

**ხატია ანანიაშვილი**

**სპეციალური დანიშნულების ფუნქციური  
დანაფარების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება**

სადოქტორო პროგრამა - მასალათმცოდნეობა

შიფრი - 0412

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის

მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

თბილისი, 0175, საქართველო

თებერვალი, 2021

საავტორო უფლება © 2021, ანანიაშვილი ხატია

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავაცანით ანანიაშვილი ხატიას მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: სპეციალური დანიშნულების ფუძემდებ ფუნქციური დანაწარმების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ფიზიკისა და მასალათმცოდნეობის საუნივერსიტეტო სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

თარიღი: „ \_\_\_\_ “ „ \_\_\_\_\_ “ 2021

ხელმძღვანელი: ტ.მ.დ., პროფესორი მიხეილ ოქროსაშვილი

რეცენზენტი: \_\_\_\_\_

რეცენზენტი: \_\_\_\_\_

# საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

2021

ავტორი: ანანიაშვილი ხატია

დასახელება: სპეციალური დანიშნულების ფუძემდებზე ფუნქციური

დანაფარების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება

ფაკულტეტი: ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის

სადოქტორო პროგრამა: მასალათმცოდნეობა

ხარისხი: ინჟინერიის დოქტორი მასალათმცოდნეობაში

სხდომა ჩატარდა:

ინდივიდუალური პიროვნებების ან ინსტიტუტების მიერ შემოמוყვანილი დასახელების დისერტაციის 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 დაცული მასალებზე მიღებულია შესაბამისი ნებართვა (გარდა ის მცირე ზომის ციტატებისა, რომლებიც მოითხოვენ მხოლოდ სპეციფიურ მიმართებას ლიტერატურის ციტირებაში, როგორც ეს მიღებულია სამეცნიერო ნაშრომების შესრულებისას) და ყველა მათგანზე იღებს პასუხისმგებლობას.

ეძვნება დედას

## რეზიუმე

სადისერტაციო ნაშრომი შედგება შესავლის, სამი თავისა და დასკვნებისაგან. შეიცავს რეზიუმეს, შინაარსს, 26 ნახაზს, 59 სურათს, 11 ცხრილს, ციტირებული ლიტერატურის ნუსხას 89 წყაროს დასახელებით. დისერტაცია წარმოდგენილია 151 A4 ფორმატის ფურცელზე

**სადისერტაციო თემის აქტუალობა.** თანამედროვე სამყაროში სულ უფრო აქტუალური ხდება ნაკეთობების დამზადება ეკონომიკურად რაციონალური და ეკოლოგიურად უსაფრთხო მასალებისგან. ამ თვალსაზრისით აღსანიშნავია ფართოდ გავრცელებული ალუმინი და სპილენძი. მათი გამოყენების სფერო მნიშვნელოვნად გაიზრდება მათ ზედაპირზე ძნელდნობადი ლითონების ფუნქციური დანაფარების დატანის გზით, რაც სრულიად ახალი პროდუქტების შექმნის, უწინ გადაუჭრელი საინჟინრო პრობლემების გადაწყვეტის, არსებული პროდუქტების (საინჟინრო ან დეკორატიული) ფუნქციონალობის გაუმჯობესების; დეფიციტური მასალის დაზოგვის, ეკოლოგიური მოსაზრებებით ენერგოდანახარჯების შემცირების და სხვა შესაძლებლობებს იძლევა.

ძნელდნობადი ლითონები – ტანტალი და ნიობიუმი ფიზიკო-მექანიკური და ტექნოლოგიური თვისებების ერთობლიობის გათვალისწინებით მეტად პერსპექტიულ ლითონებს წარმოადგენს თანამედროვე ტექნიკაში, განსაკუთრებით ავია და კოსმოსურ მშენებლობაში, სარაკეტო და ბირთვულ ტექნიკაში, ენერგეტიკაში, ელექტრონიკაში, მედიცინაში.

არსებობს დანაფარების მიღების სხვადასხვა მეთოდი. თუმცა, ძნელდნობადი ლითონების დანაფარების მისაღებად ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგია არაერთი უპირატესობით სარგებლობს, რომელთაგანაც განსაკუთრებით აღსანიშნავია: მასალის გახურება დნობა-აორთქლების მოცემულ ტემპერატურებამდე ძალიან მაღალი სიჩქარეებით; ამ დროს შესაძლებელია ყველაზე ძნელდნობადი ელემენტებისა და ქიმიური ნაერთების დიდი სიჩქარით აორთქლება; კონდენსატის დასმის შესაძლებლობა პრაქტიკულად ნებისმიერ, მასალაზე (თუნდაც შეუთავსებელ წყვილზე) ფუძემდებთან საუკეთესო შეჭიდულობისა და რეგულირებადი სტრუქტურისა და თვისებების უზრუნველყოფით.; დანაფარის სისქის რეგულირების მარტივი შესაძლებლობა ნანოდიამეტრებიდან ზევით (მაგ. მილიმეტრულ დიამეტრებამდე); ტექნოლოგიის ეკოლოგიური უსაფრთხოება. სამუშაო პროცესის დროს გამოირიცხება გარემოში რაიმე მავნე ნივთიერების გაბნევა.

Allied Market Research-ის თანახმად, ელექტრონულ-სხივური აორთქლებით და ფუძემდებზე ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციით (EB-PVD) მიღებული დანაფარების მსოფლიო ბაზარი, რომელიც 2019 წელს შეფასდა 1.8 მლრდ. აშშ დოლარად, სავარაუდოდ კიდევ უფრო გაიზრდება და 2027 წლისთვის 2.8 მლრდ. აშშ დოლარს მიაღწევს.

თემის აქტუალობის მაგალითია აშშ-ს ენერგეტიკის დეპარტამენტის, ლოურენსის სახელობის ლივერმორის ეროვნული ლაბორატორიის დიდი ინტერესი თანამედროვე მხურვალედები დანაფარების მიღებისადმი. ამ

ინტერესის ფარგლებში განხორციელებულია პროექტი „თანამედროვე მხურვამდეგი დანაფარები სამრეწველო გამოყენებისთვის“.

მეტად საინტერესოა ისეთი მრავალშრიანი დანაფარების მიღება და მათი თვისებების კვლევა, სადაც ფერომაგნიტური ლითონის ფენასთან (ფენებთან) ერთად იქნება ზეგამტარი, პარამაგნიტური ფენაც.

სწორედ ამ საკითხებისადმი არის მიძღვნილი წინამდებარე ნაშრომი.

**სამუშაოს მიზანს წარმოადგენს** სპეციალური დანიშნულების ფუძემდებზე ფუნქციური დანაფარების შემუშავება ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით.

**სადისერტაციო ნაშრომში წყდება შემდეგი ამოცანები:**

➤ ელექტრონული სხივით აორთქლებისა და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის გზით სპილენძისა და ალუმინის ფუძემდებზე მათთან საუკეთესო შეჭიდულობის მქონე ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსატების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება (კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული ინტერვალის დადგენით);

➤ მიღებული ნიმუშების “ფუძემრე-დანაფარი” ზედაპირის და გარდამავალი ზონების მეტალოგრაფიული, ელექტრონულ-მიკროსკოპული, რენტგენოსპექტრალური და ფაზური ანალიზი;

➤ ფუძემრე-დანაფარი გარდამავალი ფენის ბუნებისა და ფაქიზი სტრუქტურის გამოკვლევა;

➤ ფუძემდრისა და დანაფარის სტრუქტურულ-გეომეტრიული ფაქტორების გავლენის შესწავლა “ფუძემრე-დანაფარი” წყვილის შეჭიდულობის ხარისხზე;

➤ შემუშავებული ტექნოლოგიით რთული გეომეტრიული ფორმის ტექნოლოგიურ ნიმუშებზე ნიობიუმისა და ტანტალის ყოველმხრივი დანაფარების მიღება;

➤ სპილენძისა და ალუმინის ფუძემდებზე  $\text{Ni/Fe/Nb}$   $\text{Ni/ZrO}_2\text{/Fe/Ta}$  მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობის კვლევა, მეტალოგრაფიული და ელექტრონულ-მიკროსკოპულ კვლევა, ფაზური ანალიზი.

**ავტორი იცავს:**

➤ სპილენძისა და ალუმინის ფუძემდებზე ნიობიუმისა და ტანტალის ერთშრიანი დანაფარების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავების სამეცნიერო დასაბუთებას;

➤ ფუძემდებთან საუკეთესო შეჭიდულობის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონებსა და ალუმინის ფუძემდებებისთვის ამ დიაპაზონების ზემოთ, რეაქტიულ ზონებში მიღებული ნიმუშების ზედაპირებისა და განივი კვეთის მაკრო- და მიკროსტრუქტურების, ფაზური შედგენილობის, ტემპერატურული დამოკიდებულების კვლევის შედეგებს;

➤ ფუძემდრისა და დანაფარის სტრუქტურულ-გეომეტრიული ფაქტორების გავლენის სამეცნიერო დასაბუთებას ფუძემრე-დანაფარი წყვილის შეჭიდულობის ხარისხზე;

➤ სპილენძისა და ალუმინის ფუძემშრეებზე Ni/Fe/Nb, Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta და Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობის დასაბუთებას;

➤ მიღებული მრავალშრიანი ნიმუშების ზედაპირებისა და განივი კვეთის მაკრო- და მიკროსტრუქტურების, ფაზური შედგენილობის, ქიმიური ელემენტების განაწილების და მაგნიტური თვისებების კვლევის შედეგებს.

#### **მეცნიერული სიახლე:**

დადგენილია ალუმინის და სპილენძის ფუძემშრეებზე ძნელდნობადი ლითონების - ნიობიუმისა და ტანტალის ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონები, რომლებიც უზრუნველყოფს ფუძემშრესა და კონდენსირებულ დანაფარს შორის საუკეთესო შეჭიდულობის ხარისხს. სპილენძის ფუძემშრეზე ნიობიუმის კონდენსაციის შემთხვევაში იგი შეადგენს 300-500°C, ტანტალის კონდენსაციის შემთხვევაში – 600-750°C. ალუმინის ფუძემშრეზე კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონები საკმაოდ ვიწრო ინტერვალით არის შემოფარგლული და შეადგენს: ნიობიუმისათვის 200-390°C, ტანტალისათვის – 200-320°C;

ფუძემშრეებისა და ნიობიუმისა და ტანტალის დანაფარების სტრუქტურულ-გეომეტრიული ფაქტორების ანალიზის საფუძველზე დადგენილია, რომ სპილენძის ფუძემშრესა და ნიობიუმისა და ტანტალის დანაფარებს შორის დამაკმაყოფილებელი შეჭიდულობის ხარისხი განხორციელებულია ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე კოჰერენტული კავშირით. გამოთქმულია ვარაუდი, რომ ალუმინის ფუძემშრესა და ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსირებულ ფაზებს შორის სასაზღვრო ზონაში კავშირი ნახევრადკოჰერენტულია;

შესწავლილია ფუძემშრის ტემპერატურის გავლენა დანაფარების ზედაპირის მორფოლოგიასა და ფაზურ შედგენილობაზე. დადგენილია კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობის ფაქტი ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონის ზედა ზღვარს ზემოთ, ჩამოყალიბებული პროდუქტების ბუნება და ფაზური შედგენილობა;

„ფუძემშრე-კონდენსატი“ გარდამავალ ზონაში დადგენილია სპილენძის ნიობატებისა და ტანტალატების სინთეზის ფაქტი. ახსნილია მათი ჩამოყალიბების განმსაზღვრელი პირობები;

შემუშავებული ტექნოლოგიით რთული კონფიგურაციის ალუმინისა და სპილენძის ტექნოლოგიურ ნიმუშებზე მიღებულია ნიობიუმისა და ტანტალის ყოველმხრივი დანაფარები, რომელიც სრულად პასუხობს მათ მიმართ წაყენებულ ყველა ტექნიკურ მოთხოვნილებას;

დადგენილია შემუშავებული ტექნოლოგიით Cu-Ni/Fe/Nb, Cu-Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta და Al-Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობა ფენებს შორის დამაკმაყოფილებელი ადჰეზიური თვისებების უზრუნველყოფით. ფენებს შორის სასაზღვრო უბნებში გამოვლენილია ელემენტების ურთიერთდიფუზიის ზონები, ხოლო Fe-Nb გარდამავალ ზონაში - Fe<sub>2</sub>Nb ნაერთის სინთეზის ფაქტი;

მაგნიტური თვისებების შესწავლის შედეგად დადგენილია, რომ Cu-Ni/Fe/Nb და Cu-Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta მრავალშრიანი კომპოზიტები ფერმაგნიტური

თვისებებით ხასიათდება, ალუმინის ფუძეშრეზე Ni/Fe/Nb დანაფარი სუპერპარამაგნიტური თვისებებით გამოირჩევა.

**სადისერტაციო ნაშრომის პრაქტიკული ღირებულება:**

შემუშავებულია სპულენძისა და ალუმინის ფუძეშრეებთან კარგი შეჭიდულობის მქონე ერთშრიანი და მრავალშრიანი დანაფარები. მრავალშრიანი დანაფარების მაგნიტური თვისებების კვლევისას გამოვლენილია ფერომაგნიტური და სუპერპარამაგნიტური თვისებების მქონე ნიმუშები.



## Abstract

The dissertation thesis consists of an introduction, three chapters and conclusions. It contains abstract, content, 26 drawings, 59 pictures, 11 tables, citation literature with 89 sources. The dissertation is presented on 151 sheets of A4 format.

**Significance of the dissertation topic.** In the modern world, the production of goods from economically rational and ecologically safe materials is becoming more and more important. Aluminum and copper are widely used in this respect. Their field of application will be significantly increased by applying functional coatings of refractory metals, that will create completely new products, solve previously unresolved engineering problems, improve the functionality of existing products (engineering or decorative), provide opportunities to save scarce material, reduce energy costs from an environmental perspective, etc.

Refractory metals - tantalum and niobium are highly promising metals in modern technology due to the combination of physical, mechanical and technological properties, especially in aerospace, rocket and nuclear engineering, energy, electronics, medicine.

There are different coating methods. However, electron-beam technology has a number of advantages in forming coatings from refractory metals. The most notable advantages are: heating the material to given melting-evaporation temperatures at high speed; Ability to deposit the condensate to any material (even incompatible pair) with the best adhesion and adjustable structure and properties; Coating thickness variation from nanosize to millimeter ranges; Ecological safety of technology, as the emission of any harmful substance in the environment is excluded during the work process.

According to „Allied Market Research,“ the global market for the EB-PVD coatings, valued at \$ 1.8 billion in 2019 USD, is expected to grow up to 2.8 billion USD by 2027.

It is very interesting to form multilayer coatings (“sandwiches”) and study their properties, where along with the ferromagnetic metal layer (layers) there will be a superconducting, paramagnetic layer.

The present thesis is dedicated to the issues above mentioned.

**The aim of the work** is to develop the technology for forming functional coatings on a special substrate by electron-beam technology.

**The following tasks are solved in the dissertation:**

- Development of the technology for forming the niobium and tantalum condensates on copper and aluminum substrates with good adhesion by electron beam evaporation and subsequent condensation of vapour (by determining the optimum temperature range of condensation);
- Metallographic, electron-microscopic, X-ray and phase analyses of the surface and transitional zones of the obtained samples;
- Investigation of the nature and fine structure of the “substrate-coating” transitional zone;

- Study of the influence of structural-geometric factors of the substrate and the coating on the degree of adhesion of the “substrate-coating” pair;
- Forming all-round coatings of niobium and tantalum on technological samples of complex geometric shapes with the developed technology;
- Investigation of the possibility of forming Ni/Fe/Nb and Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta multilayer coatings on copper and aluminum substrates, metallographic and electron-microscopic research, phase analysis.

**The author defends:**

- Scientific background of the development of technology for forming of single-layer coatings of niobium and tantalum on copper and aluminum substrates;
- The results of the study of the optimum condensation temperature range for the best adhesion with the substrates; for the aluminum substrates above these ranges, the surfaces of the samples obtained in the reactive zones and the macro- and microstructures of the cross-section, the phase composition, the temperature dependence;
- Scientific background of the influence of structural-geometric factors of the substrate and coating on the degree of adhesion between the substrate-coating pair;
- Reasoning the possibility for forming Ni/Fe/Nb and Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta multilayer coatings on copper and aluminum substrates;
- The results of the study of the obtained multilayer specimens’ surface and cross-sectional macro- and microstructures, phase composition, distribution of chemical elements and magnetic properties.

**Scientific novelty:**

The optimum condensation temperature ranges for refractory metals, niobium and tantalum, on aluminum and copper substrates ensuring the best adhesion between the substrate and the condensed coating. According to the results, the optimum temperature ranges of niobium and tantalum condensation on the copper substrate are 300-500°C and 600-750°C, respectively, as regards to aluminum substrate they equal to 200-390°C and 200-320°C, respectively;

Based on the analysis of structural-geometric factors of the substrates and niobium and tantalum coatings, it is established that the degree of satisfactory adhesion between the copper substrates and niobium and tantalum coatings is achieved by a coherent link. It is supposed that the link in the aluminum substrate and niobium/tantalum coating phase merging zone is semi-coherent;

The substrate temperature impact on the surface morphology and phase composition of coatings is studied. The fact of condensation-stimulated reactive diffusion is established above the upper limit of the optimum temperature range, as well as the nature of the formed products and the phase composition;

The fact of synthesis of copper niobates and tantalates is established in the “substrate-condensate” transitional zone. Determining conditions for their formation are explained;

All-round niobium and tantalum coatings are formed on the aluminum and copper complex configuration technological specimens by the developed technology, which fully meets all the technical requirements;

The possibility for formation the Cu-Ni/Fe/Nb, Cu-Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta and Al-Ni/Fe/Nb multilayer coatings with satisfactory adhesive properties between the layers is stated applying the developed technology. Zones of mutual diffusion of elements in the merging areas of the layers are detected, as well as the fact of synthesising the compound Fe<sub>2</sub>Nb in the transition zone Fe-Nb;

The study of magnetic properties has shown that Cu-Ni/Fe/Nb and Cu-Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta multilayer composites are characterized by ferromagnetic properties, Ni/Fe/Nb coating on aluminum substrate is superparamagnetic.

**Practical value of the dissertation:**

Single-layer and multi-layer coatings with good adhesion to copper and aluminum substrates have been developed. Examination of the magnetic properties of multilayer coatings revealed samples with ferromagnetic and superparamagnetic properties.

## შინაარსი

შესავალი.....	xx
1. ლიტერატურის მიმოხილვა.....	25
1.1. დანაფარების მიღების ძირითადი მეთოდების ზოგადი მიმოხილვა .....	25
1.2. ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიის გამოყენების ზოგიერთი სფერო	29
1.3. ელექტრონულ-სხივური აორთქლებით და ფუძეშრეზე ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის (EB-PVD) გზით მიღებული დანაფარების მსოფლიო ბაზრის მონაცემების ანალიზი .....	40
1.4. სამუშაოს მიზანი და კვლევის ამოცანები:.....	42
2. აპარატურა, საწყისი მასალები, ნიმუშების მიღებისა და კვლევის მეთოდика .....	46
2.1. ელექტრონულ-სხივური დანადგარი მასალების აორთქლებისა და კონდენსაციისათვის.....	46
2.2. საწყისი მასალები, ნიმუშების მიღებისა და კვლევის მეთოდика .....	50
3. ექსპერიმენტის შედეგები და მისი ანალიზი.....	63
3.1. Cu-Nb, Cu-Ta, Al-Nb და Al-Ta შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის დიაგრამების ანალიზი.....	63
3.2. სპილენძის ფუძეშრეზე ნიობიუმის და ტანტალის დანაფარების მიღების ტექნოლოგია და ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზი .....	68
3.3. ალუმინის ფუძეშრეებზე ნიობიუმის და ტანტალის დანაფარების მიღების ტექნოლოგია და ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზი .....	83
3.4. ექსპერიმენტის შედეგების განსჯა .....	109
3.5. სპილენძისა და ალუმინის ფუძეშრეებზე მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობის კვლევა.....	122
3.6. მრავალშრიანი დანაფარების მაგნიტური თვისებების კვლევა.....	137
ზოგადი დასკვნები.....	141
ლიტერატურა.....	143

## ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1. წონის დანაკრგები $1,33 \times 10^{-2}$ გაიშვიათების პირობებში ტანტალის აორთქლებისას.....	56
ცხრილი 2. ტანტალის ძირითადი მახასიათებლები.....	57
ცხრილი 3. ნიობიუმის ზოგიერთი ფიზიკური მახასიათებელი .....	58
ცხრილი 4. ალუმინის უმთავრესი ფიზიკური მახასიათებლები .....	59
ცხრილი 5. სპილენძის ძირითადი ფიზიკური მახასიათებლები .....	61
ცხრილი 6. ნიობიუმის ხსნადობა სპილენძში ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით.....	64
ცხრილი 7. ასაორთქლებელი ნივთიერების ტემპერატურასა და ელემენტის ორთქლის წნევას შორის თანაფარდობა.....	67
ცხრილი 8. კრისტალური მესრის ტიპები და პერიოდები.....	67
ცხრილი 9. სპექტრალური ანალიზის შემაჯამებელი შედეგები .....	89
ცხრილი 10. სპექტრალური ანალიზის შემაჯამებელი შედეგები .....	901
ცხრილი 11. ალუმინის ფუძემშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის ზედაპირზე ქიმიური ელემენტების პროცენტული შემცველობა.....	96

## ნახაზების ნუსხა

<b>ნახ. 1.</b> ელექტრონულ-სხივური დანადგარის ვაკუუმური კამერის სქემა .....	46
<b>ნახ. 2.</b> გრადიენტულ ფუძემდებზე ტემპერატურული ზონების განსაზღვრის სქემა .....	51
<b>ნახ. 3.</b> Cu-Nb სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა .....	63
<b>ნახ. 4</b> Cu-Ta სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა .....	64
<b>ნახ. 5.</b> Al-Nb სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა .....	65
<b>ნახ. 6.</b> Al-Ta სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა .....	66
<b>ნახ. 7.</b> სპილენძის ფუძემდებზე ნიობიუმის კონდენსატის დიფრაქციული სურათი, კონდენსაციის ტემპერატურა $t_{\text{cond}} = 500-520^{\circ}\text{C}$ .....	72
<b>ნახ. 8.</b> სპილენძის ფუძემდებზე ტანტალის დანაფარის დიფრაქციული სურათი. კონდენსაციის ტემპერატურა: ა) $<370^{\circ}\text{C}$ (მოვერცხლისფრო შეფერილობა); ბ) $>530^{\circ}\text{C}$ (შავი ფერი) .....	78
<b>ნახ. 9.</b> სპილენძის ფუძემდებზე ტანტალის კონდენსატის დიფრაქციული სურათი, კონდენსაციის ტემპერატურა $t_{\text{cond}} \approx 500^{\circ}\text{C}$ .....	81
<b>ნახ. 10.</b> სპილენძის ფუძემდებზე ტანტალის კონდენსატის დიფრაქციული სურათი, კონდენსაციის ტემპერატურა $t_{\text{cond}} \approx 670^{\circ}\text{C}$ .....	81
<b>ნახ. 11.</b> ალუმინის ფუძემდებზე ნიობიუმის დანაფარის რენტგენოფაზური დიაგრამები (ნიობიუმის კონდენსაციის ტემპერატურა $250-320^{\circ}\text{C}$ ) .....	93
<b>ნახ. 12.</b> ალუმინის ფუძემდებზე ნიობიუმის დანაფარის რენტგენოფაზური დიაგრამები (ნიობიუმის კონდენსაციის ტემპერატურა $390-440^{\circ}\text{C}$ ) .....	97
<b>ნახ. 13.</b> ალუმინის ფუძემდებზე ნიობიუმის დანაფარის რენტგენოფაზური დიაგრამები (ნიობიუმის კონდენსაციის ტემპერატურა $480-500^{\circ}\text{C}$ ) .....	99
<b>ნახ. 14.</b> გრადიენტულ ალუმინის ფუძემდებზე ტანტალის დანაფარების დიფრაქტოგრამების უბნები. ....	106
<b>ნახ. 15.</b> ალუმინის ფუძემდებზე სხვადასხვა ტემპერატურებზე ფორმირებული ტანტალის დანაფარში ელემენტების შედგენილობის (ატ. %) დამოკიდებულება ტანტალის კონდენსაციის ტემპერატურაზე .....	107
<b>ნახ. 16.</b> მიკროსისალის და რენტგენული სპექტრული ხაზების (110) ფიზიკური გაფართოების დამოკიდებულება ტანტალის კონდენსაციის ტემპერატურაზე. ....	108
<b>ნახ. 17.</b> სპილენძის ფუძემდებზე და ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსატების კრისტალური მესრების შეუსაბამობის ხარისხი ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით .....	111
<b>ნახ. 18.</b> ალუმინის ფუძემდებზე და ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსატების კრისტალური მესრების შეუსაბამობის ხარისხი ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით .....	114

<b>ნახ. 19.</b> სპილენძის ფუძეშრეზე Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის რენტგენოფაზური ანალიზი ( $t_{\text{cond}} = 350-550^{\circ}\text{C}$ ) .....	125
<b>ნახ. 20.</b> სპილენძის ფუძეშრეზე Ni/ZrO <sub>2</sub> /Fe/Ta მრავალშრიანი დანაფარის რენტგენოფაზური ანალიზი ( $t_{\text{cond}} = 510-590^{\circ}\text{C}$ ) .....	130
<b>ნახ. 21.</b> ალუმინის ფუძეშრეზე Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის რენტგენოფაზური ანალიზი ( $t_{\text{cond}} = 220-340^{\circ}\text{C}$ ) .....	132
<b>ნახ. 22.</b> Cu (ფუძეშრე)/Ni/Fe დანაფარში სიხშირის ცვლილების დამოკიდებულება გარე მაგნიტურ ველზე .....	139
<b>ნახ. 23.</b> Cu (ფუძეშრე)/Ni/Fe/Nb დანაფარში სიხშირის ცვლილების დამოკიდებულება გარე მაგნიტურ ველზე .....	139
<b>ნახ. 24.</b> Cu (ფუძეშრე)/Ni/Fe/Nb დანაფარში სიხშირის ცვლილების დამოკიდებულება გარე მაგნიტურ ველზე .....	139
<b>ნახ. 25.</b> Cu (ფუძეშრე) /Ni/ZrO <sub>2</sub> /Fe/Ta დანაფარში სიხშირის ცვლილების დამოკიდებულება გარე მაგნიტურ ველზე.....	139
<b>ნახ. 26.</b> Al (ფუძეშრე)/Ni/Fe/Nb დანაფარში სიხშირის ცვლილების დამოკიდებულება გარე მაგნიტურ ველზე .....	139

## სურათების ნუსხა

სურ. 1. ტექნოლოგიური ნაკვეთურის შიგა ხედი .....	47
სურ. 2. საზარბაზნე ნაკვეთურის საერთო ხედი.....	48
სურ. 3. ელექტრონულ-სხივური დანადგარის საერთო ხედი .....	49
სურ. 4. იზოთერმულ პირობებში დანაფარის მიღების სამარჯვი.....	51
სურ. 5. ნიმუშის ზედაპირის ყოველმხრივი დაფარვის მექანიზმის საერთო ხედი.....	52
სურ. 6. ყოველმხრივი დაფარვის მოწყობილობის მახურებელი ლუმელი .....	53
სურ. 7. სპილენძის ფუძეშრეზე ნიობიუმის კონდენსატის მაკრო (ა) და მიკროსტრუქტურები $\times 360$ . კონდენსატის სისქე: ბ) 3-4 მკმ; გ) 12 მკმ.....	68
სურ. 8. სპილენძის ფუძეშრეზე ნიობიუმის კონდენსატის მაკროსტრუქტურა $\times 16$ კონდენსაციის ტემპერატურა $320-400^{\circ}\text{C}$ .....	69
სურ. 9. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა. კონდენსაციის ტემპერატურა $400-500^{\circ}\text{C}$ .....	70
სურ. 10. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის ზედაპირის მორფოლოგია.....	71
სურ. 11. სპილენძის ფუძეშრეზე ტანტალის კონდენსატის მაკრო (ა) და ნიმუშის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა (ბ) $\times 360$ ) კონდენსირებული შრის სისქე 6-8 მკმ .....	74
სურ. 12. ტანტალის დანაფარი სპილენძის ფუძეშრეზე ნიმუშის ამოჭრის შემდეგ, კონდენსაციის ტემპერატურა $250-300^{\circ}\text{C}$ .....	75
სურ. 13. სპილენძის ფუძეშრეზე ტანტალის დანაფარის ორჯერადი ნიშანცვლადი გადაღუნვის შემდეგ $\times 12$ , კონდენსაციის ტემპერატურა $300-380^{\circ}\text{C}$ .....	75
სურ. 14. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა ოთხჯერადი (ა) და ათჯერადი (ბ) ნიშანცვლადი გადაღუნვების შემდეგ. $\times 12$ . კონდენსაციის ტემპერატურა: ა) $400-530^{\circ}\text{C}$ ; ბ) $560-590^{\circ}\text{C}$ .....	75
სურ. 15. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის მაკროსტრუქტურა საწყის მდგომარეობაში $\times 12$ .....	76
სურ. 16. სპილენძის ფუძეშრეზე ტანტალის დანაფარის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა $\times 12$ . .....	76
სურ. 17. სპილენძის ფუძეშრეზე ტანტალის დანაფარის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა. $\times 12$ . .....	77
სურ. 18. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა $\sim 500^{\circ}\text{C}$ .....	79
სურ. 19. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა $\sim 670^{\circ}\text{C}$ (ა) $\times 100$ ; (ბ) $\times 1000$ ; (გ) $\times 2000$ ; (დ) $\times 5000$ .....	80
სურ. 20. ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის მაკროსტრუქტურა. კონდენსაციის ტემპერატურა $380-450^{\circ}\text{C}$ .....	83



<b>სურ. 21.</b> ალუმინის ფუძემრე-ნიობიუმის კონდენსატი ნიმუშის რეაქტიული ზონის განივი ტეხილის მაკროსტრუქტურა. $\times 15$ .....	84
<b>სურ. 22.</b> ალუმინის გრადიენტულ ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის მაკროსტრუქტურა.....	84
<b>სურ. 23.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის მაკროსტრუქტურა $\times 24$ კონდენსაციის ტემპერატურა $250-380^{\circ}\text{C}$ .....	85
<b>სურ. 24.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის მაკროსტრუქტურა $\times 16$ კონდენსაციის ტემპერატურა $250-380^{\circ}\text{C}$ .....	85
<b>სურ. 25.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის მაკროსტრუქტურა .....	86
<b>სურ. 26.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია .....	87
<b>სურ. 27.</b> რეაქტიულ ზონაში კონდენსირებული დანაფარის სპექტროგრამები.....	88
<b>სურ. 28.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია .....	89
<b>სურ. 29.</b> რეაქტიული ზონაში ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის სპექტროგრამები .....	90
<b>სურ. 30.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია. რეაქტიული ზონა $\times 2700$ .....	92
<b>სურ. 31.</b> ალუმინის ფუძემრისა და ნიობიუმის დანაფარის რეაქტიული ზონის მორფოლოგია ა) $\times 95$ ; ბ) $\times 1000$ .....	92
<b>სურ. 32.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა $250-320^{\circ}\text{C}$ .....	94
<b>სურ. 33.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა $390-440^{\circ}\text{C}$ .....	95
<b>სურ. 34.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა $480-500^{\circ}\text{C}$ .....	98
<b>სურ. 35.</b> ალუმინის გრადიენტულ ფუძემრეზე კონდენსირებული ტანტალის მაკროსტრუქტურა .....	100
<b>სურ. 36.</b> ალუმინის ფუძემრისა და ტანტალის დანაფარის რეაქტიული ზონის მორფოლოგია ა) $\times 200$ ; ბ) $\times 2700$ .....	101
<b>სურ. 37.</b> ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია .....	101
<b>სურ. 38.</b> რეაქტიული ზონაში ალუმინის ფუძემრეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის სპექტროგრამები .....	102
<b>სურ. 39.</b> ალუმინის გრადიენტულ ფუძემრეზე ( $t_{\text{cond}}=300-350^{\circ}\text{C}$ ) ტანტალის დანაფარის ზედაპირის მიკროსტრუქტურა და განივი კვეთის გამოსახულება .....	102
<b>სურ. 40.</b> ალუმინის გრადიენტულ ფუძემრეზე ( $t_{\text{cond}}=390-420^{\circ}\text{C}$ ) ტანტალის დანაფარის ზედაპირის მიკროსტრუქტურა ( $200\text{ }\mu\text{m}$ ) და ( $5\text{ }\mu\text{m}$ ) და განივი კვეთის გამოსახულება .....	103

<b>სურ. 41.</b> ალუმინის გრადიენტულ ფუძემდებზე ( $t_{\text{cond}} \sim 450^{\circ}\text{C}$ ) ტანტალის დანაფარის ზედაპირის მიკროსტრუქტურა ( $200\ \mu\text{m}$ ) და ( $5\ \mu\text{m}$ ) და განივი კვეთის გამოსახულება .....	103
<b>სურ. 42.</b> გრადიენტული ტემპერატურის მქონე ფუძემდებზე ტანტალის დანაფარების ატომურ-ძალური მიკროსკოპით მიღებული გამოსახულებები. ....	104
<b>სურ. 43.</b> ყოველმხრივ დაფარული ნიმუშები.....	121
<b>სურ. 44.</b> ყოველმხრივ დაფარული ნიმუშის მაკროსტრუქტურა. $\times 30$ .....	121
<b>სურ. 45.</b> ყოველმხრივ დაფარული სპილენძის კვადრატული ნიმუშის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა .....	122
<b>სურ. 46.</b> სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალმრიანი დანაფარის მაკროფოტოგრაფია.....	123
<b>სურ. 47.</b> სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალმრიანი დანაფარის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა. ....	123
<b>სურ. 48.</b> სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალმრიანი დანაფარის მორფოლოგია. ა) $\times 100$ ; ბ) $\times 5000$ .....	123
<b>სურ. 49.</b> სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალმრიანი დანაფარი .....	124
<b>სურ. 50.</b> სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/ZrO <sub>2</sub> /Fe/Ta მრავალმრიანი დანაფარის მაკროფოტოგრაფია.....	127
<b>სურ. 51.</b> სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/ZrO <sub>2</sub> /Fe/Ta მრავალმრიანი დანაფარის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა $\times 130$ .....	127
<b>სურ. 52.</b> სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/ZrO <sub>2</sub> /Fe/Ta მრავალმრიანი დანაფარის ზედაპირის მორფოლოგია.....	128
<b>სურ. 53.</b> სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/ZrO <sub>2</sub> /Fe/Ta მრავალმრიანი დანაფარი .....	129
<b>სურ. 54.</b> სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ta/Fe შრეების მონაკვეთის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა (ა) და ქიმიური ელემენტების განაწილების ხასიათი (ბ) .....	131
<b>სურ. 55.</b> ალუმინის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb შრეობრივი დანაფარის ზედაპირის მაკროფოტოგრაფია.....	132
<b>სურ. 56.</b> ალუმინის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb შრეობრივი დანაფარის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა.....	132
<b>სურ. 57.</b> ალუმინის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni//Fe/Nb მრავალმრიანი დანაფარის ზედაპირის მორფოლოგია ა) $\times 100$ ; ბ) $\times 5000$ .....	133
<b>სურ. 58.</b> ალუმინის ფუძემდებზე კონდენსირებული Ni//Fe/Nb მრავალმრიანი დანაფარის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა (ა) და ქიმიური ელემენტების განაწილების ხასიათი (ბ) .....	134
<b>სურ. 59.</b> Al-Ni/ZrO <sub>2</sub> კომპოზიტის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა .....	136

## მადლიერება

სადისერტაციო შრომის დასრულების შემდეგ მინდა აღვნიშნო, რომ უპირველეს ყოვლისა, განსაკუთრებით მადლიერი ვარ ჩემი ხელმძღვანელის, პროფესორ მიხეილ ოქროსაშვილის, რომელმაც მაზიარა მეცნიერული კვლევის საფუძვლებს და მასწავლა, უკან არ დამეხია გაჩენილი სირთულეების წინაშე. არ იშურებდა თავის დროსა და ენერგიას და მუდამ მხარში მედგა სისტემატური კონსულტაციებითა და რჩევებით. ყოველთვის ვიამაყებ, რომ მისი დოქტორანტი ვიყავი.

ასევე მეტად მადლიერი ვარ, იანკა კუპალას სახელობის გროდნოს სახელმწიფო უნივერსიტეტის, ზოგადი ფიზიკის დეპარტამენტის პროფესორის ნატალია ვალკოსი, რომლის ზედამხედველობის ქვეშაც გავიარე სამთვლიანი სტაჟირება ამავე უნივერსიტეტში და შევასრულე სადისერტაციო ნაშრომის კვლევების ნაწილი.

მადლობა მინდა გადავუხადო თსუ-ს ე. ანდრონიკაშვილის ფიზიკის ინსტიტუტის უფროს მეცნიერ-თანამშრომელს დოქ. გრიგორ მამნიაშვილს მასთან ჩატარებული კვლევისთვის და კონსულტაციებისთვის.

მადლიერება მინდა გამოვხატო მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტის თანამშრომლების ბატონ გივი რაზმაძის და ბატონ თენგიზ ლომაიას მიმართ დანაფარების მიღების ექსპერიმენტების ჩატარებაში მონაწილეობისთვის.

განსაკუთრებული მადლობა მინდა გადავუხადო საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის დეკანს, პროფ. ნუგზარ წერეთელს და დეკანის მოადგილეს, პროფ. მაია მშვილდაძეს, მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტის უფროსს, პროფ. დავით ნოზაძეს, მასალათმცოდნეობის სადოქტორო პროგრამის ხელმძღვანელს, პროფ. ნიკოლოზ ლოლაძეს და ასევე დეკანატისა და დეპარტამენტის ყველა თანამშრომელს, რომლებიც უდიდეს დახმარებას მიწევდნენ იურიდიული, ფორმალური და ტექნიკური საკითხების მოგვარებაში.

მინდა უღრმესი მადლობა გადავუხადო ჩემთვის განსაკუთრებით ძვირფას ადამიანებს, ჩემს უახლოეს მეგობრებს ასოც. პროფ. თამარ ლოლაძეს და ვიქტორია კუზნეცოვას, რომელთა უანგარო ემოციური თანადგომისა და ტექნიკური მხარდაჭერის გარეშეც ძალიან გამიჭირდებოდა სამუშაოს შესრულება; ჩემს ოჯახის წევრებსა და მეგობრებს, რომელთა ყოველმხრივ გვერდში დგომასა და მორალურ მხარდაჭერას უდიდესი მნიშვნელობა ჰქონდა ჩემთვის.

კვლევა განხორციელდა შოთა რუსთაველის საქართველოს ეროვნული სამეცნიერო ფონდის ფინანსური მხარდაჭერით [PHDF-18-736, სპეციალური დანიშნულების ფუძემდებზე ფუნქციონალური დანაფარების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება].



This work was supported by Shota Rustaveli National Science Foundation of Georgia (SRNSFG) [PHDF-18-736, “Development of the Technology for Obtaining Functional Coatings on the Special Substrate”].

## შესავალი

თანამედროვე ეპოქაში ტექნიკური პროგრესისა და, ზოგადად, მანქანათმშენებლობის განვითარების ტემპი მთელი აქტუალობით აყენებს საკითხს ახალი მასალებისა და ტექნოლოგიების შექმნის აუცილებლობის შესახებ. ხშირ შემთხვევაში ამ მოთხოვნების დასაკმაყოფილებლად აუცილებელი ხდება თვისობრივად ახალი თაობის მასალების შექმნა ან არსებულის თვისებების მკვეთრად გაუმჯობესება ერთდროულად კონსტრუქციების გეომეტრიის, ფორმის თუ ზედაპირული სტრუქტურისა და თვისებების რადიკალურად შეცვლის გზით, რაც ტრადიციული ტექნოლოგიების გამოყენებით პრაქტიკულად შეუძლებელი ხდება.

თანამედროვე მანქანა-დანადგარებში, საფრენ აპარატებსა თუ ძრავებში ნაკეთობის ზედაპირს ყველაზე რთულ პირობებში უწევს მუშაობა, რადგან იგი ექსპლუატაციის ადრეულ სტადიაში განიცდის სამუშაო გარემოსა და მასთან კონტაქტში მყოფი დეტალების ზემოქმედებას. ზედაპირისა და, ბუნებრივია, მთლიანად ნაკეთობის მწყობრიდან გამოსვლის ძირითადი მიზეზი შეიძლება იყოს: მექანიკური (მათ შორის დაღლილობითი) და აბრაზიული ცვეთა; კოროზიულ-მექანიკური ცვეთა; ეროზიული ცვეთა სითხესთან ან აირთან კონტაქტის ადგილებში; მოხახუნე ზედაპირების შეკვრა, მასალის ამოგლეჯა და გადატანა ერთი საკონტაქტო ზედაპირიდან მეორეზე; ცვეთა, რომელიც დაკავშირებულია დაბალი ორთქლის დრეკადობის მქონე მასალის სელექციურ აორთქლებასთან განსაკუთრებით ღრმა ვაკუუმის პირობებში, ზედაპირის ჟანგვისას და ა. შ.

ზემოთ აღნიშნულიდან გამომდინარე, მანქანათა ნაწილების მუშაობის უნარიანობის, საიმედოობისა და ხანმედევობის გასაზრდელად, უპირველეს ყოვლისა, აუცილებელი ხდება მისი ზედაპირის საექსპლუატაციო მახასიათებლების ამაღლება. ამ პირობის რეალიზაციის ერთ-ერთ ხერხს ნაკეთობის ზედაპირზე ისეთი სპეციალური დანაფარის დატანა წარმოადგენს, რომელიც შედგენილობით, სტრუქტურით და თვისებებით განსხვავებული იქნება ძირითადი ლითონისაგან. დანაფარების დატანის სულ უფრო

განვითარებადი ტექნოლოგიები თვისებათა ისეთ ახალ კომბინაციებს გვთავაზობს, რომელთა წარმოდგენაც კი შეუძლებელი იყო უახლოეს წარსულში. მრავალი მათგანი სრულიად ახალ პრინციპებს ეფუძნება.

მრეწველობაში დამცავი დანაფარების დატანის არაერთი მეთოდი გამოიყენება. მასალის დაფარვის ძირითადი მეთოდებიდან აღსანიშნავია: პლასტიკურ დეფორმაციასთან თანმხლები, აფეთქებით, დეტონაციური დაფრქვევა, თხევადი ლითონებიდან საკრისტალიზაციო დასმა, ორთქლის ფაზიდან ქიმიური დასმა, პლაზმური დაფრქვევა, ვაკუუმურ-რკალური ან ელექტრონული სხივით აორთქლება და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაცია, იონური იმპლანტაცია ან აღნიშნული მეთოდების ურთიერთშეთავსება [1-3].

მიუხედავად დანაფარების მიღების მეთოდების დიდი სპექტრისა, მათთვის დამახასიათებელი სხვადასხვა არასრულყოფილების გამო ყოველ კონკრეტულ შემთხვევაში აუცილებელია ნაკეთობის საექსპლუატაციო პირობების გათვალისწინება. აქვე აღსანიშნავია, რომ თანამედროვე მოთხოვნების შესაბამისად, ტექნიკის უამრავი დარგის, მათ შორის მიკროელექტრონიკის, ხელსაწყოთმშენებლობის, ატომური ენერგეტიკის, სარაკეტო თუ კოსმოსური ტექნიკის შემდგომი განვითარება მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული სხვადასხვა მასალისაგან დამზადებულ ფუძეშრებზე სპეციალური დანიშნულებისა და კომპოზიციური მასალების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავებასა და არსებულის შემდგომი სრულყოფის ტემპებზე.

ენერგიის კონცენტრირებულ ნაკადებთან მუშაობის სამეცნიერო და ტექნოლოგიურმა გამოცდილებამ უჩვენა, რომ მასალების დამუშავებისა თუ დანაფარების წარმოებისას განსაკუთრებით ეფექტური ენერგიის წყაროს ელექტრონული სხივი წარმოადგენს. ელექტრონულ სხივში ენერგიის სიმძლავრისა და კონცენტრაციის დიაპაზონები მნიშვნელოვანად მაღალია – 1 მგვტ და მეტი, რის მიღწევაც შეუძლებელია ლაზერისა და პლაზმის გამოყენების შემთხვევაში. შესაბამისად, ელექტრონული სხივით მასალის გახურების, დნობისა და აორთქლების სასურველი ტემპერატურების მიღწევა

მეტად მაღალი და რეგულირებადი სიჩქარეებით არის შესაძლებელი. აქედან გამომდინარე, ელექტრონული სხივით ძნელდნობადი ლითონების, შენადნობებისა და ქიმიური ნაერთების აორთქლებისა და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის მეთოდი ერთ-ერთ ყველაზე პერსპექტიულს წარმოადგენს.

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტში (მასალათმცოდნეობის საგანმანათლებლო პროგრამა, ყოფილი ლითონთა ტექნოლოგიისა და მასალათმცოდნეობის კათედრა) ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიები დასაბამს 1966 წლიდან იღებს საქართველოს მეცნიერებათა აკადემიის აკადემიკოსის, ფ. თავაძისა და პროფესორ ო. შალამბერიძის ხელმძღვანელობით. აღნიშნულ სფეროში კვლევითი სამუშაოების ძირითად მიმართულებას წარმოადგენდა სპეციალური დანიშნულების როგორც ლითონურ, ისე კერამიკულ ფუძემდებებზე მრავალკომპონენტური მზერვალმედეგი, ანტიკოროზიული, ცვეთამედეგი, მაღალტემპერატურული ელექტროსაიზოლაციო და სხვა ფუნქციური დანაფარების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება; რენტგენოსტრუქტურულად ამორფული ფხვნილთა მიღება ლითონების აორთქლებისა და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის გზით, მათი ფორმირების თავისებურებების შესწავლა; თეორიული კვლევებიდან აღსანიშნავია აგრეთვე ორთქლის ნაკადის კონდენსაციისა და რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობის გზით ფაზათა წარმოქმნის მექანიზმების შემუშავება; მოწვის დროს მიმდინარე გარდაქმნები არაწონასწორულ კონდენსირებულ ფირებში; ფუძემდების ზედაპირის ბუნების გავლენა კონდენსატის სტრუქტურასა და ფაზურ შედგენილობაზე. ზემოაღნიშნული საკითხების მეცნიერულად დამუშავებაში უდიდესი წვლილი მიუძღვნით პროფესორებს ე. ქუთელიას, მ. ოქროსაშვილს, ბ. ერისთავს, ე. მიმინოშვილს, რომელთა შრომებმაც საყოველთაო აღიარება ჰპოვა.

მიუხედავად მრავალმხრივი გამოკვლევებისა, ერთ-ერთ პრობლემატურ საკითხად რჩება შედარებით ადვილდნობადი ლითონების, მათ შორის

ალუმინისა და სპილენძის ბრტყელ და რთული პროფილის მქონე ნაკეთობის ზედაპირზე ძნელდნობადი ლითონების, მათ შორის ტანტალისა და ნიობიუმის დანაფარების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება და დახვეწა საწარმოო პროცესამდე, რომელიც ფუძემშრესთან დამაკმაყოფილებელ ადჰეზიურ თვისებებს უზრუნველყოფს. საკითხი ფრიად აქტუალურია და არაერთი განვითარებული ქვეყნის წამყვანი ლაბორატორიების კვლევის ობიექტს წარმოადგენს. დიდ თეორიულ და პრაქტიკულ ინტერესს იმსახურებს აგრეთვე სპილენძისა და ალუმინის ფუძემშრეებზე Ni/Fe/Nb, Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta და სხვა მრავალშრიანი ფუნქციური დანაფარების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება.

დანაფარების მიღების თანამედროვე მეთოდების ანალიზი ცხადყოფს, რომ ამ საკითხების გადასაჭრელად, ყველაზე მისაღებსა და ეფექტურს სწორედ ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგია წარმოადგენს. აქედან გამომდინარე, წარმოდგენილი სამუშაო მიზნად ისახავდა ელექტრონული სხივით აორთქლებისა და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის გზით ნიობიუმისა და ტანტალის დანაფარების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავებას ალუმინისა და სპილენძის ბრტყელ და რთული პროფილის მქონე ფუძემშრის ზედაპირზე დამაკმაყოფილებელი ადჰეზიური თვისებების უზრუნველყოფით; ალუმინისა და სპილენძის ფუძემშრეებზე მრავალშრიანი კომპოზიციური მასალის მიღების შესაძლებლობების კვლევას, ტექნოლოგიის საფუძვლების შემუშავებას და მისი თავისებურებების გამომდგენილებას.



# 1. ლიტერატურის მიმოხილვა

## 1.1. დანაფარების მიღების ძირითადი მეთოდების

### ზოგადი მიმოხილვა

საყოველთაოდ ცნობილია, რომ თანამედროვე ტექნიკაში, ტექნოლოგიებსა თუ ყოველდღიურ ყოფა-ცხოვრებაში სულ უფრო მეტი ყურადღება ექცევა ისეთი მასალების გამოყენებას, რომლებიც ეკონომიურობით, რაციონალობით, თვისებების საუკეთესო სპექტრითა და მაღალი ეკოლოგიურობით გამოირჩევა. საბოლოო ნაკეთობის ფუნქციურობიდან გამომდინარე, არაერთ შემთხვევაში აუცილებელი ხდება შესაბამისი თვისებების მქონე სხვადასხვა მასალის ამა თუ იმ ტექნოლოგიის გამოყენებით ურთიერთშეკავშირება.

დანაფარიანი ნაკეთობის გამოყენების სფეროს მოთხოვნებზე დამოკიდებულებით, შემუშავებულია დაფარვის მიღების არაერთი მეთოდი (ფიზიკური (PVD) და ქიმიური (CVD)), რომლებსაც უპირატესობებთან ერთად გარკვეული ნაკლოვანებებიც გააჩნია. ნაშრომში [1,2] დანაფარების მიღების საკმაოდ ფართო სპექტრია მიმოხილული, რომლის ანალიზის საფუძველზეც შემდეგი დასკვნების გაკეთებაა შესაძლებელი:

**დეტონაციური დაფრქვევა** გამოიყენება ლითონების, მათი შენადნობების, ოქსიდების, ცეცხლმედეგი ნაერთების, სხვადასხვა კომპოზიციების და ა.შ. ფხვნილების დაფრქვევით დანაფარების მისაღებად, რომლებიც არ უნდა დაიშალოს და არ უნდა შევიდეს დეტონაციის პროდუქტებში. მეთოდის უპირატესობა იმაში მდგომარეობს, რომ დანაფარის ზედაპირი არ განიცდის დეფორმაციას; შესაძლებელია დანაფარის დატანა სხვადასხვა მასალებზე (ლითონებზე, მინაზე, პლასტმასზე, კერამიკაზე) განხორციელებული; ფუძემდებ და დანაფარს შორის მიიღწევა შეჭიდულობის მაღალი ხარისხი; გაზის რეჟიმის რეგულირებით შესაძლებელია დეტონაციის პროდუქტების ქიმიური შემადგენლობის და ენერგეტიკული მახასიათებლების კონტროლი; დანაფარის დატანა შესაძლებელია პრაქტიკულად ნებისმიერი ზომის ნაკეთობაზე.

მეთოდის ძირითადი ნაკლოვანებებია პროცესის განხორციელებისას შენობაში ხმაურის მაღალი დონე, მავნე წვის პროდუქტების გამოყოფა, დასაფრქვევი ფხვნილის ნაწილაკების ჰაერში გაბნევა; დეტონაციის მოწყობილობის სპეციალურ შენობაში განთავსების აუცილებლობა.

**ელექტრო-რკალური მეტალიზაცია**, რომლის შემთხვევაშიც დანაფარის მისაღებად ლითონების და შენადნობების მავთული გამოიყენება. ელექტრო-რკალური მეტალიზაციის დროს დანაფარის მისაღებად ენერგოდანახარჯები დაბალია, პროცესი კი მაღალმწარმოებლური; შესაძლებელია მნიშვნელოვანი სისქის (10-15 მმ) დანაფარის მიღება; გამოყენებული მოწყობილობა მეტად საიმედოა ექსპლუატაციაში და მომსახურება მარტივი; ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი უპირატესობაა შედარებით მცირე თბური ზემოქმედება ფუძემრეზე (გახურება ხდება 80–200°C დიაპაზონში); მოცემულ შემთხვევაშიც დანაფარის დატანა შესაძლებელია პრაქტიკულად ნებისმიერი ზომის ნაკეთობაზე. ტექნოლოგიური პროცესი იძლევა ავტომატიზაციის შესაძლებლობას.

ნაკლოვანებიდან ძირითადია დასაფრქვევი მასალის შეზღუდულობა ელექტროგამტარობის და მავთულის სახით მისი მოწოდების მოთხოვნებიდან გამომდინარე; ფორებისა და ოქსიდების მნიშვნელოვანი რაოდენობა დანაფარში, რაც ზღუდავს კოროზიულ გარემოში მათი გამოყენების შესაძლებლობას და ამცირებს სიმტკიცის მახასიათებლებს დარტყმითი დატვირთვებისადმი; ზოგიერთ წყვილში გამოვლენილია ფუძემრესთან არასაკმარისი შეჭიდულობის ხარისხი.

**პლაზმური დაფრქვევით** დანაფარის მიღება გაზოთერმული დაფრქვევის ერთ-ერთ მეთოდს წარმოადგენს და გამოიყენება მანქანების, მექანიზმების, ხელსაწყოების ნაწილების მუშა ზედაპირების აღსადგენად. ასეთი დანაფარების მისაღებად უპირატესად გამოიყენება როგორც ფხვნილები, ისე მავთულები. მეთოდის უპირატესობებიდან აღსანიშნავია: პროცესის მაღალი მწარმოებლურობა და დანაფარების მაღალი ხარისხი, მეთოდის ფართო ხელმისაწვდომობა; მოწყობილობის სიმარტივე და მისი დაბალი

ღირებულება; პროცესის კომპლექსური მექანიზაციისა და ავტომატიზაციის შესაძლებლობა; ნაწილების მუშა ზედაპირების მოცემული საექსპლუატაციო თვისებების უზრუნველყოფის უნიკალური შესაძლებლობა. ნაკლოვანებიდან აღსანიშნავია: დანაფარში ფორიანობის არსებობა; ხმაურის მაღალი დონე; დაცვის ინდივიდუალური საშუალებების გამოყენების აუცილებლობა დაფრქვევის პროცესში მავნე და საშიში ზემოქმედებისგან დასაცავად, როგორიცაა: ელექტრომაგნიტური გამოსხივება (ულტრაიისფერი, ხილული, ინფრაწითელი), ქიმიური ფაქტორები (ოზონი, აზოტის ოქსიდები), ელექტრული დენი და სხვა.

**იონური და პლაზმური დაფარვა** (კათოდური, მაგნეტრონული, მაღალსიხშირული და სხვა). ეს მეთოდი ლითონებით და შენადნობებით, სხვადასხვა ნაერთებითა და კომპოზიციებით დანაფარების მიღების შესაძლებლობას იძლევა. მეთოდი უზრუნველყოფს შრეებს შორის მეტად მაღალი შეჭიდულობის ხარისხს და დანაფარის მაღალ სიმკვრივეს; ძნელდნობადი მასალების დანაფარების მიღების შესაძლებლობას; დაფარვის პროცესში დანაფარის შედგენილობისა და თვისებების მართვის შესაძლებლობას და დანაფარის ფორმირებას სტექიომეტრული შედგენილობის უცვლელად შენარჩუნებით; იონური დაფარვა შესაძლებლობას იძლევა ტექნოლოგიურ ნაკვეთურში განხორციელდეს ფუძეშრის ზედაპირის გაწმენდა ან ზედაპირის გააქტიურება. ნაკლოვანებიდან აღსანიშნავია უფრო დაბალი დაფრქვევის სიჩქარეები სხვა ვაკუუმურ მეთოდებთან შედარებით; დანაფარის რამდენადმე მაღალი დაჭუჭყიანების დონე; დასაფარი ნაკეთობის ზომის შეზღუდულობა კამერის მოცულობის გამო.

**მოლეკულურ-სხივური ეპიტაქსია**, რომელიც უზრუნველყოფს დანაფარის ეპიტაქსიურ შეზრდას (ერთი კრისტალური ნივთიერების ორიენტირებული შეზრდა მეორის ზედაპირზე დაბალ ტემპერატურებზე) ზემადალი ვაკუუმის პირობებში. მეთოდი უზრუნველყოფს ფირების სტექიომეტრიის ვარირების შესაძლებლობას; ატომური ზრდის პროცესში

ფირის კრისტალების მაღალი ხარისხის უზრუნველყოფას გლუვი ზედაპირით; ნიმუშზე ფირის ზრდის სიჩქარის ავტომატიზების შესაძლებლობას, როცა ცნობილია ზრდის პირობები; ნანოზომის სისქის ფირების მიღების შესაძლებლობას. მეთოდის მნიშვნელოვანი ნაკლოვანებაა სისტემის კომპლექსურობა და ფირის ზრდის ტემპის რეგულირების სირთულე სასურველი სტექიომეტრიის შესაბამისად; გარდა ამისა, ზრდის მთელი პროცესი დიდ დროს მოითხოვს სხვა მეთოდებთან შედარებით [4].

**ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგია** ზოგადად, ნივთიერების ელექტრონული სხივით აორთქლებასა და ფუძემდებზე ორთქლის ნაკადის შემდგომ კონდენსაციაში მდგომარეობს. ტექნოლოგიის უპირატესობებიდან აღსანიშნავია: მასალის საკმაოდ მაღალი სიჩქარეებით გახურება (მათ შორის ყველაზე ძნელდნობადი ელემენტებისა და ქიმიური ნაერთების) დნობისა და აორთქლების ტემპერატურებამდე; კონდენსატის დასმის შესაძლებლობა პრაქტიკულად ნებისმიერ მასალაზე (თუნდაც შეუთავსებელ წყვილზე ფუძემდრის ზედაპირის გააქტიურების უზრუნველყოფით) ფუძემდრესთან საუკეთესო შეჭიდულობისა და რეგულირებადი სტრუქტურისა და თვისებების უზრუნველყოფით; დანაფარის სისქის რეგულირების მარტივი შესაძლებლობა ნანოდიაპაზონიდან ზევით (მაგალითად, მილიმეტრულ დიაპაზონებამდე); აორთქლების პროცესის სხვადასხვა სიჩქარეებით განხორციელების შესაძლებლობა ერთი ან რამდენიმე დამოუკიდებელი ტიგელიდან, ხოლო ორთქლის სხვადასხვა ნაკადის კონდენსაცია ერთდროულად მათი ურთიერთშერევით ან სასურველი თანმიმდევრობით, რაც ფუძემდრის ზედაპირზე განსხვავებული ფაზური შედგენილობისა და ბუნების ერთშიანი ან მრავალშიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობას იძლევა ერთ ტექნოლოგიურ ციკლში; პროცესის ვაკუუმში მიმდინარეობის შედეგად ტიპური დამჟანგველი გარემოს უარყოფითი ზემოქმედების მნიშვნელოვანი შემცირება; საორთქლებლად სპილენძის წყლით საციებელი ტიგელის გამოყენება საბოლოო პროდუქტის დაჭუჭყიანებისაგან მაქსიმალურად დასაცავად და

მისი მაღალი სისუფთავის უზრუნველსაყოფად; ტექნოლოგიის ეკოლოგიური უსაფრთხოება სამუშაო პროცესის დროს გარემოში რაიმე მავნე ნივთიერების გაბნევის გამორიცხვით. უარყოფითი მხარეებიდან აღსანიშნავია: მაღალი ძაბვის წყაროს გამოყენების აუცილებლობა; არც ისე მაღალი მარგი ქმედების კოეფიციენტი; დანაფარის ზრდის პროცესში ფუძემშრეზე მაღალენერგეტიკული ელექტრონების ზემოქმედება.

ამგვარად, არსებობს ფუძემშრის დაფარვის სხვადასხვა ხერხი, რომლებსაც გააჩნია მათთვის დამახასიათებელი როგორც დადებითი, ისე უარყოფითი მხარეები. არ არსებობს ამ ხერხების რაიმე ერთი ნიშანდებით კლასიფიკაცია. მათი შერჩევა დამოკიდებულია ნაკეთობის (მასალის) გამოყენების სფეროსა და ექსპლუატაციის პირობებზე და დანაფარის ფიზიკურ და ქიმიურ მახასიათებლებზე. აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ რაღაც კონკრეტული თვისებების მქონე დანაფარის მისაღებად შეიძლება გამოყენებული იყოს დაფარვის კომპლექსური, რამდენიმე ხერხი.

## **1.2. ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიის გამოყენების ზოგიერთი სფერო**

ტექნიკის თანამედროვე მოთხოვნები მკაცრ პირობებს უყენებს როგორც ლტონურ, ისე სხვა ნებისმიერი ტიპის დანაფარებს. სპექტრი საკმაოდ ფართოა - სტრუქტურის, სისქის და ფუნქციური მახასიათებლების თანაბრობა დაფარვის მთელ ზედაპირზე; დამაკმაყოფილებელი ადჰეზიური თვისებები ფუძემშრესა, კონდენსირებულ ფაზასა და ცალკეულ შრეებს შორის მრავალშრიანი დანაფარის ფორმირების შემთხვევაში; თვისებების უცვლელად შენარჩუნება საექსპლუატაციო ტემპერატურულ დიაპაზონში ხშირად კრიოგენული ტემპერატურებიდან ზევით და ა.შ., რასაც განსაზღვრავს კონსტრუქციის ზედაპირისადმი წაყენებული კიდევ არაერთი სპეციფიკური მოთხოვნა საექსპლუატაციო გარემოს პირობებიდან გამომდინარე.

ზემოთ განხილული ფირთა მიღების მეთოდებიდან ყველაზე ფართო შესაძლებლობებს ელექტრონულ-სხივური აორთქლებისა და ორთქლის

ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის მეთოდი ხასიათდება. მისი ერთ-ერთი ძირითადი უპირატესობაა ყველაზე ძნელდნობადი ელემენტებისა და ნაერთების დიდი სიჩქარით აორთქლების შესაძლებლობა, ორთქლის ფაზის კონდენსაცია კი შეიძლება განხორციელდეს პრაქტიკულად ნებისმიერი მასალის ფუძეშრეზე საუკეთესო ადჰეზიური თვისებების უზრუნველყოფით. მკაცრად კონტროლირებად პირობებში დასმული კონდენსატები ხასიათდება თვისებათა კარგი განმეორებადობით იმ ზღვრებში, რომელიც აკმაყოფილებს ფუნდამენტური კვლევის ჩატარებისა და ტექნიკური გამოყენებისათვის საჭირო პირობებს.

ორთქლის ფაზიდან კონდენსაციის პროცესის გამოყენების უპირატესობაზე არაერთი თანამედროვე კვლევებიც მიუთითებს. მაგალითად, მიკროელექტრონიკაში კონკრეტული დანიშნულების ნაკეთობების დაფარვის ხერხებს შორის აორთქლება და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაცია ყველაზე გამორჩეულია და ფართოდ გამოიყენება გამტარების, რეზისტორების, იზოლატორების, რეზონატორებისა და ზეგამტარების წარმოებაში; ასევე, აქტიური კომპონენტებისა და მაგნიტური მასალების მისაღებად [2].

ლიტერატურულ წყაროებში კიდევ არაერთ ნაშრომშია მითითებული ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიის უპირატესობა დანაფარების მიღების სხვა მეთოდებთან შედარებით, სადაც ძირითადი ყურადღება გამახვილებულია დაფარვის მაღალ სიჩქარეებზე ასაორთქლებელი მასალების საკმაოდ ფართო სპექტრში – გამტარებიდან საიზოლაციო მასალების ჩათვლით, აგრეთვე კონტროლირებადი შემადგენლობისა და სასურველი მიკროსტრუქტურის უზრუნველყოფის შესაძლებლობასა და მაღალ თერმულ ეფექტურობაზე [5, 6].

ლიტერატურული წყაროს [7] მიხედვით მიუხედავად იმისა, რომ პლაზმური დაფრქვევით მიღებული თერმობარიერული დანაფარები წარმატებით გამოიყენება ფრთის (ლაპოტის) პლატფორმის დასამზადებლად, აეროდინამიკური პროფილის ზედაპირებზე ელექტრონულ-სხივური აორთქლებისა და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის გზით მიღებულ

დაფართოვან შედარებით მათ რამდენიმე ნაკლი გააჩნია, რომელთაგან ძირითადია ეროზიისადმი მიდრეკილება და დეფორმაციისადმი მნიშვნელოვნად დაბალი მედეგობა. მაგალითად, Lufthansa-ს კუთვნილი ძრავის ნიჩბის პლაზმური დაფრქვევით მიღებული თერმო-ბარიერული დანაფარი ძლიერ დაზიანდა 17 260 საათის (3006 ციკლის) შემდეგ. ამიტომ, ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიის გამოყენებას უპირატესობა ენიჭება საავიაციო ძრავების შედრებით ცხელ გარემოში მომუშავე ნიჩბებისა და ტურბინების ნიჩბების ზედაპირებზე თერმო-ბარიერული დანაფარების დამზადებაში, სადაც უფრო მაღალი ეროზიამედეგობაა საჭირო და თავს იჩენს გაზრდილი დამაბულობები.

თუ საკითხს კოროზიამედეგობის კუთხით მივუდგებით, ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით დანაფარების მიღების პროცესში ორთქლის ნაკადი მიიღება ტექნოლოგიურ ნაკვეთურში, სადაც მაღალი ვაკუუმი შექმნილი. ასაორთქლებელი მასალა (ზოდები ან გრანულები) ელექტრონული სხივის ზემოქმედებით დნება და ორთქლდება. წარმოქმნილი ორთქლის ნაკადი შედგება დასაფარი კომპონენტების ატომების, მოლეკულების, იონების და მათგან შედგენილი კომპლექსებისაგან, რომლებიც შემდგომში ფუძემშრის ზედაპირზე დანაფარის სახით ჯდება. ფორმირებულ ლითონურ დანაფარებში ორი ძირითადი საკითხია მხედველობაში მისაღები: პირველი, დაფარვის სიჩქარე, რომელიც დანაფარის შემადგენელი კომპონენტების ორთქლის წნევის პროპორციულია. ამიტომ განსაზღვრული ქიმიური შედგენილობის მისაღებად საჭიროა ასაორთქლებელი მასალის შედგენილობის შეცვლა კომპონენტების ორთქლის წნევათა სხვაობის გათვალისწინებით. და მეორეც, დანაფარის მიკროსტრუქტურა ჩამოყალიბებულია წაგრძელებული, სვეტოვანი მარცვლების სახით კოლონიათაშორის საზღვრებიანი ტექსტურით, რომელიც პერპენდიკულარულია ფუძემშრის ზედაპირის. მაგალითად, Hastelloy X შენადნობზე (ნიკელ-ქრომ-რკინა-მოლიბდენის სუპერშენადნობი), როგორც ფუძემშრეზე, ნიკელისა და

ალუმინის ერთდროული აორთქლებისა და ორთქლის ნაკადების ერთდროული შემდგომი კონდენსაციის შედეგად მიღებულია  $\beta$ -ფაზა თერმული დამუშავების გარეშე [7].

ამჟამად დამტკიცებულია, რომ კვაზიკრისტლური სტრუქტურის მიღება, რომელიც თხელ და სქელ დანაფარებს გამოყენებისთვის ბევრ მიმზიდველ თვისებას ანიჭებს, შესაძლებელია როგორც ორთქლის ფაზიდან კონდენსაციისას სწრაფი აორთქლებით [8] და იონური გაფრქვევით [9, 10], ისე ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით [11]. ამ უკანასკნელით მაღალი სიჩქარით აორთქლებისას  $650^{\circ}\text{C}$ -ზე უქანგავი ფოლადის ფუძემშრეზე მიღებულია Al-Cu-Fe იკოსაედრული ფაზა, რომელსაც არსებობის უფრო ფართო დიაპაზონი აღმოაჩნდა, ვიდრე იგივე სისტემის წონასწორულ ფაზას. ფუძემშრის ტემპერატურის შემცირებისას  $800^{\circ}\text{C}$ -დან  $200^{\circ}\text{C}$ -მდე არაწონასწორული კვაზიკრისტალური ფაზა ნანოკრისტალურ აღნაგობას ღებულობს [12].

აღსანიშნავია, რომ ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით ორთქლის ფაზიდან ღებულობენ თერმო-ბარიერულ დანაფარებს (მაგალითად, კერამიკულს), რომლებიც ფართოდ გამოიყენება თანამედროვე სატრანსპორტო, ენერგეტიკისა და თავდაცვის სექტორებში სულ ეფრო მაღალ ტემპერატურებზე მომუშავე აერო ძრავების კომპონენტების მზრუნავ ნაწილებში, მაგალითად, ტურბინის მზრუნავი მუშა ნიჩბის დასამზადებლად მისი ეფექტიანობისა და ძრავის სიმძლავრის ასამაღლებლად. უფრო დაბალი ღირებულების, აირ-პლაზმური გაფრქვევით მიღებულ თერმო-ბარიერულ დანაფარებს ასევე იყენებდნენ სტაციონარული ძრავების ნაწილებში (წვის კამერა, ტურბინის შალისა, მიმმართველი უძრავი ნიჩაბი), თუმცა, ლიტერატურული წყაროების თანახმად, ბოლო ხანებში მათი გამოყენებაც მიზანშეწონილი გახდა როგორც სტაციონარული, ისე მზრუნავი კვანძების დასამზადებლად. თუმცა აღსანიშნავია, რომ როგორც ერთი, ისე მეორე მეთოდით მიღებულ დანაფარებს მათთვის დამახასიათებელი მიკროსტრუქტურა გააჩნია და, აქედან გამომდინარე, თითოეული მათგანი განსხვავებულ



უპირატესობას ანიჭებს ნაკეთობას თვისებებისა და ფუნქციური მახასიათებლების თვალსაზრისით [13].

გერმანიის აერო-კოსმოსური ცენტრის (კიოლნი) მეცნიერთა ჯგუფმა ელექტრონულ-სხივური აორთქლებისა და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის გზით მიიღო ე.წ. „ბუმბულისებრი“ (ბოჭკოვანი, სვეტოვანი) მიკროსტრუქტურის მქონე ე.წ. 7YSZ დანაფარი. გერმანიის სხვა კვლევითი ინსტიტუციების მკვლევართა მიერ სუსპენზიური პლაზმური დაფრქვევით ან მაღალსიჩქარიანი ჟანგბად-სათბობიანი გაფრქვევით მიღებულია  $Al_2O_3$ -ის დამცავი დანაფარები გამდნარი კალციუმ-მაგნიუმ-ალუმინ-სილიკატური (CMAS) მინერალური ნაწილაკების მავნე ზემოქმედების შესამცირებლად. როგორც კვლევებით არის დადგენილი, 7YSZ ფენის „ბუმბულისებრი“ მიკროსტრუქტურის მქონე აღნიშნული დანაფარიც ასევე ამცირებს CMAS-ს ინფილტრაციის პროცესს [14, 15].

ელექტრონული სხივით აორთქლების ტექნოლოგიით და ვაკუუმური დაფარვით ანტიბაქტერიულ პოლიურეტანულ მასალებში სინთეზირებულია ვერცხლისა და სპილენძის ნანონაწილაკები, რომელთა არსებობა გავლენას არ ახდენს პოლიმერის ფიზიკურ თვისებებზე. ახალი ბიოლოგიურად აქტიური, ფუნგციდური კომპოზიტი გამოიყენება სხვადასხვა სამედიცინო დანიშნულების საშუალებებში (იმპლანტებში, მედიკამენტების მიწოდების სისტემებში, ანტიმიკრობულ დანაფარებსა და შეფუთვაში, კათეტერებში, ფირებსა და სხვ.) [16].

დღეისათვის კოსმოსური ტექნიკის, სარაკეტო და ავიამშენებლობის, ბირთვული ენერგეტიკის განვითარების ეპოქაში იზრდება მოთხოვნილი ფიზიკური, ქიმიური და მექანიკური თვისებების მქონე მასალების შემუშავების აუცილებლობა. კოსმოსურ მანქანათმშენებლობაში საკონსტრუქციო მასალებში ძირითადად გამოიყენებოდა მხურვალმედეგი და კოროზიამედეგი შენადნობები ნიკელისა და კობალტის ფუძეზე, რომელთა საექსპლუატაციო ტემპერატურა შენადნობების დნობის ტემპერატურის 0,8-ს აღწევს. უფრო მაღალ საექსპლუატაციო ტემპერატურულ პირობებში მიმდინარე

პროცესებში, სადაც ენერგიის გარდაქმნა და თანმხლები თერმული მქც-ის ზრდაა სასურველი, მაგალითად, სარაკეტო, ან ბირთვულ ტექნიკაში, გამოიყენება ძნელდნობადი ლითონები (ნიობიუმი და ტანტალი, რომლებიც ასევე კრიტიკულ ლითონებად არის წოდებული) და მათი შენადნობები. ნიობიუმმა ფართო გამოყენება პოვა ასევე ელექტრონიკაში, რადიოტექნიკაში, მედიცინასა და სამედიცინო ხელსაწყოებში.

აღნიშნული ლითონების მარაგი არ არის დიდი და მოპოვებაც მთელ რიგ სირთულეებთან არის დაკავშირებული. ევროკავშირის მიერ დაფინანსებული პროექტი MSP-REFRAM - # 688993 Multi-Stakeholder Platform for a Secure Supply of Refractory Metals in Europe (2015-2017) ევროკავშირში ძნელდნობადი ლითონების მოთხოვნისა და მოწოდების დაბალანსების პოტენციური ინოვაციური გზების განხილვას მიემდვნა. აქ ერთ-ერთი მთავარი ადგილი უკავია სუფთა ძნელდნობადი ლითონების ჩანაცვლებას სხვა, უფრო ადვილად გადამუშავებადი და ენერგოეფექტური, ჯანსაღი და გამოსაყენებლად უსაფრთხო, ტერიტორიულად ადგილზე არსებული და/ან დაბალი, ან მისაღები ღირებულების ლითონებით ან შენადნობებით. ამავე მიზნით გამართლებულია უფრო გავრცელებულ, დაბალი ღირებულების, ეკოლოგიურად უსაფრთხო, მსუბუქი კუთრი წონის და სხვა მიმზიდველი თვისებების მქონე ლითონებზე, როგორცაა, მაგალითად ალუმინი, სპილენძი და სხვა, ძნელდნობადი ლითონების დანაფარების მიღება.

ძნელდნობადი ლითონებისა და მათი კომპოზიციების უდავო უპირატესობებად ითვლება მათი მაღალ ტემპერატურებზე მუშაობის უნარი, მაღალტემპერატურული სიმტკიცე, მაღალი თბოგამტარობა და პლასტიკურობა. აღსანიშნავია, რომ ისინი ნეიტრონული და გამა გამოსხივებების მიმართ მაღალი მედეგობის გამო ფართოდ გამოიყენება ბირთვულ ენერგეტიკაში, ბირთვულ მედიცინასა და რადიოაქტიური ნარჩენების ტრანსპორტირებასა და შენახვაში, აგრეთვე კოსმოსურ ტექნოლოგიებში.

მძიმე და ზომიერად მძიმე ლითონები (Pb, Bi, Ta, W, Fe) გამოიყენება გამა-გამოსხივებისა და სწრაფი ნეიტონების შესასუსტებლად. როგორც

ნეიტრონული, ისე გამა გამოსხივებისაგან დამცავი კონსტრუქციების დასამზადებლად ჩვეულებრივ გამოიყენება ნახშირბადიანი და უჟანგავი ფოლადები, ტყვია და ტყვიის შენადნობები. თუმცა ამ უკანასკნელის გამოყენება, ეკონომიურობის მიუხედავად, დაბალი დნობის ტემპერატურის გამო შემოიფარგლება დაბალტემპერატურულ პირობებში ექსპლუატაციისათვის. მაღალტემპერატურულ პირობებში მუშაობისთვის შესაძლებელია კონსტრუქტორების სერიოზული დაინტერესება გამოიწვიოს ტანტალისა და ვოლფრამის ნაკეთობებმა. თუმცა მაღალი ღირებულების გამო მათი გამოყენება მიზანშეწონილი იქნება მხოლოდ განსაკუთრებულ შემთხვევებში [17].

ასეთ დროს ეკონომიურად გამართლებული იქნება შესაბამისი ლითონისგან დამზადებული კონსტრუქციის ზედაპირის დაფარვა ალნიშნული ძნელდნობადი ლითონებით.

ბირთვულ ენერგეტიკაში მნიშვნელოვანი გადასაწყვეტი საკითხია რადიაციული ნარჩენები. World Nuclear Association-ის მონაცემების მიხედვით მსოფლიოში მოქმედი 439 ენერგეტიკული ბირთვული რეაქტორია, რომლებიც უზრუნველყოფს მსოფლიო ელექტროენერგიის დაახლოებით 10%-ს. 2020 წლის ივლისის მონაცემებით მშენებლობის პროცესშია 56 ბირთვული რეაქტორი, დაგეგმილია აშენდეს 108, შეთავაზებულია - 329. ბირთვული ელექტროსადგურები მოქმედებს მსოფლიოს 30 ქვეყანაში და ნავარაუდებია ამ რიცხვის გაორმაგება. ბირთვული ენერგია მეორეა დაბალნახშირბადიან ენერგიის წყაროებს შორის (2017 წელს შეადგინა მთლიანი წყაროების 29%). 50-ზე მეტი ქვეყანა იყენებს ბირთვულ ენერგიას დაახლოებით 220 კვლევით რეაქტორში. სამეცნიერო კვლევების გარდა, ეს რეაქტორები გამოიყენება სამედიცინო და სამრეწველო დანიშნულების იზოტოპების წარმოებისთვის. შესაბამისად, ყოველწლიურად იზრდება ნარჩენი გამოყენებული საწვავის რაოდენობა, რომელიც მოითხოვს მაღალაქტიური და ხანგრძლივად მდგრადი რადიოაქტიური ნარჩენების უსაფრთხო ტრანსპორტირებას და შენახვას მდგრად საცავებში ბუნებრივად დასაშლელად. აქედან გამომდინარე, ასეთი ნარჩენების კონტეინერები და მასალები, რომლისგანაც

არის ისინი დამზადებული, დიდი ხნის განმავლობაში უნდა უძლებდეს ერთდროულად შენახვის ნოტიო და/ან კოროზიულ ზემოქმედებას. ასევე უნდა ხასიათდებოდეს ნეიტრონებისგან მაქსიმალურად დაცვის უნარით. ამჟამად, ბირთვული ნარჩენების შესანახი და გადასაზიდი კონტეინერების დასამზადებლად ხშირად გამოიყენება ნეიტრონებისგან დაცვის დაბალი უნარის მქონე მასალები – სპილენძი, რკინა, უჟანგავი ფოლადები, ტიტანის, ნიკელის და სხვა შენადნობები. ფუნქციური მახასიათებლების გაზრდის მიზნით მიმართავენ სხვადასხვა სპეციალური მასალებით დაფარვას [18].

მრეწველობაში, ენერგეტიკაში, სამეცნიერო-კვლევით კომპლექსებსა თუ მედიცინაში დიდი მოთხოვნილებაა ზეგამტარ ზემაღალსიხშირულ რეზონატორებზე, რომლებიც უმეტესად სუფთა ნიობიუმისგან მზადდება. მაგრამ ნიობიუმის სიძვირისა და მისგან რეზონატორების დამზადების ტექნოლოგიური სირთულის გამო, ამ დანიშნულებით სულ უფრო მეტ პოპულარობას იძენს სპილენძის ფუძემდებზე ნიობიუმის დანაფარების გამოყენება. ამ მიმართულებით ყველაზე მეტად შესწავლილია მაგნეტრონული დაფრქვევის მეთოდი, რომლითაც მიღებულია რეზონატორები დიდი ელექტრონულ-პოზიტრონული კოლაიდერისა და დიდი ადრონული კოლაიდერისთვის. თუმცა, ამ უკანასკნელთ შედარებით დაბალი სამუშაო მახასიათებლები გააჩნია სუფთა ნიობიუმისგან დამზადებულთან შედარებით. ამის გამო გრძელდება ახალი მეთოდებისა და ტექნოლოგიების შემუშავება ისეთი დანაფარების მისაღებად, რომლებიც თავისი თვისებებით მეტად მიახლოებული იქნება სუფთა ნიობიუმთან. ამ მიმართულებით პერსპექტიული შეიძლება აღმოჩნდეს ვაკუუმურ-თერმული დაფრქვევა ელექტრონულ-სხივური აორთქლებით. თუმცა უნდა ითქვას, რომ ბრტყელ პოლირებულ ფუძემდებებზე მიღებული დანაფარების ხარისხი განსხვავდება რეზონატორის რთული კონფიგურაციის ზედაპირზე მიღებულისგან. ამ კუთხით შესწავლილია ნიობიუმის დანაფარების ზედაპირის სიმქისის მახასიათებლები სხვადასხვა მდგომარეობის ზედაპირის მქონე ფუძემდებებზე. აღმოჩნდა, რომ 0,3 მკმ სისქის დანაფარის სიმქისე ემთხვევა ფუძემდების სიმქისეს, ხოლო

1 მკმ სისქის დანაფარის შემთხვევაში კი მისი სიმკისის მახასიათებლები მცირდება [19].

ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგია შეიძლება გამოყენებული იქნას სამედიცინო დანიშნულებითაც ნატრიუმის ქლორიდის კონდენსატის მისაღებად. ნატრიუმის ქლორიდის დანაფარს სხვადასხვა ტემპერატურულ პირობებში ღებულობდნენ: ერთ შემთხვევაში  $CT3$  ფოლადის ფუძეშერეზე ქმნიდნენ ტემპერატურულ გრადიენტს  $100-600^{\circ}C$  დიაპაზონში, ხოლო მეორე შემთხვევაში - წყლით საცივებელ სპილენძის ფუძეშერეზე  $35-55^{\circ}C$  ტემპერატურულ დიაპაზონში. კვლევები ტარდებოდა ფუძეშიდან განცალკევებულ კონდენსატებზე. ქიმიური შედგენილობის განსაზღვრამ აჩვენა ელემენტების თანაბარი განაწილება დანაფარის სისქის მიხედვით. მონაცემების გაფანტვის ხარისხი შეადგენდა  $\pm 0,5\%$ . გამოკვლეული ქლორიდების სტექიომეტრიული შედგენილობა მთელ ტემპერატურატურულ ინტერვალში თითქმის არ იცვლება - ნატრიუმისა და ქლორის თანაფარდობა (ატ. %) დაახლოებით შეადგენდა  $0,98 \pm 0,02$ ). კვლევებმა აჩვენა, რომ კონდენსატის სტრუქტურის ფორმირებაზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს ორთქლის ნაკადის დასმის ტემპერატურა. კონდენსაციის დაბალ ტემპერატურაზე ( $\leq 70^{\circ}C$ ) მიღებულ დანაფარებს გლობულარული სტრუქტურა აქვს, ხოლო უფრო მაღალზე - სვეტოვანი. შესწავლილი კონდენსატები ფოროვანი სტრუქტურით ხასიათდება.  $400^{\circ}C$ -ის ზევით ფოროვნება კლებულობს კრისტალიტების შეცხოვის შედეგად.

წყლით საცივებელ სპილენძის ფუძეშერეზე დაახლოებით  $50^{\circ}C$  ტემპერატურაზე მიიღება ნანოკრისტალური სტრუქტურა. როგორც ცნობილია, ნანოსტრუქტურული მასალების უმტესობის სამუშაო რესურსი განისაზღვრება თერმული სტაბილობით. მასალის გახურებისას სტრუქტურული ცვლილების ანალიზმა აჩვენა, რომ  $650^{\circ}C$ -მდე გახურებისას  $NaCl$  სტაბილურობას ინარჩუნებს. შესაბამისად, მიღებულ კონდენსატებს საკმაო თერმული და ქიმიური მდგრადობა გააჩნია პრაქტიკაში გამოსაყენებლად. კერძოდ, ადამიანის ორგანიზმში ნეიტრალობის (ფიზიოლოგიური ხსნარი), კარგი

ხსნადობის და სუფთა NaCl-ის დაბალი ჰიგროსკოპულობის გათვალისწინებით შესაძლებელია მისი მოხმარება ფოროვანი მატრიცის სახით სხვადასხვა ნივთიერებათა ნაწონაწილაკების სინთეზისათვის მედიცინაში გამოსაყენებლად [20].

ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიის გამოყენების ერთ-ერთი პერსპექტიული არეალია მრავალშრიანი კომპოზიტების მიღება. აორთქლებისა და კონდენსაციის ტექნიკა პრაქტიკულად შეუზღუდავ შესაძლებლობებს იძლევა მრავალშრიანი მასალების მისაღებად შრეების ნებისმიერი მონაცვლეობით: ლითონი – ლითონი, ლითონი – ოქსიდი, ლითონი – კარბიდი და ა.შ. აღსანიშნავია, რომ თითოეული ფენის სისქე შეიძლება სხვადასხვა იყოს მოცემული დანაფარის ფუნქციურ თავისებურებებზე დამოკიდებულებით.

Nb–NbTi მრავალშრიანი დანაფარები ზრდის დენის კრიტიკულ სიმკვრივეს და ასეთი ნანოსტრუქტურული დანაფარები სპილენძის ფუძეშრეზე შეიძლება გამოყენებული იყოს ზეგამტარი მაგნიტების გრაგნილებისთვის.

შესაძლებელია მზის ენერგიის შთანთქმის უნარის მქონე ( $\text{SiO}_2\text{--CrO}_x\text{--CrN}$  Cu-ის ფუძეშრეზე) დანაფარებისა და მაღალი არეკვლის უნარის მქონე სარკისებური ( $\text{Al--TiO}_2\text{--SiO}_2$  ანოდირირებულ Al-ის ფუძეშრეზე) დანაფარების მიღება.

აქტუალური ხდება სინათლის შთანთქმელი დანაფარების შემუშავება ალუმინის ზედაპირზე ელექტროქიმიური დაფარვით (ელექტროლიტი შეიცავს კალიუმის ჰიდროქსიდს, ნატრიუმის სილიკატს, მოლიბდენმჟავა ამონიუმს და წყალს). შემდეგ მიღებულ დანაფარს დამატებით ამუშავებენ სპილენძის ფორმიატის 5-10 %-იანი წყლის ხსნარით, ხოლო ბოლოს თერმულად ამუშავებენ ჰაერზე. ასეთნაირად დამუშავებული დანაფარების გამოყენება შეიძლება ოპტიკურ ხელსაწყოებში, ჰელიოტექნიკაში წყლის გამაცხელებელი და შენობის თბომომმარაგებელი მზის კოლექტორების ადსორბერების დასამზადებლად [21].

დედამიწის ხელოვნური თანამგზავრების ხანგრძლივი ფუნქციონირებისთვის დიდი მნიშვნელობა აქვს თერმომარეგულირებელი დანაფარების

(როგორც გამოსხივების ამრეკლავი, ისე მისი შთანთთმელი, ე.წ. „შავი“ დანაფარების) გამოყენებას.

2019 წლის ბოლოს გამოითქვა აზრი კოსმოსში გაშვებული SpaceX-ის თანამგზავრების პრობლემასთან დაკავშირებით. კერძოდ, ასტრონომების უკმაყოფილება გამოიწვია კოსმოსური აპარატის მანევრირებისათვის გამოყენებულმა იონურმა ძრავებმა, რომლებიც ისეთ კაშკაშა აფეთქების კვალს ტოვებდა, რომ დედამიწაზე არსებული დაკვირვების ხელსაწყოებით (ტელესკოპ-რეფლექტორებით) აღიქმებოდა, როგორც ვარსკვლავები. SpaceX-ის მმართველობა ამ პრობლემის გადაწყვეტას თანამგზავრის ქვედა ნაწილის სინათლის ნაკლებად ამრეკლავი ზედაპირების შემუშავებაში ხედავს. ამისთვის საჭიროა შესაბამისი ექსპერიმენტები, რომ ამრეკლავი ზედაპირის მქონე თანამგზავრს არ გაუუარესდეს სხვა აუცილებელი თვისებები [22].

ამ დანიშნულებით პირველად, Nb-ითა და Mo-ით ლეგირებული Ta-Cd და W-Cd სისტემებში ულტრადისპერსული ნაწილაკების ურთიერთმონაცვლე ნანოფენების მაგნეტონული - იონურ-პლაზმური დაფრქვევით პოლირებულ უჟანგავი ფოლადის ცივ ფუძეშრეზე მიღებულია ე.წ. „შავი“ დანაფარები, რომლებიც ამორფიზირებული ძნელდნობადი ლითონებისა და გამოკრისტალებული კადმიუმის ნარევეს წარმოადგენს. ვაკუუმური მოწვის გზით ხდებოდა Cd-ის მოშორება და მიიღებოდა ლითონური ფოროვანი დანაფარები. სპექტროფოტომეტრულმა კვლევებმა აჩვენა, რომ ნიობიუმით ლეგირებული ფოროვანი ტანტალის დანაფარების არეკვლის კოეფიციენტი 5%-ზე ნაკლებია. ნიმუშების ელგამტარობის გაზომვების შედეგებზე დაყრდნობით დადგენილია, რომ შემუშავებული ტექნოლოგიით მიღებული დანაფარების გამოყენება შესაძლებელია თერმომარეგულირებელი ფუნქციით დედამიწის ხელოვნურ თანამგზავრებში [23].

ზოგ მასალაში შესაძლებელია ზეგამტარობისა და მაგნეტიზმის ერთდროული თანაარსებობა. დღესდღეობით შესაძლებელია ზეგამტარი დანაფარებისთვის მაგნიტური თვისებების მისანიჭებლად მრავალშრიანი დანა-

ფარების წარმოება, რომლებიც გამოყენების ახალ შესაძლებლობებს გვთავაზობს ბირთვულ მაგნიტურ რეზონანსში, მაგნიტო-რეზონანსულ ტომოგრაფიასა და სხვა სამედიცინო მიზნებისთვის. აღსანიშნავია მრავალშრიანი დანაფარის Si/Nb/CuNi/SiO<sub>2</sub>/Nb გამოყენება ციფრულ და კვანტურ სქემებშიც.

ზემოაღნიშნული დანიშნულების მასალების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავებასა და დახვეწაზე მუშაობა მუდმივად მიმდინარეობს და მათ მიმართ ინტერესი დღითიდღე იზრდება მთელი მსოფლიოს მასშტაბით. შესაბამისად, ჩვენ მიერ მიღებულ დანაფარებს, გარდა მათი სამეცნიერო ღირებულებისა, საკმაო კომერციული პოტენციალიც გააჩნია.

### **1.3. ელექტრონულ-სხივური აორთქლებით და ფუძემდებზე ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის (EB-PVD) გზით მიღებული დანაფარების მსოფლიო ბაზრის მონაცემების ანალიზი**

Allied Market Research-ის ანალიტიკოსთა თანახმად [24], ელექტრონულ-სხივური აორთქლებით და ფუძემდებზე ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის (EB-PVD) გზით მიღებული დანაფარების მსოფლიო ბაზარი 2019 წელს შეფასდა 1.8 მლრდ. აშშ დოლარად. პროგნოზების მიხედვით 2027 წელს იგი მიაღწევს 2.8 მლრდ. აშშ დოლარს, რაც 2020-2027 წწ. შეადგენს ერთიანი წლიური ზრდის ტემპის (CAGR) 5,9%.

ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით მიღებული დანაფარების მსოფლიო ბაზარი უმთავრესად იმართება ავტომექანიკური, სამედიცინო და ელექტრონიკის ინდუსტრიების მიერ. იგი სეგმენტირებულია მწარმოებელი ქვეყნების, მიღების ტიპის (ერთშრიანი და მრავალშრიანი დანაფარები), გამოყენების ხერხის (თერმო-ბარიერული, ანტიკოროზიული და სხვ. დანაფარები) და მომხმარებლის (ავტომექანიკური, სამედიცინო, ელექტროლი და ელექტრონული, ენერგეტიკული, ოპტიკური და სხვ სფეროები) მიხედვით. ამ ბაზარზე 2019 წლის მონაცემებით დანაფარების მიღების ტიპის სეგმენტის მიხედვით მრავალშრიან დანაფარებს წამყვანი პოზიცია ეკავა და შეადგენდა 1.2 მლრდ. აშშ დოლარს. პროგნოზირებულია 2027 წელს 1.7 მლრდ. აშშ



დოლარის მიღწევა (ამ პერიოდის CAGR – 5,1%). 2019 წელს, გამოყენების ხერხის სეგმენტის მიხედვით, თერმო-ბარიერული დანაფარები წამყვან პოზიციაზე იყო 1.1 მლრდ. აშშ დოლარით. 2027 წლისთვის ნავარაუდევია ამ მაჩვენებლის ზრდა 1.6 მილიარდამდე (CAGR – 5,5%). მაღალ ტემპერატურებზე მომუშავე ეფექტიანი აერო ძრავებისა და საწევი ტურბინების მოთხოვნაზე ზრდა ამჟამად განაპირობებს თერმობარიერულ დანაფარებიან სისტემებზე მოთხოვნას. 2019 წელს მომხმარებლის სეგმენტის მიხედვით უმაღლესი მაჩვენებელი - 0.4 მლრდ. აშშ დოლარი - ავტომექანიკურს ჰქონდა და მისი ზრდა მოსალოდნელია 0.7 მილიარდამდე 2027 წელს (CAGR – 5,5%). საწვავის ეკონომიური მოხმარების ავტომობილებზე მოთხოვნის სწრაფი ზრდა არის ერთ-ერთი ფაქტორი დანაფარების მიღების სისტემების ისეთი ეფექტიანი მოთხოვნისა, როგორიცაა ორთქლის ფაზიდან კონდენსაციის პროცესები.

აღსანიშნავია, რომ მსოფლიო ბაზრის ახალ ტენდენციებად მოიაზრება საკვები პროდუქციის საფუთავი მასალების წარმოებასა და ტექნოლოგიურ კვანძებში დანაფარების გამოყენება. ამ სფეროს განვითარების ძირითად მიმართულებად პლაზმით აქტივირებული ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით დანაფარების მიღება განიხილება (Plasma-activated EB-PVD).

ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით თხელი დანაფარების მიღების ტექნიკის განვითარება დამოკიდებულია მომხმარებელზე, უმთავრესად ავტომექანიკურ, სამედიცინო და ელექტრონიკის სფეროებზე. COVID-19 პანდემიის აფეთქებამ დაარღვია ავტომობილების წარმოებისა და ასევე ელექტრონიკის მომწოდებელთა ქსელი. საავტომობილო ინდუსტრიის მწარმოებელთა ასოციაციის (AFIA) მიერ შეგროვებული მონაცემების თანახმად, 2019 წლის აპრილში ავტომობილების კომპონენტების გაყიდვები 76%-ით შემცირდა 2018 წლის აპრილთან შედარებით. თუმცა, მსოფლიო სამედიცინო სექტორში ბაზარი მნიშვნელოვნად გაიზარდა, რადგან პანდემიის გამო გაიზარდა მოთხოვნა სამედიცინო დანიშნულების ნაკეთობებსა და მოწყობილობაზე.

#### 1.4. სამუშაოს მიზანი და კვლევის ამოცანები:

ლიტერატურულ წყაროებში მოძიებული თეორიული და ექსპერიმენტული მასალის ანალიზიდან გამომდინარე შეიძლება დავასკვნათ, რომ ორთქლის ფაზიდან კონდენსირებული მასალების ფუნქციურ თვისებებს ორთქლფაზური ტექნოლოგიის ძირითადი პარამეტრები განსაზღვრავს (აორთქლებისა და კონდენსაციის სიჩქარე, ორთქლის ნაკადის შედგენილობა, ფუძეშრის ტემპერატურა და მისი ზედაპირის ბუნება), დანაფარის ფაზური შედგენილობა და ფირის შემდგომი თერმული დამუშავების პირობები. ორთქლის ფაზიდან კრისტალიზაციის პროცესის შემუშავებული მექანიზმები ძირითადად ემყარება ფუძეშრის ტემპერატურას, მაგრამ მეტად მწირია ინფორმაცია იმის შესახებ, თუ რა ცვლილებები მიმდინარეობს კონდენსაციის საწყის ეტაპზე ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე, ანუ ფუძეშრის ზედაპირის ფაქიზ სტრუქტურასა და ორთქლის ნაკადის შემადგენელ საკმაოდ აქტიურ ფრაგმენტებსა და შესაძლო კომპლექსურ ნაერთებს შორის; რა განაპირობებს საუკეთესო შეჭიდულობის ხარისხს ისეთ წყვილებს შორის, რომლებიც წონასწორილ პირობებში არ წარმოქმნის მყარ ხსნარებს და შუალედურ ნაერთებს; როგორია ფუძეშრის ოპტიმალური ტემპერატურის ზემოთ ჩამოყალიბებული რეაქტიული დიფუზიის პროდუქტების ბუნება და ფაზური შედგენილობა. როგორც ცხადყოფს თეორიული და ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზი, ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე მიმდინარე გარდაქმნები მნიშვნელოვანია არა მარტო კონდენსირებადი ფაზის ფაზურ შედგენილობაზე, არამედ ფუძეშრესთან მისი შეჭიდულობის ხარისხზეც. ამ საკითხებში სიცხადის შეტანას გააჩნია როგორც თეორიული, ისე პრაქტიკული მნიშვნელობა, რამაც შესაძლებელია არაერთი პროცესი მართვადი გახადოს.

ძნელდნობადი ლითონებისა და სქელი კონდენსატების მიღება მოითხოვს საწყისი მასალის მნიშვნელოვან გადახურებას და აორთქლებისა და კონდენსაციის დიდ სიჩქარეებს. ლიტერატურული წყაროებიდან გამომდინარე, დანაფარების მიღების სხვა მეთოდებთან შედარებით, ამ მოთხოვნებს

სრულად აკმაყოფილებს ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგია. დღეისათვის შექმნილი მძლავრი ელექტრონულ-სხივური მახურებლები ყველაზე მწიფადი ელემენტებისა და ქიმიური ნაერთების დიდი სიჩქარით აორთქლების შესაძლებლობას იძლევა, რაც მწიფად განსახორციელებელი ან განუხორციელებელია სხვა მეთოდების გამოყენებით. ამასთან, კონდენსატის დასმა შეიძლება პრაქტიკულად ნებისმიერ მასალაზე განხორციელდეს ფუძემდებთან საუკეთესო შეჭიდულობისა და რეგულირებადი სტრუქტურისა და თვისებების უზრუნველყოფით. პროცესის წარმართვა ვაკუუმში მნიშვნელოვნად ამცირებს პროცესის მიმდინარეობაზე ტიპური დამუხანგვლი გარემოს უარყოფით ზემოქმედებას, ხოლო საორთქლებლად სპილენძის წყლით საციებელი ტიგელების გამოყენება მაქსიმალურად იცავს ორთქლის ნაკადს და, აქედან გამომდინარე, საბოლოო პროდუქტს დაჭუჭყიანებისაგან და მის მაღალ სისუფთავეს უზრუნველყოფს. აორთქლების პროცესი შეიძლება სხვადასხვა სიჩქარით განხორციელდეს ერთი ან რამდენიმე დამოუკიდებელი ტიგელიდან, ხოლო ორთქლის სხვადასხვა ნაკადის კონდენსაცია – ერთდროულად მათი ურთიერთშერევით ან სასურველი თანმიმდევრობით. ეს ფუძემდების ზედაპირზე განსხვავებული ფაზური შედგენილობისა და ბუნების ერთშრიანი ან მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობას იძლევა. ტექნოლოგია გამოირჩევა გარემოში რაიმე მავნე ნივთიერებების გაზივას. აღნიშნული შესაძლებლობების ურთიერთშეხამება სრულად პასუხობს სრულყოფილი ტექნოლოგიური პროცესების მოთხოვნების უმაღლეს კრიტერიუმებს.

მსოფლიოში სულ უფრო ვითარდება ბირთვული ენერგეტიკა, რაც, თავის მხრივ, რადიაციული ნარჩენების მატებას იწვევს. ამ მიმართულებით დიდ ყურადღებას იმსახურებს ალუმინთან როგორც სუფთა ტანტალისა და ნიობიუმის, ისე ინტერმეტალური ნაერთების სახით დანაფარების წარმოება, რომლებსაც ნეიტრონული და გამა გამოსხივების მიმართ მაღალი რადიაციული მდგრადობა ექნება. აქედან გამომდინარე, ჩვენ მიერ შემუშავებულმა Al/Nb და Al/Ta ორშრიანმა კომპოზიციამ, უპირველეს ყოვლისა, შეიძლება

ფართო გამოყენება პოვოს ატომურ რეაქტორებში, რადიაციული ნარჩენების შესანახ და გადასატან კონტეინერებში, სარაკეტო და კოსმოსურ ტექნოლოგიებში. ასევე აღსანიშნავია ცერნის ამაჩქარებელში გამოყენებული ნიობიუმის დანაფართო სპილენძის ფუძეზე დამზადებული მაღალსიხშირული რეზონატორები [25-28].

სპილენძი ადვილად უმკლავდება მაღალ ტემპერატურას და ლითონის თვისებების თანდათანობით დაქვეითებას. ის გამოიყენება როგორც ფუძე ზეგამტარი მასალების მისაღებად. სპილენძი და მისი შენადნობები ინარჩუნებს მისაღებ ფიზიკურ, ქიმიურ და მექანიკურ თვისებებს  $-200$ –დან  $+200^{\circ}\text{C}$ –მდე ტემპერატურულ დიაპაზონში, რაც იმას ნიშნავს, რომ სპილენძის ფუძეშერეზე მიღებული კომპოზიტების გამოყენება შესაძლებელია მრავალი დანიშნულებით, მათ შორის კრიოგენულ აპარატურასა და თბომომოცვლის სისტემებში.

ზემოთაღნიშნულიდან გამომდინარე, სადისერტაციო სამუშაო მიზნად ისახავდა ელექტრონული სხივით აორთქლებისა და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციის გზით სპილენძისა და ალუმინის ფუძეშერეებზე ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსატების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავებას; მიღებული ნიმუშების “ფუძეშერე-დანაფარი” ზედაპირის და გარდამავალი ზონების მეტალოგრაფიულ კვლევას და ფაზურ ანალიზს; სპილენძისა და ალუმინის ფუძეშერეებზე  $\text{Ni/Fe/Nb}$   $\text{Ni/ZrO}_2\text{/Fe/Ta}$  მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობის კვლევას;

კვლევის მიზნებიდან გამომდინარე, სამუშაო შემდეგი ძირითადი ამოცანების გადაწყვეტას ითვალისწინებდა:

1. სპილენძისა და ალუმინის გრადიენტული ტემპერატურის მქონე ფუძეშერეებზე როგორც ნიობიუმის, ისე ტანტალის ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონის დადგენას, რომელიც ფუძეშერესა და დანაფარს შორის დამაკმაყოფილებელ შეჭიდულობის ხარისხს უზრუნველყოფს;

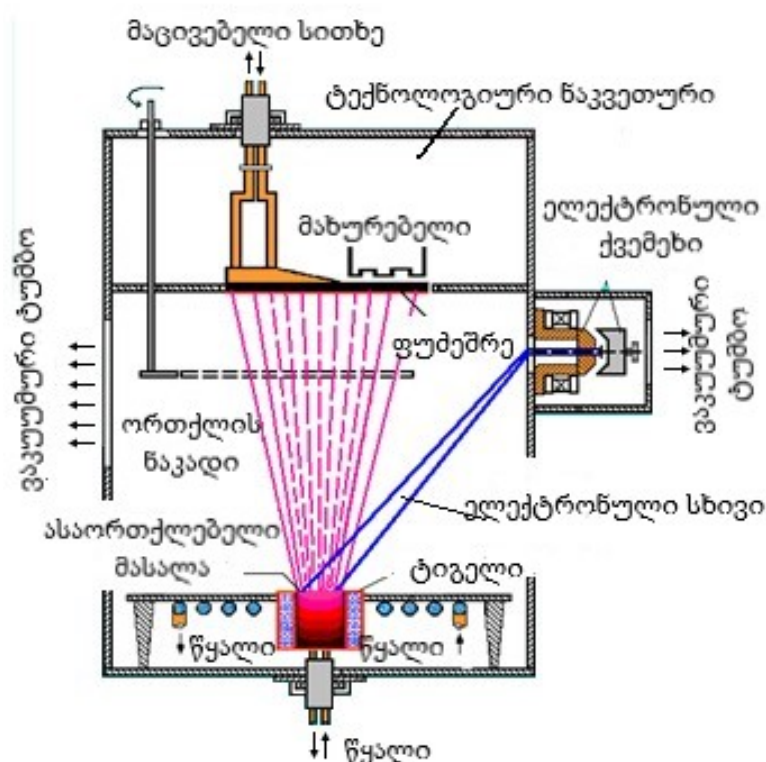
2. კონდენსირებული ფენის სხვადასხვა ტემპერატურული ზონების, მათ შორის კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის უბნების მეტალოგრაფიულ, ელექტრონულ-მიკროსკოპულ, რენტგენოსპექტრალურ და ფაზურ ანალიზს;
3. ფუძემრე-დანაფარი გარდამავალი ფენის ბუნებისა და ფაქიზი სტრუქტურის გამოკვლევას;
4. ფუძემრისა და დანაფარის სტრუქტურულ-გეომეტრიული ფაქტორების გავლენის შესწავლას ფუძემრე-დანაფარი წყვილის შეჭიდულობის ხარისხზე;
5. შემუშავებული ტექნოლოგიით რთული გეომეტრიული ფორმის ტექნოლოგიურ ნიმუშებზე ნიობიუმისა და ტანტალის ყოველმხრივი დანაფარების მიღებას;
6. ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზისა და განზოგადების საფუძველზე სპილენძისა და ალუმინის ფუძემრეებზე  $\text{Ni/Fe/Nb}$ ,  $\text{Ni/ZrO}_2\text{/Fe/Ta}$  მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობის კვლევას, მეტალოგრაფიულ და ელექტრონულ-მიკროსკოპულ კვლევას, ფაზურ ანალიზს.

## 2. აპარატურა, საწყისი მასალები, ნიმუშების მიღებისა და კვლევის მეთოდика

საკვლევი ნიმუშების ზედაპირზე ტანტალისა და ნიობიუმის ერთ-შრიანი და Ni/Fe/Nb, Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta მრავალშრიანი დანაფარების მიღება ხორციელდებოდა ელექტრონულ-სხივურ დანადგარზე, რომელიც განკუთვნილია სუფთა ლითონების, შენადნობებისა და ქიმიური ნაერთების აორთქლებისა და ორთქლის ნაკადის შემდგომი კონდენსაციისათვის ვაკუუმში.

### 2.1. ელექტრონულ-სხივური დანადგარი მასალების აორთქლებისა და კონდენსაციისათვის

ელექტრონულ-სხივური დანადგარი შედგება ვაკუუმური კამერის, ვაკუუმური სისტემისა და ელექტრონულ-სხივური მახურებლების ელექტრული კვებისა და მართვის სისტემისაგან.



ნახ. 1. ელექტრონულ-სხივური დანადგარის ვაკუუმური კამერის სქემა

ვაკუუმურ კამერას გააჩნია ორი ნაკვეთური – ტექნოლოგიური და საზარბაზნე. 1 ნახაზზე წარმოდგენილია ელექტრონულ-სხივური დანადგარის ვაკუუმური კამერის სქემა.

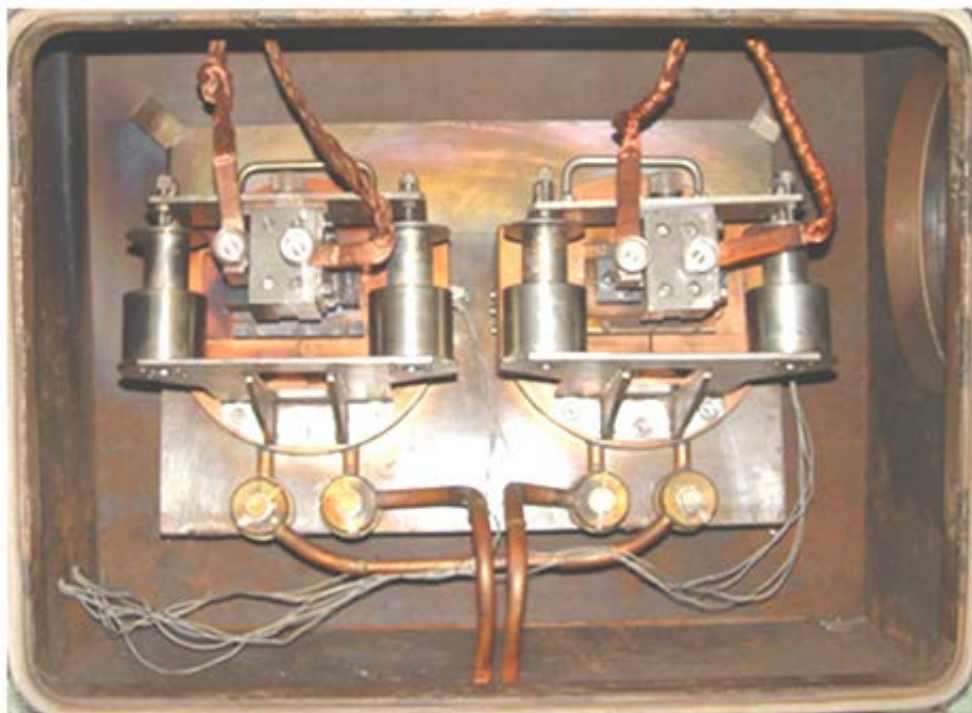


სურ. 1. ტექნოლოგიური ნაკვეთურის შიგა ხედი

ტექნოლოგიური ნაკვეთურის ძირში შემოყვანილია სპილენძის წყლით საცივებელი ორი ტიგელი (საორთქლებელი) და სპილენძის მილები გამაცივებელი სისტემისათვის. ზედა კედლის მილტუჩებში ჩამაგრებულია სპილენძის წყლით საცივებელი სოლი, ფუძეშრის გასახურებელი მოლიბდენის მახურებლის დენმიმყვანები, შტეფსელის გასართი თერმოწყვილებით და მოძრავი ეკრანის ჭოკი. სურათზე 1 წარმოდგენილია ტექნოლოგიური კამერის შიგა ხედი.

პროცესის მიმდინარეობაზე თვალყურის დევნება ხორციელდება ტექნოლოგიური ნაკვეთურის კარზე დამონტაჟებული სათვალთვალ სისტემის ტყვიის მინიდან.

საზარბაზნე ნაკვეთურში, უჟანგავი ფოლადის კრონშტეინზე, ერთ რიგში დამონტაჟებულია ორი ელექტრონულ-სხივური მახურებელი (ელექტრონული ზარბაზანი). ყოველ მათგანს გააჩნია დამოუკიდებელი ელექტრული კვება. ელექტრონულ-სხივური მახურებლის კათოდების ავტონომიური ელექტრული კვების შეხამება გადამხრელი მაგნიტური სისტემის ასე-



სურ. 2. საზარბაზნე ნაკვეთურის საერთო ხედი

ვე დამოუკიდებელ კვებასთან, ერთდროულად ორი, განსხვავებული სიმძლავრისა და სივრცეში ორიენტირებული ელექტრონული სხივის მიღების შესაძლებლობას იძლევა. მე-2 სურათზე წარმოდგენილია საზარბაზნე ნაკვეთურის საერთო ხედი.

ელექტრონულ-სხივურ ზარბაზანში კათოდ-ემიტერად  $3 \times 0,6$  მმ განივი კვეთის და 60 მმ სიგრძის ვოლფრამის ზოლი გამოიყენება. ელექტროდებს შორის სივრცეში ფორმირებული ელექტრონების ნაკადი გადის სხივგამტარზე დაყენებული ამაჩქარებელი ანოდის  $6 \times 65$  მმ განივი კვეთის ხვრელში



და გადაიხრება ელექტრომაგნიტებით აღძრულ მაგნიტურ ველში. ელექტრომაგნიტებში დენის რეგულირებით ელექტრონების ნაკადი ტიგელში მოთავსებული ასაორთქლებელი მასალისკენ მიემართება. ელექტრონული სხივის სიმძლავრის ცვლილება შესაძლებელია კათოდის ვარვარის დენის რეგულირებით. ამაჩქარებელი პოტენციალი 15 კილოვოლტს შეადგენს.

ვაკუუმურ სისტემაში გაერთიანებულია BH-6 ფორვაკუუმური ტუმბო, ABП-5 და ZEISS-ის ფირმის მაღალმწარმოებლური დიფუზური აგრეგატები და BH-3 ბუსტერული ტუმბო. მუშა ვაკუუმი შეადგენს  $(2,33-4,33) \times 10^{-2}$  პა. სისტემაში ვაკუუმი კონტროლირდება ВИТ-2 იონიზაციურ-თერმოწყვილური ტიპის ვაკუუმმეტრით.

ელექტროკვების სისტემა ემსახურება ელექტრონული სხივის შექმნას, მისი სიმძლავრის რეგულირებას და მართვას სივრცეში. კონსტრუქციულად სისტემა სამ ბლოკშია გაერთიანებული:

ა) ძალოვანი ტრანსფორმატორი სიმძლავრით 160 კვტ;



სურ. 3. ელექტრონულ-სხივური დანადგარის საერთო ხედი

ბ) კვების ბლოკი, რომელშიც განთავსებულია ყველა აპარატურა მართვისა და კონტროლის ხელსაწყოების გარდა;

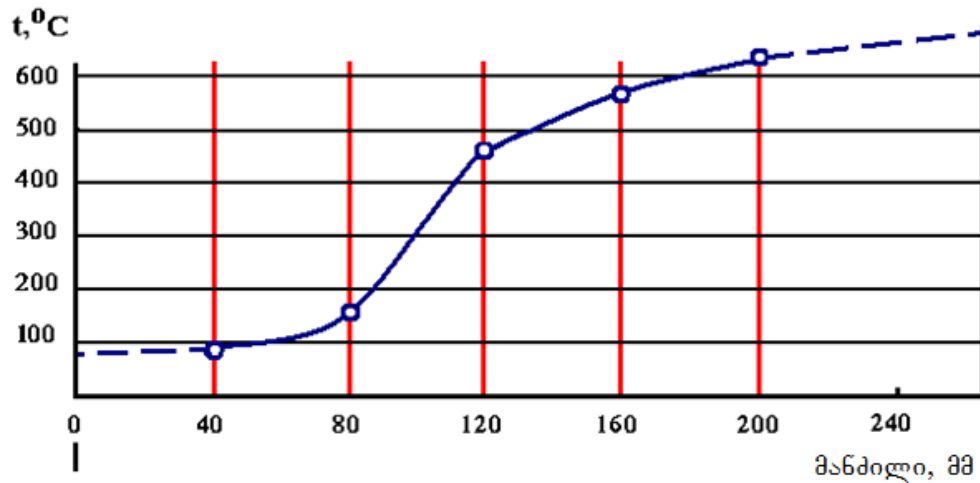
გ) მართვის პულტი.

თითოეული ელექტრონულ-სხივური მახურებლის მართვა ხორციელდება როგორც ხელით, ისე ავტომატურ რეჟიმში შესაბამისი ბლოკის გამოყენებით. მე-3 სურათზე წარმოდგენილია ელექტრონულ-სხივური დანადგარის საერთო ხედი.

## 2.2. საწყისი მასალები, ნიმუშების მიღებისა და კვლევის მეთოდика

საწყის ასაორთქლებელ მასალებად გამოიყენებოდა ნიობიუმის (Product №41MR-0001, Lot № IAM5240 Nb, Grain Size 5  $\mu\text{m}$ ) და ტანტალის (Product № 73MR-0001, Lot № IAM1283TAM, Grain Size 5  $\mu\text{m}$ ) ფხვნილები. ფხვნილები იწნებოდა ცილინდრული ბრიკეტების სახით დიამეტრით 50 მმ, სიმაღლით 30 მმ და აორთქლების წინ ხდებოდა მათი გადადნობა ვაკუუმში ელექტრონული სხივით. მასალების აორთქლება წარმოებდა 70 მმ დიამეტრის წყლით საცივებელი ტიგელიდან. ვაკუუმური კონდენსატების სტრუქტურისა და თვისებების კვლევისათვის ფუძემშრის (კონდენსაციის) ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით გამოიყენებოდა ბრტყელი სპილენძის (M2, 99,7%Cu) და ალუმინის (A6, 99,6%Al) ფირფიტები ზომებით 120×280 მმ და სისქით 2 მმ. ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის სხვადასხვა ტემპერატურული პირობების შესაქმნელად წინასწარ გასუფთავებული და სპირტით გაუცხიმებული ფუძემშრები მაგრდებოდა წყლით საცივებელ სპილენძის სოლზე საორთქლებლიდან 340 მმ-ის დაშორებით (იხ. ნახ. 2). ასეთნაირად ჩამაგრებული ფუძემშრე ერთი მხრიდან ცივდებოდა წყლით, ხოლო მეორე მხრიდან ხურდებოდა ელექტროლუმელით, რაც შესაძლებლობას იძლეოდა ფუძემშრის სიგრძეზე შექმნილიყო ტემპერატურული გრადიენტი დაახლოებით 100–დან 700°C-მდე ფუძემშრის მასალაზე დამოკიდებულ-

ბით. ტემპერატურა ფუძეშრის სიგრძეზე იზომებოდა ხუთი ქრომელ–ალუმენის თერმოწყვილით, რომლებიც გადამრთველის საშუალებით მიერთებული იყო „Sinometer Model DM890C“ მოდელის უნივერსალურ ხელსაწყოთან. ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის პროცესში ფუძეშრის ტემპერატურა



ნახ. 2. გრადიენტულ ფუძეშრეზე ტემპერატურული ზონების განსაზღვრის სქემა



სურ. 4. იზოთერმულ პირობებში დანაფარის მიღების სამარჯვო

პირველი ხუთი წუთის განმავლობაში იზრდება 8-10°C/წუთში. ნაშრომში მითითებული ტემპერატურები შეესაბამება პირველ წუთს, რა დროსაც იწყება დანაფარის კრისტალიზაციის პროცესი ფუძეშრის ზედაპირზე.

კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურის დადგენის შემდეგ ნიმუშები შემდგომი კვლევებისათვის მიიღებოდა იზოთერმულ პირობებში მე-4 სურათზე წარმოდგენილი სამარჯვის გამოყენებით.

ალუმინის ფუძეშრეზე სასურველი ტემპერატურული დიაპაზონის შენარჩუნების მიზნით (რომელიც მეტად ვიწრო ინტერვალით შემოიფარგლება) ძნელდნობადი ლითონების კონდენსაცია წარმოებდა ერთსა და იმავე ტექნოლოგიურ ციკლში წყვეტილი რეჟიმით: თავდაპირველად ფუძეშრე მოლიბდენის მახურებლით ხურდებოდა კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურის ქვედა ზღვრამდე, შემდეგ ღუმელი ითიშებოდა და იწყებოდა ფუძეშრეზე ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის პროცესი. ამ მომენტიდან, საორთქლებელი ტიგელიდან უზარმაზარი თბური ენერგიის გამოსხივების გამო, იწყებოდა ფუძეშრის ტემპერატურის მატება. როდესაც იგი მიაღწევდა



სურ. 5. ნიმუშის ზედაპირის ყოველმხრივი დაფარვის მექანიზმის საერთო ხედი

ზედა ზღვარს, ელექტრონული სხივი გამოირთვებოდა. როდესაც ტემპერატურა დავიდოდა ქვედა ზღვრამდე, ხდებოდა ლითონის აორთქლებისა და კონდენსაციის პროცესის განახლება.

ნიმუშის ზედაპირის ყოველმხრივი დაფარვისათვის გამოიყენებოდა მოწყობილობა, რომლის საერთო ხედი მე-5 სურათზეა წარმოდგენილი. მოწყობილობა შედგება საბრუნებელი მექანიზმისა და ღუმელისაგან. ძრავი-რედუქტორი, რომელსაც ბრუნვით მოძრაობაში მოჰყავს საბრუნებელი მექანიზმი, ტექნოლოგიური კამერის უკანა კედელზე, გარეთა მხრიდან არის დამონტაჟებული. მბრუნავი ლილვი, რომელიც ნიმუშის დამჭერთან კერამიკის გადამყვანით არის დაკავშირებული, ტექნოლოგიურ კამერაში ვაკუუმური შემამჭიდროებლის საშუალებით არის შემოყვანილი. დასაფარი ნიმუში (ფუძემრე) ღუმელის მოცულობაში დამჭერთან (სურ. 6)  $45^{\circ}$ -იანი დახრის კუთხით არის მიერთებული. დაფარვის პროცესში ნიმუში განუწყვეტლივ ბრუნავს.



სურ. 6. ყოველმხრივი დაფარვის მოწყობილობის  
მახურებელი ღუმელი

მიღებული ნიმუშების სტრუქტურისა და თვისებების კვლევა წარმო-  
ებდა ფუძემშრესთან ერთად, კონდენსატის მოცილების გარეშე. შემუშავებული  
მეთოდით გრადიენტულ ფუძემშრეზე ტემპერატურის განაწილების  
ხასიათის დადგენის შემდეგ (იხ. ნახ. 2.) საკვლევი ნიმუშები იჭრებოდა  
სხვადასხვა ტემპერატურული ზონიდან კონდენსატის ზედაპირული აგებუ-  
ლების, განივი კვეთის მიკროსტრუქტურისა და სისალის განაწილების ხა-  
სიათის დასადგენად, აგრეთვე ფუძემშრესა და დანაფარს შორის შეჭიდუ-  
ლობის ხარისხის დადგენისა და რენტგენოსტრუქტურული ანალიზისათვის.

ნიმუშის განივ კვეთში სისალის განაწილების ხასიათისა და დანაფა-  
რის სისქის დასადგენად გამოიყენებოდა ПМТ-3 ხელსაწყო. საშუალო მნი-  
შვნელობა გამოითვლებოდა 6–10 გაზომვის შედეგიდან.

ფუძემშრესა და დანაფარებს შორის ადჰეზიის ხარისხის განსაზღვრა  
ხორციელდებოდა ნიმუშების ნიშანცვლად  $\pm 90^\circ$ -ით გადაღუნვებზე  
გამოცდით. სხვადასხვა ტემპერატურული ზონიდან ამოჭრილი 10–15 მმ  
სიგანის და 40–45 მმ სიგრძის ნიმუშები სპეციალურ დამჭერებში  
მაგრდებოდა და ხდებოდა მათი ნიშანცვლადი გადაღუნვები  $\pm 90^\circ$ -ით  
კონდენსატში პირველი მაკროზხარის გაჩენამდე. სიმრუდის რადიუსი  $r=5$  მმ.  
კონტროლი ხორციელდებოდა რვაჯერადი გადიდების პირობებში.  
ალუმინის ფუძემშრესა და რეაქტიულ ზონებში ძნელდნობადი ლითონების  
დანაფარებს შორის ადჰეზია გამოკვლეულია ნაკაწრების მეთოდით  
(გამოსაცდელი დანაფარების ზედაპირზე ნაკაწრების ცხაურას გამოყენებით).  
ადჰეზიის ტესტი ჩატარდა საერთაშორისო სტანდარტით გათვალისწინე-  
ბული 1–4-სკალიანი შეფასების მიხედვით და აჩვენა 1, რომელიც ამ სკალაზე  
საუკეთესო მაჩვენებელია [29].

მაკროსკოპული და მიკროსკოპული კვლევა ტარდებოდა მეტალოგრა-  
ფიულ მიკროსკოპებზე МБС-9, ММР-2Р და Zuzi 173 კომპიუტერული უზ-  
რუნველყოფით.

კონდენსირებულ ფენაში ელემენტების შემცველობა რენტგენული  
ფლოუორესცენტული მეთოდით განსაზღვრულია რენტგენული გამოსხივე-

ბის ენერგიის სპექტრომეტრზე CEP-01 ElvaX (უკრაინა). ზედაპირის მორფოლოგია და ელემენტების შემცველობა შესწავლილია JSM-5610 LV მასკანირებელ ელექტრონულ მიკროსკოპზე (SEM), რომელიც აღჭურვილია EDX JED-2201 ქიმიური ანალიზის სისტემით (JEOL, Japan). ამაჩქარებელი ძაბვა შეადგენდა 20 kV.

რაოდენობრივი შედგენლობის განსაზღვრისათვის გამოყენებულ იქნა Al K $\alpha$  და Ta M $\alpha$  მახასიათებელი რენტგენო-ფლუორესცენტური ხაზები ენერგიით 1.486 keV და 1.709 keV. უნდა აღინიშნოს, რომ დეტექტორის ენერგიის რეზოლუცია დაახლოებით 0,137 keV.

ფაზური შემადგენლობა შესწავლილია რენტგენის დიფრაქციით (XRD) DRON-3M დიფრაქტომეტრზე Cu K $\alpha$  გამოსხივებით.

დანაფარის ზედაპირის მიკროსისალე გაზომილია CASON-59 HV (ჩინეთი) და ПМТ-3 (რუსეთი) მიკროსისალის გამზომ ხელსაწყოებზე.

ლოკალური რენტგენოსპექტრალური ანალიზი ჩატარებულია მასკანირებელ ელექტრონულ მიკროსკოპზე JSM-6510 LV EDX სპექტრომეტრით (JEOL, Japan).

როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული, ერთშრიანი დანაფარების მისაღებად ასაორთქლებელ მასალად ტანტალი და ნიობიუმი გამოიყენებოდა. შერჩეული ძნელდნობადი ლითონებიდან ნიობიუმი, ფიზიკო-მექანიკური და ტექნოლოგიური თვისებების ერთობლიობის გათვალისწინებით, ერთ-ერთ ყველაზე პერსპექტიულ მასალას წარმოადგებს თანამედროვე ტექნიკური მიზნებისათვის. აღსანიშნავია ნიობიუმის მაღალი კოროზიული მდგომარეობა ძლიერ მჟავებსა და გამდნარ ტუტეებში, მდგრადობა დასხივებისას, კარგი ბირთვული მახასიათებლები და ზეგამტარობა. ხოლო ტანტალს, ზემოაღნიშნულ თვისებებთან ერთად, ახასიათებს ბიოთავსებადობა, რის გამოც შესაძლებელია მისი ბიომასალად გამოყენება სამედიცინო მრეწველობაში, მაგალითად, იმპლანტებისა და პროთეზების დასამზადებლად [30, 31].

მცირეოდენი მინარევებიც კი მკვეთრად მოქმედებს ტანტალის სისაღეზე. ამიტომ ზოგი მკვლევარის მონაცემების თანახმად, ტანტალის სისაღე



ბრინელის ერთეულებში შეადგენს 300–400 მგპა, ხოლო სხვათა მონაცემებით, იგი საკმაოდ ფართო დიაპაზონში მერყეობს – 400–დან 2200 მგპა–მდე. ტანტალში წყალბადის არსებობის შემთხვევაში სისაღე 6000 მგპა–მდე აღწევს.

სუფთა ტანტალი მომწვარ მდგომარეობაში მაღალი პლასტიკურობით, ჭედადობით და სიბლანტით ხასიათდება. ტანტალში შედარებით მცირე რაოდენობით გახსნილი აირები ან ნახშირბადი მის პლასტიკურობას აუარესებს. ასე მაგალითად, წყალბადის 0,1%–ზე მეტი რაოდენობით შემცველობის შემთხვევაში ტანტალი მეტად მყიფე მდგომარეობაში გადადის.

ტანტალის სიმტკიცის ზღვარი ციკქედვის ხარისხზე დამოკიდებულია 900–1200 მგპა–ის ზღვრებში მერყეობს, ხოლო ფარდობითი წაგრძელება 2–3%–ს შეადგენს მაშინ, როდესაც მომწვარი ტანტალისათვის იგივე მახასიათებლები შესაბამისად 350–500 მგპა–ს და 10–5%–ს შეადგენს.

$1,33 \times 10^{-2}$  გაიშვიათების პირობებში გახურებისას ტანტალი აორთქლებას იწყებს 3330K ტემპერატურიდან [32]. მისი წონითი დანაკარგები 1-ელ ცხრილშია წარმოდგენილი [33-35], ხოლო ძირითადი მახასიათებლები – მე-2 ცხრილში [36-39].

**ცხრილი 1. წონის დანაკარგები  $1,33 \times 10^{-2}$  გაიშვიათების პირობებში ტანტალის აორთქლებისას**

ტემპერატურა, °C	2360	2376	2427	2464	2531	2577
ქროლვადობა, გ/სმ <sup>2</sup> *10 <sup>7</sup>	2,88	2,8	4,38	6,59	16,0	23,0

ნიობიუმი ფიზიკო–მექანიკური და ტექნოლოგიური თვისებების ერთობლიობის გათვალისწინებით ერთ–ერთ ყველაზე პერსპექტიულ ლითონს წარმოადგებს ახალ ტექნიკაში. მაღალი კოროზიული მედეგობა ძლიერ მჟავებში და გამდნარ ტუტეებში, მდგრადობა დასხივებისას, კარგი ბირთვული მახასიათებლები და ზეგამტარობა ნიობიუმს და მის შენადნობებს მეტად ძვირფას საკონსტრუქციო მასალად ხდის ატომური და სარაკეტო ტექნიკისათვის, ქიმიური აპარატურისა და ტექნიკის სხვა სფეროებისათვის. 99,9% სისუფთავის ნიობიუმი ადვილად შეიძლება გაიგლინოს ფურცლებად და



აიდიდოს მავთულად ოთახის ტემპერატურაზე. ცივნაჭედი ნიობიუმის სიმტკიცის ზღვარი გაჭიმვაზე 600 მგპა–ს, ხოლო ფარდობითი წაგრძელება – 2% შეადგენს. მოწვა ცივნაჭედი ნიობიუმის სიმტკიცის ზღვარს 300 მგპა–მდე ამცირებს, ერთდროულად ფარდობითი წაგრძელება 10%–მდე იზრდება. ნიობიუმის მავთულის პლასტიკურობა საკმარისია ოთახის ტემპერატურაზე მისი დახვევისათვის [33,34].

## ცხრილი 2.

### ტანტალის ძირითადი მახასიათებლები

სიმკვრივე, გრ/სმ <sup>3</sup>	16,4
ატომის დიამეტრი, Å	2,854
კრისტალური მესერი	სდკ
მესრის პერიოდი, ნმ	0,3296
დნობის ტემპერატურა, °C	2996
დუღილის ტემპერატურა, °C	5430
დნობის მოლური ენთალპია (სითბო), კჯ•მოლ <sup>-1</sup>	36.57
დნობის კუთრი ენთალპია (სითბო), კჯ•კგ <sup>-1</sup>	31.4
აორთქლების მოლური ენთალპია (სითბო) (დუღილის ტემპერატურაზე), კჯ•მოლ <sup>-1</sup>	751
აორთქლების კუთრი ენთალპია (სითბო) (დუღილის ტემპერატურაზე), კჯ•მოლ <sup>-1</sup>	743
წრფივი გაფართოების კოეფიციენტი, $\times 10^{-6}$ , K <sup>-1</sup> ტემპერატურულ (°C) ინტერვალში:	
20–500	6,6
20–1500	8

$1,33 \times 10^{-2}$  გაიშვიათების პირობებში გახურებისას ნიობიუმი აორთქლებას იწყებს 2930K ტემპერატურიდან [32]. მე-3 ცხრილში წარმოდგენილია ნიობიუმის ზოგიერთი ფიზიკური მახასიათებელი [35, 37, 38, 40].

### ცხრილი 3.

#### ნიობიუმის ზოგიერთი ფიზიკური მახასიათებელი

ატომის რადიუსი, Å	1,47
კრისტალური მესერი	სდკ
მესრის პერიოდი, ნმ	0,3294
სიმკვრივე, გრ/სმ <sup>3</sup>	8,57
დნობის ტემპერატურა, °C	2500
დუღილის ტემპერატურა, °C	5127
დნობის მოლური ენთალპია (სითბო), კჯ•მოლ <sup>-1</sup>	30.0
დნობის კუთრი ენთალპია (სითბო), მგჯ•კგ <sup>-1</sup>	0.315
აორთქლების მოლური ენთალპია (სითბო) (დუღილის ტემპერატურაზე), კჯ•მოლ <sup>-1</sup>	690
აორთქლების კუთრი ენთალპია (სითბო) (დუღილის ტემპერატურაზე), კჯ•მოლ <sup>-1</sup>	7490
წრფივი გაფართოების კოეფიციენტი, $\times 10^{-6}$ , K <sup>-1</sup> ტემპერატურულ (°C) ინტერვალში:	
20–400	7,33;
20–600	7,69
20-1700	8,9

ფუძემდებად ალუმინისა და სპილენძის შერჩევა მათმა უნიკალურმა თვისებებმა განაპირობა. ალუმინი ერთ-ერთ უმთავრეს სამრეწველო ლითონთა რიცხვს მიეკუთვნება. იგი ხასიათდება მეტად ძვირფასი ფიზიკო-ქიმიური თვისებების კომპლექსით, რაც როგორც სუფთა სახით მისი ფართო გამოყენების შესაძლებლობებს იძლევა, ასევე მრავალი სამრეწველო მსუბუქი შენადნობების ფუძეს წარმოადგენს.

ალუმინის უმთავრესი ფიზიკური თვისებები მე-4 ცხრილშია წარმოდგენილი [35, 37, 41-43 ]

#### ცხრილი 4.

##### ალუმინის უმთავრესი ფიზიკური მახასიათებლები

ატომის რადიუსი, Å	1,43
სიმკვრივე, გ/სმ <sup>3</sup>	2,70
კრისტალური მესერი	წდკ
მესრის პერიოდი, Å	4,0413
დნობის ტემპერატურა, °C	660,323
დუდილის ტემპერატურა, °C	2516,85
დნობის მოლური ფარული სითბო, კჯ·მოლ <sup>-1</sup>	8.66
დნობის კუთრი ფარული სითბო, ჯ·გ <sup>-1</sup>	321
აორთქლების მოლური ფარული სითბო, კჯ·მოლ <sup>-1</sup>	307.6
აორთქლების კუთრი ფარული სითბო, ჯ·გ <sup>-1</sup>	11400
წრფივი გაფართოების კოეფიციენტი $\times 10^{-6}$ , K <sup>-1</sup> , ტემპერატურულ (°C) ინტერვალში:	
-50-20	21,8
20-100	23,86
100-200	25,5
200-300	27,5
300-400	29,5

ალუმინის ერთ-ერთი სპეციფიკური თვისება, რომელმაც ატომურ ენერგეტიკაში მისი მოსაპირკეთებელ ან საკონსტრუქციო მასალად გამოყენება განსაზღვრა, თბური ნეიტრონების შედარებით დაბალი შთანთქმის უნარია. თბური ნეიტრონების წატაცების ეფექტური განიკვეთი ალუმინისათვის მნიშვნელოვნად უფრო დაბალია ( $0,215 \cdot 10^{-28}$  მ<sup>2</sup>) სხვა საკონსტრუქციო მასალებთან შედარებით, როგორცაა მაგალითად, რკინა ( $2,43 \cdot 10^{-28}$  მ<sup>2</sup>), ნიკელი ( $4,5 \cdot 10^{-28}$  მ<sup>2</sup>) და სპილენძი ( $3,59 \cdot 10^{-28}$  მ<sup>2</sup>). ამ თვისებასთან ერთად აღსანიშნავია ალუმინის მაღალი თბოგამტარობა, მაღალი სტაბილობა

დასახივების მიმართ, კარგი კოროზიამედეგობა ჰაერსა და წყალში, ტექნოლოგიურობა და შედუღებადობა, დაბალი ფასი და ხელმისაწვდომობა. თუმცა აქვს ნაკლოვანებებიც, მაგალითად, დნობის დაბალი ტემპერატურა და დაბალი მექანიკური სიმტკიცე მაღალ ტემპერატურაზე. ალუმინი იმ ოთხ პოტენციურად სასარგელო ლითონებს შორის შედის ბერილიუმთან, მაგნიუმთან და ცირკონიუმთან ერთად, რომლებსაც ყველაზე დაბალი თბური ნეიტრონების შთანთქმის ეფექტური განიკვეთი აქვს და რომლებიც განკუთვნილია თერმობირთვული რეაქტორების აქტიური ზონის შიგნით გამოსაყენებლად, მაგალითად, თბოგამომყოფი ელემენტის გარსი, ან <sup>1</sup>CANDU-ს რეაქტორის წნევის მილებში. თუმცა, მაგნიუმისა და ალუმინის დაბალი დნობის ტემპერატურების გამო, მათი გამოყენება შესაძლებელია ზომიერ ტემპერატურაზე მომუშავე, როგორც მაგალითად, MAGNOX<sup>2</sup>-ის რეაქტორებში [44, 45]. თბური ნეიტრონების შთანთქმის ეფექტური განიკვეთი ნიობიუმისათვის შეადგენს 1,1 ბარნი/ატომზე, ხოლო ტანტალისათვის – 21,3 ბარნი/ატომზე.

ალუმინი სიმსუბუქით, მაღალი კუთრი სიმტკიცით, კოროზიამედეგობით და მოხმარების ხანგრძლივი ვადით გამოირჩევა. ის არ შეიცავს მძიმე ლითონების მინარევებს, ულტრაიისფერი სხივების ზემოქმედების შედეგად არ გამოყოფს მავნე ნივთიერებებს და ექსპლუატაციის პროცესში უძლებს ტემპერატურის ცვლილებას. ალუმინის გამოყენება სატრანსპორტო (მათ შორის, კოსმოსურ და საავიაციო) საშუალებებში მნიშვნელოვნად ამცირებს მათ მიერ მოხმარებულ ენერგიასა და გარემოში მავნე მინარევების გამოყოფის ალბათობას. გარდა ამისა, ალუმინი ხასიათდება „ეკოლოგიური უპირატესობით“ – მაღალი რეგენერაციული უნარით. ჯართის გადამუშავების შედეგად მიღებული ალუმინი, პირველადი ალუმინის გამოსადნობად საჭირო ენეგიის 95%-ის ეკონომიას იძლევა, ამასთან, ხდება ბუნებრივი რესურსის დაზოგვა და მავნე გაზების გარემოში გამოყოფის არსებითი

---

<sup>1</sup> კანადის მძიმეწყლიანი ბირთვული რეაქტორი ბუნებრივი ურანით

<sup>2</sup> დიდ ბრიტანეთში შემუშავებული ბირთვული რეაქტორების სერია

შემცირება. აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ დღესდღეობით ალუმინი მშენებლობაში გამოყენებულ მასალებში ერთადერთია, რომელიც ასპროცენტთან ხანძარუსაფრთხოებას უზრუნველყოფს [46, 47].

ტექნიკური ლითონებიდან სპილენძი თავისი მნიშვნელობით განსაკუთრებულ ადგილს იკავებს მრეწველობაში. სპილენძი ხასიათდება მაღალი თბო- და ელექტროგამტარობით, პლასტიკურობით და კოროზიამდევლობით. მისი ძირითადი ფიზიკური მახასიათებლები მე-5 ცხრილშია წარმოდგენილი [33, 37, 43, 48, 49]

#### ცხრილი 5.

##### სპილენძის ძირითადი ფიზიკური მახასიათებლები

ატომის დიამეტრი, Å	2,56
კრისტალური მესერი	წდკ
მესრის პერიოდი, Å	3,6080
სიმკვრივე, გ/სმ <sup>3</sup>	8,92
დნობის ტემპერატურა, °C	1083
დუღილის ტემპერატურა, °C	2595
დნობის მოლური ფარული სითბო, კჯ·მოლ <sup>-1</sup>	13.2
დნობის კუთრი ფარული სითბო, ჯ·გ <sup>-1</sup>	207
აორთქლების მოლური ფარული სითბო, კჯ·მოლ <sup>-1</sup>	322.1
აორთქლების კუთრი ფარული სითბო, ჯ·გ <sup>-1</sup>	5069
წრფივი გაფართოების კოეფიციენტი, $\times 10^{-6}$ , K <sup>-1</sup> ტემპერატურულ (°C) ინტერვალში:	
0-100°C	16,5
25 - 100°C	16,8
20 - 200°C	17,3
20 - 300°C	17,7

სპილენძი და მისი შენადნობები, რომლებიც მნიშვნელოვანი ტექნიკური თვისებებით ხასიათდება, ფართო გამოყენებას პოულობს მრეწველობაში. ელექტროგამტარობის მიხედვით სპილენძს მეორე ადგილი უკავია და წარმატებით გამოიყენება დენგამტარ კონსტრუქციებში. კარგი სითბოგამტარობის გამო მისგან ფრიად საპასუხისმგებლო თბომიმოცვლის ელემენტებს ამზადებენ. სპილენძი და მისი შენადნობები კარგად ექვემდებარება წნევით დამუშავებას როგორც დაბალ, ისე გაზრდილ ტემპერატურებზე. წნევით დამუშავების დროს ჯამური მოჭიმვის ხარისხი 90%-ს აღწევს, რომლის შემდეგაც აუცილებელი ხდება სარეკრისტალიზაციო მოწვის ჩატარება.

სპილენძის უარყოფითი მხარეა მისი გაზრდილი სიმკვრივე და მიდრეკილება ჟანგვისადმი გაზრდილ ტემპერატურებზე და თვისებათა გაუარესება წყალბადის გარემოში. ელემენტები, რომლებიც მნიშვნელოვნად განსხვავდება სპილენძისაგან აგებულებითა და თვისებებით, სრულად არ იხსნება თხევად მდგომარეობიდან კი. ელემენტების ამ ჯგუფს მიეკუთვნება ძნელდნობადი ლითონებიც – მოლიბდენი, ვოლფრამი და ტანტალი [44].

სპილენძი არ იწვის, და ამიტომ ხანძრის შემთხვევაში არ ტოვებს ტოქსიკურ კვამლს გარემოში. მისი წრფივი გაფართოების კოეფიციენტი შედარებით დაბალია, რის გამოც, მაგალითად, სპილენძის თბომიმოცვლის მილის მაღალ ტემპერატურებზე მუშაობისას მისი წაგრძელება 10–15-ჯერ უფრო ნაკლებია, ვიდრე იგივე პირობებში პოლიმერული მილების უმრავლესობისა. ბაქტერიების 99%-ზე მეტი, რომლებიც ხვდება სპილენძის ზედაპირზე, ორ საათში ქრება. ბევრი სხვა ლითონისგან განსხვავებით, სპილენძი ექვემდებარება მეორად გადამუშავებას. პირველადად საბადოდან სპილენძის წარმოების დროს ენერგიის საშუალო მოხმარება 30 მგვტ/სთ–ია ტონაზე, როცა იგივე რაოდენობის სპილენძის ჯართის გადამუშავებისას, ენერგიის მოხმარება დაახლოებით 3 მგვტ/სთ–ს შეადგენს, რაც სხვა ლითონების გადამუშავებისას მოხმარებულ ენერგიაზე ბევრად უფრო ნაკლებია. ამგვარად, შეიძლება ითქვას რომ ის საკმაოდ ეკონომიური და უსაფრთხო მასალაა [50–52].

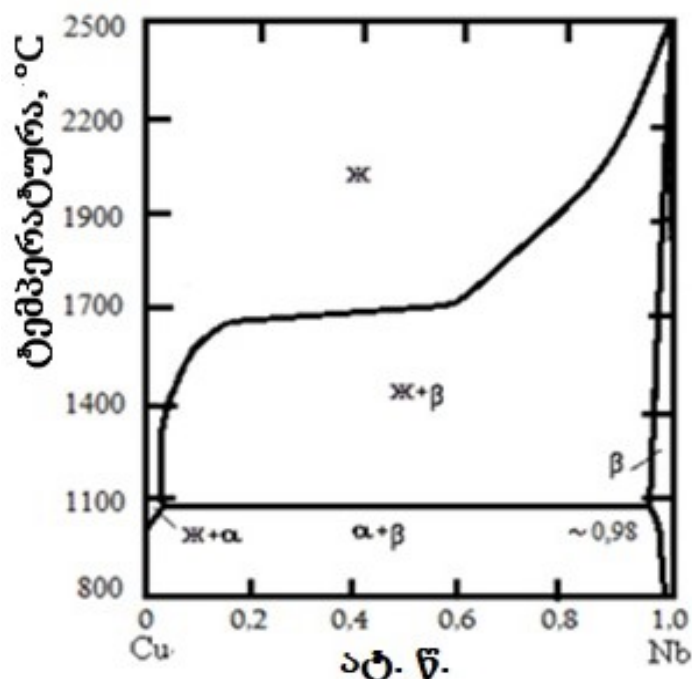
### 3. ექსპერიმენტის შედეგები და მისი ანალიზი

#### 3.1. Cu-Nb, Cu-Ta, Al-Nb და Al-Ta შენადნობთა სისტემის

##### მდგომარეობის დიაგრამების ანალიზი

ფაზათა არსებობის ტემპერატურული და კონცენტრაციული არეები, რომლებიც შენადნობებში შედგენილობისა და ტემპერატურის ცვლილებით ყალიბდება, ყველაზე სრულყოფილად კრისტალური სტრუქტურის, შუალედური ნაერთებისა და მყარი ხსნარების კრისტალური მესრის პარამეტრების შესახებ დამატებითი ინფორმაციით შევსებული მდგომარეობის დიაგრამით აისახება. ამ მახასიათებლების ცოდნა აუცილებელია საჭირო თვისებების მქონე შენადნობებისა თუ დანაფარების შექმნისათვის. ამიტომ მიზანშეწონილად ჩავთვალეთ სპილენძისა და ალუმინის ფუძემშრის ზედაპირებზე ნიობიუმისა და ტანტალის დანაფარების დასმის შესაძლებლობის წინასწარი განსაზღვრისათვის შესაბამისი სისტემების მდგომარეობის დიაგრამების გაანალიზება.

Cu-Nb სისტემა (ნახ. 3) ხასიათდება მკვეთრად გამოხატული პერიტექტიკით  $L+\beta \rightleftharpoons \alpha$  და მცირედ დახრილი წრფივი უბნით ლიკვიდუსის ხაზზე



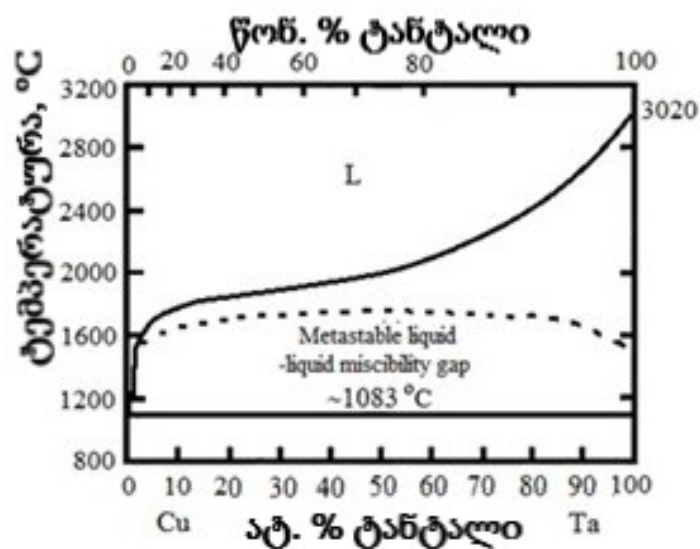
ნახ. 3. Cu-Nb სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა

0,1–0,6 ატ.წ ნიობიუმის შემცველობის დიაპაზონში [53]. ნიობიუმის ხსნადობა სპილენძში ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით ნაჩვენებია მე-6 ცხრილში.

ცხრილი. 6. ნიობიუმის ხსნადობა სპილენძში ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით

ტემპერატურა, °C	1050	1000	800
C <sub>Nb</sub> , ატ. წ.	0,006	0,0035	0,003

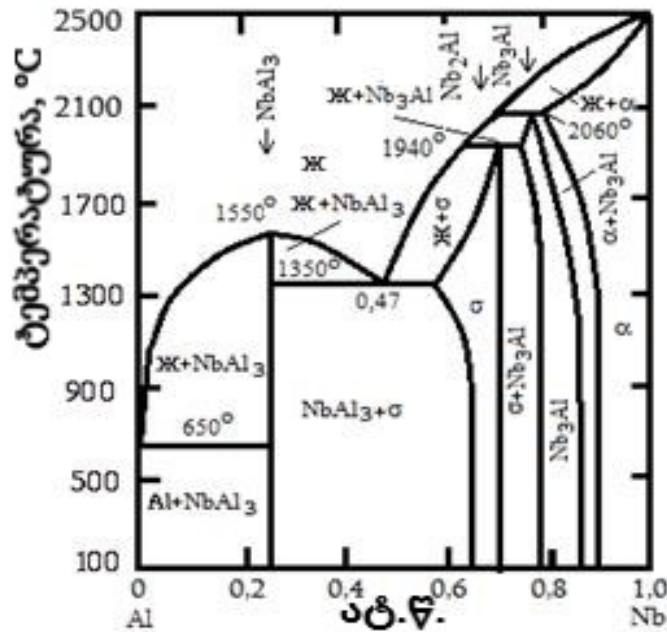
Cu-Ta სისტემა (ნახ. 4), ხასიათდება კომპონენტების უმნიშვნელო ურთიერთხსნადობით, ლითონთშორისი ნაერთები არ წარმოიქმნება [53].



ნახ. 4 Cu-Ta სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა

Al–Nb სისტემაში (ნახ. 5) სამი შუალედური ნაერთი წარმოიქმნება [36]: NbAl<sub>3</sub>, Nb<sub>2</sub>Al<sub>4</sub> და Nb<sub>3</sub>Al. NbAl<sub>3</sub> ნაერთი კონგრუენტულად დნება 1550°C –ზე. დანარჩენი ორი წარმოიქმნება პერიტექტიკური რეაქციით შესაბამისად 1940° და 2060°C–ზე:  $L \rightleftharpoons NbAl_3 + Nb_2Al$  (σ მყარი ხსნარი ქიმიური ნაერთის ფუძეზე) და  $L \rightleftharpoons Al + NbAl_3$  შესაბამისად 1350° და 650°C ტემპერატურებზე მიმდინარეობს. ნიობიუმის ფუძეზე ჩამოყალიბებული α მყარი ხსნარის მესრის პარამეტრები იცვლება:  $a=0,3305$  ნმ–დან სუფთა ნიობიუმისათვის,  $a=0,3276$  ნმ–მდე შენადნობისათვის, რომელიც 0,21 ატ. წ. ალუმინს შეიცავს. Nb<sub>3</sub>Al ნაერთს



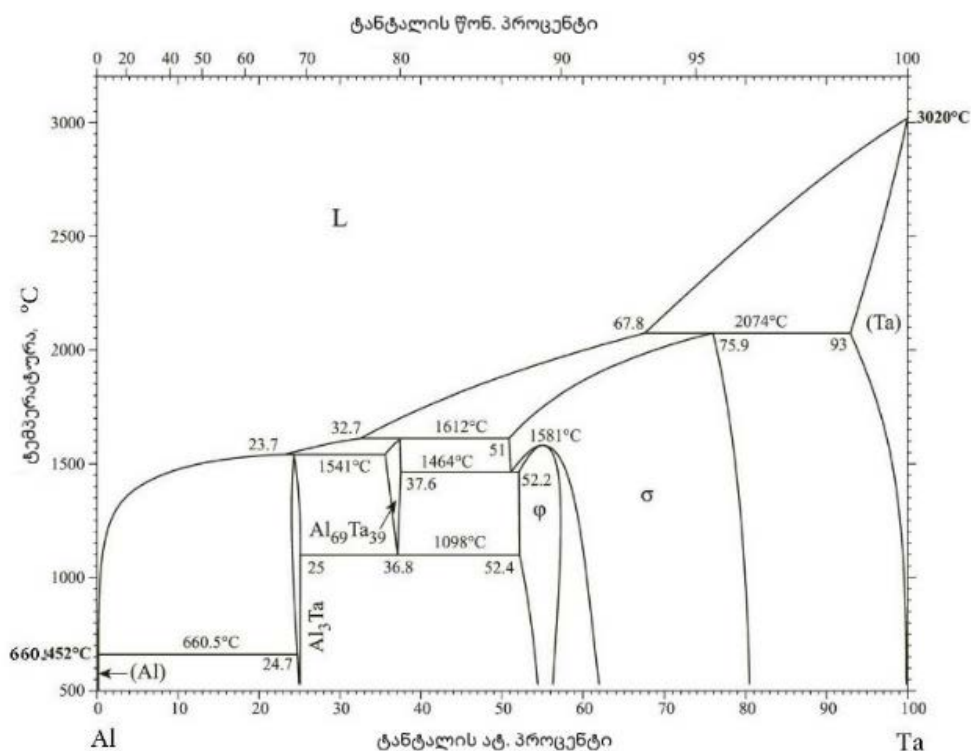


ნახ. 5. Al-Nb სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა

აქვს კუბური კრისტალური მესერი,  $\sigma$  ფაზას ( $\text{Nb}_2\text{Al}$ ) – სივრცით დაცენტრებული ტეტრაგონური მესერი,  $\text{NbAl}_3$ -ს –  $\sigma$  ფაზის ( $a=0,3841$  ნმ,  $c=0,8609$  ნმ) იზოსტრუქტურული ტეტრაგონური მესერი. ჰომოგენობის არეში  $\text{Nb}_3\text{Al}$  ნაერთის მესრის პარამეტრი წრფივი კანონით იცვლება  $a=0,5197$  ნმ–დან შენადნობისათვის, რომელიც 0,19 ატ.წ ალუმინს შეიცავს,  $a=0,4180$  ნმ–მდე შენადნობისათვის 0,25 ატ. წ ალუმინის შემცველობით, ხოლო  $\text{Nb}_2\text{Al}$  მესრის პარამეტრები – ზღვრებში  $a=0,9953$  ნმ,  $c=0,5169$  ნმ შენადნობებისათვის ალუმინის 0,32 ატ.წ,  $a=0,9897$  ნმ,  $c=0,5187$  ნმ შენადნობისათვის 0,42% ატ. წ. ალუმინის შემცველობისათვის.

ტრადიციული Al-Ta შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის დიაგრამის მიხედვით, სისტემაში ორი ნაერთი წარმოიქმნება:  $\text{TaAl}_3$  და  $\text{Ta}_2\text{Al}$  [36].  $\text{TaAl}_3$  ნაერთი კონგრუენტულად დნება  $1550^\circ\text{C}$ ,  $\text{Ta}_2\text{Al}$  კი წარმოიქმნება პერიტექტიკური რეაქციით  $2000^\circ\text{C}$  ტემპერატურაზე.  $\text{TaAl}_3$  ნაერთის მესრის პერიოდებია:  $a=0,5432$  ნმ,  $c=0,8530$  ნმ, ხოლო  $\text{Ta}_2\text{Al}$ -ის  $a=0,9971$  ნმ,  $c=0,5127$  ნმ.

უკანასკნელი მონაცემების მიხედვით, Al-Ta სისტემის მდგომარეობის დიაგრამას განსხვავებული, მე-6 ნახაზზე წარმოდგენილი სახე აქვს [54].



ნახ. 6. Al-Ta სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა

ავტორი [54] აღნიშნავს, რომ Al-Ta სისტემაში,  $Al_3Ta$ -თან ერთად (რომელიც თითქმის სტექიომეტრიული ფაზაა 24-25 ატ.% Ta-ის შემცველობით ტეტრაგონური კრისტალური სტრუქტურით), იდენტიფიცირებულია ასევე არასტექიომეტრიული  $\sigma$ -ფაზა. იგი სტაბილურია 62-81 ატ.% Ta-ის შემცველობის დიაპაზონში და გააჩნია მჭიდროდ წყობილი, ფირფიტოვანი მორფოლოგიის ტეტრაგონური სტრუქტურა და ძირითადად განსაზღვრულია როგორც  $AlTa_2$  ფაზა. თუმცა, ზოგიერთ ნაშრომში ნაგარაუდევია გადახრები მის ფაზურ შედგენილობასა და სტაბილურობის დიაპაზონში.

როგორც წარმოდგენილი Al-Ta ფაზური წონასწორობის დიაგრამიდან გამომდინარეობს (ნახ. 6),  $\sigma$ -ფაზა წონასწორობაშია  $\phi$ -ფაზასთან, რომელიც სტაბილურია და ახლოს დგას ეკვიტომურ შედგენილობასთან (52.2-დან 57.3-მდე ატ. % Ta). ზოგიერთ წყაროში ეს ფაზა აღნიშნულია, როგორც  $AlTa$ . ვარაუდობენ, რომ  $\phi$ -ფაზას აქვს რთული, მჭიდროდ წყობილი მონოკლინური ელემენტარული უჯრედი.

Al-Ta ფაზური დიაგრამის მიხედვით,  $\sigma$ -ფაზა იშლება  $\phi$ -ფაზად (AlTa) და შუალედურ ფაზად, რომელსაც თავდაპირველად აღწერდნენ როგორც  $Al_3Ta_2$  ან  $Al_2Ta$ . თუმცა შემდგომმა კვლევებმა უჩვენა, რომ ეს შუალედური ფაზა შეესაბამება ნაერთს  $Al_{69}Ta_{39}$ , რომელსაც აქვს წახნაგდაცენტრებული კუბური სტრუქტურა რთული ელემენტარული უჯრედით.  $1098^{\circ}\text{C}$ -ზე ევტექტიდური გარდაქმნის შედეგად  $Al_{69}Ta_{39}$  ფაზა იშლება  $\phi$  და  $Al_3Ta$  ფაზებად.

მე-7 ცხრილში წარმოდგენილია ნიობიუმისა და ტანტალის აორთქლების ტემპერატურასა და ელემენტების ორთქლის წნევას შორის თანაფარდობა [32].

**ცხრილი 7. ასაორთქლებელი ნივთიერების ტემპერატურასა და ელემენტის ორთქლის წნევას შორის თანაფარდობა**

ელემენტი	დუდილის წერტილი, K	ტემპერატურა K ორთქლის წნევის შემთხვევისათვის, $\times 133$ პა				
		$10^{-6}$	$10^{-5}$	$10^{-4}$	$10^{-3}$	$10^{-2}$
<b>Nb</b>	4640	2260	2400	2550	2720	2930
<b>Ta</b>	5510	2510	1680	1860	3080	3330

საწყისი მონაცემები, რომლის გათვალისწინებაც მიზანშეწონილია ორთქლის ფაზიდან კონდენსირებადი Nb და Ta კრისტალური მესრების ალუმინისა და სპილენძის ფუძეშრესთან შეუღლების პირობების განსაზღვრისათვის, მე-8 ცხრილშია წარმოდგენილი.

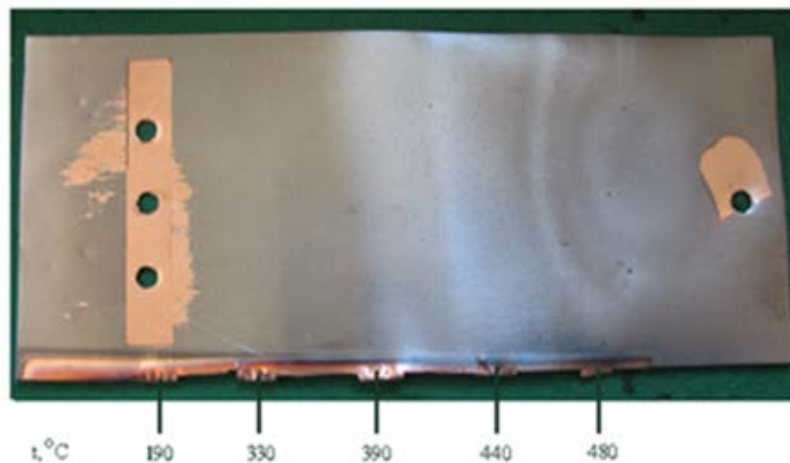
**ცხრილი 8.**

**კრისტალური მესრის ტიპები და პერიოდები**

ლითონი	კრისტალური მესრის ტიპი	მესრის პერიოდი, ნმ
ალუმინის ფუძეშრე	წახნაგდაცენტრებული კუბი	$\alpha = 0,40412$
სპილენძის ფუძეშრე	წახნაგდაცენტრებული კუბი	$\alpha = 0,361$
ნიობიუმი	სივრცით დაცენტრებული კუბი	$\alpha = 0,3294$
ტანტალი	სივრცით დაცენტრებული კუბი	$\alpha = 0,3296$

### 3.2. სპილენძის ფუძეშრეზე ნიობიუმის და ტანტალის დანაფარების მიღების ტექნოლოგია და ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზი

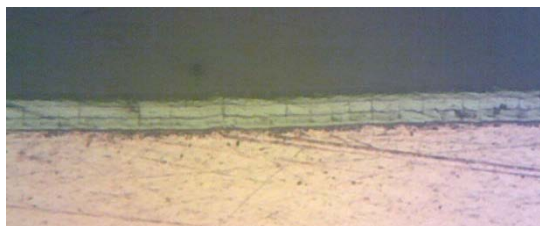
მე-7 სურათზე წარმოდგენილია ტემპერატურული გრადიენტის მქონე სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის მაკრო (ა) და მიკროსტრუქტურა (ბ). როგორც მაკროსტრუქტურის ხასიათიდან გამომდინარეობს,  $\sim 300^{\circ}\text{C}$ -ის ქვემოთ შეინიშნება კონდენსატის თავისთავადი აშრევა ფუძეშიდან. აღნიშნული ტემპერატურის ზემოთ კონდენსატი ხასიათდება საკმაოდ ერთგვაროვანი აგებულებით, არ მჟღავდება აგრეთვე რაიმე სახის დეფექტების არსებობა.



ა



ბ

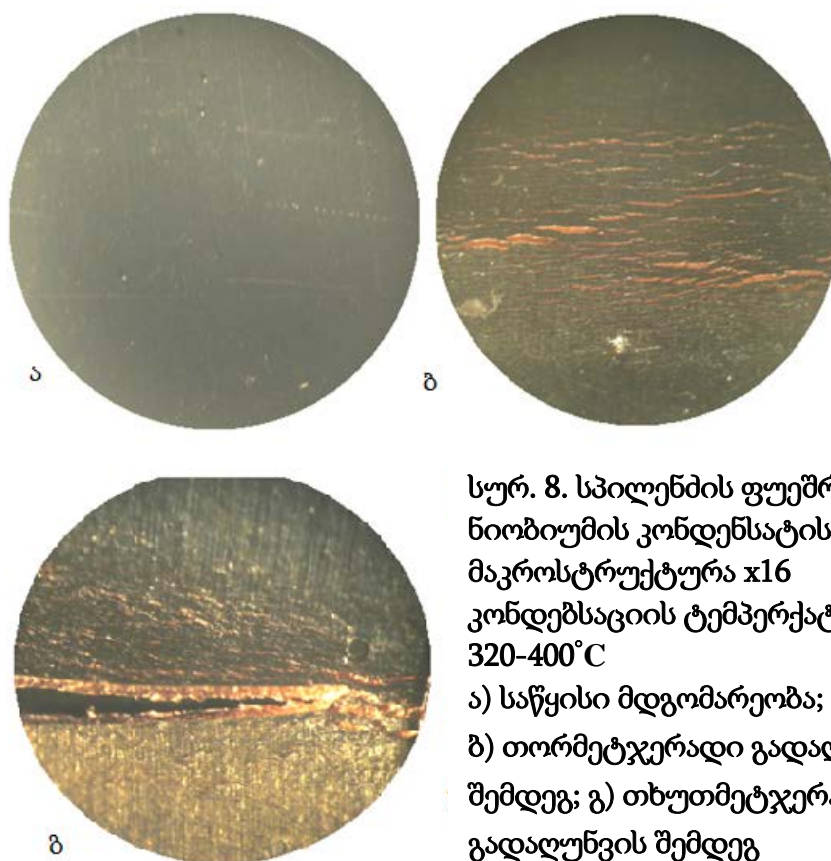


გ

სურ. 7. სპილენძის ფუძეშრეზე ნიობიუმის კონდენსატის მაკრო (ა) და მიკროსტრუქტურები  $\times 360$ . კონდენსატის სისქე: ბ) 3-4 მკმ; გ) 12 მკმ

აქედან გამომდინარე, ფუძეშრესა და კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარს შორის შეჭიდულობის ხარისხის შესაფასებლად, ნიშანცვლად გადაღუნვებზე გამოსაცდელად ნიმუშები ამოჭრილი იყო  $300^{\circ}\text{C}$ -ზე მაღალი ტემპერატურული ზონებიდან.

$300\text{--}500^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურულ დიაპაზონში კონდენსირებულ  $5\text{--}8$  მკმ სისქის კონდენსატებში შენატყლეუი წარმოიქმნება პირველივე ნიშანცვლადი გადაღუნვისთანავე, ბზარწარმოქმნა კონდენსატში ფიქსირდება  $12\text{--}13$  გადაღუნვის შემდეგ (სურ. 8, ბ), ხოლო  $15\text{--}17$  გადაღუნვაზე ნიმუშის მთლიანობა ირღვევა (გ).



კონდენსაციის ტემპერატურის გაზრდით  $500^{\circ}\text{C}$ -ის ზემოთ გადაღუნვების რიცხვი მცირდება  $7\text{--}9$ -მდე, თუმცა არც ერთ შემთხვევაში არ შეინიშნება კონდენსატის აშრევა ფუძეშრიდან ნიმუშის მთლიანობის დარღვევის შემდეგაც კი, რაც ფუძეშრესა და დანაფარს შორის შეჭიდულობის მაღალ ხარისხზე მიუთითებს.

ამგვარად, სპილენძის ფუძეშრეზე ნიობიუმის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონი შეადგენს  $300-500^{\circ}\text{C}$ . აღნიშნული დიაპაზონის ზღვარს ქვემოთ ხდება კონდენსირებული ფენის თავითავადი ამრევება ფუძეშრის ზედაპირიდან, ხოლო ზედა ზღვარს ზემოთ – მცირდება ნიშანცვლადი გადაღუნვების რიცხვი (ადჰეზიური სიმტკიცე ფუძეშრესა და კონდენსატს შორის). ჩვენს ექსპერიმენტებში ამაჩქარებელი პოტენციალი შეადგენდა 15 კვ, რაც უზრუნველყოფს ნიობიუმის კონდენსირებადი ფენის ზრდის სიჩქარეს 0,4–0,5 მკმ/წთ [55].

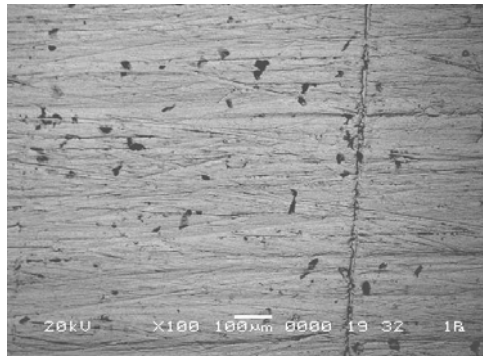
მე-9 სურათზე წარმოდგენილია ჩვენ მიერ შემუშავებული ტექნოლოგიით სპილენძის ფუძეშრეზე იზოთერმულ პირობებში კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა. იგი ხასიათდება საკმაოდ გლუვი, ერთგვაროვანი, უდეფექტო აგებულებით და აკმაყოფილებს ტექნიკური პირობებით წაყენებულ ყველა მოთხოვნას.



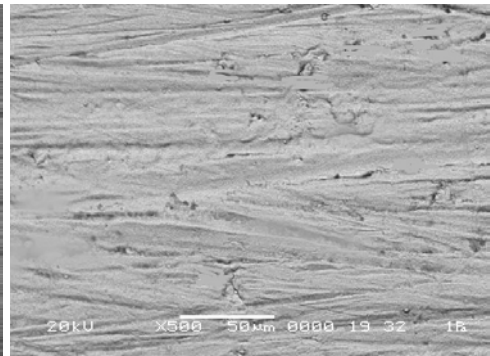
**სურ. 9. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული  
ნიობიუმის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა.  
კონდენსაციის ტემპერატურა  $400-500^{\circ}\text{C}$**

მე-10-ს ა), ბ), გ), დ), ე) სურათებზე წარმოდგენილია სპილენძის ფუძეშრეზე ნიობიუმის დანაფარის მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპით მიღებული დანაფარის ზედაპირის მორფოლოგია ოპტიმალური ტემპერატურის ზედა ზღვართან მიახლოებულ უბანში ( $t_{\text{cond}} = 500-520^{\circ}\text{C}$ ).

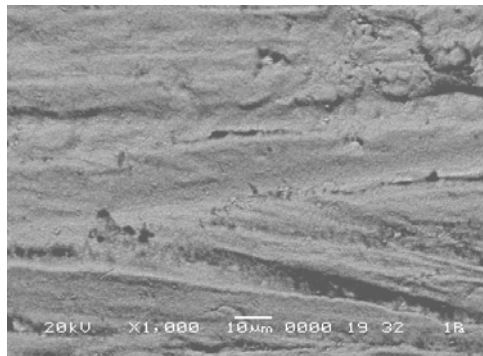




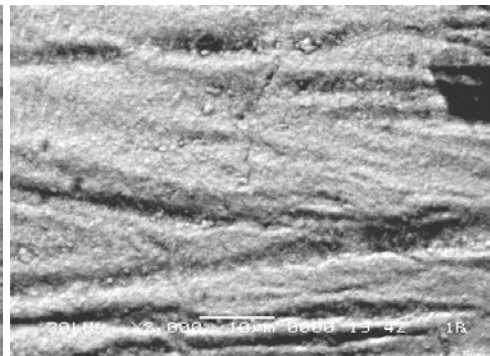
ა



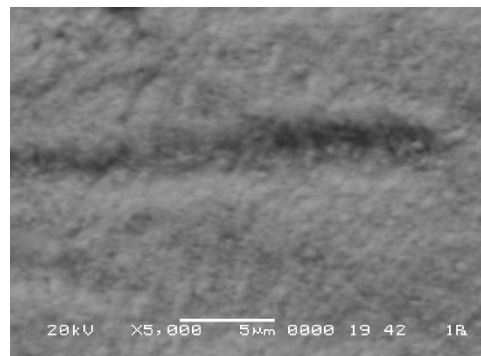
ბ



გ



დ

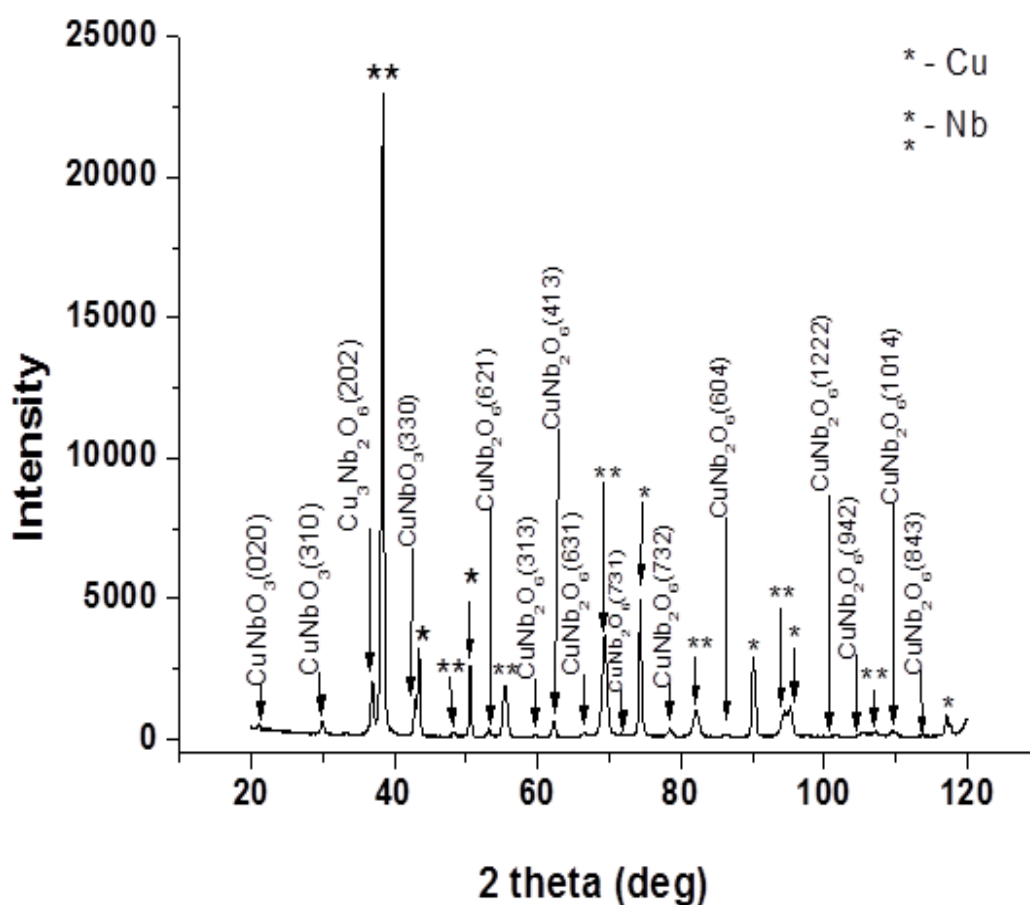


ე

**სურ.10. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის  
ზედაპირის მორფოლოგია.  
კონდენსაციის ტემპერატურა 500-520°C  
(ა)  $\times 100$ ; (ბ)  $\times 500$ ; (გ)  $\times 1000$ ; (დ)  $\times 2000$ ; (ე)  $\times 5000$**

როგორც გამომდინარეობს წარმოდგენილი მიკროსტრუქტურებიდან, დიდი გადიდების შემთხვევაში მჟღავნდება გარკვეული დეფექტები ღრმულების სახით, რაც უდავოდ გავლენას იქონიებს ბზარწარმოქმნის პროცესზე ნიშანცვლადი დატვირთვების დროს.

მართალია, Cu-Nb წონასწორულ სისტემაში შუალედური ნაერთები არ წარმოიქმნება (იხ. ნახ. 3), მაგრამ, ზუსტი რენტგენოფაზური ანალიზით დანაფარისა და ფუძემდრის საკმაოდ ძლიერ მაქსიმუმებთან ერთად გამო-  
 ჟღავნებულია როგორც სპილენძის ცნობილი ნიობატების –  $\text{CuNbO}_3$  და  $\text{CuNb}_2\text{O}_6$ , ისე არასტექიომეტრიული  $\text{Cu}_3\text{Nb}_2\text{O}_6$  ფაზის სუსტი მაქსიმუმები (ნახ. 7).



ნახ. 7. სპილენძის ფუძემდრეზე ნიობიუმის კონდენსატის დიფრაქციული სურათი, კონდენსაციის ტემპერატურა  $t_{\text{cond}} = 500\text{-}520^\circ\text{C}$

გარდამავალ ზონაში ფაზათა წარმოქმნის ასეთი თავისებურების მი-  
 ზეზი უნდა დავაკავშიროთ არაერთ ფიზიკო-ტექნოლოგიურ ფაქტორთან,  
 რომლებიც კონდენსირებულ ფირებში ორთქლის ნაკადის დიდი გადაჯერ-



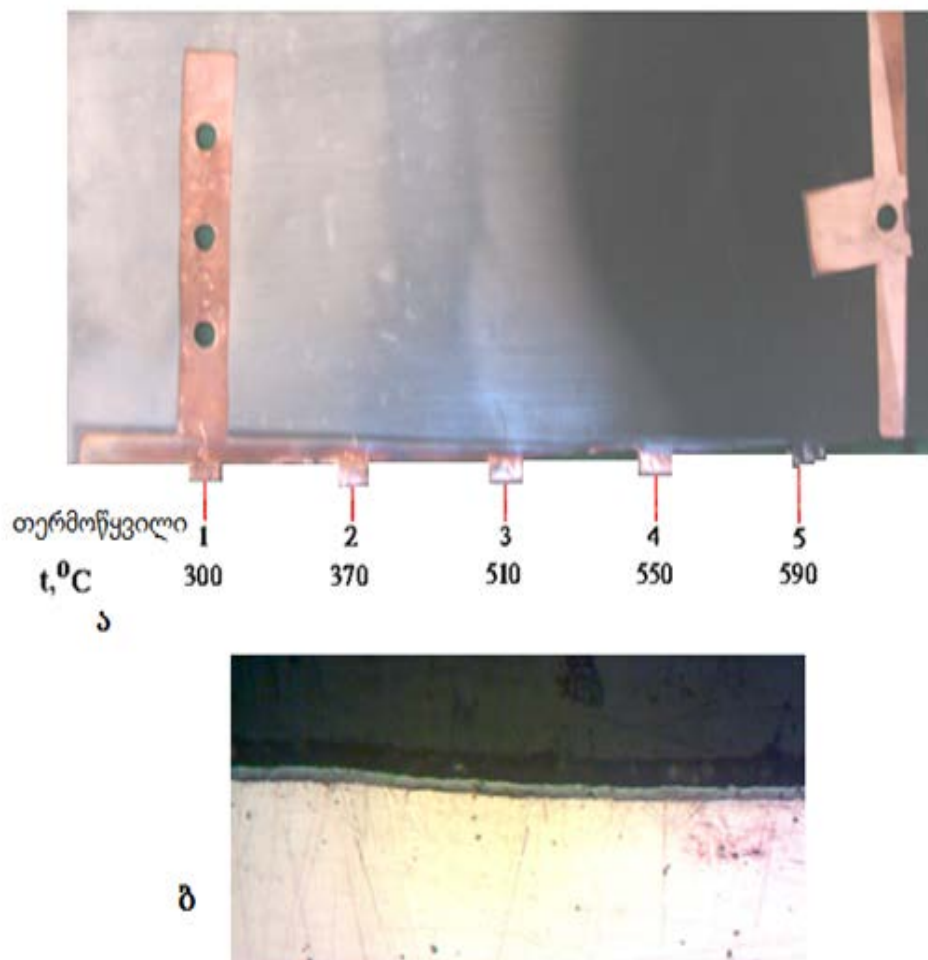
ბისა და გადაცივების პირობებში ხელს უწყობს არაწონასწორული მდგომარეობის ფიქსირებას ოთახის ტემპერატურაზე. ძირითადი ფაქტორებიდან უნდა აღინიშნოს ფუძემშრის ზედაპირის (ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის) ტემპერატურა განსაკუთრებით ჩვენს ექსპერიმენტებში, რომელიც განაპირობებს ორთქლის ნაკადის გადაცივების ხარისხს და რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობის სიჩქარეს ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე, აგრეთვე ფუძემშრეზე ატომების მიწოდების სიჩქარე, რაც განსაზღვრავს როგორც ორთქლის ნაკადის წნევას ფუძემშრის ზედაპირზე, ისე მისი გადაჯერების ხარისხს. არაწონასწორული და არასტექიომეტრული ფაზების სტაბილიზაციის არსებით ხელშემწყობ ფაქტორს მიეკუთვნება აგრეთვე გარდამავალი ზონის მცირე სისქე და კონდენსირებული წარმონაქმნების მაღალი დისპერსიულობის ხარისხი [56].

ორთქლფაზურ ტექნოლოგიაში ფირთა ფორმირების პროცესზე არსებით გავლენას ახდენს დანადგარის ტექნოლოგიურ ნაკვეთურში გაიშვიათების ხარისხი, ნარჩენი აირების წნევა და შედგენილობა. ისეთი კატალიზატორები, როგორიცაა წყლისა და ვაკუუმური ზეთის ორთქლი, ორგანული და არაორგანული კომპონენტები, რომლებიც ჩვეულებრივ ტექნიკურ ვაკუუმში ნარჩენი აირების სახით გვხვდება, არ არის გამორიცხული, რომ ინტენსიურად ჩაერთონ ფირის მასალასთან რეაქციაში. აქვე აღსანიშნავია, რომ ძნელდნობადი მასალები უფრო ინტენსიურად რეაგირებს კამერაში ნარჩენი აირების აქტიურ კომპონენტებთან, მტკიცედ უერთდება მზარდი ფირის ატომებს, შემდგომში კი ასრულებს საჩერის როლს და ამუხრუჭებს სტრუქტურის წონასწორულ მდგომარეობაში გადასვლას. [57]

რენტგენოფაზური ანალიზის მონაცემი შესაძლებლობას იძლევა ვივარაუდოთ, რომ ჟანგბადი, აბსორბირდება რა გაფრქვეული ნიობიუმის მიერ, ფუძემშრის მასალასთან ერთად წარმოქმნის კომპლექსურ ნაერთებს, რომლებიც ამოიქოლება მზარდი ფირის მოცულობაში და ყინავს რელაქსაციის პროცესებს. არ არის გამორიცხული, რომ კომპლექსების წარმოქმნაში

მონაწილეობდეს ფაზათა გამყოფი ზედაპირისკენ დიფუნდირებული, ფუძეშრეში ნარჩენი ჟანგბადის ატომებიც. ამ ფაქტთან უნდა დავაკავშიროთ რენტგენოფაზური ანალიზის მონაცემებით (ნახ. 7) დადასტურებული „სპილენძის ფუძეშრე – ნიობიუმის კონდენსატი“ ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე ჩამოყალიბებული მრავალკომპონენტიანი სისტემა ნიობატების სახით, რომელიც გარკვეულ როლს შეასრულებს ფუძეშრესა და დანაფარს შორის კავშირის განხორციელებაში.

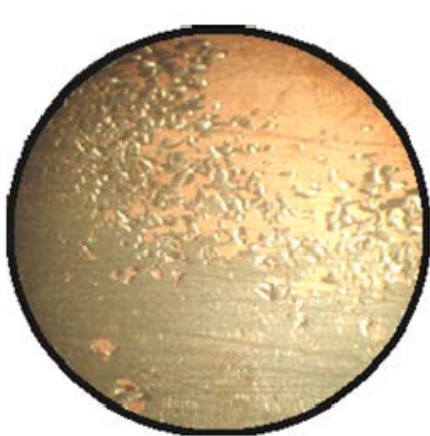
გრადიენტული ტემპერატურის მქონე სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის ვიზუალური დაკვირვებით შეინიშნება შეფერილობით განსხვავებული ორი ზონის არსებობა (სურ. 11. ა).



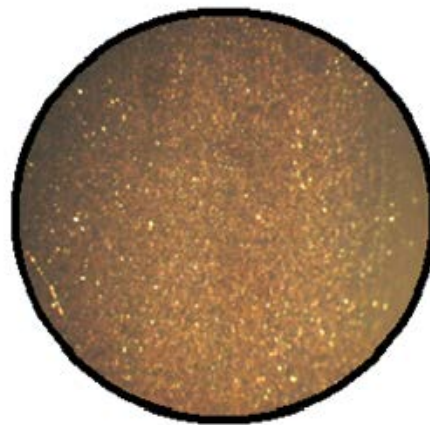
სურ. 11. სპილენძის ფუძეშრეზე ტანტალის კონდენსატის მაკრო (ა) და ნიობუმის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა (ბ  $\times 360$ ) კონდენსირებული შრის სისქი 6-8 მკმ

პირველ, დაბალტემპერატურულ ზონაში (კონდენსაციის ტემპერატურა  $< 370^{\circ}\text{C}$ ), კონდენსატის შეფერილობა მოვერცხლისფროა. კონდენსაციის ტემპერატურის გაზრდასთან ერთად იგი თანდათან მუქ შეფერილობაში გადადის და  $\sim 530^{\circ}\text{C}$ -ის ზემოთ შავი შეფერილობით იცვლება.

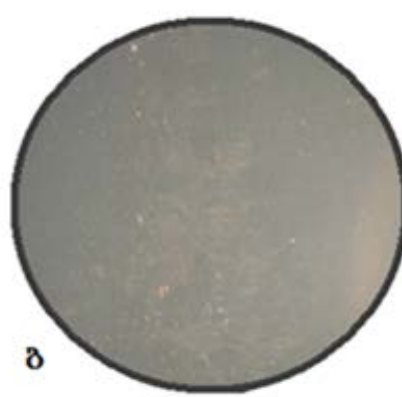
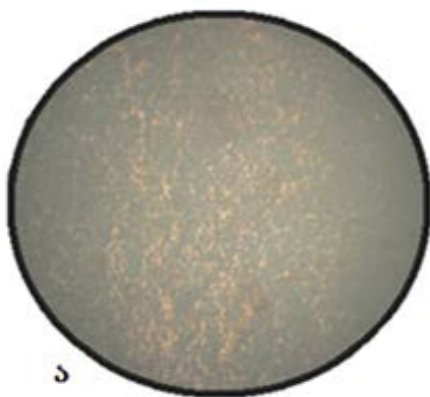
პირველ ზონაში,  $300^{\circ}\text{C}$ -ის ქვემოთ, კონდენსირებული დანაფარი საკვლევი ნიმუშის ამოჭრისას ფუძეშრის ზედაპირს ფხვნილის სახით სცილდება



სურ. 12. ტანტალის დანაფარი სპილენძის ფუძეშრეზე ნიმუშის ამოჭრის შემდეგ, კონდენსაციის ტემპერატურა  $250-300^{\circ}\text{C}$



სურ. 13. სპილენძის ფუძეშრეზე ტანტალის დანაფარის ორჯერადი ნიშანცვლადი გადალუნვის შემდეგ  $\times 12$ , კონდენსაციის ტემპერატურა  $300-380^{\circ}\text{C}$

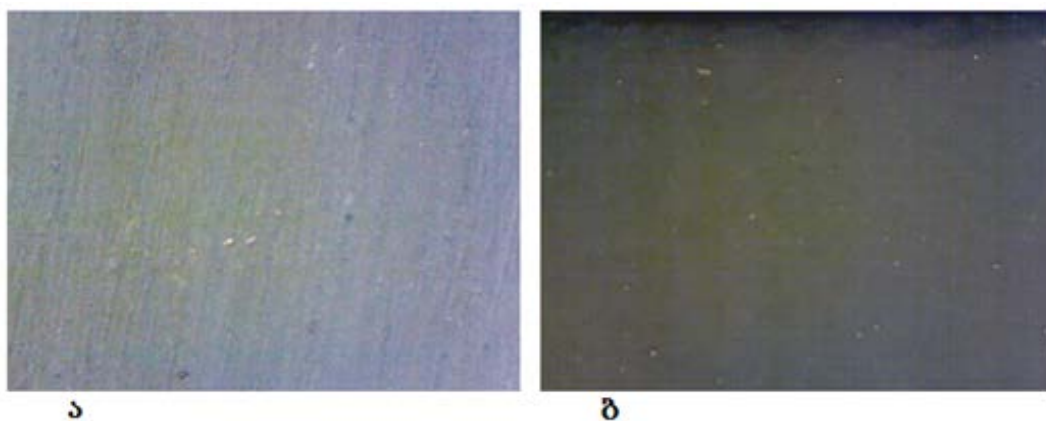


სურ. 14. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა ოთხჯერადი (ა) და ათჯერადი (ბ) ნიშანცვლადი გადალუნვების შემდეგ.  $\times 12$ . კონდენსაციის ტემპერატურა: ა)  $400-530^{\circ}\text{C}$ ; ბ)  $560-590^{\circ}\text{C}$

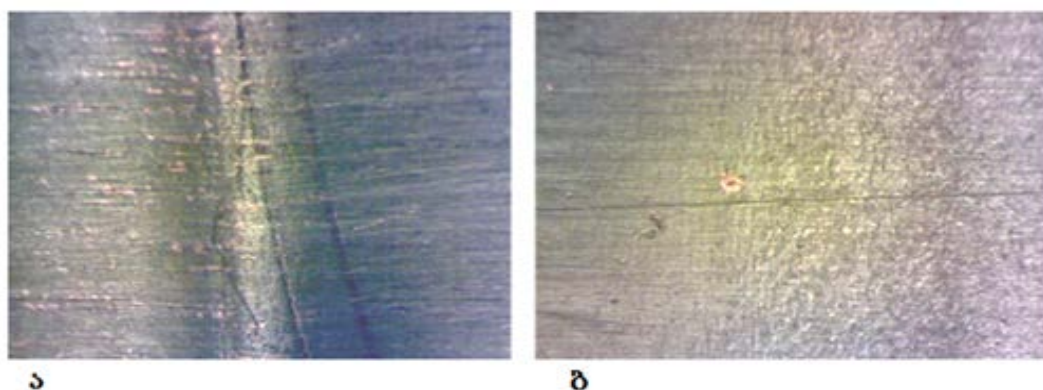
(სურ. 12), ამიტომ ნიშანცვლად გადალუნვებზე გამოიკლებოდა  $300^{\circ}\text{C}$ -ის ზემოთ ფორმირებული დანაფარები.

$300\text{--}520^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურულ ინტერვალში კონდენსირებულ დანაფარებში კონდენსატის აშრეება 1–2 ნიშანცვლადი გადალუნვისას შეინიშნება (სურ. 13). ტემპერატურის გაზრდასთან ერთად გადალუნვების რიცხვი მატულობს და მეორე ზონაში,  $550^{\circ}\text{C}$ -ის ზემოთ, სადაც დანაფარი შავ შეფერილობას დებულობს, ათზე მეტ გადალუნვას უძლებს (სურ. 14).

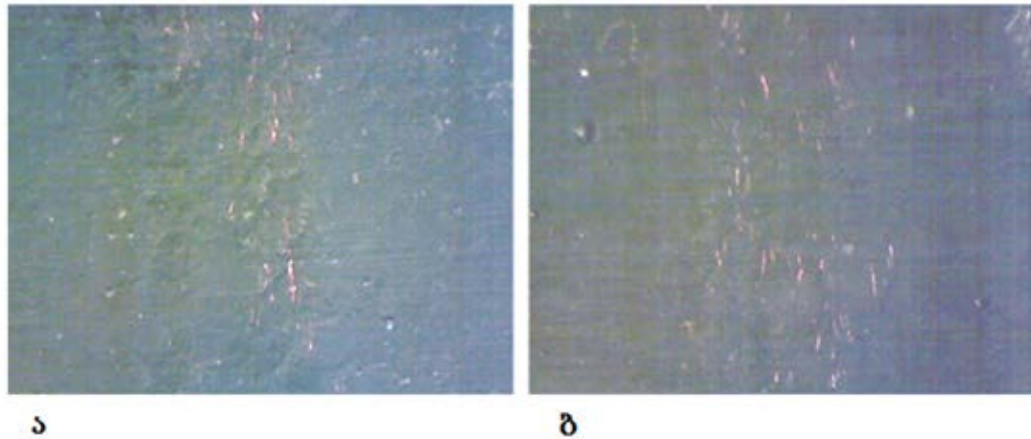
მაკროსტრუქტურების სერია, რომელიც 15–17 სურათებზეა წარმოდგენილი, თვანათლივ ცხადყოფს კონდენსაციის (ფუძეშრის) ტემპერატურის



სურ.15. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის მაკროსტრუქტურა საწყის მდგომარეობაში  $\times 12$ .  
კონდენსაციის ტემპერატურა: ა)  $400\text{--}450^{\circ}\text{C}$  ბ)  $610\text{--}700^{\circ}\text{C}$



სურ. 16. სპილენძის ფუძეშრეზე ტანტალის დანაფარის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა  $\times 12$ .  
ა) ექვსჯერდი გადალუნვის შემთხვევაში კონდენსაციის ტემპერატურა  $400\text{--}450^{\circ}\text{C}$ ; ბ) რვაჯერდი გადალუნვის შემთხვევაში კონდენსაციის ტემპერატურა  $450\text{--}600^{\circ}\text{C}$



სურ. 17. სპილენძის ფუძეშერეზე ტანტალის დანაფარის ზედაპირის  
მაკროსტრუქტურა.  $\times 12$ .

ა) ათჯერდი გადაღუნვის შემთხვევაში კონდენსაციის  
ტემპერატურა  $610-700^{\circ}\text{C}$ :: ბ) თოთხმეტჯერდი გადაღუნვის შემთხვევაში  
კონდენსაციის ტემპერატურა  $700-750^{\circ}\text{C}$

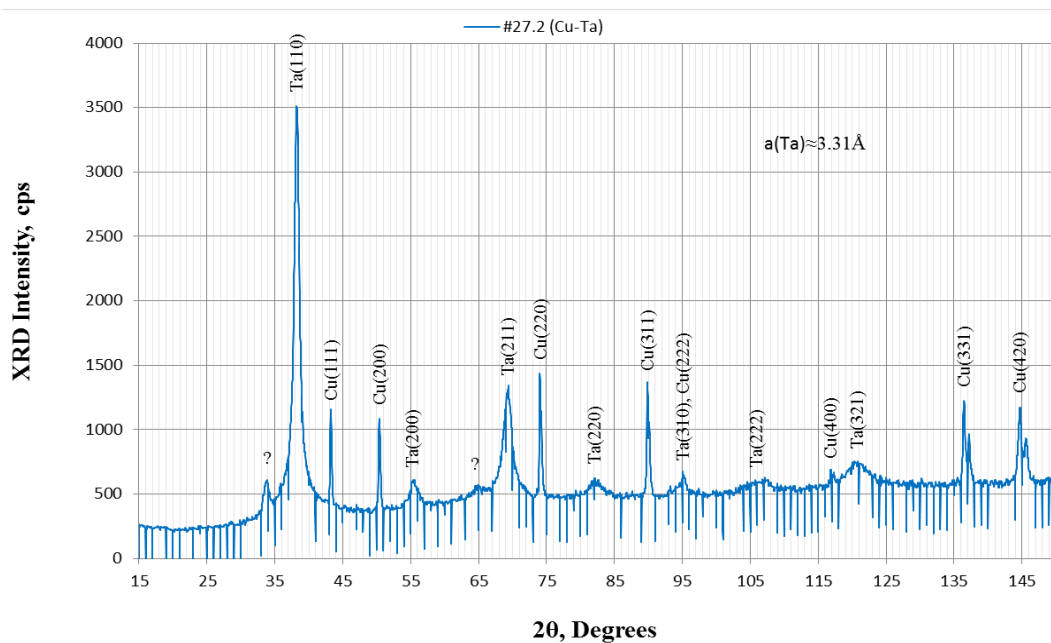
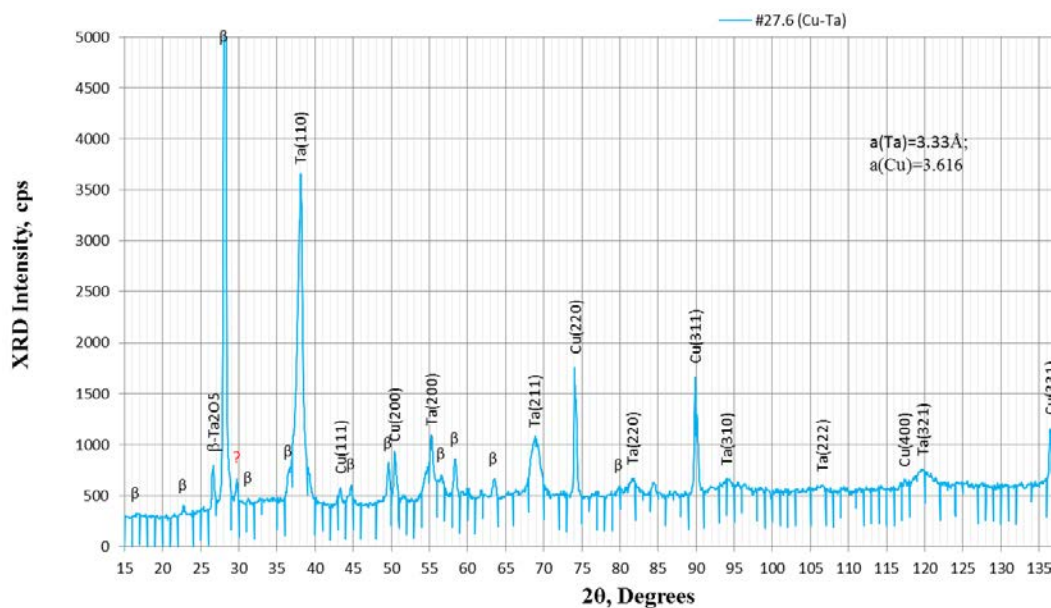
მნიშვნელოვან გავლენას სპილენძის ფუძეშერესთან ტანტალის შეჭიდულობის ხარისხზე: ტემპერატურის გაზრდასთან ერთად  $400$ –დან  $750^{\circ}\text{C}$ –მდე ნიშანცვლადი გადაღუნვების რიცხვი კონდენსატში პირველი ბზარის წარმოქმნამდე ექვსიდან თოთხმეტამდე მატულობს.

როგორც მაკროსკოპული კვლევით დადგენილია, სპილენძის გრადიენტულ ფუძეშერეზე  $370^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურის ქვემოთ კონდენსირდება მოვერცხლისფრო შეფერილობის ტანტალის დანაფარი, რომელიც  $530^{\circ}\text{C}$ –ის ზემოთ შავი შეფერილობით იცვლება. რენტგენოფაზური ანალიზით ორივე ზონაში დაფიქსირებულია ტანტალისა (დანაფარი) და სპილენძის (ფუძეშერე) შესაბამისი მაქსიმუმები (ნახ. 8).

$2\theta=103-109$  ( $t_{\text{cond}} < 370^{\circ}\text{C}$ ), აგრეთვე  $530^{\circ}\text{C}$ –ზე ზემოთ კონდენსირებულ ფირში  $2\theta=98-110$  კუთხეების დიაპაზონში ჩამოყალიბებული გალოები მიუთითებს კონდენსირებულ ფირში რენტგენოსტრუქტურულად ამორფული შემდგენის არსებობაზეც. [55]

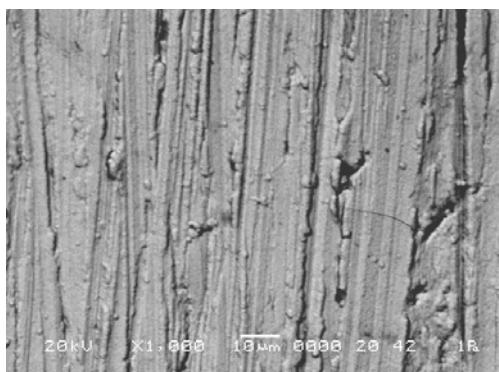
როგორც გამომდინარეობს მე-18 სურათზე წარმოდგენილი სპილენძის ფუძეშერეზე ტანტალის დანაფარის ( $t_{\text{cond}} \sim 500^{\circ}\text{C}$ ) მიკროსტრუქტურებიდან, დანაფარი იმეორებს ფუძეშერის ბუნებრივი ზედაპირის რელიეფს, რომელიც ბოჭკოვან აგებულებას წააგავს.





**ნახ. 8. სპილენძის ფუძეშერეზე ტანტალის დანაფარის დიფრაქციული სურათი. კონდენსაციის ტემპერატურა:**  
**ა)  $<370^{\circ}\text{C}$  (მოვერცხლისფრო შეფერილობა); ბ)  $>530^{\circ}\text{C}$  (შავი ფერი)**

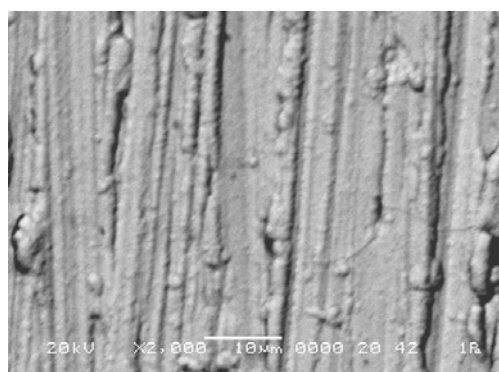
კონდენსაციის ტემპერატურის გაზრდით  $\approx 670^{\circ}\text{C}$ -მდე დანაფარში ბოჭკოვანი აგებულება წვრილდისპერსიული, ერთგვაროვანი აგებულებით იცვლება, რასთანაც უნდა დავაკავშიროთ ნიშანცვლადი დატვირთვებისადმი უფრო მეტი გამძლეობის უნარი (სურ. 19).



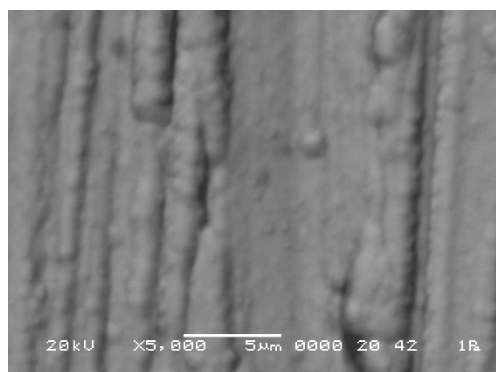
ა



ბ



გ

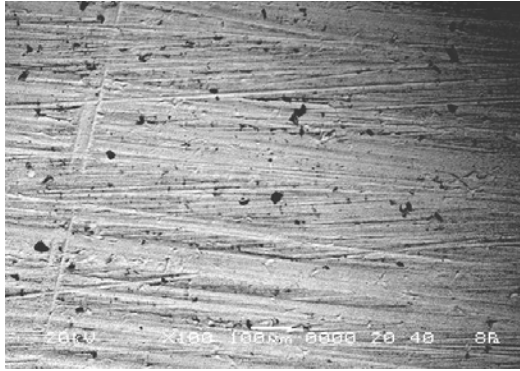


დ

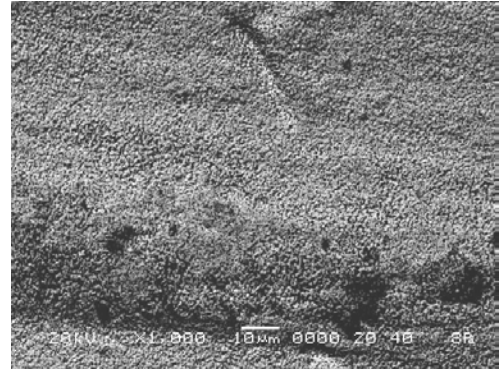
**სურ. 18. სპილენძის ფუძეშერეზე კონდენსირებული ტანტალის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა ~ 500°C  
(ა)  $\times 100$ ; (ბ)  $\times 1000$ ; (გ)  $\times 2000$ ; (დ)  $\times 5000$**

ამგვარად, სპილენძის ფუძეშერეზე დამაკმაყოფილებელი შეჭიდულობის უზრუნველყოფით ტანტალის დანაფარის მისაღებად ოპტიმალურ ტემპერატურულ დიაპაზონს 600–750°C წარმოადგენს. კონდენსირებადი ფენის ზრდის სიჩქარე მოცემულ შემთხვევაშიც შეადგენდა 0,4–0,5 მკმ/წთ.

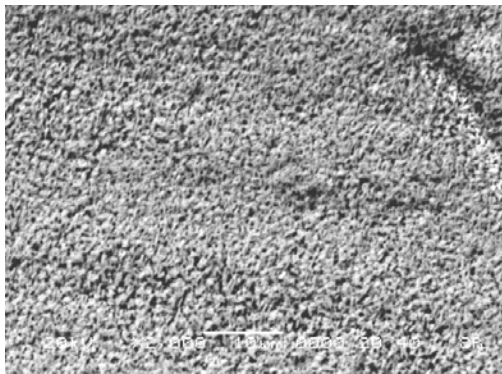
ისევე, როგორც სპილენძის ფუძეშერეზე კონდენსირებულ ნიობიუმის დანაფარების შემთხვევაში, როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული, ტანტალი სპილენძთან არ წარმოქმნის არც მყარ ხსნარებს, არც ლითონთშორის ნაერთებს. თუმცა 500°C-ის დიაპაზონში მიღებული ნიმუშების დიფრაქტოგრამების ანალიზის შედეგად გამოჩვენებულია როგორც სპილენძის ჟანგის სუსტი რეფლექსები, ისე სპილენძისა და ტანტალის ფუძეზე ჩამოყალიბებული კომპლექსური ნაერთები - სპილენძის ტანტალატები -  $Ta_2CuO_6$  (ნახ. 9). კონდენსაციის ტემპერატურის გაზრდით 650–670°C-მდე, კომპლექსური



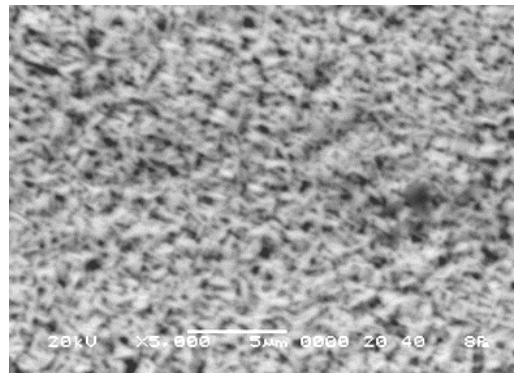
ა



ბ



გ

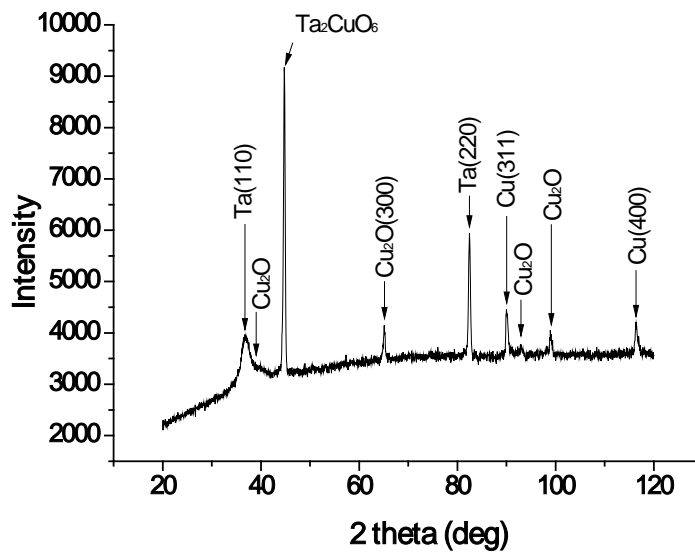


დ

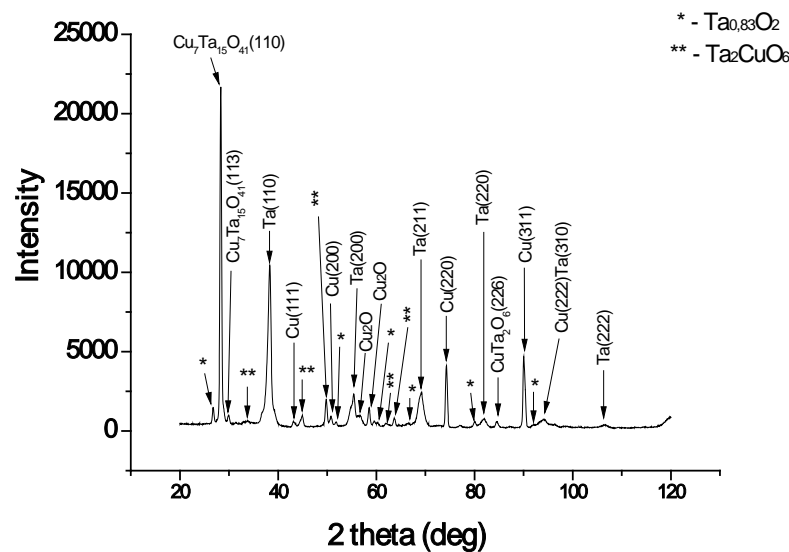
სურ. 19. სპილენძის ფუძეშერზე კონდენსირებული ტანტალის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა ~ 670°C  
(ა)  $\times 100$ ; (ბ)  $\times 1000$ ; (გ)  $\times 2000$ ; (დ)  $\times 5000$

ნაერთების სპექტრი და მასური წილი იცვლება. როგორც გამომდინარეობს მე-10 ნახაზზე წარმოდგენილი დიფრაქტოგრამის ანალიზიდან, მნიშვნელოვნად სუსტდება  $Ta_2CuO_6$  ნაერთის მაქსიმუმები ( $2\theta=44,90$ ;  $49,80$ ;  $63,65$ ;  $84,60$ ), სამაგიეროდ ჩნდება  $Cu_7Ta_{15}O_{41}$  კომპლექსური ნაერთის საკმაოდ ძლიერი მაქსიმუმი  $2\theta=28,35$  კუთხეზე და სუსტი მაქსიმუმები  $2\theta=44,90$ ;  $49,80$ ;  $63,65$  და  $84,60$  კუთხეებზე. შენარჩუნებულია აგრეთვე  $Cu_2O$  ნაერთის სუსტი მაქსიმუმები. ამდენად, ფუძეშერის ტემპერატურა მოცემულ შემთხვევაშიც არსებით როლს ასრულებს ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე სტრუქტურის ჩამოყალიბების პროცესის მიმდინარეობაში.





ნახ. 9. სპილენძის ფუძეშერზე ტანტალის კონდენსატის დიფრაქციული სურათი, კონდენსაციის ტემპერატურა  $t_{\text{cond}} \approx 500^\circ\text{C}$



ნახ. 10. სპილენძის ფუძეშერზე ტანტალის კონდენსატის დიფრაქციული სურათი, კონდენსაციის ტემპერატურა  $t_{\text{cond}} \approx 670^\circ\text{C}$

ლიტერატურული წყაროების მიმოხილვიდან ცხადი ხდება, რომ ფერთა ცვლილება მოსალოდნელია არა მარტო სუფთა ლითონების, არამედ ქიმიური ნაერთების კონდენსატებშიც. შეფერილობის შეცვლა უნდა დავაკავშიროთ ორთქლის ფაზიდან ფირთა მიღების ტექნოლოგიის

თავისებურებებთან, რაც კონდენსატში არაწონასწორული მდგომარეობის დაფიქსირებას უწყობს ხელს დეფექტების გაზრდილი კონცენტრაციით.

სინათლის კვანტების, ელექტრონებისა და სხვა სახის გამოსხივებით გამოწვეული ოპტიკური ცვლილებების შესწავლის დროს დადგენილია, რომ გამოსხივების შედეგად წარმოიქმნება შეფერვის ცენტრები, რომლებიც განაპირობებს შთანთქმის ზოლების გაჩენას და არეკვლის უნარის შემცირებას ულტრაიისფერი და ხილული სპექტრის უბნებში, რასაც ავტორები ჟანგბადის ვაკანსიების კონცენტრაციის გაზრდას უკავშირებენ [58]. სხვა შრომებშიც [59-61], ფირის თვისებების ან მისი სტექიომეტრიული შედგენილობის შეცვლა ძირითადად დაკავშირებულია ოქსიდებში წყობის საკუთარი დეფექტების გამოჩენასთან. აღნიშნულ ეფექტს ავტორები ხსნიან ლითონის ორთქლის შედარებით დაბალი პარციალური წნევით, რის გამოც ის პირველ რიგში სუბლიმირდება [62]. ბუნებრივია, ოქსიდური ფირების კრისტალურ მესერში ეს გამოიწვევს კომპონენტების განაწილების პერიოდულობის დარღვევას, რადგან ლითონის ატომების სიჭარბე და, აქედან გამომდინარე, შედეგის ცენტრები წარმოიქმნება. ამასთან, თუ გავითვალისწინებთ, რომ კრისტალების ზრდის სიჩქარე მეტად მგრძნობიარე ფაქტორია დეფექტური სტრუქტურის მიმართ [63], ხოლო ზრდის ზედაპირი ვაკუუმური კონდენსაციის პირობებში დამატებითი ვაკანსიების ნაკადის გენერატორს წარმოადგენს [64], აორთქლებისა და კონდენსაციის მაღალი სიჩქარე ხელს შეუწყობს არაწონასწორული სტრუქტურის ჩამოყალიბებას წყობის დეფექტებისა და ვაკანსიების მაღალი კონცენტრაციით, რაც, თავის მხრივ, კონდენსატის მუქ შეფერილობას განაპირობებს. ცხადია, რაც უფრო მეტად არის გადახრილი კრისტალების ზრდის პირობები წონასწორულისაგან, მით უფრო მეტი დეფექტი წარმოიქმნება [65].

ამგვარად, მაღალ ტემპერატურულ პირობებში სპილენძის ფუძემდებზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის მუქი შეფერილობა უნდა დავაკავშიროთ წყობის საკუთარი დეფექტების არსებობასთან.

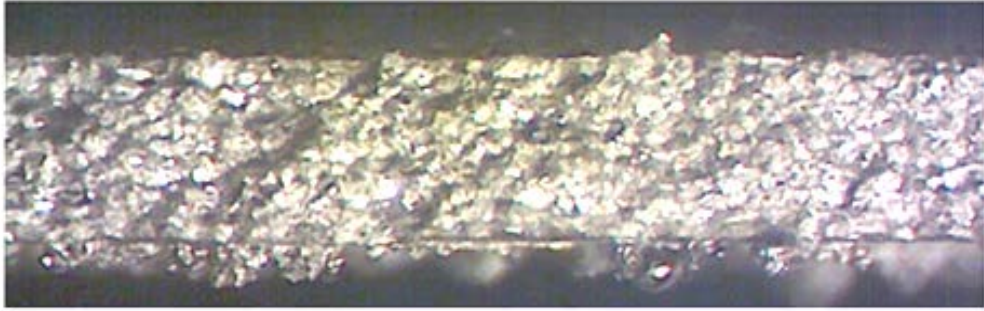
### 3.3. ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმის და ტანტალის დანაფარების მიღების ტექნოლოგია და ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზი

ნაშრომში [66] წინასწარი საცდელი ექსპერიმენტებით დადგენილია, რომ ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმის ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის ოპტიმალური პირობები მეტად ვიწრო ტემპერატურული ინტერვალით განისაზღვრება და იგი  $200\text{--}340^{\circ}\text{C}$ -ით შემოიფარგლება. ალუმინის გრადიენტულ ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარში, ფუძეშრის მაღალტემპერატურულ ზონაში ( $\approx 340^{\circ}\text{C}$ -ის ზემოთ), ინტენსიურად ვითარდება კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის პროცესები. პროდუქტს  $\text{NbAl}_3$  ნაერთი წარმოადგენს.

რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობას და ფუძეშრის გამყიფების ფაქტს ადასტურებს ასევე ჩვენს მიერ ჩატარებული განმეორებითი ექსპერიმენტებით დაფიქსირებული რეაქტიული ზონის ზედაპირული და განივი ტეხილის მაკროანალიზიც, რომლის სტრუქტურა მე-20 და 21-ე სურათებზეა წარმოდგენილი.



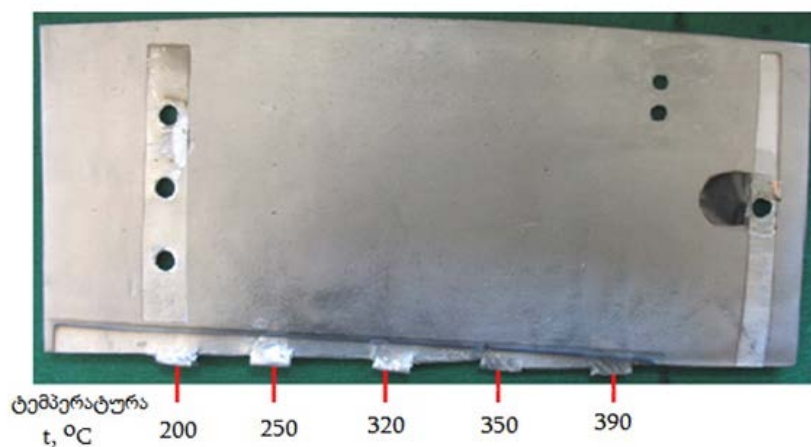
სურ. 20. ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის  
მაკროსტრუქტურა. კონდენსაციის ტემპერატურა  $380\text{--}450^{\circ}\text{C}$



სურ. 21. ალუმინის ფუძეშრე-ნიობიუმის კონდენსატი ნიმუშის რეაქტიული ზონის განივი ტეხილის მაკროსტრუქტურა.  $\times 15$

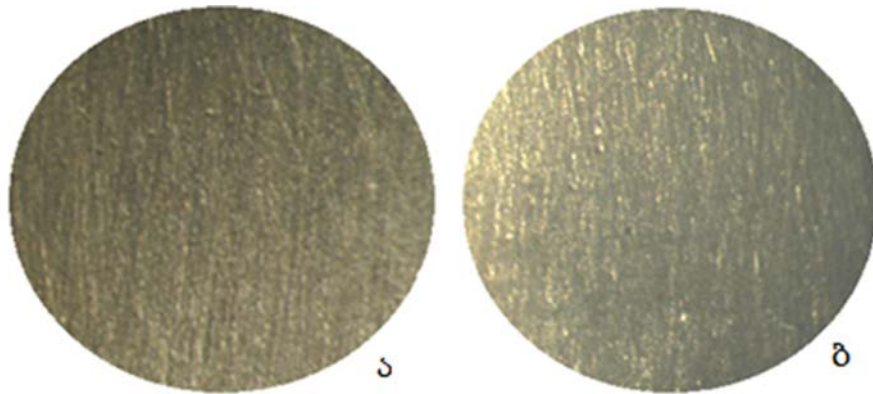
ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმის კონდენსაციის ტემპერატურული ინტერვალის დასაზუსტებლად მიზანშეწონილად ჩავთვალეთ დაბალტემპერატურული ზონის გაფართოება. ამ მიზნით გრადიენტული ფუძეშრის ცხელი ზონის ზედა ტემპერატურული ზღვარი  $520^{\circ}\text{C}$ -დან  $380\text{--}400^{\circ}\text{C}$ -მდე შევამცირეთ.

მაკროსტრუქტურული კვლევით დადგენილია, რომ  $\sim 200\text{--}390^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურულ დიაპაზონში მიღებული ნიმუშების კონდენსირებული შრე საკმაოდ ერთგვაროვანი და უდეფექტოა (სურ.22). ნიშანცვლად გადაღუნვებზე გამოცდისას შენატყლეუის წარმოქმნა 8–12-ჯერადი ნიშანცვლადი გადაღუნვების შემდეგ შეინიშნება (სურ. 23). ბზარწარმოქმნა კონდენსატში

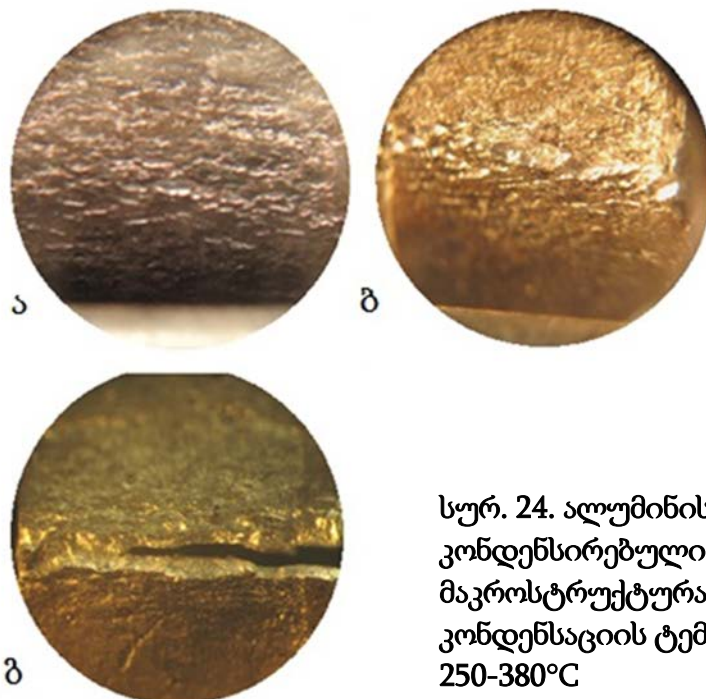


სურ. 22. ალუმინის გრადიენტულ ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის მაკროსტრუქტურა

იწყება 13–14–ჯერადი გადაღუნვისას (სურ. 24, ა), ხოლო ნიმუშის მთლიანობის დარღვევა – 15–17–ჯერადი გადაღუნვის შემდეგ (გ). ნიმუშის მთლიანობის დარღვევის შემდეგ მოცემულ შემთხვევაშიც კონდენსატის აშრევა არ შეინიშნება.



სურ.23. ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიოზიუმის მაკროსტრუქტურა  $\times 24$  კონდენსაციის ტემპერატურა  $250-380^{\circ}\text{C}$   
ა) საწყისი მდგომარეობა; ბ) ათჯერადი გადაღუნვის შემდეგ



სურ. 24. ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიოზიუმის მაკროსტრუქტურა  $\times 16$  კონდენსაციის ტემპერატურა  $250-380^{\circ}\text{C}$

ა) თორმეტჯერადი გადაღუნვის შემდეგ; ბ) თხუთმეტჯერადი გადაღუნვის შემდეგ; გ) ჩვიდმეტჯერადი გადაღუნვის შემდეგ

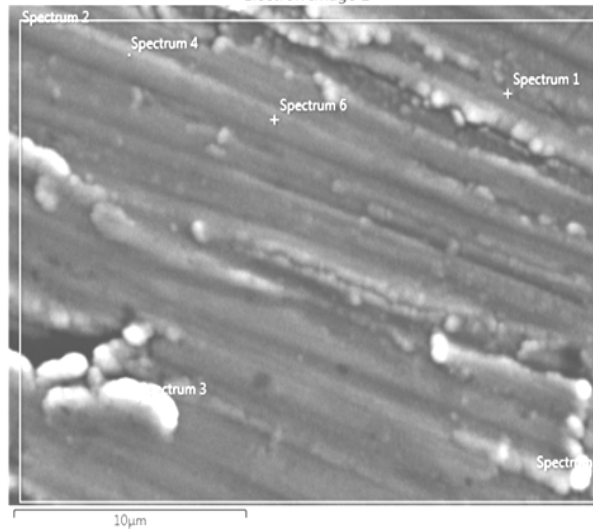
ამგვარად, ჩვენს მიერ დაზუსტებული მონაცემების თანახმად, ალუმინის ფუძემშრეზე ნიობიუმის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონი შეადგენს 200–390°C. აღნიშნულ ინტერვალში, იზოთერმულ ფუძემშრეზე კონდენსირებული დანაფარები საკმაოდ ერთგვაროვანია (სურ. 25) და მის მიმართ წაყენებულ ყველა მოთხოვნას პასუხობს.

ალუმინის ფუძემშრეზე ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურის ზედა ზღვარს ზემოთ მეტალოგრაფიული ანალიზით გამომჟღავნებულია კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის ზონების არსებობა. ანალოგიური სტრუქტურული ზონები დაფიქსირებულია წინასწარ ექსპერიმენტებშიც, მაგრამ მათი სისტემატური კვლევა არ არის ჩატარებული. აქედან გამომდინარე, სადისერტაციო სამუშაო ითვალისწინებდა მიღებული ნიმუშების, ფუძემშრე-დანაფარი გარდამავალი შრისა და რეაქტიული დიფუზიით ფორმირებული ზონების მეტალოგრაფიულ კვლევას და ფაზურ ანალიზს.



სურ. 25. ალუმინის ფუძემშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის მაკროსტრუქტურა კონდენსაციის ტემპერატურა 300-350°C

26-30 სურათებზე წარმოდგენილია რეაქტიულ ზონაში ჩვენს მიერ ჩატარებული ალუმინის ფუძემშრეზე ნიობიუმის დანაფარის ელექტრონულ-მიკროსკოპული კვლევისა და რენტგენოსპექტრალური ანალიზის შედეგები. სპექტრალური ანალიზი ჩატარებულია რეაქტიული ზონის ხუთი მიკროუბნის 22 წერტილში. 27-ე სურათზე საილუსტრაციოდ ნაჩვენებია 26-ე სურათზე წარმოდგენილ მიკროუბანში ჩატარებული ანალიზის ორი წერტილის სპექტროგრამა, ხოლო მე-9 ცხრილში – ექვსივე წერტილის ანალიზის



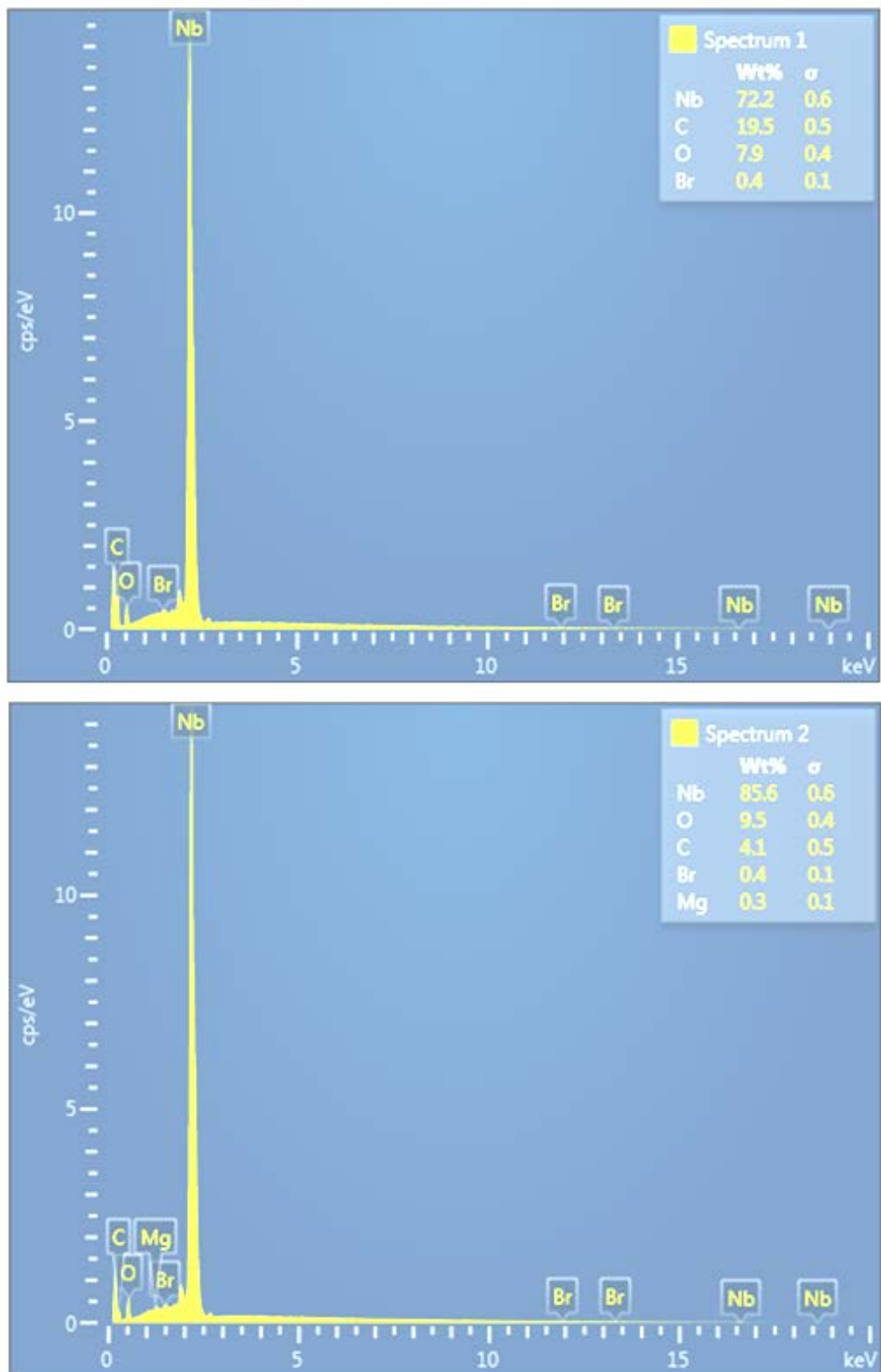
**სურ.26. ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია**

შედეგი. როგორც სპექტრი 1-ის და სპექტრი 2-ის მონაცემებიდან გამომდინარეობს, არც ერთ გამოკვლეულ წერტილში არ არის გამოვლენილი ალუმინის მაქსიმუმი, რაც იმაზე მიუთითებს, რომ ამ მიკროუბანში დანაფარი მთლიანია და არ არის დაწყებული რეაქტიულ-დიფუზური პროცესები ფუძეშრესა და დანაფარს შორის.

რეაქტიულ ზონაში გამოვლენილია ისეთი უბნებიც, რომლებშიც პირიქით, არ გვხვდება ნიობიუმის მაქსიმუმი ალუმინის საკმაოდ მაღალი შემცველობის ფონზე (სურ. 28, 29, ცხრ. 10, სპექტრი 13). ასეთი ზონების წარმოქმნა უნდა დავაკავშიროთ ან დანაფარში გაჩენილ ბზარებთან (სურ. 30), ან რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობასთან, რა დროსაც მთლიანად ხდება მომიჯნავე ზონიდან ნიობიუმის ატომების მოზიდვა რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობის პროცესში. 31-ე სურათზე წარმოდგენილი მიკროფოტოგრაფიები კარგად ასახავს რეაქტიული დიფუზიის ზონების მორფოლოგიას [67].

დანარჩენ რეაქტიულ ზონებში კომპონენტების თანაფარდობა საკმაოდ ფართო დიაპაზონში იცვლება: ალუმინისა – 0,39%-დან 77,72%-მდე, ხოლო ნიობიუმისა – 14,18%-დან 89,77%-მდე.





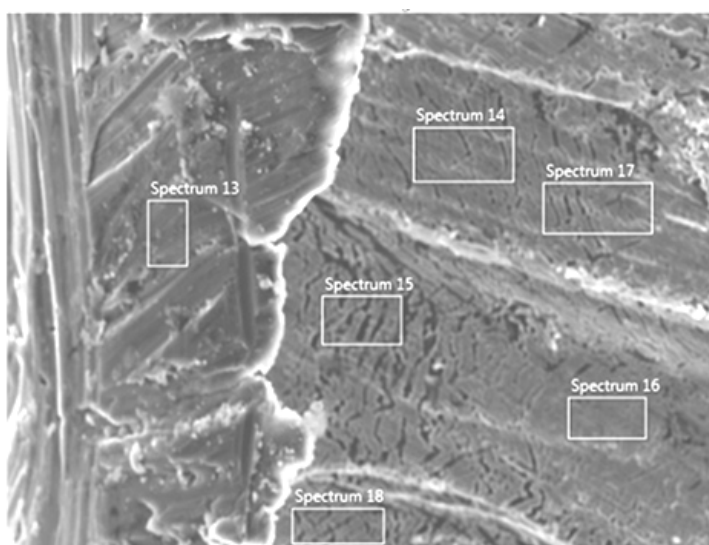
სურ.27. რეაქციულ ზონაში კონდენსირებული  
დანაფარის სპექტროგრამები



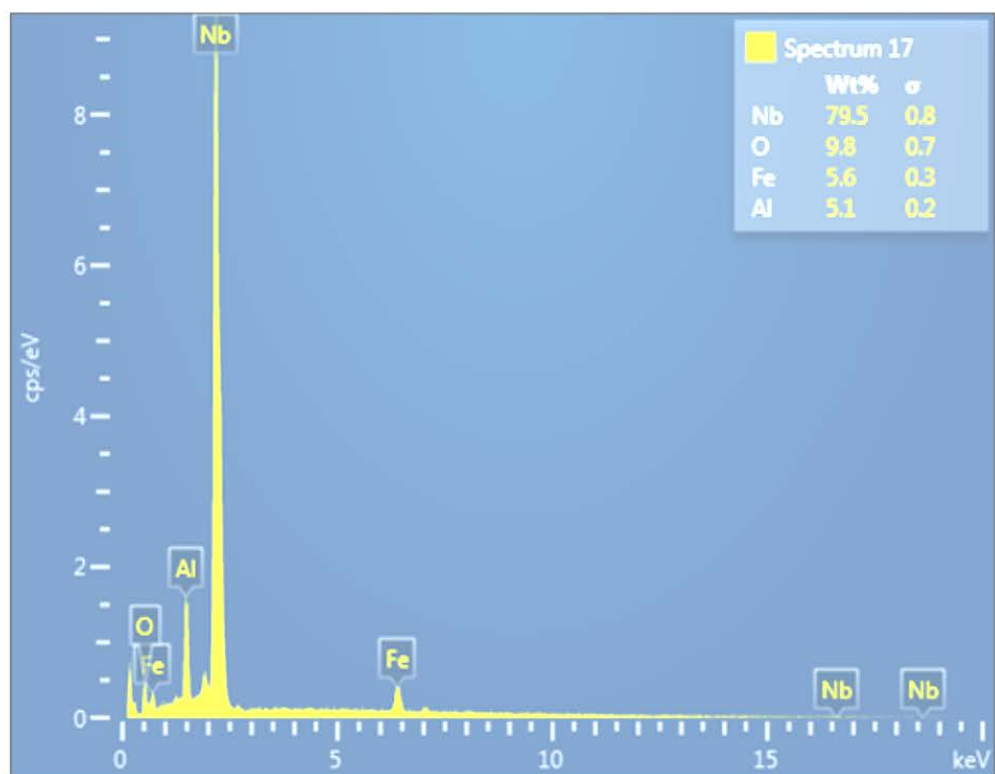
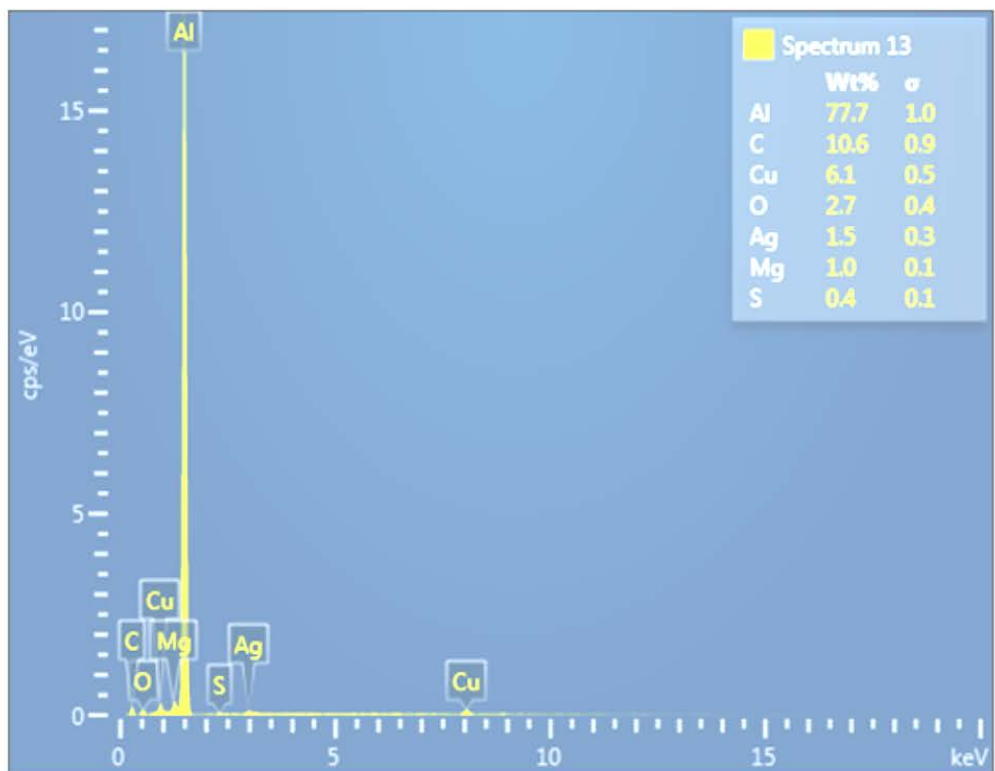
ცხრილი 9.

სპექტრალური ანალიზის შემაჯამებელი შედეგები

შედეგის ტიპი	წონა %					
სპექტრის ნიშანი	სპექტრი 6	სპექტრი 1	სპექტრი 2	სპექტრი 3	სპექტრი 4	სპექტრი 5
C	18.53	19.46	4.12	12.74	18.23	14.34
O	8.06	7.86	9.55	10.65	8.97	13.53
Mg			0.27	0.94		0.53
Br		0.45	0.43			
Nb	73.41	72.23	85.63	75.67	72.80	71.60
სულ	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
სტატისტიკა		C	O	Mg	Br	Nb
	მაქს.	19.46	13.53	0.94	0.45	85.63
	მინ.	4.12	7.86	0.27	0.43	71.60
	საშუალო	14.57	9.77			75.22
	სტანდარტ. გადახრა	5.76	2.11			5.29



სურ. 28. ალუმინის ფუძეშერეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია



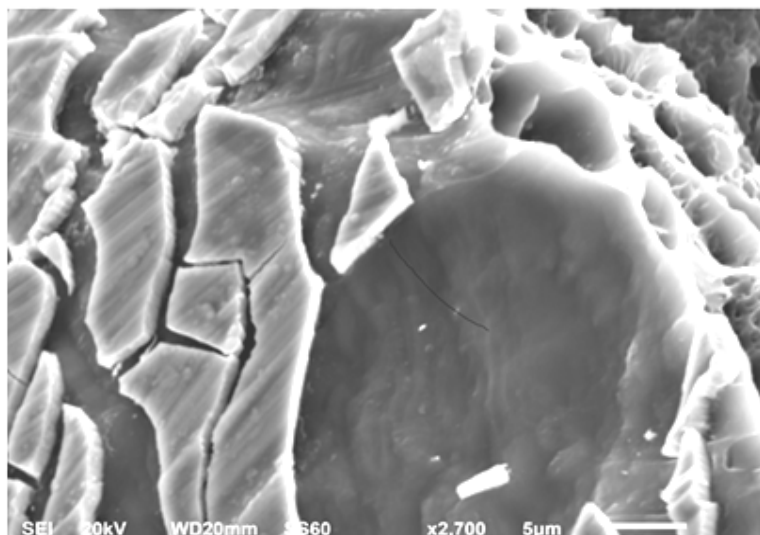
სურ. 29. რეაქტიული ზონაში ალუმინის ფუძეშერეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის სპექტროგრამები

**ცხრილი 10.**

**სპექტრალური ანალიზის შემაჯამებელი შედეგები**

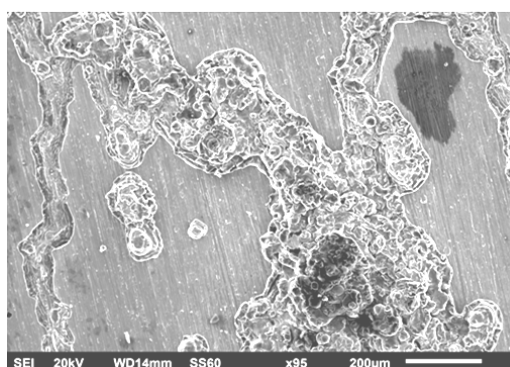
შედგენის ტიპი	წონა %								
სპექტრის ნიშანი	სპექტრი 18	სპექტრი 13	სპექტრი 14	სპექტრი 15	სპექტრი 16	სპექტრი 17			
C		10.57	3.61	4.16	5.31				
O	9.07	2.68	9.92	8.80	12.16	9.76			
Mg		1.00		0.49					
Al	10.27	77.72	4.18	26.30	2.11	5.14			
S		0.42							
Fe	1.44		3.81	0.87	2.51	5.60			
Cu		6.07		0.94					
Nb	79.21		78.48	58.43	77.91	79.50			
Ag		1.54							
სულ	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00			
სტატისტ.	C	O	Mg	Al	S	Fe	Cu	Nb	Ag
მაქს.	10.57	12.16	1.00	77.72	0.42	5.60	6.07	79.50	1.54
მინ.	3.61	2.68	0.49	2.11	0.42	0.87	0.94	58.43	1.54
საშუალო		8.73		20.95					
სტანდ. გადახრა		3.19		29.16					

თუ დავუშვებთ, რომ სტრუქტურული ზონების ფარგლებში ფუძემშრის ზედაპირზე ორთქლის ნაკადით მიწოდებული კომპონენტის ინტენსიურობა მუდმივია, რეაქტიულ უბნებში ელემენტების განაწილების ასეთი არათანაბარი ხასიათი უნდა დავაკავშიროთ როგორც ფუძემშრის ტემპერატურულ ფლუქტუაციებთან, ისე ორთქლის ფაზიდან კრისტალიზაციისა და ფაზათა წარმოქმნის სპეციფიკურ, არაწონასწორულ პირობებთან.

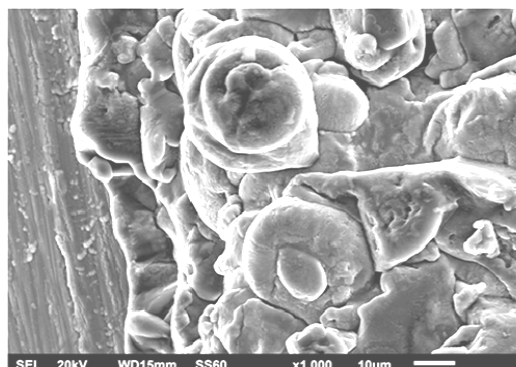


სურ. 30. ალუმინის ფუბეშრეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია. რეაქტიული ზონა  $\times 2700$

ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის პროცესში „ფუბეშრე–ორთქლის ნაკადი“ ფაზათა გამყოფ საზღვარზე რეალური მდგომარეობა ბევრად უფრო რთული შეიძლება აღმოჩნდეს, რადგან სიტუაცია მუდმივად იცვლება ტექნოლოგიური პარამეტრებისა და კონდენსირებადი ფირის სისქის ცვლილების შესაბამისად. დიდი გადაცივებისა და კრისტალიზაციის არაწონასწორული პირობების გამო შეიძლება წარმოიქმნას არა ერთი, არამედ რამ-



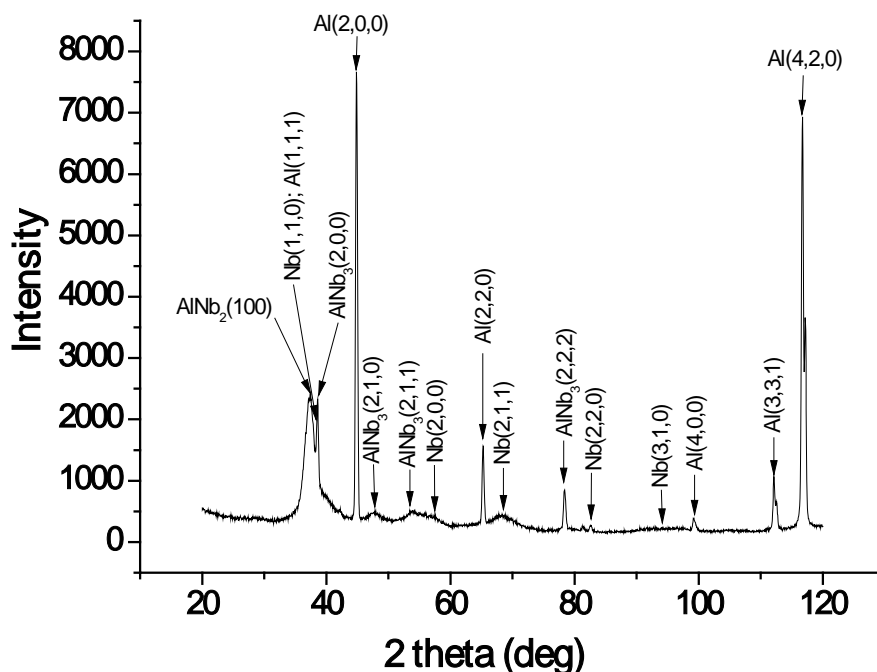
ა



ბ

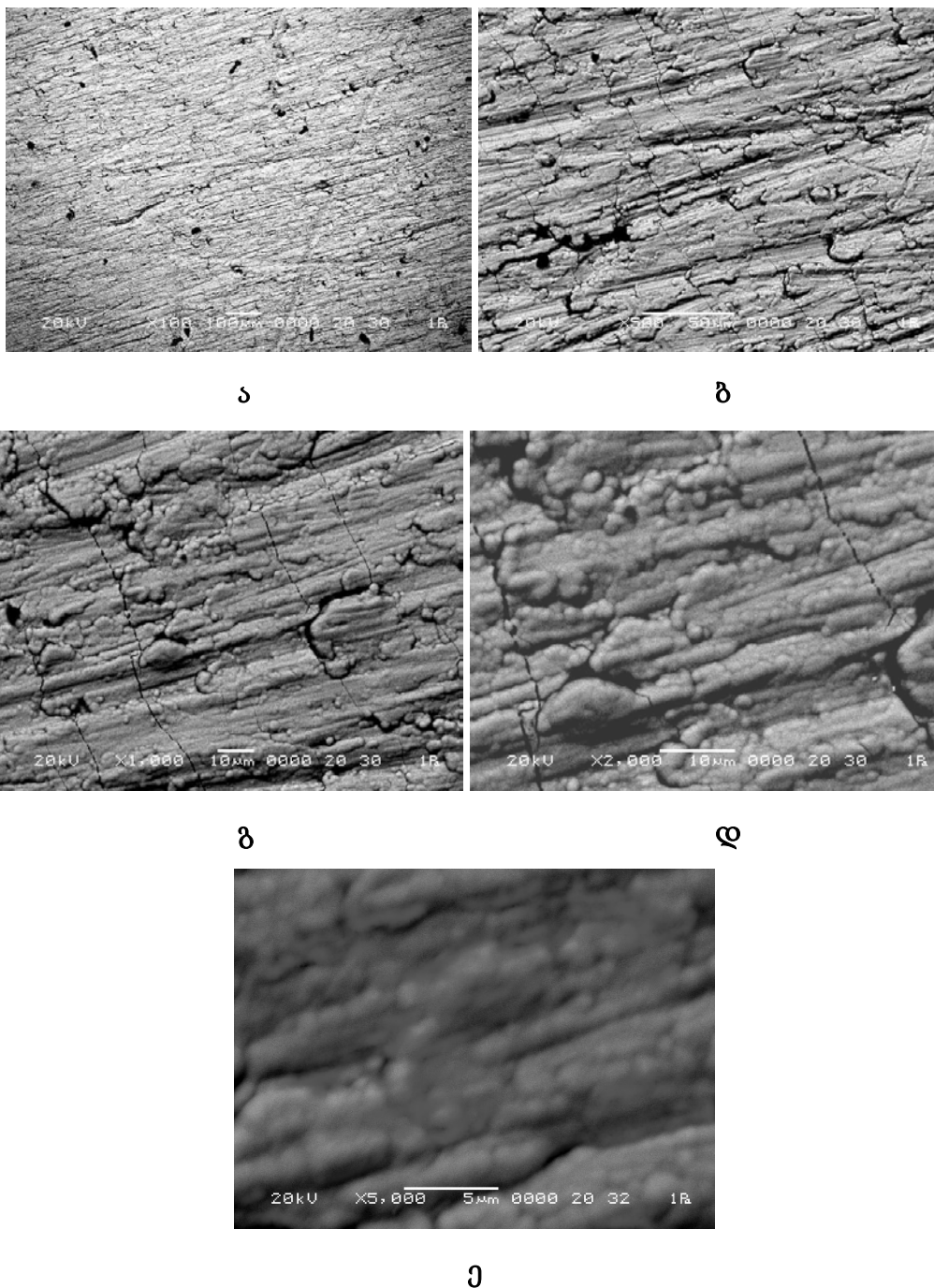
სურ. 31. ალუმინის ფუბეშრისა და ნიობიუმის დანაფარის რეაქტიული ზონის მორფოლოგია ა)  $\times 95$ ; ბ)  $\times 1000$

დენიმი არაპროგნოზირებადი მეტასტაბილური ფაზა, რომლებიც კონტროლს არ ექვემდებარება. ფაზათა გამყოფ საზღვერზე ერთმანეთთან ან სხვა რეაგენტებთან ურთიერთქმედების შედეგად მათი წარმოქმნა-გაქრობის პროცესი კიდევ უფრო ართულებს რეალურ მდგომარეობას, რასთანაც შეიძლება დავაკავშიროთ რეაქტიულ ზონაში ელემენტების ასეთი არათანაბარი განაწილება. ამ მოსაზრებას ადასტურებს ჩვენს მიერ ჩატარებული რენტგენოფაზური ანალიზი (ნახ. 11).



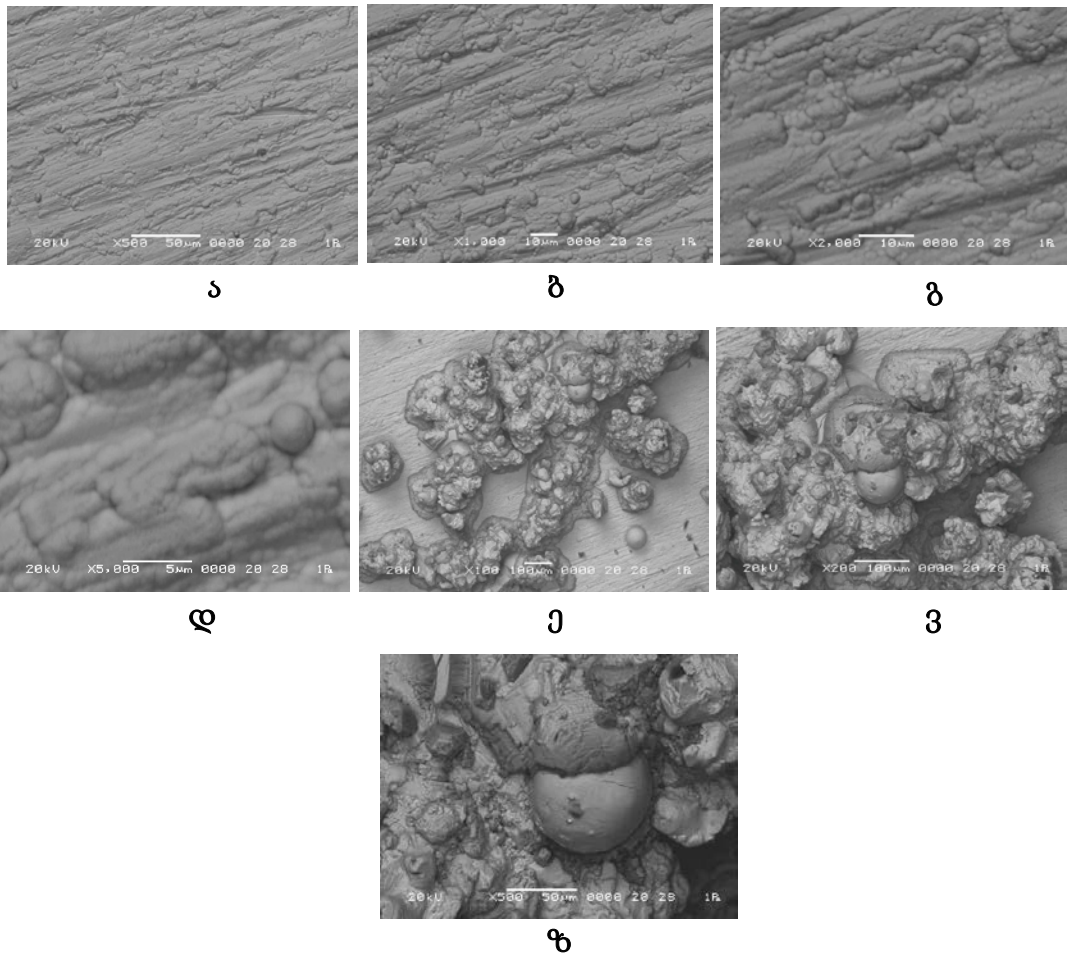
ნახ. 11. ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმის დანაფარის რენტგენოფაზური დიაგრამა (ნიობიუმის კონდენსაციის ტემპერატურა 250-320°C)

32-ე სურათზე მოცემულია ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმის დანაფარის მორფოლოგია ( $t_{\text{cond}}=250-320^{\circ}\text{C}$ ). აღნიშნულ ზონაში ყალიბდება საკმაოდ ერთგვაროვანი დანაფარი. კონდენსირებულ შრეში გამომჟღავნებული მიკრობზარების მიუხედავად ნიმუში უძლებს 12-14 ნიშანცვლად გადალუნვას.



სურ. 32. ალუმინის ფუძეშერეზე კონდენსირებული ნიობიუმის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა 250-320°C  
(ა)  $\times 100$ ; (ბ)  $\times 500$ ; (გ)  $\times 1000$ ; (დ)  $\times 2000$ ; (ე)  $\times 5000$

შედარებით დაბალ ტემპერატურულ ზონაში ( $t_{\text{cond}}=250-320^{\circ}\text{C}$ ) გამომჟღავნებულია როგორც ფუძეშერისა და დანაფარის მაქსიმუმები, ისე სისტემაში ცნობილი  $\text{AlNb}_2$ -ის და  $\text{AlNb}_3$ -ის მაქსიმუმები (ნახ. 11).



**სურ. 33. ალუმინის ფუძეშერეზე კონდენსირებული ნიობიუმის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა 390-440°C  
(ა)  $\times 500$ ; (ბ)  $\times 1000$ ; (გ)  $\times 2000$ ; (დ)  $\times 5000$ ; (ე)  $\times 100$ ; (ვ)  $\times 200$ ; (ზ)  $\times 500$**

33-ე სურათზე წარმოდგენილია ალუმინის ფუძეშერეზე კონდენსირებული ნიობიუმის დანაფარების ზედაპირის SEM მიკროფოტოგრაფიების სერია, რომელიც გადაღებულია ფუძეშერის 390-440°C დიაპაზონში.

რეაქტიული დიფუზიის ზონაში სტრუქტურა არაერთგვაროვანია. არსებობს გლუვ ზედაპირთან მიახლოებული უბნები და მათზე ამოზიდული სხვადასხვა ზომისა და ფორმის კონგლომერატები (სურ. 33).

მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპიის ქიმიური ანალიზის მონაცემების მიხედვით (ცხრ. 11), გლუვ ზედაპირზე გამომჟღავნებულია ნიობიუმის და ალუმინის თითქმის თანაბარი რაოდენობა, ხოლო კონგლომერატში, რომელიც რეაქტიული დიფუზიის პროდუქტს მიეკუთვნება, ნიობიუმის წილი მნიშვნელოვნად მეტია. ეს იმის მაჩვენებელია, რომ გლუვ

**ცხრილი 11. ალუმინის ფუძეში კონდენსირებული ნიობიუმის  
ზედაპირზე ქიმიური ელემენტების პროცენტული შემცველობა**

კონგლომერატი		გლუვი	
ელემენტი	ატ. %	ელემენტი	ატ. %
Al	7,54	Al	48,24
Nb	89,61	Nb	48,69
Mg	2,85	Mg	3,06
სულ	100	სულ	100

ზედაპირზე მიღებული დანაფარის სისქე მნიშვნელოვნად ნაკლები იქნება საშუალოსთან შედარებით. გლუვი ზედაპირის მიკროსტრუქტურის ხასიათიდან გამომდინარე, კონდენსატი რელიეფური ხასიათისაა და მიღებულია წაგრძელებული ფორმის წარმონაქმნები (სურ. 33. ბ, გ). უფრო დიდი გადიდებისას შეინიშნება აგრეთვე სფეროიდული ფორმის განცალკევებული წარმონაქმნები (სურ. 33. დ, ე).

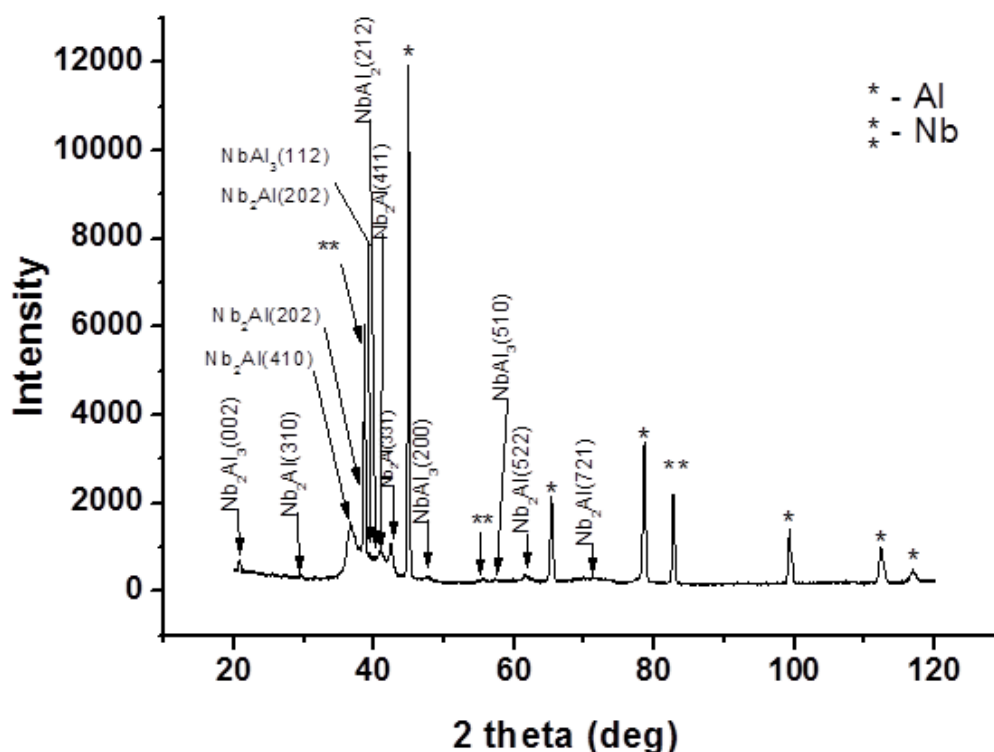
რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი ადასტურებს კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის პროცესების მიმდინარეობის ფაქტს - დიფრაქციულ სურათზე (ნახ. 12) გამოჩენილია  $NbAl_2$ -ის,  $NbAl_3$ -ის და მეტასტაბილური  $Nb_2Al_3$ -ის სუსტი მაქსიმუმები შესაბამისად  $2\theta=40,358$ ,  $2\theta=39,161$  და  $2\theta=20,75$  კუთხეებზე.

ასეთი არაერთგვაროვანი სტრუქტურის ჩამოყალიბება შეიძლება ორი თვალსაზრისით ვივარაუდოთ: ფაქტია, რომ ფუძეში ტემპერატურა ინიცირებას უკეთებს ქიმიური რეაქციების სინთეზის პროცესს. ფაზათა ჩამოყალიბება მიმდინარეობს მოცემულ სისტემაში ცნობილი სტექიომეტრიული, არასტექიომეტრიული და არაპროგნოზირებადი ფაზების წარმოქმნა-გაქრობის გზით. მოცემულ ტემპერატურულ პირობებში თერმოდინამიკურად სტაბილური ფაზის ჩამოყალიბების პროცესში უნდა მიმდინარეობდეს დეფიციტური კომპონენტით შევსება აქტიური ზონის მიმდებარე უბნიდან. ამდენად, ჩამოყალიბებული კონგლომერატის მიმდებარე ზონები



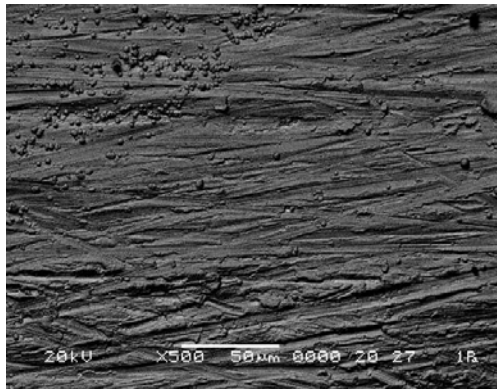
გალარიბდება კონდენსირებული ნიობიუმის ატომებით, რაც განაპირობებს გლუვი ზედაპირის ფორმირებას.

მეორე მხრივ, არ არის გამორიცხული, რომ წარმოდგენილი კონგლომერატები სინთეზს გარკვეული ხარისხით განიცდიდეს უშუალოდ ორთქლის ნაკადში და კონდენსირდებოდეს ფუძემზრის ზედაპირზე. აღნიშნული პროცესი, თავის მხრივ დაარღვევს ორთქლის ნაკადის თანაბარ განაწილებას ფუძემზრის ზედაპირის მიმდებარე ზონებში, რაც განაპირობებს SEM-ით გამოძეგნებული სტრუქტურის საწყის ეტაპს (სურ. 33. ვ, ზ).

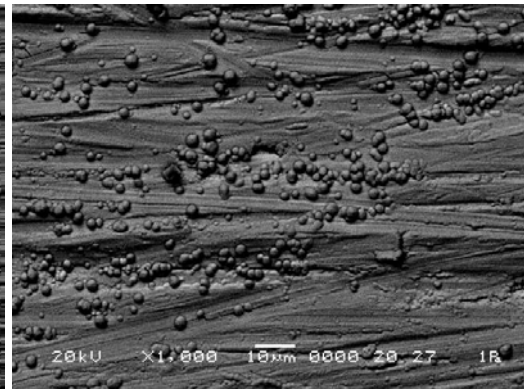


ნახ. 12. ალუმინის ფუძემზრეზე ნიობიუმის დანაფარის რენტგენოფაზური დიაგრამა (ნიობიუმის კონდენსაციის ტემპერატურა 390-440°C)

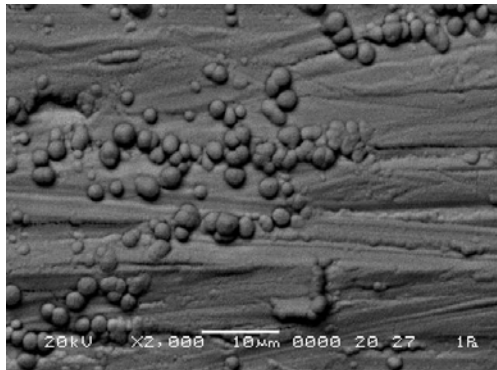
კონდენსაციის ტემპერატურის გაზრდით ( $t_{\text{cond}} = 480-500^{\circ}\text{C}$ ) შეინიშნება მნიშვნელოვანი ცვლილება რეაქტიული დიფუზიის პროდუქტების მორფოლოგიაში. წარმონაქმნების უმეტესობა ღებულობს სფეროიდულ ფორმას, თუმცა ზოგიერთ მიკროუბანში შეინიშნება მათი გაერთიანება, რის შედეგადაც წარმოიქმნება ნებისმიერი ფორმის ურთიერთმეზრდილი კონგლომერატები (სურ 34. ე, ვ).



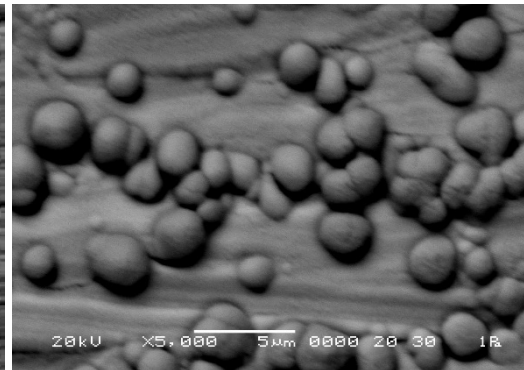
ა



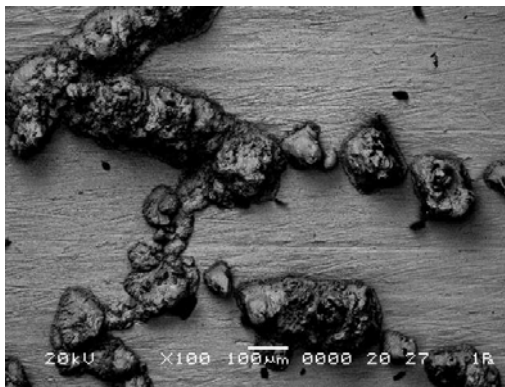
ბ



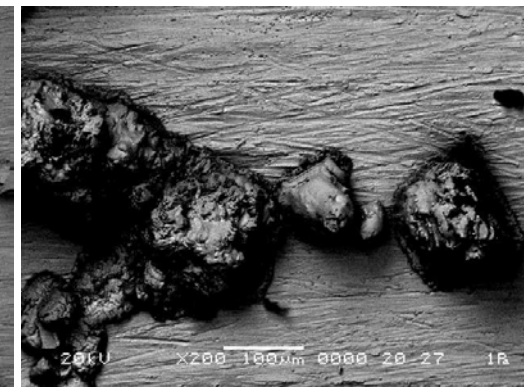
გ



დ



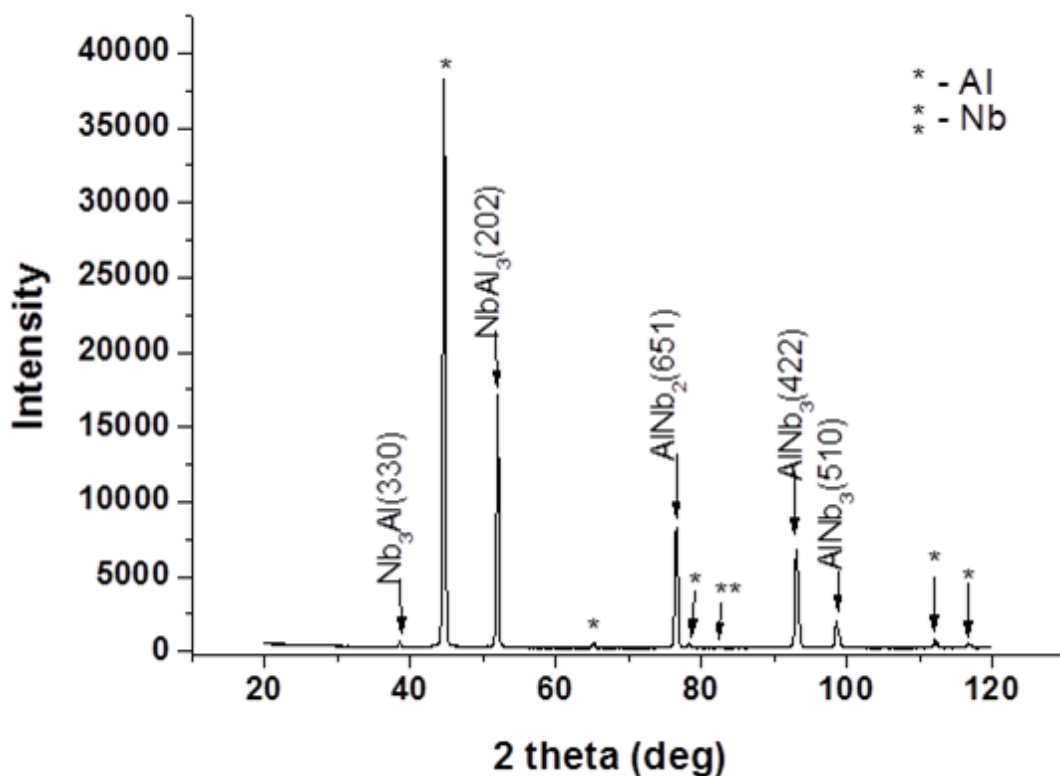
ე



ზ

სურ. 34. ალუმინის ფუძეშერეზე კონდენსირებული ნიობიუმის ზედაპირის მორფოლოგია. კონდენსაციის ტემპერატურა 480-500°C  
(ა)  $\times 500$ ; (ბ)  $\times 1000$ ; (გ)  $\times 2000$ ; (დ)  $\times 5000$ ; (ე)  $\times 100$ ; (ვ)  $\times 200$

განხილულ ტემპერატურულ ზონაში შეინიშნება ფაზური ცვლილებები კონდენსირებულ ფირში (ნახ. 13). კერძოდ, ქრება  $NbAl_2$ -ის მაქსიმუმი, ჩნდება  $Nb_3Al$  სტაბილური ფაზის მაქსიმუმები კუთხეებზე:  $2\theta=38,00$ ;  $2\theta=93,100$ ;  $2\theta=98,600$  და ძლიერდება  $NbAl_3$  სტაბილური ფაზის მაქსიმუმი  $2\theta=52,00$  კუთხეზე.



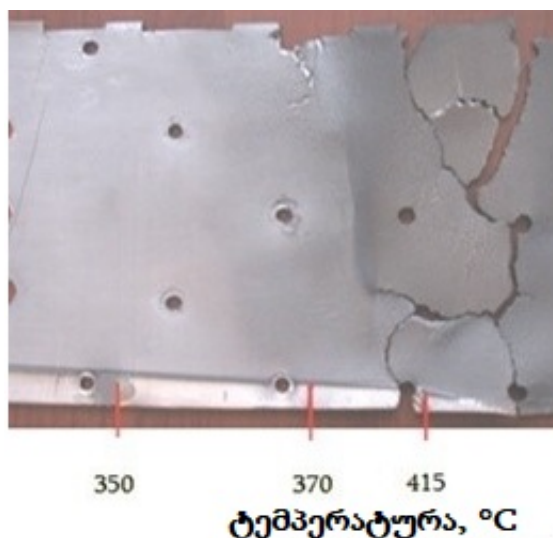
ნახ. 13. ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმის დანაფარის რენტგენოგრაფიული დიაგრამა (ნიობიუმის კონდენსაციის ტემპერატურა 480-500°C)

ამგვარად, რეაქტიული ზონების რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი საფუძველს იძლევა დავასკვნათ, რომ ალუმინის ფუძეშრის ტემპერატურა განაპირობებს რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობისა და ფაზათა წარმოქმნის პროცესის ხასიათს. კერძოდ, ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმის ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურის ზღვარს ზემოთ ინტენსიურად ვითარდება კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის პროცესები, რაც განაპირობებს ფაზური გარდაქმნების მიმდინარეობას სისტემაში უცნობი მეტასტაბილური ფაზების გავლით. კონდენსაციის ტემპერატურის მატებით ხდება მეტასტაბილური ფაზების ტრანსფორმირება წონასწორული სისტემისათვის დამახასიათებელ სტაბილურ ფაზებად.

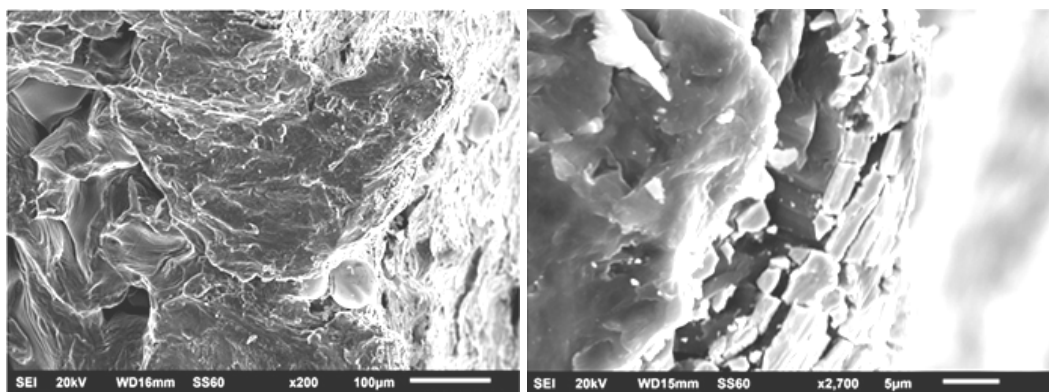
ანალოგიური სიტუაციაა დაფიქსირებული ალუმინის ფუძეშრეზე ტანტალის დანაფარების მიღების შემთხვევაშიც [66]. ორთქლის ნაკადის

მაღალი ენერგია და საორთქლებლიდან გამოსხივებული უზარმაზარი თბური ნაკადი ალუმინის ფუძეშრის მნიშვნელოვან გადახურებას განაპირობებს, ხოლო გაცივების პროცესში ფუძეშრისა და დანაფარის განსხვავებული თბოფიზიკური მახასიათებლების გამო იქმნება ნიმუშის დაზარვის საშიშროება. ასეთი სიტუაცია არაერთხელ არის ჩვენს მიერ ექსპერიმენტულად დაფიქსირებული. უფრო მეტიც, იმ უბნებში, საიდანაც არ ხდება სითბოს ინტენსიური ართმევა, როგორც გრადიენტული, ისე იზოთერმული ფუძეშრების გამოყენების შემთხვევაში ჩვენს მიერ გამომჟღავნებულია ფუძეშრის შემოდნობის ფაქტი. აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ კომპოზიტის დაზარვის შემდეგ ფუძეშრის ზედაპირიდან კონდენსატის აშრევა არც ერთ შემთხვევაში არ არის დაფიქსირებული.

გრადიენტულ ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარები ვიზუალურად მთელ ტემპერატურულ დიაპაზონში საკმაოდ გლუვი ზედაპირული აგებულების შთაბეჭდილებას ტოვებს (სურ. 35), თუმცა ელექტრონულმიკროსკოპული კვლევით გამომჟღავნებული რელიეფური ზონები (სურ. 36. ა), რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობასთან შეიძლება დავაკავშიროთ. ცალკეულ უბნებში მკვეთრად ჩანს დანაფარის



სურ. 35. ალუმინის გრადიენტულ ფუძეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის მაკროსტრუქტურა



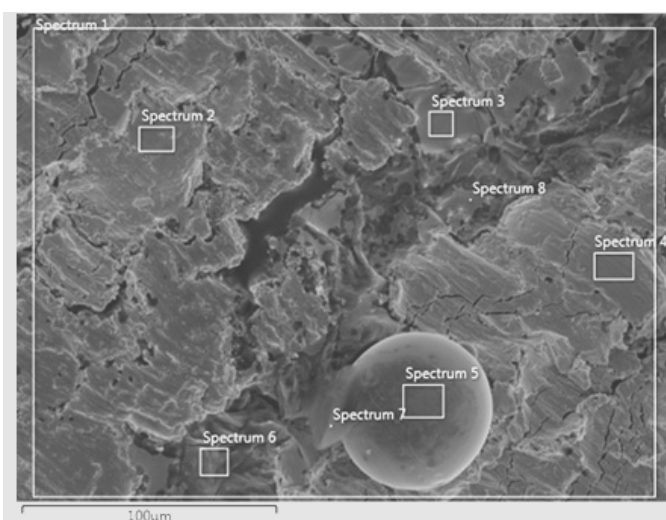
ა

ბ

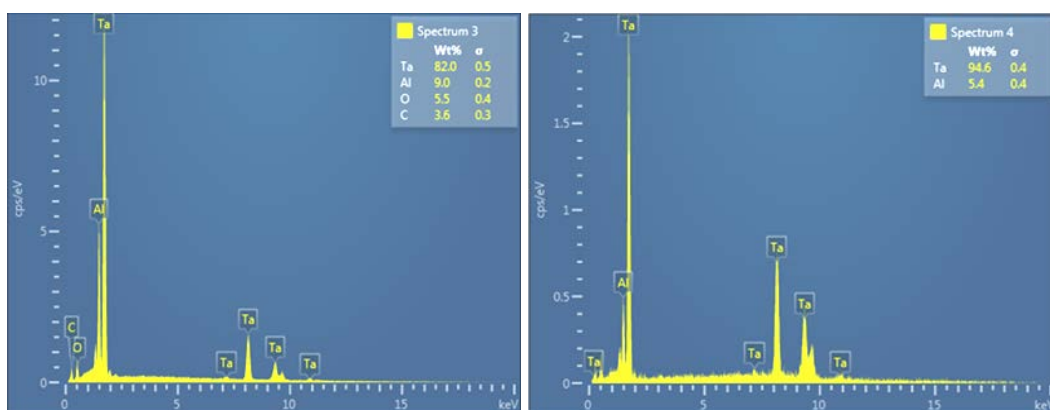
სურ. 36. ალუმინის ფუბეშრისა და ტანტალის დანაფარის რეაქტიული ზონის მორფოლოგია ა)  $\times 200$ ; ბ)  $\times 2700$

დაზარალი არეები (სურ. 36. ბ), რაც სტრუქტურის დამაბული მდგომარეობის მაჩვენებელია.

ტანტალის დანაფარებში სპექტრი შესწავლილია რეაქტიული ზონის შვიდი უბნის 50 წერტილში (სურ. 37). 38-ე სურათზე მაგალითის სახით წარმოდგენილია ორი წერტილის სპექტროგრამა. განსახილველ შემთხვევაშიც გამოკვლეულ სტრუქტურულ ზონებში გამომჟღავნებულია ტანტალისა და ალუმინის სხვადასხვა თანაფარდობითი შემცველობის უბნები:



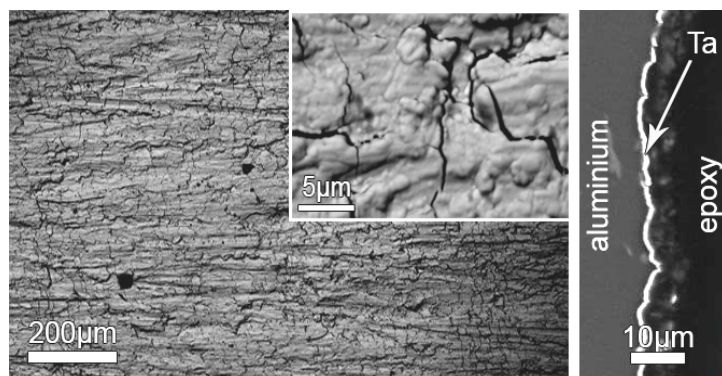
სურ. 37. ალუმინის ფუბეშრეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია



სურ. 38. რეაქტიული ზონაში ალუმინის ფუძეშერეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარის სპექტროგრამები

ტანტალის შემცველობა მერყეობს ზღვრებში 6,37%–დან 94,56%–მდე, ხოლო ალუმინისა – 0,42%–დან 79,19%–მდე (წონით პროცენტებში).

39-41 სურათებზე წარმოდგენილია რეაქტიული ზონის სხვადასხვა ტემპერატურულ ინტერვალებში ტანტალის დანაფარების ზედაპირის მორფოლოგიისა და განივი კვეთის მასკანირებული ელექტრონული მიკროსკოპით მიღებული გამოსახულებები.



სურ. 39. ალუმინის გრადიენტულ ფუძეშერეზე ( $t_{\text{cond}}=300-350^{\circ}\text{C}$ ) ტანტალის დანაფარის ზედაპირის მიკროსტრუქტურა და განივი კვეთის გამოსახულება

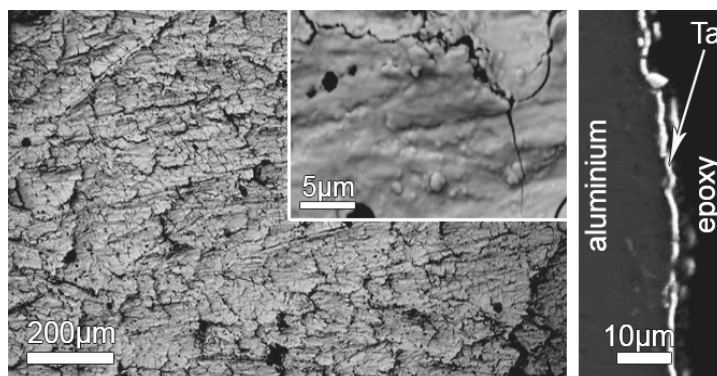
39-ე სურათზე ნაჩვენებია, რომ ყველაზე დაბალ ტემპერატურულ ზონაში ( $300^{\circ}\text{C}-350^{\circ}\text{C}$ ) ფორმირებული დანაფარი ხასიათდება საწყისი ბზარების ჩამოყალიბებით. ეს ასევე დასტურდება ნიმუშის განივი კვეთის



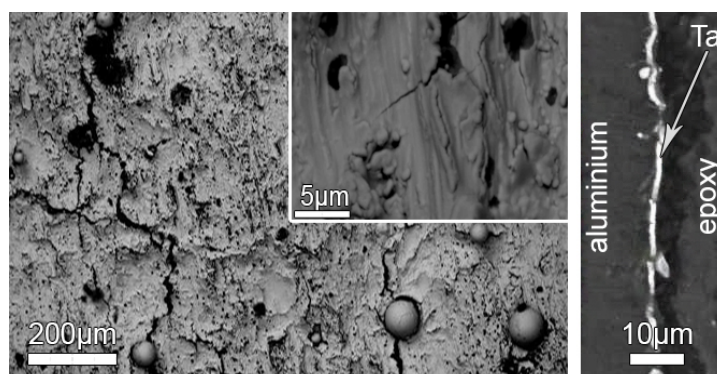
გამოსახულებით, რომელიც გვიჩვენებს კონდენსირებული ტანტალის ფენის მთლიანობის დარღვევას შედარებით მცირე უბნებში.

კონდენსაციის ტემპერატურის  $390^{\circ}\text{C}$ -მდე ზრდასთან ერთად ბზარები იხსნება და ირღვევა ზედაპირის მთლიანობა. განივი კვეთის გამოსახულება გვიჩვენებს, რომ Ta დანაფარის რღვევის არეალი ფართოვდება (სურ. 40).

ტემპერატურის შემდგომი მომატებით დაახლოებით  $450^{\circ}\text{C}$ -მდე ზედაპირი დაფარულია ტანტალის სფეროებით. შესაბამისად, განივი კვეთის გამოსახულება გვიჩვენებს Ta დანაფარის მთლიანობის რღვევის არეალის გაფართოებას (სურ. 41).

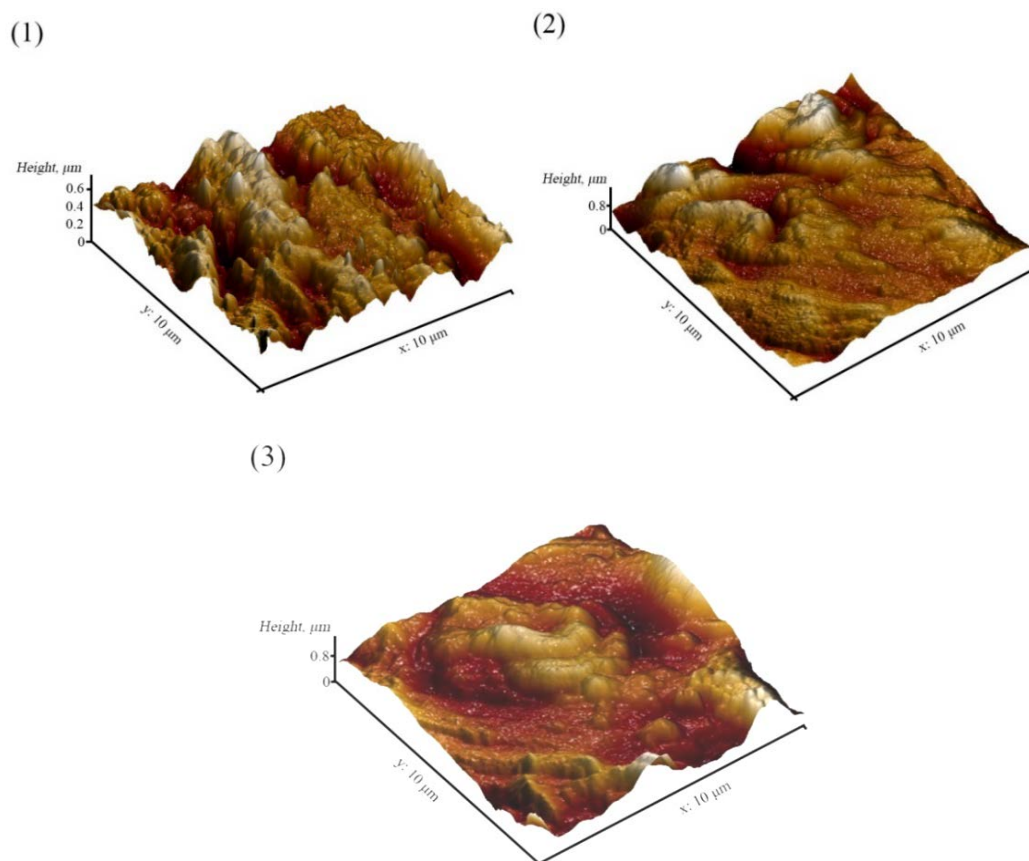


სურ. 40. ალუმინის გრადიენტულ ფუძეშრეზე ( $t_{\text{cond}}=390\text{--}420^{\circ}\text{C}$ ) ტანტალის დანაფარის ზედაპირის მიკროსტრუქტურა ( $200\text{ }\mu\text{m}$ ) და ( $5\text{ }\mu\text{m}$ ) და განივი კვეთის გამოსახულება



სურ. 41. ალუმინის გრადიენტულ ფუძეშრეზე ( $t_{\text{cond}}\sim 450^{\circ}\text{C}$ ) ტანტალის დანაფარის ზედაპირის მიკროსტრუქტურა ( $200\text{ }\mu\text{m}$ ) და ( $5\text{ }\mu\text{m}$ ) და განივი კვეთის გამოსახულება

42-ე სურათზე მოყვანილია ტანტალის დანაფარებიანი ნიმუშების სამი ტემპერატურული ზონის ატომურ-ძალური მიკროსკოპით AFM (Ntegra Spectra Solar (NT-MDT, Russia)) ნახევრად-კონტაქტურ რეჟიმში მიღებული გამოსახულებები. გამოსახულებებმა აჩვენა, რომ მარცვლის ზომა მცირდება კონდენსაციის ტემპერატურის ზრდასთან ერთად.



**სურ. 42. გრადიენტული ტემპერატურის მქონე ფუძეშრეზე ტანტალის დანაფარების ატომურ-ძალური მიკროსკოპით მიღებული გამოსახულებები.**  
კონდენსაციის ტემპერატურები: 1) 300–350°C, 2) 390–420°C, 3) ~ 450°C

აღმოჩნდა, რომ ყველა გამოკვლეული ნიმუშის დანაფარებს, რომლებიც აღებულია სხვადასხვა ტემპერატურული ზონიდან, ბზარების მიუხედავად, შესანიშნავი ადჰეზია აქვს ფუძეშრესთან (1, 4-სკალიანი შეფასებით, სადაც 1 საუკეთესო მაჩვენებელია). შედეგები მიუთითებს, რომ ტანტალის დანაფარის რღვევა შეიძლება გამოწვეული იყოს კონდენსირებულ ტანტალის

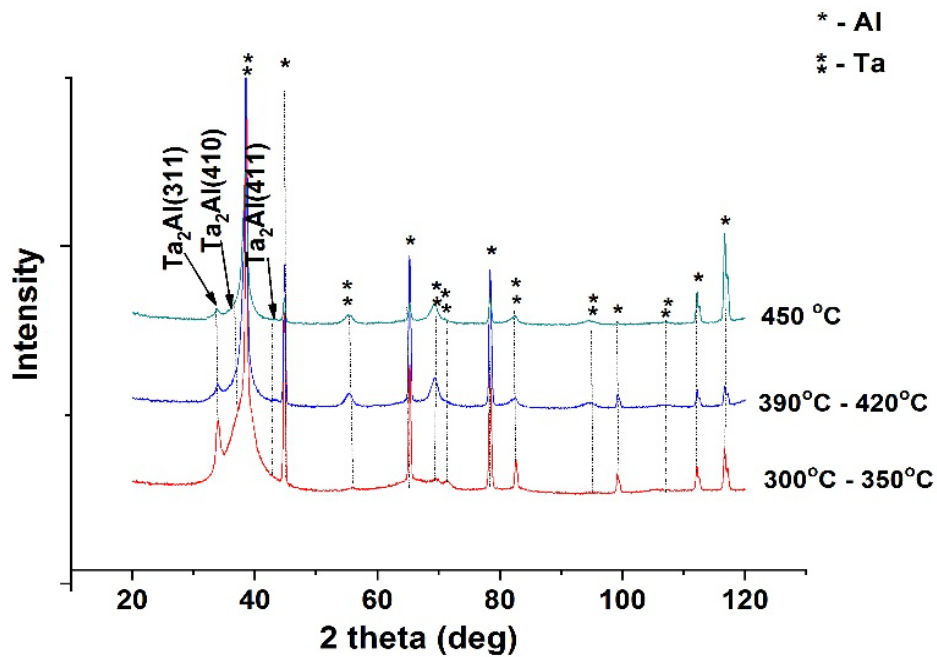


ფენასა და ფუძეშრეს შორის ფიზიკურ და მექანიკურ თვისებებში განსხვავებით. ნარჩენმა ძაბვებმა დანაფარისა და ფუძეშრის სასაზღვრო ზონაში გამოიწვია ნიმუშის დეფორმაცია და მისი მთლიანობის რღვევა [68].

ნარჩენი ძაბვების დაგროვების ერთ-ერთი ძირითადი მიზეზი შეიძლება იყოს ფუძეშრისა და დანაფარის მასალების თერმული გაფართოების კოეფიციენტებს შორის განსხვავება. თერმული გაფართოების კოეფიციენტის მნიშვნელობები ტანტალისთვის იცვლება  $6,6 \times 10^{-6}$  -დან  $8,0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  -მდე შესაბამისად  $20-500^{\circ}\text{C}$  და  $20-1500^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურულ ინტერვალებში, იმ დროს, როცა ალუმინისათვის  $20-300^{\circ}\text{C}$ -ზე იგი შეადგენს  $-25,6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ .

თერმული დაძაბულობების სიდიდე ასევე დამოკიდებულია დეპონირების ტემპერატურაზე და იზრდება სტაბილურად კონდენსაციის ტემპერატურის მატებასთან ერთად. ამის შედეგი უნდა იყოს ტანტალის საკვლევ დანაფარებზე მრავალი ზედაპირული ბზარის არსებობის ფაქტი კონდენსაციის ტემპერატურის ზრდასთან ერთად.

ალუმინის ფუძეშრეზე ტანტალის დანაფარების დიფრაქტოგრამების ანალიზის შესაბამისად, გამოვლენილია  $300-350^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურულ ინტერვალში ჩამოყალიბებული მულტიფაზური სისტემა, რომელიც შედგება სუფთა ტანტალის (დანაფარი), ალუმინის (ფუძეშრე) და ტეტრაგონური ელემენტარული უჯრედის მქონე  $\text{Ta}_2\text{Al}$  ინტერმეტალური ნაერთისაგან. მე-14 ნახაზზე წარმოდგენილი დიფრაქციული სურათების ანალიზით ჩანს, რომ კონდენსაციის ტემპერატურის მომატება იწვევს Ta-ის დანაფარების სტრუქტურულ-ფაზური მდგომარეობის ცვლილებას. დიფრაქტომეტრული მაქსიმუმების ინტენსივობის გადანაწილება მიუთითებს მოცემული რეფლექსების შესაბამის ფაზათა მასური წილის ცვლილებებზე. კერძოდ, კონდენსაციის ტემპერატურის ზრდასთან ერთად აღინიშნება ალუმინის შესაბამისი მაქსიმუმების ინტენსივობის ზრდა, რაც უნდა დავაკავშიროთ დანაფარების ზედაპირზე ბზარწარმოქმნის ინტენსივობის ზრდასთან. კონდენსაციის ტემპერატურის მატებასთან ერთად შეინიშნება სუფთა ტანტალის შესაბამისი



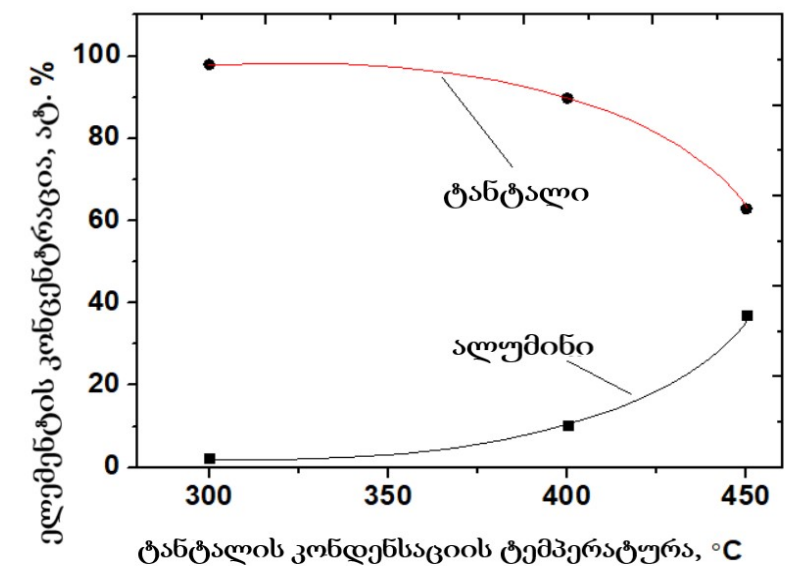
ნახ. 14. გრადიენტულ ალუმინის ფუძეშრეზე ტანტალის დანაფარების დიფრაქტოგრამების უბნები.  
კონდენსაციის ტემპერატურა: 1) – 300–350°C, 2) – 390–420°C, 3)– დაახლოებით 450°C

როგორც რეფლექსების რაოდენობის, ისე ინტენსივობის, შემცირება. Ta<sub>2</sub>Al ლითონთშორისი ნაერთის რეფლექსების ინტენსივობა ასევე მცირდება კონდენსაციის ტემპერატურის მატებასთან ერთად და პრაქტიკულად ქრება 450°C-ზე.

უნდა აღინიშნოს, რომ დიფრაქტოგრამების მონაცემები სრულ კორელაციაშია ელემენტების შედგენლობის კვლევის მონაცემებთან. მე-15 ნახაზზე წარმოდგენილი ელემენტების განაწილების სურათი გვიჩვენებს, რომ ალუმინის შემცველობა იზრდება და ტანტალის შემცველობა მცირდება ალუმინის ფუძეშრეზე ტანტალის კონდენსაციის ტემპერატურის მატებასთან ერთად.

როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული, ალუმინის შემდგენის შესაბამისი ზრდა დაკავშირებულია ბზარის წარმოქმნასთან და ალუმინის დიფუზიასთან ფუძეშირიდან ტანტალის დანაფარში კონდენსაციის ტემპერატურის ზრდასთან ერთად.

დიფრაქციული სურათების (ნახ. 14) უფრო დეტალურმა ანალიზმა აჩვენა, რომ ძირითადი ტანტალის დიფრაქციული მაქსიმუმის სრული სიგანე სიმაღლის ნახევარზე (FWHM) მუდმივად იზრდება კონდენსაციის



ნახ. 15. ალუმინის ფუბეშრეზე სხვადასხვა ტემპერატურებზე ფორმირებული ტანტალის დანაფარში ელემენტების შედგენილობის (ატ. %) დამოკიდებულება ტანტალის კონდენსაციის ტემპერატურაზე

ტემპერატურის მატებასთან ერთად, რაც მიუთითებს რეაქტიული დიფუზიის ზონაში მაღალ ტემპერატურაზე ტანტალის დანაფარების კრისტალების მაღალი დისპერსიულობის ხარისხზე [66].

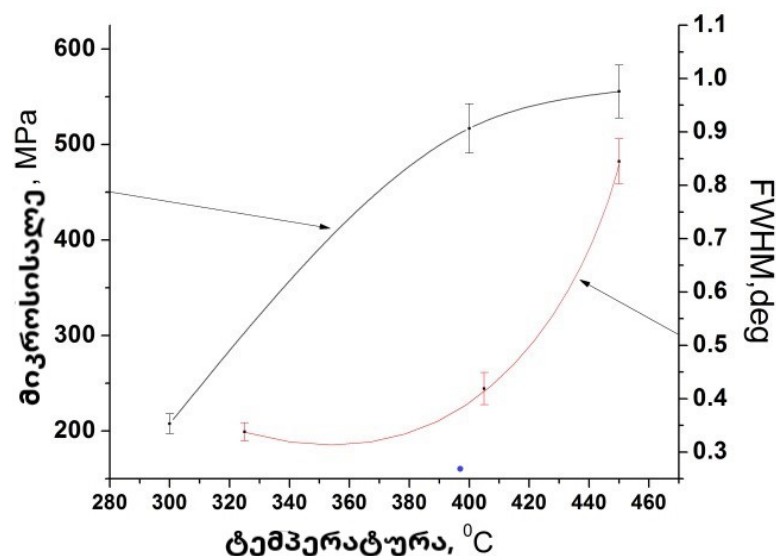
ასეთი რთული სიტუაციაა მოსალოდნელი ტანტალის კონდენსაციის დროს ალუმინის ზედაპირზე. წყაროებსა და პირადი კვლევების შედეგებზე დაყრდნობით [69], არ შეიძლება გამოირიცხოს ამ სისტემისთვის დამახასიათებელი მეტასტაბილური ან სტაბილური შუალედური ქიმიური ნაერთების ფორმირება კომპონენტების კონცენტრაციის სათანადო პირობების მიღწევისას, კონდენსაციის დაბალი ტემპერატურების მიუხედავად.

აღმოჩნდა, რომ კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის პროცესების მიმდინარეობისას შუალედური ქიმიური ნაერთების წარმოქმნა შესაძლებელია ერთი მდგომარეობიდან მეორეზე გადასვლით გარდამავალი შედგენილობის მეტასტაბილური ფაზის გავლით განხორციელდეს [70-72]. დიდი გადაცივებისა და არაწონასწორული კრისტალიზაციის

პირობებში, რაც დამახასიათებელია ორთქლ-ფაზური ტექნოლოგიისთვის, შესაძლებელია არაპროგნოზირებადი მეტასტაბილური ფაზების წარმოქმნაც, რომლებიც კონტროლს არ ექვემდებარება. ფუძეშრე-დანაფარის საზღვარზე ვითარება მუდმივად იცვლება ტექნოლოგიური პარამეტრების და კონდენსირებული ფირის სისქის ცვლილების შესაბამისად. ამრიგად, შეიძლება მოხდეს მეტასტაბილური ნაერთების ჩამოყალიბება ან გაქრობა, ერთმანეთთან ან სხვა რეაგენტებთან ურთიერთქმედების შედეგად.

ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე, უნდა ვივარაუდოთ, რომ მაღალი დისპერსულობის სტრუქტურის წარმოქმნა  $Ta_2Al$ -ის სხვა ქიმიურ ნაერთად გარდაქმნის შედეგია, რომელიც რენტგენოსტრუქტურულად ამორფული მდგომარეობის სტადიაში იმყოფება. ამაზე ასევე ის ფაქტი მეტყველებს, რომ კონდენსაციის ტემპერატურის ზრდასთან ერთად უწყვეტად იზრდება დანაფარის მიკროსისალე.

მე-16 ნახაზზე ნაჩვენებია Ta-ის დანაფარების მიკროსისალისა და რენტგენული სპექტრული ხაზის (110) ფიზიკური გაფართოების (სრული სიგანე მაქსიმუმის ნახევარზე FWHM - full width at half maximum) დამოკიდებულება კონდენსაციის ტემპერატურაზე ტანტალის დიფრაქციულ უბნებში. შეიძლება აღინიშნოს, რომ ალუმინის ფუძეშრეზე ტანტალის



ნახ. 16. მიკროსისალის და რენტგენული სპექტრული ხაზების (110) ფიზიკური გაფართოების დამოკიდებულება ტანტალის კონდენსაციის ტემპერატურაზე.

კონდენსაციის ტემპერატურის მომატება იწვევს დიფრაქციული მაქსიმუმების სიგანის მუდმივ ზრდას, რაც მიუთითებს ტანტალის დანაფარებში დეფექტების კონცენტრაციის ზრდასა და კრისტალების დისპერსულობის მაღალ ხარისხზე, რასაც თან სდევს დანაფარების მიკროსისალის ზრდა კონდენსაციის ტემპერატურის მატებასთან ერთად.

ზედაპირის მორფოლოგიის, ფაზური და ელემენტების შედგენილობის შედეგებზე დაყრდნობით, მთავარი დასკვნა ის არის, რომ ფაზათა ჩამოყალიბების პროცესი, ფუძემშრესთან ადჰეზიის ხარისხი და უდეფექტო მაღალი ხარისხის დანაფარების მიღებაზე ძირითად გავლენას ფუძემშრის ტემპერატურა ახდენს.

ოპტიმალური ტემპერატურის დიაპაზონის ზედა ზღვარს ზემოთ, რეაქტიული დიფუზიის შედეგად შუალედური ქიმიური ნაერთი -  $Ta_2Al$  წარმოიქმნება. ნიმუშის გაციების პროცესში იგი იწვევს ნიმუშის დაბზარვას სხვადასხვა ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების გამო, რაც კიდევ უფრო ამცირებს ტანტალის კონდენსაციის დიაპაზონს.

ექსპერიმენტულ მონაცემებზე დაყრდნობით შეიძლება დავასკვნათ, რომ ალუმინის ფუძემშრის ზედაპირზე ტანტალის დანაფარის მიღების ოპტიმალური ტემპერატურა კიდევ უფრო ვიწრო დიაპაზონს მოიცავს და  $200-320^{\circ}C$ -ით შემოიფარგლება. ნიშანცვლად გადალუნვებზე გამოცდისას დადგენილია, რომ დანაფარში ბზარწარმოქმნა იწყება თხუთმეტჯერადი გადალუნვისას, ხოლო ნიმუშის მთლიანობა ირღვევა ჩვიტმეტჯერადი გადალუნვის შემდეგ. არც მოცემულ შემთხვევაში შეინიშნება კონდენსატის აშრევა ფუძემშრიდან ნიმუშის გადატეხის შემდეგ, რაც მათ შორის საუკეთესო შეჭიდულობის ხარისხზე მიუთითებს.

### 3.4. ექსპერიმენტის შედეგების განსჯა

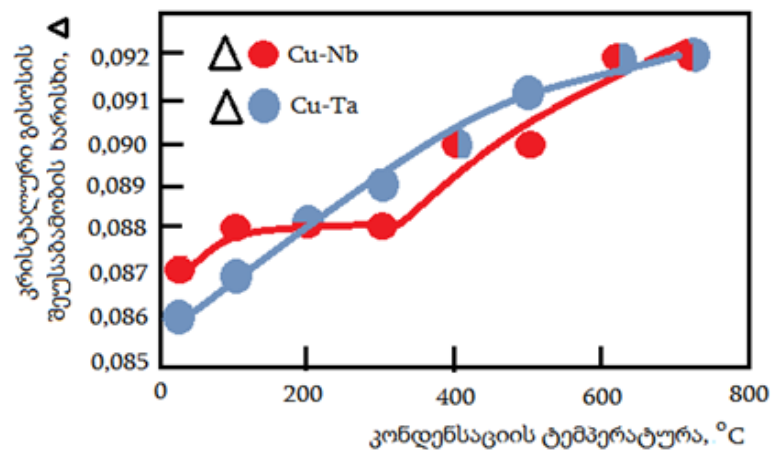
$Cu-Nb$  და  $Cu-Ta$  სისტემების მდგომარეობის დიაგრამებიდან გამომდინარე (იხ. ნახაზები 3, 4), როგორც სპილენძისა და ნიობიუმის, ასევე სპილენძისა და ტანტალის ურთიერთხსნადობა უმნიშვნელოა, მათ შორის არ

წარმოიქმნება არც რაიმე შუალედური ნაერთი. ამიტომ „ფუძემშრე–კონდენსატი“ ფაზათა გამყოფ საზღვარზე არ უნდა ველოდეთ ფართო არის მქონე მყარი ხსნარების ან შუალედური ლითონთშორისი ფაზების წარმოქმნას, რამაც შეიძლება გარდამავალი შრის როლი შეასრულოს ფუძემშრესა და დანაფარს შორის დამაკმაყოფილებელი ადჰეზიის ხარისხის უზრუნველყოფით.

ერთ–ერთი უმთავრესი ფაქტორი, რომელიც დანაფარის გამოყენების პირობებს და მისი მიღების ტექნოლოგიის შერჩევის სისწორეს განაპირობებს, არის ნაკეთობაში ნარჩენი ძაბვების სიდიდე. მაკროდამაბულობამ (I გვარის ძაბვები) შეიძლება არსებითად შეცვალოს კომპოზიტის ფორმა და ფუძემშრესა და დანაფარს შორის ადჰეზიის პირობები. ნარჩენი ძაბვების წარმოქმნის ძირითადი მიზეზია ფუძემშრისა და დანაფარის მოცულობით ცვლილებებს შორის სხვაობა, რაც განპირობებული შეიძლება იყოს ტემპერატურის არათანაბარი განაწილებით სისტემაში „ფუძემშრე–დანაფარი“, თერმული გაფართოების კოეფიციენტებსა და კრისტალური მესრის პარამეტრებს შორის განსხვავებით, ფაზური და სტრუქტურული გარდაქმნებით ფუძემშრეში, დანაფარში და მათ შორის გარდამავალ ზონაში, აგრეთვე დანაფარში რაიმე ჩანართების არსებობით [73]. ფუძემშრესთან კონდენსირებადი ფაზის შეზრდისათვის უმთავრეს განმსაზღვრელ ფაქტორს, ფუძემშრესა და დანაფარს შორის დამაკმაყოფილებელი ადჰეზიის უზრუნველყოფის თვალსაზრისით, მაინც კრისტალური მესრების სტრუქტურულ–გეომეტრიული შესაბამისობის ხარისხი უნდა წარმოადგენდეს, რაც, უპირველეს ყოვლისა, გულისხმობს იმ სიბრტყეების გეომეტრიულ მსგავსებას, რომელთა შეზრდაც მიმდინარეობს, ხოლო მათი პერიოდების ფარდობითი განსხვავება არ უნდა აღემატებოდეს 15%:  $\Delta = (a_1 - a_2) / a_1$ , სადაც  $a_1$  არის ფუძემშრის მასალის კრისტალური მესრის, ხოლო  $a_2$  – კონდენსირებადი ფაზის კრისტალური მესრის პერიოდი [57].

აქედან გამომდინარე, სპილენძის ფუძეშრესა და ნიობიუმისა და ტანტალის დანაფარებს შორის დამაკმაყოფილებელი ადჰეზიის უზრუნველყოფის თვალსაზრისით უმთავრეს როლს უნდა ასრულებდეს კრისტალური მესრების მსგავსება და მათი პარამეტრების შეუსაბამობის მეტად დაბალი ხარისხი.

როგორც მე-17 ნახაზზე წარმოდგენილი ჩვენს მიერ გამოთვლილი შედეგებიდან ჩანს, სპილენძის ფუძეშრესა და ნიობიუმისა და ტანტალის დანაფარებს შორის კრისტალური მესრის შეუსაბამობის ხარისხი მეტად მცირეა და კონდენსაციის ტემპერატურიდან ოთახის ტემპერატურამდე გაცივებისას იგი მნიშვნელოვნად კლებულობს: კონდენსაციის ტემპერატურაზე (500°C და 700°C ნიობიუმისა და ტანტალისათვის შესამამისად) სპი-



ნახ. 17. სპილენძის ფუძეშრისა და ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსატების კრისტალური მესრების შეუსაბამობის ხარისხი ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით

ლენძის ფუძეშრისა და ნიობიუმისა და ტანტალის დანაფარების მესრებს შორის შეუსაბამობის ხარისხი  $\Delta_{\text{Cu-Nb}}=0,090$ ,  $\Delta_{\text{Cu-Ta}}=0,092$ , ხოლო იგივე მაქსიატებლები ოთახის ტემპერატურაზე ტოლია:  $\Delta_{\text{Cu-Nb}}=0,087$ ,  $\Delta_{\text{Cu-Ta}}=0,086$ . კონდენსაციის პროცესის დამთავრების შემდეგ, ოთახის ტემპერატურამდე გაცივებისას, კრისტალური მესრების შეუსაბამობის ხარისხის განუხრელი შემცირება გამოიწვევს მნიშვნელოვანი ნარჩენი ძაბვების დაგროვებას, რაც ფუძეშრესა და დანაფარს შორის დამაკმაყოფილებელ შეჭიდულობას უნდა უზრუნველყოფდეს.

როდესაც კრისტალური მესრები არ არის სრულად იდენტური, მაგრამ ერთმანეთისგან მცირედ, რამდენიმე პროცენტით განსხვავდება, კონდენსირებული ფირის ფორმირების საწყის სტადიაში კრისტალური მესრების პერიოდების შეუსაბამობის ნაწილობრივი კომპენსაცია მოსალოდნელია ერთმანეთთან მოსაზღვრე ფაზების კრისტალური მესრების გარკვეული ხარისხით დრეკადი (კოჰერენტული) დეფორმაციის ხარჯზე განხორციელდეს, რაც მესრების ურთიერთმისადაგებას შეუწყობს ხელს. გამყოფი სიბრტყის მახლობლობაში მეტი ატომთშორისი მანძილის მქონე კრისტალი (მოცემულ შემთხვევაში ფუძემრე, სპილენძი), შეიკუმშება, ხოლო მეორე – გაიჭიმება. წარმოქმნილი დამახინჯების ენერგია დრეკადია და ფუძემრისგან ფირის განცალკევების შემთხვევაში იგი მოისპობა. ასეთ პირობებში აღძრული დრეკადი ენერგიის სიდიდე ძირითადად ატომთშორისი მანძილების შეუსაბამობის ხარისხზე და კრისტალების დრეკადობის მუდმივებზეა დამოკიდებული.

რადგან ნიობიუმთან და ტანტალთან შედარებით სპილენძის ფუძემრე უფრო მაღალპლასტიკურია (სპილენძის ფარდობითი წაგრძელება  $\delta=46-50\%$ , ნიობიუმისათვის  $\delta=20-30\%$  [44], ხოლო ტანტალისათვის  $\delta=32\%$  [35]), არ არის გამორიცხული ფსევდომორფიზმის მოვლენის განვითარება, რაც მნიშვნელოვნად შეამცირებს დრეკადი დეფორმაციით გამოწვეულ დამაბულობას ფაზათა გამყოფ საზღვარზე.

ზემოთ განხილული საკითხების ანალიზი შესაძლებლობას იძლევა დავასკვნათ, რომ  $300-500^{\circ}\text{C}$  ინტერვალში ნიობიუმისა და  $600-750^{\circ}\text{C}$  ინტერვალში ტანტალის სპილენძის ფუძემრეზე კონდენსაციის პირობებში ექსპერიმენტულად დადგენილი დადებითი ეფექტი განპირობებული უნდა იყოს „ფუძემრე-კონდენსატი“ ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე ფუძემრესა და კონდენსირებულ ფაზებს შორის კოჰერენტული სასაზღვრო ზონის ჩამოყალიბებით, რაც ოთახის ტემპერატურამდეა შენარჩუნებული. ფუძემრესა და კონდენსატს შორის დამაკმაყოფილებელი შეჭიდულობის ხარისხს განაპირობებს



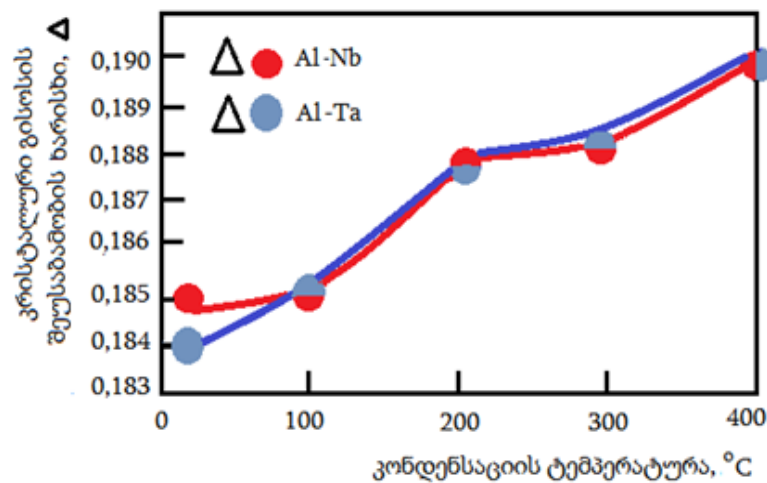
აგრეთვე ის გარემოება, რომ გაცივების პროცესში კომპოზიტში არ მიმდინარეობს რაიმე სტრუქტურული ან ფაზური გარდაქმნები [75].

ორთქლის ფაზიდან კონდენსაციის პროცესის არაწონასწორული პირობები განაპირობებს ფაზათა წარმოქმნის ტემპერატურის დაწევას, მრავალ სისტემაში მყარი ხსნარების არსებობის უბნების გაფართოებას, კვაზიექტექტოიდების არის ჩამოყალიბებას, მაღალტემპერატურული ფაზების დაფიქსირებას ოთახის ტემპერატურაზე სტაბილურ მდგომარეობაში ან ისეთი შუალედური ფაზების სინთეზს, რომლებიც მოცემულ სისტემაში წონასწორულ პირობებში არ არსებობს [56, 69, 74]. აქედან გამომდინარე, არ შეიძლება გამოირიცხოს „ორთქლის ნაკადი - ფუძემრე“ ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე ისეთი პროცესების მიმდინარეობა, რის შედეგადაც შესაძლებელი გახდება ამა თუ იმ ტიპის გარდამავალი ზონის ფორმირება, რომელმაც შეიძლება უზრუნველყოს როგორც ფუძემრესა და დანაფარს შორის საუკეთესო შეჭიდულობის ხარისხი (მაგალითად, შეუთავსებელ წყვილში ალუმინის ფუძემრე-ცირკონიუმის დიოქსიდი [70]), ისე გააუარესოს ფაზათა შორის ადჰეზიური თვისებები (მაგალითად, წყვილში ალუმინის ფუძემრე-ნიკელის კონდენსატი [66]). გასათვალისწინებელია აგრეთვე ის ფაქტი, რომ ორთქლის ფაზიდან ფუძემრეზე ატომების ადსორბცია თერმული აკომოდაციით მიმდინარეობს [63], რაც პროცესის ეგზოთერმულ ხასიათს განაპირობებს. ამიტომ განსახილველ შემთხვევაში ერთ-ერთ უმნიშვნელოვანეს ფაქტორს მზარდ ფირში კონდენსაციის ფარული სითბოს დაგროვება წარმოადგენს, რაც ცვლის ფაზათა წარმოქმნის ტემპერატურულ პირობებს და პროცესს კიდევ უფრო ართულებს.

ანალოგიურ რთულ სიტუაციას აქვს ადგილი ალუმინის ფუძემრეზე ძნელდნობადი ლითონების - ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსაციის პროცესში, რაც ორი ძირითადი მოვლენით არის განპირობებული: ჯერ ერთი, ალუმინის მაღალი ქიმიური აქტიურობის გამო ფუძემრის ოპტიმალური ტემპერატურის ზედა ზღვარს ზემოთ ინტენსიურად ვითარდება კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის პროცესები, რაც

მნიშვნელოვლად ზღუდავს კონდენსირებული ფირის დასმის ოპტიმალურ ტემპერატურულ არეალს და მეორე, აღნიშნულ ინტერვალში ფუძემშრისა და კონდენსირებული ფაზების კრისტალური მესრების შეუსაბამობის ხარისხი მეტად მაღალია და მნიშვნელოვლად აღემატება ლიტერატურულ წყაროებში მითითებულ ზედა ზღვარს (15%, [57]): როგორც მე-18 ნახაზზე წარმოდგენილი დიაგრამებიდან გამომდინარეობს, ოთახის ტემპერატურაზე  $\Delta_{\text{Al-Nb}}=0,185$ , ხოლო  $\Delta_{\text{Al-Ta}}=0,184$ .

იმ შემთხვევაში, როდესაც ფუძემშრისა და დანაფარის კრისტალური მესრის პეროდებს შორის განსხვავება მნიშვნელოვანია, მესრის დრეკადი და-



ნახ. 18. ალუმინის ფუძემშრისა და ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსატების კრისტალური მესრების შეუსაბამობის ხარისხი ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით

მახინჯება გარკვეულ სიდიდემდე განვითარდება და კონდენსირებული ფირის სისქის განუხრელი ზრდის პირობებში ფაზათა შორის საზღვარზე დაძაბულობა გარკვეულ ზღვრულ მნიშვნელობას მიაღწევს. დაძაბულობის დაგროვებაში მნიშვნელოვანი როლი შეიძლება შეასრულოს აგრეთვე ფუძემშრისა და დანაფარის თბოფიზიკურ მახასიათებლებს შორის განსხვავებამ. ასეთ შემთხვევაში, თუ არსებობს დისლოკაციის წყარო, შემოვა შეუსაბამობის დისლოკაცია, რაც ენერგეტიკულად უფრო მომგებიანია და ხელს შეუწყობს დრეკადი დეფორმაციის დონისა და ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე ენერგიის შემდგომ შემცირებას. შეუსაბამობის დისლოკაცია შესაუღლებელი შრეების

გამყოფ საზღვარზე შემოსვლას დაიწყებს ეპიტაქსიური ფირის ე.წ. კრიტიკული სისქის მიღწევის შემდეგ, როდესაც ფსევდომორფული მდგომარეობიდან დისლოკაციურში ფირის გადასვლა ენერგეტიკულად მომგებიანი გახდება.

ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმისა და ტანტალის დანაფარების მიღების ოპტიმალური ინტერვალი დაბალტემპერატურულ დიაპაზონს მოიცავს, რაც განაპირობებს ფენებს შორის მკვეთრი ჰეტეროსაზღვრების ჩამოყალიბებას და სტრუქტურული დეფექტების რაოდენობის შემცირებას. ამიტომ ასეთ პირობებში შეუსაბამობის დისლოკაციის ჩამოყალიბების ძირითად მექანიზმად დაცურების მექანიზმი განიხილება, რომელიც უფრო დაბალტემპერატურულ პირობებში რეალიზდება გადაცოცების მექანიზმთან შედარებით [76].

ამგვარად, განხილული მასალის ანალიზი საფუძველს იძლევა დავასკვნათ, რომ ალუმინის ფუძეშრეზე  $200\text{--}390^{\circ}\text{C}$  ინტერვალში ნიობიუმისა და  $200\text{--}320^{\circ}\text{C}$  ინტერვალში ტანტალის კონდენსაციის პირობებში ექსპერიმენტულად დადგენილი დადებითი ეფექტი განპირობებული უნდა იყოს „ფუძეშრე–კონდენსატი“ ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე ფუძეშრესა და კონდენსირებულ ფაზებს შორის ნახევრადკოჰერენტული სასაზღვრო ზონის ჩამოყალიბებით [77].

ფუძეშრე–დანაფარი გამყოფ საზღვარზე მიმდინარე გარდაქმნების ხასიათი ფირთა ზრდის სხვადასხვა ეტაპზე იჩენს თავს და მისი კვლევა ფაზათა წარმოქმნის პროცესების შესწავლის ერთ-ერთ განუყოფელ ნაწილს წარმოადგენს. ლიტერატურული წყაროებისა და საკუთარი ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზიდან გამომდინარე [69], მიუხედავად ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმისა და ტანტალის ორთქლის ნაკადების მნიშვნელოვნად დაბალ ტემპერატურულ პირობებში კონდენსაციისა, სათანადო კონცენტრაციული პირობების არსებობის შემთხვევაში არ შეიძლება  $\text{Al-Nb}$  და  $\text{Al-Ta}$  სისტემებისათვის დამახასიათებელი შუალედური ფაზებისა თუ მეტასტაბილური ნაერთების ჩამოყალიბების შესაძლებლობის გამორიცხვა.

აქედან გამომდინარე, აუცილებელ პირობად ჩავთვალეთ ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის პირობებში Al-(Nb, Ta) შუალედური ფაზების ჩამოყალიბების პირობების, ფაზური შედგენილობის, აგრეთვე ალუმინის ფუძეშრესა და დანაფარს შორის შეჭიდულობის ხარისხზე მათი გავლენის გამოკვლევა. აღნიშნულ საკითხში სიცხადის შეტანა როგორც თეორიულ, ისე დიდ პრაქტიკულ მნიშვნელობასაც დეზულობს, რადგან „ფუძეშრე-მზარდი ფირი“ ფაზათა გამყოფ საზღვარზე მიმდინარე გარდაქმნების ახსნამ პროცესი შესაძლებელია მართვადი გახადოს.

სპექტრალური ანალიზის შედეგების საფუძველზე შეიძლება დავასკვნათ, რომ როგორც ნიობიუმის, ისე ტანტალის ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის შედეგად ფორმირებული რეაქტიული ზონები არაერთგვაროვანი შედგენილობით ხასიათდება და შეინიშნება კონდენსირებული ფაზით როგორც გაღარიბებული, ისე გამდიდრებული უბნების არსებობა. სწორედ შედგენილობის ასეთ არაერთგვაროვნებასთან უნდა დავაკავშიროთ რეაქტიული ზონების სპეციფიკური აგებულება.

თუ დავუშვებთ, რომ სტრუქტურული ზონების ფარგლებში ფუძეშრის ზედაპირზე ორთქლის ნაკადიდან მიწოდებული კომპონენტის ინტენსიურობა მუდმივია, რეაქტიულ უბნებში ელემენტების განაწილების არათანაბარი ხასიათი უნდა დავაკავშიროთ როგორც ფუძეშრის ტემპერატურულ ფლუქტუაციებთან, ისე ორთქლის ფაზიდან კრისტალიზაციისა და ფაზათა წარმოქმნის სპეციფიკურ პირობებთან.

ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის პროცესში ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე ინტენსიურად იწყება მარცვალთსაზღვრული დიფუზიის პირველი სტადია - უძრავი საზღვრების შევსება დიფუზანტის ატომებით, რომლის სიჩქარე უშუალოდ კონდენსაციის პროცესში რამდენიმე ხარისხით აღემატება იგივე ტემპერატურაზე ორშრიანი ფირის მოწვისას მიმდინარე დიფუზიის სიჩქარეს [78-81]. არ არის გამორიცხული მარცვალთსაზღვრული დიფუზიის ამ ეტაპის არა მარტო დამთავრება, არამედ კონდენსაციით სტიმულირებული ეფექტით განპირობებული მარცვლის საზღვრების მიგრაციაც.

აღნიშნული დიფუზური პროცესები კონდენსირებული ფირის ზრდის პროცესში უპირატესად ფუძემრიდან მზარდი ფირის მიმართულებით მიმდინარეობს. განსახილველ ტექნოლოგიურ პირობებში ამ პროცესის დამატებით ხელშემწყობ პირობას ის ფაქტიც წარმოადგენს, რომ ნიობიუმისა და ტანტალის ხსნადობა ალუმინში მეტად უმნიშვნელოა, ნიობიუმში კი ალუმინის ხსნადობის ზღვარი ოთახის ტემპერატურაზე  $\sim 0,1$  ატ. წილს, ხოლო ტანტალში -  $\sim 0,07$  ატ. წილს შეადგენს (იხ. ნახაზები 5, 6).

ფუძემრეზე ორთქლის ფაზიდან უზარმაზარი კინეტიკური ენერგიის მქონე ატომების ინტენსიურად მიწოდების შემთხვევაში დიფუზური პროცესების მიმდინარეობასთან ერთად ფუძემრის ზედაპირზე სწრაფად წარმოიქმნება კონდენსირებული ფირი, რომელიც დეფექტების მაღალი კონცენტრაციით ხასიათდება. ლითონის თავისუფალი ზედაპირი, საზღვრები და სუბსაზღვრები, დაგროვილი დისლოკაციები განაპირობებს არა მარტო გიბსის ენერგიის ლოკალურ ზრდას მყარ ფაზაში და, აქედან გამომდინარე, ფაზური გარდაქმნების ტემპერატურის შემცირებას, არამედ წარმოადგენს კონცენტრაციული სეგრეგაციის წარმოქმნის მიზეზსაც. ამის წყალობით ადრე მიიღწევა ზღვრული კონცენტრაციები ლოკალურად მიმდინარე პროცესების დაწყებისათვის წონასწორული ტემპერატურის ქვემოთ [82]. საგულისხმოა აგრეთვე ის ფაქტი, რომ კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის გზით ფაზათა ჩამოყალიბების პროცესში მალიმიტირებელ ფაქტორს არ წარმოადგენს ჩანასახის წარმოქმნა, კრიტერიუმს არ წარმოადგენს აგრეთვე არც თერმოდინამიკური სტაბილურობა, არამედ მნიშვნელოვანია მხოლოდ კინეტიკური ფაქტორი [83].

როდესაც დიფუზურ ზონაში კონდენსირებული ფირის სისქე და დიფუნდირებული ატომების კონცენტრაცია იმ კრიტიკულ მნიშვნელობას მიაღწევს, რომელიც საკმარისია მოცემულ პირობებში (რასაც ძირითადად ფუძემრის ტემპერატურა განსაზღვრავს) რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობისათვის, ჩამოყალიბდება შესაბამისი შედგენილობის შუალედური ნა-

ერთი კონდენსირებული ფირის ნაწილობრივი ან სრული შთანთქმის ხარჯზე. კვლევის მონაცემები საფუძველს იძლევა დავასკვნათ, რომ ალუმინისა და ნიობიუმის ატომების კრიტიკული კონცენტრაციული თანაფარდობა 250–500°C ტემპერატურულ ინტერვალში ისეთ მნიშვნელობას ღებულობს, რომელიც Al-Nb სისტემის წონასწორული NbAl<sub>3</sub>, Nb<sub>2</sub>Al, Nb<sub>3</sub>Al, აგრეთვე არაწონასწორული NbAl და Nb<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> ბინარული ნაერთების სინთეზის მიმდინარეობას განაპირობებს, რაც რენტგენოსტრუქტურული ანალიზის მონაცემებით დასტურდება (ნახ. 11-13).

ალუმინის ფუძემდრეზე კონდენსირებული ტანტალის დანაფარში ჩვენს მიერ გამოკვლეულ მთელ ტემპერატურულ დიაპაზონში ტანტალისა და ალუმინის ატომების კრიტიკული კონცენტრაციული თანაფარდობა წონასწორული სისტემისათვის დამახასიათებელი Ta<sub>2</sub>Al ფაზის სინთეზს განაპირობებს, რომლის რაოდენობრივი თანაფარდობა კონდენსირებულ ფაზაში კლებულობს 300–დან 450°C–მდე ფუძემდრის ტემპერატურის გაზრდასთან ერთად (ნახ. 14). ამავე დროს 2θ=94,5 კუთხეზე მზარდი გალო Ta-Al სისტემაში ჩამოყალიბებული ფაზის რენტგენოსტრუქტურულად ამორფულ აგებულებაზე მიუთითებს.

მყარფაზური და კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის გზით ფაზათა წარმოქმნის პროცესის შესწავლისას დადგენილია, რომ ქიმიური ნაერთის ჩამოყალიბება შესაძლებელია ერთი მდგომარეობიდან მეორეში გადასვლის გზით, ზოგჯერ გარდამავალი შედგენილობის მეტასტაბილური ფაზების გავლით მიმდინარეობდეს [70, 72, 84]. კონდენსირებული ფირის ზრდის პროცესში წარმოქმნილი ტემპერატურული და კონცენტრაციული ფლუქტუაციები ფაზათა წარმოქმნის ლოკალურ ხასიათს განაპირობებს. ზრდის საწყის სტადიაში ჩანასახი შედგენილობით არაწონასწორულია, რის გამოც უნდა მოხდეს მიმდებარე ზონიდან დეფიციტური კომპონენტით მისი შევსება. ჩვენი აზრით, სწორედ ეს ფაქტი განაპირობებს რეაქტიულ ზონაში ერთ-ერთი კომპონენტით შედარებით გამდიდრებული და

გაღარიბებული უბნების წარმოქმნას, რასაც სპექტრალური ანალიზის შედეგები ადასტურებს. მნიშვნელოვანი გადაცივების გამო დიფუზური პროცესების შემდგომი განვითარება მუხრუჭდება და იგი ბოლომდე ვერ ასწრებს მიმდინარეობას, რის გამოც კონდენსირებულ ფირებში ოთახის ტემპერატურაზე მეტასტაბილური მდგომარეობა ფიქსირდება. ჩვენის აზრით, სწორედ ასეთ სიტუაციასთან უნდა დავაკავშიროთ გრადიენტულ ფუძემშრეებზე ჩვენს მიერ გამოქვეყნებული ფაზების ურთიერთშეფარდების ცვალებადობის ხასიათი და ოთახის ტემპერატურაზე დაფიქსირებული მეტასტაბილური  $Nb_2Al$  და  $NbAl$  ფაზების არსებობა.

კონდენსატის სისქის განუხრელი ზრდისა და ფუძემშრისა და დანაფარის (რეაქტიული დიფუზიის პროდუქტების) თბოფიზიკურ მახასიათებლებს შორის განსხვავება (ალუმინის წრფივი გაფართოების კოეფიციენტი  $20-400^{\circ}C$  ინტერვალში იცვლება ზღვრებში  $23,86 \cdot 10^{-6}$  1/გრად.–დან  $29,5 \cdot 10^{-6}$  1/გრად.–მდე, ნიობიუმისა იგივე ტემპერატურულ დიაპაზონში შეადგენს  $7,33-10^{-6}$  1/გრად., ხოლო ტანტალისა  $20-500^{\circ}C$  ინტერვალში –  $6,6 \cdot 10^{-6}$  1/გრად.) იწვევს სულ უფრო მეტი ნარჩენი ძაბვების დაგროვებას კონდენსატში. რადგან კონდენსირებულ ფაზასა და ფუძემშრეს შორის შეჭიდულობის ხარისხი მაღალია, დანაფარში დამაბულობის მოხსნა ძვრის მექანიზმით ხორციელდება, რაც იწვევს როგორც დანაფარის, ისე ფუძემშრის დაბრეცას და დაზიანებას.

ჩვენ შევეცადეთ დაგვესაბუთებინა სპილენძისა და ალუმინის ფუძემშრეებზე ძნელდნობადი ლითონების – ნიობიუმისა და ტანტალის ორთქლის ნაკადების კონდენსაციის პროცესში ფაზათა წარმოქმნის თავისებურებანი. ამ დროს, რეალურად, როგორც უკვე იყო აღნიშნული, „ფუძემშრე–კონდენსირებული ფირი“ ფაზათა გამყოფ საზღვარზე არა ერთი, არამედ რამდენიმე არაპროგნოზირებადი და არაკონტროლირებადი მეტასტაბილური ფაზების წარმოშობა-გაქრობას შეიძლება ჰქონდეს ადგილი, რაც თავისთავად კიდევ უფრო გაართულებს მდგომარეობას.

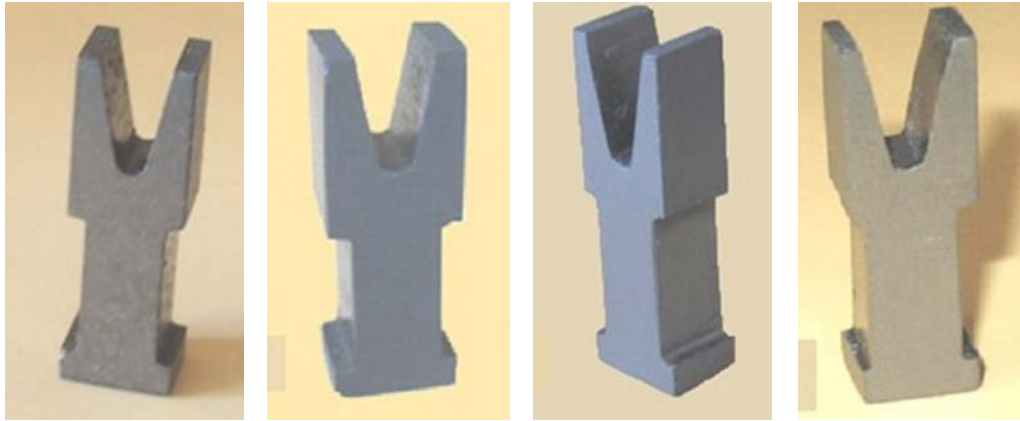
ჩატარებული ექსპერიმენტებიდან გამომდინარე, ერთ-ერთი ძირითადი შედეგი იმაში მდგომარეობს, რომ Cu-Nb, Cu-Ta, Al-Nb და Al-Ta კომპოზიციურ სისტემებში ძნელდნობადი ლითონების – ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსაციის პროცესში ფაზათა ფორმირებისა და ფუძემშრესა და დანაფარს შორის ადჰეზიის ხარისხზე არსებით გავლენას ფუძემშრის (კონდენსაციის) ტემპერატურა ახდენს. ალუმინის ფუძემშრეზე 390°C და 320°C ტემპერატურის ზემოთ შესაბამისად ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსაციის შემთხვევაში ხდება კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობის ინიცირება, რა დროსაც ყალიბდება მოცემული ტექნოლოგიური პროცესისათვის არასასურველი შუალედური ნაერთები. ისინი ვერ უზრუნველყოფს Al-Nb(Ta) წყვილებს შორის გარდამავალი ზონის ფუნქციას და უწყვეტი ფირის ფორმირებას, რითაც ორშრიანი დანაფარის მისაღებად კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული ინტერვალი მეტად ვიწრო დიაპაზონით იზღუდება.

ჩვენს მიერ ჩატარებული ექსპერიმენტების შედეგების ანალიზისა და მონაცემების განზოგადების საფუძველზე სპილენძისა და ალუმინის რთული გეომეტრიული ფორმის ტექნოლოგიურ ნიმუშებზე მიღებულია ნიობიუმისა და ტანტალის ყოველმხრივი დანაფარები, რომლის საილუსტრაციო მასალა წარმოდგენილია სურათზე 43, ხოლო ზედაპირის მაკროსტრუქტურა - სურათზე 44.

როგორც მაკროსტრუქტურის ხასიათიდან გამომდინარეობს, ტექნოლოგიური ნიმუშების დაფარული ზედაპირები საკმაოდ ერთგვაროვანია და არ შეიცავს რაიმე სახის დეფექტებს.

სხვადასხვა სიგანის წახნაგებზე ფორმირებული დანაფარის სისქის ერთგვაროვნების ხარისხის შესაფასებლად ორთქლის ნაკადის კონდენსაცია განხორციელებულია ორი სხვადასხვა სიგანის გვერდების მქონე ოთხკუთხა განიკვეთის მქონე ნიმუშზე. როგორც გამომდინარეობს გაზომვების შედეგად მიღებული მონაცემებიდან, ვიწრო წახნაგთან შედარებით განიერ წახნაგზე კონდენსირებული ფენის სისქე საშუალოდ 5 მკმ-ით უფრო მეტი მიიღება





ა

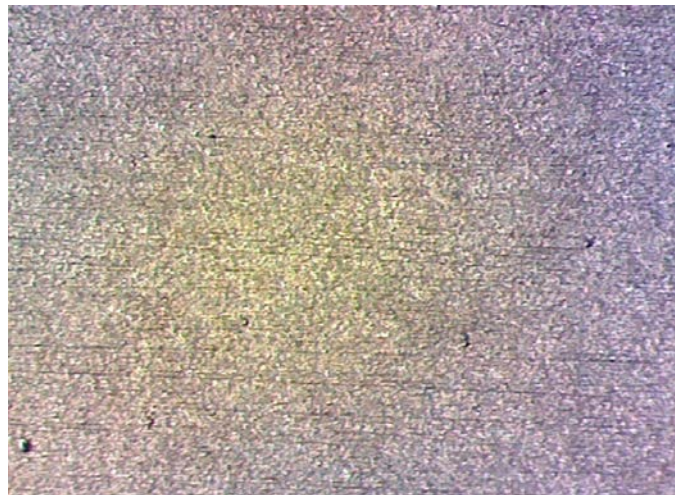
ბ

გ

დ

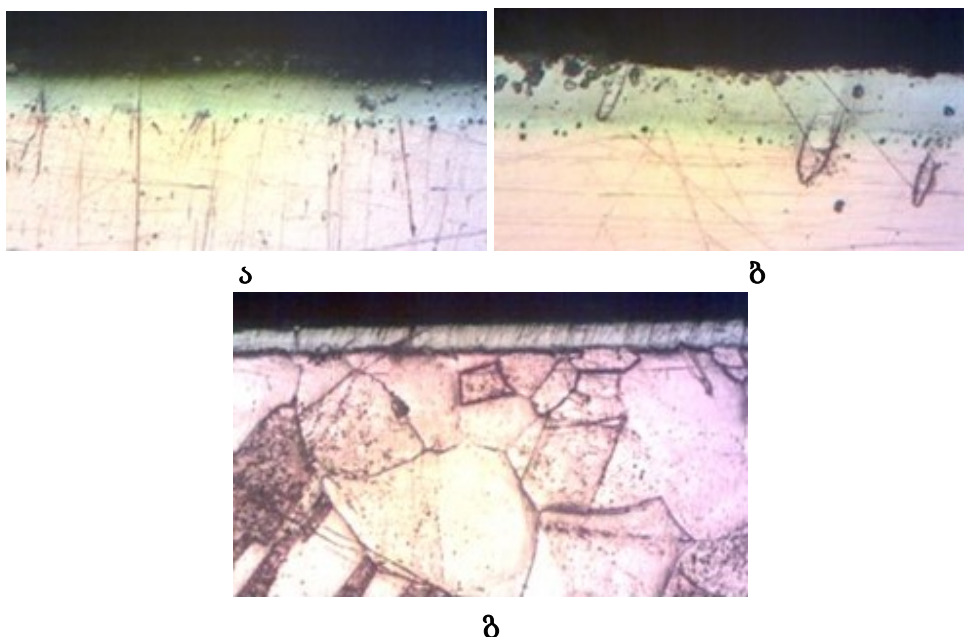
სურ. 43. ყოველმხრივ დაფარული ნიმუშები.

ა) ფუძეშრე სპილენძი-დანაფარი ნიობიუმი; ბ) ფუძეშრე სპილენძი-დანაფარი-ტანტალი; გ) ფუძეშრე ალუმინი-დანაფარი ნიობიუმი; დ) ფუძეშრე ალუმინი-დანაფარი ტანტალი



სურ. 44. ყოველმხრივ დაფარული ნიმუშის მაკროსტრუქტურა. x30

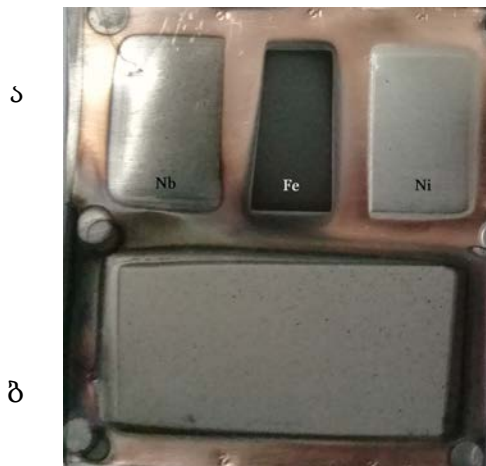
(სურ. 45), რადგან ნიმუშის ბრუნვის დროს ეს უკანასკნელი უფრო დიდხანს იმყოფება დაფარვის ზონაში. აუცილებლობის შემთხვევაში, ამ უთანაბრობის შესამცირებლად, საჭიროა ნიმუშის ბრუნვის სიჩქარეების გულდასმით გამოთვლა და მისი რეგულების უზრუნველყოფა გვერდებს შორის სიგანის საშუალო მნიშვნელობის სხვაობის გათვალისწინებით.



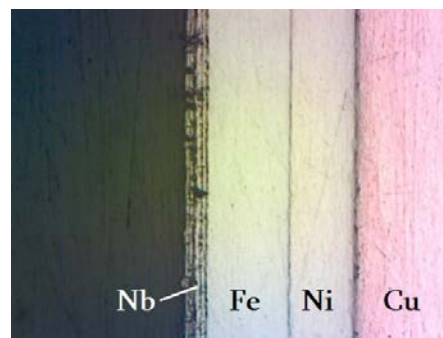
სურ. 45. ყოველმხრივ დაფარული სპილენძის კვადრატული ნიმუშის  
განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა  
დანაფარის სისქე: ა) ვიწრო მხარე - 23-25 მკმ;  $\times 360$ ;  
ბ) განიერი მხარე - 28-30 მკმ;  $\times 360$ ; გ)  $\times 130$

### 3.5. სპილენძისა და ალუმინის ფუძეშრებზე მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობის კვლევა

ჩვენ მიერ შემუშავებული ტექნოლოგიის გამოყენებით შესწავლილია სპილენძისა და ალუმინის ფუძეშრებზე მრავალშრიანი Cu-Ni/Fe/Nb, Al-Ni/Fe/Nb, Cu-Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta და Al-Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta დანაფარების მიღების შესაძლებლობა. (სპილენძის და ალუმინის ფუძეშრების სისქე 1 მმ) მოცემულ ტექნოლოგიურ ციკლში დამატებით გამოიყენებოდა დონეცკის ქიმრეაქტივების ქარხნის მიერ წარმოებული ცირკონიუმის ოქსიდის ფხვნილი მარკით „F“ დაწნეხისა და ელექტრონული სხივით გადადნობის შემდეგ, აგრეთვე ელექტრონული სხივით გადადნობილი არმკო რკინისა და H1 ნიკელის ზოდები.

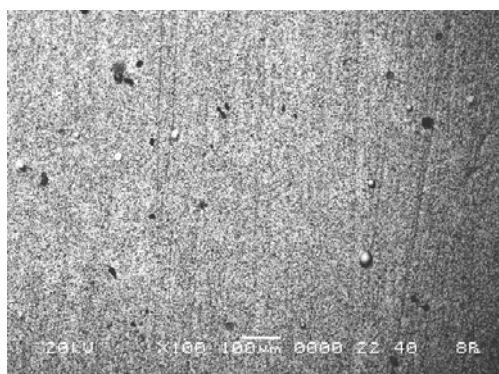


სურ. 46. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის მაკროფოტოგრაფია.  
ა. მოწმეები ყოველი ფენის დაფარვის შემდეგ;  
ბ. მრავალშრიანი დანაფარის ზედაპირი

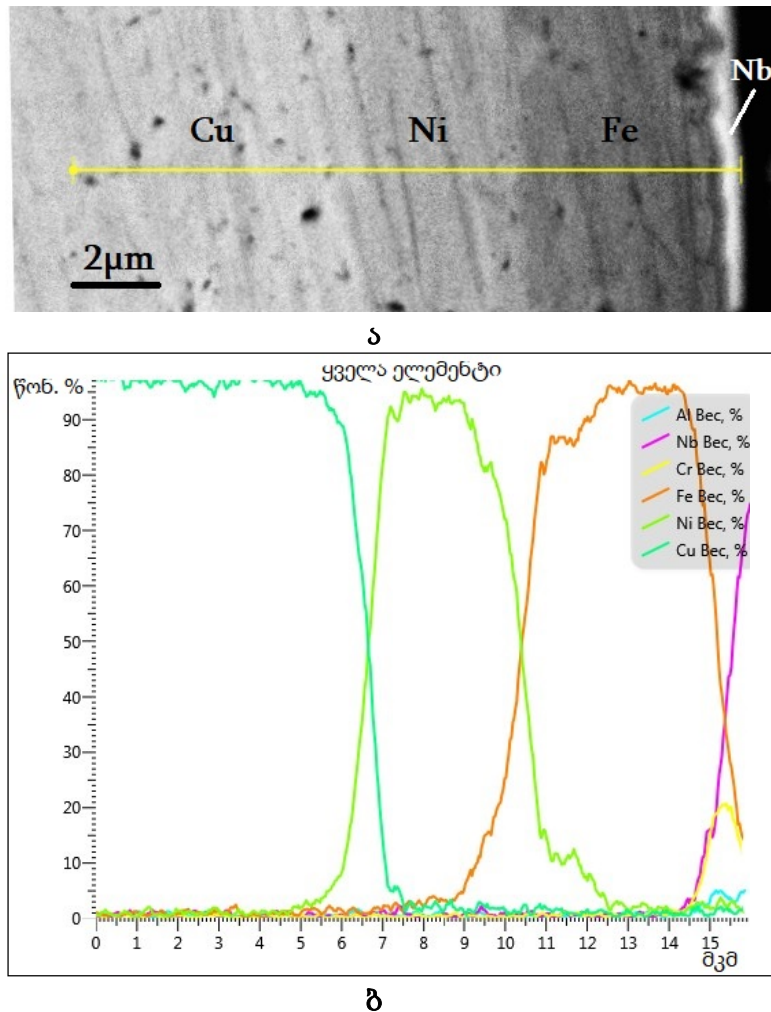


სურ. 47. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა.  
x130

ხარისხოვანი დანაფარია მიღებული სპილენძის ფუძეშრეზე Ni/Fe/Nb შრეების (500-520°C კონდენსაციის ტემპერატურულ დიაპაზონში) კონდენსაციით (სურ.46). 47-ე სურათზე მოცემულია კომპოზიტის (Ni 0.41 მმ /Fe 0.49 მმ, Nb 0,12 მმ) განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა.



სურ. 48. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის მორფოლოგია. ა) x 100; ბ) x 5000



სურ. 49. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარი

ა) განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა

ბ) ქიმიური ელემენტების განაწილება

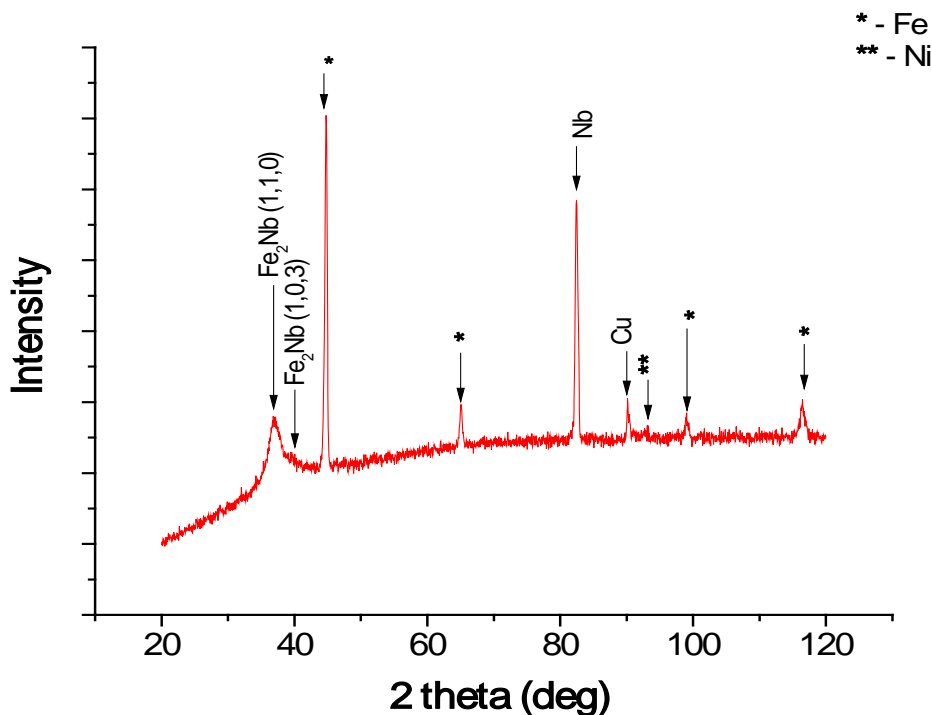
როგორც გამომდინარეობს ელექტრონულმიკროსკოპული კვლევის მონაცემებიდან (სურ. 48, ა), ნიობიუმის დანაფარის ზედაპირული შრე ფორმირებულია ბოჭკოვანი აგებულების, წაგრძელებული ფორმის, ერთმანეთისგან განცალკევებული კონგლომერატებისაგან (ბ).

49-ე სურათზე მოცემულია სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის (Ni 4,2 მკმ, Fe 4,8 მკმ, Nb 0,4 მკმ) კვეთის ერთ-ერთი მიკროუბნის მიკროსტრუქტურა (ა) და ამ უბანზე გამჭოლი ხაზის გასწვრივ, ნიმუშის სიღრმეში (ათვლის წერტილიდან - 16 მკმ) ქიმიური ელემენტების განაწილების ხასიათი (ბ), სადაც ფიქსირდება როგორც სპილენძი, ასევე დანაფარის სამივე ელემენტი (Ni, Fe, Nb) სხვადასხვა



ოდენობით სიღრმის ცვლილებაზე დამოკიდებულებით. ასევე აღინიშნება უმნიშვნელო რაოდენობით Al და Cr შემცველობა, რომლებიც სავარაუდოდ დანაფარში მოხვდა მიკროსკოპის დაბინძურებული ელექტრონულ-ოპტიკური სისტემიდან.

როგორც გამომდინარეობს 49-ე (ა) სურათის ხასიათიდან, რკინისა და ნიობიუმის სასაზღვრო ზონაში შეინიშნება გამოკვეთილი, მუქი შეფერილობის ზოლი (~0,6 მკმ). უნდა ვივარაუდოთ, რომ ამ ზონაში მიმდინარეობს ფაზური გარდაქმნა  $\text{Fe}_2\text{Nb}$  ინტერმეტალური ნაერთის წარმოქმნით. ამ ვარაუდს ამყარებს მე-19 ნახაზზე წარმოდგენილი დიფრაქციული სურათი, სადაც გამოვლენილია როგორც სპილენძის (ფუძემრე), ისე  $\text{Fe}_2\text{Nb}$  შუალედური ნაერთის, ნიკელის, რკინისა და



ნახ. 19. სპილენძის ფუძემრეზე Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის რენტგენოფაზური ანალიზი ( $t_{\text{cond}} = 350\text{--}550^\circ\text{C}$ )

ნიობიუმის მაქსიმუმები. საყურადღებოა აგრეთვე აღნიშნულ უბანში ქიმიური ელემენტების განაწილების ანალიზის შედეგებიც. კერძოდ, 14.846 მკმ-ზე, რკინის შემცველობა შემცირებულია 71.04 %-მდე, ხოლო ნიობიუმის რაოდენობამ 14.55 % შეადგინა. ნიობიუმის შემცველობა თანდათან იზრდება

რკინის რაოდენობის შემცირებასან ერთად: 15.144 მკმ-ზე - Fe 50%, Nb – 21.11%; 15.575 მკმ-ზე - Fe 26.46%, Nb – 48.48%. ანალიზის შედეგების ბოლო წერტილში ნიობიუმის მაქსიმალური რაოდენობა - 78.06% ფიქსირდება 15.906 მკმ-ზე.

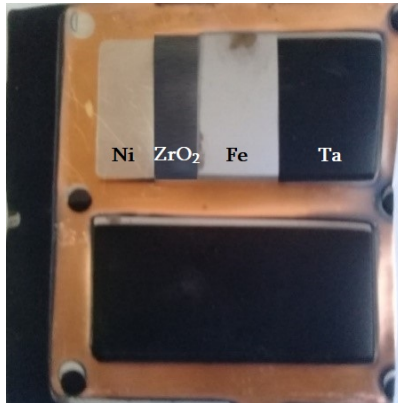
უნდა ვივარაუდოთ, რომ ნიობიუმის დანაფარის ზედაპირთან მახლობელ ფენებში რკინის კონცენტრაცია არ არის საკმარისი თერმოდინამიკურად სტაბილური  $\text{Fe}_2\text{Nb}$  შუალედური ნაერთის სინთეზისათვის, ამიტომ ეს ზონა უნდა განვიხილოთ ელემენტების ურთიერთდიფუზიის შედეგად ჩამოყალიბებულ ზონად, რაც არ არის გამორიცხული ორთქლის ფაზიდან კონდენსაციის ტექნოლოგიური პროცესებისათვის. უფრო მეტიც, ასეთ პირობებში კომპონენტების ხსნადობის ზღვარის გაზრდაც კი შეინიშნება [69, 74].

მსგავსი მოვლენაა აღმოჩენილი მეცნიერთა ჯგუფის მიერ ვაკუუმური აორთქლებით მიღებული Nb/Fe/Nb სამშრიანი ნანოზომის დანაფარის რენტგენური რეფლექტომეტრიით, რეზერფორდის უკუგაფანტვითი სპექტროსკოპიითა და მესბაუერის სპექტროსკოპიით კვლევის შედეგებით. მათ რკინის შრისა და ნიობიუმის ორივე შრის მიმდებარე სასაზღვრო ზონებში გამოავლინეს რკინით მდიდარი ფაზათაშორისი ზედაპირები. შედეგების ანალიზმა უჩვენა, რომ ფაზათა გამყოფი საზღვრების შერევა და გეომეტრიული სიმქისე ერთნაირად მოქმედებს რკინისა და ნიობიუმის შრეებში ელემენტების განაწილების ხასიათზე [85].

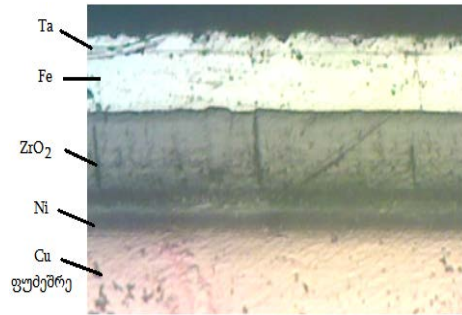
49, ბ) სურათზე მოყვანილი მრუდების ქვედა უბნები ასევე მიუთითებს როგორც სპილენძისა და ნიკელის, ისე ნიკელისა და რკინის ატომების ურთიერთშერევის უბნებზე.

50-ე სურათზე წარმოდგენილია სპილენძის ფუძემდებზე Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta მრავალშრიანი დანაფარის (510-590°C კონდენსაციის ტემპერატურულ დიაპაზონში) მიღების ტექნოლოგიურ ციკლში ყოველი შრის ფორმირების დამადასტურებელი მოწმისა (ა) და მიღებული მრავალშრიანი ნიმუშის ზედაპირის (ბ) მაკროსტრუქტურა.

ა



ბ



**სურ. 50. სპილენძის ფუძეშრეზე  
კონდენსირებული Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta  
მრავალშრიანი დანაფარის  
მაკროფოტოგრაფია  
ა. მოწმეები ყოველი ფენის  
დაფარვის შემდეგ;  
ბ. მრავალშრიანი დანაფარის  
ზედაპირი**

**სურ. 51. სპილენძის ფუძეშრეზე  
კონდენსირებული  
Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta მრავალშრიანი  
დანაფარის განივი კვეთის  
მიკროსტრუქტურა x130**

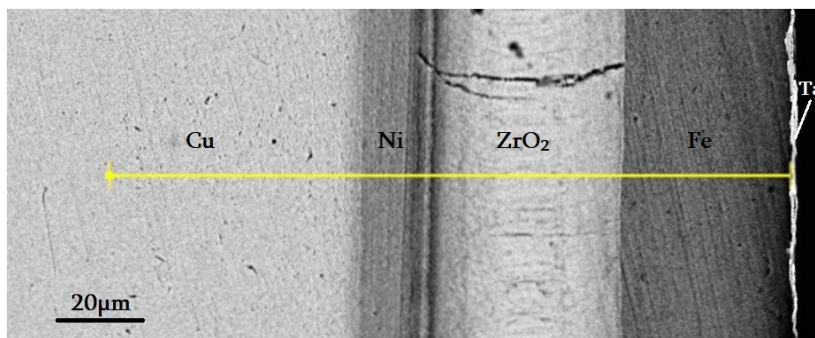
როგორც ნიმუშის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურის (სურ. 51) ხასიათიდან გამომდინარეობს, ყოველი შრე (Ni-16 მკმ/ZrO<sub>2</sub>-48 მკმ/Fe-40 მკმ/Ta-0,4 მკმ) და, მათ შორის, გარდამავალი ზონები, საკმაოდ მაღალხარისხოვანია. სპილენძის ფუძეშრეს უშუალოდ ემიჯნება ნიკელის კონდენსირებული ფენა. ნიკელი და სპილენძი ერთმანეთთან იძლევა განუსაზღვრელი რიგის მყარ ხსნარებს მთელ ტემპერატურულ და კონცენტრაციულ ინტერვალში, რასთანაც შეიძლება დავაკავშიროთ მათ შორის გარდამავალი ზონის მუქი შეფერილობა [36]. ფენებს შორის არ შეინიშნება რაიმე სახის დეფექტის – განშრევების ან ფორების არსებობა, რაც ჩვენს მიერ შემუშავებული ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით ხარისხოვანი მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობაზე მიუთითებს. 50-ე ა) სურათზე დაფიქსირებული თითოეული შრის მაკროსტრუქტურა უდავოდ ადასტურებს კონდენსაციის პროცესში თითოეული მათგანის ჩამოყალიბებაზე.

Cu-Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta მრავალშრიანი დანაფარის ზედაპირის მიკროსტრუქტურული კვლევის შედეგებიდან გამომდინარე, ჩამოყალიბებული სტრუქტურა საკმაოდ ერთგვაროვანია და იმეორებს ფუძეშრის რელიეფს (სურ 52, ა).

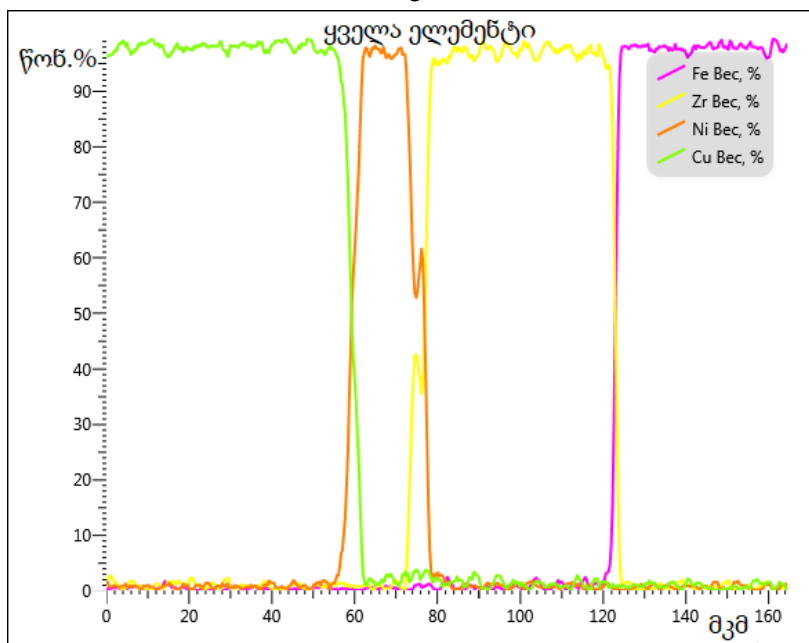




ელემენტების განაწილების მრუდების ურთიერთკვეთით შექმნილი არეები მოცემულ შემთხვევაშიც მიუთითებს შესაბამისი კომპონენტების ატომების ურთიერთშერევით ჩამოყალიბებული დიფუზური ზონების არსებობაზე.



ა

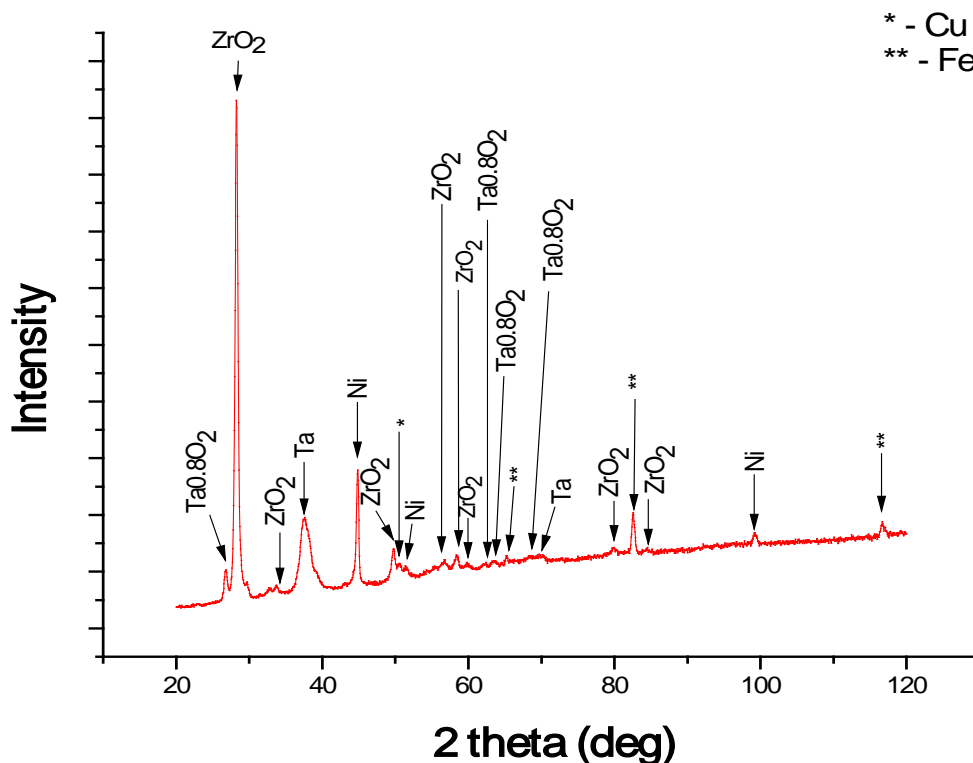


ბ

**სურ. 53. სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული  
Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta მრავალშრიანი დანაფარი**  
ა) განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა  
ბ) ქიმიური ელემენტების განაწილება

რენტგენოფაზური ანალიზით (ნახ. 20) გამოვლენილია როგორც ფუძეშრის (Cu), ისე დანაფარის შრეების მაქსიმუმები, აგრეთვე არასტექიომეტრიული Ta<sub>0.8</sub>O<sub>2</sub> ნაერთის სუსტი მაქსიმუმები. Ta<sub>0.8</sub>O<sub>2</sub> ნაერთის ჩამოყალიბება უნდა დავაკავშიროთ არაერთ ფიზიკო-ტექნოლოგიურ ფაქტორთან, რომელიც ხელს უწყობს არაწონასწორული მდგომარეობის ფიქსირებას

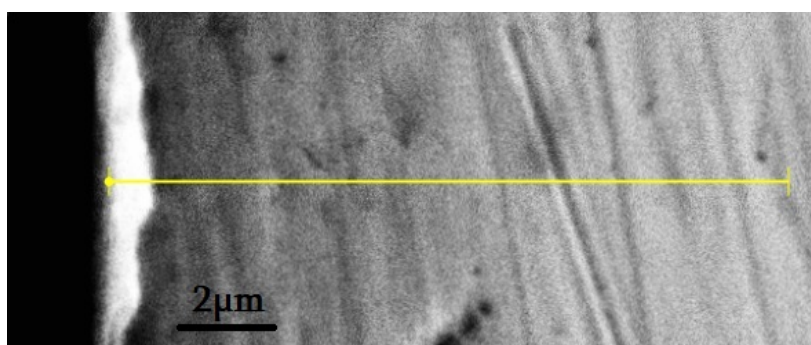
კონდენსირებულ ფირებში. ორთქლფაზურ ტექნოლოგიაში პირველხარის-  
ხოვანი როლი ენიჭება დანადგარის ტექნოლოგიურ ნაკვეთურში ნარჩენი  
აირების შედგენილობას და წნევას კონდენსატის ფორმირების პროცესში.



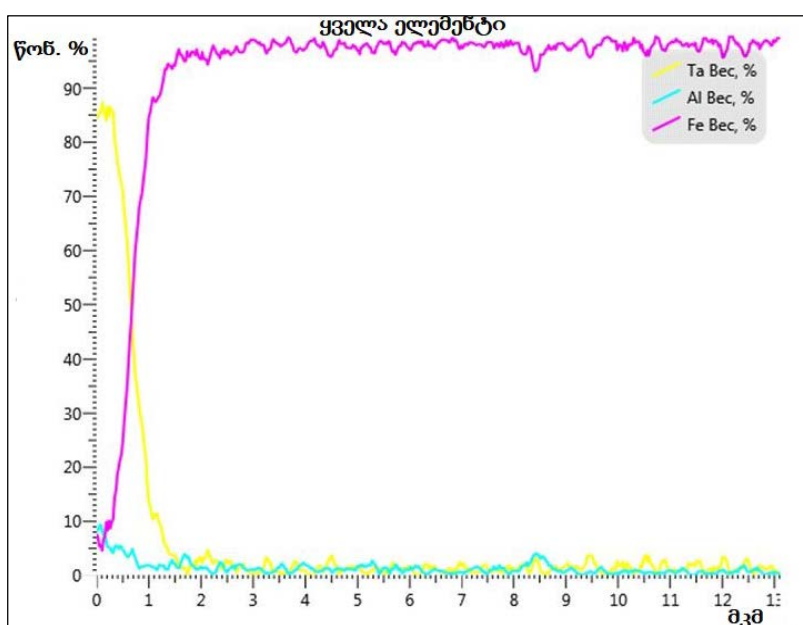
ნახ. 20. სპილენძის ფუძეშერეზე Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta მრავალშრიანი  
დანადგარის რენტგენოფაზური ანალიზი ( $t_{cond} = 510-590^{\circ}C$ )

როგორც ცნობილია, ნაკვეთურში ნარჩენი ჟანგბადი განსაკუთრებით  
ინტენსიურად აბსორბირდება გაფრქვეული მნელდნობადი ლითონების,  
მოცემულ შემთხვევაში ტანტალის მიერ და მასთან ქიმიურად ბმულ მდგო-  
მარეობაში გადადის. ჩამოყალიბებული ფრაგმენტები შემდგომში ამოიქო-  
ლება მზარდი ფირის მოცულობაში და ამუხრუჭებს სტრუქტურის წონას-  
წორულ მდგომარეობაში გადასვლას [57]. არაწონასწორული ფაზების  
სტაბილიზაციის არსებით ხელშემწყობ ფაქტორად განიხილება, აგრეთვე,  
სტრუქტურული ზონის მცირე სისქე და წარმონაქმნების დისპერსიულობის  
ხარისხი.

54-ე სურათზე წარმოდგენილია სპილენძის ფუძეშრებზე Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta მრავალშრიანი დანაფარის Ta/Fe მონაკვეთის განივი კვეთის მიკროსტრუქ-



ა



ბ

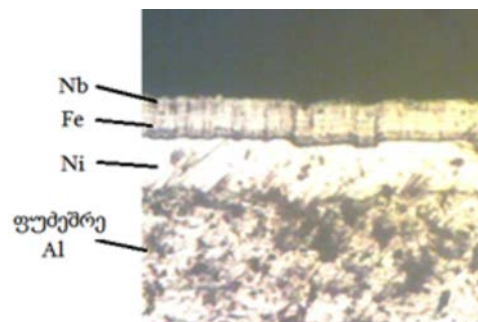
**სურ. 54. სპილენძის ფუძეშრებზე კონდენსრებული Ta/Fe შრეების მონაკვეთის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა (ა) და ქიმიური ელემენტების განაწილების ხასიათი (ბ)**

ტურა (ა) და ელემენტების განაწილების სურათი (ბ). აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ რენტგენოფაზური ანალიზით არ არის გამოვლენილი წონასწორულ სისტემაში ცნობილი TaFe<sub>2</sub> ქიმიური ნაერთი. ამიტომ, როგორც გამომდინარეობს ქიმიური ელემენტების განაწილების მრუდების ხასიათიდან, მოცემულ შემთხვევაშიც ხდება მათი ურთიერთგადაფარვა, რაც კომპონენტების ატომების ურთიერთდიფუზიის მიმდინარეობის ფაქტზე მიუთითებს სუფთა ნიობიუმის ფენის გარკვეული სისქის შთანთქმის ხარჯზე.

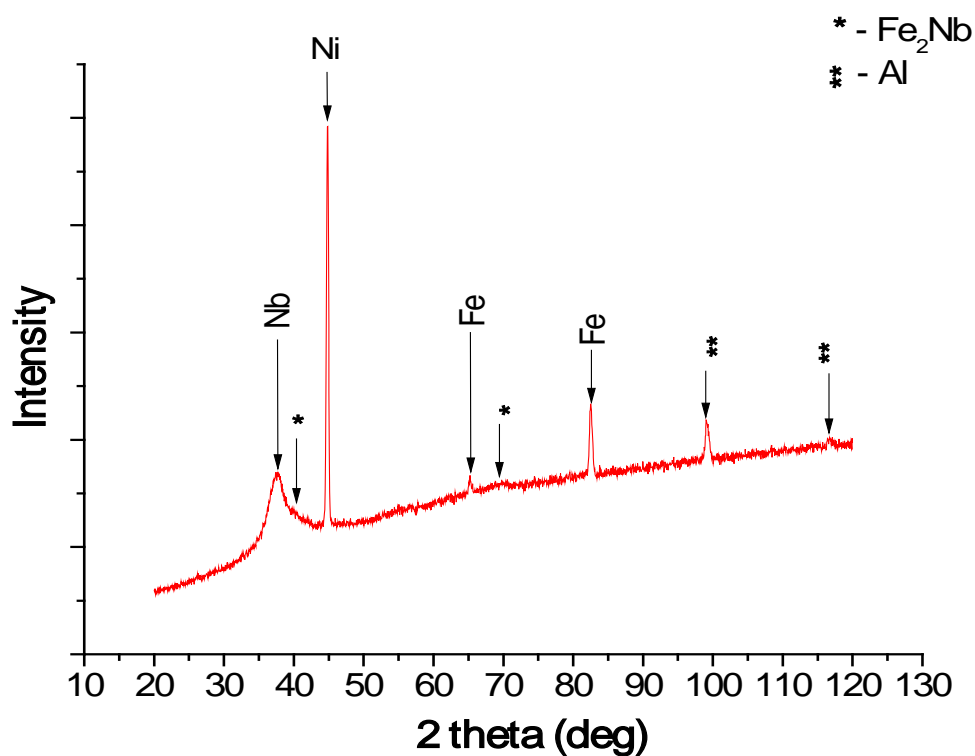
უდეფექტო სტრუქტურაა მიღებული აგრეთვე ალუმინის ფუძეშრეზე Ni/Fe/Nb (220-340°C კონდენსაციის ტემპერატურულ დიაპაზონში) დანაფარში (სურ. 55). 56-ე სურათზე წარმოდგენილია ნიმუშის (Ni 33 მკმ, Fe



სურ.55. ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb შრეობრივი დანაფარის ზედაპირის მაკროფოტოგრაფია



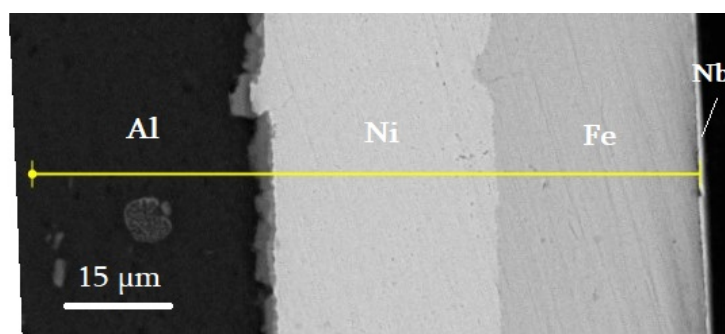
სურ. 56. ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb შრეობრივი დანაფარის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა x130



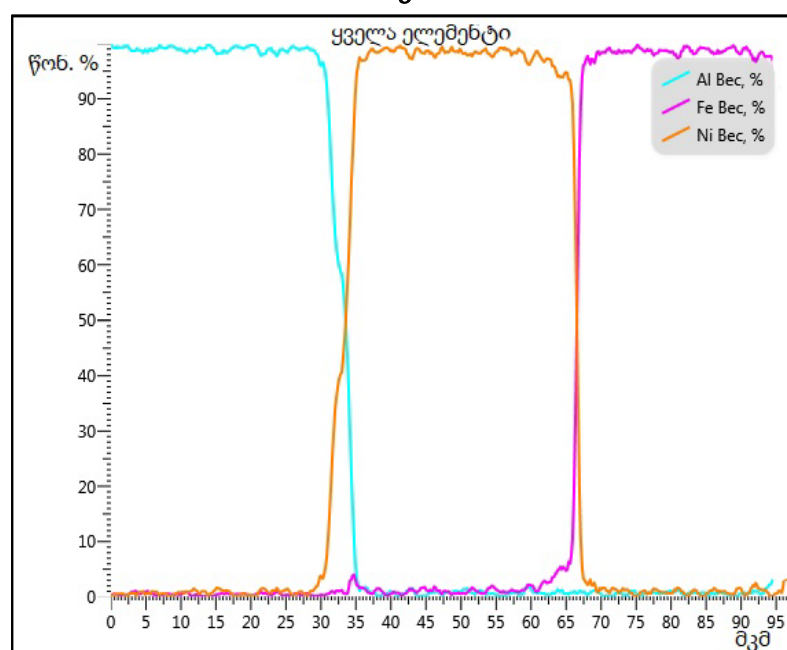
ნახ. 21. ალუმინის ფუძეშრეზე Ni//Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის რენტგენოფაზური ანალიზი ( $t_{\text{cond}} = 220-340^\circ\text{C}$ )



58-ე ა) სურათზე მოცემულია ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა



ა



ბ

**სურ. 58. ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსირებული Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი დანაფარის განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა (ა) და ქიმიური ელემენტების განაწილების ხასიათი (ბ)**

ტურა, ხოლო ბ) სურათზე - წარმოდგენილ მიკროუბანში გამჭოლი ხაზის გასწვრივ, ფუძეშრის სიღრმიდან ნიობიუმის ფენის საზღვრამდე (95 მკმ), ქიმიური ელემენტების განაწილების ხასიათი. დიაგრამაზე ფიქსირდება როგორც ფუძეშრის (ალუმინის), ასევე დანაფარის ორივე ელემენტის (Ni, Fe) სხვადასხვა ოდენობით შემცველობის ფაქტი ფენების სასაზღვრო უბნებში.

ფუძეშრესა (Al) და ნიკელის დანაფარს შორის საზღვარზე შეიმჩნევა ცვალებადი სისქის მკვეთრად გამოყოფილი შუალედური შრე, რომლის

შედგენილობა იცვლება ანალიზის წერტილის ადგილმდებარეობის მიხედვით (სურათზე აღნიშნული მონაკვეთის გასწვრივ ~2.5 მკმ).

Al-Ni შენადნობთა ფაზური მდგომარეობის დიაგრამაზე დაყრდნობით, მოცემულ სისტემაში შესაძლებელია NiAl, Al<sub>3</sub>Ni, Ni<sub>3</sub>Al, Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> და Al<sub>3</sub>Ni<sub>5</sub> ინტერმეტალური ნაერთების წარმოქმნა. აღნიშნული ნაერთებიდან Al<sub>3</sub>Ni ხასიათდება მუდმივი შემადგენლობით (~24 ატ%), ხოლო დანარჩენები - ჰომოგენობის უბნებით [86]. თუმცა მრავალშრიანი დანაფარის რენტგენოფაზური ანალიზით გამოვლენილია მხოლოდ Fe<sub>2</sub>Nb შუალედური ნაერთის მაქსიმუმი რკინისა და ნიობიუმის გარდამავალ ზონაში (ნახ. 21). აქედან გამომდინარე, უნდა ვივარაუდოთ, რომ Al-Ni შრეების გარდამავალ ზონაში კომპონენტების კონცენტრაცია არ აკმაყოფილებს ქიმიური ნაერთის წარმოქმნის პირობებს და იგი უნდა განვიხილოთ, როგორც კომპონენტების ატომების ურთიერთდიფუზიის შედეგად ჩამოყალიბებული ზონა (სურ. 58, ბ, დიაგრამის ქვედა ნაწილი).

რაც შეეხება Ni-Fe სისტემას, იგი ხასიათდება კომპონენტების განუსაზღვრელი ხსნადობით, მაგრამ დიფუზური პროცესები 500°C-ის ქვემოთ მეტად შენელებულია. ჩატარებული კვლევების თანახმად, Ni-Fe შენადნობების 500°C-ის ქვემოთ ხანგრძლივი მოწვის შედეგად დადგენილია FeNi<sub>3</sub> ინტერმეტალური ნაერთის სინთეზის ფაქტი (74 ატ% Ni), რომლის წარმოქმნა დაკავშირებულია γ მყარი ხსნარის მოწესრიგებასთან 493-503±2°C ტემპერატურულ ინტერვალში. მოწესრიგების პროცესი კომპონენტების 1:1 თანაფარდობის შემთხვევაში არ არის ექსპერიმენტულად დადასტურებული. ამასთან, სწრაფი გაცივების პირობებში სისტემაში წონასწორული ფაზური მდგომარეობა დიაგრამის შესაბამისად არ რეალიზდება [87]. აქედან გამომდინარე, მოცემულ შემთხვევაშიც ადგილი უნდა ჰქონდეს ნიკელისა და რკინის ატომების ურთიერთდიფუზიური ზონის ჩამოყალიბების ფაქტს.

Al-Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe-Ta მრავალშრიანი დანაფარის მიღების პროცესში დადებითი შედეგი მოსალოდნელი არ იყო, რადგან, მიმდინარე ექსპერიმენტის



შედეგებიდან გამომდინარე, ცირკონიუმის ოქსიდის კონდენსაცია დამაკმაყოფილებელი ადჰეზიის უზრუნველყოფით მაღალ ტემპერატურას მოით-



**სურ. 59. Al-Ni/ZrO<sub>2</sub>  
კომპოზიტის ზედაპირის მაკროსტრუქტურა**

ხოვს, რაც ალუმინის ფუძემრის გამოყენების შემთხვევაში შეუძლებელია. თუმცა ნაშრომში [70] შესწავლილია ალუმინის ფუძემრის ზედაპირის გავლენა ცირკონიუმის დიოქსიდის კონდენსატის სტრუქტურასა და ფაზურ შედგენილობაზე. ბუნებრივი ზედაპირის მქონე ალუმინის ფუძემრე (იგი დაფარულია თხელი ალუმინის ოქსიდის ფურჩით) და ცირკონიუმის დიოქსიდი შეუთავსებელ წყვილს მიეკუთვნება, რადგან ნებისმიერ ტემპერატურულ ინტერვალში დასმული ZrO<sub>2</sub>-ის კონდენსატი თავისთავად განიცდის აშრევებას ფუძემრიდან. დადებითი შედეგი გამოიღო ალუმინის ფუძემრის გააქტიურებამ – ერთსა და იმავე ტექნოლოგიურ ციკლში ფუძემრის ბუნებრივი ზედაპირი ჯერ გადაიფარა სუფთა ალუმინით, შემდეგ კი მოხდა ცირკონიუმის დიოქსიდის დასმა. შედეგად ავტორთა მიერ მიღებულია მონოლითური ორშრიანი კომპოზიტი.

აქედან გამომდინარე, მიზანშეწონილად ჩავთვალეთ ექსპერიმენტულად შეგვემოწმებინა ნიკელის ბუნებრივი ზედაპირის მქონე ქვეშრეზე ZrO<sub>2</sub>-ის კონდენსატის დასმა (380-400°C კონდენსაციის ტემპერატურულ დიაპაზონში), თუმცა მიღებულია უარყოფითი შედეგი – ნიმუშის გაციების პროცესში მოხდა კონდენსირებული ცირკონიუმის ოქსიდის შრის პრაქტიკულად სრული თავისთავადი აშრევება ნიკელის ქვეშრიდან (სურ.



59). ამ მიმართულებით აღნიშნულ წყვილზე ჩვენი ექსპერიმენტები შევწყვიტეთ, რადგან ეს არ იყო გათვალისწინებული მოცემული კვლევის ამოცანებით და იგი დამატებით შესწავლას მოითხოვს.

ამგვარად, ჩვენს მიერ ექსპერიმენტულად დადგენილია ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობა Cu-Ni/Fe/Nb, Al-Ni-Fe/Nb და Cu-Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe-Ta მაგალითებზე. ისევე, როგორც ორშრიანი დანაფარის მიღების შემთხვევაში, აქაც ალუმინის ფუძემშრის გამოყენების შემთხვევაში ტექნოლოგიური პროცესი წყვეტილ რეჟიმში ხორციელდებოდა.

მრავალშრიანი დანაფარების ტექნოლოგიის დახვეწა და პრაქტიკული გამოყენების სფეროების განსაზღვრა შემდგომი ექსპერიმენტული სამუშაოების ჩატარებას მოითხოვს. ამ მიმართულებით ერთ-ერთ აუცილებელ პირობად მიგვაჩნია ალუმინის ფუძემშრეზე ძნელდნობადი ლითონების უწყვეტ რეჟიმში დასმის პირობების შემუშავება, რომლის გადაწყვეტაც, ჩვენი აზრით შესაძლებელია ფუძემშრის გახურებისა და გაცივების რეჟიმების ურთიერთშეთავსების უზრუნველყოფით. არსებითია აგრეთვე თითოეული ქვეშრის სისქის კონტროლი და მისი გავლენის შესწავლა კომპოზიტის ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე.

ჩვენს მიერ ჩატარებულია შემუშავებული ტექნოლოგიით მიღებული მრავალშრიანი დანაფარების მაგნიტური თვისებების კვლევა, რომლის შედეგები ქვემოთ არის წარმოდგენილი.

### **3.6. მრავალშრიანი დანაფარების მაგნიტური თვისებების კვლევა**

სპილენძისა და ალუმინის ფუძემშრეებზე (თითოეულის სისქე 1 მმ) მიღებული დანაფარების მაგნიტური თვისებების კვლევისთვის გამოყენებული იყო შემდეგი ნიმუშები (ფუძემშრესთან ერთად):

- ნიმუში №1 - სპილენძის ფუძემშრე - სქელი (დანაფარის შრეების სისქეები მილიმეტრებში) Ni-0.41 მმ/Fe-0.49 მმ დანაფარი;

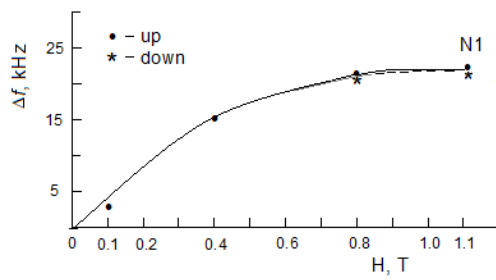
- ნიმუში №2 - სპილენძის ფუძეშრე - სქელი (დანაფარის შრეების სისქეები მილიმეტრებში) Ni-0.41 მმ/Fe-0.49 მმ/Nb-0,12 მმ დანაფარი;
- ნიმუში №3 - სპილენძის ფუძეშრე - თხელი (დანაფარის შრეების სისქეები მიკრომეტრებში) Ni-4,2 მკმ/Fe-4,8 მკმ/Nb-0,4 მკმ დანაფარი;
- ნიმუში №4 - სპილენძის ფუძეშრე - თხელი (დანაფარის შრეების სისქეები მიკრომეტრებში) Ni-16 მკმ/ZrO<sub>2</sub>-48 მკმ/Fe-40 მკმ/Ta-0,4 მკმ დანაფარი;
- ნიმუში №5 - ალუმინის ფუძეშრე - თხელი (დანაფარის შრეების სისქეები მიკრომეტრებში) Ni-33 მკმ/Fe-30 მკმ/Nb-0,7 მკმ დანაფარი.

საკვლევი თხელი მრავალშრიანი დანაფარების მაგნიტური თვისებების შესასწავლად გამოიყენებოდა რადიოსიხშირული (რს) რეზონანსული მაგნეტომეტრის უკანტაქტო მეთოდი [88, 89].

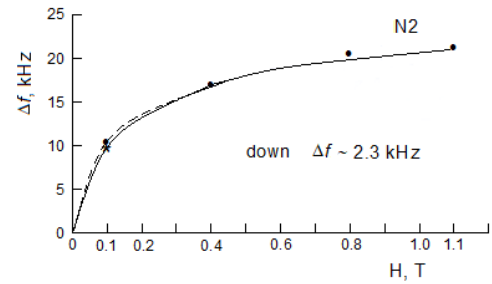
რადიოსიხშირული (რს) რეზონანსული მაგნეტომეტრი შეიცავს ივანე ჯავახიშვილის სახელობის თბილისის სახელმწიფო უნივერსიტეტის ანდრონიკაშვილის სახელობის ფიზიკის ინსტიტუტის მეცნიერების მიერ დამზადებულ თვითნაკეთ ხელსაწყოს, რომელიც საშუალებას იძლევა მერხევ-ნიმუშიანი მაგნიტომეტრის VSM (Vibrating Sample Magnetometer) ხანგრძლივ გაზომვებთან შედარებით უფრო მარტივად და სწრაფად შეფასდეს გამოსაკვლევი ნიმუშების მაგნიტური მდგომარეობა (ფერომაგნიტური, პარამაგნიტური და ა.შ.). რეზონანსული მაგნეტომეტრის კონტური მოთავსებულია მაგნიტში, რომლის მაგნიტური ველია  $0 \div 1.1$  T (ტესლა).

გაზომვების ჩატარების დროს გათვალისწინებულია ის ფაქტი, რომ  $f$  სიხშირის ცვლილების დიაპაზონი  $\chi$  ამთვისებლობის ცვლილების დიაპაზონის პროპორციულია, რაც ნიმუშის მაგნიტური თვისებების შესახებ ინფორმაციის მიღების შესაძლებლობას იძლევა.

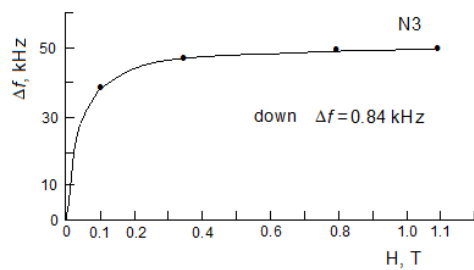
სპილენძის ფუძეშრეზე კონდენსირებული მრავალშრიანი დანაფარების მაგნიტური თვისებების განსაზღვრის შედეგები დანაფარში სიხშირის ცვლილების დამოკიდებულებით გარე მაგნიტურ ველზე 22-27 ნახაზებზეა წარმოდგენილი.



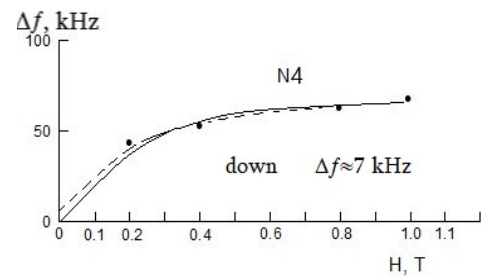
ნახ. 22. Cu (ფუბეშრე)/Ni/Fe  
დანაფარში სიხშირის ცვლილების  
დამოკიდებულება გარე  
მაგნიტურ ველზე



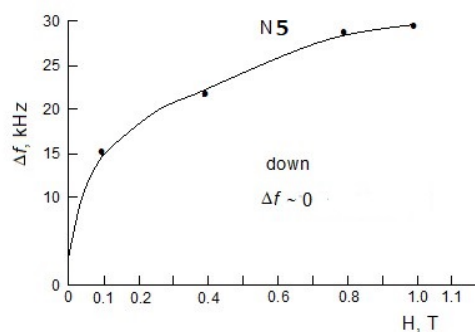
ნახ. 23. Cu (ფუბეშრე)/Ni/Fe/Nb  
დანაფარში სიხშირის ცვლილების  
დამოკიდებულება გარე  
მაგნიტურ ველზე



ნახ. 24. Cu (ფუბეშრე)/Ni/Fe/Nb  
დანაფარში სიხშირის ცვლილების  
დამოკიდებულება გარე  
მაგნიტურ ველზე



ნახ. 25. Cu (ფუბეშრე)  
/Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta დანაფარში  
სიხშირის ცვლილების  
დამოკიდებულება გარე  
მაგნიტურ ველზე



ნახ. 26. Al (ფუბეშრე)/Ni/Fe/Nb  
დანაფარში სიხშირის ცვლილების  
დამოკიდებულება გარე  
მაგნიტურ ველზე

წარმოდგენილი მონაცემების ანალიზი საფუძველს იძლევა დავასკვნათ, რომ Cu/Ni/Fe კომპოზიტში (ნიმუში 1) ჰისტერეზისი არ არის გამო-

ჟღავნებული. ამდენად, ნიმუში სუპერპარამაგნიტური თვისებით ხასიათდება (ნახ. 22).

განსხვავებული შედეგია მიღებული მე-2, მე-3 და მე-4 ნიმუშებში (ნახ. 23, 24, 25). კერძოდ, Cu/Ni/Fe/Nb მრავალშრიან კონდენსატში  $\Delta f$ -ის მნიშვნელობა  $H=0$  პირობისათვის 2.3 კილოჰერცს შეადგენს (ნახ. 23), ხოლო Cu/Ni/ZrO<sub>2</sub>/Fe/Ta მრავალშრიანი კომპოზიტისათვის -  $\Delta f \approx 7$  კილოჰერცს (ნახ. 25). ამდენად, ორივე ნიმუშში გამოხატულია ჰისტერეზისი და ისინი ფერომაგნიტური თვისებებით ხასიათდება.

განსაკუთრებით დიდი მაგნიტური გაჯერების უნარით გამოირჩევა Cu/Ni/Fe/Nb მრავალშრიანი კონდენსატი -  $H=0$  პირობისათვის  $\Delta f \approx 0.9$  კილოჰერცს და მაგნიტური გაჯერება უფრო ნაკლები გარე მაგნიტური ველის ( $H$ ) პირობებში მიიღწევა, რაც მისი მაგნეტორბილი მასალების კატეგორიისადმი მიკუთვნების შესაძლებლობას იძლევა (ნახ. 24).

რაც შეეხება ალუმინის ფუძეშრებზე კონდენსირებულ Ni/Fe/Nb მრავალშრიან დანაფარებს (ნახ. 26), მათზე ასევე არ მჟღავნდება ჰისტერეზისი და კომპოზიტი სუპერპარამაგნიტური თვისებებით გამოირჩევა.

აღსანიშნავია, რომ მრავალფენოვან დანაფარებში ფერომაგნიტური ან სუპერპარამაგნიტური თვისებები დამოკიდებულია არა მარტო ცალკეული დანაფარის მაგნიტურ თვისებაზე, არამედ მათ სისქეზე, ან მათი შემადგენელი მარცვლების დიამეტრზე. შესაბამისად, ამ მიმართულებით კვლევები გრძელდება. „მეცნიერება არ არის და არც არასდროს იქნება დასრულებული წიგნი. ყველა მნიშვნელოვან წარმატებას ახალი კითხვები მოაქვს. ყოველი განვითარება დროთა განმავლობაში ახალ და უფრო ღრმა სირთულეებს ავლენს“.

/ა. აინშტაინი/

## ზოგადი დასკვნები

ჩატარებული სამეცნიერო-კვლევითი სამუშაო საშუალებას იძლევა გაკეთდეს შემდეგი ძირითადი დასკვნები:

➤ პირველად მაკრო და მიკროსტრუქტურული მონაცემების განზოგადების საფუძველზე დადგენილია ალუმინის და სპილენძის ფუძეშრებზე ძნელდნობადი ლითონების - ნიობიუმის და ტანტალის ორთქლის ნაკადის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონები, რომელიც უზრუნველყოფს ფუძეშრესა და დანაფარს შორის დამაკმაყოფილებელ შეჭიდულობის ხარისხს. სპილენძის ფუძეშრეზე ნიობიუმის კონდენსაციის შემთხვევაში იგი შეადგენს  $300-500^{\circ}\text{C}$ , ტანტალის კონდენსაციის შემთხვევაში -  $600-750^{\circ}\text{C}$ . დაზუსტებულია ალუმინის ფუძეშრეზე ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონები, რომელიც შესაბამისად შეადგენს  $200-390^{\circ}\text{C}$  და  $200-320^{\circ}\text{C}$ ;

➤ პირველად შესწავლილია ფუძეშრის ტემპერატურის გავლენა ნიობიუმისა და ტანტალის დანაფარების ზედაპირის მორფოლოგიასა და ელემენტების განაწილების ხასიათზე. გამოვლენილია კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის მიმდინარეობის ფაქტი ალუმინის ფუძეშრეზე როგორც ნიობიუმის, ისე ტანტალის კონდენსაციის ოპტიმალური ტემპერატურული დიაპაზონის ზედა ზღვარს ზემოთ.

➤ დადგენილია ალუმინის ფუძეშრეზე კონდენსაციით სტიმულირებული რეაქტიული დიფუზიის პროდუქტების ბუნება და ფაზური შედგენილობა. Al-Nb კომპოზიტში ფაზური ანალიზით პირველად არის გამოვლენილი როგორც სისტემაში ცნობილი  $\text{AlNb}_2$ -ის და  $\text{AlNb}_3$ -ის, ისე  $\text{Nb}_2\text{Al}_3$ ,  $\text{NbAl}_2$  და  $\text{NbAl}_3$  ფაზების არსებობა. Al-Ta კომპოზიტის გარდამავალ ზონაში გამოვლენილია  $\text{Ta}_2\text{Al}$  ინტერმეტალური ფაზის სინთეზის ფაქტი;

➤ „სპილენძის ფუძეშრეზე - ნიობიუმის დანაფარი“ გარდამავალ ზონაში ფაზური ანალიზით პირველად არის გამოვლენილი როგორც სპილენძის ცნობილი,  $\text{CuNbO}_3$  და  $\text{CuNb}_2\text{O}_6$ , ისე არასტექიომეტრიული  $\text{Cu}_3\text{Nb}_2\text{O}_6$

ნიობატები, ხოლო „სპილენძის ფუძეშრეზე - ტანტალის დანაფარი“ გარდამავალ ზონაში - ტანტალატები  $Ta_2CuO_6$  და  $Cu_7Ta_{15}O_{41}$ . ახსნილია აღნიშნული ნაერთების სინთეზის განმსაზღვრელი პირობები;

➤ ფუძეშრეებისა და კონდენსატების სტრუქტურულ-გეომეტრიული ფაქტორების გამოთვლის შედეგების ანალიზის საფუძველზე დადგენილია, რომ სპილენძის (ფუძეშრე), ნიობიუმისა და ტანტალის (კონდენსატები) კრისტალური გისოსების შეუსაბამობის ხარისხი უმნიშვნელოა, რაც ფაზათა გამყოფ ზედაპირზე კოჰერენტულ კავშირს და ფუძეშრესა და დანაფარს შორის დამაკმაყოფილებელ შეჭიდულობის ხარისხს განაპირობებს. გამოთქმულია ვარაუდი, რომ ალუმინის ფუძეშრესა და ნიობიუმისა და ტანტალის კონდენსირებულ ფაზებს შორის კი სასაზღვრო ზონაში კავშირი ნახევრადკოჰერენტულია.

➤ შემუშავებულია რთული კონფიგურაციის სპილენძისა და ალუმინის ნიმუშებზე ნიობიუმისა და ტანტალის ყოველმხრივი დანაფარების დასმის ტექნოლოგია ერთ ტექნოლოგიურ ციკლში. მიღებულა ტექნოლოგიური ნიმუშები, რომლებიც მათ მიმართ წაყენებულ ყველა ტექნიკურ მოთხოვნას აკმაყოფილებს.

➤ დადგენილია ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით სპილენძის ფუძეშრეზე  $Ni/Fe/Nb$  და  $Ni/ZrO_2/Fe/Ta$ , ხოლო ალუმინის ფუძეშრეზე –  $Ni/Fe/Nb$  მრავალშრიანი დანაფარების მიღების შესაძლებლობა. შესწავლილია განივი კვეთის მიკროსტრუქტურა და ელემენტების განაწილების ხასიათი განივ კვეთში. ფენებს შორის სასაზღვრო უბნებში გამოვლენილია ელემენტების ურთიერთდიფუზიის ზონები, ხოლო  $Fe-Nb$  გარდამავალ ზონაში -  $Fe_2Nb$  ნაერთის სინთეზის ფაქტი.

➤ მრავალშრიანი დანაფარების მაგნიტური თვისებების კვლევის შედეგად დადგენილია, რომ სპილენძის ფუძეშრეზე  $Ni/Fe/Nb$  და  $Ni/ZrO_2/Fe/Ta$  დანაფარებს ფერომაგნიტური თვისებები ახასიათებს, ხოლო ალუმინის ფუძეშრეზე  $Ni/Fe/Nb$  დანაფარი და სპილენძის ფუძეშრეზე  $Ni/Fe$  დანაფარი სუპერპარამაგნიტური თვისებებით გამოირჩევა.

## ლიტერატურა

1. Donald M. Mattox. "Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing." Film Formation, Adhesion, Surface Preparation and Contamination Control. Society of Vacuum Coaters. Albuquerque, New Mexico. Noyes Publications. 1998, 945 p.
2. Rointan F. Bunshah. "Handbook of Deposition Technologies for Films and Coatings." Science, Technology and Applications. University of California at Los Angeles. Los Angeles, California. Noyes Publications. 1994, 888 p.
3. Nishat Arshi, Junqing Lu, Chan Gyu Lee, Jae Hong Yoon, Bon Heun Koo and Faheem Ahmed. "Thickness effect on properties of titanium film deposited by d.c.magnetron sputtering and electron beam evaporation techniques." Bull. Mater. Sci., Vol. 36, No. 5, October 2013, pp. 807–812. Indian Academy of Sciences
4. Paul Jan Zakalek. "Magnetic Interface Effects in Thin Film Heterostructures." PhD Thesis. RWTH Aachen University zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Naturwissenschaften genehmigte Dissertation, 2015].
5. Subramanian Arulmani, Sambandam Anandan, Muthupandian Ashokkumar, Nanomaterials for Green Energy (Chapter 1 - Introduction to Advanced Nanomaterials), 2018, p. 500, DOI: <https://doi.org/10.1016/C2017-0-00368-3>].
6. Abhilasha Mishra, Neha Bhatt, A.K.Bajpai Chapter 12 - Nanostructured superhydrophobic coatings for solar panel applications, Edited by Phuong Nguyen Tri, Sami Rtimi , Claudiane M. Ouellet Plamondon Nanomaterials-Based Coatings, 2019, P. 480, DOI: <https://doi.org/10.1016/C2017-0-03415-8>].
7. Sudhangshu Bose, High Temperature Coatings (Second Edition), Kidlington, Oxford; Cambridge, MA: Butterworth-Heinemann, 2018, P. 416
8. A. Verma and K. L. Chopra. Icosahedral Al-Mn films produced by vapour deposition. Philosophical Magazine Letters. 55, 1987, P. 201-207 <https://doi.org/10.1080/09500838708203750>.
9. K.G. Kreider, F.S. Biancaniello, M.F. Kaufman, Sputter deposition of icosahedral AlMn and AlMnSi. Scripta Metallurgica 21(5), 1987. P. 657–662.
10. T. Eisenhammer and A. Trampert. Formation of Quasicrystalline AlCuFe by Physical Vapor Deposition: Phase Selection via Nanocluster Nucleation. Physical. Review Letters 78, 1997. P. 262.

11. А. И. Устинов, Б. А. Мовчан, С. С. Полищук. Получение квазикристаллических покрытий из сплава Al - Cu - Fe электронно-лучевым осаждением в вакууме. *Металлофизика и новейшие технологии*. 24, № 3, 2002. С. 365-374.
12. S. S. POLISHCHUK , B. A. MOVCHAN & A. I. USTINOV. Formation of Nanoquasicrystalline Al-Cu-Fe Coatings by EBPVD Method. *Ferroelectrics*. Volume 305, Issue 1, 2004. P. 249-252 DOI: 10.1080/00150190490462964.
13. David R. Clarke, Matthias Oechsner, and Nitin P. Padture, Guest Editors. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines. *MRS (Materials Research Society) Bulletin*, Vol. 37 No. 10, October 2012, P. 891-898.
14. Christoph Mikulla, Ravisankar Naraparaju, Uwe Schulz, Filofteia-Laura Toma, Maria Barbosa, Lars Steinberg, Christoph Leyens. Investigation of CMAS Resistance of Sacrificial Suspension Sprayed Alumina Topcoats on EB-PVD 7YSZ Layers, *J Therm Spray Tech*, 2019; <https://doi.org/10.1007/s11666-019-00951-4>.
15. R.Naraparaju, M.Hüttermann, U.Schulz, P.Mechnich. Tailoring the EB-PVD Columnar Microstructure to Mitigate the Infiltration of CMAS in 7YSZ Thermal Barrier Coatings, *Journal of the European Ceramic Society*, 2016.
16. Yurii Savelyev, Alexey Gonchar, Boris Movchanb, Alexey Gornostayb, Sergey Vozianovc, Adel Rudenkoc, Rita Rozhnovaa, Tamara Travinskaya, Antibacterial Polyurethane Materials with Silver and Copper Nanoparticles. *Materials Today: Proceedings* 4 (2017) P. 87–94.
17. C. K. Gupta, *Materials in Nuclear Energy Applications Volume II*, CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton London New York, CRC Press., 2018, P.222.
18. <https://www.world-nuclear.org/information-library/current-and-future-generation/nuclear-power-in-the-world-today.aspx> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
19. В. Юревич, В.Г. Залесский, И.Л. Поболь, М.Ю. Хома, МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ НИОБИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА МЕДНЫХ ПОДЛОЖКАХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ НАПЫЛЕНИЕМ, Современные методы и технологии создания и обработки материалов : материалы XIII Международной научно-технической конференции, Минск, Республика Беларусь, 12-14 сентября 2018 г.



20. И. С. Ковинский, Л. А. Крушинская, Б. А. Мовчан, Структура и некоторые свойства конденсатов хлорида натрия, полученных электронно-лучевым испарением с последующим осаждением в вакууме, «Современная электрометаллургия», 2011, № 1, с. 42-46.
21. «Способ получения светопоглощающего покрытия на поверхности алюминия или его сплавов» (патент Республики Беларусь на изобретение № 19849, МПК (2006.01): С 25D 11/06; авторы изобретения: И.Злотников, С.Пискунов.
22. <https://telesputnik.ru/materials/tekhnika-i-tekhnologii/news/odin-iz-sputnikov-starlink-poluchit-svetopogloshchayushchee-pokrytie/>. უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
23. Ю.Ж. Тулеушев, В.Н. Володин, Е.А. Жаканбаев, Е.Е. Суслов, А.С. Kerimshe. Получение светопоглощающих покрытий искусственных спутников Земли из пористых тантала и вольфрама, “Письма в Журнал технической физики (ЖТФ)”, 2020, том 46, вып. 7, с. 16-19.
24. <https://www.alliedmarketresearch.com/electron-beam-physical-vapor-deposition-ebpvd-coating-market> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
25. Peikrishvili A.B., Kecskes L.J., Tavadze G.F., Godibadze B.A., Chagelishvili E. SH. Shock Assisted Liquid-phase Consolidation of TA(NB,V)-AL Composites. EXPLOSIVE PRODUCTION OF NEW MATERIALS: SCIENCE, TECHNOLOGY, BUSINESS, AND INNOVATIONS 14th International Symposium (EPNM-2018), Saint Petersburg, Russia, 14-18 May, 2018. P. 179-181 DOI: 10.30826/EPNM18-064.
26. S. Calatroni. “Niobium Coating Techniques.” International Symposium on “Vacuum Science and Technology” (IVS 2007), IOP Publishing; Journal of Physics: Conference Series 114 (2008) 012006.
27. A. Sublet, I. Aviles Santillana, B. Bartova, S. Calatroni, N. Jecklin, I. Mondino, M. Therasse, W. Venturini Delsolaro, and P. Zhang, CERN, Geneva, Switzerland; Marco Cantoni, EPFL, LausanneNb Coated HIE-ISOLDE QWR Superconducting. “Accelerating Cavities: from Process Development to Series Production.” 5th International Particle Accelerator Conference, IPAC, Dresden, Germany, JACoW Publishing, 2014.
28. A. Tsymbaliuk, S. Palazzese, F. Stivanello, G. Keppel. Refurbishing of the System for Niobium Sputtering of the High- $\beta$  Superconducting QWR Cavities for ALPI

Upgrade for the SPES Project. Project: ALPI Upgrade for the SPES project at LNL INFN, 2019.

29. ГОСТ 9.302-88 Единая система защиты от коррозии и старения. Покрyтия металлические и неметаллические неорганические. Методы контроля. 01.01.90.

30. Maslov A.A., Ostvald R.V., Shagalov V.V., Maslova E.S., Gorenjuk Yu.S. Khimicheskaya tekhnologia niobiya i tantala [Chemical Technology of Niobium and Tantalum] Izdatelstvo Tomskogo politekhnicheskogo universiteta, 2010. p. 97 (in Russian).

31. D. Cristea, I. Ghiuță, D. Munteanu. Tantalum Based Materials for Implants and Prostheses Applications. *Bulletin of the Transilvania University of Brasov*. Vol. 8 (57) No. 2 - 2015 Series I: Engineering Sciences pp.151-158.

32. З. Ю. Готра. Технология микрoэлектронных устройств. Справочник. М., “Радио и связь”, 1991, с. 528.

33. М.П. Славинский. Физико-химические свойства элементов. М, “Металлургиздат”, 1952, 769 с.

34. [https://www.tedpella.com/company\\_html/Vacuum-Deposition-Techniques-and-Tables.htm](https://www.tedpella.com/company_html/Vacuum-Deposition-Techniques-and-Tables.htm) უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.

35. М.В. Мальцев. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М, «Металлургия», 1970, 368 с.

36. О.М. Барабаш, Ю.Н.Коваль. Структура и свойства металлов и сплавов. Кристаллическая структура металлов и сплавов. Справочник. Киев, „Наукова думка“, 1986, 598 с.

37. Hans Warlimont, Werner Martienssen (Eds.). Springer Handbook of Materials Data. Springer Nature Switzerland AG, 2018, p.1140.

38. Igor L. Shabalin. Ultra-High Temperature Materials I. Carbon (Graphene/Graphite) and Refractory Metals. Springer Dordrecht Heidelberg New York London. 2014, P. 798.

39. <https://www.rsc.org/periodic-table/element/73/tantalum> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.

40. <https://www.rsc.org/periodic-table/element/41/niobium> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.

41. <https://www.rsc.org/periodic-table/element/13/aluminum> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
42. [https://www.engineeringtoolbox.com/fusion-heat-metals-d\\_1266.html](https://www.engineeringtoolbox.com/fusion-heat-metals-d_1266.html) უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
43. <https://ch301.cm.utexas.edu/data/section2.php?target=heat-transition.php> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
44. Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Благин. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М., „Металлургия“, 1981, с. 409.
45. C. K. Gupta. Materials in Nuclear Energy Applications. Volume II, CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton London, New York, 2018, p. 222.
46. “Алюминий в экологии” <https://pandia.ru/text/77/277/66268.php> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
47. „Что может алюминий и где его применяют?“ <https://pandia.ru/text/78/382/1438.php> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
48. [www.copper.org/publications/newsletters/innovations/2001/08/intro\\_fac.html](http://www.copper.org/publications/newsletters/innovations/2001/08/intro_fac.html) უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
49. <https://www.rsc.org/periodic-table/element/29/copper> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
50. “The Copper Advantage. A Guide to Working With Copper and Copper Alloys.” [www.antimicrobialcopper.com](http://www.antimicrobialcopper.com) უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
51. James Michel. “Introduction to Copper and Copper Alloys.” Copper Development Association Inc. May, 2013.
52. T.P.C. Klaver and B.J. Thijsse. “Molecular Dynamics simulations of Cu/Ta and Ta/Cu thin film growth.” Journal of Computer-Aided Materials Design, 10: pp. 61–74, 2003.
53. <http://www.himikatus.ru/art/phase-diagr1/CsF-DyZr.php> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
54. Hossein Sina. “Synthesis of Transition Metal Aluminides from Elemental Powder Mixtures.” Doctoral Dissertation. Lund University, 2015. p. 59.

55. ხ. ანანიაშვილი, მ. ოქროსაშვილი, თ. ლოლაძე. სპილენძის ფუძეშერზე ნიობიუმის და ტანტალის დანაფარების მიღების ტექნოლოგია. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის შრომები, №3(513), თბილისი, 2019, გვ. 98-110.
56. Палатник Л.С., Сорокин В.К. Основы пленочного полупроводникового материаловедения. М., «Энергия», 1973, с.285.
57. Палатник Л.С., Сорокин В.К. Материаловедение в микроэлектронике М., «Энергия», 1978, с.279.
58. М.М. Михайлов, М.И. Дворецкий, Н.Я. Кузнецов. Окрашивание поликристаллического  $ZrO_2$ , облученного ультрафиолетовым светом и электронами. Известия АН СССР, Неорганические материалы. 1984, 3, т.20, 449.
59. Коллонг Р. Нестехиометрия. М, «Мир», 1974, 288 с.
60. М.Н. Окросашвили, Ф.Н. Тавадзе, О.П. Шаламберидзе. Исследование структуры и некоторых свойств конденсатов  $Al_2O_3$ , полученных электроннолучевым испарением. Проблемы специальной электрометал-лургии. Выпуск 9, Киев, «Наукова вумка» 1978, 84-88 с.
61. Б.А. Мовчан, Ф.Н. Тавадзе, М.Н. Окросашвили, О.П. Шаламберилзе, Э.Р. Кутелия. Исследвание структуры и некоторых свойств конденсатов  $ZrO_2$ , полученных электроннолучевым испарением. Проблемы специальной электрометаллургии. Выпуск 9, Киев, «Наукова вумка» 1978, 78-84 с.
62. Nadkorni G.S., Simmons J.G. Electrical Properties of Evaporated Molibdenum Oxide Films. /J. Appl. Phis., 41, №2, 1970, pp. 545-551.
63. Р. Ф. Стрикленд-Констэбл. Кинетика и механизм кристаллизации. Л., «Наука», 1971, 310 с.
64. В.М. Косевич, А.В. Карповский, С.М. Космачев, В.Н. Клименко. Поверхность роста, как генератор вакансий в условиях вакуумной конденсации. Рост кристаллов. №19, 1991, 22-39 с.
65. Crystallization of Zirconia Films by Thermal Annealing / Ruykorararn R., Sites J.R. /J. Sci and Technol./1986, A4, №3, Pt.1. pp. 568-571.
66. М.Н. Окросашвили, Г.Л. Размадзе, Т.П. Ломая, Т.О. Лоладзе, А.Б. Пеикришвили. Технология получения покрытий Ni, Nb и Ta на алюминиевой подложке. სტუ-ს შრომები. №3 (497). თბილისი, 2015, გვ. 161-175.

67. Ананиашвили Х.О., Окросашвили М.Н., Лоладзе Т.О., Валько Н.Г. Рентгенофазовый анализ конденсатов ниобия на алюминиевой подложке. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის პროფესორ ვიქტორ ერისთავის 80 წლისთავისადმი მიძღვნილი საერთაშორისო სამეცნიერო-ტექნიკური კონფერენციის „გარემოს დაცვა და მდგრადი განვითარება“ შრომები. თბილისი 2020. გვ. 37-42.
68. Khatia Ananiashvili, Mikheil Okrosashvili, Tamar Loladze, Natalia Valko, Tomasz N. Koltunowicz. Structure and Properties of Tantalum Coatings Obtained by Electron Beam Technology on Aluminum Substrates. Applied Sciences, 2020, Volume 10, Issue 11, 3737. MDPI, Basel, Switzerland. P. 8.
69. 6. M. Okrosashvili, E. Kutelia, T. Makharadze, M. Topuria, A. Peikrishvili. Phase Formation at the Condensation of a Vapor Stream and Associated Diffusion Reaction. Surface Engineering. Proceeding of the 5th International Surface Engineering Congress. ASM International, Materials Park, Ohio 44073-0002, USA, 2006, pp.102-105.
70. М.Н. Окросашвили, Э.Р. Кутелия, Э.Б. Миминошвили, Т.А. Какауридзе. Влияние состояния поверхности подложки на структуру и фазовый состав оксидных конденсатов. Проблемы специальной электрометаллургии. №1 (55), Киев, ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины, 1999, с. 26-31.
71. Kutelia, E.R.; Shalamberidze, O.P.; Golodze, N.A.; Maisuradze, N.I.; Dzigrashvili, T.A.; Tsivtsivadze, D.M.; Khakhanashvili, K.G. Electron Microscopy Investigation of the Crystallization Processes of Amorphous ZrO<sub>2</sub> Films Prepared in Superhigh Vacuum. In Proceedings of the International Conference Zirconia'88 – Advances in Zirconia Science and Technology, Eds. Meriani S., Palmonari C., Elsevier Science Publishers LTD, New York, 1989, 131-135.
72. С.В. Лашко, Н.Ф. Лашко. Пайка металлов. М, «Машиностроение», 1988, с. 376.
73. Барвинок В.А. Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий. - М.: Машиностроение, 1990.с. 384.
74. М.Н. Окросашвили, Э.Р. кутелия, В.П. Копалеишвили. Исследование процессов фазообразования в конденсатах системы Ti-Cu, полученных из парового состояния. Физика металлов и металловедение, Том 80, Выпуск 6, «Наука», 1995, с. 60-66.

75. Khatia Ananiashvili, Mikheil Okrosashvili, Tamar Loladze, Natalia Valko. Study of Tantalum and Niobium Coatings on Copper Substrates Obtained by Electron-Beam Technology. Proceedings of III International Scientific and Technical Forum on Chemical Technologies and Oil and Gas Processing PETROCHEMISTRY – 2020, December 2–3, 2020 Minsk, the Republic of Belarus. P. 153-156.
76. Лошкарев Иван Дмитриевич. Напряженное состояние и дислокационная структура пленок GaAs, GaP и GeSi на кремнии. Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук. Новосибирск – 2013.
77. ანანიაშვილი ხ.ო. ალუმინის ფუძეშრეებზე ელექტრონულ-სხივური ტექნოლოგიით მიღებული ტანტალისა და ნიობიუმის დანაფარების კვლევა. საქართველოს საინჟინრო სიახლენი. №2, თბილისი 2020. გვ 74-78.
78. С. М. Космачев, М. В. Карповский, В.М. Косевич, В.М. Клименко, В.А. Дудик. Кинетика зернограничной диффузии при отжиге двухслойных пленок золото-серебро. ФММ, т.66, вып. 2, «Наука», 1988, с. 323-327.
79. С. М. Космачев, В.М. Косевич, М. В. Карповский, В.М. Клименко. Визуализация зернограничной диффузии и миграции границ зерен в пленочных системах. ФММ, №6, «Наука», 1990, с. 126-130.
80. В.М. Косевич, С. М. Космачев, М. В. Карповский и др. Конденсационно-стимулированная зернограничная диффузия в двухслойных пленках золото-серебро. Поверхность. Физика, химия, механика. №8, 1986, с. 151-152.
81. М. Косевич, С. М. Космачев, М. В. Карповский и др. Диффузия в двухслойных пленках золото-серебро, развивающаяся в ходе конденсации. Поверхность. Физика, химия, механика. №1, 1987, с. 111-116.
82. А. А. Баранов. О контактном плавлении металлов. Физика металлов и металловедение. №4. Апрель. «Наука», 1990, с. 202-204.
83. Reaktive Diffusion In Thin Films. /Philibert I/Appl. Surface sci – 1991-53, pp. 74-81.
84. Э.Р. Кутелия, Н.А. Майсурадзе, Т.А. Дзигашвили и др. Электронно-микроскопическое исследование ближнего порядка и процессов кристаллизации аморфной пленки диоксида циркония. Сообщения Академии Наук Грузинской ССР. 1989, 135, #1, с. 69-73.

85. Judit Balogh, Laszlo Bujdosó, Zsolt Endre Horváth, Denes Kaptas, Laszlo Ferenc Kiss, Akio Nakanishi, Szilárd Sajti, Edit Szilágyi. Alloy formation at the Fe-on-Nb and Nb-on-Fe interfaces. *Vacuum* 171 (2020) 109048, <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.109048>.
86. [markmet.ru/diagrammy-splavov/diagramma-sostoiania-sistemy-alyuminii---nikel-al-ni](http://markmet.ru/diagrammy-splavov/diagramma-sostoiania-sistemy-alyuminii---nikel-al-ni) უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
87. [markmet.ru/diagrammy-splavov/diagramma-sostoiania-sistemy-zhelezo---nikel-fe-ni](http://markmet.ru/diagrammy-splavov/diagramma-sostoiania-sistemy-zhelezo---nikel-fe-ni) უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 25.12.2020.
88. T.Gavasheli, G.Mamniashvili, M.Nadareishvili, T.Zedginidze, “Electroless Technology for Production of Cobalt Magnetic and Photocatalytic Nanopowders and Nanowires”, *Journal TechConnect Briefs* 2019 June 17. pp. 42-45 (2019).
89. G.I.Mamniashvili, S.V.Mikeladze, T.O.Gegechkori, B.V.Surguladze, G.X.Pichkhaia, A.M.Akhalkatsi, D.M.Daraselia and D.L.Japaridze “Magnetometry and Hyperthermia Study of Magnetic Fluid Preparation UNIMAG”, *World Journal of Condensed Matter Physics*, Vol. 4, No. 1, pp. 6-12 (2014).