გიორგი არჩუაძე

გერმანიუმ-სილიციუმის მონოკრისტალური შენადნობების ელექტროფიზიკური და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

წარდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
2012

საავტორო უფლება © 2012 წელი, გიორგი არჩუაძე

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემორე ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით გიორგი არჩუაძის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით:: "გერმანიუმ-სილიციუმის მონოკრისტალური შენადნობების ელექტროფიზიკური და 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: გიორგი არჩუაძე

დასახელება: “გერმანიუმ-სილიციუმის მონოკრისტალური შენადნობების ელექტროფიზიკური და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები”

ფაკულტეტი : ინფორმატიკა და მართვის სისტემები

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა:

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

ავტორის ხელმოწერა

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

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

რეზიუმე

უკანასკნელ პერიოდში მკვეთრად გაიზარდა ინტერესი მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობებისადმი, რასაც განაპირობებენ თანამედროვე ნახევარგამტარულ ხელსაწყოებში, ქსელური, ბოჭკოვან-ოპტიკური კავშირგაბმულობისა და რადიაციისადმი მედეგ მოწყობილობებში, სწრაფმთვლელ ბირთვულ დეტექტორებში, ბიპოლარულ ტრანზისტორებსა და სხვა დარგებში მათი გამოყენების მაღალი პერსპექტივები.

მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფუძეზე შექმნილი ხელსაწყოებისა და მოწყობილობების მახასიათებლების სტაბილურობასა და მუშაობის რესურს მნიშვნელოვნად განსაზღვრავენ სტრუქტურაში არსებული დეფექტები. მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფუძეზე შექმნილი ნახევარგამტარული მასალების სტრუქტურისა და სტრუქტურულად –მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ურთიერთკორელაციური დამოკიდებულებების დადგენა საჭიროებს კომპლექსურ კვლევით სამუშაოებს და მიღებული ექსპერიმენტული შედეგების კოვალენტური ნახევარგამტარული მასალების მახასიათებლებთან შედარებით ანალიზს.

ამჟამად დიდი ყურადღება ექცევა მექანიკური რელაქსაციური პროცესების კვლევას ელემენტარულ ნახევარგამტარებში. ეს გარემოება განპირობებულია რელაქსაციის მეთოდის მაღალი მგრძნობიარობით რეალურ კრისტალში ელექტრულად აქტიური და ნეიტრალური სტრუქტურული დეფექტების ურთიერთქმედებისადმი, დამუშავებული ინფორმაციის საიმედოობით კრისტალებში მიმდინარე რელაქსაციური პროცესების შესახებ. მექანიკური რელაქსაციური პროცესების სიხშირული და ტემპერატურული სპექტრების გაზომვა აკუსტიკური სპექტროსკოპიის მეთოდებით უნიკალურ მონაცემებს იძლევა კრისტალური მესრის დამახასიათებელი დეფექტების აქტივაციურ პარამეტრებზე, რომლებიც გამოიყენებიან მართვადი ელექტროფიზიკური, სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური და პლასტიკური თვისებების პროგნოზირების ფუნდამენტური თეორიის საფუძვლების შექმნაში. მიუხედავად აღნიშნულისა დღეისათვის აშკარად არასაკმარისად არის შესწავლილი მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების დამახასიათებელი დეფექტების კრისტალოგრაფიული და ენერგეტიკული მახასიათებლები, მათი გავლენა სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ნახევარგამტარულ და ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე.

ნაშრომში წარმოდგენილია მონოკრისტალური გერმანიუმისა და Ge-Si შენადნობების მიკროსტრუქტურის, მექანიკური, ელექტროფიზიკური, თერმული თვისებებისა და გრეხითი რხევების ენერგიის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული გაბნევის პროცესებისა და მიკროპლასტიკური დეფორმაციის პარამეტრების ერთობლივი კვლევის შედეგები.

საცდელი მასიური კრისტალები მიღებულია ჩოხრალსკის მეთოდით (111) კრისტალოგრაფიული მიმართულებით. მეტალოგრაფიული ოპტიკური მიკროსკოპით შესწავლილია საცდელი არალეგირებული და ლეგირებული ნიმუშების მიკროსტრუქტურა. (111) სიბრტყეებზე გამოვლენილია დისლოკაციები. ნაჩვენებია, რომ ლეგირებული Ge-Si მონოკრისტალებში გაზრდილია დისლოკაციების სიმკვრივე.

არალეგირებული მსხვილი ბლოკებისაგან ფორმირებული გერმანიუმის მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია არათანაბრად განაწილებული ინდივიდუალური და პაკეტებში გაერთიანებული ორეულები. ნათლად არის გამოვლენილი ორეულების ბლოკირება მარცვლების გამყოფ საზღვრებზე და მათი კონფიგურაციული ცვლილებები გადაკვეთის არეებში. დადგენილია ლეგირების, თერმული დამუშავებისა და კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის გავლენით საცდელი Ge-Si შენადნობების მიკროსისალის სიდიდის ცვლილებათა კანონზომიერებანი. ბორით ლეგირება ~10^{17}სმ$^{-3}$ კონცენტრაციებით ზრდის მიკროსისალის მნიშვნელობებს, რაც განპირობებულია ჩანაცვლების პოზიციებში არსებული ბორის ატომების მახლობლობაში ლოკალურად აღძრული კუმშვითი დეფორმაციისა და, შესაბამისად, ატომთაშორისი კავშირის ძალების გაზრდით. მექანიკური მახასიათებლების ამაღლებას განაპირობებს ასევე სტრუქტურაში არსებული დისლოკაციების ძვრადობის შემცირება აღნიშნული კონცენტრაციებით ლეგირებულ კრისტალებში.

მუდმივ მაგნიტულ ველში ჰოლის ეფექტის რეგისტრაციის მეთოდით გამოკვლეულია სხვადასხვა კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის, თერმულად დამუშავებული საცდელი Ge-Si შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები და გაანალიზებულია მათი ცვლილებების კანონზომიერებანი.

განსაზღვრულია დინამიური ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები და გამოკვლეულია ძვრის მოდულის ტემპერატურასა და ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე დამოკიდებულებები.

საცდელი ნიმუშების მექანიკური მახასიათებლების ტემპერატურული დამოკიდებულებების გრაფიკზე ნათლადაა გამოვლენილი ძვრის მოდულის მკვეთრად შემცირების და ანომალურად ამაღლების ტემპერატურული არეები, რომლებიც შერწყმულია კრისტალური მესრის სითბური რხევების ინტენსივობის ზრდით განპირობებული ძვრის მოდულის მდორედ წრფივად ვარდნასთან. ტემპერატურის ზრდის პროცესში ძვრის მოდულის ანომალური ამაღლება ძლიერად ვლინდება მაღალი სიმკვრივის დისლოკაციების კრისტალებში. ლეგირებითა და მაღალტემპერტურული მოწვით შესაძლებელია ძვრის მოდულის ანომალური ამაღლების ტემპერატურისა და ინტენსივობის მართვა.

შესწავლილია მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება. გამოვლენილია ფარდობითი წაგრძელების ანომალური ცვლილებების ტემპერატურული ინტერვალები. წარმოდგენილია აღნიშნულ ანომალიებზე თერმული დამუშავებისა და ლეგირების გავლენის კვლევის შედეგები. კერძოდ, ნაჩვენებია, რომ თერმული გაფართოების ანომალური ცვლილებები ნათლად ვლინდებიან 3-5K/წთ სიჩქარით გახურება-გაცივების პირობებში. გახურების მცირე სიჩქარეებზე (1-2 K/წთ) ფარდობითი წაგრძელებისა და შესაბამისად, ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტის ანომალური ტემპერტურული ცვლილება პრაქტიკულად მთლიანად ჩაიხშობა. მოწვა 500-600°C და 800-900°C ინტერვალებში (10სთ.) სხვადასხვანაირად მოქმედებს თერმული გაფართოების ტემპერტურულ ცვლილებებზე. საშუალო ტემპერატურებზე თერმული დამუშავება პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს, მაგრამ მაღალ ტემპერტურებზე

მოწვით სუსტდება ანომალია 200-450°C შუალედში, ის მთლიანად ქრება 650-700°C ტემპერატურულ შუალედში. აღნიშნული თავისებურებანი დამახასიათებელია როგორც არალეგირებული, ასევე ლეგირებული მონოკრისტალური ნიმუშებისათვის.

სტრუქტურისა და სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკური თვისებების კვლევის თანამედროვე შედეგები ნათლად მოწმობენ სილიციუმისა და გერმანიუმის სტრუქტურებში ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესების გამოვლინებას ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში (20-900°C). აღნიშნული ხასიათის სტრუქტურული ცვლილებები ასახულია მიკროსტრუქტურის, ელექტრული, მექანიკური და თერმული თვისებების ანომალური ცვლილებებში, რომლებიც ხორციელდებიან გახურებისა და გაცივების პროცესებში. წინამდებარე ნაშრომში წარმოდგენილი თერმული გაფართოებისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულებების კვლევის შედეგები ასევე ადასტურებენ მონოკრისტალურ გერმანიუმში 200-750°C ინტერვალში ფაზური გარდაქმნების ტიპის პროცესების გამოვლინებას.

არსებული პრობლემის გაღრმავებული ანალიზისათვის მეტად მნიშვნელოვანია სტრუქტურულად-მგრძნობიარე შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებების კვლევის შედეგები. n- და p-ტიპის გერმანიუმისა და გერმანიუმ-სილიციუმის შენადნობების გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში გამოვლენილია რხევების ენერგიის სითბურ ენერგიაში გარდაქმნის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის პროცესები. განსაზღვრულია რელაქსაციურ პროცესებში მონაწილე დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები.

200-400°C ტემპერტურულ ინტერვალში რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების მახლობლობაში ფიქსირებულია ძვრის მოდულის დეფექტი და ანომალური ნაზრდი. თერმული დამუშავებით (მოწვა) 500-900°C ინტერვალში შესაძლებელია ძვრის მოდულის დეფექტის მკვეთრად შემცირება-ამაღლების მართვა, ასევე ±20°C –ით მისი ტემპერატურის ცვლილება. 200-400°C ტემპერატურულ ინტერვალში მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია მნიშვნელოვნად ზრდის რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობას, ძვრის მოდულის დეფექტსა და მის მომიჯნავე მექანიკური განმტკიცების პროცესის ინტენსივობას.

დადგენილია, რომ Ge-Si შენადნობებში სილიციუმის კონცენტრაციის გაზრდა იწვევს რელაქსაციურ პროცესებში მონაწილე დეფექტების აქტივაციური მახასიათებლების ამაღლებას, ასევე მაღლდებიან დისლოკაციების მოძრაობისადმი არსებული პოტენციალური ბარიერები და, შესაბამისად, იზრდება რელაქსაციური პროცესებისა და ძვრის მოდულის ანომალური ცვლილებების გამოვლინების ტემპერატურული ინტერვალები.

ბორით სუსტად ლეგირება იწვევს Ge-Si შენადნობებში სტრუქტურული დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერგიის გაზრდას, ამცირებს დისლოკაციების ბირთვების გარმომცველი მინარევების ატმოსფეროების გამდიდრება-გაღარიბების პროცესის სიჩქარეს, ზღუდავს დისლოკაციების ძვრადობას, ამაღლებს

ძვრის მოდულის აბსოლუტურ სიდიდეს. ბორით ძლიერად ლეგირებულ შენადნობებში მაღალი კონცენტრაციის ($5\cdot10^{18}$-$1\cdot10^{19}$სმ$^{-3}$) დენის მატარებელი ხვრელები ასუსტებენ ორიენტირებულ კოვალენტურ კავშირებს, იწვევენ სტრუქტურის "დარბილებას", დისლოკაციების ძვრადობის ამაღლებასა და მიკროპლასტიკური დეფორმაციის განვითარებას.

შესწავლილია დინამიური ძვრის მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ფიქსირებულ ტემპერატურებზე. დადგენილია მათი ცვლილებების მრავალსტადიური ხასიათი და შეფასებულია ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული მნიშვნელობები, რომლებზედაც იცვლებიან მექანიკური მახასიათებლების ცვლილებების კანონზომიერებანი. განსაზღვრულია მიკროპლასტიკური დეფორმაციის პარამეტრები – კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია და დრეკადობის ზღვრის სიდიდე. დადგენილია ლეგირებით, თერმული დამუშავებითა და მაღალტემპერტურული ციკლური დეფორმაციის ზემოქმედებით მიკროპლასტიკური დეფორმაციის პარამეტრების ცვლილებათა კანონზომიერებანი.

მიღებული შედეგების ანალიზიდან გამომდინარეობს, რომ მალეგირებელი ელემენტის - ბორის შედარებით მცირე კონცენტრაციის შემცველი Ge და Ge-Si მონოკრისტალების სტრუქტურა განიცდის განმტკიცებას. იზრდება მიკროსისალის, დინამიური ძვრის მოდულის, კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის და დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობები. ზრდის ტენდენციას ავლენს ასევე რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის პროცესების აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები. ნაჩვენებია, Ge-Si შენადნობების განმტკიცების ეფექტის ჩახშობა მალეგირებელი კომპონენტის 10^{18}-10^{19}სმ$^{-3}$ კონცენტრაციის შემთხვევაში. შესაძლებელ მექანიზმად წარმოდგენილია კოვალენტური ბმების დასუსტება დენის მატარებლების მაღალი კონცენტრაციის პირობებში და დისლოკაციების ელექტრონული დონეების შევსება, რის შედეგადაც დისლოკაციის მოძრაობის აქტივაციის ენერგია მცირდება, შესაბამისად, იზრდება ძვრადობა, მცირდებიან სტრუქტურულად-მგრძნობიარე მექანიკური მახასიათებლები.

გაანალიზებულია მონოკრისტალურ Ge-Si შენადნობებში სილიციუმის კონცენტრაციის გაზრდით განპირობებული სტრუქტურული ცვლილებებისა და შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული წარმოშობის პროცესები.წარმოდგენილია გრეხითი რხევების ენერგიის გაბნევის მიკროსკოპული მექანიზმები, რომლებიც ითვალისწინებენ სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციებზე გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის მახასიათებლების ცვლილებას ლეგირების, მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაციისა და თერმული დამუშავების გავლენით.

Ge-Si სისტემის მონოკრისტალებში რეალური სტრუქტურისა და ელექტროფიზიკური, თერმული გაფართოებისა და ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას გერმანიუმის ფუძეზე ახალი ნახევარგამტარული მოწყობილობებისა და ხელსაწყოების შექმნისა და კვლევის პრობლემის გადასაწყვეტად.

Resume

In the last period interest to monocrystalline Ge-Si alloys has been sharply increased, that is caused by wide application perspectives in semiconducting, net, fibrous-optical, communication and radiation-stable devices, nuclear detectors, bipolar transistors and other fields.

Working resource and stability of characteristics of the devices, based on monocrystalline Ge-Si alloys have been determined by dislocations, existed in the structure. Establishment of inter-correlation dependence of structure and structural-sensitive physical-mechanical properties of semicondicting materials, based on monocrystalline Ge-Si alloys requires complex investigations and comparable analysis of obtained experimental results with characteristics of covalent semiconductng materials.

At present, investigations of mechanical relaxation processes in elemental semiconductors has great interest. It is caused with high sensitivities of relaxation method in the real crystal towards interaction between electrically active and neutral structural defects. Measuring of frequency and temperature spectra of mechanical relaxation processes via acoustical spectroscopic methods, gives unique data of activation parameters of defects , characterized of crystalline lattice, which are used in creation of prognosis bases of controllable electrophysical, structural-sensitive physical-mechanical and plastic properties. Despite of this crystallographic and energetic characteristics of defects, characterized of monocrystalline Ge-Si alloys, their influence on structural-sensitive semiconducting and physical-mechanical properties have not been complexly studied.

Investigation results of microstructure, mechanical, electrophysical, thermal and relaxation and hysteretic processes of dissipation of torsion oscillation energy and microplastic deformation of Ge and Ge-Si alloys have been presented in the work.

Experimental bulk crystals have been obtained by the Czochralski method in [111] crystallographic direction. Microstructure of the experimental undoped and doped specimens have been studied by using metallographic optical microscope. Dislocations have been revealed on (111) plane. It has been shown, that dislocation density has increased in Ge-Si monocrystals. In the microstructure of undoped germanium, inhomogeneously distributed individual and twinnings and packets of twinnings have been revealed.

Regularities of changes of microhardness of Ge-Si alloys, under influence of doping, thermal treatment and crystallographic orientation have been established. Doping by boron with 10^{17}-10^{19}sm^{-3} causes increase of values of microhardness, reason of this is influence of compressive deformation near of B atoms in the crystalline lattice, respectively, increasing of inter-atomic bonding forces. Increase of mechanical characteristics has been caused by decrease of dislocation mobility in the boron doped crystals.

Electrophysical characteristics of thermally treated Ge-Si alloys, with different crystallographic orientations have been investigated in the constant magnetic field, via Hall effect registration method and peculiarities of the changes have been analyzed.

Absolute values of dynamic shear modulus and dependences of shear modulus on the temperature and strain amplitude has been investigated.

Temperature intervals of anomalous increase and decrease of shear modulus have been sharply revealed on the curve of temperature dependences of mechanical characteristics. Anomalous increase of shear modulus in a process of temperature raising has been revealed in the crystals of high density. Regulating of intensity and temperature of anomalous increase of shear modulus is possible by doping and hightemperature annealing.

Temperature dependence of relative elongation in monocrystalline Ge-Si alloys has been studied. Temperature intervals of anomalous changes of the relative elongation have been revealed. Investigation results of thermal treatment and doping effect on mentioned anomalies have been presented. Particularly, thermal expansion anomalous changes have been revealed in conditions of heating-cooling (3-5K/min). Annealing in 500-600°C and 800-900°C intervals (10hrs.) influence differently on temperature changes of thermal expansion. Thermal treatment at medium temperatures practically does not influence, but annealing at high temperatures causes decrease of anomaly in 200-450°C interval, in 650-700°C interval it has disappeared. These peculiarities are characteristic for undoped and boron doped monocrystalline specimens.

Investigations results of structure and structural-sensitive physical properties confirm phase-transformation processes in Si and Ge structures in a wide temperature interval (20-900ºC). These structural changes are reflected in anomalous changes of microstructure, electrical, mechanical and thermal properties, in heating-cooling processes. Investigation results of temperature dependences of shear modulus and thermal expansion, presented in the works, confirms revealing of phase-transformation processes in the monocrystalline Ge, in 200- 750 ºC interval.

For the analysis of this problem, investigation results of structural-sensitive internal friction temperature and amplitude dependences are very important. Relaxation and hysteretic processes of transformation of oscillation energy into thermal energy have been observed in temperature spectrum of internal friction of torsion oscillations of n- and p- types Ge and Ge-Si alloys. The values of frequency factor and activation energy of defects, participated in relaxation processes have been determined.

Shear modulus defect and anomalous increase has been revealed in 200-400°C temperature interval, near to the relaxation internal friction maxima. By thermal treatment (annealing) in 500-900ºC interval it is possible to regulate increase-decrease of shear modulus defects and change temperature by ±20°C. In the temperature interval of 200-400°C highamplitude cyclic deformation causes

significant increase of relaxation internal friction intensity, values of shear modulus defects and intensity of the neighbor mechanical hardening process.

It has been established, that increase of Si content in Ge-Si alloys causes increase of activation characteristics of defects, rise of potential barriers for dislocation motion and respectively temperature intervals of anomalous changes of shear modulus and relaxation process parameters.

Boron doping of Ge-Si causes increases of activation energy of generation and mobility of the structural defects in Ge-Si alloys, limitation of dislocation mobility and increase of absolute values of shear modulus. In the alloys, doped by boron with high concentration ($5 \cdot 10^{18}$-$1 \cdot 10^{19} sm^{-3}$) current carriers_ holes causes weakening of oriented covalent bonds, softening of the structure, increasing of dislocation mobility and developing of microplastic deformation.

Amplitude dependences of dynamic shear modulus and internal friction intensity at fixed temperatures have been studied. Multi-stage character of their changes have been established and critical values of strain amplitude have been estimated. Parameters of microplastic deformation _ critical strain amplitude and elastic limit have been determined. Regularites of changes of microplastic deformation parameters under influence of doping, thermal treatment and hightemperature cyclic deformation have been established.

Structure of Ge and Ge-Si monocrystals, doped by low concentration of boron has been hardened. The values of elastic limit, critical strain amplitude, dynamic shear modulus and microhardness have been increased. The values of frequency factors and activation energy of relaxation internal friction have been also increased. Suppressing of hardening effect of Ge-Si alloys is possible with 10^{18}-$10^{19} sm^{-3}$ boron concentration. For the possible mechanism has been presented weakening of covalent bonds in conditions of high concentration of current carriers, resulting of this activation energy of dislocation motion decreases, and respectively, mobility increases and structural-sensitive mechanical characteristics decreases.

Relaxation and hysteretic processes of internal friction and structural changes, caused by increase of concentration in monocrystalline Ge-Si alloys have been analyzed. Microscope mechanisms of torsion oscillations energy dissipation have been presented, which foresees changes of activation characteristics of generation and motion of screw and 60º-_ dislocations, geometrical and pairs of kinks on the various dislocations under the influence of doping, hightemperture cyclic deformation and thermal treatment.

Established regularities of changes of real structure and electrophysical and physical-mechanical properties and thermal expansion of Ge-Si monocrystals can be used for developing new semiconducting devices and equipments, based on germanium.

მადლიერება

მადლიერებით მოვიხსენიებ სადისერტაციო ნაშრომის ხელმძღვანელს ფიზ.მათ.მეცნ. დოქტორს, სრულ პროფ. ბატონ გიორგი დარსაველიძეს დოქტორანტურაში სწავლებისა და დისერტაციაზე მუშაობის პერიოდში გაწეული პედაგოგიური და მეცნიერული ხელმძღვანელობისათვის.

მადლობას ვუძღვნი სოხუმის ი.ვეკუას ფიზიკა-ტექნიკის ინსტიტუტის მთელ კოლექტივს სამეცნიერო-კვლევითი სამუშაოების შესრულების პროცესში გაწეული დახმარებისა და მხარდაჭერისათვის.

გიორგი არჩუაძე

სარჩევი

ცხრილების ნუსხა 14

ნახაზების ნუსხა 15

შესავალი 16

1. **ლიტერატურული მიმოხილვა** 21

1.1. ულტრაბგერების შთანთქმის პროცესები გერმანიუმის კრისტალებში 21

1.2. მექანიკური რელაქსაციური პროცესები გერმანიუმის კრისტალებში 24

1.3. დისლოკაციები გერმანიუმის სტრუქტურაში 28

1.4. დისლოკაციების ძვრადობა Ge და Ge-Si მონოკრისტალებში 37

1.5. დისლოკაციების ელექტრული აქტიურობა მონოკრისტალურ Ge-Si შენადნობებში 43

2. **შედეგები და მათი განსჯა** 54

2.1. Ge-Si შენადნობების მიღება და კვლევის მეთოდები 54

2.1.1. Ge-Si შენადნობების მიღების მეთოდიკა 54

2.1.2. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდიკა 55

2.1.3. ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვის მეთოდიკა 56

2.1.4. მიკროსისალის განსაზღვრა 56

2.1.5. თერმული გაფართოების კვლევა დილატომეტრული მეთოდით 57

2.1.6. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი 59

2.2. Ge-Si შენადნობების მიკროსტრუქტურა, ელექტროფიზიკური და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები 62

2.2.1. Ge-Si შენადნობების მიკროსტრუქტურა 62

2.2.2. Ge-Si შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები 70

2.2.3. მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მიკროსისალე 75

2.2.4 მონოკრისტალური $Ge_{1-x}Si_x$ ($x \leq 0,02$) შენადნობების თერმული გაფართოება 82

2.3. მონოკრისტალური გერმანიუმის არადრეკადი თვისებები 85

2.3.1. მონოკრისტალური გერმანიუმის ძვრის მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი 85

2.3.2. რელაქსაციური პროცესები ბორით ლეგირებულ გერმანიუმის მონოკრისტალში 94

2.3.3. რელაქსაციური პროცესები დარიშხანით ლეგირებულ გერმანიუმის მონოკრისტალში 98

2.4. მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები 104

2.4.1. თერმული დამუშავებისა და გრეხითი დეფორმაციის გავლენა მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე 104

2.4.2. მექანიკური რელაქსაციური პროცესები ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალურ $Ge_{0,99}Si_{0,01}$ შენადნობში 110

2.4.3. კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის გავლენა Ge-Si შენადნობების ძვრის მოდულზე 116

2.5. Ge-Si სისტემის კრისტალების არადრეკადი მახასიათებლების ამპლიტუდური დამოკიდებულება 121

2.5.1. მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება 121

2.5.2. Ge-Si შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება 125

დასკვნა 135

გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა 137

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1. [111] ორიენტაციის მონოკრისტალური გერმანიუმისა და გერმანიუმ-სილიციუმის შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები 75

ცხრილი 2. მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მიკროსისალის მნიშვნელობები 77

ცხრილი 3. მონოკრისტალური გერმანიუმის რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები 99

ცხრილი 4. მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები 105

ცხრილი 5. მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მექანიკური მახასიათებლები 111

ცხრილი 6. (Ge-Si):B მონოკრისტალების რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები 113

ცხრილი 7. Ge-Si მონოკრისტალების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები 116

ცხრილი 8. მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის დინამიური მექანიკური მახასიათებლები 125

ცხრილი 9. Ge-Si სისტემის მონოკრისტალების დინამიური მექანიკური მახასიათებლები 129

ნახაზების ნუსხა

ნახ. 1. ციფრული დილატომეტრის ბლოკსქემა 59

ნახ. 2. გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის სქემა 61

ნახ. 3. მონოკრისტალური გერმანიუმის მიკროსტრუქტურა,x200..... 63

ნახ. 4. არაერთგვაროვნად განაწილებული დეფექტები მონოკრისტალურ გერმანიუმში.x200 64

ნახ. 5. პლანარული დეფექტები მონოკრისტალურ Ge-Si შენადნობებში 65

ნახ. 6. მონოკრისტალური Ge(1) და $Ge_{0,98}Si_{0,02}$(2) შენადნობის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება..... 82

ნახ. 7. მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება 86

ნახ. 8. მონოკრისტალური Ge–ის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 91

ნახ. 9. Ge:B –ის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი..... 95

ნახ. 10. Ge :B -ის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 97

ნახ. 11. Ge :As-ის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება 99

ნახ. 12. Ge :As –ის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 102

ნახ. 13. მონოკრისტალური Ge- Si შენადნობების შინაგანი ხახუნისა (1.2) და ძვრის მოდულის (1^1, 2^1) ტემპერატურული სპექტრები 105

ნახ. 14. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური $Ge_{0,99}Si_{0,01}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრები 113

ნახ. 15. ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება Ge (1) და $Ge_{0,98}Si_{0,02}$ (2) მონოკრისტალებში 119

ნახ. 16. მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება 122

ნახ. 17. მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება..... 124

ნახ. 18. მონოკრისტალური $Ge_{0,99}S_{i0,01}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ცვლილება დეფორმაციის ზრდისა და შემცირების ციკლში 131

ნახ. 19. მონოკრისტალური $Ge_{0,99}S_{i0,01}$ შენადნობის ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება 133

შესავალი

მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობები ხასიათდებიან გამოყენების მაღალი პერსპექტივებით ქსელურ, გამოთვლით და კოსმოსური ტექნოლოგიების დარგში. დღეისათვის Ge-Si შენადნობების ფუძეზე დამუშავებულია და ბოჭკოვან - ოპტიკური კავშირ-გაბმულობის ხაზებში გამოიყენებიან მარტივი და კასკადური ფოტოელემენტები, ფოტომიმღებები, რადიაციულად მაღალი მედეგობის ხელსაწყოები, სწრაფმთვლელი ბირთვული დეტექტორები, გეტერო-ბიპოლარული ტრანზისტორები და სხვ.

Ge-Si სისტემის მყარი ხსნარების შემადგენელი კომპონენტების კონცენტრაციის ცვლილებით შესაძლებელია სტრუქტურული და ფიზიკური თვისებების მახასიათებლების მდორედ რეგულირება ერთ-ერთი კომპონენტიდან მეორე კომპონენტის მახასიათებლებამდე. ეს იძლევა მდიდარ შესაძლებლობას შეიქმნას განსაზღვრული მახასიათებლების ახალი მასალები.

უკანასკნელ პერიოდში განსაკუთრებული ყურადღება ექცევა აკუსტიკური სპექტროსკოპიის მეთოდებით, კერძოდ, შინაგანი ხახუნის სხვადასხვა მეთოდით მექანიკური რელაქსაციური პროცესების კვლევას ელემენტარულ ნახევარგამტარებში. მექანიკური რელაქსაციური პროცესების სიხშირული და ტემპერატურული სპექტრების გაზომვა აკუსტიკური სპექტროსკოპიის მეთოდებით უნიკალური მონაცემებს იძლევა კრისტალური მესრის დამახასიათებელი დეფექტების აქტივაციურ და ძალოვან პარამეტრებზე, რომლებიც გამოიყენებიან მართვადი ელექტროფიზიკური, სტრუქტურულად მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკური და პლასტიკური თვისებების პროგნოზირების ფუნდამენტური თეორიის საფუძვლების შექმნაში.

არსებობს ღრმა ურთიერთკავშირი რეალურ სტრუქტურულ მდგომარეობასა, კრისტალოგრაფიულ დეფექტებსა, ნახევარგამტარულ თვისებებსა და აკუსტიკური სპექტროსკოპიის პარამეტრებს შორის, რომლებიც წარმოაჩენენ ელექტრონული ტექნიკისათვის მნიშვნელოვანი ოპტიკური, ელექტრული, ვიბრაციული და სტატიკური

დატვირთვებისადმი მედეგობის მექანიზმების დადგენის პოტენციალურ შესაძლებლობებს.

დღეისათვის მეტად მცირეა მექანიკური რელაქსაციური პროცესების ექსპერიმენტული კვლევების რაოდენობა აკუსტიკური მეთოდების გამოყენებით. განსაკუთრებით ეს ეხება სუფთა და ლეგირებული გერმანიუმ-სილიციუმის მოცულობით მონოკრისტალებს, რომლებიც ინფრაბგერების სიხშირის დიაპაზონში პრაქტიკულად არ არიან გამოკვლეული. არ არის შესწავლილი გრეხითი რხევების მილევის პროცესები სიხშირის, ტემპერატურისა და ამპლიტუდის ფართო დიაპაზონებში. არ არსებობს მონაცემები მათში მექანიკური რელაქსაციური, სტრუქტურული და ელექტროფიზიკური თვისებების კორელაციის შესახებ.

თანამედროვე ნახევარგამტარული ტექნოლოგიებისა და ხელსაწყოთ მშენებლობის ამოცანებისათვის აუცილებელია მართვადი სტრუქტურისა და ფიზიკური მახასიათებლების მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მიღება. აღნიშნული გარემოება განაპირობებს ლეგირებული გერმანიუმ-სილიციუმის მოცულობითი მონოკრისტალების რეალური სტრუქტურის, ელექტროფიზიკური თვისებების და გრეხითი რხევების პირობებში მექანიკური რელაქსაციური პროცესების კომპლექსური კვლევის აქტუალობას.

ნაშრომის მიზანს წარმოადგენს ჩოხრალკის მეთოდით n- და p-ტიპის Ge-Si სისტემის მასიური კრისტალების მიღება. მათი მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური მახასიათებლების, თერმული გაფართოებისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსური კვლევა; ლეგირების, მაღალ ტემპერატურებზე მოწვისა და ციკლური დეფორმაციის ზემოქმედებით Ge-Si კრისტალების რეალური სტრუქტურის, დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის, ელექტროფიზიკური, მექანიკური და არადრეკადი მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერების დადგენა.

დასახული მიზნის მისაღწევად ნაშრომში გადაჭრილია შემდეგი ამოცანები:

- $Ge_{1-x}Si_x$ ($x \leq 0,05$)შენადნობების n- და p- ტიპის მასიური კრისტალების მიღება ჩოხრალსკის მეთოდით;
- მონოკრისტალური $Ge_{1-x}Si_x$ შენადნობების მიკროსტრუქტურის, მიკროსისალის, დინამიური ძვრის მოდულისა და ელექტროფიზიკური მახასიათებლების კვლევა;
- მონოკრისტალური $Ge_{1-x}Si_x$ შენადნობების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულების კვლევა;
- ოთახის ტემპერატურიდან 800°C-მდე და ამპლიტუდური დეფორმაციის $5 \cdot 10^{-5}$-$5 \cdot 10^{-3}$ დიაპაზონში მონოკრისტალური Ge და Ge-Si ნიმუშების ძვრის მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულების კვლევა;
- მონოკრისტალური Ge-Si ნიმუშებში გამოვლენილი რხევითი ენერგიის გაბნევის რელაქსაციური და ჰისტერეზისტული ტიპის პროცესებში მონაწილე დეფექტების მოძრაობის აქტივაციისა და ურთიერთქმედების ენერგიის მნიშვნელობების განსაზღვრა და მათი ცვლილებების კანონზომიერებების კვლევა გრეხითი რხევების დაბალი სიხშირის დიაპაზონში (~ 1ჰც).
- საცდელ მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მიკროპლასტიკური დეფორმაციის მახასიათებლების განსაზღვრა ძვრის მოდულისა და რხევითი ენერგიის გაბნევის ინტენსივობის ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე დამოკიდებულების კვლევის შედეგების საფუძველზე.

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე მდგომარეობს შემდეგში:

- შესწავლილია ლეგირებისა და მაღალტემპერატურული მოწვის გავლენა Ge-Si კრისტალების დისლოკაციურ სტრუქტურასა და ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე;
- შესწავლილია ლეგირების, ტემპერატურის ცვლილების სიჩქარისა და მაღალტემპერატურებზე მოწვის გავლენა Ge-Si კრისტალების ფარდობითი წაგრძელების ანომალურ ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე;

- შინაგანი ხახუნის მეთოდით განსაზღვრულია Ge-Si სისტემის კრისტალებში დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების მოძრაობის აქტივაციისა და ურთიერთქმედების ენერგიის მნიშვნელობები, დადგენილია მათი ცვლილებათა კანონზომიერებანი;
- განსაზღვრულია Ge-Si სისტემის კრისტალებში სუსტად და ძლიერად დამაგრებული დისლოკაციების მოწყვეტის კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციისა და დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობები და დადგენილია ლეგირების, თერმული დამუშავებისა და მაღალამპლიტუდური დეორმაციის გავლენით მათი ცვლილებების კანონზომიერებანი.

ნაშრომში წარმოდგენილი კვლევის შედეგების პრაქტიკული ღირებულება მდგომარეობს შემდეგში:

- განსაზღვრულია Ge-Si სისტემის მასიური კრისტალების მიკროსტრუქტურის, სტრუქტურულად-მგრძნობიარე მიკროსისალის, ძვრის მოდულისა და რელაქსაციური და ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული და ამლიტუდური დამოკიდებულების მახასიათებლები და გაანალიზებულია გარეშე ზემოქმედებით განპირობებული მათი ცვლილებების კანონზომიერებანი;
- Ge-Si სისტემის მასიური კრისტალების ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ცვლილებების კვლევის შედეგები შესაძლებელია გამოყენებულ იქნას გერმანიუმის ფუძეზე მართვადი ნახევარგამტარული თვისებების ახალი მასალების შექმნის პრობლემის გადასაჭრელად;
- სტრუქტურული დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერგიის დადგენილი სიდიდეები მნიშვნელოვანია გერმანიუმის ფუძეზე შექმნილი ნახევარგამტარული ხელსაწყოების ტექნოლოგიური, ფიზიკური და საექსპლოატაციო პარამეტრების, მოქმედების ხანგრძლივობისა და საიმედოობის დადგენის პრობლემისათვის;

- n- და p- ტიპის Ge-Si სისტემის კრისტალების სტრუქტურის, ელექტროფიზიკური, თერმული გაფართოების, მექანიკური და რხევების ენერგიის გაბნევის პროცესების დადგენილი მახასიათებლები წარმოადგენენ საცნობარო მასალას ნახევარგამტარების სიმტკიცისა და პლასტიკურობის პრობლემაში ფიზიკური წარმოდგენების განვითარებისათვის. მიღებულ შედეგებს გააჩნიათ მეცნიერული და გამოყენებითი მნიშვნელობა სპეციფიკური დანიშნულების ნახევარგამტარულ ხელსაწყოებში Ge-Si სისტემის შენადნობების გამოყენების სფეროს გაფართოებისათვის.
- დეფექტებისაგან თავისუფალი სრულყოფილი სტრუქტურის n- და p- ტიპის ლეგირებული Ge-Si სისტემის მასიური მონოკრისტალების მიღებისა და დამახასიათებელი სტრუქტურული დეფექტების ტიპების, ელექტრული აქტივობის კრისტალოგეომეტრული და ენერგეტიკული პარამეტრების დიაგნოსტიკისა და მართვის პრობლემის გადაჭრით, მნიშვნელოვნად გაფართოვდება თანამედროვე მაღალ ტექნოლოგიებში მათი გამოყენების შესაძლებლობები.

1. ლიტერატურული მიმოხილვა

1.1. ულტრაბგერების შთანთქმის პროცესები გერმანიუმის კრისტალებში

ელემენტარულ ნახევარგამტარებში რელაქსაციური პროცესების კვლევა დაიწყო ულტრაბგერების სიხშირულ დიაპაზონში და მიზნად ისახავდა მყარ სხეულებში ულტრაბგერების ტალღების ელექტრონულ და ფონონურ სისტემებთან ურთიერთქმედების ბუნების დადგენას. ულტრაბგერების ურთიერთქმედება ელექტრონულ სისტემასთან მრავალრიცხოვანი საინტერესო პროცესის გამომწვევი მიზეზია, რომელთა უმრავლესობას რელაქსაციური წარმოშობა გააჩნია. დენის თავისუფალი მატარებლების შემცველ ნახევარგამტარში, კერძოდ გერმანიუმში, ადგილი აქვს აკუსტიკური ტალღასა და მოძრავ მუხტებს შორის ურთიერთკავშირს. ის ხორციელდება ე.წ. მრავალმინიმუმიან ნახევარგამტარებში. ცნობილია, რომ ბრილიუენის სივრცეში (K-ტალღულ ვექტორთა სივრცეში), E ენერგიის K ტალღულ ვექტორზე დამოკიდებულების ფუნქცია ასახავს კრისტალის სიმეტრიის წერტილოვან ჯგუფს. ამიტომ თუ K_0 წერტილში არსებობს ექსტრემუმი, ასეთივე ექსტრემუმები უნდა არსებობდნენ ყველა წერტილში, რომლებშიაც ხდება სიმეტრიის წერტილოვანი ჯგუფის დამახასიათებელი სხვადასხვა სიმეტრიული გარდაქმნა. ენერგეტიკულ მდგომარეობათა ჯგუფს ასეთი ექსტრემუმის მახლობლობაში უწოდებენ მინიმუმების ველებს. ასეთი ველების სიმრავლეთა შემცველ კრისტალებს ეწოდება მრავალველიანი ნახევარგამტარი.

როდესაც კრისტალი არ განიცდის მექანიკურ ზემოქმედებას,მინიმუმების ველები განსაზღვრული ენერგეტიკული მდგომარეობით ხასიათდებიან. გარკვეული მიმართულების დეფორმაცია იწვევს მათ ენერგეტიკული მდგომარეობათა არაექვივალენტურობას, რასაც თან ახლავს ერთი მათგანიდან მეორეში დენის მატარებლების გადანაწილება. კრისტალში დეფორმაციის მდგომარეობისა და ელექტრონების ურთიერთკავშირი აღიწერება “დეფორმაციული პოტენციალის” მუდმივათი. მისი არსი მდგომარეობს მასში, რომ დეფორმაცია ენერგეტიკულ ზონურ სტრუქტურას ცვლის ისეთნაირად, რომ, შესაბამისად ცალკეული მინიმუმის არეში ყველა მდგომარეობის

ენერგია ერთნაირი სიდიდით იცვლება. სწორედ ამის გამო ε დეფორმაციის გავლენა i მინიმუმების ველების მდგომარეობაზე დაკავშირებულია ამ უკანასკნელის ქვედა მდგომარეობის u_i ენერგიის შეცვლასთან.წრფივ მიახლოებაში ადგილი აქვს ტოლობას:

$$\Delta U_i = Z_i \cdot \varepsilon$$

სადაც, Z_i –შესაბამისი დეფორმაციული პოტენციალის მუდმივაა, ε – დეფორმაციაა, ΔU_i - ენერგიის ცვლილება.

ამრიგად აღნიშნული მუდმივას განსაზღვრა საშუალებას იძლევა დახასიათებულ იქნას ცვლილებები და ელექტრონების გადანაწილება ენერგეტიკულ ზონურ სტრუქტურაში.

გერმანიუმში მინიმუმების ველები განლაგებულნი არიან [111] მიმართულების პარალელურად. შესწავლილი იქნა ამ მიმართულებით მოდებული ნიშანცვლადი დეფორმაციით გამოწვეული ელექტრული გამტარობის ცვლილება და დადგენილი იქნა, რომ ელექტრონული რელაქსაცია n–ტიპის გერმანიუმში ცვლის მხოლოდ დრეკადობის C_{44} მუდმივას. კერძოდ, დაბალ ტემპერატურებზე გადაგვარებულ n– Ge –ში C_{44} მუდმივა 8%-ით მცირდება. დარიშხანით ლეგირებულ კრისტალში ($n=3{,}5\cdot10^{19}$სმ$^{-3}$) კილოჰერცების სიხშირულ დიაპაზონში C_{44} კოეფიციენტი 5,5%-ით მცირდება, მაშინ როდესაც სხვა დრეკადობის მოდულები C_{11} და C_{12} საერთოდ არ განიცდიან ცვლილებას [1].

ზემაღალი სიხშირის დიაპაზონში ($\approx9\cdot10^9$ჰც) აღმოჩენილი იქნა შინაგანი ხახუნისა და C_{44} დრეკადობის კოეფიციენტის ურთიერთკორელაციური ცვლილება ვერცხლით ლეგირებულ n—გერმანიუმში ($n=10^{19}$სმ$^{-3}$). ექსპერიმენტები შესრულდა [111] და [100] მიმართულებით გასწვრივი და განივი ტალღების აგზნების პირობებში. დადგენილი იქნა, რომ მაქსიმალური შინაგანი ხახუნით ხასიათდებიან ის ტალღები, რომლებიც დაკავშირებული აღმოჩნდნენ C_{44} დრეკადობის მოდულის ცვლილებასთან. საინტერესოა აღინიშნოს ის გარემოება, რომ n-ტიპის სილიციუმში მინიმუმების ველები განლაგებული არიან [100 მიმართულებით, რაც იწვევს არა C_{44} დრეკადობის მოდულის , არამედ ძვრის მოდულის, კერძოდ (C_{11}–C_{12})–ის რელაქსირებას.

გერმანიუმისთვის, რომელშიაც დარიშხანის კონცენტრაცია არის 10^{18} და $3\cdot 101^{19}$სმ$^{-3}$ გამოანგარიშებულ იქნა მინიმუმების არეთა შორის გადანაწილების რელაქსაციის დროის მნიშვნელობები: $\tau=4.10^{-13}$ და $2,3\cdot 10^{-13}$წმ შესაბამისად [1] .

შედარებით დაბალ სიხშირეებზე (~10^5ჰც) გერმანიუმში საშუალო ტემპერატურათა ინტერვალში (≈0,56$T_{\text{დნობის}}$) აღმოჩენილია იქნა რელაქსაციური პროცესი. რადგანაც ეს სიხშირეები ძალიან მცირეა მინიმუმების ველებს შორის გადანაწილების სიხშირესთან (~10^{13}ჰც) შედარებით დაისვა პროცესის ახალი მექანიზმით ახსნის საკითხი. ახლებული წარმოდგენით ყოველმხრივი კუმშვითი დეფორმაცია იწვევს გერმანიუმის აკრძალული ზონის სიგანის შეცვლას. შესაბამისად იცვლება საკუთარი დენის მატარებლების მდგომარეობათა სიმკვრივე. მისი რელაქსაციის დრო ემთხვევა მუხტის მატარებლების რეკომბინაციის დროს, რომელიც საკმარისად დიდია (≈10^{-5}წმ). ზოგადად რელაქსაციის დრო ასე გამოითვლება:

$$\tau^{-1}=\tau_i^{-1}+\tau_e^{-1} ,$$

სადაც τ_e – არის რელაქსაციის დრო, კერძოდ, რეკომბინაციის დრო, დამახასიათებელი კრისტალის მინირევებისათვის და არ არის დამოკიდებული ტემპერატურაზე. τ_i - განპირობებულია რეკომბინაციით აკრძალული ზონის გადალახვის გზით. იგი τ_i –ის დიდი მნიშვნელობებისათვის ასე იანგარიშება:

$$\tau_i=\tau_0 . \exp(E_r/KT)$$

სადაც E_r - არის აკრძალული ზონის რიგის ენერგია. ამ გზით განსაზღვრული რეკომბინაციისათვის საჭირო აქტივაციის ენერგია სილიციუმისათვის ტოლია 1,45ევ, გერმანიუმისათვის – 1,20ევ, ხოლო დეფორმაციის პოტენციალების მნიშვნელობები 2,3 და 2,0 ევ [2].

ზემოთ მოყვანილი შედეგებით ნათელს ხდიან მექანიკურ დეფორმაციისა და ელექტროფიზიკური პარამეტრების ცვლილებების ღრმა, ფუნდამენტური კავშირების არსებობას. ყოველივე ამით აიხსნება მრავალრიცხოვანი კვლევების არსებობა ზემაღალი სიხშირის დიაპაზონებში, რომლებიც გაანალიზებულია შრომებში [3,4].

1.2. მექანიკური რელაქსაციური პროცესები გერმანიუმის კრისტალებში

საშუალო და დაბალი სიხშირის მოცემულ დიაპაზონში ელექტრონული და ფონონური ანსამბლების შეშფოთება და რელაქსაცია მოსალოდნელი არ არის. აქ თავს იჩენენ ვიბრატორების ის ერთობლიობები , რომელთა რხევის საკუთარი დიაპაზონი იცვლება ინფრაბგერების სიხშირეებიდან (10^3ჰც) საშუალო ულტრაბგერით სიხშირეებამდე ($10^3 \div 10^4$ჰც). ძირითადად ამ ინტერვალში გარეშე პერიოდულ ზემოქმედებაზე აღიძვრებიან სტრუქტურული დეფექტები – ვაკანსიები, მინარევები, მათი კომპლექსები, საკუთარი ჩანერგილი ატომები, დისლოკაციები და წერტილოვანი დეფექტებისა და დისლოკაციების ურთიერთდაკავშირებული სისტემები. რადგანაც ასეთი ტიპის დეფექტები მკვეთრ გავლენას ახდენენ ნახევარგამტარულ თვისებებზე მეტად დიდი მნიშვნელობა ენიჭება მათი დიფუზური აქტიურობის, არსებობის ტემპერატურული ინტერვალების, დრეკადობის მოდულებსა და პლასტიკურ თვისებებზე გავლენის ექსპერიმენტულ კვლევას. ყოველივე ეს აღნიშნულ სიხშირულ დიაპაზონში ეფექტურად შეისწავლება აკუსტიკური სპექტროსკოპიის მეთოდებით, კერძოდ, შინაგანი ხახუნის მეთოდებით.

ხაზგასმით უნდა აღინიშნოს რომ, სილიციუმთან შედარებით დღეისათვის მეტად მცირერიცხოვანი შრომებია შესრულებული სუფთა და ლეგირებული გერმანიუმის რელაქსაციურ თვისებების შესახებ. დადგენილია, [5] რომ 1-10^2ჰც სიხშირულ დიაპაზონში გერმანიუმში ვლენდებიან რელაქსაციური მაქსიმუმები, რომელთა აქტივაციის ენერგია განაწილებულია 0,04 -1,1ევ ინტერვალში და რომლებიც აიხსნებიან დისლოკაციებზე გეომეტრიული ღუნვების მოძრაობით. აქტივაციის ენერგიის ინტერვალში განაწილების არსებობა მიუთითებს მასზედ, რომ გერმანიუმის რეალურ სტრუქტურაში ცვალებადია პოტენციალური ბარიერის სიმაღლე, რომელიც განსაზღვრავს დისლოკაციის მოძრაობის მექანიზმს. აქ იგულისხმება გეომეტრიული და თერმული დისლოკაციური ღუნვების, წყვილი ღუნვების, მათ შორის მანძილების ცვალებადობის, მოძრაობის პირობებისა და მიზეზების დაკავშირება წერტილოვანი დეფექტების

კონცენტრაციის, განაწილების ერთგვაროვნების, ერთმანეთთან დრეკადი და ელექტრული ურთიერთქმედების გათვალისწინებით. რეალური კრისტალის ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები განიცდიან ცვლილებებს სხვადასხვა ხასიათის გარეშე ზემოქმედების პირობებში. დიდი მნიშვნელობა აქვს დეფექტების სტრუქტურაში განვითარებულ შესაბამის ცვლილებებს. როგორც ზემოთ აღინიშნა, არის მრავალი ფაქტორი, რომელიც განაპირობებს დეფექტების ენერგეტიკული სპექტრის არსებობას, რომელიც აუცილებელია აიხსნას სტრუქტურული დეფექტების დინამიური თვისებების და ძვრადობის ანალიზის საფუძველზე. ამ ასპექტში განასხვავებენ [6] ზედაპირული და მოცულობითი დეფექტების აქტივობას. მათ როლსა და მოსალოდნელ ზემოქმედებას კოვალენტური კრისტალების მექანიკურ მახასიათებლებზე. აღმოჩნდა, რომ მრავალჯერადი ციკლური დატვირთვის შედეგად გერმანიუმის ზედაპირზე წარმოიქმნებიან ვაკანსიები, მრუდწირული დისლოკაციები და სწორედ ისინი განსაზღვრავენ დეფორმაციას დისლოკაციების გადაცოცების მექანიზმით. ეს მექანიზმი შეიცავს დიფუზიის ელემენტს. ამ პროცესის გააქტიურება ოთახის ტემპერატურაზე აიხსნება ზედაპირულ ფენებში დეფექტების მაღალი ძვრადობით.

დაბალტემპერატურულ ინტერვალში ღუნვითი რხევების მილევის პროცესში შესწავლილი იქნა გერმანიუმის მონოკრისტალში დრეკადი რხევების გაბნევის ამპლიტუდური დამოკიდებულება [7]. მიღებულია საინტერესო შედეგები.სახელდობრ ნაჩვენებია, რომ დისლოკაციების შემცველ გერმანიუმის მონოკრისტალში 550°C ტემპერატურაზე კრიტიკული დეფორმაციის ზემოთ საზღვრებში რხევების ენერგიის გაბნევა განისაზღვრება ორი ურთიერთკონკურენტული პროცესით: ა) ახალი დისლოკაციების ჩასახვითა და არსებული დისლოკაციების მოძრაობით: ბ)ზრდის პროცესში წარმოშობილი დისლოკაციების სიმკვრივის შემცირებით მათი კრისტალის ზედაპირზე გამოსვლის შედეგად. კონკრეტული მექანიზმი რელაქსაციური პროცესისა, რასაკვირველია, უკავშირდება ლეგირების ხარისხს.

ოთახის ტემპერატურაზე გამოკვლეულია პლასტიკური დეფორმაციის აღძვრის პირობები სუფთა და ანტიმონით ლეგირებულ გერმანიუმის

კრისტალში [8]. ხაზგასმულია, რომ რხევის ამპლიტუდაზე დამოკიდებული შინაგანი ხახუნის არსებობა დაკავშირებულია კრისტალის ზედაპირულ ფენებში დისლოკაციების მოძრაობასთან. ციკლური დეფორმაცია იწვევს დიფუზურ ცვლილებებს ასეთი დისლოკაციების ირგვლივ არსებული მინარევების ატმოსფეროში ანუ კოტრელის ატმოსფეროში ვაკანსიების მიერ დონორების ნეიტრალიზაციის გზით. ამის შედეგად დისლოკაციური სტრუქტურა თერმულად სტაბილური ხდება, რის გამო ნაცვლად გაზრდისა ადგილი აქვს ამპლიტუდის მაღალ სიდიდეებზე შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის შემცირებას, ე.ი.კრისტალის დინამიურ მექანიკურ განმტკიცებას. ეს გარემოება შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდისაგან დამოკიდებულების გრაფიკზე ზოგჯერ მაქსიმუმის სახით გამოვლინდება.

უნდა აღინიშნოს, რომ რელაქსაციური პროცესების გადაზრდა დეფორმაციულ პროცესებში მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული კრისტალის სრულყოფილობაზე. ასე, მაგალითად, თუ დისლოკაციების სიმკვრივე აღემატება 10^3სმ$^{-2}$ მაშინ ყოველთვის არის მოსალოდნელი მათი ურთიერთბლოკირება და მინარევებთან ურთიერთქმედების გაძლიერება წინასწარი დეფორმაციის შედეგად. ეს კი ნიშნავს, რომ თითქმის შეუძლებელი გახდება რელაქსაციური პროცესის განცალკევება ჰისტერეზისული პროცესებისაგან [8].

ტექნოლოგიური მიზნებისათვის ყურადღებას იმსახურებს ნაშრომი [9], რომელშიაც შესწავლილია n –ტიპის გამტარობის გერმანიუმში სპილენძის ხსნადობა შინაგანი ხახუნის მეთოდით. სპილენძით ლეგირება განხორციელებულია 850°C ტემპერატურაზე სპილენძის ორთქლის დიფუზიით გერმანიუმის მონოკრისტალში. გამოკვლეულ იქნა [111] და [100] მიმართულების ღეროები ღუნვითი რხევების დროს (5-7)·10^3ჰც სიხშირეზე. მაქსიმუმებით მდიდარი აღმოჩნდა სპექტრი [111] მიმართულების მონოკრისტალში. აღმოჩენილი ურთიერთგადაფარული მაქსიმუმების აქტივაციის ენერგიები განაწილებულია ინტერვალში 0,25-0,6ევ. მათი ინტენსივობა მგრძნობიარეა თერმული დამუშავებისადმი. ავტორთა აზრით, რელაქსაციური სპექტრის შექმნაში მონაწილეობენ სპილენძის ინდივიდუალური და გაწყვილებული ატომები. ისინი კატეგორიულად უარყოფენ 200-500°C ინტერვალში დისლოკაციების

როლს სპექტრის ჩამოყალიბებაში. ნაშრომში არ არის რიცხვითი მონაცემები მაქსიმუმების სიხშირის ფაქტორების შესახებ და შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის ამპლიტუდისაგან დამოკიდებულება, არ შეიძლება გამოირიცხოს დისლოკაცია-სპილენძის ატომების ურთიერთქმედება და სპილენძის დიფუზია დისლოკაციების ბირთვის გასწვრივ.

გერმანიუმის კრისტალის მაღალი სიმყიფე, დაბალი მექანიკური სიმტკიცე და პლასტიკურობა არის უმთავრესი მიზეზი იმისა, რომ პრაქტიკულად თითქმის არ გამოიყენება გრეხითი რხევების პროცესში რელაქსაციური სპექტრის გაზომვის მეთოდები. თუმცა უნდა აღინიშნოს, რომ 1ჰც სიხშირის დიაპაზონში შესაძლებელია გამოვლინდეს უნიკალური ინფორმაცია წერტილოვანი და დისლოკაციური დეფექტების მოძრაობისა და დიფუზური აქტიურობის შესახებ. ნაშრომში [10] შესწავლილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალის შინაგანი ხახუნის სპექტრი 1-3 ჰც სიხშირის დიაპაზონში. [111] ორიენტაციის ნიმუშებში აღმოჩენილია მაქსიმუმები 80-100, 250-300 და 450°C ტემპერატურებზე. განსაზღვრულია მათი აქტივაციის ენერგიები: 0,95; 1,25 და 1,55ევ. ნიმუშებში დისლოკაციის სიმკვრივე შეადგენდა $7\cdot10^{3}$სმ$^{-2}$. გამოთქმულია მოსაზრება მათი მექანიზმების შესახებ. კერძოდ, აღნიშნულია, რომ პირველი მაქსიმუმი შეიძლება გამოწვეული იყოს ვაკანსიების მიგრაციით ძაბვის ველში, დანარჩენი ორი მაქსიმუმისადმი ნავარაუდევია დისლოკაციების ურთიერთქმედება მინარევების მეტასტაბილურ კომპლექსებთან. მექანიზმების დადგენის თვალსაზრისით მეტად საყურადღებოა ძაფისებური გერმანიუმის მონოკრისტალების სპექტრის გამოკვლევა [10]. ნაჩვენებია, რომ გრეხითი დეფორმაციის შემდეგ [211] და [111] ორიენტაციის კრისტალებში 450 °C –ზე ვლინდება რელაქსაციური მაქსიმუმი აქტივაციის ენერგიით 1,25-1,5ევ. პროცესის სიხშირული ფაქტორიც ცვალებადია 10^{11}წმ$^{-1}$ არეში. დეფორმაციის ხარისხის ცვლილებით მიღწეულ იქნა დამატებითი დეფორმაციული მაქსიმუმების გამომჟღავნება 260 და 300°C ტემპერატურებზე. საყურადღებოა ის გარემოება, რომ არ არის დაფიქსირებული აქტივაციური პარამეტრების

ცვალებადობის მიზეზები, როგორც მოცულობით აგრეთვე ძაფისებურ მონოკრისტალებში. ეს აიხსნება დღემდე ჩატარებული გამოკვლევების არასაკმარისი მოცულობითა და არასისტემატური ხასიათით. ყოველივე ზემოთ აღნიშნული მიგვანიშნებს, რომ აუცილებელია გამოკვლეული იქნას გერმანიუმის სუფთა და ლეგირებულ მონოკრისტალებში სტრუქტურულად მგრძნობიარე რელაქსაციური პროცესები.

1.3. დისლოკაციები გერმანიუმის სტრუქტურაში

გერმანიუმისა და სილიციუმის სტრუქტურებში დისლოკაციების ჩასახვის, კრისტალოგრაფიული და მოძრაობის ენერგეტიკული მახასიათებლების კვლევას დიდი მნიშვნელობა აქვს მართვადი სტრუქტურული მდგომარეობისა და ფიზიკური თვისებების ნახევარგამტარული n– და p-ტიპის მასალების შესაქმნელად. მკვლევართა უმრავლესობა უპირატესად განიხილავს ხრახნული და 60°-იანი ტიპის დისლოკაციებს. ამასთან ერთად მარცვლების მცირეკუთხოვან გამყოფ საზღვრებზე არსებობენ ასევე კიდური დისლოკაციები <111> მიმართულებით. აღნიშნულიდან გამომდინარე აუცილებელია დადგინდეს რა ტიპის დისლოკაციები არიან მოსალოდნელი ალმასის ტიპის სტრუქტურაში. ნაშრომში [12] გაანალიზებულია დისლოკაციების კრისტალოგეომეტრიული პარამეტრები ალმასის ტიპის მესერში. ნაჩვენებია, რომ სრიალის სამი შესაძლებელი (001), (110) და (111) სიბრტყიდან ყველაზე მნიშვნელოვანია დისლოკაციების სრიალი {111} სიბრტყეთა სიმრავლეში. ხრახნული, კიდური და 60°-იანი დისლოკაციების ღერძები და ბიურგერსის ვექტორი მიმართულია <110> -ის გასწვრივ. 60°-იანი დისლოკაციაზე ხრახნული მდგენელის ბიურგერსის ვექტორი მცირეა, ხოლო კიდური მდგენელი უფრო მეტად გამოკვეთილია და ადვილად გამოირჩევა მისი დიფრაქციული გამოსახულების კონტრასტი. სტრუქტურაში განიხილებიან ასევე კიდური დისლოკაციები ღერძით [110], ბიურგერსის ვექტორით 1/2 [110] და სრიალის სიბრტყით (001). აღსანიშნავია, რომ მათ სქემატურ გამოსახულებებზე ნათლად ფიქსირდებიან ორმაგი ექსტრასიბრტყეები. მათი ანალიზი აჩვენებს, რომ

ალმასის ტიპის სტრუქტურებში შესაძლებელია არსებობდნენ კიდური დისლოკაციები, რომელთა ბირთვებში არ არსებობენ გაწყვეტილი ელექტრონული ბმები. ეს მეტად მნიშვნელოვანია დისლოკაციების ელექტრული აქტივობის მართვის შესაძლებლობის დასადგენად.

ალმასის ტიპის სტრუქტურების მასალებს ახასიათებთ დაორეულებისადმი მიდრეკილება, რადგანაც უმნიშვნელოა ენერგიათა სხვაობა ნორმალურად და დაორეულებულ მდგომარეობათა შორის. სილიციუმისა და გერმანიუმის სტრუქტურებში მარტივი დაორეულება ხორციელდება სიბრტყეთა {111} სისტემაში [13].

აღსანიშნავია, რომ ასეთი ტიპის ორეულები მხოლოდ უმნიშვნელო გავლენას ახდენენ ნახევარგამტარების ელექტროფიზიკურ თვისებებზე. რთული სტრუქტურული აღნაგობა ახასიათებთ მეორე და მესამე რიგის ორეულებს სილიციუმისა და გერმანიუმის კრისტალურ მესერში. მათ შეუძლიათ შესამჩნევად შეამცირონ დენის მატარებლების ძვრადობა და სიცოცხლის ხანგრძლივობა.

ნაშრომში [14] გაანალიზებულია ალმასის ტიპის სტრუქტურაში , კერძოდ სილიციუმსა და გერმანიუმში დისლოკაციური სტრუქტურის კრისტალოგეომეტრიული პარამეტრების კანონზომიერებანი, ასევე ეპიტაქსიური ფენების გამყოფ საზღვრებზე მესრის პარამეტრების განსხვავებით განპირობებული დისლოკაციების ჩასახვის, მდგრადობისა და თვისებებზე გავლენის მექანიზმების კვლევის შედეგები.

მონოკრისტალურ გერმანიუმში 600°C-ზე პლასტიკური დეფორმაცია და შემდგომში სწრაფი (10°C/წთ) გაცივება წარმოქმნის სპეციფიკური კონფიგურაციის დისლოკაციების სიმრავლეს [15]. დისლოკაციების მოწამვლის ორმოების განაწილება ორი ტიპის სიბრტყეებზე შესწავლილია დეფორმაციის სხვადასხვა ეტაპზე. ერთ-ერთი მათგანი პარალელურია განივი სრიალის (111), ხოლო მეორე პირველადი სრიალის [111] სიბრტყეების. დისლოკაციური ორმოების არაერთგვაროვანი განაწილება დამახასიათებელია დეფორმაციის პირველი ეტაპისთვის. კერძოდ, განივი და პირველადი სიბრტყეების პარალელურად დამზერილია ზოლოვანი და შეჯგუფებული სიმრავლეები. ზოლოვანი სიმრავლეები შედარებით ხშირად ვლინდებიან. მიღებული შედეგების შედარებით მტკიცდება, რომ

პირველ საფეხურზე პლასტიკური დეფორმაციით ~600°C-ზე ფორმირებული დისლოკაციების განაწილება მონოკრისტალურ გერმანიუმში ანალოგიურია წ.ც.კ. სტრუქტურის მეტალების დისლოკაციური სივრცული განაწილებისა დეფორმირებულ მდგომარეობაში.

ნაშრომში [16] ელექტრონული და ოპტიკური მიკროსკოპიის მეთოდებით შესწავლილია დისლოკაციების განაწილება დეფორმირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმში. დეფორმაციას ახორციელებდნენ 520 °C–ზე σ-ε დიაგრამის სხვადასხვა ეტაპზე. ნაჩვენებია, რომ პაიერლსის ძალა ვერ ახორციელებს დისლოკაციების გამრავლებას მჭიდრო-წყობის მიმართულებით. მათში დისლოკაციების გადანაწილების ხასიათი წ.ც.კ. მეტალების მსგავსია. კერძოდ, დისლოკაციები უპირატესად კიდური ორიენტაციის არიან და დეფორმაციის პირველ საფეხურზე განაწილებულნი არიან სრიალის პირველად სიბრტყეებზე, ურთიერთქმედებენ განივი კვეთის სრიალის სიბრტყეში არსებულ დისლოკაციებთან, ქმნიან ძლიერ შეჯგუფებებს და ა.შ. დისლოკაციები განაწილებულია პირველადი სრიალის სიბრტყის პარალელურ ზონებში, სადაც დეფორმაციამდე არ არსებობდნენ დისლოკაციები.

მონოკრისტალურ გერმანიუმში არსებული დისლოკაციების სრული ანალიზი წარმოდგენილია ნაშრომებში [17,18] . გერმანიუმისა და სილიციუმის კრისტალურ მესერში ფორმირდება ორი განსხვავებული ტიპის დისლოკაციების სიმრავლეები, რაც დაკავშირებულია ალმასის ტიპის კუბურ სტრუქტურაში {111} ფენებში ატომების ორმაგ შრეებად განაწილებასთან. დისლოკაციები მოძრაობენ სრიალის და ე.წ. შერეული მექანიზმებით. შერეული მექანიზმით მოძრავი დისლოკაციები ერთმანეთისაგან შედარებით დიდ {111} სიბრტყეთა შორის სივრცეში მეტად მოძრავია, ვიდრე სრიალით მოძრავი დისლოკაციები იმავე სიბრტყეთა შორის არსებულ პარალელურ ფენებში. სრიალით მოძრავი დისლოკაციები განიცდიან დისოციაციას შოკლის ნაწილობრივ დისლოკაციებად, რასაც თან ახლავს წყობის დეფექტის წარმოქმნა. ორივე ტიპის დისლოკაციების სიგანე შედარებით შემცირებულია. განსაზღვრული ხრახნული, 60°-იანი და კიდური დისლოკაციების

სიგანის სიდიდეებია: შესაბამისად- 2,01; 1,63 და 2,48A. მაღალ ტემპერატურებზე (700-900°C) დეფორმაციით წარმოიქმნებიან ორივე ტიპის დისლოკაციები, რომელთაგან ერთ-ერთი დისოცირებულია, ხოლო მეორე- არადისოცირებული (შერეული მექანიზმით მოძრავი).

დისლოკაციების მოძრაობის მექანიზმები ალმასის ტიპის სტრუქტურაში, კერძოდ, გერმანიუმის კრისტალურ მესერში განხილულია ნაშრომში [19], სადაც ფიქსირებულია ელექტრონული მიკროსკოპულ ფოტოგრაფიებზე დისოცირებული დისლოკაციების გამოსახულებები სიგანით ~60A.

თანამედროვე ელექტრონული ხელსაწყოებისა და მოწყობილობების შესაქმნელად ფართოდ გამოიყენებიან მონოკრისტალური გერმანიუმის ფუძე-შრეები ორიენტაციით (111) და (100). აღნიშნულიდან გამომდინარე დიდი მნიშვნელობა ენიჭება ორივე ორიენტაციის ფუძე-შრეებზე დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობის პირობების კვლევას. ნაშრომში [20] შესწავლილია მონოკრისტალური გერმანიუმის ფუძე-შრეებში მექანიკური ძაბვით ინდუცირებული დისლოკაციები (100) სიბრტყეებზე. ოპტიკური და მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპების საშუალებით ნაჩვენებია, რომ დეფორმაციის გავლენით წარმოიქმნებიან a/2 <111> ტიპის დისლოკაციები (100) სიბრტყეებზე . ისინი ორიენტირებულია [011] მიმართულებასთან 9°-ით გადახრილი ღერძის გასწვრივ. (100) სიბრტყის As-ით პასივაციის შემდეგ ვლინდება საფეხუროვანი დისლოკაციური სტრუქტურა 13 °-ით გადახრილი [011] მიმართულებიდან. დისლოკაციების ასეთი ფორმის სტრუქტურას განაპირობებს As-ის მცირე ზომის ატომების ირგვლივ განვითარებული კუმშვითი დამატებითი ძაბვები.

მასკანირებელ მიკროსკოპში დეფორმირებულ (100) სიბრტყეებზე გამოვლინდნენ დისლოკაციებით გენერირებული საფეხურების ზონები, რაც ზედაპირზე 100A სიგანე უბნების სახით ფიქსირდება. მათი სიმაღლე 3-16A საზღვრებში იცვლება. ზედაპირზე ჩანერგილი As-ის ატომები განაპირობებენ ახალი ზონების ფორმირებას 13 ° -იანი ორიენტაციით ძირითადი <110> მიმართულებასთან. შედარებითი ანალიზი გვიჩვენებს, რომ დეფორმაცია (100) და (111) სიბრტყეებზე

აყალიბებს ძირითადად კრისტალოგრაფიულად იდენტურ დისლოკაციებს, მაგრამ მათ შორის განმასხვავებელია ცალკეული დისლოკაციის შიდა სტრუქტურა, რაც განსაზღვრავს დისლოკაციების მდგრადობას, მოძრაობის აქტივაციისა და ელექტრული აქტივობის მახასიათებლებს ე.ი. არსებითად ისეთ პარამეტრებს, რომლებიც მნიშვნელოვან ზეგავლენას ახდენენ მასალების ნახევარგამტარულ თვისებებზე.

საინტერესოა აღინიშნოს, რომ გერმანიუმის ფუძე-შრის 650°C 15-ჯერადი თერმოციკლირებით (100) სიბრტყეებზე წარმოიქმნება ბადის ფორმის დისლოკაციური სიმრავლე დამაკავშირებელი ხიდებისა და დიაგონალური ფორმის დისლოკაციებით. ასეთივე დისლოკაციური სურათი ვლინდება აგრეთვე SiGe/Si ეპიტაქსიური სტრუქტურის ზედაპირებზე (Si და SiGe). ფორმირებული დისლოკაციური სტრუქტურა თერმულად მდგრადია 600-700°C ტემპერატურამდე. შედარებით მაღალ ტემპერატურებზე არ ვლინდება დისლოკაციური საფეხურები, ვიწროვდება დისლოკაციური სიმრავლეთა სიგანე [21].

ექსპერიმენტულმა კვლევებმა მაღალ ტემპერატურებზე (600°C) გამოავლინეს გერმანიუმის კრისტალურ მესერში დაძაბულობის არეები. ისინი გავლენას ახდენენ დეფექტების მოძრაობასა და ურთიერთქმედებაზე მექანიკური დატვირთვის პირობებში. ასეთ პირობებში დისლოკაციური მარყუჟები მიიღებენ უპირატეს ორიენტაციას, რაც ემთხვევა გარეშე მექანიკური დატვირთვის მიმართულებას.

ალმასის სტრუქტურის ნახევარგამტარების კრისტალებში დისლოკაციები ცდილობენ განლაგდნენ პოტენციალური რელიეფის მიდამოებში. დისლოკაციების მოძრაობის შესწავლა გერმანიუმსა და სილიციუმში [21-27] თავდაპირველად დაიწყეს ქიმიური მოწამვლის მეთოდით. ეს მეთოდი იძლევა დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარის განსაზღვრის შესაძლებლობას. ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე განსაზღვრული იქნა დისლოკაციური ნახევარმარყუჟისა და სრული მარყუჟის მოძრაობის სიჩქარეები [28-31].

ზღურბლური ძაბვა მეტად ძნელად ვლინდება GeSi შენადნობებში, სადაც გერმანიუმის მაღალი შემცველობა არის დაფიქსირებული.

ნაშრომში [32] შესწავლილია 450-700°C ტემპერატურულ ინტერვალში GeSi კრისტალებში დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარის ტემპერატურული დამოკიდებულება, როდესაც კრისტალზე მოდებული ძვრის ძაბვის მნიშვნელობა იცვლება 3-20 მპა-მდე. ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, რომ 60-გრადუსიანი დისლოკაციის სიჩქარე 900°C-ზე 20 მპა ძაბვის ველში მონოტონურად მცირდება სილიციუმის კონცენტრაციის ზრდისას. იგი აღწევს გერმანიუმის დამახასიათებელი სიჩქარის მნიშვნელობის ნახევარს, როდესაც Ge-Si შენადნობებში სილიციუმის კონცენტრაცია 2,2 %-ია.

ექსპერიმენტული შედეგებიდან ცნობილია ასევე, რომ GeSi შენადნობებში გერმანიუმთან შედარებით დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარე უმნიშვნელოდ შემცირებულია. 60-გრადუსიანი დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარე $Si_{1-x}Ge_x$ (x=0,004 – 0,022) შენადნობებში ექვემდებარება შემდეგ ფუნქციას [33]:

$$V = V_0 (\frac{\tau}{\tau_0})^m . \exp(-\frac{Q}{KT})$$

სადაც მოძრაობის ენერგია Q ახლოსაა გერმანიუმისათვის დამახასიათებელ აქტივაციის ენერგიის სიდიდესთან.

აღსანიშნავია, რომ სილიციუმის გაცილებით მაღალ კონცენტრაციებზე გერმანიუმის კრისტალურ მესერში ვითარდებიან შორსმოქმედი შინაგანი ძაბვები, რომლებიც ძირეულად ცვლიან GeSi შენადნობების მექანიკურ თვისებებს. ასეთ შემთხვევაში დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარის ტემპერატურული დამოკიდებულება განსხვავებული კანონზომიერებით აღიწერება.

Ge-Si სისტემაში დისლოკაციების დინამიური თვისებები მსგავსია Si-სა და Ge-ში დისლოკაციების ასეთივე მახასიათებლების. სამწუხაროდ დღემდე მცირე ყურადღება ეთმობოდა უნიკალურ თვისებებს, რომლებიც აღმოჩენილია ზოგიერთ ნახევარგამტარულ შენადნობში [34,35]. აღნიშნულ ნაშრომებში მითითებულია, რომ GaAsP და InAsP შენადნობებში დენადობის ძაბვებს გააჩნიათ ათერმიული კომპონენტები, ისინი არ ვლინდებიან GaAs,GaP, InAs და In სტრუქტურებში [36,37]. ამრიგად, დიდ ინტერესს წარმოადგენს Ge-Si

შენადნობების დისლოკაციების დინამიური თვისებების შესწავლა და მათი უნიკალური თვისებების მართვა.

ნაშრომში [38] შესწავლილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული GeSi (0<x<1) მასიური კრისტალების დისლოკაციური სტრუქტურა და მექანიკური თვისებები. ნებისმიერი საკვლევი კრისტალისთვის შედგენილობა იცვლება სივრცულად ისეთნაირად რომ სილიციუმის კონცენტრაცია თანდათანობით მცირდება ამოწევის მიმართულების გასწვრივ. მიღებული GeSi კრისტალის შედგენილობის ცვლილება ამოწევის მიმართულების გასწვრივ დამაკმაყოფილებლად აიხსნება ნადნობში სრული შერევის მდგომარეობით თანაბარი განაწილების კოეფიციენტის საშუალებით, რაც მიიღება ფაზური მდგომარეობის დიაგრამიდან, გრავიტაციული ეფექტის გათვალისწინებით, აგრეთვე არსებული დიდი განსხვავებით Ge და Si სიმკვრივეებს შორის.

ტერასები და დისლოკაციები დაიკვირვებიან გაზრდილ Ge-Si კრისტალებში. დისლოკაციები წარმოიქმნებიან ძირითადად მადედებლისა და შენადნობის გამყოფ ზედაპირზე. დისლოკაციების სიმკვრივე შენადნობში აღწევს 10^3– 10^5 სმ$^{-2}$. დისლოკაციების გენერაციის პროცესი შესაძლებელია რეგულირდება შენადნობსა და მადედებლის საზღვარზე არსებული დეფორმაციის სიდიდით, ტემპერატურის გრადიენტითა და დისლოკაციების ძვრადობით.
GeSi შენადნობებში განისაზღვრა დისლოკაციების სიჩქარე შედგენილობის 0<x<0.08 და 0.94<x<1 შუალედში, დისლოკაციების დაბალი სიმკვრივის (10^3სმ$^{-2}$) პირობებში. საცდელი ნიმუშები დაძაბულია ამაღლებულ ტემპერატურებზე ვაკუუმში,რასაც იწვევს ღუნვის დეფორმაცია. დისლოკაციების გადაადგილება განისაზღვრა მოწამვლის ორმოების შეფასების მეთოდით [38].

გერმანიუმით მდიდარ GeSi შენადნობებში (0<x<0,08) დისლოკაციების სიჩქარე მონოტონურად მცირდება სილიციუმის შედგენილობის ზრდასთან ერთად და აღწევს მის 1/7-ს სუფთა გერმანიუმში 450-700°C ტემპერატურულ ინტერვალში. მეორეს მხრივ, 0,94<x<1 კომპოზიციურ შუალედში დისლოკაციების სიჩქარე დასაწყისში იზრდება და შემდეგ მცირდება გერმანიუმის კონცენტრაციის ზრდასთან ერთად 750-850 °C ტემპერატურულ ინტერვალში და წნევის 3-30 მპა დიაპაზონში.

.დისლოკაციის სიჩქარე გერმანიუმის x=0,004 შედგენილობისათვის, უფრო მაღალია, ვიდრე სუფთა სილიციუმში.

60°- იანი დისლოკაციების სიჩქარე გერმანიუმით მდიდარ GeSi შენადნობებში ავლენს სწორხაზოვან დამოკიდებულებას ძაბვის 3-24მპა დიაპაზონში 450-700°C ტემპერატურულ ინტერვალში.

GeSi შენადნობებში დისლოკაციების სიჩქარე, ისევე როგორც გერმანიმუში, სილიციუმში და სხვა ნახევარგამტარებში განისაზღვრება შემდეგი ტოლობით:

$$v=v_0(\tau/\tau_0)^m \exp(-Q/k_bT), \qquad \tau_0 = 1\text{მპა}.$$

სადაც k_b არის ბოლცმანის მუდმივა.

მექანიკური სიმტკიცე გამოკვლეული იქნა GeSi შენადნობების, მონოკრისტალებში, და პოლიკრისტალურ ნიმუშებში მონოკრიტალური ჩანართებით კომპოზიციური დიაპაზონისთვის 0<x<0.4 და 0.94<x<1, რომლებშიაც, დისლოკაციების სიმკვრივეა 10^3-10^5სმ$^{-2}$. მართკუთხა ფორმის ნიმუშები შეკუმშული იქნა მუდმივი ძაბვის ქვეშ ამაღლებულ ტემპერატურებზე [39].

Ge-Si შენადნობებში ზედა და ქვედა დრეკადობის ზღვარი და დენადობის ძაბვა იზრდებიან სილიციუმის შედგენილობის შემცირებით. მეორეს მხრივ, გერმანიუმით მდიდარ GeSi შენადნობებში (x=0,01, 0,10,0,25 და 0,40) ძაბვა-დეფორმაციის დიაგრამაზე ძაბვის შემცირებას ადგილი არა აქვს. განსხვავებით სილიციუმით მდიდარ GeSi შენადნობებისგან. გერმანიუმში ძაბვის შემცირების არ არსებობა დამახასიათებელია დისლოკაციების გაზრდილი ძვრადობისათვის აღნიშნულ ტემპერატურაზე. GeSi შენადნობებს (x>0,10) ახასიათებთ დენადობის ზღვრისა და ძაბვის მაღალი სიდიდეები გერმანიუმთან და სილიციუმთან შედარებით. ამასთან ერთად დენადობის ძაბვა არის უფრო მაღალი ვიდრე გერმანიუმისთვის.

გერმანიუმით მდიდარ GeSi შენადნობებში დენადობის ზღვარი არის მუდმივი.

ქვედა დენადობის ზღვრის მნიშვნელობები შენადნობისთვის x=0,996 არის იგივე, ან ოდნავ დაბალი ვიდრე სილიციუმში და დენადობის ზღვრის ტემპერატურული დამოკიდებულება მსგავსია სილიციუმისა. სილიციუმის შედგენილობის შემცირებით x=0,946-მდე, დენადობის

ზღვარი იზრდება და მისი ტემპერატურული დამოკიდებულება ხდება შედარებით სუსტი. GeSi შენადნობის მთელ კომპოზიციურ დიაპაზონში დენადობის ზღვარს გააჩნია მაქსიმალური მნიშვნელობა, როდესაც x=0,5 და ის დამოკიდებულია შედგენილობაზე როგორც x(1-x).

გერმანიუმის მაღალი შემცველობის მასიური მონოკრისტალების მიღების პრობლემა ჯერ-ჯერობით ბოლომდე გადაწყვეტილი არ არის, მაგრამ მიღწეული ტექნოლოგიური დონე საშუალებას იძლევა მიჩნეული იქნას, რომ კრისტალიზაციის პროცესის თანმხლები თერმული ძაბვები და შედგენილობის ლოკალური ფლუქტუაციები, აგრეთვე დინამიური ურთიერთქმედება დისლოკაციასა და მყარი ხსნარის ატომებს შორის, მნიშვნელოვნად ახშობენ დისლოკაციების აქტიურობას და განაპირობებენ შენადნობის სიმტკიცის ზრდას.

სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მონოკრისტალები ხასიათდებიან შემდეგი ძირითადი ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლებით:

$Si_{1-x}Ge_x$:

სიმკვრივე $(2.329+3.493x-0.499x^2)$ გ·სმ$^{-3}$;

მიკროსისალე (1150-350 x) კგ·მმ$^{-2}$;

მესრის პარამეტრი $(5.431+0.20x+0.027x^2)$·A, 300K;

დრეკადობის მუდმივები, 300K;

C_{11} $(165,8-37,3x)\cdot10^9$ პა;

C_{12} $(63,9-15,6x)\cdot10^9$ პა;

C_{44} $(79,6-12,8x)\cdot10^9$ პა;

$Si_{1-x}Ge_x$ დრეკადობის მოცულობითი მოდული 300K,

$B_s=(C_{11}+2C_{12})/3$, $B_s=(97.9-22.8x)\cdot10^9$ პა;

ანიზოტროპიის ფაქტორი:

$A=(C_{11}+C_{12})/2C_{44}$; $A=(0.64-0.04x)$;

ძვრის მოდული:

$G=(C_{11}-C_{12})/2$, $G=(51.0-10.85x)\cdot10^9$ პა;

[100] მიმართულებით იუნგის მოდული:

$E=748\cdot10^9$ პა;

[100] მიმართულებით პუასონის კოეფიციენტი

$\sigma_0=0.278-0.005$ x.

სიმკვრივე,გრ/სმ^3	$\rho(x)= 5.323- 3.087x$
L_1 და Δ_1 დონეებს შორის სხვაობა,ევ,	$\delta_{L\Delta}(x)= -0.18+1.29x$
აკრძალული ზონის სიგანე,ევ,	$E_g(x)=0.72+ 1.5x$
დიელექტრიკული შეღწევადობა,	$\chi(x)= 15.8-10.7x$
ოპტიკური ფონონების ენერგია, მევ,	$\theta(x) = \theta_0+63x$
ბგერის სიჩქარე,სმ/წმ,	$V^{(100)}(x)= 3.57\cdot10^5+1.33\cdot10^5x$

1.4. დისლოკაციების ძვრადობა Ge და Ge-Si მონოკრისტალებში

ცნობილია[40], რომ მონოკრისტალურ გერმანიუმში დაბალი ძაბვაზე დისლოკაციების მოძრაობის მახასიათებლები კარგად ეთანხმებიან მოდელურ წარმოდგენებს, რაც გულისხმობს ღუნვების თერმულად აქტივირებულ ჩასახვას და დამამუხრუჭებელი წერტილოვანი დეფექტების ბარიერების გადალახვას. მაღალი ძაბვების გავლენით დისლოკაციების ძვრადობას ზღუდავს ფონონებთან ურთიერთქმედება. სწორედ ამის გამო ასეთ პირობებში განიხილავენ დისლოკაციების ღუნვების წყვილების მოძრაობას დიფუზიის თეორიის გამოყენებით.

ელექტრონული მიკროსკოპული კვლევით, რომელიც შესრულდა სუსტი სხივებით გამოსახულების მიღების მეთოდით დადგინდა [41], რომ გერმანიუმსა და სილიციუმში დისლოკაციები განიცდიან დისოციაციას. 70-იან წლებში სრულდებოდა დისოცირებული დისლოკაციების ინტენსიური კვლევები პლასტიკურად დეფორმირებულ სილიციუმისა და გერმანიუმის მონოკრისტალებში. ნაჩვენები იქნა პლასტიკურად დეფორმირებულ გერმანიუმში ნაწილობრივი დისლოკაციების ჯგუფისა და მასთან ბმული წყობის დეფექტების ერთობლივი მოძრაობის დამადასტურებელი ექსპერიმენტული მონაცემები [42]. ნაშრომში გაანალიზებული დისლოკაციური სტრუქტურა განსხვავებულია დისოცირებული დისლოკაციებისაგან.

შესწავლილია მონოკრისტალურ გერმანიუმში დისოცირებული დისლოკაციების ძვრადობა [43]. სუსტი ელექტრონული სხივების მეთოდით ფიქსირებულია გერმანიუმის სტრუქტურაში გრძელი დისლოკაცია ნიმუშის სიბრტყის პარალელურ ორიენტაციაში. ის ერთი

ბოლოთი ჰკვეთს დისლოკაციას, ხოლო მეორე ბოლოთი გამოსულია ზედაპირზე. დისლოკაცია დისოცირებულია (111) სიბრტყეში, მისი ბიურგერსის ვექტორი [110] მიმართულების პარალელურია. 270°C-მდე გახურების გავლენით დისლოკაციის ერთი ნაწილი (111) სიბრტყეზე იწყებს სრიალს, ხოლო (111) სიბრტყეზე არსებული მდგენელი უცვლელია. 320°C –ზე (111) სიბრტყეზე არსებული დისლოკაციის მდგენელი მოძრაობს სრიალით დისლოკაციურ კვანძამდე. 440°C- ზე დისლოკაცია ასრულებს განივ სრიალს, იმავე დროში დისლოკაციური კვანძი გადაადგილდება. დისლოკაციის სრიალი კვანძის მახლობლობაში შეზღუდულია. აღსანიშნავია, რომ მთელ სიგრძეზე დისლოკაცია იმყოფება დისოცირებულ მდგომარეობაში. მიღებული შედეგები ცხადჰყოფენ, რომ თერმული დამუშავების ზემოქმედებით შესაძლებელია (111) სიბრტყეებზე დისოცირებული დისლოკაციების კონფიგურაციისა და დისლოკაციური კვანძების მოძრაობის მართვა. დისოცირებული დისლოკაციების შემადგენელი ნაწილობრივი დისლოკაციები ერთმანეთისადმი იცვლიან მდგომარეობას. კვლევებით დადგენილია ასევე ხრახნული დისლოკაციის გამოსვლა კრისტალის ზედაპირზე, რაც გამოვლენილი იქნა მოწამვლის ორმოებისა და რენტგენული ტოპოგრაფიული სურათების სახით.

Ge-Si შენადნობების მექანიკური თვისებები აშკარად არასაკმარისად არის შესწავლილი, რადგანაც Ge და Si ღრმად არიან გამოკვლეული შესაძლებელია მიღებული შედეგების გამოყენება მონოკრისტალური GeSi შენადნობების სტრუქტურული და მექანიკური თვისებების კანონზომიერებათა კვლევაში. აღნიშნული თვალსაზრისით საინტერესოა ნაშრომში [44] წარმოდგენილი დისლოკაციების სიჩქარეებისა და მექანიკური თვისებების შესწავლის შედეგები. დისლოკაციების ძვრადობასა და მექანიკურ სიმტკიცეს ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებულ $Ge_{1-x}Si_x$ მონოკრისტალებში შემცველობის $0<x<1$ დიაპაზონში ახასიათებთ თავისებურებები. კვლევისათვის გამოყენებულია $0<x<0,08$ და $0,94<x<1$ შედგენილობის მასიური Ge-Si კრისტალები. მათში ზრდისას ფორმირებული დისლოკაციების სიმკვრივე იცვლება 10^3-10^5სმ$^{-2}$ ინტერვალში. საცდელი ნიმუშების

კუმშვითი დეფორმაცია შესრულებულია [123] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით მაღალ ტემპერატურებზე ინსტრონის ტიპის დანადგარზე.

დადგენილი იქნა, რომ 60° -იანი დისლოკაციების სიჩქარე GeSi შენადნობებში, როდესაც $0<x<0,08$, მცირდება მონოტონურად Si-ის კონცენტრაციის ამაღლებით. ტემპერატურის 450-700°C ინტერვალში; კრისტალზე მოქმედი კუმშვის ძაბვა იზრდებოდა 3-დან 30მგპ-მდე. ძაბვა-დეფორმაციის შეკუმშვის დიაგრამაზე 550°C -ზე უფრო დაბალ ტემპერატურებზე $Ge_{1-x}Si_x$ ($x\leq0,04$) შენადნობებს ახასიათებთ მკვეთრად გამოსახული დენადობის ზედა წერტილი, რის შემდეგაც მნიშველოვნად ვარდება ძაბვის სიდიდე. მსგავსი σ-ε დიაგრამები დამახასიათებელია ნახევარგამტარულ მასალებისათვის, როგორებიც არიან Si, Ge, GaAs, InP და სხვები შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე.

აღსანიშნავია, რომ დენადობის ზედა ზღვრული მნიშვნელობა შენადნობისათვის ($x=0,10$) 1,4-ჯერ მეტია ვიდრე Ge-ის ასეთივე მახასიათებელი. საყურადღებოა ის, რომ 900°C ტემპერატურაზე არ ჩნდება დენადობის ზედა ზღვრული წერტილი არც ერთ გამოკვლეულ კრისტალში. ეს აიხსნება დისლოკაციების მაღალი ძვრადობით აღნიშნულ ტემპერატურებზე. წარმოდგენილი ანალიზით ნათელია, რომ Ge-თან შედარებით Ge-Si შენადნობის დენადობის ზედა ზღვარი შესაძლებელია 20-ჯერ გაიზარდოს, როდესაც $x=0,1$.

დადგენილია, რომ კონცენტრირებულ Ge-Si შენადნობებში დენადობის ძაბვა მაღალია და მუდმივია ტემპერატურის ინტერვალში (800-1000°C). სხვადასხვა ნახევარგამტარულ მასალაში [45-47] დენადობის ძაბვა ორი მდგენელისაგან შედგება – პირველი თერმულად აქტივირებულია და დამოკიდებულია ტემპერატურაზე, მეორე მდგენელი წარმოადგენს ათერმულ ძაბვას და დამოუკიდებელია ტემპერატურისაგან. მოსალოდნელია Ge-Si შენადნობებში განმტკიცების ეფექტის შესუსტება ტემპერატურის გაზრდის პირობებში.

ახლო მოწესრიგება განაპირობებს დისლოკაციების მოძრაობისადმი ათერმიულ წინააღმდეგობას. ასეთნაირი ცვლილებები დისლოკაციების

მოძრაობაში ფიქსირებულია $Ge_{0,4}Si_{0,6}$ შენადნობის ეპიტაქსიური ფენების დეფორმირებულ ზესტრუქტურებში [48]. მოცულობით Ge-Si შენადნობებში მოწესრიგებული სტრუქტურები პრაქტიკულად გამოვლენილი არ არის. რადგანაც Si-Si და Ge-Ge ატომებს შორის არსებული კავშირის სიგრძეები ერთმანეთისგან 4%-ით განსხვავდებიან შესაძლებელია კომპოზიციის ლოკალურმა ფლუქტუაციამ გამოიწვიოს გამდიდრებული უბნების ფორმირება, რის შედეგადაც წარმოიქმნება შორს მოქმედი ძაბვების ველი. ეს ველი აღარ იმართება დისლოკაციების თერმულად აქტივირებული მოძრაობით.

Ge-Si შენადნობებში დისლოკაციების ირგვლივ მყარი ხსნარის ატმოსფეროების დინამიურ ფორმირებას შეუძლია გამოიწვიოს დისლოკაციის მოძრაობისადმი ათერმიული წინააღმდეგობის წარმოქმნა, ისეთი ფორმით როგორიც გამოვლენილია მინარევებით ლეგირებულ GaAs-ის სტრუქტურაში [49]. შესრულებული სამუშაოების ანალიზით დგინდება, რომ მონოკრისტალური $Ge_{1-x}Si_x$ შენადნობებში ადგილი აქვს მექანიკურ განმტკიცებას. $Ge_{1-x}Si_x$ მონოკრისტალების მექანიკური თვისებები გამოკვლეულია შედგენილობის x=0,04 ინტერვალში სხვადასხვა ტემპერატურაზე კუმშვითი დეფორმაციის პირობებში. შედეგები შედარებულია მონოკრისტალური გერმანიუმისა და სილიციუმის მექანიკური თვისებების მახასიათებლებთან. დადგენილია რომ, დენადობის ძაბვა და ზღვარი იზრდებიან Si-Ge შენადნობებში სილიციუმის შემცველობის გაზრდით მითითებულ კონცენტრაციულ ინტერვალში. დენადობის ძაბვა მაღალ ტემპერატურებზე პრაქტიკულად ტემპერატურისაგან დამოუკიდებელია, რაც ადასტურებს, რომ Si და Ge-სგან განსხვავებით Ge-Si შენადნობებს ახასიათებთ დენადობის ძაბვის ათერმიული მდგენელი. გაანალიზებულია Ge-Si შენადნობების განმტკიცების მექანიზმი.

მრავალრიცხოვანი ექსპერიმენტული და თეორიული შრომები ავლენენ მყარ სხეულებში, კერძოდ ნახევარგამტარებში დიფუზური პროცესების დაჩქარებას დისლოკაციებისა და მცირეკუთხოვანი საზღვრების გასწვრივ. დიფუზიის აჩქარებას ხშირად აკავშირებენ ვაკანსიებთან.

მათი კონცენტრაცია და ძვრადობა გაცილებით მაღალია ვიდრე კრისტალის მოცულობაში [50]. აღნიშნული ცვლილებები უპირატესად განპირობებულია კრისტალური სტრუქტურის ძლიერი დამახინჯებით დისლოკაციების ბირთვების მახლობლობაში.

დღემდე არსებული მათემატიკური მოდელები საშუალებას იძლევიან განისაზღვროს მხოლოდ წერტილოვანი დეფექტების დიფუზური გადაადგილება დისლოკაციების ბირთვების გასწვრივ. ნაშრომში [51] განხილულია Ge^{71}, Sn^{113} და Sb^{124} იზოტოპების დიფუზიის ექსპერიმენტული შედეგები დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივის გერმანიუმში "თხევადი" ბირთვისა და "ძაფისებური" კრისტალების მოდელში. დისლოკაციების დიფუზური შეღწავადობის და ნადნობში დიფუზიის ტემპერატურული დამოკიდებულებების შედარებითი ანალიზით განსაზღვრულია დისლოკაციის გასწვრივ დიფუზიის კოეფიციენტების აბსოლუტური მნიშვნელობები და დისლოკაციის ბირთვის ეფექტური რადიუსი. მიღებული შედეგები არ ეწინააღმდეგებიან მოძრაობის კოოპერაციულ მექანიზმს და რელაქსირებული შეჯგუფებული ვაკანსიების მექანიზმს.

დისლოკაციების "თხევადი" ბირთვის ფიზიკური მოდელი საშუალებას იძლევა განხილული იქნას პროცესები დისლოკაციურ კრისტალებში, რისთვისაც იყენებენ თხევადი მდგომარეობისათვის დამახასიათებელ თერმოდინამიკურ პოტენციალებსა და პარამეტრებს, აგრეთვე დიფუზური პროცესების პარამეტრებს [52].

უკანასკნელ პერიოდში მიმდინარეობს ნახევარგამტარებში დისლოკაციების მოძრაობის მექანიზმების ინტენსიური კვლევა. ის განპირობებულია მათი მეტად რთული ხასიათის ზემოქმედებით მასალების ელექტროფიზიკური და სტრუქტურული თვისებების მახასიათებლებზე. ნაშრომში [53] წარმოდგენილია კრისტალებში დისლოკაციების ძვრადობის განმსაზღვრელი ღუნვების ჩასახვისა და მოძრაობის პროცესების ანალიზი მაღალი პაიერლსის პოტენციალის კრისტალებში. გაანალიზებულია დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების დინამიკაზე წერტილოვანი დეფექტების გავლენის სხვადასხვა მექანიზმი. შედარებულია ანალიზური და ექსპერიმენტული კვლევის

შედეგები Si, Ge და GeSi შენადნობების მონოკრისტალებისათვის. ანალიზს საფუძვლად უდევს ნახევარგამტარულ მონოკრისტალებში

წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთქმედება დისლოკაციების სეგმენტებთან და ღუნვებთან.

ორსაფეხურიანი მექანიკური დატვირთის პირობებში წყვილი და ერთეულოვანი ღუნვების მოძრაობის შესწავლით გაღრმავდა წარმოდგენები ღუნვების ჩასახვის პროცესებზე განსაზღვრულ ტემპერატურებსა და დაბალი ძაბვის პირობებში, როდესაც ღუნვები მეტად მგრძნობიარეა ბარიერისადმი [54,55]. გერმანიუმსა და სილიციუმში არსებული დისლოკაციების დინამიური თვისებები გაანალიზებულია წყვილი ღუნვების მოძრაობით პაიერლსის პირველადი ბარიერის გადალახვის მოდელში, აგრეთვე მეორადი ბარიერის გადალახვით გეომეტრიული ღუნვების მოძრაობის დროს [56].

დისლოკაციურიო სტრუქტურა ეპიტაქსიურ ფენებში მეტად რთულია და მოცულობითი კრისტალებისაგან განსხვავდება ენერგეტიკული მახასიათებლებით. უპირველეს ყოვლისა დისლოკაციების ფორმირებას განსაზღვრავს ფუძეშრესა და ეპიტაქსიურ ფენას შორის არსებული მესრის პარამეტრებს შორის არსებული სხვაობა. ანალიზურ ნაშრომში [57] წარმოდგენილია Ge-Si ჰეტეროსტრუქტურებში დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობის მექანიზმების კვლევის შედეგები, როდესაც მესრის პარამეტრებს შორის სხვაობა არ აღემატება 1%-ს. განხილულია დისლოკაციური სტრუქტურის ფორმირება ორგანზომილებიანიდან სამგანზომილებიან დისლოკაციურ სტრუქტურამდე ჰეტეროფენების მიღების პროცესში.

1.5. დისლოკაციების ელექტრული აქტიურობა მონოკრისტალურ Ge-Si შენადნობებში

Ge-Si შენადნობების სტრუქტურა და სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკური თვისებები შესაძლებელია განხილული იქნას, როგორც შემადგენელი Ge და Si კომპონენტების მახასიათებლების მოდიფიცირების შედეგი. აღნიშნულიდან გამომდინარე Ge-Si კრისტალების სრული დახასიათებისათვის მნიშვნელოვანია Ge და Si კრისტალების თვისებების ვარიაციების მიკროსკოპული მექანიზმების ღრმა ანალიზი, კერძოდ, ელექტროფიზიკური თვისებების და დისლოკაციური სტრუქტურის ურთიერთკორელაციური დამოკიდებულების დადგენა. მნიშვნელოვანი ექსპერიმნტული შედეგებია წარმოდგენილი ულტრასისუფთავის გერმანიუმში დისლოკაციების ელექტრული თვისებების შესახებ [58]. ნაჩვენებია, რომ 10^{12}-10^{13}სმ$^{-3}$ არსებული დონემდე გასუფთავებულ გერმანიუმში დისლოკაციები აკრძალულ ზონაში ქმნიან აქცეპტორული ტიპის დონეების ორ ქვეზონას. მათი ენერგია და ნახევარგანი დამოკიდებულია კრისტალის ზრდის მიმართულებასა და წყალბადის შემცველობაზე. აღნიშნული დისლოკაციური ზონების გამოვლინება შესაძლებელია მხოლოდ მაშინ, როდესაც დისლოკაციების სიმკვრივის ზღვრული სიდიდე 10^4სმ$^{-2}$-ის რიგისაა. გაანგარიშებით ნაჩვენებია, რომ 10^3სმ$^{-2}$ დისლოკაციების სიმკვრივის შემთხვევაში აქცეპტორების კონცენტრაცია არის $3{,}5\cdot10^9$სმ$^{-3}$. როდესაც დისლოკაციების სიმკვრივე უფრო ნაკლებია, მაშინ დეფექტების კონცენტრაცია იმდენად მცირეა, რომ გამოყენებული მეთოდები ვერ ახდენენ დისლოკაციური ზონების რეგისტრაციას. წყალბადის ატომები ახდენენ დისლოკაციური ზონების ნახევარგანისა და პოზიციების მოდიფიცირებას, მათი გავლენით ხორციელდება დეფექტების აქტივაციის ენერგიის ცვლილება გაწყვეტილი ბმების ზონების გაჯერების მექანიზმით.

მყარ სხეულებში ლაზერის იმპულსით ნანოწამებში ზემოქმედებით ვლინდება ელექტროფიზიკური თვისებების ცვლილებები. ეს ეფექტი არის მინარევების მდგომარეობებისა და მასალის დეფექტურობის ცვლილებით განპირობებული. შესწავლილია ოთახის ტემპერატურაზე

ლაზერული სხივის დარტყმითი ტალღებით დასხივებული p-ტიპის გერმანიუმის დისლოკაციური სტრუქტურა და ელექტროფიზიკური თვისებები [59].

დადგენილია[60], რომ გამოსხივების დარტყმითი ტალღის ზემოქმედებით არ ხდება დისლოკაციური სტრუქტურის ცვლილება, რადგანც დასხივებულ ზედაპირზე არ გამოვლინდნენ მოწამვლის დისლოკაციური ორმოები, მაგრამ საგრძნობლად იცვლებიან ელექტროფიზიკური პარამეტრები. წარმოდგენილია დასკვნა, რომ გერმანიუმის დასხივება იმპულსური ლაზერით მიკროწამებში ინტენსივობით 10^7- 10^9 ვტ/სმ^2 იწვევს უდისლოკაციოდ წერტილოვანი დეფექტების ათერმიულ წარმოქმნას.

პირველად იქნა აღნიშნული [61], რომ p-გერმანიუმში წარმოქმნილი დისლოკაციები ავლენენ ერთდროულად აქცეპტორულ და დონორულ თვისებებს. ეს ფაქტი დადასტურებულია ხვრელების კონცენტრაციის ტემპერატურული დამოკიდებულების კვლევით საწყისი და პლასტიკურად დეფორმირებული გერმანიუმის ნიმუშებში.

წარმოდგენილია მოდელი [62], რომლის თანახმად p-გერმანიუმში დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივის პირობებში არსებობს ორი დონე- აქცეპტორული E_a და E_d დონორული, თითოეულ მათგანს აქვს სასრული ტევადობა C_a და C_d. როდესაც C_d<<1, მაშინ ტემპერატურის ფართო ინტერვალში შესაძლებელია არ იქნას მიღებული მხედველობაში დისლოკაციებზე ლოკალიზებულ ელექტრონებთან ურთიერთქმედება. აღნიშნული დაშვებიდან გამომდინარე განიხილავენ ნახევარგამტარების წონასწორულ თვისებებს დისლოკაციებთან თანაარსებობის პირობებში.

პრაქტიკული გამოყენების თვალსაზრისით მეტად აქტუალურია p-და n-ტიპის გერმანიუმში პლასტიკური დეფორმაციის პროცესში მინარევებისა და დისლოკაციების ურთიერთქმედების მექანიზმების დადგენა. შესწავლილია პლასტიკურად დეფორმირებული n-ტიპის გერმანიუმის დაბალტემპერატურული ელექტროგამტარობა. საცდელი კრისტალი ლეგირებულია Sb-ით $2{,}5\cdot10^{16}$სმ$^{-3}$ კონცენტრაციამდე [63]. დადგენილია, რომ დეფორმაციის ხარისხის გაზრდით მცირდება

ელექტრონების კონცენტრაცია და ძვრადობა და იცვლება გამტარობის ტიპი.

დეფორმაციით ჩასახული დისლოკაციები ბუნებით აქცეპტორულია და მათი წარმოქმნა n-ტიპის კრისტალში იწვევს კომპენსაციას, ამასთან ერთად იქმნებიან გაბნევის დამატებითი ცენტრები [64], ცნობილია ისიც [65], რომ n-ტიპის გერმანიუმში <111> მიმართულებით ძლიერი არასიმეტრიული დეფორმაციით დონორების ტალღური ფუნქცია ანიზოტროპულია და Sb-ით ლეგირებისას ტალღური ფუნქციების გადაფარვა სუსტდება.

დეფორმირებულ Ge:Sb კრისტალებში დაბალტემპერატურულ ინტერვალში ადგილი აქვს ე.წ. დისკრეტულ გამტარობას აქტივაციის ენერგიით E_ε: $\rho(T)= \rho_\varepsilon \cdot \exp(\varepsilon/KT)$. ასეთი ტიპის ტემპერატურული დამოკიდებულებით იგულისხმება უახლოეს მეზობელ ატომებს შორის დისკრეტული ელექტროგამტარობა, რომლისთვისაც განცალკევებულია "დენადობის" წვლილი მინარევების ყველა მდგომარეობისათვის დამოუკიდებლად მათი ენერგეტიკული პოზიციისა. E_ε წარმოადგენს სხვაობას ფერმის დონესა და მდგომარეობის სიმკვრივის სპექტრის მაქსიმუმს შორის. დეფორმაციის შედეგად წარმოქმნილი დიდი სიმკვრივის დისლოკაციები იწვევენ კრისტალის არაჰომოგენურობას, რამაც შესაძლებელია გააფართოვოს მინარევების ენერგეტიკული ზონა, შესაბამისად ამაღლდება კუთრი ელექტრული წინააღმდეგობა.

საყურადღებოა ნაშრომში [66] წარმოდგენილი დეფორმირებულ გერმანიუმში პოზიტრონების სიცოცხლის ხანგრძლივობის შესწავლის შედეგები. შეკუმშვით დეფორმირებული n- და p-ტიპის გერმანიუმის კრისტალებში ელექტრონებისა და ხვრელების სიცოცხლის ხანგრძლივობა მცირდება დეფორმაციის გაზრდით. ჩამჭერი ცენტრების მოდელში შეფასებულია პოზიტრონების ჩაჭერის სიჩქარე, რითაც განსაზღვრულია დისლოკაციების ბირთვების სიგანე, როგორც 20 და 8,2A n- და p-ტიპის ნიმუშებისათვის. n-ტიპის გერმანიუმისათვის გაუჯერებელი ბმების წილი შეფასებულია ≈0,26. ეს სიდიდე გაცილებით მცირეა n-GaAs-ის დისლოკაციების ანალოგიური მახასიათებლებთან შედარებით. დადგენილია, რომ ლეგირება

აძლიერებს პოზიტრონების ჩაჭერას.p-ტიპის გერმანიუმში. მასში გაუჯერებელი ბმების წვლილი შეადგენს 0,25, რაც თანხმობაშია შროტერისა და ლაბუშის წარმოდგენებთან.

დისლოკაციებით მდიდარ გერმანიუმში თერმული დამუშავებით შესაძლებელია ელექტროფიზიკური და ოპტიკური მახასიათლების მკვეთრი ცვლილებები. ნაშრომში [67] შესწავლილია თერმული დამუშავების სხვადასხვა რეჟიმის გავლენა მონოკრისტალური გერმანიუმის დენის მატარებლების რეკომბინაციაზე დისლოკაციების სიმკვრივის ფართო დიაპაზონში.: 0-დან 10^5სმ$^{-2}$-მდე. ნაჩვენებია, რომ მოწვა 750°C-ზე ამცირებს სიცოცხლის ხანგრძლივობას, როდესაც $N_d=3\cdot10^3$სმ$^{-2}$. დისლოკაციების მცირე სიმკვრივის გერმანიუმში განმსაზღვრელია ვაკანსიური ტიპის დეფექტების წვლილი სიცოცხლის ხანგრძლივობის ცვლილებებში, ხოლო დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივის პირობებში სუსტდება რეკომბინაციურ პროცესებზე ვაკანსიებისა და დისლოკაციების ურთიერთქმედების გავლენა. ავტორთა მოსაზრებით გამორიცხული არ არის ჟანგბადის ატომების ელექტრული აქტიურობის გავლენა დენის მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობაზე მაღალტემპერატურული მოწვის პროცესში დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივის პირობებში (N_d~10^5სმ$^{-2}$).

მეტად საინტერესო შედეგებია წარმოდგენილი ნაშრომში [68] 60°-იანი და ხრახნული დისლოკაციების შემცველ p-და n-ტიპის Si და Ge მონოკრისტალების ლოკალური ელექტრული თვისებების შესახებ. კერძოდ, შესწავლილია ვოლტ-ამპერული მახასიათებლები. n-ტიპის სილიციუმში გამოვლინდა 60°-იანი დისლოკაციების დიოდური მოქმედება განსხვავებით ხრახნულისაგან, რომლებსაც არ ახასიათებთ დიოდური დენის გამართვა. 60°-იანი დისლოკაციაზე პირდაპირი და უკუდენები ერთმანეთისაგან 100-ჯერ მეტი სიდიდით განსხვავდებიან. შესწავლილია ასევე 60°-იან დისლოკაციაზე გარღვევის მახასიათებლები. დადგინდა, რომ ელექტრული გარღვევის შემდეგ ხდება p-n გადასასვლელის თვისებების სრული აღდგენა. Si და Ge-ში არ გამოვლინდა 60°-იანი და ხრახნული დისლოკაციების მახასიათებლებს შორის განმასხვავებელი ნიშნები, რადგანაც

ვოლფრამისა და აღნიშნული მასალების კონტაქტებს ჰქონდათ მკვეთრად გამოხატული არა ომური თვისება. მიღებული შედეგების ანალიზში გათვალისწინებულია კრისტალის ზედაპირზე დისლოკაციების გამოსვლის ადგილებში დამუხტული მდგომარეობის შექმნა. 60°-იანი დისლოკაციების დიოდური თვისებების ფორმირებაში გადამწყვეტია გაწყვეტილი ბმების არსებობა. ცნობილია [69,70] , რომ 60°-იანი დისლოკაციების ფორმირებით აკრძალულ ზონაში წარმოიქმნებიან ენერგეტიკული დონეები 0,2-0,5ევ სიღრმეზე გამტარობის ზონის მინიმუმიდან.

შესწავლილია ერთღერძიან დეფორმირებულ Ge-Si ენერგეტიკულ ველებს შორის ელექტრონების გადანაწილება "თხელ" დონეებზე არსებული დონორების დარტყმითი იონიზაციის პროცესში [71]. დარტყმით იონიზაციას განიცდიდნენ ნეიტრალური დონორები Sb, P, As. განსაზღვრულია ერთღერძიანი წნევის გავლენით დარტყმითი იონიზაციის ველების ცვლილებების მთავარი მექანიზმები. დადგინდა, რომ ინვერსიული L_1-Δ_1 ტიპის გარდაქმნა გამტარობის ზონაში განაპირობებს გერმანიუმში ფოსფორის იონიზაციის ენერგიის ცვლილებას 12-41მევ ინტერვალში. იონიზაციის ენერგიის თითქმის ოთხჯერადი გაზრდა საშუალებას იძლევა გამოვლინდეს მაიონიზირებელი ელექტრონების ოპტიკურ ფონონებზე არადრეკადი გაბნევის წვლილი. ცხადია, რომ მაიონიზირებელი ელექტრონების ენერგიის მიახლოება ოპტიკური ფონონის ენერგიასთან იწვევს არადრეკადი გაბნევის ზრდას.

შინაგანი ხახუნის მეთოდით გამოკვლეულია ერთეულოვანი და წყვილი ღუნვების ფორმირებისა და მოძრაობის ენერგიის ცვლილებები ნახევარგამტარულ მასალებში [72-75]. ნაჩვენებია ელექტრულად აქტიური მინარევების ძლიერი გაბნევა დისლოკაციების ბირთვებსა და ატმოსფეროებზე. დადგენილია, რომ აქცეპტორული მინარევები თანაბარი კონცენტრაციის პირობებში ტეტრაედრული რადიუსებისაგან დამოუკიდებლად ერთნაირად ახდენენ გავლენას დისლოკაციების ძვრადობაზე და ერთნაირად ამცირებენ აქტივაციის ენერგიას არალეგირებულ კრისტალთან შედარებით. უფრო ძლიერად ამცირებენ დისალოკაციებზე ღუნვების მოძრაობის აქტივაციის ენერგიას

დონორული მინარევები. ელექტრონების გავლენა არ ისაზღვრება მხოლოდ დისლოკაციების ძვრადობით. დენის მატარებლების ამაღლებულ კონცენტრაციებზე დისლოკაციების ელემენტების რხევის სიხშირე შემოსაზღვრულია კოვალენტულ ბმებში ელექტრონების "გადართვებითა" და ჰიბრიდიზაციის მდგომარეობის შეცვლით, როდესაც დისლოკაციური ღუნვა აღმოჩნდება ბარიერის მაქსიმუმზე. აღსანიშნავია [76] , რომ n-ტიპის კრისტალებში შედარებით დაბალია დისლოკაციური ღუნვის სიხშირის ფაქტორი. ეს ხორციელდება ძლიერად ლეგირების შემთხვევაში. მაშინ მოსალოდნელია ელექტრონების ტალღური ფუნქციის გადაფარვის გაძლიერება აქცეპტორულ მინარევებსა და ღუნვებზე. ე.წ.დისლოკაციურ ზონაში. ასე, მაგალითად, თუ აქცეპტორების კონცენტრაცია იქნება ~10^{19}სმ$^{-3}$, მაშინ წარმოიქმნება მინარევული ზონა, აქცეპტორული მდგომარეობები გადანაწილდებიან კრისტალის მთელ მოცულობაში.

დაბალი მექანიკური ძაბვის მოქმედების დროს (τ<2-4კგ/მმ^2) აქცეპტორული მინარევებით ლეგირებულ კრისტალებში ვლინდება დისლოკაციების სიჩქარისა და მოძრაობის ენერგიის მკვეთრი დამოკიდებულება ძაბვისაგან [77]. გერმანიუმში დარიშხანის მაღალ კონცენტრაციაზე არ ვლინდება აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელოვნად ამაღლება ძაბვის შემცირებისას. მასში შეიმჩნევა, მსგავსად სილიციუმისა სასტარტო ძაბვა დისლოკაციის ამოძრავებისათვის, რაც საკმარისად დიდია (≈2კგ/მმ^2). ეს გამოწვეულია ღუნვების მრავალი ჩამჭერის არსებობით დისლოკაციებზე.

მაღალი მექანიკური ძაბვის ველში დისლოკაციებზე ღუნვების მოძრაობა შესაძლებელია აღიწეროს ორმაგი ღუნვების დიფუზიის მოდელით და გათვალისწინებული იქნას ახლო და შორს მოქმედი ძალების (დრეკადი, ელექტროსტატიკური) გავლენით მოძრაობის ენერგიის მოსალოდნელი შემცირება. დისლოკაციების ირგვლივ არსებული მაღალი კონცენტრაციის წერტილოვანი დეფექტები ამუხრუჭებენ ორმაგი ღუნვების განცალკავებას, რაც ასევე მნიშვნელოვნად აისახება დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარეზე მექანიკური ძაბვის ველში.

დისლოკაციების ბირთვების მიერ ჩაჭერილი დენის მატარებლების მოძრაობა ელექტრულ ველში ვლინდება დაბალ ტემპერატურებზე პლასტიკურად ძლიერად დეფორმირებულ გერმანიუმში [78].

ელექტრული პარამეტრების ანიზოტროპულობა T=30K და $N_{\text{დისლ.}}$~$2\cdot10^7$სმ^2 პირობებში გაანალიზებულია 60° -იანი დისლოკაციების ბირთვების გასწვრივ ხვრელებისა და ელექტრონების მოძრაობით აქცეპტორულ და ელექტრონულ დისლოკაციურ ზონებში. დაშვებულია, რომ დისლოკაციებზე არსებული სეგმენტების სიგრძე 10 მკმ-ის რიგისაა. ხვრელების ტალღური ფუნქციის რადიუსი ~ 1 ნმ-ია. ასეთი რადიუსის ცილინდრში მიმდინარეობს ელექტრული დენი 0,1 მკმ მანძილზე. მაშასადამე შესაძლებელია მივიჩნიოთ, რომ დენი აღძრულია ე.წ. ქვანტურ ძაფისებურ გამტარში. რეალურ კრისტალებში ელექტრონები და ხვრელები გაიბნევიან დისლოკაციურ ღუნვებზე, საფეხურებსა და დეფექტებზე, რომლებიც ლოკალურ უბნებში არღვევენ ტრანსლაციის სიმეტრიას ბირთვების გასწვრივ. შესწავლილია [79] მაღალტემპერატურული მოწვის გავლენა ძლიერ დეფორმირებული გერმანიუმის ხვრელურ გამტარობაზე. ნაჩვენებია, რომ 900°C-ზე მოწვის შემდეგ მცირდება ხვრელური ელექტროგამტარობა, იცვლება მისი ტემპერატურული დამოკიდებულების ხასიათი.

ელექტრული თვისებები მნიშვნელოვნად იცვლებიან გერმანიუმის რეკრისტალიზებულ სტრუქტურაში. რეკრისტალიზაცია მიმდინარეობს მაღალკუთხოვანი საზღვრების ფორმირებისა და მოძრაობის მექანიზმით. ძლიერად დეფორმირებულ გერმანიუმში რეკრისტალიზაციის ჩანასახები კრიტიკულზე მეტი ზომებით, წარმოიქმნებიან მხოლოდ მოწვის პროცესში და მათი ზომები 30 მკმ-ის მახლობლობაში იცვლებიან. გამსხვილებული მარცვლების წარმოქმნით სუსტდება დისლოკაციებს შორის ელექტრონული კავშირები და, შესაბამისად, მცირდება ხვრელური გამტარობის სიდიდე. ფენოვანი, უჯრედოვანი, ჰომოგენიზებული და ფრაგმენტირებული დისლოკაციური სტრუქტურა, როგორც შედეგი

თერმომექანიკური დამუშავების იწვევს ელექტრული მახასიათებლების არამდგრადობასა და გაუარესებას [80].

დეფორმაციისა და შემდგომი თერმული ზემოქმედების გავლენა კიდევ უფრო ნათლად ვლინდება მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ელექტრული თვისებების ცვლილებებში. გამოკვლეულია ელექტრონების გადატანის პროცესები სუსტ ელექტრულ ველებში $G_{1-x}Si_x$ ($0<x<0,14$) შენადნობებში [81]. საცდელი ნიმუშების მიღება განხორციელებულია ჩოხრალსკის მეთოდით, ერთდროულად ხდებოდა გამდნარი მასალის შევსება ტიგელში ჩაშვებული იდენტური შედგენილობის Ge-Si ღეროს გადნობით [82]. ამ გზით მინიმუმამდე დაიყვანება კომპონენტების განაწილების კონცენტრაციული გრადიენტი.

ნაჩვენებია შენადნობებში დისპერსიის კანონის შეცვლით განპიროებული სუსტ ელექტრულ ველებში ელექტრონების გადატანითი მოძრაობის კანონზომიერებათა ცვლილება. ზონური გარდაქმნა ზონების $L_1 \rightarrow \Delta_1$ ტიპის ინვერსიამდე მიღწეულია Si-ის შემცველობისა და [100] მიმართულებითი კუმშვითი დეფორმაციის ზემოქმედებით. განხილულია Ge-Si შენადნობებში ელექტრონების ძვრადობის შემზღუდავ დეფექტებზე გაბნევის მექანიზმების ეფექტურობა. ჰოლის ეფექტის მეთოდით მიღებული დეფორმაციული და კონცენტრაციული დამოკიდებულბების ექსპრიმენტული და გათვლითი მონაცემების შედარებით რელაქსაციის დროის მიახლოებაში დადგენილია, რომ საკვლევ შენადნობების დომინირებს აკუსტიკური და შენადნობების კომპონენტებზე გაბნევის პროცესები. განსაზღვრულია შენადნობებში ელექტრონ-ფონონური ურთიერთქმდების კონსტანტები. ექსპერიმენტული და ანალიზური გზით მიღებულია კინეტიკური კოეფიციენტების არაწრფივი ფუნქციონალური დამოკიდებულებები ინვერსიის არეში Ge-Si შენადნობებში.

დეფექტების ელექტრონულ-სტიმულირებული რეაქციის მოდელში განხილულია როგორც წონასწორული, ასევე არაწონასწორულ დენის მატარებლების გავლენა დეფექტების რეაქციის სიჩქარეზე კოვალენტურ კრისტალებში. ბმების შესუსტების მექანიზმის ელემენტარულ აქტად მიღებულია დარღვეული ვალენტური ბმის წარმოქმნისა და გადართვის

პროცესი და გაანალიზებულია მასთან დაკავშირებული კრისტალური მესრის კვანძის ელექტრონული თერმების დინამიკა. ელექტრონულ-სტიმულირებული დეფექტების რეაქციის სიჩქარე განსაზღვრულია როგორც ფერმის კვაზიდონეს მდგომარეობის ფუნქცია [83].

ნაჩვენებია, რომ დეფექტების რეაქციის სიჩქარე n- გერმანიუმში იზრდება მონოტონურად ზღურბლური ძაბვის გარეშე ელექტრონების კონცენტრაციის ამაღლებით. p-ტიპის გერმანიუმში სუსტად ლეგირების შემთხვევაში ის საერთოდ დამოუკიდებელია ხვრელების კონცენტრაციისაგან, ხოლო ხვრელების მაღალ კონცენტრაციებზე ($\sim 10^{19}$სმ$^{-3}$) დეფექტების რეაქციის სიჩქარე რთული ფუნქციონალური დამოკიდებულებით ავლენს ზრდის ტენდენციას.

ლეგირებული კოვალენტური ნახევარგამტარების დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერგიის ვარიაციები ნათლად ვლინდებიან შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრებში. ნაშრომში [84] შინაგანი ხახუნის მეთოდით გამოკვლეულია ერთეულოვანი ღუნვების მოძრაობისა და წყვილი ღუნვების ფორმირების აქტივაციური პარამეტრები n-ტიპის ლეგირებული და, აგრეთვე, არალეგირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმში. განსაზღვრულია დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების მოძრაობის ენერგია (~ 1,108 ევ) დ სიხშირის ფაქტორი $\sim 1{,}5\cdot 10^{9}$წმ$^{-1}$. საყურადღებოა, რომ სიხშირის ფაქტორი მითითებულ ინტერვალში იზრდება მოქმედი გარეშე დეფორმაციის პროპორციულად. სხვა ენერგეტიკული მახასიათებლები (2,07 ევ და $\sim 1\cdot 10^{13}$წმ$^{-1}$) განეკუთვნებიან დისლოკაციებზე წყვილი ღუნვის ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციას. ორივე შემთხვევაში შინაგანი ხახუნის სპექტრში შესაბამისი რელაქსაციური წარმოშობის მაქსიმუმები გადაადგილდებიან დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით 10-20°CK-თი დეფორმაციის გაზრდის პირობებში.

დღეისათვის დადგენილია [85-87], რომ n- და p- ტიპის Ge-ის კრისტალებში 10-20%-ით შესაძლებელია შემცირდეს ერთეულოვანი და წყვილი ღუნვების მოძრაობის აქტივაციის ენერგია დრეკადობის საზღვრებში დეფორმაციის პირობებში.

დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციური მახასიათებლების ცვლილებები შესაძლებელია განხორციელდეს ასევე იზოვალენტური ელემენტებით ლეგირების შემთხვევაში, როდესაც მალეგირებელი კომპონენტის კონცენტრაცია საკმარისია მესრის პარამეტრის შესამჩნევად შეცვლისათვის. თავის მხრივ ეს უკანასკნელი განსაზღვრავს დისლოკაციების მოძრაობისადმი არსებული პაიერლსის პოტენციალური ბარიერის სიმაღლეს, რაც განსაზღვრავს დისლოკაციების ძვრადობას.

შესწავლილია გერმანიუმ-სილიციუმის ზოგიერთი მონოკრისტალური ნიმუშის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება და გაანალიზებულია დისლოკაციური რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლების ცვლილებების მიზეზები. ნაჩვენებია, რომ 3ატ.%-მდე სილიციუმის კონცენტრაციის გაზრდით იზრდება ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობა, რაც ძირითადად განპირობულია ლოკალიზებული კუმშვითი ძაბვების მოქმედებით გერმანიუმის კრისტალურ მესერში [88,89].

სილიციუმით ლეგირება შესამჩნევად (~ 15 %) ზრდის პირველი და მეორე კრიტიკული ძაბვების სიდიდეებს, რომლებიც შეესაბამებიან დისლოკაციების სეგმენტებისა და ღუნვების მოწყვეტას წერტილოვანი დეფექტებისა და დისლოკაციური კვანძებიდან. მათი სიდიდეების რეგულირება შესაძლებელია საშუალო და მაღალ ტემპერატურებზე თერმული დამუშავებით (წრთობა, მოწვა), რომლის განმავლობაში ადგილი აქვს დისლოკაციების ირგვლივ არსებული მინარევების ატმოსფეროებში კონცენტრაციულ და კონფიგურაციულ ცვლილებებს, აქტივაციური და მექანიკური მახასიათებლების შემდგომი შემცირება Ge-Si შენადნობებში გამოვლენილია ელექტრულად აქტიური ელემენტებით ლეგირების შემთხვევაში [90.91].

აღსანიშნავია, რომ დეფორმაციისა და თერმული დამუშავების ზემოქმედებით მაღალ ტემპერატურებზე შესაძლებელია გამოვლინდეს დისლოკაციების ენერგეტიკული პარამეტრების ცვლილებები, რაც ნათლად არის დადასტურებული ნაშრომში [92]. კერძოდ, ნაჩვენებია, რომ 700°C-ზე გრეხითი მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაციის გავლენით არალეგირებულ მონოკრისტალურ სილიციუმში 10-15 %-ით

მცირდება 60°-იანი და ხრახნული დისლოკაციების მოძრაობით განპირობებული მექანიკური რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობები. აღნიშნულ პროცესებს თან სდევს ელექტროგამტარობის და თერმული გაფართოების ანომალური ცვლილება 200-400°C ინტერვალში. მოწვით ვაკუუმში 700-900°C ინტერვალში სუსტდება ელექტროფიზიკური თვისებების ანომალიები და მაღლდება დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები. ანალიზით დადგინდა, რომ აღნიშნული ცვლილებები ძირითადად განპირობებულია ჟანგბადის ატომებისა და დისლოკაციების ურთიერთქმედების ინტესივობის შესუსტება-გაძლიერების პროცესებით. ასეთ პირობებში ხორციელდება დისლოკაციების ატმოსფეროებში ჟანგბადის ატომების კომპლექსებში კონცენტრაციული და კონფიგურაციული ცვლილებები. ყოველივე აღნიშნული განაპირობებს კრისტალის დარბილება-განმტკიცების პროცესებს, რომლებიც მჭიდრო კორელაციაშია რეალურ დისლოკაციურ სტრუქტურასა, ელექტრულ, თერმულ და სტრუქტურულად მგრძნობიარე მექანიკურ თვისებებთან.

2. შედეგები და მათი განსჯა

2.1. Ge-Si შენადნობების მიღება და კვლევის მეთოდები

2.1.1. Ge-Si შენადნობების მიღების მეთოდიკა

გერმანიუმის მონო- და პოლიკრისტალური ნიმუშების მიღება წარმოებდა ჩოხრალსკის ტიპის სადნობ ღუმელში. დნობები ხორციელდებოდა კვარცის ტიგელებში დიამეტრით 40-60მმ. ბორით ლეგირებისათვის მექანიკური შერევით მზადდებოდა კაზმი შემადგენელი კომპონენტების განსაზღვრული კონცენტრაციით. მადედებლის ორიენტაცია შეადგენს [111] . მიღებული კრისტალები დაახლოებით ოვალური ფორმისაა. მისგან შესაძლებელია ალმასის დისკით გამოიჭრას 20-35მმ დიამეტრის ნიმუშები.

დნობების ჩატარებამდე ხდებოდა დანადგარის ტემპერატურული პირობების შემოწმება. ამისათვის დანადგარში იტვირთება გერმანიუმის საჭირო რაოდენობა გათვლილი ტიგელის მოცულობაზე. დნობის პროცესი მიმდინარეობს ინერტული აირის (არგონის) გარემოში. მასალა სრული გადნობის შემდეგ დნობის ტემპერტურაზე ყოვნდებოდა დაახლოებით 10 წთ და შემდეგ იწყებოდა ტემპერატურის დაკლება და განისაზღვრებოდა კრისტალიზაციის ტემპერატურა მდნარის ზედაპირზე კრისტალის წარმოქმნით. თუ მდნარის ზედაპირზე იზოთერმის მაქსიმუმი ემთხვევა მის ცენტრს, ამ შემთხვევაში კრისტალიზაცია იწყება მდნარის გვერდებიდან, მაშინ როცა მდნარის ცენტრი გადახურებულ მდგომარეობაშია. ამ შემთხვევაში მდნარის ცენტრში წარმოიქმნება ერთი ან ორი კრისტალი. ტემპერატურის ოპტიმალური განაწილება მიიღწევა ტიგელის გადაადგილებით მახურებლის მიმართ, ისე რომ მდნარის ზედაპირი მოქცეული იყოს ცხელი ზონის ოპტიმალურ უბანში. კრისტალიზაციის დაწყების ტემპერატურის დადგენის შემდეგ ხდება მდნარის გადახურება, რათა გამოირიცხოს დამატებით კრისტალიზაციის ცენტრების წარმოქმნა. შემდეგ ტემპერატურა დაახლოებით 10-20 გრადუსით მაღლდება კრისტალიზაციის ტემპერატურის ზევით და მადედებელი შეჰყავთ კონტაქტში მდნართან. ამის შემდეგ ხდება ამოწევის პროცესის დაწყება. კრისტალის ამოწევა მიმდინარეობს სტაბილურ ტემპერატურულ

რეჟიმში, რათა არ მოხდეს მონოკრისტალის სრულქმნილობის დაზიანება და ორეულების წარმოქმნა.

დადგენილ ტექნოლოგიურ პირობებში მიღებულია არალეგირებული და ცალ-ცალკე ბორითა და დარიშხანით ლეგირებული $Ge_{1-x}Si_x$ მონო- და პოლიკრისტალური სხმულები დიამეტრით 20-35მმ და სიგრძით 60-75მმ. კრისტალების მიღების პროცესში მადედებლისა და ტიგელის ბრუნვის სიჩქარეები შეადგენენ შესაბამისად 45 და 10ბრ/წთ. რადგანაც სილიციუმისა და გერმანიუმის ერთმანეთში განაწილების კოეფიციენტები სხვადასხვაა, ამის გამო Ge-Si ნიმუშის სიგრძეზე ყოველ ერთ სმ-ზე კონცენტრაციული გრადიენტი შეადგენს – 0,05ატ%Si. აღნიშნულთან დაკავშირებით ხდებოდა განსაზღვრული კონცენტრაციის უბნების გამოჭრა მთლიანი ნიმუშიდან სხვადასხვა დონეზე. ამავე უბნებში Si-ის კონცენტრაციის სიდიდე განისაზღვრებოდა პიკნომეტრული მეთოდით.

2.1.2. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდიკა

მიკროსტრუქტურის კვლევა სრულდებოდა ოპტიკურ მიკროსკოპზე Neophot-32. ამავე მიკროსკოპზე სრულდებოდა საკვლევი ნიმუშების ზედაპირული სტრუქტურის ფოტოფიქსაციაზე აღბეჭდვა.

ნიმუშების ზედაპირზე წარმოქმნილი დეფორმირებული შრის მოხსნის მიზნით, წარმოებდა ქიმიური პოლირება ხსნარში – $HF:HNO_3$ 1:3, 5-10 წუთის განმავლობაში და ამის შემდეგ, დისლოკაციური ფიგურების გამოვლინებისათვის მოწამვლა გრძელდებოდა ხსნარში – $HF:HNO_3:CH_3COOH$=3:1:12 დაახლოებით 30 წუთის განმავლობაში. ქიმიური პოლირებისა და დისლოკაციების გამოსავლენი მოწამვლის მონაცვლეობა მეორდება ვიდრე არ შეწყდება დისლოკაციების სიმკვრივის ცვლილება. ასეთ პირობებში მოწამვლით გამოვლენილი ფიგურები წარმოადგენს კრისტალიზაციის პროცესში წარმოქმნილ დისლოკაციებს. იმავე შედგენილობის პოლიკრისტალური სტრუქტურის მქონე ნიმუშების ზედაპირების მომზადება სტრუქტურული კვლევებისათვის პრაქტიკულად ანალოგიური თანმიმდევრობით შესაძლებელია შესრულდეს. კერძოდ, მიკროსტრუქტურის გამოსამჟღავნებლად, წინასწარ დამუშავებული შლიფების მოწამვლას

ახდენენ 25% KOH –ის მდუღარე ხსნარში H_2O_2 –ის დამატებით, შემდეგი პროპორციით 4:1 [93].

2.1.3. ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვის მეთოდიკა

ოთახის ტემპერატურის პირობებში ელექტროფიზიკური თვისებების მახასიათებლები განისაზღვრებოდა ოთხზონდიანი მეთოდით, მუდმივ მაგნიტურ ველში მოთავსებულ ნიმუშში მუდმივი სიდიდის დენის აღძვრის პირობებში. მაგნიტური ველის დაძაბულობა შეადგენდა $\simeq 1\cdot 10^4$ ერსტედს. საცდელი ნიმუშის ფორმა – 2X4X12 მმ^3. თავდაპირველად იანგარიშება ჰოლის კოეფიციენტი [94]:

$$R_{ჰ} = \frac{V_{ჰ} \cdot d}{H \cdot I},$$

სადაც H – მუდმივი მაგნიტური ველის დაძაბულობა;

I – ნიმუშში გამავალი მუდმივი დენის სიდიდე;

d – ნიმუშის სიგრძე

$V_{ჰ}$ – ნიმუშზე აღძრული ჰოლის ემძ.

დენის მატარებლების კონცენტრაცია იანგარიშება ფორმულით [94]:

$$n = \frac{1}{e \cdot c \cdot R_{ჰ}},$$

e – ელექტრონის მუხტის სიდიდეა;

c – სინათლის სიჩქარე ვაკუუმში.

დენის მატარებლების ძვრადობა გამოითვლება ცნობილი თანაფარდობიდან:

$$\mu = \frac{\sigma}{n \cdot e},$$

სადაც გამტარობა $\sigma = \frac{I}{S}$; S – ნიმუშის კვეთის ფართობია.

2.1.4. მიკროსისალის განსაზღვრა

მიღებული მონოკრისტალების (111) სიბრტყის პარალელურად ამოჭრილი იქნა ფირფიტები. მიკროსისალის გაზომვამდე წარმოებდა ნიმუშების ზედაპირის მომზადება შემდეგი თანმიმდევრობით. ზედაპირი

იშლიფებოდა სხვადასხვა ზომის მარცვლების SiC –ფხვნილზე, შემდეგ ხდებოდა მექანიკური პოლირება ალმასის პასტებით (d≃1,2,3მკმ). მიკროსისალე შეისწავლებოდა მოწამვლის შემდეგ. მოწამვლა ხორციელდებოდა მდუღარე ხსნარში შემადგენლობით: 4წილი 25%-იანი KOH+1წილი .30%-იანი H_2O_2. მიკროსისალის გაზომვა ვიკერსის მეთოდით სრულდებოდა ПМТ-3 -ზე 50გ დატვირთვის ქვეშ. ანაბეჭდის დიაგონალი იზომებოდა ოკულარული მიკრომეტრით. მიკროსისალე ითვლებოდა ფორმულით [95]:

$$H = \frac{1854}{c^2} P \text{ კგ/მმ}^2,$$

სადაც H – მიკროსისალეა;

P – დატვირთვა;

C – ანაბეჭდის დიაგონალის სიგრძე.

მიკროსისალის ყოველი მნიშვნელობა მიღებულია ანაბეჭდის სამჯერადი გაზომვით და თვით ნიმუშის დამახასიათებელი მიკროსისალის სიდიდე გამოანგარიშებულია ნიმუშის ზედაპირზე 50 ანაბეჭდის ოთახის ტემპერატურაზე გაზომვის საფუძველზე.

2.1.5. თერმული გაფართოების კვლევა დილატომეტრული მეთოდით

ნიმუშების თერმული გაფართოების შესწავლისათვის გამოყენებული იქნა კვარცის დილატომეტრი. წინასწარ შესრულდა მოსამზადებელი სამუშაოები კერძოდ, ინდუქციურ მეთოდზე დამყარებული დილატომეტრის პროფილაქტიკისა და მოდერნიზაციის სამუშაოები. ეს უზრუნველყოფს ავტომატულ რეჟიმში გახურება-გაცივების პირობებში თერმული გაფართოების გაზომვების შესრულებას. წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ანგარიში ხდებოდა ცნობილი ფორმულით [96].

$$\alpha = \frac{1}{l} \cdot \frac{\Delta l}{\Delta T},$$

სადაც l – ნიმუშის საწყისი სიგრძე. მოცემულ პირობებში l-ის სიდიდედ მიჩნეულია ნიმუშის სიგრძე საწყის ტემპერატურაზე. Δl – ნიმუშის

წაგრძელების აბსოლუტური სიდიდე, ხოლო ΔT – ტემპერატურული ინტერვალი, რომლის დროსაც გამოითვლება წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტი.

ციფრული დილატომეტრი შედგება ოთხი ძირითადი ბლოკისაგან:

1. დილატომეტრის ციფრული ბლოკი
2. წანაცვლების ტევადური გადამწოდი
3. იზოთერმული ბლოკი
4. პერსონალური კომპიუტერი

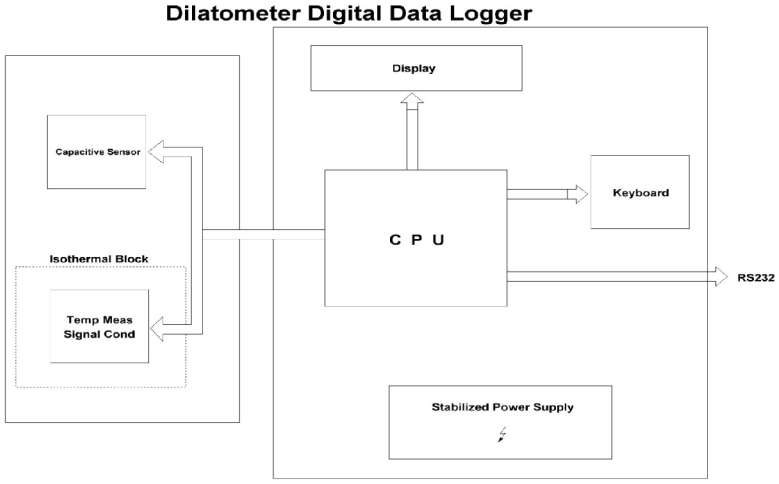
გადამწოდებიდან სიგნალის დამუშავებას და შემდგომში მონაცემების პერსონალურ კომპიუტერში გადაგზავნას ახორციელებს Microchip–ის 16 ბიტიანი.მიკროპროცესორი. ტემპერატურის გასაზომად გამოყენებულია ქრომელ-ალუმელის თერმოწყვილი და ინტეგრალური სქემა MCP9800, რომელიც ზომავს გარემოს ტემპერატურას 0,0625 გრად. ცელსიუსის სიზუსტით თერმოწყვილის ცივი ბოლოს კომპენსაციისათვის და მოთავსებულია იზოთერმულ ბლოკში ცივ ბოლოსთან ერთად. თერმოწყვილის თერმოელექტრული ძაბვა 18 ბიტიანი დელტა-სიგმა ანალოგურ ციფრული გარდამქმნელის გავლით მუშავდება მიკროპროცესორის მიერ მეათე ხარისხის პოლინომიალური ფუნქციის გამოყენებით, რომლის კოეფიციენტები დადგენილია NIST (national institute of Standards and Technology) –ის მიერ.წანაცვლების ტევადური სენსორი შეძენილ იქნა მზა სახით, რომელსაც გააჩნია მართვისა და ინფორმაციის წაკითხვის ციფრული პორტი.

სენსორებიდან ინფორმაციის წაკითხვისა და მისი შესაბამისი ალგორითმებით დამუშავების შემდეგ RS232 პორტის მეშვეობით ხორციელდება მისი გადაცემა პერსონალურ კომპიუტერზე, რომელიც გაზომვის დამთავრების შემდეგ გვაძლევს ინფორმაციას ექსელის ცხრილის და გრაფიკის სახით.

ხელსაწყოს გააჩნია დისპლეი და კლავიატურა, რომლის მეშვეობითაც ხდება ინფორმაციის გამოტანა რეალურ დროში და საწყისი პარამეტრების შეშვება გაზომვის დაწყებამდე, რის შემდეგაც გაზომვის მთლიანი ციკლი ხორციელდება სრულიად ავტომატურ

რეჟიმში. ეს გამორიცხავს ადამიანის ფაქტორს გაზომვის პროცესში და უფრო საიმედოს ხდის მიღებულშედეგებს.

ციფრული დილატომეტრის სქემა წარმოდგენილია ნახაზზე 1.



ნახ.1. ციფრული დილატომეტრის ბლოკსქემა

2.1.6. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი

შინაგანი ხახუნის დანადგარის ძირითად ნაწილს წარმოადგენს ვერტიკალურად დამაგრებული გრეხითი ქანქარა. მის ღერძზე მექანიკური მომჭერების ან ცეცხლგამძლე წებოს საშუალებით მაგრდება ნიმუშები. ქანქარის ჰორიზონტალურ ღერძზე განლაგებულია მაგნიტური ტვირთები. შესაძლებელია მათი მასის და ვერტიკალური ღერძიდან დაშორების რეგულირება მერხევი სისტემის სიხშირის შეცვლის მიზნით. გრეხითი რხევების აღგზნება წარმოებს ტვირთებისადმი სიმეტრიულად განლაგებული წყვილი ელექტრომაგნიტებით.

ვერტიკალური და ჰორიზონტალური ღერძების კვეთაზე განლაგებულია ამრეკლი სარკე. მისგან არეკლილი სინათლის სხივი ფიქსირდება გამჭვირვალე ოპტიკურ სკალაზე. ელექტრომაგნიტებში დენის რეგულირებით შესაძლებელია ოპტიკურ სკალაზე ნიმუშის დაგრეხის კუთხის რეგისტრაცია გადახრის ამპლიტუდების შეფასების გზით.

საცდელი ნიმუშების ძვრის დინამიური მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებების

შესწავლა ხორციელდება ნახევრადავტომატურ დანადგარზე. გრეხითი რხევების სიხშირისა და მილევის ლოგარითმული დეკრემენტის რეგისტრაციის მეთოდით. გაზომვებში გამოიყენებოდა პარალელეპიპედის ფორმის ნიმუშები. გაზომვები სრულდებოდა ტემპერატურათა 20 – 800°C და სიხშირეთა 0,5÷5 ჰც ინტერვალში. გაზომვის პროცესში შესაძლებელია გრეხითი რხევების ამპლიტუდის ცვლილება $1\cdot10^{-5}$ $\div5\cdot10^{-3}$ ინტერვალში. გაზომვა ხორციელდებოდა გახურება-გაცივების 1÷3 გრად/წთ სიჩქარით.

ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე ოთახის ტემპერატურაზე განისაზღვრებოდა შემდეგი ცნობილი თანაფარდობით [97]:

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

სადაც G_0 და f_0 ეტალონის ძვრის მოდული და რხევის სიხშირეა გამზომ დანადგარში ოთახის ტემპერატურაზე, ხოლო G და f იდენტური ზომების საცდელი კრისტალის მოდულისა და რხევის სიხშირის მნიშვნელობებია. აღნიშნული მეთოდებით ძვრის მოდულის განსაზღვრის ცდომილებაა 3%. შინაგანი ხახუნის სიდიდე გამოითვლება ფორმულით [97]:

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

სადაც N– რხევათა რაოდენობაა, რომელიც სრულდება რხევის ამპლიტუდის A_n –დან A_n+N –მდე შემცირების დროს. რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგია გამოითვლებოდა ფორმულით[98]:

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

სადავ 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 [98]:

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

სადაც H- პროცესის აქტივაციის ენერგიაა, f_{max} და T_{max} მაქსიმუმებზე სიხშირე და ტემპერატურა.

გრეხითი ფარდობითი დეფორმაციის სიდიდე გამოითვლებოდა ცნობილი შეფარდებით:

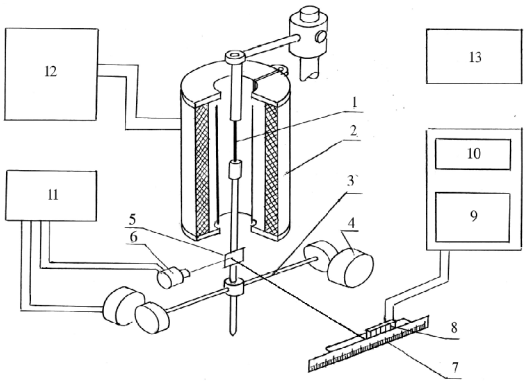
$$\varepsilon = \frac{rL}{lR},$$

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 [99]:

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

სადაც H- დისლოკაციის ბმის ენერგიაა, K- ბოლცმანის მუდმივა, T- გაზომვის ტემპერატურა, ε_k- შინაგანი ხახუნის მკვეთრად ამაღლების შესაბამისი რხევის ამპლიტუდა, C- დისლოკაციაზე არსებული წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაცია, G- ძვრის მოდული, ხოლო b- ბიურგერსის ვექტორია. დრეკადობის ზღვარი შეფასებულია ფორმულით: $\sigma = \varepsilon_k G$



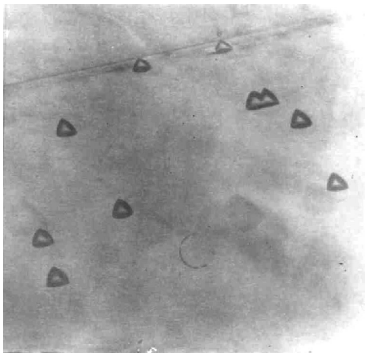
ნახ. 2. გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის სქემა.
1. ნიმუში; 2. გასახსნელი ღუმელი; 3. შტანგა ცვალებადი ტვირთით; 4. ელექტრომაგნიტების წყვილი; 5. ამრეკლი სარკე; 6. სინათლის წყაროს გამანათებელი; 7. ნახევრად გამჭვირვალე სკალა; 8. ფოტოდიოდების გადამწოდი; 9. სიხშირის მზომი; 10. მთვლელი; 11. გამმართველი; 12. თერმორეგულატორი; 13. ვაკუუმმეტრი.

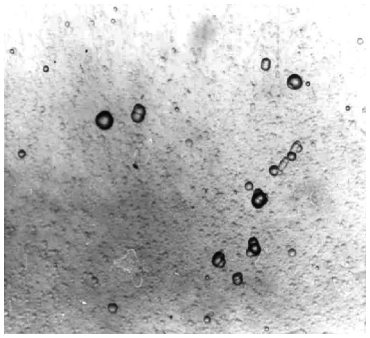
2.2. Ge-Si შენადნობების მიკროსტრუქტურა, ელექტროფიზიკური და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

2.2.1. Ge-Si შენადნობების მიკროსტრუქტურა

ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული Ge-Si სისტემის საცდელი ნიმუშების მიკროსტრუქტურა შესწავლილია ოპტიკის მიკროსკოპზე Nephot-32. მიკროფოტოგრაფიების მიღება წარმოებდა ციფრული ფოტოაპარატის საშუალებით. საკვლევი ნიმუშები თხელი წრიული ფორმის ფირფიტების სახით დამზადებულია მასიური კრისტალების დაჭრით ალმასის დისკზე. ფირფიტები ორიენტირებულია (111) სიბრტყეების პარალელურად. საცდელი ნიმუშები ამოჭრილია მთლიანი მოცულობითი კრისტალის სხვადასხვა სიბრტყეში ზრდის [111] მიმართულების მართობულად. კვლევისათვის ზედაპირების მომზადება განხორციელდა ორ ეტაპად. პირველ ეტაპზე შესრულდა მექანიკური გაშლიფვისა და პოლირების, ხოლო მეორე ეტაპზე სტანდარტული ხსნარებით ქიმიური პოლირების სამუშაოები.

შესწავლილია პოლირებულ (111) სიბრტყეებზე მონოკრისტალური ნიმუშების - Ge, Ge:B, Ge:As, $Ge_{0,99}Si_{0,01}$, $Ge_{0,98}Si_{0,02}$, $Ge_{0,99}Si_{0,01}$:B, $Ge_{0,98}Si_{0,02}$:B და $Ge_{0,98}Si_{0,02}$:As რეალური სტრუქტურული მდგომარეობა. როგორც მოსალოდნელია არალეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის მიკროსტრუქტურაში დაბალია დისლოკაციების სიმკრივე ($\sim 10^2$ სმ$^{-2}$). (111) სიბრტყეზე დისლოკაციების მოწამვლის ორმოები უმეტესად ქაოსურად არიან განაწილებული. მოცულობითი კრისტალისა და მონოკრისტალური მადედებლის სასაზღვრო სარტყელში, იქ სადაც, ნიმუშების დიამეტრი შესამჩნევად შემცირებულია, საგრძნობლად იზრდება დისლოკაციების სიმკრივე. დისლოკაციები ვლინდებიან ინდივიდუალური და ჯგუფების ფორმით, ისინი საცდელ (111) სიბრტყეზე არათანაბრად არიან განაწილებული. აღნიშნულ მდგომარეობაში დისლოკაციების სიმკრივე მაღალია და იცვლება $1\cdot10^4$ - $1\cdot10^5$ სმ$^{-2}$ დიაპაზონში (ნახ.3).





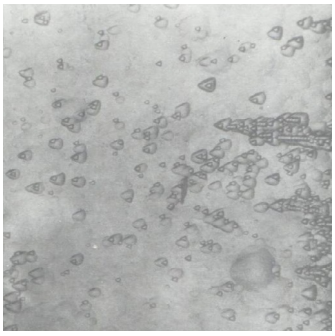
ა) ბ)

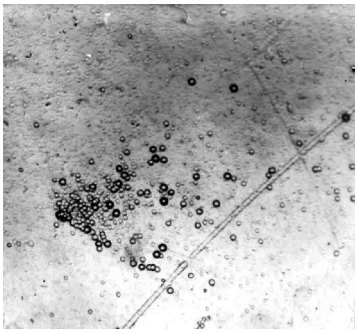
ნახ.3. მონოკრისტალური გერმანიუმის მიკროსტრუქტურა, x200

ა) მასიური კრისტალის შუა არე, ბ) მასიური კრისტალისა და მადედებლის გამყოფი სასაზღვრო არე.

მოცულობითი კრისტალის ქვედა ბოლო შედარებით დიდი დიამეტრით ხასიათდება. მისი მიკროსტრუქტურა მრავლად შეიცავს ქაოსურად განაწილებულ დისლოკაციებს. მასში იშვიათად ვლინდება დისლოკაციების შეჯგუფებები. საცდელი ნიმუშების მოწვა 750°C ტემპერატურაზე 10 სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს დისლოკაციების რაოდენობასა და განაწილებაზე. მოწვარი ნიმუშის მიკროსტრუქტურაში ვლინდება დისლოკაციების ჯგუფები და ცალკეული დისლოკაციები.

კრისტალიზაციის პროცესში ტემპერატურის ლოკალური ცვლილება განაპირობებს მონოკრისტალური მდგომარეობიდან გადახრას და მსხვილი მარცვლოვანი სტრუქტურის ფორმირებას. რეალური სტრუქტურა შეიცავს მსხვილ, სხვადასხვა ზომის ბლოკებს. მათი გამყოფი საზღვარი უპირატესად ტეხილი ხაზის ფორმისაა. ბლოკების ზომები განაწილებულია ფართო ინტერვალში 0,01 და 1-5 მმ-მდე. მსხვილი ბლოკების შიდა სტრუქტურაში ფიქსირებულია არათანაბრად განაწილებული დეფექტები (ნახ. 4-ა).





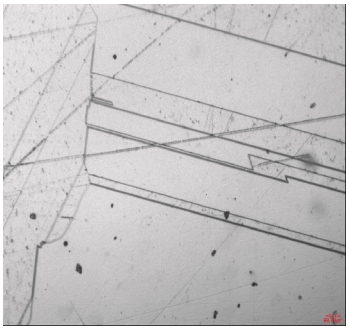
ა) ბ)

ნახ.4. არაერთგვაროვნად განაწილებული დეფექტები მონოკრისტალურ გერმანიუმში.x200

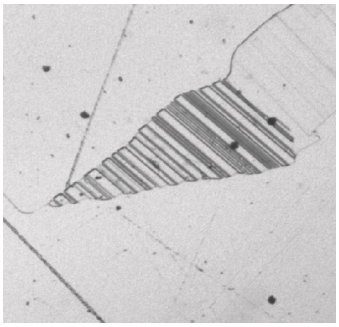
მათი სიმკრივე მნიშვნელოვნად მაღალია (~10^4სმ$^{-2}$). მიკროფოტოგრაფიაზე აღბეჭდილია დეფექტების ჯგუფები და წირები. ისინი შესაძლებელია წარმოადგენდნენ როგორც დისლოკაციური ასევე არადისლოკაციურ დეფექტებს. ასეთი დაშვების საშუალებას იძლევა მათი ფორმა, რომელიც მიახლოებულია წრიულ და სფეროს ფორმასთან. ცნობილია რომ მსგავსი გამოსახულებები შესაძლებელი ჰქონდეთ ვაკანსიებისა და მინარევების ატომების გროვებს. წერტილოვანი დეფექტების ნებისმიერი გროვა კრისტალში ქმნის განსხვავებული თვისებების ლოკალიზებულ არეს. აღნიშნული არეები განაწილებულია ქაოსურად, ზოგიერთ შემთხვევაში კი მოწესრიგებულად. ასეთ შემთხვევას ასახავენ ნახაზზე მწკრივად განლაგებულ მოწამვლის ორმოებს (ნახ. 4 ბ). ეს უკანასკნელი შესაძლებელია წარმოქმნილია კვანძებში ვაკანსიების ან მინარევების ატომებით. შესაძლებელია ასევე ვაკანსიისა და მინარევების ატომების მონაცვლეობითი განაწილება კრისტალის კვანძების მწკრივში. დისლოკაციებისაგან თავისუფალ გერმანიუმში სითბური დარტყმით ხშირად წარმოიქმნება წერტილოვანი დეფექტების მოწესრიგებული განლაგება (111) სიბრტყეთა სისტემაში [100,101].

30-35 მმ დიამეტრის მონოკრისტალურ Ge-Si შენადნობების მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია ინდივიდუალური და დაჯგუფებული ორეულები. ცალკეული ორეულის კვალის გასწვრივ ფიქსირებულია საფეხურები, რომლებზედაც ხორციელდება ორეულის გავრცელება მეზობელ პარალელურ სიბრტყეებზე. ორეულების

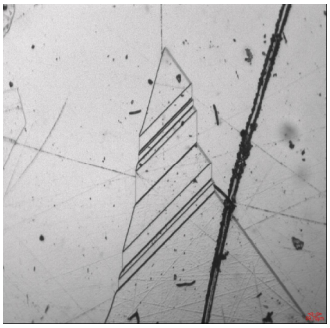
დაჯგუფებები დამუხრუჭებულია ბლოკების გამყოფ საზღვართან (ნახ.5 ბ). აღსანიშნავია რომ ძირითადად ორეულების სიმრავლეები ლარტყების ფორმით ურთიერთპარალერულ ორიენტაციაში ფიქსირდებიან. ცხადია კრისტალის მოცულობაში ნაკლებად ინტენსიურია არაერთგვაროვანი თერმული ძაბვები და მცირეა დისპერსული ჩანართების კონცენტრაცია, რომელთაც შეუძლიათ ორეულების გავრცელების მიმართულების გამრუდება(ნახ.5 ა).



ა)



ბ)



გ)

ნახ.5. პლანარული დეფექტები მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობებში მონოკრისტალური Ge(ა), Ge:B (ბ) და Ge:As (გ). x200.
ა) $Ge_{0,98}Si_{0,02}$; ბ)($Ge_{0,98}Si_{0,02}$):B; გ) ($Ge_{0,98}Si_{0,02}$):As;

ბორით ლეგირებული მონოკრისტალის რეალური სტრუქტურა მნიშვნელოვნად განსაზღვრულია მალერიგებელი ელემენტის კონცენტრაციით. ბორის მცირე კონცენტრაციების შემთხვევაში (~10^{15}-10^{16} სმ$^{-3}$) მიკროსტრუქტურა ანალოგიურია არალეგირებული Ge-Si ნიმუშის სტრუქტურის. ხშირ შემთხვევებში ვლინდებიან ინდივიდუალური დისლოკაციები. მათი განაწილება არაერთგვაროვანია. ხშირად ფიქსირებულია წრფეზე განლაგებული დისლოკაციების სიმრავლე. შესაძლებელია ის წარმოადგენდეს დისლოკაციების

სრიალის ხაზს, რაც წარმოიქმნება მკაცრად განსაზღვრული მიმართულებით ორიენტირებული დეფორმაციის გავლენით.

დარიშხნით ლეგირება (~10^{17} სმ$^{-3}$) პრაქტიკულად ქმნის ანალოგიურ დისლოკაციურ სტრუქტურას, უპირატესად ინდივიდუალური დისლოკაციების ფორმით. განმასხვავებელია ის, რომ (111) ორიენტაციის სიბრტყეებზე მოწამვლის ორმოების ფორმა შედარებით მეტადაა გადახრილი წესიერი სამკუთხედის ფორმისაგან. სავარაუდოა რომ საცდელი ნიმუშის სტრუქტურა შეიცავს ძლიერ ლოკალიზებურ ძაბვებს. ისინი უპირატესად წარმოიქმნებიან მალეგირებელი დარიშხანის ატომების ლოკალურად გაზრდილი კონცენტრაციის არეებში. ამასთან ერთად არ არის გამორიცხული არათანაბარი მოწამვლა, რაც გავლენას ახდენს დისლოკაციების მოწავლის ორმოების ზომასა და ფორმაზე.

კვლევით დადგინდა რომ შედარებით დაბალი კონცენტრაციებით (~10^{15} -10^{16} სმ$^{-3}$) ბორითა და დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმისა და Ge-Si შენადნობების დისლოკაციების სიმკვრივე (111) ორიენტაციის სიბრტყეებზე მერყეობს $1\cdot10^4$-$5\cdot10^4$ სმ$^{-2}$დიაპაზონში.

მალეგირებელი ელემენტების ბორისა და დარიშხანის კონცენტრაციის გაზრდით 10^{18}-10^{19} სმ$^{-3}$-მდე მკვეთრად იზრდება დისლოკაციების სიმკვრივე, მათი განაწილების არაერთგვაროვნება და ცალკეული დისლოკაციის მოწამვლის ორმოს ფორმა. სტრუქტურაში ვლინდება დისლოკაციების ჯგუფები. დამახასიათებელია ასევე დისლოკაციების დიდი რაოდენობით დაჯგუფება მწკრივებად. შესაძლებელია დისლოკაციების მწკრივები წარმოადგენდნენ დისლოკაციის სრიალის ხაზებს, რაც მაღალტემპერატურული განსაზღვრული ორიენტაციის დეფორმაციით შეიძლება განხორციელდეს. ასევე შესაძლებელია, რომ დისლოკაციების გამწკრივება განხორციელდეს ბლოკების სასაზღვრო ზოლში.

რეალური სტრუქტურის გაანალიზებული მდგომარეობა ტიპიურია როგორც ბორით, ასევე დარიშხანით ძლიერად ლეგირებული გერმანიუმის და Ge-Si შენადნობების მონოკრისტალების სტრუქტურისათვის.

შესწავლილია მაღალ ტემპერატურებზე ღუნვითი დეფორმაციისა და მოწვის ხანგრძლივობის გავლენა Ge, Ge:B, Ge:As-ის მონოკრისტალების მიკროსტრუქტურაზე. დადგენილია რომ ციკლური ღუნვითი დეფორმაცია $5\cdot10^{-3}$ ამპლიტუდაზე 750°C ტემპერატურაზე (რხევითი ციკლური დეფორმაციის რიცხვი — 500) პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს საცდელი არალეგირებული და B-ითა და As-ით სუსტად ლეგირებული გერმანიუმის დისლოკაციების სიმკრივესა და განაწილების ხასიათზე. დეფორმირებული ნიმუშების მოწვა 750°C ტემპერატურაზე ვაკუუმში 10 სთ-ის განმავლობაში არ ცვლის აღნიშნული ნიმუშების დისლოკაციურ სტრუქტურას.

უმნიშვნელო ცვლილებები შემჩნეულია ძლიერად ლეგირებული Ge:B და Ge:As-ის მიკროსტრუქტურაში. გაზრდილია ინდივიდუალური დისლოკაციების მოწამლვის ორმოების რაოდენობა, პრაქტიკულად არ იცვლება დისლოკაციური ჯგუფების კონფიგურაცია და შედგენილობა, არ ფიქსირდება დისლოკაციების განაწილება მწკრივებში დეფორმირებული, ძლიერად ლეგირებული ნიმუშების მოწვა ვაკუუმში 750°C ტემპერატურაზე 10სთ.-ის განმავლობაში არსებით გავლენას არ ახდენს დისლოკაციური შეჯგუფებების განაწილებაზე. შესამჩნევია იზოლირებულად არსებული მოწამლვის ორმოების რაოდენობის შემცირება. ასეთ შემთხვევაში დისლოკაციების სიმკვრივე დეფორმირებულ კრისტალებთან შედარებით 3-5-ჯერ შემცირებულია.

მაღალი სიმკრივის დისლოკაციების დაჯგუფებაში ამაღლებულია დისლოკაციების დეფორმაციული ველების ურთიერთქმედება. ეს მნიშვნელოვანია აღნიშნულ არეებში დეფექტების დიფუზიისა და მასთან დაკავშირებული სტრუქტურულად მგრძნობიარე თვისებების მახასიათებლების კვლევის პრობლემისათვის. დაძაბულ უბნებში გაზრდილია წერტილოვანი დეფექტების დიფუზური ძვრადობა, დისლოკაციებზე ერთეულოვანი და ჯგუფური ღუნვების ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის ალბათობა, ყოველივე აღნიშნული მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს დეფექტების ელექტრულ აქტივობასა და ურთიერთქმედების პროცესებზე.

არალეგირებული $Ge_{1-x}Si_x$ ($x \leq 0,02$) მონოკრისტალებში Si-ის შედგენილობის ამაღლებით ვლინდება დისლოკაციების სიმკრივის ზრდის ტენდენცია, იზრდება დისლოკაციების არაერთგვაროვნად განაწილების ხარისხი.

ციკლური მაღალამპლიტუდური ღუნვითი დეფორმაცია (750°C, $5 \cdot 10^{-3}$) ავლენს დისლოკაციების გამრავლებისაკენ მისწრაფებას. დადგენილია, რომ საწყის მდგომარეობასთან შედარებით $Ge_{0,98}Si_{0,02}$ შენადნობის სტრუქტურაში $5 \cdot 10^4$ სმ$^{-2}$-მდე და იზრდება დისლოკაციების სიმკვრივე. ამის შემდგომი მოწვა ვაკუუმში 750°C-ზე 10სთ-ის განმავლობაში მთლიანად არ აქრობს დეფორმაციით ჩასახულ დისლოკაციებს. ე.ი. დისლოკაციების ჩასახვასთან ერთად ადგილი აქვს მათ ბლოკირებას წერტილოვანი დეფექტებით.

n- და p-ტიპის ლეგირებული $Ge_{1-x}Si_x$ ($x \leq 0,02$) შენადნობების მონოკრისტალებში (111) სიბრტყეები ხასიათდებიან დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივითა და არაერთგვაროვანი განაწილებით. მალეგირებელი ბორისა და დარიშხანის დაბალი კონცენტრაციების შემთხვევაში დისლოკაციების სიმკვრივე $(2\text{-}5) \cdot 10^4$ სმ$^{-2}$ შეადგენს. 750°C ტემპერატურაზე ციკლური დეფორმაცია და დეფორმირებული ნიმუშების მოწვა იმავე ტამპერატურაზე 10 სთ-ის განმავლობაში მხოლოდ მცირე სიდიდით ცვლიან დისლოკაციების სიმკვრივეს. აღსანიშნავია, რომ მიუხედავად ასეთი მცირე მასშტაბური ცვლილებებისა Ge-Si მონოკრისტალების მიკროსტრუქტურაში მიმდინარეობს მნიშვნელოვანი ცვლილებები. კერძოდ პრაქტიკულად მთლიანად დაშლილია მინარევებისა და ვაკანსიების კომპლექსები და შემადგენელი კომპონენტები ატომები და ერთეულოვანი ვაკანსიები განაწილებულია კრისტალის მოცულობასა და დისლოკაციების ირგვლივ ფორმირებული კოტრელის ატმოსფეროებში.

$Ge_{0,98}Si_{0,02}$:B (~$1 \cdot 10^{18}$ სმ$^{-3}$) ნიმუშის მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია ორეულების ლარტყისებური დაჯგუფებები (ნახ.5ბ). ცალკეული დაჯგუფების შიდა სტრუქტურა შეიცავს მცირე ჯგუფებს ორეულების განსხვავებული რაოდენობით. ყველა მათგანი ბლოკირებულია ბლოკების გამყოფ საზღვარზე. დაახლოებით ანალოგიური

სტრუქტურით ხასიათდება დარიშხანით ძლიერად (~10^{19} სმ$^{-3}$) ლეგირებული მონოკრისტალური $Ge_{0,98}Si_{0,02}$:As შენადნობები (ნახ. 5გ). მასში დამატებით გამოვლენილია დისლოკაციების სრიალის ხაზები, რომლებიც ორეულებისაგან განსხვავებით კვეთავენ ბლოკების გამყოფ საზღვარს და მიმართულების შეუცვლელად ვრცელდებიან მეზობელი ბლოკების მოცულობაში. დისლოკაციების სრიალის ხაზებში შეინიშნება დისპერსული ჩანართებისა და რთული შედგენილობის კომპლექსები 750°C ტემპერატურაზე ვაკუუმში მოწვა 10სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად მთლიანად აქრობს მათ, რაც გამოწვეულია მათი დაშლით და დაშლის პროდუქების ნაწილობრივი აოთქლებითა და კრისტალის მოცულობაში მყარ ხსნარში გადასვლის მექანიზმით. მეტალოგრაფიულმა კვლევებმა მონოკრისტალური გერმანიუმის შენადნობების მიკროსტრუქტურაში გამოავლინეს არაერთგვაროვნად განაწილებული დისლოკაციები და დეფორმაციული ორეულების სიმრავლეები. მათი კონცენტრაცია იზრდება მალეგირებელი ბორისა და დარიშხანის კონცენტრაციის გაზრდითა და Ge-Si შენადნობებში სილიციუმის შემცველობის ამაღლებით. რეალური სტრუქტურის დამახასიათებელი თავისებულებანი ასახვას ჰპოვებენ ელექტროფიზიკული, მექანიკური და თერმული თვისებების ფორმირებაში. მნიშვნელოვანია ის გარემოება, რომ საკმარისად მაღალ ტემპერატურაზე (~750°C) ხანგრძლივი (~10 სთ) მოწვა ვაკუუმში და მაღალ ამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია (~$5\cdot10^{-3}$) არ იწვევენ საცდელი მონოკრისტალების დისლოკაციური სტრუქტურის რადიკალურ ცვლილებებს.

ლიტერატურული წყაროებიდან ცნობილია, რომ Ge და Ge –Si შენადნობების ელექტროფიზიკური თვისებები საგრძნობლად იცვლებიან 450-500 °C-ზე ტემპერატურულ ინტერვალში ხანგრძლივი (50-100 სთ) მოწვის გავლენით. ასეთი თერმული ზემოქმედებით მეტალოგრაფიულ მიკროსკოპში სტრუქტურული ცვლილებები არ ვლინდებიან. ცხადია მათი ფიქსირებისათვის გამოყენებული უნდა იქნას ელექტრონული მიკროსკოპისა და რენტგენული ფოტოგრაფიის მაღალი გარჩევადობის მეთოდები.

2.2.2. Ge-Si შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები

საცდელი ნიმუშები გამოჭრილია ალმასის დისკით მთლიანი ოვალური ფორმის კრისტალების შუა სარტყელში, სადაც დიამეტრი მაქსიმალურია. დნობის პროცესში ხდება ნიმუშის გამდიდრება ნარჩენი მინარევებით. მათი კონცენტრაცია 2-3 რიგით ამაღლებს დენის მატარებლების კონცენტრაციას სუფთა მონოკრისტალურ გერმანიუმთან შედარებით. მნიშვნელოვანია, ისიც რომ მიღებული კრისტალები შეიცავენ 10^2-10^3სმ$^{-2}$ სიმკვრივით დისლოკაციებს. მათი და მინარევების ერთობლივი ზემოქმედებით შემცირებულია დენის მატარებლების ძვრადობის სიდიდეები, აღსანიშნავია, რომ ელექტრულ მახასიათებლებზე ირიბად გავლენას ახდენენ აგრეთვე სილიციუმის ატომების მახლობლობაში აღძრული ლოკალური შემკუმშავი ძაბვები. ეს უკანასკნელი იწვევს ლოკალურ განმტკიცებას, რაც მოცემულ შემთხვევაში ფიქსირებულია მიკროსისალის ამაღლებით Ge-Si შენადნობებში სილიციუმის კონცენტრაციის ზრდის პირობებში. მინარევებისა და დისლოკაციების ურთიერთქმედებაზე ზეგავლენა შესაძლებელია საშუალო და მაღალ ტემპერატურებზე მოწვით, რაც აისახება დინამიური და სტატიკური მექანიკური თვისებების ცვლილებებში.

გერმანიუმის კრისტალების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები მნიშვნელოვნად არიან დამოკიდებული სტრუქტურულ მდგომარეობაზე, დეფექტების ტიპებსა, კონცენტრაციასა და ურთიერთქმედების პროცესებზე. ღრმად გასუფთავებულ დეფექტებისაგან პრაქტიკულად თავისუფალ მონოკრისტალურ გერმანიუმში მოსალოდნელია ელექტროფიზიკური მახასიათებლების არასტანდარტული ანომალური ცვლილებები. ასეთი ხასიათის ცვლილებები ხშირ შემთხვევებში დაკავშირებულია ტეტრაედრული სიმეტრიის SP^3 ჰიბრიდული კავშირების დეფორმაციასთან და რღვევასთან, რაც უპირველესად ხორციელდება კრისტალის ზედაპირზე და გამყოფ საზღვრებზე გარეშე ფაქტორების გავლენით (წნევა, დეფორმაცია, ტემპერატურა, რადიაციული ზემოქმედება და სხვები). ზედაპირის სტრუქტურის რეკონსტრუქციის ძირითადი მიზეზია ატომური კავშირების

რეჰიბრიდიზაცია. თავისუფალ ზედაპირზე დარღვეულია ტეტრაედრული სიმეტრია, ჩნდებიან გაწყვეტილი ვალენტური ბმები (111) სიბრტყეზე ცალკეულ ატომს ერთი გაწყვეტილი ბმა შეესაბამება. ეს იწვევს მეზობელი ჰიბრიდული ბმების შეშფოთებას, შესაბამისად იცვლება მათი კონფიგურაცია, გარდაიქმნება ზედაპირის სტრუქტურა და საგრძნობლად შეიცვლება მექანიკური თვისებები, ფონონებისა და ელექტრონების სპექტრები.

ნაშრომში შეწავლილია ელექტროფიზიკური მახასიათებლები ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული არალეგირებული და ბორითა და დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური ნიმუშების – Ge, $Ge_{0,99}Si_{0,01}$ და $Ge_{0,98}Si_{0,02}$. გაზომვები შესრულებულია ოთახის ტემპერატურაზე ჰოლის ეფექტის რეგისტრაციის მეთოდით მუდმივ მაგნიტურ ველში. საცდელი ნიმუშები ორიენტირებულია [111] მიმართულებით. პარალელეპიპედის ფორმის ნიმუშების ყველა წახნაგი პოლირებულია მექანიკურად. საკონტაქტო მასალად გამოყენებულია InGa.

არალეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალი ხასიათდება p-ტიპის გამტარობით. თერმული დამუშავება - მოწვა 750°C ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში გავლენას არ ახდენს გამტარობის ტიპზე, უმნიშვნელოდ ამცირებს დენის მატარებლების – ხვრელების კონცენტრაციას და ავლენს მათი ძვრადობის ამაღლების ტენდენციას. საცდელი ნიმუშების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები წარმოდგენილია ცხრილში 1. ცხრილიდან ჩანს, რომ მონოკრისტალური გერმანიუმის ხვრელების ძვრადობა მაღალია, რაც ადასტურებს მასში დეფექტების კონცენტრაციის სიმცირეს, თერმული ძაბვებისა და დეფორმაციის ინტენსივობის მინიმალურ დონეს.

ბორით ლეგირებული გერმანიუმი ხასიათდება მალეგირებელი კომპონენტის არაერთგვაროვანი შემცველობით, რაც შესაბამისად, შესამჩნევად ცვლის ელექტროფიზიკური მახასიათებლების სიდიდეებს არალეგირებული გერმანიუმის კრისტალებთან შედარებით. ბორით ლეგირება განხორციელებულია სუსტად და ღრმად ლეგირების დონეებზე. განსაზღვრულია ორი ტიპის Ge:B ლეგირებული მონოკრისტალების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები, საიდანაც

დგინდება, რომ ძლიერად ლეგირებული გერმანიუმი ხასიათდება საგრძნობლად შემცირებული ხვრელების ძვრადობით.

თერმული დამუშავება (მოწვა მაღალ ტემპერატურებზე) ორ დონეზე ლეგირებული კრიტალების ელექტრულ მახასიათებლებზე ახდენს განსხვავებული ხასიათის ზემოქმედებას. ასე მაგალითად, 750°C ტემპერტურაზე მოწვა ვაკუუმში 10სთ-ის განმავლობაში სუსტად ამაღლებს ხვრელების კონცენტრაციას და პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მათ ძვრადობაზე. სავარაუდოა, რომ მოწვით მინიმუმამდე მცირდება კრისტალურ მესერში ხვრელების გამბნევი დეფექტების კონცენტრაცია. ძლიერად ლეგირებული Ge:B მონოკრისტალის მოწვა ზემოთ აღნიშნულ პირობებში 10-15%-ით ამაღლებს ხვრელების კონცენტრაციას, შესაბამისად მცირდება მათი ძვრადობა ოთახის ტემპერატურაზე. აღნიშნული ცვლილებები უპირატესად განპირობებულია ბორის კონცენტრაციის გაზრდით მყარ ხსნარში ჩანაცვლების პოზიციებში. ეს შესაძლებელია განხორციელდეს მასიური კრისტალის სტრუქტურული დეფექტებისაგან თავისუფალ არეებში, ასევე ნებისმიერი ტიპის დისლოკაციების ბირთვების მახლობლობაში და წარმოიქმნას ე.წ. კოტრელის ატმოსფეროები.

პრაქტიკულად იდენტურია გერმანიუმის ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ცვლილებები დარიშხანით სუსტად ($\sim 1\cdot 10^{15}$სმ$^{-3}$) და ძლიერად($\sim 5\cdot 10^{18}$სმ$^{-3}$) ლეგირების შემთხვევებში. განმასხვავებელია ის გარემოება, რომ 750°C ტემპერტურაზე ვაკუუმში მოწვა 10სთ-ის განმავლობაში საგრძნობლად ამაღლებს დენის მატარებელი ელექტრონების კონცენტრაციას გამტარობის ზონაში. შესაბამისად, მცირდება მათი ძვრადობა ოთახის ტემპერატურაზე. აღსანიშნავია, რომ მონოკრისტალური Ge:As ნიმუშების სტრუქტურაში შედარებით მაღალია დისლოკაციების სიმკვრივე, რასაც შეუძლია შეამციროს გამტარობის ზონაში ელექტრონების ძვრადობა.

შესწავლილია იზოვალენტური სილიციუმით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის ელექტროფიზიკური მახასიათებლები. სილიციუმის (0. . . .0,02) კონცენტრაციულ დიაპაზონში გერმანიუმის სტრუქტურაში დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაცია მეტად მცირე სიდიდით მცირდება, მაგრამ უფრო მეტად საგრძნობია მათი

ძვრადობის შემცირება. ეს გარემოება უმთავრესად დაკავშირებულია დეფექტების კონფიგურაციულ და კონცენტრაციულ ცვლილებებთან. მიკროსტრუქტურულმა კვლევამ აჩვენა, რომ Ge-Si მონოკრისტალების მიკროსტრუქტურაში ფორმირებულია მაღალი სიმკვრივის დისლოკაციები, ორეულები და წერტილოვანი დეფექტების გაერთიანებები, რომლებიც წარმოადგენენ ელექტრული მახასიათებლების ცვლილებებისათვის ეფექტურ ცენტრებს.

აღსანიშნავია, რომ მოწვა ვაკუუმში 750°C ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს Ge-Si შენადნობების ელექტროფიზიკურრ მახასიათებლებზე. ეს აიხსნება იმით, რომ გერმანიუმის მესერში არაერთგვაროვნად განაწილებული სილიციუმის ატომების დიფუზური გადანაწილება და ჰომოგენიზაციის მიღწევა საჭიროებს მეტად ხანგრძლივად (ასობით საათი) მოწვას მაღალ ტემპერტურებზე. ასეთ პირობებში მოხდება არამდგრადი დეფექტების მოწვა, არსებული დისლოკაციების ბირთვების ბლოკირება და მათგან გაწყვეტილი ბმების ნაწილობრივი კომპენსაცია.

ბორით ლეგირებული Ge-Si მონოკრისტალური შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები თერმულად მდგრადია. მოწვა მაღალტემპერატურულ ინტერვალში (600-800°C) არსებითად არ ცვლის ხვრელების კონცენტრაციას, მცირე სიდიდით ამაღლებს მათ ძვრადობას. ცხადია თერმული დამუშავება გავლენას ახდენს კრისტალის მოცულობაში არსებულ ელექტრულად აქტიურ წერტილოვან დეფექტებსა და მათ ასოციაციებზე, გარდაქმნის მათ, ახორციელებს მათ დიფუზურ გადანაწილებას დისლოკაციების ბირთვებში და ელექტრულად განეიტრალებას. აღნიშნულის შედეგად შემცირდება დენის მატარებლების გაბნევის პროცესის ინტენსივობა, რის გამო შესაძლებელია ამაღლდეს მათი ძვრადობისა და სიცოცხლის ხანგრძლივობის მნიშვნელობები.

ბორითა და დარიშხანით ცალ-ცალკე ლეგირებული Ge-Si მონოკრისტალების ელექტრული მახასიათებლები თერმულად არამდგრადია. ხანმოკლე (1-1,5სთ) მოწვა 450-600 °C ინტერვალში მნიშვნელოვნად ცვლის დენის მატარებლების კონცენტრაციასა და

ძვრადობას. მათი სტაბილიზაცია მიიღწევა მოწვით 750°C ტემპერტურაზე 10სთ-ის განმავლობაში. ასეთ მდგომარეობაში p-ტიპის (Ge-Si):B ნიმუშებში შემცირებულია ხვრელების კონცენტრაცია და გაზრდილია ძვრადობის მნიშვნელობები. n-ტიპის (Ge-Si):As ნიმუშებში იზრდება ელექტრონების კონცენტრაცია, მცირდება მათი ძვრადობა. შემდგომი მაღალტემპერტურული მოწვები და გაცივება სხვადასხვა სიჩქარით (1-5გრად/წთ) გავლენას არ ახდენს ძლიერად ლეგირებულ n-Ge-Si და p-Ge-Si მონოკრისტალების ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე.

ამრიგად, ჰოლის ეფექტის რეგისტრაციის მეთოდით განსაზღვრულია სხვადასხვა კონცენტრაციით სტრუქტურული დეფექტების შედგენილობის მონოკრისტალური გერმანიუმისა და გერმანიუმ-სილიციუმის შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები. დადგენილია, რომ ლეგირებითა და თერმული დამუშავების ოპტიმიზაციით შესაძლებელია აღნიშნული მახასიათებლების სტაბილიზაცია. მიღებული შედეგები განსაზღვრულია [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით ორიენტირებული მონოკრისტალების ექსპერიმენტული კვლევით. სხვა ძირითადი ორიენტაციების ([100], [110]) ნიმუშებისათვის იდენტურ მდგომარეობაში ელექტრული მახასიათებლების მკვეთრად განსხვავებული ცვლილებები მოსალოდნელი არ არის.

[111] ორიენტაციის მონოკრისტალური გერმანიუმისა და გერმანიუმ-სილიციუმის შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები

ცხრილი 1

საცდელი ნიმუშები	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ$^{-3}$		დენის მატარებლების ძვრადობა, სმ^{2}·ვ$^{-1}$.წმ$^{-1}$		დისლოკაციების სიმკვრივე, სმ$^{-2}$	
	საწყისი	მოწვა, 750º 10სთ	საწყისი	მოწვა, 750º 10სთ	საწყისი	მოწვა, 750º 10სთ
Ge	$5\cdot10^{15}$	$3\cdot10^{15}$	1650	1700	$3\cdot10^{3}$	$2\cdot10^{3}$
$Ge_{0,99}Si_{0,01}$	$6\cdot10^{15}$	$5\cdot10^{15}$	1300	1430	$5\cdot10^{3}$	$5\cdot10^{3}$
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$	$2\cdot10^{15}$	$1\cdot10^{15}$	1180	1250	$1\cdot10^{4}$	$8\cdot10^{3}$
Ge:B	$2\cdot10^{17}$	$1\cdot10^{17}$	810	830	$2\cdot10^{4}$	$2\cdot10^{4}$
Ge:B	$5\cdot10^{18}$	$3\cdot10^{18}$	540	550	$1\cdot10^{5}$	$7\cdot10^{4}$
Ge:As	$7\cdot10^{15}$	$1\cdot10^{16}$	1250	1310	$5\cdot10^{4}$	$3\cdot10^{4}$
Ge:As	$2\cdot10^{18}$	$6\cdot10^{18}$	190	205	$2\cdot10^{15}$	$6\cdot10^{14}$
$Ge_{0,99}$ $Si_{0,01}$:B	$8\cdot10^{15}$	$5\cdot10^{15}$	870	900	$7\cdot10^{4}$	$5\cdot10^{4}$
$Ge_{0,99}$ $Si_{0,01}$:B	$1\cdot10^{18}$	$8\cdot10^{17}$	85	90	$4\cdot10^{5}$	$3\cdot10^{5}$
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$:B	$4\cdot10^{16}$	$2\cdot10^{16}$	170	185	$2\cdot10^{5}$	$8\cdot10^{4}$
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$:B	$3\cdot10^{18}$	$1\cdot10^{18}$	65	75	$1\cdot10^{5}$	$8\cdot10^{4}$
$Ge_{0,99}$ $Si_{0,01}$:As	$6\cdot10^{15}$	$8\cdot10^{15}$	1160	1180	$5\cdot10^{4}$	$3\cdot10^{4}$
$Ge_{0,99}$ $Si_{0,01}$:As	$3\cdot10^{18}$	$4\cdot10^{18}$	195	210	$8\cdot10^{4}$	$6\cdot10^{4}$
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$:As	$8\cdot10^{17}$	$3\cdot10^{18}$	95	105	$1\cdot10^{5}$	$7\cdot10^{4}$
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$:As	$1\cdot10^{18}$	$4\cdot10^{18}$	175	180	$2\cdot10^{5}$	$8\cdot10^{4}$

2.2.3. მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მიკროსისალე

მიკროსისალე წარმოადგენს ინდენტორის ზედაპირზე განვითარებული კონტაქტური წნევის საშუალო სიდიდეს და განსაზღვრავს დრეკადი დეფორმაციის საშუალო კუთრ მუშაობას გამოდევნილი მოცულობის ერთეულზე. მიკროსისალე როგორც ინტეგრალური მახასიათებელი სიდიდე, ღრმა კავშირშია მასალების მექანიკურ თვისებებთან (პლასტიკურობა, დრეკადობა,სიმტკიცე და ა.შ).

შესწავლილია სუფთა, ბორითა და დარიშხანით ცალ-ცალკე ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმისა და Ge-Si შენადნობების მიკროსისალე ოთახის ტემპერატურის პირობებში.

ექსპერიმენტული კვლევებისათვის უხეში და წმინდა მექანიკური პოლირებით მომზადებულია [111]და [100] კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის სიბრტყეები. ინდენტირება სრულდებოდა ძირითადად 20გ. დატვირთვის პირობებში. ზოგიერთ შემთხვევაში საცდელი ზედაპირებზე დატვირთვა შეადგენდა 5გ. და 50-100გ. საცდელ ზედაპირების კრისტალოგრაფიული ორიენტაცია განისაზღვრა რენტგენულ დიფრაქტომეტრზე DRON-3. ზედაპირების მექანიკური დამუშავების შედეგად ნიმუშის დეზორიენტაცია არ აღემატებოდა 2-3°.

[111] ორიენტაციის არალეგირებული p-Ge-ს 20გ. დატვირთვის პირობებში მიკროსისალე 1280კგ/მმ^2-ია., ხოლო [100] ორიენტაციის ზედაპირზე საგრძნობლად მაღალია 1050კგ/მმ^2-ია. 5გ. დატვირთვის პირობებში p-Ge-ის მიკროსისალე მცირე სიდიდით იზრდება ორივე კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის ზედაპირზე. ბორით ლეგირებულ Ge-ის მიკროსისალის სიდიდეები დამოკიდებულია მალეგირებელი ელემენტის კონცენტრაციაზე. კერძოდ, $5\cdot10^{17}$სმ$^{-3}$-მდე მიკროსისალის მნიშვნელობა ამაღლებულია, ხოლო 10^{18}-10^{19}სმ$^{-3}$ კონცენტრაციით ლეგირებული Ge ავლენს მიკროსისალის მისწრაფებას შემცირებისაკენ.

მოწვა 750°C ტემპერატურაზე ვაკუუმში 10სთ-ის განმავლობაში ორივე კრისტალოგრაფიულ ორიენტაციაზე ზრდის როგორც არალეგირებული, ასევე ლეგირებული p-გერმანიუმის მიკროსისალეს. აღნიშნული ხასიათის მიკროსისალის სიდიდის მატება შედარებით ნათლად ვლინდება ბორის მაღალი შემცველობის მონოკრისტალურ გერმანიუმში (ცხრ.2).

მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მიკროსისალის მნიშვნელობები

ცხრილი 2

კვლევის ობიექტი	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ$^{-3}$		დისლოკაციების სიმკვრივე, სმ$^{-2}$		მიკროსისალე, კგ/მმ^2			
	საწყისი	მოწვა 750°C 10სთ	საწყისი	მოწვა 750°C 10სთ	საწყისი		მოწვა 750°C 10სთ	
					[111]	[100]	[111]	[100]
Ge p	$2\cdot10^{15}$	$8\cdot10^{18}$	$2\cdot10^{2}$	$2\cdot10^{2}$	880	1050	900	1100
Ge:B p	$4\cdot10^{16}$	$1\cdot10^{16}$	$4\cdot10^{3}$	$2\cdot10^{3}$	940	1140	960	1200
Ge:B p	$5\cdot10^{18}$	$2\cdot10^{15}$	$5\cdot10^{3}$	$4\cdot10^{3}$	970	1200	1000	1250
Ge:As n	$2\cdot10^{16}$	$5\cdot10^{16}$	$2\cdot10^{4}$	$1\cdot10^{4}$	1140	950	1200	930
Ge:As n	$7\cdot10^{18}$	$1\cdot10^{19}$	$4\cdot10^{4}$	$2\cdot10^{4}$	1100	910	1130	890
$Ge_{0,99}Si_{0,01}$ p	$1\cdot10^{15}$	$3\cdot10^{14}$	$5\cdot10^{3}$	$3\cdot10^{3}$	900	970	930	990
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$ p	$3\cdot10^{15}$	$1\cdot10^{15}$	$7\cdot10^{3}$	$6\cdot10^{3}$	950	1040	980	1070
$Ge_{0,99}$ $Si_{0,01}$:B p	$4\cdot10^{15}$	$2\cdot10^{15}$	$8\cdot10^{3}$	$7\cdot10^{3}$	1050	1200	1100	1260
$Ge_{0,99}$ $Si_{0,01}$:B p	$1\cdot10^{19}$	$7\cdot10^{18}$	$1\cdot10^{4}$	$8\cdot10^{3}$	1100	1250		1290
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$:B p	$5\cdot10^{15}$	$2\cdot10^{15}$	$2\cdot10^{4}$	$1\cdot10^{4}$	1080	1310	1140	1340
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$:B p	$2\cdot10^{19}$	$8\cdot10^{18}$	$5\cdot10^{4}$	$4\cdot10^{4}$	1150	1340	1120	1360
$Ge_{0,99}$ $Si_{0,01}$:As	$1\cdot10^{15}$	$4\cdot10^{15}$	$1\cdot10^{4}$	$8\cdot10^{3}$	1150	1970	1170	950

$Ge_{0,99}$ $Si_{0,01}$:As	$6\cdot10^{18}$	$1\cdot10^{19}$	$6\cdot10^{4}$	$3\cdot10^{4}$	1090	920	1190	880
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$:As	$3\cdot10^{15}$	$5\cdot10^{15}$	$1\cdot10^{4}$	$6\cdot10^{3}$	1200	1100	970	1100
$Ge_{0,98}$ $Si_{0,02}$:As	$3\cdot10^{19}$	$5\cdot10^{19}$	$7\cdot10^{4}$	$5\cdot10^{4}$	1030	960	1170	930

ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმში მცირე ატომური რადიუსის (~1A) ბორის ჩანაცვლებული ატომების ირგვლივ ადგილი აქვს ატომთაშორისი მანძილების შემცირებასა და შესაბამისად, ურთიერთქმედების ძალების გაზრდას, რაც მექანიკური მახასიათებლების (სიმტკიცე, დრეკადობის მოდულები) გაზრდაში აისახება. მიკროსისალე იზრდება ბორის კონცენტრაციის გაზრდით, რაც განპირობებულია კუმშვითი დეფორმაციის ლოკალიზებული ცენტრების კონცენტრაციის ამაღლებით. ბორის მაღალ კონცენტრაციებზე (10^{19}სმ$^{-3}$) მოსალოდნელია ლოკალიზებული ცენტრების დეფორმაციის ველების ურთიერთგადაფარვა და მიკროსისალის ზრდის მისწრაფება ნაჯერობისაკენ.

დაბალი კონცენტრაციით დარიშხანით ლეგირებული Ge-ის მიკროსისალე სუსტად მცირდება, რაც შედარებით მკაფიოდ ვლინდება დისლოკაციების მცირე (~10^{2}სმ$^{-2}$) სიმკვრივის შემთხვევაში. დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივით შემცველობის მონოკრისტალურ გერმანიუმში დარიშხანის გავლენა მიკროსისალის სიდიდეზე მეტად უმნიშვნელოა. ასეთ მდგომარეობაში მიმდინარეობს ორი ურთიერთსაპირისპირო პროცესი: ”დარბილება” ანუ ატომთაშორისი კავშირის ძალების შემცირება ჩანაცვლების პოზიციებში განაწილებული დარიშხანის ატომების მახლობლობაში; განმტკიცება ანუ სისალის ზრდა დარიშხანის ატომებით დისლოკაციების ბლოკირების გზით.

დარიშხანის მაღალ კონცენტრაციებზე (~$5\cdot10^{18}$სმ$^{-3}$) მაღალია თავისუფალი ელექტრონების კონცენტრაცია გამტარობის ზონაში, რაც მნიშვნელოვნად ასუსტებს სივრცულ ტეტრაედრულ კოვალენტურ კავშირებს. იზრდება ასევე დისლოკაციების ძვრადობა. ელექტრონული

ბმების დელოკალიზაციის გამო. ორივე ფაქტორი განაპირობებს მიკროსისალის საგრძნობლად შემცირებას დარიშხანით ძლიერად ლეგირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმში. მოწვა ვაკუუმში 750°C 10სთ-ის განმავლობაში დამატებით ამცირებს Ge:As მონოკრისტალების მიკროსისალეს, რადგანაც მცირდება ვაკანსიების კონცენტრაცია, იზრდება დიდი ატომური რადიუსის დარიშხანის კონცენტრაცია მყარ ხსნარში. ასევე მოსალოდნელია დისლოკაციების ბლოკირების გაძლიერება ელექტრულად ნეიტრალური ტექნოლოგიური მინარევების ატომების კონცენტრაციის ამაღლებით დისლოკაციებთან არსებული კოტრელის ატმოსფეროში.

აღნიშნული ხასიათის მიკროსისალის ცვლილებები იდენტურად ხორციელდებიან (111) და (100) ორიენტაციის სიბრტყეებზე.

თერმული დამუშავების – მოწვის გავლენით ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მიკროსისალე მკვეთრად იზრდება. მოწვა ამცირებს ვაკანსიების რაოდენობას და ამრავლებს კუმშვის დეფორმაციის ცენტრებს, რომლებშიაც ძლიერდება ატომთაშორისი კავშირის ძალები. ასეთი ცვლილებები ნათლად ვლინდებიან მიკროსისალის სიდიდეების ამაღლებაში.

$Ge_{0,99}Si_{0,01}$ მონოკრისტალური შენადნობის მიკროსტრუქტურა შედარებით მაღალი სიმკვრივის დისლოკაციებს შეიცავს (111) სიბრტყეზე ($\sim 10^4$სმ$^{-2}$) . ეს გარემოება განაპირობებს მიკროსისალის მნიშვნელობების სპეციფიკურ ცვლილებებს. მთავარ ფაქტორად საცდელი შენადნობების მიკროსისალის ფორმირებაში განიხილება მცირე ატომური რადიუსის სილიციუმის ატომების მახლობლობაში აღძრული კუმშვის დეფორმაცია და დეფორმაციით განპირობებული კუმშვის ძაბვები. კრისტალური მესრის შევიწროება იწვევს ატომთაშორისი კავშირის ძალების ლოკალურად ზრდას. ცხადია აღნიშნული წარმოშობის ძალების სიდიდე მალეგირებელი კომპონენტის სილიციუმის კონცენტრაციის პროპორციულია.

მეორეს მხრივ, დისლოკაციების საკმარისად მაღალი სიმკვრივე ასუსტებს მათი ბირთვების მახლობლობაში ატომთაშორისი კავშირის ძალებს. ეს გარემოება კრისტალური მესრის სიმტკიცის შემცირებასა და ”დარბილებას” იწვევს. შესაძლებელია ტექნოლოგიური მინარევების

ატომებმა განსაზღვრულ პირობებში (თერმული ზემოქმედება, დასხივება, დეფორმაცია) განახორციელონ დისლოკაციების ბლოკირება და გერმანიუმის კრისტალური მესრის დინამიური მექანიკური განმტკიცება. აღნიშნული გარემოებანი მნიშვნელოვნად განსაზღვრავენ საცდელი მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მიკროსისალის ცვლილებების კანონზომიერებას.

მონოკრისტალური $Ge_{0,99}Si_{0,01}$ შენადნობის მიკროსისალე მექანიკურად წმინდად პოლირებულ (111) სიბრტყეებზე 850კგ/მმ^2 შეადგენს, ხოლო (100) სიბრტყეებზე შედარებით ნაკლებია – 780 კგ/მმ^2 . შედეგები მიღებულია 20გ. დატვირთვის პირობებში. აღსანიშნავია, რომ 100გ. და 5გ. დატვირთვის შემთხვევაში ორივე კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეზე მიკროსისალის სიდიდეები შესამჩნევად განსხვავებული ერთმანეთისაგან. 820 და 930 კგ/მმ^2. მაღალი დატვირთვის პირობებში ინდენტორის შეღწევა კრისტალურ მესერში 3-4მკმ-ს რიგისაა, ხოლო მცირე დატვირთვისას ის მეტად მცირეა ~0,5-0,8მკმ. ეს გარემოება მეტად მნიშვნელოვანია მექანიკურად წმინდად პოლირებული ზედაპირის სტრუქტურის დახასიათებისათვის. მექანიკური პოლირება მაღალი დისპერსულობის სახეხი საშუალებებით გერმანიუმის ზედაპირის სტრუქტურაში წარმოქმნის დეფექტებს. მათი დეფორმაციის ველების ძლიერი ურთიერთგადაფარვა ახორციელებს დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ეფექტურად ბლოკირებას, რაც ვლინდება მიკროსისალის გაზრდით მეტად მცირე სიღრმემდე ინდენტორის შეღწევის პირობებში.

აღნიშნული ხასიათის მიკროსისალის ცვლილებები უფრო ნათლად ვლინდება მონოკრისტალური $Ge_{0,98}Si_{0,02}$ შენადნობის (111) სიბრტყეებზე. იზრდება მიკროსისალე როგორც დიდი (20-50გ) , ასევე მცირე (5გ) დატვირთვების პირობებში. არალეგირებული საცდელი Ge-Si შენადნობები p-ტიპის გამტარობით ხასიათდებიან. გამტარობის ტიპის ძირითადი განმსაზღვრელია ვაკანსიები კრისტალურ მესერში. მოწვა 750°C ტემპერტურაზე 10სთ-ის განმავლობაში ამცირებს ვაკანსიების კონცენტრაციას. ეს გარემოება და სილიციუმის ატომთან

ლოკალიზებული მესრის შეკუმშვა განაპირობებენ თერმულად დამუშავებული ნიმუშების მიკროსისალის საგრძნობლად ამაღლებას.

საცდელი Ge-Si შენადნობების ბორით ლეგირებული ნიმუშების მიკროსისალე იზრდება არალეგირებულ შენადნობებთან შედარებით ძლიერად., როდესაც კრისტალი ღრმად არის ლეგირებული და სუსტად, ბორის დაბალი კონცენტრაციით ლეგირების შემთხვევაში. მოწვა 750°C ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში 10-15%-ით ზრდის ყველა საცდელი ნიმუშის მიკროსისალეს – მნიშვნელოვნად (111) სიბრტყეებზე და შედარებით სუსტად (100) ორიენტაციის სიბრტყეებზე. ასევე არ იცვლებიან მიკროსისალის ზრდისა და შემცირების ტენდენციები ინდენტორზე დაბალი (5გ) და მაღალი (20-50გ) დატვირთვის პირობებში.

დარიშხანით ლეგირებული Ge-Si მონოკრისტალური შენადნობების მიკროსისალის მნიშვნელობების ცვლილება ნათლად არის დამოკიდებული დარიშხანის კონცენტრაციაზე. მცირე კონცენტრაციების შემთხვევაში ის უმნიშვნელოდ მცირდება, მაგრამ დარიშხანის მაღალი კონცენტრაციით ლეგირებულ Ge-Si კრისტალებში მკვეთრად მცირდება მიკროსისალის სიდიდეები. ასეთ შემთხვევაში დენის მატარებელი თავისუფალი ელექტრონები ასუსტებენ ტეტრაედრულ კოვალენტურ კავშირებს, რაც ერთ-ერთი მიზეზია მექანიკური მახასიათებლების, კერძოდ, მიკროსისალის შემცირების.

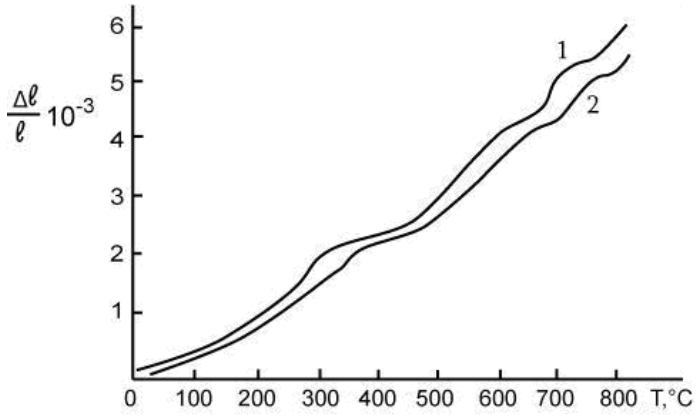
მოწვა 750°C ტემპერტურაზე 10სთ-ის განმავლობაში ამცირებს ვაკანსიების კონცენტრაციას და ზრდის დარიშხანის შემცველობას Ge-Si შენადნობების კრისტალური მესრის მყარ ხსნარში. ასეთ პირობებში მიკროსისალის ზრდა არამკვეთრია, რადგანაც მისი შემცირების ნაწილობრივ კომპენსაციას ახდენს ვაკანსიების კონცენტრაციის დადაბლება მოწვის ზემოქმედებით.

ამრიგად, მალეგირებელი კომპონენტების Si, B და As კონცენტრაციის ცვლილებით შესაძლებელია გერმანიუმის მიკროსისალის სიდიდეების მიზანმიმართული მართვა. ეს მნიშვნელოვანია განსაზღვრული ელექტროფიზიკური და მექანიკური თვისებების Ge-Si შენადნობების მიღებისა და ნახევარგამტარულ ხელსაწყოებსა და მოწყობილობებში გამოყენების პრობლემისათვის.

2.2.4. მონოკრისტალური $Ge_{1-x}Si_x$ ($x \leq 0,02$) შენადნობების თერმული გაფართოება

შესწავლილია მონოკრისტალური $Ge_{1-x}Si_x$ ($x \leq 0,02$) შენადნობების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება 20-850°C ინტერვალში [102,103]. აღნიშნული შენადნობების მაღალტემპერატურული თერმული გაფართოება პრაქტიკულად შეუსწავლელია.

ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულებები წარმოდგენილია ნახ. 6-ზე.



ნახ. 6. მონოკრისტალური Ge(1) და $Ge_{0,98}Si_{0,02}$(2) შენადნობის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება.

მონოკრისტალურ გერმანიუმში ფარდობითი წაგრძელება მოცემულ ტემპერატურულ ინტერვალში არამონოტონურად იზრდება. მას ახასიათებს ზრდის აჩქარებული და შენელებული ცვლილებები. 200-300°C, 450-500°C და 650-750°C უბნებზე მისი ზრდის სიჩქარე მაღალია, ხოლო 300-450°C, 550-600°C, 700-730°C უბნებზე იგი აშკარად შენელებულად იზრდება. ფარდობითი წაგრძელების ასეთი ხასიათის ცვლილებები განპირობებულია სხვადასხვა ტიპის არასტაბილური დეფექტების კომპლექსებში გარდაქმნებით, რის შედეგად მათი შემადგენელი ატომები იცვლიან პოზიციებს და მყარ ხსნარში გადადიან, ხორციელდება მათში კონფიგურაციული ცვლილებები,

ყოველივე ზემოთქმული შესაძლებელია წარმოადგენდეს მესრის პარამეტრისა და, მაშასადამე, თერმული გაფართოების არამონოტონური ცვლილებების მიზეზს. ამასთან ერთად მოსალოდნელია დაძაბულ, კომპლექსებით გამდიდრებულ უბნებში გახურების პროცესში კოვალენტური ტეტრაედრული კავშირების კუთხეების არამონოტონური შემცირება–ზრდის გამოვლინება. ეს შესაძლებელია მოხდეს ასევე უდეფექტო კრისტალურ მესერში.

თერმული დამუშავება (მოწვა) ანომალური ზრდისა და შენელების ტემპერატურულ დიაპაზონებში სხვადასხვანაირად ცვლიან ფარდობითი წაგრძელების ანომალიების ინტენსივობას. ასე, მაგალითად, მოწვა 300°C-ზე ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში ორჯერ ამცირებს პირველი ანომალიის გამოვლინების დიაპაზონს და არსებით გავლენას არ ახდენს შედარებით მაღალ ტემპერატურაზე წარმოჩენილი ფარდობითი წაგრძელების ანომალიებზე. ამის შემდგომი მოწვით 5სთ-ის განმავლობაში 900°C-ზე ვიწროვდება ყველა ტემპერატურული უბანი, სადაც ვლინდებიან ფარდობითი წაგრძელების ანომალიური ზრდის ეფექტები. სწორედ ასეთ ტემპერატურებზე სრულიად იშლება Si-O -ს რთული კომპლექსები.

მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობის თერმული გაფართოების ტემპერატურული დამოკიდებულება ხასიათდება ანომალიებით, თუმცა განსხვავებულია მათი გამოვლინების ტემპერატურული ინტერვალების სიგანე და ფარდობითი წაგრძელების ცვლილებების სიჩქარეები აღნიშნულ ტემპერატურებზე. მონოკრისტალურ გერმანიუმთან შედარებით Ge-Si შენადნობის ფარდობითი წაგრძელების ყველა ანომალია თერმულად მდგრადია. 900°C-ზე ხანგრძლივი მოწვა (20სთ.) ვაკუუმში გავლენას არ ახდენს მათ ინტენსივობასა და ტემპერატურულ ინტერვალებზე.

ანომალიების ინტენსივობა საგრძნობლად იზრდება საცდელი ნიმუშის განივკვეთის ფართობის შემცირებისა და სიგრძის გაზრდის შემთხვევაში. შესაძლებელია დაშვებული იქნას, რომ თერმული გაფართოების ტემპერატურული დამოკიდებულების გადახრები წრფივი კანონზომიერებიდან გამოწვეულია ზედაპირის სტრუქტურის წვლილის გაზრდით, რომელშიაც აქტიურად მონაწილეობს ზედაპირულ ფენებში

მრავალნაირი დეფექტი, დაძაბულობები და ატომთაშორისი გაწყვეტილი კოვალენტური ბმები.

მსგავსი ანომალური ცვლილებები გერმანიუმსა და სილიციუმში დაკავშირებულია აგრეთვე ფაზურ გარდაქმნებთან [104]. ძირითად მექანიზმად ფაზური გარდაქმნების განვითარებაში მიჩნეულია ატომთაშორისი კავშირების რეჰიბრიდიზაცია. თავისუფალი ზედაპირი ხასიათდება გაწყვეტილი ვალენტური კავშირებით (თითოეული ყოველ ატომზე (111) წახნაგზე სილიციუმსა და გერმანიუმში) ეს იწვევს მეზობელ ქვედა სიბრტყეებზე ბმების ძლიერ შეშფოთებას, რაც განაპირობებს ატომების გადანაწილებას მესერში. შესაბამისად იცვლებიან დრეკადი, თერმული და ელექტროფიზიკური მახასიათებლები. ფაზური გარდაქმნების დროს ირღვევა ტეტრაედრული sp^3 კოვალენტური კავშირები, მცირდება აკრძალული ზონის სიგანე, იზრდება დენის მატარებლის კონცენტრაცია, ხდება მასალის მეტალიზაცია კოვალენტური მდგენელების შესუსტებასთან ერთად.

მესრის პარამეტრზე და თერმული გაფართოების კოეფიციენტზე გავლენას ახდენს გარდაქმნები დისპერსულ ფაზურ ჩანართებსა და კომპლექსებში საკუთარი წერტილოვანი დეფექტების მონაწილეობით. სილიციუმის კრისტალურ მესერში დისპერსული ჩანართების წვლილი მთლიან მოცულობაში შეადგენს 10^{-5} [105]. მათი სრული გახსნა მესერში მის მოცულობას შეამცირებს ≈ 0,2%. ექსპერიმენტული მონაცემებიდან ასეთი ცვლილება 0,4%-ია. ე.ი. ორივე სიდიდე ერთი რიგისაა. არსებული განსხვავება დაკავშირებულია იმ გარემოებასთან, რომ ანომალიების ტემპერატურაზე ყველა დისპერსული მდგენელი დაშლილი არ არის და შემადგენელი კომპონენტების მხოლოდ განსაზღვრული ნაწილი გადადის მყარ ხსნარში.

თერმული გაფართოების ანომალური ცვლილებები მოითხოვს კომპლექსურ კვლევას კოლორიმეტრული, ელექტროფიზიკური და სტრუქტურული ანალიზის მეთოდებით. მეტად საინტერესო ინფორმაციას იძლევა ასევე აკუსტიკური სპექტროსკოპია, კერძოდ, შინაგანი ხახუნის მეთოდი. მისი გამოყენებით შესაძლებელია განისაზღვროს კრისტალის ზედაპირული და მოცულობითი

დეფექტებით განპირობებული რელაქსაციური პროცესები და მოდულის დეფექტის ვარიაციის მასშტაბები.

მოწვა 500-600°C ტემპერატურაზე ავლენს წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ამაღლების ტენდენციას, ხოლო 800-900°C ტემპერატურაზე მოწვით საგრძნობლად (~10-12%) მცირდება მისი მნიშვნელობები. პირველ შემთხვევაში ადგილი აქვს დისლოკაციების ბლოკირებასა და სტრუქტურის განმტკიცებას მინარევების ატომებისა და კომპლექსების დიფუზიით დისლოკაციების ატმოსფეროებში ბირთვების მიმართულებით. მეორე შემთხვევაში მინარევები დიფუზიის მექანიზმით გადადიან მყარ ხსნარში. დისლოკაციების მოძრაობა სრულდება ბარიერებისაგან თავისუფალ მდგომარეობაში. ეს განაპირობებს მაღალტემპერტურებზე მომწვარი გერმანიუმისა და Ge-Si შენადნობების წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის შემცირების ტენდენციის გამოვლინებას.

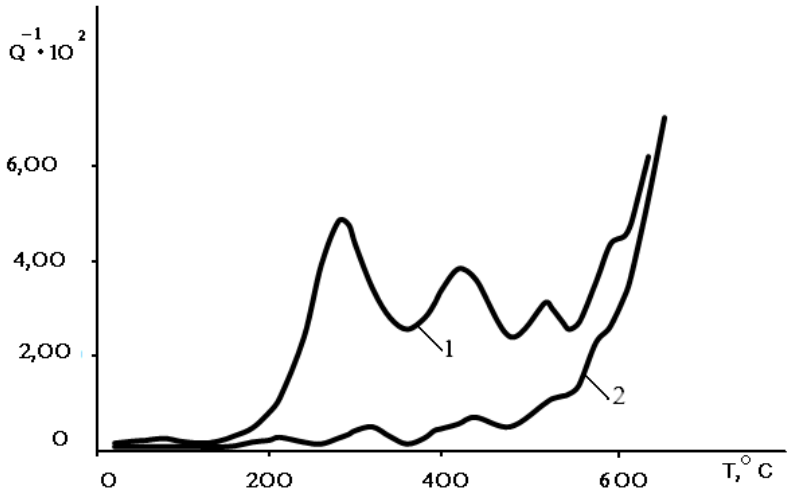
2.3. მონოკრისტალური გერმანიუმის არადრეკადი თვისებები

2.3.1. მონოკრისტალური გერმანიუმის ძვრის მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი

კვლევის ობიექტი ხასიათდება p–ტიპის გამტარობით, მასში დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაცია შეადგენს $1{\cdot}10^{16}$სმ$^{-3}$. და მათი ძვრადობა საკმარისად მაღალია. ეს უკანასკნელი მაჩვენებელი მიგვანიშნებს, რომ კრისტალში შესამჩნევად მცირეა მუხტის მატარებლების გაბნევის ცენტრები. მაღალი ძვრადობა განაპირობებს აგრეთვე ლოკალური ელექტრული ბმების გადანაწილების დაჩქარებას თერმული, თერმომექანიკური ან დასხივების ზემოქმედების პირობებში. განსაკუთრებით ეს ეხება იმ ლოკალიზებულ დეფორმირებულ არეებს, რომლებიც დისლოკაციების დრეკადი ველის მოქმედებას განიცდიან.

გრეხითი რხევების მილევის პროცესში სტრუქტურული დეფექტების თერმული მდგრადობა, ურთიერთქმედება და ენერგეტიკული მდგომარეობა [111] ორიენტაციის გერმანიუმის მონოკრისტალში

შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში შემდეგი სახით არიან გამოვლენილი (ნახ.7.).



ნახ.7 მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება
1 – საწყისი, 2 – მომწვარი, 650°C, 0,5სთ.

რხევის 1,2 ჰც სიხშირეზე 20-180°C ტემპერატურულ ინტერვალში მექანიკური რხევების ენერგიის გაბნევის ინტენსიურობა პრაქტიკულად არ არის დამოკიდებული ტემპერატურაზე. იგი ხასიათდება შინაგანი ხახუნის ფონის მიახლოებითი სიდიდით $5 \cdot 10^{-4}$. 100-120°C ტემპერატურათა შუალედში ფონი სუსტად ამაღლებულია $10 \cdot 10^{-4}$-მდე. კოვალენტური კრისტალებისათვის დამახასიათებელი მეტად მცირე ფონის პირობებში ფონის აღნიშნული მატება დაკავშირებული უნდა იყოს რაიმე სახეობის რელაქსაციური პროცესის რეალიზაციასთან ექსპერიმენტის მოცემულ პირობებში. ამასთან ერთად უნდა აღინიშნოს, რომ საგრძნობლად დაბალი ინტენსივობა და ანომალურად დიდი ტემპერატურული შუალედი მიუთითებს, რომ 100-120°C ტემპერატურულ შუალედში მიმდინარეობს ერთმანეთის მონათესავე მრავალრიცხოვანი ელემენტარული რელაქსაციური პროცესი, რომლებიც ერთმანეთისგან განსხვავებული აქტივაციური პარამეტრებით ხასიათდებიან. ე.ი. ადგილი აქვს რელაქსაციის დროისა და აქტივაციის ენერგიების ფუნქციონალურ განაწილებას ფართო ინტერვალში. მსგავსი თვისებებით გამოირჩევიან წერტილოვანი დეფექტების მიგრაციასთან დაკავშირებული მექანიკური რელაქსაციური პროცესები, როდესაც

რელაქსაციის ცენტრები არაერთგვაროვან ძაბვათა ველში იმყოფებიან და ამის გამო გააჩნიათ მცირედ განსხვავებული აქტივაციის ენერგიები.

180°C ტემპერატურიდან ვლინდება შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის მკვეთრი ზრდა და სპექტრში ჩნდება ძლიერი ინტენსივობის მაქსიმუმი 285-288°C ტემპერატურაზე. მაქსიმუმის მაღალტემპერატურულ მხარეზე დაიკვირვება მისი გაგანიერება ამაღლებული ფონისა და 405°C ტემპერატურის მახლობლობაში საშუალო ინტენსივობის მეორე მაქსიმუმის გავლენით. ეს უკანასკნელი ასიმეტრიულია და განიერია.

405-470°C ტემპერატურის ინტერვალში არსებობს ძლიერ ინტენსივობის გაგანიერებული მაქსიმუმი 450-465 °C ტემპერატურებზე. დაახლოებით 580°C ტემპერატურიდან იწყება შინაგანი ხახუნის ფონის მკვეთრი გაზრდა, 610-630°C ფონი გაჯერებულია, რასაც განაპირობებს ზედდებული მაქსიმუმი. 640°C ტემპერატურის ზემოთ შინაგანი ხახუნის ფონი ინტენსიურად ძლიერდება და 700°C –ზე პრაქტიკულად შეუძლებელი ხდება რხევების აღძვრა კრისტალში.

აღნიშნული ტემპერატურის არეში მიმდინარეობს ინტენსიური დიფუზური პროცესები, მცირე ძაბვის ზემოქმედებით თავს იჩენს გერმანიუმის მონოკრისტალის პლასტიკური დეფორმაცია. მაშასადამე მთლიანად იხშობა შინაგანი ხახუნის რეგისტრაციის საშუალება, რომელიც როგორც წესი გულისხმობს დრეკადობის საზღვრებში არადრეკადი თვისებების გამომჟღავნებას დეფექტების ინტენსიური მიგრაციის გამო.

იდენტურ ნიმუშზე პარალელური გაზომვებით დგინდება, რომ პირველ ექსპერიმენტში გაზომვებით მიღებული შედეგები განმეორებადია. გარდა ამისა სიხშირის ცვლილება 1-5ჰც შუალედში იწვევს მაქსიმუმების ტემპერატურების გადაადგილებას. ეს თავის მხრივ ამტკიცებს მაქსიმუმების რელაქსაციურ წარმოშობას. 1-5ჰც ინტერვალში სიხშირის შეცვლა არასაკმარისია აქტივაციის ენერგიის გამოანგარიშებისათვის მაქსიმუმის ტემპერატურათა ღერძზე გადანაცვლების მეთოდით, რომელიც უნივერსალურია ყველა ტიპის რელაქსაციური პროცესის დახასიათებისათვის. მაქსიმუმების ტემპერატურის და სიხშირის რეგისტრაციის მეთოდით მიღებული

აქტივაციის ენერგიის შემდეგი მნიშვნელობები 1,5; 1,8; 2,0 და 2,4ევ. მათი შედარება თვითდიფუზიისა და მალეგირებელი ელემენტების მოცულობითი დიფუზიის აქტივაციის ენერგიის მიახლოებით სიდიდეებთან (4,5–6ევ). ვერცხლის, სპილენძის, ბორისა და დარიშხანისათვის გერმანიუმში აჩვენებს, რომ აღმოჩენილი რელაქსაციური პროცესები არ არიან დაკავშირებული ე.წ. მოცულობით დიფუზურ პროცესებთან. ფიქსირებული ტემპერატურითა და სიხშირით მაქსიმუმების აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობების განსაზღვრა ხშირ შემთხვევაში არაკორექტულია, რადგანაც ის მოცულობითი დიფუზიისათვის არის სამართლიანი. ამის გამო ჭეშმარიტი აქტივაციური პარამეტრების განსაზღვრისათვის აუცილებელია მაქსიმუმის ფორმის გათვალისწინება.

გრაფიკული წესით მაქსიმუმების ფორმის დადგენისათვის გამოყენებული იქნა განმეორებითი ექსპერიმენტის შედეგები, რომლებიც გვიჩვენებენ შინაგანი ხახუნის სპექტრში ძირეული ცვლილებებს (სურ.7,2).

ფაქტიურად სპექტრში მჟღავნდება მხოლოდ ექსპონენციალური ფონი, რომელზედაც სუსტი კვალის სახით არიან გამოკვეთილი მაქსიმუმები 285, 400-405 და 610°C ტემპერატურებზე. ეს ექსპერიმენტი ადასტურებს, უკლებლივ ყველა რელაქსაციური პროცესის თერმულად არასტაბილურობას. შინაგანი ხახუნის ტემპერატურისაგან ექსპონენციალური დამოკიდებულების წვლილის გამორიცხვით დადგინდა აქტივაციის ენერგიების შემდეგი მნიშვნელობები 1,35; 1,5; 1,85 და 2,00ევ შესაბამისად. აშკარად შეიმჩნევა მათი შემცირების ტენდენცია ფიქსირებული ტემპერატურის მეთოდით გამოანგარიშებულ მონაცემებთან შედარებით.

ცალკეული მაქსიმუმების რელაქსაციის სიხშირული ფაქტორი დამოკიდებულია აბსოლუტური ტემპერატურის შებრუნებული სიდიდისაგან ექსპონენციალური კანონით ანუ არენიუსის ფორმულით:

$$\tau_0^{-1} = (2\cdot\pi\cdot f_{max})^{-1}\cdot \exp(-H/KT)$$

აქედან გამომდინარე მაქსიმუმებისათვის მიიღება შესაბამისი რელაქსაციის ცენტრის ვიბრაციის სიხშირის შემდეგი მნიშვნელობები: $8\cdot10^{11}$; $5\cdot10^{12}$; $1\cdot10^{14}$ და $3\cdot10^{14}$წმ$^{-1}$. პირველი ორი სიდიდე, რომელიც

განეკუთვნება რელაქსაციურ პროცესებს 285 და 400°C ტემპერატურებზე, გაცილებით დიდია წერტილოვანი დეფექტის მიგრაციის სიხშირესთან შედარებით. აღნიშნული მახასიათებელი ნებისმიერი სინგონიის კრისტალისათვის გამტარობისა და ქიმიური კავშირების ბუნების მიუხედავად ~$5\cdot10^{14}$წმ$^{-1}$ რიგისაა. ეს ნიშნავს, რომ მაქსიმუმები 285 და 400-405 °C ტემპერატურებზე, რომლებიც ხასიათდებიან დიფუზიის აქტივაციის ენერგიაზე (≈5ევ) გაცილებით ნაკლები აქტივაციის ენერგიითა და შედარებით დაბალი რხევის საკუთარი სიხშირეებით, არ განეკუთვნებიან წერტილოვანი დეფექტების მიგრაციის პროცესებს კრისტალის მოცულობაში, მაგალითად, ვაკანსიების ან მინარევების დიფუზურ გადადგილებას გარეშე მექანიკური ველისა და ტემპერატურის ერთდროული ზემოქმედების პირობებში.

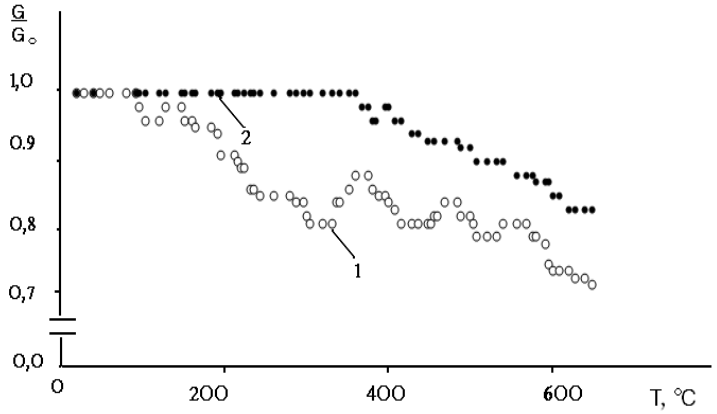
მაქსიმუმების სრული დახასიათებისათვის შესწავლილია მათი ინტენსივობის დამოკიდებულება რხევის ამპლიტუდისაგან. აღმოჩნდა, რომ 285 და 400-405 °C ტემპერატურებზე მაქსიმუმების ინტენსივობა მკვეთრად იზრდება რხევის ამპლიტუდის გაზრდით, როდესაც გრეხითი დეფორმაციის ფარდობითი მნიშვნელობა უახლოვდება კრიტიკულ ამპლიტუდას $5\cdot10^{-5}$. ეს ექსპერიმენტი მიუთითებს რელაქსაციურ პროცესებში დისლოკაციების მნიშვნელოვან წვლილზე. ამპლიტუდისაგან დამოკიდებულებას ამჟღავნებენ აგრეთვე დანარჩენი ორი მაქსიმუმი 460 და 600°C ტემპერატურებზე. მათთვის კრიტიკული ფარდობითი დეფორმაციები ტოლი არიან $2\cdot10^{-5}$ და $1\cdot10^{-5}$. მაგრამ ორივე მაქსიმუმი ამჟღავნებს ამპლიტუდისაგან რთულ დამოკიდებულებას. სახელდობრ, გარკვეული დეფორმაციის შემდეგ ნაცვლად გაზრდისა მათი ინტენსივობა მცირდება. ასეთი დეფორმაციების სიდიდეებია $8\cdot10^{-5}$ და $1\cdot10^{-4}$ შესაბამისად. შესაძლებელია ადგილი აქვს ე.წ. დინამიურ მექანიკურ განმტკიცებას. როგორც წესი შედარებით მცირე დეფორმაციების პირობებში განმტკიცების რეალიზაცია ხდება სუსტი ცენტრებიდან მოწყვეტილი დისლოკაციების განმეორებითი დამუხრუჭებით უფრო ძლიერი ცენტრების მიერ. ასეთებად ხშირად ვლინდებიან მინარევების კომპლექსები, მცირე ზომის ფაზური ჩანასახები, სხვა სისტემის

დისლოკაციებთან გადაკვეთის კვანძები და ა.შ. გერმანიუმის მონოკრისტალის რეალური სტრუქტურიდან გამომდინარე აღნიშნული ტიპის დამაგრების ცენტრებიდან მნიშვნელოვანია რთული Ge-O კომპლექსების მონაწილეობა დინამიურ განმტკიცებაში, ვინაიდან 400-600°C ინტერვალში ყალიბდება გერმანიუმის ატომებისა და ჟანგბადის ატომების სხვადასხვა კომპლექსი განსხვავებული ელექტრული აქტიურობითა და თერმული სტაბილურობით.

შინაგანი ხახუნის მაღალტემპერატურული ფონის ენერგიის განსაზღვრის მიზნით სპექტრის უბანი 550-700 °C ტემპერატურებზე წარმოდგენილი იქნა სპეციალურ კოორდინატთა სისტემაში $\ln Q^{-1}$ – $10^3/T$. მიღებული წრფე ადასტურებს ფონის ექსპონენციალურ დამოკიდებულებას აბსოლუტური ტემპერატურისადმი, ხოლო წრფის დახრის კუთხის ტანგენსი განსაზღვრავს ფონის აქტივაციის ენერგიას: $H=10^3 \cdot K \cdot tg\alpha$, სადაც $K= 1{,}38 \cdot 10^{-23}$ ჯ/K. –არის ბოლცმანის მუდმივა. ამრიგად, დადგინდა, რომ პირველადი სპექტრის ფონის აქტივაციის ენერგია H=0,55ევ, ხოლო რელაქსაციის დროის შებრუნებული სიდიდე ე.წ. სიხშირის ფაქტორი ტოლია 10^{15}წმ$^{-1}$. ეს მონაცემები არ იცვლებიან განმეორებით სპექტრში, ე.ი. მას შემდეგ როდესაც პირველ ექსპერიმენტში ნიმუშმა განიცადა თერმული დამუშავება მოწვის სახით. შინაგანი ხახუნის ფონის მექანიზმი მოწვით თითქმის არ იცვლება. სილიციუმის შინაგანი ხახუნის ანალოგიურად გერმანიუმის მონოკრისტალში მაღალტემპერატურული ექსპონენციალური ფონი განპირობებულია უშუალოდ ნიმუშის ზედაპირზე ერთეულოვანი ვაკანსიების მიგრაციით ზედაპირზე არსებული დისლოკაციების ბირთვის ასეთი ტიპის მიგრაციას მეტად მცირე აქტივაციის ენერგია ესაჭიროება. შედარება აჩვენებს, რომ განმეორებითი სპექტრის ფონი გადანაცვლებულია 20°C-ით მაღალი ტემპერატურებისაკენ დახრის კუთხის შეუცვლელად. ამის ერთ-ერთი მიზეზია რხევების ენერგიის გაბნევის მექანიზმის შენარჩუნება; ექსპონენტის გადანაცვლება მიუთითებს, რომ დიფუზიის მექანიზმით გაიზარდა ვაკანსიების კონცენტრაცია დისლოკაციებზე. შესაბამისად შემცირდა

დისლოკაციების ძვრადობა. ეს ნიშნავს, რომ დისლოკაცია– ვაკანსიის ურთიერთქმედება გაძლიერებულია.

ნახ.8-ზე წარმოდგენილია ატომთა შორის კავშირის ძალების დამახასიათებელი ძვრის დინამიური მოდულის ფარდობითი მნიშვნელობების ტემპერატურული დამოკიდებულება (ნახ.8).



ნახ.8. მონოკრისტალური Ge–ის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება.
1 – საწყისი, 2 – მომწვარი, 650 °C, 0,5სთ.

20-100°C შუალედში იგი არ ამჟღავნებს ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებას. უმნიშვნელო გადახრა წრფივი ფუნქციისაგან დაკავშირებულია 100-120°C ინტერვალში სუსტი ინტენსივობის რელაქსაციურ პროცესთან. ანომალურად ძლიერი ინტენსივობის მაქსიმუმის მახლობლობაში 285 °C ტემპერატურასთან ძვრის მოდული მცირდება რელაქსაციის ინტენსივობისადმი არაშესაბამისი კანონზომიერებით. 285°C ტემპერატურის არეში მიმდინარეობს ორი ინტენსიური პროცესი – მექანიკური რელაქსაცია, რაც იწვევს შინაგან ხახუნსა და მოდულის დეფექტს, და დინამიური მექანიკური განმტკიცება, რომელიც როგორც წესი დისლოკაციების ძვრადობის შემცირებას უკავშირდება. მოდულის სიდიდეზე გავლენას ახდენს ზედაპირის სტრუქტურა, აღსანიშნავია ისიც, რომ, მოდული ძირითადად მოცულობაში ატომთაშორის ძალების ამსახველი ფიზიკური სიდიდეა. შესაძლებელია დინამიური მექანიკური განმტკიცება გამოწვეულია მოცულობაში არსებული დისლოკაციების ძვრადობის შემცირებით დისლოკაციების ბირთვების გასწვრის ტექნოლოგიური მინარევების კონცენტრაციის გაზრდის გამო. ძლიერი ინტენსივობის არასტაბილური

რელაქსაციური პროცესი, რომელიც ხასიათდება ამლიტუდისაგან დამოკიდებულებით, შეიძლება დაკავშირებულია დისლოკაციების მოძრაობასთან მასზე არსებული ღუნვების მიგრაციით კრისტალის ზედაპირზე ვაკანსიების ატმოსფეროში. რელაქსაციური მაქსიმუმის აქტივაციური პარამეტრების სიდიდეები კორელაციაში იმყოფებიან თეორიულ დასკვნებთან ზედაპირული დეფექტების თერმულად აქტივირებული მოძრაობის შესახებ, რომელიც კოვალენტური კრისტალებისათვის მოცემულია ნაშრომში [106]. ამ თვალსაზრისით მაქსიმუმის თითქმის სრული ლიკვიდაცია ხანმოკლე მოწვის შედეგად აიხსნება დისლოკაციების გამოსვლით და საფეხურების წარმოქმნით უშუალოდ კრისტალის ზედაპირზე. პროცესს თან ახლავს ზედაპირზე ვაკანსიების ინტენსიური ანიგილაცია.

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ 750°C -ზე მოწვა 5სთ-ის განმავლობაში საგრძნობლად ამაღლებს აქტივაციური მახასიათებლების მნიშვნელობებს. თერმულად დამუშავებული ნიმუშის ციკლური მაღალამპლიტუდური დეფორმაციით რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები მცირდებიან (ცხრილი1). ასეთი ცვლილებები დამახასიათებელია კოტრელის ატმოსფეროებთან ურთიერთმოქმედი დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციისათვის.

მაღალტემპერატურებზე რელაქსაციურ პროცესებთან ერთად ვლინდება ძვრის მოდულის შემცირება. 400-405°C -ზე სამართლიანია ტოლობა $\Delta G/G=2\cdot Q^{-1}_{max}$. იგივე თანაფარდობა სრულდება 460 და 610°C ტემპერტურათა რაიონში. აღნიშნული დეფორმაციული მაქსიმუმები დაკავშირებული არიან დისლოკაციების მოძრაობასთან. შესაბამისი რელაქსაციური პროცესები, აღიწერებიან რელაქსაციის ერთი განსაზღვრული სიდიდის დროით. 450 °C ტემპერატურიდან ძვრის მოდული საგრძნობლად შემცირებულია, ამ ტემპერატურის ზემოთ თავს იჩენს მუხტის მატარებელთა კონცენტრაციის მზარდი გავლენა კოვალენტური კავშირების შესუსტებაზე. აღნიშნული თავისებურებანი და სტრუქტურის დეფექტების ძვრადობის გადიდება განაპირობებენ ძვრის მოდულის ზიგზაგისებურ ცვლილებას მაღალტემპერატურულ ინტერვალში.

განმეორებითი გაზომვის დროს მოდულის ცვლილების ხასიათი პრაქტიკულად შენარჩუნებულია 400°C-მდე, რის შემდეგაც იწყება მოდულის დაახლოებით წრფივი შემცირება. ეს ნიშნავს, რომ უკიდურესად შემცირებულია სტრუქტურული დეფექტების გავლენა ძვრის მოდულის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე და იგი განისაზღვრება მხოლოდ გერმანიუმის მონოკრისტალის შინაგანი ბუნებით– ფონონების და მუხტის მატარებლების ქვესისტემების აღგზნებით მაღალტემპერატურულ ინტერვალში. ყურადღებას იპყრობს მოდულის დეფექტის ცვლილება 285°C ტემპერატურაზე. ფაქტიურად მოწვის შემდეგ იგი არ შეცვლილა, თუმცა პრაქტიკულად ჩახშობილია ძლიერი რელაქსაციური პროცესი. ანალიზი აჩვენებს, რომ შენარჩუნებულია მაქსიმუმის ინტენსივობასა და ძვრის მოდულის დეფექტს შორის ზემოთ მოყვანილი რელაქსაციის პირობა. შეიძლება დაშვება, რომ პირველად სპექტრში ძლიერი ინტენსივობის მაქსიმუმი ძირითადად ზედაპირული დისლოკაციების მიგრაციასთან არის დაკავშირებული. მოწვის შემდეგ მისი დაბალი ინტენსივობა და ძვრის მოდულის ცვლილება დაკავშირებულია დისლოკაციის მიგრაციასთან ვაკანსიების ველში კრისტალის მოცულობაში.

მოცულობით კრისტალში ერთდროულად არსებობენ როგორც არახრახნული ასევე ხრახნული ორიენტაციის დისლოკაციები. მათი ამოძრავება ხდება სხვადასხვა მექანიზმით, კერძოდ, გეომეტრიული ღუნვის, წყვილი თერმული ღუნვის წარმოშობითა და მიგრაციით და აგრეთვე, არაკონსერვატული მოძრაობით ანუ გადაცოცებით პარალელურ სიბრტყეში ვაკანსიის ან საკუთარი ატომის დიფუზიის მონაწილეობით. დაბალი აქტივაციების გამო არაკონსერვატიული მოძრაობები მოცემულ შემთხვევაში შეიძლება გამოირიცხოს.

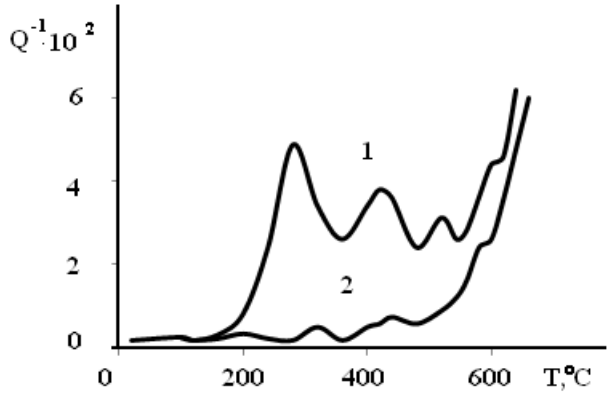
2.3.2. რელაქსაციური პროცესები ბორით ლეგირებულ გერმანიუმის მონოკრისტალში

ბორით ლეგირებული გერმანიუმის რეალურ სტრუქტურაში მაღალია დისლოკაციების სიმკვრივე. ისინი არათანაბრად არიან განაწილებული. (111) ორიენტაციის სიბრტყეზე ზოგიერთ შემთხვევაში გამოვლენილია დისლოკაციების ე.წ. ვარსკვლავისებური შეჯგუფებები. რეალური სტრუქტურის აღნიშნულმა თავისებურებამ შესაძლებელია გავლენა მოახდინოს ლეგირებული გერმანიუმის ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე, კერძოდ, ძვრის მოდულის მნიშვნელობაზე. ბორის კოვალენტური რადიუსი მცირეა და გერმანიუმის კრისტალურ მესერში ბორით ჩანაცვლების პოზიციაში კრისტალური მესერი შეკუმშულია, სადაც ლოკალურად გაზრდილია ატომთაშორის ურთიერთქმედების ძალები. დეფექტების შემცველი გერმანიუმის სტრუქტურაში აღნიშნული ცვლილებები სუსტად ვლინდებიან. ეს აიხსნება მრავალი ფაქტორით, რომელთა შორის არსებითია დისლოკაციური სტრუქტურის არაერთგვაროვნება მოცულობისა, და განსაკუთრებით, ზედაპირულ ფენებში. არანაკლებ მნიშვნელოვანია სტატისტიკურად განაწილებული ტექნოლოგიური მინარევების მიერ განპირობებული სტრუქტურული დამახინჯებათა ზეგავლენა. ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული ბორით ლეგირებული გერმანიუმის კრისტალის რეალური მდგომარეობა ასახულია შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურულო დამოკიდებულებაში.

Ge:B საცდელი ნიმუშის გრეხითი რხევების 3,8ჰც სიხშირეზე შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი ხასიათდება ძლიერი ინტენსივობის მაქსიმუმებით 285, 428, 512 და 600°C ტემპერატურებზე.

60-90 °C ტემპერატურათა ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ფონი სუსტად ამაღლებულია, 20-200°C დიაპაზონში შინაგანი ხახუნის ფონი ტემპერატურისაგან დამოუკიდებელია. მისი ტემპერატურისაგან ექსპონენციალური დამოკიდებულება შესამჩნევია 400°C ტემპერატურიდან მაღალ ინტერვალში. ყველა რელაქსაციური პროცესი მაღალი ინტენსივობით ხასიათდება(ნახ.9).

არალეგირებულ გერმანიუმთან შედარებით Ge:B კრიტალის შინაგანი ხახუნის ფონის ექსპონენციალური ცვლილების საწყისი ტემპერატურა 30-40°C გადანაცვლებულია დაბალი ტემპერატურებისაკენ. ეს ავლენს დაბალი აქტივაციის ძვრადი დეფექტების წარმოქმნის შესაძლებლობებს ბორით ლეგირების შემთხვევაში, რითაც განისაზღვრება შინაგანი ხახუნის ფუნდამენტური ფონის გადანაცვლება დაბალი ტემპერატურებისაკენ.



ნახ.9. Ge:B – ის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი
1. საწყისი მდგომარეობა, 2. მომწვარი 650°C, 0,5სთ.

კოორდინატთა სისტემაში $\ln Q^{-1}$ - 1/T 400°C ტემპერატურის ზემოთ მიიღება წრფივი დამოკიდებულება. მისი დახრის კუთხით განსაზღვრული აქტივაციის ენერგია ტოლია 0,45ევ. მაქსიმუმები 285, 430, 510 და 600°C ტემპერატურებზე ხასიათდებიან აქტივაციის ენერგიის შემდეგი მნიშვნელობებით: 1,20; 1,60; 1,80 და 1,90ევ შესაბამისად. მაქსიმუმის არსებობის პირობიდან: $2\pi \cdot f_{max} \cdot \tau_0 \cdot \exp(H/KT)=1$ განსაზღვრული იქნა მაქსიმუმების შესაბამისი რელაქსაციის სიხშირული ფაქტორები: $5 \cdot 10^{11}$; $8 \cdot 10^{13}$; $1 \cdot 10^{14}$ და $2 \cdot 10^{14}$ წმ$^{-1}$.

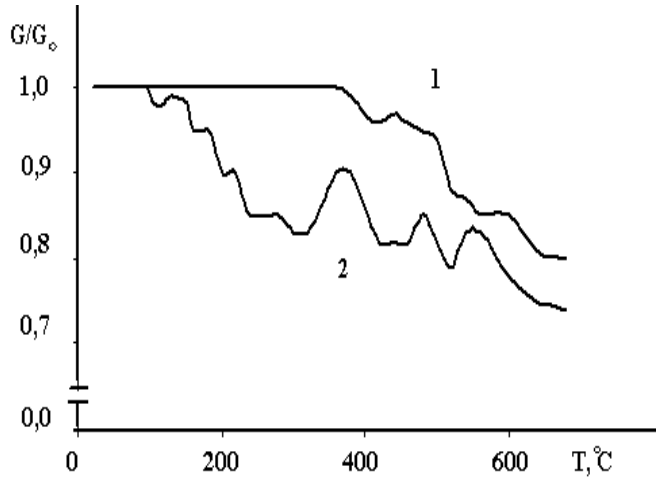
ექსპერიმენტულად ნაჩვენებია, რომ $5 \cdot 10^{19}$სმ$^{-3}$ კონცენტრაციით ბორის შემცველი გერმანიუმი ხასიათდება ძლიერი ინტენსივობის რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციის ენერგიის შემცირებული მნიშვნელობებით. ამასთან ერთად მცირდებიან რელაქსაციური პროცესების სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები. მაღალტემპერატურული მაქსიმუმი, შეზრდილია ექსპონენციალურ ფონთან 600°C -ზე. მისი

აქტივაციის ენერგია 0,1ევ-ით ნაკლებია არალეგირებული გერმანიუმის მაქსიმუმის მახასიათებელზე. მცირდება ასევე პროცესის სიხშირის ფაქტორი. მაქსიმუმი დაკავშირებული უნდა იყოს დისლოკაციებზე ღუნვების მოძრაობასთან. აქტივაციური პარამეტრების შემცირება ასეთნაირად შეიძლება აიხსნას. ბორის ატომებსა და ჟანგბადის ატომებს შორის წარმოიქმნებიან ბმები, რაც განაპირობებს B-O კომპლექსების ფორმირებას. შესაბამისად შემცირდება ჟანგბადის კონცენტრაცია არახრახნული და ხრახნული ორიენტაციის დისლოკაციების ატმოსფეროებში. ეს გამოიწვევს გეომეტრიული ღუნვების ნახევარგანის გაზრდას. ეს შეამცირებს ელექტრონული და დრეკადი წარმოშობის ძალების დამამუხრუჭებელ მოქმედებას. შესაბამისად მცირე ენერგია იქნება საჭირო სხვადასხვა ორიენტაციის დისლოკაციებზე გეომეტრიული ღუნვების მიგრაციისათვის ჟანგბადის ატომებით ძლიერ გაღარიბებულ ატმოსფეროში. გეომეტრიული ღუნვის ნახევარგანის გადიდება ნიშნავს მისი აქტივაციური მოცულობის გადიდებას და მაშასადამე მისი რხევის საკუთარი სიხშირის შემცირებას. ბორით ლეგირება იწვევს დონორული GeO_4 კომპლექსების წარმოქმნის გაძნელებას და მათი კონცენტრაციის შემცირებას. ასეთ შემთხვევაში გაიზრდება დისლოკაციაზე კრიტიკული მანძილები წყვილ ღუნვებს შორის, შესუსტდება ურთიერთქმედება დამამუხრუჭებელ კომპლექსებთან. ყოველივე ეს განაპირობებს წყვილი ღუნვების მიგრაციის ენერგიის შემცირებას. რელაქსაციური პროცესები 428 და 512°C ტემპერატურებზე ძლიერად დამოკიდებულია ამპლიტუდისაგან, რაც ადასტურებს დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების მონაწილეობას ენერგიის გაბნევის პროცესებში.

ლეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალში დისლოკაციების განაწილების არაერთგვაროვნება, მათი შეჯგუფებების არსებობა, აგრეთვე ბორისა და ჟანგბადის ატომებისაგან კომპლექსების წარმოქმნა განსაზღვრავენ დისლოკაციების მოძრაობის ენერგეტიკულ მახასიათებლებს. აქტივაციის ენერგიის სიდიდეების გათვალისწინებით ჩანს, რომ გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების მიგრაციას ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალში ესაჭიროება შედარებით მაღალი აქტივაციის ენერგია. ამით აიხსნება აღნიშნული მაქსიმუმების

გადანაცვლება მაღალი ტემპერატურებისაკენ. მათი ინტენსივობის ამპლიტუდური დამოკიდებულების არსებობა საშუალებას იძლევა მიჩნეული იქნას რომ რელაქსაციური პროცესები განპირობებულია ღუნვების მიგრაციით დისლოკაციების სრიალის სიბრტყეში მინარევებისა და მათი კომპლექსების ატმოსფეროებში.

ხანმოკლე მოწვა 200-250°C ინტერვალში(0,5სთ) მკვეთრად ამცირებს რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობას. განსაკუთრებით ეს ეხება რელაქსაციას 285°C -ზე. ეს შესაძლებელია დაკავშირებულია ლეგირებული კრისტალის ზედაპირზე მოწვის შედეგად გეომეტრიული ღუნვების ლიკვიდაციისა და ვაკანსიების ანიგილაციის პროცესებთან. ცვლილებები, რომლებიც მიმდინარეობენ ბორით ლეგირების შედეგად სტრუქტურული დეფექტების გადანაწილებაში ნათლად არის ასახული ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე (ნახ.10).



ნახ.10. Ge:B –ის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება
1 – მოწვა 750°C, 10სთ. 2 – ციკლური დეფორმაცია,750 °C.

400°C -დან მოდულის შემცირება დაკავშირებულია ძალიან ძლიერი ინტენსივობის რელაქსაციურ პროცესთან, აგრეთვე წერტილოვანი დეფექტების მიგრაციასთან დისლოკაციების მიმართულებით. ორივე პროცესი მოდულზე ზეგავლენის თვალსაზრისით ურთიერთ საპირისპიროა. მოწვითა და ციკლური დეფორმაციით 750°C ტემპერატურაზე აქტივაციური მახასიათებლები შესამჩნევად იცვლებიან(ცხრილი1). თერმული დამუშავებით რელაქსაციური

პროცესები პრაქტიკულად მთლიანად ჩაიხშობა., ხოლო 400°C ტემპერატურამდე ძვრის მოდული თითქმის არ არის დამოკიდებული ტემპერატურისაგან. 400-650 ინტერვალში იგი დაახლოებით წრფივად მცირდება. ეს აიხსნება ატომთა შორის კავშირის ძალების შესუსტებით თერმული გაფართოებისა და დენის მატარებლების კონცენტრაციის გაზრდასთან დაკავშირებით.

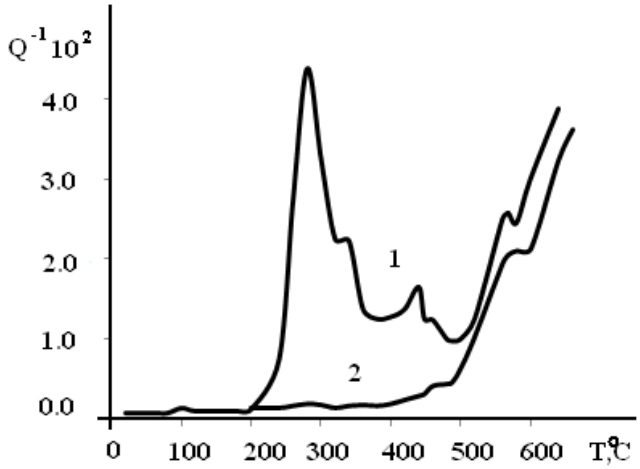
2.3.3. რელაქსაციური პროცესები დარიშხანით ლეგირებულ გერმანიუმის მონოკრისტალში

ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ექსპერიმენტული კვლევის მიზნით შერჩეული იქნა ისეთი მონოკრისტალი, რომელიც ბორით ლეგირებული მონოკრისტალისგან ძირითადად განსხვავდება გამტარობის ტიპით. დისლოკაციური სტრუქტურა მსგავსია ბორით ლეგირებული მონოკრისტალის. დისლოკაციების სიმკვრივე იცვლება 10^3-10^4სმ$^{-2}$ საზღვრებში და კრისტალის ზედაპირზე სტრუქტურა ხასიათდება როგორც თანაბარი, ასევე დისლოკაციების არათანაბარი განაწილებით. ჩანაცვლებული დარიშხანის ატომი გამოირჩევა კოვალენტური რადიუსის მაღალი მნიშვნელობით (≈1,18A) [107] და თავის ირგვლივ ქმნის გაჭიმვისა და პრაქტიკულად გაფართოების დრეკად დეფორმაციებს.

Ge:As –ის რეალური სტრუქტურული მდგომარეობა თავისებურად ასახულია შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში. 20-200 °C ტემპერატურულ ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ფონი ტემპერატურისაგან დამოუკიდებელია და მისი ინტენსივობა დაბალია (~$5\cdot10^{-4}$). ~3ჰც სიხშირეზე 280 °C ტემპერატურის არეში თავს იჩენს ანომალურად ძლიერი ინტენსივობის რელაქსაციური პროცესი. სავარაუდოა, რომ მოცემული დეფორმაციის პირობებში (≈$5\cdot10^{-5}$) შესაძლებელია ადგილი აქვს რელაქსაციური და მიკროპლასტიკური დეფორმაციის პროცესების ერთდროულად გამოვლინებას. მაქსიმუმს მაღალი ტემპერატურის შტოზე ეკვრის პლატოს ფორმის დამატებითი მაქსიმუმი. მის შემდეგ ფონი მკვეთრად მცირდება 400°C ტემპერატურამდე, 428 და 462°C ტემპერატურებზე არსებული

შედარებით სუსტი მაქსიმუმების ფორმა დამახინჯებულია მათი ურთიერთგადაფარვის გამო. 570°C ტემპერატურაზე ექსპონენციალურ ფონთან ერთად შეზრდილია საშუალო ინტენსივობის მაქსიმუმი.

დადგენილი იქნა, რომ მაქსიმუმები 280, 330, 428, 462 და 570°C ტემპერატურებზე ხასიათდებიან აქტივაციის ენერგიის შემდეგი სიდიდეებით: 1,25; 1,40; 1,5; 1,65; 180 ევ-ით. მათი შესაბამისი სიხშირული ფაქტორები ტოლი არიან: $2\cdot10^{11}$; $4\cdot10^{12}$; $1\cdot10^{13}$; $6\cdot10^{13}$; და $1\cdot10^{14}$წმ$^{-1}$.(ცხრ.3).



ნახ.11. Ge:As-ის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება
1. პირველი გაზომვის შედეგები, 2. განმეორებითი გაზომვის შედეგები

მონოკრისტალური გერმანიუმის რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები

ცხრილი 3

კვლევის ობიექტი	მაქსიმუმის ტემპერტურა, °C			აქტივაციის ენერგია, ევ.			სიხშირის ფაქტორი, წმ$^{-1}$		
	საწყისი	მოწვა, 750°C, 10სთ.	ციკლური დეფორმაცია, 750°C, ε =5.10-3	საწყისი	მოწვა, 750°C, 10სთ	ციკლური დეფორმაცია, 750°C, ε =5.10^{-5}	საწყისი	მოწვა, 750°C, 10სთ	ციკლური დეფორმაცია, 750°C ε =5.10-5
Ge [111] p	80-100	100	85	0,9	1,0	0,85	$6\cdot10^{13}$	$3\cdot10^{13}$	$2\cdot10^{14}$
	285	295	270	1,40	1,45	1,30	$2\cdot10^{13}$	$5\cdot10^{13}$	$6\cdot10^{13}$

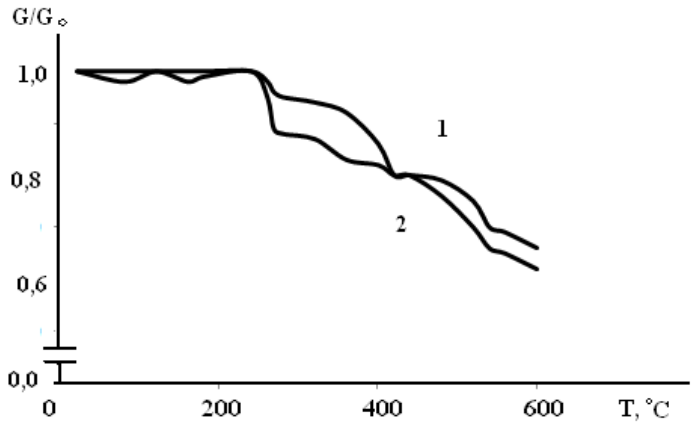
	405	400	380	1,55	1,60	1,45	$1\cdot10^{12}$	$5\cdot10^{12}$	$6\cdot10^{11}$
	450-465	470	440	1,70	1,75	1,70	$5\cdot10^{12}$	$6\cdot10^{12}$	$5\cdot10^{12}$
	600	610	585	2,0	2,05	1,90	$6\cdot10^{14}$	$1\cdot10^{15}$	$3\cdot10^{14}$
Ge:B ($1\cdot10^{19}$ სმ$^{-3}$) p	100	110	95	1,0	1,10	0,90	$2\cdot10^{14}$	$5\cdot10^{13}$	$3\cdot10^{14}$
	285	290	280	1,35	1,40	1,30	$1\cdot10^{13}$	$3\cdot10^{13}$	$8\cdot10^{12}$
	430	440	420	1,50	1,55	1,45	$3\cdot10^{12}$	$5\cdot10^{12}$	$1\cdot10^{12}$
	510	520	505	1,80	1,85	1,70	$7\cdot10^{12}$	$1\cdot10^{13}$	$5\cdot10^{12}$
	600	615	590	1,90	1,95	1,85	$8\cdot10^{13}$	$2\cdot10^{14}$	$6\cdot10^{13}$
Ge:As ($5\cdot10^{18}$ სმ$^{-3}$) [111] n	80-100	100	80	0,90	0,95	0,80	$6\cdot10^{13}$	$4\cdot10^{13}$	$8\cdot10^{13}$
	280	290	265	1,35	1,40	1,30	$5\cdot10^{13}$	$7\cdot10^{13}$	$3\cdot10^{13}$
	330	345	320	1,50	1,55	1,45	$1\cdot10^{14}$	$2\cdot10^{14}$	$7\cdot10^{13}$
	430	435	425	1,55	1,65	1,50	$6\cdot10^{14}$	$8\cdot10^{14}$	$3\cdot10^{14}$
	460	480	450	1,70	1,75	1,60	$5\cdot10^{12}$	$7\cdot10^{12}$	$2\cdot10^{12}$
	570	585	555	1,75	1,80	1,65	$3\cdot10^{14}$	$6\cdot10^{14}$	$1\cdot10^{14}$

ამრიგად, შესამჩნევია რელაქსაციური პარამეტრების შემცირების ტენდენცია დარიშხანით ლეგირებული გერმანიუმის რელაქსაციურ სპექტრში. პირველ ყოვლისა ეს მტკიცება ეხება ძლიერი ინტენსივობის მაქსიმუმს 280°C ტემპერატურაზე. იგივე შეიძლება მიღებული იქნას მაქსიმუმისათვის 460°C –ის არეში. დანარჩენი მაქსიმუმებისათვის ჯერ დადგენილი უნდა იქნას მსგავსება არალეგირებული კრისტალის მაქსიმუმებთან. მაქსიმუმი 570°C ტემპერატურაზე მსგავსად არალეგირებული გერმანიუმის მაქსიმუმისა 610°C –ზე შეზრდილია ექსპონენციალურ ფონთან იმ განსხვავებით, რომ მაქსიმუმი და ფონი 25-30°C –ით გადანაცვლებულია დაბალი ტემპერატურებისაკენ. ამასთან ერთად შედარებით მცირეა განსხვავება მათ აქტივაციურ მახასიათებლებს შორის. მაშასადამე არსებობს ორივე მაქსიმუმის ერთნაირი წარმოშობის შესაძლებლობის დაშვების საფუძველი. კერძოდ, დავუშვათ, რომ დარიშხანით ლეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალში ტემპერატურისა და მექანიკური ნიშანცვლადი ძაბვის

ერთდროული ზემოქმედებით 570 °C ტემპერატურაზე ადგილი აქვს არახრახნული ორიენტაციის დისლოკაციებზე წყვილი ღუნვების მიგრაციით გამოწვეულ რელაქსაციურ პროცესს, რომელსაც კონტროლს უწევს დონორული GeO_4 კომპლექსები. მინარევების მონაწილეობა რელაქსაციაში მინიშნებულია მაქსიმუმის ტემპერატურაზე შინაგანი ხახუნის საგრძნობი დამოკიდებულებით რხევის ამპლიტუდისაგან. აღსანიშნავია ის, რომ ბორით ლეგირების ანალოგიურად დარიშხანით ლეგირება გერმანიუმში წარმოაჩენს რელაქსაციურ პროცესს 428-430 °C ტემპერატურაზე., მაგრამ მისი ინტენსივობა გაცილებით ნაკლებია. შემცირებულია აგრეთვე აქტივაციის ენერგია და სიხშირის ფაქტორის სიდიდე. ეს განსხვავება პირველ რიგში გამტარობის ბუნებაში განსხვავებას, უნდა მიეწეროს, აგრეთვე სტრუქტურის ძლიერ დამახინჯებას რაც მყარ ხსნარში დარიშხანის ატომის მახლობლობაში წარმოიქმნება. ყურადსაღებია ისიც, რომ დარიშხანის ატომების გარკვეული რაოდენობა არ იმყოფება მყარ ხსნარში. დარიშხანის ატომები ან მცირე ზომის კომპლექსები ტექნოლოგიურ მინარევებთან თავს იყრიან ენერგეტიკულად ხელსაყრელ პოზიციებში დისლოკაციების ბირთვების გასწვრივ და წარმოქმნიან მინარევების ატმოსფეროებს. შესაბამისად მეტი ენერგია იქნება საჭირო ერთეულოვანი ან წყვილი ღუნვების მიგრაციისათვის კოტრელის ატმოსფეროში. ამასთან დაკავშირებით შესაძლებელია მიჩნეული იქნას, რომ დარიშხანით ლეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალში 430 °C ტემპერატურის მახლობლობაში ადგილი აქვს დარიშხანის შემცველი მინარევების ატმოსფეროში ხრახნულ დისლოკაციაზე გეომეტრიული ღუნვის მიგრაციას ტემპერატურისა და მექანიკური ძაბვის ზემოქმედებით.

დამატებითი მაქსიმუმი 325 °C ტემპერატურაზე შედარებით სუსტად არის დამოკიდებული რხევის ამპლიტუდისაგან. შედარებით მცირეა ($\sim 4\cdot 10^{12}$წმ$^{-1}$) რელაქსაციის ცენტრის რხევის სიხშირის ფაქტორი. აღნიშნული მაქსიმუმი შესაძლებელია გამოწვეულია SiO_2 კომპლექსის მიგრაციით დისლოკაციების ბირთვის პარალელურად. წინააღმდეგ შემთხვევაში საჭირო იქნებოდა გაცილებით დიდი აქტივაციის ენერგია. Ge:As-ის შინაგანი ხახუნის ინტენსიური რელაქსაციური პროცესები

თერმულად არამდგრადია. ერთ-ერთი მიზეზია ისიც, რომ მცირეა ნიმუშების განივი კვეთის ფართობი (300-500მკმ) და პროპორციულად დიდია ზედაპირზე არსებული არამდგრადი დეფექტების კონფიგურაციული ცვლილებების გავლენა სტრუქტურულად მგრძნობიარე თვისებებზე. ზედაპირზე ნებისმიერი მიკროსკოპული მასშტაბის დეფექტი ძალიან აქტიურია და დაბალი ენერგიების დიაპაზონში მკვეთრად იცვლიან კონცენტრაციასა და კონფიგურაციებს. ძვრის დინამიური მოდული ტემპერატურული სპექტრი დაახლოებით 200°C –მდე პრაქტიკულად უცვლელია.



ნახ.12. Ge:As –ის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება

280°C ტემპერატურის მახლობლობაში გამოვლენილია აშკარად გამოხატული მოდულის დეფექტი, რაც არის პროცესის რელაქსაციურობის ერთ-ერთი ძირითადი მახასიათებელი. მოდულის დეფექტის მნიშვნელობა მოსალოდნელზე გაცილებით ნაკლებია. ამის გამო შესაძლებელია 280°C –ის რაიონში დარიშხანის შემცველ გერმანიუმის მონოკრისტალში მიმდინარეობდეს ორი პროცესი – რელაქსაციური დამახასიათებელი მოდულის დეფექტით და დეფორმაციული დინამიური მექანიკური განმტკიცებით. ეს უკანასკნელი დაკავშირებულია დისლოკაციების ბლოკირებასთან წერტილოვანი დეფექტების მიერ, რომლებიც თავდაპირველად იმყოფებიან დისლოკაციის კოტრელის ატმოსფეროში. გამორიცხული არ არის, რომ ეფექტურ დინამიურ განმტკიცებაში თავისი წვლილი შეაქვს დარიშხანის ატომებს, რომლებიც განაწილებული არიან დისლოკაციების ატმოსფეროებში. დაახლოებით 300°C -დან ძვრის

მოდული განიცდის ზიგზაგისებულ შემცირებას 600 °C -მდე. ეს მიუთითებს რამდენიმე პროცესის გააქტიურებაზე, რომელთაგან ზოგიერთი იწვევს დინამიურ მექანიკურ განმტკიცებას,ზოგიერთი კი, მათ შორის მუხტის მატარებლების კონცენტრაციის გაზრდა (საკუთარი გამტარობის დაწყებასთან დაკავშირებით), მის შემცირებას. განმეორებითი გაზომვის დროს მცირდება მოდულის დეფექტი 280°C – ზე. საგრძნობლად გაზრდილია მოდულის მნიშვნელობა 300-600°C ტემპერატურათა შუალედში, მაგრამ კვლავ შენარჩუნებულია ძვრის მოდულის შემცირების ტენდენცია ტემპერატურის მაღალ დიაპაზონში.

ამრიგად მექანიკური რელაქსაციური სპექტრისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების ერთდროული ანალიზის საფუძველზე პრინციპულად შესაძლებელია განცალკევებული იქნას ერთმანეთისგან მოცულობასა და კრისტალის ზედაპირზე განაწილებული დეფექტების მოძრაობით გამოწვეული რელაქსაციური და დინამიური მექანიკური განმტკიცების პროცესები, გაანალიზებული იქნას სტრუქტურულად მგრძნობიარე ძვრის მოდულის ცვალებადობის მექანიზმი, შეფასდეს განსაზღვრული ტიპის დისლოკაციაზე ღუნვების წარმოშობისა და მიგრაციის აქტივაციური პარამეტრები, განისაზღვროს ელექტრულად აქტიურ და ნეიტრალურ დეფექტებთან დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების ურთიერთქმედების ენერგიის სიდიდეები.

აღსანიშნავია, რომ დისლოკაციური მექანიზმების სასარგებლოდ ვლინდება რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის ამაღლება და შემცირება 700°C ტემპერატურაზე მოწვისა და ამის შემდეგ მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაციის გავლენით.

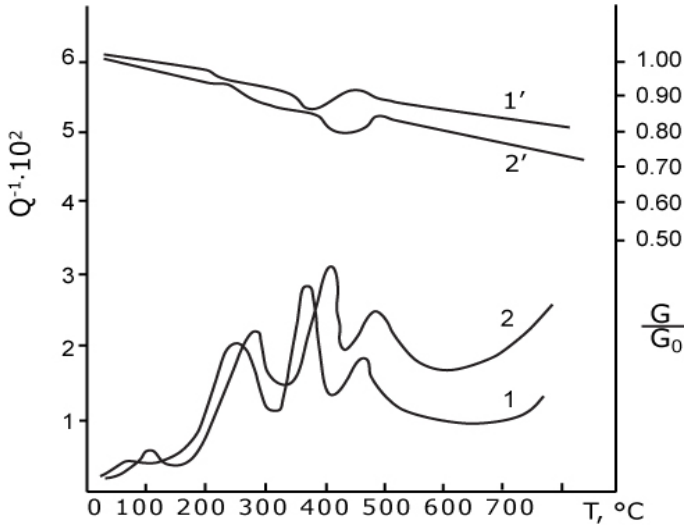
2.4. მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

2.4.1. თერმული დამუშავებისა და გრეხითი დეფორმაციის გავლენა მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე

მონოკრისტალურ Ge-Si შენადნობებში კრისტალიზაციის თანმხლებ პროცესში თერმული ზემოქმედება და შემადგენელი კომპონენტების მახლობლობაში ლოკალიზებული თერმული ძაბვები იწვევენ თერმული და დეფორმაციული წარმოშობის ელექტრულად აქტიური დეფექტების, ჟანგბადის პრეციპიტატების და დისლოკაციების ფორმირებას. ტექნოლოგიურ პროცესებში ფორმირებული სტრუქტურული დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციური მახასიათებლების დიაგნოსტიკისა და მართვის შესაძლებლობების დადგენა მნიშვნელოვანია განსაზღვრული ნახევარგამტარული მახასიათებლების მქონე Ge-Si სისტემის შენადნობების მიღებისათვის.

შესწავლილია [111] ორიენტაციის Ge+0,5ატ.%Si და Ge+1ატ.%Si შენადნობების ძვრის მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულება შესწავლილია გრეხითი რხევების სიხშირისა და მილევის ლოგარითმული დეკრემენტის რეგისტრაციის მეთოდით. რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები, გრეხითი რხევების ამპლიტუდური დეფორმაცია და მიკროპლასტიკურობის პარამეტრები განსაზღვრულია სტანდარტული მეთოდებით[103]. ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები შეფასებულია იდენტური ზომების ეტალონურ ნიმუშთან შედარების მეთოდით.

მონოკრისტალური Ge+0,5ატ.%Si შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება ხასიათდება ექსპონენციალური მზარდი ფონით, რომელზედაც გამოვლენილია მაქსიმუმები 80-100, 250, 380 და 450 °C ტემპერატურებზე(სურ.13,1).



ნახ.13. მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების შინაგანი ხახუნისა (1.2) და ძვრის მოდულის (1^1, 2^1) ტემპერატურული სპექტრები
$1,1^1$ – Ge+0,5ატ.%Si, $f_0 \approx 1.2$ ჰც,
$2,2^1$ - Ge+1.0ატ%Si, $f_0=1.0$ ჰც.

მიღებული სპექტრის შედგენილობა,ფონისა და მაქსიმუმების ინტენსივობა პრაქტიკულად დამოუკიდებულია საცდელი ნიმუშების გახურებისა და გაცივების სიჩქარის ცვლილებისაგან 1-3 გრად/წთ ინტერვალში. აღნიშნული მაქსიმუმების ტემპერატურები იცვლებიან რხევის სიხშირის ცვლილებით,რაც ავლენს შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების რელაქსაციურ ბუნებას. მაქსიმუმების სიხშირული წანაცვლების მეთოდით. განსაზღვრულია აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები. მიღებული შედეგები წარმოდგენილია ცხრ.4-ში.

მონოკრისტალური Ge—Si შენადნობების რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები.

ცხრილი 4

კვლევის ობიექტი	მაქსიმალური ტემპერატურა, ^{0}C	აქტივაციის ენერგია, ევ	სიხშირის ფაქტორი, წმ$^{-1}$	ძვრის მოდული, კგ/მმ^2
Ge [111]	80	0.8	$2\cdot10^{14}$	4100
	250	1.3	$5\cdot10^{14}$	
	380	1.55	$3\cdot10^{13}$	
	450	1.7	$5\cdot10^{12}$	

Ge+0.5ატ%Si [111]	90 260 395 460	0.9 1.45 1.60 1.8	$3\cdot10^{14}$ $8\cdot10^{14}$ $5\cdot10^{13}$ $2\cdot10^{12}$	4250
Ge+1at%Si [111]	100 265 400 475	1.0 1.50 1.65 2.0	$5\cdot10^{14}$ $7\cdot10^{14}$ $2\cdot10^{13}$ $1\cdot10^{12}$	4400

ცხრილში მოცემულია ოთახის ტემპერატურაზე ძვრის მოდულის სიდიდეები. სილიციუმის შემცველი Ge-Si კრისტალების შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრები პრაქტიკულად გერმანიუმისათვის დამახასიათებელი სპექტრის ანალოგიურია. განმასხვავებელ ნიშნებად ვლინდებიან ყველა მაქსიმუმის გადანაცვლება 10-20 °C-ით მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით, მაქსიმუმების ინტენსივობების გაზრდა 10-15%-ით,რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლების ამაღლებული სიდიდეები სილიციუმის კონცენტრაციის პროპორციულად [108].

Ge+0,5ატ.%Si შენადნობის ნიმუშის მოწვა ვაკუუმში 10სთ-ის განმავლობაში 750°C ტემპერატურაზე მთლიანად ახშობს რელაქსაციურ შინაგან ხახუნს 80-100°C ინტერვალში, 50-60% ამცირებს დანარჩენი მაქსიმუმების ინტენსივობას და იწვევს მათ გადანაცვლებას ~ 20°C-ით მაღალი ტემპერატურებისაკენ. ანალოგიურ ცვლილებებს განიცდის ყველა საცდელი Ge-Si მონოკრისტალური შენადნობის შინაგანი ხახუნის სპექტრები თერმული დამუშავების შედეგად. თერმულად დამუშავებულ მდგომარეობაში რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები გაზრდილია საწყის მდგომარეობასთან შედარებით.

თერმულად დამუშავებული ნიმუშების გრეხითი დეფორმაცია 750°C ტემპერატურაზე ($\varepsilon_{max}=5\cdot10^{-3}$, დეფორმაციის ციკლების რაოდენობა-200) იწვევს რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობის ამაღლებას, მაქსიმუმების ტემპერატურებისა და აქტივაციური მახასიათებლების საგრძნობლად შემცირებას. განმეორებითი მოწვა ზემოთაღნიშნულ

პირობებში მკვეთრად ამცირებს ყველა მაქსიმუმის ინტენსივობას და საწყისი მდგომარეობის შესაბამის დონემდე აღადგენს მათ აქტივაციურ მახასიათებლებს.

ამრიგად, 750°C ტემპერატურაზე თერმული დამუშავებისა და ციკლური დეფორმაციის მონაცვლეობით შესაძლებელია Ge-Si მონოკრისტალური შენადნობების შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრების პარამეტრების რეგულირება. ეს თავისებურება განპირობებულია აღნიშნული მასალების სტრუქტურაში არსებული დეფექტების კონფიგურაციული ცვლილებების განმეორებადობით თერმომექანიკური დამუშავების ციკლში.

შინაგანი ხახუნის სპექტრის ანალოგიურად Ge+0,5ატ.%Si მონოკრისტალის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება რთული ხასიათისაა (ნახ.13,1[1]). რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების კრიტიკულ ტემპერატურებზე ძვრის მოდული განიცდის შემცირებას ანუ ვლინდება ე.წ. ძვრის მოდულის დეფექტი. 380-450^{0}C ინტერვალში ძვრის მოდული ნაცვლად შემცირებისა ანომალურად იზრდება. Ge-Si შენადნობებში Si-ის კონცენტრაციის ამაღლებით ძვრის მოდულის ანომალიის ინტერვალი მცირდება, ის მკვეთრადაა გამოსახული 400^{0}C-ის მახლობლობაში. გერმანიუმთან შედარებით ძვრის მოდულის ანომალური ცვლილებების ტემპერატურული შუალედი გადანაცვლებულია 15-20^{0}C-ით მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით. 750^{0}C ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში მოწვა პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მოდულის ანომალიაზე ყველა საცდელ კრისტალში.

ციკლური დეფორმაცია 750^{0}C ტემპერატურაზე(ციკლების რაოდენობა-200, $\varepsilon_{max}=5\cdot10^{-3}$)ძვრის მოდულის ანომალური ამაღლების საწყის ტემპერატურას ამცირებს 10-20^{0}C-ით ყველა საცდელ კრისტალში.

200-800^{0}C ტემპერატურულ ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ფონისა და მაქსიმუმების ინტენსივობა ავლენენ რხევის ამპლიტუდისაგან ძლიერ დამოკიდებულებას, ე.ი. რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები დეფორმაციული წარმოშობის არიან. ცნობილი თეორიის [105] თანახმად აღნიშნული ტიპის მაქსიმუმები განპირობებულია

დისლოკაციების მოძრაობით გარეშე ძაბვის ველში. 450^{0}C ტემპერატურის მახლობლობაში გაზრდილია ტექნოლოგიური მინარევების, კერძოდ, ჟანგბადის დიფუზია შენადნობის კრისტალურ მესერში. აღნიშნულთან დაკავშირებით შესაძლებელია დავუშვათ, რომ თერმული და მექანიკური ზემოქმედებით დისლოკაციების გადაადგილებას ახლავს მინარევების ატომების დიფუზური გადანაწილება. შესაბამისად მოსალოდნელია დისლოკაციების დამაგრება ახალ პოზიციებში, რაც აისახება მოდულის ანომალურ ამაღლებაში ანუ კრისტალის დინამიურ მექანიკურ განმტკიცებაში.

სილიციუმის კონცენტრაციის გაზრდით ვლინდება Ge-Si შენადნობების სტრუქტურის მექანიკური მახასიათებლების ამაღლების ტენდენცია, რადგანაც კრისტალური მესერი განიცდის შეკუმშვას ლოკალიზებულ არეებში ჩანაცვლების პოზიციებში განთავსებული სილიციუმის ატომების მახლობლობაში. ეს გარემოება შემდეგი ფორმით არის წარმოდგენილი Ge+0,5ატ.%Si შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერტურულ სპექტრში (ნახ,13,2). ყველა მაქსიმუმის ინტენსივობა არის ამაღლებული; ისინი გადანაცვლებულია 10-20ºC-ით მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით. მნიშვნელოვნად მაღალია მაქსიმუმების თერმული მდგრადობა; მათი ინტენსივობა მხოლოდ 10-15%-ით მცირდება განმეორებითი გაზომვით ფორმირებულ სპექტრში. ~100ºC-ზე არსებული სუსტი ინტენსივობის რელაქსაციური პროცესი მონოკრისტალურ გერმანიუმში არსებულის ანალოგიურია და სრულიად დამოუკიდებულია გრეხითი რხევების ამპლიტუდური დეფორმაციისაგან. ყველა სხვა მაქსიმუმის ინტენსივობის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ვლინდება დეფორმაციის მაღალ დიაპაზონში.

მოწვა 750 ºC ტემპერტურაზე ვაკუუმში 10სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად ნულამდე ამცირებს შინაგანი ხახუნის ინტენსივობას 100 ºC ტემპერატურის არეში, 20-25%-ით ადაბლებს ყველა დანარჩენი მაქსიმუმის სიმაღლეს, ამცირებს ექსპონენციალური ფონის ინტენსივობას, ზრდის კრიტიკულ ტემპერატურას, რომელზედაც იწყება ფონის მკვეთრად ზრდა. აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები დამახასიათებელია დეფექტების მოძრაობისათვის, რომელთაც გააჩნიათ აქტივაციის ენერგიის მაღალი მნიშვნელობები.

ციკლური ამპლიტუდური დეფორმაცია 750 ºC-ზე საგრძნობლად ზრდის რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის და ფონის ინტენსივობას, ავლენს მათი აქტივაციური მახასიათებლების შემცირებასა და კრიტიკული ტემპერატურების გადანაცვლებას 10-20ºC -ით დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით. ასეთ პირობებში მცირდებიან აგრეთვე ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული სიდიდეები, რომლებზედაც რხევითი ენერგიის პროცესების ინტენსივობა იწყებს ძლიერ ზრდას.

ზემოთ აღწერილი ცვლილებები ასახულია დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ცვლილებებში. თერმული და ნიშანცვლადი ძაბვის ზემოქმედებით რეგულირდება ცალკეული მაქსიმუმის ნახევარგანი და ფორმა. მათი ცვლილებები განპირობებულია რელაქსაციაში მონაწილე დეფექტების სტრუქტურაში კონცენტრაციული და კონფიგურაციული ცვლილებებით.

Ge+2ატ.%Si შენადნობის ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ცვლილებები ანალოგიურია სილიციუმის შედარებით დაბალი შემცველობის შენადნობების ასეთივე მახასიათებლების. განმასხვავებელია მაქსიმუმების თერმული მდგრადობის, კრიტიკული ტემპერატურისა და აქტივაციური მახასიათებლების ზრდის კიდევ უფრო მეტად გამოვლინება შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურულ სპექტრებში. ეს მიუთითებს სტრუქტურის მექანიკური მახასიათებლებისა და სტრუქტურული დეფექტების მოძრაობისადმი პოტენციალური ბარიერის ამაღლებაზე. ცხრილში 4 წარმოდგენილია Ge-Si შენადნობების საცდელი ნიმუშების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები. შედეგები მიღებულია [111] ორიენტაციის მონოკრისტალის კვლევით. ექსპერიმენტულად დადგინდა, რომ [100] ორიენტაციის Ge-Si შენადნობებში შენარჩუნებულია ზემოთაღწერილ პირობებში აქტივაციური მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერებანი. სუსტ ცვლილებებს განიცდიან ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე და რელაქსაციური მაქსიმუმების ინტენსივობა, კერძოდ, ის [111] მიმართულების სპექტრთან შედარებით 20%-ით შემცირებული სიდიდით ხასიათდება. მეტად მნიშველოვანია, ის რომ ორიენტაციის ცვლილება გავლენას არ ახდენს რელაქსაციური

პროცესების აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის სიდიდეებზე. შესაძლებელია დაშვება, რომ რელაქსაციურ პროცესებში მონაწილე დეფექტების წვლილი დამოუკიდებელია კრისტალოგრაფიული ორიენტაციისაგან. პრაქტიკულად არ იცვლება მაღალტემპერტურული შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური ფონის მახასიათებლები, ე.ი. უცვლელია ფონის ფორმირებაში მონაწილე დეფექტების ტიპები და კონცენტრაცია.

2.4.2. მექანიკური რელაქსაციური პროცესები ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალურ $Ge_{0,99}Si_{0,01}$ შენადნობში

წარმოდგენილია მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ძვრის მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულების შესწავლის შედეგები [109]. საცდელი კრისტალები მიღებულია ჩოხრალსკის მეთოდით არგონის გარემოში [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით. ბორით ლეგირებული კრისტალები ხასიათდებიან ხვრელური გამტარობით. ზოგიერთი კრისტალის ზედაპირზე გამოვლინდნენ ზრდის პროცესში ფორმირებული რგოლისებური ტერასები, რაც მიუთითებს ტექნოლოგიური მინარევებით დეკორირებული დისლოკაციური ზონების არსებობაზე. კრისტალოგრაფიულ (111) სიბრტყეებზე გამოვლენილია არათანაბრად განაწილებული დისლოკაციები. მათი საშუალო სიმკვრივე $1\cdot10^3$-$3\cdot10^4$სმ$^{-2}$ შეადგენს. მოწვა ვაკუუმში 750°C 10 სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს დისლოკაციების განაწილების ხასიათსა და რაოდენობაზე (111) სიბრტყეებზე.

ეტალონთან შედარების მეთოდით განისაზღვრა საცდელი მონოკრისტალების ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდეები (იხ.ცხრ.5). შედარებითი ანალიზით დგინდება, რომ ბორით ლეგირებულ Ge-Si შენადნობებში ძვრის მოდულის ცვლილების ხასიათი მიკროსისალის ანალოგიურია.

მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 5

საცდელი კრისტალები	დისლოკაციების სიმკვრივე, სმ$^{-2}$	მიკროსისალე, კგ/მმ^2	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ$^{-3}$	ძვრის მოდული, კგ/მმ^2
$Ge_{0,99}Si_{0,01}$:B *P* [111]	$6\cdot10^3$	880	$5\cdot10^{16}$	4250
$Ge_{0,99}Si_{0,01}$:B *P* [111]	$3\cdot10^4$	800	$1\cdot10^{19}$	4100
$Ge_{0,98}Si_{0,02}$:B P [111]	$1\cdot10^3$	900	$2\cdot10^{15}$	4300
$Ge_{0,98}Si_{0,02}$:B P [111]	$5\cdot10^4$	830	$3\cdot10^{19}$	4150

ცხრილის მონაცემების ანალიზი გვიჩვენებს, რომ ბორის მაღალი შემცველობის კრისტალებში ვლინდება სტრუქტურის მისწრაფება "დარბილებისაკენ". დენის მატარებელი ხვრელების მაღალი კონცენტრაცია განაპირობებს ხვრელების წრფივ დისლოკაციური ზონაში ენერგეტიკული მდგომარეობების შევსებასა და დისლოკაციების განთავისუფლებას ელექტრული ბმის ძალებისაგან. ასეთ მდგომარეობაში გაზრდილია გავრცობილი წრფივი, პლანარული და მოცულობითი დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ძვრადობა. შესაბამისად მცირდება დისლოკაციის მოძრაობის აქტივაციის ენერგია. ეს აისახება მიკროსისალის, მექანიკური მოდულებისა და დრეკადობის ზღვრის შემცირებაში.

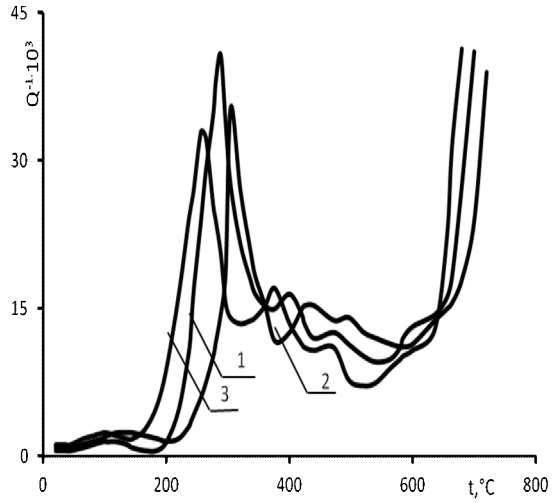
ბორით სუსტად ლეგირებული [111] ორიენტაციის $Ge_{0,99}Si_{0,01}$ მონოკრისტალში ~1ჰც სიხშირეზე გრეხითი რხევების მილევის ლოგარითმული დეკრემენტისა და სიხშირის რეგისტრაციით 20-750 °C ინტერვალში შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის სპექტრებში

გამოვლენილია რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის პროცესები. საცდელი ნიმუშის კრისტალის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი შეიცავს მაქსიმუმებს 80,300,400 და 580-620°C ტემპერატურებზე (სურ.14,1). მაღალი ინტენსივობის მაქსიმუმი 380°C ტემპერატურის არეში ხასიათდება ძვრის მოდულის დიდი დეფექტით, დანარჩენი მაქსიმუმების მახლობლობაში ძვრის მოდულის დეფექტის მნიშვნელობა შედარებით მცირეა. 400-450°C და 500-580 °C შუალედებში გამოვლენილია ძვრის მოდულის ანომალური ზრდა. ანალოგიური ეფექტები მყარ სხეულებში განპირობებულია დისლოკაციების ძვრადობის შემცირებით ბლოკირების მექანიზმით. აღნიშნულიდან გამომდინარე, მოსალოდნელია Ge-Si შენადნობების სტრუქტურაში დიფუზურად აქტიური მინარევების ატომებითა და კომპლექსებით დისლოკაციების დამაგრების გაძლიერება და შესაბამისად, კრისტალის დინამიური მექანიკური განმტკიცება.

რხევის სიხშირისა და ამპლიტუდის ცვლილება გავლენას ახდენს მაქსიმუმების ტემპერატურასა და ინტენსივობაზე, რაც ცნობილი თეორიით [110] ადასტურებს მათ დისლოკაციურ ბუნებას.

ბორით ლეგირება მცირე კონცენტრაციით (~$5\cdot10^{16}$სმ$^{-3}$) ზრდის მაქსიმუმების ტემპერატურას, შესამჩნევად ამცირებს მათ ინტენსივობას(სურ.14.2). ბორის მაღალი კონცენტრაციის შემთხვევაში მცირდებიან მაქსიმუმების ტემპერატურები და ინტენსივობა (სურ.14.3). სიხშირული გადანაცვლების მეთოდით განისაზღვრა რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმებისა და მაღალტემპერატურული ფონის აქტივაციური მახასიათებლები (ცხრ.6).

ცხრილიდან ჩანს, რომ სუსტად ლეგირების შემთხვევაში რელაქსაციური, დისლოკაციური წარმოშობის მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები იზრდებიან. ბორის მაღალი კონცენტრაციის გავლენით საგრძნობლად მცირდებიან შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები.



ნახ.14. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური $Ge_{0,99}Si_{0,01}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრები
1. $Ge_{0,99}Si_{0,01}$:B, ($5\cdot10^{16}$სმ$^{-3}$) f_0=1,1ჰც;
2. $Ge_{0,98}Si_{0,02}$:B ($2\cdot10^{15}$სმ$^{-3}$), f_0=1,0ჰც;
3. $Ge_{0,98}Si_{0,02}$:B ($3\cdot10^{19}$სმ$^{-3}$), f_0=1,25ჰც

(Ge-Si):B მონოკრისტალების რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები

ცხრილი 6

საცდელი ნიმუშები	რელაქსაციური მაქსიმუმების ტემპერატურა, °C	აქტივაციის ენერგია, ევ	სიხშირის ფაქტორი, წმ$^{-1}$	რელაქსაციური ფონის აქტივაციის ენერგია, ევ
$Ge_{0,99}Si_{0,01}$:B P ($5\cdot10^{16}$სმ$^{-3}$) [111]	100	1,0	$3\cdot10^{14}$	0.90
	300	1,35	$5\cdot10^{13}$	
	400	1,55	$5\cdot10^{12}$	
	490	1,75	$2\cdot10^{14}$	
	580-620	1,90	$3\cdot10^{15}$	
$Ge_{0,98}Si_{0,02}$:B P ($2\cdot10^{15}$სმ$^{-3}$) [111]	110	1,10	$5\cdot10^{14}$	1,10
	320	1,45	$8\cdot10^{13}$	
	430	1,60	$7\cdot10^{12}$	
	520	1,85	$6\cdot10^{14}$	
	600	2,00	$2\cdot10^{15}$	

$Ge_{0,99}Si_{0,01}$:B P ($1\cdot10^{19}$ სმ$^{-3}$) [111]	80-100	0,90	$1\cdot10^{14}$	0.80
	280	1,30	$4\cdot10^{13}$	
	385	1,45	$2\cdot10^{12}$	
	490	1,70	$4\cdot10^{14}$	
	580-600	1,80	$1\cdot10^{15}$	
$Ge_{0,98}Si_{0,02}$:B P ($3\cdot10^{19}$სმ$^{-3}$) [111]	90	0,85	$1\cdot10^{14}$	0,85
	270	1,30	$4\cdot10^{13}$	
	3990	1,50	$3\cdot10^{12}$	
	495	1,75	$2\cdot10^{14}$	
	605	1,85	$8\cdot10^{14}$	

აღსანიშნავია,ის გარემოება, რომ ნებისმიერი კონცენტრაციით სილიციუმის შემცველი Ge-Si შენადნობების დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ენერგიის სიდიდეები იზრდებიან. ამის გამო, B-ით ძლიერად ლეგირებულ შენადნობებში ერთდრულად რეალიზებულია კრისტალური მესრის "დარბილებისა" და განმტკიცების ფაქტორი. როგორც ცხრილიდან დგინდება აღნიშნული თავისებურებები ასახულია აქტივაციის ენერგიის სიდიდეების მდორედ შემცირებასა და გაზრდაში.

საცდელი კრისტალების მოწვა ვაკუუმში 750°C ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში 10-15%-ით ამცირებს შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობას, ავლენს რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერგიის ზრდის ტენდენციას ბორით სუსტად ლეგირებულ Ge-Si შენადნობებში. ეს გამოწვეულია წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაციის შემცირებით კრისტალების მოცულობაში და მათი გადანაწილებით დისლოკაციების ბირთვების მიმართულებით. უკანასკნელ შემთხვევაში ძლიერდებიან დისლოკაციების ბმები და კრისტალი განიცდის განმტკიცებას. აღსანიშნავია ისიც, რომ ბორის მაღალი კონცენტრაციების შემთხვევაში მოწვა, პირიქით, ამცირებს Ge-Si შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკურ მახასიათებლებს. ეს აიხსნება იმ თავისებურებით, რომ მოწვის პროცესში იზრდება მყარ ხსნარში ბორის ატომების კონცენტრაცია. შესაბამისად, მაღლდება დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაცია. სუსტდება ტეტრაედრული კავშირები, ვითარდება კრისტალური მესრის "დარბილება".

ექსპერიმენტებით დადგინდა, რომ ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალურ $Ge_{0,99}Si_{0,01}$ შენადნობში მოსალოდნელია დისლოკაციების ძვრადობის როგორც ამაღლება, ასევე შემცირება და შესაბამისად, ფართო დიაპაზონში სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მახასიათებლების რეგულირება. ცნობილია [111,112], რომ ნახევარგამტარების ლეგირება ელექტრულად აქტიური მინარევებით უპირატესად ამცირებს დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციის ენერგიას. მცირე კონცენტრაციებით ბორის შემცველი Ge-Si შენადნობების განმტკიცებისაკენ მიდრეკილება აიხსნება მცირე ატომური რადიუსის ბორის ატომის მახლობლობაში კრისტალური მესრის ლოკალური შეკუმშვითა და ამის შედეგად ატომთაშორისი კავშირის ძალების ამაღლებით.

ბორის მაღალი კონცენტრაციების შემთხვევაში ($\sim 1\cdot 10^{19}$სმ$^{-3}$)უფრო ძლიერად ვლინდება დენის მატარებლების გავლენით ატომთაშორისი კავშირის ძალების დასუსტება, რის გამო მცირდება დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციის ენერგია და მექანიკური თვისებების მახასიათებლები (მიკროსისალე, ძვრის მოდული). მიღებული შედეგები ცხადყოფენ დისლოკაციების ძვრადობის მართვის შესაძლებლობებს, რაც ნათლად არის წარმოდგენილი დისლოკაციური რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლების ცვლილებების სახით. რელაქსაციური პროცესების მიკროსკოპული მექანიზმების სრული ანალიზისათვის აუცილებელია Ge-Si ლეგირებული შენადნობების დისლოკაციური სტრუქტურისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ურთიერთკორელაციური დამოკიდებულებების კვლევა ელექტრონული მიკროსკოპიისა და აკუსტიკური სპექტროსკოპიის მეთოდებით.

2.4.3. კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის გავლენა Ge-Si შენადნობების ძვრის მოდულზე

Ge, Si და Ge-Si სისტემის მყარი ხსნარები ხასიათდებიან ალმასის ტიპის სტრუქტურებით. აღნიშნულის გამო მოსალოდნელია მათი სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკური თვისებების ანიზოტროპულობა. წარმოდგენილია მონოკრისტალური Ge და $Ge_{1-x}Si_x$ ($x \leq 0,02$)ნიმუშების ძვრის მოდულის ორიენტაციული და ტემპერატურული დამოკიდებულებების ექსპერიმენტული კვლევის შედეგები [113]. ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები განსაზღვრულია ეტალონთან შედარების მეთოდით. გაზომვებისათვის ალმასის დისკზე დაჭრით დამზადებულია პრიზმის ფორმის ნიმუშები ზომებით 0,5·0,5·(10-15)მმ^3. ისინი ორიენტირებულია [100], [111] და [110] მიმართულებებით. კრისტალოგრაფიული ორიენტაცია განისაზღვრა ДРОН-3 ტიპის რენტგენის დიფრაქტომეტრზე სპილენძის გაფილტრული გამოსხივებით.

საცდელი ნიმუშების მექანიკური მახასიათებლების სრული დახასიათებისათვის განსაზღვრული იქნა აგრეთვე მათში დისლოკაციების სიმკვრივე, ელექტროგამტარობის ტიპი, დენის მატარებლების კონცენტრაცია. გერმანიუმის არალეგირებულ საცდელ ნიმუშებს ახასიათებთ მიღების ტექნოლოგიით განპირობებული ზოგიერთი განმასხვავებელი ნიშანი, რაც ნათლად ჩანს ცხრილიდან 7.

Ge-Si მონოკრისტალების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 7

საცდელი ნიმუშები	ელექტროგამტარობის ტიპი	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ$^{-3}$	დისლოკაციების სიმკვრივე(111) სიბრტყეზე,სმ$^{-2}$	ძვრის მოდული,კგ/მმ^2		
				[100]	[110]	[111]
Ge	p	$5 \cdot 10^{14}$	$2 \cdot 10^2$	4300	4400	4450
$Ge_{0,995}Si_{0,005}$	p	$8 \cdot 10^{14}$	$1 \cdot 10^3$	4430	4500	4500
$Ge_{0,99}Si_{0,01}$	p	$1 \cdot 10^{15}$	$5 \cdot 10^3$	4450	4540	4620
$Ge_{0,98}Si_{0,02}$	p	$3 \cdot 10^{15}$	$1 \cdot 10^4$	4500	4600	4700

ყველა საცდელი ნიმუში p-ტიპისაა და მათში დენის მატარებლების კონცენტრაცია მკვეთრად არ განსხვავდება ერთმანეთისაგან. შესამჩნევია განსხვავება დისლოკაციების სიმკვრივეებს შორის, რომლებიც ყველა შენადნობისათვის განსაზღვრულია (111) ორიენტაციის სიბტრყეებზე. ასე მაგალითად, მოდულის სიდიდეების შედარებით ანალიზში მხედველობაშია მისაღები ის გარემოება, რომ Ge-ისა და $Ge_{0,98}Si_{0,02}$ შენადნობის დისლოკაციების სიმკვრივეები ორი რიგით განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან. მიუხედავად აღნიშნულისა მკვეთრად არის წარმოჩენილი მექანიკური მოდულის ზრდა Si-ის კონცენტრაციის ამაღლების პროპორციულად. ე.ი. ძვრის მოდულის ამაღლებაში ძირითადი წვლილი შეაქვთ გერმანიუმის კრისტალურ მესერში სილიციუმის ჩანაცვლებული ატომების მახლობლობაში აღძრულ შემკუმშავ ძაბვებს, მათთან დაკავშირებულ კუმშვით დეფორმაციებსა და, შესაბამისად, ატომთაშორისი მანძილების შემცირებას. ყოველივე აღნიშნული განაპირობებს კრისტალური მესრის ლოკალური ბმების გაძლიერებასა და ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობების გაზრდას.

[100] მიმართულებით ატომთაშორისი მანძილები შედარებით დიდია. შესაბამისად შესუსტებულია მათ შორის კოვალენტური ბმები, რაც განაპირობებს ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობების შემცირებას. დამატებითი შემცირება შესაძლებელია მიეკუთვნოს დისლოკაციების სიმკვრივის ამაღლებას Ge-Si შენადნობების სტრუქტურებში. აღსანიშნავია, რომ ძვრის მოდულის ცვლილების ჭეშმარიტი კანონზომიერების დადგენისათვის აუცილებელია გამოკვლეული იქნას Ge-Si შენადნობები უდისლოკაციო სტრუქტურული მდგომარეობით.

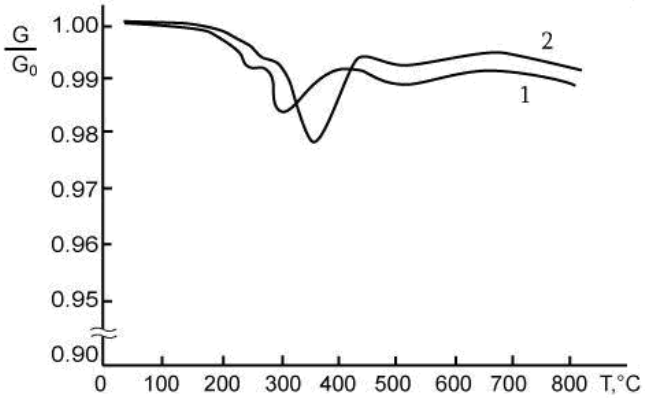
თერმული დამუშავება ვაკუუმში (მოწვა) 500-750°C და 800-900°C ტემპერატურებზე სხვადასხვანაირად მოქმედებს ნებისმიერად ორიენტირებული კრისტალების ძვრის მოდულის სიდიდეზე. კერძოდ, პირველ ინტერვალში მოწვა 3-5სთ-ის განმავლობაში იწვევს ძვრის მოდულის ზრდას 10-15%-ით. ამავე დროს არ იცვლება გამტარობის

ტიპი და დისლოკაციების სიმკვრივე. დენის მატარებლების კონცენტრაცია თერმულად დამუშავებულ კრისტალებში უმნიშვნელოდ (5-10%) მცირდება. სავარაუდოა, რომ მინარევების განსაზღვრული რაოდენობა გადადის დისლოკაციების ატმოსფეროებში და ელექტრულად ნეიტრალური ხდება.

ვაკუუმში მოწვა 900°C ტემპერატურაზე 0,5-3 სთ-ის განმავლობაში ავლენს ხვრელების კონცენტრაციის ზრდის ტენდენციას, ძვრის მოდულის შესამჩნევად (15%) შემცირებას სამივე მიმართულების კრისტალებში. მაღალ ტემპერატურებზე მიმდინარეობს მინარევების "აორთქლება" დისლოკაციების ატმოსფეროებიდან და მათი გადასვლა ელექტრულად აქტიურ ჩანერგვისა და ჩანაცვლების პოზიციებში. მინარევებისაგან გაღარიბებული დისლოკაციური ატმოსფეროები ძლიერად ვერ ამუხრუჭებენ დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების მოძრაობას. ამის გამო იზრდება დისლოკაციების ძვრადობა, რაც ასახულია ძვრის მოდულის შემცირებაში.

გრეხითი რხევების ~ 1 ჰც სიხშირეზე გაზომილ იქნა [111] ორიენტაციის მონოკრისტალური გერმანიუმის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება (ნახ. 15,1). ოთახის ტემპერატურიდან 200°C–მდე ძვრის მოდული ტემპერატურაზე პრაქტიკულად დამოუკიდებელია. შეიმჩნევა მხოლოდ მისი უმნიშვნელო წრფივი შემცირება, რაც კრისტალური მესრის სითბური რხევების გაძლიერებით არის განპირობებული. 200°C–500°C ტემპერატურულ შუალედში ძვრის მოდული ძლიერად საფეხურებრივად მცირდება და აღწევს მინიმუმს ~300°C ტემპერატურის მახლობლობაში. ტემპერატურის შემდგომი ამაღლებით ძვრის მოდული იწყებს ზრდას, რაც 400°C ტემპერატურამდე გრძელდება. მისი შემდგომი ცვლილება არამონოტონურია, ხასიათდება მცირე მინიმუმითა (~500°C) და მაქსიმუმით ~670°C ტემპერატურების მიახლოებაში. 700°C ტემპერატურიდან დნობის წერტილამდე ძვრის მოდული წრფივად მცირდება. მიღებული ტემპერატურული სპექტრი თერმულად მდგრადია. ის პრაქტიკულად განმეორებადია. მისი ფორმა პრაქტიკულად არ იცვლება მოწვით 750°C ტემპერატურაზე 5-10სთ-ის განმავლობაში.

850°C–900°C ტემპერატურურებზე 5სთ-იანი მოწვისა და ოთახის ტემპერატურამდე 1°C/წთ სიჩქარით გაცივების შემდეგ ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 500°C–დან ზემოთ ხასიათდება მონოტონური წრფივი შემცირებით და აღნიშნულ ინტერვალში არ შეინიშნება მისი ანომალური ცვლილება.



ნახ.15 ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება Ge (1) და $Ge_{0,98}Si_{0,02}$ (2) მონოკრისტალებში

200°C–450°C ინტერვალში მოდულის ცვლილება ასახულია მინიმუმის 2-3-ჯერ შემცირებაში. შესაბამისად ნაკლებად მკვეთრია მისი ამაღლება მინიმუმის ტემპერატურიდან (~300°C) 450°C ტემპერატურამდე. ცხადია მაღალ ტემპერატურებზე მოწვამ მოახდინა არასტაბილურ კომპლექსებში გარდაქმნა და მინარევების ახალ კომპლექსებში ნაკლები ინტენსივობით ვითარდებიან კონფიგურაციული ძვრები, რაც გამოიწვევს მოდულის ანომალურ ამაღლება-შემცირების პროცესებს.

მაღალ ტემპერატურებზე (~900°C) მოწვის შემდეგ მაღალამპლიტუდური გრეხითი ციკლური დეფორმაცია (ციკლების რაოდენობა – 500, ფარდობითი დეფორმაცია $1 \cdot 10^{-3}$) 350°C-ზე კვლავ რთულ ტემპერატურულ დამოკიდებულებას ავლენს ძვრის მოდულის სპექტრში 200°C–500°C ინტერვალში. შესაძლებელია, რომ თერმო-მექანიკური ციკლირებით ამაღლებულ ტემპერატურებზე ხორციელდება ძვრის მოდულის ცვლილების ანომალიის ინტენსივობის მართვა შენელებისა და გაძლიერების მიმართულებით.

მონოკრისტალური $Ge_{0,98}Si_{0,02}$ შენადნობის ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრი ძირითადად ანალოგიურია მონოკრისტალური გერმანიუმის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების (ნახ. 15,2). განმასხვავებელია მოდულის მინიმუმის წერტილის წანაცვლება მაღალი ტემპერატურებისაკენ, აგრეთვე, რაც მეტად მნიშვნელოვანია, მოდულის მინიმუმის გაცილებით დიდი სიღრმე. მიღებული სპექტრი მდგრადია მოწვებისადმი 3-10სთ-ს განმავლობაში 700°C ტემპერატურაზე. 900°C ტემპერატურის არეში მოწვა ~ 5სთ-ის განმავლობაში ავლენს ძვრის მოდულის მინიმუმის შემცირების ტენდენციას და ის არ არის ისეთი ძალით წარმოჩენილი, როგორც არალეგირებული გერმანიუმის შემთხვევაში.

მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია ~900°C ტემპერატურაზე (ციკლების რაოდენობა – 500, ფარდობითი დეფორმაცია ~ $1\cdot10^{-3}$) პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს ძვრის მოდულის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე 200°C–500°C ინტერვალში. სავარაუდოა, რომ განსხვავებით არალეგირებული გერმანიუმისაგან, $Ge_{0,98}Si_{0,02}$ შენადნობში დისპერსული ფაზები და წერტილოვანი დეფექტების კომპლექსები თერმულად მდგრადია და აღნიშნულ პირობებში თერმული დამუშავებით მათ სტრუქტურებში არსებითი ცვლილებები არ ხდება.

[100] და [110] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით ძვრის მოდულის ფარდობითი მნიშვნელობის ტემპერატურული დამოკიდებულება ანალოგიურია [111] ორიენტაციის Ge და $Ge_{0,98}Si_{0,02}$ ნიმუშების ძვრის მოდულის სპექტრებისა. განსხვავებულია მათი ძვრის მოდულის ცვლილებების ხასიათი 500 –900°C ინტერვალში, სადაც მოდულის სიდიდე სუსტად, მონოტონურად წრფივი დამოკიდებულებით მცირდება. ძვრის მოდულის წრფივი სუსტად გამოვლენილი შემცირება დამახასიათებელია ასევე მონოკრისტალური გერმანიუმისათვის [114], რომლის დრეკადობისა და ძვრის მოდულები ხანგრძლივი (50სთ) მოწვით 800-900°C ტემპერატურებზე განიცდიან წრფივ შემცირებას.

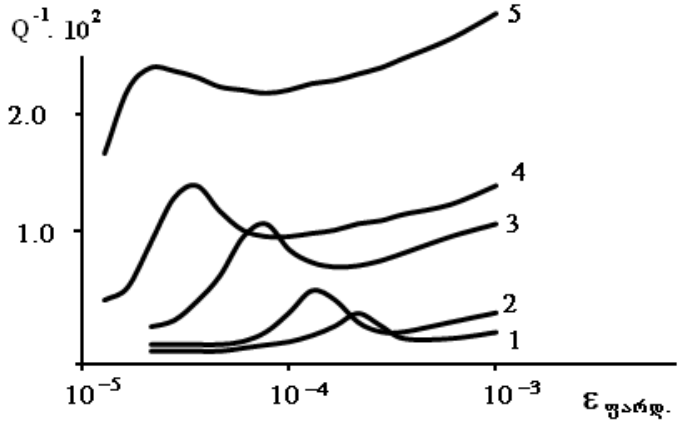
2.5. Ge-Si სისტემის კრისტალების არადრეკადი მახასიათებლების ამპლიტუდური დამოკიდებულება

ნახევარგამტარული მასალების ფიზიკურ-მექანიკური, ოპტიკური,თერმული და ელექტროფიზიკური თვისებები ძლიერად არიან დამოკიდებული მათ სტრუქტურულ მდგომარეობაზე, დამახასიათებელი წერტილოვანი და გავრცობილი დეფექტების კონცენტრაციაზე, ტიპსა და ურთიერთქმედების ბუნებაზე. აღნიშნულიდან გამომდინარე აუცილებელია რეალური სტრუქტურული მდგომარეობის, დეფექტების ტიპებისა და მდგრადობის, ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობების დიაგნოსტიკა და განსაზღვრა.

2.5.1. მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება

საცდელი ნიმუშები მიღებულია ჩოხრალსკის მეთოდით. მიღებულ კრისტალებში ჟანგბადის კონცენტრაცია შეადგენს $5\cdot10^{17}$სმ$^{-3}$; ტექნოლოგიური მინარევებით განპირობებულია n-ტიპის გამტარობა ელექტრონების კონცენტრაციით $1\cdot10^{15}$სმ$^{-3}$.

შინაგანი ხახუნის დამოკიდებულება გრეხითი რხევების ამპლიტუდაზე გაზომილი იქნა სხვადასხვა ფიქსირებულ ტემპერატურაზე. ოთახის ტემპერატურის არეში შინაგანი ხახუნის მეტად უმნიშვნელო ზრდა შეინიშნება რხევის ამპლიტუდის ფართო დიაპაზონში. აღნიშნული ხასიათის ცვლილება შენარჩუნებულია იმავე ტემპერატურაზე მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაციის ($5\cdot10^{-3}$) შემდეგ, რაც აიხსნება მასალის დისლოკაციური სტრუქტურის მეტად მცირე ძვრადობით. ოთახის ტემპერატურაზე გერმანიუმის კრისტალში მიკროპლასტიკურობის გამოვლინება პრაქტიკულად არ ხდება. 150°C ტემპერატურაზე შინაგანი ხახუნის იწყებს ინტენსიურად ამაღლებას რხევის ამპლიტუდის გაზრდით და აღწევს მაქსიმუმს (16.1).



ნახ.16. მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება
1. - 20°C, 2.– 150°C, 3.- 300°C, 4.- 450°C, 5.- 600°C.

მიღებული სპექტრი განმეორებადია. შინაგანი ხახუნის ფონისა და მაქსიმუმის ინტენსივობა 20-25%-ით მცირდება 750°C -ზე 5სთ-ის განმავლობაში ვაკუუმში მოწვის შემდეგ. ამავე დროს მაქსიმუმი ავლენს მაღალი ამპლიტუდური დეფორმაციების მიმართულებით გადაადგილების ტენდენციას. ამავე ტემპერატურაზე თერმულად დამუშავებული ნიმუშის გრეხითი ციკლური დეფორმაცია ($5\cdot10^{-3}$)კვლავ აღადგენს $Q^{-1}(\varepsilon)$ გრაფიკს საწყის მდგომარეობამდე. 300°C ტემპერატურაზე $Q^{-1}(\varepsilon)$ დამოკიდებულება ხასიათდება კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის შემცირებით, რომელზედაც ფიქსირდება მაქსიმუმი. იზრდება ფონისა და მაქსიმუმის ინტენსივობა. მათი შემცირება შესაძლებელია მოწვით ვაკუუმში 750°C-ზე 5სთ-ის განმავლობაში. მორიგი ციკლური დეფორმაცია იმავე ტემპერატურაზე (ციკლების რაოდენობა=500) აღადგენს ფონისა და მაქსიმუმის ინტენსივობას, ამასთან ერთად შეინიშნება მაქსიმუმის ნახევარგანის 1,5-ჯერ გადიდება.

350°C ტემპერატურაზე მკვეთრად მაღლდება შინაგანი ხახუნის ფონი, მაგრამ შედარებით სუსტად იზრდება მაქსიმუმის ინტენსივობა და ასევე უმნიშვნელო სიდიდით ინაცვლებს ის დაბალი დეფორმაციების მიმართულებით. 750°C ტემპერატურაზე მოწვითა და მაღალამპლიტუდური დეფორმაციით შესაძლებელია აღნიშნული

არადრეკადი მახასიათებლების ამაღლებისა და შემცირების რეგულირება. 600°C ტემპერატურაზე გაზომვების შედეგები ძირითადად ანალოგიურია 350°C ტემპერატურაზე მიღებული შედეგების. განმასხვავებელია ის გარემოება, რომ შინაგანი ხახუნის ფონისა და მაქსიმუმის ინტენსივობის მართვა მიიღწეევა შედარებით დაბალ ტემპერატურაზე მოწვისა და მაღალამპლიტუდური დეფორმაციის მონაცვლეობითი ზემოქმედებით. 700°C ტემპერატურაზე მნიშველოვნად მცირდება $Q^{-1}(\varepsilon)$ გრაფიკზე ასახული მაქსიმუმის მახლობლობაში შესაბამისი ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობა. ის კიდევ უფრო მეტად მცირდება საცდელი კრისტალის 700°C ტემპერატურაზე მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაციის გავლენით.

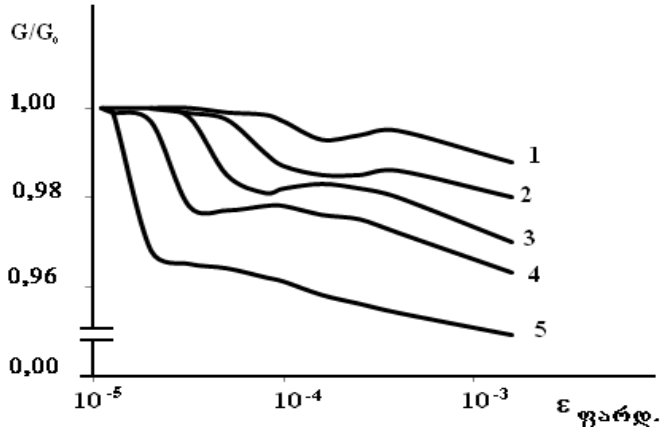
შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე მაქსიმუმის ფორმირება ცნობილი თეორიის [115] თანახმად უკავშირდება დისლოკაციებისა და მინარევების, აგრეთვე თერმული და მექანიკური წარმოშობის ძაბვების შემცველი კრისტალების სტრუქტურაში განმტკიცებისა და "დარბილების" პროცესებს. მოცემულ შემთხვევაში მხედველობაშია მისაღები საცდელი კრისტალის სტრუქტურაში ორეულების ლარტყებისებური სიმრავლეების დიდი რაოდენობით არსებობა. საცდელი მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმი ღრმად არის გასუფთავებული მინარევებისაგან, ამის გამო ნაკლებად მოსალოდნელია კრისტალურ მესერში რთული კომპლექსების ფორმირებისა და დაშლის პროცესების განვითარება სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციების კოტრელის ატმოსფეროებში.

მიღებული შედეგებისა და სტრუქტურული მდგომარეობის შედარებითი ანალიზის საფუძველზე რეალურია მიჩნეული იქნას პირველ კრიტიკულ ამპლიტუდად $Q^{-1}(\varepsilon)$ დამოკიდებულებაზე არსებული მაქსიმუმის შესაბამისისი ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობა. ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდის ექსპერიმენტული სიდიდის და ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობით შეფასებულია საცდელი კრისტალის დრეკადობის ზღვარი ცნობილი დამოკიდებულებიდან: $\sigma = G \cdot \varepsilon_{\text{მაქს}}$.

$\varepsilon_{მაქს.}$-ის სიდიდის მაღალი სიზუსტით განსაზღვრისათვის შესწავლილია მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის ძვრის მოდულის ფარდობითი მნიშვნელობის ამპლიტუდური დამოკიდებულება (ნახ.17).

რხევის სიხშირის გაზომვები შესრულებულია ზემოთ აღნიშნულ ფიქსირებულ ტემპერატურებზე. ნახაზიდან ჩანს, რომ კრიტიკულ ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე ძვრის მოდული განიცდის მკვეთრად შემცირებას, რის შემდეგაც ამპლიტუდური დეფორმაციის მაღალ ინტერვალში შეინიშნება მოდულის ზრდის ტენდენცია.

აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები ნათლად ვლინდებიან მაღალტემპერატურულ დიაპაზონში ფორმირებულ $G/G_0(\varepsilon)$სპექტრებში.



ნახ.17. მხხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება
1. 20ºC ,2.- 150 ºC, 3.-300 ºC, 4.-450 ºC, 5.-600 ºC.

750°C ტემპერატურაზე მოწვითა(5სთ) და შემდგომი დეფორმაციით მაღალ ამპლიტუდაზე ($\varepsilon_{მაქს.}=5\cdot10^{-3}$;N=500) ფიქსირდება მოდულის ვარდნის სიღრმის გაზრდა და შემცირება, რაც დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ბლოკირებისა და ბლოკირებისაგან განთავისუფლების პროცესებით არის განპირობებული. უნდა აღინიშნოს, რომ ანალოგიურად შინაგანი ხახუნისა, ძვრის მოდულის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე გამოვლენილი ამაღლების ეფექტი ძირითადად განპირობებულია ინდივიდუალური და შეჯგუფებული დისლოკაციების ბირთვებთან არსებული მინარევების ატომებისა და კომპლექსების ატმოსფეროებში ცვლილებებით.

ცხრილში8 წარმოდგენილია მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის ზოგიერთი მექანიკური მახასიათებელი, რომელიც განსაზღვრულია საცდელი ნიმუშის დინამიური დატვირთვის პირობებში.
ცხრილში8 წარმოდგენილი შედეგები მიღებულია დაშვების საფუძველზე, რომლის თანახმად ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე უმნიშვნელოდ (10%) მცირდება 20-600°C ტემპერატურულ დიაპაზონში. შესაბამისად, დრეკადობის ზღვრის გამოანგარიშება შესრულებულია მომწვარ მდგომარეობაში ოთახის ტემპერატურაზე ძვრის მოდულის გაზომვით მიღებული სიდიდეებზე დაყრდნობით.

მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის დინამიური მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 8

გაზომვის ტემპერატურა, °C	ამპლიტუდური დეფორმაცია		დრეკადობის ზღვარი, კგ/მმ^2	
	საწყისი მდგომარეობა	მომწვარი,750°C, 5სთ.	საწყისი მდგომარეობა	მომწვარი,750°C, 5სთ.
20	$4\cdot10^{-4}$	$7\cdot10^{-4}$	18	31,5
150	$2\cdot10^{-4}$	$4\cdot10^{-4}$	9	18
300	$8\cdot10^{-5}$	$1\cdot10^{-4}$	3,6	4,5
450	$5\cdot10^{-5}$	$7\cdot10^{-5}$	2,25	3,15
600	$3\cdot10^{-5}$	$5\cdot10^{-5}$	1,35	2,25

2.5.2. Ge-Si შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება

ნახევარგმატრული კრისტალების მექანიკური თვისებები ძლიერად არიან დამოკიდებული დისლოკაციებსა და მინარევების ატომებს შორის ურთიერთქმედების ბუნებაზე. კერძოდ, მექანიკური და მიკროპლასტიკური მახასიათებლების მრავალი თავისებურება მნიშვნელოვნად არის განპირობებული ოთახის ტემპერტურიდან 1000°C ტემპერტურამდე ინტერვალში ჟანგბადის შემცველ კომპლექსებში გარდაქმნებისა და დისლოკაციების მახლობლობაში ლოკალიზებული

დეფორმაციის ცვლილებებით, რაც არეგულირებს დისლოკაციების ბლოკირებისა და დამამუხრუჭებელი ბარიერებისაგან განთავისუფლების პროცესებს.

რეალური სტრუქტურული მდგომარეობის ასეთი ტიპის ცვლილებები ეფექტურად აისახება შინაგანი ხახუნისა და დინამიური მექანიკური მოდულების ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე ფართო ტემპერატურულ და დეფორმაციის დიაპაზონში.

წარმოდგენილია მონოკრისტალური Ge, Ge:B, Ge:As და ლეგირებული Ge-Si შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულებების კვლევის შედეგები. ექსპერიმენტები შესრულებულია ძირითადად ოთახის ტემპერტურაზე სიხშირის 0,5-5,0ჰც და ამპლიტუდური დეფორმაციის $5\cdot10^{-5}$-$3\cdot10^{-5}$ ინტერვალებში. საკვლევი კრისტალების ორიენტაცია- [111], დისლოკაციების სიმკვრივე იცვლება $1\cdot10^{2}$-$5\cdot10^{4}$სმ$^{-2}$ დიაპაზონში.

[111] მიმართულების მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებებზე ფიქსირებულია ამპლიტუდური დეფორმაციის ერთადერთი მნიშვნელობა, რომელზედაც დეფორმაციის ზრდის პროცესში იწყება შინაგანი ხახუნის წრფივი ზრდა და ძვრის მოდულის დაახლოებით წრფივი შემცირება. $5\cdot10^{-5}$-$1\cdot10^{-3}$ ამპლიტუდური დეფორმაციების დიაპაზონში აღნიშნული დამოკიდებულებები განმეორებადია, რაც ნიშნავს, რომ რხევითი დატვირთვები ხორციელდებოდა დრეკადობის საზღვრებში. ჰუკის კანონიდან გადახრა ძაბვა-დეფორმაციის დიაგრამაზე (σ-ε) შესაძლებელია გამოვლინდეს ზემოთ აღნიშნული კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის პირობებში. აღნიშნულიდან გამომდინარე შესაძლებელია, რომ მონოკრისტალურ გერმანიუმში ზღვრულ რხევით დეფორმაციაზე მიღწეულია დრეკადობის ზღვარი.

მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია ($\varepsilon = 5\cdot10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა N=500) 10-15%-ით ამცირებს კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობას. აღნიშნული დონის დეფორმაციით ოთახის ტემპერატურის პირობებში პრაქტიკულად შეუძლებელია გერმანიუმის სტრუქტურაში ახალი დისლოკაციების ჩასახვა.

შესაძლებელია მხოლოდ არსებული დისლოკაციების მოწყვეტა დამაგრების სუსტი ცენტრებიდან და მერხევი დისლოკაციური სეგმენტის სიგრძის მნიშვნელოვნად გაზრდა. სწორედ ასეთ ცვლილებებს შეუძლიათ განაპირობონ კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის შემცირება. მოწვა 600°C ტემპერტურაზე ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში ამაღლებს ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდეს. რაც ხორციელდება თერმული ზემოქმედებით, მინარევების დიფუზიითა და დისლოკაციების ბმების გაძლიერებით.

ციკლური დეფორმაცია 600°C ტემპერტურაზე და შემდგომი სწრაფი გაცივება (გამახურებლის გამორთვა, ინერტული გაზის შეშვება) მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს დისლოკაცია-წერტილოვანი დეფექტების სივრცულ კონფიგურაციასა და კოტრელის ატმოსფეროში დეფექტების კონცენტრაციაზე. ეს ნათლად დასტურდება შინაგანი ხახუნისა $Q^{-1}(\varepsilon)$ და ძვრის ფარდობითი მოდულის $(G/G_0(\varepsilon))$ დამოკიდებულებებზე წარმოდგენილი ცვლილებებით. დეფორმირებულ მდგომარეობაში დაბალ დეფორმაციებზე ~20%-ით გაზრდილია ფონის ინტენსივობა და ძვრის მოდული განიცდის სუსტად წრფივ შემცირებას. ~15%-ით შემცირებულია კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია ($\varepsilon_{კრ.}$). მკვეთრად იზრდება ძვრის მოდულის წრფივი შემცირების სიჩქარე დეფორმაციის $\varepsilon \geq \varepsilon_{კრ.}$ ინტერვალში. ცხადია ასეთი ტიპის ცვლილებები განპირობებულია დისლოკაციების ბმების შემცირებითა და მათზე არსებული ღუნვებისა და სეგმენტების მოძრაობით შედარებით დიდ მანძილებზე ნიშანცვლადი ძაბვის ველში.

ბორით ლეგირება ($\sim 10^{16}$სმ$^{-3}$) გავლენას არ ახდენს $Q^{-1}(\varepsilon)$ და $(G/G_0(\varepsilon))$ დამოკიდებულებების ფორმაზე. კვლავ ერთადერთი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია ახასიათებს არადრეკადობის პარამეტრების ამპლიტუდურ დამოკიდებულებას, გაზრდილია კრიტიკული ამპლიტუდის მნიშვნელობა. ამასთან ერთად ძვრის მოდული განიცდის მდორედ სუსტად შემცირებას. ციკლური დეფორმაცია 600°C ტემპერატურაზე ($\varepsilon = 5 \cdot 10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა N=500) ავლენს $Q^{-1}(\varepsilon)$ –ის ფონის ზრდის, ძვრის მოდულისა და $\varepsilon_{კრ}$ –ის შემცირების ტენდენციას. სავარაუდოა, რომ ბორის მცირე რადიუსის მახლობლობაში აღძრული შემკუმშავი ძაბვები ამუხრუჭებენ დისლოკაციების მოძრაობას, აძლიერებენ

კრისტალურ მესერში ატომთაშორისი კავშირის ძალებს, რის შედეგადაც გერმანიუმის კრისტალური სტრუქტურა განიცდის განმტკიცებას.

ბორის მაღალი კონცენტრაციით ლეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალისათვის დამახასიათებელია ე.წ. "დარბილება", რაც ვლინდება შინაგანი ხახუნის ფონის ამაღლებასა და კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის შემცირებაში ~15%-ით. იზრდება ასევე $G/G_0(\varepsilon)$ დამოკიდებულების გრაფიკის დახრილობა ანუ ძვრის მოდულის შემცირების სიჩქარე. თერმული დამუშავება (მოწვა 600-700 °C) ტემპერტურულ ინტერვალში ავლენს $\varepsilon_{кр}$ –ის ზრდისა და დისლოკაციების ბლოკირების ტენდენციას, შესაბამისად მცირდება დისლოკაციური წარმოშობის შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობა, გაცილებით ნელი სიჩქარით ეცემა ძვრის მოდული მაღალი ამპლიტუდური დეფორმაციის ინტერვალში.

მონოკრისტალური Ge;As–ის არადრეკადი თვისებების მახასიათებლების ცვლილებები დამოუკიდებელია მალეგირებელი დარიშხანის კონცენტრაციისგან 10^{15}-10^{19}სმ$^{-3}$ დიაპაზონში. ერთმანეთისაგან განსხვავდებიან მხოლოდ კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციისა და ძვრის მოდულის წრფივად ცვლილების სიჩქარის მნიშვნელობები. დარიშხანის მაღალი კონცენტრაციით ლეგირებული გერმანიუმისათვის საგრძნობლად მცირდება $\varepsilon_{кр}$–ის სიდიდე და დეფორმაციის ზრდის პირობებში ძვრის მოდული მომატებული სიჩქარით წრფივად მცირდება. მოწვით 3-5 სთ-ის განმავლობაში 600-750 °C ინტერვალში იზრდება დარიშხანის კონცენტრაცია მყარ ხსნარში. შესაბამისად მაღლდება დენის მატარებელი თავისუფალი ელექტრონების კონცენტრაცია და ივსება შეუვსებელი ელექტრონული დონეები დისლოკაციების ბირთვებთან. აღნიშნული ცვლილებები განაპირობებენ დისლოკაციების ძვრადობის ზრდას, კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის შემცირებასა და შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობის შესამჩნევად ამაღლებას. დადგინდა, რომ დარიშხანის ნებისმიერი კონცენტრაციით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმი ავლენს მიკროპლასტიკურობისაკენ მისწრაფებას.

Ge-Si სისტემის მონოკრისტალების დინამიური მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 9

კვლევის ობიექტები	ძვრის მოდული, კგ/მმ^2	I კრიტიკული ამპლიტუდა	II კრიტიკული ამპლიტუდა	დრეკადობის I ზღვარი, კგ/მმ^2	დრეკადობის II ზღვარი, კგ/მმ^2
Ge p ,[111]	3850	$6\cdot10^{-5}$	$4\cdot10^{-4}$	0,23	1,54
Ge:B p ,[111]	4050	$2\cdot10^{-4}$	$6\cdot10^{-4}$	0,81	2,43
Ge:As n ,[111]	3700	$4\cdot10^{-5}$	$8\cdot10^{-5}$	0,15	0,29
$Ge_{0,99}Si_{0,01}$ p ,[111]	4150	$1\cdot10^{-4}$	$3\cdot10^{-4}$	0,41	1,24
$Ge_{0,98}Si_{0,02}$ p ,[111]	4200	$3\cdot10^{-4}$	$5\cdot10^{-4}$	1,26	2,1
$Ge_{0,99}Si_{0,01}$:B p ,[111]	4260	$4\cdot10^{-4}$	$6\cdot10^{-4}$	1,70	2,56
$Ge_{0,98}Si_{0,02}$:B p , [111]	4300	$5\cdot10^{-4}$	$7\cdot10^{-4}$	2,16	3,01
$Ge_{0,99}Si_{0,01}$:As	3900	$6\cdot10^{-5}$	$8\cdot10^{-5}$	0,23	0,31
$Ge_{0,98}Si_{0,02}$:AS	3950	$8\cdot10^{-5}$	$1\cdot10^{-4}$	0,32	0,395

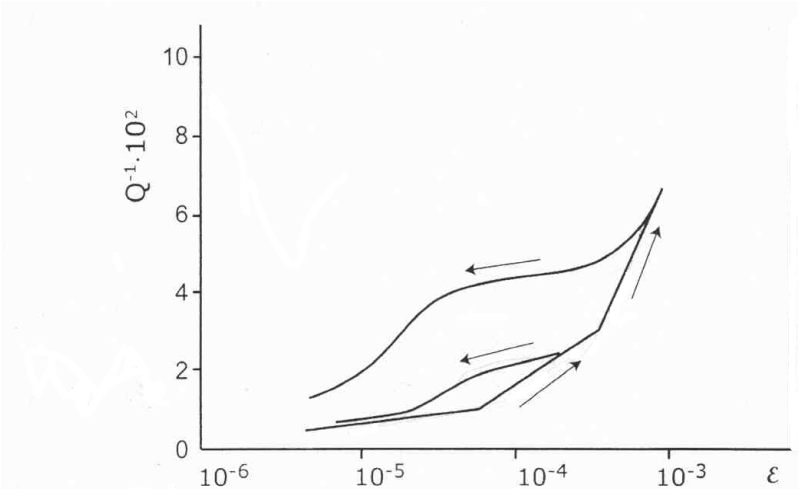
Ge-Si შენადნობების სტრუქტურაში არაერთგვაროვნად განაწილებული მალეგირებელი სილიციუმის ატომებთან წარმოქმნილია ლოკალური კუმშვის დეფორმაციის არეები. ლოკალიზებული დეფორმაციის ველის გავლენით მასალის დამახასიათებელი ტექნოლოგიური მინარევები (O_2, N_2, C და ა.შ.) არაერთგვაროვნად არიან განაწილებულნი კრისტალურ მესერში და დისლოკაციების

გარემომცველ კოტრელის ატმოსფეროებში. აღნიშნულიდან გამომდინარე მოსალოდნელია მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის რხევის ამპლიტუდისაგან რთული დამოკიდებულება.

მართლაც, მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობები ოთახის ტემპერა-ტურაზე ხასიათდებიან შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის რხევის ამპლიტუდისაგან მრავალსტადიური დამოკიდებულებით. $Ge_{0.99}Si_{0.01}$ შენადნობის [111] კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრი ოთახის ტემპერატურაზე შედგენილია სამი, ერთმანეთისაგან განცალკავებული დიაპაზონით (ნახ.16)

პირველ დიაპაზონში ($5\cdot10^{-6}$-$7\cdot10^{-4}$) შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა დაბალია და იზრდება სუსტად რხევის ამპლიტუდის პროპორციულად. $7\cdot10^{-5}$ ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე იწყება შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა წრფივი შესამჩნევად ზრდა, რომელიც გრძელდება რხევის ამპლიტუდის $3\cdot10^{-4}$ სიდიდემდე. ამპლიტუდის შემდგომი ზრდისას შინაგანი ხახუნი მკვეთრად იზრდება. გრეხითი დეფორმაციის ამპლი-ტუდის ფართო დიაპაზონში (10^{-5}-10^{-4}) $Ge_{0.99}Si_{0.01}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა იზრდება წრფივად, ამპლიტუდური დეფორმაციის მაღალ დიაპაზონში შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის მკვეთრად ზრდა არაწრფივია.

პირველი კრიტიკული ამპლიტუდა შეესაბამება კრიტიკულ ძაბვას, რომლის ზემოქმედებით დისლოკაციაზე არსებული მერხევი სეგმენტი მოწყდება სუსტად დამაგრებულ წერტილოვან დეფექტს, როგორიცაა ერთეულოვანი ვაკანსია, მინარევის ატომი და მათი მარტივი კომპლექსები. ცნობილია, რომ პირველ კრიტიკულ დეფორმაციამდე ადგილი აქვს მხოლოდ დისლოკაციური სეგმენტის გამრუდებას, რაც 2-5 ატომთაშორის მანძილზე ხორციელდება და შექცევადი ხასიათისაა, რადგანაც რხევის შეწყვეტის შემდეგ მერხევი დისლოკაციური სეგმენტი პრაქტიკულად უბრუნდება საწყის ენერგეტიკულ მდგომარეობას.



ნახ.18. მონოკრისტალური $Ge_{0.99}Si_{0.01}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ცვლილება დეფორმაციის ზრდისა და შემცირების ციკლში

პირველი ამპლიტუდის ზედა დიაპაზონში მეორე კრიტიკული ამპლიტუდამდე დისლოკაციის მოწყვეტა-დამაგრება შექცევადია. ამპლიტუდის შემცირებისას წრფივი დაჭიმულობის ძალები სეგმენტს კვლავ დააბრუნებენ საწყის მდგომარეობაში. ასეთ პირობებში შინაგანი ხახუნის მნიშვნელობები ამპლიტუდების ზრდისა და შემცირების დროს პრაქტიკულად იდენტური არიან.

შინაგანი ხახუნის შეუქცევადი ზრდა ვლინდება მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდიდან და ძლიერდება უფრო მაღალ ამპლიტუდაზე. უკუსვლის გრაფიკზე ფიქსირდება ანომალურად მაღალი ინტენსივობის შინაგანი ხახუნის განიერი მაქსიმუმი, რომლის დაბალ ამპლიტუდური ფონის ინტენსივობა 1,5-2ჯერ მაღალია საწყისი მდგომარეობის ფონთან შედარებით.

თეორიიდან ცნობილია [116], რომ მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდაზე იწყება დისლოკაციის მოწყვეტა დამაგრების ძლიერი ცენტრებიდან და მისი გადაადგილება დიდ მანძილზე. შესაძლებელია ასევე ახალი დისლოკაციების წარმოქმნა. რხევების შეწყვეტის შემდეგ დისლოკაციის სეგმენტი არ უბრუნდება საწყის მდგომარეობას. იგი დამაგრდება ახალ ცენტრებთან, რომლებმაც დიფუზიის გზით გადაინაცვლეს დისლოკაციის მიმართულებით. აღნიშნული მდგომარეობა ხასიათდება როგორც მიკროპლასტიური დეფორმაცია, რომელიც მიმდინარეობს ახალი დისლოკაციების წარმოქმნითა და არსებული დისლოკაციების

მოწყვეტით დისლოკაციების ურთიერთგადაკვეთაზე არსებული კვანძებიდან.

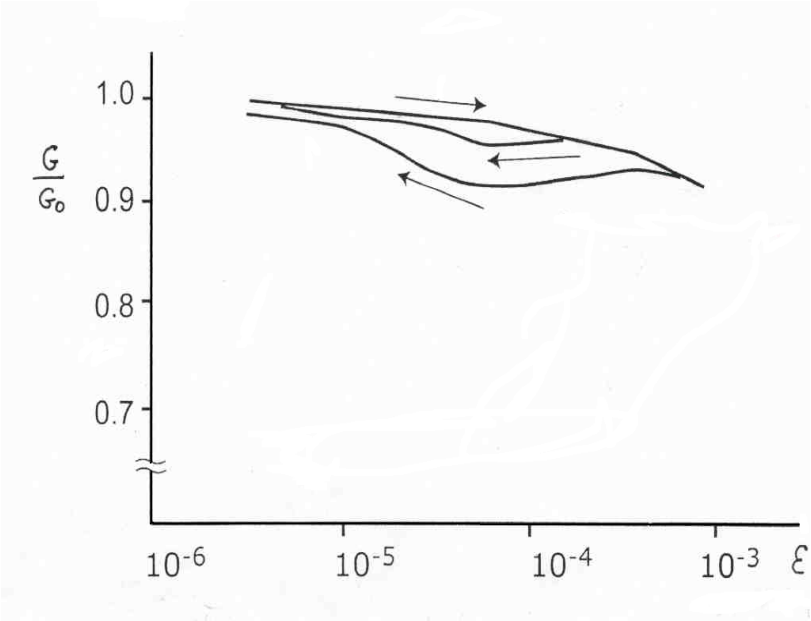
მაღალამპლიტუდური ზემოქმედების შემდეგ მცირდება ამპლიტუდების პირველი და მეორე კრიტიკული სიდიდეები. იზრდება დისლოკაციური სეგმენტების სიგრძე და, შესაბამისად, მათი რაოდენობა და წვლილი შინაგანი ხახუნის სპექტრის ინტენსივობაში [117].

სილიციუმის შედარებით მაღალი შემცველობის Ge-Si შენადნობში შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების ხასიათი პრაქტიკულად უცვლელია. გამოვლენილია კრიტიკული ამპლიტუდების ზრდის ტენდენცია. აღნიშნულიდან გამომდინარე ცხადია, რომ სილიციუმის კონცენტრაციის გაზრდა იწვევს დისლოკაციების სუსტი და ძლიერი დამაგრების ცენტრების დამამუხრუჭებელი მოქმედების გაძლიერებას: სილიციუმის კონცენტრაციის გავლენა პირველი კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდეზე უფრო სუსტია, მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის ზრდასთან შედარებით.

დისლოკაციების გადაკვეთის კვანძში შესაძლებელია მოთავსდეს დისპერსული ფაზა ან წერტილოვანი დეფექტის კომპლექსი, რითაც გაძლიერდება დისლოკაციის ბმა. სილიციუმის კონცენტრაციის ამაღლებით ადგილი აქვს დისლოკაცია-კვანძის ურთიერთქმედების შესამჩნევ გაძლიერებას.

რხევის ამპლიტუდის ფართო დიაპაზონში ასევე მრავალსტადიური ცვლილება ახასიათებს ძვრის მოდულს (სურ19).

ძვრის მოდულის ცვლილება ამპლიტუდური დეფორმაციის მეორე კრიტიკული სიდიდიდან შეუქცევადია შენადნობის სტრუქტურაში მიკროპლასტიკური დეფორმაციის განვითარების გამო. ძვრის მოდულის ანომალური შემცირება და მისი გაჯერების მასშტაბები მცირდებიან სილიციუმის კონცენტრაციის გაზრდით, რაც მიუთითებს არსებით ენერგეტიკულ ცვლილებებზე Ge-Si შენადნობების დისლოკაციურ სტრუქტურაში.



ნახ.19. მონოკრისტალური $Ge_{0.99}Si_{0.01}$ შენადნობის დინამიური ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება

ბორით სუსტად ლეგირებული მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ სპექტრში არალეგირებული შენადნობის ანალოგიურად გამოვლენილია კრიტიკული ამპლიტუდის ორი მნიშვნელობა. ორივე მათგანი ამაღლებულია არალეგირებულ შენადნობთან შედარებით. მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდაზე უფრო მაღალი ამპლიტუდიდან შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების უკუსვლის გრაფიკზე დაფიქსირებულია საგრძნობლად მაღალი ინტენსივობის შინაგანი ხახუნი, რომელიც დაკავშირებულია მიკროპლასტიურ დეფორმაციასთან. შედარებით დაბალი ამპლიტუდების არეში გამოვლენილია შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის ნაზრდი. $Q^{-1}(\varepsilon)$-ის გრაფიკზე ჩნდება ჰისტერეზისის ღია მარყუჟი, რაც ნათლად ადასტურებს მიკროპლასტიკური დეფორმაციის განვითარებას.

მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდაზე უფრო მაღალი ამპლიტუდიდან უკუსვლისას შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე ჩნდება პირველად ციკლთან შედარებით ძლიერად გამოსახული შინაგანი ხახუნის ჰისტერეზისი. ამ შემთხვევაში მეტად დიდია განსხვავება გრაფიკის აღმასვლისა და შემცირების შტოებს შორის რხევების ამპლიტუდათა დაბალ დიაპაზონში ($\sim 5\cdot 10^{-5}$). მისი სრული ჩახშობა

შესაძლებელია მოწვით 400°C-ზე (0,5 სთ). ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ ბორით ლეგირებულ Ge-Si შენადნობებში მიკროპ-ლასტიკური დეფორმაცია ლოკალურ მოცულობაში შესაძლებებლია განხორციელდეს გაცილებით მაღალ კრიტიკულ ამპლიტუდაზე. ამ პირობებში გამოვლენილი ჰისტერეზისის ჩახშობისათვის მოწვის დროის ინტერვალის გაზრდას განაპირობებს ჰისტერეზისულ შინაგან ხახუნში მონაწილე დეფექტების დიფუზური აქტიურობის შემცირება კრისტა-ლური მესრის შემკუმშავი ძაბვების გავლენით.

ანალოგიურად შინაგანი ხახუნისა ძვრის მოდული განიცდის ანომალურ ცვლილებებს რხევის ამპლიტუდის ფართო ინტერვალში, ძვრის მოდულის ფარდობითი მნიშვნელობის ამპლიტუდურ დამოკი-დებულებაზე გამოვლენილია ორი კრიტიკული წერტილი, რომელიც ემთხვევა შინაგანი ხახუნის კრიტიკულ ამპლიტუდურ მნიშვნელობებს.

დარიშხანით ლეგირებული $Si_{0,99}Ge_{0,01}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე ფიქსირებულია რხევის ამპლიტუდის ორი კრიტიკული მნიშვნელობა. ორივე მათგანი მცირეა არალეგირებულ და, განსაკუთრებით ბორით ლეგირებულ კრისტალების ანალოგიურ პარამეტრებთან შედარებით. მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის ზედა ინტერვალიდან უკუსვლის გრაფიკზე გამოვლენილია მაქსიმუმი, რომლის ინტენსივობა მეტია ამპლიტუდის ზრდის პირობებში რეგისტრირებული შინაგანი ხახუნის ინტენსივობაზე, ე.ი. აღნიშნულ შემთხვევაში ადგილი აქვს მიკროპლასტიკურ დეფორმაციას.

ექსპერიმენტებმა გამოავლინეს Ge-Si მონოკრისტალურ შენადნობებში არადრეკადი მახასიათებლების რთული დამოკიდებულება ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე, რომელიც ავლენს ოთახის ტემპერატურაზე მიკროპლასტიკური დეფორმაციის განვითარებისა და მართვის შესაძლებლობებს.

დასკვნა

1. შესწავლილია ჩოხრალსკის მეთოდით [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით გაზრდილი მონოკრისტალური $Ge_{1-x}Si_x$($x \leq 0,05$) შენადნობების მიკროსტრუქტურა.
   - დადგენილია, რომ არალეგირებულ Ge-Si შენადნობებში სილიციუმის კონცენტრაციის გაზრდით (111) ორიენტაციის სიბრტყეებზე დისლოკაციების სიმკვრივე მაღლდება $2 \cdot 10^3$სმ$^{-2}$-დან $1 \cdot 10^4$სმ$^{-2}$-მდე.
   - ბორითა და დარიშხანით ლეგირებულ Ge-Si შენადნობებში დისლოკაციები ხასიათდებიან არაერთგვაროვანი განაწილებითა და მაღალი სიმკვრივით (~$5 \cdot 10^4$სმ$^{-2}$).

2. ჰოლის ეფექტის მეთოდით მუდმივ მაგნიტურ ველში განსაზღვრულია სილიციუმის, ბორისა და დარიშხანის სხვადასხვა შედგენილობის Ge-Si შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები და გაანალიზებულია მათი ცვლილების კანონზომიერებანი.

3. სილიციუმის, ბორისა და დარიშხანის სხვადასხვა შედგენილობის Ge-Si შენადნობების (111) ორიენტაციის სიბტრყეებზე განსაზღვრულია მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდეები და გაანალიზებულია n- და p- ტიპის ნიმუშების სტრუქტურის "დარბილებისა" და განმტკიცების შესაძლებელი მექანიზმები.

4. n- და p- ტიპის მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურულ დამოკიდებულებებზე გამოვლენილია ანომალური თერმული გაფართოების ინტერვალები. გაანალიზებულია მინარევების დისპერსულ ფაზებსა და კომპლექსებში გარდაქმნებისა და კოვალენტური ტეტრაედრული კავშირების დეზორიენტაციის წვლილი თერმული გაფართოების ანომალურ ცვლილებებში.

5. შესწავლილია კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის გავლენა მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის სიდიდეებზე.
   - დადგენილია, რომ მაღალი მექანიკური თვისებები დამახასიათებელია (111) ორიენტაციის სიბრტყეებისათვის.

6. შესწავლილია n- და p- ტიპის მონოკრისტალური $Ge_{1-x}Si_x$($x \leq 0,05$) შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის ფარდობითი მოდულის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებები.
   - გამოვლენილია რელაქსაციური და ჰისტერეზისული წარმოშობის გრეხითი რხევების ენერგიის გაბნევის პროცესები.
   - განსაზღვრულია რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერგიის და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები და დადგენილია ლეგირებით, მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავებითა და

მაღალამპლიტუდური გრეხითი დეფორმაციით მათი ცვლილებების კანონზომიერებანი.

- გამოვლენილია ძვრის მოდულის დეფექტისა და ანომალური ზრდის ტემპერატურული ინტერვალები.
- გაანალიზებულია ხრახნულ და 60-გრადუსიან დისლოკაციებზე გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების წარმოქმნისა და მოძრაობის წვლილი 200-700ºC ინტერვალში რელაქსაციური პროცესების ფორმირებაში.

7. ამპლიტუდური დეფორმაციის ფართო ინტერვალში ($5\cdot10^{-5}$-$5\cdot10^{-3}$) შესწავლილია მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის მრავალსტადიური ამპლიტუდური დამოკიდებულება. განსაზღვრულია ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული სიდიდეები და შეფასებულია დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობები.

   - ნაჩვენებია ბორითა და დარიშხანით ლეგირებულ Ge-Si შენადნობებში მიკროპლასტიკურობის მახასიათებლების მართვის შესაძლებლობები.

8. მონოკრისტალური შენადნობების მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური, თერმული და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მახასიათებლების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას Ge-Si შენადნობების ფუძეზე ახალი ნახევარგამტარული ოპტოელექტრონული მოწყობილობებისა და ხელსაწყოების შესაქმნელად.

გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა

1. Новик А., Берри Б. Релаксационные явления в кристаллах.- М.Атомиздат,1975,472с.

2. Southgate P.D.-Optical absorbsion in Ge. J. Proc.Phys.Soc, 1958,v.36,p.384-389.

3. Kessler I.O. Internal Friction and Defects interaction in Germanium. J. Phys.rev., 1957, v.106, #4, p.646-648.

4. Александров Л.Н, Зотов М.Н. Внутренее трение и дефекты в полупроводниках.Новосибирск. “Наука”- Сибирское отделение,1979,158с.

5. Дургарян А.А. Спектр релаксации термоактивационного движения дислокации в условиях ультразвукового нагружения. Доклады АН Армянской ССР, 1983,LXXVII, #4, с.173-175.

6. Алехин В.П. Шоршоров М.Х. О механизмах релаксационных процессов в полупроводниках в области низких напряжений и температур. В кн. Внутренее трение в металлах и неорганических материалах. М., Наука, 1982, с. 152-156.

7. Голубь Т.В. Тихонов Л.В. Харькова Г.В. О рассеянии энергии упругих колебаний в совершенных монокристаллах германия. В кн. Внутренее трение в металлах и неорганических материалах. М., Наука, 1985,с.172-175.

8. Солешенко И.И. Халдей О.А Малец Е.Б. Мялова Е.М. Внутренее трение многократно деформированного германия. В кн. Механизмы внутреннего трения в твердых телах. М., Наука, 1976,с.37-39

9. Фистуль В.И. Яковенко А.Г. Шелонин Е.А. определение растворимости меди в германии методом внутреннего трения. В кн. Механизмы внутреннего трения в твердых телах. М., Наука, 1982,с.163-167.

10. Постников В.С. Аммер С.А., Дрожжин А.И. Пик внутреннего трения в нитевидных кристаллах германия. Вопросы физики твердого тела. Труды аспирантов политехнического института. Воронеж, 1971,с.110-113.

11. Постников В.С. Аммер С.А., Дрожжин А.И. Дислокационное внутреннее трение в нитевидных кристаллах германия.В Кн. Механизмы внутреннего трения в металлах и полупроводниковых материалах.М., Наука, 1972, с.27-30.

12. Hornstra I. Dislocations in the diamond lattice. J. Phys. Chem. Solids, 1958, 5 (1/2), pp.129-141.

13. Kohn I.A. Twinning in Diamond-Type structures. J. Amer. Mineralogist, 1958, 43, #3/4,pp.263-264.

14. Сборник статей “Дефекты в кристаллах полупроводников”. М.: изд.-во “Мир”. 1969.375с.

15. Cojima K.,.Sumino K, Distribution of dislocations in Ge single crystals during plastic deformation. Journal of the Physical Society of Japan, 1969, vol.26, #5, pp. 1213-1219.

16. Alexander H, Haasen P. Dislocation distribution in deformed Germanium. Canadian Journal of Physics. 1967,45,(2), 1209-1212,10.1139.pp. 67-88.

17. Alexander H, Haasen P. Dislocations in Ge and Si. J.Solid State Physics, 1968, 22. pp.22-35.

18. Phylips A. Structure of dislocations in Germanium. J.Appl.Phys.,1973, vol.44,#9, pp.4252-4254.

19. Хирш П.Б., Хови А., Николсон Р.Б., Решьли Д.В., Уелан М.Электронная микроскопия тонких кристаллов.М.,МИР,1968,574с.

20. Gan S., Li L., Hicks R.F. Characterization of dislocations in germanium substrates induced by mechanical stress. J. Applied Physics letters, 1998, vol.73. #8, pp.1068-1070.

21. Chaudhury A.R., Patel J.R., Rubin L.G. Velocities of Dislocations in Germanium and other Semiconductor Crystals J. Appl. Phys. 1962, 33, 9, 2736-2746.

22. Kabler M.U. Dislocation mobility in germanium, Phys. Rev., 1963, 131, 1, 54-58.

23. Cell V. Kabler M.U. Ninomiya T. Theory of dislocation mobility in semiconductors. Phys. Rev., 1963, 131, 1, 58-72.

24. Ерофеев В.Н., Никитенко В.И. Подвижность дислокаций в кремний, содержащем примеси замещения и внедрения. ФТТ. 1971,13, 1, 146-151.

25. Ерофеев В.Н., Никитенко В.И. Скорость движения индивидуальных дислокаций в монокристаллах германия, ФТТ, 1971,13, 1, 300-306.

26. Ерофеев В.Н. Никитенко В.И. Сопоставление экспериментальных данных и теории подвижности дислокаций в кремний. ЖЭТФ, 1971, 60, 5, 780-1786.

27. Никитенко В.И. Подвижность дислокаций в потенциальном рельефе Пайерсла. Наукова Думка, Динамика дислокаций.: Киев, 1975. 7-26 с.

28. Милевский Л.С., Смольский И.Л. «Механизм движения дислокационных петель при пластической деформации совершенных монокристаллов». ФТТ, Т. 17. вып. 5.1975, 1333-1339.

29. Милевский Л.С., Смольский И.Л. «О механизме движения дислокаций в кристаллах со структурой алмаза». ФТТ, 1977, 19 , 5, 1328-1332

30. Милевский Л.С., Чувилин Ю.Н. Особенности движения сегментов дислокационных петель, образованных в объеме сильнолегированных монокристаллов кремния. ФТТ, 1980, 22,.9, 2633-2639.

31. Милевский Л.С., Чувилин Ю.Н . Влияние напряжения на плотность источников и на подвижность сегментов дислокаций в кремнии. ФТТ, 1980, 22, 4, 1184-1186.

32. Yonenaga I. and Sumino K. Dislocation Velocity in GeSi Alloy. App. Phys. Lett, 1996, 69, 9, 1264-1266

33. Yonenaga I.. Czochralski Growth of Impurity Doped Crystals of GeSi Alloys. Crystal Growth 2001, 226, 47-51.

34. Watts D.Y.and Willoughby A.F.W., J.Mater.Res. 1984,2, p.355-359.

35. Mules C.W. and Ekpenuma S.N., Vac J.Sci,Technol. 1992,B 10; p.1454-1457.

36. Yonenaga I., Sumino K., Izawa G.,Watanabe H.and Matsui J. J.mater.Res.1989,4, p.361-365.

37. Рейви К . Дефекты и примесы в Si. М.: Мир,1984,472с.

38. Yonenaga I., “Growth and mechanical properties of GeSi bulk crystals”J.Materl Science: 1999, 10, p.329-333.

39. Yonenaga I., “Growth of GeSi crystals “J.Appl.Phys. 1996,80, p.3244-3249..

40. Новиков Н.Н. Макара В.А., Казо И.Ф. Движение дислокационных сегментов в кристаллах германия при низких напряжениях. Ж. Известия высших учебных заведений. 1977, №3, ,стр. 97-101.

41. Gomez A,. Cockayne D.J.H , Hirsch P.B. and.Vitek V . Electron microscope study of dissociated dislocations in Ge and Si. Phyl.Mag., 1975,31. pp.105-112.

42. Meingast R., and Alexander H., J.Phys. Stat.Sol.(a), 1973,17, pp.229-243..

43. Gomez A.M., Hirsch P.B.. On the mobility of dislocations in germanium and silicon. Phylosophical Magazine, 1977,36:11, pp.169-179.

44. Yonenaga I. Dislocation velocities and mechanical strength of bulk GeSi crystals. J.Phys.Stat.Sol.(a), 1999,171, pp.41-46.

45. Sumino K. Dislocations in Ge and Si. J: Handbook of Semiconductors, edited by S.mahajan .Elsevier Science, Amsterdam, 1994.vol.3.p.73-84.

46. Yonenaga I., Sumino K. , Izava G., Watanabe H.and Matsui J. Dislocations in diamond type semiconductors. J.Materials Res., 1989,4, pp.361-368.

47. Yonenaga I., and Sumino K.. Mechanical Strength of Gesi alloys. J.Appl.Phys,80(6), 1996,pp.3244-3247.

48. Yonenaga I., and K.Sumino. Disloacations dynamics and mechanical properties of inAsP crystals. Eighth Symposium Record of Alloy Semiconductor Physics and electronics, edited by A.Sasaki. Kyoto,1989,pp.187-198.

49. K.Sumino. Disloaction- impurity interaction in Si and GaAs. J. Defects in crystals. edited by E.Mizera. world Scientific. Singapore, New Jersey, London, Hong Kong, 1988, pp.135-151.

50. Каур И., Густ В. Диффузия по границам зерен. Перевод с англ.,Машиностроение, М., 1991,446с.

51. Доброхотов Э.В., Диффузия в дислокационном Ge и модель “жидкого” ядра дислокации. ФТТ, 2005, Том47, №12, с.2166-2169.

52. Баллоу Р., Ньюмен Р..Диффузионные процессы в расплавах. В.Сборнике Термически активированные процессы в кристаллах. М., МИР, 1973,с.75-84.

53. Yunin Yu.L. and Nikitenko V.I. Disloacation kink dynamics in crystals with deep Peierls potential relief. Phys.stat.Sol.(a), 1999,171, pp.17-26.

54. Yunin Yu.L. and Nikitenko V.I. Modes of kink motion on dislocation in semiconductors . J.Scripta Mater. 2001,V.45,#11, pp.1239-1246.

55. Каплунов И.А., Колесников А.И.. Малоугловые границы в Ge. Кристаллография, 2004,том 49,№2, с.234-238.

56. Мильвидский М.Г., Овсенкий В.Б., Структурные дефекты в полупроводниках. М. М.Металлургия, 1984, 384с.

57. Vdovin V.Y. Misfit dislocations in epitaxial heterostructures. Phys.stat.Sol.(a), 1999,171, pp.239-250.

58. Scott G.. Electrical properties of dislocations in ultra-pure germanium. J.electronic materials, 1979,v.9. pp.1-19.

59. Полялинов А.В., Гуров К.П., Янушкевич В.А.. Влияние ударной волны на проводимость германия n-типа. ЖЭТФ, 1978, т.75, №2(8), с.617-627.

60. Васильевская Н.И., Полялинов А.В.,.Хвостикова В.Д. Dislocation mobility in deformed Ge. ФТП. 1985,т.19,№4, с.777-780.

61. Schroter W. Electrical activity of dislocations in deformed Ge. Phys.Stat.Sol., 1967,v.21, pp.211-214.

62. Шикин В.Б., Шикина Ю.В. Заряжённые дислокаций в полупроводниках n-типа. ФТП. 1991,т.25,№12, с.2225-2228.

63. Kliatskina I.V., Kozhukh M.L., Truno V.A. and Shlimak I.S. Interaction of impurities and dislocations in a doped, plastically-deformed n-type germanium. Proceedings of American Institute of Physics, 1979, 239, p.239-243.

64. Ван Бюрен, Дефекты в кристаллах. М.,ИЛ, 1962,816с.

65. Шкловский В.И., Смишак И.С., Электропроводимость деформированного n-типа германия. ФТП.1972.20,#3. с.1053-1055.

66. Kuramoto E., Takeuchi S., Noguchi M., Chiba T., Tsudu N.. Lifetime spectra of positrons in deformed Ge. J.Appl. Phys. 1974, 4, p.41-45.

67. Гаврилов Г.М., Гончаров Л.А., Кервалишвили П.Д., Панкевич Н.В., Влияние термической обработки на рекомбинацию носителей тока в германии . ФТП. 1982,Т.16,№8, с.1470-1473.

68. Мильштеин С.Х., Никитенко В.И., Влияние индивидуальных дислокаций на локальные электрические характеристики Si и Ge. ФТП.1972,.т.6, №8, с.1557-1563.

69. Гиппиус А.А., Колесник Л.И., Электронные свойства деформированных полупроводниковых материалов. В Сб.: Дислокаций и физические свойства полупроводников. М., “Наука”, 1967, с.66-71.

70. T.Figielski, A.Moravski, Electrophysical properties of Ge with dislocations. Phys. Stat. sol. (a), 6,1971, p.617-622.

71. .Горин А.Е,.Ермаков В.Н, Коломоец,, Междолинное перераспределение электронов в одноосно деформиреванном Ge. ФТП. 1995, Т.29, №4, с.615-620.

72. Антипов С.А., Белявский В.И.,.Дрожжин А.И, Дислокационное внутренее трение в нитевидных кристллах кремния. ФТТ. 1982, Т.24,№11,с. 3268-3271.

73. Родес Р.Г.. Несовершенства и активные центры в кристаллах.М.:Металлургия,1968,371с.

74. Miyazaki N., Kutsukate M., Kumamoto A., Development of 3D dislocation density analysis for single crystals ingot. J. Crystals Growth, 2002,v.243, p.47-54.

75. Каплунов И.А., Смирнов Ю.М., Монокристаллы Ge: выращивание, дефекты структуры.Перспективные материалы, 2002,№4, с.35-41.

76. Фистуль А. Сильно легированные полупроводники.М., Наука, 1982, 340с.

77. Бондаренко И.Е, Ерофеев В.Н.,.Никитенко В.И. Влияние электрически активных примесей на подвижность индивидуальных дислокаций в Ge. ЖЭТФ, 1973,т.64,№6, с.2169-2209 .

78. Гончаров В.А., Осипьян Ю.А., Шевченко С.А.. Низкотемпертурная дислокационная электропроводность в деформированном Ge. ФТТ, 1978, 29, с. 1928-1933.

79. Шевченко С.А.. Влияние отжига на дислокацонную электропроводность германия. ФТП, 2000, т. 24, №5, с. 543-549

80. Рыбин В.В.. Большие пластические деформации и разрушение материалов. М.: Металлургия, 1986, 320 с.

81. Шаховцова С. И.. Перенос в твёрдых растворах $Ge_{1-x}Si_x$ в слабых электрических полях. ФТП, 1996, том 30, №2, с. 244-255.

82. Белокурова И. Н., Кекуа М. Г., Петров Д. А., Сучкова А. Д.. О получении монокристаллов сплавов германия с кремнием. Известия АН СССР, ОТН Металургия и топливо, 1959, №1, с. 9-12.

83. Свиридов В. В. Электронно-стимулированная подвижность дислокаций в Германии. ФТТ, 1995, том 30, №10, с. 3097-3107.

84. Ienderich V. and Haasen P. Internal Friction Doe to Kink Motion and Kink Pair Formation in Instrinsic and n-Doped Germanium. Phys.Stat.Sol.(a) 1988, 108, p. 553-568.

85. Hirch P. B. Dislocations and Properties of Real Meterials, Institute of Metals, London, 1985, 333 p.

86. Jones R. Electrical Activity of Disalocations in Ge. Phill Mag. B42,1980,p.213-221.

87. Hirsch P. P., Dislocation Kinks Motion in Doped n-Ge. Mater. Sci. Res. 1983, 18, p. 1-12.

88. Арчуадзе Г., Чубинидзе Г., Сичинава А., Билисеишвили М.. Термическое расширение и неупругие свойства монокристаллов $Ge_{1-x}Si_x$. Химический журнал Грузии, 2012, том 3, №3, с. 297-299.

89. Мухранели Т., Дарсавелидзе Г., Лобжанидзе Л., Кекуа М., Харченко А., Низкотемпературное внутреннее трение в сплаве $Ge_{1-x}Si_x$. Сообщения Академии Наук Грузинской ССР, 1988, том 131, №3, с. 104-107.

90. Курашвили И., Бокучава Г., Саная Э., Мхеидзе Т., Дарсавелидзе Г. Дислокационная неупругость сплава $Ge_{0,98}Si_{0,02}$:As. Проблемы металлургии, сварки и материаловедения. 2007, №1 (15), с. 26-29.

91. Курашвили И., Бараташвили И., Бадзогишвили В., Дарсавелидзе Г. Исследования физико-механических свойств сплава Ge0,98Si0,02:B. Журнал Проблемы металлургии, сварки и материаловедения. 2007, №4, (8), с. 1-5.

92. Табатадзе Я., Дарчиашвили М., Курашвили И., Габричидзе Л., Барбакадзе М., Дарсавелидзе Г. Влияние деформации и отжига на свойства монокристаллического Si . Химический журнал Грузии. 2009, 9(5). с. 472-475.

93. Пшеничнов Ю.П. Выявление тонкой структуры кристаллов. М.; Металлургия, 1974, 600с.

94. Специальный практикум по полупроводниковым приборам. Ред. К.В. Шалимова, Москва, Ленинград, 1962, 304 с.

95. გერასიმოვი ა. ნახევარგამტარული ხელსაწყოების შექმნის დაბალ ტემპერატურული ტექნოლოგიის საფუძვლები. თბილისი, უნივერსიტეტის გამომცემლობა, 2005, 236.

96. Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел.М.: Наука,1974.290с.

97. Постников В.С.. Внутреннее трение металлов. М.: Металлургия, 1974, 370с.

98. Дургарян А.А., Фамех М.А.. Дислокационное поглощение ультразвука при высоких температурах в кристаллах кремния. Изв. АН Арм.ССР, Физика, 1976, 11, 2, 116-121.

99. Криштал М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов, . М.: Металлургия, 1978, 380с.

100. Шейхер Э. Г., Тройнин А. Л., Неймарк К. Н., Фолькевич Э. М. О природе микродефектов в бездис локационных монокристаллах кремния. ФТТ, 1977, т. 19, №8, с. 1745-1751.

101. Мокиевский В. А., Доливо-Добровольская Г. И. Упорядоченные скопления точечных деффектов в кристаллах. Ж. Записки всесоюзного минералогического общества АН СССР, М., 1979, часть CVIII, №6, с. 705-710.

102. Арчуадзе Г.Н., Чубинидзе Г.Г., Сичинава А.В., Билисейшвили М.Д., Курашвили И.Р. Термическое расширение и неупругие свойства монокристаллов $Ge_{1-x}Si_x$ (x0,02). saqarTvelos qimiuri Jurnali, 2011, t.11, #3, gv.297-299.

103. Archuadze G.N., Chubinidze G.G., Kurashvili I.R., Bokuchava G.V., Darsavelidze G.Sh.. Thermal expansion and inelasticity of monocrystalline Ge-Si alloys. Georgian international Journal of science and Technology, Nova science publischers, Inc.New York. 2011.

104. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Червоний И.Ф., Швец Е.Я., Фалькевич Э.С.. Полупроводниковый кремний. Запорожье, 2004, 344с.

105. Гускина Л.Г., Фалькевич Э.С.. Фазовые превращения в ковалентных кристаллах. Ж. Цветные металлы. 1987, № 9, с.58-63.

106. Дургарян А.А. Спектр релаксации термоактивационного движения дислокации в условиах ультразвукового нагружения. Доклады АН Армянской ССР, 1983,LXXVII, #4, с.173-175.

107. ბოკი გ.ბ.. კრისტალოქიმია. თბილისი, სახ.უნივერსიტეტის გამომცემლობა, 1968წ. 384გვ.

108. არჩუაძე გ., ჩუბინიძე გ., სიჭინავა ა., ქუთელია რ., ტაბატაძე ი.. თერმული დამუშავებისა და გრეხითი დეფორმაციის გავლენა მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებებზე. საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენციის მოხსენებათა კრებული "გამოყენებითი ფიზიკის აქტუალური საკითხები". თბილისი, გამომცემლობა"ტექნიკური უნივერსიტეტი", 2011, გვ.12-14

109. Арчуадзе Г.Н., Дарчиашвили М.Д., Кобулашвили Н.В., Куция А.А., Мхеидзе Д.Т., Билисейшвили М.Дж. Физико-механические свойства монокристаллических сплавов Ge-Si. საქართველოს ქიმიური ჟურნალი, 2009, ტ.9, №6, ,გვ.511-513.

110. Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М.. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. М.:"Металлургия", 1987. 192с.

111. Дрожжин А.И., Антипов С.А. Дилокационный максимум внутреннего трения в металлах, полупроводниках, диэлектриках, ферромагнетиках. М.:Наука, 1978,с.106-110.

112. Свиридов В.В.. Физика твердого тела, 1995, том37, №10, с.3097-3107.

113. Archuadze G., Darchiashvili M., Sanaia E., Baratashvili I., Darsavelidze G. Amplitude dependent inelasticity in undoped polycrystalline gemanium. Bulletin of the Georgian national academy of Sciences, 2010, vol.4.,#3, p.50-53.

114. Малигин Г.А.. Температурная зависимость упругих констант германия. ФТТ, 1987, м.24, №9,с.2757-2762.

115. Pushkar A. Internal friction in metals and alloys. London, 2005, 640p.

116. Метод внутреннего трения в металловедческих исследованиях. Справочник под редакцией Блантера М.С., Пигузова Ю.В.. М.: Металлургия,1991,248с.

117. არჩუაძე გ. მექანიკური რელაქსაციური პროცესები ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალურ $Ge_{0,99}Si_{0,01}$ შენადნობში. საქართველოს ქიმიური ჟურნალი. 2011, ტ.12, №4, გვ.3-5.