

შორენა ხიზანიშვილი

ერთიან ტექნოლოგიურ ციკლში GaAs სტრუქტურის მიღების
პროცესის დამუშავება

წარდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
მარტი, 2012

© საავტორო უფლება შორენა ხიზანიშვილი, 2012

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით ხიზანიშვილი შორენას მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: "ერთიან ტექნოლოგიურ ციკლში GaAs სტრუქტურის მიღების პროცესის დამუშავება" და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

ხელმძღვანელი:

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

2012

ავტორი: ხიზანიშვილი შორენა
დასახელება: ერთიან ტექნოლოგიურ ციკლში GaAs
სტრუქტურის მიღების პროცესის დამუშავება
ფაკულტეტი : ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების
ფაკულტეტი
აკადემიური ხარისხი: დოქტორი
სხდომა ჩატარდა:

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

ავტორის ხელმოწერა

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

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

რეზიუმე

უკანასკნელი ორი ათეული წლის განმავლობაში შეიმჩნევა ნახევარგამტარული ხელსაწყოების და მოწყობილობების მძლავრი განვითარება, რომლის განუყოფელი ნაწილია სასურველი თვისებების საწყისი მასალების მიღება.

ძალიან საინტერესოა ის ხელსაწყოები, რომელთა მუშაობის პრინციპი დამყარებულია ნახევარგამტარულ ნიმუშზე ძლიერი ელექტრული მოდების დროს დენის არამდგრადობის ეფექტზე - განნის ეფექტი.

განნის დიოდების ტექნოლოგიაში, უნიკალური ელექტროფიზიკური თვისებებიდან გამომდინარე, ყველაზე შესაფერისი მასალა გალიუმის არსენიდი აღმოჩნდა.

იმისდა მიუხედავად, რომ თავად განნის ეფექტი გალიუმის არსენიდის მონოკრისტალში იქნა აღმოჩენილი, დღესდღეობით ყველაზე შესაფერისი მასალა მიიღება $GaAs$ - $AlGaIn$ კლორიდული სისტემის აირადი ფაზიდან ეპიტაქსიური დაფენის საშუალებით.

თანამედროვე მიკროელექტრონიკის მოთხოვნებს განსაკუთრებით კარგად აკმაყოფილებენ პლანარული კონსტრუქციის განნის დიოდები, რომლებიც გვამლევენ საშუალებას დამზადდეს ზემადალი სიხშირის და ზესწრაფი ხელსაწყოები მონოლითური ინტეგრალური ტექნოლოგიებით.

უამრავი გამოკვლევის შედეგები მიუთითებს უეჭველ პროგრესზე ეპიტაქსიის პროცესის შესწავლაში, თუმცა საფენის და ფირის გამყოფ საზღვარზე მაღალომიანი გარდამავალი ფენის არსებობა მიღებული სტრუქტურების დიდი ნაკლია. გარდამავალი არის გავლენა განსაკუთრებით ვლინდება ხელსაწყოებში ფუნქციონალური ნაწილით, რომელიც მოიცავს ფირის საფენის გამყოფ საზღვარს.

ნახევარგამტარული ხელსაწყოების, კერძოდ განნის დიოდების წარმოებაში, მნიშვნელოვან როლს თამაშობს დიელექტრიკული დანაფარები. დიდი უპირატესობა აქვს ინტეგრალურ ტექნოლოგიას, რომელშიც

შერწყმულია სტრუქტურის განსხვავებული ფენების მიღება ერთ პროცესში. ამიტომ ისეთი ტექნოლოგიის შექმნა, რომელიც n და n^+ ტიპის გალიუმის არსენიდის დამზადების საშუალებას იძლევა, არის ძალიან აქტუალური ამოცანა.

გალიუმის არსენიდი თავისი სტრუქტურით საკმაოდ მნიშვნელოვანი ნივთიერებაა. მის სტრუქტურაზე დამოკიდებულია ნახევარგამტარების მონაცემები, რომლებიც თავისი სპეციფიურობით და დანიშნულებით ერთმანეთისაგან ძალიან განსხვავდება. კვლევის ძირითად მეთოდებად მიღებულია ეპიტაქსის პროცესების შედეგების დამუშავება ელექტრონულ გამომთვლელ მანქანაზე, ხოლო ინფრაწითელი სპექტროსკოპია, ელექტრონული მიკროსკოპია და ლაზერული სკანირება დიელექტრიული ფენების თვისებებს შეისწავლის.

ამგვარი ტექნოლოგიის გამოყენება იმ ნივთიერებების შექმნის სიზუსტეს განაპირობებს, რომელიც აუცილებელია ნახევარგამტარული მოწყობილობებისთვის. ტექნოლოგიის მაჩვენებლების სწრაფ ზრდასთან ერთად გაჩნდა მოთხოვნილება მაღალი სიხშირეების გამოყენებაზე. ამჟამად საკმაოდ დიდი გამოყენების სფერო გააჩნია მობილურ "GSM" მოწყობილობებს, რომელთა სიხშირე 800-2000 მეგაჰერცია. ასეთი აპარატების დასამუშავებლად საჭიროა ზემოაღნიშნული სიხშირის ნახევარგამტარები.

გალიუმის არსენიდის უზუსტესი სტრუქტურიზაცია ნახევარგამტარში რთულ სამუშაოს წარმოადგენს. თანამედროვე ტექნოლოგიებში ქიმიურ გამოთვლებს ასრულებენ უზუსტესი გამომთვლელი მანქანები. პარამეტრების შერჩევა ხდება სპეციალური პროგრამული ალგორითმებით. ამგვარი ალგორითმები პრაქტიკულად ყველა ფუნქციას ავტონომიურ რეჟიმში მართავენ. ასეთი ფუნქციებია: ტემპერატურა, წნევა, სხვადასხვა ნივთიერებებთან შერწყმის რეაქციები.

ამრიგად, გალიუმის არსენიდი რთულ ქიმიურ სტრუქტურას წარმოადგენს და უზუსტეს მათემატიკურ გამოთვლებს საჭიროებს. გამოთვლების შედეგად ჩვენ ვიღებთ ამ ნივთიერების სხვადასხვა სახეობებს. მაგალითად, ნახევარგამტარები, რომლებიც სამედიცინო დანიშნულების აპარატურაში გამოიყენება, ისეთ უზუსტეს დეტალებს საჭიროებენ, როგორებიცაა მიკროპროცესორები და ფაქტიურად დამოკიდებულნი არიან უზუსტესად გამოყვანილ ქიმიურ ელემენტებზე. შესაბამისად, გალიუმის არსენიდის ტემპერატურული გადახრა ნახევარგამტარში

განხორციელებულ მუშაობის პროცესში მინიმუმამდე უნდა იყოს დაყვანილი. თუ ნივთიერების ქიმიურად არასწორ პროცესს ვაწარმოებთ, შესაძლებელია გამოუსწორებელი შედეგების მიღება, რაც შემუშავებული ხელსაწყოთა მიერ არასწორი მონაცემების ჩვენებაში მდგომარეობს.

როგორც ცნობილია, ყველა ნახევარგამტარის მუშაობის სიზუსტე დამოკიდებულია ტემპერატურაზე. ტემპერატურის ცვალებადობა, მაგალითად, ტრანზისტორში, იწვევს სხვადასხვა მონაცემების წარმოქმნას ამა თუ იმ ჩართვის რეჟიმში. როდესაც ტრანზისტორში გალიუმის არსენიდი იწყებს გახურებას, მასში წარმოქმნილი ელექტრონები ქაოსურ მოძრაობას იწყებენ, რაც ფაქტიურად განაპირობებს ტრანზისტორის დეფრაგმენტაციას. თანამედროვე ტრანზისტორების მიერ შეძენილი უნიკალური თვისება გაგრილების შემთხვევაში პირველად სამუშაო რეჟიმში დაბრუნებაა, რაც თავისთავად გალიუმის არსენიდის ქიმიურ ფორმულაში იმალება. ტექნოლოგიურად უფრო დახვეწილმა ქიმიურმა ელემენტმა თანამედროვე ელექტრონიკაში ევოლუცია მოახდინა. გალიუმის არსენიდზე ექსპერიმენტებმა გამოავლინა ამ ნივთიერების უნიკალური თვისებები, რამაც ხელი შეუწყო თანამედროვე ელექტრონიკის გაბარიტების მინიმიზაციას. საფუძველი ჩაეყარა პორტატიული კომპიუტერების მასიურ გამოშვებას, რაც თავისთავად გალიუმის არსენიდზე ჩატარებულ ექსპერიმენტებში უნიკალური თვისებების აღმოჩენის გამო მოხდა. შემუშავებული იქნა ახალი ნივთიერება - სილიკონი. გალიუმის არსენიდმა სილიკონთან ურთიერთობაში შეიძინა ელასტიურობის თვისება, რაც ნახევარგამტარის გადახურების შემთხვევაში არ იწვევს დეტალის მწყობრიდან გამოსვლას და ფაქტიურად დეტალს ეძლევა საშუალება კრიტიკულ რეჟიმში გაცილებით უფრო დიდხანს იმუშაოს, ვიდრე ეს შესაძლებელი იყო პირველი თაობის ნახევარგამტარების შემთხვევაში. ამ თვისებებთან ერთად ახალმა მასალამ ნახევარგამტარების ზომები იმდენად შეამცირა, რომ ადამიანის ფრჩხილის ზომის ფართობზე ათეულობით და ასეულობით მოლიონი ტრანზისტორი ეტევა.

თანამედროვე ტექნოლოგიები 100 %-ით არიან დამოკიდებულნი ნახევარგამტარებზე, მათ სიზუსტესა და ხარისხზე. XXI საუკუნეში ყველა სფერო დამოკიდებულია გამომთვლელ მანქანებზე. ნახევარგამტარების სრულყოფაზე მუშაობა სრული დატვირთვით მიმდინარეობს.

Resume

Over the past two decades, semiconductor devices and equipment have vastly developed and indivisible part of this process is getting raw materials with desired properties.

The devices based on Gunn effect, i.e. effect of instability of current in the face of strong electric leaven on samples of semiconductor, are very interesting.

Gallium arsenide is the most suitable material for Gunn diodes because of unique electrophysical properties.

Despite the fact that Gunn effect was discovered in arsenide monocrystal, the most suitable material is received from gase phase of Ga-AsCl₃-H₂ chloride system by means of epitaxial layering.

Gunn diodes with planar construction satisfy the demands of modern micro-electronics. They allow producing the devices based on integral technologies with microwave frequency and high speed.

The results of many studies show the progress in the process of research of epitaxial process, but presence of high-resistance, transitional layer at the border of film and layer is huge disadvantage of described constructions. The impact of transitional layer is sensible in the functional part of devices which include the border of film and layer.

Dielectric layers play important part in the production of semiconductor devices, particularly Gunn diodes. Integral technology includes the production of different layers by means of the same process and its important advantage. Therefore, development of technology, which enables to produce n⁻ and n⁺ type of gallium arsenide, is very important task.

Gallium arsenide is quite important material because of its structure. Properties of semiconductors depend on this structure and specifications and purposes of semiconductors differ significantly. The basic research techniques are procession of results of epitaxial processes by means of computing machine.

Infrared spectroscopy, electronic microscopy and laser scanning study the properties of dielectric layers.

Utilization of such technology gives the precise materials, which are necessary for semiconductor devices. Development of technologies creates the demand for high frequencies. Nowadays, mobile GSM devices are widely used and frequency of these devices is 800-2000MHz. Development of such devices requires semiconductors with microwave frequency.

The precise structuring of gallium arsenide in semiconductor is hard task. In modern technologies, chemical calculations are performed by high-precision computing machines. Parameters are chosen on the basis of special algorithms. Such algorithms manage almost every function in autonomic mode. Functions are temperature, pressure, fusion reactions with different materials and etc.

Therefore, gallium arsenide is complex chemical structure and needs high-precision mathematical calculations and results of such calculations give different types of this material. For example, semiconductors used in medical devices need high-precision details, such as microprocessors and depend on precise chemical elements. Therefore, deviation of temperature of gallium arsenide in semiconductor should be minimized. If chemical process is incorrect, results may be irreparable and device will show incorrect data.

As we know, precision of every semiconductor depends on temperature. For example, variation of temperature in transistor conditions the creation of different data in several switch-on modes. When gallium arsenide of transistor becomes hot, electrons begin to move chaotically and transistor defragments. The unique feature of modern transistors is to return in primary working mode, when they become cooler and the reason of this feature lies in chemical equation of gallium arsenide. Technologically advanced chemical element revolutionized the modern electronics. Experiments on gallium arsenide revealed the unique properties of this element and promoted the miniaturization of modern electric devices. Discovery of above-mentioned unique properties became the basis of mass

production of portative computers. New material – silicon was developed. Reaction of silicon and gallium arsenide gave new, more flexible gallium arsenide. Therefore, overheating of semiconductor don't condition the detail to fall out and this detail may work in critical situation much longer, than it was possible in the first-generation semiconductors. Besides the unique properties, new material minimized the dimensions of semiconductors and nowadays, dozens and hundreds of millions of transistors can be placed on finger-nails of humans.

Modern technologies are 100% dependent on semiconductors, their precision and quality. Every field depends on computing machines in 21st century and full work is done to improve the semiconductors.

შინაარსი

შესავალი	18
თავი 1. ლიტერატურული მიმოხილვა	22
თავი 2. აირადი ფაზის შემადგენლობის, ლეგირების დონის და ზრდის სიჩქარის ტექნოლოგიურ პარამეტრებზე დამოკიდებულების თერმოდინამიკური ანგარიში Ga-AsCl ₃ -SiCl ₄ -H ₂ სისტემაში	42
2.1. სისტემაში კომპონენტების პარციალური წნევის ანგარიში.....	42
2.1.1. AsCl ₃ , SiCl ₄ და H ₂ პარციალური წნევების ანგარიში რეაქტორის შესასვლელზე.....	43
2.1.2. კომპონენტების პარციალური წნევის საანგარიშო განტოლებების სისტემის შედგენა.....	46
2.1.3. აირადი ფაზის შემადგენლობის ანგარიშის შედეგები.....	51
2.2. ეპიტაქსიურ გალიუმის არსენიდში სილიციუმის შესვლის კოეფიციენტის ანგარიში.....	55
2.3. GaAs ეპიტაქსიური ფენების ზრდის სიჩქარის პროცესის პარამეტრებზე დამოკიდებულების ანგარიში.....	63
მე-2 თავის დასკვნები.....	73
თავი 3. გარდამავალი ფენის სისქის შემცირების მეთოდის შემუშავება	74
3.1. აპარატურა და მასალები	74
3.2. კვლევის მეთოდიკა.....	76
3.2.1. GaAs <i>n</i> და <i>n</i> ⁺ ტიპის ეპიტაქსიური ფენების ზრდა	76
3.2.2. აირადი მოწამვლის მეთოდი.....	77
3.2.3. გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების სისქის მიხედვით დენის გადამტანების განაწილების პროფილების გადაღების მეთოდიკა	78
3.2.4. SiO ₂ -ის დალექვა ეპიტაქსიური გალიუმის არსენიდის ზედაპირზე.....	80
3.3. წინასწარი აირადი მოწამვლის (წ.ა.მ.) გავლენა მაღალომიანი გარდამავალი ფენის სისქეზე	81
3.4. ეპიტაქსიის ტემპერატურის შემცირების გავლენა ფენების კონცენტრაციულ პროფილზე.....	93
3.5. ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარის დამოკიდებულების კვლევა პროცესის ხანგრძლივობაზე	96
3.6. გალიუმის არსენიდის ერთგვაროვანი ეპიტაქსიური ფენების მიღების მეთოდის შემუშავება.....	100

3.7. აირადი ფაზის შემადგენლობის გამოკვლევა (ზრ.-მოწ.-ზრ.) მეთოდით <i>G a A</i> ზრდის პროცესის დროს.....	106
მე-3 თავის დასკვნები	110
თავი 4. <i>GaAs-SiO₂</i> -ის სტრუქტურების მიღების პროცესის შესწავლა ერთიან ტექნოლოგიურ ციკლში	112
4.1. <i>S i O</i> -ის დიელექტრიკული ფენის მიღება.....	112
4.1.1. <i>S i O</i> -ის ფენის სტრუქტურა და შემადგენლობის გამოკვლევა	116
4.1.2. ეპიტაქსიური გალიუმის არსენიდის და სილიციუმის ორჟანგის დიელექტრიკული ფენების ზრდის შეთავსებული პროცესი	116
დასკვნები მე-4 თავისათვის	125
თავი 5. განნის დიოდების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება და მისი გამოცდის შედეგები.....	126
5.1. ზრდის და მოწამვლის სელექტიური პროცესების შემუშავება.....	126
5.2. შემუშავებული სტრუქტურების ბაზაზე დამზადებული განნის დიოდების საწარმოო გამოცდების შედეგები	142
მე-5 თავის დასკვნები	146
ლიტერატურა.....	151

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 2.1.1. ნივთიერებების თერმოდინამიკური თვისებები	45
ცხრილი 2.1.2. ინდივიდუალური ნივთიერებების თერმოდინამიკა . .	47
ცხრილი 2.1.3. რეაქციის თერმოდინამიკა და lgk_p -ის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება	48
ცხრილი 2.1.4. გალიუმის არსენიდის სილიციუმით ლეგირების პროცესის მახასიათებელი გამოთვლილი სიდიდეები	48
ცხრილი 4.1.1. ნებისმიერი გეომეტრიის რეაქტორისათვის ოპტიმალური ხაზოვანი სიჩქარეები	115
ცხრილი 4.3.1. გალიუმის არსენიდის ფენების ელექტრული თვისებები	118
ცხრილი 4.3.2. გალიუმის არსენიდის ფენების ელექტრული თვისებები	118
ცხრილი 5.2.1. განის დიოდების გაზომვად სიდიდეების ფარდობითი ცდომილებები	143
ცხრილი 5.2.2. განის დიოდების მახასიათებლები	144

ნახაზების ნუსხა

ნახ. 2.1.1. $G \text{ } \epsilon - A \text{ } s \text{ } l_3 - S \text{ } i \text{ } l_4 - H_2$ სისტემის აირადი ფაზის შემადგენლობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	52
ნახ. 2.1.2. $H \text{ } C$ -ისა და $G \text{ } a \text{ } \text{ } \epsilon$ -ის წონასწორული პარციალური წნევების დიაგრამა $G \text{ } \epsilon - A \text{ } s \text{ } l_3 - H_2$ სისტემაში $H_2/S \text{ } i \text{ } l_4$ -ის ნაკადის დამატების დროს	54
ნახ. 2.2.1. $L \text{ } \epsilon K_{შეს.}$ დამოკიდებულება დაფენის ტემპერატურაზე და $H_2/SiCl_4$ -ზე გალიუმის არსენიდში სილიციუმის აქტიურობის სხვადასხვა მნიშვნელობისათვის	56
ნახ. 2.2.2. ეპიტაქსიურ $GaAs$ -ში სილიციუმის შეღწევის კოეფიციენტის დამოკიდებულება პროცესის ტექნოლოგიურ მახასიათებლებზე. მრუდები 1,2,3 - $H_2/S \text{ } i \text{ } l_4 = 2,5$ და $10 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$ -ში ნაკადებისათვის	59
ნახ. 2.2.3. სხვადასხვა ნაკადების შემთხვევაში $K_{შეს.}$ და $V_S .a.g.$ დამოკიდებულება დაფენის ტემპერატურაზე (მრუდები 1,2,3- $H_2/S \text{ } i \text{ } l_4 \neq 2,5$ და $10 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$ ნაკადებისათვის) და გალიუმის არსენიდში სილიციუმის აქტიურობაზე (მრუდები 4 და 5- $a_s \neq 10^{-4}$ და $10^{-5}\%$ შესაბამისად)	59
ნახ. 2.2.4. $S \text{ } -\text{ის } G \text{ } a \text{ } A$ -ში კონცენტრაციის თეორიული დამოკიდებულება ტემპერატურაზე სისტემაში $G \text{ } \epsilon - A \text{ } s \text{ } l_3 - H_2 + S \text{ } i \text{ } l_4$ მრუდები 1,2,3- $a=10^{-4}$ ატ% და $H_2/S \text{ } i \text{ } l_4 = 2,5$ და $10 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$ -ში შესაბამისად	60
ნახ. 2.2.5. $l \text{ } \epsilon K_{შეს.}$ და lgP_S^* -ის დამოკიდებულება C /H -ის სიდიდეზე რეაქტორის შესასვლელზე	61
ნახ. 2.2.6. აირადი ფაზის კომპონენტების პარციალური წნევების დამოკიდებულება ტემპერატურისაგან	62
ნახ. 2.3.1. ეპიტაქსიური ფენების ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება დალექვის ტემპერატურაზე და $H_2/A \text{ } s \text{ } l_3$ და $H_2/S \text{ } i \text{ } l_4$	65
ნახ. 2.3.2. $G \text{ } a \text{ } A : S$ ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე $H_2/S \text{ } i \text{ } l_4$ -ის ნაკადის სხვადასხვა მნიშვნელობისათვის	66
ნახ. 2.3.3. აირადი ფაზის კომპონენტების P ატმ. პარციალური წნევების დამოკიდებულება ტემპერატურაზე $G \text{ } \epsilon - A \text{ } s \text{ } l_3 - S \text{ } i \text{ } l_4 - H_2$ სისტემაში გალიუმის გარეშე და გალიუმის დამატების შემდეგ	68

ნახ. 2.3.4. $I_g K_{ფეხ}$ -ის დაფენის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება დამატებითი გალიუმის არარსებობის მრუდები (1;2;3;) და არსებობის (1';2';3') დროს	69
ნახ. 2.3.5. $G a A: S$ ეპიტაქსიური ფენების სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	70
ნახ. 2.3.6. $G a A: S$ ფენების ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე (ტემპერატურული დამოკიდებულება)	71
ნახ. 2.3.7. $G a A: S$ ფენების ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე	71
ნახ. 3.1.1. გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ზრდის „ოდერი“-ის ტიპის დანადგარის საერთო ხედი	74
ნახ. 3.1.2. კვარცის რეაქტორის ჭრილი, ღუმელის აირადი სქემა და ტემპერატურული პროფილი	75
ნახ. 3.2.1. დამრეცი შლიფის მისაღები დანადგარი	79
ნახ. 3.2.2. გალიუმის არსენიდის სტრუქტურის დამრეც შლიფზე ვოლტ-ფარადული მახასიათებლების გასაზომი დანადგარი	80
ნახ. 3.3.1. გალიუმის არსენიდის $n^+ - n - n^+$ სტრუქტურებში კონცენტრაციული პროფილი	80
ნახ. 3.3.2. გალიუმის არსენიდის $i - n^+ - n - n^+$ სტრუქტურებში კონცენტრაციული პროფილი	82
ნახ. 3.3.3. გალიუმის არსენიდის $i - n$ სტრუქტურებში კონცენტრაციული პროფილი	83
ნახ. 3.3.4. გალიუმის არსენიდის $i - n^+$ (1) და $i - n - n^+$ (2) ტიპის სტრუქტურებში კონცენტრაციული პროფილი	84
ნახ. 3.3.5. გარდამავალი ფენის სისქის დამოკიდებულება გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების საერთო სისქისგან	85
ნახ. 3.3.6. ზრდის და მოწამვლის სიჩქარეების დამოკიდებულება მრუდები a და b შესაბამისად Q_1 ნაკადის მნიშვნელობებზე, როდესაც $T_{G, c} = 850^{\circ}C$ -ს, $T_{საფენის} = 750^{\circ}C$ და $H_2 = 2000 სმ^3 / წთ$	86
ნახ. 3.3.7. ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარის დამოკიდებულება ძირითადი (Q) და დამატებითი H_2 / A s l_3 ნაკადების შეფარდებაზე $Q_1 = 400 სმ^3 / წთ$, $Q_2 = 100 - 1000 სმ^3 / წთ$	89

ნახ. 3.3.8. ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარის დამოკიდებულება [G ო]/[A ო] ფარდობაზე. $T_{G ო} = 850^{\circ}\text{C}$, $T_{საფენის} = 750^{\circ}\text{C}$. $Q = 1800\text{სმ}^3/\text{წთ}$	89
ნახ. 3.3.9. $i - n$ (1) და $i - n^+$ (2) კონცენტრაციული პროფილი	90
ნახ. 3.3.10. $n^+ - n - n^+$ გალიუმის არსენიდში კონცენტრაციული პროფილი	91
ნახ. 3.3.11. გარდამავალი ფენის სისქის დამოკიდებულება აირადი მოწამვლის ხანგრძლივობაზე. $G a A$ -ის ფენის საერთო სისქის 10მკმ. დროს	92
ნახ. 3.3.12. გალიუმის არსენიდის საფენის ზედაპირის ფოტოგრაფია, რომელიც მიღებულია 20წთ-ის განმავლობაში მოწამვლის შედეგად. (x100-მიკროსკოპის გამადიდებლობა)	93
ნახ. 3.4.1 დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიის დროს ღუმელის ტემპერატურული პროფილი	95
ნახ. 3.4.2. $i - n$ გალიუმის არსენიდში კონცენტრაციული პროფილი (ზრდა დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიის მეთოდით „დტე“).	96
ნახ. 3.5.1. გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება პროცესის ხანგრძლივობაზე. (აირადი მოწამვლა არ მიმდინარეობდა). $T_{G ო} = 850^{\circ}\text{C}$, $T_{საფ} = 750^{\circ}\text{C}$. . .	98
ნახ. 3.5.2. პროცესის სიჩქარის დამოკიდებულება დროზე	99
ნახ. 3.6.1. (ზრ.-მოწ.-ზრ.) პროცესის ციკლოგრამა	102
ნახ. 3.6.2. გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენის სისქის ცვლილება (ზრ.-მოწ.-ზრ.) პროცესში	102
ნახ. 3.6.3 $i - n^+$ სტრუქტურის გალიუმის არსენიდის კონცენტრაციული პროფილი (ზრდის მეთოდი (ზრ.-მოწ.-ზრ.).	103
ნახ. 3.6.4. $i - n_{საფ} - n^+$ სტრუქტურის გალიუმის არსენიდის კონცენტრაციული პროფილი (ზრდის მეთოდი (ზრ.-მოწ.-ზრ.).	104
ნახ. 3.6.5. $i - n$ სტრუქტურის გალიუმის არსენიდში კონცენტრაციული პროფილი (ზრდა ამ მეთოდით (ზრ.-მოწ.-ზრ.)) დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიის დროს	105
ნახ. 3.6.6. $i - n^+$ სტრუქტურის გალიუმის არსენიდის კონცენტრაციული პროფილი (ზრდა ამ მეთოდით (ზრ.-მოწ.-ზრ.).	105

ნახ. 3.6.7. $i - n - n^+$ სტრუქტურის გალიუმის არსენიდის კონცენტრაციული პროფილი (ზრდა ამ მეთოდით (ზრ.-მოწ.-ზრ.)	106
ნახ. 3.7.1. მაღალომიანი გარდამავალი ფენის დასაშვები სისქის დამოკიდებულება აქტიურ და გარდამავალ არეებს შორის კონცენტრაციის სხვაობაზე	108
ნახ. 3.7.2. მაღალომიანი გარდამავალი ფენის სისქის დამოკიდებულება ეპიტაქსიის პროცესის ჩატარების მეთოდზე	109
ნახ. 4.1.1. გალიუმის კონტეინერის ჭრილი მილით $S i l_4 + H_2O$ -ს მისაწოდებლად: ა) პირდაპირი ერთნაკადიანი; ბ) გვერდითი სამნაკადიანი	114
ნახ. 4.1.2. გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ზრდის რეაქტორის პირობითი დაყოფა მუდმივი კვლევით მოცულობებად	115
ნახ. 4.3.1. სილიციუმის ორჟანგის ფირების ზრდის პროცესის შემდგომ გაზრდილ ეპიტაქსიურ გალიუმის არსენიდში დენის გადამტანების კონცენტრაციის დამოკიდებულება რეაქტორის კედლებზე $S O_2$ ნალექის მოწამვლის გარეშე $S O_2$ ზრდის პროცესის ხანგრძლივობაზე.	120
ნახ. 4.3.2. გალიუმის არსენიდში დენის გადამტანობის კონცენტრაციის დამოკიდებულება ზრდის პროცესების რაოდენობაზე რეაქტორის კედლებიდან სილიციუმის ორჟანგის ნალექის მოცილების (მოწამვლის) გარეშე	121
ნახ. 4.3.3. სილიციუმის ორჟანგის ფირების დატანის პროცესის შემდეგ გაზრდილი გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიურ ფენებში დენის გადამტანების კონცენტრაციის დამოკიდებულება რეაქტორის აირადი მოწამვლის ხანგრძლივობაზე	124
ნახ. 4.3.4. $i - n - n^+ - S O_2$ -ის სტრუქტურის მიღების სრული ციკლოგრამა ერთიან ტექნოლოგიურ ციკლში	122
ნახ. 5.1.1. სხვადასხვა კონცენტრაციის განნის დიოდების სქემატური ჭრილები: ა) პლანარული-ტორსული კონსტრუქცია; ბ) “სენდვიჩური“ კონსტრუქცია	126
ნახ. 5.1.2. ჯიბეების ჭრილი მოწამვლული გალიუმის არსენიდში თხევადი მომწამვლელებით	128
ნახ. 5.1.3. გალიუმის არსენიდის ჯიბეში გაზრდილი ფენის ფორმა (ბორდიულით).	129

ნახ. 5.1.4. პლანარული-ტორსული კონსტრუქციის განნის დიოდის ჭრილი	130
ნახ. 5.1.5. ჯიბის ჰორიზონტალური ზომის გადიდების დამოკიდებულება მოწამვლის სიღრმეზე	131
ნახ. 5.1.6. ჯიბის სიღრმის დამოკიდებულება მოწამვლის ხანგრძლივობაზე	132
ნახ. 5.1.7. მოწამვლის სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე ჯიბეების საწყისი სიღრმის სხვადასხვა მნიშვნელობებისათვის	133
ნახ. 5.1.8. გალიუმის არსენიდში მოწამლული ჯიბის ჭრილი	134
ნახ. 5.1.9. სამქლორიანი დარიშხანის ბარბოტერის მასის (წონის) შემცირების დამოკიდებულება $A s l_3$ სხვადასხვა სვეტის სიმაღლის გავლით წყალბადის ნაკადის სიჩქარეზე	135
ნახ. 5.1.10. სამქლორიანი დარიშხანის ორთქლით წყალბადის გაჯერების ხარისხის დამოკიდებულება ბარბოტირებული ფენის სისქეზე $H_2/A s l_3$ სმ ³ /წთ ნაკადის სხვადასხვა მნიშვნელობებისათვის	136
ნახ. 5.1.11. ამორთქლებელში $A s l_3$ -ის სვეტის შემცირებული სიმაღლის დროს გალიუმის არსენიდში მოწამლული ჯიბის ჭრილი ..	138
ნახ. 5.1.12. $G a A$ -ში ავტოეპიტაქსიური ზრდის სიჩქარის დამოკიდე- ბულება საფენის ორიენტაციაზე სისტემაში $G \text{ -- } A \text{ : -- } C \text{ -- } H$	139
ნახ. 5.1.13. $S O_2$ -ის ზედაპირის თავზე გაზრდილი 15მკმ სისქით გალიუმის არსენიდის სელექტიური ფენის ჭრილი	140
ნახ. 5.2.1. რგოლური და ნახევრადრგოლური ტიპის პლანარულ- ტორსული კონსტრუქციის განნის დიოდების დამზადებისათვის ტესტური შაბლონი	142

შესავალი

ნახევარგამტარული მასალათმცოდნეობა მოიცავს ქიმიური ელემენტების ფართო სპექტრს. უკანასკნელი რამდენიმე ათეული წლის განმავლობაში არც ერთ შენაერთს არ მიუქცევია ისეთი ყურადღება როგორც გალიუმის არსენიდს.

გალიუმის არსენიდი, ბოლო დროს, გარკვეულწილად კონკურენციას უწევს ნახევარგამტარულ ელექტრონიკაში გერმანიუმს და სილიციუმს, ამასთან ერთად, ეს მასალა შეუცვლელია სპეციალიზირებულ არეებში გამოყენებისას, რაც დაკავშირებულია G და S ჯთან შედარებით გალიუმის არსენიდის უნიკალურ თვისებებთან, კონკრეტულად: აკრძალული ზონის დიდი სიგანე, მუხტის გადამტანების მცირე ეფექტური მასა, ელექტრონების ძვრადობის და დრეიფის სიჩქარის მაღალი მნიშვნელობა, გამტარებლობის ზონის რთული სტრუქტურა. გალიუმის არსენიდის უპირატესობას შეიძლება მივაწეროთ ასევე გამმართველი კონტაქტების დამზადების მარტივი ტექნოლოგია (შოტკის ბარიერი), რაც საშუალებას გვაძლევს შევქმნათ ზმს (ზემდალი სიხშირის) დიოდები და ტრანზისტორები ისეთი მახასიათებლებით, რომლებიც აჭარბებენ გერმანიუმის და სილიციუმის საფუძველზე შექმნილ ხელსაწყოების მახასიათებლებს.

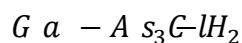
გარდა ამისა, ნახევრადსაიზოლაციო G და A მძლეობა კუთრი წინაღობით 10^8 ომ.სმ, რომელიც გამოიყენება საფენის სახით, უზრუნველყოფს კარგ იზოლაციას, სქემის კომპონენტების განთავსების მაღალ სიმკვრივეს, მცირე პარაზიტულ ტევადობებს, ანუ გვაძლევს საშუალებას ინტეგრალური ტექნოლოგიების მეთოდებით დამზადდეს ზმს მონოლითური ხელსაწყოები და ზემდალი სიჩქარის ინტეგრალური მიკროსქემები.

A^3B^5 შენაერთებში დენის არამდგრადობის მოვლენა მოცულობით ნიმუშზე ძლიერი ელექტრული ველის მოდების დროს აღმოჩენილი იქნა 1963 წელს და ეწოდება განნის ეფექტი. უკვე პირველ პუბლიკაციებში განნის მიერ გამოთქმული იყო ვარაუდი, რომ მის მიერ აღმოჩენილი ეფექტი

ჰპოვებს დიდ პრაქტიკულ გამოყენებას მყარსხეულოვანი ზმს სიხშირის გამოსხივების წყაროების შექმნაში. ეს ვარაუდი მთლიანად გამართლდა და განის გენერატორები გალიუმის არსენიდის ფუძეზე მრავალ ქვეყანაში იწარმოება. განის ეფექტზეა დამყარებული ზმს გამამდიერებლების ანალოგური, ოპტოელექტრონული და რადიოლოკაციური სხვადასხვა დანიშნულების მოწყობილობების მუშაობა.

G a A-ზე დამზადებული ხელსაწყოების და კერძოდ განის ხელსაწყოების შემუშავების პროგრესი საწყისი მასალების მიღებაში და თვით ხელსაწყოების დამზადების ტექნოლოგიაში პროგრესით განისაზღვრება. თანამედროვე მიკროელექტრონიკის მოთხოვნებს განსაკუთრებით კარგად აკმაყოფილებენ პლანარული კონსტრუქციის განის დიოდები, რომელთა შესაქმნელად საჭიროა მაღალი ხარისხის გალიუმის არსენიდი და მისი მიღების კარგად განხორციელებადი ტექნოლოგია.

იმის მიუხედავად, რომ თვითონ განის ეფექტი და ზმს გენერატორების პირველი ნიმუშები განხორციელებული იქნა მონოკრისტალის საფუძველზე, ჩვენს დროში განსაკუთრებული სისუფთავის გალიუმის არსენიდი მიიღება ეპიტაქსიური დაფენის გზით აირადი ფაზიდან ღია ქლორიდული სისტემით:



მრავალრიცხოვანი დაკვირვების შედეგები ადასტურებენ ეპიტაქსიის პროცესის შესწავლის პროგრესს, თუმცა საფენისა და ფირის გამყოფ საზღვარზე მაღალმომიანი გარდამავალი ფენის არსებობა დიდი ნაკლია, რომლითაც ეპიტაქსიური ზრდის პროცესი ხასიათდება. გარდამავალი ფენის გავლენა განსაკუთრებით ვლინდება ხელსაწყოებში და სქემებში, რომლებიც შექმნილია ეპიტაქსიური სტრუქტურის ფუნქციონალური ნაწილით და მოიცავს ფირისა და საფენის გაყოფის საზღვარს. გარდამავალი არეების მოცილების ან შემცირების პრობლემა, შესაბამისად ერთგვაროვანი სუფთა და ლეგირებული გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების მიღება საკმაოდ აქტუალურ საკითხად რჩება. აქტუალურია ასევე იმ

მეთოდების შემუშავების საკითხი, რომლებიც სხვადასხვა მასალის ფენების რაოდენობის გაზრდის საშუალებას მოგვცემენ, მათ შორის გადასვლის ძალიან მაღალი ერთგვაროვნებით.

სადისერტაციო ნაშრომის ძირითადი მიზანია აირადფაზური მეთოდების გამოყენებით შეთავსებულ პროცესში ერთგვაროვანი, გალიუმის არსენიდის n და n^+ ეპიტაქსიური სტრუქტურების მიღება მკვეთრი ფენათაშორისი კონცენტრაციული პროფილებით, სილიციუმის ორჟანგის დამცავი დანაფარით.

ნაშრომის ძირითადი სამეცნიერო და პრაქტიკულ შედეგებს წარმოადგენს:

1. შემუშავებულია აირადი ფაზიდან განნის დიოდების დასამზადებლად საჭირო სტრუქტურების მიღების შეთავსებული ტექნოლოგია, რომელიც მოიცავს ერთგვაროვანი გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიურ ფენას, სილიციუმით ლეგირებული გალიუმის არსენიდის ფენას და სილიციუმის ორჟანგის დიელექტრიკულ ფენას.
2. შემუშავებულია გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების მიღების ახალი მეთოდი პროგრამით ზრდა-მოწამვლა-ზრდა (ზ-მ-ზ), რომელმაც საშუალება მოგვცა 4-10 μ მ-ზე შეგვემცირებინა მაღალმომიანი გარდამავალი არის სისქე საფენი-ფირის გაყოფის საზღვარზე.
3. გამოთვლილია მაღალმომიანი ფენის დასაშვები სისქის დამოკიდებულება ეპიტაქსიური ფირის აქტიურ და გარდამავალ არეებში მუხტების გადამტანების კონცენტრაციების ფარდობაზე. გარდამავალი ფენების სისქეების ექსპერიმენტულმა და გათვლილმა მონაცემებმა გვიჩვენა რომ ზ-მ-ზ მეთოდის გამოყენება საშუალებას გვაძლევს პრაქტიკულად მოვსპოთ ფირი-საფენის დარღვეული გამყოფი საზღვრის მავნე ზემოქმედება.
4. გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების მიღებისას $G a - A s_3 G - l$ $S i G_4 \pm H_2$ აირფაზური სისტემიდან მოწამვლის, ზრდის და ლეგირების პროცესების მათემატიკურმა მოდელირებამ გამომთვლელ მანქანაზე

საშუალება მოგვცა განგვესაზღვრა პროცესის პარამეტრების გავლენა აირადი ფაზის შემადგენლობაზე, ლეგირების დონეზე და ზრდის სიჩქარეზე.

გამოვლენილია ქიმიური რეაქცია, რომელიც პასუხისმგებელია ზრდის პროცესში გალიუმის არსენიდის სილიციუმით ლეგირებაზე.

5. ნაჩვენებია აირადი ფაზის შემადგენლობის გავლენა სელექტიური ზრდის და მოწამვლის პროცესზე. შემუშავებულია რეჟიმი, რომელიც უზრუნველყოფს შევსების პლანარულობას ჯიბეების ზომის უმნიშვნელოდ ($\leq 20\%$) გადიდებისას.

თავი 1

ლიტერატურული მიმოხილვა

უკანასკნელ წლებში ნახევარგამტარული და ფიროვანი მიკროელექტრონიკის განვითარებამ იქამდე მიგვიყვანა, რომ დაგროვდა უამრავი მასალა, რომელიც ეხება გალიუმის არსენიდის მიღებას, თვისებების შესწავლას და მის საფუძველზე შექმნილ ხელსაწყოებს. იმ პარამეტრების ეპიტაქსიური ფენების მისაღებად, რომლებიც აკმაყოფილებენ განხის ეფექტზე დამყარებულ ხელსაწყოების ტექნოლოგიას, ყველაზე დიდი გავრცელება მოიპოვა $Ga - As$ $Ge - In_2$ ღია ქლორიდულმა მეთოდმა. დარიშხანის წყაროდ გამოიყენება მაღალი სისუფთავის სამქლორიანი დარიშხანი, ხოლო გალიუმის წყარო არის როგორც ელემენტარული გალიუმი, ასევე გალიუმის არსენიდი. დარიშხანით გაჯერებული გალიუმის წყაროს გამოყენებისას შეიძლება გავზარდოთ არალეგირებული ფენები ორიენტაციის საფენზე ელექტრონების კონცენტრაციით $1,5 \times 10^{17} \text{ ჰმ}^{-3}$ და 10^{15} სმ^{-2} / ვ. წმ ძვრადობით 77 K დროს. [1].

მაღალი სისუფთავის გალიუმის არსენიდის განმეორებადი ელექტროფიზიკური თვისებების მქონე ფენების მისაღებად აუცილებელია ფონური მინარევების განსაზღვრა, რომელიც მუხტების მატარებლების მისაღებ დონეს განაპირობებს. ეს მინარევი შეიძლება იყოს საწყის მასალებში ან შეტანილი იქნას დანადგარიდან, რომელშიც მიმდინარეობს ფენების გაზრდა. ნაშრომში [2] აღნიშნულია, რომ უმცირესი ჰაერის შეპარვაც კი არ იძლევა სუფთა ფენების მიღების საშუალებას, თუნდაც მაღალი სისუფთავის მასალების გამოყენებისას. ფენების თვისებების გაუარესებას ავტორები ხსნიან წყლის ორთქლის და ჟანგბადის გაჩენით რეაქტორში. გამოთქმული იყო ასევე მოსაზრებები იმ სილიციუმის გავლენის შესახებ, რომელიც შედიოდა რეაქტორის დასამზადებლად გამოყენებულ კვარცში [3]. ამ დროისთვის მოხერხდა ეპიტაქსიური ზრდის პროცესზე მათორიენტირებელი მონოკრისტალური საფენის მდგომარეობის და გარე პირობების

გავლენის დადგენა, გარკვეულია კრისტალიზაციის დროს დიფუზიური და სითბური პროცესების გავლენა, წარმოქმნილი ელექტროსტატიკური ველის და ძაბვების მოქმედება, შესაძლებელი გახდა ეპიტაქსიის დროს მესრის ზომების შესაბამისობის პრინციპის მოქმედების დაზუსტება. შრომების დიდი რაოდენობა ეძღვნება ეპიტაქსიური გალიუმის არსენიდის ზრდის პირობების და ლეგირების თერმოდინამიკურ გათვლებს [4-7].

თუმცა არც ფიზიკური, არც ქიმიური კინეტიკა არ იძლევა საშუალებას აღწეროს ეპიტაქსიური ზრდის რაოდენობრივი პროცესი და პარამეტრების სრული ანგარიში ყოველთვის არ არის შესაძლებელი.

ეპიტაქსიური ფენების ლეგირების პროცესის შესწავლა აუცილებელია სასურველი თვისებების ფენების გაზრდის დროს და კერძოდ არაკონტროლირებადი მინარევების ბუნების და წყაროების გამოსავლენად. ერთიანი თეორია, რომელიც აღწერს მინარევების ქცევას, ჯერ არ შექმნილა და ამის გამო ლეგირების შედეგების სისტემატიზაცია გაძნელებულია.

ზრდადი $G a A$ ეპიტაქსიური ფირის ლეგირების ყველაზე გავრცელებული მეთოდებია ზრდის ზონაში აირად ფაზაში მალეგირებელი მინარევის შეტანა ($H_2T e$, $As e$, $S_6FS n C$), ასევე მისი შეყვანა გალიუმის წყაროში ($S n$, $T e$, $S e$, As სხვა). მინარევის ბუნებიდან გამომდინარე მიღებულ ფენებს გააჩნიათ განსხვავებული გამტარებლობის ტიპი [8-10]. უნდა აღინიშნოს ეპიტაქსიური ფენის აირადი ფაზიდან ლეგირების უეჭველი უპირატესობა, რადგან ამ შემთხვევაში ჩნდება ერთი პროცესის განმავლობაში მრავალფენიანი სხვადასხვა დონის ლეგირების მქონე სტრუქტურის მიღების საშუალება. [11]

ნახევარგამტარული ხელსაწყოების თანამედროვე ტექნოლოგიაში დიდი ყურადღება ეთმობა დიელექტრიკურ დანაფარებს. სხვადასხვა ხელსაწყოებში ისინი მაპასივირებელ (განნის დიოდი) ან მმართველი (ტრანზისტორებში) ფენების როლს თამაშობენ. განხილულია დიელექტრიკული ფენების მიღების მეთოდების საკმაოდ დიდი რაოდენობა [12-15]. ეს მრავალფეროვნება იმით აიხსნება, რომ თითქმის ყველა ქიმიურ შენაერთს

გააჩნია ბმის მაღალი სიმტკიცე, განსაკუთრებით სილიციუმის, ალუმინის, ტუტე და იშვიათმიწა ლითონების ოქსიდებს და ისინი წარმოადგენენ დიელექტრიკებს. სტაბილური შენაერთების მიღება, როგორც არის ჟანგები და ჟანგბად-შემცველი სისტემები, შესაძლებელია სხვადასხვა ქიმიური რეაქციების გამოყენებით.

დიელექტრიკული ფენები ხელსაწყოების სტრუქტურაში ერთ-ერთი ყველაზე საპასუხისმგებლო ელემენტები არიან. მრავალ შემთხვევაში სწორედ ისინი განსაზღვრავენ დაზიანების ძირითად მექანიზმს და შესაბამისად ხელსაწყოების ვარგისიანობას. დიელექტრიკული ფირების ნებისმიერ არაერთგვაროვნებას, როგორც ნიღბის წარმოქმნის დროს (ხელსაწყო დამზადებისას), ისე ექსპლუატაციის რეჟიმში განუხრელად მივყავართ დეფექტებამდე და ხელსაწყოების შეუქცევად დაზიანებამდე.

G a A ჯაფუძველზე დამზადებულ განსაკუთრებით პერსპექტიულ ხელსაწყოებს შეიძლება მივაკუთვნოთ უბრალო და მარტივი ზმს დიაპაზონის გენერატორი – განნის დიოდი. განნის ეფექტის ინტენსიურმა შესწავლამ მსოფლიოს მრავალ ლაბორატორიაში ზმს დიაპაზონის მყარსხეულოვანი რეკორდული იმპულსური სიმძლავრის გენერატორების შექმნა განაპირობა.

მრავალი ნახევარგამტარული და ინტეგრალური სქემის ანალოგიურად, გალიუმის არსენიდზე დამზადებული განნის დიოდები იქმნებიან აქტიური არეებით, რომლებიც ფორმირდებიან ეპიტაქსიურად გაზრდილ ფენებში, რომლებიც, თავის მხრივ, გაზრდილია იგივე მასალის მონოკრისტალურ საფენზე. გამოყენებული საფენები შეიძლება იყოს, როგორც დაბალომიანი (n^+), რომლებიც გამოიყენება განნის „სენდვიჩის“ ტიპის დიოდებისათვის, ისე ნახევრადიზოლაციური (i), პლანარული სტრუქტურებისათვის.

ნახევრადიზოლაციური გალიუმის არსენიდის საფენების სახით გამოყენება ინტეგრალური ტექნოლოგიებით ხელსაწყოების და მონოლითური ზმს ინტეგრალური სქემების დამზადების საშუალებას იძლევა.

განნის გენერატორების აქტიური არეები საკმაოდ დიდი სისუფთავის ($n \cong 10^{15} \text{მ}^{-3}$, $\mu = 750 \text{მ}^2/\text{ვ.წმ}$) უნდა იყოს.

თუ გავითვალისწინებთ იმ მოთხოვნების მთელ კომპლექსს, რომლებიც გალიუმის არსენიდის საფუძველზე დამზადებულ განნის დიოდებს წარედგინება – სამუშაო ტემპერატურების ფართო დიაპაზონი, საიმედოობა და სხვა, მაშინ ყველაზე ხელსაყრელი აღმოჩნდება ეპიტაქსიური ფენები. ძირითადი მახასიათებელი, რომლის მიხედვითაც ხდება განნის დიოდებისთვის სტრუქტურების შერჩევა, არის დენის გადამტანების კონცენტრაცია და ძვრადობა. ამის მიუხედავად ექსპერიმენტული მონაცემები [16] გვაჩვენებს, რომ ამორჩეული ფირებიდან ყველასგან არ გამოდის მუშა მდგომარეობიანი დიოდები. თუ ჩავთვლით ზმს-ს მინიმალურ სიმძლავრეს - 5 მილივატი, მაშინ ვარგისი სტრუქტურის გამოსავალი აღმოჩნდება შემდეგი:

5-8 გიგაჰერცი (გჰც) –30-40%;

26-4 გიგაჰერცი (გჰც) –3-5%.

ამკარაა, რომ ზემოთჩამოთვლილი მახასიათებლები არასაკმარისად კრიტიკულია ფირების არჩევისათვის. განნის დიოდების მუშაობაზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს აგრეთვე კონტაქტების ხარისხი [17].

სამუშაო [18]-ში განიხილება ρ , n და μ განაწილების ერთგვაროვნება განნის დიოდის დასამზადებლად გამოყენებულ გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიურ ფენებში. ზოგიერთი ავტორი საწყის კრიტერიუმად ფენის სისქეში ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ერთგვაროვნებას მიიჩნევს [19-21]. დენის გადამტანების განაწილების არაერთგვაროვნება ეპიტაქსიური ტექნოლოგიის სერიოზულ ნაკლად ითვლება. გალიუმის არსენიდის საფუძველზე შექმნილი ხელსაწყობები, კერძოდ განნის დიოდები, შეიძლება იყოს სხვადასხვა კონსტრუქციის, თუმცა ამის მიუხედავად ყველა მათგანი სხვადასხვა დონით ლეგირებულ ფენებს შეიცავს. ამ ფენების საზღვარზე მოჩანს ელექტროფიზიკური მახასიათებლების მომატებული არაერთგვაროვნება. ამ არეს გარდამავალ ფენას უწოდებენ.

თუ გარდამავალი ფენის სისქეს ჩავთვლით 2-4 მკმ-ს, მაშინ ხელსაწყოებში, რომლებიც მუშაობენ 5-8 გჰც-ზე (აქტიური ფენის სისქე 15-21 მკმ), დიოდის ეფექტურობა (მქკ) არის 2-4%, 8-12 გჰც დიაპაზონის დიოდებისთვის (8-13 მკმ) მქკ არ აჭარბებს 2%-ს. უფრო ცუდად არის საქმე 26-40 გჰც დიაპაზონის დიოდების მუშაობის დროს, რომელთა აქტიური არის სისქე (3-4 მკმ), უტოლდება გარდამავალი ფენის სისქეს და დიოდის მუშაობა მთლიანად დამოკიდებულია გარდამავალი ფენის ხარისხზე.

ამგვარად, ეპიტაქსიური ფირების შემდეგი მნიშვნელოვანი მახასიათებელი არის ნიმუშის სისქეში დენის გადამტანების განაწილება. განის დიოდების მქკ-ის თეორიულმა გათვლებმა, რომლებიც შესრულებული იქნა ფენების სისქეზე დენის გადამტანების კონცენტრაციის დამოკიდებულების სხვადასხვა ტიპისთვის, გვიჩვენა, რომ ყველაზე მაღალი მქკ მოჩანს $n(X)$ თანაბარი განაწილების ნიმუშებში [16, 19-21]. ცოტა უფრო ნაკლები მქკ აქვს დიოდებს მუდმივი $n(X)$ მთელი ნიმუშის სისქეში ანოდის გარდა, სადაც გადამტანების კონცენტრაცია იზრდება.

ეპიტაქსიური პროცესების განხილვა საშუალებას იძლევა რაოდენობრივად მოხდეს ფენების ზრდის კინეტიკის წარმოდგენა და გარდამავალი ფენის არსებობის ჩვენება, რომელსაც როგორც ფირის, ასევე საფენის თვისებებისაგან განსხვავებული სტრუქტურული და ელექტროფიზიკური თვისებები გააჩნია. გარდამავალი ფენის სისქე და მისი მახასიათებლები ეპიტაქსიის პროცესის მიმდინარეობით განისაზღვრება. ამ ფენის შესწავლა არის დამოუკიდებელი ამოცანა მაღალი პარამეტრების ზმს ხელსაწყოების დამზადებისათვის თხელი ნახევარგამტარული ფენების მიღების მეთოდების შექმნასთან დაკავშირებით.

ბოლო წლებში გამოქვეყნებული დიდი რაოდენობის მასალა საშუალებას გვაძლევს მოვახდინოთ სისტემატიზაცია და გამოვავლინოთ ძირითადი მიზეზები, რომლებიც პასუხისმგებელია დეფექტური გარდამავალი ფენის წარმოქმნაზე.

დეფექტური ფენების წარმოქმნის მრავალფეროვანი მიზეზები შეიძლება ორ დიდ ჯგუფში გავაერთიანოთ:

1. საფენის გავლენა.
2. ფენის წარმოქმნის და ზრდის პირობების გავლენა.

განვიხილოთ ცალ-ცალკე თითოეული ჯგუფი.

ზრდად ფენაზე საფენის გავლენა ვლინდება, როგორც:

- 1) საფენისგან ეპიტაქსიურ ფენაში დეფექტების გადაცემა.
- 2) ეპიტაქსიური ფენის წარმოქმნის საწყისი სტადიის განსაკუთრებული მდგომარეობა მსუბუქად დაბინძურებული საფენის ზედაპირის პირობებში, რაც დაკავშირებულია საფენის ზედაპირზე ახალი ფაზის ჩანასახების წარმოქმნასთან.
- 3) ზრდის მექანიზმის ცვლილება ანუ გადასვლა სამგანზომილებიანი ნუკლეიციდან ფენოვანი ზრდისაკენ.
- 4) გახურებისას ორგანოზომილებიანი საფენის ზრდაპირზე დეფექტების სიმკვრივის ცვლილება.
- 5) მინარევების დიფუზია საფენიდან ფირში გამყოფი საზღვრის გავლით.
- 6) ზრდადი ფენის მინარევით ავტოლეგირება საფენიდან აირადი ფაზის გავლით.

საფენის ზედაპირის სრულყოფილების ხარისხის გავლენა აღმოჩენილია ბევრი ავტორის მიერ [22-28]. საფენის დეფექტების შეღწევა ფირში, უფრო ზუსტად მისი ზედაპირული ფენიდან, აღმოჩენილია [29, 30] და ნაჩვენებია, რომ ქიმიურ-მექანიკური დამუშავების შედეგად იქმნებოდა განმტკიცებული ფენა დისლოკაციების დიდი სიმკვრივით, საფენში ჩაჭერილი ნაწილაკებით. [31-38]-ში შემუშავებულია ნატრიუმის ჰიპოქლორიდით მექანიკური პოლირების მეთოდი და ნაჩვენებია, რომ საფენებზე, რომლებიც დამუშავებულია ზემოთაღნიშნული მეთოდით, ფირი საკმაოდ მაღალი სტრუქტურული სრულყოფილებით იზრდებოდა.

[34] დაიკვირვებოდა ალმასის ფხვნილით დამუშავების კვალი და აღინიშნებოდა რომ ალმასით დამუშავება ადიდებს წყობის დეფექტებს და

ამცირებს ეპიტაქსიურ ფენებში დენის გადამტანების ძვრადობას. ნაშრომში [35] ნათქვამია, რომ ქიმიური და აირადი მოწამვლის შემდეგ მაინც რჩება ამორფული ფენა სისქით 50\AA , რომლის მოცილება მხოლოდ ძალიან ღრმა მოწამვლითაა შესაძლებელი.

უნდა აღინიშნოს აზრთა სხვადასხვაობა გარდამავალი ფენის თვისებებზე ისეთი ფაქტორების გავლენის შესახებ, როგორცაა საფენის ორიენტაცია, მასში მინარევების ტიპი და კონცენტრაცია [36-45]. [36-38]-ისგან განსხვავებით, [39,40]-დან დაიკვირვება გარდამავალი ფენის სისქის ძლიერი დამოკიდებულება საფენის ორიენტაციაზე და ნაჩვენებია, რომ გადამტანების ერთგვაროვანი განაწილების თვალსაზრისით საკმაოდ კარგი ელექტროფიზიკური მახასიათებლებით გამოირჩევა $3 - 10^\circ$ -ით მოტრიალებული სიბრტყეები.

[39, 40]-ში ასევე აღინიშნება, რომ საფენში მალეგირებელი მინარევი და მისი კონცენტრაცია განაწილების პროფილზე არანაირ ზეგავლენას არ ახდენენ, თუმცა [41]-ში ეს შეიმჩნევა.

ეპიტაქსიის საწყის სტადიაზე და ზრდის კინეტიკაზე საფენის ორიენტაციის გავლენა სხვადასხვა ავტორების ნაშრომებში აღინიშნება [42-45].

გარდამავალი ფენის მახასიათებლებზე და ხასიათზე საფენის ზედაპირის გავლენა განხილულია სამუშაოებში [39,46-48]. აღინიშნება, რომ დენის გადამტანების პროფილზე დიდ გავლენას ახდენს საფენის ზედაპირზე მინარევის სახით ადსორბირებული ჟანგბადი [39,46] და ჟანგეულები [47], რომლებიც გოგირდმჭავულ მომწამვლელებში დამუშავების შემდეგ ჩნდებიან და მათი ძნელად მოცილებადობის გამო შეიძლება გახდნენ სამგანზომილებიანი ჩანასახების წარმოქმნის მიზეზი [49].

როგორც ცნობილია, კრისტალის ზრდა უნდა მიმდინარეობდეს ჩანასახების წარმოქმნით და მათი ზრდით ერთგვაროვანი ფენის წარმოქმნამდე. ავტოეპიტაქსიის იდეალურ შემთხვევაში, თეორიულად ჩანასახს უნდა ჰქონდეს ბრტყელი ფორმა, ანუ უნდა მოხდეს ორგანზომილებიანი ჩანასახწარმოქმნა. ზრდის პროცესი უნდა მიმდინარეობდეს ორგანზომილე-

ბიანი ჩანასახის წარმოქმნით და მათი ზრდით ყოველ ახალ ფენაში, ან ზრდის საფეხურებთან მიერთებით (ფენა-ფენა ზრდის მექანიზმი). მაგრამ იმის გამო, რომ რეალური საფენი თავისი დეფექტებიდან გამომდინარე, იდეალურისგან განსხვავდება, ასეთ საფენზე ფირის ზრდაც ასევე განსხვავებული იქნება. მართლაც, ექსპერიმენტულად დამტკიცდა, რომ რეალურ საფენებზე ზრდა სამგანზომილებიანი ჩანასახების წარმოქმნით მიმდინარეობს [50-53], ხოლო ზრდის სიჩქარე საწყის პერიოდში უფრო მცირეა, ვიდრე სტაციონარული პროცესის დროს [54,55]. [38]-ში შესრულებულია ლეგირების პროფილის ანგარიში, გამომდინარე ახალი ფენების სამგანზომილებიანიდან ორგანზომილებიანში გადასვლის კინეტიკის ზოგადი წარმოდგენებიდან. უნდა აღინიშნოს, რომ თუ გარდამავალი ფენის წარმოქმნა დაკავშირებულია ზრდის მექანიზმის ცვლილებასთან, მაშინ ერთგვაროვანი ფენის ფორმირების დრო გარდამავალი ფენის წარმოქმნის დროს უნდა შეესაბამებოდეს. [38]-ში გარდამავალი ფენის ფორმირების დრო გაცილებით მეტია. ამიტომ უნდა ვივარაუდოთ, რომ ჩანასახების წარმოქმნის პროცესის სამგანზომილებიანიდან ორგანზომილებიანში გადასვლის პერიოდი თავისთავად არ წარმოადგენს დიდი სისქის გარდამავალი ფენის წარმოქმნის მიზეზს. აშკარაა, რომ ზრდის მექანიზმის ცვლილებასთან ერთად მიმდინარეობს სხვა პროცესებიც, რომლებიც გავლენას ახდენენ მინარევების ჩაჭერის პროცესზე და შესაბამისად, გარდამავალი ფენის მახასიათებლებზეც.

საფენის დაბინძურებულმა ზედაპირმა შეიძლება ბიძგი მისცეს სტრუქტურის მთელი რიგი დეფექტების წარმოქმნას. ზოგიერთი დეფექტის გაჩენას შეიძლება თან სდევდეს მინარევული დაჯგუფებები და გამონაყოფები, რომლებიც ხელს უწყობენ მინარევების ეფექტურად არააქტიურ მდგომარეობაში გადასვლას. ასე, მაგალითად: სამუშაო [156]-ში ნახსენებია კორელაცია რომბისმაგვარ გამონაყოფებსა და ფენების ელექტროფიზიკურ თვისებებს შორის. მაგრამ, სამწუხაროდ, დეფექტების უმრავლესობისათვის

ასეთი ტიპის კორელაცია დადგენილი არ არის, რაც აძნელებს მათი წვლილის განსაზღვრას გარდამავალი ფენის ფორმირების პროცესში.

გარდამავალი ფენის წამოქმნაზე დიდ გავლენას ახდენს ფირისაფენის გამყოფ საზღვარში მინარევების დიფუზია. თუ ფენა და საფენი მინარევების შემადგენლობით და კონცენტრაციით განსხვავდებიან, მაშინ ზრდის პროცესში მინარევების გადანაწილება მოხდება. დიფუზიის თეორია განხილული იყო სამუშაოში [57], რომელშიც ავტორმა გადაწყვიტა მინარევების გადანაწილების პროცესი, რომლებიც თავიდან მოთავსებული იყვნენ საფენში და მინარევების, რომლებიც შეყვანილი იყვნენ დალექილ ფენაში მყარ სხეულში გადანაცვლებადი საზღვრით დიფუზიის მეშვეობით.

ზოგიერთმა ავტორმა [58,59] მიიღო ექსპერიმენტული მონაცემების კარგი თანხვედრა სილიციუმის სტრუქტურებისათვის და გალიუმის არსენიდისათვის [60]. მრავალი ავტორის მიერ [60;66] განიხილება დიფუზიური თეორიის გამოყენების საშუალება სილიციუმის ეპიტაქსიურ ფენებში მუხტის გადამტანების პროფილის საანგარიშოდ [63]. [64]-ის ავტორები გვთავაზობენ განტოლებას, რომლის ამოხსნაც ძალიან ზუსტად აღწერს ექსპერიმენტულ პროფილებს იმ დაშვებით, რომ გარდამავალ ფენას მომატებული დიფუზიური გამტარებლობა გააჩნია, რაც თანხმობაშია ამ არეში დეფექტების მაღალ სიმკვრივესთან. ასეთივე დაშვება მოყვანილია სამუშაოებში [67–69]. ნაშრომი [70] ავტორმა გვიჩვენა, რომ გარდამავალი ფენების ზომები შეიძლება უტოლდებოდეს ფენის საერთო სისქეს, ამიტომ ამ ფენის ზემოქმედების წვლილის სიდიდის განსაზღვრა დიფუზიის პროცესებში სასაზღვრო პირობების გათვალისწინებით ხდება არაკორექტულად და უნდა გავითვალისწინოთ გარდამავალი ფენის გავლენა განტოლებაში, რომელიც აღწერს ამ პროცესს.

ავტოლეგირების ეფექტი, ანუ მინარევების გადასვლა საფენიდან ფირში აირადი ფაზის გავლით, თავდაპირველად აღმოჩენილი იქნა ეპიტაქსიურ გალიუმის არსენიდში [71], ხოლო Grossman-მა [72] განავითარა ავტოლეგირების კინეტიკური თეორია გერმანიუმისათვის.

ექსპერიმენტულად უკვე დადგენილია, რომ მინარევების გადასვლას საფენის უკანა მხრიდან შეიძლება გაუკეთდეს ეკრანირება [73;74]. მინარევების დიფუზია აირად ფაზაში და მათი შემდგომი ჩანერგვა ზრდად ფენაში განხილულია [75]-ში. ამ სამუშაოს შედეგებზე დაყრდნობით [76]-ში ნაჩვენებია, რომ საფენის მინარევების 100%-ით ჩანერგვის დროსაც კი ზრდად ეპიტაქსიურ ფენაში, საფენის უკანა მხარეს დიფუზიური ნაკადი ორი რიგით ნაკლებია ფირში მინარევების შესვლის სიჩქარეზე. აქედან გამომდინარე შეიძლება ითქვას, რომ ავტოლეგირების ეფექტს არ შეუძლია უზრუნველყოს დაკვირვებული ლეგირების პროფილის არაერთგვაროვნება.

ეპიტაქსიურ პროცესებისადმი მიძღვნილ ლიტერატურაში დიდი ყურადღება ექცევა თერმულ დამუშავებას [75-90], რომელსაც ყოველთვის აქვს ადგილი გალიუმის არსენიდის ზრდის დროს.

[76,77] ავტორები გვიჩვენებენ, რომ საფენების თერმოდამუშავებას მივყავართ საფენების ზედაპირზე ნახევრადიზოლაციური P ტიპის გამტარებლობის გალიუმის არსენიდის ფენის წარმოქმნამდე. აღინიშნება რომ ამ ფენის სისქე აღწევს 70 მკმ-ს. [76]-ში P ფენის გამომწვევ მიზეზად ასახელებენ სპილენძის დიფუზიას, ხოლო [77]-ში გალიუმის ვაკანსიის წარმოქმნას.

სამუშაოებში [82-90] საფენის გამტარებლობის თერმოინვერსია ახსნილია დარიშხანის ვაკანსიის გაჩენით, რასაც მივყავდით ან ზედმეტი გალიუმის შემცველი ფენის წარმოქმნამდე, ან $S i A s \pi$ კომპლექსების წარმოქმნამდე. ფოტოლუმინესცენციის განიერი ზოლი პიკით 1,356 [83] აიხსნება გალიუმის არსენიდიდან გალიუმის დიფუზიით, ხოლო დარიშხანის დამატებითი რაოდენობის მიწოდება გვეხმარება პროფილის ერთგვაროვნების აღდგენაში [81].

განვიხილოთ გარდამავალი არის გაჩენაზე ფირების წარმოქმნის და ზრდის პირობების გავლენა. ფორმულაში $N_{\text{ბინ}}$ და $N_{\text{ბორ}}$ შეესაბამებთან ნაკადში მინარევების და ძირითადი ნივთიერების ატომების რაოდენობას ზრდის ზედაპირზე. ფირის ზრდის სიჩქარის ცვლილება დალექვის საწყის

სტადიაზე, მისი შემცირება და სტაბილიზაცია ზრდის მექანიზმის ცვლილების გამო, კარგად ხსნის საფენის ახლოს გარდამავალი არის გაჩენას მინარევების მაღალი კონცენტრაციით [92-95]. გალიუმის არსენიდის [96,97] ფირებში მინარევული პროფილების ექსპერიმენტულმა გამოკვლევამ გვიჩვენა ზრდის სიჩქარის მიხედვით გარდამავალი ფენის სისქის შეფასების შესაძლებლობა (მინარევების ნაკადის ცვლილების გათვალისწინებით) და დაადასტურა ფარდობა ზრდის დროს. გარდამავალი ფენის წარმოქმნის მიზეზების დასადგენად წარმატებით გამოიყენებოდა ფენაში მინარევების კონცენტრაციის (n) დამოკიდებულება ზრდის ეფექტურ სიჩქარეზე (V_{eff}) $\div n = N_{\text{მონ.}} / (N_{\text{დორ.}} + N_{\text{მონ.}}) = N_{\text{მონ.}} / N_{\text{დორ.}} \approx V_{\text{გვ.}}^{-1} (1-1)$. შემჩნეული იქნა საფენის საზღვართან მინარევების მაღალი კონცენტრაციის არე და ამ არის შემცირება სინგულარული წახნაგებიდან უფრო მაღალინდექსიანებში გადასვლით, რაც უკავშირდება შესაბამისი სიბრტყეების ზედაპირების განსხვავებას და როგორც შედეგს, განსხვავებული ზრდის მექანიზმს.

ზრდის პროცესში აირადი ფაზის ცვლილება, რაც განსაკუთრებით შესამჩნევია რთული ნახევარგამტარული ხელსაწყობის შექმნის დროს, დიდ გავლენას ახდენს ზრდადი ფენის ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე.

გალიუმისა და დარიშხანის პარციალური წნევების ფარდობა პირდაპირ კავშირშია დონორების და აქცეპტორების კონცენტრაციასთან და ფირებში მუხტების გადამტანების ძვრადობასთან [98,99]. შრომების დიდი რაოდენობა ეძღვნება აირად ფაზაში დარიშხანის და გალიუმის კონცენტრაციის გავლენას ზრდის სიჩქარის ცვლილებაზე [92-100,101], მალეგირებელი [102] და არაკონტროლირებადი [103] მინარევების შესვლას ფენების მოცულობაში. $Ga - As - InH_2$ ფართოდ გამოყენებულ ტექნოლოგიურ სისტემაში Ga / As ფარდობის არასტაბილურობა, განსაკუთრებით ზრდის საწყის პერიოდში, დაიკვირვებოდა მრავალი ავტორის მიერ [92;102;111]. [108]-ში ნაჩვენებია, რომ ზუსტად ეს არასტაბილურობა არის გარდამავალი ფენის წარმოქმნის მიზეზი.

$A s / G$ ფარდობის მცირე მნიშვნელობების დროს გარდამავალი ფენის წარმოქმნის მექანიზმმა საწყის სტადიაში დადასტურება ჰპოვა [102-105]-ში. ზრდის ზონაში დარიშხანის დამატება შესამჩნევად ამცირებს გარდამავალი ფენის სისქეს, თუმცა ეს პროცესი ექვივალენტურია არაკონტროლირებადი მინარევების დამატებისა (შესული $A s$ ξ -დან), რომელიც, თავის მხრივ, გავლენას ახდენს ზრდადი ფირის ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე. როგორც [112] სამუშაოდან ჩანს, „სუფთა“ $G a A$ ეპიტაქსიურ ფირში $n \cong 10^{17} \text{სმ}^{-3}$ და 300 K ტემპერატურაზე $\mu = 800 \text{მ}^2/\text{ვ} \times \text{წმ}$. მაინც არის მინარევების ატომების 10 ტიპი კონცენტრაციით 10^{17}სმ^{-3} -ზე მეტი.

მას-სპექტროსკოპიამ [113] ასევე გვიჩვენა, რომ სტაბილურ მდგომარეობაში $G a / A$ ფარდობა აირად ფაზაში არ აჭარბებს 2,15-ს, რაც კარგად ეთანხმება თერმოდინამიკურ გათვლებს. [5].

$G a A$ მრავალფენიანი სტრუქტურების რენტგენოგრაფიულმა კვლევებმა გვიჩვენა, რომ საფენის მესრის მუდმივა იცვლება ზრდადი ფენაში მინარევების კონცენტრაციასთან ერთად. საფენის და ფირის მესრის მუდმივების განსხვავებას თავისი წვლილი შეაქვს გარდამავალი არის წარმოქმნაში [114].

როგორც უკვე ავღნიშნეთ, ზრდის სიჩქარის და $G a / A$ ფარდობის არასტაბილურობამ შეიძლება გავლენა მოახდინოს ზრდადი ფირში მინარევების შესვლაზე. სამუშაო [116]-ში ნაჩვენებია $G a \text{Cl}$ მნიშვნელოვანი როლი გარდამავალი არის წარმოქმნაში. აღსანიშნავია, რომ ზრდადი ფენის გალიუმის ქლორიდით შევსება ზრდის რეალურ რეჟიმში არ აჭარბებს 1%-ს და ეპიტაქსიური ზრდის სიჩქარე ლიმიტირებულია $G a \text{Cl}$ ადსორბციით. აქედან გამომდინარე შეიძლება ვილაპარაკოთ $G a / A$ ფარდობის დიდ გავლენაზე გარდამავალი ფენის წარმოქმნისას.

გარდამავალი ფენის დეტალური განხილვის დროს არ შეიძლება ყურადღება არ მივაქციოთ ისეთ ელემენტებს, როგორც არის ჟანგბადი, სპილენძი და სილიციუმი. ასე, მაგალითად, სამუშაოში [116] კათოდური ლუმინესცენციის სპექტრების შესწავლის საფუძველზე გამოთქმული იქნა

ვარაუდი, რომ კომპენსაცია, რომელიც იწვევს მაღალომიანი შუაფენის გაჩენას, მიმდინარეობს სპილენძისა და ქრომის ატომების ხარჯზე. ავტორების უმრავლესობა [77; 102; 117] ამ ეფექტს სილიციუმს და ჟანგბადს უკავშირებენ.

ნაშრომში [118] ნაჩვენებია, რომ მუხტის გადამტანების კონცენტრაციისას $n > 5 \times 10^{11} \text{ სმ}^{-3}$ ქლორიდული მეთოდით გაზრდილ ეპიტაქსიურ გალიუმის არსენიდში კომპენსაციის კოეფიციენტი განისაზღვრება საწყისი ნივთიერებების მიღების მეთოდით და სისუფთავით. $n \leq 5 \times 10^{11} \text{ სმ}^{-3}$ დროს კომპენსაციის კოეფიციენტი იზრდება და ეს აიხსნება გალიუმის ვაკანსიით, რომელიც აქცეპტორს წარმოადგენს.

ძალიან საინტერესოა [33]-ში წარმოდგენილი მოდელი, რომელიც სილიციუმის აქტივობას H C -ის პარციალურ წნევასთან (შესაბამისად A s G t თან) აკავშირებს. ეს მოდელი საშუალებას იძლევა საკმაოდ დამაჯერებლად აიხსნას მაღალომიანი და P -ფენების წარმოქმნა [179]. [120]-ში უფრო დეტალურად, ვიდრე [33]-ში, გამოთვლილია და ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე გამოთქმულია მოსაზრება, რომ წყლის ორთქლის მცირე შემცველობის დროს არაკონტროლირებადი ლეგირება ხორციელდება სილიციუმით, ხოლო მაღალი შემცველობის დროს ჟანგბადით, რომელიც ანაცვლებს დარიშხანის ატომებს. მაღალომიანი არის წარმოქმნა იხსნება სილიციუმის და ჟანგბადის ერთობლივი მოქმედებით. გარდამავალი ფენის წარმოქმნის ანალიზის შედეგად შეიძლება ითქვას, რომ მიკროელექტრონიკაში ფართოდ გამოყენებულმა ეპიტაქსიურმა ტექნოლოგიებმა, ნახევარგამტარულ სტრუქტურებში ფენების სისქის შემცირებამ, გარდამავალი არის გავრცელების გაქრობა, ან მაქსიმალურად შემცირება მოითხოვა, რაც განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია ეპიტაქსიურ სტრუქტურებში, რომლებიც ინტეგრალური სქემების და დისკრეტული ხელსაწყოების ძირითად კომპონენტებს წარმოადგენენ.

კვლევის შედეგები ადასტურებს უქველ პროგრესს გარდამავალი ფენების წარმოქმნის და მათი თვისებების გაგებაში. თუმცა ეს პრობლემა ჯერ კიდევ რჩება საკმაოდ აქტუალურად.

გარდამავალი არის გავრცელების გაქრობას, ან შემცირებას ხელს უწყობს ნივთიერების სისუფთავის აშკარა მოთხოვნების შესრულება, ზრდის სტაციონარული რეჟიმის შექმნა, მავნე დიფუზიური პროცესების მაქსიმალური შემცირება.

ლიტერატურაში შეიძლება შევხვდეთ გარდამავალი ფენების შემცირების სპეციალურ მეთოდებს, რომლებიც მიზნად ისახავს შეამცირონ თვითონ საფენის და ფირის ფიზიკური თვისებები, როგორებიცაა მესრის ზომები (პარამეტრები), ატომების ზომები და დიფუზიური ძვრადობა, მოქმედი რეაქციების ტემპერატურული ინტერვალები, ჩაჭერის კოეფიციენტი და ა.შ.

ყველაზე დიდი გავრცელება ჰპოვა გარდამავალი ფენის სისქის შემცირების ისეთმა მეთოდებმა, როგორებიცაა: წინასწარი აირადი მოწამვლა, ეპიტაქსიის ტემპერატურის შემცირება, ბუფერული ფენის გაზრდა.

აირადი მოწამვლის პროცესი, მისი გავლენა საფენის სისუფთავის ხარისხზე, გარდამავალი ფენის წარმოქმნა განხილულია ბევრ ნაშრომში [121-133]. ერთ-ერთ პირველ ნაშრომში [121] აღინიშნებოდა, რომ გერმანიუმის ქლორიანიწყალბადით მოწამვლისას ზედაპირის ხარისხი ძალიან არის დამოკიდებული გამოყენებული წყალბადის სისუფთავის ხარისხზე. ამჟამად, როდესაც მასალის სისუფთავე შეესაბამება ყველაზე მაღალ მოთხოვნებს, მოწამვლის პროცესის წინ დგას სრულიად სხვა პრობლემები.

აირადი მოწამვლის სხვადასხვა მეთოდები და ასპექტები, საფენების პოლირებული ზედაპირების მიღების პრობლემა განხილულია სამუშაოებში [122-126].

უნდა აღინიშნოს გარკვეული აზრთა სხვადასხვაობა მაპოლირებელი აირადი მოწამვლის გავლენის შესახებ ეპიტაქსიურ ფენებში მუხტების გადამტანების განაწილების პროფილზე.

[127-130] სამუშაოების ავტორები ამტკიცებენ რომ $Ga - As_3C-H_2$ სისტემაში $750^{\circ}C$ -ზე წინასწარი აირადი მოწამვლა მთლიანად აქრობს გარდამავალი არის წარმოქმნის მიზეზებს ამ სამუშაოებისგან განსხვავებით [131]-ის ავტორებმა მუხტის გადამტანების კონცენტრაციის პროფილზე ვერანაირი გავლენა ვერ შეამჩნიეს მაპოლირებელი მოწამვლის იგივე პირობებში 30 წუთის განმავლობაში. ნაშრომში [132] ავტორებმა შეისწავლეს აირადი მოწამვლა $Hcl - As-H_2$ სისტემაში $870^{\circ}C$ -ზე და აჩვენეს, რომ პროცესის დაწყებიდან 5 წუთის შემდეგ მოწამვლის კანონის წრფივობა ირღვევა. ავტორები ვარაუდობენ, რომ ხანგრძლივი მოწამვლის შემდეგ საფენის ზედაპირი კარგავს პლანარულობას. ასეთივე მოვლენა დაიკვირვებოდა [133]-შიც. შედეგების ასეთი შეუსაბამობა იმაზე მიგვითითებს, რომ დაკვირვების მასალების დიდი რაოდენობით არსებობის მიუხედავად, რომლებიც ეპიტაქსიურ ფენების სისტემაში მინარევების განაწილებაზე წინასწარი აირადი მოწამვლის გავლენას ეძღვნება, ჯერ კიდევ არ არის ჩამოყალიბებული საერთო აზრი და პრობლემა მოითხოვს დამატებით სამუშაოების ჩატარებას.

სარეაქციო მოცულობის ტემპერატურის შემცირებას შეუძლია მნიშვნელოვნად შეამციროს შებრუნებული დიფუზია და ავტოლეგირება.

სამუშაოებში [134-139], რომლებიც ეძღვნება დაბალტემპერატურულ ეპიტაქსიას, ტემპერატურის შემცირება ხდება, როგორც საფენისთვის, ისე გალიუმის წყაროსთვის. [134]-ში მითითებულია, რომ დალექვის ზონაში ტემპერატურის შემცირებას და გრადიენტის ზრდას მიყვავართ $GaAs$ ეპიტაქსიური ფენების სტრუქტურის გაუარესებამდე ყველა შესწავლილ შემთხვევაში. პირიქით, [135-139]-ში ნაჩვენებია, რომ სტრუქტურის ზედაპირი არ ფუჭდება, ხოლო ველიანი ტრანზისტორების მახასიათებლები უკეთესია, ვიდრე ჩვეულებრივი მაღალტემპერატურული ეპიტაქსიით გაზრდის შემთხვევაში [137]. შემცირებული ტემპერატურის პირობებში ზრდის სიჩქარეებში მნიშვნელოვანი განსხვავება ($0,05$ მკმ/წთ [136] და $1,5$

მკმ/წთ [138] შეიძლება მივაკუთნოთ ზრდის განსხვავებულ ტექნოლოგიურ პირობებს.

განსაკუთრებულ ყურადღებას იმსახურებს შუალედური ბუფერული ეპიტაქსიური ფენების და საჭირო ქიმიური შემადგენლობის ფირების შექმნის მეთოდები [140-150]. ბუფერული ფენები შეიძლება იყოს როგორც ნახევრადიზოლაციური [140,142] ისე დაბალომიანი [141]. აირადი მოწამვლისგან განსხვავებით, ლიტერატურაში არ გვხვდება სამუშაოები, რომლებიც უარყოფენ ბუფერული ფენების დადებით როლს გარდამავალი არეების სისქის შემცირებაში. სამუშაოში [141] აღნიშნულია, რომ განხური რხევები უფრო კოჰერენტულია და „ბუფერი“ იცავს მუშა ფენებს ავტოლეგირებისგან და ავტოდიფუზიისგან. [143] სამუშაოს ავტორები მიუთითებენ, რომ ბუფერული ფენა აუმჯობესებს მთელი სტრუქტურის ერთგვაროვნებას, ზრდის ზვავური დიოდების მკვ-ს და სიმძლავრეს [144]. აქტიურ ფენებში ძვრადობის გაზრდა და ფენების საზღვარზე გადამტანების ჩაჭერის შემცირება [145], ისე როგორც [147, 148] შედეგები, მიუთითებენ ბუფერული ფენების დადებით როლზე. უნდა აღინიშნოს, რომ არ არსებობს ერთიანი აზრი კონცენტრაციულ პროფილზე ბუფერული ზონის სისქის გავლენაზე. [149]-ის ავტორები ამტკიცებენ, რომ სისქე უნდა იყოს არანაკლებ 2-3 მკმ და აქტიური ფენის გაზრდას ბუფერზე, გალიუმის დამატებითი გაჯერების გარეშე დარიშხანით, მივყავართ ფენებს შორის გამყოფ საზღვარზე მომატებული წინალობის არეების გაჩენამდე. [149]-გან განსხვავებით [150] ავტორებმა გვიჩვენეს, რომ არანაკლებ 20 მკმ ბუფერული ფენის გაზრდას წინ უნდა უსწრებდეს მაპოლირებელი საფენის აირადი მოწამვლა 10 მკმ სიღრმეზე. ამასთან ერთად, რაც ნაკლებია მუხტების გადამტანების კონცენტრაცია ბუფერულ ფენაში, მით ნაკლებია გარდამავალი არის სისქე.

ბოლოს უნდა აღინიშნოს, რომ გარდამავალი არის პრობლემა ბოლო პერიოდში ძალიან აქტუალური ხდება და შემდგომი სამუშაოები ხელს შეუწყობენ ეპიტაქსიური ფენების წარმოქმნის გაგებას და მათგან განთავისუფლების გზების მოძებნას.

საჭიროა ცალკე გამოვყოთ სილიციუმის ზეგავლენა გალიუმის არსენიდის ელექტროფიზიკურ თვისებებზე [151-156, 175]. სილიციუმი ყოველთვის აირად ფაზაში არსებობს, რომელშიც ის ხვდება სამქლორიანი დარიშხანით კვარციდან, რომლისგანაც დამზადებულია რეაქტორი. სილიციუმის გავლენის შესწავლამ, რომელიც გალიუმის არსენიდში ამფოტერულ მინარევს წარმოადგენს, გვაჩვენა, რომ მისი კონცენტრაცია გარდამავალ ფენებში ძალიან დიდია [151, 154] და სილიციუმს შეუძლია შექმნას, როგორც ვიწრო $E_g = 0,005$ ე.ვ. დონორული, ასევე ვიწრო აქცეპტორული $E_a = 0,03$ ე.ვ. დონე [152]. თერმოდამუშავებული $GaAs$ ფოტოლუმინესცენციამ გვაჩვენა დარიშხანის გააქტიურებული ვაკანსიებით ჩაჭერილი სილიციუმით განპირობებული აქცეპტორული დონეების არსებობა [90-153].

სამუშაოში [155] წარმოდგენილია გალიუმის არსენიდის მიღების ძალიან საინტერესო მეთოდი ოთხქლორიანი სილიციუმის გამოყენებით. ხოლო [156] ავტორები აღნიშნავენ, რომ გალიუმის არსენიდის ლეგირების დონე მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული დაფენის ტემპერატურაზე და იზრდება სამქლორიანი დარიშხანის პარციალური წნევის ზრდასთან ერთად.

როგორც ზემოთ მივუთითეთ, დიელექტრიკული ფირები გამოიყენება ტექნოლოგიაში ნიღბური დანაფარების სახით, ხოლო მზა ხელსაწყოებში და სქემებში უზრუნველყოფენ ელემენტების და მეტალიზაციის ხაზების დაცვას და იზოლირებას, შედიან ველიანი ხელსაწყოების და კონდენსატორების სტრუქტურაში. ბევრ სამუშაოში, მაგალითად, [83, 157-160]-ში ნაჩვენებია, რომ $GaAs$ - ჯი თერმოდამუშავების შედეგად გამყოფ საზღვარზე აღმოჩენილია Ga გამდიდრებული ფენა $n_{Ga} = 10^{19} \div 5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$. დადგენილია [157], რომ გალიუმი შედის რეაქციაში იმ წყალთან, რომელიც მიეწოდება სილიციუმის ორჟანგის ფენიდან. სამუშაოში [86] განსაზღვრულია როგორც $GaAs$ - ჯი გამყოფ საზღვარზე, ისე SiO_2 -ის ზედაპირზე მიმდინარე შესაძლო რეაქციები. [161] ავტორები გვიჩვენებენ რომ SiO_2 ფენის ქვემოთ ქრომით ლეგირებული ნახევრადიზოლაციური გალიუმის არსენიდის ზედაპირზე გახურების შედეგად წარმოიქმნება

გამტარებლობის n -ტიპის ფენა მუხტის გადამტანების კონცენტრაციით $1 \times 10^{17} \text{ სმ}^{-3}$ და ძვრადობით $\sim 2500 \text{ სმ}^2/\text{ვ.წმ}$. ამ ფენის სისქე იზრდება დროის და ტემპერატურის ზრდასთან ერთად და აღწევს მნიშვნელობას $\sim 2 \text{ მკმ}$. ნაჩვენებია, რომ ეს პროცესი მიმდინარეობს საფენიდან ქრომის დიფუზიის ხარჯზე SiO_2 -ში და საზღვრისპირა ფენაში მინარევების გადანაწილების გამო.

სამუშაო [162]-ის მიხედვით, გახურების დროის შემცირების მიზნით პროცესის ჩატარება დაუყოვნებლად, საფენების რეაქტორში მოთავსებისთანავე არის რეკომენდირებული,

გალიუმის არსენიდის საფუძველზე ნახევარგამტარული ხელსაწყოების ტექნოლოგია მოიცავს ეპიტაქსიური ფირის მთელი მოცულობისგან განსხვავებული ელექტრული თვისებების მქონე ლოკალური არეების შექმნას. განნის დიოდებისთვის $G a A s$ აქტიური ეპიტაქსიური ფენის მოცულობაში (მუხტის გადამტანების $n \sim 10^{17} \text{ სმ}^{-3}$ კონცენტრაციით) ფორმირდება ლოკალური კონტაქტბქვეშა ფენა $n^+ G a A s$ მუხტების გადამტანების კონცენტრაციით $n \sim 10^{18} \text{ სმ}^{-3}$. ჯიბეების სელექტიური მოწამვლა [163, 164] და მათი შემდგომი შევსება ლოკალური ეპიტაქსიური ფენით პირველად განხილული იყო ნაშრომში [165]. როგორც ცნობილია, გალიუმის არსენიდი რთულ ნახევარგამტარს წარმოადგენს, სხვადასხვა მიმართულებით კრისტალური სიბრტყეების ანიზოტროპიამ იქამდე მიგვიყვანა, რომ მოწამვლის და ზრდის სელექტიური პროცესებიც ასევე ანიზოტროპიულია [168–170]. ზოგიერთ ნაშრომში [171–172] დაიკვირვებოდა გალიუმის არსენიდის პარაზიტული დალექვა ნიღბის დანაფარზე, თუმცა ეს ფაქტი არ წარმოადგენს ამ პროცესის უარყოფით შტრიხს, რადგან გალიუმის არსენიდის უდეფექტო ნიღბის ფირით დაფარვას ეს მოვლენა ნულამდე დაყავს.

ლიტერატურული ანალიზის მონაცემების საფუძველზე, რომლებიც ეძღვნება გალიუმის არსენიდის ერთგვაროვანი ეპიტაქსიური ფირების მიღებას ფენების სისქეში, დენის გადამტანების განაწილებაზე ზრდის პროცესის სხვადასხვა მახასიათებლების გავლენას, დიელექტრიკული

დანაფარის მიღებას და მოწამვლის და ზრდის სელექტიური პროცესების მიმდინარეობას, შეიძლება გავაკეთოთ დასკვნა, რომ კვლევის შედეგები ცალსახად მიუთითებენ ეპიტაქსიურ პროცესებში გარდამავალი ფენის წარმოქმნის, მისი თვისებების და მოცილების გზების გაგების პროგრესზე. თუმცა მთელი რიგი სპეციალური მეთოდების არსებობის მიუხედავად, გარდამავალი არის პრობლემა კვლავ რჩება აქტუალური. ეს დაკავშირებულია ტექნიკაში გამოყენებული ფიროვანი მასალების არეალის გაფართოვებასთან, ფირებში ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ერთგვაროვნების უფრო ხისტი მოთხოვნის მიხედვით.

ხელსაწყოების და სქემების მუშაობაში მნიშვნელოვანი წვლილი შეაქვთ გარდამავალ არეებს, რომლებიც მოიცავენ ეპიტაქსიურ სტრუქტურებს აქტიური ნაწილით როგორც საფენსა და ფენას შორის, ასევე ეპიტაქსიური ფირების მოცულობაში სხვადასხვა დონის ლეგირების მქონე ფირებს შორის. მთლიანი მოცულობისგან განსხვავებული ლეგირებული არეების მისაღებად არსებული მეთოდებიდან ყველაზე მისაღებად მიიჩნევა სელექციური ეპიტაქსია.

თუმცა როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული, თვისებების ანიზოტროპია A^3B^5 ნაერთებისათვის სხვადასხვა კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებში, კერძოდ გალიუმის არსენიდში წარმოადგენს პრობლემას არა მარტო გარდამავალი ფენისთვის, არამედ სელექტიური არეების ვერტიკალურ სიბრტყეებში ერთგვაროვნების მიღწევაში. ამ პრობლემის გადაწყვეტამ უნდა მოგვცეს საშუალება მკვრეთრად გავაუმჯობესოთ ხელსაწყოების მახასიათებლები.

ბოლოს უნდა აღინიშნოს, რომ მიუხედავად გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფირების თვისებებისადმი მიძღვნილი უამრავი სტატიისა, რომლებიც მის მიღებას, ლეგირებას და გამოყენების პირობებს ეხება, ფენის სისქეში ელექტროფიზიკური მახასიათებლების განაწილების ერთგვაროვნების საკითხი არც თეორიულად და არც პრაქტიკულად ბოლომდე არ არის გადაწყვეტილი. სპეციალური მეთოდები მართალია ამცირებენ გარდამავა-

ლი არის გავრცელების სიდიდეს, მაგრამ არ გვადლევენ ქლორიდული სისტემის ფუნქციონალური შესაძლებლობების გაფართოების საშუალებას.

ძალიან აქტუალურია ისეთი მეთოდების ერთობლიობის შემუშავების საკითხი, რომელთა გამოყენება საშუალებას მოგვცემდა მაქსიმალურად გაგვეზარდა განსხვავებული ფენების რიცხვი, მათ შორის გადასვლის ძალიან მაღალი ერთგვაროვნების ხარისხით, შეგვემცირებინა პროცესიდან პროცესზე გადასვლის დრო და აგვეცილებინა თავიდან ფენებს შორის გამოყოფ საზღვარზე ატმოსფეროს მავნე გავლენა.

ასეთი მეთოდების ერთობლიობის შემუშავებისას საჭიროა აირად ფაზაში ისეთი კომპონენტების შერჩევა, რომლებიც მათი მრავალმხრივი გამოყენების საშუალებას მოგვცემდნენ, ლეგირებაში, მოწამვლაში და ა.შ.

აუცილებელია აგრეთვე ისეთი პირობების შექმნა, რომლის დროსაც შესაძლებელი იქნება პროცესების ჩატარება სხვადასხვა საბოლოო შედეგით.

ერთიან ტექნოლოგიურ ციკლს, რომელშიც შეთავსებულია გალიუმის არსენიდის ზრდის და მოწამვლის პროცესი, ზრდის პროცესში კონტროლირებადი ლეგირება, მუშა ფირის მოცულობაში ლოკალური არეების შექმნა, სელექტიური ეპიტაქსია და მიღებული სტრუქტურების დიელექტიკური იზოლაციით დაფარვა, გააჩნია უეჭველი უპირატესობა განცალკევებულ ტექნოლოგიებთან შედარებით.

განნის დიოდებისთვის სტრუქტურების წარმოებაში დიდი მნიშვნელობა ენიჭება ერთიანი მართვადი ტექნოლოგიის შექმნას, რომელიც უზრუნველყოფს ერთი პროცესიდან მეორეზე მინიმალურ დროში გადასვლისას შემადგენელი ფენების კოჰერენტულობას.

აირადი ფაზის შემადგენლობის თეორიული ანგარიში და პროცესის მახასიათებლების მასზე ზემოქმედება განსაზღვრავს ასეთი ტექნოლოგიის სამეცნიერო საფუძველს.

თავი 2

აირადი ფაზის შემადგენლობის, ლეგირების დონის და ზრდის სიჩქარის ტექნოლოგიურ პარამეტრებზე დამოკიდებულების თერმოდინამიკური ანგარიში $G a - A s_3C-LS i C l - H_2$ სისტემაში

2.1. სისტემაში კომპონენტების პარციალური წნევის ანგარიში

იმ ნივთიერების წინასწარი შერჩევის შედეგად, რომელსაც შეეძლო დასმული ამოცანის გადაწყვეტა. დადგენილი იქნა, რომ ქლორიდული სისტემის $G a - A s_3C-H_2$ ფუნქციონალური შესაძლებლობების გაფართოების პირობებს ყველაზე მეტად სილიციუმის ტეტრაქლორიდი $S i C l_4$ შეესაბამება.

სხვა ნივთიერებებთან მისი უპირატესობა შემდეგში გამოიხატება:

1. სილიციუმი გალიუმის არსენიდში, თუმცა ამფოტერული მინარევი, ქლორიდული პროცესის დროს ქმნის დონორულ დონეებს, რაც გვაძლევს საშუალებას გამოვიყენოთ გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების კონტროლირებადი ლეგირებისთვის.
2. ქლორი, რომელსაც $S i C l_4$ შეიცავს, ინერტულია, როგორც მინარევი გალიუმის არსენიდისთვის და მისი შეყვანა აირად ფაზაში არ ახდენს გავლენას ზრდადი ფენის ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე.
3. სილიციუმის ტეტრაქლორიდი შედარებით ადვილად აქროლადია და წყალბადთან ურთიერთქმედებისას წარმოქმნის აირად $H C l$ -ს, რომელიც შეიძლება გამოვიყენოთ გალიუმის არსენიდის საფენების აირადი მოწმვლის დროს.
4. სილიციუმის ტეტრაქლორიდის წყლის ორთქლთან ურთიერთქმედებისას სილიციუმის ორჟანგი წარმოიქმნება.

მოცემული თავის მიზანს წარმოადგენს გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ლეგირების დონის და ფენების ზრდის სიჩქარის პროცესის ტექნოლოგიურ პარამეტრებზე (დაფენის ტემპერატურის და წყალბადის ხარჯის $A s_3 C_4 l$ და $S i C_4 l$ ბარბოტერის გარეთ) დამოკიდებულების თეორიული განსაზღვრა $G a - A s_3 C_4 l - S i C_4 l - H_2$ სისტემაში .

ჩვენ ხელთ გვექონდა მონაცემები, რომლებიც საშუალებას იძლევა განვსაზღვროთ გარკვეულ კონცენტრაციამდე ლეგირებული ნივთიერების ზედაპირზე აირადი კომპონენტების წონასწორული წნევა და შესაბამისად განვსაზღვროთ მინარევების შესვლის წონასწორული კოეფიციენტი ეპიტაქსიურ ფენაში. ანუ გადავწყვიტოთ ჩვენთვის შებრუნებული ამოცანა.

რადგან მონაცემები წარმოდგენილია მოცულობითი მოდულებით მისი მოდერნიზაცია გართულებულია, ჩვენს მიერ არჩეული იქნა სხვა გზა. შესრულებული ოპერაციების თანმიმდევრობა ამ დროს შემდეგია: თავიდან იანგარიშება რეაქტორის შესასვლელზე კომპონენტების პარციალური წნევა და განისაზღვრება მათი დამოკიდებულება პროცესის ტექნოლოგიურ მახასიათებლებზე. შემდგომ გამოითვლება მატერიალური ბალანსის პირველი ნაწილები, რომლებშიც აისახება კონკრეტული ტექნოლოგიური პროცესების „განსაკუთრებლობა“. შემდგომ ლეგირების დონის მიხედვით დგინდება გაზური ფაზის წონასწორული კოეფიციენტი და ბოლოს, რეაქტორის შესასვლელში $S i C_4$ -ის წნევის სიდიდით, დაფენის ტემპერატურაზე გალიუმის ეფექტური პარციალური წნევის და შესვლის წონასწორული კოეფიციენტის $K_{გეს}$ მეშვეობით ვპოულობთ $G a A$ -ში სილიციუმის ჰემმარიტ კონცენტრაციას მოცემული ტექნოლოგიური პირობების დროს.

2.1.1. $A s_3 C_4 l$ და $S i C_4 l$ პარციალური წნევების ანგარიში

რეაქტორის შესასვლელზე

ანგარიშის საწყისი მონაცემებს წარმოადგენს „გამხსნელი“ ნაკადის და $H_2/A s_3 C_4 l$ და $H_2/S i C_4 l$ ნაკადების სიდიდეები. ამართქლებლების ტემპე-

რატურა ფიქსირებულია და არის 20°C. წყალბადის ხარჯი იცვლება შემდეგ საზღვრებში.

სუფთა წყალბადის ხარჯი H_2 –2000 სმ³/წთ.

წყალბადის ხარჯი $H_2A s C_3$ -ის გავლით – 300–500 სმ³/წთ.

წყალბადის ხარჯი $H_2S i C_4$ -ის გავლით – 2–10 სმ³/წთ.

რადგან ამორთქლებლების ტემპერატურა ახლოსაა 298K–თან, ამიტომ $A s C_3$ და $S i C_4$ გაჯერებული ორთქლის წნევის გამოსათვლელად ყველაზე ადვილია გამოვიყენოთ ცხრილი 2.1.1.-ში ნაჩვენები ნივთიერებების წარმოქმნის სტანდარტული მნიშვნელობები სითბოებით და ენტროპიებით თხევად და აირად მდგომარეობაში [173].

ამ მონაცემებით მიღებული წნევის ნატურალური ლოგარითმის ტემპერატურულ დამოკიდებულებას აქვს შემდეგი სახე:

$$\ln P_{A s C_3} = 13.737 - \frac{5300}{T} \text{ (ატმ)} \quad (2.1.1.)$$

$$\ln P_{S i C_4} = 10.995 - \frac{3660}{T} \text{ (ატმ)} \quad (2.1.2.)$$

გამოვიყვანოთ ფორმულა, რომელიც აკავშირებს რეაქტორის შესასვლელზე რეაგენტის ორთქლის წნევას გადამტანი აირის (H_2) ხარჯთან და თითოეული ელემენტის გაჯერებული ორთქლის წნევასთან.

გადამტანი აირი (H_2)($A s C_3$ და $S i C_4$), ამორთქლებელში გავლის შემდეგ გაჯერდება წონასწორობამდე რეაგენტის ორთქლით. შესაბამისად ნარევის საერთო ნაკადი იქნება უფრო მეტი, ვიდრე სუფთა გადამტანისა. აირის ნაკადის უწყვეტობის პირობიდან გამომდინარე ($P V = c o n s t$) შეიძლება ვივარაუდოთ.

$$P_{\Sigma} \times V_i^{\circ} = (P_{\Sigma} - P_i^{გაჯ}) \times V_i^{ნარ}, \quad (2.1.3.)$$

სადაც

P_{Σ} – საერთო წნევა;

V_i° – გადამტანი აირის H_2 ხარჯი i ამორთქლებლის გავლით;

$P_i^{გაჯ}$ – i რეაგენტის გაჯერებული ორთქლის წნევა;

$V_i^{ნარ}$ – ნარევის ხარჯი ანუ ნაკადი ამორთქლებლის შემდეგ.

ყველა ნაკადების შერევის შემდეგ რეაგენტების პარციალური წნევა მცირდება გახსნის პროპორციულად ანუ

$$P_i^{შეშ.} = \frac{P_i^{ნაჯ.} \times V_i^{ნარ.}}{\sum V_i^{ნარ.}} \quad (2.1.4.)$$

ცხრილი 2.1.1. ნივთიერებების თერმოდინამიკური თვისებები

ნივთიერება	H° კკალ/მოლი	S
A s l ₃ თხევადი	-74.4	50.8
A s l ₃ აირი	-64.8	77.97
S i l ₄ თხევადი	-164.4	57.3
S i l ₄ აირი	-157.15	79.0

გამოსახულება (4)–ს ჩვენს კონკრეტულ შემთხვევაში აქვს შემდეგი სახე

$$P_{H_2}^{შეშ.} = \frac{V_1^\circ + V_2^\circ + V_3^\circ}{V_1^\circ + V_2^\circ + V_3^\circ} \quad (2.1.5.)$$

$$P_{A s G l}^{შეშ.} = \frac{V_2}{V_1^\circ + V_2 + V_3} P_{A s G l}^{ნაჯ.} \quad (2.1.6.)$$

$$P_{S i C l}^{შეშ.} = \frac{V_2}{V_1^\circ + V_2 + V_3} P_{S i C l}^{ნაჯ.} \quad (2.1.7.)$$

სადაც

$$V_2 = \frac{V_2^\circ}{(1 - P_{A s G l}^{ნაჯ.})};$$

$$V_3 = \frac{V_3^\circ}{(1 - P_{S i C l}^{ნაჯ.})};$$

V_1° –გამხსნელი წყალბადის (H_2) ხარჯი.

V_2° და $-V_3^\circ$ წყალბადის ხარჯი A s G და S i C სამაორთქლებლებში შესაბამისად.

2.1.2. კომპონენტების პარციალური წნევის საანგარიშო განტოლებების
სისტემის შედგენა

კონკრეტული თერმოდინამიკური პროცესის ანგარიშისთვის აუცილებელია გავითვალისწინოთ აირად ფაზაში ყველა ის მოლეკულური ფორმა, რომლებსაც შეუძლიათ დაფენის პროცესში მონაწილეობა [174]

ჩვენს შემთხვევაში კარგად შესწავლილ სისტემას წარმოადგენს $G a A s - H C l_2 - H$

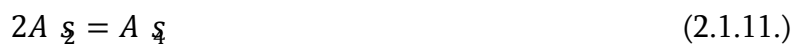
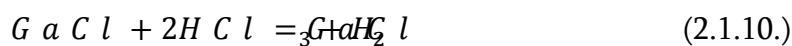
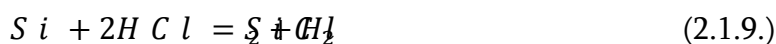
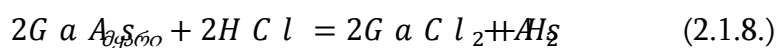
ამ ქვესისტემაში საჭიროა გავითვალისწინოთ შემდეგი ფორმები: H_2 , $H C l$, $G a C l$, $G a C l_2$, $A s_2$, $A s_4$, $A s H$ სამქლორიანი დარიშხანი ($A s C l_3$) და გალიუმის ($G a C l_3$) ქლორიდი [4]-ის თანახმად შეიძლება უგულებელყოთ.

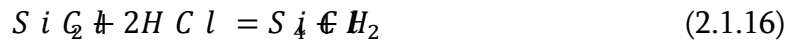
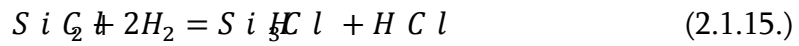
სისტემა $H_2 - S i C l_4$ სასევე კარგად არის შესწავლილი [4,175], მაგრამ ჩვენს შემთხვევაში შეიძლება არ გავითვალისწინოთ კომპონენტები $S i C l$, $S i C l_2$, $S i C l_3$ დანარჩენი ქლორის ნაერთების უგულებელყოფა არ შეიძლება. განსაკუთრებით უნდა გამოვყოთ $G a A s - S i C l_4$ შეუსწავლელი სისტემა, რადგან შეუძლებელია ვივარაუდოთ გალიუმის ქლორიდთან ყველა დანარჩენი ქლორიდის ურთიერთქმედება გაცვლითი რეაქციის დროს. ამიტომ ანგარიშის დროს ჩვენ ყურადღებას ვაქცევდით შემდეგ აირად კომპონენტებს:

$H_2, H C l, A s_2, A s_4, G a C l, G a C l_2, S i C l_2, S i C l_4, S i H C l_3, S i H C l_2,$
 $S i H C l$ -სულ თორმეტი შენაერთი.

ამ შენაერთების და კონდენსირებული ფაზების თერმოდინამიკური მახასიათებლები მოყვანილია ცხრილებში 2.1.2. და 2.1.3.

ამ კომპონენტების გამოყენებით წონასწორობის საანგარიშოდ შეიძლება შევარჩიოთ შემდეგი დამოუკიდებელი რეაქციების სისტემა:





ცხრილი 2.1.2.

ინდივიდუალური ნივთიერებების თერმოდინამიკა

<i>N</i>	ნივთიერება	<i>H</i> კკალ	<i>S</i> ₃ <i>E</i>	<i>C</i> ₁	<i>B</i> ₁	<i>C</i> ₁₋₂
1	<i>H</i> ₂	0	31.21	6.52	0.00078	12000
2	<i>H C</i>	-22000	44.65	6.25	0.00140	26000
3	<i>G a C l</i>	-17300	57.30	8.93	0.0	-38000
4	<i>G a G l</i>	-105500	74.40	15.80	0.00893	0
5	<i>A s</i>	46300	57.89	8.93	0.0	-52000
6	<i>A s H</i>	34340	78.80	19.84	0.0	-120000
7	<i>S i G_2 l</i>	15870	53.29	10.07	0.00542	-220000
8	<i>S i H C l</i>	-40570	67.04	13.98	0.0	-112000
9	<i>S i H_2 l</i>	-48000	59.87	20.00	0.0	0
10	<i>S i H G l</i>	-80000	68.44	23.00	0.0	0
11	<i>S i G_4 l</i>	-122800	74.91	23.00	0.0	0
12	<i>G a A s</i>	-157000	79.06	25.50	0.0	-258000
0	<i>S i</i>	-19200	15.34	11.88	0.00180	-118000
0		0	4.50	5.72	0.00059	-99000

ცხრილი 2.1.3.

რეაქციის თერმოდინამიკა და $l g k$ -ის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება

N	A	BT ⁻¹	CT ⁻²	A. lg(T)	ET
1	230,7825	-208743,1	74349,9	-14,85400	-0,00614
2	-2,2612	-587,9	-5794,9	1,1480	-0,00029
3	11,0063	-12880,9	1749,4	-0,99698	0,0
4	10,7200	-9792,2	218,7	0,44814	-0,00076
5	-1,3264	-3033,1	46359,4	4,20443	-0,00093
6	-119,0282	132747,9	94030,9	13,94765	-0,00153
7	-4,1754	6300,3	12464,6	-0,38771	-0,00002
8	-10,0064	8704,5	10933,8	1,25882	-0,00009
9	-18,2854	16316,7	20336,9	2,78953	-0,00022

ცხრილი 2.1.4.

გალიუმის არსენიდის სილიციუმით ლეგირების პროცესის მახასიათებელი
გამოთვლილი სიდიდეები

$$V_{SiGa} = 10 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$$

$H_2 / A \text{ ს } l_3$	300	350	400	450	500	
P_{SiGa}	1.26	1.23	1.21	1.18	1.16	$\times 10^{-3}$
P_{AsGa}	1.68	1.92	2.14	2.36	2.57	$\times 10^{-3}$
P_{H_2}	0.9971	0.9968	0.9966	0.9965	0.9963	
Cl / H	5.05	5.36	5.65	5.92	6.20	$\times 10^{-3}$
$\frac{G \text{ ს} - A \text{ ს}}{2H} / -G \text{ ს}$	1.685	1.93	2.15	2.37	2.58	$\times 10^{-3}$
$\frac{G \text{ ს} - A \text{ ს}}{H} / +G \text{ ს}$	4.21	4.39	4.58	4.74	4.90	$\times 10^{-3}$
Y_S	0.43	0.39	0.36	0.33	0.31	

$V_{H_2S} i_{G_4} = 5 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$

$P_{Si_{G_4}}$	0.63	0.62	0.605	0.59	0.58	$\times 10^{-3}$
$P_{As_{G_3}}$	1.68	1.95	2.15	2.37	2.58	$\times 10^{-3}$
P_{H_2}	0.9977	0.9975	0.9972	0.9970	0.9968	$\times 10^{-3}$
C/H	3.79	4.13	4.45	4.75	5.05	$\times 10^{-3}$
$\frac{G_{\text{I-A}}}{2H} / -G_{\text{I}}$	1.68	1.92	2.16	2.38	2.59	$\times 10^{-3}$
$\frac{G_{\text{I-A}}}{H} / +G_{\text{I}}$	2.95	3.17	3.370	3.56	3.75	$\times 10^0$
Y_S	0.27	0.245	0.22	0.20	0.18	$\times 10^0$

$V_{Si_{G_4}} = 2 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$

$P_{Si_{G_4}}$	0.25	0.25	0.24	0.24	0.23	$\times 10^{-3}$
$P_{As_{G_3}}$	1.69	1.93	2.154	2.37	2.58	$\times 10^{-3}$
P_{H_2}	0.9981	0.9978	0.9976	0.9974	0.9972	$\times 1$
C/H	3.04	3.40	3.72	4.05	4.34	$\times 10^{-3}$
$\frac{G_{\text{I-A}}}{2H} / -G_{\text{I}}$	1.69	1.93	2.16	2.38	2.59	$\times 10^{-3}$
$\frac{G_{\text{I-A}}}{H} / +G_{\text{I}}$	2.19	2.44	2.64		3.05	$\times 10^{-3}$
Y_S	0.13	0.115	0.1		10.082	$\times 1$

ამ სისტემის და მოქმედი მასების კანონის საფუძველზე შეიძლება ამოვსნათ განტოლებათა სისტემა, რომელიც განსაზღვრავს პარციალური წნევის დამოკიდებულებას ტემპერატურაზე.

$$-2 \ln p_{As} - 2 \ln p_{H_2} + \ln p_{As_2} + \ln p_{H_2} = \ln K(T) \quad (2.1.17.)$$

$$- \ln p_{Si} - 2 \ln p_{H_2} + \ln p_{Si_2} + \ln p_{H_2} = \ln K(T) \quad (2.1.18.)$$

$$\ln p_{As_2} + \ln p_{H_2} - \ln p_{As_2} - 2 \ln p_{H_2} = \ln K(T) \quad (2.1.19.)$$

$$\ln p_{Si_2} - 2 \ln p_{H_2} = \ln K(T) \quad (2.1.20.)$$

$$\ln p_{Si_2} + 3 \ln p_{H_2} - \ln p_{Si_2} = \ln K(T) \quad (2.1.21.)$$

$$\ln p_{Si_2} - \ln p_{Si_2} - \ln p_{H_2} = \ln K(T) \quad (2.1.22.)$$

$$\ln p_{Si_2} - \ln p_{Si_2} - \ln p_{H_2} = \ln K(T) \quad (2.1.23.)$$

$$\ln P_{i_{HCl}} + \ln P_{Cl} - \ln P_{i_{Cl_2}} - 2 \ln P_{H_2} = \ln K(T) \quad (2.1.24.)$$

$$\ln P_{i_{Cl_2}} + \ln P_{H_2} - \ln P_{i_{Cl}} - 2 \ln P_{HCl} = \ln K(T) \quad (2.1.25.)$$

როგორც ვხედავთ ამ სისტემას არ ყოფნის სამი განტოლება, რომლებმაც უნდა შეავსონ მოქმედი მასების კანონის განტოლებები 12 უცნობის განტოლებების ჩაკეტილ სისტემამდე.

გამავალი სისტემის ასეთი სამი განტოლება არის:

ა) საერთო წნევის მუდმივობის პირობა $\sum P_i = 1$ ატმ. (2.1.26.)

ბ) დაულექავი რეაგენტების ქლორის და წყალბადის ფარდობის მუდმივობა.

$$q_1 = \frac{[Cl]}{[H]} = \frac{P_{HCl} + P_{GaCl} + 3P_{GaCl_3} + 2P_{SiCl_2} + 3P_{SiCl_4} + 2P_{SiHCl_3} + P_{SiHCl_2} + 4P_{SiCl_4}}{2P_{H_2} + P_{HCl} + 3P_{AsH_3} + P_{SiH_4} + 2P_{SiH_2} + 3P_{SiHCl_3}} \quad (2.1.27.)$$

გ) *G a A s* სტეხიომეტრიით და ტექნოლოგიური სქემით განსაზღვრული დასალექი კომპონენტების სხვაობის მუდმივობა.

$$q_2 = \frac{[Ga] - [As]}{[H]} = \frac{P_{GaCl} + P_{GaCl_3} - 2P_{H_2} - 4P_{H_4} - 2P_{AsH_3}}{2P_{H_2} + P_{HCl} + 3P_{AsH_3} + P_{SiH_4} + 2P_{SiH_2} + 3P_{SiHCl_3}} \quad (2.1.28.)$$

სიდიდე q_1 განისაზღვრება რეაქტორის შესასვლელზე პარციალური წნევებით.

$$q_1 = \frac{3P_{AsCl_3} + 4P_{SiCl_4}}{2P_{H_2}}$$

შესაბამისად ის წარმოადგენს სილიციუმით ლეგირებული ეპიტაქსიური გალიუმის არსენიდის ტექნოლოგიური სიდიდეების ფუნქციას.

სიდიდე q_2 განისაზღვრება გალიუმის წყაროს მუშაობის პირობებით. ჩვენს შემთხვევაში თუ ჩავთვლით გალიუმზე არსებულ გალიუმის არსენიდის *G a A s* ქერქს (ფენას) სტაბილურად მისი მნიშვნელობა განისაზღვრება რეაქციის წონასწორობის პირობიდან.

$$6Ga + 2As \rightleftharpoons 6GaCl + 2As \quad (2.1.29.)$$

წყაროს ეფექტური მუშაობისთვის აუცილებელია, რომ რეაქცია 2.1.29.

გადაწეული იყოს მარჯვნივ, მაშინ $P_{GaCl}^{p.a.d.}$ და $P_{As_2}^{p.a.d.}$ წნევის სტეხიომეტრიის

შესაბამისად წყაროს გამოსასვლელზე აქვთ, $3P_{AsCl}^{შეშ}$ და $0.5P_{AsCl}^{შეშ}$ ტოლი სიდიდე. აქედან გამომდინარე

$$q_2 = \frac{[G] - [A]}{[H]} = \frac{3P_{AsCl} - P_{AsCl}}{2P_{H_2}} = \frac{P_{AsCl}}{P_{H_2}}$$

q_1 და q_2 სიდიდეების ჩვენთვის საინტერესო შემთხვევებში მოყვანილია ცხრილი 2.1.4.

2.1.3. აირადი ფაზის შემადგენლობის ანგარიშის შედეგები.

აირადი ფაზის წონასწორული შემადგენლობის ანგარიში მიმდინარეობდა რეაქტორის შესასვლელზე აირების ხარჯის 15 ვარიანტისთვის ტემპერატურულ ინტერვალში 600–900°C-მდე. ცხრილი 2.1.4. თვალსაჩინოდ გვიჩვენებს ცვლილებას P_{SiCl_4} , P_{AsCl_3} , P_{H_2} , q_1 და q_2 $H_2 + SiCl_4$ და $H_2 + AsCl_3$ -ის ხარჯიდან გამომდინარე.

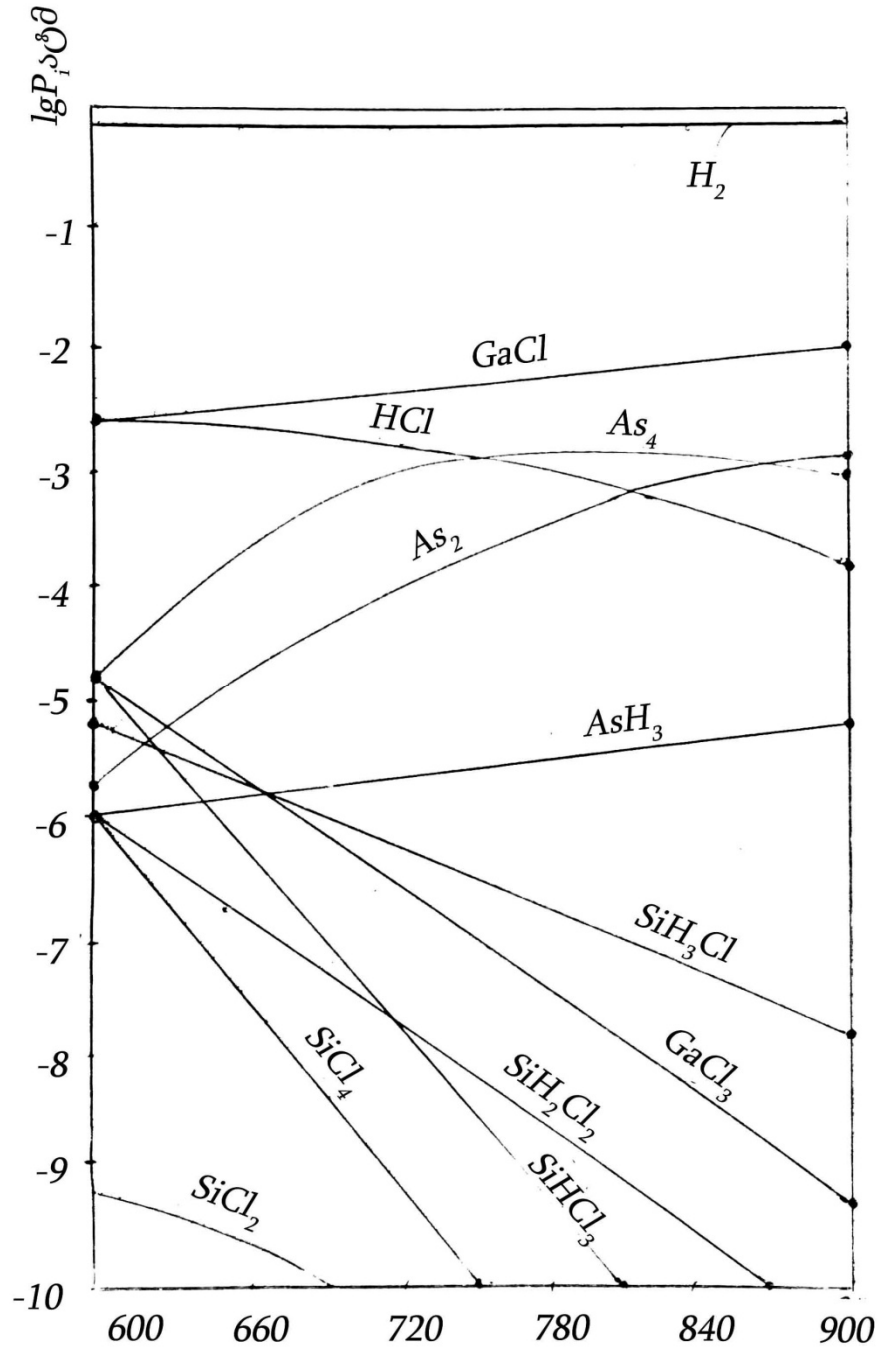
ნახაზზე 2.1.1. ნაჩვენებია აირადი ფაზის შემადგენლობის ყველაზე ტიპიური სურათი. ამ ნახაზიდან ჩანს, რომ 860°C-მდე გალიუმის არსენიდის დალექვაზე პასუხისმგებელი არის რეაქცია: (2), $4GaCl + 4As + 2H_2 \rightarrow GaAs + 4HCl$ ხოლო 860°C-ზე მაღლა: (3). $2GaCl + 2As + H_2 \rightarrow 2GaAs + 2HCl$

ამ ნახაზიდან აგრეთვე ჩანს, რომ სამქლორიანი გალიუმისა და დარიშხანის წნევა შეიძლება უგულვებელყოთ, რაც თანხმობაში არის მრავალ ნაშრომთან [174,4], $Ga - As - Cl$ სისტემის თერმოდინამიკის შესახებ.

ასევე აუცილებელია აღინიშნოს სხვაობა ჩვენს მიერ აირადი ფაზის შემადგენლობის განსაზღვრისას წყალბადით აღდგენის დროს და ადრე შესრულებულ გამოთვლებს შორის [174,175].

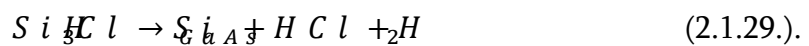
ჩვეულებრივ აირად ფაზაში ძირითადი კომპონენტები არიან (4).





ნახაზი 2.1.1. $G a - A s_3 C l - S i C l_4 - H_2$ სისტემის აირადი ფაზის შემადგენლობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

თუმცა როგორც ჩვენ შემთხვევაში ნახაზი 2.1.1.-დან ჩანს სილიციუმით გალიუმის არსენიდის ლეგირება მიმდინარეობს $S i H C l$ სის ხარჯზე:



და უფრო ნაკლები ხარისხით $S i H_2 C l_2$ და $S i H C l_3$ -ის ხარჯზე:



დანარჩენი ქლორიდები (ქლორსილანები) განსაკუთრებით ჩვენთვის საინტერესო ტემპერატურულ დიაპაზონში (720–750°C), პრაქტიკულად არ არსებობენ აირად ფაზაში და არ მონაწილეობენ ზრდადი გალიუმის არსენიდის ზედაპირის მიმართულებით სილიციუმის (მასის) გადატანაში. ასეთი განსხვავება დაკავშირებულია სხვა ტემპერატურულ ინტერვალთან $T \geq 1200^\circ\text{C}$ და სილიციუმის შესამჩნევად დიდ კონცენტრაციასთან აირად ფაზაში [172].

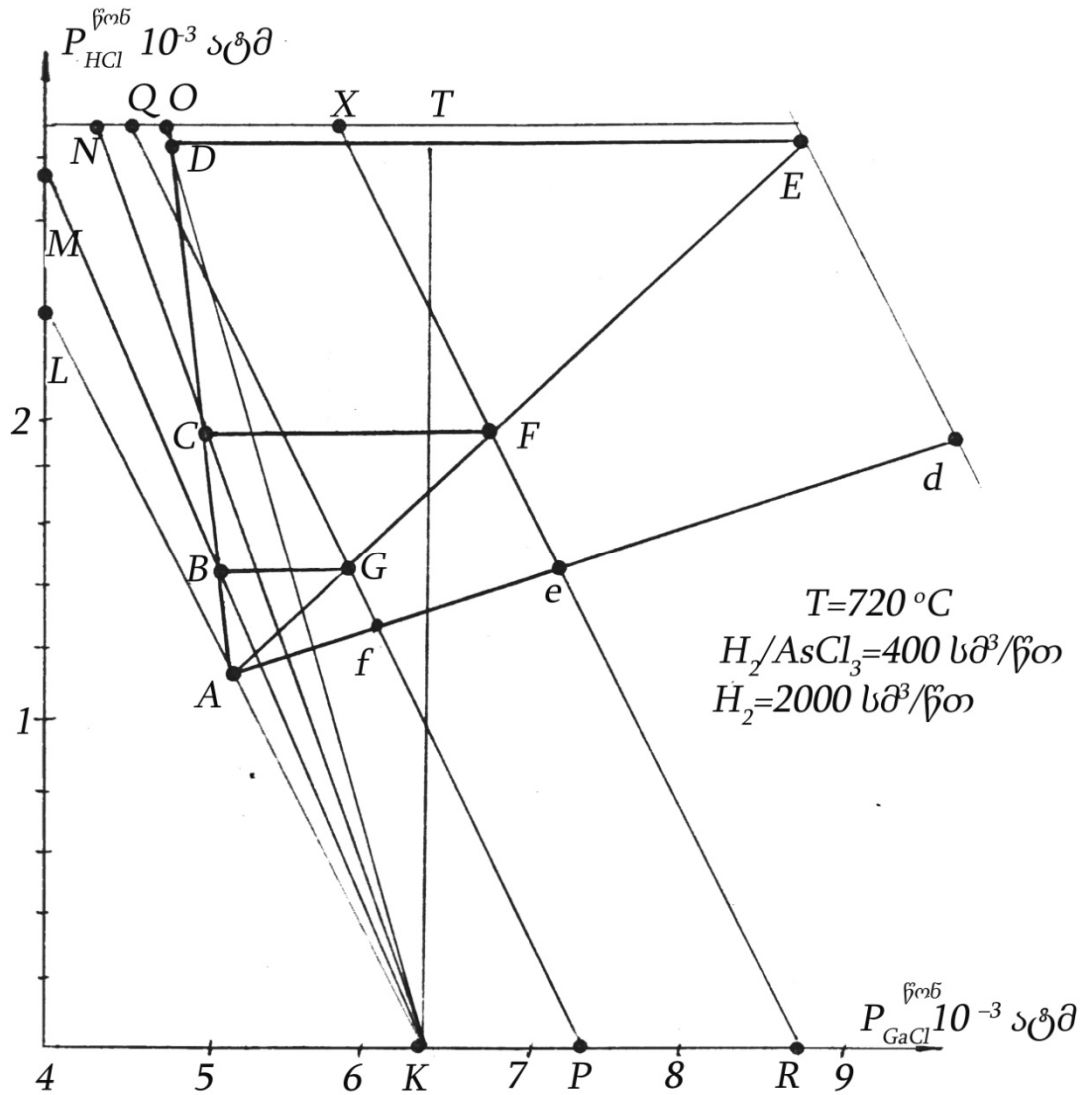
ნახაზზე 2.1.2. ნაჩვენებია დიაგრამა, რომელიც ასახავს HCl და $GaCl$ ის წონასწორულ პარციალური წნევების ცვლილებას $SiCl_4$ -ის ორთქლის ზრდის ზონაში შეყვანისას დალექვის ტემპერატურით 720°C და წყალბადის ხარჯით $AsCl_3$ -ის ამორთქლებლის გავლით – $400\text{ სმ}^3/\text{წთ}$ -ში.

წირები KL, KM, KN და NO აგებულია წყალბადის სხვადასხვა ხარჯისთვის $SiCl_4$ -ის ამორთქლებლის გავლისას: $KL - H_2/SiCl_4$ ნაკადის არ ქონა. KM, KN და $NO - H/SiCl_4$ -ის ნაკადები $2,5$ და $10\text{ სმ}^3/\text{წთ}$ -ში ნაკადების შესაბამისად. წერტილი A ასახავს HCl -ისა და $GaCl$ სხვა ფარდობის რეაქტორში 720°C -ზე $SiCl_4$ -ის არქონის დროს.

წერტილები B, C და D შეესაბამებიან HCl -ის წონასწორული პარციალური წნევის მნიშვნელობებს $H_2/SiCl_4$ -ის სხვადასხვა ნაკადების შემთხვევაში, ხოლო წერტილები E, F და G გალიუმის ქლორიდის წონასწორული პარციალური წნევების მნიშვნელობებს. მონაკვეთები DE, C და BG მიუთითებენ, რომ $H_2/SiCl_4$ -ის ნაკადის გაზრდასთან ერთად დაფენის ზონაში გალიუმის ქლორიდის წონასწორული პარციალური წნევა იზრდება.

რადგან გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების სილიციუმით ლეგირების ტექნოლოგიური სქემა არ ითვალისწინებს $GaCl$ -ის პარციალური წნევის ზრდას გალიუმის წყაროს ხარჯზე, ეს ეფექტი დაკავში-

რებულია გალიუმის ქლორიდის მიწოდებით საფენიდან, ანუ $SiCl_4$ -ის აირად ფაზაში დამატებით შესაძლებელია ზრდის არიდან მოწამვლის არეში გადასვლა.



ნახაზი 2.1.2. HCl -ისა და $GaCl_3$ -ის წონასწორული პარციალური წნევების დიაგრამა $Ga-As-Cl-H_2$ სისტემაში $H_2/SiCl_4$ -ის ნაკადის დამატების დროს.

2.2. ეპიტაქსიურ გალიუმის არსენიდში სილიციუმის შესვლის კოეფიციენტის ანგარიში

მალეგირებელი მინარევის შესვლის კოეფიციენტად $K_{შეს.}$ მიღებულია ფარდობა:

$$K_{შეს.} = \frac{a_{S \text{ იმყ.ფ.}}}{V_{S \text{ იმყ.ფ.}}}$$

სადაც $a_{S \text{ იმყ.ფ.}}$ არის სილიციუმის აქტივობა მყარ ფაზაში.

ხოლო $V_{S \text{ იმყ.ფ.}}$ განისაზღვრება ამ ტოლობით.

$$V_{S \text{ იმყ.ფ.}} = \frac{P_{S i}^*}{P_{S i}^*} + P_{G a A s}^*$$

$$\text{სადაც } P_{S i}^* = P_{S i G_4 l} + P_{S i H_6} + P_{S i H_2 C_2} + P_{S i H_2 C l} + P_{S i G_2 l}$$

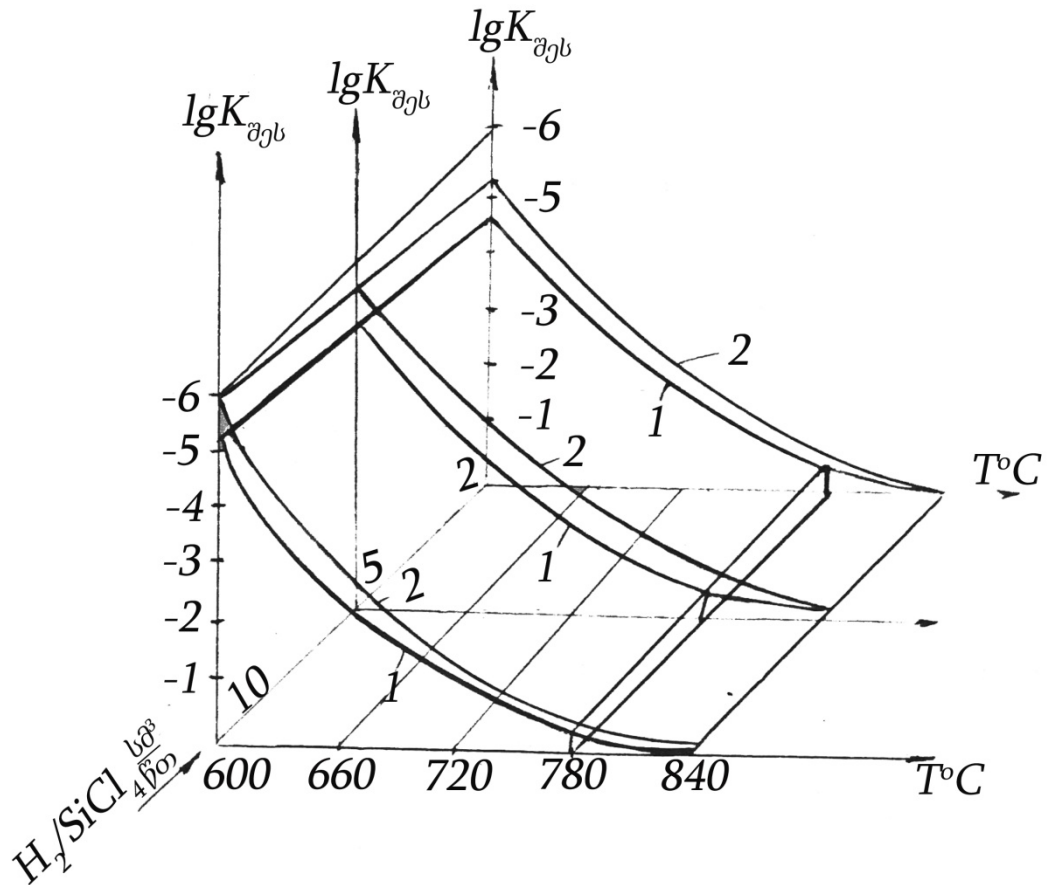
$$\text{ხოლო } P_{G a A s}^* = P_{A s H} + 4P_{A_4} + 2P_{A_2}$$

ფიზიკური შინაარსის მიხედვით $V_{S i}$ წარმოვიდგინოთ, როგორც $G a A$ -ში $S i$ -ის მოლური წილი, რომლის სრული გახსნისას წარმოიქმნება აირადი ფაზა წონასწორული მოცემული შემადგენლობის მყარ ხსნართან, ანუ $V_{S i}$ არის მყარ გალიუმის არსენიდში სილიციუმის მოლური წილის აირადფაზური ანალოგი.

უნდა აღინიშნოს, რომ გალიუმის არსენიდის ეფექტური პარციალური წნვის სახით აღებულია დარიშხანის შენაერთების წნევების ხაზოვანი კომბინაცია. იმის გამო, რომ გალიუმი გამოსაკვლევ ტექნოლოგიურ სისტემაში გვაქვს სტექიომეტრიულად ზედმეტობაში, ზუსტად დარიშხანის წნევა განაპირობებს გალიუმის არსენიდის გახსნას აირად გარემოში.

$K_{შეს.}$ სიდიდის ცოდნისას შეიძლება განვსაზღვროთ გალიუმის არსენიდში სილიციუმის წონასწორული კონცენტრაცია, ან რაც იგივეა, ზრდადი ფენის ლეგირების დონე.

$l g K_{შეს.}$ -ის გამოთვლა სილიციუმის კონცენტრაციის ორი მნიშვნელობისთვის და მისი დამოკიდებულება ტექნოლოგიურ სიდიდეებზე (მახასიათებლებზე) მოყვნილია ნახაზებზე 2.2.1. და 2.2.2 .



ნახაზი 2.2.1. $lg K_{შეს}$ დამოკიდებულება დაფენის ტემპერატურაზე და H_2/S i Cl_4 -ზე გალიუმის არსენიდში სილიციუმის აქტიურობის სხვადასხვა

მნიშვნელობისათვის

$$H_2 = 2000 \text{ სმ}^3/\text{წთ},$$

$$H_2/S \text{ i } Cl_4 = 400 \text{ სმ}^3/\text{წთ}.$$

მრუდები 1 და 2 - $a_s = 10^{-5}$ და 10^{-4} ატ%

ატ.% - ატომური პროცენტი

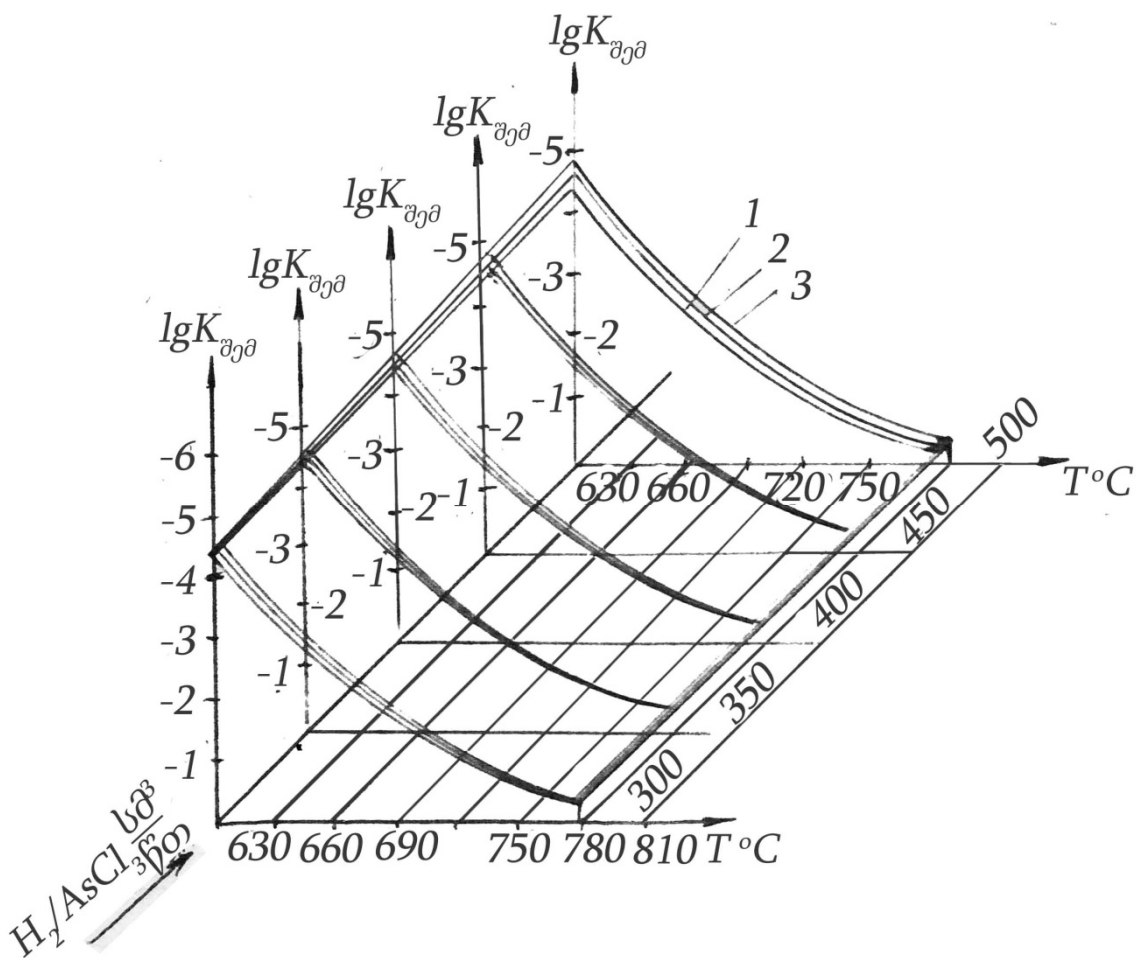
ამ ნახაზებიდან ჩანს, რომ $K_{შეს}$ ყველაზე მეტად დამოკიდებულია დაფენის პროცესის ტემპერატურაზე - ტემპერატურის ზრდას მიყვავართ $K_{შეს}$ -ის სწრაფ ზრდამდე ანუ ლეგირების დონის ზრდამდე. შედარებით ნაკლებად $K_{შეს}$ დამოკიდებულია რეაგენტების კონცენტრაციაზე ანუ $H_2 + A$ s Cl_4 და $H_2 + S$ i Cl_4 -ის ხარჯზე. აქ უნდა აღინიშნოს, რომ თუ $K_{შეს}$ ფაქტიურად არ არის დამოკიდებული $P_{A s Cl_4}^{შედ}$ მაშინ დამოკიდებულება $K_{შეს} = f(P_{S i Cl_4}^{შედ})$ ავლენს საინტერესო თვისებას. H_2 -ის შემცირება S i Cl_4 -ის

გავლით იწვევს $K_{შეს.}$ -ის შემცირებას. ამასთან ეს შემცირება უფრო მეტად არის შესამჩნევი 600–700°C-მდე დიაპაზონში, ვიდრე 700–900°C-ს დიაპაზონში. ეს შეიძლება აიხსნას იმით, რომ 600–700°C-მდე რეაგენტების პარციალური წნევები არიან ერთი რიგის სიდიდეები.

$$l g \Phi_{iH\zeta}^{00^\circ C} = -5,8;$$

$$l \zeta_{i\mu c}^{60^\circ C} = -5,7;$$

$$l \zeta_{i\mu c}^{60^\circ C} = -6,4;$$



ნახაზი. 2.2.2. ეპიტაქსიურ $G a A$ -ში სილიციუმის შეღწევის კოეფიციენტის დამოკიდებულება პროცესის ტექნოლოგიურ მახასიათებლებზე მრუდები 1,2,3 - H_2/S i $G \neq 2,5$ და $10 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$ -ში ნაკადებისთვის.

განსხვავებით $T \geq 750^{\circ}\text{C}$ შემთხვევისთვის, როდესაც

$$l g P_{i H C}^{5 0^{\circ}\text{C}} = -6,5$$

$$l g P_{i H C}^{5 0^{\circ}\text{C}} = -7,7$$

$$l g P_{i H C}^{5 0^{\circ}\text{C}} = -7,8$$

$$l g P_{i C l}^{5 0^{\circ}\text{C}} = -9,5$$

ტემპერატურის მცირე ცვლილება ინტერვალში $600-700^{\circ}\text{C}$ -მდე ცვლის სილიციუმის წარმოქმნის მექანიზმს. (ეგრეთ წოდებულ ბრუტო რეაქციას). 700°C -ზე მაღალი ტემპერატურისას რჩება ერთი მალიმიტირ-ებელი რეაქცია $S i K$ -ის ფუძეზე, რომლის პარციალური წნევა უმნიშ-ვნელოდ იცვლება $P_{S i C l}^{შეღ}$ -ის შემცირებისას. აუცილებელია აგრეთვე აღი-ნიშნოს, რომ $K_{შეს}$ პრაქტიკულად არ არის დამოკიდებული სილიციუმის აქტივობაზე გალიუმის არსენიდში (იხ. ნახ. 2.2.1.)

ნახაზზე 2.2.3. წარმოდგენილია დამოკიდებულებები

$$l g K_{შეს} \text{ და } V_{S \text{ შეფ.}} = f(T, a, S i C l)$$

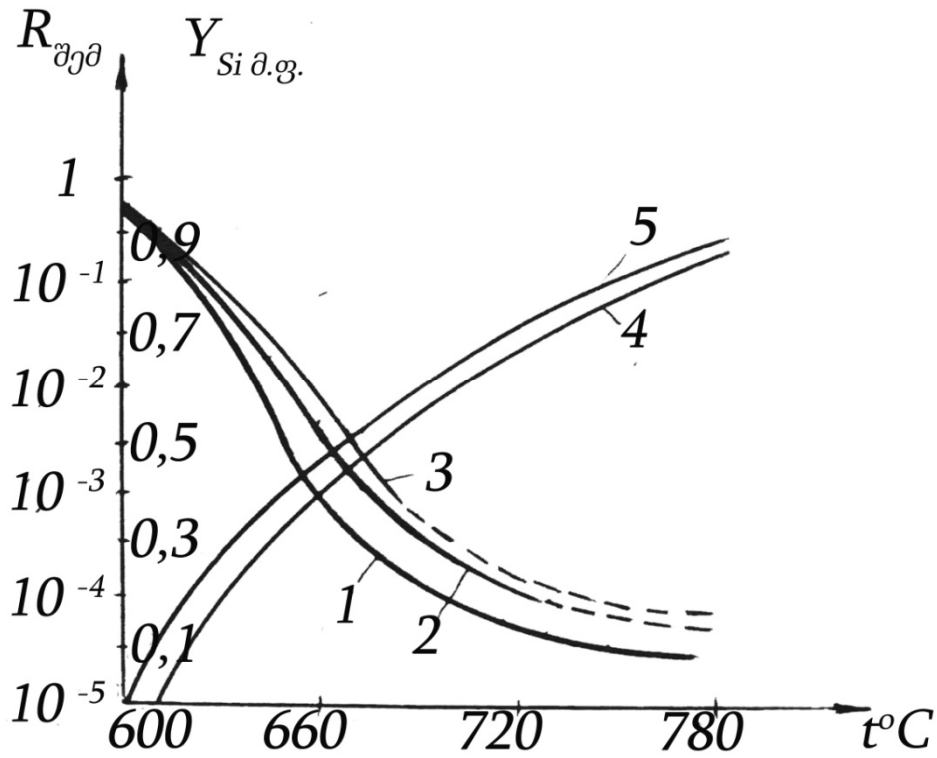
წყალბადის ხარჯის მუდმივი მნიშვნელობების დროს ამორთქლების $A s C l$ ($400\text{სმ}^3/\text{წთ}$) და ბაიპასური ხაზის გავლით აირადი ფაზის წონასწორული შემადგენლობისათვის. $S i C l$ -ის ამორთქლების გავლით წყალბადის სხვადასხვა რაოდენობის ხარჯისას მრუდები გაწყვე-ტილია წერტილებში, რომლებიც შეესაბამებიან გალიუმის არსენიდის ზრდის პროცესიდან მოწამვლის პროცესზე გასვლის ტემპერატურას. 2.2.1; 2.2.2. და 2.2.3. ნახაზებზე მოყვანილ დამოკიდებულებებზე დაყრდნობით შეიძლება განისაზღვროს ლეგირების დონე n სხვადასხვა დაფენის ტემპერატურებისათვის

$$n_{სშ}^{-3} = 2.23 \times 10^2 K_{შეს} \times V_{S \text{ შეფ.}}$$

თუ ვივარაუდებთ, რომ სილიციუმის ყველა ატომი არის ელექ-ტრულად აქტიურ მდგომარეობაში. $2,23 \cdot 10^{22}$ - გალიუმის არსენიდის მოლეკულების რიცხვი $1\text{სმ}^3/\text{წთ}$.

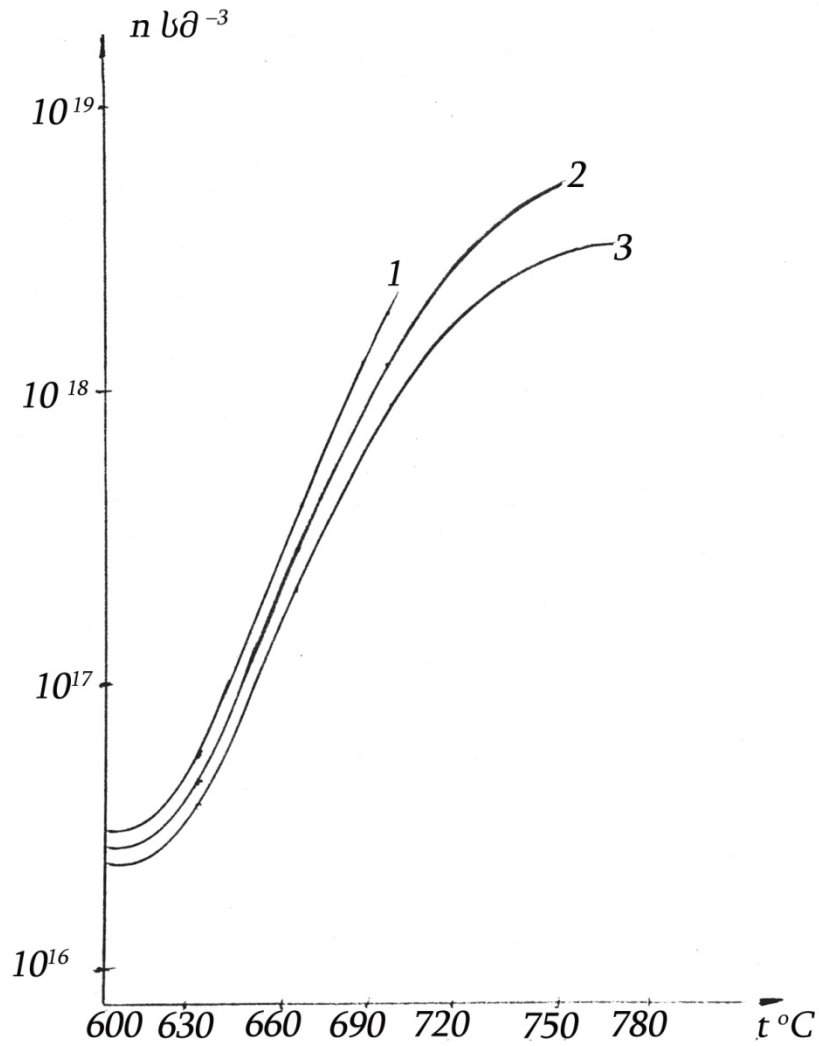
ნახაზზე 2.2.4.-ზე მოყვანილია $H_2/S i C l$ სხვადასხვა ნაკადებისთვის ლეგირების დონის დამოკიდებულება დაფენის ტემპერატურაზე და გალიუმის არსენიდში სილიციუმის აქტივობა. უფრო ზუსტი რაოდენობ-რივი დასკვნების გაკეთება მიღებულ მონაცემებზე დაყრდნობით გამძლე-

ბულია, რადგან გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიურ ფენაში სილიციუმის კონცენტრაციის შეფასებას ვახდენდით მუხტების გადამტანების კონცენტრაციის მიხედვით, რომელთა შორის არ არის ცალსახა კავშირი $n > 10^{17} \text{ მ}^3$ შემდეგ. თუმცა შეიძლება ჩავთვალოთ, რომ იონიზაციის ხარისხი არ არის 1-ის ტოლი და სილიციუმის დიდი კონცენტრაციების დროს შესვლის ეფექტური კოეფიციენტი იქნება უფრო ნაკლები.



ნახაზი 2.2.3. სხვადასხვა ნაკადების შემთხვევაში $K_{გვს}$ და V_S დამოკიდებულება დაფენის ტემპერატურაზე (მრუდები 1,2,3- H_2/S i C_4 $\neq 2,5$ და $10 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$ ნაკადებისთვის) და გალიუმის არსენიდში სილიციუმის აქტივობაზე (მრუდები 4 და 5- $a_S = 10^{-4}$ და $10^{-50\%}$ შესაბამისად)

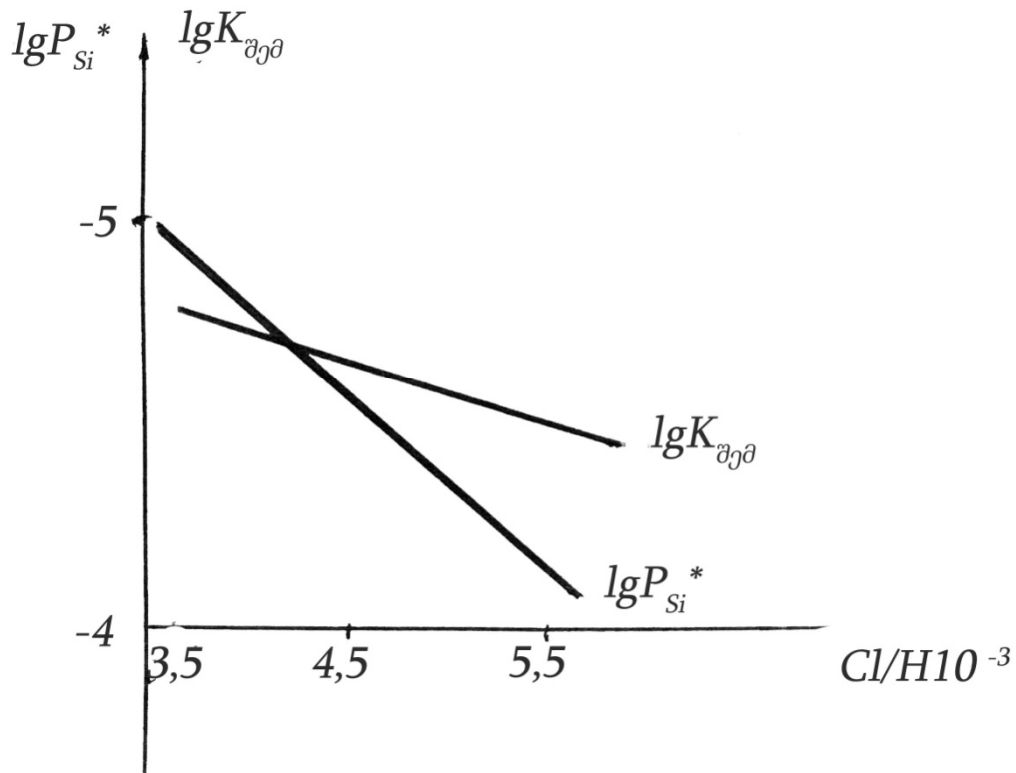
უნდა აღინიშნოს, რომ გამოსახულება, რომელიც განსაზღვრავს ზრდად ფენაში $K_{გვს}$ ლეგირების დონის საანგარიშოდ, არჩეული იქნა ჩვენს მიერ მისი შედარებით სუსტი დამოკიდებულების საფუძველზე მიწოდებული სილიციუმის ტეტრაქლორიდის შემცველობაზე აირად ფაზაში (იხ. ნახაზი 2.2.5.).



ნახაზი 2.2.4. S ჯის $G a A$ -ში კონცენტრაციის თეორიული დამოკიდებულება ტემპერატურაზე სისტემაში $G a - A s_3G-lH_2 + S i C_4$ მრუდები 1,2,3- $a=10^{-4}$ ატ% და $H_2/S i C_4 \approx 2,5$ და $10 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$ -ში შესაბამისად.

ლეგირებაზე პასუხისმგებელი რეაქციის დაზუსტების გამო, ჩვენს მიერ ჩატარებული იქნა აირადი ფაზის გამოთვლა პირობებში, როდესაც:

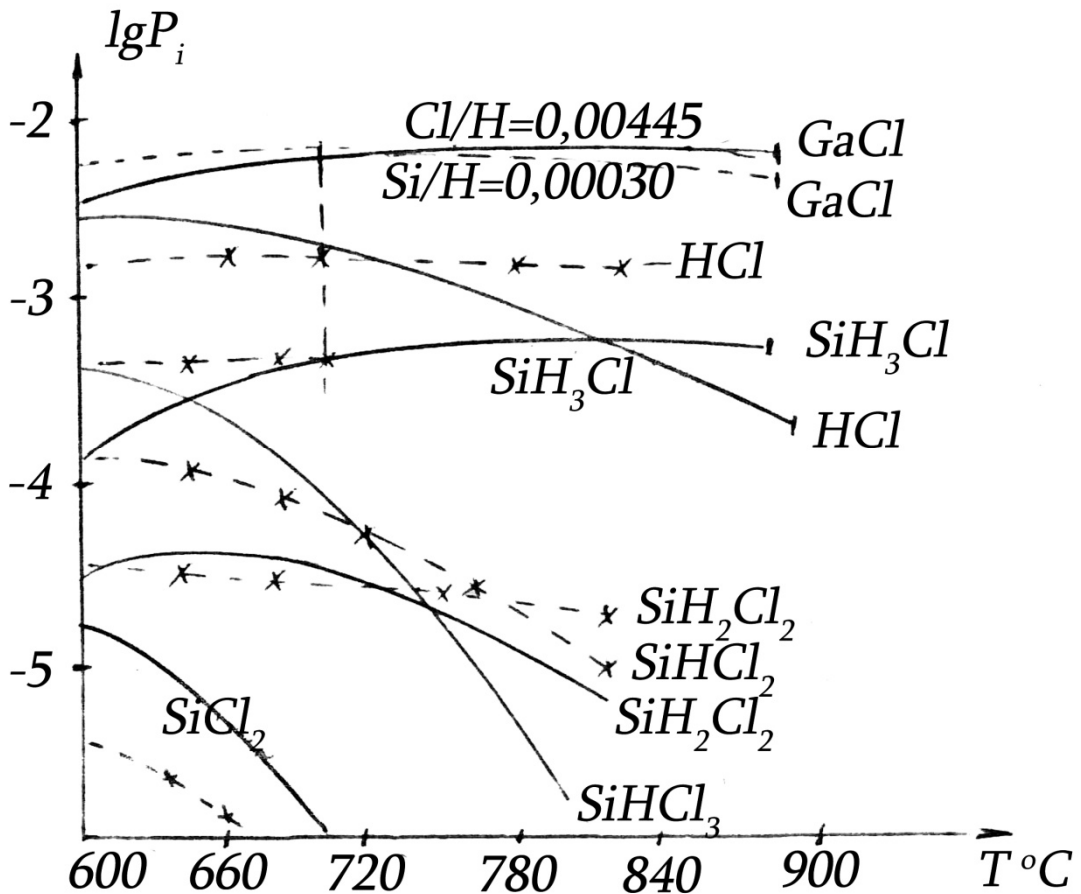
- 1) ქიმიური სისტემა ჰომოგენურია ანუ $G a A$ -ს და S ჯის დაფენა არ ხდება;
- 2) არ ხორციელდება ცალკე S ჯის დაფენა, რომელიც რჩება აირად ფაზაში (ქლორსილანის) ქლორის ნაერთის ფორმით.



ნახაზი 2.2.5. $lg K_{შემ}$ და $lg P_{Si}^*$ -ის დამოკიდებულება $Cl/H10^{-3}$ სიდიდეზე რეაქტორის შესასვლელზე

ამ პირობებში პირველადი ანგარიში გვაძლევს ნაკადის ბირთვში რეაგენტების წონასწორული პარციალური წნევის მნიშვნელობებს, ხოლო მეორე ზრდის ზედაპირის ახლოს წონასწორულ აირადი ფაზის შემადგენლობას გალიუმის არსენიდში სილიციუმის შესვლის მცირე კოეფიციენტების დროს, რაც გამომდინარეობს ნახაზი 2.2.5.-დან.

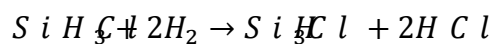
ნახაზზე 2.2.6. მოყვანილია დამოკიდებულება $lg P_i = f$ (წამოთვლილი ზემოთ მოყვანილი მოსაზრების გათვალისწინებით. ამ ნახაზიდან ჩანს, რომ აირად ფაზაში არსებული ქლორის ნაერთებიდან (ქლორსილანებიდან) ყველაზე დიდი პარციალური წნევა გააჩნია $SiHCl$ (წყვეტილი ხაზი). თუმცა უნდა აღინიშნოს, რომ მხოლოდ $GaAs$ -ის დაფენის გათვალისწინებით აირადი ფაზის შემადგენლობა და მისი დამოკიდებულება ტემპერატურაზე საგრძნობლად იცვლება (იხ. უწყვეტი ხაზები 2.2.6.).



ნახაზი 2.2.6. აირადი ფაზის კომპონენტების პარციალური წნევების დამოკიდებულება ტემპერატურისაგან.

----- ნაკადის ბირთვში (ცენტრში ან შუაგულში).
 ————— ფირის ზედაპირზე.

HCl -ის პარციალური წნევა იზრდება, როგორც ჩანს ნახაზი 2.2.6.-დან $T \approx 640^{\circ}C$ -მდე უპირატესად $SiHCl_3$ -ის წნევის შემცირების ხარჯზე. ამ ტემპერატურულ დიაპაზონში ($600-640^{\circ}C$) SiH_3Cl -ის წნევა იზრდება. $640^{\circ}C$ -ზე ზევით ხდება ქლორის გადანაწილება HCl -დან $SiHCl_3$ -ისაკენ $SiHCl_3$ -ის გავლით.



განსაკუთრებით ნათლად ჩანს, რომ $700-720^{\circ}C$ -ის შემდეგ ყველა ქლორის ნაერთების პარციალური წნევა, როგორც ნაკადის ბირთვში (შუაგულში), ისე ფირის ზედაპირზე წონასწორულ ნარევი ძალიან მცირეა $SiHCl_3$ -ის წნევასთან შედარებით. ამგვარად ზემოთთქმულიდან გამომდინ-

ნარე შეიძლება ვივარაუდოთ, რომ რეაქცია (2.1.29.) ნამდვილად პასუხისმგებელია გალიუმის არსენიდის ზრდად ფენაში სილიციუმის შესვლის პროცესზე.

2.3. Ga A ეპიტაქსიური ფენების ზრდის სიჩქარის პროცესის პარამეტრებზე დამოკიდებულების ანგარიში

ეპიტაქსიური ფირის ზრდის სიჩქარე გამავალი ნაკადის სისტემაში კვაზიწონასწორული მიახლოებისას შეიძლება გამოვითვალოთ ფორმულით: [176].

$$W = X \frac{A}{K T \delta} (P_{\text{გ.გ.}} - P_{\text{წონ.}}^*) \quad (2.3.1.)$$

სადაც $P_{\text{გ.გ.}}^*$ აირადი კომპონენტების ეფექტური წნევა ნაკადის ბირთვში.

$P_{\text{წონ.}}^*$ - ზრდის ზედაპირის ახლოს აირადი კომპონენტის ეფექტური წნევა, გამოითვლება თერმოდინამიკური წონასწორობის პირობიდან.

D – დაფენის ტემპერატურის დროს დიფუზიის კოეფიციენტი.

δ – დიფიზიურ სასაზღვრო ფენის სისქე –

X – პროპორციულობის კოეფიციენტი, რომელიც უზრუნველყოფს მოთხოვნილი დაფენის სიჩქარის მუდმივობას.

გამოსახულება (2.3.1.)-ში ყველა სიდიდე პრაქტიკულად ემორჩილება ზუსტ ანგარიშს, გარდა δ -ისა, რომელიც შეიძლება გამოთვლილი იქნას [177] რეინოლდის კრიტერიუმის მაღალი მნიშვნელობისათვის ანუ ნაკადის დიდი სიჩქარეებისათვის. ჩვენს შემთხვევაში $Re \approx 1$ და დაფენის სიჩქარის ანგარიშისთვის აუცილებელია ამოიხსნას ნავიესტოქსის სრული განტოლება, ამასთან ერთად მისი ამოხსნა არ გვაძლევს გამოხატულ, (2.3.1.) გამოსახულებებს, იმიტომ რომ არ წარმოიქმნებიან არეები, რომლებშიც მიმდინარეობს აირადი ნაკადი სიჩქარის ტანგენციალური მდგენელის და რეაგენტების მკვეთრი ცვლილება. ნავიესტოქსის განტოლებების ამოხსნა წარმოადგენს რთულ თვითმყოფად ამოცანას, რომელიც სცილდება მოცემული სამუშაოს ფარგლებს, ამიტომ შემოვიფარგლებით მხოლოდ

$R \frac{D}{T} (P_{b,a} - \sum P_{წმბ}^*)$, რომელიც გადმოგვცემს დალექვის სიჩქარის ხარის-
ხობრივ დამოკიდებულებებს იმის დაშვებით, რომ სასაზღვრო ფენის სისქე
პრაქტიკულად რჩება მუდმივი ტექნოლოგიური პროცესის აირადი
მახასიათებლების ცვლილებების დროს.

წნევა $P_{b,a}^*$ უნდა ჩაითვალოს ან უნდა მივიღო $P_{A s G T}^{შეს.}$ -ის ტოლად,
რადგან ყველა დანარჩენი მაგალითად, $P_{G a}^*$ მიიღება ელემენტარული ანგა-
რიშით.

წნევა $P_{წმბ}^*$ ტოლია დარიშხანის შემცველი კომპონენტების ჯამის.
დიფუზიის კოეფიციენტი გამოითვლება

$$D = D_0 \frac{P}{P_0} (T / T_0)^{\gamma}, \quad (2.3.2.)$$

სადაც D_0 -არის დიფუზიის კოეფიციენტი ნორმალურ პირობებში ან
 $P_0 = 1$ ატმ; $T_0 = 273K$.

T -პროცესის ტემპერატურა (600- 900°C) .

γ -ხარისხის მაჩვენებელი (რეალური აირებისთვის ტოლი 1,75).

P_{Σ} -ჯამური წნევა ტოლია 1 ატმ.

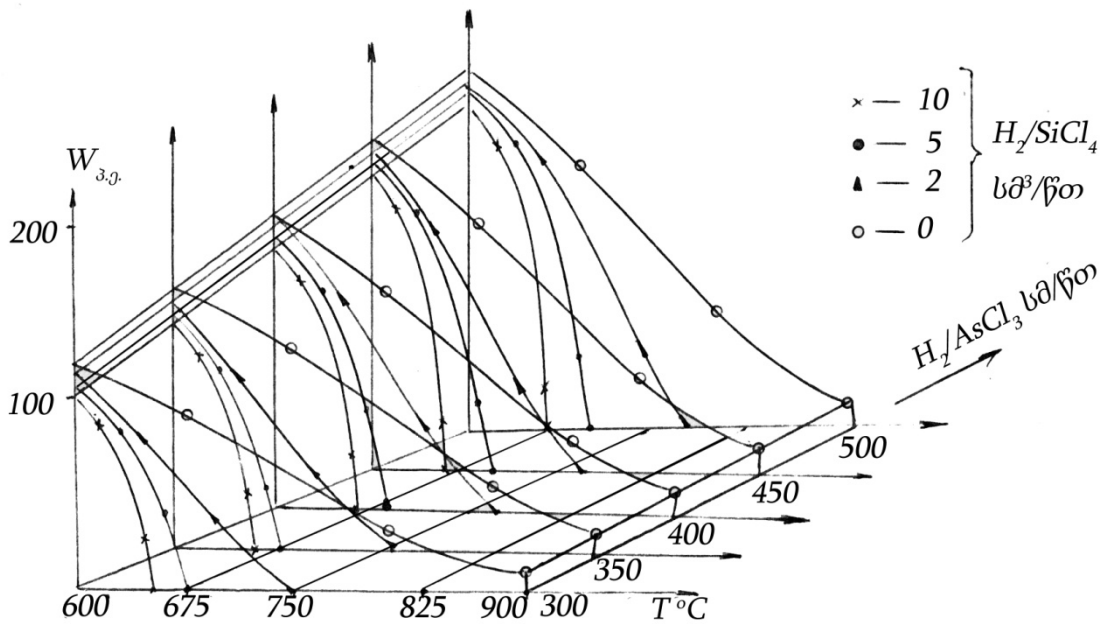
ამგვარად, თუ 2.3.1.-ში შევიტანთ 2.3.2.-ს მივიღებთ

$$W = A \left(\frac{P_{A s G T}^{შეს.}}{P_{წმბ}^*} - P_{წმბ}^* \right) (T^{0.7} - T_0^{1.7}), \quad (2.3.3.)$$

სადაც $A = \frac{X \times D_0 \times P_{\Sigma}}{P_0 \times R \times \delta}$ ჩვენი პირობების დროს მუდმივი სიდიდეა.

ამ ფორმულით გამოთვლილი დამოკიდებულებები $W = f(T, S i G l$
 $A s G) l$ წყალბადის სხვადასხვა ნაკადის დროს $A s G$ და $S i G$ -ის
ამორთქლებლების გავლით მოყვანილია ნახაზზე 2.3.1.

ნახაზი 2.3.2. წარმოადგენს $W = f(T, S i G$ და $A s G) l$ დამოკიდე-
ბულებას $A s G$ ხარბოტერში წყალბადის ხარჯით 400სმ³/წთ. W სიბრტყეზე
არსებული მრუდები გვიჩვენებენ $W = f(T, S i G) l$ დამოკიდებულებას
სხვადასხვა დაფენის ტემპერატურისათვის.

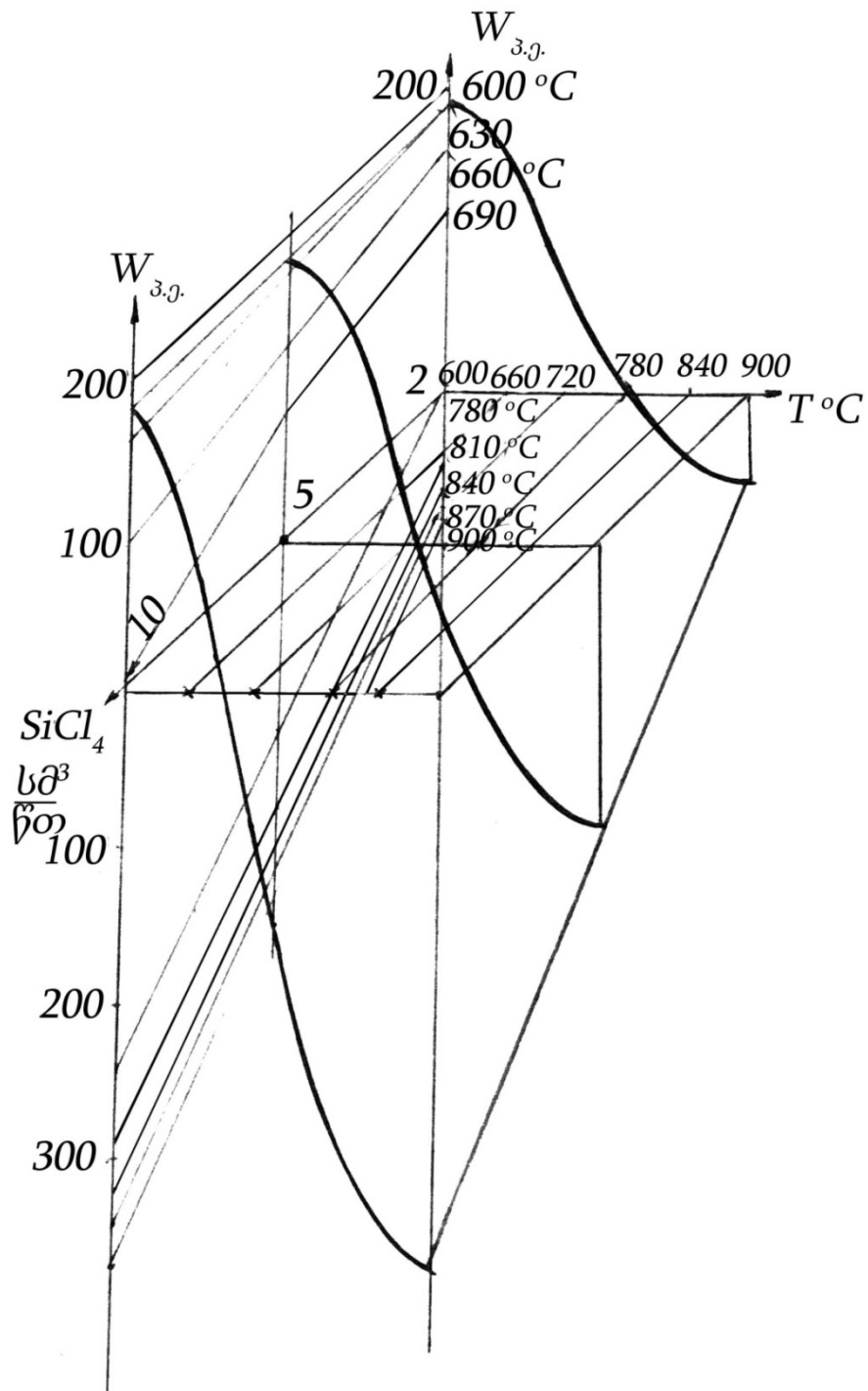


ნახაზი 2.3.1. ეპიტაქსიური ფენების ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება დალექვის ტემპურატურაზე და $H_2/AsCl_3$ და $H_2/SiCl_4$

როგორც ამ მრუდებიდან ჩანს, ტემპურატურის გაზრდით დალექვის სიჩქარე კლებულობს და დაიკვირვება რეაქციის მოწამვლის არეში გადასვლა.

ეს დაკავშირებულია იმასთან, რომ რეაქტორში $SiCl_4$ ორთქლის შეყვანას $AsCl_3$ ტოლი წნევით, მივყავართ დამატებითი HCl -ის წარმოქმნამდე (2.1.13; 2.1.16.)-ის გამო.

რადგან ზრდადი ფენის სტრუქტურული სრულყოფილება მოითხოვს საფენის ტემპურატურის ($720-750^{\circ}C$) -ის დიაპაზონში ყოფნას, ნახაზი 2.3.1. -ის ყველა მრუდებიდან გამომდინარეობს, რომ ზრდის და ლეგირების საუკეთესო პირობაა $SiCl_4$ სმაროთქლებელ წყალბადის ხარჯი იყოს $2სმ^3/წთ$, თუმცა ექსპერიმენტალური სიმნელები შეუძლებელს ხდის ასეთი პროცესის ჩატარებას და გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების მიღებას საჭირო განმეორებადი ელექტრული პარამეტრებით.



ნახაზი 2.3.2. $G a A s$ წრდის სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

$H_2 / S i C l_4$ -ის ნაკადის სხვადასხვა მნიშვნელობისათვის.

$$H_2 = 2000 \text{ სმ}^3 / \text{წთ.}$$

$$H_2 / A s C l_3 = 400 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$$

აქედან გამომდინარე, $S i C l_4$ -ის გავლით წყალბადის ხარჯი უნდა შენარჩუნებული იქნას (ცოტათი მეტი ვიდრე $2 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$). ასევე ჩატარებული

იყო აირადი ფაზის ანგარიში, რომელიც განსაზღვრავდა სილიციუმის შესვლის კოეფიციენტის და ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულებას ზრდის პროცესის რეჟიმზე (წყალბადის ხარჯი $A s C_4$ ჯა $S i C_4 l$ გავლით და პროცესის ტემპერატურა) პირობებში, როდესაც წყალბადით $S i C_4$ -დან აღდგენილი $H C l$ სრულად არ ხვდება დალექვის ზონაში. ექსპერიმენტალურად ასეთი პირობები შეიძლება შევქმნათ, თუ ნარევს $H_2/S i C_4 l$ გავატარებთ სუფთა გალიუმის ზედაპირზე. ამ შემთხვევაში წარმოქმნილი $H C l$ უნდა დაუკაშირდეს $G a$ -ს $G a C_3$ წარმოქმნით, ხოლო მისი წნევა ზრდის ზონაში უნდა შემცირდეს.

ნახაზი 2.3.3. ახდენს გალიუმის მეორე წყაროს მიერთების დროს ქლორის შემცველი რეაგენტების წნევების ცვლილების დემონსტრირებას. როგორც ამ დამოკიდებულებიდან ჩანს, ყველა ქლორსილანებისთვის (ქლორის ნაერთებისთვის) წნევები მცირდება.

ნახაზი 2.3.4. ნაჩვენებია, რომ $G a$ -ის დამატებით შესვლის კოეფიციენტი მცირდება და ხდება დამოკიდებული $H_2/S i C_4$ -ის ხარჯზე.

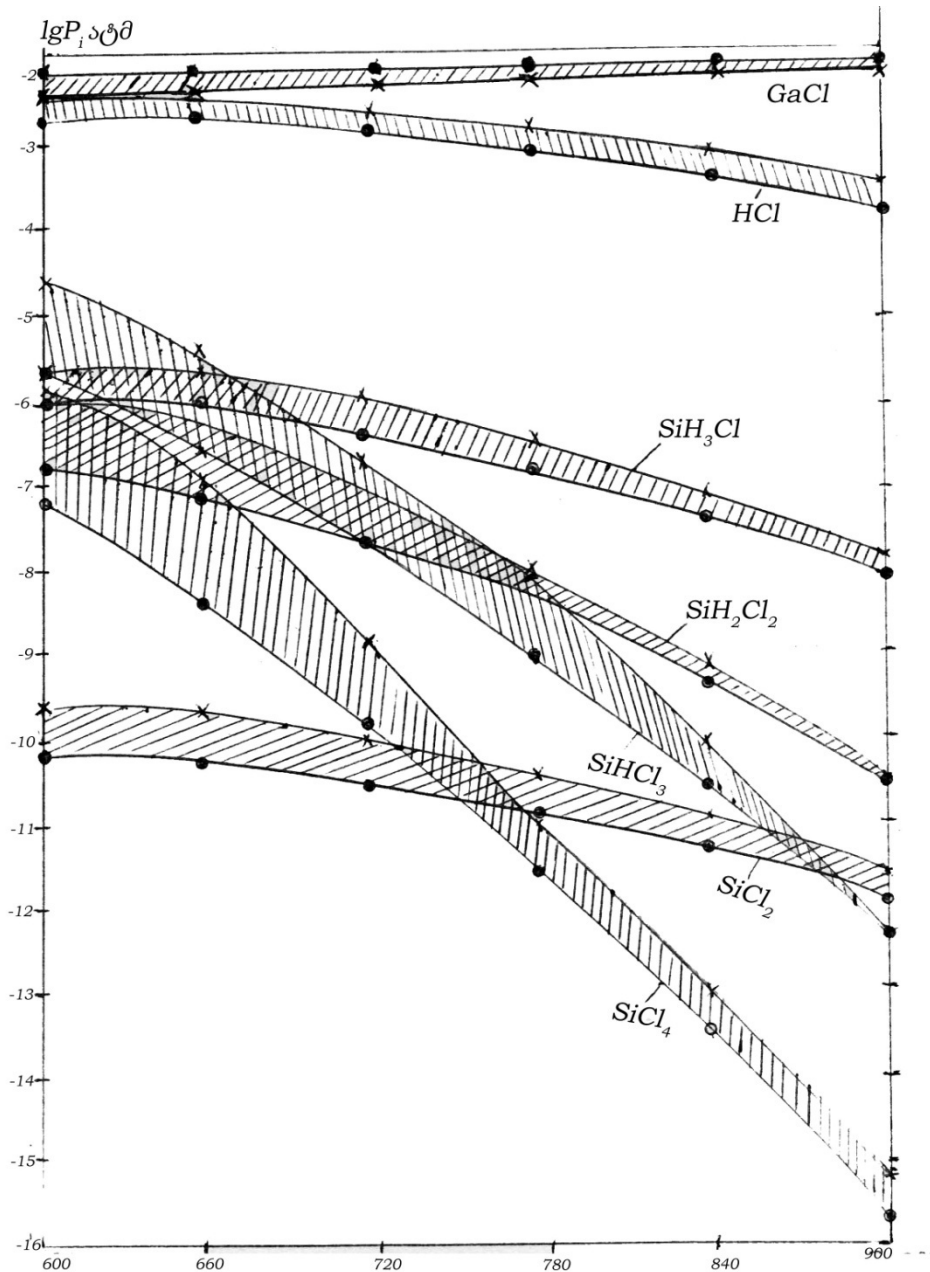
პროცესის კინეტიკის თეორიული გამოთვლა შეუძლებელია, ამიტომ ჩვენ შემოვიფარგლეთ პროცესის სიჩქარის ანგარიშით იმ ვარაუდით, რომ გალიუმთან სილიციუმის ტეტრაქლორიდის ურთიერთობას სისრულის სხვადასხვა ხარისხი აქვს.

ანგარიშის შედეგები ($G a$ -ის $H C l$ -თან შეკავშირების დიაპაზონში 0-დან 100%-მდე) მოყვანილია ნახაზზე 2.3.5; 2.3.6; 2.3.7.-ზე. ამავე სურათებზე წარმოდგენილია ასევე დამოკიდებულება $W = f(T)$ გამოთვლილი ფორმულით

$$W = A \left(\frac{P_{SiC_4}^{*}}{P_{Ga}^{*}} - \sum P_{წონ.}^{*} \right) (T^{0.7} / T_0^{1.7})^{\eta}$$

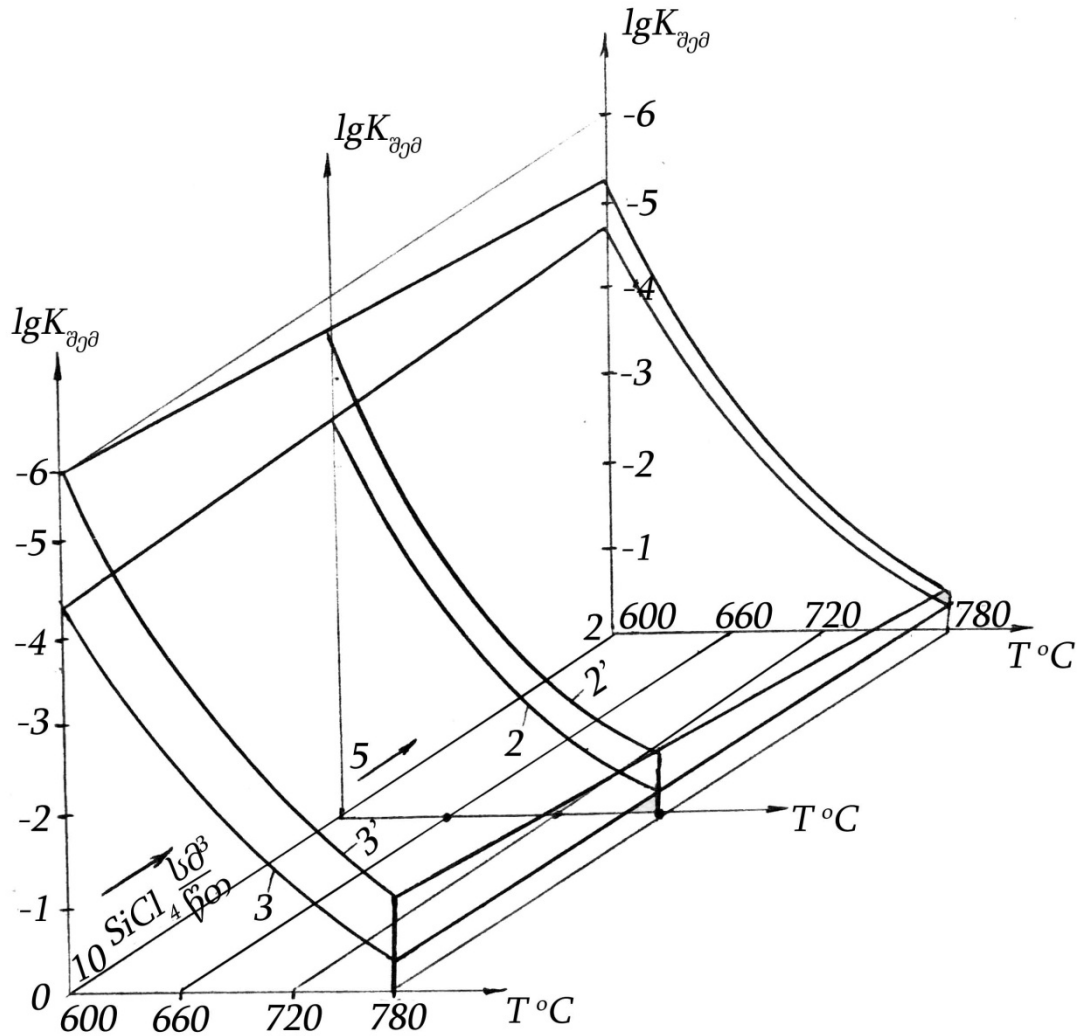
$H_2/S i C_4$ -ის დამატებით ნაკადის გარეშე, ანუ არალეგირებული ფენების ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება ამ გრაფიკებიდან, აგებული წყალბადის ნაკადის მუდმივი მნიშვნელობებისათვის ($400 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$) $A s C_3$ -ის ამორთქლების გავლით და ბაიპასური ხაზის გავლით ($200 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$), შეიძლება დავასკვნათ შემდეგი:

720–750°C არეში აირად ფაზაში $SiCl_4$ -ის დამატებას მივყავართ საფენების მოწამვლამდე. აქედან გამომდინარე გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების მიღების რეალიზაციისათვის აუცილებელია დამატებითი სუფთა გალიუმის წყაროს დაყენება სილი-ციუმის ტეტრაქლორიდის მიწოდების ხაზში.



ნახაზი 2.3.3. აირადი ფაზის კომპონენტების P ატმ. პარციალური წნევების დამოკიდებულება ტემპერატურაზე $Ga-As-Cl-SiCl_4-H_2$ სისტემაში

- გალიუმის გარეშე.
- გალიუმის დამატების შემდეგ

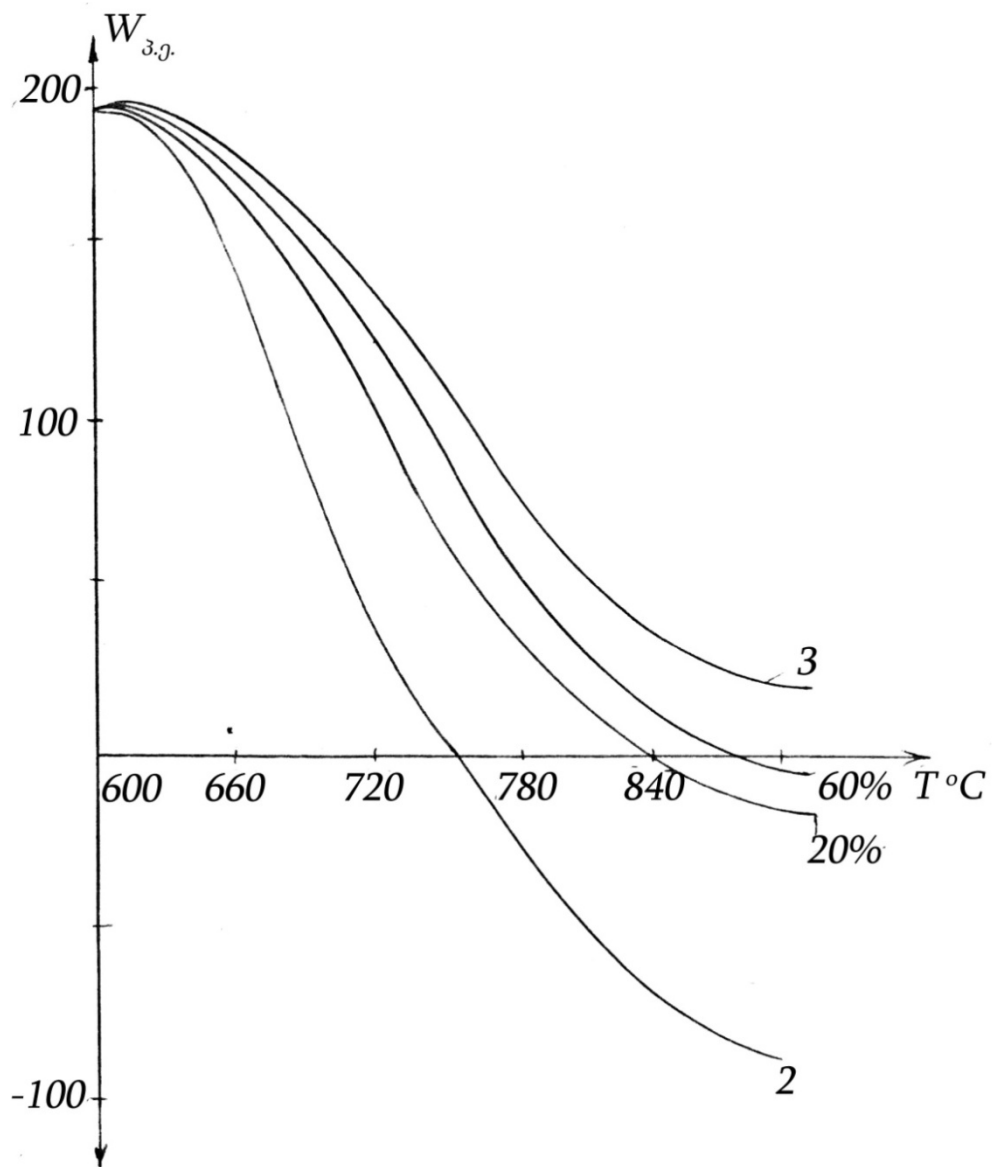


ნახაზი 2.3.4. $lg K_{შეშ}$ -ის დაფენის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება დამატებითი გალიუმის არარსებობისას მრუდები (1;2;3;) და არსებობის დროს მრუდები (1';2';3';)

$$H_2 = 2000 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$$

$$H_2 / A s C_3 l = 400 \text{ სმ}^3 / \text{წთ.}$$

მრუდები ნახაზებზე 2.3.5; 2.3.6; 2.3.7. აღწერენ ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულებას დაფენის ტემპერატურაზე G აისა და $H C$ -ის ურთიერთქმედების სხვადასხვა ხარისხისთვის. ამ მრუდებიდან ჩანს, რომ 720-750°C ტემპერატორულ დიაპაზონში ექსპერიმენტულ მონაცემებს ყველაზე კარგად შეესაბამება მრუდი 6 ნახაზზე 2.3.6. და ყველაზე მცირედ მრუდი 1 ნახაზზე 2.3.5. და მრუდი 5 ნახაზზე 2.3.7.



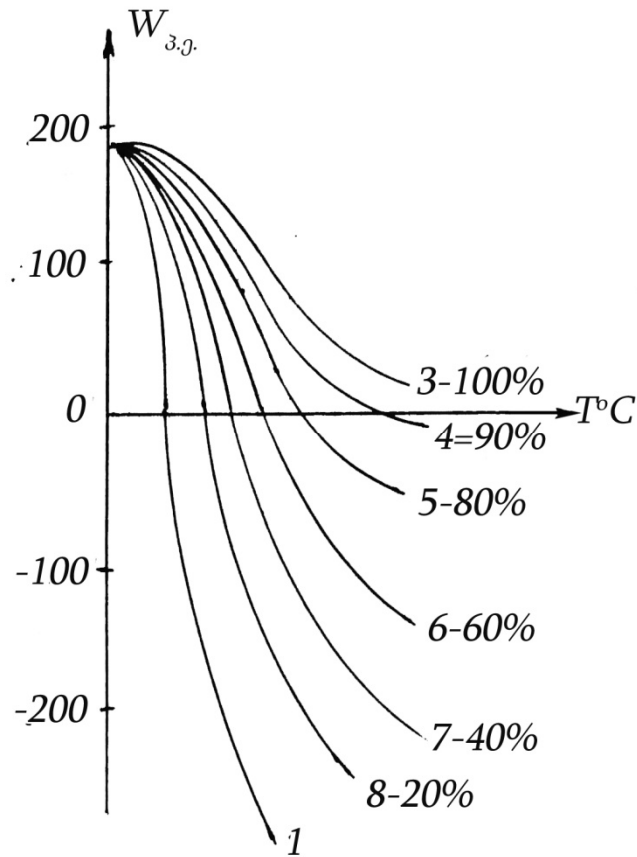
ნახაზი 2.3.5 $G a A s$: ენტალპიური ფუნქციის სიჩქარის დამოკიდებულება

ტემპერატურაზე.

$H_2 - 2000 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$

$H_2 / A s \text{ } \zeta \text{ } \leftarrow 400 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$

$H_2 / S i \text{ } \zeta \text{ } \leftarrow 2 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$.

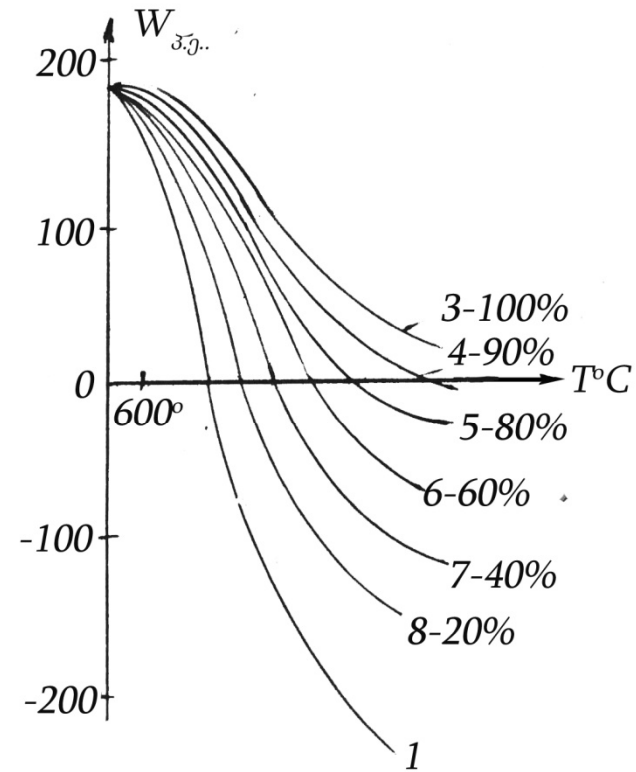


ნახაზი 2.3.6. $G a A: S$ ფენების ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე (ტემპერატურული დამოკიდებულება).

$$H_2 = 2000 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$$

$$H_2 / A \text{ ს } G \text{ } \neq 400 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$$

$$H_2 / S \text{ i } l_4 = 10 \text{ სმ}^3 / \text{წთ.}$$



ნახაზი 2.3.7. $G a A: S$ ფენების ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე.

$$H_2 = 2000 \text{ სმ}^3 / \text{წთ.}$$

$$H_2 / A \text{ ს } G \text{ } \neq 400 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$$

$$H_2 / S \text{ i } l_4 = 5 \text{ სმ}^3 / \text{წთ.}$$

როგორც ზემოთ იყო მითითებული, გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენის ზრდა პროპორციულია სიდიდის $P_{\text{ბ.ბ.}}^* - P_{\text{წონას.}}^*$. ან, რაც იგივეა - $P_{\text{G a C l}}^{\text{შემ.}} - P_{\text{G a C l}}^{\text{წონასწ.}}$. გალიუმის ქლორიდის წონასწორული პარციალური წნევის გაზრდას მივყავართ ზრდის სიჩქარის სიდიდის შემცირებამდე. ვერტიკალური მონაკვეთი $K T$ ნახაზზე 2.1.2. $A D E$ სამკუთხედს ყოფს ორ ნაწილად: მარცხენა, რომელშიც $P_{\text{G a C l}}^{\text{შემ.}} - P_{\text{G a C l}}^{\text{წონასწ.}}$ უარყოფითია და აღწერენ მოწამვლის პროცესს.

მონაკვეთები $P Q$, P და $S Y$ აღწერენ $H C$ -ისა და $G a C$ -ის წონასწორული წნევების ცვლილებას იმ შემთხვევისთვის, როდესაც ნაკადი $H_2/S i C_4$ სგადის გალიუმის დამატებითი წყაროს გავლით. მონაკვეთი $d f$ არის იზოთერმა, რომელიც ახასიათებს $H C$ -ისა და $G a C$ -ის წონასწორული პარციალური წნევების ფარდობას $720^\circ C$ ტემპერატურაზე წერტილებში d , e და f $H_2/S i C_4$ -ის ნაკადებისათვის შესაბამისად 2;5 და $10 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$.

როგორც ნახაზიდან 2.1.2.-დან ჩანს წერტილებში d , e და f $P_{\text{G a C l}}^{\text{შემ.}}$ $P_{\text{G a C l}}^{\text{წონასწ.}}$ სხვაობა დადებითია. ეს ასევე მიუთითებს იმაზე, რომ $S i C_4$ -ის მიწოდება დამატებითი გალიუმის წყაროს გავლით ზრდის ზონაში თავიდან გვაცილებს საფენების მოწამვლას და ქმნის პირობებს, როდესაც

$$W_{n^+G a} < W_{n^+G d} < W_{0n}$$

სადაც $W_{n^+;n}$ -არის n^+ და n ტიპის ფირების ზრდის ინდექსები $n^+G a$ -დამატებითი ამორთქლებლის გარეშე;

$n^+G d$ - დამატებითი ამორთქლებლით;

$0n$ - ორთქლის მოწოდების გარეშე.

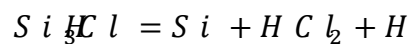
ამგვარად, თერმოდინამიკური გათვლები გვიჩვენებენ, რომ სილიციუმის ტეტრაქლორიდის გამოყენება უზრუნველყოფს საჭირო ლეგირების დონეს დენის გადამტანების კონცენტრაციამდე $n \approx 10^{18} \text{ სმ}^{-3}$ (ნახ. 2.3.4), ასევე $S i C_4$ -ის გამოყენება შესაძლებლობას გვაძლევს ვმართოთ საფენების აირადი მოწამვლის პროცესი. რადგან სილიციუმის ტეტრაქლორიდი საშუალებას იძლევა მივიღოთ სილიციუმის ორჟანგის დიელექტრიკული ფენები. შეიძლება ვიმსჯელოთ გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენის და

სილიციუმის ორჟანგის საფუძველზე მრავალფენიანი ინტეგრალური ტექნოლოგიის შექმნაზე, რომელიც გამოიყენება განხის გენერატორების წარმოების დროს.

მე-2 თავის დასკვნები

$G a - A s_3C-lH_2 + S i C_4$ -ის ქლორიდული სისტემის აირადი ფაზის წონასწორული შემადგენლობის ლეგირების დონის და ზრდის სიჩქარის ტექნოლოგიურ პარამეტრებზე დამოკიდებულების ანგარიშმა გვიჩვენა:

1. სილიციუმის ტეტრაქლორიდის გამოყენება უზრუნველყოფს გალიუმის არსენიდის ლეგირებული ეპიტაქსიური ფენების მიღებას დენის მატარებლების კონცენტრაციით $n \approx 10^5 - 10^{11} \text{ ჯმ}^{-3}$.
2. სილიციუმის ტეტრაქლორიდის გამოყენება საშუალებას გვაძლევს განვახორციელოთ საფენების მართვადი აირადი მოწამვლა 750°C -ზე.
3. გალიუმის არსენიდის ზრდადი ეპიტაქსიური ფენის ლეგირების პროცესზე პასუხისმგებელი არის აირადი კომპონენტი $S i H_4$, ხოლო ლეგირების რეაქცია აღიწერება ფორმულით:



4. გალიუმის არსენიდის 660°C -ზე დაბალ ტემპერატურაზე დაფენის დროს დენის მატარებლების კონცენტრაცია არ აჭარბებს 10^{11} ჯმ^{-3} -ს.
5. $S i C_4$ -ის მიწოდება აირად ფაზაში ადიდებს H_2 -ის წნევას. ამას მიუყვართ მდგომარეობამდე, როდესაც მოწამვლის სიჩქარე აჭარბებს ზრდის სიჩქარეს. $S i C_4$ -დან H_2 -ის წარმოქმნის არასრული მიმდინარეობის პირობებში ზრდის სიჩქარის გამოთვლამ გვიჩვენა ექსპერემენტული და თეორიული მონაცემების თანხვედრა $S i C_4$ -დან აღდგენილი H_2 -ის 60%-სთვის გალიუმის დამატებითი წყაროს არსებობისას.

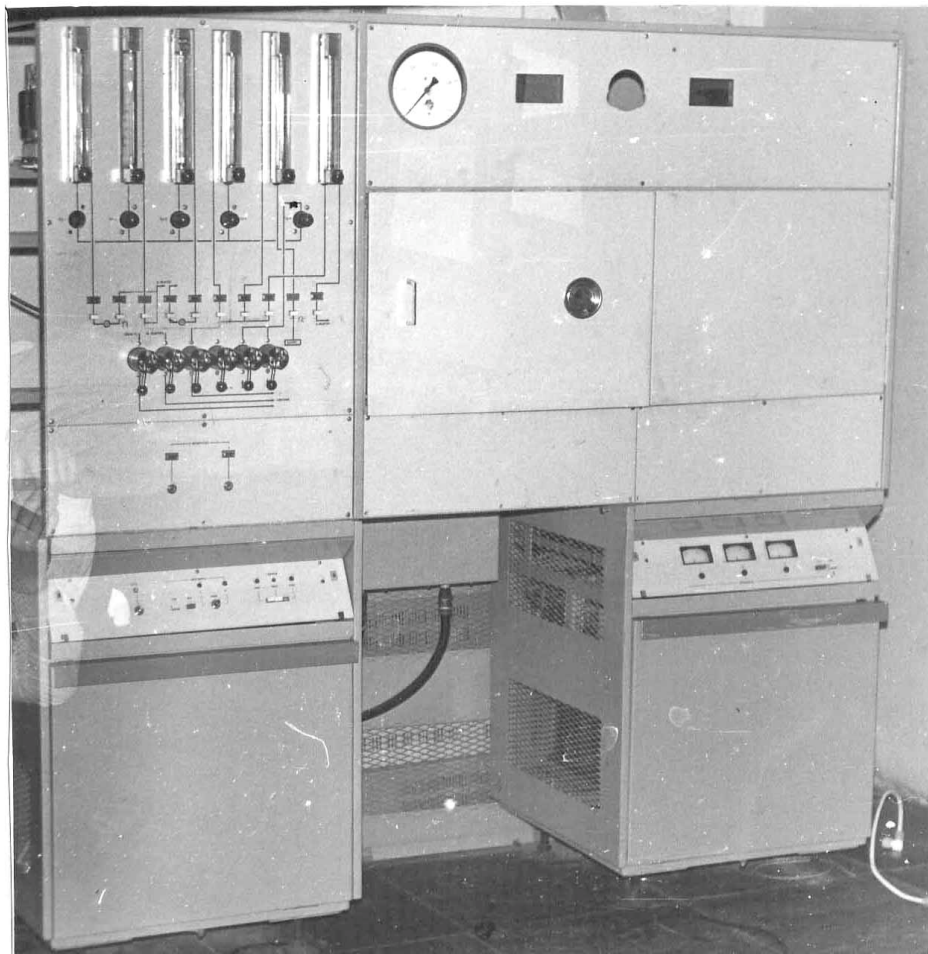
თავი 3

გარდამავალი ფენის სისქის შემცირების მეთოდის შემუშავება

3.1. აპარატურა და მასალები

ეპიტაქსიური ფენების გაზრდა ხორციელდებოდა საწარმოო ტიპის დანადგარებზე („ოდერ-1“ ან „ოდერ-5“) ეს დანადგარი ნაჩვენებია ნახაზზე

3.1.1.

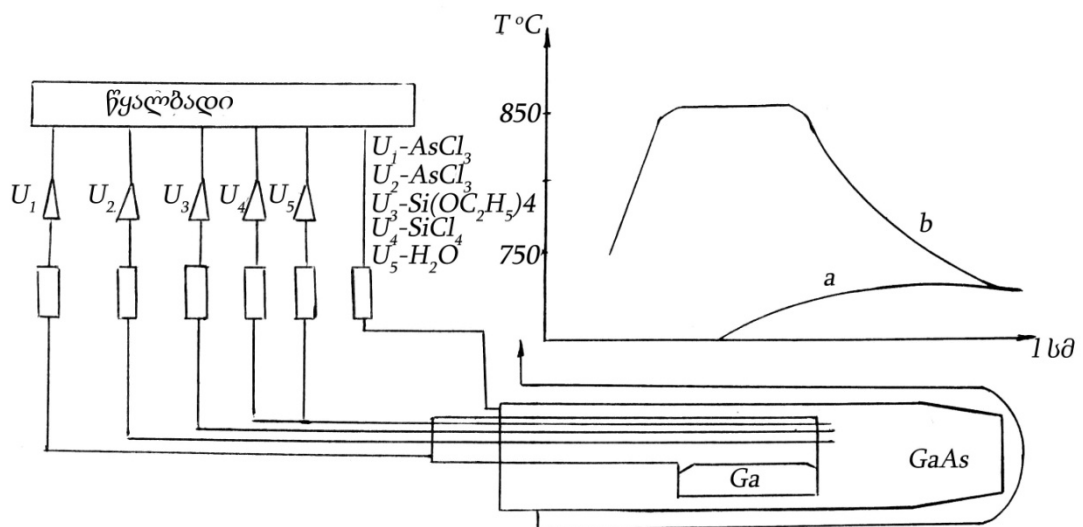


ნახაზი 3.1.1 გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ზრდის „ოდერი“-ის ტიპის დანადგარის საერთო ხედი

კვარცის რეაქტორი და აირგამანაწილებელი სისტემა ნაჩვენებია ნახაზზე 3.1.2. ამავე ნახაზზე წარმოდგენილია ღუმელის ტემპერატურული

პროფილი. ეპიტაქსიური ფენების ზრდა მიმდინარეობდა ან ნახევრადიზოლირებულ $i - G a A$ დეფიციტული $G r - S$ ან $G r - T$ საფენებზე კუთრი წინალობით $R = 1$ ომი/სმ. ნიმუშების სახით.

სიბრტყის გასწვრივ მიმართულებასთან 3° -ით დეზორიენტირებული ზოდის ჭრის შემდეგ ფირფიტები მექანიკურად იშლიფებოდნენ და პოლირდებოდნენ სარკოვან ზედაპირის მიღებამდე ნაკაწრებისა და ჭდეების გარეშე. შემდგომ ფირფიტებს უტარდებოდა ქიმიური დამუშავება მაპოლირებელ მომწამვლელ ნივთიერებაში. ნიმუშს იმაში დასარწმუნებლად, რომ ზედაპირზე არ დარჩა მექანიკური დარღვევები, ქიმიური პოლირების დროს შორდებოდა მასალის ფენა სისქით არანაკლებ 100 მკმ-ისა. ამგვარად მიიღებოდა საფენები სამუშაო სისქით 250–350 მკმ, ბრტყელპარალელურობით არანაკლებ 2–3 მკმ-ისა.



ნახაზი 3.1.2 კვარცის რეაქტორის ჭრილი, ღუმელის აირადი სქემა და ტემპერატურული პროფილი.

მრუდები a და b – Si ფენებისა და გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური სტრუქტურების ზრდის დროს ტემპერატურული პროფილის შესაბამისად.

დარიმახნის წყაროდ გამოყენებული იყო As_2 მადალი სისუფთავის (რექტიფიკაციის მე-5 ფრაქცია), ხოლო გალიუმის წყაროდ – კომერციული გალიუმი $g \pm 000$, დამატებით გაწმენდილ ლაბორატორიულ პირობებში.

კვარცის და აპარატურის მისაერთებელი ფტოროპლასტის დეტალები, აწყობის წინ ირეცხებოდა (აზოტმჟავის და მარილმჟავის ნარევი), შემდგომ დეიონიზირებულ წყალში, იზოპრილის სპირტში, შრებოდა არგონის ნაკადში და გამოწვა ხდებოდა ღუმელში. აწყობის შემდეგ სისტემის გამოწვა ხდებოდა მშრალი წყალბადის ნაკადში 750°C-ზე რამდენიმე საათის განმავლობაში.

3.2. კვლევის მეთოდიკა

3.2.1. $G a A s$ და n^+ ტიპის ეპიტაქსიური ფენების ზრდა

კვარცის რეაქტორი ჭრილში, აირგამანაწილებელი სისტემის ბლოკ-სქემა და ღუმელის ტემპერატურული პროფილი ნაჩვენებია ნახაზზე 3.1.2. $A s C_3$ -ის ორთქლი წყალბადთან ერთად მიეწოდება გალიუმის ზონაში და ურთიერთქმედებენ მასთან. რეაქციის პროდუქტები ხვდებიან ზრდის ზონაში, სადაც ხდება გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების დაფენა.

სუფთა ფირების მისაღებად ($n \sim 1 * 10^{13} \text{ cm}^{-3}$) ზრდადი ფენების ფონური მინარევებით არაკონტროლირებადი ლეგირების გამოსარიცხად, გალიუმის წყაროს სახით გამოყენებულია ხსნარი $G a (S n 10\%)$.

ზრდადი ფირების ლეგირებას ვატარებდით ჩვენს მიერ შემუშავებული მეთოდით ზრდის ზონაში ოთხქლორიანი სილიციუმის ორთქლით გაჯერებული წყალბადის მიწოდებით.

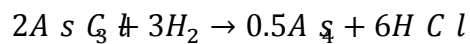
$S i C_4$ -ის გამოყენება ექვიმუტანლად ქმნის დიდ შესაძლებლობებს ეპიტაქსიურ ტექნოლოგიებში. სუფთა და ლეგირებული (სილიციუმით ან ჟანგბადით) ფენების მიღება, დიელექტრიკული ფენის $S i O_2$ -ის მიღება, ზრდიდან მოწამვლისაკენ სწრაფი გადასვლის შესაძლებლობა ეს არის ჩამონათვალი იმ პროცესების, რომლებიც შეიძლება გახორციელდეს ერთი ციკლის განმავლობაში რეაქტორის განტვირთვის გარეშე.

ამ პროცესის ნაკლად შეიძლება ჩაითვალოს რეაქტორის კედლების „მახსოვრობა“ სილიციუმის მიმართ, რასაც მიყვავართ „სუფთა“ $G a A$ -ის ფენების არაკონტროლირებადი ლეგირების დონის მომატებამდე. თუმცა მაღალტემპერატურულ აირად მოწამვლას „მახსოვრობის“ ეფექტი დაჰყავს ნულამდე.

3.2.2. აირადი მოწამვლის მეთოდი

მაპოლირებელი აირადი მოწამვლის რეჟიმს შეიძლება მივაღწიოთ:

1. წყაროს ზონაში იმ პირობების შექმნით, რომლის დროსაც სრულდება.



ამ რეაქციის დროს აირადი $H C l$ არასრულად ზემოქმედებს გალიუმთან და ნაწილობრივ გადაიტანება საფენების ზონაში. ეს თავის მხრივ მიიღწევა რეაქტორში გალიუმის წყაროს გავლით მიწოდებული აირადი ნარევის $H_2/A s C_3$ ხარჯის გაზრდით.

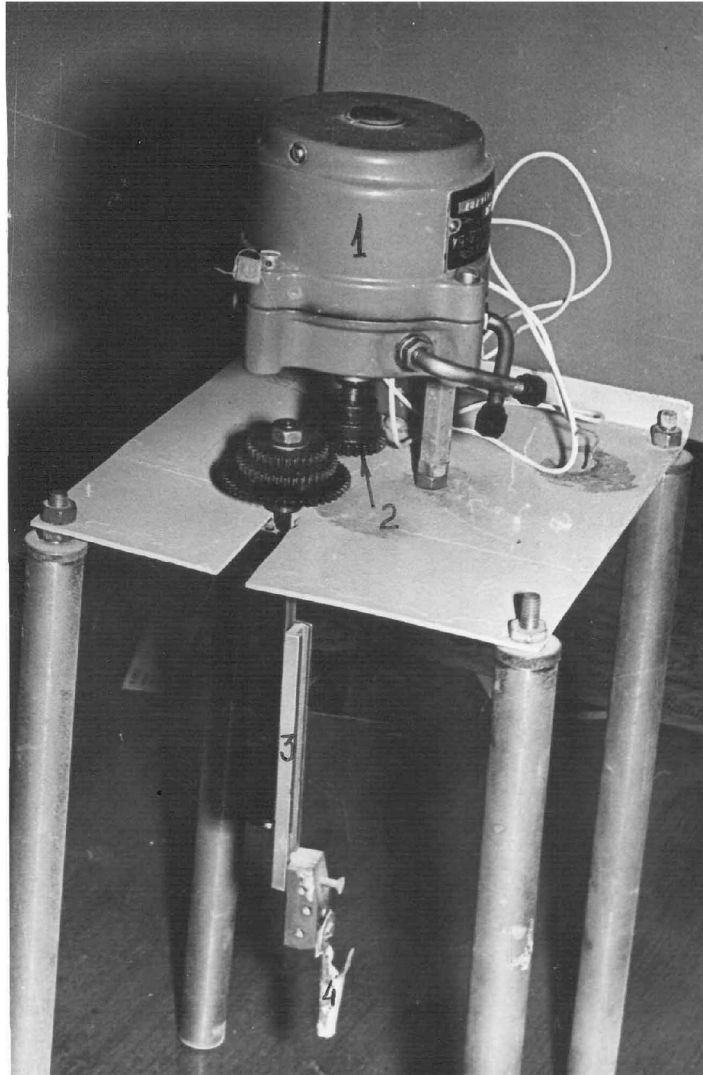
2. საფენების ზონაში $H_2/A s C_3$ ღამატებითი ნაკადის შეყვანით.
3. საფენების ზონაში $H_2/S i C_4$ ღამატებითი ნაკადის შეყვანით.

რეაქტორში მომწამვლავი ნაკადის შესაყვანად გამოყენებული იყო ღამატებითი კვარცის მილი მიმართული საფენების ზონისკენ (ნახაზი 3.1.2.). ღუმელის ტემპერატურული პროფილი აირადი მოწამვლის დროს რჩებოდა უცვლელი. მოწამვლის სიჩქარე იცვლებოდა მომწამვლავი ნაკადის ხარჯის და პროცესის ტემპერატურის მიხედვით 0–დან 0,5 მკმ/წთ. მოწამ-
ლული საფენების ზედაპირი იყო სარკისებური, იშვიათ შემთხვევაში დაიკ-
ვირვებოდა ჭდეები.

გალიუმის არსენიდის ფენების ელექტრო-ფიზიკურ მახასიათებ-
ლებზე აირადი მოწამვლის გავლენის კვლევის შედეგები მოყვანილია და
განხილულია ქვევით.

3.2.3. გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების სისქის მიხედვით დენის გადამტანების განაწილების პროფილების გადაღების მეთოდიკა

ფირების სისქის მიხედვით დენის გადამტანების კონცენტრაციის განაწილების პროფილის დასადგენად ჩვენს მიერ გამოყენებული იქნა პოლის კარგად ცნობილი მეთოდები (ვან-დერ-პაუ), და $G - V$ გალიუმის არსენიდის ცალკეული ფენების ფენა-ფენა 0,2–0,5 მკმ. მოწამვლა. მოწამვლა მიმდინარეობდა მაპოლირებელი მომწამლავით $3H_2S + Q - 1H_2O_2 - 1H_2O$ სიჩქარით ~ 3 მკმ/წთ. თუმცა პოლისა და ვან-დერ-პაუს მეთოდებით შეიძლება გამოკვლეული იქნას როგორც დენის მატარებლების განაწილების პროფილი, აგრეთვე მათი ძვრადობა და კუთრი წინაღობა, მათ გააჩნიათ ზოგიერთი ნაკლოვანებები. ეს მეთოდები ითხოვენ ლითონური კონტაქტების დატანას ჩაცხობით ან ელექტრული ფორმირებით, ამასთან მოწამვლის ყოველი პროცესის წინ ისინი უნდა მოიხსნან და ოპერაციის შემდეგ ისევ თავიდან უნდა დამაგრდნენ. ეს პროცესი საკმაოდ შრომატევადია და ამის გარდა ამ პირობებში არ ხდება ლოკალური კონტაქტების პირობების დაცვა, რასაც გაზომვის დროს მივყავართ დამატებით ცდომილებასთან. ამ მეთოდებიდან თავისუფალია შოტტკის ბარიერის ვოლტფარადული მახასიათებლების მეთოდი, პრაქტიკაში შოტტკის ბარიერებს ამზადებენ ლითონების გაფრქვევით ან ელექტროქიმიური დაფენით ფოტოლითოგრაფიის გამოყენებით შლიფის დამრეც ზედაპირზე, რომელიც მოჭრილია (მოშლიფულია) საწყის ზედაპირთან პატარა კუთხით. ეს მეთოდი არჩეული იქნა ჩვენს მიერ განაწილების პროფილის გაზომვის ექსპრეს მეთოდად. დამრეცი შლიფის მისაღებად ჩვენს მიერ შექმნილი იქნა დანადგარი, რომელიც ნაჩვენებია ნახაზზე 3.2.1. სინქრონული ელექტროძრავა, რომლის დერძზეც დამაგრებული მიკრომეტრული ხრახნი ეპიტაქსიური სტრუქტურების დამჭერით, საშუალებას გვაძლევს ჩავუშვათ გალიუმის არსენიდის სტრუქტურა მაპოლირებელ მომწამლავში მუდმივი სიჩქარით.



ნახაზი 3.2.1. დამრეცი შლიფის მისაღები დანადგარი.

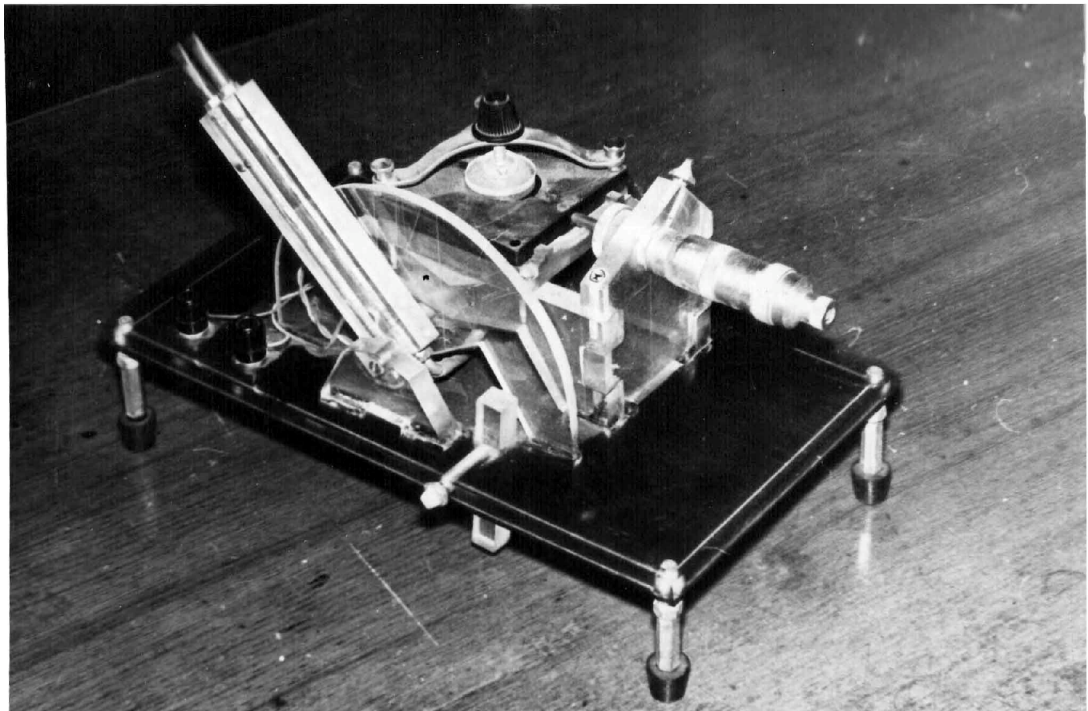
1. რევერსიული ძრავა
2. მრავალსიჩქარიანი რედუქტორი
3. სტრუქტურის მიწოდების მიკრომეტრული ხრახნი
4. გალიუმის არსენიდის სტრუქტურის დამჭერი.

რედუქტორების სისტემა უზრუნველყოფს ნიმუშის ჩაშვებას მომწამვლელ ნივთიერებაში სხვადასხვა სიჩქარით საწყისი სტრუქტურის ფენიდან გამომდინარე. მიღებული ნიმუშები დამრეცი შლიფით თავსდებოდნენ შოტტკის ბარიერის $G - V$ მახასიათებლების გასაზომ ხელსაწყოში (ნახაზი 3.2.2.) ამ ხელსაწყოს მაგიდა საშუალებას გვაძლევს გადავაადგილოთ შლიფის ზედაპირი ვერცხლისწყლის კონტაქტებთან მიმართებით ძალიან

პატარა ბიჯით (0,15 მკმ) ვერცხლისწყალი სტრუქტურის ზედაპირს მიეწოდება მაგიდის უძრავ ნაწილში არსებული კალიბრირებული ხვრელის გავლით ეს ხელსაწყო საშუალებას გავძლევს გადავიღოთ დენის მატარებლების განაწილების პროფილი პრაქტიკულად სტრუქტურების ყველა ტიპზე.

$$(n_n - n - n^{\ddagger}, i - n - \ddot{n}, i n - n, i n^{\ddagger}, m_n - n - n^{\ddagger})$$

მინარევების ნებისმიერი განაწილებით, როგორც ფენების სისქეში ისე მათ ზედაპირზე.



ნახაზი 3.2.2. გალიუმის არსენიდის სტრუქტურის დამრეც შლიფზე ვოლტ-ფარადული მახასიათებლების გასაზომი დანადგარი

3.2.4. *S i* θ -ის დალექვა ეპიტაქსიური გალიუმის არსენიდის ზედაპირზე

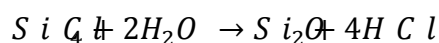
სილიციუმის ორჟანგის დიელექტრიკული ფენის მისაღებად ნაშრომში განხილულია ორი მეთოდი:

1. ტეტრაეტოქსილანის *S i* ($O_2 H_5$)₄ პიროლიზი (გახურებით დაშლა).
2. *S i* ცის დაჟანგვა წყლის ორთქლით.

როგორც ცნობილია პიროლიზის რეაქცია $S(O_2H_5)_4 \rightarrow SiO_2 + C_2H_4 + 3C_2H_2 + 2C_2H_2 + 2H_2$ გამოყენება პრაქტიკაში SiO_2 -ის დასაფენად ტემპერატურულ დაიაპაზონში 300–500°C-მდე. ეს რეაქცია მთლიანად გადაწეულია მარჯვნივ $T \sim 700^\circ C$ ეს მდგომარეობა საშუალებას გვაძლევს ეპიტაქსიური ზრდის ზონაში ღუმელის ტემპერატურული პროფილის შეუცვლელად ($\sim 760^\circ C$), იგივე რეაქტორში ჩავატაროთ $GaAs$ -ზე SiO_2 -ის დატანის პროცესი.

დანადგარის აირადი სქემა წარმოდგენილია ნახაზზე 3.1.2. ბარბოტერი ტეტრაეტოქსილანი იმყოფებოდა $T = 20^\circ C$. გადამტან აგენტად ვიყენებდით წყალბადს. კვარცის რეაქტორში დამატებულია ტეტრაეტოქსილანის ორთქლის შესაყვანი ხაზი, რომელიც მიმართულია უშუალოდ საფენების ზონაში, რადგან წყაროს ტემპერატურა შეადგენს $350^\circ C$ -ს, ტეტრაეტოქსილანის დაშლის თავიდან ასაცილებლად ზრდის ზონაში მოხვედრამდე, პირველი ზონის დაფენის პროცესს გამორთულ მდგომარეობაში ვატარებდით.

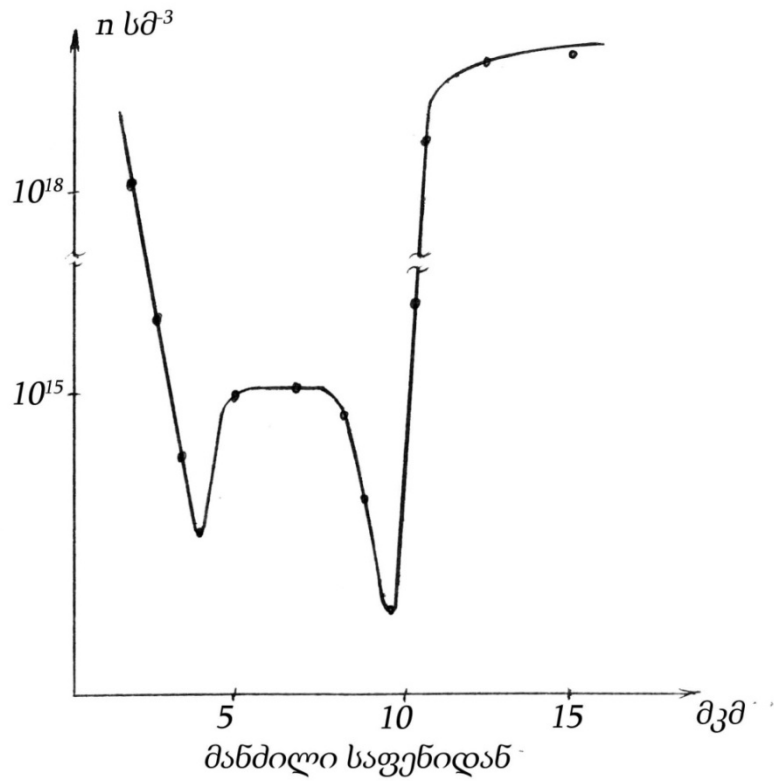
$SiCl_4$ -ის გამოყენებისას SiO_2 -ის ფენის მისაღებად კვარცის რეაქტორში შეგვყავდა კიდევ ერთი ხაზი დამჟანგავის (H_2O) ორთქლის მისაწოდებლად იხ. ნახაზი 3.1.2. SiO_2 -ის წარმოქმნის პროცესი ამ სისტემაში აღიწერება ჯამური რეაქციით.



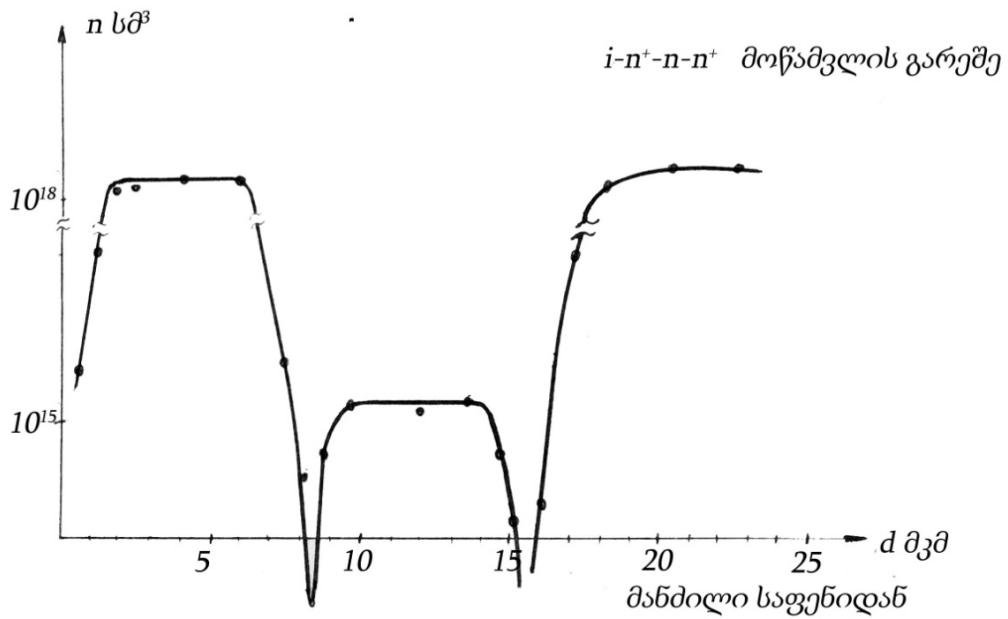
3.3. წინასწარი აირადი მოწამვლის (წ.ა.მ.) გავლენა მაღალომიანი გარდამავალი ფენის სისქეზე

ნახაზზე 3.3.1.–3.3.4. მოყვანილია სხვადასხვა ტიპის გალიუმის არსენიდის პროფილები, რომლებიც ფენების სისქეში დენის მატარებლების განაწილების პროფილებია, რომლებიც გამოიყენებიან განხის გენერატორის წარმოებაში. ეს სტრუქტურები მიღებულია წინასწარი აირადი მოწამვლის

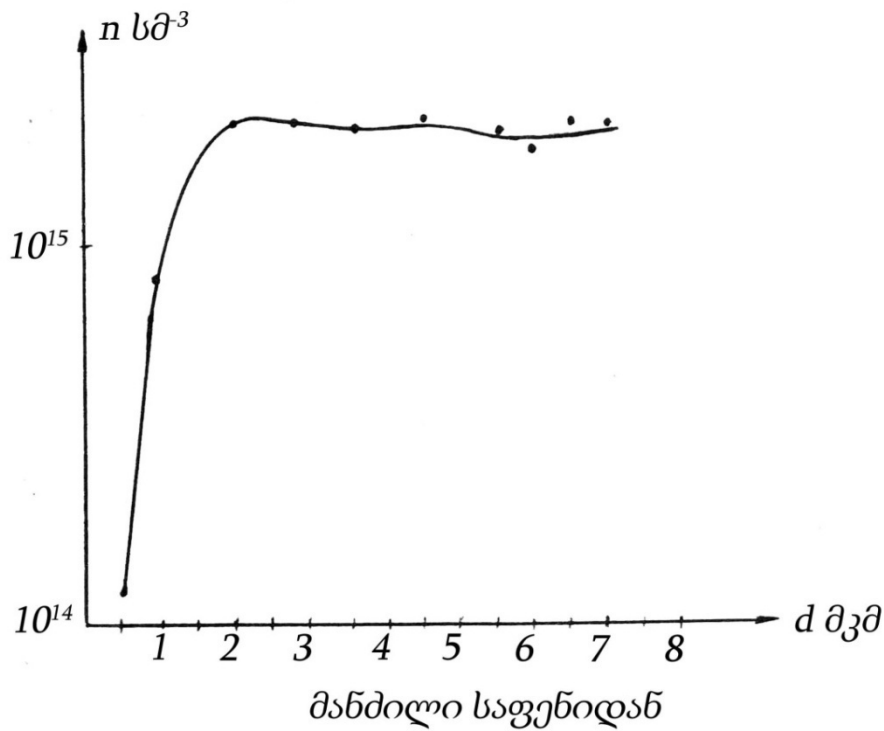
გარეშე, მაგრამ ისინი განიცდიდნენ ზედაპირის ხარისხიან გაწმენდას უშუალოდ ეპიტაქსიური დაფენის პროცესის წინ.



ნახაზი 3.3.1. გალიუმის არსენიდის $n^+ - n - n^+$ სტრუქტურებში კონცენტრაციული პროფილი.



ნახაზი 3.3.2. გალიუმის არსენიდის $i - n^+ - n - n^+$ სტრუქტურებში კონცენტრაციული პროფილი

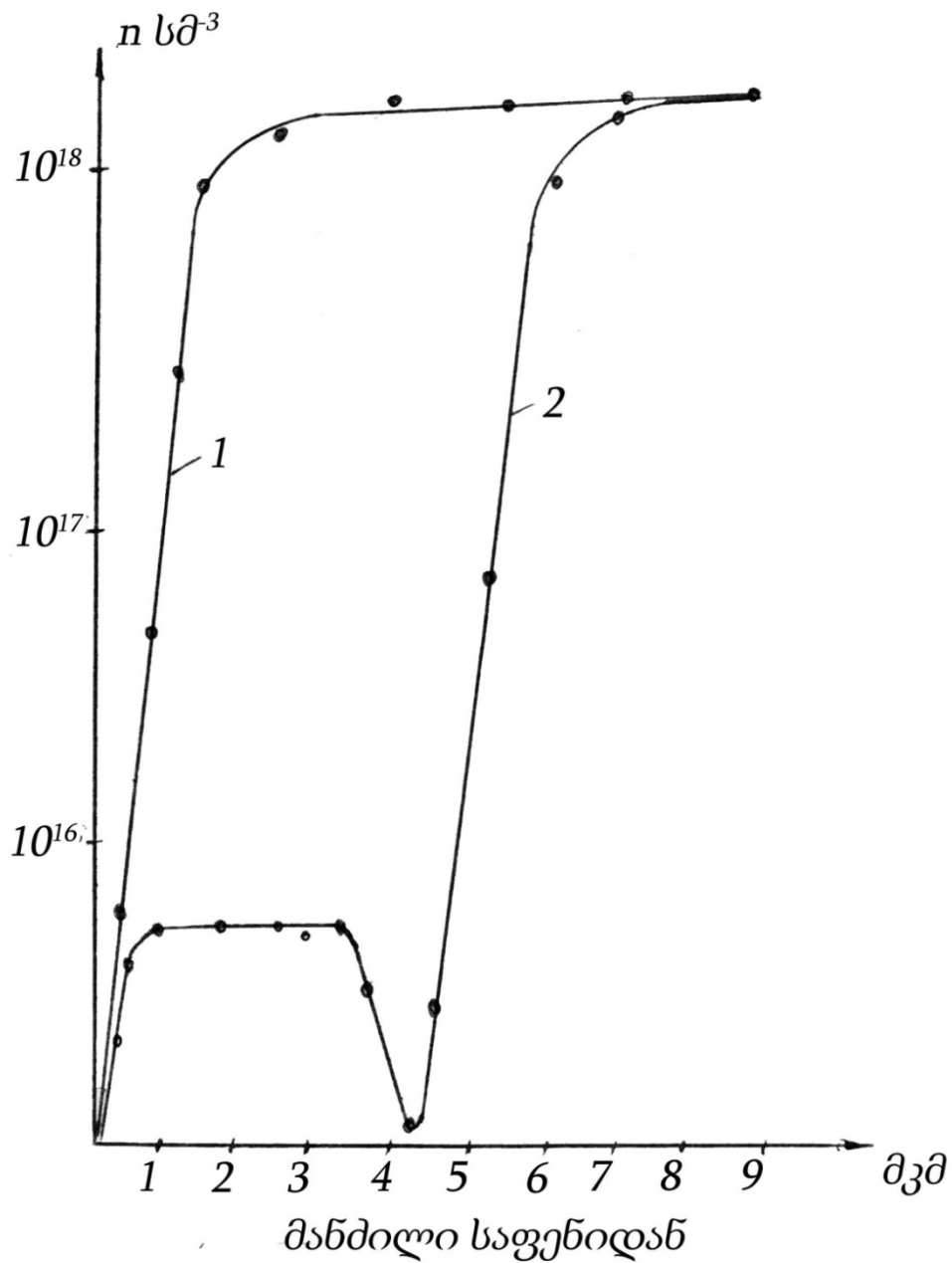


ნახაზი 3.3.3. გალიუმის არსენიდის i – ისტრუქტურებში კონცენტრაციული პროფილი

როგორც ამ ნახაზებიდან ჩანს, გარდამავალი ფენა დაიკვირვებოდა, როგორც საფენისა და ფენის გაყოფის საზღვარზე, ისე ფენებს შორისაც, მრავალფენიანი სტრუქტურები მიღებული იქნა სხვადასხვა რეაქტორებში. n და n^+ ფენების მიღების პროცესებს შორის სტრუქტურებს აცილებდნენ ცხიმს მდულარე ტოლუოლში და დაფენის პროცესამდე ინახავდნენ სპირტში. სპირტიდან ამოღებული ნიმუშები შრებოდნენ არგონის ნაკადში და იტვირთებოდნენ რეაქტორში.

(3.3.1.–3.3.4.) ნახაზების შედარებიდან ჩანს, რომ გარდამავალი ფენის სისქე სტრუქტურებში სხვადასხვაა და დამოკიდებულია ძირითადი ეპიტაქსიური ფენის სისქეზე. ნახაზზე 3.3.5. მოყვანილია დამოკიდებულება, რომელშიც აშკარად ვლინდება გარდამავალი არის სისქის ზრდის ტენდენცია ეპიტაქსიური ფენების საერთო სისქის გადიდებასთან ერთად. აქედან გამომდინარე გარდა, გადამწყვეტი გავლენისა გარდამავალი ფენის წარმოქმნის მექანიზმზე ზრდის საწყისი პერიოდის დროს აირადი ფაზისა

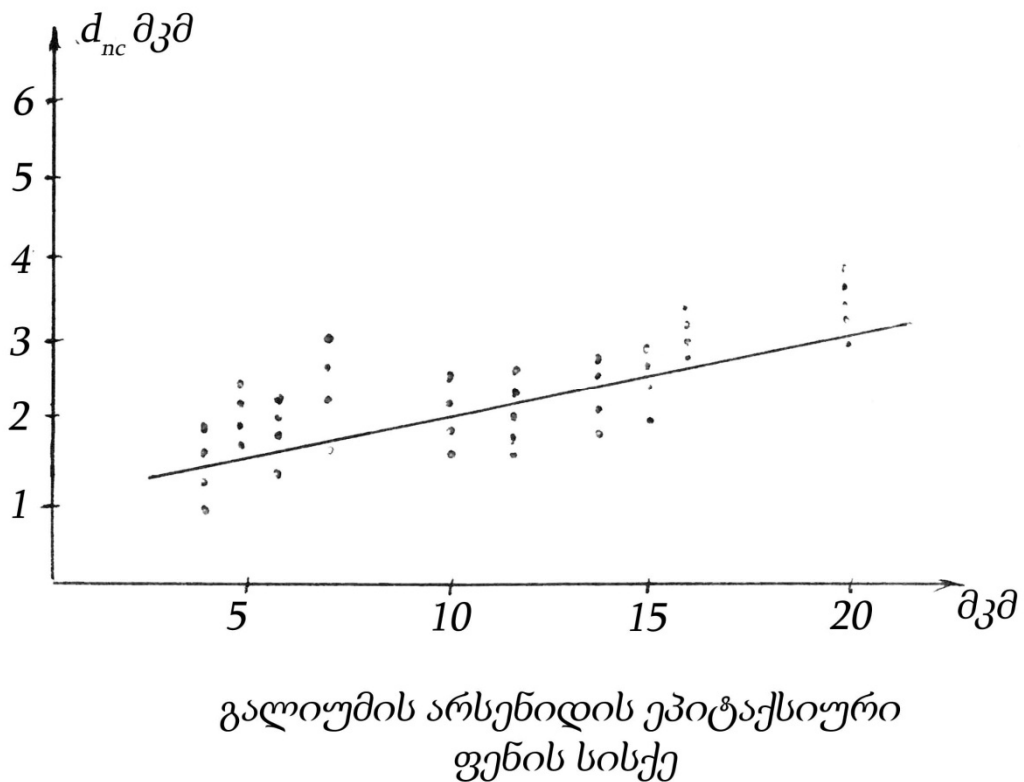
და საფენების მდგომარეობის არასტაციონალური პირობების დროს, ზრდის პროცესის ხანგრძლივობასაც შეაქვს თავისი წვლილი გარდამავალი ფენის სისქის გადიდებაში. აშკარაა, რომ რაც უფრო დიდ ხანს გრძელდება ფენის ზრდა მით უფრო დიდია შესაძლებლობა მინარევების ვაკანსიების და დეფექტების გადანაწილებისა და შესაბამისად გარდამავალი ფენის სისქის გაზრდის. რამოდენიმე ათეული ექსპერიმენტის შედეგები ამტკიცებენ ამ დასკვნას.



ნახაზი 3.3.4. გალიუმის არსენიდის $i - n$ (1) და $i - n - h$ (2) ტიპის სტრუქტურებში კონცენტრაციული პროფილი

ლიტერატურაში მოყვანილია წინასწარი აირადი მოწამვლის გავლენის შედეგები ეპიტაქსიურ ფენაში სისქის მიხედვით მუხტების მატარებლების განაწილების პროფილზე. მონაცემების შეუსაბამობამ მოითხოვა დამატებით ექსპერიმენტების ჩატარება.

თუ ჩავთვლით, რომ გარდამავალი ფენების წარმოქმნის მექანიზმი ძირითადად დაკავშირებულია ზედაპირის სისუფთავესთან და ზრდის საწყის სტადიაში აირადი ფაზის არასტაბილურობასთან, მაშინ ამ მოსაზრებების ჭეშმარიტებაში დასარწმუნებლად შეიძლება ჩატარებული ყოფილიყო ექსპერიმენტები მთელი ზრდის პროცესის განმავლობაში აირადი ფაზის შემადგენლობის შესწავლისათვის, ასევე იმ ფირებში ლეგირების პროფილების შედარებითი გამოკვლევა, რომლებიც მიღებულია (წ.ა.მ.) გამოყენებით და მის გარეშე.

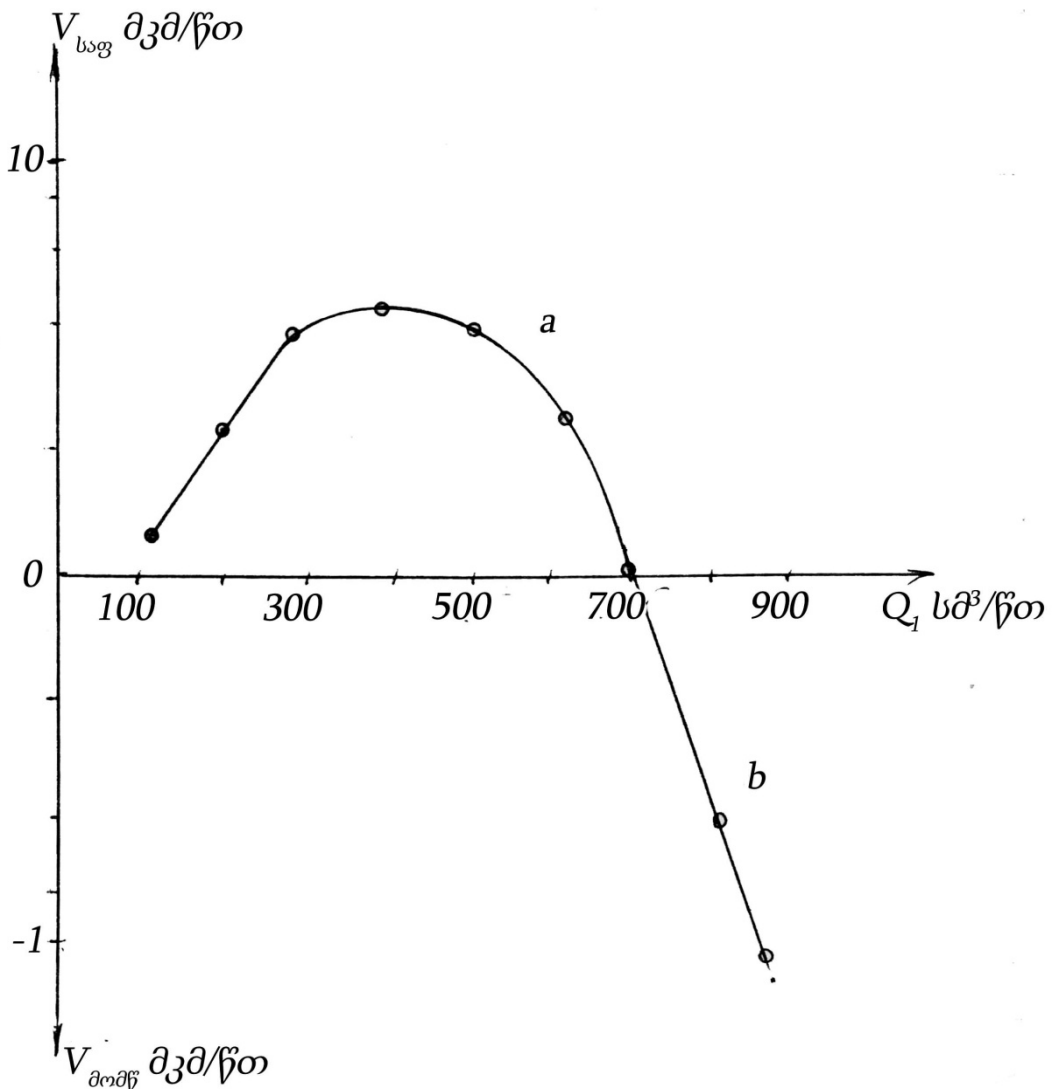


ნახაზი 3.3.5. გარდამავალი ფენის სისქის დამოკიდებულება გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების საერთო სისქისგან

როგორც ზემოთ უკვე ავლნიშნეთ, საფენების აირადი მოწამვლა შეიძლება ჩავატაროთ რამოდენიმე მეთოდით:

ა) გალიუმის ზედაპირზე $H_2 + A$ ს G ჰის ხარჯის გაზრდით.

ნახაზზე 3.3.6. მოყვანილი $V_{ზრდის}$ და $V_{მოწ.}$ სიჩქარეების დამოკიდებულება გალიუმის წყაროს გავლით $H_2 + A$ ს G სნაკადის სხვადასხვა მნიშვნელობებზე Q_1 . როგორც ამ ნახაზიდან ჩანს ამ დამოკიდებულებას აქვს მაქსიმუმი. Q_1 -ის მნიშვნელობის გაზრდა ~ 400 სმ³/წთ.-ში იწვევს $V_{ზრდის}$ -ის გადიდებას, ხოლო Q_1 -ის შემდგომ ზრდას მიყვავართ $V_{ზრდის}$ -ის შემცირებამდე თითქმის ნულამდე.



ნახაზი 3.3.6. ზრდის და მოწამვლის სიჩქარეების დამოკიდებულება მრუდები *a* და *b* შესაბამისად Q_1 ნაკადის მნიშვნელობებზე, როდესაც $T_G a = 850^\circ\text{C}$ -ს, $T_{საგენის} = 750^\circ\text{C}$ და $H_2 = 2000$ სმ³/წთ.

$Q \approx 700 \text{ მ}^3/\text{წთ.}$ -ში წერტილში ზრდის სიჩქარე, როგორც ჩანს უტოლდება მოწამვლის სიჩქარეს და შესაბამისად დაფენის სიჩქარე ხდება ნულის ტოლი. Q_1 -ის შემდგომ ზრდას მივყავართ იქამდე, რომ $V_{\text{მოწ.}} > V_{\text{ზრდის}}$ და პროცესი გადადის მოწამვლის რეჟიმში. $700-900 \text{ მ}^3/\text{წთ.}$ მნიშვნელობების არეში მოწამვლის სიჩქარე იცვლება 0-დან $0,3-0,4 \text{ მ}^3/\text{წთ.}$ ხოლო საფენის ზედაპირი რჩება სარკისებური. Q_1 ზრდას $900 \text{ მ}^3/\text{წთ.}$ მაღლა მივყავართ მოწამვლის სიჩქარის მკვეთრ ზრდამდე და ნიმუშების ზედაპირის დაზიანებამდე. როგორც ჩანს, ეს ხდებოდა აირადი ფაზის წონასწორული შემადგენლობის დარღვევის გამო ზედაპირის მოსაზღვრე არეში, $H_2 + A$ ს G -ის საკმაოდ დიდი ხაზოვანი სიჩქარის გამო გალიუმის ზედაპირზე ($>15 \text{ სმ/წმ}$). პროცესის ასეთი პირობების დროს ადვილი შესაძლებელია, რომ A ს G -ის ორთქლი ვერ ასწრებს გალიუმის წყაროს თავზე დაშლას H C ღ და A g ეს ხდება წყაროსა და საფენს შორის არეების ზონაში. შესაბამისად მცირდება G a G -ის რაოდენობა აირად ფაზაში ერთდროულად A ს G -ის ზრდასთან ერთად, რასაც მივყავართ მოწამვლის სიჩქარის მკვეთრ ზრდამდე და სარკისებრი ზედაპირის გაფუჭებამდე.

ამის გარდა წყალბადის ნაკადის ზრდისას გალიუმის ზედაპირზე $Q = 1000 \text{ მ}^3/\text{წთ.}$ ($>15 \text{ სმ/წმ}$) ხდება წყაროს ზედაპირის ტემპერატურის შემცირება $8-10^\circ\text{C}$ -ით. ეს ფაქტი დადგენილია ტემპერატურის გაზომვით პლატინა – პლატინა როდიუმი თერმოწყვილით, რომელიც არის გალიუმის ზედაპირთან კონტაქტში.

გალიუმის მორეაგირე ზედაპირის ტემპერატურის შემცირების გამო მცირდება G a და H C g ის ურთიერთქმედების ხარისხი, რასაც მივყავართ ზრდის სიჩქარის წილის შემცირებამდე პროცესის საერთო სიჩქარეში.

ბ) დამატებითი H_2 ნაკადის შეყვანა A ს G -ის ამორთქლებლის გავლით.

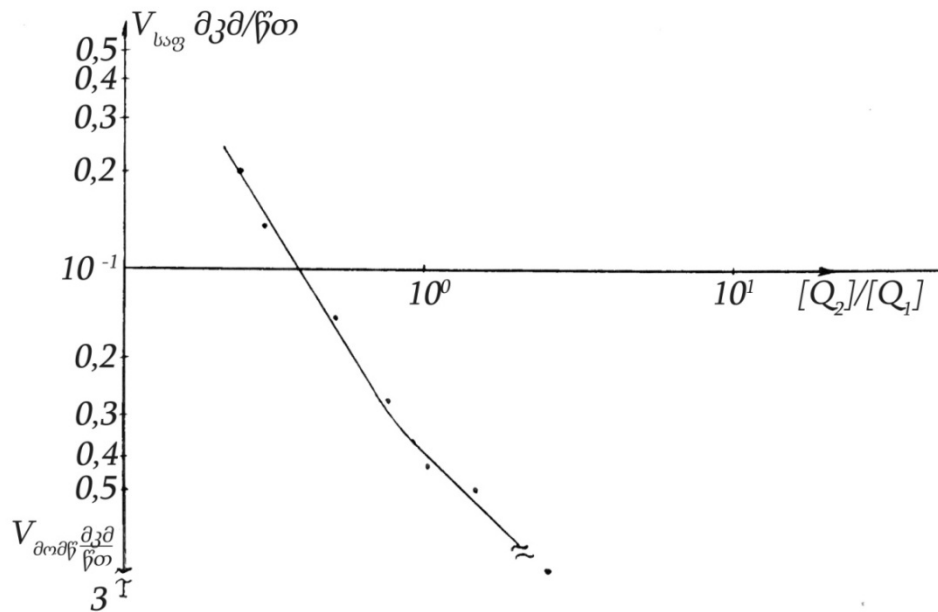
სამუშაოში ასევე ჩატარებული იყო აირადი მოწამვლის კვლევა $H_2 + A$ ს G -ის დამატებითი ხაზის გამოყენებით, რომელიც უშუალოდ მიეწოდებოდა საფენების ზონაში.

ნახაზზე 3.3.7. ნაჩვენებია ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარეების დამოკიდებულება ძირითად Q_1 და დამატებით Q_2 ნაკადების შეფარდებაზე $H_2 + A s \text{ } G_1 Q_2 / Q_1$, სადაც $Q_1 = 400 \text{ სმ}^3 / \text{წთ} - \text{ში}$, ხოლო Q_2 იცვლება 100–1000 $\text{სმ}^3 / \text{წთ} - \text{ში}$ საზღვრებში, როგორც ნახაზიდან 3.3.7 ჩანს Q_2 -ის ზრდასთან ერთად პროცესი თანდათან გადადის ზრდიდან მოწამვლის პროცესში. ეპიტაქსიური გალიუმის არსენიდის საუკეთესო ნიმუშები მიღებული იქნა $Q_2 = 400 - 500 \text{ სმ}^3 / \text{წთ} - \text{ში}$ მნიშვნელობების დროს. ამ პირობებში მოწამვლის სიჩქარე შეადგენდა 0,35–0,4 მკმ/წთ. ნახაზზე 3.3.8. მოყვანილია ზრდის და მოწამვლის სიჩქარეების დამოკიდებულება $[G a] / [A s_1] [A s_2]$ ფარდობის სიდიდეზე. სიდიდე $(G a)$ მიღებულია 1-ის ტოლად – წყაროს მიერ გენერირებული გალიუმის მაქსიმალურად შესაძლებელი რაოდენობა $T = 350^\circ \text{C}$ სიდიდე $(A s_1)$ ამ დამოკიდებულების შედგენისას მიღებული იქნა ტოლი ჯამის $|A s_1|$ დარიშხანის მაქსიმალური რაოდენობა, რომელიც მიწოდება საფენების ზონაში სამქლორიანი დარიშხანს. რაოდენობა მოწოდებული $Q_1 = 400 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$ და $|A s_2|$ დარიშხანი საფენების ზონაში დამატებითი ხაზით მიწოდებული სამქლორიანი დარიშხანის ხაზიდან.

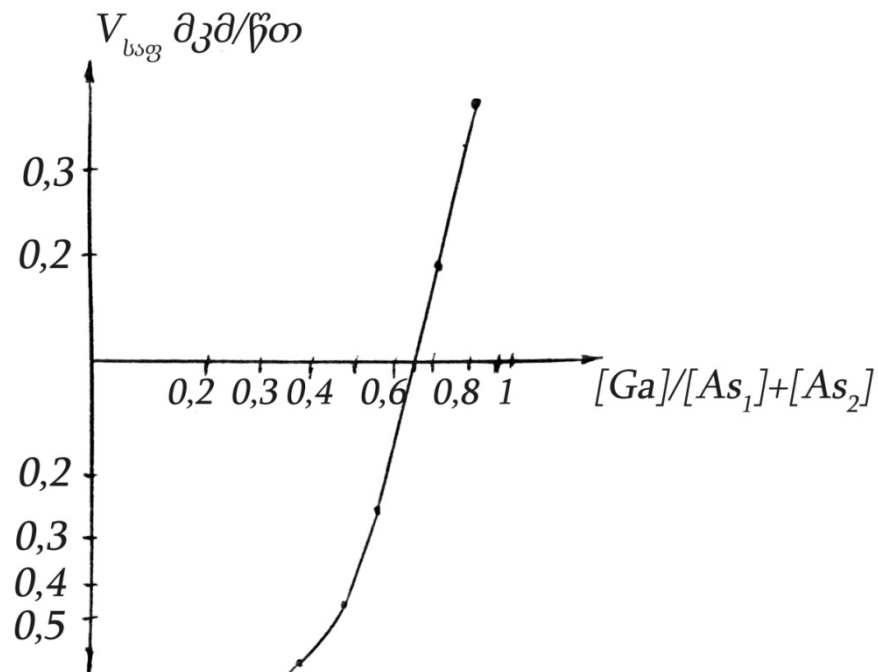
როგორც ამ ნახაზებიდან ჩანს, მოწამვლის სიჩქარე შედარებით დაბალია (0,2–0,004 მკმ/წთ) და შედარებით ადვილად კონტროლდება.

მეორე თავში მოყვანილი თერმოდინამიკური გათვლები წინასწარმეტყველებს $H C$ -ის პარციალური წნევის ზრდას რეაქტორში $S i C_4$ -ის აირების ორთქლის შეყვანის დროს. (იხ. ნახაზი 2.3.3) აქედან გამომდინარე $H_2 / S i C_4$ ხარჯის მნიშვნელობების შერჩევით შეიძლება მივაღწიოთ მაპოლირებელ აირადი მოწამვლის რეჟიმს. გამოსაკვლევ ტემპერატურულ ინტერვალში (700–750°C) გათვლები გვიჩვენებს მოწამვლის სიჩქარის არც თუ ისე ძლიერ დამოკიდებულებას საფენების ტემპერატურისგან, რაც არის ამ მეთოდის დადებითი მხარე. თუმცა რეაქტორის სილიციუმისადმი „მახსოვრობის“ გამო სუფთა ფენების ზრდის პროცესის წინ $S i C_4$ -ის დამატებით აირადი მოწამვლის ჩატარება არ მიიჩნევა მიზანშეწონილად. ეს მეთოდი შეიძლება გამოყენებული იქნეს ეპიტაქსიური ფენების სილი-

ციუმით ლეგირების პროცესის წინ, როცა რეაქტორის „მახსოვრობა“ არ მოქმედებს ზრდადი ფირების ელექტრო-ფიზიკურ პარამეტრებზე.



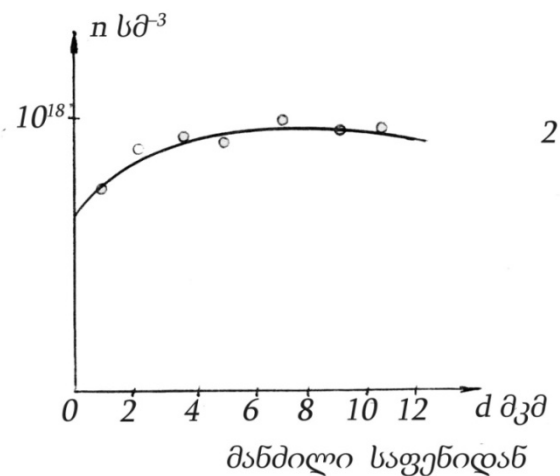
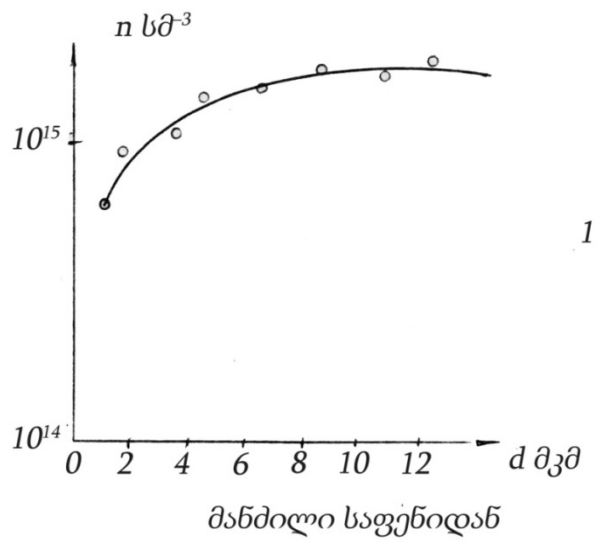
ნახაზი 3.3.7. ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარის დამოკიდებულება ძირითადი (Q) და დამატებითი H_2/A ს G წაკადების შეფარდებაზე $Q_1 = 400 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$, $Q_2 = 100 - 1000 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$.



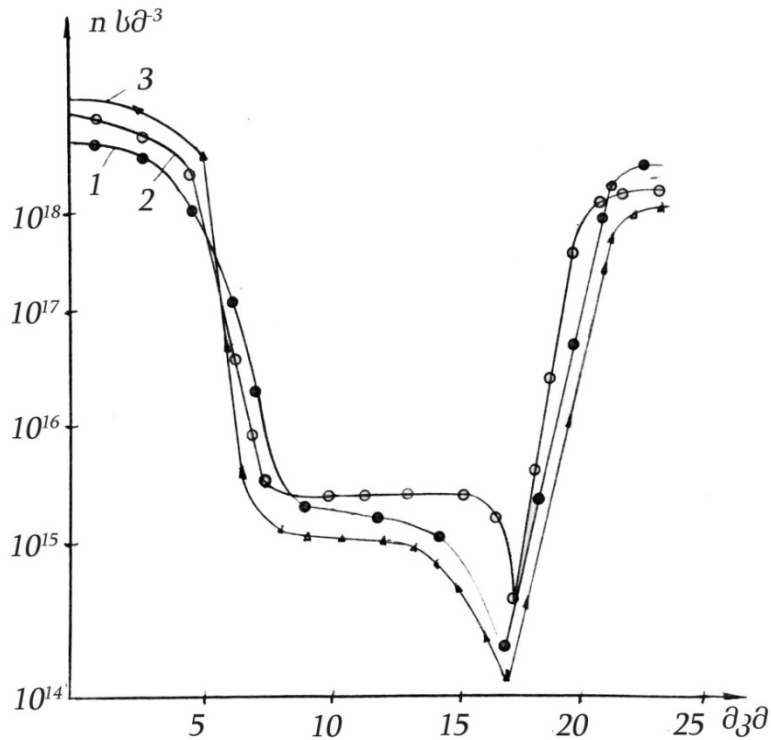
ნახაზი 3.3.8. ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარის დამოკიდებულება $[Ga]/[As]$ ფარდობაზე. $T_{Ga} = 850^\circ\text{C}$, $T_{საგ} = 750^\circ\text{C}$. $Q = 180 \text{ სმ}^3/\text{წთ}$
 გ) საფენების ზონაში Si G -ის აირების შეყვანა.

ამგვარად, ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, რომ ყველაზე მართვადი და შესაბამისად ტექნოლოგიური მეთოდით არის საფენების ზონაში $A s C_3$ -ის ან $S i C_4$ -ის დამატებითი ნაკადის შეყვანა, ეს მეთოდი ჩვენს მიერ იქნა გამოყენებული შემდგომი სამუშაოების მსვლელობისას.

ნახაზზე 3.3.9. და 3.3.10. მოყვანილია $i n - n$, $i n \uparrow$, $n - n - n^+$, ტიპის სტრუქტურებში დენის მატარებლების კონცენტრაციის პროფილის გაზომვის შედეგები. ეს სტრუქტურები მიღებული იქნა აირადი მოწამვლის მეთოდით $H_2 + A s C_3$ დამატებითი ნაკადის საფენების ზონაში მიწოდებით. აირადი მოწამვლის დრო იცვლება 5–30წთ-ის ინტერვალში.



ნახაზი 3.3.9. $i - n$ (1) და $i - n^+$ (2) კონცენტრაციული პროფილი n -გამტარებლობის სახე



ნახაზი 3.3.10. $n^+ - n - n^-$ გალიუმის არსენიდში კონცენტრაციული პროფილი n^+ -ფენა მიღებულია:

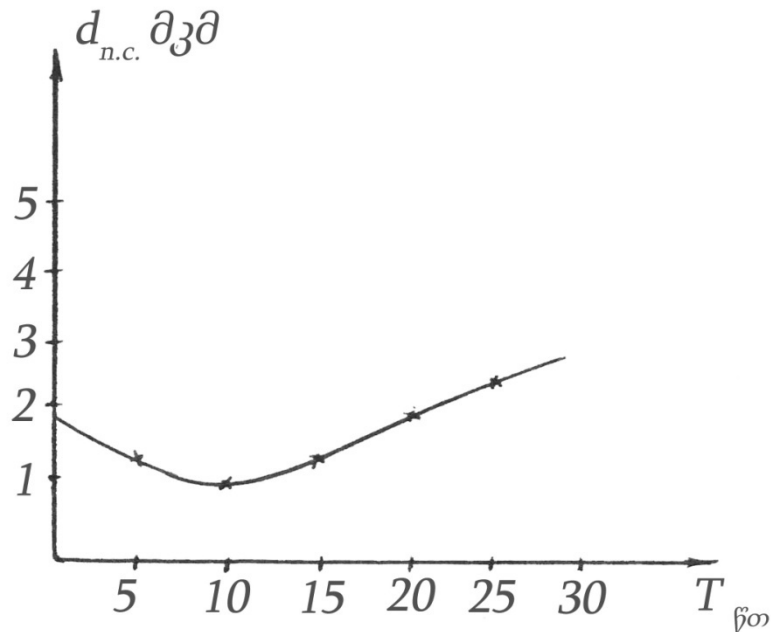
- 1- აირადი მოწამვლის გარეშე.
- 2- აირადი მოწამვლით 20წთ-ის განმავლობაში.
- 3- აირადი მოწამვლით 10წთ-ის განმავლობაში.

ამ ნახაზებიდან ჩანს, რომ ზრდის ერთი და იგივე დროის განმავლობაში გარდამავალი არის სიგანე სხვადასხვაა და იცვლება მოწამვლის პროცესის ხანგრძლივობიდან გამომდინარე. ეს დამოკიდებულება მოყვანილია ნახაზზე 3.3.11. გარდამავალი არის სისქეს აქვს მინიმუმი, რომელიც შეესაბამება 10წთ-იან მოწამვლას.

10წთ-ზე უფრო დიდ ხანს მოწამვლისას (ნახაზი 3.3.10.) გარდამავალი არის სიგანე იზრდება და უტოლდება იმ ფენებში გარდამავალი არის სიდიდეს, რომლებიც გაზრდილი იყვნენ აირადი მოწამვლის გარეშე.

გარდამავალი არის სისქის საწყისი შემცირება აიხსნება საფენის ზედაპირის მდგომარეობის გაუმჯობესებით, ხოლო კონცენტრაციის პროფილის გაუარესება მოწამვლის დროის 20წთ-მდე გაზრდისას, შესაძ-

ლებელია დაკავშირებული იყოს საფენის ზედაპირის რელიეფის თანდა-
თანობითი გაუარესებით მაღალ ტემპერატურაზე აგრესიულ პირობებში
მისი ყოფნის დროის გადიდებასთან ერთად.



ნახაზი 3.3.11. გარდამავალი ფენის სისქის დამოკიდებულება აირადი მოწამვლის
ხანგრძლივობაზე. *G a A*-ის ფენის საერთო სისქის 10მკმ. დროს.

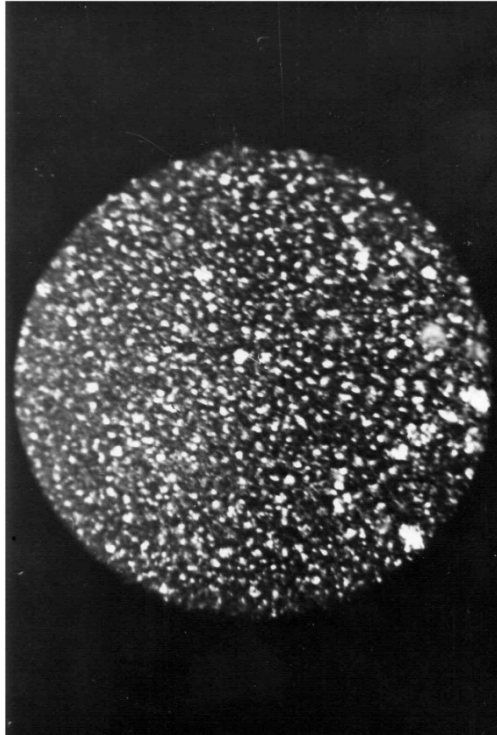
აქტივაციის ენერგია გამოთვლილი იქნა ფორმულით:

$$E = R \frac{l \ln K_2/K_1}{1/T_1 - 1/T_2}$$

მოწამვლის პროცესისთვის $T = 750^\circ\text{C}$ შეადგინა 200კკალ/მოლი. (840
კჯ/მოლი), ე.ი. დიდი ალბათობით შეიძლება ვილაპარაკოთ მოწამვლის
კინეტიკურ რეჟიმზე პროცესის გადასვლით მოპოლირებელიდან სელექტი-
ურში, რომელმაც აუცილებლად უნდა გამოიწვიოს საფენის სარკული ზედა-
პირის დარღვევა.

ნახაზზე 3.3.12. წარმოდგენილია საფენის ზედაპირის მიკროფო-
ტოგრაფია, რომელსაც უტარდებოდა მოწამვლის პროცესი 20წთ-ის განმავ-
ლობაში. ამ ფოტოგრაფიიდან ჩანს, რომ საფენის ზედაპირები ნამდვილად
არ არის სარკული. ამგვარად *G a A*-ის ეპიტაქსიური ზრდის პროცესის
ჩატარებისას აირადი მოწამვლა არ უნდა გრძელდებოდეს 10წთ-ზე დიდ

ხანს. მატარებლების კონცენტრაციის პროფილი ფენებში, რომლებიც გაზრდილი იყვნენ 10წთ–იანი აირადი მოწამვლის დროს შესამჩნევად უკეთესია. გარდამავალი ფენის სისქე არ აჭარბებს 0,8–1მკმ. სისქეს მთლიანი სტრუქტურის 10 მკმ. სისქის დროს. უნდა აღინიშნოს რომ მოწამვლის გარეშე გაზრდილ ფენებში გარდამავალი ფენის სისქე შეადგენს 1,5–2 მკმ.



ნახაზი 3.3.12. გალიუმის არსენიდის საფენის ზედაპირის ფოტოგრაფია, რომელიც მიღებულია 20წთ–ის განმავლობაში მოწამვლის შედეგად. (მიკროსკოპის გამადიდებლობა $\times 100$)

3.4. ეპიტაქსიის ტემპერატურის შემცირების გავლენა ფენების კონცენტრაციულ პროფილზე

ნებისმიერი ნახევარგამტარული ნივთიერების ეპიტაქსიის პროცესზე, კერძოდ გალიუმის არსენიდისთვის, არსებითი ფაქტორია დაფენის ტემპერატურა. დაბალტემპერატურული პროცესები უფრო პერსპექტიულია მაღალტემპერატურულთან შედარებით, რადგან გვამღევს შესაძლებლობას მივიღოთ მკვეთრი ელექტრონულ-ხვრელური გადასვლები და მრავალფე-

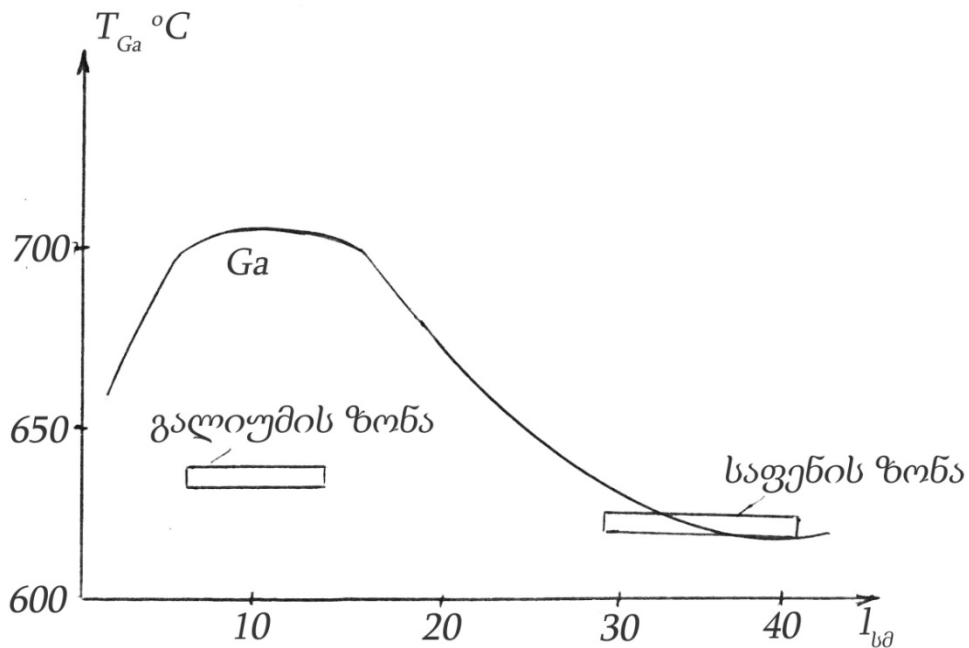
ნიანი სტრუქტურები ძალიან თხელი ფენებით, შევზღუდოთ მასალების კომპენსაციის ხარისხი და არაკონტროლირებად ლეგირების დონე გავზარდოთ მატარებლების ძვრადობა. გალიუმის არსენიდისთვის ზრდის ტემპერატურის შემცირება მიზანშეწონილია, ერთ-ერთი კომპონენტის - დარიშხანის ორთქლის დიდი აქროლადობის გამო ზრდის პროცესის წინ. საფენების გახურებისას დარიშხანის აორთქლებას მივყავართ საფენის ნივთიერებაში A ვაკანსიის წარმოქმნამდე, ამ ვაკანსიების გამო მინარევების გადანაწილებამდე და როგორც შედეგი საფენისა და ფირის გაყოფის საზღვარზე მაღალომიანი გარდამავალი ფენის წარმოქმნამდე.

$Ga - As_3C - IH_2 - Si C_4$ სისტემაში ჩვენს მიერ ჩატარებული ზრდის სიჩქარის თერმოდინამიკური გამოთვლები მიუთითებენ რეაქციული მოცულობის ტემპერატურის შემცირების შესაძლებლობაზე თითქმის $600^{\circ}C$ -მდე, რაც შეესაბამება არალეგირებულ გალიუმის არსენიდის შესახებ, ლიტერატურულ მონაცემებს [135-140], თუმცა დაფენის ზონაში ტემპერატურის შემცირება ამცირებს ეპიტაქსიური ფენის წარმოქმნის რეაქციის გამოსავალს. ხოლო წყაროს ზონაში ტემპერატურის შემცირება იწვევს გალიუმის და აირადი HC -ის ურთიერთქმედების ხარისხის შემცირებას (0,90-დან 0,80-მდე [178]). ეს თავის მხრივ ამცირებს ზრდის ზონაში გადატანილ გალიუმის ქლორიდის რაოდენობას და მართლაც, როგორც ექსპერიმენტები აჩვენებს დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიის დროს ზრდის სიჩქარე შედარებით დაბალია, ვიდრე მაღალი ტემპერატურის დროს.

წყაროს და ზრდის ზონებში ტემპერატურის შემცირების დროს აუცილებელია შეირჩეს აირდინამიკური რეჟიმი HC -ისა და Ga ურთიერთქმედების ხარისხის გასადიდებლად.

ნახაზზე 3.4.1. ნაჩვენებია ტემპერატურის გადანაწილება ღუმელში დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიის დროს რეაქტორის გასწვრივ. თეორიული და ექსპერიმენტული მონაცემები გვიჩვენებენ ზრდის სიჩქარის ძლიერ დამოკიდებულებას ტემპერატურაზე (ნახაზი 2.3.5.-2.3.7.), რაც საშუალებ-

ბას არ გვადლევს ზრდის ზონაში ვიმუშაოთ დიდი გრადიენტით, ამიტომ ტემპერატურა ამ ზონაში პრაქტიკულად მუდმივია.



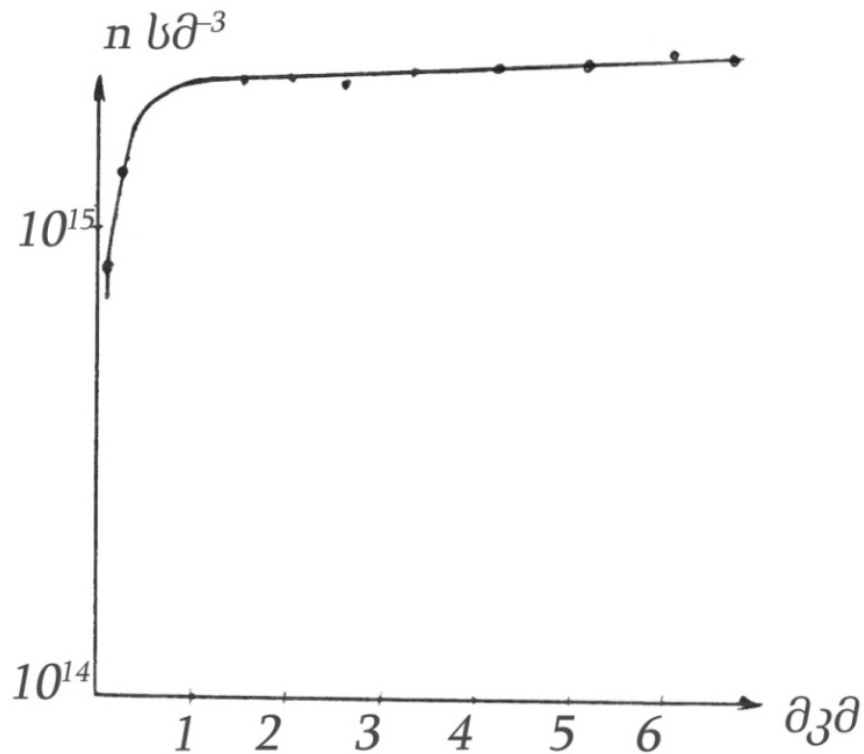
ნახაზი 3.4.1 დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიის დროს ლუმელის ტემპერატურული პროფილი

გამოთვლებმა გვიჩვენა, რომ საფენების 600 – 650°C ტემპერატურაზე თეორიულად შეუძლებელია მივიღოთ გალიუმის არსენიდის სილიციუმით ლეგირებული ეპიტაქსიური ფენები, ამიტომ ლეგირების მიზნით გალიუმის წყაროში ემატებოდა კალა. გალიუმის არსენიდის არალეგირებული ფენების მისაღებად წყაროში იტვირთებოდა მხოლოდ სუფთა გალიუმი.

ექსპერიმენტის მსვლელობის დროს ნაკადების შეფარდება $H_2/(H_2/A s C_3)l = P$ იცვლებოდა 1,8-4-მდე საზღვრებში. საუკეთესო ელექტროფიზიკური მახასიათებლების მქონე ფენები გაზრდილი იქნენ $P = 2,3 - 2,5$ და ზრდის სიჩქარით 20-22მკმ/სთ. P მნიშვნელობის გაზრდისას ან შემცირებისას ფენებისა და ზედაპირების მახასიათებლები უარესდებოდნენ და დაიკვირვებოდა ზრდის დეფექტების დიდი რაოდენობა. გაზრდილ ფენებს ჰქონდათ შემდეგი ელექტროფიზიკური მახასიათებლები:

$$n = 1 \times 10^4 - 2 \times 10^1 \text{ ჯმ}^{-3} \text{ და } \mu = 6500 - 8000 \text{ მ}^2/\text{ვ.წმ.}$$

i - n Ga ატეხიური ფირებში მატარებლების განაწილების პროფილმა გვიჩვენა გარდამავალი ფენის სისქის არსებითი შემცირება (ნახაზი 3.4.2). როგორც მოსალოდნელი იყო, ეს მოხდა ისეთი არასასურველი პროცესების ტემპერატურული დამუხრუჭების გამო, როგორცაა საფენის მინარევების დიფუზია ზრდად ფენაში, ავტოლეგირება, დარიშხანის ვაკანსიების რაოდენობის შემცირება ზედაპირზე და ა.შ.



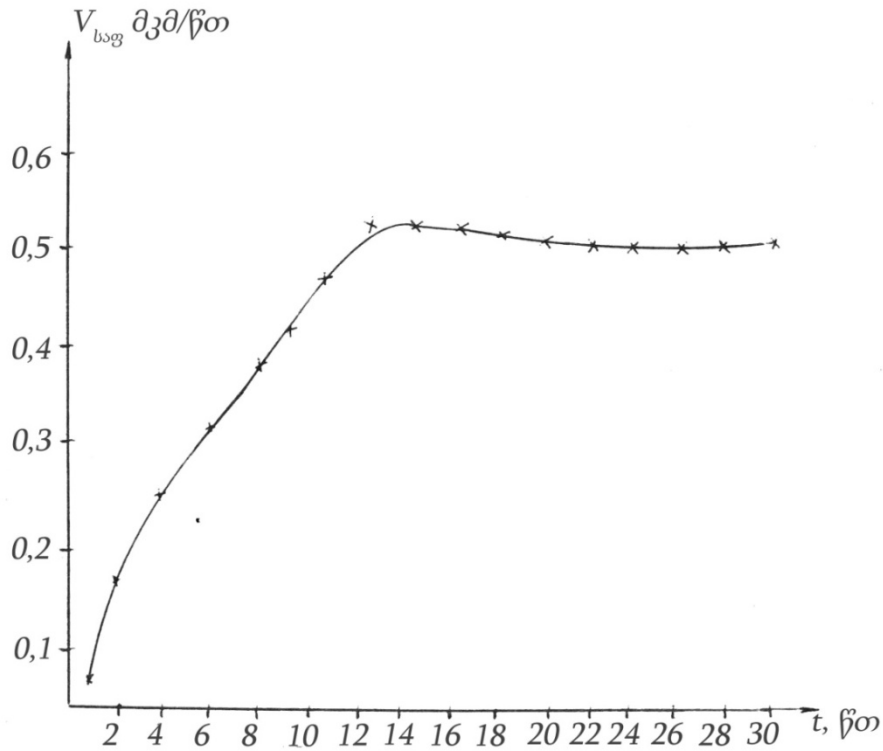
ნახაზი 3.4.2. *i - n* გალიუმის არსენიდში კონცენტრაციული პროფილი (ზრდა დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიის მეთოდით „დტე“).

3.5. ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარის დამოკიდებულების კვლევა პროცესის ხანგრძლივობაზე

სამუშაოში ჩატარებული იქნა ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარეების სტაბილურობის განსაზღვრა მთელი პროცესის განმავლობაში.

ზრდის სიჩქარის უწყვეტი კონტროლის მეთოდის არარსებობის გამო ექსპერიმენტული მონაცემები მიღებული იყო შემდეგი გზით: პროცესი (ზრდის ან მოწამვლის) წყდებოდა 1წთ-ის ინტერვალით. ფენების სისქე (გაზრდილი ან მოწამლული) განისაზღვრებოდა საფენის აწონით პროცესის დაწყებამდე და დამთავრების შემდეგ. ნახაზზე 3.5.1 და 3.5.2 მოყვანილია $V_{ზრდის}$ და $V_{მოწამვლის}$ დამოკიდებულება ზრდის პროცესის ხანგრძლივობაზე და ორნაკადიანი წინასწარი მოწამვლის ზრდის მეთოდით (ნახაზი 3.5.2 ა,ბ) და გალიუმის წყაროს ზედაპირზე $H_2 + A \text{ s } G \text{ l}$ ნაკადის სიჩქარის ზრდის მეთოდით (ნახაზი 3.5.2 გ). ამ ნახაზებიდან ჩანს, რომ როგორც ზრდის პროცესის დასაწყისი, ისე მოწამვლის პროცესის დასაწყისი ხასიათდება ამ პროცესების სიჩქარეების სიდიდეების მნიშვნელოვანი არასტაბილურობით. როგორც ჩანს ეს ხდება პროცესის სხვადასხვა სტადიაში გალიუმის წყაროს მუშაობაში განსხვავების გამო. თავიდან წყარო გაუჯერებელია და მიდის პროცესი მხოლოდ მის გაჯერებამდე მისაყვანად. ამ პერიოდში ხდება ზრდის სიჩქარის თანდათანობით ზრდა სტაბილურ მნიშვნელობამდე (ნახაზი 3.5.1). ზრდის სიჩქარის მნიშვნელობების ფლუქტუაციის პერიოდი შეადგენს დაახლოებით 15წთ-ს.

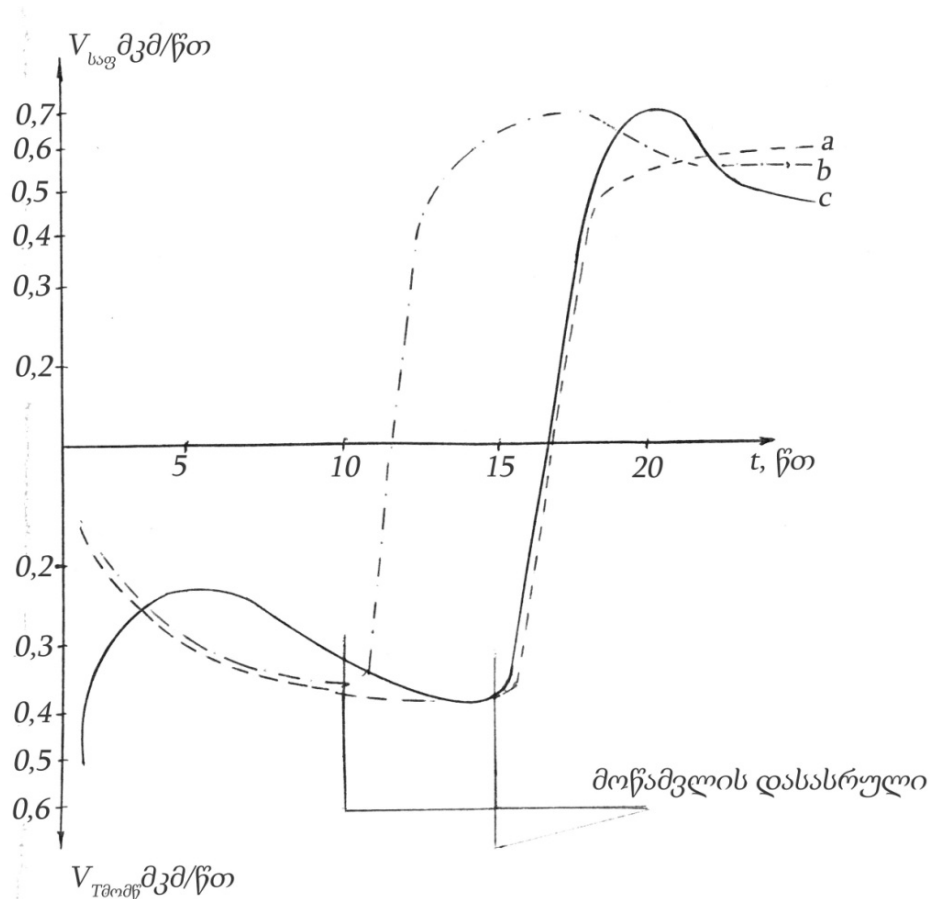
გარკვეული არასტაბილურობა დაიკვირვება ასევე მოწამვლის პროცესის ჩატარების დროსაც. თუმცა მოწამვლის სიჩქარის ცვლილების ხასიათი ორი სხვადასხვა მეთოდისათვის განსხვავებულია. ორი ნაკადის მეთოდისთვის (ნახაზი 3.5.2 ა,ბ) დამახასიათებელია საფენების ზონაში მომწამლავი აირადი $H \text{ C}$ -ის თანდათანობითი ზრდა და როგორც შედეგი, მოწამვლის სიჩქარის თანდათანობითი ზრდა სტაბილურ მნიშვნელობამდე. უნდა აღინიშნოს, რომ რაც უფრო ხანგრძლივია მოწამვლის პროცესი მით უფრო ნაკლებად დაიკვირვება მოწამვლის პროცესიდან ზრდის პროცესზე გადასვლის არასტაბილურობა. ეს ფაქტი შეიძლება აიხსნანს გალიუმის წყაროს მუშაობის არასტაბილურობით, რომელიც მჟღავნდება მხოლოდ ზრდის პროცესის შესწავლისას.



ნახაზი 3.5.1 გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება პროცესის ხანგრძლივობაზე.

(აირადი მოწამვლა არ მიმდინარეობდა). $T_{Ga} = 850^{\circ}\text{C}$, $T_{საგ} = 750^{\circ}\text{C}$,

რაც შეეხება მოწამვლის მეთოდის გალიუმის წყაროს ზედაპირზე $H_2 + As_2$ -ის ნაკადის გაზრდით, მოწამვლის სიჩქარის საწყისი შემცირება შეიძლება აიხსნას რეაქციაში შესული H_2 და As_2 -ის წილის გაზრდით $H_2 + As_2$ ნარევის მიწოდების გაზრდისას. მოწამვლის სიჩქარის შემდგომი ზრდა განპირობებულია გაცემის ზონაში მიწოდებული და ურთიერთქმედებაში შესული H_2 -ის მოცულობებს შორის წონასწორობის დამყარებით. ზრდის პროცესისკენ გადასვლისას დაიკვირვება სიჩქარის მკვეთრი ზრდა, რომელიც როგორც ჩანს დაკავშირებულია წყაროს ზედაპირზე გალიუმის არსენიდის ქერქის სისქის თანდათან შემცირებასთან. ზრდის სიჩქარის მნიშვნელობის სტაბილიზაცია დაკავშირებულია წყაროს მუშაობის სტაბილიზაციასთან.



ნახაზი 3.5.2 პროცესის სიჩქარის დამოკიდებულება დროზე.

- ა) მოწამვლა ორი ნაკადით 15წთ-ის განმავლობაში.
- ბ) მოწამვლა ორი ნაკადით 10წთ-ის განმავლობაში.
- გ) მოწამვლა $H_2 + A$ ს G ნაკადის სიჩქარის გაზრდით.

უნდა აღინიშნოს, რომ გალიუმის წყაროს მუშაობა არასტაბილურობა, რომელიც შესამჩნევია ზრდის პროცესის დროს არ მყდუნდება მოწამვლის პროცესის შემთხვევაში.

როგორც ნახაზებიდან 3.5.1. და 3.5.2.-დან ჩანს სიჩქარეების არასტაბილურობა ყველა აღწერილ შემთხვევაში ვლინდება, როგორც ზრდის, ასევე მოწამვლის დროს პირველი 10-15წთ-ის განმავლობაში.

3.6. გალიუმის არსენიდის ერთგვაროვანი ეპიტაქსიური ფენების მიღების მეთოდის შემუშავება

გალიუმის არსენიდის ფენების მოწამვლის და ზრდის შედეგების განხილვა საშუალებას გვაძლევს ვთქვათ, რომ საფენის ზედაპირის ერთდროული გაწმენდისთვის და აირადი ფაზის სტაბილურობის დასამყარებლად საჭიროა ზრდის და მოწამვლის პროცესის დაპროგრამება ისე, რომ საფენის ზედაპირი არ იყოს მომწამლავ აირად ნაკადთან დიდხანს კონტაქტში.

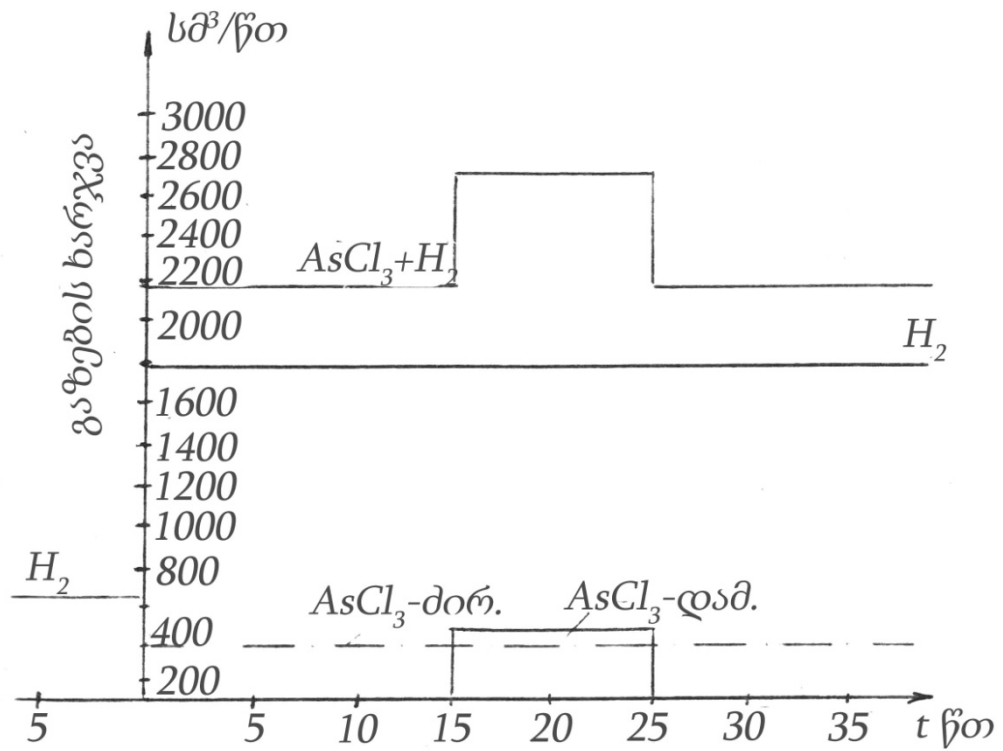
აირადი მოწამვლის ნულოვანი ან მასთან ახლოს მყოფი სიჩქარით ჩატარება ხვდება რამდენიმე სირთულეს: ჯერ ერთი, ამ არეში პროცესი ძნელად მართვადია და გამოირჩევა ცუდი განმეორებადობით, მეორე, არსებობს ზედაპირულ ფენაში თერმულად აქტივირებული აქცეპტორული მინარევების წარმოქმნის შესაძლებლობა, რომელიც შეიძლება ბოლომდე არ მოიწამლოს მოწამვლის მცირე სიჩქარის გამო.

ჩვენს მიერ გამოკვლეული იქნა i -ტიპის გალიუმის არსენიდის საფენების ზედაპირის ელექტროფიზიკური მახასიათებლები წყალბადის ნაკადში 20წთ-იანი 750°C-ზე გახურების დროს. ასეთ მომზადებას საფენები გადიან ყოველ პროცესის წინ, ამიტომ ამგვარი ექსპერიმენტი წარმოადგენს გარკვეულ ინტერესს. აღმოჩნდა, რომ უმრავლეს შემთხვევაში საფენების კუთრი წინაღობა მცირდებოდა $10^7 - 10^8$ ომი.სმ-დან 10^4 ომი.სმ მნიშვნელობამდე. ამის გარდა დაიკვირვებოდა p -ტიპის თხელი ფენის წარმოქმნა (1-1,5მკმ სისქით) $n \approx 10^{18} \text{ სმ}^{-3}$ და $\rho = 5 - 10$ ომი.სმ. აქედან გამომდინარეობს, რომ გახურების დროს ხდება საფენის ზედაპირულ ფენაში მინარევების გადანაწილება გამტარებლობის ინვერსიული ტიპის წარმოქმნამდე, რასაც დიდი წვლილი შეაქვს საფენისა და ფირის გაყოფის საზღვარზე მაღალ-ომიანი ფენის წარმოქმნის პროცესში.

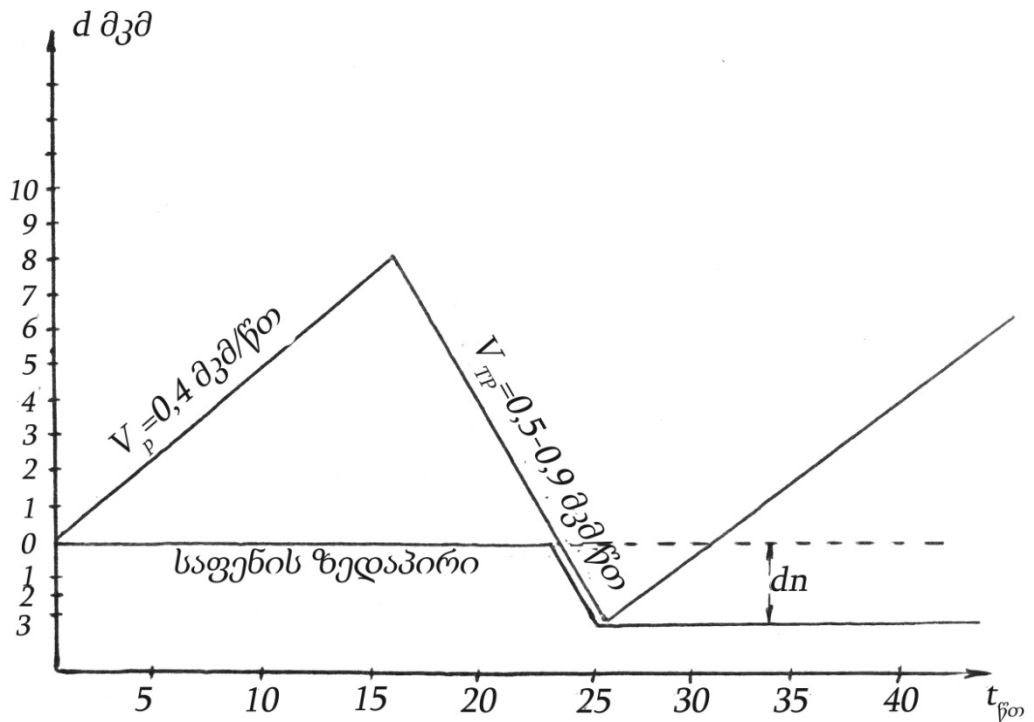
ამ მოსაზრებებებიდან გამომდინარე ჩვენს მიერ შეთავაზებულია $G a A s$ ეპიტაქსიის ჩატარების მეთოდი, რომელიც ერთდროულად

უზრუნველყოფს, როგორც სფენის სისუფთავეს, ისე გალიუმის წყაროს სტაბილიზაციის შესაძლებლობას და სტაბილური აირადი ფაზის დამყარების საკმარის დროს იმისათვის, რომ საფენების ზედაპირი არ იყოს აგრესიულ აირად არეში. ეს მეთოდი მდგომარეობს შემდეგში: საფენების რეაქტორში ჩატვირთვისას და მათი ზრდის ტემპერატურამდე გახურების შემდეგ ირთვება $H_2 + A$ ს G მირითადი ნაკადი გალიუმის წყაროს გავლით. ამის შედეგად იზრდება „ფსევდობუფერული“ ეპიტაქსიური ფენა, რომელსაც გააჩნია იმ ფენების ყველა სტრუქტურული და ელექტროფიზიკური არასრულყოფილება, რომლებიც გაზრდილნი არიან წინასწარი აირადი დამუშავების გარეშე. 0,4-0,45 მკმ/წთ. საშუალო სიჩქარის დროს იზრდებოდა ფენა სისქით 5-7მკმ-ით. შემდეგ შეგვყავდა დამატებითი $H_2 + A$ ს G -ის ნაკადი და ვატარებდით გაზრდილი ფენის აირად მოწამვლას, ამასთან ერთად გალიუმის წყაროს გავლით სამქლორიანი დარიშხანის ნაკადი რჩებოდა უცვლელი და ტოლი 400სმ³/წთ. გარდა გაზრდილი „ფსევდობუფერული“ ფენისა, მოწამვლით სცილდებოდა აგრეთვე საფენის ფენა სისქით 5მკმ. ამით მიიღწეოდა საფენის სისუფთავე და $H_2 + A$ ს G l ნაკადის მუდმივობა გალიუმის წყაროს გავლით ამ პროცესის განმავლობაში უზრუნველყოფდა გალიუმის წყაროს საჭირო „გადაჯერებას“ და აირადი ფაზის სტაბილურობას „მირითადი“ მუშა ეპიტაქსიური ფენის გაზრდის მომენტისთვის. ამ ორი ოპერაციის საერთო დრო შეადგენს 20-25წთ-ს, ამასთან ფენის ზედაპირის კონტაქტი მომწამლავ გარემოსთან არ აჭარბებს 5-8წთ-ს, ამის შემდეგ ითიშება დამატებითი $H_2 + A$ ს G -ის ნაკადი და ხდება ეპიტაქსიური n , $n^{\#}$ გალიუმის არსენიდის ფენის ზრდა. ზრდა-მოწამვლის-ზრდის (ზრ.-მოწ.-ზრ.) ციკლოგრამა მოყვანილია ნახ 3.6.1.

ნახაზზე 3.6.2. ნაჩვენებია გაზრდილი და შემდეგ მოწამლული ფენის სისქის ცვლილება (ზრ.-მოწ.-ზრ.) პროცესისთვის.



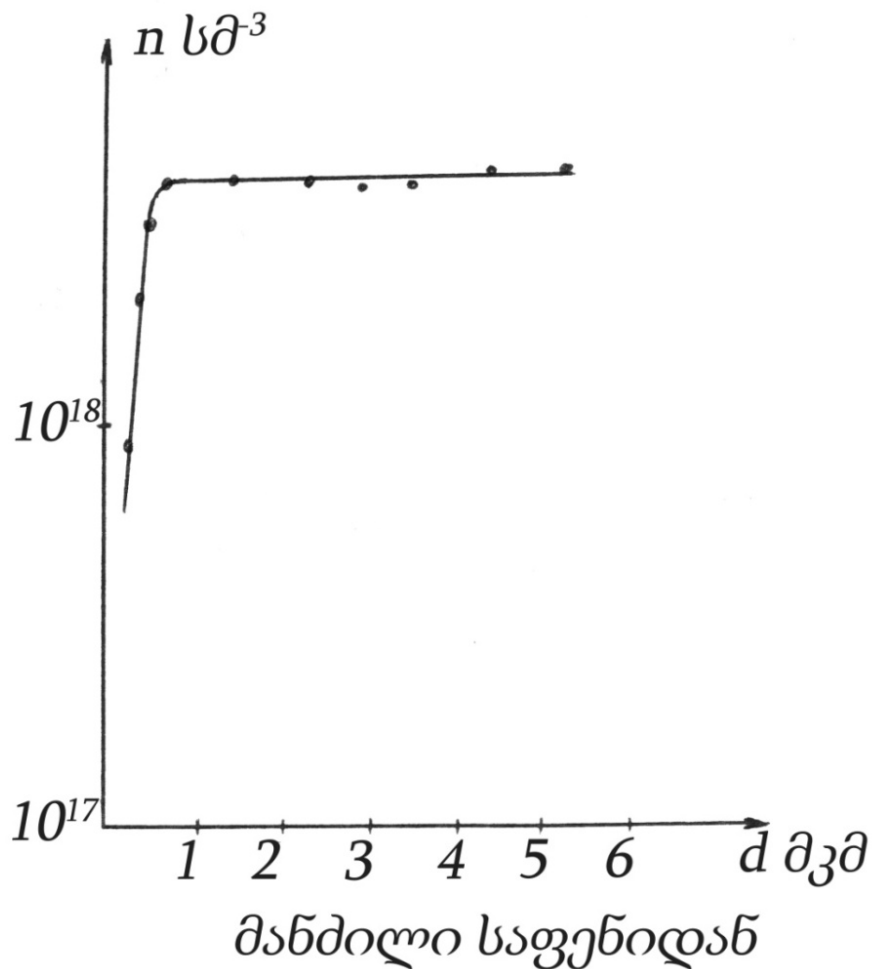
ნახაზი 3.6.1 (ზრ.-მოწ.-ზრ.) პროცესის ციკლოგრამა



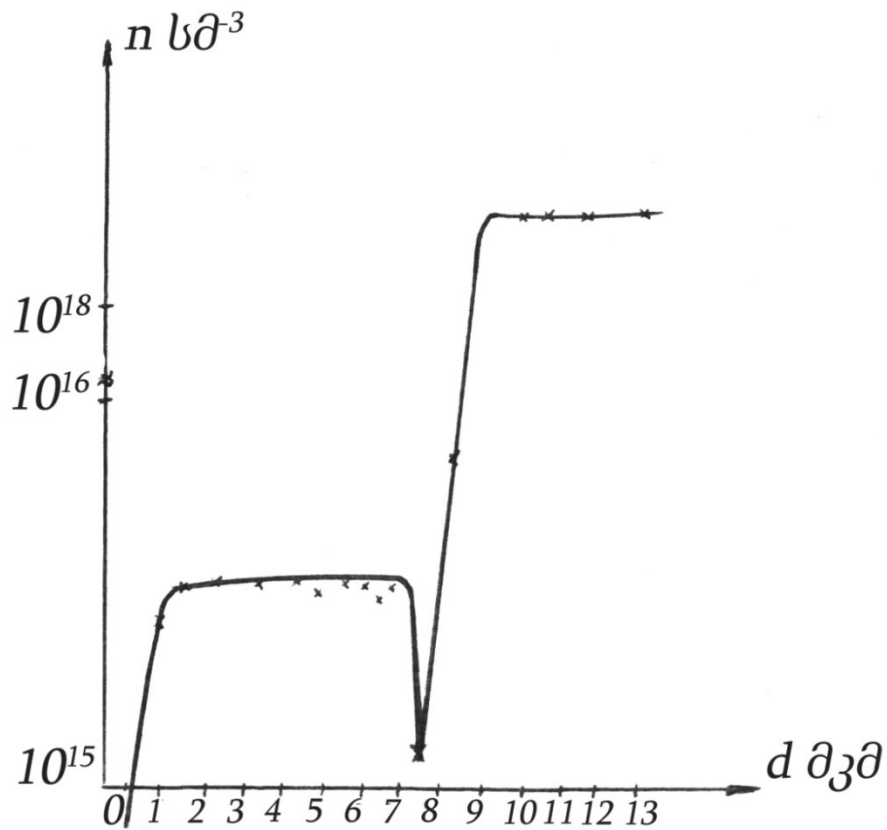
ნახაზი 3.6.2 გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენის სისქის ცვლილება (ზრ.-მოწ.-ზრ.) პროცესში.

$V_{ზრდ.}$ და $V_{მოწ.}$ - ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარე შესაბამისად
 d_n -საფენის მოწამვლის შედეგად მოცილებული ფენის სისქე.

ნახაზებზე 3.6.3. და 3.6.4. მოყვანილია $n = f(d)$ დამოკიდებულება გალიუმის არსენიდის სტრუქტურებში, რომლებიც მიღებულია ჩვენს მიერ შემუშავებული (ზრ.-მოწ.-ზრ.) პროგრამით. ამ გრაფიკებზე ჩანს გარდამავალი არის შემცირება 0,3-0,5 მკმ-მდე. გარდამავალი ფენის ცოტა უფრო დიდი სისქე დაიკვირვება ფენებში, რომლებიც გაზრდილია n^+ -საფენებზე, თუმცა ამ შემთხვევაშიც გარდამავალი ფენა უფრო მცირეა, ვიდრე იმ ფენებში, რომლებიც გაზრდილი არიან ასეთივე საფენებზე (ზრ.-მოწ.-ზრ.) პროგრამის გამოყენების გარეშე. გარდამავალი ფენის შემდგომი შემცირებისათვის პროცესი უნდა ჩატარდეს ისე, რომ მაქსიმალურად იქნეს შემცირებული ისეთი ფაქტორების გავლენა, როგორც არის დიფუზია მყარ სხეულში, ავტოლეგირება და ა.შ.



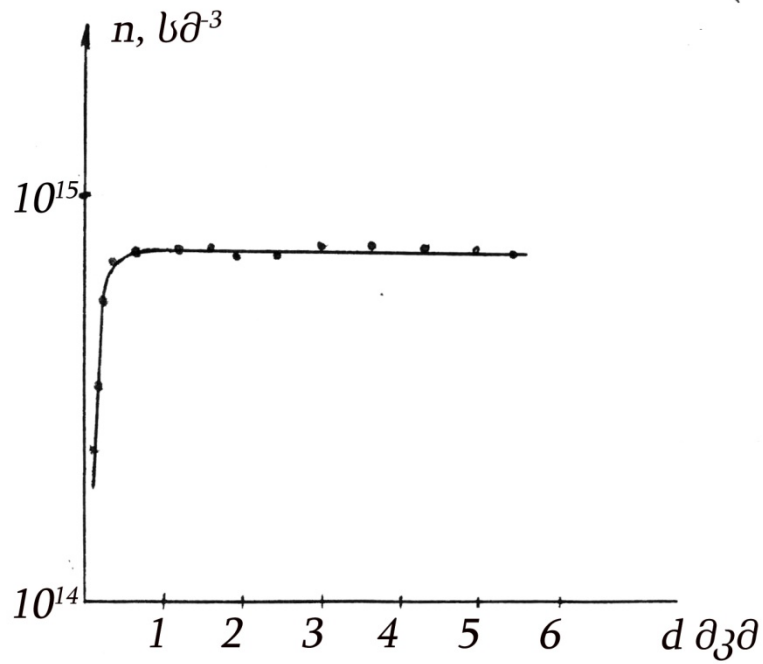
ნახაზი 3.6.3 $i - n^+$ სტრუქტურის გალიუმის არსენიდის კონცენტრაციული პროფილი (ზრდის მეთოდი (ზრ.-მოწ.-ზრ.))



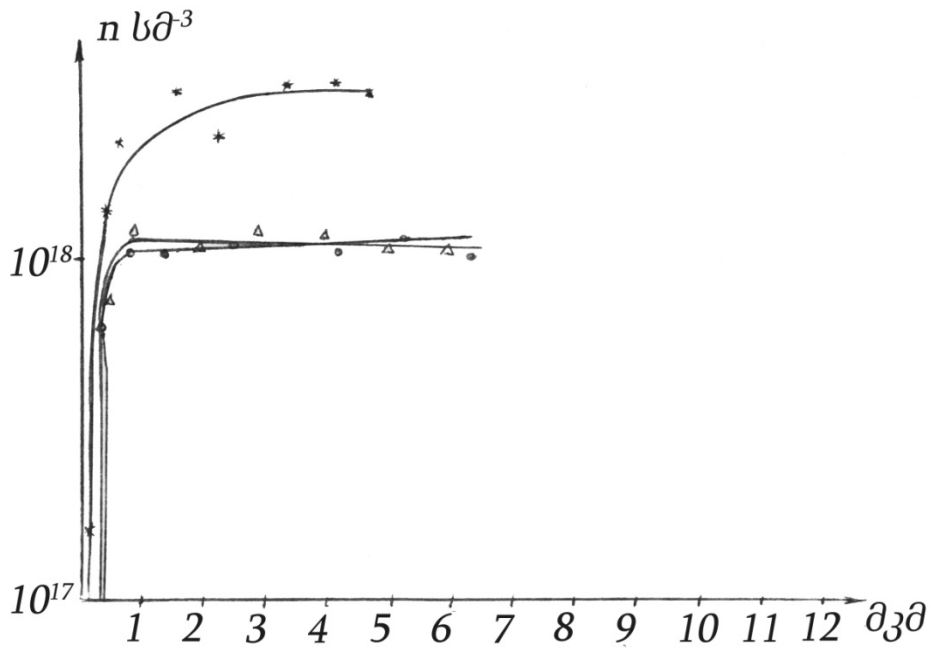
მანძილი საფენიდან

ნახაზი 3.6.4. $i - n_{\text{ავ}}$ - n^+ სტრუქტურის გალიუმის არსენიდის კონცენტრაციული პროფილი (ზრდის მეთოდი (ზრ.-მოწ.-ზრ.)).

ნახაზებზე 3.6.5-3.6.7 ნაჩვენებია $i - n^+$, $i - n$, $i - n - n$ სტრუქტურები, რომლებიც მიღებულია დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიით (ზრ.-მოწ.-ზრ.) მეთოდი გადამტანების კონცენტრაციის პროფილი. როგორც მოსალოდნელი იყო ზრდის საერთო ტემპერატურის შემცირებას, საფენების ზედაპირის გასუფთავებას და აირორთქლოვანი ნარევის სტაბილიზაციის დროის საკმარის ხანგრძლივობას მივყავართ პრაქტიკულად გადამტარების ერთგვაროვან განაწილებამდე ფენებში. გარდამავალი არის სისქე არ აჭარბებდა 0,2-0,25 μm -ს, ხოლო საუკეთესო ნიმუშებში 0,15 μm -ს.

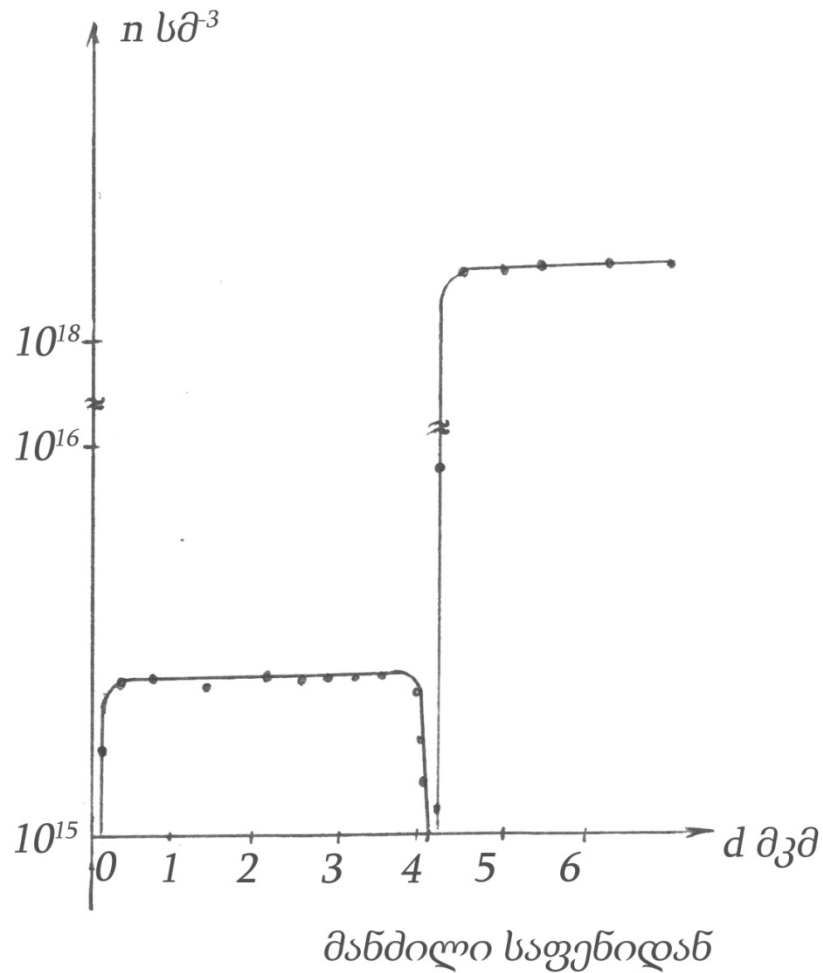


ნახაზი 3.6.5. *i* – სტრუქტურის გალიუმის არსენიდში კონცენტრაციული პროფილი (ზრდა მეთოდით (ზრ.-მოწ.-ზრ.)) დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიის დროს



მანძილი საფენიდან

ნახაზი 3.6.6. *i* – *i*# სტრუქტურის გალიუმის არსენიდის კონცენტრაციული პროფილი (ზრდა მეთოდით (ზრ.-მოწ.-ზრ.)).



ნახაზი 3.6.7. $i - n$ - ჰსტრუქტურის გალიუმის არსენიდის კონცენტრაციული პროფილი (ზრდა მეთოდით (ზრ.-მოწ.-ზრ.)).

3.7. აირადი ფაზის შემადგენლობის გამოკვლევა (ზრ.-მოწ.-ზრ.) მეთოდით $G a A$ ზრდის პროცესის დროს

აირადი ფაზის შემადგენლობის შესასწავლად ჩატარებული იქნა დე-იონიზირებულ წყალში გახსნილი გამომავალი აირადი ნარევის სპექტრული ანალიზი, რომელიც შეესაბამებოდნენ 7,8,9 და 25 წთ-ის განმავლობაში (ზრ.-მოწ.-ზრ.) მეთოდით ეპიტაქსიური გალიუმის არსენიდის ზრდის პროცესს. სპექტრი გადაღებული სპექტოგრაფზე NSP-30 კვარცის ოპტიკით სპექტრის ულტრაიისფერ ნაწილში. გრაფიკზე $H C$ -ის ნახტომს თან სდევდა ყველა

ელემენტის (Mg, Sn და სხვები) კონცენტრაციის გაზრდა, გალიუმის და დარიშხანის ჩათვლით. სინჯ №7-ში გალიუმის 10%-ით მეტობა დარიშხანზე (0,05%) მიუთითებს იმაზე, რომ ფენების ზრდის საწყის პერიოდში დარიშხანი შთაინქმევა გალიუმით, ხოლო ზრდის პროცესი მიმდინარეობს დარღვეული სტექიომეტრიით.

სინჯი №8 A სკონცენტრაცია ედარება გალიუმის კონცენტრაციას, რაც დაკავშირებულია As ζ მეორე ბარბოტერის მიერთებასთან.

სინჯი №9-ში დაიკვირვება თითქმის ისეთივე სურათი, როგორც სინჯი №7-შემთხვევაში, თუმცა დარიშხანის კონცენტრაცია მომატებულია (0,1%-ით). მხოლოდ სინჯი №25-ში გალიუმისა და დარიშხანის კონცენტრაციები ედრებიან ერთმანეთს გალიუმის გარკვეული ზედმეტობით ($Ga/As = 1,9$). ეს შედეგი მიუთითებს ზრდის დასაწყისში აირადი ფაზის არასტაბილურობაზე, აირად ფაზაში სტექიომეტრიის დარღვევაზე, ზრდის სიჩქარის თანდათანობით მომატებაზე, რასაც თავის მხრივ მივყავართ დეფექტურ გარდამავალი ფენის გაზრდამდე.

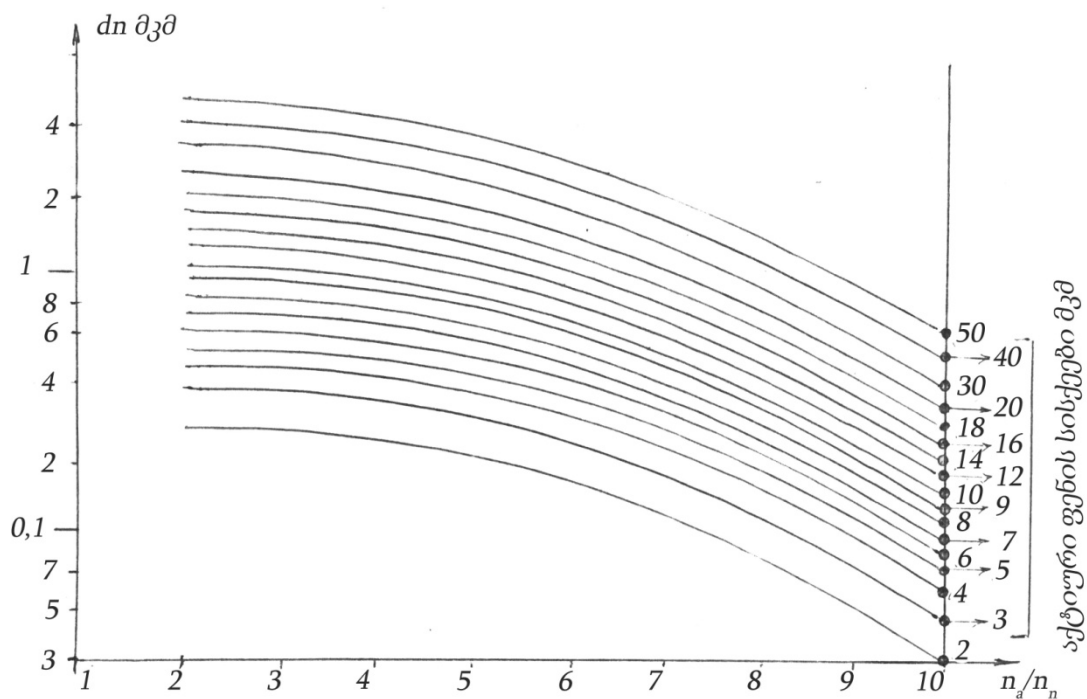
(ზრ.-მოწ.-ზრ.) მეთოდით გაზრდილ $GaAs$ მუშა ფირებში ამ ფენის არსებობა საფენების ზედაპირის მომზადების ყველა წინასწარი ოპერაციის, აირადი ფაზის შერჩევის, რეაქციის მოცულობის ტემპერატურის შემცირების მიუხედავად, საშუალებას გვაძლევს ვივარაუდოთ, რომ გარდამავალი არის წარმოქმნა მიმდინარეობს მხოლოდ ძალიან მოკლე დროის განმავლობაში, როდესაც ხდება აირადი ნარევის გადასვლა მომწამლავიდან ზრდადში. ზრდის სიჩქარის თანდათანობითი მომატება 2-3 წთ-ის განმავლობაში მოქმედებს ფენის სისქეში მინარევების შესვლაზე და განაწილებაზე.

თუმცა, განის დიოდის მუშაობის ხარისხი დამოკიდებულია როგორც მაღალმიანი ფენის სისქეზე, ასევე აქტიურ და გარდამავალ არეებს შორის გადამტანების კონცენტრაციის განსხვავებაზე. რაც ნაკლებია გადამტანების კონცენტრაცია გარდამავალ არეში, მით მეტია მისი წინაღობა. ეს ამცირებს გამომავალი სიგნალის სიმძლავრეს და მარგი ქმედების კოეფიციენტს.

ნახაზზე 3.7.1. მოყვანილია ჩვენს მიერ გამოთვლილი დამოკიდებულება გარდამავალი ფენის სისქის აქტიური და გარდამავალი არეებს შორის აქტიური არის სხვადასხვა სისქის დროს გარდამავალ ფენაში გადამტანების ძვრადობის შემცირების გათვალისწინებით. გამოთვლებს ვაწარმოებდით ფორმულით:

$$d n = K \times d a ,$$

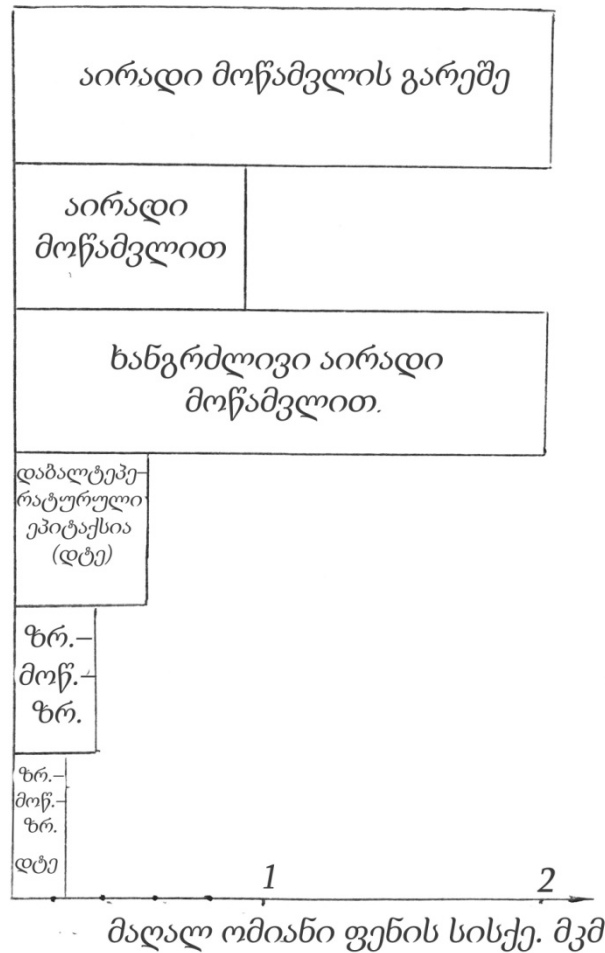
სადაც K -არის ძვრადობის და კუთრი წინაღობის შემცირების ფუნქცია გარდამავალ ფენაში. გამოთვლების კრიტერიუმი იყო განნის დიოდის მქც-ის მნიშვნელობის შემცირება არაუმეტეს 15% -ისა ფირი საფენის გამყოფ საზღვარზე მაღალმომიან გარდამავალ არეში. როგორც ნახაზიდან 3.7.1.-დან ჩანს აქტიურ ფენისთვის ≈ 10 მკმ სისქით d რის მაქსიმალური მნიშვნელობა არის 0,15მკმ.



ნახაზი 3.7.1. მაღალმომიანი გარდამავალი ფენის დასაშვები სისქის დამოკიდებულება აქტიურ და გარდამავალ არეებს შორის კონცენტრაციის სხვაობაზე

ნახაზზე 3.7.2. მოყვანილია გარდამავალი ფენის გასაშუალოებული სისქეები ეპიტაქსიური ზრდის სხვადასხვა მეთოდებისთვის.

როგორც ნახაზი 3.7.2.-დან ჩანს (ზრ.-მოწ.-ზრ.) მეთოდით ჩატარებულ დაბალტემპერატურული ეპიტაქსიური პროცესის სამუალებას გვაძლევს პრაქტიკულად მოვამოროთ გარდამავალი არე, ხოლო ეპიტაქსიური ზრდის სტანდარტულ რეჟიმებში ამ მეთოდის გამოყენებით დავიყვანოთ ის მინიმუმამდე.



ნახაზი 3.7.2. მაღალომიანი გარდამავალი ფენის სისქის დამოკიდებულება ეპიტაქსიის პროცესის ჩატარების მეთოდზე.

მე-3 თავის დასკვნები

ზრდისა და მოწამვლის სიჩქარეების შესწავლა პროცესების საწყის პერიოდში და წინასწარი აირადი მოწამვლის გავლენა გალიუმის ეპიტაქსიურ ფენებში კონცენტრაციულ პროფილზე, საშუალებას გვაძლევს გავაკეთოთ შემდეგი დასკვნები:

1. დაიკვირვება ეპიტაქსიის პროცესის საწყის სტადიაზე (ეტაპზე) ზრდის სიჩქარის არასტაბილურობა, რომელიც ხასიათდება გალიუმის წყაროს გაუჯერებლობით, დარიშხანის პარციალური წნევის შემცირებით და მთლიანად აირადი ფაზის არაწონასწორული შემადგენლობით.

ყოველივე ამას მივყავართ სიჩქარის არაკონტროლირებად ცვლილებამდე და, როგორც შედეგი, ზრდად ფენაში მინარევეების შესვლის კოეფიციენტის არაკონტროლირებად ცვლილებამდე, რის შედეგაც წარმოიქმნება მაღალომიანი გარდამავალი ფენა ფირი-საფენის გაყოფის საზღვარზე.

2. ნაპოვნია გარდამავალი ფენის სისქის დამოკიდებულება წინასწარი აირადი მოწამვლის დროზე. ამ დამოკიდებულებას აქვს მინიმუმი წერტილში, რომელიც შეესაბამება პროცესის ხანგრძლივობას 10წთ. აქედან გამომდინარე აირადი მოწამვლა არის აუცილებელი, მაგრამ არასაკმარისი პირობა გარდამავალი ფენის სისქის შემცირებისათვის.

3. მაღალომიანი გარდამავალი ფენის სისქის შემცირებისათვის ჩვენს მიერ შემოთავაზებულია მეთოდი პროგრამით (ზრ.-მოწ.-ზრ.), რომელიც მდგომარეობს შემდეგში: საფენის მიერ მითითებული ტემპერატურის მიღწევის შემდეგ ხდება გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენის ზრდა. შემდგომ სამქლორიანი დარიშხანის წყალბადთან ნარევის ძირითადი ნაკადის შეუცვლელად ირთვება $H_2 + AsCl_3$ ან $H_2 + SiCl_4$ დამატებითი ნაკადი და ხდება $GaAs$ გაზრდილი ფენის და საფენის ნაწილის მოწამვლა. ამის შემდგომ ითიშება დამატებითი ნაკადი და ხდება გალიუმის არსენიდის ზრდა სტაბილური აირადი ფაზის პირობებში სუფთა საფენის ზედაპირიდან. მაღალომიანი ფენის სისქე არ

აჭარბებს 0,2–0,3მკმ-ს გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფირის 10-15მკმ საერთო სისქის დროს.

4. დიონიზირებულ წყალში გახსნილი აირადი ნარევის (რეაქტორიდან გამომავალი) სპექტროსკოპიის შედეგები გვიჩვენებენ აირადი ფაზის სტაბილურობას $G a , A s , M g$ ღჯახსხვა. მიმართებაში გალიუმის არსენიდის მუშა ეპიტაქსიური ფენის ზრდის პროცესში (ზრ.-მოწ.-ზრ.) მეთოდის გამოყენებით.
5. ეპიტაქსიური პროცესის ტემპერატურის შემცირებამ საშუალება მოგვცა შეგვემცირებინა მაღალომიანი გარდამავალი ფენის სისქე 0,15-0,20 მკმ-დე.

თავი 4

G a A s – *S i* სტრუქტურების მიღების პროცესის შესწავლა ერთიან ტექნოლოგიურ ციკლში

4.1 *S i* μ -ის დიელექტრიკული ფენის მიღება

თერმოდინამიკურმა გათვლებმა გვიჩვენა *G a A* ფიტიქსიური ფენების ზრდის პროცესში სილიციუმით ლეგირების შესაძლებლობა, ამან მოგვცა ინტეგრალური ტექნოლოგიის შემუშავების საფუძველი, რომელშიც *G a A*-ს და დიელექტრიკული იზოლაციის (*S i* μ) ფენების ზრდის პროცესი მიმდინარეობდა ერთიანი ტექნოლოგიური ციკლით, სტრუქტურების რეაქტორიდან გადმოტვირთვის გარეშე. ამის გამო ბაზისური აირგამანაწილებელი სქემა შევსებული იქნა ბარბოტერით, რომელშიც მოთავსებული იყო დეიონიზირებული წყალი და მილით, რომლითაც რეაქტორში მიეწოდებოდა H_2O -ს ორთქლი.

ექსპერიმენტის მსვლელობისას აღმოჩნდა, რომ $H_2 + S i C_4$ და H_2O აირები უნდა შეერიოს ერთმანეთს რეაქტორში შესვლამდე და მიეწოდოს ზრდის ზონაში ერთი კვარცის მილის საშუალებით.

მიზანშეწონილია ჩატარდეს, ნაკადების შერევა რადგან მანძილი რეაქციულ მოცულობაში მილის ბოლოსა და საფენების ზონას შორის პატარაა და ნარევი $S i C_4 + H_2O - H_2$ ვერ ასწრებს საკმარისად შერევას. ამას მივყავართ იქამდე, რომ *S i* μ -ის ზრდად ფენებს გააჩნდათ დიდი არაერთგვაროვნება (ნახაზი 4.1.1. ა), როგორც ჩანს, ეს გამოწვეულია შემადგენელი კომპონენტების (H_2 და $S i C_4$) მოლეკულურ მასებში მნიშვნელოვანი განსხვავებით. ამ განსხვავებას მივყავართ ნაკადის განშრევებამდე და *S i* μ -ის დაფენა ხდება გაფართოებადი ელიფსის სახით. სისქეში ასეთი განსხვავება დაუშვებელია, რადგან შემდგომი ფოტოლითოგრაფიის პროცესის დროს სისქის არაერთგვაროვნებას მივყავართ *S i* μ -ის ფანჯრებში (მოსაწამლი არეები) მითითებული გეომეტრიის დარღვევამდე. ამის გამო აირების

კარგად შერევისათვის მიზანშეწონილია მილის ბოლო მოილუნოს ნაკადის მოძრაობის საწინააღმდეგო მიმართულებით და მიეცეს ისეთი ფორმა, რომელიც ნაჩვენებია ნახაზზე 4.1.1. ბ. რეაქტორის კედლების მხარეს ნაკადის ასეთი მიმართვა საგრძნობლად ამცირებს სისქეში დასაფენი ფენის განსხვავებას (5-8%). *S i* ფის ასე მიღებულ ფირებს გააჩნდათ იგივე მახასიათებლები, როგორც ფირებს, რომლებიც მიღებული იყვნენ ტეტრაეტოქსილანის პიროლიზის შედეგად, თუმცა ზრდის სიჩქარე იყო საგრძნობლად დიდი და შეადგენდა 0,03-0,05მკმ/წთ (0,005 მკმ/წთ აეროზოლის დროს).

სრული აირადი სქემა, რომელშიც გათვალისწინებულია ერთიანი ციკლის ყველა პროცესი წარმოდგენილია ნახაზზე 4.1.2. ეს პროცესებია:

1. საფენების აირადი მოწამვლა;
2. *G a A*-ის არალეგირებული ფენების მიღება;
3. ზრდადი ფენის სილიციუმით ლეგირება;
4. *S i* ფირის ზრდა.

S i ფის ხარისხიანი ფირების მისაღებად აირების ხარჯი იყო შემდეგი:

H_2 -ის ხარჯი *S i C*-ის გავლით = 20-50სმ³/წთ.

H_2 -ის ხარჯი H_2O -ს გავლით = 100-150სმ³/წთ.

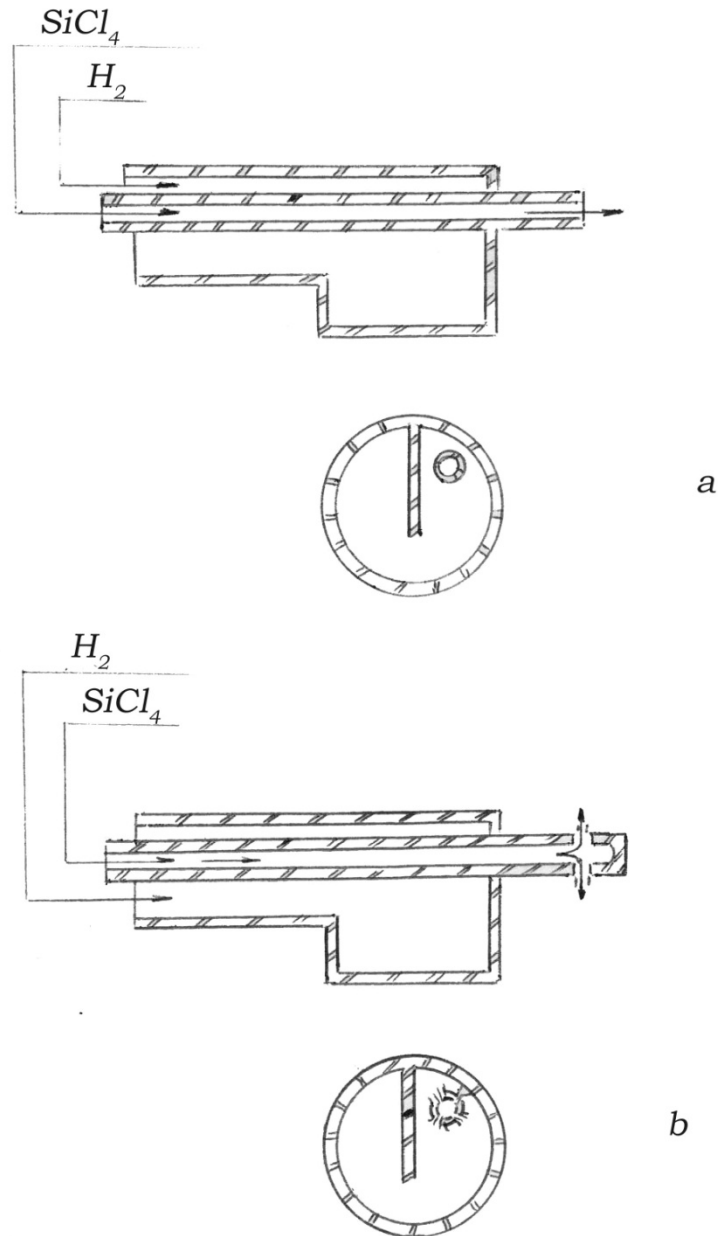
H_2 -ის ხარჯი =300სმ³/წთ.

თუმცა აღმოჩნდა, რომ დიდ როლს თამაშობს აირადი ნარევის მოძრაობის ხაზოვანი სიჩქარე და რეაქტორის დიამეტრის ცვლილებისას *S i* ფის ფირების პარამეტრები (მახასიათებლები) არ მეორდებოდნენ. ეს გახდა აირადი ნარევის მოძრაობის სიჩქარის ოპტიმიზაციის საფუძველი.

ნახაზზე 4.1.2 ნაჩვენებია კვარცის რეაქტორის ჭრილი მთელი მოცულობის პირობითი დაყოფით შემდგენელ ნაწილებად მუდმივი კვეთით. ცხრილში 4.1.1. მოყვანილია ყოველ პირობით მოცულობაში ოპტიმალური ხაზოვანი სიჩქარეების გამოთვლის შედეგები ფორმულით:

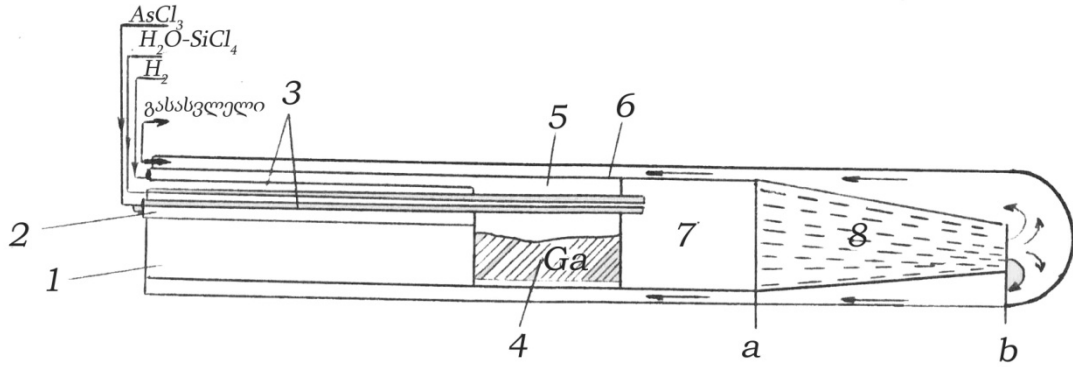
$$V_{\text{ხაზ.}} = \frac{V_{\text{მოც}}}{S_i},$$

სადაც $V_{\text{ბაზ}}$ -არის აირების ხაზოვანი სიჩქარე, $V_{\text{მოც}}$ -არის აირების მოცულობითი ხარჯი და S_i -რეაქტორის კვეთი თითოეული პირობითი მოცულობისთვის. საუკეთესო შედეგები მიღებული იქნა ცხრილი 4.1.1.-ში მოყვანილ წყალბადის ნაკადების ხაზოვანი სიჩქარეებისთვის ნებისმიერი გეომეტრიის რეაქტორებში. გამოთვლები ტარდებოდა ნორმალური პირობების დროს ($T = 2^{\circ}\text{C}$ და $P = 1\text{ატმ}$).



ნახაზი 4.1.1 გალიუმის კონტეინერის ჭრილი მილით SiCl_4 და H_2O -ს მისაწოდებლად

- ა) პირდაპირი ერთნაკადიანი;
- ბ) გვერდითი სამნაკადიანი;



ნახაზი 4.1.2. გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ზრდის რეაქტორის პირობითი დაყოფა მუდმივი კვლევით მოცულობებად.

ცხრილი 4.1.1 ნებისმიერი გეომეტრიის რეაქტორისათვის ოპტიმალური ხაზოვანი სიჩქარეები.

პირადი ნარევის შემადგენლობა	NN ზონები	ხარჯი სმ ³ /წთ.	განივი კვეთის ფართობი, სმ ²	ხაზოვანი სიჩქარე სმ/წმ
				ზრდადი სიჩქარით
H_2	1	3000	7,5	6,7
$A .C_3 + H_2$	2	-	0,16	-
$S C_4 + H_2O + H_2$	3	150სმ ³ /მინ	0,07	35,7
H_2	4	3000	2	25
$A .C_3 + H_2$	5	-	0,66	-
H_2	6	3000	2	25
$S C_4 + H_2O + H_2$	7	3150	7,5	7
$S C_4 + H_2O + H_2$	8	3150	7,5a-2,08	7-26,2 ნაზრდით

Si μ -ის მიღებულ ფენებში ჩატარებული იქნა სიმკვრივის, ფორიანობის, გამრღვევი ძაბვის გაზომვები, ასევე იმფრაწითელი სპექტროსკოპის ანალიზი და ელექტრონული მიკროსკოპია.

4.1.1. Si-ის ფენის სტრუქტურა და შემადგენლობის გამოკვლევა

Si-ის მიღებული ფენები გამოკვლეული იქნა სპექტროსკოპზე ИК-20. სილიციუმის ორჯანგის ფირებში მიღებული ტეტრატოქსიდიანის პიროლიზური დაშლით წყალბადის არეში იმფრაწითელ სპექტრში 1035 სმ^{-1} არეში დაიკვირვება შთანთქმის ზოლი, რომელიც შეიძლება მივაკუთვნოთ Si – Oწყვილის ასიმეტრიულ რხევას. როგორც ცნობილია [162], Si-ის ფირები მიღებული $250 - 350^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ არეში ხასიათდებიან დაბლი სიმკვრივით და ამჟღავნებენ ინფრაწითელ შთანთქმას 1070 სმ^{-1} არეში. $700 - 800^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე თერმული გამოწვის შემდეგ Si – O შთანთქმის ზოლი გადაინაცვლებს სპექტრის უფრო მოკლე ტალღიან არეში და აღწევს მნიშვნელობას $1080-1085 \text{ სმ}^{-1}$.

ამ მონაცემებიდან გამომდინარე შეიძლება დავასკვნათ, რომ ჩვენს მიერ მიღებულ სილიციუმის ორჯანგის ფირებს გააჩნიათ მაღალი სიმკვრივე, რაზეც მიუთითებს Si – O-ის ზოლის შედარებით მცირე სიგანე (60 სმ^{-1}).

Si-ის ფენები ამორფულია. შემადგენელი ნაწილაკების ზომა $- 3 \times 10^{-3} \text{ მკმ}$.

4.1.2. ეპიტაქსიური გალიუმის არსენიდის და სილიციუმის ორჯანგის დიელექტრიკული ფენების ზრდის შეთავსებული პროცესი

გალიუმის არსენიდის ერთგვაროვანი ლეგირებული ფენების მისაღებად ჩატარებული ანგარიშის შემდეგ წამოყენებული იქნა წინადადება შეგვეთავსებინა ეპიტაქსიური პროცესი დიელექტრიკული იზოლაციის დატანის პროცესთან. ამ წინადადების საფუძველი გახდა სილიციუმის ორჯანგის ხარისხიანი ფირების მიღების შესაძლებლობა Si – O-ის გამოყენებით.

შეთავსებული პროცესი გვამლევს საშუალებას სრულად დავიცვათ საფენის და ზრდადი ფენების ზედაპირები ატმოსფეროს მავნე გავლენი-

საგან სტრუქტურის შექმნის მთელი ციკლის განმავლობაში. ამ პროცესის სქემა შემდეგი სახისაა.

კვარცის კონტეინერში ისხმევა (ათავსებენ) სუფთა გალიუმს. გალიუმის დარიშხანით გაჯერების პროცესის შემდეგ ვატარებდით გალიუმის არსენიდის პოლიკრისტალური ნალექის აირად მოწამვლას რეაქტორის კედლებზე საფენების ზონაში. ამგვარად მომზადებული კვარცის რეაქტორში იტვირთებოდა გალიუმის არსენიდის ნახევრადიზოლირებული (ნახევრადიზოლაციური) საფენები. საფენების გაცხელების შემდგომ ვატარებდით არალეგირებული გალიუმის არსენიდის ზრდის პროცესს (ზრ.მოწ.ზრ) მეთოდის საშუალებით. შემდგომ SiC_4 -ის ამორთქლებლის მიერთებით იზრდებოდა n^+GaAs სამ ოპერაციის შემდეგ ითიშებოდა სამქლორიანი დარიშხანის ნაკადი ერთდროულად H_2O ამორთქლებლის ჩართვასთან ერთად. აირადი ნაკადების გადანაწილების შემდეგ 10^4 -ის დაყოვნებით ყველა ნაკადი ითიშებოდა გარდა H_2 -სა, რეაქტორს ვაცივებდით და $i-n$ – n^+Si სტრუქტურები გამოგვექონდა რეაქტორიდან. დაიკვირვებისას აღმოჩნდა, რომ Si დატანის პროცესის შემდეგ რეაქტორის კედლებზე საფენების ზონაში რჩებოდა მღვრიე დანაფარი, რომელიც იწამლებოდა აირადი HC -ით მხოლოდ $\geq 1000^\circ C$. ეს დანაფარი პრაქტიკულად არ ახდენდა გავლენას მაღალ (ძლიერ) ლეგირებულ $n^+ - GaAs$ ფლექტროფიზიკურ მახასიათებლებს (ცხრილი 4.3.1), რომელიც გაზრდილი იყო Si დატანის შემდეგ დანალექის აირადი მოწამვლის გარეშე. რაც შეეხება $GaAs$ ის სუფთა ფენების გაზრდის იგივე პირობებში, ამ შემთხვევაში დანალექის (დანაფარი) გავლენა მკვეთრად არის გამოხატული. ცხრილში 4.3.2. წარმოდგენილია $n - GaAs$ ფენების გადამტანების კონცენტრაციის და ძვრადობის მნიშვნელობები მიღებული სამი განსხვავებული პროცესის დროს. როგორც ამ ცხრილიდან ჩანს Si დატანის პროცესის შემდეგ $n - GaAs$ სუფთა ფენების მისაღებად უნდა ჩატარდეს დანალექის აირადი მოწამვლა.

ცხრილი 4.3.1. გალიუმის არსენიდის ფენების ელექტრული თვისებები

მოწამვლის გარეშე		მოწამვლის შედეგად	
$n\sigma^3$	$m\sigma^2 / \text{ვ. წმ}$	$n\sigma^3$	$m\sigma^2 / \text{ვ. წმ}$
$2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2500	$2,2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2500
$3 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	1900	$4,0 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2200
$2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2000	$3,2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2400
$4,5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	1700	$4,5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2000
$1,8 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2100	$3,5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2300
$7 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	3000	$2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2300
$9 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2500	ხანგრძლივი	მოწამვლა
$3 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	1800	$2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2200
$3 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2100	$2,5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2200
$3,7 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2100	$4 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	1800

ცხრილი 4.3.2 გალიუმის არსენიდის ფენების ელექტრული თვისებები

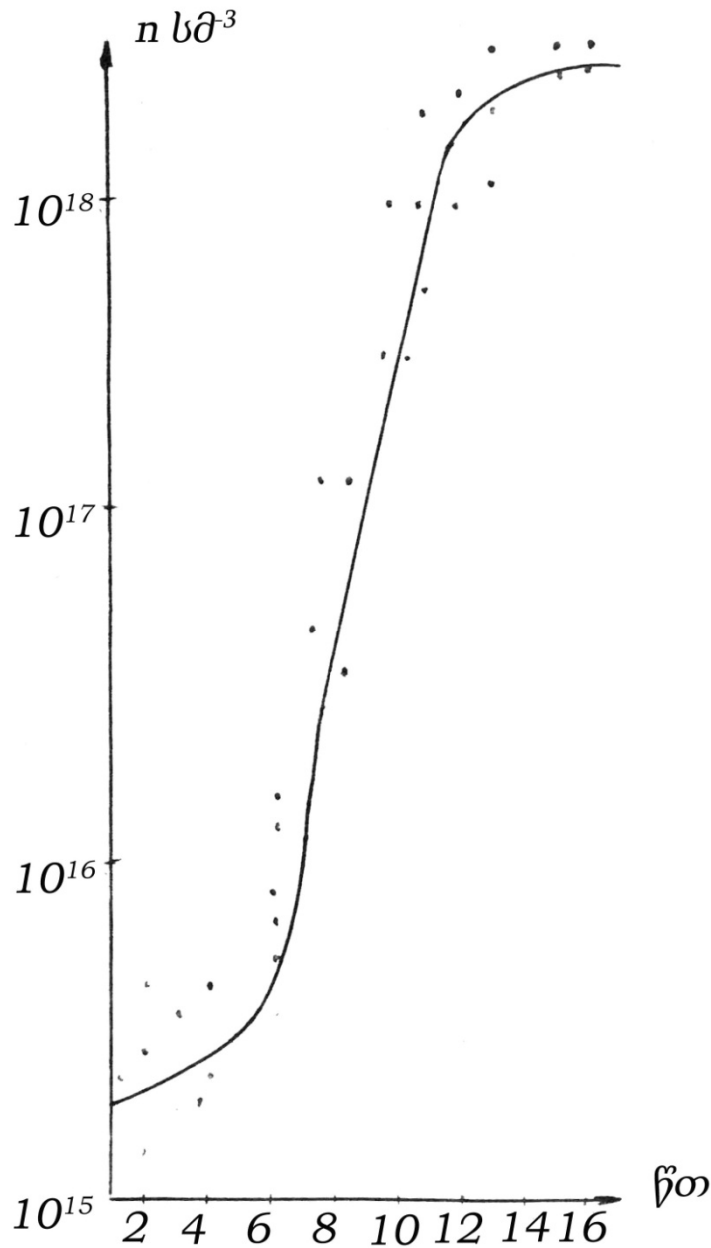
$n\sigma^3$	$m\sigma^2 / \text{ვ. წმ}$	$n\sigma^3$	$m\sigma^2 / \text{ვ. წმ}$	$n\sigma^3$	$m\sigma^2 / \text{ვ. წმ}$
მოწამვლის საშუალო დრო		მოწამვლის გარეშე		მოწამვლის მცირე დრო	
$2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	5000	$2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2000	$2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2000
$5,5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	4200	$2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2200	$3,5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2100
$5,5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	5000	$9 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2500	$1,8 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2100
$3,1 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	5100	$5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	2500	ხანგრძლივი მოწამვლა	
$1,9 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	5100	$6 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	3000	$1,5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	6000
$3,7 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	4800	$5 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	1800	$8 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	6500
				$7,2 \times 10^{1 \text{ ლ}}$	7200

წინააღმდეგ შემთხვევაში $G a A\sigma$ ფენებს გააჩნდათ ლეგირების მაღალი დონე, რომელიც როგორც ჩანს განპირობებული იყო სილიციუმის და ჟანგბადის მოლეკულების არსებობით აირად ფაზაში, სადაც ისინი ხვდებოდნენ რეაქტორის კედლებიდან. უნდა აღინიშნოს ასევე არაკონტროლირებადი

ლეგირების ფონი, რომელიც დაიკვირვება რეაქტორში ახლად მოწამლულ გალიუმის არსენიდის ზრდის პროცესის შემდეგ გალიუმის გაჯერების პროცესის შემდგომ. ასეთი პროცესის შედეგად მიღებულ ფენებს გააჩნიათ გადამტარების კონცენტრაცია $2 - 6 \times 10^{17} \text{ მ}^{-3}$, ხოლო ფენების გაზრდის Si -ის დანალექის აირადი მოწამვლის შემდეგ გააჩნიათ კონცენტრაცია $8 \times 10^{17} \div 2 \times 10^{18} \text{ მ}^{-3}$. როგორც ლიტერატურული მონაცემებიდან არის ცნობილი [120], ფონის საერთო დონე დამოკიდებულია სლიციუმის კონცენტრაციაზე, რომელიც გენერირდება კვარცის რეაქტორიდან აირად ფაზაში. ამ ფაქტს ვაკვირდებით ჩვენს მიერ აღწერილ პირველ შემთხვევაში. რაც შეეხება მეორე შემთხვევას, აირად ფაზაში გარკვეული რაოდენობის ჟანგბადის არსებობისას ხდება სლიციუმის დაკავშირება ჟანგბადთან $Si-O$ არააქტიური ელექტრული წყვილის წარმოქმნით, რის შედეგადაც ფონის საერთო დონე მცირდება. ნახაზზე 4.3.1. ნაჩვენებია $GaAs$ -ის ფირებში გადამტანების კონცენტრაციების დამოკიდებულება Si -ის დატანის წინმსწრები პროცესის ხანგრძლივობაზე ჩანს, რომ დანალექის გავლენა ვლინდება მხოლოდ 7-10 წთ-იანი ზრდის პროცესის შემდგომ. გრაფიკს აქვს სამი არე და ბოლოს გადის გაჯერებაზე, აქედან გამომდინარე გალიუმის არსენიდის საფენებზე დიელექტრიკული დატანის პირველ წუთებში დანალექი Si რეაქტორის კედლებზე უმნიშვნელოა და ადვილად აქროლდება სისტემის გახურებისას წყალბადის ნაკადში $GaAs$ ზრდის პროცესის წინ.

$GaAs$ -ში გადამტანების კონცენტრაციის ზრდა მიმდინარეობს Si -ის რეაქტორის კედლებზე დანალექის რაოდენობის ზრდასთან ერთად, რომელიც გარკვეული დროის შემდეგ ხდება არააქროლადი, რომელიც ადვილად შეიმჩნევა კვარცის ძლიერი გამჭვირვალობის შემცირებით (ან შემღვრევის გაზრდით).

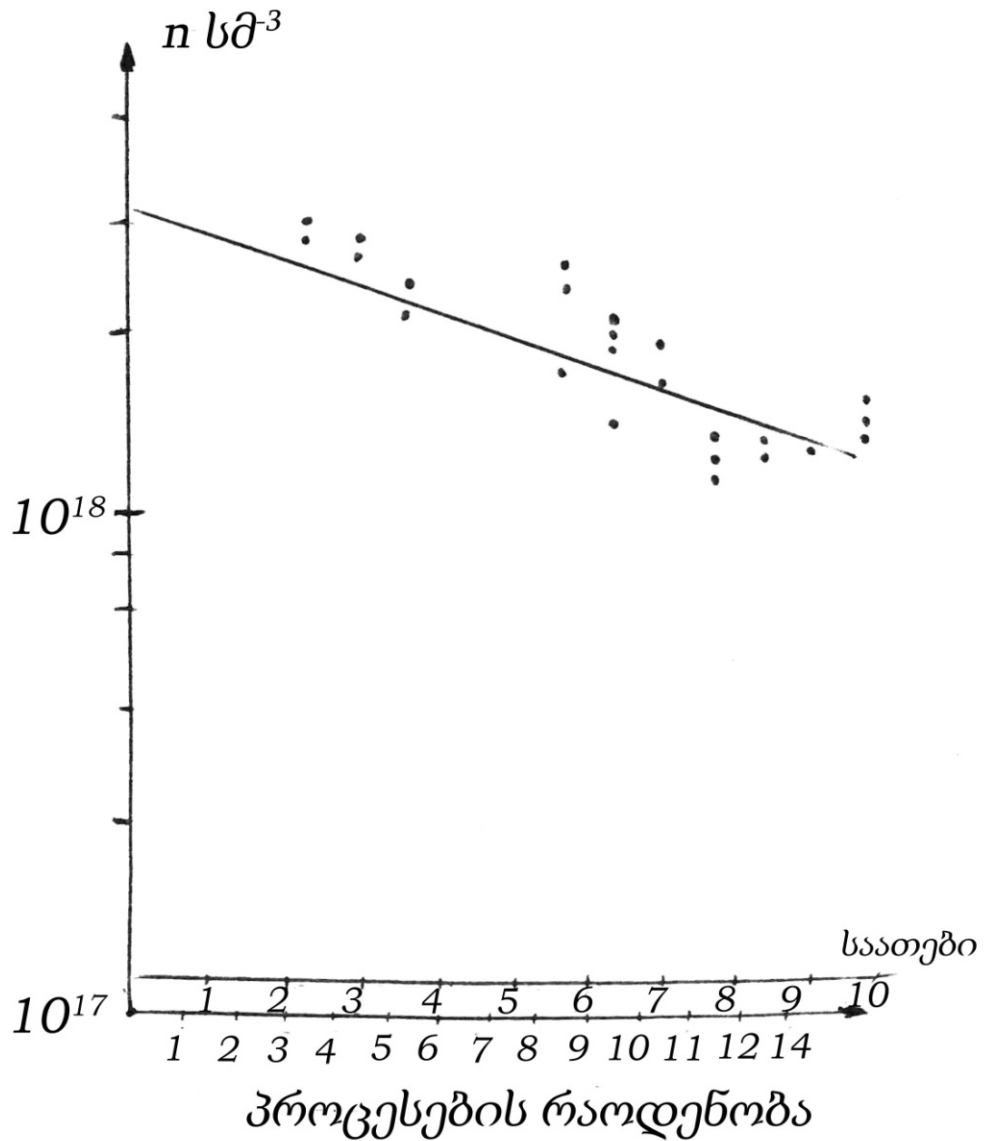
ნახაზზე 4.3.1. გაჯერების არე მიუთითებს Si -ის მნიშვნელოვან დანალექს, რომელიც მთლიანად ფარავს რეაქტორის შიდა კედლებს და როგორც ნაჩვენები იქნება შემდგომში ძალიან ძნელად მოსაცილებელია.



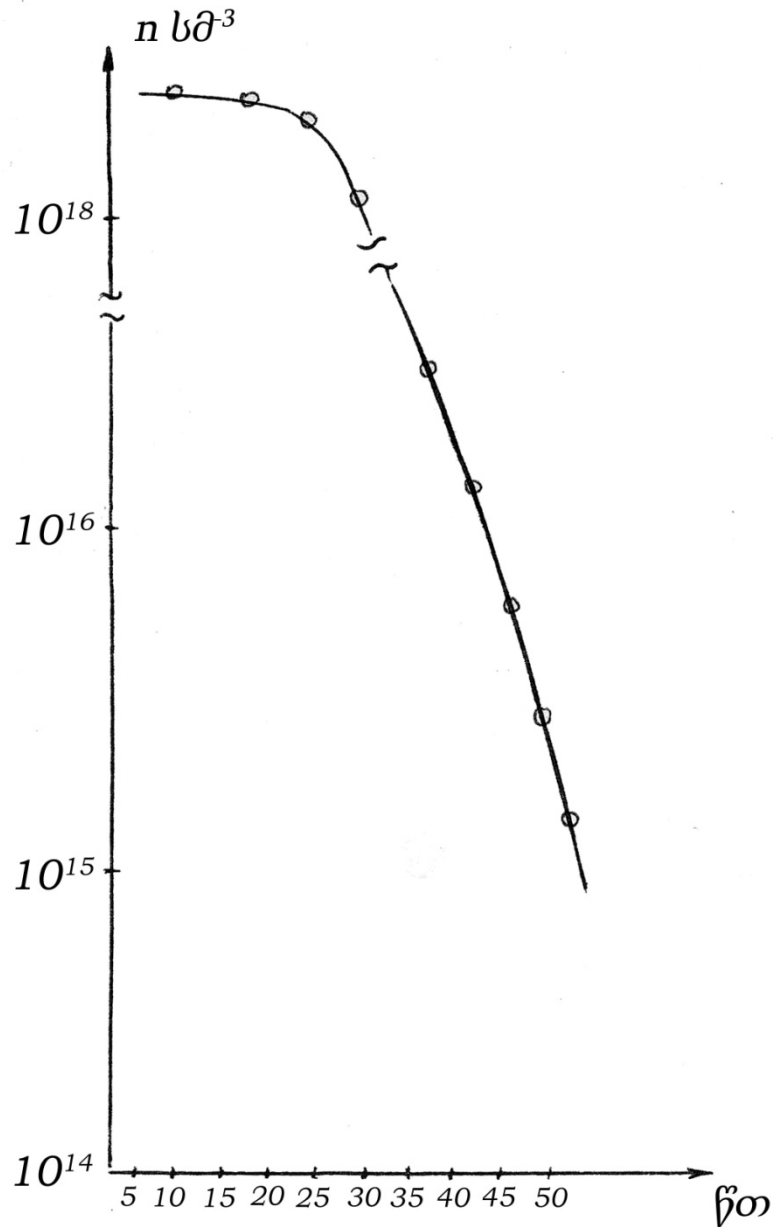
ნახაზი 4.3.1. სილიციუმის ორჟანგის ფირების ზრდის პროცესის შემდგომ გაზრდილ ეპიტაქსიურ გალიუმის არსენიდში დენის გადამტანების კონცენტრაციის დამოკიდებულება რეაქტორის კედლებზე S i ძნალების მოწამვლის გარეშე S i ზრდის პროცესის ხანგრძლივობაზე.

ნახაზზე 4.3.2 ნაჩვენებია ლეგირების დონის დამოკიდებულება G a A s ის ზრდის პროცესების ჩატარებულ რაოდენობაზე (დანალების წინასწარი მოწამვლის გარეშე). როგორც ამ ნახაზიდან ჩანს ლეგირების დონის უმნიშვნელო შემცირება დაიკვირვება მხოლოდ 15-17 პროცესის შემდეგ

თითოეული პროცესის ხანგრძლივობა 40წთ. საიდანაც გამომდინარეობს, რომ მალეგირებელი მინარევის კონცენტრაცია აირად ზონაში და შესაბამისად ზრდად ფირებში არ იცვლება 12-15 წთ-ის განმავლობაში.



ნახაზი 4.3.2. გალიუმის არსენიდში დენის გადამტანობის კონცენტრაციის დამოკიდებულება ზრდის პროცესების რაოდენობაზე რეაქტორის კედლებიდან სილიციუმის ორჟანგის ნალექის მოცილების (მოწამვლის) გარეშე



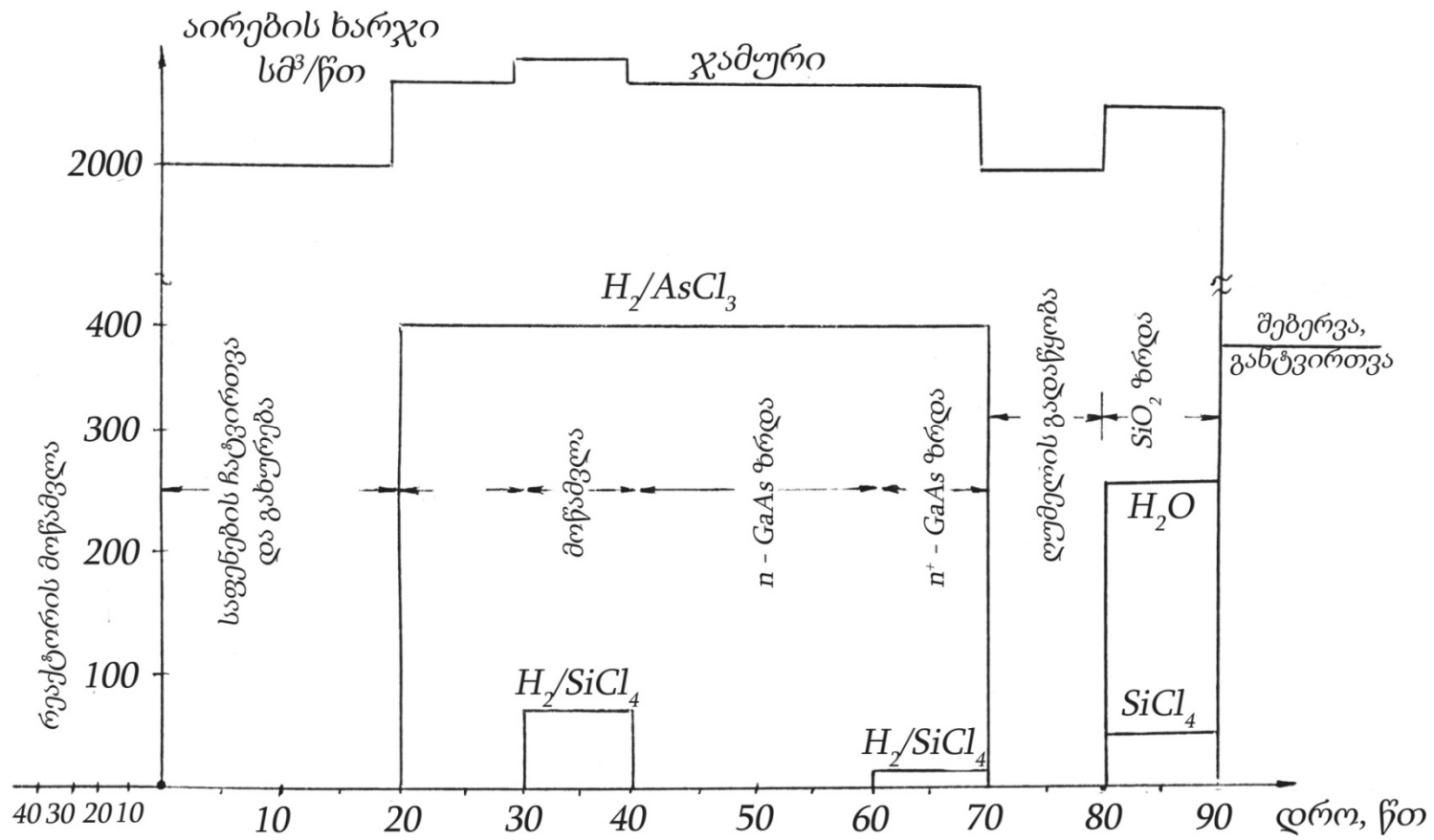
ნახაზი 4.3.3. სილიციუმის ორჟანგის ფირების დატანის პროცესის შემდეგ გაზრდილი გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიურ ფენებში დენის გადამტანების კონცენტრაციის დამოკიდებულება რეაქტორის აირადი მოწამვლის ხანგრძლივობაზე.

ნახაზზე 4.3.3 მოყვანილია GaAs-ის ფენებში გადამტანების კონცენტრაციის დამოკიდებულება ნალექის წინასწარი მოწმავლის ხანგრძლივობაზე (GaAs-ის ზრდის პროცესში 17წთ-ის განმავლობაში დალექილი) 950°C ტემპერატურაზე. ხანმოკლე მოწამვლა, როგორც ნახაზიდან ჩანს არ ამცირებს გადამტანების კონცენტრაციას. მხოლოდ ხანგრძლივი მოწამვლის

დროს >30წთ-ზე კონცენტრაცია მცირდება, ხოლო 35-50წთ-ის შემდეგ ლეგირების საერთო დონე მცირდება მინიმუმამდე, რომელიც დამახასიათებელია ექსპერიმენტის ჩვენი პირობებისათვის. როგორც ჩანს, ეს ხდება იმის გამო, რომ დასაწყისში მოწამვლა მიმდინარეობს ნელა ზრდადი სიჩქარით, სელექტიურად კვარცთან SiO₂-ის უმცირეს შეჭიდულობის ადგილებში. დროის ზრდასთან ერთად იზრდება მოწამვლის ფართობი და პროცესი ხდება უფრო ინტენსიური, რასაც მივყავართ GaAs-ის ფირებში მინარევების კონცენტრაციის მკვეთრ შემცირებამდე.

ამ მოვლენიდან გამომდინარე შეიძლება ვივარაუდოთ, რომ ლეგირება ნამდვილად ხდება სილიციუმის ხარჯზე, როგორც ეს მითითებული იყო თეორიულ ნაწილში. სილიციუმის შებოჭვას ჟანგბადით, რომელიც ყოველთვის არსებობს აირად ფაზაში, მივყავართ Si-ის თანდათანობით დალექვამდე რეაქტორის კედლებზე, რითიც აიხსნება რეაქტორის მახსოვრობა Si-ის მიმართ. წყალბადის გატარება ყოველი პროცესის შემდეგ (ცხელ მდგომარეობაში) თავიდან გვაცილებს Si-ის დალექვას და GaAs-ის ზრდა მიმდინარეობს საკმაოდ „სუფთა“ პირობებში. ნახაზზე 4.3.4. მოყვანილია GaAs – ზ-ტრუქტურის მიღების სრული ციკლოგრამა ერთიან ტექნოლოგიურ ციკლში.

ამგვარად ჩვენს მიერ წარმოდგენილ ერთიან ციკლში ფენების მიღების ტექნოლოგია n და n^+ ფენათა შორის კომპერენციული გადასვლით GaAs – ზ სტრუქტურის მიღების პროცესთან ერთად შეიძლება წარმატებით გამოვიყენოთ ყველა ისეთი ტიპის განნის გენერატორების წარმოებაში, როგორიცაა: $i n - n^+ n - n - n^+$, $i n - n - n - n^+$.



ნახაზზე 4.3.4. i - n - n⁺ - Si-ის სტრუქტურის მიღების სრული ციკლოგრამა ერთიან ტექნოლოგიურ ციკლში.

დასკვნები მე-4 თავისათვის

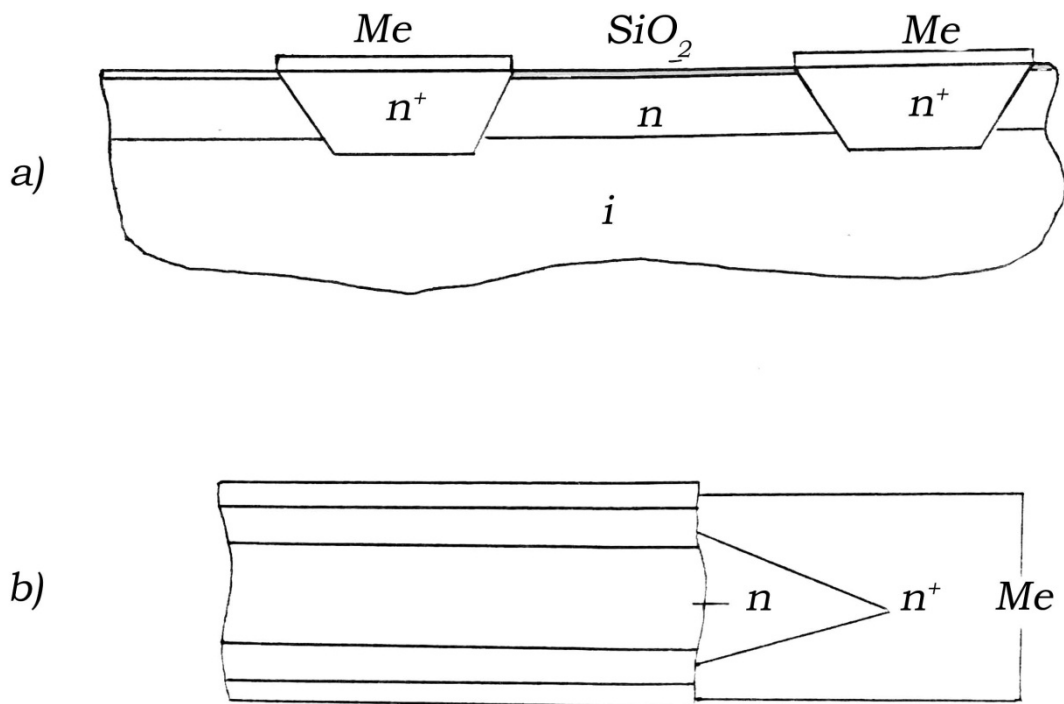
1. შემუშავებულია სილიციუმის ორჟანგის მიღების ტექნოლოგიური რეჟიმები SiC_4 -ის გამოყენებით გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ზრდის რეაქტორში.
2. ინფრაწითელი სპექტროსკოპიის შედეგებმა გვიჩვენა, რომ მიღებულ ფენებს გააჩნიათ მაღალი სიმკვრივე და Si – μs ზოლის პატარა სიგანე.
3. ნაჩვენებია, რომ Si μs ის დატანის პროცესის შემდგომ რეაქტორის კედლებზე რჩება პოლიკრისტალური ნალექი, რომელიც ძლიერ გავლენას ახდენს ამავე რეაქტორში გაზრდილი $GaAs$ ს ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე. გადამტანების კონცენტრაცია ზრდად ფენაში კონტროლის გარეშე იზრდება 10^{17} ჰმ^{-3} დონემდე.
4. ნაჩვენებია, რომ რეაქტორის, Si μs ნალექით კედლებზე, მაღალტემპერატურული ($T > 1000^\circ C$) აირადი მოწამვლა საშუალებას გვაძლევს შევამოწმოთ არაკონტროლირებადი ლეგირების დონე საერთო ტექნოლოგიურ ფონამდე $8 \times 10^{17} \sim 2 \times 10^{18} \text{ ჰმ}^{-3}$.

თავი 5

განნის დიოდების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება და მისი გამოცდის შედეგები

5.1. ზრდის და მოწამვლის სელექტიური პროცესების შემუშავება

ნახაზზე 5.1.1. მოყვანილია სხვადასხვა კონსტრუქტორის განნის გენერატორის სქემატური ჭრილები. მათი წარმოება აერთიანებს თავის თავში მთელ რიგ თანამიმდევრულ პროცესებს:



ნახაზი 5.1.1. სხვადასხვა კონცენტრაციის განნის დიოდების სქემატური ჭრილები.

ა) პლანარული-ტორსული კონსტრუქცია

ბ) “სენდვიჩური“ კონსტრუქცია.

ა) გალიუმის არსენიდის ერთგვაროვანი ფენების ეპიტაქსიურ ზრდას;

ბ) სილიციუმის ორჟნგის დიელექტრიკული საფარის დატანას;

გ) ფოტოლიტოგრაფია;

- დ) *S i* მში ფანჯრების გახსნას ;
- ე) *G a A* ს ეპიტაქსიური ფენების მოცულობაში ჯიბეების მოწამვლას;
- ვ) ჯიბეებში *G a A* ს სელექტიური ეპიტაქსია;
- ზ) *G a A* ს ღია ნაწილებზე (ნაკვეთებზე) ლითონის დატანა;
- თ) ომური კონტაქტის მისაღებად ლითონის ჩაცხობა (ჩაწვა);
- ი) კრისტალების დაჭრა ცალკეულ ხელსაწყოებად;
- კ) კრისტალების ჩამაგრება (ჩასმა) კორპუსში;
- ლ) თერმოკომპრესია (ცხელდება კორპუსი და წნევით იპრესება კრისტალები);
- მ) ხელსაწყოების მახასიათებლების გაზომვა;
- ნ) კომპრესების ჰერმეტიზაცია.

განვიხილოთ ოპერაციები, რომლებშიც გამოიყენებიან მე-2, მე-3, მე-4 თავებში აღწერილი შედეგები. გალიუმის არსენიდის ერთგვაროვანი ფენების ეპიტაქსია და სილიციუმის ორჟანგის დატანის ტექნოლოგია განხილული იყო ზემოთ.

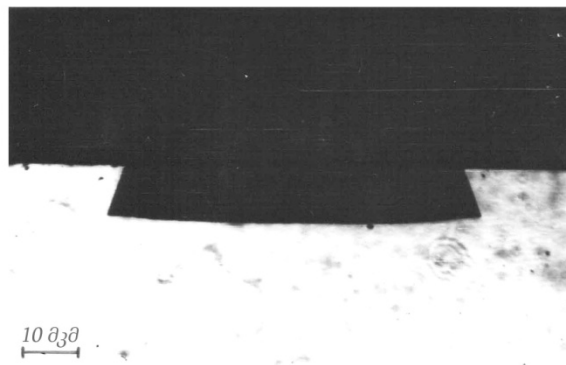
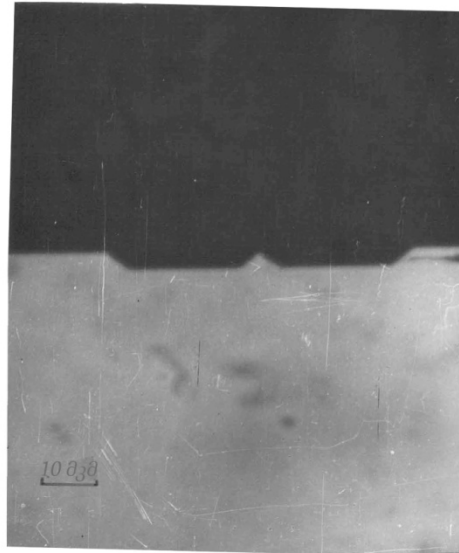
ჩვენს მიერ შემუშავებული მეთოდები გამოყენებული იქნა ჯიბეების მოწამვლისათვის გალიუმის არსენიდის მოცულობაში და მათი სელექტიური შევსებისათვის. ჩვეულებრივ ჯიბეების მოწამვლისათვის გამოიყენება თხევადი მომწამვლელები, ისეთები, როგორებიც არიან: $N a O H - H_2 O$; $H_2 S O_4 - H_2 O_2 - H_2 O$; $H C l - H_2 O$ სხვა.

ამ მოწამვლებით მიღებული ჯიბეების გეომეტრიული ფორმა ნაჩვენებია ნახაზე 5.1.2.

ამ ფორმის ჯიბეებში სელექტიური ზრდა ხდება გარკვეულ სიძნელებებს: მომრგვალებულ ზედაპირზე ზოგიერთ სიბრტყეებზე ზრდის სიჩქარისგან გამომდინარე მჟღავნდებიან სხვადასხვა მიმართულების წახნაგები, რის გამოც ირღვევა შევსების პლანარულობა. ასეთ ჯიბეებში გაზრდილი ფენების ფორმა ნაჩვენებია ნახაზე 5.1.3.

როგორც ამ ფოტოდან ჩანს, სელექტიური ფენის ცენტრალური ნაწილი მართალია არის ერთ დონეზე ძირითად სტრუქტურასთან, თუმცა

პერიფერიებზე დაიკვირვება საკმაოდ მაღალი (ბორდიული) გამონაწევები, რომლებიც უარყოფითად მოქმედებენ შემდგომ ტექნოლოგიურ ეტაპებზე და შეუძლებელს ხდიან სტანდარტული ოპერაციების გამოყენებაზე.

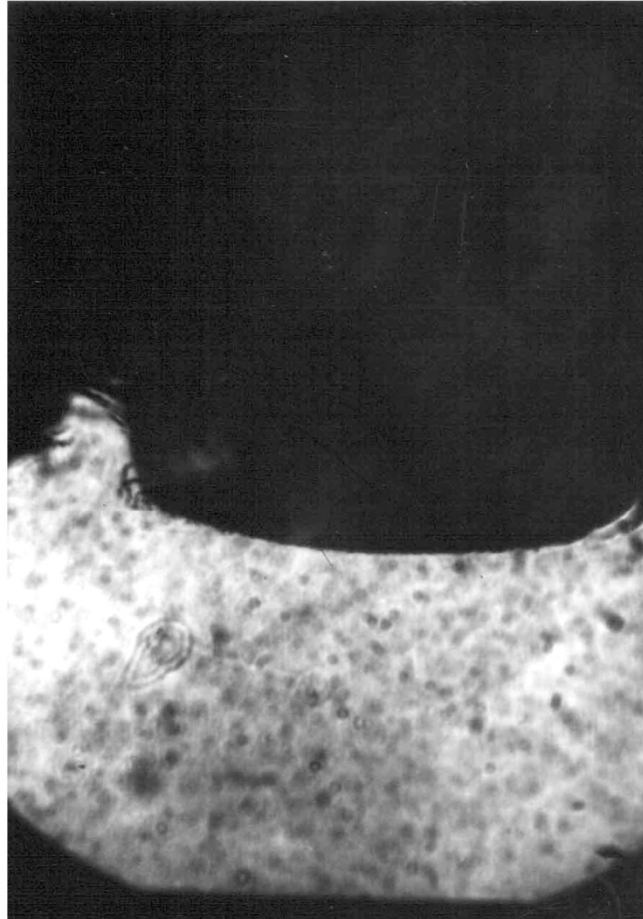


ნახაზი 5.1.2. ჯიბეების ჭრილი მოწამლული გალიუმის არსენიდში თხევადი მომწამვლელებით

(111) სიბრტყეებით შემოსაზღვრულ ჯიბეებში საუკეთესო შევსება დაიკვირვება, როდესაც ზრდის სიჩქარე ფსკერიდან უფრო მეტია, ვიდრე კედლებიდან ($V_{10} / V_{11} > 1$).

ამ შეფარდების მცირე სიდიდის დროს, როდესაც ზრდის სიჩქარეები V_{10} და V_{11} თანაზომადია, ეპიტაქსიურ ფენებს ჯიბეებში აქვთ 5.1.3. ნახაზზე ნაჩვენები ფორმა.

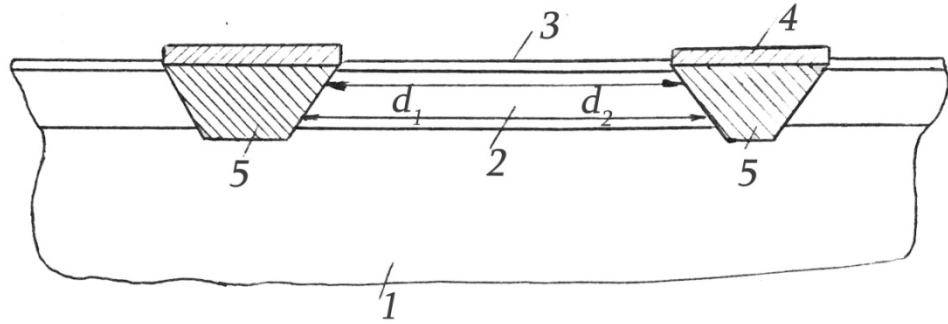
ნაკადების სიჩქარეების ვარირებით შეიძლება შევამციროთ ბორდი-
ულის სიმაღლე $\sim 1,5$ მკმ-დე (ჯიბის საერთო სიღრმე $h_j \cong 10$ მკმ), თუმცა
ჯიბის განივი კვეთის ფორმა ძლიერ გავლენას ახდენს განის გენერატორზე.



10 მკმ

ნახაზი 5.1.3. გალიუმის არსენიდის ჯიბეში გაზრდილი ფენის ფორმა
ბორდიულით

როგორც ნახაზი 5.1.4.–დან ჩანს ფომენის წარმოქმნის ფრონტი გან-
თავსებულია აქტიური არის მიმართ კუთხით, რის გამოც ანოდურ კონ-
ტაქტზე დომენის გაწოვა მიმდინარეობს არაერთდროულად. ამას მივყავართ
გენერაციის სიხშირის ცვლილებამდე და გამოსხივების სიმძლავრის შემ-
ცირებამდე. ნახაზიდან 5.1.4. ჩანს, რომ აქტიური არის d_1 და d_2 სისქეები
სხვადასხვაა და შესაბამისად გაზომილი სიხშირე უნდა გასაშუალებდეს.



ნახაზი 5.1.4. პლანარული-ტორსული კონსტრუქციის განის დიოდის ჭრილი.

1. i -გალიუმის არსენიდის საფენი.
2. n -გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენა
3. სილიციუმის ორჟანგის ფენა
4. ლითონი
5. n^+ -გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენა

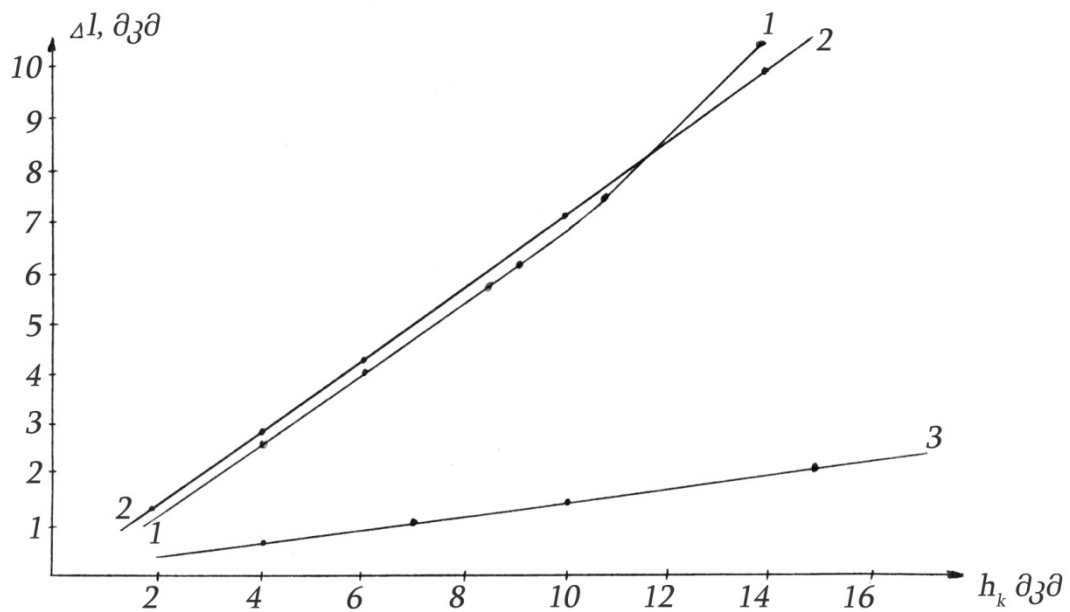
d_1 და d_2 აქტიური არის სისქე.

ხარისხიანი ხელსაწყოების მისაღებად საჭიროა ჯიბეების არსებობა ვერტიკალური კედლებით. ამასთან ვერტიკალური ზრდის სიჩქარე ბევრად უფრო მეტი უნდა იყოს ჰორიზონტალურზე. ამის გარდა გენერატორის ეფექტური მუშაობის აუცილებელი პირობა არის n და n^+ ფენების შორის გარდამავალი ფენის მინიმალური სისქე. კათოდურ კონტაქტზე თხელი ($\sim 0,2$ მკმ) დეფექტური ფენის არსებობა სასურველიცაა, რადგან დომენის ჩასახვის ადგილი იქნება ფიქსირებული ამიტომ ზრ.მოწ.ზრ. მეთოდის გამოყენება ამ შემთხვევაში საგრძნობლად მოახდენს ზეგავლენას ხელსაწყოების მახასიათებლებზე.

ჯიბეების მოწამვლა აირადი HCl რეჟიმებით, რომლებიც შეესაბამება ერთგვაროვანი ფირების პოლირების რეჟიმის სიჩქარით $0,4-0,5$ მკმ/წთ არ გვადლევს დადებით შედეგს. ეს რეჟიმები (რომლებიც განხილულია მე-4 თავში), საშუალებას გვადლევს მივიღოთ ჯიბეები ბრტყელი ფსკერით, მაგრამ გვერდების ზედაპირის მკვეთრი დაწახნაგებით (111) (იხილეთ ნახ. 5.1.2.) ჯიბის ზომის ზრდის დამოკიდებულება მოწამვლის სიღრმეზე ნაჩვენებია ნახაზზე 5.1.5, მრუდი 2.

ეს დამოკიდებულება გარკვეულად განსხვავდება თხევადი მოწამვლების გამოყენებით მიღებული დამოკიდებულებებისაგან (იხ. ნახ. 5.1.5. მრუდი 1). თუმცა ეს განსხვავება შესამჩნევია ჯიბეების სიღრმისათვის 10-13მკმ-ის შემდეგ.

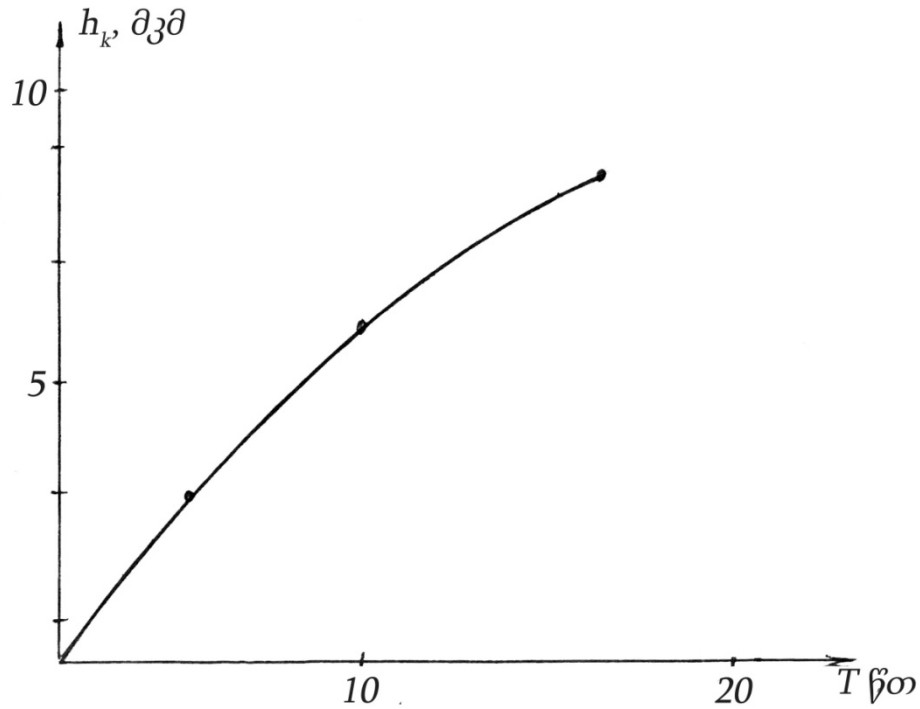
ნახაზი 5.1.5. მრუდი 1-ის სახე გვამლევს იმის საშუალებას ვიფიქროთ, რომ გარკვეული დროის გავლის შემდეგ ხდება პროცესების მალიმიტირებელი სტადიების შეცვლა.



ნახაზი 5.1.5. ჯიბის ჰორიზონტალური ზომის გადიდების დამოკიდებულება მოწამვლის სიღრმეზე:

- 1) აირადი მოწამვლის დროს
- 2) თხევადი (სითხეში) მოწამვლის დროს
- 3) აირადი მოწამვლის დროს სამქლორიანი დარიშხანის სვეტის შემცირების დროს.

ამ მოსაზრების დასაზუსტებლად ჩვენს მიერ გამოკვლეული იქნა მოწამვლილი ჯიბის სიღრმის დამოკიდებულება პროცესის ხანგრლივობაზე (ნახაზი 5.1.6.) მიღებული დამოკიდებულება მიუთითებს მოწამვლის პროცესის სიჩქარის შემცირებაზე დროის მიხედვით.



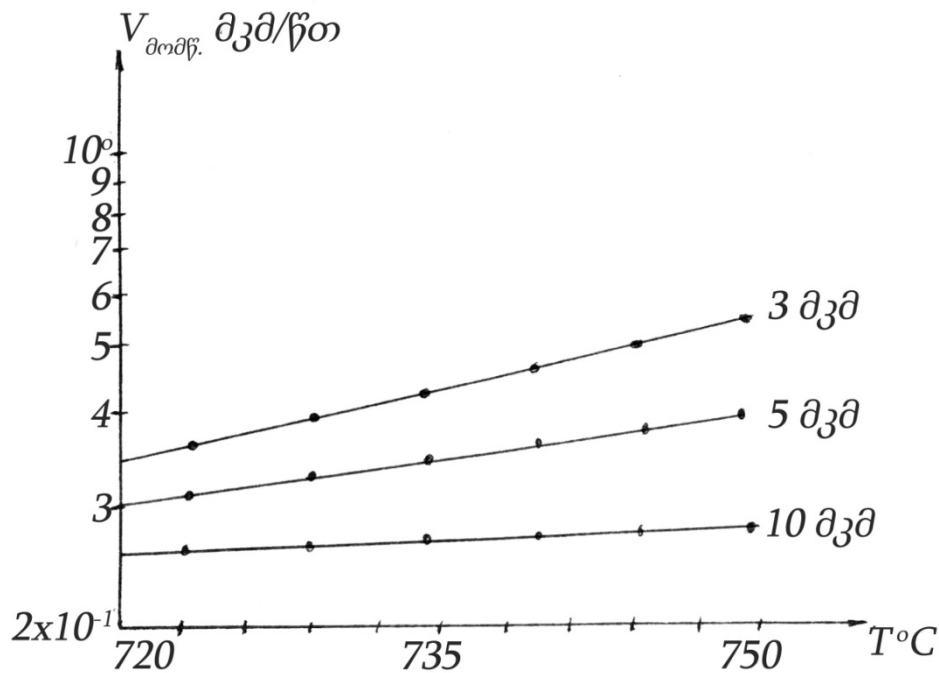
ნახაზი 5.1.6. ჯიბის სიღრმის დამოკიდებულება მოწამვლის ხანგრძლივობაზე.

ნახაზზე 5.1.7. მოყვანილია (მოცემულია) ჯიბის მოწამვლის სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე 720 – 750°C დიაპაზონში ჯიბეების სხვადასხვა საწყისი სიღრმის დროს. ამ გრაფიკიდან ჩანს, რომ მაღლიმიტირებელი სტადია დამოკიდებულია ჯიბეების საწყისი სიღრმეზე.

მოჩვენებითი აქტივაციის ენერგია გამოთვლილი ფორმულით $E = R \frac{\ln \frac{V_1}{V_2}}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}}$ შეადგენს 18,5; 10,9 და 3,6 კკალ/მოლი (17,7; 45,8 და 15,1 კჯ/მოლი) შესაბამისად ჯიბეებისათვის სიღრმით 3, 5 და 10მკმ. აქედამ გამომდინარე შეიძლება ვთქვათ, რომ მოწამვლილი ჯიბის სიღრმის გადიდებისას მოწამვლის სიჩქარე მცირდება და პროცესი დიფუზიურ-კინეტიკური არიდან გადადის დიფუზიურში, სადაც პროცესი შეზღუდულია მასათა გაცვლის პროცესით. ამ მოსაზრებით შეიძლება აიხსნას გვერდების მოწამვლის ზრდა დროის მიხედვით.

დიფუზიური პროცესების დიდი როლი საშუალებას გვაძლევს ვივარაუდოთ, რომ ზრდის და მოწამვლის სელექტიური პროცესების აირდინამიკური მახასიათებლების შერჩევით შეიძლება მივაღწიოთ შედეგებს,

რომლებიც სრულად შეესაბამებიან განნის გენერატორების სტრუქტურების მოთხოვნილებებს.



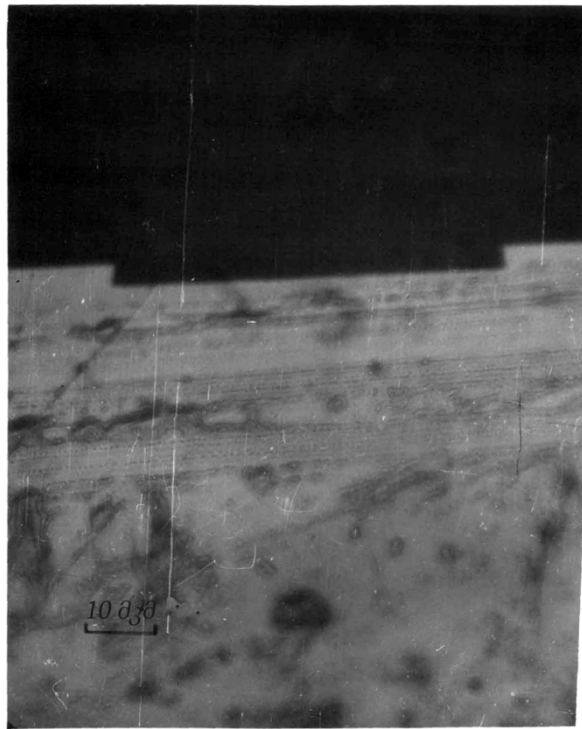
ნახაზი 5.1.7. მოწამვლის სიჩქარის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე ჯიბეების საწყისი სიღრმის სხვადასხვა მნიშვნელობებისათვის.

სამუშაოს მიმდინარეობის დროს ჩვენ ვატარებდით ექსპერიმენტებს წყალბადის ხარჯის შემცირებისათვის სამქლორიანი დარიშხანის ძირითად და დამატებით ამართებლებში.

მოწამლული ჯიბეების გეომეტრიული ფორმების დასახასიათებლად გამოიყენება ორი სიდიდე: 1) გვერდითი სიბრტყის დახრის კუთხე ჯიბის ფსკერთან და 2) დახრის კუთხით ტანგენსი $tg \alpha \approx \frac{\Delta l}{h_j}$, სადაც Δl -არის გვერდითი მოწამვლა, რომელიც ახასიათებს გალიუმის არსენიდში მოწამლული ჯიბის ზომის ცვლილებას საწყისი ფანჯრის ზომასთან მიმართებაში, რომელიც მიღებულია სილიციუმის ორჟანგის ფირში ფოტოლითოგრაფიის მეთოდით, ხოლო h_j -არის ჯიბის სიღრმე.

ნახაზზე 5.1.8. წარმოდგენილია მართკუთხა ჯიბის ჭრილი, რომელიც მოწამლულია G ა A -ის ეპიტაქსიური ფორმის მოცულობაში ორი ნაკადის

მეთოდით ხარჯით: სუფთა H_2 – 400სმ/წთ, Q_1Q_2 – 100სმ/წთ. ჯიბეების კედლები ფსკერთან ქმნიან $65 - 70^\circ C$, ხოლო ზედაპირი უპირატესად სარკულია ნაკაწრებით და ღრმულებით. კედლების დახრის ტანგენსი არ აჭარბებდა 0,5 მნიშვნელობას. კედლების სიბრტყეები, რომლებიც არიან უფრო მაღალინდექსიანები, ვიდრე სიბრტყეები (111) დარიშხანის წნევის შემცირებასთან ერთად ცდილობენ „გადავიდნენ“ (110) სიბრტყეების ოჯახში, რომლებიც მართობულები არიან (100).

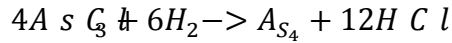


ნახაზი 5.1.8. გალიუმის არსენიდში მოწამლული ჯიბის ჭრილი

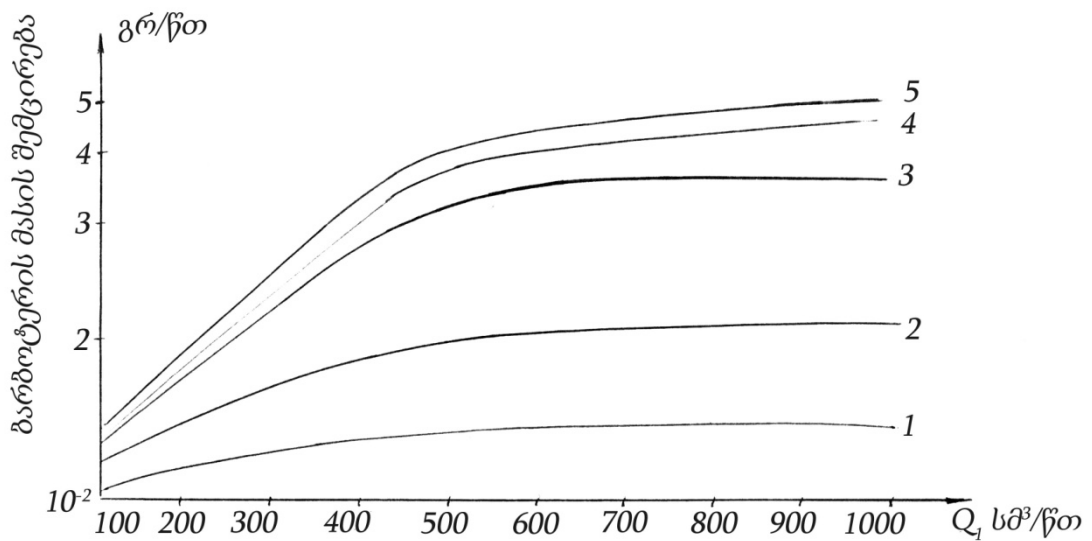
$H_2 + As_2$ -ის ხარჯის შემდომი შემცირება შეუძლებელი იყო აირადი ფაზის სტექიომეტრის დარღვევის გამო, რადგან ცნობილია, რომ დარიშხანის მოლეკულები ნაკადის ხაზოვანი და მოცულობითი სიჩქარეების დაბალი მნიშვნელობების დროს განიცდიან უკუდიფუზიას ცხელ ზონაში და არ იღებენ პროცესში მონაწილეობას.

ამიტომ პარციალური წნევა შევამცირეთ შემდეგნაირად: ჩვეულებრივ ექსპერიმენტების მიმდინარეობისას წყალბადის გარგოტირება ხდება სამქლორიანი დარიშხანის სვეტის გავლით სიმაღლით 5სმ. ამართქლე-

ბელში $A s G$ -ის ჩახხმის სიმაღლის შემცირება დონემდე, როდესაც წყალბადი უბერავს მხოლოდ სამქლორიანი დარიშხანის ზედაპირს, ჩვენ შევამცირეთ მიწოდებული დარიშხანის რაოდენობა. როგორც ცნობილია საფენების ზონაში დარიშხანი მიეწოდება რეაქციით



ნახაზზე 5.1.9. მოყვანილია სამქლორიანი დარიშხანის ბარბოტერის შორის შემცირებით დამოკიდებულება წყალბადის ნაკადის სიდიდეზე და მბარბოტირებელი ფენის სიმაღლეს. როგორც ამ დამოკიდებულებიდან ჩანს წონის შემცირებას აქვს გაჯერების მონაკვეთი, რომელიც მიუთითებს იმაზე, რომ ბარბოტერის გავლით წყალბადის მოცულობითი სიჩქარის გაზრდას არ იწვევს $A s G$ -ის გადატანის გაზრდას. მბარბოტირებელი (ასაორთქლებელი) ფენის სიმაღლის შემცირებისას დამოკიდებულება ინაცვლებს წონის შემცირების მხარეს და გაჯერების მონაკვეთი დაიკვირ-ვება წყალბადის ნაკადის უფრო მცირე მნიშვნელობისათვის.



ნახაზი 5.1.9. სამქლორიანი დარიშხანის ბარბოტერის მასის (წონის) შემცირების დამოკიდებულება $A s G$ სხვადასხვა სვეტის სიმაღლის გავლით წყალბადის ნაკადის სიჩქარეზე.

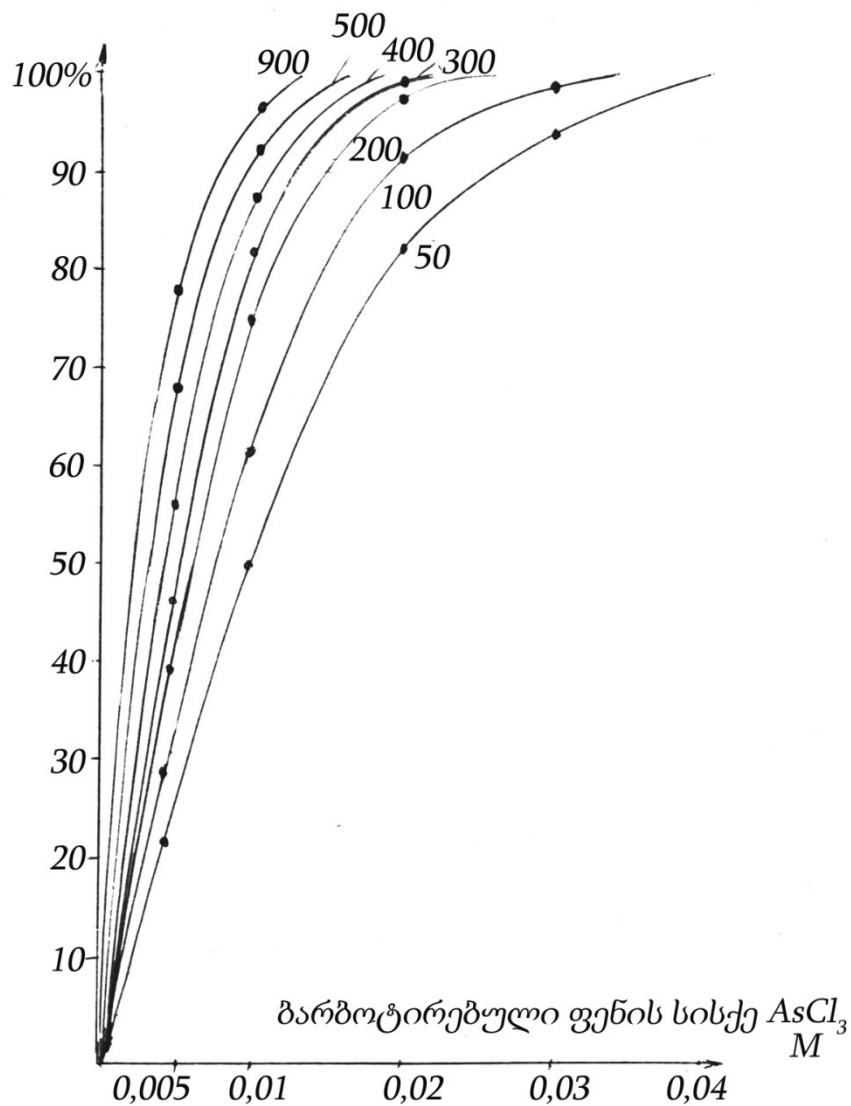
(მრუდი 1 – 1 სმ) (მრუდი 2 -2 სმ) (მრუდი 3 -3სმ) (მრუდი 4-4სმ) (მრუდი 5-5სმ).

ნახაზზე 5.1.10. წარმოდგენილია [179]-ის მიხედვით გამოთვლილი A s $\zeta(\Psi)$ წყალბადის გაჯერების ხარისხის დამოკიდებულება მახარბოტი-რებელი ფენის სიმაღლეზე.

$$\Psi = \zeta / C_H$$

სადაც C_3 -არის ბარბოტერის გამოსასვლელზე რეაგენტის კონცენტრაცია კგ/სმ³

$$C_3 = C_H(1 - 1/l^n).$$



ნახაზი 5.1.10. სამქლორიანი დარიშხანის ორთქლით წყალბადის გაჯერების ხარისხის დამოკიდებულება ბარბოტირებული ფენის სისქეზე H_2/A s ζ სმ³/წთ ნაკადის სხვადასხვა მნიშვნელობებისათვის.

$C_H = \frac{P M}{R T}$ არის ფაზათა გამყოფ საზღვარზე წონასწორული კონცენტრაცია კგ/სმ³.

$P - T$ ტემპერატურის დროს გაჯერების ხაზზე რეაგენტის წნევა პა.

M – რეაგენტის მოლეკულური მასა კგ/მოლი

R – აირების უნივერსალური მუდმივა – 8314 ჯ/კმოლი K

n_r – ის გამოსახულება შეიძლება ჩაიწეროს, როგორც $n_r = 1770 P e^{-0.5 \times H_{ფენ}^{1,2}}$,

სადაც D_r – არის პაკლეს დიფუზიური რიცხვი აირადი ფაზისათვის

$$P_{e r} = \frac{W r \times H_{ფენ}}{D_r},$$

D_r – არის სითხის ორთქლის დიფუზიის კოეფიციენტი აირში მ²/წმ.

W_r – არის აირის მოცვანილი სიჩქარე

$$W_r = \frac{4V_r}{n D_\delta}$$

სადაც V_r – არის D_δ დიამეტრის ბარბოტერის გავლით წყალბადის მოცულობითი სიჩქარე.

ჩვენს შემთხვევაში ამ სდიდეებს აქვთ შემდეგი მნიშვნელობები:

$$P = 1,3 \times 10^3 \text{ პა}$$

$$M = 18 \text{ კგ/მოლი}$$

$$R = 8314 \text{ ჯ/კმოლი } K$$

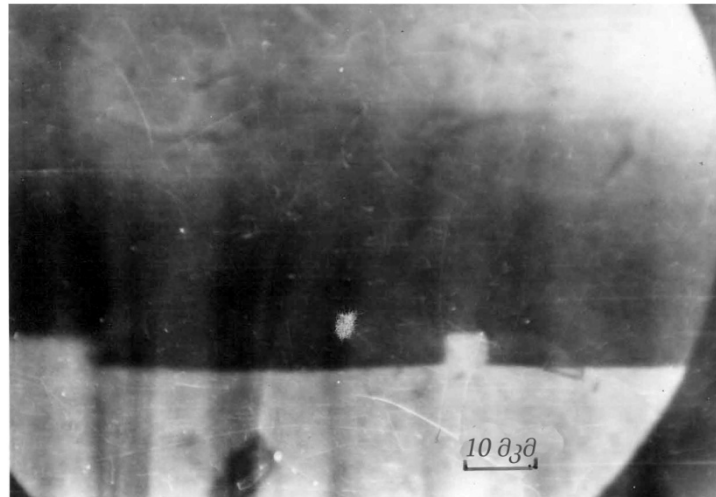
$$T = 293 K$$

$$D_\delta = 0,06 \text{ მ}$$

ჩატარებულმა გამოთვლებმა აჩვენა, რომ სამქლორიანი დარიშხნის მბარბოტირებელი (ბარბოტირებული) ფენის სიმაღლის შემცირებით წყალბადის გაჯერების ხარისხი მცირდება. $H_{ფენ}$ 1-5 მმ სიმაღლის დროს გაჯერების ხარისხი შეადგენს 5-10%-ს.

დარიშხანის პარციალური წნევის შემცირებამ წყალბადის სამქლორიანი დარიშხანის ორთქლით გაჯერების შემცირების ხარისხის ხარჯზე, აირადი ნარევის საერთო ნაკადების შეუცვლელად, მოგვცა დადებითი შედეგები.

ნახაზზე 5.1.11. ნაჩვენებია მოწამლული მართკუთხა ჯიბის ჭრილი სვეტის სიმაღლით $H_{ფენის1} = 2\text{მმ}$. ჯიბის კედლები პრაქტიკულად ვერტიკალურებია, ფესვები ბრტყელი უმნიშვნელო სიმრუდით კუთხეებში. კუთხის დახრის ტანგენსი შეადგენს 0,13-0,15 ($\alpha \cong 80 - 85^\circ$). უნდა აღინიშნოს, რომ Δl სიდიდის დამოკიდებულება ჯიბის სიღრმეზე (ნახაზი 5.1.5. მრუდი 3) არ განიცდის გალუნვას, რომელიც დაიკვირვება (ნახაზზე 5.1.5. მრუდი 2).



ნახაზი 5.1.11. ამორთქლებელში $A s_2$ -ის სვეტის შემცირებული სიმაღლის დროს გალიუმის არსენიდში მოწამლული ჯიბის ჭრილი.

ამგვარად ჩატარებული ექსპერიმენტების შედეგად დადგენილია, რომ მოწამლული ჯიბის გეომეტრია ყველაზე კარგად ნარჩუნდება $H C$ -ის მცირე კონცენტრაციების დროს, როდესაც სიბრტყის მოწამვლის სიჩქარე ბევრად აჭარბებს ($hK l$) სიბრტყეების მოწამვლის სიჩქარეს. სიბრტყის ჯიბის შემოსაზღვრა მიუთითებს შემდეგ დამოკიდებულებაზე:

$$V_{100}^{მოწ} \approx V_{001}^{მოწ} \approx V_{010}^{მოწ} \geq V_{111}^{მოწ} > V_{110}^{მოწ}$$

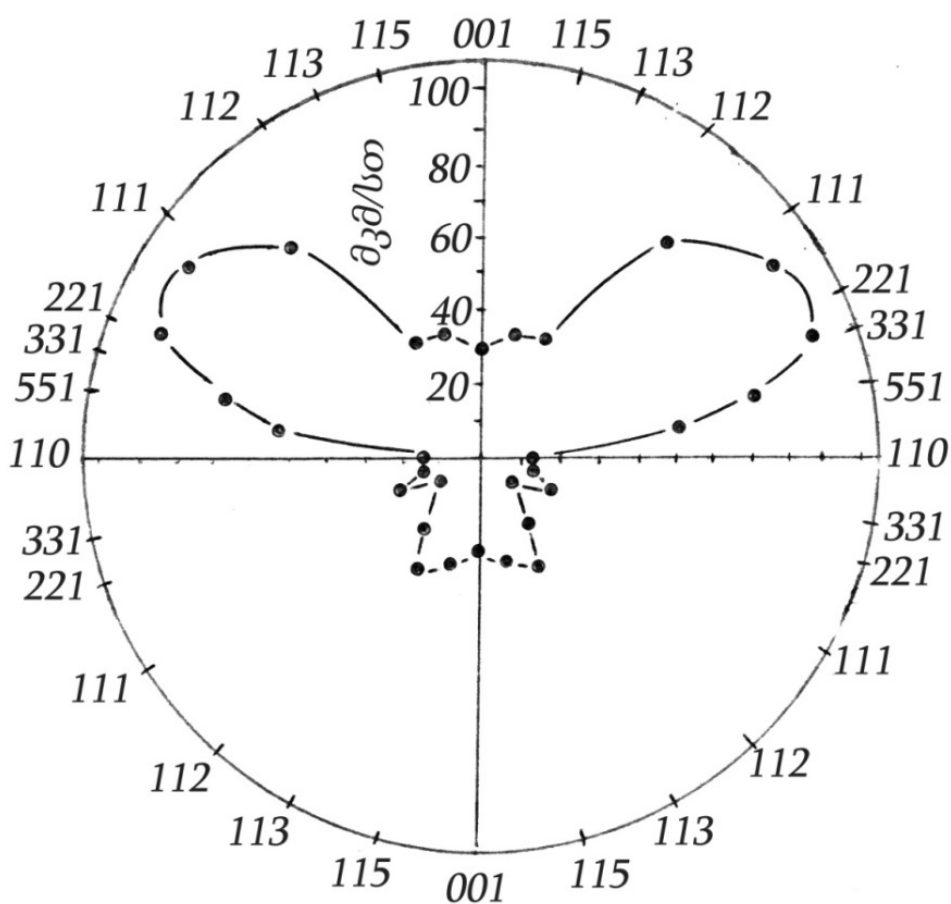
$$(\text{ან } V_{100}^{მოწ} \approx V_{111}^{მოწ} > V_{110}^{მოწ})$$

როგორც ზემოთ იყო მითითებული ჯიბის საუკეთესო შევსებისათვის სასურველია შევინარჩუნოთ ზრდის და მოწამვლის „სიმეტრიულობა“. აღმოჩნდა, რომ $A s_2$ -ის ორთქლით წყალბადის გაჯერების ხარისხის შემცირებას მართკუთხა ფორმასთან ახლოს მყოფი ჯიბეების ზრდის სელექ-

ტიური პროცესის ჩატარების დროს მიყვავართ იქამდე, რომ კედლებიდან ზრდის სიჩქარე ბევრად აჭარბებს ზრდის სიჩქარეს ფსკერიდან:

$$V_{110} > V_{100}$$

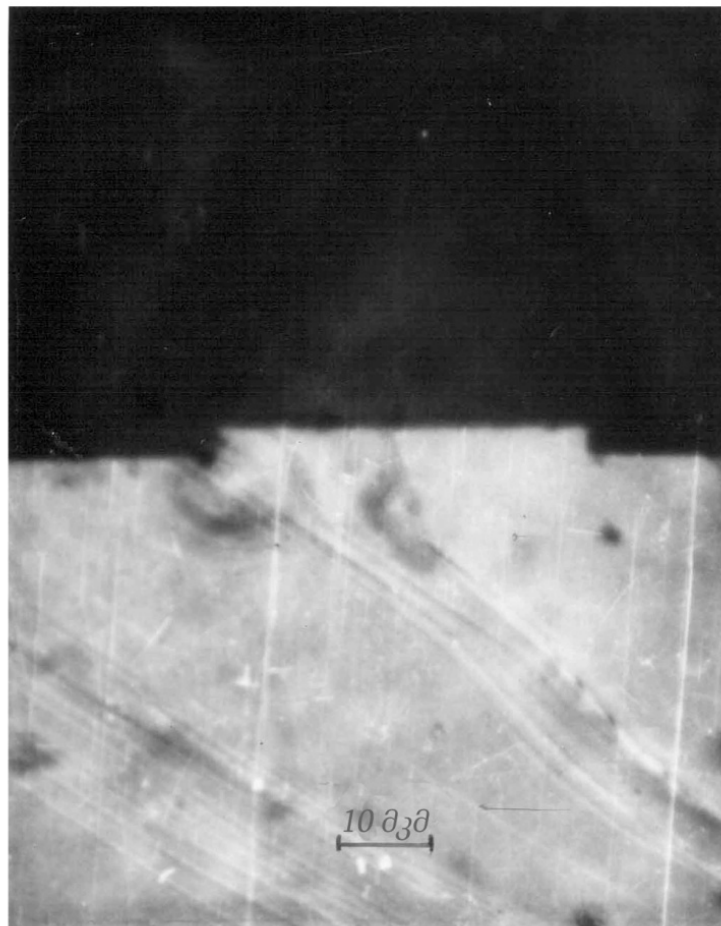
ეს ხდება იმიტომ, რომ ჯიბის კედელი გადახრილია ვერტიკალურად (გადახრის კუთხე $\sim 5^\circ$) და, ამიტომ ის არის არა სიბრტყე, არამედ უფრო მაღალ ინდექსიანი, რომელზედაც არის საფეხურების დიდი რიცხვი, რომლებიც წარმოადგენენ ინტენსიურ ჩანასახების წარმოქმნის ცენტრებს. ნახაზე 5.1.12. [180]



ნახაზი 5.1.12. $GaAs$ -ში ავტოეპიტაქსიური ზრდის სიჩქარის დამოკიდებულება საფენის ორიენტაციაზე სისტემაში $Ga - As - Cl - H$

მოყვანილ მონოგრამაზე ჩანს, რომ ზრდის სიჩქარე მაღალინდექსიან სიბრტყეებში (551), (331), (221) სამ-ოთხჯერ აჭარბებს ზრდის სიჩქარეს სიბრტყეზე.

ნახაზზე 5.1.13. წარმოდგენილი გაზრდის (შევსებული) ჯიბის ფოტოსურათიდან ჩანს, რომ ზედაპირის პლანარულობა არ არის დარღვეული და Si -ის დონეზე მაღლა გაზრდის შემთხვევაშიც კი „ბორდიურის“ ტიპის დეფექტები არ არსებობს. უნდა აღინიშნოს, რომ მოწამვლის პროცესის ხანგრძლივობის (დიდი დროის მიუხედავად) მიუხედავად ($V_{\text{მონ}} = 0,2 - 0,25 \text{ მკმ/წთ}$) ჯიბის ფსკერის ზედაპირი რჩება სარკული, თუმცა ეს მდგომარეობა მაინც არ გვაძლევს საშუალებას გამოვიყენოთ ზრ.-მოწ.-ზრ. მეთოდი ჯიბის ფსკერის შევსებისთვის მომზადებისას. გალიუმის არსენიდში სელექტიურ n^+ და ერთგვაროვან n ფენებს შორის მკვეთრი გადასვლის მისაღებად ფსკერის სარკულობა, როგორც უკვე მივუთითეთ ადრე – აუცილებელი მაგრამ არასაკმარისი პირობაა.



ნახაზი 5.1.13. Si -ის ზედაპირის თავზე გაზრდილი 15მკმ სისქით გალიუმის არსენიდის სელექტიური ფენის ჭრილი.
ბორდიურის ტიპის დეფექტი არ ვლინდება.

მოწამვლის ზრდის და სელექტიური ტექნოლოგიის ჩატარების დროს ზრ.-მოწ.-ზრ. მეთოდის უმნიშვნელოდ იქნა შეცვლილი.

ზრდის პროცესის წინ საჭიროა მსუბუქად დამატებით მოიწამლოს გალიუმის არსენიდის ღია არეები (სიღრმით არაუმეტეს 2-3 მკმ-ის) და მხოლოდ შემდეგ ჩავრთოთ ზრ.-მოწ.-ზრ.-ის პროგრამა.

ზემოთ აღწერილიდან გამომდინარე მოწამვლის და ზრდის სელექტიური პროცესი რეკომენდირებულია ჩავატაროთ შემდეგ პირობებში:

$$T_{Ga} = 850^{\circ}\text{C}$$

$$T_{საფ.} = 720 - 750^{\circ}\text{C}$$

$$H_2 = 1800 - 2000 \text{ სმ}^3 / \text{წთ}$$

დამატებითი $A s_6$ -ის გავლით H_2 -ის ხარჯი = 400-500 სმ³/წთ.

ამორთქლებელში ძირითად $A s_6$ -ის გავლით H_2 -ის ხარჯი = 400 სმ³/წთ.

სიმაღლე არის 1-2 მმ.

ამგვარად განხის გენერატორის დამზადების პროცესში გამოყენდა ჩვენს მიერ წარმოდგენილი პროცესები:

ა) ზრ.-მოწ.-ზრ. პროცესი გალიუმის არსენიდის მრავალფენიან სტრუქტურაში ფენათა შორის მკვეთრი გადასვლის მისაღებად.

ბ) გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფირების ზრდის პროცესში სილიციუმით ლეგირება $S i_4$ -ის გამოყენებით.

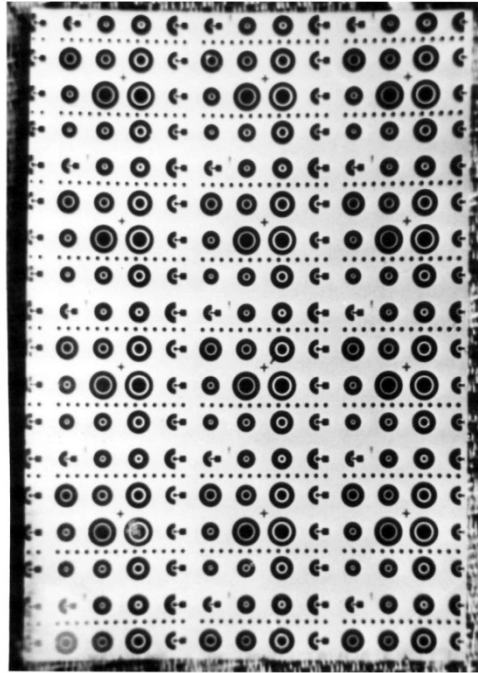
გ) გალიუმის არსენიდის ზრდის პროცესთან გაერთიანებულ ციკლში $S i_4$ -ის დანაფარის დატანა.

დ) $G a A s$ მოცულობაში ჯიბეების აირადი მოწამვლა.

ე) ჯიბეების შევსება წყალბადის სამქლორიანი დარიშხანის ორთქლით გაჯერების შემცირებული ხარისხის დროს.

5.2. შემუშავებული სტრუქტურების ბაზაზე დამზადებული განნის დიოდების საწარმოო გამოცდების შედეგები

განნის დიოდების ტოპოლოგიის საერთო სახე ელექტროდების სხვადასხვა კონფიგურაციით ნაჩვენებია ნახაზზე 5.2.1.



10 მკმ

ნახაზი 5.2.1. რგოლური და ნახევრადრგოლური ტიპის პლანარულ-ტორსული კონსტრუქციის განის დიოდების დამზადებისათვის ტესტური შაბლონი.

განნის დიოდების მახასიათებლების კვლევა დაიყვანებოდა მათ ძირითად მუშა მახასიათებლებზე უწყვეტ და იმპულსურ მუშაობის რეჟიმში.

კვლევის დროს ტარდებოდა შემდეგი სამუშაოები:

- ზღურბლის ძაბვის განსაზღვრა ($V_{ზღურბლის}$);
- გენერაციის სიმძლავრის განსაზღვრა ($P_{გამოს.}$) მუშაობის იმპულსურ და უწყვეტ რეჟიმში;
- გენერაციის სიხშირის განსაზღვრა ($f_{იმპულსური}$).

სამი ტიპის განის დიოდების – ბრტყელპარალელური, რგოლური და ნახევრადრგოლური ელექტროდებით ზემოაღნიშნული გენერაციის

პარამეტრების გაზომვა მიმდინარეობდა სანტიმეტრული და დეციმეტრული ტალღების დიაპაზონში.

გასაზომი სიდიდეების ჩამონათვალ და ფარდობით ცდომილებებში მოყვანილია ცხრილში 5.2.1. ძირითადი მახასიათებელი სიდიდეები და ყველაზე უფრო დამახასიათებელი დამოკიდებულებები, მიღებული სხვადასხვა კონსტრუქციის განის დიოდების კვლევისას მოყვანილია ცხრილში 5.2.2.

ცხრილი 5.2.1. განის დიოდების გაზომვად სიდიდეების ფარდობითი ცდომილებები

#№№	გასაზომი სიდიდე	ფარდობითი ცდომილება %
1	მუდმივი ძაბვა, U_3	$\pm 1,5$
2	გენერაციის ზღურბული ძაბვა, $U_{ზღრვ}$	≤ 10
	ზემაღალი სიხშირის გენერაციის	≤ 25
3	სიმძლავრე, $P_{გამოს}$ მლვტ უწყვეტ რეჟიმში	≤ 30
4	ზემაღალი სიხშირის გენერაციის	
5	სიმძლავრე იმპულსურ რეჟიმში $P_{გამოს}$ იმ ,	$\leq 1,5$
6	3ტ გენერაციის სიხშირე გჰც ნიმუშის წინაღობა ცივ მდგომარეობაში $R_{გაზომილი}$ ომი.	≤ 4

საერთო ჯამში შესწავლილი იქნა ასზე მეტი სხვადასხვა პლანარულ-ტორსული კონსტრუქციის ნიმუში (პტკ), რომლებიც დამზადებული იყვნენ ჩვენს მიერ შემუშავებული მეთოდის გამოყენებით პლანარულ-ეპიტაქსური ტექნოლოგიით.

ცხრილი 5.2.2. განნის დიოდების მახასიათებლები

განნის დიოდების ტიპი	წინაღობის გამოთვლილი მნიშვნელობა $R_{გამოთვ.ომ}$	გაზომილი წინაღობა $R_{გაზ.ომ}$	მუშა დენი $I_{მუშ.ვ.}$	სამუშაო ძაბვა $U_{მუშ.ვ.}$	ზღვრულ- რი ძაბვა $U_{ზღვ.ვ.}$	გამომავალი სიგნალის სიმძლავრე უწყვეტ რეჟიმში $P_{გამ.მვტ}$	გამომავალი სიგნალის სიმძლავრე იმპულსურ რეჟიმში $P_{გამ.ვტ}$	გენერა- ციის სიხშირე $f_{გჰც}$
TY II aA0.336.012. TY-77 AA 705 A AA 705 B	3-15	-	0,28- 0,3	-	-	20-50	-	5,2-8,2
TY II aA0.336.344. TY-80 AA 725 A A-E	0,6-3,0	-	1,5-2,0	11,2	-	200-300	-	5,0-8,24
პლანარულ-ტორსული კონსტრუქცია	15-20	15-20,5	0,2-0,5	20-25	10,0	25-100	2-5	2,5
	5-15	5,5-16,0	0,2- 0,55	10-12	3,5	20-80	2-5	10
„სენდვიჩის“ ტიპის კონსტრუქცია	1-3	1,1-3,5	1-1,5	10-12	3,5-4,0	150-300	3-10	10

5.2.2. ცხრილში მოყვანილი ცივი ნიმუშების წინაღობა $R_{\text{გაზომილი}}$ იზომებოდა სუსტ ელექტრულ ველში, აგრეთვე განისაზღვრებოდა სტატისტიკური BAX-ის წრფივი მონაკვეთის დახრით.

ამ ცხრილში ასევე მოყვანილია მოცემული ხელსაწყოსათვის ზმს (ზემაღალი სიხშირის საშუალო მნიშვნელობები) და ამ სიმძლავრეების შესაბამისი გენერაციის სიხშირეები.

[181] მეთოდულად აღწერილი მეთოდით ჩატარებული იქნა ხელსაწყობის ცივი წინაღობის ანგარიში. ეს გამოთვლებიც ასევე მოყვანილია ცხრილში 5.2.2.

$n - G a A$ კონტაქტის ქვედა ფენის საზღვარზე გარდამავალი წინაღობის არარსებობა კონტროლდებოდა BAX-ის წრფივობით და ხელსაწყოს სრული წინაღობის შედარებით ანგარიშის მონაცემებთან.

შედარებისათვის ცხრილში მოყვანილია სხვა კონსტრუქციების სამრეწველო განის დიოდების მახასიათებლები, რომლებიც მიღებულია ჩვენი მეთოდების გამოყენების გარეშე. როგორც 5.2.2. ცხრილიდან ჩანს, „პტკ“-ტიპის დიოდებისათვის $R_{\text{გაზომილი}}$ მნიშვნელობები კარგ თანხვედრაშია გამოთვლილ მნიშვნელობებთან: $R_{\text{გაზომილი}}$ -ის გადახრა გამოთვლილისგან არ აჭარბებს 10%-ს. $U_{\text{ზღურბლის}}$ საშუალო მნიშვნელობა ამ დიოდებისათვის შეესაბამება 12ვ-ს, ხოლო გადახრა ამ მნიშვნელობიდან არ აჭარბებს 12%-ს.

$R_{\text{გაზომილი}}$ სიდიდის გადახრა გამოთვლილისგან ძირითადად დაკავშირებულია ფართობის მიხედვით კუთრი წინაღობის მნიშვნელობების განსხვავებასთან, რომელიც შეადგენს დაახლოებით 20%-ს ρ -ს გაზომილი სიდიდის საშუალო მნიშვნელობისაგან. ამაზე ასევე მიუთითებს $U_{\text{ზღურბლის}}$ -ის მნიშვნელობის შედარებით მცირე განსხვავება, ვიდრე $R_{\text{გაზომილი}}$ -ის.

$U_{\text{ზღურბლის}}$ -ის მნიშვნელობის გაზრდას მოსალოდნელთან შედარებით ადგილი უნდა ჰქონოდა კონტაქტის ქვედა n^+ არეებში გარდამავალი ფენების მომატებული წინაღობის არსებობისას. ასეთ შემთხვევაში

მოსალოდნელი იყო კორექცია $R_{გაზ}$ -სა და $U_{ზღურბლი}$ -ის მნიშვნელობების განსხვავებაში.

მოყვანილი მნიშვნელობები საშუალებას გვაძლევენ დავასკვნათ, რომ ჩვენი მეთოდით დამზადებული პტკ-ტიპის განის დიოდებში n და n^+ ეპიტაქსიური ფენების საზღვარზე მაღალომიანი გარდამავალი ფენების პრაქტიკულად არ არსებობენ.

და ბოლოს, უნდა აღინიშნოს ზრ.მოწ.ზრ. პროცესის გამოყენებით მიღებული განის დიოდის, როგორც უწყვეტ, ისე იმპულსურ რეჟიმში მუშაობისას შედარებით მაღალი ზმს გამოსხივების სიმძლავრეები (იხ. ცხრილი 6.2.2) აგრეთვე ის, რომ ამ დიოდებისათვის დამახასიათებელია განმეორებადობის მახასიათებლების ზრდა და ვარგისი ხელსაწყოების გამოსასვლის პროცენტის ზრდა შედარებით ჩვეულებრივ სტრუქტურებთან, რომელსაც აწარმოებს სამამულო მრეწველობა.

მე-5 თავის დასკვნები

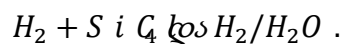
1. ნაჩვენებია, რომ არამართკუთხა ფორმის ჯიბეებში სელექტური ზრდა ამჟღავნებს სხვადასხვა მიმართულების წახნაგებს და მიყვართ სტრუქტურის ზედაპირზე ზრდის განაპირა დეფექტებამდე (ბორდიურებამდე).
2. შემუშავებულია ვერტიკალურკედლებიანი ჯიბეების აირადი მოწამვლის და გვერდითი მოწამვლის მინიმალური სიდიდის რეჟიმები.
3. შემუშავებულია გალიუმის არსენიდის სელექტიური ზრდის რეჟიმები, რომლებიც უზრუნველყოფენ ჯიბეების შევსების პლანარულობას ანუ ბორდიურების არარსებობას.
4. მიღებული სტრუქტურების ბაზაზე დამზადებული იქნა პლანარულ-ტორსული კონსტრუქციის განის დიოდები.

5. განის დიოდების გამომავალი პარამეტრების (მახასიათებლების) შესწავლამ გვიჩვენა ექსპერიმენტული და თეორიული შედეგების კარგი თანხვედრა ცივი წინაღობისა და ზღურბლური ძაბვის განსაზღვრისას, რაც მიუთითებს გარდამავალი ფენის მინიმალურ სისქეზე აქტიურ n და კონტაქტისქვეშა n^+ ფენებს შორის $G a A_3$ -ში.
6. ზმს გამოსხივების სიმძლავრის გაზრდა 2-10-ჯერ მიუთითებს იმ დიოდების მაღალსტრუქტურულ სრულყოფილებაზე, რომლებიც მიღებულია დისერტაციაში გამოყენებული მეთოდებით.

ზოგადი დასკვნები

1. შემუშავებულია სილიციუმის ორჟანგის დიელექტრიკული დანაფარის მქონე სილიციუმით ლეგირებული ერთგვაროვანი გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენების მიღების ინტეგრალური ტექნოლოგია გაერთიანებულ (შეთავსებულ) პროცესში.
2. აირად ფაზურ $G a A s_3C-LS i C_4 t H_2$ სისტემაში ეპიტაქსიური პროცესის მათემატიკურმა მოდელირებამ ელექტროგამომთვლელ მანქანაზე განსაზღვრა ერთიანი ტექნოლოგიის სამეცნიერო საფუძველი და გვიჩვენა, რომ სილიციუმის ტეტრაქლორიდის ორთქლის დამატება საშუალებას გვაძლევს:
 - ა) გავზარდოთ n^+ ტიპის სილიციუმით ლეგირებული გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიური ფენა გადამტანების კონცენტრაციით $10^{16} - 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ დიაპაზონში ზრდის ტემპერატურაზე $600 - 750^\circ\text{C}$.
 - ბ) ჩავატაროთ საფენების აირადი მოწამვლა $H_2/S i C_4 l$ ნაკადით $H_2/A s C_3$ -ის უცვლელი ხარჯით გალიუმის წყაროს გავლით.
3. გალიუმის არსენიდის ზრდადი ეპიტაქსიური ფენის სილიციუმით ლეგირების პროცესზე პასუხისმგებელი არის აირადი ფაზის კომპონენტი $S i H C l$.
4. როგორც გალიუმის არსენიდში ლეგირების დონის მაჩვენებელი, სილიციუმის შესვლის კოეფიციენტი ზრდად ფენაში ძლიერ არის დამოკიდებული დალექვის პროცესის ტემპერატურაზე. ტემპერატურის ზრდასთან ერთად ლეგირების დონე მატულობს.
5. გალიუმის არსენიდის საფენებზე $S i C_4$ -ის მომწამლავი გავლენის თავიდან ასაცილებლად მიზანშეწონილია $H_2/S i C_4 l$ ნაკადის შეყვანა გალიუმის დამატებითი წყაროს გავლით. გამოთვლილი და ექსპერიმენტული მონაცემების შედარებით გაირკვა, რომ $S i C_4$ -დან წარმოქმნილი $H C$ -ის 60% ურთიერთქმედებს დამატებითი წყაროს გალიუმთან.

6. გარდამავალი ფენის სისქეზე წინასწარი აირადი მოწამვლის ზემოქმედების შესწავლის შედეგად გაირკვა, რომ ამ უკანასკნელის დამოკიდებულებას მოწამვლის ხანგრძლივობაზე გააჩნია მინიმუმი წერტილში, რომელიც შეესაბამება ხანგრძლივობას 8-10წთ.
7. მაღალომიანი გარდამავალი ფენის სისქის მნიშვნელოვანი შემცირებისათვის ჩვენს მიერ შემოთავაზებულია მეთოდი პროგრამით ზრ.მოწ.ზრ. გარდამავალი ფენის სისქე ამ შემთხვევაში არ აჭარბებდა 0,2-0,3მკმ G ა A ტს ეპიტაქსიური ფენის საერთო სისქით 10-15მკმ-ის დროს .
8. გამოთვლილია მაღალომიანი ფენის დასაშვები სისქის დამოკიდებულება ეპიტაქსიური ფენის აქტიურ და გარდამავალ არეებში მუხტის გადამტარების კონცენტრაციების ფარდობაზე. გარდამავალი ფენების სისქეების ექსპერიმენტული და გამოთვლილი მნიშვნელობების შედარებამ გვიჩვენა, რომ ზრ.მოწ.ზრ. მეთოდიკის გამოყენება საშუალებას გვაძლევს ავიცილოთ ფირი-საფენის დარღვეული (დაზიანებული) გამოყოფი საზღვრის მავნე ზეგავლენა.
9. შემუშავებულია სილიციუმის ორჟანგის დიელექტრიკული დანაფართო გალიუმის არსენიდის ლეგირებული ეპიტაქსიური ფენების მიღების შეთავსებული პროცესი. სილიციუმის ორჟანგის მაღალი ხარისხის ფენა უნდა გაიზარდოს გალიუმის არსენიდის ეპიტაქსიის პროცესის შემდგომ ნარევიდან



10. ნაჩვენებია, რომ სამქლორიანი დარიშხანის ორთქლით წყალბადის გაჯერების ხარისხი ძლიერად მოქმედებს გალიუმის არსენიდის მოცულობაში სელექტიურ არეებში ზრდის და მოწამვლის სიჩქარეზე.

შემუშავებულია ჯიბეების აირადი მოწამვლის ისეთი რეჟიმები, რომლებიც საშუალებას გვაძლევს მივიღოთ პრაქტიკულად ვერტიკალური კედლები და ბრტყელი სარკისებური ფსკერი ფოტოლითოგრაფიული ნახატის საწყისი ზომების მცირე სიდიდით გაზრდისას.

შემუშავებულია გალიუმის არსენიდის სელექტიური ზრდის რეჟიმი და ნაჩვენებია, რომ აირადი ნაკადების და სამქლორიანი დარიშხანის ორთქლით წყალბადის გაჯერების ხარისხის რეგულირებით (ცვლილებით) მიიღწევა ჯიმკემის შევსების პლანარული რეჟიმის პირობები.

10, შემუშავებული სტრუქტურების ბაზაზე დამზადებული განის ხელსაწყოების სამრეწველო გამოცდების შედეგად ნაჩვენებია, რომ $i - n - n^+$ ტიპის პლანარულ-ტორსული კონსტრუქციის დიოდებში i , n და n^+ ფენების საზღვარზე პრაქტიკულად არ არსებობს მაღალომიანი გარდამავალი არეები. ამასთან ერთად მიღებულია ზმს სიმძლავრეების მაღალი მნიშვნელობები (100 მლვ უწყვეტ რეჟიმში და 10 ვატი იმპულსურ რეჟიმში).

ვარგისი ხელსაწყოების გამოსავლის საშუალო პროცენტი ამდღეობულია 20-25%-მდე.

ლიტერატურა

1. Эпитаксиальные пленки арсенида галлия для микроэлектроники.-Л.Н. Александров, Ю.Г. Сидоров, В.М. Залетин, Е.А. Криворотов Микроэлектроника, 1974, е.4, вып. 6, с. 493-503.
2. Nakagawa M., Ikoma H. Behaviors and doping kinetics of residual impurities in epitaxial $G a A s$ layers.-Jap. J. Appl. Phys., 1971, N 10, p. 1345-1358.
3. Dilorenzo L.V. Investigation of epitaxial growth of $G a A s$. Crystal. Growth., 1972, v.17, p. 189-194.
4. Кузнецов Ф.А. Некоторые аспекты осаждения из газовой фазы. - Докторская диссертация Новосибирск: 1971.
5. Boucher A., Hollan L. Thermodynamic and experimental aspects of gallium arsenide vapor growth.-J. Electrochem.Soc., 1970, v.117, N7, p. 932.
6. Watanabe H., Nishipaga T. Arizumi T. Vapor transports equation for III-V compound semiconductors. – J. Crystal Growth, 1972, v.17, N1, p. 183.
7. Morizane K., Mori V. A thermodynamic factor influencing the Growth rate and purity of epitaxial layers in the $G a - A s - H_2$ system. – J. Crystal Growth, 1978, v.45, N1, p. 164-170.
8. Kato V., Mori V., Morizane. Chromium doped $F a A$ vapor phase epitaxial. 2- J.Crystal Growth, 1979, v.47, N1, p. 12-20.
9. Karan R.S. Te-doping of vapor phase epitaxial $G a A s$ J. Crystal Growth, 1980, v.50, N4, p. 859-864.
10. Исследование процесса получения эпитаксиальных слоев арсенида галлия, легированных оловом (источник легирования - олово)/ В.В. Крапухин, С.Г. Мнацаканян, И.Т. Рассохин и др. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1972, вып.4, с. 147.
11. Vachem K.-H. Vapor phase growth of thin $G a A s$ multilayer structures. – J. Electrochem. Soc., 1976, v. 123, N 1, p. 147-148.
12. Получение пленок химическим осаждением из паровой фазы. Х. Шредер, У.М. Фейст, Р. Стилс, Л.У. Риди. В кн. : Физика тонких пленок. т. 5./Под общей ред. Г. Хасса и Р.Э. Гуна, 1972, с. 84-139.
13. Takashi Osamu, Hisamatsu Yoshihiro. $S i O_2$ coating and plasma anodisation of metals and semiconductors. – Thin Solid Films, 1981, v, 84, N4, p. 369-378.
14. Скориков В.А., Пашинцев Ю.И. Система арсенид галлия – диэлектрик (Обзор). – Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы, 1973, вып. 7(79), с. 47.

16. Литовченко В.Г., Дмитрук Н.Л. Диэлектрические покрытия на полупроводниковых соединениях АЗВ5. – Обзоры по электронной технике. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. 1977, вып. 9 (489).
17. Кравченко А.Ф., Люзе Л.П. Получение и измерение электрофизических параметров эпитаксиальных структур арсенида галлия для диодов Ганна. – В кн. : Генерация СВЧ
18. Левинштейн, М.С. Шур. Влияние на эффект Ганна контактов и неоднородностей. – Зарубежная радиоэлектроника, 1973, № 5, с. 88-113.
19. Однородность эпитаксиальных слоев арсенида галлия, применяемых для изготовления диодов Ганна/ Л.А. Ангелова, В.М. Андреев, А.В. Рыбаков, Ю.И. Пашинцев. – Электронная техника. Сер. 3. Материалы, 1973, вып. 5(45), с. 62-64.
20. Larrabee R.D, A. Walter, Ir. Nicimbothen, M.C. Steele. A rapid evaluation technique for functional gunn diodes/ - IEEE Trans., 1970, v. ED-17, №4, p. 271.
21. Hasegawa F., Suga M. Effects of doping profile on the conversion efficiency of a gunn diode. – IEEE Trans., 1972, v.ED-19, № 1, p. 26-37.
22. Suga M., Sekido K. Effects of doping profile upon electrical characteristics of Gunn diodes – IEEE Trans. 1970, v. ED – 17, №4, p. 275-281.
23. Влияние степени совершенства подложек на структуру эпитаксиальных слоев арсенида галлия/ Кузнецов Ю.Н., Марков Т.И., Ольховикова Т.И., Хашимов Ф.Р. – ФТТ, Т.5, вып, 1973, с. 1597.
24. Магомедов Х.А., Магомедов Н.Н. Влияние предварительной обработки поверхности подложек арсенида галлия на совершенство нарастающих на них автоэпитаксиальных слоев. – Кристаллография, т. 12, вып. 2, 1967, с. 343.
25. О влиянии свойств подложки *GaAs* на совершенство структуры эпитаксиальных слоев/ В.А. Горбылев, Г.М. Малявкина, В.Б. Освенский и др. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1979, вып. 3 (128), с. 47.
26. Шефталь Н.Н., Смородина Т.А. Условия совершенного роста эпитаксиальных слоев и структурно-морфологические дефекты. – Сборник научных трудов по проблемам микроэлектроники. – М. 1975, вып. 20, с. 43-60.
27. Т.И. Маркова, Ю.Н. Кузнецов, Ф.Р. Хашимов. Влияние дефектов подложек на структуру эпитаксиальных слоев арсенида галлия полученных различными методами. – В кн.: Процессы роста и синтеза полупроводниковых приборов и пленок. Новосибирск: 1975, с. 75-80.

28. Гуда Э.С., Лисенкер В.С., Марончук И.Е. Неоднородности в эпитаксиальных слоях $GaAs$ – Известия АН СССР. Неорганические материалы, 1972, т.8, №9, с. 1529.
29. Исследование переходных слоев в эпитаксиальном арсениде галлия: влияние обработки подложки на распределение электронов и примесей/ – Л.Г. Лаврентьева, М.Д. Вилисова, Ю.Г. Катаев и др. Известия вузов. Сер. Физика, 1973, №5, с. 138-139.
30. Электрические свойства эпитаксиальных слоев арсенида галлия/ Л.Г. Александрова, В.А. Малышева, Т.Н. Терешенко, Т.П. Царевская. В кн. : Арсенид галлия. Томск, 1969, вып. 2, с.55.
31. M.Otsubo, T.oda S. Mitsui, H. Miki. The effect of substrate preparation on the surface morphologies of the epitaxial layers of $GaAs$ – J. Electrochem. Soc. 1977, v. 124, №12, p.1907.
32. Reisman A., Rohr R. Room temperature chemical polishing of Ge and $GaAs$ – J. Electrochem. Soc. 1964, v. 3, № 12, p.1425-1428.
33. Химико-механическая полировка подложек арсенида галлия с использованием гипохлорида натрия/ Е.П. Аграфенина, Ю.Б. Болховитянов, Р.И. Болховитянова, Н.А. Миллер – Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. 1972, вып. 1 (65), с. 129-130.
34. Dilorenzo I.V. Vapor growth of epitaxial $GaAs$ a summary of parameters which influence the purity and morphology of epitaxial layers. – J. Cryst. Growth, 1972, v.17, №1, p. 189.
35. Haidinger W., Courvoisier I.C. Quelques aspects de la croissance de couches de germanium condensés sous vide. – Le Vide 1963, v. 18, № 104, p. 141.
36. Александров Л.Н., Сидоров Ю.Г. Образование и рост тонких эпитаксиальных пленок (гомоэпитаксия) – Труды симпозиума по процессам роста полупроводниковых кристаллов и пленок. Новосибирск: 1970, с. 14.
37. Лисенкер В.С., Марончук И.Е., Марончук Ю.Е. О влиянии неоднородного распределения примесей на электрические свойства эпитаксиальных слоев арсенида галлия. – ФТП, 1970, вып. 2, т. 4, с. 2144-2148.
38. Влияние плоскости ориентации на уровень легирования и распределения примеси в эпитаксиальном арсениде галлия/ В.С. Лисенкер, И.Е. Марончук, А.П. Шерстяков. – Известия АН СССР, сер. Неорганические материалы, т. 8, № 4, 1972, с. 670.
39. Александров Л.Н., Логинова Р.Н. О влиянии ориентации поверхности на эффективную скорость роста эпитаксиальной пленки $GaAs$ и образование переходов слоя. Кристаллография, 1972, т. 17, вып. 5, с. 1031-1036.

40. Распределение электронов и примесей в эпитаксиальном арсениде галлия п-типа/ Л.Г. Лаврентьева, М.Д. Вилисова, Ю.Г. Катаев, В.А. Московин. – Известия вузов. Сер. Физика, 1971, № 1, с. 95-100.
41. Hasegawa F. Deep Energy Levels in the high resistance region of *G a A* vapor epitaxial film substrate interface. – Jap. J. Appl. Phys., 1970, v. 9, № 6, p. 638.
42. Hasegawa F., Saito T. Impurity transfer in *G a A* vapor growth and carrier concentration profile of the grown-films. – Jap. J. Appl. Phys., 1968, v. 7, № 2, p. 1342.
43. Mocer R.R. – J. Electrochem. Soc., 1966, 113, 2, part 1, p. 141-146.
44. Исследование начальной стадии эпитаксии арсенида галлия для разных ориентаций/ Л.Н. Александров, Ю.Г. Сидоров, Е.А. Криворотов, Г.Ф. Гусаров. – В кн.: Процессы роста кристаллов и пленок полупроводников. Новосибирск: 1970, с. 211-218.
45. Лаврентьева Л.Г. Влияние Кинетики роста и ориентации на структуру и свойства эпитаксиальных слоев. – С. Научных трудов по проблемам микроэлектроники, вып. 20. – М.: 1975, с. 61-78.
46. Van Erx w., IGI H. Van hoek-Martens. The effect of substrate Orientation on the growth kinetics of garnet liquid phase Epitaxy.
47. Лаврентьева Л.Р., Катаев Ю.Г., Вилисова М.Д. Основные закономерности и причины образования переходных слоев при автоэпитаксии арсенида галлия. – Известия вузов. Сер. Физика, 1971, № 11, с. 82-87.
48. Aleksandrov L.N., Krivorotov E.A., Sidorov Yu.G. Nucleation of Epitaxial Films with *G a A s*- \overline{d} Transport Techniques. – Phys. Status Solidi, 1971, v. 4, № 2, p. 339.
49. Novomura Y., Okuma Y., Nishizawa I. Surface morphology of *G a A* grown by vapor phase epitaxy. – “J. Crystal Growth, 1979, v. 46, № 6, p. 795-800”.
50. Ивонин И.В., Красильникова Л.М. Якубеня М.П. Электронно-микроскопическое исследование морфологии травленной поверхности арсенида галлия. – Известия вузов. Сер. Физика, 1972, № 5, с. 116-119.
51. Alexandrov L.N., Sodorov Yu. G., Krivorotov E.A. Nucleation of epitaxial films at chemical growth. – Thin Solid Films, 1969, v. 3, № 6, p. 395-410.
52. Дорфман В.Ф. Механизм начальных стадий роста эпитаксиальных слоев. – Сборник научных трудов по проблемам микроэлектроники, вып. 20. – М.: 1975, с. 79-100.
53. Александров Л.Н. Начальная стадия эпитаксиального образования пленок. В кн. : диспергированные металлические пленки Киев. : 1976, с. 7-16.

54. Александров Л.Н. Структура и свойства переходных слоев, образующихся в процессе эпитаксии полупроводниковую – Сборник научных трудов по проблемам микроэлектроники, вып. 20. – М.: 1975, с. 14-42.
55. Рубайло А.И., Румянцев Ю.М., Кузнецов Ф.А. Исследование процесса выращивания эпитаксиальных пленок открытым иодидным методом. – Известия АН СССР. Сер. Неорганические материалы, 1966, т. 2, № 5, с. 838.
56. Шефталъ Н.Н., Магомедов Х.А. О скоростях роста кристаллических слоев арсенида галлия в иодидном процессе. – Кристаллография, 1967, т. 12, вып. 1, с. 152.
57. Особенности структуры эпитаксиальных пленок арсенида галлия/ В.М. Астахов, В.М. Залетин, Ю.Г. Сидоров, С.И. Стенин. – В кн.: Арсенид галлия, вып. 4, - Томск.: 1974, с. 205.
58. Rice W. Diffusion of impurities during epitaxy. Proceed. IEEE, 1964, v. 52 № 3, p. 284.
59. Распределение сурьмы в автоэпитаксиальных слоях кремния, полученных силановым и хлоридным методами/ И.Б. Сладков, В.В. Тучкевич, Н.М. Швидт, Б.С. Явич. – ФТП, 1970, т.4, вып. 4, с. 796.
60. Распределение примесей а АЕС кремния, полученных силановыми и хлоридными методами/ В.В. Тучкевич, И.Б. Сладков, Н.М. Швидт, Б.С. Явич. В кн.: Процессы роста кристаллов и пленок полупроводников. Новосибирск.: 1970, с. 585-593.
61. Moest. R.R., Lassota D.T. Carrier concentration profiles of *n*-Type *S* and *T* e doped epitaxial *G a A* films. – J. Electrochem. Soc., 1967, v. 114, № 1, p. 110-113.
62. Tuck B., Adegboyegh G.A. Diffusion of chromium in Gallium arsenide. – J.Phys. D., 1979, v. 12, № 11, p. 1895-1908.
63. Иершинский А.Б. Исследование диффузионных процессов в тонких пленках. – Кандидатская диссертация. – Новосибирск: 1974.
64. Грейсх М.Р. Исследование некоторых вопросов легирования полупроводников в эпитаксиальной технологии. – Кандидатская диссертация. – Новосибирск.: , 1975.
65. Гайдуков Г.Н., Любовь Б.Я. Диффузионные процессы в эпитаксиально-растущих пленках. В кн.: Рост и легирование полупроводниковых кристаллов и пленок. Ч. 1 – Новосибирск.: 1977, с. 96.
66. Александров Л.Н., Кинетика образования и структуры твердых слоев. – Новосибирск.: 1972, с. 4, 135.

67. Александров Л.Н., Коган А.Н. Распределение примесей из газовой фазы при росте полупроводниковых пленок. – В кн.: Диффузия в полупроводниках. Горький.: ГГУ, 1969, с. 33-39.
68. Распределение примесей в эпитаксиальных слоях кремния, выращенных из газовой фазы/ А.С. Лютович, В.П. Прутник, В.В. Харченко, З. Ходжамамедов. В кн.: Кристаллизация тонких пленок. Ташкент.: 1970, с. 85-91.
69. Thomas C. O., Kahng D. Manz R.C. Impurity distribution in epitaxial silicon films. – J. Electrochem. Soc., 1962, v. 109, # 2, 3. 1055–1061.
70. Александров Л.Н., Камнская А.В., Валентин В.М. О некоторых особенностях легирования эпитаксиальных слоев арсенида галлия примесями подложки. Арсенид галлия, - Томск.: 1970, вып. 3, с. 29.
71. Александров Л.Н. Структура и свойства переходных слоев, образующихся в процессе эпитаксии. – Обзоры по электронной технике. 1972, № 10 (47), с. 3-56.
72. Silvestri V.J., Fang F. Incorporation of sinc in vapor grown gallium arsenide. – J. Electrochem. Soc., 1964, v. 111, № 10, p. 1164-1167.
73. Grossman I.I., A kinetics theory for auto-doping vapor phase epitaxial growth of germanium. – J. Electrochem. Soc., 1963, v. 119, № 10, p. 1065-1068.
74. Sato H., Iida S. A thin $GaAs$ on N^+ epitaxial film with abrupt interface in carrier concentration profile. – Jap. J. Appl. Phys., 1970, v.9, № 1, p.156.
75. М.Я. Эстрин, Т.А. Стратонович. Об автолегировании при получении эпитаксиальных слоев кремния с удельным сопротивлением 1-5 Ом.см на низкоомных кремниевых подложках. – В кн.: Процессы роста и структура монокристаллических слоев полупроводников. Новосибирск, 1968, с. 292-295.
76. Hasegawa F. Origin of the high-resistance region at the epitaxial $GaAs$ layer-substrate interface.
77. Влияние термообработки подложки на свойства переходного слоя эпитаксиальная пленка – полуизолирующая подложка арсенида галлия/ Ю.В. Аграфенин, А.Ф. Кравченко, Ю.Е. Марончук, А.П. Шерстяков. В кн.: Дефекты структуры в полупроводниках. Новосибирск.: 1973, с. 58.
78. Toyama M. Effect of heat treatment on $GaAs$ crystals. I. Thermal conversion in excess arsenic vapor. – Jap. J. Appl. Phys., 1969, v. 8, № 8, p. 1000-1007.
79. Toyama M., Ikoma H. Effect of heat treatment on $GaAs$ crystals. 2. Properties of Crystals heat-treated in Chalcogen vapor. – Jap. J. Appl. Phys., 1969, v. 8, № 12, p. 1449-1459.
80. Малисова Е.В., Кривов М.А., Захарова Г.А. Исследование термоконверсии арсенида галлия. – В кн.: Арсенид галлия, Томск.: 1969, вып. 2, с. 113.

81. Partin D.L., Milnes A.G., Vassamillet L.F. Effect of Surface preparation and heat-treatment on hole diffusion lengths in VPE $GaAs$ and $GaAs_{0.6}P_{0.4}$. – J. Electrochem. Soc., 1979, v. 126, № 9, p. 1581-1583.
82. Аграфенин Ю.В., Кравченко А.Ф. Влияние Термообработки подложки на свойства переходного слоя эпитаксиальная пленка – полуизолирующая подложка арсенида галлия. – В кн.: Дефекты структуры в полупроводниках, Новосибирск, 1973, с. 58-61.
83. D. Woodt, Morgan V. The effect on heat-treatment on unpassivated and passivated $GaAs$ surface. Solid State Electr., 1979, v. 22, № 5, p. 479.
84. Study of encapsulants for annealing $GaAs$ Vaidyanathan K.V., M.J. Helix, D.J. Wolford, B.G. Streetman. – J. Electrochem. Soc., 1977, v. 124, № 2, p. 1781.
85. Kasahara I., Arai M., Watanabe N. Suppression of thermal conversion in Cr doped semi-insulating $GaAs$ J. Appl. Phys., 1979, v. 50, № 12, p. 8229.
86. Ohdomari I., Mizutani S., Kume H. a.o. High-Temperature Annealing of the $Si\delta/GaAs$ system. / - J. Appl. Phys. Lett., 1978, v. 32, № 4, p. 218.
87. Interface reaction of $Si\delta$ and $GaAs$ during High-temperature heat treatments/ S. Mizunati M.Mori, T. Omo. a.o. – Jap. J. Appl. Phys., 1980, v.19, № 6, p. 1107-1110.
88. Kasahara I., Watanabe N. Redistribution of Cr in capless-Annealed $GaAs$ under arsenic Pressure. – Jap. J. Appl. Phys., 1980, v. 19, № 3, p. 1151-1154.
89. Ohno H., Ushirokawa A., Katoda T. Thermal conversion mechanism in semi-insulating $GaAs$ J. Appl. Phys., 1979, v. 50, № 12, p. 8226.
90. Влияние температурного отжига на фотоэлектрические свойства арсенида галлия, легированного хромом (Итоги научных исследований Кишиневского политехнического института за 1973 г.). – Кишинев; 1974, с. 113.
91. Iton Tadatsugu, Tekenchi Masami. Arsenic vacancy formation in $GaAs$ annealed in Hydrogen $GaAs$ flow. – Jap. J. Appl. Phys., 1977, v. 16, № 2, p. 227-232.
92. Александров Л.Н., Логинова Р.В. Влияние ориентации поверхности подложки на эффективную скорость роста эпитаксиальной пленки $GaAs$ и образование переходного слоя. – Кристаллография, 1972, т. 17, с. 1031-1036.
93. Shaw D.I. Effects of vapor composition on the growth rates of faceted $GaAs$ hollow deposits. – J. Electrochem. Soc., 1968, v. 115, № 7, p. 777.
94. Alexandrov L.N. Structure and properties of transition layers in epitaxy of vapor deposited films. In. Advances in epitaxy and endotaxy. – Leipzig: Veb Deutscher Vereag, 1971, p. 63, 82.

95. Александров Л.Н. Структура и свойства переходных слоев, образующихся в процессе эпитаксии. М.: 1972. – 46 с.
96. Александров Л.Н. Структура и свойства переходных слоев, образующихся в процессе эпитаксии полупроводников. – Сборник научных трудов по проблемам микроэлектроники. Эпитаксия, 2, 1975, вып. 20, с. 14-42.
97. Неоднородности в эпитаксиальных слоях арсенида галлия/ Э.С. Гуда, Б.С. Лисенкер, И.Е. Марончук, Ю.Е. Марончук, Известия АН СССР. Сер. Неограниченные материалы, 1972, т. 8, № 9, 1529-1534.
98. Влияние температуры кристаллизации на рост и легирование эпитаксиальных слоев арсенида галлия/ Л.Г. Лаврентьева, Ю.Г. Катаев, Ю.М. Румянцев, А.Д. Шумков. – Известия вузов. Сер. Физика, 1973, № 6, с. 71-75.
99. Рындина Л.Н., Лагутина А.П. Влияние состава газовой фазы на электрические свойства эпитаксиальных слоев. – Известия АН СССР. Сер. Неорганические материалы, 1972, т.8, с. 1372-1378.
100. Стрельченко С.С., Молодых А.Д., Споконова В.И. Исследование состава газовой фазы при взаимодействии хлористого водорода с источником галлия в эпитаксиальном реакторе. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы. 1980, вып. 5 (142), с. 26-29.
101. Hollan L., Durand I.M., Cadoret R. Influence of the growth parameters in *GaAs* vapor phase epitaxy. – J. Electrochem. Soc., 1977, v. 124, № 1, p. 135-139.
102. Dilorenzo I.V. Vapor Growth of epitaxial *GaAs* a summary of parameters with Influence the Purity and Morphology of Epitaxial Layers. J. Cryst. Growth., 1972, v. 18, p. 189-206.
103. Влияние состава газовой фазы на электрические свойства эпитаксиальных слоев *GaAs* Ю.Г. Сидоров, С.А. Дворецкий, Л.Н. Александров и др. – Известия АН СССР. Сер. Неорганические материалы, 1972, т. 8, № 8, с. 1373.
104. Dilorenzo I.V., Moore G.E. Effect of the *As* mole fraction on the incorporation of germanium, silicon, Selenium and sulfur into vapor growth epitaxial layers of *GaAs*
105. Okamoto H., Sakata S., Sakai K. Depth profile of a concentration of deep level impurities in vapor phase epitaxial *GaAs* grown under various arsenic-vapor pressure. – Rev. Elec. Commun. Lab., 1973, v. 21 № 5-6, p. 364.
106. Влияние состава газовой фазы на электро-физические свойства эпитаксиальных слоев арсенида галлия/ Н.Н. Дьячкова, Л.Л. Иванютин, А.Ю. Малинин, Ю.В. Слепнев. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1972, в. 4, с. 43-48.

107. Aoki T., Tamaguchi M. Dependence of the properties of epitaxial gallium arsenide on the temperature of As_2 . – Jap. J. Appl. Phys., 1972, v. 2, № 12, p. 1775.
108. Swaw Don W. Kinetics of transports and epitaxial growth of $GaAs$ with a $Ge-As_2$ system. – J. Cryst. Growth, 1971, v.8, № 1, p. 117.
109. Saito T., Hasagawa F., Cause of the High-Resistance Region at Vapour Epitaxial $GaAs$ layers-substrate interface. Jap. J. Appl. Phys., 1971, v. 10, № 2, p. 197.
110. Chane I.P. Analyses of the main factor influencing the thickness uniformity of VPE $GaAs$ thin layers. – J. Electrochem. Soc., 1980, v. 127, № 4, p. 913.
111. Александров Л.Н. Влияние условий эпитаксиального роста на структуру и электрофизические свойства пленок. – В кн.: Дефекты структуры в полупроводниках. – Новосибирск: 1972, с. 10-23.
112. Влияние скорости потока газовой смеси на электрофизические свойства слоев $GaAs$ в хлоридной газотранспортной системе/ М.Д. Виллисова, Г.А. Гурченко, Л.Г. Лаврентьева и др. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1979, в. 9 (134), с. 23.
113. Dilorenzo I.V., Marcus R.B., Lewis R. Analysis of impurity distribution in homoepitaxial n on n^+ of $GaAs$ which contain high-resistivity region. – J. Appl. Phys., 1971, v. 42, № 2, p. 729-739.
114. Масс-спектрометрические исследование состава газовой фазы/ А.В. Родионов, Ю.Н. Свешников, В.И. Белоусов, А.К. Афанасьев. – В кн. Рост и легирование полупроводниковых кристаллов и пленок. Ч. 1 – Новосибирск: 1977, с. 214-218.
115. Рентгенографическое исследование многослойных автоэпитаксиальных структур арсенида галлия/ О.М. Ивлева, М.П. Якубеня, М.Д. Виллисова, И.Л. Чернов. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1980, вып. 4 (141), с. 71.
116. Анализ механизмов роста эпитаксиальных слоев выращиваемых из газовой фазы в кинетическом режиме/ Л.А. Иванютин, Г.Н. Щетинина, Н.Н. Дьячков, С.Э. Бочкарев. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1979, вып. 12 (137), с. 57-60.
117. Компенсация высокоомных эпитаксиальных слоев арсенида галлия примесями с глубокими уровнями/ Б.В. Корнилов, В.А. Вилькоцкий, Г.А. Александрова и др. – ФТП, 1971, т. 5, в. 1, с. 144-145.
118. Nakagawa N., Okamoto H. Behaviors and doping kinetics of residual impurities in Epitaxial $n-GaAs$ layers. – Jap. J. Appl Phys., 1971, v. 10, № 10, p. 1345.

119. О компенсации эпитаксиальных слоев $GaAs$ получаемых хлоридными методами/ Л.А. Иванютин, Л.С. Гарба, Г.Н. Щетенина, С.Э. Бочкарев. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1979, вып. 12 (137), с. 57-60.
120. Wolte C.M., Nichols K.H. Impurity gradients caused by surface states and substrate doping at $GaAs$ Appl. Phys. Lett., 1977, v. 31, № 5, p. 356.
121. Возможный источник неконтролируемого легирования эпитаксиальных слоев арсенида галлия газотранспортным методом/ Ф.А. Кузнецов, А.И. Александров, Ю.Г. Сидоров и др. – В кн.: Процессы роста и синтез полупроводниковых кристаллов и пленок. Новосибирск: 1975, Ч.2, с. 161-164.
122. Amick I.A., Roth E.A., Gossenberger H. The etching of germanium substrates in gaseous hydrogen chloride, RCA Review, 1963, v. 24, № 4, p. 473.
123. Особенности процессов роста и травления в системе/ Н.Н. Бакин, Л.П. Пороховниченко, В.Д. Дедков и др. В кн.: Процессы роста кристаллов и пленок полупроводников. – Новосибирск: 1970, с. 170-176.
124. Lin C., Chwo L., Hiller K.I. Vapor Phase etching of $GaAs$ in the $H_2 - H_2O$ flow system. – J. Electrochem. Soc., 1970, v. 117, p. 407-409.
125. Nozaki T., Saito T. A new gas etching method for vapor growth of $GaAs$ Jap. J. Appl. Phys., 1972, v. 2, № 1, p. 110.
126. Александрова Г.А., Медведев С.А., Скворцов И.М. Об условиях полирующего газового травления арсенида галлия галогеноводородами/ – Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы, 1972, вып. 1 (65), с. 136.
127. Moon R.L., James L.W., Auger spectra of HCl vapor etched $n^+ GaAs$ (≈ 100) substrate. – J. Electrochem. Soc., 1973, v. 120, p. 581-583.
128. Зарождение дефектов при эпитаксии $GaAs$ Л.Г. Лаврентьева, Л.П. Пороховниченко, И.В. Ивонин и др. В кн.: Дефекты структур в полупроводника, Новосибирск: 1973, с. 50-53.
129. Эпитаксиальные слои арсенида галлия для лавинно-пролетных диодов/ Г.А. Александрова, В.В. Вейц, Е.Н. Дорская и др. – Электронная техника. Сер. 6. Микроэлектроника, 1973, вып. 5 (45), с. 43.
130. Влияние способа обработки подложек на кинетику роста автоэпитаксиальных слоев арсенида галлия и их свойства/ Л.Г. Лаврентьева, Л.П. Пороховниченко, В.А. Лобанов, В.Н. Морозов. – Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы, 1973, вып. 3 (75), с. 14-19.
131. Влияние способа обработки подложек на кинетику роста автоэпитаксиальных слоев арсенида галлия и их свойства/ Л.Г. Лаврентьева, Л.П. Пороховниченко, И.В. Ивонин и др. – Известия Вузов. Сер. Физика. 1974, № 1, с. 20-24.

132. Исследование примесного профиля в эпитаксиальных структурах арсенида галлия/ Л.И. Дьянков, Н.И. Липатова, В.Н. Маслов, Б.И. Руда. – Известия АН СССР. Сер. Неограниченные материалы, 1976, т. 12, № 2, с. 182-185.
133. Bhat Rajaram, Balida B. Jayant, Ghandli s. Vapor phase etching and polishing of $GaAs$ using hydrogen chloride $GaAs$. Electrochem. Soc., 1975, v. 122, p. 1378.
134. K.Bhat, S.K. Ghandil. Vapor phase etching and polishing of $GaAs$ using arsenic trichloride. – J. Electrochem. Soc., 1977, v. 124, № 9, p. 1447.
135. Е.А. Криворотов. Исследование начальной стадии эпитаксиального роста полупроводниковых пленок в химическом транспорте. – Кандидатская диссертация. – Новосибирск: 1973.
136. New method of vapor phase epitaxial growth of $GaAs$ Jap. J. Appl. Phys., 1976, v. 15, № 1, p. 2. H. Seki, A. Koikitu, K. Ohta, M. Fujimoto.
137. Device quality $GaAs$ growth at low temperature by the halide process. Halliais J, Boccon-Gibod D., Chane J.P. J. Electrochem. Soc., 1977, v. 124, № 8, p. 1290.
138. Watanabe H., Seki Y. A new method of vapor Growth of $GaAs$ J. Crystal. Growth., 1974, v. 24/25. p/ 220.
139. Hollan L., Durand J.M. Fast growth in $GaAs$ VPE at low temperature and high partial pressure. – J. Cryst. Growth, 1979, v.46, № 5, p. 665-670.
140. Mizuno O., Kikuchi S., Seki Y. Epitaxial growth of semi-insulating $GaAs$ Jap. J. Appl. Phys., 1971, v. 10, № 2, p. 208.
141. Weiner M.E. J. Electrochem. Soc., 1972, v. 119, № 4.
142. Kiroiwa K., Aoki T., Fujimoto M. Electrical properties of $GaAs$ vapor epitaxial layers. – J. Cryst. Growth, 1974, v. 24/25, p. 229.
143. Hollan L., Easton B., Le Duc J. – M. Elaboration de couches epitaxiales de $GaAs$ pour dis positives Gunn. – Avta Electronica, 1972, v. 15, p. 2.
144. Малинин Ю.А., гарба Л.С. Состояние разработок и перспективы развития методов ионного осаждения эпитаксиальных слоев арсенида галлия и твердых растворов на его основе. – В кн.: Арсенид галлия. Томск: 1975, вып. 6. с. 19.
145. Исследование электрофизических и структурных параметров эпитаксиальных слоев арсенида галлия, предназначенных для лавинно-пролетных диодов/ Г.А. Александрова, В.В. Вейц, Е.Н. Дорская и др. – В кн.: Арсенид галлия, вып. 4, Томск: 1974, с. 172.
146. Characterisation of the interface region in VPE $GaAs$ Shibatoni A., N. Yokoyama, H. Ishikawa a.o. – J. Cryst. Growth, 1975, v. 31, p. 240-243.

147. Mohammed Brahin Tayeb. Characterisation de couches minces d'arseniure de gallium deposees par epitaxie sur substrate AsGa semi-isolant. – The Dissertation. – Paris: 1976.
148. Изучение характера концентрационного перехода в эпитаксиальных структурах арсенида галлия типа $n^+ - n$ / А.В. Родионов, Ю.Н. Свешников, И.Н. Цыпленков, А.К. Афанасьев. – В кн.: Арсенид галлия, вып. 5, Томск: 1974, с. 110.
149. Получение и исследование многослойных эпитаксиальных структур GaAs. Я.И. Дьяконов, Н.И. Липатова, В.Н. Маслов, Б.И. Руда. – Известия АН СССР. Сер. Неорганические материалы, 1976, т. 12, № 8, с. 1470.
150. О роли буферных слоев в многослойных структурах/ Ю.В. Аграбенин, В.С. Геталов, В.И. Губин, В.М. Теплова. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1975, в. 8 (89), с. 54-51.
151. Влияние буферных слоев на структуру и свойства активных слоев в многослойных эпитаксиальных структурах/ Л.Г. Лаврентьева, М.Д. Вилисова, А.К. Серикова и др. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1978, вып. 3 (18), с. 51.
152. Growth of Thick Liquid Phase Epitaxial GaAs Layers and Their Characterisation/ A.H.Kaclare, W.G. Spitzer, J.M. Whelan, G.H. narayanana. J. Appl.Phys., 1976, v. 47, № 11, p. 5022.
153. Kressel H., von Philipsborn H, Electrical and optical properties of vapor grown GaAs. J. Appl. Phys., 1970, v. 41, № 5, p. 2244.
154. Lum W.Y., Weider H.H. Photoluminescence of thermally treated n-type Si doped GaAs. J.Appl.Phys., 1970, v. 41, № 5, p. 2244.
155. Miki H., Ito M., Oda T. Silicon contamination in vapor growth gallium arsenide. Jap. J. Appl.Phys., 1972, v. 2, № 5, p. 623.
156. Furukawa Y. Epitaxial growth of gallium arsenide by using silicon tetrachloride. – Jap. J. Appl. Phys., 1967, 6, № 2, p. 1344.
157. On the Role of Silicon during Growth of VPE GaAs Layers/ P. Kupper, H.Bruch, M. heuen, P. Balk. – J. Electr. Materials, 1976, v. 5, № 5, p. 455.
158. High temperature annealing of the Si/GaAs system/ I. Ohdomari, S. Mizutani, H. Kume a.o. Appl. Phys. Lett., 1978, v. 32, № 4, p. 218.
159. Wilmsen C.V. Chemical composition and formatting of thermal and anodic Oxide/ III-V compound semiconductor interface. – J.Vac.Sci. and Technol., 1981, v. 19, № 3, p. 279-289.
160. Study of electrical and chemical profiles of Si implanted in Semi-insulating GaAs substrate annealed under SiO₂ and Caples/ M. Feng, S.P. Kwok, V. Eu, B.W. Henderson. – J. Appl. Phys., 1981, v. 52, № 4, p. 2990-2993.

161. Thermodynamic analysis for silicon contamination of VPE $GaAs$. H. Seki, A. Koukito, H. Seki, M. Fujimoto. – J. Cryst. Growth, 1978, v. 45, p. 159-163.
162. Козейкин Б.В., Фролов И.А. Исследование процесса отжига полуизолирующего $GaAs$ под слоем SiO_2 – Известия АН СССР. Сер. Неорганические материалы, 1977, т. 13, № 8, с. 1515.
163. Sato I. Formation of the conducting Layer Near the surface of semi-insulating $GaAs$ covered in the oxid film. – Jap. J. Appl. Phys., 1973, v. 12, № 2, p. 242-251.
164. Скориков В.А., Пашинцев Ю.И., Ватагин В.П. Свойства структур $GaAs-SiO_2$ полученных пиролитическим нанесением $Si(O_2C_2H_5)_4$. – Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы, 1973, вып. 9 (81), с. 16.
165. Возмилова Л.Н., Бойкин М.М., Няшина Л.В. Кинетика растворения арсенида галлия в растворах гипохлорида натрия. – Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы, 1973 вып. 7 (79), с. 38.
166. Возмилова Л.Н., Ступина н.М. Селективное травление $GaAs$ в неводных растворах брома и йода. – Известия АН СССР. Сер. Неорганические материалы, 1976, т. 12, № 2, с. 177-181.
167. Shaw D.I. Selective epitaxial deposition of gallium arsenide in Holes. – J. Electrochem. Soc., 1966, v. 113, № 9, p. 904.
168. Chane I.P., Hollan L., Shiller C. Etude de l'epitaxie localisee du $GaAs$. J. Cryst. Growth, 1972, v. 13-14, p. 325.
169. Селективная эпитаксия арсенида галлия в углублениях подложки/ Булатов О.С., Черенковская А.В., Чистяков Ю.Д. – Микроэлектроника, 1973, т. 2, вып. 2, с. 180-183.
170. Дорфман В.Д. Исследование механизмов роста пленок и эпитаксиальных слоев и возможностей направленного воздействия на процессы формирования их структуры. – Докторская диссертация. Новосибирск: 1974.
171. Sankaran R., hyder S.B., Bandy S.G. Selective in-situ vapor etch and growth of $GaAs$. J. Electrochem. Soc., 1979, v. 126, № 7, p. 1241.
172. Roi-Chudhury P., Schroder D.K. Selective growth of epitaxial silicon and gallium arsenide. – J. Electrochem. Soc., 1971, v. 118, № 1, p. 107.
173. Механизм селективного роста $GaAs$. А. Фролов, П.Б. Бодыревский, Б.Л. Друзь, В.С. Кирзон. – Электронная техника. Сер. 6. Материалы, 1977, вып. 12 (115), с. 67-71.
174. Рузинов Л.П., Гуляницкий Б.С. Равновесные превращения металлургических реакций. – М.: Металлургия, 1975, с. 416.

175. Кузнецов Ф.А., Коковин Г.А., Буждан Я.М. Термодинамический анализ сложных газотранспортных систем. Возможности и общая методика. – Известия СО АН СССР. Сер. Химическая, 1975, т. 2, № 1, с. 5-24.
176. Крапухин В.В., Соколов И.А. Технология полупроводниковых материалов. Получение элементов и эпитаксиальных слоев водородным восстановлением (Курс лекций). – М.: МИЭТ, 1979, с. 76.
177. Шефер Г. Химические транспортные реакции. М.: Мир, 1964,-189 с.
178. Левич В.Г. Физико-химическая гидродинамика. – М. –Л.: Физматгиз, 1959. – 699 с.
179. А.А. Матяш, Г.Б. Лунькина, С.С. Стрельченко, В.В. Лебедев. О влиянии некоторых газодинамических фактов в зоне источника на процесс роста эпитаксиальных слоев в хлоридной системе. – В кн.: Процессы роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок. Ч. 1. Новосибирск: Наука, 1975, с. 175-180.
180. Барил М.А., Самойликов В.К. В кн.: Газовые системы оборудования производства полупроводниковых приборов и интегральных схем. – Библиотека технолога радиоэлектронной аппаратуры, вып. 12. – М.: Энергия, 1978, с. 14-20.
181. Мильвидский М.Г., Пелевин О.В., Сахаров Б.А. – В кн.: Физико-химические основы получения разлагающихся полупроводниковых соединений. М.: Металлургия, 1974, с. 181.
182. Чигогидзе З.Н. Исследование влияния сильного электрического поля на свойства некоторых полупроводниковых материалов и приборов на их основе. – Кандидатская диссертация. – Тбилиси: 1975.