საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ავთანდილ სიჭინავა

რადიაციული ზემოქმედების გავლენა მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების სტრუქტურასა და ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად

სადოქტორო პროგრამა „საინჟინრო ფიზიკა“, შიფრი 0404

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

თბილისი, 0175, საქართველო

ივნისი, 2015 წელი

საავტორო უფლება © 2015 წელი, ავთანდილ სიჭინავა

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, ქვემორე ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით ავთანდილ სიჭინავას მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: ”რადიაციული ზემოქმედების გავლენა მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების სტრუქტურასა და ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე” 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: ავთანდილ სიჭინავა

დასახელება: ”რადიაციული ზემოქმედების გავლენა მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების სტრუქტურასა და ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე”

ფაკულტეტი : ინფორმატიკა და მართვის სისტემები

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა: თარიღი

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

ავტორის ხელმოწერა

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

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

რეზიუმე

სილიციუმზე დაფუძნებულ თანამედროვე ხელსაწყოებს მოეთხოვებათ მაღალი ოპერაციული სიჩქარეები ხმაურის დაბალი ფონით, მაღალი სიხშირეები (>ათეულობით გიგაჰერცზე) დაბალი თვითღირებულება. ამიტომ მეტად დიდია ინტერესი იზოვალენტური ელემენტებით, უმთავრესად, ნახშირბადითა და გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის მასიური კრისტალებისა და სტრუქტურებისადმი. ისინი, კრისტალურ მესერში ჰქმნიან დრეკადი დეფორმაციის ლოკალურ ველებს, ცვლიან წერტილოვანი დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის პირობებს. სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობები მყარ მდგომარეობაში ხასიათდებიან სრული ურთიერთხსნადობით. აღნიშნული გარემოება განსაზღვრავს სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური კრისტალებისა და ეპიტაქსიური სტრუქტურების თანამედროვე ნახევარგამტარულ ხელსაწყოთმშენებლობაში გამოყენების მაღალ პერსპექტივებს.

წინამდებარე ნაშრომში წარმოდგენილია p- და n- ტიპის ელექტროგამტარობის მონოკრისტალური $Si_{1-x}Ge_x$ ($0<x\leq0,02$) შენადნობების სტრუქტურული დეფექტების, დინამიური და სტატიკური მიკროსისალისა და დრეკადობის მოდულის, გრეხითი რხევების მილევის რელაქსაციური და ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესების, ძვრის დინამიური მოდულის, მაღალტემპერატურული დიფუზიით შექმნილი p-n გადასასვლელების ინფრაწითელი გამოსხივების ახლო დიაპაზონში ოპტიკური ფოტომგრძნობიარობის სპექტრების ერთობლივი კვლევის შედეგები.

ბორით ლეგირებული გერმანიუმის სხვადასხვა შედგენილობის Si-Ge შენადნობების მასიური კრისტალები მიღებულია [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით კრისტალიზაციის ჩოხრალსკის მეთოდით. განხილულია კრისტალურ მესერში მალეგირებელ მინარევებთან (B, Ge) ლოკალიზებული დრეკადი დეფორმაციისა და კრისტალიზაციის პროცესში ტემპერატურული ფლუქტუაციის როლი სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ფუძეშრეების დამახასიათებელი რეალური სტრუქტურული მდგომარეობის ფორმირებაზე.

ჰოლის ეფექტის რეგისტრაციის ვან დერ პაუს მეთოდით ოთახის ტემპერატურაზე განისაზღვრა Si-Ge ფუძეშრეების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები საწყის და თერმულად დამუშავებულ მდგომარეობაში. გაანალიზებულია ზედაპირული და მოცულობითი სტრუქტურული დეფექტების წვლილი Si-Ge ფუძეშრეების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების ცვლილებებში.

შესწავლილია სხვადასხვა ატომური კონცენტრაციის ბორითა და გერმანიუმით ერთობლივად ლეგირებული Si-Ge შენადნობების ფუძეშრეების ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დეფორმაციის ფართო დიაპაზონებში ცვლილებათა კანონზომიერებანი. გამოვლენილია, გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით დინამიური ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობის შემცირება. ნაჩვენებია დინამიური ძვრის მოდულის არამონოტონური ცვლილება ტემპერატურის ამაღლების პირობებში, კერძოდ, მისი

მნიშვნელობების ზრდისა და შემცირების არეების მონაცვლეობა 20-400°C ტემპერატურულ ინტერვალში. მცირე კონცენტრაციით ბორის შემცველი (<10^{15}სმ$^{-3}$) Si-Ge შენადნობების დინამიური ძვრის მოდული 12-15% იზრდება, ხოლო ბორის მაღალი კონცენტრაციების შემთხვევაში (>10^{18}სმ$^{-3}$) პირიქით, მისი მნიშვნელობები მცირდება. დადგენილია ბორითა და გერმანიუმით ლეგირებული Si-Ge ფუძეშრეების კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის ცვლილებათა კანონზომიერებანი, გაანალიზებულია მაღალ ტემპერატურებზე თერმული დამუშავებითა და დეფორმაციით დინამიური განმტკიცებისა და სიმტკიცის შემცირების დისლოკაციური მექანიზმები.

განხილულია წერტილოვანი დეფექტების რთული კომპლექსებისა და ჟანგბადის შემცველი დისპერსული ფაზების წვლილი დისლოკაციების ძლიერად ბლოკირებასა და სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების დინამიურ განმტკიცებაში.

შესწავლილია მონოკრისტალური Si+2ატ%Ge ფუძეშრის დაბალსიხშირული (0,5-5,0ჰც) შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები. გამოვლენილია 60-გრადუსიანი კიდური და ხრახნული ორიენტაციის დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების წარმოქმნით, მოძრაობითა და ბლოკირების ცენტრებთან ურთიერთქმედებით განპირობებული რელაქსაციური და ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის პროცესები და ძვრის მოდულის დეფექტები. ნაჩვენებია სტრუქტურის დინამიური განმტკიცება 250-320°C, 450 და 500-550°C ტემპერატურის არეში. აღნიშნული ცვლილებები გამოწვეულია წერტილოვანი დეფექტების დიფუზიით დისლოკაციების ბირთვების მიმართულებით, რის შედეგადაც ძლიერდება დისლოკაციების ბლოკირება და იზრდება დინამიური ძვრის მოდულის მნიშვნელობები, მაშასადამე ხდება სტრუქტურის დინამიური განმტკიცება. ექსპერიმენტულად დადგენილია ბორისა და გერმანიუმის კონცენტრაციის ცვლილებებით Si-Ge შენადნობების მექანიკური თვისებების მართვის შესაძლებლობები, რაც მნიშვნელოვანია ფუძეშრეების შექმნის გამოსავლიანობისა და მექანიკური თვისებების გაუმჯობესებისთვის.

DUH-211S სერიის ულტრა მიკროსისალის ტესტერზე კომპიუტერული უზრუნველყოფის პირობებში კნუპის, ბერკოვიჩისა და ვიკერსის ინდენტორების გამოყენებით, ოთახის ტემპერატურაზე შესწავლილია გერმანიუმისა და ბორის სხვადასხვა შედგენილობის Si-Ge ფუძეშრეების სტატიკური და დინამიური მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის ცვლილებები დატვირთვის ფართო დიაპაზონში. დადგენილია სტატიკური და დინამიური მიკროსისალის შემცირების კანონზომიერებები გერმანიუმის კონცენტრაციის ზრდის პირობებში. ნაჩვენებია მიკროსისალის ცვლილებების განსხვავებული ხასიათი ინდენტორის კრისტალში შეღწევის სხვადასხვა სიჩქარეზე. გამოვლენილია მცირე დატვირთვების გავლენით ზედაპირულ ფენებში ე.წ. პირდაპირი და შებრუნებული “ზომითი ეფექტი”. ის ასახულია მიკროსისალისა და

ინდენტირების მოდულის მკვეთრად ამაღლებისა და ასევე მკვეთრად შემცირების ფორმით ინდენტორის კრისტალის სიღრმეში შეღწევისას.

ნაჩვენებია, რომ კრისტალში ინდენტორის შეღწევის მთელ დიაპაზონში პრაქტიკულად მიკროსისალე და ინდენტირების მოდული მდორედ მცირდება ფუძეშრის ზედაპირის დამუშავების ხარისხის გაუარესებითა და გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით, რაც უპირატესად განპირობებულია მაღალი ძვრადობის დეფექტების ფორმირებითა და შესაბამისად, გარეშე მექანიკური დატვირთვებისადმი კრისტალის წინააღმდეგობის შესუსტებით, აგრეთვე, გერმანიუმის ატომებთან ლოკალიზებული დრეკადი დეფორმაციის ველებით, რომლებიც ასუსტებენ ატომთაშორისი კავშირის ძალებს. გამოვლენილია მაღალი ენერგიის ელექტრონებით დასხივებული p-ტიპის Si-Ge ფუძეშრეებისა და მათზე p-n გადასასვლელების კნუპის მიკროსისალის იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების არამონოტონური ცვლილება 200-260°C ინტერვალში. ინდენტორის კრისტალში შეღწევა ფიქსირებულია როგორც p-n გადასასვლელის ზედა n -ფენაში, ასევე უშუალოდ p-n არეში და p-ტიპის ფუძეშრეში. ყველა შემთხვევაში აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში ვლინდება მიკროსისალის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების ანომალური ცვლილება, რაც მიუთითებს მასალის მოცულობაში ფორმირებული რადიაციულ დეფექტებში გარდაქმნის პროცესების მიმდინარეობაზე. სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების კრისტალურ მესერში ფორმირებული რადიაციული დეფექტების კვლევის ცნობილი შედეგების განზოგადოების საფუძველზე შესაძლებელია 200-260°C ინტერვალში ელექტრონებით დასხივებულ Si-Ge ფუძეშრეების იზოქრონული მოწვის პროცესში ერთდროულად მიმდინარეობდეს ვაკანსია-ფოსფორის, ვაკანსია-ჟანგბადისა და დივაკანსიების კომპლექსების გარდაქმნები. რადიაციული დეფექტების წვლილი მიკროსისალის არამონოტონურ ცვლილებაში მოცემულ ეტაპზე რთულია და სპეციალურ კვლევას მოითხოვს.

ნაჩვენებია, რომ ფოსფორის მაღალტემპერატურული დიფუზიით p-ტიპის Si-Ge ფუძეშრეებზე ფორმირებული p-n გადასასვლელები ახლო ინფრაწითელი გამოსხივების 2-2,4მკმ არეში ხასიათდებიან ფოტომგრძნობიარობის მაქსიმუმით, რომლის ინტენსივობა მნიშვნელოვნად იზრდება მაღალენერგეტიკული ელექტრონებით დასხივების გავლენით. ის მდგრადია 400°C ტემპერატურაზე თერმული მოწვისადმი 1 სთ-ის განმავლობაში. შესრულებულმა სამუშაოებმა გამოავლინეს Si-Ge შენადნობების ფუძეშრეებსა და p-n სტრუქტურებში თერმული, რადიაციული და დეფორმაციით ფორმირებული დეფექტების განმსაზღვრელი წვლილი სტრუქტურულად მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური და ელექტროფიზიკური თვისებების მოდიფიცირებაში. ეს გარემოება მეტად მნიშვნელოვანია Si-Ge შენადნობების ფუძეშრეებზე ფორმირებული განსაზღვრული ელექტროფიზიკური თვისებების p-n გადასასვლელების მახასიათებლების მოდიფიცირების განსახორციელებლად.

Resume

Silicon-based modern devices are required high operating velocities with low noise background, high operating frequencies (>tens GHz), low cost. So there is high interest in silicon bulk crystals and structures doped by isovalent elements, mainly, carbon and germanium. They form elastic deformation fields and change conditions of point defects generation and motion. Si-Ge alloys in solid states are characterized by complete intersolubility of components. This circumstance causes wide application perspectives of Si-Ge alloys bulk crystals and epitaxial structures in modern semiconducting devices and equipments.

Present work deals with investigations of structural defects, dynamic and static microhardness and elasticity modulus, torsion oscillation damping relaxation and phase transformation type processes, dynamic shear modulus, optical photosensitivity spectra near infrared radiation range of p-n junctions, formed by hightemperature diffusion of monocrystalline $Si_{1-x}Ge_x$ ($0<x\leq0,02$) alloys with p- and n-types electric conductivity .

Bulk crystals of boron doped Si-Ge alloys with different Ge concentration have been grown by the crystallization-Czochralski method in [111] crystallographic direction.

Contribution of temperature fluctuations on formation of real structural state, characteristic for Si-Ge substrates , in a process of elastic deformation and crystallization, localized in crystalline lattice near dopant impurities (B, Ge) has been discussed.

Elcetrophysical characteristics of Si-Ge substrates in initial and thermally treated have been determined by Hall effect registration Van der Pauw method at room temperatures.

Contribution of surface and volume structural defects in changing of physical-mechanical characteristics of Si-Ge substrates have been analyzed. Regularities of changing dynamic shear modulus of Si-Ge substrates in a wide range of temperature and amplitude deformation doped by boron and germanium have been studied. Decrease of absolute values of dynamic shear modulus has been revealed by increasing Ge concentration. In temperature increasing conditions , nonmonotonous change of dynamic shear modulus has been shown. Dynamic shear modulus increases by 12-15% in Si-Ge alloys doped by high concentration of boron ($<10^{15}cm^{-3}$), but with small concentration of boron ($>10^{18}cm^{-3}$) on the contrary, its values decrease. Regularities of changing critical strain amplitude in boron and germanium doped Si-Ge substrates have been established, dislocation mechanisms of deteriorating dynamical strength by thermal treatment at high temperatures have been analyzed. Contribution of point defects and oxygen-containing dispersive phases in dislocation blocking and dynamical strengthening of Si-Ge alloys has been analyzed.

Low frequency (0,5-5,0Hz) internal friction and dynamic shear modulus temperature spectra of monocrystalline Si+2at%Ge substrate have been studied. Relaxation and hysteretic internal friction processes and modulus defects stipulated by generation, motion and interaction of individual and pair kinks on

various dislocations have been revealed. Dynamic strengthening of the structure is revealed in areas of 250-320°C, 450 and 500-550°C temperatures. Mentioned changes are stipulate by diffusion of defects in direction of dislocation cores, resulting in blocking dislocations and increasing the values of dynamic shear modulus, therefore dynamic strengthening of structure takes place. It is experimentally established, that it is possible to control mechanical properties of Si-Ge alloys by changing boron and germanium concentrations, that is important for yielding of samples and improving mechanical properties.

Studying of changes of static and dynamic microhardness and indentation modulus of Si-Ge substrates doped by germanium and boron has been carried out by Knoop, Berkovich and Vickers methods at the room temperature on dynamic ultra-micro hardness tester DUH-211S. Increasing regularities of static and dynamic microhardness has been established by increasing Ge concentration. Different character of microhardness changes at various velocities of indenter penetration in crystal has been shown. Direct and indirect "Indentation Size Effect'" has been revealed in upper layers by the influence of small loadings. It is reflected in increasing and decreasing of microhardness and indentation modulus during penetration of indenter in crystal depth.

It is shown that microhardness and indentation modulus practically slowly decline in a whole range of penetration depth in crystals by deterioration of polishing degree of substrate surface and increase of Ge concentration, that is preferentially stipulated by formation of high mobility defects and elastic deformation fields near of Ge atoms, those weaken inter-atomic bonding forces.

Non-monotonous changes of isochronal annealing temperature dependence of Knoop microhardness of p-type Si-Ge substrates and p-n junctions based on them were revealed in 200-260°C temperature interval. Penetration of indenter in crystal is fixed in upper n- layer in p-n junction, and also in its area and p-type substrate. In all cases, in the abovementioned temperature interval, anomalous changes of microhardness dependence on isochronal annealing temperature has been revealed, that indicates on transformation processes in radiation defects. Based on generalization of the known investigation results of radiation defects formed in Si and Si-Ge alloys crystalline lattice it is real to suppose, that in 200-260°C temperature interval, in isochronal annealing process of Si-Ge substrates, irradiated by electrons, annealing of vacancy-phosphorus, vacancy-oxygen and divacancies is taking place simultaneously. At this stage contribution of radiation defects in nonmonotonous changes of microhardness is very difficult and requires a systematic study.

It is shown, that p-n junctions formed on p-type Si-Ge substrates by hightemperature diffusion of phosphorus are characterized by photosensitivity maximum in near-infrared radiation area of 2-2,4μm, which intensity significantly increases by the influence of high-energy electrons irradiation. It is resistant to thermal annealing at 500°C temperature for 1hr.

Presented works reveal the role of defects formed by thermal, radiation and deformation in modification of structural-sensitive physical-mechanical and

electrophysical properties of substrates and p-n structures of Si-Ge alloys. This circumstance is very important for modification of p-n junctions characteristics formed on Si-Ge alloys substrates with determining electrophysical properties.

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.

ავთანდილ სიჭინავა

შინაარსი

ნახაზების ნუსხა.....14
ცხრილების ნუსხა.....17
შესავალი.....18
1.ლიტერატურული მიმოხილვა 24
1.1. დისლოკაციების დინამიკა SiGe შენადნობებში…….....24
1.2. გერმანიუმის გავლენა ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებულ სილიციუმის ფუძეშრეების მექანიკურ თვისებებზე…….....34
1.3. მიკროსისალის თავისებურებანი გერმანიუმსა და სილიციუმში….....48
1.4. Si-Ge შენადნობების p-n სტრუქტურების რადიაციული მედეგობა…..51
2. შედეგები და მათი განსჯა.....62
2.1. Si-Ge შენადნობების მიღება და კვლევის მეთოდები……....62
2.1.1. Si-Ge შენადნობების მიღება…….....62
2.1.2. Si-Ge ფუძეშრეებზე p-n გადასასვლელების შექმნის მეთოდიკა……..62
2.1.3. მეტალური კონტაქტების შექმნის თანმიმდევრობა…….....63
2.1.4 ნიმუშების ზედაპირების მომზადების მეთოდიკა.....63
2.1.5. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდიკა…….....64
2.1.6. ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვის მეთოდიკა……...65
2.1.7. დინამიური მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის განსაზღვრის მეთოდი….....66
2.1.8. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი……....70
2.1.9.ინფრაწითელ დიაპაზონში ფოტომგრძნობიარობის სპექტრების გაზომვის მეთოდიკა……73
2.2. კვლევის შედეგები..…….. ……75
2.2.1. მონოკრისტალური Si+2ატ%Ge შენადნობის მასიური კრისტალების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები……75
2.2.2. ბორით ლეგირების გავლენა Si+2ატ.%Ge მონოკრისტალური შენადნობის არადრეკად თვისებებზე……..85
2.2.3. ზედაპირების დამუშავების გავლენა მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურასა და ძვრის მოდულზე 95
2.2.4. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება……102
2.2.5. გერმანიუმის გავლენა Si-Ge მონოკრისტალური ფუძეშრეების არადრეკად თვისებებზე……111
2.2.6. გერმანიუმის გავლენა მონოკრისტალური სილიციუმის მიკროსისალეზე……..115
2.2.7. Si-Ge ფუძეშრეების არგონის იონებით დასხივების პარამეტრების გათვლები TRIM-2012 პროგრამით.....121
2.2.8. არგონის იონებით დასხივებისა და სწრაფი თერმული მოწვის გავლენა Si-Ge ფუძეშრეების მიკროსისალესა და დრეკადობის მოდულზე.....125
2.2.9. მაღალენერგეტიკული ელექტრონებით დასხივების გავლენა Si-Ge ფუძეშრეებისა და p-n გადასასვლელების მიკროსისალესა და დრეკადობის მოდულზე……131

2.2.10. Si-Ge ფუძეშრეებზე შექმნილი p-n გადასასვლელების ფოტომგრძნობიარობის სპექტრები……136
დასკვნა…….....139
გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა…….....140

ნახაზების ნუსხა

ნახ.1. დინამიური მიკროსისალის განსაზღვრის სქემა.....68
ნახ. 2. გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის სქემა.....73
ნახ.3. მონოკრისტალური Si+2ატ%Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრები 76
ნახ.4. მონოკრისტალური Si+2ატ%Ge შენადნობის ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები 77
ნახ.5. სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება.....86
ნახ.6. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si+1.5ატ.%Ge შენადნობების ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება.....87
ნახ.7. ფოსფორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si+2ატ.%Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება……..91
ნახ.8. ფოსფორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si+2ატ.%Ge შენადნობის ძვრის ფარდობითი მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება.....93
ნახ.9.მონოკრისტალური Si-Ge ფუძეშრეების (111) ზედაპირების მიკროსტრუქტურა (ა)- Si(111), (ბ)- Si+0.5ატ.%Ge, (გ)-Si+1.5ატ.%Ge, (დ)- Si+2.ატ.%Ge.(ე)- Si+1,5ატ.%Ge:B(10^{15}სმ$^{-3}$), პარალელურად ორიენტირებული ორეულები, (ვ)-Si+2.ატ.%Ge:B(10^{15}სმ$^{-3}$),- დეფორმაციის ხაზების გასწვრივ განაწილებული წერტილოვანი დეფექტები.....96
ნახ.10. Si+2ატ%Ge შენადნობის ძვრის მოდულის დამოკიდებულება იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე. 99
ნახ.11. მონოკრისტალური Si+0,5ატ%Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება.....107
ნახ.12. მონოკრისტალური Si+0,5ატ%Ge შენადნობის დინამიური ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება.....109
ნახ.13. Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის ფარდობითი მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ოთახის ტემპერატურაზე.....112
ნახ.14. Si-Ge ფუძეშრეების შინაგანი ხახუნისა(1,2) და ძვრის ფარდობითი მოდულის(1’,2’) ამპლიტუდური დამოკიდებულება 650 °C ტემპერატურაზე.....113
ნახ.15. მონოკრისტალური სილიციუმისა და სხვადასხვა Si-Ge ფუძეშრეების კნუპის სტატიკური მიკროსისალის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულება.....116
ნახ.16. (111) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის Si-Ge ფუძეშრეების დინამიური მიკროსისალის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულება.....117
ნახ.17. გერმანიუმის სხვადასხვა პროცენტული შემცველობის (111) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის Si-Ge ფუძეშრეების ინდენტირების მოდულის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულება.....117

ნახ.18. 0.25 მკმ და 1 მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტით დამუშავებული Si+0.6ატ.%Ge-ის ფუძეშრის კნუპის დინამიური(DHK) და სტატიკური(HK) მიკროსისალის ინდენტორზე დატვირთვის სიდიდეზე დამოკიდებულება.....120
ნახ.19. 100 კევ ენერგიის არგონის იონების განარბენების განაწილება Si-Ge ფუძეშრეში : ა) იონების სხივის გასწვრივ; ბ) სივრცული.....122
ნახ.20. 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით Si+1.5ატ.%Ge ფუძეშრეში წანაცვლებული ატომების განაწილება: ა)Ge; ბ) Si. 123
ნახ.21. 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით Si+1.5ატ.%Ge ფუძეშრეში წარმოქმნილი ვაკანსიების განაწილება: ა) Ge; ბ) Si.....123
ნახ.22. 100 კევ ენერგიის სხვადასხვა ფლუენსების არგონის იონებით იმპლანტირებული Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$)-ის ფუძეშრეების ვიკერსის დინამიური მიკროსისალის დამოკიდებულება შეღწევის სიღრმეზე 126
ნახ.23. 100 კევ ენერგიის არგონის იონების სხვადასხვა ფლუენსებით დასხივებული Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრის ინდენტირების მოდულის დამოკიდებულება შეღწევის სიღრმეზე.....127
ნახ.24. საწყისი და 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით (ფლუენსი$2\cdot10^{13}$სმ$^{-2}$) იმპლანტირებული Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრეების ვიკერსის დინამიური მიკროსისალის დამოკიდებულება ინდენტორის კრისტალში შეღწევის სიღრმეზე 5წმ სწრაფი თერმული მოწვის შემდეგ…….....129
ნახ.25. საწყისი და 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით (ფლუენსი$2\cdot10^{13}$სმ$^{-2}$) იმპლანტირებული Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრეების ინდენტირების მოდულის სიღრმეზე დამოკიდებულება სხვადასხვა ტემპერატურაზე 5 წმ სწრაფი თერმული მოწვის შემდეგ…130
ნახ.26. 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით (ფლუენსი $2\cdot10^{13}$სმ$^{-2}$) იმპლანტირებული Si+1.5ატ.%Ge:B ფუძეშრის ვიკერსის დინამიური მიკროსისალის 5 წმ სწრაფი თერმული მოწვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება ინდენტორის მასალაში შეღწევის ფიქსირებულ სიღრმეებზე.....131
ნახ.27. 6 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივებული (ფლუენსი≈10^{13}სმ$^{-2}$) p-ტიპის Si+2ატ.%Ge:B($3{,}5\cdot10^{14}$სმ$^{-3}$) ფუძეშრის კნუპის დინამიური სისალის დამოკიდებულება ინდენტორის შეღწევის სიღრმეზე იზოქრონული თერმული მოწვის სხვადასხვა ტემპერატურაზე.....132
ნახ.28. 6 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივებული (ფლუენსი≈10^{13}სმ$^{-2}$) Si+2ატ.%Ge:B ($3.5\cdot10^{14}$სმ$^{-3}$) ფუძეშრეზე შექმნილი p-n გადასასვლელის კნუპის დინამიური მიკროსისალის იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება შეღწევის ფიქსირებულ სიღრმეებზე.....133
ნახ.29. Si+1.9at.% Ge:B(1.15×10^{14}სმ$^{-3}$)-ზე ფუძეშრის ფოსფორსილიკატური დანაფარიდან ფოსფორის 1050°C-ზე დიფუზური ლეგირებით მიღებული p-n სტრუქტურის კნუპის დინამიური მიკროსისალის დამოკიდებულება შეღწევის სიღრმეზე იზოქრონული მოწვის ფიქსირებულ ტემპერატურებზე 134

ნახ. 30. Si+1.9ატ.Ge:B(1.15×10^{14}სმ$^{-3}$) ფუძეშრეში ფოსფორის 1050°C-ზე დიფუზური ლეგირებით მიღებული p-n გადასასვლელის კნუპის დინამიური სისალის დამოკიდებულება იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე შეღწევის ფიქსირებულ სიღრმეზე.....135
ნახ.31. p-ტიპის Si-Ge ფუძეშრეებზე ფოსფორის დიფუზიით შექმნილი p-n გადასასვლელების ფოტომგრძნობიარობის სპექტრები.....136
ნახ.32. Si-Ge ფუძეშრეებზე p-n გადასასვლელების ფოტომგრძნობიარობის სპექტრები.....137

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი1. ინდენტირების პროცესის პარამეტრები დატვირთვა-განტვირთვის რეჟიმში 69
ცხრილი 2. მონოკრისტალური Si+2ატ.%Ge შენადნობის დინამიური მექანიკური და აქტივაციური მახასიათებლები …..... ……77
ცხრილი 3. ბორით ლეგირებული Si+1,5ატ.%Ge შენადნობის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები 88
ცხრილი 4. ფოსფორით ლეგირებული Si-Ge შენადნობების რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები …….....92
ცხრილი 5. Si+2ატ.%Ge შენადნობის ნიმუშების ზედაპირების დამუშავების გავლენა ძვრის დინამიურ მოდულზე…….. 97
ცხრილი 6. სხვადასხვა ხარისხით პოლირებული მონოკრისტალური Si-Ge ფუძეშრეების მექანიკური მახასიათებლები…….....100
ცხრილი 7. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების დინამიური მექანიკური მახასიათებლები…….....105
ცხრილი 8. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები…….....113
ცხრილი 9. Si-Ge შენადნობების ბერკოვიჩის მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის მაქსიმალური მნიშვნელობები…… 117
ცხრილი 10. Si+1.5ატ.%Ge ფუძეშრის არგონის იონებით დასხივების პარამეტრები.....121
ცხრილი 11. არგონის იონების ენერგიის დანაკარგები და Si-Ge ფუძეშრის ზედაპირიდან გაფრქვეული ატომების წილი.....124
ცხრილი 12. არგონის იონების ფლუენსის გავლენა წანაცვლებული ატომების კონცენტრაციაზე.....124
ცხრილი 13. 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით იმპლანტაციის გავლენა Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრის მექანიკურ მახასიათებლებზე.....128

შესავალი

სილიციუმი უაღრესად მნიშვნელოვან როლს ასრულებს თანამედროვე მიკროელექტრონიკის სხვადასხვა მიმართულების განვითარებაში. ეს გარემოება განსაზღვრავს მის ფუძეზე მაღალეფექტური ახალი მასალების შექმნისათვის წარმოებული სამეცნიერო და ტექნოლოგიური სამუშაოების ფართო მასშტაბებს. უკანასკნელი 10-15 წლის განმავლობაში დადგენილია, რომ მცირე კონცენტრაციის (10^{16}-10^{18} სმ$^{-3}$) გერმანიუმით Si-ის ლეგირება მის ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებს აუმჯობესებს. ეს განაპირობებს რეგულირებადი თვისებების სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მიკროელექტრონიკის მრეწველობაში ფართოდ გამოყენების შესაძლებლობას. სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობები ასევე წარმატებით გამოიყენება საკონსტრუქციო მასალად მიკრომანქანებში, სენსორებში, ნანო ელექტრომექანიკურსა და მიკრო ელექტრომექანიკურ სისტემებში, ნანო ტექნოლოგიურ ჰიბრიდულ მასალებში.

განსაკუთრებულ ინტერესს იწვევს გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის რადიაციული მდგრადობის კვლევა, ვინაიდან ორივე მასალა ხასიათდება ერთი ტიპის კრისტალური მესრით და წარმოქმნიან უწყვეტ მყარ ხსნარებს. სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების სტრუქტურაში დეფექტების ჩასახვის მოდელური წარმოდგენა უმთავრესად დაფუძნებულია სილიციუმთან შედარებით დიდი კოვალენტური რადიუსის გერმანიუმის ატომებთან ლოკალიზებულ შინაგან ძაბვებზე. მათი ზემოქმედებით შესაძლებელია შეიცვალოს დეფექტების წარმოქმნის, მოძრაობისა და თერმული მდგრადობის მახასიათებლები. მოსალოდნელია ასევე გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმის კრისტალებში დიდი რაოდენობით მცირე ზომის მიკროფორების წარმოქმნა, რომლებიც ქრებიან მაღალ ტემპერატურაზე მოწვით. ბორითა და გერმანიუმით ერთობლივად ლეგირებული სილიციუმის სტრუქტურაში ძაბვები კომპენსირდება, რითაც მცირდება დისლოკაციების ჩასახვის ალბათობა სილიციუმ-გერმანიუმის ეპიტაქსიურ ფენებში, შესაბამისად უმჯობესდება მათი მახასიათებლები და

მდგრადობა. ნახევარგამტარული ხელსაწყოების წარმოებაში გამოყენების თვალსაზრისით საყურადღებოა ის გარემოება, რომ 10^{19}სმ$^{-3}$ კონცენტრაციის გერმანიუმის შემცველი სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ფუძეშრეების მექანიკური თვისებები მკვეთრად უმჯობესდება, პრაქტიკულად იხშობა მათ სტრუქტურაში B-O დეფექტების წარმოქმნა. მზის სხივების ხანგრძლივი ზემოქმედებით უარესდება სილიციუმის ფუძეზე შექმნილი მზის ელემენტების მახასიათებლები, მაშინ როდესაც სილიციუმ-გერმანიუმის ეფექტურობა მზის სხივების დასხივების იმავე პირობებში უმნიშვნელოდ უარესდება.

სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური კრისტალებისა და ეპიტაქსიური სტრუქტურების სისტემატურმა კვლევებმა გამოავლინეს ნახევარგამტარულ ხელსაწყოთმშენებლობაში მათი გამოყენების რეალური შესაძლებლობები. სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების, ეპიტაქსიური სტრუქტურებისა და სხვადასხვა დანიშნულების მაღალეფექტური ფოტოელექტრული გარდამქმნელების მახასიათებლების კომპლექსური კვლევით შესაძლებელია განხორციელდეს მათი მართვა, პროგნოზირება და დიაგნოსტიკა. აღნიშნული გარემოება განაპირობებს სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ფუძეშრეებისა და p-n გადასასვლელის სტრუქტურისა და თვისებების კომპლექსური კვლევის აუცილებლობასა და აქტუალობას.

მეცნიერული და პრაქტიკული გამოყენების თვალსაზრისით მეტად საინტერესო შედეგი მიიღწევა სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების სტრუქტურულად მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებებისა და ექსპერიმენტული კვლევით მალეგირებელი გერმანიუმის ატომების ფართო დიაპაზონში ცვლილების პირობებში. აღნიშნულიდან გამომდინარე მიზანშეწონილია ექსპერიმენტით დადგინდეს გერმანიუმის კონცენტრაციის, მაღალტემპერატურული დეფორმაციის, თერმული მოწვისა და რადიაციის გავლენით სტრუქტურული დეფექტების კონცენტრაციის, ფორმირებისა და მოძრაობის აქტივაციის ცვლილებების

კანონზომიერებები განსაზღვრული მახასიათებლების სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ფუძეშრეებისა და p-n სტრუქტურების შესაქმნელად.

ნაშრომის მიზანია გერმანიუმის სხვადასხვა პროცენტული შემცველობის ბორითა და ფოსფორით ლეგირებული სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიურ კრისტალებსა და მათ ფუძეშრეებზე ფორმირებული p-n გადასასვლელის მიკროსტრუქტურის, სტრუქტურულად მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებებისა და ინფრაწითელი გამოსხივების ტალღის სიგრძის ახლო დიაპაზონში ფოტოელექტრული მგრძნობიარობის კვლევა. კერძოდ, მექანიკური დამუშავებისა და ქიმიური პოლირების, თერმული მოწვისა და გრეხითი დეფორმაციის, მაღალი ენერგიის ელექტრონებით რადიაციისა და არგონის იონებით იმპლანტაციის გავლენით დეფექტების, რელაქსაციური და ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის სპექტრების, დინამიური და სტატიკური მიკროსისალისა და დრეკადობის მოდულის ცვლილებათა კანონზომიერების დადგენა.

დასახული მიზნის მისაღწევად ნაშრომში გადაჭრილია შემდეგი ამოცანები:

— გერმანიუმის სხვადასხვა პროცენტული შემცველობის ბორითა და ფოსფორით ლეგირებული სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური კრისტალების ფუძეშრეების მეტალოგრაფიული კვლევა;

— სხვადასხვა ხარისხით მექანიკურად დამუშავებული და პოლირებული, თერმულად მომწვარი, მაღალენერგეტიკული ელექტრონებით დასხივებული და არგონის იონებით იმპლანტირებული p - ტიპის სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძეშრეების შინაგანი ხახუნისა და დინამიური ძვრის მოდულის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულების კვლევა;

— ინდენტორის დატვირთვის ფართო დიაპაზონში მიკროსისალისა და დრეკადობის მოდულის ცვლილების თავისებურებაზე ბორისა და გერმანიუმის ატომური კონცენტრაციის, პოლირების ხარისხის, თერმული

მოწვის, მაღალი ენერგიის ელექტრონებით დასხივებისა და არგონის იონებით იმპლანტაციის გავლენის კვლევა;

— ფოსფორის მაღალტემპერატურული დიფუზიით p - ტიპის სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძეშრეებზე p-n გადასასვლელის ფორმირება და ინფრაწითელი გამოსხივების ახლო დიაპაზონში(0,5-5,0 მკმ) ფოტო ე.მ.ძ. სპექტრების კვლევა.

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე მდგომარეობს შემდეგში:

- p - ტიპის სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძეშრეზე დაფენილი ფოსფორსილიკატური ემულსიიდან მაღალტემპერატურული დიფუზიით ფორმირებულია p-n გადასასვლელი და გამოკვლეულია ინფრაწითელი გამოსხივების ახლო არეში ფოტომგრძნობიარობის სპექტრები. მაღალი ენერგიის ელექტრონებით დასხივებულ და არგონის იონებით იმპლანტირებულ p-n გადასასვლელის ფოტომგრძნობიარობის სპექტრში ტალღის სიგრძის 2,0-2,4 მკმ არეში გამოვლენილია 400°C ტემპერატურამდე თერმულად მდგრადი მაქსიმუმი.
- განსაზღვრულია მალეგირებელი ბორისა და გერმანიუმის სხვადასხვა შედგენილობის სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების რელაქსაციური ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნისა და მიკროპლასტიკურობის მახასიათებლები, გაანალიზებულია დისლოკაციების წვლილი დინამიური ძვრის მოდულის ანომალურ ტემპერატურულ ცვლილებაში.
- დადგენილია კომპონენტების კონცენტრაციის, ზედაპირის დამუშავების, თერმული მოწვის, ელექტრონებით დასხივებისა და არგონის იონებით იმპლანტაციის გავლენით სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძეშრეებისა და p-n გადასასვლელის მიკროსისალისა და დრეკადობის მოდულის ცვლილებათა კანონზომიერებანი. გაანალიზებულია თერმული და რადიაციული დეფექტების წვლილი

მექანიკური მახასიათებლების არამონოტონურ ცვლილებაში 220-260°C ტემპერატურულ ინტერვალში.

ნაშრომში წარმოდგენილი კვლევის პრაქტიკული ღირებულება მდგომარეობს შემდეგში:

- გარეშე ფაქტორების (მექანიკური დამუშავება და პოლირება, თერმული მოწვა, ელექტრონებით დასხივება, არგონის იონებით იმპლანტაცია) განპირობებული p -ტიპის სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების სტრუქტურული დეფექტების, ელექტრული, ოპტიკური და მექანიკური თვისებების ცვლილების დადგენილი კანონზომირებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას სხვადასხვა დანიშნულების ეპიტაქსიური სტრუქტურებისათვის მართვადი მახასიათებლების რადიაციულად მდგრადი p- და n- ტიპის სილიციუმ-გერმანიუმის ფუძეშრეების შესაქმნელად.
- ტემპერატურისა და გრეხითი დეფორმაციის ამპლიტუდის ფართო დიაპაზონში რელაქსაციური და ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის პროცესის მახასიათებლების განსაზღვრული მნიშვნელობები სასარგებლოა სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალების მექანიკური დამუშავებისადმი მედეგობისა და პროფილირებული ნაკეთობების შექმნის გამოსავლიანობის ასამაღლებლად.
- სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური კრისტალებისა და მათ ფუძეზე ფორმირებული p-n გადასასვლელის სტრუქტურული დეფექტების, მექანიკური, ელექტრული და ოპტიკური თვისებების კომპლექსური კვლევის შედეგები წარმოადგენს საცნობარო მასალას სილიციუმის ფუძეზე ახალი ნახევარგამტარული მასალებისა და სტრუქტურების შექმნის პრობლემისათვის: შედგენილობის, თერმული, მექანიკური და რადიაციული ზემოქმედებით მახასიათებლების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებები შესაძლებელია გამოყენებული იქნას ახალი თაობის თერმულად და

რადიაციულად მდგრადი მაღალეფექტური ფოტოელექტრული ხელსაწყოების შესაქმნელად.

1.ლიტერატურული მიმოხილვა

1.1.დისლოკაციების დინამიკა SiGe შენადნობებში

ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული SiGe შენადნობების მასიური კრისტალების მექანიკური სიმტკიცე და დისლოკაციების სიჩქარე შესწავლილი იქნა მოწამვლის ორმოების და კუმშვითი დეფორმაციის ანალიზის საფუძველზე. SiGe შენადნობებში, 0,004<x<0,8 კომპოზიციური დიაპაზონში დისლოკაციების სიჩქარე მონოტონურად მცირდება სილიციუმის შემცველობის ზრდასთან ერთად 450-700°C ტემპერატურულ ინტრევალში 3-24მპა ძაბვის ქვეშ. ამის საპირისპიროდ დისლოკაციების სიჩქარე 0,92<x<1 კომპოზიციური დიაპაზონში თავდაპირველად იზრდება, შემდეგ მცირდება და კვლავ იზრდება სილიციუმის შემცველობის შემცირებასთან ერთად 750-850°C ტემპერატურულ ინტერვალში 3-30მპა ძაბვის ქვეშ. დისლოკაციების სიჩქარე რაოდენობრივად იქნა შეფასებული როგორც ძაბვისა და ტემპერატურის ფუნქცია. ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულება SiGe შენადნობებისთვის 0<x<0,4 კომპოზიციურ დიაპაზონში გერმანიუმის მსგავსია 600°C ტემპერატურაზე ქვემოთ. მიუხედავად ამისა დენადობის ძაბვა ტემპერატურის მიმართ არამგრძნობიარეა და იზრდება სილიციუმის შემცველობის ზრდასთან ერთად. ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულება SiGe შენადნობებისთვის 0,95<x<1 კომპოზიციურ დიაპაზონში სილიციუმის მსგავსია 800-1000°C ტემპერატურებზე და დენადობის ძაბვა იზრდება სილიციუმის შემცველობის შემცირებასთან ერთად 0,95-მდე. დენადობის ძაბვა SiGe შენადნობებში დამოკიდებულია შედგენილობაზე, არის პროპორციული x(1-x), მაქსიმალურია x≈0,5-ის მახლობლობაში. ჩანერგილი ძაბვის ველებს, რომლებიც დაკავშირებული შენადნობის შედგენილობის ლოკალურ ფლუქტუაციებთან და დინამიურად განვითარებულ კოტრელის ატმოსფეროსთან დისლოკაციების ირგვლივ, შეუძლიათ ჩაახშონ დისლოკაციების აქტივობა და გამოიწვიონ SiGe შენადნობების განმტკიცება [1].

Si-Ge არის სრული მყარი ხსნარი ნახევარგამტარი, რომელსაც გააჩნია ალმასის კუბური სტრუქტურა. Si-Ge შენადნობები დიდ ინტერეს იწვევენ მიკროელექტრონიკასა და ოპტოელექტონულ ხელსაწყოებში მათი მესრის პარამეტრის და აკრძალული ენერგეტიკული ზონის მართვის პოტენციური შესაძლებლობების გამო. ლეგირება განაპირობებს ფუნდამენტური თვისებების სხვადასხვა უნიკალურ ეფექტს, რაც არ არის სილიციუმსა და გერმანიუმში. ეს შენადნობები თხელი ფირების სახით მიღებულია Si ფუძეშრეებზე სხვადასხვა ეპიტაქსიური ტექნოლოგიებით. შეუთავსებელი დისლოკაციების ფორმირება გარდაუვალია ასეთ ჰეტეროსტრუქტურებში წარმოქმნილი ძაბვის გამო. ის გამოწვეულია გამყოფ საზღვრებზე შეუსაბამობით, როდესაც ფირის სისქე თხელ ფირი-ფუძეშრის სისტემაში კრიტიკულ სიდიდეს აღემატება. დისლოკაციები გავლენას ახდენენ SiGe შენადნობების ელექტრულ და ოპტიკურ თვისებებზე და ზღუდავენ მათ გამოყენებას სხვადასხვა ხელსაწყოებში. მხოლოდ ცოტა რამ არის ცნობილი მათ დინამიურ თვისებებზე, როგორიცაა დისლოკაციების ჩასახვა და მოძრაობა ფირისა და ფუძეშრის გამყოფ საზღვარზე, განსაკუთრებით სილიციუმით მდიდარ შენადნობებში [2-6].

დიდი ბიაქსიალური ძაბვა, რომელიც დამახასიათებელია ჰეტეროსტრუქტურებისთვის ხელს უშლის დისლოკაციების თვისებების ღრმად შესწავლას. SiGe შენადნობში დისლოკაციების დინამიური თვისებები მსგავსია Si და Ge-ს დინამიური თვისებებისა და ნაკლები ყურადღება ექცევა იმ უნიკალურ თვისებებს, რომლებიც აღმოჩენილია რამდენიმე ნახევარგამტარულ ნაერთში [7-9]. ავტორების ინფორმაციით GaAsP და InAsP სამმაგი შენადნობების დენადობის ძაბვებს გააჩნიათ ათერმული კომპონენტი, რომელიც არ არის ორმაგ GaAs, GaP, InAs და InP შენადნობებში [10,11]. ამგვარად, საინტერესოა გამოკვლეული იქნას დისლოკაციების დინამიურობა და გაანალიზდეს მათი ლეგირებით განპირობებული უნიკალური თვისებები. Si-Ge შენადნობები შესაფერი არიან ასეთი ძირითადი კვლევისთვის. Si და Ge ელემენტების მასალების

დისლოკაციური სტრუქტურის კვლევა მიმდინარეობს 1960 წლიდან [12,13]. დღეისათვის კარგად არის შესწავლილი დისლოკაციების კინეტიკური თვისებები[14].

იმისათვის, რომ რაოდენობრივად შესწავლილი იქნას დისლოკაციების დინამიკური თვისებები, აუცილებელია კრისტალის გაზრდა დაბალი დისლოკაციური სიმკვრივით, გაიზომოს დისლოკაციების სიჩქარე და მექანიკური თვისებები. Si-Ge შენადნობის მასიური მონოკრისტალის გაზრდა ძნელია შემადგენელი ელემენტების მესრის პარამეტრისა და დნობის ტემპერატურების განსხვავებების გამო. მიუხედავად ამისა, ასეთი მასალებით შესაძლებელია მყარი ხსნარების განმტკიცების ფუნდამენტური კვლევები. განხილულია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული SiGe შენადნობების თერმო-მექანიკური თვისებების უნიკალური მახასიათებლები, დადგენილი ავტორთა ჯგუფის მიერ [15-20]. წამყვან სამეცნიერო კვლევით ცენტრებში Si_xGe_{1-x} შენადნობების მოცულობითი კრისტალები ($0<x<1$) მიღებული იქნა ჩოხრალსკის მეთოდით ძალიან დაბალი 1-დან 8 მმ/სთ სიჩქარით არგონის ატმოსფეროში [21-23]. მადედებლად გამოიყენებოდა [111] და [001] ღერძების პარალელურად ორიენტირებული Si ან Ge კრისტალი.

დიდი ზომის კრისტალი (15მმ დიამეტრისა და 40 მმ სიგრძის) წარმატებით იქნა გაზრდილი $0<x<0,15$ და $0,9<x<1$ შედგენილობის დიაპაზონებისთვის. მცირე ზომის კრისტალები Ge-ის საშუალო კონცენტრაციით მიღებულია მადედებლის არეში, რამდენადაც პოლიკრისტალურობაში გადასვლა დაკავშირებულია სტრუქტურის გადაცივებასთან [23].

მიღებულ კრისტალში შეინიშნება დეფორმაციის ხაზები და დისლოკაციები. დისლოკაციები წარმოიქმნებიან ძირითადად მადედებლის და შენადნობის გამყოფ საზღვარზე. დისლოკაციების სიმკვრივე შეადგენს 10^3-10^5სმ$^{-2}$. დისლოკაციების ჩასახვის პროცესი შეიძლება გაკონტროლდეს შენადნობსა და მადედებელს შორის განსხვავებული დეფორმაციის

სიდიდით, ტემპერატურული გრადიენტითა და შენადნობში ჩასახული დისლოკაციების ძვრადობით [20]. მიღებული შენადნობი ავლენს უნიკალურ თვისებებებს, როგორიცაა ატომთაშორისი ბმები, ელექტრონებისა და ხვრელების ძვრადობა, სითბოგამტარობა, ჟანგბადის მინარევის ლოკალური ვიბრაცია [24-32]. აღსანიშნავია, რომ SiGe შენადნობი არის ტიპიური მოუწესრიგებელი მასალა და ბმის სიგრძე და ბმის კუთხეები SiGe-ში შენადნობის შედგენილობით დამახინჯებულია [24,25].

დისლოკაციების სიჩქარე გაზომილი იქნა Si_xGe_{1-x} შენადნობებში $0<x<0,08$ და $0,922<x<1$ კომპოზიციურ დიაპაზონში. დისლოკაციების დაბალი სიმკვრივის (10^3სმ$^{-2}$) ნიმუშები ძაბვის ქვეშ ვაკუუმში ამაღლებულ ტემპერატურებზე სამწერტილოვანი ღუნვის მეთოდით იქნა შესწავლილი. დისლოკაციები უპირატესად წარმოიქმნა ზედაპირზე ნაკაწრებთან სიახლოვეში. ძაბვის ზემოქმედებით დისლოკაციების გადაადგილება განისაზღვრა მოწამვლის ორმოების მეთოდით [16,18,19].

შესწავლილია 550°C ტემპერატურაზე 60°-იანი დისლოკაციების ძვრადობის დამოკიდებულება ძვრის ძაბვაზე ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებულ SiGe შენადნობებში $0<x<0,08$ კომპოზიციურ დიაპაზონში სუფთა გერმანიუმთან ერთად. ნაჩვენებია, რომ დისლოკაციების სიჩქარის ლოგარითმი არის წრფივი ძაბვის ლოგარითმის მიმართ. ნაჩვენებია, რომ გერმანიუმით მდიდარ SiGe შენადნობებში (სილიციუმის სხვადასხვა შემცველობის დროს) და ასევე სუფთა გერმანიუმში 20 მპა ძაბვის ქვეშ 60°-იანი დისლოკაციების სიჩქარის ტემპარატურაზე დამოკიდებულება უპირატესად წრფივია. შესწავლილია 800°C ტემპერატურაზე 60°-იანი დისლოკაციების სიჩქარეების დამოკიდებულება ძვრის ძაბვაზე 30მპა ძაბვამდე ზონური დნობით მიღებულ SiGe შენადნობებში $0,922<x<1$ კომპოზიციურ დიაპაზონში სუფთა სილიციუმთან ერთად[33]. დისლოკაციების სიჩქარის ლოგარითმი არის წრფივი ძაბვის ლოგარითმის მიმართ 750-850°C ტემპერატურებზე. ძაბვის დისლოკაციების სიჩქარეზე

დამოკიდებულების გრაფიკის დახრილობა SiGe შენადნობებში როცა x=0.996 არის დაახლოებით იგივეა როგორც სილიციუმში. მეორეს მხრივ, SiGe შენადნობებში როცა x=0.922-0.979 დისლოკაციების სიჩქარე არის ნულის ტოლი ზღურბლურ ძაბვაზე დაბალი ძაბვის ქვეშ და შემდეგ სწრაფად იზრდება ძაბვის ზრდასთან ერთად[34]. ნაკაწრიდან დისლოკაციების წარმოქმნისთვის ზღურბლური ძაბვა იზრდება სილიციუმის შემცველობის შემცირებასთან ერთად. გაანალიზებულია სილიციუმით მდიდარ შენადნობებში სილიციუმის სხვადასხვა შემცველობისას 20მპა ძაბვის ქვეშ 60°- იანი დისლოკაციების სიჩქარეების დამოკიდებულება ტემპერატურაზე.

გერმანიუმით მდიდარ SiGe შენადნობებში 0<x<0,08 კომპოზიციურ დიაპაზონში დისლოკაციების სიჩქარე მცირდება მონოტონურად Si-ის შემცველობის მატებასთან ერთად, აღწევს სუფთა გერმანიუმში არსებული სიჩქარის ერთ მეშვიდედს, როცა x=0,08 . მეორეს მხრივ, კომპოზიციურ დიაპაზონში 0,922<x<1 (Si-ით მდიდარ SiGe-ში) დისლოკაციების სიჩქარე თავდაპირველად იზრდება, შემდეგ მცირდება და კვლავ იზრდება Ge-ის შემცველობის ზრდასთან ერთად 750-850°C ტემპერატურულ და 3-30მპა ძაბვის დიაპაზონებში. დისლოკაციების სიჩქარე x=0,996 შემცველობის სილიციუმისთვის არის უფრო მაღალი ვიდრე სუფთა სილიციუმში.

SiGe შენადნობებში დისლოკაციების სიჩქარე ისევე როგორც Si, Ge და სხვა ნახევარგამტარებში გამოისახება ძაბვისა და ტემპერატურის ფუნქციით შემდეგი ემპირიული განტოლებით [35,36]: $v=v_0(\tau/\tau_0)^m \exp(-Q/k_B T)$, $\tau_0=1$ Mpa სადაც k_B-არის ბოლცმანის მუდმივა, τ_0 საწყისი ძაბვა, ექსპერიმენტულად განსაზღვრულია v_0, m და Q -ს სიდიდეები SiGe-ში და სუფთა Si და Ge- ში. უნდა აღინიშნოს, რომ დისლოკაციები SiGe შენადნობებში აჩვენებენ ტიპიურ რეკომბინაციით გაძლიერებულ დისლოკაციების მოძრაობას ელექტრონული სხივით დასხივების პირობებში[37,38].

მექანიკური სიმტკიცე შესწავლილი იქნა Si_xGe_{1-x} შენადნობებში $0<x<0,4$ და $0,95<x<1$ კომპოზიციურ დიაპაზონში დისლოკაციების სიმკვრივით 10^3-10^5სმ$^{-2}$. მართკუთხა პარალელეპიპედის ფორმის ნიმუშები დაწნეხილი იქნა ამაღლებულ ტემპერტურებზე დეფორმაციის მუდმივი სიჩქარით "ინსტრონის" ტიპის დანადგარზე [17-19].

სილიციუმით მდიდარი Si_xGe_{1-x} შენადნობების ძაბვა-დეფორმაციის გრაფიკი $0.95<x<1$ კომპოზიციურ დიაპაზონში სუფთა სილიციუმის ანალოგიურია 800-1000°C ტემპერატურებზე. ის ხასიათდება ძაბვის ვარდნით, რომელიც მოჰყვება ძაბვის ზრდას. ძაბვის ასეთი ვარდნა შეიმჩნევა სხვა ნახევარგამტარებშიც, როგორიცაა Si, Ge და GaAs შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე [35,36]. ზედა და ქვედა დენადობის ძაბვები იზრდებიან სილიციუმის შემცველობის შემცირებით. ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულების გრაფიკი გერმანიუმით მდიდარ Si_xGe_{1-x} შენადნობებში როცა $x=0,01$, $0,10$, $0,25$ და $0,40$ დაბალ ტემპერტურებზე ხასიათდება ძაბვის ვარდნით, რასაც თან სდევს ძაბვის შემდგომი გაზრდა, მაგრამ მაღალ ტემპერატურებზე ძაბვის ვარდნას არა აქვს ადგილი, განსხვავებით სილიციუმით მდიდარი SiGe შენადნობებისგან. დისლოკაციების გაზრდილ ძვრადობას ასეთ ტემპერტურებზე შეუძლიათ წვლილის შეტანა მახასიათებლების ცვლილებებში. აღსანიშნავია, რომ Si_xGe_{1-x} შენადნობები როცა $x<0,10$ ავლენს დენადობის ძაბვის უფრო მაღალ სიდიდეებს ვიდრე სუფთა გერმანიუმი და სილიციუმი [17-19]. ნაჩვენებია ზედა დენადობის ძაბვების ტემპერატურული დამოკიდებულება სხვადასხვა SiGe შენადნობებში, ასევე სილიციუმში და გერმანიუმში ძვრის ძაბვის სიჩქარით $1,8\cdot10^{-4}$წმ$^{-1}$. დენადობის ძაბვები სილიციუმსა და გერმანიუმში მცირდება ტემპერატურის მატებასთან ერთად. ასეთი დამოკიდებულება შეიძლება აღწერილი იყოს როგორც დეფორმაციის სიჩქარის და ტემპერატურის ფუნქცია შემდეგი ემპირიული ტოლობით:

$\tau=A^{1/n}/\exp(-U/k_BT)$, სადაც A, n და U არის მუდმივები [35-39].

გერმანიუმით მდიდარი SiGe შენადნობები ხასიათდებიან დენადობის ძაბვის მსგავსი შემცირებით ტემპერატურის მატებასთან ერთად დაბალ ტემპერატურულ არეში. მათი ტემპერატურული დამოკიდებულება სუსტია მაღალ ტემპერატურულ არეში და საბოლოოდ თითქმის მუდმივია. ტემპერატურის მიმართ არამგრძნობიარე დიაპაზონი ფართოვდება დაბალი ტემპერატურებისკენ სილიციუმის შემცველობის მატებასთან ერთად. შენადნობების დენადობის ძაბვის სიდიდე არის უფრო მაღალი მაღალ ტემპერატურულ არეში სილიციუმის შემცველობის გაზრდით 0.4-მდე. დენადობის ძაბვები შენადნობში, როცა x=0.4 არიან ტემპერატურის მიმართ არამგრძნობიარე. დენადობის ძაბვის სიდიდე სილიციუმით მდიდარ SiGe შენადნობებში, როცა x=0.99 მსგავსია ან ოდნავ ნაკლები ვიდრე სილიციუმში, ხოლო დენადონის ძაბვის ტემპერატურული დამოკიდებულება მსგავსია სილიციუმისა. სილიციუმის შემცველობის შემცირებით x=0.95, დენადობის ძაბვა იზრდება და დენადობის ძაბვის ტემპერატურული დამოკიდებულება ხდება უფრო სუსტი.

შესწავლილია SiGe შენადნობების დენადობის ძაბვის დამოკიდებულება შედგენილობაზე; ძვრის ძაბვის სიჩქარეა $1{,}8 \cdot 10^{-4}$წმ$^{-1}$ გაზომვის 900°C ტემპერატურაზე. დენადობის ძაბვა იზრდება სილიციუმის შემცველობის ზრდასთან ერთად კომპოზიციურ დიაპაზონში x=0-0.4 და სილიციუმის შემცველობის შემცირებასთან ერთად x=0.95 -მდე. დენადობის ძაბვები გერმანიუმით მდიდარ SiGe შენადნობებში როცა x>0.10 არის გაცილებით მაღალი ვიდრე სუფთა სილიციუმისა. SiGe შენადნობების მთელ კომპოზიციურ დიაპაზონში დენადობის ძაბვა არის მაქსიმალური x=0,5 -ის მახლობლობაში და დამოკიდებულია შედგენილობაზე შემდეგი პროპორციით x(1-x) [39]. განსაზღვრულია SiGe შენადნობების სისალე მიკროინდენტირებით 0.5N დატვირთვის დროს 10 წმ-ის განმავლობაში ოთახის, 600 და 900 °C ტემპერატურებზე. სისალე ოთახის და 600°C ტემპერატურებზე იზრდება წრფივად სილიციუმის შემცველობის ზრდასთან ერთად 0-დან 1-მდე, მაშინ როცა 900°C ტემპერატურზე იგი

აღწევს მაქსიმუმს x=0,5 -ის მახლობლობაში ზემოთ აღნიშნული დენადობის ძაბვის მასგავსად.

Si_xGe_{1-x} კომპოზიციები ავლენენ შენადნობებისათვის დამახასიათებელ თვისებებს საგრძნობლად მაღალ ტემპერატურებზე. ეს ასევე გასაგებია ისეთი ფაქტიდან როგორიცაა სისალის დამოუკიდებლობა ოთახის ტემპერტურაზე შენადნობის გავლენისაგან, მაგრამ 900°C ტემპერატურაზე ეს განსხვავება ნათლად ვლინდება. იზოლირებული დისლოკაციების სიჩქარე განზავებულ Si_xGe_{1-x} შენადნობებში ახლოს არის სილიციუმთან და გერმანიუმთან. ამის გამო არ შეინიშნება მექანიკური თვისებების მკვეთრი ცვლილებები SiGe შენადნობებში მაღალ ტემპერატურებზე. აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ SiGe შენადნობების მოცულობითი მოდული წრფივად იზრდება შენადნობის შედგენილობასთან ერთად [40]. წარმოდგენილია აგრეთვე, პლასტიკური დეფორმაციით გამოწვეული დისლოკაციების დისოციაცია შოკლის ნაწილობრივ დისლოკაციებად, რაც გამოვლინდა წყობის დეფექტების სახით. წყობის დეფექტების ენერგია შენადნობებში მცირდება 61±10-დან 55±10 მჯ/მ^2 სილიციუმის შემცველობის გაზრდასთან ერთად[41].

არსებობს კრისტალის დეფორმაციისთვის დენადობის ძაბვის ორი კომპონენტი. ერთ-ერთი არის ეფექტური ძაბვა, რომლითაც დისლოკაციები მოძრაობენ განსაზღვრული სიჩქარით. მეორე არის ათერმული ძაბვა, რომლის ქვემოთაც დისლოკაციები ვერ მოძრაობენ. ის უმნიშვნელოდ არის დამოკიდებული ტემპერატურაზე. თუ ლეგირება იწვევს პოტენციალის ძლიერ მატებას და დისლოკაციის სიჩქარის შემცირებას, მაშინ მოსალოდნელია ძაბვის უფრო შესამჩნევი ვარდნა SiGe შენადნობებში, ვიდრე გერმანიუმში, რაც გამომდინარეობს ნახევარგამტარებში დისლოკაციების დინამიკის კონცეფციიდან. გარდა ამისა, შედნობით გამოწვეული განმტკიცების ეფექტი ნაკლებად თვალსაჩინო უნდა იყოს ტემპერატურის მატებასთან ერთად. დენადობის ძაბვები არიან ტემპერატურაზე დამოუკიდებელი ამაღლებულ ტემპერატურებზე

შუალედური შედგენილობის შენადნობებში. ამრიგად, დენადობის ძაბვის ცვლილებები ტემპერატურის მიმართ შეიძლება გაგებული იქნას, როგორც დამახასიათებელი ნიშანი იმისა , რომ SiGe შენადნობს გააჩნია ათერმული ძაბვა, რომელიც არ არსებობს სხვა ნახევარგამტარულ ელემენტებსა და ნაერთებში. ათერმული ძაბვა არის მაქსიმალური SiGe შენადნობში, როცა სილიციუმის შემცველობა არის x=0,5. სავარაუდოა, რომ ათერმული ძაბვა დაკავშირებულია ლეგირების ეფექტთან.

GaAsP და InAsP შენადნობების შესახებ არსებულ ლიტერატურაში [10,11] განხილულია სხვადასხვა წარმოშობის ათერმული ძაბვების არსებობის შესაძლებლობა. პირველ რიგში ახლო წესრიგის ეფექტი გამოვლენილი იქნა თხელი ფირების ზესტრუქტურაში, რომელიც მიღებულია მოლეკულურ-სხივური ეპიტაქსიის მეთოდით [42] . ამ გზით, ვითარდება ათერმული ბუნების ექსტრა ძაბვები, რამდენადაც დისლოკაციების მოძრაობა განიცდის განწესრიგებას ახლო წესრიგის არეში დისლოკაციის სრიალის სიბრტყეებზე [43]. აღსანიშნავია, რომ აქვე მოყვანილი არ არის ინფორმაცია SiGe მოცულობით შენადნობებში სტრუქტურის მოწესრიგების შესახებ. ამ პრობლემის გადაწყვეტა შესაძლებელია რენტგენული დიფრაქციის მეთოდებით [44] .

შორი წესრიგის ძაბვის ველი შეიძლება განვითარდეს კრისტალში შენადნობის შედგენილობის ფლუქტუაციით. გერმანიუმში ბმის სიგრძე 4%-ით მეტია ვიდრე სილიციუმში, შენადნობის შედგენილობის ლოკალურმა ფლუქტუაციამ კრისტალის (Si და Ge-თი გამდიდრებულ უბნებში), შეიძლება გამოიწვიოს შორი წესრიგის ძაბვის ველი, რომელიც შეიძლება არ იქნას თერმულად გადალახული დისლოკაციების მიერ. დინამიურ პირობებში მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმაციის პროცესში ფორმირებული კოტრელის ატმოსფერო ქმნის დამატებით ძაბვას ბმებისაგან დისლოკაციების გასათავისუფლებლად. მართლაც, ძაბვა-დეფორმაციის გრაფიკზე მრავალი ზიგზაგი დაიკვირვება, როდესაც დეფორმაციის სიჩქარე შეადგენს $1.8 \cdot 10^{-5}$წმ$^{-1}$, ხოლო ტემპერატურა არის

900°C [17]. ეს მახასიათებელი ცნობილია როგორც პორტევენ-ლე შატელიეს ეფექტი და წარმოადენს დისლოკაციების ჩაჭერისა და განთავისუფლების განმეორებად პროცესს [45]. პლასტიკური დეფორმაციის პროცესში დისოცირებული დისლოკაციების სიგანე არის მუდმივი. მომწვარ მდგომარეობაში ფოტოლუმინესცენციის შესწავლამ აჩვენა შედგენილობის ვარიაციები დისლოკაციების ირგვლივ არსებულ დეფორმირებულ არეებში [46,47]. მიუხედავად იმისა, რომ ატმოსფეროსაგან დისლოკაციების განთავისუფლების პროცესი თერმულად აქტივირებულია, ახალი ატმოსფეროების ჩასახვა უფრო მოსალოდნელია მაღალ ტემპერატურებზე. მაშასადამე, აღნიშნული ეფექტების წვლილი დენადობის ძაბვაში ნაწილობრივ კომპენსირდება და წარმოდგება, როგორც ტემპერატურისაგან არამგრძნობიარე ჯებირის ფორმირება დისლოკაციების მოძრაობისადმი, ეს შეიძლება განისაზღვროს, როგორც ათერმული ძაბვა.

შენადნობების შედგენილობის ფლუქტუაცია და დისლოკაციების ირგვლივ დინამიურად წარმოქმნილი ატმოსფეროები ერთად ან ცალ-ცალკე ახშობენ დისლოკაციების დინამიურ აქტივობას და ამით ხდება SiGe შენადნობების განმტკიცება ამაღლებულ ტემპერატურებზე.

Si_xGe_{1-x} შენადნობების მექანიკური თვისებებისა და დისლოკაციების სიჩქარის კვლევებით გამოვლინდა Si_xGe_{1-x} შენადნობების უნიკალური თვისებები

- SiGe შენადნობებში Si-ის შემცველობის გაზრდით $0,004<x<0,08$ კომპოზიციურ დიაპაზონში დისლოკაციების სიჩქარე მონოტონურად მცირდება 450-700°C ტემპერატურულ და 3-24მპა ძაბვების ინტერვალში, მაშინ როცა Si-ის შემცველობის შემცირებით $0,92<x<1$ კომპოზიციურ დიაპაზონში 450-700°C ტემპერატურულ და 3-30მპა ძაბვის ინტერვალებში, დისლოკაციების სიჩქარე თავიდან იზრდება, შემდეგ მცირდება და შემდეგ ისევ იზრდება.

დისლოკაციების სიჩქარე განისაზღვრება როგორც ძაბვისა და ტემპერატურის ფუნქცია.

- ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულება 0<x<0,4 კომპოზიციური დიაპაზონის SiGe შენადნობების დენადობის არეში გერმანიუმის მსგავსია 600°C ტემპერატურაზე ქვემოთ. მიუხედავად იმისა, რომ დენადობის ძაბვა ტემპერატურის მიმართ არამგრძნობიარეა და იზრდება სილიციუმის შემცველობის ზრდასთან ერთად. ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულება 0,95<x<1 კომპოზიციური დიაპაზონის SiGe შენადნობებში სუფთა სილიციუმის მსგავსია 800-1000°C ტემპერტურებზე და დენადობის ძაბვა იზრდება სილიციუმის შემცველობის შემცირებით x=0,95-მდე. დენადობის ძაბვაზე შედგენილობის დამოკიდებულებას შეესაბამება x(1-x) თანაფარდობა
- შენადნობის შედგენილობის ფლუქტუაციასთან დაკავშირებული ძაბვის ველი ახშობს დისლოკაციების აქტიურობას და იწვევს SiGe შენადნობების განმტკიცებას.

1.2.გერმანიუმის გავლენა ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული სილიციუმის ფუძეშრეების მექანიკურ თვისებებზე

ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული დიდი დიამეტრის Si-ის კრისტალების ფუძეშრეები განიცდიან მზარდი თერმული ძაბვევის ზემოქმედებას, რის შედეგადაც ხშირად მასალის ზედაპირი არათანაბარია. ეს გავლენას ახდენს ხელსაწყოების დამზადების პროცესის ნორმალურ მიმდინარეობაზე. დისლოკაციების სრიალით მოძრაობა ამაღლებს p-n სტრუქტურებში კარგვის დენებს, აქედან გამომდინარე Si-ის ფუძეშრეების მექანიკური სიმტკიცის მართვა და დისლოკაციების წარმოქმნის დამუხრუჭება მეტად მნიშვნელოვანი ფაქტორებია კრისტალების მიღების, ფუძეშრეების შექმნისა და ხელსაწყოების წარმოების პროცესებისათვის [48]. დადგენილია, [49,50] რომ აზოტით ლეგირება აუმჯობესებს Si-ის მექანიკურ სიმტკიცეს. ასეთ

პირობებში ფორმირდება თხელი თერმული ენერგეტიკული დონეები, რაც არასასურველ გავლენას ახდენს ელექტრულ წინააღმდეგობაზე [51].

უკანასკნელ პერიოდში გამოითქვა მოსაზრება [52] , რომ გერმანიუმის მცირე კონცენტრაციით ლეგირება (10^{16}-10^{18}სმ$^{-3}$) აუმჯობესებს Si-ის ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებს, რაც წარმოადგენს თანამედროვე მიკროელექტრონიკაში მათი გამოყენების შესაძლებლობას. გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმში წარმოიქმნება მცირე ზომის მაღალი სიმკვრივის ფორები. ისინი ადვილად ქრებიან მაღალ ტემპერატურებზე მოწვით და, მაშასადამე, უმჯობესდება ხელსაწყოებში ოქსიდების ინტეგრირება [53]. საყურადღებოა, რომ გერმანიუმით ლეგირების დროს ჟანგბადის პრეციპიტაციის დაჩქარება აუმჯობესებს ფუძეშრეში ჟანგბადის ატომების თავმოყრასა და ჩაჭერას [54,55]. გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმში მიიღწევა სტაბილური ელექტრული მახასიათებლები [56,57]. გარდა აღნიშნულისა, გერმანიუმით ლეგირებას შეუძლია ძაბვების კომპენსირება ბორით ღრმად ლეგირებულ Si-Ge კრისტალებში. ეს მნიშვნელოვანია ბორით ლეგირებულ Si-Ge ეპიტაქსიურ ფენებში დისლოკაციების გენერაციის შესამცირებლად [58]. სამწუხაროდ დღემდე მეტად სუსტადაა შესწავლილი გერმანიუმის გავლენა სილიციუმის მექანიკურ თვისებებზე. თუმცა ცნობილია საკმარისი რაოდენობის შრომები [59-62], სადაც ნაჩვენებია (4-9)$\cdot 10^{19}$ სმ$^{-3}$ კონცენტრაციის გერმანიუმით Si-Ge ეპიტაქსიური ფენების მექანიკური თვისებების გაუმჯობესება. მკვლევარები მიიჩნევენ, რომ სილიციუმის კრისტალურ მესერში 10^{18} სმ$^{-3}$ კონცენტრაციის გერმანიუმის შეშვებით შესაძლებელია მექანიკური სიმტკიცის საგრძნობლად ამაღლება.

ნაშრომში [63] შესწავლილია ბორით ლეგირებული Si-Ge შენადნობების მექანიკური მახასიათებლები გერმანიუმის ოთხი სხვადასხვა კონცენტრაციის შემთხვევაში (10^{16}-10^{19}სმ$^{-3}$). გერმანიუმის შემცველობა განსაზღვრულია მეორადი იონური სპექტრომეტრული მეთოდით. ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული Si-ისა(CZ-Si) და Ge-ით ლეგირებული

(GCZ-Si) მრავალი ფუძეშრის გამოცდით დადგენილია,რომ 1000°C ტემპერატურაზე 5-ჯერ თერმოციკლირების ზემოქმედებით CZ-Si-ის ზედაპირები უფრო მეტად იმრუდება ვიდრე GCZ-Si-ის პოლირებული ფუძეშრეები. ეს ეფექტი უფრო თვალსაჩინოა გერმანიუმის მაღალი კონცენტრაციების შემთხვევაში (10^{19} სმ$^{-3}$).

გამოკვლეულია ასევე გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმში ინდენტირებით შექმნილი ანაბეჭდების ზომების ცვლილება 1100°C ტემპერატურაზე 2 სთ-ის განმავლობაში მოწვის შემდეგ. რეალურად, ოთახის ტემპერატურაზე მოსალოდნელია ვიკერსის ინდენტორის ქვეშ სილიციუმის მესერში ფაზური გარდაქმნა, ასევე ამორფიზაცია. ერთდროულად ვითარდება ძლიერ ლოკალიზებული მაღალი ძაბვები [64]. ამორფული სილიციუმი ინერგება ღრმად დისლოცირებული სილიციუმის კრისტალში, რის შემდეგ დისლოკაციები იწყებენ მოძრაობასა და ავითარებენ მაღალ ძაბვებს მაღალტემპერატურული მოწვების ზემოქმედებით. ინდენტირების პროცესში გერმანიუმი კონცენტრაციით 10^{18}სმ$^{-3}$ წარმოადგენს ქვედა ზღვარს მექანიკურ თვისებებზე გავლენის გამომჟღავნებისთვის. გერმანიუმის უფრო მაღალი კონცენტრაციების შემთხვევაში შესამჩნევად მცირდება ანაბეჭდების ზომები. აღნიშნული კონცენტრაციით გერმანიუმით ლეგირების პროცესში ფორმირდება კუმშვის დეფორმაციის ველი გერმანიუმის დიდი ატომური რადიუსის გავლენით. დეფორმაციის ველი ანელებს დისლოკაციების მოძრაობას, ვინაიდან წარმოქმნის ბარიერს ურთიერთმოქმედ დისლოკაციებსა და მინარევებით დისპერსირებულ მატრიცას შორის. გერმანიუმის ატომები ასოცირდებიან ზოგიერთ წერტილოვან დეფექტთან როგორიცაა, მაგალითად, ვაკანსია ან/და ჟანგბადის ატომი. ასეთი ხასიათის ცვლილებები ხორციელდება სილიციუმში ჩოხრალსკის მეთოდით კრისტალის ამოზრდის პირობებში. მიჩნეულია, რომ სილიციუმის მესერში გერმანიუმის გახსნა გავლენას ახდენს მესრის გეომეტრიაზე, წარმოქმნის მიკროდეფექტს, რითაც სუსტად ამუხრუჭებს დისლოკაციებს. ორივე

ფაქტორი მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს სილიციუმის რეალურ სტრუქტურაზე გერმანიუმის კონცენტრაციის მატების პირობებში. შესაბამისად, დისლოკაციების ბლოკირება უფრო ეფექტურად ვლინდება.

გერმანიუმის გავლენის მექანიზმის დადგენის მიზნით შესწავლილია 2000მკმ სისქის Si-Ge ფირფიტების მსხვრევისადმი სიმტკიცე 800°C ტემპერატურაზე 16 სთ-ის განმავლობაში მოწვის შემდეგ. განხორციელდა ასევე ორსაფეხურიანი მოწვა 16სთ 800°C-ზე და შემდეგ 4 სთ 1000°C. დადგენილი იქნა, რომ 800°C-ზე მომწვარ CZ-Si-ში ადგილი აქვს ჟანგბადის მცირე ზომის პრეციპიტატების წარმოქმნას, რაც არ ხორციელდება 1000°C-ზე მოწვის პირობებში. ასე რომ, ჟანგბადისაგან განთავისუფლებულ სტრუქტურაში უმჯობესდება რღვევისადმი სიმტკიცე. შენელებულია CZ-Si-ში დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობის პროცესები. GCZ-Si ფირფიტის მოწვა 800°C, 16 სთ. კიდევ უფრო აუმჯობესებს მექანიკურ მახასიათებლებს, რადგანაც ძლიერდება ჟანგბადის კონცენტრაციის შემცირება და პრეციპიტაცია. შეიმჩნევა მხოლოდ ჟანგბადის ატომების მცირე რაოდენობით განთავსება დისლოკაციების ატმოსფეროებში.

ორსაფეხურიანი მოწვა (800°C და1000°C ტემპერატურებზე) შემდეგი სახით ახორციელებს ჟანგბადის პრეციპიტაციას. ჯერ ფორმირდება მცირე ზომის პრეციპიტატები, ხოლო ამის შემდგომი მოწვა 1000°C, 4 სთ-ის განმავლობაში ამსხვილებს მათ. მსხვილი პრეციპიტატები ასუსტებენ ძაბვებს [65], განაპირობებენ ლოკალიზებულ დეფორმაციას, რითაც ფორმირდება ახალი დისლოკაციები ან იზრდება არსებული დისლოკაციების ძვრადობა სილიციუმში. ორსაფეხურიანი მოწვით GCZ სტრუქტურაში წარმოიქმნებიან შედარებით მცირე ზომის პრეციპიტატები (20 ნმ). გერმანიუმით დოპირება განაპირობებს მეტად მცირე ზომის პრეციპიტატებს წარმოქმნას, რომლებიც განლაგდებიან დისლოკაციებთან, ამუხრუჭებენ ახალი დისლოკაციების ჩასახვას, ეფექტურად ამცირებენ მიკრობზარებისა და არსებული დისლოკაციების გადაადგილებას. ყოველივე აღნიშნული აისახება GCZ ფირფიტების რღვევის სიმტკიცის

ამაღლებაში. ფაქტიურად, გერმანიუმის ატომების დიდი რაოდენობა მიისწრაფვის გერმანიუმის შემცველი კომპლექსების წარმოსაქმნელად, როგორიცაა Ge-V და Ge-V-O. ამასთან ერთად აღსანიშნავია, რომ ინდივიდუალურად გერმანიუმის ატომები მცირე კონცენტრაციით იმყოფებიან მყარ ხსნარში განსაკუთრებით თერმულად დამუშავებულ GCZ-Si ფირფიტების სტრუქტურაში [52].

ამრიგად, გერმანიუმის ატომები კრისტალურ მესერში ამცირებენ დისლოკაციების სიჩქარესა და მათ გადაადგილებას შედარებით დიდ მანძილზე, აუმჯობესებენ ფუძეშრეების ფორმის ცვლილებას (გამრუდებას) ნახევარგამტარული ხელსაწყოების დამზადების ტექნოლოგიურ პროცესში [63].

სილიციუმის მონოკრისტალის მექანიკური სიმტკიცე მაღალ ტემპერატურებზე შეიძლება გაიზარდოს ჟანგბადითა [66-68] და აზოტით [69-72] ლეგირებით. ჟანგბადის განმტკიცების ეფექტი შესწავლილი იქნა [66-68], როგორც ჟანგბადის კონცენტრაციისა და დისლოკაციების სიმკვრივის ფუნქცია. [70-72] ნაშრომებში ასევე შესწავლილია აზოტის განმტკიცების ეფექტი სილიციუმში სხვადასხვა დისლოკაციური სიმკვრივით და გაკეთდა დასკვნა, რომ მესერში გახსნილი ჟანგბადისა და აზოტის ატომები გროვდება და იწვევს დისლოკაციების შეჩერებას მაღალ ტემპერატურებზე.

შესწავლილია იზოვალენტური ელემენტებით ლეგირებული სილიციუმის მექანიკური თვისებები. ნაჩვენებია [73], რომ $1{,}7\cdot10^{17}$სმ$^{-3}$ კონცენტრაციის ნახშირბადით ლეგირება პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს სილიციუმის მექანიკურ სიმტკიცეზე, კერძოდ არ ცვლის დრეკადობის ზედა ზღვარს. გამოთქმულია მოსაზრება [74], რომ იმ შემთხვევაში როდესაც გერმანიუმის კონცენტრაცია 2-3 რიგით მაღალია ჟანგბადის კონცენტრაციაზე შესაძლებელია განხორციელდეს დისლოკაციების დამუხრუჭება ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებულ სილიციუმის მასიურ კრისტალებში. წარმოდგენილი მოსაზრება გამყარებული არ არის მექანიკური სიმტკიცის

ექსპერიმენტული მონაცემებით. რამდენადაც სილიციუმის განმტკიცებაში აქტიურად მონაწილეობს ჟანგბადი, გერმანიუმით დამატებითი ლეგირება უნდა ახორციელებდეს განმტკიცებას ჟანგბადისაგან განსხვავებული მექანიზმით.

შესწავლილია CZ სილიციუმის კრისტალებისა და ეპიტაქსიური ფენების მექანიკური სიმტკიცე 900°C ტემპერატურაზე ცალ-ცალკე და ერთობლივად O და Ge-ით ლეგირების შემთხვევაში [75]. გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის კრისტალში ფიქსირებულია ჟანგბადის გახსნილი ატომების კონცენტრაციის ზრდა. ეს შესაბამისობაშია ადრინდელ მონაცემებთან [76] და ახსნილია ჟანგბადის ხსნადობის ზღვრის ამაღლებით Si-Ge მყარ ხსნარში. მექანიკური სიმტკიცე გამოკვლეული იქნა მიკროსისალის მეთოდით ვიკერსის პირამიდული ინდენტორის გამოყენებით 900°C ტემპერატურაზე 100გ დატვირთვის პირობებში, დატვირთვის დრო შეადგენდა 10 წმ. ინდენტორი ორიენტირებული იყო [100] მიმართულებით. ანაბეჭდების ზომის შებრუნებული სიდიდეები განიხილებოდა მექანიკური სიმტკიცის ზომად. დადგენილი იქნა, რომ სილიციუმის კრისტალში ანაბეჭდების ზომა სუსტად მცირდება ჟანგბადის კონცენტრაციის გაზრდით $1{,}9\cdot10^{18}$სმ$^{-3}$-მდე. ანაბეჭდების ზომა მასიური კრისტალის შემთხვევაში დამოუკიდებელია გერმანიუმის შემცველობისაგან კონცენტრაციის $6\cdot10^{19}$სმ$^{-3}$ მნიშვნელობამდე. მისი სუსტი შემცირება Si-Ge ეპიტაქსიურ ფენაში იწყება გერმანიუმის უფრო მაღალ კონცენტრაციაზე ($3\cdot10^{20}$სმ$^{-3}$). ეპიტაქსიურ ფენაში გერმანიუმის $6\cdot10^{19}$სმ$^{-3}$ კონცენტრაციაზე ანაბეჭდების ზომა თითქმის ორჯერ მაღალია ვიდრე მასიურ Si-Ge კრისტალში, რადგანაც აქ ჟანგბადის კონცენტრაცია ორი რიგით ნაკლებია და პრაქტიკულად არ ხორციელდება დისლოკაციების ბლოკირება ჟანგბადის ატომებით კოტრელის ატმოსფეროში. ექსპერიმენტულად დადგინდა, რომ ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული სილიციუმის მექანიკური სიმტკიცე სუსტად იზრდება ჟანგბადის კონცენტრაციის გაზრდით $1{,}3\cdot10^{18}$სმ$^{-3}$-დან $1{,}9\cdot10^{18}$სმ$^{-3}$-მდე. გერმანიუმით ლეგირება $3\cdot10^{20}$სმ$^{-3}$ მდე არ აუმჯობესებს ეპიტაქსიური ფენის

მექანიკურ სიმტკიცეს. მისი საგრძნობი ამაღლება იწყება გერმანიუმის $6 \cdot 10^{19}$სმ$^{-3}$ კონცენტრაციიდან.

ინფრაწითელი გამოსხივების შთანთქმის სპექტრების გაზომვით თხევადი ჰელიუმის ტემპერატურაზე ნაჩვენებია [77], რომ როდესაც სილიციუმის კრისტალი შეიცავს $6 \cdot 10^{19}$სმ$^{-3}$ გერმანიუმის ატომებს, სპექტრში ჩნდება ჟანგბადის მაქსიმუმი. სპექტრების მათემატიკური დამუშავებით გამოვლინდა O-სა და Ge-ის კონცენტრაციების ურთიერთკორელაცია. O -ს კონცენტრაციის მდორედ ზრდა იწვევს ანაბეჭდის ზომის სუსტ წრფივად ვარდნას, რასაც $5 \cdot 10^{17}$სმ$^{-3}$ კონცენტრაციიდან ენაცვლება მისი მკვეთრად შემცირება. დასკვნის სახით შეიძლება აღინიშნოს, რომ სიმტკიცის ზრდა დაკავშირებულია დისლოკაციების დამუხრუჭებასთან ჟანგბადის იმ ატომებით, რომლებიც უშუალოდ ახლოს იმყოფებიან გერმანიუმის ატომებთან სილიციუმის კრისტალურ მესერში.

ნახევარგამტარული ხელსაწყოების შექმნისათვის მეტად მნიშვნელოვანია სილიციუმის ფუძეშრეების რღვევის სიმტკიცის გაუმჯობესება, რითაც ამაღლდება მათი დამზადების გამოსავლიანობა ალმასის დისკზე დაჭრისა და შემდგომი მექანიკური პოლირებით დამუშავების პროცესებში. როგორც ცნობილია, ოთახის ტემპერატურაზე სილიციუმი მყიფეა და არ ავლენს პლასტიკურობას. კრიტიკულ ძაბვაზე ის მყიფედ იმსხვრევა. სილიციუმის რღვევის სიმტკიცე შემოსაზღვრულია კრისტალში არსებული დეფექტებით, რომლებიც წარმოადგენენ ძაბვების კონცენტრატორებს [78-80]. სილიციუმის პროფილირებულ ნამზადებში ხშირად წარმოიქმნება მიკრობზარები, რომლებიც ასრულებენ ლოკალიზებული ძაბვების კონცენტრატორების როლს. მათი სიმკვრივე და მასშტაბები აკონტროლებენ რღვევის სიმტკიცის მნიშვნელობას [79]. დღეისათვის არასაკმარისად არის შესწავლილი სილიციუმის მყიფედ რღვევაზე გერმანიუმის კონცენტრაციის გავლენა, განსაკუთრებით მულტიკრისტალური სილიციუმის ფუძეშრეების მახასიათებლებზე, რომლებიც მეტად ხელსაყრელია ფოტოელექტრული გარდამქმნელების ინდუსტრიაში გამოყენებისათვის. ნაშრომში [81] კვლევა

განხორციელდა უნივერსალურ ტესტერზე Zwick/Roell 725 სამწერტილოვანი ღუნვის პირობებში. გერმანიუმის გავლენით მექანიკური სიმტკიცის კვლევა შესრულდა მულტიკრისტალური Si და Si-Ge ფუძეშრეებზე. შესწავლილი იქნა უშუალოდ მავთულის ხერხით დამუშავებული და ქიმიურად მოწამლული ზედაპირების ძაბვა-გადაადგილების დამოკიდებულებები. ცდებით დადგინდა, რომ მავთულის ხერხით დამუშავებული ნიმუშები ხასიათდებიან რღვევის სიმტკიცის დაბალი სიდიდეებით. ეს გარემოება მიუთითებს, რომ დახერხილი ზედაპირების სიმტკიცე დიდადაა დამოკიდებული ნიმუშის ზედაპირსა და ნაპირებზე ხერხზე დაჭრით წარმოქმნილ დეფექტებზე. ამასთან ერთად უმნიშვნელოა მიკრობზარების ზომებში განსხვავება. ხერხით დამუშავებული ზედაპირების ქიმიური მოწამვლით მოიხსნა 60 და 110 მკმ სისქის ფენები. ამის შემდგომი გაზომვებით დადგინდა სიმტკიცის მახასიათებლის გაუმჯობესება მავთულის ხერხით დამუშავებულ ზედაპირთან შედარებით. მიღებულია მნიშვნელოვანი შედეგი-საგრძნობლად უმჯობესდება მულტიკრისტალური Si-Ge ნიმუშის სიმტკიცე შედარებით თხელ ფირფიტებში ასეთივე სტრუქტურის სილიციუმთან შედარებით. სილიციუმის ფირფიტების სხვადასხვა უბნებზე გაზომვებმა აჩვენეს სიმტკიცის სიდიდეების მეტად უმნიშვნელო გაბნევა. ის უფრო აშკარად არის გამოვლენილი Si-Ge ფირფიტებში, განსაკუთრებით კი ისეთ არეებში დაიმზირება მაღალი სიმტკიცე, რომლებიც გერმანიუმის გაზრდილი კონცენტრაციით ხასიათდებიან. გერმანიუმის განაწილების არათანაბრობა დაკავშირებულია სილიციუმში მისი განაწილების კოეფიციენტის მცირე მნიშვნელობასთან (x≈0,33) [82]. ეს იწვევს გერმანიუმის დაგროვებას სხმულის გამყარებული უბნის ბოლოში,რაც აჩვენებს, რომ გერმანიუმით დოპირებას შეუძლია სილიციუმის მონოკრისტალის რღვევის სიმტკიცის გაუმჯობესება. აღსანიშნავია, რომ Si-Ge ფირფიტის შუა ნაწილში სიმტკიცე უფრო მაღალია, ვიდრე განაპირა უბნებზე. ეს ფაქტი ძნელად აიხსნება რადგანაც ცნობილია [83], რომ

გერმანიუმის მაღალი კონცენტრაციების შემთხვევაში ფორმირდება Si-Ge უჯრედოვანი სტრუქტურით. სავარაუდოა, რომ სხმულის ბოლოში სეგრეგირებული გერმანიუმის კონცენტრაცია ასევე მაღალია. ეს წარმოშობს საკმარისი რაოდენობის დეფექტებს, რომლებსაც შეუძლიათ მექანიკური სიმტკიცის შესუსტება Si-Ge ფირფიტების განაპირა უბნებზე.

სილიციუმს ახასიათებს მყიფე რღვევა და ბზარების წარმოქმნა, რასაც თან ახლავს ატომთაშორისი კავშირების გაწყვეტა. ამის შედეგად ფორმირდება ახალი ზედაპირები. მოდელირებითა და თეორიული კვლევით დადგენილია, რომ რღვევის პროცესში დაღლილობა ექვივალენტურია ენერგიის დაგროვების ზედაპირების ჩასახვისა და მესრის დეფექტების წარმოსაქმნელად [84]. ამავე მასალის რღვევის სიმტკიცე კონტროლირდება სტრუქტურული დეფექტებით, რომლებიც მოქმედებენ როგორც ძაბვის კონცენტრატორები [85].

სამწერტილოვანი დატვირთვის შემთხვევაში საცდელი სილიციუმის კრისტალი განიცდის ერთდროულად შემკუმშავი და გაჭიმვის ძაბვების ზემოქმედებას. ჰორიზონტალურად განთავსებული ძელაკის ვერტიკალური მიმართულებით დატვირთვისას ზედა ზედაპირზე ვითარდება შეკუმშვის, ხოლო ქვედა ზედაპირზე გაჭიმვის ძაბვები, რღვევისადმი სიმტკიცე მაქსიმალურია რღვევის მომენტში და მნიშვნელოვნად არის განპირობებული ზედაპირის სტრუქტურის სრულყოფილობით. გრიფიტსის თეორიიდან გამომდინარეობს, რომ რაც მეტია კრიტიკული დეფექტის ზომა, მით ნაკლებია რღვევის სიმტკიცე. მაშასადამე ხერხით დამუშავებული Si და SiGe ზედაპირების რღვევისადმი სიმტკიცე უპირატესად დამოკიდებულია ზედაპირსა და ნაპირებზე არსებული დეფექტების მდგომარეობაზე, როგორებიც არიან მიკრობზარები და ა.შ. მათი შემდგომი გაზრდით ხორციელდება ნიმუშის რღვევა დაბალი სიმტკიცით მავთულის ხერხით დამუშავების შემთხვევაში.

ქიმიური მოწამვლით ისპობა ხერხით წარმოქმნილი დეფექტების დიდი ნაწილი, შესაბამისად მკვეთრად იზრდება Si-Ge ნიმუშების რღვევის სიმტკიცე სილიციუმის ნიმუშებთან შედარებით. გერმანიუმის გავლენით Si-Ge კრისტალების სიმტკიცის გაზრდა ნაჩვენებია ასევე ნაშრომში [86]. რამდენადაც ზედაპირული და კიდური დეფექტების წვლილი არის უმნიშვნელო, დასაბუთებულია, რომ სილიციუმის დარტყმითი სიბლანტე დაკავშირებულია ზედაპირის ენერგიასთან, რაც წყვეტს ატომებს შორის კავშირებს და აყალიბებს ახალ ზედაპირს. თუმცა ზედაპირის ენერგია დამოკიდებულია არა მხოლოდ ბზარის სიბრტყეზე, არამედ, აგრეთვე, კრისტალოგრაფიულ მიმართულებაზე. ცნობილია ისიც, რომ ბზარები ადვილად ვრცელდება (111) და (110) სიბრტყეებზე [110] მიმართულებით [87]. მულტიკრისტალში ბზარი დახრილია, ისე რომ ხელსაყრელი მიმართულებით გადასცეს ენერგია გამყოფ საზღვარზე მეზობელი მარცვლის მიმართულებით. შესაძლებელია გამყოფ საზღვართან თავმოყრილი გერმანიუმის ატომები ამუხრუჭებენ ბზარის გავრცელებას მეზობელ მარცვალში და ამით აუმჯობესებენ მექანიკურ თვისებებს.

Si-Ge შენადნობებში გერმანიუმის კონცენტრაციების შემთხვევაში მექანიკური თვისებების ცვლილებები რთული ხასიათისაა. ეს ცვლილებები ავლენენ მექანიკური მახასიათებლების ამაღლების ტენდენციას. 0,4ატ.% Ge-ის შემცველობის Si-Ge შენადნობში დისლოკაციების სიჩქარე მაღალია ვიდრე მონოკრისტალურ სილიციუმში [88]. ძაბვა-დეფორმაციის დიაგრამა სილიციუმით მდიდარ Si-Ge შენადნობებში 800-1000°C ინტერვალში სილიციუმის იდენტური სტრუქტურული მდგომარეობის ანალოგიურია. დეფორმაციის გაზრდით ძაბვა ჯერ მცირდება, ხოლო შემდეგ იზრდება Si-ის კონცენტრაციის ამაღლებით. ანალოგიური ცვლილებები დამახასიათებელია ნახევარგამტარული მასალებისათვის შედარებით დაბალ ტემპერატურულ დიაპაზონში. დრეკადობის ქვედა და ზედა ზღვრები, აგრეთვე დენადობის ძაბვა იზრდება სილიციუმის შემცველობის შემცირებით. როდესაც სილიციუმის კონცენტრაცია აღწევს 0,46ატ.%-ს

დრეკადობის ზღვარი ამჟღავნებს მეტად სუსტ ტემპერატურულ დამოკიდებულებას. სილიციუმის კონცენტრაციის სრულ დიაპაზონში 0-დან 100%-მდე Si-Ge შენადნობების დრეკადობის ზღვარი ჯერ იზრდება მაქსიმალურად (50%Si) და შემდეგ იწყებს შემცირებას სილიციუმის შესაბამის მნიშვნელობამდე. ასეთ პირობებში კნუპის მიკროსისალე წრფივად იზრდება გერმანიუმიდან სილიციუმამდე ოთახის ტემპერატურის მახლობლობაში. დრეკადობის ზღვარი და კნუპის მიკროსისალე სილიციუმის კონცენტრაციის სრულ დიაპაზონში ერთმანეთისგან განსხვავებული კანონზომიერებებით იცვლებიან. რაც სავარაუდოდ გამოწვეული უნდა იყოს სტრუქტურული დეფექტების ძვრადობისა და ბლოკირების სხვადასხვა პირობების არსებობით კრისტალის ძლიერ ლოკალიზებულ არეებსა და მთლიანად მოცულობაში.

Si-Ge შენადნობების დრეკადობის ზღვარი ორი მდგენელით ხასიათდება (თერმული და ათერმული) . პირველი მდგენელი მსგავსად Ge-ისა და Si-ის კრისტალების დრეკადობის ზღვრისა მეტად სწრაფად მცირდება ტემპერატურის ამაღლებით. Si-Ge შენადნობების დრეკადობის ზღვრის სპეციფიკური კონცენტრაციული ცვლილება განპირობებულია დენადობის ძაბვის ათერმული მდგენელის არსებობით. ის არ ახასიათებს ელემენტარულ ნახევარგამტარებსა და დინამიურ ნაერთებს (A^3B^5 და ა.შ.). ასეთ ათერმულ ძაბვას Si-Ge შენადნობებში გააჩნია მაქსიმუმი, როდესაც Si-ის კონცენტრაცია აღწევს 50%. ათერმული ძაბვის წარმოქმნის მექანიზმი განხილულია ნაშრომებში [89,90].

დეფორმაციის პროცესში დინამიურად ფორმირებულ ატმოსფეროებში ხორციელდება დისლოკაციების მოძრაობის შეზღუდვა; ამ დროს აუცილებელია დამატებითი ძაბვა დისლოკაციების განთავისუფლებისათვის ხსნარის ატმოსფეროსგან. დისლოკაციის გამოსვლა მყარ ხსნარში ფორმირებული ატმოსფეროდან კონტროლირდება თერმულად აქტივირებული პროცესით. ათერმული და თერმული აქტივაციური პროცესები ერთმანეთს აწონასწორებენ და ამით მექანიკური

მახასიათებლების ტემპერატურული ცვლილება მინიმუმამდე შეიძლება შემცირდეს, რაც ათერმული ძაბვის ანალოგიას წარმოადგენს[91].

ნანოინდენტირებით შესწავლილია ზონური დნობით მიღებული $Si_{1-x}Ge_x$ ($0<x<1$) შენადნობების მასიური კრისტალებისა და გაზური ფაზიდან ფორმირებული თხელი ფენების სისალე და ინდენტირების მოდული ბერკოვიჩის ინდენტორის გამოყენებით. სილიციუმის (100) სიბრტყეზე დატვირთვა-სიღრმის გრაფიკზე საწყისი მონაკვეთი აჩვენებს წმინდა დრეკად დეფორმაციას. განსაზღვრული სიდიდის წნევის ძალის ზემოქმედებით ვლინდება დამატებითი პლასტიკური დეფორმაცია. პლასტიკური დეფორმაცია იწყება ალმასის ინდენტორის წვერის ბოლოში და მასალაში ვრცელდება დისლოკაციების წარმოქმნით [92]. სისალისა და ინდენტირების მოდულის სიდიდეები ნორმირებულია Si (100) ნიმუშთან. ყველა შემთხვევაში ინდენტორის შეღწევის სიღრმე ეპიტაქსიური ფენის სისქის ¼-ს არ აღემატებოდა. ცდების სერიებმა აჩვენა, რომ სისალე Si (111) სიბრტყეებზე 10%-ით მაღალია Si (100) სიბრტყეების სისალესთან შედარებით. შენადნობების სიმტკიცის ამაღლება გამოვლენილი იქნა როგორც Si-Ge ეპიტაქსიებში, ასევე მასიურ კრისტალებში.

არსებობს მყარი ხსნარების განმტკიცების მრავალი თეორია. ყველა თეორია დამყარებულია დისლოკაციებისა და გახსნილი ატომების ურთიერთქმედებაზე. ასეთი ურთიერთქმედება სქელ ეპიტაქსიურ ფენებსა და მასიურ კრისტალებში ხორციელდება საკმარისად დიდ სიღრმეებზე. მოცემულ ნაშრომში კი ის გამოვლენილია თხელი ზედაპირული ფენების მახლობლობაში, სადაც ნაკლებია დისლოკაციების აქტიურობა. ყველა საკვლევ Si-Ge ნიმუშებში ინდენტორის ქვეშ მოქმედებენ ეპიტაქსიურ ფენებში განვითარებული ე.წ. “გამჭოლი“ დისლოკაციები. ხორციელდება ფაზური გარდაქმნა კუბური ალმასის სტრუქტურიდან β-კალას მოდიფიკაციაში. გარდაქმნის წნევა საგრძნობლად არაწრფივად იზრდება გერმანიუმის შედგენილობის ცვლილებით, აღწევს მაქსიმუმს როცა x=0,5 და ამ დროს წნევის სიდიდე სილიციუმთან შედარებით აჩვენებს,რომ ფაზათა

გამყოფ საზღვარზე არსებული დისლოკაციები მნიშვნელოვან როლს ასრულებენ Si-Ge-ის განმტკიცებაში.

ინდენტორის ქვეშ პლასტიკური დეფორმაცია მაღალია დრეკად დეფორმაციაზე, რომელსაც წარმოქმნის ნარჩენი ძაბვები ეპიტაქსიურ ფენებში, ამის გამო ნარჩენი ძაბვის გავლენა სისალის სიდიდეზე უმნიშვნელოა [93]. ამ მოსაზრებას ადასტურებს ინდენტირება ნარჩენი ძაბვისაგან თავისუფალ კრისტალის მოცულობაში, რაც აჩვენებს სისალის ისეთივე ამაღლებას როგორიც რეგისტრირდება ეპიტაქსიურ ფენაში.

მეორის მხრივ, სისალის გაზრდა თხელ ფენებში შესაძლებელია აიხსნას კავშირების რღვევით[94]. ცნობილია [95], რომ Si-Ge შენადნობებში ურთიერთშერევის ენტალპია არის დადებითი სიდიდე. ე.ი. ბმების ენერგიას ინტერპოლირების დროს ახასიათებს დადებითი გადახრები. მაშასადამე მოსალოდნელია Si-Ge შენადნობებში ხორციელდებოდეს ატომთაშორისი ბმების შესამჩნევი სიდიდით განმტკიცება. კავშირების განმტკიცებით შენელდება კომპონენტების (Si, Ge) ურთიერთდიფუზია [96]. დეფორმირებულ ეპიტაქსიურ ფენებში მეტად ძნელია ურთიერთდიფუზიის ექსპერიმენტული კვლევა, რადგანაც ასეთ შემთხვევაში დომინირებს დეფორმაციის გავლენა. მიუხედავად აღნიშნულისა, მაინც იქნა მიღებული საინტერესო შედეგები ეპიტაქსიებში დიფუზიის აქტივაციის ენერგიის განსაზღვრით $Si_{0,7}Ge_{0,3}/Si$ სტრუქტურისათვის.

ნაშრომში [97] განხორციელებულია სილიციუმის ფუძეშრეებზე ფორმირებული SiGe ეპიტაქსიური ფენებისა და მასიური $Si_{1-x}Ge_x$ ($x<0,1$) კრისტალების დინამიური მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის კვლევა დატვირთვების ფართო დიაპაზონში. გაანალიზებულია ინდენტირებით გამოწვეული დრეკად-პლასტიკური რელაქსაციისა და კომპონენტების დიფუზიის მექანიზმები. ინდენტორის ზემოქმედებით განხორციელებული ფაზური გარდაქმნა ალმასის კუბური ფაზა-β-კალას

მოდიფიკაცია მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს ინდენტირების მოდულზე. დატვირთვისაგან განთავისუფლების შემდეგ იწყება შექცევადი ფაზური გარდაქმნა მეტალურიდან ამორფულ სტრუქტურაში, რაც წარმოჩნდება დაუტვირთავი გრაფიკის მეორე ნახევარში [98]. ინდენტირების მოდულის $E/(1-\upsilon^2)$ შეფასებისათვის განიხილება დრეკადი გამოძახილის ორი სახის წვლილი: გარდაუვალი აღდგენადი ფაზური გარდაქმნის ზონა და აღდგენადი ალმასის კუბური ფაზით შემოსაზღვრული ზონა.

მეტალური ზონის არსებობა ვერ ასაბუთებს მოდულის ზრდის ფაქტს. აგრეთვე ფუძეშრეზე ფორმირებული რაიმე ჟანგეული და გამჭოლი დისლოკაციები პირიქით, უნდა ამცირებდენენ მოდულის სიდიდეს [99]. მოდულის გაზრდის მიზეზი ვერ იქნება ნარჩენი ძაბვა, რომელიც შემკუმშავია, როცა $x<0,5$ და არის გამჭიმავი როდესაც $x>0,5$. პრობლემის ახსნა ისევ უკავშირდება ინდენტირებას სრულყოფილი სტრუქტურის მოცულობაში, რომელიც აჩვენებს მოდულის ისეთივე ამაღლებას , რაც დაიმზირება ეპიტაქსიურ ფენებში.

$E/(1-\upsilon^2)$ სიდიდის დადებითი გადახრა წრფივი ინტერპოლაციისაგან $x(x-1)$-ის შესატყვისად პროპორციულია Si-Ge შენადნობში რეალიზებული კავშირების რაოდენობის. Si-Ge შენადნობების სტრუქტურული და თერმოდინამიკური თვისებების ანალიზიდან შესაძლებელია ვივარაუდოთ, რომ დრეკადობის მოდული უფრო მაღალია, ვიდრე ის სიდიდე, რაც წრფივი ინტერპოლაციით მიიღება [97]. მოდულის გაზრდის ერთ-ერთ მიზეზად მიჩნეულია Si-Ge მყარ ხსნარებში Si-სა და Ge-ის ურთიერთშერევით უარყოფითი მოცულობითი ნაზრდის წარმოქმნა (ΔV_{mix}), რაც ნიშნავს, რომ შემცირდება მესრის პარამეტრი და, მაშასადამე, ატომებს შორის მანძილები. ეს უკანასკნელი 0,5%-ით ნაკლებია, ვიდრე ვეგარდის კანონით არის მოსალოდნელი [100]. ძლიერი ბმების თეორიის თანახმად [94], დრეკადობის მუდმივები Si-Ge შენადნობებში იცვლება $1/d^5$-ის პროპორციულად. ასეთ დამოკიდებულებას წრფივი ინტერპოლაციიდან

გამომდინარე შეესაბამება დრეკადობის მოდულის დაახლოებით 5%-იანი დადებითი ნამატი.

Si-Ge შენადნობების ანიზოტროპიის განხილვისას შესაძლებელია დრეკადობის მოდული E და პუასონის კოეფიციენტი ჩაინაცვლოს დრეკადობის C_{11},C_{12} და C_{14} მუდმივებით. ნაშრომში [95] გამოვლენილია სამივე მუდმივას დადებითი გადახრა წრფივი კონცენტრაციული დამოკიდებულებიდან. ამასთან ერთად ნაჩვენებია, რომ ტეტრაგონალური დისტორსია (დამახინჯება) შეადგენს -2(C_{12}/C_{11}). ყველა თვისება და ეფექტი რაც დამოკიდებულია ტეტრაგონალობაზე ნაკლებად მგრძნობიარეა წრფივი კანონზომიერებიდან დადებითი გადახრისადმი. დაცურების ძირითად (111) სიბრტყეზე ძვრის მოდული G პროპორციულია სხვაობის C_{11}-C_{12}, სადაც $C_{12}<(C_{11}/2)$. მსგავსი სხვაობა მიღებულია ინდენტირების მოდულისათვის (100) სიბრტყეზე: $E/(1-\upsilon^2)= C_{11}-C_{12}^2/ C_{11}$. ორივე შემთხვევაში მოსალოდნელია წმინდა დადებითი გადახრები წრფივი მდგომარეობიდან.

ჰიდროსტატიკური წნევის ზემოქმედებით $Si_{1-x}Ge_x$/Si ჰეტეროსტრუქტურის პლასტიკური რელაქსაციის ხარისხი ძლიერად იზრდება, როდესაც x=0,3 [101]. ეს აიხსნება მოცულობითი მოდულების თანაფარდობიდან ($Si_{0,7}Ge_{0,3}$)/Si>B(Si) სტრუქტურაში მზარდი შეუსაბამობის წარმოქმნით ჰიდროსტატიკური დატვირთვის პროცესში. დადებითი გადახრების შემოწმება შესაძლებელია ექსპერიმენტულად ულტრაბგერების რეგისტრაციის მეთოდით <111> ორიენტაციის $Si_{1-x}Ge_x$ მონოკრისტალებში შემდეგი დრეკადობის მუდმივებისათვის: $(C_{11}+2C_{12}+4C_{44})/3$ და $C_{11}-2C_{12}+C_{44}$.

1.3. მიკროსისალის თავისებურებანი გერმანიუმსა და სილიციუმში

შესწავლილია p და n ტიპის სილიციუმისა და გერმანიუმის მიკროსისალის დამოკიდებულება ზედაპირების კრისტალოგრაფიული ორიენტაციაზე. Si-ისა და Ge-ის მიკროსისალე გამოკვლეულია ПМТ-3 ხელსაწყოზე 5-100გ დატვირთვების დიაპაზონში ანაბეჭდის დიაგონალების

გაზომვის სტანდარტული მეთოდით. მოცემული კონკრეტული დატვირთვისათვის თითოეულ სიბრტყეზე აღებულია 30-100 ანაბეჭდი. კვლევები ჩატარდა ოთხი სიბრტყისათვის (111), (112), (100) და (110) [102].

Ge-ის ზედაპირები მომზადდა შემდეგი წესით: მექანიკური ხეხვისა და პოლირების შემდეგ კრისტალი იწამლებოდა CP-4 ხსნარში და მაღალი სიწმინდის პასტით დამატებით პოლირდებოდა მოწამვლის ფიგურების მოსაშორებლად. შემდეგ ზოგიერთი მათგანი თერმულად მუშავდებოდა ვაკუუმში 650°C ტემპერატურაზე 5 საათის განმავლობაში და ცივდებოდა ნელა 1გრად/წთ სიჩქარით.

Si-ის ზედაპირები მომზადდა მექანიკური ხეხვისა და პოლირების მეთოდით, მხოლოდ ზოგიერთი მათგანი მოიწვა 1000°C ტემპერატურაზე 5 სთ-ის განმავლობაში შემდგომი ნელი გაცივებით 1გრად/წთ სიჩქარით. მოწამვლა CP-4 ხსნარში(Ge) და მოწვა მაღალ ტემპერატურაზე (Ge და Si) ჩატარდა იმისათვის, რომ მოეხსნათ ზედაპირულ ფენებში მექანიკური დამუშავების შედეგად აღძრული ძაბვები. ამავე დროს, მოცემული კონკრეტული კრისტალის მიკროსისალის ანიზოტროპია ერთნაირია მოწვისა და დამუშავების ხარისხის მიუხედავად. ხოლო მიკროსისალე დამოკიდებულია დამუშავების პირობებზე: მექანიკური ხეხვის შემდეგ სისალე იზრდებოდა. შემჩნეულია რომ სისალის გაზრდილი მნიშვნელობა დროთა განმავლობაში იკლებს თავისთავად, რასაც “მოსვენება“ დაარქვეს. გერმანიუმი “ისვენებს“ 10-15 დღე, Si – 28-30 დღე. ვარდნა მიკროსისალის სიდიდისა გერმანიუმში მეტია(10-15%), ვიდრე სილიციუმში(2%). Ge “ისვენებს“ სრულად: მიკროსისალე მცირდება მომწვარის დონემდე ($H=H_0-C\cdot exp[-at]$), მაშინ როცა Si-ის სისალის საბოლოო მნიშვნელობა 5-6%-ით მეტია მომწვარზე(მცირდება წრფივად).

ხეხვის შემდეგ მიკროსისალის გაზრდის მიზეზად მიიჩნევა დრეკადი ძაბვების წარმოქმნა ზედაპირულ ფენაში. დამატებით გამოკვლეულია დრეკადი ძალების ზემოქმედების გავლენა მიკროსისალეზე: გაიზომა Ge-ის

სისალე ზრდის შედეგად გაჩენილი ბზარების მახლობლად და მოშორებით. ბზარების სიახლოვეს, სადაც დაძაბულობა მაღალია სისალის სიდიდე მეტია შუა ნაწილთან შედარებით. მიკროსისალის სიდიდე გამოკვლეულია ასევე დრეკადად დეფორმირებულ ნიმუშებში. დეფორმირებული (შეკუმშული) გერმანიუმის მიკროსისალე მეტია თავისუფალზე, გარდა ამისა დრეკადად დეფორმირებულ ნიმუშებში სისალის სიდიდის მნიშვნელობის მაღალი გაბნევა აღმოჩნდა შეუშფოთებელთან შედარებით. აქედან დასკვნა: ნარჩენი დრეკადი ძაბვები, რომლებიც მუდამ არსებობენ მონოკრისტალებში წარმოადგენენ სისალის მნიშვნელობების გაბნევის ერთ-ერთ მიზეზს.

p-Ge და p-Si კრისტალების მიკროსისალის ანომალია შესაძლებელია იმყოფებოდეს კავშირში დეფორმაციის გავლენით სავალენტო ზონების ცვლილებების თავისებურებებთან. დეფორმაციით ნაწილობრივ იხსნება გერმანიუმისა და სილიციუმის სავალენტო ზონების 4-ჯერადი გადაგვარება, ზონა იხლიჩება ორ ნაწილად, მათ შორის ღრეჩოს სიდიდე დამოკიდებულია დეფორმაციის სიდიდესა და მიმართულებაზე [103-105]. ინდენტორის გავლენით განვითარებულ ლოკალურ დეფორმაციას შეუძლია ხვრელების გადანაწილება ზონებს შორის, შესაბამისად შეიცვლება სისტემის ენერგია. ენერგის შეცვლას თან სდევს მექანიკური თვისებების ცვლილებები, შეიცვლება ასევე მით უფრო მეტად რაც მეტია ზონებს შორის გახლეჩვის სიდიდე. p-Ge-ში მიკროსისალის ანიზოტროპია ნათლად ვლინდება შედარებით მაღალ კონცენტრაციებზე $P \geq 10^{19}$სმ$^{-3}$. ხვრელების დაბალი კონცენტრაციების შემთხვევაში (10^{15}სმ$^{-3}$) მიკროსისალის ცვლილება სუსტია და რიგით ემთხვევა n-ტიპის გერმანიუმის მახასიათებლების ცვლილებებს.

1.4. Si-Ge შენადნობების p-n სტრუქტურების რადიაციული მედეგობა

შესწავლილია [106] Si-სა და დიოდურ სტრუქტურაზე (რომელიც Si/Ge-ის მრავალშრიან სტრუქტურას შეიცავს) დაფენილი მონოკრისტალური Ge-ის (კვანტური ორმოთი) ოპტიკური თვისებებზე დეფექტების გავლენა. ოპტიკურად აქტიური დეფექტების სიმკვრივის შესაცვლელად განხორციელდა ნიმუშების ატომური წყალბადით პასივაცია და 2 მევ ენერგიის პროტონებით დასხივება ოთახის ტემპერატურაზე ფლუენსებით 2×10^{12}-1×10^{14}სმ$^{-2}$. ოპტიკური და სტრუქტურული მახასიათებლები შესწავლილია ფოტოლუმინესენციისა და რენტგენული დიფრაქციის გაბნევის მეთოდებით. გაზრდილ გერმანიუმის ქვანტურ ორმოებს აღმოაჩნდათ მოულოდნელად მაღალი რადიაციამედეგობა.

უკანასკნელი 30 წლის განმავლობაში დიდი ყურადღება ექცევა Si/Ge ჰეტეროსტრუქტურების შექმნასა და მათი ოპტიკური და სტრუქტურული მახასიათებლების შესწავლას, ახალი ტიპის ელექტრონულ და ოპტოელექტრონულ ხელსაწყოებში გამოყენების მიზნით[107]. მათში არსებული დეფექტები ცვლიან ელექტროფიზიკურ თვისებებს და აუცილებელია ამ მახასიათებლების შესწავლა ექსტრემალური მუშაობის პირობებში.

აღმოჩენილია მაღალი რადიაციული მედეგობა დაბალი განზომილების სტრუქტურებში როგორებიცაა: InGaAs/GaAs [108–110], AlAs/GaAs [111] და Si/Ge [112-114]. ზემესრისა [112] და ქვანტური წერტილების რადიაციული მედეგობა უფრო მაღალია ქვანტურ ორმოებთან შედარებით. ზემესრებისა და ქვანტური წერტილების კომბინაცია უფრო მეტად რადიაციამედეგია[111,114]. აპრიორი ქვანტური ორმოების რადიაციული მედეგობის გაზრდა არაა მოსალოდნელი ვინაიდან: (i) აკრძალული ზონის ზევით, მის მახლობლობაში მყოფი მატრიცის დეფექტები ფოტოაღგზნებული დენის მატარებლების ჩაჭერაში კონკურენციას უწევენ ქვანტურ ორმოებს; (ii) ქვანტური ორმოებით ჩაჭერილი დენის

მატარებლების დელოკალიზება ხდება ორ განზომილებაში და შესაძლებელია ჩაჭერილ იქნან ამავე ორმოში წარმოქმნილი დეფექტების მიერ. მიუხედავად ამისა ნაჩვენებია მოულოდნელად მაღალი რადიაციამედეგი Ge ქვანტური ორმოებით.

დიოდური სტრუქტურა(ნიმუში A) მიღებულია 600°C-ზე მოლეკულურ სხივური დაფენის მეთოდით Si (0 0 1) ზედაპირზე და შეიცავდა 20 პერიოდს. თითოეულ პერიოდზე დაფენილია გერმანიუმი და სილიციუმი ნომინალური სისქით 3,5 მონოშრე და 20 ნმ შესაბამისად. მრავალშრიანი სტრუქტურის ძირში და ფუძეშრის თავზე დაეფინა 200 ნმ სისქის ბორით ძლიერად ლეგირებული და 50 ნმ არალეგირებული სილიციუმი. ნიმუში იყო შემოსაზღვრული 50 ნმ არალეგირებული Si-ითა და 200 ნმ სისქის Sb-ით ძლიერად ლეგირებული Si-ით. მეორე ნიმუშზე(ნიმუში B) Si(001) ფუძეშრეზე, რომელიც დაფარული იყო 100 ნმ სისქის სილიციუმის ბუფერული ფენით დაეფინა გერმანიუმი 4,5 მონოშრის ნომინალური სისქით.

ზრდის შემდეგ გამოყენებულია ორი პროცედურა: პასივაცია CVD რეაქტორში ატომური წყალბადით T=100◦C-ზე 30 წთ-ის განმავლობაში და 2 მევ ენერგიის პროტონებით დასხივება ოთახის ტემპერატურაზე ფლუენსებით 2×10^{12}-1×10^{14}სმ$^{-2}$, ვან დე გრააფის ამაჩქარებელზე. FTIR Bruker IFS 66v სპექტრომეტრზე 5-300K ტემპერატურებზე ჩატარდა ფოტოლუმინესენციის სპექტრების გამოკვლევა. აღგზნების წყაროდ გამოყენებული იყო Ar^+ ლაზერის 457.9 ნმ ტალღის გამოსხივება. ემისიური სპექტრის დეტექტირება ხდებოდა თხევადი აზოტის ტემპერატურაზე გერმანიუმის დეტექტორით. რენტგენული დიფრაქციისა და გაბნევის კვლევები განხორციელდა მაღალი გარჩევის უნარიანობის რენტგენულ დიფრაქტომეტრზე[115].

ფოტოლუმინესცენციის სპექტრებში დომინირებს გაზრდით მიღებული A ნიმუშის ორი სტრუქტურული ბმა 0,95 და 1,08 ევ-ზე. ყოველი ბმა შედგება

არანაკლებ ოთხი კომპონენტისაგან. ეს კომპონენტები განცალკევებულია Si–Si TO ტიპის ფონონების ენერგიით. ორი ბმა არის უფონონო(NP) და TO ფონონით დაჩქარებული გადასვლა, რომელიც მიეკუთვნება ექსიტონების რადიაციულ რეკომბინაციას GeSi-ის ქვანტურ ორმოში. 0,933 ევ-ზე მრავალფონონური გადასვლის სუსტი პიკი შეინიშნება, 0,767 ევ-ზე "P" ოპტიკური ცენტრი ჩნდება, რომელიც დაკავშირებულია ჟანგბადის არსებობასთან სილიციუმში[116]. პასივაციის შემდეგ ეს ცენტრი თითქმის ქრება და ორი ბმის ინტენსივობა 0,95 და 1,08 ევ-ზე მცირედ იზრდება. B ნიმუშისათვის მაღალი ენერგიებისკენ შეინიშნება ინტენსიური ლუმინესცენცია, რომელიც მიეკუთვნება თავისუფალ და ბმულ ექსიტონებს სილიციუმის ფუძეშრიდან და ზედა ფენიდან [116]. დაბალ ენერგიებზე ჩანს ოთხი ბმის მაქსიმუმები 0,998, 0,982, 0,941 და 0,874 ევ-ზე, რომლებიც მიეკუთვნებიან ნულოვან ფონონურ, TA, TO და მრავალფონონურ დაჩქარებულ გადასვლებს რომლებიც რეკომბინაციური გამოსხივების შედეგად ჩნდებიან [117,118]. ეს ბმები დაედება მეტად ფართო ბმებს $h\nu < 1.0$ eV-ზე. ამ გამოსხივების წარმომავლობა შეიძლება მიეწეროს დეფექტებს, ვინაიდან ატომური წყალბადით პასივაციის შემდეგ ის სრულად ქრება. ზრდით მიღებულ ნიმუშებში "P" ცენტრები ასევე შეინიშნება დაბალ ენერგიებზე. პასივაციის შემდეგ ეს ცენტრები ქრებიან სპექტრებიდან, რომლებიც შემდეგ დომინირებენ GeSi-ის ორმოებიდან გამოსხივების შედეგად.

რადიაციამედეგობა შესწავლილია პროტონების დასხივებით [116]. დასხივების ფლუენსის ზრდასთან ერთად იზრდება ინტენსივობა გამოსხივების მთელ სპექტრში. ისინი მიეკუთვნებიან პროტონების დასხივებით დეფექტებთან ლოკალიზებულ მუხტის მატარებლების რეკომბინაციულ გამოსხივებას. შეინიშნება ორი წერტილოვანი დეფექტის არსებობა რომლებიც რადიაციული წარმოშობისაა 0,969 ევ("G" ცენტრი);0,789 ევ("C" ცენტრი). პირველი შეიცავს C-ს და Si–ს, მაშინ როცა მეორე შედგება C და O-გან. A ნიმუშში გამოსხივების დეფექტების

გაზრდასთან ერთდროულად მცირდება გამოსხივების ინტენსივობა GeSi-ის ქვანტურ ორმოში. ეს შედეგი აჩვენებს, რომ GeSi-ის ქვანტურ ორმოებს შეუძლიათ კონკურენცია გაუწიონ ნიმუშში არსებულ დეფექტებს შექმნილი დენის მატარებლების ჩაჭერაში. ამრიგად, გამოვლენილია უჩვეულოდ მაღალი რადიაციამედეგობა ადრე შესწავლილ სტრუქტურებთან შედარებით[113]. B ნიმუშში ასევე გამოვლენილია ფოტოლუმინესცენციის ზოლები. მიუხედავად ამისა, ქვანტური ორმოების ინტენსივობა თითქმის არ განიცდის რადიაციის გავლენას. როგორც განხილულიდან მოსალოდნელი იყო ქვანტურ ორმოში დეფექტების ზრდასთან ერთად დენის მატარებლების ჩამჭერი ცენტრების გაზრდა (გამოსხივების გარეშე), რომლებიც მოახდენდნენ ქვანტურ ველში არსებული ექსიტონების ლუმინესცენციის დეგრადირებას. თუმცა B ნიმუშში რადიაციამედეგობა უფრო მაღალი აღმოჩნდა ვიდრე A ნიმუშში. ეს მოვლენა ჯერჯერობით გაუგებარია.

რენტგენული დიფრაქციის მეთოდით კვლევებმა (დასხივებამდე და დასხივების შემდეგ) ვერ გამოავლინა რაიმე მნიშვნელოვანი დარღვევები მრავალშრიან სტრუქტურებში. რენტგენოგრაფიული კვლევები თანხვედრაშია ფოტოლუმინესცენციურთან. მიუხედავად იმისა, რომ რადიაციის გავლენით დეფექტების სიმკვრივე მეტად იზრდება, ორივე ტიპის კვლევებმა აჩვენა: პირველი, მრავალშრიანი სტრუქტურა დაურღვეველია და მეორე, GeSi-ის ქვანტურ ორმოები აღმოჩნდნენ საკმარისად კონკურენტუნარიანები მუხტის მატარებლების დეფექტების ლოკალიზებაში.

პასივირებულ ნიმუშებში ფოტოლუმინესცენციის სპექტრებში დომინირებს ორმოებში ლოკალიზებული ექსიტონების რეკომბინაციული გამოსხივება. მიუხედავად იმისა, რომ ჩნდება განიერი ზოლები და მკვეთრი ხაზები, რომლებიც ეკუთვნიან სილიციუმში პროტონებით დასხივების შედეგად წარმოქმნილ დეფექტებს, დასხივების ყველა ფლუენსისათვის შეინიშნება ემისია GeSi-ის ქვანტური ორმოებიდან. ეს ნიშნავს, რომ

პროტონები მცირედ აზიანებენ ცალკეულ ორმოებსა და მრავალფენიან სტრუქტურებს, რაც დამტკიცებულია რენტგენული დიფრაქციისა და არეკვლის მეთოდებით. წინამდებარე კვლევები გვიჩვენებენ GeSi-ის ქვანტური ორმოების მაღალ რადიაციამედეგობას.

გასული საუკუნის 90-იან წლებში პრაქტიკულად გადაწყვეტილ იქნა Si-ის ფუძეშრეებზე SiGe შენადნობების სრულქმნილი ეპიტაქსიური ფენების მიღების პრობლემა მოლეკულურ-სხივური და გაზურ-ფაზური ეპიტაქსიის მეთოდებით. ამავე პერიოდიდან იღებს სათავეს p-n სტრუქტურებში რადიაციით შექმნილი დეფექტების კვლევა მასიურ Si-Ge შენადნობებსა და SiGe ეპიტაქსიურ ფენებში.

მესრის პარამეტრებს შორის არსებული სხვაობა Si და Si-Ge სტრუქტურებს შორის მნიშვნელოვანი ხდება სქელი ფენებისათვის, რადგანაც მათში ხორციელდება კრისტალური სტრუქტურის რელაქსაცია [119]. რელაქსაცია წარმოქმნის დიდი რაოდენობის შეუთავსებლობის დისლოკაციებს რელიეფური დეფორმაციის გავლენით. ამის თავიდან აცილებისათვის ხშირ შემთხვევაში ფუძეშრეებზე თავდაპირველად აფენენ ე.წ. ბუფერულ ფენას. ნაშრომში [120] შესწავლილია რადიაციით ფორმირებული ვაკანსიის შემცველი დეფექტები რელაქსირებულ $Si_{1-x}Ge_x$ ეპიტაქსიურ ფენებში. ღრმა ენერგეტიკულ დონეებზე გადასვლების სპექტროსკოპიის მეთოდით გამოკვლეულია მონო-ვაკანსიები, დივაკანსიები, A-ცენტრები(ვაკანსია-ჟანგბადის ატომი), E-ცენტრები (V ჯგუფის ელემენტი-ვაკანსია). შესწავლილია $Si_{1-x}Ge_x$, ($x \leq 5$) რელაქსირებული სტრუქტურები. ანალიზის პროცესში გათვალისწინებულია აკრძალული ზონის სიგანის მდორედ შემცირების გავლენა ღრმა ენერგეტიკული დონეების მდგომარეობებზე.

ელექტრონული პარამაგნიტური რეზონანსის სპექტრების კვლევით ვაკანსიების ელექტრონული მდგომარეობები Si-ის აკრძალულ ზონაში[121]: $V^{-/-}$, $V^{-/0}$, $V^{0/+}$, $V^{+/++}$, ერთეულოვანი დონორული $V^{0/+}$ და ორმაგი დონორული

$V^{+/++}$ დონეები. E_V + 0.03ევ და E_V + 0.13ევ ენერგიებით ლოკალიზებულია აკრძალული ზონის ქვედა ნახევარში. აქვე ნაჩვენებია, რომ Si-Ge წყვილების წარმოქმნის ალბათობა იზრდება x(1- x)-ის პროპორციულად. ეს გარემოება დაკავშირებულია გერმანიუმის ატომის სიახლოვეში ვაკანსიის უპირატესად განაწილებასთან. ამით მაღლდება ვაკანსიის თერმული სტაბილიზაცია. ეპრ-ის სპექტრებიდან დგინდება, რომ $Si_{1-x}Ge_x$ შენადნობებში ხშირად წარმოიქმნებიან $GeV^{0/+}$ და $GeV^{+/++}$ კომპლექსები იზოლირებულ $V^{0/+}$ და $V^{+/++}$ ვაკანსიებთან შედარებით. დივაკანსიები და E-ცენტრები n- ტიპის $Si_{1-x}Ge_x$ შენადნობებში ღრმა დონეების სპექტრებში ქმნიან ურთიერთგადამფარავ მაქსიმუმებს Si-ის შედარებით მცირე მნიშვნელობების შემთხვევაში[122]. როცა x ≈ 0.6 მოსალოდნელია დივაკანსიების დონეების განთავსება აკრძალული ზონის ქვედა ნახევარში. აღსანიშნავია, რომ წმინდა გერმანიუმში დივაკანსიების დონეები მხოლოდ ზონის ქვედა ნახევარშია განაწილებული.

გამოკვლეულია ელექტრონული რადიაციით წარმოქმნილი ელექტრულად აქტიური დეფექტების გავლენა $Si_{1-x}Ge_x$ p-n გადასასვლელების დინამიურ და სტატიკურ პარამეტრებზე. n^+ - p სტრუქტურები ფორმირებულია ფოსფორის დიფუზიით p- $Si_{1-x}Ge_x$ ფუძეშრეებში. 4 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივება განხორციელდა 273K ტემპერატურაზე. დინამიური მახასიათებლის - დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა იზომებოდა უშუალოდ n^+-p სტრუქტურის არეში. განისაზღვრა ასევე სტატიკური მახასიათებლები: დიოდის პირდაპირი ძაბვა U_F პირდაპირი დენის I_F სხვადასხვა სიდიდის პირობებში. შექცევადი ძაბვა U_R შექცევადი დენის I_R სხვადასხვა მნიშვნელობებისათვის, და გაზომილია გარღვევის ძაბვის სიდიდე. ელექტრონების რადიაციით შექმნილი მახასიათებლები(კონცენტრაცია, აქტივაციის ენერგია, ჩაჭერის რადიუსი) შესწავლილია უშუალოდ n^+-p სტრუქტურის მახლობლობაში[123].

4 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივებამ გამოიწვია დიოდის მახასიათებლების არსებითი ცვლილებები. Si+1,6ატ.%Ge შენადნობის ფუძეზე შექმნილი n^+-p სტრუქტურაზე 12-ჯერ შემცირდა დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა, გაორკეცდა U_F, როცა I_F = 1ა. აღნიშნული n^+-p დიოდისათვის მნიშვნელოვან ფაქტორს წარმოადგენს დასხივებით წარმოქმნილი C_i ჩანერგილი ატომები. მათი მოწვა ხდება 50-100°C შუალედში, ისინი მოძრაობისას აქტიურად ურთიერთქმედებენ ჩანერგილი ჟანგბადის ატომებთან და წარმოქმნიან C_i - O_i კომპლექსს.

შესწავლილია 2 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივებული SiGe დიოდების მახასიათებლების დეგრადაცია და მათი აღდგენის პირობები[124]. დადგენილია პირდაპირი და უკუდენების სიდიდეების ამაღლება დასხივებულ მდგომარეობაში. გამოვლენილია საინტერესო ცვლილება-პირდაპირი დენის შემცირება, როდესაც პირდაპირი ძაბვა ტოლია 0.7 ვ. ეს აისახება Si-ის ფუძეშრის ელექტრული წინააღმდეგობის გაზრდით დასხივებულ მდგომარეობაში. დეგრადირებული მახასიათებლების აღდგენა შესაძლებელია რადიაციის შემდგომი თერმული მოწვით. ელექტრონების $1\cdot10^{15}$ სმ$^{-2}$ ფლუენსის შემთხვევაში დიოდის მახასიათებლები თითქმის მთლიანად აღდგება 250°C ტემპერატურაზე თერმული მოწვით. ელექტრონებით დასხივებულ ტრანზისტორებში ადგილი აქვს ზღურბლური ძაბვის მცირე უარყოფით წანაცვლებას, მცირდება გაჟონვის დენი და ხვრელების ძვრადობა. ეს გამოწვეულია დადებითი მუხტის არსებობით საკონტაქტო ჟანგეულზე.

ცნობილია[125], რომ Ge-ს მცირე კონცენტრაციის მასიურ $Si_{1-x}Ge_x$ მყარ ხსნარებსა და ეპიტაქსიურ ფენებს სილიციუმთან შედარებით ახასიათებთ მაღალი რადიაციული მედეგობა. მათში გერმანიუმის ატომები მოქმედებენ როგორც პირველადი რადიაციული დეფექტების ანიჰილაციის ცენტრები. უკანასკნელ პერიოდში დადგინდა[126], რომ გერმანიუმით სუსტად ლეგირება აუმჯობესებს SiGe ფუძეშრეების მექანიკურ მახასიათებლებს,

ამცირებს ჟანგბადის კონცენტრაციას და პრეციპიტაციის შესაძლებლობას. ნაჩვენებია, რომ Ge-ის კრიტიკულ კონცენტრაციაზე (10^{19} სმ$^{-3}$) იწყება რადიაციული მედეგობის ამაღლება, რაც დადებითად აისახება ვოლტ-ამპერული და ვოლტ-ფარადული მახასიათებლების ქცევაზე [127].

გამოკვლეულია უდისლოკაციო დიდი დოზის ნეიტრონებით დასხივებული ($(0.2\div2)\cdot10^{19}$სმ$^{-2}$) და გერმანიუმით ლეგირებული($N_{Ge}=10^{20}$სმ$^{-3}$) n- და p- ტიპის [111] ორიენტაციის მონოკრისტალური Cz:Si. ფოსფორისა და ბორის კონცენტრაცია შესაბამისად იყო:10^{14} და 10^{15}სმ$^{-3}$. მიღებული ნიმუშები დასხივდა 6 მევ ენერგიის ელექტრონებით, ფლუენსები იყო $5\cdot10^{12}$სმ$^{-3}$-$1\cdot10^{17}$სმ$^{-2}$ და შემდეგ იზოქრონულად მოიწვა 30 წთ 200-1000°C-ის ინტერვალში ვაკუუმში. ფოსფორისა და ბორის კონცენტრაცია შესაბამისად იყო:10^{14} და 10^{15}სმ$^{-3}$. ნიმუშები დასხივდა 6 მევ ენერგიის ელექტრონებით, რომელთა ნაკადის სიმკვრივე შეადგენდა $1.5\cdot10^{12}$სმ$^{-2}\cdot$წმ$^{-1}$, ფლუენსები - $5\cdot10^{12}$სმ$^{-2}$-$1\cdot10^{17}$სმ$^{-2}$, იზოქრონულად მოიწვა 30 წთ 200-1000°C-ის ინტერვალში ვაკუუმში. p- ტიპის ნიმუშები: 1). -ბორით ლეგირებული N_B 10^{15}სმ$^{-3}$; 2) ბორითა და ფოსფორით ლეგირებული N_B 10^{15}სმ$^{-3}$; N_P 10^{15}სმ$^{-3}$; n-ტიპის ნიმუშები: 3) ფოსფორით ლეგირებული N_P = $1.1\cdot10^{14}$სმ$^{-3}$ და 4)ფოსფორითა და გერმანიუმით ლეგირებული N_P =10^{14}სმ$^{-3}$, $N_{Ge}=10^{20}$სმ$^{-3}$. დასხივებული და მომწვარი ნიმუშების მახასიათებლების გაზომვებამდე მათი ზედაპირებიდან მოიხსნა 50-100 მკმ სისქის ფენა. კონცენტრაცია (n, p) და მუხტის ძირითადი მატარებლების ძვრადობა იანგარიშებოდა ვან დერ პაუს მეთოდით ჰოლის კოეფიციენტისა და კუთრი წინაღობის გაზომვებით. (n, p)-სა და (μ)-ს გაზომვების ცდომილება შესაბამისად იყო ±8 და ±(13-14)%. ა) მუხტის ძირითადი მატარებლების დასხივების ნაკადზე დამოკიდებულების გრაფიკზე გამოიყოფა ორი უბანი: შედარებით მშვიდი (ნაკადი<“კრიტიკულზე“) და მკვეთრი ცვლილების(ვარდნის), (ნაკადი>“კრიტიკულზე“), ეს უბანი Si:Ge-თვის იწყება შედარებით მცირე ნაკადზე, მაგრამ იცვლება უფრო ნელა. ბ) დასხივებაზე ძვრადობის დამოკიდებულების გრაფიკზე ასევე გამოიყოფა ორი უბანი: ძვრადობის

სუსტი შემცირებისა და მისი მკვეთრი ამაღლებისა (დიდი დოზებისათვის). დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა დასხივების ფლუენსის გაზრდასთან მცირდება, მაგრამ შეიმჩნევა გერმანიუმის გავლენა რომელიც გამოიხატება სიცოცხლის ხანგრძლივობის მცირე ზრდით. ამის გარდა, გერმანიუმის გავლენა, დენის ძირითადი მატარებლების კონცენტრაციისა და არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის ცვლილებებზე იზრდება ნაკადის ზრდასთან ერთად. გ) ოპტიკური თვისებები: 1.-ჟანგბადის კონცენტრაცია ნაკადის გაზრდით არ იცვლება Si და Si:Ge-ში. 2) A- ცენტრების(V-O) შემოყვანის სიჩქარე ელექტრონებით დასხივების შემდეგ არალეგირებულ Si-ში უფრო მეტია ვიდრე Si:Ge-ში. გრაფიკებიდან ჩანს, რომ ელექტრონებით დასხივების შედეგად არალეგირებულ Si-ში მიმდინარეობს ფრენკელის არაწონასწორული წყვილების (V_{Si}+Si_I) ინტენსიური წარმოქმნა, რომლებიც პირველად რადიაციულ დეფექტებს წარმოადგენენ. ამასთან ერთად მიმდინარეობს წერტილოვანი დეფექტების კომპლექსების ჩამოყალიბება. კერძოდ, შესაძლებელია შემდეგი კვაზიქიმიური რეაქციები:

Psi +Vsi → (Psi - Vsi); Bsi +Vsi → (Bsi - Vsi) →$^{+Vsi}$ (Vsi – Bsi – Vsi) .

Bsi + Si_i → (Bsi - Si_i).

ამ პროცესებს მივყავართ ძირითადი მატარებლების კონცენტრაციის შემცირებისა და არაძირითადი მატარებლების ძვრადობის ზრდისკენ რაღაც, გარკვეული მნიშვნელობის "კრიტიკული" სიდიდეზე მეტი ნაკადების შემთხვევაში.

განსხვავებული მდგომარეობაა Si:Ge-ში. ერთის მხრივ, გერმანიუმი სილიციუმთან შედარებით თავისი დიდი კოვალენტური რადიუსის გამო ამცირებს ფრენკელის წყვილების წარმოქმნის ენტალპიას, რაც თავისთავად იწვევს რადიაციული დეფექტების კონცენტრაციის გაზრდას (მაგ. ვაკანსიების), მეორეს მხრივ, Si:Ge-ში შეიძლება მიმდინარეობდეს ე.წ. შინაგანი გეტერირების პროცესი და გერმანიუმთან რადიაციული დეფექტების კომპლექსების წარმოქმნის პროცესი. პირველ ფაქტორს

შეუძლია ახსნას კრიტიკული ნაკადის შემცირების მიზეზი Si:Ge-ში, რომლის დროსაც შეინიშნება დასხივების შედეგად ელექტრონებისა და ხვრელების კონცენტრაციის შემცირება. მეორე ფაქტორი ხსნის ელექტრონებისა და ხვრელების კონცენტრაციის შემცირების სიჩქარის შენელებას კრიტიკულ ნაკადზე მეტი ნაკადებისთვის, ასევე, დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის მეტ მდგრადობას. იგივე ფაქტორი შესაძლებელია იყოს A- ცენტრების ფორმირების შენელების მიზეზი Si:Ge-ში.

Si:Ge-ში მოწვის შედეგად ძირითადი მატარებლების კონცენტრაციის აღდგენის შენელება სავარაუდოდ დაკავშირებულია რადიაციული დეფექტების კონცენტრაციის გაზრდისას ფრენკელის წყვილების წარმოქმნის ენტალპიის შემცირებასთან. ასევე, შესაძლებელია არეგულირებდეს შემდეგი კვაზიქიმიური რეაქციების მიმდინარეობას:

(Gesi – Vi) + Psi → (Psi – Vsi) + Gesi; (Gesi – Vi) + Bsi → (Bsi – Vsi) + Gesi

(Gesi – Si$_I$) + Bsi → (Bsi – Si$_I$) + Gesi

მონოკრისტალურ Si:Ge-ში დასხივების შემდეგ დენის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის მნიშვნელოვანი გაზრდა (განსაკუთრებით დასხივების დიდი ნაკადის შემთხვევაში) სავარაუდოდ დაკავშირებულია გეტერირების ცენტრებთან.

მცირე სიდიდის ნაკადებით დასხივებულ მონოკრისტალურ სილიციუმში და დიდი დოზით დასხივებულ მონოკრისტალურ Si:Ge-ში კვანძში მყოფი ნახშირბადის კონცენტრაცია(დოზის გაზრდისას) იზრდება, რაც შეიძლება აიხსნას შემდეგი ტიპის კვაზიქიმიური რეაქციით Si-ში: **Ci + Vsi → Csi**

Si:Ge-ში Ci + Vsi → Csi;

(Gesi – Ci) + Vsi → Gesi + Csi (Gesi – Vsi) + Ci → Gesi + Csi

კვანძებში ნახშირბადის კონცენტრაციის შემცირება დიდი ნაკადის შემთხვევაში შეიმჩნევა არალეგირებულ სილიციუმში, როცა შესაძლებელია შემდეგი ტიპის რეაქციები:

Ci + Csi → (Ci – Csi), 2Csi + Si$_I$ (Csi - Si$_I$ – Csi), SiI + Csi → Sisi + Ci.

ამრიგად: აღმოჩნდა, რომ მაღალი ენერგიის ელქტრონებით დასხივებულ მონოკრისტალურ Si:Ge-ში მეორადი დეფექტების წარმოქმნა მიმდინარეობს არალეგირებულ სილიციუმისაგან განსხვავებულად. ნაჩვენებია, რომ მონოკრისტალურ სილიციუმში გერმანიუმის დამატება (N_{Ge} = 10^{20} სმ$^{-2}$) რამდენადმე ამცირებს რადიაციისადმი მგრძნობელობას და მნიშვნელოვნად აუმჯობესებს მოწვის შემდეგ დასხივებული მასალის არაძირითადი მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის აღგენას.

2. შედეგები და მათი განსჯა

2.1. Si-Ge შენადნობების მიღება და კვლევის მეთოდები

2.1.1. Si-Ge შენადნობების მიღება

სილიციუმ-გერმანიუმის მონო- და პოლიკრისტალური შენადნობები მიღებულია EQ-SKJ-50CZ სისტემის ჩოხრალსკის სადნობ ღუმელში. დნობები ხორციელდებოდა კვარცის ტიგელებში დიამეტრით 40-60 მმ. ბორით ლეგირებისათვის მექანიკური შერევით მზადდებოდა კაზმი შემადგენელი კომპონენტების განსაზღვრული კონცენტრაციით. მადედებელი (Si) ორიენტირებულია [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით. კრისტალების დაჭრა წარმოებდა შიდა ჭრის ალმასის დისკზე.

კვლევების განსახორციელებლად მიღებულია გერმანიუმის სხვადასხვა შედგენილობის p- და n- ტიპის სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მასიური კრისტალები დიამეტრით 15-30 მმ.

2.1.2. Si-Ge ფუძეშრეებზე p-n გადასასვლელების შექმნის მეთოდიკა

p-n გადასასვლელების შესაქმნელად გამოყენებულია შემდეგი პროცედურა: p-ტიპის მონოკრისტალური Si-Ge ფუძეშრეებზე აწვეთებენ 50%-ნი ორთოფოსფორმჟავისა და SiO_2-ის შემცველი რეაქტივის ტეტრაეტოქსისილანის $Si(OC_2H_5)_4$ შესაბამისი კონცენტრაციის სპირტის ხსნარს. ფუძეშრე მაგრდება ცენტრიფუგაზე, რომლის ბრუნვის(~3500 ბრ/წთ) პროცესში ხსნარი თანაბრად ნაწილდება ფუძეშრის ზედაპირზე. გამხსნელის მოცილება წარმოებს შრობით 100°C ტემპერატურაზე 10 წთ-ის განმავლობაში. ამის შემდეგ მიმდინარეობს ფოსფორის დიფუზია დიფუზურ ღუმელში აზოტის ნაკადში 1050°C ტემპერატურაზე. წარმოქმნილი ფოსფორ სილიკატური ნარჩენების მოსაშორებლად ფუძეშრე იწამლება HF-ის განზავებულ ხსნარში და ირეცხება დეიონიზებულ წყალში.

2.1.3. მეტალური კონტაქტების შექმნის თანმიმდევრობა

დანაფარის შექმნამდე მაღალი ხარისხით მექანიკურად პოლირებული ფუძეშრეები ქიმიურად დამუშავდა ორგანულ გამხსნელებში (აცეტონი, სპირტი) და გაირეცხა დეიონიზებულ წყალში. ალუმინის თხელი ფენის წარმოქმნა განხორციელდა ვაკუუმურ დანადგარზე УВР-3М. დაფენის პროცესში ფირის ტემპერატურა არის 300°C, მოცულობაში ნარჩენი წნევა 10^{-5}-$5\cdot10^{-6}$ ტორი. ალუმინი ეფინება ფუძეშრის ორივე მხარეს. პირველად ფუძეშრის ქვედა სიბრტყე მოიწვა დიფუზურ ღუმელში 475°C ტემპერატურაზე 20 წთ-ის განმავლობაში. მის ზედა სიბრტყეზე სათანადო კონფიგურაციის მეტალის კონტაქტის მისაღებად ალუმინი დაეფინა შესაბამისი ფოტოშაბლონის დახმარებით ფოტოლითოგრაფიის პროცესში. შექმნილი ომური კონტაქტების (Al) სისქე 1-1,2 მკმ-ის ტოლია, ფენის სისქის დადგენა განხორციელდა ინტერფერენციული მეთოდით МИИ-4 ხელსაწყოზე. ფოტოლითოგრაფიის პროცესში ფუძეშრის აქტიურ სიბრტყეს დაეფინება 0,6-0,8 მკმ სისქის ფოტორეზისტი PH-7, შემდეგ წარმოებს მისი შრობა 120°C 30წთ-ის განმავლობაში. შეთავსება და ექსპონირება წარმოებს ულტრაიისფერი სხივებით ფოტოშაბლონის გამოყენებით. ფოტორეზისტის გამჟღავნება სრულდება 0,5%-იანი კალიუმის ან ნატრიუმის ტუტის ხსნარში და მუშავდება 180°C ტემპერატურაზე 30წთ-ის განმავლობაში, ალუმინის დანაფარის მოწამვლა ხდება ფოსფორმჟავაში. ფოტორეზისტი მოიხსნება მდუღარე დიმეთილში.

2.1.4. ნიმუშების ზედაპირების მომზადების მეთოდიკა

ნიმუშების ზედაპირების სათანადოდ მომზადება მეტად მნიშვნელოვანია როგორც მეტალოგრაფიული კვლევებისათვის, ასევე სისალისა და სხვა ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების დასადგენად. ის შედგება ხუთი ძირითადი ოპერაციისაგან: 1. ჭრა, 2. ნიმუშების დამაგრება ან მონტირება 3. მექანიკური ხეხვა 4. მექანიკური პოლირება 5. ელექტროქიმიური პოლირება ან მოწამვლა (მეტალოგრაფიული კვლევებისათვის).

<111> კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების ზოდები დაიჭრა 450-500 მკმ სისქის ფირფიტებად და დამაგრდა საყრდენზე, რის შემდეგ გაიხეხა სველი მეთოდით UNIPOL-802 სახეხ დანადგარზე სხვადასხვა ზომის SiC-ს წყალმედეგი აბრაზიული ქაღალდით. სახეხი ქაღალდის აბრაზიული მარცვლების ზომა და ხეხვის თანმიმდევრობა შემდეგია: 400 Grit(23.6 მკმ), 600 Grit(16 მკმ), 800 Grit (12.2 მკმ), 1000 Grit (9.2 მკმ), 1200 Grit (6.5 მკმ), 1500 Grit(3 მკმ). ხეხვის ყოველ მომდევნო სტადიაზე გადასვლის წინ ნიმუშები და სახეხი დანადგარი ირეცხება გამდინარე წყლით და შრება. ხეხვის შემდგომ ეტაპზე ჩატარდა 3, 1, 0.5 და 0.25 მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტებით პოლირება. ბოლო სტადიაზე ნიმუშები დამუშავდა 0.05 მკმ დისპერსულობის კვარცის სუსპენზიით. ზედაპირული დეფექტებისა და ნარჩენი აბრაზივების მოსაშორებლად ჩატარდა ქიმიური პოლირება H_2SO_4 + H_2O_2 -ის 80%-იანი ხსნარით მოცულობითი ფარდობით 4:1. გაუცხიმოვნება- ტოლუოლითა და ეთილის სპირტით, რის შემდეგ შრება ცხელი ჰაერით. თერმული დიფუზური ლეგირების შემდეგ ნიმუშების დამუშავება წარმოებს ხსნარში H_2O + HF შეფარდებით 10:1, რის შემდეგ ირეცხება დისტილირებული წყლით და შრება.

2.1.5. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდიკა

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

ნიმუშების ზედაპირზე წარმოქმნილი დეფორმირებული შრე მოიხსნა ქიმიური პოლირებით HF:HNO_3 1:3 ხსნარში, 5-10 წუთის განმავლობაში. ამის შემდეგ, დისლოკაციური ფიგურების გამოვლინებისათვის მოწამვლა გაგრძელდა 3:1:12 პროპორციის HF:HNO_3:CH_3COOH ნარევში 30 წუთის განმავლობაში. ქიმიური პოლირებისა და დისლოკაციების მოწამვლის მონაცვლეობა მეორდება ვიდრე არ შეწყდება დისლოკაციების სიმკვრივის

ცვლილება. ასეთ პირობებში მოწამვლის ფიგურები წარმოადგენენ კრისტალიზაციის პროცესში კრისტალის მოცულობაში წარმოქმნილ დისლოკაციებს. იმავე შედგენილობის პოლიკრისტალური სტრუქტურის ნიმუშების ზედაპირების მომზადება სტრუქტურული კვლევებისათვის შესაძლებელია შესრულდეს პრაქტიკულად ანალოგიური თანმიმდევრობით. კერძოდ, მიკროსტრუქტურის გამოსამჟღავნებლად, წინასწარ დამუშავებული შლიფების მოწამვლას ახდენენ 25% KOH –ის მდუღარე ხსნარში H_2O_2 –ის დამატებით, შემდეგი პროპორციით 4:1 [128].

2.1.6. ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვის მეთოდიკა

ელექტროფიზიკური მახასიათებლები განისაზღრა “Ecopia HMS-3000“-სისტემის დანადგარზე ოთახის ტემპერატურის პირობებში ვან დერ პაუს მეთოდით. ჰოლის ეფექტის რეგისტრაცია წარმოებდა 0,5ტესლა ინდუქციის მუდმივ მაგნიტურ ველში. ინსტრუქციით განსაზღვრულ პოზიციებში განთავსებული საკონტაქტო ზონდები ელექტრულად დაკავშირებულია სპეციალური მეტალური წებოთი. კომპიუტერული პროგრამით ექსპერიმენტულად იზომება ზედაპირული კუთრი ელექტრული წინააღმდეგობა, დენის მატარებლების კონცენტრაცია და ძვრადობა. მოცულობითი ელექტროფიზიკური მახასიათებლები განისაზღვრა სპეციალური პროგრამით. იმ შემთხვევაში, როდესაც საკვლევი ობიექტი ერთგვაროვანია, მაშინ პროგრამაში მისი სისქის გათვალისწინებით იანგარიშება ელექტროფიზიკური მახასიათებლების მნიშვნელობები.

სპეციფიკურ პირობებში, კერძოდ, როდესაც ფუძეშრეზე სხვადასხვა სიღრმეებზე შექმნილია p-n გადასასვლელები, თანმიმდევრულად სრულდება ქიმიურად ფენების მოხსნა და ზედაპირული მახასიათებლების ექსპერიმენტული განსაზღვრა.

მოცულობითი კრისტალების, კერძოდ, Si-Ge შენადნობების პრიზმული ფორმის ძელაკების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები ოთახის ტემპერატურაზე განისაზღვრა ოთხზონდიანი მეთოდით, მუდმივ

მაგნიტურ ველში ნიმუშში მუდმივი დენის აღძვრის პირობებში. მაგნიტური ველის დაძაბულობა შეადგენდა 1000 ერსტედს, საცდელი ნიმუშის ფორმა – 2×4×12 მმ^3.

ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე თავდაპირველად იანგარიშებოდა ჰოლის კოეფიციენტი [129]: $R_3 = V_3 \cdot d/(H \cdot I)$

სადაც H – მუდმივი მაგნიტური ველის დაძაბულობა; I – ნიმუშში გამავალი მუდმივი დენის სიდიდე; d – ნიმუშის სიგრძე; V_h – ნიმუშზე აღძრული ჰოლის ემძ.

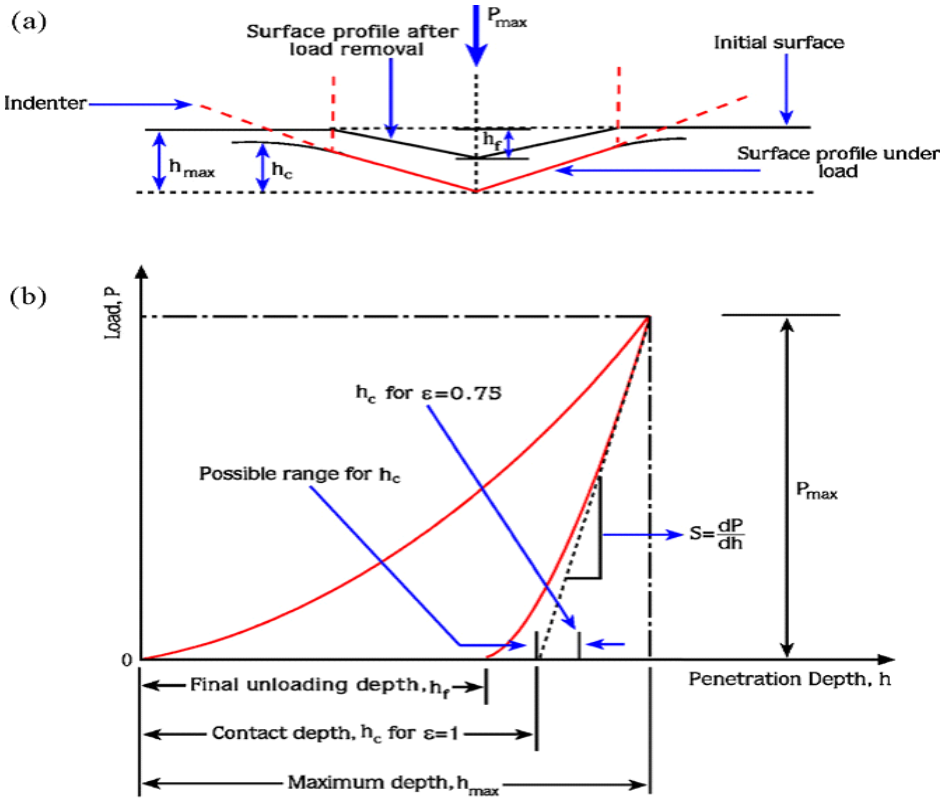
დენის მატარებლების კონცენტრაცია იანგარიშება ფორმულით [129]: $n=(e \cdot c \cdot R_3)^{-1}$. e – ელექტრონის მუხტის სიდიდეა; c – სინათლის სიჩქარე ვაკუუმში. დენის მატარებლების ძვრადობა გამოითვლება ცნობილი თანაფარდობიდან : $\mu=\sigma \cdot (n \cdot e)^{-1}$; სადაც გამტარობა $\sigma=I/S$; S – ნიმუშის კვეთის ფართობია.

2.1.7. დინამიური მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის განსაზღვრის მეთოდი

DUH-211S ხელსაწყო წარმოადგენს თანამედროვე ISO-14577 საერთაშორისო სტანდარტის [130] მოთხოვნების შესაბამის ტესტერს მყარი სხეულების ზედაპირების მექანიკური მახასიათებლების (მიკროსისალე, დრეკადობის მოდული) დასადგენად, რომელიც ოლივერისა და ფარის მეთოდს ემყარება [131]. დინამიური მიკროსისალე **(DH)** განისაზღვრება ტესტირების პროცესში ინდენტორზე მოდებული დატვირთვის სიდიდისა და მისი მასალაში შეღწევის სიღრმით და იანგარიშება ფორმულით: **DH = a × F/h²; a** მუდმივია, დამოკიდებულია ინდენტორის ფორმაზე და ვიკერსისა და ბერკოვიჩის 115°-ანი ინდენტორებისათვის ტოლია: **a = 3,8584**; კნუპის ინდენტორისათვის - **a = 1,5583.**

ინდენტორზე დატვირთვას აწარმოებს ელექტრომაგნიტური ბლოკი, რომელიც შედგება მუდმივი მაგნიტისა და ძალოვანი კოჭისაგან. როდესაც დენი გადის ხვიებში, კოჭაში აღიძვრება მისი პროპორციული ელექტრომაგნიტური ძალა **F,** რომელიც გადაეცემა ინდენტორს: **F =**

2πr·n·B·I. სადაც **r**-კოჭას რადიუსია; **n**- ხვიების რიცხვი; **B**-მაგნიტური ველის ინდუქცია; **I**- დენის ძალა. ინდენტორის ზედაპირთან შეხებისა და მასალაში შეღწევის სიღრმის კონტროლი ხორციელდება დიფერენციალური ტრანსფორმატორით, ელექტრომაგნიტური ბლოკის მართვა წარმოებს ტესტერის მიკროპროცესორით. ვინაიდან **(DH)** განისაზღვრება არა ანაბეჭდის დიაგონალის **(L)** სიგრძით, არამედ მისი სიღრმით **(h),** ამიტომ მეტად მნიშვნელოვანია ზედაპირთან ინდენტორის შეხების წერტილის დაფიქსირება. ინდენტორი ზედაპირთან შეხებამდე ეშვება მუდმივი სიჩქარით, ზედაპირთან შეხებისას იცვლება მისი სიჩქარე, შესაბამისად იცვლება კოჭაში გამავალი დენის სიდიდე. შეხების მომენტში დენის ცვლილება ავტომატურად ფიქსირდება ტესტერის მიკროპროცესორით. ინდენტორი აგრძელებს სვლას ნიმუშის სიღრმეში, ერთდროულად იზრდება დატვირთვა ინდენტორზე მაქსიმალურ სიდიდემდე. ამ მდგომარეობაში ის ყოვნდება გარკვეული დროით, შემდეგ ხდება განტვირთვა მუდმივი სიჩქარით. ინდენტორის მასალაში შეღწევის შესაბამისად იზრდება ხვიაში გამავალი დენის სიდიდე, რომლითაც განისაზღვრება შეღწევის სიღრმე. მეთოდის უპირატესობა ჩვეულებრივ სტატიკურ, ანუ ანაბეჭდის წრფივი ზომების (დიაგონალი, რადიუსი) გაზომვებთან შედარებით მდგომარეობს მასში, რომ ის შეიცავს როგორც პლასტიკურ, ისე დრეკად მდგენელებს. გაზომვების შედეგები არ არის დამოკიდებული ანაბეჭდის ზომებსა/დატვირთვებზე და დრეკადი აღდგენის არაერთგვაროვნებაზე.



ნახ.1. დინამიური მიკროსისალისა(a) და დრეკადობის მოდულის(b) განსაზღვრის სქემა

ნახ.1.-ზე ნაჩვენებია ინდენტორის მასალაში შეღწევისა(a) და დატვირთვა-განტვირთვის რეჟიმში ინდენტორის მასალაში შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულების გრაფიკული წარმოდგენა(b). სადაც P_{max}- დატვირთვის მაქსიმალური მნიშვნელობაა; h_{max} - ინდენტორის მასალაში შეღწევის მაქსიმალური სიღრმე; h_c -მასალისა და ინდენტორის კონტაქტის სიღრმე; h_f -ინდენტორზე დატვირთვის მოხსნით რელაქსირებული ანაბეჭდის სიღრმე. S=dP/dh-სიხისტეა, ε-დამოკიდებულია ინდენტორის ფორმაზე და ვიკერსისა და ბერკოვიჩის ინდენტორებისათვის ტოლია 0.75[132].

დატვირთვა-განტვირთვის დამოკიდებულების გრაფიკიდან (ნახ.1) შესაძლებელია განისაზღვროს დრეკადობის მოდულის აბსოლუტური სიდიდის ცვლილება, ინდენტირების პროცესში დატვირთვის მაქსიმალურ მნიშვნელობაზე დაყოვნების დროს ინდენტირების სიღრმის ცვლილება, ინდენტირების მუშაობის დრეკადი და არადრეკადი მდგენელების წილი. დრეკადობის მოდული განისაზღვრება დატვირთვა-განტვირთვის

გრაფიკიდან სიხისტის $S=(dP/dh)_{h=hmax}$ დადგენით. ის წარმოადგენს განტვირთვის გრაფიკის მხებს განტვირთვის საწყის წერტილში. ცნობილი თანაფარდობებიდან [133]: $E_r = (S/2)\cdot\{\sqrt{\pi}/(\sqrt{[26.43]}\cdot h_c)\}$ და $1/E_r = (1-\nu_i^2)/E_i + (1-\nu_s^2)/E_s$; ტესტერის მიკროპროცესორი განსაზღვრავს საკვლევი მასალის დრეკადობის მოდულს. ფორმულაში შესულია E_r ინდენტორისა და ნიმუშის დაყვანილი მოდული; ν და E პუასონის კოეფიციენტი და დრეკადობის მოდულებია შესაბამისად; i და s ინდექსები აღნიშნავენ ინდენტორსა და მასალას. როდესაც უცნობია საკვლევი ნიმუშის პუასონის კოეფიციენტი, ხელსაწყო განსაზღვრავს ინდენტირების მოდულის E^*_{it} მნიშვნელობას: $E^*_{it} = [E_s/(1-\nu_s^2)]$.

დინამიური მიკროსისალე დგინდება დატვირთვა-განტვირთვის რეჟიმში, თითოეულ კონკრეტულ დატვირთვაზე შვიდი ანათვალის აღებით, ორი უკიდურესი მნიშვნელობის უგულვებელყოფით და დარჩენილი ხუთი სიდიდის გასაშუალოებით. მიკროსისალის შესაბამისი მნიშვნელობა განისაზღვრება ავტომატურად. დაყოვნების დრო დატვირთვის მაქსიმუმზე შეადგენს 10 წმ-ს, განტვირთვის ბოლოს - 5წმ-ს. ეს პირობები ერთნაირია როგორც კნუპის, ასევე ვიკერსისა და ბერკოვიჩის ინდენტორებისათვის. დატვირთვის სიდიდის ცვლილებასთან ერთად იცვლება ინდენტორის მასალაში შეღწევის სიჩქარე, რომლის მნიშვნელობები და სხვა პარამეტრები მოცემულია ცხრილში [133]:

ინდენტირების პროცესის პარამეტრები დატვირთვა-განტვირთვის რეჟიმში

ცხრილი 1

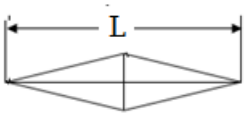
დატვირთვა,მნ	**0,1≤F≤1,9**	**1,9<F≤19,6**	**19,6<F≤196,1**	**196,1<F≤1961**
დატვირთვის სიჩქარე (მნ/წმ)	0,15	1,463	13,324	70,067
პროცესის დრო, წმ	13	13	15	28
ანაბეჭდის სიღრმის დიაპაზონი: 0,01 მკმ - დან 10 მკმ - მდე				
მაქსიმალური დატვირთვის დიაპაზონი: 0,1 მნ - დან 1961 მნ - მდე				
მინიმალური დატვირთვის დიაპაზონი: 0,1% - დან მაქსიმუმის 80% - მდე				

დინამიური მიკროსისალის მნიშვნელობები იანგარიშება შემდეგი ფორმულებით: კნუპის პირამიდის შემთხვევაში - **DHK=1.5583×P/h²;**

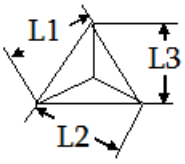
ბერკოვიჩის სამკუთხა პირამიდის შემთხვევაში - **DHT= 3.8584×P/h²**;

ვიკერსის პირამიდის შემთხვევაში - **DHV = 3.8584 ×P/h².**

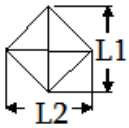
სტატიკური მიკროსისალის განსაზღვრა წარმოებს ინდენტორის ანაბეჭდის დიაგონალების/გვერდების გასაშუალოებით და იანგარიშება შემდეგი ფორმულებით: კნუპის პირამიდის შემთხვევაში **HK=1451.1×P/L²**, სადაც **L** დიდი დიაგონალის საშუალო მნიშვნელობაა



ბერკოვიჩის პირამიდის შემთხვევაში **HT = 160.07×P/L²; L=1/3(L1+L2+L3)** სამკუთხა ანაბეჭდის სიმაღლეების საშუალო მნიშვნელობაა.



ვიკერსის პირამიდის შემთხვევაში **HV = 189.10×P/L²; L = (L1+L2)/2** – დიაგონალების საშუალო მნიშვნელობაა.



2.1.8. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი

შინაგანი ხახუნის დანადგარის ძირითად ნაწილს წარმოადგენს ვერტიკალურად დამაგრებული გრეხითი ქანქარა. მის ღერძზე მექანიკური მომჭერებით ან ცეცხლგამძლე წებოთი მაგრდება ნიმუშები. ქანქარის ჰორიზონტალურ ღერძზე განლაგებულია მაგნიტური ტვირთები. შესაძლებელია მათი მასის და ვერტიკალური ღერძიდან დაშორების რეგულირება მერხევი სისტემის სიხშირის შეცვლის მიზნით. გრეხითი

რხევების აღგზნება წარმოებს ტვირთებისადმი სიმეტრიულად განლაგებული წყვილი ელექტრომაგნიტებით.

ვერტიკალური და ჰორიზონტალური ღერძების კვეთაზე განლაგებულია ამრეკლავი სარკე. მისგან არეკლილი სინათლის სხივი ფიქსირდება გამჭვირვალე ოპტიკურ სკალაზე. ელექტრომაგნიტებში დენის რეგულირებით შესაძლებელია ოპტიკურ სკალაზე ნიმუშის დაგრეხის კუთხის საწყისი მდგომარეობიდან სხივის გადახრის ამპლიტუდის განსაზღვრით.

საცდელი ნიმუშების ძვრის დინამიური მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებების კვლევა სრულდება ნახევრადავტომატურ დანადგარზე გრეხითი რხევების სიხშირისა და მილევის ლოგარითმული დეკრემენტის რეგისტრაციის მეთოდით. გაზომვებში გამოიყენება პარალელეპიპედის ფორმის ნიმუშები. გაზომვები სრულდება ტემპერატურების 20-800°C და სიხშირეების 0,5-5 ჰც ინტერვალში. გაზომვის პროცესში შესაძლებელია გრეხითი რხევების ამპლიტუდის ცვლილება $1\cdot10^{-5} \div 5\cdot10^{-3}$ ინტერვალში. გაზომვები სრულდება გახურება-გაცივების 1÷3 გრად/წთ სიჩქარით.

ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე ოთახის ტემპერატურაზე განისაზღვრება შემდეგი ცნობილი თანაფარდობით [134]: $G=G_0\cdot(f/f_0)^2$.

სადაც G_0 და f_0 ეტალონური ნიმუშის ძვრის მოდული და რხევის სიხშირეა გამზომ დანადგარში ოთახის ტემპერატურაზე, ხოლო G, f იდენტური ზომების საცდელი კრისტალის მოდულისა და რხევის სიხშირის მნიშვნელობებია. აღნიშნული მეთოდით ძვრის მოდულის განსაზღვრის ცდომილებაა 3%. შინაგანი ხახუნის სიდიდე გამოითვლება ფორმულით [134]: $Q^{-1}=(\pi N)^{-1}\ln(A_n/(A_{n+N}))$ სადაც N- რხევების რაოდენობაა, რომელიც სრულდება რხევის ამპლიტუდის A_n –დან A_{n+N} –მდე შემცირების დროს. რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგია გამოითვლება ფორმულით [134]: $H=k\cdot T_1\cdot T_2/(T_2-T_1)\cdot\ln(f_2/f_1)$; სადაც k –ბოლცმანის მუდმივაა, ხოლო

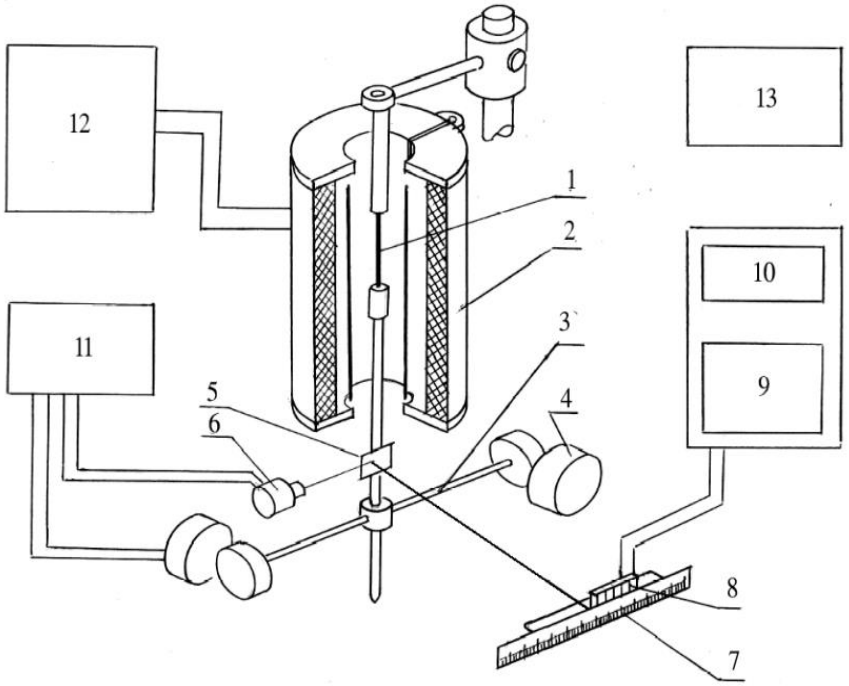
T_1 და T_2 რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის ტემპერატურებია f_1 და f_2 სიხშირეებზე.

რელაქსაციური პროცესის სიხშირის ფაქტორი განისაზღვრება ფორმულით [134]: $\mathbf{1/\tau_0 = 2\pi f_{max} \cdot exp(H/kT_{max})}$; სადაც H- პროცესის აქტივაციის ენერგიაა, f_{max} და T_{max} მაქსიმუმების შესაბამისი რხევის სიხშირე და ტემპერატურა.

ფარდობითი გრეხითი დეფორმაციის სიდიდე გამოითვლება ცნობილი შეფარდებით[134]: $\boldsymbol{\varepsilon = r \cdot L/(l \cdot R)}$; სადაც r წარმოადგენს ნიმუშის განივ კვეთაზე შემოწერილი წრის რადიუსს, l - ნიმუშის სიგრძეს, R- მანძილს სხივის ამრეკლავი სარკიდან ოპტიკურ სკალამდე, ხოლო L - არის ოპტიკურ სკალაზე ნულოვანი მდგომარეობიდან სხივის გადახრის სიდიდე.

რხევის კრიტიკული ამპლიტუდის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გრანატო-ლუკეს სიმის მოდელში იანგარიშებოდა შემდეგი ფორმულით[134]: $\boldsymbol{\varepsilon_3 = (k \cdot C^{1/2} \cdot T/(G \cdot b^3)) \cdot exp(H/kT)}$; სადაც H- დისლოკაციის ბმის ენერგიაა, **k**- ბოლცმანის მუდმივა, T- გაზომვის ტემპერატურა, ε_3- შინაგანი ხახუნის მკვეთრად ამაღლების შესაბამისი რხევის ამპლიტუდა, C- დისლოკაციაზე არსებული წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაცია, G- ძვრის მოდული, b-ბიურგერსის ვექტორია. დრეკადობის ზღვარი შეფასებულია ფორმულით: $\boldsymbol{\sigma = \varepsilon_3 \cdot G}$

სადაც ε_3-დეფორმაციის კრიტიკული სიდიდეა, G - ძვრის მოდული.



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

2.1.9. ინფრაწითელ დიაპაზონში ფოტომგრძნობიარობის სპექტრების გაზომვის მეთოდიკა

ნახევარგამტარული მასალების, კერძოდ Si-Ge სისტემის მასიური კრისტალების ფუძეშრეებზე ფორმირებული p-n გადასასვლელების ერთ-ერთი ძირითადი ოპტიკური მახასიათებლის, ფოტომგრძნობიარობის ტალღის სიგრძეზე დამოკიდებულების სპექტრების მაღალი სიზუსტით რეგისტრაციის მიზნით განხორციელდა МДР-23 მონოქრომატორის მოდიფიცირება.

მონოქრომატორის მართვის ავტომატიზაცია და მონაცემთა შეკრება სრულდება პერსონალური კომპიუტერის ბაზაზე პროგრამულ აპარატურული კომპლექსითა და პროგრამირებადი ლოგიკური კონტროლერით C200VAL006(PLC). სინათლის ნაკადი იზომება БМ6-К1У4 ბისმუტიან ბოლომეტრზე ИКС-29 სპექტროფოტომეტრის გამზომი ბლოკის

გამოყენებით. გამოსხივების წყაროს წარმოადგენს SiC გამომსხივებელი ნათურა გლობარი (КИМ) ტალღის სიგრძის დიაპაზონის პირველი რიგის სპექტრის ფორმირება ხორციელდება დიფრაქციული მესრით (300შტრიხი/მმ). სპექტრზე ზედდებული გარეშე რიგების ჩამოჭრა წარმოებს სილიციუმის ფილტრით, რომელიც მოთავსებულია სხივის შემშვები ხვრელის წინ და მოქმედებს განჭოლვის რეჟიმში.

ფოტო ემძ -ის გაზომვა წარმოებს თავაკით, რომელიც აგებულია სუსტი ხმაურის მქონე OPO7 ოპერაციულ გამაძლიერებელზე. შემსვლელი ელექტრული წინააღმდეგობის გასაძლიერებლად გამოყენებულია ჩართვის არავენტილური სქემა.სიგნალის მისაღები სიდიდის უზრუნველყოფისთვის შერჩეულია 20000-ის ტოლი გაძლიერების კოეფიციენტი. ხმაურის შესამცირებლად გამაძლიერებელი კასკადის ელექტრომომარაგება წარმოებს აკუმულატორების ბატარეით

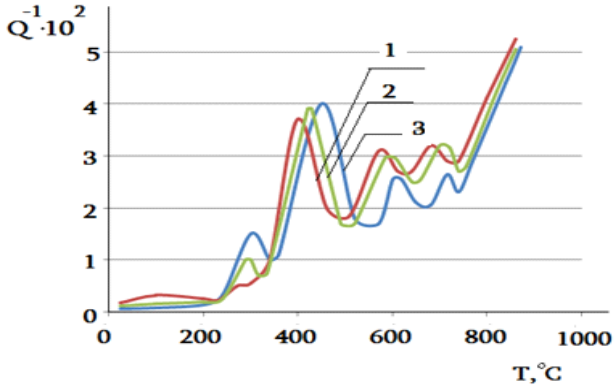
2.2.კვლევის შედეგები

2.2.1. მონოკრისტალური Si+2ატ%Ge შენადნობის მასიური კრისტალების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

სილიციუმის ლეგირება იზოვალენტური გერმანიუმით განაპირობებს სტრუქტურის არაერთგვაროვნებას, რაც დაკავშირებულია მალეგირებელი ელემენტის ატომების არათანაბარ განაწილებასთან კრისტალურ მესერში. გერმანიუმის ატომები სილიციუმის მატრიცაში ინტენსიურად მოქმედებენ ჟანგბადის ატომებთან. ეს დასტურდება GeO_2 მოლეკულის წარმოქმნის მაღალი ენტალპიით (5,90ევ). შედარებისათვის აღსანიშნავია, რომ SiO_2 მოლეკულის წარმოქმნის ენტალპია გაცილებით ნაკლები სიდიდისაა (2,73ევ). გერმანიუმის გახსნით სილიციუმის კრისტალურ მესერში მოსალოდნელია ვაკანსიების კონცენტრაციის გაზრდა, რადგანაც დიდია გახსნილი ელემენტის კოვალენტური რადიუსი. ვაკანსიების მაღალი კონცენტრაციების პირობებში დაჩქარდება ჟანგბადის პრეციპიტაცია, რომლის ადრეულ სტადიას წარმოადგენს თერმოდონორების გენერაცია. სილიციუმის სტრუქტურაში ასეთი ხასიათის ცვლილებები გამოიწვევენ სტრუქტურული გავრცობილი დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის ენერგეტიკული პარამეტრებისა და, მაშასადამე, სტრუქტურულად მგრძნობიარე მექანიკური და ნახევარგამტარული თვისებების ცვლილებებს. აღნიშნული გარემოება განაპირობებს გერმანიუმით ლეგირებული მონოკრისტალური სილიციუმის სტრუქტურისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსურად შესწავლის აქტუალობას.

შესწავლილია p-ტიპის Si+2ატ%Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება. საკვლევი ნიმუშების ღეროები ორიენტირებულია [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით. მათ რეალურ სტრუქტურაში დისლოკაციების სიმკვრივე 10^3-10^4სმ$^{-2}$-ის საზღვრებში იცვლება. Si+2ატ%Ge

მონოკრისტალის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი გრეხითი რხევების 1ჰც სიხშირეზე რთული შედგენილობისაა (ნახ. 3).

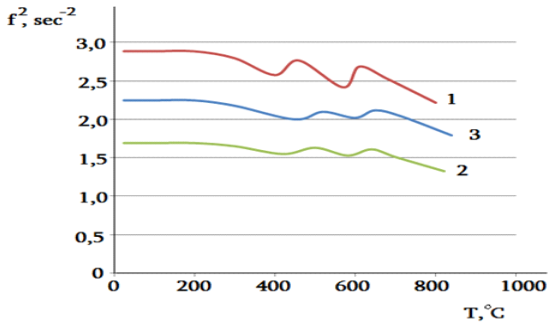


ნახ.3. მონოკრისტალური Si+2ატ%Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრები 1. _ საწყისი მდგომარეობა, f_0=1,7ჰც., 2.- მოწვა, 800°C, 3სთ. f_0=1,3ჰც., 3.- მოწვა, 1000°C, 2სთ. f_0=1,5ჰც.

ტემპერატურის 20-800°C ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალურ ფონზე 300-320, 420-450, 550-600 და 700°C ტემპერატურებზე აღმოჩენილია ინტენსიური მაქსიმუმები. მაქსიმუმების ფორმა დამახინჯებულია მათი გაფართოებისა და ურთიერთგადაფარვის შედეგად. აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში კრიტიკულ ამპლიტუდურ რხევით დეფორმაციაზე $5\cdot10^{-4}$ იწყება შინაგანი ხახუნის ზრდა. ეს ავლენს შინაგანი ხახუნის ფონისა და მაქსიმუმების დეფორმაციულ ბუნებას. შინაგანი ხახუნის სპექტრს ახასიათებს თერმული არასტაბილურობა, რადგან მოწვის შედეგად პირველი გაზომვის განმავლობაში მაქსიმუმების ინტენსივობა ძლიერ მცირდება. 400-800°C ტემპერატურულ ინტერვალში ხანმოკლე (0,5სთ) მოწვა გაცილებით ძლიერ ამცირებს შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობას. 5ჰც-მდე სიხშირის ამაღლება იწვევს მაქსიმუმების წანაცვლებას მაღალი ტემპერატურებისკენ. ეს ადასტურებს მათ რელაქსაციურ ბუნებას.

აღსანიშნავია, რომ 300-320, 450 და 650°C ტემპერატურების არეში ადგილი აქვს ძვრის მოდულის დეფექტსა და ანომალურ ზრდას. ძვრის მოდულის დეფექტი განპირობებულია მიმდინარე რელაქსაციური

პროცესით, ხოლო მისი მოსაზღვრე მოდულის ანომალური ზრდა ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესებით არიან განსაზღვრული(ნახ.4).



ნახ.4. მონოკრისტალური Si+2ატ.%Ge შენადნობის ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები 1. _ საწყისი მდგომარეობა, f_0=1,7 ჰც., 2.- მოწვა 800°C, 3 სთ., f_0=1,3 ჰც. 3.- მოწვა 1000°C, 2 სთ., f_0=1,5 ჰც.

კრიტიკულ ტემპერატურებზე შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების რელაქსაციური მდგენელების აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობები განაწილებულია 1,0-2,5ევ დიაპაზონში, მათი შესაბამისი სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები შედარებით მაღალია და იცვლება $1\cdot10^{11}$-$5\cdot10^{14}$ წმ$^{-1}$ ინტერვალში. ცალკეული რელაქსაციური პროცესის დამახასიათებელი აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები წარმოდგენილია ცხრილში 2.

მონოკრისტალური Si+2ატ%Ge შენადნობის დინამიური მექანიკური და აქტივაციური მახასიათებლები

ცხრილი 2

საცდელი ნიმუშები	მაქსიმუმების ტემპერატურა, °C	აქტივაციის ენერგია, ევ	სიხშირის ფაქტორი წმ$^{-1}$	ძვრის მოდული	
				T°C	კგძ/მმ^2
Si+2ატ.%Ge [111] საწყისი	80-100	0.80	$3\cdot10^{13}$	20	4600
	300-320	1,30	$6\cdot10^{12}$	120	4450
	420	1,60	$3\cdot10^{12}$	230	4260
	510	1,70	$1\cdot10^{12}$	350	4150
	570	1,85	$8\cdot10^{11}$	500	3900
	660	1,95	$3\cdot10^{11}$	650	3700
Si+2ატ.%Ge [111] მოწვა, 800°C, 3სთ.	80-100	0,90	$6\cdot10^{13}$	20	4750
	300-320	1,35	$2\cdot10^{13}$	120	4600
	430	1,70	$7\cdot10^{12}$	230	4400
	525	1,80	$4\cdot10^{12}$	350	4240
	580	2,00	$1\cdot10^{12}$	500	4050
	670	2,20	$7\cdot10^{11}$	650	3850

Si+2ატ.%Ge [111] მოწვა, 1000°C, 2სთ.	80-100	0,90	$1\cdot10^{4}$	20	4800
	300-320	1,35	$5\cdot10^{13}$	120	4700
	450	1,75	$8\cdot10^{12}$	230	4550
	540	1,90	$5\cdot10^{12}$	350	4300
	600	2,10	$2\cdot10^{12}$	500	4180
	680	2,35	$8\cdot10^{11}$	650	4000

800°C ტემპერატურაზე მოწვა 3 სთ-ის განმავლობაში ამცირებს ოთახის ტემპერატურაზე ფონის ინტენსივობას 30%-ით და პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს 100°C ტემპერატურაზე არსებული დაბალი ინტენსივობის განიერი მაქსიმუმის ტემპერატურულ მდგომარეობასა, ფორმასა და ინტენსივობაზე. აღნიშნული მაქსიმუმის ინტენსივობა უცვლელია გრეხითი რხევების ამპლიტუდის $5\cdot10^{-5}$-$1\cdot10^{-3}$ ინტერვალში. მაშასადამე, იგი დაკავშირებული არაა რაიმე ფორმით არსებული დისლოკაციების მიგრაციასთან. თუ გავითვალისწინებთ, რომ წერტილოვანი დეფექტების კომპლექსები მდგრადია მხოლოდ 300-350°C ტემპერატურებამდე, უნდა მივიჩნიოთ, რომ 100°C ტემპერატურაზე რელაქსაციურ პროცესში მონაწილე არადისლოკაციური წარმოშობის დეფექტები მოწვისადმი 800°C ტემპერატურამდე ავლენენ თერმულ მდგრადობას.

თერმული მოწვა იწვევს 180-200°C და 600°C ტემპერატურებზე არსებული რელაქსაციურ-ჰისტერეზისული მაქსიმუმების ფორმისა და ინტენსივობის შეცვლას. მოწვის შედეგად მოსალოდნელია გარდაქმნები კრისტალის ზედაპირულ ფენებში დისლოკაციების ბირთვისა და სხვადასახვა ტიპის წერტილოვანი დეფექტების ატმოსფეროებში. ეს განხორციელდება მარტივი კომპლექსების ფუძეზე ვაკანსია – მინარევი ატომების რთული კომლექსების ფორმირების გზით. ასეთი ხასიათის სტრუქტურულ გარდაქმნებს შეუძლიათ შეცვალონ შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების გამოვლინების პირობები, რაც მოცემულ შემთხვევაში გამოვლენილია 180-200°C და 600°C ტემპერატურების მახლობლობაში. მაღალ ტეპერატურებზე(~800°C) თერმული დამუშავებით მცირდება აღნიშნულ ტემპერატურებზე ჰისტერეზისული წარმოშობის შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა.

რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობა ავლენს რხევის ამპლიტუდისაგან ძლიერ დამოკიდებულებას, რაც დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთქმედებით არის განსაზღვრული. თერმული დამუშავებით აღნიშნული ურთიერთქმედება შესაძლებელია გაძლიერდეს. ამის გამო შეიზღუდება დისლოკაციის მოძრაობა და შემცირდება დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური პროცესის ინტენსივობა. 800°C-ზე მოწვა ამცირებს ძვრის მოდულის დეფექტსა და ანომალური ზრდის ტემპერატურულ ინტერვალს. მოდულის რთული ხასიათის ცვლილება დაკავშირებულია კრისტალის სტრუქტურაში მიმდინარე რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის პროცესებთან, რომლებიც თავს იჩენენ კრიტიკულ ტემპერატურებზე თერმული და ნიშანცვლადი ძაბვის ერთდროული მოქმედების პირობებში.

800°C-ზე თერმული მოწვა 10-20°C-ით ამაღლებს 400-800°C ინტერვალში არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმების ტემპერატურებს, რაც წარმოადგენს რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლების ზრდის შედეგს. თერმული მოწვის გავლენით 3-5ჯერ იზრდება რხევითი დეფორმაციის ამპლიტუდა, რომელზედაც იწყება შინაგანი ხახუნის ფონისა და მაქსიმუმების ინტენსივობის ამპლიტუდისაგან დამოკიდებულება. არსებული თეორიული წარმოდგენების საფუძველზე შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრის ამპლიტუდური დამოკიდებულების აღნიშნული ხასიათის ცვლილება განისაზღვრება როგორც დისლოკაციების მერხევი სეგმენტების ბლოკირების გაძლიერების შედეგი. დისლოკაციური სეგმენტებისა და ღუნვების მოძრაობის შეზღუდვა შესაძლებელია განხორციელდეს კოტრელის ატმოსფეროში წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაციის გაზრდით და უშუალოდ დისლოკაციის ბირთვში მინარევების ატომების კომპლექსების წარმოქმნით.

რხევის მაღალ ამპლიტუდებზე ($1\cdot10^{-3}$-$5\cdot10^{-3}$) 20-300°C ინტერვალში ციკლური დეფორმაცია უმნიშვნელოდ ცვლის შინაგანი ხახუნის სპექტრის მახასიათებლებსა და ძვრის დინამიური მოდულის დეფექტის

მნიშვნელობებს რელაქსაციური მაქსიმუმების ტემპერატურებზე. 400°C ტემპერატურიდან ციკლური დეფორმაციის გავლენა ძლიერდება. 400°C ტემპერატურაზე რხევითი დეფორმაცია $5\cdot10^{-3}$ სიდიდის ამპლიტუდაზე (რხევათა ციკლების რაოდენობა-200) 30%-ით ამაღლებს ფონის ინტენსივობას ოთახის ტემპერატურაზე, პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს 100°C-ზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის ფორმასა, ინტენსივობასა და ტემპერატურაზე. დეფორმირებული კრისტალის შინაგანი ხახუნის სპექტრში მნიშვნელოვნად (15-30%) იზრდება ინტენსივობა ყველა დანარჩენი რელაქსაციური პროცესის და მათი თანმხლები ძვრის მოდულის დეფექტი; 5-10°C-ით ფართოვდება ძვრის მოდულის ანომალური ამაღლების ტემპერატურული ინტერვალები; 25°C-ით მცირდება მაღალტემპერატურული ექსპონენციალური ფონის კრიტიკული ტემპერატურა.

მონოკრისტალური Si+2ატ.%Ge შენადნობის საწყის მდგომარეობაში ეტალონთან შედარების მეთოდით განსაზღვრულია ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები სხვადასხვა ტემპერატურაზე (ცხრ. 3). ოთახის ტემპერატურაზე ძვრის მოდულის სიდიდე დაახლოებით 10%-ით ნაკლებია [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით მონოკრისტალური სილიციუმის ასეთივე მახასიათებელზე (5080კგძ/მმ^2). მაღალ ტემპერატურებზე ძვრის მოდულის სიდიდე წრფივად მცირდება; მოდულის დამატებითი შემცირება რელაქსაციური და ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის პროცესების გავლენით იწვევს დეფექტებისაგან თავისუფალი მონოკრისტალური სილიციუმის ძვრის მოდულისაგან საგრძნობ გადახრას. 800°C-ზე ძვრის მოდულის სიდიდე ოთახის ტემპერატურასთან შედარებით 25%-ით არის შემცირებული, რაც ადასტურებს დეფექტების ძლიერ გავლენას Si+2ატ.%Ge-ის შენადნობის მექანიკურ თვისებებზე. მოწვა 800°C ტემპერატურაზე 3სთ-ის განმავლობაში მკვეთრად ამცირებს შინაგანი ხახუნის ფონს ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში (20-800°C), შესაბამისად მცირდება კრიტიკულ

ტემპერატურებზე ძვრის მოდულის დეფექტის მნიშვნელობები. ყოველივე აღნიშნული ხასიათის ცვლილება განაპირობებს ძვრის მოდულის სიდიდის ამაღლებასა და მისი ვარდნის 15%-მდე შემცირებას 800°C ტემპერატურის არეში. რადგანაც საშუალო ტემპერატურებზე (600°C) თერმული მოწვა არსებითად არ ცვლის დისლოკაციების სიმკვრივეს, ძვრის მოდულის ამაღლება უპირატესად გამოწვეულია არსებული დისლოკაციების დამუხრუჭების გაძლიერებით. დისლოკაციების მოძრაობის ბლოკირებას ახორციელებენ წერტილოვანი დეფექტები და მათი კომპლექსები მოწვის პროცესში დისლოკაციების მიმართულებით დიფუზური გადანაწილებითა და კოტრელის ატმოსფეროების გაჯერებით. აღსანიშნავია ისიც, რომ მორიგი ციკლური დეფორმაციით კვლავ ადგილი აქვს ძვრის მოდულის ხელახალ შემცირებას, რაც ახალი დისლოკაციების წარმოქმნითა და არსებული დისლოკაციების ძვრადობის გაზრდით არის განპირობებული.

ამრიგად, ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ 800-1000°C ტემპერატურულ ინტერვალში მოწვითა და მაღალამპლიტუდური რხევითი დეფორმაციით შესაძლებელია მონოკრისტალური Si+2ატ.%Ge შენადნობის რეალური სტრუქტურული მდგომარეობისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ცვლილებების მართვა.

1000°C ტემპერატურაზე 2სთ-ის განმავლობაში მოწვა 10-15% ამცირებს მაქსიმუმების ინტენსივობას 400-800°C ტემპერატურებზე. დანარჩენი მაქსიმუმები და ფონური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა უმნიშვნელოდ მცირდება. მოწვის შემდეგ შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები იღებენ სიმეტრიულ ფორმას საწყისი მდგომარეობისაგან განსხვავებით, შესამჩნევად იკლებს 420°C ტემპერატურაზე მაქსიმუმის ინტენსივობა და მისი ნახევარგანი, რასაც განაპირობებს მოწვის პროცესში რელაქსაციაში მონაწილე დეფექტების მოძრაობის ენერგიის განაწილების ინტერვალის შევიწროება. ამასთან ერთად იკვეცება რელაქსაციის დროის სპექტრის ინტერვალი. მიუხედავად აღნიშნულისა, თერმული მოწვის შემდეგ აღნიშნული მაქსიმუმი კვლავ საკმარისად განიერი რჩება.

შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ტემპერატურებზე შეინიშნება ძვრის მოდულის ვარდნა. 450°C-ზე მოდულის დეფექტი მაქსიმალურია და ტოლია მაქსიმუმის ინტენსივობის გაორკეცებული სიდიდის, ეს ნიშნავს, რომ ჯამურ მაქსიმუმში მნიშვნელოვანია რელაქსაციური პროცესების წვლილი. მოდულის დეფექტს ესაზღვრება მისი ანომალური ზრდის უბანი. ეს მიუთითებს მასზედ, რომ გახურების პროცესში მიმდინარეობს წერტილოვანი დეფექტების და მათი კომპლექსების დიფუზური გადანაწილება დისლოკაციების ბირთვებსა და ატმოსფეროებში, რაც ზღუდავს დისლოკაციების მოძრაობას და განაპირობებს კრისტალის დინამიურ განმტკიცებას.

1000°C ტემპერატურაზე თერმული მოწვის შემდეგ შინაგანი ხახუნის სპექტრი ხასიათდება მაღალი თერმული სტაბილურობით და არ არის დამოკიდებული ნიმუშის გახურება-გაცივების ციკლზე. დაფიქსირებულია ძვრის მოდულის შემცირება და მცირე სიდიდის მოდულის დეფექტები შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების კრიტიკულ ტემპერატურებზე. დინამიური ძვრის მოდულის ასეთი ცვლილება ახასიათებთ კოვალენტურ კრისტალებს, რომლებიც შეიცავენ სტრუქტურულ დეფექტებს მინიმალური კონცენტაციით. ასეთ კრისტალებში ძვრის მოდულის სუსტი, წრფივი შემცირება ძირითადად განპირობებულია დენის თავისუფალი მატარებლების კონცენტრაციისა და ატომების სითბური რხევების ამპლიტუდის ზრდით. ამასთან ერთად მოსალოდნელია ნარჩენი მინარევების და ატმოსფეროებითა და მეტასტაბილური კომპლექსებით დისლოკაციების ძვრადობის შემცირება. რეალური სტრუქტურის ასეთ მდგომარეობას ადასტურებს შინაგანი ხახუნის ფონის ამპლიტუდური დამოკიდებულების დაწყების კრიტიკული ამპლიტუდის შესამჩნევად ამაღლება ტემპერატურის 600-800°C ინტერვალში.

თერმულად მომწვარი საცდელი ნიმუშის ციკლური დეფორმაცია 600°C ტემპერატურაზე (ციკლების რაოდენობა – 200, $5 \cdot 10^{-3}$ - ფარდობითი ამპლიტუდური დეფორმაცია) მკვეთრად ზრდის ფონისა და მაქსიმუმების

ინტენსივობას 400-800°C ტემპერატურულ ინტერვალში, იზრდება ცალკეული მაქსიმუმის ნახევარგანი, მცირდება მათი კრიტიკული ტემპერატურები, რაც გამოწვეულია ახალი დეფექტების წარმოქმნით, რომლებიც აქტივაციის ენერგიის სპექტრით ხასიათდება. დეფორმირებულ მდგომარეობაში დისლოკაციებზე არსებული სეგმენტების სიგრძე სხვადასხვაა. ეს თავის მხრივ დისლოკაციებზე დამაგრების ცენტრების კონცენტრაციის ცვლილებებით არის განპირობებული. არსებითია ასევე თერმული და მექანიკური ენერგიის ერთდოული ზემოქმედება სეგმენტების სიგრძეზე. დისლოკაციების ხელახალი დამაგრებისთვის აუცილებელია მინარევების და მათი კომპლექსების დიფუზური გადანაწილება.

რეალური სტრუქტურის სტაბილიზაცია მიიღწევა განსაზღვრულ დროში. მართლაც, დეფორმაციის შემდეგ შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ინტენსივობის შემცირებისათვის საჭიროა მოწვა 600°C-ზე 0,5 სთ-ის განმავლობაში. ასეთი ხანმოკლე მოწვის შედეგად კვლავ 10-15%-ით იზრდება შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციის ენერგია. ეს აიხსნება შინაგანი ძაბვების შემცირებითა და დისლოკაციის ძვრადობაზე მათი დამამუხრუჭებელი მოქმედების შესუსტებით. ასეთ პირობებში გაძლიერებდება დრეკადი და ელექტრული წარმოშობის ძალები, რომლებიც განსაზღვრავენ წერტილოვანი დეფექტებისა და დისლოკაციების აქტივაციურ მახასიათებლებს.

მონოკრისტალური Si+2ატ.%Ge-ის შენადნობის სტრუქტურაში $5\cdot10^4$სმ$^{-2}$-მდე ამაღლებულია დისლოკაციების სიმკვრივე. ამასთან ერთად გერმანიუმის შედარებით მაღალი კონცენტრაცია განაპირობებს სტრუქტურაში შედგენილობისა და ძაბვების არაერთგვაროვნებას და ლოკალიზებული დრეკადი ძაბვების ველების ურთიერთგადაფარვის გაძლიერებას. ეს გავლენას ახდენს მინარევების, ვაკანსიებისა და მათი კომპლექსების ელექტრულ და დიფუზურ აქტიურობაზე. ასეთ პირობებში მოსალოდნელია დისლოკაციების ძვრადობის ცვლილებები, როგორც

ზრდის, აგრეთვე შემცირების მიმართულებით. მნიშვნელოვნად იცვლება წერტილოვანი დეფექტების დიფუზიის სიჩქარე კრისტალის მოცულობასა და დისლოკაციების ბირთვების გასწვრივ.

მოწვა 1000°C ტემპერატურაზე 2სთ-ის განმავლობაში იწვევს შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური ფონის 15%-ით დადაბლებას და რელაქსაციური მაქსიმუმების ტემპერატურის 15-20°C-ით გადანაცვლებას მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით. მოწვა ამცირებს რელაქსაციური და ჰისტერეზისული წარმოშობის შინაგანი ხახუნის ფონს, ძვრის მოდულის დეფექტისა და ანომალურად ამაღლების მნიშვნელობებს. იზრდება კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია, რომელზედაც იწყება შინაგანი ხახუნის ფონის, რელაქსაციური და ჰისტერეზისული პროცესების ინტენსივობის ზრდა. ეს ადასტურებს სტრუქტურის მექანიკურ განმტკიცებას დისლოკაციების ძვრადობის შემცირებისა და დამუხრუჭების გაძლიერების გავლენით.

თერმულად მომწვარი Si+2ატ.%Ge მონოკრისტალის ციკლური დეფორმაცია 600°C-ზე (დეფორმაციის ამპლიტუდა - $5\cdot10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა - 200) მკვეთრად ამაღლებს შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური პროცესების ინტენსივობას, იწვევს ძვრის მოდულის დეფექტის ზრდას კრიტიკულ ტემპერატურებზე და არსებითად გავლენას არ ახდენს მოდულის ანომალურად ამაღლებაზე, ამავე დროს 10-15°C- ით იზრდება მოდულის ანომალიის ტემპერატურული ინტერვალები, საგრძნობლად მცირდება დეფორმირებული მონოკრისტალის ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობა გაზომვის ტემპერატურების სრულ დიაპაზონში.

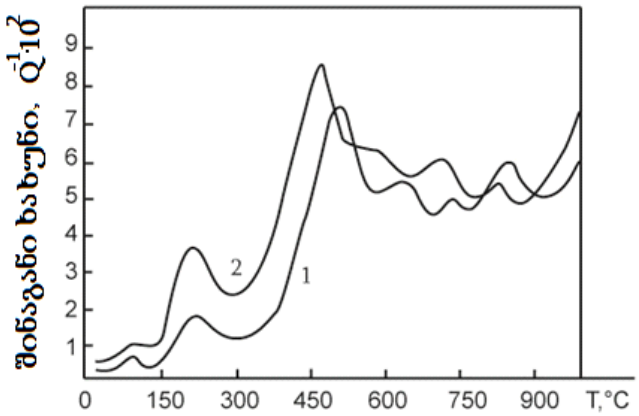
400-650°C ინტერვალში თერმოციკლური ზემოქმედება (გახურება-გაცივება 3°C/წთ სიჩქარით) ავლენს მოდულის ე.წ. "შებრუნებულ" ჰისტერეზისს. ის გამოვლენილია შემდეგნაირად: გახურების პროცესში მოდულის ცვლილების გრაფიკი მდებარეობს ქვემოთ, ვიდრე გაცივებისას

მიღებული მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების გრაფიკი. ეს ფაქტი წინააღმდეგობაშია დისლოკაციის ბლოკირებისა და ბლოკირებისაგან განთავისუფლების პროცესებთან. გახურების პროცესში ადგილი აქვს მეტასტაბილური ფაზების დაშლასა და დისლოკაციის ბლოკადის შესუსტებას. გაცივებისას კი შესაძლებელია განხორციელდეს დისლოკაციების ბირთვებთან დისპერსული ფაზების კვლავ წარმოქმნა. ისინი მეტად დაამაგრებენ დისლოკაციებს და შესაბამისად, განაპირობებენ ძვრის მოდულის ვარდნაში დისლოკაციური წვლილის შემცირებას. ძვრის მოდულის ე.წ. "შებრუნებული" ჰისტერეზისი შეუქცევადია. იგი თავს იჩენს ყოველთვის, ვიდრე არ მოისპობა მეტასტაბილური დისპერსული ფაზების ჩასახვის კერები.

2.2.2. ბორით ლეგირების გავლენა Si+2ატ.%Ge მონოკრისტალური შენადნობის არადრეკად თვისებებზე

შესწავლილია ბორით ლეგირებული მონოკრისტალურ Si+1.5ატ.%Ge-ის შენადნობის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ექსპერიმენტული გაზომვები შესრულებულია გრეხითი რხევების 1ჰც სიხშირეზე, ფარდობითი დეფორმაციის $5\cdot10^{-5}$ და გახურება-გაცივების 2°C/წთ სიჩქარის პირობებში. საცდელი კრისტალი შეიცავს ბორს $2\cdot10^{16}$სმ$^{-3}$ კონცენტრაციით.

შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში 100, 220, 460, 600, 720 და 800°C ტემპერატურებზე გამოვლენილია მაქსიმუმები. ისინი შეთავსებულია შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალურად მზარდ ფონთან (ნახ.5).



ნახ.5. სხვადასხვა კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si+1.5ატ.%Ge-ის შინაგანი ხახუნის (1,2) ტემპერატურული დამოკიდებულება: 1 - $p=2\cdot10^{17}$ სმ$^{-3}$; 2 - $p=1\cdot10^{20}$ სმ$^{-3}$.

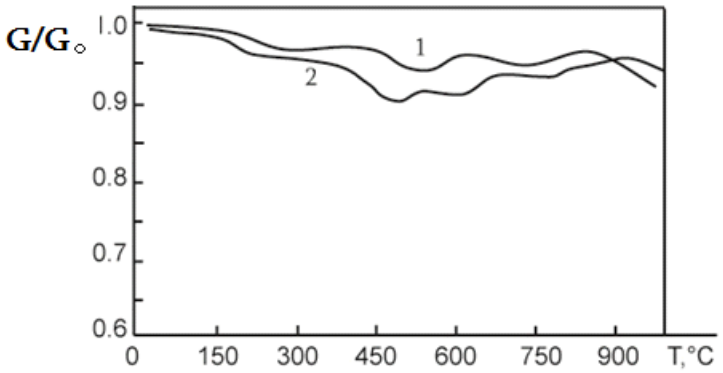
განმეორებითი გაზომვის შედეგები პრაქტიკულად პირველი გაზომვების შედეგების იდენტურია. მხოლოდ უმნიშვნელოდ (5-10%) მცირდება ფონური შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა 20-300°C ინტერვალში. ეს ფაქტი ავლენს შენადნობის სტრუქტურაში არსებული დეფექტების მაღალ თერმულ მდგრადობას. შინაგანი ხახუნის სპექტრის ინტენსივობა 20-300°C ინტერვალში დამოუკიდებულია რხევის სიხშირის ამპლიტუდისაგან რხევითი დეფორმაციის $5\cdot10^{-5}$-$1\cdot10^{-4}$დიაპაზონში. ე.ი. სპექტრს მოცემულ ინტერვალში არადისლოკაციური წარმოშობა ახასიათებს და მისი შემადგენელი რელაქსაციური პროცესები დაკავშირებულია წერტილოვანი დეფექტებისა და მათი კომპლექსების მიგრაციასთან გარეშე ძაბვის ველში. მოწვა 600-800°C ინტერვალში 5 სთ.-ის განმავლობაში 15-20%-ით ამცირებს 100°C-ზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსივობას; 220°C-ზე არსებული მაქსიმუმის ფორმა ასიმეტრიულია 180-200°C ტემპერატურებზე ინტენსივობის შედარებით მეტად შემცირების გამო.

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ Si-Ge შენადნობების რელაქსაციური წარმოშობის შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები 400-800°C ინტერვალში პრაქტიკულად ერთნაირად რეაგირებენ თერმულ დამუშავებასა და ციკლურ დეფორმაციებზე, რაც ავლენს მათ დეფორმაციულ ბუნებას. მაგრამ არსებობენ აგრეთვე მათი განმასხვავებელი

თავისებურებები. ბორით ლეგირებულ Si-Ge შენადნობში 460°C ტემპერატურაზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსივობა პრაქტიკულად არ იცვლება 600°C ტემპერატურაზე 3 სთ-ის განმავლობაში მოწვით.

მოწვის ხანგრძლივობაზე დამოკიდებულება ახასიათებთ რელაქსაციურ პროცესებს 600, 720 და 800°C ტემპერატურებზე. შინაგანი ხახუნის მოწვის დროისაგან დამოკიდებულება შესაძლებელია დაკავშირებულია მინარევების ატომების დიფუზიასთან დისლოკაციების ბირთვის გასწვრივ. ამაღლებულ ტემპერატურებზე იზრდება აგრეთვე მინარევების განივი დიფუზიის წვლილი შინაგანი ხახუნის ინტენსივობაში. გასწვრივი დიფუზიის სტიმულირებას ახდენენ წრფივი დაჭიმულობის ძალები. ისინი წარმოიქმნებიან დისლოკაციური სეგმენტის ამოზნექილობით, რასაც თავის მხრივ იწვევს დისლოკაციის ხაზისადმი პერპედიკულარულად მოქმედი მექანიკური ძაბვა.

ძვრის მოდულის ტემპერატურულ სპექტრში გამოვლენილია რელაქსაციური პროცესებისათვის დამახასიათებელი მოდულის ვარდნა ანუ ე.წ. ძვრის მოდულის დეფექტი. ის დიდია მაღალი ინტენსივობის მაქსიმუმების არეებში (ნახ. 6).



ნახ.6. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si+1.5ატ.%Ge-ის ძვრის მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება:1 - $p=2\cdot10^{17}$ სმ$^{-3}$; 2 - $p=1\cdot10^{20}$ სმ$^{-3}$;

სტანდარტული მოდელური მყარი სხეულისაგან განსხვავებით საცდელი შენადნობის ძვრის მოდული 450-500 და 600-700°C ტემპერატურებზე ანომალურად იზრდება. მოდულის ასეთი ცვლილებები დამახასიათებელია ფაზური გარდაქმნის პროცესისათვის. ძვრის მოდული წრფივად, მდორედ მცირდება 20-300°C ინტერვალში. თერმული დამუშავება (მოწვა 600°C, 5სთ.) მნიშვნელოვნად ამცირებს ძვრის მოდულის დეფექტებს, მაგრამ პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს მოდულის ანომალურ ამაღლებაზე.

ძვრის მოდულის დეფექტი და ანომალური ზრდა მკაფიოდ ვლინდება კრისტალის რხევის ამპლიტუდის მაღალ მნიშვნელობებზე ($1\cdot10^{-3}$). მოდულის დეფექტი დისლოკაცია-წერტილოვანი დეფექტის ურთიერთქმედებითაა განსაზღვრული, ხოლო მოდულის ანომალიის გაძლიერება ფაზური გარდაქმნის პროცესების გააქტიურებით აიხსნება. ასეთი ცვლილებები დამახასიათებელია ფაზური გარდაქმნებისათვის ძვრის მექანიზმით.რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები წარმოდგენილია ცხრ. 3-ში.

ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si+1.5ატ%Ge შენადნობის ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 3.

Si-Ge შენადნობები	მაქს. ტემპ. °C	აქტივ. ენერგია ევ	სიხშ. ფაქტორი, წმ-1	ძვრის მოდული	
				გაზომვის ტემპ., °C	კგძ/მმ^2
Si+1.5ატ.%Ge :B ($2\cdot10^{17}$ სმ$^{-3}$)	100	1,0	$2\cdot10^{14}$	20	4700
	220	1,35	$5\cdot10^{13}$	200	4600
	445	1,65	$1\cdot10^{13}$	400	4400
	590	1,80	$5\cdot10^{12}$	500	4250
	695	1,90	$3\cdot10^{12}$	600	4050
	780	2,20	$5\cdot10^{11}$	750	3700
Si+1.5ატ.%Ge :B ($1\cdot10^{20}$ სმ$^{-3}$)	80-100	1,0	$3\cdot10^{14}$	20	4650
	220	1,35	$6\cdot10^{13}$	200	4500

	425	1,55	$8\cdot10^{13}$	400	4350
	570	1,65	$2\cdot10^{12}$	500	4050
	680	1,80	$8\cdot10^{11}$	600	3800
	760	2,10	$3\cdot10^{11}$	750	3550

ტემპერატურულ ინტერვალში განსაზღვრულია აგრეთვე ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები. არალეგირებულ მონოკრისტალურ Si+1.5ატ.%Ge-ის შენადნობთან შედარებით მოდულის მნიშვნელობები მაღალია და თერმული დამუშავების შემდეგ ფიქსირებულია ზრდის ტენდენცია 20-800°C ინტერვალში. ბორის კონცენტრაცია - $2\cdot10^{17}$სმ$^{-3}$ არასაკმარისია 10^4-10^5სმ$^{-2}$ სიმკრივის დისლოკაციების შემცველ კრისტალში გაწყვეტილი ელექტრონული ბმების გაჯერებისათვის. ამის გამო ბორით სუსტად ლეგირებულ შენადნობებში დისლოკაციები ხასიათდებიან ძლიერი ელექტრონული ბმებით. ამასთან ერთად ჩანაცვლების პოზიციებში ბორის ატომების ირგვლივ კრისტალური მესერი განიცდის კუმშვით დეფორმაციას. ბორის ატომებთან ლოკალიზებული შეკუმშვის დეფორმაციული ველები დისლოკაციების ატმოსფეროში ეფექტურად ამუხრუჭებენ დისლოკაციას. ეს გარემოება განსაზღვრავს მოდულის დისლოკაციური მდგენელის ზრდას.

ამრიგად, ბორით სუსტად ლეგირება იწვევს მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობის სტრუქტურის განმტკიცებას, რის შედეგადაც იზრდება ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე, იზრდება ენერგეტიკული ბარიერი დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობისადმი. შესაბამისად, მაღალია დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერგიის სიდიდეები. ბორით ლეგირება ვერ ახშობს ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესებს 450-500°C და 600-700°C ინტერვალებში. შესაძლებელია ბორის ატომებთან ლოკალიზებულმა ძაბვებმა გამოიწვიონ ძვრის

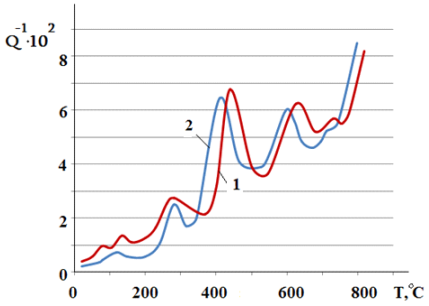
მექანიზმით ფაზური გარდაქმნების განვითარება Si+1.5ატ.%Ge შენადნობის სტრუქტურაში.

ბორით ძლიერად ლეგირების შემთხვევაში ($p=1\cdot10^{20}$სმ$^{-3}$) Si+1.5ატ.%Ge-ის შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში ყველა რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსივობა იზრდება 20-700°C ინტერვალში. მცირდება მაღალტემპერატურული მაქსიმუმის (785°C) ინტენსივობა და ექსპონენციალურად მზარდი შინაგანი ხახუნის ფონის კრიტიკული ტემპერატურა. რელაქსაციური მაქსიმუმები 400-700°C ინტერვალში 20-30°C-ით გადაადგილდება დაბალი ტემპერატურებისაკენ. ორჯერ იზრდება ფონის ინტენსივობა ოთახის ტემპერატურაზე. რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობები საგრძნობლად მცირდება (ცხრ.3). მაქსიმუმების ინტენსივობისა და აქტივაციური მახასიათებლების ასეთი ხასიათის ცვლილებები მიუთითებენ ბორით ძლიერად ლეგირებული Si-Ge შენადნობების სტრუქტურაში მაღალი კონცენტრაციისა და ძვრადობის დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების არსებობაზე.

ბორით ძლიერად ლეგირებული მონოკრისტალური Si+1.5ატ.%Ge შენადნობის ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე შემცირებულია არალეგირებულ და ბორით სუსტად ლეგირებულ Si+1.5ატ.%Ge-ის შენადნობთან შედარებით. მკვეთრად არის გამოვლენილი მოდულის დეფექტი და ანომალური ამაღლება რელაქსაციური პროცესების ტემპერატურების არეებში. ბორით ლეგირება ქმნის დეფექტების ახალ ენერგეტიკულ მდგომარეობებს და განაპირობებს მოდულის ანომალიებს შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე. მოდულის ვარდნისა და ამაღლების ტემპერატურები ასევე მცირდება ამპლიტუდური დეფორმაციის გაზრდით.

შესწავლილია მონოკრისტალური მასიური Si+2ატ.%Ge:P შენადნობის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები. საცდელი ნიმუშები ორიენტირებულია [111] მიმართულებით.

დისლოკაციების სიმკვრივე $5\cdot10^{4}$სმ$^{-2}$-ია, ხოლო დენის მატარებლების კონცენტრაცია შეადგენს $1\cdot10^{15}$სმ$^{-3}$ და $5\cdot10^{18}$სმ$^{-3}$.



ნახ.7. ფოსფორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si+2ატ.%Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება: 1 - Si+2ატ%Ge:P(10^{15}სმ$^{-3}$); f_0= 0,8 ჰც. 2. - Si+2ატ%Ge:P ($5\cdot10^{18}$სმ$^{-3}$); f_0= 1,2ჰც.

ფოსფორის მცირე შემცველობის Si-Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი რხევების 0,8 ჰც სიხშირეზე ხასიათდება ტემპერატურაზე დამოკიდებული შინაგანი ხახუნის ფონით და მაქსიმუმებით 80, 150, 280, 450, 620 და 710°C ტემპერატურებზე(ნახ.7) .

300-800°C ტემპერატურულ დიაპაზონში ერთმანეთზე ზედდებული მაქსიმუმები ქმნიან რხევითი ენერგიის მაღალი ფარდობითი ინტენსივობის სპექტრს, რომელიც განპირობებულია ნიმუშის დეფორმირებული მდგომარეობით. შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური მაქსიმუმები ხასიათდებიან აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობებით 0,90, 1,30, 1,45, 1,65, 1,85 და 2, 60 ევ. რელაქსაციური პროცესების სიხშირის ფაქტორების მნიშვნელობები, განაწილებულია სიხშირის 10^{11}-10^{14} წმ$^{-1}$ ინტერვალში (ცხრილი 4).

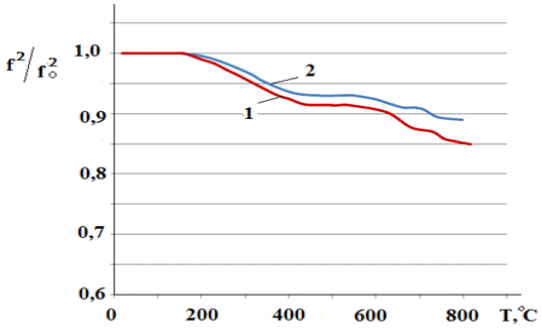
ფოსფორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები

ცხრილი 4

საცდელი ნიმუშები	ტემპერატურა, °C	აქტივაციის ენერგია, ევ	სიხშირის ფაქტორი,წმ$^{-1}$
Si+2ატ%Ge:P(10^{15}სმ$^{-3}$)	80	0,90	$5\cdot10^{14}$

	150	1,35	$6\cdot10^{13}$
	280	1,40	$1\cdot10^{13}$
	450	1,55	$7\cdot10^{12}$
	620	1,70	$2\cdot10^{12}$
	710	1,90	$3\cdot10^{11}$
Si+2ატ%Ge:P ($5\cdot10^{18}$სმ$^{-3}$)	130	1,35	$7\cdot10^{13}$
	280	1,40	$3\cdot10^{12}$
	420	1,55	$6\cdot10^{11}$
	590	1,7	$4\cdot10^{11}$
	700	1,85	$2\cdot10^{11}$

ძვრის ფარდობითი მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების გრაფიკზე შინაგანი ხახუნის ინტენსიური მაქსიმუმების ტემპერატურებზე შეინიშნება ჩავარდნები, ანუ ე.წ. ძვრის მოდულის დეფექტები, მათი სიდიდეები შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ფარდობითი ინტენსივობის პროპორციულია. 400-450°C, 500-600 და 700°C ტემპერატურებზე შეინიშნება ძვრის მოდულის ზრდა. ის განპირობებულია გახურების პროცესში მექანიკური ძაბვის ველში დინამიური მექანიკური განმტკიცებით. შესაძლებელია კრისტალის რეალურ სტრუქტურაში მინდინარეობს ფაზური გარდაქმნები მითითებულ ტემპერატურაზე (ნახ. 8).



ნახ.8. ფოსფორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si+2ატ.%Ge შენადნობის ძვრის ფარდობითი მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება:
1.- Si+2ატ%Ge:P (10^{15}სმ$^{-3}$); f_0= 0,8ჰც. 2. - Si+2ატ%Ge:P ($5\cdot10^{18}$სმ$^{-3}$); f_0= 1,2ჰც

მოწვა ვაკუუმში 600°C ტემპერატურაზე, 5 სთ-ის განმავლობაში, პრაქტიკულად ახშობს რელაქსაციურ პროცესს 90°C ტემპერატურაზე. შეინიშნება დანარჩენი მაქსიმუმების კრიტიკული ტემპერატურების ზრდა 10-20°C-ით. ფართო ტემპერატურულ დიაპაზონში შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა რხევის ამპლიტუდისაგან დამოუკიდებელია $5\cdot10^{-5}$–$1\cdot10^{-4}$ დეფორმაციის შუალედში. ეს აიხსნება დისლოკაციების გარშემო მინარევების ატმოსფეროების გაჯერებითა და დისლოკაციის ბირთვების არეში ჟანგბადის მეტასტაბილური კომპლექსების წარმოქმნით, რომლებიც იწვევენ დისლოკაციების ეფექტურ დამაგრებას.

ანალიზი ცხადად ავლენს ფოსფორის კონცენტრაციის გაზრდით აქტივაციის ენერგიის სიდიდეების შემცირებას კრისტალების საწყის და მომწვარ მდგომარეობაში. ციკლურად დეფორმირებულ შენადნობში მესრის პარამეტრი იზრდება, სუსტდება ატომთაშორის კავშირის ძალები, მცირდება სტრუქტურული დეფექტების წარმოქმნისა და მოძრაობის ენერგიის სიდიდეები.

ფოსფორით ძლიერად ლეგირებული Si+2ატ.%Ge შენადნობის თერმული მოწვის შემდეგ ციკლური დეფორმაცია 600°C ტემპერატურაზე მკვეთრად ამაღლებს შინაგანი ხახუნის ფონისა და 380°C-ზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსივობასა და ზრდის ძვრის მოდულის დეფექტს, დეფორმირებულ მდგომარეობაში $8\cdot10^{-5}$ სიდიდემდეა შემცირებული რხევითი დეფორმაციის კრიტიკული ამპლიტუდა, რომელზედაც თავს იჩენს კრისტალის არადრეკადი მახასიათებლების ამპლიტუდური დამოკიდებულება. მაღალი კონცენტრაციით ფოსფორით ლეგირება ამცირებს ძვრის მოდულის აბსოლუტურ სიდიდეს. მისი რეგულირება შესაძლებელია მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავებისა და ციკლური დეფორმაციის მონაცვლეობითი ზემოქმედებით კრისტალის რეალურ სტრუქტურულ მდგომარეობაზე.

მაღალი კონცენტრაციით ფოსფორის შემცველი შენადნობის შინაგანი ხახუნის სპექტის შემადგენელი დეფორმაციული წარმოშობის მაქსიმუმები მკვეთრად ავლენენ ინტენსივობის დამოკიდებულებას დროზე. 380 და 500°C ტემპერატურებზე დაყოვნებისას მცირდება მაქსიმუმების ინტენსივობა და 20-25წთ-ის შემდეგ მიიღწევა ნაჯერობის მდგომარეობა. ამ დროისათვის პირველი მაქსიმუმის ინტენსივობა 5-10%-ით მცირდება, ხოლო მეორე მაქსიმუმის ინტენსივობა 20%-ით არის შემცირებული.

მაქსიმუმების არეში მოწვის პროცესში განსხვავებულად იქცევიან რელაქსაციური პროცესები 540 და 650°C ტემპერატურებზე. პირველი მაქსიმუმის ინტენსივობა 0,5სთ-ის განმავლობაში 20%-ით იზრდება და შემდგომში ცვლილებას არ განიცდის. 650°C-ზე არსებული მაქსიმუმის ინტენსივობა კი უფრო მეტად (30%) იზრდება და ნაჯერობის მდგომარეობას აღწევს 1,2 სთ-ის შემდეგ. ამაღლებულ ტემპერატურებზე გააქტიურებულია მინარევების დისლოკაციების ატმოსფეროებიდან ატომების დიფუზია კრისტალის სიღრმის მიმართულებით. ეს იწვევს კოტრელის ატმოსფეროების გაღარიბებას, მინარევების დიფუზურ გადანაწილებას მოცულობაში. ყოველივე აღნიშნული ასუსტებს დისლოკაციებზე არსებული სეგმენტებისა და ღუნვების დამაგრების ცენტრებს, რაც აძლიერებს რხევების ენერგიის გაბნევის პროცესების ინტენსივობას და ამცირებს მექანიკური მოდულის სიდიდეს.

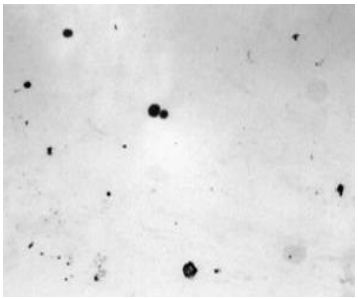
2.2.3. ზედაპირების დამუშავების გავლენა მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურასა და ძვრის მოდულზე

ნახევარგამტარი მასალების მასიური კრისტალების განსაზღვრული ფორმისა და ზომების ნიმუშების მომზადება (ჭრა, ხეხვა, პოლირება, მოწამვლა და ა.შ) იწვევს მათი ზედაპირული ფენების ძლიერ დეფორმაციას, რომელიც 10-50მკმ სიღრმემდე ვრცელდება. ასეთ პირობებში მოსალოდნელია ფიზიკური თვისებების მნიშვნელოვანი ცვლილებები. ნაშრომებში [135,136] შესწავლილია მონოკრისტალური სილიციუმის

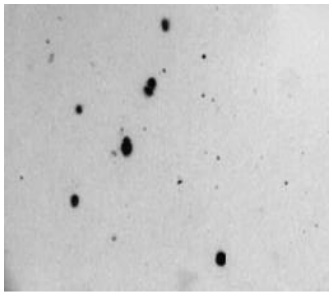
ზედაპირის დამუშავების ხარისხის გავლენა ძვრის დინამიური მოდულის სიდიდესა და გრეხითი რხევების ენერგიის შთანთქმის ტემპერატურული სპექტრების მახასიათებლებზე. აღნიშნული ცვლილებების ერთ-ერთ მიზეზად მიჩნეულია სილიციუმის კრისტალების მექანიკურად დამუშავებული ზედაპირების სტრუქტურაში ფაზური გარდაქმნების ტიპის პროცესების განვითარება [137].

წარმოდგენილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების სხვადასხვა ხარისხით პოლირებული ფუძეშრეებისა მიკროსტრუქტურისა და ძვრის დინამიური მოდულის კვლევის შედეგები. ჭრის, ხეხვის, მექანიკური და ქიმიური პოლირების მეთოდებით დამზადებული საცდელი ნიმუშების ზომებია 0,6x0,6x25მმ^3. პარალელეპიპედის ფორმის თითოეული ნიმუშის ყველა ზედაპირი ერთნაირ პირობებშია დამუშავებული.

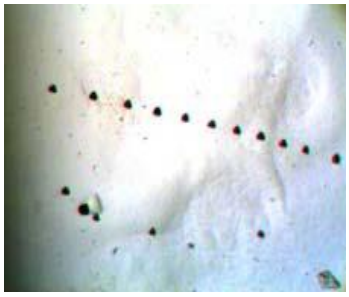
ნახ.9-ზე მოცემულია საკვლევი Si (111) და Si-Ge ფუძეშრეების (111) ზედაპირების მიკროსტრუქტურა. საცდელი ნიმუშების სტრუქტურა მონოკრისტალურია. მიკროსტრუქტურაში გამოვლენილია არათანაბრად განაწილებული სხვადასხვა ზომის მოწამვლის ფიგურები მათი უმრავლესობა დისლოკაციური წარმოშობისაა. როგორც სურათებიდან ჩანს, დისლოკაციები განაწილებული არიან მწკრივებისა და ჯგუფების სახით.



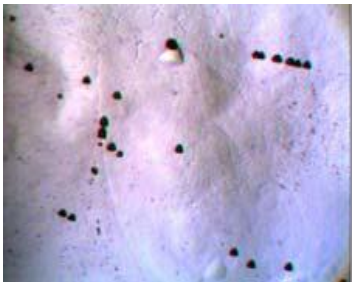
ა

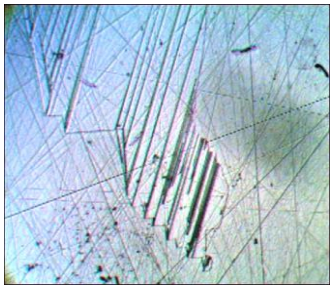


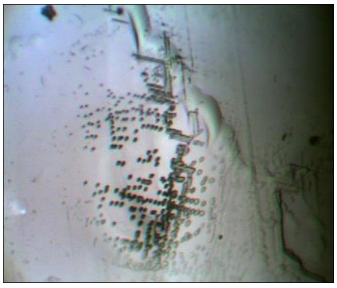
ბ



გ







დ ე ვ

ნახ.9. მონოკრისტალური Si-Ge ფუძეშრეების (111) ზედაპირების მიკროსტრუქტურა (ა)- Si(111), (ბ)- Si+0.5ატ.%Ge, (გ)-Si+1.5ატ.%Ge, (დ)-Si+2.ატ.%Ge.(ე)- Si+1,5ატ.%Ge:B(10^{15}სმ$^{-3}$), პარალელურად ორიენტირებული ორეულები, (ვ)-Si+2.ატ.%Ge:B(10^{15}სმ$^{-3}$),- დეფორმაციის ხაზების გასწვრივ განაწილებული წერტილოვანი დეფექტები

Ge-ის პროცენტული შემცველობის ზრდასთან ერთად (ნახ.9.ა-დ) შეიმჩნევა დისლოკაციების სიმკვრივის გაზრდისა და არაეთგვაროვანი განაწილების ტენდენცია. სტრუქტურაში შეინიშნება აგრეთვე ჯგუფებში გაერთიანებული ორეულები(ნახ.9.ე-ვ). ორეულების გასწვრივ გამოვლენილია მწკრივებში და უწესრიგოდ განაწილებული მოწამვლის ფიგურები. მაღალი კონცენტრაციის დეფექტების არათანაბარი განაწილება ფორმირებულია კრისტალიზაციის პროცესში ინტენსიური თერმული ძაბვების ზემოქმედების პირობებში.

ოთახის ტემპერატურაზე ეტალონთან შედარების მეთოდით განისაზღვრა გრეხითი ქანქარის ვერტიკალურ ღერძზე დამაგრებული ეტალონური და საცდელი ნიმუშების ძვრის მოდულის მნიშვნელობები. მიღებული შედეგები წარმოდგენილია ცხრილში 5. თანმიმდევრული მექანიკური ხეხვითა და სხვადასხვა დისპერსულობის ალმასის პასტებით პოლირებული ნიმუშების ძვრის მოდული ამაღლებულია. მისი მნიშვნელობა იზრდება პოლირების სიწმინდის გაზრდით. მაღალი სიწმინდით პოლირებული ნიმუშების ზედაპირების ქიმიური დამუშავებით კიდევ უფრო მაღლდება ძვრის მოდულის მნიშვნელობები.

Si+2ატ.%Ge შენადნობის ნიმუშების ზედაპირის დამუშავების გავლენა ძვრის დინამიურ მოდულზე

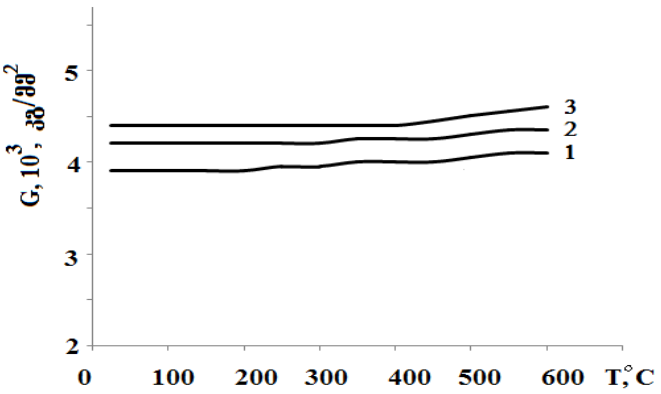
ცხრილი 5

ნიმუშების ზედაპირების მდგომარეობა	ძვრის მოდული, კგძ/მმ^2			
	საწყისი	მომწვარი, 600°C, 2სთ	მომწვარი, 750°C, 2სთ	მომწვარი, 900°C, 2სთ
1 მკმ ალმასის პასტით პოლირებული	3900	4150	4250	4400
0,25მკმ ალმასის პასტით პოლირებული	4200	4500	4600	4700
0,25 მკმ ალმასის პასტითა და ქიმიურად პოლირებული	4400	4500	4700	4900

მაღალ ტემპერატურებზე ვაკუუმში მოწვამ გამოავლინა სხვადასხვა ხარისხით პოლირებული ნიმუშების ძვრის მოდულის ზრდის ტენდენცია. ძვრის მოდულის ამაღლება მკაფიოდ არის წარმოჩენილი 900°C ტემპერატურაზე თერმულად დამუშავებულ ნიმუშებში. ძვრის მოდულის მაქსიმალური სიდიდით ხასიათდება ქიმიურად პოლირებული ნიმუში, რომელიც წინასწარ 0,25მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტით არის მექანიკურად პოლირებული. ცნობილია [138], რომ 600-900°C ტემპერატურულ ინტერვალში თერმული დამუშავებით სილიციუმის კრისტალის მოცულობაში დისლოკაციური სტრუქტურის ცვლილება ნაკლებადაა მოსალოდნელი. ასეთი თერმული დამუშავებით შესაძლებელია დისლოკაციების ძვრადობის შემცირება დისპერსულ ფაზებსა და კომპლექსებზე დამუხრუჭების მექანიზმით. მოწვის გავლენით დისლოკაციური სტრუქტურის ბლოკირებით შესაძლებელია სტრუქტურულად მგრძნობიარე ძვრის მოდულის ამაღლება. მაღალ ტემპერატურებზე მოწვით მნიშვნელოვნად მცირდება ზედაპირულ ფენებში ფორმირებული დეფექტების კონცენტრაცია, რაც ასევე წარმოადგენს ძვრის

მოდულის ზრდის მიზეზს. ზედაპირული დეფექტების წვლილის დასადგენად შესწავლილია იზოქრონული მოწვის გავლენა ძვრის მოდულის სიდიდეზე.

Si-Ge შენადნობის სხვადასხვა სიწმინდით პოლირებული ზედაპირების დეფექტებით მდიდარ სტრუქტურაში ტემპერატურის გავლენით მოსალოდნელია ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესების განვითარება. აღნიშნულთან დაკავშირებით საინტერესოა საცდელი Si+2ატ%Ge შენადნობის სხვადასხვა სიწმინდით პოლირებული ნიმუშების ძვრის მოდულის იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების კვლევა. იზოქრონული მოწვები განხორციელდა 50°C-იანი ინტერვალებით ფიქსირებულ ტემპერატურებზე 20წთ-იანი ხანგრძლივობებით. ნახ.10-ზე წარმოდგენილია მექანიკურად და ქიმიურად პოლირებული ნიმუშების ძვრის მოდულის დამოკიდებულება იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე.



ნახ.10. Si+2ატ%Ge შენადნობის ძვრის მოდულის დამოკიდებულება იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე. 1- 1მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტით პოლირებული, 2.- 0,25მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტით პოლირებული, 3.-0,25მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტითა და ქიმიურად პოლირებული.

250-350°C ტემპერატურულ ინტერვალში 1მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტით პოლირებულ ნიმუშებს ახასიათებთ ძვრის დინამიური მოდულის ზრდა. მოწვის ტემპერატურის ამაღლება ავლენს ძვრის მოდულის შემცირებას. 0,25მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტით

პოლირებული ნიმუშების ქიმიური დამუშავება $HF+HNO_3$ ხსნარში იწვევს ძვრის მოდულის განსხვავებული ხასიათის ტემპერატურულ ცვლილებებს. ამაღლებულ ტემპერატურებზე ძვრის მოდულის ზრდას ენაცვლება ნაჯერობის მდგომარეობა და ამის შემდეგ მისი მნიშვნელობა უცვლელია 550°C ტემპერატურამდე.

ამრიგად, საცდელი ნიმუშების ზედაპირების სხვადასხვა ხარისხით დამუშავება ავლენს ძვრის მოდულის განსხვავებული კანონზომირებებით დამოკიდებულებებს იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე.

ყველა საცდელი ნიმუშის ძვრის მოდული ავლენს რხევის ამპლიტუდისაგან დამოკიდებულებას. მაღალი სიწმინდით პოლირებული ნიმუშების ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება შესუსტებულია, მაგრამ არ ქრება. ასეთი ცვლილებები დამახასიათებელია დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების ატმოსფეროების ურთიერთქმედებისთვის. საცდელ ნიმუშებში წერტილოვან დეფექტებს წარმოადგენენ ვაკანსიები, ტექნოლოგიური მინარევების ატომები (ჟანგბადი, ნახშირბადი, აზოტი) და მათი კომპლექსები. რომლებიც ფორმირდებიან ნიმუშების ზედაპირულ ფენებში მექანიკური და თერმული ზემოქმედების პირობებში.

მასიური Si+1,5%Ge შენადნობის ტემპერატურა ალმასის დისკზე ჭრის, ხეხვისა და პოლირების პროცესებში შეადგენდა 25-30°C. ასეთ პირობებში მექანიკური დამუშავება იწვევს მყიფედ მსხვრევასა და ზედაპირულ ფენებში მაღალი კონცენტრაციით ვაკანსიების წარმოქმნას. მათი დიფუზია სწრაფად მიმდინარეობს კრისტალის სტრუქტურაში არსებული წრფივი და პლანარული დეფექტების ბირთვების მახლობლობაში. ახლადწარმოქმნილი და არსებული სტრუქტურული დეფექტების კონცენტრაციისა და ურთიერთქმედების ინტენსივობის ფართო საზღვრებში ცვლილებები განაპირობებენ სხვადასხვა ხარისხით პოლირებული ნიმუშების ძვრის მოდულის სიდიდეებს შორის განსხვავების გამოვლინებას. გახურების პროცესში მოსალოდნელია ვაკანსიებისა და კვანძთაშორისი Si, Ge და

მინარევების ატომების რთული კომპლექსების ფორმირება, ლოკალიზებულ არეებში კრისტალური მესრის დეფორმაციის შემცირება და დისლოკაციური დეფექტების მოძრაობის შეზღუდვა [139]. ასეთი ცვლილებები განაპირობებენ მექანიკურ განმტკიცებას, რაც ცხადად გამოვლინდა ძვრის მოდულის ამაღლებით 200-450°C ტემპერატურებზე.

შესწავლილია გერმანიუმის გავლენა სხვადასხვა ხარისხით პოლირებული ფუძეშრეების ფიზიკურ-მექანიკურ მახასიათებლებზე. მე-6 ცხრილში წარმოდგენილია საცდელი ნიმუშების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების კვლევის შედეგები.

სხვადასხვა ხარისხით პოლირებული მონოკრისტალური Si-Ge ფუძეშრეების მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 6

საცდელი ნიმუშები	დისლოკაციების სიმკვრივე,სმ$^{-2}$	მაპოლირებელი ალმასის პასტის მარცვლის ზომა, მკმ	შინაგანი ხახუნის ფარდობითი ინტენსივობა, 10^3	ძვრის მოდული, კგ/მმ^2
Si	2×10^3	1.0	1.8	4270
		0.5	1.2	4300
		0.25	0.7	4350
Si+0.5ატ.%Ge	5×10^3	1.0	2.4	4160
		0.5	1.7	4200
		0.25	1.1	4260
Si+1.2ატ.%Ge	1×10^4	1.0	3.0	4000
		0.5	2.2	4040
		0.25	1.5	4150

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ პოლირების ხარისხის ამაღლებით ნათლად ვლინდება მიკროსისალის ზრდის ტენდენცია დატვირთვის პრაქტიკულად მთელ დიაპაზონში. მაღალი ხარისხით პოლირებული ნიმუშების ზედაპირებზე მინიმუმამდეა დაყვანილი შედარებით დიდი ზომის დეფორმაციული წარმოშობის მიკროფორების, ბზარებისა და „სვირლ“ დეფექტების კონცენტრაცია, რომელთაც შეუძლიათ ატომთაშორისი კავშირის ძალების ლოკალურად შესუსტება და შესაბამისად მიკროსისალის სიდიდის შემცირება. გერმანიუმით

ლეგირება ზრდის კოვალენტური კავშირების სიგრძეს მესრის პარამეტრის ზრდის შედეგად. ეს განაპირობებს ატომთაშორისი კავშირების ენერგიისა და შესაბამისად,მიკროსისალისა და დრეკადობის მოდულის შემცირებას.

საცდელ ნიმუშებში ოთახის ტემპერატურაზე შინაგანი ხახუნის ფონის ფარდობითი ინტენსივობა დაბალია, რაც დამახასიათებელია კრისტალებისათვის კოვალენტური ბმებით. პოლირების ხარისხის ამაღლებით შეინიშნება შინაგანი ხახუნის ფარდობითი ინტენსივობის შემცირება, ამასთან ერთად მკაფიოდ ვლინდება ძვრის დინამიური მოდულის ზრდის ტენდენცია. აღნიშნული თავისებურებები დამახასიათებელია ყველა საცდელი ნიმუშისათვის. შინაგანი ხახუნის ფარდობითი ინტენსივობა ერთნაირ პირობებში პოლირებულ ნიმუშებში იზრდება გერმანიუმის კონცენტრაციის პროპორციულად. ეს გარემოება კორელაციაშია დისლოკაციების სიმკვრივის ზრდასთან, რითაც განისაზღვრება მექანიკური რხევების გაბნევის პროცესების გააქტიურება და, შესაბამისად, შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობის ზრდა.

2.2.4. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება

მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების რეალური სტრუქტურული მდგომარეობა და სტრუქტურულად მგრძნობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები არსებით ცვლილებებს განიცდიან მაღალ ტემპერატურებზე (T≥800°C) მოწვის გავლენით. ასეთ პირობებში ალმასის ტიპის Si-Ge სტრუქტურაში ფორმირდება ჟანგბადის, ნახშირბადისა და ვაკანსიების შემცველი კომპლექსები, რომლებიც განსაზღვრულ პირობებში შესაძლებელია გარდაიქმნას დისპერსულ ფაზებად, თერმოდინამიკურად შესაძლებელი გახდეს სხვადასხვა ზომის დისლოკაციური მარყუჟების ფორმირება და განხორციელდეს კონცენტრაციული, კონფიგურაციული და შედგენილობითი ცვლილებები დისლოკაციების კოტრელის ატმოსფეროებში. ყოველივე აღნიშნული მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს

ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერებაზე. შესწავლილია გრეხითი რხევების მილევის პროცესებში მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების (111) ორიენტაციის ფუძეშრეების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის დამოკიდებულება დეფორმაციის ამპლიტუდაზე სხვადასხვა ფიქსირებულ ტემპერატურებზე. გაზომვები შესრულებულია ვაკუუმში სიხშირის 0,5-5,0ჰც და გრეხითი ფარდობითი დეფორმაციის 10^{-5}-$5\cdot10^{-3}$ დიაპაზონებში. საწყის მდგომარეობაში გერმანიუმის შემცველობის ცვლილებით დისლოკაციების სიმკვრივე იცვლება 10^{3}-$5\cdot10^{4}$სმ$^{-2}$ ინტერვალში.

მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავების გავლენით განხორციელებული რეალური სტრუქტურული მდგომარეობის ცვლილებები ეფექტურადაა ასახული შინაგანი ხახუნისა და დინამიური მექანიკური მოდულის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე ფართო ტემპერატურულ და დეფორმაციის დიაპაზონში. საცდელი მონოკრისტალური Si, Si+0,5ატ%Ge, Si+1,2ატ%Ge და Si+2ატ%Ge ღეროს ფორმის ნიმუშების (0,5x0,5x20მმ^{3}) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციაა [111], ხოლო შემადგენელი წახნაგები წარმოადგენენ (111) სიბრტყეებს.

ოთახის ტემპერატურაზე [111] მიმართულების მონოკრისტალური სილიციუმის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებებზე ფიქსირებულია ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული მნიშვნელობა, რომელზედაც დეფორმაციის ზრდის პროცესში იწყება შინაგანი ხახუნის წრფივი ზრდა და ძვრის მოდულის ასეთივე ხასიათის წრფივი შემცირება. $5\cdot10^{-5}$-$1\cdot10^{-3}$ ამპლიტუდური დეფორმაციების დიაპაზონში აღნიშნული დამოკიდებულებები განმეორებადია, რაც ნიშნავს, რომ რხევითი დატვირთვები ხორციელდებოდა დრეკადობის საზღვრებში. წრფივი მდგომარეობიდან გადახრა ძაბვა-დეფორმაციის დიაგრამაზე ჩნდება კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის პირობებში. აღნიშნულიდან გამომდინარე შესაძლებელია მონოკრისტალურ სილიციუმში კრიტიკულ გრეხით დეფორმაციაზე განისაზღვროს

დრეკადობის ზღვარი. მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია ($\varepsilon=5\cdot10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა N=500) 10-15%-ით ამცირებს კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის მნიშვნელობას. აღნიშნული ამპლიტუდური დეფორმაციით ოთახის ტემპერატურის პირობებში პრაქტიკულად შეუძლებელია სილიციუმის სტრუქტურაში ახალი დისლოკაციების ჩასახვა. შესაძლებელია მხოლოდ არსებული დისლოკაციების მოწყვეტა დამაგრების სუსტი ცენტრებიდან და მერხევი დისლოკაციური სეგმენტის სიგრძის მნიშვნელოვნად გაზრდა. სწორედ ასეთ ცვლილებებს შეუძლიათ განაპირობონ კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის შემცირება. მოწვა 800°C ტემპერატურაზე ვაკუუმში 3სთ-ის განმავლობაში ამაღლებს ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდეს, რაც ხორციელდება თერმული ზემოქმედებით, მინარევების დიფუზიითა და დისლოკაციების ბმების გაძლიერებით.

ციკლური დეფორმაცია 800ºC ტემპერატურაზე და შემდგომი გაცივება 20°C/წთ სიჩქარით მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს დისლოკაცია-წერტილოვანი დეფექტების სივრცულ კონფიგურაციასა და კოტრელის ატმოსფეროში დეფექტების კონცენტრაციაზე. ეს ნათლად დასტურდება შინაგანი ხახუნისა $Q^{-1}(\varepsilon)$ და ძვრის ფარდობითი მოდულის $G/G_0(\varepsilon)$ დამოკიდებულებების ცვლილებებით. დეფორმირებულ მდგომარეობაში დაბალ დეფორმაციებზე 20%-ით გაზრდილია ფონის ინტენსივობა და ძვრის მოდული განიცდის სუსტად წრფივ შემცირებას. 15%-ით შემცირებულია კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია ($\varepsilon_{კრ.}$). მკვეთრად იზრდება ძვრის მოდულის წრფივი შემცირების სიჩქარე დეფორმაციის $\varepsilon \geq \varepsilon_{კრ.}$ ინტერვალში. ცხადია ასეთი ტიპის ცვლილებები განპირობებულია დისლოკაციების ბმების შემცირებითა და მათზე არსებული ღუნვებისა და სეგმენტების მოძრაობით შედარებით დიდ მანძილებზე ნიშანცვლადი ძაბვის ველში.

ბორით სუსტად ლეგირებული Si:B (10^{15}სმ$^{-3}$) ასევე ხასიათდება ერთადერთი კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციით, რომელიც

გაზრდილია 10-15%-ით. კრიტიკული დეფორმაციის არეში ძვრის მოდული სუსტად მცირდება. ციკლური დეფორმაცია 800°C ტემპერატურაზე (ε=5.10-3, ციკლების რაოდენობა N=500) ავლენს $Q^{-1}(\varepsilon)$–ის ფონის ზრდის, ხოლო ძვრის მოდულის და კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის შემცირების ტენდენციას. ცნობილია, რომ მცირე რადიუსის ბორის ატომის მახლობლობაში აღძრული შემკუმშავი ძაბვები ამუხრუჭებენ დისლოკაციების მოძრაობას, აძლიერებენ კრისტალურ მესერში ატომთაშორისი კავშირის ძალებს, რის შედეგადაც ხორციელდება სილიციუმის კრისტალური სტრუქტურის განმტკიცება. ბორის მაღალი კონცენტრაციით ($5\cdot10^{18}$სმ$^{-3}$) ლეგირებული სილიციუმის მონოკრისტალისათვის დამახასიათებელია შინაგანი ხახუნის ფონის ამაღლება და კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის შემცირება. ასეთ პირობებში იზრდება $G/G_o(\varepsilon)$ დამოკიდებულების გრაფიკის დახრილობა, ძვრის დინამიური მოდულის ვარდნის სიჩქარე. თერმული მოწვა 800-850°C ტემპერატურულ ინტერვალში ავლენს კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციის ზრდის ტენდენციას, განაპირობებს შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობისა და დინამიური ძვრის მოდულის შემცირებას ამპლიტუდური დეფორმაციის მაღალ ინტერვალში.

მონოკრისტალური Si:B-ის არადრეკადი თვისებების მახასიათებლების ცვლილებები პრაქტიკულად დამოუკიდებელია მალეგირებელი ელემენტის კონცენტრაციისგან 10^{15}-10^{19}სმ$^{-3}$ დიაპაზონში. მაღალი კონცენტრაციის ბორით ლეგირებული სილიციუმისთვის საგრძნობლად მცირდება კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდე და დეფორმაციის ზრდის პირობებში ძვრის მოდული გაზრდილი სიჩქარით წრფივად მცირდება. მოწვით 3-5სთ-ის განმავლობაში 600-750ºC ინტერვალში იზრდება ბორის კონცენტრაცია მყარ ხსნარში. შესაბამისად მაღლდება დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაცია და ივსება გაწყვეტილი ელექტრონული ბმები დისლოკაციების ბირთვებთან. აღნიშნული ცვლილებები განაპირობებენ დისლოკაციების ძვრადობის ზრდას, კრიტიკული ამპლიტუდური

დეფორმაციის შემცირებასა და შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსივობის შესამჩნევად ამაღლებას.

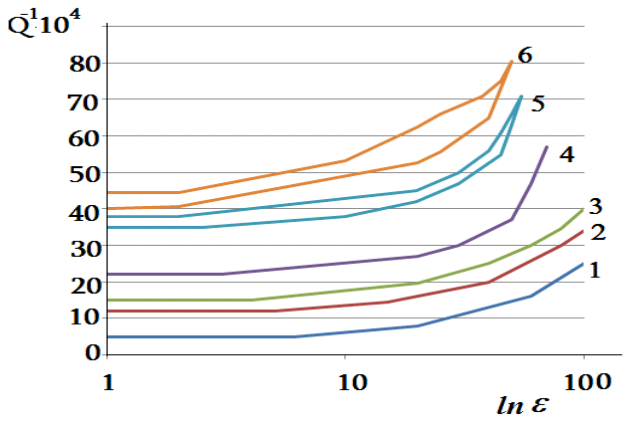
მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების დინამიური მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 7

კვლევის ობიექტები	ძვრის მოდული, კგ/მმ^2	I კრიტიკული ამპლიტუდა	II კრიტიკული ამპლიტუდა	დრეკადობის I ზღვარი, კგ/მმ^2	დრეკადობის II ზღვარი, კგ/მმ^2
Si-p ,[111]	3850	$6\cdot10^{-5}$	$4\cdot10^{-4}$	0,23	1,54
Si:B (10^{15}სმ$^{-3}$)-p ,[111]	4050	$2\cdot10^{-4}$	$6\cdot10^{-4}$	0,81	2,43
Si:B(10^{18}სმ$^{-3}$) n ,[111]	3700	$4\cdot10^{-5}$	$8\cdot10^{-5}$	0,15	0,29
Si:B($5\cdot10^{19}$სმ$^{-3}$) p ,[111]	4150	$1\cdot10^{-4}$	$3\cdot10^{-4}$	0,41	1,24
Si+0,5ატ%Ge p ,[111]	4200	$3\cdot10^{-4}$	$5\cdot10^{-4}$	1,26	2,1
Si+1,2ატ%Ge-p, [111]	4260	$4\cdot10^{-4}$	$6\cdot10^{-4}$	1,70	2,56
Si+2ატ%Ge-p , [111]	4300	$5\cdot10^{-4}$	$7\cdot10^{-4}$	2,16	3,01
Si+0,5ატ%Ge:B (10^{15}სმ$^{-3}$)	3900	$6\cdot10^{-5}$	$8\cdot10^{-5}$	0,23	0,31
Si+0,5ატ%Ge:B($5\cdot10^{19}$სმ$^{-3}$	3950	$8\cdot10^{-5}$	$1\cdot10^{-4}$	0,32	0,395

Si-Ge შენადნობების სტრუქტურაში არაერთგვაროვნად განაწილებული მალეგირებელი გერმანიუმის ატომებთან წარმოქმნილია ლოკალური კუმშვის დეფორმაციის არეები. ლოკალიზებული დეფორმაციის ველის გავლენით მასალის დამახასიათებელი ტექნოლოგიური მინარევები (O_2, N_2, C და ა.შ.) არაერთგვაროვნად არიან განაწილებული კრისტალურ მესერში და დისლოკაციების გარემომცველ კოტრელის ატმოსფეროებში. აღნიშნულიდან გამომდინარე მოსალოდნელია მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის რხევის ამპლიტუდისაგან რთული დამოკიდებულება.

მართლაც, მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობები ოთახის ტემპერატურაზე ხასიათდებიან შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის რხევის ამპლიტუდისაგან მრავალსტადიური დამოკიდებულებით. Si+0,5ატ%Ge შენადნობის [111] კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრი ოთახის ტემპერატურაზე შედგენილია სამი, ერთმანეთისაგან განცალკევებული დიაპაზონით (ნახ.11)



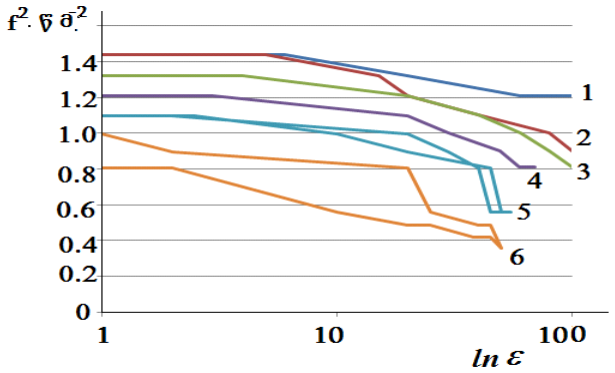
ნახ.11. მონოკრისტალური Si+0,5ატ%Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ფიქსირებულ ტემპერატურებზე: 1.-20°C; 2.-100°C; 3.-200°C; 4.-300°C; 5.-450°C; 6.-600°C.

პირველ დიაპაზონში ($5\cdot10^{-6}$-$7\cdot10^{-4}$) შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა დაბალია და იზრდება სუსტად რხევის ამპლიტუდის პროპორციულად. $7\cdot10^{-5}$ ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე იწყება შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის წრფივი ზრდა, რომელიც გრძელდება რხევის ამპლიტუდის $3\cdot10^{4}$ სიდიდემდე. ამპლიტუდის შემდგომი ზრდისას შინაგანი ხახუნი მკვეთრად იზრდება. გრეხითი დეფორმაციის ამპლიტუდის ფართო დიაპაზონში (10^{-5}-10^{-4}) Si+0,5ატ%Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ინტენსივობა იზრდება წრფივად, ამპლიტუდური დეფორმაციის მაღალ დიაპაზონში შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის მკვეთრად ზრდა არაწრფივია.

პირველი კრიტიკული ამპლიტუდა შეესაბამება კრიტიკულ ძაბვას, რომლის ზემოქმედებით დისლოკაციაზე არსებული მერხევი სეგმენტი

მოწყდება სუსტად დამაგრებულ წერტილოვან დეფექტს, როგორიცაა ერთეულოვანი ვაკანსია, მინარევის ატომი და მათი მარტივი კომპლექსები. ცნობილია, რომ პირველ კრიტიკულ დეფორმაციამდე ადგილი აქვს მხოლოდ დისლოკაციური სეგმენტის გამრუდებას, რაც 2-5 ატომთაშორის მანძილზე ხორციელდება და შექცევადი ხასიათისაა, რადგანაც რხევის შეწყვეტის შემდეგ მერხევი დისლოკაციური სეგმენტი პრაქტიკულად უბრუნდება საწყის ენერგეტიკულ მდგომარეობას. მიღებული შედეგების საფუძველზე გამოთვლილია დრეკადობის ზღვრის I და II სიდიდეები (ცხრ.7). პირველი ამპლიტუდის ზედა დიაპაზონში მეორე კრიტიკული ამპლიტუდამდე დისლოკაციის მოწყვეტა-დამაგრება შექცევადია. ამპლიტუდის შემცირებისას წრფივი დაჭიმულობის ძალები სეგმენტს კვლავ დააბრუნებენ საწყის მდგომარეობაში. ასეთ პირობებში შინაგანი ხახუნის მნიშვნელობები ამპლიტუდების ზრდისა და შემცირების დროს პრაქტიკულად იდენტურია. შინაგანი ხახუნის შეუქცევადი ზრდა ვლინდება მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდიდან და ძლიერდება უფრო მაღალ ამპლიტუდაზე. უკუსვლის გრაფიკზე ფიქსირდება ანომალურად მაღალი ინტენსივობის შინაგანი ხახუნის განიერი მაქსიმუმი, რომლის დაბალ ამპლიტუდური ფონის ინტენსივობა 1,5-2 ჯერ მაღალია საწყისი მდგომარეობის ფონთან შედარებით. თეორიიდან ცნობილია [145], რომ მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდაზე იწყება დისლოკაციის მოწყვეტა დამაგრების ძლიერი ცენტრებიდან და მისი გადაადგილება დიდ მანძილზე. შესაძლებელია ასევე ახალი დისლოკაციების წარმოქმნა. რხევების შეწყვეტის შემდეგ დისლოკაციის სეგმენტი არ უბრუნდება საწყის მდგომარეობას. იგი დამაგრდება ახალ ცენტრებთან, რომლებმაც დიფუზიის გზით გადაინაცვლებს დისლოკაციის მიმართულებით. აღნიშნული მდგომარეობა ხასიათდება როგორც მიკროპლასტიკური დეფორმაცია, რომელიც მიმდინარეობს ახალი დისლოკაციების წარმოქმნითა და არსებული დისლოკაციების მოწყვეტით დისლოკაციების ურთიერთგადაკვეთაზე არსებული კვანძებიდან. მაღალამპლიტუდური

ზემოქმედების შემდეგ მცირდება ამპლიტუდების პირველი და მეორე კრიტიკული სიდიდეები. იზრდება დისლოკაციური სეგმენტების სიგრძე და, შესაბამისად, მათი რაოდენობა და წვლილი შინაგანი ხახუნის სპექტრის ინტენსივობაში [146]. გერმანიუმის შედარებით მაღალი შემცველობის Si+2ატ%Ge შენადნობში შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების ხასიათი პრაქტიკულად უცვლელია. გამოვლენილია კრიტიკული ამპლიტუდების ზრდის ტენდენცია. აღნიშნულიდან გამომდინარე ცხადია, რომ გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდა იწვევს დისლოკაციების სუსტი და ძლიერი დამაგრების ცენტრების დამამუხრუჭებელი მოქმედების შესუსტებას: გერმანიუმის კონცენტრაციის გავლენა პირველი კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდეზე უფრო სუსტია, მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის შემცირებასთან შედარებით. დისლოკაციების გადაკვეთის კვანძში შესაძლებელია განთავსდნენ დისპერსული ფაზა ან წერტილოვანი დეფექტის კომპლექსი, რითაც გაძლიერდება დისლოკაციის ბმა. გერმანიუმის კონცენტრაციის ამაღლებით ადგილი აქვს დისლოკაცია-კვანძის ურთიერთქმედების შესამჩნევ შესუსტებას. რხევის ამპლიტუდის ფართო დიაპაზონში ასევე მრავალსტადიური ცვლილება ახასიათებს ძვრის მოდულს (ნახ.12).



ნახ.12. მონოკრისტალური Si+0,5ატ%Ge შენადნობის დინამიური ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება ფიქსირებულ ტემპერატურებზე: 1.-20°C; 2.-100°C; 3.-200°C; 4.-300°C; 5.-450°C; 6.-600°C.

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

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

მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდაზე უფრო მაღალი ამპლიტუდიდან უკუსვლისას შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე ჩნდება პირველად ციკლთან შედარებით ძლიერად გამოსახული შინაგანი ხახუნის ჰისტერეზისი. ამ შემთხვევაში მეტად დიდია განსხვავება გრაფიკის აღმასვლისა და შემცირების შტოებს შორის რხევების ამპლიტუდათა დაბალ დიაპაზონში ($5\cdot10^{-5}$). მისი სრული ჩახშობა შესაძლებელია მოწვით 400°C-ზე (0,5 სთ). ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ ბორით ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში მიკროპლასტიკური დეფორმაცია ლოკალურ მოცულობაში შესაძლებებლია განხორციელდეს გაცილებით მაღალ კრიტიკულ ამპლიტუდაზე. ამ პირობებში გამოვლენილი ჰისტერეზისის

ჩახშობისათვის მოწვის დროის ინტერვალის გაზრდას განაპირობებს ჰისტერეზისულ შინაგან ხახუნში მონაწილე დეფექტების დიფუზური აქტიურობის შემცირება კრისტალური მესრის შემკუმშავი ძაბვების გავლენით. ანალოგიურად, შინაგანი ხახუნისა ძვრის მოდული განიცდის ანომალურ ცვლილებებს რხევის ამპლიტუდის ფართო ინტერვალში, ძვრის მოდულის ფარდობითი მნიშვნელობის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე გამოვლენილია ორი კრიტიკული წერტილი, რომელიც ემთხვევა შინაგანი ხახუნის კრიტიკულ ამპლიტუდურ მნიშვნელობებს.

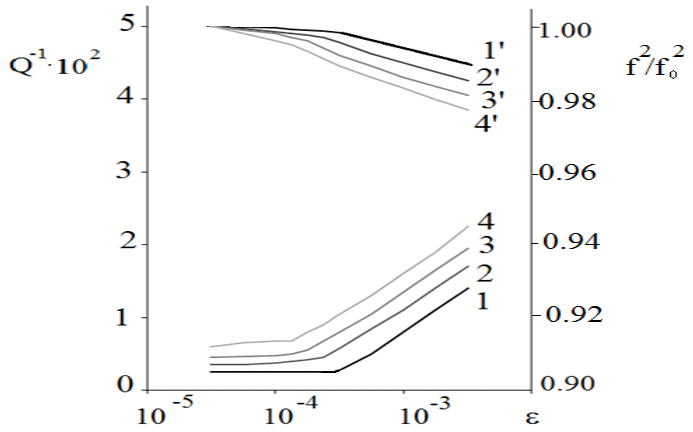
ბორით ძლიერად ლეგირებული Si+2ატ%Ge:B ($5\cdot10^{19}$სმ$^{-3}$) შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე ფიქსირებულია რხევის ამპლიტუდის ორი კრიტიკული მნიშვნელობა. ორივე მათგანი მცირეა არალეგირებულ და, განსაკუთრებით ბორით ლეგირებულ კრისტალების ანალოგიურ პარამეტრებთან შედარებით. მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის ზედა ინტერვალიდან უკუსვლის გრაფიკზე გამოვლენილია მაქსიმუმი, რომლის ინტენსივობა მეტია ამპლიტუდის ზრდის პირობებში რეგისტრირებული შინაგანი ხახუნის ინტენსივობაზე, ე.ი. აღნიშნულ შემთხვევაში ადგილი აქვს მიკროპლასტიკურ დეფორმაციას.

2.2.5. გერმანიუმის გავლენა Si-Ge მონოკრისტალური ფუძეშრეების არადრეკად თვისებებზე

შინაგანი ხახუნისა და რხევის სიხშირის განსაზღვრა განხორციელდა გრეხით რხევით ქანქარაზე. შინაგანი ხახუნის ინტენსივობის და ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები განსაზღვრულია ცნობილი მეთოდებით [147] ლაბორატორიულ დანადგარზე 0,5-5 ჰც გრეხითი რხევების დიაპაზონში.

Si-Ge შენადნობების სტრუქტურაში არათანაბრად განაწილებულ Ge-ის ირგვლივ გაჭიმვის დეფორმაციული ველები წარმოიქმნებიან. ტექნოლოგიური მინარევების კონცენტრაცია ამ ლოკალურ უბნებზე გაზრდილია. მოსალოდნელია მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების

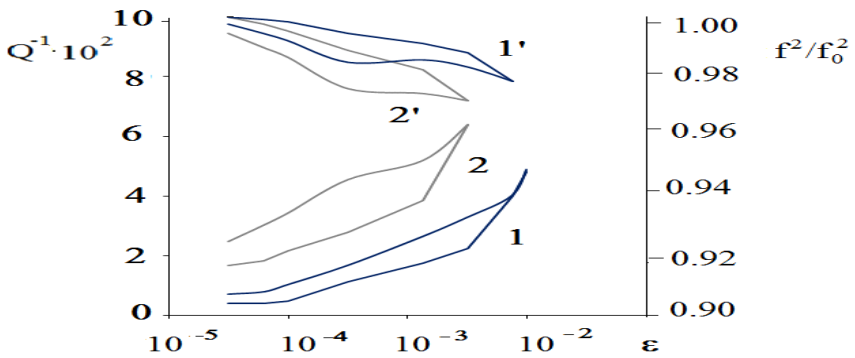
შინაგანი ხახუნისა (Q^{-1}) და ფარდობითი ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულების $(f/f_0)^2$ გართულება. მონოკრისტალური სილიციუმის (Q^{-1})-ის ინტენსივობა ოთახის ტემპერატურაზე დეფორმაციული ძაბვების ფართო ინტერვალში იცვლება წრფივად უმნიშვნელო სიდიდით (ნახ.13).



ნახ.13. Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა(1-4) და ძვრის ფარდობითი მოდულის (1'-4') ამპლიტუდური დამოკიდებულება ოთახის ტემპერატურაზე. 1. Si(111), 2. Si+0.5ატ.%.Ge, 3. Si+1.5ატ.%Ge, 4. Si+2.0 ატ.% Ge.

გრეხითი რხევების ამპლიტუდების 7×10^{-4}-5×10^{-3} დიაპაზონში $Q^{-1}(\varepsilon)$-ის წრფივი ზრდა ძლიერდება. ოთახის ტემპერატურაზე მაღალი ამპლიტუდის (5×10^{-3}) ციკლური დეფორმაცია(ციკლების რაოდენობა-500) პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს Q^{-1} (ε) ცვლილების ხასიათზე. გერმანიუმით სუსტად ლეგირებულ ნიმუშებში Q^{-1} (ε) დამოკიდებულება კვლავ წრფივია. განსხვავება ის არის, რომ (Q^{-1})-ის ინტენსივობა იზრდება მაღალ ამპლიტუდებზე და ჩნდება კრიტიკული ძაბვის შემცირების ტენდენცია. ოთახის ტემპერატურაზე Si-Ge შენადნობების მაღალამპლიტუდურ ციკლურ დეფორმაციას ადგილი აქვს პრაქტიკულად დრეკად არეში. $(f/f_0)^2$ დამოკიდებულების მცირე, წრფივი შემცირება შეინიშნება ოთახის ტემპერატურაზე გაჭიმვის ძაბვების ამპლიტუდების ფართო მნიშვნელობებისათვის. მოდულის ცვლილების სიჩქარე მცირდება ძაბვის ამპლიტუდის კრიტიკულ მნიშვნელობაზე. ეს ცვლილებები მკაფიოდ ჩანს გერმანიუმის შემცველობის ზრდასთან ერთად.

ნაჩვენებია 650 °C ტემპერატურაზე Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის მრავალსაფეხურიანი ამპლიტუდური დამოკიდებულება. ყველა ექსპერიმენტული ნიმუშის (Q^{-1}) სპექტრი შეიცავს სამ უბანს. თითოეულ უბანზე ინტენსივობა იცვლება მნიშვნელოვნად განსხვავებული კანონზომიერებებით. მონოკრისტალური Si და Si-Ge ნიმუშების (Q^{-1}) სპექტრი ერთნაირი ფორმისაა. ისინი ერთმანეთისაგან განსხვავდებიან მხოლოდ პირველი და მეორე კრიტიკული ძაბვების მნიშვნელობებით. პირველ ინტერვალში (5×10^{-5}-4×10^{-4}) შინაგანი ხახუნის (Q^{-1}) ინტენსივობა ყველა ნიმუშისათვის დაბალია და ნელა იზრდება რხევის ამპლიტუდის პროპორციულად პირველ კრიტიკულ სიდიდემდე. (Q^{-1})-ის ინტენსივობის მნიშვნელოვანი წრფივი ზრდა იწყება ძაბვის პირველ კრიტიკულ ამპლიტუდაზე და გრძელდება მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდამდე. მაღალი ამპლიტუდების შემთხვევაში ადგილი აქვს (Q^{-1})-ის ინტენსივობის შეუქცევად ზრდას. 650 °C ტემპერატურაზე $(f/f_0)^2$ დამოკიდებულება ასევე სამი უბნისაგან შედგება (ნახ.14).



ნახ.14 Si-Ge ფუძეშრეების შინაგანი ხახუნისა(1,2) და ძვრის ფარდობითი მოდულის(1',2') ამპლიტუდური დამოკიდებულება 650 °C ტემპერატურაზე.1, 1'- Si; 2, 2'- Si+2.0ატ.%.Ge.

შინაგანი ხახუნის ცვლილების ინტერვალები ერთმანეთისაგან პირველი და მეორე კრიტიკული ამპლიტუდებით არიან გამოყოფილი. დაწყებული მეორე კრიტიკული ამპლიტუდიდან ძვრის მოდული იწყებს შეუქცევად ცვლილებას, რაც განპირობებულია მიკროპლასტიკური დეფორმაციებით. Si-Ge შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები მოცემულია

ცხრ. 8-ში. დეფორმაციის ამპლიტუდების მნიშვნელობები განსაზღვრულია 650°C ტემპერატურაზე. როგორც ცხრ. 8-დან ჩანს, მონოკრისტალური სილიციუმი ხასიათდება ძვრის მოდულის უფრო მაღალი მნიშვნელობით. გერმანიუმით ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში ეს სიდიდე მცირდება გერმანიუმის შემცველობის პროპორციულად. Si-Ge შენადნობებში გერმანიუმის პროცენტული შემცველობის ზრდასთან ერთად შეიმჩნევა კრიტიკული ამპლიტუდის შემცირების ტენდენცია. აღსანიშნავია ისიც, რომ პირველი კრიტიკული ამპლიტუდა სუსტად რეაგირებს გერმანიუმის კონცენტრაციის ცვლილებაზე მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდასთან შედარებით.

მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 8

Si-Ge შენადნობები	დისლოკ. სიმკვრივე სმ$^{-2}$	ძვრის მოდული, გპა	დეფორმ I კრიტ. ამპლიტ.	დეფორმ. II კრიტ. ამპლიტ.	დრეკად. I ზღვარი, გპა	დრეკად. II ზღვარი, გპა
Si	1×10^{3}	48.51	3×10^{-4}	6×10^{-3}	1.5×10^{-2}	0.29
Si+0.5ატ.%Ge	4×10^{3}	47.04	1×10^{-4}	4×10^{-3}	4.7×10^{-3}	0.19
Si+1.5ატ.%Ge	7×10^{3}	46.26	8×10^{-5}	1×10^{-3}	3.7×10^{-3}	0.05
Si+2.0ატ.%Ge	6×10^{-5}	45.57	6×10^{-5}	7×10^{-4}	2.7×10^{-3}	0.03

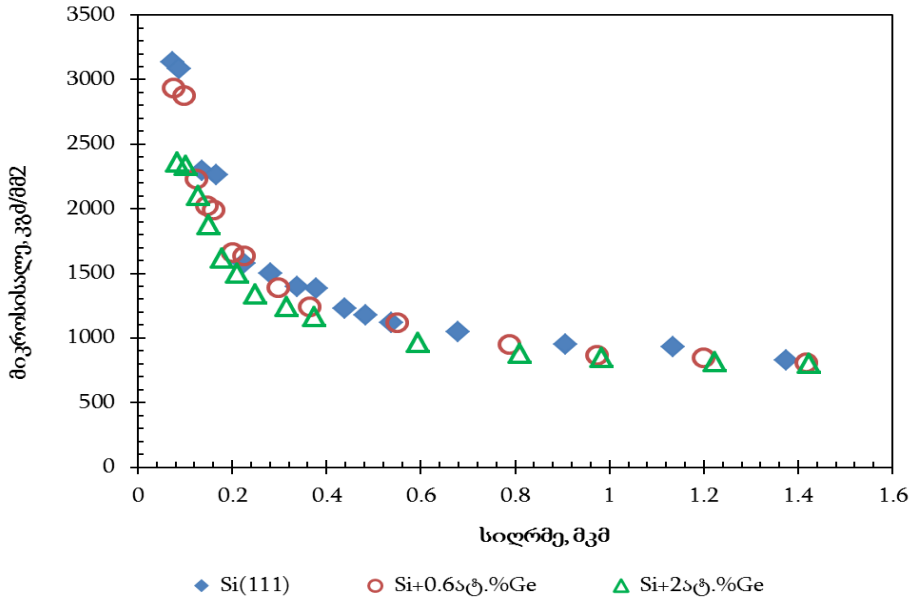
საკვლევი ნიმუშები დენის მატარებლების კონცენტრაციის (10^{15}სმ$^{-3}$) დაბალი მნიშვნელობებით ხასიათდებიან, რაც პრაქტიკულად გამორიცხავს მათ ზეგავლენას დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ძვრადობაზე. გერმანიუმით სუსტად ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში მოსალოდნელია ტექნოლოგიური მინარევების(O, C) კონცენტრაციის მკვეთრი შემცირება. ეს გამოიწვევს დისპერსული ფაზებითა და კომპლექსებით დისლოკაციების ბლოკირების მკვეთრ შემცირებას და, შესაბამისად, მოსალოდნელია გაჭიმვის კრიტიკული ამპლიტუდის შემცირება. გერმანიუმის ატომების ირგვლივ წარმოშობილი დეფორმაციული ველები ასუსტებენ ატომთაშორისი ბმის ძალებს, რაც განაპირობებს ძვრის მოდულის შემცირების ტენდენციას. როგორც თეორიიდანაა ცნობილი [148], პირველი კრიტიკული ამპლიტუდა შეესაბამება იმ კრიტიკულ ძაბვას, როდესაც

ჩაჭერის ცენტრებთან სუსტად დამაგრებული დისლოკაციების ფრაგმენტების მოწყვეტა ხდება. ეს ცენტრები შეიძლება იყოს ვაკანსიები, მინარევის ატომები და მათი მარტივი კომპლექსები.

უნდა აღინიშნოს, რომ პირველ კრიტიკულ დეფორმაციაზე დისლოკაციური სეგმენტების გადანაცვლება ხდება 2-5 ატომურ მანძილზე და ეს პროცესი შექცევადია, ვინაიდან რხევების შეწყვეტით დისლოკაციების სეგმენტები პრაქტიკულად თავიანთ საწყის მდებარეობას უბრუნდებიან. $\varepsilon_{2кр.}$ დეფორმაციის მაღალ ინტერვალში დისლოკაციისა და წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთქმედება გადადის მიკროპლასტიკურობაში. ასეთ დროს დისლოკაციის სეგმენტი მოწყდება დამაგრების შედარებით ძლიერ ცენტრს, გადაინაცვლებს დიდ მანძილზე და ზემოქმედების შეწყვეტის შემდეგ არ უბრუნდება საწყის მდგომარეობას. ეს გარემოება $Q^{-1}(\varepsilon)$ გრაფიკზე ჰისტერეზისული მარყუჟის სახით აისახება.

2.2.6. გერმანიუმის გავლენა მონოკრისტალური სილიციუმის მიკროსისალეზე

შესწავლილია (111) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის სიბრტყეებზე გერმანიუმის სხვადასხვა პროცენტული შემცველობის Si-Ge ფუძეშრეების სტატიკური და დინამიური მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის დამოკიდებულება ინდენტორის შეღწევის სიღრმეზე. ნახ.15-ზე წარმოდგენილია სილიციუმისა და გერმანიუმის სხვადასხვა პროცენტული შემცველობის Si-Ge ფუძეშრეების (111) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის ზედაპირების კნუპის სტატიკური მიკროსისალის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულება.

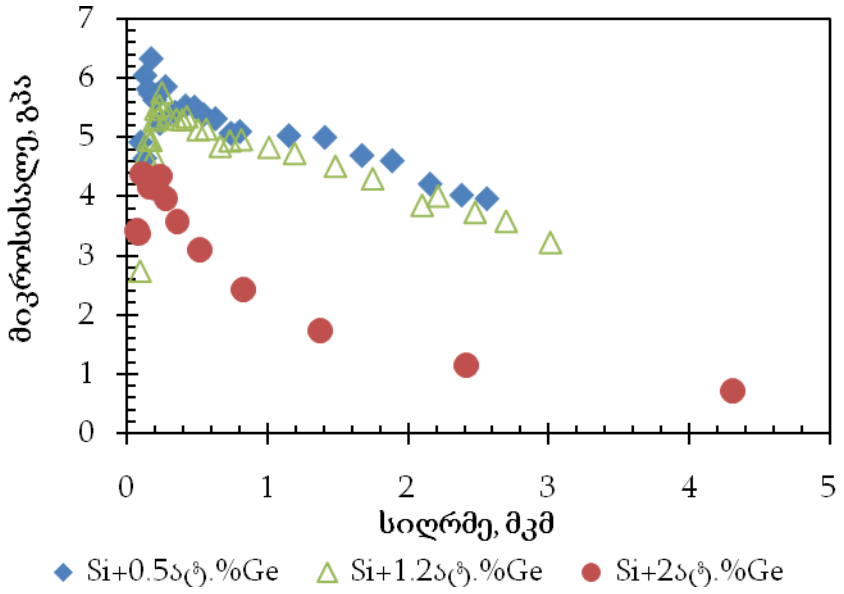


ნახ.15. მონოკრისტალური სილიციუმისა და სხვადასხვა Si-Ge ფუძეშრეების კნუპის სტატიკური მიკროსისალის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულება.

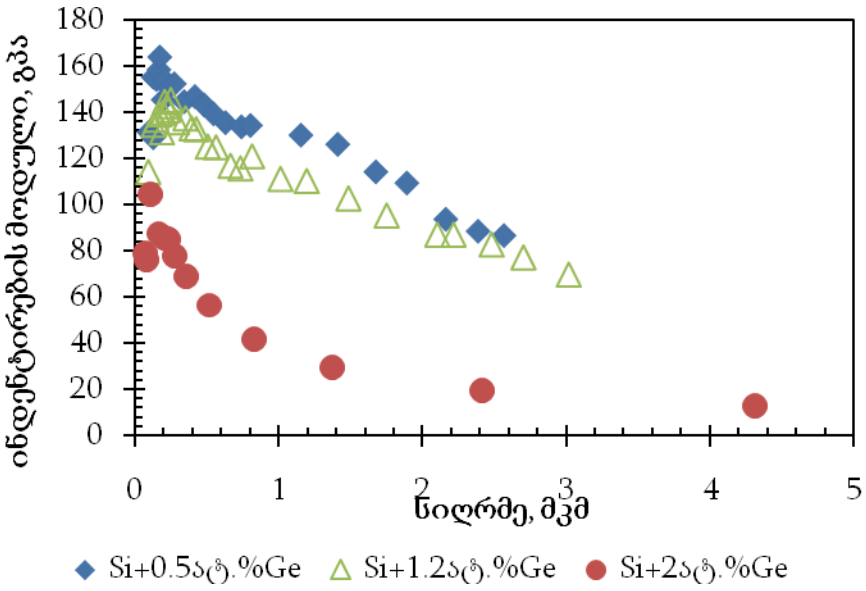
როგორც ნახ.15-დან ჩანს აღნიშნული დამოკიდებულება ხასიათდება კნუპის სტატიკური მიკროსისალის მაღალი მაჩვენებლით მცირე სიღრმეებზე, რომელიც სიღრმის ზრდით მცირდება და პლატოზე გადის, რაც ე.წ. "ინდენტირების ზომითი ეფექტის"(Indentation Size Effect) გამოვლინებას წარმოადგენს. გერმანიუმის პროცენტული შემცველობის ზრდით შეინიშნება სტატიკური მიკროსისალის შემცირება, რომელიც უფრო გამოკვეთილად მცირე სიღრმეებზე ჩანს. შეღწევის დიდ სიღრმეზე ეს განსხვავება პრაქტიკულად შეუმჩნეველია, ეს გარემოება შესაძლებელია განპირობებულია სტატიკური მიკროსისალის განსაზღვრის მეთოდით. ანაბეჭდის მიღება წარმოადგენს პლასტიკური დეფორმაციისა და დრეკადი აღდგენის უწყვეტ პროცესს. მცირე სიღრმეებზე დრეკადი მდგენელი მეტია პლასტიკურზე, ხოლო დიდ სიღრმეზე, ნიმუშის მოცულობაში, დეფორმაციას ძირითადად პლასტიკური მდგენელი განსაზღვრავს.

(111) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის Si-Ge ფუძეშრეების დინამიური მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულება გერმანიუმის სხვადასხვა პროცენტული შემცველობების

შემთხვევისათვის ნაჩვენებია ნახ.16-სა და ნახ.17-ზე. ინდენტირება წარმოებდა ბერკოვიჩის პირამიდით დატვირთვა-განტვირთვის რეჟიმში.



ნახ.16. (111) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის Si-Ge ფუძეშრეების დინამიური მიკროსისალის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულება.



ნახ.17. გერმანიუმის სხვადასხვა პროცენტული შემცველობის (111) კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის Si-Ge ფუძეშრეების ინდენტირების მოდულის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულება.

ორივე მექანიკური მახასიათებელი ზედაპირული ფენების არეში არამონოტონურად იცვლება გამოვლენილია ე.წ. შებრუნებული "ზომითი ეფექტი". მცირე სიღრმეზე მათი სიდიდე იზრდება, აღწევს მაქსიმუმს და შემდეგ თანდათანობითი შემცირებით უახლოვდება მოცულობით მნიშვნელობას. გაჯერებულ მდგომარეობაში ინდენტორის შეღწევის სიღრმის დიდ მნიშვნელობათა ინტერვალში დინამიური მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის სიდიდეები უმთავრესად განსაზღვრულია მოცულობითი სტრუქტურული მდგომარეობით. აღნიშნულ მდგომარეობაში Si-Ge შენადნობების მექანიკური მახასიათებლების შემცირების ტენდენცია განპირობებულია გერმანიუმის შემცველობის გაზრდით. დიდი ატომური რადიუსის გერმანიუმის ატომებთან ლოკალიზებული ძაბვები ასუსტებენ ატომთაშორისი კავშირის ძალებს, რაც წარმოადგენს შენადნობების დინამიური მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის შემცირების ძირითად მიზეზს. მე-9 ცხრილში წარმოდგენილია მექანიკური მახასიათებლების მაქსიმალური მნიშვნელობების და მათი შესაბამისი შეღწევის სიღრმის ცვლილება სხვადასხვა შედგენილობის ფუძეშრეებისათვის.

Si-Ge შენადნობების ბერკოვიჩის მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის მაქსიმალური მნიშვნელობები

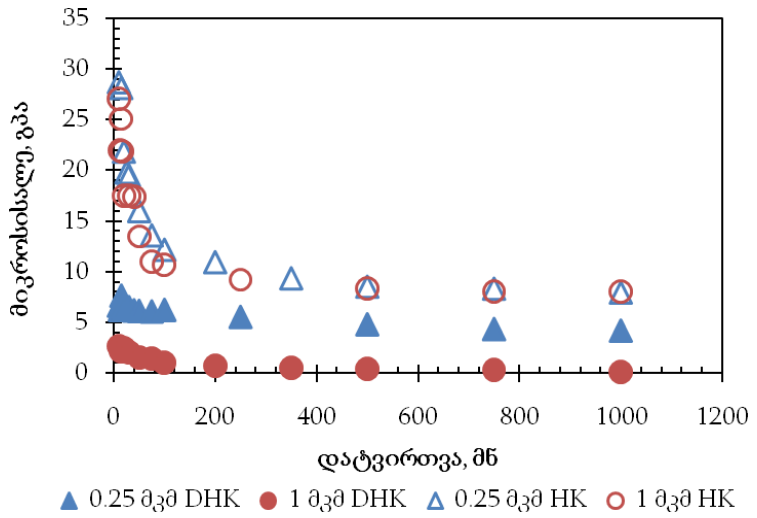
ცხრილი 9.

ნიმუში	სიღრმე h_{max},მკმ	დინამიური მიკროსისალე, გპა	ინდენტირების მოდული, გპა
Si(111):B($2\cdot10^{13}$სმ$^{-3}$)	0.1309	7.068	164.3
Si+0.5ატ.%Ge:B	0.1757	6.331	141.2
Si+1.2ატ.%Ge:B	0.2296	5.55	125.7
Si+2ატ.%Ge:B	0.232	4.361	85.17

ცხრილიდან ჩანს შებრუნებული "ზომითი ეფექტი"-ს შემცირების ტენდენცია გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით. ის მაქსიმალურია

სილიციუმში და მინიმალურია Si+2ატ.%Ge ფუძეშრეში. აღნიშნულის ერთ-ერთ მიზეზად შესაძლებელია დაშვება, რომ Ge-ის ატომების მახლობლობაში ნაკლები ინტენსივობით მიმდინარეობს ზედაპირზე ფორმირებული დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების ურთიერთბლოკირება. სავარაუდოა, რომ მექანიკური მახასიათებლების მკვეთრი მაქსიმუმის გამოვლინება განპირობებულია მაღალი კონცენტრაციისა და ძვრადობის დეფექტების მოძრაობის ძლიერი ბლოკირებით. გერმანიუმის გავლენით სილიციუმის სიმტკიცის შემცირება ცნობილია ასევე სხვა ავტორთა შრომებიდან [149]. გერმანიუმით ლეგირება ზრდის კოვალენტური კავშირების სიგრძეს მესრის პარამეტრის ზრდის შედეგად. ეს განაპირობებს ატომთაშორისი კავშირების ენერგიისა და შესაბამისად, სტრუქტურულად მგრძნობიარე მიკროსისალისა და დრეკადობის მოდულის შემცირებას.

ნახ.18-ზე წარმოდგენილია სხვადასხვა დისპერსულობის ალმასის პასტით პოლირებული Si+0,5ატ.%Ge ფუძეშრის დინამიური და სტატიკური მიკროსისალის დამოკიდებულება ინდენტორზე მოდებული დატვირთვის ფართო დიაპაზონში. ნათლად ვლინდება მიკროსისალის ზრდის ტენდენცია დატვირთვის პრაქტიკულად მთელ დიაპაზონში.



ნახ.18. 0.25 მკმ და 1 მკმ დისპერსულობის ალმასის პასტით დამუშავებული Si+0.5ატ.%Ge-ის ფუძეშრის კნუპის დინამიური(DHK) და სტატიკური(HK) მიკროსისალის ინდენტორზე დატვირთვის სიდიდეზე დამოკიდებულება.

დინამიურ რეჟიმში ინდენტირების პროცესში კრისტალი განიცდის რთულ ლოკალურ დეფორმაციას. ოთახის ტემპერატურის პირობებში სილიციუმის კრისტალები უპირატესად განიცდიან ლოკალურ დრეკად დეფორმაციას, სუსტად ვლინდება დეფორმაციის პლასტიკური მდგენელი და ხშირ შემთხვევაში ადგილი აქვს მსხვრევას. ინდენტორის ანაბეჭდის ფორმისა და ზომების ანალიზი კი ხორციელდება ლოკალური რელაქსაციის დასრულების შემდეგ ე.ი. მაშინ როდესაც კრისტალში დრეკადი ძალებით ნაწილობრივი აღდგენითი პროცესი არის განხორციელებული. შესაბამისად შემცირებულია ინდენტორის ჩხვლეტით წარმოქმნილი ანაბეჭდის ზომები და იზრდება მიკროსისალის მნიშვნელობები. ასეთი შემთხვევა ფიქსირებულია ნახ.18-ზე, საიდანაც ნათლად ჩანს დინამიური მიკროსისალის სიდიდის შემცირება სტაციონარულ, ანუ ანაბეჭდების ფორმით შეფასებულ მიკროსისალესთან შედარებით.

2.2.7 Si-Ge შენადნობების არგონის იონების დასხივებით წარმოქმნილი დეფექტების განაწილების პარამეტრების გათვლები SRIM-2012 პროგრამით

მაღალი ენერგიის იონებით იმპლანტაციას შეუძლია წარმოქმნას თერმულად მდგრადი დეფექტები და მათი კომპლექსები. განსაზღვრული ტიპის რადიაციული დეფექტების კომპლექსებს აკრძალულ ზონაში შეაქვთ ღრმა ენერგეტიკული დონეები. ეს გარემოება მნიშვნელოვანია ახალი გამომსხივებელი და დეტექტორული ხელსაწყოების ტექნოლოგიისათვის. აღნიშნულიდან გამომდინარე მეცნიერულ და პრაქტიკულ ინტერესს წარმოადგენს სტრუქტურულად მგრძნობიარე Si-Ge ფუძეშრეებისა და p-n სტრუქტურების რადიაციული დეფექტებისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსური კვლევა.

მონოკრისტალური Si-Ge ფუძეშრეებზე Ar-ის იონებით იმპლანტაციის ტექნოლოგიური პროცესი განხორციელდა მოდიფიცირებულ საწარმოო დანადგარზე ВЕЗУВИЙ-3М შემდეგ რეჟიმში: ამაჩქარებელი ძაბვა-100±1კვ; იონური დენის სიმკვრივე- 3±0,2მკა/სმ^2; ფლუენსები-(10^{11}-10^{15}სმ$^{-2}$).

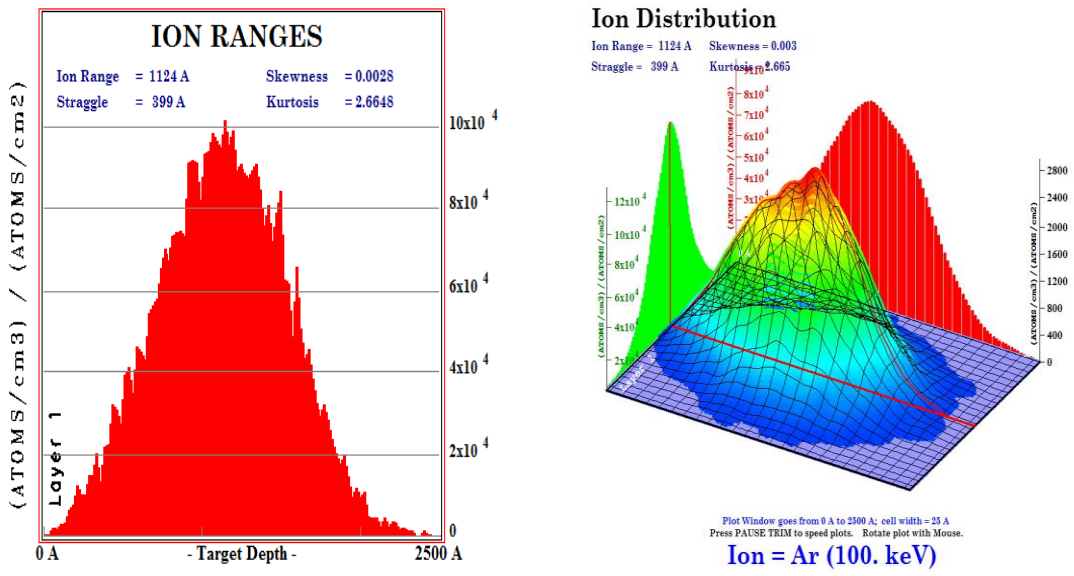
არგონის იონების დასხივებით განპირობებული მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის ცვლილებათა კანონზომიერებების დადგენისათვის TRIM-2012 პროგრამით განხორციელდა 100 კევ ენერგიის არგონის იონების განაწილებისა და წარმოქმნილი რადიაციული დეფექტების პარამეტრების გათვლა იონ-ატომური ურთიერთქმედების ბინარული მოდელით დაჯახებათა სრული კასკადის შემთხვევისათვის. მე-10-ე ცხრილში მოცემულია ამ გათვლების ზოგიერთი შედეგი:

Si+1.5ატ.%Ge ფუძეშრის არგონის იონებით დასხივების ზოგიერთი პარამეტრები
ცხრილი 10.

R_p, ნმ	ΔR_p,ნმ	$(dE/dx)_{el}$ ევ/ნმ.	$(dE/dx)_n$ ევ/ნმ.	ვაკანსია/ იონ საერთო	Si ვაკანსია/ იონ	Ge ვაკანსია/ იონ
112,3	39,8	361,3	460,1	1710	1682	28

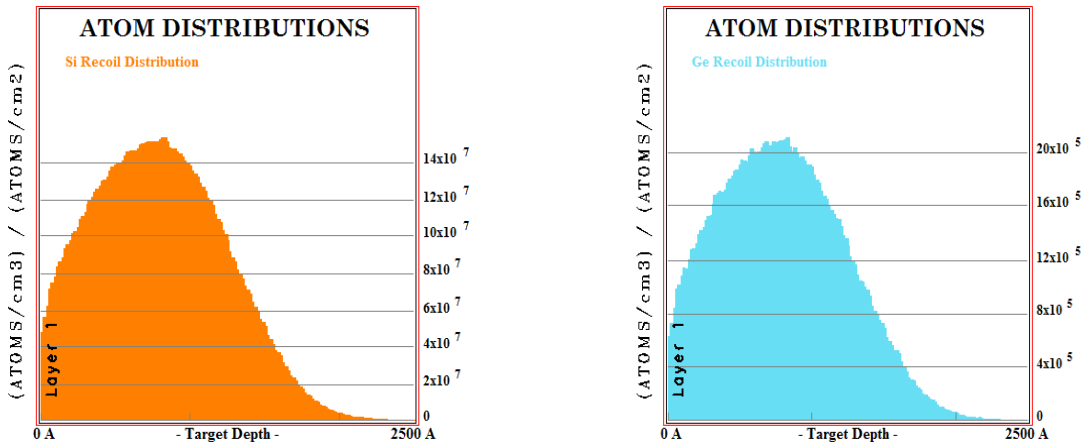
სადაც R_p - პროექციული განარბენია, ΔR_p - პროექციული განარბენის საშუალო კვადრატული გადახრა. $(dE/dx)_{el}$ და $(dE/dx)_n$ არგონის იონების ენერგეტიკული დანაკარგებია სამიზნის ატომების ელექტრონულ სისტემასა და ბირთვებზე შესაბამისად. მესრის ბმის ენერგია Si და Ge-თვის შეადგენს 2 ევ-ს, ხოლო კვანძებიდან წანაცვლების ენერგია 15 ევ. ზედაპირული ბმის ენერგია Si-ს ატომებისთვის 4.7 ევ-ია, Ge-თვის 3.88 ევ.

წარმოდგენილია Ar-ის იონების განარბენების განაწილება Si+1.5ატ.%Ge შენადნობის ფუძეშრეში(ნახ.19ა,ბ) და Si-Ge შენადნობების სტრუქტურიდან Ar-ის იონებით წარმოქმნილი Si-სა და Ge-ის კვანძებიდან ამოვარდნილი ატომებისა და ვაკანსიების სიღრმეში განაწილება (ნახ.20ა,ბ. ნახ.21ა,ბ), ორდინატა ნორმირებულია იონების ფლუენსზე.



ა ბ

ნახ.19. 100 კევ ენერგიის არგონის იონების განარბენების განაწილება Si-Ge ფუძეშრეში:
ა) იონების სხივის გასწვრივ; ბ) სივრცული.

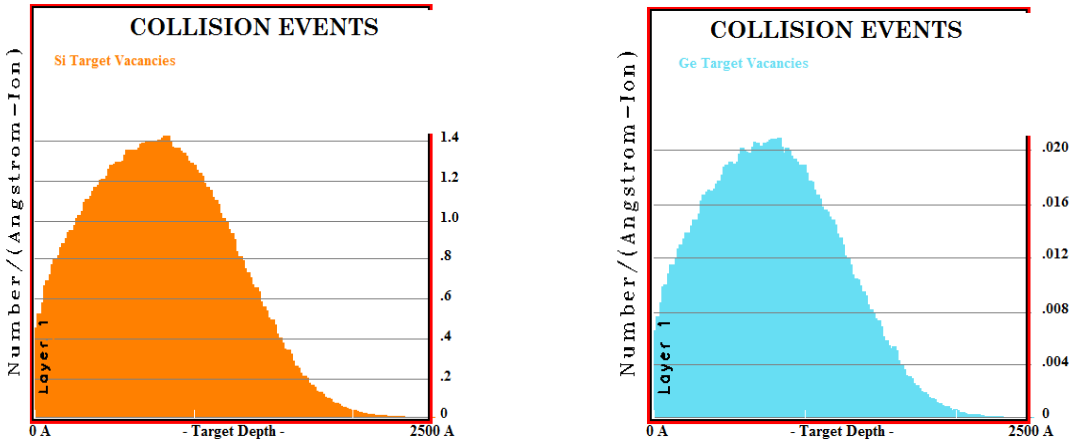


ა ბ

ნახ.20. 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით Si+1.5ატ.%Ge ფუძეშრეში წანაცვლებული ატომების განაწილება: ა) Si; ბ) Ge. ორდინატა ნორმირებულია არგონის იონების ფლუენსზე.

სილიციუმის კვანძებიდან ამოვარდნილი ატომებისა (ნახ.20ა) და წარმოქმნილი ვაკანსიების (ნახ.21ა) განაწილების მაქსიმუმის საშუალო სიდიდე შესაბამისად შეადგენს 83.3 და 82.6 ნმ. ხოლო კვანძებიდან ამოვარდნილი გერმანიუმის ატომებისა (ნახ.20 ბ) და წარმოქმნილი

ვაკანსიების (ნახ.21 ბ) განაწილების მაქსიმუმის საშუალო სიდიდე შესაბამისად შეადგენს 81.7 და 80.7 ნმ-ს.



ა ბ

ნახ.21. 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით Si+1.5ატ.%Ge ფუძეშრეში წარმოქმნილი ვაკანსიების განაწილება: ა) Si; ბ) Ge.

ცხრ.11-ში წარმოდგენილია იმპლანტაციის პროცესში Ar-ის იონებისა და Si-ის პირველადი წანაცვლებული ატომების დაჯახებით განპირობებული სხვადასხვა წარმოშობის ენერგეტიკული დანაკარგები(ა). აქვე მოცემულია ასევე Ar-ის იონებით გაფრქვეული Si-ისა და Ge-ის ატომების წილი.

არგონის იონების ენერგიის დანაკარგები(ა) და Si-Ge ფუძეშრის ზედაპირიდან გაფრქვეული ატომების წილი(ბ). ცხრილი 11.

ა) ენერგიის დანაკარგები%:

	იონები	**წანაცვლ. ატ.**
იონიზ.	**30,97**	**27,77**
ვაკანსია	**0,17**	**3,23**
ფონონი	**0,52**	**37,36**

ბ) გაფრქვეული ატომები

	ატომ/იონ	**ევ/ატომ**
საერთო	**1,209**	
Si	**1,19**	**148,3**
Ge	**0,09**	**913,3**

მე-11 ცხრილიდან ჩანს, რომ Ar-ის იონების 31%-მდე იხარჯება Si-ის ატომების იონიზაციაზე(არადრეკადი პროცესი), ხოლო Si-ისა Ge-ის ატომების კვანძებიდან ამოტყორცნაზე იკარგება არგონის იონების ენერგიის დაახლოებით 28%. პირველადი წანაცვლებული ატომები ენერგიის დიდ ნაწილს კარგავენ ფონონებზე ე.ი. ენერგიის ეს ნაწილი ხმარდება ფუძეშრის

გათბობას. ცხრილიდან ასევე ჩანს, რომ სილიციუმის გაფრქვეული ატომების წილი გაცილებით აღემატება Ge -ის ატომების წილს.

მე-11-ე ცხრილში მოცემულია არგონის იონების ფლუენსის გავლენა Si-Ge ფუძეშრის სტრუქტურაში კვანძებიდან წანაცვლებული ატომების კონცენტრაციაზე.

არგონის იონების ფლუენსის გავლენა წანაცვლებული ატომების კონცენტრაციაზე

ცხრილი 12

ფლუენსი, სმ$^{-2}$	Ar-ის იონების კონც., სმ$^{-3}$	Si-ის წანაცვლებ. ატომები, სმ$^{-3}$	Ge-ის წანაცვლებ. ატომები, სმ$^{-3}$
6×10^{11}	5.92×10^{16}	9.48×10^{19}	1.23×10^{18}
5×10^{12}	4.93×10^{17}	7.59×10^{20}	1.03×10^{19}
2×10^{13}	1.97×10^{18}	3.04×10^{21}	4.1×10^{19}
2.5×10^{14}	2.47×10^{19}	3.8×10^{22}	5.13×10^{20}
5×10^{15}	4.93×10^{20}	7.6×10^{22}	1.03×10^{21}

ცხრილიდან ნათლად ჩანს, რომ Ar-ის იონების ფლუენსის გაზრდით მაღლდება Si-ისა და Ge-ის კვანძებიდან ამოვარდნილი ატომების კონცენტრაცია.

2.2.8. არგონის იონებით დასხივებისა და სწრაფი თერმული მოწვის გავლენა Si-Ge ფუძეშრეების მიკროსისალესა და დრეკადობის მოდულზე.

სწრაფი თერმული მოწვა სინათლის მოკლე იმპულსებით განხორციელდა ლაბორატორიულ დანადგარზე, რომლის გამოსხივების წყაროს წარმოადგენს 19 ჰალოგენური ვარვარების ნათურა КГ 1000-220. დასხივების სიმძლავრის სიმკვრივე შესაძლებელია შეიცვალოს უწყვეტად 190 ვტ./სმ^2 -მდე, ხოლო იმპულსის ხანგრძლივობა 0.1-დან 1000 წმ-მდე, 0.1 წმ-ის ბიჯით. П-ს ფორმის ამრეკლი დამზადებულია კერსილისაგან, რომელიც ხასიათდება სტაბილური ოპტიკური თვისებებით. ფიზიკური და

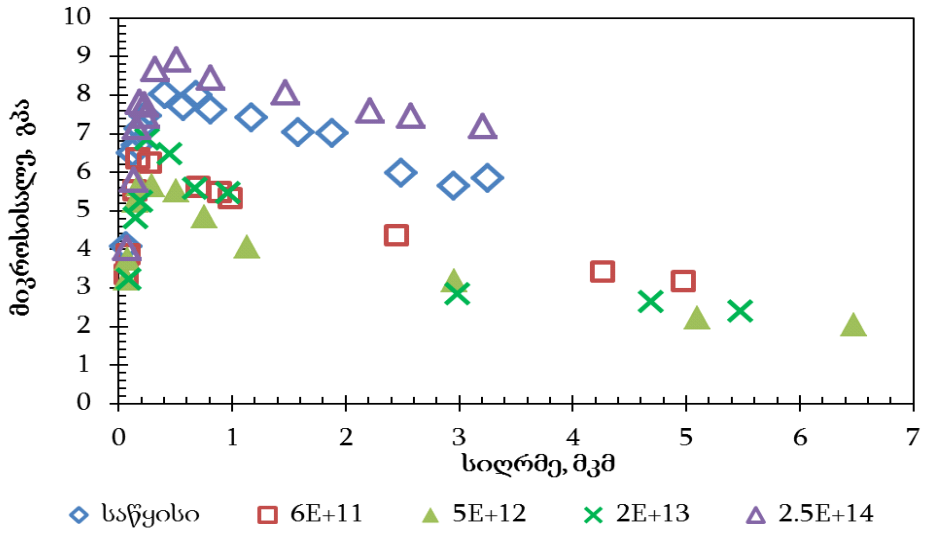
ტექნიკური ამოცანიდან გამომდინარე ნიმუშის ტემპერატურის რეგულირება ხდება სადგამის მასალის შერჩევით, ნიმუშის ნათურებიდან მანძილის ცვლილებით ან სხვადასხვა აირით შებერვით.

ნიმუშის გახურება შესაძლებელია სადგამში მოთავსებულ რეზისტულ გამახურებელზე ავტოტრანსფორმატორიდან ძაბვის მოდებით.

	პარამეტრი		სიდიდე
1	გამოსხივების სიმძლავრის სიმკვრივე		0-190ვტ/სმ^2 ბიჯით ან მდორე ცვლა
2	იმპულსის ხანგრძლივობა		0,1-1000 წმ ბიჯი 0,1 წმ
3	ნიმუშის გაცივება		ჰაერის ნაკადით. სითბოწამრთმევი სადგამების საშუალებით.
4	ნიმუშის გახურება		სპეციალურ რეზისტიული გამახურებლის საშუალებით
5	ტემპერატურის კონტროლი		კონტროლი თერმოწყვილის საშუალებით -200^{0}C ÷+1400^{0}C

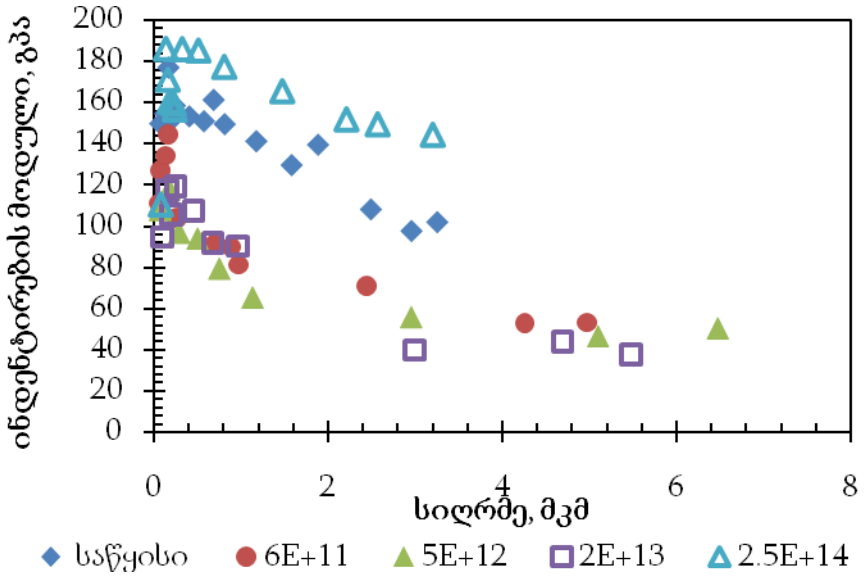
თუ ნათურის ვარვარების ძაფს წარმოვიდგენთ როგოც T ტემპერატურის მქონე აბსოლუტურად შავ სხეულს, პლანკის და ვინის კანონის შესაბამისად შესაძლებელია ვარვარების ძაფის ტემპერატურის ცვლილებით ვცვალოთ გამოსხივებული ნაკადის სპექტრალური შემადგენლობა. ამასთან გასათვალისწენებელია, რომ ჰალოგენური ნათურების კვარცის ბალონი ახშობს სპექტრის ინფრაწითელ უბანს 4 μm-ის დაბლა. ვარვარების ძაფზე მოდებული ძაბვის შემცირებით ნომინალურ 220 V-თან შედარებით გამოსხივებული ნაკადის სპექტრალური შემადგენლობა ინაცვლებს ინფრაწითელი უბნისკენ: იზრდება გრძელტალღოვანი უბნის ხვედრითი წილი მოკლეტალღოვანთან შედარებით.

წარმოდგენილია სხვადასხვა ფლუენსის Ar-ის იონებით დასხივებული მონოკრისტალური Si-Ge ფუძეშრეების მიკროსისალე (ნახ.23) და დრეკადობის მოდული შეღწევის სიღრმის ფართო დიაპაზონში (ნახ.24).



ნახ.22. 100 კევ ენერგიის სხვადასხვა ფლუენსის არგონის იონებით იმპლანტირებული Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$)-ის ფუძეშრეების ვიკერსის დინამიური მიკროსისალის დამოკიდებულება შეღწევის სიღრმეზე

Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრის ვიკერსის დინამიური მიკროსისალის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულება რთული ხასიათისაა სხვადასხვა ფლუენსის არგონის იონებით იმპლანტაციის შემთხვევაში. ინდენტორის შეღწევის სიღრმეზე დამოკიდებულების გრაფიკებზე გამოვლენილია შებრუნებული "ზომითი ეფექტი". დასხივების ფლუენსის ამაღლება $6\cdot10^{11}$სმ$^{-2}$-დან $5.2\cdot10^{12}$სმ$^{-2}$-მდე ამცირებს დინამიური მიკროსისალის მნიშვნელობას. დასხივების ფლუენსის შემდგომი ამაღლება კი იწვევს მიკროსისალის სიდიდის ზრდას და $2.5\cdot10^{14}$სმ$^{-2}$ ფლუენსზე აჭარბებს დაუსხივებელი ნიმუშის მიკროსისალის საწყის მნიშვნელობას. სხვადასხვა ფლუენსის Ar-ის იონებით დასხივებული ფუძეშრის ინდენტირების მოდული შეღწევის სიღრმის ფართო დიაპაზონში ანალოგიურად იცვლება(ნახ.22)



ნახ.23 . 100 კევ ენერგიის არგონის იონების სხვადასხვა ფლუენსებით დასხივებული Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრის ინდენტირების მოდულის დამოკიდებულება შეღწევის სიღრმეზე.

წარმოდგენილი გრაფიკებიდან და ცხრილიდან დგინდება, რომ ყველა ნიმუშის მიკროსისალე და ინდენტირების მოდული ხასიათდებიან შებრუნებული "ზომითი ეფექტით". დასხივების ფლუენსის გავლენა შებრუნებული "ზომითი ეფექტის" სიდიდესა და შეღწევის სიღრმეზე მკაფიოდ ჩანს ცხრილიდან 12. სადაც - DHV ვიკერსის დინამიური მიკროსისალეა, Eit- ინდენტირების მოდული.

100 კევ ენერგიის არგონის იონებით იმპლანტაციის გავლენა Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრის მექანიკურ მახასიათებლებზე

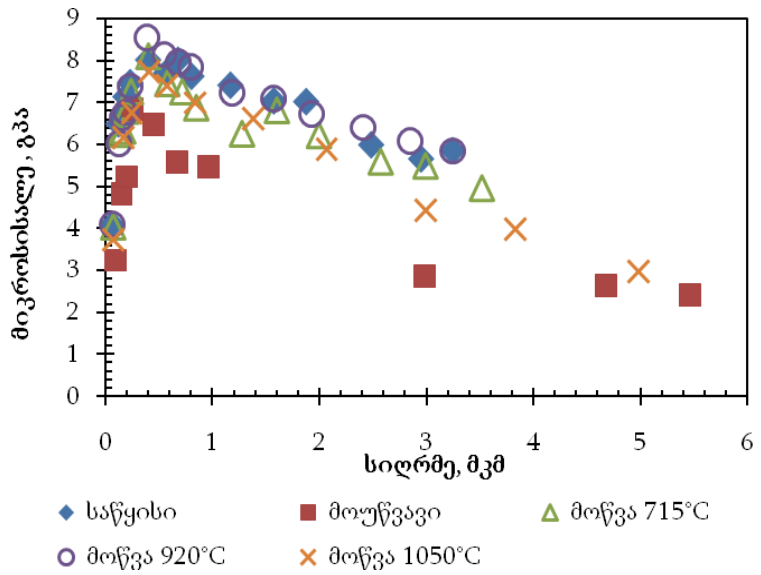
ცხრილი 13

ფლუენსი	h, მკმ	DHV, გპა	Eit, გპა
6×10^{11} სმ$^{-2}$	0.1668	6.38	144.6
5×10^{12} cm^{-2}	0.1812	5.674	117.8
2×10^{13} სმ$^{-2}$	0.2497	6.86	119
2.5×10^{14} სმ$^{-2}$	0.5053	8.938	184.9
5×10^{15} სმ$^{-2}$	0.387	8.575	170.4

Ar-ის იონებით დასხივებული ნიმუშების "ზომის ეფექტი" ჩნდება შეღწევის მცირე სიღრმეზე, მაგრამ ამასთან ერთად ფლუენსების გაზრდით ვლინდება "ზომითი ეფექტის" მაქსიმუმების წანაცვლება შეღწევის სიღრმის ზრდის მიმართულებით. ექსპერიმენტებით დადგინდა, რომ არგონით დასხივებულ

ნიმუშებში ე.წ. “ზომითი მაქსიმუმების“ ინტენსივობა კლებულობს, ხოლო შეღწევის სიღრმე იზრდება გერმანიუმის პროცენტული შემცველობის ამაღლებით. როგორც ლიტერატურის ანალიზი გვიჩვენებს[150] ე.წ. „შებრუნებული ზომითი ეფექტი“ დამახასიათებელია მყიფე მასალებისათვის (ნახევარგამტარები, კერამიკები) და დაკავშირებულია ინდენტორის ანაბეჭდის არეში ბზარების წარმოქმნასთან. „შებრუნებული ზომითი ეფექტი“-ს მაქსიმუმის მახასიათებლების დამოკიდებულება გერმანიუმის პროცენტულ შემცველობაზე მიგვაჩნია, რომ განპირობებულია პლასტიკური მდგენელის წვლილის გაზრდით მექანიკურ თვისებებში.

შესწავლილია 100კევ ენერგიის Ar-ის იონების დასხივების გავლენა (ფლუენსი 10^{13}სმ$^{-2}$) p-ტიპის Si-Ge ფუძეშრეების მიკროსისალესა და ინდენტირების მოდულზე საწყის და მაღალ ტემპერატურებზე სწრაფი თერმული მოწვით სინათლის მოკლე იმპულსებით. ყველა შემთხვევაში ფიქსირდება მიკროსისალის შებრუნებული “ზომითი ეფექტი“.

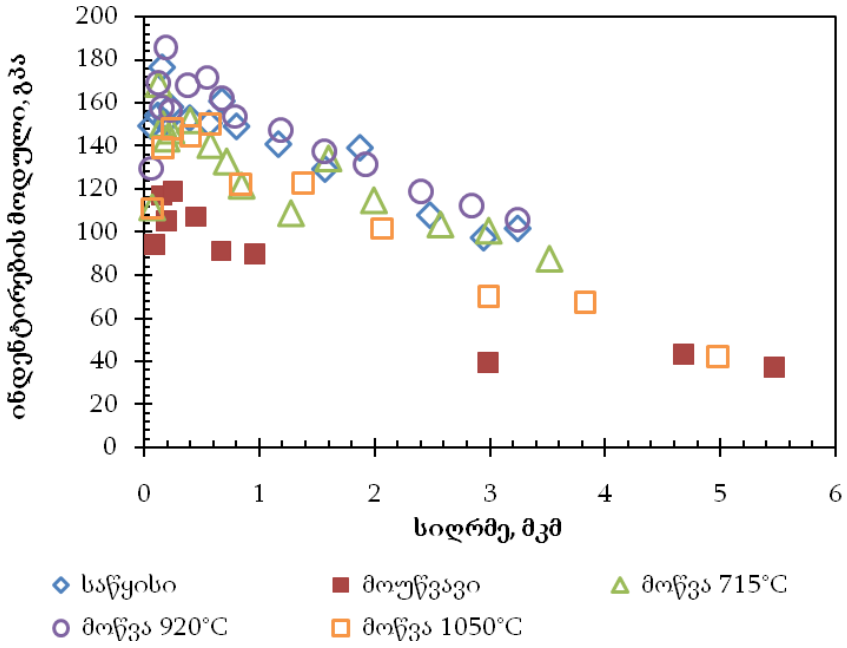


ნახ.24. საწყისი და 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით (ფლუენსი2·10^{13}სმ$^{-2}$) იმპლანტირებული Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრეების ვიკერსის დინამიური მიკროსისალის დამოკიდებულება ინდენტორის კრისტალში შეღწევის სიღრმეზე 5წმ სწრაფი თერმული მოწვის შემდეგ

არგონით იმპლანტირებული ნიმუშების სწრაფი თერმული მოწვის

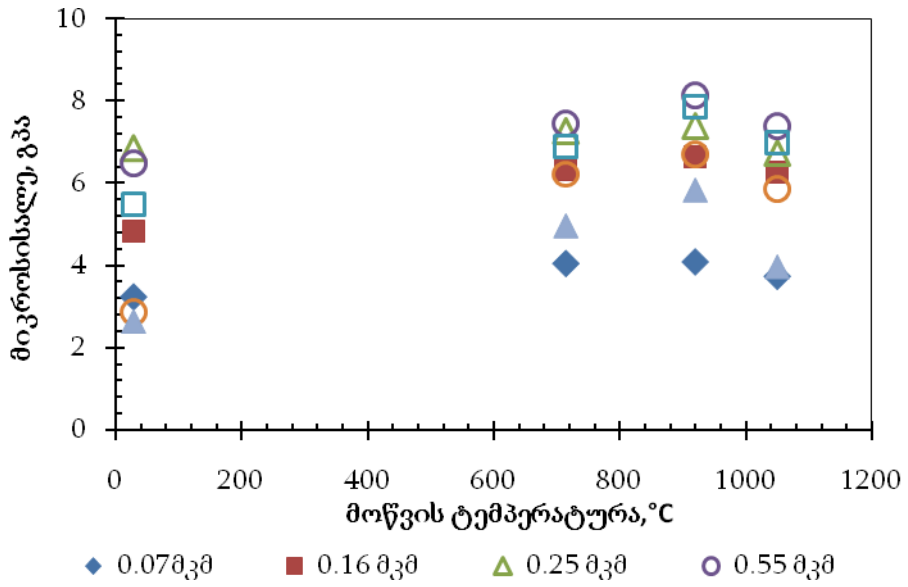
ტემპერატურის ამაღლება ინდენტორის შეღწევის ფართო დიაპაზონში ავლენს მიკროსისალის ზრდის ტენდენციას(ნახ.24). აღსანიშნავია, რომ 1050°C-ზე მოწვა უმნიშვნელოდ ამცირებს ორივე მექანიკურ მახასიათებლებს, რაც ჩვენის აზრით გამოწვეულია დისლოკაციების დამამუხრუჭებელი კოტრელის ატმოსფეროებიდან ჟანგბადის ატომების აორთქლებითა და კრისტალის მოცულობაში გადანაწილებით.

იმპულსური ფოტონური მოწვით დისლოკაციური სტრუქტურა პრაქტიკულად არ იცვლება. მოსალოდნელია მხოლოდ ვაკანსიებისა და მინარევების ატომების ანიჰილაცია და დისლოკაციების მიმართულებით დიფუზია უშუალოდ არგონის იონებით დასხივებულ ფენებში. დიდ სიღრმეებზე იმპულსური ფოტონური მოწვის გავლენა მექანიკურ მახასიათებლებზე უმნიშვნელოა. მოწვის ტემპერატურის ზრდით გამოწვეული მიკროსისალის ამაღლება, უპირატესად მეტასტაბილური დეფექტების მოწვითა და დისლოკაციების ბლოკირების გაძლიერებით აიხსნება. იმპულსური ფოტონური მოწვა ასევე გავლენას ახდენს ინდენტირების მოდულზე, რომლის ცვლილება მოწვის სხვადასხვა ტემპერატურის გავლენით ანალოგიური ხასიათისაა (ნახ 25).



ნახ.25. საწყისი და 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით (ფლუენსი$2\cdot10^{13}$სმ$^{-2}$) იმპლანტირებული Si+1.5ატ.%Ge:B(2×10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრეების ინდენტირების მოდულის სიღრმეზე დამოკიდებულება 5 წმ სწრაფი თერმული მოწვის შემდეგ.

მოწვის ტემპერატურის ამაღლებით ვლინდება ატომთაშორისი კავშირის ძალების პროპორციული ინდენტირების მოდულის ზრდის ტენდენცია. როგორც უკვე აღინიშნა, მაღალ ტემპერატურაზე მოწვის პროცესში მცირდება რადიაციული დეფექტების კონცენტრაცია წერტილოვანი დეფექტების ნაწილობრივი ლიკვიდაციისა და რთული კომპლექსების ფორმირების მექანიზმით. მიკროსისალის ზრდა ნათლად ჩანს ფიქსირებულ სიღრმეებზე განსაზღვრული შედეგებიდან (ნახ.26).



ნახ.26. 100 კევ ენერგიის არგონის იონებით (ფლუენსი $2\cdot10^{13}$სმ$^{-2}$) იმპლანტირებული Si+1.5ატ.%Ge:B ფუძეშრის ვიკერსის დინამიური სისალის 5 წმ სწრაფი თერმული მოწვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება ინდენტორის მასალაში შეღწევის ფიქსირებულ სიღრმეებზე.

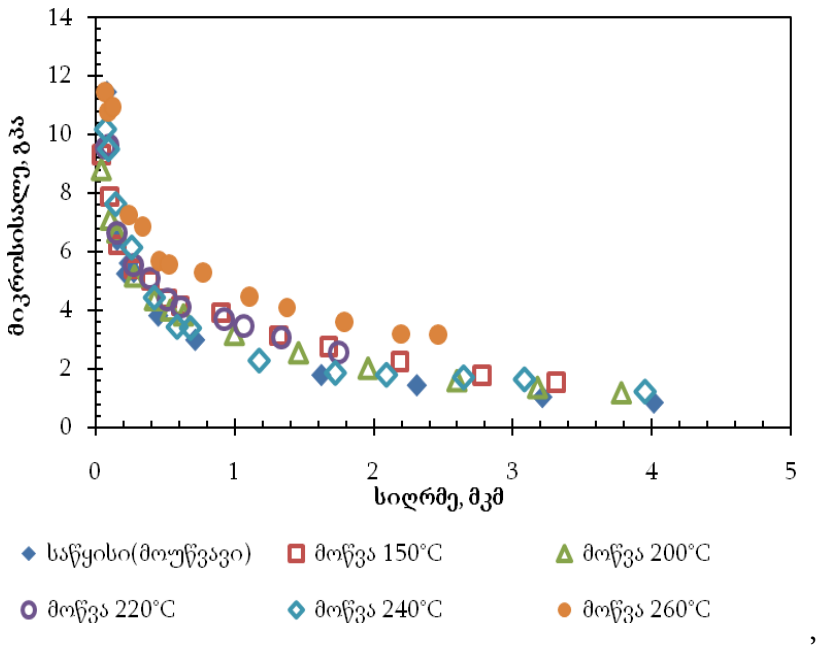
შედარებითი ანალიზიდან დგინდება, რომ ინდენტირების მოდულის დამოკიდებულება ინდენტორის შეღწევის სიღრმეზე მიკროსისალის ანალოგიურია. ამ შემთხვევაშიც არგონით დასხივებული ნიმუშების სწრაფი თერმული მოწვის ტემპერატურის ამაღლება იწვევს მექანიკურ განმტკიცებას.

შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე თერმული ზემოქმედებისაგან განსხვავებით 1050°C ტემპერატურაზე სწრაფი თერმული მოწვა ავლენს მიკროსისალის შემცირების ტენდენციას ინდენტორის კრისტალში შეღწევის სიღრმის პრაქტიკულად ყველა ფიქსირებულ მნიშვნელობაზე.

2.2.9. მაღალენერგეტიკული ელექტრონებით დასხივების გავლენა Si-Ge ფუძეშრეებისა და p-n გადასასვლელების მიკროსისალესა და დრეკადობის მოდულზე

შესწავლილია მაღალი ხარისხით პოლირებული 6 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივებული p-ტიპის Si-Ge ფუძეშრეებისა და მათზე ფოსფორსილიკატური დანაფარიდან ფოსფორის მაღალტემპერატურული დიფუზური ლეგირებით ფორმირებული p-n გადასასვლელების მიკროსისალის ცვლილების თავისებურებანი იზოქრონული მოწვის ტემპერატურის გავლენით. იზოქრონული მოწვის ხანგრძლივობაა 10 წთ.6 მევ ენერგიით აჩქარებული ელექტრონების დასხივება ფლუენსით 10^{13}სმ$^{-2}$ განხორციელდა დანადგარზე CLINAC 2100iX.

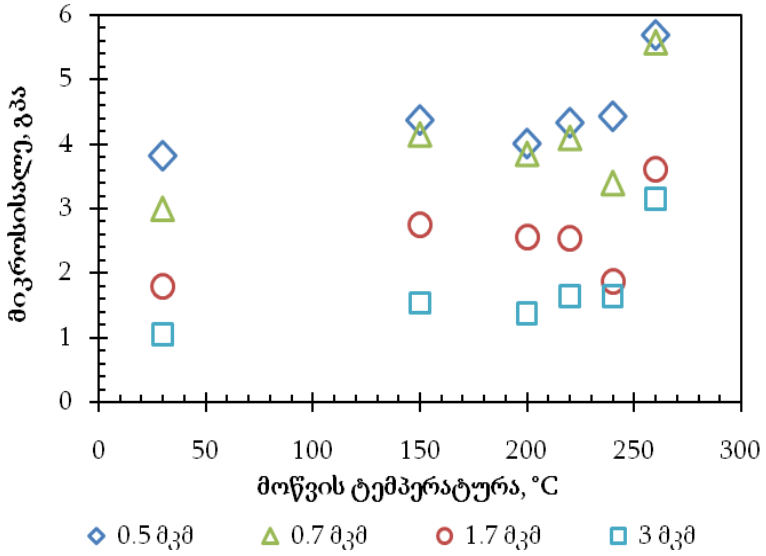
კრისტალში შეღწევის სიღრმის მაღალ მნიშვნელობაზე ნათლად ჩანს მიკროსისალის ზრდა იზოქრონული მოწვის 260°C ტემპერატურაზე. მაღალი კონცენტრაციით ფოსფორის შემცველ ზედაპირულ ფენებში ასევე შენარჩუნებულია მიკროსისალის ზრდის ტენდენცია(ნახ.27).



ნახ.27 . 6 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივებული (ფლუენსი≈10^{13}სმ$^{-2}$) p-ტიპის Si+2ატ.%Ge:B(3,5·10^{14}სმ$^{-3}$) ფუძეშრის კნუპის დინამიური მიკროსისალის დამოკიდებულება ინდენტორის შეღწევის სიღრმეზე იზოქრონული თერმული მოწვის სხვადასხვა ტემპერატურაზე.

პირველ შემთხვევაში ინდენტორი შეღწეულია გამყოფი p-n საზღვრიდან საკმარისი დაშორებით p -ტიპის ფუძეშრის მოცულობაში რომელიც დენის მატარებელი ხვრელების აშკარად დაბალი კონცენტრაციით ხასიათდება (3,5·10^{14}სმ$^{-3}$). მეორე შემთხვევაში მოსალოდნელია თავისუფალი ელექტრონების გავლენით მიკროსისალის შემცირება, რასაც ექსპერიმენტები არ ადასტურებს. სავარაუდოა, რომ მაღალი კონცენტრაციის დეფექტების ურთიერთბლოკირებით განპირობებული მიკროსისალის ზრდა ჭარბობს ელექტრონების გავლენით მიკროსისალის შემცირებას. ხვრელების მცირე კონცენტრაციის პირობებში 240°C ტემპერატურაზე იზოქრონული მოწვით გამოწვეული მიკროსისალის ამაღლება დაკავშირებულია რადიაციული დეფექტების მოწვისა და ახალი რთული შედგენილობის კომპლექსების შექმნასთან ფუძეშრეების მთელ მოცულობაში, რომელშიაც ვრცელდება ელექტრონების ზემოქმედება. იზოქრონული მოწვის გავლენა დინამიურ მიკროსისალეზე კიდევ უფრო მკაფიოდ ვლინდება ფიქსირებულ სიღრმეებზე განსაზღვრული

სიდიდეების ცვლილებებში იზოქრონული მოწვის სხვადასხვა ტემპერატურაზე(ნახ.28).

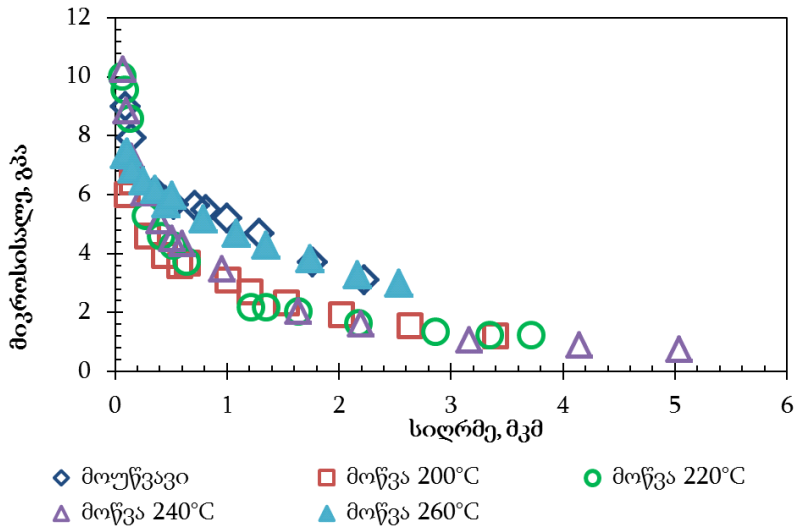


ნახ.28. 6 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივებული (ფლუენსი≈10^{13}სმ$^{-2}$) Si+2ატ.%Ge:B (3.5•10^{14}სმ$^{-3}$) ფუძეშრეზე შექმნილი p-n გადასასვლელის კნუპის დინამიური მიკროსისალის იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება შეღწევის ფიქსირებულ სიღრმეებზე.

200-240°C ტემპერატურულ ინტერვალში მიკროსისალეს ახასიათებს არამონოტონური ცვლილება და მისწრაფება ზრდისაკენ 260°C ტემპერატურის არეში. მიკროსისალის არამონოტონური ცვლილებები დამახასიათებელია რადიაციული დეფექტების სტრუქტურაში გარდაქმნების პროცესებისათვის.

წარმოდგენილია Si+1.9%Ge:B(3·10^{15}სმ$^{-3}$) ფუძეშრეზე ფორმირებული p-n გადასასვლელის არეში მიკროსისალის დამოკიდებულება საცდელ ნიმუშში ინდენტორის შეღწევის სიღრმეზე იზოქრონული მოწვის სხვადასხვა ტემპერატურაზე. ელექტრონებით დასხივებული სტრუქტურის იზოქრონული მოწვის ტემპერატურებზე გამოვლინდა მიკროსისალის მკვეთრი ზრდა ინდენტორის დაბალ სიღრმეებზე შეღწევის შემთხვევაში. აქაც ნათლად ჩანს, რომ მიკროსისალის ზრდის "ზომითი ეფექტის" გამომწვევი დეფექტების ურთიერთბლოკირების გავლენა მაღალია სიმტკიცის შემცირების ელექტრონულ ეფექტთან შედარებით. საცდელ

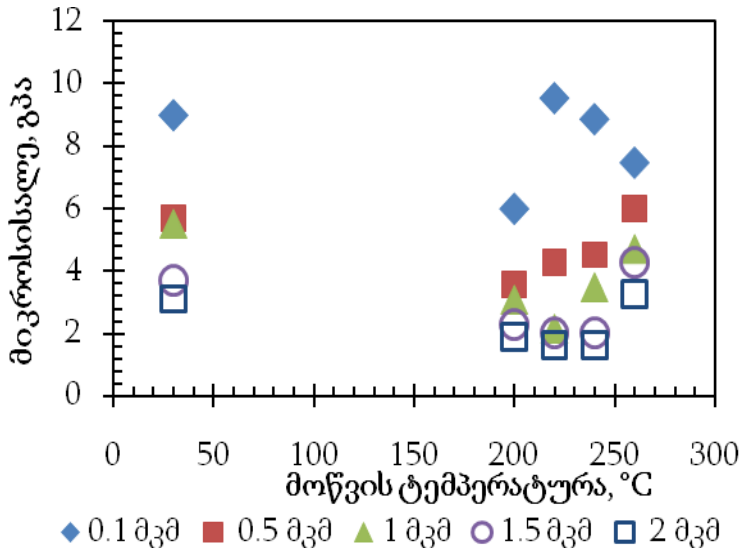
ნიმუშში p-n გადასასვლელის სიღრმე შეადგენს 0.4მკმ. ეს ნიშნავს, რომ ე.წ. მიკროსისალის "ზომითი ეფექტი" რეალიზებულია n-ტიპის გამტარობის ფენაში ზედაპირის უშუალო მახლობლობაში.



ნახ.29. Si+1.9at.% Ge:B(1.15×10^{14}სმ$^{-3}$)-ზე ფუძეშრის ფოსფორსილიკატური დანაფარიდან ფოსფორის 1050°C-ზე დიფუზური ლეგირებით მიღებული p-n სტრუქტურის კნუპის დინამიური მიკროსისალის დამოკიდებულება შეღწევის სიღრმეზე იზოქრონული მოწვის ფიქსირებულ ტემპერატურებზე.

ზედაპირულ ფენებში ფიქსირებულია ელექტრონების კონცენტრაციის მეტად მაღალი მნიშვნელობები. მოსალოდნელია, რომ ეს გარემოება არსებით გავლენას მოახდენს ზედაპირულ ფენებში ელექტრონების რადიაციით წარმოქმნილი სტრუქტურული დეფექტების მოძრაობის აქტივაციურ მახასიათებლებზე. იზოქრონული მოწვის ტემპერატურა გავლენას ახდენს აღნიშნული "ზომითი ეფექტის" მიკროსისალის მნიშვნელობებზე კრიტიკულ სიღრმეზე ზედაპირულ ფენებში. კერძოდ, იზოქრონული მოწვის ტემპერატურის გაზრდით მიკროსისალის მაქსიმალური მნიშვნელობა მცირდება.

წარმოდგენილია სხვადასხვა ფიქსირებულ სიღრმეებზე მიკროსისალის დამოკიდებულება იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე(ნახ.30). ყველა ფიქსირებულ სიღრმეზე მიკროსისალე არამონოტონურად იცვლება 200-260°C ტემპერატურულ ინტერვალში.



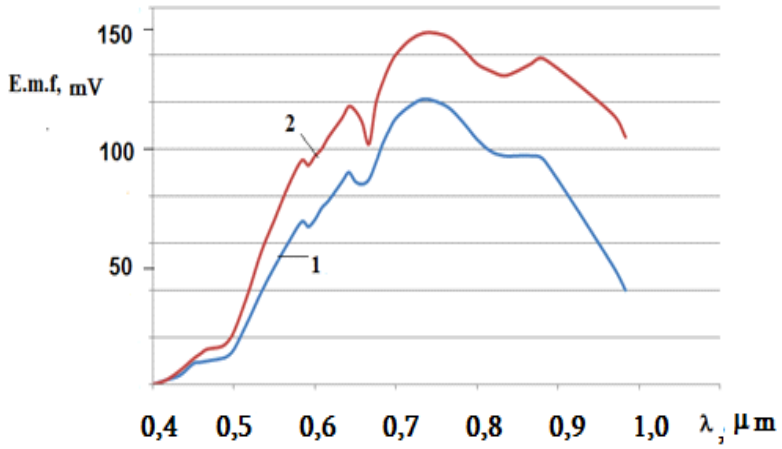
ნახ. 30. Si+1.9ატ.Ge:B(1.15×10^{14}სმ$^{-3}$) ფუძეშრეში ფოსფორის 1050°C-ზე დიფუზური ლეგირებით მიღებული p-n გადასასვლელის კნუპის დინამიური სისალის დამოკიდებულება იზოქრონული მოწვის ტემპერატურაზე შეღწევის ფიქსირებულ სიღრმეზე.

ასეთი ცვლილება უფრო ნათლადაა გამოვლენილი 0,1 მკმ სიდიდის შეღწევის სიღრმის შემთხვევაში. მიკროსისალის არამონოტონური ცვლილება წარმოდგენილია შემცირებისა და აღმასვლის სტადიების ფორმით.

ცნობილია, რომ 300 - 400 °C ტემპერატურულ ინტერვალში p- და n-ტიპის სილიციუმისა და Si-Ge შენადობების სტრუქტურაში მიმდინარეობს რადიაციული დეფექტების შედგენილობისა და კონფიგურაციის მნიშვნელოვანი ცვლილებები. კერძოდ, მნიშვნელოვნად მცირდება V-P (E-ცენტრები), V-O (A-ცენტრები) და V-V (დივაკანსიები) დეფექტების კონცენტრაცია და იწყება რთული შედგენილობის კომპლექსების ფორმირება ვაკანსიებისა და მინარევის ატომების მონაწილეობით. რადიაციული დეფექტების სტრუქტურაში ზემოთ აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები განაპირობებენ 260°C ტემპერატურულ ინტერვალში იზოქრონულად მომწვარი ნიმუშების მიკროსისალისა და დრეკადობის მოდულის ზრდას, რაც აიხსნება დისლოკაციების დამუხრუჭების გაძლიერებით.

2.2.10. Si-Ge ფუძეშრეებზე შექმნილი p-n გადასასვლელების ფოტომგრძნობიარობის სპექტრები

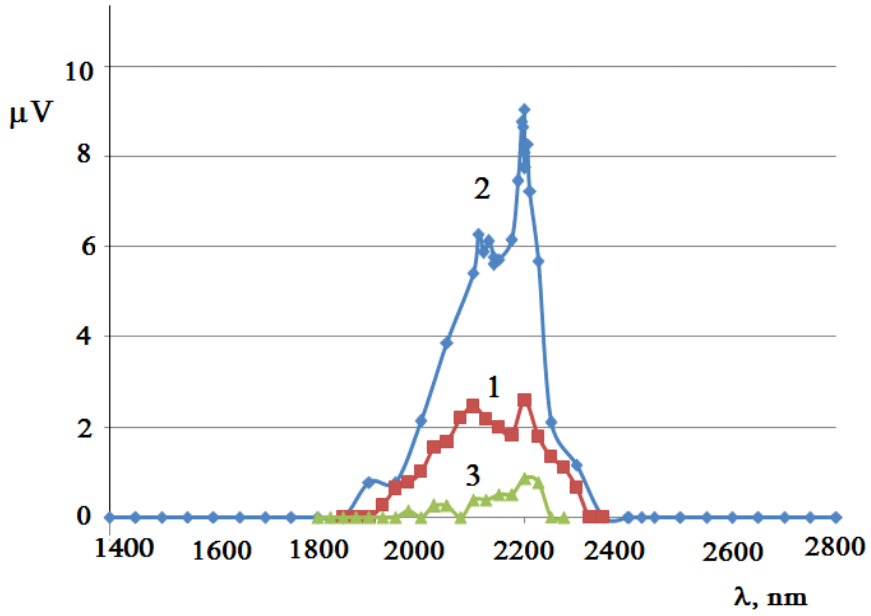
შესწავლილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული მონოკრისტალური Si+0,5ატ%Ge:B(10^{16}სმ$^{-3}$) და Si+2ატ%Ge:B ($8\cdot10^{15}$სმ$^{-3}$) შენადნობების (111) ორიენტაციის ფუძეშრეებზე ფოსფორის დიფუზური ლეგირებით (10^{18}სმ$^{-3}$) შექმნილი p-n გადასასვლელების ახლო ინფრაწითელი დიაპაზონის ოპტიკური მგრძნობიარობის სპექტრები.



ნახ.31. p-ტიპის Si-Ge ფუძეშრეებზე ფოსფორის დიფუზიით(10^{18}სმ$^{-3}$) შექმნილი p-n გადასასვლელების ფოტომგრძნობიარობის სპექტრები. 1.- Si+0,5ატ%Ge:B (10^{16}სმ$^{-3}$), 2.- Si+2ატ%Ge:B ($8\cdot10^{15}$სმ$^{-3}$)

მიღებული სპექტრების შედარება ნათლად აჩვენებს ფოტომგრძნობიარობის სპექტრის მოცემული უბნის ინტენსივობის ამაღლებას გერმანიუმის მაღალი შემცველობის Si-Ge:B ფუძეშრის შემთხვევაში (ნახ.31). ადგილი აქვს ასევე მაქსიმუმების უმნიშვნელო წანაცვლებას გრძელი ტალღების მიმართულებით. აღნიშნული სპექტრების ინტენსივობა პრაქტიკულად არ იცვლება მოწვებით 3-5სთ-ის განმავლობაში 280-300°C ტემპერატურულ ინტერვალში.

მონოკრისტალური Si-Ge:B ფუძეშრეებზე შექმნილი p-n გადასასვლელების ფოტომგრძნობიარობის სპექტრები პრაქტიკული გამოყენებისათვის მეტად საინტერესო ცვლილებებს ავლენენ მაღალენერგეტიკული ელექტრონებით დასხივების შემდეგ(ნახ.32).



ნახ.32. Si-Ge ფუძეშრეებზე p-n გადასასვლელების ფოტომგრძნობიარობის სპექტრები

პირველ გრაფიკზე წარმოდგენილია 6 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივებული (ფლუენსი≈10^{13}სმ$^{-2}$) p-ტიპის Si+2,0ატ.%Ge:B(5·10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრეზე ფოსფორის დიფუზიით შექმნილი(10^{16}სმ$^{-3}$) p-n გადასასვლელის ფოტომგრძნობიარობის სპექტრი თერმულ დამუშავებამდე. მეორე გრაფიკზე წარმოდგენილია ანალოგიური სპექტრი 380°C ტემპერატურამდე იზოქრონული თერმული ზემოქმედების შემდეგ. მესამე გრაფიკზე წარმოდგენილია ფოტომგრძნობიარობის სპექტრი p-n სტრუქტურისა, რომელიც შექმნილია p- ტიპის Si+1,9% Ge:B (10^{13}სმ$^{-3}$) ფუძეშრის B-ის იონების იმპლანტაციით 10^{15}სმ$^{-3}$-მდე კონცენტრაციის ამაღლებისა და ამის შემდგომ ფოსფორის მაღალტემპერატურული დიფუზიით (10^{18}სმ$^{-3}$). შედარებითი ანალიზი გვიჩვენებს, რომ მესამე შემთხვევაში მეტად მცირეა

ფოტო ე.მ.ძ.-ის ფარდობითი მნიშვნელობები ტალღის სიგრძის მოცემულ ინტერვალში.

სავარაუდოა, რომ ელექტრონების დასხივებით ფორმირებული მაღალი ინტენსივობის ფოტომგრძნობიარობის ზოლის ფორმირებაში მონაწილეობენ რადიაციული დეფექტების კომპლექსები, რომლებიც ქმნიან ღრმა ენერგეტიკულ დონეებს Si-Ge შენადნობების აკრძალულ ზონაში.

დასკვნა

- მეტალოგრაფიული კვლევით ნაჩვენებია დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების განაწილების არაერთგვაროვნების ზრდა გერმანიუმისა და ბორის მაღალი ატომური პროცენტული შემცველობის Si-Ge ფუძეშრეებში.

- გრეხითი რხევების 0,5-5ჰც სიხშირის დიაპაზონში შესწავლილია მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებები. განსაზღვრულია რელაქსაციურ პროცესებში მონაწილე დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების აქტივაციის ენერგიისა და სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები.

- ნაჩვენებია, რომ Si-Ge შენადნობებში გერმანიუმის პროცენტული შემცველობის, მექანიკური პოლირების ხარისხისა და თერმული მოწვის ტემპერატურის გაზრდა ასუსტებს დინამიური ძვრის მოდულის არამონოტონურ ცვლილებებს კრიტიკულ ტემპერატურულ ინტერვალებში.

- TRIM-2012 პროგრამით განსაზღვრულია Si-Ge შენადნობებში არგონის იონების დასხივებით წარმოქმნილი რადიაციული დეფექტების განაწილების პარამეტრები.

- შესწავლილია საწყისი და სხვადასხვა ფლუენსის არგონის იონებით დასხივებული Si-Ge შენადნობების მიკროსისალისა და ინდენტირების მოდულის ცვლილებების კანონზომიერებები ინდენტორზე დატვირთვის 1-1500მნ დიაპაზონში.
  არგონის იონების ფლუენსის ამაღლება 10^{12}-10^{14}სმ$^{-2}$ დიაპაზონში იწვევს Si-Ge შენადნობების მექანიკურ განმტკიცებას.

- შესწავლილია არგონის იონებით დასხივების ფლუენსის გავლენა Si-Ge შენადნობების ზედაპირულ ფენებში მიკროსისალისა და

ინდენტირების მოდულის შებრუნებული ზომითი ეფექტის მახასიათებლებზე.

- როგორც საწყის ასევე არგონის იონებით დასხივებულ Si-Ge შენადნობებში გერმანიუმის პროცენტული შემცველობის გაზრდა იწვევს ზედაპირულ ფენებში მიკროსისალის მაქსიმალური სიდიდის შემცირებასა და ინდენტორის შეღწევის სიღრმის გაზრდას.

- შესწავლილია ინფრაწითელი გამოსხივების ახლო დიაპაზონში Si-Ge ფუძეშრეებზე შექმნილი p-n სტრუქტურების ფოტომგრძნობიარობის სპექტრები. 6 მევ ენერგიის ელექტრონებით დასხივებულ ნიმუშებში ტალღის სიგრძის 2,0-2,4 მკმ დიაპაზონში გამოვლენილია ურთიერთზედდებული ინტენსიური მაქსიმუმები.

- იზოქრონული თერმული მოწვა 400°C ტემპერატურამდე იწვევს ფოტომგრძნობიარობის მაქსიმუმის ინტენსივობის მკვეთრ ზრდას, რაც განპირობებულია მაქსიმუმების ფორმირებაში მონაწილე აქტიური ცენტრების კონცენტრაციის გაზრდით.

გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა

[1] Yonenaga I. Dislocation dynamics in SiGe alloys. *Journal of Physics: Conference Series*, 2013, 471, 012002.

[2] Tuppen G. G., Gibbings C. J. A quantitative analysis of strain relaxation by misfit dislocation glide in $Si_{1-x}Ge_x$/Si heterostructures. *Journal of Applied Physics,*1990, 68, 4, 1526 1534 .

[3] Houghton D. C., Nucleation rate and glide velocity of misfit dislocations in $Si_{1-x}Ge_x$/(100) Si heterostructures. *Applied Physics Letters,* 1990, 57, 20, 2124 2126.

[4] Hull R., Bean J. C., Bahnck D., Peitcolas L. J., Short K., Unterwald F. C. Interpretation of dislocation propagation velocities in strained Ge_xSi_{1-x}/Si(100) heterostructures by the diffusive kink pair model. *Journal of Applied Physics*, 1991, 70, 4, 2052 2065.

[5] Yamashita Y., Maeda K., Fujita K., Usami N., Suzuki K., Fukatsu S., Mera Y., Shiraki Y., Dislocation glide motion in heteroepitaxial thin films of $Si_{1-x}Ge_x$/Si(100). *Philosophical Magazine Letters,* 1993, 67, 3, 165 171.

[6] Hull R., Bean J. C., Peitcolas L. J., Weir B. E., Prabhakaran K. and Ogino T. Misfit dislocation propagation kinetics in Ge_xSi_{1-x}/Ge(100) heterostructures.*Applied Physics Letters,* 1994, 65, 3, 327 329.

[7] Watts D. Y., Willoughby A. F. W. The composition dependence of the microhardness anisotropy of indium gallium arsenide phosphide. *Materials Letters*,1984, 2, 5, Part A, 355 358.

[8] Cole S., Willoughby A. F. W., Brown M. The mechanisms of yield and plastic flow in HgTe and $Cd_xHg_{1-x}Te$. *Journal of Materials Science,* 1985, 20, 1, 274 288.

[9] Myles C. W., Ekpenuma S. N. Microhardness of Hg-containing II–VI alloys. *Journal of Vacuum Science & Technology B, 1992,* 10, 4, 1454 1459.

[10] Yonenaga I., Sumino K., Izawa G., Watanabe H., Matsui J. Mechanical property and dislocation dynamics of GaAsP alloy semiconductor. *Journal of Materials Research,* 1989, 4, 2, 361 365.

[11] Yonenaga I., Sumino K. Eighth Symp. Record of Alloy Semiconductor Physics and Electronics (Edited by A. Sasaki, Organisation of Special Project Research on Alloy Semiconductor Physics and Electronics), 1989, 187-194.

[12]Patel J. R., Chaudhuri A. R. Oxygen Precipitation Effects on the Deformation of Dislocation-Free Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1962, 33, 7, 2223 2224.

[13] Bell R. L., Bonfield W. The plastic deformation of germanium single crystals: Yield and ideal easy glide. *Philosophical Magazine*, 1964, 9, 97, 9 36.

[14]Sumino K., *Handbook of Semiconductors* Vol. 3 (Edited by S. Mahajan, Elsevier Science B. V., 1994, 73 181.

[15] Yonenaga I., Matsui A., Tozawa S., Sumino K., Fukuda T. Czochralski growth of Ge1 – xSix alloy crystals, *Journal of Crystal Growth*1995, 154, 3-4, 275 279.

[16] Yonenaga I., Sumino K. Dislocation velocity in GeSi alloy. *Journal of Applied Physics Letters,* 1996, 69, 9, 1264 1267.

[17] Yonenaga I., Sumino K. Mechanical strength of GeSi alloy. *Journal of Applied Physics*, 1996, 80, 6, 3244.
[18] Yonenaga I. Dislocation Velocities and Mechanical Strength of Bulk GeSi Crystals, *Physica Status Solidi (a),* 1999, 171, 1, 41 46.
[19] Yonenaga I. Growth and mechanical properties of GeSi bulk crystals. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics,* 1999, 10, 5-6, 329 333.
[20] Yonenaga I. Growth and fundamental properties of SiGe bulk crystals, *Journal of Crystal Growth,* 2005, 275,1-2, 91 98.
[21] Yonenaga I. Czochralski growth of heavily impurity doped crystals of GeSi alloys,*Journal of Crystal Growth,* 2001, 226, 1, 47 51.
[22] Yonenaga I., Ayuzawa T. Segregation coefficients of various dopants in Si_xGe_{1-x} (0.93<x<0.96) single crystals.*Journal of Crystal Growth*, 2006, 297, 1, 14 19.
[23] Yonenaga I., Taishi T., Ohno Y., Tokumoto Y. Cellular structures in Czochralski-grown SiGe bulk crystal. *Journal of Crystal Growth*, 2010, 312, 8, 1065 1068.
[24] Yonenaga I., Sakurai M. Bond lengths in $Ge_{1-x}Si_x$ crystalline alloys grown by the Czochralski method. *Physical Review B*, 2001, 64, 11, 113206 113206-3.
[25] Yonenaga I., Sakurai M., Sluiter M. H. F., Kawazoe Y., Muto S. Atomistic structure and strain relaxation in Czochralski-grown Si_xGe_{1-x} bulk alloys. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics,* 2005, 16, 7, 429 432.
[26] Béraud A., Kulda J., Yonenaga I., Foret M., Salce B., Courtens E. Disorder-induced broadening of transverse acoustic phonons in Si_xGe_{1-x} mixed crystals *Physica B: Condensed Matter,: Condensed Matter*, 2004, 350, 1-3, 254 257.
[27] King P. J. C., Lichti R. L., Cottrell S. P., Yonenaga I., Hitti B. Characterization of hydrogen-like states in bulk $Si_{1-x}Ge_x$ alloys through muonium observations. *Journal of Physics:Condensed Matter*, 2005, 17, 28, 4567 4578.
[28] Carroll B. R., Lichti R. L., King P. J. C., Celebi Y. G., Yonenaga I., Chow K. H. Muonium defect levels in Czochralski-grown silicon-germanium alloys. *Physical Review B*, 2010, 82, 20, 205205 205205-8.
[29] Yonenaga I., Nonaka M., Fukata N. Interstitial oxygen in GeSi alloys. *Physica B: Condensed Matter,: Condensed Matter*, 2001, 308-310, 539 541.
[30] Yonenaga I., Li W. J., Akashi T., Ayuzawa T., Goto T. Temperature dependence of electron and hole mobilities in heavily impurity-doped SiGe single crystals. *Journal of Applied Physics*, 2005, 98, 6, 063702 063702-4.
[31] Yonenaga I. Carrier Mobility and Resistivity of n- and p-Type Si_xGe_{1-x} (0.93<x<0.96) Single Crystals. *The Japanese Journal of Applied Physics*, 2006, 45, 1 4A, 2678 2679.
[32] Usami N., Nihei R., Yonenaga I., Nose Y., Nakajima K. Application of Czochralski-grown SiGe bulk crystal as a substrate for luminescent strained quantum wells. *Applied Physics Letters*, 2007, 90, 18, 181914.
[33] Yonenaga I., Wollweber J. unpublished work
[34] Iunin Yu L., Orlov V. I., Dyachenko-Dekov D. V., Abrosimov N. V., Rossolenko S. N., Schröder W. Ge Concentration Effect on the Dislocation

Mobility in the Bulk SiGe Alloy Single Crystals. *Solid State Phenomena*, 1997, 57-58, 419 424.
[35] Yonenaga I. Mechanical Properties and Dislocation Dynamics in III-V Compounds. *Journal de Physique*. III France, 1997, 7, 7, 1435 1450.
[36] Yonenaga I. Hardness, Yield Strength, and Dislocation Velocity in Elemental and Compound Semiconductors. *Material Transactions*, 2005, 46, 9, 1979 1985.
[37] Maeda K., Takeuchi S. Chapter 54 Enhancement of dislocation mobility in semiconducting crystals by electronic excitation. *Dislocation in Solids*, 1996, 10, 443 504.
[38] Yonenaga I., Werner M., Bartsch M., Messerschmidt U., Weber E. R. Recombination-Enhanced Dislocation Motion in SiGe and Ge. *Physica Status Solidi (a)*, 1999, 171, 1, 35 40.
[39] Yonenaga I., Sumino K. Mechanical properties and dislocation dynamics of III–V compound semiconductors. *Physica Status Solidi (a),* 1992, 131, 663 670.
[40] Yonenaga I., Sluiter M. H. F. unpublished work
[41] Yonenaga I., Lim S. –H., Shindo D. Dislocation dissociation and stacking-fault energies in Ge1-xSix alloys. *Philosophical Magazine Letters*, 2000, 80, 4, 193 197.
[42] Ourmazd A., Bean J. C. Observation of Order-Disorder Transitions in Strained-Semiconductor Systems. *Physical Review Letters*, 1985, 55, 7, 765-
[43] Fisher J. C. On the strength of solid solution alloys Sur la résistance des alliages du type solution solide Zur festigkeit von legierungen, die feste lösungen sind. *Acta Metallurgica*, 1954, 2, 1, 9 10.
[44] Stenkamp D., Jäger W. Dislocations and their dissociation in Si_xGe_{1-x} alloys. *Philosophical Magazine A*, 1992, 65, 6, 1369 1382.
[45] Yonenaga I., Sumino K. Impurity effects on the mechanical behavior of GaAs crystals. *Journal of Applied Physics, 1992,* 71, 9, 4249 4257.
[46] Tanaka K., Suezawa M., Yonenaga I. Photoluminescence spectra of deformed Si-Ge alloy. *Journal of Applied Physics*, 1996, 80, 12, 6991 6996
[47] Ohno Y., Tokumoto Y., Taneichi H., Yonenaga I., Togase K., Nishitani S. Interaction of dopant atoms with stacking faults in silicon. *Physica B: Condensed Matter,: Condensed Matter*, 2012, 407, 15, 3006 3008
[48] Shimizu H. Dislocations Preferentially Generated in Compressed Regions of Saddle-Shaped Deformed, Precipitation-Softened, Czochralski-Grown Silicon Wafers. *The Japanese Journal of Applied Physics*, 2000, 39, Part 1, 10, 5727 5731.
[49] Li D., Yang D., Que D. Effects of nitrogen on dislocations in silicon during heat treatment. *Physica B: Condensed Matter,: Condensed Matter*, 1999, 273–274, 553 556.
[50] Yang D., Wang G., Xu J., Li D., Que D., Funke C., Moeller H. J. Influence of oxygen precipitates on the warpage of annealed silicon wafers. *Microelectronic Engineering,* 2003, 66, 1-4, 345 351.
[51] Yang D., Klevermann M., Murin L. I. Shallow thermal donors in silicon doped with isotopic oxygen. *Physica B: Condensed Matter*, 2001, 302–303,193 196.

[52] Yang D., Yu X., Ma 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.
[53] Yang D., Chen J., Li H., Ma X., Tian D., Li L., Que D. Micro-defects in Ge doped Czochralski grown Si crystals. *Journal of Crystal Growth,* 2006, 292, 2, 266 271.
[54] Li H., Yang D., Ma X., Yu X., Que D. Germanium effect on oxygen precipitation in Czochralski silicona. *Journal of Applied Physics*, 2004, 96, 8, 4161 4165.
[55] Chen J., Yang D., Li H., Ma X., Que D. Enhancement effect of germanium on oxygen precipitation in Czochralski silicon. *Journal of Applied Physics*, 2006, 99, 7, 073509 073509-5.
[56] 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.
[57] Yang D., Chen J., Li H., Ma X., Tian D., Li L., Que D. Germanium effect on oxygen-related defects in Czochralski silicon. *Physica Status Solidi (a),* 2006, 203, 4, 685 695.
[58] Jiang H., Yang D., Ma X., Tian D., Li L., Que D. Growth of misfit dislocation-free p/p+ thick epitaxial silicon wafers on Ge–B-codoped substrates. *Physica B: Condensed Matter,* 2006, 376-377, 841 844.
[59] Yonenaga I. Dislocation Velocities and Mechanical Strength of Bulk GeSi Crystals. *Physica Status Solidi (a)*, 1999, 171, 1, 41 46.
[60] Fukuda T., Ohsawa A. Mechanical strength of silicon crystals with oxygen and/or germanium impurities. *Applied Physics Letters, 1992,* 60, 10, 1184 1186.
[61] Huang X., Taishi T., Yonenaga I., Hoshikawa K. Dislocation-Free Czochralski Si Crystal Growth without Dash Necking Using a Heavily B and Ge Codoped Si Seed. *The Japanese Journal of Applied Physics*, 2000, 39, Part 2, 11B, L1115 L1117.
[62] Yonenaga I., Taishi T., Huang X., Hoshikawa K. Dynamic characteristics of dislocations in Ge-doped and (Ge+B) codoped silicon. *Journal of Applied Physics,* 2003, 93, 1, 265 269.
[63] Chen J., Yang D., Ma X., Zeng Z., Tian D., Li L., Que D., Gong L. Influence of germanium doping on the mechanical strength of Czochralski silicon wafers. *Journal of Applied Physics*, 2008, 103, 12, 123521 123521-6.
[64] Minowa K., Sumion K. Stress-induced amorphization of silicon crystal by mechanical scratching. *Physical Review Letters,* 1992, 69, 2, 320 322.
[65] Sumino K., Yonenaga I. Shimura F. Oxygen Effect on Mechanical Properties. Semiconductors and semimetals, New York: Academic, 1994, 42, 449 412.
[66] Sumino K., Yonenaga I., Yusa A. Mechanical Strength of Oxygen-Doped Float-Zone Silicon Crystals. *Japanese Journal of Applied Physics*, 1980, 19, 12, L763 L766.
[67] Sumino K., Semiconductor Silicon 1981, edited by H. R. Huff, R. Kriegler, and Y. Takeishi (The Electrochemical Society, Pennington, NJ,1981), p. 208.

[68] Yonenaga I., Sumino K., Hoshi K. Mechanical strength of silicon crystals as a function of the oxygen concentration. *Journal of Applied Physics*, 1984, 56, 8, 2346 2350.
[69] Abe T., Kikuchi K., Shirai S., Muraoka S. Ref. 2, p. 54.
[70] Sumino K., Yonenaga I., Imai M., Abe T. Effects of nitrogen on dislocation behavior and mechanical strength in silicon crystals. *Journal of Applied Physics,* 1983, 54, 9, 5016 5020.
[71] Imai M., Sumino K. In situ X-ray topographic study of the dislocation mobility in high-purity and impurity-doped silicon crystals. *Philosophical Magazine A*, 1983, 47, 4, 599 621.
[72] Sumino K., Imai M. Interaction of dislocations with impurities in silicon crystals studied by in situ X-ray topography. *Philosophical Magazine A*, 1983, 47, 5, 753 766.
[73] Yonenaga I., Sumino K. Role of Carbon in the Strengthening of Silicon Crystals. *Japanese Journal of Applied Physics*, 1984, 23, Part 2, 8, 23, L590 L592.
[74] Dumke W. P., Woolhouse G. R., IBM Technical Disclosure Bulletins, 1979, 21, 4687.
[75]. Fukuda T., Ohsawa A. Mechanical strength of silicon crystals with oxygen and/or germanium impurities. *Applied Phys. Lett*, 1992, 60, 10, 1184 1186.
[76]. Kustov V. E., Kritskaya T. V., Tripachko N. A., Shakhovtsov V. I. Soviet Physics Semiconductors 22, 191 (1988).
[77]. Yamada-Kaneta H., Kaneta C., Gawa T. 16th International Conference on Defects in Semiconductors (Lehigh University, Bethlehem, PA, 1991), p. 286
[78] Paul I., Majeed B., Razeeb K.M., Barton J. Statistical fracture modelling of silicon with varying thickness. *Acta Materialia*, 2006, 54, 15, 3991 4000.
[79] Rupnowski P., Sopori B. Strength of silicon wafers: fracture mechanics Approach. *International Journal of Fracture*, 2009, 155, 1, 67 74.
[80] Funke C., Wolf S., Stoyan D. Modeling the tensile strength and crack length of wire-sawn silicon wafers. *Journal of Solar Energy Engineering*, 2009, 131, 1, 011012 011018.
[81]. P. Wang, X. Yu, Z. Li, D. Yang. Improved fracture strength of multicrystalline silicon by germanium doping. *Journal of Crystal Growth*, 2011, 318, 1, 230 233.
[82]. Trumbore F.A. Solid solubilities of impurities elements in germanium and silicon. *Bell System Technical Journal*, 1960, 39, 1, 205 233.
[83]. Taishi T., Huang X., Yonenaga I. Hoshikawa K. Dislocation behavior in heavily germanium-doped silicon crystal. *Materials Science in Semiconductor Processing,* 2003, 5, 4-5, 409 412.
[84]. Swadener J.G., Baskes M.I., Nastasi M. Molecular dynamics simulation brittle fracture in silicon. *Physical Review Letters*, 2002, 89, 8, 085503 085503-4.
[85]. Lawn B.R. Fracture of Brittle Solids. Cambridge University Press, 1993, 400 p.
[86]. Chen J.H., Yang D.R., Ma X.Y., Zeng Z.D., Tian D.X., Li L.B., Que D.L., Gong L.F. Influence of germanium doping on the mechanical strength of Czochralski silicon wafers. *Journal of Applied Physics*, 2008, 103, 12, 123521 123521-6.

[87]. Perez R., Gumbsch P., Directional anisotropy in the cleavage fracture. *Physical Review Letters*, 2000, 84, 23, 5347 5350.
[88]. Yonenaga I. Growth and dislocation behavior in GeSi bulk alloys. *Physica B: Condensed Matter,* 1999, 273-274, 612 615.
[89] Yonenaga I., Sumino K. Mechanical strength of GeSi alloy. *Journal of Applied Physics,* 1996, 80, 3244 3247.
[90] Yonenaga I., Sumino K. Dislocation Activities in Bulk GeSi Crystals. Materials Science Forum, 1998, 258-263, 159 164.
[91] Kataoka T., Yamada T. A Theory of Hardening in Concentrated Alkali Halide Solid Solutions. *Japanese Journal of Applied Physics*, 1977, 18, 1, 55 63.
[92]. Page TF, Oliver WC, McHargue CJ. The deformation behavior of ceramic crystals subjected to very low load (nano)indentations. *Journal of Materials Research*, 1992, 7, 2, 450 473.
[93]. Pharr G.M., Oliver W.C. Measurement of Thin-film Mechanical Properties Using Nanoindentation, *MRS Bulletin*, 1992, 17, 7, 28 33.
[94]. Chen A.B., Sher A., Yost W.T. Chapter 1 Elastic Constants and Related Properties of Semiconductor Compounds and their Alloys. *Semiconductors and Semimetals,* 1992, 37, 1 77.
[95]. Bublik V.T., Gorelik S.S., Zaitsev A.A., Poyakov A.Y. Diffuse X-Ray Determination of the Energy of Mixing and Elastic Constants of Ge-Si Solid Solutions. *Physica Status Solidi (b)*, 1974, 66, 2, 427 432.
[96]. Seithoff H. Correlation between the band gap of semiconductors and thermal activation parameters of plasticity. *Applied Physics Letters,* 1994, 65, 2, 174 176.
[97]. Roos B., Richter H. , Wollweber J. Composition dependence of hardness and elastic modulus in Si-Ge measured by Nanoindentation- Possible consequences for elasto-plastic relaxation and diffusion. *Solid State Phenomena,* 1995, 47-48, 509 516.
[98]. Pharr G.M., Oliver W.C., Clarke D.R. The Mechanical Behavior of Silicon During Small-Scale Indentation. *Journal of Electronic Materials*, 1990, 19, 9, 881 887.
[99]. Hungtinton H.B. The Elastic Constants of Crystals. New York: Academic press, 1958, 139 p.
[100]. Kajiyama H., Muramatsu S.I., Shimada T., Nishino Y. Bond-length relaxation in crystalline $Si_{1-x}Ge_x$ alloys: An extended x-ray-absorption fine-structure study. *Physical Review B*, 1992, 45, 24, 14005 14010.
[101 Zaumseil P., Fisher GG., Quick Ch., Misiuk A. The relaxation behaviour of strained Si 1x Ge x layers on Si substrates at high temperature under hydrostatic pressure. *Solid State Phenomena.*, 1996, 47–48, 517 522.
[102]. Аблова М.С., Феоктистова Н.Н. Особенности анизотропии микротвердости германия и кремния. *ФТТ*, 1984, 6, 1, 116 122.
[103]. Пикус Г.Е., Бир Г.Л. Влияние деформации на энергетический спектр и электрические свойства дырочногогермания и кремния. *ФТТ,* 1959, 1, 1, 154 156.

[104] Koenig S.H., Hall J.J. Low-Temperature Transport in "Split p-Germanium". *Physical Review Letters*, 1960, 5, 12, 550 553, 1960

[105] Hall J.J. Large-Strain Dependence of the Acceptor Binding Energy in Germanium. *Physical Review*, 1962, 128, 1, 68 74.

[106]. Leitao J.P., Santos N.M., Sobolev N.A., Correia M.R., Stepina N.P., Magalhaes S., Alves E., Novikov A.V., Shaleev M.V., Lobanov D.N., Carmo M.C., Krasilnik Z.F. Radiation hardness of GeSi heterostructures with thin Ge layers. *Materials Science and Engineering B*, 2008,147, 2-3, 191 194.

[107] Schäffler Friedrich. High-mobility Si and Ge structures. *Semiconductor Science and Technology*, 1997, 12, 12, 1515 1551.

[108] Leon R., Swift G.M., Magness B., Taylor W.A., Tang Y.S., Dowd P., Zhang Y.H. Changes in luminescence emission induced by proton irradiation: InGaAs/GaAs quantum wells and quantum dots. *Applied Physics Letters*, 2000, 76, 15, 2074 2076.

[109] Sobolev N.A., Cavaco A., Carmo M.C., Grundmann M., Heinrichsdorff F., Bimberg D., Enhanced Radiation Hardness of InAs/GaAs Quantum Dot Structures. *Physica Status Solidi* (b), 2001, 224, 1, 93 96.

[110] Ribbat Ch., Sellin R., Grundmann M., Bimberg D., Sobolev N.A., Carmo M.C., Enhanced radiation hardness of quantum dot lasers to high energy proton irradiation. *Electronics Letters*, 2001, 37, 3, 174 175.

[111] Huang M.B., Zhu J., Oktyabrsky S. Enhanced radiation hardness of photoluminescence from InAs quantum dots embedded in an AlAs/GaAs superlattice structure. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 2003, 211, 4, 505 511.

[112] Sobolev N.A., Korshunov F.P., Sauer R., Thonke K., König U., Presting H. Influence of electron irradiation and annealing on the photoluminescence of superlattices and quantum wells. *Journal of Crystal Growth,* 1996, 167, 3-4, 502 507.

[113] Sobolev N.A., Fonseca A., Leitao J. P., Carmo M. C., Presting H., Kibbel H. Influence of defects on the luminescence of Ge/Si quantum dots. *Physica Status Solidi (c),* 2003, 4, 1267 1270.

[114]. Fonseca A., Sobolev N.A., Leitao J.P., Alves E., Carmo M.C., Zakharov N.D., Werner P., Tonkikh A.A., Cirlin G.E. Influence of defects on the optical and structural properties of Ge dots embedded in a Si/Ge superlattice. *Journal of Luminescence,* 2006, 121, 2, 417 420.

[115] Fonseca A., Sobolev N.A., Leitao J.P., Carmo M.C., Franco N., Presting H., Sequeira A.D. Structural Characterization and Luminescence of Ge/Si Quantum Dots. *Materials Science Forum*, 2004, 455/456, 540.

[116] Davies G. The optical properties of luminescence centres in silicon. *Physics Reports,* 1989, 176, 3-4, 83 188.

[117] Sturm J.C., Manoharan H., Lenchyshyn L.C., Thewalt M.L., Rowell N.L., Noël J.-P., Houghton D.C. Well-resolved band-edge photoluminescence of

excitons confined in strained Si1–xGex quantum wells. *Physical Review Letters* , 1991, 66, 10, 1362 1365.
[118] Rowell N.L., Noël J.-P., Houghton D. C., Wang A., Lenchyshyn L.C., Thewalt M.L., Perovic D.D. Exciton luminescence in Si1–x Ge x /Si heterostructures grown by molecular beam epitaxy. *Journal of Applied Physics,* 1993, 74, 4, 2790 2806.
[119] Gruhle A., Schüppen A. Recent advances with SiGe heterojunction bipolar transistors. *Thin Solid Films*, 1997, 294,1-2, 246 249.
[120] Larsen A. Nylandsted, Hansen A. Bro, Mesli A. Irradiation-induced defects in SiGe. *Materials Science and Engineering* B, 2008, 154–155, 85 89.
[121] Watkins G.D. Deep levels in semiconductors. *Physica B+C*, 1983, 117-118, Part 1, 9 15.
[122] Goubet J.J., Stievenard D. Annealing study of electron irradiation-induced defects in SiGe alloys. *Appl. Phys. Lett.*, 1995, 66, 11, 1409 1412.
[123] Korshunov F.P., Markevich V.P., Murin L. I., Lastovsky S. B., Bogatev Yu.V., Abrosimov N.V. Influence of electron irradiation on characteristics of $Si_{1-x}Ge_x$ p–n-structures. *Vacuum*, 2007, 81, 10, 1171 1174.
[124] Ohyama H., Nagano T., Takakura K., Motoki M., Matsuo K., Nakamura H., Sawada M., Kuboyama S., Gonzalez M. B., Simoen E., Eneman G., Claeys C. Effects of electron irradiation on SiGe devices. *Thin Solid Films,* 2010, 518, 9, 2517 2520.
[125] Ohyama H., Vanhellemont J., Takami Y., Hayama K., Sunaga H., Poortmans J., Caymax M., Clauws P. Germanium content dependence of radiation damage in strained Si_{1-x}/Ge_x/ epitaxial devices. *IEEE Transactions on Nuclear Science,* 1994, 41, 6, 2437 2442.
[126] Chen J., Yang D., Li H., Ma X., Tian D., Li L., Que D. Crystal-originated particles in germanium-doped czochralski silicon crystal. *Journal of Crystal Growth,* 2007, 306, 2, 262 268.
[127] Ohyama H., Rafi J.M., Campabadal F., Takakura K., Simoen E., Chen J., Vanhellemont J. Comparison of electron irradiation effects on diodes fabricated on silicon and on germanium doped silicon substrates. *Physica B: Condensed Matter*, 2009, 404, 23-24, 4671 4673.
[128]. Пшеничнов Ю.П. Выявление тонкой структуры кристаллов. М.; Металлургия, 1974, 600с.
[129]. Специальный практикум по полупроводниковым приборам. Ред. К.В. Шалимова, Москва, Ленинград, 1962, 304 с.
[130]. BS EN ISO14577-1:2002; Metallic materials-Instrumented Identation Test for Hardness and Materials Parameters
[131]W.C. Oliver and G.M. Pharr. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments *J. Mater. Res.*, vol.7, no.6, 1992, pp.1564-1583
[132]. Osman Sahin, Orhan Uzun, Malgorzata Sopicka-Lizer, Hasan Gocmez, Ugur Kolemen. Dynamic hardness and elastic modulus calculation of porous

SiAlON ceramics using depth-sensing indentation technique. *Journal of the European Ceramic Society* 28 (2008) 1235–1242.

[133]. http://www.shimadzu.eu/duh-211duh-211s. უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული 20.04.2015

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

[135]. Олейнич-Лысюк А.В., Бешлей Н.П., Фодчук И.М. О влиянии реальной поверхности монокристаллического Si на низкочастотное внутреннее трениеи поведение эффективного модуля сдвига. *ФТП,* 2003,т.37,11,с. 1337-1340.

[136]. Олейнич-Лысюк А.В., Гуцуляк Б.И., Фодчук И.М. О природе температурного гистерезиса эффективного модуля сдвига в монокристаллическом кремнии. *ФТП*, 2005, т.39,7, с.769-771.

[137]. Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Хуснуллин Н.М., Теруков Е.И., Кудоярова В.Х., Мосина Г.Н., Андреев Б.А., Крыжков Д.И. Структура, примесный состав и фотолюминесценция механически полированных слоев монокристаллического кремния. *ФТТ* , 2005, т.47,1.с.5-8

[138]. Александров Л.Н., Зотов М.И., Стась В.Ф. Сурин Б.П. *ФТП*, Неупругие свойства р-типа кремния. 1984,т.18,1,с.72-75

[139]. Бадылевич М.В., Блохин И.В., Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Карцев С.В., Сучкова Н.Ю., Толотаев М.Ю. Немонотонные изменения концентрации радиационных дефектов донорного и акцепторного типов в кремнии, индуцируемые потоками *beta* -частиц малой интенсивности *ФТП*, 2006, т.40, 12.с.1409-1411.

[140].ა. გერასიმოვი. ნახევარგამტარული ხელსაწყოების შექმნის ტექნოლოგიური საფუძვლები. თბილისი, 2005, 236 გვ.

[141]. Аблова М.С., Феоктистова Н.Н. Исследование микротвердости германия и кремния. *ФТТ*, 1964,т,6,в.1,с.116-122.

[142]. А.Б. Герасимов, Г.Д. Чирадзе, Н.Г., Кутивадзе, А.П. Бибилашвили, З.Г. Бохочадзе. О распределении величины микротвердости по глубине образца. *ФТТ*, 1999, т.41, в.7,с.1225-1227.

[143]. W.D. Nix, H. Gao. Indentation Size Effects in Crystalline Materials : A Law for Strain Gradient Plasticity. *J Mech Phys Solids* 1998;vol.46,pp.411-425.

[144]. F. Huang, F,Zhang, K.C.Hwang, W.D.Nix, G.M.Pharr, G.Feng. A model of size effects in nano-indentation. *J Mech Phys Solids* 2006; vol. 54, pp. 1668-86.

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

[146]. არჩუაძე გ. მექანიკური რელაქსაციური პროცესები ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალურ $Ge_{0,99}Si_{0,01}$შენადნობში. *საქართველოს ქიმიური ჟურნალი.* 2011, ტ.12, #4, გვ.3-5.

[147]. M.S. Blanter, I.S.Golovin, H. Neuhäuser, H.-R Sinning. Internal Friction in Metallic Materials. A Handbook. Springer Series in Materials Science,Vol.90,2007, XVII,539 p.

[148]. I.Yonenaga, W.I. Li., T. Akashi, T. Auazawa, T. Goto, Temperature dependence of electron and hole mobilities in heavily impurity-doped SiGe single crystals, *Appl. Phys.* 9, 2005, 063702.

[149]. B.Roos, H.Richter, J.Wollweber. Composition dependence of hardness and elastic modulus in Si-Ge measured by nanoindentation-possible consequences for elasto-plastic relaxation and diffusion. *Solid State Phenomena.* 47-48, 1996, pp.509-516.

[150]. K. Sangwal. Review: Indentation size effect, indentation cracks and microhardness measurement of brittle crystalline solids – some basic concepts and trends. *Cryst. Res. Technol.* 44, No. 10, 1019 – 1037 (2009) / DOI 10.1002/crat.200900385