

გიორგი კობახიძე

სპილენძის ფუძის შენადნობებში შინაგანი ხახუნის
პროცესების სტრუქტურული ასპექტების გამოკვლევა

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
ივლისი, 2010 წელი

საავტორო უფლება © 2010 წელი “კობახიძე გიორგი, 2010 წელი”

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
“ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი”

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით გიორგი კობახიძის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: “სპილენძის ფუძის შენადნობებში შინაგანი ხახუნის პროცესების სტრუქტურული ასპექტების გამოკვლევა” და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის, ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

თარიღი

ხელმძღვანელი:

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
2010 წელი

ავტორი: კობახიძე გიორგი

დასახელება: “სპილენძის ფუძის შენადნობებში შინაგანი ხახუნის
პროცესების სტრუქტურული ასპექტების გამოკვლევა”

ფაკულტეტი: ინფორმატიკისა და მართვის სისტემები

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა: ივლისი

ინდივიდუალური პიროვნების ან ინსტიტუტების მიერ
ზემომოყვანილი 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
მოღიანი ნაშრომის და არც მისი ცალკეული კომპონენტების გადაბეჭდვა
ან სხვა რაიმე მეთოდით რეპროდუქცია დაუშვებელია ავტორის
წერილობითი ნებართვის გარეშე.

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

რეზიუმე

შინაგანი ხახუნისა და ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპიის მეთოდების კომპლექსური გამოყენებით შესწავლილია სპილენძის ფუძის, სპილენძით მდიდარი Cu-Zn, Cu-Pd და Cu-Si სისტემის შენადნობებში წცკ და მცკ ფაზების დაშლისა და ატომური მოწესრიგების პროცესების ძირითადი კანონზომიერებანი შუალედურ ტემპერატურათა დიაპაზონში;

დადგენილია, რომ იზოთერმული დაყოვნებისას $\beta' \leftrightarrow \beta$ გარდაქმნაზე უფრო დაბალ ტემპერატურაზე ცეზიუმ-ქლორის ტიპის მოწესრიგებით β' -ფაზის სპილენძ-თუთიის შენადნობებში ხდება ორსაფეხურიანი დაშლა, რომელიც გარდაქმნის საწყის ეტაპზე მოიცავს თუთიის ატომებით მდიდარი ბრტყელი ზონების, ჰაბიტუსით $\{110\}_{\beta'}$ წარმოქმნას და მეორე ეტაპზე, მათში ახალი Cu-Zn₃ ტიპის ზესტრუქტურის ჩამოყალიბებას; ჩამოყალიბებული სტრუქტურული მდგომარეობა შემდგომი გაცივებისას არ განიცდის გარდაქმნას. დადგენილი გარდაქმნის თავისებურება წარმოადგენს β' ტიპის ფაზებისთვის საერთოს სპილენძის ფუძის შენადნობებში, რაც დამტკიცებული იყო სპილენძ-პალადიუმის სისტემაში ანალოგიური გარდაქმნების არსებობით.

იზოთერმული დაყოვნებისას შუალედურ ტემპერატურათა დიაპაზონში Cu-Zn, Cu-Pd და Cu-Si სისტემის შენადნობის მცკ ფაზის მყარი ხსნარები განიცდიან განშრევებას, ხოლო Cu-Pd სისტემის წცკ ფაზაში წარმოიშობა გრძელპერიოდული ზესტრუქტურის წარმონაქმნი ახლო განშრევების არეებში.

Cu-2ა.ტ.%Si მაღალი ტემპერატურიდან ნაწრობ შენადნობი იზოთერმული მოწვა 150°C ტემპერატურაზე იწვევს მოდულირებული სტრუქტურის წარმოქმნას, მოდულაციის დიდი პერიოდით ~1000Å კრისტალოგრაფიული მიმართულებით $\langle 110 \rangle$. აღნიშნული მოდულირებული სტრუქტურა ფორმირდება კაუბადის α -მყარი ხსნარის სპილენძის მესერში დაშლისას. გადარიბებული α -მყარი ხსნარის მატრიცაში კაუბადით გამდიდრებული α' -ფაზის ნაწილაკების

კანონზომიერად დაწეობის შედეგად და ეს სტრუქტურა გამოირჩევა მაღალი სტაბილურობით აღნიშნულ ტემპერატურაზე.

Cu-Si სისტემის შენადნობების კვლევის მიღებულ შედეგებზე დაყრდნობით გაკეთებულია პრაქტიკული რეკომენდაცია, რომ კაუბადური ბრინჯაოს ფუძისათვის, როგორც თუთიიანი ბრინჯაოს იაფი შემცველისათვის და პერსპექტიული ანტიფრიქციული მასალებისათვის, საჭიროა კაუბადის შემცველობის გაზრდა 2-3 ა.ტ.%-ით სტანდარტულთან შედარებით და მათგან დამზადებული დეტალების თერმულად დამუშავება $150-250^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში 4-2 სთ-ის განმავლობაში შესაბამისად.

დამუშავებულია რთული ჰეტეროგენული სტრუქტურის მქონე ლითონური მასალებისაგან მეტალოგრაფიული და ელექტრონულ-მიკროსკოპიული კვლევებისათვის ნიმუშების მომზადების უზრუნველსაყოფი მოწყობილობები და შესაბამისი მეთოდები.

Abstract

The samples of Cu-Zn, Cu-Pd and Cu-Si alloys, on the basis of Cu, in the state of ordered and disordered of (BC) and (FC) cubic phases, by complex methods of internal friction and transmission electron microscopy, were studied over the temperature range of 20-600 °C.

The total correlation between structural transformations proceeding in the β' -phase of the Cu-Zn system alloys with relaxation phenomena was established. Based on the obtained results, it can be stated that the relaxation spectrum features detected for the β' -phase of the Cu-47%Zn alloy and the strength anomalies are associated not only with the mechanism of the interaction between the superlocation and the vacancies, as is described in the literature, but with the processes of multi-stage disintegration and reordering in the β' -phase as well.

The samples of Cu-40%Pd alloy in the state of ordered and disordered of (BC) and (FC) cubic phases were studied. It is demonstrated that after long-term annealing at the temperature below the ordering dome, the alloy phase ordered similar to cesium chloride stratifies along crystallographic planes $\{110\}$ with the formation of plane zones rich in palladium atoms. In FCC solid solution of the alloy under study, there takes place the formation of fine areas (20-50 Å) of near ordering with their subsequent transformation into microdomain with a new distant order inside the microdomain.

It is justified that stacking faults play a decisive part in the formation of χ - phase from the FCC lattice of α -phase of the Cu-Si alloys with higher content of silicon. Based on the results of electron-microscopic investigation of the microstructure and the mechanical properties of the alloys under study, it can be inferred that the changes in the mechanical properties of the alloys are directly related to the microstructure formed as a result of decomposition of the α -phase of Cu-Si alloys.

შინაარსი

შესავალი	14
1. ლიტერატურის მიმოხილვა	18
1.1. დიფუზია კონტროლირებული ძვრადი გარდაქმნები სპილენძის ფუძის შენადნობებში	18
1.1.1. თერმული გასაღება სხვადასხვა ზესტრუქტურებში	20
1.2. მაღალი გარჩევისუნარიანობის მქონე ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპით დაბალ ტემპერატურაზე გამომწვარ Cu-Zn შენადნობში α -ფაზის დაკვირვება	31
1.2.1. სპილენძ-თუთიის სისტემის α და β -ფაზის სტრუქტურისა და მოწესრიგების პროცესების თავისებურებანი	33
1.2.2. Cu და Cu-Zn შენადნობის სტრუქტურული და მიკროსტრუქტურული კონტროლი დიფერენციალური სწრაფი გლინვით	37
1.3. Cu-40ატ.%Pd შენადნობის მცკ და წცკ ფაზების ატომური მოწესრიგების პროცესები	38
1.4. Cu-Si შენადნობის α ფაზის დაშლის პროცესების თავისებურებანი	41
1.4.1. Cu-Si შენადნობის კოროზიული თვისებები სულფიდისა და ქლორიდის არეში	42
1.5. შინაგანი ხახუნის მეთოდის შესაძლებლობები	43
1.5.1. პიკის სიხშირული წანაცვლება	43
1.5.2. პიკის ფორმა, სიგანე და მდგომარეობა T დერძზე	45
1.5.3. შინაგანი ხახუნის გაზომვისას მეთოდის შერჩევა და შეცდომების შეფასება	47
2. ამოცანის დასმა და კვლევის მეთოდების შემუშავება	51
2.1 ნიმუშის შერჩევა, თერმოდამუშავება და მომზადება ფიზიკური კვლევებისათვის	52
2.2. ნიმუშების პრეპარირების მეთოდები ელექტრონომიკროსკოპული და მეტალოგრაფული კვლევებისათვის	55
2.3. შინაგანი ხახუნის გაზომვისას გამოყენებული დანადგარი	63

3. შედეგები და მათი განსჯა -----	68
3.1 Cu-47%Zn შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული ქცევის კვლევა -----	68
3.2 Cu-47%Zn შენადნობის β -ფაზის გარდაქმნების ელექტრონომიკროსკოპიული გამოკვლევა -----	71
3.3. Cu-40ატ.%Pd შენადნობის მცკ და წცკ ფაზების გარდაქმნები -----	77
3.4. Cu – Si α -მყარი შენადნობების დაშლის კანონზომიერებების აღწერა--	88
დასკვნა -----	99
გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა-----	101

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 2.1.1. თერმოდამუშავების რეჟიმი	53
---	----

ნახაზებისა და სურათების ნუსხა

სურ. 1.1.1 წვევტილი დაშლა შენადნობში $\text{Cu}_3\text{Pd}+8(\text{ატ.})\%\text{Ag}$, ნაწრთობი 800°C –დან და დაძველებული 450°C –ზე 1სთ (ა) და 7სთ (ბ) (მატრიცა მოუწესრიგებელია). X50000

სურ. 1.1.2. უწვევტი დაშლა შენადნობში $\text{Cu}_3\text{Au}+8(\text{ატ.})\%\text{Ag}$, ნაწრთობი 800°C –დან და დაძველებული 400°C –ზე 200სთ (მატრიცა მოუწესრიგებელია). X50000

სურ. 1.1.3. დენადობის ზღვრის ტემპერატურული პიკები CuZn მონოკრისტალებისათვის.

სურ. 1.1.4. $\sigma_{0.2}(T)$ და $\psi(T)$ მრუდები β -ლატუნი Cu-2Ni-Zn მონოკრისტალისათვის [40].

ნახ. 1.2.1.1. Cu-Zn შენადნობის ფაზური მდგომარეობის დიაგრამა.

ნახ. 1.3.1. Cu-Pd შენადნობის ფაზური მდგომარეობის დიაგრამა.

სურ. 2.2.1. ნიმუშის კვეთის სქემა (ა), სამი სხვადასხვა დიამეტრის მქონე პინცეტი (ბ).

სურ. 2.2.2. აწყობილი ელექტროსაპოლირებელი უჯრედის განივი კვეთის სქემა

სურ. 2.2.3. ელექტროლიტში მეტალების კოროზიული თვისებების განსაზღვრის მოწყობილობის ფუნქციონალური სქემა(ა) და “სპექტროპოტენციოსტატის” საერთო ხედი (ბ).

ნახ.2.3.1. პრაქტიკაში გამოყენებული ტემპერატურაზე დამოკიდებული, დაბალ სიხშირული, შინაგანი ხახუნისა Q^{-1} და ძვრის მოდულის G საზომი ხელსაწყო სქემა

ნახ.2.3.2 რელაქსომეტრის პრინციპული სქემა

ნახ.3.1.1. $\text{Cu-47\%Zn}$ შენადნობი; ა) $Q^{-1}(t)$ შინაგანი ხახუნისა და $f^2(t)$ ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულებების ექსპერიმენტული მრუდი; ბ) შინაგანი ხახუნის პიკები 280°C - 400°C ტემპერატურის მიდამოში ფონის გამოკლებით:

სურ.3.2.1. შენადნობი Cu-47%Zn; ა) β' – ფაზის მარცვლის ტემპ გამოსახულება და ბ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[001]_{\beta'}$, (გახურება-გაცივების ციკლი $20-250^{\circ}\text{C}$ მიდამოში $3^{\circ}/\text{წთ}$ სიჩქარით)
გ) β' – ფაზის მარცვლის ტემპ გამოსახულება და დ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[001]_{\beta'}$, (გახურება-გაცივების ციკლი $20-350^{\circ}\text{C}$ მიდამოში $3^{\circ}/\text{წთ}$ სიჩქარით)

სურ.3.2.2. შენადნობი Cu-47%Zn; ა) β' – ფაზის მარცვლის ტემპ გამოსახულება და ბ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[001]_{\beta'}$, (წყალში გამოწოთობილი გახურებისას 430°C -მდე $3^{\circ}/\text{წთ}$ სიჩქარით), გ) იგივე გაცივებისას 430°C -დან 350°C -მდე და დ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[111]_{\beta'}$, ე) იგივე გაცივებისას 430°C -დან 250°C -მდე და ვ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[001]_{\beta'}$.

სურ.3.2.3. β' – ფაზის შებრუნებული მესერი: ა) ზონური დაშლის სტადიაზე;
ბ) ახალი ზესტრუქტურის CuZn_3 ფორმირების სტადიაზე.

ნახ.3.3.1 Cu-40ატ.%Pd შენადნობის შინაგანი ხახუნისა $Q^{-1}(t)$ და ძერის მოდულის $f^2(t)$ ტემპერატურული დამოკიდებულება

სურ.3.3.1. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი:

- ა) ნიმუშის მოწესრიგებული სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;
- ბ) მოცემული არის მიკროდიფრაქციული სურათი $[001]_{\beta'}$ ზონის ღერძით;
- გ) იგივე $[011]_{\beta'}$ ზონის ღერძის გამოყვანისას.

სურ.3.3.2. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი, მოწესრიგებული შენადნობის იზოთერმული მოწვა $450^{\circ}\text{C} - 100\text{სთ}$:

- ა) სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;
- ბ) აღნიშნული არის მიკროდიფრაქცია $[111]_{\beta'}$ ზონის ღერძით.

სურ.3.3.3. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი, მოწესრიგებული შენადნობის მოწვა $300^{\circ}\text{C} - 25\text{სთ}$:

- ა) სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;
- ბ) აღნიშნული არის მიკროდიფრაქცია, $[001]_{\beta'}$ ზონის ღერძით.

სურ.3.3.4. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი ნაწოთობი ნიმუში $900^{\circ}\text{C} -$ დან:

- ა) სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;
- ბ) აღნიშნული არის მიკროდიფრაქცია, $[110]_{\alpha}$ ზონის ღერძით.

სურ.3.3.5. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი:

- ა) ნაწოთობი ნიმუშის მიკროდიფრაქციული სურათი $[010]_{\alpha}$ ზონის ღერძით;
- ბ) იგივე ნიმუშის $300^{\circ}\text{C} - 30\text{წთ}$ გამოწვის შემდეგ;
- გ) (ბ) ელექტრონოგრაფის გაშიფვრის სქემა.

სურ.3.3.6. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი, ნაწრთობი ნიმუშის 900°C –დან გამოწვა 250°C – 30წთ.

ა) სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;

ბ) აღნიშნული არის მიკროდიფრაქცია, [001]α ზონის ღერძით.

ნახ.3.4.1. Cu-2ატ.%Si შენადნობი; სტრუქტურის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი: ა) იზოთერმულად გამომწვარი 150°C-10 სთ-ის შემდეგ; ბ) იზოთერმულად გამომწვარი 300°C-10 სთ-ის შემდეგ.

ნახ.3.4.2. Cu-2ატ.% Si შენადნობი; იზოთერმულად გამომწვარი 150°C-12სთ-ის შემდეგ; ა) სტრუქტურის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი; ბ) მოცემული არეს მიკროდიფრაქციული სურათი [110]α. ზონის ღერძით.

ნახ.3.4.3. Cu-2ატ.% Si შენადნობი; იზოთერმულად გამომწვარი 150°C-8სთ-ის შემდეგ; ა) მოდულირებული სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია ნიმუშის დახრისას პერპენდიკულარულად მოდულაციის მიმართულების ღერძის გარშემო; ბ) მოცემული არის მიკროდიფრაქციული სურათი [110] α. ზონის ღერძით.

ნახ.3.4.4. Cu-5ატ.% Si შენადნობი; სტრუქტურის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი: ა) იზოთერმულად გამომწვარი 150°C-8სთ-ის შემდეგ; ბ) იზოთერმულად გამომწვარი 300°C-8სთ-ის შემდეგ.

ნახ.3.4.5. Cu-8ატ.% Si შენადნობი; იზოთერმულად გამომწვარი 150°C-13სთ-ის შემდეგ; ა) მრავალშრიანი წდ და α-ფაზის გამონაყოფის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი; ბ) მოცემული არის მიკროდიფრაქციული სურათი [112]α ზონის ღერძით; გ) α-ფაზის რეფლექსში ბნელი ადგილი.

დისერტაციაში გამოყენებული აბრევიატურები

მცკ – მოცულობა ცენტრირებული კუბური

წცკ – წახნაგ ცენტრირებული კუბური

აფს - ანტიფაზური საზღვრები

გპმ - გაერთიანებული პერტურბაციული მეთოდი

ტემ- ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპი

წდ- წყობის დეფექტები

შესავალი

პრობლემის აქტუალობა და სამუშაოს მიზანი

მეტალური შენადნობების მოთხოვნილ სამომხმარებლო თვისებების მიღების საფუძველს, როგორც წესი, წარმოადგენს თერმული დამუშავების ან თერმომექანიკური დამუშავების გამოყენება. ამ პროცესების გამოყენების სამეცნიერო ბაზას ფერად მეტალთა შენადნობებში, წარმოადგენს მარტენსიტული გარდაქმნების თეორია. თუმცა, ნაკლებადაა შესწავლილი ფაზათა ნაზი სტრუქტურა და არ არსებობს შუალედური ტემპერატურების მიდამოებში ფაზური გარდაქმნების მექანიზმის სრული სურათი, იმ ტემპერატურების მიდამოებში, რომლებიც ასობით გრადუსით აღემატება მარტენსიტული გარდაქმნის წერტილს.

ბოლო ათწლეულების განმავლობაში, ფიზიკური მასალათმცოდნეობის პრაქტიკული მოთხოვნები სპილენძის ფუძის შენადნობების რიგ ფიზიკო-მექანიკური თვისებების ტემპერატურულ ქცევებზე, შუალედური ტემპერატურების მიდამოებში, მუდმივად იწვევდნენ მკვლევარების ინტერესს. გარდა ამისა, სპილენძის ფუძის შენადნობების თვისებების პროგნოზირება და შეგნებული მართვა შეუძლებელია ატომურ-კრისტალოგრაფიულ და მიკროსტრუქტურულ დონეზე ფაზური გარდაქმნების მექანიზმის, სტრუქტურის ცოდნის გარეშე. აღნიშნული შენადნობებისთვის ტემპერატურების შუალედური მიდამოები წარმოადგენს ოთახის ტემპერატურიდან ზევით 500°C –მდე. ტემპერატურების ამ მიდამოებში, ანუ იმ მიდამოებში, სადაც შერჩეული სისტემის შენადნობებისთვის, ატომებს შორის მეტ მანძილზე გამსხნელების ატომების დიფუზია პრაქტიკულად შეჩერებულია, ხოლო გახსნილი ატომების ძირითად პროცესებს, რომლებიც მიმდინარეობს იზოთერმულ პირობებში და რომლებიც საზღვრავენ მათ ფიზიკო-მექანიკურ თვისებებს, წარმოადგენენ დიფუზიაკონტროლირებადი ძვრადი (ბეინიტური) გარდაქმნები, დაშლისა და ატომური მოწესრიგების პროცესები. სპილენძის ფუძის შენადნობების ამ გარდაქმნების არსის არსებულ წარმოდგენებს, ხშირად არ გააჩნიათ

საკმარისი ექსპერიმენტალური საფუძველი. ეს უკანასკნელი მეტწილად ეხება სპილენძის ფუძის შენადნობებში ბეინიტურ გარდაქმნებს და ამ გარდაქმნების თანმხლებ პროცესებს. დღემდე გამოუკვლეველი რჩება ბეინიტური გარდაქმნების პროდუქტების ნაზი სტრუქტურა და კრისტალოგომეტრია. აგრეთვე არ არის ერთიანი აზრი სპილენძის ფუძის შენადნობების წახნაგცენტრირებული (წცკ) და მოცულობაცენტრირებული (მცკ) ფაზების დაშლისა და ატომური მოწესრიგების პროცესებზე.

აღსანიშნავია ის ფაქტიც, რომ არ არსებობს სამუშაოები, რომლებშიც მოწესრიგება-განწესრიგებისა და დიფუზია-კონტროლირებადი ძვრის ტიპის გარდაქმნები გამოკვლეული ყოფილიყო დიფრაქციული ელექტრონული მიკროსკოპიისა და შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდების კომპლექსური გამოყენებით. ხოლო ამ კვლევების მეთოდების შერწყმა, შეიძლება მეტად ეფექტური გამოდგეს აღნიშნული ტიპის გარდაქმნის მექანიზმების გახსნისათვის, რაც იქნება წინასწარ განსაზღვრული თვისებების მქონე შენადნობების შექმნის საფუძველი. აღნიშნული მეთოდების ეფექტურობა მეტწილად განპირობებულია ექსპერიმენტის ავტომატიზებული და პროგრამული მართვით.

ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე, მოცემული დისერტაციის ძირითად ამოცანას წარმოადგენს:

- 1) სპილენძის ფუძის შენადნობებში შინაგანი ხახუნის პროცესების სტრუქტურული ასპექტების გამოკვლევა;
- 2) Cu-Zn, Cu-Pd და Cu-Si სისტემის შენადნობების წცკ და მცკ ფაზების დაშლისა და ატომური მოწესრიგების პროცესების ძირითადი კანონზომიერებების გამოვლენა შუალედურ ტემპერატურათა დიაპაზონში;
- 3) მეტალოგრაფიული და ელექტრონულ-მიკროსკოპიული კვლევებისათვის ნიმუშების პრეპარატიული მეთოდებით მომზადების უზრუნველსაყოფად მოწყობილობების დამუშავება და შექმნა რთული პეტეროგენული სტრუქტურის მქონე მასალებისაგან.

ამგვარად, სამუშაოს ძირითადი სამეცნიერო მიმართულება დაკავშირებულია ჩანაცვლების შენადნობებში შუალედური ტემპერატურების მიდამოებში ფაზური გარდაქმნების სტრუქტურული მექანიზმების ფიზიკური თეორიის აგებასთან.

სამეცნიერო სიახლე

- შესწავლილია, სპილენძ-თუთიის სისტემის შენადნობებში, შუალედური ტემპერატურების ზედა და ქვედა მიდამოებში, დიფუზიურ-კონტროლირებადი გარდაქმნების თანმხლები მოვლენების კრისტალოგრაფიული და მორფოლოგიური თავისებურებები;
- დადგენილია, რომ იზოთერმული დაყოვნებისას $\beta' \leftrightarrow \beta$ გარდაქმნის ტემპერატურაზე უფრო დაბალ ტემპერატურებზე ცეხიუმ-ქლორის ტიპის მოწესრიგებით β' -ფაზის სპილენძ-თუთიის შენადნობებში ხდება ორსაფეხურიანი დაშლა, რომელიც გარდაქმნის საწყის ეტაპზე მოიცავს თუთიის ატომებით მდიდარი ბრტყელი ზონების, კაბიტუსით $\{110\}_{\beta'}$ წარმოქმნას და მეორე ეტაპზე, მათში ახალი Cu-Zn₃ ტიპის ზესტრუქტურის ჩამოყალიბებას; ჩამოყალიბებული სტრუქტურული მდგომარეობა შემდგომი გაცივებისას არ განიცდის გარდაქმნას. დადგენილი გარდაქმნის თავისებურება წარმოადგენს β' ტიპის ფაზებისთვის საერთოს სპილენძის ფუძის შენადნობებში, რაც დამტკიცებულია სპილენძ-პალადიუმის სისტემაში ანალოგიური გარდაქმნების არსებობით;
- დადგენილია, იზოთერმული დამუშავებისას, შუალედურ ტემპერატურების მიდამოებში, სპილენძით მდიდარი Cu-Zn, Cu-Pd და Cu-Si სისტემის მცკ და წცკ ჩანაცვლების მყარი ხსნარების, დაშლისა და ატომური მოწესრიგების

თავისებურებები; ნაჩვენებია, რომ საკვლევი სისტემების მცკ მყარი ხსნარები წარმოადგენენ განშრევებადებს, ხოლო Cu-Pd სისტემის წცკ ფაზაში წარმოიშვება გრძელპერიოდული ზესტრუქტურის წარმონაქმნი ახლო განშრევების არეებში.

1. ლიტერატურის მიმოხილვა

1.1. დიფუზია კონტროლირებული ძვრადი გარდაქმნები სპილენძის ფუძის შენადნობებში

ცნობილია, რომ მაღალი ტემპერატურებიდან წრთობისას β -ფაზა სპილენძ-თუთიის შენადნობი წარმოქმნის ცეზიუმ-ქლორის ტიპის მოწესრიგებულ β' -ფაზას (ან ნარევს $\alpha+\beta'$, კომპონენტების შემადგენლობაზე დამოკიდებულებით). თავის მხრივ, β' -ფაზა შეიძლება გარდაიქმნას α -ფაზად მარტენსიტული $\beta' \rightarrow \alpha$ ან ბეინიტური $\beta' \rightarrow \alpha_1$ რეაქციის შედეგად. მარტენსიტული წერტილი M_s შენადნობის შემადგენლობაზე დამოკიდებულებით შეიძლება იცვლებოდეს -10°C -დან (შენადნობი 38,5% თუთია) -240°C -მდე (შენადნობი 42% თუთია) [1,2,3,4,5]. უფრო მაღალი ტემპერატურებისას მარტენსიტული გარდაქმნა შეიძლება ინიცირებულიყნეს დეფორმაციით [4,6]. მარტენსიტული წერტილი იწევს მაღლა სპილენძ-თუთიის შენადნობის ლეგირებისას სხვა მესამე კომპონენტით, როგორცაა კაუბადი, ვერცხლი, ოქრო, გალიუმი, ტყვია, სურმა [7,8,9]. თუმცა, მათთვის მიღებული შედეგები ბინარული შენადნობებისათვის დამახინჯების სახით: ზესტრუქტურები, მოწესრიგება, მორფოლოგია და სხვ. უნდა ხდებოდეს ძალიან ფრთხილად, ზოგ შემთხვევებშიკი საერთოდ არაა გამართლებული. იგივეს თქმა შეიძლება მარტენსიტზე, რომელიც მიღებულია გაცივებისას უშუალოდ მიკროსკოპში, რადგანაც გარდაქმნა თხელ ფოლგაში მიმდინარეობს საგრძნობი ორგანოზომილებიანი დაძაბულობის თანხლებით და შეცდომა იქნებოდა განგვეცალკევებინა მარტენსიტი, რომელიც წარმოქმნილია ისეთ პირობებში მოცულობითი მარტენსიტით ნიმუშის მასივში.

რაც შეეხება ბეინიტურ გარდაქმნას, მისი მიმდინარეობის ტემპერატურა იცვლება ფართო დიაპაზონში 200°C -დან 400°C -მდე. ზოგიერთი მკვლევარი, პოულობს ბეინიტურ კრისტალებს უფრო მაღალ ტემპერატურებზე [10,11]. თუმცა, ეს ტემპერატურა არასოდეს არ აღემატება β -ფაზის მოწესრიგების ტემპერატურას ($\sim 450^\circ\text{C}$). ამასთანავე,

მიუხედავად იდენტური სტრუქტურისა, სრულიად განსხვავებულია მორფოლოგიური წნელისებრი ზედა ბეინიტი და ფირფიტისებრი ქვედა ბეინიტი. დიაგრამა დრო-ტემპერატურა-გარდაქმნა, რომელიც აგებულია ფლევიტოსა და ტაუნერის [11] მიერ აღნიშნული გარდაქმნისათვის მეტასტაბილურ β' -CuZn, პრაქტიკულად წარმოადგენს ორი მრუდის შერწყმას, რომლებიც იკვეთებიან Bs ტემპერატურაზე. ამასთანავე, α_1 -ფირფიტების ინკუბაციის პერიოდი გაცილებით უფრო დიდია, ვიდრე α -წნელების. აღსანიშნავია, რომ ორი წვეროს აღმოჩენა ამ დიაგრამებზე მით უფრო ადვილია, რამდენადაც ნაკლებია თუთიის შემადგენლობა შენადნობში და შენადნობისთვის, რომელიც შეიცავს $\sim 43,5\%$ თუთიას, ზედდება მიდის უარყოფისკენ. დაბალი ტემპერატურების მხრიდან, Bs ტემპერატურის მიახლოებულ მიდამოში, თანაარსებობს α -ფაზის წნელები და ფირფიტები. ნაჩვენებია, რომ ფირფიტები წარმოიშობა ადრე, ამასთანავე, ფირფიტისებრი წარმონაქმნები ავლენენ წნელებად განვითარების ტენდენციას აღნიშნულ ტემპერატურაზე, იზოთერმული დაყოვნების ხანგრძლიობის გაზრდისას. ბეინიტის მორფოლოგია დეტალურად აღწერილია სტატიებში [10,12,13,14]. მარტენსიტისა და ზედა ბეინიტისაგან განსხვავებით, α_1 -ფირფიტები, ხშირ შემთხვევაში, გვხვდება მახვილკუთხიანი წყვილების სახით. კრისტალებს შორის მეტად დამახასიათებელ კუთხეებს, რომლებიც ქმნიან ამ წყვილებს, როგორც აღნიშნულია სამუშაოში [15] წარმოადგენენ $\sim 120^\circ$ და $\sim 165^\circ$ -იანი კუთხეები, რაც დამტკიცებულია შემდგომში მოყვანილი საკუთარი კვლევებით ოპტიკურ და ელექტრონულ მიკროსკოპებზე. აღნიშნული მოვლენის ახსნა შესაძლებელია თუ იქნება გათვალისწინებული დაძაბულობა, რომელიც წარმოიშობა მატრიცაში ზრდადი ერთეულოვანი ფირფიტების კუთხეებში. ისინი უპირობოდ თანამონაწილეობენ გამოყოფილი ფაზის პირველად ფირფიტასთან, მკაცრად განსაზღვრული კუთხით, ახალი კრისტალების ჩასახვაში. მატრიცებში ჩასახვისათვის ყველაზე მეტად ხელსაყრელ მიმართულებებს წარმოადგენენ $\langle 111 \rangle_\beta$ მიმართულებები.

მეტად საინტერესოა აღნიშნული შენადნობის მარტენსიტული და ბეინიტური ფაზების კვლევები რენტგენული და ელექტრონული

დიფრაქციის საშუალებებით. თუ α -ფაზას, არასწორი გეომეტრიული ფორმის წყალობით, აქვს თანასწორი $\sqrt{3}a$ სტრუქტურა, მაშინ მარტენსიტული და α_1 - ფირფიტები შეიცავენ სხვადასხვა სახის წყობის დეფექტებს (წდ) დიდი რაოდენობით და ამახინჯებენ მესერს, რომელსაც ისედაც გააჩნია მისწრაფება ტეტრაგონალობისაკენ, და ავლენს ფენობრივ სტრუქტურას. უფრო ხშირად დიფრაქტოგრამები პასუხობენ $3R$ და $11H$ წყობას ანდა მათ ნარევს [7,10,12,16,17,18,19]. სამუშაოში [12] ნაჩვენებია α_1 – ფირფიტის ტენდენცია, განსხვავებით მარტენსიტისაგან, გარდაქმნის დროის გაზრდით გადასვლა $3R$ -დან $1R$ სტრუქტურაზე, ანუ დეფექტები მოიწვება და ფაზა ღებულობს $\sqrt{3}a$ წყობის სიხშირეს.

გახეხილი ნიმუშის რელიეფური ზედაპირის წარმოშობაზე დაკვირვება, როგორც მარტენსიტული $\beta' \rightarrow \alpha$, ისე ბეინიტური $\beta' \rightarrow \alpha_1$ გარდაქმნისას [10,11,18], გვარწმუნებს მარტენსიტის ბეინიტში ფენომენოლოგიური თეორიის გამოყენების სისწორეში. ზოგჯერ α_1 -ფირფიტის მცირე ზომა ხელს უშლის რელიეფური ეფექტის აღმოჩენას. ამ შემთხვევაში შესაძლებელია გამოყენებულიქნას ნაკაწრების ჩანაცვლების ტექნიკა (ინვარიანტული სიბრტყის ძვრის დეფორმაციის შედეგად), რომელიც მოყვანილია [13]-ში. ნახსენები თეორია მატრიცის მცკ მესერსა და $\sqrt{3}a$ გამოყოფის მესერს შორის, ბეინური თანაფარდობის შესასრულებლად, უშვებს “ბეინური ღერძების” სამ ვარიანტს: $[001]$, $[010]$ და $[100]$.

1.1.1. თერმული გასალევა სხვადასხვა ზესტრუქტურებში

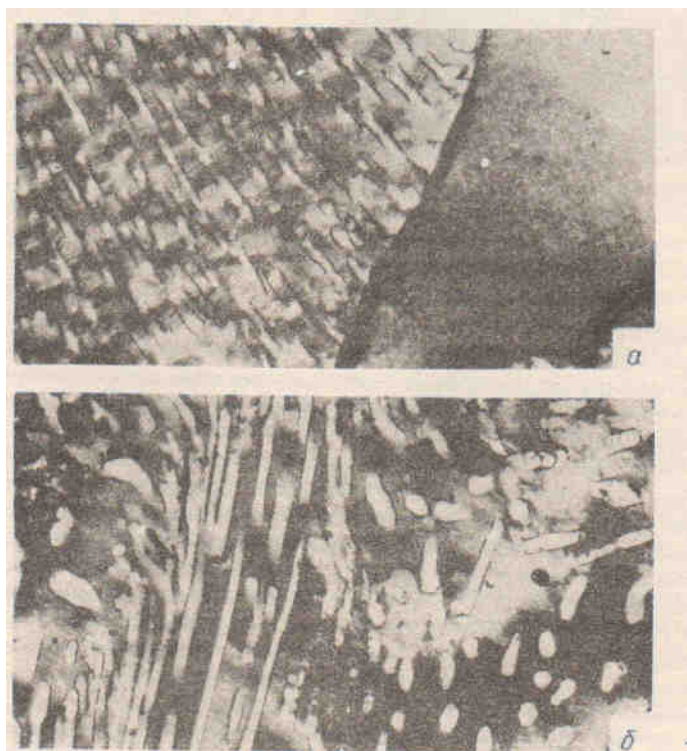
მოსალოდნელია, რომ ფაზური გარდაქმნების კინეტიკა მნიშვნელოვნად უნდა ზემოქმედებდეს სტრუქტურის ფორმირებაზე [20]. აგრეთვე შესაძლებელია, რომ ნელა მოწესრიგებად შენადნობებში, რომლებიც ესწრაფიან წყვეტად გამოყოფისკენ, ვერ მოხერხდება შეიცვალოს დაშლის მექანიზმი და შეათავსოს გამყარების ორი სახე. ამ კითხვაზე პასუხი იყო მიღებული $\text{Cu}_3\text{Pd}+8(\text{ატ.})\%\text{Ag}$ შენადნობის კვლევისას [21]. Cu-Pd სისტემის ბინარული შენადნობები წესრიგდება

18-30%(ა.ტ.)Pd-ის მიდამოში, პერიოდული ანტიფაზური დომენური სტრუქტურის წარმოქმნით [22]. მაშინ როცა ბინარულ Cu-Ag შენადნობებში დაშლა ინტენსიურად მიმდინარეობს წყვეტადი მექანიზმით [22].

სამმაგ შენადნობში Cu-Pd-Ag 740°C -ზე დაბალ ტემპერატურაზე ხდება ვერცხლით მდიდარი ფაზის გამოყოფა, რომელიც არამოწესრიგებულია და იზომორფულია მატრიცასთან, ანუ აქვს წცკ მესერი იმ პარამეტრით, რომელიც ახლოსაა სუფთა ვერცხლის მესერის პარამეტრთან. ტემპერატურის დაწევით დაშლის მექანიზმის დაძველება ორჯერ იცვლება. 600-740°C ტემპერატურის ინტერვალში ფაზის სწრაფი კოაგულაციის შედეგად შენადნობში წარმოიქმნება უწყვეტი დაშლა მეტად უხეში სტრუქტურის წარმოქმნით. ასეთი სტრუქტურის შენადნობს აქვს მეტად დაბალი სიმკვრივის თვისებები (უფრო დაბალი, ვიდრე მოწესრიგებულ მყარ შენადნობს საჰომოგენიზაციო წრთობის შემდეგ).

დაძველების ტემპერატურის დაწევის შემდეგ, იზრდება წყვეტილი დაშლის წილი, რომელიც ხასიათდება მარცვლების საზღვრებიდან გამოყოფის გაზრდით და დაკავშირებულია მატრიცის რეკრისტალიზაციასთან. წყვეტილი დაშლის სიჩქარე ამ შენადნობში გაცილებით მაღალია. მაგ., 500°C დაშლა ხდება 30წმ-ზე ნაკლებ დროში. შენადნობის სტრუქტურა, რომელიც დაძველებულია წყვეტილი მექანიზმით მოყვანილია სურ. 1.1.1-ზე.

ამგვარად, $\text{Cu}_3\text{Pd}+8(\text{ა.ტ.})\%\text{Ag}$ შენადნობში დაძველების ტემპერატურის დაწევისას ხდება დაშლის მექანიზმის ცვლა: უხეში უწყვეტი დაშლა დროთა განმავლობაში იცვლება წყვეტილით. დაძველების ტემპერატურის შემდგომი დაწევისას (440°C -ზე დაბალზე) ხელახლა ხდება დაშლის მექანიზმის ცვლა: წყვეტილი დაშლა იცვლება მაღალდისპერსიული უწყვეტით (სურ.1.1.2). შენადნობის სტრუქტურის ანალიზმა აჩვენა, რომ ეს ცვლილება წარმოიშვა ატომური მოწესრიგების ზემოქმედებით.



სურ. 1.1.1 წყვეტილი დაშლა შენადნობში $\text{Cu}_3\text{Pd}+8(\text{ატ.})\%\text{Ag}$, ნაწრობი 800°C –დან და დაძველებული 450°C –ზე 1სთ (ა) და 7სთ (ბ) (მატრიცა მოუწესრიგებულია). X50000



სურ. 1.1.2. უწყვეტი დაშლა შენადნობში $\text{Cu}_3\text{Au}+8(\text{ატ.})\%\text{Ag}$, ნაწრობი 800°C –დან და დაძველებული 400°C –ზე 200სთ (მატრიცა მოწესრიგებულია). X50000

მიღებული შედეგები უფლებას გვაძლევს გავაკეთოთ დასკვნა, ატომური მოწესრიგების გავლენით რომ ჩავახშოთ წყვეტილი დაშლა და მივიღოთ დისპერსიული გამოყოფილი ფაზა, მთელს მოცულობაში თანაბრად განაწილებული ნაწილაკების სახით, როგორც ჩანს შესაძლებელია ნებისმიერ შენადნობში, სადაც დაძველება და მოწესრიგება მიმდინარეობს ერთდროულად. ამ ფაზური გარდაქმნების სიჩქარეების შეფარდება ცვლის მხოლოდ გარდამავალი მიდამოს სიდიდეს, რომელშიც წყვეტილი გარდაქმნის დაშლის და ატომური მოწესრიგების პროცესები წარმოადგენენ კონკურენტულს. სიჩქარეების თანხედენილი შეფარდებისას გარდამავალი მიდამო შეიძლება პრაქტიკულად არ არსებობდეს, მაგალითად, როგორც Au-Cu-Ag შენადნობში. ასეთ შემთხვევებში მაღალდისპერსიული უწყვეტი დაშლის სტრუქტურის წარმოქმნა შესაძლებელია ნებისმიერ დაძველების ტემპერატურაზე, რომელიც ნაკლებია მოწესრიგების კრიტიკულ ტემპერატურაზე.

ამ კანონზომიერებას ექნება გამონაკლისი მხოლოდ იმ შემთხვევაში, როდესაც მოწესრიგებული მატრიცა საერთოდ არ შეიცავს დომენურ საზღვრებს ან შეიცავს იმდენად მცირეს, რომ ძირეულ გავლენას ვერ მოახდენენ გადაჯერებული მყარი ხსნარის დაშლის პროცესებზე. მაგალითს წარმოადგენს ეკვიატომური შემადგენლობის შენადნობი Cu-Pd, რომელშიც ატომური მოწესრიგებისას წცკ მესერი გარდაიქმნება მცკ მესრად. ფაზური გადასვლისას პირდაპირი და საპირისპირო გარდაქმნა წცკ მესრისა მცკ მესრად ხდება რეკრისტალიზაციის გზით. ამიტომ, მოწესრიგებული შენადნობის მარცვლის მოცულობაში დომენური ჯგუფები არ წარმოიქმნება [23].

[24] ავტორების მიერ, ჩანაცვლების მოუწესრიგებელ შენადნობებზე Cu-Pt Cu-Pd Cu-Ni Pd-Pt ჩატარებული იყო მაღალი გარჩევისუნარიანობის მქონე ფოტოემისიური შესწავლა. შენადნობის სპექტრსა და სუფთა მეტალის სპექტრს შორის თანაფარდობაში აღმოჩენილია ღრმული ფერმის დონეზე, მაშინ როდესაც ნარჩენი წინაღობა არის მაღალი და უფრო ზუსტად, როდესაც ძლიერი

განზიდვის ელექტრონ-ელექტრონების ურთიერთქმედება არის მოსალოდნელი. ეს არის შესაბამისობა აღშუქებისა და არონოვის მოდელებს შორის, რომელთა გარაუდითაც სიმკვრივის გამოფიტვა ხდება ფერმის ენერგიის ახლო დონეზე მაშინ, როდესაც წარმოდგენილია განწესრიგებაც და ელექტროკორელაციაც.

ახლო მოწესრიგების წონასწორობა Cu-Pd შენადნობში შესწავლილია თეორიულად. [25] შესწავლილი იყო ფერმის ზედაპირის ევოლუცია დაკავშირებული გახლეჩასთან (110)-ზე, დიფუზიის დაძაბულობის პიკის ტემპერატურის ცვლილებასთან ერთად. შედეგი შედარებული იყო ექპერიმენტულ დაკვირვებასთან ელექტრონ-ირადიაციულ ნიმუშზე მდგრად მდგომარეობაში, რომლისათვისაც გახლეჩის ტემპერატურული დამოკიდებულება იყო წინასწარ აღმოჩენილი 20- დან 28 ატ.% Pd შემადგენლობის დიაპაზონში.

ბოლო დროს შესაძლებელი გახდა შესწავლილი ყოფილიყო ფართო სუპერმესრებში, რომლებიც შეიცავენ 100-დან 1000 ატომს, მოწესრიგებული N ელექტრონული სტრუქტურის გამოთვლა [26][27][28]. ნამელი ფოლკენერმა, ვანგმა და სტოკმა [28][29] წარმოადგინეს ეს მარტივი წრფივი კანონი, ე.წ. 'qV' დამოკიდებულება, მეტალურ შენადნობებში კავშირი ლოკალურ გადაჭარბებულ მუხტსა და ლოკალურ მადელუნგის პოტენციალს შორის. აღნიშნული 'qV' წრფივი კანონი მიღებული იყო ციფრული ანალიზით ლოკალური თანმიმდევრული მრავალჯერადი განშრევების [27] გამოთვლებით მიღებული მონაცემებიდან, მათი წარმოშობის პერიოდი კონცენტრაციის ფუნქციონალური თეორია ჯერჯერობით არ იყო მიღებული. ფაქტია, რომ ორივე კანონი იქნება განხილული, როგორც ლოკალური სიმკვრივის მიახლოება.

ამ ნაშრომში განხილულია კოჰერენტული პოტენციალის მიახლოების თეორიის ახალი ვერსია.

ელექტრონული სტრუქტურის გამოთვლა შესრულებული მეტად ფართო სუპერმესრში, გვიჩვენებს, რომ ლოკალური მუხტის

გადამეტება მეტალურ შენადნობებში არის ფარდობა ნიმუშის გასწვრივ წრფივ დამოკიდებულებასა და ლოკალურ ელექტროსტატიკურ ველს შორის, რომელიც მთელს კრისტალში მუხტის გადანაწილების შედეგია [30].

იზომორფული კოჰერენტული პოტენციალის მიახლოების თეორიაში გარეგანი ლოკალური ველების ჩათვლით, ავტორების მიერ დამუშავებული იყო ახალი თეორიული სქემა, რომელშიც ლოკალური მუხტის გადამეტება, მოუწესრიგებელ შენადნობში, შესაძლებელი გახდა მიღებულიყო ლოკალური გარეგანი ველის შედეგად. აღნიშნული მოდელი შეიცავს მთელ რიგ გამოთვლით უპირატესობას იზომორფულ თეორიაში.

CuPd და CuZn შენადნობების გამოყენების შედეგად, აღმოჩენილი იყო, რომ როგორც მთავარი წესი, არაწრფივი მუხტის გადაწყობა ხდება ნარევ მხარეში, როგორც კომპლექსური მოვლენის შედეგი, დაკავშირებული გარე პოტენციალში ელექტრონულ გაბნევასთან. გარდა ამისა, ავტორთა მიერ შემჩნეულია, რომ წრფივი დამოკიდებულება იყო მუხტის გადამეტებასა და გარე პოტენციალს შორის, რაოდენობრივი შეთანხმება აღნიშნულ ზემოქმედებასთან და სხვა გვერდის მდგომარეობასთან.

ვიცინალური ზედაპირის მორფოლოგია A_3B -ტიპის მოწესრიგებულ $[Cu_{83}Pd_{17}(1,1,1)]$ შენადნობში გამოკვლეული იყო STM და He დიფრაქციის საშუალებით [31]. შენადნობის მოწესრიგებულ მხარეში, დომენები ორმაგი ბიჯით იყო შემჩნეული და STM სურათმა გამოავლინა კავშირი ზედაპირულ სტრუქტურასა და ქიმიურად მოწესრიგებულ ძირითად დომენს შორის. ზედაპირული დომენის ზომა იზრდებოდა დაძველების განმავლობაში როგორც $t^{1/2}$. გაუხეშების ამ პროცესის აქტივაციის ენერგია აღმოჩენილი იყო 2,2 ევ -ზე.

გამოკვლეული იყო გაზისებრი მესერის მოდელი, რომ განსაზღვრულიყო გაზავებული წყალბადის დიფუზიურობა სტრუქტურულად მოუწესრიგებელ CuPd წცკ შენადნობში, რომელიც შეიცავდა 47ატ.%Pd-ზე მეტ რაოდენობას [32]. ავტორები იყენებდნენ სიმკვრივის ფუნქციონალურ თეორიას, რომ გაეკეთებინათ დეტალური გათვლები H შეერთების ენერგიის, ვიბრაციის სიხშირისა და

ლოკალური დიფუზიის ბარიერის აქტივაციისთვის, ორ წარმოდგენილ შენადნობისთვის 52 და 74 ატ.% Pd-ით. აღნიშნული მონაცემები გამოყენებული იყო, იმისათვის რომ პარამეტრიზებული ყოფილიყო, მესერის მოდელში ბზარების მოსაზღვრე მხარეებს შორის, ყველა შესაძლო ნახტომის ხარისხი. კინეტიკური “მონტე კარლო” იმიტაცია ამ მესერის მოდელისათვის იყო გამოყენებული იმისათვის, რომ გამოთვლილიყო H მონიშნული დიფუზიურობა, როგორც ფუნქცია შენადნობის შედგენისა და ტემპერატურის მონაკვეთში 400K –დან 1200K-მდე. ამ იმიტაციის აღმოჩენილი შედეგები კარგ თანხვედრაშია მიღწეულ ექსპერიმენტულ მონაცემებთან. ავტორები აგრეთვე იყენებენ კინეტიკური “მონტე კარლო” იმიტაციას იმისათვის, რომ გამოეკვლიათ ახლო მოწესრიგების იმპულსი H-ის დიფუზიისას CuPd წვეკ შენადნობებში. ახლო მოწესრიგების ეფექტი არის აღმოჩენილი ექსპერიმენტის მსვლელობისას.

β-ლათუნში CuZn 500 და 200 K-ის სიახლოვეში შემჩნეულია დენადობის ზღვრის ტემპერატურული პიკი [33]. β-ლათუნის მონოკრისტალისათვის ჩატარებული იყო დეტალური შესწავლა [34][35][36] დენადობის ზღვრისა და 350-600 K ინტერვალში სრიალის გეომეტრიის ტემპერატურითა და ორიენტაციული დამოკიდებულებით. საძიებლი შენადნობებისათვის გამოვლენილია Tp, σp პიკის პარამეტრების ძლიერი ორიენტაციული დამოკიდებულება [33].

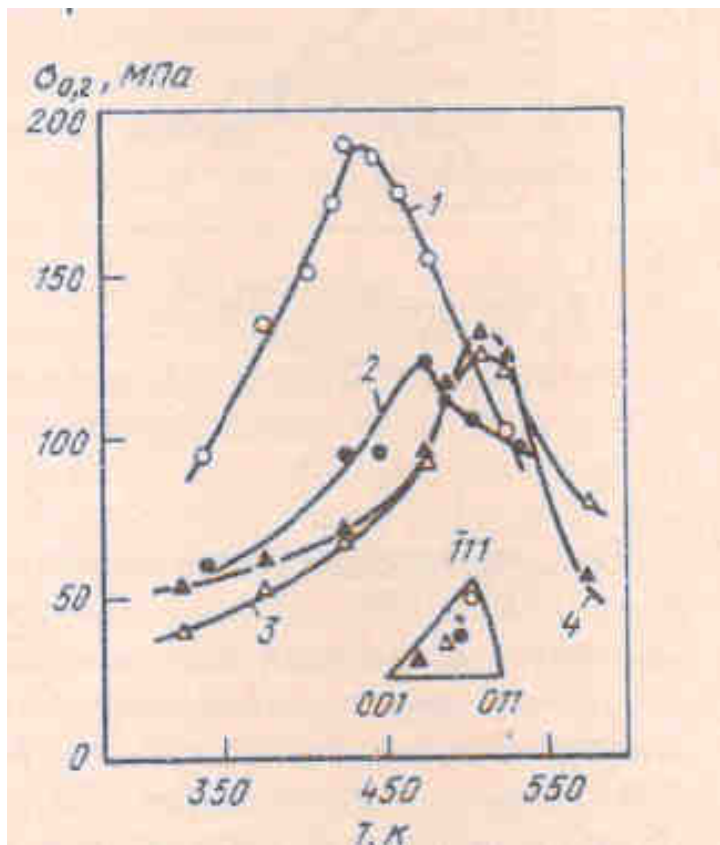
სურ. 1.1.3.-ზე მოყვანილია მრუდები σ_{0.2} (T) β-ლათუნის მონოკრისტალისათვის [34]. ბინარული და სამმაგი შენადნობებისათვის დენადობის ზღვრის საორიენტაციო დამოკიდებულება აღმოჩნდა განსხვავებული. თუ შენადნობში CuZn (სურ.1.1.3.) შეკუმშვის ღერძის მიახლოებისას სტერეოგრაფიული სამკუთხედის გვერდთან [011] და [-111] სიმაღლეებს შორის პიკის ტემპერატურა მცირდება, მაშინ შენადნობში Cu-14%(ატ.) Ni-49%(ატ.)Zn ის იზრდება [37]. მაშინ, როდესაც ბინარულ შენადნობში დაბაბულობა σp წარმოადგენს მაქსიმალურს ორიენტაციისათვის [-111], ნაშრომის [36] თანახმად, შენადნობში Cu(Zn,Mn), დაბაბულობა σp წარმოადგენს მაქსიმალურს [001] ორიენტაციის სიახლოვისთვის.

როგორც ჩანს სამუშაოებში [34][38] წარმოდგენილი CuZn-ის მრუდებიდან როდესაც $T < T_p$ მოქმედი სრიალის სისტემას წარმოადგენს $\{110\} \langle 111 \rangle$. ლეგირება იწვევს სრიალის გეომეტრიის მნიშვნელოვან ცვლილებებს: მოქმედი ხდება სრიალის სისტემა $\{112\} \langle 111 \rangle$ (უპირველეს ყოვლისა იმ ორიენტაციებისას, რომლების დროსაც გარე დაძაბულობა უზრუნველყოფს ორეულების წარმოქმნას. ძლიერი ლეგირებისას ზოგიერთ შენადნობებში, მაგალითად (Cu,Ni)Zn, სისტემა $\{112\}, \langle 111 \rangle$ წარმოადგენს გადამეტებულს [35][38], მაშინ, როდესაც სხვებში, როგორიცაა Cu(Zn,Mn) [36], სრიალი ხდება არაკრისტალოგრაფიული და წარმოიშობა მაქსიმალურად მოყვანილი ძვრადი დაძაბულობით სიბრტყის სიახლოვეში.

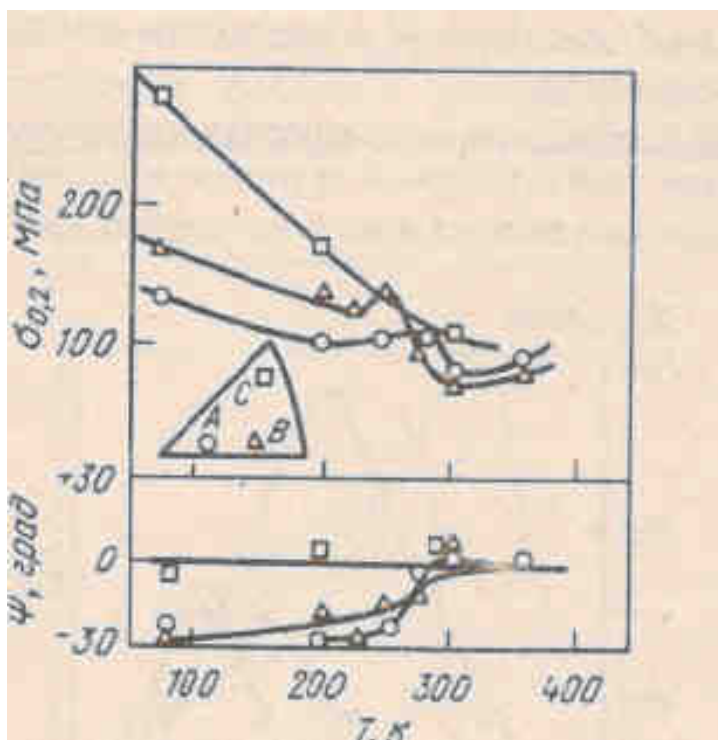
სრიალის კვალის ანალიზი ადასტურებს გრძივი სრიალის არსებობას იმ შემთხვევებში, როდესაც მოქმედი სისტემა იხრება $\{110\} \langle 111 \rangle$ -გან.

ოთახის ტემპერატურაზე ნაკლებ ტემპერატურაზე CuZn-ში შეიმჩნევა მეორე პიკი $\sigma_2(T)$ [37][39][40]. სურ.1.1.4. წარმოდგენილია დამოკიდებულება $\sigma_2(T)$ სხვადასხვა ორიენტაციისათვის მონოკრისტალისათვის Cu-2Ni-Zn [40].

დენადობის ზღვრის ტემპერატურული დამოკიდებულების საინტერესო თავისებურებას წარმოადგენს ის ფაქტი, რომ პიკი არ შეიმჩნევა ზოგიერთი ორიენტაციებისათვის (სურ. 1.1.4.). [37]-ის თანახმად პიკი არ შეიმჩნევა იმ ორიენტაციებისათვის, რომლებიც განლაგებულია სტერეოგრაფიული სამკუთხედის $[001]$ და $[111]$ პოლუსებს შორის წახნაგების სიახლოვეს. დამოკიდებულებებიდან $\psi(T)$ ჩანს, რომ სრიალის სისტემის ორიენტაციისას ტემპერატურისგან დამოუკიდებლად წარმოადგენს $\{110\} \langle 111 \rangle$, იმ დროს, როდესაც სხვა ორიენტაციებისას წარმოიქმნება სრიალის ცვლილება $\{110\} \langle 111 \rangle$ -გან, რომელიც მოქმედია T_{Tp} -სას სისტემაში $\{112\} \langle 111 \rangle$, რომელშიც გარე დაძაბულობა თანქმედია ორეულების წარმოქმნისას (ψ - კუთხე სრიალის მოქმედ სიბრტყესა და $\{110\}$ სიბრტყეს შორის). მალეგირებელი ელემენტის კონცენტრაციის გაზრდისას განსაკუთრებით იზრდება ტემპერატურული



სურ. 1.1.3. დენადობის ზღვრის ტემპერატურული პიკები CuZn მონოკრისტალისათვის.



სურ. 1.1.4. $\sigma_{0.2}(T)$ და $\psi(T)$ მრუდები β -ფაზის Cu-2Ni-Zn მონოკრისტალისათვის [40].

ინტერვალი, რომელშიც წარმოიშობა აღნიშნული გადასვლა ერთი სრიალის სისტემიდან მეორეში [40].

ელექტრონულ-მიკროსკოპიული კვლევა აჩვენებს, რომ განსახილველი შენადნობების დისლოკაციური სტრუქტურის დამახასიათებელ ელემენტს წარმოადგენენ მარყუქები, რომლებიც გადაჭიმულია ბრიუგეს ვექტორის გასწვრივ (ანუ რომლებიც შეიცავენ გრძელ სწორხაზოვან ხრახნისებურ სეგმენტებს), თუმცა, ისინი განლაგებულია {110} სიბრტეეში $T \sim 300 \text{ K}$ ტემპერატურისას და {112} სიბრტეეში $T \sim 77 \text{ K}$ ტემპერატურისას [40]. გარკვეულ დონეზე, ამ შენადნობების დისლოკაციური სტრუქტურა ანალოგიურია დაბალ ტემპერატურებზე მცკ მეტალებში დისლოკაციური სტრუქტურების. β -ლათუნში აგრეთვე შეიმჩნევა სრიალის ასიმეტრია {112} სიბრტეეში, რომელიც ადრე შემჩნეულიყო მრავალი მცკ მეტალისათვის. [39][41] შრომების თანახმად, β -ლათუნში 77K ტემპერატურაზე დენადობის ზღვარი ანტი-ორეულოვან მიმართულებაზე 1.7-ჯერ უფრო მაღალია, ვიდრე ორეულოვანზე.

წარმოდგენილი $\sigma(T)$ β -ლათუნის აღნიშნული ანომალიების ინტერპრეტაციისათვის, მაღალტემპერატურული $\sigma(T)$ ანომალიების მიზეზის ანალიზისას [34][35][36][38] სამუშაოებში გამოყენებულია მოდელი, რომელიც წარმოდგენილია ტაკეუჩი და კურამოტოს მიერ [42]. [34][35][36][38] სამუშაოების თანახმად, გამყარება განპირობებულია კიბეების წარმოშობით, რომლებიც წარმოიქმნებიან ხრახნული დისლოკაციის სეგმენტების თერმოაქტივირებული განივი სრიალის გზით და წარმოადგენენ დამაგრების წერტილებს, რომლებიც ამუხრუჭებენ დისლოკაციის შემდგომ სრიალს. ადრე იყო წარმოდგენილი β -ლათუნის მაღალტემპერატურული პიკის ინტერპრეტაცია, რომელიც ეყრდნობოდა ანტიფაზური საზღვრების (აფს) ენერგიის განსხვავებას, რომელიც წარმოიქმნებოდა მისი მნიშვნელობის თერმული თანაფარდობის შესაბამისი ძვრის მნიშვნელობის შედეგად. ჯერჯერობით ძნელია ითქვას იმის შესახებ, თუ რა მიზეზი წარმოადგენს სინამდვილეში აღნიშნულ ტემპერატურულ ანომალიას.

[43][44]-ის თანახმად, დაბალტემპერატურული პიკი შეიძლება იყოს დაკავშირებული ხრახნული დისლოკაციების თერმოაქტივირებულ მოძრაობასთან, რომლებიც ეკუთვნიან ზედისლოკაციებს პაიერლსის რეფლექსების მიხედვით. ეს მოდელი დაფუძნებულია მცკ მეტალებისთვის ადრე გავრცელებულ წარმოდგენებზე სხვადასხვა კონფიგურაციის ბირთვის არსებობაზე (როგორც გაუხლეჩავე ასევე გახლეჩილი), რომელთა შორის გადასვლაც განსაზღვრავს პაიერლსის პოტენციალის ფორმას [45]. პირველად [43] ასეთი მოდელის საშუალებით იყო მცდელობა ახსნილიყო, β -ლატუნის სრიალის გეომეტრიის ზოგიერთი განსაკუთრებულობა, დისლოკაციური ბირთვის სტრუქტურის ერთეულოვანი ხრახნული დისლოკაციის განხილვის გზით.

და ბოლოს ავტორი აღნიშნავს, რომ სიძნელე ტემპერატურული ანომალიების ინტერპრეტაციისა β -ლატუნში დაკავშირებულია იმასთან, რომ შესაძლებელია ზედისლოკაციების ბლოკირების სხვადასხვა მექანიზმების არსებობა. პირველ რიგში, ბლოკირება შეიძლება მოხდეს ზედისლოკაციების გარდაქმნით როგორც მთლიანის სრიალის სისტემის ცვლილებით, ანალოგიურს იმისა, როგორიც $L1_2$ -ში. ავტორისათვის არაა ცნობილი, არსებობს თუ არა β -ლატუნის ტიპის შენადნობებში ენერგიის ანიზოტროპია (აფს), რომელიც იყო გადამწყვეტი ფაქტორი $L1_2$ ზესტრუქტურაში ტემპერატურული ანომალიების ასახსნელად. მეორეც, ზედისლოკაცია შეიძლება იყოს დაბლოკილი ბირთვის ზედმეტადგახლეჩის შედეგად ყოველი მისი წარმომქმნელი ერთჯერადი დისლოკაციით. ამგვარი ზედმეტადგახლეჩა დამახასიათებელი მცკ მესერისათვის შესაძლებელია აიხსნას დაბალტემპერატურული პიკით $\sigma(T)$, მაშინ როცა გარდაქმნა ზედისლოკაციის როგორც მთლიანის წარმოდგენს მიზეზს მაღალტემპერატურული პიკის არსებობისას.

ნაშრომში [46] აღწერილია მაღალი გარჩევისუნარიანობის მქონე ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპის საშუალებით ნიმუშის მიკროსტრუქტურა მაღალი სიმკვრივის მქონე ელექტროპულსარული დენით დამუშავებამდე და დამუშავების შემდეგ. მოზრდილი

გრანულების ელექტროპულსაციის ზეგავლენით დამუშავებისას CuZn შენადნობში აღმოჩენილი იყო ორი ნანოფაზის ფორმირება, α - Cu(Zn) და β' - (CuZn), თითოეული გრანულის საშუალო ზომა იყო დაახლოებით 116მ. შემოთავაზებული იყო ნანოფაზის ფორმირების შესაძლო მექანიზმი. ექსპერიმენტულმა შედეგმა აჩვენა, რომ ელექტროპულსაცია, როგორც მეისიერი შემავალი მაღალი ენერგია, თამაშობს მნიშვნელოვან როლს ნივთიერებებში არაწონასწორული მიკროსტრუქტურულ ცვლილებებში და ემსახურება, როგორც დაახლოების პოტენციური პროცესი სინთეზურ ნანოსტრუქტურულ ნივთიერებებთან.

12. მაღალი გარჩევისუნარიანობის მქონე ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპით დაბალ ტემპერატურაზე გამომწვარ Cu-Zn შენადნობში α -ფაზის დაკვირვება

ცნობილია [47], რომ ფაზური გარდაქმნის იზოთერმულ პროცესს 60/40 Cu-Zn შენადნობში ეწოდება ბეინიტური გარდაქმნა, და α -ფაზის გამოყოფა β' -ფაზიდან მიმდინარეობს შემდეგნაირად: $\beta' \rightarrow \alpha_{gr} \rightarrow \alpha_{fcc}$. ამ სამუშაოში, Cu-40.26ატ.%Zn შენადნობში α -ფაზის გამოყოფა β' ერთი ფაზიდან, გამოკვლეული იყო მაღალი გარჩევისუნარიანობის მქონე ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპის საშუალებით იმისათვის, რომ გარკვეულიყო ამ შენადნობის ფაზური გარდაქმნა. განსაკუთრებით, დეფექტები (სტრატები) α -ფაზაში ფოკუსირებული იყო სტრუქტურის ცვლილების სპეციალურ თვისებაზე და ამ შენადნობის გამყარებაზე გამოწვის დროს. ნაშრომში აგრეთვე წარმოდგენილია აღნიშნულ შენადნობსა და Si დამატებულ შენადნობს შორის შედარების შედეგები.

ნაშრომში [48] გაერთიანებული პერტურბაციული მეთოდი (გპმ) ელექტროსტატიკური კორექციით მოცემულია დაფარული კოლომბოს ზემოქმედებით, მიღებული ეფექტური კონის ზემოქმედებით სისტემის რაოდენობაზე კორინგა-კოხი-როსტოკერის მეთოდის ჩარჩოში ატომური სფეროსა და კოჰერენტული პოტენციალის მიახლოებაში. ეს

გეიგენებს, რომ ამ გზით მიღებული (გპმ) ზემოქმედება იძლევა მოწესრიგების ენერგიის ზუსტ აღწერას, ახლო მოწესრიგების პარამეტრებს და მოწესრიგება-განწესრიგების გარდაქმნის ტემპერატურებს CuZn, CuAu, CuPd და PtCo სისტემებში. ეს აჩვენებს იმას, რომ გპმ არის უნიკალური ინსტრუმენტი ექსტრემალურად ფართო სპექტრის მისაღებად და მრავალი ატომის ურთიერთქმედება მიუღწეველია სხვა მეთოდებით.

მიკროსტრუქტურა და მექანიკური თვისებები ხახუნის არევიტ შედუღებულ 60%Cu-40%Zn შენადნობში იყო გამოკვლეული [49]. დეფექტების გარეშე შედუღების ფარდობითად ფართო სპექტრი იყო მიღწეული შედუღების კონდიციაში. სამუშაო ინსტრუმენტის ბრუნვის სიჩქარე იცვლებოდა 1000-დან 1500 ბრ./წთ შედუღების სიჩქარით 500-დან 2000 მმ/წთ და 500ბრ./წთ-500მმ/წთ. შედუღების მიკროსტრუქტურა იწვლბოდა ექსტრემალურად უკანასკნელ მარცვლამდე გარკვეულ დეფორმირებულ მარცვალთან ერთად არეულ ზონაში და გაწელილი მარცვლები თერმო მექანიკურად შეხებულ ზონებში. სიმყარის სიდიდე არეულ ზონაში მთლიანად შედუღების პირობებში იყო გაცილებით უფრო მაღალი ვიდრე საბაზო მეტალში, გაფართოვება შემცირებასთან ერთად გახურების შესასვლელში. წარმოშობა რაფინირებული მარცვლების არეულ ზონებში იყო მთავარი ფაქტორი, რომლის გამოც გამყარების ზრდა ასოცირდებოდა გახურების შესასვლელში შემცირებასთან. სიმყარე ყველა ზონის წარმოადგენს ფარდობით გადამისამართებას ვარიაციის გამყარების სიდიდის არეულ ზონაში.

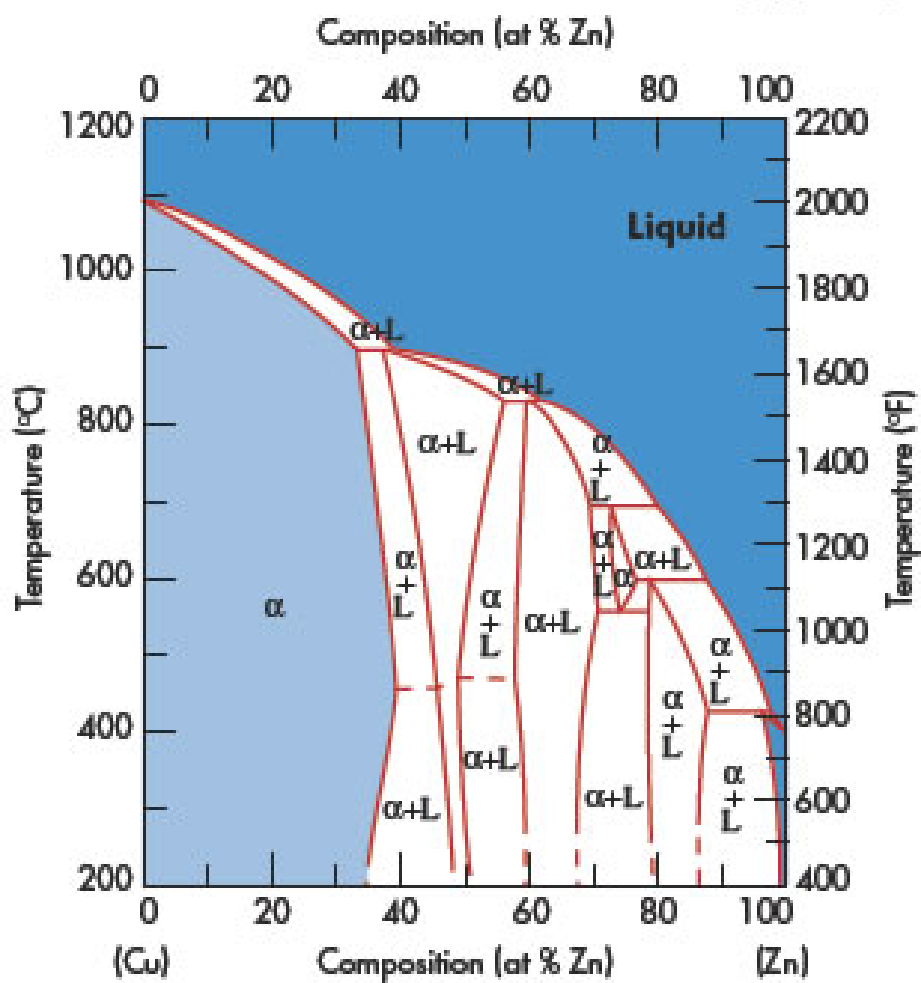
სპილენძის ფუძის შენადნობებში, შუალედური ტემპერატურების მიდამოებში, ფაზური გარდაქმნების სრული სურათის მიღებას, გააჩნია განსაკუთრებული მნიშვნელობა ლატუნებისა და ბრინჯაოს თერმული დამუშავების თეორიისათვის. თუმცადა, მიუხედავად კვლევების დიდი რაოდენობისა, რომელიც დაკავშირებულია სპილენძის ფუძის შენადნობების სტრუქტურის თვისებებთან, სპილენძით მდიდარი Cu-Zn, Cu-Pd, Cu-Si შენადნობების ფაზური მდგომარეობების დიაგრამების ბევრი მიდამო, მოითხოვს დაზუსტებას [50][51]. აღნიშნული სისტემის

შენადნობების შერჩევა განპირობებული იყო იმით, რომ ისინი ქმნიან ჩანაცვლების მყარ ნარევებს მცკ და წცკ მესერებით, რომლებშიც ტემპერატურის განსაზღვრულ ინტერვალებში, რომლებიც ემთხვევა შუალედური გარდაქმნების არეებს, შესაძლებელია ატომური მოწესრიგებისა და დაშლის პროცესები, რომლებსაც თავის მხრივ გარკვეულ წილად შეუძლიათ იმოქმედონ ბენიტური გარდაქმნების მსგელობაზე.

1.2.1. სპილენძ-თუთიის სისტემის α და β -ფაზის სტრუქტურისა და მოწესრიგების პროცესების თავისებურებანი

Cu-Zn ბინარული შენადნობის დიაგრამა (ნახ.1.2.1.1.) დახასიათებულია მოუწესრიგებელი β -ფაზით მაღალი ტემპერატურებისას და მოწესრიგებული Cs-Cl-ის ტიპის β' -ფაზით დაბალი ტემპერატურისას [50]. Cu-Zn შენადნობის β -ფაზის მოწესრიგების სიჩქარე იმდენად მაღალია, რომ საგრძნობი მოუწესრიგებლობა არ შეიძლება იყოს მიღწეული ოთახის ტემპერატურაზე სწრაფი წრთობისასაც [52]. თუმცა, ასეთი სწრაფი უწესრიგობა $\rightarrow$ მოწესრიგება გარდაქმნის დროს შეიძლება წარმოიქმნას ვაკანსიები [53], რაც გამოიწვევს ატომების დიფუზიის კოეფიციენტის გაზრდას მოწვის დროს.

β -ლატუნის სადისლოკაციო სტრუქტურა შესწავლილიქნა [54] სამუშაოში, რომელშიც ნაჩვენებია, რომ დისლოკაციებს გააჩნიათ უჩვეულო კონტრასტი ელექტრონულ-მიკროსკოპიულ გამოსახულებებზე. [55] სამუშაოში ავტორთა მიერ ნაჩვენები იყო, რომ დისლოკაციის თეორიით კონტრასტი, რომელიც ბაზირებულია იზოტროპული გამყარების შესახებ წარმოდგენაზე (კრიტერიუმი $g_b=0$), არაადექვატურია β -ლატუნის შემთხვევაში. დისლოკაციის გარშემო ინტენსიურობის განაწილების ანალიზიდან გაკეთებულია დასკვნა, რომ მეტწილი დისლოკაციებისა მდებარეობს $\{110\}_\beta$ სიბრტყეებში, რომელსაც გააჩნია ბიურგერის სრული ვექტორი $\langle 111 \rangle$.



ნახ. 12.1.1. Cu-Zn შენადნობის ფაზური მდგომარეობის დიაგრამა.

ბოლო დროს β -ლათუნის სტრუქტურა გახდა ფართო კვლევის საგანი, როგორც თეორიულ [56][57][58], ასევე ექსპერიმენტულ [59][60][61][62] ასპექტში.

განსაკუთრებული ინტერესი გამოიწვია აღმოჩენილმა სიმყარის ანომალურმა პიკმა და Cu-Zn შენადნობის β -ფაზაში დენადობის ზღვრის სიახლოვეში მიმდინარე მოვლენამ [63][64]. გამოვლენილი ანომალური სიმყარის პიკი და სხვა განსაკუთრებული მოვლენები, აღნიშნულია β -Cu-Zn დეფორმაციისას გაზრდილ ტემპერატურებზე [63][65] სამუშაოების ავტორები მიაწერენ სრიალის მიმართულების ცვლილებას და დისლოკაციის გადახრებას [66]. თუმცა, სამუშაოში [67] დინების დაძაბულობის ტემპერატურებზე დამოკიდებულებისა და β -Cu-Zn მონოკრისტალების დატვირთვის ორიენტაციის ძირეული ანალიზის საფუძველზე ავტორები მიდიან დასკვნამდე, რომ მიღებული შედეგები შეუძლებელია შეთანხმებულად იქნას ახსნილი $\langle 111 \rangle$ ზემესერში განივი სრიალით – ხრახნისებრი დისლოკაციით სიბრტყეებში $\{110\}$ და $\{112\}$.

საინტერესოს წარმოადგენენ სამუშაოები, რომლებშიც სტრუქტურამგრძნობიარე მეთოდებით ნაცადია გამოკვლეული ყოფილიყო გარდაქმნა მოწესრიგება – განწესრიგება β -ლათუნში ამ გადასვლის ახლო წერტილში [68][69]. სამუშაოში [68] დოპლერის შემცირების გაზომვის საშუალებით γ -გამოსხივება პოზიტრონების ანიგილაციისას განსაზღვრულია ეფექტური ენთალპიის მონოვაკანსიების წარმოშობა თუთიის კონცენტრაციიდან სისტემაში Cu-Zn. სტრუქტურული ვაკანსიების შესამჩნევი სიმკვრივე არ არის შემჩნეული. დადგენილია, რომ პოზიტრონების სიცოცხლის ხანგრძლივობა საგრძნობლად იცვლება მოწესრიგება – განწესრიგება გადასვლისას, თუმცა γ -გამოსხივების ხაზის ფორმა სუსტად მგრძნობიარეა გადასვლასთან.

მიუხედავად იმისა, რომ $\beta \rightarrow \beta'$ მოწესრიგება Cu-Zn შენადნობებში დიდი ხანია ცნობილია, ამ მოვლენის დიფრაქციული დამტკიცება გამოჩნდა თითქმის ახლახანს. იგი აღმოჩენილია ელექტრონოგრაფებზე ზესტრუქტურული რეფლექსების სახით. რენტგენოგრაფიულად ამისი

გაკეთება მეტად გართულებულია თუთიის და სპილენძის ატომური განშრევების უნარის სიახლოვის გამო.

მიკროსკოპული სტრუქტურის მოწესრიგების შესწავლის ფართო შესაძლებლობას ქმნის თანამედროვე განჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპია.

მიღებულია დიფრაქციული კონტრასტის ეფექტების დაყოფა ორ ჯგუფად: ა) ეფექტებად, რომლებიც ეკუთვნის მხოლოდ მოწესრიგებულ სტრუქტურებს და მხოლოდ ზესტრუქტურული არეკვლის მოქმედებისას და ბ) ისინი, რომლებიც არ არიან სპეციფიური სტრუქტურის მოწესრიგებისას და შეიძლება იყვნენ დაკავშირებულნი როგორც ზესტრუქტურულ, ასევე ძირეული არეკვლის მოქმედებებთან. პირველ ჯგუფთან დაკავშირებულია “პირველადი” კონტრასტი, ხოლო მეორესთან – ფაზური კონტრასტი ანტიფაზური საზღვრებიდან. მეორე ჯგუფს მიეკუთვნება კონტრასტი, რომელიც წარმოიშობა კრისტალური მესერების სიმეტრიის განსხვავების შედეგად ანდა მოწესრიგებული და განწესრიგებული ფაზების კუთრი მოცულობით. განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია ამ ჯგუფის ეფექტების განხილვა მოწესრიგების საწყისი სტადიების შესწავლისას, მაშინ, როდესაც მოწესრიგებული მიდამოების ჯამური მოცულობა ან მათში მოწესრიგების ხარისხი არაა საკმარისი შესამჩნევი ინტენსიობის ზესტრუქტურული არეკვლის ფორმირებისთვის. ამ შემთხვევებში საჭიროა მხედველობაში მიღებულიქნას ეფექტები გამოსახულებებზე და ელექტრონოგრაფებზე, რომლებიც საშუალებას იძლევიან აღმოაჩინონ მცირე ზომების მოწესრიგებული მიდამოები, როგორებიცაა: მატრიცის დეფორმაციის გამო ელექტრონოგრაფებზე ძირითად ანარეკლზე, გაბნეული აბსორფციული კონტრასტი, მოწესრიგებული მიდამოების სპეციფიური სივრცული განაწილება. მეტად მნიშვნელოვანია განვასხვავოთ ელექტრონოგრაფებზე ეფექტები, რომლებიც დაკავშირებულია დიფუზური ეფექტებიდან ზომებით მცირე მოწესრიგებულ მიდამოებთან. ბოლო შემთხვევაში ნული ზომის კვანძი არ არის დამახინჯებული, ხოლო რეფლექსების ფორმა იცვლება არეკვლის ხარისხის ცვლილებით [70][71].

α -ფაზის მესრის პერიოდისა და სპილენძში თუთიის ხსნადობის პრეციზიული გაზომვა, α -ფაზის წცკ მყარ შენადნობში $210-300^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურის ინტერნალში, მიუთითებს ახლო მოწესრიგების ხარისხის ზრდაზე [72]. α -ლატუნში, ახლო მოწესრიგების ხარისხის ზრდა, აღმოჩენილია კუთრი თბომოცულობითი [73], ელექტროწინააღობითი [74] და შინაგანი ხახუნის [75] გაზომვებით. თუმცა, ამ მონაცემებით არ იყო განსაზღვრული ახლო მოწესრიგების ნიშნები α -ფაზაში.

1.2.2. Cu და Cu-Zn შენადნობის სტრუქტურული და მიკროსტრუქტურული კონტროლი დიფერენციალური სწრაფი გლინვით

სპილენძისა და ლატუნის ფირფიტებში ძერის დეფორმაციის მთელს ფართში გამოკვლეული იყო დიფერენციალური სწრაფი გლინვა [76]. სპილენძისა და ლატუნის ორივე ფირფიტამ აჩვენა $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ ძვრადი სტრუქტურა ძირითადი კომპონენტის $\{111\} \langle 110 \rangle$. ამასთანავე, უმნიშვნელო კომპონენტი იყო $\{001\} \langle 110 \rangle$ სპილენძისათვის, ხოლო ლატუნისათვის $\{112\} \langle 110 \rangle$.

რეკრისტალიზაციის ტემპერატურა დიფერენციალური სწრაფი გლინვით მიღებული ფირფიტისათვის უფრო დაბალი იყო ვიდრე ნელი გლინვით მიღებული ფირფიტისათვის მაღალი ექვივალენტური დეფორმაციის გამო.

რეკრისტალიზაციის სტრუქტურა თითქმის იგივე ორიენტაციისაა რაც გამომუშავებული ძვრადი სტრუქტურა, მათი ინტენსიობის პოლუსი (ღერძი) არის სუსტი.

Cu-Zn შენადნობი, რომელიც ფართოდაა გამოყენებული როგორც ელექტრონული ნაწილი, როგორცაა ელექტროჩამჭერი და ჩამრთველი, უნდა გამოირჩეოდეს მაღალი სიმკვრივითა და მაღალი დრეკადობით [77]. Cu-Zn შენადნობი მაღალი სიმკვრივისაა და მაღალი დრეკადობით გამოირჩევა მაშინ, როდესაც მის შემადგენლობაშია 20-40 მასა% Zn და როგორც ნარჩენი Cu და გარდაუვალი უსუფთაო მინარევები, და როგორც კრისტალური მარცვლის დამახასიათებელი ნიშნები. კრისტალური მარცვლის საშუალო დიამეტრი (mGS) უნდა შეადგენდეს

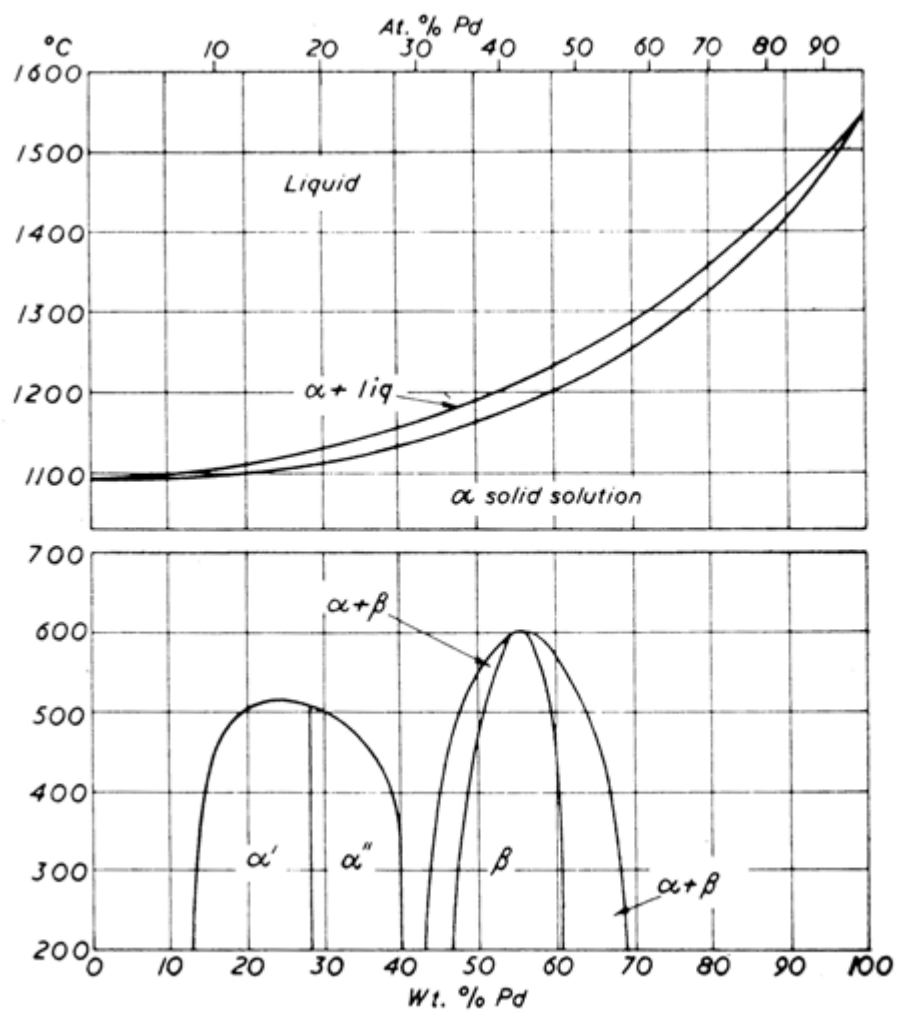
1-4 მკმ და სტანდარტული გადახრა (σ_{GS}) კრისტალური მარცვლის დიამეტრიდან არ უნდა აღემატებოდეს $1/3(mGS)$. შენადნობში თანაფარდობა $\{I(220)+I(111)\}/I(200)$ რენტგენის სხივის დიფრაქციის ინტენსიობასთან შესწავლილ გაბრტყელებულ სიბრტყესთან არის 2,0-5,0. Cu-Zn შენადნობი შეიძლება დამატებითად შეიცავდეს ერთს ან რამოდენიმეს Ni, Si, Fe, Ti, Co და Sn საერთო ჯამში 0,01-0,3 მასა%. შენადნობი სასურველია შეიცავდეს გოგირდს 30 მეგილიონედს ან ნაკლებს და ზედაპირის ხაოიანობა (Ra) არ უნდა აღემატებოდეს 0,2 მკმ-ს.

13. Cu-40ატ.%Pd შენადნობის მცკ და წცკ ფაზების ატომური მოწესრიგების პროცესები

Cu-Pd შენადნობის (რომელიც შეიცავს 40ატ.% პალადიუმს) მდგომარეობის დიაგრამის თანახმად (ნახ.1.3.1) 600°C -ზე დაბალ ტემპერატურაზე შენადნობი მოწესრიგებულია და გააჩნია ცეზიუმ-ქლორის ტიპის კრისტალური სტრუქტურა. 600°C -ზე მაღალ ტემპერატურაზე შენადნობი განწესრიგებულია წცკ კრისტალური მესრით [50][51].

Cu-Pd შენადნობებში, ისევე როგორც Cu-Au-ში, განწესრიგებულ წცკ მდგომარეობაში სხვადასხვა ავტორების მიერ [78][79][80] იქნა აღმოჩენლი დიფუზური მაქსიმუმები ზესტრუქტურული რეფლექსების პოზიციებში. ეს შედეგები, ავტორთა მოსაზრებით, მიუთითებდნენ შენადნობებში ან ზოგიერთი მოწესრიგებული მდგომარეობის არსებობას მოწესრიგების ტემპერატურაზე (Tk) მაღლა, ან ისინი დაკავშირებული იყო ნიმუშის არასრულ წრობასთან.

ჩნდება, (Tk) მაღალ ტემპერატურაზე ახლო მოწესრიგებასა და ახლო მოწესრიგების მიკროდომენური კონცეფციის ჩარჩოში მცირე მოწესრიგებული დომენების არსებობის შესაძლებლობას შორის კავშირის კვლევის აუცილებლობა. ამ კონცეფციის თანახმად შეიძლება გამოყოფილიქნას ახლო მოწესრიგების სამი ტიპი.



ნახ. 1.3.1. Cu-Pd შენადნობის ფაზური მდგომარეობის დიაგრამა.

პირველი ტიპი – თხევადი ტიპის ახლო მოწესრიგება. მეორე ტიპს შეესაბამება ატომების ისეთი განაწილება, რომლის დროსაც კრისტალში წარმოიქმნება მიკროარეები, განსხვავებული კონცენტრაციით, მოწესრიგების ხარისხითა და აგრეთვე ახლო მოწესრიგების სახით (ახლო მოწესრიგების სახეში იგულისხმება მოწესრიგება, რომლის პროტოტიპიაცაა გარკვეული სახის ზესტრუქტურა). მესამე ტიპის ახლო მოწესრიგებას წარმოადგენს კრისტალის ისეთი მდგომარეობა, როდესაც ის შედგება ანტიფაზური მიკროდომენებისაგან, რომელთა არსებობას მიყავს ზესტრუქტურული არეკვლის ძლიერ გაგანიერებამდე და აგრეთვე მათ გახლეჩამდეც კი.

მრავალი ექსპერიმენტული მონაცემის ანალიზის საფუძველზე [81], შესაძლებელი გახდა ეჩვენებინათ, რომ ლოკალური წესრიგი შენადნობებში, არამოწესრიგებულ მდგომარეობაში, წარმოიშობა პრაქტიკულად ყოველთვის. გაკეთებულ იქნა მცდელობები თეორიულად დამტკიცებულიყო ასეთი მიკროარეების არსებობა მაღალი მოწესრიგებით გრძელპერიოდული სტრუქტურის სტაბილურობის პირობის თვალსაზრისით [79][82][83].

მიუხედავად ამისა, როგორც კინეტიკის ასევე მოწესრიგების ყველაზე დისკრეტული არეების აგებულების მრავალი ასპექტი რჩება გამოუკვლეველი, იმის გამო, რომ არაა საკმარისი ექსპერიმენტული მონაცემები Cu-Pd სისტემის შენადნობის შესახებ [84][85]. ამიტომ, Cu-40ატ.%Pd შენადნობის ფაზური გარდაქმნების სტრუქტურული მექანიზმის კვლევას, როგორც სამოდელოს, აქვს განსაკუთრებული მნიშვნელობა, იმისათვის, რომ გარკვეული იქნას სტრუქტურულ-ფაზური მდგომარეობის არსი, რომელიც ფორმირდება თერმული ზემოქმედებით წცკ და მცკ მყარი ჩანაცვლების ხსნარებში. ბოლო ხანებში, Cu-Pd სისტემის შენადნობები იწვევს დიდ ინტერესს არა მხოლოდ როგორც სამოდელო, არამედ როგორც პერსპექტიული მასალა წყალბადის არეში მომუშავე მასალების სფეროში [32].

კარგადაა ცნობილი, რომ β -CuZn შენადნობი B2 მოწესრიგებული სტრუქტურით აჩენს დენადობის ზღვრის ანომალურ პიკს 200°C სიახლოვეში [86]. სხვადასხვა კვლევებში, რომლებიც დამყარებულია ტემ დაკვირვებაზე, განვრცობილი იყო β -CuZn შენადნობის

დისლოკაციის დახასიათება. და აღმოჩენილია, რომ დენადობის ზღვრის პიკის ტემპერატურა მიახლოებით ემთხვევა მის სრულად გადასვლას $\langle 111 \rangle$ დისლოკაციიდან დაბალ ტემპერატურაზე $\langle 110 \rangle$ დისლოკაციაზე T_p ტემპერატურაზე მაღლა [87]. აქამდე, წარმოდგენილი იყო ოთხი მოდელი β -CuZn შენადნობიში დენადობის ზღვრის ანომალიის ასახსნელად; ანტი-ფაზური საზღვრის გათრევის მოდელი; განივი სრიალის პინინგის (დამაგრების) მოდელი, ლოკალური აცოცება-ჩაკეტვის მოდელი, და ვაკანსიების გამყარების მოდელი. საინტერესოა აღინიშნოს, რომ ამ ოთხ მოდელს გააჩნია სხვადასხვა დეფორმაციის სიჩქარის დამოკიდებულება დენადობის ზღვრის ანომალიაზე. როგორც ანტი-ფაზური საზღვრის გათრევის ასევე ლოკალური აცოცება-ჩაკეტვის მოდელი ორივე მოდელს უნდა ეხვეწებინათ უარყოფითი დეფორმაციის სიჩქარის დამოკიდებულება. ასევე აღსანიშნავია ისიც, რომ დარჩენილ ორ მოდელს უნდა ეხვეწებინა მცირე დეფორმაციის სიჩქარის მიმართ მგრძნობიარობა.

სანამ ჩატარდებოდა დაძაბულობისა და კომპრესიის ტესტების სერია სხვადასხვა დეფორმაციის სიჩქარის ქვეშ, მანამდე ჩატარებული იყო დეფორმაციის სიჩქარის დამოკიდებულების კვლევა რამოდენიმე სხვა მოწესრიგებულ მასალაზე, გაზომვებს წინ უსწრებდა ვიწრო რიგი სამუშაოებისა დეფორმაციის სიჩქარეზე, რადგან ქონდათ სიძნელეები აღმოეჩინათ დახარისხების დამოკიდებულება. აღნიშნულ სამუშაოში შესწავლილია დეფორმაციის სიჩქარის დამოკიდებულება დენადობის ზღვრის ანომალიაზე β -CuZn შენადნობიში დაძაბულობისა და დატვირთვის რელაქსაციის ტესტების გამოყენებით, და აგრეთვე შესაძლო მიკრო-მექანიზმი, რომელიც ფოკუსირებული იყო დენადობის ზღვრის ანომალურ ქმედებებზე.

14. Cu-Si შენადნობის α ფაზის დაშლის პროცესების თავისებურებანი

ტალღურ ემისიური ზარბაზანიანი ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპის (ტემ) საშუალებით გაზომილი იყო 275°C , 400°C და 550°C ტემპერატურაზე ნაწრობ $\text{Cu-7.15at.\%Si}$ შენადნობში წყობის დეფექტების ნარევი ატომების გამოყოფა [88]. სილიციუმის

კონცენტრაციის მაღალი ლოკალიზების ზრდა გამოვლენილი იყო წყობის დეფექტების სიბრტყეზე. მაღალი ვალენტობის სილიციუმის ატომების გამოყოფა ზრდის ლოკალური ელექტრონებისა და ატომების თანაფარდობას კრისტალში ამგვარად, ამცირებს წყობის დეფექტების ენერგიას, როგორც მოსალოდნელი იყო Cu-Si სისტემის შენადნობისათვის.

1.4.1. Cu-Si შენადნობის კოროზიული თვისებები სულფიდისა და ქლორიდის არეში

კარგადაა ცნობილი [89], რომ Si სილიკონურ ლატუნს ანიჭებს მაღალ სიმკვრივეს და კოროზიამდგრადობას, რომელიც აუცილებელი მოთხოვნაა ჰიდრავლიკური წნეხებისათვის, რადიატორებისათვის, კარდანული გადაცემის ლილვებისათვის, შესანახ რეზერვუარებში და ქიმიური მრეწველობის სხვა მოწყობილობებში. მათ გააჩნიათ მაღალი კოროზიამდგრადობა საზღვაო არეში, მაგრამ შიდა კოროზიამდგრადობის პროცესი სულფიდის ატმოსფეროში უფრო მეტად მდგრადია ძაბვის ზემოქმედებით კოროზიული ბზარების გაჩენის მიმართ და აგრეთვე სეზონური ბზარების გაჩენის მიმართ, ვიდრე ლატუნი მოთავსებული დაბინძურებულ ატმოსფეროში. ძირითადად, შენადნობების კოროზიამდგრადობა დამოკიდებულია შენადნობის ქიმიურ, თერმოდამუშავების პროგრამაზე, მეორე ფაზის არსებობაზე და სპეციფიურ გარემოზე.

თუმცა, ქლორიდისა და სულფიდის არეში კოროზიამდგრადობის მიმართ თერმოდამუშავების გავლენისა და განსაკუთრებული თანაფარდობის ბინარულ Cu-Si შენადნობში სილიკონის შემადგენლობის ცვლილების შესწავლა ლიტერატურაში შეზღუდულია.

აღნიშნულ სამუშაოში წარმოდგენილია კოროზიული ქცევები სამი ტიპის კომერციულად მნიშვნელოვანი Cu-Si შენადნობების, 3.5% სოდიუმ-ქლორიდის და 1% სოდიუმ-სულფიდის ნარეგებისათვის.

1.5. შინაგანი ხახუნის მეთოდის შესაძლებლობები

შინაგანი ხახუნის Q^{-1} სიდიდე ზინერის მოდელისათვის დამოკიდებულია გამოსახულებიდან თ. რელაქსაციური მოვლენებისათვის, რომლებიც დამოკიდებულია ატომურ და მოლეკულურ გადაწყობასთან, რელაქსაციის დრო დამოკიდებულია ტემპერატურაზე ექსპონენციალურად ე.ი.

$$\tau = \tau_0 \exp(H/RT), \quad (1.5.1)$$

სადაც H – განხილული რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგია; τ_0 - ზოგიერთი დროებითი პარამეტრი.

$Q^{-1}(T)$ მაქსიმუმის პირობას აქვს სახე:

$$\omega\tau = 1 \text{ ან } \omega\tau_0 \exp(H/RT) = 1 \quad (1.5.2)$$

ამ ფორმულიდან გამომდინარეობს რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგიის H განსაზღვრის რამოდენიმე გზა, რომელიც იწვევს პიკების წარმოქმნას $Q^{-1}(T)$ მრუდზე.

1.5.1. პიკის სიხშირული წანაცვლება.

თუ შევცვლით ნიმუშის რხევის სიხშირეს, მაშინ რელაქსაციური პიკი $Q^{-1}(T)$ წანაცვლებს ტემპერატურის შკალაზე გარკვეული $\Delta T = T_2 - T_1$ სიდიდით. თუ ცნობილია T_1 , T_2 , ω_1 და ω_2 , მაშინ ადვილად შეიძლება განისაზღვროს H და τ_0 შემდეგი ფორმულებიდან

$$H = R \frac{T_1 T_2}{T_2 - T_1} \ln \frac{\omega_2}{\omega_1} \quad (1.5.3)$$

$$\ln \tau_0 = \frac{1}{2} \cdot \frac{H}{R} \left(\frac{T_1 + T_2}{T_1 T_2} \right) - \frac{1}{2} \ln(\omega_1 \omega_2) \quad (1.5.4)$$

რომლებიც გამომდინარეა (1.5.1) და (1.5.2) უტოლობებიდან. მაღალი სიზუსტით H -ის გამოსათვლელად (1.5.3) ფორმულით აუცილებელია შეიცვალოს სიხშირე ω რამოდენიმე ხარისხით. თუმცა, თუ გაზომვა, როგორც წესი, მიმდინარეობს ერთ დანადგარზე, სიხშირის ცვლა შესაძლებელია არა უმეტეს ერთი ხარისხით. შედეგად სიდიდე ΔT ხდება საკმარისად მცირე: ~20-30 გრად. ტემპერატურის მაქსიმუმისა და

H სიდიდის არასაკმარისად ზუსტი განსაზღვრისას H სიდიდის გამოთვლისას შეცდომა წარმოადგენს $\sim 20\%$. იმისათვის, რომ გაიზარდოს ΔT სიდიდის გაზომვის სიზუსტე შესაძლებელია თუ განისაზღვრება მთლიანი პიკის წანაცვლება. ამას ხელს უშლის ორი გარემოება. სიხშირის ცვლილებისას რეალური პიკის სიგანე $Q^{-1}(T)$ მრუდზე იცვლება. გარდა ამისა, ინაცვლებს მაქსიმუმის სიმაღლეც, რაც დაკავშირებულია რელაქსაციის ხარისხის Δ_0 -ის ტემპერატურაზე დამოკიდებულებასთან, აგრეთვე რელაქსაციის დროების სპექტრის არსებობაზე.

ამ ფაქტორების გავლენის შესამცირებლად საჭიროა გამოყენებული იქნას მოყვანილი შინაგანი ხახუნის $Q^{*-1} = Q^{-1} / Q^{-1}_{\max}$ (ფონის გამორიცხვით) T^{-1} ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდები.

ზინერის მოდელის საფუძველზე ასეთი კოორდინატებისას რელაქსაციური მაქსიმუმის ფორმა არ იცვლება სიხშირის ცვლილებისას $\Delta_0(T)$ -ის სუსტი დამოკიდებულების არსებობის პირობებშიც.

თუკი არსებობს რელაქსაციის დროების სპექტრი, შინაგანი

$$\text{ხახუნის გამოსახულებას აქვს შემდეგი სახე } Q^{-1} = \sum_{j=1}^k \frac{\Delta_j^{(0)} \omega \tau_j}{1 + \left(\frac{M_\infty}{M_0} \right)_j (\omega \tau_j)^2}$$

და (1.5.2) ფორმულით H -ის გამოთვლა, ამ შემთხვევაში იძლევა გარკვეულ გასაშუალოებულ აქტივაციის ენერგიას. ამასთანავე, მრუდების გამოყენება მოყვანილი შინაგანი ხახუნის Q^{*-1} -ის T^{-1} -ზე დამოკიდებულება იძლევა საშუალებას დადგინდეს, არსებობს თუ არა აქტივაციის ენერგიის სპექტრი. თუკი სიხშირის ცვლილება არ იწვევს პიკის ფორმის ცვლილებას $Q^{*-1}(T^{-1})$ -ის მრუდზე, მაშინ პროცესი ხასიათდება ერთი ენერგიის აქტივაციით. წინააღმდეგ შემთხვევაში არსებობს H_j ენერგიის სპექტრი.

1.5.2. პიკის ფორმა, სიგანე და მდგომარეობა T ღერძზე

H -ის განსაზღვრის სხვა ფორმა მდგომარეობს დაბალტემპერატურული ან მაღალტემპერატურული $Q^{-1}(T)$ პიკის შტოს გამოყენებაში. მართლაც, ფორმულებიდან $Q^{-1} = \frac{2Q_{\max}^{-1}\omega\tau}{1 + \omega^2\tau^2}$ და (1.5.1)-დან ვღებულობთ:

დაბალტემპერატურული პიკის შტოსათვის ($\omega\tau \gg 1$)

$$Q^{-1} \sim \exp\left(-\frac{H}{RT}\right), \quad (1.5.5)$$

მაღალტემპერატურული პიკის შტოსათვის ($\omega\tau \ll 1$)

$$Q^{-1} \sim \exp\left(\frac{H}{RT}\right) \quad (1.5.6)$$

(1.5.5) და (1.5.6) დან გამომდინარეობს, რომ H შეიძლება განსაზღვრული იყოს დაბალტემპერატურული ან მაღალტემპერატურული $Q^{-1}(T)$ პიკის შტოს დახრის კუთხით კოორდინატებზე $\ln Q^{-1} - 1/T$. H -ის განსაზღვრის აღნიშნული ხერხი გამოყენებული უნდა იყოს მხოლოდ კარგად გამოკვეთილი ვიწრო პიკებისათვის.

H -ის გამოთვლის მესამე გზა დაფუძნებულია $Q^{-1}(T)$ პიკის სიგანის განსაზღვრაზე. საერთოდ პიკის სიგანეს ზომავენ $1/2 Q_{\max}^{-1}$ ღონეზე. ასეთი $Q^{-1}(T)$ ღონისათვის შესაბამისი ტემპერატურები, (1.5.11)-დან გამომდინარე, აკმაყოფილებენ აშკარა პირობას

$$\frac{1}{4} = \frac{\omega\tau_0 \exp\left(\frac{H}{RT}\right)}{1 + \left[\omega\tau_0 \exp\left(\frac{H}{RT}\right)\right]^2}. \quad (1.5.7)$$

აღნიშნული პირობიდან ვღებულობთ

$$\omega\tau_0 \exp\left(\frac{H}{RT_1}\right) = 2 + \sqrt{3} \quad (1.5.8)$$

$$\omega\tau_0 \exp\left(\frac{H}{RT_1}\right) = 2 - \sqrt{3} \quad (1.5.9)$$

აქედან ვღებულობთ

$$H = 2,63R \frac{T_1 T_2}{T_2 - T_1} \quad (1.5.10)$$

აქ T_1 და T_2 – ტემპერატურებია, რომლის დროსაც $Q^1 = 1/2 Q^1_{\max}$.

ისევე, როგორც წინა შემთხვევაში, H -ის განსაზღვრა ფორმულით (1.5.10) იძლევა სწორ შედეგს მხოლოდ იმ შემთხვევაში, თუ პროცესი ხასიათდება რელაქსაციის ერთი დროით. თუკი არის რელაქსაციის დროების სპექტრი, (1.5.10) ფორმულით ნაპოვნი $H_{\text{საშ}}$ იქნება შემცირებული.

H -ის გამოთვლის მეოთხე გზა შემოთავაზებულია ვერტოსა და მარკსის [582] მიერ. [582]-ის თანახმად, H ენერგია შეიძლება იქნას განსაზღვრული მხოლოდ $T_{\max}$ ტემპერატურით $Q^1(T)$ -ის მაქსიმუმით და $\omega_{\max}$ სიხშირით:

$$H = RT_{\max} \ln \frac{kT_{\max}}{\hbar \omega_{\max}} + T_{\max} \Delta S, \quad (1.5.11)$$

სადაც $\hbar$ -პლანკის მუდმივაა; k -ბოლცმანის მუდმივაა; ΔS -აქტივაციის ენტროპიაა.

როგორც ცდები გვიჩვენებს, $T\Delta S$ დამატება ბევრს არაფერს არ ცვლის H -ის შეფასებისას. ამასთან დაკავშირებით, მას საერთოდ არ ითვალისწინებენ და H -ს განსაზღვრავენ ფორმულით:

$$H = RT_{\max} \ln \frac{kT_{\max}}{\hbar \omega_{\max}} \quad (1.5.12)$$

იგი მიიღება (1.5.2) პირობიდან, თუ ჩავთვლით τ_0 -ს დაახლოებით $\hbar/kT_{\max}$ -ის ტოლად. (1.5.12) გამოსახულებას ხშირად იყენებენ H -ის განსაზღვრისთვის მისი სიმარტივის გამო. თუმცა (1.5.12) ფორმულის გამოყენებისას საჭიროა გათვალისწინებული იყოს მისი შეზღუდულობა რელაქსაციის ზოგიერთი სახეობების მიმართ. ამ ფორმულის გამოყენება ექვივალენტურია იმ მოსაზრების, რომ ექსპონენციალური მამრავლი τ_0 და გამოსახულება (1.5.1) პრაქტიკულად ერთიდაიგივეა ყველა რელაქსაციური პროცესისათვის და სიდიდის ხარისხით შეადგენს 10^{-13} წმ-ს. ამავე დროს, არსებობს შინაგანი ხახუნის მექანიზმების რიგი, როდესაც τ_0 რამოდენიმე ხარისხით განსხვავდება აღნიშნული სიდიდისაგან პაიერლსის ბარიერების დისლოკაციებით თერმული აქტივაციური დაძლევა, დისლოკაციისა და მოძრავი

წერტილოვანი დეფექტებით დომენების საზღვრების ურთიერთქმედება, დიფუზური წერტილოვანი დეფექტების გადანაწილება არაერთგვაროვან ცვლად ძაბვის ველში და სხვ.

1.5.3. შინაგანი ხახუნის გაზომვისას მეთოდის შერჩევა და შეცდომების შეფასება

შინაგანი ხახუნის გაზომვისას მნიშვნელოვან პირობას წარმოადგენს გაზომვის მეთოდის შერჩევა, რადგანაც მასზე განსაკუთრებულადაა დამოკიდებული ექსპერიმენტული მონაცემების საიმედოობა და სიზუსტე. საზომი ხელსაწყო მეთოდისა და კონსტრუქციის შერჩევა განისაზღვრება დასახული ამოცანის ხასიათით, შესასწავლი მასალის ბუნებით და ფიზიკური მოვლენით.

მაგალითად, დაბალსიხშირული ($\sim 10^3$) გრეხითი ქანქარის გამოყენება თერმულად აქტივირებული პროცესების შესასწავლად, საშუალებას იძლევა ჩატარებულ იქნას კვლევები უფრო დაბალი ტემპერატურებისას, ვიდრე მაღალსიხშირული მეთოდებისას, რაც გამორიცხავს დეფექტების მოწვას, განსაკუთრებით მაშინ, თუკი გაზომვა მიმდინარეობს გახურების პროცესში $Q^{-1}(T)$ მრუდის ავტომატური ჩაწერისას. ამასთანავე, საჭიროა ნიმუშის საწყისი დეფორმირება მაქსიმალური ამპლიტუდით, რასაც ზოგიერთი მასალებისათვის მიყავს გარდაუვალ პროცესებამდე, რომლებიც ცვლიან მასალის თვისებებს, და ე.ი. აუცილებლობასთან გამოყენებულ იქნას ამ მასალებისათვის სხვა მეთოდი. Q^{-1} -ის კორექტული განსაზღვრა რეზონანსული პიკის სიგანისას შესაძლებელია მხოლოდ დეფორმაციის დაბალი დონისას, როდესაც გარდაუვალი დანაკარგები მცირეა და რხევითი სისტემა შეიძლება ჩაითვალოს ხაზოვნად.

Q^{-1} -ის საიმედო მონაცემების მისაღებად საჭიროა განსაკუთრებული ყურადღება დაეთმოს ენერგიის დანაკარგის გამორიცხვას ან მის შემცირებას მინიმუმამდე, რომლებიც არ არის დაკავშირებული ენერგიის გაბნევისთან ნიმუშის მასალაში. ეს პირველ რიგში დანაკარგებია, რომლებიც განპირობებულია ნიმუშის გასრიალებით ჩამჭერში; ენერგია, რომელიც გაიბნევა საცდელი

დანადგარის მასალაში, აგრეთვე დანაკარგები გარემოს დეფორმაციის ხარჯზე. ამიტომ, ნიმუშის დამაგრების სისტემა დანადგარზე უნდა იყოს მკერვი, რაც გამორიცხავს მშრალ ხახუნს შეერთებაში. აკუსტიკური დანაკარგების შემცირებისათვის რხევითი სისტემა შეიძლება განთავსდეს ვაკუუმურ კამერაში. კამერაში $1,33 \text{ ნ/მ}^2$ ($<10^{-2}$ მმ.ვწ.სვ.) წნევისას დანაკარგის სიდიდე პრაქტიკულად წნევაზე დამოუკიდებელი ხდება.

გაზომვის ნებისმიერი მეთოდისას სიდიდე Q^{-1} არ არის ზუსტი. გაზომვის შეცდომა ΔQ^{-1} იკრიბება სისტემატური შეცდომიდან, რომელიც ძირითადად განპირობებულია დანადგარის შემადგენლობაში შემავალი საზომი ხელსაწყოების ცდომილებებით, და შემთხვევითი შეცდომით, რომელიც დაკავშირებულია გარემო პირობების არაკონტროლირებად ცვლილებებთან და ექსპერიმენტატორის განსაკუთრებულ სუბიექტურ თვისებებთან. პირველი ტიპის შეცდომების აღმოფხვრა შეუძლებელია. ისინი შეიძლება მხოლოდ შეფასდეს და გათვალისწინებულ იქნას გაზომვის შედეგების დამუშავებისას ანდა შემცირებული იქნას უფრო ზუსტი ხელსაწყოების გამოყენებით და აგრეთვე დანადგარის კონსტრუქციის დახვეწით.

დანაკარგების მეორე ტიპი პრაქტიკულად ყოველთვის შეიძლება შემცირდეს გაზომვების მრავალჯერადი ჩატარებით ანდა გაზომვის ავტომატიზაციით [91][92][93]. განმეორებითი გაზომვების საჭირო რაოდენობის განსაზღვრა არაა ძნელი, თუკი ჩავთვლით, რომ შეცდომები ექვემდებარება განაწილების ნორმალურ კანონს [92].

სავსებით გასაგებია, რომ გაზომვის სისტემატური შეცდომა სხვადასხვაა სხვადასხვა დანადგარებისათვის ერთიდაიგივე მეთოდების საფუძველზე. ასე მაგალითად, გრეხითი ქანქარის მიღევის დეკრემენტის გაზომვისას შეიძლება გამოყენებული იქნას ათინათის ვიზუალური ანათვალი ნახევრადგამჭვირვალე შკალაზე, ასევე გამოვიყენოთ რხევების რიცხვის დისკრიმინატორი და ელექტრომექანიკური მრიცხველი. გრეხითი ქანქარის რხევების პერიოდი შეიძლება გაიზომოს წამზომით ანდა ელექტრონომთვლელი სიხშირისმზომით. გაზომვის ცდომილება პირველ და მეორე შემთხვევებში იქნება ძირეულად სხვადასხვა.

გრეხითი ქანქარის თავისუფლად მიღვეადი რხევების მეთოდით შინაგანი ხახუნის განსაზღვრისათვის გამოიყენება ფორმულა:

$$Q^{-1} = \frac{1}{\pi N} \ln \frac{A_1}{A_2}, \quad (1.5.13)$$

სადაც N -რხევების რიცხვია, რომელიც შეესაბამება A_1 -დან A_2 -მდე ამპლიტუდის შემცირებას.

თუ რხევების რიცხვი N განისაზღვრება ელექტრომექანიკური მრიცხველის საშუალებით, მაშინ შეცდომა ამ სიდიდის განსაზღვრისას $\Delta N = \pm 1$, რაც შეესაბამება შესაძლო გათვლას ერთიანზე.

A_1 და A_2 სიდიდეები წარმოადგენენ დისკრიმინატორის ტრიგერული მოწყობილობის ამოქმედების ზღუდეებს. შეცდომა A_1 და A_2 ერთი და იგივეა და ტოლია ტრიგერების ზღუდეების არასტაბილურობის სიდიდის. სამუშაო [94]-ის თანახმად, ამ სიდიდეს გააჩნია ხარისხი 0,2%. ამგვარად, მცირე მიღვეებისას გაზომვის შეცდომაში ძირითად წვლილს შეიტანს ტრიგერების ამუშავეების ზღურბლების არასტაბილურობა, ხოლო დიდი მიღვეისას – სათვლელი სისტემის შეცდომა.

ზღვრული ფარდობითი შეცდომა შეიძლება განისაზღვროს შემდეგი ფორმულით:

$$\frac{\Delta Q^{-1}}{Q^{-1}} = \frac{\Delta A_1}{A_1 \ln \frac{A_1}{A_2}} + \frac{\Delta A_2}{A_2 \ln \frac{A_1}{A_2}} + \frac{\Delta N}{N} = 2 \frac{\Delta A}{A \ln \frac{A_1}{A_2}} + \frac{\Delta N}{N}. \quad (1.5.14.)$$

ჩანს, რომ შეცდომის სიდიდე დამოკიდებულია გასაზომი Q^{-1} შინაგანი ხახუნის მნიშვნელობაზე. Q^{-1} გაზრდისას მცირდება რხევების რიცხვი N ფიქსირებულ A_1 და A_2 დონეებს შორის და შეცდომა იზრდება (1.5.13.).

Q^{-1} შეცდომის განსაზღვრა თავისუფალი მიღვეადი რხევების მეთოდით დამოკიდებულია ამპლიტუდების ურთიერთობით და მცირდება ამ ურთიერთობის გაზრდით. $Q^{-1} \sim 1$ –სას შეცდომა ხდება ძალიან დიდი, გარდა ამისა, Q^{-1} -ის ასეთი მნიშვნელობებისას სიდიდე, რომელიც ცდომილების შებრუნებულია, აღარ ხდება ადექვატური შინაგანი ხახუნის, ამიტომ Q^{-1} -ის გაზომვა ამ მეთოდით, როგორც ზემოთ აღინიშნა, კარგავს აზრს.

Q^{-1} -ის განსაზღვრისას იძულებითი რხეების მეთოდით რეზონანსული მრუდიდან გაზომვის ფარდობითი შეცდომა დამოკიდებულია გენერატორის სტაბილურობაზე, ნიმუშის სიხშირის რეზონანსის გაზომვის სიზუსტით და პიკის სიგანის შესაბამისი სიხშირებით ν_1 და ν_2 :

$$\frac{\Delta Q^{-1}}{Q^{-1}} = \frac{4\Delta\nu}{\nu_1 - \nu_2} + \frac{\Delta\nu}{\nu_0} \quad (1.5.15)$$

აქ $\Delta\nu$ – სიხშირის განსაზღვრის ცდომილებაა.

თუ სიხშირებს ზომავენ ელექტრონომოვლელი სიხშირის მზომით, და გენერატორის სიხშირის არასტაბილურობის სიდიდე არ აღემატება 10^{-4} , მაშინ შეიძლება მივიღოთ $\Delta\nu \approx 0,1$ ჰც.

შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულების კვლევისას საჭიროა განისაზღვროს სულ ცოტა ორი დიდი უარყოფითი თვისება, პირველი მათგანი მდგომარეობს იმაში, რომ ბევრი მკვლევარი ბოლო დრომდე არ უთითებდა, შეიცავს თუ არა საზომი სიდიდე Q^{-1} ამპლიტუდადამოკიდებულ შემადგენელს.

მეორე უარყოფითი თვისება მდგომარეობს $Q^{-1}(T)$ კვლევის არარსებობაში ერთი რომელიმე განსაზღვრული მეთოდით 1°K-ზე დაბალი ტემპერატურებიდან ნიმუშის დნობის ტემპერატურამდე. პრაქტიკულად ეს სავსებით განხორციელებადია. აღნიშნული კვლევების არ არსებობა დაკავშირებულია იმასთან, რომ გამოქვეყნებული სამუშაოების ავტორთა თითქმის დიდი ნაწილი არ იკვლევდნენ შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ დამოკიდებულების საერთო კანონზომიერებას, რაც განსაკუთრებულად აუცილებელია შინაგანი ხახუნის მეთოდის დამტკიცებისათვის, არამედ ხსნიდნენ რომელიმე კონკრეტულ მეტალოშესწავლით ან მეტალოფიზიკურ ამოცანას, სადაც იყენებდნენ მეთოდის მაღალ მგრძნობიარობას სტრუქტურული გარდაქმნების მიმართ.

ამიტომ, რომ თვალსაჩინო წარმოდგენები ტემპერატურული სპექტრის შესახებ შეიძლება მივიღოთ მხოლოდ მრავალი სამუშაოს გაერთიანებისას და ანალიზისას.

2. ამოცანის დასმა და კვლევის მეთოდების შემუშავება

ლიტერატურის მიმოხილვიდან ჩანს, რომ ბოლო ათწლეულების სამუშაოები, რომლებიც ეხება განსახილველი სისტემების გარდაქმნებს, ხასიათდება პროცესების მექანიზმში მეტად უფრო ღრმა შეღწევით ატომარულ დონეზე. ამავდროულად, დღემდე არსებული წარმოდგენების მრავალი ასპექტი ბეინიტური გარდაქმნების თანმხლები პროცესების სტრუქტურული მექანიზმების შესახებ რჩება მეტწილად ჰიპოტეტურად, ექსპერიმენტული მონაცემების უკმარისობის გამო. იმ ექსპერიმენტალური მონაცემებისა, რომლებიც მოიცავს გარდაქმნებს მთლიანად შუალედურ ტემპერატურებში, ყველა მასთან თანამდევით მოვლენებით საბოლოო პროდუქტების ფორმირების მიმართულებით. პრაქტიკულად შეუსწავლილია თვით ბეინიტური გარდაქმნების პროცესებში მონაწილე ფაზებში მიმდინარე გარდაქმნები.

სპილენძ-თუთიის შენადნობები, მათი მისწრაფების გამო ევტექტოიდური და მარტენსიტული გარდაქმნებისკენ, მეტად პერსპექტიული მასალაა, რადგან შესაძლებელია გარკვეული მექანიკური თვისებების მისაღებად მიზანმიმართულად შეიცვალოს მათი მიკროსტრუქტურები. თუმცა ეს ჯერჯერობით არაა მიღწეული, რადგან აღნიშნულ შენადნობებში ფაზურ გარდაქმნებს მიყვავართ მიკროსტრუქტურული თავისებურებების უკონტროლობებთან. შედეგად, დღეისათვის არაა შედგენილი რეჟიმები ყველა შესაძლო თერმული (თერმო-მექანიკური) გარდაქმნებისათვის და შედეგად მიღწეული მიკროსტრუქტურების მიმოხილვისთვის, აგრეთვე მათსა და მექანიკურ თვისებებს შორის კორელაციისთვის.

შუალედური გარდაქმნების პროდუქტების მორფოლოგიურ და კრისტალოგომეტრულ თავისებურებების ზუსტი სტრუქტურული აღწერა და ინტერპრეტაცია წარმოადგენს მეტად ეფექტურ მიმართულებას ბეინიტური გარდაქმნების არსის გასაგებად. ცხადია, ამ მიმართულებით, ბოლო წლებში, სამუშაოების რაოდენობა მკვეთრად გაიზარდა ელექტრონული მიკროსკოპების და შინაგანი ხახუნის დანადგარების გამოყენებით.

სამუშაოში, საკვლევ ობიექტებად, შერჩეული იქნა სპილენძის ფუძის შენადნობები, ერთის მხრივ შემადგენლობით მეტად მიახლოებული პრაქტიკაში გამოყენებულ კონსტრუქციულ მასალებთან და მეორეს მხრივ, მეთოდურად მეტად ხელსაყრელი სამუშაოს ძირითადი მიზნის - სპილენძის ფუძის შენადნობებში ფაზური გარდაქმნების სტრუქტურული მექანიზმის სრული სურათის შექმნის მისაღწევად.

2.1 ნიმუშის შერჩევა, თერმოდამუშავება და მომზადება ფიზიკური კვლევებისათვის

სპილენძით მდიდარი Cu-Zn, Cu-Pd და Cu-Si სისტემის შენადნობებს, მდგომარეობის დიაგრამის თანახმად, ოთახის ტემპერატურაზე, გააჩნიათ ერთფაზიანი და ორფაზიანი სტრუქტურა წცკ და მცკ მესრით. თუმცა, აღნიშნული შენადნობების ეს ფაზები, მეტასტაბილურია და დაბალტემპერატურული მოწვისას განიცდიან დაშლას.

ხშირ შემთხვევებში, დაშლა ატომური მოწესრიგების პროცესებთან ერთად მიმდინარეობს. საერთოდ, ეს პროცესები განშტოვდება ხარისხობრივად განსხვავებული სტადიებით [95].

ბეინიტური გარდაქმნების საკვლევად სამოდულო შენადნობების სახით შერჩეული იყო სპილენძ-თუთიის შენადნობები, რომლებიც შეიცავდნენ 41% და 42% თუთიას. ორფაზიან შენადნობებთან ერთად ვიკვლევდით შენადნობებს ერთფაზიანი α და β' მდგომარეობებით, შესაბამისად 30%, 46% და 47% თუთიის შემადგენლობით. იმისათვის, რომ მათში გარდაქმნები გამოკვლეულიყო ძვრის $\beta' \leftrightarrow \alpha$ გარდაქმნების პროცესების გარეშე.

ცხრილში 2.1.1. მოყვანილია შერჩეული შენადნობები, მათში კომპონენტების თანაფარდობა და თერმოდამუშავების რეჟიმები განსაზღვრული ჩვენი კვლევის ამოცანებიდან გამომდინარე. კერძოდ: Cu-Si სისტემის შენადნობებისთვის გამოკვლეული ყოფილიყო α -ფაზის დაშლა იმ მიზნით, რომ გამოვლენილიყო კაუბადიანი ბრინჯაოს ფიზიკო-მექანიკური თვისებების გაუმჯობესების შესაძლებლობა.

ცხრილი 2.1.1. თერმოდამუშავების რეჟიმი

№	Cu-Me სისტემის შენადნობები	თერმოდამუშავების რეჟიმი					
		წრთობა			იზოთერმული მოწვა		
		ტემპერა ტურა	დრო, წთ	გარემო	ტემპერა ტურა	დრო, წთ	გარემო
1	2	3	4	5	6	7	8
1.	Cu-30%Zn	835	15	წყალი	-	-	-
		835	15	„	150	450	ვაკუუმი
		835	15	„	200	120	„
		835	15	„	250	60	„
		835	15	„	300	60	„
2.	Cu-41%Zn	830	15	წყალი	-	-	-
		830	15	„	200	120	ვაკუუმი
		830	15	„	250	210	„
		830	15	„	300	5	„
		830	15	„	350	5	„
3.	Cu-42%Zn	830	15	წყალი	-	-	-
		830	15	„	200	180	ვაკუუმი
		830	15	„	250	30	„
		830	15	„	250	45	„
		830	15	„	250	60	„
		830	15	„	250	75	„
		830	15	„	250	240	„
		830	15	„	300	5	„
		830	15	„	300	15	„
		830	15	„	300	30	„
		830	15	„	350	30	„
		830	15	„	350	30	„
4.	Cu-46%Zn	830	10	წყალი	-	-	-
		830	10	„	250	120	ვაკუუმი
		830	10	„	250	240	„
		830	10	„	300	30	„
5.	Cu-47%Zn	820	10	წყალი	-	-	-
		820	10	„	200	120	ვაკუუმი
		820	10	„	250	120	„
		820	10	„	300	30	„
		820	10	„	350	30	„
6.	Cu-2აბ. %Si	830	15	წყალი	-	-	-
		830	15	„	150	60	ვაკუუმი
		830	15	„	250	60	„
		830	15	„	300	60	„
		830	15	„	350	60	„
		830	15	„	500	60	„

ცხრილი 2.1.1. გაგრძელება

7.	Cu-5 _ა ტ.%Si	830	15	წყალი	-	-	-
		830	15	„	150	60	ვაკუუმი
		830	15	„	200	60	„
		830	15	„	250	60	„
		830	15	„	300	60	„
		830	15	„	500	60	„
8.	Cu-6 _ა ტ.%Si	830	15	წყალი	-	-	-
		830	15	„	150	60	ვაკუუმი
		830	15	„	200	60	„
		830	15	„	300	60	„
9.	Cu-40 _ა ტ.%Pd	950	60	წყალი	-	-	-
		950	60	„	400	60	ვაკუუმი
		950	60	„	500	60	„
		950	60	„	700	30	„

Cu-40 ა.ტ. %Pd შენადნობებისთვის დადგენილი ყოფილიყო გრძელპერიოდიანი მოწესრიგებული ზესტრუქტურის წარმოქმნის მექანიზმი და CsCl ტიპის მოწესრიგების მქონე β' – ფაზის დაშლის პროცესებთან მისი კავშირი.

ჰომოგენიზებული ნიმუშები მკვეთრი წრთობის შემდეგ, ერთფაზიან არეებში იზოთერმულად იწვებოდა დროის სხვადასხვა დაყოვნებით, რამოდენიმე წუთიდან ასობით საათამდე. ბენიტური სტრუქტურის ფორმირებისათვის ორფაზიან სპილენძ-თუთიის შენადნობების ნიმუშები იწრთობოდა იზოთერმულად $\beta' \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის ტემპერატურაზე, ხოლო ნაწილი ნიმუშებისა წყალში წრთობის შემდეგ, ასევე იწვებოდა იზოთერმულად ბენიტური გარდაქმნის ტემპერატურებზე.

ყველა გამოკვლეული მასალების გამოდნობა ხდებოდა ინდუქციურ ღუმელებში. მიღებული ზოდების ჭედვა ხდებოდა ძელებად, ხოლო შემდგომ ხდებოდა წნელებად გლინვა. წნელებიდან ჩამონატერები გამოიყენებოდა როგორც ნამზადი თერმოდამუშავებისათვის. ამ წნელების ნაწილი გაქლიბული იყო იმ დიამეტრზე, რომელიც შეესაბამებოდა ელექტრონული მიკროსკოპის ობიექტის ჩამჭერის დიამეტრს. მათგან გამოჭრილი დისკები, საწყისი ნამზადის სახით, ასევე გამოყენებული იყო შესაბამისი თერმოდამუშავებებისათვის.

2.2. ნიმუშების პრეპარირების მეთოდები ელექტრონომიკროსკოპული და მეტალოგრაფული კვლევებისათვის

ნამზადებს ემ კვლევებისათვის წარმოდგენდნენ დისკოები სისქით 0,2-0,5 მმ, რომლებიც მოჭრილი იყო 4 მმ დიამეტრის წნელებიდან. დისკოები განიცდიდნენ შემდგომ მექანიკურ ხეხვას 0,1-0,2 მმ-მდე. ნიმუშების შემდგომი გათხელება ელექტრონული კონის განჭოლის სისქემდე ($\sim 10^3 \text{ \AA}$) ხდებოდა ანოდური გახსნის მეთოდით მრავალკომპონენტიან ელექტროლიტში გაყინული ძმარისებური და ორთოფოსფორული მჟავების ბაზაზე [96].

აღნიშნულ ელექტროლიტებში ელექტროპოლირების რეჟიმი შეესაბამება დენის დაბალ სიმკვრივეს, რომელიც ქმნის ნიმუშის მასალის მეტწილ გახსნას პინცეტში ხერელის კიდებთან. რაც წარმოქმნის პერფორაციებს ნიმუშის კიდებთან, რომელიც ხშირ შემთხვევებში გამოუყენებელს ხდის მას ელექტრონულ მიკროსკოპში კვლევებისათვის.

ამის თავიდან ასაცილებლად, ნიმუშის ცენტრში თხელ კიდებიანი ჩქარი ელექტრონებისათვის განჭოლვადი ნახვრეტის მისაღებად ელექტროპოლირებას ვაწარმოებდით 3 სხვადასხვა დიამეტრის ნახვრეტის მქონე პინცეტში (ნახ.2.2.1,ბ) შემდეგი თანმიმდევრობით: ცენტრის მოსანიშნად - მცირესიანი პოლირება 1,5მმ დიამეტრის ნახვრეტის მქონე პინცეტში. ამის შემდეგ, ნიმუში ირეცხება და გადაიტანება 2,5მმ დიამეტრის ნახვრეტის მქონე პინცეტში, სადაც პოლირება მიმდინარეობს დროის უფრო მეტ ინტერვალში. პერფორაციის მისაღებად საბოლოო პოლირება ხდება მესამე 3,5მმ დიამეტრის ნახვრეტის მქონე პინცეტში. ყოველ პინცეტში, პოლირების დრო, შეირჩევა ემპირიულად და ძირითადად დამოკიდებულია ნიმუშის საწყის სისქეზე და პოლირების რეჟიმზე.

ნიმუშის ასეთი თანმიმდევრობით მომზადებისას ხშირ შემთხვევაში, ნახვრეტი ხდება დისკოს ცენტრში ან მის სიახლოვეში. სამ პინცეტში პოლირებული ნიმუშის კვეთის სქემა (ნახ.2.2.1) კარგად წარმოაჩენს პოლირების პროცესის თანმიმდევრობას. როგორც სქემიდან ჩანს, ნიმუშის ცენტრალურ ნაწილში, უნდა წარმოიქმნას თითქმის ერთგვაროვანი სისქის საკმარისად დიდი ზომის ფართი განჭოლვადი ჩქარი ელექტრონებისათვის. ელექტროპოლირება უნდა შეწყდეს მაშინვე, როდესაც წარმოიქმნება პერფორაციული ხერელი, რადგანაც თხელი ფართის სწრაფი გახსნის შედეგად წარმოიქმნება ხერელი სქელი კიდევით და ნიმუშები ხდება უვარგისი ელექტრონომიკროსკოპიული კვლევისათვის.

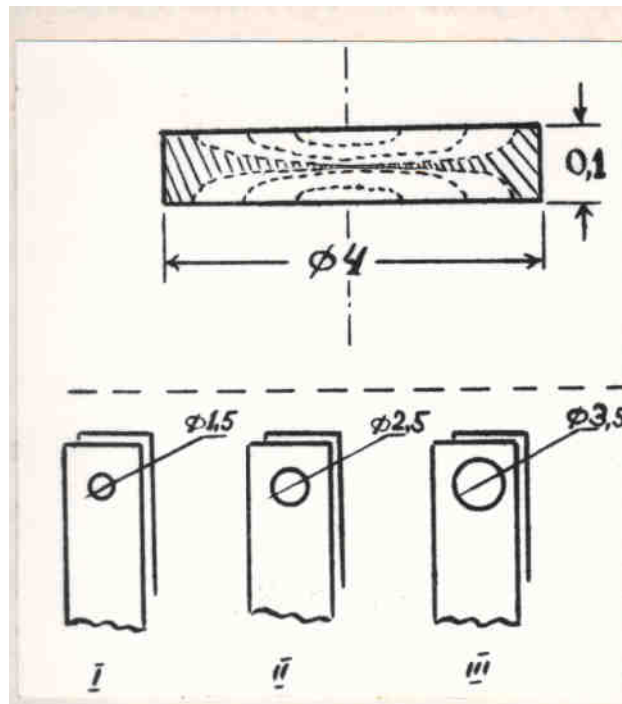
ნიმუშის მომზადების ზემოაღნიშნული მეთოდის უპირატესობა მდგომარეობს არა მარტო იმ ადგილების მიღებაში, რომლებზეც შესაძლებელია ელექტრონების განჭოლვა ($\sim 1000\text{\AA}$) ნიმუშის ცენტრში, არამედ იმაშიც, რომ ასეთი მეთოდით მიღებულ ობიექტებს გააჩნიათ

მაღალი მექანიკური მდგრადობა ღუნვისა და ფოლგის სიბრტყის არაკონტროლირებადი ცვალებადობის მიმართ ნიმუშის ელექტრონული მიკროსკოპის დამჭერში ჩამაგრებისას. ფოლგის სიბრტყის მდგრადობა, შეიძლება უზრუნველყოფილი იქნას “მასიური” რგოლების არსებობით დისკოს თხელი ადგილების გარშემო. ეს თვისება ძალზე მნიშვნელოვანია ტრანსმისიული ელექტრონო-მიკროსკოპიული კვლევებისათვის.

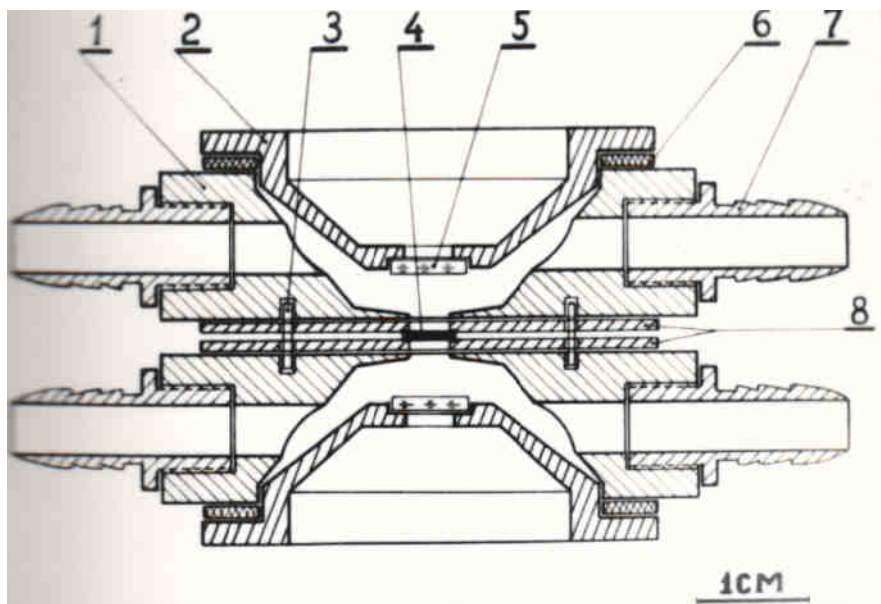
ანოდური გახსნა განსაკუთრებით რთულდება იმ შემთხვევაში, როდესაც შენადნობები იმყოფებიან ორფაზიან მდგომარეობაში. ელექტროლიტის შემადგენლობის ექსპერიმენტული შერჩევისას და ანოდური გახსნის პროცესის ზუსტი ელექტრული პარამეტრებისას, აუცილებელია მუდმივი ვიზუალური კონტროლი ნიმუშის გასაპოლირებელი ზედაპირის მდგომარეობაზე. გარდა ამისა, გამოყენებულ მრავალკომპონენტიან ელექტროლიტებში გოგირდისა და ორთოფოსფორული მჟავების ფუძეზე გახსნის პროცესი მიმდინარეობს დიდი რაოდენობის გაზების გამოყოფით ანოდისპირა მიდამოში, რაც ზრდის ნიმუშის ზედაპირის დამახინჯების ალბათობას პიტინგის შედეგად.

განსაკუთრებული თვისებების გათვალისწინებით შექმნილი იყო ელექტროსაპოლირებელი უჯრედი, რომელიც საშუალებას იძლეოდა განხორციელებულიყო ნიმუშის ორმხრივი პოლირება ელექტროლიტის ნაკადში და ამავედროულად განხორციელებულიყო დაკვირვება ზედაპირის ხარისხზე.

უჯრედი შედგება ორი სიმეტრიული კამერისაგან (I) (სურ.2.2.2,ა), რომლებიც ჰერმეტიკულად დაკავშირებულია ნიმუშის ტყვიის ანოდ-დამჭერის საშუალებით (8) (სურ. 2.2.2, ა,ბ). ხერელები ანოდის ფირფიტებს შორის დიამეტრით 3,5 მმ ემსახურება ნიმუშის (4) საპოლირებელი ზედაპირების უჯრედის ორივე კამერით კონტაქტისათვის. უჟანგავი ფოლადისაგან დამზადებულ კონუსის ფორმის კათოდებში (2) ჩამონტაჟებულია მინის ფანჯრები (5) ნიმუშის გასანათებლად და მისი ზედაპირის დაკვირვებისათვის. რეზინის სამაგრი რგოლები (6) ჰერმეტიკულად ხურავენ უჯრედს კათოდის მხრიდან. ფიქსატორები (3) საშუალებას იძლევიან უცვლელად დატოვონ



სურ. 2.2.1. ნიმუშის კვეთის სქემა (ა), სამი სხვადასხვა დიამეტრის მქონე პინცეტი (ბ).



სურ. 2.2.2. აწყობილი ელექტროსაპოლირებელი უჯრედის განივი კვეთის სქემა

უჯრედის კამერების ურთიერთმდებარეობა. მომჭერი მოწყობილობა (1) საჭიროა უჯრედის კვანძების შესაკავშირებლად და ჰორიზონტალური მიკროსკოპის შტატივზე დასამაგრებლად.

უჯრედის კამერები და ნიმუში განლაგებულია ვერტიკალურად, რაც უზრუნველყოფს ნიმუშის ორივე ზედაპირის პოლირებისათვის ერთგვაროვან პირობებს ელექტროლიტის ნაკადის მიმართ.

ელექტროლიტის ცირკულაციის სისტემასთან უჯრედი დამაგრებულია შემყვანების საშუალებით (7).

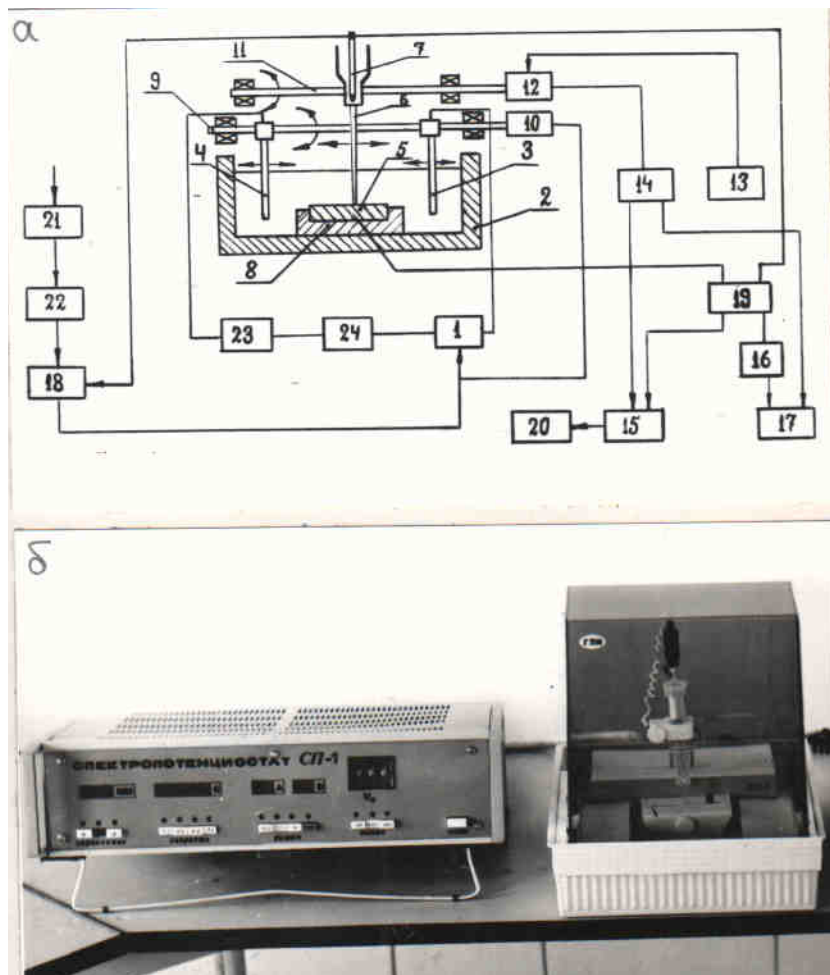
პერფორაციის წარმოქმნაზე შეიძლება ვიმსჯელოთ კამერის ფანჯარაში სინათლის გამოჩენით. ელექტროლიტის მიწოდების სიჩქარის რეგულირება იძლევა საშუალებას შეიქმნას ნაკადი, საკმარისად ლამინარული იმისათვის, რომ არ მოხდეს ბლანტი ანოდისპირა ზედაპირული ფენის რღვევა, რომელიც აუცილებელია საპოლირებო ანოდური გახსნისათვის. ელექტროლიტი მიეწოდება კამერაში ქვევიდან იმისათვის, რომ ხელი შეუშალოს შედარებით უფრო მკვერივი, ბლანტი ანოდისპირა ფენის ჩამოღვრას ნიმუშის ვერტიკალური ზედაპირებიდან, რამაც შეიძლება გამოიწვიოს ანოდის ამოჭმის მოვლენა.

ჰეტეროგაზური სისტემების მეტალოგრაფიული კვლევებისას იმისათვის, რომ გამოვლენილი იყოს ერთი ფაზა, ან ფაზების ჯგუფი, აუცილებელია გაიხსნას მეტწილად დანარჩენი. ამასთანავე, მნიშვნელოვან როლს თამაშობს ყოველი ფაზის ელექტროქიმიური პარამეტრების ცოდნა და განსაკუთრებით პოლარიზაციული მრუდები, რომლებიც აკავშირებს დაშლის ინტენსიობას თანდართულ პოტენციალთან, რადგანაც ყოველ ფაზას შეესაბამება კუთრი პოლარიზაციის საკუთარი მრუდი. თუ ელექტროლიტში მოვათავსებთ სხვადასხვა ფაზებისა და ჩანარებიან მეტალური მატრიცის ნარევს, და მოვდებთ პოტენციალს, ყოველი ფაზა გაიხსნება პოლარიზაციის საკუთარი მრუდით განსაზღვრული სიჩქარით. შესაბამისად, შეიძლება შერჩეული იქნას პოტენციალის ისეთი მნიშვნელობა, რომლის დროსაც მატრიცის დაშლის სიჩქარეებისა და გამოყოფის თანაფარდობა იქნება მაქსიმალური. არსებული ხერხებით ფაზის გამოვლენის აღნიშნული პრინციპის განხორციელება, ანდა მიდამოების გამდიდრება

შენადნობის სხვა კომპონენტებით, შრომატევადი ამოცანაა, რომელიც ითხოვს მრავალი რაოდენობის ნიმუშის დახარჯვას, ელექტროლიტს და ექსპერიმენტისთვის დროს. ამასთან დაკავშირებით, გაჩნდა აუცილებლობა შექმნილიყო მოწყობილობა, რომელიც მოგვცემდა საშუალებას ერთი და იგივე ნიმუშის ზედაპირზე ერთდროულად მივიღოთ სხვადასხვა პოტენციალისას ამოჭმული არეების სპექტრი, რომელიც შეესაბამება სხვადასხვა ელექტროქიმიურ პროცესებს [97].

სურ.2.2.3-ზე წარმოდგენილია შემუშავებული მოწყობილობის ფუნქციონალური სქემა და მის საფუძველზე შექმნილი ხელსაწყო - “სპექტროპოტენციოსტატის” საერთო ხედი. მოწყობილობა (სურ.2.2.3,ა) შედგება ძაბვის სტაბილიზატორისაგან 1 – ელექტრულად შეკრული მუდმივი დენის წყაროსაგან, ელექტრული უჯრედისაგან 2 ორი პოლარიზებული ელექტროდისაგან 3 და 4 და მუშა ელექტროდით – ნიმუშით 5 და კაპილარის - ზონდის პოტენციალის საზომი მოწყობილობით 6 შედარების ელექტროდით 7. მუშა ელექტროდ - ნიმუში 5 დამზადებულია მეტალოგრაფიული შლიფის სახით (საკვლევი ზედაპირის) ელექტრული გამოსასვლელით პოტენციალის გასაზომად ზომით 50X40X2 მმ, რომელიც ჩაბრუნებულია იზოლატორში 8 იმისათვის, რომ საკვლევი ზედაპირი განთავსებული იყოს 3 და 4 ელექტროდებს შორის შექმნილი ელექტრული ველის ძალოვანი წირების პარალელურად. მაპოლარიზებელი ელექტროდები დასმულია ღერძზე 9, რომელიც აღჭურვილია ელექტრომოტორით 10 მიკრომეტრული ხრახნით მათ გადასადგილებლად პოტენციალის სპექტრის გაწელების ან შევიწროების მიზნით. ზონდ-კაპილარი 6 შედარების ელექტროდით 7 დასმულია ღერძზე 11, რომელიც აღჭურვილია ელექტრომოტორით 12 მიკრომეტრული ხრახნით მის გადასადგილებლად მუშა ელექტროდ-ნიმუშის საკვლევი ზედაპირის გასწვრივ.

მოწყობილობა აღჭურვილია მართვის ბლოკით, რომელიც შედგება გადაადგილების იმპულსის გენერატორით 13, რომელიც დაკავშირებულია ზონდ-კაპილარის 6 გადასადგილებელ ელექტრომოტორთან 12, ზონდ-კაპილარის მდგომარეობის ფოტოელექტრონული გარდამქმნელით 14, რომელიც დაკავშირებულია ტრანსკრიპტორთან 15 ციფრული და ციფროანალოგური



სურ. 2.2.3. ელექტროლიტში მეტალების კოროზიული თვისებების განსაზღვრის მოწყობილობის ფუნქციონალური სქემა(ა) და “სპექტროპოტენციოსტატის” საერთო ხედი (ბ).

გარდამქმნელისათვის 16 პრინტერით 17, აგრეთვე ხელსაწყოთაგან 18 ძაბვის შესადარებლად მუშა ელექტროდის 5 კიდებთან მოდებული ძაბვით, რომელიც დაკავშირებულია კვების წყაროსთან 1, ძაბვის სტაბილიზატორისაგან და მაპოლარიზებელი ელექტროდების გადასადგილებელი ელექტრომოტორით 10. მართვის ბლოკი აგრეთვე შედგება ციფრული ვოლტმეტრის 19 სახის ინფორმაციის მოსახსნელი ხელსაწყოთაგან, რომლის შესასვლელი შეერთებულია შედარების ელექტროდთან და მუშა ელექტროდ-ნიმუშთან, ხოლო გასასვლელი ტრანსკრიპტორის 15 გავლით ციფრულ მოწყობილობასთან 20 და ციფროანალოგურ გარდამქმნელთან 16 პოტენციალის მნიშვნელობის გამოსაყვანად პრინტერზე 17. მართვის ბლოკში შედის ასევე მრავალპოზიციური გადამრთველები 21, რომლებიც ჩართულია პროცესორში 22. გარდა ამისა, გამზომი 23 და დენის შემზღუდველი 24.

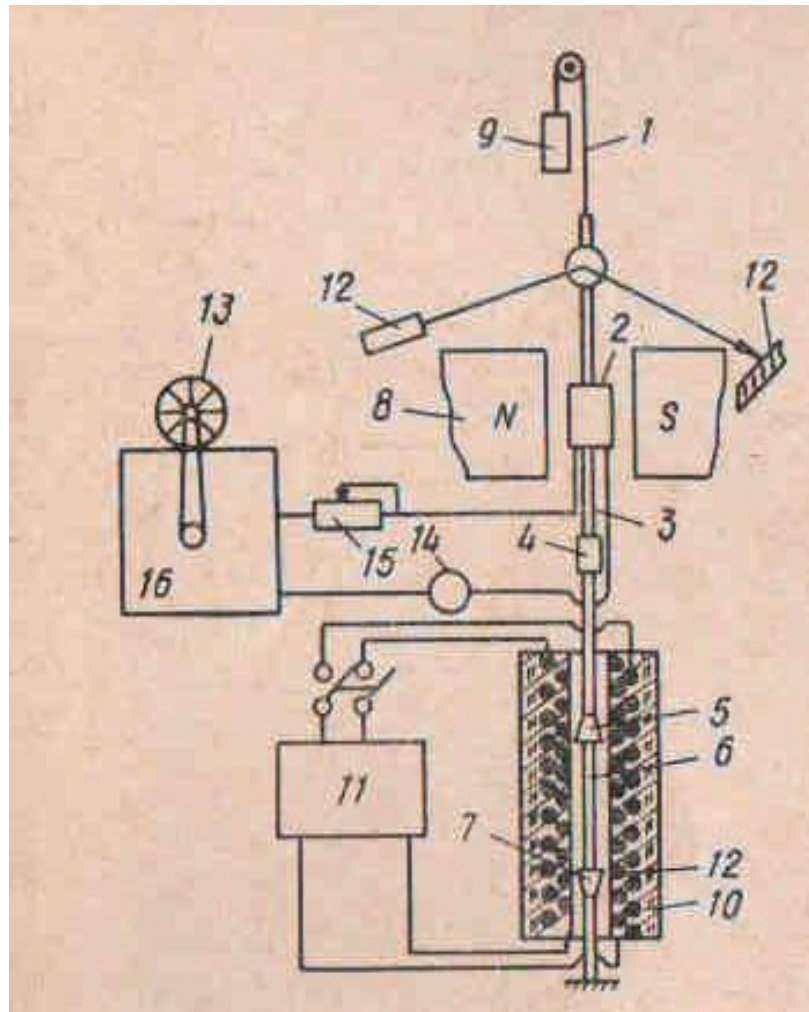
პოტენციალების გაზომვა ნიმუშის ზედაპირზე ხორციელდება ზონდ-კაპილარით შედარების ელექტროდით, რომელიც გადაადგილდება ელექტრომოტორის საშუალებით ნიმუშის ზედაპირის გასწვრივ მართვის ბლოკის გენერატორიდან მოწოდებული იმპულსით. ზონდ-კაპილარის მდგომარეობა რეგისტრირდება ფოტოელექტრონული გარდამქმნელის საშუალებით, რომელშიც მიკრომეტრული ხრახნის ბრუნვათა რაოდენობა გარდაიქმნება იმპულსებად, რომელთა რაოდენობა იძლევა ინფორმაციას ზონდის გადაადგილების შესახებ (10 ბრუნვს შეესაბამება 1 მმ გადაადგილება). ნიმუშის მთელი სიგრძის გავლისას გაზომვა წედება, ზონდ-კაპილარი დგება საწყის მდგომარეობაში. შესაძლებელია როგორც ავტომატურ, ისე ხელით მართვის რეჟიმში. მართვის ბლოკში შეიყვანება მოწამვლის რეჟიმის საწყისი მონაცემები: სპექტრის პოტენციალების ინტერვალი $+ \varphi + - \varphi$ მვ, კაპილარის ბიჯი, მოწამვლის დრო. მოწყობილობა ავტომატურ რეჟიმში ამოჭამს მუშა ელექტროდ-ნიმუშის ზედაპირს განსაზღვრულ ინტერვალში, რის შემდეგაც ნიმუშს ვიდებთ, ვრეცხავთ და ნიმუშის ზედაპირი, რომელიც ამოჭმულია პოტენციალის სხვადასხვა მნიშვნელობაზე, მზადაა მეტალოგრაფული ან რასტრული ელექტრონული მიკროსკოპით კვლევისათვის.

2.3. შინაგანი ხახუნის გაზომვისას გამოყენებული დანადგარი

მიუხედავად იმისა, რომ მიღევის მრავალი მექანიზმისათვის არ არსებობს დასრულებული თეორია, შინაგანი ხახუნის კვლევების შედეგები მნიშვნელოვნად გააფართოვებენ ჩვენს წარმოდგენებს იმ პროცესების შედეგებზე, რომლებიც დაკავშირებული არიან მიღევის ამ მექანიზმებზე. ფაზური გარდაქმნები მიმდინარეობს ნიმუშის რხევის სიხშირის დიდ დიაპაზონში დაწყებული რამოდენიმე მეათედი ჰერციდან დამთავრებული ასობით მეგაჰერცამდე. შინაგანი ხახუნის მეთოდით გადაჭრილი ამოცანების ფართო წრეს, განსაზღვრავს გამოყენებული საზომი ხელსაწყოების მრავალფეროვნება.

პრაქტიკაში გამოყენებული ტემპერატურაზე დამოკიდებული, დაბალ სიხშირული, შინაგანი ხახუნისა და ძერის მოდულის საზომი დანადგარები [98], რომელთა რელაქსომეტრის აგებულება დაფუძნებულია გრეხით ქანქარაზე [99], ვერ უზრუნველყოფს სისტემის საკმარის სტაბილურობას რადიალურ ვიბრაციასთან დამოკიდებულებაში, რადგანაც მასში საპირწონედ გამოყენებულია საკიდარი ძაფი და ჩამხშობი მოწყობილობა (ნახ.2.3.1).

ამ პრობლემის გადასაჭრელად ჩვენს ცენტრში შეიქმნა ახალი ტიპის ავტომატიზირებული რელაქსომეტრი [100], რომლის გრეხით ქანქარაში გამოყენებულია საათის მექანიზმის ტიპის ქანქარა (ნახ.2.3.2.). დანადგარის სიხშირის დიაპაზონია 10^{-2} - 10^2 ჰც, გაზომვის ტემპერატურული დიაპაზონი -190°C -დან $+900^{\circ}\text{C}$ -მდე, რაც შესაძლებელია დაფიქსირდეს გარკვეული დროის განმავლობაში და გახურება-გაცივების სიჩქარე მართული იყოს პროგრამულად. სისტემას აგრეთვე გააჩნია ნული მდგომარეობის აყოლის ან დაფიქსირების, “ტვისტ ეფექტის” კომპენსირების უნარი.

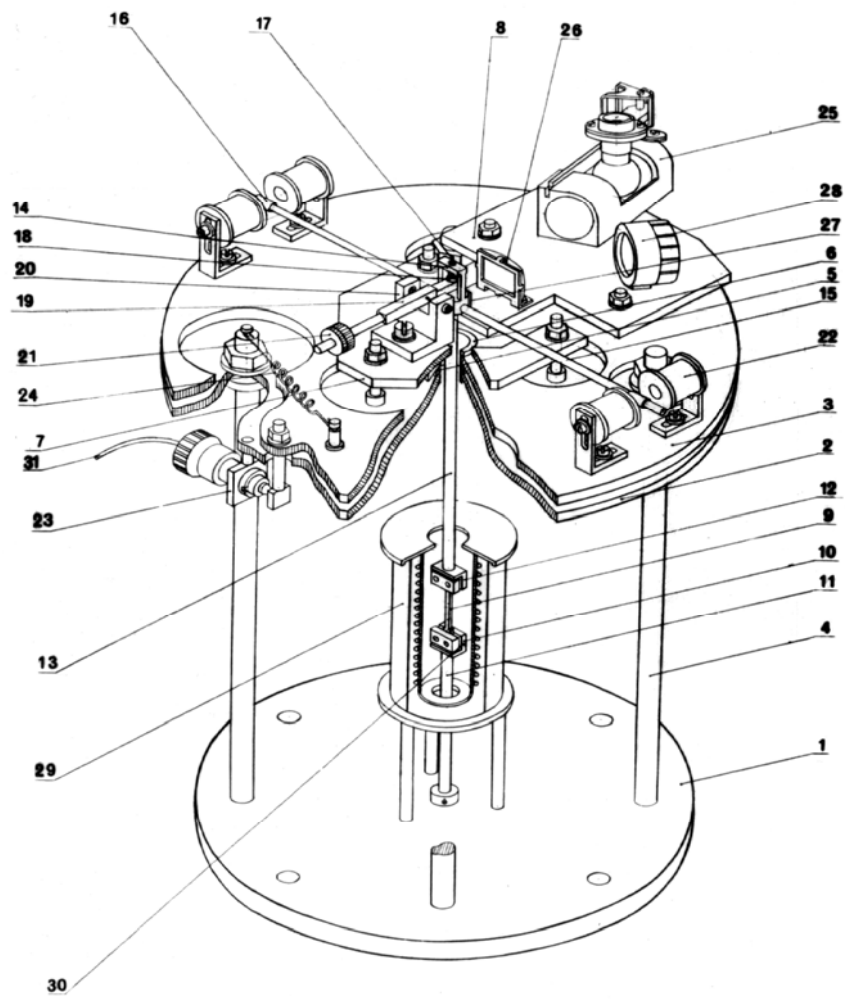


ნახ.2.3.1. პრაქტიკაში გამოყენებული ტემპერატურაზე დამოკიდებული, დაბალ სიხშირული, შინაგანი ხახუნისა Q^{-1} და ძერის მოდულის G საზომი ხელსაწყო სქემა:
 1-კაპრონის ძაფი; 2-ჩარჩო; 3-დერო; 4-გარდამავალი მუფტა; 5,7-ჩამჭერი; 6-ნიმუში; 8-მაგნიტი; 9-ტვირთი; 10-ღუმელი; 11-თერმორეგულატორი; 12-ოპტიკური სისტემა; 13-სიხშირის სარეგულირო მოწყობილობა; 14-მიკროამპერმეტრი; 15-რეოსტატი; 16-გენერატორი.

ნახ.2.3.2.-ზე წარმოდგენილია რელაქსომეტრის პრინციპული სქემა: ქვედა უძრავი ფილა 1, ზედა უძრავი ფილა 2, ზედა მოძრავი ფილა 3, ზედა და ქვედა ფილების სამაგრები 4, მოძრავი ფილის მცოცავი მოწყობილობა 5, ზედა ფილის საცობი 6, ინვერსიული ქანქარას დამჭერი 7, ფოტოელექტრული მაჩვენებელი 8, საცდელი ნიმუში 9, ნიმუშის ქვედა უძრავი ჩამჭერი 10, ნიმუშის ქვედა უძრავი ჩამჭერის უძრავი ღერო 11, ნიმუშის ზედა მოძრავი ჩამჭერი 12, ნიმუშის ზედა ჩამჭერის მოძრავი ღერო 13, ჯვრის ფორმის ჩარჩო 14, დამაბალანსებელი ბერკეტები 15, საპირწონე 16, საყრდენი ნემსი 17, საყრდენი სალი ქვა 18, ქვის ჩამჭერი ბერკეტი 19, ბერკეტის სამაგრი 20, კონტრბალანსი 21, რხევის აღმგზნები ელექტრომაგნიტები 22, ზედა მოძრავი ფილის საკორექციო მექანიზმი 23, ზამბარა 24, გამანათებელი 25, ლინზა 26, სარკე 27, დიფერენციალური ფოტორეზისტორი 28, ცილინდრის ფორმის ღუმელი 29, ნახვრეტი 30 თერმოწყვილის მოსათავსებლად, კორექტორი 31.

ნიმუშის 9 ქვედა ბოლო ჩამაგრებულია ნიმუშის ქვედა უძრავი ჩამჭერის 10 საშუალებით, რომელიც თავის მხრივ დამაგრებულია უძრავი ღეროს 11 საშუალებით ქვედა უძრავ ფილაზე 1. ნიმუშის ზედა ბოლო მაგრდება ზედა მოძრავ ჩამჭერში 12. ჩამჭერი 12 ზედა მოძრავი ღეროს 13 საშუალებით დამაგრებულია ჯვრის ფორმის ჩარჩოზე 14. ერთად შერთებული ნიმუშის ზედა მოძრავი ჩამჭერი 12, დამაბალანსებელი ბერკეტები 15 თავისი საპირწონეებით 16 და ჯვრის ფორმის ჩარჩო 14, მასზე დამაგრებული სარკით 27, ქმნიან გრესით ქანქარას, რომელიც ჩამოკიდებულია საყრდენი ნემსის 17 საშუალებით ქვის ჩამჭერ ბერკეტზე 19. ნემსი ეყრდნობა ჩამჭერ ბერკეტზე 19 დამაგრებულ სალ ქვას 18. კონტრბალანსი 21 აკომპენსირებს 12,13,14,15,16,17 და 27 დეტალების წონას და საჭიროების შემთხვევაში ნიმუშზე ქმნის გრძივ დატვირთვას.

ნიმუში მოთავსებულია ცილინდრის ფორმის ღუმელში 29, რომელიც კოაქსიალურადაა განლაგებული ნიმუშის მიმართ. ნიმუშის ტემპერატურა კონტროლირდება თერმოწყვილის საშუალებით, რომელიც მოთავსებულია ნახვრეტში 30. ჩამჭერი ბერკეტი, ჩამოკიდებული



ნახ.2.3.2 რელაქსომეტრის პრინციპული სქემა

ქანქართ, ბერკეტის სამაგრის 20 საშუალებით დამაგრებულია ინვერსიული ქანქარას დამჭერზე 7. ინვერსიული ქანქარას დამჭერი დამაგრებულია ზედა უძრავ ფილაზე 2. ზედა და ქვედა ფილები შეერთებულია ოთხი ცალი სამაგრის 4 საშუალებით.

ზედა მოძრავ ფილაზე 3, რომელიც მცოცავი მოწყობილობისა 5 და ზედა ფილის საცობის 6 საშუალებით შეერთებულია ზედა უძრავ ფილასთან, დამაგრებულია რხევის აღმგზნები ელექტრომაგნიტები 22 და ფოტოელექტრული მაჩვენებელი 8. ფოტოელექტრული მაჩვენებელი 8 შედგება: გამანათებელისაგან 25, დიფერენციალური ფოტორეზისტორისაგან 28 და ლინზისაგან 26.

როგორც გაზომვის დასაწყისში, ასევე ნიმუშის გახურების პროცესში გაზომვისას, ქანქარის ნულ მდგომარეობას ავტომატურად ახორციელებს საკორექციო მექანიზმი 23 და ზამბარა 24, რომელიც დაკავშირებულია დრეკადი გადაცემის საშუალებით ბიჯურ ძრავთან. ავტომატური აყოლის ელექტრონული სისტემის მართვა ხორციელდება პროცესორის საშუალებით.

შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის სიზუსტის დასადგენად ჩატარებული იყო საკონტროლო გაზომვები სხვადასხვა ზომის კვარცის ძაფებზე. როგორც შედეგებიდან გამოჩნდა, $5 \cdot 10^{-6}$ მმ.კვ.სგ. ვაკუუმში, შინაგანი ხახუნის ფონი არ აჭარბებდა $2 \cdot 10^{-6}$. ექსპერიმენტის ყველა პირობასა და მის მსვლელობას პროგრამულად განსაზღვრავდა პროცესორი.

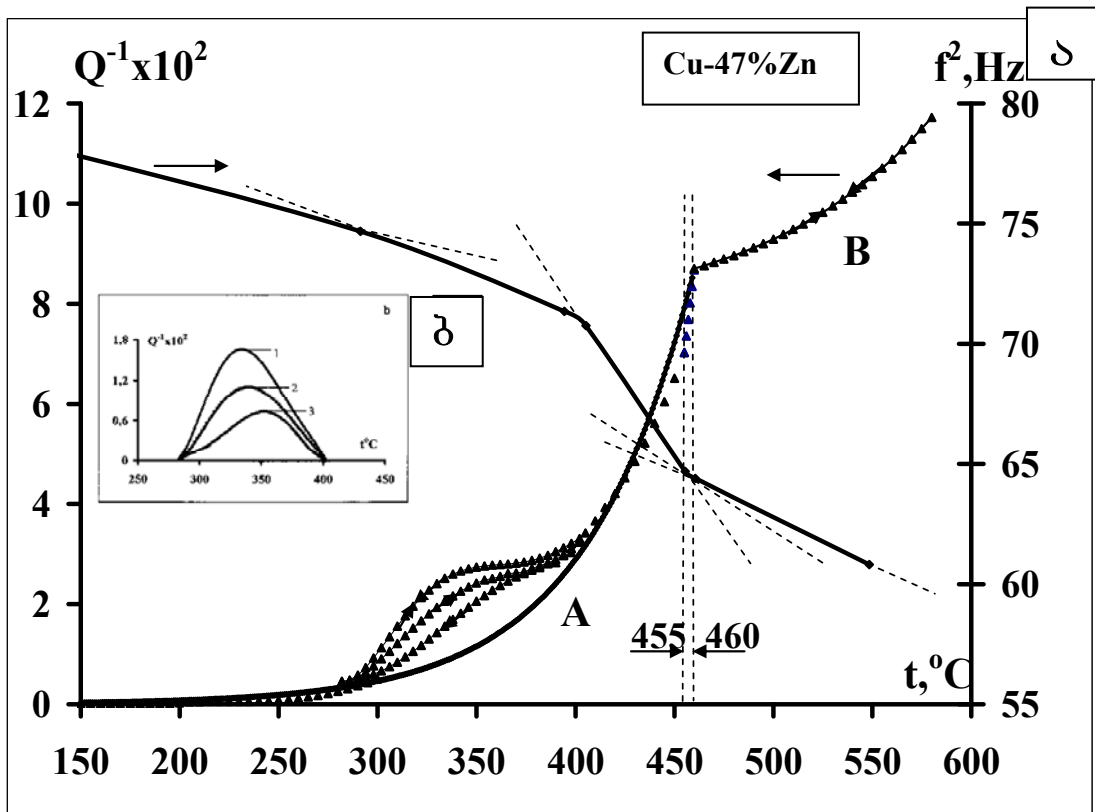
გაზომვის ცდომილების შეფასებისას დადგინდა, რომ ფონზე საერთო ცდომილება შეადგენდა $\sim 1\%$ -ს, ხოლო პიკებზე არ აღემატებოდა $\sim 3\%$ -ს.

3. შედეგები და მათი განსჯა

3.1 Cu-47%Zn შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული ქცევის კვლევა

შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრის ჩაწერას ვახდენდით შემდეგი ექსპერიმენტული პარამეტრების ფარგლებში: ვაკუუმი კამერაში $5 \cdot 10^{-6}$ მმ.ვწ.სვ.; ნიმუშის ფარდობითი დეფორმაცია გრესვითი რხევებისას არ აღემატებოდა $\sim 10^{-6}$; გაზომვა მიმდინარეობდა 5-10 μ კ სიხშირის დიაპაზონში; გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების სიჩქარე ტემპერატურის აღნიშნულ ინტერვალში 20-580°C შეადგენდა 3°C/წთ; აღნიშნული შენადნობის საწყის მდგომარეობად აღებული იყო 810°C-დან სწრაფად ნაწრთობი ნიმუშები. ამ ნიმუშებს გაზომვებისათვის საჭირო სპეციალური ფორმები მიცემული ჰქონდათ თერმოდამუშავებამდე ნაჭელი წნელიდან.

ნახ.3.1.1.-ზე მოყვანილია Cu-47%Zn შენადნობის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის სპექტრის მრუდები გახურება $\leftrightarrow$ გაცივებისას 3°C/წთ სიჩქარით. ექსპერიმენტული მონაცემები $Q^{-1}(T)$ გამოსახულია სამკუთხედი წერტილებით, ხოლო ექსპონენციალური სვლის შინაგანი ხახუნის ფონის თეორიული (გამოთვლილი) მრუდები უწყვეტი მრუდით. ექსპერიმენტალური მრუდი, 810°C-დან სწრაფად ნაწრთობი ნიმუშებისათვის, 580°C ტემპერატურამდე გახურება – გაცივების პირველ ციკლში (ორ ისრიანი მრუდი) აჩენს ორ ანომალიას: ფართო პიკი 280-400°C არეში და 455°C ტემპერატურაზე შინაგანი ხახუნის ფონის ექსპონენციალური სვლის მკვეთრი ავარდნა, რომელიც ემთხვევა $\beta \leftrightarrow \beta'$ გადასვლის ტემპერატურას. მიღებული მრუდების თავისებურებებიდან გამომდინარე, შეიძლება დავადგინოთ, რომ პროცესები, როგორც მოწესრიგების $\beta \rightarrow \beta'$, ასევე განწესრიგების $\beta' \rightarrow \beta$ მიმდინარეობენ პრაქტიკულად ერთიდაიგივე ტემპერატურულ ინტერვალში 4°C-დიაპაზონში 455-459°C - მიდამოში, გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების სიჩქარის სიდიდისგან დამოუკიდებლად. ზუსტად იგივე ტემპერატურულ



ნახ.3.1.1. Cu-47%Zn შენადნობი; ა) $Q^{-1}(t)$ შინაგანი ხახუნისა (სამეუთხედი ნიშნები) და $f^2(t)$ ძვრის მოდულის (უწყვეტი ხაზი) ტემპერატურული დამოკიდებულების ექსპერიმენტული მრუდი; უწყვეტი მრუდებით აღნიშნულია ფონის ექსპონენციალური სვლის გამოთვლილი მნიშვნელობა $\beta \rightarrow \beta'$ გარდაქმნამდე და გარდაქმნის შემდეგ; ბ) შინაგანი ხახუნის პიკები 280°C - 400°C ტემპერატურის მიდამოში ფონის გამოკლებით: 1 (334°C) – პირველი ციკლის შემდეგ გახურება – გაცივება 580°C ტემპერატურამდე 3°C/წთ სიჩქარით; 2 (340°C) – მეორე ციკლისას გახურება 410°C ტემპერატურამდე; 3 (352°C) – იგივე გაცივებისას 410°C ტემპერატურიდან.

ინტერვალში, ვლინდება ძვრის მოდულის ტემპერატურული სვლის მკვეთრი ცვლილება. შინაგანი ხახუნის პიკი $280-400^{\circ}\text{C}$ -ზე ფონის გამოკლებით მოცემულია (ბ) ჩანართში. ჩანს, რომ 580°C –მდე და უკან ოთახის ტემპერატურამდე $3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ სიჩქარით გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების პირველი ციკლისას პიკის მაქსიმუმი მდებარეობს 334°C -ზე (1-მრუდი). შემდგომი გახურებისას 410°C -მდე, იგივე სიჩქარით, პიკის მაქსიმუმი ინაცვლებს 340°C -თან მისი სიმაღლის შემცირებასთან ერთად, ხოლო გაცივებისას 410°C -დან პიკის სიმაღლე კიდევ უფრო მცირდება მისი მდგომარეობის წანაცვლებით 352°C -თან. რამოდენიმე გახურება – გაცივების ციკლის შემდეგ 50°C -დან 410°C -მდე პიკი ქრება და ერწყმის შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური სვლის ფონს (A შტო).

ნიმუშის გახურებისას 460°C -ზე მეტად, ანუ $\beta' \leftrightarrow \beta$ გადასვლის წერტილზე მაღლა, გაცივებისას ხდება შინაგანი ხახუნის პიკის აღდგენა 334°C -ზე მაქსიმუმით. ამავედროულად, 460°C გადასვლისას შინაგანი ხახუნის ფონი იცვლება (განშტოება B) სხვა კოეფიციენტების მქონე სუფთა ექსპონენციალური კანონით, ვიდრე ფონი 460°C –მდე. ექსპერიმენტალური წერტილების გაბნევა გათვლითი ექსპონენტისაგან (A შტოზე) ჩანს 430°C -ზე ზევით. აღსანიშნავია, რომ შინაგანი ხახუნის ფონის ორი ექსპონენტას გადაკვეთის წერტილი არაა დამოკიდებული გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების სიჩქარეზე (A და B შტო), რომელიც ემთხვევა 460°C -ზე $\beta' \leftrightarrow \beta$ გადასვლის ტემპერატურებს, მაშინ როდესაც პიკების მაქსიმუმის მდგომარეობა $280-400^{\circ}\text{C}$ -ზე გახურების სიჩქარის შემცირებით ინაცვლებს დაბალი ტემპერატურების მიდამოში.

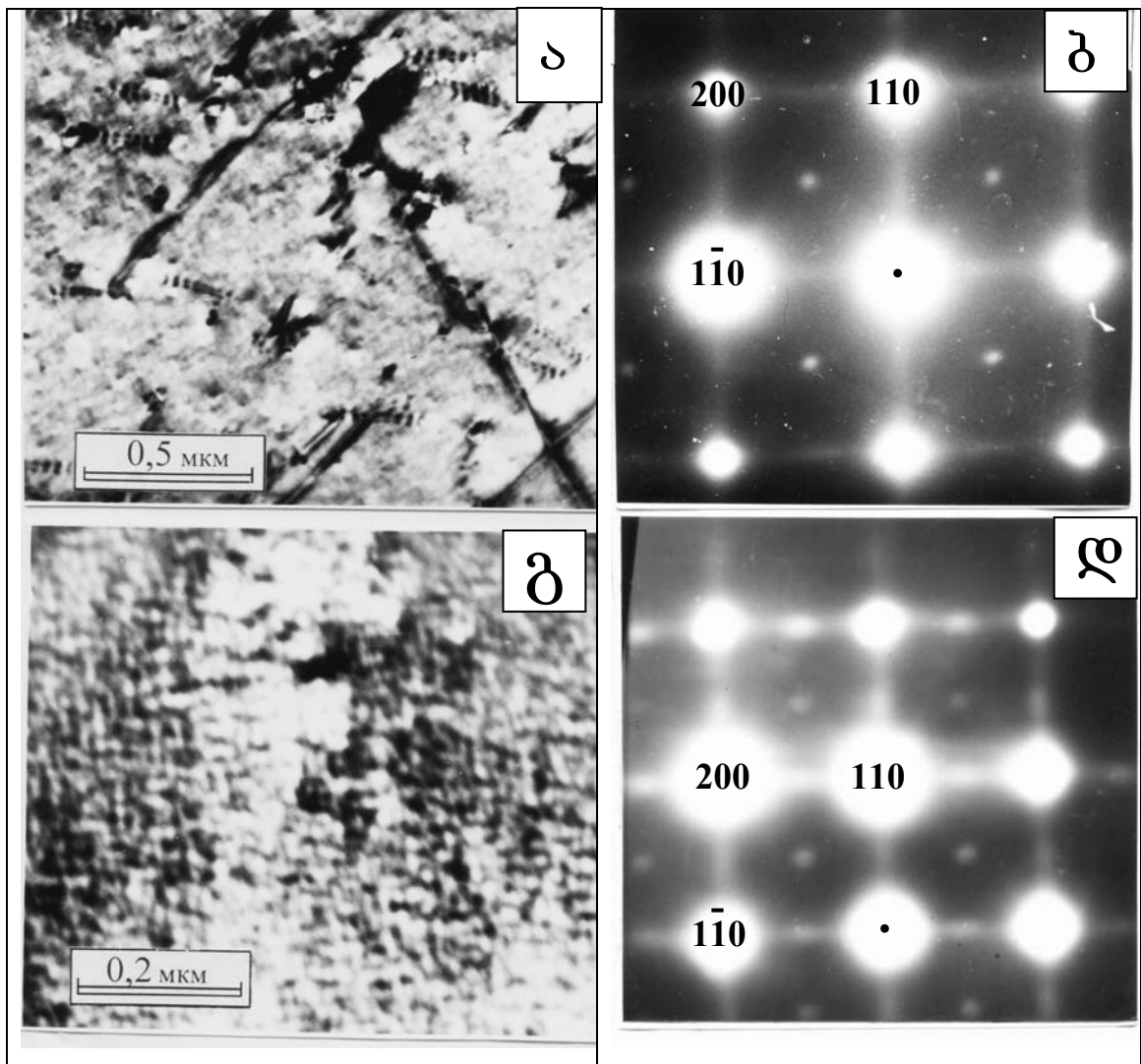
Cu-47%Zn β -შენადნობის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის სპექტრის აღნიშნული თავისებურებების ასახსნელად, ჩატარებული იყო აგრეთვე ტრანსმისიული ელექტრონომიკროსკოპიული და მიკროდიფრაქციული კვლევები.

3.2 Cu-47%Zn შენადნობის β -ფაზის გარდაქმნების ელექტრონომიკროსკოპიული გამოკვლევა

ტრანსმისიული ელექტრონომიკროსკოპიული და მიკროდიფრაქციული კვლევებისათვის პრეპარატები დამზადებული იქნა ნიმუშებისაგან, რომლებიც მიღებული იყო 810°C -ზე წყალში გამოწრობით, $3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ სიჩქარით გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების ციკლის შემდეგ $20-250^{\circ}\text{C}$ -ზე და $20-350^{\circ}\text{C}$ -ზე ინტერვალში. ასევე, გამოკვლეული იყო 430°C -დან და ქვემოთ წყალში გამოწრობილი ნიმუშები, რომლებშიც დაფიქსირებული იყო შინაგანი ხახუნის მრუდის სხვადასხვა წერტილების შესაბამისი სტრუქტურული მდგომარეობები.

სურ.3.2.1,ა,ბ-ზე მოყვანილია ტრანსმისიული ელექტრონომიკროსკოპიული გამოსახულება და შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი. 810°C -ზე გამოწრობილი ნიმუშის გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების ციკლის შემდეგ $3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ სიჩქარით $20-250^{\circ}\text{C}$ -მდე და უკან, ჩანს, რომ ასეთი დამუშავების შემდეგ შენადნობში შენარჩუნებულია მაღალი ხარისხის მოწესრიგება: ჩნდება ორეულოვანი ზედისლოკაციები, შესაბამის დიფრაქციულ სურათზე ჩანს ზესტრუქტურული რეფლექსები $\frac{1}{2}\langle 200 \rangle$ პოზიციებზე, რომლებიც ეკუთვნიან β' -ფაზას, რომელიც მოწესრიგებულია CsCl ტიპით. ამავდროულად, ელექტრონოგრაფიაზე აისახება დიფუზური ჭიმულები $\langle 110 \rangle_{\beta}'$ მიმართულებით, რაც მიუთითებს დაშლის ზონური სტადიის დაწყებაზე.

β' -ფაზის დაშლის პროცესის შემდგომ განვითარებას ადასტურებს სურ.3.2.1.გ.დ.-ზე მოყვანილი ელექტრონო-მიკროსკოპიული გამოსახულება და შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათები მიღებული 350°C -მდე გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების ციკლის შემდეგ. ჩანს, რომ დაშლის პროცესმა მიიღო განვითარება მთელს მოცულობაში (ჰომოგენურად) და დიფრაქციულ სურათზე გამოჩნდა ახალი ზესტრუქტურული რეფლექსები $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle$ პოზიციებზე, რომლებიც ეკუთვნიან ახალ Cu-Zn₃ ზესტრუქტურებს, რომლებიც ფორმირდებოდა თუთიის ატომებით გამდიდრებულ, $\{110\}_{\beta}$ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებზე განშრეების თხელ ზონებში.

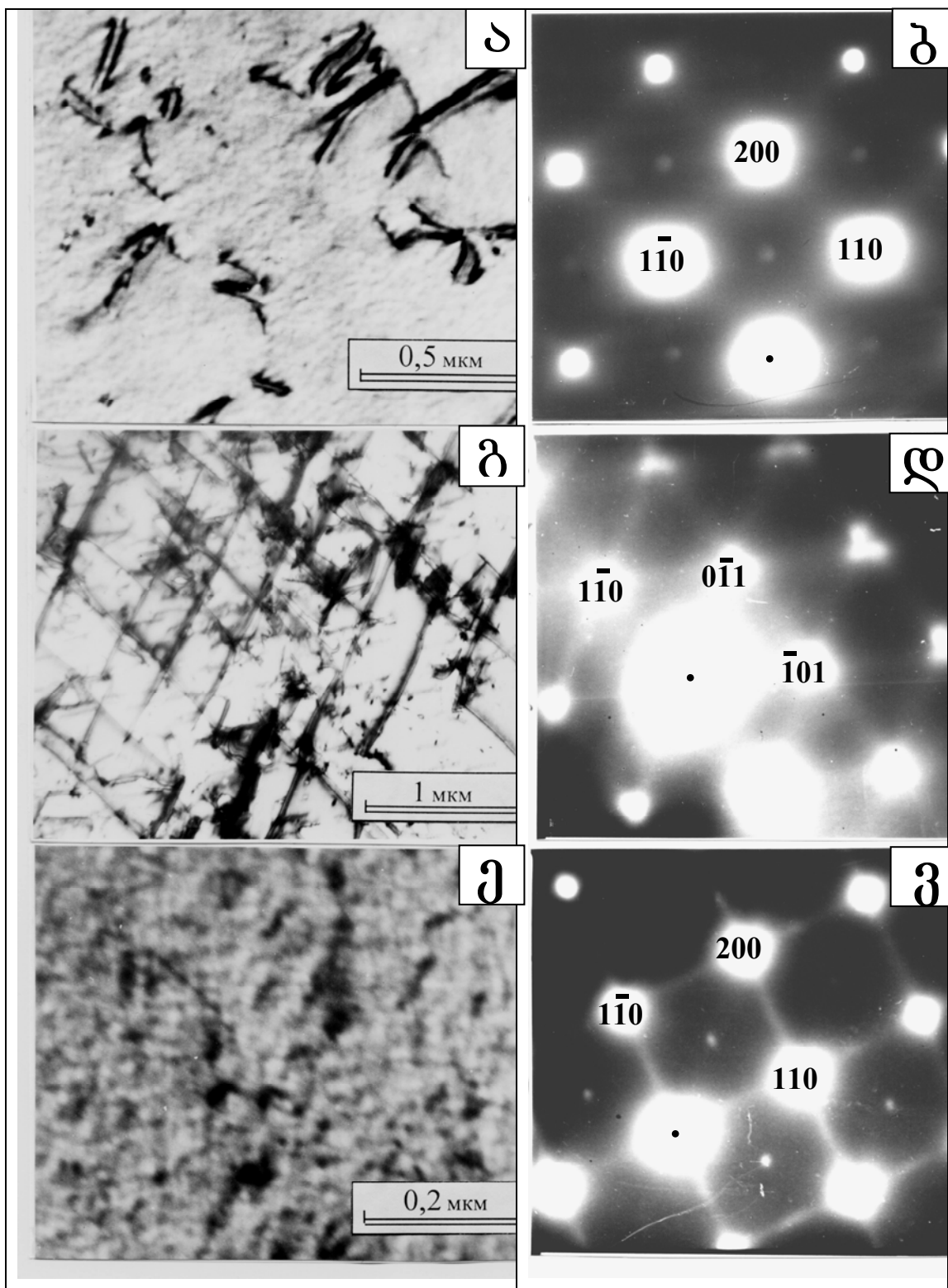


სურ.3.2.1. შენადნობი Cu-47%Zn; ა) β' – ფაზის მარცვლის ტემ გამოსახულება და ბ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[001]_{\beta'}$, (გახურება-გაცივების ციკლი 20-250°C მიდამოში 3°/წთ სიჩქარით)
 გ) β' – ფაზის მარცვლის ტემ გამოსახულება და დ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[001]_{\beta'}$, (გახურება-გაცივების ციკლი 20-350°C მიდამოში 3°/წთ სიჩქარით)

სურ.3.2.2.-ზე მაგალითისთვის მოყვანილია, β' -ფაზის ნიმუშის მარცვლის ელექტრონო-მიკროსკოპიული გამოსახულება და შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათები, რომელიც ნაწრთობი იყო 430°C -დან წყალში. დიფრაქციული სურათი (სურ.3.2.2.ბ) აჩვენებს, რომ 410°C -ზე ზევით გახურებისას მოხდა იმ ზონების განშრევა, რომლებიც მდიდარი იყო თუთიის ატომებით (ახლო ზესტრუქტურით Cu-Zn_3), გაქრა დიფუზური ჭიმულები შებრუნებული მესრის $\langle 110 \rangle_{\beta'}^*$ მიმართულებებით და ზესტრუქტურული რეფლექსები $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle_{\beta'}^*$ პოზიციებზე, სამაგიეროდ გაჩნდა ზესტრუქტურული რეფლექსები $\frac{1}{2}\langle 200 \rangle_{\beta'}^*$ პოზიციებზე, რომლებიც CsCl ტიპის მოწესრიგების β' -ფაზას მიეკუთვნებიან. 455°C -ზე მიღწევისას პრაქტიკულად სწრაფად ხდება განწესრიგება და 460°C -ზე ზევით სტრუქტურა გადადის β -ფაზაში მცკ მესრით სპილენძისა და თუთიის ატომების სტატისტიკური განაწილებით მესრის კვანძებში. $460-600^{\circ}\text{C}$ -ზე გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების ციკლის პროცესში (B შტო სურ.3.1.1) შინაგანი ხახუნის ფონი ემთხვევა გამოთვლით (თეორიულ) მრუდს და მიმდინარეობს სხვა ექსპონენციალური კანონით ვიდრე მრუდი (A). აღნიშნულ მონაკვეთში β -ფაზა მცკ მესრით არ განიცდის არანაირ გარდაქმნებს.

თუ ნიმუშს გავახურებთ 430°C -ზე და შემდეგ გავაცივებთ 350°C -მდე $3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ სიჩქარით და გამოვაწრთობთ წყალში, მასში ფიქსირდება ზონური დაშლის-განშრევების საწყისი სტადია (სურ.3.2.2.გ), თითქმის იმ სტრუქტურული მდგომარეობის შესაბამისი, რომელიც მიიღება 810°C -დან ნაწრთობი ნიმუშის 250°C -მდე $3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ სიჩქარით გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების ციკლისას. (შეადარე სურ.3.2.1.ა.)

იმავე ნიმუშის მიკროდიფრაქციული სურათი $[111]_{\beta'}$ – ელექტრონული კონის გასწვრივ (სურ.3.2.2.დ) გვიჩვენებს, რომ დიფუზური ჭიმულები არსებობენ შებრუნებულ მესერში ექვსივე მიმართულებით $\langle 110 \rangle_{\beta'}^*$ პოზიციებზე. გარდა სამი ჭიმულისა, რომელიც მდებარეობს $(111)_{\beta'}^*$ სიბრტყეში, ელექტრონოგრაფაზე გამოკვეთილად ჩანს კიდევ სამი ჭიმულის კვალი დანარჩენ $\langle 110 \rangle_{\beta'}^*$ ტიპის

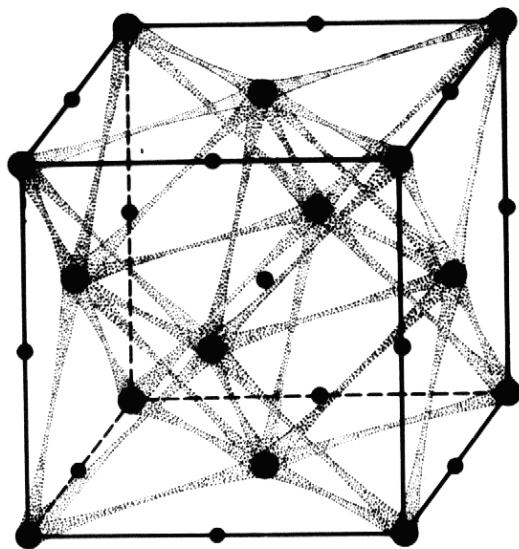


სურ.3.2.2. შენადნობი Cu-47%Zn; ა) ბ' – ფაზის მარცვლის ტემ გამოსახულება და ბ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[001]_{\beta}$, (წყალში გამოწრობილი გახურებისას 430°C -მდე $3^{\circ}/\text{წთ}$ სიჩქარით), გ) იგივე გაცივებისას 430°C -დან 350°C -მდე და დ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[111]_{\beta}$, ე) იგივე გაცივებისას 430°C -დან 250°C -მდე და ვ) ნიმუშის შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი, ზონის ღერძი $[001]_{\beta}$.

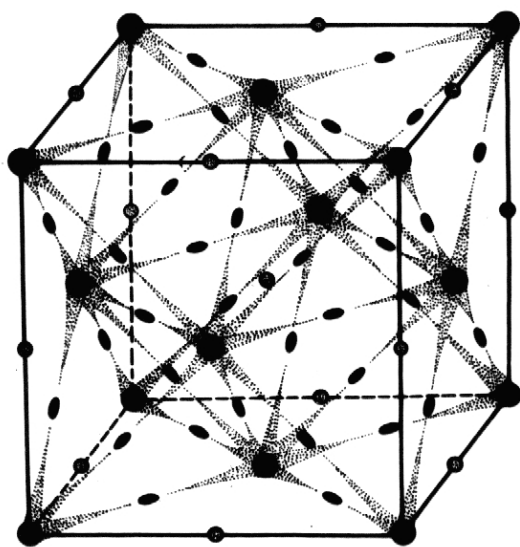
მიმართულებაზე. ეს უკანასკნელები, არსებობენ “სამფოთლიანი“ დიფუზური ლაქის სახით ცენტრალური კვანძიდან საკმაო მანძილზე, შებრუნებული მესერის $(111)^*_{\beta'}$ სიბრტყიდან არეკვლის სფეროს უმნიშვნელო გადახრისა და მისი ერთდროულად სამი დიფუზური ჭიმულის (რომლებიც მიემართებიან $\langle 110 \rangle^*_{\beta'}$ ტიპის სამი დანარჩენი მიმართულებით მატრიცული კვანძიდან ელექტრონოგრაფის სიბრტყესთან კუთხით) გადაკვეთის შედეგად. ასეთი დიფუზური ჭიმულების არსებობა აჩვენებს იმას, რომ 410°C -ზე დაბალ ტემპერატურაზე β' -ფაზის მთელს მოცულობაში იწყება დაშლის ზონური სტადია, რომელიც ვრცელდება $\{110\}_{\beta'}$ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებში და მყარ ნარევეში იქმნება თუთიის ატომებით მდიდარი თხელი ზონები, რომელთა სისქე შეფასებულია დიფუზური ჭიმულების სიგრძით და შეადგენს $\sim 10\text{\AA}$. 410°C -ზე დაბალ ტემპერატურაზე ნიმუშის შემდგომი დაყოვნება წარმოქმნის აღნიშნული ზონების სისქის გაზრდას მათში ერთდროულად ახალი მოწესრიგებული CuZn_3 ფაზის ჩამოყალიბებით. აღნიშნული ილუსტრირებულია ნელა 430°C -დან 250°C -მდე გაცივებული ნიმუშის ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპულ გამოსახულებაზე და შესაბამის მიკროდიფრაქციულ სურათზე (სურ.3.2.2.ე.ე.).

β' -ფაზის შებრუნებული მესერის მოდელი, შექმნილი ექსპერიმენტალურად მიღებული ელექტრონოგრაფით, წარმოდგენილია სურ. 3.2.3-ზე.

შებრუნებული მესერის მოდელი სურ.3.2.3.(ა) შეესაბამება β' -ფაზის კრისტალს ზონური დაშლის სტადიაზე, ხოლო მოდელი სურ.3.2.3.(ბ)-ზე წარმოადგენს β' -ფაზის დაშლის გვიან სტადიას.



(ა)



(ბ)

სურ.3.2.3. β' – ფაზის შებრუნებული მესერი: ა) ზონური დაშლის სტადიაზე;
 ბ) ახალი ზესტრუქტურის CuZn_3 ფორმირების სტადიაზე.

3.3. Cu-40ატ.%Pd შენადნობის მცკ და წცკ ფაზების გარდაქმნები

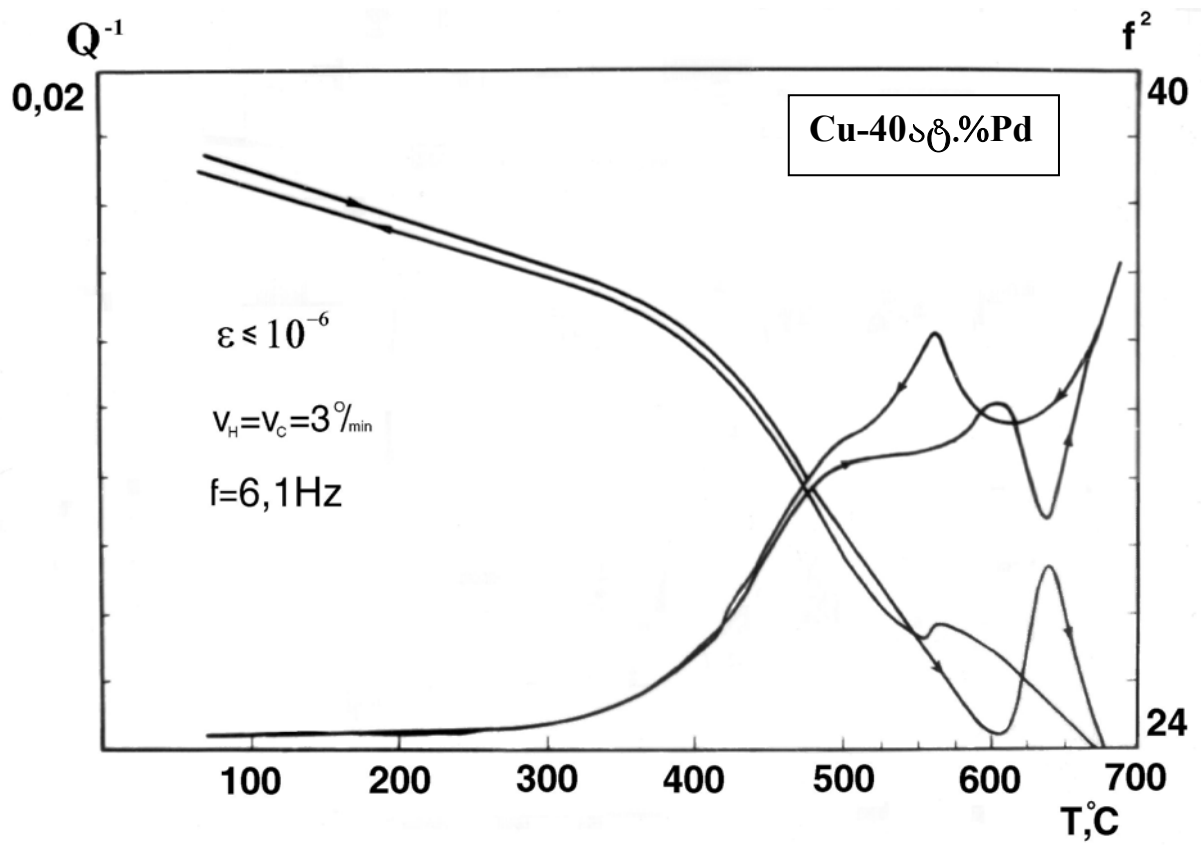
Cu-40ატ.%Pd შენადნობი საინტერესოა ორ შემთხვევაში, შორი და ახლო მოწესრიგების პროცესებისას და თხელი ფენის ფორმაციისას [101], რომელთა მექანიზმები არ არის კომპლექსურად გამოკვლეული.

ამიტომ, შინაგანი ხახუნისა $Q^{-1}(t)$ და ძერის მოდულის $f^2(t)$ ტემპერატურული დამოკიდებულების დახასიათება, იმ ტემპერატურულ ინტერვალში, რომელშიც არსებობს α და β - ფაზები და რომელიც მოიცავს $\alpha \leftrightarrow \beta$ ტრანსფორმაციას, იწვევს პრაქტიკულ ინტერესს.

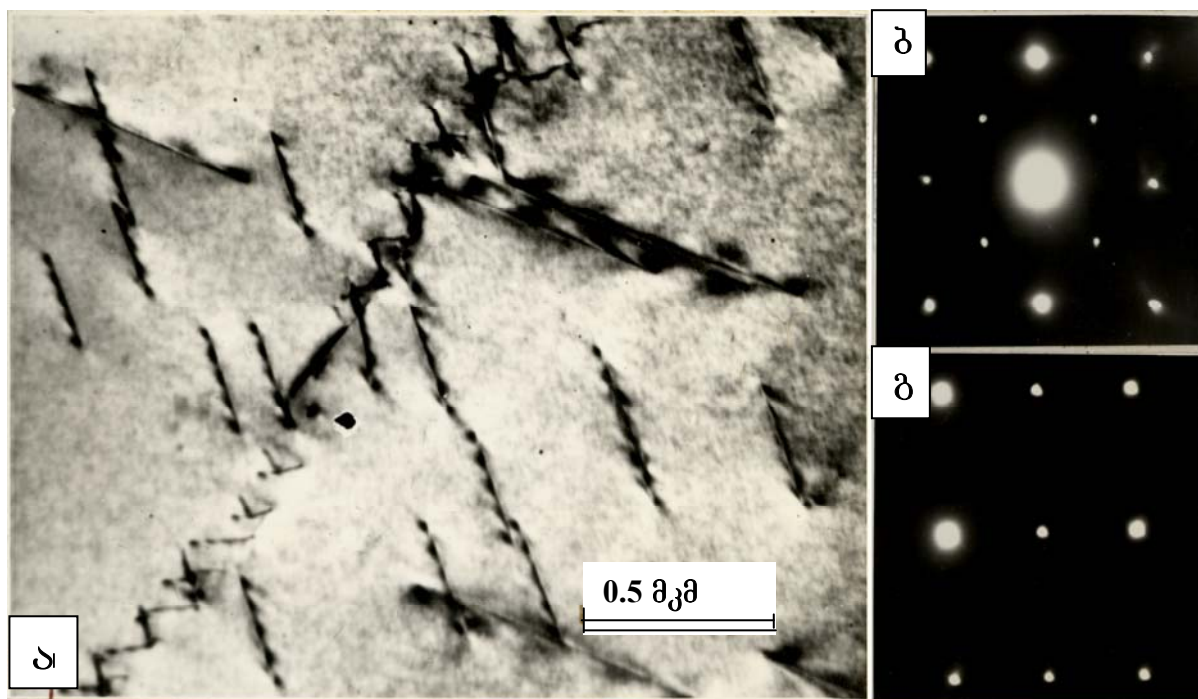
ნახ.3.3.1.-ზე წარმოდგენილია 850°C -ზე ნაწოთობი წცკ სტრუქტურის α - ფაზის Cu-40ატ.%Pd შენადნობის ნიმუშის $Q^{-1}(t)$ და $f^2(t)$ ტემპერატურული დამოკიდებულების მრუდები. 80°C -დან 700°C ტემპერატურის ინტერვალში გახურება $\leftrightarrow$ გაცივების ციკლის სიჩქარით $3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$.

აღნიშნულ სამუშაოში ჩვენს მიერ ჩატარებული იქნა Cu-40ატ.%Pd შენადნობის მცკ და წცკ ფაზების დაშლისა და ატომური მოწესრიგების პროცესების კვლევა ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპიისა და შინაგანი ხახუნის მეთოდებით.

Cu-40ატ.%Pd შენადნობის სტრუქტურა მოწესრიგებულ მდგომარეობაში ხასიათდება დეფექტების განაწილების თავისებურებებით. გარდა დისლოკაციებისა, აღინიშნება ბრტყელი (გამოკვეთილი გაბიტუსით $\{110\}$) წარმონაქმნები (იხ.სურ.3.3.1,ა), რომლებზეც კონტრასტი გვიჩვენებს დრეკადი დაძაბულობების ველების არსებობას ახლომდებარე მოცულობებში. იმ ნიმუშებში, რომლებშიც მიღწეული იყო შორი მოწესრიგების მაქსიმალური მნიშვნელობა, აღნიშნული ტიპის წარმონაქმნები შეიმჩნეოდა იშვიათად და შესაბამის დიფრაქციულ სურათებზე (იხ.სურ.3.3.1.ბ,გ) არ შეიმჩნევა დიფუზური გაბნევის ეფექტები. მათზე დამატებითად დაიმზირებიან $\{100\}$ ტიპის ზესტრუქტურული რეფლექსები, რომლებიც მიუთითებენ იმაზე, რომ შენადნობს აღნიშნულ მდგომარეობაში გააჩნია ცეზიუმ-ქლორის ტიპის სტრუქტურა.



ნახ.3.3.1 Cu-40ატ.%Pd შენადნობის შინაგანი ხახუნისა $Q^{-1}(t)$ და ძვრის მოდულის $f^2(t)$ ტემპერატურული დამოკიდებულება

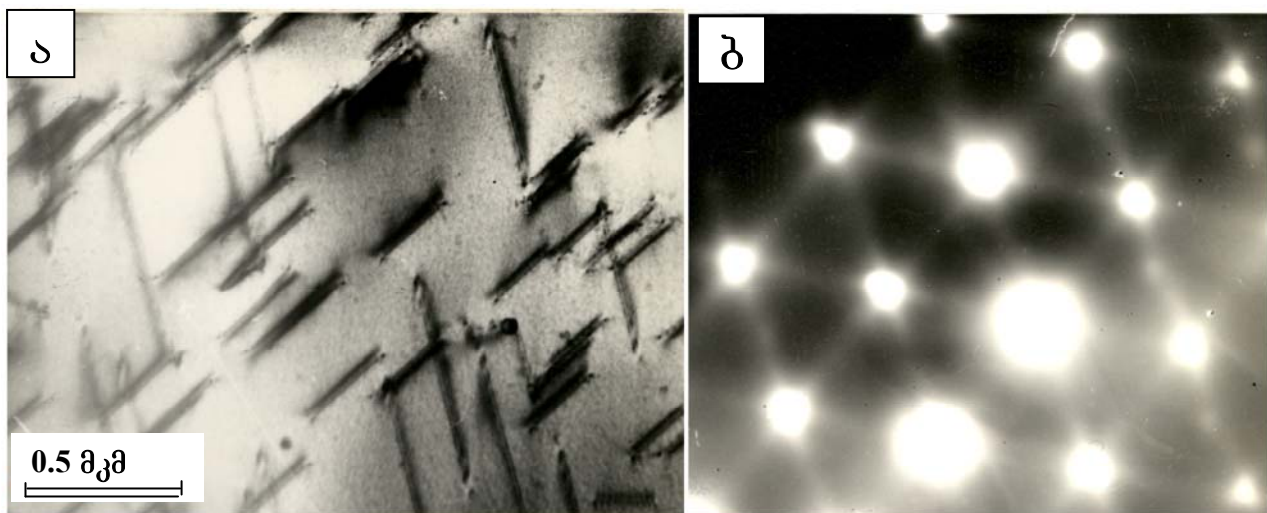


სურ.3.3.1. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი:

- ა) ნიმუშის მოწესრიგებული სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;
- ბ) მოცემული არის მიკროდიფრაქციული სურათი $[001]_{\beta}$ ზონის ღერძით;
- გ) იგივე $[011]_{\beta}$ ზონის ღერძის გამოყვანისას.

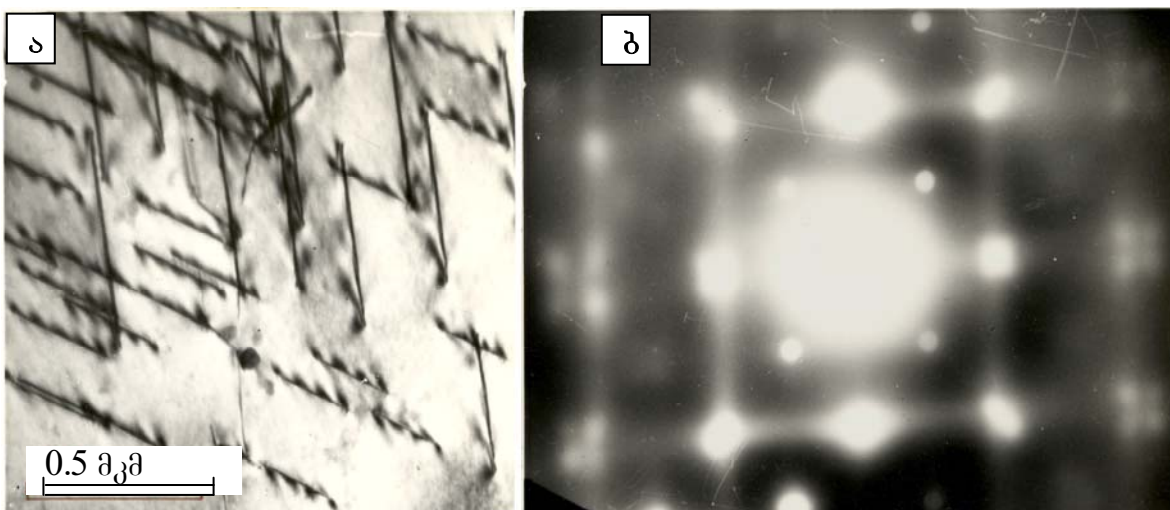
ნაწრობი ნიმუშის ხანგრძლივი მოწვის შედეგად ($454^{\circ}\text{C} - 100\text{სთ}$) Cu-40ატ.%Pd შენადნობის მოწესრიგებულ ფაზებში წარმოიქმნება პალადიუმის ატომების ბრტყელი დაგროვებები, ძალიან თხელი ნანოფირფიტების სახით $\{110\}$ პაბიტუსით, რომლებიც ვლინდებოდა როგორც მაღალი გარჩევის ელექტრონულ მიკროფოტოებზე (სურ.3.3.2,ა), ასევე ელექტრონების დიფუზური გაბნევის შესაბამის ეფექტებზე (სურ.3.3.2,ბ). ასეთი არეების ელექტრონო-მიკროსკოპიული გამოსახულებისა და შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათების შედარება გვარწმუნებს იმაში, რომ $\langle 110 \rangle^*$ მიმართულების დიფუზური ჭიმულები დაკავშირებულია სწორედ ამ ბრტყელ დეფექტებთან. გარდა სამი დიფუზური ჭიმულისა, რომლებიც განლაგებულია $(111)^*$ სიბრტყეში, ელექტრონოგრამაზე (სურ.3.3.2,ბ) გარკვევით იკვეთება კიდევ სამი ჭიმულის არსებობა სამი დანარჩენი $\langle 110 \rangle^*$ ტიპის მიმართულებით. ეს უკანასკნელები არსებობენ “სამფოთლიანი” დიფუზური ლაქის სახით ცენტრალური კვანძიდან საკმაო მანძილზე, შებრუნებული მესერის $(111)^*$ სიბრტყიდან არეკვლის სფეროს უმნიშვნელო გადახრისა და მისი ერთდროულად სამი დიფუზური ჭიმულის (რომლებიც მიემართებიან $\langle 110 \rangle^*$ ტიპის სამი დანარჩენი მიმართულებით მატრიცული კვანძიდან ელექტრონოგრამის სიბრტყესთან კუთხით) გადაკვეთის შედეგად. ამ სამი უკანასკნელი ჭიმულის შესაბამისი ბრტყელი დეფექტები არ ჩანს სურ.3.3.2,ა-ზე მოცემული ორიენტაციისას კონტრასტის არასასურველი პირობების გამო.

ცეზიუმ-ქლორის ტიპის მოწესრიგებით Cu-40ატ.%Pd შენადნობის დიფუზური ჭიმულების არსებობა შებრუნებული მესერის $\langle 110 \rangle^*$ ყველა ექვსივე მიმართულებით ხდება ერთდროულად და გამოწვის უფრო დაბალ ტემპერატურებზედაც. ასე მაგალითად, სურ.3.3.3,ა,ბ-ზე წარმოდგენილია $300^{\circ}\text{C}-25\text{სთ}$ გამომწვარი ნიმუშის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია და შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათი. მიკროდიფრაქციული სურათი (სურ.3.3.3,ბ) მიღებულია ნიმუშის $[001]$ ზონის ღერძით ორიენტაციისას ელექტრონული კონის გასწვრივ. მასზე მკაფიოდ იკვეთება აღნიშნული შენადნობის შებრუნებულ მესერში



სურ.3.3.2. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი, მოწესრიგებული შენადნობის იზოთერმული მოწვა 450°C – 100სთ:

- ა) სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;
- ბ) აღნიშნული არის მიკროდიფრაქცია [111] β' ფონის დერძით.



სურ.3.3.3. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი, მოწესრიგებული შენადნობის მოწვა 300°C – 25სთ:

- ა) სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;
- ბ) აღნიშნული არის მიკროდიფრაქცია, [001] β' ფონის დერძით.

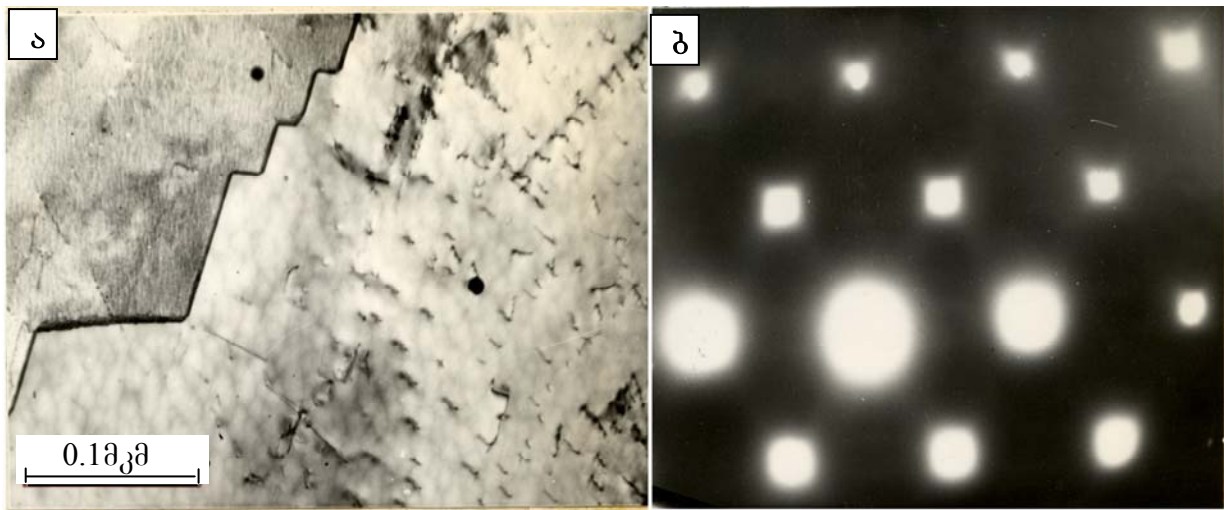
დიფუზური ჭიმულების არსებობა $\langle 110 \rangle^*$ ტიპის ყველა ექვსივე მიმართულებით. ორი ჭიმული $[110]^*$ და $[1\bar{1}0]^*$ უშუალოდ მდებარეობს $(001)^*$ სიბრტყეში, ხოლო დანარჩენი ოთხი ისახება ოთხი დიფუზური წერტილის სახით მატრიცული კვანძის სიახლოვეს, როგორც არეკვლის სფეროს გადაკვეთის შედეგი აღნიშნულ ოთხ ჭიმულთან.

მოწესრიგების გუმბათზე უფრო დაბალ ტემპერატურაზე ხანგრძლივი მოწვის შედეგად მიღებული Cu-40ატ.%Pd შენადნობის ნიმუშების ელექტრონო-მიკროსკოპიულმა კვლევებმა აჩვენა, რომ აღნიშნული ნიმუშის ცეზიუმ-ქლორის ტიპით მოწესრიგებული ფაზა განშრევდება კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებში $\{110\}$ მათში პალადიუმის ატომებით მდიდარი თხელი ზონების წარმოქმნით. ამასთანავე, 100-სთ-იანი გამოწვისას შემჩნეული შესაბამისი დიფუზური ჭიმულები ელექტრონოგრაფიაზე $\langle 110 \rangle^*$ მიმართულებით არ იცვლიდნენ თავის სიგრძეს, რაც ადასტურებს ამ ზონების მაღალ მდგრადობას სპილენძ-თუთიის შენადნობის β' -ფაზაში ანალოგიურ ზონებთან შედარებით.

Cu-40ატ.%Pd შენადნობის წცკ მყარი ხსნარის განწესრიგებული მდგომარეობა ფიქსირდებოდა 900°C ტემპერატურიდან სწრაფი წრობით.

აღნიშნულ მდგომარეობაში, შენადნობს გააჩნია ჩანაცვლების წცკ შენადნობისათვის დამახასიათებელი სტრუქტურა. ელექტრონულ მიკროფოტოგრაფიაზე აღინიშნება გამოწვის ორეულები და მარცვლების ორეულოვანი საზღვრები (იხ. სურ.3.3.4,ა). თუმცა, შესაბამის მიკროდიფრაქციულ სურათებზე, სტრუქტურული რეფლექსების გარშემო, (სურ.3.3.4,ბ) მაინც ჩანს ელექტრონების დიფუზური გაბნევის ეფექტები (ზესტრუქტურული რეფლექსების არარსებობისას).

არახანგრძლივი გამოწვისას (ანუ CsCl ტიპის მოწესრიგებულ მცკ მესრის ფორმირებამდე) $200\text{--}450^\circ\text{C}$ არეში აღნიშნული შენადნობის წცკ მყარი ხსნარი განიცდის ნაზ სტრუქტურულ ცვლილებებს. კერძოდ, ელექტრონული-დიფრაქციული სურათები, რომლებიც მიღებულია აღნიშნული თერმოდამუშავების შედეგად, იდენტური იყო იმათი, რომლებიც მიღებული იყო სპილენძ-თუთიის შენადნობის “პირველადი”



სურ.3.3.4. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი ნაწრობი ნიმუში 900°C –დან:

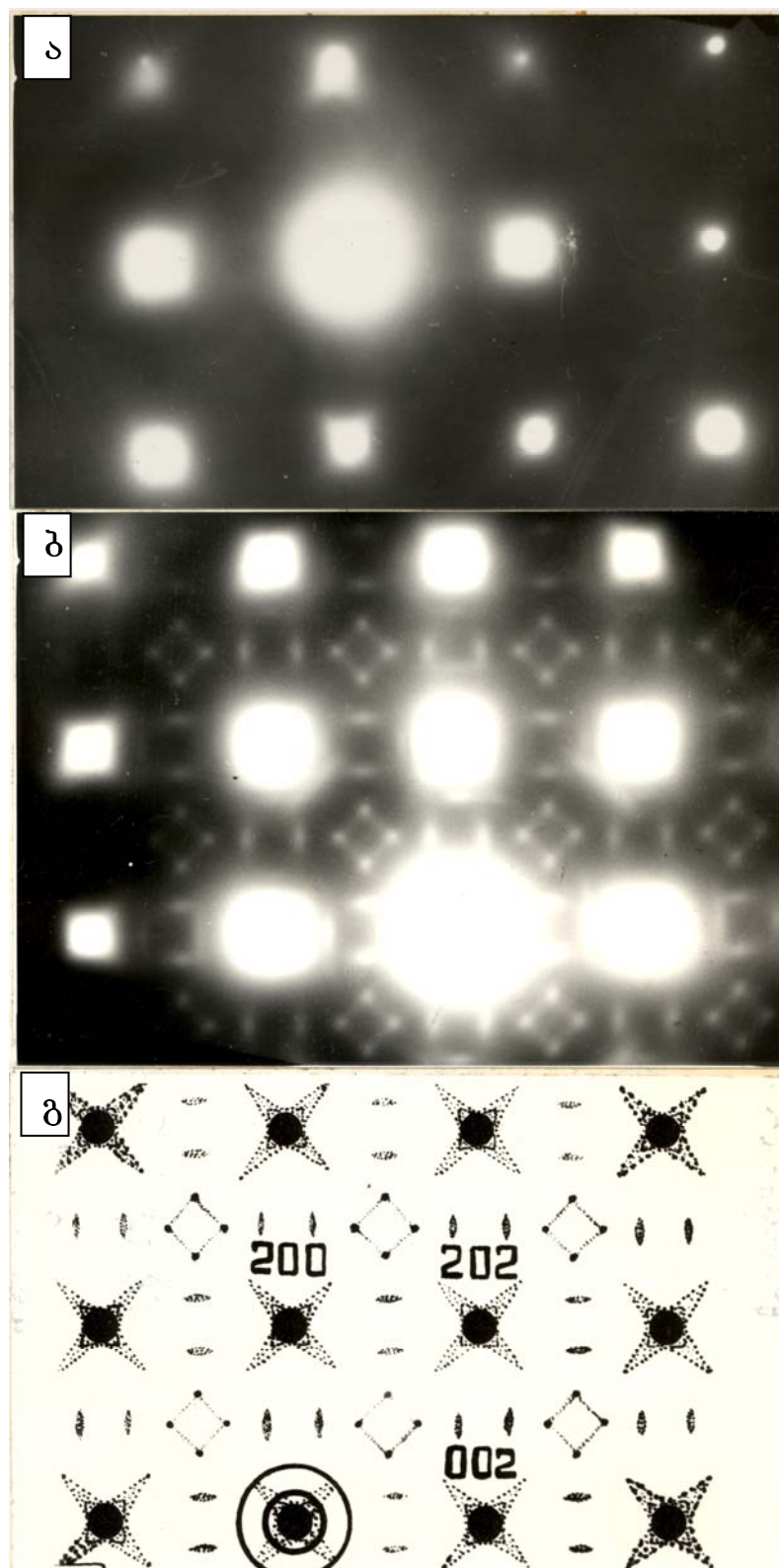
ა) სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;

ბ) აღნიშნული არის მიკროდიფრაქცია, [110]α ზონის ღერძით.

α_n – ფაზიდან, მხოლოდ სპილენძ-პალადიუმის შემთხვევაში მატრიცულ კვანძებზე დიფუზური ეფექტების დამატებაში, წარმოიქმნება ზესტრუქტურული რეფლექსები $\frac{1}{2}(220)^*$ პოზიციებზე – გახლეჩილი ოთხად, და $\frac{1}{2}(200)^*$ პოზიციებზე – გახლეჩილი ორად (სურ.3.3.5,ა,ბ). საინტერესოა აღინიშნოს, რომ წცკ მყარი ხსნარის მატრიცულ კვანძებზე დიფუზური ეფექტები, ჩანდა ჯერკიდევ აღნიშნული ზესტრუქტურული რეფლექსების წარმოქმნამდე და იყო სუსტად გამოვლენილი ელექტრონოგრაფებზე ნიმუშების უშუალოდ 900°C წრთობის შემდეგ (იხ.სურ.3.3.4,ბ და სურ.3.3.5,ა). ეს ეფექტები ძლიერდება ზესტრუქტურული რეფლექსების გამოჩენისთანავე (სურ.3.3.6,ბ) და უფრო დიდი გადიდებისას ელექტრონულ – მიკროსკოპიულ გამოსახულებებზე ჩნდება მყარი ხსნარის განშრევეების კვანძები (იხ.სურ.3.3.6,ა).

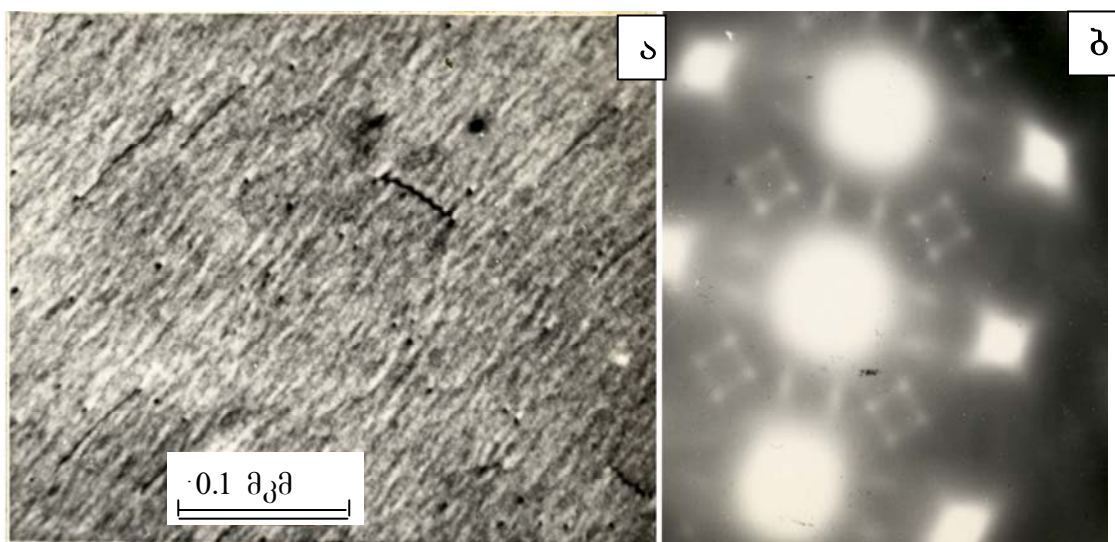
ამგვარად, აღმოჩენილი ელექტრონების დიფუზური გაბნევის ეფექტები $\text{Cu-40ატ.}\% \text{Pd}$ შენადნობის წცკ მყარ ხსნარში დაკავშირებულია უმცირესი ($\sim 20\text{-}50\text{\AA}$) არეების წარმოქმნასთან, რომლებსაც აქვთ შემადგენლობა, განსხვავებული მატრიცის შემადგენლობისგან, რომლებიც, როგორც ჩანს, წარმოიშობა მხოლოდ იმ შემთხვევებში, როდესაც შენადნობში არის საკმაოდ დიდი რაოდენობის ჭარბი ვაკანსიები, რომლებიც მყარი ხსნარის განშრევებას უწყობენ ხელს.

შორი მოწესრიგების მიკროდომენების არსებობის თვალსაზრისით, საინტერესო იყო გახლეჩილი დიფუზური მაქსიმუმების ინტენსიობის დამოკიდებულების გამოკვლევა მოწესრიგების (T_k) ტემპერატურაზე უფრო დაბალი გამოწვის ტემპერატურებზე. ამისათვის, გამოწრთობილი ნიმუშები იწვებოდა $200, 250$ და 300°C ტემპერატურაზე 30 წუთის განმავლობაში. აქვე აუცილებელია აღინიშნოს, რომ დიფრაგირებული ელექტრონების კონების ინტენსიობა განსხვავდება შებრუნებულ სივრცეში ინტენსიობის განაწილების რეალური სურათისგან მრავალი ფაქტორის გამო. იმისათვის, რომ შესაძლებელი ყოფილიყო თერმოდამუშავებასთან დამოკიდებულებაში, არეკვლის ინტენსიობის შედარება, ელექტრონოგრაფების გადაღებები



სურ.3.3.5. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი:

- ა) ნაწრთობი ნიმუშის მიკროდიფრაქციული სურათი $[010]\alpha$ ზონის ღერძით;
- ბ) იგივე ნიმუშის $300^{\circ}\text{C} - 30$ წთ გამოწვის შემდეგ;
- გ) (ბ) ელექტრონოგრაფის გაშიფვრის სქემა.



სურ.3.3.6. Cu-40ატ.%Pd შენადნობი, ნაწრობი ნიმუშის 900°C –დან მოწვა 250°C – 30წთ .

- ა) სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია;
- ბ) აღნიშნული არის მიკროდიფრაქცია, $[001]\alpha$ ზონის ღერძით.

ხორციელდებოდა მაქსიმალურად ერთნაირ პირობებში (ამაჩქარებელი ძაბვა, ლინზების მუშაობის რეჟიმი, კათოდის ვარვარების დენი, ექსპოზიციის დრო და ელექტრონოგრამის გამჟღავნების რეჟიმი).

ასეთი სახის ექსპერიმენტებმა აჩვენა, რომ დიფუზური ზესტრუქტურული გახლეჩილი დიფრაქციული ლაქების ინტენსიობა იზრდება გამოწვის ტემპერატურის ზრდასთან ერთად T_k -მდე. ახლო მოწესრიგების მიკროდომენური კონცეფციის თვალსაზრისით, ეს მიანიშნებს მიკროდომენებში შორი მოწესრიგების პარამეტრების ზრდაზე. რაც ხდება აშკარად დიფუზური გზით, რადგანაც აღნიშნული ზესტრუქტურული რეფლექსების ინტენსიობის გაძლიერება ჩანს ერთ ტემპერატურაზეც, მხოლოდ გამოწვის ხანგრძლიობის გაზრდისას.

3.4. Cu – Si α -მყარი შენადნობების დაშლის კანონზომიერებების აღწერა

ტექნიკურად მნიშვნელოვანი თითბერისა და ბრინჯაოს ნივთიერებების გამოყენება, აგრეთვე მათი გამოყენების სფეროს გაფართოება მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული ფაზური გარდაქმნების მართვის შესაძლებლობაზე და ცოდნაზე იმ შენადნობებში, რომლებიც ძირეულია ამ ნივთიერებებისათვის. ამ შენადნობებს შორის გარკვეულ ინტერესს წარმოადგენს Cu – Si შენადნობი.

Cu-Si შენადნობის ფაზური წონასწორობის დიაგრამიდან გამომდინარე [50], მოუწესრიგებელი წცკ მყარი ჩანაცვლების ხსნარი გაგრძელებულია მეორე კომპონენტის კონცენტრაციის მეტად ვიწრო ინტერვალში. პრეციზიული რენტგენოგრაფიული გაზომვების მონაცემებით, კაჟბადი გაცილებით უფრო დაბალი ხარისხით ზრდის სპილენძის მესრის პარამეტრებს ვიდრე თუთია [102][103][104][105]. ამ მონაცემებისა და აგრეთვე Cu-Si შენადნობის დეფექტების წარმოშობის მიდრეკილების გათვალისწინებით, ისინი წარმოდგენილი არიან როგორც მეთოდურად ხელსაყრელი ობიექტები დეფექტების წარმოქმნის მექანიზმის კვლევებისათვის და მათი როლი როგორც სტრუქტურულ გარდაქმნებში, ასევე ამ შენადნობებში ფიზიკო-მექანიკური თვისებების ცვლილებაში.

მეორეს მხრივ, მხოლოდ იმ მოსაზრების საფუძველზე, რომ Cu-Si შენადნობის მექანიკური თვისებების ფორმირებაში დეფექტებს გააჩნიათ განმსაზღვრელი როლი, შეუძლებელია აიხსნას ნორბიურის [102] შრომების მეტად მნიშვნელოვანი შედეგები.

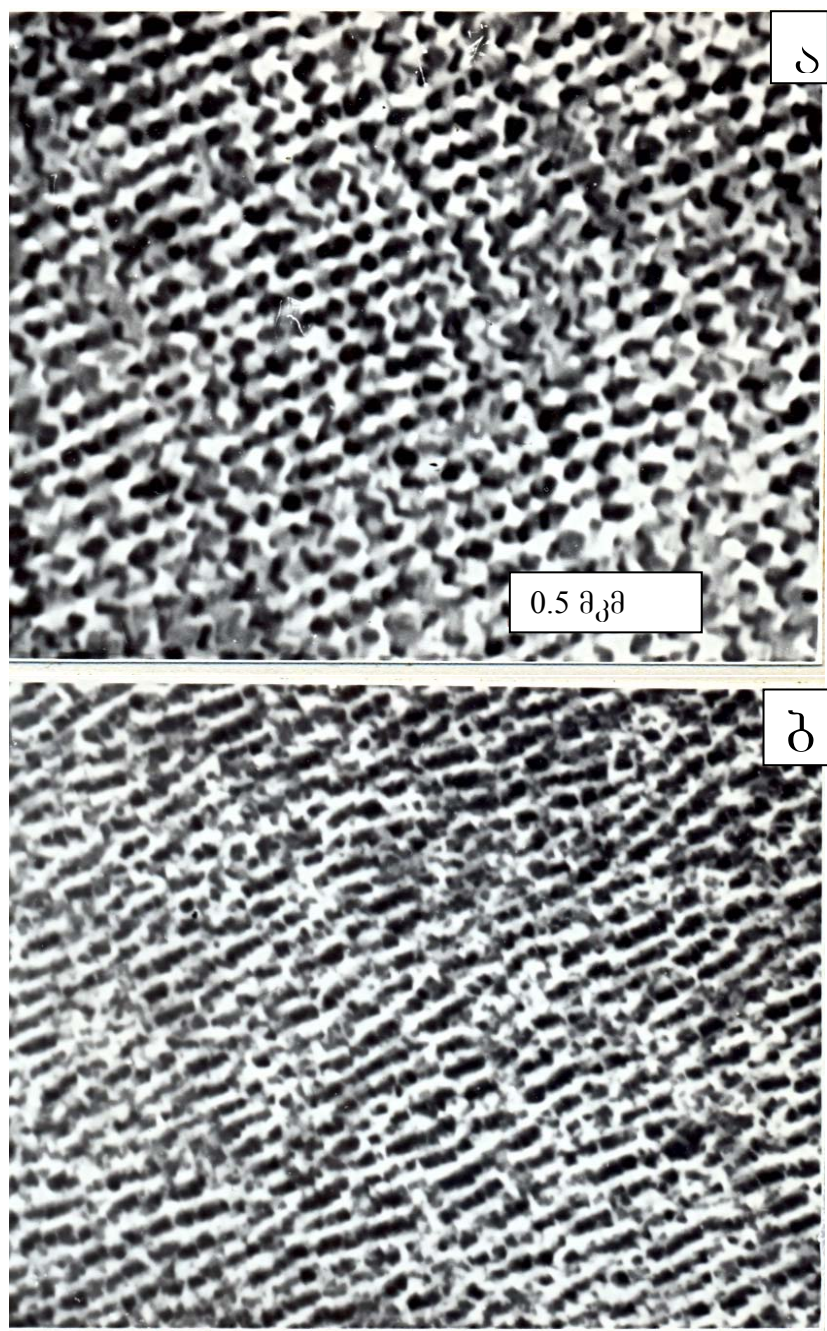
არანაკლებად საინტერესოა სტრუქტურული დეფექტების გავლენის საკითხი სპილენძით მდიდარ Cu-Si ერთფაზიანი შენადნობის დაშლის პროცესებზე. თუმცა, დღემდე არსებული მონაცემები, Cu-Si α -შენადნობის დაშლის პროცესების შესახებ, მეტად შეზღუდულია.

დეფექტების წარმოშობის პროცესების შესახებ პირველი სისტემური რენტგენოსტრუქტურული კვლევები ეკუთვნის ბარეტს [103]. მხოლოდ α -ფაზის შემცველ შენადნობების რენტგენოგრაფებზე, დიფუზური ზოლები ინტერპრეტირებული იყო, როგორც წცკ მესერში

წყობის დეფექტებთან დაკავშირებული ჭიმულები. ამასთანავე, ავტორი [103] არ გამორიცხავს კონცენტრაციული არაერთგვაროვნების წარმოქმნის შედეგად რაიმე ახალი ფაზის წარმოშობას. თუმცა, რენტგენის ეს მონაცემები არ იძლევიან საშუალებას მოხდეს Cu-Si შენადნობის მოწესრიგების უნარის შეფასება, რადგან ეს მონაცემები არ იძლევიან საშუალებას საკმარისად მკაფიოდ წარმოადგინონ სტრუქტურული გარდაქმნების ხასიათი, რომელიც მიმდინარეობს α -მყარ შენადნობებში და დადგინდეს თერმოდამუშავებისას მათი საზღვრები.

ამასთან დაკავშირებით, ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპის საშუალებით იყო გამოკვლეული შენადნობები, რომლებშიც კაუბადის შემცველობა იცვლებოდა 1,9-დან 11ატ.%-მდე. კვლევები ჩატარებული იყო როგორც ჩოხრალსკის [104] მეთოდით მიღებულ მონოკრისტალურ ნიმუშებზე, ასევე არგონის ატმოსფეროში გამომდნარ პოლიკრისტალურ ნიმუშებზე. მაღალ ტემპერატურებზე სწრაფად გამოწრთობილი ნიმუშები შემდგომ სხვადასხვა ხანგრძლივობით, იზოთერმულად, იწვებოდნენ 150-500°C ტემპერატურების მიდამოებში. ნაჩვენებია, რომ იზოთერმული გამოწვისას, Cu-Si შენადნობის α -მყარ ნარევი სტრუქტურული გარდაქმნები, რომლებიც ელექტრონულ მიკროსკოპში იმზირებოდა, ატარებენ იგივე თვისებებს როგორც პოლიკრისტალურ ნიმუშებში, ასევე ერთიდაიგივე კაუბადის შემცველობის მონოკრისტალურებში.

ნახ.3.4.1,ა-ზე წარმოდგენილია Cu -2ატ.% Si შენადნობის ნიმუშის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი. შენადნობის ნიმუში 850°C ტემპერატურაზე წრთობის შემდეგ იზოთერმულად გამომწვარი იყო 150°C ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში. ჩანს, რომ ამგვარი თერმოდამუშავება იწვევს მოდულირებული სტრუქტურის წარმოშობას მოდულაციის დიდი პერიოდით 1000Å, კრისტალოგრაფიული მიმართულებით $\langle 110 \rangle$. მოდულირებული სტრუქტურა ფორმირდება კაუბადის α -მყარი ხსნარის სპილენძის მესერში დაშლისას, გადარიბებულ α -მყარი ხსნარის მატრიცაში კაუბადით გამდიდრებულ α' -ფაზის ნაწილაკების კანონზომიერად დაწყობის შედეგად.

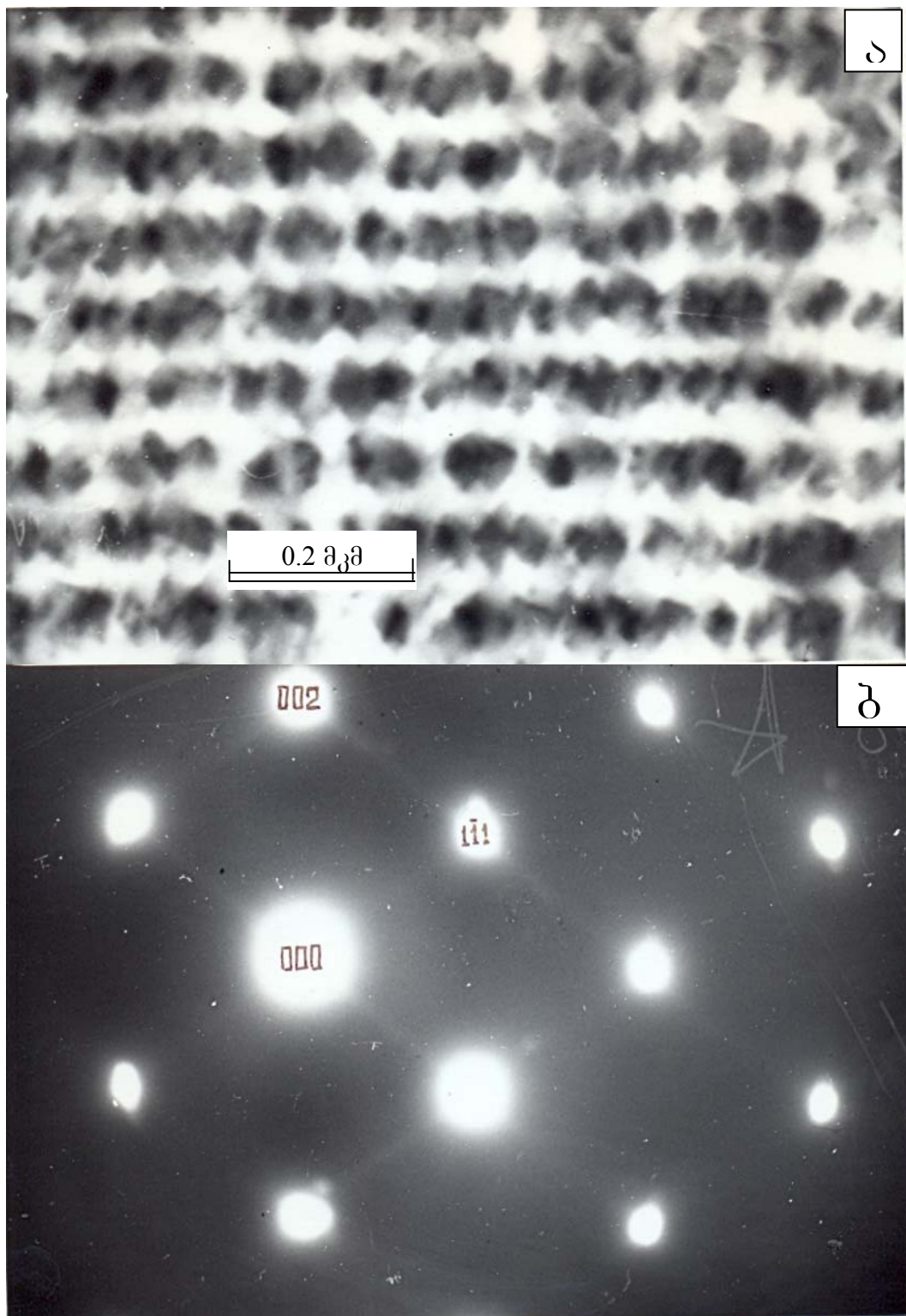


ნახ.3.4.1. Cu-2ატ.%Si შენადნობი; სტრუქტურის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი: ა) იზოთერმულად გამომწვარი 150°C-10 სთ-ის შემდეგ; ბ) იზოთერმულად გამომწვარი 300°C-10 სთ-ის შემდეგ.

ასეთი სტრუქტურა დამახასიათებელია იმ შენადნობებისათვის, რომლებიც შეიცავენ 1,9-3,5 ატ.% Si. მოწვა, 150°C ტემპერატურაზე 16სთ-ისა და უფრო დიდი ხნის განმავლობაში, კონცენტრაციის აღნიშნულ ინტერვალში, არ იცვლის შესამჩნევად ფორმირებულ მოდულირებულ სტრუქტურას. ისინი გამოირჩევიან მაღალი სტაბილურობითა და არ განიცდიან შემდგომ ცვლილებებს აღნიშნულ ტემპერატურებზე.

სტრუქტურის ცვლილება შეიმჩნევა შენადნობებში კაუბადის შემცველობით 1,9-3,5ატ.% ტემპერატურის გაზრდისას 300°C-მდე. ნახ.3.4.1,ბ-ზე წარმოდგენილია Cu -2ატ.% Si შენადნობის ნიმუშის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი, რომელიც იზოთერმულად გამომწვარი იყო 300°C ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში. ჩანს, რომ 150°C გამომწვარ ფორმირებულ სტრუქტურასთან შედარებით, წარმოიშვა α -ფაზის ნაწილაკების დამწკრივების მკაცრი პერიოდულობის დარღვევა, თუმცა ჯერ კიდევ შენარჩუნებულია ნაწილაკების კანონზომიერად დამწკრივების საერთო ტენდენცია. აღსანიშნავია, რომ 150-300°C ტემპერატურის ინტერვალში საკვლევ შენადნობებში არ შეიმჩნეოდა α' -ფაზის განსაკუთრებულად გამოვლენა არც პოლიკრისტალური ნიმუშის მარცვლების საზღვრებზე და არც საწყისი მარცვლის მოცულობაში არსებულ სუბმარცვლების საზღვრებზე.

α' -ფაზის გამოყოფილი ნაწილაკების მოდულაცია აშკარად არსებობს პერიოდულად ჩამწკრივებულ ჯაჭვში $\langle 110 \rangle$ -ის გასწვრივ. ნაწილაკების ჯაჭვი, $\langle 110 \rangle$ -ის გასწვრივ, შედგენილია α' -ფაზის ძალიან თხელი ფირფიტებისგან, რომლებიც შეიცავენ მიკროორეულებს. აღნიშნული ილუსტრირებულია ელექტრონული მიკროფოტოგრაფიითა და შესაბამისი მიკროდიფრაქციული სურათით სურ.3.4.2,ა,ბ-ზე. მიკროორეულების არსებობა მკაფიოდ იკვეთება დიფუზური ჭიმულებით $\langle 111 \rangle^*$ α' -ფაზის მყარი ხსნარის შებრუნებულ წცკ მესერში და შესაბამის ორეულოვანი რეფლექსებით (იხ.სურ.3.4.2,ბ). გარდა ამისა, ასეთი სტრუქტურით ნიმუშის გარკვეული გადახრით, ელექტრონოგრაფიაზე შესაძლებელია გამოვლინდეს რეფლექსების



ნახ.3.4.2. Cu-2ატ.% Si შენადნობი; იზოთერმულად გამომწვარი 150°C-12სთ-ის შემდეგ; ა) სტრუქტურის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი; ბ) მოცემული არეს მიკროდიფრაქციული სურათი [110] ა. ზონის ღერძით.

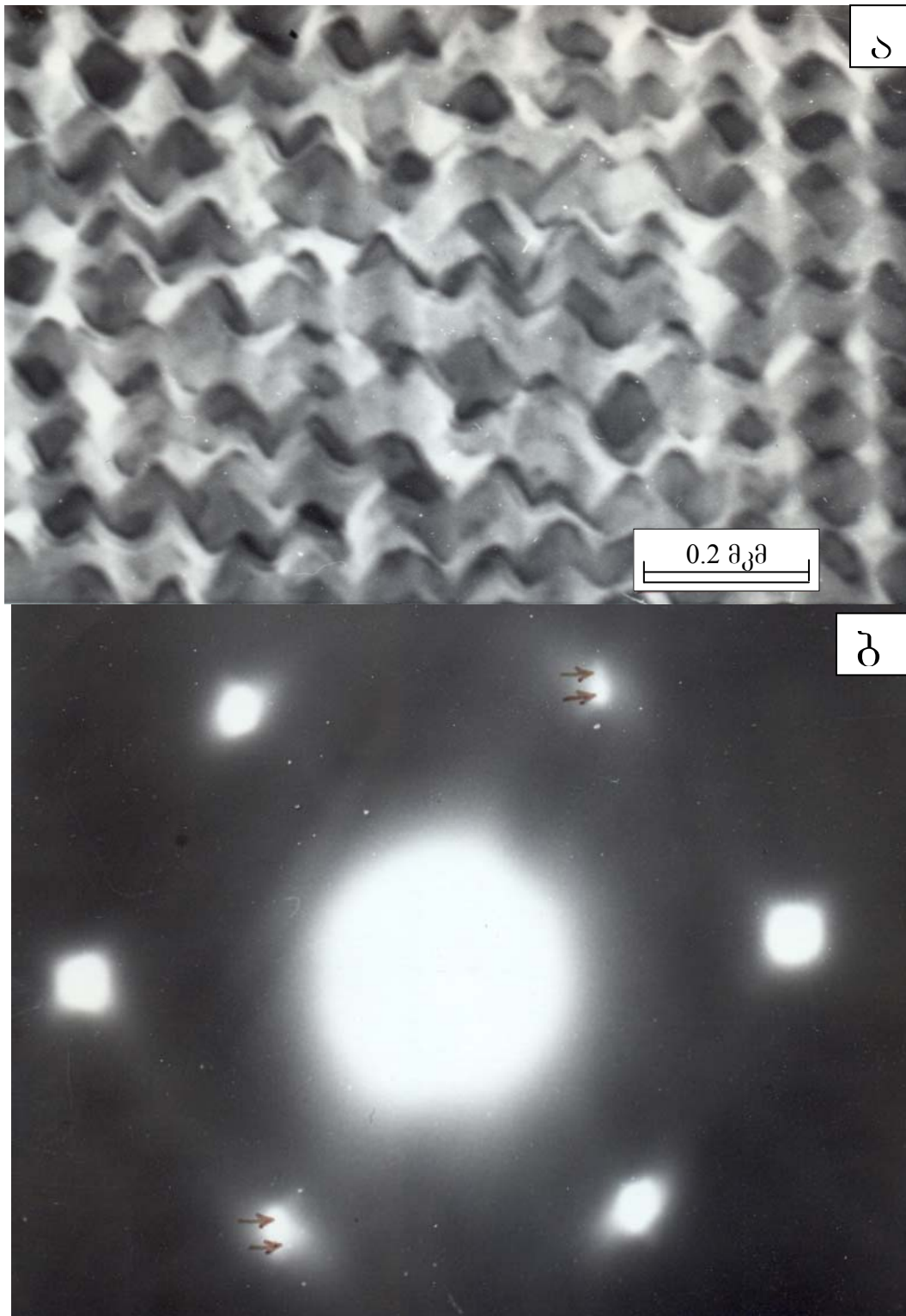
გახლეჩვა, რომელიც შეესაბამება ტეტრაგონალური ფაზის შეუღლებულ ფაზას. ანალოგიური .

აღმოჩენილია ჩვენს მიერ სპილენძ-მარგანეცის შენადნობებისთვის (იხ.სურ.3.4.3,ა,ბ).

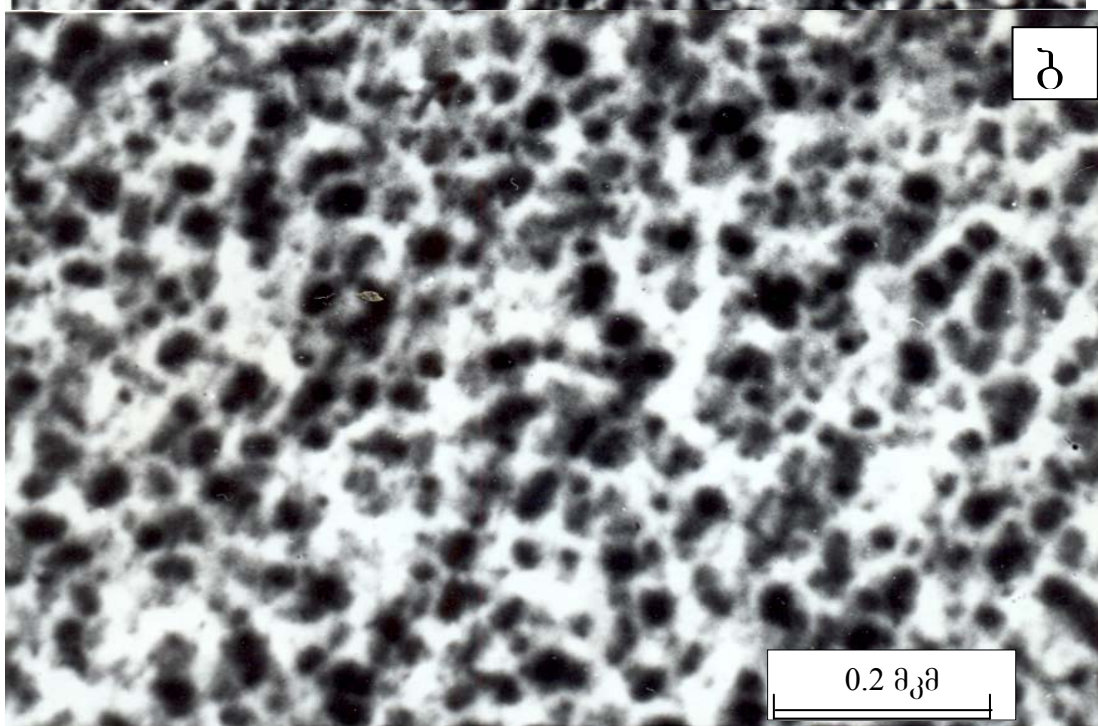
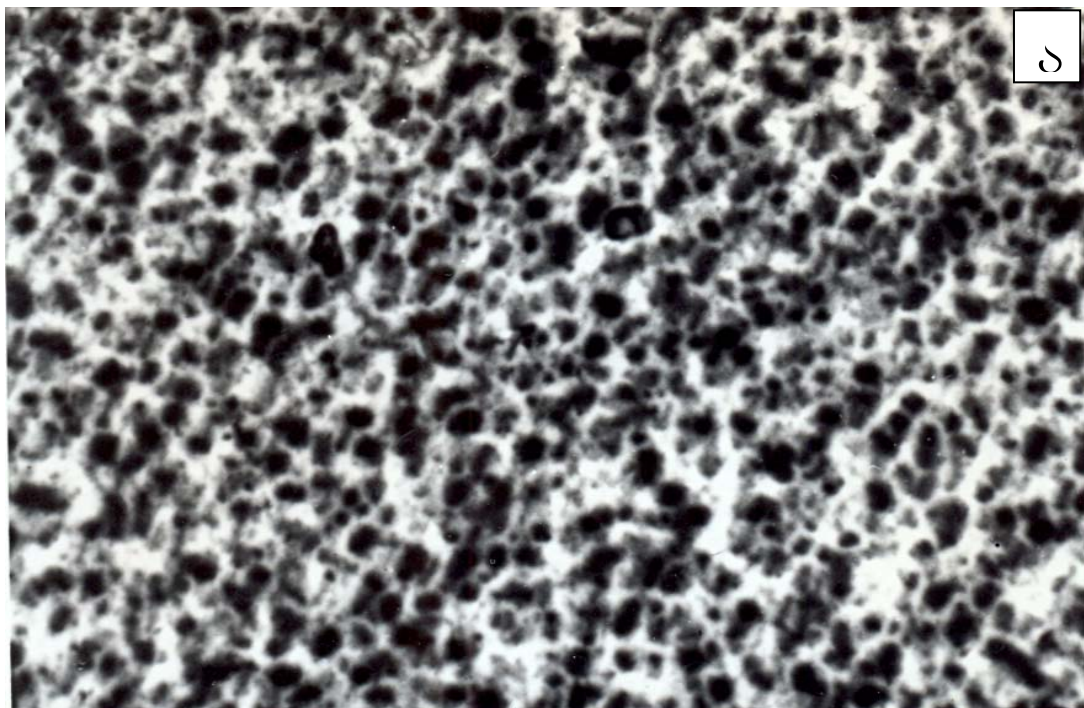
კაუბადის შემცველობის გაზრდა 3,6 დან 6,5ატ.%-მდე იწვევს α -ფაზის დაშლის პროცესების ბუნების ცვლილებებს. ამ შენადნობებში მოდელირებული სტრუქტურა არ ფორმირდება მოწვისას $150-300^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე ინტერვალში. აღნიშნულ შენადნობებში დაშლა იწვება α' -ფაზის ჩამოყალიბებით. იგი უწესრიგოდ, მაგრამ თანაბრად, ნაწილდება სფერული გამონაყოფების მთელს მოცულობაზე. 150°C ტემპერატურაზე 10სთ-იანი მოწვის შემდეგ 5ატ.%Si-ის შენადნობში, გამონაყოფის ზომა უდრის $\sim 250\text{\AA}$ და არ იზრდება იგივე ტემპერატურაზე, მოწვის დროის ხანგრძლივობის გაზრდით. α' -ფაზის გამოყოფილი ნაწილაკების გამსხვილებები, კოაგულაციური პროცესების შედეგად, იწვება 4სთ-იანი მოწვის შემდეგ (იხ. სურ.3.4.3,ა,ბ).

კაუბადის შემდგომი ზრდა 7-9ატ.% Si კონცენტრაციამდე, როგორც ჩვენმა კვლევებმა აჩვენა, არ იწვევს α -ფაზის დაშლის მახასიათებლის ცვლილებას. თუმცა, α' -ფაზის სფერული გამონაყოფის წარმოქმნასთან ერთად, 7-9ატ.% Si შენადნობში შეიმჩნევა წყობის დეფექტების ინტენსიური წარმოქმნა α -ფაზის ყველა {111} კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებში [102][103][104].

აშკარაა, რომ კაუბადის შემცველობის მომატება, 7%-მდე და ზევით, შენადნობებში იწვევს წყობის დეფექტების ენერგიის სწრაფ შემცირებას Cu-Si-ის შენადნობში. შემცირება იმდენად მნიშვნელოვანია ამ შენადნობებისთვის, რომ მაღალი ტემპერატურებიდან სწრაფი გაცივებისას წარმოქმნილი ძაბვაც კი, საკმარისია ერთდროულად რამოდენიმე სისტემის წყობის დეფექტების შესაქმნელად. მეორეს მხრივ, ელექტრონო-მიკროსკოპიული კვლევა მრავალფენიანი წყობის დეფექტებზე არეები გამჭრალი კონტრასტით, გვარწმუნებს იმაში, რომ მოწვისას არ ხდება α' -ფაზის უპირატესად გამოყოფა წყობის დეფექტებზე.



ნახ.3.4.3. Cu-2ატ.% Si შენადნობი; იზოთერმულად გამომწვარი 150°C -8სთ-ის შემდეგ; ა) მოდულირებული სტრუქტურის ელექტრონული მიკროფოტოგრაფია ნიმუშის დახრისას პერპენდიკულარულად მოდულაციის მიმართულების დერძის გარშემო; ბ) მოცემული არის მიკროდიფრაქციული სურათი $[110]$ ა. ზონის ღერძით.

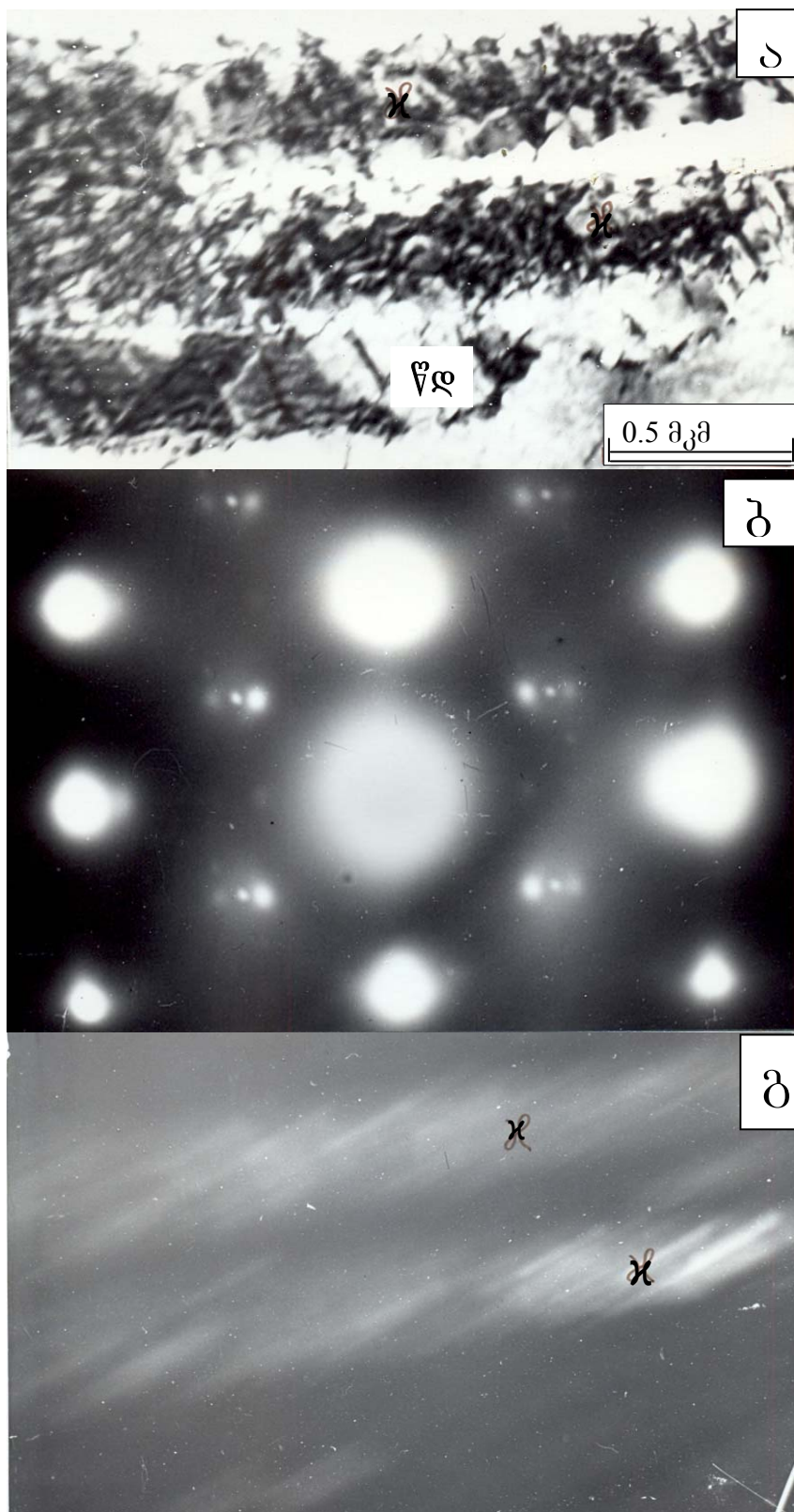


ნახ.3.4.4. Cu-5ატ.% Si შენადნობი; სტრუქტურის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი: ა) იზოთერმულად გამომწვარი 150°C-ის შემდეგ; ბ) იზოთერმულად გამომწვარი 300°C-ის შემდეგ.

მოწვის ტემპერატურის გაზრდით 300°C -მდე კოაგულაციის პროცესი შენადნობებში კაუბადის შემცველობით 8ატ.%, ვითარდება. ისევე, როგორც წინა შენადნობებში. შესამჩნევია, რომ 9ატ.% Si-ის შემცველ შენადნობში α -ფაზის დაშლისას წარმოიქმნება პექსაგონალური χ -ფაზის გარკვეული რაოდენობა იმ ადგილებში, სადაც არსებულია მრავალფენიანი წყობის დეფექტები მატრიცული ფაზის მოცულობაში. მიკროდიფრაქციული ანალიზის საფუძველზე დადგენილია (სურ.3.4.5.ა,ბ,გ), რომ საორიენტაციო შეფარდება α -ფაზის კრისტალურ მესრებსა და მისგან გამოყოფილ χ -ფაზას შორის შემდეგი ტიპისაა $(111)\alpha\|(0001)\chi$; $[1\bar{1}0]\alpha\|[11\bar{2}0]\chi$. ამით, დამტკიცებულია წყობის დეფექტების გარკვეული როლი χ -ფაზის წარმოქმნაში წცკ მესერიდან α -ფაზის კაუბადის მაღალ შემცველ შენადნობში, რომელთათვისაც ორფაზიანი ფარდობა $\alpha+\chi$ განსაზღვრულია ფაზური წონასწორობის დიაგრამით.

ზემოაღნიშნული დაშლის შედეგები, ერთფაზიანი Cu-Si α -შენადნობისათვის, ეკუთვნის დაშლის შედარებით უფრო გვიანდელ სტადიებს.

საკვლევი შენადნობების მიკროსტრუქტურისა და მექანიკური თვისებების ელექტრონო-მიკროსკოპიული კვლევების შედეგების [102][105] შედარებამ, მოგვცა საშუალება დავასკვნათ, რომ არსებობს პირდაპირი კავშირი მექანიკური თვისებების ცვლილებებსა და სპილენძ-კაუბადის შენადნობის დაშლისას ფორმირებული α -ფაზის მიკროსტრუქტურას შორის. აღნიშნულის ანალოგიური ჩვენის მიერ დანახული იყო სპილენძ-თუთიის [106] და სპილენძ-პალადიუმის [107] შენადნობებში. ამიტომ, ამ ნაშრომში დადგენილი Cu-Si α -მყარი შენადნობების დაშლის კანონზომიერებების აღწერა [108], წარმოადგენს აუცილებელს კაუბადის ოპტიმალური შემცველობის კაუბადური ბრინჯაოს მიღების შესაძლებლობის გამოსავლენად, რომელიც შესაბამისი თერმოდამუშავებისას, უზრუნველყოფს მოდულირებულ სტრუქტურას გაუმჯობესებული ფიზიკო-მექანიკური თვისებების მქონე ანტიფრიქციული დეტალების დასამზადებლად.



ნახ.3.4.5. Cu-8ატ.% Si შენადნობი; იზოთერმულად გამომწვარი 150°C-13სთ-ის შემდეგ; ა) მრავალფაზიანი წდ და α -ფაზის გამონაყოფის ელექტრონო-მიკროსკოპიული სურათი; ბ) მოცემული არის მიკროდიფრაქციული სურათი [112] α ზონის დერძით; გ) α -ფაზის რეფლექსში ბნელი ადგილი.

Cu-Si სისტემის შენადნობების კვლევების შედეგებიდან გაკეთებულია ერთი დასკვნა, რომ კაუბადური ბრინჯაოს ფუძისათვის, როგორც თუთიის ბრინჯაოს იაფი შემცველისათვის და ანტიფრიქციული მასალებისათვის, საჭიროა კაუბადის შემცველობა გაიზარდოს 2-3ატ.%-ით სტანდარტულთან შედარებით და შემდგომ ასეთი ბრინჯაოსაგან დეტალები თერმულად დამუშავდეს 150-250°C-ზე 4-2სთ-ის გამნაელობაში შესაბამისად.

დასკვნა

1. შინაგანი ხახუნისა და ტრანსმისიული ელექტრონული მიკროსკოპიის მეთოდების კომპლექსური გამოყენებით შესწავლილია სპილენძის ფუძის, სპილენძით მდიდარი Cu-Zn, Cu-Pd და Cu-Si სისტემის შენადნობებში β და β' ფაზების დაშლისა და ატომური მოწყვსივების პროცესების ძირითადი კანონზომიერებანი შუალედურ ტემპერატურათა დიაპაზონში;
2. დადგენილია, რომ იზოთერმული დაყოვნებისას $\beta' \leftrightarrow \beta$ გარდაქმნაზე უფრო დაბალ ტემპერატურაზე ცეხიუმ-ქლორის ტიპის მოწყვსივებით β' -ფაზის სპილენძ-თუთიის შენადნობებში ხდება ორსაფეხურიანი დაშლა, რომელიც გარდაქმნის საწყის ეტაპზე მოიცავს თუთიის ატომებით მდიდარი ბრტყელი ზონების, ჰაბიტუსით $\{110\}_{\beta'}$ წარმოქმნას და მეორე ეტაპზე, მათში ახალი Cu-Zn₃ ტიპის ზესტრუქტურის ჩამოყალიბებას; ჩამოყალიბებული სტრუქტურული მდგომარეობა შემდგომი გაცივებისას არ განიცდის გარდაქმნას. დადგენილი გარდაქმნის თავისებურება წარმოადგენს β' ტიპის ფაზებისთვის საერთოს სპილენძის ფუძის შენადნობებში, რაც დამტკიცებული იყო სპილენძ-პალადიუმის სისტემაში ანალოგიური გარდაქმნების არსებობით;
3. დადგენილია, რომ იზოთერმული დაყოვნებისას შუალედურ ტემპერატურათა დიაპაზონში Cu-Zn, Cu-Pd და Cu-Si სისტემის შენადნობის β ფაზის მყარი ხსნარები განიცდიან განშრევებას, ხოლო Cu-Pd სისტემის β ფაზაში წარმოიშობა გრძელპერიოდული ზესტრუქტურის წარმონაქმნი ახლო განშრევების არეებში;
4. დადგენილია, რომ Cu-2ა.ტ.%Si მაღალი ტემპერატურიდან ნაწრთობ შენადნობში იზოთერმული მოწვა 150°C ტემპერატურაზე იწვევს მოდულირებული სტრუქტურის წარმოქმნას, მოდულაციის დიდი პერიოდით $\sim 1000\text{\AA}$ კრისტალოგრაფიული მიმართულებით $\langle 110 \rangle$. აღნიშნული მოდულირებული სტრუქტურა ფორმირდება კაუბადის α -მყარი ხსნარის სპილენძის მესერში დაშლისას, გადარიბებული α -მყარი ხსნარის მატრიცაში კაუბადით

გამდიდრებული α' -ფაზის ნაწილაკების კანონზომიერად დაწყობის შედეგად და ეს სტრუქტურა გამოირჩევა მაღალი სტაბილურობით აღნიშნულ ტემპერატურაზე;

5. Cu-Si სისტემის შენადნობების კვლევის მიღებულ შედეგებზე დაყრდნობით გაკეთებულია პრაქტიკული რეკომენდაცია, რომ კაუბადური ბრინჯაოს ფუძისათვის, როგორც თუთიიანი ბრინჯაოს იაფი შემცვლელისათვის და პერსპექტიული ანტიფრიქციული მასალებისათვის, საჭიროა კაუბადის შემცველობის გაზრდა 2-3 ა.ტ.%-ით სტანდარტულთან შედარებით და მათგან დამზადებული დეტალების თერმულად დამუშავება $150-250^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში 4-2 სთ-ის განმავლობაში შესაბამისად;
6. დამუშავებულია რთული ჰეტეროგენული სტრუქტურის მქონე ლითონური მასალებისაგან მეტალოგრაფიული და ელექტრონულ-მიკროსკოპიული კვლევებისათვის ნიმუშების მომზადების უზრუნველსაყოფი მოწყობილობები და შესაბამისი მეთოდები.

გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა

1. Massalski T.B., Perkins A.I., Iaklovsky I. Extension of solid solubility during massive transformations. *Metallurgical Trans.*, 1972, v.3, N5, 687-694.
2. Pops H., Kittl E. Influence of inhomogeneity on the martensitic transformation of a Cu-Zn-Si Beta-phase alloy. *Trans. AIME*, 1967, v.239, 1668-1670.
3. Hummel R.E., Koger I.W. On the characteristic temperatures of the martensitic transformation in β Copper-Zinc. *Trans. TMS-AIME*, 1967, v.239, 1655-1656.
4. Schroder T.A., Wayman C.M. Martensite-to- martensite transformation in Cu-Zn alloys. *Acta Metall.*, 1978, v.26, 1745-1757.
5. Schroder T.A., Wayman C.M. The formation of martensite and the mechanism of the shape memory effect in single crystals of Cu-Zn alloys. *Acta Metall.*, 1977, v.25, 1375-1391.
6. Ahlers M., Pops H. Stress-induced martensite in single crystals of Cu-Zn Beta phase alloys. *Trans. AIME*, 1968, v.242, 1267-1277.
7. Delaey L., Cornelis I. The variation of stracking order and structure-symmetry in copper-base martensites. *Acta Metall.* 1970, v.18, 1061-1068.
8. Pops H. Observations of martensite in ternary Cu-Zn based Beta-phase alloys. *Trans. TMS-AIME*, 1967, v.239, 756-758.
9. Pops H. Pressure induced pseudoelastic behaviour of β' -phase in ternary alloys based on Cu-Zn. *Met.Trans.*, 1970, v.1, 251-258.
10. Garwood R.D. The bainitic transformation of the Beta-phase in Copper-Zinc alloys. *Acta Met.*, 1954, v.83, 64-69.
11. Flewitt P.E. J., Towne J.M. Transformation graph of metastable β' -phase Cu-Zn alloys. *J. Inst.Metals*, 1967, v.95, 273-276.
12. Hornbogen E., Warlimont H. Die bainitische Umwandlung des β' -messings. *Acta Met.*, 1967, v.15, 943-947.
13. Cornelis I., Wayman C.M. Phase transformations in metastable β' - Cu-Zn alloys. – II. Isothermal transformations. *Acta Met.*, 1974, v.22, 301-309.
14. Malcolm J.A., Purdy G.R. The morfology and morfological stability of large precipitates formed in Cu-Zn and Cu-Zn-Sn. *Trans. TMS-AIME*, 1967, 239, 1391-1399.
15. Flewitt P.E. J. The nucleation of bainitic plates in metastable β -Brass. *Scripta Met.*, 1968, v.2, 161-165.

16. Cornelis I., Wayman C.M. Phase transformations in metastable β' - Cu-Zn alloys. – I. Martensitic transformations. *Acta Met.*, 1974, v.22, 291-297.
17. Kajiwar S. Pressure-induced martensitic structures of Cu-Zn alloys. *J.Phys.Soc. Japan*, 1971, v.30, 1757-1760.
18. Srinivasan G.R., Hepwosht M.T. The crystallography of the bainite transformation in beta Brass. *Acta Met.*, 1971, v.19, 1121-1126.
19. Garwood R.D. The heterogeneous nucleation of bainitic plates in metastable β Brass. *Metallurgical Trans.*, 1973, v.4, N5, 1375-1377.
20. Гринберг Б.А., Сюткина В.А. Новые методы упрочнения упорядоченных сплавов. Москва, «Металлургия». 1985. с 144-148.
21. Шашков О.Д., Сюткина В.И., Суханов В.Д. ФММ, 1975, т.39, №6, с.1275-1283.
22. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов: Справочник: Пер. с англ. /Под ред. Новикова И.И. и Рогельберга И.Л. Т. 1,2. М.: Металлургиздат, 1962. 1330 с.
23. Телегин А.Б., Сюткин Н.Н., Шашков О.Д. ФММ, 1981, т.52, №3, с. 627-633.
24. <http://www.sciencedirect.com/science>. უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.07.2009წ.
25. <http://www.iop.org/EJ/abstract/0953-8984/10/17/011> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.10.2009წ.
26. <http://www.springerlink.com/content/ww5839h715067x18/> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.10.2009წ.
27. Y. Wang, G.M. Stocks, W.A. Shelton, D.M.C. Nicholson, Z. Szotek and W.M. Temmerman, *Phys. Rev. Lett.* 75, 2867 (1995).
28. J.S. Faulkner, Y. Wang and G.M. Stocks, *Phys. Rev. B* 55, 7492 (1997).
29. J.S. Faulkner, Y. Wang and G.M. Stocks, *Phys. Rev. B* 52, 17106 (1995).
30. <http://arxiv.org/abs/cond-mat/0206088> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.07.2009წ.
31. <http://adsabs.harvard.edu/abs/1998PhRvB..5712497G>. უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.07.2009წ.
32. <http://adsabs.harvard.edu/abs/2005PhRvB..71a4301K> . უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.07.2009წ.

33. Гринберг Б.А., Сюткина В.А. Новые методы упрочнения упорядоченных сплавов. *Москва, «Металлургия»*. 1985. с 91-92.
34. Umakoshi Y., Yamaguchi M., Namba Y., Mirakami K. *Acta metallurgica*, 1976, v.24, N1, p.89-93.
35. Umakoshi Y., Yamaguchi M. *Scr.Met.*, 1977, v.11, N3, p.211-214.
36. Yamaguchi M., Umakoshi Y. *Phys. status solidi (a)*, 1977, v.43, N2, p. 667-674.
37. Hanada S., Izumi O. *Phys. status solidi (a)*, 1977, v.40, N2, p. 589-598.
38. Yamaguchi M., Umakoshi Y. *Acta metallurgica*, 1976, v.24, N11, p. 1061-1067.
39. Hanada S., Mori M., Izumi O. *Trans. Jap.Inst.Metals*, 1975, v.16, N8, p.453-461
40. Hanada S., Mori M., Izumi O. *Scr.Met.*, 1980, v.14. N12, p.1315-1318.
41. Yamagata T., Yashida H., Fukuzava Y. *Trans. Jap. Inst. Metais*, 1976, v.17, N7, p.393-402.
42. Takeuchi S., Kuramoto E. *Acta metallurgica*, 1973, v.21, N4, p.415-425.
43. Takeuchi S. In: Strength of metals and alloys. Proc.5th Int.Conf., Aachen.Oxford: Pergamon Press, 1979, v.3, p.53-58
44. Takeuchi S. *Phil.Mag.(A)*, 1980, v.41, N4, p.541-553.
45. Takeuchi S. *Phil.Mag.(A)*, 1979, v.39, N5, p.661-671.
46. http://www.mrs.org/s_mrs/sec_subscribe.asp. უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.09.2009წ.
47. <http://www.scientific.net/AMR.26-28.1279> . უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.09.2009წ.
48. <http://adsabs.harvard.edu/abs/2004APS..MARB17010R> . უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.09.2009წ.
49. http://www.sciencedirect.com/science?_ob=ArticleURL&_udi=B6TXD-4C0V7SX-B&_user=10 . უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.09.2009წ.
50. Хансен М., Андерко К., Структуры двойных сплавов, М., *Металлургиздат*, 1962, т.2, 1488.
51. Щанк Ф.А. Структуры двойных сплавов: *Справочник, Пер. с англ./Под ред. И.И.Новиноква и И.Л.Рогельберга/-М.:Металлургия*, 1973, 760 с.
52. Clark H., Merriman E.A., Wayman C.M. Transformations of β' -phase copper-zink alloys. *Acta Met.*, 1969, v.17, 719-722.
53. Brown N. Quenching vacancies in β -Brass. *Acta Metall.*, 1959, v.7, 210-213.

54. Cupschalk S.G., Brown N. Observation of defects in Beta Brass. *Acta Met.*, 1967, v.15, 847-856.
55. Head A.K., Lorretto M.N., Humble P. Dislocation structure of β -Brass. *Phys.Stat.Sol.*, 1967, v.20, 521-525.
56. Rahman S.M., Rahman M.M. Structural phase stability of Cu-Zn brass. Roles of pseudopotential refinements. *Indian J. Phys.*, 1985, A59, N3, 227-232.
57. Алышев С.В., Егорушкин В.Е. Электронная структура упорядочивающего сплава Cu-Zn, *Изв.вузов физ.*, 1983, 26, №7, 109-112.
58. Rahman M.M., Rahman S.M. Phase stability of brass-type alloys: A higher-order pseudopotential theory. *J. Phys. F. Metal Phys.*, 1985, v.15, N2, 477-485.
59. Youssef T.H., Salama D. Recovery of electrical resistivity and hardness in quenched β -brass. *Phil. Mag.*, 1982, A46, N1, 127-132.
60. Urban K. Determination of long-range order parameter in alloys by means of electron diffraction in the electron microscope. *Phys. Status Solidi*, 1985, A87, N2, 459-471.
61. Takeuchi S., Hashimoto T., Macda K. Precision measurements of plastic deformation of β -Cu-Zn at helium temperatures. *Cryst. Res. and Technol.*, 1984, v.19, N3, 341-348.
62. Worman P.D., Morton A.I., Wilkins S.W., Finlayson J.R. Imaging the Fermi Surface of β' -brass through electron diffuse scattering. *Metals Forum*, 1985, v.8, N1, 43-48.
63. Saka H., Zhu Y.M., Kawase M., Nohara A., Imura J. The anomalous strength peak and the transition of slip direction in β -Cu-Zn. *Phil.Mag.*, 1985, A51, N3, 365-371.
64. Nohara A., Imura T. Yield point phenomenon in a β -Cu-Zn single crystal at high temperatures. *Phys. Status Solidi*, 1984, A84, N2, 501-507.
65. Saka H., Kawase M. Dislocation structures of β -Cu-Zn deformed in compression between 25 and 300°C. *Phil. Mag.*, 1984, A49, N4, 525-533.
66. Saka H., Zhu Y.M. Climb dissociation of $\langle 111 \rangle$ super dislocations in β -Cu-Zn. *Phil. Mag.*, 1985, A51, N4, 629-637.
67. Nohara A., Irumu M., Saka H., Imura J. plastic deformation behavior of β -Cu-Zn single crystals at low temperatures. *Phys. Status Solidi*, 1984, A82, N1, 163-170.
68. Schultz P.I., Mackeizie I.K. The vacancy formation enthalpy through the Cu-Zn system, *Positron Annihilation Proc.6 Int. Conf. Arlington, Tex., 3-7 April, 1982, Amsterdam, e.a.* 1982, 553-555.

69. Chilaruca A., Ahlern M. Internal friction and point defects in ordered β -Cu-Zn and β -Cu-Zn-Al. *Phys. F. Metal Phys.*, 1983, v.13, N9, 1757-1771.
70. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении, М., *Металлургия*, 1973, 450 с.
71. Хачатуриян А.Г. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов, М., *Наука*, 1974.
72. Keating D.T. Diffraction studies of possible ordering in α - brass. *Acta Met.*, 1954, v.2, 885-887.
73. Matsumoto H., Saito H., Sugihara M. α - brass heat capacity. *Sc. Rep., Res. Inst. Tohoku Univ.*, 1952, A4, 481-483.
74. Damask A.C. Radiometric studies of α - brass. *J. Appl. Phys.*, 1956, v.26, 610-612.
75. Le claire A.D., Lomer W.M. α - brass internal friction. *Acta Met.*, 1954, v.2, 731-734.
76. <http://www3.interscience.wiley.com/cgi-bin/summary/116833235/SUMMARY?CRETTRY=1&SRETRY=0> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.07.2009წ.
77. <http://www.wipo.int/pctdb/en/wo.jsp?WO=2008001852>. უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.07.2009წ.
78. Ridder R., Van Tendeloo G., Amelinkx S. A cluster model for the transition from the short-range order to the long-range order state in F.c.c. based binary systems and study by means of electron diffraction. *Acta Cryst.*, 1976,A32,216-225
79. Osima K., Watanabe D. Electron diffraction study of short-range order diffuse scattering from disordered Cu-Pd and Cu-Pt alloys. *Acta Cryst.*, 1973,A29,520-526.
80. Kubo S., Adachi K. Origin of the formation of one- and two- dimensional long period superlattices in Cu-Pd and Cu-Pt systems. *J. of the Phys. Soc. of Japan*, 1973, v.35, N3, 776-783.
81. Кацнелсон А.А., Дажаев П.Ш. Атомное локальное упорядочение в сплавах Ni-Si при 300 и 400°С, ФММ, 1970, 30, вып.3, 663-665.
82. Sato H. Toth R. Alloy behaviour and effects in concentrated solid solutions. *Gordon and Breach Publishers Inc., N.Y.* 1965.
83. Potekaev A.L., Egorushkin V.E., Golosov N.S. Formation of long-period superstructures: phenomenological description. *J. Phys. and Chem. Solids*, 1985, v.46, N2, 171-174.
84. Tanaka N., Ohshima K. High resolution electron microscopic observation of disordered Cu-Pd alloys. *Phys. Status Solidi*, 1984, A81, N1, 129-138.

85. Куранов А.А., Береснев Ф.Н., Сасинова Р.А., Лаптевский А.С. Упорядочение и механические свойства сплавов палладий-медь, ФММ, 1983, 56, №3, 600-603.
86. Lee K.A., Chang Y.W. and Lee C.S. Yield Stress Anomalous Behavior in β -Cu-Zn Alloy. *Materials Science Forum Vols. 449-452*, 2004, pp 841-844
87. <http://www.scientific.net> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.07.2009წ.
88. <http://www.springerlink.com/content/u7581166u611ug25/> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 22.07.2009წ.
89. Basil D.K., Bhattamishra A.K., Dev S.C., Sing Inder. Studies on corrosion behaviour of Cu-Si alloys in Sulphide and Chloride media. *J. Anti-Corrosion Methods and Materials*. 1995, v.42, 5, 14-16.
90. Wert C., Marx J. – *Acta metallurgica* 1953, v.1, p. 113.
91. Зайдель А.Н. Элементарные оценки ошибок измерений. Л., «Наука», 1968, 97 с.
92. Кассандрова О.Н., Лебедев В.В. Обработка результатов наблюдений. М., «Наука», 1970, 104 с.
93. Румшинский Л.З. Математическая обработка результатов эксперимента. М., «Наука», 1971, 192 с.
94. Васильев В.П., Горский А.И., Казаринов Ю.М. Расчет элементов импульсных радиотехнических систем. М.-Л., Госэнергоиздат, 1963, 428 с.
95. Кутелия Э.Р., Санадзе В.В. Электронно-микроскопические исследования особенностей распада ОЦК и ГЦК фаз в сплавах Cu-Zn, Cu-Pd, Cu-Si и Cu-Mn. – *Сб. материалов семинара – конференции – применение в металловедении просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Москва, Знание, РСФСР*, 1976, с.111-116.
96. Попилов Л.Я., Зайцева Л.И. Электрополирование и электротравление металлографических шлифов: М., Металлургиздат, 1963, с.401.
97. Асатиани Г.Н., Пикус Е.А., Кутелия Э.Р., Цивцивадзе Д.М., Муджири Я.Н., Джалабадзе Н.В. Устройство для ускоренного определения коррозионной стойкости металлов электрохимическим травлением – А.С. по заявке №3820850 от 06.12.1984. БИ, 1986.
98. Постников В.С., Иванов Н.В., Балашов Ю.С. Внутреннее трение и модуль сдвига тонких стеклянных волокон. – *Известия АН СССР, Неорганические материалы*, 1970, т.У1, №7, с.1327-1330.
99. Постников В.С., Аммер С.А., Беляев А.И. Внутреннее трение, модуль сдвига и прочность медных нитевидных кристаллов. – *ФММ*, 1965, т.19, вып.2, с.268-273.

100. Kukava T., Kobakhidze G., Darsavelidze G., Dzigrashvili T., Kutelia E. Infra-low –Frequency Automatic Device for Measurement of Internal Friction and Shear Modulus Temperature Dependence. *Abstracts Book, 13th International Conference on Internal Friction and Ultrasonic Attenuation in solids, Bilbao, Spain, 2002*, p.118.
101. Энтин Р.И. Превращения аустенита в стали, М., *Металлургия*, 1960. 252 с.
102. Norbury A.L. Hardness of alloys on the basis of copper in relation to the percentage of the second component. *Int.Inst.Met.*, 1923, v.29,423-426
103. Barrett G.S. Faults in the structure of copper-silicon alloys. *Trans. AIME*, 1950, v.188,123-135
104. Басария А.Г., Санадзе В.В. Получение малодислокационных монокристаллов сплава Cu-Si и изучение зависимости микротвердости от плотности дислокаций и процентного содержания кремния. *Известия ВУЗов СССР, Физика*, 1975, вып.1,125-127
105. Басария А.Г., Кутелия Э.Р., Цирекидзе М.А., Санадзе В.В. Электронно-микроскопическое исследование распада α -фазы сплавов медь-кремний. *Труды Грузинского политехнического института, сер. Физика*, 1975, №5(178),с.110-113.
106. Кутелия Э.Р., Кобахидзе Г.М. Внутреннее трение и тонкие структурные превращения в β - сплавах системы Cu-Zn в области температур 20-600°С *Georgian Engineering News*, №1, 2003, с 81-86.
107. Кобахидзе Г.М. Особенности распада и атомного упорядочения объемно-центро кубических и гране-центро кубических фаз сплава Cu-40ат%Pd. *Georgian Engineering News*, №3, 2008, с 22-27.
108. Кобахидзе Г.М., Кутелия Э.Р. Электронно-микроскопическое исследование распада α - твердого раствора сплавов системы Cu-Si. *Georgian Engineering News*, №2, 2009, с 122-125.