

გიორგი ჩუბინიძე

დეფორმირებული და თერმულად დამუშავებული ბორით
ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის
ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
2013

საავტორო უფლება © 2013 წელი, გიორგი ჩუბინიძე

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით გიორგი ჩუბინიძის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: “დეფორმირებული და თერმულად დამუშავებული ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის 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

წელი

ავტორი: გიორგი ჩუბინიძე

დასახელება: “დეფორმირებული და თერმულად დამუშავებული
ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური
გერმანიუმის ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები”

ფაკულტეტი : ინფორმატიკა და მართვის სისტემები

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა: თარიღი

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 დაცულ 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

გასული საუკუნის ოთხმოცდაათიანი წლებიდან გერმანიუმი წარმოადგენს ერთ-ერთ ძირითად მასალას ელექტრონულ ტექნოლოგიებში. გერმანიუმის ნახევარგამტარული თვისებები ფართოდაა გამოყენებული ელექტრონულ ხელსაწყოებში, მზის ენერჯის გარდამქმნელებში, აგრეთვე გასაზღვრული მახასიათებლების Ge-Si შენადნობებში. ინფრაწითელი დიაპაზონის ღამის ხედვის ხელსაწყოების ლინზები და ფანჯრები შექმნილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული მონოკრისტალური გერმანიუმის ფუძეზე. III-V მასალების ჰეტეროსტრუქტურებისათვის გერმანიუმის ფუძეშრები წარმოადგენენ ძირითად ნახევარგამტარულ მასალას.

გერმანიუმის ფართო მრავალმხრივი გამოყენება განპირობებულია მისი უნიკალური ნახევარგამტარული თვისებებით. პრაქტიკაში გამოყენებულ ნახევარგამტარებს შორის გერმანიუმი გამორჩეულია ხვრელების ძვრადობის ყველაზე მაღალი სიდიდით ($1900 \text{ სმ}^2/3\text{-წმ}$).

გერმანიუმს გააჩნია განსაკუთრებული მახასიათებლები მაღალი სიხშირეების მოწყობილობებში ოპერაციებისათვის. მისი აკრძალული ზონის დაბალი მნიშვნელობა (0.66 ევ) საშუალებას იძლევა ოპერაციები განხორციელდეს მცირე ძაბვების ზემოქმედებით, როდესაც შესაძლებელია სითბური ხმაურის კორექცია და შემცირება მინიმუმამდე.

ინფრაწითელი ტექნიკის ელემენტების დასამზადებლად გერმანიუმის გამოყენება განაპირობებს ოპტიკურ თვისებებზე კრისტალური მესრის დეფექტების გავლენის შესწავლის აუცილებლობას. პირველ ყოვლისა უნდა დადგინდეს დისლოკაციებისა და მცირეკუთხოვანი დისლოკაციური წარმოშობის საზღვრების წვლილი ოპტიკური მახასიათებლების ფორმირებაში. მეტად მნიშვნელოვანია ასევე კრისტალის მოცულობაში არსებული შინაგანი ძაბვების განაწილებისა და ინტენსივობის ანალიზი.

დღეისათვის გერმანიუმის ფუძეზე არსებული ნახევარგამტარული მასალების ტექნოლოგიისა და კვლევის დარგში მიღწეულია მაღალი შედეგები, მაგრამ კვლავ არსებობს შეუსწავლელი და არასაკმარისად განხილული საკითხების სიმრავლე. კერძოდ, არასაკმარისი სიღრმით არის გამოკვლეული დისლოკაციური სტრუქტურებისა და სტრუქტურულად - მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებათა შორის ურთიერთკორელაციური დამოკიდებულებები. პრაქტიკულად არ არსებობს ცალსახა რაოდენობითი დამოკიდებულება მექანიკურ ძაბვასა და დისლოკაციების სიმკვრივეს შორის. არასაკმარისად არის განსაზღვრული ღერძული და რადიალური ტემპერატურული გრადიენტების ურთიერთკავშირის გავლენა დისლოკაციებსა და დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტებზე (ბლოკების, ორეულებისა და მარცვლის საზღვრები, წყობის დეფექტები).

წინამდებარე ნაშრომში წარმოდგენილია არალეგირებული და სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიღების, რეალური სტრუქტურული მდგომარეობის,

ელექტროფიზიკური მახასიათებლების, მიკროსისალის, თერმული გაფართოებისა და დინამიური მექანიკური თვისებების ტემპერატურული დამოკიდებულებების, რხევითი ენერჯის შთანთქმის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული პროცესების მახასიათებლების ერთობლივი კვლევის შედეგები.

ჩოხრაღსკის მეთოდით მიღებულია ზრდის ღერძის [111] მიმართულებით სუფთა და სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალები. აღმასის დისკზე დაჭრის, მექანიკური ხევისა და პოლირების სტანდარტული დანადგარებისა და მეთოდების გამოყენებით დამზადებულია პროფილირებული, განსაზღვრული ზომების საცდელი ნიმუშები კვლევითი სამუშაოების შესასრულებლად.

ოპტიკური მიკროსკოპით შესწავლილია გერმანიუმის პოლი- და მონოკრისტალური საცდელი ნიმუშების მიკროსტრუქტურა. მონოკრისტალური ნიმუშების შინაგან სტრუქტურაში გამოვლენილია ინდივიდუალური და ჯგუფებში თავმოყრილი დისლოკაციები, შეფასებულია მათი სიმკვრივე.

ჰოლის ეფექტის მეთოდით განსაზღვრულია საცდელი ნიმუშების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები ოთახის ტემპერატურაზე. შეფასებულია მათი მნიშვნელობები სტრუქტურული მდგომარეობის გათვალისწინებით. ნაჩვენებია დეფორმირებულ მდგომარეობაში დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაციის ზრდა.

შესწავლილია სტრუქტურული მდგომარეობის, კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის, ბორით ლეგირების, მაღალტემპერატურული დეფორმაციისა და დეფორმირებულ მდგომარეობაში ხანგრძლივი მოწვის გავლენა გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიკროსისალეზე. ექსპერიმენტებით დადგინდა, რომ მცირე კონცენტრაციების ბორით ლეგირება, ზრდის მიკროსისალის მნიშვნელობებს. მისი მაქსიმალური მნიშვნელობები დაფიქსირებულია $Ge:B(\sim 10^{17} \text{სმ}^{-3})$ მონოკრისტალის (111) ორიენტაციის სიბრტყეებზე, როდესაც დისლოკაციების სიმკვრივე არ აღემატება 10^3სმ^{-2} -ს.

ტვეადური გადამწოდინი დილატომეტრით შესწავლილია გერმანიუმის მასიური კრისტალების თერმული გაფართოება ტემპერატურის ფართო ინტერვალში ოთახის ტემპერატურიდან 1100K ტემპერატურამდე. ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურულ დამოკიდებულებებზე გამოვლენილია საცდელი ნიმუშების თერმული გაფართოების არამონოტონურობა 500-900K ტემპერატურულ დიაპაზონში. ფარდობითი წაგრძელების არამონოტონური ზრდის ეფექტები მკაფიოდ ვლინდება მონოკრისტალურ ნიმუშებში. თერმული გაფართოების წრფივი კანონზომიერებიდან გადახრები ძლიერად ვლინდება არალეგირებული მონოკრისტალის [111] კრისტალოგრაფიულ ორიენტაციაზე და შედარებით ნაკლები ინტენსივობით იმავე კრისტალის [100] ორიენტაციის შემთხვევაში. დადგენილია რომ თერმული გაფართოების ანომალიები ნათლად ვლინდებიან ნიმუშის ტემპერატურის ცვლილების 3K/წთ

სიჩქარეზე. გახურების მეტად მაღალ ან დაბალ სიჩქარეებზე ეფექტის ინტენსივობა მცირდება ნულამდე.

დაბალი ტემპერატურების დიაპაზონში 150 და 250K ტემპერატურების არეებში გამოვლენილია რელაქსაციური ტიპის შინაგანი ხახუნის ორი მაქსიმუმი და ძვრის მოდულის დეფექტი. განისაზღვრა რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები (აქტივაციის ენერგია, სიხშირის ფაქტორი, ინტენსივობა, მაქსიმუმების გაგანიერება) და დადგინდა გარეშე ფაქტორებისა და ბორით ლეგირების გავლენით მათი ცვლილებების კანონზომიერებანი. ნაჩვენებია, რომ ბორით ლეგირება ამალღებს ორივე რელაქსაციური პროცესის აქტივაციურ მახასიათებლებს, მაღალტემპერატურული დეფორმაცია ზრდის პროცესების ინტენსივობას და ამცირებს აქტივაციურ მახასიათებლებს. დეფორმირებული ნიმუშების მოწვა 1070K-ზე 10სთ-ის განმავლობაში ავლენს რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლების ამალღების ტენდეციას.

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ ორივე რელაქსაციური პროცესის ინტენსივობა იზრდება დეფორმაციის ამპლიტუდის გაზრდით, რაც აჩვენებს მათ დისლოკაციურ წარმომავლობას. მიღებულია მეტად საინტერესო შედეგი, რომლის თანახმად რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობები ტოლია დეფორმაციის კრიტიკულ ამპლიტუდებზე განსაზღვრული დისლოკაცია - წერტილოვანი დეფექტის ურთიერთქმედების ენერგიის სიდიდეების. მიღებული შედეგების საფუძველზე წარმოდგენილია დაბალტემპერატურული რელაქსაციური პროცესების მიკროსკოპული მექანიზმები: დისლოკაციის მერხევი სეგმენტის/ღუნვის მოწყვეტა მინარევის ატომისაგან (150K) და წერტილოვანი დეფექტების მარტივი კომპლექსებისაგან (250K) მექანიკური პერიოდული ძაბვის გავლენით.

300-1000K ტემპერატურულ ინტერვალში გამოვლენილია რხევების ენერგიის გაზნევის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის ინტენსიური პროცესები. განსაზღვრულია ინტენსიური რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები. დადგენილია, რომ ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის პროცესების ტემპერატურები ემთხვევიან თერმული გაფართოების არამონოტონური ზრდის ტემპერატურულ ინტერვალებს.

ბორით ძლიერად ლეგირებული გერმანიუმის მასიურ კრისტალებში ნათლად ვლინდება დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ძვრადობის ამალღება, რასაც ადასტურებს დისლოკაციური რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლების, დისლოკაცია - დამაგრების ურთიერთქმედების კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციისა და ენერგიის, აბსოლუტური ძვრის მოდულისა და დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობების შემცირება.

განაალიზებულია ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალების სტრუქტურული მდგომარეობის, სტრუქტურულად - მგრძნობიარე თერმული, მექანიკური და რელაქსაციური პროცესების მახასიათებლების ურთიერთკორელაციური დამოკიდებულებები.

წარმოდგენილია გრებიტი რხევების გაბნევის რელაქსაციური პროცესების მიკროსკოპული მექანიზმები. გაანალიზებულია 60- გრადუსიან და ხრახნულ დისლოკაციებზე გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების ჩასახვისა და მოძრაობის, ასევე კოტრელის ატმოსფეროებთან ურთიერთქმედების პროცესების წვლილი მონოკრისტალური გერმანიუმის დრეკადობისა და პლასტიკურობის ფორმირებაში.

ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიურ კრისტალებში გამოვლენილი სტრუქტურულად - მგრძნობიარე მახასიათებლების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას გერმანიუმის ფუძეზე ახალი ნახევარგამტარული მასალებისა და ხელსაწყოების შექმნისა და კვლევის სამუშაოებში.

Resume

Since the nineties of the last century germanium is one of the basic material in electronic technologies. Semiconducting properties of germanium is widely applied in electronic devices, solar energy converters and also in Ge-Si alloys of various characteristics. Lenses of night vision devices of infrared range are made on the basis of monocrystalline germanium, obtained by Czochralski method. Germanium is main semiconducting material for heterostructures of III-V materials.

Wide application of germanium is stipulated by its unique semiconducting properties. Among semiconductors, applied in practice, germanium is distinguished by high values of holes mobility ($1900\text{cm}^2/\text{v}\cdot\text{sec}$).

Germanium has special characteristics for operations in high frequencies devices. Its low value of width of band gap (0.66eV) gives opportunity to conduct operations by influence of low stresses, when correction and reduction of thermal noise to minimum is possible.

Studying of influence of crystalline lattice defects on optical properties is necessary for application of germanium for making infrared techniques elements. First of all, contribution of dislocations and boundaries of dislocation origin in formation of optical characteristics must be established. Analysis of intensity and distribution of internal stresses, existed in crystal volume is very important too.

At present, great results are obtained in field of technology and investigation of semiconducting materials, based on germanium, but unfortunately there are group of unsolved problems and unstudied tasks. In particular, inter-correlation dependences of dislocation structures and structural-sensitive physical-mechanical properties are not complexly investigated. Influence of interaction of axial and radial temperature gradients on dislocation and dislocation origin defects (blocks, twinings and grain boundaries, stacking faults) is not investigated complexly.

In the present work, investigation results of obtaining, real structure states, electrophysical characteristics, microhardness, thermal expansion and dynamical mechanical properties temperature dependences, relaxation and hysteric

processes of absorption of oscillation energy of bulk crystals of undoped and boron-doped germanium have been presented.

Bulk crystals of pure and doped germanium by different concentration of boron have been obtained by Czochralski method along to [111] orientation. Profiled specimens with definite sizes have been prepared on the standard devices of mechanical polishing and cutting by diamond disk.

Microstructure of experimental specimen of poly- and monocrystalline germanium have been studied by optical microscope. Individual and groups of dislocations have been revealed in the structure of monocrystalline specimens. Dislocation density has been estimated.

Electrophysical characteristics of experimental specimens at room temperature by Hall Effect have been established. Their values have been estimated according to structural state. Increase of concentration of current carriers- holes in deformed state has been shown.

Influence of structural state, crystallographic orientation, boron doping, hightemperature deformation and annealing in deformed state on microhardness of Ge bulk crystals have been studied. It has been experimentally studied, that doping by boron with low concentration, causes increase of values of microhardness. Its maximum value is revealed on planes of (111) orientation of Ge:B ($\sim 10^{17} \text{cm}^{-3}$) monocrystal, when dislocation density does not exceed 10^3cm^{-2}

Thermal expansion of the bulk crystals of germanium have been studied by capacity sensor dilatometer in a wide temperature interval from the room temperature upto 1100K. Nonmonotony of thermal expansion has been revealed on temperature dependence of relative elongation in the temperature interval of 500-900K. Increasing effects of nonmonotony of relative elongation has been distinctly revealed in monocrystalline specimens. Deviations of linear regularities of thermal expansion have been revealed on [111] crystallographic orientation in undoped monocrystals and on [100] orientation with less intensity. It has been established, that anomalies of thermal expansion are clearly revealed on 3K/min. velocity of temperature changing. Intensity of effect reduced to zero at high or low velocities of heating.

Relaxation internal friction two maxima and shear modulus defect have been revealed in the range of low temperatures, in areas of 150 and 250K. Activation characteristics (activation energy, frequency factor, intensity, broadening of maxima) of relaxation internal friction processes have been determined and regularities of their changes by the influence of boron doping have been established. It has been shown, that boron doping causes increase of activation characteristics of both relaxation processes. Hightemperature deformation causes increase of intensity of the processes and decrease of activation characteristics. Annealing at 1070K, for 10hrs, reveals tendency to increase of activation characteristics of relaxation processes.

It has been experimentally established, that intensity of both relaxation processes increases by increasing of strain amplitude, that confirms their dislocation origin. According to obtained result, activation energy values of

relaxation processes are equal to the energy values of interaction of dislocation-point defects, at critical strain amplitude. Microscopic mechanisms of low-temperature relaxation processes are presented on the basis of obtained result: breakaway of oscillating segment/kink of dislocations from impurity atom(150K) and point defects from simple complexes (250K) by influence of mechanical periodical stress.

Relaxation and hysteretic processes of oscillation energy dissipation have been revealed in 300-1100K temperature interval. Activation characteristics of relaxation processes have been determined. It has been established, that temperatures of hysteretic internal friction processes coincides with temperature intervals of nonmonotonic increasing of thermal expansion.

Increase of dislocation origin defects mobility has been revealed in the bulk crystals of heavily boron doped germanium, that is confirmed by decreasing of activation characteristics of dislocation relaxation processes, critical strain amplitude of dislocation and pinning points interaction, absolute value of shear modulus and elasticity limit.

Intercorrelation dependences of characteristics of structural state, structural-sensitive thermal, mechanical and relaxation processes in bulk crystals of boron-doped germanium have been analyzed. Microscopic mechanisms of relaxation processes of torsion oscillations energy dissipation have been presented. Contribution of processes of generation and motion of geometrical and kink pairs on the screw and 60-dislocations, and also their interaction with Cottrell atmospheres, in formation of elasticity and plasticity of monocrystalline germanium have been analyzed.

Established regularities of changes of structural-sensitive characteristics of boron- doped germanium bulk crystals can be used for obtaining and investigation semiconducting materials and devices, based on germanium.

მადლიერება

მადლიერებით მოვიხსენიებ სადისერტაციო ნაშრომის ხელმძღვანელს ფიზ.მათ.მეცნ.დოქტორს, სტუ-ს სრულ პროფესორს ბატონ ზურაბ ჩაჩხიანს 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 ჩუბინიძე

შინაარსი

ნახაზების ნუსხა	13
ცხრილების ნუსხა	14
შესავალი	15
1. ლიტერატურული მიმოხილვა	21
1.1. მონოკრისტალური გერმანიუმის დისლოკაციური სტრუქტურა და ფიზიკური მექანიკური მახასიათებლები	21
1.2. დისლოკაციების ძვრადობა Ge და Ge-Si მონოკრისტალებში	26
1.3. დისლოკაციების ელექტრული აქტიურობა მონოკრისტალურ გერმანიუმში	30
2. შედეგები და მათი განსჯა	45
2.1. გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიღება და კვლევის მეთოდები	45
2.1.1. გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიღება	45
2.1.2. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდიკა	47
2.1.3. ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვის მეთოდიკა	47
2.1.4. მიკროსისალის განსაზღვრა	48
2.1.5. თერმული გაფართოების კვლევა დილატომეტრული მეთოდით	49
2.1.6. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი	51
2.2. გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიკროსტრუქტურა	54
2.3. ბორით ლეგირების გავლენა გერმანიუმის მასიური კრისტალების ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე	60
2.4. ბორით ლეგირებული გერმანიუმის კრისტალების მიკროსისალე	67
2.5. გერმანიუმის მასიური კრისტალების თერმული გაფართოება	73
2.6. გერმანიუმის მასიური კრისტალების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები	88
2.6.1. პოლიკრისტალური გერმანიუმის დაბალტემპერატურული შინაგანი ხახუნის სპექტრი	88
2.6.2. ბორის გავლენა მონოკრისტალური გერმანიუმის დაბალტემპერატურული შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის სპექტრებზე	97
2.6.3. გერმანიუმის მასიური კრისტალების სტრუქტურულად-მგრძნობიარე მექანიკური თვისებები	107

2.6.4. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის დინამურიმექანიკური თვისებები.....	115
2.6.5. რელაქსაციური პროცესები ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმში	122
დასკვნა	129
გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა.....	131

ნახაზების ნუსხა

ნახ.1. ციფრული დილატომეტრის ბლოკსქემა.	50
ნახ.2. გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის სქემა.	53
ნახ.3. მონოკრისტალური გერმანიუმის მიკროსტრუქტურა, $\times 200$	56
ნახ.4. Ge:B –ის მსხვილმარცვლოვანი ნიმუშის მიკროსტრუქტურა, X120.	57
ნახ.5. Ge:B-ის მასიური კრისტალის მიკროსტრუქტურა.	58
ნახ.6. დეფორმირებული . Ge:B-ის მასიური კრისტალის მიკროსტრუქტურა.	59
ნახ.7. მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება.	76
ნახ.8. . ბორით ლეგირებული . მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება.	80
ნახ.9. [111] ორიენტაციის მონოკრისტალური Ge:B(10^{17}სმ^{-3})–ის ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულება.	84
ნახ.10. ბორის გავლენა [100] ორიენტაციის მონოკრისტალური გერმანიუმის ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე.	85
ნახ.11. პოლიკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება	90
ნახ.12. პოლიკრისტალური გერმანიუმის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 77-300K ინტერვალში.	94
ნახ.13. მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნისა (1,2) და ძვრის მოდულის (1,1') ტემპერატურული სპექტრები.	99
ნახ.14. მონოკრისტალური Ge:B-ის შინაგანი ხახუნისა(1,2) და ძვრის მოდულის სპექტრები.	104
ნახ.15. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნისა (1,2,3) და ძვრის მოდულის(1',2',3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება, T=300K	117
ნახ.16. მონოკრისტალური Ge:B ნიმუშების შინაგანი ხახუნის (1,2,3) და ძვრის მოდულის (1',2',3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება	119
ნახ.17. მონოკრისტალური Ge:B შინაგანი ხახუნის სპექტრები	123
ნახ.18. . მონოკრისტალური Ge:B–ის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება.	124

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი1. გერმანიუმის მასიური კრისტალების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები	64
ცხრილი2. გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიკროსისალის მნიშვნელობა	72
ცხრილი 3. მონოკრისტალური გერმანიუმის ხოგკ-ის ტემპერატურული სიდიდეები.....	87
ცხრილი 4 . პოლიკრისტალური გერმანიუმის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები.....	92
ცხრილი 5. მონოკრისტალური გერმანიუმის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები.....	110
ცხრილი 6. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის ფიზიკურ- მექანიკური მახასიათებლები.....	105
ცხრილი7. მონოკრისტალური Ge:B -ის ნიმუშების მექანიკური მახასიათებლები.....	110
ცხრილი8. მონოკრისტალური გერმანიუმის დრეკადობის მახასიათებლები.....	118
ცხრილი9. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის რელაქსაციური პროცესების მახასიათებლები	125

შესავალი

გერმანიუმის მასიურ კრისტალში, სხვადასხვა წარმოშობის გარეშე ზემოქმედებით (დინამიური მექანიკური დატვირთვა, ლაზერული იმპულსები, აჩქარებული იონები) შესაძლებელია განვითარდეს ფაზური გარდაქმნების ტიპის პროცესები, რომლებშიაც არსებით როლს ასრულებენ სტრუქტურული დეფექტები. წერტილოვანი დეფექტები, ვაკანსიები და მინარევების ატომები გერმანიუმის კრისტალურ მესერში წარმოქმნიან ლოკალიზებულ დეფორმაციებს, რაც განპირობებულია მინარევების ატომების კოვალენტურ რადიუსებს შორის არსებული განსხვავებით. ინტენსიური ლოკალიზებული დეფორმაციების წყაროებს წარმოადგენენ წერტილოვანი დეფექტების კომპლექსები და წერტილოვანი და დისლოკაციური წარმოშობის გავრცობილი დეფექტების ერთობლიობები. მათი ძვრადობისა და ელექტრული აქტიურობის ცვლილებებს შეუძლიათ გამოიწვიონ ნახევარგამტარული მასალებისა და მათ ფუძეზე შექმნილი ხელსაწყოების ძირითადი მახასიათებლების დეგრადაცია და პრაქტიკულად არაკონტროლირებადი, არასასურველი ცვლილებები.

გერმანიუმის კრისტალურ მესერში არსებული და სპეციფიკურ პირობებში წარმოქმნილი სხვადასხვა ტიპის სტრუქტურული დეფექტის კრისტალოგეომეტრიული და ენერგეტიკული მახასიათებლების კვლევა წარმოადგენს მაღალ თეორიულ და პრაქტიკულ ინტერესს რეალური სტრუქტურული მდგომარეობისა და სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მახასიათებლების კორელაციური კავშირების გამოვლინებისა და მართვის მექანიზმების დასადგენად.

წითელი გამოსხივების გაზნევა დეფექტებზე გერმანიუმში აუარესებს გამოსახულების კონტრასტს და იწვევს სინათლის ნაკადის შესუსტებას. გერმანიუმის სრულყოფილ კრისტალებში გამჭვირვალობის არეში გაზნევის ინტენსივობა თანაზომადია შთანთქმის, ხოლო გამჭვირვალობის მოკლეტალღოვან დიაპაზონში შესაძლებელია გადააჭარბოს შთანთქმის

სიდიდეს. მცირეკუთხოვანი დისლოკაციური საზღვრები მნიშვნელოვნად ამცირებენ სტრუქტურულ სრულქმნილობას. ამით ძლიერ მცირდება ასეთ სტრუქტურულ მდგომარეობაში გერმანიუმის ფუძემრეების ეფექტურობა რადიაციისადმი მედეგი ფოტოელექტრული გარდამქმნელებისათვის. მათი სტრუქტურების ფუძემრეებად გამოიყენება დისლოკაციებისაგან პრაქტიკულად თავისუფალი გერმანიუმის მასიური მონოკრისტალები.

აღსანიშნავია ისიც, რომ ამჟამად მონოკრისტალური გერმანიუმი ფართოდ გამოიყენება III-V ნაერთების ეპიტაქსიური სტრუქტურების ფუძემრეებად მზის ენერჯის გარდამქმნელებში, რომლებითაც აღჭურვილია თანამგზავრების ენერგეტიკული სისტემა. გერმანიუმის ფუძემრეების დამზადებისა და მუშაობის პროცესებში აღძრული დეფორმაციები ქმნიან ახალი დისლოკაციების ჩასახვისა და გავრცელების პირობებს. მათი დიაგნოსტიკა და მართვა აუცილებელია მუშაობის რესურსის გაზრდისათვის. ყოველივე ზემოთ აღნიშნული განსაზღვრავს გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიღების ტექნოლოგიური პირობების, პროფილირებული ნამზადების შექმნის, რეალური სტრუქტურისა და სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური და ელექტროფიზიკური თვისებების კომპლექსურად კვლევის აუცილებლობასა და აქტუალობას.

სამეცნიერო ლიტერატურაში არასაკმარისი მოცულობით არის წარმოდგენილი მექანიკური რხევების დაბალ სიხშირეებზე (~13ც) ფართო ტემპერატურულ დიაპაზონში გერმანიუმის მასიური კრისტალების დინამიური მოდულებისა და რხევების ენერჯის შთანთქმის რელაქსაციური პროცესების კვლევის შედეგები.

პრაქტიკულად შეუსწავლელია დისლოკაციების სტრუქტურის შემადგენელი ერთეულოვანი და წყვილი ღუნვების, სეგმენტებისა და საფეხურების თავისუფალ და მინარევების ატმოსფეროებთან ურთიერქმედების პირობებში ჩასახვისა და მოძრაობის პროცესების წვლილი რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის სიხშირული და

ტემპერატურული სპექტრების ფორმირებაში. დადგენილი არ არის მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმაციისა და თერმული დამუშავების გავლენით არადრეკადობის განმსაზღვრელი დეფექტების აქტივაციური მახასიათებლების ცვლილებების კანონზომიერებანი. პრაქტიკულად შეუსწავლელია კონცენტრაციის ფართო დიაპაზონში n- და p-ტიპის გერმანიუმის მონოკრისტალების დინამიური მექანიკური თვისებები სხვადასხვა ბუნების გარეშე ზემოქმედების პირობებში.

ამჟამად არსებული ლიტერატურული მონაცემები წინააღმდეგობრივია და გაანალიზებულია მხოლოდ თვისობრივად. აღნიშნულიდან გამომდინარე კვლევის თვალსაზრისით მიზანშეწონილია ინფრაბერების დიაპაზონში გერმანიუმის მასიური კრისტალების დრეკადი და არადრეკადი მახასიათებლების ექსპერიმენტული კვლევა და მიღებული შედეგების განზოგადოებული ანალიზი.

ნაშრომის მიზანია ჩოხრალსკის მეთოდით არალეგირებული და სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიღება; მიღებული კრისტალების რეალური სტრუქტურული მდგომარეობისა და სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსური კვლევა; კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის, ლეგირების სიღრმის, მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმაციისა და თერმული დამუშავების გავლენით სტრუქტურის დეფექტების, ელექტროფიზიკური, თერმული, დინამიური მექანიკური თვისებების მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერებების დადგენა.

დასახული მიზნის მისაღწევად ნაშრომში გადაჭრილია შემდეგი ამოცანები:

- არალეგირებული და ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიღება ჩოხრალსკის მეთოდით;
- გერმანიუმის მასიური კრისტალების რეალური სტრუქტურული მდგომარეობის, ელექტროფიზიკური მახასიათებლების, მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის კვლევა;

- გერმანიუმის მასიური კრისტალების ფარდობითი წაგრძელებისა და ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულების კვლევა;
- გრეხითი რხევების 0,5-5,0ჰც. სიხშირისა და დეფორმაციის ამპლიტუდის $1 \cdot 10^{-5}$ - $5 \cdot 10^{-3}$ დიაპაზონებში გერმანიუმის მასიური კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და დინამიური ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების კვლევა;
- გერმანიუმის მასიურ კრისტალებში გრეხითი რხევების გაბნევის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული პროცესების დამახასიათებელი სტრუქტურული დეფექტების მოძრაობის აქტივაციური მახასიათებლებისა და მიკროპლასტიკური დეფორმაციის პარამეტრების განსაზღვრა;

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე მდგომარეობს შემდეგში:

- მიღებულია განსაზღვრული სტრუქტურული მდგომარეობის არალეგირებული და ფართო კონცენტრაციულ დიაპაზონში ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალები;
- შესწავლილია ბორით ლეგირების გავლენა პოლი- და მონოკრისტალური გერმანიუმის ნიმუშების დეფექტების ტიპებზე, კონცენტრაციასა და განაწილებაზე, თერმულ გაფართოებაზე, ელექტროფიზიკური მახასიათებლების, მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის მნიშვნელობებზე;
- შესწავლილია სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირების, მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმაციისა და თერმული დამუშავების გავლენა თერმული გაფართოების არამონოტონურ ცვლილებებზე;
- შესწავლილია ბორით ლეგირების, კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის, მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმაციისა და თერმული დამუშავების გავლენა გერმანიუმის სტრუქტურაში დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობებზე.

- განსაზღვრულია სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალების სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციის დამაგრების ენერგიისა და დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობები.

ნაშრომში წარმოდგენილი კვლევის შედეგების პრაქტიკული ღირებულება მდგომარეობს შემდეგში:

- განსაზღვრულია p-ტიპის გერმანიუმის მასიური კრისტალების სტრუქტურის, ელექტროფიზიკური, თერმული, დინამური მექანიკური თვისებების მახასიათებლები და დადგენილია გარეშე ზემოქმედებით (დეფორმაცია, თერმული დამუშავება) განპირობებული მათი ცვლილებების კანონზომიერებანი.
- გარეშე ფაქტორების გავლენით განპირობებული ელექტროფიზიკური, თერმული და მექანიკური მახასიათებლების დადგენილი სიდიდეები მნიშვნელოვანია განსაზღვრული თვისებების მონოკრისტალური გერმანიუმის ფუძემრეების შესაქმნელად სხვადასხვა დანიშნულების ეპიტაქსიური სტრუქტურებისათვის.
- გრებიტი რხევების ენერგიის შთანთქმის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული პროცესების განსაზღვრული მახასიათებლები შესაძლებელია გამოყენებული იქნას გერმანიუმის მასიური კრისტალებისაგან პროფილირებული ნამზადების შესაქმნელად ნახევარგამტარული ხელსაწყოებისათვის.
- ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალების სტრუქტურისა და სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსური კვლევით მიღებული შედეგები წარმოადგენენ საცნობარო მასალას ნახევარგამტარების მექანიკური განმტკიცებისა და პლასტიკურობის პრობლემისათვის, ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას ახალი

ნახევარგამტარული მასალებისა და ხელსაწყოების თვისებებისა და
საექსპლოატაციო მახასიათებლების მართვის პრობლემის
გადასაჭრელად.

1. ლიტერატურული მიმოხილვა

1.1. მონოკრისტალური გერმანიუმის დისლოკაციური სტრუქტურა და ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

გაანალიზებულია დისლოკაციების კრისტალოგეომეტრიული პარამეტრები ალმასის ტიპის მესერში [1]. 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 ბიურგერის ვექტორი მიმართულია $\langle 110 \rangle$ -ის გასწვრივ. 60°-იანი დისლოკაციაზე ხრახნული მდგენელის ბიურგერის ვექტორი მცირეა, ხოლო კიდური მდგენელი უფრო მეტად გამოკვეთილია და ადვილად გამოირჩევა მისი დიფრაქციული გამოსახულების კონტრასტი. სტრუქტურაში განიხილებიან ასევე კიდური დისლოკაციები ღერძით [110], ბიურგერის 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 აქტიურობის 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 [2].

მონოკრისტალურ გერმანიუმში 600°C-ზე პლასტიკური დეფორმაცია და შემდგომში სწრაფი (10°C/წთ) გაცივება წარმოქმნის სპეციფიკური კონფიგურაციის დისლოკაციების სიმრავლეს [3]. 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 $\sim 600^{\circ}\text{C}$ -ზე ფორმირებული დისლოკაციების განაწილება მონოკრისტალურ გერმანიუმში ანალოგიურია წ.ც.კ. სტრუქტურის მეტალების დისლოკაციური სივრცული განაწილებისა დეფორმირებულ მდგომარეობაში.

ნაშრომში [4] 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. 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. დისლოკაციები განაწილებულია პირველადი სრიალის სიბრტყის პარალელურ ზონებში, სადაც დეფორმაციამდე არ არსებობდნენ დისლოკაციები.

მონოკრისტალურ გერმანიუმში არსებული დისლოკაციების სრული ანალიზი წარმოდგენილია ნაშრომებში [5,6]. გერმანიუმისა და სილიციუმის კრისტალურ მესერში ფორმირდება ორი განსხვავებული ტიპის დისლოკაციების სიმრავლე, რაც დაკავშირებულია ალმასის ტიპის კუბურ სტრუქტურაში {111} ფენებში ატომების ორმაგ შრეებად განაწილებასთან. დისლოკაციები მოძრაობენ სრიალისა და 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. დისლოკაციების მოძრაობის მექანიზმები ალმასის ტიპის სტრუქტურაში, კერძოდ, გერმანიუმის კრისტალურ მესერში განხილულია ნაშრომში [7], სადაც ფიქსირებულია ელექტრონულ მიკროსკოპულ ფოტოგრაფიებზე დისოცირებული დისლოკაციების გამოსახულებები სიგანით $\sim 60\text{Å}$.

ნაშრომში [8] შესწავლილია მონოკრისტალური გერმანიუმის ფუძე-შრეებში მექანიკური ძაბვით ინდუცირებული დისლოკაციები (100) სიბრტყეებზე. ოპტიკური და მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპების საშუალებით ნაჩვენებია, რომ დეფორმაციის გავლენით წარმოიქმნებიან $a/2 \langle 111 \rangle$ 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 დამატებითი კუმშვითი ძაბვები.

გერმანიუმის ფუძეშრის 650°C -ზე 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 $600-700^\circ\text{C}$ ტემპერატურამდე. შედარებით მაღალ ტემპერატურებზე არ ვლინდება დისლოკაციური საფეხურები, ვიწროვდება დისლოკაციური სიმრავლეთა სიგანე [9].

ალმასის სტრუქტურის ნახევარგამტარების კრისტალებში დისლოკაციები ცდილობენ განლაგდნენ პოტენციალური რელიეფის მიდამოებში. დისლოკაციების მოძრაობის შესწავლა გერმანიუმსა და სილიციუმში [9-15] თავდაპირველად დაიწყო ქიმიური მოწამვლის მეთოდით. ეს მეთოდი იძლევა დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარის განსაზღვრის შესაძლებლობას. ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე განსაზღვრული იქნა დისლოკაციური ნახევარმარყუჩისა და სრული მარყუჩის მოძრაობის სიჩქარეები [16-19].

ნაშრომში [20] 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 ამოწვევის მიმართულების გასწვრივ.

Ge-Si კრისტალებში დისლოკაციები წარმოიქმნებიან ძირითადად მადედებლისა და შენადნობის გამყოფ ზედაპირზე. დისლოკაციების სიმკვრივე შენადნობში აღწევს $10^3 - 10^5 \text{ სმ}^{-2}$. 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 (10^3 სმ^{-2}) პირობებში. საცდელი ნიმუშები დამაბულია ამაღლებულ ტემპერატურებზე ვაკუუმში, რასაც იწვევს ლუნვის დეფორმაცია. დისლოკაციების გადაადგილება განისაზღვრა მოწამვლის ორმოების შეფასების მეთოდით [20].

გერმანიუმით მდიდარ GeSi შენადნობებში ($0 < x < 0,08$) დისლოკაციების სიჩქარე მონოტონურად მცირდება სილიციუმის შედგენილობის ზრდასთან ერთად და აღწევს მის $1/7$ -ს სუფთა გერმანიუმში $450-700^\circ\text{C}$ ტემპერატურულ

ინტერვალში. 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 გერმანიუმში, სილიციუმში და სხვა ნახევარგამტარებში განისაზღვრება შემდეგი ტოლობით:

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

სადაც k_b არის ბოლცმანის მუდმივა.

მექანიკური სიმტკიცე გამოკვლეული იქნა GeSi შენადნობების, მონოკრისტალებში და პოლიკრისტალურ ნიმუშებში მონოკრისტალური ჩანართებით კომპოზიციური დიაპაზონისთვის $0 < x < 0.4$ და $0.94 < x < 1$, რომლებშიაც დისლოკაციების სიმკვრივეა 10^3 - 10^5 სმ⁻². მართკუთხა ფორმის ნიმუშები შეკუმშული იქნა მუდმივი ძაბვის ქვეშ ამაღლებულ ტემპერატურებზე [21].

Ge-Si შენადნობებში ზედა და ქვედა დრეკადობის ზღვარი და დენადობის ძაბვა იზრდება სილიციუმის შედგენილობის გაზრდით. 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 ზღვრის მაღალი სიდიდეები გერმანიუმთან 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 სილიციუმის მსგავსია. 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 $x(1-x)$.

1.2. დისლოკაციების ძვრადობა Ge და Ge-Si მონოკრისტალებში

მონოკრისტალურ გერმანიუმში დაბალ 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 [22].

ელექტრონული მიკროსკოპული კვლევით, რომელიც შესრულდა სუსტი სხივებით გამოსახულების მიღების მეთოდით დადგინდა [23], 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 [24]. ნაშრომში გაანალიზებული დისლოკაციური სტრუქტურა განსხვავებულია დისოცირებული დისლოკაციებისაგან.

შესწავლილია მონოკრისტალურ გერმანიუმში დისოცირებული დისლოკაციების ძვრადობა [25]. სუსტი ელექტრონული სხივების მეთოდით გერმანიუმის სტრუქტურაში ფიქსირებულია 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. კვანძის მახლობლობაში დისლოკაციის სრიალი შეზღუდულია. აღსანიშნავია, რომ მთელ სიგრძეზე დისლოკაცია იმყოფება დისოცირებულ მდგომარეობაში. მიღებული შედეგები ცხადყოფენ, 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.

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 $Ge_{1-x}Si_x$ ($x \leq 0,04$) 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 ძვრალობით 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 ($800-1000^{\circ}\text{C}$). სხვადასხვა ნახევარგამტარულ მასალაში [26-28] 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.

მრავალრიცხოვანი ექსპერიმენტული და თეორიული შრომები ავლენენ მყარ სხეულებში, კერძოდ ნახევარგამტარებში დიფუზური პროცესების დაჩქარებას დისლოკაციებისა და მცირეკუთხოვანი საზღვრების გასწვრივ. დიფუზიის დაჩქარებას ხშირად აკავშირებენ ვაკანსიებთან. მათი კონცენტრაცია და ძვრალობა გაცილებით მაღალია ვიდრე კრისტალის მოცულობაში[29]. 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 [30] განხილულია Ge^{71} , Sn^{113} და Sb^{124} იზოტოპების დიფუზიის კვლევის ექსპერიმენტული შედეგები დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივის

გერმანიუმში “თხევადი” ბირთვისა და “მაფისებური” 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 [31].

უკანასკნელ პერიოდში მიმდინარეობს ნახევარგამტარებში დისლოკაციების მოძრაობის მექანიზმების ინტენსიური კვლევა. ის განპირობებულია მათი მეტად რთული ხასიათის ზემოქმედებით მასალების ელექტროფიზიკური და სტრუქტურული თვისებების მახასიათებლებზე. ნაშრომში [32] წარმოდგენილია კრისტალებში დისლოკაციების ძვრადობის განმსაზღვრელი ღუნვების ჩასახვისა და მოძრაობის პროცესების ანალიზი მაღალი პაიერლსის ბარიერის კრისტალებში. გაანალიზებულია 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 დატვირთვის პირობებში წყვილი და ერთეულოვანი ღუნვების მოძრაობის შესწავლით გაღრმავდა წარმოდგენები ღუნვების ჩასახვის პროცესებზე განსაზღვრულ ტემპერატურებსა და

დაბალი ძაბვის პირობებში, როდესაც ღუნვები მეტად მგრძობიარეა ბარიერისადმი [33,34]. გერმანიუმსა და სილიციუმში არსებული დისლოკაციების დინამიური თვისებები გაანალიზებულია წყვილი ღუნვების მოძრაობით პაიერლსის პირველადი ბარიერის გადალახვის მოდელში, აგრეთვე მეორადი ბარიერის გადალახვით გეომეტრიული ღუნვების მოძრაობის დროს [35].

დისლოკაციური სტრუქტურა ეპიტაქსიურ ფენებში მეტად რთულია და მოცულობითი კრისტალებისაგან განსხვავდება ენერგეტიკული მახასიათებლებით. უპირველეს ყოვლისა დისლოკაციების ფორმირებას განსაზღვრავს ფუძემდრესა და ეპიტაქსიურ ფენას შორის არსებული მესრის პარამეტრებს შორის არსებული სხვაობა. ანალიზურ ნაშრომში [36] წარმოდგენილია Ge-Si ჰეტეროსტრუქტურებში დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობის მექანიზმების კვლევის შედეგები, როდესაც მესრის პარამეტრებს შორის სხვაობა არ აღემატება 1%-ს. განხილულია დისლოკაციური სტრუქტურის ფორმირება ორგანოზომილებიანიდან სამგანზომილებიან დისლოკაციურ სტრუქტურამდე ჰეტეროფენების მიღების პროცესში.

1.3. დისლოკაციების ელექტრული აქტიურობა მონოკრისტალურ გერმანიუმში

გერმანიუმის კრისტალების სრული დახასიათებისათვის მნიშვნელოვანია Ge და Si კრისტალების თვისებების ვარიაციების მიკროსკოპული მექანიზმების ღრმა ანალიზი, კერძოდ, ელექტროფიზიკური თვისებების და დისლოკაციური სტრუქტურის ურთიერთკორელაციური დამოკიდებულების დადგენა. მნიშვნელოვანი ექსპერიმენტული შედეგებია წარმოდგენილი ულტრასისუფთავის გერმანიუმში დისლოკაციების ელექტრული თვისებების შესახებ [37]. ნაჩვენებია, რომ 10^{12} - 10^{13} სმ⁻³ არსებულ 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, როდესაც დისლოკაციების სიმკვრივის ზღვრული სიდიდე 10^4სმ^{-2} -ის რიგისაა. გაანგარიშებით ნაჩვენებია, რომ 10^3სმ^{-2} დისლოკაციების სიმკვრივის შემთხვევაში აქცეპტორების კონცენტრაცია არის $3,5 \cdot 10^9 \text{სმ}^{-3}$. 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 ენერჯის ცვლილება გაწყვეტილი ბმების ზონების გაჯერების მექანიზმით.

მყარ სხეულებში ლაზერის იმპულსით ნაწარმებში 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 [38].

დადგენილია [39], 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/სმ² იწვევს წერტილოვანი დეფექტების ათერმიულ წარმოქმნას.

პირველად იქნა აღნიშნული [40], 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 [41], 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 $C_d \ll 1$, 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 $2,5 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-3}$ კონცენტრაციამდე [42]. 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 [43], ცნობილია ისიც [44], რომ n-ტიპის გერმანიუმში $\langle 111 \rangle$ 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_e : $\rho(T) = \rho_0 \exp(\epsilon/KT)$. ასეთი ტიპის ტემპერატურული დამოკიდებულებით იგულისხმება უახლოეს მეზობელ ატომებს შორის დისკრეტული ელექტროგამტარობა, რომლისთვისაც განცალკევებულია “დენადობის” წვლილი მინარევების ყველა მდგომარეობისათვის დამოუკიდებლად მათი ენერგეტიკული პოზიციისა. E_e 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 [45] 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 $\approx 0,26$. ეს სიდიდე გაცილებით მცირეა n-GaAs-ის დისლოკაციების ანალოგიური მახასიათებლებთან შედარებით. დადგენილია, რომ ლეგირება აძლიერებს პოზიტრონების ჩაჭერას p-ტიპის გერმანიუმში. მასში გაუჯერებელი ბმების წილი შეადგენს 0,25, რაც თანხმობაშია შროტერისა და ლაზუმის წარმოდგენებთან [40].

დისლოკაციებით მდიდარ გერმანიუმში თერმული დამუშავებით შესაძლებელია ელექტროფიზიკური და ოპტიკური მახასიათებლის მკვეთრი ცვლილებები. ნაშრომში [46] შესწავლილია თერმული დამუშავების სხვადასხვა რეჟიმის გავლენა მონოკრისტალური გერმანიუმის დენის მატარებლების რეკომბინაციაზე დისლოკაციების სიმკვრივის ფართო დიაპაზონში.: 0-დან 10^{15}სმ^{-2} -მდე. ნაჩვენებია, რომ მოწვა 750°C -ზე ამცირებს სიცოცხლის ხანგრძლივობას, როდესაც $N_d=3 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-2}$. 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 სივრცის ხანგრძლივობაზე მაღალტემპერატურული მოწვის პროცესში დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივის პირობებში ($N_d \sim 10^{15} \text{სმ}^{-2}$).

მეტად საინტერესო შედეგებია წარმოდგენილი ნაშრომში [47] 60^o-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^o-იანი დისლოკაციების დიოდური მოქმედება განსხვავებით ხრახნულისაგან, რომლებსაც არ ახასიათებთ დიოდური დენის გამართვა. 60^o-იანი დისლოკაციაზე პირდაპირი და უკუდენები ერთმანეთისაგან 100-ჯერ მეტი სიდიდით განსხვავდებიან. შესწავლილია ასევე 60^o-იან დისლოკაციაზე გარღვევის მახასიათებლები. დადგინდა, რომ ელექტრული გარღვევის შემდეგ ხდება p-n გადასასვლელის თვისებების სრული აღდგენა. Si და Ge-ში არ გამოვლინდა 60^o-იანი და ხრახნული დისლოკაციების მახასიათებლებს შორის განმასხვავებელი ნიშნები, რადგანაც ვოლფრამისა და ალნიშნული მასალების კონტაქტებს ჰქონდათ მკვეთრად გამოხატული არა ომური თვისება. მიღებული შედეგების ანალიზში გათვალისწინებულია კრისტალის ზედაპირზე დისლოკაციების გამოსვლის ადგილებში დამუხტული მდგომარეობის შექმნა. 60^o-იანი დისლოკაციების დიოდური თვისებების ფორმირებაში გადამწყვეტია გაწყვეტილი ბმების არსებობა. ცნობილია [48,49], რომ 60^o-იანი დისლოკაციების ფორმირებით აკრძალულ ზონაში წარმოიქმნებიან ენერგეტიკული დონეები 0,2-0,5ევ სიღრმეზე გამტარობის ზონის მინიმუმიდან.

შინაგანი ხახუნის მეთოდით გამოკვლეულია ერთეულოვანი და წყვილი ღუნების ფორმირებისა და მოძრაობის ენერჯის ცვლილებები ნახევარგამტარულ მასალებში [50-53]. 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 დისლოკაციებზე ღუნვების მოძრაობის აქტივაციის ენერგიას დონორული მინარევები. ელექტრონების გავლენა არ ისაზღვრება მხოლოდ დისლოკაციების ძვრადობით. დენის მატარებლების ამაღლებულ კონცენტრაციებზე დისლოკაციების ელემენტების რხევის სიხშირე შემოსაზღვრულია კოვალენტურ ბმებში ელექტრონების “გადართვებითა” და ჰიბრიდიზაციის მდგომარეობის შეცვლით, როდესაც დისლოკაციური ღუნვა აღმოჩნდება ბარიერის მაქსიმუმზე. აღსანიშნავია [54], 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 $\sim 10^{19} \text{სმ}^{-3}$, მაშინ წარმოიქმნება მინარევული ზონა, აქცეპტორული მდგომარეობები გადანაწილდებიან კრისტალის მთელ მოცულობაში.

დაბალი მექანიკური ძაბვის მოქმედების დროს ($\tau < 2-4 \text{კგ/მმ}^2$) აქცეპტორული მინარევებით გერმანიუმის ლეგირებულ კრისტალებში ვლინდება დისლოკაციების სიჩქარისა და მოძრაობის ენერგიის მკვეთრი დამოკიდებულება ძაბვისაგან [55]. გერმანიუმში დარიზხანის მაღალ კონცენტრაციაზე არ ვლინდება აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელოვნად ამაღლება ძაბვის შემცირებისას. მასში შეიმჩნევა, სილიციუმის მსგავსად სასტარტო ძაბვა დისლოკაციის ამოძრავებისათვის, რაც საკმარისად დიდია ($\approx 2 \text{კგ/მმ}^2$). 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 ენერჯის 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[56].

ელექტრული პარამეტრების ანიზოტროპულობა $T=30K$ და $N_{\text{დისლ.}} \sim 2 \cdot 10^{17} \text{см}^2$ 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 [57] 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 [58].

დეფექტების ელექტრონულ-სტიმულირებული რეაქციის მოდელში განხილულია როგორც წონასწორული, ასევე არაწონასწორული 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 [59].

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 ($\sim 10^{19} \text{სმ}^{-3}$) დეფექტების რეაქციის სიჩქარე ავლენს რთული ფუნქციონალური დამოკიდებულებით ზრდის ტენდენციას.

ლეგირებული კოვალენტური ნახევარგამტარების დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის ვარიაციები ნათლად ვლინდებიან შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრებში. ნაშრომში [60]

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 ($\sim 1,1$ ევ) და სიხშირის ფაქტორი $\sim 1,5 \cdot 10^{13} \text{წმ}^{-1}$. საყურადღებოა, რომ სიხშირის ფაქტორი მითითებულ ინტერვალში იზრდება მოქმედი გარეშე დეფორმაციის პროპორციულად. სხვა ენერგეტიკული მახასიათებლები (2,07 ევ და $\sim 1 \cdot 10^{13} \text{წმ}^{-1}$) განეკუთვნებიან დისლოკაციებზე წყვილი ღუნვის ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციას. ორივე შემთხვევაში შინაგანი ხახუნის სპექტრში შესაბამისი რელაქსაციური წარმოშობის მაქსიმუმები გადაადგილდებიან დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით 10-20K-თი დეფორმაციის გაზრდის პირობებში.

დღეისათვის დადგენილია [61-63], რომ n- და p- ტიპის Ge-ის კრისტალებში 10-20%-ით შესაძლებელია შემცირდეს ერთეულოვანი და წყვილი ღუნვების მოძრაობის აქტივაციის ენერგია დრეკადობის საზღვრებში დეფორმაციის პირობებში.

შესწავლილია სწრაფი თერმული ზემოქმედების გავლენა ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული გერმანიუმის მონოკრისტალში დისლოკაციების განაწილებაზე. დადგინდა, რომ დისლოკაციების დიდი ნაწილი არ წარმოქმნილა კრისტალის ზრდის დროს, არამედ წარმოიქმნა კრისტალის ზრდის შემდეგ თერმული ზემოქმედების შედეგად. თერმული ძაბვები, გამომდინარე არაერთგვაროვანი ტემპერატურული გრადიენტიდან მცირედ ან საერთოდ არ მოქმედებენ დისლოკაციების განაწილებასა და სიმკვრივეზე [64].

დისლოკაციების სიჩქარე გაზომილი იქნა მარყუჟებზე, რომელთა ბიურგერის ვექტორი განსაზღვრული იქნა რენტგენული ტოპოგრაფიით. ახალი გაზომვების შედეგები არ ეთანხმება ადრინდელს; განხილული იქნა არსებული სხვადასხვაობის მიზეზები. გაანალიზებულია დისლოკაციების ბურგერის ვექტორის მახასიათებლები, ძაბვისა და დეფორმაციის სიჩქარის

ურთიერთდამოკიდებულება ორ განსხვავებულ რეჟიმში. დაბალ ძაბვებზე დისლოკაციების სიჩქარე დამოკიდებულია ძაბვაზე უფრო ძლიერად, ვიდრე მაღალი ძაბვების არეში. დისლოკაციების ძვრადობის აქტივაციის ენერგია დამოკიდებულია ძაბვაზე და იცვლება 2.9-დან 1.5ევ.-მდე ძაბვათა 0.6-8კგ/მმ² ინტერვალში[65].

Ge-Si შენადნობების თერმული წინაღობა, ზეებეკის კოეფიციენტი, ელექტრული წინაღობა და ჰოლის ძვრადობა გაზომილი იქნა როგორც ფუნქცია მინარევების კონცენტრაციის $2 \cdot 10^{18}$ - $4 \cdot 10^{20}$ სმ⁻³ ინტერვალში, და შედეგები წარმოდგენილია გრაფიკების სახით ტემპერატურის 300-1300K ინტერვალში. ნაჩვენებია, რომ თვისებების მართვისათვის მალეგირებელი კომპონენტები ბორი და ფოსფორი არიან გამოსადეგი როგორც n- და p-ტიპის მინარევები, მათი მაღალი ხსნადობის გამო. 1200K ტემპერატურაზე მარგი ქმედების კოეფიციენტის მაქსიმალური სიდიდეებია 0.8 p-ტიპის Ge_{0.15}-Si_{0.85} ლეგირებული ნიმუშისათვის, ხოლო n-ტიპის Ge_{0.15}-Si_{0.85} ლეგირებული კრისტალისთვის ის შეადგენს 1,0-ს. 300-1200K ინტერვალში მომუშავე გენერატორის მაქსიმალური ეფექტურობა p-ტიპის და n-ტიპის მასალების გამოყენებით შეადგენს 10% [66].

გაანალიზებულია გერმანიუმის მონოკრისტალში დეფორმაციის სიჩქარის ცვლილების ექსპერიმენტული შედეგები, სიჩქარის ახალი მონაცემებით იზოლირებული დისლოკაციებისთვის. მოძრავი დისლოკაციების წონასწორული მდგომარეობა ვლინდება დეფორმაციის პირველ ეტაპზე ძაბვა-დეფორმაციის მრუდზე შუა ეტაპისაგან მოშორებით. მოძრავი დისლოკაციების სიჩქარე და სიმკვრივე წონასწორულ მდგომარეობაში დამოკიდებულია დეფორმაციის სიჩქარეზე. გაანალიზებულია დისლოკაციების მოძრაობის მდგომარეობის გარდაქმნა ერთი წონასწორული მდგომარეობიდან მეორეში დეფორმაციის სიჩქარის ცვლილებით. დისლოკაციების სიჩქარისა და სიმკვრივის სიდიდეები წონასწორულ მდგომარეობაში გარკვეულ ტემპერატურაზე სრულად განისაზღვრება დეფორმაციის სიჩქარით და არ არის დამოკიდებული

მთლიანად დისლოკაციების სიმკვრივეზე. გარდამავალი ეტაპი 0,5% დეფორმაციაზე არსებობს, როდესაც დისლოკაციები გადადიან ერთი წონასწორული მდგომარეობიდან მეორეში დეფორმაციის სიჩქარის ცვლილებით[67].

მინარევებით (Ga, As, O) ძლიერად ლეგირებულ გერმანიუმის კრისტალში დისლოკაციების დინამიკური მახასიათებლები გამოკვლეულია როგორც ძაბვისა და ტემპერატურის ფუნქცია მოწამვლის ორმოების მეთოდით. Ga და O მინარევები ეფექტურად ახშობენ დისლოკაციების წარმოქმნას ზედაპირის ნაკაწრიდან As მინარევებისაგან განსხვავებით. Ga-ით და O-ით ლეგირებულ კრისტალებში დისლოკაციები შეჩერებულები არიან სტაბილური კომპლექსებით, რომლებიც წარმოიქმნებიან მინარევების სეგრეგაციითა და რეაქციით. O -მინარევი დაბალ კონცენტრაციაზეც კი (10^{16}სმ^{-3}) იწვევს დისლოკაციების წარმოქმნის ჩახშობას. დისლოკაციების სიჩქარეს აძლიერებს As მინარევი და Ga მინარევი კი ანელებს. O მინარევი არ ახდენს გავლენას დისლოკაციების სიჩქარეზე[68].

დისლოკაციების საშუალო სიჩქარე გაზომილი იქნა ოთხ ნახევარგამტარულ კრისტალში: Si, Ge, GaSb და InSb. სიჩქარეები იცვლებოდა 10^{-6} - $2 \cdot 10^{-1}$ სმ/წმ ინტერვალში. დისლოკაციების სიჩქარეები საკვლევ კრისტალებში არიან არამგრძობიარე ძაბვის მიმართ, LiF-თან შედარებით. გაზომილი იქნა 0,5-დან 0,8 T_M ინტერვალში ტემპერატურის გავლენა სიჩქარეებზე, სხვადასხვა მუდმივი ძაბვებისას და განისაზღვრა აქტივაციის ენერგიები დისლოკაციების სიჩქარეებისათვის.

დადგინდა, რომ დისლოკაციებისაგან თავისუფალ კრისტალებში დისლოკაციები წარმოიქმნა საკმაოდ დაბალი ძაბვის პირობებში. მოწამვლის ორმოების და დისლოკაციების სიჩქარეების გაზომვებით შეფასდა მოძრავი დისლოკაციების წვლილი პროცენტებში. ის იცვლება 3-დან -8%-მდე[69].

გამოკვლეულია პლასტიკურად დეფორმირებულ Ge-Si-ის ფოტოგამტარობა, რომელიც შეიცავს ხრახნული დისლოკაციების მწკრივს.

დისლოკაციები წარმოიქმნენ Sb-ით ლეგირებული n-ტიპის გერმანიუმის ნიმუშის გრეხით. დისლოკაციების სიმკვრივე გაზომილი იქნა მოწამვლის ორმოების რეგისტრაციის მეთოდით. გამტარობა სიბნელეში და ორივე, გარდამავალი და სტაციონარული მდგომარეობის ფოტოგამტარობა გაზომილი იქნა დისლოკაციათა მწკრივების პარალელურ და პერპენდიკულარულად დენის დინებისას, სრიალის სიბრტყეებზე. გაზომვები ჩატარდა ოთახისა და თხევადი აზოტის ტემპერატურებზე და წარმოდგენილია დეფორმაციის ტემპერატურის, ციკლების რაოდენობის, დისლოკაციური სტრუქტურის და მოწვის რეჟიმების ცვალებადობის გავლენა. დადგენილია, რომ ხრახნულ დისლოკაციებს არ აქვთ კავშირი გერმანიუმში აქცეპტორულ დონეებთან [70].

შინაგანი ხახუნის გაზომვები ჩატარდა გერმანიუმის ნიმუშზე კიდური და ხრახნული დისლოკაციებით. კესლერის პიკი და ლოგარითმული დეკრემენტი რეგისტრირებულია ნიმუშებზე კიდური დისლოკაციებით. გერმანიუმის ნიმუშებში ხრახნულ დისლოკაციებთან დაკავშირებით გამოვლენილია ორი ახალი პიკი, რომლებიც ხასიათდებიან დაბალი აქტივაციის ენერგიებით. გამოვლენილია ლოგარითმული დამოკიდებულება პიკის ტემპერატურასა და დისლოკაციების სიმკვრივეს შორის. გარკვეულ პირობებში (ლუნვის მანძილის დამოკიდებულება დისლოკაციების სიმკვრივეზე და სეგმენტის სიგრძეზე), მიღებული შედეგები, რომელიც ეხება ხრახნულ დისლოკაციებს, შეიძლება განიმარტოს არამკვეთრი ღუნვებისაგან თავისუფალი დისლოკაციების მოძრაობის თვალსაზრისით. მაშინ როცა კიდური დისლოკაციების გავლენა შინაგანი ხახუნის სპექტრებზე შეიძლება აიხსნას ღუნვებისა და წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთქმედების საფუძველზე [71].

დეფორმირებული Ge და Si მონოკრისტალების შინაგანი ხახუნი შესწავლილია 10-დან 450K ტემპერატურულ ინტერვალში, 15 μ ც სიხშირეზე. რხევის ამპლიტუდა იცვლებოდა 5 $\cdot 10^{-5}$ -1 $\cdot 10^{-3}$ ინტერვალში. ნაჩვენებია, რომ არანაირი მაქსიმუმი არ დაიკვირვება შინაგანი ხახუნის სპექტრში, რაც

შეიძლება დაუკავშირდეს დისლოკაციების მოძრაობას. დადგინდა, რომ შინაგანი ხახუნი არ არის დამოკიდებული დისლოკაციების სიმკვრივეზე და კრისტალოგრაფიულ ორიენტაციაზე. ეს შედეგი შეიძლება აიხსნას თავისუფალი დისლოკაციების მცირე სიგრძის სეგმენტის არსებობით დეფორმირებულ სტრუქტურაში[72].

შესწავლილია $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ ($x \sim 0.4-0.8$) ფირების დისლოკაციური სტრუქტურა რელაქსაციის საწყის საფეხურზე. ერთ-ერთი მიმართულება, რომლის გასწვრივაც კიდური დისლოკაცია წარმოიქმნება არა საზღვრის სიბრტყეში, არამედ გადაკვეთაზე რაიმე კუთხით გადახრილია 6° -ით უახლოეს (111) სიბრტყესთან. აქედან გამომდინარეობს, რომ კიდური შეუსაბამობის დისლოკაციები არ შეიძლება არსებობდეს ფუძემრის დეზორიენტაციის მიმართულებით, რადგან მათი ბოლოები გადაადგილდებიან საზღვრიდან დისლოკაციების გავრცელების პროცესში. დადგენილია კიდური დისლოკაციების მოკლე სეგმენტების წარმოქმნისა და ფუძემრის დეზორიენტაციის ფიქსირებული მიმართულების პირობებში, ჩასახვის ორი სხვადასხვა მექანიზმი. პირველი მექანიზმი შეესაბამება ჩასახვას დამატებითი 60° -იანი დისლოკაციების ნახევარ-მარყუქების, გამომჟღავნებული ე.წ. Y-ცენტრის ფორმას, რომლებიც შედგებიან მოკლე სეგმენტით 90° -იანი და 60° -იანი დისლოკაციების ორი სხივის ფორმის სეგმენტისაგან. მეორე მექანიზმში 90° -იანი დისლოკაციების სეგმენტი წარმოიქმნება (111) სიბრტყეში უკვე არსებული დამატებითი 60° -იანი დისლოკაციების გადაკვეთის გამო. მაღალ ტემპერატურაზე მომწვარი ნიმუშები შეიცავენ დისლოკაციების სეგმენტებს, რომლებმაც დაკარგეს თავიანთი კონტრასტი, ბნელარულ მიკროსკოპულ გამოსახულებებზე, რომლებიც გადაღებული იქნა რათა გამომჟღავნებულიყო დისლოკაციური სეგმენტები, ორ-ტალღოვანი ელექტრონული დიფრაქციის მეთოდით.

ამ მოვლენის განმარტებისათვის შემოთავაზებული მოდელია, სადაც ერთი წყვილი ღუნვა 60° -იან დისლოკაციებზე ფიქსირებულ კუთხეზე, განუწყვეტლივ უახლოვდება მეორეს სრიალის მექანიზმით.

კიდური დისლოკაციების სეგმენტების ჯაჭვის წარმოქმნა, დაკავშირებული 60° დისლოკაციების წყვილ ღუნვასთან, არის შესაძლებელი. მოძრაობის მიმართულება ასეთ დისლოკაციურ სტრუქტურაში ემთხვევა 60° -იანი დისლოკაციის მიმართულებას [73].

[213] და [111] ორიენტაციების მაღალი სისუფთავის გერმანიუმის მონოკრისტალები პლასტიკურად დეფორმირებული იქნა დაახლოებით 900K -ზე დეფორმაციის სხვადასხვა საფეხურზე. დეფორმირებული ნიმუშების შინაგანი ხახუნის გაზომვები შესრულდა 50კვც -ზე 10 -დან 1120K ტემპერატურულ ინტერვალში. მთელ ტემპერატურულ ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ცვლილება ფიქსირებულია დაბალი ამპლიტუდური დეფორმაციის პირობებში. დაბალი ინტენსივობის რელაქსაციური პიკი ფიქსირებულია 150K -ის მახლობლობაში, მაგრამ იგი ქრება დეფორმირებულ [111] ნიმუშებში. მეორე სუსტი პიკი ვლინდება 220K ტემპერატურაზე და შენარჩუნებულია ორივე ორიენტაციის დეფორმირებულ ნიმუშებში. ეს პიკები, გაანალიზებულია ხრახნულ და კიდურ დისლოკაციებზე ღუნვების დიფუზიის მექანიზმით. 550K ტემპერატურაზე მაღლა გამოვლენილია შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური ტიპის ზრდა, რომელიც განპირობებულია თერმულად აქტიური ღუნვების წარმოქმნით სრული დისლოკაციების დაცურების პროცესში. მეორე ექსპონენციალური სახის ზრდა 1050K ტემპერატურაზე გამოწვეულია დისლოკაციების არაკონსერვატიული მოძრაობით [74].

გერმანიუმის ნიმუშებში, რომლებშიც ხრახნული დისლოკაციების სიჭარბეა, 600°C და 350°C ტემპერატურებზე ავლენენ ორ სპეციფიკურ პიკს. ეს პიკები განიცდიან, ხრახნული დისლოკაციების მოძრაობის გავლენას: შესაბამისი აქტივაციის ენერგიები წარმოადგენენ ხრახნული დისლოკაციების ღუნვების წყვილების წარმოქმნისა და მოძრაობის ენერგიებს. ხრახნული დისლოკაციებისაგან დამოუკიდებელია დაბალტემპერატურული პიკები, რომლებიც წარმოადგენილია არადეფორმირებული ნიმუშებში შინაგანი ხახუნის სპექტრში [75].

n- და p-ტიპის გერმანიუმის ძელაკები პლასტიკურად დეფორმირებული იქნა ღუნვით. მოწამვლის ორმოები გამოვლინდა სრიალის ორ აქტიურ სიბრტყეზე. ჰოლის ეფექტი, გამტარობა და სიცოცხლის ხანგრძლივობა გამოკვლეულია ორივე ტიპის დეფორმირებულ ნიმუშებში. შედეგები ეთანხმება იმ აზრს, რომ კიდური დისლოკაციები გერმანიუმში დაკავშირებულია აქცეპტორული ტიპის დეფექტების ენერჯის დონეებთან აკრძალული ზონის შუა და ზედა ნახევარში[76].

წარმოდგენილია დისლოკაციების მართვის ტექნიკა ოქსიდის დანაფარის გარეშე. განსაზღვრული ელემენტის სიმულაციით ნაჩვენებია, რომ Si ფუძემშრების ნანო-მოდელები (111) სიბრტყეზე უზრუნველყოფენ ანიზოტროპულ დრეკად რელაქსაციას SiGe ფირში. ისინი წარმოქმნიან დისლოკაციების მარყუჟებისათვის უპირატეს ადგილებს, ფიქსირებულია დისლოკაციების დამუხრუჭების შესაძლებლობა, ასევე ისეთი ადგილები, რომლებიც თავისუფალია დისლოკაციებისაგან. ეს ვარაუდი მტკიცდება ატომურ-ძალოვანი ელექტრონულ მიკროსკოპში კვლევებით. თხელი კრიტიკული ზომების SiGe ფირებზე. ფირები მიღებულია მოლეკულურ-სხივური ეპიტაქსიით Si (001) ფუძემშრეზე. სურათებზე მიღებულია შერჩევითი მოწამვლის დისლოკაციური ორმოები [77].

ლიტერატურული მიმოხილვიდან ნათლად ჩანს, რომ არასაკმარისად არის შესწავლილი სტრუქტურული მდგომარეობის, მალეგირებელი კომპონენტების კონცენტრაციის, რადიაციის დოზისა და დეფორმაციის ინტენსივობის მკვეთრად ცვლილებების გავლენა გერმანიუმის ფუძეზე შექმნილი მასიური ნახევარგამტარული კრისტალების სტრუქტურასა და ფუნდამენტალურ ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე.

2. შედეგები და მათი განსჯა

2.1. გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიღება და კვლევის მეთოდები

2.1.1. გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიღება

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. მადეებლის ორიენტაცია შეადგენს [111]. სრულყოფილი კრისტალების მიღებისათვის აუცილებელია შეირჩეს მადეებლის ფორმა, განივი კვეთის ფართობი და შედგენილობა არალეგირებული მასიური კრისტალების მიღებისათვის გამოყენებულია კვადრატის ფორმის განივი კვეთის წმინდა გერმანიუმის მადეებლები, კვეთის ფართობი $5 \times 5 \text{მმ}^2$ და სიგრძით 60მმ. ღრმად ლეგირებული Ge:B-ის მასიური მონოკრისტალების მისაღებად გამოყენებულია მადეებელი Ge:B ($1 \cdot 10^{17} \text{სმ}^{-3}$), რომლის დისლოკაციების სიმკვრივე (111) სიბრტყეებზე არ აღემატება $1 \cdot 10^2 \text{სმ}^{-2}$ -ს. 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 ტემპერატურაზე ყოვნდებოდა დაახლოებით 10წთ. ამის შემდეგ იწყებოდა ტემპერატურის დაკლება და განისაზღვრებოდა კრისტალიზაციის ტემპერატურა ნადნობის ზედაპირზე კრისტალის წარმოქმნით. თუ ნადნობის ზედაპირზე იზოთერმის მაქსიმუმი ემთხვევა მის ცენტრს, ამ შემთხვევაში კრისტალიზაცია იწყება ნადნობის

გვერდებიდან. გადახურებულ მდგომარეობაში ნადნობის ცენტრში წარმოიქმნება ერთი ან ორი კრისტალი. ტემპერატურის ოპტიმალური განაწილება მიიღწევა მადედებლის გადაადგილებით მახურებლის მიმართ, ისე რომ ზედაპირი მოქცეული იყოს ცხელი ზონის ოპტიმალურ უბანში. კრისტალიზაციის დაწყების ტემპერატურის დადგენის შემდეგ ხდება ნადნობის გადახურება, რითაც გამოირიცხება კრისტალიზაციის დამატებითი ცენტრების წარმოქმნა. შემდეგ ტემპერატურა დაახლოებით 10-20 გრადუსით მაღლდება კრისტალიზაციის ტემპერატურის ზევით და მადედებელი შეჰყავთ კონტაქტში ნადნობთან. ამის შემდეგ ხდება ამოწვევის პროცესის დაწყება. კრისტალის ამოწვევა მიმდინარეობს სტაბილურ ტემპერატურულ რეჟიმში, რომ არ მოხდეს მონოკრისტალის სრულქმნილობის დაზიანება და ორეულების წარმოქმნა.

დადგენილ ტექნოლოგიურ პირობებში მიღებულია არალეგირებული და ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მონო- და პოლიკრისტალური სხმულები დიამეტრით 20-35მმ და სიგრძით 60-75მმ. კრისტალების მიღების პროცესში მადედებლის ბრუნვის სიჩქარე შეადგენს 45ბრ/წთ. კრისტალის ამოზრდის სიჩქარე იცვლებოდა 5-10მმ/სთ სიჩქარით. შედარებით მაღალ სიჩქარეებზე ხშირად მიიღება მსხვილი მარცვლებისაგან შედგენილი ნიმუშები. მითითებულ ინტერვალში ამოწვევის ნებისმიერ სიჩქარეზე Ge:B კრისტალში ფორმირდება განვითარებული დისლოკაციური სტრუქტურა.

განხორციელდა ასევე გერმანიუმის ლეგირება იზოვალენტური მინარევით-Si. დღეისათვის Ge-Si სისტემის მასიური მონოკრისტალების სტრუქტურულად სრულყოფილი ნიმუშების მიღების პრობლემა გადაწყვეტილი არ არის. 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 ხშირად ახორციელებენ განსაზღვრული კონცენტრაციის უბნების გამოჭრას

მთლიანი ნიმუშიდან სხვადასხვა დონეზე. ამავე უბნებში Si-ის კონცენტრაციის სიდიდე განისაზღვრება პიკნომეტრული მეთოდით.

2.1.2. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდიკა

მიკროსტრუქტურის კვლევა სრულდებოდა ოპტიკურ მიკროსკოპზე Neophot-32.

ნიმუშების ზედაპირზე წარმოქმნილი დეფორმირებული შრის მოხსნის მიზნით, წარმოებდა ქიმიური პოლირება ხსნარში – HF:HNO₃ 1:3, 5-10 წუთის განმავლობაში და ამის შემდეგ, დისლოკაციური ფიგურების გამოვლინებისათვის მოწამვლა გრძელდებოდა ხსნარში – HF:HNO₃:CH₃COOH=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 წარმოადგენენ კრისტალიზაციის პროცესში წარმოქმნილ დისლოკაციებს. იმავე შედეგნილობის პოლიკრისტალური სტრუქტურის მქონე ნიმუშების ზედაპირების მომზადება სტრუქტურული კვლევებისათვის პრაქტიკულად ანალოგიური თანმიმდევრობით შესაძლებელია შესრულდეს. კერძოდ, მიკროსტრუქტურის გამოსამჟღავნებლად, წინასწარ დამუშავებული შლიფების მოწამვლას ახდენენ 25% KOH –ის მდულარე ხსნარში H₂O₂ –ის დამატებით, შემდეგი პროპორციით 4:1 [78].

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 დამაბულობა შეადგენდა $\sim 1 \cdot 10^4$ ერსტედს. საცდელი ნიმუშის ზომებია – 2x4x12მმ³. თავდაპირველად იანგარიშება ჰოლის კოეფიციენტი [79]:

$$R_3 = \frac{V_3 \cdot d}{H \cdot I},$$

სადაც H – მუდმივი მაგნიტური ველის დაძაბულობა;

I – ნიმუშში გამავალი მუდმივი დენის სიდიდე;

d – ნიმუშის სიგრძე

V_3 – ნიმუშზე აღძრული ჰოლის ემძ.

დენის მატარებლების კონცენტრაცია იანგარიშება ფორმულით [79]:

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

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 იმლიფებოდა სხვადასხვა ზომის მარცვლების SiC –ფხვნილზე, შემდეგ ხდებოდა მექანიკური პოლირება ალმასის პასტებით ($d \sim 1,2,3 \mu\text{მ}$). მიკროსისალე შეისწავლებოდა მოწამვლის შემდეგ. მოწამვლა ხორციელდებოდა მდულარე ხსნარში: 4წილი 25%-იანი KOH+1წილი .30%-იანი H_2O_2 . მიკროსისალის გაზომვა ვიკერსის მეთოდით სრულდებოდა PMT-3 -ზე 50გ დატვირთვის ქვეშ. ანაბეჭდის დიაგონალი იზომებოდა ოკულარული მიკრომეტრით. მიკროსისალე ითვლებოდა ფორმულით [80]:

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

სადაც H – მიკროსისალეა;

P – დატვირთვა;

C – ანაბეჭდის დიაგონალის სიგრძე.

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

2.1.5. თერმული გაფართოების კვლევა დილატომეტრული მეთოდით

ნიმუშების თერმული გაფართოების შესწავლისათვის გამოყენებულია კვარცის დილატომეტრი. წინასწარ შესრულდა მოსამზადებელი სამუშაოები კერძოდ, ტევადურ გადამწოდზე დამყარებული დილატომეტრის პროფილაქტიკისა და მოდერნიზაციის სამუშაოები. ეს უზრუნველყოფს ავტომატურ რეჟიმში გახურების პირობებში თერმული გაფართოების გაზომვების შესრულებას. წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ანგარიში ხდებოდა ცნობილი ფორმულით [81].

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

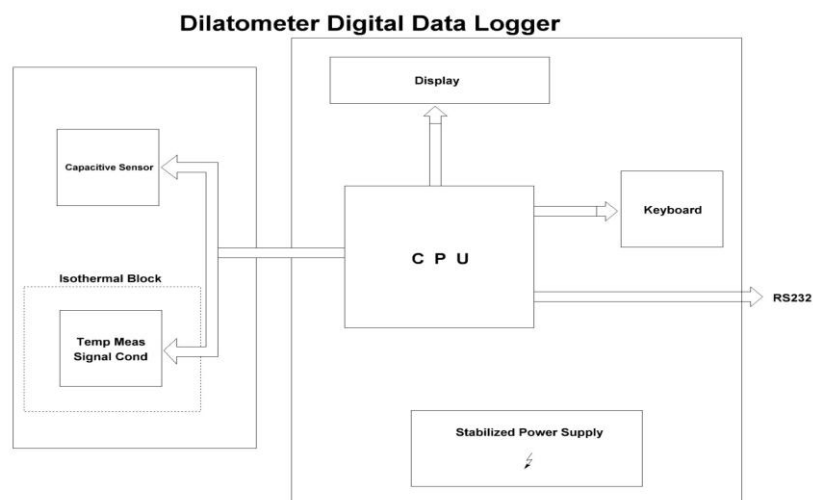
სადაც l – ნიმუშის საწყისი სიგრძე. მოცემულ პირობებში l-ის სიდიდედ მიჩნეულია ნიმუშის სიგრძე საწყის ტემპერატურაზე. Δl – ნიმუშის წაგრძელების აბსოლუტური სიდიდე, ხოლო ΔT – ტემპერატურული ინტერვალი, რომლის დროსაც გამოითვლება ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტი.

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 ბიტანი.მიკროპროცესორი. ტემპერატურის გასაზომად გამოყენებულია ქრომელ-ალუმელის თერმოწყვილი და ინტეგრალური სქემა MCP9800, რომელიც ზომავს გარემოს ტემპერატურას 0,0625°C სიზუსტით თერმოწყვილის ცივი ბოლოს კომპენსაციისათვის და მოთავსებულია იზოთერმულ ბლოკში ცივ ბოლოსთან ერთად. თერმოწყვილის თერმოელექტრული ძაბვა 18 ბიტანი დელტა-სიგმა ანალოგური 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 შექმნილ 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 გვამღევს ინფორმაციას ექსელის ცხრილის და გრაფიკის სახით.



ნახ.1. ციფრული დილატომეტრის ბლოკსქემა

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 მიღებულ შედეგებს.

2.1.6. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი

შინაგანი ხახუნის დანადგარის ძირითად ნაწილს წარმოადგენს ვერტიკალურად დამაგრებული გრეხითი ქანქარა. მის ღერძზე მექანიკური მოძქერების ან ცეცხლგამძლე წებოს საშუალებით მაგრდება ნიმუშები. ქანქარის ჰორიზონტალურ ღერძზე განლაგებულია მაგნიტური ტვირთები. შესაძლებელია მათი მასის და ვერტიკალური ღერძიდან დაშორების რეგულირება მერხვეი სისტემის სიხშირის შეცვლის მიზნით. გრეხითი რხევების აღზნება 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 დაგრების 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 მიღვის ლოგარითმული დეკრემენტის რეგისტრაციის მეთოდით. გაზომვებში გამოიყენებოდა პარალელეპიპედის ფორმის ნიმუშები. გაზომვები სრულდებოდა ტემპერატურათა 300 – 1100K და სიხშირეთა $0,5 \div 5$ ჰც ინტერვალებში. გაზომვის პროცესში შესაძლებელია გრეხითი რხევების ამპლიტუდის ცვლილება $1 \cdot 10^{-5} \div 5 \cdot 10^{-3}$

ინტერვალში. გაზომვა ხორციელდებოდა გახურება-გაცივების 1÷3 გრად/წთ სიჩქარით.

ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე ოთახის ტემპერატურაზე განისაზღვრებოდა შემდეგი ცნობილი თანაფარდობით:

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

სადაც G_0 და f_0 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 [82]:

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

სადაც N რხევათა რაოდენობაა, რომელიც სრულდება რხევის ამპლიტუდის A_n -დან $A_n + N$ -მდე შემცირების დროს. რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგია გამოითვლებოდა ფორმულით [82]:

$$H = \frac{KT_1 T_2}{T_2 - T_1} \ln \frac{f_2}{f_1},$$

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

რელაქსაციური პროცესის სიხშირის ფაქტორი განისაზღვრებოდა ფორმულით [82]:

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

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

გრეხითი ფარდობითი დეფორმაციის სიდიდე გამოითვლებოდა ცნობილი შეფარდებით:

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

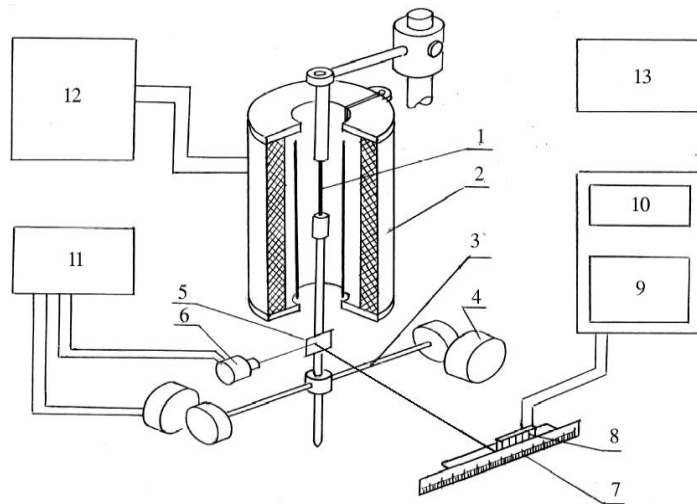
სადაც r წარმოადგენს ნიმუშის განივ კვეთაზე შემოწერილი წრის რადიუსს, l - ნიმუშის სიგრძეს, R - მანძილს სხივის ამრეკლავი სარკიდან ოპტიკურ სკალამდე, ხოლო L - არის ოპტიკურ სკალაზე ნულოვანი მდგომარეობიდან სხივის გადახრის სიდიდე.

რხევის კრიტიკული ამპლიტუდის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გრანატო-ლუკეს სიმის მოდელში იანგარიშებოდა შემდეგი ფორმულით [82]:

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

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. ამრეკლავი სარკე; 6. სინათლის წყარო; 7. ნახევრად გამჭვირვალე სკალა; 8. ფოტოდოდების გადამწოდი; 9. სიხშირის მზომი; 10. მთვლელი; 11. გამმართველი; 12. თერმორეგულატორი; 13. ვაკუუმმეტრი.

2.2. გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიკროსტრუქტურა

საცდელი ნიმუშების მიღება განხორციელდა ჩოხრალსკის სადნობ ღუმელზე. მადედეבלად გამოყენებულია მონოკრისტალური გერმანიუმის [111] მიმართულებით ორიენტირებული პარალელეპიპედის ფორმის ღერო ზომებით $5 \times 5 \times 60$ მმ³. მადედებლის სტრუქტურაში დისლოკაციების სიმკვრივე არ აღემატებოდა 10^2 სმ⁻². კრისტალის ამოზრდა წარმოებდა ამოწვევის სიჩქარით 1-10 მმ/სთ. ამოწვევის მაღალი სიჩქარეების (5-10 მმ/სთ) პირობებში კრისტალში ხშირ შემთხვევებში ფორმირდებოდა ბლოკებისაგან შემდგარი სტრუქტურა. ამოზრდის შედარებით დაბალ სიჩქარეებზე (1-2 მმ/წთ) მიიღებოდა მონოკრისტალი. მონოკრისტალის ფორმა მადედებლისა და მასიური ნიმუშის გამყოფ საზღვარზე კონუსის ფორმისაა. მის ზედაპირზე ვიზუალურად ვლინდება კონცენტრაციული ტერასები. მათი წარმოშობა განპირობებულია ტექნოლოგიური მინარევების არათანაბრი განაწილებით. აღნიშნულ არეში (111) სიბრტყეებზე გამოვლენილია ქაოსურად განაწილებული მოწამვლის ფიგურები სამკუთხედის ფორმით, რაც კრისტალის ზედაპირზე დისლოკაციების გამოსვლის ადგილებად უნდა იქნას მიჩნეული. მოწამვლის ფიგურების აღრიცხვით ფართობის ერთეულზე დისლოკაციების სიმკვრივე კრისტალის ზედა ნაწილში შეადგენს $5 \cdot 10^3$ სმ⁻². ცენტრალურ ნაწილში კრისტალის დიამეტრი მაქსიმალურია (35-40 მმ), სადაც დისლოკაციური მოწამვლის ორმოები სტატისტიკურად არიან განაწილებული და მათი სიმკვრივე შედარებით დაბალია $(2-5) \cdot 10^2$ სმ⁻².

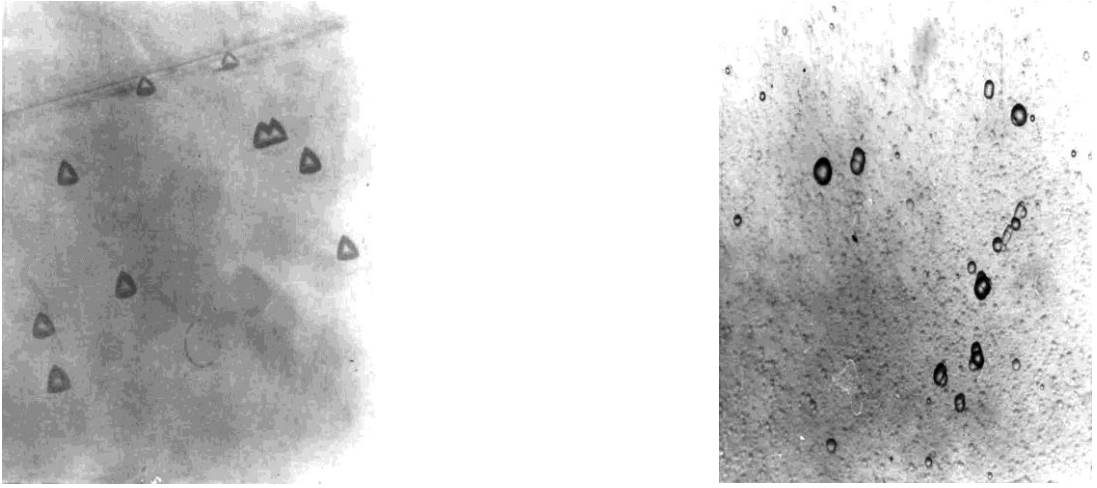
საყურადღებოა ის, რომ მიკროფოტოგრაფიებზე მოწამვლის ფიგურების ზომები ხშირ შემთხვევაში მკვეთრად განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან. ფიქსირებულია ისეთი მდგომარეობა, როდესაც გამოვლენილია მცირე რაოდენობით მოწამვლის დიდი ზომის ფიგურები მცირე ზომების დიდი რაოდენობის ფიგურებთან ერთად. ამასთან ერთად მოწამვლის დიდი ზომის ფიგურები ფაქსირდებიან მწკრივების ფორმით. მოწამვლის

ფიგურების ზომების განსხვავებას განაპირობებენ მინარევები. მაშინ როდესაც დისლოკაციები გამდიდრებულია მინარევებით (მალეირებელი ელემენტების ატომები, ჟანგბადის, ნახშირბადისა და აზოტის ატომები და მათი მარტივი კომპლექსები) მოწამვლის ფიგურები წარმოჩნდებიან გადიდებული ზომებით. ამის მიზეზია სტრუქტურაში დისლოკაციების ირგვლივ მიკროსკოპული მასშტაბების დეფორმაციული არეების ფორმირება. ძლიერი დეფორმაციის პირობებში დამახინჯებული არე შედარებით დიდ ფართობს მოიცავს. შესაბამისად გაიზრდება მოწამვლის პროცესში ფორმირებული დისლოკაციის ფიგურის ზომები.

იმ შემთხვევაში, როდესაც საცდელ სიბრტყეზე გამოდის მინარევებისაგან თავისუფალი დისლოკაცია, მოწამვლის ფიგურების ზომები შემცირებულია. თუ მიკროსტრუქტურის მიკროფოტოგრაფიებზე ერთდროულად ვლინდება განსხვავებული ზომების მოწამვლის ფიგურები, მაშინ უნდა დაუშვათ, რომ კრისტალის სტრუქტურაში დისლოკაციების მახლობლობაში კონცენტრირებულია განსხვავებული ინტენსივობის ძაბვები. დისლოკაციების განაწილება მწკრივებში დამახასიათებელია ნაკაწრებისა და დისლოკაციების სრიალის ხაზებისათვის. სწორედ მათ გასწვრივ ხდება დისლოკაციების გამოსვლა საცდელ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებზე. დეფორმაციის არაერთგვაროვნება განაპირობებს აგრეთვე მოწამვლის ფიგურების ფორმის დამახინჯებას. (111) სიბრტყეებზე ნაცვლად წესიერი სამკუთხედისა ფიქსირდებიან მომრგვალებული წვეროებით სამკუთხედის ფორმის ფიგურები (ნახ.3).

კრისტალიზაციის პროცესში ტემპერატურის ლოკალური ცვლილება განაპირობებს მონოკრისტალური მდგომარეობიდან გადახრას და არაერთგვაროვნად დეფორმირებული სტრუქტურის ფორმირებას. რეალური სტრუქტურა შეიცავს მსხვილ, სხვადასხვა ზომის ბლოკებს. მათი გამყოფი საზღვარი ვლინდება ტეხილი ხაზის ფორმით. ბლოკების ზომები განაწილებულია ფართო ინტერვალში 0,01 და 1-5 მმ-მდე. მსხვილი

ბლოკების შიდა სტრუქტურაში ფიქსირებულია არათანაბრად განაწილებული დეფექტები.



ა

ბ

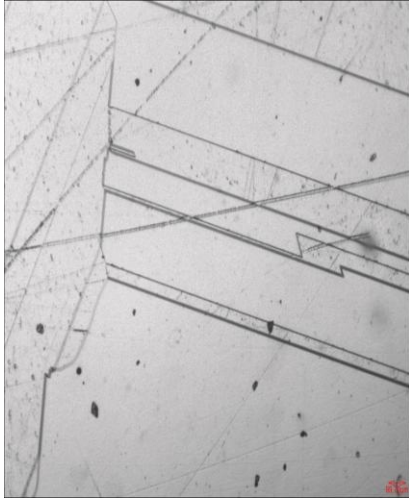
ნახ.3. მონოკრისტალური გერმანიუმის მიკროსტრუქტურა, x200

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

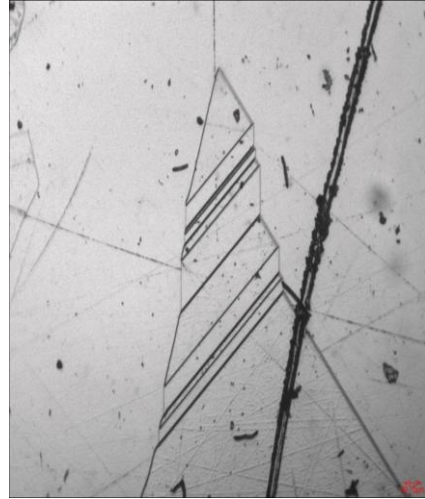
მსხვილმარცვლოვანი Ge:B-ის მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია ინდივიდუალური და დაჯგუფებული ორეულები. ცალკეული ორეულის კვალის გასწვრივ ფიქსირებულია საფეხურები, რომლებზედაც ხორციელდება ორეულის გავრცელება მეზობელ პარალელურ სიბრტყეებზე. ორეულების დაჯგუფებები დამუხრუჭებულია ბლოკების გამყოფ საზღვართან. აღსანიშნავია რომ ძირითადად ორეულების სიმრავლეები ლარტყების ფორმით ურთიერთპარალელურ ორიენტაციაში ფიქსირდებიან (ნახ.4,ა).

ბორით ლეგირებული მონოკრისტალის რეალური სტრუქტურა მნიშვნელოვნად განსაზღვრულია მალერიგებელი ელემენტის კონცენტრაციით. ბორის მცირე კონცენტრაციების შემთხვევაში ($\sim 10^{15}-10^{16}\text{cm}^{-3}$) მიკროსტრუქტურა ანალოგიურია არალეგირებული გერმანიუმის საცდელი ნიმუშის სტრუქტურის. ხშირ შემთხვევებში ვლინდება ინდივიდუალური დისლოკაციები. მათი განაწილება არაერთგვაროვანია. ხშირად ფიქსირებულია წრფეზე განლაგებული

დისლოკაციების სიმრავლე. შესაძლებელია ის წარმოადგენდეს დისლოკაციების სრიალის ხაზებისაგან შედგენილ ზოლს, რაც წარმოიქმნება მკაცრად განსაზღვრული მიმართულებით ორიენტირებული დეფორმაციის გავლენით (ნახ.4,ბ).



ა



ბ

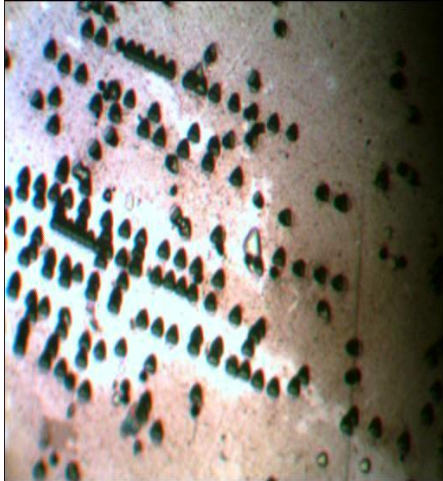
ნახ.4. Ge:B –ის მსხვილმარცვლოვანი ნიმუშის მიკროსტრუქტურა, X120.

ა.- ორეულებისა და დეფორმაციის კვალის ერთობლიობები, ბ. - დაჯგუფებული ორეულები და დისლოკაციები დეფორმაციის კვალის გასწვრივ.

ძლიერად ლეგირებული Ge:B-ის მიკროსტრუქტურაში (111) ორიენტაციის სიბრტყეებზე მოწამვლის ორმოების ფორმა შედარებით მეტადაა გადახრილი წესიერი სამკუთხედის ფორმისაგან. სავარაუდოა რომ საცდელი ნიმუშის სტრუქტურა შეიცავს ძლიერ ლოკალიზებულ ძაბვებს. ისინი უპირატესად წარმოიქმნებიან მაღლეგირებული ბორის ატომების ლოკალურად გაზრდილი კონცენტრაციის არეებში. ამასთან ერთად არ არის გამორიცხული არათანაბარი მოწამვლა, რაც გავლენას ახდენს დისლოკაციების მოწამვლის ფიგურების ზომასა და ფორმაზე.

ბორით ძლიერად ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის სტრუქტურაში მაღალია არათანაბრად განაწილებული დისლოკაციების სიმკვრივე ($\sim 5 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-2}$). დისლოკაციების რაოდენობასა და არაერთგვაროვან განაწილებაზე პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მაღალტემპერატურული

მოწვა. მომწვარ მდგომარეობაში მოწამვლის ფიგურების ფორმა მოწესრიგებულია და კარგად ასახავს კრისტალის სიმეტრიას საკვლევ ზედაპირზე, რაც უკავშირდება დეფორმაციის ინტენსივობის შენელებას მთლიანად ჩახშობამდე თერმული ზემოქმედების პირობებში.



ა



ბ

ნახ.5 . Ge:B-ის მასიური კრისტალის მიკროსტრუქტურა.
 ა- დისლოკაციები მონოკრისტალურ არეში, x160; ბ- დისლოკაციების განაწილება ბლოკებში, x80.

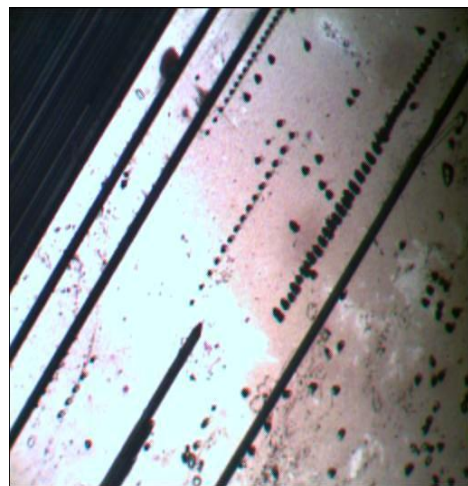
მონოკრისტალური Ge:B-ის სხმულის 1070K ტემპერატურაზე იმპულსური მექანიკური ზემოქმედების პირობებში კრისტალის ცალკეული არის სტრუქტურაში ვითარდება პლასტიკური დეფორმაცია,, რაც წარმოქმნის ბლოკებისაგან შედგენილ სტრუქტურას. ბლოკების ზომები ფართო ინტერვალში იცვლება (0,01-5,0მმ). დიდი ზომის ბლოკის სტრუქტურაში მკვეთრად ამაღლებულია დისლოკაციების სიმკვრივე. ისინი უპირატესად განთავსებულია მწკრივებში. ეს მიუთითებს, რომ განსაზღვრული მიმართულებით იმპულსური დატვირთვის დროს ვითარდება ე.წ. მიმართული დეფორმაცია, რომლის კვალში წარმოიქმნებიან დისლოკაციები (ნახ.5).

მაღალტემპერატურული ზემოქმედებით განვითარებული პლასტიკური დეფორმაციისათვის ძირითადად დამახასიათებელია ორეულოვანი დისლოკაციური სტრუქტურის ფორმირება. ორეულოვანი შეჯგუფებები

ხშირ შემთხვევებში ვრცელდებიან ბლოკის ერთი ბოლოდან მეორე ბოლომდე. ბლოკების გამყოფ საზღვარზე ორეულები მუხრუჭდებიან. არ ვლინდება მათი გავრცელება მეზობელი ბლოკის მოცულობაში. აქედან შესაძლებელია გაკეთდეს დასკვნა, რომ დეფორმაციით ფორმირებული ბლოკური სტრუქტურა ძლიერად დეზორიენტირებული ერთეულებისაგან შედგება, რაც განაპირობებს ენერგეტიკული ბარიერის წარმოქმნას დეფექტის მოძრაობის პროცესში გამყოფი საზღვრის ზონაში(ნახ.6).



ა



ბ

ნახ.6. დეფორმირებული . Ge:B-ის მასიური კრისტალის მიკროსტრუქტურა.
 ა- ბლოკებისაგან შემდგარი სტრუქტურა, x80; ბ- დისლოკაციების განაწილება მწკრივებში, x80.

ბლოკებისა და ორეულების გამყოფი საზღვრების გასწვრივ გამოვლენილია დისლოკაციების დიდი სიმრავლეები. ეს მიუთითებს აღნიშნულ არეებში დეფორმაციის მეტად მაღალ ინტენსივობაზე [83].

დეფორმირებული ნიმუშების მოწვა 1070K -ზე 10სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს დეფექტების კონფიგურაციულ განაწილებაზე. მოწვის შემდეგ კვლავინდებურად ვლინდება ორეულოვანი დაჯგუფებები, მკაფიოდ ჩნდება ცალკეული დისლოკაციური მოწამვლის ფიგურის ფორმა, მაგრამ მათი რაოდენობა გამყოფი საზღვრების გასწვრივ მცირდება. ეს მოსალოდნელია, რადგანაც მაღალტემპერატურული მოწვით ხორციელდება დეფორმაციული მდგომარეობის მისწრაფება წონასწორობისაკენ რელაქსაციის საშუალებით, რასაც თან სდევს

დისლოკაციების გამოსვლა ზედაპირზე, ასევე დეფორმირებული და მომწვარი ნიმუშების ელექტროფიზიკური თვისებების ცვლილებები[84].

2.3. ბორით ლეგირების გავლენა გერმანიუმის მასიური კრისტალების ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე

ჰოლის ეფექტის რეგისტრაციით მუდმივ მაგნიტურ ველში ოთახის ტემპერატურის პირობებში შესწავლილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული გერმანიუმის კრისტალები არალეგირებულ და სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებულ მდგომარეობაში. კვლევისათვის პროფილირებული ნიმუშები მომზადდა ალმასის დისკზე დაჭრისა და მექანიკური პოლირების სტანდარტულ დანადგარებზე დამუშავებით. საცდელი ნიმუშების ზომებია $3 \times 3 \times (12-15)$ მმ³.

არალეგირებული პოლიკრისტალური გერმანიუმის p-ტიპის ნიმუშების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები მგრძობიარეა შემადგენელი მარცვლების ფორმისა და ზომებისადმი. ექსპერიმენტები სრულდებოდა პოლიკრისტალურ ნიმუშებზე (მარცვლების საშუალო ზომები ≈ 10 მკმ). აღსანიშნავია, რომ გაზომვების დროს განხორციელდა InGa-ის ევტექტიკისაგან ელექტრული კონტაქტი საცდელ ნიმუშებთან. შედარებისათვის გაზომვები სრულდებოდა ასევე მექანიკური კონტაქტით. ორივე შემთხვევაში პრაქტიკულად იდენტური შედეგები იქნა მიღებული, რაც ადასტურებს საცდელი ნიმუშების საკონტაქტო ზედაპირის პოლირებით დამუშავების მაღალ ხარისხს. საცდელი ნიმუშების დენის მატარებლების კონცენტრაცია არ აღემატება $1 \cdot 10^{15} \text{ სმ}^{-3}$.

დეფორმაცია ღუნვაზე დაახლოებით 5-ჯერ ზრდის ხვრელების კონცენტრაციას. შესაბამისად საგრძობლად მცირდება მათი ძვრადობა. აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები განპირობებულია დეფორმაციით შექმნილი სტრუქტურული დეფექტებით. მათი შენარჩუნება ოთახის ტემპერატურაზე ხორციელდებოდა წრთობით. პირველ რიგში უნდა აღინიშნოს ვაკანსიების როლი. ისინი მკვეთრად მრავლდებიან. წრთობის

პირობებში არ წარმოიქმნება მათი კომპლექსები ერთმანეთთან და ტექნოლოგიურ მინარევებთან. ასეთ შემთხვევაში ვაკანსიები წარმოადგენენ ხვრელების წყაროებს.

მიკროსტრუქტურის კვლევით ნაჩვენებია, რომ პოლიკრისტალური გერმანიუმის შემადგენელი მარცვლების შიდა სტრუქტურაში მნიშვნელოვნად იზრდება დისლოკაციების სიმკვრივე. ეს ნათლად ჩანს მარცვლებისა და მსხვილი ბლოკების საზღვრებზე დისლოკაციების სიმკვრივის შედარებით მაღალი მნიშვნელობების პირობებში. წერტილოვანი დეფექტებისა და დეფორმაციით ფორმირებული დისლოკაციების წვლილის გამიჯვნისათვის მიზანშეწონილია იზოთერმული და იზოქრონული თერმული დამუშავება საშუალო ტემპერატურების დიაპაზონში, სადაც ინტენსიურად მიმდინარეობს კომპლექსების შექმნა-დაშლის პროცესები და ფაზური გარდაქმნები კომპლექსების სტრუქტურაში.

ბოროთ სუსტად ლეგირებული პოლიკრისტალური გერმანიუმის ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ფორმირებაში მოსალოდნელია მარცვლების გამყოფი საზღვრების წვლილის გაზრდა, რადგანაც მათი ზომები დაახლოებით ერთი რიგით არის შემცირებული არალეგირებულ ნიმუშთან შედარებით. ეს გარემოება პირველ ყოვლისა ასახულია ხვრელების ძვრადობაზე. მისი მნიშვნელობების შემცირება განპირობებულია ხვრელების ინტენსიური გაბნევით დისლოკაციური აღნაგობის მარცვლების საზღვრებზე. ცნობილია, რომ ალმასის ტიპის სტრუქტურებში, კერძოდ გერმანიუმის კრისტალურ მესერში ხშირად გამყოფი საზღვრები ორეულის ორიენტაციაში იმყოფებიან და საზღვრებში განთავსებულია დისლოკაციები [100] ბიურგერსის ვექტორით, რომლებიც ელექტრულად აქტიური არიან. ბოროთ ძლიერად ლეგირებული გერმანიუმის წვრილმარცლოვანი პოლიკრისტალური ნიმუშების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები განაწილებულია სასრულ ინტერვალებში, რადგანაც ცალკეული ნიმუშისათვის დამახასიათებელი

რეალური სტრუქტურული მდგომარეობა გავლენას ახდენს ელექტროფიზიკური მახასიათებლების სიდიდეებზე. ამის გამო ცხრილში წარმოდგენილია 8-10 ნიმუშების გაზომვების შედეგად განსაზღვრული დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის საშუალო სიდიდეები.

ღუნვით დეფორმაცია 1070K ტემპერატურაზე და წრთობა აფიქსირებს მაღალტემპერატურულ დეფორმირებულ სტრუქტურას. ასეთი ნიმუშების ელექტრული მუხტების მატარებლების კონცენტრაცია დაახლოებით ერთი რიგით იზრდება. შესაბამისად, მნიშვნელოვნად მცირდება მათი ძვრადობის სიდიდეები.

p-ტიპის დეფორმირებული გერმანიუმის დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაციის მკვეთრად ამაღლებას განაპირობებს დადებითი მუხტის მატარებელი ვაკანსიების რაოდენობის გაზრდა. იზრდება ასევე ახლად წარმოქმნილი, მინარევების ატმოსფეროებისაგან თავისუფალი დისლოკაციების ბირთვებში გაწყვეტილი კოვალენტური კავშირების რაოდენობა, რაც წარმოადგენს ხვრელების კონცენტრაციის ამაღლების წყაროს. ხვრელების ურთიერთქმედების ინტენსივობის ამაღლება, გავრცელებულ სტრუქტურულ დეფექტებზე (მარცვლის საზღვრები, დამუხტული დისლოკაციები) მათი გაბნევის გაძლიერება წარმოადგენს ხვრელების ძვრადობის დადაბლების ერთ-ერთ მთავარ მიზეზს.

დეფორმირებული $\text{Ge:B}(5 \cdot 10^{18} \text{ სმ}^{-3})$ ნიმუშების მოწვა ვაკუუმში 1070K-ზე 10სთ-ის განმავლობაში აქრობს ადვილად ძვრად დეფექტებს (ვაკანსია, მინარევის ატომები, ბმებისაგან თავისუფალი ღუნვები სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციაზე) ზედაპირზე გამოსვლის ან ანიჰილაციის მექანიზმით. ეს იწვევს ხვრელების კონცენტრაციის შემცირებას, მათი ურთიერთქმედების შესუსტებასა და, შესაბამისად, ძვრადობის სიდიდეების გაზრდას. აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები ასახულია ცხრილში წარმოდგენილი ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ცვლილებებში, რაც სრულად კორელაციაშია კრისტალის სტრუქტურაში გარეშე ზემოქმედებით

განპირობებულ გარდაქმნებთან მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმაციისა და თერმული ზემოქმედების გავლენით[85].

განსაკუთრებულ ინტერესს იწვევს შედეგები, რომლებიც მიღებულია ზემოთ აღწერილ პირობებში დეფორმირებული და თერმულად დამუშავებული მონოკრისტალური გერმანიუმის ნიმუშების კვლევით. საცდელი [111] ორიენტაციის არალეგირებული კრისტალი შეიცავს დისლოკაციების შედარებით მცირე რაოდენობას ($\sim 10^3 \text{სმ}^{-3}$). მაღალი სიწმინდის გამო დაბალია საწყისი მდგომარეობის დამახასიათებელი ხვრელების კონცენტრაცია. ასეთ პირობებში როგორც მოსალოდნელია, გაცილებით მაღალია დენის მატარებლების ძვრადობა(ცხრ.1).

მაღალტემპერატურული ღუნვითი დეფორმაციით თითქმის ერთი რიგით იზრდება ხვრელების კონცენტრაცია, ორჯერ მცირდება მათი ძვრადობა. ეს მახასიათებლები თერმულად მდგრადია 670-700K ტემპერატურებზე ხანმოკლე მოწვევისადმი (20-30წთ). მოწვის ხანგრძლივობის გაზრდით 10სთ-მდე ელექტრული მახასიათებლები ავლენენ შემცირების ტენდენციას და მისწრაფებას საწყისი მდგომარეობის კრისტალის მახასიათებლებისაკენ.

[100] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით ორიენტირებული არალეგირებული გერმანიუმის ნიმუშში ნათლად ვლინდება დენის მატარებელი ხვრელების ძვრადობის შემცირება. სრულიად უდევექტო გერმანიუმის კრისტალის შემთხვევაში ძვრადობის ასეთნაირი ცვლილება განპირობებულია [100] მიმართულებით სტრუქტურის არამჭიდრო განსახლებით გერმანიუმის ატომებით. საცდელ ნიმუშებში დისლოკაციების სიმკვრივე 10^3სმ^{-2} -ის რიგისაა და მხედველობაში უნდა იქნას მიღებული დისლოკაციების გავლენა ელექტრულ მახასიათებლებზე. კერძოდ, აუცილებელია გათვალისწინება ახლად წარმოქმნილი დისლოკაციების ორმაგი ელექტრული ბუნების [86]. p- ტიპის გერმანიუმის სტრუქტურაში არსებული, მინარევებისაგან თავისუფალი დისლოკაციები ავლენენ აქცეპტორულ და დონორულ თვისებებს. ისინი აკრძალულ ზონაში ქმნიან

დისლოკაციური წარმოშობის აქცეპტორულ და დონორულ დონეებს, რომლებიც სხვადასხვა კონცენტრაციის ელექტრონებით არიან შევსებული.

გერმანიუმის მასიური კრისტალების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები ცხრილი 1

საცდელი ნიმუშები	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ^{-3}			დენის მატარებლების მკვრივობა, $\text{სმ}^{-2} \cdot \text{ვ}^{-1} \cdot \text{წმ}^{-1}$		
	საწყისი	დეფორმირებული	მომწვარი, 1070 K, 10 სთ	საწყისი	დეფორმირებული	მომწვარი, 1070K, 10სთ.
p-Ge პოლიკრ.	$1 \cdot 10^{15}$	$5 \cdot 10^{15}$	$8 \cdot 10^{14}$	650	500	530
Ge:B პოლიკრ.	$3 \cdot 10^{17}$	$7 \cdot 10^{17}$	$1 \cdot 10^{17}$	350	260	330
Ge:B პოლიკრ.	$1 \cdot 10^{18}$	$6 \cdot 10^{18}$	$1 \cdot 10^{18}$	140	90	120
Ge:B [111]	$1 \cdot 10^{17}$	$5 \cdot 10^{17}$	$7 \cdot 10^{14}$	580	350	500
Ge:B [111]	$3 \cdot 10^{18}$	$7 \cdot 10^{18}$	$1 \cdot 10^{18}$	310	170	270
Ge:B [100]	$1 \cdot 10^{17}$	$4 \cdot 10^{17}$	$8 \cdot 10^{16}$	500	330	460
Ge:B [100]	$3 \cdot 10^{17}$	$5 \cdot 10^{18}$	$1 \cdot 10^{18}$	160	90	145
p-Ge, [111]	$6 \cdot 10^{14}$	$5 \cdot 10^{15}$	$1 \cdot 10^{15}$	1600	800	1150
p-Ge, [100]	$6 \cdot 10^{14}$	$3 \cdot 10^{15}$	$1 \cdot 10^{15}$	1380	640	890

მაღალ ტემპერატურაზე დეფორმაცია უზრუნველყოფს საწყის მდგომარეობასთან შედარებით ხვრელების კონცენტრაციის გაზრდას. ასეთ მდგომარეობაში დისლოკაცია განიხილება როგორც უარყოფითად დამუხტული, რომელსაც გარს არტყია ხვრელებისაგან შემდგარი ატმოსფერო. მოწვა მაღალ ტემპერატურაზე (1070K, 10სთ) ამცირებს არაბლოკირებული დისლოკაციების რაოდენობას. მათი ბირთვების მახლობლობაში წარმოიქმნება მინარევების ატმოსფეროები, რითაც შესაძლებელია დისლოკაციების მოძრაობის შეზღუდვა. მინარევებისაგან შედარებით გაღარიბებულ უბნებში დენის მატარებლების

ურთიერთქმედება შესუსტებულია, ამით იზრდება მათი ელექტრული ძვრადობა. ეს დადასტურებულია ცხრილში წარმოდგენილი მონაცემებით.

ბორით ძლიერად ლეგირებული [111] ორიენტაციის Ge:B ($5 \cdot 10^{18}$ სმ⁻³) ნიმუშის ელექტრული მახასიათებლები საწყის და დეფორმირებულ მდგომარეობაში მნიშვნელოვნად განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან. დიდი კონცენტრაციის ბორით ლეგირების პირობებში მოსალოდნელია გერმანიუმის სტრუქტურაში დისლოკაციის მოძრაობის აქტივაცია სხვადასხვა სახით [87]. ბორის ატომები, მსგავსად სხვა მინარევებისა მეტალებში, ამუხრუჭებენ დისლოკაციების მოძრაობას. ამ დროს დისლოკაციის მოძრაობის აქტივაციის ენერგია ექსპონენციალური კანონზომიერებით იცვლება მექანიკური ძაბვების დაბალ დიაპაზონში. ელექტრულად აქტიური ბორის ატომები იწვევენ ფერმის დონის მონოტონურ ცვლილებას და მხოლოდ ძლიერი ლეგირებისა და დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივის გერმანიუმის კრისტალებშია შესაძლებელი დენის მატარებლების კონცენტრაციის გადახრა წონასწორულიდან. აღნიშნულის შედეგად წარმოიქმნება დეფორმაციითა და შემდგომი თერმული დამუშავების გავლენით მოსალოდნელი სიდიდეებისაგან ძლიერად განსხვავებული ხვრელების ძვრადობისა და კონცენტრაციის მნიშვნელობები.

აღნიშნულთან დაკავშირებით ცხრილში წარმოდგენილი მონაცემების შესახებ შესაძლებელია გამოითქვას მოსაზრება - დეფორმირებული მონოკრისტალური Ge:B ($5 \cdot 10^{18}$ სმ⁻³)–ში ხვრელების ძვრადობა მაღალია მოსალოდნელთან შედარებით, ეს მოსაზრება მისაღებია, რადგანაც თერმული დამუშავებით განხორციელდა ელექტრულად აქტიური მინარევების ატომების (მათ შორის ნაწილობრივ ბორის ატომების) გადანაცვლება დისლოკაციების ბირთვებისაკენ და დისლოკაციების ერთი ნაწილის ელექტრულად განეიტრალება.

ანალოგიური ცვლილებები დაიმზირება [100] ორიენტაციის Ge:B ($5 \cdot 10^{18}$ სმ⁻³) მონოკრისტალში. მაგრამ ასეთ შემთხვევაში შედარებით

დაბალია ხვრელების ძვრადობა. აღნიშნულთან ერთად მათი კონცენტრაციაც ავლენს შემცირების ტენდენციას. როგორც ზემოთ აღინიშნა არალეგირებული ნიმუშის მახასიათებლების განხილვის დროს [100] ორიენტაციაზე გამოვლენილი ელექტროფიზიკური მახასიათებლების განმასხვავებელი თავისებურებები ძირითადად დაკავშირებულია [100] სიბრტყეებზე ატომების არამჭიდრო განაწილებასთან.

ექსპერიმენტული კვლევით დადგენილია რომ p- ტიპის გერმანიუმს ახასიათებს ელექტრული თვისებების ანიზოტროპულობა. ის ნათლად ვლინდება როგორც არალეგირებულ, ასევე ბორის სხვადასხვა კონცენტრაციით ლეგირებული მონოკრისტალების [111] და [100] ორიენტაციებზე. დეფორმაცია და მაღალტემპერატურული მოწვა გავლენას არ ახდენს Ge:B-ის მონოკრისტალებში ელექტრული თვისებების ანომალიის გამოვლინებაზე.

ტეტრაედრული, ელექტრონული, კოვალენტური კავშირების რღვევისა და ლოკალიზებულ უბნებში ფაზური გარდაქმნებით განპირობებული რეკომბინაციის სრულად ვლინდება სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ელექტროფიზიკური თვისებების ტემპერატურულ დამოკიდებულებებზე. ისინი სრულ კორელაციაში არიან სითბურ ეფექტებთან, კერძოდ სითბოტევადობის, სითბოგამტარობისა და თერმული გაფართოების ანომალიებთან ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში. მართლაც მაღალი სიწმინდის სილიციუმის მასიურ კრისტალებში ფაზური, ლოკალური გარდაქმნების სუსტი ეფექტები მკაფიოდ არის დაფიქსირებული მექანიკური სიმტკიცის, თერმული გაფართოების კოეფიციენტის, ელექტროგამტარობის, დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის ანომალური ცვლილებების ფორმით ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში [88]. ფაზური გარდაქმნების ტიპის პროცესები ნათლად არის წარმოდგენილი აგრეთვე მონოკრისტალური Si და Si-Ge შენადნობების ძვრის დინამიური მოდულის ნახტომისებური ცვლილებებით [89,90].

2.4. ბორით ლეგირებული გერმანიუმის კრისტალების მიკროსისალე

მიუხედავად იმ გარემოებისა, რომ მიკროსისალე პრაქტიკულად არ წარმოადგენს მოცემული მასალის ფიზიკურ სიდიდეს, მისი დადგენა იძლევა მეტად მდიდარ ინფორმაციას ატომთაშორისი კავშირის ძალებისა და ლოკალურ არეებში სტრუქტურული მდგომარეობისა და თვისებების განმსაზღვრელი დეფექტების ძვრადობისა და ურთიერთქმედების შესახებ. მიკროსისალე წარმოადგენს რომელიმე განსაზღვრული ფორმის იდენტორის ზედაპირზე განვითარებული კონტაქტური წნევის საშუალო სიდიდეს, ან დრეკადი დეფორმაციის საშუალო კუთრ მუშაობას გამოდევნილი მოცულობის ერთეულზე. ზოგადად მიკროსისალე არის მასალის ინტეგრალური მახასიათებელი სიდიდე, რომელიც განისაზღვრება ისეთი მექანიკური მახასიათებლებით, როგორცაა პლასტიკურობა, დრეკადობა, სიმტკიცე და ა.შ. [91].

ოთახის ტემპერატურაზე შესწავლილია ჩოხრალსკის მეთოდით [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით მიღებული გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიკროსისალე. საცდელი ნიმუშების ზედაპირები მომზადებულია მექანიკური დამუშავებით (დაჭრ. ალმასის დისკზე, ხეხვა, პოლირება SiC ფხვნილით).

არალეგირებული პოლიკრისტალური გერმანიუმი, რომელიც შეიცავს სხვადასხვა ზომის მარცვლებს ზომებით 0,1-1მმ, საწყის მდგომარეობაში ხასიათდება მიკროსისალის სიდიდით 660 კგ/მმ². იმ შემთხვევაში როდესაც კრისტალის შემადგენელი მარცვლების ზომები მცირეა (0,05-0,1მმ), მიკროსისალე უფრო მაღალია და აღწევს 700 კგ/მმ². მსხვილი ბლოკებისაგან შედგენილი კრისტალი შეიცავს ორეულებისა და წყობის დეფექტების უწყსრიგოდ და მოწყსრიგებულად დაჯგუფებულ სიმრავლებს. ასეთ შემთხვევაში მიკროსისალის მნიშვნელობები ფართო დიაპაზონში იცვლება (550-700კგ/მმ²). მიკროსისალის აშკარად შემცირებული მნიშვნელობები ახასიათებს საცდელი ზედაპირების ისეთ არეებს, სადაც გავრცელებულია დეფექტები მაღალი კონცენტრაციით. ასევე მოსალოდნელია მიკროსისალის

ამაღლებული სიდიდეების ფიქსირება კრისტალის მონოკრისტალური არეს სიბრტთეებზე დაბალი კრისტალოგრაფიული ინდექსებით (მაგალითად (111), (100), (110) და ა.შ.).

დეფორმაცია ღუნვაზე 870K ტემპერატურაზე, რომელიც განხორციელდა ჰაერზე, როგორც უკვე აღინიშნა, სტრუქტურაში იწვევს მკვეთრ ცვლილებებს. ცალკეული მარცვლისა და ბლოკის შიდა სტრუქტურაში ფორმირდებიან დიდი რაოდენობით ურთიერთგადამკვეთი, აგრეთვე ლარტყისებური განლაგების, დეფორმაციული ორეულები. მათი ნაწილი განჭოლავს სტრუქტურას და ბლოკირებულია გამყოფ საზღვარზე. ასეთ პირობებში ფართო საზღვრებში იცვლებიან შემადგენელი მარცვლების ბლოკების ფორმა და ზომები. დეფორმირებული ნიმუშის მიკროსისალის მნიშვნელობები ფართო ინტერვალში იცვლება, რაც უპირველესად, განპირობებულია სტრუქტურული მდგომარეობის მეტად ძლიერი არაერთგვაროვნებით. მაგალითისათვის აღსანიშნავია, რომ საცდელი ზედაპირის ზოგიერთ უბანზე მიკროსისალე მხოლოდ 400 კგ/მ² -ის რიგისაა. ეს ნიშნავს, რომ დეფორმაციის შედეგად ლოკალიზებულად განხორციელდა სტრუქტურის განწესრიგება, დაირღვა კოვალენტური ტეტრაედრული კავშირები, წარმოიქმნა ვაკანსიების, დისლოკაციებისა და ბრტყელი დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტები. შედარებით ნაკლებად დამახინჯებულ უბნებზე არალეგირებული დეფორმირებული გერმანიუმის მიკროსისალე საწყისი მდგომარეობის 75-80%-ს შეადგენს. ცხრილში წარმოდგენილია დეფორმირებული კრისტალის მიკროსისალის საშუალო სიდიდეები.

მაღალტემპერატურული მოწვა (1070K, 10სთ) ვაკუუმში ნაწილობრივად სტაბილურად აქცევს დეფორმირებულ სტრუქტურას. კერძოდ, ქრება ცალკეული დეფექტი კრისტალის ზედაპირზე გამოსვლისა და ანიჰილაციის საშუალებით. ასეთებია ვაკანსიები, დისლოკაციებზე მრავლად ფორმირებული ღუნვები, წერტილოვანი დეფექტების გადანაწილება დისლოკაციების ირგვლივ არსებული კოტრელის ატმოსფეროებში.

შედეგად ფორმირდება დისლოკაციების ბლოკირებული სტრუქტურა, მაგრამ მოწვა არსებითად ვერ ცვლის დეფორმაციით შექმნილი დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების კონცენტრაციას. განსაკუთრებით თერმულად მდგრადია ორეულებისა და წყობის დეფექტების დაჯგუფებები. აღნიშნულიდან გამომდინარე ცხადია რომ მოწვის ზემოქმედებით მიკროსისალის სიდიდეები შემცირებულია საწყისი მდგომარეობისათვის დამახასიათებელ მნიშვნელობებს. მეტალოგრაფიული კვლევით ასევე დგინდება, რომ დეფექტების კონცენტრაცია და განაწილების არაერთგვაროვნების ხარისხი მომწვარ, წინასწარდეფორმირებულ გერმანიუმში მეტია ვიდრე საწყის საცდელ კრისტალში.

როგორც მოსალოდნელია მონოკრისტალური გერმანიუმი მჭიდროდ წყობის (111) სიბრტყეებზე ხასიათდება მიკროსისალის მაღალი სიდიდეებით. ცხრილიდან ჩანს, რომ დისლოკაციების სიმკვრივის $3 \cdot 10^3 \text{ სმ}^{-2}$ -ის პირობებში მიკროსისალის სიდიდე შესამჩნევად დაბალია უდეფექტო მონოკრისტალური გერმანიუმისათვის დამახასიათებელ მნიშვნელობასთან შედარებით (800 კგ/მმ^2). აღნიშნულის ერთ-ერთი მიზეზია, ასევე, სხვა ტიპის დეფექტების არსებობა როგორც გერმანიუმის მოცულობაში, აგრეთვე დისლოკაციების ბირთვების მახლობლობაში (ვაკანსიები, ჟანგბადის, ნახშირბადის ატომები და მათი მარტივი კომპლექსები ვაკანსიებთან).

მონოკრისტალის მაღალტემპერატურული დეფორმაცია ღუნვაზე მკვეთრად ზრდის გავრცობილი დეფექტების (დისლოკაციები) კონცენტრაციას, წარმოქმნის არაერთგვაროვან ძაბვებს, იწვევს ატომთაშორისი მანძილების ლოკალურ ცვლილებებს, წარმოქმნის ვაკანსიებს მაღალი კონცენტრაციით. ყოველივე აღნიშნული ასახულია მიკროსისალის სიდიდის საგრძნობლად შემცირებაში. დეფორმირებული გერმანიუმის მიკროსისალეზე თერმული ზემოქმედება 720-750K ტემპერატურამდე (მოწვა 5-10 სთ-ის განმავლობაში) პრაქტიკულად მცირედ ამალღებს მიკროსისალეს (5-10%). ეს ნიშნავს, რომ შედარებით

დაბალტემპერატურული მოწვებისადმი თერმულად მდგრადია მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმაციით წარმოქმნილი დისლოკაციების სივრცული კონფიგურაციები. მხოლოდ ხანგრძლივი მოწვით ვაკუუმში 720K-ზე ვლინდება მონოკრისტალური გერმანიუმის მიკროსისალის ამაღლების ტენდენცია. ასეთ პირობებში სტრუქტურაში წარმოიქმნებიან GeO_4 -ის დონორული კომპლექსები, რითაც ძლიერდება დისლოკაციების ბლოკირება და კრისტალი განიცდის განმტკიცებას. ამავე დროს დონორული კომპლექსები წარმოადგენენ ელექტრონების კონცენტრაციის გაზრდის არსებით მიზეზს. შესაბამისად სტრუქტურაში ხორციელდება კავშირების “დარბილება“. მიკროსისალის ამაღლებით დასტურდება რომ ატომთაშორისი კავშირის ძალების შესუსტება უმნიშვნელოა დისლოკაციების ბლოკირებით განპირობებულ განმტკიცების პროცესთან შედარებით. მაღალ ტემპერატურაზე მოწვა (1070K, 10 სთ.) იწვევს რეალური სტრუქტურული მდგომარეობის სტაბილიზაციას, ამცირებს ვაკანსიებისა და მარტივი კომპლექსების კონცენტრაციას, ამდიდრებს კოტრელის ატმოსფეროებს მინარევებით (უპირატესად ჟანგბადის ატომებით). ლიტერატურაში ცნობილია, რომ აღნიშნული ტემპერატურის არეში ფორმირებიან SiO_2 კომპლექსები. ცხადია, ისინი უფრო ძლიერად დაამუხრუჭებენ დისლოკაციების ღუნვებსა და მერხევ სეგმენტებს. ეს გარემოება მონოკრისტალური გერმანიუმის (111) სიბრტყეზე ასახულია მიკროსისალის ამაღლებით 720კმ/მმ^2 მნიშვნელობებზე, რაც ახლოს არის საწყის მდგომარეობის მახასიათებელთან.

(100) ორიენტაციის მონოკრისტალური გერმანიუმის მიკროსისალის ცვლილებათა კანონზომიერებანი ანალოგიურია (111) ორიენტაციის ნიმუშებისა. მართლაც, მაღალ ტემპერატურაზე ღუნვით განვითარებული დეფორმაცია და ამის შემდგომი მოწვა იწვევს მონოკრისტალის (100) სიბრტყეებზე მიკროსისალის მკვეთრად ცვლილებას შემცირებული სიდიდიდან ამაღლებულ მნიშვნელობამდე. თუმცა უნდა აღინიშნოს, რომ ყველა სტრუქტურული მდგომარეობისათვის (საწყისი, დეფორმირებული,

მომწვარი) დამახასიათებელია მიკროსისალის დაბალი მნიშვნელობები (111) სიბრტყესთან შედარებით.

ეს აიხსნება (100) სიბრტყეზე გერმანიუმის ატომების არამჭიდრო განაწილებით, რომელიც, თავის მხრივ, განაპირობებს ატომთა შორის მანძილების გაზრდასა და, შესაბამისად, კავშირის ძალების შესუსტებას. განსხვავებულია აგრეთვე აღნიშნულ სიბრტყეზე დისლოკაციების განაწილების ხასიათი, რითაც შესაძლებელია განსაზღვრული ტიპის დეფორმაციის პირობებში (100) სიბრტყეებზე გამოვლინდეს ძვრადობის შემცირება (111) სიბრტყეზე დისლოკაციების ძვრადობასთან შედარებით.

ბორით ლეგირება ხორციელდება გერმანიუმის კრისტალურ მესერში მალეგირებელი ატომების ჩანაცვლების პოზიციებში განაწილებით. რადგანაც ბორის ატომების რადიუსი მცირეა გერმანიუმის ატომურ რადიუსთან შედარებით, ამის გამო ჩანაცვლების პოზიციაში ბორის ატომების მახლობლობაში კრისტალური მესერი იკუმშება, რითაც ძლიერდება ატომთაშორისი კავშირის ძალები. ეს გარემოება ~ 10%-ით ზრდის მასალის სიმტკიცეს. დისლოკაციების სათანადო სიდიდის სიმკვრივის შემთხვევაში ვლინდება ბორის ატომებით დისლოკაციების დამუხრუჭებით გამოწვეული დამატებითი განმტკიცება. სწორედ ეს განაპირობებს (111) სიბრტყეზე მონოკრისტალური გერმანიუმის მიკროსისალის მაღალ მნიშვნელობებს საწყის მდგომარეობაში. საყურადღებოა ის, რომ საცდელი (111) ზედაპირზე დისლოკაციების სიმკვრივე საგრძნობლად მაღალია ($\sim 10^4$ სმ⁻²). ეს მიუთითებს მათი ბლოკირებისა და გადანაცვლების შეზღუდვის მაღალ ინტენსივობაზე, რასაც ახორციელებენ მალეგირებელი ბორის ატომები და მათი კომპლექსები მინარევების ატომებთან (C, O, N, ...).

ბორით ლეგირებით განპირობებული განმტკიცების ეფექტი მკაფიოდ ვლინდება ასევე მონოკრისტალური გერმანიუმის (100) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის სიბრტყეზე, მაგრამ (111) ორიენტაციასთან შედარებით დაბალია მიკროსისალის სიდიდეები.

აღნიშნული გარემოება გაანალიზებულია არალეგირებული გერმანიუმის (100) ორიენტაციის სიბრტყეებზე მიკროსისალის ვარიაციის მიზეზების განხილვის დროს.

მკვეთრად განსხვავებული შედეგები მიიღება მიკროსისალის რეგისტრაციით ბორის ძლიერად ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის შემთხვევაში. ძლიერად ლეგირებას შეუძლია მოახდინოს ხისტი ტეტრაედრული, კოვალენტური კავშირების რღვევა, დელოკალიზაცია, რამაც შესაძლებელია მოახდინოს კავშირების მეტალიზაცია. როგორც ცნობილია ნახევარგამტარებში ასეთი მდგომარეობა მიიღწევა დენის მატარებლების კონცენტრაციის ამაღლებით 10^{20} – 10^{21} სმ⁻³-მდე. აღნიშნულიდან გამომდინარე ცხადია მიკროსისალის დაცემის მიზეზები Ge:B ($5 \cdot 10^{18}$ სმ⁻³) მონოკრისტალის (111) და (100) სიბრტყეების შემთხვევებისათვის. ექსპერიმენტები აჩვენებენ, რომ ბორით ლეგირებით შესაძლებელია მონოკრისტალური გერმანიუმის როგორც განმტკიცება, ასევე მექანიკური მახასიათებლების შემცირება რაც განპირობებულია ელექტრონული ქვესისტემების გავლენით.

გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიკროსისალის მნიშვნელობები
ცხრილი 2

საცდელი ნიმუშები	დისლოკაციების სიმკვრივე, სმ ⁻²			მიკროსისალე, კგ/მმ ²		
	საწყისი	დეფორმირებული 870 K	მომწვარი 870K, 10სთ	საწყისი	დეფორმირებული 870 K	მომწვარი 870 K, 10სთ
პოლიკრისტალური Ge	-	-	-	660	580	630
Ge, [111]	$5 \cdot 10^3$	$2 \cdot 10^5$	$1 \cdot 10^4$	750	680	720
Ge, [100]	$3 \cdot 10^3$	$8 \cdot 10^4$	$5 \cdot 10^4$	720	650	700
Ge:B($5 \cdot 10^{17}$ სმ ⁻³) [111]	$1 \cdot 10^4$	$5 \cdot 10^5$	$2 \cdot 10^5$	800	730	760
Ge:B($5 \cdot 10^{18}$ სმ ⁻³) [111]	$3 \cdot 10^4$	$5 \cdot 10^5$	$3 \cdot 10^5$	760	700	720
Ge:B($5 \cdot 10^{17}$ სმ ⁻³) [100]	$6 \cdot 10^3$	$1 \cdot 10^5$	$8 \cdot 10^4$	740	670	700
Ge:B($5 \cdot 10^{18}$ სმ ⁻³) [100]	$1 \cdot 10^4$	$3 \cdot 10^5$	$6 \cdot 10^4$	710	650	680

ამრიგად გერმანიუმის მასიური კრისტალების კვლევით დადგენილია, რომ (111) სიბრტყეები ხასიათდებიან მიკროსისალის მაღალი მნიშვნელობებით. თერმული დამუშავებისა და მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმაციით შესაძლებელია მიკროსისალის მნიშვნელობების ვარიაციები ფართო ინტერვალში.

ბორით სუსტად ლეგირება შესამჩნევად აძლიერებს ატომთაშორის არსებულ კავშირის ძალებს და იწვევს მიკროსისალის მნიშვნელოვან ზრდას. მაღალი კონცენტრაციებით ბორის შემცველ გერმანიუმში მიკროსისალის ზრდა უმნიშვნელოა, რადგანაც ხვრელების მაღალი კონცენტრაციის პირობებში განმტკიცების პარალელურად მიმდინარეობს ძლიერი სივრცული, ტეტრაედრული კავშირების რღვევისა და „დარბილების“ პროცესი.

2.5. გერმანიუმის მასიური კრისტალების თერმული გაფართოება

ატმოსფერული წნევის პირობებში ოთახის ტემპერატურაზე Ge, Si და InSb წარმოადგენენ კოვალენტურ მასალებს, რომლებსაც ახასიათებთ მკვეთრად გამოსახული ნახევარგამტარული თვისებები. ალმასის ტიპის მესრის ნახევარგამტარებში ატომებს შორის კავშირები ხასიათდებიან ტეტრაედრული სიმეტრიით და გააჩნიათ ჰიბრიდული SP^3 კომპოზიცია. ოთხივე კავშირი კოვალენტური და იდენტურია. წნევის და ტემპერატურის განსაზღვრულ ინტერვალებში მასალაში მოსალოდნელია ფაზური გარდაქმნები. ასე, მაგალითად, მაღალი წნევის ზემოქმედებით (10 გპა) გერმანიუმში დაფიქსირებულია ფაზური გარდაქმნა კოვალენტურ-მეტალურ მოცულობით ცენტრირებულ ტეტრაედრულ ფაზაში, რის შედეგადაც ფორმირდება β -Sn-ის ტიპის სტრუქტურა. წნევის შემდგომი ამაღლებით 16 გპა-მდე ხორციელდება ახალ მსგომარეობაში მოცულობით ცენტრირებულ კუბურ ფაზაში გადასვლა, რომელიც მთლიანად მეტალური კავშირებით ხასიათდება.

ძვრის ძაბვების ველში სწრაფი განტვირთვით გერმანიუმში ფიქსირებულია მცტ→ მცკ ფაზური გარდაქმნა. აღსანიშნავია ის, რომ გერმანიუმის სტრუქტურა ხასიათდება მაღალი სიწმინდით, რაც ნიშნავს, რომ ზემოთ აღნიშნული ფაზური გარდაქმნები არ არიან დაკავშირებული მინარევებთან. ამას ადასტურებს ისიც, რომ გერმანიუმის, ასევე სხვა კოვალენტური კრისტალების დასხივება ძლიერი ლაზერული იმპულსებით იწვევს ფაზურ გარდაქმნას, რის შედეგადაც წარმოიქმნება β -Sn –ის ტიპის მეტალური ფაზა.

რეალურ მდგომარეობაში გერმანიუმის სტრუქტურაში არსებული სტრუქტურული დეფექტები (ვაკანსია, დისლოკაცია, მიკროფორი და ა.შ.), აგრეთვე მინარევების ატომები ახდენენ კოვალენტური კავშირების ლოკალური ხასიათის დეფორმაციას. ამის გამო შესაძლებელია გარეშე ფაქტორებით განპირობებული ფაზური გარდაქმნების პროცესების სიჩქარის ცვლილებები, პროცესის დაჩქარება, ან შენელება, ან მთლიანად ჩახშობა. აღნიშნული, მოსალოდნელი ცვლილებები შესაძლებელია ეფექტურად იქნას გამოკვლეული თერმული, მექანიკური და სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ელექტროფიზიკური თვისებების რეგისტრაციის მეთოდებით.

გამოკვლეულია სტრუქტურული მდგომარეობის გავლენა პოლი- და მონოკრისტალური გერმანიუმის თერმულ გაფართოებაზე ტემპერატურის ფართო ინტერვალში, სადაც მოსალოდნელია ტეტრაედრული სივრცული კავშირების დეფორმაცია და მასთან დაკავშირებული სტრუქტურული ცვლილებები მესრის პარამეტრისა და სივრცული სიმეტრიის ცვლილებების შედეგებით.

თერმული გაფართოება წარმოადგენს ატომთა შორის კავშირის ძალების ტიპისა და სიდიდის ერთ-ერთ ძირითად მახასიათებელს. ფაზური გარდაქმნების დროს ნახტომისებურად იცვლება თერმული გაფართოების მახასიათებლები. ეს ცვლილებები სხვადასხვა სიჩქარით მიმდინარეობს და ვლინდებიან კრისტალის ლოკალურ არეებში, თუმცა უნდა აღინიშნოს

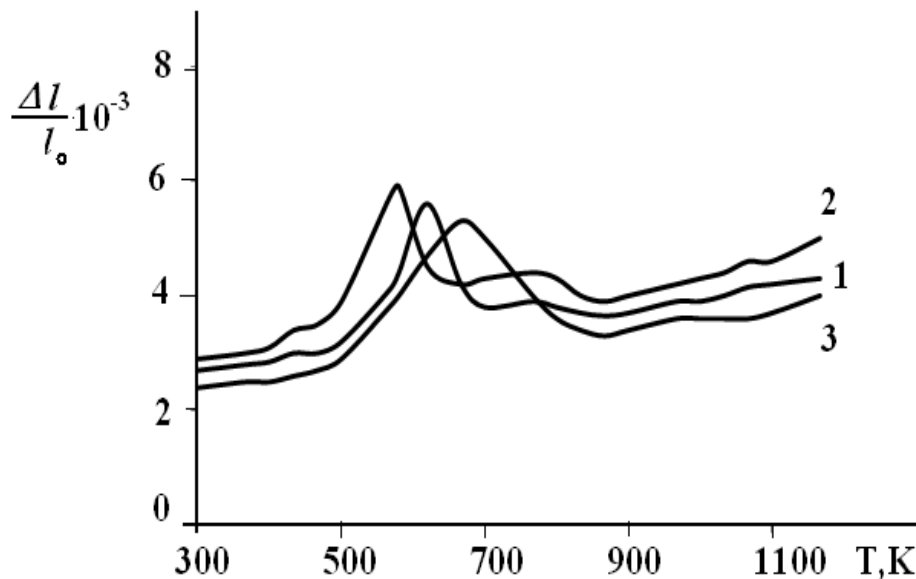
ისიც, რომ პოლიმორფული გარდაქმნისას მთლიანი მოცულობა განიცდის ფაზურ ცვლილებებს.

სილიციუმის კრისტალებთან შედარებით გერმანიუმის მასიური კრისტალების თერმული გაფართოება ნაკლებად არის შესწავლილი. არსებული მწირი ინფორმაცია შეიცავს წინააღმდეგობრივ შედეგებს და არასრულყოფილია ფაზური გარდაქმნების მოდელების დასამუშავებლად. მიუხედავად აღნიშნულისა ნათლად არის დადგენილი, რომ სხვადასხვა სტრუქტურული მდგომარეობის გერმანიუმის მასიური კრისტალების თერმული გაფართოება 300–1100K ინტერვალში ხასიათდება არამონოტონური ცვლილებებით, რაც ფაზური გარდაქმნების პროცესებით არის განპირობებული და აუცილებელია აღნიშნული მოვლენის დაწვრილებითი კვლევა და ანალიზი.

აღმასის ტიპის კოვალენტურ კრისტალურ მესერში, კერძოდ, გერმანიუმის სტრუქტურაში ფაზური გარდაქმნების ტიპის პროცესების გამოვლინება სრულდება სტრუქტურულად-მგრძობიარე თვისებების ექსპერიმენტული კვლევით ტემპერატურულ ინტერვალში. თვისებების მახასიათებლების არამონოტონური ხასიათის ცვლილებები წარმოადგენენ ფაზური გარდაქმნების დამადასტურებელ ფაქტს. პროცესი მქლავდება პირველი გახურების მსვლელობით ტემპერატურის ვიწრო შუალედში. განმეორებითი გახურების დროს გარდაქმნის ინტერვალი ფართოვდება. გერმანიუმის სტრუქტურაში ფაზური გარდაქმნების კანონზომიერების დადგენა ეფექტურად სრულდება თერმული თვისებების, კერძოდ, თერმული გაფართოების კვლევით. ცნობილია[89], რომ ნახევარგამტარული სიწმინდის მონოკრისტალური გერმანიუმის ფარდობითი წაგრძელების გრაფიკებზე აისახება არამონოტონური, ანომალური ცვლილებები, რომლებიც კარგ კორელაციაშია დიფერენციალური თერმული ანალიზის მონაცემებთან. ასეთივე შედეგები ფიქსირდება ასევე სხვადასხვა სიწმინდის გერმანიუმის თერმული გაფართოების კვლევით. თერმული ანალიზის გრაფიკებზე გამოვლენილია ანომალიები ფართო ტემპერატურულ

შუალედებში. თერმული დამუშავება (მოწვა, თერმოციკლირება გახურება–გაცივება) ამცირებს თერმული დეფექტების ტიპებს. ამის გამო მცირდება თერმული ანომალიების რაოდენობა და ინტენსივობა. ეს განპირობებულია უპირატესად დეფექტებისა და მინარევების გადანაწილებით.

თერმული თვისებების ანომალიების გამომწვევი მიზეზები განაპირობებენ ასევე გერმანიუმის მასიური კრისტალების სიმტკიცის მახასიათებლების. მესრის პარამეტრისა და ელექტროგამტარობის ტემპერატურულ სპექტრებში ანალოგიურ ტემპერატურულ შუალედებში ანომალიების გამოვლინებას. დადგენილია, რომ კოვალენტურ კრისტალებში თვისებების ანომალური ცვლილებები ხშირად ვლინდება დნობის ტემპერატურის (0,15–0,20)T_{დნ}, (0,6–0,8) T_{დნ} და (0,2–0,7) T_{დნ}. ინტერვალებში. ტემპერატურულ შუალედში (0,6–0,8) T_{დნ}. კოვალენტური კრისტალების სიმტკიცე უახლოვდება მეტალების სიმტკიცეს, რაც განპირობებულია SP³ჰიბრიდული კავშირების რღვევითა და ატომთაშორისი კავშირების მეტალიზაციით.



ნახ.7. მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება;
 1.–საწყისი მდგომარეობა, 2.–დეფორმირებული 870K,
 3.– მომწვარი, 1070K, 10სთ. გახურების სიჩქარე 3K/წთ.

გერმანიუმის სტრუქტურაში მოსალოდნელი ფაზური გარდაქმნის ტიპის

პროცესების ექსპერიმენტული კვლევები შესრულდა 300–1100K ტემპერატურულ ინტერვალში. გამოკვლეულია მსხვილი ბლოკებისაგან შედგენილი სტრუქტურის გერმანიუმის მასიური კრისტალები. ექსპერიმენტული გაზომვები სრულდებოდა ვაკუუმში გახურებისა და გაცივების სიჩქარის რეგულირებით 1K/წთ–დან 5K/წთ–მდე დიაპაზონში. საცდელი ნიმუშის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულების გრაფიკზე გამოვლენილია არამონოტონური ზრდის არეები 500–520 K, 770–800K და 900–940 K ტემპერატურებზე(ნახ.7).

გრაფიკიდან ჩანს 500–600K ტემპერატურულ შუალედში ფარდობითი წაგრძელება მკვეთრად იზრდება, აღწევს მაქსიმუმს და შემდეგ მცირდება. $\Delta l/l(T)$ -ს სიდიდეების შემცირების ტენდენცია 760K –მდეა შენარჩუნებული. 900-950K ტემპერატურებზე $\Delta l/l(T)$ -ს ზრდა ამკარად შენელებულია. უფრო მაღალ ტემპერატურებზე ($T > 1000K$) კვლავ ადგილი აქვს ფარდობითი წაგრძელების წრფივად ზრდას.

გერმანიუმის კრისტალების მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურისათვის დამახასიათებელი თერმული გაფართოების ზემოთ აღწერილი ანომალიები ამჟღავნებენ ხანმოკლე ($\leq 0,5$ სთ.) მოწვებისადმი თერმულ მდგრადობას 300–800K ტემპერატურულ ინტერვალში. მოწვა ვაკუუმში 870K ტემპერატურაზე 5სთ–ის განმავლობაში აქრობს 500–600K ტემპერატურებზე ფიქსირებულ ფარდობითი წაგრძელების არამონოტონურ ცვლილებას, ავიწროვებს ტემპერატურულ შუალედებს ამალლებულ ტემპერატურებზე, სადაც საწყის მდგომარეობაში ფიქსირებულია თერმული გაფართოების არამონოტონური ცვლილებები. მოწვა ვაკუუმში 1170K ტემპერატურაზე 5სთ–ის განმავლობაში პრაქტიკულად მთლიანად ახშობს ყველა კრიტიკულ ტემპერატურულ შუალედში არამონოტონურ თერმულ გაფართოებას.

საწყისი ნიმუშის დეფორმაცია ღუნვაზე 870K ტემპერატურაზე სტატიკური დატვირთვის პირობებში იწვევს ფარდობითი წაგრძელების არამონოტონური ზრდის უფრო ნათლად გამოვლინებას აღნიშნულ კრიტიკულ ტემპერატურულ შუალედებში. ამავე დროს 20–40K–ით

გადანაცვლებს დაბალი ტემპერატურებისკენ არამონოტონურობის ინტერვალები ისეთნაირად, რომ ცალკეული ინტერვალის სიგრძე არ იცვლება. გაცივების გრაფიკზე კიდევ უფრო მკაფიოდ გამოისახება აღნიშნული კრიტიკული ინტერვალების გადანაცვლება დაბალი ტემპერატურებისაკენ. 500–750 K შუალედში მნიშვნელოვნად შემცირებულია $\Delta I/I(T)$ -ს სიდიდეები, მაგრამ არამონოტონური ცვლილება კვლავაც ნათლად არის წარმოდგენილი. ამის შემდგომი თერმული დამუშავება (მოწვა, 700–1100K ინტერვალში) მეტად სუსტად ამცირებს თერმული გაფართოების ანომალიების ინტენსივობას. ანომალური ეფექტების სრული ჩახშობა შესაძლებელია ხანგრძლივი მოწვით ვაკუუმში დნობის ტემპერატურის მახლობლობაში.

ბორით ლეგირებული მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის მასიური კრისტალების თერმული გაფართოების თავისებურებები ცხადად ავლენენ დამოკიდებულებას მალეგირებელი ელემენტის კონცენტრაციაზე. კერძოდ, Ge:B (10^{17}სმ^{-3}) ნიმუშის თერმული გაფართოების გრაფიკზე ყველა, ზემოთ აღწერილი ანომალია ვლინდება. ამასთან ერთად მნიშვნელოვნად არის შეკვეცილი კრიტიკული ტემპერატურული ინტერვალის სიგანე. გაცივების გრაფიკი ემთხვევა გახურებისას მიღებულ $\Delta I/I(T)$ დამოკიდებულებას, რითაც გამოირიცხება რაიმე ფორმით თერმული გაფართოების ჰისტერეზისული ცვლილება ანომალიების მახლობლობაში. მოწვა 1070K ტემპერატურაზე 10სთ–ის განმავლობაში ძლიერად ამცირებს $\Delta I/I(T)$ –ის მონოტონური ცვლილების ამპლიტუდებს და პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მათი ტემპერატურული შუალედების სიგანეზე.

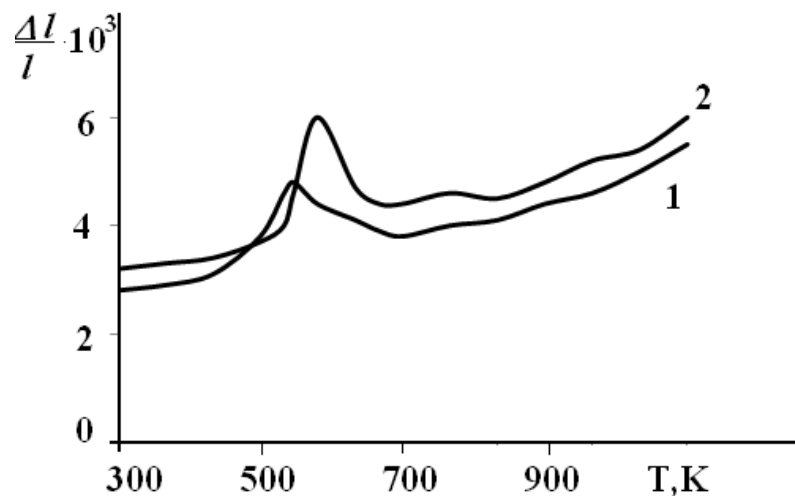
საწყისი ნიმუშის Ge:B დეფორმაცია ღუნვაზე 870K ტემპერატურაზე ავლენს $\Delta I/I(T)$ დამოკიდებულებაზე ფიქსირებული არამონოტონური ზრდის ამპლიტუდის ამაღლების ტენდენციას, პროცესების გადანაცვლებას 20K–ით დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით, ფარდობითი წაგრძელების მნიშვნელობების ამაღლებას 10–15%–ით .ე.ი. დეფორმაციის გავლენით ბორით სუსტად ლეგირებული მსხვილმარცვლოვანი

გერმანიუმის სტრუქტურაში ვლინდება ატომთაშორისი კავშირის ძალების შესუსტება. აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები ცხადია მჭიდრო კავშირშია დიდი ბლოკებისაგან შედგენილი Ge:B ნიმუშების სტრუქტურულ მდგომარეობასთან. მართლაც საცდელი ნიმუშების მიკროსტრუქტურაში მრავალი ორეულია გამოვლენილი ინდივიდუალური და ლარტყისებური ჯგუფების ფორმით. მათი ურთიერთგადაკვეთის არეებში მოსალოდნელია ძლიერი ლოკალური სტრუქტურული ცვლილებები, რაც ხშირ შემთხვევაში ახალი ფაზის ფორმირებით მიმდინარეობს. სწორედ ასეთ უბნებში სრულიად რეალურია თერმული გაფართოების ცვლილებები განსხვავებული კანონზომიერებით.

მაღალტემპერატურული დეფორმაცია ღუნვაზე Ge:B(10^{17}სმ^{-3}) ნიმუშის ფარდობითი წაგრძელების მნიშვნელობებს ზრდის; წაგრძელების ზრდის სიჩქარე იმატებს კრიტიკულ ტემპერატურებზე, მცირდება კრიტიკული ტემპერატურული ინტერვალების სიგანე. არალეგირებული კრისტალებისაგან განსხვავებით შესამჩნევად იზრდება გამოვლენილი ანომალიების თერმული მდგრადობა. მართლაც, მოწვა 1070K ტემპერატურაზე 10სთ–ის განმავლობაში ვერ აქრობს ფარდობითი წაგრძელების ანომალიებს, მხოლოდ ამცირებს მათ ინტენსივობას. აღნიშნულთან დაკავშირებით შესაძლებელია დაშვება, რომ ანომალიების თერმული ზემოქმედებით მესრის შეკუმშვა და შესაბამისად, კავშირის ძალების გაძლიერება. ეს გარემოება საინტერესოა იმიტაც, რომ ბორის მცირე კონცენტრაციის ატმოსფეროები ძლიერ ზღუდავენ დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ძვრადობას. ეს ასევე მნიშვნელოვანია SP^3 კავშირების სიხისტის ამაღლებისათვის.

ბორის მაღალი კონცენტრაციით ლეგირებული მსხვილმარცვლოვანი Ge:B –ის მასიური ნიმუშების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულების გრაფიკზე მკაფიოდ არის წარმოდგენილი ფუნქციის მონოტონური ზრდიდან გადახრები $\sim 400, 530, 570\text{--}600, 800\text{--}900\text{K}$ ტემპერატურულ შუალედებში. მათ შორის ანომალიის ძლიერი

ამპლიტუდით გამოირჩევიან ანომალური გაფართოების პროცესები 570 და 770–800K ინტერვალში. აღსანიშნავია, რომ ბორით ძლიერად ლეგირებული Ge:B კრისტალების მიკროსტრუქტურაში შედარებით შემცირებულია ბლოკების ზომები. ბლოკების შიდა სტრუქტურაში არათანაბრად არიან განაწილებული დისლოკაციები და ორეულების ლარტყისებური ჯგუფები. ეს გარემოება მნიშვნელოვანია იმ თვალსაზრისით, რომ მოცემულ კონკრეტულ შემთხვევაში შეზღუდულია გავრცობილი დეფექტების გადაადგილება გახურება–გაცივების პროცესში, რითაც შესუსტებულია დეფექტების ძვრადობის წვლილი თერმული გაფართოების ანომალიებში. უფრო მოსალოდნელია დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაციის წვლილის გავლენის გაძლიერება თერმული გაფართოების მახასიათებლებზე.



ნახ.8. ბორით ლეგირებული მსხვილმარცვლოვანი გერმანიუმის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება
 1.– Ge:B(10^{17} სმ⁻³), 2.– Ge:B($5 \cdot 10^{18}$ სმ⁻³), $v=3$ კ/წთ.

განმეორებითი გაზომვით დგინდება, რომ ყველა ანომალური ეფექტი $\Delta l/l(T)$ გრაფიკზე შენარჩუნებულია, მაგრამ შემცირებულია მათი ინტენსივობები. რეალურია დავუშვათ, რომ გახურებით მაღალ ტემპერატურებამდე წარმოებს მოძრავი დეფექტების დიფუზური

გადანაწილება დისლოკაციებისა და ორეულების ატმოსფეროებში, რაც აძლიერებს მათ ბლოკირებას და შესაბამისად, მცირდება მათი წვლილი თერმული გაფართოების არამონოტონურ ცვლილებებში (ნახ.8).

საწყისი Ge:B($5 \cdot 10^{18} \text{см}^{-3}$) მასიური კრისტალის დეფორმაცია ღუნვაზე 870K ტემპერატურაზე და შემდგომი წრთობა გაცივებით ოთახის ტემპერატურაზე მნიშვნელოვნად აძლიერებს ანომალურ თერმულ გაფართოებას 570K ტემპერატურის არეში და შედარებით სუსტად ამაღლებს 770–800K შუალედში გამოვლენილი ფარდობითი წაგრძელების ანომალიას. ღრმად ლეგირების განსხვავებული ხასიათის გავლენა ფარდობითი წაგრძელების ზემოთ აღწერილ ანომალიებზე შესაძლებელია დაუკავშირდეს სტრუქტურულ დეფექტებთან წარმოქმნილი ელექტრონული ენერგეტიკული სპექტრის ცვლილებებს. მაღალ ტემპერატურებზე (800K) ელექტროგამტარობა ხორციელდება მინარევების ატომების სრული იონიზაციისა და საკუთარი გამტარობის პირობებში. ე.ი. პრაქტიკულად Ge:B –ის კრისტალში ხისტი SP^3 ტეტრაედრული კავშირები ძირითადად დარღვეულია და ინტენსიურად მიმდინარეობს ატომთა შორისი კავშირების მეტალიზაცია. დეფორმაციით გამრავლებული დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტები პრაქტიკულად არ იმყოფებიან კოტრელის ატმოსფეროს დამამუხრუჭებელ ველში. ხვრელების მაღალი კონცენტრაციის პირობებში ივსება გაწყვეტილი ელექტრონული ბმები დისლოკაციების ბირთვებში. შესაბამისად, ორივე ფაქტორის გავლენით მკაფიოდ იზრდება დისლოკაციებისა და ორეულების ძვრადობა. აღნიშნული ცვლილებები განაპირობებენ ანომალური თერმული გაფართოების ინტენსივობის ზრდას დეფორმირებულ, ღრმად ლეგირებულ Ge:B მასიურ კრისტალებში.

დეფორმირებული კრისტალის მოწვა 1070K ტემპერატურაზე 10სთ–ის განმავლობაში უმნიშვნელო გავლენას ახდენს ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულების გრაფიკის ფორმაზე. ეს მიუთითებს, რომ ღრმად ლეგირებული Ge:B –ის სტრუქტურაში დეფორმაციითა და

შემდგომი მაღალტემპერატურული მოწვით არ ხორციელდება დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაციის მკვეთრი ცვლილება, რის გამო უცვლელად რჩება კრისტალის მესრის დეფექტების ძვრადობის ელექტრონული მდგენელი. ყოველივე აღნიშნული განაპირობებს თერმული გაფართოების ანომალიების გამოვლინების ალბათობის უცვლელობასა და დამოუკიდებლობას ძლიერად ლეგირებული Ge:B კრისტალზე გარეშე ზემოქმედებისაგან.

მონოკრისტალური Ge:B(10^{17}სმ^{-3}) საცდელი ნიმუში ორიენტაციით [111] თერმული გაფართოების რიგი თავისებურებებს ავლენს 300–1100K ტემპერატურულ ინტერვალში. გახურების $3^{\circ}/\text{წთ}$ სიჩქარით გაზომვის შედეგად ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურულ სპექტრში ფიქსირებულია მონოტონური ზრდისგან გადახრები 400–460, 570, 770–800, 880–920 და 1120K ტემპერატურებზე. გაცივების პირობებში იგივე შედეგები იქნა მიღებული ე.ი. გახურება–გაცივების ციკლში ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურულ სპექტრში ჰისტერეზისის კვალი არ ვლინდება.

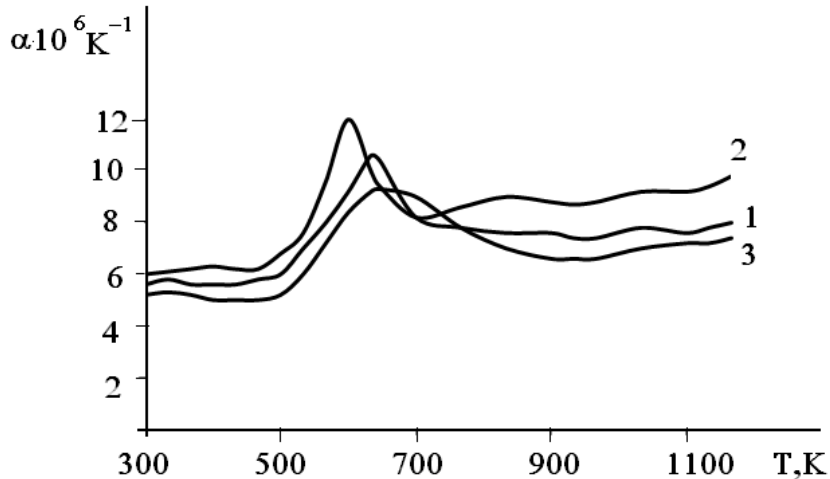
გახურება–გაცივების სიჩქარის შემცირება $3\text{--}\dot{\text{ჯერ}}$ ($0,8\text{--}1,0^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$) ასუსტებს $\Delta l/l(T)$ ფუნქციის არამონოტონურ ცვლილებებს 400–460 და 770–800K ტემპერატურებზე, ხოლო ტემპერატურის ცვლილების სიჩქარის მკვეთრად გაზრდა ($8^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$) მთლიანად ახშობს პროცესებს 400–460, 570 და 1120K ტემპერატურათა არეებში. ცდებით დადგინდა, რომ თერმული გაფართოების არამონოტონური ცვლილებები ნათლად ვლინდებიან ტემპერატურის ცვლილებით $3\text{--}5^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ ინტერვალში. სტრუქტურულად–მგრძნობიარე ფიზიკურ–მექანიკური მახასიათებლების მკაფიოდ გამოვლინება განსაზღვრული სიჩქარეების პირობებში დამახასიათებელია არადიფუზური, მარტენსიტული ტიპის გარდაქმნებისათვის.

საცდელი ნიმუშის დაყოვნება 1170K–ზე $0,5\text{სთ}$ –ის განმავლობაში და წრობა შესამჩნევად ცვლის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულების ხასიათს. კერძოდ, იზრდება $\Delta l/l(T)$ –ს სიდიდეები,

მნიშვნელოვნად სუსტდება არამონოტონურობა 400–460K და 570K ტემპერატურებზე. სხვა დანარჩენ კრიტიკულ ტემპერატურებზე ფარდობითი წაგრძელების ანომალური ცვლილებები შენარჩუნებულია, მაგრამ 15–20K-ით გაზრდილია მათი ტემპერატურული ინტერვალები. ნაწრთობი ნიმუშების მოწვა 1170K-ზე 10სთ-ის განმავლობაში ამცირებს ყველა ანომალიის ინტენსივობასა და მათი არსებობის ტემპერატურულ შუალედებს. აღნიშნულიდან გამომდინარეობს, რომ თერმული გაფართოების ანომალიების ფორმირებაში მნიშვნელოვანი წვლილი გააჩნიათ მინარევების ატომებსა და გავრცობილ დეფექტებს (დისლოკაცია, წყობის დეფექტი). მოწვის პროცესში დისლოკაციებთან შეიქმნება მინარევების ატომების ატმოსფეროები. შესაბამისად მოცულობაში შემცირდება წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაცია და მათთან არსებული დეფორმაციის ველი, გაძლიერდება დისლოკაციების ბლოკირება, გაიზრდება თერმულ გაფართოებაში კრისტალური მესრის სითბური რხევების წვლილი. ყოველივე აღნიშნული შექმნის თერმული გაფართოების არამონოტონური ცვლილებების მინიმუმამდე შემცირების პირობებს. სწორედ ასეთი გარემოება წარმოჩნდება ხანგრძლივად მომწვარ Ge:B (10^{17}სმ^{-3}) მონოკრისტალებში.

ექსპერიმენტებით დადგინდა, რომ თერმული გაფართოების არამონოტონურობა პრაქტიკულად დამოკიდებული არ არის კრისტალოგრაფიული ორიენტაციისაგან. იცვლება მხოლოდ ფარდობითი წაგრძელების სიდიდეები, რაც ასახულია თერმული გაფართოების კოეფიციენტების სიდიდეთა ცვლილებებში(ნახ.9).

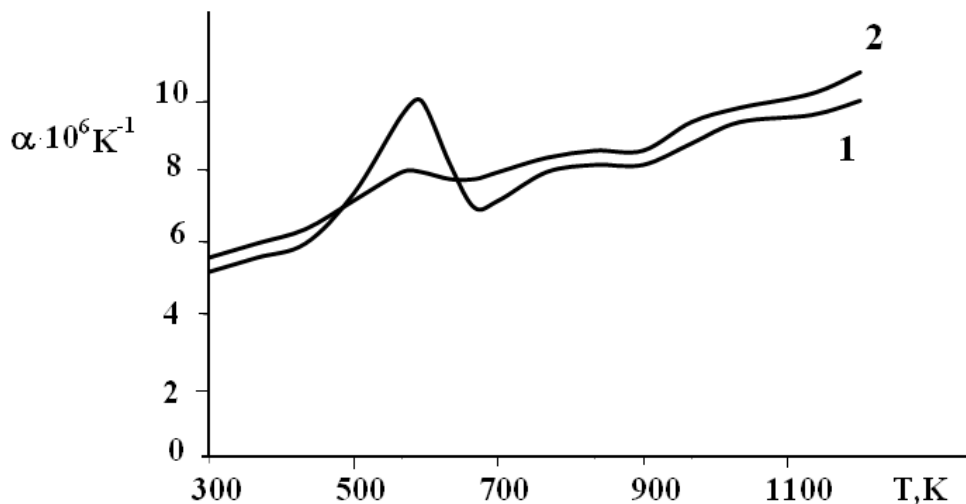
მაღალტემპერატურული დეფორმაცია, ღუნვით (1070K) და შემდგომი წრთობა დეფორმირებული მდგომარეობის შესანარჩუნებლად აძლიერებს ფარდობითი წაგრძელების ანომალიებს და 15–20K-ით აფართოებს მათ ტემპერატურულ ინტერვალებს.



ნახ.9. [111] ორიენტაციის Ge:B (10^{17}სმ^{-3})-ის ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულება 1.– საწყისი მდგომარეობა, 2.– დეფორმირებული, 870K, 3.– მომწვარი, 1070K, 10სთ. გაზურების სიჩქარე 3K/წთ.

სტრუქტურულად–მგრძნობიარე ფიზიკური თვისებები ტემპერატურის ფართო ინტერვალში ხასიათდებიან ანომალური ცვლილებებით, რაც შესაძლებელია დამოკიდებული აღმოჩნდეს კრისტალის სტრუქტურაში ფაზური გარდაქმნების ტიპის ცვლილებებზე. მაღალი სიწმინდის ნახევარგამტარების სტრუქტურული ფაზური გარდაქმნები როგორც წესი ხასიათდებიან მცირე სითბური ეფექტით, მესრის პარამეტრის არამკვეთრი, მცირე დიაპაზონის ვარიაციებით. მათი მიმდინარეობის ინტერვალი შესაძლებელია ფართოვდებოდეს სტრუქტურის არაერთგვაროვნობის მიზეზებით. ასე მაგალითად, გერმანიუმის კრისტალურ მესერში მინარევების არათანაბარი განაწილება განაპირობებს გარდაქმნის კრიტიკული ტემპერატურის სპექტრის ფორმირებას. მაშინ ფაზური გარდაქმნის პროცესი რომელიმე ფიზიკური თვისების გრაფიკზე წარმოჩნდება არა ერთ ტემპერატურაზე, არამედ სასრული სიდიდის ტემპერატურულ შუალედში. ასეთი ქცევით ხასიათდება მონოკრისტალური, ბოროთ ლეგირებული გერმანიუმის თერმული გაფართოება 300–1100K ტემპერატურულ ინტერვალში.

ფარდობითი წაგრძელებისა და ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის (ხთგკ) გრაფიკებზე ბოროთ სუსტად ლეგირების შემთხვევაში 550–600K ტემპერატურებზე გამოვლენილია მკაფიო ამპლიტუდით გადახრა წრფივი დამოკიდებულებისაგან. ამასთან ერთად აღსანიშნავია ისიც, რომ ანომალური თერმული გაფართოების ეფექტის კრიტიკული ტემპერატურა 20–30K-ით მაღალია არალეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის ასეთივე მახასიათებლებთან შედარებით. მნიშვნელოვანია ისიც, რომ ანომალური თერმული გაფართოების ინტენსივობა პრაქტიკულად არ იცვლება [111]-დან [100] ორიენტაციაზე გადასვლით (ნახ.10).



ნახ.10. ბორის გავლენა [100]ორიენტაციის მონოკრისტალური გერმანიუმის ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე
1.– Ge:B(10^{17} -სმ⁻³), 2.– Ge:B($5 \cdot 10^{18}$ -სმ⁻³), $v=3$ K/წთ.

[100] ორიენტაციის სიბრტყეებზე გერმანიუმის ატომების განსახლება არამჭიდროა [111] ორიენტაციასთან მიმართებაში. ამის გამო ატომთა შორის მანძილები შედარებით დიდია, შესაბამისად, შემცირებულია კავშირის ძალები. თერმული ზემოქმედებით ატომების სითბური რხევების ამპლიტუდები, ასევე ატომების წანაცვლება მაღალია, რაც ნათლად არის ასახული ფარდობითი წაგრძელებისა და ხთგკ.-ის ამაღლებულ მნიშვნელობებში.

მაღალტემპერატურული დეფორმაცია (სტატიკური შეკუმშვა 1070K და წრთობა) ორივე კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის ბორით სუსტად ლეგირებულ გერმანიუმში იწვევს თერმული გაფართოების ინტენსივობის ზრდას. შესაბამისად 10–15%-ით იზრდება ხთგვ.-ის სიდიდეები, ხოლო ანომალიის ტემპერატურა 520K –მდე მცირდება. თერმოციკლირება 800–1100K ინტერვალში (სწრაფი გახურება–გაცივება 5–10–ჯერ) აძლიერებს თერმული გაფართოების ანომალიას და ავლენს პროცესის დაწყების ტემპერატურის შემცირების ტენდენციას.

თერმული გაფართოების გრაფიკებიდან ჩანს, რომ ბორით სუსტად ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმი ხასიათდება აგრეთვე შედარებით სუსტი ანომალიების სიმრავლით. ისინი გამოვლენილია $\Delta l/l(T)$ და $\alpha(T)$ დამოკიდებულებების გრაფიკებზე ღუნვების, ზრდის სიჩქარის შემცირება–ამაღლების ფორმით. მათი ამპლიტუდების მართვა ხორციელდება მაღალტემპერატურული დეფორმაციითა და თერმოციკლირებით. აღსანიშნავია ისიც, რომ მსგავსი ანომალიებით მდიდარია მხოლოდ [111] ორიენტაციის კრისტალი. [100] ორიენტაციაზე მაღალ ტემპერატურებზე თერმული გაფართოების ანომალიების ინტენსივობა მეტად უმნიშვნელოა.

ბორით ძლიერად ლეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალში თერმული გაფართოების ანომალიების ინტენსივობა საგრძნობლად მცირდება და ფართოვდება მათი ტემპერატურული ინტერვალები. მათი ინტენსივობის გაზრდა, განსაკუთრებით 550–600K შუალედში არსებული ანომალიისა, შესაძლებელია მაღალტემპერატურული დეფორმაციითა და თერმოციკლირებით. საგულისხმოა, რომ 800–1100K ინტერვალში 10–15-ჯერ თერმოციკლირება სრულიად ექვივალენტურია 870K –ზე ღუნვისა და შეკუმშვის დეფორმაციის აღნიშნული თერმული გაფართოების ანომალური ცვლილებების თვალსაზრისით. საწყისი ნიმუშების მოწვა 1070K –ზე 10სთ–ის განმავლობაში ავლენს 570–600K –ზე მკაფიოდ გამოსახული ანომალიის ინტენსივობის სუსტად (15%) შემცირებას. ის

უფრო ძლიერად ავლენს დანარჩენი სხვა ანომალიების ინტენსივობის შემცირებას.

მონოკრისტალური გერმანიუმის ხოგკ-ის ტემპერატურული სიდიდეები

ცხრილი 3.

T, K	ხოგ კოეფიციენტი, $10^6 K^{-1}$					
	Ge, [111]	Ge, [100]	Ge:B (10^{17}cm^{-3}), [111]	Ge:B (10^{17}cm^{-3}), [100]	Ge:B ($6 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$), [111]	Ge:B ($6 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$), [100]
300	5,40	5,52	5,25	5,30	5,45	5,60
350	5,42	5,53	5,28	5,33	5,50	5,62
400	5,50	5,75	5,35	5,78	5,65	6,05
450	5,60	5,80	5,42	6,00	6,95	7,60
500	5,80	6,10	5,85	6,30	8,00	8,00
550	7,10	7,00	6,80	6,60	9,25	8,80
600	9,20	9,70	9,00	9,45	10,00	10,75
650	8,20	8,45	7,30	7,25	8,40	9,30
700	7,85	7,90	7,35	7,30	8,15	8,80
750	7,6	7,50	7,40	7,30	7,55	8,65
800	7,45	7,55	7,45	7,35	7,85	8,50
850	7,3	7,70	7,50	7,45	8,05	8,60
900	7,2	8,20	7,90	8,00	8,40	8,70
950	8,0	8,35	7,95	8,10	8,20	8,75
1000	7,45	7,6	7,0	7,50	7,65	8,80
1050	7,60	7,8	7,3	7,65	7,7	8,85

მაღალი კონცენტრაციის ბორით ლეგირებულ გერმანიუმში ხორციელდება კოვალენტური სივრცული კავშირების ინტენსიური

დელოკალიზაცია. განსაზღვრულ ტემპერატურაზე დელოკალიზაციის პროცესის ინტენსივობა მაქსიმუმს აღწევს. ასეთ დროს მეტად რბილდებიან ატომთაშორისი კავშირები და ხაზოვანი გაფართოების ნაცვლად ტემპერატურულ სპექტრში ჩნდება თერმული გაფართოების ანომალური ნაზრდი. სავარაუდოა, რომ აღნიშნული მექანიზმით ხორციელდება თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ცვლილება 570–600K ინტერვალში დამოუკიდებლად კრისტალოგრაფიული ორიენტაციისა და ბორით ლეგირების სიღრმისა მონოკრისტალურ გერმანიუმში (ცხრ.3).

ამრიგად, გერმანიუმის მასიური კრისტალების თერმული გაფართოების ტემპერატურული დამოკიდებულება ხასიათდება 300–1100K ტემპერატურულ დიაპაზონში სხვადასხვა ინტენსივობის ანომალიების სიმრავლით. მათგან მაღალი ინტენსივობით გამორჩეულია პროცესი 550–600K ინტერვალში. იგი დამოუკიდებელია გერმანიუმის სტრუქტურული მდგომარეობისაგან; სუსტად მცირდება მალეგირებელი ატომების კონცენტრაციის გაზრდით; ყველაზე მეტად სუსტად ფიქსირდება პოლიკრისტალური გერმანიუმის თერმული გაფართოების სპექტრში.

ექსპერიმენტების შედეგების ანალიზი აჩვენებს, რომ ანომალური თერმული გაფართოება უპირატესად განპირობებულია 570–600K ინტერვალში კოვალენტური ბმების დელოკალიზაციის ინტენსივობის მკვეთრი ზრდით. არ არის გამორიცხული სტრუქტურაში არსებული დეფექტების ძვრადობის ნახტომისებური ცვლილების წვლილი, რომელიც თავის მხრივ ატომთაშორისი კავშირების დელოკალიზაციის პროცესთან მჭიდროდ არის დაკავშირებული.

2.6. გერმანიუმის მასიური კრისტალების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

2.6.1. პოლიკრისტალური გერმანიუმის დაბალტემპერატურული შინაგანი ხახუნის სპექტრი

კოვალენტურ კრისტალებში დისლოკაციების მოძრაობის შესაძლებლობები განსაზღვრულია პაიერლსის მაღალი პოტენციალური

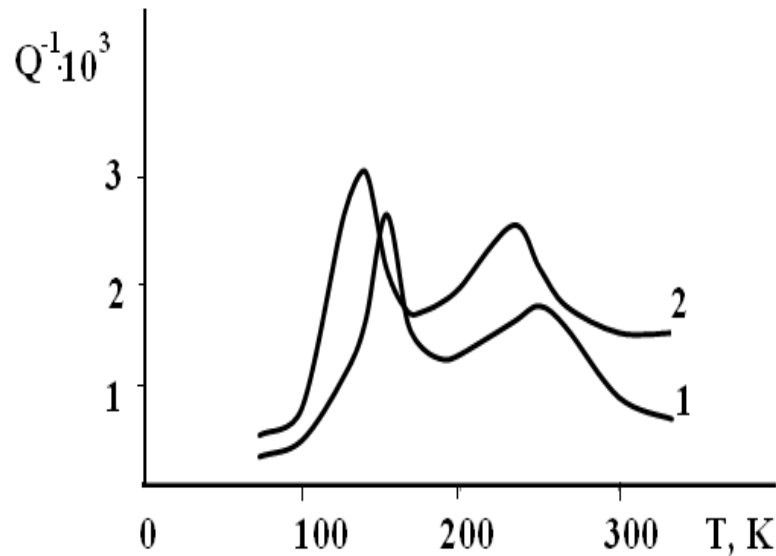
ბარიერის არსებობით. ნებისმიერი ტიპის დისლოკაციის მოძრაობა ხორციელდება პაიერლსის პირველადი პოტენციალური ბარიერის გადალახვით დისლოკაციაზე წყვილი ღუნვის ჩასახვითა და მისი შემადგენელი ღუნვების სრიალის გადაადგილებით სიბრტყეებში, ასევე მეორადი ბარიერის დამლევით ერთეულოვანი ღუნვის მოძრაობის პროცესში დისლოკაციის ხაზის გასწვრივ.

დისლოკაციების მოძრაობის თავისებურებანი განაპირობებენ ალმასის ტიპის სტრუქტურებში, კერძოდ, სილიციუმისა და გერმანიუმის კრისტალურ მესერში მექანიკური რხევითი ენერჯის გაბნევის პროცესების რიგი თავისებურებების გამოვლინებას. სახელდობრ, დაბალი ტემპერატურების დიპაზონში ($T < 300\text{K}$) დაბალია ფონის ინტენსივობა, მეტად შეზღუდულია დისლოკაციების მოძრაობით გამოწვეული რელაქსაციური პროცესების რიცხვი. ისინი ხასიათდებიან პროცესის აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის დაბალი მნიშვნელობებით. აღნიშნული გარემოება იძლევა მაღალ პოტენციალურ შესაძლებლობებს ღრმად იქნას გაანალიზებული რადიაციით, თერმული დამუშავებითა და დეფორმაციით განპირობებული რელაქსაციური პროცესების ენერგეტიკული მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერებანი.

შესწავლილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული გერმანიუმის მასიური კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულებები 77-300K ინტერვალში არგონის ატმოსფეროში. გაზომვები შესრულებულია გრეხითი რხევების ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე - $5 \cdot 10^{-5}$, გაცივება - გახურების სიჩქარით 2გრად/წთ.

შინაგანი ხახუნის სპექტრში 150 და 250K ტემპერატურების მახლობლობაში გრეხითი რხევების 0,83ჯ. სიხშირეზე გამოვლენილია ორი მცირე ინტენსივობის მაქსიმუმი. ორივე მაქსიმუმი დაბალი ინტენსივობის ფონთან ერთობლივად წარმოადგენს პოლიკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრს 77-300K ტემპერატურულ ინტერვალში. შინაგანი

ხახუნის მაქსიმუმების ფორმა გადახრილია რელაქსაციის დროის ერთადერთი მნიშვნელობით განსაზღვრული დეზაის მაქსიმუმის ფორმისაგან. ეს მიუთითებს მასზედ, რომ რელაქსაციურ პროცესში მონაწილეობენ ელემენტარული პროცესები., რომლებიც წარმოშობის ბუნებით ერთნაირია, მაგრამ ერთიმეორისაგან განსხვავდებიან რელაქსაციის დროის მნიშვნელობებით. (ნახ.11).



ნახ. 11. პოლიკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება
1- საწყისი, $f_{300K}=0,83\%$; 2- დეფორმირებული 1070 K-ზე, $f_{300K}=1,23\%$.

როგორც ნახაზიდან ჩანს, რხევითი ენერჯის ფონური ტიპის გაბნევა აღნიშნულ ინტერვალში დამოუკიდებელია ტემპერატურაზე. ფონის ინტენსივობა არ იცვლება გრეხითი რხევების სიხშირის შეცვლით 0,5-დან 5,0 $\%$ -მდე. სიხშირის ცვლილება განაპირობებს ორივე მაქსიმუმის ტემპერატურის ცვლილებას. კერძოდ სიხშირის გაზრდით მაქსიმუმები გადაინაცვლებენ მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით. თეორიის თანახმად, ასეთი მაქსიმუმები რელაქსაციური წარმოშობისაა [92].

სიხშირული გადანაცვლების მეთოდით დადგინდა რელაქსაციური მაქსიმუმების განმსაზღვრელი სტრუქტურული დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობები და მათ საფუძველზე არენიუსის

ცნობილი თანაფარდობიდან გამოთვლილია სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები. რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლები წარმოდგენილია ცხრ.-ში4. როგორც მოსალოდნელია, რელაქსაციური პროცესები ხასიათდებიან აქტივაციის ენერჯის დაბალი მნიშვნელობებით, რაც იმის მანიშნებელია, რომ პრაქტიკულად რხევითი ენერჯის გაბნევის რელაქსაციურ პროცესებში დიფუზური პროცესები არ მონაწილეობენ.

განხორციელდა სხვადასხვა ტემპერატურაზე მოწვა 10სთ-ის განმავლობაში. პირველ შემთხვევაში დაბალ ტემპერატურაზე თერმული დამუშავება ცხადია ვერ მოახდენს გავლენას სტრუქტურაში არსებული დისლოკაციების სიმკვრივესა და განაწილებაზე. მოსალოდნელია, მხოლოდ მინარევების ატომების გადაჯგუფება დისლოკაციების მახლობლობაში არსებული ასიმეტრიული ძაბვის ველში. ეს განაპირობებს დისლოკაციების შემადგენელი ელემენტების (გადაკვეთისას წარმოქმნილი კვანძები, ცალკეული ღუნვა, სეგმენტი) ბლოკირების გაძლიერებას. წარმოდგენილი მოსაზრება დასტურდება რელაქსაციურ პროცესებში მონაწილე დეფექტების აქტივაციური მახასიათებლების ზრდის ტენდენციის გამოვლინებით (ცხრ.4). აღსანიშნავია, რომ ხანგრძლივი თერმული დამუშავებით 720K ტემპერატურაზე გერმანიუმის სტრუქტურაში ფორმირდება დონორული GeO_4 კომპლექსი, რითაც შესაძლებელია კრისტალის გამტარობის ტიპის შეცვლა. პოლიკრისტალური გერმანიუმის დისლოკაციური სტრუქტურის სტაბილურობა 720K ტემპერატურაზე მოწვის პირობებში ნაჩვენებია მიკროსტრუქტურული კვლევით.

თერმული დამუშავების ტემპერატურის ამაღლება 870 K -მდე კიდევ უფრო მეტად ზრდის რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობებს. ამასთან ერთად შესამჩნევად (15%) მცირდება პროცესების ინტენსივობა. ყოველივე აღნიშნულის მიზეზად შესაძლებელია მიჩნეული იქნას დისლოკაციებზე ღუნვების ბმის გაძლიერება და აგრეთვე, დისლოკაციის მერხევი საგმენტის სიგრძის შემცირება მათი დამამუხრუჭებელი მინარევების კონცენტრაციის ამაღლებით.

მოწვის ტემპერატურის ამაღლება 1070K-მდე არაერთგვაროვნად მოქმედებს რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის აქტივაციურ მახასიათებლებზე. მოწვის შედეგად მნიშვნელოვანად (40%) იზრდება 155K-ზე გამოვლენილი პროცესის აქტივაციის ენერგია, მცირდება პროცესის ინტენსივობა, ამასთან ერთად პროცესის მაქსიმუმი 5-8K-ით გადაინაცვლებს ოთახის ტემპერატურის მიმართულებით. მეორე მაქსიმუმის ტემპერატურა 15K -ით მაღალია საწყისი მდგომარეობის მაქსიმუმის ტემპერატურასთან შედარებით. იზრდება ასევე აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობა, თუმცა პროცესის ინტენსივობა, ნაცვლად შემცირებისა ამაღლებულია.

პოლიკრისტალური გერმანიუმის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 4.

პოლიკრისტ. გერმანიუმის ნიმუშები	მაქსიმუმების ტემპერატურა, K	აქტივაციის ენერგია, ევ	სიხშირის ფაქტორი, წმ ⁻¹	ძვრის მოდულის გაზომვის ტემპერატურა, K	ძვრის მოდული, კვ/მმ ²
საწყისი	150	0.17	1·10 ⁶	80	4350
	250	0.40	2·10 ⁹	300	4300
მოწვა, 720K, 10სთ	145	0.15	3·10 ⁶	80	4100
	250	0.45	4·10 ⁹	300	4000
ციკლური დეფორმაცია $\epsilon \approx 5 \cdot 10^{-3}$, 870 K	150	0.18	3·10 ⁶	80	4200
	260	0.50	1·10 ¹⁰	300	4150
დეფორმირებული კრისტალის მოწვა 870K, 10სთ	155	0.22	5·10 ⁶	77	3900
	265	0.55	2·10 ¹⁰	300	3800

რელაქსაციური მაქსიმუმების ინტენსივობის ცვალებადობა უშუალოდ დაკავშირებულია პროცესში მონაწილე დეფექტების კონცენტრაციის ცვლილებებთან, რაც განპირობებულია დეფექტების გადანაცვლებით

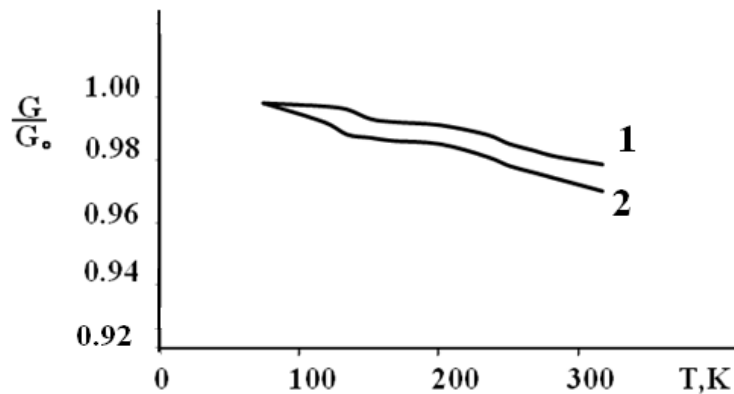
კრისტალის მოცულობასა და დისლოკაციების ირგვლივ არსებულ ატმოსფეროებში. არსებითია ასევე ის გარემოება, რომ თერმული დამუშავება მითითებულ ტემპერატურებზე განაპირობებს აქტივაციის ენერჯის ზრდას. ეს ტენდენცია შენარჩუნებულია აგრეთვე მაღალ ტემპერატურებზე (1070K) რომელზედაც მოსალოდნელია კრისტალური მესრის გაღარიბება და, შესაბამისად, დისლოკაციების ბირთვების გამდიდრება წერტილოვანი დეფექტებით. აღნიშნული თავისებურებების მექანიზმის დასადგენად მეტად მნიშვნელოვანია არადრეკადი მახასიათებლების რხევის ამპლიტუდაზე დამოკიდებულებების კანონზომიერების დადგენა.

77-300K ტემპერატურულ ინტერვალში ძვრის დინამიური მოდული წრფივად უმნიშვნელოდ მცირდება. რელაქსაციური პროცესების მაქსიმუმების არეებში ძვრის მოდულის გრაფიკზე შეინიშნება დამატებითი შემცირება ანუ მოდულის დეფექტი. მისი სიდიდე პროცესის ინტენსივობის პროპორციულია (ნახ.12).

რელაქსაციური პროცესებით განპირობებული მოდულის დეფექტების გამორიცხვით მიიღება ძვრის მოდულის მეტად სუსტი წრფივი ტემპერატურული დამოკიდებულება. რხევების დაბალი ამპლიტუდების შემთხვევაში ატომების გადახრის ამპლიტუდები წმინდა დრეკადი დეფორმაციის საზღვრებშია. ამის გათვალისწინებით მიჩნეულია, რომ გერმანიუმის ძვრის მოდულის ტემპერატურული შემცირება ძირითადად დაკავშირებულია კრისტალური მესრის სითბური რხევების ინტენსივობის ზრდასთან ტემპერატურის ამაღლების პირობებში.

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

ასახულია ძვრის მოდულის დეფექტით ორივე რელაქსაციური მაქსიმუმის მახლობლობაში.



ნახ.12. პოლიკრისტალური გერმანიუმის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება 77-300K ინტერვალში

1- საწყისი, $f_{300K}=0,83\%$; 2- დეფორმირებული, 1070K ტემპერატურაზე $f_{300K}=1,23\%$.

ცნობილია [93], რომ მოცულობით ცენტრირებული კუბური სიმეტრიის გარდამავალი მეტალების დისლოკაციური სტრუქტურა ხასიათდება პაიერლსის მაღალი პოტენციალური ბარიერთა და დისლოკაციებზე ფორმირებული მკვეთრი დახრილობის ერთეულოვანი და წყვილი ღუნვებით. მათი ჩასახვისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერგია მაღალია. მისი ვარიაცია შესაძლებელია მინარევების ატომების კონცენტრაციის ცვლილებით კოტრელის ატმოსფეროებში. შესაბამისად, მინარევებისაგან თავისუფალ მდგომარეობაში რელაქსაციური, დისლოკაციური წარმოშობის პროცესი მექანიკური მოდულის დეფექტის მკვეთრი შემცირებით აისახება ტემპერატურულ სპექტრში. მინარევების ატომების საკმარისი რაოდენობის შემთხვევაში დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების დამამუხრუჭებელი ძალის სიდიდეები წარმოქმნიან სპექტრს, რაც ხშირ შემთხვევაში განაპირობებს მექანიკური მოდულის დეფექტის საფეხუროვან შემცირებას.

გერმანიუმის პოლიკრისტალურ ნიმუშში დაბალ ტემპერატურებზე რეგისტრირებულია ძვრის დინამიური მოდულის მდორედ შემცირება რელაქსაციური პროცესის მაქსიმუმის ტემპერატურის მახლობლობაში.

აღნიშნული განმასხვავებელი ნიშანი სავარაუდოა განპირობებული არის გერმანიუმის საცდელი კრისტალის მოცულობაში არსებული მინარევების ატომების მეტად დაბალი კონცენტრაციით, რაც გამორიცხავს დისლოკაცია-დამაგრების წერტილოვანი დეფექტის (მინარევის ატომი) ურთიერთქმედების ძალის დისკრეტული სპექტრის ფორმირებას.

მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია (ციკლების რაოდენობა-200, ამპლიტუდური დეფორმაცია- $1 \cdot 10^{-3}$) 720K ტემპერატურაზე საგრძნობლად ზრდის ორივე მაქსიმუმის ნახევარგანსა (~1,3–1,5-ჯერ) და ინტენსივობას, ასევე 5-10K-ით იწვევს მაქსიმუმების გადანაცვლებას დაბალი ტემპერატურებისაკენ. დეფორმირებულ მდგომარეობაში შეიმჩნევა მაქსიმუმების აქტივაციის ენერჯის შემცირების ტენდენცია. დეფორმაციის ციკლების რაოდენობის გაზრდა 500-მდე პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მაქსიმუმების აქტივაციურ მახასიათებლებზე.

დეფორმაციის ინტენსივობის შემცირებისათვის განხორციელდა მოწვა ვაკუუმში 720 K ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში. კრისტალურ მესერში განხორციელებული დეფექტების კონფიგურაციული ცვლილებების შედეგად აღდგენილი იქნა საწყის მდგომარეობამდე რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები. ამის შემდგომი მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია იმავე ტემპერატურაზე (ციკლების რაოდენობა-500, აპლიტუდური დეფორმაცია- $5 \cdot 10^{-3}$), იწვევს შემდეგი ხასიათის ცვლილებებს შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურულ სპექტრებში. ორივე მაქსიმუმის ტემპერატურა მცირდება 15 და 10K -ით. შესაბამისად, 15-20%-ით მცირდება ორივე რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობები. იზრდება მაქსიმუმების ინტენსივობა და ნახევარგანი: შესამჩნევად 150 K -ზე და სუსტად 250 K ტემპერატურაზე. იზრდება ძვრის მოდულის დეფექტების ტემპერატურული ინტერვალები. ასეთი ცვლილებების მიუხედავად პრაქტიკულად არ იცვლება შინაგანი ხახუნის ფონისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების წრფივად შემცირების

ხასიათი. დაყოვნება ოთახის ტემპერატურაზე 100სთ-ის განმავლობაში პრაქტიკულად გავლენს არ ახდენს სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკურ მახასიათებლებზე.

ციკლურად დეფორმირებული ნიმუშის მოწვა 1070K ტემპერატურაზე ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში მნიშვნელოვნად (~20%) ამცირებს მაქსიმუმების ინტენსივობასა და ნახევარგანის სიდიდეებს, ადაბლებს პრაქტიკულად ტემპერატურისაგან დამოუკიდებელი ფონური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობას, ხოლო მაქსიმუმების აქტივაციურ მახასიათებლებს ზრდის საწყისი მდგომარეობის მნიშვნელობამდე.

საწყისი მდგომარეობის ანალოგიურად მაღალტემპერატურაზე დეფორმირებული კრისტალის ძვრის მოდული 77-300K ტემპერატურულ ინტერვალში ხასიათდება წრფივი შემცირებით. რელაქსაციური მაქსიმუმების მახლობლობაში ძვრის მოდულის გრაფიკზე გამოვლენილია დამატებითი შემცირება. დეფორმირებული ნიმუშის მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავება (მოწვა ვაკუუმში 1070K ტემპერატურაზე, 10სთ-ის განმავლობაში) ამცირებს ძვრის მოდულის დეფექტის სიდიდეებსა და მათ ტემპერატურულ ინტერვალებს, რაც სრულიად შეესაბამება რელაქსაციური მაქსიმუმების მახასიათებლების ცვლილებას თერმული ზემოქმედების გავლენით. პოლიკრისტალური გერმანიუმის დეფორმირებული და თერმულად დამუშავებული ნიმუშების დაბალტემპერატურული ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები წარმოდგენილია ცხრილში 5.

იდენტური ზომის ეტალონთან (ვანადიუმი) შედარების მეთოდით განისაზღვრა პოლიკრისტალური გერმანიუმის ნიმუშების ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდეები 77 და 300K ტემპერატურებზე. ციკლურად დეფორმირებული ნიმუშის მექანიკური მახასიათებელი ~15%-ით ნაკლებია საწყისი ნიმუშთან შედარებით. 1070K ტემპერატურაზე მოწვა ვაკუუმში 10სთ-ის განმავლობაში უმნიშვნელოდ ზრდის საცდელი ნიმუშის ძვრის მოდულის სიდიდეს. დეფორმირებული ნიმუშის მაღალტემპერატურული

მოწვა მნიშვნელოვნად (~20%) ზრდის ძვრის მოდულის აბსოლუტურ მნიშვნელობას. როგორც საწყისი, ასევე თერმულად დამუშავებული ნიმუშების ციკლური დეფორმაცია 970K ტემპერატურაზე ავლენს ძვრის მოდულის სიდიდის უმნიშვნელოდ შემცირების ტენდენციას. მეტად საგრძნობია 1070K ტემპერატურაზე ციკლური დეფორმაციის გავლენა, რაც ასახულია ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობის ~20%-ით შემცირებაში საწყის მდგომარეობასთან შედარებით. აღსანიშნავია ის გარემოება, რომ ძვრის მოდულის მნიშვნელობების შეფასება განხორციელდა რელაქსაციური მაქსიმუმების ტემპერატურებისაგან დაშორებულ ტემპერატურაზე. ეს მნიშვნელოვანია, რადგანაც ასეთ პირობებში სტრუქტურულად-მგრძნობიარე მექანიკური მახასიათებლები უპირატესად განისაზღვრებიან კრისტალის მოცულობაში რეალური სტრუქტურული მდგომარეობით.

2.6.2. ბორის გავლენა მონოკრისტალური გერმანიუმის დაბალტემპერატურული შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის სპექტრებზე [94]

ნახევარგამტარული ხელსაწყომშენებლობის ამოცანების გადასაწყვეტად ფართოდ გამოიყენება მაღალი სიწმინდისა და სტრუქტურული სრულქმნილობის მონოკრისტალური გერმანიუმი. უმრავლეს შემთხვევაში მონოკრისტალური გერმანიუმის სტრუქტურაში დისლოკაციების სიმკვრივე უმნიშვნელოა ($\sim 10\text{სმ}^{-2}$) და ძირითადი ელექტროფიზიკური მახასიათებლის - კუთრი ელექტროწინააღმდეგობის სიდიდე აღწევს 50 ომი.სმ.

ასეთი მაღალი სტრუქტურული მახასიათებლების მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი რხევების ინფრაბგერების დიაპაზონში ($\sim 1\text{ჰც}$) თავისუფალია როგორც რელაქსაციური, ასევე ჰისტერეზისტული წარმოშობის მაქსიმუმებისა და მექანიკური მოდულების დეფექტებისაგან. დასხივებით სტრუქტურაში ფორმირდება სპეციფიკური დისლოკაციური და წერტილოვანი დეფექტების

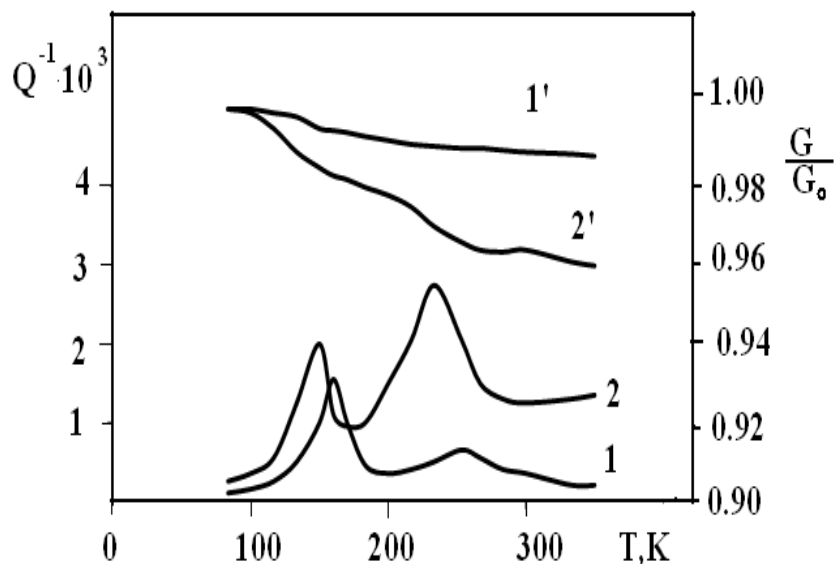
ერთობლიობები, რომლებიც წარმოადგენენ რხევების ენერჯის შთანთქმის წყაროებს.

საცდელი მონოკრისტალური გერმანიუმი მიღებულია ჩოხრალსკის მეთოდით. ოთახის ტემპერატურის პირობებში კუთრი ელექტრული წინააღმდეგობა ~ 40 ომი.სმ-ია, ხოლო (111) კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეზე დისლოკაციების სიმკვრივე იცვლება $5 \cdot 10^3 - 1 \cdot 10^4$ სმ⁻² ინტერვალში.

საკვლევი ნიმუში ორიენტირებულია (111) მიმართულებით. გრეხითი რხევების მიღების ლოგარითმული დეკრემენტისა და სიხშირის რეგისტრაცია განხორციელდა არგონის ატმოსფეროში, ამპლიტუდური დეფორმაციით $5 \cdot 10^{-5}$ და 1,0 μ მ სიხშირეზე. გაზომვები შესრულებულია 70-300K ინტერვალში 2°C/წთ სიჩქარით გახურების პირობებში.

საწყისი საცდელი ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრში 150K ტემპერატურაზე გამოვლენილია სიმეტრიული ფორმის მცირე ინტენსივობის მაქსიმუმი, 250K ტემპერატურის არეში ფონზე წარმოჩენილია განიერი მაქსიმუმის კვალი. შინაგანი ხახუნის ფონის ტემპერატურული ზრდა მეტად უმნიშვნელოა. აღნიშნული თავისებურებები განმეორებადია და არ იცვლებიან ტემპერატურის მიმართულებისა და გახურება-გაცივების სიჩქარის ცვლილებებით, ასევე გრეხითი რხევების ამპლიტუდური დეფორმაციის $1 \cdot 10^{-5} - 1 \cdot 10^{-4}$ ინტერვალში გაზომვის პროცესში. მაქსიმუმის ტემპერატურა დამოკიდებულია ნიმუშის რხევის სიხშირეზე, რაც ავლენს მისი წარმოშობის რელაქსაციურ ბუნებას. რელაქსაციური პროცესი ხასიათდება აქტივაციის ენერჯით - 0,15ევ და სიხშირის ფაქტორით $-5 \cdot 10^6$ წმ⁻¹. ანალოგიური მახასიათებლების რელაქსაციური მაქსიმუმი მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის სპექტრში სიხშირული გადანაცვლებით გამოვლინდება გრეხითი რხევების ~ 2500 μ მ სიხშირეზე 350-400K ტემპერატურის არეში. 250K ტემპერატურაზე მაქსიმუმის კვალი ანომალურად დიდი სიგანისაა, შესაბამისად პროცესის აქტივაციის ენერჯის შეფასება პრაქტიკულად შეუძლებელია (ნახ.13).

870 K ტემპერატურაზე ჰაერზე ღეროს ფორმის ნიმუშის დეფორმაცია ღუნვაზე ნიმუშის დამსხვრევით საცდელ კრისტალში ავითარებს პლასტიკურ დეფორმაციას. დეფორმაციის კვალი ნათლად ვლინდება მიკროსტრუქტურის ფოტოგრაფიებზე სხვადასხვა სიმაღლის ტერასებისა და უპირატესად მსხვრევითი დეფორმაციის დამახასიათებელი ფიგურების ფორმით. დეფორმირებული ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრი ძირეულად განსხვავდება საწყისი მდგომარეობის სპექტრისაგან. მასში შესამჩნევად ამაღლებულია მაქსიმუმის ინტენსივობა 135 K ტემპერატურის არეში, შინაგანი ხახუნის ფონი მაღალია და ავლენს ძლიერ ექსპონენციალურ ტემპერატურულ დამოკიდებულებას. ნაცვლად ნაკვალიევისა 250K ტემპერატურაზე ვლინდება მაღალი ინტენსივობის განიერი მაქსიმუმი. მიღებული სპექტრი უცვლელია 300K ტემპერატურაზე ვაკუუმში 100 სთ-ის დაყოვნების შემდეგ. აღნიშნული მაქსიმუმი გადაადგილდება ტემპერატურულ ინტერვალში რხევის სიხშირის შეცვლით, რაც ადასტურებს მის რელაქსაციურ ბუნებას.



ნახ. 13. მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნისა (1,2) და ძვრის მოდულის (1',1') ტემპერატურული სპექტრები

1,1' - საწყისი მდგომარეობა, $f_{300K} \cong 1,2$ ჰც;

2,2' - დეფორმირებული ღუნვით, $f_{300K} \cong 0,9$ ჰც.

მეორე მაქსიმუმის აქცივაციის ენერჯის მნიშვნელობა 0,5 ევ-ის ტოლია, ხოლო სიხშირის ფაქტორი $4 \cdot 10^8 \text{წმ}^{-1}$. ეს უკანასკნელი რამდენიმე რიგით დაბალია წერტილოვანი დეფექტების მოძრაობისათვის დამახასიათებელი სიხშირის ფაქტორთან შედარებით. ეს გარემოება მიუთითებს რელაქსაციური მაქსიმუმის დისლოკაციურ წარმოშობაზე. დეფორმირებულ მდგომარეობაში ფორმირებული შინაგანი ხახუნის ფონი მგრძნობიარეა რხევითი დეფორმაციის ამპლიტუდისადმი. კერძოდ, ამპლიტუდური დეფორმაციის გაზრდით $1 \cdot 10^{-5}$ -დან $1 \cdot 10^{-4}$ -მდე ოთახის ტემპერატურაზე ფონის ინტენსივობა 25-30%-ით იზრდება. მისი შემდგომი შემცირება საწყის მდგომარეობამდე შესაძლებელია მოწვით 870K ტემპერატურაზე 5 სთ-ის განმავლობაში.

აღნიშნულ ტემპერატურაზე მნიშვნელოვნად გაზრდილია მინარევების ატომების (O, C, N) დიფუზური აქტივობა კრისტალის მოცულობაში, რაც ახორციელებს დისლოკაციების ბლოკირებას ერთეულოვანი ღუნვებისა და წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთმოქმედი კონფიგურაციების წარმოქმნის გზით. ფონის ინტენსივობის ამაღლება-შემცირებასთან მჭიდრო კავშირშია ორივე რელაქსაციური პროცესის მახასიათებლების ცვლილება. საილუსტრაციოდ აღნიშნულია, რომ თერმული ზემოქმედებით შინაგანი ხახუნის ფონის შემცირებას თან ახლავს აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობების გადიდება (10-15%). მამასადამე ფონისა და რელაქსაციური პროცესების ბუნება ძირითადად განსაზღვრულია არსებული დისლოკაციური სტრუქტურისა და კოტრელის ატმოსფეროში განთავსებული წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთქმედებით.

მაღალტემპერატურული მოწვის ტემპერატურა (870 K) არჩეულია იმ მოსაზრებით, რომ ასეთ ტემპერატურაზე გერმანიუმის კრისტალურ მესერში ირღვევა კომპლექსები და ხორციელდება ატომების გადანაწილება დისლოკაციებისაგან თავისუფალ არეებში ე.ი. პრაქტიკულად მიმდინარეობს დისლოკაციების ირგვლივ არსებული მინარევების ატმოსფეროების „გადარიბება“ და, შესაბამისად, დისლოკაციების

ბლოკირების შესუსტება. დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივის შემთხვევაში, რაც ფიქსირებულია ლუნვით დეფორმირებულ კრისტალში ($\sim 1 \cdot 10^5 \text{მ}^{-2}$) კოტრელის ატმოსფეროების „გაღარიბება“ ამაღლებს დისლოკაციების ძვრადობას და იწვევს ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდის საგრძნობლად შემცირებას. საცდელი ნიმუშის აქტივაციური პროცესების მახასიათებლები და ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდეები წარმოდგენილია ცხრილში 5.

მონოკრისტალური გერმანიუმის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები
ცხრილი 5

საცდელი ნიმუშები	მაქსიმუმების ტემპერატურა K	აქტივაციის ენერჯია, მ ³	სიხშირის ფაქტორი, წმ ⁻¹	ძვრის მოდულის გაზომვის ტემპერატურა, K	ძვრის მოდული კგ/მმ ²
Ge, [111] P, საწყისი	150	0.17	$8 \cdot 10^6$	80	4400
	250	0.50	$4 \cdot 10^9$	300	4350
Ge, [111] P, დეფორმ. ლუნვითი, 870 K	135	0.15	$3 \cdot 10^6$	80	4150
	245	0.40	$2 \cdot 10^8$	300	4000
Ge, [111], P, მომწვარი. 1070K, 10სთ	140	0.17	$5 \cdot 10^6$	80	4300
	250	0.45	$5 \cdot 10^9$	300	4200

მოცემულ კონკრეტულ ექსპერიმენტში ფიქსირებულია მხოლოდ ძვრის მოდულის არამკვეთრი ამაღლება დეფორმირებული ნიმუშის 870 K-ზე მოწვის შემდეგ. აღნიშნულის ერთ-ერთ მიზეზად შესაძლებელია მიჩნეულ იქნას დისლოკაციების გადაკვეთის კვანძების ფორმირება ლუნვითი დეფორმაციის პროცესში. დისლოკაციების გადაკვეთით ფორმირებული კვანძი დამაგრების მეტად ძლიერი ცენტრია და მისი ლიკვიდაცია შესაძლებელია მხოლოდ კრისტალური მესრის რღვევით დნობის ტემპერატურის მახლობლობაში.

საწყის მდგომარეობაში მონოკრისტალური ნიმუშის ძვრის ფარდობითი მოდულის ტემპერატურული სპექტრი წარმოადგენს სუსტი

დახრილობის წრფეს, რომელზედაც 150 K ტემპერატურის არეში შეინიშნება ძვრის მოდულის დეფექტები. მოწვა 5-10 სთ-ის განმავლობაში სხვადასხვა ტემპერატურაზე 870 K ტემპერატურამდე არ იწვევს ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების ხასიათის ცვლილებას, რადგანაც აღნიშნულ პირობებში დეფექტების კომპლექსებში გარდაქმნები მოსალოდნელი არ არის.

ღუნვითი დეფორმაციის შემდეგ ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება რთული ხასიათისაა. მასზე გამოვლენილია ძვრის მოდულის დეფექტი რელაქსაციური მაქსიმუმების ტემპერატურებზე. შესამჩნევია მოდულის წრფივად შემცირება, რაც ძლიერდება ოთახის ტემპერატურის მახლობლობაში. აღნიშნულია, რომ დეფორმირებული კრისტალის მოწვით მაღალ ტემპერატურებზე 5-10 სთ-ის განმავლობაში მთლიანად არ ჩაიხშობა დეფორმაციის კვალი. ადგილი აქვს მხოლოდ ძვრის მოდულის დეფექტების შემცირებას, პრაქტიკულად უცვლელია მოდულის წრფივად შემცირების სიჩქარე. მაშასადამე, სავარაუდოა, რომ ძლიერი ღუნვითი დეფორმაციით, რომელმაც გამოიწვია ნიმუშის ტეხის ფორმირება, ყალიბდება სტაბილური დისლოკაციური სტრუქტურა. თერმული ზემოქმედებით რეგულირდება კოტრელის ატმოსფეროში მინარევების კონცენტრაცია, რაც აისახება დისლოკაციების ძვრადობაზე.

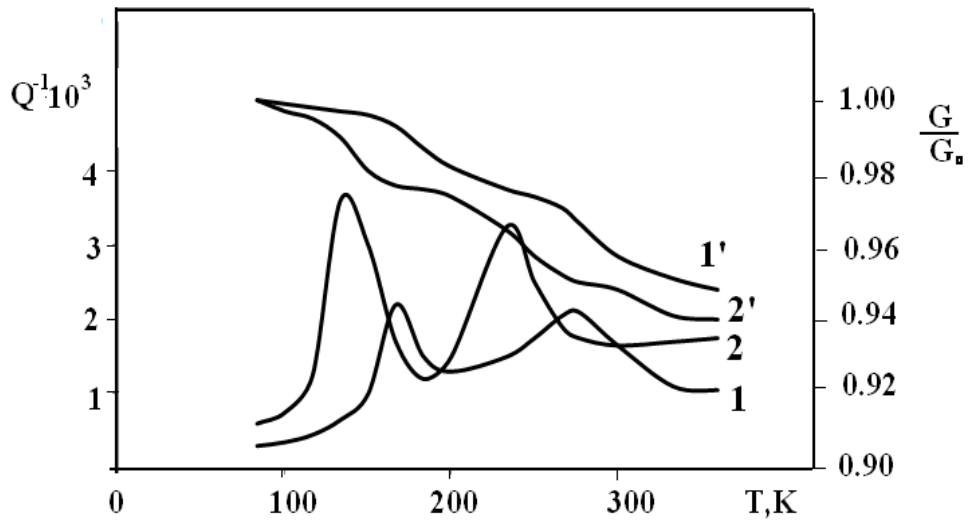
შესწავლილია ბორით ლეგირების გავლენა მონო- და პოლიკრისტალური გერმანიუმის მასიური ნიმუშების ფიზიკურ-მექანიკურ მახასიათებლებზე დინამიური დატვირთვის პირობებში. საცდელი ნიმუშების ზომებია: 0,5x0,5x15 მმ³. ნიმუში ორიენტირებულია (111) მიმართულებით. მრავალრიცხოვანი ექსპერიმენტით დადგინდა, რომ პოლი- და მონოკრისტალურ მდგომარეობებში მთავარ განმასხვავებელ ფაქტორებად გვევლინებიან შინაგანი ხახუნის ფონისა და რელაქსაციური წარმოშობის მაქსიმუმების ინტენსივობები. კერძოდ, პოლიკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის სპექტრებში ~15%-ით მაღალია ფონისა და რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობები. აღნიშნულიდან გამომდინარე

მიზანშეწონილად მიჩნეულია მონოკრისტალური ბორით ლეგირებული გერმანიუმის არადრეკადობის დაწვრილებითი კვლევა რხევების სიხშირის, ამპლიტუდური დეფორმაციისა და ტემპერატურის ინტერვალებში: 0,5-5,0 ჰც, $5 \cdot 10^{-5}$ - $5 \cdot 10^{-3}$ და 80-300 K.

ლეგირებული კრისტალებისაგან შერჩეულია 10^{17} და $5 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$ კონცენტრაციით ბორის შემცველი ნიმუშები. სუსტად ლეგირებული კრისტალები დენის მატარებელი ხვრელების დაბალი კონცენტრაციით ვერ ახდენენ არსებით გავლენას დისლოკაციების მახლობლობაში გაწყვეტილი ელექტრონული კავშირების აღდგენის პროცესზე. $5 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$ კონცენტრაციით ხვრელები ფაქტიურად ავსებენ გაწყვეტილ ბმებს დისლოკაციების ბირთვებში, რის შედეგად დისლოკაციური მერხევი სეგმენტი განთავისუფლდება დამუხრუჭების ძალების ელექტრონული მდგენელისაგან. ეს გარემოება განაპირობებს კრისტალური მესრის ლოკალურ უბნებში პაიერლსის პოტენციალური ბარიერის დადაბლებასა და დისლოკაციის ძვრადობის ამაღლებას. ეს უკანასკნელი აისახება მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის შემცირებაში.

მონოკრისტალური $\text{Ge:B}(10^{17} \text{კგ}^{-3})$ ნიმუშის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი ენათესავება მაღალტემპერატურებზე ლუნვითი დეფორმირებული გერმანიუმის კრისტალების სპექტრს. 1-2 ჰც სიხშირეზე გამოვლენილია ორი მაქსიმუმი, შინაგანი ხახუნის ფონის ექსპონენციალური ტემპერატურული ამაღლება არადრეკადო პროცესების ინტენსივობის ზრდა რხევითი დეფორმაციის ამპლიტუდის ამაღლებით (ნახ.14).

შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი თერმულად მდგრადია 700-750 K ტემპერატურამდე თერმული ზემოქმედების პირობებში (მოწვა, თერმოციკლირება). ეს ავლენს რელაქსაციურ პროცესებში მონაწილე სტრუქტურული დეფექტებისა და მათი კომპლექსების თერმულ მდგრადობას.



ნახ. 14. მონოკრისტალური Ge:B-ის შინაგანი ხახუნისა (1,2) და ძვრის მოდულის სპექტრები

1,1 - Ge:B ($1 \cdot 10^{17} \text{ სმ}^{-3}$), $f_{300\text{K}} \cong 1,2 \text{ ჰც}$;

2,2' - Ge:B ($5 \cdot 10^{19} \text{ სმ}^{-3}$), $f_{300\text{K}} \cong 0,9 \text{ ჰც}$.

შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრის რეგისტრაცია რხევის მაღალ სიხშირეზე ($\sim 5 \text{ ჰც}$) ავლენს ორივე მაქსიმუმის გადაადგილებას მაღალი ტემპერატურებისაკენ. ეს ადასტურებს მათ რელაქსაციურ წარმომავლობას. ასეთ პირობებში ფონის ტემპერატურული დამოკიდებულება და ინტენსივობა დამოუკიდებელია სიხშირისაგან.

მაქსიმუმების სიხშირული წანაცვლების მეთოდით განისაზღვრა რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერჯიის სიდიდეები. მათ საფუძველზე მაქსიმუმის არსებობის პირობიდან: $\omega\tau=1$, ე.ი.

$2\pi f_{\text{max}} \cdot \tau_0 \cdot \exp\left(\frac{H}{KT}\right) = 1$, შეფასებულია τ_0^{-1} სიხშირის ფაქტორის

მნიშვნელობები, სადაც f_{max} და T წარმოადგენენ რელაქსაციური მაქსიმუმების რხევის სიხშირესა და ტემპერატურას. აქტივაციური მახასიათებლებისა და ძვრის მოდულის განსაზღვრული შედეგები წარმოდგენილია ცხრილში 6.

დაბალტემპერატურულ ინტერვალში ძვრის დინამური მოდული რელაქსაციური პროცესების თანმხლები ძვრის მოდულის დეფექტით ხასიათდება. ამასთან ერთად ის ავლენს ტემპერატურის ამაღლებით

სუსტად წრფივ შემცირებას. გრეხითი რხევების ამპლიტუდის $1 \cdot 10^{-5} - 1 \cdot 10^{-4}$ დიაპაზონში პრაქტიკულად უცვლელია ძვრის მოდულის დეფექტის სიდიდეები და ტემპერატურული დამოკიდებულების ხასიათი.

ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 6

საცდელი ნიმუშები	მაქსიმუმების ტემპერატურა, K	აქტივაციის ენერჯია, ევ.	სიხშირის ფაქტორი, წმ ⁻¹	მოდულის გაზომვის ტემპერატურა, K	ძვრის მოდული კგ/მმ ²
Ge:B (10^{17} სმ ⁻³) [111], საწყისი	165	0,22	$1 \cdot 10^7$	80	4500
	270	0,60	$1 \cdot 10^{10}$	300	4450
Ge:B (10^{17} სმ ⁻³) [111], დეფორმ. 870 K	150	0,19	$5 \cdot 10^6$	80	4350
	255	0,45	$6 \cdot 10^9$	300	4280
Ge:B ($5 \cdot 10^{19}$ სმ ⁻³) [111], საწყისი	145	0,17	$3 \cdot 10^6$	80	4200
	245	0,40	$3 \cdot 10^9$	300	4100
Ge:B ($5 \cdot 10^{19}$ სმ ⁻³) [111], დეფორმ. 870 K	135	0,15	$1 \cdot 10^6$	80	4000
	230	0,35	$1 \cdot 10^9$	300	3950

ჰაერზე ღუნვითი დეფორმაცია დამსხვრევის შედეგით 870K ტემპერატურაზე დეფორმირებული ნიმუშის სტრუქტურაში მკვეთრად ზრდის დისლოკაციების სიმკვრივეს. შესაბამისად სტრუქტურულად - მგრძნობიარე შინაგანი ხახუნის სპექტრში ფიქსირდებიან 20%-მდე გაზრდილი ფონის ინტენსივობა, 10-15 K-თი ორივე მაქსიმუმების გადანაცვლება დაბალი ტემპერატურებისაკენ და მათი ინტენსივობის საგრძნობლად ამაღლება. აღნიშნულთან ერთად ძლიერდება ძვრის მოდულის წრფივად შემცირება ოთახის ტემპერატურის არეში, იზრდება მოდულის დეფექტის მნიშვნელობა ორივე რელაქსაციური პროცესის ტემპერატურათა არეში. დეფორმაციის გავლენით მცირდება აქტივაციის ენერჯიისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები. მაღალი ალბათობით შესაძლებელია მიჩნეული იქნას, რომ რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის პროცესში უპირატესად მონაწილეობენ მინარევების ატომების ბმებისაგან განთავისუფლებული დისლოკაციები, რომლის მოძრაობის

აქტივაციისათვის საკმარისია ენერგიის შედარებით დაბალი მნიშვნელობები.

დეფორმირებულ მდგომარეობაში საშუალო ტემპერატურებზე ხანმოკლე დაყოვნება (10-20 წთ, 470–720 K) მნიშვნელოვნად ამცირებს ძვრის მოდულის დეფექტის სიდიდეებს და იწვევს კრიტიკული ტემპერატურის გაზრდას 10-15K-ით, რითაც დასტურდება დისლოკაციების მახლობლობაში მათი მოძრაობის დამამუხრუჭებელი კოტრელის ატმოსფეროების ფორმირება დისლოკაციების ბირთვების მიმართულებით მინარევების დიფუზიით ხანმოკლე მოწვის პროცესში. ცხადია, შესაბამისი ცვლილებები ვლინდება შინაგანი ხახუნის რელაქსაციურ პროცესებში. კერძოდ, იზრდება მათი კრიტიკული ტემპერატურა და აქტივაციური მახასიათებლების სიდიდეები.

შედარებითი ანალიზი ცხადჰყოფს, რომ არალეგირებული გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის სპექტრის მახასიათებლებთან შედარებით შესამჩნევად იზრდება ბორით სუსტად ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის ანალოგიური სიდიდეები. ასეთი ხასიათის თანაფარდობა სამართლიანია ასევე ღუნვითი დეფორმაციის შემთხვევაში. ეს ძირითადად განპირობებულია მალეგირებელი ატომებით ლოკალური განმტკიცებითა და დისლოკაციების ირგვლივ კოტრელის ატმოსფეროს ფორმირებით.

ლოკალური კუმშვითი დეფორმაცია მცირე რადიუსის ($\approx 1\text{Å}$) ბორის ატომების მახლობლობაში შედარებით სუსტად ($\sim 10\text{-}12\%$) ამტკიცებს მასალის სტრუქტურას, ხოლო ბორის ატომებით კოტრელის ატმოსფეროს წარმოქმნით დამატებით 10-15%-ით გაიზრდება სიმტკიცე მეტალებისა და მათი შენადნობების ანალოგიურად [95-97]. ცხრილი 6-დან ნათლად ვლინდება დეფორმაციის გავლენით რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლების ამალეობა ბორით სუსტად ლეგირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმში.

გერმანიუმის მასიური კრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული სპექტრების მახასიათებლები

დამოკიდებულია გრეხითი რხევების ამპლიტუდაზე, სახელდობრ, ამპლიტუდური დეფორმაციის პროპორციულად იზრდებიან რელაქსაციური წარმოშობის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის დეფექტების ინტენსივობები. თეორიული წარმოდგენების თანახმად დინამიური ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე დამოკიდებულება განპირობებულია დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთქმედებით, როდესაც დისლოკაციების ბირთვების მახლობლობაში ფორმირებულია კოტრელის ატმოსფეროები[98].

2.6.3. გერმანიუმის მასიური კრისტალების სტრუქტურულად-მგრძნობიარე მექანიკური თვისებები

მასიური კრისტალების რეალური სტრუქტურული მდგომარეობა მნიშვნელოვან წილად განსაზღვრავს სტრუქტურულად-მგრძნობიარე დინამიური მექანიკური თვისებების ცვლილებებს რადიაციის, დეფორმაციისა და ტემპერატურის ზემოქმედების გავლენით. ამ თვალსაზრისით ექსპერიმენტულად განსაზღვრულია არაღეგირებული და სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური პოლი და მონოკრისტალური ნიმუშების ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები. გაზომვები შესრულებულია პარალელეპიპედის ფორმის ნიმუშებზე ($0,5 \times 0,5 \times 15$ მმ³) ოთახის ტემპერატურის პირობებში გრეხითი რხევების სიხშირის რეგისტრაციის მეთოდით. გამოთვლების განხორციელებისათვის გამოყენებული იქნა ეტალონური ნიმუშები ცნობილი მექანიკური მახასიათებლებით (იოდიდური ვანადიუმის პოლიკრისტალური ნიმუში, რომლის ზომები იდენტურია საცდელი მასიური კრისტალების ზომების).

არაღეგირებული, მულტიკრისტალური გერმანიუმის ძვრის მოდულის სიდიდე ძლიერად არის დამოკიდებული კრისტალის შემადგენელი ბლოკებისა და მსხვილი მარცვლების ფორმასა და ზომებზე.

რაც უფრო წვრილმარცლოვანია საცდელი კრისტალის სტრუქტურა, მით უფრო მაღალია ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე (4050 კგ/მმ^2). ძვრის მოდულის მინიმალური სიდიდე ფიქსირებულია (3750 კგ/მმ^2) გერმანიუმის მიკროსტრუქტურაში მრავალკუთხედის ფორმის მსხვილი ბლოკების შემთხვევაში. აღსანიშნავია, რომ საცდელი კრისტალების შემადგენელი ბლოკების ზომები განაწილებულია ფართო ინტერვალში $0,01-1000 \text{ მკმ}$. მსხვილი ბლოკების შიდა სტრუქტურაში რეგისტრირებულია დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივე $1 \cdot 10^4 - 1 \cdot 10^5 \text{ სმ}^{-2}$ 870 K ტემპერატურაზე ჰაერზე ღუნვითი დეფორმაციისა და შემდგომი სწრაფი გაცივების შემდეგ (ღუმელის გამორთვისა და ნიმუშის მაღალი სიწმინდის ზეთში წრთობის პირობებში). დეფორმაციის გავლენით ფორმირდება განსაზღვრული რაოდენობის შედარებით მცირე ზომის მარცვლები უპირატესად მსხვილი ბლოკების გამყოფი საზღვრების მახლობლობაში.

აღნიშნულ პირობებში გერმანიუმის საცდელი ნიმუშის ძვრის მოდულის სიდიდე $\approx 3800 \text{ კგ/მმ}$, ხოლო შედარებით წვრილმარცლოვანი ნიმუშების მექანიკური მახასიათებელი სიდიდით იმავე რიგისაა, რაც შეესაბამება აღნიშნული კრისტალის საწყის მდგომარეობას ($\approx 3750 \text{ კგ/მმ}^2$). ეს აიხსნება შემდეგი გარემოებით: წვრილმარცლოვანი სტრუქტურა დეფორმაციის გავლენით არსებით ცვლილებებს არ განიცდის. ამასთან ერთად მოსალოდნელია ცალკეული მარცვლის შიდა სტრუქტურაში დეფორმაციის ზემოქმედებით დისლოკაციების სიმკვრივის უმნიშვნელო ამაღლება. მოსალოდნელია ვაკანსიების კონცენტრაციის შესამჩნევი ზრდა, რასაც შეუძლია ძვრის მოდულის შემცირება მხოლოდ $10-12\%$ -ით. აღნიშნულ ფაქტს ადასტურებენ ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვის შედეგები. დეფორმირებული კრისტალების დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაცია ერთი რიგით იზრდება, შესაბამისად მცირდება კუთრი წინააღმდეგობა.

საწყის მდგომარეობაში ბორით სუსტად ლეგირებული Ge:B საცდელი ნიმუშის (111) და (100) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის სიბრტყეებზე დისლოკაციების მოწამვლის ფიგურების რაოდენობის განსაზღვრით დადგენილია,

რომ დისლოკაციების სიმკვრივე შეადგენს $5 \cdot 10^5 \text{მმ}^{-2}$ და პრაქტიკულად არ არის დამოკიდებული კრისტალოგრაფიულ ორიენტაციაზე. განსხვავებული შედეგებია მიღებული ღუნვაზე მაღალტემპერატურული დეფორმაციის შემთხვევაში. როგორც მოსალოდნელია დეფორმაციის შედეგად მნიშვნელოვნად (~ 10 -ჯერ) იზრდება დისლოკაციის სიმკვრივე. მისი მატება მეტია (111) სიბრტყეებზე ($5 \cdot 10^5 \text{სმ}^{-2}$), ხოლო (100) სიბრტყეებზე $\sim 1 \cdot 10^5 \text{სმ}^{-2}$. რადგანაც (111) კრისტალოგრაფიული სიბრტყეები ალმასის ტიპის სტრუქტურები ხასიათდებიან ატომების განაწილების შედარებით მაღალი სიმჭიდროვით, ვიდრე (100) ორიენტაციის სიბრტყეები, ატომთაშორისი კავშირის ძალები ძლიერია (111) სიბრტყეებში და დეფორმაციით ერთდროულად დიდი რაოდენობით გაწყვეტილი ელექტრონული ბმები წარმოიქმნებიან. შესაბამისად, მაღალია დისლოკაციებზე ღუნვების კონცენტრაციის ზრდისა და სრულიად ახალი დისლოკაციების წარმოქმნის ალბათობის ამაღლება.

დეფორმირებული ნიმუშების მოწვით 1070K ტემპერატურაზე შესამჩნევად მცირდება დისლოკაციების სიმკვრივე ორივე კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის სიბრტყეებზე.

აღსანიშნავია, რომ მომწვარ მდგომარეობაში დისლოკაციის სიმკვრივე 3-5-ჯერ მაღალია საწყისი კრისტალის დისლოკაციურ სტრუქტურასთან შედარებით. რეალური სტრუქტურის აღწერილი ცვლილებები ნათლად ასახულია სტრუქტურულად მგრძნობიარე ელექტროფიზიკური თვისებების ცვლილებათა კანონზომიერებაში. მართლაც, ჰოლის ეფექტის გაზომვის მეთოდით განსაზღვრული ხვრელების კონცენტრაცია სპეციფიკური ხასიათის ცვლილებებს განიცდის.

როგორც სუსტი, ასევე ძლიერი ლეგირების შემთხვევაში დეფორმაცია ღუნვაზე განაპირობებს ხვრელების კონცენტრაციის ამაღლებას (ცხრილი 7).

დეფორმირებული კრისტალების მოწვა 1070K ტემპერატურაზე ძლიერად ამცირებს ხვრელების კონცენტრაციას დეფორმაციით განპირობებულ სიდიდეებთან შედარებით და უახლოვდება საწყის

კრისტალებში ხვრელების კონცენტრაციის მნიშვნელობებს. როგორც მოსალოდნელია, მაღალტემპერატურული ნებისმიერი ტიპის მაღალამპლიტუდური დეფორმაცია იწვევს კრისტალის სტრუქტურაში სხვა ტიპის დეფექტებთან ერთად ვაკანსიების წარმოქმნას. მოცემულ პირობებში დეფორმაციის მოწვის ტემპერატურა ისეთია, რომ ვაკანსიების დიდი რაოდენობა წარმოიქმნება როგორც ახლად ჩასახული დისლოკაციების ბირთვების მახლობლობაში, ასევე კრისტალის მოცულობაში დისლოკაციებისაგან თავისუფალ არეებში. სწორედ ასეთ არეებში წარმოქმნილი ვაკანსიები უპირატესად ხვრელების კონცენტრაციის განმსაზღვრელია. ცხადია, დეფორმაციის შემდეგ თერმული ზემოქმედება ამცირებს კრისტალის მოცულობაში ვაკანსიების რაოდენობას, კერძოდ, ისინი მიისწრაფიან დისლოკაციების ბირთვებისაკენ. შესაბამისად, მცირდება დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაცია.

მონოკრისტალური Ge:B -ის ნიმუშების მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 7

საცდელი ნიმუშები Ge:B	ხვრელების კონცენტრაცია სმ^{-3}	კრისტალოგრაფიული ორიენტაცია	ძვრის მოდული კგ/მმ^2	მიკროსისალე კგ/მმ^2
საწყისი	$2 \cdot 10^{17}$	[111]	4400	730
	$1 \cdot 10^{17}$	[100]	4000	680
	$5 \cdot 10^{19}$	[111]	4250	650
	$3 \cdot 10^{19}$	[100]	3800	600
დეფორმაცია ღუნვაზე 870K	$8 \cdot 10^{17}$	[111]	3700	640
	$5 \cdot 10^{17}$	[100]	3600	620
	$1 \cdot 10^{20}$	[111]	4150	600
	$7 \cdot 10^{19}$	[100]	3850	570
მოწვა, 1070 K 10 სთ.	$5 \cdot 10^{16}$	[111]	4450	750
	$4 \cdot 10^{16}$	[100]	4000	700
	$1 \cdot 10^{19}$	[111]	4300	670
	$7 \cdot 10^{18}$	[100]	3900	630

სტრუქტურულად მგრძობიარე გერმანიუმის მონოკრისტალის ძვრის დინამიური მოდული ამჟღავნებს კრისტალოგრაფიული ორიენტაციისაგან შესამჩნევ დამოკიდებულებას. კერძოდ, მისი მნიშვნელობები მაღალია [111] ორიენტაციის შემთხვევაში. ეს აიხსნება შემდეგნაირად: ძვრის პროცესში ადგილი აქვს ორი პარალელური სიბრტყის ერთიმეორისადმი ბრუნვას.

პროცესში მჭიდრო წყობის გამო მონაწილეობას იღებს ერთმანეთთან ახლო მანძილზე განლაგებული გერმანიუმის ატომები, რომლებიც ახლო წყობის პირობებში ერთმანეთთან ახორციელებენ ძლიერ ურთიერთქმედებას. ეს განაპირობებს ძლიერი წინააღმდეგობის ძალების წარმოქმნას ერთი სიბრტყის მეორე პარალელური სიბრტყისადმი მობრუნების შემთხვევაში. [100] ორიენტაციის შემთხვევაში გერმანიუმის ატომები ერთმანეთისაგან შედარებით დიდ მანძილზე იმყოფებიან. ნაკლებია ასევე მათი რაოდენობა. ამის გამო შემობრუნების პროცესში პარალელურ სიბრტყეებში შედარებით ნაკლები ინტენსივობის წინააღმდეგობის ძალები აღიძვრებიან. შესაბამისად, ნაკლებია მათი პროპორციულობის კოეფიციენტი ანუ ძვრის მოდულის სიდიდე.

აღნიშნული მსჯელობის სამართლიანობას ამტკიცებს ატომთაშორისი კავშირის ძალების ამსახველი მიკროსისალე. ატომებს შორის მანძილის ცვლილებისადმი მეტად მგრძობიარეა მიკროსისალე, ანალოგიურად, ძვრისა და დრეკადობის მოდულებისა. როგორც ცხრილი 4-დან ვლინდება (100) სიბრტყეებზე მიკროსისალის სიდიდეები საგრძნობლად მცირეა მჭიდრო წყობის (111) სიბრტყეებზე მიკროსისალესთან შედარებით.

დეფორმაცია ღუნვაზე საცდელი ნიმუშის მსხვრევის შედეგით სტრუქტურაში განვითარებული მნიშვნელოვანი ცვლილებების გავლენით იწვევს ძვრის მოდულისა და მიკროსისალის შემცირებას ორივე კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის კრისტალებში. ცალკეულ შემთხვევაში რაოდენობრივი განსხვავების გამოვლინება უპირატესად დაკავშირებულია დისლოკაციების სიმკვრივისა და ვაკანსიების კონცენტრაციის ცვლილებებთან.

დეფორმირებულ მდგომარეობაში ფორმირებული დისლოკაციური სტრუქტურა ავლენს თერმულ მდგრადობას ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში ($T \leq 870K$), რომელშიაც დისლოკაციების სტრუქტურაში კონფიგურაციული ცვლილებები მოსალოდნელი არ არის. შესაძლებელია მხოლოდ მოწვით არსებული დისლოკაციების კოტრელის ატმოსფეროების

გაჯერებისაკენ მისწრაფება წერტილოვანი დეფექტებით. წერტილოვანი დეფექტები (ვაკანსიები), მინარევების ატომები დიფუზიის მექანიზმით კრისტალის მოცულობიდან გადანაწილდებიან დისლოკაციების ატმოსფეროებში. ასეთი სპეციფიკური ცვლილებები ასახულია დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაციის, ძვრადობისა და კუთრი ელექტროგამტარობის ცვლილებებში. მეტად არსებითია ის გარემოება, რომ 600 K-მდე თერმული დამუშავებით ანალოგიური ხასიათის ცვლილებები მექანიკურ თვისებებს არ ახასიათებს. კერძოდ, მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის სიდიდეები შედარებით მცირედ იცვლებიან.

აღნიშნული მექანიკური მახასიათებლები მკვეთრად იცვლებიან დეფორმირებული ნიმუშების მოწვით მაღალ ტემპერატურაზე (1070 K, 10 სთ). ორივე კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის შემთხვევაში საგრძნობლად იზრდება ძვრის მოდული და მიკროსისალე. აღსანიშნავია, რომ განხორციელებულ პირობებში სტრუქტურულად-მგრძნობიარე მექანიკური მახასიათებლები საწყის მდგომარეობამდე სრულად არ აღდგებიან. ამისათვის აუცილებელია მოწვის ხანგრძლივობის მნიშვნელოვნად გაზრდა.

ექსპერიმენტული შედეგების შედარებითი ანალიზიდან ვლინდება ელექტროფიზიკური და მექანიკური მახასიათებლების მნიშვნელოვანი ცვლილებები მაშინ, როდესაც დეფორმირებული ნიმუშების მოწვა ხორციელდება 1070 K ტემპერატურაზე. მართლაც, ასეთ შემთხვევაში ძლიერად მცირდება ხვრელების კონცენტრაცია, იზრდებიან ძვრის მოდულის სიდიდეები (111) და (100) სიბრტყეებზე. აღნიშნული ფიზიკური მახასიათებლები მჭიდროდ უახლოვდებიან საწყისი მდგომარეობის მახასიათებლებს. სამწუხაროდ ოპტიკურ მიკროსკოპში პრაქტიკულად არ რეგისტრირდება მომწვარი ნიმუშების დისლოკაციური სტრუქტურის ცვლილებები. მათი გამოვლინებისათვის აუცილებელია დისლოკაციური სტრუქტურის კვლევა მაღალი გამრჩევადობის ელექტრონული დიფრაქციის მეთოდებით.

ლიტერატურული წყაროებიდან მტკიცდება, რომ კოვალენტური კრისტალების თერმული დამუშავება დნობის ტემპერატურის მახლობლობაში დისლოკაციურ სტრუქტურაში რადიკალურ ცვლილებებს იწვევს. იცვლება დისლოკაციების სიმკვრივე და მათი დამაგრების ცენტრების შედგენილობა და კონცენტრაცია. ეს უკანასკნელი ძირითადად განპირობებულია კოტრელის ატმოსფეროების გაიშვიათებით მინარევების დიფუზური გადანაწილების პროცესში დისლოკაციებიდან კრისტალური მესრის მიმართულებით [99,100].

ზემოთ აღნიშნული გარემოების გათვალისწინებით შესწავლილია 870K ტემპერატურაზე დეფორმირებული და სწრაფად გაცივებული Ge:B მონოკრისტალების მექანიკური მახასიათებლები 470, 570, 670 და 770 K ტემპერატურებზე 10 სთ.-იანი მოწვის შემდეგ. როგორც მოსალოდნელი იყო დაბალტემპერატურული თერმული დამუშავება ახდენს მექანიკური მახასიათებლების უმნიშვნელოდ ამალლებას (10-15 %). ეს გამოწვეულია კოტრელის ატმოსფეროების შედარებით სუსტი გამდიდრებითა და შესაბამისად, დისლოკაციების სუსტად ბლოკირებით მინარევების ატომებით. მხოლოდ 770 K ტემპერატურაზე მოწვით განხორციელდა ძვრის მოდულის ზრდა 20-25%-ით. სავარაუდოა, რომ კოტრელის ატმოსფეროებში ადგილი აქვს წერტილოვანი დეფექტების კომპლექსების წარმოქმნას. ეს უკანასკნელი კი უფრო ეფექტურად ამუხრუჭებს დისლოკაციებზე არსებულ ღუნვებსა და მერხევ სეგმენტებს. სხვადასხვა ტემპერატურაზე მოწვით შესაძლებელია განვითარდეს ორი ურთიერთსაწინააღმდეგო პროცესი - მინარევების ატომებისა და ვაკანსიების მიგრაცია, რაც განსაზღვრულ პირობებში წარმოშობს კომპლექსების ფორმირების პროცესებს და მეორე, მინარევების ატომების “აორთქლება“ კოტრელის ატმოსფეროებში, მათი მისწრაფება კრისტალური მესრის მიმართულებით. შესაძლებელია ასეთ პირობებში დისლოკაციების დამამუხრუჭებელი კომპლექსების დაშლა და შემადგენელი კომპონენტების გადასვლა კრისტალური მესრის მოცულობაში.

ამრიგად, დეფორმირებული კრისტალის მექანიკური მახასიათებლების ცვლილებები თერმული დამუშავების გავლენით მნიშვნელოვნად არიან დამოკიდებული მოწვის ტემპერატურასა და ხანგრძლივობაზე. პროცესების სრული ანალიზისათვის აუცილებელია მალეგირებელი ელემენტის, კერძოდ ბორის ხსნადობასთან დაკავშირებული საკითხის ანალიზი. ბორის მაღალი კონცენტრაციის შემთხვევაში ($\sim 10^{18}$ სმ⁻³) გერმანიუმის სტრუქტურაში მოსალოდნელია მყარი ხსნარიდან გამოყოფა და დისპერსული ფაზის წარმოქმნა. გახურებისას ადგილი აქვს დისპერსული ფაზის დაშლა და ბორის ატომების გადასვლას მყარ ხსნარში შესაბამისად, სავალენტო ზონაში გამრავლდება დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაცია.

წრთობით მაღალი ტემპერატურიდან ($T \approx 0,8T_{დნ.}$) ფიქსირდება მყარი ხსნარი ბორის მაღალი კონცენტრაციით, რასაც აფიქსირებს ელექტროფიზიკური გაზომვის შედეგები. ნაწრთობ მდგომარეობაში შესამჩნევად შემცირებულია ($\sim 15\%$) ძვრის მოდულის მნიშვნელობა. მიღწეული სტრუქტურული მდგომარეობა არამდგრადია, რადგანაც $\sim 600K$ ტემპერატურაზე დაყოვნებით კვლავ წარმოიქმნებიან დისპერსული ფაზები, მცირდება ბორის კონცენტრაცია კრისტალურ მესერში და, შესაბამისად, დაბალია ხვრელების კონცენტრაცია. სტრუქტურის ასეთი ფორმით “მოშვებით“ იზრდება ძვრის მოდულის მნიშვნელობა.

საგულისხმოა ის, რომ მაღალი ტემპერატურებიდან წრთობით განხორციელებული ცვლილებები არამკვეთრია დეფორმაციის გავლენით განპირობებულ ცვლილებებთან შედარებით.

აღნიშნულის მიზეზია დეფორმირებულ სტრუქტურაში მინარევების ატმოსაფეროებისაგან თავისუფალი დისლოკაციების ფორმირება დიდი რაოდენობით. მათ გავლენით სუსტდება ატომთაშორისი კავშირის ძალები და საგრძნობლად მცირდება სტრუქტურულად მგრძობიარე მექანიკური მახასიათებლები. მაშასადამე, ექსპერიმენტით დასტურდება, რომ მყარი ხსნარის განმტკიცების ეფექტი გაცილებით სუსტია, ვიდრე დისლოკაციური

წარმოშობის მექანიკური განმტკიცება ბორით ლეგირებული გერმანიუმის სტრუქტურაში.

ბორით სუსტად ლეგირებული ($\sim 10^{15} \text{სმ}^{-3}$) გერმანიუმის კრისტალურ მესერში ტემპერატურის ფართო ინტერვალში დნობის ტემპერატურამდე მყარი ხსნარის დაშლა მოსალოდნელი არ არის. შესაბამისად, არ წარმოიქმნება მალეგირებელი ელემენტის გახსნა-გამოყოფის პროცესთან დაკავშირებული სიმტკიცის დაქვეითება-ამაღლების პირობები. ასეთ პირობებში უმთავრეს როლს ასრულებს დისლოკაციური სტრუქტურა პაიერლსის მდგრადი, მაღალი ბარიერით.

2.6.4. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის დინამიური მექანიკური თვისებები

მონოკრისტალური გერმანიუმის ფუძეზე შექმნილი ხელსაწყოებისა და მოწყობილობების მახასიათებლების სტაბილურობასა და მუშაობის რესურს მნიშვნელოვნად განსაზღვრავენ სტრუქტურაში არსებული დეფექტები. მიუხედავად აღნიშნულისა დღეისათვის აშკარად არასაკმარისად არის შესწავლილი ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის დამახასიათებელი დეფექტების ენერგეტიკული მახასიათებლები, მათი გავლენა სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ნახევარგამტარულ და ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე.

წარმოდგენილია სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის დინამიური ძვრის მოდულისა და არადრეკადი დეფორმაციის მახასიათებლების კვლევის შედეგები. საცდელ მონოკრისტალურ ნიმუშებში ბორის კონცენტრაცია იცვლება $5 \cdot 10^{16}$ - $5 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-3}$ ინტერვალში.

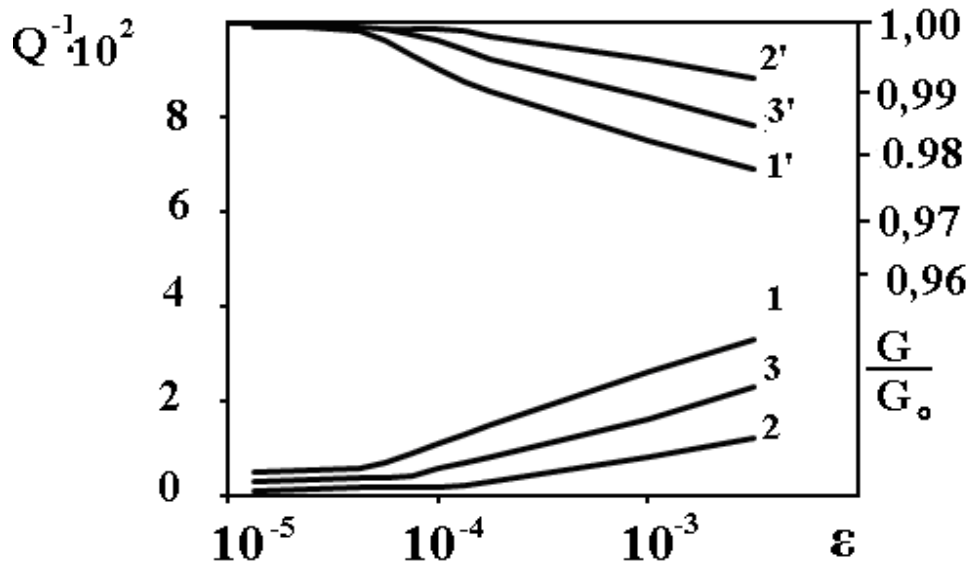
დინამიური მახასიათებლების გაზომვები შესრულდა საცდელი ნიმუშების საწყის, 1070K ტემპერატურაზე ლუნვით დეფორმირებულ და დეფორმაციის შემდეგ იმავე ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში მომწვარ მდგომარეობაში.

დეფორმირებულ ნიმუშებში მნიშვნელოვნად იზრდება დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაცია და, შესაბამისად, მცირდება მათი ძვრადობა. მნიშვნელოვნად მცირდება ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები.

ექსპერიმენტულად დადგინდა, რომ მოწვა ვაკუუმში 1070K ტემპერატურაზე 10სთ-ის განმავლობაში ავლენს ყველა საცდელი ნიმუშის დენის მატარებლების კონცენტრაციის შემცირებას, შესაბამისად იზრდება მათი ძვრადობის მნიშვნელობები. გამოვლენილია ასევე ძვრის მოდულის ზრდა, რაც შედარებით მაღალია ბორით სუსტად ლეგირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმში.

აღნიშნულ პირობებში მოწვა პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს დისლოკაციების სიმკვრივესა და სტრუქტურაში მათი განაწილების მდგომარეობაზე. ლიტერატურიდან ცნობილია [101], რომ თერმული დამუშავებით შესაძლებელია მნიშვნელოვანი ცვლილებები განხორციელდეს დისლოკაციების მახლობლობაში მინარევების ატომებისაგან ფორმირებულ კოტრელის ატმოსფეროებში. მოსალოდნელია კოტრელის ატმოსფეროებში მინარევებისა და მათი კომპლექსების კონცენტრაციის გაზრდა. შესაბამისად გაძლიერდება დისლოკაციების ბლოკირება. ეს გარემოება განაპირობებს სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობების ამაღლებას. ამასთან ერთად მოწვა იწვევს გერმანიუმის ატომებისა და ტექნოლოგიური მინარევების (O_2, N_2, C) კომპლექსების დაშლას, შემადგენელი ატომების გადანაწილებას კრისტალის მოცულობაში და კოტრელის ატმოსფეროებში მინარევების კონცენტრაციის შემცირებას. ასეთ პირობებში დისლოკაციების მინიმალური რაოდენობის შემცველი გერმანიუმის ძვრის მოდულის მკვეთრად გაზრდა მოსალოდნელი არ არის. აღსანიშნავია, რომ ძვრის მოდულის სიდიდეებზე თერმულად დამუშავების გავლენის ბუნება უცვლელია [111] და [100] კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის ნიმუშებისათვის.

რხევითი ამპლიტუდური დეფორმაციის $1 \cdot 10^{-5}$ - $5 \cdot 10^{-3}$ ინტერვალში, ოთახის ტემპერატურაზე შესწავლილია სუფთა და ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის (Q^{-1}) და ძვრის ფარდობითი მოდულის (G/G_0) ამპლიტუდური დამოკიდებულება (ნახ.15).



ნახ.15. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნისა (1,2,3) და ძვრის მოდულის(1',2',3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება, $T=300K$.
 1,1' - Ge,[111], 2,2' - Ge:B ($1 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$), [111], 3,3' - Ge:B ($8 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$), [111]

საკვლევი ნიმუშებისათვის დამახასიათებელია კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის ერთადერთი მნიშვნელობა, რომელზედაც შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა იწყებს მკვეთრად ამაღლებას, შესაბამისად ასევე მკვეთრად მცირდება ძვრის ფარდობითი მოდული ამპლიტუდური დეფორმაციის მაღალი მნიშვნელობების დიაპაზონში. ბორით სუსტად ლეგირება საგრძნობლად ზრდის ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკულ სიდიდეებს. ბორის მაღალი კონცენტრაციების შემთხვევაში კი, პირიქით, კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდეები მცირდება, მაგრამ ისინი უფრო მაღალია არალეგირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმთან შედარებით.

კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციისა და ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობების ნამრავლით განისაზღვრა დრეკადობის

ზღვრის სიდიდეები ძვრის დეფორმაციის პირობებში. მიღებული შედეგები წარმოდგენილია ცხრილში.

მონოკრისტალური გერმანიუმის დრეკადობის მახასიათებლები
ცხრილი 8

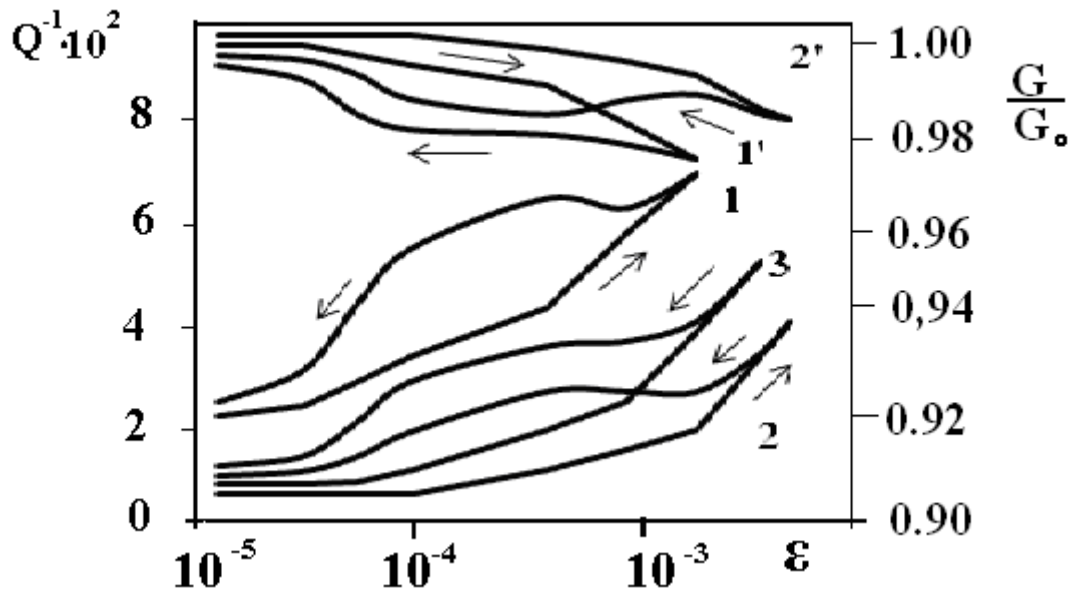
საცდელი ნიმუშები	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ^{-3} [111]	ძვრის მოდული, კგ/მმ^2		ფარდობითი ამპლიტუდური დეფორმაცია		დრეკადობის ზღვარი, კგ/მმ^2	
		[111]	[100]	[111]	[100]	[111]	[100]
Ge	$5 \cdot 10^{15}$	3800	3600	$4 \cdot 10^{-5}$	$7 \cdot 10^{-4}$	0,15	2,66
Ge:B	$1 \cdot 10^{16}$	4150	3950	$1 \cdot 10^{-4}$	$3,5 \cdot 10^{-5}$	0,41	14,5
	$1 \cdot 10^{17}$	4100	3850	$8 \cdot 10^{-5}$	$2 \cdot 10^{-3}$	0,33	8,2
	$5 \cdot 10^{18}$	3900	3700	$7 \cdot 10^{-5}$	$1 \cdot 10^{-3}$	0,27	3,9

ექსპერიმენტებით ნაჩვენებია, რომ ბორით სუსტად ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმი ხასიათდება დრეკადობის ზღვრის მაღალი მნიშვნელობებით. მათთან შედარებით არალეგირებული და ბორით ძლიერად ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობები საგრძნობლად დაბალია.

ნახ.16-ზე წარმოდგენილია Ge და Ge:B მონოკრისტალების $Q^{-1}(\varepsilon)$ და $G/G_0(\varepsilon)$ დამოკიდებულებათა გრაფიკები. გაზომვები შესრულებულია 820K ტემპერატურაზე, რომელზედაც მოსალოდნელია გერმანიუმის მონოკრისტალებში პლასტიკური დეფორმაციის განვითარება.

ოთახის ტემპერატურაზე მიღებული შედეგებისაგან განსხვავებით 820K ტემპერატურაზე $Q^{-1}(\varepsilon)$ და $G/G_0(\varepsilon)$ ფუნქციონალური დამოკიდებულებები ხასიათდებიან მრავალსტადიურობით. [111] კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრი ოთახის ტემპერატურაზე შედგენილია სამი, ერთმანეთისაგან განცალკევებული დიაპაზონით. პირველ დიაპაზონში ($5 \cdot 10^{-6}$ - $7 \cdot 10^{-4}$) შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა დაბალია და იზრდება სუსტად რხევის ამპლიტუდის პროპორციულად. პირველ

კრიტიკულ ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე იწყება შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის შესამჩნევად წრფივი ზრდა, რომელიც გრძელდება მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდურ დეფორმაციამდე. ამპლიტუდის შემდგომი ზრდისას შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა მკვეთრად იზრდება.



ნახ.16. მონოკრისტალური Ge:B ნიმუშების შინაგანი ხახუნისა (1,2,3) და ძვრის მოდულის (1',2',3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება, T=820K.
 1,1' _ Ge,[111], 2,2' _ Ge:B ($1 \cdot 10^{17} \text{სმ}^{-3}$), [111], 3 _ Ge:B ($5 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-3}$), [111].

პირველი კრიტიკული ამპლიტუდა შეესაბამება კრიტიკულ ძაბვას, რომლის ზემოქმედებით დისლოკაციაზე არსებული მერხევი სეგმენტი მოწყდება სუსტად დამაგრებულ წერტილოვან დეფექტს, როგორცაა ერთეულოვანი ვაკანსია, მინარევის ატომი და მათი მარტივი კომპლექსები. ცნობილია[3], რომ პირველ კრიტიკულ დეფორმაციამდე ადგილი აქვს მხოლოდ დისლოკაციური სეგმენტის გამრუდებას, რაც 2-5 ატომთაშორის მანძილზე ხორციელდება.

შინაგანი ხახუნის შეუქცევადი ზრდა ვლინდება მეორე კრიტიკული ამპლიტუდიდან და ძლიერდება უფრო მაღალ ამპლიტუდაზე. უკუსვლის გრაფიკზე ფიქსირდება ანომალურად მაღალი ინტენსივობის შინაგანი ხახუნის განიერი მაქსიმუმი, რომლის დაბალ ამპლიტუდური ფონის

ინტენსივობა 1,5-2-ჯერ მაღალია საწყისი მდგომარეობის ფონთან შედარებით.

ცნობილია [102-104], 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. აღნიშნული მდგომარეობა ხასიათდება როგორც მიკროპლასტიკური დეფორმაცია, რომელიც მიმდინარეობს ახალი დისლოკაციების წარმოქმნითა და არსებული დისლოკაციების მოწყვეტით დისლოკაციების ურთიერთგადაკვეთაზე არსებული კვანძებიდან და დამაგრების ძლიერი ცენტრებიდან.

ბორით სუსტად ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე 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 განიერი მაქსიმუმი, რომელიც დაკავშირებულია რხევების ენერჯის შთანთქმის ჰისტერეზისული ტიპის პროცესებთან. შედარებით დაბალი ამპლიტუდების არეში გამოვლენილია შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის ნაზრდი. $Q^{-1}(\epsilon)$ -ის გრაფიკზე ჩნდება ჰისტერეზისის ღია მარყუჟი, რაც ნათლად ადასტურებს საცდელი კრისტალის სტრუქტურაში მიკროპლასტიკური დეფორმაციის განვითარებას[105].

ბორით ძლიერად ლეგირებული გერმანიუმის $Q^{-1}(\epsilon)$ დამოკიდებულება ასევე ორი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციით ხასიათდება. მათი სიდიდეები მაღალია არალეგირებული გერმანიუმის ანალოგიურ

მახასიათებლებთან შედარებით, მაგრამ ნაკლებია ბორით სუსტად ლეგირებული ნიმუშების ასეთივე მახასიათებლებზე.

ყველა საცდელი ნიმუშის დინამიური ძვრის მოდული განიცდის რთული ხასიათის ცვლილებებს რხევის ამპლიტუდის ფართო ინტერვალში. ძვრის მოდულის ფარდობითი მნიშვნელობის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე გამოვლენილია ორი კრიტიკული წერტილი, რომელიც ემთხვევა შინაგანი ხახუნის კრიტიკულ ამპლიტუდურ მნიშვნელობებს. მაღალი ამპლიტუდური დეფორმაციის ინტერვალში მკაფიოდ ვლინდება მიკროპლასტიკური დეფორმაცია ძვრის მოდულის ჰისტერეზისის ღია მარყუჟის ფორმით.

წარმოდგენილი შედეგების საფუძველზე განსაზღვრულია დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობები. დადგენილია, რომ ბორით სუსტად ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმი ხასიათდება ძვრის მოდულის, კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციისა და დრეკადობის ზღვრის მაღალი მნიშვნელობებით. ეს გარემოება განპირობებულია გერმანიუმის სტრუქტურის განმტკიცებით, რასაც იწვევს ტექნოლოგიურ მინარევებთან ერთად ბორის ატომებით დისლოკაციების ბლოკირების გაძლიერება[106]. ბორის მაღალი კონცენტრაციების შემთხვევაში განმტკიცების პროცესთან ერთად მიმდინარეობს “დარბილების” პროცესი. ამ უკანასკნელს იწვევს ელექტრონული გაწყვეტილი კავშირების შევსება დისლოკაციების ბირთვების მახლობლობაში, რაც თავის მხრივ განაპირობებს დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის შემცირებას. ყოველივე აღნიშნული ასახულია ძლიერად ლეგირებული Ge:B მონოკრისტალის მექანიკური მახასიათებლების შემცირებაში.

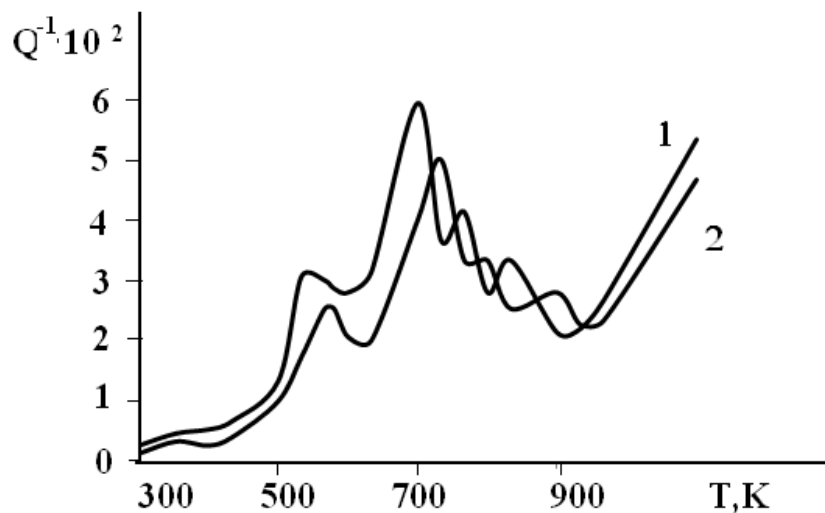
ამრიგად, ბორით ლეგირებით შესაძლებელია მონოკრისტალური გერმანიუმის დისლოკაციური სტრუქტურისა და მექანიკური მახასიათებლების ცვლილებების მართვა. ეს გარემოება მნიშვნელოვანია გერმანიუმის ფუძეზე განსაზღვრული თვისებების ნახევარგამტარული მასალების დამუშავების პრობლემისათვის.

2.6.5. რელაქსაციური პროცესები ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმში

დღეისათვის მეტად მცირერიცხოვანი შრომებია შესრულებული, მიძღვნილი სუფთა და ლეგირებული გერმანიუმის რელაქსაციურ თვისებებზე. დადგენილია [107,108], რომ 1-10²³ც სიხშირულ დიაპაზონში T<500K ტემპერატურებამდე გერმანიუმში ვლინდებიან რელაქსაციური მაქსიმუმები, რომელთა აქტივაციის ენერგია განაწილებულია 0,04-1,1ევ ინტერვალში და რომლებიც აიხსნებიან დისლოკაციებზე გეომეტრიული ღუნვების მოძრაობით. გაანალიზებულია პლასტიკური დეფორმაციის მექანიზმი სუფთა და ანტიმონით ლეგირებულ გერმანიუმის კრისტალში [104]. ხაზგასმულია, რომ ამპლიტუდაზე დამოკიდებული შინაგანი ხახუნი დაკავშირებულია კრისტალის ზედაპირულ ფენებში დისლოკაციების მოძრაობასთან. გერმანიუმის კრისტალის მაღალი სიმყიფე, დაბალი მექანიკური სიმტკიცე და პლასტიკურობა არის უმთავრესი მიზეზი იმისა, რომ თითქმის არ გამოიყენება პრაქტიკაში გრეხითი რხევების პროცესში რელაქსაციური სპექტრის გაზომვის მეთოდები. თუმცა აღსანიშნავია, რომ 1³ც სიხშირის მახლობლობაში შესაძლებელია გამოვლინდეს უნიკალური ინფორმაცია წერტილოვანი და გავრცობილი დეფექტების მოძრაობისა და დიფუზიური აქტიურობის შესახებ[109].

შესწავლილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის სპექტრები სიხშირის 1-5³ც დიაპაზონში. ბორით ლეგირებული გერმანიუმის საცდელი კრისტალების რეალურ სტრუქტურაში მაღალია დისლოკაციების სიმკვრივე (10³-10⁴სმ⁻³). ისინი არათანაბრად არიან განაწილებული (111) ორიენტაციის სიბრტყეზე. ზოგიერთ შემთხვევაში გამოვლენილია დისლოკაციების ე.წ. ვარსკვლავისებური დაჯგუფებები. ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მონოკრისტალის რეალური სტრუქტურული მდგომარეობა არსებითად გავლენას ახდენს

სტრუქტურულად-მგრძობიარე არადრეკადი თვისებების მაღალტემპარატურული სპექტრების ფორმირებაზე. Ge:B საცდელი ნიმუშის გრებიტი რხევების 3,03კ სიხშირეზე შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი ხასიათდება ინტენსიური მაქსიმუმებით 550, 700, 780 და 870K ტემპერატურებზე. 300-350K ტემპერატურულ ინტერვალში ამდლებულია შინაგანი ხახუნის ფონი (ნახ.17). 300-550K დიაპაზონში შინაგანი ხახუნის ფონი ტემპერატურისგან დამოკიდებელია. მისი ექსპონენციალური დამოკიდებულება შესამჩნევია 670K ტემპერატურიდან. Ge:B(10^{17}სმ^{-3}) მონოკრისტალის შინაგანი ხახუნის ფონის მკვეთრი ექსპონენციალური ინტერვალი 30-40K-ით გადანაცვლებულია მაღალი ტემპერატურებისკენ. ეს ადასტურებს მაღალი აქტივაციის დეფექტების არსებობას ბორით ლეგირების შემთხვევაში, რითაც განისაზღვრება შინაგანი ხახუნის ფუნდამენტური ფონის გადანაცვლება მაღალი ტემპერატურებისაკენ. დამოკიდებულება $\ln Q^{-1}-1/T$ $T>670\text{K}$ ინტერვალში წრფივი ხასიათისაა. წრფის დახრის კუთხით განსაზღვრულია ფონის აქტივაციის ენერგია $\approx 1,75\text{ევ}$.

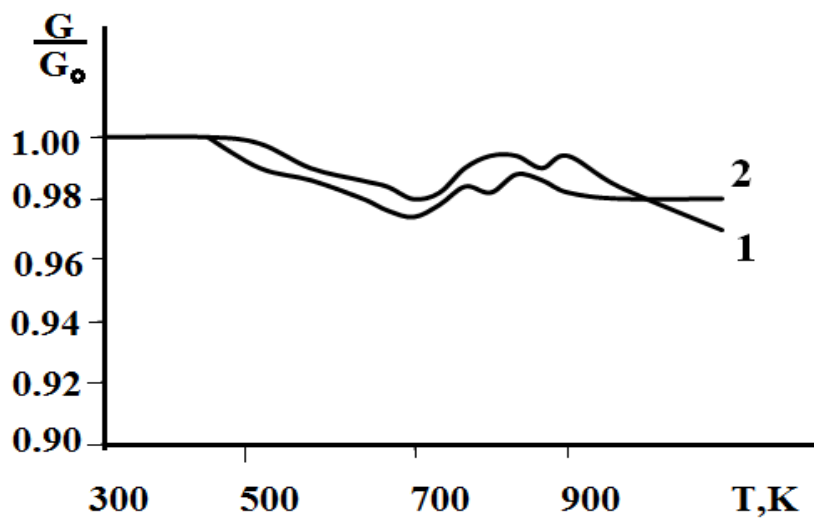


ნახ.17 . მონოკრისტალური Ge:B შინაგანი ხახუნის სპექტრები
1_ Ge:B(10^{17}სმ^{-3}), 2_ Ge:B($5 \cdot 10^{18}\text{სმ}^{-3}$),[111].

შინაგანი ხახუნის ფონის აქტივაციის ენერგიის მაღალი სიდიდე, აგრეთვე ფონის ინტენსივობის ძლიერი ამპლიტუდური დამოკიდებულება მიუთითებს ექსპონენციალური ფონური გაბნევის პროცესების

დისლოკაციურ წარმომავლობაზე. კერძოდ, შესაძლებელია ფონის ფორმირებაში მონაწილეობენ დისლოკაციებისა და ვაკანსიების ურთიერთქმედების პროცესები.

ძვრის მოდულის ტემპერატურულ სპექტრში გამოვლენილია მკვეთრად შემცირებისა და ამაღლების უბნები (ნახ.18). მოდულის მკვეთრად შემცირება განპირობებულია მიმდინარე რელაქსაციური პროცესებით,, ხოლო ტემპერატურის ზრდის პირობებში მოდულის ამაღლება მიუთითებს ლეგირებული გერმანიუმის სტრუქტურის დინამიურ მექანიკურ განმტკიცებაზე .



ნახ.18. მონოკრისტალური Ge:B-ის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება.

1_ Ge:B(10^{17}სმ^{-3}), 2_ Ge:B($5 \cdot 10^{18}\text{სმ}^{-3}$), [111].

რელაქსაციური მაქსიმუმის არსებობის პირობიდან: $2\pi f_{\text{max}} = \tau_0^{-1} \exp(H/KT) = 1$ განსაზღვრული იქნა მაქსიმუმების დამახასიათებელი სიხშირის ფაქტორები.

ექსპერიმენტულად ნაჩვენებია, რომ $5 \cdot 10^{19}\text{სმ}^{-3}$ კონცენტრაციით ბორის შემცველი გერმანიუმი ხასიათდება ძლიერი ინტენსივობის რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციის ენერჯის შემცირებული მნიშვნელობებით არალეგირებულ Ge-ის რელაქსაციური პროცესების მახასიათებლებთან

შედარებით. ამასთან ერთად მცირდება რელაქსაციური პროცესების სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები (ცხრ.9).

ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური გერმანიუმის რელაქსაციური პროცესების მახასიათებლები

ცხრილი9

საცდელი ნიმუშები	მაქსიმუმების ტემპერატურა, T,K	აქტივაციის ენერგია, ევ	სიხშირის ფაქტორი წმ ⁻¹
მონოკრისტალური Ge:B, 1·10 ¹⁷ სმ ⁻³	555	1,35	2·10 ¹⁴
	700	1,45	5·10 ¹³
	785	1,60	2·10 ¹³
	870	1,75	3·10 ¹⁴
მონოკრისტალური Ge:B, 5·10 ¹⁸ სმ ⁻³	550	1,30	1·10 ¹⁴
	695	1,40	3·10 ¹³
	770	1,50	1·10 ¹³
	860	1,60	8·10 ¹³

ბორით ძლიერად ლეგირების შემთხვევაში Ge-ის კრისტალურ მესერში ბორის ატომებსა და ჟანგბადის ატომებს შორის წარმოიქმნებიან ელექტრონული ბმები, რაც განაპირობებს B-O კომპლექსების ფორმირებას. შესაბამისად შემცირდება ჟანგბადის კონცენტრაცია არახრახნული და ხრახნული ორიენტაციის დისლოკაციების ატმოსფეროებში. ეს გამოიწვევს გეომეტრიული ღუნვის ნახევარგანის გაზრდას დისლოკაციებზე, რაც შეამცირებს ელექტრონული და დრეკადი წარმოშობის ძალების დამამუხრუჭებელ მოქმედებას. სწორედ ამიტომ ნაკლები ენერგია იქნება საჭირო სხვადასხვა ორიენტაციის დისლოკაციებზე გეომეტრიული ღუნვების მიგრაციისათვის ჟანგბადის ატომებით ძლიერ გადარიბებულ ატმოსფეროში. თავის მხრივ გეომეტრიული ღუნვის გაგანიერება ნიშნავს მისი აქტივაციური მოცულობის გადიდებას. და, მაშასადამე, მისი რხევის საკუთარი სიხშირის შემცირებას. ბორით ლეგირება აგრეთვე გამოიწვევს დონორული GeO₄ კომპლექსების წარმოქმნის გამწვანებას და შესუსტება მათი კონცენტრაციის შემცირებას. ასეთ შემთხვევაში გაიზრდება კრიტიკული მანძილები დისლოკაციებზე არსებულ წყვილ ღუნვებს შორის

და მათი ურთიერთქმედება დამამუხრუჭებელ კომპლექსებთან. ყოველივე ეს განაპირობებს წყვილი ღუნვების მიგრაციის ენერგიის შემცირებას.

რელაქსაციური პროცესები 700 და 780K ტემპერატურებზე ძლიერად დამოკიდებულია ამპლიტუდისაგან, რაც ადასტურებს დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების მონაწილეობას ენერგიის გაბნევის პროცესებში. ბორით ლეგირებული გერმანიუმის კრისტალში დისლოკაციების განაწილების არაერთგვაროვნება, მათი შეჯგუფებების არსებობა, აგრეთვე ბორისა და ჟანგბადის ატომებისაგან კომპლექსების წარმოქმნა განსაზღვრავენ დისლოკაციების მოძრაობის ენერგეტიკულ მახასიათებლებს. აქტივაციის ენერგიების სიდიდეების გათვალისწინებით ჩანს, რომ გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების მიგრაციას ბორით ლეგირებულ გერმანიუმის კრისტალში ესაჭიროება შედარებით მაღალი აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობები. ამით აიხსნება რელაქსაციური მაქსიმუმების გადანაცვლება მაღალი ტემპერატურებისაკენ. მათი ინტენსივობის ამპლიტუდური დამოკიდებულებიდან გამომდინარე შესაძლებელია დაშვება, რომ რელაქსაციური პროცესების მიკროსკოპული მექანიზმები დაკავშირებულია დისლოკაციური ღუნვების მიგრაციასთან დისლოკაციების სრიალის სიბრტყეში მინარევებისა და მათი კომპლექსების ატმოსფეროებში. ეს მოსაზრება სრულ თანხმობაშია თეორიულ მოდელებთან დისლოკაციების დინამიკის შესახებ [110].

მოწვა 1070K(10სთ.) ტემპერატურაზე მკვეთრად ამცირებს რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობას. განსაკუთრებით ეს ეხება რელაქსაციას 550 K ტემპერატურაზე. ეს შესაძლებელია განპირობებული იყოს ლეგირებული კრისტალის ზედაპირზე მოწვის შედეგად გეომეტრიული ღუნვების ლიკვიდაციისა და ვაკანსიების ანიჰილაციის პროცესებთან. ძირითადი ცვლილებები, რომლებიც მიმდინარეობენ ბორით ლეგირების შედეგად სტრუქტურული დეფექტების გადანაწილებაში ნათლად არის ასახული ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე. მიუხედავად იმისა, რომ რხევების ენერგიის გაბნევა უმნიშვნელოა მაინც

აქვს ადგილი მოდულის საგრძნობ შემცირებას 300-500K ტემპერატურულ შუალედში. მისი შემდგომი შემცირება დაკავშირებულია ერთის მხრივ, ძალიან მაღალი ინტენსივობის რელაქსაციურ პროცესთან 700K-ზე, ხოლო მეორეს მხრივ, წერტილოვანი დეფექტების მიგრაციასთან დისლოკაციებიდან კრისტალის მოცულობის მიმართულებით. თერმული დამუშავებით რელაქსაციური პროცესები 300-500K შუალედში პრაქტიკულად მთლიანად ჩაიხშობა, შესაბამისად ძვრის მოდული თითქმის პრაქტიკულად არ არის დამოკიდებული ტემპერატურისაგან. 670-820K ინტერვალში მოდული დაახლოებით წრფივად მცირდება. ეს აიხსნება ატომთა შორის კავშირის ძალების შესუსტებით თერმული გაფართოების კოეფიციენტისა და მუხტის თავისუფალი მატარებლების კონცენტრაციის გაზრდით.

როგორც დაბალი, ასევე მაღალი კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული გერმანიუმის კრისტალების მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია (ციკლების რაოდენობა -500, დეფორმაციის ტემპერატურა-900K) იწვევს ყველა რელაქსაციური მაქსიმუმის და ექსპონენციალური ფონის ტემპერატურისა და აქტივაციის ენერჯის სიდიდეების შემცირებას 10-15%-ით. აღსანიშნავია, რომ ~900K ტემპერატურის არეში გერმანიუმში შესაძლებელია განვითარდეს პლასტიკური დეფორმაცია. რაც ნიშნავს, დეფორმაციის პროცესში კრისტალის მოცულობაში სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციების ჩასახვას. ამასთან ერთად მოსალოდნელია დეფორმაციამდე არსებული დისლოკაციების მოწყვეტა მინარევების ატმოსფეროდან და, შესაბამისად, მათი მოძრაობა შედარებით დაბალი აქტივაციის ენერჯით. ეს გარემოება შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურულ სპექტრებში ვლინდება რელაქსაციური პროცესების აქტივაციურ მახასიათებლების შემცირებაში.

ლიტერატურული მონაცემებისა [111-114] და მიღებული ექსპერიმენტული შედეგების შედარებითი ანალიზით შესაძლებელია დაუშვათ, რომ რელაქსაციური მაქსიმუმები 550 და 780-800K

ტემპერატურებზე განპირობებულია 60-გრადუსიანი კიდური დისლოკაციებზე გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების შექცევადი მოძრაობით გარეშე პერიოდული ძაბვის ზემოქმედებით. ინტენსიური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები 700 და 870K ტემპერატურებზე შესაძლებელია დაკავშირებულია გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების მოძრაობასთან ხრახნული ორიენტაციის დისლოკაციებზე ნიშანცვლადი ძაბვის ველში. რელაქსაციური პროცესების მიკროსკოპული მექანიზმების გადრმავებული ანალიზისათვის აუცილებელია გერმანიუმის მონოკრისტალების არადრეკადობის კვლევების გაგრძელება სხვადასხვა კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის, ბორის კონცენტრაციის დიდ დიაპაზონში ცვლილების, სხვა ტიპის მექანიკური რხევების და დეფორმაციის პირობებში. შესრულებული ექსპერიმენტული კვლევები ნათლად ავლენენ რელაქსაციური პროცესების განმსაზღვრელი დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის სიდიდებისა და დინამიური მექანიკური მახასიათებლების ზრდის ტენდენციას სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალურ გერმანიუმში.

დასკვნა

1. ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებულია არალეგირებული და სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალები.
2. შესწავლილია გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიკროსტრუქტურა. მონოკრისტალური ნიმუშების (111) სიბრტყეებზე გამოვლენილია დისლოკაციების განაწილების კანონზომიერება და ნაჩვენებია, რომ ბორის კონცენტრაციის ამალღებით იზრდება დისლოკაციების სიმკვრივე. მაღალტემპერატურული დეფორმაცია ღუნვაზე საცდელი მონოკრისტალური ნიმუშების სტრუქტურაში მკვეთრად ამალღებს დისლოკაციების სიმკვრივეს. იწვევს ბლოკური სტრუქტურის ფორმირებას; ბლოკების შიდა სტრუქტურაში წარმოქმნილია ლარტყების ფორმის ორეულების დაჯგუფებები.
3. ჰოლის ეფექტის რეგისტრაციის მეთოდით შესწავლილია მასიური პოლი- და მონოკრისტალური სუფთა და ბორით ლეგირებული გერმანიუმის ნიმუშების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები. დადგენილია სტრუქტურული მდგომარეობის, ბორის კონცენტრაციის, მაღალტემპერატურული დეფორმაციისა და შემდგომი მოწვის გავლენით გერმანიუმის მასიური კრისტალების ელექტროგამტარობის, დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის ცვლილებების კანონზომიერებანი.
4. განსაზღვრულია სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის მნიშვნელობები. გაანალიზებულია სტრუქტურული მდგომარეობის, კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის, მაღალტემპერატურული დეფორმაციისა და მოწვის გავლენა მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის ცვლილებებზე.

5. 300–1000K ტემპერატურულ ინტერვალში გამოვლენილია გერმანიუმის მასიური კრისტალების არამონოტონური თერმული გაფართოება, გაანალიზებულია დისპერსულ ფაზებში, კომპლექსებსა და კოტრელის ატმოსფეროებში გარდაქმნების წვლილი ფარდობით წაგრძელებისა და ხაზოვანი თერმული გაფართოების არამონოტონურ ცვლილებებში.
6. გრეხითი რხევების ~13ც სიხშირეზე 150 და 250K ტემპერატურებზე გამოვლენილია დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთქმედებით განპირობებული ხასიფუტის ტიპის რელაქსაციური მაქსიმუმები და განსაზღვრულია პროცესების დამახასიათებელი აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები. გაანალიზებულია ბორით ლეგირების, მაღალტემპერატურული დეფორმაციისა და მოწვის წვლილი რელაქსაციური პროცესების მახასიათებლების ცვლილებებში.
7. 300-1000K ტემპერატურულ ინტერვალში და 0,5-5,03ც სიხშირულ დიაპაზონში შესწავლილია სტრუქტურული მდგომარეობის, ბორით ლეგირების, დეფორმაციისა და თერმული დამუშავების გავლენა რხევების მილევის რელაქსაციურ და ჰისტერეზისულ პროცესებზე. განსაზღვრულია პროცესებში მონაწილე დეფექტების მოძრაობის აქტივაციური მახასიათებლები.
8. ამპლიტუდური დეფორმაციის ფართო ინტერვალში გამოვლენილია ძვრის მოდულისა და რხევების მილევის მრავალსტადიური ცვლილებები და განსაზღვრულია კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციისა და დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობები.
9. მიღებული შედეგები შესაძლებელია გათვალისწინებული იქნას გერმანიუმის ფუძეზე ახალი ნახევარგამტარული სტრუქტურებისა და ხელსაწყოების შექმნის პრობლემების გადაწყვეტაში.

გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა

1. Hornstra I. Dislocations in the diamond lattice. J. Phys. Chem. Solids, 1958, v.5 (1/2), pp.129-141.
2. Kohn I.A. Twinning in Diamond-Type Structures. J. Amer. Mineralogist, 1958, 43, #3/4, pp.263-264.
3. 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.
4. Alexander H, Haasen P. Dislocation distribution in deformed germanium. Canadian Journal of Physics. 1967, v.45, №2, 1209-1212, 10.1139. pp. 67-88.
5. Alexander H, Haasen P. Dislocations in Ge and Si. J.Solid State Physics, 1968, v.22. pp.22-35.
6. Phylips A. Structure of dislocations in germanium. J.Appl.Phys.,1973, vol.44, №9, pp.4252-4254.
7. Хирш П.Б., Хови А., Никольсон Р.Б., Пешьли Д.В., Уэлан М.Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.,МИР,1968, 574с.
8. 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.
9. Chaudhury A.R., Patel J.R., Rubin L.G. Velocities of Dislocations in Germanium and other Semiconductor Crystals J. Appl. Phys. 1962,v. 33, № 9, pp.2736-2746.
10. Kabler M.U. Dislocation mobility in germanium, Phys. Rev., 1963, v.131, №1, pp.54-58.
11. Cell V. Kabler M.U. Ninomiya T. Theory of dislocation mobility in semiconductors. J.Phys. Rev., 1963, v.131, №1, pp.58-72.
12. Ерофеев В.Н., Никитенко В.И. Подвижность дислокаций в кремний, содержащем примеси замещения и внедрения. ФТТ. 1971, т.13, №1, с.146-151.
13. Ерофеев В.Н., Никитенко В.И. Скорость движения индивидуальных дислокаций в монокристаллах германия, ФТТ, 1971, т.13, №1, с.300-306.
14. Ерофеев В.Н. Никитенко В.И. Сопоставление экспериментальных данных и теории подвижности дислокаций в кремний. ЖЭТФ, 1971, т.60, №5, с.780-1786.
15. Никитенко В.И. Подвижность дислокаций в потенциальном рельефе Пайерсла. Наукова Думка, Динамика дислокаций.: Киев, 1975. 7-26 с.

16. Милевский Л.С., Смольский И.Л. «Механизм движения дислокационных петель при пластической деформации совершенных монокристаллов». ФТТ, Т. 17. вып. 5.1975, 1333-1339.
17. Милевский Л.С., Смольский И.Л. «О механизме движения дислокаций в кристаллах со структурой алмаза». ФТТ, 1977, т. 19, №5, 1328-1332
18. Милевский Л.С., Чувилин Ю.Н. Особенности движения сегментов дислокационных петель, образованных в объеме сильнолегированных монокристаллов кремния. ФТТ, 1980, Т.22, №9, с.2633-2639.
19. Милевский Л.С., Чувилин Ю.Н. Влияние напряжения на плотность источников и на подвижность сегментов дислокаций в кремнии. ФТТ, 1980, Т.22, №4, с.1184-1186.
20. Yonenaga I., Growth and mechanical properties of GeSi bulk crystals. J. Materials Science: 1999, v.10, №5, p.329-333.
21. Yonenaga I., Growth of GeSi crystals. J.Appl.Phys. 1996,v.80, p.3244-3249.
22. 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.
23. 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,v.31. pp.105-112.
24. Meingast R., and Alexander H., J.Phys. Stat.Sol.(a), 1973,17, pp.229-243..
25. Gomez A.M., Hirsch P.B.. On the mobility of dislocations in germanium and silicon. Philosophical Magazine, 1977,36:11, pp.169-179.
26. Sumino K. Dislocations in Ge and Si. J: Handbook of Semiconductors, edited by S.mahajan .Elsevier Science, Amsterdam, 1994.vol.3.p.73-84.
27. Yonenaga I., Sumino K. , Izava G., Watanabe H.and Matsui J. Dislocations in diamond type semiconductors. J.Materials Res., 1989,4, pp.361-368.
28. Yonenaga I., and Sumino K.. Mechanical Strength of GeSi alloys. J.Appl.Phys,80(6), 1996,pp.3244-3247.
29. Каур И., Густ В. Диффузия по границам зерен. Перевод с англ.,Машиностроение, М., 1991,446с.
30. Доброхотов Э.В., Диффузия в дислокационном Ge и модель “жидкого” ядра дислокации. ФТТ, 2005, Том47, №12, с.2166-2169.
31. Баллоу Р., Ньюмен Р..Диффузионные процессы в расплавах. В. Сборнике Термически активированные процессы в кристаллах. М., МИР, 1973,с.75-84.
32. Yunin Yu.L. and Nikitenko V.I. Dislocation kink dynamics in crystals with deep Peierls potential relief. Phys.Stat.Sol.(a), 1999,171, pp.17-26.

33. 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.
34. Каплунов И.А., Колесников А.И.. Малоугловые границы в Ge. Кристаллография, 2004, том 49, №2, с.234-238.
35. Мильвидский М.Г., Освенкий В.Б., Структурные дефекты в полупроводниках. М. М.Металлургия, 1984, 384с.
36. Vdovin V.Y. Misfit dislocations in epitaxial heterostructures. Phys.Stat.Sol.(a), 1999,171, pp.239-250.
37. Scott G.. Electrical properties of dislocations in ultra-pure germanium. J.Electronic Materials, 1979, v.9. pp. 1-19.
38. 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.
39. Васильевская Н.И., Полялинов А.В., Хвостикова В.Д. Dislocation mobility in deformed Ge. ФТП. 1985, т.19, №4, с.777-780.
40. Schroter W. Electrical activity of dislocations in deformed Ge. Phys.Stat.Sol., 1967, v.21, pp.211-214.
41. Шикин В.Б., Шикина Ю.В. Заряжённые дислокаций в полупроводниках n-типа. ФТП. 1991, т.25, №12, с.2225-2228.
42. 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.
43. Ван Бюрен, Дефекты в кристаллах. М., ИЛ, 1962, 816с.
44. Шкловский В.И., Смишак И.С., Электропроводимость деформированного n-типа германия. ФТП. 1972.20, #3. с.1053-1055.
45. 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.
46. 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.
47. Мильштеин С.Х., Никитенко В.И., Влияние индивидуальных дислокаций на локальные электрические характеристики Si и Ge. ФТП. 1972., т.6, №8, с.1557-1563.
48. Гиппиус А.А., Колесник Л.И., Электронные свойства деформированных полупроводниковых материалов. В Сб.: Дислокаций и физические свойства полупроводников. М., "Наука", 1967, с.66-71.
49. T.Figielski, A.Moravski, Electrophysical properties of Ge with dislocations. Phys. Stat. Sol. (a), v. 6, 1971, p.617-622.

50. Антипов С.А., Белявский В.И., Дрожжин А.И, Дислокационное внутреннее трение в нитевидных кристаллах кремния. ФТТ. 1982, Т.24, №11, с. 3268-3271.
51. Родес Р.Г.. Несовершенства и активные центры в кристаллах. М.:Металлургия,1968, 371с.
52. 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.
53. Каплунов И.А., Смирнов Ю.М., Монокристаллы Ge: выращивание, дефекты структуры. Перспективные материалы, 2002, №4, с.35-41.
54. Фистуль А. Сильно легированные полупроводники. М., Наука, 1982, 340с.
55. 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.
56. Гончаров В.А., Осипьян Ю.А., Шевченко С.А.. Низкотемпературная дислокационная электропроводность в деформированном Ge. ФТТ, 1978, 29, с. 1928-1933.
57. Шевченко С.А.. Влияние отжига на дислокационную электропроводность германия. ФТП, 2000, т. 24, №5, с. 543-549
58. Рыбин В.В.. Большие пластические деформации и разрушение материалов. М.: Металлургия, 1986, 320 с.
59. Свиридов В. В. Электронно-стимулированная подвижность дислокаций в Германии. ФТТ, 1995, том 30, №10, с. 3097-3107.
60. Ienderich V. and Haasen P. Internal Friction Due to Kink Motion and Kink Pair Formation in Intrinsic and n-Doped Germanium. Phys.Stat.Sol.(a) 1988, v. 108, p. 553-568.
61. Александров Л.Н., Зотов М.И., Дефекты и внутреннее трение в полупроводниках. Новосибире, 1978, 168с.
62. Jones R. Electrical Activity of Dislocations in Ge. Phill Mag. B42,1980, p.213-221.
63. Hirsch P. B. Dislocation Kinks Motion in Doped n-Ge. J. Mater. Sci. Res. 1983, v.18, p. 1-12.
64. Wagner R.S. Production of Dislocations in Germanium by thermal shock. J.Applied Physics. 1958, v.29. №13. pp. 1679-1682.
65. Patel J.R. P.E.Freeland. Velocities of individual dislocations in Germanium. J. Appl. Phys. 1971; v.42, №9, pp.3298-3303.

66. Dismukes, J. P., Ekstrom L. Steigmeier E. F., Kudman I, and Beers D. S. Thermal and electrical properties of heavily doped Ge-Si alloys up to 1300K. *J. Appl. Phys.* 1964. V.35, №10, pp.2899-2908.
67. Sumino K., Kodaka Sh. Dynamical State of dislocations in germanium crystals during deformation. *J. Materials Science and Engineering*, 1974, v.13, №3, pp.263-268.
68. Murao Y., Taishi T., Tokumoto Y., Ohno Y. and Yonenaga I. Impurity effects on the generation and velocity of dislocations in Ge. *J. Applied Physics*. 2011.v.109. №11, pp. 113502 -113506.
69. Орлов А.Н., Зонштайн Е.М., О структуре перегибов на дислокациях в решетке Ge. /Кристаллография, т.12, 1967, с. 951-953.
70. Charles V. Collins and M. Howard Miles. Electrical effects of screw dislocations in germanium *J. Appl. Phys.* 1971, V.42, №13, pp.5644-5648
71. Calzecchi F, Gondi P. and Mantovani S. Internal friction phenomena connected with either edge or screw dislocations in Ge. *J. Appl. Phys.* 1969, v.40, №9, pp. 4798-4806.
72. Moller H., Buchhloz J. Low-temperature internal friction of deformed germanium and silicon. *J. Physica status solidi (a)*. 1973, v.20. №2. pp.545-554.
73. Bolkhovityanov Yu. B., Deryabin A. S., Gutakovskii A. K., and Sokolov L. V. Formation of edge misfit dislocations in GeSi films grown on misoriented (001) →(111) Si substrates. *J. Appl. Phys.* V.107, №12, 2010, pp.123521- 123527.
74. Welsh G., Mitchell T., Gibala R. Dislocation relaxation in germanium single crystals. *J Physical status solidi (a)*. V.15. №1. 1973, pp.225-236.
75. Bonetti E., Gondi P., Valeri S. Low-temperature internal friction phenomena in Ge. *J. Physics and astronomy*. v.33. №1, 1976, pp.103-108.
76. Pearson G., Read W., Morin F., Dislocations in plastically deformed germanium. *J. Phys. Rev.* v.93. №4, 1954, pp. 666-667.
77. Gatti J. R., Boioli F., Grydlik M., Brehm M., Groiss H., Glaser M., Montaneli F., Fromherz T., Schäffler F., and Miglio L. Dislocations engineering in SiGe heteroepitaxial films on patterned Si (001) substrates. *J. Applied Phys. Lett.* v.98, №12, 2011, pp. 121908-121910.
78. Пшеничников Ю.П. Выявление тонкой структуры кристаллов. М.; Металлургия, 1974, 600с.
79. Специальный практикум по полупроводниковым приборам. Ред. К.В. Шалимова, Москва, Ленинград, 1962, 304 с.
80. შურაძე თ. დოკუმენტაცია. თბილისი, 2010, 136გვ.
81. Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел. М.: Наука, 1974. 290с.

82. Криштал М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов, . М.: Металлургия, 1978, 380с.
83. Шейхер Э. Г., Тронин А. Л., Неймарк К. Н., Фалькевич Э. М. О природе микродефектов в бездислокационных монокристаллах кремния. ФТТ, т. 19, №8, 1977, с. 1745-1751.
84. არჩუაძე გ., ჩუბინიძე გ., ქუთელია რ., სიჭინავა ა., ტაბატაძე ი. თერმული დამუშავებისა და გრებიტი დეფორმაციის გავლენა მონოკრისტალური Ge-Si შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე. საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენციის მოხსენებათა კრებული. გამოყენებითი ფიზიკის აქტუალური საკითხები. თბილისი, გამომცემლობა საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი. 2011. გვ.12-14.
85. Дарсавелидзе Г.Ш., Бокучава Г.В., Чубинидзе Г.Г., Арчуадзе Г.Н., Курашвили И.Р., Широков Б.М. Динамические механические характеристики монокристаллов системы Si-Ge. Труды XX международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению. Алушта, Крым, 10-15 сентября, 2012г. с.279-280.
86. Петухов Б.В., О влиянии примесей на подвижность дислокаций в кристаллах с высокими барьерами Пайерлса. ФТТ., т.13, №12, 1971, с. 3679-3683.
87. Hirsch P. V., Electron Microscopy of Thin Crystals. Butter worths, 1965, 315p.
88. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Червоний И.Ф., Швец Е.Я., Фалькевич Э.С.. Полупроводниковый кремний. Запорожье, 2004, 344с.
89. Гускина Л.Г., Фалькевич Э.С.. Фазовые превращения в ковалентных кристаллах. Ж. Цветные металлы. № 9, 1987, с.58-63.
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. გერმასიმოვი ა. ნახევარგამტარული ხელსაწყოების შექმნის დაბალტემპერატურული ტექნოლოგიის საფუძვლები. თბილისი, უნივერსიტეტის გამომცემლობა, 2005, 236გვ.
92. Метод внутреннего трения в металлургических исследованиях. Справочник под редакцией Блантера М.С., Пигузова Ю.В.. М.: Металлургия, 1991, 248с.
93. Зегер А. Шиллер П. Перегибы на дислокациях. В кн.: Физическая акустика. Редактор У.Мэзон. том 3, часть А. М.: МИР, 1989, с.428-461.
94. ჩუბინიძე გ., ყურაშვილი ი., ტაბატაძე ი., ბილისეიშვილი მ. დაბალტემპერატურული რელაქსაციური პროცესები გერმანიუმის მასიურ კრისტალებში. საქართველოს ქიმიური ჟურნალი, ტ.13, №1, 2013

95. Миркин Л.И. Физические основы прочности и пластичности. М.: Изд-во Университета, 1968, 540с.
96. Акулов Н.С. Дислокации и пластичность. Минск, БССР, 1966, 365с.
97. Макклинток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. М.: МИР, 1970, 443с.
98. Гордиенко Л.К., Кобликова Л.В., Степанов В.Н. АЗВТ субструктурно упрочненного железа. В кн.: Механизмы ВТ в полупроводниковых и металлических материалах. М.: "Наука", 1972, с. 93-96.
99. Дургарян А.А. Спектр релаксации термоактивационного движения дислокации в условиях ультразвукового нагружения. Доклады АН Армянской ССР, 1983, LXXVII, №4, с.173-175.
100. Hirsch P. B. Dislocations and Properties of Real Materials, Institute of Metals, London, 1985, 333 p.
101. 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.
102. Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М.. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. М.: "Металлургия", 1987. 192с.
103. Pushkar A. Internal friction in metals and alloys. London, 2005, 640p.
104. Ienderich V. and Haasen P. Internal Friction Due to Kink Motion and Kink Pair Formation in Intrinsic and n-Doped Germanium. Phys.Stat.Sol.(a) 1988, 108, p. 553-568.
105. Chubinidze G., Kurashvili I., Bokuchava G., Chachkhanai Z. , Darsavelidze G. Dynamical mechanical properties of boron-doped monocrystalline germanium. Bulletin of the Georgian Academy of sciences, vol.6, №2, 2012, p.89-93.
106. Чубинидзе Г.Г., Курашвили И.Р., Дарчиашвили М.Д., Чачхиани З.Б., дарсавелидзе Г.Ш. Физико-механические свойства монокристаллического Ge:В. Труды 15-ого международного симпозиума. "Упорядочение в минералах и сплавах". Ростов н/Д: Изд-во СКНЦ ВШ ЮФУ АПСН, 2012, с.278-282.
107. Постников В.С. Внутреннее трение в полупроводниках. В кн.: Механизмы внутреннего трения в полупроводниковых и металлических материалов. М.: Наука, 1972, с.6-16.
108. Солошенко И.И. Крысков А.А. Исследование влияния деформации в электрическом поле на дислокационную структуру и вТ германия. В кн.: Механизмы внутреннего трения в полупроводниковых и металлических материалах. М.: наука, 1972, с. 33-35.

109. Арчуадзе Г.Н., Чубинидзе Г.Г., Сичинава А.В., Билисейшвили М.Д., Курашвили И.Р. Термическое расширение и неупругие свойства монокристаллов $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$ ($x \leq 0,02$). Химический журнал Грузии. 2011, т.11, №3, с.297-299.
110. Баллоу Р., Ньюмен Р. Кинетика миграции точечных дефектов к дислокациям. В кн.: Термически активированные процессы в кристаллах. М., МИР, 1973, с.75-145.
111. Calzechi, Gondi P., and mantovani S. Internal Friction Phenomena Connected with Either Edge or screw dislocations in Germanium. J. Applied Physics, v. 40 1969, p.4798-4806.
112. Голяндин С.Н. кустов С.Б. Термически активируемая и силовая микропластическая деформация и амплитудно- частотные спектры ВТ в кристаллах. ФТТ, том 37, №11, с,3248-3261.
113. 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 publishers, Inc. New York. 2011, v.3, №4, p.104-107.
114. Darsavelidze G., Darchiashvili M., Chubinidze G., Kurashvili I., Sanaia E., Gabrichidze L. , Tabatadze I. Peculiarities of of the IF spectrum of ceramic-metal $\text{Si}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$:P alloys. Bulletin of the Georgian National Academy of Sciences. vol.4,#2, 2010, p.82-84.