტურის შესწავლას. ფუძემშრის ტემპერატურის გავლენას თულიუმის მონოსულფიდის ფირების მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე და ამ უკანასკნელის გავლენას მესრის მუდმივას სიდიდეზე. აქვე მოყვანილია Tm_2S_3 - ის ფირების მალეგირებელი ელემენტების შერჩევის შედეგები და ლეგირების ტექნოლოგია.

მეოთხე თავი ეხება სილიციუმით ლეგირებული თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ელექტროფიზიკური და ფოტოელექტრული თვისებების შესწავლას, ასევე თულიუმის მონოსულფიდის მახასიათებელი ნაწილაკების ზომების გავლენის დადგენას ელექტროფიზიკურ პარამეტრებზე. ამავე თავში მოცემულია თულიუმის მონოსელენიდის ფირების სისქის ელექტროფიზიკურ პარამეტრებზე გავლენის, შთანთქმის

კოეფიციენტის სპექტრალური დამოკიდებულების, ლანთანის ბისმუტიდების თხელი ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრების ტემპერატურაზე დამოკიდებულების კვლევის შედეგები. თავის ბოლო ნაწილში მოყვანილია მომზადებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის გაზომვის შედეგები.

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

თავი I

ლიტერატურის მიმოხილვა

იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და პნიქტიდების ტექნოლოგიასა და ფიზიკური თვისებების კვლევას ამჟამად განსაკუთრებული ყურადღება ექცევა და, შესაბამისად, დიდია ამ საკითხებისადმი მიძღვნილი სამეცნიერო ნაშრომების რაოდენობა. ამდენად, ამ თავში ძირითადად მიმოვიხილავთ იმ ნაშრომებს, რომლებიც ეხება მოცემულ სადისერტაციო ნაშრომში საკვლევად შერჩეულ მასალებს - იმე-ს სულფიდებს, სელენიდებსა და ბისმუტიდებს, როგორც მოცულობითი, ისე თხელფიროვანი ობიექტების სახით. თხელფიროვანი მასალები ბოლო პერიოდში მკვლევართა გაზრდილი ინტერესის საგანს წარმოადგენს, რაც რამდენიმე ფაქტორითაა განპირობებული: თხელი ფირების თვისებები არცთუ იშვიათად განსხვავდება მოცულობითი კრისტალების თვისებებისგან და მათი შედარება გარკვეულ ინტერესს წარმოადგენს მყარი ტანის ფიზიკის მრავალი პრობლემური საკითხის გადასაჭრელად და, მეორეც, თხელ ფირებში შეიმჩნევა ე.წ.ზომითი ეფექტები, როდესაც ფიზიკური თვისებები დამოკიდებულია ფირის სისქეზე, რაც საინტერესოა როგორც პრაქტიკული გამოყენების კუთხით, ასევე თეორიული თვალსაზრისით.

1.1 ზოგიერთი იმე–გოგირდი, იმე–სელენი და იმე–ბისმუტი

მდგომარეობის ფაზური დიაგრამები

თანაფარდობებს შემადგენლობას, ტემპერატურასა და წნევას (ან მოცულობას) შორის წონასწორულ სისტემებში ამყარებს ფაზური წონასწორობის თეორია. ამ თანაფარდობების თვალსაჩინოდ გამოსახატავად იყენებენ მდგომარეობის დიაგრამებს, ანუ დიაგრამებს, რომლებიც ახასიათებენ შემადგენლობა-თვისება კავშირს. ყველაზე ხშირად გამოიყენება შემადგენლობა-დნობის ტემპერატურა დიაგრამები,

რომლებსაც სხვანაირად უწოდებენ დნობის ან T-X დიაგრამებს. ეს დიაგრამები თვალსაჩინოდ გვაძლევს წარმოდგენას, თუ რა კავშირი არსებობს კომპონენტების შემადგენლობასა და წარმოქმნილი შენაერთების გარკვეულ ტემპერატურებზე არსებობის შესახებ. ასეთი დიაგრამები საშუალებას გვაძლევენ სწორად შევარჩიოთ როგორც მოცულობითი, ისე თხელფიროვანი ობიექტების ტექნოლოგიური პარამეტრები.

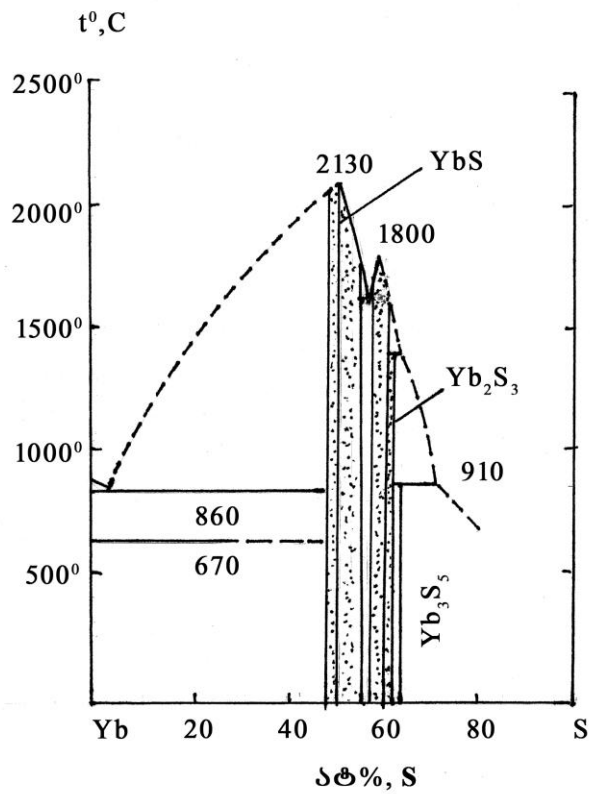
1.1.1. ზოგიერთი იმე-გოგირდი სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამები

ამჟამად იმე-ს შენაერთებს შორის პერსპექტიულ მასალებად ითვლებიან სულფიდები, რომლებსაც გააჩნიათ როგორც ნახევარგამტარული, ისე ლითონური გამტარებლობის ტიპი. უნდა შევნიშნოთ, რომ ექსპერიმენტალურად იმე-ს სულფიდების შემადგენლობისაგან დამოკიდებულება სუსტადაა შესწავლილი, რაც, უპირველეს ყოვლისა, გამოწვეულია იმ გარემოებით, რომ არ არსებობს დამაჯერებელი მონაცემები სხვადასხვა მეთოდით სინთეზირებული სულფიდების ფაზურ და ქიმიურ შემადგენლობაზე.

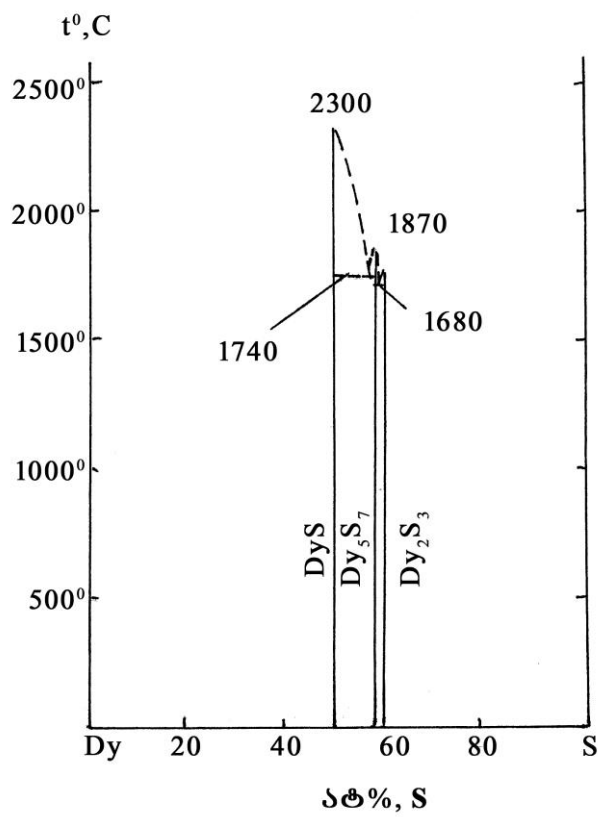
იმის გამო, რომ იმე-ს გააჩნია დნობის მაღალი ტემპერატურა, გაძნელებულია მათი სულფიდების ტემპერატურა-შემადგენლობა მდგომარეობის დიაგრამების აგება, ამიტომ დღემდე აგებული არ არის ყველა იმე-გოგირდი მდგომარეობის დიაგრამა.

მეტნაკლებად შესწავლილია შემდეგი მდგომარეობის დიაგრამები: Yb-S, Dy-S, Nd-S [5]. Yb-S სისტემაში გამოვლენილია ოთხი შენაერთის არსებობა: YbS, Yb₃S₄, და Yb₃S₅ (ნახ.1), რომელთაგან მხოლოდ ორი YbS და Yb₃S₄ დნება კონგრუენტულად შესაბამისად 2130°C და 1809°C-ზე.

Dy-S სისტემაში დაფიქსირებულია სამი შენაერთის არსებობა: DyS, Dy₅S₇ და Dy₂S₃, რომლებიც კონგრუენტულად დნებიან შესაბამისად 2300°C, 1870°C, 1680°C-ზე (ნახ.2).

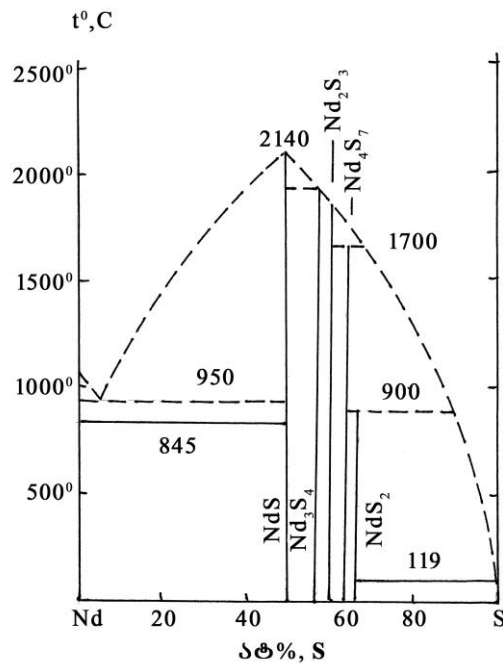


ნახ. 1. Yb-S სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა



ნახ. 2. Dy-S სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა

Nd-S სისტემაში იდენტიფიცირებულია ხუთი შენაერთი: NdS, Nd₃S₄, Nd₅S₇, Nd₂S₃ და NdS₂ მათგან NdS დნება კონგრუენტულად 2440°C-ზე (ნახ.3).



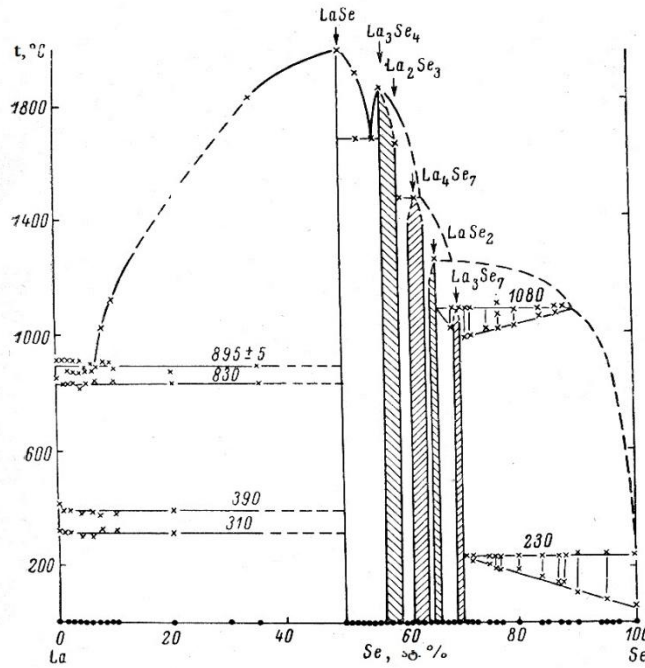
ნახ. 3. Nd-S სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა

Tm-S სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა შესწავლილი არ არის. თულიუმის გოგირდთან ურთიერთქმედებისას აღმოჩენილია შემდეგი ფაზები: TmS, Tm₅S₇, Tm₂S₃ (δ-, γ- და θ- ფორმები), პოლისულფიდები. თულიუმის მონოსულფიდი არსებობს TmS - TmS_{0,75} კონცენტრაციის ინტერვალში, მაგრამ თულიუმის მაღალი აქროლადობის გამო, ლითონით მდიდარ მხარეს, ჰომოგენურობის არის საზღვრისა და მესრის პარამეტრის დადგენა ვერ მოხერხდა.

1.1.2. ზოგიერთი იმე-სელენი სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამები

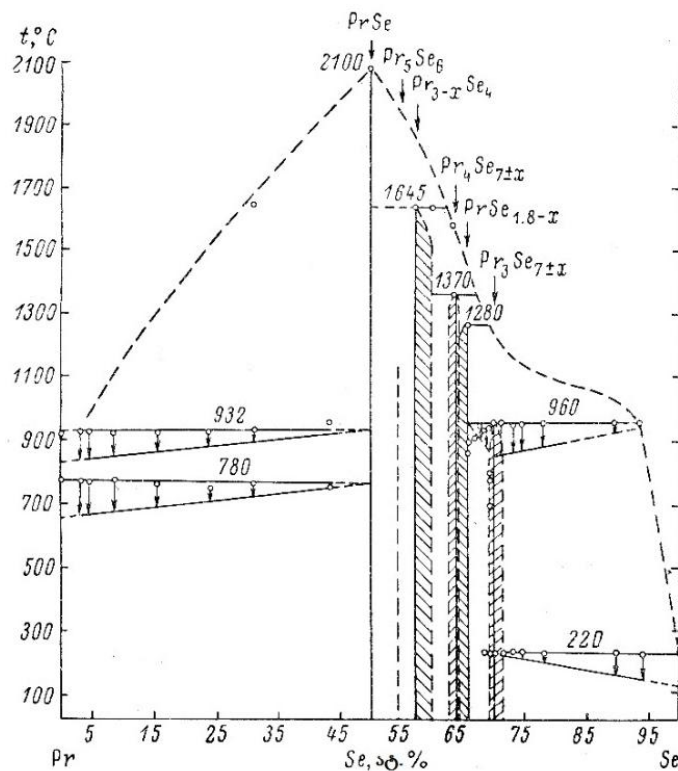
იმე-სელენი სისტემაში აგებულია La-Se, Pr-Se და Er-Se მდგომარეობის დიაგრამები.

La-Se სისტემაში [6, 7] (ნახ.4) დაფიქსირებულია ექვსი ფაზა: LaSe, La₃Se₄, La₂Se₃, La₄Se₇ და La₃Se₇, რომელთაგან ორი LaSe და La₃Se₄ დნება კონგრუენტულად შესაბამისად 1950°C და 1800°C-ზე.



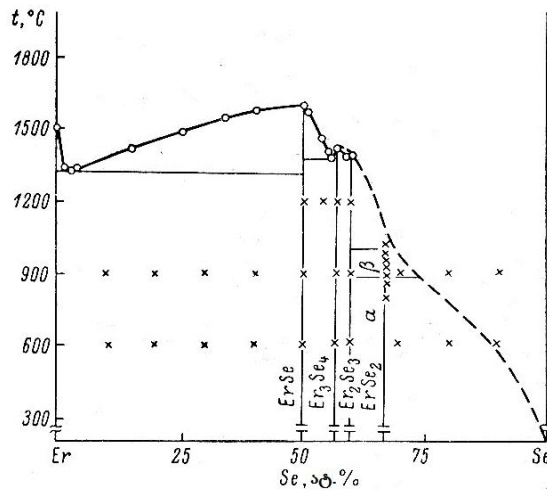
ნახ. 4. La-Se სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა

Pr-Se სისტემაში [6,8,9] (ნახ.5) ასევე არსებობს ექვსი ფაზა: PrSe, Pr₅Se₆, Pr_{3-x}Se₄, Pr₄Se_{7±x}, PrSe_{1.8-x} და Pr₃Se_{7±xx}. ამ სისტემაში მხოლოდ ერთი PrSe ფაზა დნება კონგრუენტულად 2100°C-ზე.



ნახ. 5. Pr-Se სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა

Er-Se სისტემაში [10] (ნახ.6) დადგენილია ოთხი ფაზის არსებობა: ErSe, Er₂Se₃, Er₃Se₄ და ErSe₂, რომელთაგან სამი ErSe, Er₃Se₄ და Er₂Se₃, დნება კონგრუენტულად შესაბამისად 1600°C, 1250°C და 1240°C-ზე.



ნახ. 6. Er-Se სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა

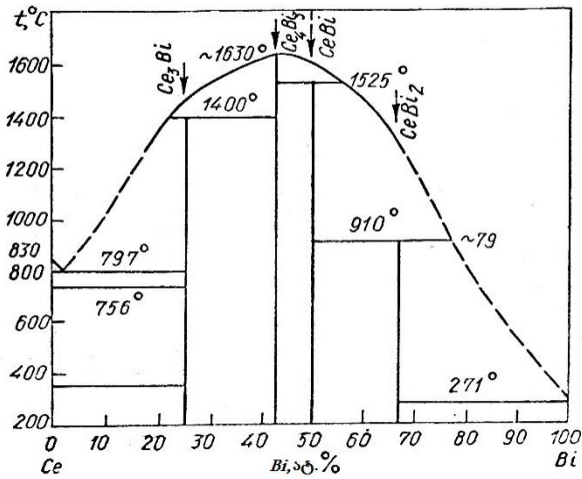
როგორც Tm-S, ასევე Tm-Se-ის მდგომარეობის დიაგრამა აგებული არ არის. ცნობილია მხოლოდ, რომ ამ უკანასკნელ სისტემაში არსებობენ შემდეგი შენაერთები: TmSe, Tm₃Se₄, Tm₂Se₃.

1.1.3 იმე-ბისმუტის მდგომარეობის დიაგრამა

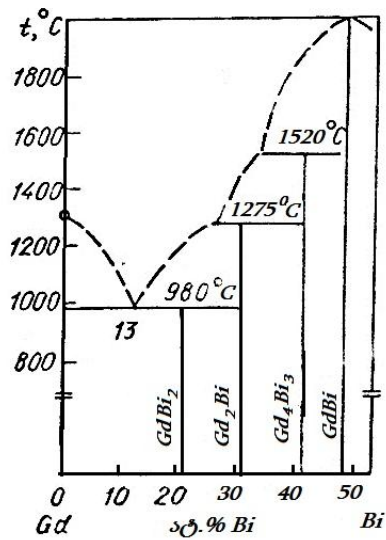
ამ სისტემაში აგებულია Ce-Bi, La-Bi, და ნაწილობრივ Gd-Bi და Dy-Bi მდგომარეობის დიაგრამები.

Ce-Bi სისტემაში [11] თერმული და მიკროსკოპული ანალიზით დადგენილია ოთხი შენაერთის არსებობა, რომელთაგან სამი მიიღება პერიტექტიკული რეაქციებით: CeBi₂-910°C-ზე, CeBi - 1525°C, Ce₂Bi - 1400°C, მხოლოდ ერთი შენაერთი Ce₄Bi₃ კონგრუენტულად დნება 1630°C-ზე.

Gd-Bi [12] სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა ნაწილობრივაა შესწავლილი (ნახ.8). სისტემის ამ ნაწილში აღმოჩენილია სამი შენაერთი: Gd₂Bi, Gd₄Bi₃ და GdBi. შენაერთი GdBi კონგრუენტულად დნება 2000°C-ზე, Gd₄Bi₃ და Gd₂Bi იშლებიან შესაბამისად 1529°C და 1275°C. შენაერთი Gd₂Bi 980°C-ზე 13 ატ% ბისმუტთან ქმნის ევტექტიკას.



ნახ. 7. Ce-Bi სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა



ნახ. 8. Cd-Bi სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა

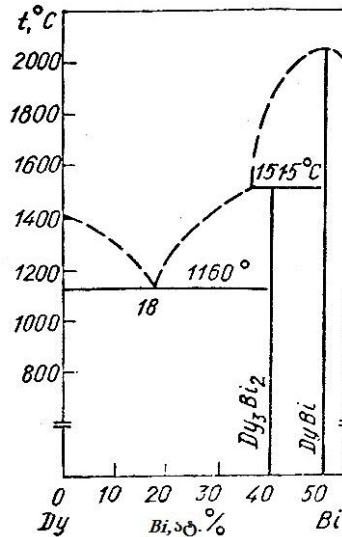
შენაერთი GdBi სინთეზირებულ იქნა [13] ნაშრომში. ის კრისტალდება NaCl-ის ტიპის კუბურ მესერში, მესრის მუდმივათი $a = 6,316\text{\AA}$.

Tb-Bi სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა შესწავლილი არ არის. ცნობილია, რომ არსებობს მხოლოდ ორი შენაერთი - TbBi და Tb₄Bi₃ [14, 15]

TbBi კრისტალდება NaCl ტიპის მესერში, პარამეტრით $a = 6.280\text{\AA}$ [14]. Tb₄Bi₃ გააჩნია ანტი-Th₃P₄ ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a = 9.321\text{\AA}$.

Dy-Bi სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა შესწავლილია ნაწილობრივ (ნახ 9). [12] ნაშრომში 0-50 ატ% Bi შუალედში წარმოიქმნება ორი შენაერთი Dy₃Bi₂ და DyBi. პირველი შენაერთი წარმოიქმნება პერიტექტიკული

რეაქციით 1515°C -ზე, ხოლო მეორე კონგრუენტულად დნება 2050°C -ზე. DyBi კრისტალდება წახნაგცენტრირებულ NaCl ტიპის მესერში პარამეტრით $a = 6.251\text{\AA}$ [13].



ნახ. 9. Dy-Bi სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა

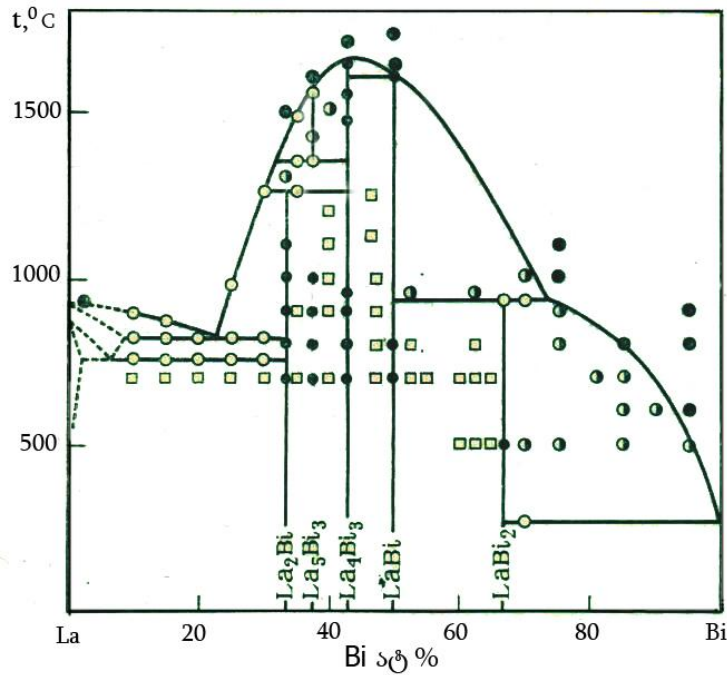
Ho-Bi მდგომარეობის დიაგრამა შესწავლილი არ არის. [13] ნაშრომის მიხედვით სისტემაში არსებობს მხოლოდ ერთი შენაერთი HoBi. მას გააჩნია NaCl ტიპის მესერი, მუდმივათი $a = 6.228\text{\AA}$.

Er-Bi სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა შესწავლილი არაა. სისტემაში სინთეზირებულია მხოლოდ ერთი შენაერთი, რომელიც კრისტალდება NaCl ტიპის მესერში, პარამეტრით $a = 6.202\text{\AA}$ [13].

Tm-Bi მდგომარეობის დიაგრამა შესწავლილი არ არის. [13] მიხედვით თულიუმი ბისმუტთან ქმნის ერთ შენაერთს NaCl ტიპის სტრუქტურით, პარამეტრით $a = 6.192\text{\AA}$.

ლანთანი - ბისმუტი სისტემა ყველაზე კარგადაა შესწავლილი [16] (ნახ. 10).

ლანთან-ბისმუტ სისტემაში წარმოიქმნება ხუთი ინტერმეტალური ნაერთი: La_2Bi , La_5Bi_3 , La_4Bi_3 , LaBi და LaBi_2 , რომელთაგან მხოლოდ ერთი La_4Bi_3 დნება კონგრუენტულად 1670°C -ზე, დანარჩენები კი მიიღება პერიტექტიკული რეაქციებით, შემდეგ ტემპერატურებზე: La_2Bi - 1252°C -ზე, La_5Bi_3 - 1350°C -ზე, LaBi - 1615°C -ზე, LaBi_2 - 932°C -ზე.



ნახ. 10. La-Bi სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამა

La-Bi სისტემაში არსებობს La_5Bi_3 შენაერთის მაღალტემპერატურული ფაზა, რომელიც მდგრადია 1570-1670K-ზე მაღალ ტემპერატურულ ინტერვალში. მას გააჩნია Mn_5S_3 ტიპის ჰექსაგონალური მესერი პარამეტრებით $a = 9.61 \text{ \AA}$ და $c = 6.69 \text{ \AA}$. La_4Bi_3 გააჩნიათ ანტი- Th_3P_4 ტიპის კუბური მესერი, პარამეტრით $a = 9.77 \text{ \AA}$ [16]. ლანთანის მონობისმუტიდების მოცულობით კრისტალებს ასევე სუფრის მარილის ტიპის კუბური მესერი აქვთ, მესრის პარამეტრით $a = 6.57 \text{ \AA}$ [16]. $LaBi_2$ -ს გააჩნია რომბული მესერი პარამეტრებით $a = 6.176 \text{ \AA}$, $b = 6.058 \text{ \AA}$, $c = 17.89 \text{ \AA}$ [16].

1.2. იშვიათმიწა ელემენტების სულფიდების, სელენიდებისა და ბისმუტიდების მოცულობითი კრისტალების და ფირების მიღება

მოკლედ შევეხოთ იმე-ს სულფიდების, სელენიდებისა და ბისმუტიდების მოცულობითი და თხელფიროვანი კრისტალური ობიექტების მიღების ტექნოლოგიას. როგორც ცნობილია, საერთაშორისო ნომენკლატურული კომისიის [17] რეკომენდაციით, ჰალკოგენიდებს მიეკუთვნებიან შენაერთები ჟანგბადთან, გოგირდთან, სელენტთან,

ტელურთან, ხოლო ბისმუტიდებს მიეკუთვნება შენაერთები ბისმუტთან.

არსებობს იმე-ს ჰალკოგენიდების სინთეზის ორი მეთოდი:

1) პირდაპირი სინთეზის მეთოდი, როდესაც საწყის კომპონენტებად გამოიყენება იმე და ჰალკოგენი;

2) არაპირდაპირი სინთეზის მეთოდი. ამ შემთხვევაში საშუალებდო პროდუქტად გამოიყენება იმე-ს სხვადასხვა შენაერთები, რომელთა გარდაქმნაც ხორციელდება ქიმიური რეაქციებით.

შევნიშნოთ, რომ ეს კლასიფიკაცია გარკვეულწილად პირობითია.

ზოგადად, იმე-ს მოცულობითი შენაერთების სინთეზი გამოირჩევა სპეციფიკურობით, ვინაიდან, ჯერ ერთი, იმე-ს გააჩნია დნობის მაღალი ტემპერატურა და, მეორეც, მაღალ ტემპერატურებზე ის ავლენს შესამჩნევ ქიმიურ აქტივობას, რაც რეაგენტების დაჟანგვის მიზეზი ხდება. ამიტომ სინთეზის პირდაპირი მეთოდის გამოყენება საკმაოდ შეზღუდულია და უპირატესობა ენიჭება არაპირდაპირ მეთოდს, რომელიც გაცილებით უფრო პროდუქტიულია.

იმე-ს შენაერთების სინთეზისას განსაკუთრებული მნიშვნელობა ენიჭება კონტეინერის მასალას, რომელშიც პროცესი ტარდება. პრაქტიკაში ამ მიზნით ფართოდ გამოიყენება ისეთი მასალები, როგორც არის: კვარცი, გრაფიტი, მოლიბდენი, ვოლფრამი და სხვა. კონტეინერის მასალამ, თუ ის სათანადოდ სუფთა არ არის, შესაძლებელია გამოიწვიოს სინთეზირებული მასალის გაჭუჭყიანება სხვადასხვა არაკონტროლირებადი მინარევებით და უპირველეს ყოვლისა, ჟანგბადით. გრაფიტის კონტეინერი იწვევს მასალის კარბიდიზაციას. იმე-სთან მუშაობისას გასათვალისწინებელია ის გარემოებაც, რომ ოთახის ტემპერატურაზე კი იმე-ს ატომები რეაქციაში შედიან ჟანგბადთან და წყლის ორთქლთან, ამდენად, საჭირო ხდება სინთეზის პროცესის ჩატარება მაღალი ვაკუუმის პირობებში. [18] აღწერილია იმე-ს მონოსულფიდების მიღება პირდაპირი სინთეზის მეთოდით, რომელიც ორ ეტაპად ტარდება. პირველ ეტაპზე 325K-ზე იმე შედის რეაქციაში გოგირდთან, მეორე ეტაპზე კი ხდება მიღებული

დაწნეხილი მასალის გამოწვა 1325-1725K-ზე ინერტული აირის ატმოსფეროში. ამავე ნაშრომში იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდები მიღებულ იქნა ასევე პირდაპირი სინთეზის მეთოდით. ამ დროს 950-1325K ტემპერატურულ ინტერვალში იმე-ს ფხვნილი, რომელიც შერეული იყო გოგირდთან, საფეხურებრივად იქნა გახურებული და გამომწვარი რამოდენიმე ათეული საათის განმავლობაში. არაპირდაპირი სინთეზის მეთოდი ასევე წარმატებით გამოიყენება სელენიდების მისაღებად.

რაც შეეხება იმე-ს სულფიდების თხელი ფირების მიღებას, ის საკმაოდ კარგადაა დამუშავებული. [19] ნაშრომში დამუშავებულია იტერბიუმის, თულიუმის და ნეოდიუმის ერთნახევრიანი სულფიდების თხელი ფირების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით სხვადასხვა ფუძემრეზე: სიტალი, ლეიკოსაფირონი, მონოკრისტალური სილიციუმი.

[20] ნაშრომში კი აღწერილია იტერბიუმის და დისპროზიუმის მონოსულფიდების თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია ასევე კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით კვარცის, სიტალისა და ლეიკოსაფირონის ფუძემრეზე.

[21] ნაშრომში დაბალტემპერატურული სინთეზის მეთოდით მომზადებულ იქნა GdS ფირები. [22] ნაშრომში კი მიღებულია სხვადასხვა შემადგენლობის იმე-ს სულფიდები როგორც თხელი ფირების, ასევე მოცულობითი კრისტალების სახით.

ბოლო ხანებში იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდები სინთეზირებულ იქნა რთული შემადგენლობის აზოტმემცველი შენაერთების თერმული დაშლით. [23] ნაშრომში აღწერილია ლანთანისა და გადოლინიუმის ერთნახევრიანი სულფიდების ფირების მიღების მეთოდიკა NH_4SCN შენაერთის დაშლით. ასევე ერთნახევრიანი სულფიდების ფირები [24] ნაშრომში მომზადებულ იქნა ლანთანის ქლორიდსა და $\text{CS}(\text{NH}_2)_2$ შორის ქიმიური რეაქციით. ხოლო [25] ნაშრომში თერბიუმისა და ჰოლმიუმის

ერთნახევრიანი სულფიდები - მათი ოქსიდების სულფიდიზაციით CS₂ აირის გამოყენებით.

უკანასკნელ პერიოდში დამუშავებულ იქნა იმე-ს სულფიდების ფხვნილების მიღების ტექნოლოგია. [26] ნაშრომში La, Pr, Nd და Sm ერთნახევრიანი სულფიდების ფხვნილები მიღებულ იქნა მათი ოქსიდების ფხვნილებიდან CS₂ ურთიერთქმედებით. [27] ნაშრომში γ - მოდიფიკაციის Pr₂S₃ და Nd₂S₃ სულფიდები მომზადებულ იქნა შესაბამისად Pr₆O₁₁ და Nd₂O₃ ფხვნილების ურთიერთქმედებით Cs₂S₂ და შემდგომი შედნობით. Tb₂S₃ და Ho₂S₃ [28] ნაშრომში მიღებულ იქნა თერბიუმისა და ჰოლმიუმის ოქსისულფიდების რეაქციით CS₂ აირთან.

სამეცნიერო ლიტერატურაში მონაცემები იმე-ს სელენიდების თხელი ფირების მიღების შესახებ არ არსებობს. მოყვანილია მხოლოდ ამ შენაერთების მოცულობითი კრისტალების ტექნოლოგიის მონაცემები.

TmSe პირველად მიღებულ იქნა კომპონენტების პირდაპირი ურთიერთქმედებით [14, 15, 29], ხოლო Tm₃Se₄ და Tm₂Se₃ შემადგენლობის სელენიდები სინთეზირებულ იქნა ორსაფეხურიანი პროცესით. სათანადო შემადგენლობის შიხტას წინასწარ ახურებდნენ 1100°C-მდე და შემდეგ აწარმოებდნენ მაჰომოგენიზირებელ გამოწვას 1450°C-ზე [30]. γ - Tm₂Se₃-ის მაღალტემპერატურული მოდიფიკაცია მომზადებული იქნა კომპონენტების უშუალო ურთიერთქმედებით მაღალი წნევისა (70 კბარ) და ტემპერატურის (1800°C) პირობებში [31].

[18] მოცემულია LaSe, PrSe, ErSe მიღების ტექნოლოგია. პროცესი ჩატარებულ იქნა ორ ეტაპად. სინთეზის პირველ ეტაპზე იმე რეაქციაში შედიოდა სელენის ორთქლთან ტემპერატურებზე, რომელიც არ აღემატებოდა 600°C, მეორე ეტაპზე ჩატარებულ იქნა მიღებული ნიმუშების ჯერ იზოთერმული გამოწვა 1500-2000°C-ზე არგონის ატმოსფეროში, ხოლო შემდეგ ხდებოდა ამპულიდან ჰაერის ამოტუმბვა და წყალბადით შევსება, რის შემდეგაც ამპულას აყოვნებდნენ 600°C-ზე რამდენიმე საათის განმავლობაში.

ამავე ნაშრომში აღწერილია პრაზეოდიუმის ერთნახევრიანი სელენიდის მიღების ტექნოლოგია, რომელსაც საფუძვლად უდევს პრაზეოდიუმისა და სელენის შესაბამისი თანაფარდობის ფხვნილების თანდათანობით გახურება 950-100°C-მდე და შემდეგ მაჰომოგენიზირებელი გამოწვა ამ ტემპერატურაზე 70-80 საათის განმავლობაში.

[32] ნაშრომში აღწერილია იმე-ს ერთნახევრიანი სელენიდების მიღების ტექნოლოგია დისელენიდების დისოციაციით ვაკუუმში.

იმე-ს ბისმუტიდები მიიღება კომპონენტების შედნობით შემდგომი მაჰომოგენიზირებელი გამოწვით და ასევე ამპულური მეთოდით [16]. 5:3 შემადგენლობის ბისმუტიდების მიღება ხდებოდა კომპონენტების შედნობით არგონის ატმოსფეროში ტანტალის ტიგელში [33, 34]. მიღებული მასალის ჰომოგენიზაციისათვის აწარმოებდნენ მის გადადნობას სამჯერ [34]. რაც შეეხება 4:3 შემადგენლობის შენაერთის მიღებას, ჯერ საჭირო თანაფარდობის მასალებს წნეხავდნენ, ხოლო შემდეგ ახურებდნენ 400-500°C ტემპერატურამდე ტანტალის ტიგელებში. შემდგომი გახურება სწარმოებდა ეგზოთერმული რეაქციის ხარჯზე, რომლის დროსაც ტემპერატურა აღწევდა 2000-2200°C-ს. მონობისმუტიდებისათვის დადგენილ იქნა რეაქციის დაწყების ტემპერატურა და აღმოჩნდა, რომ შენაერთის წარმოქმნა ხასიათდება ძალიან ძლიერი ეგზოთერმული რეაქციით [35, 36]. მონობისმუტიდებს იღებდნენ ამპულაში ელემენტებისაგან [37, 38] 800°C ტემპერატურაზე 80 საათის განმავლობაში.

მსუბუქი იმე-ს დიბისმუტიდების სინთეზი სწარმოებდა შესაბამისი ელემენტებისაგან გახურებით 700-750°C ტემპერატურაზე 216 საათის განმავლობაში [39].

იმე-ს ბისმუტიდებიდან დამუშავებულია მხოლოდ სამარიუმისა და თულიუმის მონობისმუტიდების ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლების მეთოდით [19]. ყველა მიღებულ ფირს გააჩნდა სუფრის მარილის ტიპის კუბური მესერი. ფირების სისქე შეადგენდა 0.5-1.3 მკმ-ს.

1.3. თულიუმის სულფიდების, სელენიდებისა და ლანთანის ბისმუტიდების კრისტალური სტრუქტურა

იმე-ს სულფიდების, სელენიდებისა და ბისმუტიდების კრისტალური სტრუქტურა საკმაოდ კარგად არის შესწავლილი. გარდა იმისა, რომ იმე-ს შენაერთების კრისტალური სტრუქტურის კვლევა წარმოადგენს დამოუკიდებელ სამეცნიერო ინტერესს, ის საშუალებას გვაძლევს სრულყოფილად იქნას შესწავლილი შესაბამისი შენაერთების ფიზიკური თვისებები.

თულიუმის გოგირდთან, სელენთან და ლანთანის ბისმუტთან შენაერთების შესახებ კრისტალოგრაფიული მონაცემები მოყვანილია ქვემოთ ცხრილებში 1-3.

როგორც ცხრილ 1-დან ჩანს, TmS გააჩნია NaCl ტიპის კუბური მესერი, Tm_5S_7 შენაერთს - Y_5S_7 ტიპის მესერი. რაც შეეხება Tm_2S_3 , ის კრისტალდება სამ მოდიფიკაციაში: δ , γ და θ , რომელთაგან δ შეესაბამება მონოკლინურ სინგონიას, γ და θ - კუბურს, შესაბამისად Th_3P_4 და Tl_2O_3 სტრუქტურული ტიპით. შენაერთს TmS_2 გააჩნია ორი სინგონია: ტეტრაგონალური და კუბური.

თულიუმი სელენთან ქმნის სამ შენაერთს (ცხრილი 2). TmSe გააჩნია NaCl ტიპის კუბური მესერი, Tm_3Se_4 - რომბოედრული მესერი, ხოლო Tm_2Se_3 კრისტალდება ორ მოდიფიკაციაში γ და ξ , რომლებიც შეესაბამება კუბურ და რომბოედრულ სინგონიას.

ცხრილ 3-ში მოყვანილია ლანთანის ბისმუტიდების კრისტალოქიმიური მონაცემები. ლანთანი ბისმუტთან ქმნის შემდეგ ხუთ შენაერთს: La_2Bi , La_4Bi_3 , La_5Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$.

La_2Bi , კრისტალდება რომბულ სინგონიაში, La_4Bi_3 - კუბურში. La_5Bi_3 გააჩნია ჰექსაგონალური მესერი, $LaBi$ - NaCl ტიპის კუბური მესერი. $LaBi_2$ კრისტალური მესერი რომბული სინგონიისაა.

თულიუმის სულფიდების კრისტალოქიმიური მონაცემები [18]

სულფიდი	სინგონია	სივრცითი ჯგუფი	სტრუქტურული ტიპი	მესრის მუდმივა, Å				სიმკვრივე, გ/სმ ³	
				a	b	c	β	პიკნომეტრული	რენტგენული
TmS	კუბური	Fm3m	NaCl	5,417	-	-	-	-	-
Tm ₅ S ₇	მონოკლინური	C2/m	Y ₅ S ₇	12,628	3,361	11,642	104,82 ⁰	-	-
δ – Tm ₂ S ₃	მონოკლინური	P2 ₁ /m	δ – Ho ₂ S ₃	17,363	3,960	10,039	98,79 ⁰	-	-
γ – Tm ₂ S ₃	კუბური	143d	Th ₃ P ₄	8,225	-			-	-
θ – Tm ₂ S ₃	კუბური	Ia3	Tl ₂ O ₃	12,51	-			-	-
TmS ₂	ტეტრაგონალური	-	YS ₂	7,610	-	7,784	-	6,4	6,87 6,58 (TmS _{1,7})
	კუბური	-	LaS ₂	7,745	-	-	-	5,7	6,72 6,43 (TmS _{1,7})

ცხრილი 2

თულიუმის სელენიდების კრისტალოქიმიური მონაცემები [18]

სელენიდები	სინგონია	სივრცული ჯგუფი	სტრუქტურული ტიპი	მესრის პერიოდი, Å			ρ _{რენტგ.} გ/სმ ³
				a	b	c	
TmSe	კუბური	Fm3m	NaCl	5,640	-	-	-
Tm ₃ Se ₄	რომბოედრ.		CaHo ₂ Se ₄	6,89	(α= =33°38')	-	7,57
γ-Tm ₂ Se ₃	კუბური	I43d	Th ₃ P ₄	8,5992±0,0007	-	-	-
ξ-Tm ₂ Se ₃	რომბოედრ.	Fddd	Se ₂ S ₃	11,31	8,06	24,06	6,98

ცხრილი 3

ლანთანის ბისმუტიდების კრისტალოქიმიური მონაცემები [16]

შენაერთი	სინგონია	სტრუქტურული ტიპი	მესრის მუდმივა, Å			სიმკვრივე, გ/სმ ³	
			a	b	c	პიკნომეტრული	რენტგენული
La ₂ Bi	რომბული	La ₂ Sb	4,58	16,67	4,31	-	8,07
La ₄ Bi ₃	კუბური	ანტი-Th ₃ P ₄	9,77	-	-	-	8,41
La ₅ Bi ₃	ჰექსაგ.	Mn ₅ Si ₃	9,591	-	6,709	-	8,19
LaBi	კუბური	NaCl	6,57	-	-	-	8,11
LaBi ₂	რომბ.	LaBi ₂	6,176	6,058	17,89	-	9,771

1.4. იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებისა და ბისმუტიდების ქიმიური თვისებები

იმე-ს ჰალკოგენიდების ქიმიური თვისებების შესახებ მონაცემები მცირერიცხოვანია. ეს საკითხი მეტნაკლებად გაშუქებულია [40]. დადგენილია, რომ მშრალ ჰაერზე ოთახის ტემპერატურის პირობებში იმე-ს სულფიდები და სელენიდები მდგრადია. ტენიან ჰაერზე ადგილი აქვს ზოგიერთი მათგანის ჰიდროლიზს. სულფიდების დაჟანგვა ჰაერზე და ჟანგბადის ატმოსფეროში იწყება 200-300°C-ზე გოგირდოვანი აირისა და იმე-ს ძირითადი სულფიდების წარმოქმნით. სელენიდები თავიანთი ქიმიური თვისებებით ახლოსაა სულფიდების თვისებებთან, თუმცა ჰაერის ჟანგბადით უფრო სწრაფად იჟანგებიან, ვინაიდან Se^{2-} იონის რადიუსი მეტია, ვიდრე S^{2-} იონის რადიუსი. Ln_2S_3 , Ce_2S_3 და Sm_2S_3 მდგრადია ჰაერზე მაღალ ტემპერატურებზეც კი, განსაკუთრებით Ln_2S_3 , რომელიც არ იცვლება 100-1250°C-მდე.

900°C ტემპერატურაზე Ce_2S_3 ჰაერზე გადადის CeO_2 ოქსიდში, დანარჩენი პოლისელენიდები იძლევიან სელენატისა და სელენიტის ნარევს.

წყლის ზემოქმედებით იმე-ს სულფიდები და სელენიდები გარდაიქმნებიან წყალში ძნელად ხსნად ჰიდროქსიდებად, ამიტომ მათი მიღება წყალხსნარიდან შეუძლებელია. ჰალკოგენიდები ადვილად იშლებიან მინერალური და ორგანული მჟავებით. არადაამჟანგავი მჟავების მოქმედებით ადგილი აქვს სელენწყალბადის, სელენის ან გოგირდისა და გოგირდწყალბადის გამოყოფას.

კონცენტრირებული მჟავები მთლიანად შლიან სულფიდებსა და სელენიდებს. ასე მაგალითად, სელენიდების აზოტმჟავაში გახსნისას გამოიყოფა ელემენტარული სელენი, რომელიც იჟანგება სელენიტურ მჟავამდე.

იმე-ს სულფიდები და სელენიდები იშლებიან დამჟანგველების გავლენითაც. ასე მაგალითად, $KMnO_4$, H_2SO_4 , HNO_3 სულფიდებს შლიან და

ჟანგავენ მათ ელემენტარულ გოგირდამდე. კონცენტრირებული ტუტეები ბრომიან წყალში დუღილისას ჰალკოგენიდებს ჟანგავენ ოქსისულფიდების და ოქსიდების ნარევადად, ხოლო 30%-იანი წყალბადის ზეჟანგი - იმე-ს ჰალკოგენიდებს ჟანგავს ოქსიდებადად.

ნახშირორჟანგი Ln_2X_3 -თან ურთიერთქმედებს 700°C -ზე ზემოთ და ამ დროს მიიღება იმე-ს და გოგირდის ოქსიდები.

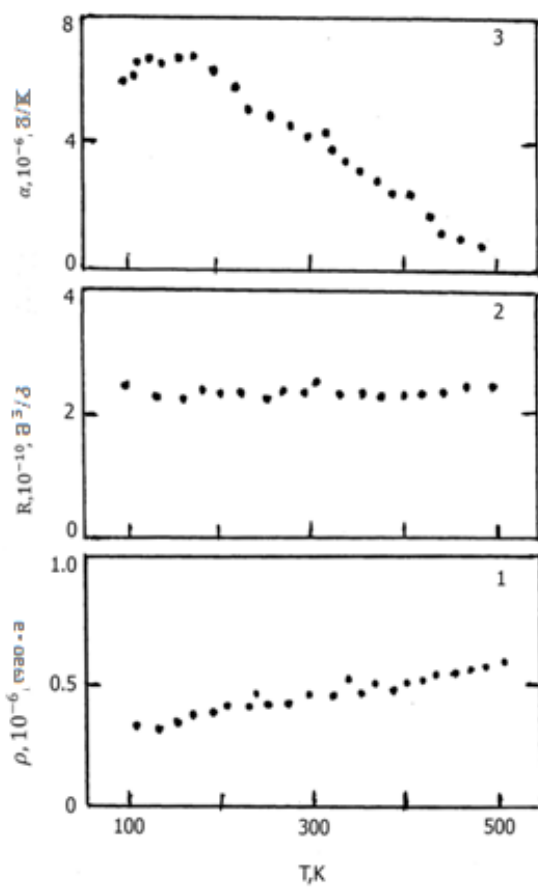
დადგენილია, რომ მონოსულფიდები და მონოსელენიდები მდგრადნი არიან ჰაერზე, არ იხსნებიან წყალსა და ტუტე გამხსნელებში. ლანთანის მონოსულფიდის მარილმჟავაში გახსნისას გამოიყოფა გოგირდწყალბადი და წყალბადი, თანაფარდობით 2:1. ანალოგიურ რეაქციას აქვს ადგილი სელენიდების მარილმჟავაში გახსნის დროსაც. კონცენტრირებულ აზოტმჟავაში მონოსულფიდები და მონოსელენიდები იშლებიან გოგირდისა და სელენის გამოყოფით.

რაც შეეხება იმე-ს ბისმუტთან შენაერთების ქიმიურ თვისებებს, მონაცემები მათ შესახებ სამეცნიერო ლიტერატურაში არ მოიპოვება. ერთადერთი, ცნობილია, რომ ისინი ხასიათდებიან ატმოსფერულ ჰაერზე გაცილებით ნაკლები მდგრადობით, ვიდრე ჰალკოგენიდები [18].

1.5. იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებისა და ბისმუტიდების ფიზიკური და ოპტიკური თვისებები

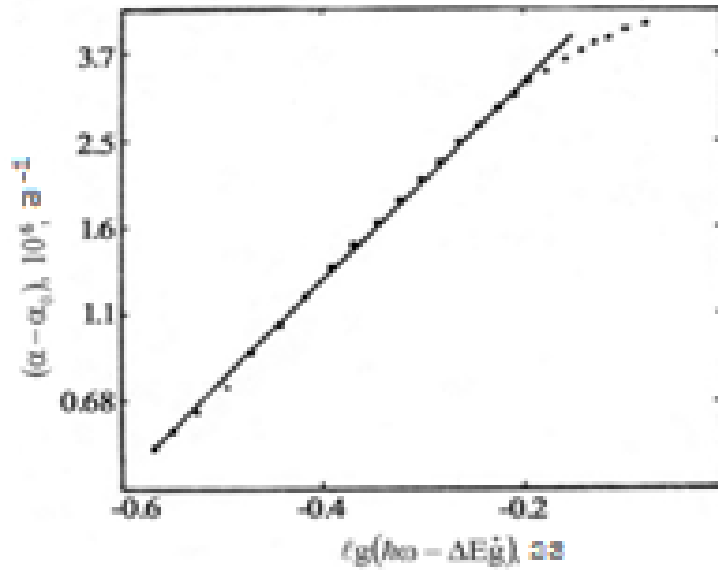
იმე-ს ჰალკოგენიდებიდან ყველაზე მეტად შესწავლილია სულფიდების, კერძოდ მონოსულფიდების ფიზიკური თვისებები. განსაკუთრებით დიდი წარმატებები იქნა მიღწეული სამარიუმის მონოსულფიდის კვლევასა და მის საფუძველზე ხელსაწყოს შექმნაში. SmS-ში სამარიუმის იონი ავლენს ცვლად ველენტობას, რომელიც განაპირობებს ამ მასალის უნიკალურ ელექტრულ, ოპტიკურ და მექანიკურ თვისებებს. SmS წარმოადგენს ტენზომგრძობიარე მასალას, რომელიც თავისი პარამეტრებით გაცილებით აღემატება მასალებს, რომლებიც ადრე გამოიყენებოდნენ მექანიკური სიდიდეების (წნევა, ძალა, აჩქარება,

გადაადგილება და სხვა) ტენზორეზისტორული გადამწოდებისათვის [41]. [20] შესწავლილია იტერბიუმისა და დისპროზოუმის მონოსულფიდების თხელი ფირების შთანთქმისა და არეკვლის სპექტრები. დაგენილია ზონური სტრუქტურის პარამეტრები. [42] შესწავლილია ტერბიუმის მონოსულფიდის ფირის ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებები. ნაჩვენებია, რომ ჰოლის ეფექტის მიხედვით ფირები ელექტრონული გამტარობისაა, ხოლო თერმოემპ-ს მიხედვით ხვრელური გამტარობის (ნახ. 11).



ნახ. 11. TbS ფირის კუთრი წინაღობის (1), ჰოლის მუდმივას (2) და თერმო-ემპ-ს (3) ტემპერატურაზე დამოკიდებულება

ახსნილია ამ განსხვავების მიზეზი. გაზომილია TbS ფირების არეკვლისა და შთანთქმის სპექტრები, ჩატარებულია მათი ანალიზი. ნახ.12-ზე მოყვანილია შთანთქმის სპექტრის გრაფიკული ანალიზი. გაკეთებულია დასკვნა, რომ სპექტრების თავისებურება განპირობებულია ელექტრონების არაპირდაპირი გადასვლებით.



ნახ. 12. შთანთქმის კოეფიციენტის დამოკიდებულება ფოტონების ენერჯისაგან

ნაშრომში გამოკვლეულია GdS სითბოგამტარობა ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში 25-525K. დადგენილია, რომ სითბოგამტარობაში ძირითად როლს თამაშობენ განივი ფონონები. [43] ნაჩვენებია, რომ სილიციუმის და ინდიუმის მონოფოსფიდების ფუძემდებელი იმპულსური ლაზერული სხივით დაფენილ ლანთანის მონოსულფიდებს გააჩნიათ მაღალი ემისიური თვისებები. [44] ნაშრომში შესწავლილია ლანთანის, პრაზეოდიუმის, ნეოდიუმის და გადოლინიუმის მონოსულფიდების სითბოტევადობა, სიმკვრივე და ელექტროგამტარობა. დადგენილია, რომ აღნიშნული მასალების გოგირდის ქვემესერში არსებობენ ვაკანსიები, რომლებიც არსებით გავლენას ახდენენ მასალების ფიზიკურ თვისებებზე.

მრავალრიცხოვანი კვლევებით დადგენილია, რომ იმე-ს მონოჰალკოგენიდები თავიანთი ელექტრული თვისებებით შეიძლება დაიყოს სამ ჯგუფად [45]. პირველ ჯგუფს მიეკუთვნება შენაერთები, რომლებსაც გააჩნიათ გამტარებლობის ლითონური ხასიათი. მათში იმე-ს ატომები სამჯერად დამუხტულია, ხოლო გამტარებლობის ზონა შექმნილია d- ელექტრონებით, რომლებიც ალბათ დაკავშირებულია f→d გადასვლებთან. ამ გადასვლების ალბათობა მცირდება f- ელექტრონების

რაოდენობის გაზრდით 0-დან 7-მდე. ამ დროს მცირდება მუხტის თავისუფალი გადამტანების კონცენტრაცია, რაც იწვევს ელექტროწინალობის ზრდას ლანთანთან ევროპიმუსაკენ. მეორე ჯგუფს მიეკუთვნება ნახევარგამტარული შენაერთები (სამარიუმის მონოსულფიდი). მესამე ჯგუფის წარმომადგენლებია დიელექტრიკები (ევროპიმისა და იტერბიუმის მონოსულფიდები), რომლებშიც იმე ორვალნტიანია. დიელექტრიკული ხასიათის გამოვლენა ზოგიერთ მონოსულფიდში (ErS და YbS) აიხსნება 5d- და 6s- ზოლების გადაფარვით და აკრძალული ზონის სიგანის მაღალი მნიშვნელობით. რაც შეეხება იმე-ს ერთნახევრიან ჰალკოგენიდებს, მათ გააჩნიათ მაღალი კუთრი ელექტროწინალობა. დაბალ ტემპერატურებზე ისინი წარმოადგენენ დიელექტრიკებს, ოთახის ტემპერატურაზე გააჩნიათ 10^{10} ომი·სმ კუთრი წინალობა [46-48]. ზოგჯერ ამ შენაერთებში შეიმჩნევა კუთრი წინალობის დაბალი მნიშვნელობებიც, რაც სავარაუდოდ, გამოწვეული უნდა იყოს შემადგენლობის სტექიომეტრიულიდან გადახრით, იმე-ს მეტი შემცველობის მხარეს, ან მასალაში არაკონტროლირებადი მინარევების არსებობით.

[19] შესწავლილია DyS დიფერენციალური თერმოემპ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება ნაჩვენებია, რომ საკმაოდ ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში (100-300 K) თერმოემპ-ს ნიშანი უარყოფითია და ფარდობა α/T (სადაც α თერმოემპ-ს წარმომადგენს, ხოლო T აბსოლუტური ტემპერატურაა) პრაქტიკულად უცვლელია, რაც იმაზე მიუთითებს, რომ მოცემული მასალა ძლიერ გადაგვარებული ნახევარგამტარია.

იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების ოპტიკური თვისებები საკმაოდ კარგადაა შესწავლილი [19, 50]. [51, 19] მიხედვით სამარიუმის ერთნახევრიანი სულფიდი წარმოადგენს არაპირდაპირ ფართოზონიან ნახევარგამტარს 2.17 ევ ტოლი აკრძალული ზონის ენერგიით. ამავე ნაშრომის მიხედვით ნეოდიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის აკრძალული

ზონის ენერგია ტოლია 2.9 ევ. [50] ნაშრომში ნაჩვენებია, რომ იტერბიუმისა და თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდების შთანთქმის კიდეები განპირობებულია ელექტრონების არაპირადაპირი ზონათაშორისი გადასვლებით და შეფასებული აკრძალული ზონის სიგანეები შესაბამისად შეადგენენ 2.04 ევ და 1.2 ევ, რაც შეეხება დისპროზიუმის ერთნახევრიან სულფიდს, ის ხასიათდება ექსპონენციალური შთანთქმის კიდით და ენერგია 2.96 ევ შეესაბამება ელექტრონების პირდაპირ დაშვებულ ზონათაშორის [52] ნეოდიმის ერთნახევრიანი სულფიდის არეკვლის სპექტრი 22 ევ-მდე, ნაჩვენებია, რომ არეკვლის კოეფიციენტი იზრდება ფოტონების ენერგიის გაზრდით და მაქსიმუმს აღწევს 3,5-7 ევ უბანში. ზოგადად უნდა აღინიშნოს, რომ იმე-ს ჰალკოგენიდებიდან სულფიდები შედარებით კარგადაა შესწავლილი, რასაც ვერ ვიტყვით სელენიდების შესახებ. ერთადერთი, შეიძლება ითქვას, რომ მეტნაკლებად შესწავლილია სამარიუმის მონოსელენიდის შთანთქმის სპექტრი ფოტონების ენერგიათა უბანში 0,5-3,9 ევ [53] და დადგენილია შთანთქმის კიდის ენერგეტიკული მდგომარეობა.

იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების თერმული მდგრადობა შესწავლილია აორთქლებისა და თერმული დისოციაციის სიჩქარეების გაზომვით. დადგენილია, რომ მათი უმრავლესობა 2000°C-მდე გახურებისას თითქმის არ განიცდის დისოციაციას [40]. ნაჩვენებია, რომ იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების ვაკუუმში გახურებისას 1,5-2 საათის განმავლობაში 950-1000°C ტემპერატურულ ინტერვალში წონის შემცირება არ აღემატება 0,1%-ს, რაც დაკავშირებულია ზედაპირის მიერ ადსორბირებული ტენის და ადვილად აქროლადი მინარევების აორთქლებასთან. დნობის ტემპერატურამდე გახურებისას აორთქლების სიჩქარე სწრაფად იზრდება, ასევე იზრდება La_2S_3 – ის მოლეკულების დისოციაციის სიჩქარე. მნიშვნელოვან დისოციაციას განიცდიან ისეთი შენაერთები, როგორებიცაა Dy_2S_3 და Er_2S_3 , რომლებიც 1500°C-ზე 2 საათის განმავლობაში გარდაიქმნებიან 3:4 შემადგენლობის შენაერთებად.

ერთნახევრიანი სულფიდების დისოციაციის გაზრდა იმე-ს რიგითი ნომრის ზრდასთან ერთად, როგორც ჩანს, გამოწვეულია იმე-სა და გოგირდს შორის იონური კავშირის შესუსტებით, რაც დაკავშირებულია ატომების სავალენტო ელექტრონების ურთიერთქმედების გაზრდასთან საკუთარ ატომბირთვებთან.

იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდები (ისევე როგორც მონოსულფიდები), ძნელდნობადი მასალებია, დნობის ტემპერატურით 2000-2500°C და ისინიც ხასიათდებიან თერმული მდგრადობით. აქვე უნდა შევნიშნოთ, რომ ერთნახევრიანი სულფიდების დნობის ტემპერატურები სხვადასხვა ავტორებთან სხვადასხვაა, რისი მიზეზიც შეიძლება იყოს დნობის ტემპერატურის გაზომვის მეთოდიკის არასრულყოფილება.

საკმაოდ კარგადაა შესწავლილი ერთნახევრიანი სულფიდების მაგნიტური თვისებები [40]. მაგნიტური ამთვისებლობის მნიშვნელობა საკმაოდ ახლოს არის შესაბამისი იმე-ს იონის მაგნიტურ ამთვისებლობასთან. ასე მაგალითად, გადოლინიუმის ატომის ეფექტური მაგნიტური მომენტი Gd_2S_3 -ში ტოლია 8,08, ხოლო გადოლინიუმის იონის - 7,94. ასეთივე კანონზომიერება შეიმჩნევა ერთნახევრიანი სელენიდებისთვისაც. იმე-ს ყველა ერთნახევრიანი სულფიდი ძლიერი პარამაგნეტიკებია.

იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების ზოგიერთი ფიზიკური პარამეტრი მოყვანილია ცხრილში 4.

სამეცნიერო ლიტერატურის მიმოხილვიდან ჩანს, რომ იმე-ს ჰალკოგენიდებიდან სულფიდებისათვის ოპტიკური თვისებები შედარებით კარგადაა შესწავლილი, რასაც ვერ ვიტყვით სელენიდების შესახებ. ერთადერთი რაც შეიძლება ითქვას, ისაა, რომ მეტნაკლებად შესწავლილია სამარიუმის მონოსელენიდის შთანთქმის სპექტრი ფოტონების ენერჯიათა უბანში 0,5-3,9 ევ [53] და დადგენილია შთანთქმის კიდის ენერგეტიკული მდგომარეობა. ასევე ძალიან ცოტაა მონაცემები იმე-ს სელენიდების ფიზიკური თვისებების შესახებ. [54] გამოკვლეულია

TmSe თერმო-ემპ მაღალი წნევის პირობებში (24 გპა). დადგენილია, რომ 19 გპა ნაკლებ წნევებზე თულიუმის ატომი ავლენს ცვლად ვალენტობას. [14]-ში შესწავლილია თულიუმის მონოსელენიდის მაგნიტური თვისებები 49-473 K ტემპერატურულ ინტერვალში. ნაჩვენებია, რომ მაგნიტური ამთვისებლობა $\chi_A \cdot 10^6 = 18180$ სმ³/მოლი, ეფექტური მაგნიტური მომენტი $\mu_{\text{ეფ}} = 6,89\mu_B$.

ცხრილი 4

იმე-ს ზოგიერთი ერთნახევრიანი სულფიდის ფიზიკური თვისებები [46]

სულ- ფიდი	წარმოქმნის სითბო, კკალ/მოლი	დნობის ტემპერატურა, °C	კუთრი წინაღობა, ომი·სმ, 20°C	ატომ- ური მაგნი- ტური ამთვისებლობა, $\chi \cdot 10^6$, 20°C	სით- ბური გაფარ- თობის კოეფ., 10 ⁶ /გრად	აკრძა- ლული ზონის სიგანე, მმ
La ₂ S ₃	351	2150	$\cdot 10^{10}$	30,3	9,9	2,66
Ce ₂ S ₃	300,5	1890	$\cdot 10^{10}$	2194	10,45	2,24
Pr ₂ S ₃	277,3	2050	$\cdot 10^{10}$	4640	12,09	2,20
Nd ₂ S ₃	281,8	2010	$1,6 \cdot 10^{10}$	5650	12,9	2,12
Sm ₂ S ₃	66,4	1780	$7 \cdot 10^7$	1690	11,8	2,48
Dy ₂ S ₃	66,3	1900	$\cdot 10^{10}$	27750	11,4	2,96
Er ₂ S ₃	-	1885	$\cdot 10^{10}$	47600	-	-
Yb ₂ S ₃	-	1630	-	38600	-	-

იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებს გააჩნიათ მაღალი კუთრი წინაღობა, რაც ზღუდავს მათ გამოყენებას პარაქტიკული მიზნებისათვის, ამიტომ დამუშავებულ იქნა მათი თხელი ლეგირების ტექნოლოგია და გამოკვლეულ იქნა ელექტროფიზიკური პარამეტრები. [3, 55, 56] ჩატარებულ იქნა Dy₂S₃ და Nd₂S₃ და Tm₂S₃ ლეგირება ტყვიისა და კადმიუმის ატომებით. ნაჩვენები იქნა, რომ ლეგირება იწვევს საწყისი მაღალი კუთრი წინაღობის შემცირებას 3-9 რიგით და ლეგირებულ ფირებს

ტემპერატურის შუალედში 80-500K გააჩნიათ ელექტრონული გამტარებლობა. გარდა ამისა, ფირებს გაუჩნდათ მაღალი ფოტომგრძნობიარობა თხევადი აზოტის ტემპერატურიდან ოთახის ტემპერატურამდე, რაც პერსპექტიულს ხდის ამ მასალების გამოყენებას ფოტომგრძნობიარე სტრუქტურების შესაქმნელად. აქვე უნდა შევნიშნოთ, რომ ლეგირებული ფირები ხასიათდებოდნენ დაბალი მდგრადობით გახურება-გაცივების ციკლის მიმართ. ასე მაგალითად, 300-500K ტემპერატურულ შუალედში ფირების რამდენჯერმე (10-12) გახურება-გაცივების ციკლის შემდეგ ადგილი ჰქონდა ფირის მაღალი საწყისი წინაღობის აღდგენას, რაც ალბათ დაკავშირებულია მალეგირებელი ატომების გამოსვლით კრისტალური მესრიდან. მოყვანილი ფაქტი ცხადია ზღუდავს ფირების გამოყენებას შესაბამის ხელსაწყოებში და, ამდენად, აქტუალურია ისეთი მალეგირებელი ელემენტების შერჩევა, რომლებიც უზრუნველყოფენ ფირების მაღალ მგრძნობიარობას და, ამასთან ერთად, მდგრადობას გახურება-გაცივების ციკლის მიმართ.

უკანასკნელ ხანებში, როგორც ცნობილია, ძალიან ინტენსიურად მიმდინარეობს ნანობიექტების ტექნოლოგიისა და, შესაბამისად, მათი ელექტროფიზიკური, ოპტიკური, მექანიკური თვისებების შესწავლა მათი შემადგენელი ნაწილაკების ზომისაგან დამოკიდებულებით. ეს საკითხები იშვიათმიწა ელემენტების ჰალკოგენიდებში თითქმის არ არის შესწავლილი, ან შესწავლის საწყის სტადიაშია.

იმე-ს ბისმუტიდების ფიზიკურ თვისებების შესახებ მონაცემები ძალიან მწირია. მეტნაკლებად არსებობს ცნობები იმე-ს მონობიმუტიდების შესახებ (ცხრილი 5).

ცხრილ 6 -ში მოყვანილია იმე-ს ბისმუტიდების მაგნიტური პარამეტრები.

სხვა თვისებებთან ერთად განსაკუთრებულ ინტერესს იწვევს მასალის მექანიკური თვისებებიც. ეს გასაკუთრებით ეხებათ თხელ ფიროვან ობიექტებს, ვინაიდან ფირის სისქის სიმცირე ხშირად განაპირობებს მათი

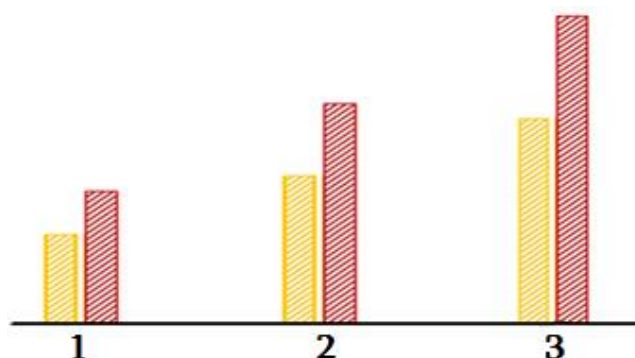
იმე-ს მონობისმუტიდების ფიზიკური თვისებები [16]

შენაერთი	დნობის ტემპერატურა, °C	წარმოქმნის სითბო, კკალ/გ-ატ	სითბო- გამტარობა, ვტ/მ·K	სითბური გაფართოების კოეფიციენტი, $\alpha \cdot 10^6$, გრად ⁻¹	დებაის ტემპე- რატურა, K	მიკრო- სისალე, კვ/მმ ²	კუთრი წინაღობა, მკომი-სმ	თერმო- ემპ, მკვ/გრად	ჰოლის მუდმივა, 10 ⁴ , სმ ³ /კ
LaBi	1810	26.5	-	11.9	152	99	-	-	-
CeBi	1730	27.4	-	16.2	131	100	193	-9.5	-12.4
PrBi	1710	23.9	-	12.4	151	103	107	-7.0	-8.5
NdBi	1900	26.6	-	12.9	150	106	83	-11	-
SmBi	1570	-	-	13.0	147	98	-	-	-
GdBi	1770	22.7	42	14.0	144	-	130	-2	-25.9
TbBi	1920	-	39	10.9	162	-	110	-3.5	-24.0
DyBi	1900	22.3	36	-	-	-	95	-4	-20.1
HoBi	1910	-	28	13.9	143	-	89	-4.5	-18.0
ErBi	1760	-	21	14.5	139	-	80	-6.0	-18.2

იმე-ს ბისმუტიდების მაგნიტური პარამეტრები 90-473K ტემპერატურულ შუალედში [57]

ბისმუტიდი	მაგნიტური ამთვისებლობა, $\chi_A \cdot 10^6$ სმ ³ /მოლი	მაგნიტური მომენტი, μ_B	კიურის პარამაგნიტური ტემპერატურა, T_C , K
CeBi	2874	2.4 μ_B	10
CeBi ₂	2273	2.25 μ_B	19
GdBi	24038	8,2 μ_B	51,4
DyBi	44053	10.8 μ_B	30
Er-Bi	37514	9.4 μ_B	64
Tm-Bi	2500	7.63 μ_B	12

მექანიკური თვისებების მკვეთრ განსხვავებას მოცულობითი კრისტალებისაგან. [19, 58] შესწავლილია სხვადასხვა ფუძემრეზე დაფენილი იმე-ს სულფიდების და ანტიმონიდების ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე ე.წ. სრული გახეხვის მეთოდით. [58] ნაშრომში ნაჩვენებია, რომ ფუძემრის მასალა და ფირების მიღების მეთოდიკა შესამჩნევ გავლენას ახდენს ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეზე (ნახ.13).



ნახ. 13. Gd_2S_3 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, ფუძემრეები 1- სილიციუმი, 2 - სიტალი, 3 - საფირონი)

1.6. I თავის დასკვნები. სადისერტაციო ნაშრომის მიზანი და ამოცანები

დისერტაციის პირველ თავში მოყვანილი სამეცნიერო ლიტერატურის მიმოხილვის საფუძველზე შეიძლება შემდეგი დასკვნების გაკეთება:

1) იმე-ს ჰალკოგენიდებსა და პნიქტიდებს გააჩნიათ მრავალი უნიკალური თვისება, რომელიც ძირითადად გამოწვეულია იმე-ს ატომების ელექტრონული გარსის აგებულების თავისებურებით, რაც ამ მასალებს საინტერესოს ხდის, როგორც პრაქტიკული გამოყენების, ასევე მყარი ტანის ფიზიკის მრავალი საკითხის ახლებურად გააზრების მიზნით.

2) იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და პნიქტიდების ერთფაზა, კრისტალურად სრულყოფილი სტექიომეტრიული ნიმუშების მიღება, ძირითადად დნობის მაღალი ტემპერატურების გამო, წარმოადგენს ტექნოლოგიურად რთულ ამოცანას, რომელიც სრულად დაძლეული არ არის, ეს კი განაპირობებს აღნიშნული მასალების ფიზიკური თვისებების შესწავლის თანამედროვე დონეს.

3) თანამედროვე ელექტრონულ ტექნიკაში ფართო გამოყენება აქვს თხელფიროვან ობიექტებს და, ამდენად, აქტუალურია თხელი ფირების ტექნოლოგიის დამუშავება სხვადასხვა ფუძემრეზე, მით უმეტეს, რომ თხელ ფირებში შესაძლებელია ისეთი ეფექტების არსებობა, რომლებსაც ადგილი არა აქვს მოცულობით ობიექტებში.

4) მწირია მონაცემები სხვადასხვა ტექნოლოგიური პარამეტრების გავლენის შესახებ ფირების ფაზურ შემადგენლობასა და სტრუქტურაზე, ასევე ფუძემრის მასალის გავლენის შესახებ ფირების ხარისხსა და ფიზიკურ თვისებებზე.

5) იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებს გააჩნიათ მაღალი კუთრი წინაღობა, რაც მნიშვნელოვნად ზღუდავს მათ გამოყენებას სხვადასხვა ხელსაწყოების შესაქმნელად, ამდენად, აქტუალურია მათი მალეგირებელი ელემენტების და ლეგირების პროცესის შერჩევა, რომელიც უზრუნველყოფს

დაბალ წინაღობას, სათანადო ელექტროფიზიკურ პარამეტრებს და მათ მაღალ სტაბილურობას გაშე ზემოქმედების მიმართ.

6) იმე-ს ჰალკოგენიდებისა და პნიქტიდების თხელი ფირების ელექტროფიზიკური, ოპტიკური და მექანიკური თვისებები არასაკმარისად არის შესწავლილი, ამდენად, ამ შენაერთების ფიზიკური თვისებების შესწავლა აქტუალურ ამოცანას წარმოადგენს.

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

1) Tm_2S_3 ფირების მომზადების ტექნოლოგიის დამუშავება სხვადასხვა ფუძემდებზე წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით. ფირების ლეგირება მაღალი სტაბილური თვისებების მქონე სრუქტურების მიღების თვასაზრისით.

2) TmS , $TmSe$, La_5 , La_4Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგიის დამუშავება სხვადასხვა ფუძემდებზე. ტექნოლოგიური პარამეტრების გავლენის შესწავლა ამ ფირების ფაზურ შემადგენლობასა და სტრუქტურაზე, ფუძემდების მასალის გავლენის დადგენა მიღებული ფირების კრისტალოგრაფიულ, სტრუქტურულ და ფაზურ შემადგენლობაზე.

3) სილიციუმის ატომებით ლეგირებული Tm_2S_3 თხელი ფირების ელექტრული და ფოტოელექტრული თვისებების შესწავლა.

4) TmS , $TmSe$, La_5Bi_3 , La_4Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ თხელი ფირების ელექტრული, თერმოელექტრული, გალვანომანტიური, ოპტიკური და მექანიკური თვისებების შესწავლა, მომზადებულ ფირებში ზომითი ეფექტების კვლევა.

თავი II

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

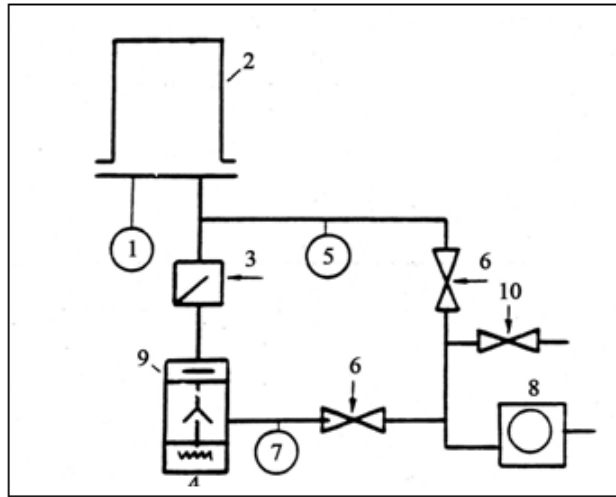
წინამდებარე თავში მოკლედ აღწერილია ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების სხვადასხვა მეთოდებით თხელი ფირების მისაღები დანადგარების კონსტრუქცია, რომლებიც საშუალებას იძლევიან შექმნილ იქნას იმე-ს და მათი შენაერთების აორთქლებისათვის საჭირო მაღალი ტემპერატურები და უზრუნველყოფილ იქნას აორთქლებული მასალის სტაბილური ნაკადი, რაც, თავის მხრივ, უზრუნველყოფს ფუძემდებელ ერთგვაროვანი კრისტალური ფირის ფორმირებას. ამავე თავში მოცემულია მომზადებული ფირების ქიმიური შემადგენლობის და მათი ხარისხის მაკონტროლირებელი აპარატურის აღწერა, ელექტროფიზიკური, ოპტიკური და მექანიკური პარამეტრების გასაზომი ხელსაწყოების სქემები, ფუძემდების შერჩევისა და გაწმენდის მეთოდика.

2.1. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მოსამზადებელი დანადგარები

ამჟამად დამუშავებულია თხელი ფირების სხვადასხვა ფუძემდებელ მიღების მრავალი მეთოდი: ელექტროქიმიური გამოლექვა, თხევადფაზური და აირფაზური ეპიტაქსია, პლაზმური და კათოდური გაფრქვევა, ვაკუუმურ-თერმული აორთქლება. ამ მეთოდებიდან საკმაოდ ფართო გავრცელება ჰპოვა ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდმა, ვინაიდან, როგორც პრაქტიკამ აჩვენა, ის წარმოადგენს უნივერსალურ და შედარებით მარტივ მეთოდს, რომლის საშუალებითაც შესაძლებელია თითქმის ნებისმიერი ქიმიური ელემენტისა და შენაერთის ფირების მომზადება. ჩვენს ნაშრომში სწორედ აღნიშნული მეთოდი იქნა გამოყენებული. ფირების

დაფენას ვაწარმოებდით BYII-5, YBH-2Y, YBH-75P3 მარკის მოდერნიზებულ დანადგარებზე. ამ დანადგარების ძირითადი ნაწილებია: ვაკუუმური კამერა, ვაკუუმური ტუმბოები და ელექტრული ნაწილი.

ნახ. 14-ზე მოცემულია ვაკუუმური სისტემის სქემა.

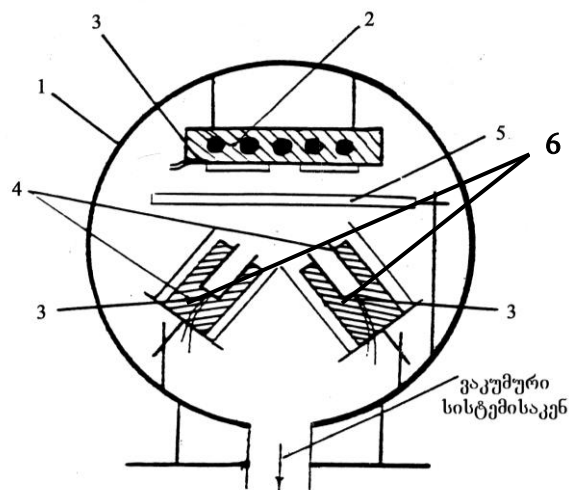


ნახ. 14. თხელი ფირების მისაღები ტექნოლოგიური დანადგარის ვაკუუმური სისტემის სქემა:

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.

ვაკუუმურ კამერაში უშუალოდ დაფენის პროცესის დაწყების წინ წინასწარი გაიშვიათების ტუმბოთი (8) იქმნება $\sim 10^{-2} - 10^{-3}$ მმ ვწყ. სვ ტოლი ვაკუუმი, ხოლო შემდეგ დიფუზიური ტუმბოთი (4) მიიღწევა საბოლოო ვაკუუმი $\sim 10^{-6}$ მმ. ვწყ. სვ დიფუზიურ ტუმბოსა და ვაკუუმურ კამერას შორის განთავსებულია დაბალტემპერატურული თხევადაზოტიანი ჩამჭერი (9), რომლის დანიშნულებაა შეზღუდოს დიფუზიური ტუმბოდან ზეთის ორთქლის ნაკადის შეღწევა დაფენის კამერაში. დიფუზიური ტუმბოდან ძირითადი არხის გადაკეტვა და გახსნა ხორციელდება (3) ჩამკეტით, ხოლო წინასწარი გაიშვიათების ტუმბოსა და კამერის - (6) ჩამკეტით. კამერაში დაფენის პროცესის დასრულების შემდეგ ჰაერის შემწევა ხდება (10) ვენტლით. წნევის გაზომვა ხდება (5, 7) თერმოწყვილური მანომეტრებით. YBH-2Y და YBH-75P3 მარკის დანადგარების ვაკუუმურ კამერაში შექმნილია ორი სექტორი. I სექტორში

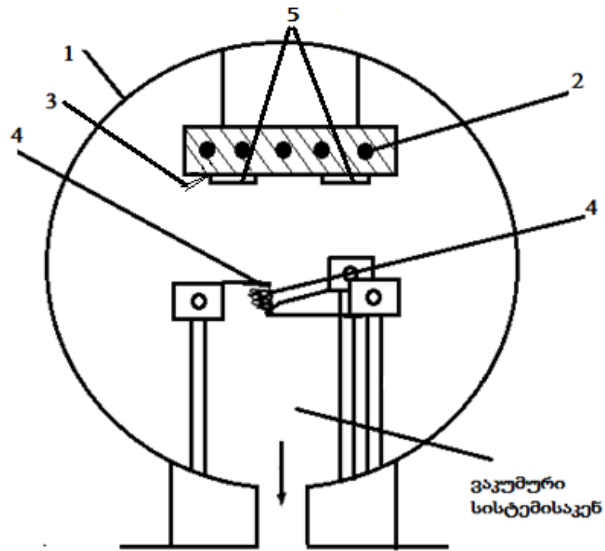
ხდება ფირების მიღება კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლების მეთოდით, ხოლო II-ში მომზადებულ ფირებზე თერმული აორთქლებით მიიღება ომური საკონტაქტო მოედნები, რომლებიც აუცილებელია ელექტროფიზიკური პარამეტრების გასაზომად. ნახ. 15-ზე მოყვანილია პირველი სექტორის სქემა. კამერის ზედა ნაწილში განთავსებულია ფუძემშრის გამახურებელი ღუმელი (2), რომელზეც მაგრდება ფუძემშრეები (6) საჭირო კონფიგურაციის ნიღბით. კამერის ქვედა ნაწილში განთავსებულია იმე-ს, გოგირდის, სელენის, ბისმუტის ცილინდრული ამორთქლებლები (4). ფუძემშრეების და ამორთქლებლების ტემპერატურები იზომება (3) თერმოწყვილებით. ფუძემშრეების გამახურებელსა და მასალების ამორთქლებლებს შორის განთავსებულია (5) საფარი, რომელიც ღიაა მხოლოდ ფირის დაფენის პროცესში.



ნახ. 15. კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღები კამერის I სექტორის სქემა:
 1- ვაკუუმური კამერა; 2- ფუძემშრის სამაგრი-გამახურებელი; 3- თერმოწყვილები; 4- კომპონენტების ამორთქლებლები; 5- საფარი; 6 - ფუძემშრეები

ნახ. 16-ზე მოყვანილია საკონტაქტო მოედნების დასაფენი სექტორის სქემა. ამ სექტორშიც ზედა ნაწილში განთავსებულია ფუძემშრეზე დაფენილი ფირის გამახურებელი (2), რომელზედაც მაგრდება ფუძემშრეზე დაფენილი ფირი საჭირო კონფიგურაციის ნიღბით. სექტორის ქვედა ნაწილში განთავსებულია კალათისებური სპირალური ძნელდნობადი მასალისაგან დამზადებული ამორთქლებლები, რომელთაგან ერთში იყრება ქრომის

ნატეხები, ხოლო მეორეში სპილენძის. (3) თერმოწყვილით იზომება ფუძეშრის ტემპერატურა.



ნახ. 16. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ომური კონტაქტების შესაქმნელი დანადგარის ვაკუუმური კამერის II სექტორის სქემა:
 1 – ვაკუუმური კამერა, 2 – ფუძეშრის სამაგრი-გამახურებელი; 3 – თერმოწყვილები, 4 – ამორთქლებლები, 5 – ფუძეშრეები.

ნახ.17-ზე მოცემულია ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ომური კონტაქტების შესაქმნელი დანადგარის ვაკუუმური კამერის ფოტო.

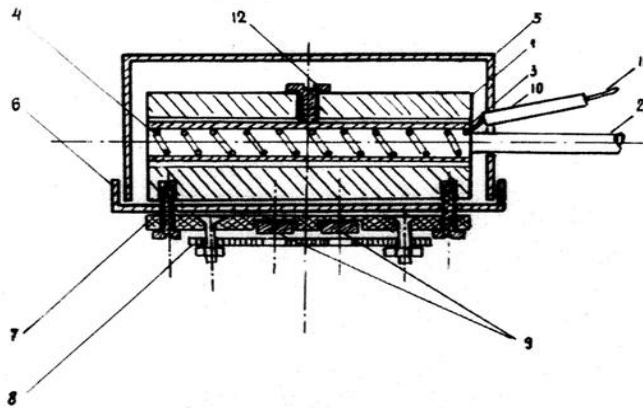


ნახ. 17. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ომური კონტაქტების შესაქმნელი დანადგარის ვაკუუმური კამერა

I და II სექტორი ერთმანეთისაგან იზოლირებულია ტიხარით, რომელიც იცავს სექტორებს ურთიერთგაჭუჭყიანებისგან. კამერის დეტალები დამზადებულია ისეთი მასალებისაგან, როგორც არის

ვოლფრამი, მოლიბდენი, ტანტალი, გრაფიტი, უჟანგავი ფოლადი, რომლებიც გახურებისას არ ორთქლდებიან და არ შედიან ქიმიურ რეაქციაში დაფენის პროცესში კამერაში არსებულ აორთქლებულ მასალასთან.

ნახ. 18-ზე მოყვანილია ფუძემშრის გამახურებლის სქემა.

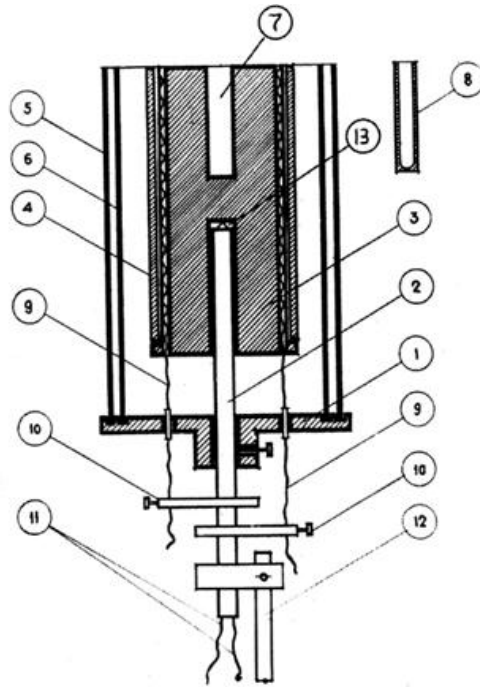


ნახ. 18. ფუძემშრის გამახურებლის სქემა:

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

გამახურებელს (1) გააჩნია მართკუთხა პარალელეპიპედის ფორმა და დამზადებულია უჟანგავი ფოლადისაგან. გახურება ხორციელდება ვოლფრამის (3) სპირალით, რომელიც გაყრილია (2) კვარცის მილში. გამახურებლის კორპუსი სითბური დანაკარგებისაგან დაცულია მოლიბდენის (5, 6) ეკრანებით. ფუძემშრეების სამაგრი (7) გამზადებულია უჟანგავი ფოლადისაგან და მასზე ფუძემშრეები ფიქსირდება ბერილიუმის ბრინჯაოს ტრაფარეტით (8). ვოლფრამის გამახურებელ სპირალს ელექტრული კვება მიეწოდება (10) მიმყვანებით. ფუძემშრის ტემპერატურის გამზომი თერმოწყვილის (11) „ცხელი“ კვანძი ღუმელის კორპუსთან მჭიდროდ მიჭერილია სპეციალური ხრახნიანი სამაგრით. აღწერილი კონსტრუქციის ღუმელი საშუალებას იძლევა ფუძემშრის ტემპერატურა დარეგულირდეს $\pm 5K$ სიზუსტით.

ნახ.19-ზე გამოსახულია იმე-ს, გოგირდის, სელენის და ბისმუტის ცილინდრული ამორთქლებლის სქემა.



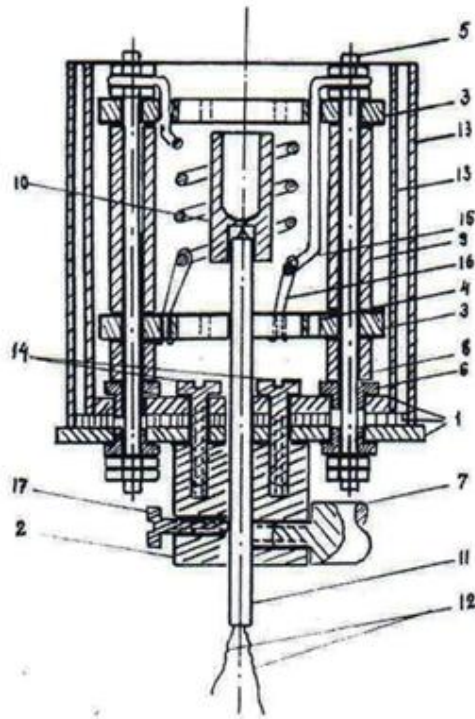
ნახ. 19. ჯოლის გამახურებლის კონსტრუქციის სქემა.

- 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.

ამორთქლებლის კორპუსი (3) დამზადებულია მაღალი სისუფთავის გრაფიტისაგან, რომლის ზედა ნახვრეტში (7) საჭიროების მიხედვით განთავსებულია მოლიბდენის ან კვარცის ცილინდრული ტიგელი (8). ქვედა (13) ნახვრეტში ჩასმულია ალუმინის ორარხიან მილში გაყრილი თერმოწყვილი (11) ისე, რომ თერმოწყვილის „ცხელი“ კვანძი უშუალოდ მჭიდროდ ეხება ტიგელის ფსკერს. გრაფიტის კორპუსს გააჩნია 6 ცალი გამჭოლი ნახვრეტი, რომლებშიც ჩასმულია კვარცის მილები ვოლფრამის სპირალებით. სპირალში გამავალი დენით მიიღწევა სათანდო ტემპერატურა. ცილინდრული კორპუსი გარშემორტყმულია ტანტალის კილიტისაგან დამზადებული ასევე ცილინდრული ეკრანებით (4, 5, 6), რომელთა მიზანია სითბური დანაკარგების მინიმუმამდე შემცირება და ორი ამორთქლებლის გამოყენების შემთხვევაში ურთიერთზეგავლენის შემცირება. აღწერილი ამორთქლებელი მრავალჯერადი გამოყენებისაა და კარგად უძლებს გახურება-გაცივების ციკლს, ამასთან ერთად, უზრუნველყოფს ტემპერატურის მაღალ სტაბილურობას.

ნახ. 20-ზე მოცემულია ელექტრონულ-სხივური ამორთქლებლის სქემა. სქემაზე მოყვანილი კონსტრუქცია, ჯოჯის ამორთქლებლისაგან განსხვავებით (ნახ. 19) შესაძლებლობას იძლევა მიღწეულ იქნას აორთქლების უფრო მაღალი ტემპერატურები, რაც აუცილებელია ზოგიერთი მნელადაქროლადი იმე-ს ასაორთქლებლად.

ელექტრონულ-სხივური ამორთქლებლის მოქმედების პრინციპი დამყარებულია ასაორთქლებელმასალიანი ტიგელის (10) ბომბარდირებით კათოდიდან (15) ამოფრქვეული ელექტრონებით. ტემპერატურის გაზომვა ხდება ან პლატინა-პლატინა-როდიუმის თერმოწყვილით, რომელიც გაყრილია (11) ალუნდის ორარხიან მილში, ან პირომეტრით.

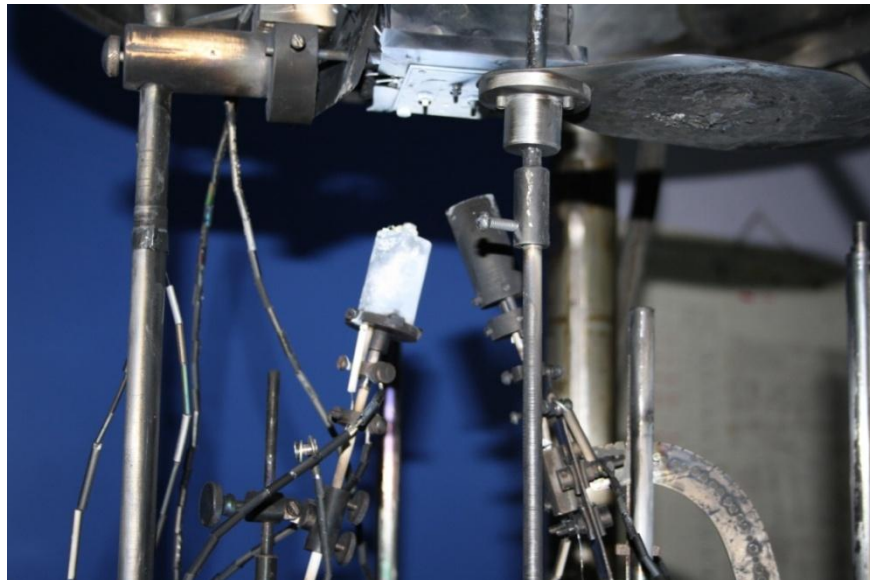


ნახ. 20. ელექტრონ-სხივური ამორთქლებლის სქემატური გამოსახულება:
 1-საყრდენი; 2-სამაგრი; 3-კერამიკული ფირფიტები; 4-სპირალის დასამაგრებელი ჭრილი; 5-სარჭი; 6-კერამიკული იზოლატორები; 7-სამაგრი; 8, 9-მაიზოლირებელი კერამიკული მილი; 10-ტიგელი; 11-კერამიკული მილი; 12-თერმოწყვილი; 13-ეკრანი; 14-სამაგრი ჭანჭიკები; 15-სპირალი; 16-სპირალების სამაგრები; 17-ცენტრალური კერამიკული მილის სამაგრი

ამორთქლებლის კორპუსი ორი ნაწილისაგან შედგება. ზედა (1) დამზადებულია უჟანგავი ფოლადისაგან და გააჩნია საფეხურები თბოიზოლატორების დასამაგრებლად. ქვედა ნაწილი (2) კი - ტიტანისაგან

კონსტრუქციის წონის შემცირების მიზნით და აქვს (7) ხრახნი სამაგრთან დასაკავშირებლად. მუშაობის პროცესში ანოდსა და კათოდს შორის ძაბვა რამდენიმე ასეულიდან ათას ვოლტამდე იზრდება. (13) ეკრანის დანიშნულებაა თავიდან იქნას აცილებული ტექნოლოგიური მოწყობილობისა და სამუშაო კამერის მეორადი ელექტრონებით ბომბარდირებისას ნარჩენი აირების ადგენებისა და იონიზაციის პროცესი.

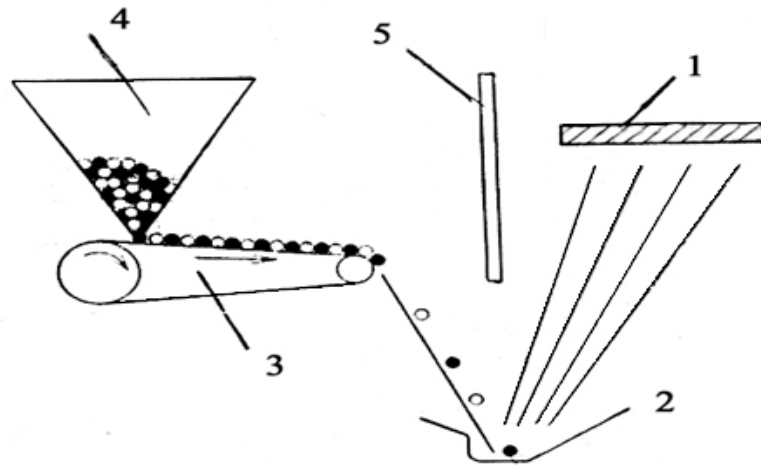
ნახ.21-ზე მოყვანილია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარის კამერის შიგა მოწყობილობის სურათი.



ნახ. 21. YBH-2Y მოწყობილობის კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარის ვაკუუმური კამერის შიგა მოწყობილობა

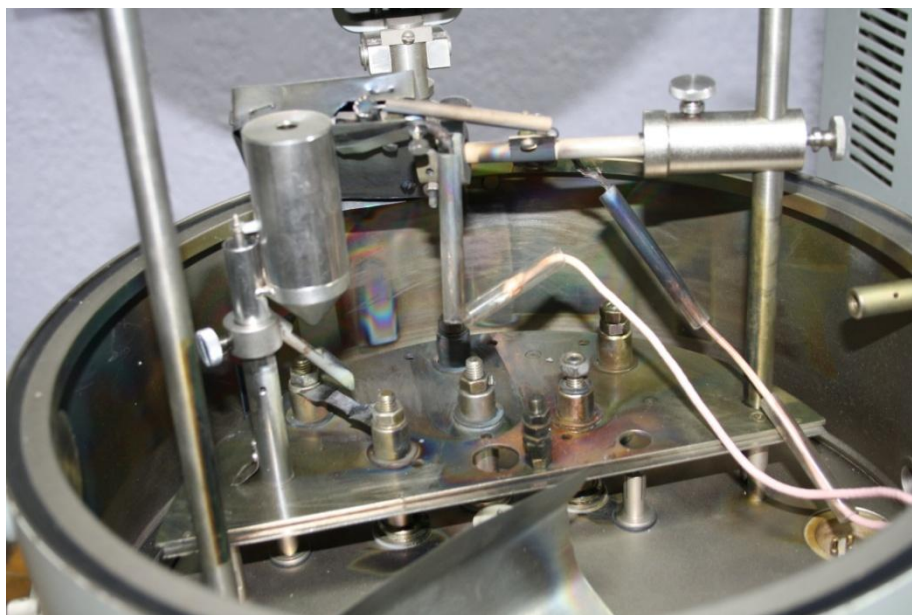
შენაერთების ფირების მომზადების ერთ-ერთი ფართოდ გავრცელებული მეთოდია წინასწარ სინთეზირებული შენაერთის ფხვნილის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლება. ამ მეთოდის არსი მდგომარეობს შემდეგში: წინასწარ სინთეზირებულ საჭირო შემადგენლობის მასალას დაფშვნიან წვრილმარცვლოვან ფხვნილად, ჩაყრიან მას სპეციალურ მოწყობილობა - ვიბრომკვებავში და გარკვეული სიჩქარით მიაწვდიან წინასწარ საჭირო ტემპერატურამდე გახურებულ ნავისებურ ამორთქლებელს, საიდანაც მასალის ორთქლი ხვდება ასევე

სათანადო ტემპერატურამდე გახურებულ ფუბეშრეზე და კონდენსირდება მასზე. ამ მეთოდის გამოყენება განსაკუთრებით ეფექტურია ისეთი შენაერთების ფირების მისაღებად, რომლებიც ტიგელში გახურებისას იშლებიან ფრაქციებად. ნახ.22-ზე მოყვანილია ამ მეთოდის სქემა.



ნახ. 22. წინასწარსინთეზირებული მასალიდან დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით ფირის მისაღები დანადგარის სქემა:
1 - ფუბეშრე; 2 - ამორთქლებელი; 3 - ტრანსპორტიორი; 4 - ვიბრო მკვებავი

დისკრეტული აორთქლების მეთოდით ფირების მიღება ხდებოდა ВУП-5 მარკის დანადგარზე, რომლის ვაკუუმური კამერის მოწყობილობა ნაჩვენებია ნახ.23-ზე.



ნახ. 23. დისკრეტული აორთქლების მეთოდით ქიმიური შენაერთის ფირის მისაღები ВУП-5 მარკის დანადგარის ვაკუუმური კამერის მოწყობილობა

მომზადებული ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრების (კუთრი ელექტროწინალობა, ჰოლის მუდმივა, თერმო-ემმ) გასაზომად მათზე ვაკუუმურ-თერმული დაფენის მეთოდით ვქმნიდით ორფენიან კონტაქტებს. პირველ ფენას წარმოადგენდა ქრომი, ხოლო მეორეს სპილენძი. ქრომის ფენის დანიშნულებაა ადგეზიის გაუმჯობესება ფირსა სპილენძის ფენას შორის. სპილენძის ფენას კი ადვილად მიერჩილება გაზომვისათვის საჭირო მიმყვანი გამტარები.

2.2 ფუძემშრის გაწმენდა

ფუძემშრეზე დაფენილი ფირის თვისებები მნიშველოვნადაა დამოკიდებული ფუძემშრის მასალის თვისებებზე და, ამდენად, მათ წაყენებათ მთელი რიგი მოთხოვნები, რომელთაგან უმთავრესია: ფირის მასალის მიმართ ქიმიური ინერტულობა; მაღალი თერმული და მექანიკური მდგრადობა; ფირის მასალის სითბური გაფართოების კოეფიციენტთან სიახლოვე; ფირის მასალასთან მაღალი ადგეზია; ზედაპირის მაღალი სიგლუვე; ზედაპირის გაწმენდის სიადვილე.

ჩამოთვლილ მოთხოვნებს კარგად პასუხობენ ისეთი მასალები, როგორებიცაა: სიტალი, ლეიკოსაფირონი, სილიციუმი. სიტალი წარმოადგენს მინაკრისტალურ მასალას, რომელიც მიიღება მინების მოცულობითი კრისტალიზაციით და შედგება სხვადასხვა კრისტალური ფაზებისაგან. სიტალს გააჩნია დაბალი სიმკვრივე, მაღალი მექანიკური სიმტკიცე, მაღალი თერმული მდგრადობა. საფირონი ალუმინის ოქსიდია (Al_2O_3), თუ ის მინარევეებს არ შეიცავს, მას ლეიკოსაფირონი ეწოდება და წარმოადგენს თეთრი ფერის სინათლისთვის გამჭვირვალე მასალას. საფირონს გააჩნია მაღალი დნობის ტემპერატურა - $2400^{\circ}C$ და სიტალის მსგავსად - მაღალი მექანიკური სიმტკიცე. სილიციუმი ხასიათდება მაღალი დნობის ტემპერატურით $1415^{\circ}C$, თუმცა მისი მექანიკური სიმტკიცე ჩამოუვარდება სიტალისა და ლეიკოსაფირონის სიმტკიცეს. ფუძემშრედ ჩვენ ვიყენებდით (100) ორიენტაციის მონოკრისტალურ სილიციუმს.

ყველა გამოყენებულ ფუძემშრეს გააჩნდა მართკუთხა პარალელეპიპედის ფორმა ზომებით 15 x 8 x 0,5 მმ, ამასთან ზედაპირის უსწორმასწორობის ზომა არ აღემატებოდა 0,01 მმ-ს.

ფუძემშრეზე დაფენილი ფირის თვისებები მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული მის გაჭუჭყიანებაზე, რომელთა უმნიშვნელო რაოდენობასაც კი შეუძლია მკვეთრად შეცვალოს ფირის სტრუქტურა და თვისებები. ჭუჭყი შეიძლება შედიოდეს ასაორთქლებელი მასალის შემადგენლობაში, ამიტომ ვაკუუმში აორთქლების მეთოდით ფირების დაფენისას საჭიროა გამოყენებულ იქნას რაც შეიძლება სუფთა მასალები.

ჭუჭყის სხვა წყარო შეიძლება იყოს ამაორთქლებელი, რომელიც ფირის დაფენისას გარკვეული დოზით შეიძლება თვითონაც აორთქლდეს და მოხვდეს ფუძემშრე. ასეთი დაჭუჭყიანების შესაძლებლობა იზრდება ისეთი მასალებისათვის, რომელთაც გააჩნიათ აორთქლების მაღალი ტემპერატურა, ასევე, ისეთი მასალებისათვის, რომლებიც ამაორთქლებლის მასალასთან ქმნიან შენადნობებს.

არანაკლებ მნიშვნელოვანია ე.წ. „აირადი“ გამაჭუჭყიანებლები, რომლებიც წარმოადგენენ ფირში მისი წარმოქმნის დროს მოხვედრილ აირის ნაწილაკებს. აირადი გაჭუჭყიანების ხარისხი, პირველ რიგში, დამოკიდებულია ნარჩენი აირების წნევაზე და ფირის დაფენის სიჩქარეზე. გარდა ამისა, გაჭუჭყიანების ხარისხი დამოკიდებულია ნარჩენი აირის მოლეკულების მიზიდვის ხარისხზე ფუძემშრესთან და მათი დესორბციის ალბათობაზე, რომელიც ფუძემშრის ტემპერატურის გაზრდით იზრდება.

განსაკუთრებული ყურადღება უნდა მივაქციოთ ფუძემშრის ზედაპირის სისუფთავეს, ფუძემშრის გაჭუჭყიანებას ყველაზე ხშირად იწვევს: ჰაერიდან გამოლექილი ნაწილაკები, თითის ანაბეჭდი, ზეთის კვალი, ფუძემშრის დამზადებისა და შეფუთვისას დარჩენილი ბოჭკოები, წყლის ორთქლი და ა.შ. როგორც ვხედავთ, არსებობს გაჭუჭყიანების მრავალი მიზეზი, შესაბამისად, დამუშავებულია ფუძემშრის გასუფთავების სხვადასხვა მეთოდი: ქიმიური გაწმენდა, გახურება ვაკუუმში, ფუძემშრის

დამუშავება მღვივარი განმუხტვით, ფუძემშრის ზედაპირის ელექტრონებით ბომბარდირება, ულტრაბგერითი გაწმენდა და ა. შ. ხშირად, გაწმენდის ეფექტურობის მისაღწევად, ერთდროულად გამოიყენება ამ მეთოდების ზოგიერთი კომბინაცია.

ქიმიური მეთოდით გაწმენდა სწარმოებს მჟავებისა და ტუტეების წყალხსნარების გამოყენებით. მჟავებით გაწმენდა განსაკუთრებით ეფექტურია ფუძემშრის ზედაპირზე ცხიმებისა და სხადასხვა ჟანგულის არსებობისას, მჟავებს ისინი გადაჰყავთ წყალში ხსნად ნაერთებში.

საკმაოდ კარგ ეფექტს იძლევა ფუძემშრის გახურება მაღალი ვაკუუმისა და ტემპერატურის პირობებში. ამ დროს მინარევების უმრავლესობა წყვეტს კავშირს ფუძემშრის ატომებთან და შორდება მას.

ჩვენს მიერ ჩატარებულმა ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, რომ კარგ შედეგს იძლევა ფუძემშრის დამუშავება ჯერ ტუტეებით, ხოლო შემდეგ მჟავების ხსნარით, კერძოდ, ფუძემშრეს ჯერ ვათავსებდით 20% NaOH-ის ხსნარში რამოდენიმე წუთის განმავლობაში, შემდეგ ვრეცხავდით დისტილირებული წყლით და ვათავსებდით 30% HCl + 60 HNO₃ + 10% H₂O ხსნარში ასევე რამოდენიმე წუთით და შემდეგ ვრეცხავდით დისტილირებული წყლით. მარილმჟავასა და აზოტმჟავას კონცენტრაცია საკმაოდ მაღალი იყო - 99,8%. გარეცხვის შემდეგ ფუძემშრეები გადაგვექონდა ვაკუუმურ კამერაში, სადაც ვაწარმოებდით მათ გამოწვას დაახლოებით 1 საათის განმავლობაში 800-1000°C ტემპერატურაზე მაღალი ~10⁻⁶ მმ.ვწყ.სვ ვაკუუმის პირობებში. ზოგჯერ უშუალოდ დაფენის პროცესის წინ ვახდენდით ფუძემშრის ზედაპირის ბომბარდირებას ელექტრონების ნაკადით, თუმცა ამ მეთოდის გამოყენების დროს ზოგჯერ შეიმჩნეოდა ზედაპირის გაჭუჭყიანება ვოლფრამის კათოდის ზედაპირიდან ამოფრქვეული ვოლფრამის ორჟანგით. ცდებმა აჩვენეს, რომ აღწერილი მეთოდით გაწმენდილ ფუძემშრეზე დაფენილი ფირების ადგეზია საკმაოდ მაღალია, ხოლო ფირები კრისტალურად სრულყოფილია.

2.3. ფირების სისქის კონტროლი

არსებობს ფირების სისქისა და დაფენის სიჩქარის კონტროლის მრავალი მეთოდი: რეზისტული, ტევადური, იონიზაციური, სიხშირული, ოპტიკური და სხვა [59].

ფირების სისქის რეზისტულ მეთოდს საფუძვლად უდევს წინაღობის სიდიდის კონტროლი ე.წ. „მოწმეზე“. „მოწმე“ წარმოადგენს მართკუთხა პარალელეპიპედის ფორმის კონსტრუქციას, რომელზედაც განთავსებულია საკონტაქტო მოედნები. ფირის დაფენის კონტროლი ხდება მისი წინაღობის გაზომვით. როდესაც დაფენილი ფირის წინაღობა გაუტოლდება „მოწმის“ წინასწარ დასახულ წინაღობას, დაფენის პროცესი წყდება.

ტევადური მეთოდის არსი მდგომარეობს სპეციალური კონდენსატორის ტევადობის გაზომვაში, რომლის დიელექტრიკსაც წარმოადგენს დაფენილი ფირი და, ამდენად, შესაძლებელია გაკონტროლდეს მხოლოდ დაფენილი დიელექტრიკული ფირის სისქე და დაფენის სიჩქარე.

იონიზაციური მეთოდის რეალიზაციისას იზომება დასაფენი მასალის ორთქლის იონური დენის სიდიდე. მეთოდის არსებითი ნაკლია აპარატურის სირთულე და დაგრაღუირების აუცილებლობა ყველა დასაფენი მასალისათვის ცალ-ცალკე. მეთოდის დადებით მხარედ უნდა ჩაითვალოს მაღალი სიზუსტე.

სიხშირული მეთოდი დამყარებულია პიეზოელექტრული კვარცული ვიბრატორის რეზონანსული სიხშირის წანაცვლების გაზომვაში, რომელიც გამოწვეულია კვარცის ფირფიტის მასის გაზრდით მასზე ფირის დაფენისას. ეს მეთოდი გამოირჩევა უნივერსალობით, ვინაიდან, გამოსადეგია თითქმის ნებისმიერი შემადგენლობის ფირის სისქის გასაზომად.

პრაქტიკაში ფართო გამოყენება ჰპოვა სისქის გაზომვის ოპტიკურმა მეთოდებმა. ისინი დამყარებულია სინათლის პოლარიზაციის, ინტერფერენციის, არეკლისა და გატარების მოვლენებზე.

მოცემულ ნაშრომში ფირების სისქის კონტროლი ხდებოდა მეთოდით,

რომელიც ემყარება ფუძემდრიდან და ფირიდან არეკლილი სხივების ინტერფერენციას და ცნობილია ლინნიკის მეთოდის სახელწოდებით (ხელსაწყო МИИ-4). ფირის სისქის გაზომვა ხდება ფუძემდრესა და ფირს შორის არსებული მკვეთრი საფეხურების გამოყენებით (ამ საფეხურების არ არსებობისას მას ხელოვნურად ქმნიან, ფირის ნაწილის მოშორებით ფუძემდრიდან, მაგალითად, მექანიკურად).

როგორც წესი, გაზომვისას იყენებენ თეთრი ფერის სინათლეს. ამ შემთხვევაში ფირის სისქე იანგარიშება ფორმულით:

$$d = 0,27 \frac{N_3 - N_4}{N_1 - N_2} n \quad (2.1)$$

სადაც d - ფირის სისქეა, მკმ; N_1 და N_2 - ანათვლებია, რომლებიც აიღება ზოლებს შორის ინტერვალის გაზომვისას; N_3 და N_4 - ანათვლებია, რომლებიც აიღება ზოლის გადაღუნვის სიდიდის გაზომვისას; n - ზოლებს შორის ინტერვალის რაოდენობაა.

როგორც პრაქტიკა აჩვენებს, დაფენის სპეციფიკიდან გამომდინარე, ფირის სისქე მთელს ფართობზე ერთნაირი არ არის, ამიტომ სისქეს ვზომავდით ფირის კიდეებასა და შუა ნაწილში და ვანგარიშობდით საშუალო მნიშვნელობას.

2.4 ფირების რენტგენოდიფრაქციული და ელექტრონოგრაფიული კვლევის მეთოდები

ახალი შენაერთების, მათ შორის თხელი ფირების, მიღებისას განსაკუთრებული მნიშვნელობა ენიჭება ფაზური შემადგენლობისა და კრისტალურობის ცოდნას.

ქიმიური ნაერთების ფაზური ანალიზის მრავალ მეთოდს შორისაა ფიზიკო-ქიმიური, ელექტროფიზიკური, ოპტიკური, დიფრაქციული და სხვა მეთოდები. დიფრაქციულ მეთოდებს მიეკუთვნებიან: რენტგენული, ელექტრონო - და ნეიტრონოგრაფიული მეთოდები.

რენტგენოდიფრაქციული მეთოდი გამოირჩევა სიმარტივით. ის არ

საჭიროებს ნიმუშის მომზადების რთულ პროცედურებს და მიღებული შედეგიც საკმაოდ ზუსტია. 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. მესრის პარამეტრის მაღალი სიზუსტით დასადგენად გადაღების სიჩქარე შეიძლება შევამციროთ 0,25 გრად/წთ-მდე. დიფრაქტოგრამების ჩაწერისას იმპულსების დიაპაზონი იცვლებოდა 200-500 იმპ/წმ შუალედში, ანოდური დენი იყო $I = 22$ მა, ამჩქარებელი ძაბვა - $U = 45$ კვ, დიაფრაგმების სიდიდე კოლიმატორისა და მრიცხველისათვის - შესაბამისად 0,5 მმ და 0,4 მმ. ფირები მაგრდებოდა $\Gamma\Pi - 5$ მარკის სამაგრზე., რომელიც ფირს აბრუნებს ზედაპირის ნორმალის პარალელურად.

მიღებული ფირების ფაზური შემადგენლობის დასადგენად ექსპერიმენტალურად მიღებულ რენტგენოდიფრაქტოგრამებზე არსებულ არეკვლის მაქსიმუმებს ვადარებდით მოცემული შემადგენლობის ნაერთის არეკვლის მაქსიმუმებს, რომლებსაც ვიღებდით ASTM (American society for Testing Materials) კატალოგიდან ან სამეცნიერო ლიტერატურიდან. დაფენილი ფირის კრისტალური მესრის პარამეტრის გამოთვლა ხდებოდა ექსპერიმენტით მიღებული რენტგენოდიფრაქტოგრამების მეშვეობით.

როგორც ცნობილია, რენტგენის სხივები ღრმად აღწევს ნიმუშში, ამიტომ შესაძლებელია რენტგენოდიფრაქტოგრამაზე დაფიქსირდეს ფუძემშრის მასალის შესაბამისი მაქსიმუმები. რენტგენოდიფრაქციულ მეთოდს ავსებს ელექტრონოგრაფიული ანალიზი. ამ დროს რენტგენის სხივებს ანაცვლებს ელექტრონების ნაკადი. ელექტრონოგრაფიაში გამოყენებული ძაბვებისათვის 20-100 კვ ელექტრონების ტალღის სიგრძე $1\div 2$ რიგით ნაკლებია რენტგენის ტალღის სიგრძეზე ან კრისტალში

სიბრტყეთაშორის მანძილზე და შეადგენს 0,03-0,08Å. ეს განაპირობებს ანალიზის მეტ სიზუსტეს. ელექტრონოგრაფია ელექტრონული დიფრაქციის სურათი ფირზე შეიძლება მიღებულ იქნას როგორც "არეკვლაზე", ისე "განჭოლვაზე" გადაღებისას. ჩვენს სამუშაოში გამოყენებული ფუძემრეების ბუნებიდან გამომდინარე, ელექტრონოგრაფების გადაღება ხდებოდა არეკვლაზე Y3MB100 K- მარკის ელექტრონულ მიკროსკოპზე, ამაჩქარებელი ძაბვის მნიშვნელობა იყო 75-100 კვ. ელექტრონოგრამის გადაღება ხდებოდა პირველადი კონის დაცემის წერტილის მიმართ ნიმუშის $\pm 0,5$ მმ-ით წანაცვლებისას და ნიმუშის ზედაპირის ნორმალის მიმართ $\pm 180^\circ$ დახრისას. რაც აუცილებელი პირობაა დიფრაქციის უფრო ხელსაყრელი პირობების მოსაძებნად და შესაძლო ტექსტურის აღმოსაჩენად.

2.5 ქიმიური შემადგენლობის კვლევის მეთოდიკა

რადგანაც მცირე რაოდენობის ნივთიერების შემცველი ობიექტების ქიმიური შემადგენლობის დადგენა საკმაოდ რთულია, დამუშავებულია შემადგენლობის განსაზღვრის არაერთი მეთოდი. მათ შორისაა: მიკრო-ქიმიური, მასსპექტრომეტრული, რენტგენული მიკროზონდური და ა.შ.

ეს უკანასკნელი მეთოდი, მისი შედარებით სიმარტივის გამო, ფართოდ გამოიყენება პრაქტიკაში. შევნიშნოთ, რომ რენტგენული მიკროზონდული ანალიზით (რმა) განისაზღვრება ფირის მთელ სისქეში ინტეგრალური ქიმიური შემადგენლობა.

რმა-ს დადებით მხარედ ითვლება: მაღალი ლოკალური მგრძნობიარობა 10^{-13} - 10^{-15} გ; შემადგენლობის განსაზღვრის მაღალი სიზუსტე; ნიმუშის მთლიანობის დაურღვევლობა.

რმა-თი ანალიზისას ადგილი აქვს საკვლევი ობიექტის ბომბარდირებას ~ 1 მკმ დიამეტრის მქონე ელექტრონების კონით (მიკროზონდი), 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.

მომზადებული ფირების ქიმიური შემადგენლობის დადგენა ხდებოდა "CAMEBAX-MICROBEAM" დანადგარზე, რომელიც გარდა ქიმიური შემადგენლობის შესწავლისა, საშუალებას იძლევა მიღებულ იქნას ფირის ზედაპირის გამოსახულება რენტგენის სხივებში. რენტგენის სხივებში მიღებული გამოსახულების მიხედვით შეგვიძლია ვიმსჯელოთ ფირის კომპონენტების განაწილების სითანაბრეზე.

2.6 ელექტროფიზიკური კვლევის მეთოდები

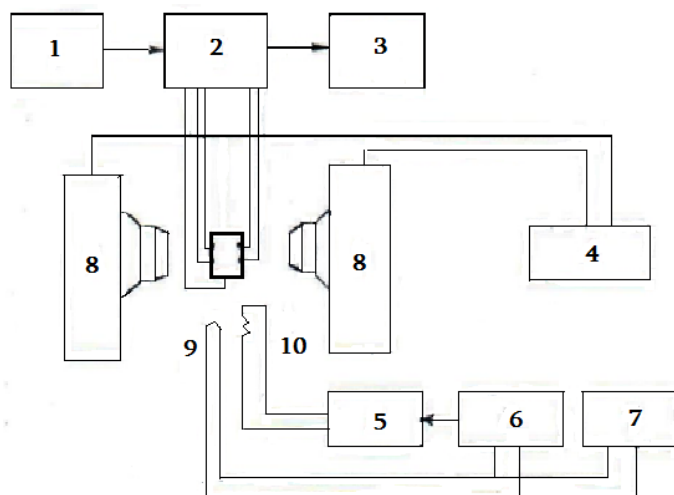
წინამდებარე ნაშრომში ფირების კუთრი წინაღობისა და ჰოლის მუდმივას ტემპერატურაზე დამოკიდებულების შესწავლა ხდებოდა დანადგარზე, რომლის ბლოკ-სქემა ნაჩვენებია ნახ. 24-ზე.

დანადგარი შედგება სამი ნაწილისაგან: 1) საკვლევი ფირის ელექტრული კვებისა და გაზომვის სისტემა; 2) ნიმუშის ტემპერატურის გამზომ-მარეგულირებელი სისტემა; 3) მაგნიტური ველის უზრუნველყოფის სისტემა.

პირველ სისტემას განეკუთვნება კვების (1), მართვისა (2) და გამზომი (3) ბლოკები. 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), რომელიც სპილენძ-კონსტანტანის თერმოწყვილით (9) იღებს ტემპერატურის შესახებ ინფორმაციას, საიდანაც მიღებული ინფორმაცია ვიზუალურად აისახება პოტენციომეტრზე (7).

მაგნიტური უზრუნველყოფის სისტემა მოიცავს საკუთრივ ელექტრო



ნახ. 24. 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

მაგნიტს (8) და ასევე მისი კვებისა და რეგულირების ბლოკს. მაგნიტური ველის მაქსიმალური დაძაბულობაა 20 კერსტედი.

გამოსაკვლევ ნიმუში წინასწარ მაგრდება მინის კრიოსტატში სპეციალურ სამაგრზე. გაზომვის წინ ხდება კრიოსტატის ამოტუმბვა 10^{-4} მმ. ვწყ. სვ-მდე, შემდეგ უკანასკნელი თავსდება მაგნიტის პოლუსების ცენტრალურ უბნებს შორის.

კუთრი წინაღობის გაზომვისას საკვლევ ფირში გამავალი დენის სიდიდე I და წინაღობა R განისაზღვრებოდა ნიმუშთან მიმდევრობით მიერთებული დატვირთვის ეტალონურ წინაღობაზე, რომლის სიდიდეა (r) U ძაბვის ვარდნის გაზომვით. ცხადია, ომის კანონის თანახმად, ფირში გამავალი დენი $I = U/r$, ძაბვა $U_R = E - U$, სადაც E სტაბილიზირებული კვების წყაროს ძაბვაა. მარტივი მათემატიკური 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 $R = Er/U$.

გასაზომი სიდიდეების რიცხვით მნიშვნელობების გათვალისწინებით, ეს უკანასკნელი შეიძლება ასე ჩავწეროთ:

$$R_{\text{გომი}} = (E_{\text{გ}} r_{\text{კომი}} / U_{\text{გ}}) \cdot 10^{-6} \quad (2.2)$$

არსებობს ჰოლის მუდმივას გაზომვის მრავალი მეთოდი. მათგან 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 ელექტრომამოძრავებელი ძალა, გარდა თერმომაგნიტურისა.

ჰოლის ძაბვა გამოითვლება ფორმულით:

$$E_{\text{ჟ}} = \frac{1}{en} \frac{IH}{bd} \quad (2.3)$$

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 .

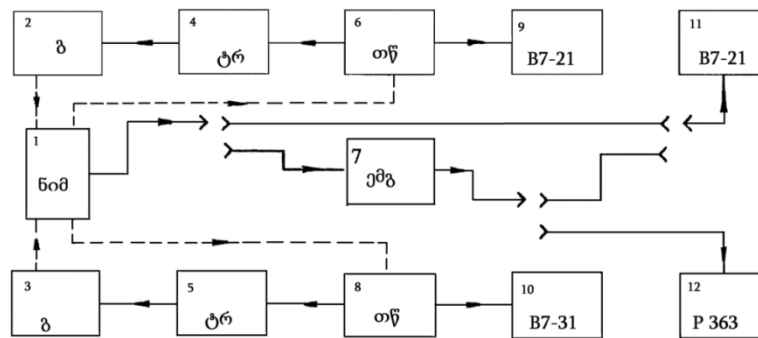
$$R_3 = C \frac{1}{en} \text{ სმ}^3/\text{კ} \quad (2.4)$$

სადაც C კოეფიციენტია, რომელსაც ჰოლ-ფაქტორი ეწოდება და მრავალი ნახევარგამტარისა და ლითონისათვის ის ერთი ტოლია. აღწერილი სისტემა საშუალებას იძლევა გაზომვები ჩატარდეს თხევადი აზოტის ტემპერატურიდან 800K-მდე. კუთრი წინაღობის 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 ემმ) გაზომვა მოყვანილია ნახ.25-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 ემმ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულების შესწავლისას ნიმუშის ბოლოებს შორის იქმნებოდა

~ 8-10K 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 ემმ მიეწოდებოდა მაღალი სიზუსტის ტემპერატურის რეგულატორებს (BPT) (4,5). საკვლევ ნიმუშში აღძრული თერმო ემმ 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. 25. თერმო ემმ-ს გასაზომი დანადგარის ბლოკ-სქემა.

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

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

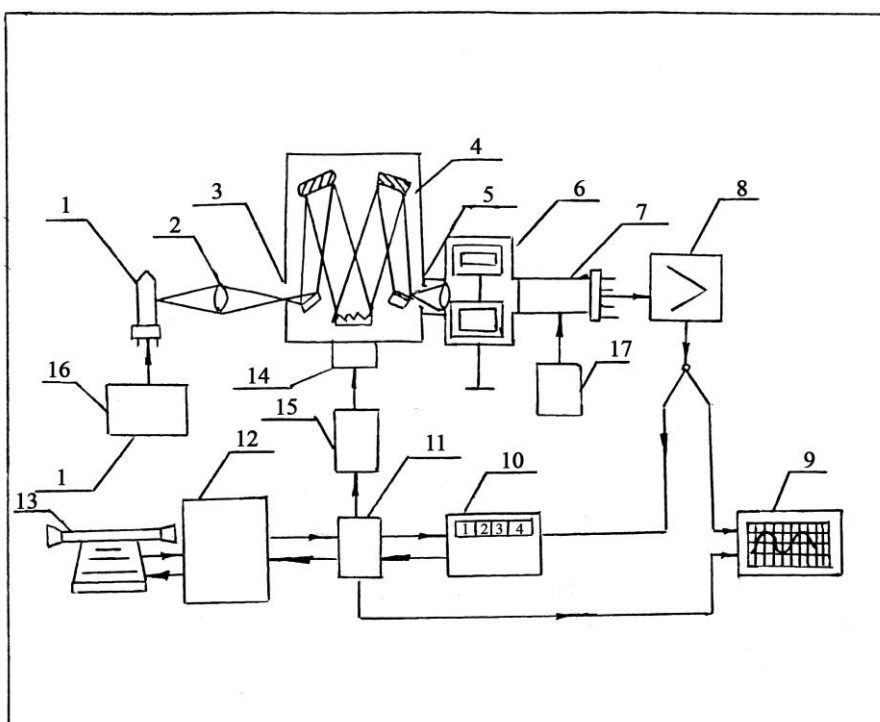
დიფერენციალური თერმო ემმ-ს კოეფიციენტის მნიშვნელობას (α) ვანგარიშობდით ფორმულით $\alpha = \varepsilon / \Delta T$, სადაც ε გაზომილი თერმო ემმ-ს სიდიდეა, ხოლო ΔT ფირის „ცხელ“ და „ცივ“ ბოლოებს შორის ტემპერატურების სხვაობა. აღნიშნული მეთოდის გაზომვის ცდომილება შეადგენს $\pm 3 - 4 \%$.

2.8 ოპტიკური და ფოტოელექტრული თვისებების კვლევის მეთოდика

თხელი ფირების ოპტიკური პარამეტრების კვლევა, ელექტროფიზიკური პარამეტრების კვლევასთან ერთად, საშუალებას იძლევა შესწავლილ იქნას მათში მიმდინარე ფიზიკური პროცესები, მით უმეტეს, რომ, როგორც ცნობილია, კვლევის ოპტიკური მეთოდები განსაკუთრებით ეფექტურია თხელფიროვანი ობიექტებისათვის.

წინამდებარე ნაშრომში ოპტიკური სპექტრები შესწავლილ იქნა მოდერნიზირებული უნივერსალური KCBY-2(1-6 ევ) სპექტრალურ-გამომთვლელი კომპლექსისა და ინფრაწითელი KCBИ (0,05-1,5 ევ) სპექტრალურ-გამომთვლელი კომპლექსის [50] საშუალებით.

KCBY-2 კომპლექსის ფუნქციონალური სქემა მოცემულია ნახ.26-ზე.

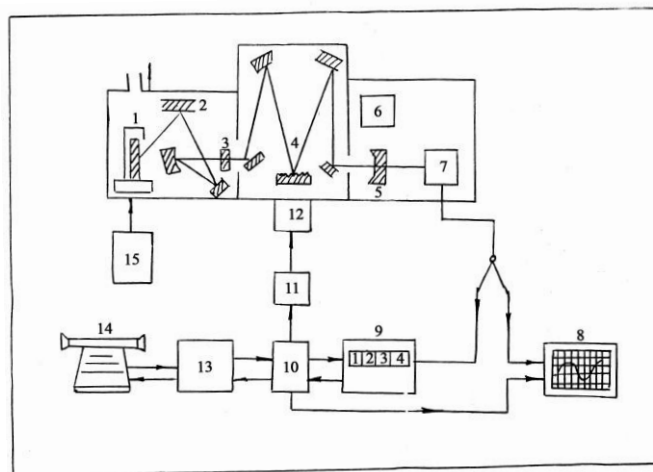


ნახ. 26. KCBY-2 კომპლექსის ფუნქციონალური სქემა:

- 1 – გამოსხივების წყარო; 2 – სარკული კონდენსორი; 3 – ხვრელი;
- 4 – მონოქრომატორი; 5 – მონოქრომატორი; 6 – კიუვეტური განყოფილება;
- 7 – ფოტოელექტრული გამმართველის შესასვლელი ხვრელი; 8 – მუდმივი დენის გამამლიერებელი; 9 – თვითჩამწერი; 10 – ციფრული ვოლტმეტრი;
- 11 – კომპუტაციის ბლოკი; 12 – ეგმ; 13 – საბეჭდი მანქანა; 14 – ბიჯური ძრავი;
- 15, 16, 17 - სკანირების მართვის მოწყობილობა.

სინათლე გამოსხივების წყაროდან (1) კონდენსორის (2) დახმარებით ფოკუსირდება (4) მონოქრომატორის (3) ხვრელზე. მონოქრომატორის გამოსასვლელი ხვრელი გამოყოფს გამოსხივების გარკვეულ სპექტრალურ ინტერვალს, რომელიც ხვდება (6) კიუვეტურ განყოფილებაში, რომელშიც მოთავსებულია საკვლევი ნიმუშები. ამ განყოფილებაში გავლის შემდეგ გამოსხივება ფოკუსირდება ფოტოელექტრონული გამმართველის (7) ფანჯარაში. ელექტრულად გარდაქნილი სიგნალი ძლიერდება მუდმივი დენის გამაძლიერებლით (8) და ხვდება თვითჩამწერზე (9) ან ციფრულ ვოლტმეტრზე (10). ეს სიგნალი შემდეგ გადადის კომპუტაციის მოწყობილობაში (11) და ბოლოს ეგმ-ში (12). ბლოკები (15, 16, 17) წარმოადგენენ სკანირების მართვის მოწყობილობას.

КСВИ (ნახ. 27) ძირითადი ელემენტებია: გლობარი (1), სარკე (2), საკვლევი ნიმუში (3), მონოქრომატორი (4), ბოლომეტრი (5), მისი კვების ბლოკი (6), გამაძლიერებელი (7), თვითჩამწერი (8), ვოლტმეტრი (9), კომპუტაციის მოწყობილობა (10), სკანირების ძრავის მართვის ბლოკი (11), ძრავი (12), ეგმ (13), საბეჭდი მოწყობილობა (14) და გლობარის კვების ბლოკი (15).



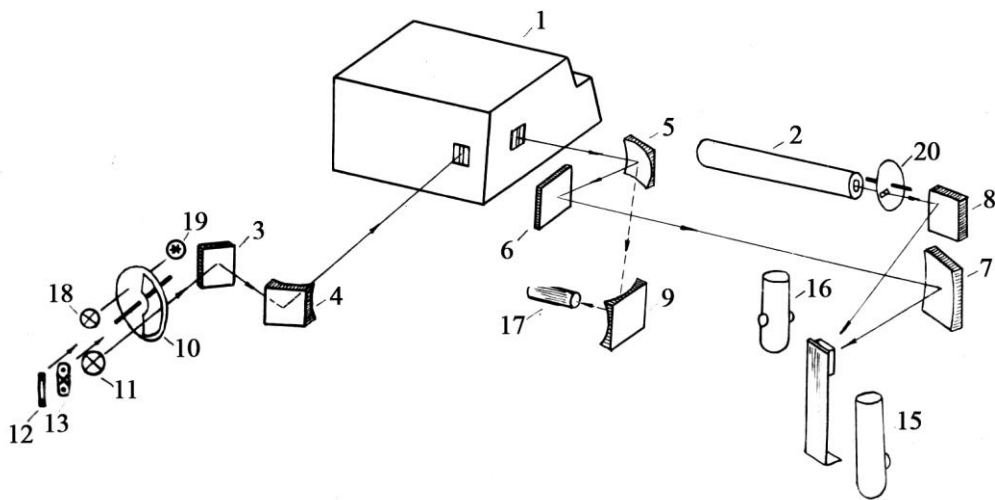
ნახ. 27. КСВИ კომპლექსის ფუნქციონალური სქემა:

- 1 – გლობარი; 2 – სარკე; 3 – საკვლევი ნიმუში; 4 – მონოქრომატორი;
- 5 – ბოლომეტრი; 6 – ბოლომეტრის კვების ბლოკი; 7 – გამაძლიერებელი;
- 8 – თვითჩამწერი; 9 – ციფრული ვოლტმეტრი; 10 – კომპუტაციის ბლოკი;
- 11 – სკანირების ძრავის მართვის ბლოკი; 12 – ძრავი; 13 – ეგმ; 14 – საბეჭდი მანქანა; 15 – გლობარის კვების ბლოკი.

როგორც ცნობილია, გასაზომ სპექტრებში თავისი წვლილი შეაქვთ ატმოსფეროს შთანთქმის ზოლებს, მათი თავიდან ასაცილებლად ვახდენდით სპექტომეტრის შიგა მოცულობის ამოტუმბვას.

ფოტოგამტარებლობის და ფოტო ემმ-ს კვლევებს ვაწარმოებდით დანადგარზე, რომელიც აწყობილი იყო ИКМ-1 მონოქრომატორის ბაზაზე, რომელიც შეიძლება სამ ნაწილად დაიყოს: 1) ოპტიკური; 2) ელექტრული; 3) კრიოგენულ-თერმული.

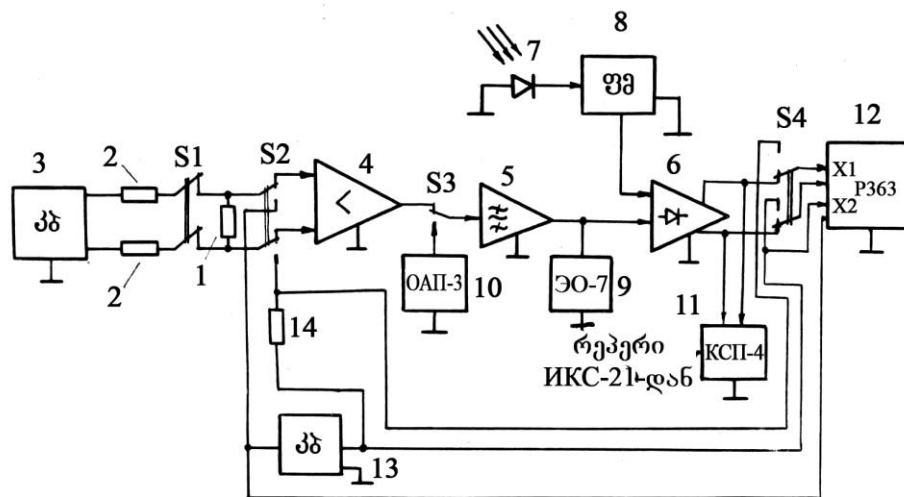
ოპტიკური სქემის (ნახ. 28) ძირითადი ელემენტებია: ინფრაწითელი სპექტომეტრი (1), ოპტიკურ-კვანტური გენერატორი (2), სარკეები (3-9), სინათლის მოდულატორი (10), ვარვარების ჰალოგენური ნათურა (13). კონსტრუქცია საშუალებას იძლევა სხივი მივმართოთ სადგარზე (14) (ოთახის ტემპერატურაზე გაზომვებისას), თერმოსტატის სარკმელში (15) (მაღალტემპერატურული გაზომვებისას) ან გარდამქმნელზე (17) (პრიზმების გრადუირებისას). სინქრონული დეტექტორისათვის საყრდენი სიგნალი ფორმირდება ვარვარების ნათურით (18) და ფოტოდiodით (19), ხოლო მოდულაცია ხორციელდება (10) მწყვეტარით.



ნახ. 28. ფოტოელექტრული თვისებების შესასწავლი დანადგარის ოპტიკური სქემა:

- 1 – ინფრაწითელი სპექტომეტრი; 2 – ლაზერი ЛП75; 3,...,9 – სარკეები;
- 10 – სინათლის მოდულატორები; 11 – ჰალოგენური ნათურა; 12 – გლობარი;
- 13 – ვერცხლისწყლიანი ნათურა; 14 – სადგარი ოთახის ტემპერატურაზე გაზომვებისათვის; 15 – თერმოსტატი; 16 – კრიოსტატი;
- 17 – ფოტოაკუსტიკური გარდამქმნელი; 18 – ვარვარების ნათურა;
- 19 – ფოტოდiodი.

რაც შეეხება გამზომი ნაწილის ბლოკს (ნახ. 29), ის შედგება საკვლევი ნიმუშისაგან (1), რომელიც მიერთებულია გამამლიერებელთან (4) გადამრთველით S2. მეორეს მხრივ, ის მიერთებულია S1 გადამრთველთან. როცა S1 გამორთულია, იზომება ფოტო ემპ, ხოლო როცა ჩართულია - ფოტოგამტარობა. ამ დროს ნიმუშს დატვირთვის წინააღმდეგობით (2) უერთდება მუდმივი ძაბვა (3). ნიმუშში აღძრული ფოტო ემპ ან ფოტოგამტარობის ძაბვა მიეწოდება ჯერ გამამლიერებელს (5), შემდეგ დეტექტორს (6), რომელზეც (7) დიოდის (8) ფაზის მაფორმირებლის გავლით ხვდება საყრდენი ძაბვა. საკვლევი სიგნალის კონტროლი ხორციელდება ოსცილოსკოპით (9), დეტექტირებული სიგნალი S4 გადამრთველით მიეწოდება თვითჩამწერს (11).



ნახ. 29. ფოტოელექტრული თვისებების შესასწავლი მოწყობილობის ელექტროგამზომი ნაწილის ბლოკ-სქემა:

- 1 – შესასწავლი ნიმუში; 2 – დატვირთვის წინააღმდეგობა; 3 – მუდმივი ძაბვის წყარო;
- 4 – ელექტრომეტრული გამამლიერებელი; 5 – სელექციური გამამლიერებელი;
- 6 – სინქრონული დეტექტორი; 7 – ფოტო-დიოდი; 8 – მაფორმირებელ – ფაზამაბრუნნი;
- 9 – ელექტრონული ოსცილოსკოპი; 10 – ოპტოაკუსტიკური გარდამქმნელი;
- 11 – პოტენციომეტრი; 12 – პოტენციომეტრი; 13 – მუდმივი ძაბვის წყარო;
- 14 – დატვირთვის წინააღმდეგობა; შ1, შ2, შ3 – გადამრთველები.

ელექტროწინააღმდეგობის გასაზომად ნიმუში S2 გადამრთველით უერთდება მუდმივი ძაბვის წყაროს (13) დატვირთვის წინააღმდეგობით (14).

მოკლედ შევხვით თანაფარდობებს ოპტიკურ მუდმივებს შორის და მათ კავშირს ელექტრონულ გადასვლებთან.

ძირითადი ოპტიკური პარამეტრების დადგენის ყველაზე გავრცელებული მეთოდია ბრტყელ-პარალელურ ნიმუშში სინათლის გამჭვირვალობისა და არეკვლის გაზომვა. თუ დავუშვებთ, რომ გასაზომი ფირის სისქე d გაცილებით მეტია სინათლის ტალღის სიგრძეზე და ინტერფერენციას ადგილი არა აქვს, მაშინ გამჭვირვალობა T და არეკვლა R_1 (როცა სინათლე მართობულად ეცემა ფირის ზედაპირს) შთანთქმის კოეფიციენტთან α და არეკვლის კოეფიციენტთან R დაკავშირებულია ფორმულებით [60]

$$T = \frac{(1 - R)^2 e^{-\alpha d}}{1 - R^2 e^{-2\alpha d}} \quad (2.5)$$

$$R_1 = R(1 \pm T e^{-\alpha d}) \quad (2.6)$$

ამ ფორმულებით შეგვიძლია ვიანგარიშოთ R და α გაზომილი T და R_1 მიხედვით.

ცნობილია, რომ კრისტალური მასალის ოპტიკური თვისებები სრულად შეიძლება აღიწეროს კომპლექსური დიელექტრიკული შეღწევადობით:

$$\varepsilon^*(\omega) = \varepsilon_1(\omega) + i\varepsilon_2(\omega) \quad (2.7)$$

სადაც ε_1 - ნამდვილი ნაწილია და ის დაკავშირებულია გარდატეხისა და შთანთქმის მაჩვენებლებთან თანაფარდობით:

$$\varepsilon_1 = n^2 - k^2 \quad (2.8)$$

ხოლო ε_2 - კომპლექსური დიელექტრიკული შეღწევადობის წარმოსახვითი ნაწილია

$$\varepsilon_2 = 2nk \quad (2.9)$$

სინათლის ნორმალური დაცემისას n და k განსაზღვრავენ არეკვლის კოეფიციენტს შემდეგი თანაფარდობით:

$$R = \frac{(n - 1)^2 + k^2}{(n + 1)^2 + k^2} \quad (2.10)$$

ხოლო შთანთქმის კოეფიციენტი

$$\alpha = \frac{2\omega k}{c} = \frac{4\pi k}{\lambda} \quad (2.11)$$

ზონათაშორისი ელექტრონული გადასვლებისას მათ ენერგიაზე და ხასიათზე შეიძლება ვიმსჯელოთ შთანთქმის კოეფიციენტის სიხშირეზე

დამოკიდებულების ხასიათის მიხედვით [61] იმ შემთხვევაში, როდესაც შთანთქმა განპირობებულია პირდაპირი ზონათაშორისო გადასვლებით და გამტარებლობისა და სავალენტო ზონა სფერული სიმეტრიისაა, შთანთქმის კოეფიციენტი შეიძლება ასე ჩაიწეროს:

$$\alpha = \frac{2e^2(2m^*)^{3/2}}{m_0^2 c \hbar n} |P_{if}^\alpha|^2 \frac{(\hbar\omega - E_d)^{1/2}}{\hbar\omega} \quad (2.12)$$

სადაც

$$m^* = \frac{m_n m_p}{m_n + m_p} \quad (2.13)$$

დაყვანილი ეფექტური მასაა, m_n და m_p ელექტრონების და ხვრელების ეფექტური მასებია შესაბამისად გამტარებლობისა და სავალენტო ზონაში; P_{if}^α – არის i-f მდგომარეობის გადასვლის მატრიცული ელემენტი, E_d ენერგეტიკული ღრეზო ზონების ექსტრემუმებს შორის. იმის გამო, რომ გარდატეხის მაჩვენებელი ზონათშორის გადასვლისას დასაწყისში სუსტად არის დამოკიდებული სიხშირეზე, (2.12) შეიძლება ასე ჩაიწეროს:

$$\alpha = A_1 \frac{(\hbar\omega - E_d)^{1/2}}{\hbar\omega} \quad (2.14)$$

სადაც

$$A_1 = \frac{2e^2(2m^*)^{3/2}}{m_0^2 c \hbar n} |P_{if}^\alpha|^2 = \text{const}(\omega) \quad (2.15)$$

და მაშინ (2.12)-დან მივიღებთ:

$$(\alpha \hbar\omega)^2 = A_1^2 (\hbar\omega - E_d) \quad (2.16)$$

თუ მატრიცული ელემენტი $P_{if}^\alpha = 0$, ე.ი. ვერტიკალური ზონათაშორისი გადასვლები აკრძალულია, მაშინ შთანთქმა დაკავშირებული აკრძალულ გადასვლებთან და შთანთქმის კოეფიციენტს პირდაპირი აკრძალული გადასვლებისათვის აქვს სახე

$$\alpha = A_2 \frac{(\hbar\omega - E_d)^{3/2}}{\hbar\omega} \quad (2.17)$$

სადაც

$$A_2 = \frac{2e^2(2m^*)^{5/2}}{3m_0^2 c \hbar^4 n} |P_i|^2 \quad (2.18)$$

ამ შემთხვევაში, ექსპერიმენტალური წერტილები ქმნიან წრფივ უბანს კოორდინატთა სისტემაში $(\alpha \hbar\omega)^2$ და $\hbar\omega$, შეიძლება ჩავთვალოთ, რომ

ენერგიათა ამ უბანში შთანთქმა დაკავშირებულია პირდაპირ აკრძალულ გადასვლებთან ზონების ექსტრემალურ წერტილებს შორის.

[61] ნაშრომის მიხედვით არაპირდაპირი დაშვებული გადასვლებისას შთანთქმის კოეფიციენტი იანგარიშება ფორმულით

$$\alpha = B \frac{(\hbar\omega - E_i \pm E_j)^2}{e^{E_p/KT} - 1} \quad (2.19)$$

სადაც E_p – ფოტონის ენერგიაა. $(\hbar\omega)^{1/2}$ დამოკიდებულების გრაფიკს $\hbar\omega$ - გან გააჩნია ორი წრფივი უბანი. ერთი წრფე შეესაბამება $(\alpha_e)^{1/2}$ დამოკიდებულებას, რომელიც აბსცისთა ღერძს გადაკვეთს $\hbar\omega = E_i + E_p$ წერტილში, ხოლო მეორე წრფე აღწერს $(\alpha_d)^{1/2}$ დამოკიდებულებას და აბსცისთა ღერძს კვეთს წერტილში $\hbar\omega = E_i - E_p$. მონაკვეთის სიგრძე $\hbar\omega$ ღერძსა და $(\alpha_d)^{1/2}$ და $(\alpha_e)^{1/2}$ წრფეების გადაკვეთის წერტილებს შორის ტოლია $2E_p$. ამ მონაკვეთის შუაში იმყოფება წერტილი $\hbar\omega = E_i$.

არაპირდაპირი ზონათაშორის გადასვლებისათვის სამართლიანია თანაფარდობა:

$$\alpha \sim (\hbar\omega - E_i \pm E_p)^3 \quad (2.20)$$

თავი III

იშვიათმიწა ელემენტების სულფიდების, სელენიდებისა და ბისმუტიდების თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია, კრისტალური სტრუქტურა, ფაზური და ქიმიური ანალიზი

წინამდებარე თავში მოკლედ გახილულია ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მომზადების პროცესის თეორია, იმე-ს ზოგიერთი სულფიდის, სელენიდისა და ბისმუტიდის თხელი ფირების ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მომზადების ტექნოლოგიური რეჟიმები, მოყვანილია ფირების მომზადების ტექნოლოგიურ რეჟიმებზე ფაზური და ქიმიური შემადგენლობის, კრისტალურობისა და სტრუქტურული სრულყოფის დამოკიდებულების შესწავლის შედეგები. თავის ბოლოში მოცემულია თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის მალეგირებელი მინარევის შერჩევის მეთოდი და ლეგირების ტექნოლოგია.

ამავე თავში მოყვანილია მომზადებული ფირების რენტგენოდიფრაქციული, ელექტრონოგრაფიული, რენტგენული მიკროზონდური კვლევის შედეგები.

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

თანამედროვე ელექტრონიკაში ფართო გამოყენება აქვს თხელფიროვან ობიექტებს როგორც აქტიური, ისე პასიური ელემენტების სახით. ყველა ისინი უნდა აკმაყოფილებდნენ გარკვეულ მოთხოვნებს, რომელთაგან უმთავრესია: მაღალი სისუფთავე, კრისტალური მესრის სრულყოფა, ქიმიური შენაერთის ფირის სტექიომეტრიული შემადგენლობა, მაღალი ადგეზია ფუძემრესთან, მაღალი მექანიკური სიმტკიცე, მდგრადობა ატმოსფერულ ჰაერზე და სხვა. ამჟამად ასეთი ფირების მიღების ერთ-ერთ გავრცელებულ მეთოდს წარმოადგენს ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების

მეთოდი, რაც პირველ რიგში განპირობებულია მისი შედარებით სიმარტივით. ეს მეთოდი შეიძლება გამოყენებულ იქნას როგორც ელემენტარული მასალების, ასევე ქიმიური შენაერთების და მყარი ხსნარების ფირების მოსამზადებლად. მოცემულ ნაშრომში სწორედ აღნიშნული მეთოდი იქნა გამოყენებული ფირების მოსამზადებლად.

ვაკუუმურ-თერმული დაფენის მეთოდი პირობითად სამ ეტაპად შეიძლება დაიყოს [62]: ა) დასაფენი მასალის აორთქლება; ბ) ორთქლის გადატანა ამორთქლებლიდან ფუძეშრეზე; გ) აორთქლებული მასალის კონდენსაცია ფუძეშრეზე და საკუთრივ ფირის მიღება. სამივე ეს პროცესი უწყვეტად მიმდინარეობს და ექსპერიმენტატორისაგან მოითხოვს განსაკუთრებულ ყურადღებას. განვიხილოთ მოყვანილი ეტაპები ცალ-ცალკე.

დასაფენი მასალის აორთქლება შეიძლება განხილულ იქნას როგორც მაკროსკოპული, ისე მიკროსკოპული თვალსაზრისით. პირველი მიდგომა დაფუძნებულია თერმოდინამიკაზე და იძლევა აორთქლების სიჩქარის, ასაორთქლებელი მასალისა და ამორთქლებლის მასალის ურთიერთქმედების, შენაერთის სტაბილურობის რაოდენობრივ მახასიათებლებს და არ ითვალისწინებს ასაორთქლებელი მასალის ნაწილაკების ინდივიდუალურ ბუნებას. მეორე განხილვა დამყარებულია აირების კინეტიკურ თეორიაზე და იძლევა აორთქლების პროცესის ფიზიკურ მოდელს, რომელიც აიწერება ინდივიდუალური ნაწილაკების თვისებებით. სწორედ ამ უკანასკნელმა მოდელმა გახადა შესაძლებელი შექმნილიყო აორთქლების პროცესის შედარებით სრულყოფილი თეორია. ამ თეორიის მიხედვით, მასალის აორთქლების სიჩქარე პირდაპირპროპორციულია სხვაობისა ორთქლის 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 პირობების დაცვისას აორთქლებული ნაწილაკები უკან არ უბრუნდება ამორთქლებელს [62]. თეორიულად ასეთი განხილვის საფუძველზე ნაჩვენები იქნა, რომ A_e ფართიდან dt დროში აორთქლებული მოლეკულების dN_e რიცხვი ტოლია იმ მოლეკულების რიცხვისა, რომლებიც დროის ერთეულში ეჯახებიან ფუძეშრის 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 მასაა; k - ბოლცმანის მუდმივა; T - აბსოლუტური ტემპერატურა.

(3.1) განტოლება ატარებს ჰერცის განტოლების სახელს. მასში გარკვეული შესწორება შეიტანა კნუდსენმა, რომელმაც დაუშვა, რომ აორთქლების ზედაპირზე დაჯახებული ატომების ამ ზედაპირში ჩანერგვის ალბათობა ნაკლებია მისგან არეკვლის ალბათობაზე. ამ დაშვების გასათვალისწინებლად მან შემოიტანა აორთქლების კოეფიციენტის ცნება (α_v), რომელიც წარმოადგენს აორთქლების რეალური სიჩქარის შეფარდებას თეორიულად შესაძლო სიჩქარესთან. ყოველივე ამის გათვალისწინებით აორთქლების სიჩქარის ფორმულას აქვს შემდეგის სახე:

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

ამ უკანასკნელს ჰერც-კნუდსენის ფორმულა ეწოდება.

პრაქტიკულად მასალის აორთქლება ზედაპირიდან შეიძლება ჩავთვალოთ თავისუფალი ზედაპირიდან აორთქლებად. ამ შემთხვევაში α_v ერთის ტოლია და აორთქლების სიჩქარე მასის მიხედვით იანგარიშება ფორმულით

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

თუ ჩავთვლით, რომ $P^* = 10^{-2}$ მმ ვწყ. სვ, მაშინ $\Gamma \sim 10^{-2}$ გ/სმ²წმ.

ზოგადად ფართის ერთეულიდან დროის ერთეულში აორთქლებული

მოლეკულების რაოდენობა n_0 პირდაპირპროპორციულია ვაკუუმურ კამერაში წნევის და ω სივრცულ კუთხეში განაწილებულია ფუნქციის სახით, რომლის არგუმენტებია მანძილი ამორთქლებელსა და ფუძემრეს შორის r_0 და საკუთრივ ω სივრცული კუთხე. იმ მოლეკულების წილი n , რომლებიც მოხვდებიან ფუძემრეზე, გამოითვლება ფორმულით:

$$n = f(r_0, \omega) + \alpha_c P (2\pi kT)^{-1/2} \quad (3.4)$$

ამ ფორმულაში α_c გვიჩვენებს ფუძემრეზე დაკონდენსირებული მოლეკულების რაოდენობის შეფარდებას ფუძემრეზე დაჯახებული მოლეკულების რაოდენობასთან და მას აკომოდაციის კოეფიციენტი ეწოდება. ეს უკანასკნელი ფორმულა სამართლიანია მაშინ, როდესაც დაფენის პროცესი მიმდინარეობს მაღალი ვაკუუმის პირობებში. ამ დროს ორთქლის ნაკადი მოძრაობს წრფივად.

ე.წ. კნუდსენის იდეალური უჯრედისათვის, რომელსაც გააჩნია იზოთერმული გარსი და ნახვრეტის ზომა უსასრულოდ მცირეა, ამასთან ნახვრეტის კედლებს სისქე არ გააჩნია, აორთქლებული მასალის მასის განაწილება სივრცული კუთხის $d\omega$ სივრცულ კუთხეში გამოითვლება ფორმულით:

$$dM_e(\varphi) = M_e \cos \varphi \frac{d\omega}{4\pi} \quad (3.5)$$

ამ ფორმულიდან ჩანს, რომ ნივთიერების აორთქლება არათანაბარია სხვადასხვა მიმართულებით და მაქსიმუმს აღწევს ასაორთქლებელი ზედაპირის მართობულად. იმ ნივთიერების რაოდენობა, რომელიც დაეფინება ამორთქლებლის მოპირდაპირედ მდებარე ფუძემრეს, დამოკიდებულია მათ შორის მანძილზე და დაცემის კუთხეზე და ფართის ერთეულზე დალექილი ნივთიერების მასა გამოითვლება ფორმულით [63]:

$$\frac{dM_r(\varphi, \theta)}{dA_e} = \frac{M_e}{\pi r^2} \cos \varphi \cos \theta \quad (3.6)$$

აორთქლების მოყვანილი სურათი იდეალიზებული წერტილოვანი წყაროდან მაინცდამაინც დიდ პრაქტიკულ ინტერესს არ წარმოადგენს. პრაქტიკულად გამოყენებული ამორთქლებლების კონსტრუქციის შერჩევასა საჭიროა მისი მახასიათებლების ზედმიწევნით ცოდნა,

ვინაიდან ისინი არსებით გავლენას ახდენენ ფუძემდებზე კონდენსირებადი მასალის განაწილებაზე როგორც სისქის, ისე ფართის მიხედვით.

პრაქტიკულად გამოყენებულ ამორთქლებლებში ადგილი აქვს აორთქლებული მასალის მოლეკულების ურთიერთშეჯახებას და შეჯახებებს ამორთქლებლის კედელთან, ამიტომ ამჟამად საკმარისად არ არის დამუშავებული ღია ტიპის ტიგელებიდან აორთქლების თეორია. ამდენად, ასეთი ამორთქლებლების მახასიათებლები შეიძლება დადგენილ იქნას მხოლოდ ექსპერიმენტული კანონზომიერების საფუძველზე.

ჩვენს მიერ მოცემულ ნაშრომში იმე-ს შენაერთების ფირების მისაღებად გამოყენებული იყო ტიგელისა და ნავის ფორმის ამორთქლებლები. ტიგელის ფორმის ამორთქლებლებს ფართო გამოყენება აქვთ პრაქტიკაში და ისინი საშუალებას იძლევიან აორთქლებულ იქნას რამდენიმე გრამი ნივთიერება. ამორთქლებლის შიგნით წნევა ნაკლებია ამორთქლებლის ტემპერატურის შესაბამის წონასწორულ წნევაზე, რაც განპირობებულია აორთქლების დიდი ფართობით. აქედან გამომდინარე, შედარებით მოკლე ტიგელებს არ უნდა ახასიათებდეთ აორთქლების ძლიერად გამოხატული მიმართულება, რასაც მართლაც აქვს ადგილი. ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, რომ აორთქლების კოსინუსოიდალური კანონიდან მცირე გადახრას აქვს ადგილი ფუძის ცენტრში, მაშინ, როცა ეს გადახრა მნიშვნელოვანი ხდება პერიფერიაზე. ტიგელის ცხელი კედლები ასევე განაპირობებენ განაწილების ძირითადი კანონებიდან გადახრას, გარდა ამისა, ისეთი მეორადი ეფექტები, როგორც არის კედლიდან მოლეკულათაშორისო შეჯახებები, ტიგელის სხვადასხვა ნაწილების ტემპერატურების უთანაბრობა, სითბური ნაკადების არსებობა საშუალებას არ იძლევიან წინასწარ დიდი სიზუსტით მათემეტიკურად აღწერილ იქნას აორთქლების პროცესი. ამდენად, ამორთქლებლის კონსტრუქციის შერჩევასა და ძირითადად სარგებლობენ ემპირიული კანონზომიერებებით. დისკრეტული აორთქლების პროცესის რეალიზაციისას იყენებენ ნავის ფორმის ამორთქლებებს. ეს პროცესიც საკმაოდ რთული პროცესია ფირის

სისქისა და შემადგენლობის მიხედვით ერთგვაროვანი ფირების მისაღებად. ამდენად, აქაც საჭიროა ემპირიული გზით სათანადო გეომეტრიის მიღწევა. ამჟამად მიღებულია, რომ მაღალი ერთგვაროვნების მქონე ფირების მომზადების ყველაზე ეფექტური საშუალებაა მანძილის გაზრდა ამორთქლებლიდან ფუძემრემდე. თუმცა უნდა აღვნიშნოთ, რომ ეს პროცესი შემოსაზღვრულია ვაკუუმური კამერის ზომებით და ამორთქლებლის მიერ უზრუნველყოფილი დაფენის სიჩქარის მნიშვნელობით.

შევვხებით ფუძემრეზე ფირების ფორმირების პროცესს, ვინაიდან ეს პროცესი არსებითად განსაზღვრავს ფირების სტრუქტურასა და ფაზურ ერთგვაროვნებას.

აორთქლებული მასალის ორთქლის ნაკადში შემავალი ატომები ფუძემრესთან შეჯახებისას კარგავენ ჭარბ ენერგიას და თუ ფუძემრის ტემპერატურა ძალიან მაღალი არ არის, ხოლო ჭარბი სითბური ენერგიის რელაქსაციის დრო არც ისე მცირეა, ფუძემრეზე მოხვედრილ ატომებს გააჩნიათ საკმაოდ დიდი დიფუზიური ძვრადობა, რაც არსებითად განსაზღვრავს ფირის წარმოქმნის პროცესს. აორთქლებული მასალის ატომები ფუძემრეზე მოხვედრისას მოძრაობენ მის ზედაპირზე და იქცევიან ორგანოზომილებიანი აირების მსგავსად. ასეთი მოძრაობის დროს, ისინი ეჯახებიან სხვა ადსორბირებულ ატომებს და ქმნიან ე.წ. „დუბლეტებს“ - ორი ატომისაგან შემდგარ ჯგუფებს. „დუბლეტებს“ გააჩნიათ უფრო მეტი სიცოცხლის ხანგრძლივობა, ვიდრე ცალკეულ ატომებს და, ამდენად, ასრულებენ კონდენსაციის ცენტრების როლს. თუ აორთქლებული მასალის კონის სიმკვრივე დიდია, აორთქლებული ატომები ჩაიჭირებიან ახლადწარმოქმნილი ნაწილაკებით და წარმოქმნიან კონდენსაციის ბირთვებს, რომლებიც თვითონ ჩაიჭერენ ახლად მოსულ ატომებს. ეს იმას ნიშნავს, რომ ორთქლის ნაკადის სიმკვრივის ზრდა იწვევს ფუძემრის ტემპერატურის გაზრდას. ატომების ზედაპირული მიგრაცია დამტკიცებულია ექსპერიმენტებით და დასაბუთებულია თეორიულადაც.

მეცნიერმა ფრენკელმა თეორიულად დაადგინა კავშირი კონის სიმკვრივესა და ტემპერატურას შორის:

$$V_3 = Ae^{\frac{u}{kT}} \quad (3,7)$$

სადაც V_3 ნაკადის კრიტიკული სიმკვრივეა, T - ფუძემშრის 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.

[64, 65] ნაშრომების ავტორებმა დაასაბუთეს, რომ არსებობს ფუძემშრის ორი კრიტიკული ტემპერატურა T_1 და T_2 . თუ $T < T_1$, მაშინ მიიღება ტექსტურირებული ფირები, ხოლო, როდესაც $T > T_2$ ნივთიერება ფუძემშრეზე არსებობს ორგანოზომილებიანი ორთქლის სახით, რომლის კონდენსაცია შეიძლება მოხდეს უშუალოდ ფუძემშრის დეფექტებზე ან მინარევებზე, რომლებიც შეიძლება არსებობდნენ ფუძემშრის ზედაპირზე. ამჟამად არსებობს ფირის კონდენსატის წარმოქმნის სხვადასხვა ერთმანეთისაგან განსხვავებული მოდელი: ჩანასახოვანი, კაპილარული, კინეტიკური განტოლებების მეთოდი და სხვ. [66-75].

ჩვენი ნაშრომის მიზანი იყო იმე-ს ორკომპონენტური შენაერთების ფირების მომზადება. ცნობილია, შენაერთების ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მომზადების ოთხი სახესხვაობა:

- 1) წინასწარსინთეზირებული შენაერთის პირდაპირი აორთქლება;
- 2) წინასწარსინთეზირებული შენაერთის დისკრეტული აორთქლება;
- 3) შენაერთის შემადგენელი კომპონენტების რიგ-რიგობით დაფენა ფუძემშრეზე და შემდეგ მიღებული მრავალფენიანი სტრუქტურის გამოწვა შესამაბის ტემპერატურაზე;

4) შენაერთის შემადგენელი კომპონენტების ერთდროული აორთქლება ორი დამოუკიდებელი წყაროდან.

პირველი და მეორე მეთოდის განხორციელება, ცხადია, მოითხოვს

საჭირო შემადგენლობის წინასწარსინთეზირებული შენაერთის არსებობას. ეს შენაერთები პირობითად შეიძლება დაიყოს ორ ნაწილად:

1) შენაერთები, რომლებიც აორთქლების ტემპერატურამდე გახურებისას იშლებიან შემადგენელ კომპონენტებად;

2) შენაერთები, რომლებიც არ იშლებიან შემადგენელ კომპონენტებად.

პირდაპირი აორთქლების მეთოდით მეორე ტიპის შენაერთების ფირების მიღება საკმაოდ მარტივია, მაშინ, როდესაც პირველი ტიპის შენაერთების ფირების მიღებისას, როგორც აღვნიშნეთ, ადგილი აქვს, დისოციაიას და დაფენის პროცესის შემდეგ საჭირო ხდება დამატებითი თერმული დამუშავება. თუმცა, ხშირად ესეც ვერ უზრუნველყოფს სტეიქიომეტრიული შემადგენლობის ფირების მიღებას.

წინასწარსინთეზირებული შენაერთის დისკრეტული აორთქლების მეთოდი (ნახ. 21) გამოიყენება მაშინ, როდესაც საჭიროა იმ შენაერთის ფირების მიღება, რომლებიც გახურებისას დისოცირდებიან. ამ მეთოდის არსი მდგომარეობს შემდეგში: წინასწარ სინთეზირებული დაფხვილი მასალა თანაბრად მიეწოდება სათანადო ტემპერატურამდე გახურებულ ნავისებურ ამორთქლებელს, საიდანაც ადგილი აქვს ნავზე მოხვედრილი ნაწილაკების მყისიერ აორთქლებას. ამორთქლებლის ტემპერატურა ისე უნდა იყოს შერჩეული, რომ ადგილი ჰქონდეს შენაერთის ყველაზე ძნელად აორთქლებადი მასალის ორთქლადქცევას. შევნიშნოთ, რომ დისკრეტული აორთქლების დროს შესაძლებელია ამორთქლებელზე მოხვედრილი მარცვლების ფრაქციონირებას მაინც ჰქონდეს ადგილი, მაგრამ აორთქლებული ნივთიერების მასა იმდენად მცირეა, რომ მიღებულ ფირში არაერთგაროვნება შეიძლება შესამჩნევი იყოს მხოლოდ რამოდენიმე მონოატომური ფენის ფარგლებში. აღწერილი მეთოდის გამოყენებისას არ მოითხოვება ამორთქლებლისა და აორთქლებული მასალის ორთქლის ნაკადის მკაცრი კონტროლი, როგორც ეს საჭიროა კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდის რეალიზაციისას. ძირითადად ფირის შემადგენლობის შესაბამისობას

ასაორთქლებელი მასალის შემადგენლობასთან უზრუნველყოფს ფხვნილის შემადგენელი ნაწილაკების სრული აორთქლება. დისკრეტული აორთქლების ძირითადი პრობლემაა არასრული აორთქლება, რაც შეიძლება დაკავშირებული იყოს ფხვნილის ნაწილაკების გაფანტვასა და ფუძემდრდან გადახრასთან. ეს ძირითადად გამოწვეულია იმით, რომ ფხვნილის ნაწილაკებისათვის მაღალია ზედაპირის ფართის ფარდობა მოცულობასთან და ორთქლის მყისიერი გამოყოფა, რაც იწვევს ნივთიერების დანაკარგს. ამ დანაკარგის მიზეზი შეიძლება იყოს აორთქლებისას წარმოქმნილი ორთქლის აღმავალი ნაკადი. ეს დანაკარგი მით უფრო მეტი იქნება, რაც მეტია აორთქლების სიჩქარე. მცირე ზომის ნაწილაკების გაფანტვა უფრო ალბათურია, ვიდრე მსხვილის, ამიტომ საჭიროა კალიბრებული ნაწილაკების გამოყენება. ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ აორთქლებული მასალი დანაკარგმა შეიძლება 50%-ს მიაღწიოს [63].

ფირების მომზადების მესამე მეთოდის არსი მდგომარეობს შემდეგში: ფუძემდრზე რიგ-რიგობით დააფენენ შენაერთის შემადგენელი კომპონენტების თხელ ფენებს და შემდეგ აწარმოებენ მიღებული მრავალფენიანი სტრუქტურის მაჰომოგენიზირებელ გამოწვას სათანადო ტემპერატურაზე. ამ დროს ადგილი აქვს კომპონენტების ურთიერთდიფუზიას. ეს მეთოდი წარმატებულია მაშინ, როდესაც ერთი კომპონენტის დიფუზიის კოეფიციენტი მეორეში მაღალია. პრაქტიკამ აჩვენა, რომ აღნიშნული მეთოდით ერთგვაროვანი ფირების მიღება ძალიან ძნელია და მეთოდს მაინცდამაინც დიდი გამოყენება არა აქვს.

ქიმიური შენაერთის თხელი ფირების მისაღებად ეფექტური აღმოჩნდა კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლების მეთოდი (ნახ. 20). აღნიშნული მეთოდის რეალიზაცია ხდება შენაერთის შემადგენელი კომპონენტების ერთდროულ აორთქლებასა და კონდენსაციაში ფუძემდრზე. მეთოდის ძირითადი სიძნელე მდგომარეობს ფირის შემადგენელი კომპონენტების აორთქლების სიჩქარეების მკაცრ კონტროლსა და მათი საჭირო თანაფარდობის ზუსტ დაცვასა და

შენარჩუნებაში. ფუძემრეზე კონდენსაციის სიჩქარეს, უპირველეს ყოვლისა, განსაზღვრავს აორთქლების ტემპერატურაზე წონასწორული ორთქლის წნევა $P^*(T)$. მცირე ფართის ამორთქლებლისთვის ფუძემრეზე წნევის მნიშვნელობა გამოითვლება ფორმულით:

$$P = \frac{A \cos \alpha \cos \beta}{\pi R^2} P^*(T) \quad (3.8)$$

სადაც A - აორთქლების ფართია; α და β - შეასბამისად აორთქლებისა და დაცემის კუთხეები; R - მანძილი ამორთქლებლიდან ფუძემრის მოცემულ წერტილამდე.

სამწუხაროდ, კონდენსაციის საჭირო სიჩქარის ზუსტი გათვლის მეთოდიკა არ არსებობს. ამიტომ ის მიიღწევა ემპირიულად.

კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლების წარმატებული განხორციელებისათვის პრობლემას წარმოადგენს ამორთქლებლების ისეთი განლაგების მოძებნა, როდესაც ფუძემრე ერთნაირადაა ექსპონირებული ფირის შემადგენელი ორივე კომპონენტის ორთქლის მიმართ. აღწერილი მეთოდის სახესხვაობაა ე.წ. გიუნტერის მეთოდი [75]. ეს მეთოდი ეფუძნება იმ ფაქტს, რომ შენაერთის დისოციაციისათვის საჭირო თავისუფალი ენერგია აღემატება შენაერთის შემადგენელი კომპონენტების აორთქლების თავისუფალ ენერგიებს. ეს ფაქტი კი იწვევს იმას, რომ ელემენტების ორთქლის წნევები ნაკლებია შენაერთის ფირის ზედაპირზე და მეტი თვით ელემენტზე. აქედან გამომდინარე, მეთოდის რეალიზაციისას ნაკლებად აქროლადი კომპონენტის T_1 ტემპერატურას აფიქსირებენ იმ დონეზე, რომელიც უზრუნველყოფს ფირის კონდენსაციისა და ზრდის საჭირო სიჩქარეს, ხოლო მეორე შედარებით აქროლადი კომპონენტის T_2 ტემპერატურა შეირჩევა ისე, რომ მისი კონცენტრაცია აჭარბებდეს არააქროლადი კომპონენტის კონცენტრაციას. ამასთან, ფუძემრის ტემპერატურა ისეთი უნდა იყოს, რომ მან უზრუნველყოს შენაერთისთვის საჭირო აქროლადი კომპონენტის გამოლექვა, ხოლო ზედმეტი რაოდენობის აორთქლება. ამრიგად, შეიძლება დავასკვნათ, რომ ფუძემრის ტემპერატურის რეგულირებით შეიძლება მისი

ისეთი მნიშვნელობის შერჩევა, როდესაც აქროლადი კომპონენტი ფუძეშრეზე კონდენსირდება მხოლოდ მაშინ, როდესაც ის ურთიერთქმედებს ძნელად აქროლადთან. ყოველივე ზემოთქმულიდან ჩანს, რომ T_1 და T_2 ტემპერატურები არ წარმოადგენენ კრიტიკულ სიდიდეებს, ისევე, როგორც ფუძეშრის ტემპერატურა შეიძლება გარკვეულ ფარგლებში შეიცვალოს. ამ მეთოდს გააჩნია ერთი ნაკლი, რაც იმაში გამოიხატება, რომ თუ მოცემული ქიმიური შენაერთის გვერდით არსებობენ სხვა შემადგენლობით მასთან ახლოს მყოფი შენაერთები, გაძნელებულია ერთფაზა ფირების მიღება.

როგორც ვნახეთ, ყველა განხილულ მეთოდს გააჩნია როგორც დადებითი, ისე უარყოფითი მხარეები, ამიტომ ცხადია, თითოეული კონკრეტული შენაერთისთვის საჭიროა შერჩეულ იქნას ის მეთოდი, რომელიც ყველაზე მეტად უზრუნველყოფს სათანადო შემადგენლობის სრულყოფილი ფირების მიღებას.

ვაკუუმურ-თერმული დაფენის მეთოდით ფირების მიღების ტემპერატურული რეჟიმების შერჩევისათვის აუცილებელია ვიცოდეთ, თუ როგორაა დამოკიდებული კომპონენტების ორთქლის წნევები ტემპერატურაზე. ცხრილ 7-ში მოყვანილია ჩვენთვის საინტერესო ელემენტების ორთქლის წნევების მნიშვნელობები აორთქლების ტემპერატურების სიახლოვეს.

ცხრილი 7

ზოგიერთი ელემენტის ორთქლის წნევის მნიშვნელობები [63]

ელემენტ ო	ტემპერატურა (K) ორთქლის წნევებისათვის, მმ.ვწყ.სვ					
	10^{-3}	10^{-2}	10^{-1}	10	10^1	10^2
Tm	1030	1120	1235	1370	1540	1760
La	1835	2000	2200	2450	2760	3150
S	353	382	420	462	519	606
Se	472	516	570	636	719	826
Bi	860	945	1050	1170	1350	1570
Cr	1540	1670	1825	2010	2240	2650
Cu	1405	1530	1690	1890	2140	2460

3.2. თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირების მიღება

თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირები პირველად მიღებულ იქნა [19] ნაშრომში, კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით. მიღებული ფირები არ ხასიათდებოდნენ კრისტალური მესრის მაღალი სრულყოფით.

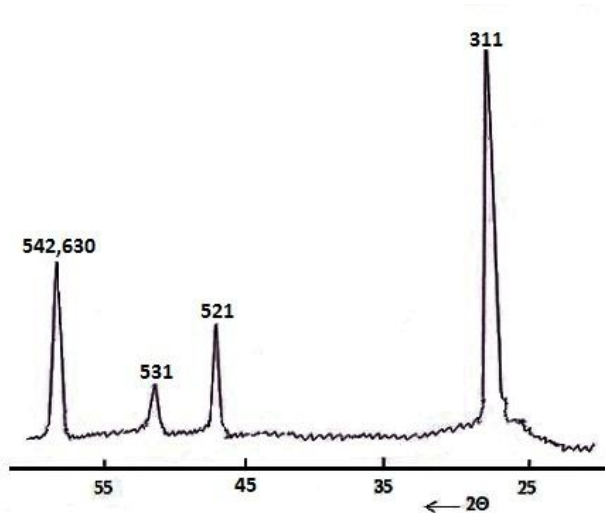
მოცემულ ნაშრომში დამუშავებულ იქნა Tm_2S_3 ფირების მომზადების ტექნოლოგია წინასწარსინთეზირებული მასალის ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით. ფირის მისაღებად გამოყენებული იყო $\theta - Tm_2S_3$ - ის მოცულობითი კრისტალები, რომელიც შექმნილი იყო კომპანია Rare Earth Bullion Ltd (Company No:08175229)-სგან, რომელსაც ვფქვავდით წვრილმარცვლოვან დონემდე და შემდეგ ვატარებდით სპეციალურ საცერში გარკვეული - ერთი ზომის მარცვლების მიღების მიზნით. აღნიშნული მეთოდის წარმატებით განხორციელებისათვის დიდი მნიშვნელობა აქვს ფხვნილის მარცვლის ზომებს, ვინაიდან ოპტიმალურზე ნაკლების ზომების შემთხვევაში ადგილი აქვს მასალის დიდ დანაკარგს, რადგანაც ფხვნილის ნაწილაკები იფანტებიან აორთქლებული მასალის აღმავალი ნაკადით, ხოლო ოპტიმალურზე დიდი ზომის ნაწილაკები ვერ ასწრებენ აორთქლებას. ჩვენს მიერ ექსპერიმენტალურად დადგენილ იქნა, რომ მარცვლის ოპტიმალურ ზომებს შეადგენს $\sim 100-130$ მკმ. დაფენისას ამორთქლებლის ტემპერატურა შეადგენდა $\sim 2800K$, ფუძემშრის ტემპერატურა - $870 - 920K$. ამორთქლებელი ფუძემშრიდან დაშორებული იყო 55 მმ-ით. დაფენის სიჩქარე ტოლი იყო $\sim 90-105$ Å/წმ. დაფენა სწარმოებდა 10^{-6} მმ.ვწყ.სვ პირობებში. მიღებული ფირების სისქე მერყეობდა $0,6 - 2,5$ მკმ ფარგლებში.

ფუძემშრეებად გამოყენებული იყო სიტალი, მონოკრისტალური სილიციუმი და ლეიკოსაფირონი. ნახ.30-ზე მოყვანილია მომზადებული ფირების ფოტო. როგორც ვხედავთ, ფირებს გააჩნიათ მუქი ყვითელი შეფერილობა.



ნახ. 30. Tm_2S_3 -ის ფირები (ფუძემწრე სიტალი, ფირის სისქე-1.8 მკმ)

მომზადებულ ფირებზე გადაღებულ იქნა რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ნახ.31), რომლის იდენტიფიკაციამ აჩვენა, რომ ფირებს გააჩნით θ -ფორმის Tm_2S_3 კრისტალური მესერი (კუბური სინგონია, Tl_2O_3 ტიპის კუბური მესერი, სივრცული ჯგუფი $Ia\bar{3}$ (ცხრილი 1).

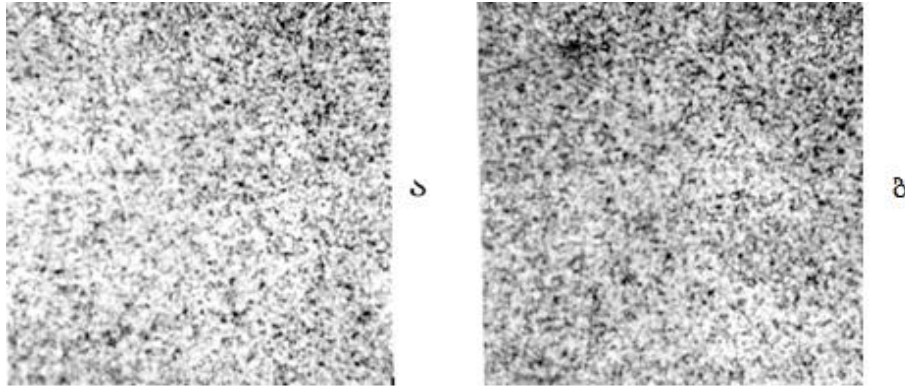


ნახ. 31. θ - Tm_2S_3 -ის ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძემწრე სიტალი, ფირის სისქე-1.8 მკმ)

რენტგენოდიფრაქტოგრამის მიხედვით გათვლილი მესრის მუდმივა ტოლია $a = 12,44 \text{ \AA}$ რაც კარგ შესაბამისობაშია [19] ნაშრომის მონაცემებთან. აქვე შევნიშნოთ, რომ მოცემულ ნაშრომში მომზადებული ფირების რენტგენოდიფრაქტოგრამაზე დიფრაქციული მაქსიმუმები უფრო მაღალი და წვრილია, ვიდრე [19] ნაშრომში კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით მიღებული ფირების დიფრაქციული მაქსიმუმები, რაც მიუთითებს იმაზე, რომ წინასწარ-სინთეზირებული მასალის დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირების კრისტალური მესერი უფრო სრულყოფილია.

მომზადებული ფირების რენტგენული მიკროანალიზის მიხედვით

ისინი შეიცავენ 40,1 ატ% Tm 59,9 ატ% S. რენტგენის მეორად სხივებში გადაღებულ იქნა მიღებული ფირების ზედაპირში Tm და S განაწილების სურათი (ნახ.32), რომლიდანაც ჩანს, რომ კომპონენტების განაწილება ზედაპირზე საკმაოდ ერთგვაროვანია.



ნახ. 32. Tm_2S_3 -ის ფირის ზედაპირზე თულიუმის (ა) და გოგირდის (ბ) განაწილების გამოსახულება რენტგენის მეორად სხივებში

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

იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებს გააჩნიათ დიდი აკრძალული ზონის სიგანე და, შესაბამისად, მაღალი კუთრი წინაღობა - $\sim 10^{10}$ ომი \cdot სმ, ამდენად, მათი გამოყენება ელექტრონული ხელსაწყოების შესაქმნელად შეუძლებელია, ამიტომ საჭიროა ლეგირების პროცესის ჩატარება. იმე-ს ერთნახევრიანი სულფიდების მალეგირებელი ელემენტის შერჩევისა და ლეგირების პროცესის ჩატარება სათანადოდ დამუშავებული არ არის. მოკლედ შევხვით მინარევების ქცევას ისეთი ცნობილი $A^{III}B^V$ ტიპის შენაერთში, როგორცაა GaAs, რომელშიც ყველაზე კარგადაა შესწავლილი სხვადასხვა მალეგირებელი მინარევების ქცევა. ცნობილია, რომ შენაერთებში, რომლებიც შექმნილია იმ ელემენტებისაგან, რომელთა ელექტროუარყოფითობაც ძლიერ განსხვავდება ერთმანეთისაგან, მინარევული ატომები სხვა ერთნაირ პირობებში ჩაენაცვლებიან შენაერთის იმ ატომებს, რომელთათვისაც ელექტროუარყოფითობა ძირითად და მინარევულ ატომებს შორის მინიმალურია. იმ შემთხვევაში, როდესაც

მინარევს გააჩნია შუალედური ელექტროუარყოფითობა, განმსაზღვრელ როლს თამაშობს გეომეტრიული ფაქტორი, კერძოდ, კოვალენტური რადიუსების განსხვავება მინარევის ატომსა და ძირითად ატომს შორის.

$A^{III}B^V$ ტიპის შენაერთებში II და VI A ქვეჯგუფის ელემენტები, როგორც წესი, განთავსდებიან მესრის კვანძებში, ამასთან, მეორე ქვეჯგუფის ელემენტები ჩაენაცვლებიან კათიონებს, ხოლო მეექვსე ჯგუფის ელემენტები - ანიონებს. ამასთან ერთად, ვალენტობის წესის თანახმად, მეორე ჯგუფის ელემენტები წარმოადგენენ მარტივ აქცეპტორებს, ხოლო მეექვსე ჯგუფის ელემენტები - მარტივ დონორებს. მაგალითად, თუთია ან კადმიუმი ცვლიან გალიუმის ატომებს და ქმნიან თხელ აქცეპტორულ დონეებს, მაშინ, როდესაც სელენი და ტელური ენაცვლებიან დარიშხანს და შესაბამისად, ქმნიან თხელ დონორულ დონეებს. ამ ჯგუფის ელემენტები $A^{III}B^V$ ტიპის შენაერთებში, როგორც წესი, წარმოადგენენ მალეგირებელ მინარევებს. $A^{III}B^V$ ტიპის ნაერთებში განსაკუთრებულ როლს თამაშობს მეექვსე ჯგუფის ელემენტი - ჟანგბადი. ექსპერიმენტულად დადგენილ იქნა, რომ ჟანგბადი გალიუმის არსენიდში ჩაენაცვლება დარიშხანს და წარმოადგენს ღრმა დონორს.

ნახევარგამტარული შენაერთების ლეგირება იმ მინარევებით, რომლებიც ქმნიან თხელ დონორულ და აქცეპტორულ დონეებს, გამოიყენება მუხტის მატარებლების კონცენტრაციის ცვლილებისათვის ფართო დიაპაზონში და, ასევე, გამტარებლობის ტიპის შესაცვლელად. მაგალითად, გალიუმის არსენიდში თუთია შეყავთ დიოდებისა და ტრანზისტორების შესაქმნელად.

მესამე და მეხუთე ჯგუფის ელემენტები განთავსდებიან რა $A^{III}B^V$ ტიპის შენაერთის კრისტალური მესრის კვანძებში, წარმოადგენენ ელექტრულად არააქტიურ მინარევებს. ისინი იზოელექტრონული მინარევებია: არ მოქმედებენ მუხტის თავისუფალი გადამტანების კონცენტრაციაზე, მაგრამ მოქმედებენ მათ სიცოცხლის ხანგრძლივობაზე, ანუ რეკომბინაციაზე (მაგ., აზოტი, ბისმუტი, ანთიმონი გალიუმის არსენიდში).

პირველი ჯგუფის ელემენტები (სპილენძი, ვერცხლი, ოქრო) ჩაენაცვლებიან რა კათიონებს, $A^{III}B^V$ ტიპის შენაერთებში, ვალენტობის წესის მიხედვით უნდა წარმოადგენდნენ ორჯერად დამუხტულ აქცეპტორებს. ზოგიერთ შემთხვევაში, ეს დასტურდება ექსპერიმენტალურად, მაგალითად, ასე იქცევა სპილენძის ატომი გალიუმის არსენიდში. სპილენძი გალიუმის არსენიდში შეიძლება განთავსდეს როგორც კვანძებში, ასევე კვანძთა შორის. განთავსდება რა კვანძებში გალიუმის ატომის ნაცვლად, ისინი ქმნიან ორ აქცეპტორულ დონეს გალიუმის არსენიდის აკრძალულ ზონაში, ხოლო თუ განთავსდებიან კვანძებს შორის, წარმოადგენენ ერთჯერად დამუხტულ დონორებს. მაგრამ, ვერცხლი და ოქრო გალიუმის არსენიდში ქმნის თითო აქცეპტორულ დონეს. პირველი ქვეჯგუფის ელემენტები $A^{III}B^V$ ტიპის შენაერთებში განთავსდებიან როგორც კვანძებში, ასევე კვანძთა შორის და ავლენენ სხვადასხვა ელექტრულ აქტივობას. ასე მაგალითად, ლითიუმი გალიუმის არსენიდში განთავსდება როგორც კვანძთა შორის, ისე კვანძებში. თუ ის განთავსდა კვანძებს შორის, ის მარტივი დონორია, ხოლო თუ განთავსდა კვანძებში - აქცეპტორი. ამასთან, ნიმუშის გაცივებისას ლეგირების ტემპერატურიდან (500K) ოთახის ტემპერატურამდე ადგილი აქვს კომპენსაციის პროცესს, რომელიც იწვევს მაღალომიანი ხვრელური გამტარობის კრისტალების წარმოქმნას და, შესამაბისად, შეიმჩნევა მხოლოდ ერთი აქცეპტორული დონის წარმოქმნა გალიუმის არსენიდში.

მეექვსე, მეშვიდე და მერვე ჯგუფის გარდამავალი ლითონების ქცევა $A^{III}B^V$ ტიპის შენაერთებში სათანადოდ შესწავლილი არ არის. ეს ელემენტები ძირითადად იქცევიან როგორც ღრმა აქცეპტორები. ექსპერიმენტული მონაცემები ამ მინარევებისათვის ხარისხობრივად ემორჩილებიან ვალენტობის წესს, თუ ისინი განლაგდებიან ლითონის ქვემესრის კვანძებში, მაგალითად, გალიუმის არსენიდში მანგანუმი, კობალტი, ნიკელი, მათ გააჩნიათ +2 ტოლი სტაბილური ვალენტობა. გალიუმის ატომების ამ ატომებით ჩანაცვლებისას წარმოიქმნებიან

ერთჯერად იონიზირებული აქცეპტორები. საინტერესოა, რომ რკინას და ქრომს, რომელთა სტაბილური ვალენტობა +3-ია, შეიძლება გააჩნდეთ +2 ვალენტობაც, და, შესაბამისად, ჩაენაცვლებიან რა გალიუმს მესრის კვანძებში შეიძლება იყვნენ ერთჯერად იონიზირებული აქცეპტორები. ვანადიუმი, რომლის ვალენტობა ჩვეულებრივ +4-ის ტოლია, წარმოადგენს დონორს გალიუმის არსენიდში.

$A^{III}B^V$ ტიპის შენაერთებში ამფოტერულ მინარევებს წარმოადგენენ ატომები, რომლებსაც გააჩნიათ შეუვსებელი d გარსი და ისინი შეიძლება იყვნენ როგორც დონორები, ისე აქცეპტორები, რაც დამოკიდებულია იმაზე, თუ სად განთავსდებიან ეს ელემენტები.

გალიუმის არსენიდში ამფოტერობას ავლენს ქრომის მინარევი, როგორც მრავალრიცხოვანმა ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, ქრომი განთავსდება გალიუმის კვანძებში.

დადგენილია, რომ გალიუმის არსენიდში დონორული ლითიუმის ძვრადობა მაღალია, ამიტომ მაღალი ტემპერატურიდან ოთახის ტემპერატურამდე გაცივებისას ლითიუმის დადებითი იონები ქმნიან პრეციპიტატებს. ჭარბი ნაკლებადმოძრავი აქცეპტორები ადგილზე რჩებიან და განაპირობებენ p ტიპის გამტარებლობის კომპენსაციას.

ისეთი მინარევი, როგორც არის კალა, ძირითადად განთავსდება კათიონის ქვემესერში და წარმოადგენს მარტივ დონორს. ამასთან, ის უფრო ნაკლებად ავლენს ამფოტერობას, ვიდრე სილიციუმი და გერმანიუმი გალიუმის არსენიდში. გალიუმის არსენიდში კალის ძალიან მაღალ კონცენტრაციებზეც კი ის განაპირობებს n ტიპის გამტარებლობას. ამასთან ერთად, კალა ქმნის ღრმა აქცეპტორულ ზონას აკრძალულ ზონაში და, როგორც ვარაუდობენ, ის ჩაენაცვლება დარიშხანის ატომებს კვანძებში.

ზოგიერთ შემთხვევაში მინარევი განთავსდება რა ანიონის ქვემესერში, ის იქცევა როგორც მარტივი აქცეპტორი, ასეთია მაგალითად ტყვია გალიუმის არსენიდში, რომელიც ქმნის ღრმა აქცეპტორულ დონეს გალიუმის არსენიდის აკრძალულ ზონაში.

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ თუ მინარევი ორივე ქვემესერში შედის თითქმის ერთნაირი კონცენტრაციით, მაშინ ამფოტერულ თვისებებს ის ყველაზე მკვეთრად ავლენს. ამასთან, აქცეპტორული და დონორული დონეების თანაფარდობა დამოკიდებულია შემდეგ ფაქტორებზე: კრისტალის შემადგენლობაზე; ამფოტერული მინარევის კონცენტრაციაზე; აქროლადი კომპონენტის ტემპერატურასა და წნევაზე. ასეთი მინარევებია სილიციუმი და გერმანიუმი გალიუმის არსენიდში. თუ სილიციუმი და გერმანიუმი განთავსდა გალიუმის კვანძებში, ისინი მარტივი დონორებია, ხოლო თუ დარიშხანის კვანძებში - მარტივი აქცეპტორები. ამფოტერული მინარევის პრაქტიკული თვალსაზრისით საინტერესო მაგალითია სილიციუმის მინარევი გალიუმის არსენიდში. აღმოჩნდა, რომ გალიუმის არსენიდის ზრდისას ნადნობიდან, სილიციუმი შედის გალიუმის კვანძებში და ქმნის დონორულ დონეს, მაშინ, როდესაც გალიუმის არსენიდის ხსნარიდან ზრდისას, როდესაც დარიშხანის ორთქლის წნევა დაბალია, სილიციუმი განთავსდება დარიშხანის კვანძებში და ქმნის აქცეპტორულ დონეს. ამ თავისებურებების გათვალისწინებამ შესაძლებელი გახადა ერთ ტექნოლოგიურ ციკლში მიღებულიყო p-n გადასასვლელი. ამ გზით მიღებულ სტრუქტურებზე შექმნილ იქნა შუქდიოდები ლუმინესცენციის მაღალი კვანტური გამოსავლიანობით (~ 6 %).

ცნობილია, რომ მაღალი სისუფთავის ნახევარგამტარული შენაერთების მიღება ტექნოლოგიურად უფრო რთულია, ვიდრე ელემენტარული ნახევარგამტარების, ასე მაგალითად, გალიუმის არსენიდის ტექნოლოგიის განხორციელებისას ადგილი აქვს სხვადასხვა ნარჩენი მინარევების შემცველი ნიმუშების მიღებას.

გალიუმის არსენიდში ნარჩენი მინარევების სახით ყოველთვის არსებობს ჟანგბადი. თუ კრისტალში არსებობენ თხელი აქცეპტორები, ჟანგბადმა შეიძლება გამოიწვიოს მათი კომპენსაცია და ამ დროს მიიღება მაღალომიანი ნიმუში ყოველგვარი ლეგირების გარეშე. ცხადია, ჟანგბადის არსებობა გალიუმის არსენიდში დამოკიდებულია მისი გაზდრის და

დამუშავების მეთოდოლოგიაზე.

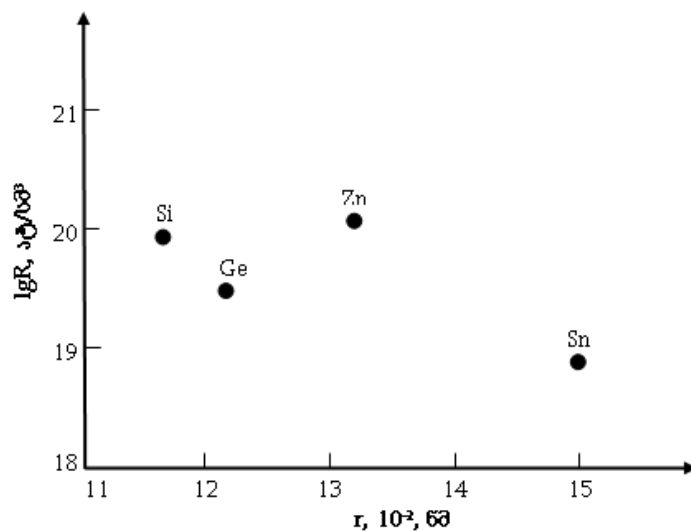
მთელ რიგ შემთხვევებში გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების ზრდას შეიძლება თან სდევდეს არასასურველი ლეგირება ღრმა მინარევებით და, შესაბამისად, საკუთარი დეფექტების გაჩენა. ღრმა მინარევების არსებობამ ნახევარგამტარში შეიძლება გამოიწვიოს მუხტის გადამტანების ჩაჭერა და, შესაბამისად, მათი სიცოცხლის ხანგრძლივობის შემცირება. ეს ეფექტები გავლენას ახდენენ ნახევარგამტარული ხელსაწყოების მრავალ მახასიათებელზე, მაგალითად, გაჟონვის დენებზე, ხმაურზე დიოდებსა და ტრანზისტორებში.

რაც შეეხება იმე-ს ერთნახევრიან სულფიდებს, მათი ლეგირება კადმიუმისა და ტყვიის ატომებით ჩატარებულ იქნა [19, 55] ნაშრომებში. კერძოდ, [55] ნაშრომში დამუშავებულ იქნა თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ლეგირება კადმიუმის ატომებით აირადი ფაზიდან და ტყვიის ატომებით - მყარი ფაზიდან. აღმოჩნდა, რომ ლეგირებულ ფირებს გააჩნიათ მაღალი ფოტომგრძნობიარობა, რაც პერსპექტიულს ხდის მათ გამოყენებას ფოტომგრძნობიარე სტრუქტურების შესაქმნელად, თუმცა, მათ აღმოაჩნდათ მნიშვნელოვანი ნაკლი: ლეგირებული ფირების გახურება - გაცივების რამდენიმე (10-12) ციკლის შემდეგ, 80-500 K ტემპერატურულ შუალედში, ადგილი აქვს ფირების საწყისი მაღალი კუთრი წინაღობის აღდგენას და ფოტომგრძნობიარობის დაკარგვას, რაც ალბათ, გამოწვეულია იმით, რომ ასეთი ციკლი იწვევს მალეგირებელი ელემენტების გამოსვლას მესრიდან. ამიტომ დიდ ინტერესს წარმოადგენს ისეთი მალეგირებელი ელემენტის შერჩევა, რომელიც მაღალ ელექტრულ აქტივობასთან ერთად უზრუნველყოფს მიღწეული პარამეტრების სტაბილურობას და მდგრადობას ტემპერატურული ზემოქმედების მიმართ.

მოცემულ ნაშრომში დამუშავებულ იქნა Tm_2S_3 თხელი ფირების ლეგირების მეთოდოლოგია სილიციუმის ატომებით და შესწავლილ იქნა ელექტროფიზიკური პარამეტრები.

მალეგირებელ ელემენტად ტყვიის ნაცვლად სილიციუმის შერჩევა

განაპირობა იმ გარემოებამ, რომ ორივე ერთი და იგივე - IV ჯგუფის ელემენტებია და, ამდენად, მოსალოდნელია, რომ მათი ელექტრული აქტივობა ერთნაირი იქნება, ხოლო დიფუზიური პროცესები ალბათ სხვადასხვა, ვინაიდან სილიციუმის კოვალენტურ რადიუსი (111 ნმ) საკმაოდ (~35%) ნაკლებია ტყვიის კოვალენტური რადიუსზე (0.174 ნმ) და, ამდენად, უნდა ვივარაუდოთ, რომ სილიციუმის ატომების ხსნადობა უფრო მაღალი იქნება გალიუმის არსენიდის ანალოგიურად, რომელშიც ელემენტების ხსნადობა ძირითადად იზრდება გახსნილი ელემენტების კოვალენტური რადიუსების შემცირების მიხედვით (ნახ. 33). თუმცა აქვე უნდა აღვნიშნოთ, რომ ამა თუ იმ მინარევის ელექტრული და სხვა აქტივობების პროგნოზირება მოითხოვს სპეციალურ ანალიზს. სამწუხაროდ, ამ კითხვებზე ცალსახა პასუხის მიღება შეუძლებელია მინარეული ატომის შესახებ მარტივი წარმოდგენების საფუძველზე, რომელიც ემყარება გეომეტრიულ და ელექტროქიმიურ ფაქტორებს. ამ პრობლემისადმი მიძღვნილია მრავალი ნაშრომი [76-80].



ნახ. 33. ელემენტების ხსნადობის დამოკიდებულება კოვალენტურ რადიუსზე გალიუმის არსენიდში [81]

აქვე შევნიშნოთ, რომ სილიციუმის ატომები აკმაყოფილებენ მალეგირებელი ელემენტებისადმი წაყენებულ გეომეტრიულ და ელექტროქიმიურ ფაქტორებს.

იუმ-როზერის გეომეტრიული ფაქტორის თანახმად მინარეული

ატომების კრისტალური მესრის კვანძებში განლაგება (ჩანაცვლების მყარი ხსნარი) შესაძლებელია მაშინ, როდესაც მინარევული ატომების რადიუსებს და მატრიცის ატომების რადიუსებს შორის სხვაობა არ აღემატება 15%. ე.ი. სრულდება პირობა

$$0,85 < \frac{r_{\text{მინ}}}{r_{\text{მატ}}}< 1,15 \quad (3.9)$$

სადაც $r_{\text{მინ}}$ მინარევული ატომის რადიუსია, ხოლო $r_{\text{მატ}}$ – იშვიათმიწა ატომის რადიუსი.

მინარევული ატომების კვანძებს შორის განთავსების (ჩანერგვის მყარი ხსნარი) პირობაა $r_{\text{მინ}} < r_{\text{Ln-S}}$, სადაც $r_{\text{Ln-S}}$ – მანძილია იმე-ს და გოგირდის უახლოეს ატომებს შორის. Tm_2S_3 – ში ეს მანძილი ტოლია 2.83\AA [55].

იუმ-როზერის მიერ ასევე გაანალიზებულ იქნა ელექტროქიმიური ფაქტორი. ჩანაცვლების მყარი ხსნარების წარმოქმნის პირობაა მინარევული და მატრიცული ატომების ელექტროქიმიური მსგავსება, სხვა სიტყვებით რომ ვთქვათ ელემენტები ქიმიაში კარგად ცნობილი დამაბულობის რიგში ერთმანეთთან ახლოს უნდა იმყოფებოდნენ. თუ ელემენტები ელექტროქიმიურად არ არიან მსგავსნი, მაშინ ადგილი ექნება ქიმიური ნაერთის წარმოქმნას.

სემენჩენკოს მიერ გაერთიანებულ იქნა ორივე – გეომეტრიული და ელექტროქიმიური ფაქტორი, რის საფუძველზეც მან შემოიტანა ატომის განზოგადოებული მომენტის ცნება J .

$$J = \frac{eZ}{r} \quad (3.10)$$

სადაც e - ელექტრონის მუხტია; Z - იონის ვალენტობა; r - იონური რადიუსი.

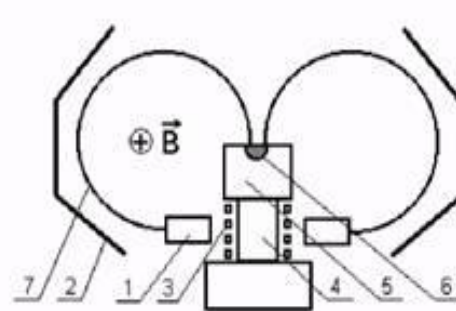
ჩანაცვლების მყარი ხსნარი მიიღება მაშინ, როდესაც მინარევული და მატრიცული ატომების განზოგადოებულ მომენტებს შორის სხვაობა მცირეა.

მოცემულ ნაშრომში წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული

Tm_2S_3 ფირების ლეგირებას სილიციუმის ატომებით ვახდენდით მყარი ფაზიდან დიფუზიის მეთოდით, რისთვისაც მომზადებული ფირების ზედაპირზე ელექტრონულ-სხივური აორთქლებით ვაფენდით სილიციუმის ფენას, ხოლო შემდეგ ვახდენდით მიღებული ორფენიანი სტრუქტურის დიფუზიურ გამოწვას.

სილიციუმის ასაორთქლებლად საჭირო გახდა მეორე თავში აღწერილი ელექტრონულ-სხივური აორთქლების მოწყობილობის მოდერნიზაცია, რისთვისაც ჩატარებულ იქნა წინასწარი გათვლები.

ელექტრონულ-სხივური აორთქლების მეთოდით ფირის დაფენის სქემა მოყვანილია ნახ. 34 -ზე, ხოლო დანადგარის ფოტო - ნახ.35-ზე.



ნახ. 34. სილიციუმის ელექტრონების ნაკადით ასაორთქლებელი დანადგარის სქემა:

- 1 - ელექტრონული ზარბაზანი; 2 - ელექტროსტატიკური ზარბაზანი;
- 3,4 - წყლით გაცივებადი ფუძე; 5 - სილიციუმის წყარო; 6 - სილიციუმის ნადნობი;
- 7 - ელექტრონული სხივი



ნახ. 35. სილიციუმის ელექტრონების ნაკადით ასაორთქლებელი დანადგარის კამერის მოწყობილობა

400 – 450 მა დენის სიდიდის ელექტრონული სხივი ემიტირდება ელექტრონული ზარბაზნით და აჩქარდება 3 კვ ძაბვით. ელექტრონული და მაგნიტური ველების მეშვეობით ელექტრონების ნაკადი ფოკუსირდება ასაორთქლებელი მასალის ზედაპირზე, რომელიც ლოკალურად დნება და ადგილი აქვს ინტენსიურ აორთქლებას. ამავ დროს ასაორთქლებელი მასალა ასრულებს ტიგელის როლს. დნობის ტემპერატურამდე გახურებული აორთქლებული მასალა უშუალოდ არ კონტაქტირებს დანადგარის დეტალებთან და არ ჭუჭყიანდება, რაც წარმოადგენს მოცემული მეთოდის დადებით მხარეს.

ელექტრონული აორთქლების ნაკლია ის, რომ ფუძემწრე და მასზე მზარდი ფირი განიცდის რენტგენული სხივებითა და დიდი ენერჯის იონებით დასხივებას, რამაც შეიძლება უარყოფითი გავლენა მოახდინოს ფირების ფორმირებასა და საბოლოოდ მათ თვისებებზე.

ელექტრონულ-სხივური აორთქლების პროცესის არსი იმაში მდგომარეობს, რომ ელექტრონული კონის კონეტიკური ენერჯია ასაორთქლებელი მასალის ზედაპირის ბომბარდირებისას გადადის სითბურ ენერჯიაში, რაც განაპირობებს მის გახურებას და აორთქლებას.

იმის გამო, რომ ელექტრონული სხივის ფოკუსირებისას მიიღწევა ენერჯის მაღალი სიმკვრივე, შესაძლებელი ხდება ასაორთქლებელი მასალის გახურება მაღალ ტემპერატურამდე, რაც საშუალებას იძლევა მიღწეულ იქნას მასალის აორთქლების მაღალი სიჩქარე. ეს ფაქტორი მეტად მნიშვნელოვანია იშვიათმიწა ელემენტების ასაორთქლებლადაც.

მასალის ასაორთქლებლად გამოყენებულ ელექტრონულ სხივს გააჩნია გარკვეული პარამეტრები:

1. i_j - ელექტრონული სხივის დენი, ა;
2. U_s - ამაჩქარებელი ძაბვა, ვ;
3. v_s - მასალის ზედაპირზე ელექტრონული სხივის სკანირების სიჩქარე;
4. W_j - ელექტრონული სხივის სიმძლავრე, ვტ.

$$W_j = i_j U_s \quad (3.11)$$

თუ ელექტრონული სხივი ფოკუსირებულია ლაქაში, რომლის დიამეტრია d_0 , მაშინ სხივის კუთრი სიმძლავრე

$$W_1 = 4i_0 U_0 / \pi d^2 \quad (3.12)$$

კუთრი სიმძლავრე ესა-ს ერთერთი ძირითადი მახასიათებელია და ის შეიძლება იცვლებოდეს 10^3 -დან 10^8 ვტ/სმ²-მდე. უწყვეტ რეჟიმში აორთქლებისას გამოყენებული კუთრი სიმძლავრე შეადგენს 10^3 - 10^5 ვტ/სმ².

ელექტრონული ზარბაზნის სიმძლავრის მიახლოებითი შეფასებისას ელექტრონული აორთქლების პროცესში ელექტრონული სხივის სითბური ბალანსის განტოლება შეიძლება ჩავწეროთ შემდეგნაირად:

$$W_0 = W_{მს} + W_{დნ} + W_{აორ} + W_{მე} \quad (3.13)$$

სადაც W_0 არის ის ენერგია, რომელსაც ელექტრონული სხივი აწვდის ასაორთქლებელ მასალას, $W_{მს}$ - ენერგიის დანაკარგი მასალის სითბოგამტარობით, $W_{დნ}$ - ენერგიის დანახარჯი დნობაზე, $W_{აორ}$ - ენერგიის დანახარჯი აორთქლებაზე, $W_{მე}$ - ენერგია, რომელიც იფანტება მეორადი ელექტრონებით.

ენერგიის ძირითადი დანაკარგი მოდის არეკვლილ ელექტრონებზე, რომელთა რაოდენობაც განისაზღვრება არეკვლის კოეფიციენტით.

არეკვლის კოეფიციენტის ინჟინრული გათვლებისთვის სარგებლობენ ფორმულით

$$\gamma = \frac{m}{\sigma \cdot z^{1/3}} \quad (3.14)$$

სადაც m ატომის მასაა, გ; σ -მუდმივაა, რომელიც მსუბუქი ელემენტებისთვის ($z=6-7$) შეადგენს $106 \cdot 10^{-23}$ გ; მძიმე ელემენტებისთვის ($z=74-92$) შეადგენს $15,5 \cdot 10^{-23}$ გ.

ცხრილში 8-ში მოყვანილია ჩვენს მიერ გათვლილი არეკვლის კოეფიციენტის γ მნიშვნელობები იშვიათმიწა ელემენტებისა და სილიციუმისათვის.

როგორც ცხრილიდან ვხედავთ, არეკვლის კოეფიციენტი იმე-სთვის საკმაოდ მაღალია და იცვლება 0,40-დან 0,46-მდე, ხოლო სილიციუმისათვის არეკვლის კოეფიციენტი მნიშვნელოვნად დაბალია და შეადგენს 0,02-ს.

არეკვლის კოეფიციენტის მნიშვნელობები γ იშვიათმიწა ელემენტებისა და სილიციუმისათვის

ელემენტი	ატომური ნომერი, z	მასის ატომური ერთეული, მ.ა.ე.	ატომის მასა, 10 ⁻²⁴ , გ	არეკვლის კოეფიციენტი, γ
Si	14	28,09	47,75	0.02
La	57	138,91	236,15	0.40
Ce	58	140,12	238,20	0.40
Pr	59	140,91	239,54	0.40
Nd	60	144,24	245,21	0.40
Sm	62	150,35	255,60	0.42
Eu	63	151,96	258,33	0.42
Gd	64	157,25	267,33	0.43
Tb	65	158,92	270,17	0.43
Dy	66	162,5	276,25	0.44
Ho	67	164,93	280,38	0.45
Er	68	167,26	284,34	0.45
Tm	69	168,93	287,19	0.45
Yb	70	173,04	294,17	0.46
Lu	71	174,97	297,45	0.46

ანგარიში აჩვენებს, რომ გასახურებელი მასალის ზედაპირის ტემპერატურა მცირდება ელექტრონების ენერჯის გაზრდით, რაც გამოწვეულია სითბოს დიდი რაოდენობის გამოყოფით სხეულის სიღრმეში, მაგალითად, როდესაც $W_{\text{e}} = 10^6$ ვტ/სმ² ასაორთქლებელი მასალის ცენტრალური ზონის ზედაპირის ტემპერატურა სხვადასხვაა. ტემპერატურის ეს მნიშვნელობები ჩვენთვის საინტერესო სილიციუმისა და ზოგიერთი სხვა მასალისთვის მოცემულია ცხრილ ში.

როგორც ვხედავთ, ელექტრონული სხივის ენერჯის გაზრდით მაქსიმალური ტემპერატურა იწევს მასალის სიღრმეში, მძიმე ლითონებში, მაგ., ვოლფრამში ტემპერატურის ცვლილება მინიმალურია, რაც გამოწვეულია ელექტრონების თავისუფალი განარბენის სიგრძის სიმცირით.

ამრიგად, შეიძლება დავასკვნათ, რომ ელექტრონული სხივის მუდმივი კუთრი ენერჯისას აორთქლების სიჩქარე მცირდება ელექტრონული სხივის ენერჯის გაზრდით რაღაც ზღვრული მნიშვნელობის ზემოთ.

ექსპლოატაციის გამოცდილებამ გვიჩვენა, რომ აღწერილი მეთოდით შესაძლებელია საკმაოდ მაღალი სიჩქარით განხორციელდეს ლითონების, ნახევარგამტარების, დიელექტრიკების და შენადნობების აორთქლება. ამასთან, ასაორთქლებელი მასალა შეიძლება იყოს გრანულები, ფხვნილი ან მასიური მასალა, რომელიც თავსდება სპეციალურ ტიგელში. ტიგელის მასალად შეიძლება გამოყენებულ იქნას ბორის ნიტრიდი BN, ალუმინის ჟანგი Al_2O_3 , მოლიბდენი, ვოლფრამი, ტანტალი, რომელთა გაცივებაც ხდება სპილენძის წყლით გაცივებადი მოწყობილობით.

ასეთი ამაორთქლებლების ეფეტურობა განისაზღვრება ორი კრიტერიუმით: 1) ტიგელიდან მასალის აორთქლების სიჩქარით, გ/წთ; 2) ფუძემრეზე ფირის დაფენის სიჩქარე, მკმ/წთ.

პირველი კრიტერიუმი საკმაოდ კარგადახასიათებს მოწყობილობას, ხოლო მეორე - დამოკიდებულია მთელ რიგ ფაქტორებზე (წნევა კამერაში, მანძილი ამაორთქლებლიდან ფუძემრეზე, ორთქლის ნაკადის კუთხური განაწილება და ა.შ.).

ფუძემრის განლაგების სწორად შერჩევისათვის საჭიროა წარმოდგენილი გვერდის ორთქლის ნაკადის კუთხური განაწილება, რომელიც დამოკიდებულია ელექტრონების ნაკადის გეომეტრიაზე, ასაორთქლებელი მასალის გვარობაზე და ა.შ.

ცხრილ 9-ში მოყვანილია ზოგიერთი მასალის აორთქლების სიჩქარის დამოკიდებულება მოწყობილობის სიმძლავრისაგან.

ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, რომ მოლიბდენის ტიგელის გამოყენება მნიშვნელოვნად ამცირებს მოწყობილობის სიმძლავრეს და ერთდროულად ზრდის აორთქლების მახასიათებლებს, კერძოდ, აორთქლება ხდება უფრო თანაბარი, მცირდება აორთქლებისას მიკროშხეფების წარმოქმნის ალბათობა.

ნახაზზე გამოსახული ელექტრონულ-სხივური აორთქლების სქემა განხორციელებულ იქნა ლაბორატორიაში არსებულ YBH-2 და YBH-75 P 3 დანადგარის ვაკუუმური კამერების ბაზაზე.

ზოგიერთი მასალის აორთქლების სიჩქარის დამოკიდებულება მოწყობილობის სიმძლავრისაგან

ელემ- ენტი	რიგითი ნომერი	დნობის ტემ-რა, K	აორთქლების ტემ-რა, K	სიმკვრივე, გ/სმ ³	არეკვლის კოეფიციენტი, %	აორთქლების სიჩქარე (გ/წთ) აორთქლების სიმძლავრისას		
						1 კვტ	2 კვტ	3 კვტ
Si	14	1610	2330	2,332	2	0,1	0,25	0,32
Sm	62	1260	1260	7,536	42	1,1	1,4	2,3
Gd	64	1465	1955	7,895	43	1,2	1,6	2,9
Tm	69	1700	1370	9,318	45	1,2	1,7	3,4

[82]-ში აღწერილი მეთოდიკით მიღებულ $\theta - \text{Tm}_2\text{S}_3$ ფირებზე ელექტრონულ-სხივური აორთქლებით დავაფინეთ 2.5 – 3.0 მკმ სისქის სილიციუმის ფენა (Kp00 მარკის სილიციუმი, ძირითადი მასალის შემცველობით 99.99%). დაფენის პროცესში კამერაში ვაკუუმი ტოლი იყო $\sim 10^{-6}$ მმ.ვწყ.სვ, Tm_2S_3 ფირის ტემპერატურა დაფენის პროცესში შეადგენდა 450-500 K. სილიციუმის ფენის დაფენის შემდეგ ნიმუშს ვაცივებდით ოთახის ტემპერატურამდე დაბალი ~ 25 გრად/სთ სიჩქარით. ამის შემდეგ მასალა გადაგვქონდა კვარცის ამპულაში, რომელშიც ვქმნიდით $\sim 10^{-5}$ მმ.ვწყ.სვ გაიშვიათებას, ხოლო შემდეგ ამპულას ვავსებდით სპექტრალურად სუფთა არგონით, ვრჩილავდით ამპულას და ვათავსებდით ღუმელში, რომელშიც ვაწარმოებდით ფირის დიფუზიურ გამოწვას ~ 900 K -ზე 18-25 სთ-ის განმავლობაში. დიფუზიური გამოწვის შემდეგ ფირს ვაცივებდით ოთახის ტემპერატურამდე ~ 20 გრად/სთ სიჩქარით, ვიღებდით მას ამპულიდან და ალმასის პასტის გამოყენებით ვაწარმოებდით ზედაპირის პოლირებას, მასზე დარჩენილი სილიციუმის ატომების მოსაშორებლად. ლეგირებულ ფირებს გააჩნდათ მოშავო-ყავისფერი შეფერილობა.

ლეგირებული ფირების ძირითადი მახასიათებლები მოყვანილია ცხრილ 10-ში. როგორც ცხრილიდან ჩანს, ყველა მიღებულ ფირს გააჩნია ელექტრონული ტიპის გამტარებლობა და მათი კუთრი წინაღობა მნიშვნელოვნად - $\sim 10^6$ -ჯერ შემცირებულია.

თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის თხელი ფირების სილიციუმით ლეგირების ექსპერიმენტალური შედეგები

დიფუზიური გამოწვის ტემპერატურა, K	დიფუზიური გამოწვის ხანგრძლივობა, სთ	ფირის სისქე, მკმ	კუთრი წინაღობა ლეგირებამდე, ომი · მ	კუთრი წინაღობა ლეგირების შემდეგ, ომი · მ	ფერი ლეგირების შემდეგ	გამტარობის ტიპი ლეგირების შემდეგ
900	25	1.4	10^8	100	მოშავო- ყავისფერი	n
„	21	1.7	“	97	„	“
„	22	1.6	“	103	„	“
„	24	1.9	“	102	„	“
„	20	2.0	“	98	„	“

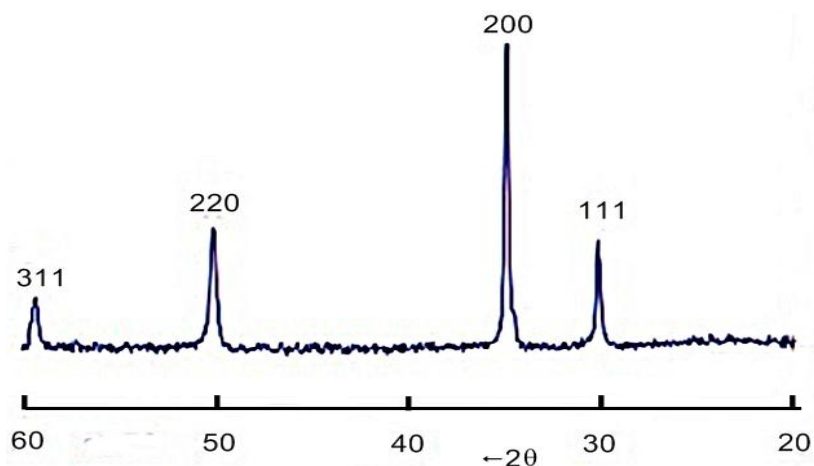
3.4. თულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირების მიღება

წინამდებარე ნაშრომში დამუშავებულ იქნა TmS თხელი კრისტალური ფირების მიღების ტექნოლოგია წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით სხვადასხვა ფუძემდებზე: ნადნობი კვარცი, სიტალი, მონოკრისტალური სილიციუმი (111) ორიენტაციის სიბრტყით და ლეიკოსაფირონი [83, 84, 85].

დისკრეტული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღებად გამოყენებული იყო თულიუმის მონოსულფიდის მოცულობითი კრისტალები, რომელიც შევიდინეთ Rare Earth Bullion Ltd (Company No:08175229)-სგან, რომლებსაც ვფხვნიდით წვრილმარცვლოვან დონემდე. ცდებმა აჩვენეს, რომ მარცვლის ოპტიმალური ზომებია 80-90 მკმ. ფირების მომზადების პროცესში ვაკუუმი კამერაში შეადგენდა $\sim 10^{-6}$ მმ.ვწყ.სვ, ამაორთქლებლის ტემპერატურა ტოლი იყო ~ 2750 K, ფუძემდრის ტემპერატურა სხვადასხვა ექსპერიმენტში იცვლებოდა 720-1200K შუალედში. მანძილი ამაორთქლებლიდან ფუძემდრემდე შეადგენდა 70 მმ. დაფენის სიჩქარე შეადგენდა $\sim 68-75$ Å/წმ. დაფენილი ფირების სისქე

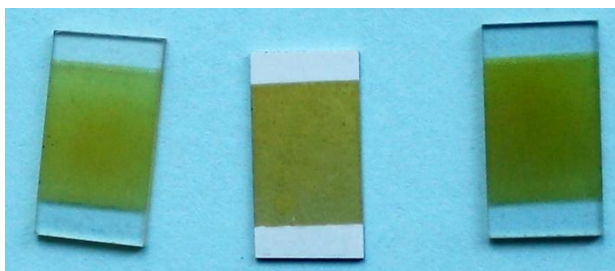
მერყეობდა 0.9-1.2 მკმ ფარგლებში.

გადაღებულ იქნა მომზადებული ფირების რენტგენო-დიფრაქტოგრამები, რომლებმაც აჩვენეს, რომ ფუძეშრის 720-910K ტემპერატურებზე წარმოიქმნებიან ერთფაზა პოლიკრისტალური ფირები, მხოლოდ ზოგიერთ შემთხვევაში შეიმჩნეოდა არეკვლის დამატებითი მაქსიმუმები, რომლებიც შეესაბამებოდნენ Tm_2S_3 – ის მცირე ოდენობის ფაზებს და, როგორც ჩანს, მათ შემთხვევითი ხასიათი ჰქონდათ. ფუძეშრის ტემპერატურის დიაპაზონში 935-1120 K ფირები ერთფაზა იყო (ნახ. 36),



ნახ. 36. TmS-ის ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძეშრე - ლეიკოსაფირონი, ფირის სისქე - 1,1 მკმ, ფუძეშრის ტემპერატურა - 980K)

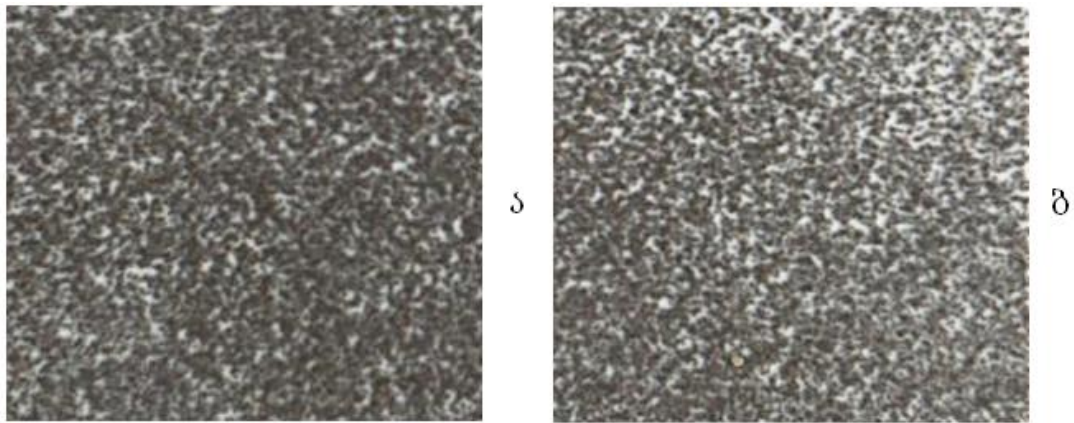
ხოლო უფრო მაღალ ტემპერატურებზე ერთფაზოვნება ირღვეოდა და ფირებში კარგად ჩანდა Tm_5S_7 ფაზა. ამრიგად, შეიძლება დავასკვნათ, რომ ფუძეშრის ოპტიმალური ტემპერატურაა 935-1120K. ნახ.37-ზე მოყვანილია ნაღობი კვარცის, სიტალისა და ლეიკოსაფირონის ფუძეშრეზე 980K ტემპერატურაზე დაფენილი ფირების ფოტოსურათები.



ნახ. 37. თულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირები (ფუძეშრეები მარცხნიდან მარჯვნივ: კვარცი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი. ფუძეშრის ტემპერატურა - 980K)

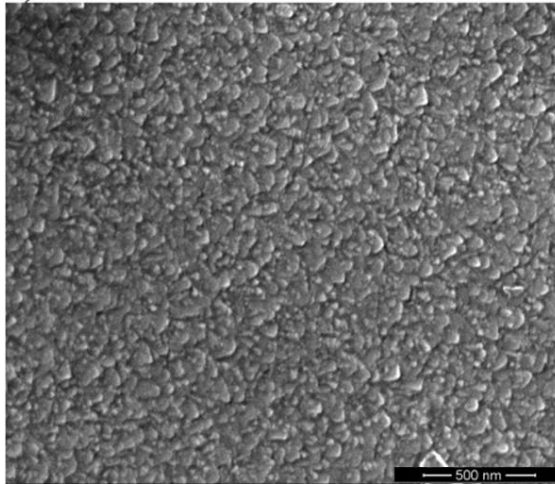
როგორც მოყვანილი ფოტოებიდან ჩანს, ყველა ფუძემრეზე გაზრდილ ფირებს გააჩნიათ ერთგვაროვანი მუქი-ყვითელი შეფერილობა. რენტგენოდიფრაქტოგრამისა და შესამაბისი ელექტრონოგრამის ანალიზმა აჩვენა, რომ მიღებული ფირები ერთფაზაა და მათ გააჩნიათ NaCl-ის ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a = 5,39 \text{ \AA}$, რაც კარგ შესაბამისობაშია TmS-ის მოცულობითი კრისტალის მესრის პარამეტრთან $a = 5,417 \text{ \AA}$ [18]

რენტგენული მიკროზონდური ანალიზის მიხედვით ფირები შეიცავდნენ 50,2 ატ% ტულიუმს და 49,8 ატ% გოგირდს და როგორც რენტგენის მეორად სხივებში გადაღებულმა ზედაპირის სურათმა აჩვენა (ნახ. 38), ფირში ელემენტები განაწილებულია საკმაოდ თანაბრად.

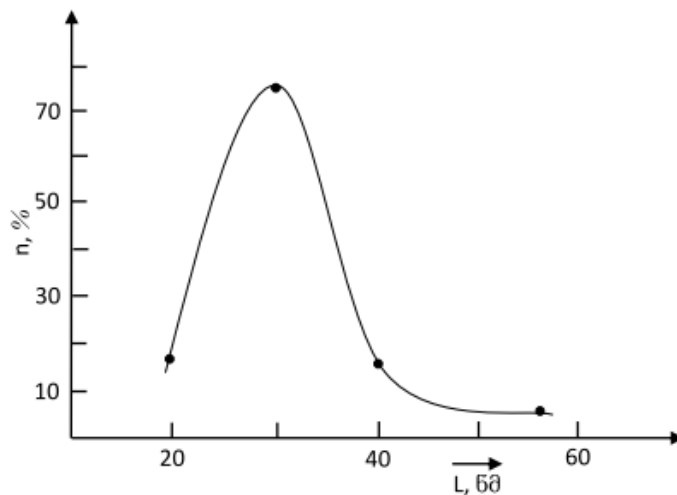


ნახ. 38. TmS ფირის ზედაპირზე ტულიუმის (ა) და გოგირდის (ბ) განაწილების გამოსახულება რენტგენის მეორად სხივებში (ფუძემრე - ლეკოსაფირონიფირის სისქე - 1,1 მკმ, ფუძემრის ტემპერატურა - 980 K)

მაღალი გარჩევის უნარიანობის მქონე ელექტრონული სკანირებადი მიკროსკოპით გადაღებულ იქნა ფუძემრის 980K ტემპერატურაზე დაფენილი TmS ზედაპირის სურათი, რომელიც მოყვანილია ნახ. 39-ზე. მიღებული სურათის სტატისტიკურმა დამუშავებამ აჩვენა, რომ ფირის მახასიათებელი ელემენტების ზომები მერყეობს 18 ნმ-დან 57-ნმ-ის ფარგლებში. მახასიათებელი ელემენტების ~70% ზომები შეადგენს 32 ნმ-ს (ნახ.40). ეს მეტყველებს იმაზე, რომ ჩვენ საქმე გვაქვს ნაწილაკებთან, რომლის ზომებიც 100 ნმ-ზე ნაკლებია, რაც საშუალებას გვაძლევს ვთქვათ, რომ საქმე გვაქვს ნანობიექტებთან.

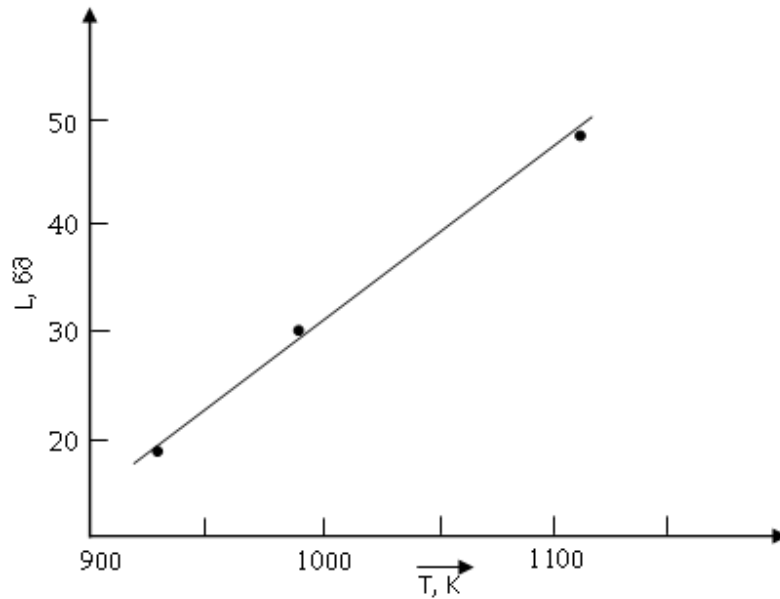


ნახ. 39. მეორადი ელექტრონებით სკანირებადი ელექტრონული მიკროსკოპიის მეთოდით მიღებული TmS-ის თხელი ფირის ზედაპირის სურათი (x120 000) (ფუძეშრე - ლეკოსაფირონი, ფირის სისქე - 1,1 მკმ, ფუძეშრის ტემპერატურა - 980K)



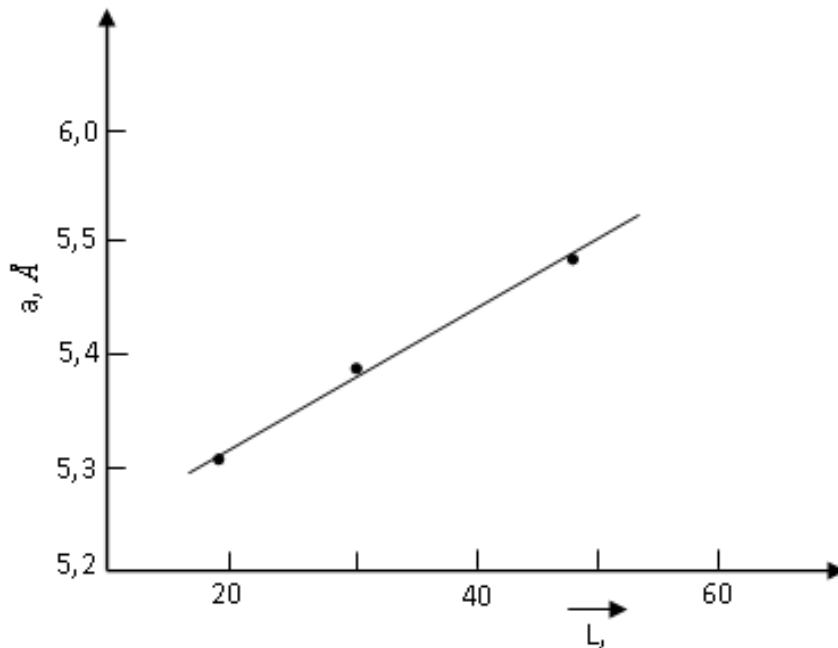
ნახ. 40. ნაწილაკების რაოდენობის განაწილება ზომების მიხედვით TmS ფირში (ფუძეშრე - ლეკოსაფირონი, ფირის სისქე - 1,1 მკმ)

ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, რომ მახასიათებელი ელემენტების ზომები სხვა მუდმივი ტექნოლოგიური პარამეტრების შემთხვევაში (ამორთქლებლის ტემპერატურა, ასაორთქლებელი მასალის შემადგენლობა და ფხვნილის მარცვლის ზომები, მანძილი ამორთქლებლიდან ფუძეშრემდე) დამოკიდებულია ფუძეშრის ტემპერატურაზე. კერძოდ, ფუძეშრის ტემპერატურის შემცირებით ის მცირდება. ასე მაგალითად, ფუძეშრის 930 K ტემპერატურაზე მახასიათებელი მარცვლის ზომები 18 ნმ-ის ტოლია, ხოლო ფუძეშრის 1115 K ტემპერატურაზე - 48 ნმ-ის (ნახ.41).



ნახ. 41. TmS ფირის მახასიათებელი ელემენტების ზომის დამოკიდებულება ფუძემშრის ტემპერატურისაგან

დაკვირვებებმა აჩვენეს, რომ მომზადებული ფირების მესრის პარამეტრი პირდაპირ კავშირშია ფირების მახასიათებელი ელემენტების მარცვლის ზომებთან. კერძოდ, მახასიათებელი ელემენტის ზომის შემცირებით მესრის პარამეტრი მცირდება, როგორც ეს კარგად ჩანს ნახ.42-დან.



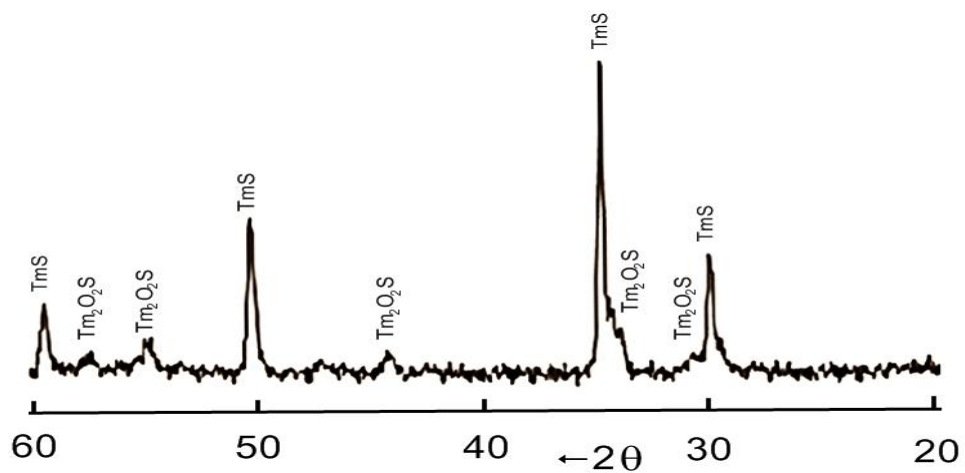
ნახ. 42. TmS ფირის მესრის მუდმივას დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე

ფირის მესრის პარამეტრის შემცირება მახასიათებელი ელემენტების ზომის შემცირებასთან ერთად ალბათ აიხსნება იმ გარემოებით, რომ ზედაპირული დაჭიმულობის ძალები ორთქლის ფაზიდან კონდენსაციის წინ მეტ წნევას აწარმოებენ დიდი ზომის მახასიათებელი ელემენტების ზომებთან შედარებით, რაც ამცირებს მესრის პარამეტრის მნიშვნელობას. რაც შეეხება ფუძეშრის ტემპერატურის გაზრდით ფირის მახასიათებელი ელემენტების ზომების ზრდას ეს გარემოება ცნობილია სამეცნიერო ლიტერატურიდან მაგალითად ისეთი ცნობილი მასალის მაგალითზე, როგორცაა ვერცხლი [64].

როგორც ზემოთ მოყვანილი მონაცემებიდან ჩანს, ფუძეშრის ყველა ტემპერატურაზე დაფენილი ფირის მესრის პარამეტრი ნაკლებია, ვიდრე სამეცნიერო ლიტერატურიდან აღებული შესაბამისი მასალის მოცულობითი კრისტალების მესრის პარამეტრი. ასეთი მოვლენა შეიმჩნევა მაგალითად, კადმიუმისა და იტერბიუმისათვის [86], ვერცხლისათვის [87] და მას ავტორები ხსნიან ზედაპირული წნევის გავლენით განსაკუთრებით ისეთ ფირებში, რომლებიც შეიცავენ მცირე ზომის ნაწილაკებს.

ცნობილია, რომ იმე-ს შენაერთები ჰაერზე დაყოვნებისას ურთიერთქმედებენ რა ჰაერის შემადგენელ ტენთან და სხვა აირებთან, შედიან მათთან ქიმიურ რეაქციაში, რაც განსაკუთრებით თხელ ფირებში არსებით გავლენას ახდენს მათ სხვადასხვა ფიზიკურ თვისებებზე. ჩვენს მიერ ჩატარებულმა ექსპერიმენტმა აჩვენა, რომ მომზადებული ფირების ჰაერზე ლაბორატორიის პირობებში (ტენიანობა ~50-70%, ტემპერატურა ~300K) ~6 თვის დაყოვნების შემდეგ TmS-ის ფირების რენტგენო-დიფრაქტოგრამაზე გაჩნდა დამატებითი მაქსიმუმები (ნახ.43), რომლებიც შეესაბამება $Tm_2O_2S_3$ ფაზას. ჩატარებულმა ოჟე-სპექტრალურმა ანალიზმა დაადასტურა ეს მონაცემების და აჩვენა, რომ ზედაპირული ფენის სისქე 1 ნმ-მდეა.

მოყვანილი მონაცემები მეტყველებს იმაზე, რომ იმე-ს მონოსულფიდების მდგრადობა ატმოსფერულ ჰაერზე გაცილებით



ნახ. 43. TmS ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა ჰაერზე 6 თვის დაყოვნების შემდეგ (ფუძემრე - ლეიკოსაფირონი, ფირის სისქე - 1,1 მკმ, ფუძემრის ტემპერატურა - 980K) მაღალია იმე-ს მონოანთიმონიდების მდგრადობაზე. ცნობილია, რომ ამ უკანასკნელი მასალის ფირის დაყოვნება ჰაერზე უკვე რამდენიმე დღის შემდეგ იწვევს მათი შეფერილობის და, შესაბამისად, შემადგენლობის ცვლილებას [88]. მოყვანილი მონაცემები მეტყველებს იმაზე, რომ იმე-ს მონოსულფიდების მდგრადობა ატმოსფერულ ჰაერზე გაცილებით მაღალია იმე-ს მონოანთიმონიდების მდგრადობაზე. ცნობილია, რომ ამ უკანასკნელი მასალის ფირის დაყოვნება ჰაერზე უკვე რამდენიმე დღის შემდეგ იწვევს მათი შეფერილობის და, შესაბამისად, შემადგენლობის ცვლილებას [88].

3.5. თულიუმის მონოსელენიდის თხელი ფირების მიღება

თულიუმის მონოჰალკოგენიდები (TmX, სადაც $x=S, Se, Te$) წარმოადგენენ სამოდულო ობიექტების ერთ-ერთ ჯგუფს, რომლებზედაც ხდება იშვიათმიწა ელემენტების (იმე) შიგა და გარე გარსების ელექტრონების ურთიერთქმედების შესწავლა. TmX შემადგენლობის შენაერთები შეიძლება განხილულ იქნას, როგორც სამარიუმის მონოჰალკოგენიდების SmS ანალოგიური მასალები. თულიუმის მონოსელენიდი წარმოადგენს შენაერთს, რომელშიც იშვიათმიწა ელემენტს

გააჩნია ცვლადი ვალენტობა +2.75 [89, 54] და უკანასკნელ ხანებში ინტენსიურად მიმდინარეობს ამ მასალის თვისებების შესწავლა.

წინამდებარე ნაშრომში პირველად დამუშავებულ იქნა TmSe ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით.

კომპონენტების ორი დამოკიდებელი წყაროდან აორთქლების მეთოდის გამოყენებისას როგორც თულიუმის, ასევე სელენის აორთქლებას ვაწარმოებდით ჯოულის ამორთქლებლით. დაფენის პროცესში თულიუმისა და სელენის აორთქლება სწარმოებდა შესაბამისად 1230K და 630K–ზე. ამორთქლებლების დამორება ფუძემდრიდან შესაბამისად შეადგენდა ~40 და 35 მმ, ამორთქლებლების ღერძების დახრის კუთხეები ფუძემდრის ნორმალის მიმართ ორივე ამორთქლებლისათვის დაახლოებით ერთნაირი იყო და შეადგენდა ~40°. ფირის დაფენის სიჩქარე იყო ~37Å/წმ. ფუძემდრის ტემპერატურას ვცვლიდით 800K–1110K ფარგლებში. მრავალრიცხოვანი ცდებით დადგინდა, რომ თულიუმის მონოსელენიდის ფირის დაფენისათვის ფუძემდრის ოპტიმალური ტემპერატურაა ~1100 K.

საწყის მასალებად გამოყენებული იყო TyM-1 მარკის Tm, მასში კონტროლირებადი მინარევების შემდეგი შემცველობით: La - 0.03%, Fe - 0.01%, Ca - 0.01%, Cu - 0.01% და Er, Yb და Lu ჯამური შემცველობით 0.1%, Ta, Mo ან Nb ჯამური შემცველობით 0.02%) და OCY მარკის სელენი, ძირითადი მასალის შემცველობით 99.9999%.

დისკრეტული ვაკუუმურ–თერმული აორთქლების მეთოდით ფირების მისაღებად გამოყენებული იყო წინასწარსინთეზირებული მოცულობითი კრისტალები, რომლებიც ჩვენს მიერ შეძენილ იქნა ჩინური კომპანიისაგან Rare Earth Bullion Ltd (Company No:08175229). მოცულობით კრისტალებს ვფქვავდით წვრილ მარცვლოვან დონემდე. ფხნილის მარცვლების ოპტიმალური ზომაა 85 – 100 მკმ. თუ მარცვლის

ზომები 85 მკმ-ზე ნაკლებია, ისინი “ეწებებიან” ერთმანეთს და ამორთქლებელზე მიწოდებული ფხვნილის ნაკადი არათანაბარია, ამასთან, ჭუჭყიანდება ღარი, რომლითაც ფხვნილი მიეწოდება ამორთქლებელს, საბოლოოდ აორთქლების პროცესი არაწონასწორული ხდება. როდესაც ფხვნილის ზომები ოპტიმალურზე მეტია მასალა ვერ ასწრებს აორთქლებას ამორთქლებლიდან, რის გამოც იცვლება ორთქლის და, შესაბამისად, მიღებული ფირის სტექიომეტრიული შემადგენლობა.

განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს ფუძემშრის ტემპერატურას, ცდებით დადგინდა, რომ ის უნდა შეადგენდეს ~620K მხოლოდ ასეთ ტემპერატურაზე გააჩნია ფირს მაღალი ადგეზია ფუძემშრესთან. თუ ფუძემშრის ტემპერატურა ოპტიმალურზე ნაკლებია გაძნელებულია ფუძემშრეზე ადსორბირებული ატომების თანაბარი განაწილება და შეიმჩნევა მათ დაჯგუფება სხვადასხვა სისქის “კუნძულებად”, ხოლო ოპტიმალურზე მაღალ ტემპერატურებზე ადგილი აქვს გამოლექილი ატომების მოწყვეტას ფუძემშრიდან და აორთქლებას. ამორთქლებლის ოპტიმალური ტემპერატურაა ~2750K, დაშორება ამორთქლებლიდან ფუძემშრემდე 68 მმ, დაფენის სიჩქარე 70-85Å/წმ.

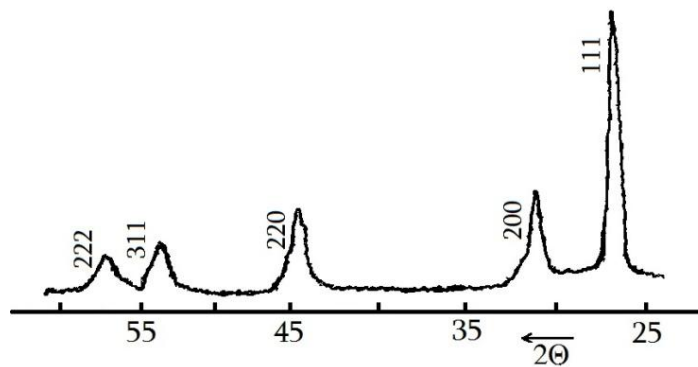
ნახაზ 44-ზე მოყვანილია ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით დაფენილი TmSe-ის ფირის ფოტო.



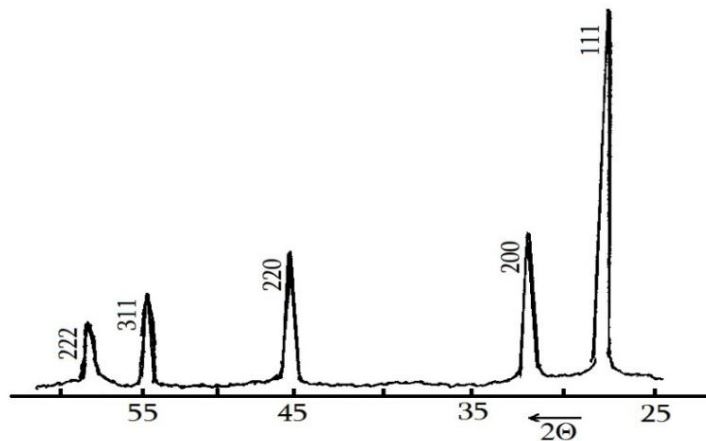
ნახ. 44. ლეიკოსაფრონზე დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით დაფენილი TmSe-ის თხელი ფირი (ფირის სისქე 0,9მკმ)

მომზადებული ფირების ფაზური შემადგენლობის კონტროლი ხდებოდა რენგენოდიფრაქციული კვლევებით. ნახ. 45-ზე მოყვანილია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან მიღებული ფირის

რენტგენოდიფრაქტოგრამა, ხოლო ნახ.46-ზე დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირის.



ნახ. 45. კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით მიღებული ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა



ნახ. 46. წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით მიღებული ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა

მოყვანილი რენტგენოდიფრაქტოგრამების შედარებიდან ჩანს, რომ დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირების მაქსიმუმები უფრო მაღალია და წვრილი, რაც, ალბათ, მათი უფრო მაღალი კრისტალური სრულყოფითაა გამოწვეული.

მომზადებულ ფირებს გააჩნიათ NaCl-ის ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a = 5,62 \text{ \AA}$, რაც კარგ შესაბამისობაშია TmSe-ის მოცულობითი კრისტალის მესრის პარამეტრთან $a = 5,640 \text{ \AA}$ [18]. TmSe-ის ფირები რენტგენული მიკროზონდური ანალიზის მიხედვით შეიცავენ 50,1 ატ% Tm და 49,9 ატ% Se. ფირების სისქე იცვლებოდა 50 ნმ–დან 700 ნმ–მდე.

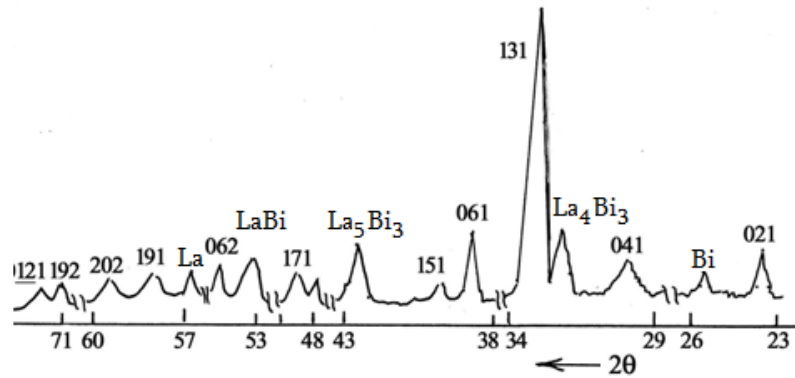
3.6. ლანთანის ბისმუტთან შენაერთების ფირების მიღება

ცნობილია, რომ ტექნიკაში განსაკუთრებულ როლს თამაშობენ მნელდნობადი შენაერთები, რომლებსაც შეუძლიათ მუშაობა მაღალ ტემპერატურებზე. ასეთ საინტერესო თვისებების მქონე მასალებს მიეკუთვნება იშვიათმიწა ელემენტების (იმე) ბისმუტიდები [57]. მაგრამ ყველა მათგანი სათანადოდ შესწავლილი არ არის. ასეთი ნაკლებად გამოკვლეული შენაერთებია ლანთანის ბისმუტიდები. სხვა იმე-ს ბისმუტიდებისაგან განსხვავებით, La-Bi მდგომარეობის დიაგრამა საკმაოდ დეტალურადაა აგებული [16]. დადგენილია, რომ ამ სისტემაში არსებობს შემდეგი შენაერთები: La_2Bi , La_5Bi_3 , La_4Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$. მოცემული ნაშრომის მიზანს წარმოადგენდა ამ შენაერთების ფირების მიღება სხვადასხვა ფუძემრეზე და მომზადებული ფირების ელექტროფიზიკური თვისებების შესწავლა.

თხელი ფირების მიღებას ვაწარმოებდით კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით სხვადასხვა ფუძემრეზე. ფუძემრეებად გამოყენებული იყო სიტალის, ლეიკოსაფირონისა და მონოკრისტალური სილიციუმის მართკუთხა პარალელეპიპედის ფორმის ფირფიტები ზომებით 15 x 8 x 0.5 მმ. ლანთანის აორთქლებას ვახდენდით ელექტრონულ-სხივური ამორთქლებლით, ხოლო ბისმუტის – ჯოულის ამორთქლებლით. საწყის მასალებად გამოყენებული იყო №0 მარკის ლითონური ლანთანი Fe-ის შემცველობით – 0,02% და Ce, Pr და Nd ჯამური შემცველობით – 0,2% და Bi -0000 მარკის ბისმუტი, ძირითადი მასალი შემცველობით 99.9999%.

ჩვენს მიერ პირველად მიღებულ იქნა La_5Bi_3 , La_4Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ თხელი ფირები სხვადასხვა ფუძემრეზე: სიტალი, ლეიკოსაფირონი, მონოკრისტალური სილიციუმი. მოცემულ ნაშრომში ვერ მოხერხდა ერთფაზა La_2Bi ფირების მიღება ვერცერთ გამოყენებულ ფუძემრეზე, ყველა მომზადებული ნიმუში ორ ან მეტ ფაზას შეიცავდა, როგორც ლითონური ლანთანის, ასევე სხვა ფაზების სახით, როგორც ეს ჩანს

ნახ.47–ზე მოყვანილი რენტგენოდიფრაქტოგრამიდან.



ნახ. 47. La_2Bi მრავალფაზა ფირი

(ფუძემრე – ლეიკოსაფირონი, ფირის სისქე – 2,3 მკმ)

სამეცნიერო ლიტერატურიდან ცნობილია, რომ La_2Bi მოცულობით კრისტალებს გააჩნიათ Zr_2Si_2 ტიპის რომბული მესერი პარამეტრებით $a = 4.58 \text{ \AA}$, $b = 16.67 \text{ \AA}$ და $c = 4.31 \text{ \AA}$ [16]. დადგენილ იქნა დანარჩენი La_5Bi_3 , La_4Bi_3 , LaBi და LaBi_2 ერთფაზა კრისტალური ფირების დაფენის ოპტიმალური ტემპერატურული და გეომეტრიული რეჟიმები.

La_5Bi_3 თხელი ფირების მიღება. სამეცნიერო ლიტერატურიდან [16]. ცნობილია, რომ La-Bi სისტემაში არსებობს La_5Bi_3 შენაერთის მაღალ ტემპერატურული ფაზა, რომელიც მდგრადია 1570 – 1650K-ზე მაღალ ტემპერატურულ ინტერვალში. მას გააჩნია Mn_5Si_3 ტიპის ჰექსაგონალური მესერი, პარამეტრებით $a=9.591\text{\AA}$ და $c=6.709\text{\AA}$. რაც შეეხება დაბალტემპერატურულ ფაზას, მისი არსებობის შესახებ ლიტერატურაში სხვადასხვა აზრი არსებობს. [90] ნაშრომში გამოთქმულია მოსაზრება, რომ არსებობს La_5Bi_3 დაბალტემპერატურული ფაზა, რომელსაც გააჩნია ანტი- U_3S_5 ტიპის რომბული მესერი, ხოლო [91] ნაშრომის მიხედვით La_5Bi_3 შენაერთს დაბალტემპერატურული ფაზა არ გააჩნია.

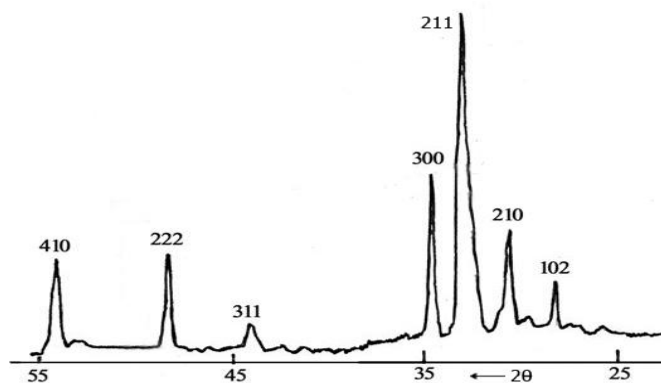
წინამდებარე ნაშრომში, ჩვენს მიერ მიღებულ იქნა La_5Bi_3 მაღალტემპერატურული ფაზა. დაფენის პროცესში ლანთანის ამორთქლებლის დაშორება ფუძემრიდან ტოლი იყო 50 მმ, ხოლო ბისმუტის – 75 მმ, ამორთქლებლების ღერძების დახრის კუთხეები ფუძემრის ნორმალის მიმართ შეადგენდა დაახლოებით 40° და 57°

შესაბამისად ლანთანისა და ბისმუტისათვის. ერთფაზა ნიმუშები მიღებულ იქნა შემდეგ ტემპერატურულ რეჟიმებზე: $T_{La} = 1895K$, $T_{Bi} = 1050K$ და $T_{ფ} = 1120K$. მიღებული ფირების სისქე მერყეობდა 0.8 - 2.1 მკმ დიაპაზონში. ფირის ზრდის სიჩქარე ტოლი იყო $\sim 65 \text{ \AA/წმ}$. რენტგენული მიკროანალიზის მონაცემებით ფირები შეიცავდნენ 62,4 ატ% La და 37,6 ატ% Bi. ნახ.48-ზე მოყვანილია სიტალის ფუძემშრეზე დაფენილი La_5Bi_3 -ის ფირის ფოტო.



ნახ. 48. La_5Bi_3 -ის სიტალის ფუძემშრეზე დაფენილი თხელი ფირი (ფირის სისქე - 0,9 მკმ)

ნახ.49-ზე მოყვანილია სიტალის ფუძემშრეზე მიღებული თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა.



ნახ. 49. La_5Bi_3 თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძემშრე – სიტალი, ფირის სისქე – 1.8 მკმ)

მიღებული რენტგენოდიფრაქტოგრამის მიხედვით La_5Bi_3 ფირებს გააჩნიათ ჰექსაგონალური მესერი პარამეტრებით $a = 9.58 \text{ \AA}$ და $c = 6.70 \text{ \AA}$, რაც კარგ შესაბამისობაშია მოცულობითი კრისტალის მესრის პარამეტრებთან [16].

ზემოთ მოყვანილი მონაცემების საფუძველზე შეიძლება დავასკვნათ,

რომ ფუძემდრის დაბალ ტემპერატურებზე მიღებულ იქნა ე.წ. „არაწონასწორული“ მაღალტემპერატურული ფაზა. სამეცნიერო ლიტერატურაში აღწერილია ანალოგიური შემთხვევები. მაგალითად, ოთახის ტემპერატურაზე მიღებულ იქნა ბერილიუმის მაღალტემპერატურული ფაზის შესაბამისი ფირი - β -Be, კობალტის მაღალტემპერატურული ფაზის შესაბამისი ფირი - β -Co [92] და ა.შ. თხელ ფირებში შესაძლებელია დაფიქსირდეს ისეთი ფაზებიც, რომლებიც დამახასიათებელი არ არის მასიური კრისტალებისათვის. მაგალითად იმე-ს ფირებში (Gd, Tm, Dy) შეიძლება მიღებულ იქნას წახნაგცენტრირებული სტრუქტურის მესერი ნაცვლად ჰექსაგონალურისა მასიურ კრისტალებში [93]. როგორც სხვადასხვა ლითონებზე ჩატარებულმა კვლევებმა აჩვენეს "უჩვეულო" ფაზის წარმოქმნა თხელ ფირებში უფრო ხშირად დამახასიათებელია ისეთი ელემენტებისათვის, რომლებსაც გააჩნიათ პოლიმორფული გადასვლები ტემპერატურის ან წნევის ცვლილებით. როგორც წესი, ეს ისეთი ლითონებია, რომლებსაც გააჩნიათ შეუვსებელი ელექტრონული გარსები.

თხელ ფირებში "უჩვეულო" ფაზის წარმოქმნის შესაძლო მიზეზი პირველად დადგენილ იქნა [94] ნაშრომში. ავტორებმა გამოთქვეს მოსაზრება, რომ მეტასტაბილური ფაზების გაჩენა თხელ ფირებში დაკავშირებულია ფაზური წონასწორობის პირობების შეცვლასთან. ეს ცვლილება კავშირშია თავისუფალი ენერგიის ცვლილებასთან, რაც განპირობებულია ფირში ზედაპირის დიდი ხვედრითი წილით. ასე მაგალითად, თუ მასიურ კრისტალში ორი შესაძლო მოდიფიკაციიდან მოცემულ პირობებში წონასწორულია I ფაზა, რომელსაც ნაკლები თავისუფალი ენერგია აქვს ვიდრე II-ს, მაშინ მართებულია ტოლობა $F_1 < F_2$, რაც შეეხება თხელ ფირებს, ეს უტოლობა ზედაპირული ენერგიის გათვალისწინებით შეიძლება პირიქით შეიცვალოს.

$$F_1 + \frac{\sigma_1}{L} > F_2 + \frac{\sigma_2}{L} \quad (3.15)$$

შესაბამისად ფირებში, სადაც

$$L < L^* = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{F_1 - F_2} \quad (3.16)$$

უნდა დაფიქსირდეს II ფაზა. აქ F_1 და F_2 თავისუფალი ენერგიებია შესაბამისად I და II ფაზებისათვის. σ_1 და σ_2 არის შესაბამისად I და II ფაზების თავისუფალი ზედაპირული ენერგიები. L - ფირის სისქეა. L^* - არის "ფირის კრიტიკული სისქე", რომლის მიღწევასაც ნიმუშში უნდა მოხდეს II ფაზიდან I ფაზაში გადასვლა (ამ თვალსაზრისით სისქე ისეთივე თერმოდინამიკური პარამეტრია, როგორცაა წნევა და ტემპერატურა). ზედაპირული ენერგია განაპირობებს ფაზური გადასვლის დამოკიდებულებას ფაზის ზომაზე ან ფირის სისქეზე. ვთქვათ, I ფაზა არსებობს დაბალ ტემპერატურებზე, ხოლო II მაღალზე. წონასწორობის წერტილში ორი ფაზის თერმოდინამიკური პოტენციალის ტოლობის პირობას ფირებისათვის, ან მცირე ზომის კრისტალისათვის, ჩაწერილს ზედაპირული ენერგიის გათვალისწინებით, შემდეგი სახე აქვს:

$$H_1 - TS_1 + \frac{\sigma_1 A}{V} = H_2 - TS_2 + \frac{\sigma_2 A}{V} \quad (3.17)$$

სადაც S და H შესაბამისად ერთეულ მოცულობაში ენტროპია და ენტალპიაა; A - ზედაპირის ფართი; V - მოცულობა.

მასიური კრისტალებისათვის შეიძლება ბოლო წევრები უგულებელვყოთ და ამიტომ

$$H_1 - T_0 S_1 = H_2 - T_0 S_2 \quad (3.18)$$

ან აქედან

$$S_2 - S_1 = \frac{H_2 - H_1}{T_0} \quad (3.19)$$

$H_1 - H_2 = Q$ და წარმოადგენს გადასვლის სითბოს. მაშინ გვაქვს

$$S_2 - S_1 = \frac{Q}{T_0} \quad (3.20)$$

თუ ამ უკანასკნელს ჩავსვამთ (3)-ში, მივიღებთ

$$1 - \frac{T}{T_0} = (\sigma_1 - \sigma_2) \frac{A}{QV} \quad (3.21)$$

ფირისათვის ცნობილია, რომ $A/V = \frac{2}{L}$, მაშინ საბოლოოდ

$$1 - T/T_0 = \frac{2}{LQ} \quad (3.22)$$

$$\text{ან } T_0 - T = 2(\sigma_1 - \sigma_2) \frac{T_0}{QL} \quad (3.23)$$

ნებისმიერი ფორმის კრისტალისათვის $A/V = \frac{a_1}{2r}$ (სფეროსა და კუბისათვის $a_1 = 6, r$ – სფეროს რადიუსი ან კუბის წიბოს სიგრძე), მაშინ

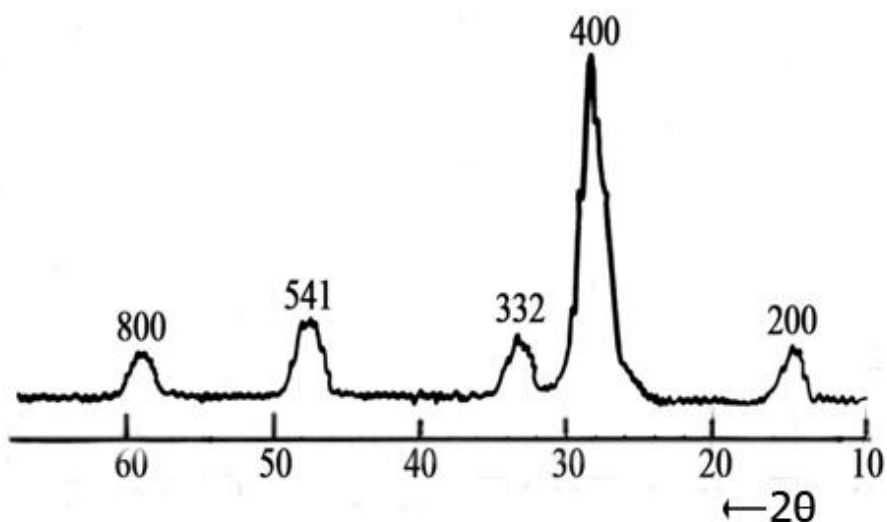
$$T_0 - T = a_1(\sigma_1 - \sigma_2) \frac{T_0}{Q_{2r}} \quad (3.24)$$

ფაზური გადასვლის ტემპერატურის ცვლილება შეიძლება არსებითი იყოს. ასე მაგალითად, დნობის პროცესისათვის $\sigma_1 - \sigma_2 \approx 10^2$ ერგი/სმ², $Q_s = 3 \cdot 10^9$ ერგი/სმ³. როცა სისქე $L \approx 40 \text{ \AA}$, $\Delta T \approx \frac{1}{6} T_{s_0}$, მაშინ დნობის ტემპერატურა მცირდება ასეული და ათეული გრადუსებით. ნაწილაკების ზრდას თან უნდა ახლდეს ფაზური გადასვლები. ამასთანავე, რთული პოლიმორფიზმის შემთხვევაში მოდიფიკაციის შეცვლა უნდა ხორციელდებოდეს იგივე თანმიმდევრობით, როგორც ეს ხდება ტემპერატურის შემცირების დროს. მაგრამ რეალური პროცესების დროს საკმაოდ ალბათურია გარდაქმნის პროცესის დაყოვნება, რადგანაც გარდაქმნის სიჩქარე განპირობებულია წონასწორული ფაზის ჩანასახების წარმოქმნის ალბათობითა და ატომის დიფუზიური აქტივობით. გარდასახვის ასეთი დაგვიანების დროს ხდება საწყისი ფაზის ეპიტაქსიური აღწარმოება.

ამრიგად, თხელ ფირებში არაწონასწორული ფაზების წარმოქმნის ყველაზე ალბათურ მიზეზს წარმოადგენს ფირების მომზადების საწყის ეტაპზე ნაწილაკების ზომის სიმცირე, რომლებიც წარმოიქმნებიან ფირების მიღების საწყის სტადიაში, რაც განაპირობებს ფაზურ წონასწორობაზე ზედპირული ენერჯის არსებით გავლენას. ამ მოვლენას შეიძლება ეწოდოს ფაზური ზომითი ეფექტი. მაგრამ იმ შემთხვევაშიც კი, როდესაც ახალი ფაზები არ წარმოიქმნება, კუნძულოვანი ფირების კრისტალური აგებულება შეიძლება განსხვავდებოდეს მასიური კრისტალის აგებულებისაგან, ვინაიდან ფირის მესრის პერიოდები ნაკლები უნდა იყოს მასიური კრისტალის პერიოდებზე. ამრიგად, შეიძლება ვივარაუდოთ, რომ წინამდებარე ნაშრომში La_5Bi_3 მაღალტემპერატურული ფაზის ფორმირება ფუძემშრის დაბალ ტემპერატურაზე ხდება იმ მექანიზმების ანალოგიურად,

რომლებიც ზემოთ აღწერილია ლითონური ფირებისათვის.

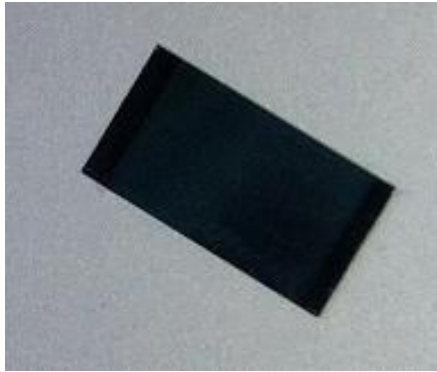
La₄Bi₃ თხელი ფირების მიღება. ფირების დაფენისას ლანთანის ამორთქლებლის დაშორება ფუძემზრიდან ტოლი იყო 54 მმ, ხოლო ბისმუტის - 70 მმ. ამორთქლებლების ღერძების დახრის კუთხეები ფუძემზრის ნორმალთან ლანთანისათვის ტოლი იყო 38°, ბისმუტისათვის - 55°. დაფენის ტემპერატურული რეჟიმები შეადგენდა: T_{La} = 1880K, T_{Bi} = 1065K და T_ფ = 1110K. დაფენის საშუალო სიჩქარე ტოლი იყო ~50 Å/წმ. სხვადასხვა ექსპერიმენტში მიღებული ფირების სისქე მერყეობდა 0,6 -1,9 მკმ ფარგლებში. ფირები შეიცავდნენ 57,1 ატ% La-ს და 42,9 ატ% Bi-ს. მიღებული ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა მოყვანილია ნახ. 50 - ზე.



ნახ. 50. La₄Bi₃ თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძემზე - მონოკრისტალური სილიციუმი, ფირის სისქე - 1,8 მკმ)

ნახ.51-ზე მოყვანილია ლეიკოსაფირონზე დაფენილი La₄Bi₃-ის თხელი ფირის ფოტო.

როგორც ცნობილია, La₄Bi₃ მასიურ კრისტალებს გააჩნიათ ანტი-Th₃P₄ ტიპის კუბური მესერი, პარამეტრით a=9.77 Å [16]. ჩვენს მიერ ექსპერიმენტულად მიღებული რენტგენოდიფრაქციული მონაცემებით La₄Bi₃ ფირებს ასევე გააჩნიათ ანტი-Th₃P₄ ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით a=9.71 Å, რაც, როგორც ვხედავთ, კარგ შესაბამისობაშია მოცულობითი კრისტალის მონაცემებთან.



ნახ. 51. ნახ.49. მონოკრისტალური სილიციუმის ფუძეშერეზე დაფენილი La_4Bi_3 -ის თხელი ფირი

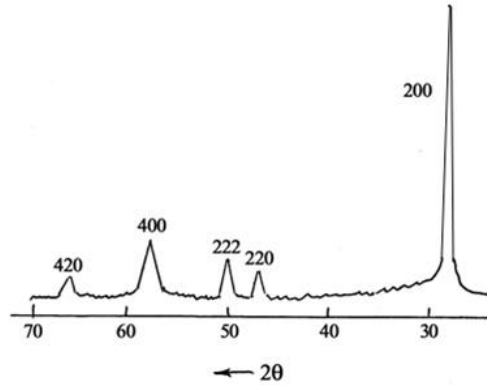
LaBi ფირების მიღება. ფირების მიღებისას ლანთანის ამორთქლებლის ტემპერატურა შეადგენდა $T_{\text{La}}=1890$ K, ბისმუტის - $T_{\text{Bi}}=1060$ K და ფუძეშერის - $T_{\text{ფ}}=1130$ K. ლანთანის ამორთქლებლის ღერძის დახრის კუთხე ფუძეშერის ნორმალის მიმართ ტოლი იყო 45° , ხოლო დაშორება - 62მმ. ანალოგიური პარამეტრები ბისმუტის ამორთქლებლისათვის შესბამისად შეადგენდა 59° და 77 მმ-ის. ფირების დაფების სიჩქარე ტოლი იყო ~ 78 Å/წმ, ხოლო სისქე - 0,7-2,2 მკმ. ნახაზ 52-ზე მოყვანილია სიტალის ფუძეშერეზე დაფენილი LaBi-ის სურათი.



ნახ. 52. LaBi-ის თხელი ფირის სურათი
(სურათი გადაღებულია ვაკუუმური კამერიდან გამოღებისთანავე)

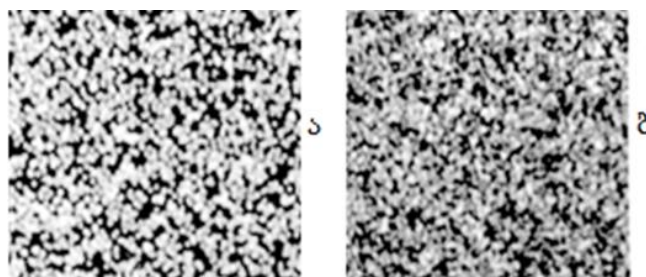
ნახ.53-ზე მოყვანილია LaBi სიტალის ფუძეშერეზე დაფენილი ფირის ტიპიური რენტგენოდიფრაქტოგრამა, რომლის ინდიცირებამ აჩვენა, რომ ფირებს გააჩნიათ სუფრის მარილის ტიპის კუბური მესერი. ამ რენტგენოდიფრაქტოგრამით გათვლილმა მესრის პარამეტრმა შეადგინა $a=6,52$ Å. ცნობილია, რომ ლანთანის მონობისმუტიდების მოცულობით კრისტალებს ასევე სუფრის მარილის ტიპის კუბური მესერი აქვთ

პარამეტრით $a=6,57$ [16]. როგორც ვხედავთ, ჩვენს მიერ მომზადებული ფირების მონაცემები კარგ შესაბამისობაშია LaBi მოცულობითი კრისტალის მონაცემებთან.



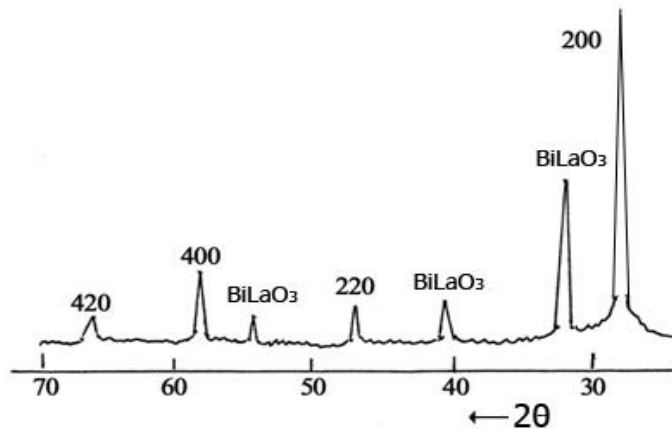
ნახ. 53. LaBi თხელი ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძემსრე - სიტალი, ფირის სისქე - 2,0 მკმ)

რენტგენულმა მიკროზონდურმა ანალიზმა აჩვენა, რომ ფირები შეიცავენ 50.0 ატ% ლანთანს და 50.0 ატ % ბისმუტს, რაც იმაზე მეტყელებს, რომ მიღებული ფირების შემადგენლობა ახლოსაა სტექიომეტრიულთან. LaBi მომზადებულ ფირებზე რენტგენის მეორად სხივებში გადაღებულ იქნა ზედაპირის გამოსახულება, რომელიც მოყვანილია ნახ. 54–ზე. როგორც სურათიდან ჩანს, ფირის შემადგენელი კომპონენტები ზედაპირზე განაწილებულია საკმაოდ თანაბრად.



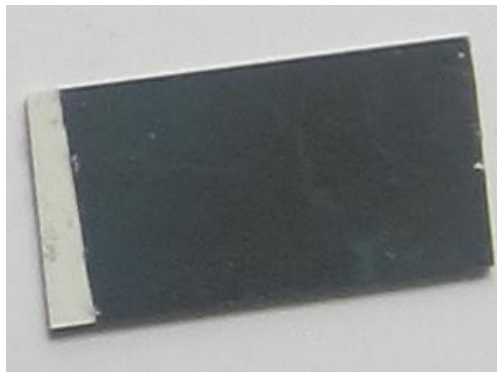
ნახ. 54. ნახ.52 La (ა) და Bi (ბ) განაწილება LaBi ფირის ზედაპირზე რენტგენის მეორად სხივებში

დაკვირვებამ გვიჩვენა, რომ LaBi ფირების ჰაერზე რამოდენიმე ათეული საათით დაყოვნება იწვევს მათი შეფერილობის ცვლილებას, რაც რენტგენოდიფრაქტოგრამაზე აისახება დამატებითი მაქსიმუმების წარმოქმნით, კერძოდ, ფირში ადგილი აქვს BiLaO_3 ფაზის გაჩენას (ნახ.55).



ნახ. 55. LaBi ფირის ჰაერზე დაყოვნების შემდეგ გადაღებული რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ჰაერზე დაყოვნების ხანგრძლივობა 70 სთ)

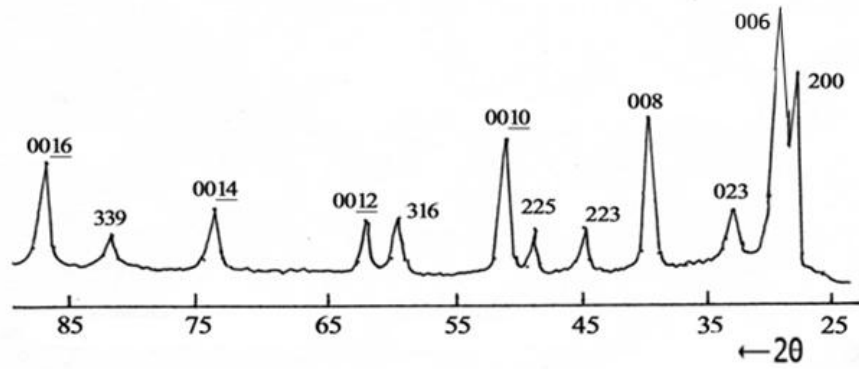
ჰაერზე დაყოვნებული ფირების ფოტო მოცემულია ნახ.56-ზე.



ნახ. 56. LaBi-ის თხელი ფირი (სურათი გადაღებულია ჰაერზე 70 სთ დაყოვნების შემდეგ)

LaBi₂ ფირების მიღება. LaBi₂ შენაერთის ქიმიური შემადგენლობიდან გამომდინარე, დაფენის პროცესში საჭიროა კომპონენტების ატომებს შორის 1:2 თანაფარდობის დაცვა. მრავალრიცხოვანმა ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, რომ დაფენის ოპტიმალური ტემპერატურული რეჟიმებია: $T_{La} = 1880$ K, $T_{Bi} = 1055$ K და $T_{ფ} = 1125$ K, ხოლო დაფენის ოპტიმალური გეომეტრიული პარამეტრებია: ლანთანისა და ბისმუტის ამორთქლებლების ღერძების დახრა ფუძეშრის ნორმალის მიმართ, შესაბამისად, 57° და 50° , ხოლო მათი დაშორება ფუძეშრიდან 73 მმ და 65 მმ. ფირების ზრდის სიჩქარე ტოლი იყო $65 \text{ \AA}/\text{წმ}$, ფირების სისქე შეადგენდა 0,4-1,5 მკმ-ს.

ნახ.57-ზე ნაჩვენებია LaBi₂ ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა, რომელიც დაფენილ იქნა ლეიკოსაფირონის ფუძეშრეზე.



ნახ. 57. LaBi₂ ფირის რენტგენოდიფრაქტოგრამა (ფუძემრე - ლეიკოსაფირონი, ფირის სისქე - 1,5 მკმ)

ექსპერიმენტული რენტგენოდიფრაქტოგრამების ინდიცირებამ აჩვენა, რომ მომზადებულ ფირს გააჩნია LaBi₂ ტიპის რომბული მესერი, ხოლო მესრის მუდმივების გათვლილი მნიშვნელობებია $a = 6.17 \text{ \AA}$, $b = 6.04 \text{ \AA}$, $c = 17.83 \text{ \AA}$, თუ გავითვალისწინებთ, რომ სამეცნიერო ლიტერატურის მონაცემებით LaBi₂ მოცულობით კრისტალებს ასევე გააჩნიათ რომბული მესერი პარამეტრებით $a=6.176 \text{ \AA}$, $b=6.058 \text{ \AA}$, $c=17.89 \text{ \AA}$, [16], შეიძლება დავასკვნათ, რომ ჩვენს მიერ მომზადებული ფირების მახასიათებლები კარგ თანხვედრაშია მოცულობითი კრისტალის მონაცემებთან. რენტგენულმა მიკროზონდურმა ანალიზმა აჩვენა, რომ ფირები შეიცავენ 33,2 ატ% ლანთანს და 66.8 ატ % ბისმუტს, რაც იმაზე მეტყველებს, რომ მიღებული ფირების შემადგენლობა ახლოსაა სტექიომეტრიულთან.

ნახ.58 მოყვანილია ლეიკოსაფირონის ფუძემრეზე დაფენილი LaBi₂-ის თხელი ფირის სურათი.



ნახ. 58. ლეიკოსაფირონის ფუძემრეზე დაფენილი LaBi₂-ის თხელი ფირი

3.7. ელექტრო-საკონტაქტო მოედნების დაფენის ტექნოლოგია

კუთრი წინააღმდეგობის, ჰოლის მუდმივას და თერმო-ემმ-ს გასაზომად საჭიროა ფირებზე ელექტროსაკონტაქტო მოედნების შექმნა, ვინაიდან იმე-ს ჰალკოგენიდებსა და ბისმუტიდებზე ომური კონტაქტების შექმნა ისეთი სარჩილავი მასალებით, როგორებიც პრაქტიკაში ხშირად გამოიყენება (კალა, ინდიუმი და სხვა) შეუძლებელია, რადგანაც მათ არ გააჩნიათ საჭირო ადგეზია ფირთან. ექსპერიმენტალურად დადგენილ იქნა, რომ ომური კონტაქტების შექმნა შესაძლებელია ფირებზე ორფენიანი უბნების შექმნით, კერძოდ გასაზომ ფირზე ჯერ უნდა დაეფინოს ქრომის ფენა, ხოლო შემდეგ - სპილენძის. აღმოჩნდა, რომ სპილენძის პირადაპირ დაფენა ფირზე არაეფექტურია ვინაიდან მას ფირთან ცუდი ადგეზია გააჩნია. ქრომს კი კარგი ადგეზია აქვს როგორც ფირის მასალასთან, ისე სპილენძთან. საკონტაქტო მოედნების დასაფენად ფირის ზედაპირზე ვაფიქსირებდით სათანადო კონფიგურაციის ნილაზს და შემდეგ ფირს ვამაგრებდით ფუძემშრის გამახურებალზე, რომელიც განთავსებული იყო ვაკუუმური კამერის შესაბამის სექტორში (ნახ.16). ამის შემდეგ კამერაში ვქმნიდით $\sim 10^{-6}$ მმ.ვწყ.სვ ვაკუუმს, ვახურებდით ფირს $\sim 650 - 700^{\circ}\text{C}$ ვაყოვნებდით მას 30-45 წთ-ის გამნავლობაში და ამის შემდეგ ფოლფრამის სპირალური ამორთქლებლებიდან, რომლებშიც წინასწარ ჩატვირთული იყო ქრომის და სპილენძის ნატეხები, ვაფენდით ჯერ ქრომის ფენას, ხოლო შემდეგ - სპილენძის. ქრომისა და სპილენძის ფენების სისქე დაახლოებით ერთნაირი იყო და შეადგენდა 0,8-1.0 მკმ-ს. გამოყენებული იყო ПР-ЭРХ 99,9 მარკის ქრომი, ქრომის შემცველობით 99,9 % და Cu 5N მარკის სპილენძი, სპილენძის შემცველობით 99,999 %. სპილენძის საკონტაქტო მოედანზე ელექტროფიზიკური გაზომვებისათვის საჭირო სპილენძის მავთულების მირჩილვას ვახდენდით კალის მეშვეობით.

3.8. III თავის დასკვნები

მოცემულ თავში წარმოდგენილი მასალის საფუძველზე შეიძლება გავაკეთოთ შემდეგი დასკვნები:

1) პირველად დამუშავებულია Tm_2S_3 და TmS თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით, $TmSe$ თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარსინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდებით, La_4Bi_3 , La_5Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით.

ნაჩვენებია, რომ ფუძემდის მასალა (ნადნობი კვარცი, მონოკრისტალური სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფრონი) შესამჩნევ გავლენას არ ახდენს მომზადებული ფირების კრისტალურ სტრუქტურასა და ფაზურ შემადგენლობაზე.

2) ჩატარებულია Tm_2S_3 ფირების ლეგირება სილიციუმის ატომებით მყარი ფაზიდან.

3) ჩატარებულია მომზადებული ფირების რენტგენოგრაფიული და ელექტრონოგრაფიული ანალიზი. ნაჩვენებია, რომ Tm_2S_3 – ის ფირებს გააჩნიათ Tl_2O_3 – ის ტიპის კუბური მესერი, მესრის მუდმივათი $a = 12,44 \text{ \AA}$, TmS -ის ფირებს - $NaCl$ -ის ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a = 5,39 \text{ \AA}$, $TmSe$ -ის ფირებს ასევე გააჩნიათ $NaCl$ -ის ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a = 5,62 \text{ \AA}$, La_5Bi_3 – ის ფირებს - ჰექსაგონალური მესერი პარამეტრებით $a=9.58 \text{ \AA}$ და $c=6.70 \text{ \AA}$, La_4Bi_3 – ის ფირებს - ანტი- Th_3P_4 ტიპის კუბური მესერი, პარამეტრით $a=9.71 \text{ \AA}$, $LaBi$ -ის ფირებს - $NaCl$ -ის ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a = 5,62 \text{ \AA}$, ხოლო $LaBi_2$ – ის ფირებს გააჩნიათ რომბული მესერი, მესრის მუდმივებით $a = 6.17\text{\AA}$, $b=6.04\text{\AA}$, $c=17.83\text{\AA}$.

4) რენტგენული მიკროზონდური ანალიზის მიხედვით ყველა მომზადებული ფირის შედგენილობა ახლოსაა სტექიომეტრიულთან.

კერძოდ: Tm_2S_3 -ის ფირები შეიცავენ 40,1 ატ% Tm და 59,9 ატ% S, TmS-ის ფირები - 50,2 ატ% Tm და 49,8 ატ% S, TmSe-ის ფირები - 50,1 ატ% Tm და 49,9 ატ% S, La_5Bi_3 -ის ფირები - 62,4 ატ% La და 37,6 ატ% Bi, La_4Bi_3 -ის ფირები - 57,1 ატ% La და 42,9 ატ% Bi, LaBi-ის ფირები - 50,0 ატ% La და 50 ატ% Bi, $LaBi_2$ -ის ფირები - 33,2 ატ% La და 66,8 ატ% Bi.

5) შესწავლილია Tm_2S_3 , TmS და LaBi-ის ფირების ზედაპირზე შემადგენელი კომპონენტების Tm, S და Bi-ის განაწილება რენტგენის მეორად სხივებში. ნაჩვენებია, რომ ელემენტები განაწილებულია საკმაოდ თანაბრად.

6) მეორადი ელექტრონებით მასკანირებელი მიკროსკოპით გადაღებულ იქნა TmS-ის ფირის ზედაპირული სურათი, რომლის სტატისტიკურმა დამუშავებამ აჩვენა, რომ ფირის მახასიათებელი ელემენტების ზომები მერყეობს 18 ნმ-დან 57 ნმ-მდე, ამასთან მახასიათებელი ელემენტების ~70%-ის ზომები შეადგენს 32 ნმ-ს.

7) ნაჩვენებია, რომ მუდმივი ტექნოლოგიური პარამეტრების შემთხვევაში TmS-ის ფირების მახასიათებელი ელემენტების ზომები დამოკიდებულია ფუძემშრის ტემპერატურაზე. კერძოდ, ფუძემშრის ტემპერატურის გაზრდით ის იზრდება. ასევე ნაჩვენებია, რომ ფირის მესრის მუდმივა მახასიათებელი ნაწილაკების ზომების გაზრდით იზრდება.

თავი IV

სილიციუმით ლეგირებული θ - Tm_2S_3 -ის თხელი ფირების ფოტოელექტრული და ელექტროფიზიკური თვისებები. TmS , $TmSe$ და $LaBi$ ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებები

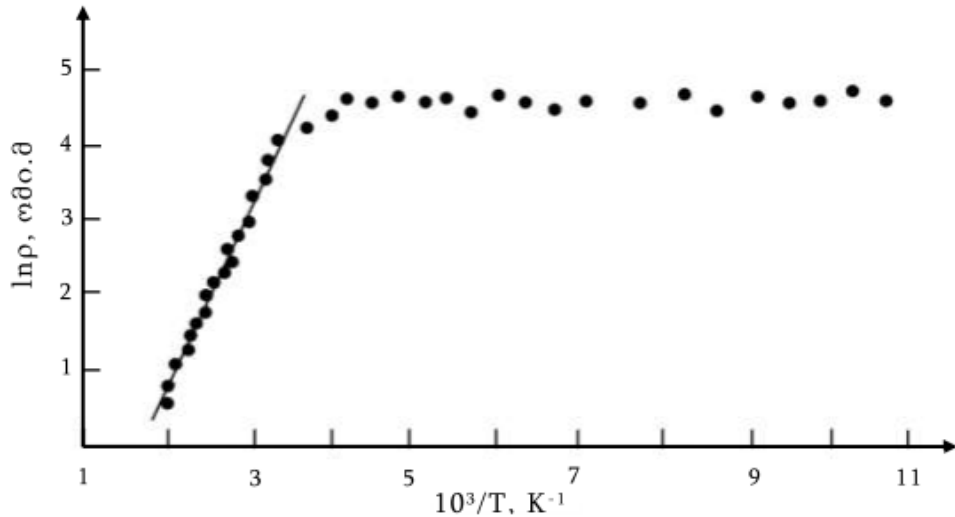
წინამდებარე თავში მოყვანილია სილიციუმით ლეგირებული თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირების კუთრი ელექტროწინალობისა და თერმო ემძ-ს ტემპერატურული და ფოტოგამტარებლობისა და ფოტო ემძ-ს სპექტრალური დამოკიდებულების კვლევის შედეგები. ამავე თავში მოცემულია TmS -ის, $TmSe$ -ისა და $LaBi$ -ის ელექტროფიზიკური და $TmSe$ -ის ოპტიკური თვისებების გაზომვის მონაცემები.

4.1 სილიციუმით ლეგირებული θ - Tm_2S_3 -ის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური და ფოტოელექტრული თვისებები

ტემპერატურულ ინტერვალში 95 – 500 K გაზომილ იქნა სილიციუმით ლეგირებული θ - Tm_2S_3 -ის თხელი ფირების კუთრი წინალობისა და თერმო-ემძ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება.

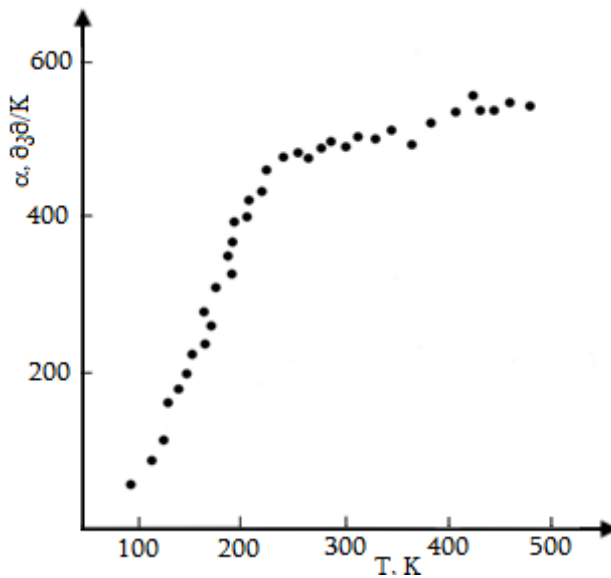
ნახ.59-ზე მოყვანილია კუთრი წინალობის ნატურალური ლოგარითმის დამოკიდებულება შებრუნებულ ტემპერატურაზე. როგორც ნახაზიდან ჩანს მრუდს გააჩნია მხოლოდ ერთი წრფივი უბანი $\sim 300 - 500K$ ტემპერატურულ შუალედში. წრფივი უბნის დახრის კუთხის ტანგენსის მეშვეობით დადგენილ იქნა θ - Tm_2S_3 -ის ფირში სილიციუმის მინარევული ატომის იონიზაციის ენერგია, ის ტოლია ~ 0.32 ევ-ის.

ნახ.60-ზე მოყვანილია ლეგირებული ფირის დიფერენციალური თერმო ემძ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება 95 – 500 K ტემპერატურულ შუალედში. როგორც ნახაზიდან ვხედავთ, ტემპერატურის გაზრდით ოთახის ტემპერატურამდე თერმო ემძ საკმაოდ სწრაფად



ნახ. 59. სილიციუმით ლეგირებული ტულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის ფირის კუთრი წინაღობის ლოგარითმის დამოკიდებულება შებრუნებულ ტემპერატურაზე

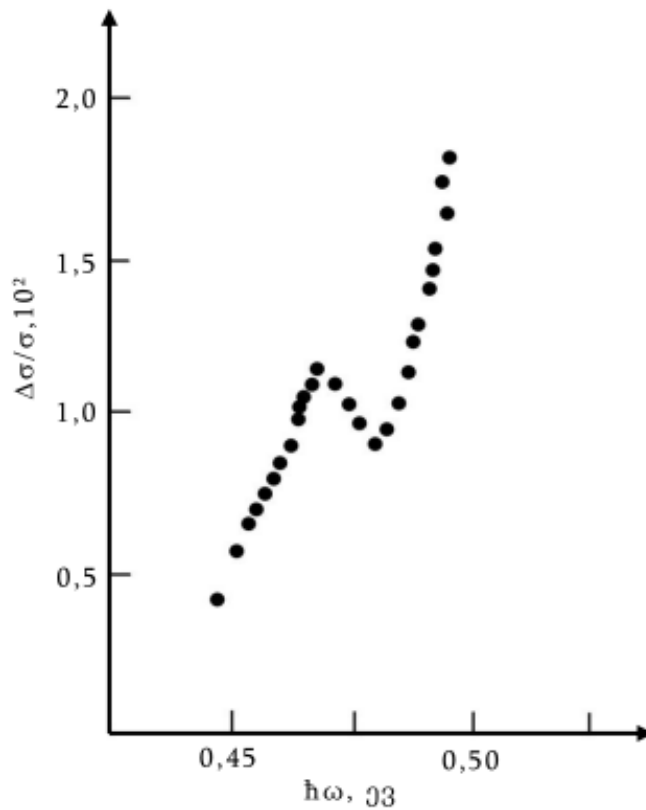
იზრდება და შემდეგ ზრდის ტემპი რამდენადმე ნელდება. ტემპერატურული დამოკიდებულების ასეთი ხასიათი და სიდიდე კარგ შესაბამისობაშია [95,96] ნაშრომის მონაცემებთან, თუმცა უნდა აღვნიშნოთ, რომ თერმო ემპ-ს მექანიზმის ახსნა მოითხოვს დამატებითი კვლევების ჩატარებას.



ნახ. 60. დიფერენციალური თერმო ემპ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

შესწავლილ იქნა ლეგირებული ფირების ფოტოგამტარებლობისა და ფოტოელექტრომამომრავებელი ძალის სპექტრალური დამოკიდებულება

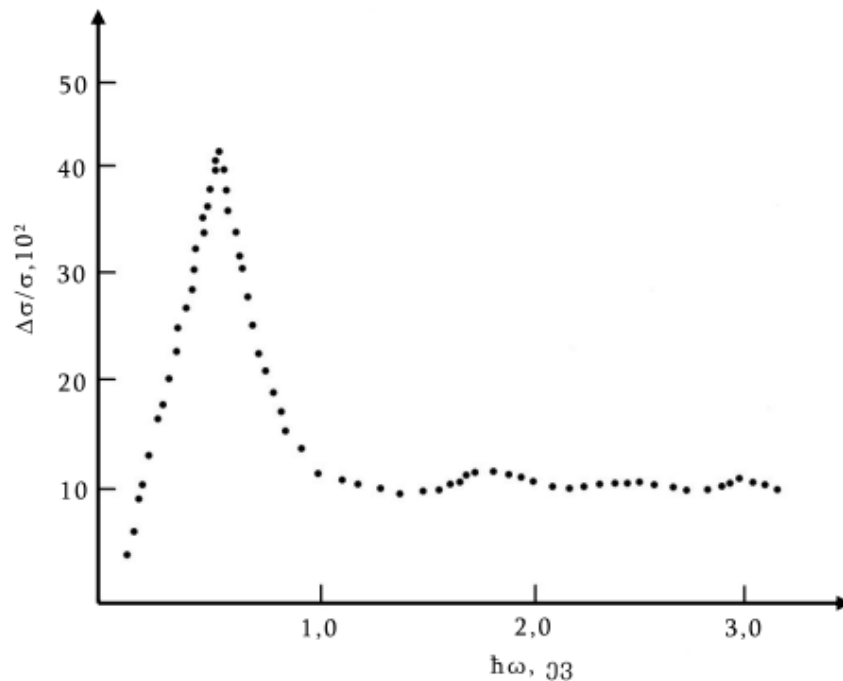
ფოტონების ენერჯიათა უბანში 0 – 3.5 ევ და ტემპერატურულ შუალედში 95 – 300 K. ფოტოელექტრული პარამეტრების ყველა რიცხობრივი მონაცემი გაანგარიშებულ იქნა ფოტონების ტოლი რაოდენობისათვის, რომლებიც შეესაბამებოდნენ დაცემული გამოსხივების 0.13 ვტ/სმ² ინტენსივობას. ნახ.61-ზე მოყვანილია ფოტოგამტარებლობის სპექტრალური დამოკიდებულების მრუდი 95K-ზე, ხოლო ნახ.62-ზე ოთახის ტემპერატურაზე. ნახ.63-ზე ნაჩვენებია ფოტო ემმ-ს სპექტრალური დამოკიდებულება 95 K - ზე.



ნახ. 61. ფოტოგამტარებლობის სპექტრალური დამოკიდებულება 95K-ზე

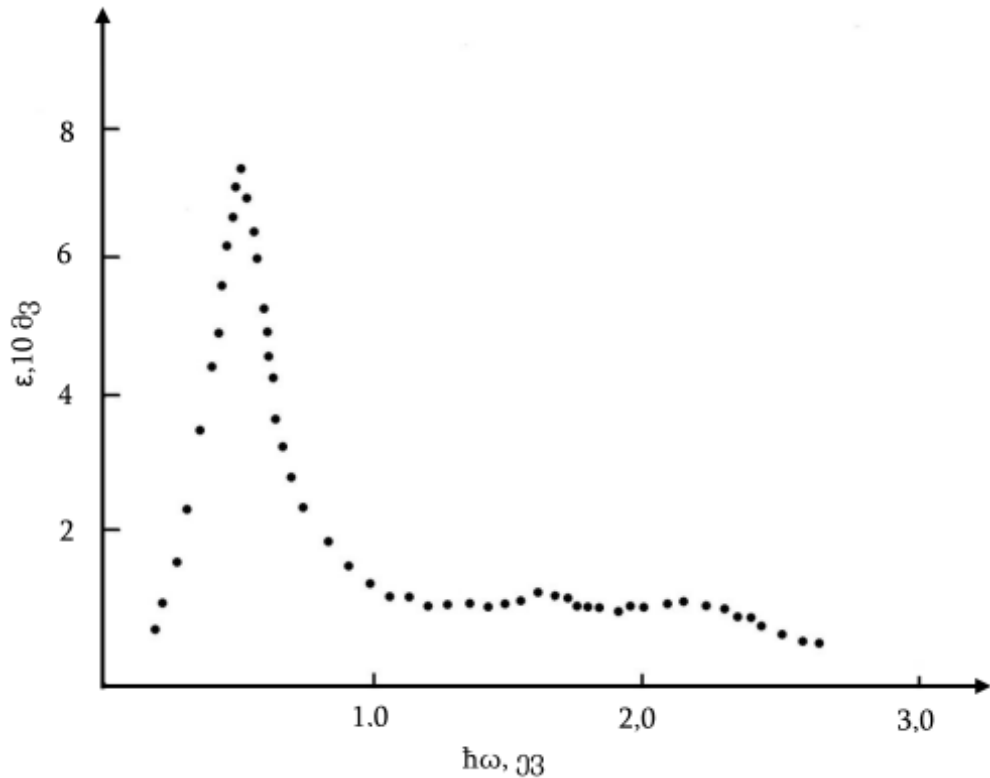
ცნობილია, რომ დიელექტრიკულ მასალებში, რომლებიც არ ავლენენ ფოტოაქტივობას (ასეთ მასალებს მიეკუთვნება თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდი), შესაძლებელია მნიშვნელოვანი ფოტომგრძობიარობის მიღწევა კომპენსირებული აქცეპტორული მდგომარეობების შექმნით [97]. თუმცა, ჩვენს შემთხვევაში, სილიციუმი ქმნის მხოლოდ დონორულ ცენტრებს და მაღალი ფოტომგრძობიარობა და ფოტო ემმ ალბათ უნდა მივაწეროთ

კომპენსირებული აქცეპტორული დონეების არსებობას. აქცეპტორული დონეები ტულიუმის ერთნახევრიან სულფიდში გამოწვეული უნდა იყოს კათიონურ ქვემესერში ვაკანსიების არსებობით. როგორც ცნობილია [46], იშვიათმიწა ელემენტების ერთნახევრიან ჰალკოგენიდებში კათიონური მესრის ყოველი მეცხრე კვანძი ვაკანტურია. შესაბამისად, შეიძლება ჩავთვალოთ, რომ Tm_2S_3 – ის აკრძალულ ზონაში არსებობს ღრმა აქცეპტორული მინარევული დონე, ფოტომგრძნობიარობა კი განისაზღვრება დონორული მინარევების შეყვანით, რომლებიც წარმოადგენენ ფოტომატარებლების ერთ-ერთ წყაროს და დიდ გავლენას ახდენენ ფოტოპროცესებში უკვე არსებული აქცეპტორული მდგომარეობების როლზე.



ნახ. 62. ფოტოგამტარებლობის სპექტრალური დამოკიდებულება 300 K -ზე

ნახ.61-63 ჩანს, რომ როგორც ფოტოგამტარობის, ასევე ფოტო ემის სპექტრალური დამოკიდებულების მრუდებზე ~ 0.51 ევ-ზე არსებობენ კარგად გამოკვეთილი პიკები. უნდა ვივარაუდოთ, რომ ეს პიკები შეესაბამებიან სილიციუმის დონორული დონის ძირითად ენერგიას. ამას გარდა (ნახ.62 პიკი უნდა იყოს 0.47 ევ) 95 K-ზე 0,47 ევ -ზე შეიმჩნევა უფრო დაბალი ინტენსივობის პიკი, რომელიც ტემპერატურის გაზრდით ქრება.



ნახ. 63. ფოტო ემპ-ს სპექტრალური დამოკიდებულება
95 K-ზე

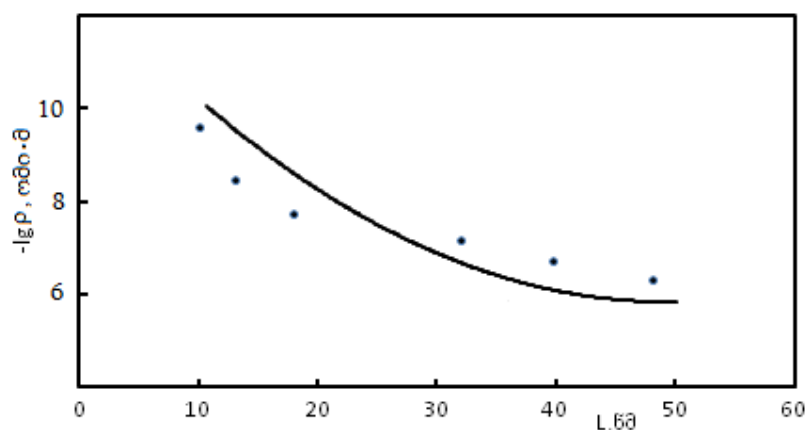
შესაძლებელია დავუშვათ, რომ ეს უკანასკნელი პიკი დაკავშირებული იყოს სილიციუმის დონორული დონის ადგზნებასთან. შესაბამისად, ინტერვალი სილიციუმის პირველ აგზნებულ და ძირითად მდგომარეობებს შორის შეადგენს $0.51 - 0.47 = 0,04$ ევ.

გრძელტალღოვან კიდესთან ფოტოგამტარებლობის სიხშირული დამოკიდებულება ახლოსაა ექსპონენციალურთან, რაც მეტყველებს იმაზე, რომ Tm_2S_3 -ში შთანთქმის კოდის ფორმირებაში მონაწილეობას არ იღებენ ელექტრონების პირდაპირი ზონათაშორისი გადასვლები.

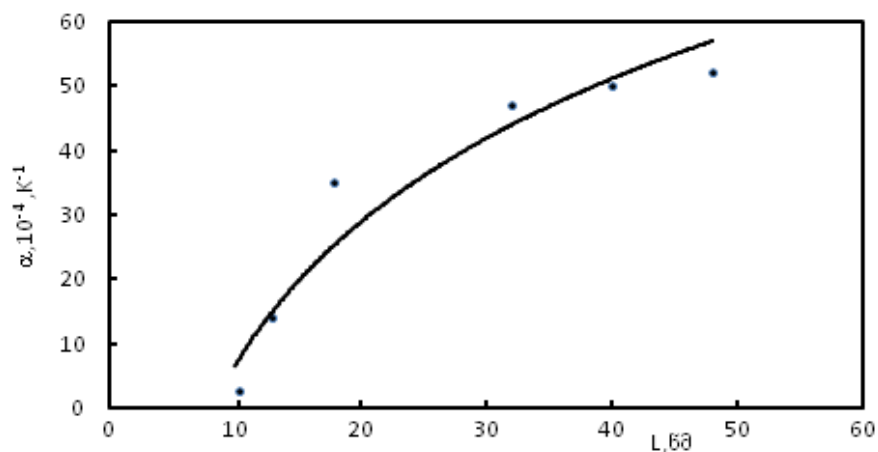
როგორც სპეციალურად ჩატარებულმა ცდებმა აჩვენეს, სილიციუმით ლეგირებული თულიუმის ერთნახევრიანი სულფიდის რამდენიმე ათეულჯერ (სულ ჩატარებულ იქნა 185-მდე ცდა) გახურება-გაცივების ციკლი 95-500 K ტემპერატურულ ინტერვალში არ იწვევს ფირის საწყისი მაღალი კუთრი წინაღობის აღდგენას და ფოტომგრძობიარობის დაკარგვას, რაც პერსპექტიულს ხდის ლეგირებული ფირების გამოყენებას ფოტომგრძობიარე სტრუქტურების შესაქმნელად.

4.2. თულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური თვისებები

ოთახის ტემპერატურაზე TmS-ის თხელ ფირებზე გაზომილ იქნა კუთრი წინაღობისა და ჰოლის მუდმივას დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე. ნახ.64-ზე მოყვანილია კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება მარცვლის მახასიათებელ ზომებზე. როგორც ვხედავთ, მახასიათებელი ზომების გაზრდით კუთრი წინაღობა იზრდება, ასევე გაზომილ იქნა წინაღობის ტემპერატურული კოეფიციენტის დამოკიდებულება მარცვლის ზომებზე, რომელმაც აჩვენა, რომ მარცვლის ზომების გაზრდით წინაღობის ტემპერატურული კოეფიციენტიც იზრდება $\sim 2 \cdot 10^{-4}$ -დან $50 \cdot 10^{-4} \text{ K}^{-1}$ -მდე (ნახ.65).

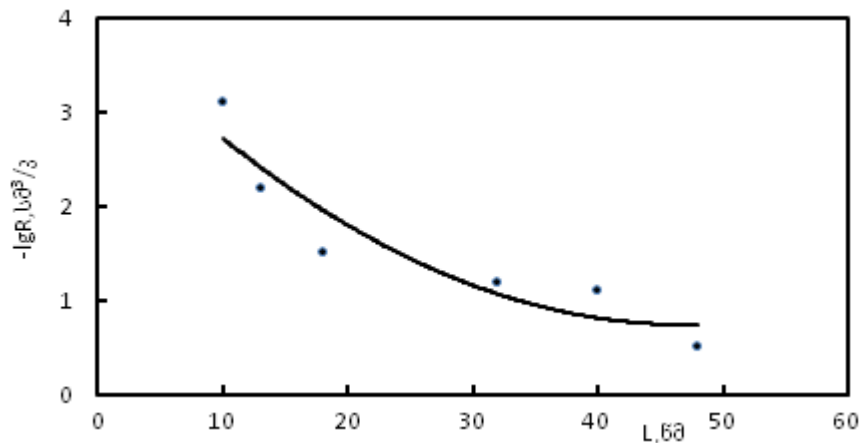


ნახ. 64. კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე TmS ფირებში

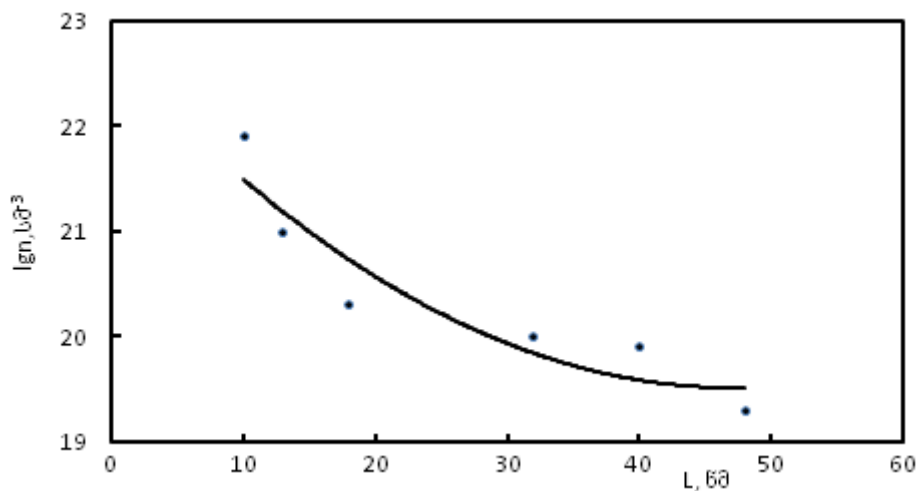


ნახ.65. ელექტროწინაღობის ტემპერატურული კოეფიციენტის დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე TmS ფირებში

TmS-ის ჩვენს მიერ მომზადებულ ფირებზე ოთახის ტემპურაზე გაზომილ იქნა ჰოლის მუდმივას დამოკიდებულება მარცვლის მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე (ნახ. 66). ჰოლის მუდმივას გააჩნია უარყოფითი ნიშანი, რაც მუთითებს იმაზე, რომ მუხტის გადამტანებს წარმოადგენენ ელექტრონები. როგორც ნახაზიდან ვხედავთ, რომ მარცვლის ზომების გაზრდა იწვევს ჰოლის მუდმივას გაზრდას. ერთზონიანი მიახლოებით დათვლილ იქნა ელექტრონების კონცენტრაცია (ნახ.67), როგორც ნახაზიდან ჩანს, მარცვლის ზომების გაზრდა იწვევს ელექტრონების კონცენტრაციის შემცირებას, რაც, თავის მხრივ, ზრდის წინააღმდეგობის ტემპურული კოეფიციენტის სიდიდეს.



ნახ. 66. ჰოლის მუდმივას დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე TmS ფირებში



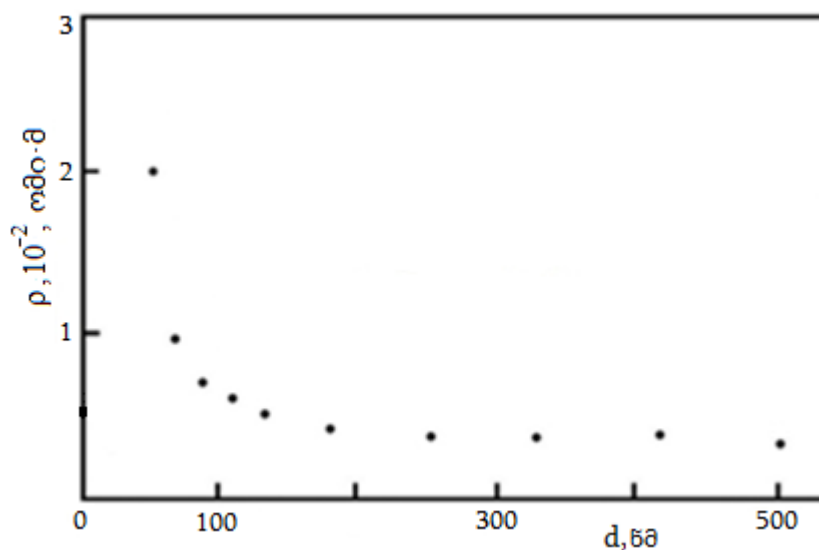
ნახ. 67. ელექტრონების კონცენტრაციის დამოკიდებულება მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე TmS ფირებში

ამრიგად, ჩატარებული გაზომვებიდან ჩანს, რომ თულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრები ძლიერ არის დამოკიდებული ფირების შემადგენელი მარცვლების ზომებზე.

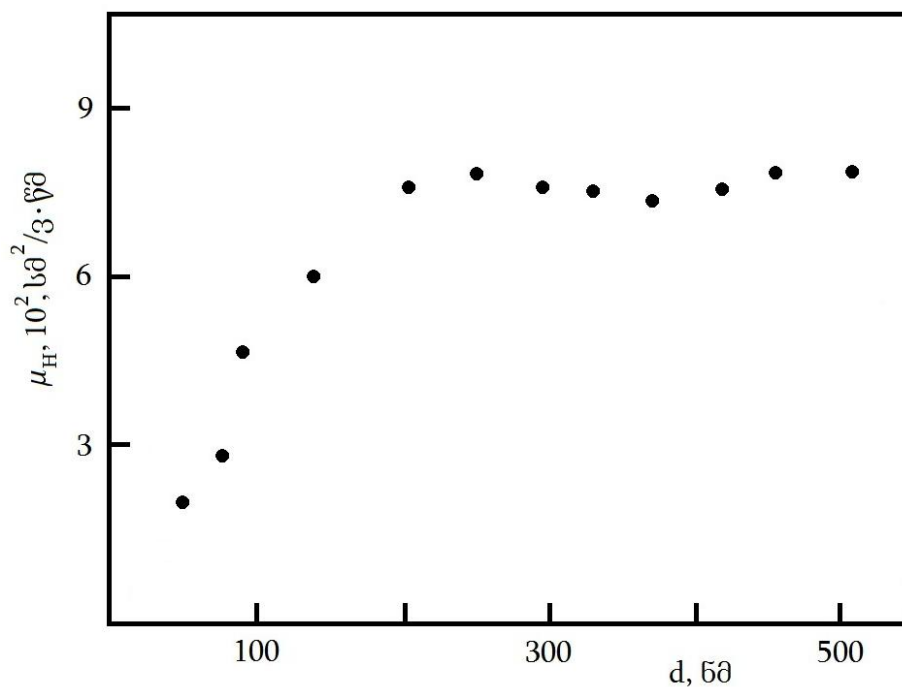
TmS ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრების მახასიათებელი მარცვლის ზომებზე დამოკიდებულების ზემოთ ნახსენები ხასიათის ცალსახა ახსნა ჯერ-ჯერობით შეუძლებელია და მოითხოვს დამატებითი ექსპერიმენტების ჩატარებას.

4.3. თულიუმის მონოსელენიდის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური და ოპტიკური თვისებები

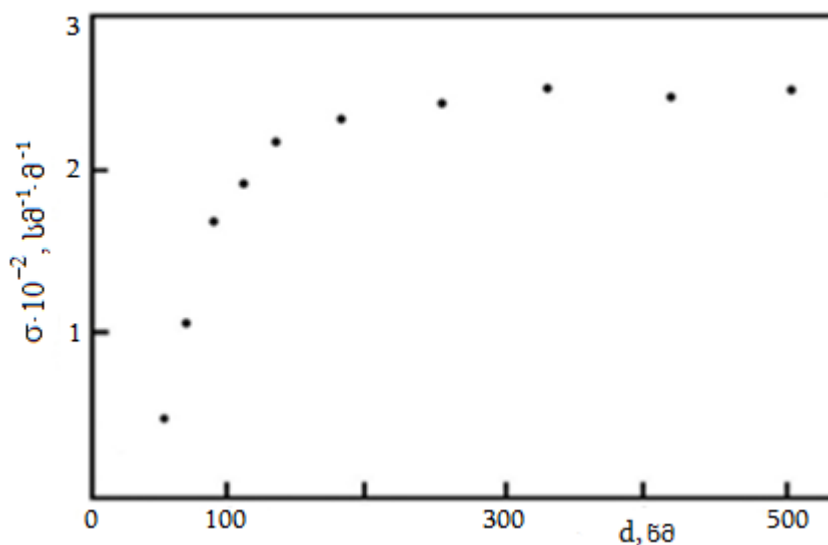
ოთახის ტემპერატურაზე გაზომილ იქნა TmSe-ის ჩვენს მიერ მომზადებული ფირების კუთრი წინაღობისა და მუხტის მატარებლების ძვრადობის დამოკიდებულება ფირის სისქეზე (ნახ.68, ნახ.69). კუთრი წინაღობის გაზომვის შედეგების საფუძველზე აგებულ იქნა კუთრი ელექტროგამტარობის ფირის სისქეზე დამოკიდებულების გრაფიკი (ნახ.70). ჰოლის მუდმივას გაზომვებმა აჩვენეს, რომ ყველა ფირი ელექტრონული გამტარებლობის იყო.



ნახ. 68. კუთრი წინაღობის დამოკიდებულება ფირის სისქეზე TmSe-ის თხელ ფირებში



ნახ. 69. მუხტის მატარებლების ძვრადობის დამოკიდებულება ფირის სისქეზე TmSe-ის თხელ ფირებში



ნახ. 70. კუთრი ელექტროგამტარობის დამოკიდებულება ფირის სისქეზე TmSe-ის თხელ ფირებში

ნახ.70–დან ჩანს, რომ ფირის სისქის გაზრდით კუთრი ელექტროგამტარობა ჯერ იზრდება ~200 ნმ სისქისთვის, ხოლო სისქის შემდგომი გაზრდა ელექტროგამტარობის სიდიდეს არ ცვლის. ანალოგიურ სიტუაციას აქვს ადგილი ელექტრონების ძვრადობისთვისაც.

ბუნებრივია დავუშვათ, რომ კუთრი ელექტროგამტარობისა და

ძვრადობის სისქის მიხედვით ზრდის ერთ-ერთი მიზეზია კლასიკური ზომითი ეფექტი, რომელიც დაკავშირებულია ინტერფეისებზე დიფუზიური გაბნევის შემცირებასთან ფირის სისქის ზრდისას. ამდენად, ჩვენ შევეცადეთ ჩაგვეტარებინა თეორიული გათვლები ფუკს-ზონდგეიმერის კლასიკური ზომითი ეფექტის გამოყენებით [98-100]. ეს თეორია შეიცავს ორ დამოუკიდებელ პარამეტრს: ფარდობას d/l , სადაც d ფირის სისქეა, l კი - ელექტრონის თავისუფალი განარბენის სიგრძე და სარკულობის პარამეტრს p , რომელიც ახასიათებს იმ ელექტრონების წილს, რომლებიც დრეკადად აირეკლებიან ფირის ზედაპირიდან. p სიდიდე შეიძლება იცვლებოდეს 0-დან (მთლიანად დიფუზიური გაბნევა) 1-მდე (მთლიანად სარკული გაბნევა). უკანასკნელ შემთხვევაში ზომითი ეფექტი არ დაიშორება. ფუკს-ზონდგეიმერის თეორიაში გაკეთებულია რამდენიმე დაშვება: განიხილება ლითონი, რომელსაც სფერული ფერმის დონე გააჩნია და l იზოტროპიულია, რომელიც არაა დამოკიდებული ფირის სისქეზე, ითვლება, რომ p პარამეტრი მუდმივია და ერთნაირია ორივე ზედაპირისათვის, დამოკიდებული არაა ფირის სისქეზე, ზედაპირზე დაცემის კუთხეზე და ელექტრონის ტრანექტორიზე.

გამოცდილებამ აჩვენა, რომ თეორია და ექსპერიმენტი ერთმანეთს საკმაოდ კარგად ემთხვევა თუ სრულდება პირობა $d > 10$ ნმ-ზე, ხოლო თუ ფირი ძალიან თხელია, თუნდაც ის უწყვეტი იყოს, გამტარობა უფრო სწრაფად იცვლება, ვიდრე ეს გამომდინარეობს ფუკს-ზონდგეიმერის თეორიიდან, თუ დავუშვებთ, რომ p იცვლება 0-დან 1-მდე. მისი ერთ-ერთი მიზეზი შეიძლება იყოს ის, რომ ძალიან მცირე სისქის ფირებისათვის ადგილი აქვს სტრუქტურის დამოკიდებულებას სისქეზე და თავისუფალი განარბენის სიგრძის მუდმივობის პირობა არ სრულდება.

ფუკს-ზონდგეიმერის თეორიის მიხედვით, სამართლიანია ფორმულა:

$$\frac{\sigma_d}{\sigma_\infty} = \frac{3}{4} \cdot \frac{1+p}{1-p} \cdot \frac{d}{l} \ln\left(\frac{l}{d}\right), \quad \frac{d}{l} \ll 1$$

სადაც σ_∞ არის უსასრულოდ დიდი სისქის ფირის ელექტროგამტარობა. ამ ფორმულაში p და l პარამეტრების შერჩევით აგებულ იქნა $\sigma(d)$

დამოკიდებულება, ისე, რომ ის მაქსიმალურად დაახლოებოდა ექსპერიმენტის შედეგებს. ამასთან σ_{∞} მნიშვნელობად აღებულ იქნა ჩვენს მიერ გამოკვლეული ყველაზე სქელი ფირის $d=700$ ნმ ფირის ელექტროგამტარობა $\sigma_{\infty} = 328$ (ომი·სმ)⁻¹. ყველაზე კარგი დამთხვევა ექსპერიმენტსა და გათვლებს შორის მიიღება, როდესაც $p=0,61\pm 0.01$ და $l=0,98\pm 0.01$ მკმ.

ნახ.69-დან ჩანს, ფირის მცირე სისქეებისათვის $d<180$ ნმ კუთრი ელექტროწინალობა უფრო სწრაფად მცირდება, ვიდრე ეს გამომდინარეობს თეორიიდან. ეს შეიძლება აიხსნას შემდეგი სამი ფაქტორით:

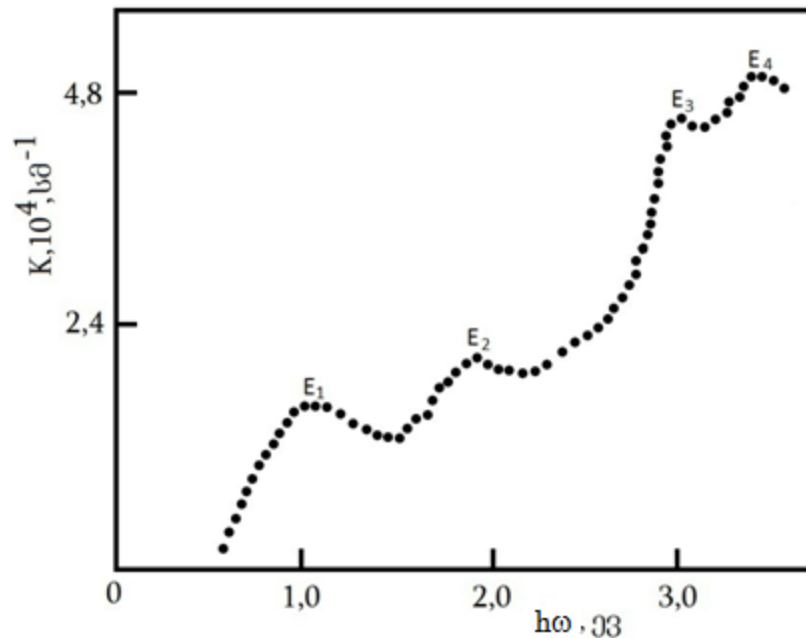
ჯერ ერთი ფუკს-ზონდგეიმერის თეორია არ ითვალისწინებს მთელი რიგი ფაქტორების გავლენას, ვინაიდან საკმაოდ მიახლოებული თეორიაა.

მეორეც, ელექტროგამტარობის დაბალი მნიშვნელობა მცირე სისქეებისას დიდ სისქეებთან შედარებით, შეიძლება იმით აიხსნას, რომ ფირის ზრდის საწყის სტადიაზე დიდია დეფექტების რაოდენობა, რადგან ზრდა ხდება კუნძულისებრი მექანიზმით. ფირის სისქის მომატებისას კუნძულისებრი მექანიზმი იცვლება არხიანი მექანიზმით, როდესაც კუნძულები ერთმანეთს უკავშირდება არხებით, რომლებიც განაპირობებენ მუხტების გადატანას მთელი ფირის მასშტაბით [101]. ფირის სისქის გაზრდა ბუნებრივია იწვევს კუნძულებს შორის ფორების თანდათან შევსებას და შესაბამისად, ელექტროგამტარობისა და ძვრადობის გაზრდას, მანამ, სანამ არ მიიღება მთლიანი ფირი. ასე მაგალითად, [101] ნაშრომის მიხედვით ექსპერიმენტალურად დადგინდა, რომ კრიტიკული სისქე d_c , რომელზედაც მიიღება არხიანი სტრუქტურა ტყვიის მონოსელენიდისათვის შეადგენს 5.5 ნმ. მთლიანი ფირის მიღების შემდეგ სტრუქტურული ფაქტორის გავლენა ელექტროგამტარობასა და მუხტის მატარებლების ძვრადობაზე არსებითად მცირდება.

მესამე ფაქტორი, რომელმაც შეიძლება გამოიწვიოს გადახრა ფუკს-

ზონდგეიმერის თეორიიდან, არის ზომითი კვანტური ეფექტების გაჩენა, რომლებიც თავს იჩენენ მაშინ, როდესაც ფირის სისქე თანაზომადია მუხტის გადამტანების დებროილის ტალღის სიგრძის. ამ ფაქტორის გავლენამ შეიძლება გამოიწვიოს ოსცილაციები კინეტიკური კოეფიციენტების სისქეზე დამოკიდებულების მრუდებზე.

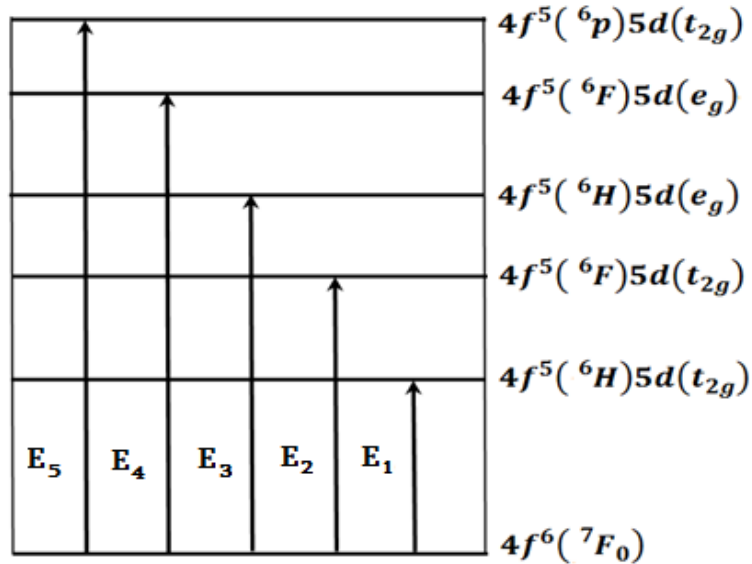
უკანასკნელ ხანებში გარკვეული ყურადღება ექცევა თულიუმის მონოსელენიდის ოპტიკური თვისებების შესწავლას [102]. ოთახის ტემპერატურაზე ფოტონების ენერჯიათა შუალედში 0,5-4 ევ შესწავლილ იქნა TmSe-ის ჩვენს მიერ მომზადებული ფირების შთანთქმის სპექტრი (ნახ. 71).



ნახ. 71. TmSe-ის თხელი ფირის შთანთქმის სპექტრი

როგორც ნახაზიდან ჩანს, კარგადაა გამოკვეთილი შთანთქმის ოთხი ზოლი: E₁, E₂, E₃ და E₄ შესაბამისად, ენერჯიების მაქსიმუმებით 1,1 ევ, 1,9 ევ, 2,9 ევ და 3,4 ევ. თულიუმის მონოსელენიდის ზონური აგებულების სქემა ცნობილი არ არის. თუ ამ შემთხვევაში ვისარგებლებთ [53] ნაშრომში სამარიუმის მონოჰალკოგენიდების ანალიზისათვის გამოყენებული მეთოდიკით, რომელიც ეფუძნება მეტფესელის მიერ ევროპიუმის მონოჰალკოგენიდებისათვის მოყვანილი ზონური აგებულების სქემას და კალციუმის დიფტორიდისა და სტრონციუმის ბიკარბონატის და სხვა

კრისტალებში მინარევის სახით შეყვანილი ორვალენტური სამარიუმის იონის შთანთქმის სპექტრს [103, 104], მოცემული სქემის მიხედვით, E_1 და E_2 ენერგიები განპირობებულია $4f$ ელექტრონების ელექტრონული გადასვლებით $5d(t_{2g})$ ქვეზონაში, რომელსაც თავის მხრივ გააჩნია მდგომარეობის სიმკვრივის ორი მაქსიმუმი. E_3 და E_4 ენერგიების მქონე ზოლი დაკავშირებულია ელექტრონულ გადასვლებთან ზედა $5d(e_g)$ ქვეზონაზე, რომელსაც ასევე გააჩნია მდგომარეობის სიმკვრივის ორი მაქსიმუმი, რომელიც განპირობებულია სპინ-ორბიტალური გახლეჩვით (ნახ.72).



ნახ. 72. Sm^{+2} -ის ენერგეტიკული დონეების სქემა სამარიუმის მონოჰალკოგენიდებში.

[105] ნაშრომში მოყვანილია სამარიუმის მონოჰალკოგენიდების შთანთქმის სპექტრის მცირედით განსხვავებული ინტერპრეტაცია. კერძოდ, სრული ჰამილტონიანი სამარიუმის ორვალენტური იონის $4f^5 5d$ 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. [106] ნაშრომის თანახმად შეიძლება ბოლო სამი წევრი უგულებელვყოთ. პირველი მიახლოებით შეიძლება ასევე უკუვაგდოთ $H_{სო.}(f)$ წევრი, ვინაიდან f

ელექტრონების სპინ - ორბიტალური კავშირი ალბათ მცირეა. კულონური ურთიერთქმედება ნაწილობრივ ხსნის $4f^5$ კულონური ურთიერთქმედების გადაგვარებას, ქმნის რა სექსტეტებს 6H , 6F და 6P .

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.

4.4. ლანთანის ბისმუტიდების თხელი ფირების ელექტროფიზიკური თვისებები

ელექტროფიზიკური გაზომვების ჩასატარებლად მომზადებულ ფირებზე დაფენილ იქნა ორფენიანი (ქრომი, სპილენძი) საკონტაქტო მოედნები, რომელზედაც სარჩილავ მასალად დასმულ იქნა კალა. საკონტაქტო მოედნების სახე ნაჩვენებია ნახ.73.

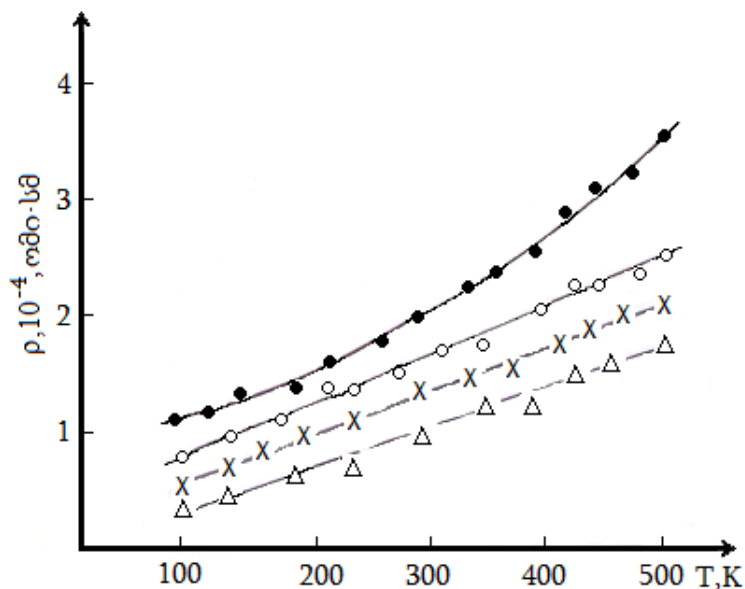


ნახ. 73. LaBi ფირი საკონტაქტო მოედნებით.

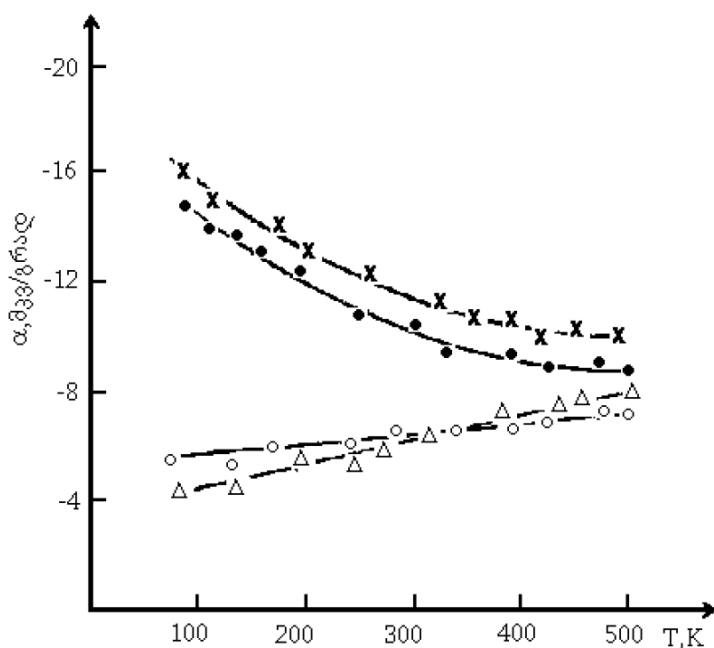
მომზადებულ ფირებზე ტემპერატურულ დიაპაზონში 95 – 500 K გაზომილ იქნა კუთრი წინაღობისა და თერმო-ემპ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. გაზომვის შედეგები მოყვანილია შესაბამისად ნახ.74 და ნახ.75-ზე. გარდა ამისა, ოთახის ტემპერატურაზე გაზომილ იქნა თერმო ემპ, კუთრი წინაღობა და ჰოლის მუდმივა. ერთზონიანი მიახლოებით გაანგარიშებულ იქნა მუხტის მატარებლების კონცენტრაცია და ძვრადობა. ჰოლის მუდმივასა და თერმო-ემპ-ს ნიშნის მიხედვით შეიძლება დავასკვნათ, რომ ყველა მომზადებული

ფირი ელექტრონული გამტარობისაა.

ნახ.74-დან ჩანს, რომ ტემპერატურის გაზრდით ყველა ფირის კუთრი წინალობა იზრდება, ამასთან LaBi ფირის წინალობა რამდენადმე სწრაფად, ხოლო დანარჩენი ფირების LaBi₂, La₄Bi₃, La₅Bi₃ ნელა და წრფივად.



ნახ. 74. კუთრი წინალობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე
 • - LaBi, ° - LaBi₂, × - La₄Bi₃ Δ - La₅Bi₃



ნახ. 75. თერმო ემძ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე
 • - LaBi, ° - LaBi₂, × - La₄Bi₃ Δ - La₅Bi₃

რაც შეეხება თერმო-ემპ-ს LaBi და La₄Bi₃ ფირების თერმო-ემპ-ს აბსოლუტური მნიშვნელობები ტემპერატურის გაზრდით არაწრფივად მცირდება, ხოლო LaBi₂ და La₅Bi₃ ფირების – სუსტად და წრფივად იზრდება (ნახ.75).

ცხრილი 11

La₅Bi₃, La₄Bi₃, LaBi, LaBi₂ ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრები ოთახის ტემპერატურაზე

ბისმუტიდები	α , მკვ/გრად	კუთრი წინაღობა ρ , 10^{-4} , ომი·სმ	ჰოლის მუდმივა R_H , სმ ³ /კ	ელექტრონების კონცენტრაცია n , სმ ⁻³	ელექტრონების ძვრადობა μ , სმ ² /ვ·წმ
La ₅ Bi ₃	- 4.1	0.2	$7.1 \cdot 10^{-4}$	$8.8 \cdot 10^{21}$	6.42
La ₄ Bi ₃	-16.0	0.5	$1.65 \cdot 10^{-4}$	$3.8 \cdot 10^{22}$	2.06
LaBi	-15.1	0.8	$2.35 \cdot 10^{-3}$	$2.7 \cdot 10^{21}$	21.3
LaBi ₂	-5.9	1.1	$8.5 \cdot 10^{-3}$	$7.4 \cdot 10^{21}$	12.0

მოყვანილი გაზომვის შედეგები მეტყველებს, რომ ყველა მომზადებული ფირი თავიანთი ელექტროფიზიკური თვისებებით ახლოსაა ლითონურთან.

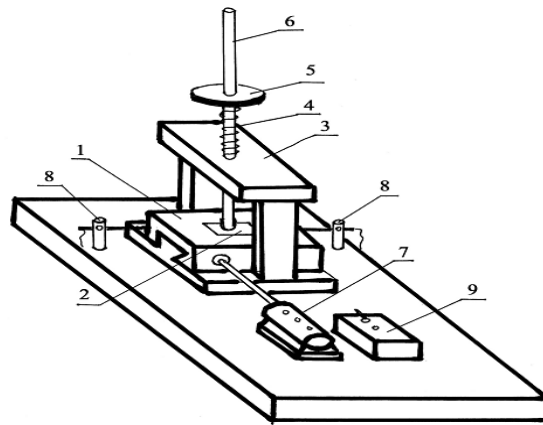
სამწუხაროდ, ფირების მასალების ზონური სტრუქტურის სურათი ცნობილი არაა და, ამდენად, მიღებული შედეგების უფრო ზუსტი და ცალსახა ინტერპრეტაცია გამწელებულია.

4.5. თულიუმის ერთნახევრიანი და მონოსულფიდების, თულიუმის მონოსელენდის, ლანთანის ბისმუტიდების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე

უკანასკნელ ხანებში დიდი ყურადღება ექცევა ფირების მექანიკურ სიმტკიცის შესწავლას, ვინაიდან, ხშირად ფირებს, რომლებსაც საინტერესო ელექტრული, ოპტიკური და სხვა პარამეტრები გააჩნიათ, ხასიათდებიან დაბალი მექანიკური სიმტკიცით, რაც ზღუდავს მათ გამოყენებას. ფირების

მექანიკური თვისებების სრულყოფილად შესასწავლად აუცილებელია გაანალიზებულ იქნას მექანიკური თვისებების კავშირი ფირების სტრუქტურასთან, ფუძემშრის მასალასთან, ფირის ზრდის საწყის სტადიაზე მიმდინარე პროცესებთან და ა.შ. არსებობს ფირების მექანიკური სიმტკიცის მრავალი მეთოდი, რომელთაგან ერთ-ერთი ყველაზე გავრცელებული მეთოდია მექანიკური მეთოდი.

ფირების მექანიკურ სიმტკიცესა და მათ ფუძემშრეზე მიკრობადობის ხარისხზე შეიძლება ვიმსჯელოთ იმ მუშაობის მიხედვით, რომელიც საჭიროა ფუძემშრიდან მასზე დაფენილი ფირის მთლიანად გადახევისათვის, სწორედ ამაზეა დაფუძნებული მექანიკური მეთოდი. ამ მეთოდის განსახორციელებელი დანადგარის სქემა მოყვანილია ნახ. 76-ზე.



ნახ. 76. სრული გახეხვის მეთოდით ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის შესასწავლი დანადგარის სქემა:

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

საკვლევი ფირი (2) მაგრდება მასიურ ფილაზე (1). ფირს ზემოდან ეყრდნობა (6) ღერო, რომლის ქვედა ბოლოზე დამაგრებულია ზამშის ფენა, მასზე წასმულია ალმასის პასტა. ღერო იტვირთება მის ზემოთ დამონტაჟებულ (5) დისკზე სხვადასხვა წონის საწონების განთავსებით. სპეციალური მექანიზმით (ძრავი 7 და ცეცხები 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 ტარდება ერთი და იგივე სისქის ფირებზე ერთსა და იმავე დატვირთვის პირობებში.

დანადგარის სურათი მოცემულია ნახ.77-ზე.



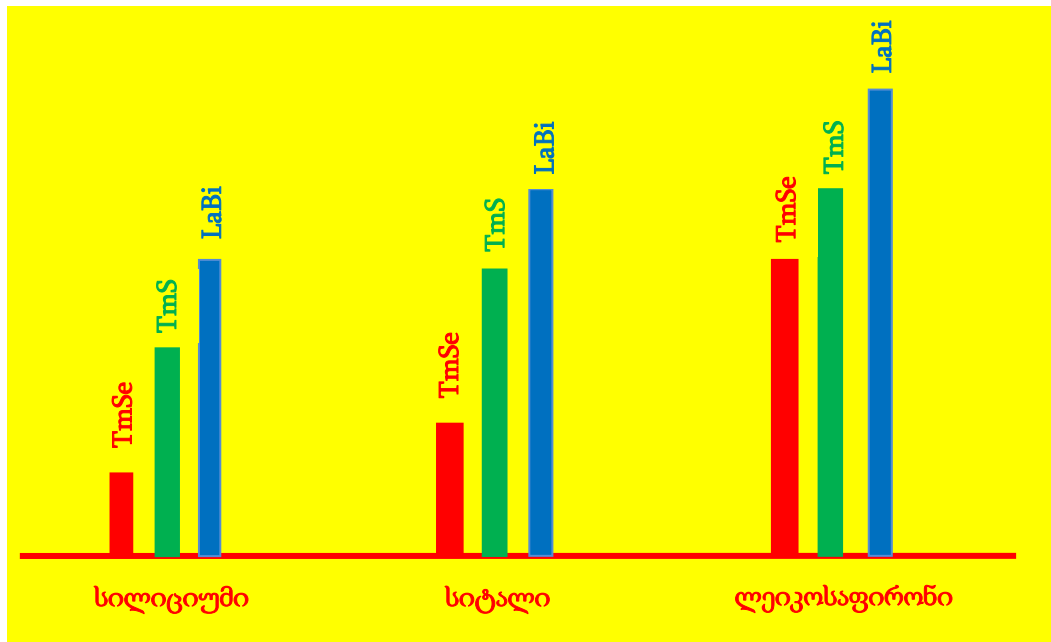
ნახ. 77. სრული გახევის მეთოდით ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცის შესასწავლი დანადგარი

ჩვენს მიერ შესწავლილ იქნა სხვადასხვა ფუძემრეზე მომზადებული TmS, TmSe, LaBi ფირების მექანიკური სიმტკიცე. ყველა ჩამოთვლილი ფირი მიღებულ იქნა ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით. ფირების სისქე და დატვირთვა ერთნაირი იყო და, შესაბამისად, შეადგენდა 0,9მკმ-ს და 250 გრამს. მიღებული შედეგები მოყვანილია ცხრილ 12-ში და ნახ.78-ზე.

ცხრილი 12

TmSe-ის, TmS-ისა და LaBi-ის სხვადასხვა ფუძემრეზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე

ფირის შემადგენლობა	ფირის სისქე, მკმ	დატვირთვა,გ	გასმათა რიცხვი სრული გადახევისათვის		
			ფუძემრე სილიციუმი	ფუძემრე სიტალი	ფუძემრე ლეიკოსა-ფირონი
TmSe	0,9	250	29-33	42-45	57-59
TmS	0,9	250	41-43	54-56	70-73
LaBi	0,9	250	49-52	65-68	81-84



ნახ. 78. TmSe, TmS და LaBi-ის სხვადასხვა ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე

როგორც ნახ.78-დან ჩანს, ერთსა და იმავე მასალის ერთსა და იმავე ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე იზრდება მიმდევრობით TmSe – TmS – LaBi. რაც ალბათ გამოწვეულია ფუძემდებთან და ფირების სითბური გაფართოების კოეფიციენტებს შორის სხვაობის შემცირებით ამავე თანმიმდევრობით (ცხრილი 13). რაც უფრო ნაკლებია სხვაობა ფუძემდებთან და ფირის სითბური გაფართოების კოეფიციენტებს შორის, მით უფრო ნაკლები დეფექტები წარმოიშვება ფირში დაფენის ტემპერატურიდან ოთახის ტემპერატურამდე გაცივების დროს, რაც, როგორც ჩანს, საბოლოოდ გავლენას ახდენს ფირების ფარდობით მექანიკური სიმტკიცეზე.

ნახ.78-დან ასევე ჩანს, რომ ერთი და იგივე მასალის ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე იზრდება ფუძემდებთან მასალისაგან დამოკიდებულებით მიმდევრობით სილიციუმი - სიტალი - ლეიკოსაფირონი. კერძოდ, ლეიკოსაფირონის ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე გაცილებით მაღალია, ვიდრე სილიციუმის ფუძემდებზე დაფენილი ფირების, ხოლო სიტალის ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეს გააჩნია საშუალოდ

სითბური გაფართოების კოეფიციენტები

შენაერთი	სითბური გაფართოების კოეფიციენტი, $\alpha, 10^{-6}\text{გრად}^{-1}$	საშუალო მნიშვნელობა ტემპერატურათა ინტერვალისათვის, K	ლიტერატურა
TmSe	18,6	300-950	[107]
TmS	14,6	300-800	[107]
LaBi	11,9	300-980	[108]
კვარცი	1.4	300-850	[109]
სილიციუმი	2,54	300-1050	[109]
სიტალი	4,1	298-573	[109]
ლეიკოსაფირონი	8,1	298-573	[109]

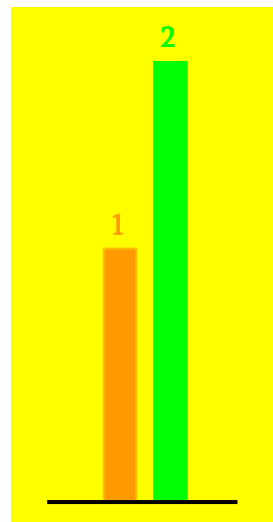
მნიშვნელობა. ეს ფაქტი შეიძლება დაკავშირებული იყოს იმ გარემოებასთან, რომ საფირონის სითბური გაფართოების კოეფიციენტი უფრო ახლოსაა მასალების სითბური გაფართოების კოეფიციენტებთან, მაშინ, როდესაც ანალოგიური სიდიდეების განსხვავება სილიციუმისათვის მეტია, ხოლო სიტალისათვის - საშუალოდ.

მოცემულ ნაშრომში შესწავლილ იქნა თულიუმის მონოსელენიდის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული და კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლების მეთოდით მიღებული ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. კერძოდ, ლეიკოსაფირონის ფუძემდებელ ადნიშნული მეთოდებით დავაფინეთ 0,7 მკმ სისქის ფირი და დავთვალეთ სრული გადახევისათვის საჭირო გასმათა რაოდენობა 200 გრამი დატვირთვის პირობებში (ცხრილი 14).

როგორც ცხრილ 14-დან და ნახ.79-დან ჩანს, წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით მომზადებული ფირის ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე თითქმის 40%-ით აღემატება კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით დაფენილი ფირის

სხვადასხვა მეთოდით ლეიკოსაფრონის ფუმეშრეზე დაფენილი TmSe-ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე

ფირის მიღების მეთოდი	ფირის შემადგენლობა	ფირის სისქე, მკმ	დატვირთვა, ბ	გასმათა რიცხვი სრული გადახეხვისათვის
კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლება	TmSe	0,7	200	67
დისკრეტული აორთქლება	TmSe	0,7	200	115



ნახ. 79. ლეიკოსაფრონის ფუმეშრეზე სხვადასხვა მეთოდით დაფენილი TmSe-ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე (ფირების სისქე - 0,7 მკმ, 1- ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლება, 2 - წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლება)

ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეს. ასეთი განსხვავების ერთ-ერთი შესაძლო ვარიანტი შეიძლება იყოს ის გარემოება, რომ, როგორც რენტგენოდიფრაქციულმა კვლევებმა აჩვენეს (იხ. გვ. 118), დისკრეტული აორთქლების მეთოდით მიღებული ფირების კრისტალური მესერი უფრო სრულყოფილია, ვიდრე კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლების მეთოდით მიღებული ფირების მესერი.

4.6. IV თავის დასკვნები

მეოთხე თავში აღწერილი Tm_2S_3 -ის ლეგირებული ფირების, ასევე TmS , $TmSe$, La_5Bi_3 , La_4Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ -ის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური ოპტიკური და მექანიკური თვისებების შესწავლის შედეგები შეიძლება ჩამოვაყალიბოთ შემდეგი დასკვნების სახით:

1) შესწავლილია Tm_2S_3 -ის სილიციუმის ატომებით ლეგირებული ფირების კუთრი წინაღობისა და თერმო ემძ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე 95-500K ინტერვალში, ასევე ფოტოგამტარებლობისა და ფოტო ემძ-ს სპექტრალური დამოკიდებულება ფოტონების ენერჯიათა 0 – 3.5 ევ უბანში თხევადი აზოტისა და ოთახის ტემპერატურებზე.

კუთრი წინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდიდან დადგენილია, რომ სილიციუმის მინარევის იონიზაციის ენერჯია შეადგენს 0.32 ევ.

ნაჩვენებია, რომ სილიციუმით ლეგირებული Tm_2S_3 -ის ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრები ხასიათდებიან მაღალი მდგრადობით გახურება-გაცივების ციკლის მიმართ 95-500K ტემპერატურულ ინტერვალში. კერძოდ, 185-მდე გახურება-გაცივების ციკლი გავლენას არ ახდენს ელექტროფიზიკურ პარამეტრების სიდიდეზე და ტემპერატურაზე დამოკიდებულების ხასიათზე.

2) ოთახის ტემპერატურაზე შესწავლილია TmS -ის ფირების წინაღობის ტემპერატურული კოეფიციენტისა და მუხტის მატარებლების - ელექტრონების კონცენტრაციის დამოკიდებულება ფირის მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე. ნაჩვენებია, რომ ფირის მახასიათებელი ნაწილაკების ზომების გაზრდით წინაღობის ტემპერატურული კოეფიციენტი იზრდება, ხოლო მუხტის მატარებლების კონცენტრაცია მცირდება.

3) ოთახის ტემპერატურაზე 50-500 ნმ სისქის $TmSe$ -ის ფირებისათვის შესწავლილია კუთრი ელექტროგამტარობისა და მუხტის მატარებლების - ელექტრონების ძვრადობის დამოკიდებულება ფირის სისქეზე. ნაჩვენებია, რომ ფირის სისქის ზრდისას 200ნმ-მდე კუთრი ელექტროგამტარობა და

მუხტის მატარებლების - ელექტრონების ძვრადობა იზრდება, ხოლო შემდეგ 500 ნმ-მდე მუდმივი რჩება. ახსნილია ასეთი დამოკიდებულების მექანიზმი.

4) ოთახის ტემპერატურაზე ფოტონების ენერჯიათა 0,5-4 ევ უბანში შესწავლილია TmSe-ის ფირების შთანთქმის სპექტრი, ნაჩვენებია, რომ ის შეიცავს ოთხ ზოლს ენერჯიების მაქსიმუმებით 1,1 ევ, 1,9 ევ, 2,9 ევ და 3,4 ევ. ჩატარებულია მიღებული შედეგების ანალიზი.

5) 95-500K ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია La_5Bi_3 – ის, La_4Bi_3 – ის, LaBi-ისა და $LaBi_2$ -ის ფირების კუთრი ელექტროწინალობისა და თერმო ემმ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ნაჩვენებია, რომ ყველა ფირის კუთრი წინალობა ტემპერატურის გაზრდით იზრდება. ამასთან, ტემპერატურის გაზრდით La_5Bi_3 -ის და $LaBi_2$ -ის ფირების თერმო ემმ იზრდება, ხოლო La_4Bi_3 -ის და LaBi-ის ფირების - მცირდება.

6) ოთახის ტემპერატურაზე გაზომილია La_5Bi_3 – ის, La_4Bi_3 – ის, LaBi-ისა და $LaBi_2$ -ის ფირების ჰოლის მუდმივა. ერთზონიანი მიახლოებით გათვლილია ელექტრონების კონცენტრაცია და ძვრადობა. ნაჩვენებია, რომ ყველა მომზადებული ფირი თავიანთი ელექტროფიზიკური თვისებებით ახლოსაა ლითონურთან.

7) სრული გახეხვის მეთოდით შესწავლილია სხვადასხვა ფუძემდებზე (მონოკრისტალური სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი) დაფენილი TmSe - TmS - LaBi ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია, რომ ერთი და იგივე მასალის ერთსა და იმავე ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე იზრდება მიმდევრობით: TmSe - TmS - LaBi. დადგენილია, რომ ერთი და იგივე მასალის ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე დამოკიდებულია ფუძემდებლის მასალაზე და იზრდება მიმდევრობით სილიციუმი - სიტალი - ლეიკოსაფირონი.

ასევე სრული გახეხვის მეთოდით შესწავლილია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული

TmSe-ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია, რომ დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირების მექანიკური სიმტკიცე ~40%-ით აღემატება ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლებით მიღებული ფირების ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეს.

დასკვნები

ნაშრომში შესრულებული სამუშაოს შედეგები შეიძლება ჩამოვყალიბოთ შემდეგი ძირითადი დასკვნების სახით:

1) პირველად დამუშავებულია Tm_2S_3 -ის და TmS -ის თხელი ფირების მომზადების ტექნოლოგია წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით, $TmSe$ -ის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდებით, La_4Bi_3 -ის, La_5Bi_3 -ის, $LaBi$ -ისა და $LaBi_2$ -ის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით.

ნაჩვენებია, რომ ფუძემშრის მასალა (ნადნობი კვარცი, მონოკრისტალური სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი) შესამჩნევ გავლენას არ ახდენს მომზადებული ფირების კრისტალურ სტრუქტურასა და ფაზურ შემადგენლობაზე.

ჩატარებულია Tm_2S_3 -ის ფირების ლეგირება სილიციუმის ატომებით მყარი ფაზიდან.

2) ჩატარებულია მომზადებული ფირების რენტგენოგრაფიული და ელექტრონოგრაფიული ანალიზი. ნაჩვენებია, რომ Tm_2S_3 -ის ფირებს გააჩნიათ Tl_2O_3 -ის ტიპის კუბური მესერი, მესრის მუდმივათი $a = 12,44 \text{ \AA}$, TmS -ის ფირებს - $NaCl$ -ის ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a = 5,39 \text{ \AA}$, $TmSe$ -ის ფირებს ასევე გააჩნიათ $NaCl$ -ის ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a = 5,62 \text{ \AA}$, La_5Bi_3 -ის ფირებს - ჰექსაგონალური მესერი პარამეტრებით $a=9.58 \text{ \AA}$ და $c=6.70 \text{ \AA}$, La_4Bi_3 -ის ფირებს - ანტი- Th_3P_4 ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a=9.71 \text{ \AA}$, $LaBi$ -ის ფირებს - $NaCl$ -ის ტიპის კუბური მესერი პარამეტრით $a = 5,62 \text{ \AA}$, ხოლო $LaBi_2$ -ის ფირებს გააჩნიათ რომბული მესერი, მესრის მუდმივებით $a = 6.17 \text{ \AA}$, $b=6.04 \text{ \AA}$, $c=17.83 \text{ \AA}$.

3) რენტგენული მიკროზონდური ანალიზის მიხედვით ყველა

მომზადებული ფირის შემადგენლობა ახლოსაა სტექიომეტრიულთან, კერძოდ: Tm_2S_3 -ის ფირები შეიცავენ 40,1 ატ% Tm და 59,9 ატ% S, TmS-ის ფირები - 50,2 ატ% Tm და 49,8 ატ% S, TmSe-ის ფირები - 50,1 ატ% Tm და 49,9 ატ% S, La_5Bi_3 -ის ფირები - 62,4 ატ% La და 37,6 ატ% Bi, La_4Bi_3 -ის ფირები - 57,1 ატ% La და 42,9 ატ% Bi, LaBi-ის ფირები - 50,0 ატ% La და 50 ატ% Bi, $LaBi_2$ -ის ფირები - 33,2 ატ% La და 66.8 ატ% Bi.

4) შესწავლილია Tm_2S_3 -ის, TmS-ისა და LaBi-ის ფირების ზედაპირზე შემადგენელი კომპონენტების - Tm, S, La და Bi-ის განაწილება რენტგენის მეორად სხივებში. ნაჩვენებია, რომ ელემენტები განაწილებულია საკმაოდ თანაბრად.

5) მეორადი ელექტრონებით მასკანირებელი მიკროსკოპით გადაღებული TmS-ის ფირის ზედაპირული სურათის სტატისტიკურმა დამუშავებამ აჩვენა, რომ ფირის მახასიათებელი ელემენტების ზომები მერყეობს 18 ნმ-დან 57 ნმ-მდე, ამასთან მახასიათებელი ელემენტების ~70%-ის ზომები შეადგენს 32 ნმ-ს.

ნაჩვენებია, რომ სხვა მუდმივი ტექნოლოგიური პარამეტრების შემთხვევაში TmS-ის ფირების მახასიათებელი ნაწილაკების ზომები დამოკიდებულია ფუძემშრის ტემპერატურაზე. კერძოდ, ფუძემშრის ტემპერატურის გაზრდით ის იზრდება. ასევე ნაჩვენებია, რომ მახასიათებელი ნაწილაკების ზომების გაზრდით ფირის მესრის მუდმივა იზრდება.

6) 95-500K ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია Tm_2S_3 -ის სილიციუმის ატომებით ლეგირებული ფირების კუთრი წინაღობისა და თერმო ემმ-ს დამოკიდებულება ტემპერატურაზე. კუთრი წინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდიდან დადგენილია, რომ სილიციუმის მინარევის იონიზაციის ენერგია შეადგენს 0.32 ევ.

95 და 300 K ტემპერატურებზე, ფოტონების ენერგიათა უბანში 0 – 3.5 ევ შესწავლილია ფოტოგამტარებლობისა და ფოტო ემმ-ს სპექტრალური დამოკიდებულება.

ნაჩვენებია, რომ სილიციუმით ლეგირებული Tm_2S_3 -ის ფირების ელექტროფიზიკური პარამეტრები ხასიათდებიან მაღალი მდგრადობით გახურება-გაცივების ციკლის მიმართ 95-500K ტემპერატურულ ინტერვალში. კერძოდ, 185-მდე გახურება-გაცივების ციკლი გავლენას არ ახდენს ელექტროფიზიკურ პარამეტრების სიდიდეზე და მათი ტემპერატურაზე დამოკიდებულების ხასიათზე.

7) ოთახის ტემპერატურაზე შესწავლილია TmS -ის ფირების წინააღმდეგობის ტემპერატურული კოეფიციენტისა და მუხტის მატარებლების - ელექტრონების კონცენტრაციის დამოკიდებულება ფირის მახასიათებელი ნაწილაკების ზომებზე. ნაჩვენებია, რომ მახასიათებელი ნაწილაკების ზომების გაზრდით წინააღმდეგობის ტემპერატურული კოეფიციენტი იზრდება, ხოლო მუხტის მატარებლების კონცენტრაცია მცირდება.

8) ოთახის ტემპერატურაზე შესწავლილია 50-500 ნმ სისქის $TmSe$ -ის ფირების კუთრი ელექტროგამტარობისა და მუხტის მატარებლების - ელექტრონების ძვრადობის დამოკიდებულება ფირის სისქეზე. ნაჩვენებია, რომ ფირის სისქის ზრდისას 200 ნმ-მდე კუთრი ელექტროგამტარობა და მუხტის მატარებლების ძვრადობა იზრდება, ხოლო შემდეგ 500 ნმ-მდე მუდმივი რჩება. ახსნილია ასეთი დამოკიდებულების მექანიზმი.

ოთახის ტემპერატურაზე ფოტონების ენერჯიათა 0,5-4 ევ უბანში შესწავლილია $TmSe$ -ის ფირების შთანთქმის სპექტრი. ნაჩვენებია, რომ ის შეიცავს ოთხ ზოლს ენერჯიების მაქსიმუმებით 1,1 ევ, 1,9 ევ, 2,9 ევ და 3,4 ევ. ჩატარებულია მიღებული შედეგების ანალიზი.

9) 95-500K ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია La_5Bi_3 , La_4Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ -ის ფირების კუთრი ელექტროწინააღმდეგობისა და თერმო ემმ-ს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ნაჩვენებია, რომ ყველა ფირის კუთრი წინააღმდეგობა ტემპერატურის გაზრდით იზრდება. ამასთან, ტემპერატურის გაზრდით La_5Bi_3 -ისა და $LaBi_2$ -ის ფირების თერმო ემმ იზრდება, ხოლო La_4Bi_3 და $LaBi$ -ის ფირების - მცირდება.

ოთახის ტემპერატურაზე გაზომილია La_5Bi_3 , La_4Bi_3 , $LaBi$ და $LaBi_2$ -ის

ფირების ჰოლის მუდმივა. ერთზონიანი მიახლოებით გათვლილია ელექტრონების კონცენტრაცია და ძვრადობა. ნაჩვენებია, რომ ყველა მომზადებული ფირი თავიანთი ელექტროფიზიკური თვისებებით ახლოსაა ლითონთან.

10) სრული გახეხვის მეთოდით შესწავლილია სხვადასხვა ფუძემდებზე (მონოკრისტალური სილიციუმი, სიტალი, ლეიკოსაფირონი) დაფენილი TmSe, TmS და LaBi-ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია, რომ ერთსა და იმავე მასალის ერთსა და იმავე ფუძემდებზე დაფენილი ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე იზრდება მიმდევრობით: TmSe – TmS - LaBi. დადგენილია, რომ ერთი და იგივე მასალის ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე დამოკიდებულია ფუძემდების მასალაზე და იზრდება მიმდევრობით სილიციუმი - სიტალი - ლეიკოსაფირონი. ასევე სრული გახეხვის მეთოდით შესწავლილია კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან და წინასწარ სინთეზირებული მასალის დისკრეტული ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით მიღებული TmSe-ის ფირების ფარდობითი მექანიკური სიმტკიცე. ნაჩვენებია, რომ დისკრეტული აორთქლებით მიღებული ფირების მექანიკური სიმტკიცე ~40%-ით აღემატება ორი დამოუკიდებელი წყაროდან აორთქლებით მიღებული ფირების ფარდობით მექანიკურ სიმტკიცეს.

დისერტაციის ძირითადი შედეგები გამოქვეყნებულია შემდეგ

შრომებში:

- 1) Teteloshvili M., Jabua Z., Gigineishvili A., Iluridze G., Minashvili T., Davitadze K. Production of thulium sesquisulfide thin films by discrete evaporation and their mechanical properties. Abstracts. International conference „Nanosensory systems and nanomaterials”. Tbilisi, Georgia, June 6-9, 2013, p.74.
- 2) Teteloshvili M.G., Jabua Z. U., Gigineishvili A. V., Iluridze G. N., Minashvili T. A., Davitadze K. D. Fabrication of thulium sesquisulfide films by discrete evaporation and their mechanical properties. GEN, №1 (ტ. 69), 2014, ს. 42-44.
- 3) Джабуа З. У., Тетеловили М. Г., Гигинеишвили А. В. Технология наноплёнок моносulfида Тулия. GEN, №2 (ტ. 70), 2014, ს. 88-89.
- 4) Jabua Z., Teteloshvili M., Gigineishvili A. Technology of Tulum monosulfide nanofilms. Abstracts. International Conference “Tbilisi-Spring-2014”. “Nuclear radiation nanosensors and nanosensory systems”. Tbilisi, Georgia, 6-9 March, 2014, p.92.
- 5) Jabua Z., Teteloshvili M., Gigineishvili A. Tecnology of Tulum monosulfide nanofilms. Abstracts. 3rd International Conference “Nanotecnologies”. October 20-24, 2014, Tbilisi, Georgia. Nano 2014. p. 51
- 6) ტეტელოშვილი მ., ჯაბუა ზ., გიგინეიშვილი ა. თულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური თვისებები. საქართველოს ეროვნული მეცნიერებათა აკადემიისა და საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის სამეცნიერო - რეფერირებული ჟურნალი „მეცნიერება და ტექნოლოგიები”. 2014, №2, გვ. 61-64.
- 7) Джабуа З. У., Тетеловили М. Г., Гигинеишвили А. В. Легирование кремнием и фотоэлектрические свойства тонких плёнок полупрозрачного сульфиды Тулия. Физ. Инж. Пов. 2014, т. 12, № 2, с. 232-236.
- 8) Тетеловили М.Г., Джабуа З.У., Гигинеишвили А.В. Приготовление тонких плёнок TmSe и электрофизические свойства. GEN, №3 (ტ. 71), 2014, ს. 35-36.
- 9) Teteloshvili M. Technology of Tulum monosulfide nanofilms Students 83 international scientific conference. Tbilisi, 2015.

გამოყენებული ლიტერატურა

- 1) Жузе В.П. Оптические свойства редкоземельных полупроводников. ЖВХО им. Д.И.Менделеева. 1981, т. XXVI, №6, с.95-102.
- 2) Miodushevsky P. V. Potential application of SmS_x material in microelectronics. 2001 ICER Proceedings, April 18-20, 2001, Tokyo, Japan, p. 336-339.
- 3) Джабуა ზ. უ., დადიანი თ. ო., გიგინეიშვილი ა. ვ., სტამათელი მ. იუ, დავითაძე კ. დ., ილურიძე გ.ნ. Оптические и фотоэлектрические свойства нелегированных и легированных кадмием и свинцом тонких плёнок полуторного сульфида неодима. ФТТ, 2006, т.30, №8, с.1397-1401.
- 4) როგაჩევა ე.ი., ოლხოვსკაია ს.ი., სიპატოვ ა.ი., ფედოროვ ა.გ. Размерный эффект в тонких пленках селенида свинца. Вісник ХНУ, № 914, серія вип. 13, 2010, с.115-118.
- 5) Миронов К. Е., Камарзин А. А., Соколов В. В., Васильева И. Г., Попова Е. Д. Сульфиды редкоземельных металлов. В кн.: Редкоземельные полупроводники. Баку, ЭЛМ, 1981, с. 52-92.
- 6) Ярембаш Е. И. Автореф. докт. дисс. М., ИОНХ АН СССР, 1967, 297 с.
- 7) Каграманова Р. Р. Автореф. канд. дисс. М., ИОНХ АН СССР, 1968, 132 с.
- 8) Калитин В. И. Автореф. канд. дисс. М., ИОНХ АН СССР, 1966, 141 с.
- 9) Ярембаш Е. И., Елисеев А. А., Калитин В. И., Антонова Л.И. Соединения празеодима с селеном. Изд. АН СССР, Неорган. Мат. 1966, т. 2, №984, с. 56-61.
- 10) Haase D. J., Steinfink H., Weiss E. J. Phase diagram of Pr-S systems. Inorg. Cham., 1965, v.4, № 538, p.130-135.
- 11) Pleasance R. I. J. Compound Ce-Bi systems and their crystallographic data. Inst. Metals. 1959-1960, v. 38, p. 45-49.
- 12) Gambino R. Less Common Metals. Monobismutide of dysprosium. 1967, v.12, p. 344-349.
- 13) Ианделли А. Новые исследования редкоземельных металлов. М., 1964, с.78.
- 14) Ярембаш Е. И., Вигилева Е. С., Елисеев А. А. Изв. АН СССР, Неорган. Материалы. Кристаллическая структура некоторых соединений тербия с висмутом. 1965, т.1, №167, с. 58-62.
- 15) Iandelli A. Crystall structure of terbium monobismutide. Rend. Accad. Lincei, 37, 160, 1964, p.187-193.
- 16) Абдусаламова М. Н. Физикохимия антимоноидов и висмутидов редкоземельных элементов. Журнал Всесоюзного химического общества им. Д. И. Менделеева. 1981, т. 26, № 6, с. 73-78.
- 17) Union International de Chimie Pure et Appliquee Nomenclature de Chimie Minerale. London, 1957, 291 p.
- 18) Ярембаш Е.И., Елисеев А.А. Халкогениды редкоземельных элементов. М., „Наука“, 1975, 258 с.
- 19) ჯაბუა ზ. ზოგიერთი იმპიათმიწა ელემენტის სულფიდების, ანტიმონიდებისა და ბისმუტიდების თხელი ფირების მიღება, ლეგირება და

ფიზიკური თვისებები. დისერტაცია ტექნიკის მეცნიერებათა დოქტორის სამეცნიერო ხარისხის მოსაპოვებლად. თბილისი 2005, 299გვ.

- 20) Кехайов Т.Д. Приготовление тонких пленок моносulfидов иттербия, диспрозия и полупрозрачных сульфидов самария, иттербия и диспрозия и исследование их некоторых физических свойств. Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Тбилиси, 1980, 192с.
- 21) Parashar V., Pandey Shiv K., Pandey Avinash C. Low-temperature syntesis of quantum saze GdS nanoparticlс and there pathogen capture efficiency. Chem. Com. 2010, v.46, p. 3143-3145.
- 22) Митаров Р. Г. Теплофизические свойства халькогенидов РЗЭ. Диссертация на соискание ученой степени доктора физ-мат наук. Махачкала, 2002, 235с.
- 23) Ohta M., Hirai S., Kato H., Sokolov V., Bakovets V. Termal decomposition of NH_4SCN for preparation of Ln_2S_3 . Material transactions. 2009, v. 50, №7, p. 1885-1898.
- 24) Ohta M., Hirai S., Asahi H., Nishimura T., Uemura Y., Shimakage K. Syntesis of La_2S_3 thin films by sulfurization of La_2Cl_3 and $\text{CS}(\text{NH}_2)_2$. Material transactions. 2006, v. 47, №6, p. 1436-1439.
- 25) Uuan M., Ohta M., Hirai S., Nishimura T., Shimakage K. Preparation of Terbium Sesquisulfides and Holmium Sesquisulfide by Sulfurization of Their Oxide Using CS_2 Gas. Jurnal
- 26) Ohta M., Yuan H., Hirai S., Uemura Y., Shimakage K. . Preparation of R_2S_3 (R: La, Pr, Nd, Sm) Powders by Sulfurization of Oxide Powders. Jurnal of Aloys and compounds. 2004, v. 374, №1-2, p. 112-115
- 27) Hirai S., Suzuki K., Shimakage K., Nishimura T., Uemura Y., Mitomo M. Preparation of $\gamma - \text{Pr}_2\text{S}_3$ and $\gamma - \text{Nd}_2\text{S}_3$ Powders by Sulfurization of Pr_6O_{11} and Nd_2O_3 Powders Using CS_2 Gas and Their Sintering. Jurnal Japan Ins. Metals, 2003, v. 67, №1, p. 15-21.
- 28) Haibin Y., Ohta M., Nishimura T., Shimakage K. Preparation of Terbium Sesquisulfide and Holmium Sesquisulfide by Sulfurization of Their Oxisulfide Using CS_2 Gas. of Rare Earths. 2004, v.6, № 6, p. 201-205.
- 29) Flahaut J., Lepeltieau. C. Chamilical froperties some rare eart compound. Bull. Soc. chem. France, 1968, p. 47-54.
- 30) Flahaut J., Laruelle P., Pardo M. P., Guittard M. Syntesis of thulium monoselenide. Bull. Soc. chem. France, 1965, p.1399-1493.
- 31) Eatough N. L., Hall H. T. Phase stability of $\gamma - \text{Tm}_2\text{Se}_3$. Inorg. Chem., 1970, v. 9, p.417-423.
- 32) Benacerraf A., Guittard M. Rare earth selenides. Compt. Rend. 1989, v.248, p. 2012-2016.
- 33) Rieger W., Parthe E. Crystallografic parameters of RE selenides. Acta crystallogr. B. 1968, v. 24, p.456-461.
- 34) Hohnke D., Parthe E. 4 : 3 rare earth selenides. J. Less-Common Metals. 1969, v.17, p. 291-293.
- 35) Абдусалямова М. Н., Бурнашев О. Р., Рахматов О. И. В сб.: Тугоплавкие соединения РЗЭ. Душанбе, Дониш, 1978, 298 с.

- 36) Абдусалимова М. Н., Бурнашев О. Р., Рахматов О. И. Ж. Экзоэффект при синтезе соединений в системе КЗЭ-селен. Прикл. Химии, т. 52, с. 655-659.
- 37) Кузьмин Р. Н., Никитина С. В. Кристаллическая структура монобисмутидов редких земель. Кристаллография, 1963, т. 8, с. 453-459.
- 38) Журавлев Н. Н., Смирнова Е. М. Кристаллография, 1962, т. 5, с. 787-792.
- 39) Wang R., Steinfink H. Chemical properties of rare earth monobismutide. Inorg. Chem. 1967, v. 6, p. 1685-1688.
- 40) Савицкий Е. И., Бурханов Г. С. Редкие металлы и сплавы. М., Наука, 1980, 255 с.
- 41) Высоких А. С., Миодушевский П. В., Андреев П. О. Получение изделия из SmS для электроники. Вестник Тюменского государственного университета. Химия, 2011, № 5, с. 179-185.
- 42) Jabua Z.U., I.L.Kupreishvili, A.V.Gigineishvili. Preparation and electrical and optical properties of TbS films. Inorganic Materials. 2014, v.50, №4, p. 330-333
- 43) 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.Stst.Sol.(b). 2006, v. 137, №2, p.449-452.
- 44) 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.
- 45) 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.
- 46) 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.
- 47) 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.
- 48) Шапшева И.Л., Кузьмичева Г.Н., Иксанова Т.Г., Елисеев А.А. Термоэлектрические свойства сульфидов иттербия. Изв. АН. ССР. Неорг. Мат. 1978, т.14, с.21-26.
- 49) Таблицы физических величин. Под ред. Н. К. Кикоина. М., Атомиздат, 1976, 402 с.
- 50) გიგინეიშვილი ა. ვ. ზოგიერთი იშვიათმიწა ელემენტის შენაერთების ოპტიკური თვისებები და ზონური სტრუქტურის პარამეტრები. დისერტაცია ფიზიკა-მათემატიკის მეცნიერებათა დოქტორის სამეცნიერო ხარისხის მოსაპოვებლად. თბილისი, 1997, 245 გვ.
- 51) Глурджидзе Л.Н., Гигинеишвила А.В., Бжалава Т.Л., Санадзе В.В. Оптические свойства тонких пленок полуторного сульфида иттербия у края фундаментального поглощения. ФТТ, 1982, т.24, с.1844-1848.
- 52) 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.

- 53) 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.
- 54) Степанов Н.Н., Щенников В.В., Морозова Н.В., Коробейников И.В., Голубков А.В., Каминский В.В. Исследование термоэдс моноселенида тулия под давлением 24 Гпа. ФТТ, 2014.т.56,№9, с.1707-1709.
- 55) დავითაძე ქ. ტულიუმის, პრაზეოდიუმის და ნეოდიუმის ერთნახევრიანი სულფიდების თხელი ფირების მიღება, ლეგირება და ფიზიკური თვისებები. დისერტაცია დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად. თბილისი, 2008, 109 გვ.
- 56) Jabua Z. U. Optical and Photoelectric properties of α -Dy₂S₃ and α -Dy₂S₃ <Pb> films. Inorg.Mat. 2009, V.45, №12. p.1394-1398.
- 57) Самсонов Г. В., Абдусаламова М. Н., Черногоренко В. Б. Высмутиды. Киев, Наукова думка.1977,137 с.
- 58) ტაბატაძე ი. ზოგიერთი იშვიათმიწა ელემენტის პნიქტიდებისა და სულფიდების ფირების მომზადების ტექნოლოგიის დამუშავება და ოპტიკური, ელექტროფიზიკური თვისებების შესწავლა. დისერტაცია დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად. თბილისი, 2014, 167 გვ.
- 59) Готра. З. Ю. Технология микроэлектронных устройств.М., Радио и связь.,1991, 528 с.
- 60) Кардона М. Модуляционная спектроскопия. Пер. с английского языка под редакцией Н.А. Каплянского. М., Мир, 1972, 416 с.]
- 61) Уханов Ю.Н. Оптические свойства полупроводников. М., Наука, 1977, 366 с.
- 62) Косевич В.М., Палатник Л.С., Шевченко С.И., Антонова В.А. О форме частиц металлических конденсатов на начальных стадия роста. ФТТ. 1964, т. 6, № 11, с. 3240-3246.
- 63) Технология тонких пленок. Т. I. Под редакцией Л. Майселла, Р. Гленга. Перевод с английского под редакцией М.И. Елинсова, Г.Г. Смолко. М., Сов. радио, 1977, с. 37-49.
- 64) Комник Ю.Ф. Физика металлических пленок. М.,Атомиздат. 1979, 263 с.
- 65) Хирс Дж., Паунд Г. Испарение и конденсация. Н., Металургия. 1966, 258 с.
- 66) Холломонд Д.,Тарибал Д. Образование зародышей при фазовых превращениях.В кн. :Успехи физики металлов. М. Металургия.1958, т.1, 304 с.
- 67) Хирс Дж., Хруска С.Дж., Поунд Г. Теория образования зародышей при осаждении на подложках. В кн.: Монокристаллические плёнки. М., Мир. 1966,с.1531.
- 68) Родин Т.Н., Уолдин Д. Образование зародышей в ориентированных пленок. В кн. : Монокристаллические пленки. М., Мир, 1966, с.44-72.
- 69) Walton D. The orientation of vapour depozits. Philos mag. 1962, v.7. p. 1671-1674.
- 70) Walton D. Nukleation of vopour deposits J. Chem. Phys., 1962, v. 37. p. 2182-2185.

- 71) Walton D., Phobin T.N., Rollins R. nucleation of silver on sodium chloride. J. Chem.Phys.,1963,v.38.p.2668-2671.
- 72) Zinsmeister G. A Contribution of Frenkel's theory of condensation. Vacuum. 1966, v.16, p. 529-533.
- 73) Zinsmeister G. Theory of thin film condensation. Part B; Solution of the simplified condensation equation. Thin Solid Films.1968, v.2. p.497-502.
- 74) Zinsmeister G. Theory of thin film condensation. Part C; aggregate size distribution of island films. Thin Solid Films.1969, v.4, p.363-367.
- 75) Гюнтер К.Г. Полупроводниковые соединения A^3B^5 . М. Металлургия, 1967, 224 с.
- 76) Горелик С.С., Дашевский М.Я. Материаловедение полупроводников и металловедение. М., 2008 г
- 77) Медведев С.А. Введение в технологию полупроводниковых материалов. М., Высшая школа. 2004 г.
- 78) Омеляновский Э.М., Фистуль В.И. Примеси переходных металлов в полупроводниках. М., 2003 г.
- 79) Таиров Ю.М., Цветков В.Ф. Технология полупроводниковых и диэлектрических материалов. М., Высшая школа, 2007 г.
- 80) Остробородова В.В. Основы технологии и материаловедения полупроводников. М., Изд. Моск. Ун-та, 2008 г.
- 81) Мильвидский М.Г., Пелевин О.В., Сахаров Б.А. Легирование полупроводников методом ядерных реакции. Новосибирск, 1981 г., 256 с.
- 82) Тетелашвили М., Джабуа З. Гигинеишвили А. Технология приготовления тонких плёнок Tm_2S_3 дискретным испарением. Nano-Studies. 2013, v.7, p.229-232.
- 83) Джабуа З. У., Тетелашвили М. Г., Гигинеишвили А. В. Технология наноплёнок моносulfида Тулия. GEN, №2 (т. 70), 2014, с. 88-89.
- 84) Jabua Z., Teteloshvili M., Gigineishvili A. Tecnology of Tulum monosulfide nanofilms. 3 rd International Conference "Nanotechnologies". October 20-24, 2014, Tbilisi, Georgia. Nano 2014. Abstracts. p. 51.
- 85) ტეტელოშვილი მ., ჯაბუა ზ., გიგინეიშვილი ა. თულიუმის მონოსულფიდის თხელი ფირების ელექტროფიზიკური თვისებები. საქართველოს ეროვნული მეცნიერებათა აკადემიისა და საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის სამეცნიერო - რეფერირებული ჟურნალი „მეცნიერება და ტექნოლოგიები“. 2014, №2, გვ. 61-64.
- 86) Vergand F., Bonneile C. Variation de la distance interatomique du gadolinium et ytterbium en fonction de la taille des cristallites. Solid State Communs. 2002, v.10, p. 397-402.
- 87) Wasserman H.J., Vermaak J.S. On the determination of lattice contraction in very small silver particies. Surface Sci. 2000, v.22, p.164-167.
- 88) Конек Д.А., Войцеховский К.В., Плескачевский Ю.М., Шилко С.В. Материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона. Механика композитных материалов и конструкции. 2004, т.10, №1, с. 443-485.

- 89) Степанов Н. Н., Щенников В. В., Морозова Н. В., Каминский В. В., Голубков А. В. Термоэлектрические свойства TmTe под давлением до 20 Гпа. ФТП, 2014, т.56,вып.5. с.903-906.
- 90) Gasgnier M. Rare earth compound (Oxides, Sulfides, Silicides, Boron,...) as thin films and crystals. Phys. Stat. Solidi A. 1989, v.114, №11, p.11-71.
- 91) Verna A. S. Electronic and optical properties of rare-earth chalcogenides and pnictides. African Phus. Rev. 2009, v.3, p.11-20.
- 92) Бублик А.Н., Пинес Б.Я. Фазовый переход при изменении толщины в тонких металлических пленках. ДАН СССР, 1990, т. 87, с. 215-223.
- 93) Гладких Н.Т., Хоткевич А.И. Некоторые закономерности фазовых переходов в образцах малых размеров. В кн.: Диспергированные металлические пленки Киев. Изд-во ин-та физ. АН УССР, 1972, с. 5-14.
- 94) Палатник Л.С., Сорокин В.К. Материаловедение в микроэлектронике. М., Энергия, 1978, 279 с.
- 95) Tacer S.M., Gruber I.V. Thermoelectric properties of Re compounds. Mat. Res. Bull., 1981, v.16. p.1407 – 1500.
- 96) Тактакишвили М.С., Глурджидзе Л.Н., Джабуа З.У., Дадиани Т.О., Бахтадзе Д.Д., Санадзе В.В. Термоэдс тонких плёнок некоторых сульфидов иттербия и диспрозия. Тезисы докладов. III Всесоюзная конференция по физике и химии редкоземельных полупроводников. Тбилиси. 21 -23 апреля 1985 г., с.39.
- 97) Бьюб Р. Фотопроводимость твёрдых тел. М., ИЛ, 1962. С.256.
- 98) Fuchs K. The conductivity of thin metallic films according to the electron theory of metals. Proc. Cambridge Philos. Soc. 1938, 34, p.100-108.
- 99) Sondheimer E.H. The mean free path of electrons in metals. Adv.Phys. 1952,1,1, p.1-42.
- 100) Sondheimer E. H. The influence of transverse magnetic field on the conductivity of thin metallic films. Phys. Rev. 1950, 80, p.1-42.
- 101) Rogacheva E. I., Tavina T. V., Grigorov S. N., Nashekina O. N., Volobuev V.V., Fedorov A. G., Nasedkina K. A., Dresselhaus M. S.. Effect of oxidation on the thermoelectric properties of PbSe thin films. Journal of electronic materials. 2002, 31, 4, p.298-303.
- 102) Горшунов Б. П. Кондо-рассеяние и свойства TmSe в инфракрасной области спектра. Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2005, т. 128, №5, с. 1047-1053.
- 103) Methfessel S., Mattis D.S. Magnetic semiconductors. Berlin, 1968, 289 p.
- 104) Каплянскй А.А., Феофилов П.П. Спектр поглощения иона самария в CaF₂. Оптика и спектроскопия. 1992, т.13., ст.129-134.
- 105) Suryanarayanan R., Paparodits C., Ferre J., Briat B. Absorption spectrum of some REE halcogenides. J. Appl.Phys. 1998, v.43, p. 4103-4108.
- 106) Freiser W.J., Methfessel S., Holtzberg F. Optical Studies of Samarium Halcogenides. J. Appl.Phys. 1998, v. 39. p. 900-903.
- 107) Марченко В.Н., Самсонов Г.В. Тепловое расширение некоторых сульфидов РЗМ. ФТТ. 1963, т. 15, с. 631-635.

- 108) Новикова С.И., Абрикосов Н.Х. Тепловое расширение некоторых халкькогенидов редкоземельных элементов. ФТТ. 1963, т. 5, №7, с. 1913-1919.
- 109) Новикова С. И. тепловое расширение твёрдых тел. М.,Наука. 1974, 15.