

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

იაშა ტაბატაძე

**ბორითა და გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის
ფუძემდებების სტრუქტურული და ელექტროფიზიკური
თვისებები**

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად

სადოქტორო პროგრამა „ინფორმატიკა“, შიფრი 0404

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

თბილისი, 0175, საქართველო

ივნისი, 2015 წელი

საავტორო უფლება © 2015 წელი, იაშა ტაბატაძე

თბილისი

2015 წელი

სამუშაო შესრულებულია საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტში

ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

საინჟინრო ფიზიკის დეპარტამენტი

ხელმძღვანელი: პროფ. გიორგი დარსაველიძე

რეცენზენტები: -----

დაცვა შედგება ----- წლის "-----" -----, ----- საათზე

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის -----

----- ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოს
კოლეგიის

სხდომაზე, კორპუსი -----, აუდიტორია -----

მისამართი: 0175, თბილისი, კოსტავას 77.

დისერტაციის გაცნობა შეიძლება სტუ-ს ბიბლიოთეკაში,

ხოლო ავტორეფერატისა - ფაკულტეტის ვებგვერდზე

სადისერტაციო საბჭოს მდივანი პროფ. თინათინ კაიშაური

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით იაშა ტაბატაძის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: “ზორითა და გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის ფუძემშრების სტრუქტურული და ელექტროფიზიკური 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

2015 წელი

ავტორი: იაშა ტაბატაძე

დასახელება: “ზორითა და გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის ფუძემრეების სტრუქტურული და ელექტროფიზიკური 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 იმ მცირე ზომის ციტატებისა, რომლებიც მოითხოვენ მხოლოდ სპეციფიურ მიმართებას ლიტერატურის ციტირებაში, როგორც ეს მიღებულია სამეცნიერო ნაშრომების შესრულებისას) და ყველა მათგანზე იღებს პასუხისმგებლობას.

რეზიუმე

დადგენილია, რომ სილიციუმის ლეგირება იზოვალენტური გერმანიუმის მინარევით აუმჯობესებს სილიციუმის საფუძველზე შექმნილი ფუძემრეების ხარისხს ზედიდ ინტეგრალურ სქემებში გამოსაყენებლად. გერმანიუმის საკმარისად მაღალ კონცენტრაციებამდე პრაქტიკულად არ იცვლება სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების დისლოკაციების კრისტალოგრაფიული მახასიათებლები და სიმკვრივე. გერმანიუმის კონცენტრაციის ცვლილების პირობებში სტრუქტურაში მიმდინარეობს წერტილოვანი დეფექტებისა და მინარევების რეაქციების სიჩქარეების ცვლილებები. გერმანიუმით ლეგირება წარმოადგენს სილიციუმის ფუძეზე ნახევარგამტარული ხელსაწყოების წარმოების ერთ-ერთ ეფექტურ მეთოდს.

სილიციუმის კრისტალურ მესერში გახსნილი გერმანიუმის ატომებისა და ვაკანსიების ურთიერთქმედების მაღალი ალბათობა და დამატებითი შინაგანი დრეკადი ძაბვების ფორმირება გერმანიუმის ატომების არეებში განაპირობებს მეორადი რადიაციული დეფექტების წარმოქმნის ეფექტურობის შემცირებას და, შესაბამისად, სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების რადიაციული მედეგობის ამაღლებას. სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობები შესაძლებელია გამოყენებული იქნას რადიაციულად მედეგ მზის ელემენტებში, ულტრაიისფერი და ინფრაწითელი გამოსხივების ფართო დიაპაზონში მოქმედ დეტექტორებში, რენტგენის სხივებისა და ნეიტრონების მონოქრომატორებში, დიდი სიმძლავრის თერმოელექტრულ გარდამქმნელებში.

დღეისათვის სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების ბაზაზე შექმნილ ფუძემრეებსა და ჰეტეროსტრუქტურებში დამახასიათებელი დეფექტების წარმოქმნისა და მოძრაობის პირობები, ფუნდამენტურ თვისებებზე მათი გავლენის მექანიზმები, თერმული და რადიაციული ზემოქმედების პირობებში მათი გარდაქმნები არასაკმარისი სიღრმით არის შესწავლილი. ეს გარემოება მნიშვნელოვნად აფერხებს სხვადასხვა ფუნქციონალური დანიშნულების ნახევარგამტარულ ხელსაწყოებსა და მოწყობილობებში მათ ფართოდ გამოყენებას.

ნაშრომში წარმოდგენილია პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური კრისტალების მეტალოგრაფიული, თერმული და ელექტროფიზიკური თვისებების, ასევე მათ ფუძეზე დამუშავებულ p- და n-ტიპის ელექტროგამტარობის ფუძემრეებზე მაღალტემპერატურული დიფუზიით p- n გადასასვლელების შექმნისა და ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების ერთობლივი კვლევის შედეგები.

აღმასის დისკზე შიდა ჭრის, მექანიკური ხეხვისა და პოლირების თანმიმდევრული განხორციელებით შექმნილია ფუძემრეები სხვადასხვა დისპერსულობის მასალებით დამუშავებული ზედაპირებით. მეტალოგრაფიულ ოპტიკურ მიკროსკოპზე “NMR-800RF“ შესწავლილია გერმანიუმისა და ბორის კონცენტრაციების ცვლილებების პირობებში

სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემშრეების პოლიკრისტალური აღნაგობის და შემადგენელი მარცვლების შიდა სტრუქტურის ცვლილებათა კანონზომიერებანი.

ცალკეული მარცვლის შიდა სტრუქტურაში შეინიშნება ორეულები და წყობის დეფექტები. არალეგირებულ სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობებში დაიშორება სხვადასხვა ზომისა და ფორმის დისპერსული ჩანართები. ისინი განაწილებულია დეფორმაციის კვალში და ორეულების გასწვრივ. თერმული მოწვეებით შესაძლებელია დისპერსული ჩანართების რაოდენობის, ფორმისა და ზომების რეგულირება, რაც წარმოადგენს პრაქტიკულ ინტერესს განსაზღვრული ელექტროფიზიკური მახასიათებლების მისაღწევად.

ვან დერ პაუს მეთოდით შესწავლილია ჰოლის ეფექტი მუდმივ მაგნიტურ ველში სხვადასხვა შედგენილობისა და ზედაპირის დამუშავების ხარისხის Si-Ge ფუძემშრეებში და განსაზღვრულია ელექტროგამტარობის, დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის მნიშვნელობები. გაანალიზებულია მექანიკური დამუშავებით ფორმირებული დეფექტების წვლილი ელექტროფიზიკური მახასიათებლების არამდგრადობაში, მათი კონცენტრაციის შემცირებისა და Si-Ge ფუძემშრეების მახასიათებლების ოპტიმიზაციის პირობები.

ნაჩვენებია, რომ იზოვალენტური გერმანიუმით ლეგირება უმნიშვნელოდ ცვლის ფუძემშრეების მახასიათებლებს. კერძოდ, სუსტად ავლენს დენის მატარებლების ზედაპირული კონცენტრაციის ამაღლებისა და ელექტრული ძვრადობის შემცირების ტენდენციას. ეს გარემოება განპირობებულია კრისტალიზაციის პროცესში დეფექტების სტრუქტურაში ცვლილებებით გერმანიუმის კონცენტრაციის ზრდის პირობებში.

იზოვალენტური გერმანიუმითა და ელექტრულად აქტიური ბორით ერთდროულად ლეგირებული სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემშრეების ზედაპირული ფენების დეფექტების მოძრაობის აქტივაციური მახასიათებლების დასადგენად შესწავლილია სტრუქტურულად-მგრძნობიარე შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული სპექტრები. არალეგირებულ, მაღალი ხარისხით პოლირებულ სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემშრეებში -45°C ტემპერატურაზე გრეხითი რხევების $\approx 13\text{ც}$ სიხშირეზე გამოვლენილია რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმი და ძვრის მოდულის დეფექტი. განისაზღვრა რელაქსაციაში მონაწილე სტრუქტურული დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ენერგია (0,4ევ.) და სიხშირის ფაქტორი. დადგენილია რელაქსაციური პროცესის ტემპერატურის არეში ძვრის დინამიური მოდულის დეფექტის 10-15%-ით და რხევების ენერგიის გაზრდის ინტენსივობის $\approx 10\%$ -ით ამაღლება. აღნიშნული ცვლილებები განპირობებულია სტრუქტურული დეფექტების კონცენტრაციის ზრდითა და მათი მიგრაციის არეებში ძვრის დინამიური მოდულის აბსოლუტური სიდიდის შემცირებით $\approx 10-12\%$ -ით.

რელაქსაციური მაქსიმუმისა და ძვრის მოდულის დეფექტის ინტენსივობაზე მაღალ ტემპერატურებზე თერმული დამუშავებისა და ქიმიური პოლირების გავლენის კვლევის საფუძველზე წარმოდგენილია მექანიზმი, რომლის თანახმად -45°C ტემპერატურაზე მექანიკური რელაქსაცია დაკავშირებულია სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემშრების ზედაპირზე მექანიკური ჭრის, ხეხვისა და პოლირების პროცესებში ფორმირებული ერთეულოვანი (გეომეტრიული) ღუნვებისა და ვაკანსიების ურთიერთქმედებასთან. აღნიშნული გარემოება შესაძლებელია გამოყენებული იქნას სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემშრების ზედაპირების დამუშავების ხარისხის დიაგნოსტიკისა და კონტროლისათვის.

ფართო ტემპერატურულ დიაპაზონში ($20-800^{\circ}\text{C}$) შესწავლილია პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების ფარდობითი წაგრძელებისა და ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ცვლილებათა თავისებურებანი. $200-500^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში ფარდობით წაგრძელებას ახასიათებს სხვადასხვა სიდიდის გადახრები წრფივი კანონზომიერებიდან, რაც ნათლად არის ასახული თერმული გაფართოების ხაზოვანი კოეფიციენტის არამონოტონურ ცვლილებებში, როგორც გახურება-გაცივების, ასევე სხვადასხვა ფიქსირებულ ტემპერატურაზე გაზომვის პირობებში. თერმული გაფართოების მახასიათებლების ანომალური ტემპერატურული ცვლილებების მიმდინარეობაზე ძლიერი გავლენა ხორციელდება $800-1300^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში მოწვევით ($5-10$ სთ). ნაჩვენებია, რომ $800-900^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე თერმული მოწვა ასუსტებს ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტის არამონოტონურობას $200-250^{\circ}\text{C}$, $380-400^{\circ}\text{C}$ და $450-550^{\circ}\text{C}$ ინტერვალებში, ხოლო $1150-1300^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე $3-5$ სთ, მოწვით აღნიშნულ ტემპერატურებზე ძლიერდება თერმული გაფართოების ანომალური გადახრები ნორმალური წრფივი მდგომარეობიდან. პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების თერმული გაფართოების ანომალიების ერთ-ერთ ძირითად მიზეზად მიჩნეულია დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების, ვაკანსიებისა და ჟანგბადის ატომების კომპლექსებში ფაზური გარდაქმნის პროცესები.

შესწავლილია პოლიკრისტალური p-ტიპის $\text{Si}+2\%\text{Ge}$ შენადნობის ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულება ოთახის ტემპერატურიდან 800°C -მდე. საცდელი შენადნობის რეალურ სტრუქტურაში ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესები ელექტროგამტარობის სუსტი გადახრებით არის წარმოჩენილი $200-500^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში. მაღალ ტემპერატურებზე თერმული მოწვით გამოწვეული ელექტროგამტარობის ტემპერატურულ დამოკიდებულების ცვლილებების საფუძველზე შესაძლებელია ტემპერატურის ფართო დიაპაზონში სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ელექტრული მახასიათებლების მართვა.

სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებულ Si-Ge ფუძემშრებზე ფოსფორის მაღალტემპერატურული დიფუზიით შექმნილია p-n

გადასასვლელები. განხორციელდა ზედა აქტიურ ფენაში დენის მატარებელი ელექტრონების კონცენტრაციისა და p-n გამყოფი საზღვრის სიღრმის ვარიაციები. p-n სტრუქტურებზე ფორმირებულია ომური კონტაქტები და შესწავლილია ვოლტ-ამპერული მახასიათებლები. განისაზღვრა მოკლე ჩართვის დენის ძალა და ემპ, შეფასებულია ფოტოელექტრული გარდაქმნის ეფექტურობა.

პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური, თერმული, მექანიკური თვისებებისა და p-n გადასასვლელების ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების კომპლექსური კვლევით დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას რადიაციულად მედეგი გაუმჯობესებული პარამეტრების მზის ელემენტებისა და მოდულების შესაქმნელად.

Resume

It is established, that doping of silicon by isovalent germanium improves a quality of silicon-based substrates for application in the super large scale integrated Circuits. Dislocation crystallographic characteristics and density of Si-Ge alloys do not change up to high Ge concentration. Changes of reaction speed of point defects and impurities have taken place in conditions of Ge concentration variations. Ge doping is one of the effective methods of developing semiconducting device based on silicon.

High probability of interaction between Ge atoms and vacancies in Si crystalline lattice and formation of additional internal elastic stresses in areas of Ge atoms stipulate decreasing efficiency of secondary radiation defects generation and, consequently, increasing radiation resistance of Si-Ge alloys. Si-Ge alloys can be used in radiation resistant solar cells, detectors operating in a wide range of ultraviolet and infrared radiation, X-rays and neutrons monochromators, great power thermoelectric generators.

At present, defects generation and motion conditions, mechanisms of their influence on fundamental properties and their transformation in thermal and radiation impact conditions in substrates and heterostructures based on Si-Ge bulk crystals have not been complexly studied. This circumstance significantly hinders their wide application in semiconducting devices and equipments of different functional purposes.

Present work deals with investigations results of metallographic, thermal and electrophysical properties of polycrystalline Si-Ge alloys and development of p-n junctions based on p- and n-types substrates by hightemperature diffusion and study of their I-V characteristics.

Substrates were developed by cutting on the diamond disk, mechanical grinding and polishing.

Microstructure of Si-Ge substrates has been studied by the optical microscope NMM_800RT/TRF. Twins and stacking faults have been revealed in the internal structure of individual grain. Dispersive inclusions with different sizes and shapes have been occurred in nondoped Si-Ge alloys. They are distributed along the twins. It is possible to control number, shapes and sizes of dispersive inclusions by thermal annealing, that is practical interest to achieve determined electrophysical characteristics.

Electrophysical characteristics of Si-Ge substrates have been studied by Hall effect registration Van der Pauw method in constant magnetic field and the values of electroconductivity, current carriers concentration and mobility have been determined. Contribution of defects formed by mechanical treatment in electrophysical characteristics instability, conditions of decreasing their concentration and optimization of Si-Ge substrates characteristics have been analyzed.

It is shown, that doping by isovalent germanium causes changes of substrates characteristics, in particular, is revealed tendency to increasing current carriers sheet concentration and decreasing electrical mobility. This circumstance is stipulated by changes of defects structures in crystallization process in conditions of increasing Ge concentration.

Structural-sensitive internal friction and shear modulus temperature spectra have been investigated for establishment of activation characteristics of the defects motion in the upper layers of Si-Ge substrates doped simultaneously by isovalent germanium and electrical active boron.

Relaxation internal friction maximum and shear modulus defect have been revealed in nondoped highly polished Si-Ge substrates at -45°C temperature at 1Hz torsional oscillations frequency. Activation energy (0,4eV.) and frequency factor of structural defects motion has been determined. Increase of dynamic shear modulus defects of relaxation process by 10-15% in temperature area has been established. Above mentioned changes are stipulated by increasing structural defects concentration and decreasing absolute value of dynamic shear modulus by 10-12% in their migration areas.

Based on investigations of hightemperature thermal treatment and chemical polishing influence on intensity mechanism is presented, according to which geometrical mechanical relaxation at -45°C is connected to interaction between individual geometrical kinks and vacancies formed in a processes of mechanical cutting, grinding and polishing of Si-Ge substrates surfaces. This circumstance might be used for diagnostics and control of Si-Ge substrates surfaces treatment degree.

Peculiarities of changing relative elongation and linear thermal expansion coefficient of polycrystalline Si-Ge alloys in a wide temperature interval ($20-800^{\circ}\text{C}$) have been studied. In $200-500^{\circ}\text{C}$ temperature interval relative elongation is characterized by different value deviations, that is clearly reflected in nonmonotonous changes of linear thermal expansion coefficient in measuring conditions of heating-cooling, and different fixed temperatures. Strong influence on anomalous temperature changes of thermal expansion characteristics has been implemented by annealing (5-10hrs) in $800-1300^{\circ}\text{C}$ temperature interval. It is established, that thermal annealing at $800-900^{\circ}\text{C}$ temperatures weakens nonmonotony of linear thermal expansion coefficient in $200-250^{\circ}\text{C}$, $380-400^{\circ}\text{C}$ and $450-550^{\circ}\text{C}$ intervals, while annealing at $1150-1300^{\circ}\text{C}$ temperatures for 3-5hrs. enhanced anomalous deviations of thermal expansion from normal linear character. One of the main reasons of the thermal expansion anomalies in polycrystalline Si-Ge alloys is phase transformation processes in complexes of dislocation origin defects, vacancies and oxygen atoms.

Temperature dependence of electrical conductivity of p-type $\text{Si}+2\%\text{Ge}$ from the room temperature up to 800°C has been investigated. In the real structure of experimental sample phase transformation type processes with weak deviations of electrical conductivity have been revealed in $200-500^{\circ}\text{C}$ temperature interval.

Based on changes of temperature dependences of electrical conductivity stipulated by annealing at high temperatures it is possible to control electrical characteristics of Si-Ge alloy in a wide range of temperature.

p-n junctions have been developed on the base of different concentration boron doped Si-Ge substrates by hightemperature diffusion of phosphorus.

Variations of current carriers concentration in upper active layer and p-n interface depth have been implemented. Ohmic contacts have been formed on p-n junctions and I-V characteristics have been studied. Short circuit current, and emf have been determined. Photoelectric conversion efficiency have been estimated.

Regularities established by investigations of microstructure, electrophysical, thermal , mechanical properties of polycrystalline Si-Ge alloys and I-V characteristics of p-n junctions might be used for developing radiation resistant solar cell and modulus with improved parameters.

მადლიერება

მადლიერებით მოვიხსენიებ სადისერტაციო ნაშრომის ხელმძღვანელს ფიზ.მათ.მეცნ.დოქტორს, სტუ-ს სრულ პროფესორს ბატონ გიორგი დარსაველიძეს დოქტორანტურაში სწავლისა და დისერტაციაზე მუშაობის პერიოდში პედაგოგიური და მეცნიერული ხელმძღვანელობისათვის.

მადლობას ვუძღვნი სოხუმის ი. ვეკუას ფიზიკა-ტექნიკის ინსტიტუტის მთელ კოლექტივს სადისერტაციო სამუშაოს შესრულების პროცესში გაწეული დახმარებისა და მხარდაჭერისათვის.

იაშა ტაბატაძე

შინაარსი

ნახაზების ნუსხა.....	XV
ცხრილების ნუსხა.....	XVI
შესავალი.....	17
1.ლიტერატურული მიმოხილვა	22
1.1 მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის მიკროსტრუქტურის თავისებურე- ბანი	22
1.2 მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის მარცვლების საზღვრების მდგომარეობა	24
1.3 Si-Ge შენადნობების ელექტრული თვისებები	31
1.4 დენის მატარებლების ძვრადობა Si-Ge შენადნობებში	35
1.5 გერმანიუმის გავლენა ბორ-ჟანგბადის კომპლექსებზე p-ტიპის სილიციუმში.....	38
1.6 ძლიერად ლეგირებული Si-Ge კრისტალების რეალური სტრუქტურის თავისებურებანი	43
1.7 გერმანიუმის გავლენა ჟანგბადის პრეციპიტაციაზე სილიციუმში.....	44
1.8 გერმანიუმის გავლენა ბორ-ჟანგბადის დეფექტების გენერაციასა და დისოციაციაზე.....	47
1.9 Si-Ge შენადნობების ფუძემდებლად გამოყენების პერსპექტივები.....	49
1.10 ტემპერატურის გავლენა სილიციუმის სტრუქტურულ თვისებებზე...52	
1.11 ფაზური გადასვლები ელემენტარულ ნახევარგამტარებში.....	56
2. შედეგები და განსჯა	63
2.1. Si-Ge შენადნობების მიღება და კვლევის მეთოდები.....	63
2.1.1. Si-Ge შენადნობების ფუძემდებლების შექმნა.....	63
2.1.2. Si-Ge ფუძემდებლებზე p-n გადასასვლელის შექმნა.....	64
2.1.3. მეტალური კონტაქტების შექმნა.....	65
2.1.4. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდიკა.....	65
2.1.5. მასიური ნიმუშების ელექტროწინააღმდეგობის გაზომვის მეთოდიკა.....	66
2.1.6. მასიური ნიმუშების დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის განსაზღვრა ჰოლის ეფექტის გაზომვით.....	67
2.1.7. თხელი ფენების ელექტროფიზიკური მახასიათებლების განსაზღვრა ჰოლის ეფექტის გაზომვის ვან დერ პაუს მეთოდით.....	68
2.1.8. თხელი ფენების სისქის განსაზღვრა.....	69
2.1.9. მზის ენერჯის გარდამქმნელების ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების	

განსაზღვრა.....	70
2.1.10. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი.....	72
2.1.11. თერმული გაფართოების კვლევის დილატომეტრული მეთოდი.....	74
2.2. კვლევის შედეგები.....	77
2.2.1 Si _{1-x} Ge _x (x≤0,02) შენადნობების მასიური კრისტალების კვლევის მეტალოგრაფიული მეთოდი.....	77
2.2.2. მექანიკური დამუშავებისა და გერმანიუმის გავლენა Si-Ge შენადნობების ელექტრულ მახასიათებლებზე.....	82
2.2.3 მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავების გავლენა p-ტიპის Si _{1-x} Ge _x (x≤0,02) მასიური კრისტალების ელექტროგამტარობის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე.....	86
2.2.4 p-ტიპის Si _{1-x} Ge _x (x≤0,02) მასიური კრისტალების თერმული გაფართოება 20-800°C ტემპერატურულ ინტერვალში.....	92
2.2.5. Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის დაბალტემპერატურული სპექტრები.....	100
2.2.6. პოლიკრისტალური Si+2ატ%Ge:Er –ის მიკროსტრუქტურა და ელექტროფიზიკური თვისებები	106
2.2.7. ანტონის იონებით დასხივების გავლენა Si-Ge ფუძემრეების ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე.....	121
2.2.8. Si _{1-x} Ge _x (x≤0,02) მასიური კრისტალების ფუძემრეებზე p-n გადასასვლელების შექმნა და ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების კვლევა.....	125
დასკვნა.....	129
გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა.....	131

ნახაზების ნუსხა

ნახ.1 ვან-დერ-ჰაუს მეთოდში ზონდების განთავსების სქემები.....	68
ნახ.2. კვანძების განთავსება სფერული შლიფის დანადგარზე	69
ნახ.3. სფერული შლიფის სქემა.....	70
ნახ.4 მზის ენერჯის გარდამქმნელების ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების გამზომი დანადგარის სქემა.....	71
ნახ.5.გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის.....	74
ნახ.6. ციფრული დილატომეტრის ბლოკსქემა.....	76
სურ.7.მსხვილმარცლოვანი Si+1ატ%Ge შენადნობის მიკროსტრუქტურა.....	79
სურ.8. ბლოკური აღნაგობის Si+2 ატ%Ge შენადნობის მიკროსტრუქტურა..	80
სურ.9. Si + 0,5 ატ%Ge შენადნობის მიკროსტრუქტურა.....	81
ნახ.10. მსხვილმარცლოვანი (Si+2ატ%Ge)-ის ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულება.....	89
ნახ.11. მსხვილმარცლოვანი სილიციუმის ელექტროგამტარობის ტემპერა- ტურული დამოკიდებულება.....	91
ნახ.12 . p-ტიპისSi-Ge შენადნობების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატუ- რული დამოკიდებულება.....	93
ნახ.13 .p-ტიპისSi-Ge შენადნობების თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულება.....	95
ნახ.14. 900°C ტემპერატურაზე 2სთ-ისგანმავლობაში მომწვარი p-ტიპის Si+1,5ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}) და Si+2ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}) პოლიკრისტალური შენადნობების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებუ- ლება, $V=3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$	97
ნახ.15. 900°C ტემპერატურაზე 2სთ-ის განმავლობაში მომწვარი p-ტიპის Si+1,5ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}) და Si+2ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}) პოლიკრისტალური შენადნობების ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულება, $V=3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$	98
ნახ.16. პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურა.....	103
ნახ.17.პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა (1, 2, 3) და ძვრის მოდულის (1', 2', 3') სპექტრები	105
ნახ.18 პოლიკრისტალური Si+2ატ%Ge:Er შენადნობის მიკროსტრუქტუ- რა.....	114
ნახ.19. პოლიკრისტალური Si+2ატ%Ge:Er (10^{15}სმ^{-3}) შენადნობის ელექტრო- გამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულება.....	118
ნახ.20.საცდელ p-n გადასასვლელზე სიმძლავრის ეფექტურობის დამოკიდებულება პოტენციალთა სხვაობაზე.....	126

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი1. Si-Ge ფუძემრეების ელექტრული წინააღმდეგობის დამოკიდებულება დამუშავების ხარისხზე	84
ცხრილი 2. პოლირებული Si-Ge-B ფუძემრეების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები.....	86
ცხრილი3. p-ტიპის Si-Ge პოლიკრისტალური ნიმუშების თერმული გაფართოების მახასიათებლები.....	96
ცხრილი4. პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები.....	104
ცხრილი 5. Si+2%Ge და Si+2%Ge:Er ნიმუშების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები.....	116
ცხრილი6. Ar-ისიონებით დასხივებული n- Si+1,5%Ge:B(10^{15}სმ^{-3}) ფუძემრეების ელექტრული მახასიათებლები.....	123
ცხრილი7. Si-Ge ფუძემრეებზე შექმნილი p-n გადასასვლელების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები.....	127

შესავალი

მონოკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური კრისტალები პერსპექტიულია მიკროელექტრონიკაში გამოსაყენებლად. ახალი თაობის მაღალეფექტური, რადიაციულად მედეგი ნახევარგამტარული ხელსაწყოების დამუშავების რეალურ შესაძლებლობად განიხილება გერმანიუმის 20 ატ%-მდე შედგენილობის მაღალი სრულქმნილობის მონოკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემრეები. მათზე შესაძლებელია დრეკადად დეფორმირებული სილიციუმის ეპიტაქსიური ფენების ფორმირება, რომლებიც ხასიათდებიან მკვეთრად ამალელებული დენის მატარებლების ძვრადობით. სამწუხაროდ მაღალი სრულქმნილობის სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების მიღება თანამედროვე ტექნოლოგიებით ჯერ-ჯერობით მიღწეული არ არის.

დღეისათვის პრაქტიკულად შესაძლებელია მონო- და პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების გამოყენება ფოტოელექტრულ გარდამქმნელებში -მზის ელემენტებსა და ბატარეებში, რომლებიც ხასიათდებიან ხილული სპექტრის გრძელტალღოვან დიაპაზონში მაღალი მგრძობიარობით.

სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების სტრუქტურაში გერმანიუმის არათანაბარი განაწილება, კრისტალური მესრის პარამეტრის გრადიენტი და სილიციუმის სტრუქტურაში გერმანიუმის სეგრეგაციის მაღალი კოეფიციენტი განაპირობებს სილიციუმ-გერმანიუმის კრისტალების ზრდის ღერძის როგორც პარალელური, ასევე ვერტიკალური მიმართულებით გერმანიუმის პროცენტული შედგენილობის ცვლილებებს. ეს გარემოება შესაძლებელია გამოყენებული იქნას სინქროტრონულ ოპტიკაში. ასეთი სტრუქტურის სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალებისაგან დამზადებული მონოქრომატორი

ამცირებს რენტგენის სხივის განშლადობას, ამალღებს მონოქრომატორის ინტეგრალური არეკვლის უნარიანობას მონოქრომატულობის შენარჩუნების პირობებში.

სხვადასხვა დანიშნულების განსაზღვრული მახასიათებლების ნახევარგამტარული ხელსაწყოების აქტიურ ელემენტებში რეალურად შესაძლებელია სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების ფუძემრეებისა და ეპიტაქსიური სტრუქტურების გამოყენება, რასაც განაპირობებს კრისტალური მესრის პარამეტრისა და აკრძალული ზონის სიგანის უწყვეტი ცვლილების შესაძლებლობა სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობებში კომპონენტების პროცენტული შედგენილობის რეგულირებით. ამჟამად სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ფართოდ გამოყენება გამწვანებულია, რადგანაც საკმარისი სიღრმითა და მოცულობით არ არის გამოკვლეული მათ ფუნდამენტურ ელექტროფიზიკურ, თერმულ და მექანიკურ თვისებებზე სტრუქტურული მდგომარეობისა და შედგენილობის გავლენის მექანიზმები. მეტად მწირია ინფორმაცია სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების სტრუქტურაში დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ჩასახვის, მიგრაციისა და ურთიერთქმედების შესახებ. ჯეროვანი სიღრმით არ არის შესწავლილი თერმული და რადიაციული დეფექტების მდგრადობის, ელექტრული მდგომარეობებისა და მოძრაობის აქტივაციური მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერებანი დეფორმაციის, რადიაციისა და თერმული ზემოქმედების პირობებში.

სხვადასხვა სტრუქტურული მდგომარეობისა და ლეგირების ხარისხის სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მიკროელექტრონიკისა და ოპტოელექტრონიკის დარგებში გამოყენების მაღალი პერსპექტივები განსაზღვრავენ მათი რეალური სტრუქტურის, დეფექტებისა და სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსური კვლევის აუცილებლობასა და აქტუალობას.

ნაშრომის მიზანია ბორით ლეგირებული პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური ნიმუშებისა და ფუძემშრეების მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური და არადრეკადი თვისებების, თერმული გაფართოებისა და ფუძემშრეებზე შექმნილი p-n სტრუქტურების ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების კვლევა და მათი ცვლილებათა კანონზომიერებების დადგენა.

დასახული მიზნის მისაღწევად წარმოდგენილ ნაშრომში გადაჭრილია შემდეგი ამოცანები:

- პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მეტალოგრაფიული კვლევა;
- სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების ელექტროგამტარობისა და თერმული გაფართოების ტემპერატურული დამოკიდებულებების შესწავლა;
- სხვადასხვა ხარისხით პოლირებული სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემშრეების ელექტროფიზიკური მახასიათებლების კვლევა თერმულად დაუმუშავებელ და თერმულად დამუშავებულ მდგომარეობებში.
- სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემშრეების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის სპექტრებზე ზედაპირების სტრუქტურული მდგომარეობის გავლენის კვლევა.
- მაღალი ხარისხით პოლირებული სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემშრეებზე ფოსფორსილიკატური ფაზიდან ფოსფორის მაღალტემპერატურული დიფუზიით p-n სტრუქტურების შექმნა და ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების კვლევა.

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე მდგომარეობს შემდეგში:

- დადგენილია პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მიკროსტრუქტურის ცვლილებების კანონზომიერებანი.

- შესწავლილია მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციისა და დამუშავების ხარისხის გავლენა სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემრეების ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე.
- პირველადაა შესწავლილი შინაგანი ხახუნის მეთოდით გერმანიუმის გავლენა სხვადასხვა ხარისხით პოლირებული სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემრეების ზედაპირებზე ფორმირებული დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის ცვლილებები.
- შესწავლილია მაღალტემპერატურული თერმული მოწვისა და არგონის იონებით დასხივების გავლენა სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემრეების ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე.
- p-ტიპის სილიციუმ-გერმანიუმის პოლიკრისტალურ ფუძემრეებზე ფოსფორის მაღალტემპერატურული დიფუზიით შექმნილი p-n სტრუქტურის ფოტოელექტრული გარდაქმნის ეფექტურობის განსაზღვრა.
- ტემპერატურულ ინტერვალში 200-600°C გამოვლენილია ელექტროგამტარობისა და თერმული გაფართოების მახასიათებლების არამონოტონური ცვლილებები, განპირობებული სტრუქტურულ დეფექტებში გარდაქმნებითა და დისლოკაციების მოძრაობის პირობების ვარიაციით.

ნაშრომში წარმოდგენილი კვლევის შედეგების მეცნიერული ღირებულება მდგომარეობს შემდეგში:

- პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების დაჭრით, ხეხვითა და პოლირებით შექმნილია მაღალი ხარისხით დამუშავებული განსაზღვრული ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ფუძემრეები ფოტოელექტრულ გარდამქმნელებში გამოსაყენებლად.
- პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძემრეების მექანიკური დამუშავების ხარისხისა და თერმული მოწვის

ელექტრულ მახასიათებლებზე გავლენის კვლევის შედეგები მნიშვნელოვანია სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური კრისტალებისა და ეპიტაქსიური სტრუქტურების ფუძეზე სინათლის ენერჯის მაღალეფექტური ფოტოელექტრული გარდამქმნელების შესაქმნელად.

- მექანიკური დამუშავების პროცესში სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძეშრეების ზედაპირზე წარმოქმნილი დეფექტების დიაგნოსტიკისა და მართვისათვის მნიშვნელოვანია დაბალტემპერატურული რელაქსაციური შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის აქტივაციური მახასიათებლების კვლევის შედეგები.

1.ლიტერატურული მიმოხილვა

1.1. მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის მიკროსტრუქტურის თავისებურებანი

მსხვილმარცვლოვან პოლიკრისტალურ სილიციუმში, რომელიც ფართოდ გამოიყენება ფოტოელექტრულ გარდამქმნელებში, ელექტროფიზიკური

პარამეტრების განაწილება კრისტალის სხვადასხვა წერტილში მჭიდროდ არის დაკავშირებული სტრუქტურის თავისებურებებთან. ისეთი ფაქტორები, როგორცაა მარცვლებს შორის სხვადასხვა ტიპის საზღვრების არსებობა, მარცვლების ზომები, მათი ერთმანეთის მიმართ ორიენტაცია, მიკროდეფექტების კონცენტრაცია და მინარევებთან ურთიერთქმედება გავლენას ახდენენ ელექტროფიზიკურ პარამეტრზე, სტრუქტურული მდგომარეობისადმი მეტად მაღალი მგრძობიარობით ხასიათდება დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა. მაღალი მგრძობიარობა სტრუქტურული არაერთგვაროვნების მიმართ განაპირობებს მისი მნიშვნელობების ფართო განაწილებას სილიციუმის მოცულობაში. ამ თვალსაზრისით აუცილებელია მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის ძირითადი სტრუქტურული დეფექტების, სახელდობრ მარცვლების საზღვრების თვისებების შესწავლა. ეს ქმნის საფუძველს მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის მაკრო- და მიკროსტრუქტურის ჩამოყალიბების პროცესების მართვის განსახორციელებლად. ხელსაწყოების ეფექტურობის ასამაღლებლად განსაკუთრებული მნიშვნელობა ენიჭება მსხვილმარცვლოვან სილიციუმში რეკომბინაციური მოვლენების შესწავლას[1].

ნაშრომში [2] ელექტრულად აქტიური დეფექტების იდენტიფიკაციის მიზნით, შესწავლილია დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის ნიმუშების მოცულობაში. დენის არაძირითადი მატარებლების ეფექტური სიცოცხლის ხანგრძლივობა შესწავლილია არაკონტაქტური მაღალი სიხშირის რეზონატორული მეთოდით. ფოტომატარებლების გენერაცია ხორციელდებოდა იმპულსური ლაზერის 1.06 მკმ ტალღის სიგრძეზე. დენის არაძირითადი მატარებლების ეფექტური სიცოცხლის ხანგრძლივობა განსაზღვრულია MF1535 სტანდარტის ფარგლებში. ამავე დროს მიღების გრაფიკზე საწყის წერტილად აღებულია საწყისი ფოტოგამტარობის 0.7 სიდიდე, ხოლო საბოლოო სიდიდეა - 0.7/e. ამით

გამოირიცხა “მაღალი მოდების“ გავლენა გარდამავალ პროცესებზე, რომლებიც დაკავშირებულია ელექტრონიკის გადართვასთან და წარმოადგენს გამოყენებული სტანდარტის უარყოფით მხარეს. დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის რეგისტრაცია შესრულებულია ზედაპირზე მიმდევრობით განთავსებული ზონდებით.

მარცვლების საზღვრების განსაზღვრის ძირითად კრიტერიუმად აღიარებულია დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის კანონზომიერების შესწავლა და დეფექტების მიმართ მგრძობიარე რელიეფის თვისებები, რაც თავის მხრივ გამოვლენილი იქნა ელექტრონულ-ზონდური რენტგენო-სპექტრალური მიკროანალიზატორითა და ატომურ-ძალოვანი მიკროსკოპით. მრავალსაფეხურიანი მეტალოგრაფიული მოწამვლის შემდეგ წარმოებდა მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის რელიეფის ტოპოგრაფიული თვისებების შესწავლა. ნიმუშები დამუშავებულია სელექტიურ მომწამვლელებით. მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის თვისებების შესწავლისათვის ნიმუშებს ალმასის პასტით მექანიკურად აპრიალებდნენ. შემდეგ კი მაპოლირებელი ხსნარით ამუშავებდნენ ოთახის ტემპერატურაზე 2-3 წთ-ის განმავლობაში.

სელექციური მოწამვლის დრო შეირჩეოდა ექსპერიმენტული გზით (მრავალსაფეხურიანი მოწამვლა 2 წუთის განმავლობაში, «დემის» მომწამვლელი) მინარევების სხვადასხვა კონცენტრაციისათვის [3]. მოწამვლის მიზანია დეფექტების-მგრძობიარე რელიეფის მიღება და პოლიკრისტალური სილიციუმის მარცვლებს შორის საზღვრების მდგომარეობის კვლევა რენტგენოსტრუქტურული მიკროანალიზატორის და ატომური მიკროსკოპის მეთოდით. ცნობილია, რომ მსხვილმარცვლოვანი პოლიკრისტალური სილიციუმის ელექტროფიზიკური პარამეტრები დამოკიდებულია სილიციუმის სისუფთავეზე და არიან სტრუქტურულად მგრძობიარე. აღნიშნულის გამო აუცილებელია, რომ გარდა გაწმენდისა ყურადღება მიექცეს სილიციუმის სტრუქტურას.

მისი ფორმირება ისე უნდა განხორციელდეს, რომ მარცვლებს შორის საზღვრებზე ელექტროფიზიკური პარამეტრები რაც შეიძლება თანაბრად იყოს განაწილებული.

დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა განისაზღვრა გაზომვის უკონტაქტო მეთოდით[4]. ექსპერიმენტულად განისაზღვრა დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის დამოკიდებულება მარცვლებს შორის საზღვრების სტრუქტურაზე. დენის არაძირითადი მატარებლების ეფექტური სიცოცხლის ხანგრძლივობა დამოკიდებულია ზედაპირის ტექსტურაზე და მასზე განლაგებულ დეფექტებზე და არის მოცულობითი სიცოცხლის ხანგრძლივობის ერთერთი შემადგენელი.

ნაშრომში [5] ტაუმეტრ-2M-ს ზონდის ბიჯური გადაადგილებით (ბიჯი არის 2 მმ), ხდებოდა სიცოცხლის ხანგრძლივობის ცვლილება, რაც დაკავშირებულია სტრუქტურის ცვლილებასთან, მინარევების განაწილებასთან მოცულობაში და ზედაპირზე, დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა პოლიკრისტალურ სილიციუმში უპირატესად იზომებოდა კრისტალის ზრდის მიმართულების კვეთში. პოლიკრისტალური სილიციუმის ნიმუშის მაკროსტრუქტურისათვის დამახასიათებელია მოწამვლის ფიგურების თანაბარ მწკრივში წყობა, უწყვეტი სწორხაზოვანი საზღვრებით. ასეთ მდგომარეობაში დენის მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის საშუალო მნიშვნელობა შეადგენს 14.2 მკწმ-ს. დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის სიდიდე მკვეთრად მცირდება მცირე მარცვლების შემთხვევაში. როცა მიკროსტრუქტურაში ერთდროულად ვლინდება წვრილი და მსხვილი მარცვლების ერთობლიობა, მაშინ სიცოცხლის ხანგრძლივობის მნიშვნელობები ხასიათდებიან განაწილებით ინტერვალში მინიმალურიდან მაქსიმალურ სიდიდემდე.

ნაჩვენებია [6,7], რომ მცირე ზომის მარცვლებიანი ნიმუშისათვის დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა რამდენადმე მცირეა და შეადგენს 2.9 მკწმ. მსხვილი მარცვლების უბნებზე ფიქსირებულია მისი მაქსიმალური სიდიდე და შეადგენს 4.3 მკწმ. დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის სიდიდეების მინიმალური მნიშვნელობაზე გავლენას ახდენს დეზორიენტაცია კრისტალებს შორის. თუ საზღვრები, რომლებიც აცალკავებენ მეზობელ მარცვლებს ერთმანეთისაგან (5-7) გრადუსით არიან დეზორიენტირებულნი, მაშინ ისინი ითვლებიან საერთო ტიპის საზღვრებად.

ნაშრომში [8] ნაჩვენებია, რომ პოლიკრისტალური სილიციუმის (ρ -2ომი-სმ) ნიმუშის მეზობელი კრისტალიკების ზედაპირები რომელიც დამუშავებულია KOH-ის 10%-იანი ხსნარით, გამოირჩევა ნაცრისფერი კონტრასტით. პოლიკრისტალის ზედაპირზე კარგად ჩანს საერთო ტიპის საზღვრები. პოლიკრისტალების მარცვლებს შორის საზღვრების შესწავლამ ელექტრონულ ზონდურ რენტგენოსპექტრალური მიკროანალიზატორითა და ატომურ-ძალური მიკროსკოპით, მჟავით სელექტიური მოწამლვის გამოყენებით-აჩვენა მარცვლებს შორის საზღვრების მრავალსახეობა. დადგინდა რაოდენობრივი და მორფოლოგიური მახასიათებლები. უბნები, რომელთაც შეესაბამება დენის არაძირითადი მატარებლების მინიმალური მნიშვნელობები, შეიცავენ სპეციალური ტიპის სუბსაზღვრების გაზრდილ რაოდენობას.

დადგენილია [9-12], რომ საერთო ტიპის საზღვრების მცირე რაოდენობის შემთხვევაში სიცოცხლის ხანგრძლივობას ახასიათებს მაქსიმალური მნიშვნელობები. მაშასადამე საერთო ტიპის საზღვრების არსებობა მნიშვნელოვნად ცვლის მის სიდიდეებს. ცალკეული უბნებისათვის დამახასიათებელია სუბსაზღვრების გადაკვეთა, რაც არ ცვლის პოლიკრისტალურ სილიციუმში სიცოცხლის ხანგრძლივობის განაწილებას. ცხადია, ამა თუ იმ მარცვლის საზღვრის ფორმისა და

სიდიდის გავლენა დენის არამირითადი მატარებლის სიცოცხლის ხანგრძლივობაზე პირველ რიგში დამოკიდებულია საზღვრის ტიპზე. საერთო ტიპის საზღვარი ნაკლებად ამცირებს მას ვიდრე სპეციალური საზღვარი.

1.2. მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის მარცვლების საზღვრების მდგომარეობა

ნაშრომში [13] შესწავლილია პოლიკრისტალური სილიციუმის რეალური სტრუქტურა ელექტრონული ზონდური რენტგენო-სპექტრალური ანალიზატორით და ატომურ-ძალური მიკროსკოპით. გამოვლენილია ორი ტიპის გაწრფივებული და წყვეტილი საზღვარი. ატომური-ძალური მიკროსკოპის მონაცემებით საერთო ტიპის საზღვრებთან ერთად პოლიკრისტალური სილიციუმის პოლირებულ ზედაპირთან ერთად ხშირად ვლინდება ორეულების საზღვრები და გაანალიზებულია მათი გამოსახულებები. მეზობელ კრისტალებს შორის კონტრასტის შედარებით დადგენილია, რომ ორი მეზობელი კრისტალი საერთო ტიპის ხაზოვანი საზღვრით ერთმანეთის მიმართ ნაკლებად დეზორიენტირებულნი არიან ვიდრე კრისტალები წყვეტის საერთო საზღვრით. ასეთივე მდგომარეობა შეიმჩნევა აგრეთვე მეზობელი კრისტალების კონტრასტის ცვლილებაზე. გამყოფი საზღვრის გამოსახულებაზე მიკროსკოპში ვლინდება სხვაობა მეზობელ კრისტალებს შორის. კრისტალების ზედაპირზე, შეიმჩნევა ნანოზომების ჩაღმავებები, მაშინ, როცა ზედა კრისტალის ზედაპირი შედგება წაგრძელებული “არხებისაგან“, რომლებიც ასევე განლაგებულია მოწესრიგებულად. საზღვარი მოწამლულ ზედაპირზე არ იცვლის სწორხაზოვნებას მოწამვლის პროცესში. რელიეფის პროფილის მიხედვით, შეიძლება ზედა კრისტალიტის გამორჩევა გამოკვეთილი რელიეფურობით,

რომელიც დაკავშირებულია მიკროდეფექტებთან, უბნები მეტად ძლიერი კავშირებით მდგრადია მჟავების მიმართ, ამავე დროს საზღვრისპირა უბნები მეზობელ მარცვლებს შორის ძლიერად იწამლება უშუალოდ საზღვართან შედარებით. ზედაპირის რელიეფი ხაზის გასწვრივ, რომელიც კვეთს საზღვარს, აჩვენებს, რომ ორი მეზობელი მარცვალი იმყოფება ერთნაირ მანძილზე (საშუალოდ 40-50 ნმ) საზღვრისაგან. საზღვარი კვეთში არასიმეტრიულია და შედგება ერთმანეთთან დაკავშირებული მარცვლებისაგან, რომლებიც კრისტალოგრაფიულად არიან ერთმანეთთან დაკავშირებული. როცა კავშირები საზღვარზე ძლიერია, მაშინ მოწამვლის პროცესში საზღვარი ქიმიურად იხსნება ნელა, ვიდრე მარცვლების მეზობელი ნაწილები. ხაზოვან საზღვარს აქვს საკუთარი სტრუქტურა.

მსხვილმარცვლოვან სილიციუმში მარცვლებს შორის საზღვარი (ნადნობის პერპენდიკულარულ კვეთში) თითქმის ყველა შემთხვევაში წარმოადგენს დეფექტურ უბნებს და დისლოკაციებს [14]. მაშინ, როდესაც მეზობელი კრისტალიკები შეადგენენ ხაზოვან საზღვარს საზღვრების მიკროდეფექტები მოწამვლით (მოწამვლის ფიგურები ნემისმიერი ტიპის) არ მოქმედებენ საზღვრების ფორმაზე და მიმართულებაზე. უპირატესად ისინი მოქმედებენ სუსტი კავშირების დროს მეზობელ მარცვლებს შორის, რომლებიც პოლიკრისტალური სტრუქტურის დამახასიათებელია და ავლენენ კრისტალური მესრის სხვადასხვა დარღვევებს. მიკროდეფექტების მაღალი კონცენტრაციის მარცვლები როგორც წესი ერთმანეთისაგან გაყოფილია ხაზოვანი საზღვრით. საერთო საზღვრებით გაყოფილ მარცვლებს განასხვავებენ კონტრასტით. ისინი დეზორიენტირებულები არიან ერთმანეთის მიმართ და გამყოფი ხაზი ინარჩუნებს სწორხაზოვნებას საზღვრის სამმაგი შეხვედრის ადგილამდე სადაც ფორმირდება დისლოკაციური კვანძი.

საერთო საზღვრის შემდეგი ტიპი არის წყვეტილი საზღვრები [15]. მათი გამოსახულება მიღებულია ატომურ-ძალური მიკროსკოპით. საზღვრის მიმართულების ცვლილება ან მისი წანაცვლება ხდება საფეხურებად, რის შედეგადაც წარმოიქმნება სხვადასხვა სიდიდის ფასეტები. ხშირ შემთხვევაში ფასეტირებული საზღვრები შეიძლება თანხვედეს ორეულის საზღვრებს. საზღვრის ფრაგმენტი დიდი გადიდების შემთხვევაში იძლევა საშუალებას გაირჩეს მოწამლული მარცვლის სიბრტყე, რომელიც მოთავსებული 42.2 ნმ-ით ქვემოთ ზედა მარცვლისაგან. თვითონ გამყოფი ხაზი წარმოადგენს თხელ საზღვარს მეზობელ მარცვლებს შორის. ზედა მარცვალზე ჩანს დისლოკაციური მკვეთრი ხაზები, ისინი განლაგებულია საზღვრის გასწვრივ, რაც ამტკიცებს დისლოკაციების აუცილებელ მონაწილეობას ასეთი ტიპის საზღვრის განვითარებაში. ნაჩვენებია, რომ რაც უფრო დიდია მეზობელი მარცვლების დეზორიენტაცია, მით უფრო ძლიერ იწამლება საზღვარი.

თავისებურებებით ხასიათდება სილიციუმის მულტიკრისტალური სტრუქტურა მოწამვლამდე და მოწამვლის შემდეგ. სხვა საზღვრებთან შედარებით მოწამვლის შემდეგ წყვეტის საზღვარი მეტად არის მოწამლული, მათში კონცენტრირებულია დეფექტების მეტი რაოდენობა. მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის პოლირებულ ზედაპირებზე არეკვლილი ელექტრონებით მიღებულ სურათებზე ფიქსირებულია მიკროჩანართები, რომლებიც განლაგებულია საზღვრის წყვეტის არეში [15,16].

მიკროჩანართების მოწამვლის პროცესში სხვა მიკროდეფექტებთან ერთად ნიმუშის ზედაპირზე წარმოიქმნებიან არხები და ბზარები მსხვილმარცვლოვან სილიციუმში შეიმჩნევა კოჰერენტული და არაკოჰერენტული ორეულების საზღვრები [7]. ამ ტიპის საზღვრებს შეუძლიათ შექმნან ერთმანეთის მიმართ პარალელური საზღვარები, რომლებიც ერთმანეთთან შეუღლებულია არაკოჰერენტულად. ამავე დროს

შეიმჩნევა მეზობელი ბლოკების დეზორიენტაცია, რასაც შეუძლია გამოიწვიოს ელექტროფიზიკური თვისებების მკვეთრი ლოკალური დეგრადაცია. მართლაც დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის გრაფიკებზე შეიმჩნევა არასასურველი გადახრები მაშინ, როდესაც სტრუქტურაში ორეულების სიმრავლეა. საზღვრებთან ისინი ხშირ შემთხვევებში მოწამვლის შემდეგ წარმოდგენილია როგორც არხები პარალელური კედლებით. მათი შემცველი მარცვლების ზომები და ტექსტურა საზღვრის ორივე მხარეს პრაქტიკულად ერთნაირია.

მსხვილმარცვლოვანი Si-ის ნიმუშებში საერთო ტიპის გამყოფი საზღვრების მარცვლებს შორის არსებობს ეგრეთწოდებული სპეციალური ტიპის საზღვრები[15]. ისინი წარმოიქმნებიან დისლოკაციური ბადის ძვრის მექანიზმით გადაადგილების შედეგად ერთი მარცვლის შიგნით. დისლოკაციის ბადეები, რომლებიც თავმოყრილია მარცვლის საზღვრის მახლობლად ქმნიან სპეციალური შეუღლების საზღვარს ე.წ. სუბსაზღვრებს მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის სტრუქტურაში. მსხვილმარცვლოვან სილიციუმში ასეთი ტიპის საზღვრები შეიცავენ მინარევების ჩანართებს, რომლებიც ლოკალიზებული არიან დისლოკაციებში. სპეციალური ტიპის საზღვრები შეიძლება განლაგდნენ არა მარტო საერთო ტიპის საზღვრის გასწვრივ, არამედ შეუძლიათ გადაკვეთონ მარცვლების საზღვრები. როგორც წესი, ისინი წარმოადგენენ მიმდევრობით განლაგებულ მოწამვლის ორმოებს დისლოკაციებზე, და ერთმანეთთან შეერთებულია წანაცვლებული სიბრტყეებით. გადაკვეთის საზღვრები აერთებენ მარცვლების მოპირდაპირე მხარეებს და წარმოადგენენ მინარევებისა და დეფექტების ეფექტურ დამჭერებს.

გადაკვეთის სპეციალური საზღვრები ვლინდება იმ შემთხვევაში, როდესაც საზღვრის კომპენსაცია შეუძლებელია ორეულებითა და მათი პაკეტებით. ასეთ პირობებში მისი წინა ნაწილი განპირობებულია საფეხურის წვეროთი და ბოლო კი მოპირდაპირე საზღვრით. ასეთი ტიპის საზღვრები შეიმჩნევა

მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის მოწამვლის შედეგად და არ იძლევა კონტრასტულ გამოსახულებას. ზედაპირის ლოკალური უბნების შედგენილობის განსაზღვრის მეთოდის შესაძლებლობები შეზღუდულია მინარევების ზღვრული კონცენტრაციების გამო, მაგრამ საზღვრების მოწამვლის ორმოებზე დაკვირვებით შეიძლება დასკვნა, რომ გადაკვეთის საზღვრები შეიცავენ მინარევებს მცირე რაოდენობით. გადაკვეთის სპეციალური საზღვარი გეომეტრიულად აუცილებელია წყვეტის საზღვრის გამრუდების კომპენსაციისათვის საზღვრის გალუნვის ადგილზე[7].

ჩოხრალსკისა და ბრიჯმენი-სტოკბარგების მეთოდებით კრისტალების ვერტიკალური ზრდის დროს წარმოიქმნება რამდენიმე ფორმის საზღვარი[5]. ეს განპირობებულია წარმოქმნილი მარცვლების ურთიერთ ორიენტაციითა და კრისტალის ზრდის მიმართულებით. პოლიკრისტალურ სტრუქტურაში გამოვლენილია საერთო და სპეციალური სახის საზღვრები. საერთო ტიპის საზღვრები შეიმჩნევა მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის ტეხის სიბრტყეზე, ისინი ერთმანეთისაგან ჰყოფენ დეზორიენტირებულ მარცვლებს, მათი გამოსახულებები განსხვავდებიან კონტრასტით. ძირითადად ვლინდება საერთო საზღვრები რომლებიც წარმოიქმნებიან ზრდის მიმართულებისაგან გადახრებით.

კრისტალის ზრდის დროს ტემპერატურის ფლუქტუაციები იწვევენ კრისტალების წარმოქმნას რომლებიც ერთმანეთისაგან გამოყოფილი საერთო ტიპის საზღვრით [5,16]. წვეტის საზღვრები ხასიათდება მაღალი რეკომბინაციური აქტიურობით. ისინი წარმოადგენენ დეფექტების მაღალი კონცენტრაციების უბნებს, როგორცაა ორეულების საზღვრები, დისლოკაციური ბადეები, სპეციალური ტიპის საზღვრები და მიკრო ჩანართები. სპეციალური საზღვრები და მიკრო დეფექტები ფიქსირდება საზღვრების ორიენტაციის ცვლის ადგილებში და წარმოადგენენ მინარევების ეფექტურ

ჩამჭერებს. ეს ძლიერ მოქმედებს კრისტალის ელექტროფიზიკურ თვისებებზე. კრისტალების ამოზრდისას აუცილებელია დაცული იქნას კრისტალიზაციის გარკვეული პირობები, რომლის დროსაც შესაძლებელია მსხვილი მარცვლების ზრდა, ამასთან ერთად გამყოფი საზღვრები ხშირ შემთხვევებში არის საერთო და ხაზოვანი. საზღვრების მდგომარეობის ვარიაციისათვის არანაკლებ მნიშვნელოვანია მინარევების შემცველობის კონტროლი ნადნობში.

1.3 Si-Ge შენადნობების ელექტრული თვისებები

$Si_{1-x}Ge_x$ შენადნობები პერსპექტიულია პროგრესული მიკროელექტრონული კომპონენტებისთვის, როგორცაა ბიპოლარული ტრანზისტორები ჰეტერო სტრუქტურებით და ტრანზისტორები ჰეტეროველის ეფექტით. შენადნობის შედგენილობა და დეფორმაცია გავლენას ახდენს მასალის ელექტრულ და ოპტიკურ თვისებებზე. დაბალ ელექტრულ ველებში დენის მატარებლების ძვრადობაზე ძირითადად მოქმედებს იონიზებული მინარევები. გაბნევის ძირითადი პროცესი დაკავშირებულია ფონონებთან, ზედაპირთან და შენადნობის შედგენილობასთან, დენის მატარებლების სიჩქარის გამოთვლებში შენადნობის გაბნევა ხასიათდება პოტენციალით, რომლის გაზრდა ამცირებს ძვრადობას და ხვრელების გაჯერების სიჩქარეს [12]. სუსტად ლეგირებული არადეფორმირებული $Si_{1-x}Ge_x$ შენადნობები შეიძლება გამოყენებული იქნას როგორც მოდელი, რათა შესწავლილი იქნას შენადნობის შედგენილობის დამოკიდებულება შენადნობის გაბნევაზე. მიღებული შედეგებით შესაძლებელია $Si_{1-x}Ge_x$ დეფორმირებული შრების თვისებების მოდელირება. ძვრადობის ან გაჯერების სიჩქარის ცვლილება პირდაპირ გავლენას ახდენს მნიშვნელოვან ტრანზისტორულ პარამეტრებზე როგორცაა დენის ნაზრდი და მაქსიმალური სიხშირე.

ხვრელების ძვრადობა ოთახის ტემპერატურაზე სუსტად ლეგირებულ სილიციუმში არის $500\text{სმ}^2/\text{ვ.წმ}$. ექვივალენტური ძვრადობა გერმანიუმში არის ოთხჯერ დიდი. ხვრელების ძვრადობის ექსპერიმენტული მონაცემები სუსტად ლეგირებულ არადეფორმირებულ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ შენადნობებში ძალიან იშვიათია. არსებობს ძალიან ცოტა, 1950-1960-იან წლებში გამოქვეყნებული ნაშრომები [12-15], რომელთა მიხედვითაც ძვრადობა მცირდება გერმანიუმის ზრდასთან ერთად ($x=0$ დან $x=0,4$ -მდე) ძვრადობის შედეგები აჩვენებს მნიშვნელოვან გაბნევას [13,14]. ექსპერიმენტული მონაცემები მიღებულია ნიმუშებიდან მალეგირებელის კონცენტრაციის ცვლილებებით. გაანალიზებულია მინარევსა და შენადნობზე გაბნევის მექანიზმები.

ჰოლის ეფექტით მალეგირებელის კონცენტრაციისა და დენის მატარებლების ძვრადობის ზუსტი განსაზღვრა საჭიროებს ჰოლის ფაქტორის ცოდნას. ეს ფაქტორი არის შეფარდება ჰოლის ძვრადობისა დრეიფის ძვრადობასთან. დეფორმირებულ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ შრეებისთვის და მალეგირებელის კონცენტრაციისათვის 10^{17}სმ^{-3} -ის შემთხვევაში ჰოლის ფაქტორის სიდიდეები იცვლება 1,0-ს [16] და 0,3 [17] -ს შორის. არადეფორმირებული $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -სთვის [18] ჰოლის ფაქტორი არის ერთთან ახლოს შედგენილობის $x=0,1-0,6$ დიაპაზონში როდესაც მალეგირებელის კონცენტრაცია არის 10^{17}სმ^{-3} . ჰოლის ფაქტორის ყველა სიდიდე მიღებულია ელექტრული და არაელექტრული გაზომვების კომბინაციით.

შესწავლილია p-ტიპის $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ მონოკრისტალი. ნიმუშებში გერმანიუმის კონცენტრაცია შეადგენდა 13%. დისლოკაციების სიმკვრივე არ აღემატებოდა 100სმ^{-2} . ნიმუშები შერჩეულია სხვადასხვა კრისტალებიდან ღერძის გასწვრივ ისე რომ, შესაძლებელია დაბალი პროცენტით გერმანიუმის კონცენტრაციის ცვლილების მიღწევა კრისტალის ღერძის გასწვრივ ბორის კონცენტრაციის მცირე ცვლილების პირობებში. ეს გამოწვეულია ბორის განაწილების კოეფიციენტით რომელიც არის 1-თან

ახლოს სილიციუმში, და საკვლევ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ კრისტალებში x -მცირე სიდიდით. ხვრელის ძვრადობის ტემპერატურული დამოკიდებულება განისაზღვრა ჰოლის ფაქტორის 1-ის ტოლად დაშვებით $\text{Si}_{0,94}\text{Ge}_{0,06}$ შენადნობში. ირკვევა, რომ ხვრელების ძვრადობა საგრძნობლად მცირდება დაბალ ტემპერატურებზე სილიციუმთან შედარებით[16].

ნაშრომში [19] განხორციელდა ძვრადობის გამოთვლითი სამუშაოები სილიციუმისა და $\text{Si}_{0,94}\text{Ge}_{0,06}$ შენადნობისთვის. სხვადასხვა ფონონური ენერჯიების გამო სილიციუმსა და გერმანიუმში შესაძლებელია ოპტიკური ფონონები ერთმანეთს შეერწყას ჩვეულებრივი ფონონების გასაშუალოებული თვისებებით. SiGe -შენადნობებში ორივე ტიპის ოპტიკური ფონონები ვლინდება ექსპერიმენტალურად. თეორიული ანალიზით დადგენილია, რომ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ შენადნობებში გერმანიუმის უწყსრიგო განაწილება მატრიცაში იწვევს დამატებით გაბნევას.

სილიციუმში აკუსტიკური ფონონების გაბნევა დომინირებს დენის მატერებლების თვისებებზე 200K-ზე დაბალ ტემპერატურებზე. 200K-ზე მაღლა ძლიერდება ოპტიკური ფონონების გაბნევა. განსხვავება ძვრადობის გამოთვლილ და ექსპერიმენტულ მონაცემებს შორის 70 K -ზე დაბალ ტემპერატურებზე ჩნდება იმ ფაქტიდან გამომდინარე, რომ გერმანიუმის ატომების თანაბრად განაწილების მიახლოება აკუსტიკური ფონონების გაბნევისთვის არარეალურია 50 K -ზე დაბალ ტემპერატურებზე[17].

იგივე პარამეტრი გამოყენებულია $\text{Si}_{0,94}\text{Ge}_{0,06}$ შენადნობის გერმანიუმის მცირე შედგენილობის (6,3%) შემთხვევაში. მიღებული თეორიული და ექსპერიმენტული შედეგები კარგ შესაბამისობაშია როდესაც შენადნობის გაბნევის პოტენციალი არის 0,55ევ. ასეთ პირობებში შენადნობის გაბნევა განსაზღვრავს ძვრადობას 100K-ზე დაბალ ტემპერატურაზე. აღსანიშნავია, რომ თანაბრად განაწილების მიახლოება აკუსტიკური ფონონებისთვის არ ახდენს გავლენას ძვრადობის გამოთვლებით მიღებულ მონაცემებზე [18].

შესწავლილია ჰოლის ფაქტორი ოთახის ტემპერატურაზე როგორც x -ის ფუნქცია. დაბალ კონცენტრაციებზე არ არის მკვეთრად გამოხატული მისი შემცირება x -ის ზრდასთან ერთად, როგორც ეს ნაჩვენებია [16] $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -ის დეფორმირებულ შრეებში მალეგირებლის კონცენტრაცია არის 10^{17}სმ^{-3} ზე მეტი. x -ის შედარებით მცირე მნიშვნელობების პირობებში რელაქსირებულ შენადნობებში მალეგირებლის კონცენტრაციისათვის 10^{17}სმ^{-3} ჰოლის ფაქტორი არის 1-თან ახლოს, როცა $x=0,1\div 0,2$ დიაპაზონში, ხოლო $x>0,3$ - სთვის ჰოლის ფაქტორი იზრდება. ჰოლის ფაქტორი სუსტად ლეგირებულ p -ტიპის $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ და Si -ში არის დაახლოებით ტოლი. ეს შესაძლებელია დაკავშირებულია ენერჯის დამოკიდებულებასთან რელაქსაციის დროზე. დაბალ ტემპერატურებზე აკუსტიკური ფონონების გაბნევა დომინირებს სუფთა სილიციუმში და დომინირებს $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ მყარ ხსნარებში. აკუსტიკური ფონონების ენერჯის დამოკიდებულება რელაქსაციის დროზე სილიციუმსა და $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -ს მყარ ხსნარში ემორჩილება იგივე კანონს

$\tau \sim E^{-1/2}$. 300K-ის მახლობლობაში შენადნობის გაბნევის წვლილი უმნიშვნელოა ოპტიკურ ფონონებზე გაბნევასთან შედარებით. ორივე ტემპერატურულ დიაპაზონში სუსტად ლეგირებული სილიციუმისა და $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ჰოლის ფაქტორი არის დაახლოებით ტოლი აქცეპტორების ერთნაირი კონცენტრაციებისთვის.

შესწავლილია ბორის აქცეპტორული დონეების აქტივაციის ენერჯია, როგორც x -ის ფუნქცია. მიღებული ექსპერიმენტული და თეორიული სიდიდეები ემთხვევა ერთმანეთს [20]. ორივე შედეგი მკვეთრად განსხვავდება სუფთა სილიციუმისა ($E_A=45\text{მეე}$) და სუფთა გერმანიუმისთვის დადგენილი ($E_A=10,8\text{მეე}$) სწორხაზოვანი ინტერპოლაციიდან. ეს შესაძლებელია გამოწვეული იყოს დისკრეტული აქცეპტორული დონეების გაფართოებით არალეგირებულ სილიციუმსა და გერმანიუმში. ექსპერიმენტულმა კვლევამ გამოავლინა ბორით სუსტად ლეგირებულ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ მყარ ხსნარში ელექტრული თვისებების ცვლილებათა სპეცი-ფიკურობა

გერმანიუმის შედგენილობის დიაპაზონში $0 < x < 0,13$. სილიციუმში და $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -ში ხვრელების ძვრადობის გამოთვლითა და ექსპერიმენტულ შედეგების შედარებით შესაძლებელია შეფასდეს გერმანიუმის ატომებზე საშუალო გაბნევის პოტენციალი $\Delta E = (0,55 \pm 0,05)$ ევ. ჰოლის ფაქტორი 300K-ზე ჰოლის ეფექტისა და C-V გაზომვებით იცვლება $\approx 0,80 \pm 0,06$ საზღვრებში. ხვრელების კონცენტრაციისა და ძვრადობის ტემპერატურული გაზომვებით 20-300 K ტემპერატურულ ინტერვალში შეფასებულია ხვრელების ეფექტური მასები და მალეგირებელი ბორის აქტივაციის ენერგია, როგორც x-ის ფუნქცია. ეფექტური მასა განისაზღვრა $m_{\text{eff}}/m_0 \approx 0,45 \pm 0,05$. ის იცვლება მეტად მცირედ, ხოლო ბორის აქტივაციის ენერგია მცირდება $E_A = (45 \pm 1)$ მევ-დან $E_A = (32 \pm 1)$ მევ -მდე ($x = 0,13$). როცა x მცირდება ნულამდე.

1.4 დენის მატარებლების ძვრადობა Si-Ge შენადნობებში

ნაშრომში [21] შესწავლილია Si-Ge კრისტალებში ჰოლის ძვრადობა და დენის მატარებლების კონცენტრაცია. საკვლევი არალეგირებული $\text{Si}_{0,93}\text{Ge}_{0,07}$ და $\text{Si}_{0,9}\text{Ge}_{0,1}$ კრისტალები ხასიათდებიან p-ტიპის გამტარობით ოთახის ტემპერატურაზე და იძენენ n-ტიპის გამტარობას 200-300°C ტემპერატურის დიაპაზონში. n- და p-ტიპის $\text{Si}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$ შენადნობების სტრუქტურა პოლიკრისტალურია, მარცვლის ზომებით 50-100 მკმ. დადგენილია, რომ არალეგირებული $\text{Si}_{0,93}\text{Ge}_{0,07}$ და $\text{Si}_{0,9}\text{Ge}_{0,1}$ კრისტალებში დენის მატარებლების კონცენტრაცია წრფივად იზრდება ტემპერატურის პროპორციულად, როდესაც ადგილი აქვს p- და n-ტიპის გამტარობაში გადასვლას. ზოგიერთ შემთხვევაში 800°C ტემპერატურიდან სუსტად იზრდება დენის მატარებლების კონცენტრაცია. ასეთი ხასიათის ზრდას განაპირობებენ დენის საკუთარი მატარებლები.

ფოსფორით ლეგირებულ $\text{Si}_{0,7}\text{Ge}_{0,3}$ კრისტალში ($n=2,5 \times 10^{20} \text{სმ}^{-3}$) ელექტრონების ძვრადობის მნიშვნელობა იგივე რიგისაა რაც ხვრელების ძვრადობა დაბალი სიმკვრივის, ცხლად დაწნეხილ ბორით ლეგირებულ $\text{Si}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$ შენადნობში [22]. ოთახის ტემპერატურაზე არალეგირებულ SiGe კრისტალებში ($0,8 < x < 1,0$) ელექტრონის ძვრადობა 1500-დან 500 $\text{სმ}^2/\text{ვ.წმ}$ -მდე და ხვრელების ძვრადობა 450-დან 250 $\text{სმ}^2/\text{წმ}$ -მდე მცირდება. როცა იზრდება გერმანიუმის კონცენტრაცია, ისინი უმნიშვნელოდ იცვლებიან 50-80% სილიციუმის შედგენილობის შენადნობში.

ნაჩვენებია [23], რომ დაბალ ტემპერატურებზე მინარევებით ლეგირებული SiGe შენადნობებისათვის μ_e და μ_p ძვრადობები არიან უფრო დაბალი, ვიდრე არალეგირებულ ნიმუშებში. მათი მნიშვნელობები იზრდებიან ტემპერატურის შემცირებით. ჰოლის ძვრადობის ტემპერატურული დამოკიდებულება ხასიათდება შემდეგი თანაფარდობით [21]: μ_e და $\mu_p \sim T^n$ სადაც $n \approx 1 \pm 0,1$ 300-500K ტემპერატურულ ინტერვალში. უფრო მაღალ ტემპერატურაზე $n \approx 3$ არალეგირებულ $\text{Si}_{0,93}\text{Ge}_{0,07}$ და $\text{Si}_{0,9}\text{Ge}_{0,1}$ და n-ტიპის $\text{Si}_{0,93}\text{Ge}_{0,07}$ შენადნობებში. n-ის მიღებული მნიშვნელობა დაბალ ტემპერატურაზე შესაბამისობაშია n-ტიპის პოლიკრისტალური $\text{Si}_{0,7}\text{Ge}_{0,3}$ შენადნობის ასეთივე მახასიათებელთან. აღსანიშნავია, რომ ბორით ლეგირებულ $\text{Si}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$ შენადნობებში $n \approx 0,8$, 300-950K ტემპერატურულ ინტერვალში. $\text{Si}_{0,84}\text{Ge}_{0,16}$ და $\text{Si}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$ პოლიკრისტალებში μ_e და μ_p ძვრადობები სუსტად იცვლებიან. მაღალ ტემპერატურაზე დენის მატარებლის ძვრადობა არ არის დამოკიდებული ტემპერატურისაგან, მინარევით ძლიერად ლეგირებულ გერმანიუმის მაღალი შედგენილობის Si-Ge შენადნობებში.

ზეებეკის კოეფიციენტისა და ელექტროგამტარობის ურთიერთკავშირის საფუძველზე ნაჩვენებია [24], რომ დენის მატარებლების გადატანითი მოძრაობას ძლიერად ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში არეგულირებს შენადნობში არსებული განწესრიგება და იონებზე გაბნევის პროცესი.

მინარევებით ძლიერად ლეგირებული SiGe შენადნობებში μ_p და μ_n ძვრადობებს ახასიათებთ დაახლოებით ერთნაირი ტემპერატურული დამოკიდებულება ოთახის ტემპერატურის მახლობლობაში. არალეგირებულ SiGe კრისტალში ელექტრონების ძვრადობა მკვეთრად მცირდება ტემპერატურის ზრდასთან ერთად, რასაც განაპირობებს დენის მატარებლებისა და ფონონების ურთიერთქმედება და არა მინარევებზე გაბნევის პროცესი. შესაძლებელია, რომ მინარევით ძლიერად ლეგირებულ SiGe კრისტალში დენის მატარებლის გადატანითი მოძრაობა უმთავრესად დაქვემდებარებულია იონებზე გაბნევის პროცესზე. აღსანიშნავია, რომ ელექტრონის და ხვრელის ძვრადობა უფრო მცირეა SiGe-ში, ვიდრე სილიციუმში. ხვრელის ძვრადობა იზრდება სილიციუმის კონცენტრაციის შემცირებით SiGe მონოკრისტალებში, რომლებშიაც დენის მატარებლების კონცენტრაცია $\approx 10^{20} \text{სმ}^{-3}$. აღნიშნულის ერთ-ერთ შესაძლებლობას წარმოადგენს კრისტალის პოტენციალის ძლიერი ფლუქტუაციების გავლენა დენის მატარებლების გადატანით პროცესებზე. დადგენილია, რომ არალეგირებულ $\text{Si}_{0.95}\text{Ge}_{0.05}$ და $\text{Si}_{0.93}\text{Ge}_{0.07}$ მონოკრისტალებში μ_n უფრო დიდია ვიდრე მონოკრისტალურ სილიციუმსა და პოლიკრისტალურ SiGe შენადნობებში.

ნაშრომში [23] ნაჩვენებია, რომ როდესაც მარცვლების საზღვრების ზომები ნაკლებია 10მკმ-ზე, მაშინ მათი გავლენა დენის მატარებლების და ფონონების გადატანით პროცესებზე ძლიერდება. მარცვლების სასაზღვრო არეებში ძლიერია ელექტრული მოუწესრიგებლობა, რაც მნიშვნელოვნად ამუხრუჭებს ელექტრონებისა და ხვრელების გადატანით მოძრაობას წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურის SiGe შენადნობებში.

1.5 გერმანიუმის გავლენა ბორ-ჟანგბადის კომპლექსებზე p-ტიპის სილიციუმში

ნაშრომში [25] გაანალიზებულია გერმანიუმის ლეგირებით ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებულ სილიციუმში (B-O) დეფექტების ჩახშობის ახალი

მექანიზმები. გერმანიუმით ლეგირება გავლენას ახდენს (B-O) დეფექტების ევოლუციაზე, ფოტოგარდამქმნელის მოდულის ეფექტურობაზე და გამოსავალ სიმძლავრეზე არალეგირებულ ჩოხრალსკის სილიციუმთან შედარებით. არალეგირებულ და გერმანიუმით ლეგირებულ ჩოხრალსკის სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობებში დეფექტების ჩახშობის მექანიზმი განხილულია ჟანგბადის დიმერების გამოკვლევებზე დაყრდნობით. 6 ინჩი დიამეტრის სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების საცდელი კრისტალები ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებულია ერთნაირ პირობებში. ერთი, არალეგირებული და მეორე, გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმი $3 \cdot 10^{18}$ - $1 \cdot 10^{20}$ სმ⁻³ Ge-ის შემცველობით. ბორის კონცენტრაცია მადედებლის ბოლოში ყველა კრისტალისათვის არის $\approx 1 \cdot 10^{16}$ სმ⁻³, ჩანაცვლებული ჟანგბადის კონცენტრაცია 1.0 - $1.1 \cdot 10^{18}$ -სმ⁻³, რომელიც განისაზღვრა ინფრაწითელი ფურიე სპექტრომეტრით $3.14 \cdot 10^{17}$ სმ⁻² მაკალიბრებელი კოეფიციენტის შემთხვევაში. კრისტალების ფირფიტებად დაჭრის შემდეგ პოლირებით მოშორებულ იქნა ზედაპირული დაზიანებები. Ar-ის არეში 650°C ტემპერატურაზე 30 წთ-ის განმავლობაში მოწვით შემცირდა მოცულობაში თერმულად ფორმირებული დონორების კონცენტრაცია. განხორციელდა ზედაპირების ორმაგი პასივაცია (SiN:H) შრეების პლაზმურ-ქიმიური დაფენის მეთოდით. დენის მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა გაიზომა ოთახის ტემპერატურაზე ფოტოგამტარობის მეთოდით 1sun ინტენსივობის ჰალოგენური ნათურით დასხივების პირობებში. უნდა აღინიშნოს, რომ დენის მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის გასაზომად, როგორც საწყისი, გამოყენებულია ანალოგიურად დამუშავებული Ga-ით ლეგირებული სილიციუმის ფირფიტები. მზის ელემენტები დამზადდა ჩვეულებრივ სილიციუმის პოლირებულ ფირფიტებზე შეიქმნა ფოტოგარდამქმნელის მოდული. ეფექტურობისა და მოდულის გამოსავალი სიმძლავრის დეგრადაცია დასხივების შედეგად მოწმდებოდა ორი კვირის განმავლობაში. დამატებით, ჟანგბადის დიმერების ქცევის

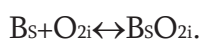
გამოსავლენად განხორციელდა ოპტიკური თვისებების კვლევა 10K ტემპერატურაზე ოპტიკური მიკროსკოპით FTIR .

ცნობილია, რომ რომელიღაც ტემპერატურაზე წარმოქმნილი დენის მატარებლების სივრცხლის ხანგრძლივობასთან დაკავშირებული (B–O) დეფექტების ნორმირებული კონცენტრაცია $[Nt]$ აღიწერება ასე: $\{1/\tau(t)-1/\tau(t=0)\}$. გახსნილი დეფექტების კონცენტრაცია იქნება: $\{1/\tau(t-\infty)-1/\tau(t=0)\}$. შესწავლილია(B–O) დეფექტების ნორმირებული კონცენტრაციის ცვლილება 50°C ტემპერატურაზე I_{sun} დასხივების პირობებში სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობებში, სადაც Ge-ის კონცენტრაცია $8 \cdot 10^{19} \text{ სმ}^{-3}$ იგივეა, როგორც გალიუმით ლეგირებულ საწყის სილიციუმში [26]. აღსანიშნავია, რომ საწყისი ნიმუშისათვის დასხივების პერიოდში (B–O) დეფექტების კონცენტრაცია თითქმის ნულის ტოლია, რაც ნიშნავს, რომ საწყისი ზედაპირების პასივაცია სტაბილურია, ამავე პირობებში სივრცხლის ხანგრძლივობის არავითარი დეგრადაცია არ ხდება. საცდელ კრისტალებში (B–O) დეფექტების კონცენტრაცია იზრდება დასხივების დროის მიხედვით და აღწევს სტაბილურ მნიშვნელობას რამდენიმე ასეული წუთის განმავლობაში. უფრო მნიშვნელოვანია ის, რომ გახსნილი (B–O) დეფექტების კონცენტრაცია Si-Ge შენადნობში აშკარად ნაკლებია ვიდრე სილიციუმში. ვინაიდან ეს ორი ერთნაირი თერმული ისტორიის ნიმუში შეიცავს ბორისა და ჩანაცვლებული ჟანგბადის თითქმის ტოლ კონცენტრაციას, მოცემული შედეგი აშკარად ამტკიცებს გერმანიუმის ლეგირებით სილიციუმში (B–O) დეფექტების კონცენტრაციის შემცირებას.

გერმანიუმის კონცენტრაციაზე (B–O) დეფექტების პროცენტული შემცველობის დამოკიდებულება გერმანიუმის კონცენტრაციის $3 \cdot 10^{18} \text{ სმ}^{-3}$ მნიშვნელობისათვის Si-Ge შენადნობებში აშკარად არ ავლენს (B–O) დეფექტების კონცენტრაციის შემცირებას, რაც იმას მიუთითებს, რომ გერმანიუმის შედარებით მცირე კონცენტრაცია ვერ ახშობს მათ ჩასახვას.

(B–O) დეფექტების წარმოქმნის პროცესში, როცა გერმანიუმის კონცენტრაცია გადააჭარბებს 10^{18} სმ^{-3} , იწყება (B–O) დეფექტების ჩახშობა. ის ძლიერდება Ge-ს კონცენტრაციის გაზრდასთან ერთად. ამრიგად, Ge-ის კონცენტრაციის გაზრდა ხელსაყრელია (B–O) დეფექტების ჩასახშობად Si-Ge შენადნობებში, უნდა აღინიშნოს, რომ Ge-ის კონცენტრაციის გაზრდა $\approx 10^{20} \text{ სმ}^{-3}$ -მდე პრაქტიკულად არ გამოიყენება ფოტო გარდამქმნელების მრეწველობაში, ვინაიდან ის არა მარტო აძვირებს კრისტალების ფასს, არამედ ასევე იწვევს უჯრედული დისლოკაციური წარმონაქმნების ფორმირებას. უფრო მისაღებია გერმანიუმით 10^{19} სმ^{-3} კონცენტრაციებამდე ლეგირება. საწარმოო სილიციუმის მზის ელემენტებში ეფექტურობის დანაკარგი აღწევს 2%-მდე მზის სხივების ორი კვირის განმავლობაში ზემოქმედების შედეგად. ხოლო 10^{19} სმ^{-3} კონცენტრაციამდე გერმანიუმით ლეგირებული Si-Ge შენადნობების მზის ელემენტებში ეს დანაკარგი ნაკლებია (1.75%). გარდა ამისა, სიმძლავრის გამოსავლის დინამიკა სილიციუმისა და Si-Ge ბაზაზე წარმოებული მზის ელემენტების მოდულებში ავლენს მსგავს ტენდენციას. Si-Ge შენადნობების მზის ელემენტებში მიიღწევა გამოსავალი სიმძლავრის კარგების შემცირება 5%-მდე. ეს შედეგები აჩვენებს ფოტოგარდამქმნელების წარმოებაში სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების პრაქტიკული გამოყენების შესაძლებლობას სინათლით გამოწვეული დეფექტების გავლენის შესამცირებლად. ექსპერიმენტული მონაცემები ცხადჰყოფენ, რომ სილიციუმში გახსნილი (B–O) დეფექტების კონცენტრაცია თითქმის პროპორციულია ბორის კონცენტრაციისა და კვანძთაშორის მდგომა-რეობაში ჟანგბადის კონცენტრაციის კვადრატისა, ეს იმის მაჩვენებელია, რომ კომპლექსი შედგება ჩანაცვლებული ბორისა (B_s) და კვანძთაშორისი ჟანგბადის დიმერისაგან (O_{2i}) [25].

($B_s O_{2i}$) კომპლექსის წარმოქმნა შეიძლება იყოს გამოწვეული (O_{2i})-ის სწრაფი დიფუზიით თითქმის უძრავი (B_s) ატომებისაკენ შემდეგი სქემით:



განტოლებიდან ჩანს, რომ მოცემულ ტემპერატურაზე გახსნილი (B_sO_{2i}) კომპლექსის კონცენტრაცია პროპორციულია B_s და O_{2i} კონცენტრაციებისა. ვინაიდან (B_s) კონცენტრაცია თითქმის ერთნაირია სილიციუმ-გერმანიუმსა და სილიციუმში, (B_sO_{2i})-ს კონცენტრაციის შემცირება Si-Ge შენადნობების შესაძლებელია მიეკუთვნოს O_{2i} -ს კონცენტრაციის შემცირებას Ge-თი ლეგირებით. ოპტიკური შთანთქმის ტიპური სპექტრი გაზომილი 10K-ზე საცდელ ნიმუშებში (Ge-ის $8 \cdot 10^{19} \text{ სმ}^{-3}$ კონცენტრაციის შემთხვევაში) ავლენს ინფრაწითელი შთანთქმის სამ რხევით ხაზს, რომლებიც დაკავშირებულია O_{2i} -ს 1012 სმ^{-1} , 1060 სმ^{-1} და 1105 სმ^{-1} ტალღურ რიცხვებთან, ეს ხაზები დაბალ ტემპერატურაზე ჩნდება ორივე ტიპის საცდელი კრისტალის ოპტიკურ სპექტრებში. შთანთქმის სამივე ხაზის ინტენსივობა Si-Ge შენადნობებში მნიშვნელოვნად ნაკლებია ჩვეულებრივ სილიციუმთან შედარებით, რაც ადასტურებს, რომ ნაკლები კონცენტრაციის O_{2i} ნამდვილად არსებობს Si-Ge შენადნობებში. O_{2i} სილიციუმში წარმოიქმნება ორი O_i ატომის დიფუზიის შედეგად:

$$O_i + O_i \leftrightarrow O_{2i}$$

O_{2i} -ის კონცენტრაცია განისაზღვრება O_i -ის კონცენტრაციითა და O_i -ის დიფუზიის ენერგეტიკული ბარიერით. ვინაიდან მიღებული Si და Si-Ge შეიცავს ერთნაირი კონცენტრაციის O_i -ს, ერთადერთი მიზეზი O_{2i} -ის კონცენტრაციის შემცირებისა არის ის, რომ გერმანიუმით ლეგირება იწვევს ენერგეტიკული ჯგერის ამაღლებას O_{2i} -ის დიფუზიისათვის. მართლაც, სილიციუმთან შედარებით დიდი ატომური ზომების მქონე Ge, როგორც ჩამნაცვლებელი მინარევი იწვევს ლოკალურად მესრის მნიშვნელოვან შემფოთებას. დადგენილია, რომ გერმანიუმის ჩანაცვლება იწვევს კრისტალური მესრის დრეკადი დეფორმაციის ველის მნიშვნელოვან ზრდას. ეს შესაბამისად დიდ ენერგეტიკულ ჯგერს წარმოშობს O_i -ის დიფუზიისათვის O_{2i} დიმერების შესაქმნელად. აღსანიშნავია, რომ Si-Ge შენადნობებში ასევე აღმოჩნდა ინფრაწითელი შთანთქმის ხაზი. ის დაკავშირებულია (Ge-O) ბმების ლოკალურ რხევებთან, რომელიც ახლოსაა

O_{2i} -ის სიგნალთან. ეს იმას ნიშნავს, რომ ჩანაცვლების მდგომარეობაში გერმანიუმის ატომი ახორციელებს ჟანგბადის ბმას და წარმოქმნის Ge–O კომპლექსებს, რაც დადასტურებულია ექსპერიმენტებითა და თეორიულ გათვლებით. Ge-ის O_i -თან ბმა სილიციუმის მესერში იწვევს O_i -ის კონცენტრაციის შემცირებას და შესაბამისად, O_{2i} -ის წარმოქმნის შესაძლებლობას. საბოლოოდ, ეს ამცირებს O_{2i} -ის კონცენტრაციას და მამასადამე ახშობს BsO_{2i} დეფექტების წარმოქმნას [26].

ამრიგად, ანალიზით დგინდება, რომ გერმანიუმით ლეგირება Si-Ge შენადნობში იწვევს B–O დეფექტების წარმოქმნის ეფექტურ ჩახშობას. ასევე გარემოს ზემოქმედებით Si-Ge ფუძემდებლებზე შექმნილი მზის ელემენტების ეფექტურობის დანაკარგი მცირდება ისევე, როგორც გამოსავალი სიმძლავრის კარგეები. უფრო მეტიც, ექსპერიმენტები ამყარებენ იმ მოსაზრებას, რომ Ge-ით ლეგირება იწვევს B–O დეფექტების ჩახშობას, რაც O_{2i} -ის კონცენტრაციის შემცირების შედეგია. ეს განპირობებულია დიფუზიის ჯებირის ამალღებით გერმანიუმის ატომებით სილიციუმის კრისტალური ველის მოდულირებით. B–O დეფექტების წარმოქმნის ფიზიკური სურათი Si-Ge შენადნობებში ჯერ კიდევ არ არის ნათელი. მიუხედავად ამისა, ცხადია, რომ გერმანიუმით ლეგირება წარმოადგენს სილიციუმში B–O დეფექტების კონტროლის საშუალებას, რაც მეტად მიმზიდველია სინათლით ინდუცირებული დეფექტების წარმოქმნის რეგულირებისა და მზის ელემენტების წარმოებისათვის.

1.6 ძლიერად ლეგირებული Si-Ge კრისტალების რეალური

სტრუქტურის თავისებურებანი

მრავალი ათეული წლის განმავლობაში დისლოკაციებისაგან თავისუფალი მონოკრისტალური სილიციუმის მისაღებად იყენებენ დეშის მეთოდისას [27]. რაც განაპირობებს ჩოხრალსკის სადნობ ლემელში მადედეხელსა და მასიურ კრისტალს შორის გამყოფ ზონაში ვიწრო ღეროს

წარმოქმნას. დიდი ზომის კრისტალებისათვის აღნიშნული მეთოდის გამოყენება გართულებულია, რადგანაც ვიწრო ღეროს სილიციუმის კრისტალს არ შეუძლია ნადნობიდან ამოზარდოს დიდი მასის კრისტალი. პრობლემის გადასაწყვეტად გამოყენებულია ბორითა და გერმანიუმით მოდიფიცირებული მადედებელი, რაც მინიმუმამდე ამცირებს მასიურ კრისტალში დისლოკაციების სიმკვრივეს. ამ პირობებში დეშის ღეროს ფორმის კრისტალი გამოყენებული არ არის. Si-Ge კრისტალების მისაღებად გამოიყენება გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის მადედებლები. ნადნობთან შეხების მომენტიდან იწყება გერმანიუმის ატომების გადასვლა სილიციუმში და, მაშასადამე, კრისტალიზაციის პროცესში ხორციელდება Si-Ge მყარი ხსნარის სტრუქტურის ფორმირება.

ნაშრომში [28] გამოკვლევულია Si-Ge მყარი ხსნარის დისლოკაციური სტრუქტურა, რომელიც ფორმირებულია ნადნობთან მადედებლის შეხებისას განვითარებული სითბური დარტყმით. გამყოფ სასაზღვრო ზონაში როგორც მადედებელში, ასევე მასიურ Si-Ge კრისტალში წარმოიქმნება დიდი რაოდენობით დისლოკაციები. ისინი ჩაისახებიან მადედებელში და ვრცელდებიან Si-Ge მასიური კრისტალის მოცულობაში. დადგენილია, რომ როდესაც მადედებელში გერმანიუმის კონცენტრაცია შეადგენს $6 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$ დისლოკაციების სიმკვრივე მეტად მცირეა. როდესაც გერმანიუმის კონცენტრაცია გაზრდილია $9 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$ -მდე პრაქტიკულად არ დაიმზირება დისლოკაციები Si-Ge მყარ ხსნარებში.

$1 \cdot 10^{15} \text{სმ}^{-3}$ კონცენტრაციამდე ბორითა და ფოსფორით ლეგირება გერმანიუმთან ერთად ეფექტურად ახშობს დისლოკაციების წარმოქმნას Si-Ge სტრუქტურაში. ამრიგად, დეშის მეთოდის გამოყენების გარეშე შესაძლებელია უდისლოკაციო Si-Ge შენადნობების მიღება, თუ შესაბამისად განხორციელდება სილიციუმის მადედებლის ლეგირება გერმანიუმით განსაზღვრულ კონცენტრაციამდე. მიღებულია ტექნოლოგიისათვის მეტად მნიშვნელოვანი შედეგი, რომლის თანახმად

გერმანიუმით ღრმად ლეგირებულ კრისტალებში ბორისა და ფოსფორის შემცველობის ზუსტი კონტროლისათვის დნობის პროცესში გამოყენებული უნდა იქნას გერმანიუმით ღრმად ლეგირებული სილიციუმის მადედებელი [29].

აღსანიშნავია ისიც, რომ გერმანიუმის მაღალი კონცენტრაციების ($\approx 2 \cdot 10^{20} \text{სმ}^{-3}$) შემთხვევაში მეტად მნელია დისლოკაციებისაგან თავისუფალი Si-Ge კრისტალების მიღება. რენტგენის ტოპოგრაფიულ ფოტოებზე უმრავლეს შემთხვევაში ფიქსირდება უჯრედოვანი დისლოკაციური სტრუქტურა. კრისტალის გარე ზედაპირზე ჩნდება დეფორმაციის ნაკვალევი პარალელური ხაზების სახით. დადგენილია, რომ სრულყოფილი Si-Ge მონოკრისტალები მიიღება, როცა გერმანიუმის კონცენტრაცია არ აღემატება $1 \cdot 10^{20} \text{სმ}^{-3}$ [30,31].

1.7 გერმანიუმის გავლენა ჟანგბადის პრეციპიტაციაზე სილიციუმში

სილიციუმის კრისტალური მესრის ჩანერგვის პოზიციებში არსებულ ჟანგბადის ატომებს გაჯერებულ მდგომარეობაში გააჩნიათ მიდრეკილება წარმოქმნან პრეციპიტატები, როგორც ნადნობის კრისტალიზაციის, ასევე კრისტალებზე ხელსაწყობის დამზადების პროცესებში. ეს ქმნის ხელსაყრელ პირობებს ფუძემშრის ზედაპირზე არსებული მძიმე მეტალების შინაგანი შთანთქმისათვის [32-34]. აქედან გამომდინარე ჟანგბადის პრეციპიტატების თერმული მგრადობის კვლევა მნიშვნელოვანია შთანთქმის ცენტრების მდგომარეობისა და ხელსაწყობის წარმოების გამოსავლიანობის გაუმჯობესებისათვის. საერთოდ ჟანგბადის პრეციპიტატები წარმოიქმნება დაბალ ტემპერატურებზე და იზრდება ტემპერატურის მაღალ დიაპაზონში. კვლევის პროცესში იყენებენ ორსაფეხურიან მოწვას [35]. ამასთან ერთად აღსანიშნავია, რომ

პრეციპიტატების დაშლა და გადასვლა მყარ ხსნარში ხდება ამის შემდგომი მაღალტემპერატურული მოწვით. ნაშრომში [36] შესწავლილია აღნიშნული ეფექტი სხვადასხვა მაღალ ტემპერატურაზე.

გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმში ფართოდ იკვლევენ ჟანგბადის პრეციპიტატების წარმოქმნის პირობებს. ნაჩვენებია, რომ გერმანიუმის ატომებს სილიციუმის მესერში შეუძლიათ წარმოქმნან Ge-V კომპლექსები [37]. ერთდროულად გერმანიუმს შეუძლია მოახდინოს თერმული დონორების ჩახშობა და ფუძემშრეების მექანიკური სიმტკიცის გაუმჯობესება [38].

მიუხედავად აღნიშნულისა გერმანიუმის პრეციპიტატების სრული კვლევა სათანადოდ არ არის განხორციელებული. ნაშრომში [39] შესწავლილია Ge-O პრეციპიტატები Si-Ge მყარ ხსნარებში და დადგენილია, რომ გერმანიუმით ლეგირება ამაღლებს მცირე ზომების დიდი რაოდენობის ჟანგბადის პრეციპიტატების ჩასახვის შესაძლებლობებს სხვადასხვა ტემპერატურაზე ერთსაფეხურიანი მოწვის პირობებში. სილიციუმთან შედარებით Si-Ge ფუძემშრეებში მნიშვნელოვნად დაბალია ჟანგბადის პრეციპიტატების თერმული მდგრადობა. ექსპერიმენტებით ნაჩვენებია, რომ 800°C ტემპერატურაზე 225სთ-მდე ხანგრძლივი მოწვა Si-Ge-ში უფრო მეტად ამცირებს ჟანგბადის კონცენტრაციას სილიციუმის ფუძემშრესთან შედარებით. შესაბამის მიკროსტრუქტურის ფოტოგრაფიებზე ნათლად არის ასახული მცირე ზომის ჟანგბადის პრეციპიტატები Si-Ge-ში. პრეციპიტაციის პროცესი უფრო ჩქარდება 1000°C იმავე ხანგრძლივობით მოწვის პროცესში Si-Ge და სილიციუმის ფუძემშრეებში. განხილულია Ge-O პრეციპიტაციის მექანიზმი [39].

გერმანიუმის ატომები სილიციუმის მესერში ქმნიან ლოკალიზებულ დეფორმაციას, რომელშიაც ჩაიჭირება მეზობლად არსებული ვაკანსია. ვაკანსია თავის მხრივ მიიზიდავს ჩანერგილ პოზიციამი არსებულ ჟანგბადის ატომს და წარმოიქმნება Ge-V_m-O_n კომპლექსი ($m \geq 1, n \geq 1$) [40].

ეს კომპლექსი განიხილება ჟანგბადის პრეციპიტატის ჰეტეროგენური ჩასახვის ცენტრად. სილიციუმში ვაკანსიების კონცენტრაცია შეადგენს 10^{12} - 10^{13} სმ^{-3} , მაშასადამე, გერმანიუმის შემცველი კომპლექსები კიდევ უფრო მცირე კონცენტრაციის არიან, რადგანაც მოწვით 800 - 1000°C ინტერვალში დიდი რაოდენობით ფორმირდება ჟანგბადის პრეციპიტატები.

შესწავლილია 1200°C ტემპერატურაზე არგონის ატმოსფეროში მოწვის გავლენა წინასწარი 800 - 1000°C ტემპერატურებზე მოწვით ფორმირებული პრეციპიტატების დაშლისა და მყარ ხსნარში O-ს გადასვლის მდგომარეობაზე [41]. ნაჩვენებია, რომ 1000°C -ზე ფორმირებული პრეციპიტატები შედარებით ნელი სიჩქარით იშლებიან 750°C -ზე მოწვით ფორმირებული პრეციპიტატებთან შედარებით Si-Ge-ში. აღნიშნულია, რომ 1000°C -ზე წარმოიქმნება გაცილებით დიდი ზომის ფაზები და სწორედ ეს განაპირობებს მათი შემდგომი დაშლისა და მყარ ხსნარში გადასვლის სიჩქარის შემცირებას.

ჟანგბადის პრეციპიტაციის შემდგომი კვლევა განხორციელდა ინფრაწითელი დიაპაზონის ოპტიკური შთანთქმის სპექტრების რეგისტრაციისა და ანალიზის მეთოდებით [42]. ბრტყელი პრეციპიტატებით განპირობებული მაქსიმუმი ჩნდება 1224სმ^{-1} სიდიდის ტალღის ვექტორზე. 1200°C -ზე მოწვით ეს მაქსიმუმი სუსტდება და ძლიერდება ჟანგბადის ჩანერგილი ატომების მაქსიმუმი 1107სმ^{-1} -ის მახლობლობაში. ორივე მაქსიმუმის ინტენსივობის ვარიაციების კვლევით დადგინდა პოლიჰედრული მოცულობითი და ბრტყელი ფორმის ჟანგბადის პრეციპიტატების ფორმირებისა და დაშლის პირობები სხვადასხვა ტემპერატურებზე თერმული დამუშავების გავლენით. იშვიათად ვლინდება სფერული ფორმის SiO_2 -ის პრეციპიტატების ოპტიკური შთანთქმის მაქსიმუმი 1080სმ^{-1} ტალღის რიცხვის არეში.

1.8 გერმანიუმის გავლენა ბორ-ჟანგბადის დეფექტების გენერაციასა და დისოციაციაზე

ცნობილია რომ p-ტიპის ბორით ლეგირებული სილიციუმის ფუძეზე შექმნილი მზის ელემენტების ეფექტურობა 1-2%-ით მცირდება გამოსხივებით ინდუცირებული დეგრადაციით [43,44], რასაც განაპირობებს სპეციფიკური რადიაციული დეფექტების ფორმირება ფუძეშრებებსა და p-n სტრუქტურებში. B-O დეფექტი Si-ის აკრძალულ ზონაში წარმოქმნის ენერგეტიკულ დონეს $E_c-0,41\text{ევ}$, როდესაც ელექტრონი-ხვრელის ჩაჭერის განივი კვეთის ფარდობა $\approx 9,3$ [45]. არაძირითადი დენის მატარებლების წარმოქმნის დროს B-O კომპლექსის აქტივაციის ენერგია დაახლოებით არის $0,47\text{ევ}$, ხოლო დისოციაცია წარმოებს $1,32\text{ევ}$ ენერგიით [46]. ფოტოელექტრული გარდამქმნელების წარმოებისათვის საინტერესოა ეფექტური მეთოდის ძიება B-O დეფექტების ფორმირების ჩასახშობად. მოსალოდნელია გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმში B-O დეფექტების კონცენტრაციის 30%-ით შემცირება. ნაშრომში [47] შესწავლილია B-O დეფექტების გენერაცია-დისოციაციის კინეტიკა გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმში. საცდელ Si და SiGe კრისტალებში ჟანგბადის კონცენტრაცია აღწევს $(1,13-1,14) \cdot 10^{18}\text{სმ}^{-3}$, ხოლო მალეგირებელი ბორისა 10^{16}სმ^{-3} . გერმანიუმის კონცენტრაცია ოპტიმალური, სამრეწველო დანიშნულების სიდიდისაა $\approx 5 \cdot 10^{19}\text{სმ}^{-3}$. მაღალტემპერატურული თერმული მოწვევებით დადგინდა, რომ B-O დეფექტების აქტივაციის ენერგია ტოლია $0,68\text{ევ}$ Si-Ge-ში, შედარებით მაღალია ვიდრე სილიციუმში. B-O დეფექტების გენერაცია არის O_{2i} -ის დიფუზიის პროცესი Bs-ის მიმართულებით. ასეთი დიფუზიის ენერგიის ამაღლება ხდება გერმანიუმით ლეგირების გავლენით, ეს ნიშნავს O_{2i} -ის დიფუზიის პოტენციალური ბარიერის ამაღლებას SiGe შენადნობების კრისტალურ მესერში. B-O დეფექტების დაშლის დროს მიმდინარეობს O_{2i} -ის დაშორება Bs-დან. Si-Ge-ში დისოციაციის ენერგია ამაღლებულია, ე.ი. გერმანიუმით ლეგირება ზრდის Bs- ატომებით O_{2i} -ის ჩაჭერის

შესაძლებლობებს. ამრიგად, გერმანიუმით ლეგირება ზრდის Si-Ge კრისტალებში Bs ატომების ჩაჭერის განივკვეთას, შესაბამისად იზრდება ჩაჭერილი O_{21} -ის კონცენტრაცია. სილიციუმში Bs ატომებით O_{21} წყვილების ჩაჭერის განივი კვეთის სიდიდე უმთავრესად განსაზღვრულია კულონის მიზიდულობით დადებითად დამუხტულ O_{21} და უარყოფითად დამუხტულ Bs ატომებს შორის. დაშვებით, რომ კულონის ურთიერთქმედების ენერგია ტოლია თერმული KT ენერგიისა, დგინდება, რომ ჩაჭერის რადიუსი შეადგენს 105მ-ს. გერმანიუმის ატომები მიისწრაფიან Bs-თან კომპლექსის წარმოსაქმნელად, რასაც განაპირობებს ატომების ზომების კომპენსაცია სილიციუმის მესერში. ზოგიერთი O_{21} დიმერი თავდაპირველად ჩაიჭირება გერმანიუმის ატომებით. ამის შემდეგ მიიტაცება მეზობლად ჩანაცვლების პოზიციაში არსებული Bs ბორის ატომი. აღნიშნული თანმიმდევრობითი ცვლილებებით შეფასებული ჩაჭერის რადიუსი Si-Ge-ის კრისტალურ მესერში მეტად მაღალია $\approx 100\text{მ}$.

ამრიგად, გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის მესერში მაღლდება B-O დეფექტების გენერაცია-დისოციაციის აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები. პროცესის შესაძლებელ მექანიზმად შემოთავაზებულია გერმანიუმით ლეგირება O_{21} დიმერის დიფუზიის პოტენციალური ბარიერის ამაღლებისა და ასევე Bs ატომებით O_{21} დიმერების ჩაჭერის რადიუსის მნიშვნელოვანი ზრდისათვის.

1.9 Si-Ge შენადნობების ფუძემდებლების გამოყენების პერსპექტივები

დღეისათვის ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული მონოკრისტალური და პოლიკრისტალური (მსხვილმარცვლოვანი) Si დომინირებს მზის ელემენტების კონსტრუქციებში და შეადგენს მთლიანი მოცულობის $\sim 80\%$ ს [48,49]. მთავარ ამოცანად ითვლება მათი ღირებულების შემცირება ფოტოელექტრული გარდამქმნელების ფართო მასშტაბებით საწარმოებლად. ერთ-ერთ სტრატეგიულ მიმართულებას წარმოადგენს ფოტოგარდამქმნელების ფუძემდებლების სისქის შემცირება [50]. აღნიშნული

მიმართულებით შესაძლებლობები შეზღუდულია, რადგანაც ფუძემრეების შექმნის პროცესები მოიცავს ოთახის ტემპერატურის პირობებში მექანიკურ ხეხვასა და პოლირებას. შესაბამისად ხშირად იმსხვრევა სილიციუმის სხმულისაგან გამოჭრილი ფირფიტები [51, 52]. გასათვალისწინებელია ისიც, რომ ბორით ლეგირებული სილიციუმის ფუძემრეებზე შექმნილი მზის ელემენტები განიცდიან სინათლით ინდუცირებულ დეგრადაციას [53]. ეს განპირობებულია ბორისა და ჟანგბადის ერთდროული თანაარსებობით და არამდგრადი რეკომბინაციული ცენტრების წარმოქმნით სილიციუმის ფუძემრეებში [54]. აღნიშნული დეფექტების კონცენტრაცია პროპორციულია ბორის კონცენტრაციის და ინტენსიურად მაღლდება ჟანგბადის ატომების კონცენტრაციის კვადრატის პროპორციულად [55]. დეგრადაციისადმი მედეგობის ამაღლება ერთგვარად შესაძლებელია ბორის შეცვლით Ga-ის ატომებით, მაგრამ ასეთ პირობებში იზრდება პროდუქციის ღირებულება, რაც მიუღებელია ფართო მოხმარების მზის ენერჯის გარდამქმნელების წარმოებისათვის.

ამჟამად სრულდება ინტენსიური კვლევითი სამუშაოები გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის მექანიკური თვისებების გასაუმჯობესებლად [56] და ამასთან ერთად B-O დეფექტების წარმოქმნის დასამუხრუჭებლად [57].

საერთოდ ცნობილია, რომ სილიციუმში გერმანიუმის სეგრეგაციის კოეფიციენტი $-0,33$ -ია. თუმცა შესაძლებელია ის იყოს კიდევ უფრო მაღალი გერმანიუმის მაღალი კონცენტრაციების პირობებში. ნაშრომში [58] კონცენტრაციული დამოკიდებულებების კვლევით დადგინდა, რომ Si-Ge შენადნობებში გერმანიუმის კონცენტრაციის 10^{18} - 10^{21} სმ⁻³ დიაპაზონში გერმანიუმის სეგრეგაციის კოეფიციენტი შეადგენს $0,5$ -ს. ეს სიდიდე აჩვენებს გერმანიუმის მაღალ არაერთგვაროვან განაწილებას სილიციუმის კრისტალურ მესერში.

განხორციელდა Si-Ge და Si ფუძემშრეების მსხვრევაზე სიმტკიცის შედარებითი კვლევა მავთულის ფორმის ხერხითა და ალმასის დისკზე დაჭრის პროცესებში [59]. დადგინდა, რომ Si-Ge ფუძემშრეებს ახასიათებთ უფრო მაღალი მსხვრევის სიმტკიცე, რითაც იზრდება მზის ელემენტებსა და მოდულებში მათი გამოყენების ეფექტურობა. ნათლად არის ნაჩვენები, რომ Si-Ge სტრუქტურაში დისლოკაციების ძვრადობა არის შემცირებული გერმანიუმის ატომებთან ახლოს განთავსებული ჟანგბადის ატომების გავლენით, ასევე მეტად მცირე ზომების ოქსიდური პრეციპიტატების მოქმედებით. Si-Ge ფუძემშრეების მაღალი მსხვრევის სიმტკიცე დაკავშირებულია მყარი ხსნარის განმტკიცებასთან [60].

გამოკვლევულია Si-Ge და Si ფუძემშრეებში ბორის ერთნაირი კონცენტრაციით ლეგირების პირობებში დასხივებისადმი მედეგობა, კერძოდ, B-O დეფექტების წარმოქმნა 50°C ტემპერატურაზე ხანგრძლივი დროით დასხივების დროს [57]. დადგინდა, რომ გერმანიუმის გავლენა მხოლოდ 10^{19}სმ^{-3} კონცენტრაციამდე არის ეფექტური, რადგანაც უფრო მაღალ კონცენტრაციებზე ფორმირდება კრისტალის უჯრედოვანი დისლოკაციური სტრუქტურა.

შესწავლილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული Si-Ge შენადნობებისაგან დამზადებული ფუძემშრეების ეფექტურობა მზის ელემენტებში [56]. ნაჩვენებია, რომ ფოტოელექტრული გარდაქმნის ეფექტურობა დაახლოებით ისეთივეა, როგორც გააჩნიათ სილიციუმის ფუძეზე შექმნილ მზის ელემენტებს. Si-ის მზის ელემენტებში გამოსხივების ზემოქმედებით დეგრადაცია 2%, ხოლო Si-Ge ფუძემშრეების შემთხვევაში 1,7% შეადგენს. ნათლად დამტკიცდა, რომ სიმძლავრის გამომუშავების გამოსავლიანობა 15%-ით უმჯობესდება Si-Ge სტრუქტურების შემთხვევაში.

საერთოდ, დასკვნის სახით შესაძლებელია აღინიშნოს, რომ ხანგრძლივად მზის დასხივებით Si-Ge-ზე შექმნილი მზის ელემენტების ეფექტურობისა

და მათი მოდულების სიმძლავრის გამომუშავების გამოსავლიანობის დანაკარგები დაბალია სილიციუმის ანალოგიურ მოწყობილობებთან შედარებით. აღნიშნულიდან გამომდინარე პერსპექტიულია მზის ენერჯის გარდამქმნელების შექმნა Si-Ge შენადნობების საფუძველზე.

ნახევარგამტარული ხელსაწყოების შექმნის პროცესში სილიციუმის ფუძემდებებში ფორმირებული დეფექტების მდგრადობა, ზომები, შედგენილობა და მექანიკურ თვისებებზე გავლენა მჭიდრო კავშირშია ჟანგბადის მდგომარეობის ცვლილებებთან. ჟანგბადის მაღალი კონცენტრაციის პირობებში ვლინდება პრეციპიტაციის ფორმირებისადმი მიდრეკილება. ამის შემდგომ ჩაისახება მოცულობითი მიკროდეფექტები და იქმნება მძიმე მეტალების შინაგანი შთანთქმის პირობები. მაღალი კონცენტრაციის მოცულობითი მიკროდეფექტები გამოყენებულია ხელსაწყოების ტექნოლოგიაში. ყოველივე ზემოთ აღნიშნულიდან გამომდინარე პრაქტიკული მნიშვნელობა აქვს საშუალო ტემპერატურებზე (550-950°C) მოწვის პროცესებში ჟანგბადის პრეციპიტაციის კვლევას Si და Si-Ge კრისტალებში.

შესწავლილია ერთნაირ პირობებში ჩოხრალსკი მეთოდით მიღებული Si და Si-Ge მონოკრისტალები ($Ge \sim 10^{19} \text{სმ}^{-3}$; $O \sim 10^{18} \text{სმ}^{-3}$; $\rho \sim 10-20 \text{ომი.სმ}$). ექსპერიმენტებით დადგინდა [61], რომ 750°C -ზე 64 სთ-ის განმავლობაში მოწვით Si-Ge-ში ვიდრე სილიციუმში ჟანგბადის პრეციპიტაციის კონცენტრაცია ოდნავ მაღალია. ეს განსხვავება მკვეთრად იზრდება 950°C-ზე მომწვარ მდგომარეობაში. აღნიშნული ხასიათის კონცენტრაციული ცვლილებები გამოწვეულია ჟანგბადის დიფუზიის კოეფიციენტის საგრძნობლად შემცირებით დაბალ ტემპერატურულ დიაპაზონში. ჟანგბადის პრეციპიტაციები Si-Ge-ში მრავლად ფორმირდებიან კრისტალიზაციის პროცესში. მათგან შედარებით დიდი რადიუსის მქონე პრეციპიტაციები განიცდიან შემდგომ ზრდას მაღალ ტემპერატურებზე თერმული მოწვების პროცესში. რაც შეეხება ცალკეულ

ატომებსა და მეტად მცირე ზომის პრეციპიტატებს, ისინი უმნიშვნელოდ მონაწილეობენ 750-900°C ინტერვალში ჟანგბადის პრეციპიტატების ზომების ზრდაში.

650, 750 და 850°C ტემპერატურებზე მომწვარი ნიმუშების ჟანგბადის პრეციპიტატების მორფოლოგიის შესწავლით გამოვლინდა სხვადასხვა კონცენტრაციის ერთმანეთისაგან განსხვავებული ზომების ჟანგბადის პრეციპიტატები [62-64]. ნაჩვენებია, რომ გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმში შესაძლებელია დაბალ ტემპერატურებზე ($T < 750^{\circ}\text{C}$) პრეციპიტაციის ცენტრების წარმოქმნა. გერმანიუმის ატომების მახლობლობაში ლოკალიზებული დეფორმაციის ველში თავს იყრის ვაკანსიები. იქმნება O-ს ჩანერგილ ატომებთან ურთიერთქმედების ენერგეტიკული პირობები. აღნიშნულიდან გამომდინარე Si-Ge კრისტალის მესერში მაღალ ტემპერატურებზე მოწვამდე უკვე შექმნილია ჟანგბადის პრეციპიტატების წარმოქმნისა და შემდგომი გამსხვილების პირობები.

1.10. ტემპერატურის გავლენა სილიციუმის სტრუქტურულ თვისებებზე

ავტორების მიერ [65, 66], სილიციუმის ფიზიკური თვისებების (კუთრი მოცულობა, ფარდობითი წაგრძელება, ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტი) შესწავლის პროცესში დადგენილია ელექტრული ხელსაწყოების წარმოების პროცესში ფართოდ გამოყენებული ნახევარგამტარულ სილიციუმში ფაზური გარდაქმნების შესაძლებლობა. დადგენილია გარდაქმნების ტემპერატურული საზღვრები და სხვადასხვა ფაქტორების გავლენა (მინარევეები, ამოწვევის მეთოდი, კრისტალის სტრუქტურა).

შესწავლილია უტიგელო ზონური დნობით მიღებული სილიციუმის მიკროსისალე «OM-Nicon» (იაპონია) მარკის ხელსაწყოზე ვაკუუმის

პირობებში. სისალე იზომებოდა (111) და (100) ორიენტაციის ფირფიტების ცენტრში. ინდენტორად გამოიყენებოდა ვიკერსის ალმასის პირამიდა, დატვირთვა შეადგენდა 50გ-ს 10 წამის განმავლობაში.

საკვლევ ტემპერატურულ ინტერვალში (20...800°C) გამოვლენილია მიკროსისალის შემცირება, რომელიც ატარებს რთულ ხასიათს. (111) ორიენტაციის სილიციუმში შეიმჩნევა ტემპერატურული არეები: 20...320, 320...530, 530...670, 670...800°C., რომლებზედაც მექანიკური მახასიათებლების ცვლილება გადახრილია ძირითადი კანონზომიერებიდან. (111) და (100) ორიენტაციის სიბრტყეებზე სისალის ცვლილების ხასიათი პრაქტიკულად ანალოგიურია, მხოლოდ ზემოთ აღნიშნული ტემპერატურული ინტერვალები წანაცვლებულია დაბალი ტემპერატურებისაკენ (100) ორიენტაციის კრისტალებში. მიკროსისალის აბსოლუტური სიდიდეები (100) სიბრტყეებისათვის, 660...680°C ტემპერატურულ ინტერვალში 200 ერთეულით ჭარბობს (111) სიბრტყეზე ფიქსირებულ სიდიდეებზე. აღნიშნული ტემპერატურული ინტერვალის ზევით მიკროსისალის ანიზოტროპიას ადგილი არა აქვს. სისალის ანიზოტროპიის შემცირება და სილიციუმის გადასვლა პლასტიკურ მდგომარეობაში, სავარაუდოდ, დაკავშირებულია კრისტალური მესრის სიმეტრიის გაზრდასთან და ატომებს შორის კავშირის ძალების ანიზოტროპიის შემცირებასთან. ექსპერიმენტში შეიმჩნევა ფაზური გადასვლების თანდათანობითი ცვლილება კოვალენტურიდან, კოვალენტურ-მეტალურ და, ბოლოს, მეტალურ სტრუქტურაში. 660...680°C ტემპერატურული ინტერვალის ზემოთ მიკროსისალის ანიზოტროპიის შემცირება და პლასტიკურ მდგომარეობაში გადასვლა აჩვენებს კავშირის ტიპის შეცვლაზე და სილიციუმის მესერში ატომების პოზიციების ცვლილებაზე.

შესწავლილია მაღალი სისუფთავისა და ტექნიკური სილიციუმის მესრის პარამეტრები, სიბრტყეთაშორისი მანძილები და ინტენსივობები

20...1200°C-ზე მაღალტემპერატურული რენდგენოსტრუქტურული ანალიზის მეთოდით. ყველა ნიმუში განიცდიდა მრავალსაათიან მოწვას კვარცის ამპულაში 300°C ტემპერატურაზე. $a=f(T)$ -ს არამონოტური ცვლილებების ტემპერატურული ინტერვალები შეესაბამება ფარდობითი წაგრძელების არამონოტონურობის ინტერვალებს [67], ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტისა [66], და მიკროსისალის სიდიდის ცვლილებების ხასიათი ადასტურებს ანომალური ეფექტების შემცირების ტენდენციას მინარევების რაოდენობის გაზრდისას. კრისტალის მესრის პარამეტრის ტემპერატურულ დამოკიდებულებას აქვს გაცილებით რთული ხასიათი ლიტერატურულ მონაცემებთან შედარებით [68]. დამახასიათებელია ის ფაქტი, რომ წინა პერიოდში კრისტალური მესრის პარამეტრის [68, 69], სისალის [70] და სხვა პარამეტრების გაზომვები ხდებოდა 100 გრადუსიანი ბიჯით. ამის გამო მიღებული შედეგები წარმოადგენენ გაზომილი შედეგების სწორხაზოვანი დამოკიდებულების ფუნქციას უხეში მიახლოებით, რაც შორს არის ჭეშმარიტებისაგან. დაწვრილებითი გამოკვლევები წარმოადგენენ გაზომვების შედეგებს 10-20გრად. ინტერვალით და რაც საშუალებას იძლევა დაფიქსირდეს ტემპერატურული დამოკიდებულების შედარებით ზუსტი ფორმა.

სტრუქტურულად მგრძობიარე პარამეტრების ფუნქციონალური დამოკიდებულების გარკვევის მიზნით YPBT-1300 ტიპის მაღალტემპერატურულ რენდგენოსტრუქტურულ დანადგარზე 20...1200°C ტემპერატურულ დიაპაზონში მიღებული რენტგენოგრამების ანალიზმა გამოავლინა სილიციუმისათვის ალმასის ტიპის მესრის დამახასიათებელი და აგრეთვე მისთვის არადამახასიათებელი დიფრაქციული ექსტრემუმები. მათი რაოდენობა და არეკვლის კუთხეების სიდიდეები ტემპერატურის ცვლილების დროს იცვლება. ამავე დროს შეიმჩნევა მათი თანხვედრა მესრის პარამეტრების არამონოტონური ცვლილებების ტემპერატურულ ინტერვალებთან. დამატებითი დიფრაქციული მაქსიმუმების გაჩენა შესაძლებელია დაკავშირებულია ფაზურ

გარდაქმნებთან, მიკრო მოცულობაში მეორე ფაზის ფორმირებასთან ან სილიციუმის კრისტალური მესრის აგებულების ცვლილებასთან [65]. 20...100°C ტემპერატურული ინტერვალი ხასიათდება დიფრაქციული მაქსიმუმების სიმეტრიული ფორმითა და (511) დუბლეტის მაღალი ინტენსივობით. 200°C-მდე ტემპერატურის ამაღლებით მაქსიმუმის ინტენსივობა მცირდება. დაბალტემპერატურული ინტერვალისათვის ტიპურია დეფექტების გადანაწილებისა და ანიჰილაციის პროცესები, მინარევული ატომების მოწესრიგების პროცესების გარეშე. ატომების მოწესრიგება და სილიციუმის გარკვეული ნაწილის პოზიციის ცვლილებები, ე.ი. ფაზური გადასვლა დამახასიათებელია შედარებით მაღალი ტემპერატურებისათვის.

მაღალტემპერატურულ რენდგენოსტრუქტურულ დანადგარზე, 20...1000°C ტემპერატურული ინტერვალში შესრულებული კვლევების შედეგების ანალიზით გამოვლენილია სილიციუმის მესრისათვის არადამახასიათებელი რეფლექსები (ექსტრამაქსიმუმები), რომლებიც მიეკუთვნებიან სილიციუმის ახალ მოდიფიკაციას, ის შეიძლება იდენტიფიცირებული იქნას როგორც რომბული $a=1.344$, $b=0.861$, $c=0.765$ ნმ. აქედან გამომდინარე, ავტორების აზრით [65] მაქსიმუმი (511) შეიძლება დაკავშირებულია ახალი ფაზის ინტერფერენციასთან, რომელიც განიცდის გარკვეულ ტრანსფორმაციას ტემპერატურის ცვლილებასთან ერთად. ექსტრამაქსიმუმების გაჩენა დაკავშირებულია სილიციუმის ფაზურ გადასვლასთან. ნაჩვენებია, რომ გახურება, იზოთერმული დაყოვნებები და თერმოციკლირება იწვევს სილიციუმის უწყვეტ ტრანსფორმაციას ახალ ფაზაში. აღნიშნულ პროცესებს თან სდევს მოცულობითი მახასიათებლების ცვლილებებიც.

1.11 ფაზური გადასვლები ელემენტარულ ნახევარგამტარებში

სილიციუმის ფაზური მდგომარეობისა და ფაზური გადასვლების შესწავლა მნიშვნელოვანია, მიკროპროცესორებში საკონსტრუქციო

მასალად გამოყენებისათვის. ცნობილია [71-75], რომ სილუმელი არის სილიციუმის ფუმეზე ფორმირებული მყარი ხსნარი. ეს გარემოება განსაზღვრავს სილიციუმის კონსტრუქციულ მასალად გამოყენების პერსპექტივებს.

ნორმალურ პირობებში Si, Ge, InSb არიან კოვალენტური ნივთიერებები მკვეთრად გამოხატული ნახევარგამტარული თვისებებით. ისინი ხასიათდებიან ალმასის ტიპის სტრუქტურითა და ტეტრაედრული სიმეტრიით და აქვთ SP^3 - ჰიბრიდული კომპოზიცია და ოთხივე ქიმიური კავშირი არის ექვივალენტური და თანაბრად გაჯერებული. ქიმიური კავშირის ერთი ან მეორე სახეობა არ არის საკმარისი იმისათვის, რომ ნივთიერება მიეკუთვნოს მეტალების, ნახევარგამტარების ან იზოლატორების კლასს, რადგანაც ერთი და იგივე ნივთიერებამ (P, T) პარამეტრების სხვადასხვა მნიშვნელობებზე შეიძლება შეიცვალოს მეტალური, იზოლატორისა და ნახევარგამტარული თვისებები ტემპერატურისა და წნევის ცვლილების ფართო ინტერვალებში. ცნობილია მაღალი წნევის დროს სილიციუმსა და გერმანიუმში ფაზური გადასვლები მყარ მდგომარეობაში [76,77]. ასევე InSb განიცდის ფაზურ გადასვლას 1-1,3 გპა წნევის პირობებში: ZnCl-ის ტიპის მესერი იცვლება NaCl-ის ტიპის კუბური მესრით. წნევის მომატება 3გპა-მდე იწვევს NaCl-ის ტიპის კუბური ტიპის მესრის β -Sn-ის ტიპის (მოცულობა-ცენტრირებულ მეტალურ) მესრის სტრუქტურაში გადასვლას [76, 77]. $400\pm 700^{\circ}\text{C}$ -ზე შეკუმშვის შედეგად დაფიქსირებულია ჰექსაგონალური მეტასტაბილური სილიციუმი [78]. გერმანიუმზე მოდებული ძვრის ძაბვის მოხსნისას ადგილი აქვს Ge-ის გარდაქმნას მოცულობა-ცენტრირებულ სტრუქტურაში.

InSb-ში გამოვლენილია ახალი ფაზური გადასვლა [79-81], რომელიც გამოწვეულა ძლიერი ლაზერული დასხივებით. ამ შემთხვევაში მაღალი წნევის დროს სფალერიტის სტრუქტურა გარდაიქმნა β -Sn-ის ტიპის

(მაღალი წნევის ფაზის) მოდიფიკაციაში. InSb(II)-ის ან InSb(III)-ის ფაზური გადასვლა მიმდინარეობს შუალედური ვიურციტის წყობის ეტაპის გავლით [82-85]. იმპულსის შემდგომ პერიოდში ინდიუმის ანთიმონიდის მეტალური არამდგრადი მოდიფიკაცია გადადის მდგრად ნახევარგამტარულ მდგომარეობაში. მეტალური მოდიფიკაციის წარმოქმნა აიხსნება მესრის ენერგეტიკული მდგომარეობით. ლაზერული ზემოქმედების დროს მხედველობაში მიიღება ელექტრონების ალგუნების ქვესისტემა. ნაჩვენებია [86, 87], რომ მოკლე ლაზერული იმპულსების მოქმედების დროს, ნახევარგამტარის ზედაპირულ ფენაში, სადაც წარმოქმნილია ელექტრონ-ხვრელის პლაზმა, ნახევარგამტარული მოდიფიკაციის გარდაქმნა მეტალურ მოდიფიკაციაში არის ენერგეტიკულად ხელსაყრელი პროცესი.

ნაშრომებში [88, 89] აღწერილია ნახევარგამტარებში (სილიციუმი, გერმანიუმი, InSb და სხვა) ატომების წყობისა და ნახევარგამტარების ელექტრონული მდგომარეობის ცვლილება ფაზათა შორის საზღვრებზე. შესწავლილია სხვადასხვა გარე ფაქტორების, კერძოდ ტემპერატურის ცვლილების, ლაზერული მოწვის, მცირე რაოდენობის მინარევების გავლენა ფიზიკურ თვისებებზე. მოცემულია თეორიული ხედვა სიმეტრიის შეცვლის ხასიათზე ფაზური გადასვლების დროს და მათი გამომწვევი მიზეზების ფიზიკური არსი. ნაჩვენებია, რომ სტრუქტურის რეკონსტრუქციის ძირითადი მიზეზი არის ატომთა შორის კავშირების რეკონსტრუქცია. თავისუფალი ზედაპირის წარმოქმნა იწვევს ტეტრაედრული სიმეტრიის დაკარგვას და წარმოიქმნება ვალენტური კავშირები (თითო ერთ ატომზე). ზემოთ აღნიშნულის არსებობა იწვევს ძლიერი ჰიბრიდული კავშირების ალგუნებას, რომელიც განაპირობებს მათი კომპოზიციის ცვლილებასა და ერთდროულად ენერჯის შემცირებას. ამავე დროს ზედაპირულ ფენაში მესერი გადაეწყობა და იცვლება დრეკადობის თვისებები, ფონონური და ელექტრონული სპექტრები. ფრენკელი-დებაის [90-93] ფუნდამენტური დებულებების შესაბა-

მისად, სითხეები, განსაკუთრებით დნობის ტემპერატურის მახლობლობაში, მყარ სხეულებთან უფრო მეტად ახლოს არიან ვიდრე გაზობრივ მდგომარეობასთან. ა.ლ. ფრენკელმა [93] ყურადღება მიაქცია სითბოტევადობის მცირე ცვლილების ფაქტს მყარიდან თხევად მდგომარეობაში გადასვლისას. ფრენკელმა გააკეთა ანალიზი სითხეებში ატომების სითბური მოძრაობაზე და შეადარა მყარ სხეულებში სითბური მოძრაობის კანონზომიერებებთან. ფაქტების შესწავლის საფუძველზე ფრენკელი აკეთებს დასკვნას, რომ “სითხე “ მყარი სხეულისაგან განსხვავდება იმით, რომ მისი ნაწილაკები არასწორად არიან განლაგებულნი, ანუ არასწორად არის განლაგებული ნაწილაკების საშუალო მდგომარეობა, რომლის ახლოსაც ისინი ირხევიან [93]. მყარ და თხევად სხეულებს შორის ანალოგიის არსებობის გამო სტრუქტურის სწორი გაგება და ნივთიერებების თვისებების სწორად აღწერა შეუძლებელია ქიმიური კავშირების ბუნების ცოდნის გარეშე.

მყარი სხეულებისა და თხევადი მდგომარეობის ელექტრული თვისებების ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე, ა.ფ. იოფემ [95-97] დაასკვნა რომ მყარი და თხევადი მდგომარეობის ელექტრული თვისებები პრინციპულად არ განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან. ამიტომ მან გააკეთა დასკვნა, რომ გადატანით პროცესებში გადამწყვეტია ქიმიური კავშირები. ე.ი. ატომების ქიმიური ბუნება, ატომების განლაგების გეომეტრია და ატომთაშორისი მანძილების სიდიდეები. ქიმიური ბუნების განსაკუთრებულმა ხასიათმა და სითხეების ბუნებამ თავი უნდა იჩინოს როგორც იონური ასევე ელექტრონული თვისებების შესწავლისას.

კრისტალების, რომლებიც ხასიათდებიან ჰომეოპოლარული კავშირებით, ელექტრული თვისებების შესწავლისას გამოვლინდა ჰომეოპათიური კავშირების სპეციფიკური ხასიათი-მიმართულება, მყარიდან თხევად მდგომარეობაში გადასვლისას, ძლიერ ვლინდება ნივთიერებების ჰომეოპოლარული კავშირების სპეციფიკური ხასიათი (მიმართულება,

გაჯერება, სიხისტე) დნობის დროს ირღვევა მესერი და ხორციელდება სტრუქტურისა და თვისებების (პირველ რიგში ელექტრულის) ცვლილებები [97-99]. ავტორების მიერ პირველად იქნა ნაჩვენები, რომ IV ბ ჯგუფის ელემენტებისა და A^{III}B^{IV} ტიპის შენადნობების დნობის მეტალურ მდგომარეობაში გადასვლა დაკავშირებულია ჰომეოპოლარული კავშირების რღვევასთან, რომლის დროსაც გამოიყოფა დიდი რაოდენობის თავისუფალი ელექტრონები. ისინი ქმნიან ახალ კონფიგურაციას, განახევრებული სიმეტრიითა და ელექტრონების სიმკვრივის პირობებში.

უნდა აღინიშნოს ის ფაქტი, რომ ნაშრომებში [100-103] კრისტალური მესრის პარამეტრების, მიკროსისალისა და სხვა მახასიათებლების გამოკვლევები წარმოებდა 100°C ინტერვალით, ამიტომ ნამდვილი სიდიდეები არის გასაშუალებული 100⁰-იან ინტერვალში და არის მნიშვნელოვნად დამახინჯებული. შესაბამისად არ ფიქსირდება ანომალური გადახრები ნორმალური მდგომარეობიდან.

[104-109] ნაშრომებში შესრულებულია გამოკვლევები 5, 10 და 20 ინტერვალთ, რაც იძლევა საშუალებას გაკეთდეს შესწავლილი თვისებების დაწვრილებითი ანალიზი. 20-1000°C ტემპერატურულ ინტერვალში მიღებული შედეგების ანალიზის საფუძველზე სილიციუმისათვის დამახასიათებელი დიფრაქციული მაქსიმუმებთან ერთად (რომელთაც აქვთ ალმასის ტიპის მესერი), შეიმჩნევა ექსტრამაქსიმუმები. ამ მაქსიმუმების რაოდენობა და დიფრაქციის კუთხეების სიდიდეები სხვადასხვა ტემპერატურულ ინტერვალში არ არიან მუდმივები. უნდა აღინიშნოს რომ შეიმჩნევა მესრის პარამეტრის არამონოტონური ცვლილებები. დამატებითი დიფრაქციული მაქსიმუმების გაჩენა რენტგენოგრაფიაზე შეიძლება დაკავშირებულია გარდაქმნებთან, რომლებიც გამოწვეულია მიკრომოცულობებში ახალი

ფაზების გაჩენასთან ან თვითონ სილიციუმის კრისტალის მესრის ცვლილებასთან.

ნაშრომში [96] სპეციფიკურ პირობებში გამოვლენილია ფაზური გარდაქმნა. სილიციუმის ნიმუში, რომელიც ლეგირებულია ალუმინით $0,1 \pm 0,2$ მას%-მდე მოთავსებულია კვარცის ამპულაში და მოთავსებულია 1050°C ტემპერატურაზე ($t=700$ სთ)-ის განმავლობაში. მოწვის შემდეგ ნიმუში განიცდის წრთობას წყალში. აღნიშნული ნიმუშში შეიმჩნევა სილიციუმისათვის დამახასიათებელი ალმასის ტიპის მესერი $a=0,6636\text{ნმ}$, რომელსაც ეწოდება Si III და წარმოიქმნება მაღალ წნევაზე, იგივე ნიმუშში შეიმჩნევა მონოკლინური ფაზა: $a=0,717\text{ნმ}$, $b=1238\text{ნმ}$, $c=0,7175\text{ნმ}$, $\beta=120^{\circ}$, რომელიც სავარაუდოდ SiO_2 -ს განეკუთვნება.

ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული სილიციუმის კალორიმეტრული კვლევით გამოვლენილია თერმული ეფექტები, როგორც გახურების, ასევე გაცივების რეჟიმებში [108]. ეს ეფექტები არიან როგორც ენდო-, ასევე ეგზოთერმული. მინარევები ამცირებენ ეფექტების რაოდენობას და წაანაცვლებს მათ ტემპერატურულ საზღვრებს. უტიგელო ზონური დნობის სილიციუმში დაფიქსირებულია სითბური ეფექტი $660 \pm 680^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში ($\Delta H_{660} \approx 1,5$ ჯ/გ). გახურება გაცივების რეჟიმში შეიმჩნევა სითბური ეფექტის ჰისტერეზისი. უტიგელო ზონური დნობით მიღებული მაღალი სისუფთავის სილიციუმი კალორიმეტრული მრუდები და SiH_4 -დან მიღებული მრუდები, რომლებიც მიღებულია 5 გრად/წთ გახურება-გაცივების რეჟიმში, ადასტურებენ რამდენიმე სითბური ეფექტის არსებობას. დაბალტემპერატურული სითბური ეფექტების სიდიდეები უმნიშვნელოა ($\Delta H_{318} \approx 1,5$ ჯ/გ), იმ დროს როდესაც მაღალტემპერატურული სითბური ეფექტები ერთი რიგით მაღალია ($\Delta H_{1200} = 10 \pm 20$ ჯ/გ). ნაშრომებში [110, 111] განხილულია სუფთა სილიციუმის კალორიმეტრული ანალიზის შედეგები. ნაჩვენებია, რომ ფაზური გადასვლების ინტერვალის გაფართოება დაკავშირებულია

მრავალი პოლიმორფული მოდიფიკაციების და დეფექტების არათანაბარ განაწილებასთან.

ნაშრომში [108] შესწავლილია უტიგელო ზონური დნობით მიღებული სილიციუმის დრეკადობის მოდული და შინაგანი ხახუნი. ნაჩვენებია, რომ ტემპერატურის გაზრდით ძვრის მოდული არამონოტონურად იზრდება. კრიტიკულ ტემპერატურებზე შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა და ძვრის მოდულის ნაზრდი მკვეთრად ამცლებულია. აღსანიშნავია, რომ ორივე სახის გრაფიკებს ახასიათებთ არამონოტონური ცვლილება და ერთმანეთთან კარგ კორელაციაში იმყოფებიან. ტემპერატურულ სპექტრებში სილიციუმის შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები კარგად ეთანხმება რხევის სიხშირის მინიმუმებს. განმეორებით გაზომვით ფიქსირდება შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულების მონოტონურობიდან გადახრების შესუსტება.

განმეორებითი გაზომვისას მოდულის ეფექტები არის გაშლილი ტემპერატურის ინტერვალში და წანაცვლებულია შედარებითი დაბალი ტემპერატურებისაკენ. მექანიკური მახასიათებლების ცვლილების არამონოტონური ხასიათი მიუთითებს მასზედ, რომ ადგილი აქვს ფაზურ გადასვლას. პირველი გახურების დროს ფაზური გადასვლა ხდება ვიწრო ტემპერატურულ ინტერვალში, ხოლო მეორე გახურებისას ტემპერატურული ინტერვალი ფართოვდება. უნდა აღინიშნოს, რომ შინაგანი ხახუნით მიღებული ფაზური გადასვლების ტემპერატურული ინტერვალები ეთანხმება სხვა მეთოდებით სილიციუმში გამოვლენილ ფაზურ გადასვლების ტემპერატურულ არეებს. გერმანიუმისა და ინდიუმის ანტიმონიდის ტემპერატურული დამოკიდებულებების ანალიზით შეიძლება გაკეთდეს დასკვნა, რომ ნახევარგამტარებში ფაზური გადასვლების არეებში ფარდობითი წაგრძელების $\Delta L/L_0=f(T)$ ფუნქციას აქვს არამონოტონური ხასიათი და კარგ კორელაციაშია დიფერენციალური თერმული ანალიზის შედეგებთან.

დიფერენციალური თერმული ანალიზით გერმანიუმის მონოკრისტალში გამოვლენილია ფაზური გადასვლები[111]. განმეორებითი და მრავალციკლიანი გახურება იწვევს დეფექტებისა და მინარევების გადანაწილებას და თერმოდეფექტების შემცირებას. დილატომეტრული და თერმული ანალიზით გამოვლენილია ფაზური გადასვლის ორი ტემპერატურული ინტერვალი $\sim 150\div 280^{\circ}\text{C}$ და $530\div 800^{\circ}\text{C}$ (მაქსიმუმით $600\div 680^{\circ}\text{C}$). გერმანიუმში ფაზური გადასვლები მკაფიოდ ჩანს თერმული გაფართოების გრაფიკებზე, ორი მკვეთრი ეფექტით $250\div 400^{\circ}\text{C}$ და $750\div 850^{\circ}\text{C}$ -ზე.

2. შედეგები და განსჯა

2.1. Si-Ge შენადნობების მიღება და კვლევის მეთოდები

სილიციუმ-გერმანიუმის მონო- და პოლიკრისტალური შენადნობები მიღებულია EQ-SKJ-50CZ სისტემის ჩოხრალსკის სადნობ ლუმელში. დნობები წარმოებდა კვარცის ტიგლებში. ლეგირებული კრისტალების მისაღებად მექანიკური შერევით მზადდებოდა კაზმი შემადგენელი კომპონენტების განსაზღვრული კონცენტრაციით. მადედებელი (Si) ორიენტირებულია [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით. მიღებული კრისტალების დაჭრა წარმოებდა დანადგარზე შიდაჭრის ალმასის დისკით.

კვლევების განსახორციელებლად მიღებულია გერმანიუმის სხვადასხვა შედგენილობის არალეგირებული და ბორით ლეგირებული სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური კრისტალები დიამეტრით 30-35მმ.

2.1.1. Si-Ge შენადნობების ფუძემშრების შექმნა

კვლევის მიზნების განსახორციელებლად ეტაპობრივად შესრულდა პროფილირებული ნიმუშების და ფუძემშრების შექმნის სამუშაოები შემდეგი თანმიმდევრობით:

- რენტგენული დიფრაქციის მეთოდით DPOH-3M და EQ-DX-100 დანადგარებზე მოცულობითი კრისტალის კრისტალოგრაფიული ორიენტაციისა და სტრუქტურული მდგომარეობის კვლევა.
- ოთხზონდიანი მეთოდით მოცულობითი კრისტალების ელექტრო-წინააღმდეგობის შეფასება.
- საცდელი ნიმუშების მომზადება და ვან დერ პაუს მეთოდით EcopiaHSM-3000 VER 3.51.5 სისტემის ჰოლის ეფექტის გამზომ დანადგარზე ელექტრული მახასიათებლების განსაზღვრა.
- ალმასის შიდა ჭრის დისკით 2405T დანადგარზე მასიური კრისტალების დაჭრა ფირფიტებად.

- ფირფიტების სისქისა და ჭრის სიბრტყეების კონტროლი. ერთნაირი სისქის ნიმუშების შერჩევა.
- მაპოლირებელი დანადგარის ცილინდრულ საყრდენ ძელაკზე შერჩეული ნიმუშების დამაგრება პიციენით.
- პოლირების თანმიმდევრობა:
 - SiC-იანი ზუმფარის ქაღალდით ხეხვა 16÷5 მკმ დიაპაზონში;
 - 3÷0,25 მკმ დიაპაზონში ალმასის პასტებით პოლირება;
 - დასკვნით ეტაპზე 0,05 მკმ დისპერსულობის SiO₂-ის სუსპენზიით პოლირება.
- მაპოლირებელი დანადგარის ცილინდრული ფორმის საყრდენი ძელაკიდან პოლირებული ნიმუშების მოხსნა და ორგანულ გამხსნელებში (ჰექსანში, აცეტონსა და სპირტში) მათი გარეცხვა.
- პოლირებული ზედაპირების გასუფთავება მექანიკური ნარჩენებისაგან ქიმიური დამუშავებითა და ულტრაბგერით. ნიმუშის გამრობა.
- დაუზიანებელი ნიმუშების ვიზუალური შერჩევა.
- მიღწეულია ზედაპირის მე-13÷14 კლასის სიწმინდით პოლირება, რაც დადასტურებულია მეტალოგრაფიული დაკვირვებებითა და პროფილომეტრზე ტესტირებით

2.1.2. Si-Ge ფუძემდებლებზე p-n გადასასვლელის შექმნა

- Si-Ge ფუძემდებლებზე ორთოფოსფორმჟავის და SiO₂-ის შემცველი რეაქტივის შესაბამისი კონცენტრაციის სპირტის ხსნარის დაწვეთება პიპეტით.
- ფუძემდებლის დამაგრება ცენტრიფუგაზე და მისი ბრუნვით სითხის თანაბრად განაწილება ზედაპირზე.
- გამხსნელის მოცილების მიზნით გამრობა 10 წთ-ის განმავლობაში 100°C-ზე.
- დიფუზიის განხორციელება დიფუზურ ლუმელში ჰაერის ნაკადში 1100°C ტემპერატურაზე.

- ფუძემშრის მოწამვლა HF-ის განზავებულ ხსნარში და გარეცხვა დეიონიზებულ წყალში.

2.1.3. მეტალური კონტაქტების შექმნა

- მაღალი ხარისხით მექანიკურად პოლირებული ფუძემშრების ქიმიური დამუშავება ორგანულ გამხსნელებში(აცეტონი, სპირტი) და მათი გარეცხვა დეიონიზებულ წყალში.
- ალუმინის თხელი ფენის წარმოქმნა ვაკუუმურ დანადგარზე YBP-3M. ფირის ტემპერატურა დაფენის პროცესში არის 300°C, მოცულობაში ნარჩენი წნევა $P=10^{-5}-5 \cdot 10^{-6}$ ტორი. ალუმინის დაფენა ფუძემშრის ორივე მხარეს. პირველად ფუძემშრის ქვედა არეს მოწვა დიფუზურ ღუმელში 475°C-ზე 20წთ-ის განმავლობაში. ზედა არეზე სათანადო კონფიგურაციის ალუმინის დაფენა შესაბამისი ფოტოშაბლონის გამოყენებით ფოტოლითოგრაფიის პროცესში. შექმნილი ომური კონტაქტების (Al) სისქის გაზომვა ინტერფერენციული მეთოდით МИИ-4 ხელსაწყოზე.
- ფოტოლითოგრაფიის პროცესში ფუძემშრის აქტიურ სიბრტყეზე ფოტორეზისტის PH-7 დაფენა სისქით 0,6-0,8 მკმ. მისი შრობა 120°C 30წთ-ის განმავლობაში. შეთავსება და ექსპონირება ულტრაიისფერი სხივებით ფოტოშაბლონის გამოყენებით. ფოტორეზისტის გამჟღავნება 0,5%-იანი კალიუმის ან ნატრიუმის ტუტის ხსნარში, ფოტორეზისტის დამუშავება 180°C 30 წთ-ის განმავლობაში, ალუმინის დანაფარის მოწამვლა ფოსფორმჟავაში. ბოლო ეტაპზე ფოტორეზისტის მოხსნა მდუღარე დიმეთილში.

2.1.4. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდოლოგია

მიკროსტრუქტურის კვლევა სრულდებოდა ოპტიკურ მიკროსკოპზე NMM-800RF/TRF. მიკროფოტოგრაფიების აღბეჭდვა და ფიქსირება წარმოებდა კომპიუტერის გამოყენებით. ნიმუშების ზედაპირზე

წარმოქმნილი დეფორმირებული შრის მოხსნა წარმოებდა ქიმიური პოლირებით ხსნარში-HF:HNO₃ 1:3, 5-10 წუთის განმავლობაში. ამის შემდეგ, მოწამვლის ფიგურების გამოვლინებისათვის მოწამვლა გრძელდებოდა ხსნარში HF:HNO₃:CH₃COOH=3:1:12 დაახლოებით 30 წუთის განმავლობაში. ქიმიური პოლირებისა და დისლოკაციების მოწამვლის მონაცვლეობა მეორდება ვიდრე არ შეწყდება დისლოკაციების სიმკვრივის ცვლილება. ასეთ პირობებში მოწამვლის ფიგურები ასახავენ კრისტალიზაციის პროცესში წარმოქმნილ დისლოკაციების რაოდენობას. იმავე შედეგნილობის პოლიკრისტალური სტრუქტურის ნიმუშების ზედაპირების მომზადება მეტალოგრაფიული კვლევებისათვის პრაქტიკულად ანალოგიური თანმიმდევრობით სრულდება. კერძოდ, მიკროსტრუქტურის გამოსამყდავენებად, წინასწარ დამუშავებული შლიფების მოწამვლა წარმოებს 25% KOH –ის მდუღარე ხსნარში H₂O₂ –ის დამატებით, შემდეგი პროპორციით 4:1.

2.1.5. მასიური ნიმუშების ელექტროწინააღმდეგობის გაზომვის მეთოდოლოგია.

მასიური ნიმუშების ელექტროწინააღმდეგობის ტემპერატურული დამოკიდებულება იზომებოდა ა.ვ.პეტროვის კონსტრუქციის დანადგარზე [113]. სადაც ეკრანებისა და ლუმელების კონსტრუქცია საშუალებას იძლევა, რომ ელექტროგამტარობა გაიზომოს 1000°C-მდე, მუდმივი დენის პირობებში ორზონდიანი მეთოდით, გახურება-გაცივების სხვადასხვა სიჩქარეზე. გაზომვა წარმოებს ავტომატურ რეჟიმში კომპიუტერული უზრუნველყოფით. ნიმუშის ფუძეებზე მიეკვრება მეტალური კონტაქტები, რომელშიც გატარდება ელექტრული დენი. ნიმუშის გვერდით ზედაპირზე, ელექტროდენის გავლის მიმართულებით, მიეკვრება ნემსის ფორმის ორი ზონდი ძაბვის ვარდნის გასაზომად. ელექტროწინააღმდეგობა იანგარიშება ფორმულით:

$$\rho = (S \cdot U_{12}) / (I \cdot s)$$

სადაც: I-არის ნიმუშში გამავალი დენის

ძალა, ამპერი. U_{12} - ზონდებს შორის ძაბვის ვარდნა, ვოლტი. s-ზონდებს შორის მანძილი, სმ. S-პერპენდიკულარული კვეთის ფართობი, სმ². გაზომვების აუცილებელი პირობაა, რომ ზონდების შეხების არეში ნიმუშს ჰქონდეს ბრტყელი ზედაპირი, რომლის ზომებიც ზონდებს შორის მანძილზე მეტია. ოთხზონდიანი მეთოდით გაზომვის პროცესში ნიმუშის ბრტყელ ზედაპირს ეხება სწორ ხაზზე მოთავსებული მეტალის ზონდები, რომელთა შორის მანძილი არის s_1, s_2, s_3 . გარე 1 და 4 ზონდებს შორის ტარდება ელექტროდენი I_{14} , შიდა 2 და 3 ზონდებზე იზომება პოტენციალთა სხვაობა U_{23} . ელექტროწინააღმდეგობა იანგარიშება ფორმულით:

$$\rho = 2\pi s \cdot U_{23} / I_{14}$$

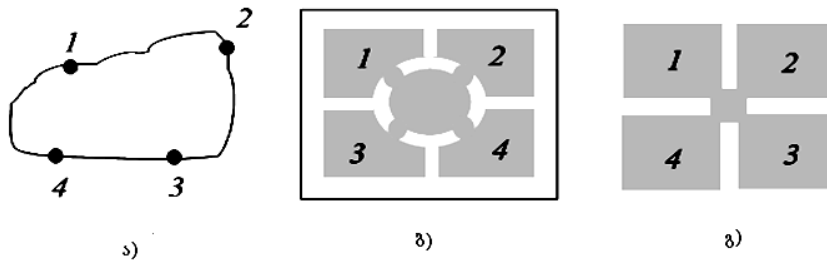
2.1.6. მასიური ნიმუშების დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის განსაზღვრა ჰოლის ეფექტის გაზომვით.

ოთახის ტემპერატურის პირობებში $Si_{1-x}Ge_x$ ნიმუშების ელექტროწინააღმდეგობა, დენის მატარებლების კონცენტრაცია და ძვრადობა იზომება ოთხზონდიანი მეთოდით მუდმივ მაგნიტურ ველში მოთავსებულ ნიმუშში მუდმივი დენის გატარების პირობებში [114]. მასიური საცდელი ნიმუშის ზომებია – $2 \times 4 \times 12$ მმ³. თავდაპირველად იანგარიშება ჰოლის კოეფიციენტი: $R_3 = (V_3 \cdot d) / (H \cdot I)$ სადაც H – მუდმივი მაგნიტური ველის დაძაბულობა; I – ნიმუშში გამავალი მუდმივი დენის სიდიდე; d – ნიმუშის სიგანე; V_3 – ნიმუშში აღძრული ჰოლის ემპ. დენის მატარებლების კონცენტრაცია იანგარიშება ფორმულით: $n = (e \cdot c \cdot R_3)^{-1}$ e – ელექტრონის მუხტის სიდიდე; c – სინათლის სიჩქარე ვაკუუმში. დენის მატარებლების ძვრადობა გამოითვლება თანაფარდობიდან $\mu = \sigma / (n \cdot e)$

სადაც გამტარობა $\sigma = I / S$; S – ნიმუშის კვეთის ფართობია.

2.1.7 თხელი ფენების ელექტროფიზიკური მახასიათებლების განსაზღვრა ჰოლის ეფექტის გაზომვის ვან დერ პაუს მეთოდით.

თხელი ფენების ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ეფექტური კვლევებისათვის ფართოდ გამოიყენება ჰოლის ეფექტის რეგისტრაციის ვან-დერ-პაუს მეთოდი. რომლის შესაბამისად ნებისმიერი ფორმის საკვლევი ნიმუშის გარე კონტურზე თავსდება ოთხი ზონდი (ნახ.1)



ნახ.1 ვან-დერ-პაუს მეთოდით ზონდების განთავსების სქემები. შესაძლებელია კონტაქტები განთავსდეს სამი სხვადასხვა კონფიგურაციით: ა) არასიმეტრიული სქემა; ბ) სიმეტრიული სქემა; გ) სიმეტრიული სქემა, რომელიც იძლევა სიზუსტის გაზრდის საშუალებას.

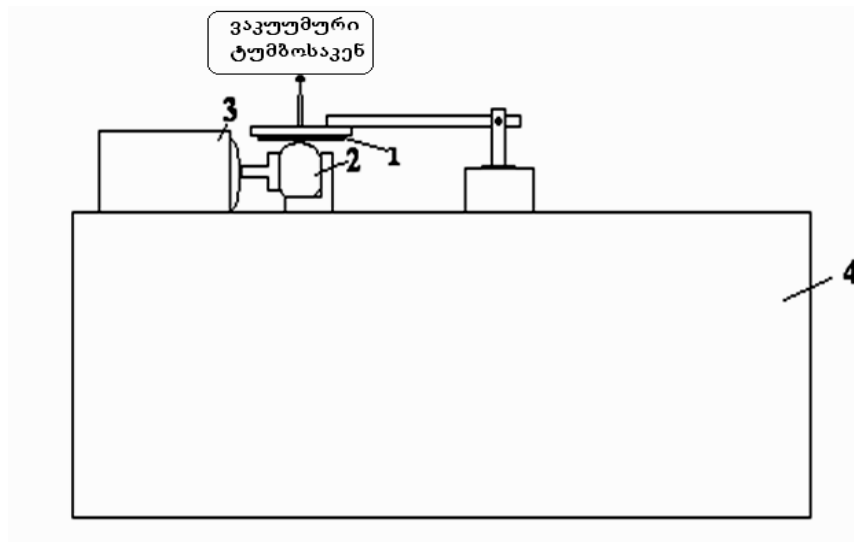
ვან-დერ-პაუს თეორიის თანახმად კონტაქტები უნდა იყოს უსასრულოდ მცირე ზომის და მოთავსდეს საკვლევი ნიმუშის პერიმეტრზე, ამიტომ გამოიყენება გაყოფილი საკონტაქტო ფართობების სქემა. სიმეტრიული კონფიგურაციის შემთხვევაში, ნახევარგამტარის ფენის წინააღმდეგობა (R_s) იანგარიშება ფორმულით: $R_s = (\pi / \ln 2) * (U_{34} / I_{12})$ ნახევარგამტარული ფენის ჰოლის კოეფიციენტი იანგარიშება ფორმულით: $R_{H,s} = \Delta U_{H,13} / (2 * I_{24} * B)$

სადაც $U_{H,13}$ - არის ჰოლის ძაბვა, B -მაგნიტური ველის ინდუქცია. თუ ნიმუშის სისქეს (t -ს) გავზომავთ, მაშინ კუთრი წინააღმდეგობა $\rho = R_s * t$. დენის მატარებლების ზედაპირული კონცენტრაცია N_s და დენის მატარებლების ძვრადობა μ_s იანგარიშება ფორმულებით: $N_s = r / (e * R_{H,s})$

$\mu_s = R_{H,s} / (r \cdot R_s) = 1 / (N_s \cdot e \cdot R_s)$ სადაც r არის კოეფიციენტი, რომელიც დენის მატარებლების გაბნევის მექანიზმს ითვალისწინებს.

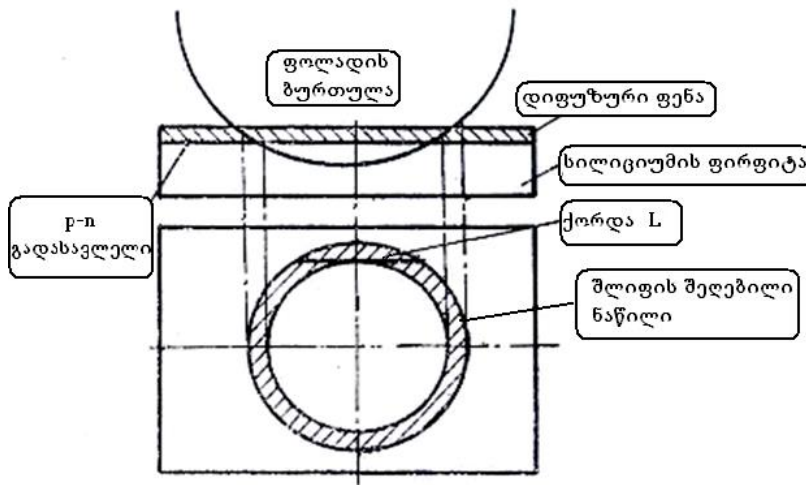
2.1.8. თხელი ფენების სისქის განსაზღვრა.

თხელი ფენების სისქის კონტროლი წარმოებდა p-n გადასასვლელის საზღვრის მდგომარეობის ფიქსირებით სფერული შლიფის მეთოდით. საკვლევი ნახევარგამტარული ფუძემრე-1 თავსდება მაგიდაზე და მიეკვრება მას ვაკუუმური გაწოვით. ზეთოვან სუსპენზიაში შერეული 1მკმ დისპერსულობის ალმასის აბრაზივი დაიტანება ფოლადის სფეროს ზედაპირზე-2, სფეროს აბრუნებს ელექტროძრავა-3. ელექტროძრავის ბრუნვის სიჩქარის და სფეროზე ნიმუშის წნევის ძალის კონტროლი ხორციელდება მართვის ბლოკით. შლიფის მომზადების შემდეგ ფირფიტა ირეცხება მდუღარე იზოპროპილის სპირტში. ამის შემდეგ ხდება p- და n- უბნების კონტრასტული შეფერადება. p- და n- უბნებს აქვთ სხვადასხვა ელექტროდული პოტენციალი; ამის გამო წარმოებს სპილენძის დაფენა ან ოქსიდირება.



ნახ.2. კვანძების განთავსება სფერული შლიფის დანადგარზე. 1-ნახევარგამტარული ფუძემრე, 2-ფოლადის სფერო, 3-ელექტროძრავა, 4-მართვის ბლოკი.

ოქსიდირების დროს ეფექტური კონტრასტული შეფერილობა მიიღება თუ საკვლევი ფირფიტა მოთავსდება HF-ის ხსნარში, რომელსაც შემდგომ პიპეტით ემატება დისტილირებულ წყალში განზავებული აზოტმავა. თანმიმდევრობა უნდა იყოს დაცული, წინააღმდეგ შემთხვევაში მიიღება ზედაპირის მოწამვლა და არა შეფერადება. შეფერადებულ შლიფზე ოპტიკურ მიკროსკოპში იზომება სფერული შლიფის შიდა და გარე წრეებს შორის ქორდა-L (გარე წრე არის სფეროს გადაკვეთა ფირფიტის ზედაპირთან, ხოლო შიდა წრე კი p- და n- ფენებს შორის საზღვარი). P-n გადასასვლელის საზღვრის სიღრმე იანგარიშება ფორმულით: $h=L^2/(4D)$



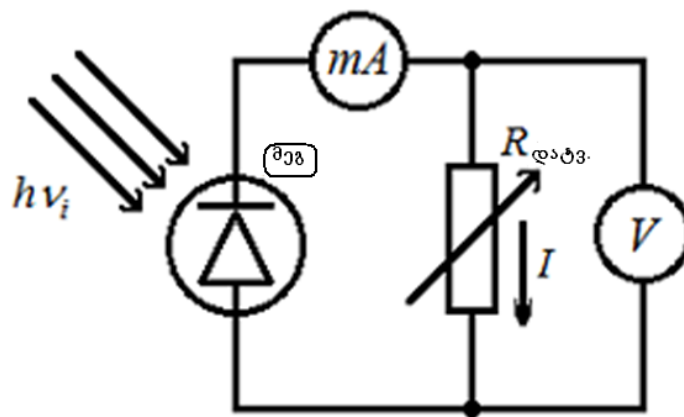
ნახ.3. სფერული შლიფის სქემა.

შლიფის შიდა წრეს (გარე წრესთან შედარებით) უნდა ჰქონდეს მცირე დიამეტრი ე.ი. შლიფი ძალიან ღრმა არ უნდა იყოს. გაზომვის სიზუსტე შეადგენს $\pm 3\%$.

2.1.9. მზის ენერჯის გარდამქმნელების ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების განსაზღვრა.

ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების გაზომვები სრულდებოდა წარმოდგენილი სქემით ლაბორატორიულ მოწყობილობაზე. სტრუქტურების ზედაპირების განათება წარმოებდა 200 და 800 ვტ სიმძლავრის

ნათურებით. გაზომვის დროს მზის ელემენტის ზედა ნაწილს მიმართავენ სინათლის წყაროსაკენ p-n გადასასვლელზე დენის მატარებლებელი ელექტრონებისა და ხვრელების განცალკევების მიზნით. აკრძალული ზონის სიდიდეზე მეტი ენერგიის ქვანტის შთანთქმის შედეგად ნახევარგამტარის მოცულობაში წარმოიქმნება თავისუფალი ელექტრონები და ხვრელები.



ნახ.4. მზის ენერგიის გარდამქმნელების ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების გამზომი დანადგარის სქემა. სადაც მეგ—მზის ენერგიის გარდამქმნელი; $R_{დატვ}$ —დატვირთვის წინააღმდეგობა, ელექტროწინააღმდეგობის მაღაზია; mA—მილიამპერმეტრი; V—მუდმივი ძაბვის ვოლტმეტრი.

თავისუფალი ელექტრონები თავს იყრიან p-n გადასასვლელის n- მხარეს, ხვრელები კი p- მხარეს, რის შედეგად p- და n- უბნებს შორის წარმოიქმნება ელექტრომამოძრავებელი ძალა-U. პირველად იზომება უქმი სვლის ძაბვა,p-n გადასვლელზე; რაც წარმოადგენს პოტენციალთა სხვაობას p- და n- უბნებს შორის, როდესაც გარე წრედი განრთულია. ამის შემდეგ იზომება მოკლე ჩართვის დენი, გარე წრედში დატვირთვის არ არსებობის პირობებში. დატვირთვის წინააღმდეგობის რეგულირებით განისაზღვრება საცდელი p-n სტრუქტურის I-V მახასიათებლები. მათ საფუძველზე იანგარიშება ფიზიკური პარამეტრების მნიშვნელობები. I-V

მახასიათებლებიდან განისაზღვრება P-V დამოკიდებულებები, საიდანაც იანგარიშება გარდაქმნის მაქსიმალური სიმძლავრე და გარდაქმნის ეფექტურობა.

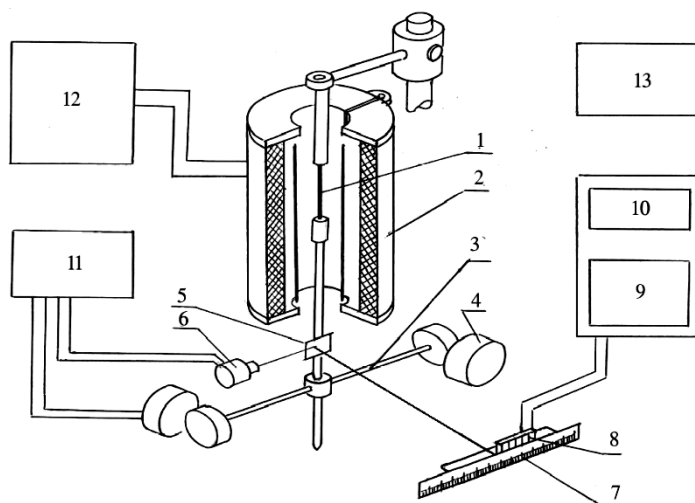
2.1.10. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი

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

ვერტიკალური და ჰორიზონტალური ღერძების კვეთაზე განლაგებულია ამრეკლავი სარკე. მისგან არეკლილი სინათლის სხივი ფიქსირდება გამჭვირვალე ოპტიკურ სკალაზე. ელექტრომაგნიტებში დენის რეგულირებით შესაძლებელია ოპტიკურ სკალაზე სხივის გადახრით ნიმუშის დაგრეხის კუთხის განსაზღვრა. საცდელი ნიმუშების ძვრის დინამიური მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებების შესწავლა ხორციელდება ნახევრადავტომატურ დანადგარზე. გრეხითი რხევების სიხშირისა და მილევის ლოგარითმული დეკრემენტის რეგისტრაციის მეთოდით. გაზომვებში გამოიყენებოდა პარალელეპიპედის ფორმის ნიმუშები. გაზომვები სრულდებოდა ტემპერატურის 20 - 800°C და სიხშირის 0,5÷5 ჰც ინტერვალში. გაზომვის პროცესში შესაძლებელია გრეხითი რხევების ამპლიტუდის ცვლილება $1 \cdot 10^{-5} \div 5 \cdot 10^{-3}$ ინტერვალში. გაზომვები სრულდებოდა გახურება-გაცივების 1÷3 გრად/წთ სიჩქარით. ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე ოთახის ტემპერატურაზე განისაზღვრებოდა შემდეგი ცნობილი თანაფარდობით [115]: $G=G_0 \cdot (f/f_0)$

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 მეთოდით ძვრის მოდულის განსაზღვრის ცდომილებაა 3%.

შინაგანი ხახუნის სიდიდე გამოითვლება ფორმულით [115]: $Q^{-1} = (\pi \cdot N)^{-1} \cdot \ln\{A_n \cdot (A_n + N)^{-1}\}$ სადაც N - რხევათა რაოდენობაა, რომელიც სრულდება რხევის ამპლიტუდის A_n -დან $A_n + N$ -მდე შემცირების დროს. რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგია გამოითვლებოდა ფორმულით [116]: $H = K \cdot T_1 \cdot T_2 \cdot (T_2 - T_1)^{-1} \cdot \ln(f_2/f_1)$ 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 [115]: $\tau^{-1} = 2 \cdot \pi \cdot f_{\max} \cdot \exp[H/(K \cdot T_{\max})]$ სადაც H - პროცესის აქტივაციის ენერგიაა, f_{\max} და T_{\max} მაქსიმუმებზე სიხშირე და ტემპერატურა. გრეხითი ფარდობითი დეფორმაციის სიდიდე გამოითვლებოდა ცნობილი შეფარდებით: $\varepsilon = r \cdot L \cdot \ell^{-1} \cdot R^{-1}$ სადაც r წარმოადგენს ნიმუშის განიკვეთაზე შემოწერილი წრის რადიუსს, ℓ - ნიმუშის სიგრძეს, R - მანძილს სხივის ამრეკლი სარკიდან ოპტიკურ სკალამდე, ხოლო L - არის ოპტიკურ სკალაზე ნულოვანი მდგომარეობიდან სხივის გადახრის სიდიდე. რხევის კრიტიკული ამპლიტუდის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გრანატო-ლუკეს სიმის მოდელში იანგარიშებოდა შემდეგი ფორმულით [117]: $\varepsilon_k = K \cdot c^{1/2} \cdot T \cdot G \cdot b^3 \cdot \exp(H/K \cdot T)$ 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 - ბიურგერის ვექტორია. დრეკადობის ზღვარი შეფასებულია ფორმულით: $\sigma = \varepsilon_k \cdot G$



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

2.1.11. თერმული გაფართოების კვლევის დილატომეტრული მეთოდი

ნიმუშების თერმული გაფართოების შესწავლისათვის გამოყენებული იქნა კვარცის დილატომეტრი. წინასწარ შესრულდა მოსამზადებელი სამუშაოები კერძოდ, ტევადობის მეთოდზე დამყარებული დილატომეტრის პროფილაქტიკისა და მოდერნიზაციის სამუშაოები. ეს უზრუნველყოფს ავტომატულ რეჟიმში გახურება-გაცივების პირობებში თერმული გაფართოების გაზომვების შესრულებას. წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ანგარიში ხდებოდა ცნობილი ფორმულით [118].

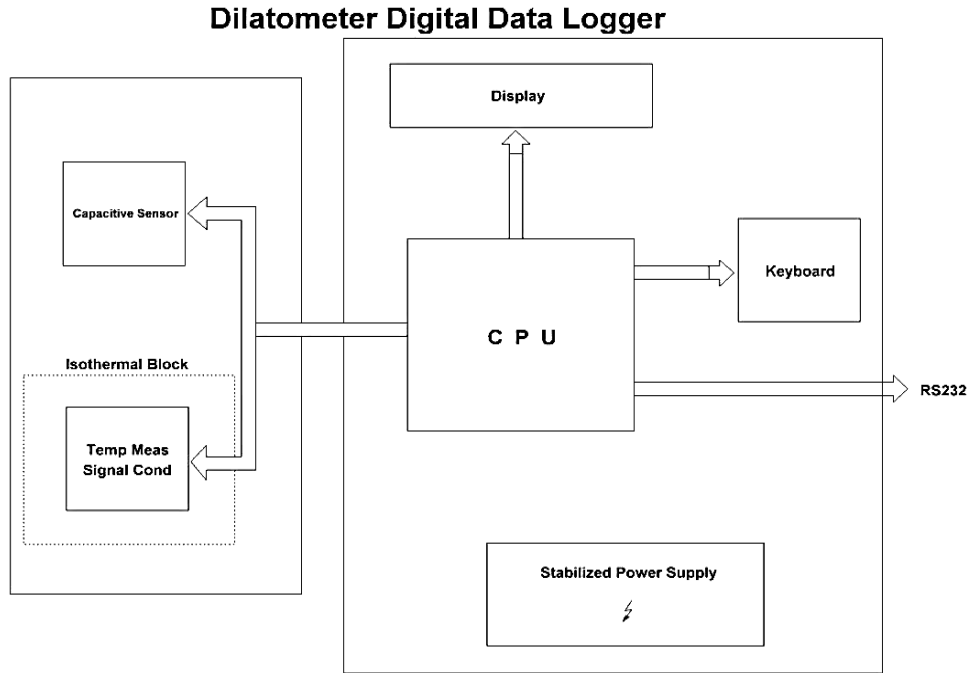
$$\alpha = \ell^{-1} \cdot (\Delta \ell / \Delta T)$$

სადაც ℓ - ნიმუშის საწყისი სიგრძე. მოცემულ პირობებში ℓ -ის სიდიდედ მიჩნეულია ნიმუშის სიგრძე საწყის ტემპერატურაზე. $\Delta \ell$ - ნიმუშის წაგრძელების აბსოლუტური სიდიდე, ხოლო ΔT - ტემპერატურული ინტერვალი, რომლის დროსაც გამოითვლება წრფივი თერმული გაფართოების კოეფიციენტი.

ციფრული დილატომეტრი შედგება ოთხი ძირითადი ბლოკისაგან:

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

გადამწოდებიდან სიგნალის დამუშავებას და შემდგომში მონაცემების პერსონალურ კომპიუტერში გადაგზავნას ახორციელებს Microchip-ის 16 ბიტანი მიკროპროცესორი. ტემპერატურის გასაზომად გამოყენებულია ქრომელ-ალუმელის თერმოწყვილი და ინტეგრალური სქემა MCP9800, რომელიც ზომავს გარემოს ტემპერატურას 0,0625 გრად. ცელსიუსის სიზუსტით თერმოწყვილის ცივი ბოლოს კომპენსაციისათვის და მოთავსებულია იზოთერმულ ბლოკში ცივ ბოლოსთან ერთად. თერმოწყვილის თერმოელექტრული ძაბვა 18 ბიტანი დელტა-სიგმა ანალოგურ ციფრული გარდამქმნელის გავლით მუშავდება მიკროპროცესორის მიერ მეათე ხარისხის პოლინომიური ფუნქციის გამოყენებით, რომლის კოეფიციენტები დადგენილია NIST (national institute of Standards and Technology) –ის მიერ. წანაცვლების ტევადური სენსორს 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 იძლევა ინფორმაციას ექსელის ცხრილის და გრაფიკის სახით. ციფრული დილატომეტრის სქემა წარმოდგენილია ნახაზზე 6.



ნახ.6. ციფრული დილატომეტრის ბლოკსქემა

ხელსაწყოს გააჩნია დისპლეი და კლავიატურა, რომლის საშუალებითაც 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.

2.2 კვლევის შედეგები

2.2.1 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($x \leq 0,02$) შენადნობების მასიური კრისტალების

მეტალოგრაფიული კვლევა

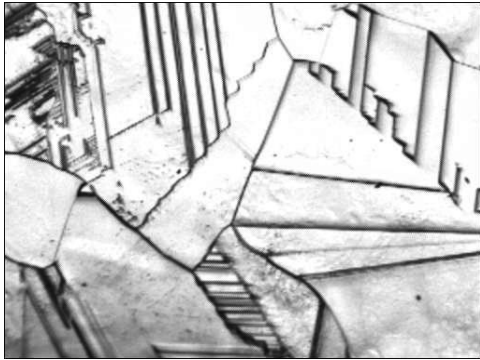
საცდელი Si-Ge მასიური კრისტალები მიღებულია ჩოხრალსკის მეთოდით EQ-SKJ-50HZ დანადგარზე, რომელზედაც ხორციელდებოდა კრისტალიზაციის პირობების შესწავლა მიღებული კრისტალების სტრუქტურისა და ფიზიკური თვისებების ოპტიმიზაციის მიზნით.

ძირითადად კრისტალის ამოზრდის სიჩქარე შეადგენდა 5-10 მმ/სთ. გერმანიუმის არათანაბარი განაწილება მოსალოდნელია როგორც რადიალური ასევე ზრდის მიმართულებით. რასაც მნიშვნელოვნად აკონტროლებს არაერთგვაროვანი ტემპერატურული გრადიენტების გაჩენა ნიმუშის ზედაპირსა და მოცულობაში. აღნიშნული თავისებურებანი ასახული იქნა მეტალოგრაფიული კვლევის შედეგებში სხვადასხვა პირობებში დამუშავებული სიბრტყეების დამზერის პროცესში. მეტალოგრაფიული კვლევები შესრულებულია ოპტიკურ მიკროსკოპზე NMM-800/ TRF. საცდელი ნიმუშების პოლირების ბოლო ეტაპზე გამოყენებულია 0,5 და 0,25 მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტები, რაც შეესაბამება მე-13 და მე-14 კლასის სიმქისის დონეს. ნიმუშების ზედაპირზე წარმოქმნილი დეფორმირებული შრის მოხსნის მიზნით, წარმოებდა ქიმიური პოლირება ხსნარში $\text{HF}:\text{HNO}_3$ 1:3, 5-10 წუთის განმავლობაში და ამის შემდეგ, დისლოკაციური ფიგურების გამოვლინებისათვის მოწამვლა გრძელდებოდა ხსნარში $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH}=3:1:12$ დაახლოებით 30 წუთის განმავლობაში. ქიმიური პოლირებისა და დისლოკაციების გამოსავლენი მოწამვლის მონაცვლეობა მეორდება ვიდრე არ შეწყდება დისლოკაციების სიმკვრივის ცვლილება. ასეთ პირობებში მოწამვლით გამოვლენილი ფიგურები წარმოადგენს კრისტალიზაციის პროცესში წარმოქმნილ დისლოკაციებს. იმავე 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 H_2O_2 -ის დამატებით, შემდეგი პროპორციით 4:1.

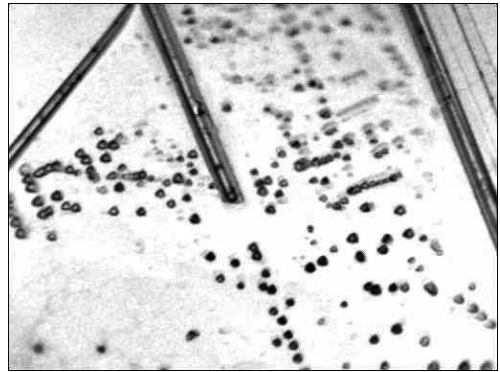
ნახ.7-ზე წარმოდგენილია გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურა, რომელზეც გამყოფი საზღვრები უპირატესად სწორხაზოვანია მარცვლების ზომები განაწილებულია 0,05-

1,0 მმ-ის საზღვრებში [120]. ცალკეული მარცვლის შიდა სტრუქტურაში შეინიშნება ინდივიდუალური და შეჯგუფებული ორეულები (ნახ.7,ა). მარცვლის საზღვრების მახლობლობაში თავმოყრილია მოწამვლის ორმოები. ხშირ შემთხვევაში შედარებით დიდი ბლოკის სტრუქტურაში ვლინდება მაღალი კონცენტრაციის დისლოკაციური მოწამვლის ფიგურები, ისინი მეტად არაერთგვაროვნად არიან განაწილებული. ისინი თავმოყრილია წყობის დეფექტებთან და ორეულების პაკეტებთან (ნახ.7,ბ). პლასტიკური დეფორმაციის ნაკვალევში (სრიალის ხაზებში) მრავლადაა დისლოკაციები (ნახ.7, გ). არაიშვიათად მოწამვლის შედეგად ფორმირებული დისლოკაციური ორმოები ერთმანეთისგან განსხვავდებიან ფორმითა და ზომებით (ნახ.7,დ). ფორმის ცვლილება ლოკალურ არეებში კრისტალოგრაფიული დეზორიენტაციით არის განპირობებული, ხოლო მოწამვლის ორმოს სიდიდის ცვლილება მრავალი ფაქტორით არის განსაზღვრული. მათ შორის აღსანიშნავია ძლიერად ლოკალიზებული დეფორმაციის არსებობა, მინარევების შედარებით მაღალი კონცენტრაცია და ა.შ. მოცემულ კონკრეტულ შემთხვევაში ორივე გარემოებას შეუძლია გამოეწვიოს დისლოკაციური წარმოშობის ფიგურების რაოდენობის ამაღლება. აღსანიშნავია, რომ შედარებით მცირე ზომის ფიგურების ფორმირება დამახასიათებელია მინარევებისაგან თავისუფალი არეებისათვის სილიციუმის მასიური კრისტალის მიკროსტრუქტურაში.

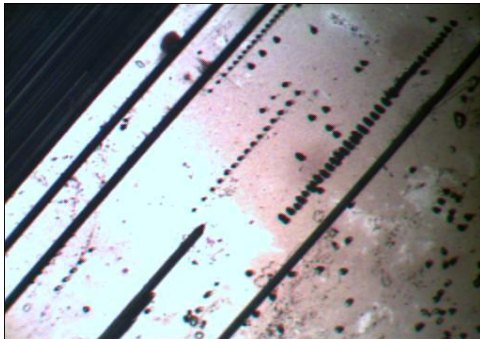
შესწავლილია $Si+0,5\text{ატ}\%Ge$ შენადნობის მიკროსტრუქტურა (ნახ. 8). როგორც ნახაზიდან ჩანს გერმანიუმის ნებისმიერი შემცველობის Si-Ge შენადნობის მიკროსტრუქტურაში მრავლად არიან სხვადასხვა ტიპის დეფექტები [120]. ლეგირება ავლენს მათ მოუწესრიგებლად განაწილებას, აჩენს ახალი ტიპის დეფექტებს. ასე, მაგალითად $Si+2\text{ატ}\%Ge$ არალეგირებულ შენადნობის მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია წყობის დეფექტების ერთმანეთთან საფეხურებით დაკავშირებული შეჯგუფებები (ნახ.8,ა).



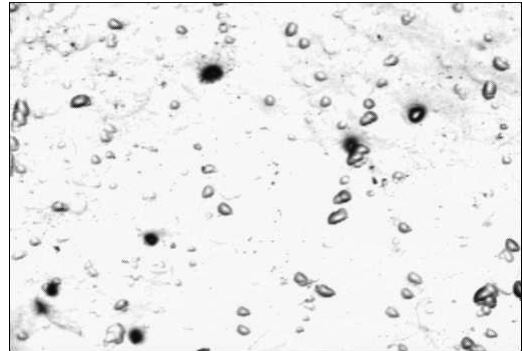
ა



ბ



გ



დ

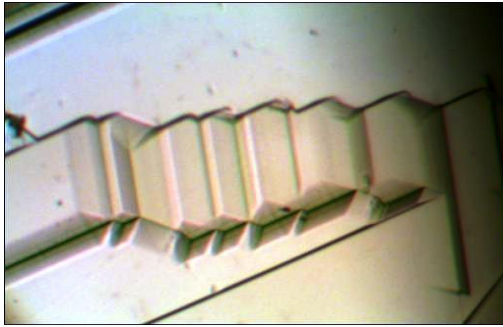
ნახ.7. მსხვილმარცვლოვანი Si+1ატ%Ge შენადნობის მიკროსტრუქტურა

ა - ინდივიდუალური და შეჯგუფებული ორეულები

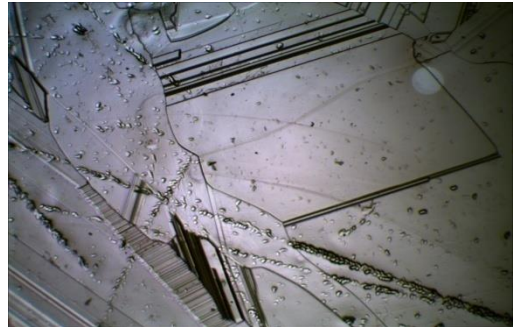
ბ- დისლოკაციების მოუწესრიგებელი განაწილება.

გ-დისლოკაციების განაწილება მოცულობასა და გავრცობილ დეფექტებში

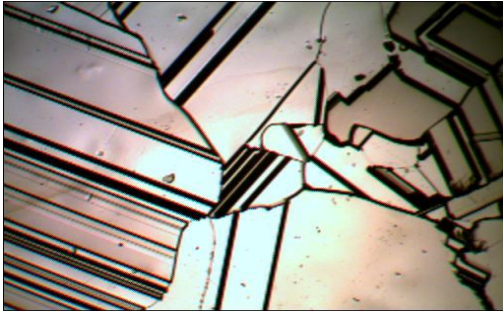
დ-დისლოკაციების არათანაბარი განაწილება მარცვლისშიდა სტრუქტურაში



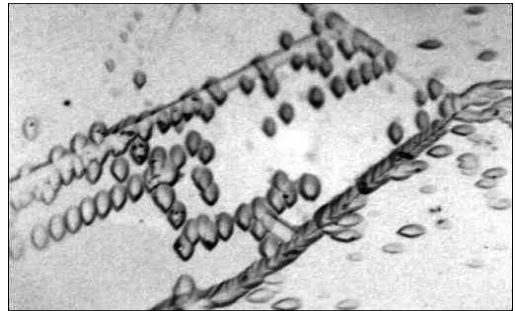
ა



ბ



გ

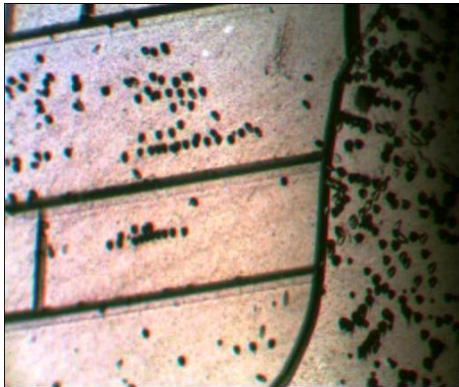


დ

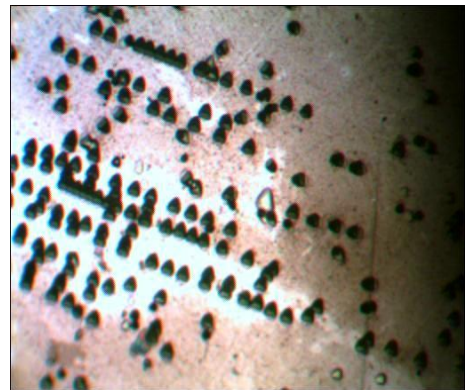
ნახ. 8. ბლოკური აღნაგობის Si + 2 ატ%Ge შენადნობის მიკროსტრუქტურა
 ა- მოწესრიგებულად განაწილებული წყობის დეფექტები. ბ-ბორით
 ლეგირებული Si+2ატ%Ge შენადნობის მიკროსტრუქტურაში დისლოკაციებისა და
 პლანარული დეფექტების ერთობლიობა. გ-დისლოკაციების განაწილება
 დეფორმაციულ წირებსა და მარცვლის მოცულობაში.

ასეთივე შემცველობის Si-Ge შენადნობისათვის, რომელიც ბორით
 ძლიერად არის ლეგირებული უფრო დამახასიათებელია მწკრივებში
 განაწილებული დისლოკაციური ფიგურები, ხოლო ორეულები და წყობის
 დეფექტები პრაქტიკულად არ შეინიშნება. განვითარებული ორეულოვანი
 მიკროსტრუქტურებისათვის დამახასიათებელია ე.წ. ბლოკური აღნაგობა,
 ბლოკების გამყოფი საზღვრები ძირითადად სწორხაზოვანია. მათ
 მახლობლობაში მთლიანად დამუხრუჭებულია ორეულების ჯგუფები და
 წყობის დეფექტები (ნახ.8, გ). ეს ნიშნავს, რომ ბლოკები ძლიერად
 დეზორიენტირებულია. ამის გამო გამყოფ საზღვართან ორივე მეზობელ
 ბლოკში დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტის მოძრაობის ენერჯის
 სიდიდეები ერთმანეთისაგან განსხვავებულია და პრაქტიკულად Si-Ge
 შენადნობის სტრუქტურაში შეუძლებელია გავრცობილი დეფექტის მიერ

გამყოფი საზღვრის განჭოლვა და მისი შემდგომი გავრცელება არსებული კრისტალოგრაფიული ორიენტაციით. სწორედ ასეთი შემთხვევებია წარმოდგენილი ორეულებისა და წყობის დეფექტების შემცველ ბლოკური აღნაგობის მიკროსტრუქტურებში. აღწერილი თავისებურებები დამახასიათებელია Si-Ge შენადნობების რეალური სტრუქტურებისათვის, რომლის ბოროთ ლეგირების ხარისხი არ აღემატება 10^{14} - 10^{15} სმ^{-3} .



ა



ბ

ნახ. 9. Si+0,5 ატ%Ge შენადნობის მიკროსტრუქტურა

ა - უწესრიგოდ განაწილებული დისლოკაციები მსხვილ ბლოკებში
 ბ-მოწესრიგებულად განაწილებული დისლოკაციები დეფორმაციის ხაზების გასწვრივ

გერმანიუმის მცირე კონცენტრაციის Si-Ge შენადნობის მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია დიდი ზომის მონოკრისტალური არეები (ნახ. 9). ეს შენადნობი ლეგირებულია ბოროთ 10^{16} - 10^{13} სმ^{-3} კონცენტრაციამდე. შიდა სტრუქტურაში მრავალია უწესრიგოდ განაწილებული ცალკეული დისლოკაციური მოწამვლის ორმო, ისინი აგრეთვე წარმოდგენილია მწკრივების ფორმით, რაც პლასტიკური დეფორმაციის კვალის არსებობით არის განპირობებული, დისლოკაციების საშუალო სიმკვრივე შედარებით მაღალია და შეადგენს $5 \cdot 10^4$ სმ^{-2} . მექანიკურად პოლირებული Si-Ge ფუძემშრეების თერმული დამუშავება, კერძოდ, ვაკუუმში მოწვა 3 სთ-ის განმავლობაში 650 $^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე და შემდგომი ქიმიური მოწამვლა ავლენს მიკროსტრუქტურას, რომელიც მეტად ახლოსაა საწყისი მდგომარეობის დამახასიათებელ დისლოკაციურ

სტრუქტურასთან. პრაქტიკულად არ იცვლება დისლოკაციების სიმკვრივე. ისინი ფორმითა და ზომით ერთნაირად არიან წარმოდგენილი. ლიტერატურული წყაროების ანალიზით აღნიშნულ ტემპერატურაზე მოსალოდნელია მხოლოდ დისლოკაციების ბლოკირების გაძლიერებისა და შესუსტების პროცესების გამოვლინება, რაც დისპერსული ფაზების წარმოქმნა-დაშლის პროცესებით არის განპირობებული.

მრავალი ნიმუშის მიკროსტრუქტურის კვლევით დადგინდა, რომ განვითარებული დისლოკაციური სტრუქტურის ფორმირება ხდება კრისტალიზაციის მაღალი სიჩქარეების (5 მმ/სთ) შემთხვევაში. ამასთან ერთად დისლოკაციების სიმკვრივეს ამაღლებს გერმანიუმითა და ბორით ლეგირება. საშუალო ტემპერატურებზე მოწვით Si-Ge კრისტალების დისლოკაციური სტრუქტურის მნიშვნელოვანი ცვლილება მოსალოდნელი არ არის.

2.2.2 მექანიკური დამუშავებისა და გერმანიუმის გავლენა Si-Ge შენადნობების ელექტრულ მახასიათებლებზე

“Ecopia HMS-3000“- სისტემის დანადგარზე ოთახის ტემპერატურის პირობებში ვან დერ პოს (Van der Pauw) მეთოდით განისაზღვრა Si-Ge შენადნობების ფუძემდებლების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები.

ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული Si-Ge შენადნობების მასიური კრისტალების სტრუქტურა შეიცავს სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციებსა და წერტილოვან დეფექტებს (ვაკანსია, ჟანგბადის, ნახშირბადის, აზოტისა და ფონური მეტალების ატომები). მათი დიდი უმრავლესობა ელექტრულად ნეიტრალურია ოთახის ტემპერატურის არეში. ტემპერატურის, რადიაციისა და დეფორმაციის გავლენით კრისტალიზაციის პროცესში ფორმირებული სტრუქტურული დეფექტების დიფუზური აქტიურობა იზრდება. ისინი ურთიერთქმედებენ ერთმანეთთან და გარეშე ფაქტორებით წარმოქმნილ დეფექტებთან. შესაბამისად იცვლება ენერჯის გადამტანი ფონონების, ელექტრონებისა და ხვრელების მოძრაობის

პირობები. აღნიშნულიდან გამომდინარე მოსალოდნელია ელექტროფიზიკურ თვისებებზე Si-Ge კრისტალის სტრუქტურაში არსებული და ახლადფორმირებული დეფექტების მნიშვნელოვანი ზემოქმედების გამოვლინება.

მართლაც აღმასის დისკზე დაჭრით, სხვადასხვა დისპერსულობის აბრაზიული ფხვნილებით ხეხვის და პოლირებით მომზადებული Si-Ge კრისტალების ფუძემრეების ზედაპირები ავლენენ ელექტროფიზიკური მახასიათებლების (ელექტროგამტარობა, კუთრი წინააღმდეგობა, დენის მატარებელი თავისუფალი ელექტრონებისა და ხვრელების კონცენტრაცია და ძვრადობა) შესამჩნევ ვარიაციებს. ის მეტად მკაფიოდ ვლინდება გერმანიუმის კონცენტრაციის ამაღლებით Si-Ge შენადნობების ფუძემრეებში. კერძოდ, მექანიკური პოლირების ხარისხისადმი დიდად მგრძობიარეა დენის მატარებლების ძვრადობა. ცნობილი თეორიული მოსაზრებებით დენის მატარებლების გაბნევის ინტენსივობის ზრდას განაპირობებს ელექტრულად დამუხტული დისლოკაციების არსებობა. აღსანიშნავია ასევე ისიც, რომ დეფორმაციული ე.წ. ერთფენოვანი წყობის დეფექტები და ორეულოვანი დისლოკაციების ბირთვში არსებული არაკომპენსირებული ელექტრონული ბმები ახორციელებენ ელექტრონებისა და ხვრელების გაბნევას. მათთან შედარებით ბლოკებისა და მარცვლების საზღვრებზე დენის მატარებლების გაბნევა სუსტია. ისინი ეფექტურად განაბნევენ ფონონებს, რაც განაპირობებს პოლიკრისტალური Si და Si-Ge კრისტალების სითბოგამტარობის დადაბლებას. როგორც ცხრ.1-დან ჩანს Si-Ge ფუძემრეების ელექტრული წინააღმდეგობა ავლენს ამაღლების ტენდენციას მექანიკური პოლირების ხარისხის გაზრდით და ის საგრძობლად დიდია დამატებით ქიმიურად პოლირებული ფუძემრეების შემთხვევაში. სავარაუდოა, რომ ასეთ პირობებში ფუძემრეების ელექტრული მახასიათებლები უახლოვდებიან კრისტალის მოცულობის მაჩვენებლებს, რომლებიც რეალური სტრუქტურული

მდგომარეობითა და რეალიზებული კავშირის ძალებით არიან განპირობებული [120].

მექანიკური დამუშავების ხარისხის გავლენას განიცდიან ასევე პოლიკრისტალური Si-Ge ფუძემშრეების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები. ამ შემთხვევაში ასევე მექანიკური პოლირების ხარისხის გაზრდით ზედაპირული და მოცულობითი სტრუქტურებისათვის დამახასიათებელი ელექტრული წინააღმდეგობის, დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის მნიშვნელობები დაახლოებით ერთი რიგისაა.

Si-Ge ფუძემშრეების ელექტრული წინააღმდეგობის დამოკიდებულება დამუშავების ხარისხზე. ცხრილი 1.

ალმასის დისპერსულობა, მკმ	პოლიკრისტალური p-ტიპის Si+2ატ%Ge:B (10^{15}მ^{-3})			პოლიკრისტალური p-ტიპის Si+2,5ატ%Ge:B (10^{17}მ^{-3})		
	ρ , ომსმ ⁻²	Ns, სმ ⁻²	μ_s , სმ ² .ვ ⁻¹ .წ ⁻¹	ρ , ომსმ ⁻²	Ns, სმ ⁻²	μ_s , სმ ² .ვ ⁻¹ .წ ⁻¹
20	1860,119	2,4E+3	140	4.882813	8E+15	160
14	2125,85	2 E+13	147	4.692192	9 E+15	148
5	2016,129	6,2 E+13	50	4.370629	1,1E+16	130
2	1302,083	2 E+13	240	4.713424	7,8E+15	170
0,5	985,0276	2,7 E+13	235	4.602356	9,7E+15	140
0,25	1181,474	2,3 E+13	230	4.807692	1 E+16	130
0,05	1827,485	1,9 E+13	180	4.310345	1 E+16	145
ქიმიური პოლირება	2840,909 091	2,2 E+13	100	5.040322 581	8 E+15	155

პოლიკრისტალური ფუძემშრეებისაგან განსხვავებით არალეგირებული მონოკრისტალური ფუძემშრეების დენის მატარებლების კონცენტრაცია და ელექტრული გამტარობა შესამჩნევად შემცირებულია. ეს აიხსნება იმით, რომ მონოკრისტალური ფუძემშრეების რეალურ

სტრუქტურაში მნიშვნელოვნად შემცირებულია ელექტრულად აქტიური დეფექტების კონცენტრაცია.

სპეციალურად ბორით სუსტად ლეგირებული ფუძემრეების მექანიკური პოლირების გავლენით ზედაპირული ელექტროფიზიკური მახასიათებლები შესამჩნევ მერყეობას განიცდიან. უფრო სუსტია ზედაპირის დეფორმაციის გავლენა ბორით ძლიერად ლეგირების (10^{19}სმ^{-3}) შემთხვევაში. ორივე დონეზე ბორით ლეგირებული პოლიკრისტალური Si-Ge ფუძემრეების ზედაპირული ელექტრული მახასიათებლები დამუშავების ბოლო სტადიაზე ქიმიური პოლირებით უახლოვდებიან მოცულობით მახასიათებლების სიდიდეებს.

ფუძემრეების ზედაპირების მექანიკური დამუშავების (ხეხვა, პოლირება) გავლენის მინიმალიზაციითვის მეტად ეფექტურია თერმული დამუშავება სხვადასხვა ტემპერატურაზე. ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ ალმასის დისკზე ჭრითა და შემდგომი ხეხვით დეფორმირებული ზედაპირული ფენების დეფექტების გავლენა ელექტრულ მახასიათებლებზე სრულად არ ჩაიხშობა თერმული მოწვით 5-10სთ-ის განმავლობაში $200-300^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში. სავარაუდოა, რომ უხეშად ხეხვისა და პოლირების პროცესში შედარებით დიდ სიღრმეებზე (2-4მკმ) ვრცელდება დეფორმაციით ფორმირებული დეფექტები. მათი გარდაქმნა და მოწვა საჭიროებს დიდ სითბურ ენერგიას, რაც 300°C ტემპერატურამდე მოწვებით არ მიიღწევა.

ზემოთ აღნიშნული გარემოებების გათვალისწინებით განხორციელდა 0,005 მკმ დისპერსულობის სუსპენზიითა და შემდგომში ქიმიურად პოლირებული Si-Ge შენადნობების ფუძემრეების ელექტროფიზიკური მახასიათებლების კვლევა მათზე გერმანიუმის კონცენტრაციის გავლენის დასადგენად. ცხრილში №2 წარმოდგენილია სხვადასხვა კონცენტრაციის პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები. როგორც მოსალოდნელია იზოვალენტური გერმანიუმით ლეგირება მხოლოდ უმნიშვნელოდ ცვლის პოლიკრისტალური

სილიციუმის ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებს, რასაც ძირითადად განაპირობებს სტრუქტურული დეფექტების ტიპებისა და ურთიერთქმედების მრავალფეროვნება მაღალი კონცენტრაციის გერმანიუმით ლეგირებული პოლიკრისტალურ Si-Ge ფუძემშრეების სტრუქტურაში.

პოლირებული Si-Ge-B ფუძემშრეების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები.

ცხრილი 2.

საცდელი ნიმუშები	კუთრი ელექტრო წინაღობა, ომი-სმ	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ^{-3}	ძვრადობა, $\text{სმ}^2 \cdot \text{ვ}^{-1} \cdot \text{სმ}^{-1}$	მესრის პარამეტრი, \AA	სიმკვრივე, $\text{გ} \cdot \text{სმ}^{-3}$
Si+1,9%Ge:B	665	$1,2 \cdot 10^{11}$	47	5,435	2,395
Si+1,5%Ge:B	865	$8,9 \cdot 10^{10}$	286	5,434	2,381
Si+1,2%Ge:B	21,2	10^{14}	105	5,433	2,371
Si+1,4%Ge:B	8,82	10^{15}	75	5,434	2,377
Si+2,1%Ge:B	0,10	$5 \cdot 10^{17}$	60	5,435	2,400

2.2.3 მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავების გავლენა p-ტიპის

Si_{1-x}Ge_x ($x \leq 0,02$) მასიური კრისტალების ელექტროგამტარობის ტემპერატურულ დამოკიდებულებაზე

ატმოსფერული წნევის პირობებში ოთახის ტემპერატურაზე Si, Ge და Si-Ge სისტემის შენადნობები წარმოადგენენ კოვალენტურ ნივთიერებებს, რომლებიც მკაფიოდ წარმოჩენილი ნახევარგამტარული თვისებებით ხასიათდებიან. მათი ალმასის ტიპის სტრუქტურა ხასიათდება ტეტრაედრული სიმეტრიის SP^3 ჰიბრიდული კომპოზიციით. SP^3 კონფიგურაციაში ოთხივე კავშირი ექვივალენტურია და ერთნაირადაა გაჯერებული. თერმოდინამიკური (P, T) პარამეტრები მნიშვნელოვნად განაპი-

რობებენ ნივთიერებების ელექტროფიზიკურ თვისებათა ერთობლიობას - მეტალურს, ნახევარგამტარულსა და დიელექტრიკულს, აღნიშნული თერმოდინამიკური პარამეტრების საკმარისად დიდ ინტერვალში ელექტროფიზიკური თვისებები ძირითადად განპირობებულია სტრუქტურული გარდაქმნებით. ასე, მაგალითად, მაღალი წნევის გავლენით (12 მპა Si-სთვის, ხოლო 10 მპა Ge-ისათვის) დადგენილია წმინდა კოვალენტური ტიპის ალმასის სტრუქტურის გარდაქმნა კოვალენტურ-მეტალურ მოცულობით ცენტრირებულ ტეტრაგონალურ სტრუქტურაში. ის ცნობილია როგორც β -Sn-ის ტიპის სტრუქტურა. შეკუმშვა 400-700 °C ტემპერატურულ არეში იწვევს ალმასის ტიპის Si-ის სტრუქტურის გადასვლას ჰექსაგონალური სიმეტრიის სტრუქტურაში. მაღალი ძვრის ძაბვებისაგან სწრაფი განტვირთვა იწვევს Ge-ის მოცულობით ცენტრირებული კუბური მოდიფიკაციის ფორმირებას.

სხვადასხვა გარეშე ფაქტორის ზემოქმედებით (ტემპერატურა, ლაზერული მოწვა, მცირე კონცენტრაციის მინარევები) შესაძლებელია Si, Ge და Si-Ge კოვალენტური კრისტალების ზედაპირზე ატომური აღნაგობისა და ელექტრონული თვისებების ძლიერი ცვლილებები. კოვალენტური კრისტალების გახურებით იზრდება ანტიფაზური რხევის ამპლიტუდები, რის გამოც კრიტიკულ ტემპერატურებზე ხორციელდება კოვალენტური კავშირების წყვეტა და, შესაბამისად, წარმოებს მათში ლოკალიზებული ელექტრონების კოლექტივიზაცია ე.ი. მეტალური მდგომარეობის ფორმირება.

დადგენილია [105], რომ კოვალენტური კრისტალების მეტალურ მდგომარეობაში გადასვლა წარმოებს ელექტრონული ქვესისტემის ცვლილებებით, კერძოდ, ადგილი აქვს SP^3 - ჰიბრიდული კავშირების დაშლას, დენის მატარებელი ელექტრონების კონცენტრაციის ამაღლებას. აღსანიშნავია ის გარემოება, რომ კოვალენტური მდგომარეობიდან მეტალურში გადასვლის დროს ხდება ელექტრონების გადასროლა "დამაკავშირებელი" მდგომარეობიდან გამტარობის ზონაში არსებულ

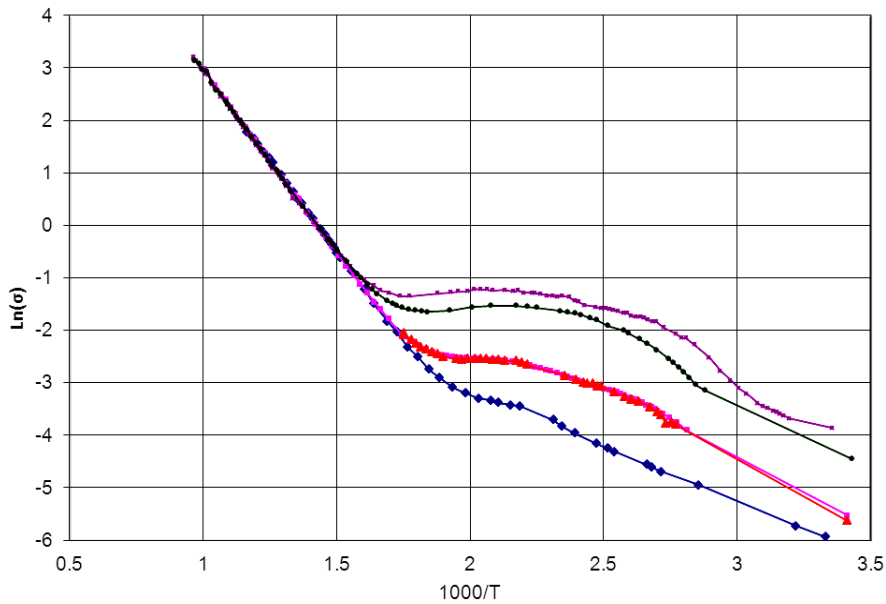
“არადამაკავშირებელ“ მდგომარეობაში, რის შედეგადაც ვლინდება ალმასის მესრის მდგრადობის შემცირება.

როგორც ლიტერატურული მიმოხილვიდან დგინდება ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში, რომელიც გაცილებით ქვემოთ არის ვიდრე კრისტალის დნობის ტემპერატურა, წარმოებს სხვადასხვა ტიპის ზემოქმედებით ფაზური გარდაქმნა მარტენსიტული მექანიზმით. ზოგადი კანონზომიერებების ანალოგიით დგინდება, რომ ნახევარგამტარებში $0,16-0,20T_{\text{დნ}}$ ინტერვალში ატომთაშორისი ძალები კოვალენტურია. ტემპერატურულ ინტერვალში $0,2-0,8T_{\text{დნ}}$ ატომთაშორისი ძალები კოვალენტურ-მეტალურია, ხოლო მაღალ ტემპერატურებზე ($T > 800^{\circ}\text{C}$) ურთიერთქმედების ძალები უპირატესად მეტალურია.

ელექტრული პარამეტრების ვარიაციების რეგულირებისა და ცვლილების მექანიზმების დასადგენად მნიშვნელოვანია, რომ Si, Ge და Si-Ge ნახევარგამტარები ძლიერად ანიზოტროპულია და მათთვის მიუღებელია დებაის თეორია სითბოტევადობისა და კრისტალის სითბური რხევების შესახებ. ასეთ კრისტალებს გააჩნიათ ე.წ. “ფენოვანი“ სტრუქტურები დუბლეტური ფენებით (111) სიბრტყეების პარალელურ ანსამბლებში. ცალკეული დუბლეტის შიგნით ატომთა ურთიერთქმედების ძალები გაცილებით მაღალია ვიდრე დუბლეტებს შორის მოქმედი ძალები. შესაბამისად რხევით სპექტრებს ექნებათ არა ერთი, არამედ რამდენიმე მახასიათებელი ტემპერატურა. მეტად რთული რხევითი სპექტრებისა და რამდენიმე დებაის ტემპერატურის არსებობას შეუძლიათ გამოიწვიონ მარტენსიტული ტიპის ფაზური გარდაქმნა ძვრის მექანიზმით. ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში მოსალოდნელია ფაზური გარდაქმნების გამოვლინება, რაც აისახება მესრის პარამეტრის, თერმული გაფართოების კოეფიციენტის და მთელი რიგი ფიზიკური თვისებების მახასიათებლების მკვეთრი ცვლილებებით.

მართლაც, არაღეგირებული მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმისა და სილიციუმი+2ატ%გერმანიუმის კრისტალების ელექტროგამტარობას

ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში ახასიათებს მკაფიო გადახრები თეორიით მოსალოდნელი $\sigma(T)$ წრფივი დამოკიდებულებებიდან [ნახ.10].



ნახ.10 მსხვილმარცვლოვანი (Si+2ატ%Ge)-ის ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-პირველი გაზომვა; 2-700°C-ზე და 2სთ მოწვის შემდეგ; 3-300°C-ზე და 3სთ მოწვის შემდეგ. 4-750°C-ზე და 2სთ მოწვის შემდეგ. 5-850°C-ზე და 2სთ მოწვის შემდეგ.

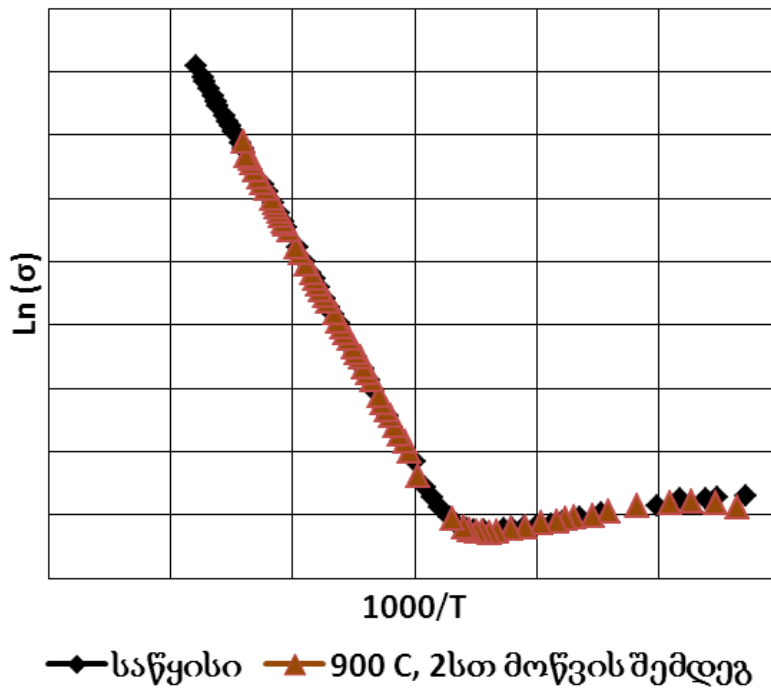
მე-10 ნახაზზე წარმოდგენილი $\ln\sigma - (1/T)$ გრაფიკიდან მკაფიოდ ჩანს Si და Si+2ატ%Ge შენადნობებში კრიტიკული ტემპერატურული არეები, სადაც ხდება ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულების კანონზომიერების ცვლილება. ცხადია, რომ 180-230°C ტემპერატურის ინტერვალში ერთმანეთს ენაცვლება მინარევული და საკუთარი ელექტროგამტარობები. საკუთარი ელექტროგამტარობის ინტერვალში კი შეინიშნება წრფივი ცვლილებიდან სუსტი გადახრები 450-500°C, 600°C და 680-730°C შუალედებში. ელექტროგამტარობის ცვლილების ხასიათი 20-250°C ინტერვალში გახურება-გაცივების ციკლში პრაქტიკულად უცვლელია. ე.ი. გახურება-გაცივების პროცესში არ ხდება მინარევების სუბსტრუქტურაში არსებითი ცვლილებები. კერძოდ მინარევების დიდ მანძილებზე გადანაცვლება, მათი შეჯგუფებების შიდა სტრუქტურის

კონფიგურაციული და კონცენტრაციული ცვლილებები. თერმული ზემოქმედებით ხორციელდება ძირითადად მხოლოდ ერთი ტიპის დეფექტების თერმული იონიზაციის პროცესი. მაღალტემპერატურული მოწვა (650°C) იწვევს უპირატესად დიფუზურად ძვრადი დეფექტების კონცენტრაციის შემცირებას ელექტრულად აქტიურ პოზიციებში. ეს ჩანს მე-2 გრაფიკიდან, სადაც შემცირებულია ელექტროგამტარობის სიდიდეები $20-200^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში. გაცილებით მაღალ ტემპერატურაზე $\ln\sigma-(1/T)$ დამოკიდებულება პრაქტიკულად უცვლელია. ეს აიხსნება შემდეგნაირად, 650°C ტემპერატურის არეში მოწვა ვერ შლის მრავალატომიან კომპლექსებს, გავლენას არ ახდენს კრისტალურ მესერში Si და Ge კომპონენტებისა და მათთან ლოკალიზებული დეფორმაციული ველების კონცენტრაციაზე. ე.ი. ძირითადად არ იცვლება ელექტრონული სტრუქტურა, Si და Ge ზონების ენერგეტიკული მინიმუმების ურთიერთ თანაფარდობა და ა.შ. [120]

მოწვის ტემპერატურის ამაღლება $750-800^{\circ}\text{C}$ -მდე კიდევ უფრო საგრძნობლად ამცირებს Si+2%Ge შენადნობის ელექტროგამტარობას. ასეთ პირობებში მოსალოდნელია ელექტრულად აქტიური ჟანგბადის ატომების დიფუზური გადანაწილება დისლოკაციების ატმოსფეროში და მათი ელექტრულად განეიტრალება. მაღალ ტემპერატურებზე მოწვით განპირობებული სტრუქტურული დეფექტების ელექტრონული მდგომარეობების ცვლილებების წვლილი უფრო მაღალია დენის მატარებლების კონცენტრაციის ზრდის წვლილთან შედარებით ელექტროგამტარობის ცვლილებაში.

როგორც მეტალოგრაფიულმა კვლევამ აჩვენა მსხვილმარცვლოვანი Si-ის მიკროსტრუქტურა Si-Ge შენადნობებთან შედარებით ღარიბია სტრუქტურული დეფექტებით. შესაბამისად ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში $\sigma(T)$ გრაფიკებზე ანომალური ცვლილებები მეტად სუსტად არიან წარმოდგენილი (ნახ. 11). აღსანიშნავია, რომ Si-ის $\sigma(T)$ სპექტრში

ასევე მკაფიოდ არის გამიჯნული საკუთარი და მინარევული ელექტროგამტარობის არეები 180-200 °C ტემპერატურულ ინტერვალში.



ნახ.11 მსხვილმარცვლოვანი სილიციუმის ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულება.

Si და Si+2%Ge ნიმუშების ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულებების შედარებით ვლინდება დრმა ანალოგია მათ ანომალურ ცვლილებებში. ეს განპირობებულია პრაქტიკულად იდენტური რეალური სტრუქტურების არსებობით. განსხვავებულ ნიშნად შესაძლებელია ჩაითვალოს დეფექტების შედარებით მაღალი კონცენტრაცია და მათი განაწილების უწყესრიგობა Si+2%Ge შენადნობში. მცირე ზომის დეფექტების შეჯგუფებები გამყოფი საზღვრების ლარტყის მახლობლობაში, ასევე მეტად თხელი ლარტყისებური ორეულები და წყობის დეფექტები წერტილოვან დეფექტებთან ერთად წარმოადგენენ ელექტროგამტარობის ანომალური ცვლილების წყაროებს, განსაკუთრებით $T > 500^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში, სადაც იზრდება დეფექტების ძვრადობა და, მაშასადამე, მათი ელექტრული აქტიურობის შეცვლის ალბათობა.

2.2.4 p-ტიპის $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($x \leq 0,02$) მასიური კრისტალების თერმული გაფართოება 20-800°C ტემპერატურულ ინტერვალში

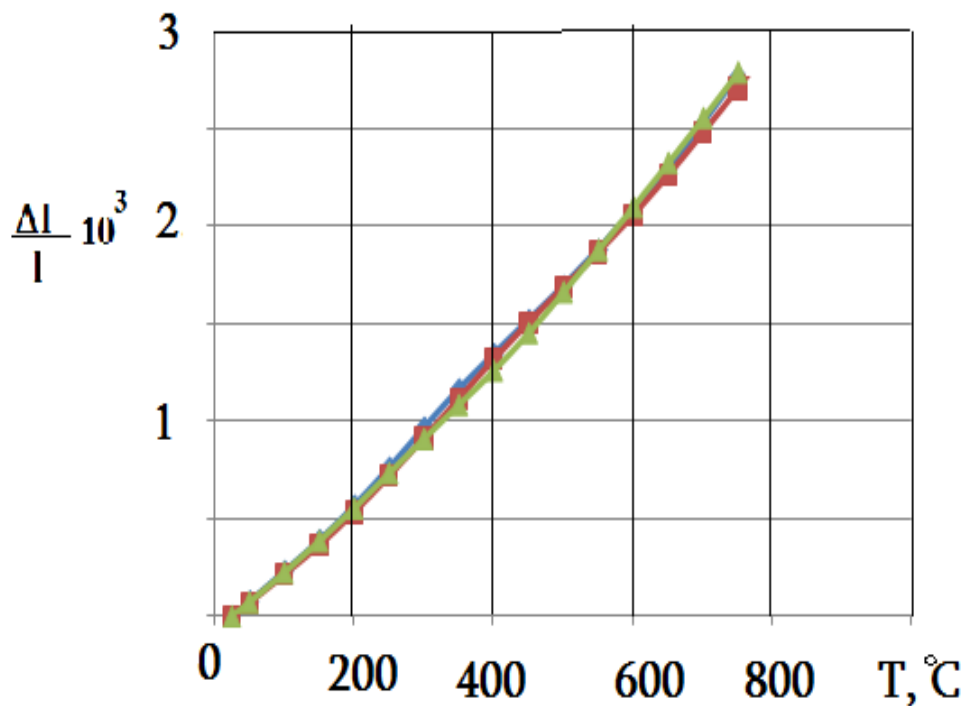
ცნობილია, რომ სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების სტრუქტურაში არსებული დეფექტები (ვაკანსიები და მათი კომპლექსები, სხვადასხვა ტიპის დისლოკაცია, დისპერსული ფაზები, მინარევების ატომები) ახდენენ კოვალენტური კავშირების დეფორმაციას. დეფექტების სტრუქტურაში მოსალოდნელი კონფიგურაციული და კონცენტრაციული ცვლილებები შესაძლებელია ეფექტურად იქნას გამოკვლეული თერმული, მექანიკური და სტრუქტურულად მგრძნობიარე ელექტროფიზიკური თვისებების კომპლექსური კვლევით ტემპერატურის ფართო დიაპაზონში.

წარმოდგენილია ტემპერატურის ფართო ინტერვალში (20-1000°C) თერმული გაფართოების დილატომეტრული მეთოდით კვლევის შედეგები. ექსპერიმენტები შესრულებულია კვარცის გადამწოდთან დილატომეტრზე გახურება-გაცივების სიჩქარეების 2-5°C/წთ ინტერვალში [122].

სილიციუმის კრისტალებთან შედარებით სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების თერმული გაფართოება ნაკლებად არის შესწავლილი. არსებული მწირი ინფორმაცია შეიცავს წინააღმდეგობრივ შედეგებს და არასრულყოფილია რეალურ სტრუქტურაში მიმდინარე ფაზური გარდაქმნების ტიპის პროცესების ანალიზისათვის. მნიშვნელოვანია ის გარემოება, რომ სხვადასხვა სტრუქტურულ მდგომარეობაში სილიციუმის მასიური კრისტალების თერმული გაფართოება ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში ხასიათდება არამონოტონური ცვლილებებით, რაც ფაზური გარდაქმნების პროცესებით არის განპირობებული და აუცილებელია აღნიშნული მოვლენის დაწვრილებითი კვლევა და ანალიზი.

საწყის მდგომარეობაში მსხვილმარცვლოვანი $\text{Si}_{1+2\text{ატ}\%}\text{Ge}$ შენადნობის ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება 200-260°C

და 450-550°C ტემპერატურულ შუალედებში ხასიათდება წრფივი ცვლილებიდან გადახრებით. შუალედურ 260-450°C ტემპერატურულ ინტერვალში ფარდობითი წაგრძელების ზრდა არაწრფივია. ტემპერატურის შემცირების პირობებში მიღებული შედეგები პრაქტიკულად ემთხვევა გახურების პროცესში ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურულ დამოკიდებულებას. ეს ადასტურებს აღნიშნულ ინტერვალში ფარდობითი წაგრძელების არაწრფივი გადახრების არაჰისტერეზისული ტიპის ცვლილებებს (ნახ.12).



ნახ.12 . p-ტიპის Si-Ge შენადნობების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება. ■ - Si, ◆ - Si +1,5ატ.%Ge (10^{14} სმ⁻³) , ▲ - Si +2ატ.%Ge (10^{14} სმ⁻³)

მოწვა ვაკუუმში ($\sim 10^{-4}$ ტორი) 350°C ტემპერატურაზე 3სთ-ის განმავლობაში $\sim 30^\circ\text{C}$ -ით აფართოებს ფარდობითი წაგრძელების პირველ შუალედს დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით, ამასთან ერთად ფიქსირდება

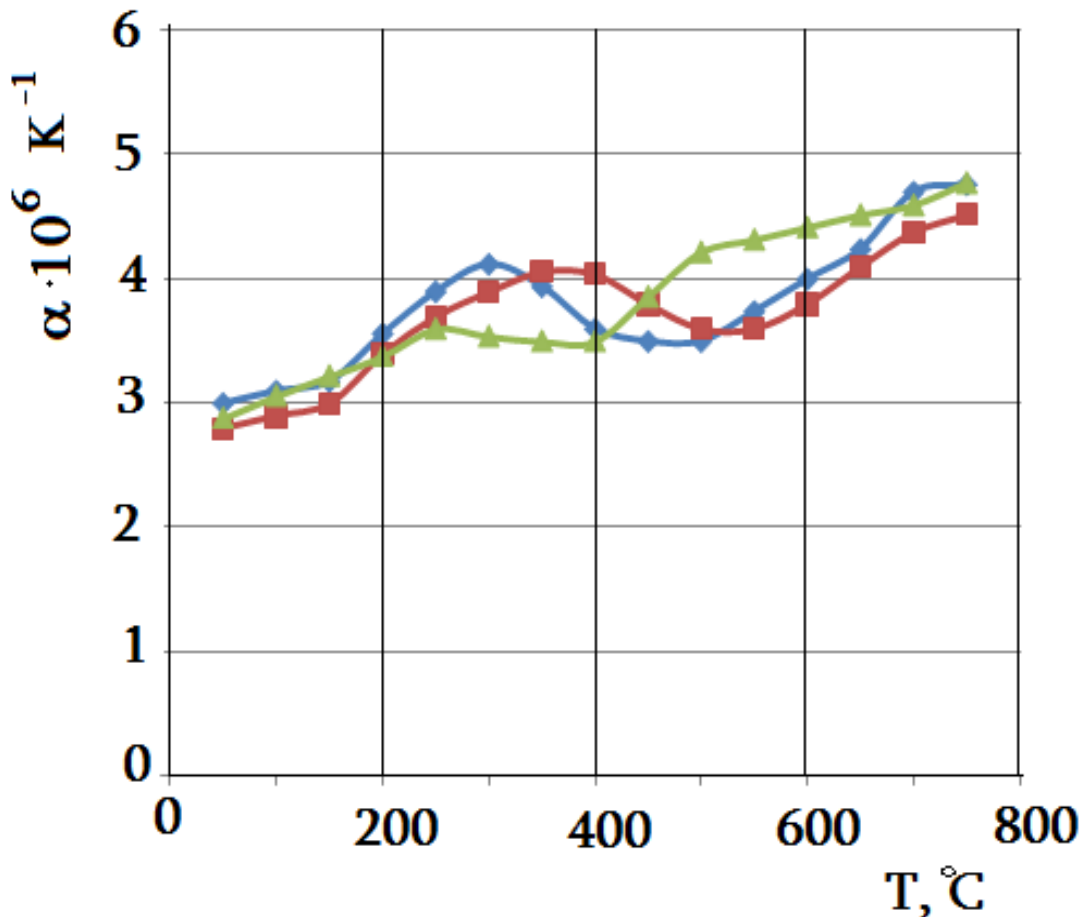
მეორე ტემპერატურული შუალედის მკვეთრად შემცირება და მკაფიო ღუნვა გრაფიკზე 500°C ტემპერატურის არეში.

რადგანაც საკვლევი შენადნობის მიკროსტრუქტურა შეიცავს მაღალი კონცენტრაციის ჟანგბადსა ($5 \cdot 10^{17} - 1 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-3}$) და დისლოკაციებს, მოსალოდნელია ლოკალურ არეებში აღნიშნული დეფექტების კომპლექსების კონფიგურაციული და კონცენტრაციული ცვლილებები. ეს თავის მხრივ, განაპირობებს დეფექტების მოძრაობის აქტივაციური მახასიათებლების ცვლილებებს. დისლოკაციების სტრუქტურასა და მინარევების მრავალფეროვან კომპლექსებზე მკვეთრი თერმული ზემოქმედების მიზნით განხორციელდა 1050°C ტემპერატურაზე 5 სთ. განმავლობაში მოწვის შემდგომი წრთობა. ნაწრთობ მდგომარეობაში მთლიანად აღსდგა ფარდობითი წაგრძელების არაწრფივი ხასიათის ცვლილება ორივე ტემპერატურულ შუალედში, 600-700°C ინტერვალში გამოვლინდა ახალი არაწრფივი ცვლილება, რომელიც თერმულად არამდგრადია, რადგანაც შედარებით ხანმოკლე მოწვა ვაკუუმში 600°C ტემპერატურაზე 20წთ-ის განმავლობაში აღნიშნულ ეფექტს მთლიანად ახშობს.

ფარდობითი წაგრძელების ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე ფიქსირებულ ტემპერატურებზე განსაზღვრული იქნა ხაზოვანი თერმული გაფართოების კოეფიციენტის სიდიდეები. როგორც მოსალოდნელი იყო ფარდობითი წაგრძელების ცვლილებებიდან გამომდინარე 200-500°C ტემპერატურულ ინტერვალში ფარდობითი წაგრძელების კოეფიციენტის გრაფიკები მნიშვნელოვნადაა გადახრილი წრფივი ცვლილებისაგან (ნახ.13).

გერმანიუმის შედარებით მაღალი კონცენტრაციის შენადნობის ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტი აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში საფეხუროვანი ზრდით ხასიათდება (ნახ.12, 13). მეტალოგრაფიული კვლევების შედეგების გათვალისწინებით შესაძლებელია მივიჩნიოთ, რომ

აღნიშნული ცვლილებები განპირობებულია დისლოკაციური დეფექტების შედარებით მაღალი კონცენტრაციითა და კრისტალის მოცულობაში მათი მკვეთრად გამოსახული არათანაბარი განაწილებით. ეს გარემოება განაპირობებს Si-Ge შენადნობებში არაერთგვაროვანი შინაგანი ძაბვების ფორმირებას.



ნახ.13 . p-ტიპის Si-Ge შენადნობების თერმული გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულება

■ -Si, ◆ - Si+1,5ატ.%Ge (10^{14} სმ⁻³) , ▲ - Si +2ატ.%Ge (10^{14} სმ⁻³)

ნახ.14-ზე წარმოდგენილია საცდელი Si-Ge შენადნობების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულებები, საიდანაც ჩანს, რომ საწყის მდგომარეობასთან შედარებით თერმულად დამუშავებულ მდგომარეობაში ვლინდება ფარდობითი წაგრძელების არაწრფივი

ცვლილების საწყისი ტემპერატურის ამალღების ტენდენცია. 900°C ტემპერატურაზე მომწვარ ნიმუშებში პრაქტიკულად უცვლეღია ფარდობითი წაგრძეღების ანომალის დასრუღების ტემპერატურის სიდიდეღი.

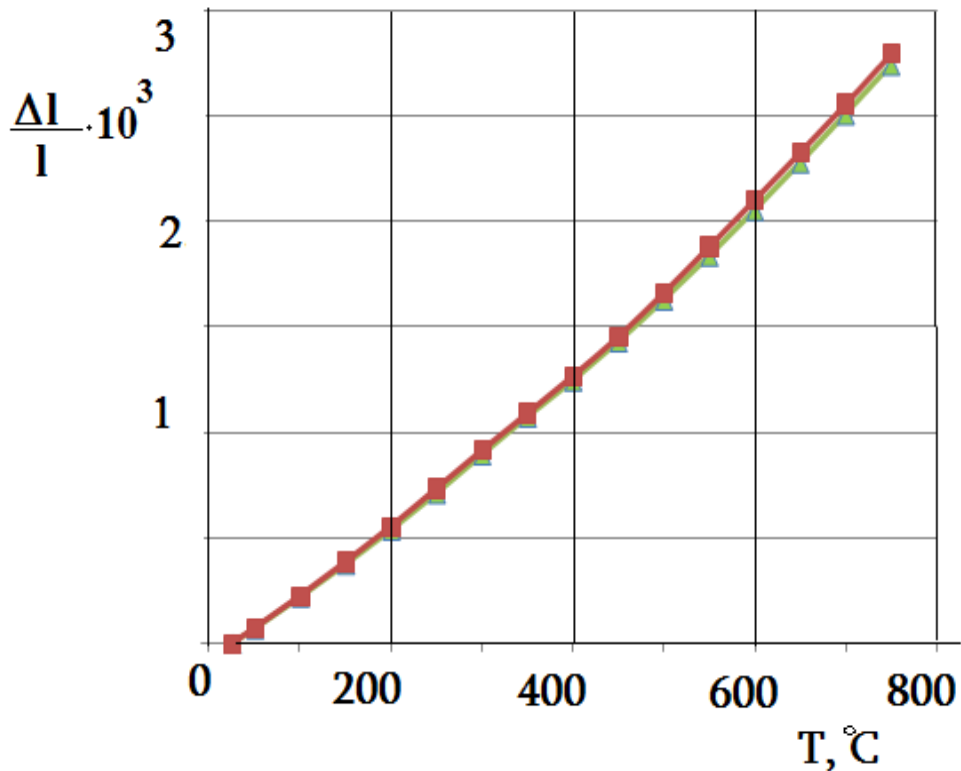
p-ტიპის Si-Ge პოღიკრისტალური ნიმუშების თერმული გაფართოების მახასიათებღები

ცხრიღიღ.

ტემპერატურა, °C	ფარდობითი წაგრძეღება $\Delta l/l$			α , გრად ⁻¹		
	Si	Si+1,5ატ.%Ge (10 ¹⁴ სმ ⁻³)	Si +2ატ.%Ge (10 ¹⁴ სმ ⁻³)	Si	Si+2ატ.% Ge (10 ¹⁴ სმ ⁻³)	Si+1,5ატ.% Ge (10 ¹⁴ სმ ⁻³)
25	0	0	0	–	–	--
50	0.07	0.078	0.072	2.8	3	2.88
100	0.215	0.233	0.225	2.9	3.1	3.06
150	0.365	0.3919	0.386	3	3.178	3.22
200	0.535	0.57	0.555	3.4	3.562	3.38
250	0.72	0.765	0.735	3.7	3.9	3.6
300	0.915	0.971	0.912	3.9	4.12	3.54
350	1.118	1.168	1.087	4.0	3.94	3.5
400	1.32	1.348	1.262	4.0	3.6	3.5
450	1.51	1.523	1.455	3.8	3.5	3.86
500	1.69	1.698	1.666	3.6	3.5	4.22
550	1.87	1.885	1.882	3.6	3.74	4.32
600	2.06	2.085	2.103	3.8	4	4.42
650	2.265	2.297	2.329	4.1	4.24	4.52
700	2.484	2.532	2.559	4.4	4.7	4.6
750	2.71	2.77	2.798	4.5	4.76	4.78

დაბალ ტემპერატურებზე (T≤500°C) მოწვა 3-5 სთ-ის განმავღობაში გავღენას არ ახდენს ფარდობითი წაგრძეღების ანომალურ ცვლიღებაზე. ადღიღი აქვს მხოლოდ მისი დაწყების ტემპერატურის გადანაცვღებას 10-15°C-ით მაღალი ტემპერატურების მიმართუღებით.

ცხადია აღნიშნული ხასიათის თერმულმა დამუშავებამ მოახდინა ლიკვიდაცია ზოგიერთი არასტაბილური სტრუქტურული დეფექტისა და მათი კომპლექსების, რომლებიც მონაწილეობას იღებდნენ 200-500°C შუალედში ფარდობითი წაგრძელების არაწრფივ ცვლილებაში.

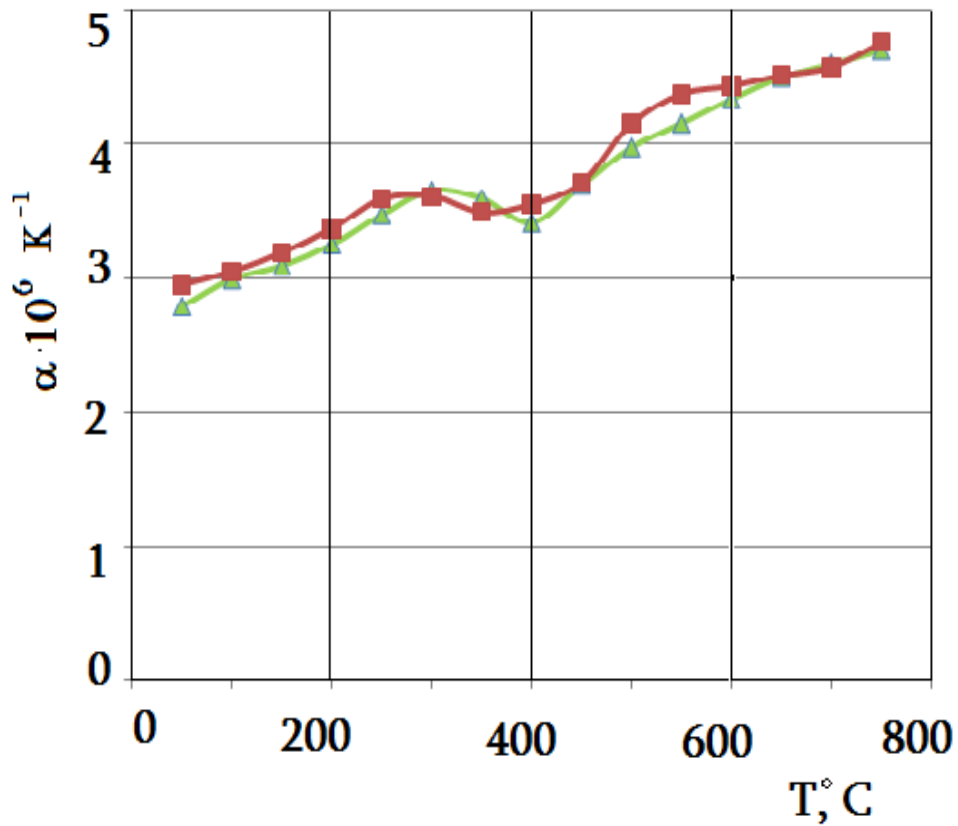


ნახ.14. 900°C ტემპერატურაზე 2სთ-ის განმავლობაში მომწვარი p-ტიპის Si +1,5ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}) და Si +2ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}) პოლიკრისტალური შენადნობების ფარდობითი წაგრძელების ტემპერატურული დამოკიდებულება, $V=3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$.

▲ - Si +1,5ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}) , ■ - Si +2ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}).

თერმული გაფართოების ანომალიები გაცილებით ნათლად ვლინდება ხაზოვანი გაფართოების ტემპერატურულ სპექტრებში. ნახ.15-ზე წარმოდგენილია საკვლევი Si-Ge შენადნობების ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტების ტემპერატურული სპექტრები, საიდანაც ჩანს, რომ

გერმანიუმის მაღალი შემცველობის შენადნობის $\alpha(T)$ -ს ანომალია 20-30°C-ით უფრო დაბალ ტემპარატურაზე იწყება. ამასთან ერთად გამოკვეთილია ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში Si+2ატ.%Ge შენადნობის $\alpha(T)$ -ს შედარებით მაღალი მნიშვნელობები. მაღალტემპერატურული მოწვა (900°C, 2სთ) ამაღლებს $\alpha(T)$ -ს ანომალიის საწყის ტემპერატურას, პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს აღნიშნული ანომალიის ინტენსივობაზე და მისი დასრულების ტემპერატურაზე.



ნახ.15. 900°C ტემპერატურაზე 2სთ-ის განმავლობაში მომწვარი p-ტიპის Si +1,5ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}) და Si +2ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}) პოლიკრისტალური შენადნობების ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულება. Δ - Si +1,5ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}), \blacksquare - Si +2ატ.%Ge (10^{14}სმ^{-3}).

ექსპერიმენტულად დადგინდა, რომ პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების თერმული გაფართოების არამონოტონური ცვლილებები ნათლად ვლინდებიან ტემპერატურის ცვლილების სიჩქარის $3\pm 5^\circ\text{C}/\text{წთ}$ ინტერვალში. სტრუქტურულად მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკური

მახასიათებლების მკაფიოდ გამოვლინება განსაზღვრული სიჩქარეების პირობებში დამახასიათებელია არადიფუზური, მარტენსიტული ტიპის გარდაქმნებისათვის.

თერმული გაფართოების ანომალიების ფორმირებაში მნიშვნელოვანი წვლილი შეაქვთ მინარევების ატომებსა და დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტებს (კიდური და ხრახნული დისლოკაციები, წყობის დეფექტები, დეფორმაციული ორეულები). მაღალტემპერატურული მოწვის პროცესში მოსალოდნელია დისლოკაციებთან შეიქმნას მინარევების ატომების კოტრელის ტიპის ატმოსფეროები. შესაბამისად კრისტალის მოცულობაში შემცირდება წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაცია და მათთან არსებული დეფორმაციის ველის ინტენსივობა, გაძლიერდება დისლოკაციების ბლოკირება, გაიზრდება თერმულ გაფართოებაში კრისტალური მესრის სითბური რხევების წვლილი. ყოველივე აღნიშნული შექმნის თერმული გაფართოების არამონოტონური ცვლილებების შემცირების პირობებს.

ცნობილია, რომ მონო- და პოლიკრისტალური ნახევარგამტარების, კერძოდ, სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების სტრუქტურულად-მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები ტემპერატურის ფართო ინტერვალში ხასიათდებიან ანომალური ცვლილებებით, რაც შესაძლებელია დაკავშირებული აღმოჩნდეს კრისტალის სტრუქტურაში ფაზური გარდაქმნების ტიპის ცვლილებებთან [105]. მაღალი სიწმინდის ნახევარგამტარებში სტრუქტურული ფაზური გარდაქმნები როგორც წესი ხასიათდება უმნიშვნელო სითბური ეფექტით, მცირე დიაპაზონში მესრის პარამეტრის არამკვეთრი ვარიაციებით. მათი მიმდინარეობის ინტერვალი შესაძლებელია იცვლებოდეს სტრუქტურის არაერთგვაროვნობის ცვალებადობით. ასე მაგალითად, სილიციუმის კრისტალურ მესერში მინარევების არათანაბარი განაწილება განაპირობებს გარდაქმნის კრიტიკული ტემპერატურის სპექტრის ფორმირებას. შესაბამისად ფაზური

გარდაქმნის პროცესები სტრუქტურულად მგრძობიარე ფიზიკური თვისების გრაფიკებზე აისახება სასრული სიდიდის ტემპერატურულ შუალედში.

ასეთი ქცევით ხასიათდება p-ტიპის Si-Ge პოლიკრისტალური შენადნობების თერმული გაფართოება 20–1000°C ტემპერატურულ ინტერვალში. ექსპერიმენტების შედეგების ანალიზი აჩვენებს, რომ Si-Ge პოლიკრისტალური შენადნობების ანომალური თერმული გაფართოება 200–500°C ინტერვალში ძირითადად განპირობებულია სტრუქტურული დეფექტების კომპლექსებში კონფუგურაციული და კონცენტრაციული გარდაქმნებით. აღსანიშნავია ასევე ისიც, რომ თერმული გაფართოების ანომალურ ცვლილებებში განსაზღვრული წვლილი შეუძლია შეიტანოს კოვალენტური ბმების დელოკალიზაციის პროცესმა. არ არის გამორიცხული ასევე სტრუქტურაში არსებული დეფექტების ძვრადობის მნიშვნელოვანი ცვლილებები საშუალო ტემპერატურულ ინტერვალში 200–600°C, რომელიც თავის მხრივ ატომთაშორისი კავშირების დელოკალიზაციის პროცესთან მჭიდროდ არის დაკავშირებული.

2.2.5. Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის დაბალტემპერატურული სპექტრები

ნახევარგამტარული მასალების, კერძოდ მონოკრისტალური სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ფუძემშრეების დამზადების პროცესში ჭრისა და მექანიკური პოლირების გავლენით ზედაპირულ ფენებში ფორმირდება მაღალი კონცენტრაციის დეფორმაციული წარმოშობის დისლოკაციები და წერტილოვანი დეფექტები. ისინი მნიშვნელოვნად განსაზღვრავენ ფუძემშრეების სტრუქტურულად მგრძობიარე მექანიკური და ელექტროფიზიკური მახასიათებლების მდგრადობას თერმული. დეფორმაციული და

რადიაციული ზემოქმედების პროცესებში. ეს გარემოება განაპირობებს ზედაპირულ ფენებში ფორმირებული რეალური სტრუქტურის ცვლილებების კვლევის აქტუალობასა და აუცილებლობას.

ნახევარგამტარული ფუძემრეების ზედაპირული ფენების სტრუქტურული სრულყოფილების კვლევას დიდი მნიშვნელობა აქვს მეტალი-ჟანგეული-ნახევარგამტარი სტრუქტურების ელექტროფიზიკურ თვისებებზე ზედაპირის გავლენის დასადგენად. აღნიშნული ამოცანების გადასაჭრელად უკანასკნელ ხანებში გამოიყენება შინაგანი ხახუნის მეთოდი, რაც უაღრესად მგრძობიარეა ზედაპირის სტრუქტურული მდგომარეობისადმი. ცნობილია, რომ ნახევარგამტარული ფუძემრეების, კერძოდ, n- და p- ტიპის სილიციუმის მონო- და პოლიკრისტალური ფირფიტების ზედაპირული სტრუქტურის დეფორმაცია ჭრით, მექანიკური ხეხვითა და პოლირებით წარმოქმნის მრავალრიცხოვან ცალკეულ და მარტივ კომპლექსებში გაერთიანებულ ვაკანსიებს. ამასთან ერთად აქტიურდება კრისტალის მოცულობიდან ზედაპირის მიმართულებით ნარჩენი მეტალური მინარევების დიფუზია, სილიციუმის ატომების განსაზღვრული რაოდენობა განთავსდება ჩანერგვის პოზიციებში და იცვლება ჟანგბადის და სილიციუმის ატომების ურთიერთქმედების მექანიზმი. ასეთ პირობებში არსებით ცვლილებებს განიცდის ელექტროფიზიკური მახასიათებლები ფუძემრეების ზედაპირულ ფენებში. ექსპერიმენტულად ეს დადასტურებულია სხვადასხვა ხარისხით პოლირებული Si-Ge ფუძემრეების ელექტროფიზიკური მახასიათებლების კვლევებით. კვლევის ამოცანას წარმოადგენდა სხვადასხვა ხარისხით მექანიკურად პოლირებული Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის კვლევა გრეხითი რხევების 13კ სიხშირისა და დაბალი ტემპერატურების დიაპაზონში (-196÷20°C) [123].

ნაშრომის მიზანია მასიური პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური და არადრეკადი თვისებების კომპლექსური კვლევა და ლეგირების, თერმული დამუშავებისა და

მექანიკური ზემოქმედების გავლენით აღნიშნული თვისებების მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერებების დადგენა.

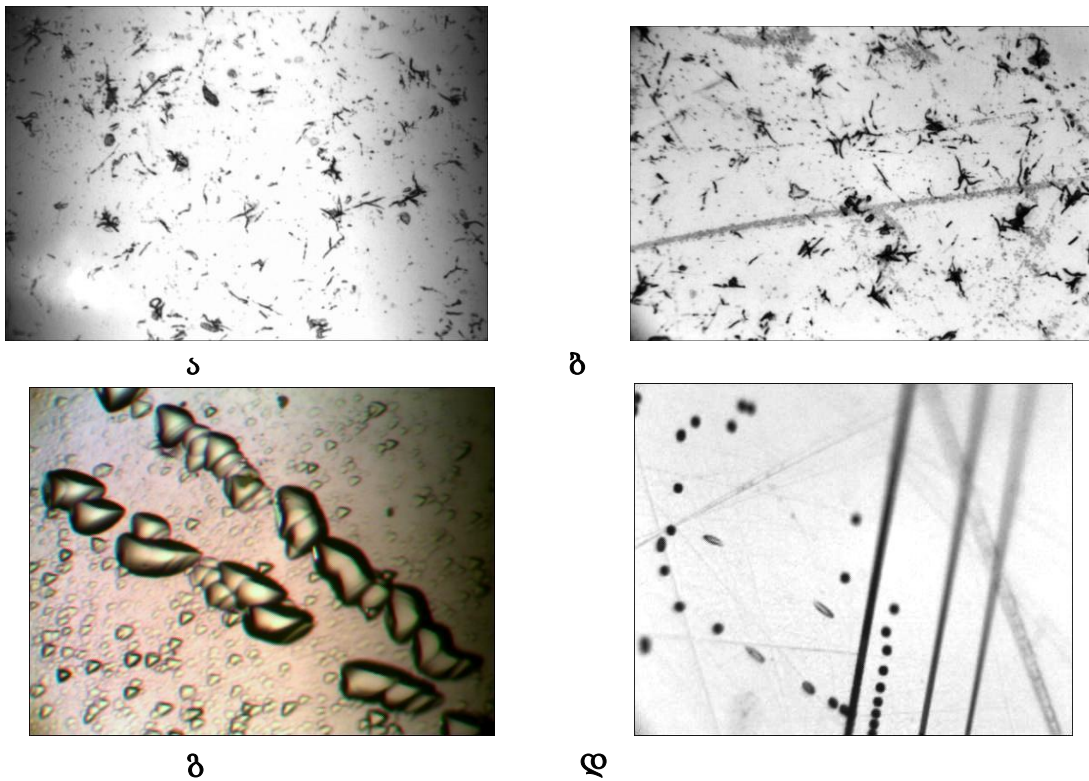
წარმოდგენილია არალეგირებული და ბორით ლეგირებული პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების სტრუქტურულად მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კვლევის შედეგები. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული სპექტრების კვლევა შესრულებულია გრეხითი რხევების 13კ სიხშირის დიაპაზონში ფარდობითა დეფორმაციის 10^{-5} - 10^{-3} ინტერვალში. გაზომვები წარმოებდა გახურების პირობებში სიჩქარით $2^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$.

ოპტიკური მიკროსკოპიზე კვლევით საცდელი არალეგირებული $\text{Si}+2\text{ატ}\%\text{Ge}$ პოლიკრისტალების მიკროსტრუქტურაში (111) სიბრტყეზე გამოვლენილია ქაოსურად განაწილებული დისლოკაციები. მათი სიმკვრივე არ აღემატება $5 \cdot 10^3 \text{სმ}^{-2}$. ბორით ლეგირებული კრისტალების მიკროსტრუქტურაში შედარებით მაღალია მცირე ზომის მოწამვლის დისლოკაციური ფიგურების რაოდენობა. $\text{Si}_{0,98}\text{Ge}_{0,02}:\text{B}$ (10^{18}სმ^{-3}) პოლიკრისტალის მიკროსტრუქტურაში შეინიშნება დეფორმაციული სრიალის ხაზები, რომლებიც შეიცავენ დისლოკაციების მოწამვლის ფიგურებს. დისლოკაციების მაღალი სიმკვრივე და არაერთგვაროვანი დეფორმაციით განპირობებული მათი არათანაბარი განაწილება დამახასიათებელია გერმანიუმისა და ბორის მაღალი კონცენტრაციით შემცველი Si-Ge პოლიკრისტალებისათვის. Si:B-ის მადედებლისა და მასიური კრისტალის გამყოფი საზღვრის მახლობლობაში Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია ორეულების შეჯგუფებები. მათი ჩასახვა განპირობებულია კრისტალიზაციის პროცესში ფორმირებული მაღალი ინტენსივობის თერმული ძაბვებით. ნახ.16.-ზე წარმოდგენილია ბორის სხვადასხვა შედგენილობის Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურის კვლევის შედეგები.

პოლიკრისტალური $\text{Si}+0,5\text{ატ}\%\text{Ge}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის სპექტრში გრეხითი რხევების 0,83კ. სიხშირეზე -50°C ტემპერატურის მახლობლობაში

გამოვლენილია განიერი მაქსიმუმი და ბაქანი $-80-60^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში. ტემპერატურულ ინტერვალში კრისტალის მექანიკური რხევების ენერჯის შთანთქმით ფორმირებული ფონი სუსტად იზრდება. შინაგანი ხახუნის სპექტრი თერმულად მდგრადია 200°C ტემპერატურამდე [124, 125].

სიხშირული გადანაცვლების ცნობილი მეთოდით [115] განისაზღვრა რელაქსაციური მაქსიმუმის აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები (ცხრ.5). აქტივაციური პარამეტრების ასეთი მნიშვნელობები ახასიათებთ მყარ სხეულებში წერტილოვანი დეფექტებისა და დისლოკაციებზე ფორმირებული გეომეტრიული ღუნვების მოძრაობას გარეშე პერიოდული და სტრუქტურაში არსებული არაერთგვაროვანი ძაბვების ველში.



ნახ.16. პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურა
 ა.- Si +2ატ% Ge, ბ.- Si +2ატ% Ge:B (10^{14}სმ^{-3}) გ.- Si +2ატ% Ge:B (10^{16}სმ^{-3})
 დ.- Si +2ატ% Ge:B (10^{18}სმ^{-3})

ძვრის დინამიური მოდულის პროპორციული სიხშირის კვადრტი -100°C -მდე პრაქტიკულად არ იცვლება. ის შესამჩნევად მცირდება შინაგანი

ხახუნის მაქსიმუმის დიაპაზონში. ამის შემდეგ მაღალი ტემპერატურის მიმართულებით ძვრის მოდული აგრძელებს სუსტ შემცირებას. ძვრის მოდულის შემცირება შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის გამომწვევი მიზეზებით არის განპირობებული. რადგანაც რელაქსაციური პროცესი მიმდინარეობს ატომთაშორისი მანძილებისა და ძალების ვარიაციებით სწორედ ამის გამო ლოკალურად მესრის სიმტკიცის შემცირება მოდულის ვარდნით ანუ მოდულის დეფექტით არის წარმოდგენილი მაქსიმალური შინაგანი ხახუნის ტემპერატურის არეში.

ძვრის მოდულის დეფექტის სიდიდე რელაქსაციური პროცესის ინტენსივობის პროპორციულია. რელაქსაციური პროცესისათვის დამახასიათებელია ტემპერატურისა და გარეშე ნიშანცვლადი ძაბვის ზემოქმედებით სტრუქტურის დეფექტების შექცევადი ხასიათის მოძრაობის აქტივაცია,

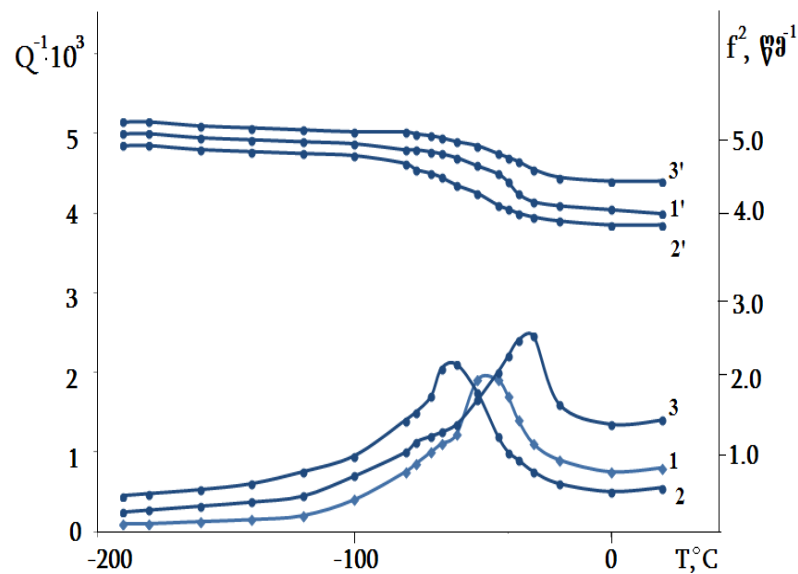
პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები.

ცხრილი4.

საცდელი მონოკრისტალები	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ^{-3}	რელაქსაციური მაქსიმუმის ტემპერატურა. $^{\circ}\text{C}$	აქტივაციის ენერჯია, ევ	სიხშირის ფაქტორი, წმ^{-1}
Si+0,5ატ.%Ge	$1 \cdot 10^{12}$	-50	0,5	$6 \cdot 10^{11}$
Si+0,5ატ.%Ge:B	$3 \cdot 10^{12}$	-42	0,55-0,6	$5 \cdot 10^{12}$
Si+0,5ატ.%Ge:B	$1 \cdot 10^{18}$	-60	0,4	$3 \cdot 10^{11}$
Si+1,6ატ.%Ge	$5 \cdot 10^{12}$	-55	0,45	$2 \cdot 10^{11}$
Si+1,6ატ.%Ge:B	$8 \cdot 10^{14}$	-52	0,48-0,50	$7 \cdot 10^{11}$
Si+1,6ატ.%Ge:B	$5 \cdot 10^{18}$	-65	0,35	$1 \cdot 10^{10}$
Si+2,2ატ.%Ge	$2 \cdot 10^{12}$	-58	0,43-0,45	$4 \cdot 10^{10}$
Si+2,2ატ.%Ge:B	$4 \cdot 10^{14}$	-55	0,45	$2 \cdot 10^{10}$
Si+2,2ატ.%Ge:B	$6 \cdot 10^{18}$	-70	0,3	$1 \cdot 10^{10}$

რაც თავის მხრივ იწვევს ატომთაშორისი კავშირის ძალების ლოკალურ უბნებში შესუსტების შემდეგ ადრინდელი ენერგეტიკული მდგომარეობის აღდგენას ანუ მოდულის მისწრაფრებას არარელაქსირებულ სიდიდემდე.

გრეხითი რხევების პროცესში განვითარებული ფარდობითი დეფორმაციის გაზრდით 10^{-5} - $5 \cdot 10^{-3}$ დიაპაზონში რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის ინტენსივობა 10-15%-ით იზრდება. ის მთლიანად აღადგენს საწყის მდგომარეობას გარეშე ძაბვის ზემოქმედების შეწყვეტის შემდეგ. ეს ადასტურებს, რომ მოცემულ პირობებში მიკროპლასტიკური დეფორმაცია არ ვითარდება. გერმანიუმის კონცენტრაციის ამაღლებით 0,5-დან 2,2ატ.%-მდე Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის სპექტრში შეინიშნება რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსივობის ზრდა. ამასთან ერთად, მაქსიმუმი საგრძნობლად ფართოვდება და გადაადგილდება დაბალი ტემპერატურებისაკენ. შესაბამისად, ვლინდება რელაქსაციური პროცესის



ნახ.17. პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა (1, 2, 3) და ძვრის მოდულის (1', 2', 3') სპექტრები

1, 1'- Si+0,5ატ%Ge; 2, 2'- Si+2ატ%Ge; 3, 3'- Si+2ატ%Ge:B (10^{14} სმ⁻³)

აქტივაციის ენერჯიის შემცირების ტენდენცია. შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულების გრაფიკზე უფრო ნათლად ვლინდება ბაქანი $(-60) \div (-70)^\circ\text{C}$ ტემპერატურების არეში. მისი ტემპერატურული მდგომარეობა იცვლება ნიმუშის რხევის სხვადასხვა

სიხშირის პირობებში. ეს ადასტურებს აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში რელაქსაციური პროცესის არსებობას. ორივე რელაქსაციური მაქსიმუმის ტემპერატურებზე მკაფიოდ ჩანს ძვრის დინამიური მოდულის დეფექტი, რომლის მნიშვნელობა პროცესების ინტენსივობის პროპორციულია. ოთახის ტემპერატურაზე გრეხითი დეფორმაციის მაღალ ამპლიტუდებზე ($\epsilon \geq 10^{-3}$) ციკლური დატვირთების გავლენა შეინიშნება მხოლოდ ამავე ტემპერატურაზე შინაგანი ხახუნის ფონის გაზრდით 10-15%-ით, რაც მყისიერად ქრება დეფორმაციული ზემოქმედების შეწყვეტით. სავარაუდოა, რომ არადრეკადობის ამპლიტუდური დამოკიდებულების გამოვლინება განპირობებულია უშუალოდ ნიმუშის ზედაპირზე არსებული მაღალი ძვრადობის დეფექტებით, რომლებსაც შეუძლიათ კონფიგურაციული და შედგენილობითი ცვლილებები გარეშე მექანიკური ძაბვის ველში.

შინაგანი ხახუნის სპექტრების გაზომვებში გამოყენებული არალეგი-რებული სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობები საწყის მდგომარეობაში ხასიათდებიან დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაციით $\sim 10^{12} \text{სმ}^{-3}$. მოწვა 800°C ტემპერატურაზე 5სთ-ის განმავლობაში უმნიშვნელოდ ამცირებს ხვრელების კონცენტრაციას. ბორით ლეგირებული კრისტალები ხასიათდებიან ხვრელების კონცენტრაციის ცვლილებით $10^{14}-10^{18} \text{სმ}^{-3}$ ინტერვალში. ბორით ლეგირებული სილიციუმ-გერმანიუმის კრისტალების მოწვა ვაკუუმში 800°C ტემპერატურაზე 5სთ-ის განმავლობაში $\sim 15\%$ -ით ზრდის დენის მატარებლების კონცენტრაციას. ეს აიხსნება თერმული დამუშავების ზემოქმედებით მყარ ხსნარში ბორის კონცენტრაციის ამაღლებით. ელექტრულად აქტიური ბორით ლეგირება ნათლად არის ასახული პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების დაბალტემპერატურული შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის სპექტრებში.

ბორით სუსტად ლეგირებულ შენადნობებში (10^{15}სმ^{-3}) ნათლად ვლინდება შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობის ამაღლება, რაც უფრო მკვეთრია

გერმანიუმის მაღალი კონცენტრაციის შემცველ Si-Ge შენადნობებში. ბოროთ ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის ტემპერატურა 5-10°C-ით გაზრდილია არალეგირებულ გერმანიუმის იდენტური შემცველობის Si-Ge შენადნობებთან შედარებით. ეს გარემოება მიუთითებს რელაქსაციის ცენტრების მოძრაობის ენერჯის ამალღებაზე. დაბალ ტემპერატურულ ინტერვალში შინაგანი ხახუნის სპექტრი ავლენს რხევის ამპლიტუდაზე დამოკიდებულებას, რაც მნიშვნელოვნად ძლიერდება მაქსიმალური შინაგანი ხახუნის -70 ÷ -50°C ტემპერატურებზე.

თეორიის თანახმად [116] მყარ სხეულებში შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება განპირობებულია დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთქმედებით. რხევის შედარებით დაბალი ამპლიტუდების კრიტიკული მნიშვნელობები მიუთითებენ, რომ არადრეკადი პროცესები მიმდინარეობს Si-Ge პოლიკრისტალების ზედაპირულ ფენებში, სადაც ინტენსიურად მიმდინარეობს მაღალი ძვრადობის წერტილოვანი დეფექტების (ვაკანსიები, მინარეგების ატომები) და დისლოკაციების ჩასახვა ფუმეშრეების დამზადების პროცესში.

800°C ტემპერატურაზე ვაკუუმში მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია (ციკლების რაოდენობა-200, ამპლიტუდური დეფორმაცია- $1 \cdot 10^{-3}$) საგრძნობლად ზრდის ძლიერი მექანიკური ზემოქმედებით მაქსიმუმის ნახევარგანსა (-1,3-1,5-ჯერ) და ინტენსივობას, ასევე იწვევს მაქსიმუმის გადანაცვლებას ~10°C-ით დაბალი ტემპერატურებისაკენ. დეფორმირებულ მდგომარეობაში შეიმჩნევა მაქსიმუმის აქტივაციის ენერჯის შემცირების ტენდენცია. ამასთან ერთად რელაქსაციაში მონაწილე დეფექტების სიხშირის ფაქტორი პრაქტიკულად არ იცვლება.

ციკლურად დეფორმირებული Si+2ატ%Ge:B (10^{14} სმ⁻³) შენადნობის მოწვა 800°C ტემპერატურაზე ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში მნიშვნელოვნად (-20%) ამცირებს მაქსიმუმის ინტენსივობასა და ნახევარგანს, აგრეთვე ტემპერატურაზე სუსტად დამოკიდებული შინაგანი ხახუნის ფონის

ინტენსივობას; იზრდება რხევის ამპლიტუდის კრიტიკული მნიშვნელობა, რომლის ზედა დიაპაზონში თავს იჩენს მოდულის დეფექტის ზრდა. მაღალი კონცენტრაციით (10^{18}სმ^{-3}) ბორით ლეგირებული Si-Ge შენადნობების სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები ამჟღავნებენ შემცირების ტენდენციას. დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით გადაადგილდება რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმი. შესაბამისად მცირდება რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგია. მკაფიოდ იზრდება ძვრის დინამიური მოდულის წრფივად შემცირების სიჩქარე ოთახის ტემპერატურის არეში. შესამჩნევად ფართოვდება შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის დაბალტემპერატურული ბაქანი, რომლის ტემპერატურა დეფორმირებულ მდგომარეობაში ინარჩუნებს სიხშირეზე დამოკიდებულებას. ე.ი. რეალურია დავუშვათ, რომ გრეხითი რხევების მაღალამპლიტუდური დეფორმაციით ბორით ძლიერად ლეგირებულ $\text{Si}+2\text{ატ}\%\text{Ge}$ შენადნობში ფორმირებული დეფექტების ბუნება და ურთიერთქმედების მექანიზმი არ იცვლება. არალეგირებული შენადნობებისაგან განსხვავებით $\text{Si}+2\%\text{Ge}:\text{B}(10^{18}\text{სმ}^{-3})$ ნიმუშის მოწვა 800°C -ზე ვაკუუმში 5სთ-ის განმავლობაში იწვევს არადრეკადი მახასიათებლების მკაფიოდ გამოვლენილ დამატებით შემცირებას.

$\text{Si}+2\text{ატ}\%\text{Ge}:\text{B}(10^{18}\text{სმ}^{-3})$ ნიმუშების ოთახის ტემპერატურაზე მაღალ ამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია ($\epsilon \approx 5 \cdot 10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა-500) საგრძნობლად ამცირებს რელაქსაციური პროცესის აქტივაციურ მახასიათებლებს, განაპირობებს შინაგანი ხახუნის ფონის სუსტ ტემპერატურულ ამადლებას ოთახის ტემპერატურის არეში და მნიშვნელოვნად ამადლებს (20%) რელაქსაციური პროცესის ინტენსივობას. დეფორმირებული ნიმუშების მოწვა ვაკუუმში 600°C -ზე 5სთ-ის განმავლობაში აღადგენს საწყის დონემდე ფიზიკურ მახასიათებლებს.

ცნობილია [116], რომ დაბალ ტემპერატურებზე მეტალური მყარი სხეულების შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი ძირითადად დისლოკაციური წარმოშობისაა. სპექტრის ფორმირებაში მონაწილეობენ დისლოკაციებზე არსებული ღუნვები, სეგმენტები და წერტილოვანი დეფექტებით სუსტად დამაგრებული თავისუფალი ღუნვები. არამეტალებში, კერძოდ, ნახევარგმატრებში მაღალია პაიერლსის ბარიერი. ამის გამო პრაქტიკულად შეუძლებელია დაბალ ტემპერატურებზე კრისტალის მოცულობაში არსებული დისლოკაციების მოძრაობა ნიშანცვლადი ძაბვის ველში.

კრისტალის ზედაპირულ სტრუქტურაში მაღალი ძაბვების არსებობა ჰქმნის დისლოკაციის მოძრაობის პირობებს [125]. ზედაპირულ სტრუქტურაში არსებული დისლოკაციების მოწყვეტა დამაგრების წერტილებიდან განაპირობებს დისლოკაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმებისა და ფონის ფორმირებას. მსგავსი ცვლილებები Si-Ge შენადნობების სტრუქტურაში გამოვლენილია დეფორმაციული წარმოშობის რელაქსაციური პროცესით -50°C ტემპერატურის არეში. აღნიშნული პროცესის აქტივაციური მახასიათებლების ცვლილებები ზედაპირულ ფენებში დისლოკაციების ენერგეტიკული პარამეტრების ცვლილებებით არიან განპირობებული. ექსპერიმენტებით დადგინდა, რომ პოლიკრისტალურ Si-Ge შენადნობებში დაბალტემპერატურული შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური მაქსიმუმი ხასიათდება ამპლიტუდური დამოკიდებულებით. თეორიის თანახმად, აღნიშნული ბუნების რელაქსაციური პროცესები განპირობებულია დისლოკაციაზე არსებული ღუნვის მოწყვეტით დამაგრების წერტილოვანი დეფექტისაგან (ვაკანსია, მინარევის ატომი) [127]. ექსპერიმენტული შედეგების შედარებითი ანალიზის საფუძველზე შესაძლებელია Si-Ge შენადნობების სპექტრებში დაბალ ტემპერატურებზე არსებული მაქსიმუმის მექანიზმად მიღებული იქნას დისლოკაციებზე არსებული ღუნვის მოწყვეტა წერტილოვანი დეფექტისაგან (ვაკანსია, ჟანგბადის ატომი) ნიშანცვლადი ძაბვის ველში.

ექსპერიმენტულად დადგენილი რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერჯის შემცირება ბორით ძლიერად ლეგირებულ Si-Ge კრისტალებში გამოწვეულია დისლოკაციების ელექტრონული ბლოკირების შესუსტებით. ეს მოსაზრება თანხმობაშია ცნობილ თეორიულ წარმოდგენებთან [128]. ნაშრომში წარმოდგენილი მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური და არადრეკადი თვისებების კვლევის შედეგები მნიშვნელოვანია სხვადასხვა სახის ზემოქმედების პირობებში (ლეგირება, თერმული დამუშავება, მაღალტემპერატურული დეფორმაცია) მასიური Si-Ge შენადნობების დეფექტების სტრუქტურისა და სტრუქტურულად-მგრძობიარე ფიზიკური თვისებების დიაგნოსტიკისა და მართვის შესაძლებლობათა დასადგენად. სტრუქტურული დეფექტების აქტივაციური მახასიათებლებისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული ცვლილების დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას პაიერლსის მაღალი პოტენციალური ბარიერის მქონე Si-Ge სისტემის კრისტალების პლასტიკურობისა და სიმტკიცის პროგნოზირებისა და მართვის პრობლემების გადასაჭრელად.

2.2.6. პოლიკრისტალური Si+2ატ%Ge:Er შენადნობის მიკროსტრუქტურა და ელექტროფიზიკური თვისებები

სილიციუმის ფუძეზე სინათლის გამოსხივების მაღალეფექტური ხელსაწყოების შექმნის მიზნით, ფართოდ არის გაშლილი ფუნდამენტური კვლევები არხის შესავალზე ელექტრონების აღზნებული მდგომარეობიდან ენერჯის გადაცემის არხით სინათლის გამოსხივების კანონზომიერებათა შესასწავლად. პრაქტიკული თვალსაზრისით მნიშვნელოვანია ერბიუმით ლეგირებული სილიციუმის გამოსხივების წყარო. ცნობილია [128], რომ ერბიუმი სილიციუმში ასხივებს 1,45მკმ სიგრძის ტალღის. სილიციუმის რეალურ სტრუქტურაში არსებობს

სხვადასხვა დისლოკაცია, რომლებიც წარმოადგენენ ინფრაწითელ დიაპაზონში გამოსხივების პოტენციალურ წყაროებს. ზოგიერთი ელემენტით სუსტად ლეგირება იწვევს Si-ის დენის მატარებელი ელექტრონებისა და ხვრელების ძვრადობის გაზრდას და ამასთან ერთად წარმოიქმნება რეალური შესაძლებლობა ძლიერად შემცირდეს კრისტალურ მესერში ჟანგბადის ატომების კონცენტრაცია. ასევე მოსალოდნელია ალმასის ტიპის კრისტალურ მესერში სტრუქტურული დეფექტების ჩასახვის და მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის ცვლილებები.

ლეგირების შედეგად წარმოქმნილი ლოკალიზებული დრეკადი დეფორმაცია ასტიმულირებს დიდი რაოდენობით ვაკანსიების ჩასახვას, რაც ცხადია არ ხორციელდება სილიციუმის ატომების გადასვლით ჩანაცვლების პოზიციებიდან ჩანერგვის პოზიციებში და, შესაბამისად, ფრენკელის ვაკანსია-სილიციუმის წყვილების ფორმირებით. ჭარბი კონცენტრაციის ვაკანსიების არეში დიფიზურად გააქტიურებულია ჟანგბადისა და ნახშირბადის ატომები. ეს გარემოება ქმნის E და A-ტიპის ცენტრების წარმოქმნის პირობებს. მნიშვნელოვანია ის, რომ ასეთ პირობებში ბლოკირების წერტილოვანი ცენტრების რაოდენობა დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების ველში შემცირებულია. ამით საგრძნობლად მაღლდება აღნიშნული დისლოკაციური ღუნვების ძვრადობა. ისინი ხდებიან ჩამჭერი და გამომსხივებელი ცენტრები [130].

ამრიგად, შესაძლებელია სილიციუმში განხორციელდეს გამოსხივების ცენტრების სტრუქტურული და ოპტიკური მახასიათებლების მნიშვნელოვანი მოდიფიცირება. აღნიშნული მიმართულებით ლეგირებულ სილიციუმთან მიმართებაში სამეცნიერო ლიტერატურაში მოიპოვება მეტად მწირი ინფორმაცია. გამოსხივების ტალღის სიგრძისა და ინტენსივობის რეგულირების დადგენის მიზნით აუცილებელია ასევე Si-Ge შენადნობების კომპლექსური კვლევა. ლეგირებით შესაძლებელია Si-Ge შენადნობის სტრუქტურებში განთავსდეს ოპტიკურად აქტიური

იშვიათმიწა მეტალების ატომები (Y, Er,...), რომელშიც შესაძლებელია ჩამოყალიბდეს განსაზღვრული ხარისხით დეფორმირებული დისლოკაციური სტრუქტურა, კერძოდ, 60-გრადუსიანი კიდური დისლოკაციები (111) კრისტალოგრაფიულ სიბტყეზე. ისინი ხასიათდებიან ელექტრული აქტიურობის, მოძრაობის აქტივაციის ენერჯისა და ძვრადობის ფართო დიაპაზონში ცვლილებებით გარეშე ფაქტორების გავლენით. ერთ-ერთ ასეთ ფაქტორს წარმოადგენს გერმანიუმით ლეგირება.

გერმანიუმის 10^{19} - 10^{20} სმ⁻³ კონცენტრაცია სრულიად საკმარისია Si-Ge შენადნობების ელექტრული, ოპტიკური, მექანიკური და რადიაციული მედეგობის ძირეულად შეცვლისათვის. კომპლექსურად შესწავლილია 10^{17} სმ⁻³ კონცენტრაციის Er-ით ლეგირებული Si+2ატ%Ge:Er-ის შენადნობის მიკროსტრუქტურა, ელექტროფიზიკური თვისებები, მიკროსისალე, ძვრის მოდულის მნიშვნელობების ვარიაციები ოთახის ტემპერატურის არეში. ნიმუშები მიღებულია არგონის გარემოში ჩოხრალსკის მეთოდით. მადედეבלად გამოყენებული p-ტიპის [111] კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის სილიციუმის მონოკრისტალური ღერო ზომებით 4x4x80მმ³. კრისტალის ზრდის სიჩქარე - 5მმ/სთ.

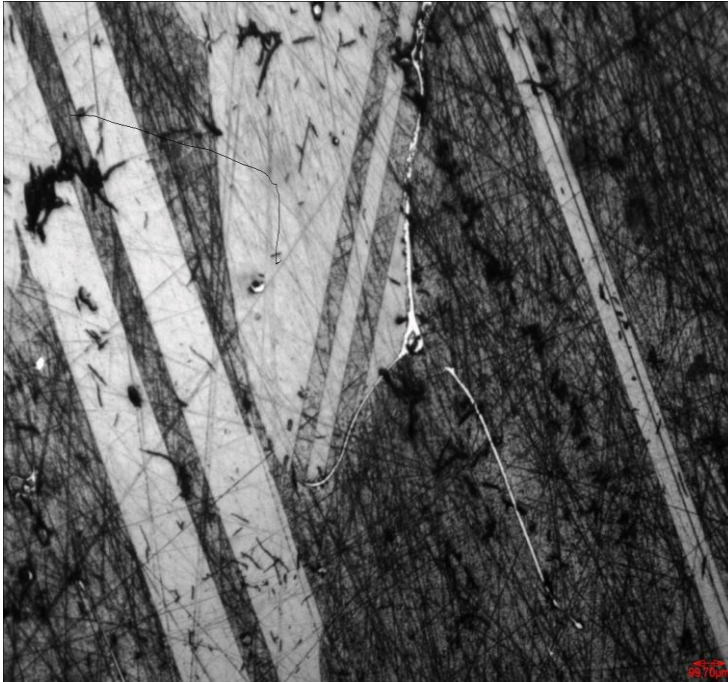
ძვრის დინამიური მოდული განისაზღვრა პირდაპირი გრეხითი ქანქარის რხევების სიხშირის რეგისტრაციით. ქანქარის ღერძზე ცეცხლგამძლე წებოთი დამაგრებული ნიმუშების ზომებია 0,5x0,5x10 მმ³. ერთი და იგივე ზომის გამოსაკვლევი და ეტალონური ნიმუშების გრეხითი რხევების სიხშირეთა შედარებით ძვრის დინამიური მოდულის აბსოლუტური სიდიდე განისაზღვრება ფორმულით: $G=G_0 \cdot f^2 \cdot f_0^{-2}$ სადაც G_0 და f_0 - არიან ეტალონური (იოდიდური ვანადიუმი) ნიმუშის ძვრის მოდული და რხევის სიხშირე, ხოლო G და f საკვლევი ნიმუშების შესაბამისი მახასიათებლები. მოცემულ პირობებში გრეხითი რხევებით აღძრული დეფორმაციის ამპლიტუდური სიდიდეები იანგარიშება ფორმულით,

$\epsilon = r \cdot L \cdot \ell^{-1} \cdot R^{-1}$ სადაც r - ნიმუშის პერპენდიკულარული კვეთის შემოწერილი წრის რადიუსია, ℓ - ნიმუშის სიგრძე, R - მანძილი ნიმუშიდან ამრეკლავ სარკემდე, L - სინათლის სხივის წონასწორობიდან გადახრის სიდიდე.

Si+2ატ%Ge:Er შენადნობის ნიმუშები მუშავდებოდა მექანიკური ხეხვის, პოლირებისა და შემდგომი ქიმიური მოწამვლის სილიციუმისტვის მიღებული სტანდარტული მეთოდებით. ოთახის ტემპერატურაზე მიკროსისალე იზომებოდა ПИМТ-3 დანადგარზე ვიკერსის მეთოდით 50გ დატვირთვაზე. გაზომვები სრულდებოდა ოპერატორის მიერ არაკომპიუტერული უზრუნველყოფით ასეთ პირობებში შესაძლებელია მხოლოდ რელაქსირებული სტრუქტურული მდგომარეობის შესატყვისი ინდენტორის ანაბეჭდების ფორმისა და ზომების განსაზღვრა საცდელი ნიმუშის ზედაპირიდან საკმარისად დაშორებულ სიღრმემდე (~2მკმ). ასეთ სიღრმეებზე ზედაპირზე ფორმირებული სტრუქტურის გავლენა მიკროსისალის მნიშვნელობებზე მინიმუმამდეა შემცირებული. ელექტროფიზიკური მახასიათებლები განისაზღვრა ჰოლის დანადგარზე $5 \cdot 10^3$ ერსტედი დამაბულობის მუდმივ მაგნიტურ ველში.

მიკროსტრუქტურის შესწავლით მიკროფოტოგრაფიებზე ნაჩვენებია, რომ ნიმუშების სტრუქტურა პოლიკრისტალურია. მარცვლის ზომები იცვლება ფართო დიაპაზონში და აქვთ ზიგზაგისებური ფორმის გამყოფი საზღვრები. დიდი მარცვლების (~0,1მმ) შიდა სტრუქტურაში შეინიშნება მოწამვლის სხვადასხვა ზომის ორმო, ინდივიდუალური და დაჯგუფებული ორეულები (ნახ.18). არცთუ იშვიათად მიკროსტრუქტურაში შეიმჩნევა მეორე ფაზის სხვადასხვა ზომის დისპერსული ჩანართები. მეტად ხშირად ვლინდება დიდი სიგანის (1-3მმ) გრძელი ღეროს ფორმის ფიგურები. ისინი გამოირჩევიან კონტრასტით. რადგანაც იშვიათმიწა მეტალები სილიციუმში მეტად სუსტად იხსნება, ამის გამო კრისტალიზაციის პროცესში ფორმირდება ახალი ფაზები. მატრიცასთან მათი შეთავსების საზღვრები უმრავლეს შემთხვევაში

ორეულოვანია. სწორედ ასეთი მდგომარეობა არის წარმოდგენილი მიკროფოტოგრაფიაზე. ვაკუუმში თერმული დამუშავება (მოწვა 800°C , 10სთ) არ იწვევს მიკროსტრუქტურის შესამჩნევად შეცვლას.



ნახ.18. პოლიკრისტალური $\text{Si}+2\text{at}\%\text{Ge:Er}$ შენადნობის მიკროსტრუქტურა.

$\sim 1\mu\text{m}$ სისქის $35\mu\text{m}$ დიამეტრის ფირფიტების სხვადასხვა უბანზე მიკროსისალე იცვლება ფართო დიაპაზონში. ეს განაპირობებულია მიკროსტრუქტურაში პლანარული დეფექტებისა და ახალი ფაზების დიდი ზომის ჩანართების არსებობით.

ცხრ.6-ში წარმოდგენილია ექსპერიმენტული მნიშვნელობები, რომლებიც მატრიცული უბნებიდან არის განსაზღვრული. მოცემულ კონკრეტულ შემთხვევაში პოლიკრისტალური სილიციუმის ლიტერატურულ მონაცემებთან შედარებით $\text{Si}+2\text{at}\%\text{Ge:Er}$ -ის მიკროსისალე ხასიათდება 10-15%-ით ნაკლები სიდიდებით. აღნიშნული ფაქტი განპირობებულია მატრიცაში დეფექტების (ვაკანსიები, დისლოკაციები, მარცვლებს შორის

საზღვრები, დისპერსული ჩანართები და მინარევების ატომების კომპლექსები) არსებობით. ნიმუშების მოწვა ვაკუუმში 800°C და 10სთ პირობებში მნიშვნელოვნად ზრდის მიკროსისალეს. სავარაუდოა, რომ მოწვის დროს ისპობა მცირე ზომების ჩანართები, დეფორმაციული წარმოშობის დეფექტები, ძლიერდება დისლოკაციებისა და მინარევების ატმოსფეროს ურთიერთქმედება. ყოველივე აღნიშნული განაპირობებს მიკროსისალის ამაღლებას მატრიცულ ფაზაში. როგორც ცხრილიდან ჩანს კვლევისათვის შერჩეულია ორი სხვადასხვა კონცენტრაციის ერბიუმით ლეგირებული შენადნობი (10^{15}სმ^{-3} და 10^{17}სმ^{-3}). დისლოკაციების ბირთვების ელექტრონული მდგომარეობების ცვლილებების განხორციელებისათვის კი სილიციუმის სტრუქტურაში საჭიროა არანაკლებ 10^{19}სმ^{-3} ელექტრულად აქტიური მალეგირებელი ელემენტი. მოცემულ შემთხვევაში Er-ის კონცენტრაციები არასაკმარისია დისლოკაციების ძლიერი ბლოკირების მოსახსნელად. საკვლევი ნიმუშის მიკროსტრუქტურის ძლიერი არაერთგვაროვნების წყაროებს წარმოადგენენ არაერთგვაროვნად განაწილებული ლოკალიზებული ძაბვები. აღნიშნულის დამადასტურებელია ვიკერსის იდენტორის ზემოქმედებით წარმოქმნილი ანაბეჭდების არაერთგვაროვნება. ის მეტად მკაფიოდ არის გამოვლენილი საწყისი მდგომარეობის სტრუქტურაში. ანაბეჭდის ფორმის ცვლილებები ნაკლებად ვლინდება მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავების შემდეგ. ანაბეჭდის ძლიერი დამახინჯება მიკროჩანართების, მიკრობზარებისა და ფორების მახლობლობაშია შემჩნეული. სავარაუდოა, რომ მატრიცაში არსებული მიკროფაზების განსაზღვრული ნაწილი უფრო სალია, ვიდრე თვით სილიციუმი.

კვლევით ნაჩვენებია, რომ არალეგირებული $\text{Si}+2\%\text{Ge}$ პოლიკრისტალური შენადნობების მიკროსისალის სიდიდეების განსაზღვრისას ძლიერად დამახინჯებული ანაბეჭდების გამოვლინება იშვიათად ხდება. საკვლევი ნიმუშების მიკროსტრუქტურა ერთფაზიანია, მასში არ რეგისტრირდება დისპერსული ჩანართები. ანაბეჭდების ზომებისა და ფორმის ცვლილება

დაკავშირებულია გერმანიუმის კონცენტრაციის შესამჩნევ ცვლილებასთან, რაც დამახასიათებელია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული Si-Ge კრისტალებისთვის. ცხრილში წარმოდგენილია არალეგირებული და ერბიუმით ლეგირებული პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების სტრუქტურულად-მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები. Er-ის შემცველი მოუწვავი და 800°C -ზე მომწვარი ნიმუშების ჰოლის ეფექტის შედარებით ჩანს, რომ კონცენტრაციათა სხვაობა მცირეა (ცხრ. 6). მიუხედავად იმისა რომ მალეგირებული Er-ის კონცენტრაცია შიხტაში მაღალია(-2 ატ% Er).

Si+2%Ge და Si+2%Ge:Er ნიმუშების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები.

ცხრილი 5.

ნიმუში	ელექტრო-გამტარობა, $\text{ომი}^{-1}\text{სმ}^{-1}$	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ^{-3} (p-ტიპი)	დენის მატარებლების ძვრადობა $\text{სმ}^2 \text{ვ}^{-1}\text{წმ}^{-1}$	მიკროსისალე კგ/მმ^2	ძვრის მოდული კგ/მმ^2	დრეკადობის ზღვარი კგ/მმ^2
Si+2%Ge საწყისი	0,3	$5 \cdot 10^{15}$	270	1180	4600	1,02
Si+2%Ge მომწვარი, 800°C, 10 სთ	0,14	$3 \cdot 10^{15}$	300	1250	4750	2,1
Si+2%Ge:Er საწყისი	0,8	$1 \cdot 10^{17}$	80	1050	4750	0,475
Si+2%GeEr მომწვარი, 800°C, 10სთ	1,3	$8 \cdot 10^{16}$	100	1200	4900	1,47

აღნიშნული ფაქტი შესაძლებელია დაკავშირებულია იმ გარემოებასთან, რომ მალეგირებული იშვიათმიწათა მეტალის Er-ის ატომები მონაწილეობენ დისპერსული ფაზების ფორმირებასა და ორეულების გამყოფი

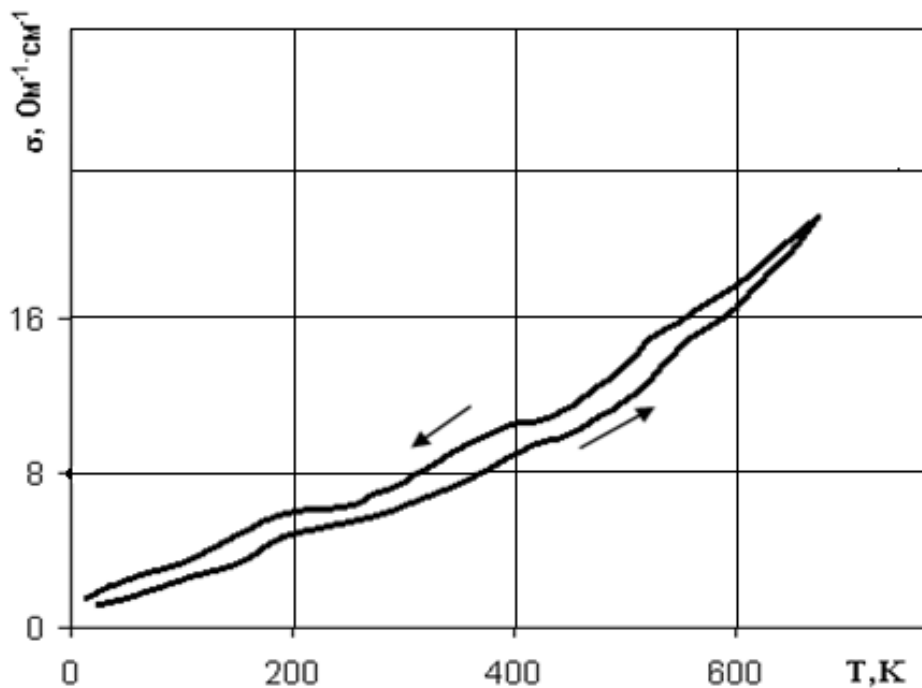
საზღვრის გამდიდრებაში. მოწვის შედეგად მყარ ხსნარში იზრდება ერბიუმის ატომების კონცენტრაცია, ამის შედეგად უმნიშვნელოდ მაღლდება დენის მატარებლების კონცენტრაცია. დენის მატარებლების ძვრადობის დაბალი მნიშვნელობები შესაძლებელია განპირობებულია დენის მატარებლების გაბნევით კრისტალური მესრის დეფექტებზე.

როგორც მეტალოგრაფიულმა კვლევამ აჩვენა $\text{Si}_{+2}\text{ატ}\%\text{Ge:Er}$ შენადნობის პოლიკრისტალური სტრუქტურა რეალურად ჰეტეროგენურია. მასში ფიქსირებულია ორი ნათლად წარმოჩენილი მდგენელი Si –Ge მყარი ხსნარი და ერბიუმის შემცველი ფაზა. მატრიცაში არსებული დეფექტების გავლენა თავს იჩენს ტემპერატურის ზრდის პირობებში. მართლაც საკვლევი შენადნობის სტრუქტურული ცვლილებები სრულად არიან ასახული ერბიუმის როგორც დაბალი (10^{15}სმ^{-3}), ასევე ამაღლებული (10^{17}სმ^{-3}) კონცენტრაციებით ლეგირებული Si–Ge შენადნობის ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულებებზე .

ნახ.19-ზე წარმოდგენილია $\text{Si}_{+2}\text{ატ}\%\text{Ge:Er}$ (10^{15}სმ^{-3}) შენადნობის პარალელეპიპედის ფორმის ნიმუშის ელექტროგამტარობის დამოკიდებულება ტემპერატურისაგან $\sigma(T)$. გაზომვები მიმდინარეობდა გახურება-გაცივების პროცესში ტემპერატურის $2^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ ცვლილების დროს. $200\text{-}400^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში $\sigma(T)$ -ს გახურებისა და გაცივების მრუდებზე გამოვლენილია ჰისტერეზისის ტიპის ცვლილებები. კერძოდ, ელექტროგამტარობა გახურების დროს დაბალი სიდიდებით ხასიათდება 700°C -მდე. $\sigma(T)$ -ს უკუსვლის გრაფიკზე ფიქსირებულია ელექტროგამტარობის საგრძნობლად გაზრდილი მნიშვნელობები. გახურებისა და გაცივების დროს ფიქსირებული $\sigma(T)$ სიდიდეები ერთმანეთისგან განსხვავდებიან $300\text{-}500^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში. მნიშვნელოვანია ის, რომ $150\text{-}200^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ უბანზე $\sigma(T)$ -ს ცვლილება მკვეთრადაა წარმოჩენილი, რასაც $200\text{-}250^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში ენაცვლება მისი მეტად სუსტი ზრდის უბანი. $\sigma(T)$ მკვეთრად ზრდა და შემდგომი ნელი ცვლილება

ფიქირებულია ასევე 350-430°C, 480-520°C და 570-620°C ინტერვალებში [118].

აღნიშნული თავისებურებანი უმნიშვნელოდ იცვლებიან 800°C ტემპერატურაზე 5სთ განმავლობაში მოწვის შედეგად. $\sigma(T)$ -ს გრაფიკებზე მომწვარ მდგომარეობაში კვლავ მკაფიოდ შეიმჩნევა მონოტონურობის დარღვევა. მსგავსი ანომალიები შეიმჩნევა Er-ის 10^{17}სმ^{-3} კონცენტრაციით ლეგირებული Si+2ატ%Ge პოლიკრისტალებში. როგორც უკვე აღინიშნა 10^{17}სმ^{-3} კონცენტრაციით Er-ით ლეგირება ვერ უზრუნველყოფს სილიციუმში დეფექტებთან ლოკალიზებული ელექტრონული დონეების სპექტრის მნიშვნელოვან ცვლილებებს. შესაბამისად, მათი წვლილი მცირეა $\sigma(T)$ დამოკიდებულების სპეციფიკურ ცვლილებებში.



ნახ.19. პოლიკრისტალური Si+2ატ%Ge:Er (10^{17}სმ^{-3}) შენადნობის ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულება. გახურება-გაცივების სიჩქარე $\sim 2^\circ\text{C}/\text{წთ}$.

შესაძლებელია დავუშვათ, რომ ერბიუმით ლეგირებული Si+2 ატ%Ge შენადნობის $\sigma(T)$ -ს არამონოტონური ჰისტერეზისული ცვლილებები

ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში ძირითადად განპირობებულია სტრუქტურული დეფექტების ქვესისტემაში ტემპერატურის და შინაგანი ძაბვების ზემოქმედებით განპირობებული ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესებით.

ლიტერატურულ მიმოხილვაში უკვე აღინიშნა, რომ სილიციუმის სტრუქტურაში 200-500°C ინტერვალში ფაზური გარდაქმნების გავლენა ფიზიკურ მახასიათებლებზე მით უფრო თვალსაჩინოა, რაც უფრო სრულყოფილია კრისტალის სტრუქტურა და ნაკლები რაოდენობით შეიცავს დისლოკაციებსა და მინარევებს. როგორც ჩანს ფაზური გარდაქმნების უმრავლესობა დაკავშირებულია სხვა ტიპის პროცესებთან, რომლებშიაც განსაზღვრული წვლილი შეაქვს კოვალენტური ბმების მოდიფიცირებას, მათ რღვევასა და სტრუქტურის მეტალიზაციას. მათი ინიცირება შესაძლებელია ძლიერად ლოკალიზებული მიკროფორებით, ბზარებით, ვაკანსიების კომპლექსებით, კრისტალის ზედაპირიდან მოცულობის მიმართულებით მოძრავი დისლოკაციური ღუნვებით. ყველა შემთხვევაში იგულისხმება საწყისი ერთფაზიანი სტრუქტურული მდგომარეობა. საცდელი ნიმუშების სტრუქტურაში ერბიუმით ლეგირების პროცესში ფორმირდება დეფექტური, ჰეტეროგენური სტრუქტურა ნათლად წარმოჩენილი ორი ფაზური მდგენელით.

ექსპერიმენტული შედეგების ანალიზისათვის საინტერესოა $\sigma(T)$ -ს ცვლილებები მაღალტემპერატურული მოწვის გავლენით არალეგირებულ და ერბიუმით ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში. არალეგირებული შენადნობის ელექტროფიზიკური მახასიათებლები მეტად უმნიშვნელოდ იცვლება. კერძოდ, მცირდება დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სუსტად იზრდება მათი ძვრადობა. ეს უკანასკნელი ახლოსაა პოლიკრისტალური სილიციუმისათვის დამახასიათებელი ძვრადობის მნიშვნელობებთან. ერბიუმით ლეგირების შემთხვევაში თერმული დამუშავება ავლენს დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და ძვრადობის

შემცირების ტენდენციას. არალეგირებულ შენადნობებთან შედარებით ძლიერად არის შემცირებული დენის მატარებლების ძვრადობა. ეს უპირველეს ყოვლისა მიუთითებს გაბნევის ცენტრების დიდ სიმრავლეზე ჰეტეროგენურ Si-Ge -Er-ის სტრუქტურაში.

ოთახის ტემპერატურაზე განისაზღვრა ვერტიკალური პირდაპირი ქანქარის ღერძზე დამაგრებული პოლიკრისტალური Si+2 ატ%Ge:Er-ისა და ეტალონური ნიმუშების (ვანადიუმის) გრეხითი რხევების სიხშირეები. გაზომვები შესრულდა ვაკუუმში. ეტალონთან შედარების მეთოდით გამოთვლილია ძვრის დინამიური მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები. საცდელი ნიმუშების ყველა წახნაგი მაღალი ხარისხით პოლირებულია და ამის შემდეგ დამუშავებულია ქიმიური მაპოლირებელი ხსნარებით იმ მიზნით, რომ გამოირიცხოს ზედაპირული ფენების დამახასიათებელი მაღალი ძვრადობის დეფექტების გავლენა მოცულობით მახასიათებლებზე. მიღებული შედეგები წარმოდგენილია ცხრილში. საიდანაც დგინდება, რომ საწყის მდგომარეობაში ძვრის მოდულის სიდიდე ~15%-ით ნაკლებია სრულყოფილი სტრუქტურის Si+2 ატ%Ge შენადნობის დინამიური ძვრის მოდულთან შედარებით. თერმული მოწვა 800°C ტემპერატურაზე იწვევს მოდულის სუსტად ამაღლებას ანალოგიურად მიკროსისალისა, რაც შესაძლებელია გამოწვეულია სტრუქტურაში არსებული დისლოკაციების ატმოსფეროებში მინარევების კონცენტრაციის ამაღლებით. ასეთ პირობებში ხორციელდება მყარი ხსნარიდან მინარევების დიფუზური გადაადგილება დისლოკაციების ირგვლივ არსებულ ველში, მინარევების განთავსება უშუალოდ დისლოკაციების ბირთვში არსებულ ვაკანტურ ადგილებზე. არ არის აგრეთვე გამორიცხული მოწვამდე არსებული არასტაბილური კომპლექსების დაშლა და მათი შემადგენელი კომპონენტების გადანაწილება დისლოკაციების მიმართულებით. ყოველივე აღნიშნული იწვევს დისლოკაციების ბლოკირების გაძლიერებასა და ძვრის დინამიური მოდულის ამაღლებას.

ერბიუმით ლეგირებული პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობისათვის დამახასიათებელი $\sigma(T)$ ტემპერატურული არამონოტონური ცვლილებები თერმულად მდგრადია 1000°C ტემპერატურამდე ვაკუუმში თერმული მოწვევის მიმართ. ეს მიუთითებს მაღალი თერმული მდგრადობის სტრუქტურული მდგენელის არსებობაზე, რომელიც ხასიათდება დიდი ზომებით, სიხისტითა და გამყოფი საზღვრების სიმკვეთრით.

$\sigma(T)$ -ს ანალოგიური ცვლილებები ვლინდება ბორით ძლიერად ლეგირებული Si-Ge შენადნობებში. ასეთ შემთხვევებშიც $\sigma(T)$ აშკარად არამონოტონურად იზრდება 150-550°C ინტერვალში. შესაბამისი მიკროსტრუქტურა შეიცავს დისპერსულ ფაზებს უპირატესად მცირე ზომებით (10-50 მკმ). მაღალ ტემპერატურებზე ხანგრძლივი (5-10სთ) მოწვისა ($T \geq 800^\circ\text{C}$) და შემდეგ ოთახის ტემპერატურამდე $\sim 10^\circ\text{C}/\text{წთ}$ სიჩქარით შემდგომი გაცივების სტრუქტურაში ფიქსირდება ფაზური ჩანართების ზომების ცვლილებები. ასეთ შემთხვევაში ასევე ფორმირდება ჰეტეროგენური სტრუქტურული მდგომარეობა, რაც ცხადია გავლენას ახდენს ელექტროგამტარობის არამონოტონურ ცვლილებებზე. ამრიგად პოლიკრისტალური Si+2ატ%Ge შენადნობის 10^{17} სმ^{-3} კონცენტრაციის Er-ით და ბორით ძლიერი ლეგირება ავლენს დეფექტებში სტრუქტურულ გარდაქმნებს, რასაც უკავშირდება $\sigma(T)$ არამონოტონური ცვლილებები.

2.2.7. არგონის იონებით დასხივების გავლენა Si-Ge ფუძემშრების ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე

ექსპერიმენტებით დადგენილია, რომ პოლიკრისტალური Si-Ge ფუძემშრების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები მნიშვნელოვნად არიან დამოკიდებულნი ზედაპირის სტრუქტურის მდგომარეობაზე. რაც უფრო მეტად უხეშია მექანიკური პოლირების ხარისხი, მით უფრო ფართო საზღვრებში იცვლება ელექტრული მახასიათებლები. აღნიშნული

გარემოება განსაზღვრავს ზედაპირის მაღალი ხარისხით დამუშავების აუცილებლობას, რომლითაც შესაძლებელია მოცულობით მახასიათებლებამდე მიღწევა.

მაღალენერგეტიკული მსუბუქი იონებით დასხივებას შეუძლია წარმოქმნას მნიშვნელოვანი რაოდენობით კვანძთაშორის პოზიციებში ჩანერგილი Si და Ge ატომები, ვაკანსიები და ე.წ. „ღეროს“ ფორმის დეფექტები. ეს უკანასკნელნი წარმოადგენენ დისლოკაციური მაცუქებისა და ძლიერად ლოკალიზებული დეფორმაციის წყაროებს.

წინამდებარე ნაშრომში შესწავლილია სხვადასხვა ფლუენსის 100მეგ ენერჯის Ar-ის იონებით დასხივებული n-Si+1,5%Ge:As(10^{15}სმ^{-3}) ფუძემრეების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები საწყის და მაღალ ტემპერატურებზე ფოტონურად მომწვარ მდგომარეობაში.

კვლევა განხორციელდა სხვადასხვა ფლუენსის Ar-ის იონებით დასხივებულ ნიმუშებზე. დასხივებული ნიმუშები 5 წმ-ის ხანგრძლივობით ფოტონებით მოიწვა 715 და 920 ტემპერატურებზე.

ცხრილში წარმოდგენილია დაუსხივებელი, სხვადასხვა ფლუენსის Ar-ის იონებით დასხივებული და სხვადასხვა ტემპერატურაზე ფოტონებით 5წმ-ის განმავლობაში მომწვარი p-Si+1,5%Ge:B(10^{15}სმ^{-3}) შენადნობის ოთახის ტემპერატურაზე ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვის შედეგები.

Ar-ის იონებით დასხივებული p-Si+1,5%Ge:B(10^{15}სმ^{-3}) ფუძემრეების ელექტრული მახასიათებლები. ცხრილინ.

ელექტრული მახასიათებლები	დაუსხივებელი მდგომარეობა	ფლუენსი		ფლუენსი		ფლუენსი	
		$6 \cdot 10^{11} \text{ სმ}^{-2}$	$6 \cdot 10^{11} \text{ სმ}^{-2}$	$5 \cdot 10^{12} \text{ სმ}^{-2}$	$5 \cdot 10^{12} \text{ სმ}^{-2}$	$2 \cdot 10^{13} \text{ სმ}^{-2}$	$2 \cdot 10^{13} \text{ სმ}^{-2}$
		E=100 კევ		E=100 კევ		E=100 კევ	
		715°C	920 °C	715 °C	920 °C	715 °C	920 °C

Ns, სმ ⁻²	1·10 ¹²	5,6·10 ¹¹	2,8·10 ¹³	2,5·10 ¹¹	6,3·10 ¹¹	4,4·10 ¹¹	2,1·10 ¹²
μ, სმ ² /ვ·წმ	865	130	5	120	275	430	423
	465						

როგორც მოსალოდნელია დაუსხივებელი და დასხივებული არათერმულად დამუშავებული ნიმუშები ერთმანეთისაგან განსხვავდებიან დენის მატარებლების კონცენტრაციისა და მათი ძვრადობის მნიშვნელობებით. კერძოდ არგონით დასხივებულ ნიმუშებში შესამჩნევად მაღალია ხვრელების კონცენტრაცია და შემცირებულია მათი ძვრადობა, ცხადია ასეთი განსხვავება დაკავშირებულია დიდი რაოდენობით ელექტრულად აქტიური რადიაციული დეფექტების წარმოქმნასთან Ar-ით იმპლანტირებულ Si-Ge ფუძემდებლებში.

ხანმოკლე მოწვა 715°C ტემპერატურაზე ახორციელებს ჩანერგილი Si და Ge-ის ატომების ანიჰილაციას ვაკანსიებთან, ამავე დროს პრაქტიკულად ცვლილებას არ განიცდის დისლოკაციური წარმოშობის რადიაციული დეფექტები. დენის მატარებლების გაზრდა დისლოკაციურ და პლანარულ დეფექტებზე განსაზღვრავს ძვრადობის რეალიზებულ მნიშვნელობას.

ცხრილის მონაცემებზე დაყრდნობით გამწვანებულია რადიაციის წვლილის შეფასება ელექტრული მახასიათებლების ცვლილებებში. ასე მაგალითად, შედარებით დაბალი ფლუენსის ($6 \cdot 10^{11}$ სმ⁻²) არგონის იონებით დასხივებული მდგომარეობა ხასიათდება 28-ჯერ გაზრდილი კონცენტრაციით 920°C ტემპერატურაზე 5წმ მოწვის შემდეგ. ასეთი ცვლილება მოსალოდნელია იმ შემთხვევაში თუ მეტად მცირეა მეტალურგიული წარმოშობის დეფექტების წვლილი ელექტროფიზიკურ თვისებებში.

შედარებით დგინდება, რომ არგონის იონების ფლუენსისა და ფოტონური მოწვის ტემპერატურის გაზრდით დენის მატარებლების კონცენტრაცია და ძვრადობა არამონოტონურად იცვლება. აღნიშნული სპეციფიკური

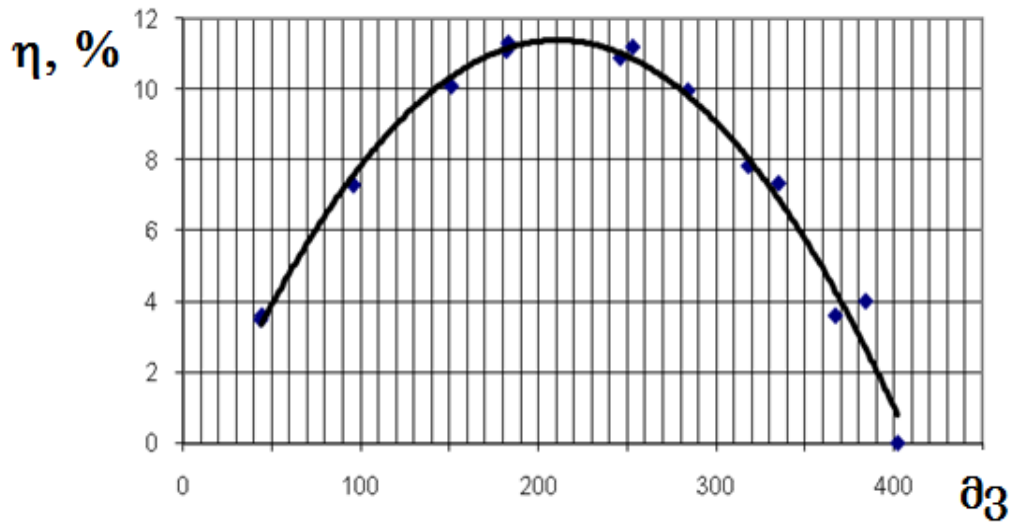
ცვლილებები მნიშვნელოვნადაა განპირობებული Si-Ge ფუძემშრეების სტრუქტურაში კრისტალიზაციის პროცესში ფორმირებული წერტილოვანი, ხაზოვანი და პლანარული დეფექტების ელექტრული აქტიურობით. მცირე ზომების პლანარული და ხაზოვანი დეფექტები ელექტრულად გააქტიურდებიან მაღალენერგეტიკული იონების რადიაციის ზემოქმედებით, შესაძლებელია ასევე ელექტრულად აქტიური კომპლექსების გარდაქმნა და ელექტრულად ნეიტრალური კომპონენტების წარმოქმნა. მხედველობაშია მისაღები აგრეთვე Ar-ის იონების შეღწევის შედეგებით მცირე სიღრმეები, სადაც მაღალია დისლოკაციური დეფექტების ძვრადობა.

ამრიგად, განხორციელებული კვლევებით ვლინდება სხვადასხვა ფლუენსის არგონის იონებით დასხივებული ფუძემშრეების ელექტრული მახასიათებლების განსაზღვრული კანონზომიერებებით ცვლილებები ფოტონური მოწვის ზემოქმედებით. მოცემულ კონკრეტულ პირობებში რადიაციის გავლენის მექანიზმების ანალიზი გართულებულია Si-Ge ფუძემშრეების რეალურ სტრუქტურებში მრავალი ტიპის და მაღალი კონცენტრაციის დეფექტების არსებობით.

2.2.8 Si_{1-x}Ge_x (x≤0,02) მასიური კრისტალების ფუძემშრეებზე p-n გადასასვლელების შექმნა და მათი ვოლტ-ამპერული მახასიათებლების კვლევა

შესრულდა ტექნოლოგიურ-კვლევითი სამუშაოები მონოკრისტალურ Si-Ge ფუძემშრეებზე დიფუზიური ლეგირების მეთოდით სინათლის გამოსხივების ენერჯის ფოტოელექტრული გარდამქმნელების საცდელი აქტიური ელემენტების შესაქმნელად.

ორგანული გამხსნელებით წინასწარ გასუფთავებულ p-ტიპის Si-Ge ფუძემრეებზე დაეფინა ფოსფორსილიკატური სითხის წვეთი. ამის შემდეგ ცენტრიფუგაზე ბრუნვით წარმოიქმნა 0,6-0,8მკმ სისქის სითხის ფენა. ფუძემრე მოთავსდა თერმოსტატში და მოხდა მისი გამოშრობა 115°C-ზე 30წთ განმავლობაში. განხორციელდა ფუძემრეზე ფორმირებული ფოსფორსილიკატის თხელი ფენიდან ფოსფორის დიფუზია 1050°C 2-3წთ განმავლობაში. მალეგირებელი ფოსფორის ატომების დიფუზიის სიღრმის კონტროლისათვის მომზადდა შლიფი და შეირჩა დიფუზიის დრო. ფოსფორის დიფუზიის განხორციელების შემდეგ 20%-იანი განზავებული მარილმჟავით განეიტრალებული იქნა ფოსფორსილიკატური ფაზის ნარჩენები. ფუძემრე მთლიანად გასუფთავდა მასზე ომური კონტაქტების შესაქმნელად. სხვადასხვა მეტალური კომპოზიციის ომური კონტაქტების შექმნა ხორციელდებოდა ფიქსირებულ ტემპერატურაზე მოწვებით. ასე მაგალითად: ტიტან-ოქროს შენადნობის კონტაქტები ფორმირდებოდა არგონის ატმოსფეროში 350°C-ზე 10-15წმ განმავლობაში; ალუმინის კონტაქტების ფორმირებისათვის მოწვა წარმოებდა 575°C 10-20წმ განმავლობაში. (111) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის p-ტიპის მონოკრისტალურ $\text{Si}_{1,8}\text{Ge}_1\text{:B}(10^{15}\text{სმ}^{-3})$ ფუძემრეზე განხორციელდა ფოსფორის დიფუზური ლეგირება 10^{18}სმ^{-3} კონცენტრაციამდე, რის შედეგადაც შეიქმნა p-n გადასასვლელი. მისი არსებობა და მალეგირებელი ელემენტის ფოსფორის კონცენტრაცია განისაზღვრა “Ecopia-HMS3000” სისტემის ჰოლის ეფექტის გამოზომ დანადგარზე.



სურ.20. საცდელ p-n გადასასვლელზე სიმძლავრის ეფექტურობის დამოკიდებულება პოტენციალთა სხვაობაზე.

სტანდარტული მეთოდით ლაბორატორიულ დანადგარზე შესწავლილია ვოლტ-ამპერული მახასიათებელი. საცდელ p-n გადასასვლელს ახასიათებს კარგი I-V დამოკიდებულება, რადგანაც მოდებული პოტენციალთა სხვაობის მილივოლტების დიაპაზონში p-n გადასასვლელზე აღძრული დენი ორ ათეულამდე მილიამპერებით ხასიათდება. საცდელი აქტიური ელემენტის ფოტოელექტრული გარდაქმნის ეფექტურობის შესაფასებლად ცხრილში წარმოდგენილია Si-Ge შენადნობების ფუძემრეებზე სხვადასხვა ტექნოლოგიური მეთოდით შექმნილი p-n გადასასვლელების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები. ნახაზზე წარმოდგენილია გამომუშავებული სიმძლავრის ეფექტურობის ცვლილება პოტენციალთა სხვაობის ფართო ინტერვალში (ნახ.20).

Si-Ge ფუძემრეებზე შექმნილი p-n გადასასვლელის ელექტროფიზიკური მახასიათებლები.

ცხრილი 7

p-n გადასასვლელი Si-Ge ფუძემრეებზე	ფუძემრეების დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ ⁻³	p-n სტრუქტურის ზედა ფენის დენის მატარებლების კონცენტრაცია სმ ⁻³	მოკლე ჩართვ. დენი, მა/სმ ²	უქმე სვლის ე.მ.ძ., ვ	მაქს. ეფექტურობა, %
n-Si,(100), ფოსფორის დიფუზიით ლეგირებული	1,8·10 ¹⁴	10 ¹⁸	13	0,45	5,0
Si+1,7ატ%Ge:B, ფოსფორის დიფუზიით ლეგირებული	4,6·10 ¹⁴	5·10 ¹⁷	17	0,4	11,0
Si+0,75ატ%Ge:B, ფოსფორის დიფუზიით ლეგირებული	10 ¹⁶	10 ¹⁸	4	0,27	1,4
Si+2ატ%Ge ბორით იმპლანტირებული +ფოსფორის დიფუზიით ლეგირებული	4,6·10 ¹⁴	2,5·10 ¹⁹	3	0,34	0,6
Si+2ატ%Ge, ფოსფორის დიფუზიით ლეგირებული	4,6·10 ¹⁴	2,5·10 ¹⁹	3	0.25	1,0

მოკლე ჩართვის დენის სიდიდე $J_{sc} \approx 16 \cdot 10^{-3} \text{ ა/სმ}^2$, ხოლო ელექტრომამოძრავებელი ძალა $U_{oc} \approx 400 \cdot 10^{-3} \text{ ვ}$. შესწავლილია აგრეთვე (111) მონოკრისტალური Si:B ($1,8 \cdot 10^{15} \text{ სმ}^{-3}$) ფუძემრეზე ფოსფორის დიფუზიით ფორმირებული p-n გადასასვლელის ფოტოელექტრული მახასიათებლები 200 ვტ/მ² სიმძლავრის ნათურით დასხივების პირობებში. დადგენილი იქნა, რომ $J_{sc} \approx 13 \cdot 10^{-3} \text{ ა/სმ}^2$.

მიღებული შედეგებიდან განისაზღვრა საცდელი p-n გადასასვლელების გარდაქმნის ეფექტურობა. მისი მნიშვნელობა მონოკრისტალურ Si:P ფუძემშრის შემთხვევაში ტოლია ~5%-ის, ხოლო Si+1,8ატ.%Ge:B ფუძემშრის შემთხვევაში გაცილებით მაღალია და შეადგენს ~11%.

დასკვნა

- ჭრის, მექანიკური ხეხვისა და პოლირების მეთოდებით შექმნილია ბორით ლეგირებული სილიციუმ-გერმანიუმის პოლიკრისტალური შენადნობების მაღალი ხარისხით პოლირებული ზედაპირების ფუძემშრეები და მეტალოგრაფიულად შესწავლილია გერმანიუმისა და ბორის გავლენა მარცვლების გამყოფი საზღვრებისა და შიდა სტრუქტურის დეფექტებზე.
- სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების (~2ატ.%Ge) ბორის მაღალი კონცენტრაციის (~ 10^{18} სმ⁻³B) ფუძემშრეების მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია მარცვლების ზომების შემცირების, დისლოკაციებისა და პლანარული დეფექტების კონცენტრაციისა და არაერთგვაროვნად განაწილების ზრდის ტენდენცია.
- ვან დერ პაუს მეთოდით შესწავლილია Ge-ს სხვადასხვა პროცენტული შემცველობისა და ზედაპირების პოლირების ხარისხის პოლიკრისტალური Si-Ge ფუძემშრეების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები და დადგენილია სხვადასხვა ფლუენსის არგონის იონებით იმპლანტაციისა და თერმული დამუშავების გავლენით მათი ცვლილებათა კანონზომიერებანი.
- ერბიუმით ლეგირებულ პოლიკრისტალურ Si+2ატ.%Ge შენადნობში გამოვლენილია ახალი ფაზის ჩანართები, დისლოკაციებისა და დისპერსული ჩანართების არაერთგვაროვანი განაწილება, დადგენილია მაღალ ტემპერატურებზე მოწვით მიკროსისალისა და ძვრის დინამიური მოდულის ზრდის ტენდენცია.
- გამოვლენილია პოლიკრისტალური Si+2ატ.%Ge:Er შენადნობის ელექტროგამტარობის ზიგზაგისებური ცვლილება 200-500 °C ტემპერატურულ ინტერვალში, რაც შესაძლებელია განპირობებულია ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესებში დეფექტების ელექტრული აქტიურობის ცვლილებებით.
- შესწავლილია სხვადასხვა ფლუენსის არგონის იონებით დასხივებული p-ტიპის Si+1,5 ატ.%Ge ფუძემშრეების ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე მაღალ ტემპერატურებზე მოწვის გავლენა, ნაჩვენებია 920°C ტემპერატურაზე 5წმ-ის განმავლობაში ფოტონური მოწვის გავლენით დენის მატარებლების კონცენტრაციის მნიშვნელოვანი ზრდა.
- 200-700°C ტემპერატურულ ინტერვალში გამოვლენილია პოლიკრისტალური Si+2 ატ.% Ge შენადნობის ელექტროგამტარობის ლოკალური გადახრები ნორმალური კანონზომიერებიდან. რეალური სტრუქტურული მდგომარეობის საფუძველზე მიჩნე-

ულია, რომ ელექტროგამტარობის ანომალური ცვლილებები განპირობებულია ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესებით წერტილოვანი და დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების კომპლექსებში.

- ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლილია გერმანიუმის კონცენტრაციის, თერმული დამუშავებისა და გახურება-გაცივების სიჩქარის გავლენა პოლიკრისტალური სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების თერმულ გაფართოებაზე. გაანალიზებულია წერტილოვანი დეფექტების კომპლექსებსა და დისპერსულ ფაზებში გარდაქმნების წვლილი თერმული გაფართოების მახასიათებლების არამონოტონურ ცვლილებებში.
- გრებიტი რხევების ~ 13 სიხშირეზე -50 °C ტემპერატურაზე პოლიკრისტალურ Si-Ge შენადნობებში გამოვლენილია შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური მაქსიმუმი და ძვრის მოდულის დეფექტი. განსაზღვრულია რელაქსაციაში მონაწილე დეფექტების აქტივაციის ენერგია ($-0,5$ ევ) და სიხშირის ფაქტორი ($\sim 10^{10}$ წმ $^{-1}$).
- დადგენილია რელაქსაციური პროცესის აქტივაციური მახასიათებლების შემცირება გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით. პროცესის მექანიზმი წარმოდგენილია, როგორც ზედაპირულ ფენაში წნევის ძალით ფორმირებული დისლოკაციების მოძრაობა ვაკანსიებისა და მინარევის ატომების კოტრელის ატმოსფეროში.
- p-ტიპის პოლიკრისტალურ ფუძემრეებზე ფოსფორსილიკატური დანაფარიდან ფოსფორის მაღალტემპერატურული დიფუზიით შექმნილია p-n სტრუქტურები, შესწავლილია მათი ვოლტ-ამპერული მახასიათებლები და ფოტოელექტრული გარდაქმნის ეფექტურობის მნიშვნელობები. Si+1,5ატ.%Ge:B($5 \cdot 10^{14}$ სმ $^{-3}$) ფუძემრეზე შექმნილ p-n სტრუქტურას ახასიათებს შედარებით მაღალი ფოტოელექტრული გარდაქმნის ეფექტურობა ($\approx 11\%$).

გამოყენებული ლიტერატურა

1. Красин Б. А., Непомнящих А. И., Токарев А. С., Шамирзаев Т. С., Пресняков Р. В., Максиков А. П. Структура и электрофизические свойства мультикристаллического кремния. Известия вузов. Материалы электронной техники, 2005, 4, 1, 28-34.
2. Красин Б. А., Непомнящих А. И., Мухачёв Ю. Ц., Пресняков Р. В. Электрофизические характеристики мультикристаллического кремния: материал технической информации. Известия вузов. Материалы электронной техники, 2006, 1, 73-75.
3. Einhaus R., Vazsonyi E., Szlufcik J., Nijs J. "High-efficiency Low-cost Integral Screen-printing Multicrystalline Silicon Solar Cells". Solar Energy Materials & Solar Cells, 2002, 74, 1-4, 155-163.
4. Найденкин Е. В., Гирсова Н. В., Иванов М. Б., Даниленко Б. Н. Определение методом дифракции обратнорассеянных электронов параметров микроструктуры и спектра разориентировок границ зерен в сплаве Ti-6Al-4V ELI, полученном равноканальным угловым прессованием. Физическая Мезомеханика, 2004, 7, 2, 42-45.
5. Павлова Л.А., Непомнящих А.И., Пещерова С.М. Исследование мультикристаллов кремния методами электронной микроскопии и электронно-зондового микроанализа // Поверхность. Рентгеновские, Синхротронные и нейтронные исследования. - 2011. - № 10. - С. 37-41.
6. Seifert W., Morgenstern G., Kittler M. Influence of dislocation density on recombination at grain boundaries in multicrystalline silicon. Semiconductor Science and Technology, 1993, 8, 9, 1687-1691.
7. Пещерова С. Н., Павлова Л. А., Непомнящих А. И., Елисеев И. А., Сокольников Ю. В. Особенности процессов формирования микровключений в кристаллах мультикремния, выращенных из металлургического рафинированного кремния методом Бриджмена-Стокбаргера. Известия вузов. Материалы электронной техники, 2012, 4, 12, 12-17.
8. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Носко О.А.. Влияние легирующих элементов на структуру, фазовый состав и свойства полупроводникового кремния. Высокочистые металлические и полупроводниковые материалы. Харьковская научная ассамблея ISPM-9, 2003.
9. Структурные превращения при нагреве монокристаллов кремния/ Таран Ю.Н., Глазов В. М., Регель А.Р., Куцова В.З., Узлов К., И., Фалкевич Э. С.// ФТП, 1991, в. 4, с. 588-595.
10. Глазов В.М., Кольцов В.Б., Куцова В. З., Таран Ю. Н., Тимошина Г.Г., Узлов К.И., Фалкевич Э. С. Исследование электро-физических свойств кремния в широком интервале температур. Электронная техника, 1990, №11.

11. Мильвидский М. Г., Освенский В.Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. М.: Металлургия, 1984-255с.
12. Hinckley J. M., Singh J. Hole transport theory in pseudomorphic Si_{1-x}Ge_x alloys grown on Si(001) substrates. *Physical Review B*, 1990, 41, 5, 2912-2926.
13. Levitas A. Electrical Properties of Germanium-Silicon Alloys. *Physical Review*, 1955, 99, 6, 1810-1813.
14. Busch G., Vogt O. Elektrische Leitfähigkeit und Halleffekt von Ge-Si-Legierungen. *Helvetica Physica Acta*, 1960, 33, 5, 437-458.
15. Braunstein R. Valence Band Structure of Germanium-Silicon Alloys. *Physical Review*, 1963, 130, 3, 869-878.
16. Matutinovic-Krstelj Z., Venkataraman V., Prinz E. J., Sturm J. C., Magee C.W. Base resistance and effective bandgap reduction in n-p-n Si/Si_{1-x}Ge_x/Si HBTs with heavy base doping. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 1996, 43, 3, 457-466.
17. Fu Y., Joelson K. B., Grahn K.J., Ni W. X., Hannson G.V., Willander M. Hall factor in strained p-type doped Si_{1-x}Ge_x alloy. *Physical Review B*, 1996, 54, 16, 11317-11321.
18. Harrison J. W. and Hauser J. R., *Phys. Rev. B* 13, 5347-1976.
19. Chen Y. C., Li S. H., Bhattacharya P. K., Singh J., Hinckley J. M. Direct measurement of the Hall factor for holes in relaxed Si_{1-x}Ge_x (0 < x < 1). *Applied Physics Letters*, 1994, 64, 3110-3111.
20. Buczko R. Shallow acceptor resonant states in Si and Ge. *Solid State Communications*, 1995, 93, 5, 367-373.
21. Yonenaga I., Li W.I., Auazawa T., and Goto T., Temperature dependence of electron and hole mobilities in heavily impurity-doped SiGe single crystals, *Appl. Phys*, 98, 2005, 06302-1-06302-4.
22. Rowe D.M. Recent Developments in Thermoelectric Materials, *Applied Energy*, 1986, 24, 139-162.
23. Vandersande I.W., Wood Ch., Drapers S., Effect of high temperature annealing on the thermoelectric properties of GaP doped Si-Ge., *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1987, 87, Materials Research Society, 347-352.
24. Gui-Ying Xu, Huawei Iang, Thermoelectric properties on n-type Si_{0.80}Ge_{0.20} with different dopants, In.: *Proceedings of International Conference*, Beijing, China, 2006, 272-276.
25. Schmidt J. and Bothe K., *Phys. Rev. B* 69, 024107-2004.
26. 28. Li H., Yang D., Yu X., Ma X., Tian D., Li L., Que D. The effect of germanium doping on oxygen donors in Czochralski-grown silicon. *Journal of Physics-Condensed Matter*, 2004, 16, 32, 5745-5750.
27. Dash W. C. Growth of Silicon Crystals Free from Dislocations. *Journal of Applied Physics*, 1959, 30, 4, 459-474.

28. Taishi T., Huang X., Yonenaga I., Hoshikawa K.. Dislocation behavior in heavily germanium-doped silicon crystal. *Materials Science in Semiconductor Processing* 5 (2203)p.409-412.
29. Yonenaga I. Growth and mechanical properties of GeSi bulk crystals. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 1999, 10, 5-6, 329-333.
30. Tiller W. A., Jackson K. A., Rutter J.W., Chalmers B. The redistribution of solute atoms during the solidification of metals. *Acta Metallurgica*, 1953, 1, 428-437.
31. Taishi T., Huang X., Kubota M., Kajigaya T., Fukami T. Heavily Boron-Doped Silicon Single Crystal Growth: Constitutional Supercooling. *The Japanese Journal of Applied Physics*, 2000, 39, 1A/B, 2, L5-L8.
32. Rozgonyi G.A., Doysner R.P., Pearce C.W. The Identification, Annihilation, and Suppression of Nucleation Sites Responsible for Silicon Epitaxial Stacking Faults. *Journal of The Electrochemical Society*, 1976, 123, 12, 1910-1915.
33. Polignano M. L., Cerofolini G. F., Bender H., Claeys C. Gettering mechanisms in silicon. *Journal of Applied Physics*, 1988, 64, 2, 869-876.
34. Tan T.Y., Tice W.K. Oxygen precipitation and the generation of dislocations in silicon. *Philosophical Magazine*, 1976, 34, 4, 615-631.
35. Shimura F., Tsuya H., Kawamura T. Surface and inner-microdefects in annealed silicon wafer containing oxygen. *Journal of Applied Physics*, 1980, 51, 1, 269-273.
36. KO B.G., Kwack K.D., Growth/dissolution model for oxygen precipitation based on the kinetics of phase transformations. *Journal of Applied Physics*, 1999, 85, 4, 2100-2107.
37. Brelot A., Charlemagne J. In: Corbett, J. W., Watkins, G. D. eds. (1971) *The International Conference on Radiation Effects in Semiconductors*, Albany, New York (1970). Gordon and Breach, New York pp. 161
38. Taishi T., Huang X., Yonenaga I., Hoshikawa K. Dislocation behavior in heavily germanium-doped silicon crystal. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2002, 5, 4, 409-412.
39. Li H., Yang D., Ma X., Yu X., Que D. Germanium effect on oxygen precipitation in Czochralski silicon. *Journal of Applied Physics*, 2004, 96, 8, 4161-4165.
40. Yang D., Yu X., Ma N., Xu J., Li L., Que D. Germanium effect on void defects in Czochralski silicon. *Journal of Crystal Growth*, 2002, 243, 3-4, 371-374.
41. Shimura F. Chapter 13 Intrinsic/Internal Gettering. *Oxygen in Silicon: Semiconductors and Semimetals*, 1994, 42, 577-617.
42. Sassella A., Borghesi A., Borionetti G., Geranzani P. Infrared response of oxygen precipitates in silicon: Experimental and simulated spectra. *Applied Physics Letters*, 1999, 75, 8, 1131-1133.
- 43.

44. Fischer H., Pschunder W. "Investigation of photon and thermal induced changes in silicon solar cells," in Proceedings of the 10th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Palo Alto, Calif, USA, 1973, 404 411.
45. Glunz S. W., Rein S., Lee J. Y., Warta W. Minority carrier lifetime degradation in boron-doped Czochralski silicon. *Journal of Applied Physics*, 2001, 90, 5, 2397 2404.
46. Rein S., Glunz S. Electronic properties of the metastable defect in boron-doped Czochralski silicon: Unambiguous determination by advanced lifetime spectroscopy. *Applied Physics Letters*, 2003, 82, 7, 1054 1056.
47. Glunz S. W., Schaffer E., Rein S., Bothe K., Schmidt I. Analysis of the defect activation in Cz-silicon by temperature-dependent bias-induced degradation of solar cells. Proceedings of the Third Conference on Photovoltaic Energy Conversion, Osaka, Japan, 2003, 919 923.
48. Yu X., Wang P., Yang D. Effect of germanium on the kinetics of boron-oxygen defect generation and dissociation in Czochralski silicon. *Applied Physics Letters*, 2010, 97, 16, 162107 162107-3
49. Aulich H.A., Schulze F.W., Anspach O. Large Scale Crystallization and Wafer Production. The Way to 2020, 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition. 5th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, Valencia, Spain, 2010, 1066 1072.
50. Kazmerski L. L. Solar Photovoltaics R&D at the tipping point : 2005 technology overview. *Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena*, 2006, 150, 2-3, 105 135.
51. Bruton T. M. General Trends about photovoltaics based on crystalline silicon. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2002, 72, 1-4, 3 10.
52. Borrero-Lopez O., Vodenitcharova T., Hoffman M., Leo A. J. Fracture strength of polycrystalline silicon wafers for the photovoltaic industry. *Journal of the American Ceramic Society*, 2009, 92, 11, 2713 2717.
53. Funke C., Kulling E., Kuna M., Moller H.J. Biaxial fracture test of silicon wafers. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6,7, 594 598.
54. Bothe Karsten, Sinton Ron, Schmidt Jan. Fundamental boron-oxygen-related carrier lifetime limit in mono- and multicrystalline silicon. *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 2005, 13, 4, 287 296.
55. Glunz S.W., Rein S., Warta W., Knobloch J., Wettling W. Degradation of carrier lifetime in Cz silicon solar cells. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2001, 65, 1-4, 219 229.
56. Bothe K., Schmidt J., Hezel R.. Comprehensive analysis of the impact of B and O on the metastable defect in CZ silicon, proceedings of the Third World Conference on Photovoltaic Solar Energy (Japan, 2003), 1077-1080.
57. Wang P., Yu X., Chen P., Huang Z., Germanium-doped Czochralski silicon for photovoltaic applications, *Solar Energy materials and Solar Cells* 95 (2011)2466-2470.

58. Yu X., Wang P., Chen P., Li X., Yang D. Suppression of B-O defects in p-type Czochralski silicon by germanium doping. *Appl.Phys.Lett.* 97 (2010), 051903-051903-3.
59. Kodera H., Diffusion coefficients of impurities in silicon melt, *Japanese Journal of Applied Physics* 2 (1963) 212-219.
60. Yang D., Wang P., Yu X., Que D. Germanium-doped crystalline silicon: A new substrate for photovoltaic application. *J.of Crys.Growth.* 362 (2013) 140-144.
61. Chen J., Yang D., Ma X., Zeng Z., Tian D., Li L., Que D. Influence of Ge doping on the mechanical strength of czochralski silicon wafers. *J. Appl. Phys.* 103-(2008), 123521-1-123521-6.
62. Chen J., Yang D., Li H., Ma X., Que D. Enhancement effect of germanium on oxygen precipitation in Czochralski silicon. *J.Appl. Phys.* 99, 073509 (2006).
63. Yang D., Yu X., Xu J., Li L., Que D. Germanium effect on void defects in Czochralski silicon. *Journal of Crystal Growth*, 2002, 243, 3-4, 371-374.
64. Yu X., Yang D., Ma X., Li H., Shen Y., Tian D., Li L., Que D. Intrinsic gettering in germanium-doped Czochralski crystal silicon crystals. *Journal of Crystal Growth*, 2003, 250, 3-4, 359-363.
65. Li H., Yang D., Ma X., Yu X., Que D. Germanium effect on oxygen precipitation in Czochralski silicon. *Journal of Applied Physics*, 2004, 96, 4161-4165.
66. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Узлов К.И.. Структурные превращения в твердом состоянии// Докл. АНУССР. Сер.А- 1987, №7, 81-83.
67. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Узлов К.И.. Объемные свойства кремния в твердом, твердожидком и жидком состояниях// Докл. АНУССР. Сер.А- 1989, 305, №4, с. 865-867.
68. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Узлов К.И.// Температурная зависимость относительного удлинения сверхчистого кремния //Высокочистые вещества.-1989.№4.с. 5-7
69. Landolf-Bornstein , Numerical data and functional relationships in Science and technology// Library of congress catalog card. #69-16047.
70. Gridneva S.V., Milman Yu.V., Trefilov V.I. On the mechanical properties of crystals with covalent bond// *phys.stat.sol.*1969-36.#59,p.59-67.
71. G.C.Rubicki, P.Pirouz. Indentation Plasticity and Fracture in Silicon //NASA Technical Paper-1988-2869,26p.
72. Глазов В.М., Земсков В.С. Физико-химические основы легирования полупроводников. -М.: 1967.-372с.
73. Кремний: Сб.ст. Пер. с англ.под ред. Петрова Д.Н. -М.: Изд. Иностран. Лит.,1960.-436с.
74. Лозовский В.Н., Ундянская А.И. О растворимости алюминия в монокристаллах кремния. Тр. Новочеркасского политех. Ин-та. 1967,с.54-55.

75. Trumbore F.A. Solid solubilities of impurity elements in germanium and silicon. *Bell System Technical Journal*, 1960, 39, 1, 205-211.
76. Sprenger H. *Metal*, 1995, 5, 1-6.
77. Тонков Е.Ю. Фазовые превращения соединений при высоком давлении. Справочник в 2 книгах.-М.: Металлургия.-1988.-463с, 356с.
78. Тонков Е.Ю. Фазовые диаграммы элементов при высоком давлении. Металлургия.-1979.-306с.
79. Eremenko V.G., Nikitenko V.I. Electron microscope investigation of the microplastic deformation mechanisms of silicon by indentation. *Physica Status Solidi (a)*, 1972, 14, 1, 317-330
80. Копаев в.в., Копаев Ю.В., Молотков С.Н. Нетепловой механизм лазерного отжига полупроводников и образование сверхструктур. *Микроэлектроника*. 1983, т.12. вып.4, с. 499-511.
81. Громов Г.Г., Копаев в.в., Копаев Ю.В., Руденко К.В.. Структурное превращение в InSb под действием сильного электромагнитного излучения. *Письма в ЖТФ*. 1987, т.46, #3, с. 119-121.
82. Громов Г.Г., Руденко К.В. Уфимцев В. Б. Воздействие лазерного излучения на InSb в среде жидкого азота./*ЖТФ*, 1986, т.56, #10, с.1998-2000.
83. Руденко К.В., Громов Г.Г., Жук С. В. Порог плавления антимонида индия при лазерном облучении в среде жидкого азота. *ФТП*, 1987, т.21, вып.8, с. 1482-1484.
84. Руденко К.В., Громов Г.Г., Жук С. В. Особенности лазерного отжига антимонида индия в среде жидкого азота / *ФТП*, 1987, т.21, вып.10, с. 1750-1755.
85. Громов Г.Г., Руденко К.В. Уфимцев В. Б., Аномальное поведение InSb при лазерной термообработке в условиях низкотемпературной среды /*Письма в ЖТФ*.1987. т.13, вып. 16, с.998-1001.
86. Громов Г.Г., Руденко К.В. Вернер А., Семенюк В. А., Уфимцев В. Б. Некоторые особенности InSb, подвергнутого лазерному отжигу в среде жидкого азота. *ЖТФ*.1988. т.58, вып. 8, с.1541-1543
87. Копаев Ю. В., Меняйленко В.В., Молотков С. Н. К теории неравновесных структурных переходов в ковалентных полупроводниках. *Письма в ЖТФ*.1985. т.11, вып. 4, с.241-245.
88. Копаев Ю. В., Меняйленко В.В., Молотков С. Н. К теории неравновесных структурных переходов в ковалентных полупроводниках под воздействием лазерного излучения.*ФТТ*, 1985. т.27, вып. 4, с.3288-3294.
89. Нестеренко А.М., Снитко О.В. Физические свойства атомарно-чистой поверхности полупроводников. Киев, Наукова думка, 1983.-264с.
90. Нестеренко А.М., Ляпин В.Г. Фазовые переходы на свободных гранях и межфазных границах в полупроводниках. Киев: Наукова думка, 1990, 270с.

91. Дебай, П. Квазикристаллическая структура жидкостей. Успехи физических на-ук., 1939, 21, 2, 120 129.
92. Френкель Я. И. Тепловое движение в твердых и жидких телах и теория плавления. Вып.10. ВСНТО.1936.
93. Френкель Я. И. Теория твердых и жидких тел. М.-Л.,ГТТИ.1938.
94. Френкель Я. И. Кинетическая теория жидкостей. М.-Л., Изд-во АН СССР.1944.
95. Иоффе А.Ф. Электронные проводники тока. Юбилейный сборник, посвященный тридцатилетию Великой Октябрьской социалистической революции. Москва, 1947, 1, 305 332.
96. Иоффе А.Ф. Нерешенные вопросы теории полупроводников. Известия АН СССР. Сер. физическая, 1951, 15, 4, 477 486.
97. Иоффе А.Ф. Физика полупроводников. М.-Л. Изд-во АН СССР. 1957
98. Регель А.Р., Глазов В.М., Периодический закон и физические свойства электронных расплавов. М. Наука. 1978. 305с.
99. Иоффе А.Ф. Некоторые задачи дальнейшего развития учения в полупроводниках. ЖТФ. 1957. Т. 27.№6. С. 1153-1160
100. Регель А.Р. Исследования по электронной проводимости жидкостей. Автореферат дисс. д-ра физ.-мат. Наук Ленинград. 1956. 40с.
101. Helmut F. Wolf. Silicon Semiconductors. London: Pergamon Press, 1969, 648 p.
102. Rybicki George C., Pirouz P. Indentation of Plasticity and Fracture in Silicon. NASA Technical Papers 2863, United States, 1988, 26.
103. Behtensmeier R., Brede M., Haasen P. The influence of precipitated oxygen on the brittle-ductile transition of silicon. Scripta Metallurgica, 1987, 21, 11, 1581 1585.
104. Bornstein Numerical Data AndFuncntinal Relationships in Science and Technology. //Library of Congress.
105. Таран Ю. Н., Куцова В. З., Нестеренко А. М., Узлов К. И.. Влияние температуры нагрева на структуру и свойства кремния. // Доклады НАНУ., 1991, №4,с.76-79.
106. Структурные превращения при нагреве монокристаллов кремния. / Таран Ю. Н., Глазов В.М., Регель А.Р., Куцова В.З., Узлов К. И., Фалькевич Э. С. //ФТП. 1991. т25. в.4. с. 588-595.
107. Taran Yu. N., Kutsova V. Z., Falkecich E.S., Uzlov K. I.. Abnormal Temperature Dependence in Phizical and Mechanical Properties of SimiconductorSilicon. Proceedingof the International Conference “Silicon 90”.Vol.II, Chapter VI, “Silicon Characterisations”. Tesla, Roznow P. R., 1990, p. 93-96.

108. Taran Yu. N., Kutsova V. Z., Uzlov K. I., Falkecich E.S. Shearing Phase Transformations in Semiconductors Proceeding of the international Conferece "Silicon 92", Roznow P. R., 1992, p. 88-95.
109. Taran Yu. N., Kutsova V. Z., Uzlov K. I., Falkecich E.S., Timochina. The Phase Transformations in Silicon and Influence of Heat Treatment to the Electrophysical Propeties of Monocrystals and Devices proceeding of the Electrophysical Properties of Monocrystals and Devices. Proceeding of the 5th Scientific and Business Conference "Silicon 96", Ronzow P, R., Czech Republic, 1996, p. 120-134.
110. Taran Yu. N., Kutsova V. Z., Uzlov K. I.. The Effect of Microalloying of the Structure and Properties of Al-Si alloys. Proceeding of the 4th Decensial International Conference of Solidification Processing, Sheffiend, 1997, p. 618-620.
111. Курдюмов Г.В. Бездифузионные /мартенситные/ превращения в сплавах.-ЖТФ, №18, в.8, 1948, с. 999-1025.
112. Джандиери Т. Г., Коландадзе Г. П., Кервалишвили П. Д. Калориметрическое исследование водородосодержащих комплексов в высокочистом германии. Высокочистые вещества, №4, 1990.
113. Жуков В.Ф., Инглизян П.Н., Шевченко Я.М., Наморадзе В.А. Установка для измерения теплопроводности, электропроводности и термо-Э.Д.С. полупроводниковых материалов при высоких температурах ПТЭ №5,261,1980г.
114. Павлов Л.П. Методы измерения параметров полупроводниковых материалов, М.: Высшая школа, 1987, 235с.
115. Криштал Ж., Головин С.А.. Внутреннее стрение и структура металлов. М.: Металлургия, 1978, 380с.
116. Новик А., Берри Б. Релаксационные явления в кристаллах. М., Атомиздат. 1974, 472с.
117. Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М.. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных материалов, М.: Металлургия, 1987, 192с.
118. Новикова С. И., Тепловое расширение твёрдых тел. Изд. «наука». Москва, 1974г.,291стр.
119. Курашвили И.Р., Табатадзе Я. М., Кадария М.А., Кучухидзе Т.В., Арчуадзе Т.Н., Мелашвили Т.М.. Микроструктура и электрические свойства поликристаллического Si:Er. Химический журнал Грузии, Ст.416-418,№4, т.11, 2011
120. ტაბატაძე ი., ქადარია მ., მელაშვილი ტ., გოგოლაშვილი ნ. მსხვილმარცვლოვანი Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურა და ელექტროგამტარობის ტემპერატურული დამოკიდებულება. საქართველოს ქიმიური ჟურნალი, №1 ტ.14, 2014, გვ.87-91.

121. Kurashvili I., Darsavelidze G., Bokuchava G., Tabatadze I., Chubinidze G. Influence of germanium and boron doping on structural and physical-mechanical characteristics of monocrystalline silicon. Journal of International Scientific publications: Materials, Methods and Technologies, 2014. vol.8., p-p 298-302
122. სიჭინავა ა., ტაბატაძე ი., ყურაშვილი ი., დარსაველიძე გ. Si_{0.98}Ge_{0.02} შენადნობების მასიური კრისტალების თერმული გაფართოებისა და ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების ტემპერატურული ცვლილებები. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი. განათლება. 2014, №2 (11), გვ.133-135
123. ჩუბინიძე გ., ყურაშვილი ი., ტაბატაძე ი., ბილისიძევილი მ. დაბალტემპერატურული რელაქსაციური პროცესები გერმანიუმის მასიურ კრისტალებში. საქართველოს ქიმიური ჟურნალი, №1 ტ.13, 2013; გვ. 73-76
124. Дарсавелидзе Г.Ш., Бокучава Г.В., Сичинава А.В., Табатадзе Я.М., Курашвили И.Р. Влияние германия на физико-механические свойства массивных кристаллов Si_{1-x}Ge_x (x≤0.03). 16-й международный симпозиум. Упорядочение в минералах и сплавах. 12-17 сентября 2013 г. Ростов-на-Дону-Туапсе, Россия
125. სიჭინავა ა., ტაბატაძე ი., ყურაშვილი ი., ჩუბინიძე გ., დარსაველიძე გ. რეალური სტრუქტურის გავლენა ბორით ლეგირებულ Si-Ge მონოკრისტალების ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი. განათლება. 2014, №1(10), გვ.157-160
126. Антипов С.А., Дрожжин А.И., Мишин И.В., Рощупкин А.М. Низкотемпературный дислокационный максимум внутреннего трения в нитевидных кристаллах кремния . Журнал технической физики, 1987, 57, 12, 2382 2384.
127. Calzечи F., Gondi P., Mantovani S. Internal Friction Phenomena Connected with Either Edge or Screw Dislocations in Germanium. Journal of Applied Physics, 1969, 40, 1, 4798 4806.
128. Pushkar A.. Internal friction in metals and alloys. London, 2005, 640p.
129. Ammerlaan C.A.J., Thao D.T.X., Gregorkiewicz T., Sobolev N.A., Photoluminescence of erbium-doped silicon: excitation power dependence. Физика и техника полупроводников 1999, том 33, вып.6, 644-648
130. Bresler M.S., Gusev O.B., Zakharchenya B.P., Yassievich I.N., Phys. Sol. St., 38, 813 (1996)