

მარგალიტა დარჩიაშვილი

კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული
ბორის ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

წარდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
2012

საავტორო უფლება © 2012 წელი, მარგალიტა დარჩიაშვილი

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით მარგალიტა დარჩიაშვილის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: “კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული β -რომბოედრული ბორის ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები” 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

2012

ავტორი: მარგალიტა დარჩიაშვილი

დასახელება: “კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბო-
ედრული ბორის ფიზიკურ - მექანიკური თვისებები”

ფაკულტეტი : ინფორმატიკა და მართვის სისტემები

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა: თარიღი

ინდივიდუალური პიროვნებების ან ინსტიტუტების მიერ შემომოყვანილი დასახელების დისერტაციის გაცნობის მიზნით მოთხოვნის შემთხვევაში მისი არაკომერციული მიზნებით კოპირებისა და გავრცელების უფლება მინიჭებული აქვს საქართველოს ტექნიკურ უნივერსიტეტს.

ავტორის ხელმოწერა

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

ავტორი ირწმუნება, რომ ნაშრომში გამოყენებული საავტორო უფლებებით 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

ბორის სხვადასხვა პოლიმორფული მოდიფიკაცია, მისი შენადნობები და ნაერთები ხასიათდებიან ნახევარგამტარულ ხელსაწყოთმშენებლობაში, კომპოზიციურ მასალებსა და ტექნიკის სპეციფიკურ დარგებში პრაქტიკული გამოყენების რეალური პერსპექტივებით.

ბორის ფუძეზე დამუშავებული მასალების გამოყენების პერსპექტივების რეალიზაციისათვის მეტად მნიშვნელოვანია სხვადასხვა მეთოდით მიღებული ბორის რეალური სტრუქტურისა და სტრუქტურულად-მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსური შესწავლა.

მიუხედავად არსებული მრავალრიცხოვანი სამეცნიერო პუბლიკაციისა ბორის მიღების, სტრუქტურისა და ფიზიკური თვისებების შესახებ, დღეისათვის არასაკმარისად არის შესწავლილი სტრუქტურული მოდიფიკაციებისათვის დამახასიათებელი დეფექტების წარმოქმნის, მოძრაობის აქტივაციის, ურთიერთქმედების და თერმული მდგრადობის მახასიათებლები. პრაქტიკულად შეუსწავლელია ბორის ცალკეული მოდიფიკაციის დინამური, მექანიკური, თერმული და ელექტროფიზიკური თვისებები ტემპერატურისა და მაღეგირებელი კომპონენტების ცვლილების ფართო დიაპაზონში.

წინამდებარე ნაშრომში წარმოდგენილია კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური მახასიათებლების, მიკროსისალის, ძვრის დინამური მოდულის, რელაქსაციური და ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის პროცესებისა და მიკროპლასტიკურობის შესწავლის შედეგები.

კობალტითა და ნიკელით ცალ-ცალკე ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალები მიღებულია ელექტროწინალობის ღუმელში ნადნობის კრისტალიზაციით. ოპტიკური და რასტრული მიკროსკოპების გამოყენებით შესწავლილია დამახასიათებელი სტრუქტურული დეფექტები – მარცვლების გამყოფი საზღვრები, ორეულები, მიკროფორები.

ექსპერიმენტულად დადგენილია ნიკელითა და კობალტით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის ერთფაზიანი კრისტალების მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდეების ზრდა, რაც განპირობებულია მაღეგირებელი მეტალების ატომების მახლობლობაში ძლიერი SP^2 ტიპის კავშირების ფორმირებითა და მათი გავლენით დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ძვრადობის შემცირებით.

გამოვლენილია მაღალ ტემპერატურებზე მოწვის გავლენის რთული ხასიათი. მოწვა ვაკუუმში ამალღებს მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის მნიშვნელობებს $200-450^{\circ}C$ ტემპერატურულ ინტერვალში, ხოლო $800-1000^{\circ}C$ ინტერვალში პირიქით, იწვევს აღნიშნული მექანიკური მახასიათებლების შემცირებას, რაც გამოწვეულია დისლოკაციური დეფექტების (ორეულები, წყობის დეფექტები) ატმოსფეროებში მინარევების კონცენტრაციისა და განაწილების არაერთგვაროვნებით.

ოთახის ტემპერატურაზე ჰოლის ეფექტის მეთოდით შესწავლილია ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები საწყის და თერმულად დამუშავებულ მდგომარეობაში.

დადგენილია, რომ ნიკელით ლეგირებული კრისტალები დენის მატარებლების კონცენტრაციის 10^{18} - 10^{20} სმ⁻³ ინტერვალში ხასიათდებიან n-ტიპის გამტარობით, ხოლო კობალტით ლეგირებულ კრისტალებს კონცენტრაციის ფართო ინტერვალში ახასიათებთ p-ტიპის ელექტრული გამტარობა.

ვაკუუმში 200-800°C ტემპერატურულ ინტერვალში, შესწავლილია როგორც არალეგირებული, ასევე კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების ფარდობითი წაგრძელება 3-5გრად/წთ გახურება-გაცივების პირობებში. არალეგირებული კრისტალის ფარდობითი წაგრძელების გრაფიკი 200-400°C ტემპერატურულ ინტერვალში მნიშვნელოვნად გადახრილია წრფივი ფუნქციისაგან. მოწვა სხვადასხვა ტემპერატურაზე 200-1000°C ინტერვალში 3-5სთ.-ის განმავლობაში იწვევს ფარდობითი წაგრძელების გრაფიკების ფორმის ცვლილებას, მაგრამ ვერ აქრობს 200-400°C ტემპერატურაზე არსებულ ანომალიას. დაბალი კონცენტრაციით ლეგირება ($<10^{17}$ სმ⁻³) ნიკელითა და კობალტით ასუსტებს ფარდობითი წაგრძელების ანომალიას.

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ 10^{17} - 10^{18} სმ⁻³ კონცენტრაციით ნიკელითა და კობალტით ლეგირება მთლიანად ახშობს ფარდობითი წაგრძელების ანომალიას აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში და ზრდის წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის მნიშვნელობებს 20-1000°C ტემპერატურულ ინტერვალში. გარდამავალი მეტალებით ლეგირებული -რომბოედრული ბორისათვის დამახასიათებელია ელემენტარული უჯრედის მოცულობისა და მიკროსისალის მნიშვნელობების ამაღლება. მათთან კორელაციაშია ლეგირებული -რომბოედრული ბორის წრფივი გაფართოების კოეფიციენტის ცვლილება. ლეგირების გავლენით სტრუქტურისა და ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების ამაღლების ტენდენცია განპირობებულია -რომბოედრული ბორის ელემენტარული უჯრედის სიცარიელეებში განთავსებული გარდამავალი მეტალების ატომების მახლობლობაში ფორმირებული მტკიცე ელექტრონული კავშირების ზემოქმედებით.

გრეხითი რხევების 0,5-5,0ჰც. სიხშირულ დიაპაზონში გამოკვლეულია სუფთა და ცალ-ცალკე კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული პოლიკრისტალური -რომბოედრული ბორის შინაგანი ხახუნის პროცესებისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებები. წარმოდგენილია საცდელ კრისტალებში თერმული დამუშავებისა და მაღალტემპერატურული დეფორმაციის ზემოქმედებით სტრუქტურული მდგომარეობისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ცვლილებების შედარებითი ანალიზი.

არალეგირებული ბორის ნიმუშების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურულ სპექტრებში გამოვლენილია მექანიკური რხევების ენერჯის გაბნევის და ატომთაშორისი კავშირის ძალების

ლოკალური ცვლილებების რელაქსაციური და არარელაქსაციური პროცესები. განსაზღვრულია რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები. გაანალიზებულია დეფორმაციული წარმოშობის ორეულებისა და ტექნოლოგიური მინარევების (ჟანგბადი, ნახშირბადი, აზოტი) ატომების ურთიერთქმედების განმსაზღვრელი როლი -რომბოედრული ბორის სტრუქტურაში რელაქსაციური და პისტრეზისული ტიპის პროცესებში.

შესწავლილია $5 \cdot 10^{17}$, $2 \cdot 10^{18}$ და $1 \cdot 10^{19} \text{ სმ}^{-3}$ კონცენტრაციით ნიკელის შემცველი -რომბოედრული ბორის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები. დადგენილია, რომ ნიკელის მაღალი კონცენტრაციით ($> 1 \cdot 10^{18} \text{ სმ}^{-3}$) ლეგირებულ ბორში $300-320^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურების არეში მთლიანად ქრება არარელაქსაციური შინაგანი ხახუნის პროცესი, რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერჯიების მნიშვნელობები მცირდება $10-15\%$ -ით, ხოლო მათი ინტენსივობა $\sim 20\%$ -ით.

რელაქსაციური პროცესების მახასიათებლების შემცირების ტენდენცია გამოვლენილია ასევე კობალტის $1 \cdot 10^{17}-5 \cdot 10^{19} \text{ სმ}^{-3}$ კონცენტრაციულ ინტერვალში ლეგირებულ -რომბოედრულ ბორში. კობალტის მითითებულ კონცენტრაციულ ინტერვალში მთლიანად ქრება არარელაქსაციური შინაგანი ხახუნის პროცესები და საგრძნობლად მცირდება ($20-25\%$) რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობა.

შესწავლილია არალეგირებული და კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ამპლიტუდური დეფორმაციის $1 \cdot 10^{-5}-5 \cdot 10^{-3}$ ინტერვალში სხვადასხვა ფიქსირებულ ტემპერატურაზე. გამოვლენილია აღნიშნული მახასიათებლების ცვლილების მრავალსტადიურობა. განსაზღვრულია მომიჯნავე სტადიების გამყოფი ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული მნიშვნელობები და შეფასებულია დრეკადობის ზღვრის სიდიდეები.

დადგენილია, რომ კობალტითა და ნიკელით ლეგირება შესამჩნევად ამცირებს კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობებს, მაღალ ამპლიტუდებზე ($> 1 \cdot 10^{-3}$) მცირდება ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე. განსაზღვრულია მიკროპლასტიკური დეფორმაციის დაწყების კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდე 200°C ტემპერატურაზე. შესწავლილია მაღალ ტემპერატურებზე კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის, ძვრის აბსოლუტური მოდულისა და დრეკადობის ზღვრის სიდიდეების ცვლილებების კანონზომიერებანი. ნაჩვენებია, რომ ლეგირებული -რომბოედრული ბორი მაღალ ტემპერატურებზე ხასიათდება ძვრის მოდულის ამაღლებული აბსოლუტური სიდიდეებით.

ცნობილია, რომ შინაგანი ხახუნისა და მექანიკური მოდულების ამპლიტუდური დამოკიდებულებების გამოვლინება განპირობებულია მყარ სხეულებში დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების (მინარევების ატომები, ვაკანსიები, მათი კომპლექსები) ურთიერთქმედებით. მეტალებსა და შენადნობებში აღნიშნული ურთიერთქმედება იწვევს განმტკიცებას, ხოლო ღრმად ლეგირებულ ნახევარგამტარებში ნაცვლად განმტკიცებისა ხორციელდება ე.წ.

“ღარბილება” დისლოკაციების გაუჯერებელი ელექტრონული ბმების შევსებისა და, შესაბამისად, მათი ძვრადობის გაზრდით.

გაანალიზებულია ლეგირებული -რომბოედრული ბორის ძვრის აბსოლუტური მოდულის ზრდის და დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების (დეფორმაციული ორეულები, წყობის დეფექტები) აქტივაციის ენერჯის შემცირების მიზეზები.

ძვრის მოდულის ამადლების მიზეზად მიჩნეულია მალეგირებელი კობალტისა და ნიკელის ატომების მახლობლობაში ძლიერი Me-B ელექტრონული კავშირების ფორმირება კრისტალის დისლოკაციებისაგან თავისუფალ მოცულობაში. რელაქსაციური დისლოკაციური წარმოშობის პროცესების აქტივაციური მახასიათებლების შემცირება შესაძლებელია გამოწვეულია რხევების ენერჯის გაბნევის პროცესებში მონაწილე ორეულოვანი დისლოკაციებისა და წყობის დეფექტების შემადგენელი ნაწილობრივი დისლოკაციების ბირთვების ელექტრონული ბმების შესუსტებით.

წარმოდგენილია კობალტითა და ნიკელით ლეგირებულ -რომბოედრულ ბორში შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური და არარელაქსაციური პროცესების შესაძლებელი მიკროსკოპული მექანიზმები:

- {100} კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებზე დეფორმაციული ორეულების საზღვრის მიგრაცია ორეულოვან ზედაპირულ დისლოკაციაზე რგოლის ჩასახვითა და გაფართოებით ნიშანცვლადი გარეშე ძაბვის ველში (~250°C).
- დეფორმაციული ორეულების საზღვრებში არსებული ბორის, ჟანგბადისა და ნახშირბადის ატომებისაგან ფორმირებული კომპლექსების კონფიგურაციისა და შედგენილობის შექცევადი ცვლილებები ტემპერატურისა და მექანიკური ძაბვის ერთდროული ზემოქმედებით (300-350 °C).
- {100} კრისტალოგრაფიული სისტემის სიბრტყეებზე წყობის დეფექტების შექცევადი შეკუმშვა-გაფართოება ნიშანცვლადი გარეშე ძაბვის ზემოქმედებით.

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ კობალტითა და ნიკელით ლეგირებით, მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავებითა და მაღალამპლიტუდური გრეხითი დეფორმაციით შესაძლებელია -რომბოედრული ბორის დრეკადობის ზღვრისა და მიკროპლასტიკური დეფორმაციის მახასიათებლების, ასევე ორეულოვანი დისლოკაციების და წყობის დეფექტების ძვრადობის ფართო დიაპაზონში ცვლილება.

გარდამავალი მეტალებით ლეგირების, თერმული დამუშავებისა და დეფორმაციის ზემოქმედებით რეალური სტრუქტურის, ფიზიკურ-მექანიკური, თერმული და ელექტროფიზიკური თვისებების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას ბორის ფუძეზე ახალი შენადნობების, კომპოზიციური მასალებისა და პროფილირებული ნამზადების შესაქმნელად ახალი ფუნქციონალური ხელსაწყოებისა და მოწყობილობებისათვის.

Resume

Various polymorphous modifications of boron, its alloys and compounds are characterized by real perspectives of practical applications in semiconducting instrument-making industry, compositioned materials and specific fields of technique.

Complex studying of real structure and structural-sensitive physical-mechanical properties of boron, obtained by various methods is very important for realization of application perspectives of materials developed on the basis of boron.

Despite of numerous scientific publications about obtaining of boron, its structure and physical properties, characteristics of generation of defects, characterized for structural modifications, activation of their motion, interaction and thermal stability have not been complexly investigated. Dynamic mechanical, thermal and electrophysical properties of separate modifications of boron in the wide ranges of temperature and dopant components practically have not been studied.

In the present work results of studying of microstructure, electrophysical characteristics, microhardness, dynamic shear modulus, relaxation and hysteretic internal friction processes and microplasticity of the crystals of β -rhombohedral boron, doped by cobalt and nickel have been presented.

The crystals of β -rhombohedral boron, doped separately by cobalt and nickel have been obtained by crystallization of melt in resistance furnace. Structural defects – grains boundary, twinings, micropores have been studied using optical and scanning electronmicroscope.

Increase of absolute values of microhardness and shear modulus of cobalt and nickel doped crystals has been established, that is caused by formation of strong SP^2 type bonds in the nearness of atoms of dopant metals and by decrease the mobility of dislocation origin defects.

Complicated character of effect of hightemperature annealing has been shown. Annealing in vacuum in 200-450°C temperature interval causes increase of values of microhardness and shear modulus, and the annealing in 800-1000°C temperature interval causes decrease of mentioned mechanical characteristics by 10-15%, that is explained by changing of impurity concentration and distribution in atmospheres of dislocation origin defects (twinings, staking faults) at the room temperature.

Electrophysical characteristics of crystals of β -rhombohedral boron, in the initial state and after thermal treatment have been studied via the Hole Effect at the room temperature. It has been established, that Ni doped crystals are characterized by n-type conductivity, in the carrier concentration interval of 10^{18} - 10^{20} cm⁻³ and Co doped crystals are characterized by p-type conductivity.

Relative elongation of undoped and Co and Ni doped β -rhombohedral boron crystals have been studied in 200-800°C temperature interval in vacuum in 3-5- grad/min heating-cooling conditions. Changing of the relative elongation of the undoped crystal in 200-400°C in heating-cooling cyclic has been deviated from the linear function. It has been sharply revealed at high velocity of changing of measuring temperature (~5grad/min). Annealing at the different temperatures in 200-1000°C temperature interval for 3-5 hrs causes changes of shape of diagrams of the relative elongation, but does not suppresses anomalies of its changes in 200-400°C. Doping by low

concentration cobalt and nickel has weakened anomaly, expressed on the diagrams of the relative elongation.

It has been experimentally established, that doping by cobalt and nickel up to 10^{17} - 10^{18} cm^{-3} concentration suppresses anomaly of relative elongation and causes increase of values of linear thermal expansion coefficient by 10-15% in 20-1000°C temperature interval. Transitive metals doped α -rhombohedral boron has been characterized by increase of values of microhardness and volume of elementary cell. Changing of linear thermal expansion under the influence of doping has been correlative with them.

Tendency to increase of structural and physical-mechanical characteristics have been stipulated by tensile influence of oriented strong electronic bonds, formed close to the atoms of transitive metals, located in pores of the elementary cell of α -rhombohedral boron.

Temperature and amplitude dependences of internal friction and shear modulus of undoped and cobalt and nickel doped polycrystalline α -rhombohedral boron have been investigated in 0,5-5,0Hz. frequency interval of torsion oscillations. Comparable analysis of changes of physical-mechanical properties and structural state, by the influence of thermal treatment and hightemperature deformation in experimental crystals has been presented.

Relaxation and non-relaxation processes of changes of inter-atomic bonding forces and energy scattering of mechanical oscillations have been revealed in temperature spectra of internal friction and shear modulus of undoped experimental specimens. The values of frequency factor and activation energy of relaxation processes have been determined.

Determining role of interaction of technological impurity atoms (oxygen, carbon, nitrogen) and deformation origin twinings in relaxation and hysteretic type processes in the structure of α -rhombohedral boron have been analyzed. Temperature spectra of internal friction and shear modulus of α -rhombohedral boron doped by nickel with concentration $5 \cdot 10^{17}$, $2 \cdot 10^{18}$ and $1 \cdot 10^{19}$ cm^{-3} have been studied. It has been established, that non-relaxation internal friction process in 300-320°C temperature area has disappeared in boron, doped by nickel with high concentration ($>1 \cdot 10^{18}$ cm^{-3}), the values of activation energy of the relaxation processes have decreased by 10-15% and intensity of relaxation processes has reduced by ~20%. Tendency to decrease of characteristics of relaxation processes have been also revealed in α -rhombohedral boron, doped by cobalt with concentration 10^{17} - $5 \cdot 10^{19}$ cm^{-3} . In this interval of cobalt concentration non-relaxation internal friction processes have disappeared and intensity of relaxation processes has decreased (20-25%).

Amplitude dependence of internal friction and shear modulus of undoped and Co and Ni doped α -rhombohedral boron have been studied in the interval of $1 \cdot 10^{-5}$ - $5 \cdot 10^{-3}$ amplitude deformation at different fixed temperatures. Multistage character of changes of abovementioned characteristics has been revealed. Critical values of amplitude deformation separating of adjacent stages have been determined and the values of elastic limit have been estimated. It has been established, that doping by nickel and cobalt causes decrease of the values of critical amplitude deformation by ~15%-, at high amplitudes ($>1 \cdot 10^{-3}$) absolute value of shear modulus decreases. The value of critical amplitude of beginning micro-plastic deformation has been determined at 200°C temperature. Peculiarities of changing of the values of critical amplitude deformation, shear modulus and elastic limit at high temperatures have

been studied. It has been shown, that doped α -rhombohedral boron has been characterized by increased absolute values of shear modulus at high temperatures.

According to known theory, detection of amplitude dependences of internal friction and mechanical module has been stipulated by interaction of dislocations and point defects (impurity atoms, vacancies, complexes) in solid states. These interaction has caused strengthening in metals and alloys. In deeply doped semiconductors instead of “strengthening“, ”softening” has taken place by electronic bonds saturation of dislocation and respectively, increasing of its mobility.

Reasons of decreasing of activation energy of dislocation origin defects (deformation twinings, faults stacking) and increasing of absolute shear modulus of α -rhombohedral boron have been analyzed.

As the reason of increasing of shear modulus has been considered formation of strong Me-B electronic bonds, near of dopant cobalt and nickel atoms, in the volume free from dislocations. Decreasing of activation characteristics of dislocation origin relaxation processes, can be stipulated by weakening of electronic bonds of partial dislocation cores of stacking faults and twinning dislocations, participating in processes of energy scattering.

Microscopic mechanisms of non-relaxation and relaxation processes of internal friction of α -rhombohedral boron, doped by nickel and cobalt have been presented:

- Migration of deformation twinings boundary on the {100} crystallographic plane by generation and expansion of ring on surface twinning dislocation in the field of periodical external stress ($\sim 250^\circ\text{C}$).
- Reversible changes of configuration and composition of complexes formed with carbon, oxygen and boron atoms, located in the deformation twinings boundary by the simultaneous influence of temperature and mechanical stress ($300-350^\circ\text{C}$).
- Reversible pressing-expansion of stacking faults, located on crystallographic planes of {100} system in the field of periodic external stress.

It has been experimentally established, that changes in wide range of mobility of stacking faults and twinning dislocations, characteristics of microplastic deformation and elastic limits of α -rhombohedral boron are possible by the doping of cobalt and nickel, hightemperature thermal treatment and hightemperature torsion deformation.

Peculiarities of changes of real structure, electrophysical, thermal and physical-mechanical properties, established in condition of doping by transitive metals, thermal treatment and deformation can be applied for creating of new alloys and compositioned materials and profiled samples, based on boron for new functional devices and equipments.

მადლიერება

უსაზღვრო მადლიერებას გამოვხატავ სადისერტაციო ნაშრომის ხელმძღვანელის, ფიზ.-მათ. მეცნ. დოქტორის, სრული პროფესორის გიორგი დარსაველიძის მიმართ დოქტორანტურაში სწავლისა და დისერტაციაზე მუშაობის პერიოდში გაწეული პედაგოგიური და მეცნიერული ხელმძღვანელობისათვის.

გულითად მადლობას ვუძღვნი ფერდინანდ თავაძის მეტალურგიისა და მასალათმცოდნეობის ინსტიტუტის კოლექტივს ექსპერიმენტული სამუშაოებისა და შედეგების ანალიზის პროცესში გაწეული დახმარებისა და მხარდაჭერისათვის.

მარგალიტა დარჩიაშვილი.

სარჩევი

ცხრილების ნუსხა	14
ნახაზების ნუსხა	15
შესავალი	17
1. ლიტერატურული მიმოხილვა	23
1.1. ბორის მიღების მეთოდები	23
1.2. ბორის სტრუქტურული მოდიფიკაციები	24
1.2.1. -რომბოედრული ბორი	24
1.2.2. ტეტრაგონალური ბორი	25
1.2.3. -რომბოედრული ბორი	27
1.3. სტრუქტურული დეფექტები ბორში	30
1.4. ბორის ლეგირების მეთოდები	32
1.5. ლეგირებული ბორის ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები	34
1.5.1. ელექტროგამტარობა.....	34
1.5.2. სითბოგამტარობა.....	37
1.5.3. თერმული გაფართოება	39
1.5.4. მექანიკური თვისებები	40
1.5.5. მექანიკური რელაქსაციური პროცესები	43
2. შედეგები და მათი განხილვა	48
2.1. კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის მიღება და კვლევის მეთოდები	48
2.1.1. ლეგირებული კრისტალების მიღება	48
2.1.2. მიკროსტრუქტურული ანალიზი	49
2.1.3. მიკროსისხლის განსაზღვრა	49
2.1.4. თერმული გაფართოების კვლევა	50
2.1.5. ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვა	52
2.1.6. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვა	52
2.2. კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის სტრუქტურა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები	56
2.2.1. მიკროსტრუქტურა.....	56
2.2.2. ელექტროფიზიკური თვისებები	63
2.2.3. თერმული გაფართოების ტემპერატურული დამოკიდებულება	65

2.2.4. კობალტითა და ნიკელით ლეგირების გავლენა -რომბოედრული ბორის კრისტალების მიკროსისაღესა და ძვრის მოდულზე	70
2.3. კობალტით და ნიკელით ლეგირების გავლენა -რომბოედრული ბორის არადრეკად თვისებებზე	73
2.3.1. პოლიკრისტალური -რომბოედრული ბორის არადრეკადი თვისებები.....	74
2.3.2. კობალტით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება	84
2.3.3. ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება	98
2.3.4. B-Co სისტემის შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება	108
2.3.5. B-Ni სისტემის შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება	116
დასკვნა	129
გამოყენებული ლიტერატურა	132

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1. შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები -რომბოედრულ ბორში	44
ცხრილი 2. ლეგირებული -ბორის კრისტალების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები	64
ცხრილი 3. წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის მნიშვნელობები	68
ცხრილი 4. ლეგირებული -ბორის კრისტალების მიკროსისაღე და ძერის მოდული	71
ცხრილი 5. პოლიკრისტალური -ბორის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები	75
ცხრილი 6. პოლიკრისტალური -ბორის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები 300-1000K ინტერვალში	80
ცხრილი 7. კობალტით ლეგირებული -ბორის შენადნობების შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები	88
ცხრილი 8. ნიკელით ლეგირებული -ბორის შენადნობების შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები.....	99
ცხრილი 9. B+0,5ატ%Co შენადნობის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები ფიქსირებულ ტემპერატურებზე	115
ცხრილი 10. B-Ni შენადნობებში დისლოკაციის ბმის ენერჯიის მახასიათებლები	119
ცხრილი 11. პოლიკრისტალური B-Ni შენადნობების დინამიური მექანიკური მახასიათებლები	123

ნახაზების ნუსხა

ნახ. 1. β -რომბოედრული ბორის ელემენტარული უჯრედის სქემა.....	28
ნახ. 2. ინდუქციური გადამწოდით მომუშავე დილატომეტრის ბლოკსქემა	51
ნახ. 3. გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის სქემა.....	55
ნახ. 4. არალევირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების მიკროსტრუქტურა $\times 400$	57
ნახ. 5. $B+1,2\text{ატ}\%Co$ კრისტალების მიკროსტრუქტურა $\times 400$	59
ნახ. 6. $B+1,5\text{ატ}\%Ni$ კრისტალების მიკროსტრუქტურა $\times 400$	60
ნახ. 7. -ბორის კრისტალების მიკროსტრუქტურის რასტრული ელექტრონულ-მიკროსკოპული გამოსახულებები	60
ნახ. 8. $B+1,2\text{ატ}\%Co$ კრისტალების მიკროსტრუქტურის რასტრული ელექტრონულ-მიკროსკოპული გამოსახულებები	61
ნახ. 9. $B+1,5\text{ატ}\%Ni$ კრისტალების მიკროსტრუქტურის რასტრული ელექტრონულ-მიკროსკოპული გამოსახულებები	62
ნახ. 10. ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულებები	66
ნახ. 11. ლევირების გავლენა -ბორის წრფივი გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე	67
ნახ. 12. პოლიკრისტალური -ბორის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება	74
ნახ. 13. პოლიკრისტალური -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 77-300K ინტერვალში	76
ნახ. 14. პოლიკრისტალური -ბორის შინაგანი ხახუნის სპექტრი 300-1000K ინტერვალში	78
ნახ. 15. პოლიკრისტალური -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრი 300-900K ინტერვალში	82
ნახ. 16. კობალტით ლევირებული -ბორის შინაგანი ხახუნის და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრი	86
ნახ. 17. კობალტით ლევირებული ბორის შინაგანი ხახუნის სპექტრი ტემპერატურის 300-1000K ინტერვალში	89
ნახ. 18. კობალტით ლევირებული -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 300-1000K ინტერვალში	96
ნახ. 19. ნიკელით ლევირებული -ბორის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება	98

ნახ. 20. ნიკელით ლეგირებული -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება	102
ნახ. 21. ნიკელით ლეგირებული -ბორის შინაგანი ხახუნის მაღალტემპერატურული სპექტრი	103
ნახ. 22. ნიკელით ლეგირებული -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება	107
ნახ. 23. B+0,5ატ%Co შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ფიქსირებულ ტემპერატურებზე	109
ნახ. 24. B+0,5ატ%Co შენადნობის ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ფიქსირებულ ტემპერატურებზე	113
ნახ. 25. B-Ni შენადნობების ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება	118
ნახ. 26. B-Ni შენადნობებში კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის ტემპერატურული დამოკიდებულება	119
ნახ. 27. B-Ni შენადნობების შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება	120

შესავალი

მაღალი მექანიკური თვისებები, რადიაციული მახასიათებლები, ელექტრული, ოპტიკური, თერმული და გამოყენებითი დანიშნულების ფიზიკურ-ქიმიური თვისებები განაპირობებენ -რომბოედრული მოდიფიკაციის ბორის ახალ კომპოზიციურ მასალებში, ნახევარგამტარულ ხელსაწყოთმშენებლობასა და რადიაციულად მედეგ კონსტრუქციებში გამოყენების მაღალ შესაძლებლობებს.

ლიტერატურული ანალიზი ცხადყოფს ბორის გამოყენების პერსპექტივობას ახალი ტექნიკის სხვადასხვა მოწყობილობებში:

- მაღალტემპერატურული ნახევარგამტარული ხელსაწყოები (თერმორეზისტორები, უკონტაქტო გადამრთველები, ნეიტრონული თერმომეტრები, წინააღმდეგობები მაღალი ტემპერატურული კოეფიციენტით);
- ინფრაწითელი გამოსხივების გამჭვირვალე ფანჯრები;
- თბური ნეიტრონების კრისტალური მთვლელები;
- ბირთვული რეაქტორებისა და იზოტოპური წყაროების სითბური ენერჯის გარდამქმნელები;
- მტკიცე და მყიფე მასალების სახეხი მოწყობილობები (ნაცვლად ბორის კარბიდისა და კორუნდისა).

თანამედროვე მაღალ ტექნოლოგიურ მოწყობილობებსა და სისტემებში გამოყენების პერსპექტივების განსაზღვრისათვის მნიშველოვანია მართვადი ფიზიკური თვისებების მქონე ბორის ულტრადისპერსული ფხვნილების, p- და n-ტიპის ლეგირებული მონოკრისტალური ძაფების, ეპიტაქსიური ფირებისა და მასიური ნიმუშების მიღების ტექნოლოგიური პროცესების კვლევა, მიღებული მასალების სტრუქტურული მდგომარეობისა და სტრუქტურულად-მგრძობიარე თვისებების ცვლილებათა კანონზომიერებების დადგენა. განსაზღვრული ელექტროფიზიკური თვისებების p- და n-ტიპის ლეგირებული -რომბოედრული ბორის მონოკრისტალური მასიური ნიმუშებისა და თხელი ფირების მიღების პრობლემის გადაჭრა წარმოაჩენს ახალ შესაძლებლობებს ბორის ფუძეზე ნახევარგამტარული ფუნქციონალური მოწყობილობებისა და

ხელსაწყოების შესაქმნელად. -რომბოედრული ბორის ლეგირებული მონოკრისტალები პერსპექტულია რენტგენისა და ნეიტრონების გამოსხივების მონოქრომატორებად გამოყენებისათვის, ხოლო პოლიკრისტალური ნამზადებისაგან შესაძლებელია დამუშავდეს მაღალეფექტური მაღალტემპერატურული თერმოელექტრული გარდამქმნელები.

ფუნდამენტური კვლევების თვალსაზრისით აშკარად არასაკმარისი მოცულობითა და სიღრმით არის შესწავლილი ბორის სტრუქტურული მოდიფიკაციებისათვის დამახასიათებელი წერტილოვანი, პლანარული და წრფივი დეფექტების კრისტალოგომეტრიული და ენერგეტიკული პარამეტრები, დეფექტების თერმული მდგრადობა და ელექტრული აქტივობა და მათი გავლენა სტრუქტურულად-მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე. პრაქტიკულად შეუსწავლელია თერმული, მექანიკური და რადიაციული ზემოქმედებით -რომბოედრული ბორის სტრუქტურული მდგომარეობისა და სტრუქტურულად- მგრძობიარე ფიზიკური თვისებების მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერებანი.

თანამედროვე ტექნიკის სხვადასხვა დარგში გამოყენების მაღალი პერსპექტულობა განაპირობებს -რომბოედრული ბორის p- და n-ტიპის ლეგირებული კრისტალების სტრუქტურის, ელექტროფიზიკური და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსურად შესწავლის აუცილებლობასა და აქტუალობას.

ნაშრომის მიზანს წარმოადგენს კობალტითა და ნიკელით ცალ-ცალკე ლეგირებული -რომბოედრული ბორის მასიური კრისტალების მიღება, მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური, თერმული და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსური კვლევა; ლეგირების, მაღალტემპერატურული თერმული და მექანიკური ზემოქმედების გავლენით მიკროსტრუქტურის, სტრუქტურული დეფექტების აქტივაციის, ელექტრული, მექანიკური და არადრეკადობის მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერების დადგენა.

დასახული მიზნის მისაღწევად წარმოდგენილ ნაშრომში გადაჭრილია შემდეგი ამოცანები:

- კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების მიღება ვაკუუმურ ელექტროწინაღობის ღუმელში გადნობით;
- კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული ბორის კრისტალების მიკროსტრუქტურის, მიკროსისაღისა და ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გამოკვლევა;
- კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული ბორის კრისტალების თერმული გაფართოების ტემპერატურული დამოკიდებულების შესწავლა;
- კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული ბორის კრისტალების გრეხითი რხევების დაბალ სიხშირულ დიაპაზონში (0,5-5,0მკვ) შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებების შესწავლა;
- კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული ბორის კრისტალებში გრეხითი რხევების ენერჯის გაბნევის რელაქსაციურ და ჰისტერეზისულ პროცესებში მონაწილე სტრუქტურული დეფექტების ჩასახვის, მოძრაობის აქტივაციისა და ურთიერთქმედების მახასიათებლების დადგენა;
- კობალტისა და ნიკელის კონცენტრაციის, მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავებისა და დეფორმაციის გავლენით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების სტრუქტურული დეფექტების ენერგეტიკული მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერებების კვლევა შინაგანი ხახუნის მეთოდით;
- კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული ბორის კრისტალების ორეულოვანი ზედაპირული დისლოკაციების მახასიათებლების, ძვრის მოდულისა და დრეკადობის ზღვრის აბსოლუტური სიდიდეების განსაზღვრა.

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე მდგომარეობს შემდეგში:

- მიღებულია p-ტიპის კობალტითა და p- და n-ტიპის ნიკელით ლეგირებული -ბორის კრისტალები;

- შესწავლილია კობალტითა და ნიკელით ლეგირებისა და თერმული დამუშავების გავლენა -რომბოედრული ბორის კრისტალების ელექტროგამტარობის ტიპისა და მნიშვნელობების ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე;
- ოპტიკური მიკროსკოპით შესწავლილია კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის პოლიკრისტალური სტრუქტურა და მასში დისპერსული ფაზებისა და ორეულების განაწილების ხასიათი;
- შესწავლილია კობალტისა და ნიკელის კონცენტრაციისა და თერმული დამუშავების გავლენა ლეგირებული -რომბოედრული ბორის თერმული გაფართოების მახასიათებლების ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე;
- შესწავლილია ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულებები და განსაზღვრულია რელაქსაციურ პროცესებში მონაწილე ორეულების ზედაპირული დისლოკაციებისა და წყობის დეფექტების მოძრაობის აქტივაციური მახასიათებლები;
- -რომბოედრულ ბორში მალეგირებელი მეტალების კონცენტრაციის 10^{17} - $5 \cdot 10^{19}$ სმ⁻³ ინტერვალში გამოვლენილია შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის რხევის ამპლიტუდისაგან მრავალსტადიური დამოკიდებულება და განსაზღვრულია რხევის ამპლიტუდის კრიტიკული მნიშვნელობები, ძვრის დინამიური მოდულისა და დრეკადობის ზღვრის აბსოლუტური სიდიდეები;
- შესწავლილია ლეგირებისა და თერმული დამუშავების გავლენა -რომბოედრულ ბორში არარელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის შინაგანი ხახუნის პროცესების მახასიათებლებზე.

ნაშრომში წარმოდგენილი კვლევის შედეგების პრაქტიკული ღირებულება მდგომარეობს შემდეგში:

- კობალტითა და ნიკელით ლეგირების, თერმული დამუშავებისა და დეფორმაციის გავლენის შესწავლის შედეგები მნიშვნელოვანია განსაზღვრული ელექტროფიზიკური მახასიათებლების, თერმული და

მექანიკური თვისებების მქონე ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების მიღებისათვის.

- კობალტისა და ნიკელის კონცენტრაციის, თერმული დამუშავების ტემპერატურისა და რხევითი დეფორმაციის ფართო დიაპაზონებში ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ცვლილებათა დადგენილ კანონზომიერებათა საფუძველზე შესაძლებელია ბორის ფუძეზე ახალი შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების პროგნოზირებისა და მართვის პრობლემის გადაჭრა.
- დამახასიათებელი სტრუქტურული დეფექტების მოძრაობის აქტივაციური პარამეტრების განსაზღვრა, ძვრის დინამიური მოდულისა და დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას -რომბოედრული ბორის ფუძეზე მიღებული შენადნობების პლასტიკურობისა და სიმტკიცის თეორიის დასამუშავებლად.
- კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -ბორის კრისტალების დრეკადი დეფორმაციისა და მიკროპლასტიკურობის დადგენილი მახასიათებლები მნიშვნელოვანია ბორის ფუძეზე ახალი მაღალტემპერატურული ნახევარგამტარული ხელსაწყოებისა და მოწყობილობების ტექნოლოგიური და ფიზიკური პარამეტრების, ასევე მათი საექსპლუატაციო მახასიათებლების, საიმედოობისა და მოქმედების ხანგრძლივობის დასადგენად.

ექსტრემალურ პირობებში მომუშავე თანამედროვე მაღალტექნოლოგიურ მოწყობილობებში გამოყენებისათვის დიდი მნიშვნელობა აქვს დეფექტების მინიმალური შემცველობის p- და n-ტიპის -რომბოედრული ბორის ლეგირებული მონოკრისტალების მიღების პრობლემის გადაჭრას. ეს ხელს შეუწყობს მაღალ ტემპერატურებზე სტატიკური და დინამიური დეფორმაციის, ულტრაიისფერი და -გამოსხივების, მაღალი ენერჯიის ნაწილაკების რადიაციისადმი მედეგი ნახევარგამტარული მასალებისა და ხელსაწყოების ტექნოლოგიების სრულყოფასა და განვითარებას.

აღნიშნული ტექნოლოგიური პრობლემების გადაწყვეტით შესაძლებელი იქნება მაღალი ალბათობით დადგინდეს ლეგირებული

-რომბოედრული ბორის სტრუქტურისა და სტრუქტურულად-მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ცვლილებების მიკროსკოპული მექანიზმები და შეფასდეს საკონსტრუქციო, კომპოზიციურ და ნახევარგამტარულ მასალებად მათი გამოყენების პერსპექტივები.

წინამდებარე ნაშრომში მიღებული შედეგები მნიშვნელოვან წვლილს შეიტანს აღნიშნული პრობლემების გადაწყვეტაში.

1. ლიტერატურული მიმოხილვა

1.1. ბორის მიღების მეთოდები

ცნობილია ბორის მიღების რამდენიმე მეთოდი: 1. ბორის ნაერთების (ოქსიდები, ჰალოგენიდები და ფტორიდები) აღდგენა შესაბამისი მეტალით; 2. ბორატების (მაგნიუმის ბორატი, კალიუმის ფტორბორატი) აღდგენა ელექტროლიზით; 3. ბორის ჰალოგენიდების აღდგენა წყალბადით; 4. ბორწყალბადის და ჰალოგენიდების თერმული დაშლა.

ბორის მიღების ყველაზე გავრცელებული მეთოდია მაგნიუმთერმული აღდგენა. პროცესი მიმდინარეობს $600-800^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე შემდეგი რეაქციით $\text{B}_2\text{O}_3+3\text{Mg} \rightarrow 2\text{B}+3\text{MgO}$. შედეგად მიიღება 90% სისუფთავის ამორფული ბორი. ტუტე-ბორიდული და ფტორ-ქლორბორიდული ნაღობებიდან ელექტროლიზური აღდგენით მიიღება 95% სისუფთავის ბორი, რომელიც შეიცავს ტექნოლოგიურად ძნელად მოსაცილებელ ბორის ინტერმეტალურ ნაერთებს. აღნიშნული მეთოდი წარმოადგენს რთულ და ხანგრძლივ პროცესს და პრაქტიკული თვალსაზრისით ნაკლებად პერსპექტულია. ბორის ჰალოგენიდების წყალბადით აღდგენა საშუალებას იძლევა ბორი გასუფთავდეს მეტალური და არამეტალური მინარევებისაგან. პროცესი მიმდინარეობს შემდეგი რეაქციით $2\text{BX}_3+3\text{H}_2 \rightarrow 2\text{B}+6\text{HX}$, სადაც X-ჰალოგენია. შედეგად მიიღება 99,8% სისუფთავის ბორი. მაღალი სისუფთავის (99,999%) ბორის მიღება შესაძლებელია $800-1200^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებამდე გახურებულ ბორის ძაფებზე BBr_3 -ის წყალბადით აღდგენისას [1, 2].

აღნიშნული მეთოდებით მიღებული ბორი საჭიროებს მინარევებისაგან გასუფთავებას, რაც შესაძლებელია განხორციელდეს – ჰორიზონტალური ზონური დნობით, ჩოხრალსკის მეთოდით ან უტიგელო ზონური დნობით (ელექტრონულ სხივური გახურებით). დნობის ზონური მეთოდის გამოყენება ნაკლებად ეფექტურია, რადგან დნობებისათვის გამოსადეგია მხოლოდ ძვირადღირებული მაღალ ტემპერატურაზე მღვრადი ($\sim 2200^{\circ}\text{C}$) ტიგელები [3-5].

უტიგელო ზონური დნობისათვის სადნობი მასალა მზადდება ბორის ფხვნილის დაწნეხვით, შემკვრელად გამოიყენება ბორის მჟავა. როგორც

მაღალი რადიალური ტემპერატურული გრადიენტის გამო აღნიშნული მეთოდით მიღებული კრისტალები დიდი რაოდენობით შეიცავენ სტრუქტურულ დეფექტებს. მათი კონცენტრაციის შემცირება შესაძლებელია დნობის პროცესში კრისტალში მაღალი სიდიდის მუდმივი დენის აღძვრით. მინიმალური რაოდენობის სტრუქტურული დეფექტებით (დისლოკაციები და ორეულები) ბორის მონოკრისტალების მიღება შესაძლებელია აგრეთვე პლაზმური დამუშავებით [6, 7].

მიუხედავად ცალკეული მიღწევებისა, მაღალი სისუფთავის ბორის მასიური კრისტალების მიღება დღემდე სირთულეს წარმოადგენს. შესაძლებელია ეს განპირობებულია ბორის ატომის არამდგრადი კონფიგურაციის (S^2P) მისწრაფებით ენერგეტიკულად უფრო მდგრადი კონფიგურაციისაკენ (SP^3). აღნიშნული თვისების გამო ბორის ატომები ადვილად მიიტაცებენ მინარევების სავალენტო ელექტრონებს.

12. ბორის სტრუქტურული მოდიფიკაციები

ბორი შეიძლება არსებობდეს ამორფულ და კრისტალურ მდგომარეობაში. კრისტალური ბორი ხასიათდება - და -რომბოედრული და - და -ტეტრაგონალური სტრუქტურული მოდიფიკაციებით. ტექნოლოგიურ პროცესში 1200°C -მდე მიიღება -რომბოედრული მოდიფიკაციის ბორის კრისტალები, 1700°C -ზე ზევით მიიღება -რომბოედრული ბორი, ხოლო $1200\text{-}1700^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ შუალედში შეინიშნება ბორის სხვადასხვა მოდიფიკაციის ნარევი [8].

12.1. -რომბოედრული ბორი

ბორის სტრუქტურულ მოდიფიკაციებს შორის -რომბოედრული მოდიფიკაცია ყველაზე მარტივი სტრუქტურით ხასიათდება და მდგრადია 1200°C -მდე. მაღალ ტემპერატურებზე ის მეტასტაბილურია და 1500°C -ის მახლობლობაში გადადის -რომბოედრულ მოდიფიკაციაში.

-რომბოედრული ბორის კრისტალური სტრუქტურა მიეკუთვნება სივრცით $R3m$ ჯგუფს. მისი ელემენტარული უჯრედის პარამეტრებია: $a=5,057\pm 0,003\text{\AA}$, $\alpha=58,06\pm 0,05^{\circ}$. ატომების რაოდენობა შეადგენს $Z=12$.

რომბოედრის თითოეულ წვეროზე განთავსებულია იკოსაედრის ცენტრები. იკოსაედრები ისე არიან ორიენტირებული, რომ მათი მესამე რიგის სიმეტრიის ღერძი მიმართულია რომბოედრის მთავარი დიაგონალის [111] გასწვრივ. ჰექსაგონალურ ასპექტში სტრუქტურა შეიძლება განხილული იქნას, როგორც (001) ბაზისური სიბრტყის პარალელური იკოსაედრებისგან შემდგარი ფენების ერთობლიობა. იკოსაედრები ფენებს შორის დაკავშირებული არიან $1,71\text{\AA}$ სიგრძის ექვსი კოვალენტური ბმით, ხოლო ბაზისურ სიბრტყეზე - $2,03\text{\AA}$ სიგრძის ე.წ. -ბმით, რომელიც წარმოადგენს წესიერი სამკუთხედის წვეროებს შორის ორი სავალენტო ელექტრონით განხორციელებულ სამცენტრიან ბმას [9, 10].

ელემენტარული უჯრედის რომბოედრის მთავარი დიაგონალის 1b და 2c კრისტალოგრაფიულ პოზიციაში არსებობენ სიცარიელები. მათში შესაძლებელია განთავსდნენ სხვადასხვა ელემენტის ატომები. მაგ. C, Si, P, As, O, S, Al-ის ატომები იკავებენ სამცენტრიანი -ბმის ადგილს და რომბოედრის მთავარი დიაგონალის გასწვრივ წარმოქმნიან C-B-C ან P-P ტიპის ატომებისაგან შემდგარ ჯაჭვს, რომლის განაპირა ატომები მეზობელი იკოსაედრების ატომებთან ქმნიან კოვალენტურ კავშირებს. -რომბოედრული ბორი სხვა მოდიფიკაციებთან შედარებით ხასიათდება მაღალი სიმკვრივით ($2,46\text{გ/სმ}^3$). მისი კრისტალური მესერი მხოლოდ 37%-ით არის შევსებული ატომებით [11].

1.2.2. ტეტრაგონალური ბორი

ცნობილია ბორის ორი ტეტრაგონალური მოდიფიკაცია და . - ტეტრაგონალური მოდიფიკაცია არ წარმოადგენს სუფთა ბორს, ის განიხილება როგორც ბორის ფუძეზე მიღებული ნაერთი, რომელიც სტაბილიზებულია ჟანგბადის, აზოტისა ან ბერილიუმის ატომებით [12].

-ტეტრაგონალური ბორის კრისტალური მესრის პარამეტრებია- $a=8,75\text{\AA}$ $c=5,06\text{\AA}$ და მიეკუთვნება $P4_2/nmm$ სივრცით ჯგუფს. მისი სიმკვრივეა $2,29\text{გ/სმ}^3$, ელემენტარული უჯრედი შედგება ბორის 50 ატომისაგან, რომლებიც დაჯგუფებული არიან $4(c)$ სიმეტრიის $2m$ ($1/4$ $1/4$ $1/4$, $3/4$ $3/4$

1/4 და 1/4 3/4 3/4) პოზიციებში. იკოსაედრები ერთმანეთთან დაკავშირებული არიან პირდაპირი B-B ბმით და 2b (0 0 1/2, 1/2 1/2 0) პოზიციაში მდებარე ორი იზოლირებული ატომით (B, C, N ან Be). თითოეულ იკოსაედრს გააჩნია გარეთ მიმართული 12 ბმა, რომელთაგან ათი მიმართულია მეზობელი იკოსაედრის შემადგენელი ბორის ატომებისაკენ, ხოლო ორი 2(b) პოზიციაში არსებული ცალკეული ატომისაკენ. მისი სტრუქტურული ფორმულაა $4B_{12}+2\cdot B_2+(0,37\pm 0,75)B$ [13].

-ტეტრაგონალური ბორი წარმოადგენს $(B_{12})_4B_2C_2$ შედგენილობის ნახშირბადით სტაბილიზირებულ ფაზას, სადაც ნახშირბადის ატომს უკავია ცენტრალური 2(b) პოზიცია. აღნიშნულ პოზიციაში ნახშირბადს შეიძლება ჩაენაცვლოს აზოტი, ტიტანი, ვანადიუმი, ნიკელი ან ბერილიუმი. -ტეტრაგონალური ბორის მესრის პარამეტრებია: $a=8,74-8,77\text{\AA}$, $c=5,03-5,09\text{\AA}$. დღეისათვის დადგენილია, რომ -ტეტრაგონალური ბორის კრისტალური მესრის სტაბილიზაციას ახორციელებენ არა ბორის, არამედ ნახშირბადის, ტიტანის, ვანადიუმის, ნიკელის ან ბერილიუმის ატომები [12, 14-20].

-ტეტრაგონალური ბორი მიიღება მაღალი სისუფთავის ბორის ბრომიდის წყალბადით აღდგენის შედეგად – ვოლფრამის ან რენიუმის ძაფებზე 1000K ტემპერატურაზე და ტანტალის ძაფებზე 950-1350°C ტემპერატურულ ინტერვალში. -ტეტრაგონალური ბორის კრისტალური მესრის პარამეტრებია $a=10,14\text{\AA}$, $c=14,17\text{\AA}$, სივრცითი ჯგუფი P4₃, ან P4₃, სიმკვრივე- 2,36გ/სმ³, ელემენტარული უჯრედი შედგება ბორის 190 ატომისაგან. B₁₂ და B₂₈ სტრუქტურულ ერთეულებს შორის გამოვლენილია შუალედური B₂₁ იკოსაედრი. -ტეტრაგონალური ბორის ელემენტარული უჯრედი შედგება რვა B₁₂, ოთხი B₂₁ იკოსაედრისა და ათი ბორის იზოლირებული ატომისაგან. მისი სტრუქტურული ფორმულა გამოისახება შემდეგნაირად $4B_{21}8B_{12}10B$. ატომებს შორის საშუალო მანძილი B₁₂ იკოსაედრში არის 1,799Å, B₂₁ იკოსაედრში- 1,813Å, ხოლო (B₁₂-B₁₂), (B₂₁-B₂₁) და (B₁₂-B₂₁) ქვეუჯრედებს შორის შესაბამისად- 1,751Å, 1,724Å და 1,785Å. ბორის -ტეტრაგონალური მოდიფიკაცია სხვა მოდიფიკაციებთან შედარებით ყველაზე ნაკლებადაა შესწავლილი [21-23].

1.2.3. -რომბოედრული ბორი

-რომბოედრული ბორის სტრუქტურა, ისევე როგორც -რომბოედრული ბორის, მიეკუთვნება სივრცით R3m ჯგუფს. -რომბოედრული ბორი პირველად მიღებულია 1957წელს [24].

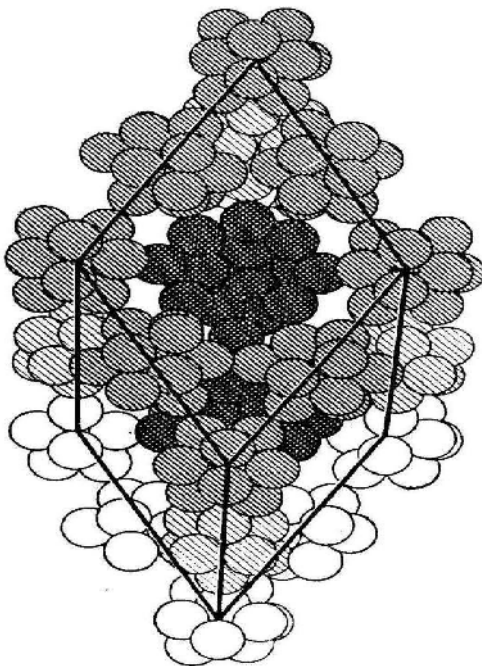
-რომბოედრულ ბორში ძირითად სტრუქტურულ ელემენტს წარმოადგენს 12 ატომისგან შემდგარი იკოსაედრი B_{12} . 99,5% სისუფთავის ბორის კრისტალის რომბოედრული ელემენტარული უჯრედის პარამეტრებია $a=10,145\pm 0,015\text{\AA}$ და $\beta=65^{\circ}17'\pm 8$ [25].

-რომბოედრული ბორის სტრუქტურული ერთეული შედგება ცამეტი B_{12} იკოსაედრისაგან, რომლებიც მაქსიმალურად სიმეტრიულად არიან დაკავშირებული ერთმანეთთან. თუ მივიჩნევთ, რომ $r=1,71\text{\AA}$ და $c=1,80\text{\AA}$ წარმოადგენენ შესაბამისად იკოსაედრის რადიუსსა და წიბოს, მაშინ იკოსაედრებს შორის ბმის სიგრძე იქნება $l=1,7\text{\AA}$. მეორადი იკოსაედრების ცენტრები განლაგებულია $4r+2c=10,145\text{\AA}$ დიამეტრის მქონე სფეროს ზედაპირზე. აღნიშნული სფეროს შიგნით მოთავსებულია ბორის 84 ატომისგან შედგენილი B_{84} სუბუჯრედი; ცენტრალური B_{12} იკოსაედრი რადიალურადაა დაკავშირებული დანარჩენ 12 ნახევრად იკოსაედრთან ანუ პენტაგონალურ პირამიდებთან. 60 პერიფერიული ატომი განლაგებულია ურთიერთდაკავშირებულ 12 პენტაგონალურ და 20 ჰექსაგონალურ წახნაგზე, და ქმნის B_{84} სუბუჯრედის სფერულ ზედაპირს. ცენტრალური B_{12} იკოსაედრი მცირედ შეკუმშულია, ხოლო მასთან დაკავშირებული იკოსაედრები შესაბამისად მცირედ გაფართოებული.

-რომბოედრული ბორის ელემენტარული უჯრედი შესაძლებელია წარმოდგენილი იქნას P-პოლიედრით, რომელიც შეესაბამება $B_{12}(B_6)_{12}$ უჯრედს, მასში შენარჩუნებულია ცენტრალური იკოსაედრის B_{12} სიმეტრიულობა. B_{84} სუბუჯრედის ფსევდო-კომპაქტური ფენები, რომლებიც მეექვსე რიგის სიმეტრიის ღერძის პერპენდიკულარულად არიან განლაგებული, ქმნიან ოქტაედრულ სიცარიელებს, რომლებიც შევსებულია დამატებითი ატომებით და ქმნიან ბორის 10 ატომის შემცველ ორ ახალ პოლიედრს. ზემოთ აღნიშნულიდან გამომდინარე -

რომბოედრული ბორის ელემენტარული უჯრედის სტრუქტურული ფორმულა იღებს შემდეგ სახეს $B_{84}+2B_{10}+B$. უნდა აღინიშნოს, რომ ბორის ატომების დაახლოებით 80% განთავსებულია თითქმის იდეალური ორიენტაციის P-პოლიედრის წვეროებზე, რაც განაპირობებს -რომბოედრული ბორის თერმულად მაღალ მდგრადობას – სტრუქტურა მდგრადია დნობის ტემპერატურამდე ($\sim 2200^{\circ}\text{C}$) [26, 27].

β -რომბოედრული ბორის კრისტალოქიმიური ანალიზის მიხედვით, ბორის ატომის გასაშუალოებული კოვალენტური რადიუსი შეადგენს $\sim 0.88\text{\AA}$ -ს. თუ ბორის ატომებს განვიხილავთ ასეთი რადიუსის სფეროებად, მაშინ აღმოჩნდება, რომ ბორის კრისტალში მთელი მოცულობის მხოლოდ $\sim 36.5\%$ შეივსება რეგულარულ კვანძებში განთავსებული ატომებით. ამის გამო β -რომბოედრული ბორის უაღრესად რთულ კრისტალურ მესერში (ნახ. 1) არსებობს დიდი თავისუფალი სივრცე მინარევების განსათავსებლად.



ნახ. 1. β -რომბოედრული ბორის ელემენტარული უჯრედის სქემა.

-რომბოედრულ ბორში განიხილავენ კვანთაშორისი სიცარიელების 8 განსხვავებულ ტიპს: A(1), A(2), A(3), D, E, F(1), F(2) და G. აღნიშნულ სიცარიელებში ჩანერგილი მინარევების ატომებისათვის უახლოეს მეზობლებად მიიჩნევა, უპირველეს ყოვლისა, მესრის რეგულარულ კვანძებში მყოფი ატომები, აგრეთვე ბორის ზოგიერთი არარეგულარული და ზოგიერთი მინარევის ატომი.

β-რომბოედრული ბორის ელემენტარულ უჯრედში A(1) ტიპის 2 სიცარიელეა. ისინი განლაგებულია B_{84} სუბუჯრედში ცენტრალური იკოსაედრის სამკუთხა წახნაგების გარეთ. მათ დამახინჯებული ტეტრაედრის ფორმა აქვთ და თითოეული მათგანი გარშემორტყმულია 4 იკოსაედრით B_{12} . A(1) ტიპის სიცარიელებში მყოფ ატომს ბორის 12 უახლოესი მეზობელი გააჩნია. ისინი ერთგვარად არაეკვივალენტურ პოზიციებში იმყოფებიან საშუალოდ 2.17\AA -ის ტოლ მანძილზე. გარდა ამისა, სამი მეზობელი შეიძლება მდებარეობდეს ნაწილობრივ შევსებულ არარეგულარულ კვანძებში B(16); და კიდევ სამი და ერთი მინარევული ატომი D სიცარიელეში სხვადასხვა მანძილებზე [26].

არსებობს A(2) ტიპის 6 სიცარიელე, რომლებიც აგრეთვე მდებარეობენ B_{84} სუბუჯრედში, ცენტრალური იკოსაედრის გარეთ. აქ ჩანერგილ ატომს 12 უახლოესი მეზობელი ჰყავს საშუალოდ 2.10\AA -ის ტოლ მანძილზე.

A(3) ტიპის 12 სიცარიელეა B_{84} სუბუჯრედის გარეთ, ისინი დოდეკაედრულად ერტყმიან გარს ცენტრალურ იკოსაედრს. რომელიმე ამგვარ სიცარიელეში ჩანერგილ ატომს გააჩნია ბორის 12 უახლოესი მეზობელი ატომი, დაშორებული 2.15\AA -ით.

ორ შემჭიდროებულ B_{10} სუბუჯრედს შორის, არსებობს D ტიპის 6 სიცარიელე, რომლებიც ურთიერთდაკავშირებულია B(15) ატომით და ელემენტარული რომბოედრის წიბოების შუაში განლაგებული ორი იკოსაედრით. ეს სიცარიელები გარს ერტყმიან ელემენტარული უჯრედის ცენტრალურ ატომს და მდებარეობენ რომბოედრის დიდი დიაგონალის მართობულ სიბრტყეში. D ტიპის სიცარიელის ცენტრი ზუსტად არაა განსაზღვრული: აქ ჩანერგილ ატომს შეუძლია 2 (ან 3)

განსხვავებული პოზიციის დაკავება. ერთ შემთხვევაში მას მხოლოდ ერთი უახლოესი მეზობელი გააჩნია 2.01\AA -ის ტოლ მანძილზე, ხოლო მეორეში-14 მეზობელი, 2.36\AA -ზე. ნებისმიერ შემთხვევაში მანძილი აქ ჩანერგილი ატომიდან ნაწილობრივ შევსებულ B(13) კვანძამდე ბევრად ნაკლები იქნება ატომური რადიუსების შესაბამის ჯამთან შედარებით. მაშასადამე, ასეთი ტიპის სიცარიელები ხელს უწყობენ სტრუქტურულად მოუწესრიგებელი მიკროუბნების შექმნას, რადგანაც ატომის ჩანერგვა D-ში გააჩენს ვაკანსიას B(13)-ში და, შესაბამისად, გამოიწვევს მესრის დეფორმაციას.

-რომბოედრული ბორის ელემენტარულ უჯრედში E ტიპის 2 სიცარიელეა. ისინი განლაგებული არიან B_{10} შემჭიდროებულ სუბუჯრედსა და 3 იკოსაედრს შორის. აქ ჩანერგილ მინარევს 15 მეზობელი გააჩნია საშუალოდ 2.38\AA -ის ტოლ მანძილზე.

სიცარიელები F(1) და F(2) მდებარეობენ 2 მეზობელი ელემენტარული უჯრედის B_{10} შემჭიდროებულ სუბუჯრედსა და იმ 2 იკოსაედრს შორის, რომლებიც რომბოედრის წიბოების შუაში მდებარეობენ. F(1)-ში ჩანერგილ ატომს ორი პოზიციის დაკავება შეუძლია. ერთ შემთხვევაში მას გააჩნია 7 მეზობელი 2.07\AA მანძილზე, ხოლო მეორეში-ორი 2.79\AA -ზე. ანალოგიური სიტუაციაა F(2) სიცარიელისთვისაც: 3 მეზობელი 2.12\AA მანძილზე და 13- 2.42\AA -ზე.

G სიცარიელე მდებარეობს A(1) სიცარიელის სარკულ სიბრტყეებში B_{84} სუბუჯრედის შიგნით და ჩამოკვეთილია რომბოედრის წახნაგების სიბრტყეებით. აქ პირველ და მეორე პოზიციებში განლაგებულ მინარევულ ატომს გააჩნია შესაბამისად, 8 და 6 უახლოესი მეზობელი საშუალო მანძილებზე 1.82 და 2.58\AA .

1.3. სტრუქტურული დეფექტები ბორში

სტრუქტურული დეფექტები ბორის მოდიფიკაციებში შედარებით ნაკლებადაა შესწავლილი. ბორის კრისტალურ მესერში არსებობს დიდი რაოდენობით სიცარიელები ანუ ფორები, ამიტომ მინარევების ატომები ძირითადად ჩანერგებიან განსაზღვრულ კვანძებს შორის, ხოლო

იშვიათად ჩაენაცვლებიან იკოსაედრის წვეროებში არსებულ ბორის ატომებს [26].

-რომბოედრული ბორის კრისტალურ მესერში სხვადასხვა ელემენტის ჩანერგვის შედეგად მიიღება იზოტრუქტურული ნაერთები. აღნიშნული ნაერთები შეიძლება განვიხილოთ, როგორც მყარი ხსნარები - რომბოედრული ბორის ფუძეზე. C, Si, P, O, As ატომები -რომბოედრული ბორის კრისტალურ მესერში იკავებენ 2c პოზიციას, Al, Zr, Lu, U, Tm, Er, Ho, Y, Dy ატომები ჩაინერგებიან 1b პოზიციაში, ხოლო Al და Si ატომები ჩაენაცვლებიან ბორის ატომებს $6h_1$ პოზიციაში [28].

-რომბოედრული ბორის ელემენტარული უჯრედის რვა სიცარიელიდან მინარევების ატომები ნაწილობრივ ავსებენ მხოლოდ ორ ან სამ სიცარიელეს. ამის შედეგად -რომბოედრული ბორის ფუძეზე მიიღება განსაზღვრული შედგენილობის მაღალბორიდიული მყარი ხსნარები [29].

სხვადასხვა კრისტალური მოდიფიკაციის ბორში დისლოკაციების შესახებ არსებობს მწირი ინფორმაცია და ისიც მხოლოდ -რომბოედრული ბორის კრისტალებისთვის. დისლოკაციების კრისტალოგრაფიული და დინამიკური თვისებები დღემდე არ არის შესწავლილი [30-34].

ბორის რომბოედრული სტრუქტურის შენადნობებისა და ნაერთების დისლოკაციური სტრუქტურის თავისებურებების შესწავლისათვის დიდი მნიშვნელობა ენიჭება ბორის რეალური სტრუქტურის ელექტრონულ-მიკროსკოპული ანალიზის შედეგებს. დადგენილია, რომ ნეიტრონებით დასხივების შედეგად ვაკანსიები ერთიანდებიან და წარმოქმნიან დისკოებს, რომლებიც კრიტიკული ზომის მიღწევის შემდეგ განიზიდებიან და წარმოქმნიან უძრავ დისლოკაციურ მარყუევებს ე.წ. ფრანკის მარყუევებს. შედეგად ბაზისურ {111} სიბრტყეებში ჩნდებიან იკოსაედრის ვაკანსიები [35, 36].

ბორი გამოირჩევა ორეულების წარმოქმნისადმი მაღალი მიდრეკილებით.

-რომბოედრული ბორის სტრუქტურაში ორეულები გამოვლენილია {112} და {100} სიბრტყეებზე, ხოლო -ტეტრაგონალურ ბორში {130} სიბრტყეებზე [37-39].

-რომბოედრული ბორში ორეულები გამოვლენილია {100} სიბრტყეებზე. ორეულები შესაძლებელია ასევე წარმოიქმნას {511} სიბრტყეებზე. ლაუეს მეთოდით ნიმუშის ტეხის ზედაპირის რენტგენოგრაფიულმა კვლევამ აჩვენა, რომ ზონური დნობის დროს -რომბოედრული ბორის მონოკრისტალი ხშირად იზრდება <211> მიმართულებით, ხოლო იშვიათად <112> მიმართულებით. ტეხის სიბრტყე ემთხვევა რომბოედრის (100) წახნაგს. აქედან გამომდინარე ტეხის ორივე ნაწილი შეიძლება განხილული იქნას როგორც {100} სიბრტყეებზე არსებული ორეულები [40-44].

შესწავლილია ლანთანის არასტექიომეტრულ ბორიდთან ერთად არსებული ფაზის – -რომბოედრული ბორის ორეულოვანი სტრუქტურა. აღნიშნული დეფექტი ფორმირდება არაწონასწორულ პირობებში სწრაფი გადაცივების დროს. მასში გამოვლენილია ორეულოვანი ჯგუფები, რომლებიც შესაძლებელია წარმოადგენდნენ, წყობის დეფექტებს B₈₄ სუბუჯრედებისაგან შედგენილ მჭიდროწყობის სტრუქტურაში [45, 46].

14. ბორის ლეგირების მეთოდები

ბორის ლეგირება მრავალი სხვადასხვა ხერხით შეიძლება განხორციელდეს. მეთოდის შერჩევა დამოკიდებულია მალეგირებელ ელემენტსა და ლეგირების დონეზე. ბორის ლეგირება სხვადასხვა მეტალთ შესაძლებელია: ბორის ნადნობში შესაბამისი მეტალური მინარევის შეტანით; ბორისა და შესაბამისი მეტალის ფხვნილების ნარევის დაწნეხილი ძელაკების დნობით [47].

ლეგირების მეთოდად მიჩნეულია აგრეთვე ზონური დნობის დროს უშუალოდ გამდნარ ბორში მეტალური მინარევის შეტანა. როგორც წესი, ბორის მატრიცაში ამა თუ იმ მეთოდით შეტანილი მინარევები საჭიროებენ ჰომოგენიზაციას. მაგალითად, ნახშირბადით ლეგირებული კრისტალების ჰომოგენიზაციას ახორციელებენ ჰელიუმის ატმოსფეროში მაღალ ტემპერატურაზე მრავალსაათიანი მოწვივით [48, 49].

ლეგირების ერთ-ერთ გავრცელებულ მეთოდად ითვლება კომპონენტების შეცვლა. აღნიშნული მეთოდით ბორის ლეგირება შესაძლებელია ისეთი ელემენტებით როგორცაა C, Cu, Hf და Zr [47].

სილიციუმით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის მისაღებად ამორფული ბორის და სილიციუმის ჰომოგენიზირებულ ნარევეს ათავსებენ ბორის ნიტრიდის ტიგელში და ახდენენ მოწვას მაღალ ტემპერატურაზე (~1800°C) არგონის ატმოსფეროში [50].

Ni-ით ლეგირება შესაძლებელია წინასწარ შემცხვარი სათანადო კაზმის ბორის ნიტრიდის ტიგელში დნობით. Hf და Zr-ის მყარი ხსნარების მისაღებად ბორის ფხვნილის და შესაბამისი დიბორიდის (HfB₂ ან ZrB₂) შემცხვარ კაზმს 80-100სთ. განმავლობაში ახურებენ 1800°C ტემპერატურაზე არგონის ატმოსფეროში. ბორის ლეგირება რკინით შეიძლება განხორციელდეს ამორფული ბორის და რკინის ფხვნილების ნარევის მაღალტემპერატურული შეცვლით არგონის ატმოსფეროში [51-53].

ლეგირების გავრცელებული მეთოდია ტიგელში დნობა. ამ მიზნით გამოიყენება წინააღმდეგობის ღუმელები და ბორის ნიტრიდის ტიგელები. დნობის სპეციალური რეჟიმებით მიიღება -რომბოედრული ბორის პოლიკრისტალური ნიმუშები ლეგირებული რკინით, რენიუმითა და ტიტანით. ბორის ფუძეზე Hf, Ni, V, W და Zr-ის მყარი ხსნარები მიიღება შესაბამისი კაზმის ბერილიუმის ოქსიდის ან ბორის ნიტრიდის ტიგელებში დნობით აზოტის ატმოსფეროში [54, 55].

ზოგჯერ გადნობამდე ახდენენ კაზმის წინასწარ დამუშავებას. მაგ. ბორის და ნიკელის ფხვნილების დაწნეხილ ნარევეს ჯერ შეაცხობენ (~400°C) და ამის შემდეგ ადნობენ ტიგელში. ბორის და ვანადიუმის მყარი ხსნარის მისაღებად კაზმს გადნობამდე მოწვავენ მაღალ ტემპერატურაზე (~1800°C). Al-ით და Cu-ით ლეგირებული -ბორის კრისტალები მიიღება მაღალტემპერატურულ, ვერტიკალურ ღუმელში დნობით [56-58].

Al-ით და Fe-ით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების მიღება შესაძლებელია ამორფული ბორის და ალუმინის ან -რკინის ცივად დაწნეხილი კაზმის ზონური დნობით. ასევე ზონური დნობით მიიღება ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორი [52, 59].

ნახშირბადით ლეგირებული პოლიკრისტალური -რომბოედრული ბორი მიიღება მაღალი სისუფთავის ბორისა და ნახშირბადის კაზმის რკალში დნობით და შემდგომ მრავალსაათიანი მოწვით მაღალ ტემპერატურაზე არგონის ატმოსფეროში. ამავე მეთოდით შესაძლებელია -ბორის ლეგირება Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni, Sc, Ti, Zn და V-ით. აღნიშნული მეთოდის გამოყენებისას სასურველია მაღალი სისუფთავის კომპონენტების გამოყენება და კრისტალის ჰომოგენიზაციის მიზნით მრავალსაათიანი მოწვა მაღალ ტემპერატურაზე არგონის ატმოსფეროში [60-64].

საწყის მასალად ფხვნილების ნარევის ნაცვლად შესაძლებელია სათანადო შედგენილობის ნაერთის გამოყენება. მაგ. - AlB_{12} მონოკრისტალის რკალში გადნობით მიღებულია Al-ით ლეგირებული ბორი [57].

გარდამავალი მეტალებით (Cr, Cu, Mn), Si-ით და Fe-ით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის ერთგვაროვანი კრისტალების მისაღებად, აწარმოებენ სუფთა ბორისა და შესაბამისი მალეგირებელი ელემენტის რკალში დნობასა და შემდგომ მრავალსაათიან მოწვას მაღალი სისუფთავის არგონის ატმოსფეროში [65-67].

1.5. ლეგირებული ბორის ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

1.5.1. ელექტროგამტარობა

როგორც ზემოთ ავღნიშნეთ -რომბოედრული ბორის (შემდგომში – ბორი) ელემენტარული უჯრედი შედგება ბორის 12 ატომისაგან შემდგარი ცამეტი B_{12} იკოსაედრისაგან. მასში განასხვავებენ ატომთა შორის სამ მანძილს – საშუალო მანძილს ორ უახლოეს ატომს შორის $\sim 1,8\text{\AA}$; იკოსაედრის გასაშუალოებულ დიამეტრს $\sim 3,5\text{\AA}$ და ელემენტარული უჯრედის რადიუსს სფერულ მიახლოებაში $\sim 11,5\text{\AA}$. აღნიშნულ მანძილებს შეესაბამება ლოკალიზებული, კვაზილოკალიზებული და დელოკალიზებული ელექტრონული მდგომარეობები. ამიტომ -ბორში ელექტროგამტარობა ნახტომისებურ და ზონურ მექანიზმებთან ერთად შესაძლებელია განხორციელდეს მდგომარეობებში გადანაცვლების მექანიზმითაც. ამ უკანასკნელის თანახმად მუხტის მატარებელი ჩატერის ცენტრში იმყოფება საკმაოდ დიდხანს. ამგვარი კვაზილოკალიზებული მდგომარეობის განმსაზღვრელია საკუთარი

წერტილოვანი დეფექტები (ვაკანსიები, მათი კომპლექსები, ჩანერგვის პოზიციაში ბორის ატომები), მესერში შემთხვევით განაწილებული B^{10} და B^{11} იზოტოპების ატომები, პოლარონული ეფექტი და მინარეგების ატომები. კვაზილოკალიზაციის წარმოქმნის მთავარ მიზეზად განიხილება მაღალი კოორდინაციის რეგულარული ატომების ჯგუფების არსებობა -ბორში. ამის შედეგად მოსალოდნელია ხვრელების მოძრაობისადმი არსებული ბარიერებისა და კვაზილოკალიზაციის უბნების მონაცვლეობა. ასეთ შემთხვევაში გადატანის პროცესი განიხილება, როგორც ხვრელის გადასვლა ერთი უბნიდან მეორეში [68, 69].

სხვადასხვა მექანიზმით ელექტროგამტარობა -ბორში შეიძლება განხორციელდეს განსხვავებულ პირობებში. მაგ. მაღალ ელექტრომაგნიტურ სიხშირეებზე ელექტროგამტარობაში წვლილი შეაქვთ მუხტის ზონურ მატარებლებს, ხოლო კვაზილოკალიზაცია არსებითია ფოტოგამტარობაში. -ბორის ნიმუშზე მოდებული პოტენციალთა სხვაობის გავლენით შესაძლებელია განხორციელდეს ელექტროდებიდან მუხტის ზონური მატარებლების ინექცია, სიბნელეში ჩამჭერების იონიზაციის ფრენკელ-ჰულის ეფექტი, ლოკალიზაციის ცენტრებს შორის გადამტანების გვირაბული მოძრაობა მოტისა და შკლოფსკის კანონით და ა.შ.

სავარაუდოა, რომ ნახტომისებური ელექტროგამტარობა -ბორში ხორციელდება, როგორც არალევირებულ, ისე ძლიერად ლევირებულ ნიმუშებში. მოტის კანონიდან გამომდინარე დაბალ ტემპერატურებზე მუხტის მატარებლების ლოკალიზაციის ცენტრების კონცენტრაცია მაღალია. ეს ნიშნავს, რომ პრაქტიკულად ყოველ ელემენტარულ უჯრედში არსებობენ მუხტის ჩამჭერები. ასეთ ვითარებაში ლოკალიზაციის რადიუსი მცირეა $\sim 1\text{\AA}$, რაც მთლიანად შეესაბამება მცირე რადიუსის პოლარონს. აღსანიშნავია, რომ მუხტის მატარებლის შეფერხება დეფექტთან ასტიმულირებს პოლარონის ფორმირებას [70].

-ბორში ელექტროგამტარობის ბუნების ანალიზისათვის წარმოდგენილია ამორფული კონცეფცია, რაც ეყრდნობა კრისტალური და ამორფული ბორის ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებუ-

ღების თვისობრივ მსგავსებას. ეს აიხსნება იმ გარემოებით, რომ -ბორის ელემენტარული უჯრედის პარამეტრები დიდია (~10Å). ასეთ კრისტალში კინეტიკური მოვლენები ძირითადად განისაზღვრება ახლო წესრიგით. ელექტროგამტარობის ტემპერატურული და ელექტრული ველის დაძაბულობაზე დამოკიდებულების მიხედვით -ბორს უკავია შუალედური მდგომარეობა ამორფულ და კრისტალურ ნახევარგამტარულ მასალებს შორის [70-73].

აღსანიშნავია, რომ კრისტალური და ამორფული ბორი საგრძნობლად განსხვავდება ერთმანეთისაგან დენის მატარებლების ენერგეტიკული სპექტრით: ამორფულ ბორში არსებობს ~0,1ევ დაშვებული ზონების მცირე “კუდები”, ხოლო -ბორში მინარევების ელექტრული წინააღმდეგობა იცვლება არამონოტონურად და აკრძალულ ზონაში ვლინდება ლოკალური დონე 0,2ევ სავალენტო ზონის ზედა საზღვრის ზემოთ. ეს ნიშნავს, რომ -ბორი შესაძლებელია განხილული იქნას მხოლოდ როგორც კვაზიამორფული მასალა. ამორფული ბორის კონცეფციის ავტორები ხაზგასმით აღნიშნავენ, რომ ანალოგია -ბორსა და ამორფულ ნახევარგამტარებს შორის დიდი სიფრთხილით უნდა იყოს განხილული, რადგან -ბორის ელემენტარულ უჯრედში არსებობენ ცალკეული მაღალი კოორდინაციის ატომები, რომლებიც წარმოქმნიან ზესტრუქტურას, მაშინ როდესაც ამორფულ ნახევარგამტარებში ლოკალიზაციის ცენტრები არასიმეტრიულად არიან განაწილებული. “ამორფული” კონცეფციის განსამტკიცებლად დამუშავებულია მცირე პოლარონის თეორია. ამორფული კონცეფციის შეზღუდული შესაძლებლობები ვლინდება კრისტალურიდან ამორფულ ბორზე გადასვლისას, როდესაც შესამჩნევია თვისებების მახასიათებლებში განსხვავება. აღსანიშნავია, რომ ანალოგია ამორფულ ბორსა და სხვა ნახევარგამტარული მასალების თვისებებს შორის უფრო მეტად შესამჩნევია, ვიდრე თვით კრისტალურ ბორთან [74, 75].

ძლიერ ელექტრულ ველში დაბალ ტემპერატურებზე (>300K) შესწავლილია მაღალი სისუფთავის -ბორის ელექტროგამტარობა. დადგენილია, რომ ნახტომისებური გამტარობის წვლილი მაღალია ზონურ ელექტროგამტარობასთან შედარებით. ხვრელების ძვრადობა

200K ტემპერატურაზე მეტად მცირეა ($\sim 5,5 \cdot 10^{-3} \text{ სმ}^2 \cdot \text{ვ}^{-1} \cdot \text{წმ}^{-1}$), რაც აგრეთვე მიუთითებს ნახტომისებური გამტარობის ბუნებაზე [76-77].

1.5.2. ბორის სითბოგამტარობა

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ ნებისმიერი მეთოდით მიღებული კრისტალური -ბორის სითბოგამტარობის მნიშვნელობები ტემპერატურის ფართო დიაპაზონში ერთმანეთის იდენტურია. სითბოგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულება არაღეგირებულ -ბორში 700-1000K ტემპერატურებზე და ძლიერად ლეგირებულ -ბორში 80-1500K ტემპერატურებზე პრაქტიკულად არ იცვლება. ეს აიხსნება სითბოს გადამტანი გრძელი და მოკლექალღოვანი ორი ფონონური მდგენელის არსებობით, რაც დამახასიათებელია შესაბამისად კრისტალური და ამორფული სხეულებისათვის [70, 78].

ცნობილია, რომ აკუსტიკური მოდების სითბოგამტარობა-ელემენტარულ უჯრედში არსებული ატომების რაოდენობის უკუპროპორციულია, ამიტომ ბორისთვის -ს სიდიდე ~ 10 -ჯერ უფრო ნაკლებია სხვა მარტივი სტრუქტურის კრისტალებთან შედარებით. მაღალსიხშირული ოპტიკური მდგენელი, რომელიც დომინირებს მაღალ ტემპერატურებზე, ამორფული სხეულების ანალოგიურად, სუსტად არის დამოკიდებული ტემპერატურაზე.

100K ტემპერატურის ზევით სუფთა ბორის სითბოგამტარობა საშუალოდ 5-ჯერ, ხოლო ოთახის ტემპერატურაზე დაახლოებით 20-ჯერ უფრო დაბალია ალმასის სტრუქტურის მქონე ნახევარგამტარებთან შედარებით. სითბოგამტარობის ასეთი დაბალი მნიშვნელობები განპირობებულია იმით, რომ -ბორისთვის დამახასიათებელ რთულ კრისტალურ სტრუქტურაში შესაძლებელია 315 ფონონის აღგზნება, რომელთაგან მხოლოდ სამია აკუსტიკური, ხოლო დანარჩენი 312-ოპტიკური. ტემპერატურის გაზრდით აკუსტიკურთან ერთად აღიგზნებიან ოპტიკური ფონონები, რომლებიც გვევლინებიან სითბოს ძირითად გადამტანებად [79, 80].

-ბორის მონოკრისტალებში დაბალ ტემპერატურებზე სითბოგამტარობა ანიზოტროპულია: იგი სიმეტრიის მესამე რიგის ღერძის გასწვრივ უფრო მაღალია, ვიდრე მის პერპენდიკულარულად [81].

სითბოგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულების გრაფიკზე შესაძლებელია რამდენიმე უბნის გამოყოფა. გაცილებით დაბალ ტემპერატურაზე ბორის სითბოგამტარობა ექვემდებარება $\sim T^3$ დამოკიდებულებას, რაც დამახასიათებელია ფონონების გაბნევისათვის კრისტალის ზედაპირზე ან მარცვლის საზღვრებზე. მართლაც თავისუფალი განარბენის საშუალო სიგრძე ნიმუშისა და მარცვლების ზომის რიგისაა. შემდგომში დამოკიდებულება სუსტდება: $\sim T^{1.8}$. ეს უბანი უკავშირდება ფონონების გაბნევას დისლოკაციებსა და ორეულების საზღვრებზე. ტემპერატურის შემდგომი ამაღლებით 50K მახლობლობაში აღწევს მაქსიმუმს 3ვტ/სმK. მომდევნო (80-300K) უბანზე სითბოგამტარობის შემცირება აღიწერება ხარისხოვანი ფუნქციებითა და ექსპონენტით $\sim \exp(-T/T_0)$, სადაც T_0 -დებობის ტემპერატურაა, ხოლო $T_0 = 2.4$ [82-85].

ექსპონენციალური დამოკიდებულება ადასტურებს ფონონ-ფონონური გაბნევის წვლილის გადამწყვეტ მნიშვნელობას, რაც ხორციელდება უპირატესად გადასროლის პროცესებით. -ს სწრაფი შემცირება განპირობებულია გრძელტალღოვანი ფონონის კვაზი იმპულსის კარგვის განსხვავებული მექანიზმით. აღნიშნულის მიზეზად შეიძლება მიჩნეული იქნას აკუსტიკური ფონონების გაბნევა ოპტიკურ რხევებზე. ამავე ტემპერატურულ უბანზე სითბოგადატანაზე გავლენას ახდენენ, ასევე წერტილოვანი დეფექტები, კერძოდ მინარევის ატომები ზემოქმედებენ ოპტიკური ფონონების ქვესისტემაზე. აკუსტიკური ფონონების გაბნევა გამყოფ საზღვრებზე, დისლოკაციებზე, იზოტოპურ დეფექტებსა და ფონონებზე გათვალისწინებულია -ბორის სითბოგამტარობის გამოანგარიშებისას [82, 83, 86].

მაღალ ტემპერატურებზე ბორის სითბოგამტარობა არ არის დამოკიდებული ტემპერატურებზე. ასეთი ქცევა განპირობებულია იმით, რომ -ბორში მაღალ ტემპერატურებზე სითბოს გადამტანებად გვევლინებიან ოპტიკური ფონონები. ისინი მოკლეტალღოვანია და ვერ “გრძნობენ”

დიდ პარამეტრიან კრისტალურ მესერს. ე.ი. ბორი ამჟღავნებს ამორფული მასალის თვისებას. აღსანიშნავია, რომ თუ სითბური ტალღის სიგრძე ნაკლებია მესერის პარამეტრზე ის არ ჩაითვლება ფონონად არამედ უბრალოდ სითბურ ალგზნებად. სითბოგამტარობის გრაფიკის მაღალტემპერატურულ უბანზე ბაქნის არსებობა აიხსნება ფოფონ-ფონონური გაბნევით, ოპტიკური ფონონების მონაწილეობითა და მათი საშუალებით სითბოს გადატანით [84, 87, 88].

-ბორის სითბოგამტარობის მნიშვნელობა ოთახის ტემპერატურაზე შეადგენს 0.26ვტ/სმ·K. მისი შემცირება შესაძლებელია მძიმე ელემენტებით ლეგირებისას. მძიმე ელემენტები ბორის მესერში წარმოქმნიან ახალ რეზონანსულ რხევით მოდებს, რომლებიც ურთიერთქმედებენ სითბოს გადამტან ფონონებთან და აძლიერებენ მათ გაბნევას [89].

1.5.3. თერმული გაფართოება

ადრეული პერიოდის ნაშრომებში ბორის წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის - L საშუალო მნიშვნელობა 293-1023K ტემპერატურულ ინტერვალში შეადგენდა $\sim 8,3 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ [90].

-ბორის კრისტალების თერმული გაფართოება $\pm 3\%$ -იანი სიზუსტით შესწავლილია როგორც დაბალტემპერატურულ, ასევე მაღალტემპერატურულ კვარცის დილატომეტრებზე. აგებულია ნიმუშის წაგრძელების ტემპერატურაზე დამოკიდებულების გრაფიკები. 293-1023K ტემპერატურულ ინტერვალში $L/L=f(T)$ გრაფიკს აქვს სწორხაზოვანი სახე [91].

თერმულ გაფართოებაში თუ უზუღვებელყოფთ დნობის ტემპერატურის მახლობლობაში წარმოქმნილი თერმული ვაკანსიების წვლილს, მაშინ მაღალ ტემპერატურებზე ($T >$) -ს ტემპერატურული დამოკიდებულება კარგად აღიწერება წრფივი განტოლებით $=A+BT$. ძალიან დაბალ ტემპერატურებზე ($T < 0,03$) თუ არ გავითვალისწინებთ ელექტონულ წვლილს, მაშინ თერმული გაფართოების კოეფიციენტი სითბოტევალობის ანალოგიურად განისაზღვრება შემდეგი დამოკიდებულებით $=DT^3$ [92].

-ბორის თერმული გაფართოება 300-1470K ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია მაღალტემპერატურულ ვაკუუმურ კამერაში - -200 10⁻²პა წნევის ქვეშ, რენტგენული დიფრაქტომეტრის -2,0 (CuK გამოსხივებით) გამოყენებით. -ბორის ჰექსაგონალური უჯრედის პარამეტრების განსაზღვრის შემდეგ გამოთვლილა -ბორის სითბური გაფართოების კოეფიციენტის საშუალო მნიშვნელობა 293-1200K ტემპერატურულ ინტერვალში მესამე რიგის სიმეტრიის ღერძის პარალელური და პერპენდიკულარული მიმართულებით [93].

(T)- გრაფიკზე გამოვლენილია მაქსიმუმები, რომლებიც შესაძლებელია გამოწვეული იყოს ტემპერატურული და დრეკადი ძაბვების ზემოქმედებით, -ბორის კრისტალურ მესერში არსებული ატომების კომპლექსების ან ჯგუფების, ასევე მინარევების ატომების მოძრაობით [94].

1.5.4. მექანიკური თვისებები

რეალური ნახევარგამტარული მასალების მექანიკურ მახასიათებლებს უპირველესად განსაზღვრავს მათ სრუქტურაში არსებული სხვადასხვა ტიპის სტრუქტურული დეფექტები. მათი ელექტრული აქტივობა, არაერთგვაროვანი განაწილება და ურთიერთქმედება განაპირობებენ მასალების სპეციფიკურ ქცევას სხვადასხვა ტემპერატურაზე დატვირთვის ზემოქმედებით. ამ ასპექტში დრეკადი და პლასტიკური თვისებების ანალიზი აუცილებელია ბორის სტრუქტურული მოდიფიკაციების ფიზიკურ-მექანიკური პარამეტრებისა და დამახასიათებელი დეფექტების ურთიერთკორელაციური კავშირების დასადგენად.

დადგენილია, რომ 20-900°C ტემპერატურულ ინტერვალში -რომბოედრული ბორის მიკროსისალე 3100კგ/მმ²-დან 1700კგ/მმ²-მდე მცირდება, დრეკადობის მოდული რხევის 3500პც სიხშირეზე, შეადგენს 39000კგ/მმ², ხოლო ძვრის მოდული გრეხითი რხევების ~1პც სიხშირეზე- 32000კგ/მმ². მსხვილმარცვლოვანი პოლიკრისტალური ბორის - დიაგრამაზე 1830°C ტემპერატურის მახლობლობაში 5კგ/მმ² ძაბვის

პირობებში შეიმჩნევა დენადობის ბაქანი, ეს ნიშნავს, რომ აღნიშნულ ტემპერატურაზე ბორი ამჟღავნებს პლასტიკურობას. ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე დადგინდა, რომ 1800°C ტემპერატურა წარმოადგენს ბორის პლასტიკურობის კრიტიკულ წერტილს [95].

ბორის ნიტრიდის ტიგელში გამდნარი და ზონური დნობით მიღებული -ბორის პოლიკრისტალური ნიმუშების ღუნვაზე მექანიკური გამოცდების შედეგად დადგინდა, რომ ოთახის ტემპერატურაზე ნიმუშები 1.03-1.37 კბარ. ძაბვის ზემოქმედებით იმსხვრევა. 20%KOH+20%Fe₃K(CH)₆+60%H₂O ხსნარში ნიმუშების ქიმიური პოლირების შემდეგ დამსხვრევისთვის საჭირო ძაბვა იზრდება 3.09 კბარ-მდე. აღნიშნული გარემოება შეიძლება აიხსნას იმით, რომ თავდაპირველად საკვლევი ნიმუშების ზედაპირი არასწორია, ხოლო ქიმიური პოლირების შემდეგ ის ხდება გლუვი, ამიტომ მის დამსხვრევას სჭირდება უფრო დიდი ძაბვა. შესრულებული მექანიკური გამოცდები ძაბვის ფართო ინტერვალში ადასტურებს დეფორმაციის დრეკად ხასიათს დამსხვრევამდე [96].

შესწავლილია შეცხოვით მიღებული პოლიკრისტალური ბორის ნიმუშების სიმტკიცე ღუნვაზე 293-2173K ტემპერატურულ ინტერვალში. კვლევით დადგინდა, რომ აღნიშნული ნიმუშების სიმტკიცე 293K-ზე შეადგენს 60-73მპა, 773K-ზე- 71-74მპა, 1273K-ზე- 82-85მპა, 1773K-ზე- 48-49მპა, 2073K-ზე- 18-19მპა და 2173K-ზე- 4მპა [97].

-ბორის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები განსაზღვრულია ინდენტორების პროცესის უწყვეტი რეგისტრაციის მეთოდით. ინდენტორის დატვირთვასა და ანაბეჭდის სიღრმეს შორის არსებული P(h) ფუნქციონალური დამოკიდებულების ანალიზის შედეგად განსაზღვრულია დრეკადობის მოდულის მნიშვნელობა- 4,41მბარ. P(h) დიაგრამაზე შეინიშნება კორიზონტალური ბაქანი, რომელიც შეესაბამება მიკროსისალის ნახტომისებურ შემცირებას. ასეთი ნახტომების არსებობა აიხსნება ინდენტორის ზემოქმედების პროცესში ორეულების წარმოქმნით. ნიმუშის ზედაპირის იმ უბანზე, სადაც ძაბვა და წნევა მაქსიმალურია ორეულები ფიქსირდებიან ინდენტორის ანაბეჭდზე, ხოლო ძაბვის დაბალ დონეზე ორეულები ვერ გამოდიან

ზედაპირზე, და შესაბამისად დატვირთვის $P(h)$ დიაგრამაზე არ წარმოიქმნება ბაქნები. ნიმუშებში სიმტკიცის შემცირება იწყება ინდენტორების $h > 0,5$ მკმ სიღრმიდან. გამოთქმულია მოსაზრება, რომ ანაბეჭდის სიღრმის მომატებასთან ერთად სიმტკიცის შემცირება განპირობებულია მყიფედ მსხვრევის განვითარებისა და ორეულების სპონტანური წარმოქმნის შედეგად [98].

ვიკერსის მეთოდით განსაზღვრული -ბორის სისაღე ოთახის ტემპერატურაზე შეადგენს 33,5 გპა. 15წმ-ის განმავლობაში 100 გ დატვირთვის დროს 298, 773, 1073 და 1173K ტემპერატურებზე -ბორის სისაღე შესაბამისად შეადგენს 27,5; 19,6; 7,84 და 3,92 გპა. მინერალო-გიურ სკალაზე ბორის სიმტკიცე 9,3-ის ტოლია [6, 61, 91, 99].

კნუპის მეთოდით მიკროსისაღის გაზომვისას, (100) სიბრტყეზე ინდენტორის მობრუნებისა და ანაბეჭდის დიდი დიაგონალის 0-დან 90⁰-მდე შემობრუნების დროს მონოკრისტალური -ბორის მიკროსისაღის მნიშვნელობები იცვლება 20,7-დან 25,3 გპა-მდე, ხოლო 99,9% სისუფთავის პოლიკრისტალური -ბორის მიკროსისაღე იცვლება 24,1-დან 24,3 გპა-მდე [100].

ლეგირებულ მონო- და პოლიკრისტალურ -ბორში მინარეგების კონცენტრაციის 0-1,5 ატ%-მდე გაზრდით მიკროსისაღე დაახლოებით წრფივად იზრდება. 3d-გარდამავალი ელემენტები იწვევენ -ბორის განმტკიცებას. ეფექტურ განმამტკიცებლად ითვლება აგრეთვე მაგნიუმი და სკანდიუმი, ისინი -ბორის სისაღეს დაახლოებით 25%-ით ზრდიან [55, 61, 101, 102].

-ბორის დრეკადობის პარამეტრების შესწავლის მიზნით ექსპერიმენტული კვლევები ჩატარებული იქნა ბრიჯმენის მიერ. ექსპერიმენტის შედეგად გამოთვლილი მოცულობითი დრეკადობის იზოთერმული მოდული შეესაბამება $B^0 = 1,79$ მბარ., ხოლო მურნაგანის პარამეტრი – $\mu^0 = 4,26$. აღნიშნული მონაცემებით გამოთვლილია ძერის მოდული $G = 2,14$ მბარ. და პუასონის კოეფიციენტი- 0,073 [103-105].

შესწავლილია ცხლად დაწნეხილი -ბორის დრეკადი თვისებები ოთახის ტემპერატურაზე. 1%-ზე ნაკლები ფორების მქონე ნიმუშების დრეკადო-

ბის მოდული ტოლია 4,48მბარ., ხოლო პუასონის კოეფიციენტი 0,613. აღნიშნული მნიშვნელობების საფუძველზე გამოანგარიშებულია დრეკადობისა (20,2მბარ.) და ძერის (1,9 მბარ.) მოდულები [106].

-ბორის დრეკადი თვისებები მაღალი სიზუსტით შესწავლილია ულტრაბგერითი მეთოდით ~10მპც რხევით სიხშირეზე. გაზომვის შედეგად მიღებული მონაცემების საფუძველზე გამოთვლილია – დრეკადობის ადიაბატური მოდული- $B_s=2,05$ მბარ, ძერის დინამიური მოდული- $G=2,03$ მბარ, იუნგის მოდული- 4,58მბარ, პუასონის კოეფიციენტი- 0,128 და დრეკადობის კოეფიციენტი $C_{13}=0$ [107, 108].

-ბორის დრეკადი თვისებების ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე გამოთვლილია დრეკადობის მუდმივა – $C_{13}=-0,5$ მბარ. დრეკადობის კოეფიციენტის უარყოფითი მნიშვნელობა დამაკმაყოფილებლად ათანხმებს ერთმანეთთან -ბორის დრეკადი თვისებების სხვადასხვა ექსპერიმენტულ და გამოთვლებით მიღებულ მნიშვნელობებს. განვითარებულია მოსაზრება კვაზითერმოდინამიკური მეთოდით არაორგანული მასალების ძირითადი თერმოდრეკადი თვისებების განსაზღვრის შესახებ. აღნიშნული მეთოდით გამოთვლილია -ბორის თერმული და დრეკადი თვისებები. ნავარაუდევია, რომ ტემპერატურის გაზრდით შესაძლებელია ანომალურად გაიზარდოს ძერის მოდული [109, 110].

1.5.5. მექანიკური რელაქსაციური პროცესები

ბორის დამახასიათებელი სპეციფიკური სტრუქტურული აღნაგობა, კრისტალოგრაფიული დეფექტების მრავალფეროვნება, აგრეთვე სტრუქტურული მოდიფიკაციების სიმრავლე განაპირობებენ სტრუქტურულად – მგრძნობიარე შინაგანი ხახუნისა და დინამიური მექანიკური მოდულების ტემპერატურული, სიხშირული და ამპლიტუდური დამოკიდებულების რთულ ხასიათს. -ბორის მონოკრისტალების შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი შედგება ექსპონენციალური ფონის, ორი დაბალტემპერატურული მაქსიმუმის (150, 250K), ერთი არარელაქსაციური (570-600K) და ერთი

ანომალურად ინტენსიური მაქსიმუმისაგან (~530K). აღნიშნული მაქსიმუმების მახლობლობაში გამოვლენილია ძვრის მოდულის დეფექტი. განსაზღვრულია რელაქსაციური წარმოშობის მაქსიმუმების აქტივაციის ენერჯისა და სისშირის ფაქტორის მნიშვნელობები (ცხრ. 1). ექსპერიმენტული შედეგები მიღებულია გრეხითი რხევების 0,5-5,0ჰც. სისშირის დიაპაზონში [111].

შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები -რომბოედრულ ბორში
ცხრილი 1.

სტრუქტურული მდგომარეობა	მაქსიმუმის ტემპერატურა, K	აქტივაციის ენერჯია, ევ	სისშირის ფაქტორი, ჯმ ⁻¹	მაქსიმუმის წარმოშობის ბუნება	ლიტერატურა
მონოკრისტალური	150	0,13-0,15	1·10 ⁶ - 5·10 ⁷	რელაქსაციური	[111, 112]
	530	0,85-1,25	1·10 ¹² -1·10 ¹³	რელაქსაციური	
მსხვილმარცვლოვანი პოლიკრისტალური	150-160	0,15	1·10 ⁷	რელაქსაციური	[112-114]
	520-530	1,20-1,30	1·10 ¹² -1·10 ¹⁴	რელაქსაციური	
	650-710	1,80-2,10	5·10 ¹⁴ -1·10 ¹⁵	რელაქსაციური	
მიკროკრისტალური	150	0,16-0,18	1·10 ⁸ -1·10 ⁹	რელაქსაციური	[115, 116]
	230-250	0,40	1·10 ¹⁰ -5·10 ¹⁰	რელაქსაციური	
	520	1,25	1·10 ¹²	რელაქსაციური	
	650-690	1,80-2,00	1·10 ¹⁴ -1·10 ¹⁵	რელაქსაციური	

შინაგანი ხახუნის ყველა რელაქსაციური მაქსიმუმი ავლენს რხევის ამპლიტუდისაგან დამოკიდებულებას, რაც მიუთითებს მათ დისლოკაციურ წარმოშობაზე. დღეისათვის არსებული მონაცემებით ნაკლებად სავარაუდოა -ბორის კრისტალებში სრული დისლოკაციების მაღალი კონცენტრაციით არსებობა. ბორისათვის დამახასიათებელია დისლოკაციური წარმოშობის ორეულები, წყობის დეფექტები და წერტილოვანი დეფექტები (მინარეგების ცალკეული ატომი და მათი

კომპლექსები, ვაკანსია და ვაკანსიების კომპლექსები, მათ შორის სიცარიელე იკოსაედრის პოზიციაში). აღნიშნული პლანარული დეფექტების ურთიერთქმედება წარმოქმნის რელაქსაციის ცენტრებს. მყარ სხეულებში ასეთი ტიპის დეფექტების მოძრაობასთან დაკავშირებული რხევის ენერჯიის გაბნევის პროცესები ამპლიტუდური დამოკიდებულებით ხასიათდებიან [43-45].

შედარებითი ანალიზის საფუძველზე წარმოდგენილია -ბორში გამოვლენილი რელაქსაციური პროცესების მექანიზმები: ვაკანსია-ორეულოვანი დისლოკაციის ურთიერთქმედება 150K ტემპერატურაზე, მინარევების ატომების (ჟანგბადი, ნახშირბადი) ურთიერთქმედება ორეულოვან დისლოკაციასთან 230-250K ტემპერატურებზე, ორეულის საზღვრის მოძრაობა 530K ტემპერატურაზე, წყობის დეფექტების შეკუმშვა-გაფართოების შექცევადი პროცესი 650-690K ტემპერატურაზე [112, 113].

არაღვებულ -ბორში 570K ტემპერატურაზე არარელაქსაციური ბუნების შინაგანი ხახუნის წარმომავლობა დაკავშირებულია თერმული და მექანიკური ენერჯიების ზემოქმედებით დეფორმაციული ორეულების საზღვრებში სტრუქტურულ ცვლილებებთან და ასევე, ჟანგბადისა და ნახშირბადის ატომების კომპლექსებში მოწესრიგება-განწესრიგების პროცესებთან. აღსანიშნავია, რომ დღეისათვის აღნიშნული არარელაქსაციური პროცესის მიკროსკოპული მექანიზმი ბოლომდე დადგენილი არ არის და საჭიროებს დამატებით ექსპერიმენტულ კვლევებს [114].

ღვებება და მაღალ ტემპერატურებზე ციკლური (გრეხითი) დეფორმაცია იწვევს დეფექტების გამრავლებას, მათი კონფიგურაციების ცვლილებებს, ასევე დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების ბმის ენერჯიის შემცირებას უპირატესად გაუჯერებელი ელექტრონული კავშირების კომპენსირების მექანიზმით. ღვებებული ბორის სტრუქტურაში ასეთი ხასიათის ცვლილებები განაპირობებენ შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ინტენსივობის ზრდას და მათი კრიტიკული ტემპერატურისა და აქტივაციის ენერჯიის შემცირებას. ეს გარემოება ექსპერიმენტულად დადასტურებულია რენიუმით, ცირკონიუმითა და რკინით ღვებებული ბორის შემთხვევაში. ღვებებით წარმოქმნილი

მუხტის თავისუფალი გადამტანები ურთიერთქმედებენ ორეულების არაკოჰერენტულ საზღვრებზე არსებულ გაუჯერებულ კავშირებთან და იწვევენ მათ გაჯერებას, რის შედეგადაც სუსტდება ორეულის საზღვრის დამუხრუჭება კრისტალის ველში და, შესაბამისად, იზრდება ორეულოვანი დისლოკაციის ძვრადობა [115, 116].

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ ტიტანითა და ვანადიუმით ლეგირებულ ბორში იზრდება რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები, ხოლო მათი ინტენსივობა მცირდება. ნავარაუდევია, რომ ლეგირების პროცესში ფორმირდება ტიტანისა და ვანადიუმის სალი კარბიდული და ოქსიდური ულტრადისპერსული ფაზები. ისინი უპირატესად განაწილებული არიან ორეულების, წყობის დეფექტებისა და დისლოკაციების ბირთვების მახლობლობაში და ახდენენ მათ ბლოკირებას. შესაბამისად, მცირდება რელაქსაციის ცენტრების კონცენტრაცია და იზრდება დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობები [117].

აღსანიშნავია, რომ გარდამავალი 3d- და 4d- მეტალებით ლეგირებულ ბორში პრაქტიკულად მთლიანად ჩაიხშობა არარელაქსაციური შინაგანი ხახუნი 570K-ზე. მაღლეგირებელი ელემენტები (V, Ti) აქტიურად მოქმედებენ ჟანგბადთან, წარმოქმნიან არასტაბილურ ფაზებს, რომლებიც აქროლადია კრისტალიზაციის პროცესში, შესაბამისად ბორის სტრუქტურაში ჟანგბადი ფიქსირდება შემცირებული კონცენტრაციით. აღნიშნულიდან გამომდინარე შესაძლებელია 570K ტემპერატურაზე არარელაქსაციური შინაგანი ხახუნის ჩახშობის მიზეზი არის ბორის სტრუქტურაში ჟანგბადის კომპლექსებისა და არასტაბილური ულტრადისპერსული ფაზების არ არსებობა. ვანადიუმითა და ტიტანით ლეგირებული ბორის ძვრის მოღული იზრდება მაღლეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის პროპორციულად. ასეთ შემთხვევაში სავარაუდოა, რომ მექანიკური მახასიათებლების ამაღლება განპირობებულია ძლიერი ტეტრაედრული SP^2 ელექტრონული კავშირების წარმოქმნით მეტალების ატომებთან ლოკალიზებულ უბნებში.

მონოკრისტალური -ბორის შინაგანი ხახუნისა და დრეკადობის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები ღუნვითი რხევების 0,5-10კჰც სიხშირის დიაპაზონში ძირითადად ანალოგიურია დაბალ სიხშირეზე (0,5-1კჰც) გრეხითი რხევების პირობებში მიღებული შედეგების. მაგრამ არსებობს მეტად საინტერესო განმასხვავებელი გარემოება, კერძოდ, მაღალ სიხშირეზე ძირითადი რელაქსაციური მაქსიმუმი ფიქსირდება ~670K ტემპერატურის არეში. აღნიშნულ ტემპერატურაზე ჟანგბადის შემცველი კომპლექსები მთლიანად გარდაქმნილია ან იმყოფებიან რადიკალურად შეცვლილი კონფიგურაციების სახით. საგულისხმოა ისიც, რომ ამაღლებულია დენის მატარებლების კონცენტრაცია ე.ი. მინარევებისა და მალეგირებელი ელემენტების ატომები იმყოფებიან იონიზირებულ მდგომარეობაში. შესაბამისად შესუსტებულია ელექტრონული ბმები კრისტალურ მესერსა და დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტებს შორის. ყოველივე ზემოთ აღნიშნული გავლენას ახდენს 670K ტემპერატურაზე არსებული ინტენსიური მაქსიმუმის აქტივაციის მახასიათებლებზე. ისინი მნიშვნელოვნად (10-20%) შემცირებულია ~1კჰც სიხშირეზე არსებულ მაქსიმუმთან შედარებით [118].

ამრიგად, კობალტის და ნიკელის ატომები β-ბორის კრისტალურ მესერში უპირატესად იკავებენ A(1) და D ტიპის სიცარიელებს, ახორციელებენ ელექტრონული ბმების ცვლილებებს და შესაბამისად გავლენას ახდენენ ბორის, როგორც ელექტროფიზიკურ, ასევე ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე.

ლიტერატურული მონაცემების ანალიზმა ცხადყო, რომ ჯერ კიდევ ნაკლებად არის შესწავლილი ბორის მექანიკური თვისებების დამოკიდებულება ტემპერატურაზე, წნევაზე, სტრუქტურაზე, ლეგირებაზე და სხვ. პირობებზე. ამასთან დაკავშირებით დიდი მნიშვნელობა ენიჭება არსებული ექსპერიმენტული მონაცემების ბაზაზე სხვადასხვა გამოთვლითი მეთოდების გამოყენებით -ბორის ფიზიკურ-მექანიკური და თერმული თვისებების განსაზღვრას.

2. შედეგები და მათი განსჯა

2.1. კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის მიღება და კვლევის მეთოდები

2.1.1. ლეგირებული კრისტალების მიღება

კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული ბორის კრისტალები მიღებულია ელექტროწინააღმდეგობის მაღალტემპერატურულ ლაბორატორიულ და -1-2,525- 1 ტიპის ღუმელებში. მასში გამახურებლად გამოიყენება 1მმ დიამეტრის ვოლფრამის მავთულის სპირალები. ღუმელის კონსტრუქცია საშუალებას იძლევა დნობები შესრულდეს როგორც ინერტულ ატმოსფეროში, ასევე 10^{-4} პა. წნევის პირობებში. ღუმელი აღჭურვილია ინერტული გაზის გამშვები და გამწმენდი სისტემებით.

დნობისათვის გამოყენებულია ამორფული ბორის (99,5%), ნიკელის (99,9%) და კობალტის (99,9%) ფხვნილები. სათანადო შედგენილობის კაზმისგან დაწნეხით მიღებული ძელაკები თავსდებოდა ბორის ნიტრიდის ტიგელში. დნობის წინ $1,33 \cdot 10^{-2}$ პა. ვაკუუმში ხდებოდა მათი დეგაზაცია და ამის შემდეგ შეცხობა 1450K ტემპერატურაზე 1,5სთ.-ის განმავლობაში. დნობის დაწყებამდე ხდებოდა მასალის მოწვა ერთი საათის განმავლობაში 2050K ტემპერატურაზე. ტემპერატურის კონტროლი ხორციელდებოდა ვოლფრამ-რენიუმის თერმოწყვილით. დნობის პროცესზე დაკვირვება მიმდინარეობდა ვიზუალურად ოპტიკური პირომეტრის საშუალებით.

მასალის სრული გადნობის მომენტში კამერაში მიეწოდებოდა $5 \cdot 10^{-2}$ პა. ჰელიუმი. ამის შემდეგ იწყებოდა ნიმუშების გაცივება. სრული კრისტალიზაციის შემდეგ კვლავ ხდებოდა კამერის გაიშვიათება $1,3 \cdot 10^{-2}$ პა- მდე და შემდგომი გაცივება მიმდინარეობდა 5გრად/წთ სიჩქარით. აღნიშნულ პირობებში მიიღებოდა ნიმუშები ძაბვებისა და ბზარების მინიმალური რაოდენობით. საშუალო ზომის ნიმუშების (12-15მმ დიამეტრის) ზედაპირი ამოზნექილ ფორმას იღებდა, ხოლო შედარებით დიდი სხმულების (25-35მმ დიამეტრის) ზედაპირი ხშირად

ჩაზნექილი იყო. ზოგჯერ ტიგელის ფსკერთან რჩებოდა სიცარიელე, სადაც იზრდებოდნენ ღეროს ფორმის 2-10მმ სიგრძის დაწახნაგებული კრისტალები.

მიღებულ კრისტალებში მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაცია განისაზღვრებოდა მიკრორენტგენოსპექტრალურ ანალიზატორზე “კამეკა”. კრისტალებში გამოვლენილია პოლიკრისტალური სტრუქტურა, რომელშიც მარცვლების ზომები იცვლება 5-100მკმ დიაპაზონში. კვლევისათვის მიღებული სხმულებიდან აღმასის დისკზე გამოჭრილია სათანადო ფორმისა და ზომების ღეროები და ფირფიტები.

2.1.2. მიკროსტრუქტურული ანალიზი

კვლევები ხორციელდებოდა ოპტიკურ – Neophot-32 და რასტრულ ელექტრონულ – Nanolab-7 მიკროსკოპებზე. აღმასის დისკზე გამოჭრილი ნიმუშების ზედაპირის მომზადება წარმოებდა შემდეგი თანმიმდევრობით: ზედაპირი იშლიფებოდა ბორის კარბიდის სველი ფხვნილით, შემდეგ წარმოებდა მექანიკური ხეხვა სხვადასხვა დისპერსულობის ქაღალდზე. ბოლოს გამოიყენებოდა მაპოლირებელი ხსნარი $20\% K_3Fe(CN)_6 + 20\% KOH + 60\% H_2O$. სტრუქტურა შეისწავლებოდა მოწამვლის შემდეგ. მოწამვლა ხორციელდებოდა 40° ტემპერატურის $50\% HF + 25\% HNO_3 + 25\% H_2O$ შედგენილობის ხსნარში.

2.1.3. მიკროსისალის განსაზღვრა

მიკროსისალის გაზომვა სრულდებოდა ოთახის ტემპერატურაზე -3 დანადგარზე ვიკერსის მეთოდით. საკვლევი ნიმუშის ზედაპირზე აღმასის პირამიდიტ დეფორმაციის ანაბეჭდის მიღება წარმოებდა 50გ დატვირთვის ქვეშ. თვითოეული ანაბეჭდის დიაგონალი იზომებოდა 3-ჯერ ოკულარული მიკრომეტრით. მიკროსისალე გამოითვლებოდა ფორმულით:

$$H = \frac{1854}{c^2} P$$

სადაც H – მიკროსისალა;

P – დატვირთვა;

C – ანაბეჭდის დიაგონალის სიგრძე.

ნიმუშის მიკროსისალის სიდიდე გამოიანგარიშებოდა ნიმუშის ზედაპირზე აღებული 40-50 ანაბეჭდის დიაგონალის სიგრძის გაზომვის საფუძველზე.

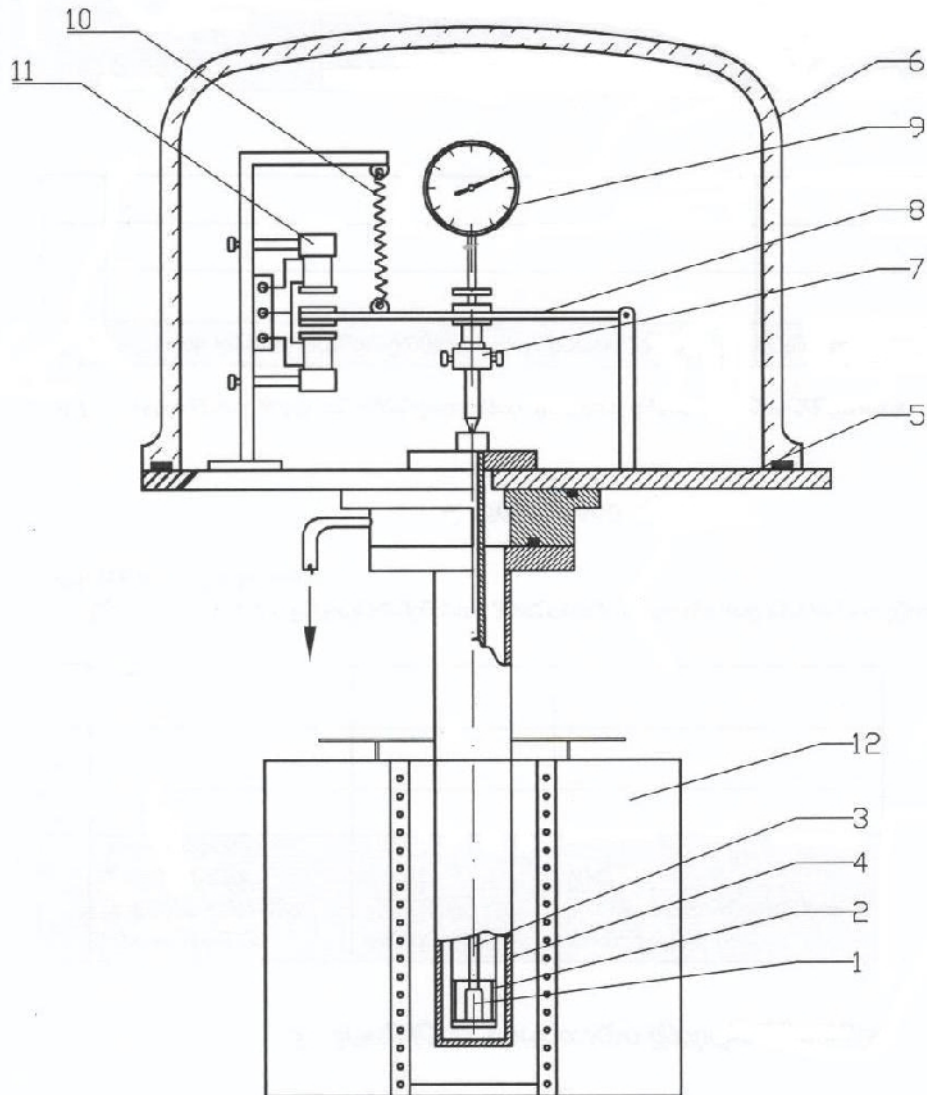
2.1.4. თერმული გაფართოების კვლევა

ნიმუშების თერმული გაფართოება შესწავლილია ინდუქციური გადამწოდით მომუშავე კვარცის დილატომეტრზე. ტემპერატურის ცვლილების პროცესში ნიმუშის სიგრძის შეცვლის გამო კოჭაში აღიძვრებოდა ინდუქციური დენი. ნიმუშის სიგრძის ცვლილების დაგრადუირება წარმოებდა მიკრომეტრის საშუალებით. გაზომვები შესრულებულია ავტომატურ რეჟიმში. ნიმუშის გახურება და გაცივება ხორციელდებოდა 3-5გრად/წთ სიჩქარით. ტემპერატურისა და ნიმუშის სიგრძის ცვლილება ავტომატურად ფიქსირდებოდა დილატომეტრთან მიერთებულ კომპიუტერში. აღნიშნული მონაცემების საფუძველზე გამოანგარიშებულია ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის მნიშვნელობები ფორმულით:

$$= \frac{1}{l_0} \cdot \frac{\Delta l}{\Delta T}$$

სადაც l_0 -ნიმუშის საწყისი სიგრძეა. მოცემულ პირობებში საწყის სიგრძედ მიჩნეულია ნიმუშის სიგრძე ოთახის ტემპერატურაზე. l -ნიმუშის წაგრძელების აბსოლუტური სიდიდეა, ხოლო - ტემპერატურული ინტერვალი, რომელშიც გამოითვლება წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტი [90].

ინდუქციური დილატომეტრის სქემა წარმოდგენილია ნახაზზე 2.



ნახ.2 ინდუქციური გადამწოდით მომუშავე დილატომეტრის ბლოკსქემა

1. საცდელი ნიმუში, 2. კვარცის მილი ჰორიზონტალური საყრდენით,
3. კვარცის მიმმართველი დერო, 4. კვარცის დერო, 5. გამზომი მოწყობილობის საყრდენი ფილა, 6. მინის ვაკუუმური ხუფი, 7. ინდიკატორის მექანიკური მარეგულირებელი, 8. ინდუქციურობის მალეგულირებელი ფირფიტა, 9. ინდიკატორი, 10. ინდუქციურობის ფირფიტის დამჭერი ზამბარა, 11. ელექტრომაგნიტური კოჭები, 12. გამახურებელი.

2.1.5. ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვა

ოთახის ტემპერატურის პირობებში ელექტროფიზიკური თვისებების მახასიათებლები განსაზღვრულია ოთხზონდიანი მეთოდით. 5000 ერსტედი დაძაბულობის მუდმივ მაგნიტურ ველში მოთავსებულ საცდელ ნიმუშში აღიძვრებოდა მუდმივი სიდიდის დენი. საცდელად გამოიყენებოდა $3 \times 2 \times 15 \text{ მმ}^3$ ზომის ნიმუშები.

თავდაპირველად იანგარიშება ჰოლის კოეფიციენტი: $R_3 = \frac{V_3 \cdot d}{H \cdot I}$

სადაც H – მუდმივი მაგნიტური ველის დაძაბულობა;

I – მუდმივი დენის სიდიდე ნიმუშში;

d – ნიმუშის სიგრძე;

V_3 – ნიმუშზე აღძრული ჰოლის ემპ.

დენის მატარებლების კონცენტრაცია იანგარიშება ფორმულით:

$$n = \frac{1}{e \cdot c \cdot R_3}$$

e – ელექტრონის მუხტის სიდიდეა;

c – სინათლის სიჩქარე ვაკუუმში.

დენის მატარებლების ძვრადობა გამოითვლებოდა ცნობილი

თანაფარდობიდან: $\mu = \frac{\sigma}{n \cdot e}$;

სადაც ელექტროგამტარობა $= \frac{I}{S}$; S – ნიმუშის კვეთის ფართობია [119].

2.1.6. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვა

საცდელი ნიმუშების ძვრის დინამიური მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებები შესწავლილია პირდაპირი ქანქარის გრეხითი რხევების სიხშირისა და მიღების ლოგარითმული დეკრემენტის რეგისტრაციის მეთოდით. ნიმუშების დამაგრება გრეხითი ქანქარის ღერძზე ხორციელდებოდა მექანიკური მომჭერების ან ცეცხლგამძლე წებოს საშუალებით. მერხევი სისტემის სიხშირე რეგულირდებოდა ქანქარის ჰორიზონტალურ ღერძზე არსებული ტვირთების მასის ცვლილებით. გრეხითი რხევების აღზნება

წარმოებდა ტვირთებისადმი სიმეტრიულად განლაგებული წყვილი ელექტრომაგნიტით.

ვერტიკალური და ჰორიზონტალური ღერძების კვეთაზე მოთავსებული სარკიდან არეკლილი სინათლის სხივი ფიქსირდებოდა გამჭვირვალე ოპტიკურ სკალაზე. ელექტრომაგნიტებში დენის რეგულირებით ხორციელდებოდა ნიმუშის გრეხის კუთხისა და რხევის ამპლიტუდების ცვლილება.

გაზომვებში გამოყენებულია 0,4x0,4x15მმ³ ზომის ნიმუშები. გაზომვები შესრულებულია ოთახის ტემპერატურიდან 1000K-მდე, გახურება-გაცივების 1-3გრად/წთ სიხქარით. გაზომვები ხორციელდებოდა სიხშირის 0,5÷5კჰც დიაპაზონში და გრეხითი რხევების ამპლიტუდის ცვლილების 1·10⁻⁵÷5·10⁻³ ინტერვალში.

ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე ოთახის ტემპერატურაზე განისაზღვრებოდა შემდეგი ცნობილი თანაფარდობით:

$$G = G_0 \frac{f^2}{f_0^2},$$

სადაც G_0 და f_0 ეტალონური ნიმუშის ძვრის მოდული და რხევის სიხშირეა ოთახის ტემპერატურაზე, ხოლო G და f იდენტური ზომების საცდელი კრისტალის ძვრის მოდულისა და რხევის სიხშირის მნიშვნელობები. აღნიშნული მეთოდით ძვრის მოდულის განსაზღვრის ცდომილება 3%-ია. შინაგანი ხახუნის სიდიდე გამოითვლებოდა შემდეგი ფორმულით:

$$Q^{-1} = \frac{1}{\pi N} \ln \frac{A_n}{A_n + N},$$

სადაც N - რხევების რაოდენობაა, რხევის ამპლიტუდის A_n - დან A_n+N - მდე შემცირების დროს.

რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგია გამოითვლებოდა ფორმულით:

$$H = \frac{KT_1T_2}{T_2 - T_1} \ln \frac{f_2}{f_1},$$

სადაც K - ბოლცმანის მუდმივაა, ხოლო T_1 და T_2 რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის ტემპერატურებია f_1 და f_2 სიხშირეებზე.

რელაქსაციური პროცესის სიხშირის ფაქტორი განისაზღვრებოდა ფორმულით:

$$\tau_0^{-1} = 2\pi f_{\max} \exp\left(\frac{H}{KT_{\max}}\right),$$

სადაც H - პროცესის აქტივაციის ენერჯიაა, f_{\max} და T_{\max} მაქსიმუმის მახლობლობაში რხევის სიხშირე და ტემპერატურა [120]: .

ფარდობითი გრეხითი დეფორმაციის სიდიდე გამოითვლებოდა ცნობილი შეფარდებით:

$$\varepsilon = \frac{rL}{lR},$$

სადაც r წარმოადგენს ნიმუშის განივ კვეთაზე შემოწერილი წრის რადიუსს, l - ნიმუშის სიგრძეს, R - მანძილს სხივის ამრეკლი სარკიდან ოპტიკურ სკალამდე, ხოლო L - არის ოპტიკურ სკალაზე ნულოვანი მდგომარეობიდან სხივის გადახრის სიდიდე.

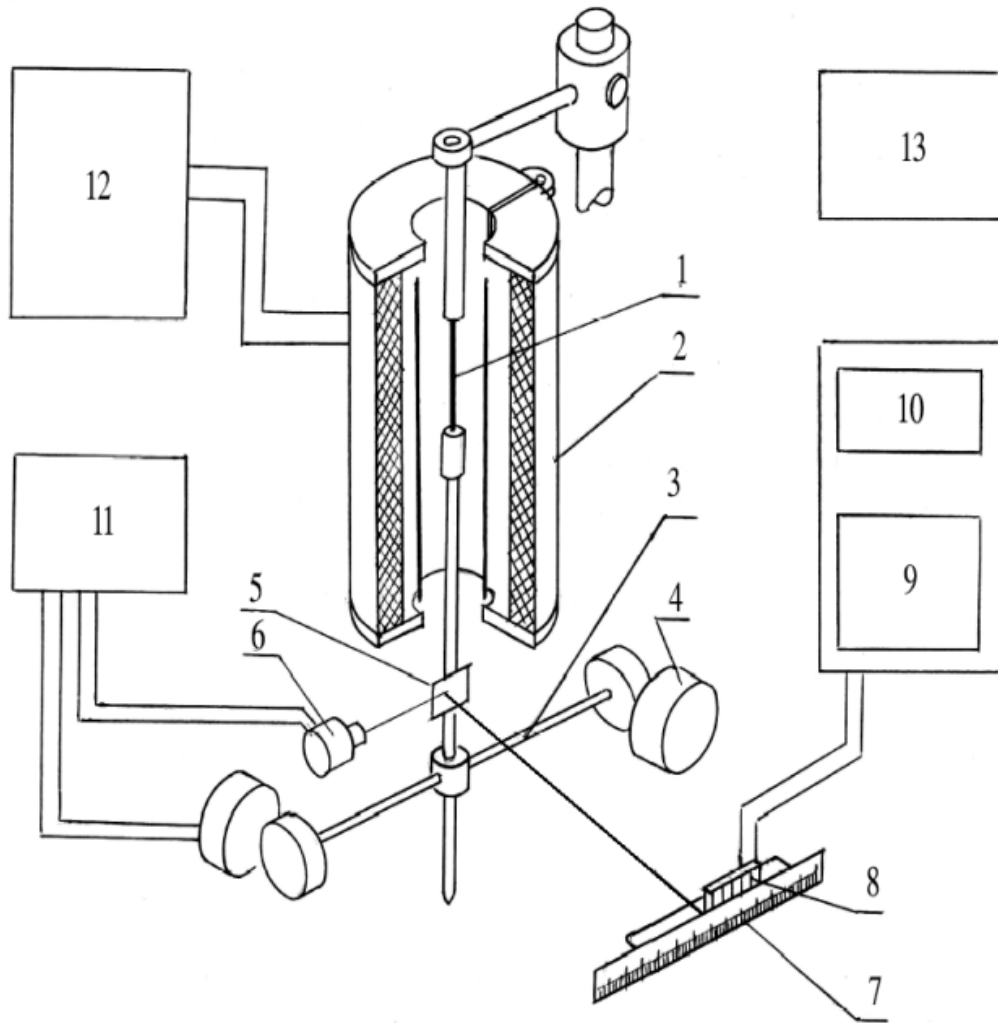
რხევის კრიტიკული ამპლიტუდის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გრანატო-ლუკეს სიმის მოდელში იანგარიშებოდა შემდეგი ფორმულით:

$$\varepsilon = \frac{KC^{1/2}T}{Gb^3} \exp\left(\frac{H}{KT}\right),$$

სადაც H -დისლოკაციის ბმის ენერჯიაა, K -ბოლცმანის მუდმივა, T - გაზომვის ტემპერატურა, -შინაგანი ხახუნის მკვეთრად ამადლების შესაბამისი რხევის ამპლიტუდა, C -დისლოკაციაზე არსებული წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაცია, G -ძვრის მოდული, ხოლო b - ბიურგერის ვექტორია.

დრეკადობის ზღვარი შეფასებულია ფორმულით: $\sigma = \varepsilon G$ [121].

შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის სქემა წარმოდგენილია ნახაზზე 3.



ნახ. 3. გრესიოთი რხევების შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის სქემა.

1. ნიმუში; 2. გასახსნელი ღუმელი; 3. შტანგა ცვალებადი ტვირთით; 4. ელექტრომაგნიტების წყვილი; 5. ამრეკლი სარკე; 6. სინათლის წყაროს გამანათებელი; 7. ნახევრად გამჭვირვალე სკალა; 8. ფოტოდოდების გადამწოდი; 9. სისწირის მზომი; 10. მოვლელი; 11. გამმართველი; 12. თერმორეგულატორი; 13. ვაკუუმმეტრი.

2.2. კობალტი და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის სტრუქტურა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

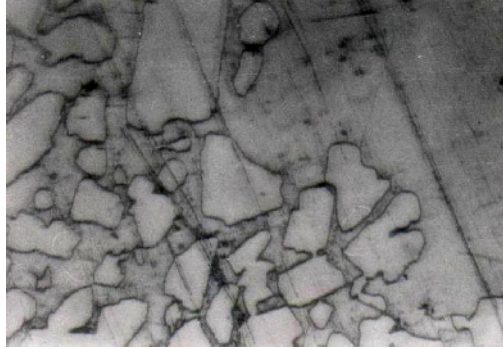
2.2.1. მიკროსტრუქტურა

საცდელი კრისტალების მიკროსტრუქტურა შესწავლილია ოპტიკური და რასტრული ელექტრონული მიკროსკოპების გამოყენებით. კვლევისათვის ნიმუშების ზედაპირები მომზადებულია მექანიკური და ქიმიური პოლირების მეთოდებით. შედარებითი ანალიზის მიზნით შესწავლილია არალეგირებული -ბორის მიკროსტრუქტურა. ოპტიკურ მიკროსკოპზე-Neophot-32 კვლევამ აჩვენა, რომ სტრუქტურა პოლიკრისტალური აგებულებისაა, მისი შემადგენელი მარცვლების ზომები იცვლება 5-100მკმ. საზღვრებში. ზოგიერთ შემთხვევაში ცალკეული მარცვლის ზომა 2-3 რიგით მაღალია აღნიშნულთან შედარებით. მსხვილი მარცვლების სასაზღვრო კონტური ზიგზაგისებურია, რაც დამახასიათებელია ნახევარგამტარული მასალების ხისტი კოვალენტური კავშირებით ფორმირებული სტრუქტურებისათვის. მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია პარალელურად ორიენტირებული ხაზები, რომელთა უმრავლესობა წარმოადგენს დისლოკაციების სრიალის ხაზებს. უშუალოდ ხაზებზე შეინიშნება მცირე ზომის ლაქები. შესაძლებელია ისინი წარმოქმნილია არაერთგვაროვნად დეფორმირებულ უბნებში. ნახაზზე ფიქსირებულია ასევე სხვადასხვა სისქისა და სიგრძის ნაკაწრები, რომლებიც რამდენიმე მარცვალს ერთდროულად ჰკვეთს გავრცელების მიმართულების შეუცვლელად (ნახ. 4.ა).

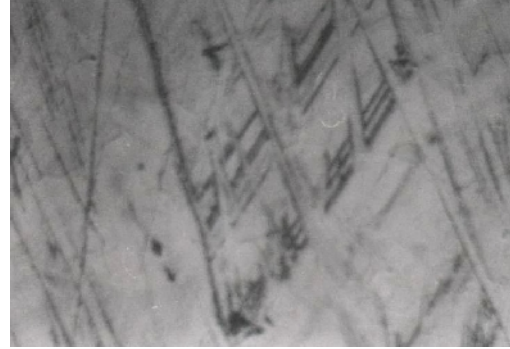
ერთმანეთისადმი პარალელურად ორიენტირებული დისლოკაციური ხაზების სიმრავლეები, მიანიშნებს საცდელი ნიმუშის სტრუქტურაში დისლოკაციების ერთი ნათლად გამოკვეთილი კრისტალოგრაფიული სისტემის არსებობაზე (ნახ. 4.ბ).

ნახ. 4.გ წარმოდგენილია პარალელურად ორიენტირებული ლარტეის ფორმის დეფექტების კონტრასტი. -ბორის რეალური სტრუქტურისათვის დამახასიათებელია ორეულოვანი შეჯგუფებები, რაც იძლევა საფუძველს ნახაზზე წარმოდგენილი გამოსახულება მიეკუთვნოს ორეულების სიმრავლეებს. როგორც ნახაზიდან ჩანს, საცდელი

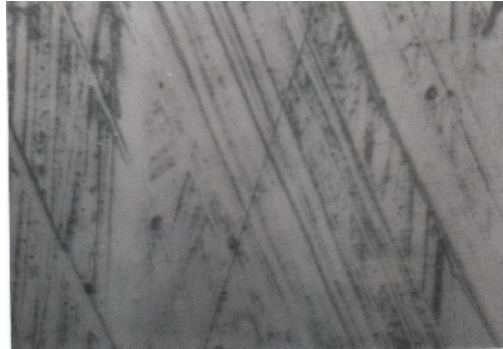
არაღეგირებული -ბორის მიკროსტრუქტურაში დიდია სხვადასხვა ზომის ორეულოვანი შეჯგუფებების კონცენტრაცია.



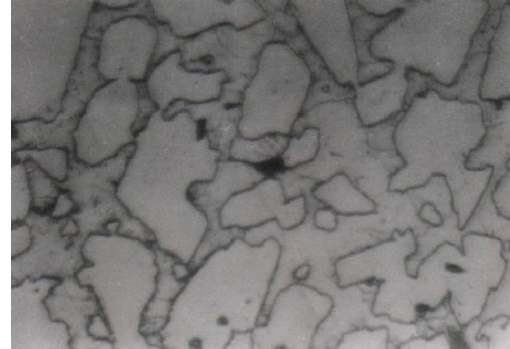
ა



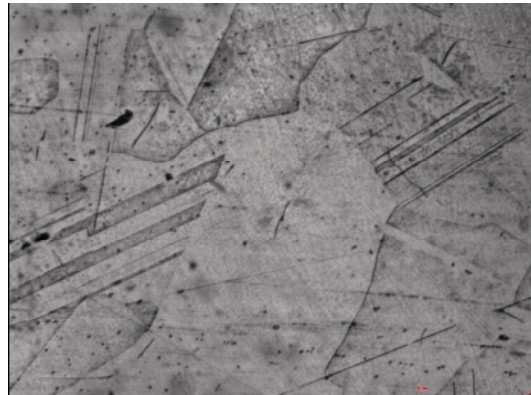
ბ



გ



დ



ე

ნახ. 4. არაღეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების მიკროსტრუქტურა x400

პარალელურად ორიენტირებული დეფორმაციის ხაზების გადაკვეთაზე დამუხრუჭებულია ლარტყების შეჯგუფებები, მათ შორის არსებული კუთხის სიდიდე ახლოსაა -ბორის ელემენტარული უჯრედის კუთხესთან (ნახ. 4.გ). სურათიდან ნათლად ჩანს, რომ საცდელი ნიმუშის სტრუქტურა შეიცავს დიდი რაოდენობით ორეულების შეჯგუფებებს.

ნახ. 4.დ ფიქსირებულია პოლიკრისტალური აღნაგობის მიკროსტრუქტურა. მასში მარცვლების ზომა იცვლება ფართო დიაპაზონში (1,0-250მკმ). მიკროფოტოგრაფიებზე ფიქსირებულია სხვადასხვა ზომის შავი ლაქები, რომლებიც კრისტალიზაციის პროცესში ფორმირებული სიღრუეებით არის განპირობებული. ზოგიერთი მათგანი შესაძლებელია წარმოიქმნა ზედაპირის პოლირების პროცესში. აღსანიშნავია ისიც, რომ ცალკეული მარცვლის შიდა სტრუქტურაში რომელიმე ტიპის დეფექტის სპეციფიკური კონტრასტი არ არის ფიქსირებული. მარცვლების გამყოფ სასაზღვრო ზონაში არსებული არაერთგვაროვანი დეფორმაციები მიკროფოტოგრაფიებზე გამოვლენილია ზიგზაგისებური კონტურების სახით. ზოგიერთი ნიმუშის მიკროსტრუქტურა მსხვილმარცვლოვანია (ნახ. 4.ე), მარცვლების შიდა სტრუქტურაში მრავლადაა ორეულების ლარტყები, რომლებიც გრძელდება მეზობელი მარცვლის გამყოფ საზღვრამდე. წარმოდგენილ მიკროფოტოგრაფიებზე ფიქსირებულია ერთ-ერთი დიდი მარცვლის შემომსაზღვრელ კონტურთან დამუხრუჭებული სხვადასხვა ორიენტაციისა და სისქის ლარტყები.

$B+1,2\alpha\%Co$ შენადნობის პოლირებული ზედაპირის მიკროფოტოგრაფიებზე დაფიქსირებულია სხვადასხვა ფორმისა და ზომის მოწამვლის ორმოები (ნახ. 5.ა) შეინიშნება ასევე მომრგვალებული ფორმის მარცვლები და მარცვლების შიდა სტრუქტურაში არსებული რელიეფური კონტრასტი, რაც ფორმირებულია კრისტალურ მესერში არაერთგვაროვნად განაწილებული ძაბვების გავლენით. მიკროფოტოგრაფიებზე ჩანს ასევე ნაკაწრები და დისლოკაციების სრიალის ხაზები. ნახ. 5.ბ ასახულია საცდელი ნიმუშის ზედაპირზე სხვადასხვა ფორმისა და ზომის ფორები, დისლოკაციების სრიალისა და ნაკაწრების შედეგად ფორმირებული მაგისტრალური ხაზები, გამოვლენილია ასევე

ორეულების თხელი ღარტყები. აღნიშნული ხაზების გასწვრივ გამოსახულების კონტრასტი, ცვალებადია.



ა



ბ

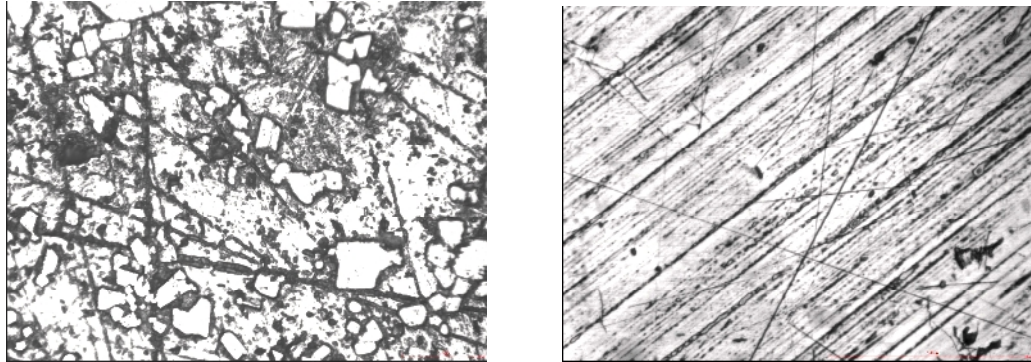
ნახ. 5. B+1,2ატ%Co კრისტალების მიკროსტრუქტურა x400

კობალტით ლეგირებულ კრისტალებში მარცვლების ზომები იცვლება დისპერსულიდან მსხვილკრისტალურ მდგომარეობამდე. მარცვლების უმრავლესობა ნათელი კონტრასტით გამოირჩევა. როგორც ჩანს, საცდელი ზედაპირი არათანაბრად არის მოწამლული, რაც განპირობებულია ზედაპირული სტრუქტურის არაერთგვაროვანი დეფორმაციით კრისტალიზაციის პროცესში და ასევე მალეგირებელი კობალტის ატომების არათანაბარი განაწილებით კრისტალის მოცულობაში.

ოპტიკურ მიკროსკოპზე კველევის შედეგად არალეგირებული -ბორის პოლიკრისტალურ სტრუქტურაში გამოვლენილია მრავალკუთხედის ფორმის მარცვლები ზიგზაგისებური საზღვრებით, მარცვლების შიდა სტრუქტურას ახასიათებს ინდივიდუალური და ღარტყებში შეჯგუფებული ორეულების ქაოსური განაწილება. მსხვილი მარცვლების სტრუქტურაში შეინიშნება დისლოკაციების სრიალის ხაზები.

კობალტითა (ნახ. 5) და ნიკელით (ნახ. 6) ლეგირებული -ბორის მიკროსტრუქტურაში, შემცირებულია შემადგენელი მარცვლის ზომები, გამოვლენილია არამკვეთრი, არაკუთხოვანი გამყოფი საზღვრები და მაღალი ინტენსივობის არაერთგვაროვანი ძაბვების გავლენა

გამოსახულების კონტრასტზე, შემცირებულია ასევე ორეულების ლარტეისებური შეჯგუფებები. ოპტიკურ მიკროსკოპში არ არის გამოვლენილი 1000K ტემპერატურაზე ვაკუუმში 10სთ-იანი მოწვის გავლენა საცდელი ნიმუშების მიკროსტრუქტურაზე.

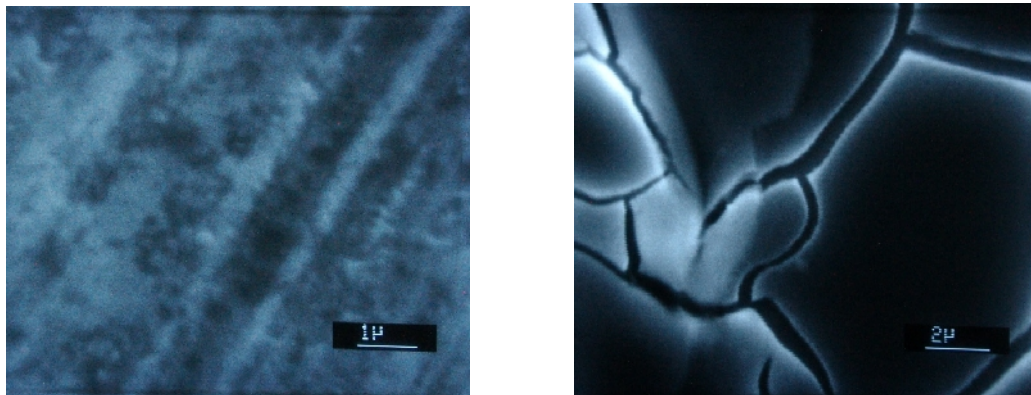


ა

ბ

ნახ. 6. B+1,5ატ%Ni კრისტალების მიკროსტრუქტურა x400

რასტრული ელექტრონული მიკროსკოპით Nanolab-7 გამოკვლეულია არაღებობი და ცალ-ცალკე კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -ბორის კრისტალების მიკროსტრუქტურა.



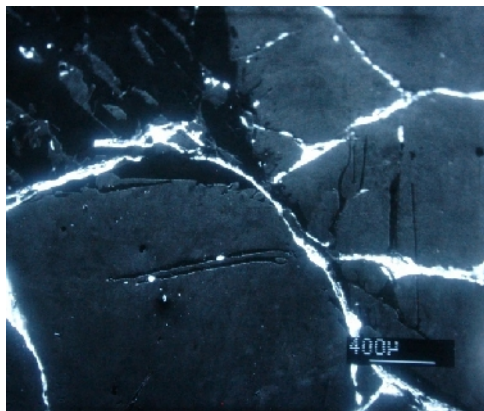
ა

ბ

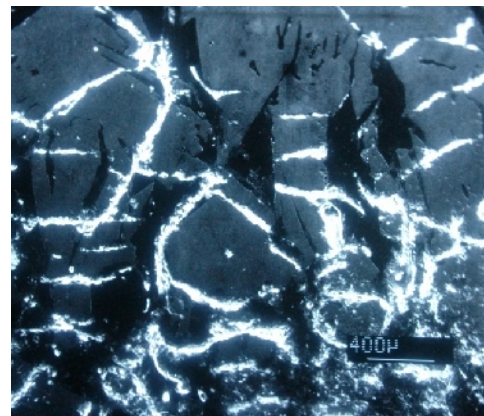
ნახ. 7. -ბორის კრისტალების მიკროსტრუქტურის რასტრული ელექტრონულ-მიკროსკოპული გამოსახულებები

არაღეგირებული ბორის ნიმუშის მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია პარალელურად ორიენტირებული ზოლები (ნახ. 7.ა) სიგანით 0,5-5მკმ. მათი კონტრასტი არაერთგვაროვანია. ასეთ გამოსახულებებს იძლევა ერთი რომელიმე მიმართულებით ფორმირებული დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტები, რომლებიც გამდიდრებულია მინარევებით. მოცემულ შემთხვევაში სავარაუდოა, რომ აღნიშნული დეფექტების მახლობლობაში ამაღლებულია ჟანგბადის კონცენტრაცია. მსგავსი ტიპის სტრუქტურა გამოვლენილია ფოსფორითა და ბორით ლეგირებულ სილიციუმის კრისტალებში [122].

ნახ. 8 წარმოდგენილია B+1.2ატ%Co ნიმუშის პოლირებული ზედაპირის მიკროფოტოგრაფიები, მასზე ნათლად ჩანს მარცვლების გამყოფი საზღვრების სიგანისა და ინტენსივობის ცვალებადობა. შესაძლებელია კონტრასტის ასეთი ხასიათის ცვლილება დაკავშირებულია კრისტალური მესრის დაძაბულობასთან მარცვლების საზღვრების მახლობლობაში. მოცემულ მიკროფოტოგრაფიებზე ცალკეული მარცვლის შიდა სტრუქტურაში -ბორისთვის დამახასიათებელი დეფექტები ფიქსირებული არ არის.



ა



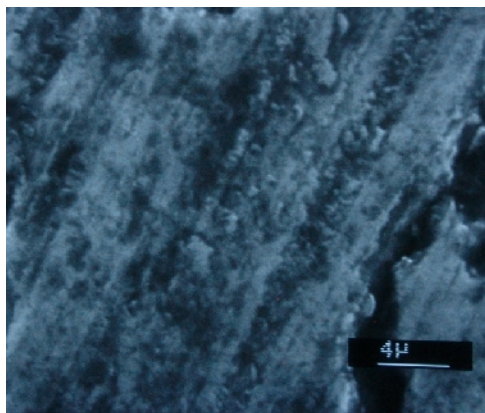
ბ

ნახ. 8. B+1.2ატ%Co კრისტალების მიკროსტრუქტურის რასტრული ელექტრონულ-მიკროსკოპული გამოსახულებები

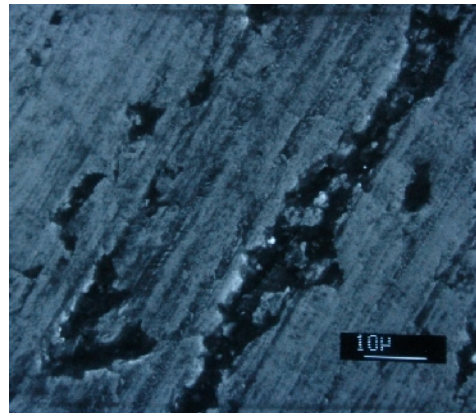
B+1.2ატ%Co შენადნობის ნიმუშის მიკროსტრუქტურისათვის დამახასიათებელია პოლიკრისტალური აღნაგობა დისპერსული ფაზებით დეკორირებული მარცვლების გამყოფი საზღვრებით. შავი ფერის ფიგურები განეკუთვნება სიცარიელებსა და სიღრუეებს, რომლებიც ფორმირებულია როგორც დიდ მარცვლებში, ასევე მარცვლების გამყოფი საზღვრების არეში.

ნახ. 8 ნათელი ფერის კონტურები შესაძლებელია წარმოქმნილია ელექტრონების დიფრაქციით მალეგირებელი კობალტის ატომებით გამდიდრებულ უბნებზე. ცნობილია, რომ გარდამავალი მეტალებით ასევე აზოტითა და ნახშირბადით ლეგირებისას -ბორის მატრიცასთან ერთად შესაძლებელია წარმოიქმნას B₅₀C₂ ტიპის ბორის ტეტრაგონალური ფაზა. ნახ. 8.ბ წარმოდგენილი მიკროფოტოგრაფია ასეთი ფაზის ფორმირების შესაძლებლობას არ გამორიცხავს.

ნიკელით ლეგირებული -ბორის ნიმუშის მიკროფოტოგრაფიებისათვის (ნახ. 9) დამახასიათებელია მარცვლების შიდა სტრუქტურაში ღია და მუქი ფერების პარალელური ზოლები, სხვადასხვა ზომისა და ფორმის შავი ლაქები. ზოლოვანი გამოსახულებები პარალელური ორიენტაციის დეფორმირებული უბნების, ხოლო შავი ლაქები სიცარიელების არსებობით არის განპირობებული.



ა



ბ

ნახ. 9. B+1.5ატ%Ni კრისტალების მიკროსტრუქტურის რასტრული ელექტრონულ-მიკროსკოპული გამოსახულებები

ზოლების შიდა არეში კონტრასტის ცვლილებები ატომების არაერთგვაროვანი განაწილებით და მათთან დაკავშირებული არაერთგვაროვანი დეფორმაციით შეიძლება აიხსნას. მიკროფოტოგრაფიაზე (ნახ. 9.ბ) ფიქსირებულია ახალი ფაზის მარცვლები. შესაძლებელია ის წარმოადგენს ნიკელის ბორიდს.

აღსანიშნავია, რომ 1270K ტემპერატურაზე 5-10სთ-ის განმავლობაში ვაკუუმში მოწვა პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს ლეგირებული საცდელი ნიმუშის მიკროსტრუქტურაზე. სავარაუდოა, რომ აღნიშნულ პირობებში არ ხორციელდება კრისტალიზაციის პროცესში ფორმირებული მაღლეირებული ატომებით გამდიდრებულ და არაერთგვაროვნად დეფორმირებულ არეებში მაღლეირებული ატომების დიფუზური გადანაწილება და დეფორმაციის ინტენსივობის შემცირება.

შესაძლებელია დავასკვნათ, რომ კობალტითა და ნიკელით ლეგირება ავლენს -ბორის სტრუქტურის შემადგენელი მარცვლების ზომის შემცირების ტენდენციას. საცდელი ნიმუშების პოლირებული ზედაპირის სტრუქტურაში ხშირად ფიქსირდება ფორები და სიცარიელები, შეინიშნება არაერთგვაროვანი დეფორმაციის გავლენა მარცვლების გამყოფი საზღვრების მახასიათებლებზე. კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -ბორის სტრუქტურაში იშვიათად ვლინდება ინდივიდუალური და შეჯგუფებული ორეულები. შედარებისათვის აღსანიშნავია, რომ ცირკონიუმით ლეგირება მკვეთრად ზრდის -ბორში ორეულებისა და წყობის დეფექტების რაოდენობას [123].

2.2.2. ელექტროფიზიკური თვისებები

როგორც ზემოთ აღინიშნა -ბორის ელემენტარული უჯრედი შეიცავს იკოსაედრებსა და მათ ასოციაციებს. მათ შორის განთავსებულია სხვადასხვა ზომისა და ფორმის სიცარიელები, რომლებშიც შესაძლებელია ჩაინერგოს გარდამავალი მეტალების ატომები. სიცარიელებში ატომების განაწილება გარდამავალი მეტალების ტიპით არის განსაზღვრული. დღეისათვის არასაკმარისადაა შესწავლილი გარდამავალი მეტალებით ლეგირებული -ბორის ელექტროფიზიკური თვისებები. აღნიშნული

მეტალებით ლეგირება იწვევს ბორის ელექტროგამტარობის გაზრდას. ელექტროგამტარობის ტიპისა და სიდიდის ცვლილებების თავისებურებები განპირობებულია სავალენტო ზონის ზემოთ არსებული აქცეპტორული ტიპის $0,19$ ევ დონით. მალეგირებელი ატომების კონცენტრაციის გაზრდით იზრდება აღნიშნული დონის შევსების სიმკვრივე. სრული შევსების მომენტიდან ხორციელდება აქცეპტორული დონის კომპენსაცია და ამის შემდეგ კრისტალი ავლენს n-ტიპის გამტარობას [124].

ჰოლის ეფექტის რეგისტრაციის მეთოდით 5000ერსტედი დაძაბულობის მუდმივ მაგნიტურ ველში განსაზღვრულია კობალტითა და ნიკელით ცალ-ცალკე ლეგირებული -ბორის ელექტრული დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის მნიშვნელობები (ცხრ. 2).

ლეგირებული -ბორის კრისტალების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები
ცხრილი 2.

-ბორის საცდელი ნიმუშები	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ^{-3}			დენის მატარებლების ძვრადობა, $\text{სმ}^2\text{ვ}^{-1}\text{წმ}^{-1}$		
	საწყისი	მოწვა, 670K,5სთ	მოწვა, 1070K,5სთ	საწყისი	მოწვა, 670K,5სთ	მოწვა, 1070K,5სთ
B, p-ტიპი	$2 \cdot 10^{15}$	$3 \cdot 10^{15}$	$4,5 \cdot 10^{15}$	1,5	2	2,5
B+0,5ატ%Co, p -ტიპი	$3 \cdot 10^{17}$	$4,5 \cdot 10^{17}$	$6 \cdot 10^{17}$	3,0	4,5	5,0
B+0,8ატ%Co, p -ტიპი	$6 \cdot 10^{17}$	$6 \cdot 10^{17}$	$8 \cdot 10^{17}$	5,0	5,5	7,0
B+2,2ატ%Co, p -ტიპი	$1 \cdot 10^{18}$	$3 \cdot 10^{18}$	$5 \cdot 10^{18}$	8,0	8,5	10,0
B+0,5ატ%Ni, p-ტიპი	$5 \cdot 10^{17}$	$6,5 \cdot 10^{17}$	$1 \cdot 10^{18}$	5,0	7,0	10,5
B+1,2ატ%Ni, p-ტიპი	$2 \cdot 10^{18}$	$3 \cdot 10^{18}$	$5,5 \cdot 10^{18}$	8,0	9,0	11,0
B+1,8ატ%Ni, p-ტიპი	$7 \cdot 10^{18}$	$8 \cdot 10^{18}$	$1 \cdot 10^{19}$	12,0	13,0	14,5
B+2,3ატ%Ni, n-ტიპი	$2 \cdot 10^{19}$	$2,5 \cdot 10^{19}$	$4 \cdot 10^{19}$	15,5	17,5	20,0

გაზომვებით დადგენილია, რომ კობალტით ლეგირებული ყველა და ნიკელის დაბალი კონცენტრაციით ლეგირებული ნიმუშები ხასიათდება ხვრელური გამტარობით, ხოლო 2,3ატ%Ni-ით ლეგირებული ნიმუში ამჟღავნებს ელექტრონულ გამტარობას. კობალტითა და ნიკელით

ლეგირება პრაქტიკულად ერთი რიგით ზრდის -ბორის კრისტალებში დენის მატარებელი ხერელების და ელექტრონების ძვრადობას.

მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის გაზრდით დენის მატარებლების კონცენტრაცია და ძვრადობა იზრდება. მოწვა 670K ტემპერატურაზე ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში სუსტად ზრდის ორივე მახასიათებლის სიდიდეს. შემდგომი მოწვა 1070K ტემპერატურაზე 5სთ-ის განმავლობაში ასევე სუსტად ზრდის დენის მატარებლების კონცენტრაციასა და ძვრადობას.

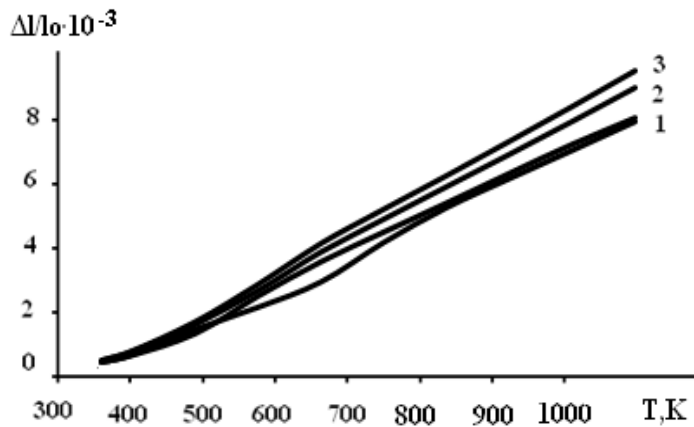
როგორც მიღებული შედეგებიდან ჩანს, ელექტრული მახასიათებლების არსებითი ცვლილებები შეინიშნება მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის გაზრდით 1ატ%-მდე. შედარებით მაღალი კონცენტრაციების შემთხვევაში ელექტრული მახასიათებლების ზრდა შენელებულია. სავარაუდოა, რომ მალეგირებელი კობალტისა და ნიკელის მაღალი შემცველობის ბორის სტრუქტურაში ფორმირდება კობალტისა და ნიკელის შემცველი დისპერსული ფაზები, რის გამოც, შესაბამისად, მცირდება ბორის კრისტალურ მესერში ელექტრულად აქტიური მალეგირებელი ატომების კონცენტრაცია, რაც წარმოადგენს ელექტროგამტარობის ზრდის შენელების ერთ-ერთ მიზეზს.

2.2.3. თერმული გაფართოების ტემპერატურული დამოკიდებულება

შესწავლილია არალეგირებული და ცალ-ცალკე კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -რომბოედრული მოდიფიკაციის ბორის თერმული გაფართოება ინდუქციურ დილატომეტრზე ვაკუუმის პირობებში. ექსპერიმენტული შედეგები მიღებულია 300-1100K ტემპერატურულ ინტერვალში ~3გრად/წთ სიჩქარით გახურება-გაცივების ციკლში. არალეგირებული საცდელი ბორის ნიმუშის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება დაახლოებით წრფივი ხასიათისაა, 520-570K ტემპერატურის ინტერვალში შეინიშნება ღუნვა ხოლო 670-720K ტემპერატურულ ინტერვალში ფიქსირებულია ბაქანი. გაცივების პროცესში ორივე ინტერვალში ვლინდება ფარდობითი

წარმოდგენის სუსტად გამოსახული ჰისტერეზისი. მოწვა 1070K ტემპერატურაზე 5სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად აქრობს ფარდობითი წარმოდგენის ჰისტერეზისს. საწყისი ნიმუშის ფარდობითი წარმოდგენის გაზომვა გახურება-გაცივების შედარებით მაღალ სიჩქარეზე (~5გრად/წთ) უფრო ინტენსიურს ხდის ჰისტერეზისულ ცვლილებას. მოწვა ზემოთ აღნიშნულ პირობებში ამ შემთხვევაშიც მთლიანად აქრობს ფარდობითი წარმოდგენის ჰისტერეზისს.

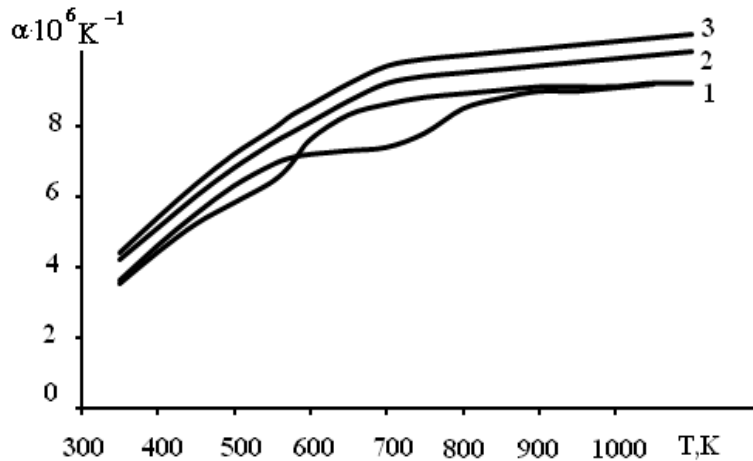
მოწვა ვაკუუმში 1070K ტემპერატურაზე 5სთ-ის განმავლობაში ავლენს ფარდობითი წარმოდგენის სუსტად ზრდის ტენდენციას. თერმული დამუშავების პროცესში შესაძლებელია გაიზარდოს მყარ ხსნარში მალეგირებელი მეტალების კობალტისა და ნიკელის კონცენტრაცია, რითაც ხორციელდება ატომთაშორისი მანძილებისა და, შესაბამისად, თერმული გაფართოების ზრდა. კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული ბორის ფარდობითი წარმოდგენის ტემპერატურული დამოკიდებულებები წარმოდგენილია ნახაზზე 10.



ნახ. 10. ფარდობითი წარმოდგენის ტემპერატურული დამოკიდებულებები
1- - B; 2- B:Ni(0,3ატ%); 3- B:Co(0,5ატ%).

მიღებული ექსპერიმენტული მონაცემებით გამოანგარიშებულია წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის მნიშვნელობები დამაგრძელ-ბელი კვარცის მილის კოეფიციენტის გათვალისწინებით.

ზოგიერთი ნიმუშის წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულება $\alpha(T)$ წარმოდგენილია ნახაზზე 11. არაღეგირებული ბორის ნიმუშის $\alpha(T)$ გრაფიკზე ნათლად ჩანს პისტრეზისული ტიპის ცვლილება.



ნახ. 11. ლეგირების გაგლეზა -ბორის წრფივი გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე
1- - B; 2- B:Ni(0,3ატ%); 3- B:Co(0,5ატ%).

კობალტითა და ნიკელით ცალ-ცალკე ლეგირებული კრისტალების თერმული გაფართოების წრფივი დამოკიდებულების კოეფიციენტის სიდიდეები 300-1100K ტემპერატურულ ინტერვალში 10-15%-ით მაღალია არაღეგირებულ კრისტალებთან შედარებით. ამავე დროს $\alpha(T)$ გრაფიკზე 470-720K შუალედში გადახრა წრფიდან არ რეგისტრირდება. მოწვა ვაკუუმში 750-1100K ტემპერატურულ ინტერვალში პრაქტიკულად არ ცვლის კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -ბორის ნიმუშების α -ს სიდიდეებს.

3d-გარდამავალი მეტალების სხვადასხვა კონცენტრაციით ლეგირებული -ბორის პოლიკრისტალური ნიმუშების წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის მნიშვნელობები ფიქსირებულ ტემპერატურებზე წარმოდგენილია ცხრილში 3.

წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის მნიშვნელობები

ცხრილი 3.

-ბორის საცდელი ნიმუშები	320 K	370 K	470 K	570 K	670 K	770 K	870 K	970 K	1070 K
B	3,8	4,6	6,3	7,3	7,4	8,5	8,9	10,0	10,2
B:Co(0,5ატ%)	4,3	5,4	7,4	8,7	9,5	9,9	10,1	10,3	10,4
B:Co(1,0ატ%)	4,5	5,6	7,7	8,9	9,8	10,3	10,8	10,6	10,7
B:Co(2,2ატ%)	4,7	6,0	7,4	9,1	9,2	10,5	10,7	10,8	10,9
B:Ni(0,8ატ%)	4,2	5,2	7,1	8,0	9,35	9,6	9,9	10,0	10,1
B:Ni(1,2ატ%)	4,4	5,5	7,3	8,3	8,5	9,8	10,1	10,2	10,3
B:Ni(2,5ატ%)	4,6	5,7	7,4	8,7	8,9	10,0	10,2	10,3	10,4

შედარებითი ანალიზით დადგენილია, რომ ნიკელთან შედარებით კობალტი მეტად ზრდის α -ს მნიშვნელობებს. მიღებული შედეგები ეთანხმება ლიტერატურულ მონაცემებს, რომლის მიხედვით გარდამავალი მეტალებით ლეგირება ზრდის ბორის კრისტალური მესრის პარამეტრებსა და ელემენტარული უჯრედის მოცულობას.

არალეგირებული პოლიკრისტალური -ბორის ნიმუშებში $1/l(T)$ და $\alpha(T)$ დამოკიდებულებებზე ჰისტერეზისული მოვლენები შედარებით სუსტად არის გამოვლენილი ვიდრე მსხვილმარცვლოვან და მონოკრისტალურ ნიმუშებში. თერმული გაფართოების მახასიათებლების ანომალური ცვლილებების ბუნების დადგენისას გათვალისწინებულია რეალურ სტრუქტურაში სპეციფიკური დისლოკაციური სტრუქტურის-ორეულოვანი და ნაწილობრივი დისლოკაციების არსებობა. ისინი განთავსებულია $\{100\}$ სიბრტყეთა სისტემაში მოუწესრიგებლად ორიენტირებული შეჯგუფებების სახით და განიცდიან კრისტალიზაციის პროცესში ფორმირებული ძლიერი არაერთგვაროვანი ძაბვების ზემოქმედებას.

განსაზღვრულ ტემპერატურებზე შესაძლებელია მოხდეს არაერთგვაროვანი ძაბვების რელაქსაცია ორეულოვანი დისლოკაციების მოძრაობის მექანიზმით, რამაც, შესაძლებელია გამოიწვიოს კრისტალის ზომებისა და ფორმის ცვლილებები. ე.ი. თერმული გაფართოების ანომალია.

პოლიკრისტალურ ნიმუშებში მარცვლების გამყოფი საზღვრების გავლენით შეზღუდულია ორეულების საზღვრის მოძრაობა. სწორედ ეს შეიძლება იწვევდეს არაღეგირებული პოლიკრისტალური -ბორის $I(T)$ და $\alpha(T)$ სიდიდეების ანომალიების შესუსტებას 470-720K ტემპერატურულ ინტერვალში. ორეულების წარმოქმნისა და მოძრაობის შედეგად კრისტალის ფორმისა და ზომის ცვლილებები განხილულია ნაშრომში [125].

მაღეგირებელი კობალტისა და ნიკელის ატომები, რომლებიც განაწილებულია რომბოედრული ელემენტარული უჯრედის A და D სიცარიელებებში, მდებარეობენ {100} სიბრტყეების მახლობლობაში, ამის გამო მათ შეუძლიათ ეფექტურად დაამუხრუჭონ {100} სისტემის ორეულოვანი დისლოკაციის მოძრაობა და პრაქტიკულად სრულად ჩაახშონ თერმული გაფართოების მახასიათებლების ($\Delta l/l$, α) ჰისტერეზისული ტიპის ცვლილებები 470-720K ტემპერატურულ ინტერვალში. ცხრილიდან ჩანს, რომ თერმული გაფართოების ანომალიების სრულად ჩახშობა შესაძლებელია -ბორის კობალტისა და ნიკელის მცირე კონცენტრაციებით ლეგირების შემთხვევაში (~0,3ატ%Co, 0,5ატ%Ni). აღსანიშნავია, რომ ორეულოვან სტრუქტურაში ცვლილებებით განპირობებული თერმული გაფართოების მახასიათებლების ანომალური პროცესებები გამოვლენილია ასევე ბისმუტსა და ბისმუტი-ანთიმონის შენადნობებში. ნაჩვენებია, რომ გახურება-გაცივების ციკლში საცდელი ნიმუშების ზომების ანომალური ცვლილებები დაკავშირებულია ორეულების კონცენტრაციის ცვლილებებთან. Bi და Bi-Sb სტრუქტურაში ორეულების მოძრაობა გახურებისა და გაცივების ციკლში დრეკადი ხასიათისაა [126].

მყარი სხეულების ნებისმიერი სიმეტრიის სტრუქტურაში ორეულოვანი დისლოკაციების მოძრაობა განაპირობებს გამყოფი საზღვრის გადაადგილებას მართობული მიმართულებით, რასაც შესაძლებელია თან ახლდეს საცდელი ნიმუშების ზომების, მექანიკური, ელექტრული და სხვა სტრუქტურულად მგრძნობიარე თვისებების ანომალური ცვლილებები განსაზღვრულ ტემპერატურულ ინტერვალებში [127].

2.2.4. კობალტითა და ნიკელით ლეგირების გავლენა -რომბოედრული ბორის კრისტალების მიკროსისალესა და ძვრის მოდულზე

კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -ბორის მასიური კრისტალების მიკროსისალე შესწავლილია ოთახის ტემპერატურაზე ბუნებრივი განათების პირობებში ვიკერსის მეთოდით -3 დანადგარზე.

გაზომვებისათვის საცდელი ნიმუშების ზედაპირები მომზადებულია მექანიკური პოლირებით აღმასის სხვადასხვა დისპერსულობის ფხვნილით. კრისტალების ზედაპირის მიკროსტრუქტურაში არსებული მიკროფორები, მიკრობზარები, სპეციფიკური აგებულების მარცვლების გამყოფი საზღვრები და სხვა კრისტალოგრაფიული დეფექტები განაპირობებენ მიკროსისალის არაერთგვაროვნებას. აღნიშნულის გათვალისწინებით მიღებული ექსპერიმენტული მონაცემები წარმოდგენენ ზედაპირის სხვადასხვა უბანზე მრავალჯერადი გაზომვის გასაშუალოებულ სიდიდეებს. საწყისი და თერმულად დამუშავებული საცდელი ნიმუშების მიკროსისალის მნიშვნელობები მოყვანილია ცხრილში 4. შედარებისათვის წარმოდგენილია არალეგირებული -ბორის მიკროსისალის მნიშვნელობები.

კობალტით ლეგირებული კრისტალების მიკროსისალის სიდიდეები საწყის მდგომარეობაში 15-20%-ით მაღალია არალეგირებული კრისტალის მახასიათებლებთან შედარებით. კობალტის კონცენტრაციის გაზრდით მიკროსისალე იზრდება, ხოლო კობალტის მაღალ კონცენტრაციაზე $B+2,2ატ. \%Co$ მიკროსისალის ზრდა შენელებულია. სავარაუდოა, რომ კობალტით ლეგირებული კრისტალების მიკროსტრუქტურაში შემცირებულია არაერთგვაროვანი დეფორმაციის წვლილი სტრუქტურულად-მგრძნობიარე მექანიკური თვისებების კერძოდ, მიკროსისალის მახასიათებლების ფორმირებაში. ამავე დროს მიკროსისალის მნიშვნელობების ამადლებაში არსებით მნიშვნელობას იძენს კობალტის ატომის მახლობლობაში ძლიერი ელექტრონული ბმებისა და ლოკალურად განმტკიცებული უბნების წვლილი.

ლეგირებული -ბორის კრისტალების მიკროსისალე და ძვრის მოდული

ცხრილი 4.

-ბორის საცდელი ნიმუშები	მიკროსისალე, კგ/მმ ²			ძვრის მოდული, კგ/მმ ²		
	საწეისი	მოწვა, 670K,5სთ	მოწვა, 1070K,5სთ	საწეისი	მოწვა, 670K,5სთ	მოწვა, 1070K,5სთ
B, p-ტიპი	3200	3250	3380	18050	18120	18200
B+0,5ატ%Co, p -ტიპი	3400	3460	3500	19100	19200	19250
B+0,8ატ%Co, p - ტიპი	3450	3480	3600	19500	19600	19650
B+2,2ატ%Co, p -ტიპი	3460	3500	3630	20400	20550	20700
B+0,5ატ%Ni, p- ტიპი	3500	3560	3600	19800	19930	1950
B+1,2ატ%Ni, p- ტიპი	3650	3720	3750	20150	20240	20300
B+1,8ატ%Ni, p- ტიპი	3700	3760	3800	20300	20400	20500
B+2,3ატ%Ni, n- ტიპი	3750	3780	3850	20500	20850	20900

კობალტის მაღალ კონცენტრაციებზე ($\geq 1 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$) ოთახის ტემპერატურის არეში იზრდება სავალენტო ზონაში დენის მატარებელი სვრელების კონცენტრაცია, რაც განაპირობებს სტრუქტურული დეფექტების (ძირითადად- დეფორმაციული ორეულები და წყობის დეფექტები) ელექტრონული ბმების შესუსტებასა და მათი ძვრადობის ამადლებას. ასეთი ხასიათის ცვლილებები იწვევს მექანიკური მახასიათებლების შესუსტებას ანუ მასალის “დარბილებას”. სწორედ ორი ურთიერთსაპირისპირო პროცესის (განმტკიცება და “დარბილება”) ერთდროული მიმდინარეობა განაპირობებს Co-ის მაღალი შემცველობის -ბორის მიკროსისალის ზრდის შენელებას და მისწრაფებას ნაჯერობის მდგომარეობისაკენ.

ნიკელი განეკუთვნება 3d- გარდამავალი მეტალების რკინის ჯგუფს (Fe, Co, Ni), რაც საფუძველს იძლევა ვივარაუდოთ, რომ სტრუქტურულად-მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მახასიათებლებზე ნიკელის გავლენა რკინისა და კობალტის ანალოგიური ხასიათის იქნება. ამასთან ერთად გასათვალისწინებელია, რომ -ბორის ელემენტარული უჯრედის სიცარიელებში ნიკელის განაწილება კობალტისაგან განსახვევებულია. სწორედ ეს გარემოება განაპირობებს ნიკელით ლეგირებული ბორის მიკროსისალის ცვლილების თავისებურებებს.

ნიკელით ლეგირებული ბორის კრისტალების მიკროსისალე მაღალია კობალტით ლეგირებული ბორის მიკროსისალის მნიშვნელობებთან შედარებით (ცხრ. 4). ნიკელის კონცენტრაციის გაზრდით იზრდება მიკროსისალე და მაღალი კონცენტრაციის შენადნობებში მიკროსისალე მისწრაფის ნაჯერობისაკენ. თერმული დამუშავება, კერძოდ ვაკუუმში მოწვა 670K და შემდეგში 1070K ტემპერატურებზე 5საათის განმავლობაში ავლენს კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -ბორის კრისტალების მიკროსისალის ზრდის ტენდენციას. მიკროსისალის ანალოგიური ცვლილებები გამოვლენილია იმავე პირობებში თერმულად დამუშავებული არალეგირებული ბორის კრისტალებში.

ეტალონური ნიმუშის (იოდიდური ვანადიუმის) მექანიკურ მახასიათებლებთან შედარების მეთოდით განისაზღვრა კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -ბორის საცდელი კრისტალების ძერის მოდულის აბსოლუტური სიდიდეები ოთახის ტემპერატურაზე. იდენტური ფორმისა და ზომების საცდელი და ეტალონური ნიმუშების გრეხითი რხევების სიხშირის მნიშვნელობები განისაზღვრა გრეხით ქანქარაზე დაფუძნებულ მექანიკურ რელაქსატორზე. ეტალონად იოდიდური ვანადიუმის გამოყენების მიზანშეწონილობა განპირობებულია ოთახის ტემპერატურის არეში ვანადიუმისა და ბორის კრისტალების დინამიური მექანიკური მახასიათებლების მსგავსებით. ვანადიუმს ბორის ანალოგიურად ახასიათებს მექანიკური მოდულების მაღალი მნიშვნელობები, ოთახის ტემპერატურის არეში მათი წრფივი ტემპერატურული დამოკიდებულება, შინაგანი ხახუნის დაბალი ინტენსივობის ფონი და არადრეკადობის მეტად სუსტად გამოვლინება. საწყისი და თერმულად

დამუშავებული საცდელი ნიმუშების ძვრის მოდულის გაზომვის მნიშვნელობები მოყვანილია ცხრილში 4.

მიღებული შედეგები მოწმობენ, რომ ცალ-ცალკე კობალტითა და ნიკელით ლეგირება იწვევს -ბორის ძვრის მოდულის ამაღლებას. მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის გაზრდით იზრდება საცდელი ნიმუშების ძვრის მოდულის სიდიდეები. მაღალი კონცენტრაციებით ლეგირებულ კრისტალებში ძვრის მოდული მიისწრაფის ნაჯერობისაკენ.

2.3. კობალტითა და ნიკელით ლეგირების გავლენა -რომბოედრული ბორის არადრეკად თვისებებზე

-ბორის სტრუქტურაში 3d-მეტალების ატომები იკავებენ ორი ან სამი ტიპის ჩანერგვის პოზიციას და ამჟღავნებენ განსხვავებულ ელექტრულ აქტივობას. 3d-მეტალების ატომების ელექტრონული აღნაგობა და გეომეტრიული ფაქტორი მნიშვნელოვნად განსაზღვრავს მათ მიერ ჩანერგვის სხვადასხვა პოზიციის შევსების ალბათობას.

გასათვალისწინებელია ის გარემოება, რომ კობალტის ატომში s და d-ზოლებში განაწილებულია 9 ელექტრონი (s-ზოლში 0,6 ელექტრონი, ხოლო d-ზოლში - 8,4). განსხვავებით კობალტისაგან, ნიკელის ატომში სავალენტო s-და ლოკალიზებულ d-ენერგეტიკულ ზოლებში 10 ელექტრონია განაწილებული (0,6 ელექტრონი s-ზოლში, ხოლო 9,4 ელექტრონი d-ზოლში). ეს ნიშნავს, რომ ორივე შემთხვევაში მაღალია კრისტალურ მესერში გაცვლითი ძალებისა და ლოკალური ბმების წარმოქმნის ალბათობა [128].

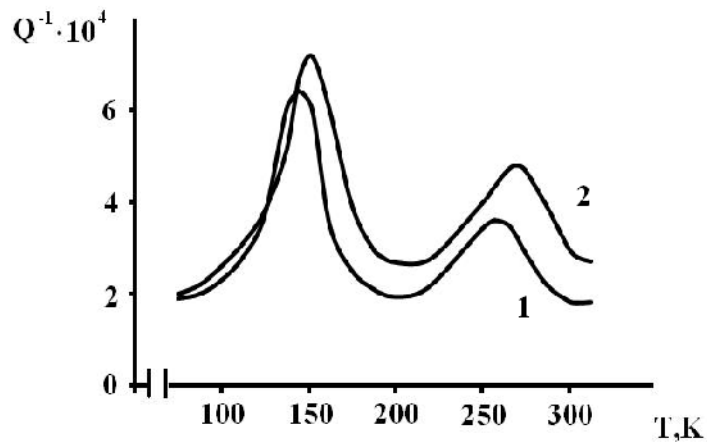
კობალტითა და ნიკელით ლეგირების გავლენით სავარაუდოა, უფრო მკვეთრად გამოვლინდეს -ბორის მესერში ლოკალიზებული ძლიერი SP^3 ტეტრაედრული კავშირების ჩამოყალიბების ტენდენციები, რაც განაპირობებს ბორში სხვადასხვა ტიპის სტრუქტურული დეფექტების ძვრადობის ცვლილების შესაძლებლობებს. აღნიშნულიდან გამომდინარე, როგორც პრაქტიკული, ასევე მეცნიერული თვალსაზრისით

საინტერესოა სხვადასხვა კონცენტრაციის კობალტითა და ნიკელით ლეგირებული -ბორის კრისტალების სტრუქტურულად-მგრძობიარე თვისებების კვლევა.

2.3.1. პოლიკრისტალური -რომბოედრული ბორის არადრეკადი თვისებები

შესწავლილია ბორის ნიტრიდის ტიგელში გამდნარი და 2050K ტემპერატურაზე წნევის ქვეშ შემცხვარი -ბორის კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულებები 77-300K ინტერვალში არგონის ატმოსფეროში. გაზომვები შესრულებულია ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე - $5 \cdot 10^{-5}$, გაცივება - გახურების სიჩქარით 2გრად/წთ.

შინაგანი ხახუნის სპექტრში 150 და 250K ტემპერატურების მახლობლობაში გრეხითი რხევების 0,8ჰც. სიხშირეზე გამოვლენილია ორი მცირე ინტენსივობის მაქსიმუმი. ორივე მაქსიმუმი დაბალი ინტენსივობის ფონთან ერთობლივად წარმოადგენს პოლიკრისტალური -ბორის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრს 77-300K ტემპერატურულ ინტერვალში (ნახ.12).



ნახ. 12. პოლიკრისტალური -ბორის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება
1- ნადნობი, $f_0=0,8\text{ჰც.}$; 2- ცხლად დაწნეხილი, $f_0=1,0\text{ჰც.}$,
 f_0 - რხევის სიხშირე 77 K ტემპერატურაზე.

როგორც ნახაზიდან ჩანს, რხევითი ენერჯის ფონური ტიპის გაბნევა აღნიშნულ ინტერვალში დამოუკიდებელია ტემპერატურაზე. ფონის ინტენსივობა არ იცვლება გრეხითი რხევების სიხშირის შეცვლით 0,5-დან 5,0ჰც.-მდე. ამ დროს იცვლება ორივე მაქსიმუმის ტემპერატურა. კერძოდ სიხშირის გაზრდით მაქსიმუმები გადაინაცვლებენ მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით. თეორიის თანახმად, ასეთი მაქსიმუმები რელაქსაციური წარმოშობისაა [121].

სიხშირული გადანაცვლების მეთოდით დადგინდა რელაქსაციური მაქსიმუმების განმსაზღვრელი სტრუქტურული დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობები და მათ საფუძველზე არენიუსის ცნობილი თანაფარდობიდან გამოთვლილია სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები. რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები წარმოდგენილია ცხრილში 5.

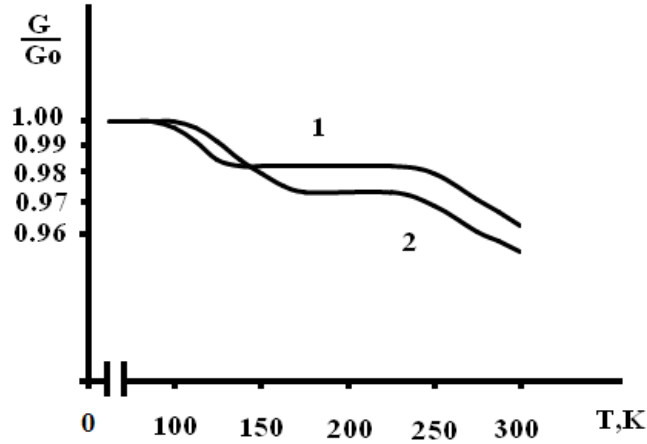
პოლიკრისტალური -ბორის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 5.

-ბორის საცდელი ნიმუშები	მაქსიმუმების ტემპერატურა, K	აქტივაციის ენერჯია, ევ	სიხშირის ფაქტორი, წმ ⁻¹	ძვრის მოდულის გაზომვის ტემპერატურა, K	ძვრის მოდული, კვ/მმ ²
ნადნობი, საწყისი	150	0.15	1·10 ⁶	77	19,8
ნადნობი, მომწვარი, 1270K,5სთ	145	0.17	3·10 ⁶	77	20,0
ცხლად დაწნეხილი, საწყისი	250	0.45	4·10 ⁹	300	20,1
ცხლად დაწნეხილი, საწყისი	150	0.20	3·10 ⁶	77	16,5
ცხლად დაწნეხილი, საწყისი	260	0.50	1·10 ¹⁰	300	16,0
ცხლად დაწნეხილი, მომწვარი 1270K,5სთ	155	0.22	5·10 ⁶	77	18,5
ცხლად დაწნეხილი, მომწვარი 1270K,5სთ	265	0.55	2·10 ¹⁰	300	17,5

77-300K ტემპერატურულ ინტერვალში ძვრის დინამიური მოდული წრფივად უმნიშვნელოდ მცირდება. რელაქსაციური პროცესების მაქსიმუმების

არეგში ძვრის მოდულის გრაფიკზე შეინიშნება დამატებითი შემცირება ანუ მოდულის დეფექტი. მისი სიდიდე პროცესის ინტენსივობის პროპორციულია (ნახ. 13).



ნახ. 13. პოლიკრისტალური -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 77-300K ინტერვალში
 1- ნადნობი, $f_0=0,8\%$; 2- ცხლადდაწნეხილი, $f_0=1,0\%$.
 f_0 - რხევის სიხშირე 77 K ტემპერატურაზე.

რელაქსაციური პროცესისათვის დამახასიათებელია ტემპერატურის და გარეშე ნიშანცვლადი ძაბვის ზემოქმედებით დეფექტების შექცევადი ხასიათის მოძრაობის აქტივაცია. რაც თავის მხრივ იწვევს ატომთაშორისი კავშირის ძალების ლოკალურ შესუსტებას და შესაბამისად, მექანიკური მოდულების შემცირებას. ეს გარემოება მოცემულ კონკრეტულ შემთხვევაში ასახულია ძვრის მოდულის დეფექტით ორივე რელაქსაციური მაქსიმუმის მახლობლობაში.

მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია (ციკლების რაოდენობა- 200, ამპლიტუდური დეფორმაცია- $1 \cdot 10^{-3}$) 970K ტემპერატურაზე არგონის გარემოში საგრძნობლად ზრდის ორივე მაქსიმუმის ნახევარგანსა (~1,3-1,5-ჯერ) და ინტენსივობას, ასევე 5-10K-ით იწვევს მაქსიმუმების გადანაცვლებას დაბალი ტემპერატურებისაკენ. დეფორმირებულ მდგომარეობაში შეიმჩნევა მაქსიმუმების აქტივაციის ენერჯის შემცირების ტენდენცია. დეფორმაციის ციკლების რაოდენობის გაზრდა 500-მდე

პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მაქსიმუმების აქტივაციურ მახასიათებლებზე.

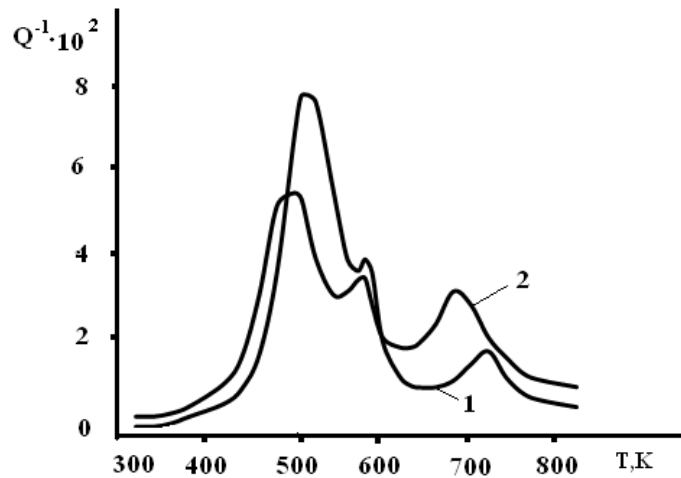
ციკლურად დეფორმირებული ნიმუშის მოწვა 1270K ტემპერატურაზე ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში მნიშვნელოვნად (~20%) ამცირებს მაქსიმუმების ინტენსივობასა და ნახევარგანის სიდიდეებს, დადაბლებული და პრაქტიკულად ტემპერატურისგან დამოუკიდებელია ფონური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა, აქტივაციური მახასიათებლები იზრდება საწყისი მდგომარეობის მნიშვნელობამდე.

დნობით მიღებული ნიმუშისაგან განსხვავებით მაღალტემპერატურაზე დაწნეხილი ბორის ძვრის მოდული 77-300K ტემპერატურულ ინტერვალში ხასიათდება წრფივი შემცირებით. რელაქსაციური მაქსიმუმების მახლობლობაში ძვრის მოდულის გრაფიკზე გამოვლენილია დამატებითი შემცირება. მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავება (მოწვა ვაკუუმში 1270K ტემპერატურაზე, 5სთ-ის განმავლობაში) ამცირებს ძვრის მოდულის დეფექტის სიდიდეებსა და ტემპერატურულ ინტერვალებს, რაც სრულიად შეესაბამება რელაქსაციური მაქსიმუმების მახასიათებლების ცვლილებას თერმული ზემოქმედების გავლენით. დაწნეხილი ნიმუშების დაბალტემპერატურული ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები წარმოდგენილია ცხრილში 5.

იდენტური ზომის ეტალონთან (ვანადიუმი) შედარების მეთოდით განისაზღვრა ორივე ტექნოლოგიით მიღებული -ბორის ნიმუშების ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდეები 77 და 300K ტემპერატურებზე. დაწნეხილი ნიმუშის მექანიკური მახასიათებელი ~15%-ით ნაკლებია დნობით მიღებულ ნიმუშთან შედარებით. 1270K ტემპერატურაზე მოწვა ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში უმნიშვნელოდ ზრდის ნაღნობი ნიმუშის ძვრის მოდულის სიდიდეს. მაღალტემპერატურული მოწვა მნიშვნელოვნად (~15%) ზრდის დაწნეხილი ნიმუშის ძვრის მოდულის აბსოლუტურ მნიშვნელობას. როგორც საწყისი, ასევე თერმულად დამუშავებული ნაღნობი ნიმუშების ციკლური დეფორმაცია 970K ტემპერატურაზე ავლენს ძვრის მოდულის სიდიდის უმნიშვნელოდ შემცირების ტენდენციას. მეტად საგრძნობია ციკლურად

დეფორმირებული დაწნეხილი ნიმუშების ძვრის მოდულის სიდიდის შემცირება.

ტიგელში დნობით მიღებული -ბორის შინაგანი ხახუნის სპექტრი 13C-სისშირეზე 300-1000K ტემპერატურულ ინტერვალში ხასიათდება დაბალი ინტენსივობის ფონითა და ინტენსიური მაქსიმუმებით 500, 570 და 720K ტემპერატურებზე (ნახ. 14).



ნახ. 14. პოლიპროპილენის -ბორის შინაგანი ხახუნის სპექტრი 300-1000K ინტერვალში
 1- ნაღობი, $f_0=1,23$ კვ; 2- ცხლად დაწნეხილი, $f_0=1,25$ კვ.
 f_0 - რხევის სისშირე 300K ტემპერატურაზე.

500 და 7200K ტემპერატურებზე გამოვლენილი მაქსიმუმები გამოირჩევა მეტად დიდი ნახევარგანით, რაც ადასტურებს რხევითი ენერჯის გაბნევის ფართო სპექტრის არსებობას. განმეორებითი გაზომვით მიღებული სპექტრის ფონის ინტენსივობა საწყისი მდგომარეობისათვის დამახასიათებელი ფონის ინტენსივობის რიგისაა. ეს მიუთითებს მასზედ, რომ ფონის ფორმირებაში მონაწილე დეფექტები თერმულად მდგრადია 1000K-მდე. მათთან შედარებით არასტაბილურია მაქსიმუმების ფორმირებაში მონაწილე დეფექტები, რადგანაც განმეორებით სპექტრში საგრძნობლად შემცირებულია სამივე მაქსიმუმის ნახევარგანი (10-20%) და ინტენსივობა. განსაკუთრებით აღსანიშნავია 500K ტემპერატურის

არეში არსებული მაქსიმუმის ნახევარგანის და ინტენსივობის შემცირება (~20%).

მორიგი გაზომვა შესრულდა 500K ტემპერატურაზე ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში დაყოვნების შემდეგ. 500K ტემპერატურაზე მაქსიმუმის სიმაღლე პრაქტიკულად დაყოვნების პროცესში ცვლილებას არ განიცდის. ასევე უცვლელია შინაგანი ხახუნის სპექტრი. აღსანიშნავია, რომ ასეთი თერმული დამუშავება რადიკალურად ცვლის მონოკრისტალური ბორის შინაგანი ხახუნის სპექტრს: დაახლოებით 10-ჯერ მცირდება 500K-ზე მაქსიმუმების ინტენსივობა, 3-5-ჯერ მცირდება ფონის ინტენსივობა 300-1000K ინტერვალში, ხოლო უცვლელად რჩება 570K -ზე მაქსიმუმის ტემპერატურა, ინტენსივობა და ნახევარგანი [129].

რხევის სიხშირის გაზრდით, 570K ტემპერატურაზე არსებული მაქსიმუმის ტემპერატურა არ იცვლება. თეორიის თანახმად [121] სიხშირისაგან დამოკიდებული მაქსიმუმები განპირობებულია ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესებით. დანარჩენი ორი მაქსიმუმის გადანაცვლება მაღალი ტემპერატურებისკენ ადასტურებს მათ რელაქსაციურ ბუნებას. მაქსიმუმების დამახასიათებელი აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები წარმოდგენილია ცხრილში 6.

შესწავლილია სხვადასხვა ტემპერატურაზე მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაციის გავლენა შინაგანი ხახუნის სპექტრზე. დადგენილია, რომ 650-1000K ტემპერატურის ინტერვალში მაღალამპლიტუდური დეფორმაცია ($5 \cdot 10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა - 200) 20-25%-ით ამადლებს 680K ტემპერატურაზე რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსივობას. პრაქტიკულად არ ცვლის მაქსიმუმის ფორმასა და ტემპერატურას. პრაქტიკულად არ იცვლება ასევე 720K ტემპერატურაზე მაქსიმუმის მახასიათებლები, 10-15%-ით ამადლებს 500K-ზე მაქსიმუმის ინტენსივობას და იწვევს მის გადანაცვლებას 15-20K-ით დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით. აღნიშნულ პირობებში განხორციელებული გრეხითი ციკლური დეფორმაცია გავლენას არ ახდენს 720K ტემპერატურაზე მაქსიმუმის მახასიათებლებზე.

დეფორმირებული ნიმუშის მოწვა 500K-ზე 5სთ-ის განმავლობაში იწვევს ყველა მაქსიმუმის გადანაცვლებას ~20K-ით მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით, ამცირებს 500K-ზე მაქსიმუმის ინტენსივობას საწყის დონემდე. ამის შემდგომი ციკლური დეფორმაცია 1020K-ზე ($5 \cdot 10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა – 200) პრაქტიკულად არ ცვლის შინაგანი ხახუნის სპექტრს. 500K ტემპერატურის არეში მაქსიმუმი ~20K-ით გადაადგილდება დაბალი ტემპერატურებისაკენ, მისი ინტენსივობა იზრდება ~15%-ით. თერმული დამუშავებისა და მაღალამპლიტუდური დეფორმაციის გავლენის შედეგები ასახულია ცხრილში 6.

პოლიკრისტალური -ბორის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები
300-1000K ინტერვალში

ცხრილი 6.

-ბორის საცდელი ნიმუშები	შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ტემპერატურა, K	მაქსიმუმების ბუნება	აქტივაციის ენერგია, ეჰ	სისწირის ფაქტორი, ν_0^{-1}
ნადნობი, საწყისი მდგომარეობა	500	რელაქსაციური	1,30	$1 \cdot 10^{14}$
	570	არარელაქსაციური	–	–
	720	რელაქსაციური	2,20	$8 \cdot 10^{14}$
ნადნობი, დეფორმირე- ბული, 700K, $5 \cdot 10^{-3}$, N=200	490	რელაქსაციური	1,25	$7 \cdot 10^{13}$
	570	არარელაქსაციური	–	–
	700	რელაქსაციური	2,10	$5 \cdot 10^{14}$
ცხლად დაწნეხილი, საწყისი მდგომარეობა	485	რელაქსაციური	1,25	$5 \cdot 10^{13}$
	570	არარელაქსაციური	–	–
	690	რელაქსაციური	2,10	$6 \cdot 10^{14}$
ცხლად დაწნეხილი, დეფორმირე- ბული, 700K, $5 \cdot 10^{-3}$, N=200	480	რელაქსაციური	1,15	$2 \cdot 10^{13}$
	570	არარელაქსაციური	–	–
	670	რელაქსაციური	2,00	$3 \cdot 10^{14}$

აღსანიშნავია, რომ საცდელი ნიმუშების გახურება-გაცივების სიჩქარის ცვლილება, 1-3 K/წთ ინტერვალში, იწვევს მაქსიმუმების ტემპერატურის და ინტენსივობის უმნიშვნელო ცვლილებებს. ეს ცვლილებები გავლენას არ ახდენენ რელაქსაციური პროცესების აქტივაციურ მახასიათებლებზე.

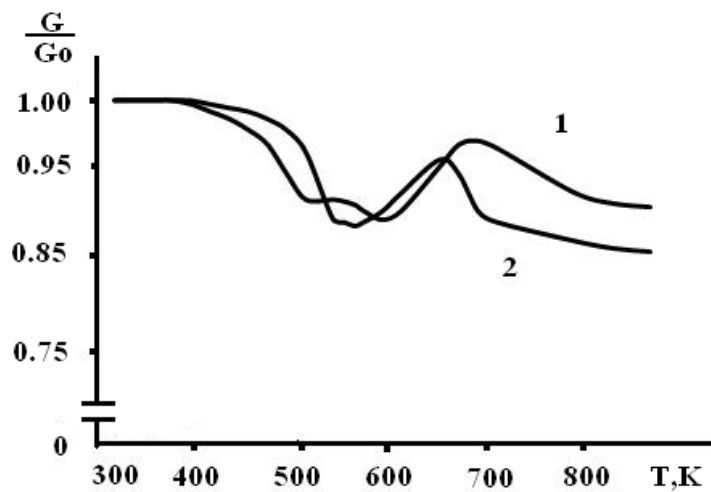
ცხლადდაწნეხილი საცდელი ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრი შეიცავს დნობით მიღებული კრისტალებისათვის დამახასიათებელ ყველა რელაქსაციურ და არარელაქსაციურ მაქსიმუმს (ნახ. 14). განმასხვავებელი ნიშნებია პირველი მაქსიმუმის მკვეთრად შემცირებული ინტენსივობა, მისი ტემპერატურის ~20K-ით დადაბლება, 500-800K ინტერვალში ფონური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის შესამჩნევად ამაღლება, მესამე მაქსიმუმის ინტენსივობის მნიშვნელოვნად ამაღლება და გადაადგილება 30K-ით დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით. ნიმუშის დამახასიათებელი რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის აქტივაციური პარამეტრები წარმოდგენილია ცხრილში 6. ცხრილიდან ჩანს, რომ ცხლადდაწნეხილი ნიმუშის აქტივაციური პარამეტრები ნაკლებია დნობით მიღებული ნიმუშის ანალოგიურ მახასიათებლებთან შედარებით.

შინაგანი ხახუნის პროცესების ანალიზისათვის მნიშვნელოვანია ის გარემოება, რომ ცხლადდაწნეხილი ნიმუშის შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები ამჟღავნებენ ძლიერ დამოკიდებულებას რხევის ამპლიტუდაზე, რაც ავლენს მათ დეფორმაციულ ბუნებას. სპეციფიკურია ასევე ისიც, რომ სამივე მაქსიმუმის ინტენსივობა მცირდება თითოეული მათგანის ტემპერატურაზე მოწვის პროცესში. ამის შემდგომი ციკლური მაღალამპლიტუდური დეფორმაციით მაქსიმუმების ტემპერატურებზე (500, 570 და 680K) შესაძლებელია სამივე მაქსიმუმის ინტენსივობის ამაღლება და ნაჯერობის მდგომარეობის მიღწევა. ასეთ მდგომარეობაში რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები მინიმუმამდე მცირდებიან.

მოწვა ვაკუუმში ~1000K ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში 25-30%-ით ამცირებს ფონისა და სამივე მაქსიმუმის ინტენსივობას, რის შემდეგაც მოწვის ხანგრძლივობის გაზრდა გავლენას აღარ ახდენს

მაქსიმუმების ფორმაზე, ტემპერატურასა და ინტენსივობაზე. მომწვარ მდგომარეობაში რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები ამაღლებულია (ცხრ. 6).

300-1000K ინტერვალში პოლიკრისტალური -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურულ სპექტრში ნათლადაა ასახული რელაქსაციური და არარელაქსაციური პროცესების გამომწვევი სტრუქტურული დეფექტების ძვრადობის ცვლილებები (ნახ. 15). ასე მაგ. 500K ტემპერატურის არეში ძვრის მოდულის დეფექტი 0,18-0,20-ს აღწევს, რაც ერთი რიგით მაღალია წერტილოვანი დეფექტების მიგრაციასთან დაკავშირებული დინამიური ძვრის მოდულის დეფექტის მნიშვნელობაზე კუბური და ჰექსაგონალური სიმეტრიის მყარ სხეულებში [120].



ნახ. 15. პოლიკრისტალური -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრი 300-900K ინტერვალში
 1- ნადნობი, $f_0=1,23\text{კ}$; 2- ცხლადლაწნეხილი, $f_0=1,25\text{კ}$.
 f_0 - რხევის სისშირე 300K ტემპერატურაზე.

570K ტემპერატურის არეში გამოვლენილია ძვრის მოდულის დამატებითი შემცირება, რაც განპირობებულია -ბორის კრისტალურ მესერში მიმდინარე ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესებით. 600-750K ინტერვალში ნაცვლად მდორედ შემცირებისა ადგილი აქვს ძვრის მოდულის მკეთრად ამაღლებას. მექანიკური თვისებების აღნიშნული ხასიათის ცვლილებებს განაპირობებს სტრუქტურის დინამიური

განმტკიცება. განმტკიცების ეფექტი მაქსიმალურია 650-750K ინტერვალში. 680K-დან იწყება ძვრის მოდულის მნიშვნელოვნად შემცირება. რაც გამოწვეულია ამავე ტემპერატურის მახლობლობაში მიმდინარე რელაქსაციური პროცესებით. 800-1000K ინტერვალში ძვრის მოდული ხასიათდება სუსტად წრფივი შემცირებით. ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრის განმეორებითი გაზომვის შედეგები ძირითადად ემთხვევა პირველი ექსპერიმენტის შედეგებს, მაგრამ ძვრის მოდულის დეფექტისა და მისი ანომალური ზრდის მნიშვნელობები შედარებით შემცირებულია.

ძვრის მოდულის დეფექტისა და ანომალური ზრდის მნიშვნელობების მართვა შესაძლებელია სხვადასხვა ტემპერატურაზე მოწვივით. 500K ტემპერატურაზე 5სთ-ის განმავლობაში მოწვა მნიშვნელოვნად ამცირებს ძვრის მოდულის დეფექტის სიდიდეს 500 და 570K ტემპერატურებზე და მოდულის ანომალურად ამადლებას 570-670K ინტერვალში, პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს 680K-ზე ძვრის მოდულის დეფექტის სიდიდეზე. ციკლური დეფორმაცია რხევის მაღალ ამპლიტუდაზე ($\leq 5 \cdot 10^{-3}$) 500-1000K ინტერვალში ზრდის 15-20%-ით მოდულის დეფექტის სიდიდეს 500, 570 და 680K ტემპერატურებზე, მკვეთრად ამადლებს ძვრის მოდულს 580-700K ინტერვალში. აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები განპირობებულია დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ბლოკირებისა და ელექტრონული ბმებისაგან განთავისუფლების პროცესებით, რაც ხორციელდება თერმული დამუშავებითა და მაღალი ამპლიტუდური დეფორმაციებით 500-1000 K ინტერვალში.

შედარებით მკვეთრად არის გამოვლენილი მაქსიმალური შინაგანი ხახუნის ტემპერატურებზე ძვრის მოდულის დეფექტი და ასევე დინამიური მექანიკური განმტკიცება 600-700K ინტერვალში. ცხლადდაწნეხილი -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურულ სპექტრში მოდულის ანომალური ცვლილების ტემპერატურები გადანაცვლებულია 20-30K-ით დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით. 500-600K ინტერვალში ძვრის მოდულის ზიგზაგისებური დადაბლება დაკავშირებულია 500 და 570K ტემპერატურებზე მექანიკური ძაბვისა და ტემპერატურის ზემოქმედებით განპირობებულ რხევითი ენერჯის

რელაქსაციური და არარელაქსაციური წარმოშობის პროცესებთან. 600-1000K ინტერვალში მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია აძლიერებს ძვრის მოდულის ვარდნას 500, 570 და 680-700K ტემპერატურების არეში. ამავე დროს საგრძნობლად მცირდება ძვრის მოდულის ამადლება 570-700K ინტერვალში.

სავარაუდოა, რომ მაღალამპლიტუდური დეფორმაციისა და ტემპერატურის ერთდროული ზემოქმედებით ირღვევა სტრუქტურული, პლანარული და წერტილოვანი დეფექტების კომპლექსები, რომლებშიაც მოწესრიგებული სტაბილური კონფიგურაციების ფორმირებას შეუძლია განაპირობოს დისლოკაციური დეფექტების ბლოკირება და მექანიკური განმტკიცება. დეფორმირებული ნიმუშის მოწვა 600-1000K ინტერვალში 5-10სთ-ის განმავლობაში შესამჩნევად (~15%) ამცირებს ძვრის მოდულის დეფექტის სიდიდეს და ააქტიურებს მექანიკური განმტკიცების პროცესს. აღნიშნული ხასიათის თერმული ზემოქმედებით შესაძლებელია დეფექტების კონცენტრაციის განსაზღვრული რაოდენობით შემცირება და მექანიკურ განმტკიცებაში მონაწილე კომპლექსების რაოდენობრივი და კონფიგურაციული ცვლილება.

2.3.2. კობალტით ლეგირებული -რომბოედრული ბორის კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება

-ბორის კრისტალების სტრუქტურაში კრისტალიზაციის პერიოდსა და შემდგომში ოთახის ტემპერატურამდე გაცივებისას ყალიბდება სპეციფიკური დისლოკაციური სტრუქტურა (ორეულოვანი და ნაწილობრივი დისლოკაციები, სრული დისლოკაციები), რომელიც ფაქტიურად ბლოკირებულია მინარევების ატომებისაგან წარმოქმნილი კოტრელის ტიპის ატმოსფეროებით, ბორის შენადნობებში მეორე კომპონენტის არსებობა ხშირ შემთხვევაში განაპირობებს არაერთგვაროვანი ძაბვების არსებობას. ისინი შემკუმშავია თუ მაღლეირებელი ატომი მატრიცისაგან განსხვავდება ატომური რადიუსის სიმცირით. გაჭიმვის ძაბვები ყალიბდება დიდი ატომური რადიუსის

მაღეგრებელი ელემენტის მახლობლობაში. ლოკალიზებული ძაბვები განსაზღვრულ ძვრადობას ანიჭებს მათ მახლობლობაში არსებულ დისლოკაციებს.

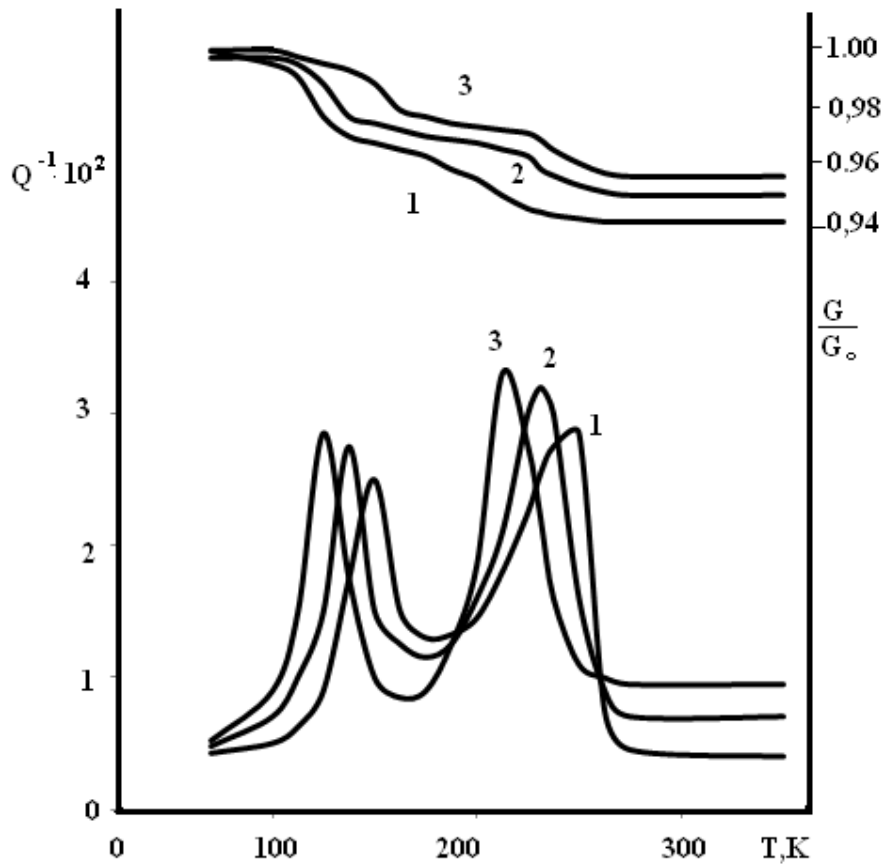
3d-მეტალებით ლეგირებული -ბორის სტრუქტურაში ჩანერგილი მინარევის ატომის არეში წარმოიქმნება ძლიერი ჰიბრიდული d-s კავშირები. ისინი შესამჩნევად ზრდიან გარემომცველი ატომების კონფიგურაციებსა და ელემენტარული უჯრედის მოცულობას. ძლიერი ატომთაშორისი კავშირების ფორმირება გაველენას ახდენს დისლოკაციების ბირთვების ენერგეტიკულ პარამეტრებზე, რაც არსებით როლს ასრულებს ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მახასიათებლების ცვლილებებში.

დაბალ ტემპერატურებზე (T 300K) მყარ სხეულებში შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი ხასიათდება ბორდონის ტიპის ორი და ხასიგუტის ტიპის 2-3 მაქსიმუმით, რომლებიც ხასიათდებიან აქტივაციის ენერჯის მცირე მნიშვნელობებით (0,1-0.5ეე). მათი დამახასიათებელი სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები 4-5 რიგით დაბალია წერტილოვანი დეფექტების დიფუზური მოძრაობით განსაზღვრული რელაქსაციური პროცესების სიხშირის ფაქტორის სიდიდეებისაგან. პროცესის აქტივაციური პარამეტრები მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული ატომთაშორისი კავშირის ძალების ბუნებაზე. სახელდობრ, ნახევარგამტარულ მასალებში ბორდონის ტიპის დისლოკაციური რელაქსაციური პროცესი ვლინდება ოთახის ტემპერატურის ზემოთ და ხასიათდება აქტივაციის ენერჯის მეტად მაღალი მნიშვნელობით (1.0-2.0ეე), მაშინ როდესაც მეტალებში ანალოგიური პროცესების აქტივაცია ხორციელდება ერთი რიგით დაბალი აქტივაციის ენერჯით [120].

კობალტით ლეგირება განაპირობებს -ბორში სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციისა და მათთან ურთიერთქმედი წერტილოვანი დეფექტების კონფიგურაციების ფორმირებას. შესაბამისად მოსალოდნელია მაქსიმუმებით მდიდარი რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის სპექტრების გამოვლინება.

შესწავლილია კობალტით ლეგირებული -ბორის პოლიკრისტალური შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული

დამოკიდებულება 80-300K ინტერვალში გრესითი რხევების სიხშირის 0.5-5.0კჰ ინტერვალში გახურება-გაცივების 1K/წთ სიჩქარით. B+0.5ატ%Co შენადნობის შინაგანი ხახუნის სპექტრში 150 და 245K ტემპერატურებზე გამოვლენილია ორი მცირე ინტენსივობის მაქსიმუმი ტემპერატურის ზრდის პირობებში (ნახ. 16). სპექტრი წარმოდგენილია ტემპერატურე-საგან პრაქტიკულად დამოუკიდებელი ფონით. მისი ფარდობითი ინტენსივობა ძნელადნობადი მოცულობაცენტრირებული სიმეტრიის მქონე მეტალების ფონის რიგისაა.



ნახ. 16. კობალტით ლეგირებული -ბორის შინაგანი ხახუნის და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრი
1. B+0,5ატ%Co; 2. B+1,2ატ%Co; 3. B+2,0ატ%Co

მაქსიმუმების ტემპერატურები იცვლება გრესითი რხევების სიხშირის ცვლილებით 0.5-5.0კჰ დიაპაზონში, ეს ადასტურებს მათ რელაქსაციურ ბუნებას. მაქსიმუმები თერმული მდგრადობით ერთმანეთისაგან

მკვეთრად განსხვავდება. პირველი მაქსიმუმი თერმულად მდგრადია, რადგანაც ვაკუუმში მოწვა 300-500K ინტერვალში 0.5-5სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მის ინტენსივობასა, ტემპერატურულ მდგომარეობასა და ფორმაზე. მეორე მაქსიმუმი მთლიანად ჩაიხშობა 450-500K ტემპერატურულ ინტერვალში ერთი საათის განმავლობაში ვაკუუმში მოწვის შედეგად. მაღალამპლიტუდური დეფორმაცია ($\epsilon_{\text{მაქს.}} \sim 5 \cdot 10^{-3}$, $N=500$) 400-500K ტემპერატურებზე სუსტად (~10%-ით) ამალღებს პირველი მაქსიმუმის ინტენსივობას, პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მეორე მაქსიმუმის ინტენსივობაზე. მნიშვნელოვანია ის გარემოებაც, რომ დეფორმირებული ნიმუშის დაყოვნება 450K-ზე დაახლოებით 1,5-ჯერ ზრდის მეორე მაქსიმუმის ინტენსივობას, მაშინ როდესაც ასეთ პირობებში პირველი მაქსიმუმის ინტენსივობა მეტად მცირედ იზრდება (~5%).

სიხშირული გადაადგილებისა და ნახევარგანის განსაზღვრის მეთოდით შეფასებული იქნა ორივე მაქსიმუმის აქტივაციის ენერჯის სიდიდეები, ტემპერატურისაგან შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური დამოკიდებულებების საფუძველზე შეფასებულია რელაქსაციაში მონაწილე დეფექტების სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები. ორივე მეთოდით განსაზღვრული სიდიდეები პრაქტიკულად იდენტურია, რითაც დასტურდება, რომ ორივე რელაქსაციური პროცესი შესაძლებელია აღწერილი იქნას რელაქსაციის დროის ერთი მნიშვნელობით. რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები წარმოდგენილია ცხრილში 7.

კობალტის კონცენტრაციის გაზრდით ორივე რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსივობა იზრდება, რაც მოწმობს რელაქსაციაში მონაწილე დეფექტების კონცენტრაციის ამალღებას. აღსანიშნავია, რომ ორივე მაქსიმუმის ტემპერატურა მცირდება -ბორის სტრუქტურაში კობალტის კონცენტრაციის გაზრდით. შესამჩნევად განიერ ფორმას იძენს მეორე მაქსიმუმი 230-250K ტემპერატურების არეში.

მაქსიმუმების ტემპერატურებზე ძვრის მოდული სუსტად მცირდება. ძვრის მოდულის ტემპერატურული ცვლილება 80-300K ინტერვალში წრფივია და ხასიათდება სუსტი შემცირებით ოთახის ტემპერატურის

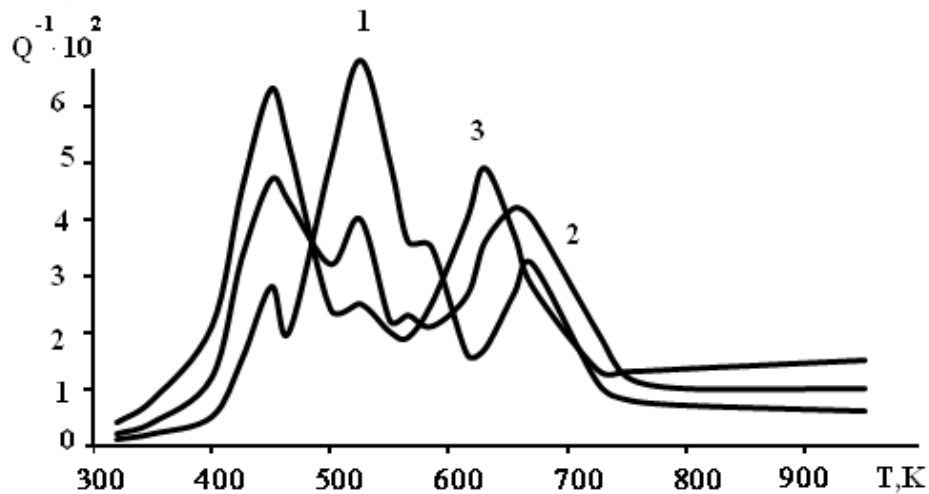
არეში (ნახ. 16). მაღალამპლიტუდური დეფორმაცია 450-500K ინტერვალში ზრდის ძერის მოდულის წრფივად შემცირების სინქარეს.

კობალტით ლეგირებული -ბორის შენადნობების შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები

ცხრილი 7.

-ბორის კრისტალები	მაქსიმუმების ტემპერატურა, K	აქტივაციის ენერგია, მე	სისპიროს ფაქტორი,	მაქსიმუმის ფარდობითი ინტენსივობა, $\times 10^2$	მაქსიმუმის ბუნება
B+0,5ატ%Co	150	0,18	$2 \cdot 10^9$	0,15	რელაქსაციური
	245	0,40	$4 \cdot 10^9$	0,20	რელაქსაციური
	450	1,00	$2 \cdot 10^{12}$	2,80	რელაქსაციური
	520	1,30	$5 \cdot 10^{13}$	6,80	რელაქსაციური
	570	–	–	0,5	არარელაქსაციური
	690	2,20	$1 \cdot 10^{15}$	2,50	რელაქსაციური
B+1,2ატ%Co	140	0,15	$8 \cdot 10^8$	0,15	რელაქსაციური
	230	0,30	$3 \cdot 10^9$	0,25	რელაქსაციური
	450	1,00	$1 \cdot 10^{12}$	4,50	რელაქსაციური
	520	1,25	$2 \cdot 10^{13}$	3,70	რელაქსაციური
	570	–	–	0,25	არარელაქსაციური
	680	2,00	$8 \cdot 10^{14}$	3,80	რელაქსაციური
B+2,0ატ%Co	135	0,12	$5 \cdot 10^8$	0,22	რელაქსაციური
	225	0,25	$1 \cdot 10^9$	0,32	რელაქსაციური
	450	1,00	$1 \cdot 10^{12}$	4,50	რელაქსაციური
	520	1,25	$1 \cdot 10^{13}$	6,30	რელაქსაციური
	670	1,85	$5 \cdot 10^{14}$	4,50	რელაქსაციური

გრებითი რხევების სიხშირის 0,5-5,0კც დიაპაზონში B+0.5ატ%Co შენადნობი ხასიათდება შინაგანი ხახუნის რთული ტემპერატურული სპექტრით (ნახ. 17,1) იგი შედგება ოთხი ურთიერთზედღებული მაქსიმუმისა და ექსპონენციალურად მზარდი ფონისაგან. აღნიშნული გარემოება განაპირობებს მაქსიმუმების გაგანიერებასა და ფორმის ასიმეტრიულობას. მაქსიმუმების ტემპერატურებია 450, 520, 570 და 690K.



ნახ. 17. კობალტით ლეგირებული ბორის შინაგანი ხახუნის სპექტრი ტემპერატურის 300-1000K ინტერვალში
 1- B+0,5ატ%Co, $f_0=1,0$ კც; 2- B+1,2ატ%Co, $f_0=1,3$ კც;
 3- B+2,0ატ%Co, $f_0=1,2$ კც.

არალეგირებულ ბორთან შედარებით მაქსიმუმების ინტენსივობა ერთი რიგით მაღალია 690K ტემპერატურის არეში. ყველა მაქსიმუმის ინტენსივობა იზრდება რხევის ამპლიტუდის გაზრდით – სუსტად 450K და ძლიერად 520 და 570K ტემპერატურებზე. აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები ძირითადად განპირობებულია -ბორის სტრუქტურაში არსებული დისლოკაციების მაღალი ძვრადობით ძაბვის ველში. განმეორებით სპექტრში ფონისა და პირველი სამი მაქსიმუმის ინტენსივობა 10-15-ჯერ შემცირებულია. გაზომვებისათვის საცდელი ნიმუშის მომზადება აღმასის დისკით დაჭრითა და ქიმიური მოწამვლით ზედაპირულ ფენებში წარმოშობს არამდგრად დეფექტებს (ვაკანსიები,

ვაკანსიათა კომპლექსები, მიკროფორები და ბზარები), მათი მოძრაობა განაპირობებს ფონისა და ცალკეული მაქსიმუმის ინტენსივობის შესამჩნევად ამადლებას. მოწვა 0,5სთ-ის განმავლობაში 520K ტემპერატურაზე მკვეთრად ამცირებს დეფექტების კონცენტრაციას და, შესაბამისად, შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრის შემადგენელი ფონის ინტენსივობას, ~20%-ით ამცირებს 520 და 570K ტემპერატურებზე მაქსიმუმების ინტენსივობას.

B-0.5ატ%Co შედგენილობის სხვადასხვა ზომის რამდენიმე ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრის გაზომვით სხვადასხვა სიხშირეზე დადგენდა, რომ 450, 520 და 680K ტემპერატურებზე არსებული მაქსიმუმები რხევის სიხშირის გაზრდით 15-30K-ით გადაადგილდებიან მაღალი ტემპერატურებისაკენ, რაც მათ რელაქსაციურ წარმოშობას ადასტურებს. სიხშირის გაზრდა იწვევს შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური ფონის გადანაცვლებას მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით, რითაც ვლინდება ფონის რელაქსაციური ბუნება. რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები განსაზღვრულია სიხშირული გადანაცვლების მეთოდით, მიღებული შედეგები წარმოდგენილია ცხრილში 7.

მაქსიმუმების მექანიზმების დადგენისათვის აქტივაციის ენერჯის სიდიდეები შეფასებულია ვერტისა და მარქსის ცნობილი მეთოდით [121], რომელიც სამართლიანია მხოლოდ წერტილოვანი დეფექტების დიფუზური მოძრაობის პროცესებისათვის გარეშე მექანიკური ძაბვისა და ტემპერატურის ერთდროული ზემოქმედებით. მიღებული სიდიდეები 20-25%-ით მაღალია სიხშირული გადანაცვლების მეთოდით განსაზღვრულ მონაცემებთან შედარებით. აქედან გამომდინარე ცხადია, რომ B+0.5ატ%Co-ის შინაგანი ხახუნის სპექტრში 450, 520 და 690K ტემპერატურებზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმები არ არიან განპირობებული წერტილოვანი დეფექტების რხევითი მოძრაობით. მათი ინტენსივობის ძლიერი ამპლიტუდური დამოკიდებულება და ზემოთ წარმოდგენილი შედარებითი ანალიზი იძლევა მყარ საფუძველს დაკავშირებული იქნას სამივე რელაქსაციური მაქსიმუმი პერიოდული მექანიკური ძაბვისა და ტემპერატურის გავლენით განსაზღვრული ტიპის დისლოკაციების მოძრაობასთან.

ცხრილში 7. წარმოდგენილია ცალკეული რელაქსაციური მაქსიმუმის ფარდობითი ინტენსივობისა და ნახევარგანის მნიშვნელობები. ეს უკანასკნელი პროპორციულია ინტეგრალური რელაქსაციური პროცესის შემადგენელი ელემენტარული აქტების რაოდენობის, ხოლო მაქსიმუმის ინტენსივობა დამოკიდებულია რელაქსაციურ შინაგან ხახუნში მონაწილე დეფექტების კონცენტრაციაზე.

ხანმოკლე მოწვა (500K, 0,5სთ.) მნიშვნელოვნად ამცირებს რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობას 400-600K ტემპერატურულ შუალედში, ხოლო 1270K ტემპერატურაზე მოწვა 10სთ-ის განმავლობაში ერთი რიგით ამცირებს რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობას და პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მაღალტემპერატურული ფონის ინტენსივობაზე. ის მიუთითებს მასზე, რომ მოწვით არ იცვლება ფონის განმსაზღვრელი დეფექტების კონცენტრაცია და მათი მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის სიდიდე. ეს წარმოადგენს შინაგანი ხახუნის ფონის ფორმირებაში მონაწილე დეფექტების თერმულ მდგრადობის დადასტურებას.

1270K ტემპერატურაზე მოწვის შემდეგ მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია 520K ტემპერატურაზე ($\sim 5 \cdot 10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა- 500) იწვევს სამივე რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსივობის მკვეთრად ზრდას. აღსანიშნავია, რომ მათი ინტენსივობები 1.5-2-ჯერ მაღალია ნიმუშის საწყისი მდგომარეობისათვის დამახასიათებელ სიდიდეებთან შედარებით. ეს ნიშნავს, რომ მაღალ ტემპერატურებზე ციკლური დეფორმაციით შესაძლებელია შენადნობის სტრუქტურაში მინარევების ატმოსფეროებით დამუხრუჭებული დისლოკაციების ნაწილობრივად განთავისუფლება ბმისაგან და, შესაბამისად მათი ძვრადობის ამაღლება.

დეფორმირებული ნიმუშების შინაგანი ხახუნის სპექტრში შეინიშნება დისლოკაციური წარმოშობის მაქსიმუმების გადანაცვლება 15-20K-ით დაბალი ტემპერატურებისაკენ. მათი მოძრაობის აქტივაციისათვის დეფორმირებულ მდგომარეობაში ნაკლები სიდიდის ენერჯიაა საჭირო. ამის შემდგომი მოწვა 770-1270K ტემპერატურულ ინტერვალში 0.5სთ-ის განმავლობაში იწვევს სპექტრის ინტენსივობის საგრძნობლად შემცირებას. მოწვის პროცესში აღვილი აქვს ადვილად მოძრავი მინარევების

გადანაწილებას დისლოკაციების ატმოსფეროში და მათზე არსებული მერხევი სეგმენტების დამოკლებასა და მოძრაობის შეზღუდვას.

კობალტით ლეგირებულ ბორში ყველა რელაქსაციური მაქსიმუმი და ექსპონენციალური ფონი წანაცვლებულია მაღალი ტემპერატურებისაკენ. ერთდროულად მცირდება დისლოკაციური წარმოშობის შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ინტენსივობა და ექსპონენციალური ფონის დახრილობა. რაც მიუთითებს ფონის წარმომქმნელი სტრუქტურული დეფექტების ბმების გაძლიერებასა და, შესაბამისად, მათი მოძრაობის აქტივაციისათვის საჭირო ენერჯის ამაღლებაზე. აღნიშნული ენერგეტიკული ცვლილება დაკავშირებულია კობალტის ატომების მახლობლობაში კავშირის ძალების ლოკალურად გაძლიერებასა და ატომთაშორისი მანძილების შემცირებასთან; შესაძლებელია დისლოკაციური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის შემცირება განპირობებულია რელაქსაციაში მონაწილე დისლოკაციების დამუხრუჭების გაძლიერებით.

B+1.2ატ%Co შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში B+0.5ატ%Co შენადნობისაგან განსხვავებით მკვეთრად არის შემცირებული რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის ინტენსივობა 590K-ზე (ნახ. 17.2). 450 და 680K ტემპერატურებზე კი, პირიქით შესამჩნევად იზრდება რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობა.

ექსპერიმენტული შედეგები მიუთითებენ, რომ კობალტით ლეგირება შესამჩნევად ცვლის აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობებს, ხოლო მისი გავლენა სიხშირის ფაქტორის სიდიდეებზე უმნიშვნელოა. სავარაუდოა, რომ კობალტის ატომის არეში შემკუმშავი ძაბვების ველში გაძნელებულია სტრუქტურის დეფექტების მოძრაობა. ეს განაპირობებს მათი მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის ზრდას. შემკუმშავი ძაბვების ველში შესაძლებელია გაიზარდოს რელაქსაციის ცენტრის სივრცული ლოკალიზაციის ხარისხი, რაც განაპირობებს სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობის ზრდის ტენდენციის გამოვლინებას.

არალეგირებული -ბორისაგან განსხვავებით B+1.2ატ%Co შენადნობის შინაგანი ხახუნის სპექტრი თერმულად მდგრადია, რადგანაც ფონის ინტენსივობა მცირედ იკლებს განმეორებითი გაზომვისას. ვაკუუმში მოწვა 1270K ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში ~20%-ით ამცირებს

დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური მაქსიმუმების ინტენსივობას და 10-15%-ით გადაადგილებს მათ მაღალი ტემპერატურებისაკენ. შესაბამისად ვლინდება აღნიშნული მაქსიმუმებისთვის დამახასიათებელი აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობათა ზრდა. შესაძლებელია მოწვის პროცესში იზრდება მინარევების კონცენტრაცია დისლოკაციების ატმოსფეროში, რაც განაპირობებს მათი მოძრაობის დამამუხრუჭებელი დრეკადი და ელექტრული წარმოშობის ბარიერების ამადლებას.

მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავება მნიშვნელოვნად ზრდის ($3 \cdot 10^{-4}$ -დან $8 \cdot 10^{-4}$ -მდე) ამპლიტუდურ დეფორმაციას, რომელზედაც იწყება დისლოკაციური რელაქსაციური მაქსიმუმების ინტენსივობის მკვეთრად ზრდა. ეს გარემოება განპირობებულია რხევების ენერჯის გაბნევაში მონაწილე დისლოკაციების სეგმენტებისა და ღუნვების ბმის ენერჯის ამადლებითა და წერტილოვანი დეფექტებისაგან მათი მოწყვეტის დაბვის კრიტიკული მნიშვნელობის გაზრდით.

600-700K ტემპერატურულ ინტერვალში ციკლური დეფორმაცია რხევის ამპლიტუდის მაღალ მნიშვნელობებზე ($\sim 1 \cdot 10^{-3}$) ვერ ახდენს არსებით ცვლილებებს შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში. 800-1000K ტემპერატურულ ინტერვალში მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია ნაწილობრივ აღადგენს რელაქსაციური მაქსიმუმების ინტენსივობას და ამცირებს კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდეს, რომელზედაც დისლოკაციური მაქსიმუმების სიმაღლე იზრდება რხევის ამპლიტუდის გაზრდით. მაღალ ტემპერატურებზე გაზრდილი ამპლიტუდური დეფორმაციის პირობებში დისლოკაციებზე არსებული სეგმენტებისა და ღუნვების მნიშვნელოვანი რაოდენობა მოწყდება დამამუხრუჭებელ კოტრელის ტიპის ატმოსფეროს და ამის შემდეგ გადაადგილდება რამდენიმე ათეული მესრის პარამეტრის ტოლ მანძილზე გარეშე დაბვის ველში.

B+2.2ატ%Co შენადნობის სტრუქტურაში გამოვლენილი ცვლილებები ნათლად ვლინდება სტრუქტურულად-მგრძობიარე შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში. ფიქსირებული რელაქსაციური პროცესების უმრავლესობა დისლოკაციური წარმოშობისაა და ახასიათებთ თერმული სტაბილურობა. მაღალი კონცენტრაციის კობალტით

ლევირებული -ბორის შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრებში ვლინდება გაბნევის პროცესების ინტენსივობისა და აქტივაციის ენერჯის ზრდის ტენდენცია, რომელიც კობალტის ატომების მახლობლობაში არსებული ბმების კონფიგურაციული ცვლილებებითა და ატომთაშორისი კავშირების გაძლიერებით არის განპირობებული.

B+2.2ატ%Co კრისტალის შინაგანი ხახუნის სპექტრი ხასიათდება დეფორმაციული წარმოშობის შედარებით მაღალი ინტენსივობის მაქსიმუმებით, რომელთა ტემპერატურები 15-20K-ით დაბალია არალევირებული ბორის შინაგანი ხახუნის სპექტრში ანალოგიური პროცესების ტემპერატურებთან შედარებით. მაღალ ტემპერატურებზე შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალურად მზარდი ფონის დახრილობა შემცირებულია. შესაბამისად შემცირებულია ფონის წარმოქმნაში მონაწილე დეფექტების (ვაკანსიები, დისლოკაციები) მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის სიდიდეები. ასეთი ცვლილებები შესაძლებელია დაკავშირებულია კობალტის ატომების მახლობლობაში არსებული ძაბვების ველში ლოკალური პოტენციალური ბარიერის დაწევასთან. რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები წარმოდგენილია ცხრილში 7.

შედარებით მაღალი კონცენტრაციის კობალტით ლევირებული ბორის დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური ენერჯის სიდიდეები 0.15-0.20ევ-ით მცირდებიან, რაც გამოწვეულია დრეკადი დეფორმაციისა და ატომთაშორისი ურთიერთქმედების ელექტრული ძალების გავლენით. დეფორმაციული წარმოშობის ახლო მოქმედი ძალები ლოკალურად ადაბლებენ პაიერლსის პოტენციალურ ბარიერს, ხოლო შორს მოქმედი ელექტრონული ძალები ახდენენ დისლოკაციის ბირთვში გაწვევტილი სავალენტო კავშირების ნაწილობრივ შეესებას, რითაც მცირდება დისლოკაცია-წერტილოვანი დეფექტის ბმის ენერჯის ელექტრონული მდგენელი.

საცდელი შენადნობის შინაგანი ხახუნის სპექტრის თერმული მდგრადობა საგრძნობლად ამაღლებულია. მასში არსებული მაქსიმუმების ინტენსივობა მხოლოდ 10-15%-ით მცირდება 1270K ტემპერატურაზე ვაკუუმში 10სთ-ის განმავლობაში მოწვივით. მოწვივის

შემდეგ რელაქსაციური მაქსიმუმების ტემპერატურები და აქტივაციური პარამეტრები უმნიშვნელოდ იზრდება, რითაც განსხვავდებიან არალევირებული ბორის სპექტრის შემადგენელი ანალოგიური მაქსიმუმებისაგან.

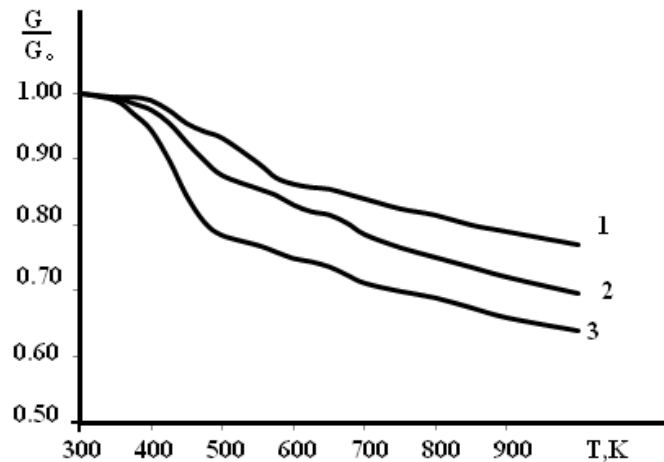
დეფორმაციული ბუნების რელაქსაციური მაქსიმუმების ინტენსივობას ახასიათებს რხევის ამპლიტუდისაგან ძლიერი დამოკიდებულება. ეს პროცესი ძლიერდება 770-1270K ტემპერატურებზე ციკლური მაღალამპლიტუდური ($\sim 5 \cdot 10^{-5}$) დეფორმაციის შემდეგ, ამის შემდგომი მოწვა 1270K ტემპერატურაზე 5სთ-ის განმავლობაში იწვევს მაქსიმუმების ინტენსივობის მკვეთრად ამაღლებასა და კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის გადიდებას $\sim 15\%$ -ით. აღნიშნული ცვლილებები გამოწვეულია დისლოკაციების ატმოსფეროებში მინარევების კონცენტრაციის გაზრდითა და მათი დიფუზიით დისლოკაციების ბირთვების მიმართულებით.

ციკლური დეფორმაციისა და მაღალ ტემპერატურაზე ($\sim 1200K$) მოწვის მონაცვლეობით შესაძლებელია მაღალტემპერატურული ექსპონენციალური ფონის დახრილობის რეგულირება, რადგანაც აღნიშნული ციკლური ზემოქმედებით შესაძლებელია შინაგანი ხახუნის ფონის გამომწვევი დეფექტების მოძრაობის ენერჯის შემცირება – ამაღლება. აღნიშნული ხასიათის ზემოქმედება იწვევს შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური ფონის საწყისი ტემპერატურისა და კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის შესაბამის ცვალებადობას (შემცირება-ამაღლება). ყოველივე აღნიშნული მიგვანიშნებს, რომ მაღალტემპერატურული შინაგანი ხახუნის ფონი დისლოკაციური წარმოშობისაა. ფონის ფორმირებაში მონაწილეობენ დისლოკაციების მახლობლობაში კოტრელის ტიპის ატმოსფეროებსა და კრისტალური მესრის მოცულობაში არსებული წერტილოვანი დეფექტები. წერტილოვანი დეფექტებისა და დისლოკაციების ურთიერთქმედების ძალების მართვით შესაძლებელია დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის სიდიდეების ცვლილებები ფართო დიაპაზონში.

რეალურ სტრუქტურებში ატომთაშორისი კავშირის ძალების ცვლილებები მრავალი ფაქტორითაა განპირობებული, რაც ნათლად აისახება სტრუქტურულად-მგრძობიარე მექანიკური მოდულების

მნიშვნელობების ცვლილებათა კანონზომიერებაში. მექანიკური მოდულების ეფექტური სიდიდეების კავშირი სტრუქტურულ პარამეტრებთან ხშირად არამონოტონური და რთულია. მოდულის ეფექტური მნიშვნელობა წარმოადგენს მასალის დეფორმირებული მდგომარეობის მახასიათებელს, რომელიც იძლევა მდიდარ ინფორმაციას, დამატებითი, არადრეკადი დეფორმაციის შესახებ მექანიკური მოდულის დეფექტის ფორმით.

აღნიშნულთან დაკავშირებით, მნიშვნელოვანია ის გარემოება, რომ ბორის რთულ -რომბოედრულ სტრუქტურაში მალეგირებელი კობალტის ატომების განთავსება განსაზღვრული ტიპის სიცარიელებებში იწვევს კობალტის ატომებთან ლოკალიზებულ არეებში კრისტალის მესრისა და ელექტრონული კავშირების სივრცული კონფიგურაციების დეფორმაციას. ასეთი ხასიათის ცვლილებები სრულად არის წარმოდგენილი კობალტით ლეგირებული -ბორის ძერის დინამიური მოდულის ტემპერატურულ სპექტრში, რომელიც გამოკვლეულია გრეხითი რხევების სიხშირის 0,5-5,0ჰც დიაპაზონში მცირე ამპლიტუდური დეფორმაციის ($\sim 5 \cdot 10^{-5}$) პირობებში.



ნახ. 18. კობალტით ლეგირებული -ბორის ძერის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 300-1000K ინტერვალში
 1- B+0,5ატ%Co, $f_0=1,0\text{ჰც}$; 2- B+1,2ატ%Co, $f_0=1,3\text{ჰც}$;
 3- B+2,0ატ%Co, $f_0=1,2\text{ჰც}$.

კობალტით ლეგირებული -ბორის ზოგიერთი შენადნობის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 300-1000K ინტერვალში წარმოდგენილია ნახაზზე 18. როგორც მოსალოდნელი იყო შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ტემპერატურების მახლობლობაში ძვრის მოდული განიცდის ვარდნას, ე.ი. ფიქსირდება მოდულის დეფექტი G/G_0 , სადაც G -მოდულის ცვლილებაა, G_0 -მოდულის სიდიდე 300K ტემპერატურაზე. მოდულის დეფექტი პროპორციულია რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის მაქსიმუმების ინტენსივობის.

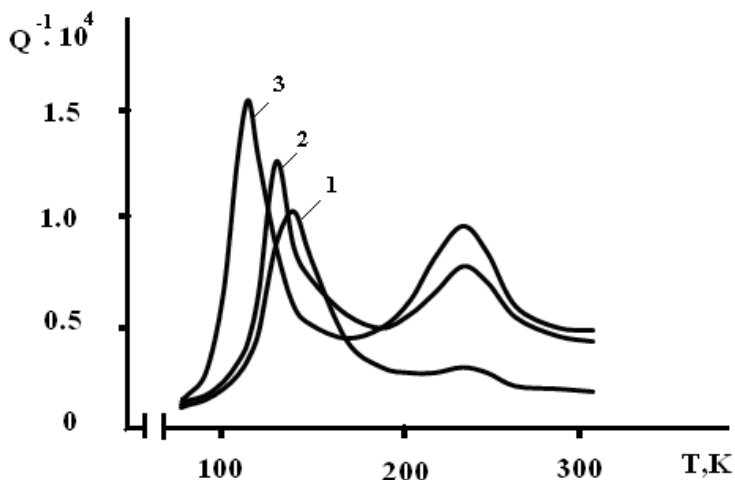
აღნიშნულ პროცესებთან ერთად ძვრის მოდულის ცვლილებები განსაზღვრულია აგრეთვე ტემპერატურის გავლენით. კერძოდ, ტემპერატურულ ინტერვალში (300-1000K) ძვრის მოდული წრფივად მცირე სიდიდით იკლებს.

არალეგირებული -ბორისაგან განსხვავებით კობალტით ლეგირებული -ბორის შენადნობებში ფიქსირებულია 570-650K ინტერვალში ძვრის მოდულის ანომალური ზრდა. ეს მიანიშნებს მასზე, რომ კობალტით ლეგირება მნიშვნელოვნად აფერხებს დისლოკაციების ატმოსფეროებში დიფუზიისა და დინამიური განმტკიცების პროცესებს დისლოკაციური სეგმენტებისა და მონაკვეთების ბლოკირების მექანიზმით. კობალტით ლეგირებული -ბორი ხასიათდება საგრძნობლად გაზრდილი (~15%) მექანიკური მოდულით, რაც უმთავრესად გამოწვეულია ძლიერად ბლოკირებული დისლოკაციური სტრუქტურის ფორმირებით B-Co სისტემის შენადნობების კრისტალიზაციის პროცესში. ე.ი. შესაძლებელია დავუშვათ, რომ კობალტით ლეგირება განაპირობებს B-Co სისტემის შენადნობების განმტკიცებული სტრუქტურის ფორმირებასა და მოდულის მაღალ მნიშვნელობებს.

ციკლური დეფორმაცია 450-1000K ინტერვალში ($\sim 5 \cdot 10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა— 300) ზრდის ადვილად ძვრადი დეფექტებისა და ბმებისაგან განთავისუფლებულ დისლოკაციებზე სეგმენტებისა და ღუნვების კონცენტრაციას, შესაბამისად მაღალ ტემპერატურებზე იზრდება ძვრის მოდულის წრფივად შემცირების სიჩქარე. დეფორმირებული ნიმუშების მოწვივით ვაკუუმში 1270K ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში კვლავ აღდგება ძვრის მოდულის უმნიშვნელო სუსტი წრფივი შემცირება.

2.3.3. ნიკელით ლეგირებული -ბორის კრისტალური მონაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება

ნიკელის ატომების ჩანერგვა -ბორის კრისტალურ მესერში იწვევს ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მთელი რიგი თავისებურებების სტიმულირებას, კერძოდ შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის სპეციფიკურ ცვლილებებს. შესწავლილია 0.8, 1.5 და 3.0 ატ% Ni-ით ლეგირებული -ბორის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრი. დაბალ ტემპერატურებზე B+0,8ატ%Ni შენადნობის შინაგანი ხახუნის სპექტრში 140 და 240K ტემპერატურების მახლობლობაში გამოვლენილია ორი მაქსიმუმი (ნახ. 19.1).



ნახ. 19. ნიკელით ლეგირებული -ბორის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება
1- B+0,8ატ%Ni; 2- B+1,5ატ%Ni; 3- B+3,0ატ%Ni.

80-300K ტემპერატურულ ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ფონი პრაქტიკულად არ იცვლება და მისი ინტენსივობა არ არის დამოკიდებული საცდელი ნიმუშის გახურება-გაცივების სიჩქარეზე. გრეხითი რხევების სიხშირის ამადლება 5ჰც-მდე იწვევს ორივე მაქსიმუმის წანაცვლებას მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით და მათი ნახევარგანის უმნიშვნელოდ შემცირებას. რხევის მაღალ სიხშირეზე 200-250K

ტემპერატურულ ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ფონი მცირდება ~15%. 140 და 240K ტემპერატურებზე ფიქსირებული რელაქსაციური პროცესები ხასიათდება აქტივაციის ენერჯიის მნიშვნელობებით 0.14 და 0.45ევ., სიხშირის ფაქტორის შესაბამისი სიდიდეებია $1 \cdot 10^7$ და $8 \cdot 10^5$ წმ⁻¹. საცდელი კრისტალების რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები წარმოდგენილია ცხრილში 8.

ნიკელით ლეგირებული -ბორის შენადნობების შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები

ცხრილი 8.

-ბორის საცდელი ნიმუშები	შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ტემპერატურა, K	მაქსიმუმების ბუნება	აქტივაციის ენერჯია, ევ	სიხშირის ფაქტორი, წმ ⁻¹
B+0,8ატ.%Ni	140	რელაქსაციური	0.14	$1 \cdot 10^7$
	240	რელაქსაციური	0.45	$8 \cdot 10^5$
	470	რელაქსაციური	1.00	$6 \cdot 10^{11}$
	520	რელაქსაციური	1.34	$1 \cdot 10^{12}$
	570	არარელაქსაციური	-	-
	680	რელაქსაციური	1.95	$2 \cdot 10^{14}$
B+1,5ატ.%Ni	130	რელაქსაციური	0.12	$3 \cdot 10^8$
	230	რელაქსაციური	0.40	$5 \cdot 10^{10}$
	460	რელაქსაციური	0.85	$2 \cdot 10^{11}$
	520	რელაქსაციური	1.30	$3 \cdot 10^{12}$
	570	არარელაქსაციური	-	-
	670	რელაქსაციური	1.80	$1 \cdot 10^{14}$
B+3,0ატ.%Ni	120	რელაქსაციური	0.10	$1 \cdot 10^6$
	220	რელაქსაციური	0.40	$2 \cdot 10^{10}$
	450	რელაქსაციური	0.80	$5 \cdot 10^{11}$
	530	რელაქსაციური	1.30	$2 \cdot 10^{12}$
	570	არარელაქსაციური	-	-
	660	რელაქსაციური	1.80	$8 \cdot 10^{13}$

შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის ინტენსივობა 140K ტემპერატურაზე რხევითი დეფორმაციის ამპლიტუდის $5 \cdot 10^{-4}$ -მდე გაზრდისას 15-20%-ით იზრდება, ხოლო $5 \cdot 10^{-6}$ რხევით ამპლიტუდაზე ინტენსივობა კვლავ

მცირდება საწყის მნიშვნელობამდე. მოწვა 10^{-3} პა ვაკუუმში $\sim 1000\text{K}$ ტემპერატურაზე 3სთ-ის განმავლობაში მოლიანად ახშობს მაქსიმუმს 240K ტემპერატურის მახლობლობაში; ოთახის ტემპერატურის არეში $\sim 10\%$ -ით მცირდება შინაგანი ხახუნის ფონი; 140K ტემპერატურაზე უმნიშვნელოდ მცირდება რელაქსაციური მაქსიმუმის ნახევარგანი და ინტენსივობა; $1 \cdot 10^{-4}$ -მდე იზრდება რხევითი ამპლიტუდური დეფორმაცია, რომლის დროსაც 140K ტემპერატურაზე იწყება შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის ზრდა.

$1.5\text{ატ}\% \text{Ni}$ -ით ლეგირებულ ბორის კრისტალებში დაბალ ტემპერატურებზე ყალიბდება სტრუქტურული დეფექტები, რომლებიც შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე შესამჩნევ გავლენას ახდენენ. პირველ რიგში ეს გავლენა აისახება შინაგანი ხახუნის ფონის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე. შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში 13ც სიხშირეზე შეიმჩნევა ორი მაქსიმუმი 130 და 230K ტემპერატურებზე (ნახ. 19.1). ნაკლები შემცველობის ნიკელის კრისტალის შინაგანი ხახუნის სპექტრთან შედარებით პირველი მაქსიმუმი 15K -ით არის წანაცვლებული დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით, ხოლო მეორე მაქსიმუმი მნიშვნელოვნად განიერია (ნახ. 19.2). ეს მიუთითებს 230K ტემპერატურაზე რხევითი ენერჯის გაბნევაში მონაწილე დეფექტების რელაქსაციის დროის ფართო სპექტრის არსებობაზე.

რხევის სიხშირის 5.5ც -მდე გაზრდით მაქსიმუმები წანაცვლდება მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით, ამასთან მცირდება მათი ნახევარგანი. 130 და 230K ტემპერატურებზე ფიქსირებული რელაქსაციური მაქსიმუმები ხასიათდება 0.12 და 0.40ევ აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის $3 \cdot 10^8$ და $5 \cdot 10^{10}\text{წმ}^{-1}$ მნიშვნელობებით.

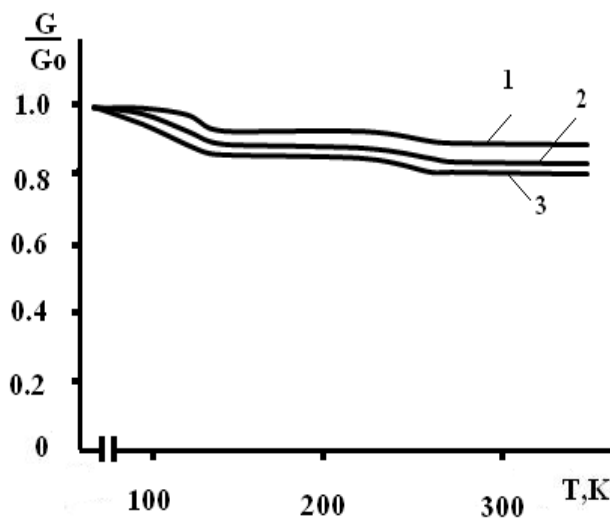
მაქსიმუმების ინტენსივობა დამოკიდებულია რხევის ამპლიტუდაზე. მოწვა 1000K ტემპერატურაზე 1სთ-ის განმავლობაში მნიშვნელოვნად ამცირებს რელაქსაციური მაქსიმუმების ინტენსივობას და ამადლებს რხევის ამპლიტუდის კრიტიკულ მნიშვნელობებს, რომლის დროსაც შინაგანი ხახუნი ავლენს დამოკიდებულებას რხევის ამპლიტუდაზე.

ელექტრონული გამტარობის $B+3.0\text{at}\%Ni$ შენადნობში ფიქსირებულია სტრუქტურული დეფექტების აქტივაციური მახასიათებლების სპეციფიკური ცვლილებები. ~ 0.8 ჰც რხევის სიხშირეზე შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში შეინიშნება შემდეგი თავისებურებები. 120K ტემპერატურის არეში ფიქსირებულია მაქსიმუმი, რომლის ინტენსივობა დაახლოებით 50%-ით აღემატება არალეგირებულ -ბორში შინაგანი ხახუნის ანალოგიურ მაქსიმუმს. მაღალი ინტენსივობით ხასიათდება ასევე 220K-ზე არსებული მაქსიმუმი (ნახ. 19.3). ორივე მაქსიმუმი შეთავსებულია შედარებით ამალღებულ ინტენსივობის ფონთან, რომელიც 80-300K ინტერვალში შესამჩნევად იზრდება. ფარდობითი რხევითი დეფორმაციის გაზრდით $1 \cdot 10^{-6}$ -დან $1 \cdot 10^{-4}$ -მდე, მალღდება ორივე მაქსიმუმის ინტენსივობა. შემდგომ გაზომვებში დაბალ ამპლიტუდაზე ($\sim 5 \cdot 10^{-5}$) ფიქსირდება ორივე მაქსიმუმის ინტენსივობის შემცირება. ე.ი. აღნიშნულ ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება შექცევადია. ტემპერატურაზე დამოკიდებული ფონი დაკავშირებულია ლეგირების გავლენით ბორის სტრუქტურაში ადვილად მოძრავი წერტილოვანი დეფექტების წარმოქმნასთან, კერძოდ ვაკანსიებისა და მათი მარტივი კომპლექსების ფორმირებასთან. მათი დიფუზური აქტივობა ნიშანცვლადი ძაბვის ველში განაპირობებს ფონის ტემპერატურულ ამალღებას და ორივე რელაქსაციური მაქსიმუმის ნახევარგანის ზრდას.

~ 5 ჰც-მდე ამალღებული სიხშირის პირობებში მაქსიმუმები გადაადგილდებიან მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით, რასაც თან სდევს მათი ნახევარგანის შემცირება აქედან გამომდინარე შესაძლებელია დავასკვნათ, რომ მაღალ სიხშირეზე მკვეთრად მცირდება ზოგიერთი ტიპის დეფექტის წვლილი რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობაში. რელაქსაციური მაქსიმუმები ხასიათდებიან აქტივაციის ენერჯის 0.10 და 0.40 ევ. და სიხშირის ფაქტორის $1 \cdot 10^6$ და $2 \cdot 10^{10} \text{წმ}^{-1}$ სიდიდებით. არალეგირებულ და ნიკელით სუსტად ლეგირებულ ბორთან შედარებით პირველი რელაქსაციური მაქსიმუმი ხასიათდება აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის დაბალი მნიშვნელობებით. სიხშირის ფაქტორის შემცირება ნაწილობრივ განპირობებულია რელაქსაციაში

მონაწილე დეფექტების რხევის საკუთარი სისწორების შემცირებით.
 -ბორში ნიკელის კონცენტრაციის 3,0ატ%-მდე გაზრდით უმნიშვნელოდ
 მცირდება 220K-ზე მაქსიმუმის აქტივაციური მახასიათებლები.

B+0.8ატ%Ni შენადნობის დინამიური ძვრის მოდულის ტემპერატურული
 დამოკიდებულების გრაფიკზე 140K ტემპერატურის მახლობლად ძვრის
 მოდული მცირდება, შემდგომ შეიმჩნევა მისი ნაწილობრივი აღდგენა,
 ხოლო 200K-დან ის დაბალი სიჩქარით მცირდება (ნახ. 20,1).



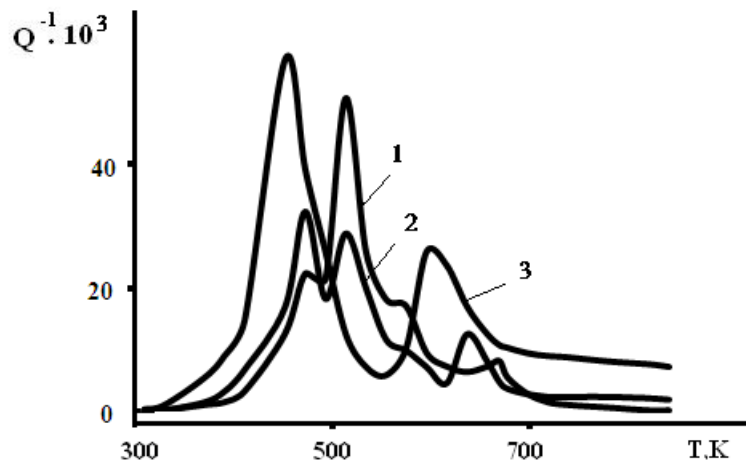
ნახ. 20. ნიკელით ლეგირებული -ბორის ძვრის მოდულის
 ტემპერატურული დამოკიდებულება.
 1- B+0,8ატ%Ni; 2- B+1,5ატ%Ni; 3- B+3,0ატ%Ni.

მოწვა შესამჩნევად ამცირებს 140K კრიტიკულ ტემპერატურაზე
 დინამიური ძვრის მოდულის დეფექტის ტემპერატურულ ინტერვალს.
 ოთახის ტემპერატურაზე ციკლური დეფორმაცია (ციკლების რაოდენობა
 500) მაღალ ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე ($\sim 5 \cdot 10^{-4}$) შესამჩნევად ზრდის
 140K ტემპერატურაზე შინაგანი ხახუნის ინტენსივობას და ძვრის
 მოდულის დეფექტს. ასევე იზრდება 80-300K ტემპერატურის
 ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ფონი. შემდგომი მოწვა 1000K
 ტემპერატურაზე 1სთ-ის განმავლობაში ახშობს ციკლური დეფორმა-
 ციით გამოწვეულ შინაგანი ხახუნის ნაზრდს.

B+1,5ატ%Ni შენადნობის ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების გრაფიკზე შეინიშნება ძვრის მოდულის დეფექტები (ნახ. 20.2). მისი მნიშვნელობა მაღალია ~130K ტემპერატურის არეში 230K ტემპერატურის ზევით ძვრის მოდული მდორედ იზრდება.

B+3,0ატ%Ni შენადნობის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების გრაფიკზე ფიქსირებული მოდულის დეფექტის სიდიდეები შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ინტენსივობის პროპორციულია, რაც დამახასიათებელია წმინდა რელაქსაციური პროცესებისათვის მყარ სხეულებში [120].

0,8ატ% კონცენტრაციის ნიკელით ლეგირება მაღალ ტემპერატურულ არეში იწვევს შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრის მნიშვნელოვან ცვლილებებს. კერძოდ ძირითადი მაქსიმუმი იხლიჩება ორ მდგენელად, რომლებიც 0,8კვ რხევითი სიხშირეზე ვლინდება 470 და 520K ტემპერატურების მახლობლად, ხოლო 570K ტემპერატურაზე ნაცვლად მაქსიმუმისა შეინიშნება ღუნვა. 680K ტემპერატურაზე გამოვლენილია ასიმეტრიული ფორმის განიერი მაქსიმუმი (ნახ. 21.1).



ნახ. 21. ნიკელით ლეგირებული α -ბორის შინაგანი ხახუნის მაღალტემპერატურული სპექტრი
 1. B+0,8ატ%Ni; 2. B+1,5ატ%Ni; 3. B+3,0ატ%Ni.

300-380K და 750-900K ტემპერატურულ ინტერვალებში შინაგანი ხახუნის ფონი პრაქტიკულად არ არის დამოკიდებული ტემპერატურაზე. რაც

მიუთითებს მასზე, რომ ბორის სტრუქტურაზე ერთდროულად თერმული და მექანიკური ზემოქმედებით არ ხორციელდება დეფექტების დიფუზიის გააქტიურება. განმეორებითი გაზომვებით შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი პრაქტიკულად არ იცვლება. ეს ადასტურებს დეფექტების თერმულ სტაბილურობას. 520, 570 და 680K ტემპერატურებზე არსებული შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ინტენსივობა ძლიერად არის დამოკიდებული რხევის ამპლიტუდაზე, ხოლო 470K ტემპერატურაზე მაქსიმუმი ამჟღავნებს სუსტ ამპლიტუდურ დამოკიდებულებას.

რხევის სიხშირის 5³კ-მდე გაზრდა იწვევს 470, 520 და 680K ტემპერატურებზე მაქსიმუმების წანაცვლებას მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით. ამასთან მათი ინტენსივობისა და ფორმის შესამჩნევი ცვლილება არ შეინიშნება, რაც მიუთითებს მათ რელაქსაციურ წარმოშობაზე. რხევის სიხშირის გაზრდით 680K ტემპერატურაზე შინაგანი ხახუნი შესამჩნევად მცირდება, ხოლო 570K ტემპერატურის არეში შინაგანი ხახუნის გრაფიკზე არსებული ღუნვის ტემპერატურა უცვლელია. შინაგანი ხახუნის გრაფიკზე 660-670K ტემპერატურულ ინტერვალში ფონიდან განცალკევებულია ახალი ღუნვა, რომლის ტემპერატურა აგრეთვე არ არის დამოკიდებული რხევის სიხშირეზე. ცხადია აღნიშნული ღუნვები დაკავშირებულია რხევითი ენერჯიის არარელაქსაციური გაბნევის პროცესებთან. 470, 520 და 680K ტემპერატურებზე რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერჯიის მნიშვნელობებია 1.00, 1.30 და 1.95ეკ, ხოლო შესაბამისი სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობებია $6 \cdot 10^{11}$, $1 \cdot 10^{12}$ და $2 \cdot 10^{14}$ წმ⁻¹. სიხშირის ფაქტორის პირველი ორი მნიშვნელობა გაცილებით ნაკლებია წერტილოვანი დეფექტების დიფუზიისათვის დამახასიათებელ მნიშვნელობებთან (10^{14} - 10^{15} წმ⁻¹) შედარებით.

მოწვა ვაკუუმში 1000K ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში ~20%-ით ამცირებს შინაგანი ხახუნის ინტენსივობას 520-570K და 680K ტემპერატურების მახლობლობაში. შესაბამისად მკვეთრად იზრდება კრიტიკული ამპლიტუდა, რომლის დროსაც თავს იჩენს შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება. ეს ეფექტი ადასტურებს, რომ

მოწვის გავლენით ადგილი აქვს წერტილოვანი დეფექტებით დისლოკაციური წარმოშობის სტრუქტურული დეფექტების დამაგრების გაძლიერებას.

ოთახის ტემპერატურაზე ციკლური დეფორმაცია (ციკლების რაოდენობა –500) რხევითი დეფორმაციის მაღალ ამპლიტუდაზე ($\sim 5 \cdot 10^{-4}$) აღადგენს 470 და 520K ტემპერატურებზე მაქსიმუმების ინტენსივობას საწყის მნიშვნელობამდე. დეფორმირებულ ნიმუშში 30%-ით იზრდება შინაგანი ხახუნის ფონი ოთახის ტემპერატურის არეში, 680K ტემპერატურაზე ასიმეტრიული ფორმის მაქსიმუმი იხლინება ორ მდგენელად. $\sim 5\mu\text{m}$ სიხშირეზე აღნიშნული მდგენელები ვლინდება 650 და 680K ტემპერატურებზე. მაქსიმუმების ფორმა საგრძნობლადაა გადახრლი დებაის მაქსიმუმის ფორმისაგან. პირველი მაქსიმუმის ტემპერატურა დამოუკიდებელია რხევის სიხშირეზე, ე.ი. ის განპირობებულია არარელაქსაციური, ჰისტერეზისული ტიპის პროცესებით. მაქსიმუმის ჰისტერეზისულ ბუნებას ასევე ადასტურებს გახურება-გაცივების ციკლში ინტენსივობის მნიშვნელობების განსხვავება. ჰისტერეზისი უფრო მეტად ვლინდება ტემპერატურის ზრდის შედარებით მაღალ სიხარეზე ($3\text{K}/\text{წთ}$).

$B+1.5\text{at}\%Ni$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში არაღეგირებული ბორისათვის დამახასიათებელი მაღალი მაქსიმუმი ფიქსირებულია $\sim 520\text{K}$ ტემპერატურაზე; შინაგანი ხახუნის მეორე მაქსიმუმი გამოვლენილია 460K ტემპერატურაზე; 670K ტემპერატურის არეში არსებული შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის ინტენსივობა შესამჩნევად ამადლებულია; 570K-ზე მნიშვნელოვნად შემცირებულია ჰისტერეზისული მაქსიმუმის ინტენსივობა (ნახ. 21.2).

გრეხითი რხევების სიხშირის $5\mu\text{m}$ -მდე გაზრდით მაქსიმუმები 460, 520 და 670K ტემპერატურებიდან გადაადგილდებიან მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით, ხოლო 570K ტემპერატურაზე არსებული მაქსიმუმი სიხშირისაგან დამოუკიდებელია, ე.ი. მას ახასიათებს რხევითი ენერჯიის გაბნევის არარელაქსაციური ბუნება. არარელაქსაციური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა ამჟღავნებს ძლიერ ამპლიტუდურ დამოკიდებულებას.

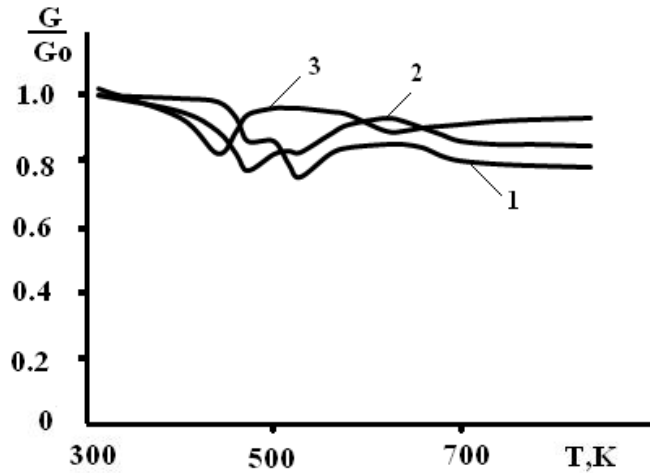
რელაქსაციური მაქსიმუმები 460; 520 და 670K ტემპერატურებზე ხასიათდებიან აქტივაციის ენერჯის 0.85; 1.30, 1.80ევ. და სიხშირის ფაქტორის – $2 \cdot 10^{11}$; $3 \cdot 10^{12}$ და $1 \cdot 10^{14} \text{წმ}^{-1}$ მნიშვნელობებით. დადგენილია, რომ ნიკელის მაღალი პროცენტული შემცველობის ბორის შენადნობებში 460 და 520K ტემპერატურებზე რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები შემცირებულია.

B+3,0ატ%Ni ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრში 450K ტემპერატურაზე მნიშვნელოვნადაა გაზრდილი მაქსიმუმის ინტენსივობა, პრაქტიკულად ჩახშობილია რელაქსაციური მაქსიმუმი 530K ტემპერატურაზე. საგრძნობლად არის ამალღებული 660K ტემპერატურაზე მაქსიმუმის ინტენსივობა. სპექტრის განმეორებითი გაზომვისას აღნიშნული მახასიათებლები არ იცვლება, რაც მოწმობს მათი გამომწვევი პროცესების მაღალ თერმულ მდგრადობაზე არალევირებულ ბორთან შედარებით. აღსანიშნავია, რომ მაღალამპლიტუდურ დეფორმაციაზე ($5 \cdot 10^{-4}$) პირველი მაქსიმუმის ინტენსივობა პრაქტიკულად არ იცვლება, ხოლო 660K ტემპერატურაზე მაქსიმუმის ინტენსივობა ხასიათდება რხევის ამპლიტუდისაგან ძლიერი დამოკიდებულებით (ნახ. 21.3).

5ჰც სიხშირეზე მაქსიმუმები გადაადგილდებიან მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით. ამასთან ერთად მთლიანად ინარჩუნებენ ფორმასა და ინტენსივობას. 660-670K ტემპერატურების არეში ძირითადი მაქსიმუმიდან გამოიყოფა მდგენელი, რომლის ტემპერატურა დამოუკიდებელია რხევის სიხშირისაგან ე.ი. განპირობებულია არარელაქსაციური პროცესით. აღნიშნულ ტემპერატურებზე რელაქსაციური პროცესები ხასიათდებიან აქტივაციის ენერჯის შემდეგი სიდიდეებით 0.80; 1.30 და 1.70ევ., რომლებსაც შეესაბამებიან $5 \cdot 10^{11}$; $2 \cdot 10^{12}$ და $8 \cdot 10^{13} \text{წმ}^{-1}$ სიდიდის სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები. მოწვა 1000K ტემპერატურაზე ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მაქსიმუმების ინტენსივობაზე.

შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ტემპერატურებზე ძვრის მოდულის მნიშვნელობები მცირდება (ნახ. 22). 700K ტემპერატურის ზევით შეიმჩნევა ძვრის მოდულის ამალღება. რეალურ სტრუქტურაში ტემპერატურის ზრდის პირობებში მექანიკური მოდულების დინამიური

სიდიდეების ამაღლება განპირობებულია მექანიკური განმტკიცების პროცესებით. თავის მხრივ ეს უკანასკნელი დაკავშირებულია ფაზურ გარდაქმნებთან, მოწესრიგება-განწესრიგების პროცესებთან და მინარევებისა და მათი კომპლექსების მიერ დისლოკაციების ბლოკირებასთან [121].



ნახ. 22. ნიკელით ლეგირებული -ბორის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება
 1. B+0,8ატ%Ni; 2. B+1,5ატ%Ni; 3. B+3,0ატ%Ni.

შინაგანი ხახუნის ყველაზე ინტენსიური რელაქსაციური მაქსიმუმის არეში (~520K) ძვრის მოდულის დეფექტი შედარებით მცირეა. ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ასეთი ქცევა აიხსნება სტრუქტურული დეფექტების დინამიური დამუხრუჭებით. დეფექტების მოძრაობა ნიშანცვლადი ძაბვის ველში განაპირობებს შინაგანი ხახუნის მაღალ ინტენსივობას, ხოლო მათ დინამიურ დამუხრუჭებას შეუძლია კრისტალის ლოკალური დინამიური განმტკიცება, რაც მოცემულ შემთხვევაში აისახა ძვრის მოდულის დეფექტის შემცირებით.

მოწვა (~1000K) ამცირებს კრიტიკულ ტემპერატურებზე ძვრის მოდულის დეფექტს. რაც მიუთითებს რელაქსაციური და ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის პროცესებში მონაწილე სტრუქტურული დეფექტების ბლოკირებასა და, შესაბამისად, მათი ძვრადობის შემცირებაზე.

300-470K ტემპერატურულ ინტერვალში დინამიური ძვრის მოდული მდორედ მცირდება და 470K ტემპერატურაზე აღწევს მინიმალურ მნიშვნელობას. აღნიშნული ტემპერატურის ზევით 600-650K ტემპერატურებამდე ძვრის მოდული თანდათანობით იზრდება. მისი შემდგომი შემცირება შეინიშნება 670-700K ტემპერატურულ არეში (ნახ. 22.2). მოწვა ვაკუუმში 1000K ტემპერატურაზე 3სთ.-ის განმავლობაში ამცირებს სტრუქტურული დეფექტების კონცენტრაციას. ასეთ პირობებში 750-900K ტემპერატურულ შუალედში არ ვლინდება ძვრის მოდულის დეფექტი, ხოლო შინაგანი ხახუნის ფონი საგრძნობლად მცირდება.

B+3,0ატ%Ni შენადნობში შინაგანი ხახუნის სამივე მაქსიმუმის არეში ძვრის მოდული განიცდის ვარდნას. პირველი მაქსიმუმის მახლობლად ძვრის მოდულის დეფექტი შედარებით დიდია (~0.3). 660-700K ტემპერატურულ ინტერვალში ერთდროულად ვლინდება ძვრის მოდულის დეფექტისა და თვით მოდულის ტემპერატურული შემცირება.

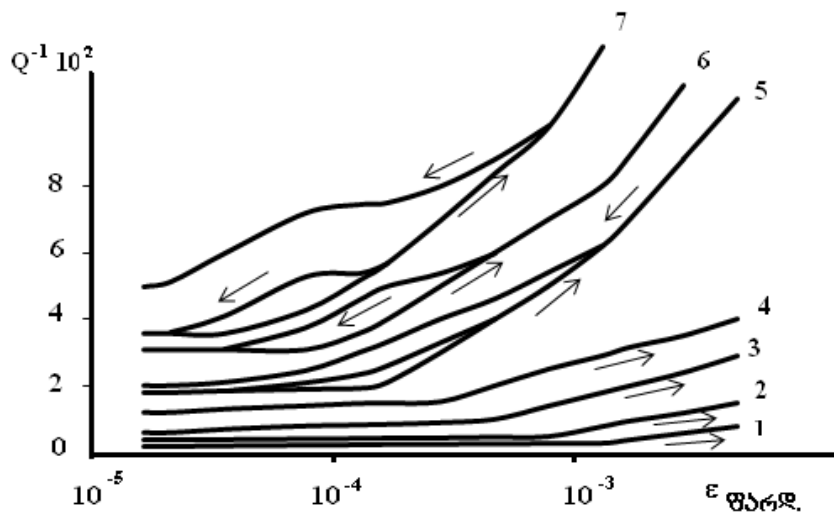
2.3.4. B-Co სისტემის შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება

მყარ სხეულებში შინაგანი ხახუნისა და დინამიური მექანიკური მოდულების ამპლიტუდური დამოკიდებულება განიხილება დისლოკაციების წერტილოვან დეფექტებთან ურთიერთქმედებასთან დაკავშირებით, რაც იწვევს დისლოკაციის მოძრაობის დამუხრუჭებას ძაბვის ველში. დისლოკაციების ძლიერ დამუხრუჭებას ახორციელებენ კვანძები, რომლებშიაც დამაგრებულია სეგმენტები. დისლოკაციური სეგმენტის მოწყვეტა მინარევის ატომისაგან ხორციელდება განსაზღვრული სიდიდის რხევის ამპლიტუდაზე. მეორე კრიტიკული ამპლიტუდა შეესაბამება დისლოკაციური მარყუჟის მოწყვეტას კვანძიდან. მაშასადამე შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების გაზომვით განსაზღვრული მახასიათებლები პირდაპირ კავშირშია დისლოკაციური სტრუქტურის პარამეტრებთან (დისლოკაციის ბმის ენერჯია

წერტილოვან დეფექტებთან და კვანძებთან, დისლოკაციური სეგმენტის სიგრძე, დისლოკაციების სიმკვრივე).

შესწავლილია კობალტით ლეგირებული -ბორის კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ფიქსირებულ ტემპერატურებზე და შეფასებულია დისლოკაციური სტრუქტურის პარამეტრები.

გრეხითი რხევების სპ. სიხშირეზე ვაკუუმში ამპლიტუდური დეფორმაციის $5 \cdot 10^{-5}$ – $5 \cdot 10^{-3}$ დიაპაზონში 80K ტემპერატურაზე B+0,5ატ%Co შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების ($Q^{-1}(\omega)$) გრაფიკზე ვლინდება კრიტიკული უბანი, რომლიდანაც იწყება შესამჩნევი ამპლიტუდური დამოკიდებულება (ნახ. 23.1).



ნახ. 23. B+0,5ატ%Co შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ფიქსირებულ ტემპერატურებზე
1- 80K; 2- 200K; 3- 300K; 4-350K; 5- 400K; 6- 430K; 7-520K.

80-300K ინტერვალში $Q^{-1}(\omega)$ წარმოადგენს დაბალი ინტენსივობის ფონს, რომელიც კრიტიკულ ამპლიტუდაზე გადადის სუსტად მზარდ წრფივ ფუნქციონალურ დამოკიდებულებაში. ამპლიტუდის $< 5 \cdot 10^{-3}$ დიაპაზონში $Q^{-1}(\omega)$ ფუნქცია შექცევადია.

კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდე დაახლოებით 1-1,5-რიგით მაღალია Si და Ge მონოკრისტალების $Q^{-1}()$ -ის სპექტრში რეგისტრირებულ პირველ კრიტიკულ ამპლიტუდასთან შედარებით. აღნიშნული მასალებისაგან განსხვავებით -ბორი ხასიათდება დნობის მაღალი ტემპერატურით, ატომთაშორისი კავშირის ძალებისა და მექანიკური მოღულების დიდი მნიშვნელობებითა და მაღალი სიმტკიცით. ყოველივე ზემოთქმული განაპირობებს დისლოკაციების დაბალ ძვრადობას და შესაბამისად, დისლოკაცია-დამაგრების ცენტრის ურთიერთქმედების საგრძნობლად მაღალ ენერგიას. ეს ასახულია $B+0,5\text{ატ}\%Co$ შენადნობის $Q^{-1}()$ გრაფიკზე ამადლებული სიდიდის კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციით.

მოწვა ვაკუუმში 1270K-ზე 10სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს 80, 200 და 300K ტემპერატურებზე კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობებზე. შემდგომი ციკლური დეფორმაცია $T \leq 300K$ ტემპერატურებზე ასევე არ ცვლის მათ სიდიდეებს. ეს მიუთითებს, რომ აღნიშნული თერმული ზემოქმედებით არ ხორციელდება დისლოკაციების ატმოსფეროებში კონფიგურაციული და კონცენტრაციული ცვლილებები. ცხადია, რომ განხორციელებული მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია ($\sim 5 \cdot 10^{-3}$) 300K ტემპერატურამდე საკმარისი არ არის -ბორის დისლოკაციურ სტრუქტურაში ცვლილებებისათვის.

შედარებით მაღალ ტემპერატურებზე (350-400K) პირველ კრიტიკულ ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე იწყება $Q^{-1}()$ წრფივი დამოკიდებულების დახრილობის მკვეთრად გაზრდა, რაც მიუთითებს მაღალ ამპლიტუდებზე რხევითი ენერგიის ფონური გაბნევის ინტენსივობის მნიშვნელოვნად ამადლებაზე. 430-450K ინტერვალში ადგილი აქვს ფონური გაბნევისა და რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის ინტენსივობის შეკრებას. სწორედ ამის გამო $Q^{-1}()$ დამოკიდებულებაზე $5 \cdot 10^{-5}$ - $5 \cdot 10^{-3}$ დეფორმაციის დიაპაზონში ფიქსირდება მაღალი ინტენსივობის შინაგანი ხახუნის ორი უბანი- სუსტად და მკვეთრად მზარდი წრფივი $Q^{-1}()$ დამოკიდებულებები, რომლებიც ერთმანეთისგან გამიჯნულია პირველი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციით.

მაღალ ამპლიტუდებზე ($<5 \cdot 10^{-3}$) ვლინდება მეორე კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია, რომელზედაც იწყება შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის არაწრფივი მკვეთრი ზრდა. $Q^{-1}()$ დამოკიდებულების უკუსვლის შტო განთავსებულია ადმასვლის ზემოთ, რაც მიანიშნებს შეუქცევადი გადატანითი პროცესების განვითარებაზე მექანიკური ძაბვისა და ტემპერატურის ერთდროული ზემოქმედების პირობებში. $B+0,5\text{ატ}\%Co$ შენადნობებისათვის $\mu_{კრ.} 3 \cdot 10^{-3}$ დეფორმაციის პირობებში $Q^{-1}()$ -ის უკუსვლის გრაფიკზე შეინიშნება ჰისტერეზისის ღია მარყუჟი. ეს ადასტურებს მიკროპლასტიკური დეფორმაციის განვითარებას და სტრუქტურაში არსებული განსაზღვრული ტიპის დისლოკაციების შეუქცევად გადაადგილებას საკმარისად დიდ მანძილზე ($\sim 50-100A$), რომლის შემდეგ საწყისი მდგომარეობის სრულად აღდგენა პრაქტიკულად არ ხორციელდება.

$Q^{-1}()$ დამოკიდებულების გაზომვის მეორე ციკლის შედეგები არ ემთხვევა პირველ ციკლში მიღებულ შედეგებს, რაც გამოვლენილია დეფორმაციის ფართო დიაპაზონში – შინაგანი ხახუნის ფონის $\sim 15\%$ -ით ამადლებაში, ორივე კრიტიკული ამპლიტუდის საგრძნობლად შემცირებასა და მაღალ ამპლიტუდებზე შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის ძლიერად გაზრდაში. ეს გარემოება განპირობებულია მიკროპლასტიკური დეფორმაციით.

ზემოთ აღწერილი მდგომარეობა შენარჩუნებულია $Q^{-1}()$ დამოკიდებულების $520-550K$ ტემპერატურებზე გაზომვის დროს. ამ შემთხვევაში კიდევ უფრო მკვეთრად არის გამოკვეთილი ჰისტერეზისული და მიკროპლასტიკური პროცესები, რაც ასახულია ორივე კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობების შემცირებითა და ფართოდ გახსნილი ჰისტერეზისული მარყუჟის ფორმით. აღსანიშნავია, რომ ციკლური დეფორმაცია პირველ კრიტიკულ ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე უმნიშვნელოდ ზრდის ფონური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობას მთელ დიაპაზონში ($5 \cdot 10^{-5}-5 \cdot 10^{-3}$) და გავლენას არ ახდენს კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციების სიდიდეებზე.

ციკლური დეფორმაცია $> \mu_{კრ.}$ დიაპაზონში მკვეთრად ზრდის დაბალ ამპლიტუდებზე შინაგანი ხახუნის ინტენსივობას, საგრძნობლად

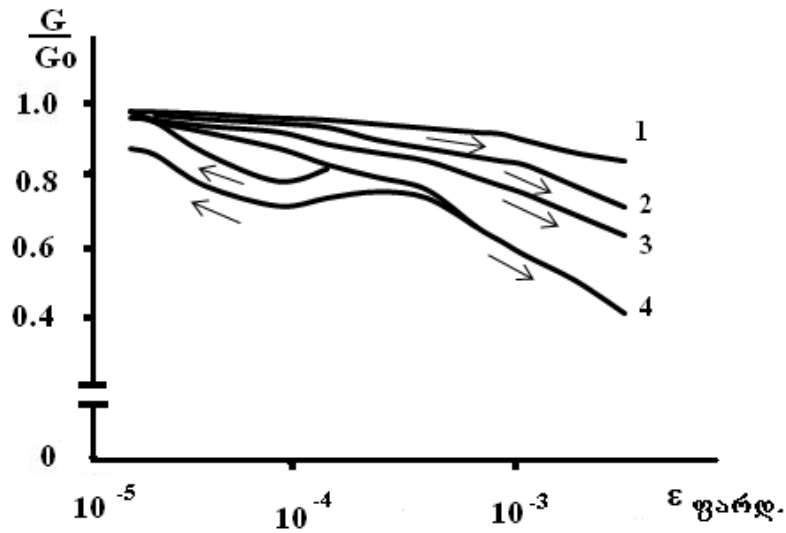
ამცირებს პირველი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობას, მაგრამ ზემოქმედებას არ ახდენს კრიტიკული ამპლიტუდის მეორე მნიშვნელობაზე. ეს აიხსნება იმ გარემოებით, რომ მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია (ციკლების რაოდენობა – 200-300) ამრავლებს კვანძებიდან მოწყვეტილი დისლოკაციური სეგმენტების რაოდენობას, ასევე მკვეთრად ზრდის მათ სიგრძეს, მაგრამ არ ცვლის მექანიკური ძაბვის ველში მათი მოძრაობის მექანიზმს. მაშასადამე, კვანძების ბმებისაგან განთავისუფლებულ დისლოკაციებს პრაქტიკულად მოძრაობის პროცესში არ უხდებიათ ახალი ტიპის პოტენციალური ბარიერების გადალახვა. ახალი ტიპის განსხვავებული ენერგეტიკული მახასიათებლების ბარიერები შესაძლებელია წარმოიქმნან -ბორის სტრუქტურაში კობალტის კონცენტრაციის გაზრდით.

მართლაც, $B+1,2\%Co$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება სხვადასხვა ფიქსირებულ ტემპერატურებზე საგრძნობლად განსხვავებულია $B+0,5\%Co$ შენადნობის ანალოგიური მახასიათებლებისაგან. პირველ რიგში ეს ცვლილებები ეხება ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკულ სიდიდეებს. მცირდება პირველი კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდე. მაღალია შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის ზრდის სიჩქარე $1_{კრ}$ $2_{კრ}$ დიაპაზონში. გაზრდილია მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდე. უფრო მკვეთრად არის წარმოჩენილი $Q^{-1}()$ -ის არაწრფივი ზრდა დეფორმაციის $> 2_{კრ}$ დიაპაზონში. გაცილებით ფართოა ღია მარყუჟი შინაგანი ხახუნის გრაფიკზე. ყოველივე ზემოთ თქმული საფუძველს იძლევა დაუშვათ, რომ კობალტის შედარებით მაღალი კონცენტრაციის შემთხვევაში -ბორში მცირდება ენერგეტიკული ბარიერი განსაზღვრული ტიპის დეფექტებისადმი (ვაკანსია, მინარევების ატომები, ღუნვები დისლოკაციებზე) და ამასთან ერთად, ძლიერდება დისლოკაციების ბმები მათი გადაკვეთით ფორმირებულ კვანძებში.

მაღალ ტემპერატურებზე (900-1300K) მოწვა ვაკუუმში 5-10სთ-ის განმავლობაში არ ცვლის $Q^{-1}()$ ფუნქციას. დაბალი ამპლიტუდების არეში მცირდება შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობა და პირველი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობები. მეორე

კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობები ავლენენ მეტად სუსტად ამაღლების ტენდენციას, რაც აიხსნება უმნიშვნელო ლოკალური ხასიათის ცვლილებებით კოტრელის ტიპის ატმოსფეროებში დისლოკაციების ბირთვების მახლობლობაში. საყურადღებოა ისიც, რომ 450-900K ინტერვალში მომწვარი ნიმუშის ციკლური, მაღალამპლიტუდური დეფორმაციით ($\epsilon \geq 1 \cdot 10^{-3}$, $n=300$) შესაძლებელია პირველი კრიტიკული დეფორმაციის შესამჩნევად შემცირება (15%), რაც აიხსნება მითითებულ ტემპერატურულ ინტერვალში მექანიკური ძაბვის ზემოქმედებით დისლოკაციებზე არსებული სეგმენტების მოწყვეტით დამაგრების სუსტი ცენტრებიდან.

B-Co სისტემის საცდელ კრისტალებში რხევითი ამპლიტუდური დეფორმაციის ფართო ინტერვალში ($5 \cdot 10^{-5}$ - $5 \cdot 10^{-3}$) ძვრის დინამიური მოდულის ცვლილების სპეციფიკურობას მნიშვნელოვნად განსაზღვრავს საცდელი ნიმუშის ტემპერატურა. დაბალ ტემპერატურებზე (~300K) ძვრის მოდული პრაქტიკულად დამოუკიდებელია რხევის ამპლიტუდისაგან (ნახ. 24.1).



ნახ. 24. B+0,5ატ%Co შენადნობის ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ფიქსირებულ ტემპერატურებზე
1- 300K; 2- 400K; 3- 430K; 4-520K.

მაღალი ამპლიტუდების ინტერვალში შეინიშნება მოდულის მეტად სუსტი წრფივი შემცირება, რაც იწყება $Q^{-1}(\)$ დამოკიდებულების პირველ კრიტიკულ ამპლიტუდაზე. ეს გარემოება მეტად მნიშვნელოვანია, რადგანაც ის იძლევა საშუალებას გაიგივებული იქნას საცდელი კრისტალის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის პირველი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდეები.

$T > 450K$ ინტერვალში მოსალოდნელია შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ანომალური ცვლილებების ერთდროულად მკვეთრად გამოვლინება. მართლაც აღნიშნულ ტემპერატურებზე ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ხასიათდება ორი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციით, რომლებზედაც იწყება ძვრის მოდულის და, შესაბამისად, ატომთაშორისი კავშირის ძალების შემცირება განსხვავებული მექანიზმით. კრიტიკულ წერტილებში ძვრის მოდულის ცვლილება ხდება არა მდორედ, არამედ ლოკალურად და მკვეთრად. ეს იძლევა მაღალი სიზუსტით კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდეების განსაზღვრის ეფექტურ საშუალებას.

კობალტის კონცენტრაციის გაზრდით მცირდება პირველი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია. შესამჩნევად (15-20%) იზრდება მეორე კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციისა და $G/G_0(\epsilon)$ დამოკიდებულების ცვლილების სიჩქარე, იზრდება $G/G_0(\epsilon)$ -ის ჰისტერეზისული მარყუჟის ფართობი. დეფორმაციის $\epsilon > \epsilon_{2კ}$ დიაპაზონში ჰისტერეზის მარყუჟი გახსნილია, რაც გამოწვეულია ბორის სტრუქტურაში მიკროპლასტიკური დეფორმაციის დაწყებით.

პირველი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მახლობლობაში დისლოკაციის რხევითი მოძრაობა მინარევების კოტრელის ტიპის ატმოსფეროში შესაძლებელია აღიწეროს გრანატო-ლუკეს მოდელში. ის ითვალისწინებს დისლოკაციური ხახვის, როგორც დაჭიმული სიმის მოწყვეტას სუსტი ცენტრებიდან. პროცესი შექცევადია და დაბალ ამპლიტუდებზე დისლოკაციური ხახვები თავდაპირველ სუსტად ბმულ მდგომარეობას კვლავ უბრუნდებიან [121].

ცხრილში 9 წარმოდგენილია 80-520K ინტერვალში სხვადასხვა ფიქსირებულ ტემპერატურაზე B+0,5ატ%Co შენადნობის კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციისა და დინამიური მექანიკური მახასიათებლების სიდიდეები.

B+0,5ატ%Co შენადნობის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები
ფიქსირებულ ტემპერატურებზე

ცხრილი 9.

ტემპერატურა, K	ძვრის მოდული, კპ/მმ ²	I კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია	II კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია	დრეკადობის I ზღვარი, კპ/მმ ²	დრეკადობის II ზღვარი, კპ/მმ ²
80	18600	$2 \cdot 10^{-3}$	–	39.2	–
200	18500	$9.5 \cdot 10^{-4}$	–	17.6	–
300	18350	$8 \cdot 10^{-4}$	–	14.7	–
350	18280	$6 \cdot 10^{-4}$	–	10.9	–
400	17800	$4 \cdot 10^{-4}$	$3 \cdot 10^{-3}$	7.12	53.4
430	17000	$1 \cdot 10^{-4}$	$9 \cdot 10^{-4}$	1.7	15.3
520	14500	$8 \cdot 10^{-5}$	$7.5 \cdot 10^{-4}$	1.16	10.87

ცხრილიდან ირკვევა, რომ 400K ტემპერატურამდე $Q^{-1}(\omega)$ ფუნქციონალურ დამოკიდებულებას ახასიათებს ერთადერთი კრიტიკული წერტილი, რომელზედაც იცვლება რხევითი ენერჯის გაბნევის მექანიზმი. $T > 400K$ ინტერვალში ვლინდება მეორე კრიტიკული წერტილი, საიდანაც იწყება მიკროპლასტიკური დეფორმაცია შენადნობის სტრუქტურის ლოკალურ უბნებში. დისლოკაცია-წერტილოვანი დეფექტის ურთიერთქმედების ენერჯია შესაძლებელია შეფასდეს ამპლიტუდური დეფორმაციის ტემპერატურაზე ექსპონენციალური დამოკიდებულებიდან.

კოორდინატთა სისტემაში $\ln(\nu_r \cdot T) - 1/T$ აგებული წრფეების დახრილობის სიდიდით მიღებულია საცდელი ნიმუშებისათვის ბმის ენერჯის შემდეგი სიდიდეები: B+0,5ატ%Co შენადნობისათვის $u=0.35$ ეჯ;

B+1,2ატ%Co –სათვის $u=0.30$ ევ; ხოლო B+2,0ატ%Co –შენადნობისთვის $u=0.22$ ევ. მოწვა 1270K-ზე ვაკუუმში 10სთ.-ის განმავლობაში ავლენს დისლოკაციის სუსტად ბმის ენერჯის მნიშვნელობების გაზრდის ტენდენციას (B+0,5ატ%Co – $u=0.38$ ევ; B+1,2ატ%Co – $u=0.32$ ევ და B+2,0ატ%Co – $u=0.25$ ევ). აღნიშნულ პირობებში თერმულად დამუშავებული ნიმუშების ციკლური გრეხითი დეფორმაცია 570K ტემპერატურაზე ~15%-ით ამცირებს დისლოკაციის სუსტად ბმის ენერჯის სიდიდებს საწყის მდგომარეობასთან შედარებით. მაღალტემპერატურულ ძნელად დნობად მეტალებსა და შენადნობებში დეფორმაციის გავლენა დისლოკაციის ბმის ენერჯიაზე, B-Co შენადნობებთან შედარებით, ვლინდება გაცილებით მაღალ ტემპერატურებზე. ეს მიანიშნებს, რომ -ბორის სტრუქტურაში დისლოკაციების ბმის ენერჯის ცვალებადობა განპირობებულია დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის დაბალი სიდიდებით, რაც დამახასიათებელია ორეულის საზღვრებსა და წყობის დეფექტებთან კოლექტივიზებული დისლოკაციებისათვის.

2.3.5. B-Ni სისტემის შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება

მყარ სხეულებში სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მახასიათებლების ამპლიტუდური დამოკიდებულება ძირითადად განპირობებულია სტრუქტურაში არსებული დისლოკაციებით. ნახევარგამტარულ მასალებში მეტალებისაგან განსხვავებით დისლოკაციების ძვრადობის მართვა ხორციელდება მექანიკური და ელექტრონული წარმოშობის ძალების ერთობლივი ზემოქმედებით. სწორედ ამის გამო დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციისათვის ნახევარგამტარებში მეტალებთან შედარებით 1,5-ჯერ მეტი სიდიდის ენერჯია არის აუცილებელი. შესაბამისად დისლოკაციების მოძრაობასთან დაკავშირებული რხევითი ენერჯის გაბნევის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის პროცესები

ნახევარგამტარულ მასალებში უპირატესად ვლინდება ოთახის ტემპერატურის ზედა ინტერვალში.

წარმოდგენილია -ბორის არალეგირებული და ნიკელით ლეგირებული კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულების შესწავლის შედეგები. არალეგირებული -ბორის მასიური პოლიკრისტალური ნიმუშის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება $Q^{-1}(\epsilon)$ ოთახის ტემპერატურაზე ამპლიტუდური დეფორმაციის ფართო დიაპაზონში ხასიათდება სუსტი წრფივი ამაღლებით, რომელიც $\sim 8 \cdot 10^{-4}$ ამპლიტუდაზე გადადის ასევე წრფივ, მაგრამ მკვეთრად მზარდ დამოკიდებულებაში. $Q^{-1}(\epsilon)$ ფუნქციის წრფივი ზრდა გრძელდება ნიმუშის დამსხვრევამდე, რაც ხორციელდება ამპლიტუდური დეფორმაციის $\sim 1 \cdot 10^{-3}$ -ის მახლობლობაში. ამპლიტუდური დეფორმაციის დიაპაზონში ϵ $1 \cdot 10^{-3}$ დამოკიდებულება $Q^{-1}(\epsilon)$ შექცევადია, რადგანაც ამპლიტუდის ზრდისა და შემცირების პირობებში გაზომვის შედეგები ერთმანეთს ემთხვევა. ვაკუუმში 1270K ტემპერატურაზე მოწვა 10სთ-ის განმავლობაში უმნიშვნელოდ ($\sim 10\%$) ამაღლებს კრიტიკულ ამპლიტუდურ დეფორმაციას. რომელზედაც მკვეთრად ამაღლებულია შინაგანი ხახუნის წრფივად ზრდის სიჩქარე.

$Q^{-1}(\epsilon)$ დამოკიდებულება პრაქტიკულად ფორმას არ იცვლის 500K ტემპერატურამდე. ამაღლებულ ტემპერატურებზე ძირითადად ცვლილებას განიცდის მხოლოდ კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობა, ის მცირდება შემდეგი ფუნქციონალური დამოკიდებულებით:

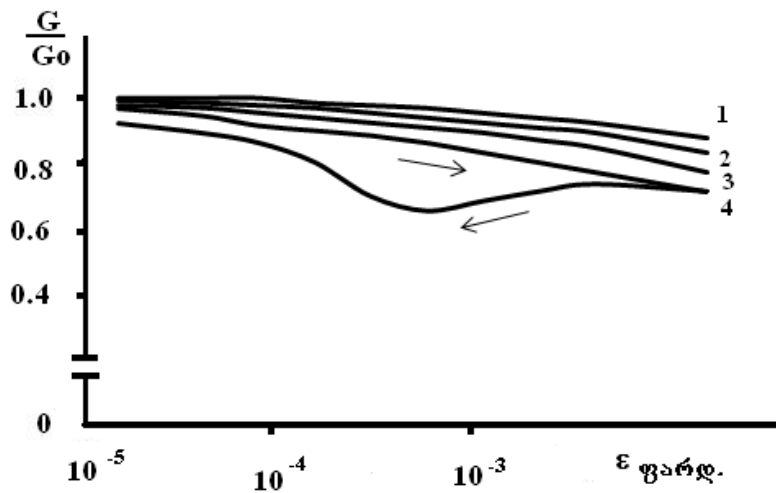
$$=KTC^{1/2} \cdot \exp \left(\frac{\Delta U}{KT} \right)$$

სადაც T-გაზომვის ტემპერატურაა; C-წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაცია; K -ბოლცმანის მუდმივა; $\epsilon_{კრ}$. -კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია; ხოლო $\Delta U_{კვ}$ -დისლოკაციის დამაგრების ცენტრებთან ურთიერქმედების ენერგია [121].

$Q^{-1}(\epsilon)$ დამოკიდებულებაზე $\epsilon_{კრ}$ -ის მაღალი სიზუსტით დაფიქსირება შეუძლებელია, რადგანაც $Q^{-1}(\epsilon)$ გრაფიკზე დეფორმაციის კრიტიკული

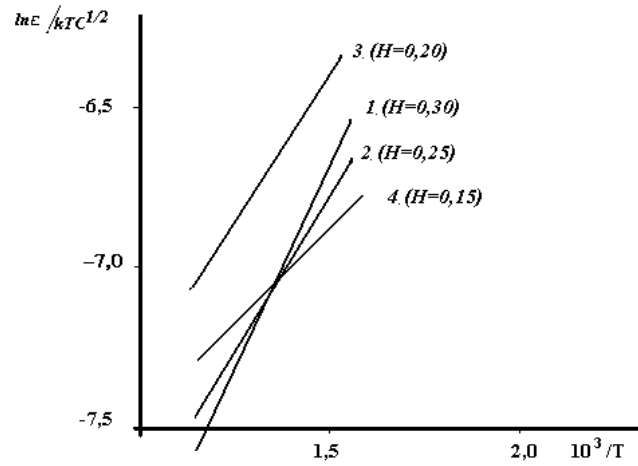
ინტერვალი მკვეთრად გამოყოფილი საზღვრით არ ხასიათდება. ძვრის მოდულის $G(\varepsilon)$ გრაფიკზე ყოველთვის ფიქსირდება საკმარისი სიზუსტით კრიტიკული დეფორმაციის მნიშვნელობა, რაც განაპირობებს $\Delta U_{ფ}$ -ის გამოანგარიშების მაღალ სიზუსტეს.

ანალოგიური წრფივი $Q^{-1}(\varepsilon)$ დამოკიდებულება დამახასიათებელია ნიკელით ლეგირებული -ბორის კრისტალებისათვის. ასეთ შემთხვევებში ნიკელის კონცენტრაციის გაზრდით ოთახის ტემპერატურაზე მცირდება კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობა. მაღალ ტემპერატურებზე ადგილი აქვს კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის დამატებით შემცირებას. არალეგირებული და ნიკელით ლეგირებული -ბორის ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ფართო დიაპაზონში ხასიათდება სუსტად გამოსახული წრფივი შემცირებით, რომელიც კრიტიკულ ამპლიტუდურ დეფორმაციებზე იწყებს მკვეთრად წრფივ შემცირებას. აღნიშნულ ზღვრულ მდგომარეობამდე G/G_0 ფუნქცია შექცევადია (ნახ. 25).



ნახ. 25. B-Ni შენადნობების ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება
 1. B; 2. B+0,8ატ.%Ni; 3. B+1,5ატ.%Ni 4. B+3,0ატ.%Ni

მიღებული შედეგების საფუძველზე აგებულია ბმის ენერჯისა და აბსოლუტური ტემპერატურის ფუნქციონალური დამოკიდებულების გრაფიკი $\ln \epsilon / kTC^{1/2} - 1/T$ კოორდინატთა სისტემაში (ნახ.26).



ნახ. 26. B-Ni შენადნობებში კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის ტემპერატურული დამოკიდებულება.

1- B; 2- B+0,8ატ.%Ni ; 3- B+1,5ატ.%Ni ; 4- B+3,0ატ.%Ni

წრფეთა დახრილობის საშუალებით გამოანგარიშებულია $\Delta U_{კვ}$ -ის სიდიდეები, რომლებიც მოყვანილია ცხრილში 10.

B-Ni შენადნობებში დისლოკაციის ბმის ენერჯის მახასიათებლები

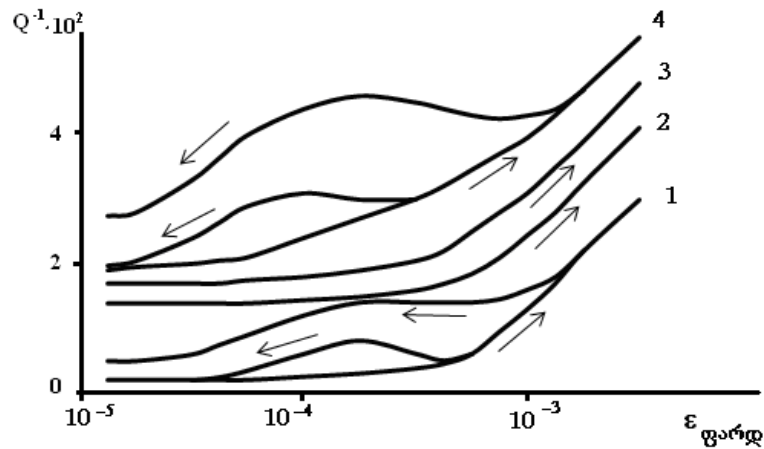
ცხრილი 10.

საცდელი ნიმუშები	გამტარობის ტიპი	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, $სმ^{-3}$	კრიტიკული დეფორმაციის მნიშვნელობები	$\Delta U_{კვ}$, ევ	შენიშვნა
B	p	$5 \cdot 10^{16}$	$8 \cdot 10^{-4}$	0,3	ელექტრული მახასიათებლები განსაზღვრულია ოთახის ტემპერატურაზე
B+0,8ატ.%Ni	p	$4 \cdot 10^{17}$	$6 \cdot 10^{-4}$	0,25	
B+1,5ატ.%Ni	p	$3 \cdot 10^{18}$	$3 \cdot 10^{-4}$	0,20	
B+3,0ატ.%Ni	n	$1 \cdot 10^{19}$	$1 \cdot 10^{-4}$	0,15	

ცხრილიდან ჩანს, რომ ურთიერთქმედების ენერჯიის ეფექტური სიდიდე საგრძნობლად მცირდება n-ტიპის შენადნობში.

-ბორის კრისტალები დაბალ ტემპერატურებზე ($T = 300K$) ამპლიტუდური დეფორმაციის ფართო დიაპაზონში მიკროპლასტიკურობით არ ხასიათდებიან. შესაბამისად, შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე გრაფიკის აღმასვლისა და შემცირების შტოები პრაქტიკულად ემთხვევა ერთმანეთს. ლეგირებულ კრისტალებში მცირდება ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული სიდიდე მაღეგირებელი ნიკელის კონცენტრაციის პროპორციულად.

470K ტემპერატურიდან სადაც B-Ni შენადნობებში ვლინდება შინაგანი ხახუნის მეტად რთული ამპლიტუდური დამოკიდებულება, არალეგირებული -ბორის $Q^{-1}(\epsilon)$ სპექტრი ხასიათდება ერთმანეთისაგან მკაფიოდ განსხვავებული სამი დიაპაზონით (ნახ. 27.).



ნახ. 27. B-Ni შენადნობების შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება
1. B; 2. B+0,8ატ.%Ni; 3. B+1,5ატ.%Ni 4. B+3,0ატ.%Ni

პირველ დიაპაზონში შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა სუსტად მაღლდება რხევის ამპლიტუდის პროპორციულად პირველ კრიტიკულ ამპლიტუდურ დეფორმაციამდე. რხევითი დეფორმაციის ამპლიტუდის პირველ კრიტიკულ მნიშვნელობამდე $Q^{-1}(\epsilon)$ დამოკიდებულება შექცევადია. ამპლიტუდური დეფორმაციის მეორე დიაპაზონში კრ.1 კრ.2 შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა წრფივად მნიშვნელოვნად

იზრდება. ასეთ პირობებში $Q^{-1}()$ გრაფიკის უკუსვლის შტო განთავსდება გრაფიკის აღმასვლის შტოს ზევით. მაშასადამე, დეფორმაციის კრ.1 კრ.2 დიაპაზონში აღილი აქვს შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის ჰისტერეზისული ტიპის ცვლილებას. ამპლიტუდური დეფორმაციის დაბალ მნიშვნელობებზე ჰისტერეზისის მარყუქი ჩაკეტილია, რაც ნიშნავს, რომ მექანიკური რხევების ენერჯის ჰისტერეზისული გაბნევა 470K ტემპერატურამდე -ბორში შექცევადია. ამპლიტუდური დეფორმაციის მესამე დიაპაზონში, სადაც $\gamma > \text{კრ.2}$, შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა იზრდება მკვეთრად. აღნიშნული დიაპაზონიდან $Q^{-1}()$ გრაფიკის უკუსვლის შტოზე ფიქსირებულია მაღალი ინტენსივობის განიერი ბაქანი ჰისტერეზისის ღია მარყუქით. მაშასადამე 470K ტემპერატურზე -ბორში დეფორმაციის მაღალამპლიტუდურ დიაპაზონში ვითარდება მიკროპლასტიკური დეფორმაცია. თეორიის თანახმად რხევის მაღალ ამპლიტუდებზე (კრ.2) მყარი სხეულების განსაზღვრული ტიპის დისლოკაციურ სტრუქტურაში ხორციელდება შეუქცევადი ცვლილებები (არსებული დისლოკაციების მოწყვეტა კვანძებიდან და შეუქცევადი გადაადგილება დიდ მანძილებზე სრიალის სიბრტეში, ახალი დისლოკაციის ჩასახვა და სხვ.) [121].

1270K ტემპერატურაზე მოწვა 10სთ-ის განმავლობაში 10-15%-ით ზრდის კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდეებს, დაახლოებით ორჯერ ამცირებს შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების ჰისტერეზისული მარყუქის სიგანეს. მოწვის შემდეგ, მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია 470K ტემპერატურაზე (ციკლების რაოდენობა – 200, 10^{-3}) ამცირებს კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდეებს საწყის მდგომარეობამდე. ცხადია, რომ საცდელ ნიმუშში შესაძლებელია მიკროპლასტიკური დეფორმაციის გამოვლინება და მისი ინტენსივობის მართვა. მაღალი მექანიკური სიმტკიცისა და მაღალი დნობის ტემპერატურის ნახევარგამტარულ კრისტალებში კოვალენტური ბუნების კავშირების ძალებით დაბალ ტემპერატურებზე (~470K) მიკროპლასტიკური დეფორმაციის გამოვლინება შესაძლებელია მხოლოდ დისლოკაციების მეტად მცირე სიდიდის ბიურგერის ვექტორის შემთხვევაში. ასეთი

ტიპის დისლოკაციები -ბორის სტრუქტურაში ჩაისახებიან და არსებობენ დეფორმაციული ორეულეების და წყობის დეფექტების სახით. 470K ტემპერატურაზე რხევითი დეფორმაციის ფართო დიაპაზონში ძვრის მოდულის ცვლილება მსგავსად შინაგანი ხახუნისა მრავალსტადიურია (ნახ.24). კრ.1. დიაპაზონში მისი შემცირება მიმდინარეობს ძალიან სუსტად, ხოლო მეორე დიაპაზონში (კრ.1 კრ.2) მოდულის შემცირების სიჩქარე საგრძნობლად მაღალია. კრ.2 დეფორმაციამდე ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება შექცევადია და ხასიათდება სუსტად გამოვლენილი ჩაკეტილი ჰისტერეზისული მარყუქით. ჰისტერეზისის მარყუქის მკვეთრად გამოვლინება შესაძლებელია მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაციით 470K ტემპერატურაზე. ჰისტერეზისის ტიპის რხევითი ენერჯის გაბნევის პროცესის შენელება ჩახშობამდე შესაძლებელია ვაკუუმში მოწვით 1270K-ზე 10სთ.-ის განმავლობაში.

ეტალონთან შედარების მეთოდით 470K ტემპერატურაზე განსაზღვრულია არალეგირებული -ბორის საცდელი პოლიკრისტალური ნიმუშის რხევის სიხშირე და მის საფუძველზე გამოთვლილია ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე. რხევის სიხშირის გაზომვა შესრულდა მაქსიმალურად შემცირებულ ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე ($\sim 5 \cdot 10^{-5}$). ცნობილი დამოკიდებულებიდან $\sigma = \cdot G$ (-ამპლიტუდური დეფორმაცია; G -ძვრის მოდული) განისაზღვრა დრეკადობის ზღვრის აბსოლუტური მნიშვნელობები რხევითი დეფორმაციის კრ1 და კრ2 ამპლიტუდებზე (ცხრ.11).

B+0.8ატ%Ni შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების გრაფიკის ფორმა ოთახისა და 470K ტემპერატურებზე პრაქტიკულად არალეგირებული -ბორის ასეთივე ფუნქციონალური დამოკიდებულების იდენტურია. მთავარ განმასხვავებელ ნიშნად წარმოდგენილია კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციების მნიშვნელობები. ნიკელით ლეგირებამ გამოიწვია პირველი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის შემცირება და მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდის გადანაცვლება დეფორმაციის მაღალი ამპლიტუდების მიმართულებით (ნახ.12.2). არალეგირებული ნიმუშის ანალოგიურად B+0.8ატ%Ni

შენადნობშიც ასევე ფიქსირდება $Q^{-1}()$ და $G/Go()$ დამოკიდებულებებზე ჩაკეტილი და ღია პისტერეზისის ტიპის ცვლილებები. ამპლიტუდური დეფორმაციის ფართო დიაპაზონში პისტერეზისის ღია მარყუჟი მკაფიოდ არის წარმოდგენილი. 470K ტემპერატურაზე მაღალამპლიტუდური დეფორმაციის ციკლების და 1270K ტემპერატურაზე 10სთ-იანი მოწვის ზემოქმედებით შესაძლებელია საცდელი შენადნობის არადრეკადი მახასიათებლების პისტერეზისის მარყუჟის ფართობის სიდიდის რეგულირება.

პოლიკრისტალური B-Ni შენადნობების დინამიური მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 11.

B-Ni შენადნობები	I კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია	II კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია	ძვრის მოდული, კგ/მმ ²	დრეკადობის I ზღვარი, კგ/მმ ²	დრეკადობის II ზღვარი, კგ/მმ ²	შენიშვნა
B საწყისი	$5 \cdot 10^{-4}$	$7 \cdot 10^{-4}$	18600	9.30	13.05	დინამიური მახასიათებლები განსაზღვრულია 470K-ზე შესრულებული გაზომვების საფუძველზე
B მომწვარი, 1270K, 10სთ	$7 \cdot 10^{-4}$	$9 \cdot 10^{-4}$	19200	13.45	17.30	
B+0.8ატ%Ni საწყისი	$4 \cdot 10^{-4}$	$8 \cdot 10^{-4}$	18800	7.50	15.05	
B+0.8ატ%Ni მომწვარი, 1270K, 10სთ	$6 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-3}$	19500	11.70	19.50	
B+1.5ატ%Ni საწყისი	$3 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-3}$	19350	6.80	19.30	
B+1.5ატ%Ni მომწვარი, 1270K, 10სთ	$5 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-3}$	19700	9.85	39.40	
B+3.0ატ%Ni საწყისი	$8 \cdot 10^{-5}$	$3 \cdot 10^{-3}$	19900	1.59	59.70	
B+3.0ატ%Ni მომწვარი, 1270K, 10სთ	$8.5 \cdot 10^{-5}$	$3 \cdot 10^{-3}$	19900	1.69	59.70	

ნიკელის კონცენტრაციის გაზრდით 1.5ატ%-მდე კიდევ უფრო ნათლად ვლინდება პირველი და მეორე კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციების ცვლილების ტენდენცია, ამასთან ერთად საგრძნობლად

იზრდება შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობა ამპლიტუდური დეფორმაციის ფართო დიაპაზონში ($5 \cdot 10^{-5}$ - $1 \cdot 10^{-2}$). შესაძლებელია დაუშვათ, რომ ნიკელით ლეგირება -ბორის სტრუქტურაში განაპირობებს მაღალი ძვრადობის დეფექტების წარმოქმნას. მათი მოძრაობა ნიშანცვლადი ძაბვის ზემოქმედებით განსაზღვრავს შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობის ზრდისა და ფონის ძლიერი ამპლიტუდური დამოკიდებულების გამოვლინებას.

n-ტიპის $B+3.0\text{at}\%Ni$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე ვლინდება ჰისტერეზისის, როგორც ჩაკეტილი, ასევე ღია მარყუქები (ნახ. 26.4). n-ტიპის შენადნობში მკვეთრად აღწერილი ჰისტერეზისის მარყუქები და საგრძნობლად დიდია ცალკეული მათგანის ფართობი, რაც მიუთითებს რხევითი ენერჯის ჰისტერეზისული ტიპის გაბნევის პროცესებში მონაწილე დეფექტების კონცენტრაციისა და დეფექტების მახლობლობაში კრისტალური მესრის ლოკალური დეფორმაციის ინტენსივობის მაღალ მნიშვნელობებზე.

n-ტიპის $B+3.0\text{at}\%Ni$ შენადნობის მოწვა $470-600K$ ინტერვალში 10სთ. -ის განმავლობაში პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს ამავე ტემპერატურულ შუალედში შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმებისა და ძვრის დეფექტის მახასიათებლებზე, $Q^{-1}()$ და $G/G_0()$ გრაფიკებზე არ ცვლის კრ.1 და კრ.2 ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდისა და ჰისტერეზისის ღია და ჩაკეტილი მარყუქების ფორმირების პირობებს.

აღნიშნული თავისებურებები შესაძლებელია აიხსნას შემდეგი დაშვების საფუძველზე: საცდელი ნიმუშების სტრუქტურაში არსებობენ განსაზღვრული ტიპის დისლოკაციები, რომლებიც სხვადასხვა სიდიდის ძალით ურთიერთქმედებენ ე.წ. კოტრელის ტიპის ატმოსფეროებთან. აღნიშნული გარემოება წარმოდგენილია $Q^{-1}()$ და $G/G_0()$ დამოკიდებულებებზე კრიტიკული კრ.1 და კრ.2 ამპლიტუდური დეფორმაციებით. მეორეს მხრივ $Q^{-1}()$ და $G/G_0()$ ფუნქციონალურ დამოკიდებულებების $470-600K$ შუალედში თერმული დამუშავებისაგან დამოუკიდებლობა მიუთითებს, რომ დაბალ ტემპერატურაზე კოტრელის ატმოსფეროებში, ადგილი არა აქვს დეფექტების კონცენტრაციულ და კონფიგურაციულ ცვლილებებს.

მოწვა ვაკუუმში 1270K ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში იწვევს n-ტიპის B+3.0ატ%Ni შენადნობის დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის უმნიშვნელოდ მატებას, მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის სიდიდეების ~10%-ით ამაღლებას, 300-500K ტემპერატურების შუალედში წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ~10%-ით შემცირებას, პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციის ენერჯისა და სისშირის ფაქტორის მნიშვნელობებზე, მეტად სუსტად (5-10%) ზრდის კრისტალური ამპლიტუდური დეფორმაციების კრ.1 და კრ.2 სიდიდეებს.

თერმული დამუშავების შემდეგ 300-600K ტემპერატურების შუალედში მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია გავლენას არ ახდენს რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის შინაგანი ხახუნის, ძვრის მოდულისა და მიკროპლასტიკური დეფორმაციის მახასიათებლებზე. ეს მიანიშნებს, რომ აღნიშნულ პირობებში მოწვის შემდეგ n-ტიპის B+3.0ატ%Ni შენადნობის სტრუქტურა და სტრუქტურულად-მგრძობიარე თვისებების მახასიათებლები თერმულად მდგრადია ტემპერატურის ფართო დიაპაზონში.

-ბორის ელემენტარული უჯრედის განსაკუთრებით რთული აღნაგობის მიუხედავად ბორის მონოკრისტალების შინაგანი ხახუნის სპექტრი შედარებით მარტივია. ~13კ გრეხითი რხევების სისშირეზე მასში გამოვლენილია ორი რელაქსაციური მაქსიმუმი 150 და 530K ტემპერატურებზე და ერთი არარელაქსაციური მაქსიმუმი 570K ტემპერატურაზე. დაბალტემპერატურული მაქსიმუმი ხასიათდება: სიმეტრიული ფორმით, მცირე ინტენსივობით (~0,001), უმნიშვნელო სიდიდის ძვრის მოდულის დეფექტითა (0,0005) და აქტივაციის ენერჯით 0,13ევ, ასევე დაბალი რელაქსაციური სისშირის ფაქტორით $\sim 10^6 \text{წმ}^{-1}$. მეორე რელაქსაციური მაქსიმუმი 530K-ზე გამოირჩევა ანომალურად მაღალი ინტენსივობით (~0.15±0.25), ძვრის მოდულის დეფექტის (~0,5), აქტივაციის ენერჯის (~1,3ევ) და სისშირის ფაქტორის ($1 \cdot 10^{12} \text{წმ}^{-1}$) მაღალი მნიშვნელობებით. არარელაქსაციური მაქსიმუმი 570K ტემპერატურაზე თერმულად არამდგრადია და ამჟღავნებს ინტენსივობის ძლიერ დამოკიდებულებას რხევითი დეფორმაციის ამპლიტუდისაგან. 570K კრიტიკული

ტემპერატურის ზევით ვლინდება ძვრის მოდულის ნაწილობრივი აღდგენა. ეს გარემოება ეწინააღმდეგება რელაქსაციური ძვრის მოდულის სტანდარტულ ქცევას, რომლის დროსაც მისი მნიშვნელობა მცირდება G/G რელაქსაციის ხარისხის ტოლი სიდიდით [121].

პოლიკრისტალური -ბორის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში გამოვლენილია ძირითად მაქსიმუმებთან ერთად ორი დამატებითი მაქსიმუმი 250 და 690K ტემპერატურებზე. აღნიშნული რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერჯიების სიდიდეები ტოლია 0,40 და 2,20ევ., ხოლო სიხშირის ფაქტორებია – $1 \cdot 10^9$ და $5 \cdot 10^{14} \text{წმ}^{-1}$. კობალტითა და ნიკელით ლეგირება იწვევს დამატებითი მაქსიმუმების გადაადგილებას 10-15K-ით დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით, მათი ინტენსივობის მნიშვნელოვან გაზრდასა და აქტივაციური მახასიათებლების შემცირებას. ნიკელის მაღალი კონცენტრაციით ლეგირებულ შენადნობებში 570K ტემპერატურის მახლობლად არარელაქსაციური პროცესი ფაქტიურად ჩახშობილია.

კვლევის ერთ-ერთ მნიშვნელოვან შედეგს წარმოადგენს განსაზღვრული კონცენტრაციით ლეგირებული ბორის n-ტიპის გამტარობის შენადნობის მიღება. აღნიშნულ შენადნობში მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის ზრდასთან ერთად 530K ტემპერატურაზე არსებული ძირითადი რელაქსაციური მაქსიმუმი გადაადგილდება დაბალი ტემპერატურებისაკენ 450K ტემპერატურამდე. ნიკელის კონცენტრაციის გაზრდით რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსივობა იზრდება, მისი ფორმა ხდება უფრო სიმეტრიული. ცხადია, რომ n-ტიპის შენადნობში იზრდება რელაქსაციური ცენტრების კონცენტრაცია, რომლებიც მონაწილეობენ 450-530K ტემპერატურულ შუალედში რხევის ენერჯიის ანომალურად ინტენსიურ რელაქსაციურ გაბნევაში.

ნიკელით ლეგირებულ -ბორში ტემპერატურის ფართო დიაპაზონში (80÷1000K) შინაგანი ხახუნის ფონი დაბალია ($\sim 10^{-4}$), ის ძალიან სუსტად არის დამოკიდებული ტემპერატურაზე. მაქსიმუმების ინტენსივობა ავლენს რხევის ამპლიტუდაზე დამოკიდებულებას, რაც მიუთითებს მათ დისლოკაციურ დეფორმაციულ ბუნებაზე. დადგენილია, რომ -ბორის

კრისტალებში 150 და 250K ტემპერატურების მახლობლად არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმები დამოკიდებული არიან რხევების ამპლიტუდის ინტენსივობაზე. ისინი ფორმირებულია დისლოკაციების სხვადასხვა დამაგრების წერტილიდან მოწყვეტის პროცესებით. შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური მაქსიმუმების თვისებები (დაბალი ტემპერატურები, აქტივაციური მახასიათებლების მცირე სიდიდეები, ლეგირება და ციკლური დეფორმაცია) ხასიგუტის მაქსიმუმების თვისებების ანალოგიურია.

-ბორის შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების შედარებით ლითონებისა და კოვალენტური კრისტალების ხასიგუტის მაქსიმუმებთან შეიძლება ვივარაუდოთ, რომ რელაქსაციური პროცესი 250K ტემპერატურის არეში (აქტივაციის ენერგია $-0,5\text{ევ}$, სიხშირის ფაქტორი $\sim 10^{19}\text{წმ}^{-1}$) განპირობებულია ერთეულოვანი გეომეტრიული ღუნვების მოწყვეტით ვაკანსიური წარმოშობის წერტილოვანი დეფექტებისაგან. მაქსიმუმი 150K ტემპერატურაზე ხასიათდება შედარებით დაბალი აქტივაციის ენერგიით ($\sim 0,15\text{ევ}$) და სიხშირის ფაქტორით ($1 \cdot 10^{16}\text{წმ}^{-1}$). აღნიშნული მაქსიმუმი დაკავშირებულია პროცესთან, რომლის მექანიზმად შესაძლებელია მიხნეული იქნას გეომეტრიული ღუნვების ჯგუფის მოწყვეტა წერტილოვანი დეფექტებისაგან მექანიკური ძაბვის ველში.

ლეგირება და ციკლური დეფორმაცია სხვადასხვა ტემპერატურაზე იწვევს გეომეტრიული ღუნვების განთავისუფლებას დამაგრების ძლიერი ცენტრებიდან, კერძოდ ჩანერგილი მინარევებისა (O_2 , N_2 ან C) და მათი მარტივი კომპლექსებისაგან, რომლის დროსაც ღუნვა გადანაწილდება შედარებით სუსტად დამაგრებულ ვაკანსიებზე. რეალური სტრუქტურის ასეთი ცვლილებები შეიძლება განაპირობებდეს -ბორის შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის ზრდასა და დაბალტემპერატურული მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლების შემცირებას. მათი რელაქსაციის ხარისხი თანხვედრაშია სილიციუმის ძაფისებურ კრისტალებში ხასიგუტის მაქსიმუმის რელაქსაციის ხარისხთან, რომელსაც შეესაბამება დისლოკაციის საშუალო სიმკვრივე $\sim 10^7 \div 10^8\text{სმ}^{-2}$ და გეომეტრიული ღუნვების რიცხვი $\sim 10^9\text{სმ}^{-1}$. შეიძლება დავასკვნათ, რომ -ბორში წერტილოვან დეფექტებთან ურთიერთქმედი გეომეტრიული ღუნვების კონცენტრაცია მაღალია, ორეულოვან დისლოკაციებზე.

არაკოპერენტული საზღვრის გადახრის სიდიდე განისაზღვრება ორეულოვან სიბრტყეებზე არსებული ორეულების არაკოპერენტულ საზღვრებზე, რომლებიც შედგება საფეხურებით გამიჯნული მრავალი კოპერენტული ნაწილისაგან. შესაძლებელია მათზე წარმოიქმნას გაუჯერებელი კავშირები, ისინი ურთიერთქმედებენ მუხტის თავისუფალ მატარებლებთან. ასეთი სახის ურთიერთქმედება იწვევს ორეულოვანი დისლოკაციის ბირთვში გაუჯერებელი კავშირების კომპენსაციას, რის შედეგადაც შეიძლება გაიზარდოს მათი ძვრადობა [130].

არალეგირებულ -ბორში 570K მახლობლად არსებული არარელაქსაციური შინაგანი ხახუნი შეიძლება გამოწვეულია პოლისინთეზური ორეულების გროვაში სტრუქტურული გარდაქმნებით, რომლებიც მიმდინარეობენ თერმული და მექანიკური ენერგიების ზემოქმედებით. სავარაუდოა, რომ მიკროორეულების გროვაში არსებობენ არასრული იკოსაედრების ჯგუფები.

პოლიკრისტალური -ბორის შინაგანი ხახუნის სპექტრში 650-690K ტემპერატურულ ინტერვალში გამოვლენილია რელაქსაციური მაქსიმუმი აქტივაციის ენერგიით – 2,2ევ და სიხშირის ფაქტორით $5 \cdot 10^{14} \text{წმ}^{-1}$. კობალტითა და ნიკელით ცალ-ცალკე ლეგირებულ -ბორში მაქსიმუმის ინტენსივობა მკვეთრად იზრდება, ხოლო აქტივაციის ენერგია და სიხშირის ფაქტორი მცირდება. რელაქსაციური პროცესების მახასიათებლების ცვლილებები უფრო მკაფიოდ ვლინდება ლეგირებულ -ბორის სტრუქტურაში, რომელშიც დიდი რაოდენობითაა მცირე ზომის ორეულები და წყობის დეფექტები. რელაქსაციური პროცესი შესაძლებელია გამოწვეულია ორეულოვან სიბრტყეებზე წყობის დეფექტების შეკუმშვა-გაფართოების პროცესით მექანიკური ძაბვის ველში. რელაქსაციურ პროცესში მონაწილეობს კრისტალის მოცულობასა და წყობის დეფექტებს შორის მინარევის დიფუზია. რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგიის შემცირება განპირობებულია მინარევებისა და მყარი ხსნარის ატომებთან წყობის დეფექტების ურთიერთქმედების ენერგიის ცვლილებით ლეგირების, თერმული დამუშავებისა და დეფორმაციის ზემოქმედებით.

დასკვნა

1. მიღებულია კობალტითა და ნიკელით ცალ-ცალკე ლეგირებული -რომბოედრული ბორის მასიური კრისტალები. მეტალოგრაფიული კვლევით დადგენილია, რომ საცდელი ნიმუშების სტრუქტურა პოლიკრისტალურია, 5-100მკმ ზომების მარცვლებით. მარცვლების სტრუქტურაში გამოვლენილია არაერთგვაროვნად განაწილებული ურთიერთგადამკვეთი და პარალელურად ორიენტირებული ორეულები. მაღალი კონცენტრაციის კობალტითა და ნიკელით ლეგირებულ კრისტალებში შეინიშნება მარცვლების ზომების შემცირება და ორეულების კონცენტრაციის ამაღლება.
2. დადგენილია, რომ B:Co და B:Ni შენადნობები ხასიათდებიან ძირითადად p-ტიპის, ხოლო B:Ni (>3ატ.%) შენადნობები n-ტიპის გამტარობით.
3. 200-800°C ტემპერატურულ ინტერვალში არაღეგირებული -ბორის კრისტალები ავლენენ ელექტროგამტარობის და თერმული გაფართოების ანომალურ ცვლილებებს. კობალტითა ნიკელით ლეგირება აღნიშნულ ანომალიებს მთლიანად ახშობს. ელექტროგამტარობის და თერმული გაფართოების ანომალიების მიზეზად აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში მიჩნეულია – წერტილოვანი დეფექტების თერმულად არამდგრად კომპლექსებში მიმდინარე გარდაქმნები და დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ძვრადობის ცვლილებები.
4. კობალტისა და ნიკელის კონცენტრაციის პროპორციულად იზრდება მიკროსისხალისა და დინამიური ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები, რაც ძირითადად განპირობებულია ლოკალური ძლიერი SP^3 კავშირების ფორმირებით მაღლეგირებელი ატომების მახლობლობაში.
5. გრეხითი რხევების 0,5-5,0ჰც სიხშირის დიაპაზონში შესწავლილია არაღეგირებული და ლეგირებული -ბორის პოლიკრისტალური ნიმუშების შინაგანი ხახუნი და ძვრის მოდული ტემპერატურის 80-1000K

და ამპლიტუდური დეფორმაციის $5 \cdot 10^{-5}$ - $5 \cdot 10^{-3}$ ინტერვალებში. გამოვლენილია წერტილოვანი, დისლოკაციური წარმოშობის წრფივი და პლანარული დეფექტების მოძრაობითა და ურთიერთქმედებით განპირობებული რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის პროცესები. მათი ინტენსივობა დამოკიდებულია ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე, რაც მათ დისლოკაციურ წარმოშობას ადასტურებს.

6. განსაზღვრულია რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის პროცესების აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები. ნაჩვენებია დისლოკაცია-წერტილოვანი დეფექტების (ვაკანსია, მინარევის ატომები) ურთიერთქმედების განმსაზღვრელი როლი შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის დაბალტემპერატურული სპექტრების ფორმირებაში.
7. კობალტითა და ნიკელით ლეგირება ახშობს 570K ტემპერატურის არეში ფაზური გარდაქმნის ტიპის შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმსა და ძვრის მოდულის დეფექტს, ამცირებს სტრუქტურული დეფექტების მოძრაობის აქტივაციურ მახასიათებლებს და ამადლებს მიკროსისხლის, ძვრის მოდულისა და დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობებს.
8. 450-530K ტემპერატურების შუალედში მაღალი ინტენსივობის რელაქსაციური მაქსიმუმის შესაძლებელ მექანიზმად წარმოდგენილია {100} სიბრტყეზე არსებული მინარევების ატმოსფეროებთან ურთიერთქმედი ორეულოვანი დისლოკაციების მოძრაობა პერიოდული ძაბვის ველში. მაქსიმუმის ტემპერატურისა და აქტივაციური მახასიათებლების შემცირება განპირობებულია ორეულოვანი დისლოკაციების ძვრადობის ამადლებით ლეგირებულ კრისტალებში.
9. ლეგირებულ -რომბოედრულ ბორში 650-780K ტემპერატურებზე რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმი ხასიათდება აქტივაციური პარამეტრებისა და ინტენსივობის ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე დამოკიდებულებით. გრეხითი რხევების ენერჯის გაზნევის რელაქსაციური პროცესი შესაძლებელია გამოწვეულია {100} სიბრტყეებზე წყობის დეფექტების შეკუმშვა-გაფართოებით პერიოდული ძაბვის ველში.

10. ამპლიტუდური დეფორმაციის ფართო დიაპაზონში $5 \cdot 10^{-5}$ - $5 \cdot 10^{-3}$ შესწავლილია შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულებები. დადგენილია, რომ აღნიშნული ფიზიკურ-მექანიკური მახასიატებლები ხასიათდებიან მრავალსტადიური ამპლიტუდური დამოკიდებულებით.
11. განსაზღვრულია ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული სიდიდეები და მათ საფუძველზე შეფასებულია დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობები. დადგენილია, რომ კობალტითა და ნიკელით ლეგირება ზრდის ძვრის მოდულის კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის და დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობებს.
12. ლეგირების, თერმული და მექანიკური ზემოქმედებით განპირობებული სტრუქტურული დეფექტებისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ცვლილებათა განსაზღვრული კანონზომიერებანი მნიშვნელოვანია -რომბოედრული ბორის ფუძეზე ახალი კომპოზიციური და ნახევარგამტარული მასალების მიღებისა და კვლევის პრობლემის გადაჭრისათვის.

გამოყენებული ლიტერატურა

1. ... , 1966, 524 .
2. ... , 1976, . 466-513.
3. Niemyski ., Olempska Z., Pracka I. Preparation of Pure Crystalline Boron. In: Proceedings of the International Conference on the Physics of Semiconductors. Mat. of the International Conference, Exeter, London, July, 1962, p.722-726.
4. Horn F.H. Zone-Refined Boron. *J. Applied Physics*, 1959, v.30, #10, p.1612-1613.
5. Greiner E.S.. The Floating - Zone Melting of Boron and the Properties of Boron and its Alloys. In: Boron, Synthesis, Structure and Properties. Mat. of the Conference of Boron, Asbury Park, 18-19 September, 1959, New York, Plenum Press, 1960, p.105-109.
6. 1962, .7, . 37, .33-37.
7. ... , 1960, .5, #53, c.74-89.
8. Naslain R. Crystal Chemistry of Boron and of Some Boron-Rich Phase. Preparation of Boron Modifications. In: Boron and Refractory Borides. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1977, p. 139- 202.
9. Decker B.F. and Kasper J.S. The Crystall Structure of a Simple Rhombohedral Form of Boron Modification. In: Boron and Refractory Borides. Springer-Verlag, Berlin. Heidelberg. New York, 1977, p. 262-292.
10. Lipscomb W.N., Britton D. Valence Structure of the Higher Borides. *J. Chemical Physics*, 1960, v. 33, #1, pp. 275-280.
11. Hoard J.L. and Hughes R.E. Elemental Boron and Compounds of High Boron Content: Structure, Properties and Polymorphism. In: The Chemistry of Boron and its Compounds. New York, 1967, v.2, pp. 25-154.
12. Will G. and Kossobutski .H. X-ray diffraction analysis of $B_{50}C_2$ and $B_{50}N_2$ crystallizing in "tetragonal" boron lattice. *J. Less- Common Metals.*, 1976, v.47, p.33-38.
13. Hoard J.L. Hughes R.E. and Sands D.E. The Structure of Tetragonal Boron. *J. Am. Chem. Soc.*, 1958, v.80, pp. 4507-4515.

14. Ploog K. and Amberger E. Kohlenstoff-Induzierte Gitter Beim Bor: I-Tetragonales $(B_{12})_4B_2C$ and $(B_{12})_4B_2C_2$. *J. Less-Common Metals*, 1971, v.23, #107, p.33-42.
15. Amberger E., Schmidt H. Stickstoffinduziertes Gitter Beim Bor: I-Tetragonales - Bornitrid $(B_{12})_4B_2N_{1-2}$. *Z. Naturforschung*, 1971, v. 26, p.641-646.
16. Amberger E. and Polborn K. Struktur des tetragonalen $(B_{12})_4B_2Ti_{1.3-2.0}$. *J. Acta Crystallographica*. 1975, v. 31, p.949-953.
17. Amberger E. and Polborn K. Tetragonales Vanadiumborid $(B_{12})_4B_2V_{1.5-1.9}$. *J. Acta Crystallographica*, 1976, v.32, p.974-975.
18. .3., P.P., . . , 1968, .2, #8, .382-386.
19. Becher J. Uber das Berylliumboride BeB_{12} mit -bor-structur. *J. Anorg. Allg. Chem.*, 1960, v. 306, p. 266-272.
20. Becher H.J. and Mattes R. Tetragonal Boron-I and its Derivatives. In: Boron and Refractory Borides. Springer-Verlag, Berlin, Heidelber, New-York, 1977, pp. 107-114.
21. Talley C.P., La Placa S. and Post B. A new polymorph of boron. *J. Acta Crystallographica*. 1960, v. 13, #3, pp. 271-272.
22. Vlasse M., Naslain P., Kasper J.S. and Ploog K.J. The Crystal Structure of Tetragonal Boron. *J. Less-Common Metals.*, 1979, v. 67, #1, p.1-6.
23. Katada K. An Electron Diffraction Study of Evaporated Boron Films. *J. Applied Physics*, 1966, v.5, #7, pp. 582-587.
24. Huges R.E., Kennard C.H.L., Sullenger D. ., Weaklien H.A., Sands D.E., Hoard J.L. The structure of -Rhombohedral Boron. *J. Amer. Chem. Soc.*, 1963, v.85, #3, p.361-362.
25. Hoard J.L., Newkirk A.E. An analysis of polymorphism in boron based upon X-ray diffraction results. *J. Amer. Chem. Soc.*, 1960, v. 82, #1, p.70-76.
26. Hoard J.L., Sullenger D., Kennard .H.L., Huges R.E. The structure analysis of -rhombohedral boron. *J. Solid State Chem*. 1970, v.1, Is.2, p.268-277.
27. Wentorf R.H. Boron another form. In: Boron. Preparation, Properties and Applications. Plenum Press. New York. 1965, v.2, p. 97-100.
28. Economy J., Matkovish V.J. and Giese R.F. Crystal Chemistry of Alpha-Boron Derivatives. *Z. fur Kristallographie*, 1965, Bd. 122, Heft 3/4, p.248-258.
29. Callmer B. Transition metals in -rhombohedral boron. Acta Univ. Uppsal. Abstracts. Uppsala Diss. Sci. 1977, #434, p. 3-48.
30. Werheit H. On the Conductivity Mechanism of - Rhombohedral Boron. *J. Phys. Stat. Sol*. 1970, 41, p. 247-253.

45. McKelvy J., Rae Smith A.R., and Eyring L. High- Resolution Electron Microscope Analysis of {100} Twinning in α -Rhombohedral Boron. *J Solid State Chem.*, 1982, v.44, p. 374-381.
46. Olsson Per-Olof. Defects in α -Rhombohedral Boron Formed During the Synthesis of LaB_6 . *J. Solid State Chem.* 1988, v.76, p. 301-312.
47. Pracka I., Jun J., Niemyski T., Jabło ski R. Studies on doped boron. Boron, Preparation and Properties. Warszawa, 1970, v.3, p.57-65.
48. , 1970, .100-106.
49. Tsiskarishvili G.P., Saveliev A.S. Investigation of the magnetic properties of α -boron doped with carbon. *J. Less-Common Metals*, 1986, v.117, #1-2, p.109-113.
50. Vlasse M., Viala J.C. The boron–silicon solid solution: A structural study of the $\text{SiB}_{\sim 36}$ composition. *J. Solid State Chem.* 1981, v.37, #1, p.181-188.
51. Darsavelidze G., Gabunia D., Lezhava D., Zoidze Z., Kurashvili L. Inelastic properties of nickel alloyed boron. *J. Bull. Georg. Acad. Sci.* 1997, v.156, #3, p.435-437.
52. Golikova O.A., Kazanin M.M., Kutasov V.V. Electrical activity of Fe, Ni, Re impurities in α -rhombohedral boron. *J. Appl. Phys. Ser.*, 1994, v.10, p.54-55.
53. Antadze M., Zoidze Z., Gabunia D., Tsagareishvili O., Lezhava D., Darsavelidze G. Physical-mechanical characteristics of Fe-doped boron. *J. Solid State Chem.*, 2000, v.154, #1, p.188-190.
54. , 1974, .97-100.
55. Tsikaridze J.N., Mukhraneli T.Z., Mazmishvili G.A. Dielectric losses in doped boron. *J. Less-Comm. Met.*, 1986, v.117, #1-2, p.181-182.
56. Lundström T. Solid solutions and metal borides based on icosahedral arrangements of the boron atoms. Proc. 9th Int. Symp. Boron, Borides & Rel. Comp., Duisburg: UDG, 1987, p.55-64.
57. Higashi I. Structure and properties of boron-rich borides. In: AIP. Conf. Proc., Boron-Rich Solids, New York, 1986, v.140, p.1-10.
58. Higashi I., Kobayashi M., Akagawa Yu., Kobayashi K., Bernahard J. Metal distribution in $\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{B}_{105}$ ($x = 0 - 3.4$, $y = 4.2 - 0$) of the α -rhombohedral boron structure. AIP Conf. Proc., 1991, v.231, p.224-231.
59. Nakayama T., Shimizu J., Kimura K. Thermoelectric properties of metal-doped α -rhombohedral boron. *J. Solid State Chem.*, 2000, v.154, #1, p.13-19.

60. Matsuda H., Nakayama T., Kimura K., Ino H., Murakami Y., Suematsu H., Higashi I. Electrical conductivity, magnetic susceptibility and thermoelectric power for Li, Cu and Al doped α -rhombohedral B related to f.c.c. C_{60} . *J. Appl. Phys. Ser.*, 1994, v.10, p.39-42.
61. Carlson J.O., Lundström T. The solution hardening of α -rhombohedral boron. *J. Less-Comm. Met.* 1970, v.22, #.3, p.317-320.
62. Schmechel R., Werheit H. Evidence of the superposition of Drude type and hopping type transport in boron-rich solids. *J. Solid State Chem.*, 1997, v.133, Is.1, p.335-341.
63. Tsiskarishvili G.P., Lundström T., Lundgren L., Tsagareishvili G.V., Tsagareishvili O.A., Tavadze F.N. EPR and static magnetic susceptibility investigations of iron and manganese solid solutions in α -rh. Boron. Borides and Related Compounds. 1987, v.9, p.353-354.
64. Kuhlmann U., Werheit H., Dose T., Lundström T. IR optical properties of Fe-doped α -rhombohedral boron. *J. AIP Conf. Proc.*, 1991, v.231, p.340-343.
65. , 1974, c.44-51.
66. Werheit H., Groot K., Malkemper W., Lundström T. On n-type α -rhombohedral boron. *J. Less-Common Metals*, 1981, v.82, pp. 163-168
67. Golikova O.A., Dzhafarov E.O., Stil'bans L.S., Tadzhev A. Thermoelectrical properties of some α -boron-based solid solutions. Boron, Borides, Carbides, Nitrides & Rel. Comp. Tbilisi: Metsniereba, 1984, p.19.
68. Berezin A.A. Quasi-localization and electronic transport in boron and boron-rich borides. In: AIP. Conf. Proc., Boron-Rich Solids, New York, 1986, v.140, p.224-233.
69. , 1971, .5, #12, c.2320-2324.
70. : , 1982, 40c.
71. Golikova O.A. Boron and boron-based semiconductors. *J.Phys. Stat. Sol.*, 1979, v.A51, #1, p.11-40.
72. Golikova O.A., Samatov S. Conduction mechanism of some "quasi-amorphous" semiconductors on basis of boron. *J.Phys. Stat. Sol.*, 1983, v.A77, #2, p.449-453.
73. Golikova O.A., Kazanin M.M., Stilbans L.S., Tkalenko E.N., Zaitsev V.K. Transport phenomena and energy spectra of current carriers in amorphous and α -boron. In: Mat. 4th Internat. Conf. Amorphous and Liquid Semiconductors, Leningrad, 1975, p.94.

74. , 1974, .106-110.
75. , 1974, .110-115.
76. Werheit H., Moldenhauer A. Non-Ohmic electrical conductivity of rhombohedral boron in high electric fields. *J. Solid State Chem.*, 2004, v.177, #2, p.586-591.
77. Szadkowski A., Stankiewicz J. Drift mobility of carriers in boron. *Boron. Preparation and Properties*, Warszawa, 1970, v.3, p.291-294.
78. Golikova O.A., Zaitsev V.K., Orlov V.M., Petrov A.V., Stilbans L.S., Tkalenko E.N. Thermal conductivity of boron and of Its crystal structure analogs. *J.Phys. Stat. Sol.* 1974, v.A21, #2, p.405-412.
79. , 1972, 536c.
80. Wood Ch. Refractory semiconductors for high temperature thermoelectric energy conversion. *Mat. Sci. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1987, v.97, p.335-346.
81. Slack G.A., Oliver D.W., Horn F.N. Thermal conductivity of boron and some Boron compounds. *J. Phys. Rev.*, 1971, v.B4, #6, p.1714-1720.
82. Thompson J.C., McDonald W.J. Low- temperature thermal conductivity of boron. *J. Phys. Rev.*, 1963, v.132, #1, p.82-84.
83. Thompson J.C., McDonald W.J. Low temperature thermal conductivity of boron. *Boron, Preparation, Properties and Applications*, Plenum Press, New York, 1965, v.2, pp.261-267.
84. , 1969, .11, #4, c. 907-910.
85. , 1974, c.19-24.
86. Zaitsev V.K., Fedorov M.I. Peculiarities of heat transfer in boron, its crystallo-chemical analogues and transition metal higher silicides. *Proceedings of the 8th Internat. Symp. Boron, Borides, Carbides, Nitrides & Rel. Comp.* Tbilisi: Metsniereba, 1984, p.21.
87. Slack G.A., Rosolowsky J.H., Miller M.L. Seebek coefficient and electrical conductivity of doped beta- boron. *Advanced Energy Systems – Their Role in Our Future*, San Francisco, California, 1984, v.4, p .2244-2248.

88. , 1974, .25-32.
89. Türkes P.R.H., Swartz E.T., Pohl R.O. Thermal properties of boron and boron carbides. In: AIP Conf. Proc., Borob-Rich Solids, New York, 1986, v.140, p.346-361.
90. , 1974, 292 .
91. Holcombe .E. Smith D.D., Lore J.D., Duerksen W.K., Carpenter D.A. Physical-Chemical Properties of -Rhombohedral Boron. *J.High Temp. Sci.*, 1973, v. 5, pp. 349-357.
92. Andersson S., Lundstrom T. The solubility of chromium in -rombohedral boron as determined in CrB₄₁ by single crystal diffractometry. *J. Solid State Chem.*, 1974, #.2, p. 603-611.
93. Tsagareishvili G.V., Nakashidze T.G., Jobava S.Sh., Lomidze G.P., Khulelidze D.E., Tsagareishvili D.Sh., Tsagareishvili O.A. Thermal expansion of boron and boron carbide. *J. Less common Metals*. 1986, v.117, #1-2, pp.159-161.
94. , 1970, 366 .
95. , 1974, .121-125.
96. Speerschneider .J., Sartell J.A. Mechanical and Micromechanical Behavior of Bulk Polycrystalline Boron. In: Boron. Preparation, Properties and Applications. Plenum Press, New York, 1965, v.2, pp.269-282.
97. P.A., , 1982, #8, .27-32.
98. Tavadze F.N., Lominadze J.V., Khvedelidze A.G., Tsagareishvili G.V., Shorshorov M.Kh., Bulichev S.J. The effect of impurities on the mechanical properties of zone-melted boron. *J. Less- Common Metals*, 1981, v.82, p. 95-99.
99. , 1972, 36 .
100. Giardini A.A., Kohn J.A., Toman L., Eckert D.W. Vector Hardness Properties of Boron and Aluminum Borides. In: Boron, Synthesis, Structure and Properties, Plenum Press, New York, 1960, v.1, p.140-158.
101. Brodhag C., Thevenot F., Viala J.C. The relation- ship between purity and mechanical (Knoop hardness) or electrical (room resistivity) properties of single crystals and polycrystals of -rhombohedral boron. *J.Less-Common Metals*, 1979, v.6, #2, p.465-470.

102. Thevenot F., Viala J.C. Obtention de bore pur sous forme massive ou en couches minces. *Caracterisation Physique du bore, Vide, couches minces*, 1979, v.34, #195. pp.35-45.
103. Gschneider A. Mechanical Properties of the α -Boron. *J. Solid State Physics*. 1964, v.16, p. 275.
104. Bridgman P.W. Thermal Properties of Metals. *Proc. Am. Acad. Arts. Sci.* 1929, v. 64.p. 51-60.
105. P. . M.: . 1935, 305 .
106. Petrak D.R., Ruh R., Atkins G.R. Mechanical properties of Hot-Pressed Boron Suboxide and Boron. *American Ceramic Society Bull.*, 1974, v.35, #8. pp. 569-573.
107. Gerlich D., Slack G.A. Elastic Properties of α -Boron. *Mater. Sci. Lett.* 1985, v.4, #5. pp.639-640.
108. . . .:3,: . 1968. .62-70.
109. . . .:, 1977, 310 .
110. . . .:, 1990, 220 .
111. Tsagareishvili G.V., Tavadze F.N, Darsavelidze G.Sh., Metreveli V.Sh. Relaxation Processes in Crystalline Boron. *Boron. Preparation and Properties*, Warszawa, 1970, v.3, p. 281-290.
112. Darsavelidze G.Sh., Tsagareishvili O.A., Eterashvili T.V., Metreveli V.Sh., Tavadze G.F., Khomeriki D.J. Defects and Physico-mechanical Properties of Polycrystalline α -Rhombohedral Boron. *J.Less-Common Metals*, 1986, v.117, #1-2, p.189-193.
113. Darsavelidze G.Sh., Antadze M.E., Tavadze G.E., Tsagareishvili O.A., Khvedelidze A.G., Tsikaridze D.N. Relaxation Processes in Re-doped Boron. *Proceedings of AIP Conference. Boron rich Solids. Albuquerque NM.*, 1991, #231, p. 606-609.
114. Darsavelidze G.Sh., Tsagareishvili G.V., Antadze M.E., Tsagareishvili O.A., Khvedelidze A.G. Real Structure and Internal Friction of boron Doped with Zirconium. *Mat. Res. Soc. Sym. Proc.*, , 1987, v.97, p.139-144.
115. . . .::, 1982, c.170-175.
116. . . .::

- c.226-231. , 1985,
117. , 1989,
c.234-240.
118. C .
, 1976, c.63-65.
119. , 1967,
451 .
120. , 1974, 370 .
121. Pushkar A. Internal Friction of Materials. London, 2005, 640p.
122. , 2004, 344 .
123. Darsavelidze G., Tsagareishvili G., Tsagareishvili O., Tavadze F. Real Structure and IF of Boron Doped with Zirconium. MRS Symposia Proceedings: Pitsburg, Pennsylvania, 1987, v.97, p.139-144.
124. Franz R., Weirheit H., Nadolny A.J. Optical and photoelectric investigation of pure and carbon-doped beta boron. In: AIP Conf. Proc., Boron-Rich Solids, New York, 1986, v.140, p.340-345.
125. , 1960, 261c.
126. Bi Sb. , 13, # 1, 1971,
.199-204.
127. :
1972, .215-228.
128. , 1957, 242 .
129. , 1969, 21 .
130. 3., . 1968, .2,
#3, .387-392.