



ივანე ჯავახიშვილის სახელობის თბილისის სახელმწიფო უნივერსიტეტი
ზუსტ და საბუნებისმეტყველო მეცნიერებათა ფაკულტეტი

სადოქტორო პროგრამა: ფიზიკა
მოდული: მიკრო და ნანოელექტრონიკა

ზურაბ ყუმბიტაშვილი

სადისერტაციო ნაშრომი თემაზე:

**„ინტეგრალური მიკროსქემების ელემენტების შექმნის დაბალტემპერატურული
ტექნოლოგიის დამუშავება“**

პროგრამის და სამეცნიერო ხელმძღვანელი:

ფიზიკა-მათემატიკის მეცნიერებათა დოქტორი,
პროფესორი, ზუსტ და საბუნებისმეტყველო
მეცნიერებათა ფაკულტეტის ასოც. პროფესორი

ამირან ბიბილაშვილი

შესავალი	4
1. კვლევის არსის ლიტერატურული მიმოხილვა	13
1.1. პლაზმური ანოდირება	13
1.2. პლაზმური ანოდირების ფიზიკური მექანიზმი	16
1.3. იზოლირებულ ჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორის მუშაობის პრინციპი	19
1.4. იზოლირებულ ჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორის ვოლტ-ამპერული მახასიათებლები	24
1.5. იზოლირებულ ჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორის დიფერენციალური მახასიათებლები	27
1.6. ორჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორი	30
2. ექსპერიმენტული მეთოდები	35
2.1. თხელი ფირების ფორმირების ტექნოლოგიური პროცესები	35
2.1.1. საფენის ზედაპირის ქიმიური დამუშავება	35
2.1.2. ფოტოლიტოგრაფია	38
2.1.3. ფირების დაფენის ვაკუუმური პროცესი	45
2.2. გაზომვის მეთოდები	50
2.2.1. ვოლტ-ფარადული (C-V) მახასიათებელი	50
2.2.2. ზედაპირული პროფილომეტრია	60
2.2.3. რენტგენო-დიფრაქციული მეთოდი	60
2.2.4. X-სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია (XPS)	62
3. სტიმულირებული პლაზმური ანოდირებით ნახევარგამტარული და მეტალური თხელი ოქსიდური ფირების მიღების ექსპერიმენტული პროცესები	65
3.1. სილიციუმზე გარდამავალ მეტალთა ოქსიდური ფირების ფორმირება	65
3.1.1. გარდამავალ მეტალთა ფირების ფორმირება	65
3.1.2. გარდამავალ მეტალთა ოქსიდური ფირების ფორმირება	66

3.2. გალიუმის არსენიდზე საკუთარი ოქსიდური ფირის ფორმირება . . .	67
3.3. სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების პროცესის კინეტიკა . . .	68
დასკვნა	73
4. ექსპერიმენტული შედეგები და ანალიზი	74
4.1 ვოლტ–ფარადული (C-V) მახასიათებელი	74
4.2. ზედაპირული პროფილომეტრია	81
4.3. რენტგენო–სტრუქტურული ანალიზი	85
4.4. X–სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია	86
დასკვნა	92
4.5. იზოლირებულ ჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორის მიღება და პარამეტრები	93
4.5.1. მეტალ–დიელექტრიკ–ნახევარგამტარი ველის ტრანზისტორი .	93
4.5.2. ორჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორი	96
4.6. სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების ფიზიკური მექანიზმი .	99
დასკვნა	104
შედეგები	105
გამოყენებული ლიტერატურა	107
სტატიები და	117
კონფერენციები	118
პატენტი	119

შ ე ს ა ვ ა ლ ი

მიკროელექტრონიკის განვითარების თანამედროვე ეტაპი გამოირჩევა ყველა მიკროსქემაში და აპარატურაში ინტეგრალური მიკროსქემების (იმს) ფართო გამოყენებით. ეს ძირითადად დაკავშირებულია იმ ამოცანების და საკითხების გართულებით, რომელსაც წყვეტს ელექტრონული აპარატურა და რომელმაც თავის მხრივ გამოიწვია მასში შემავალი ელემენტების ინტეგრაციის ხარისხის გაზრდა. ინტეგრაციის ხარისხის გაზრდა კი განაპირობებულია ინტეგრალური მიკროსქემების ელემენტების ზომების შემცირებით. აქედან, ცხადია რამდენად მნიშვნელოვანია მიკრო და ნანოელექტრონული ხელსაწყოების და მისი ელემენტების ხარისხის და საიმედოობის ამაღლება, რომელიც მიიღწევა ამ ელემენტების დამზადების ოპტიმალური ტექნოლოგიური პროცესების ერთობლიობით.

მიკრო და ნანოელექტრონული ხელსაწყოების ძირითად ელემენტს წარმოადგენს დიელექტრიკი, რომლის მიმართ განსაკუთრებული მოთხოვნებია წაყენებული – ის უნდა იყოს: 1) ზეთხელი (5-50 ნმ); 2) დიდი დიელექტრიკული შეღწევადობით კულონური ბლოკადის ძაბვის დაბალი მნიშვნელობებისათვის (დიელექტრიკის გარღვევის დამაბულობის შეუმცირებლად); 3) უწყვეტი; 4) უდეფექტო, მინარევების გარეშე და 5) გარე ფაქტორების მიმართ სტაბილური.

მიკრო და ნანოელექტრონული ხელსაწყოების დამზადებისთვის მიკროჩიპების საბაზისო მასალა არის სილიციუმი (Si), როგორც იაფი და კარგად შესწავლილი ნახევარგამტარი, ხოლო დიელექტრიკად გამოყენებულია სილიციუმის დიოქსიდი (SiO_2), მათი მესერის პარამეტრების ერთმანეთთან კარგი თავსებადობისა და ასევე Si-SiO₂ გამყოფი საზღვრის სრულყოფის გამო სხვა დიელექტრიკთან შედარებით. ინტეგრალური მიკროსქემების (იმს) ინტეგრაციის ხარისხის შემდგომმა გაზრდამ გამოიწვია ელემენტების ზომების შემცირება თითქმის ფიზიკურ ზღვრამდე. ამას მოჰყვა SiO₂-ის ფირების სისქის შემცირება 5–30 ნმ-მდე [1], რომლის შედეგადაც გაიზარდა მათში გაჟონვის დენების სიდიდე და შესაბამისად სქემაში სითბოს გამოყოფა [2]. ამიტომ საჭირო გახდა SiO₂-ის შეცვლა სხვა უფრო დიდი დიელექტრიკული შეღწევადობის მქონე ისეთი თხელი ოქსიდური ფირებით,

რომლებსაც ექნებოდათ კარგი თავსებადობა სილიციუმთან და იმს–ის წარმოების ტექნოლოგიასთან [3-8]. ასეთი დიელექტრიკები აღმოჩნდა გარდამავალ მეტალთა (ტიტანი, ჰაფნიუმი, ცირკონიუმი,...) ოქსიდები, რადგან სხვა ოქსიდებთან შედარებით, მათ აქვთ დიდი დიელექტრიკული შეღწევადობები (10-160) [9-11]. უკანასკნელ ხანს მათ დიდი გამოყენება ჰპოვეს ველის ტრანზისტორებში როგორც ჩამკეტქვეშა დიელექტრიკები [12-14], ახალ ელემენტში მემრისტორში - აქტიური ფენები, ერთელექტრონიან და რეზონანსულ გვირაბგასვლის ხელსაწყოებში და სხვა [15-19].

სილიციუმთან შედარებით ნახევარგამტარული მასალა გალიუმის არსენიდი (GaAs) ხასიათდება მუხტის მატარებლების მაღალი ძვრადობით (8500 სმ²/ვ·წმ, 300K-ზე). სილიციუმისათვის მუხტის მატარებლების ძვრადობა კი p-ტიპის შემთხვევაში შეადგენს 450სმ²/ვ·წმ, ხოლო n-ტიპისათვის -1400სმ²/ვ·წმ-ს. ამასთან, მათზე დიელექტრიკული ფირების ფორმირების სტანდარტული ტექნოლოგია მაღალტემპერატურულია (Si-ზე ~1400K, ხოლო GaAs-ზე - ~700K). მაღალ ტემპერატურაზე GaAs-ის ქვესაფენის სტრუქტურა იშლება და დარიშხანი იწყებს საფენიდან აორთქლებას [20-22]. ზოგადად, მაღალ ტემპერატურაზე იწყება დიელექტრიკში არასასურველი მინარევების დიფუზია, მისი ფორიანობის გაზრდა, ქვესაფენთან ადგეზიის გაუარესება და ა.შ. მაშასადამე, არა მხოლოდ დიელექტრიკის ტიპი, არამედ მისი მიღების ტექნოლოგიის ტემპერატურის შემცირებაც გადამწყვეტი ფაქტორია შესაბამისი მიკრო და ნანო ხელსაწყოთა დამზადებისათვის.

ზემოთ მოყვანილი ფაქტორების გათვალისწინებით, აუცილებელია შემუშავდეს ისეთი ტექნოლოგია, რომელიც იქნება დაბალტემპერატურული და საშუალებას მოგვცემს მივიღოთ მაღალი ხარისხის ნანოსისქის ოქსიდები. ასეთ მოთხოვნებს კარგად პასუხობს **პლაზმური ანოდირება**. პლაზმური ანოდირების ტექნოლოგიური პროცესი ტარდება ვაკუუმში, დაბალ ტემპერატურაზე (~673K), და კარგად ეთანადება იმს–ის სხვა ელემენტების ფორმირების პროცესებს. მაგრამ, იგი ხასიათდება პროცესის უაღრესად დაბალი ეფექტურობით (დიელექტრიკის მიღების დაბალი სიჩქარით). ასევე, GaAs-ზე საკუთარი ოქსიდის ფორმირებისას მიიღება არათანაბარი სისქის ფირი. ამით არის განპირობებული ის ფაქტი, რომ

GaAs-ზე დღეს-დღეობით არა არის მიღებული ველის ტრანზისტორი იზოლირებული ჩამკეტით. ყოველივე ამის გამო, პლაზმური ანოდირების მეთოდმა ვერ ჰპოვა ფართო გამოყენება ოქსიდების მიღების თანამედროვე ტექნოლოგიებში.

პლაზმური ანოდირების ამ ნაკლოვანი მხარეების გამოსასწორებლად და დაბალტემპერატურული, მაღალეფექტური ტექნოლოგიის მისაღებად, რომელიც ნაწილობრივ მაინც შეამცირებდა მაღალტემპერატურულ პროცესებთან დაკავშირებულ უარყოფით ეფექტებს და გამოსადეგი იქნებოდა Si-ის და GaAs-ის ტექნოლოგიებში, ჩვენს მიერ დამუშავებულ იქნა დაბალტემპერატურული სტიმულირებული პლაზმური ანოდირება [23-25].

წარმოდგენილ სადისერტაციო ნაშრომში განხილულია სწორედ დაბალტემპერატურული სტიმულირებული პლაზმური ანოდირება, ნაჩვენებია ოქსიდების მიღების ტექნოლოგიური პროცესი, მიღებული ოქსიდების საფუძველზე ველის ტრანზისტორის ფორმირება და აღწერილია ანოდირების მექანიზმი.

სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების მეთოდი მდგომარეობს შემდეგში: სილიციუმზე დაფენილი თხელი მეტალური ფირების და GaAs-ის პლაზმური ანოდირების პროცესში ულტრაიისფერი (უი) სინათლის (სიმძლავრე -240ვტ, ტალღის სიგრძე - 320ნმ) დასხივებით ხდება პროცესის სტიმულაცია, რომლიც გამორიცხავს ამ ტექნოლოგიის ყველა ზემოთჩამოთვლილ ნაკლოვანებებს. Si-ზე ოქსიდური ფირების ფორმირების ტემპერატურა მცირდება ~673K-მდე და პროცესის ეფექტურობა იზრდება 3-5-ჯერ, ხოლო GaAs-ზე დიელექტრიკული ფირების ფორმირება ხდება ~473K-ზე და რაც მთავარია შედეგად მიიღება მაღალი ხარისხის ოქსიდური ფირები.

წარმოდგენილი სადისერტაციო ნაშრომის მიზანს წარმოადგენს დაბალტემპერატურული სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების ტექნოლოგიით მაღალი ხარისხის გარდამავალი მეტალების ტიტანის (Ti), ჰაფნიუმის (Hf), ცირკონიუმის (Zr), და გალიუმის არსენიდის ოქსიდების ნანოფირების მიღება და მათი გამოყენება ველის ტრანზისტორში ჩამკეტქვეშა დიელექტრიკებად. ამ მიზნის მისაღწევად გადაჭრილ იქნა რამდენიმე ძირეული

ამოცანა, დაკავშირებული როგორც თეორიულ, ასევე ტექნოლოგიურ და ტექნიკურ საკითხებთან:

1) პლაზმური ანოდირების თეორიული მიმოხილვა და ექსპერიმენტების შესაბამისად დაგეგმვა.

2) პლაზმური ანოდირების პროცესის ეფექტურობის გასაზრდელად აუცილებელია პროცესის სტიმულაცია ულტრაიისფერი სინათლის გამოყენებით, რომელიც საშუალებას იძლევა ეს პროცესი ჩატარდეს შედარებით დაბალ ტემპერატურაზე ($<400^{\circ}\text{C}$).

3) მოდერნიზებული ტექნოლოგიური დანადგარი წარმოადგენს მნიშვნელოვან ფაქტორს მაღალი ხარისხის დიელექტრიკების მისაღებად, ამიტომ ვაკუუმის გაუმჯობესება სამუშაო კამერაში, მაღალი სისუფთავის აირების შეშვება კამერაში და პროცესის კონტროლი ერთ-ერთი ძირეული ამოცანაა.

4) ექსპერიმენტების დაგეგმვა სხვადასხვა ტექნოლოგიური პარამეტრებით.

5) მიღებულ ოქსიდურ ფირებზე ზუსტი გაზომვების ჩატარება, რომელიც მოიცავს სტრუქტურული, ელექტრული და ოპტიკური მახასიათებლების ანალიზს.

6) გაზომვებიდან მიღებული შედეგებით ოპტიმალური ტექნოლოგიური პარამეტრების განსაზღვრა და ტექნოლოგიური მარშრუტის ჩამოყალიბება.

7) ოპტიმალური ტექნოლოგიური პარამეტრებით მიღებული ოქსიდური ფირების გამოყენება ველის ტრანზისტორში ჩამკეტქვეშა დიელექტრიკად - ტრანზისტორის ფორმირება.

სადისერტაციო ნაშრომის სამეცნიერო სიახლე:

❖ პირველად შემუშავდა მეტალებისა და ნახევარგამტარების საკუთარი ოქსიდების ფორმირების პროცესში ულტრაიისფერი სინათლით პლაზმური ანოდირების სტიმულაციის მეთოდი;

❖ მეტალებისა და ნახევარგამტარების ზედაპირების სტიმულირებული პლაზმური ანოდირებისას საგრძნობლად გაიზარდა ოქსიდების ზრდის სიჩქარე, პროცესის ეფექტურობა და მიღებული ფირების ხარისხი;

❖ შემუშავდა სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების ტექნოლოგიური მარშრუტი და სილიციუმზე დამზადდა მეტალ-დიელექტრიკ-ნახევარგამტარი

ველის ტრანზისტორი, რომელშიც ჩამკეტქვემა დიელექტრიკად გამოყენებულ იქნა ჰაფნიუმის დიოქსიდი;

❖ შემუშავდა სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების პროცესის მექანიზმი, რომელშიც გათვალისწინებულია უი სინათლის მოქმედების ეფექტები ჟანგბადის პლაზმაზე, პლაზმა-ოქსიდის გამყოფ საზღვარზე და ოქსიდზე.

სამუშაო თემის აპრობაცია.

დისერტაციის ძირითადი შედეგები მოხსენებულ იქნა შემდეგ საერთაშორისო დ ადგილობრივ კონფერენციებზე:

1. 1-6 October, 2017, Lopota resort, Kacheti, Georgia, XVIIth International Biannual Meeting Getting and Defect Engineering In Semiconductor Technology XVII, „Low Temperature Technology of GaN”, Amiran Bibilashvili, Nugzar Dolidze, Zurab Jibuti, **Zurab Kushitashvili**, Revaz Melkadze, Tamila Khelashvili, Givi Skhiladze and Revaz Guliaevi.

www.gadest2017.com

2. 7-11 September, 2016, Prague, Czech Republic, „The World Multidisciplinary Earth Science Symposium – WMESS 2016”, „Low Temperature Oxidation of GaAs by UV Stimulated Plasma Anodizing”, A.Bibilashvili, **Z.Kushitashvili**,

www.mess-earth.org.

3. 5-9 September, 2016, Prague, Czech Republic, „The World Multidisciplinary Earth Science Symposium – WMESS 2016”, „C-V Measurement of HfO₂ Dielectric Layer Received by UV Stimulated Plasma Anodizing”, A.Bibilashvili, **Z.Kushitashvili**,

www.mess-earth.org.

4. 24-27 October, 2016, Tbilisi, Georgia, Nano-2016, 4th Internat. Conf. “Nanotechnologies”, “Nanoscale HfO₂ and ZrO₂ Gate Oxides in Field Effect Transistors”, A.Bibilashvili, **Z. Kushitashvili**, S.Sikharulidze, L.Jangidze;

www.NanoStudies.org

5. 21-23 October, 2015, Tbilisi, Georgia, International conference „Advanced Materials and Technologies, „Development of technology receiving thin dielectric layers for micro and nanoelectronics”, A.Bibilashvili, S.Sikharulidze, **Z.Kushitashvili**, L.Jangidze, L.Jibuti.

6. 2015, Tbilisi, Georgia, 2nd International Conference Modern Technologies and Methods of Inorganic Materials, „Research and Development of Technology Receiving Titanium Oxides”, A.Bibilashvili, R.Guliaevi, G.Skhiladze, N.Dolidze, **Z.Kushitashvili**, L.Jibuti.
7. 20-24 October, 2014, Tbilisi, Georgia, International conference „Nano 2014” , „Electrical, Optical and Structural Properties of Titanium Dioxide Dielectric Films Formed by DC Magnetron Sputtering”, A.Bibilashvili, G.Skhiladze, **Z.Kushitashvili**.
www.NanoStudies.org
8. 20-24 October, 2014, Tbilisi, Georgia, International conference „Nano 2014” , „Research of Processes of Photo Stimulated Crystallization of Nano Dimensional Layers of Silicon on Sapphire Films”, Z.Jibuti, S.Avsarkisovi, A. Bibilashvili, R.Guliaevi, N.Dolidze, **Z.Kushiashvili**.
www.NanoStudies.org
9. 2003, Moscow-Zvenigorod, Russia, International conference “Micro-and nanoelectronics-2003”, „Low temperature technology of semiconductor devices and integrated circuits”, A. Bibilashvili, Z. Bokhochadze, A. Gerasimov, R. Kazarov, **Z. Kushitashvili**, I. Lomidze, T. Ratiani, Z. Samadashvili.
10. 2003, Баку, Azerbaijan, IV междунаод. раучнтехн.конф. МЭПП-2003, „Исследование фотостимулированных диффузионных процессов в кремнии” Бибилашвили А.П., Герасимов А.Б., Казаров Р.Е., Ломидзе И.Дж., **Кушиташвили З.Ш.**

დისერტაციის სტრუქტურა და მოცულობა

დისერტაცია შედგება შესავალის, ოთხი თავის, შედეგების, გამოყენებული ლიტერატურის, საკუთარი სტატიებისა და კონფერენციებში მონაწილეობის სიისგან.

ის შეიცავს 58 ნახაზს, 7 ცხრილსა და 158 დასახელების ციტირებულ ლიტერატურულ წყაროს. დისერტაციის მოცულობა შეადგენს 119 ნაბეჭდ გვერდს.

შესავალში დასაბუთებულია აუცილებლობა იმისა, რომ საყოველთაოდ მიღებული და სერიულ ხელსაწყოებში გამოყენებული სილიციუმის დიოქსიდი შეიცვალოს უფრო დიდი დიელექტრიკული შეღწევადობის მქონე ისეთი თხელი ოქსიდური ფირებით, რომლებსაც ექნება კარგი შეთავსება Si-თან და იმს-ის ტექნოლოგიასთან. ასევე ნაჩვენებია, რომ ასეთები უნდა იყოს გარდამავალ მეტალთა ოქსიდები, მიღებული ალტერნატიული, ორიგინალური – ულტრაიისფერი სინათლის სტიმულირებული პლაზმური ანოდირებით. მოცემულია სადისერტაციო თემის აქტუალობა, ჩამოყალიბებულია ნაშრომის მიზნები, ამოცანები და სამეცნიერო სიახლე.

პირველი თავი ეძღვნება კვლევის არსის ლიტერატურულ მიმოხილვას. წარმოდგენილია ზოგადად პლაზმური ანოდირების არსი, განხილულია დანადგარის სქემატური მოქმედების პრინციპი, პროცესის ჩატარების თავისებურებანი და ფიზიკური მექანიზმი. ნაჩვენებია, რომ მიუხედავად იმისა, რომ ეს მეთოდი სუფთაა (პროცესი მიმდინარეობს ვაკუუმში), დაბალტემპერატურულია, ამ მეთოდმა ვერ ჰპოვა გავრცელება ხელსაწყოთა წარმოებაში, პროცესის ეფექტურობისა და შესაბამისად, ოქსიდის ფორმირების დაბალი სიჩქარის გამო.

წარმოდგენილია იზოლირებულ ჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორის უპირატესობანი სხვა ტიპის ტრანზისტორებთან შედარებით. განხილულია მისი მუშაობის პრინციპი, ჩამკეტჩვემა დიელექტრიკის მთავარი როლი და მისი მახასიათებლები. მოყვანილია ველის ტრანზისტორის ვოლტ-ამპერული მახასიათებლიდან მისი დიფერენციალური მახასიათებლების განსაზღვრის ხერხი. ნაჩვენებია ორჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორის დიდი უპირატესობანი, როგორც ინტეგრაციის გაზრდის მხრივ, ასევე სწრაფქმედების ამაღლებითაც.

მეორე თავში განხილულია ექსპერიმენტული მეთოდები, რომლებითაც მოხდა ფირების მიღების ტექნოლოგიური პროცესები და მათი პარამეტრების გაზომვები. ყურადღებაა გამახვილებული სილიციუმის და გალიუმის არსენიდის საფენების საწყის, ქიმიურ დამუშავებაზე და მის თავისებურებებზე. დიდი ადგილი აქვს დათმობილი ისეთ ზუსტ და რთულ მეთოდს, როგორცაა ფოტოლიტოგრაფია,

რომლის ჩატარების სიზუსტეზეა დამოკიდებული ტრანზისტორების და ზოგადად, იმს-ის მიღება და საიმედოობა. მოყვანილია მისი ჩატარების თანმიმდევრობა, არსი და სიზუსტე. განხილულია მეტალური ფირების ვაკუუმური დაფენის მეთოდის პროცესის ფიზიკური აზრი და მისი მართვის პარამეტრები.

მოცემულია ოქსიდური ფირებისთვის პარამეტრების გაზომვის ისეთი მეთოდები, როგორცაა ვოლტ-ფარადული მახასიათებელი, ზედაპირული პროფილომეტრია, რენტგენო-დიფრაქციული მეთოდი და რენტგენული სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია. წარმოდგენილია ამ მეთოდებით შესაბამისი პარამეტრების განსაზღვრა.

მესამე თავი მიძღვნილია ორიგინალური, სტიმულირებილი პლაზმური ანოდირებით ნახევარგამტარული და მეტალური თხელი ოქსიდური ფირების ფორმირების ექსპერიმენტულ პროცესებს. შექმნილია სილიციუმის საფენზე ჰაფნიუმის, ტიტანის და ცირკონიუმის და გალიუმის არსენიდის საკუთარი ოქსიდური ფირები პლაზმური ანოდირებით, სადაც ანოდირების პროცესში ხდებოდა სტიმულაცია დასაქანგი ნიმუშის ~5ევ ენერგიის ულტრაისფერი სინათლით დასხივებით. მოყვანილია სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების პროცესის ჩატარების პირობები და ოქსიდური ფირების ზრდის კინეტიკა.

მეთხე თავში მოყვანილია ექსპერიმენტული შედეგები და განხილულია მათი ანალიზი. ვოლტ-ფარადული მახასიათებლების ანალიზმა აჩვენა, რომ ყველა გარდამავალ მეტალთა ოქსიდი შეიცავს დადებით მუხტს. ოქსიდების ზედაპირული პროფილომეტრიით დაზუსტდა ოქსიდთა სისქეები და ხაოიანობა თითქმის ერთნაირი იყო და იმყოფებოდა $(10 \div 25) \text{ \AA}$ ინტერვალში. ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიით დადგინდა ოქსიდთა ქიმიური შედგენილობა. მიღებული ოქსიდების შედარებიდან დადგინდა, რომ კარგი მახასიათებლები გააჩნია ჰაფნიუმის ოქსიდს. ამიტომ შემუშავდა იზოლირებულ ჩამკეტეანი ველის ტრანზისტორის მიღების ტექნოლოგიური მარშრუტი და შესაბამისი ფოტოლიტოგრაფიის გამოყენებით დამზადდა ერთ- და ორჩამკეტეანი ველის ტრანზისტორი ჰაფნიუმის ოქსიდის ბაზაზე. გადაღებულ იქნა მათი ვოლტ-ამპერული მახასიათებლები და გაიზომა დიფერენციალური პარამეტრები.

შემუშავდა ულტრაიისფერი სინათლით სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების შესაძლო ფიზიკური მექანიზმი, სადაც დაბალ ტემპერატურაზე ოქსიდში ჟანგბადის დიფუზიის კოეფიციენტის გაზრდის ასახსნელად გათვალისწინებულ იქნა ულტრა იისფერი სინათლის მოქმედების ერთობლიობა ჟანგბადის შემცველ პლაზმაზე, გამყოფ საზღვარზე პლაზმა–ოქსიდი, ოქსიდზე და საფენზე.

1. კვლევის არსის ლიტერატურული მიმოხილვა

1.1. პლაზმური ანოდირება

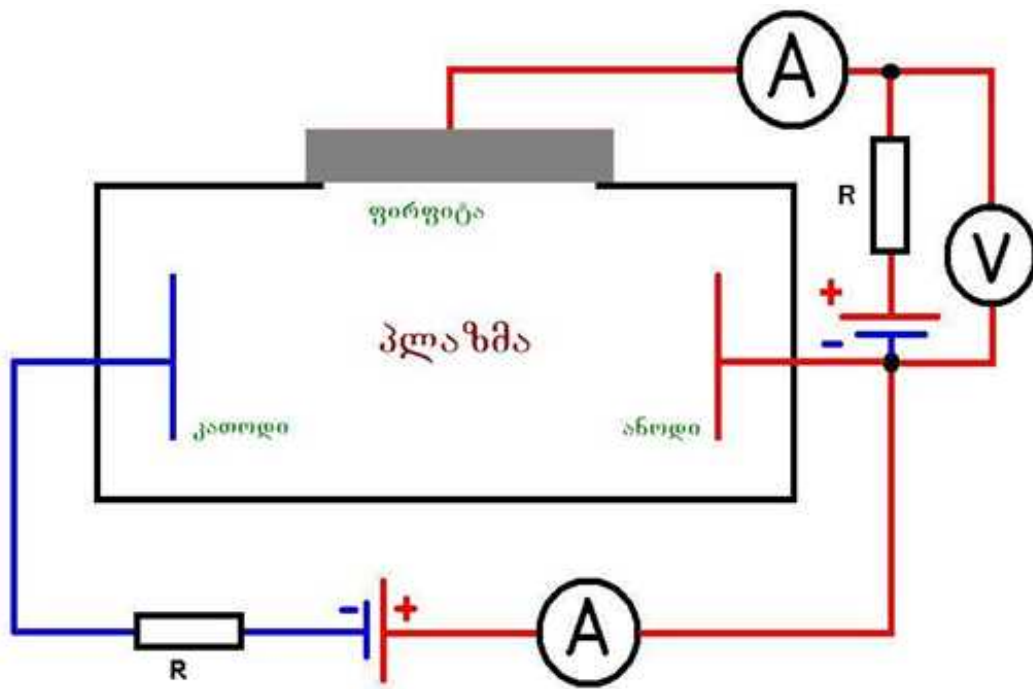
თითქმის ყველა ნახევარგამტარების და მეტალების ზედაპირები ატმოსფეროს ჩვეულებრივ პირობებში ყოფნისას იჟანგებიან, წარმოქმნიან საკუთარი ოქსიდის თხელ ფენას, რომლის სისქის ზრდა სწრაფად წყდება. ამ ფენის შემდგომი ზრდისთვის საჭიროა, რომ ჟანგბადის ატომის იონმა შეაღწიოს უფრო ღრმა ფენაში [26]. ეს შეიძლება მოხდეს კრისტალის ზედაპირზე შექმნილი ჟანგში მათი დიფუზიით ან მოდებული გარე ელექტრული ველით. ნიმუშის გახურებით ორივე ეს პროცესი დაჩქარდება [27-28].

პირველი პროცესი მაღალტემპერატურულია და როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული არაეფექტურია. ელექტრული ველით დაჟანგვის პროცესისი ერთ–ერთი მეთოდია პლაზმური ანოდირება. ჭურჭელში, სადაც ჩამაგრებულია ანოდი, კათოდი და მათ შორის განცალკევებით ნიმუში, იქმნება განსაზღვრული ვაკუუმი. ანოდსა და კათოდს შორის განსაზღვრულ ძაბვაზე ხდება აირის გარღვევა და მისი იონიზაცია, რაც განაპირობებს მასში იონური დენის გავლას, ანუ პლაზმის მიღებას. გარკვეული დოზით ჟანგბადის შეშვებით მიიღება ჟანგბადშემცველი პლაზმა. დასაჟანგ ნიმუშზე პლაზმის მიმართ მოდებული დადებითი ძაბვით ხდება პლაზმიდან ჟანგბადის უარყოფითი იონების ამოქაჩვა, რომლებიც მიგრირდებიან ნიმუშში და ახდენენ დაჟანგვას [29-30]. პლაზმური ანოდირების დანადგარის პრინციპული სქემა მოცემულია ნახ.1.1–ზე.

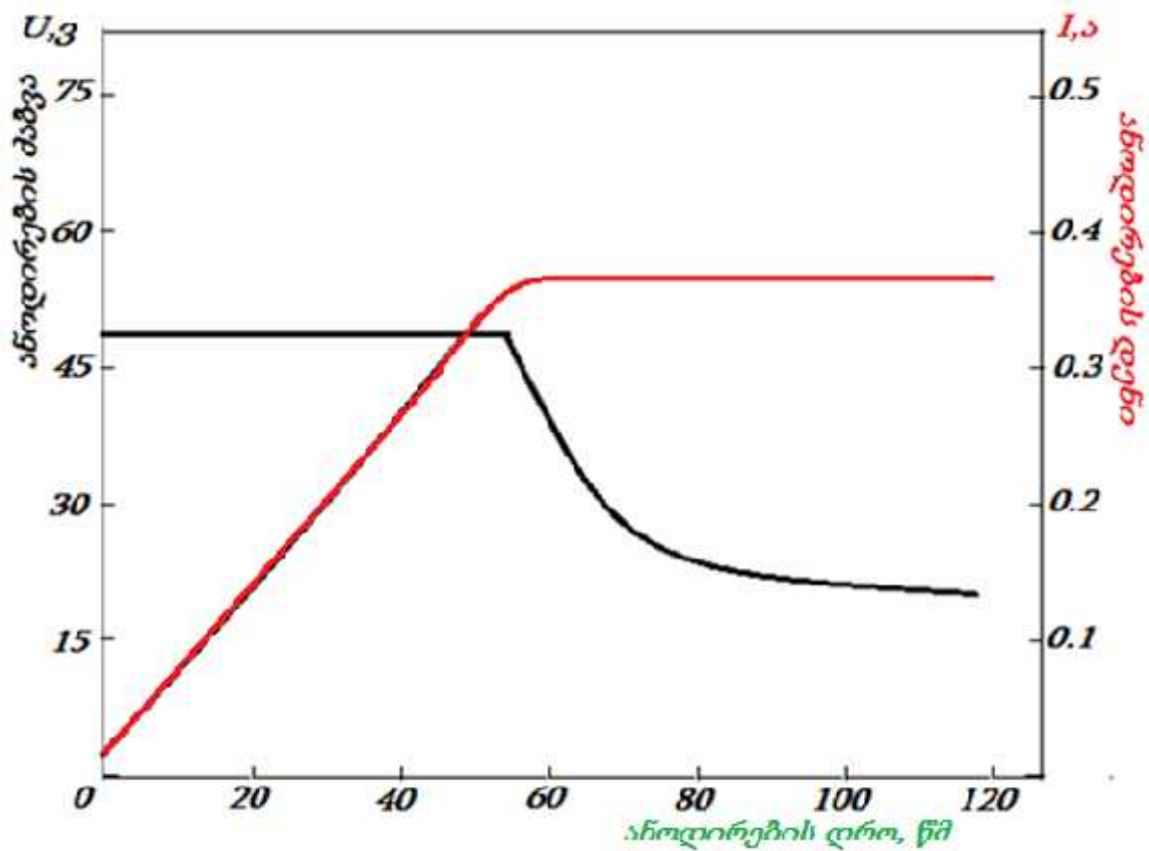
პლაზმური ანოდირების პროცესის ერთ–ერთი ძირითადი პარამეტრია დენის, ანუ პროცესის ეფექტურობა [31-32], რომელიც ანოდირების დენის სიმკვრივის მუდმივობისას განისაზღვრება ფორმულით:

$$y = \frac{6ADF...}{QM} \quad (1.1)$$

სადაც, A –დასაჟანგი ნიმუშის ზედაპირის ფართობია, D –ჟანგის სისქე, F –ფარადეის რიცხვი ($9,65 \cdot 10^4$ კ/მოლ), $...$ –ჟანგის სიმკვრივე, Q –ჯამური მუხტი, M მოლური მასა. ამ განტოლებიდან ჩანს, რომ ეფექტურობა დამოკიდებულია ჯამურ მუხტზე და პლაზმაში იონების კონცენტრაციაზე [33-34]. ნიმუშზე დადებითი ძაბვის მოდებით,



ნახ. 1.1 პლაზმური ანოდირების დანადგარის პრინციპული სქემა



ნახ. 1.2 პლაზმური ანოდირებისას ძაბვისა და დენის კინეტიკა

როგორც ითქვა, ხდება უარყოფითი იონების მიგრაცია, რაც იწვევს დაჟანგვის პროცესს. მაგრამ, მათთან ერთად ხდება ელექტრონების წატაცებაც, რომლებიც დაჟანგვის პროცესში არ მონაწილეობენ და რადგანაც მათი ძვრადობები მეტია იონების ძვრადობაზე, ამიტომ საერთო დენში მეტი იქნება მათი წვლილი. ამიტომ, შეძლება ასეც წარმოდგინდეს:

$$y = \frac{I_i}{I_i + I_E} \quad (1.2)$$

სადაც, I_i – იონური დენის სიმკვრივეა და I_E – ელექტრონული დენის სიმკვრივე.

რადგანაც $I_i \ll I_E$, ამიტომ მრიცხველი \ll მნიშვნელზე და $y \ll 1$. აქედან ცხადია, რომ პლაზმური ანოდირება ხასიათდება ძალიან მცირე ეფექტურობით ($y \sim 4\%$) და შესაბამისად ოქსიდების სისქის ზრდის მცირე მნიშვნელობით.

ოქსიდის ზრდის ხასიათი და თვისებები ნიმუშში გამავალი იონური და ელექტრონული დენების სიდიდეთა ფარდობაზეა გამოკიდებული [35-36]. იონური დენის გამოთვლა შესაძლებელია ფარადეის კანონიდან, რომელსაც აქვს სახე:

$$J_i = \frac{4 \dots F}{M} * \frac{dD}{dt} \quad (1.3)$$

სადაც, ... ოქსიდის სიმკვრივეა (გ/სმ³), $F = 9,65 \cdot 10^4$ ფარადეის რიცხვია (კ/მოლ), M მოლური სიმკვრივეა (გ/მოლ) და $\frac{dD}{dt}$ ანოდირების სიჩქარეა (Å/მოლ).

პლაზმური ანოდირების პროცები ტარდებოდა გალვანოსტატიკურ რეჟიმში. ამ დროს მუდმივა ანოდირების (ფორმირების) დენის სიმკვრივე ($I = const$). ოქსიდის ფირის სისქის ზრდასთან ერთად იზრდება მისი წინაღობაც და მუდმივი დენის სიმკვრივის შენარჩუნებისთვის საჭიროა ძაბვის გაზრდაც. ანოდირების ძაბვის რეგისტრაცია იძლევა პლაზმური ანოდირების პროცესის კინეტიკას, რომელიც მოცემულია ნახ. 1.2–ზე. ეს პროცესი ფუნქციონალურად დაკავშირებულია ოქსიდის ფირის ზრდის რეალურ კინეტიკასთან, ანუ $D(t)$ – ოქსიდის სისქის დამოკიდებულებას დროზე. ეს რეჟიმი ყველაზე მეტად გამოიყენება კვლევით პროცესებში, რადგან

უზრუნველყოფს ოქსიდში ელექტრული დენის მუდმივობას და ოქსიდის ზრდის დროს ზრდის სტრუქტურულ სრულყოფას.

1.2. პლაზმური ანოდირების ფიზიკური მექანიზმი

როგორც ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, მღვივადი განმურტვის დროს, მუდმივი დენის შემთხვევაში ჟანგის ფენების ზრდა ხდება მხოლოდ იმ შემთხვევაში, როცა ნიმუშზე მოდებულია პლაზმასთან შედარებით დადებითი ძაბვა [37].

დღეს–დღეობით არ არსებობს პლაზმური ანოდირების ერთიანი მოდელი, რომელიც თუნდაც რაოდენობრივად ახსნიდა ყველა ექსპერიმენტულ მონაცემებს. ასე მაგალითად, დადგენილია, რომ ანოდირების დროს იონური დენის ნიმუშში გავლით, დაჟანგვა ხდება ან ნიმუშში–ჟამგის ზედაპირზე, ან ჟანგი–პლაზმის ზედაპირზე [38]. ამა თუ იმ სახის დაჯანგვის პროცესის სიჭარბე განპირობებულია, როგორც აქტივაციის ზღურბლური ენერგიების შეფარდებით, ასევე ოქსიდში მათი ძვრადობებით.

უარყოფითი იონების და ელექტრონების როლი ჯერ ბოლომდე არაა გარკვეული. მკვლევარების ერთი ჯგუფი მიიჩნევს, რომ ელექტრონების არსებობა არასასურველია, რადგან სინი იწვევენ გაჟონვის დენებს და ამცირებენ ანოდირების პროცესის ეფექტურობას, ხოლო ჟანგბადის უარყოფითი იონების ურთიერთქმედებენ რა ოქსიდის მესერთან, პლაზმიდან ჩაიჭირებიან ჟანგის ზედაპირის მიერ [39]. სხვა ჯგუფის აზრით [40], პლაზმაში ელექტრონების არსებობა ანოდირებისთვის აუცილებელია, რადგან ჟანგბადის იონების წარმოქმნა ხდება ოქსიდის ზედაპირზე შემდეგი რეაქციით:



ამ ჰიპოტეზის სასარგებლოდ დგინდება, რომ ოქსიდის ზედაპირზე არსებული ორმაგი უარყოფითი შრის გამო, ჟანგბადის უარყოფით იონებს, რომელთა სითბური ენერგიები არ აღემატება ელექტრონვოლტის რამდენიმე ნაწილს, არ შეუძლიათ მიაღწიონ ზედაპირამდე იმ რაოდენობით, რომ შექმნან ოქსიდის ახალი ფენები. ზედაპირი იქცევა ბრტყელი იზოლირებული ზონდის მსგავსად და მასზე ხვდებიან

მხოლოდ ჟანგბადის დადებითი იონები და სწრაფი ელექტრონები ბოლცმანის განაწილების „კუდიდან“.

ორივე ჰიპოთეზის შესასწავლად ჩატარდა მრავალი კვლევა. ზოგ ნაშრომში, განხილულია შემთხვევა, როცა ანოდურ პოტენციალზე მოდებულია ცვლადი ძაბვა, რათა მოხდეს პლაზმიდან უარყოფითი იონების და ელექტრონების გამოცალკეება. მღვივადი განმუხტვა პირველად ჩატარდა ალუმინზე ორ სხვადასხვა რეჟიმში. ერთში მოდებულ იყო 5ვ ამპლიტუდის ცვლადი ძაბვა, მეორეში – 5ვ მუდმივი და ამავე სიდიდის ცვლადი ძაბვების სუპერპოზიცია. ამ ექსპერიმენტების ავტორების აზრით [41], ცვლადი სიგნალის შემთხვევაში ოქსიდის ზედაპირზე ძაბვის ნახევარპერიოდში ხდება უარყოფითი იონებით ანოდირება, ხოლო მეორე ექსპერიმენტში, როცა მოდებულ იყო ორივე ძაბვის სუპერპოზიცია, ხდებოდა ოქსიდიე ზედაპირზე უარყოფითი იონების „ჩაჭედვა“, რადგან მათი მასის გამო ვერ ასწრებდნენ ძაბვის ცვლად ნაწილზე აყოლას და გრძნობდნენ მხოლოდ უარყოფით მუდმივ ნაწილს, რომელიც განიზიდებოდა ზედაპირიდან.

როგორც ნახ.1.2–დან ჩანს პოტენციოსტატიკურ რეჟიმში დენის შემცირებით ოქსიდის ზრდა შესამჩნევი სიჩქარით ხდება მხოლოდ პირველ შემთხვევაში, რაც ავტორების აზრით არის ჟანგბადის უარყოფითი იონების არსებობის აუცილებლობა დაჟანგვის ჩასატარებლად.

ცვლადი და მუდმივი ძაბვების სუპერპოზიციის დროს, ოქსიდში დადებითი პოლარობის ველი საერთოდ არ არის, რაც ოქსიდის ზრდისთვის არის აუცილებელი. მიუხედავად იმისა, თუ რომელი მექანიზმითაა მიღებული იონები, ელექტრული ველი არ წარმოადგენს მასტიმულირებელ ფაქტორს და მიზანიც ვერ აღწევს სასურველ შედეგს. გარდა ამისა, მეორე შემთხვევაში, ანუ ძაბვის სუპერპოზიციის დროს, ხდება ნიმუშიდან O^- იონების, ასევე პლაზმიდან ელექტრული დენის დიდი ნაწილის ჩაკეტვა. ოქსიდის ზედაპირი მუშაობს ერთგვარი ზონდის სახით, როცა მის ზედაპირზე აღწევენ მხოლოდ დადებითი იონები. ამაზე მოწმობს პროცესის დასაწყისშივე ანოდური დენის სიმცირე, როცა ოქსიდის სისქე ჯერ კიდევ უმნიშვნელოა. ამავე ექსპერიმენტის ავტორებმა მოგვიანებით განაცხადეს თავიანთ შრომებში შეცვლილი მოსაზრება დაასკვნეს ოქსიდის ფორმირების რეაქციაში ელექტრონების წამყვან როლზე და აუცილებლობაზე.

მკვლევარების ერთმა ნაწილმა გამოიკვლიეს ჟანგბადის უარყოფითი იონების როლი ანოდირების პროცესში. ერთ შემთხვევაში, ანოდირების პროცესში შეურიეს წყალბადი, მეორე პროცესში – აზოტის ჟანგი NO_2 . წყალბადის შერევის დროს ხდება შემდეგი რეაქცია:



რითაც ჟანგბადის იონების კონცენტრაცია შემცირდა. იგივე შედეგი მოყვა აზოტის ჟანგთან ურთიერთმოქმედების დროს:



ორივე შემთხვევაში ოქსიდის ზრდის სიჩქარე მყისიერად შემცირდა, რაც ჩათვალეს O^- -ის წამყვან როლზე, რომლებიც წარმოიქმნებიან პლაზმიდან ოქსიდის ზედაპირზე. გარდა იმ ექსპერიმენტებისა, რომლებშიც ხდებოდა გაზის შემადგენლობის ვარირება, ასევე შეისწავლებოდა ოქსიდის ზრდის სიჩქარისა და O^- იონების კონცენტრაციის დამოკიდებულება ანოდური დენის სიმკვრივეზე. აღმოჩნდა, რომ ჟანგბადის დაბალ წნევაზე (0,1 მმ.ვწყ.სვ), დაიმზირება O^- იონებსა და ანოდირების სიჩქარეს შორის წრფივი დამოკიდებულება. წნევის შემდგომი ზრდით (1,0 მმ.ვწყ.სვ)–მდე, 3–ჯერ მცირდება ოქსიდის ზრდის სიჩქარე, თუმცა უარყოფითი იონების კონცენტრაცია მნიშვნელოვნად არ შეცვლილა. ასეთმა შედეგმა განაპირობა იმის ვარაუდი, რომ O^- იონების წარმოქმნასთან ერთად შეიძლება არსებობდეს ისეთი მექანიზმებიც, რომლებიც ახდენენ პლაზმაში არსებული იონების დისოციაციას ადსორბირებული ჟანგბადის მოლეკულებთან. ასევე ჩატარდა ექსპერიმენტები, რომლებშიც მუდმივ ელექტრულ ველთან ერთად მოდებულ იყო მაგნიტური ველიც, რომელსაც უნდა მოეცა ელექტრონების ან იონების ან ორივეს ერთად გადარჩევის შესაძლებლობა. რაც ქაოსიურად მოძრავი ნაწილაკებისთვის პრინციპულად მიუსადაგებელია. თუმცა ელექტრონების როლის სასარგებლოდ არსებობს ექსპერიმენტული მონაცემები, როლებშიც ნიმუშია პარალელურად მოდებულ იყო მაგნიტური ველი, რითაც ხდებოდა ელექტრონების ნაკადის გადაწევა ნიმუშის კონტაქტისგან და ამის გამო ანოდირების პროცესი სწრაფად მცირდებოდა.

ამ ფაქტების გათვალისწინებით, მიზანშეწონილია ვივარაუდოთ, რომ ანოდირების დროს პლაზმაში არსებული ელექტრონების წვლილი მნიშველოვანია. ისინი გადალახავენ რა ოქსიდის ზედაპირთან ორმაგ ელექტრულ შრეს, ზედაპირთან მიღწეულები შეერწყმიან ჟანგბადის ადსორბირებულ მოლეკულებს ან ურთიერთქმედებენ მის ატომებთან:



რის შედეგადაც ფირფიტის ზედაპირზე წარმოიქმნება ჟანგბადის უარყოფითი იონები, რომლებიც გარე ელექტრული ველით ჩადიან ოქსიდის ფენაში. ელექტრონების ენერგია უნდა იყოს ოპტიმალური, იმისთვის, რომ მაქსიმალური ალბათობით მოხდეს (1.7) და (1.8) ტიპის რეაქციები. ამ ენერგიის გარკვეულ მნიშვნელობაზე მეტი ენერგიებით მიღებული ოქსიდის ხარისხი უარესდება.

1.3. იზოლირებულ ჩამკეტის ველის ტრანზისტორის მუშაობის პრინციპი

თანამედროვე ეტაპზე მიკროელექტრონული ხელსაწყოების დამზადებისთვის ძირითად მასალად მაინც რჩება სილიციუმი, როგორც იაფი და კარგად შესწავლილი. მის საფუძველზე ხელსაწყოების დამზადების ძირითადი პროცესია მეტალ–დიელექტრიკ–ნახევარგამტარი (მდნ) სტრუქტურის შექმნა [42-45]. მაღალხარისხიანი მდნ–სტრუქტურები მიიღება ნახევარგამტარებზე საკუთარი ოქსიდების ფორმირებისას, რაც აიხსნება მათი მესერების პარამეტრების ერთმანეთთან კარგი თავსებადობით და შესაბამისად, ოქსიდი–ნახევარგამტარის გამყოფი საზღვრის სრულყოფით, მათზე სხვა უცხო ოქსიდის არსებობასთან შედარებით.

მიკროელექტრონიკის სფეროში გამოყენებული ხელსაწყოები მათი დენით ან მუხტით მართვისას მოითხოვენ ელექტრული ველის გამოყენებას. ხშირად ინტეგრალური მიკროსქემა (იმს) შეიცავს ათასობით ასეთ სქემას. ასობით იმს კი გამოიყენება მიკროპროცესორებში, ელექტრონულ მოწყობილობებში და ა.შ. ამდენად, ელექტრული ველით მართული ხელსაწყოების მუშაობის ხარისხზე და მოკიდებული სისტემების მუშაობის საიმედოობა და პარამეტრები.

ელექტრული ველით მართული ხელსაწყოების თვალსაჩინო სახეა ველის ტრანზისტორი (ვტ), რომელიც ვაკუუმური ტრიოდის მსგავსია. აქვს შესაბამისად გამომდენი (გ) - ტრიოდის კათოდი, ჩამდენი (ჩ) - ანოდი და ჩამკეტი (ჩკ) - ბადე. ფიზიკური სტრუქტურითა და მუშაობის მექანიზმის მიხედვით ველის ტრანზისტორები პირობითად იყოფიან ორ ჯგუფად. პირველ ჯგუფს მიეკუთვნებიან ტრანზისტორები p-n გადასვლის მართვით, ან უბრალოდ მეტალ-ნახევარგამტარ გადასვლით (შოტკის ჯებირი), მეორენი - ტრანზისტორები იზოლირებული ელექტროდის (ჩამკეტი) მართვით, ე.წ. მდნ-სტრუქტურაზე შექმნილი ტრანზისტორი (მდნ-ტრანზისტორი) [46].

მდნ-ველის ტრანზისტორი - ესაა ხელსაწყო, რომელშიც არხში გამავალი დენის მართვა ხდება მისადმი მართობული ელექტრული ველით. არხში დენი აღიძვრება ჩამკეტსა და ჩამდენს შორის გასწვრივ მოდებული ელექტრული ძაბვით. რადგანაც ველის ტრანზისტორში დენის გადამტანები არიან ერთი ტიპის მატარებლები, ამიტომ მათ ეწოდებათ უნიპოლარული ხელსაწყოები. კრისტალური ნახევარგამტარული ფირფიტა, რომელიც მცირედაა ლეგირებული n- ან p- ტიპის მინარევებით, არის ქვესაფენი. მასში შექმნილია მისადმი საწინააღმდეგო გამტარებლობის ძლიერად ლეგირებული ორი უბანი [47]. მათ შორის მანძილი შეიძლება იყოს მიკრონის რიგის. მათგან ერთ-ერთია გამომდენი, მეორე ჩამდენი, ხოლო ჩამკეტი (მეტალური ელექტროდი) იზოლირებულია ქვესაფენისაგან დიელექტრიკის (ოქსიდის) ფენით (სისქით ~ 100 ნმ). გამომდენს, ჩამდენს და ჩამკეტს აქვთ ცალ-ცალკე ომური კონტაქტები და გამომყვანები.

მდნ-ტრანზისტორებს აქვთ რიგი უპირატესობანი [48]:

- მდნ-იმს-ში არაა საჭირო რეზისტორები, რადგანაც შემავალ წინააღმდეგობად გამოიყენება ჩამკეტქვეშა დიელექტრიკული ფენა, რომლის მნიშვნელობა მდნ-რეზისტორებში ~ 10 კომ-ია;
- რადგანაც კონდენსატორის დამუხტვისთვის საჭიროა მცირე დენები, ამიტომ მდნ ვტ-ის გამოსავალზე იზრდება განშტოების კოეფიციენტი;
- ჩვეულებრივ პირობებში ($U_{ჩკ}=0$) ხელსაწყო ჩაკეტილია. მისი გახსნისთვის საჭიროა მცირე ძაბვა ($0.5 \div 1,0$ ვ). ეს დადებითად მოქმედებს ლოგიკური სქემის მუშაობაზე;

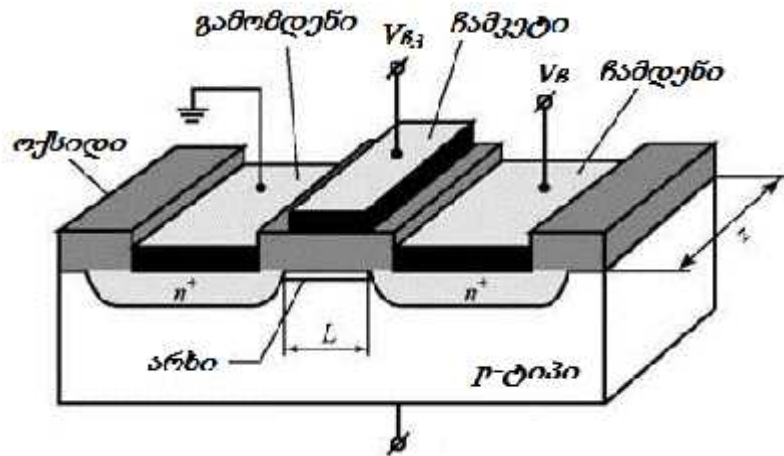
- დიდი შემავალი წინაღობა და სასრული ტევადობა იძლევა საშუალებას ეფექტურად გამოვიყენოთ მდნ-ტრანზისტორი მახსოვრობის ელემენტებში;
- მდნ-ტრანზისტორში შეიძლება ადგილები შეუცვალოთ გამომდენს (გ) და ჩამდენს (ჩ), რაც ხელსაყრელია იმს-ის დაპროექტებაში.

მდნ-ტრანზისტორები იზოლირებული ჩამკეტით (იჩკ) არიან ინდუცირებული ან ფიქსირებული არხით. ამიტომ მათ ხშირად უწოდებენ ტრანზისტორებს, მომუშავე გამდიდრებული ან გაღარიბებული არხებით. ინდუცირებული არხის შემთხვევაში ჩკ-ზე ძაბვის ნულთან ტოლობისას არხი არაა და ხელსაწყო ჩაკეტილია. ეს რეჟიმია ე.წ. ნორმალურად ჩაკეტილი (ნჩ) რეჟიმი და არხი წარმოიქმნება მაშინ, როცა ჩკ-ზე ისეთი ძაბვა მოედება, რომ ქვესაფენში, ზედაპირისწინა არეში მიიღება ინვერსია, ანუ წარმოიქმნება გამომდენსა და ჩამდენს შორის მათი ტიპის მატარებლები და ისინი შეერთდებიან. ფიქსირებული ანუ ჩაშენებული არხის ტრანზისტორებში, წინასწარ ფორმირდება გამომდენსა და ჩამდენს შორის მათივე ტიპის არხი. ჩამკეტზე ძაბვის ნულთან ტოლობისას არხში არის გამტარელობა. ასეთი რეჟიმია ნორმალურად ღია (ნღ) რეჟიმი, ანუ ქვესაფენში, ზედაპირისწინა უბანში უკვე არის ინვერსია. ჩკ-ზე შესაბამისი პოლარობისა და სიდიდის ძაბვით შეიძლება არხის გამტარელობის შემცირება (არხის ჩაკეტვაც კი) ან მისი გაზრდა [49-53].

აღსანიშნავია, რომ არხის ტიპი განსაზღვრავს მდნ ვტ-ის ტიპს. მაგალითად, თუ ხელსაწყო მუშაობს n-ტიპის არხით მდნ ვტ არის n-ტიპის და თუ p-ტიპის არხით მდნ ვტ არის p-ტიპის.

განვიხილოთ n-არხიანი მდნ ვტ-ის მუშაობის პრინციპი, რომელიც მუშაობს გამდიდრების (ინდუცირებული არხით) უბანში [54-56]. ნახ.1.3-ზე გამოსახულია მდნ ველის ტრანზისტორი. ის შედგება p ტიპის სილიციუმის ქვესაფენისგან, რომელშიც ფორმირებულია ორი მაღალი ხარისხის ლეგირების n უბანი - გამომდენი (გ), ჩამდენი (ჩ) და მათ შორის L სიგრძის არხი. მეტალური ელექტროდი იზოლირებულია ქვესაფენისგან d სისქის და V დიელექტრიკული მუდმივის დიელექტრიკული ფენით. არხის სიგანეა Z, ხოლო სიღრმე Y. გამომდენი და ქვესაფენი დამიწებულია. როდესაც $U_{\beta 3} = 0$, არხი p - ტიპისაა და იმისდა მიუხედავად, თუ როგორია U_{β} , არხში დენი არ გადის. როდესაც $U_{\beta 3} > 0$, ხვრელები წავლენ დიელექტრიკ-ნახევარგამტარ საზღვრიდან მოცულობაში და არხში მიიღება გაღარიბებული (ქვესაფენის მიმართ) ფენა, რომელიც

არაა საკმარისი არხში დენის გავლისთვის, რადგან გამტარებლობა კვლავ ხვრელურია. თუ U_{B3} -ს გავზრდით, გაღარიბების შრე გაიზრდება, არხში ძვრადი ელექტრონების ინჟექციით (I_{B3} -ის ქვეშ) წარმოიქმნება ინვერსიული უბანი. ეს ინვერსიული, ანუ n უბანი აერთებს ერთნამეთთან გამომდენსა და ჩამდენს და მათ შორის გაივლის დენი. ინვერსიული უბნის წარმოქმნის შემდეგ გაღარიბებული უბანი არ იცვლება. I_{B3} -ზე დადებითი ძაბვის გაზრდით, იზრდება ინვერსიული შრის სისქე, ამასთანვე იზრდება გამავალი დენი გამომდენსა და ჩამდენს შორის. იმ შემთხვევაში, როცა ჩამკეტზე



ნახ. 1.3 n ინდუცირებულ არხიანი მდნ-ველის ტრანზისტორის სტრუქტურის ძირითადი ელემენტები.

ძაბვა მეტია ზღურბლურ ძაბვაზე ($U_{B3} > U_{th}$) ფორმირდება არხი, მაგრამ თუ $U_{B3} = 0$ დენი მაინც არ გაივლის. ამ შემთხვევაში არხი თანაბარია მთელ სიგრძეზე.

ზღურბული ძაბვა U_{th} განისაზღვრება, როგორც ძაბვა, რომელითაც არხში ელექტრონების კონცენტრაცია ტოლია ხვრელების კონცენტრაციისა ქვესაფენში. n -არხიან მდნ ვტ გამდიდრების ტიპისას არხის ფორმირება ხდება, როცა $U_{B3} = U_{th}$. U_{th} ძაბვაზე მცირე U_{B3} ძაბვაზე არხი არაა, ხოლო მასზე მეტზე - არის.

ხელსაწყოს ჩამკეტზე ძაბვის მოდებისას, მისი ნაწილი ეცემა დიელექტრიკზე U_{ox} და ნაწილი გაღარიბებულ უბანზე U_{ch} . ზედაპირული მუხტის კომპენსაციისთვის მოითხოვება U_{th} -დან U_{ss} -ის ვარდნა. მეტალსა და ნახევარგამტარს შორის გამოსვლის მუშაობის სხვაობა იწვევს ნახევარგამტარის ზედაპირზე ენერგეტიკული ზონის

გამრუდებას, რომლისთვისაც საჭიროა კიდევ U_w ძაბვის ვარდნა. მაშასადამე, ამ შემთხვევაში U_{Σ} შეიცავს ოთხ წევრს:

$$U_{\Sigma} = U_d + U_{გაღ} + U_{ss} + U_w \quad (1.9)$$

ამიტომ, U_{Σ} დამოკიდებულია ქვესაფენში მინარევების კონცენტრაციაზე, დიელექტრიკის თვისებებზე, ქვესაფენის კრისტალურ ორიენტაციაზე (U_{ss}) და ჩამკეტის მეტალის სახეზე. ხშირად იონური ლეგირებით ხდება არხის უბნის მინარევის კონცენტრაციის რეგულირება.

მოვდოთ β -ზე დადებითი ძაბვა. ეს გამოიწვევს ელექტრონების ნაკადს g -დან β -კენ. ამ დენის ძალის სიდიდე რეგულირდება β_3 -ის ძაბვით. β_3 -ზე ზღურბლურ ძაბვაზე მეტი ძაბვის მოდებისას I_{β} დენი იზრდება, რადგან არხის სიღრმე იზრდება. ხელსაწყო უნდა განვიხილოთ ორ განზომილებაში, რადგანაც არის ვერტიკალური მიმართულება - ძაბვა ჩამკეტსა და ქვესაფენს შორის და ჰორიზონტალური - β -სა და g -ს შორის. ეს ორი ელექტრული ველი ურთიერთქმედებს ერთმანეთზე, რის შედაგად გაღარიბებული უბანი g -დან β -კენ სისქით იზრდება, ხოლო არხის სისქე მცირდება. β -ზე მოდებულია დადებითი ძაბვა ქვესაფენის მიმართ, იწვევს ქვესაფენში დამატებითი ელექტრონების მოყრას, ე.ი. გაღარიბების შრის გაზრდას. ძაბვა g -სა და β -ს შორის არის ჰორიზონტალური და არის ძაბვის IR ვარდნა არხის გასწვრივ. რადგანაც $U_{\beta_3} > 0$ ამიტომ U_{β} , რომელიც მეტია ნულზე, იწვევს არხის სისქის შემცირებას β -თან. როდესაც $U_{\beta} = U_{\beta_3} - U_{\Sigma}$, მაშინ არხის სისქე β -თან ნულის ტოლია. ამ შემთხვევაში ძაბვა β_3 -არხი, β -თან ახლოს ტოლია:

$$U_{\beta_3} - U_{\beta} = U_{\beta_3} - (U_{\beta_3} - U_{\Sigma}) = U_{\Sigma} \quad (1.10)$$

ეს ძაბვა იძლევა საშუალებას β -თან ახლოს კიდევ შევინარჩუნოთ ძლიერი ინვერსია. U_{β} -ის შემდგომი გადიდებით არხის უბანში β -თან ახლოს „გადაიკეტება“ და გაქრება, რადგანაც ამ უბანზე ძაბვა β -ქვესაფენი აღარაა საკმარისი ინვერსიისთვის. U_{β} -ის შემდგომი მომატებით კიდევ უფრო გაიზრდება გაღარიბების სისქე β -თან.

ხელსაწყო სამუშაო პარამეტრების უბანს, როცა არხი არსებობს β -სა და g -ს შორის, ეწოდება წრფივი უბანი, ხოლო უბანს, როცა არხი გადაიკეტა ეწოდება ნაჯერობის უბანი (არე). წრფივ უბანზე U_{β} -ს ზრდა იწვევს არხში დენის ზრდას.

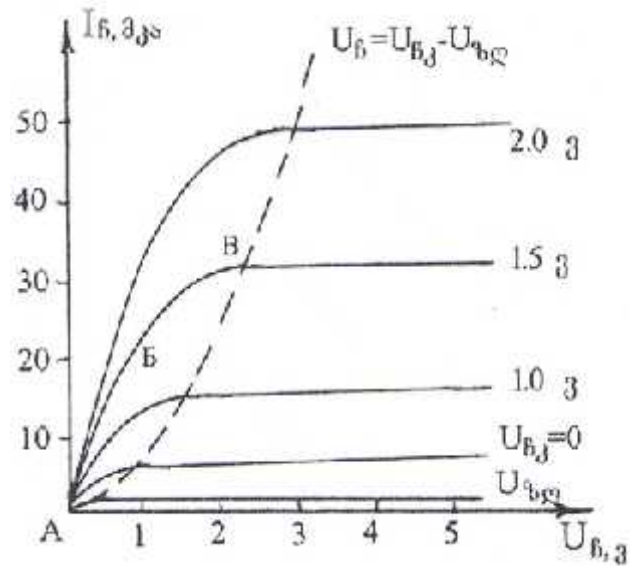
ნაჯერობის უბანში დენი მუდმივია, მიუხედავად U_R -ს ზრდისა. U_R -ის ზრდა ხმარდება გაღარიბებული უბნის გაზრდას, ხოლო დენის ძალა განისაზღვრება დარჩენილი არხის ნაწილით. U_R -ს გაზრდით არხის სიგრძე რამდენიმეჯერ მცირდება, რადგან ყველა მხრივ იზრდება R -ქვესაფენის გარდამავალი უბანი. არხის სიგრძე მცირდება, მაგრამ ამასთან ერთად I_R რამდენადმე იზრდება. ეს მოვლენა იწოდება არხის სიგრძის მოდულაციით. ეს იმის მიზეზია, რომ მდნ-ხელსაწყოს აქვს სასრული გამოსავალი წინააღმდეგობის მნიშვნელობა.

ნახ.1.4-ზე მოცემულია n -არხიანი მდნ ტრანზისტორის გამდიდრების რეჟიმის მახასიათებელთა ოჯახი. წყვეტილი ხაზი გამოყოფს წრფივ უბანს ნაჯერი უბნისგან.

1.4. იზოლირებულ ჩამკეტის ველის ტრანზისტორის ვოლტ-ამპერული მახასიათებლები

დავუშვათ ღერძების მიმართულებები: არხის სიგრძე X , სიღრმე Y , სიგანე Z (ნახ.1.3). არხი $X=0$ იყოს g -დან და $X=L$ R -თან, სიგანე Z და დიელექტრიკის სისქე l . g და ქვეაფენი ჩამიწებულია, ჩამკეტზე დადებითი ძაბვაა $U_{R3} > U_{R4}$ ისე, რომ g -სა და R -ს შორის არის გამტარი არხი. g -დან, რომ წამოვიდნენ ძვრადი ელექტრონები და ჩავიდნენ R -ში, ე.ი. რომ გაიაროს დენმა, g -სა და R -ს შორის მოდებულია მცირე მნიშვნელობის ძაბვა.

არხსა და R -ს შორის არის ვერტიკალური ველი, არხში g -სა და R -ს შორის ჰორიზონტალური ველი. ამ ველების ურთიერთქმედების გამო ვოლტ-ამპერული მახასიათებლის ამოცანა ორგამზომილებიანია. შედეგები შეიძლება გამარტივდეს,



ნახ.1.4 n-არხიანი გამდიდრების რეჟიმში მომუშავე მდნ ტრანზისტორის ვოლტ-ამპერული მახასიათებელი ჩკ-ზე სხვადასხვა ძაბვისას.

თუ დავუშვებთ, რომ არხის სიღრმე არაა დიდი (მცირე სიღრმის არხი). არხში დენის პოვნისთვის განვიხილოთ ვერტიკალური ველი, შემდეგ ჰორიზონტალური და მოვნახოთ ფუნქცია I_B , როგორც $U_B(U_{B3})$, ე.ი. $I_B(U_B)$ და $I_B(U_{B3})$.

დავუშვათ არხში გ-დან X მანძილზე ძაბვა გ-სა და ჩ-ს შორის არის $U(x)$. დავუშვათ, რომ $U_{B3} > U_{ul}$, მაშინ დიელექტრიკში დაძაბულობა

$$E = \frac{1}{l} [U_{B3} - U(x) - U_{ul}] \quad (1.11)$$

ნახევარგამტარის წინაუბანში მუხტი ტოლია სივრცული მუხტისა და ძვრადი მუხტის ჯამისა. წონასწორობისას ეს მუხტი ტოლია ჩკ-ზე არსებული მუხტისა (სიდიდით). გაუსისი თეორიით - ველის დაძაბულობის სრული ვექტორის ნორმალური ჩკ-თან რიცხობრივად ზედაპირული მუხტის სიმკვრივის ტოლია. ამიტომ:

$$\epsilon_0 E = \dots_s(x) \quad (1.12)$$

სადაც, ϵ_0 - დიელექტრიკის დიელექტრიკული მუდმივაა და $\dots_s(x)$ - ზედაპირული მუხტის სიმკვრივე კ/სმ². (1.11) და (1.12)-დან ვღებულობთ:

$$\dots_s(x) = \frac{VV_0}{l} [U_{\beta_3} - U(x) - U_{\text{ზლ}}] \quad (1.13)$$

დავუშვათ, არხში y_0 სიღრმეზე მუხტის ვერტიკალური განაწილება ერთგვაროვანია, მაშინ მუხტის მოცულობითი სიმკვრივე:

$$\dots_0(x) = \frac{\dots_s(x)}{y_0} \quad (1.14)$$

$\dots_0(x)$ - არხში უარყოფითი იონებისა და ძვრადი ელექტრონების სიმკვრივეა. დავუშვათ, უარყოფითი იონების მუხტი ნაკლებია ელექტრონების მუხთან შედარებით (ეს დასაშვებია, რადგანაც დენს ქმნის ძვრადი ელექტრონები). არხის x წერტილში ხვედრითი გამტარებლობა იქნება:

$$\dagger_n(x) = \dots_0(x) \sim_{ns} = \frac{\dots_s \sim_{ns}}{y_0} \quad (1.15)$$

სადაც, \sim_{ns} - არხში ელექტრონების ზედაპირული ძვრადობაა. \sim_{ns} თითქმის 2-ჯერ უფრო მცირეა მოცულობაში ძვრადობასთან შედარებით, რომელიც გამოწვეულია ზედაპირული დონეებიდან დენის მატარებლების დამატებითი გაბნევით. დავუშვათ, მთელი არხის სიგრძეში \sim_{ns} - მუდმივია. (1.13) და (1.15) ფორმულები იძლევიან, რომ:

$$\dagger_n(x) = \frac{\sim_{ns} VV_0}{y_0 l} [U_{\beta_3} - U(x) - U_{\text{ზლ}}] \quad (1.16)$$

ომის კანონით:

$$I_n(x) = \dagger_n(x) E(x) = \dagger_n(x) \frac{dU(x)}{dx} \quad (1.17)$$

თუ ჩავთვლით, რომ არხში ძაბვის ჰორიზონტალური ვარდნით IR იცვლება მხოლოდ x მიმართულებით, მაშინ

$$J_n(x) = I_n(x) A \quad (1.18)$$

სადაც, A არხის განივი კვეთის ფართობია, რომელიც ნახ.1.3-დან ტოლია:

$$A = ZY_0 \quad (1.19)$$

I_n არხის ნებისმიერ x წერტილში უნდა იყოს მუდმივი, ანუ

$$I_{\beta} = J_n(x) = ZY_0 \dagger_n(x) \frac{dU(x)}{dx} \quad (1.20)$$

აქედან:

$$I_{\beta} dx = ZY_0 \dagger_n(x) dU(x) \quad (1.21)$$

(1.16) ფორმულის ჩასმა (1.21)-ში მოგვცემს:

$$I_{\beta} dx = \frac{Z_{ns} W_0}{l} [U_{\beta_3} - U(x) - U_{\beta_0}] dU(x) \quad (1.22)$$

ინტეგრება:

$$I_{\beta} \int_0^L dx = \frac{Z_{ns} W_0}{l} \int_0^U [U_{\beta_3} - U(x) - U_{\beta_0}] dU(x) \quad (1.23)$$

იძლევა, რომ:

$$I_{\beta} = \frac{Z_{ns} W_0}{Ll} [(U_{\beta_3} - U_{\beta_0}) U_{\beta} - \frac{1}{2} U_{\beta}^2] \quad (1.24)$$

ეს ფორმულა სამართლიანია იმ შემთხვევაში, როცა გ-სა და ჩ-ს შორის არხია, ანუ როცა

$$U_{\beta_3} > U_{\beta_0} \quad \text{და} \quad U_{\beta} < U_{\beta_3} - U_{\beta_0} \quad (1.25)$$

1.5. იზოლირებულ ჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორის დიფერენციალური პარამეტრები

რეალური ვტ-ის შემთხვევაში ნაჯერობის რეჟიმისას არხში დენი მუდმივი კი არაა, არამედ ზრდადია, დახრილია აბსცისთა ღერძის მიმართ. რეალურად ჩამდენის დენი:

$$I'_{\beta} = I_{\beta} + I_{\beta 0} \quad (1.26)$$

სადაც, I_{β} - არხის დენია იდეალურ შემთხვევაში, რომელიც მმართველია რეალური დენისთვის, ხოლო

$$I_{\beta 0} = I_0 + I_{\beta \text{ გაქ}} \quad (1.27)$$

აქ I_0 - ჩქვესაფენის უბანზე $p-n$ გადასვლის უკუდენია, $I_{\beta \text{ გაქ}}$ - დიელექტრიკის გაჟონვის დენია ჩკ-სა და ჩ-ს შორის. U_{β} -ის ზრდით $I_{\beta 0}$ მცირედ იზრდება, რაც იწვევს ნაჯერობის რეჟიმში I_{β} -ს მცირე სიდიდით გაზრდას და მასზე დახრილობის გაჩენას. ეს მოცემულია ნახ. 1.4-ზე. ჩკ-ზე ძაბვის პოლარობა უნდა იყოს ინდუცირებულ არხში დენის ძირითადი მატარებლების ნიშნის საწინააღმდეგო.

ნახ.1.5-ზე მოცემულია ინდუცირებული n -არხიანი მდნ ტრანზისტორის რეალური ვოლტ-ამპერული გამოსავალი მახასიათებლების ოჯახი, ხოლო ნახ.1.6-ზე მისივე გარდამავალი, ანუ მართვითი მახასიათებელი.

ვტ-ში გამოსავალი დენი I_{β} იმართება შესავალი $U_{\beta 3}$ ძაბვით და და გაძლიერება ხასიათდება S დახრილობით:

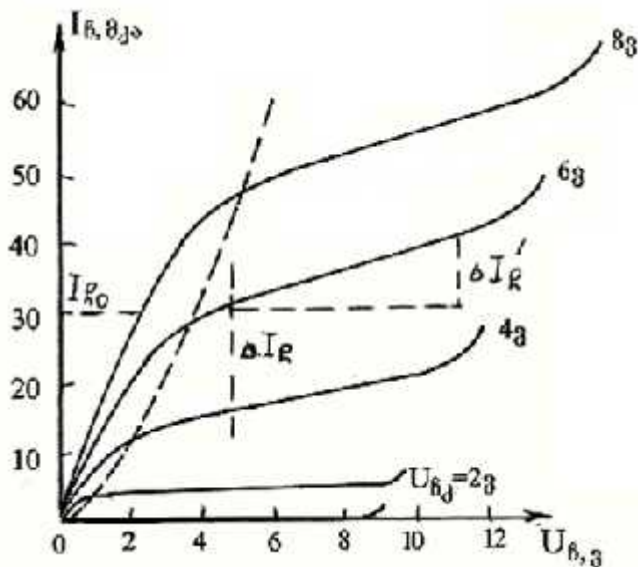
$$S = dI_{\beta} / dU_{\beta 3}, \text{ როცა } U_{\beta} = \text{Const} \quad (1.28)$$

წრფივ უბანში დახრილობა ტოლი იქნება:

$$S = \frac{Z}{L} \sim_{ns} C_0 U_{\beta} \quad (1.29)$$

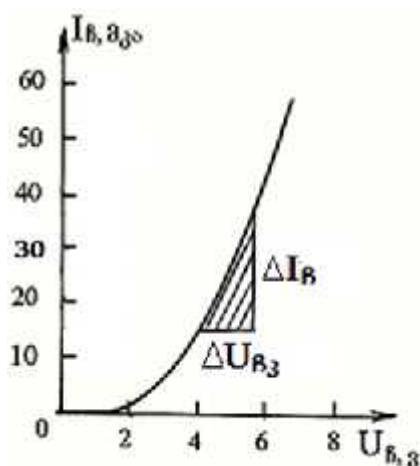
ხოლო ნაჯერობის უბანში:

$$S = \frac{Z}{L} \sim_{ns} C_0 (U_{\beta 3} - U_{\beta 0}) \quad (1.30)$$



ნახ. 1.5 ინდუცირებული n -არხიანი მდნ ტრანზისტორის რეალური

ვოლტ-ამპერული გამოსავალი მახასიათებლები.



ნახ. 1.6 ინდუცირებული n-არხიანი მდნ ტრანზისტორის გარდამავალი მახასიათებელი.

(1.29) და (1.30)-დან ჩანს, რომ დახრილობა იზრდება არხის სიგრძის, ზღურბლური ძაბვისა და დიელექტრიკის სისქის შემცირებით და არხში ძვრადობა, ჩკ-ზე ძაბვისა და არხის სიგანის გაზრდით.

პრაქტიკულად დახრილობა შეიძლება განისაზღვროს ნახ. 1.5 და ნახ. 1.6-დან. ნახ. 1.5-ზე აიღება რომელიმე $U_B = \text{Const}$ -ზე ΔI_B შესაბამის ორ მრუდს შორის მანძილი და შესაბამისი $\Delta U_{B,3}$. მაგალითად, $U_B = 5$ ვ-ზე ნახ. 1.5-დან ნაჯერობის უბანში აიღება $\Delta I_B = 28$ მკა და $\Delta U_{B,3} = 2$ ვ. $S = \frac{28}{2}$ მკა/ვ = 14 მკა/ვ. განზომილება ა/ვ = ომი⁻¹ = სმ („სიმსი“).

ასევე, წრფივ უბანში, მცირე U_B -თვის არხის, ანუ გამოსავალი გამტარებლობა განისაზღვრება ტოლობით:

$$g = dI_B/dU_{B,3} = 1/r, \text{ როცა } U_{B,3} = \text{Const} \quad (1.31)$$

ეს არის აგრეთვე არხის წინააღმდეგობის შებრუნებული სიდიდე.

წრფივი უბნისთვის მიიღება, რომ:

$$g = \frac{Z}{L} \sim_{ns} C_0 (U_{B,3} - U_{ზღ}) \quad (1.32)$$

აქედან ჩანს არხის გამტარებლობის გაზრდის გზები. ნაჯერობის რეჟიმში მუშაობისას გამოსავლო დენი არ იცვლება და ცხადია $g=0$, შესაბამისად არხის წინააღმდეგობა $r = \infty$. მაგრამ, ცნობილია, რომ ნაჯერობის უბანში გამტარი არხის სიგრძის შემცირების გამო არხის r წინააღმდეგობა დიდია, მაგრამ არა უსასრულო და შესაბამისად I'

β -ს აქვს დახრა. პრაქტიკულად, ნახ.3-დან მოცემულ $U_{\beta_3} = \text{Const}$ -თვის მოიძებნება ნაჯერობის უბანში ΔU_{β} და შესაბამისი $\Delta I'_{\beta}$. მაგალითად, $U_{\beta_3} = +6$ ვ-ზე, $\Delta U_{\beta} = 7$ ვ და $\Delta I'_{\beta} = (42-38) \text{ მკა} = 4 \text{ მკა}$ და მიიღება $g = \frac{4}{7} \text{ მკსმ} \approx 0,57 \text{ მკსმ}$, ხოლო $r = 1,7 \cdot 10^4$ ომი.

სტატისტიკური გაძლიერების კოეფიციენტი განისაზღვრება:

$$\mu = dU_{\beta} / dU_{\beta_3} \text{ როცა } I_{\beta} = \text{Const} \quad (1.33)$$

პრაქტიკულად, ნახ. 1.5-ზე აიღება $I_{\beta} = \text{Const}$ და შესაბამისად ΔU_{β} და ΔU_{β_3} -ის პოვნით განისაზღვრება (1.33)-ით გაძლიერების კოეფიციენტი. მაგალითად, $I_{\beta} = 38 \text{ მკა}$, $\Delta U_{\beta_3} = (8-6) \text{ ვ} = 2 \text{ ვ}$, შესაბამისად აიღება $\Delta U_{\beta} = (5-2) \text{ ვ} = 3 \text{ ვ}$ და მიიღება $\mu = \frac{3}{2} = 1,5$.

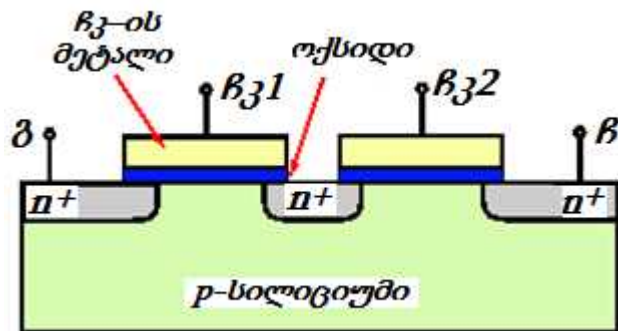
ვტ-ის ერთ-ერთი მახასიათებელია ზღბრული $U_{\text{ზღ}}$ ძაბვის სიდიდე, რომლის ცვლილება შეიძლება (1.10) ფორმულით. ის შეიძლება პრაქტიკულად განისაზღვროს. ზღბრული ძაბვა - ესაა ძაბვა ჩამკეტზე, როცა დენი ჩამდენზე იღებს რაგინდ მცირე მნიშვნელობას. მაგალითად, ანათვალთ აიღება $I_{\beta}(U_{\beta_3})$ -ზე (ნახ. 1.6), როცა $I_{\beta} \geq 0$, მაშინ $U_{\beta_3} = U_{\text{ზღ}}$ (ნახ. 1.6-ზე $U_{\text{ზღ}} \approx 1,7$ ვ).

1.6. ორჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორი

უკანასკნელ ხანს დიდი განვითარება მოიპოვა, ძირითადად მდნ ტიპის სახის მძლავრმა ველის ტრანზისტორებმა [57-58]. ისინი შედგებიან დაბალი სიმძლავრის რამდენიმე სტრუქტურისაგან ან ჩამკეტის განშლადი კონფიგურაციის სტრუქტურებისგან, რომელმაც გახადა შესაძლებელი შეექმნათ მძლავრი გასაღებები (იმპულსური) სპეციალური სტრუქტურის ველით ტრანზისტორებზე. ასეთი ხელსაწყოები იმართებიან მცირე (~ 5 ვ) ძაბვებით, ღია რეჟიმში აქვთ მცირე წინაღობა ($\sim 0,001$ ომი), დიდი დახრილობა და მცირე (რამდენიმე ათეული ნანოწამი) გადართვის დრო. ორჩამკეტიანმა ველით ტრანზისტორის შექმნამ მკვეთრად გაამარტივა მაღალსიხშირული გაძლიერების სქემები [59].

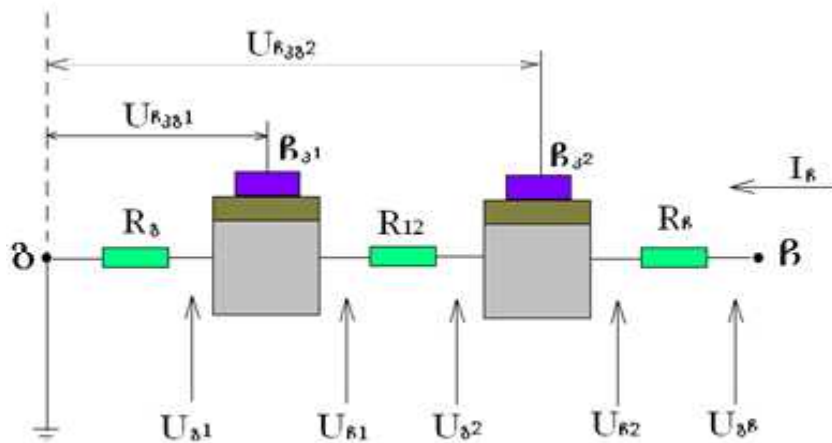
ორჩამკეტიანმა ველის ტრანზისტორმა (ოვტ) - ველის ტეტროდმა - ფართო გავრცელება მოიპოვა მაღალსიხშირულ (მს) და ზემადალსიხშირულ (ზმს)

გამდიერების სქემებში. ოვტ-ში ჩამკეტები მოთავსებულია გამომდენსა და ჩამდენს შორის. ორი ჩამკეტის გამოყენება, რომლებსაც დამოუკიდებლად შეუძლიათ არხის სისქის შეცვლა და შესაბამისად, ახდენენ მათში დენის მატარებლების ნაკადის რეგულირებას, საშუალებას იძლევა მნიშვნელოვნად გააფართოვოს ველის ტრანზისტორის ფუნქციონალური შესაძლებლობები (ნახ.1.7). განასხვავებენ ოვტ-ს არხის სხვადასხვა მხარეს ორი ჩამკეტით (ჰორიზონტალური, მოდულირებს არხის ერთ განივკვეთს) და არხის ერთ მხარეს (ვერტიკალური, მოდულირებს არხის ორ განივკვეთს). გამამდიერებლების შექმნაში ოვტ-ის კონსტრუქციულმა სახემ მისცა მას უპირატესობები სხვა ტიპის ტრანზისტორებთან შედარებით. ოვტ გამოიყენებიან მაღალსიხშირულ გამამდიერებლებში (აქვთ სიმძლავრის უფრო დიდი გამდიერების კოეფიციენტი, ვიდრე ერთჩამკეტიან ველის ტრანზისტორებს), სიხშირის გარდამქმნელებში (შემრეველებში, სიხშირეთა გამრავლებისა და დაყოფის ფუნქციის რეალიზაციისთვის), მკვეთრად ზრდიან ინტეგრაციის ხარისხს და ა.შ.



ნახ. 1.7 n ინდუცირებულ ორარხიანი მდნ-ველის ტრანზისტორის სტრუქტურის ძირითადი ელემენტები.

მაღალსიხშირულ რადიოგადაცემის აპარატურაში ხარისხის ძირითად კრიტერიუმად ითვლება ჰარმონიკის დასაშვები დონე და შემადგენლობის ინტერმოდულაციურობა (შიმ) [60]. ამიტომ ოვტ-ს მაღალწრფივული გენერატორული სტრუქტურის ტოპოლოგიის კონსტრუქციისა და გათვლისთვის საჭიროა შეირჩეს შიმ-ით დინამიკური დიაპაზონის მესამე ხარისხი (შიმ³). გამამდიერებლის სქემის ანალიზის ძირითად საშუალებისთვის გამოიყენებენ ოვტ-ს წრფივ და არაწრფივ მოდელებს, რომელთა შორის აღებულია ბაზური (ნახ.1.8) [61-62].



ნახ. 1.8 ბაზური ორჩამკეტიანი ველითი ტრანზისტორის მოდელი.

გ- გამომდენი; ჩ-ჩამდენი; ჩ_{კ1} და ჩ_{კ2} – პირველი და მეორე ჩამკეტებია;
 U-ს და R-ის ინდექსები მიუთითებენ 1 და 2 ტრანზისტორების ძაბვებს
 და წინაღობებს შესაბამისად.

ოვტ-ს წარმოდგენა, როგორც ორი ჩ_{კ1} და ჩ_{კ2} ერთჩამკეტიანი ველით ტრანზისტორების მიმდევრობითი შეერთება კარგად ხსნის ოვტ-ში მიმდინარე არაწრფივი პროცესების მიმდინარეობის თავისებურებებს. ნახ. 1.8-ზე $U_{\beta\beta1}$, $U_{\beta\beta2}$, $U_{\delta1}$, $U_{\delta2}$ - ძაბვაა საერთო გამომდენსა და შესაბამის პირველ და მეორე ტრანზისტორის ჩამკეტებს შორის, პირველ და მეორე ტრანზისტორის გამომდენების; $U_{\beta1}$, $U_{\beta2}$ - პირველი და მეორე ტრანზისტორის ჩამდენი და გამომდენი უბნების ძაბვებია შესაბამისად; $U_{\beta\delta}$ - ძაბვაა ჩამდენსა და გამომდენს შორის; R_{δ} და R_{β} - გამომდენის და ჩამდენის წინააღმდეგობებია შესაბამისად; R_{12} - პირველ და მეორე ტრანზისტორს შორის არხის წინააღმდეგობაა.

ზოგადად, შეიძლება ითქვას, რომ გამოსაკვლევ მოდელში ყველა ელემენტი არაწრფივია. მაგრამ, პირველ მიახლოებაში შეიძლება ჩაითვალოს, რომ არაწრფივი ეფექტების ძირითადი წყაროა დახრილობა $S = \frac{dI}{dU}$, სადაც I გამომდენის დენია და U პირველი ტრანზისტორის ჩამკეტ-გამომდენის ძაბვა. ამ დროს ჰარმონიკის დონე და შიმ ლუწი და კენტი რიგებისთვის განისაზღვრება შესაბამისი S დახრილობით. საინტერესოა შემთხვევა, როცა პირველი S' და მეორე S'' დებულებებზე ნულოვან მნიშვნელობას. ამ შემთხვევაში მიიღება მეორე და მესამე ჰარმონიკი ან მეორე და მესამე შიმ.

რადგანაც ოვტ-ის მოდელი წარმოდგენილია ორი ერთჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორის მიმდევრობითი შეერთებით, ამიტომ პირველი $R_{კ1}$ და მეორე $R_{კ2}$ -ის შესაბამისი დახრილობები შეიძლება განისაზღვროს ვოლტ-ამპერულ უბანში მომუშავე დახრილ და ნაჯერობის უბანში მომუშავე ერთჩამკეტიანი ტრანზისტორის დახრილობიდან.

რადგანაც ოვტ-ის საბოლოო, შემაჯამებელი დახრილობა დამოკიდებულია პირველის და მეორეს დახრილობაზე, ამიტომ აქაც საინტერესოა ის შემთხვევა, როცა პირველი S' და მეორე S'' ღებულობენ ნულოვან მნიშვნელობებს. რთული ელექტრული გამოთვლების შემდეგ მიიღება, რომ ამ შემთხვევაში:

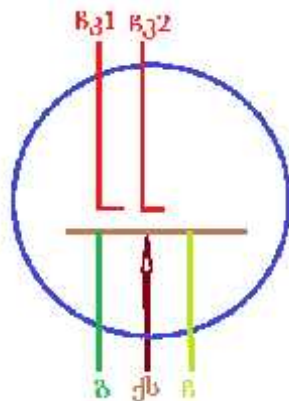
$$S'' = -\frac{3U_0 - U_{12}}{2R_{02}U_{12}} \quad (1.34)$$

და

$$S' = -\frac{U_{12}}{U_{11}R_{01}}, \quad (1.35)$$

სადაც, U_0, U_{12}, U_{11} არიან შესაბამისად გამომდენ ჩამდენის, მეორეს გამომდენის და პირველი გამომდენის ძაბვები, R_{01} და R_{02} პირველი და მეორეს გამომდენ ჩამდენის წინააღმდეგობები.

მაშასადამე, (1.34) და (1.35) გამოსახულებები ამყარებენ საჭირო თანაფარდობას პირველ და მეორე ჩამკეტის დახრილობებსა და ტრანზისტორის ორივე არხის პარამეტრებთან. ყველა ეს პარამეტრები შეიძლება განხორციელდეს ტექნოლოგიური გზით. ეს მოდელი დამტკიცებულია ექსპერიმენტულად.



ნახ. 1.9 ორჩამკეტიანი ველითი ტრანზისტორის სქემატური გამოსახვა.

ორჩამკვეტიანი ველითი ტრანზისტორის სქემატური გამოსახვა მოცემულია ნახ.1.9-ზე. ამ ნახაზზე გ-გამომდენია; ქს - ქვესაფენი, რომელიც შეერთებულია გამომდენთან და ჩამიწებულია; ჩ - ჩამდენი; ჩკ₁-პირველი ჩამკვეტი და ჩკ₂ - მეორე ჩამკვეტი.

2. ექსპერიმენტული მეთოდები

2.1. თხელი ფირების ფორმირების ტექნოლოგიური პროცესები

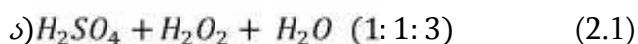
2.1.1. საფენის ზედაპირის ქიმიური დამუშავება

მიკროელექტრონიკაში ერთ-ერთ მთავარ როლს თამაშობს ნიმუშების ქიმიური დამუშავება, როგორც ექსპერიმენტების დაწყების წინ, ასევე მისი დამთავრების შემდეგ [63-66]. ექსპერიმენტული პროცესების ჩატარებისთვის ქვესაფენებად გამოყენებულ იყო 300მკმ სისქის და p-ტიპის სილიციუმის ფირფიტები, ხვედრითი წინააღმდეგობებით 10ომი-სმ, ყველა ფირფიტას ჰქონდა [100] ზედაპირული ორიენტაცია და იყვნენ დამუშავებული 14 კლასის სისუფთავით, ეპიტაქსიური გალიუმის არსენიდის ფირფიტები ელექტრონების კონცენტრაციით $2 \cdot 10^{17} \text{სმ}^{-3}$ და [100] ზედაპირული ორიენტაციით. სტიმულირებული პროცესებით მიღებული იქნა Si-ზე: HfO_2 , TiO_2 და ZrO_2 და GaAs-ზე საკუთარი ოქსიდი $x\text{Ga}_2\text{O}_3 + y\text{As}_2\text{O}_3$.

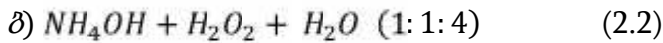
ოქსიდური ფირფიტების ფორმირებამდე ტარდებოდა ქვესაფენების ზედაპირების სტანდარტული ქიმიური დამუშავება. ცნობილია [67], რომ სილიციუმის ზედაპირზე ოთახის ტემპერატურაზე ფორმირდება რამდენიმე ატომური ფენა სილიციუმის „საკუთარი ჟანგი“, ზედაპირზე გაუწყვილებელი ბმების ხარჯზე. ასევე შესაძლებელია ზედაპირზე ატმოსფეროდან ან რაიმე ზედაპირიდან მოხვდეს მტვრის და ცხიმის ნაწილაკები. ამიტომ ზედაპირის გაწმენდას უშუალოდ ექსპერიმენტის ჩატარების წინ გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვს მათზე დაფენილი ან ფორმირებული მაღალი ხარისხის ფირების მიღებისათვის.

ა) სილიციუმის ზედაპირის უშუალოდ ქიმიური გასუფთავება მიმდინარეობს შემდეგი საფეხურების მიხედვით:

- 1) **განცხიმვა** ცხელ ორგანულ გამხსნელებში (აცეტონი, იზოპროპილის სპირტი), 5-10 წუთის განმავლობაში. ამ ეტაპზე ნიმუშის ზედაპირიდან ხდება ცხიმოვანი ბუნების მინარევების მოცილება [68].
- 2) **გარეცხვა** გამდინარე დეიონიზირებულ წყალში ორგანული გამხსნელების მოსაცილებლად, 5-10 წუთის განმავლობაში.
- 3) **ქიმიური დამუშავება ხსნარებში** [69]:

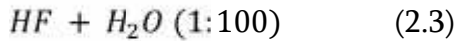


5 წუთის განმავლობაში, 45°C ტემპერატურაზე, შემდგომი გარეცხვით გამდინარე დეიონიზირებულ წყალში;



5 წუთის განმავლობაში, 45°C ტემპერატურაზე, შემდგომი გარეცხვით გამდინარე დეიონიზირებულ წყალში.

4) დეკოპირება - სილიციუმის ზედაპირიდან თხელი ჟანგის მოხსნა



5-10 წამის განმავლობაში და შემდგომი გარეცხვა გამდინარე დეიონიზირებულ წყალში;

- 5) ჰიდრომექანიკური გარეცხვა დეიონიზირებულ წყალში ცენტრიფუგით;
- 6) გაშრობა 1 წუთის განმავლობაში 2000 ბრ/წთ მბრუნავ ცენტრიფუგაზე;
- 7) ზედაპირების ვიზუალური კონტროლი MBC-10 მიკროსკოპით.

ქიმიური დამუშავების ამ ეტაპების გავლის შემდეგ ქვესაფენი (სილიციუმი) მომზადებულია მასზე ტექნოლოგიური პროცესების ჩასატარებლად.

ბ) GaAs–ის ზედაპირის მომზადებას უშუალოდ მასზე ოქსიდის ფორმირების წინ აქვს დიდი მნიშვნელობა [70]. უფრო ხშირად გამოიყენება ზედაპირის გაწმენდა მჟავების და ტუტეების ხსნარებში. ელექტროქიმიური გაწმენდა იშვიათად გამოიყენება, რადგან ის იწვევს ოქსიდში მუხტის ზრდას და შესაბამისად მახასიათებლების მკვეთრ გაუარესებას.

ექსპერიმენტისთვის გამოყენებულ იყო GaAs–ის ეპიტაქსიური ფირები, n- ტიპის, დენის მატარებელთა კონცენტრაციით $2 \cdot 10^{17} \text{ სმ}^{-3}$, ზედაპირის ორიენტაციით [100].

შედარებით თხელი $\sim 16 \text{ \AA}$ სისქის „საკუთარი“ ოქსიდური ფენა რჩება GaAs–ის ზედაპირის გაწმენდით მდულარე ტოლუოლში 5 წუთის განმავლობაში, შემდეგ გამდინარე დეიონიზირებულ წყალში გარეცხვა 10 წუთის განმავლობაში, მოწამვლით HCl:H₂O=5:3 ხსნარში 2 წუთის განმავლობაში, შემდეგ გამდინარე დეიონიზირებულ წყალში გარეცხვა 10 წუთის განმავლობაში [71]. ასეთი დამუშავების შემდეგ 72 საათის განმავლობაში ჰაერზე ყოფნისას ზედაპირზე ჩნდება $\sim 39 \text{ \AA}$ სისქის „საკუთარი“ ოქსიდური ფენა. GaAs–ის ზედაპირის დამუშავებისას NaOH:H₂O₂=15:10 უფრო მეტად იჟანგება დარიშხანი, ვიდრე გალიუმი.

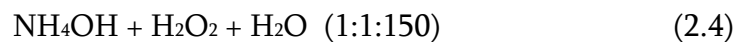
ოპტიმალური შედეგები მიიღება GaAs–ის ზედაპირის გაცხიმვით სამქლორიან ეთილში, აცეტონში, დაჟანგვა პლაზმაში 200 Å სისქემდე, შემდეგ მოწამვლა HCl–ში,

გამდინარე დეიონიზირებულ წყლში გარეცხვა 10 წუთის განმავლობაში, მოწამვლა $H_2SO_4: H_2O_2:H_2O=3:1:1$ მდუღარე ხსნარში 2 წუთის განმავლობაში და შემდეგ იგივე ხსნარში ოთახის ტემპერატურაზე, გამდინარე დეიონიზირებულ წყლში გარეცხვა 15 წუთის განმავლობაში. სასურველია ოქსიდირების წინ $GaAs$ -ის მეორე, არასამუშაო მხარე დაიფაროს მეტალის ფენით ოქსიდის სისქის ერთგვაროვნების მისაღწევად.

$GaAs$ -ის ზედაპირის ქიმიური გასუფთავება [72] მიმდინარეობს შემდეგი საფეხურების მიხედვით:

1) *განცხიმვა* ცხელ ორგანულ გამხსნელებში (ტოლუოლი, იზოპროპილის სპირტი), 5-10 წუთის განმავლობაში. ამ ეტაპზე ნიმუშის ზედაპირიდან ხდება ცხიმოვანი ბუნების მინარევების მოცილება. შემდგომი გარეცხვა გამდინარე დეიონიზირებულ წყალში;

2) დეკაპირება პროცესის წინ - ზედაპირიდან თხელი ჟანგის მოხსნა ხსნარში:



გარეცხვა გამდინარე დეიონიზირებულ წყალში;

3) *გაშრობა* 1 წუთის განმავლობაში 2000 ბრ/წთ მბრუნავ ცენტრიფუგაზე.

4) თხელი $\sim 16\text{\AA}$ სისქის „საკუთარი“ ოქსიდური ფენა იხსნება $GaAs$ -ის ზედაპირის გაწმენდით მდუღარე ტოლუოლში 5 წუთის განმავლობაში, შემდეგ გამდინარე დეიონიზირებულ წყლში გარეცხვა 10 წუთის განმავლობაში, მოწამვლით $HCl:H_2O=5:3$ ხსნარში 2 წუთის განმავლობაში, შემდეგ გამდინარე დეიონიზირებულ წყლში გარეცხვა 10 წუთის განმავლობაში [73]. ასეთი დამუშავების შემდეგ $GaAs$ -ის ზედაპირის დამუშავებისას $NaOH:H_2O_2=15:10$ უფრო მეტად იჟანგება დარიშხანი, ვიდრე გალიუმი და ტარდება სტადია I. ოპტიმალური შედეგები მიიღება როცა ხდება $GaAs$ -ის ზედაპირის დაჟანგვა პლაზმაში 200 \AA სისქემდე, შემდეგ მოწამვლა HCl -ში, გამდინარე დეიონიზირებულ წყლში გარეცხვა 10 წუთის განმავლობაში, მოწამვლა $H_2SO_4: H_2O_2:H_2O=3:1:1$ მდუღარე ხსნარში 2 წუთის განმავლობაში და შემდეგ იგივე ხსნარში ოთახის ტემპერატურაზე, გამდინარე დეიონიზირებულ წყლში გარეცხვა 15 წუთის განმავლობაში [74-75].

2.1.2. ფოტოლიტოგრაფია

ფოტოლიტოგრაფია, ანუ ე.წ. ოპტიკური ლიტოგრაფია ან ულტრაიისფერი (უი) ლიტოგრაფია არის პროცესი, რომელიც გამოიყენება მიკრო სტრუქტურების ფორმირებაში გარკვეული სურათის გასატანად თხელი ან მოცულობითი ფირების ზედაპირზე (ნახ. 2.1) [76]. ამ პროცესში სინათლის გამოყენებით სურათი გადაიტანება ფოტომაზლონიდან სპეციალურ სინათლის მგრძობიარე ქიმიურ ნივთიერებაზე - ფოტორეზისტზე, რომელიც დაფენილია ნიმუშზე (სურ.1). შემდგომი ექსპონირებით, ქიმიური დამუშავებით და სასურველი მასალის დაფენით შესაძლებელია ფოტორეზისტის ქვეშ მიღებულ იქნას ფოტომაზლონის შესაბამისი სურათი. მაგალითად, თანამედროვე კომპლექსური ინტეგრირებული სქემების წარმოებაში გამოიყენება ფოტოლიტოგრაფია, რომელიც მოიცავს 50 ციკლს.

ფოტოლიტოგრაფია ახლოს არის ფოტოგრაფიის ფუნდამენტურ პრინციპებთან იმით, რომ სურათი მიიღება ფოტორეზისტზე სინათლის მოქმედების შედეგად და შემდეგ გამჟღავნებით (ფოტორეზისტის ქიმიური მოწამვლა).

სინათლე შეიძლება მოხვდეს ფოტორეზისტზე ფოტომაზლონის გავლით ან მის გარეშე. პროცესს, რომელიც მიმდინარეობს ფოტომაზლონის გარეშე ახასიათებს დიდი სიზუსტე, ფორმის სიმკვეთრე და მარალი გარჩევისუნარიანობა. ის უზრუნველყოფს ზუსტ კონტროლს სურათის ფორმასა და ზომას მთელ ზედაპირზე, მაგრამ მას გააჩნია ერთი ნაკლოვანი მხარე: მას შეუძლია დაამუშაოს ბრტყელი ზედაპირები და მოითხოვს ექსტრემალურად სუფთა პირობებს [77].

ფოტოლიტოგრაფიის საფეხურები:

ა) ზედაპირის გასუფთავება

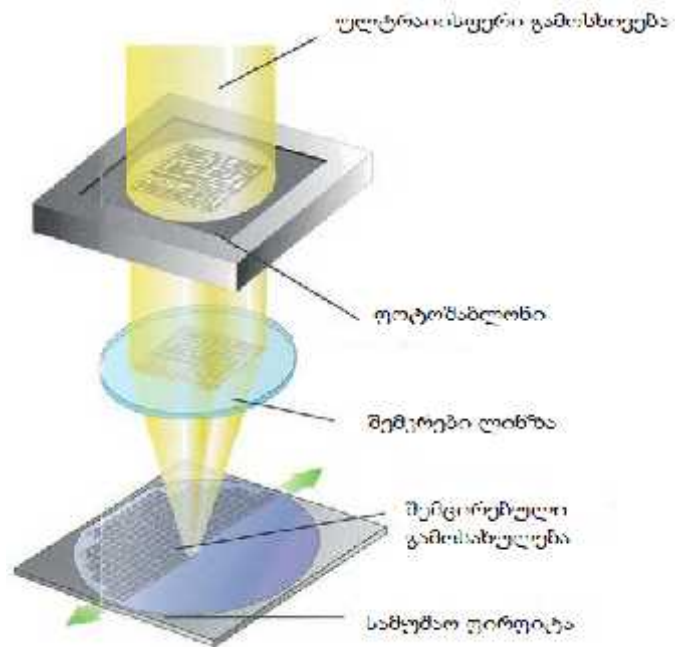
თუ ზედაპირზე არის ორგანული ან არაორგანული ნაერთები, ისინი უნდა მოიხსნას ქიმიური დამუშავებით. მაგალითად, ხსნარებში, რომლებიც შეიცავენ წყალბადის პეროქსიდს.

ბ) ფირფიტის მოზადება საწყის ეტაპზე ფირფიტა უნდა გაცხელდეს გარკვეულ ტემპერატურამდე იმისათვის, რომ ზედაპირიდან მოხდეს წყლის ორთლის მოცილება. ფირფიტები, რომლებიც დიდი ხნის განმავლობაში ინახებოდა საჭიროა მათი ქიმიური დამუშავება, რათა ზედაპირიდან მოიხსნას ყოველგვარი დაბინძურება.

გ) ფოტორეზისტის გამოყენება. ფირფიტაზე ეფინება ფოტორეზისტი ცენტრიფუგის საშუალებით (სურ.2.2). ფოტორეზისტი არის ბლანტი, თხევადისითხე,

რომელიც ეწვეთება მარალი სიჩქარით მზრუნავ ფირფიტაზე და იშლება მთელ მის ზედაპირზე ერთგვაროვანი ფენის სახით. ფირფიტა ბრუნავს 1200-4800 ბრ/წთ სიჩქარით 30-60 წამის განმავლობაში. ამ დროს მიღებული ფოტორეზისტის სისქეებია 0.5-2.5 მკმ.

მზრუნავი სისტემის გამო მიიღება ერთგვაროვანი სისქის ფოტორეზისტი 5-10ნმ-ის სიზუსტით [78]. ასეთი ერთგვაროვნება აიხსნება იმით, რომ ფოტორეზისტის ქვედა ფენები უფრო ნელა მოძრაობენ, ვიდრე ზედა ფენები. ამიტომ ზედა ფენების სწრაფი მოძრაობის გამო ზედმეტი ნაწილები წყდება ფირფიტას, ქვედა ფენები კი უფრო მჭიდროდ არიან შექვებულნი ფირფიტას და ნელი მოძრაობის გამო რადიალური მიმართულებით ქმნიან საკმაოდ ერთგვაროვან ბრტყელ ზედაპირს.



სურ. 2.1 ფოტოლიტოგრაფიის პროცედურული წარმოსახვა



სურ. 2.2 ფოტორეზისტის დაფენა

საბოლოო სისქე განისაზღვრება ფოტორეზისტიდან ხსნარის აორთქლებით. ბოლო პროცედურა ფოტორეზისტის დაფენისა არის მისი გამოწვა $90-100^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე 30-60 წამის განმავლობაში ბრტყელი ზედაპირის მქონე გამახურებელზე [79].

დ) *ექსპოზიცია და გამჟღავნება*. ფოტორეზისტიტის გამოშრობის შემდეგ ხდება ექსპოზიცია ანუ დასხივება [80]. დასხივდება ის არეები, რომლებიც შეესაბამება ფოტომაბლონს. დასხივებული არეების ქიმიური თვისებები იცვლება, რაც იმას ნიშნავს, რომ სპეციალურ ხსნარში, გამაჟღავნებელში, მოთავსების შემდეგ ეს არეები იხსნება ხსნარში და რჩება დაუსხივებელი ფოტორეზისტი. არსებობს ფოტორეზისტის ორი სახეობა: პოზიტიური და ნეგატიური. პოზიტიური ფოტორეზისტის შემთხვევაში ხდება დასხივებული არეების გამჟღავნება, რადგან ქიმიურად არამდგრადი ხდება, ხოლო ნეგატიურის შემთხვევაში დასხივებული არეები ქიმიურად მდგრადი ხდება და სხვა გამაჟღავნებელში იხსნება დაუსხივებელი ფოტორეზისტის არეები. არსებობს ფოტორეზისტები, რომლებიც გასხივების რეჟიმების, ტემპერატურის და გამოშრობის დროის მიხედვით იქცევიან, როგორც პოზიტიური, ისე ნეგატიური ფოტორეზისტები.

გამაჟღავნებელი (სურ.2.3) ჩვეულებრივ შეიცავს ნატრიუმის ჰიდროქსიდს (NaOH), მაგრამ როგორც კვლევებმა აჩვენა ნატრიუმი არასასურველი ნივთიერებაა ველის ტრანზისტორების წარმოებაში გამოსაყენებლად. იგი დეგრადაციას უკეთებს დიელექტრიკის თვისებებს, მიგრირებენ დიელექტრიკში ამცირებენ გარღვევის ძაბვის მნიშვნელობას, რაც ესოდენ მნიშვნელოვანია ველის ტრანზისტორებისათვის. ამიტომ, იყენებენ ტეტრაეთილამონიუმის ჰიდროქსიდს, რომელიც თავისუფალია მეტალური იონებისაგან.

გამაჟღავნების შემდეგ ხდება რეზისტის ძლიერი გამოშრობა 120-180°C ტემპერატურაზე 20-30 წუთის განმავლობაში [81]. ამ ეტაპის მიზანია რეზისტის საკმაოდ გამოშრობა და გამაგრება, რათა გაუძლოს ხანგრძლივ ქიმიურ დამუშავებას, იონების იმპლანტაციას, პლაზმურ დამუშავებას.

ე) მოწამვლა. მოწამვლა არსებობს ორი სახის: სველი ანუ ქიმიური და მშრალი ანუ პლაზმური მოწამვლა. ქიმიური რეაგენტი ნიმუშს მოაცილებს ზედა ფენებს, რომლებიც არ არიან დაცულნი ფოტორეზისტის მიერ. ნახევარგამტარულ წარმოებაში ფართოდ არის გავრცელებული მშრალი მოწამვლა. იგი გამოირჩევა მოწამვლის ანიზოტროპულობით, რაც ხელს უწყობს არასასურველი ადგილების მოწამვლას და მხოლოდ ერთი მიმართულებით ხდება მოწამვლა. ამ დროს სისქის კონტროლი შესაძლებელია დიდისიზუსტით. სველი მოწამვლა უმთავრესად იზოტროპულია [82].

ვ) ფოტორეზისტის მოცილება. შემდგომი პროცესების განმავლობაში რეზისტი აღარ არის საჭირო, ამიტომ ის უნდა მოიხსნას ნიმუშის ზედაპირიდან. შესაძლებელია ქიმიურად ხსნარში მოწამვლით ან პლაზმურად. პლაზმა უნდა შეიცავდეს ჟანგბადის იონებს, რადგან ისინი ჟანგავს რეზისტს და მიიღება მფრინავი ნაერთი, რომელიც თავის მხრივ ვაკუუმური ტუმბოს მიერ გამოიქაჩება ვაკუუმური კამერიდან.

ზ) ფოტოშაბლონი. სურათი, რომელიც დაიხატება ფოტოშაბლონზე (სურ.2.4) იქმნება კომპიუტერული პროგრამით. შემდეგ ეს სურათი მრავლდება და გადაიტანება კვარცის ფირფიტაზე, რომელიც დაფარულია ქრომით. სანამ სურათის გადატანა მოხდება, ფოტოშაბლონი დაფარული ქრომით იფარება ფოტორეზისტით. ექსპოზიციის დროს, რომელიც ხორციელდება ან ლაზერით ან ელექტრონებით, დამუშავდება ფოტორეზისტის ის უბნები, რომლებიც იყო დახატული

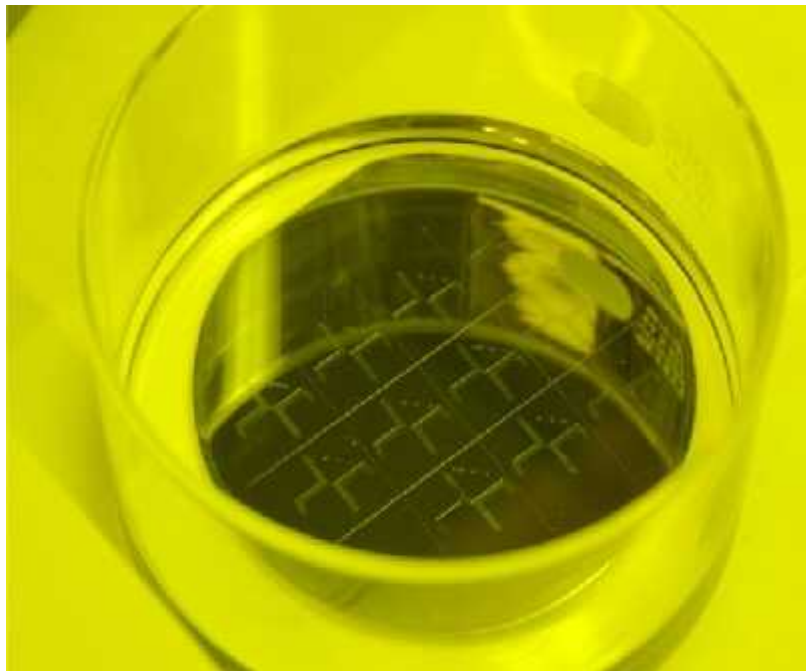
კომპიუტერულ პროგრამაში. შედეგად, დასხივებული რეზისტის გამჟღავნების შემდეგ იწამლება ქრომი და რჩება გამჭვირვალე კვარცის უბნები, რომლებშიც შემდგომ გაივლის სინათლის სხივი.

თ) რეზოლუცია. სუფთა სურათის პროექციის შესაძლებლობები მცირე მასშტაბებში შეზღუდულია სინათლის ტალღის სიგრძეებით, რომლებიც გამოიყენება ფოტოლიტოგრაფიაში. ასევე შეზღუდულია მაფოკუსირებელი ლინზის შესაძლებლობები. თანამედროვე ფოტოლიტოგრაფიაში გამოიყენება ღრმა ულტრაიისფერი გამოსხივება, რომელსაც იძლევა ე.წ. ექსიმერული ლაზერი ტალღის სიგრძეებით 248-193 ნმ. ეს გამოსხივება საშუალებას იძლევა მივიღოთ 50 ნმ სიდიდის გამოსახულება.

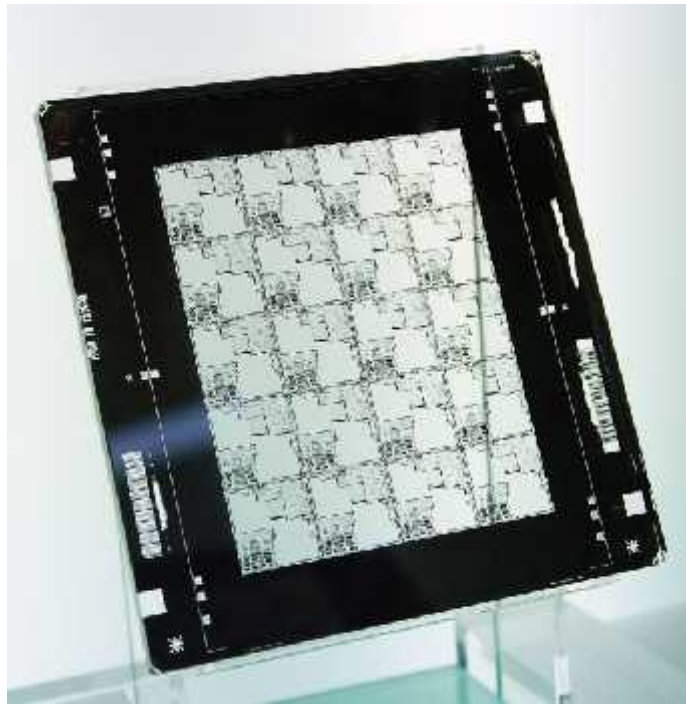
გამოსახულების მინიმალური ზომა, რომელსაც იძლევა მაპროექცირებელი სისტემა გამოითვლება შემდეგნაირად [83]:

$$CD = K\lambda/NA \quad (2.5)$$

სადაც, CD არის გამოსახულების მინიმალური ზომა (Critical Dimension), K - პროცესთან დაკავშირებული კოეფიციენტი რომელიც ყოველთვის 0,4-ის ტოლია, λ –



სურ. 2.3 ფოტორეზისტის ექსპონირება



სურ. 2.4 ფოტომაზონი

სინათლის ტალღის სიგრძე, რომელიც გამოიყენება ლიტოგრაფიაში, NA - ლინზის მახასიათებელი სიდიდე, რომელიც დამოკიდებულია ლინზიდან სინათლის გაშლის კუთხეზე და განისაზღვრება შემდეგნაირად:

$$NA = n \times \sin\theta \quad (2.6)$$

n - ლინზის გარდატეხის მაჩვენებელია, θ - სფერული კუთხე. როგორც ფორმულიდან ჩანს, რაც უფრო მცირეა ტალღის სიგრძე, მით უფრო მცირე ზომის გამოსახულების მიღებაა შესაძლებელი.

სინათლის წყაროები:

ისტორიულად, ფოტოლიტოგრაფია იყენებდა ულტრაიისფერ სინათლეს, რომელიც მიიღებოდა გაზის განმუხტვის ნათურებში ვერცხლისწყლის გამოყენებით, ზოგჯერ კი კეთილშობილურ აირებთან ერთად, როგორცაა ქსენონი [84]. ეს ნათურები იძლეოდა ულტრაიისფერი გამოსხივების სპექტრის რამდენიმე მკვეთრ პიკს. ამ სპექტრის გაფილტვრის შემდეგ შეირჩეოდა ერთი სპექტრალური ხაზი. 1960-1980 წლებში Hg -ის ნათურები გამოყენებული იყო ლიტოგრაფიაში მათი სპექტრალური ხაზებით 436ნმ, 405ნმ და 365ნმ. თუმცა, ნახევარგამტარული ინდუსტრიის საჭიროებიდან გამომდინარე აუცილებელი გახდა უფრო მაღალი

გარჩევადობა (მაღალი ინტეგრაცია და სწრაფქმედება) და დაბალი საწარმოო ხარჯები. ამ მოთხოვნებს კი აღნიშნული ნათურები ვედარ აკმაყოფილებდნენ [85].

ამ ტექნოლოგიურ გამოწვევებს პასუხი გასცა 1982 წელს შემოთავაზებულმა ახალი ტიპის სინათლის წყარომ ე.წ. ექსიმერულმა ლაზერებმა, რომლის პრეზენტაციაც შედგა IBM -ის კორპორაციაში კანტი ჯეინის მიერ. თანამედროვე ეპოქაში ექსიმერული ლაზერული ლიტოგრაფიის დანადგარებს იყენებენ მიკროელექტრონული ხელსაწყოების წარმოებისათვის. ტექნოლოგიური ხელსაწყოების ფენომენალური განვითარების წყალობით გასული ორი ათეული წლის განმავლობაში ექსიმერული ლაზერული ლიტოგრაფია ერთ-ერთ მნიშვნელოვან ფაქტორად იქცა მცირე ზომის გამოსახულების ფორმირების საქმეში. 1990-2010 წლებში ზომები შემცირდა 0,5მკმ-დან 45ნმ-მდე. ეს ტენდენცია გრძელდება და გამოსახულების ზომა მიაღწევს 10ნმ-ს.

ლიტოგრაფიის სისტემებში საწუველთაოდ გამოყენებული ღრმა ულტრაიისფერი ექსიმერული ლაზერები არის კრიპტონის ფლუორიდი - 248ნმ და არგონის ფლუორიდი - 193ნმ ტალღის სიგრძეებით. სართოდ, ექსიმერული ლაზერები განკუთვნილია კონკრეტული გაზის ნარევისთვის, ამიტომ, ტალღის სიგრძის ცვლილება არ არის ტრივიელური საკითხი, რადგან ახალი სიგრძის სინათლის ტალღის წარმოება აბსოლუტურად განსხვავებულია და განსხვავებულია თვით ნივთიერების მიერ სინათლის შთანთქმის მოვლენაც. მაგალითად, ჰაერი სინათლეს შთანთქავს 193ნმ-ის ფარგლებში, ამ ნიშნულის ქვემოთ საჭირო ხდება ვაკუუმური სისტემის გამოყენება ფოტოლიტოგრაფიის პროცესისას, ეს კი დიდი გამოწვევაა ტექნოლოგიების წინაშე. უფრო მეტიც, დიელექტრიკული მასალის სილიციუმის დიოქსიდის (SiO_2) გამოყენება და მისი ექსპონირება ხდება მისი აკრძალულ ზონაზე მაღალი ენერჯის ფოტონებით, მაშინ ხდება ელექტრონების და ხვრელების გენერაცია და მიიღება უარყოფითი მუხტი. ამასთან, ბოლო ორი ათეული წლის განმავლობაში ამ მიზნით სწრაფი განვითარება ჰპოვა ე.წ. ექსიმერულმა ნათურებმა, რომლებმაც გარკვეული უპირატესობები შეიძინა სხვა ულტრაიისფერი გამოსხივების წყაროებთან შედარებით. ოპტიკური ლიტოგრაფია განვითარდა და მიაღწია გამოსახულების ზომას <50ნმ, რისთვისაც გამოყენებულ იქნა ArF ექსიმერული ლაზერი [86] ტალღის სიგრძით 193ნმ და თხევადი სისტემა „immersion techniques“. ეს

სისტენა გულისხმობს, რომ სინათლე ლინზების სისტემის შემდეგ გაივლის სითხეს და შემდეგ ხვდება ფოტორეზისტზე. ეს ტექნიკა საშუალებას იძლევა NA კოეფიციენტი გაიზარდოს ერთამდე. სითხის როლში გამოიყენება ულტრა სუფთა დეიონიზირებული წყალი, რომლის გარდატეხის მაჩვენებელი მეტია ვიდრე ჰაერის. წყალი მუდმივად ცირკულირებს, რათა გამოირიცხოს ტემპერატურული ეფექტი. წყლის გამოყენების შემთხვევაში NA იზრდება 1.4-ჯერ, ხოლო სხვა მასალის (მაღალი გარდატეხის მაჩვენებელი) გამოყენების შემთხვევაში მისი სიდიდე მკვეთრად გაიზრდება.

2.1.3. ფირების დაფენის ვაკუუმური პროცესი

ვაკუუმური დაფენის პროცესის დროს ხდება დასაფენი ნივთიერების გადატანა ამორთქლებლის წყაროდან (ნახ. 2.5) (მისი გაზურ ფაზაში გადაყვანის ადგილიდან) ქვესაფენის ზედაპირამდე, რომლის მოძრაობა ხდება წრფივ ტრაექტორიაზე 10^{-2} კა და უფრო დაბალ წნევაზე [87]. დასაფენი მასალის ნაწილაკის ქვესაფენის ზედაპირამდე დაჯახების პროცესი დამოკიდებულია მის ენერგიაზე, ტემპერატურაზე და დასაფენი და საფენი მასალის ქიმიურ გვარობაზე. საფენამდე მისული ატომები ან მოლეკულები შეიძლება აირეკლონ ზედაპირიდან, ან ადსორბირდენ მასზე და შემდეგ დესორბირდენ რაღაც დროის შემდეგ, ან ადსორბირდენ და მოახდინონ საფენთან კონდენსაცია. ნაწილაკის დიდი ენერგიისას, საფენის დიდი ტემპერატურისას და ქიმიური შეუთავსებლობისას მოხდება არეკვლა ზედაპირიდან [88]. აორთქლებული ნაწილაკის ძალიან მცირე ნაკადისას იმ შემთხვევაშიც კი, თუ მოხდა ადსორბცია და საფენის ზედაპირზე დასაფენი ატომები არ შეხვდნენ ერთმანეთს ზედაპირზე, არ წარმოიქმნება მარცვლოვანი სტრუქტურის წამონაზარდები და საფენზე ფირი არ გაიზრდება [89]. დაფენილი ფირის სტრუქტურა დამოკიდებულია მასალის თვისებაზე, მის ენერგიაზე, დაფენის ტემპერატურაზე, ზედაპირის მდგომარეობაზე და რაც მთავარია ვაკუუმის ხარისხზე, ანუ ფირში მინარევების რაოდენობაზე. თერმული ვაკუუმური აორთქლების მეთოდი ფართოდ გავრცელებული მეთოდი ვაკუუმური დაფენის მეთოდებს შორის. რეზისტული გამახურებელში დენის

გატარების დროს მასზე მყოფი ნივთიერება დნება და ორთქლებდა ვაკუუმში. ვაკუუმში საშუალებას აძლევს ორთქლის ნაწილაკებს კონდენსაცია განიცადონ დასაფენი ნივთიერებაზე, ნიმუშზე. მაღალ ვაკუუმში გაფრქვეული ნაწილაკების თავისუფალი განარბენის სიგრძე გაცილებით მეტია ვიდრე წყაროსა და ნიმუშს შორის მანძილია, ამიტომ მათ შეუძლიათ ნიმუშზე მოხვედრა ვაკუუმში არსებულ მოლეკულებზე დამატებითი განბნევის გარეშე. დაფენილი ფირის სტრუქტურა დამოკიდებულია მასალის თვისებაზე, მის ენერგიაზე, დაფენის ტემპერატურაზე, ზედაპირის მდგომარეობაზე და რაც მთავარია ვაკუუმის ხარისხზე. ვაკუუმის ხარისხი კი ხასიათდება გარემოში მყოფი (ნარჩენი) გაზის მოლეკულების რაოდენობით. დასაფენი ფირის მოლეკულები, ნარჩენი გაზის მოლეკულეთან დაჯახების გამო, დაგაიხრებიან საწყისი მიმართულებიდან და ამდენად გადიან დაფენის ზონიდან. რამდენიმე ასეთი დაჯახების შემდეგ შეიძლება ვეღარ მოხვდნენ საფენზე და ისინი არიან დაკარგულნი ფირის შედგენილობისთვის. ფირის მასის გადამტანის შესწავლისთვის საჭიროა ორ დაჯახებას შორის მანძილის ცოდნა. ამიტომ შემოაქვთ ცნება – დასაფენი ფირის გაზის მოლეკულების თავისუფალი განარბენის საშუალო მანძილი ($\bar{\lambda}$). ეს სიდიდე განსაზღვრავს მანძილს ორ დაჯახებას შორის.

ვაკუუმის ხარისხის გაზრდისას იზრდება ორ დაჯახებას შორის მანძილი, ანუ თავისუფალი განარბენის სიგრძე [90]. ამ შემთხვევაში მცირდება დასაფენი სტრუქტურის მასის გადამტანი მოლეკულების დაჯახებათა რიცხვი ნარჩენი გაზის მოლეკულეთან და მიიღება დაფენილი სტრუქტურა უფრო სუფთა. შეიძლება დავუშვათ, რომ გაზის ყველა მოლეკულა, ერთისგარდა, გაჩერებულია და ამ მოლეკულაზე ხდება დასაფენი სტრუქტურის მასის გადამტანი მოლეკულის დაჯახება. თუ მოლეკულის განივი კვეთის დიამეტრია d , მაშინ დაჯახება მოხდება მოძრავი მოლეკულის fd^2 ფართის შიგნით და ის მანამდე გაივლიდა $\bar{v}dt$ ტრაექტორიას, სადაც \bar{v} საშუალო სიჩქარეა და dt დროის შუალედი. მოცულობა, რომელშიც ხდება დაჯახება იქნება $V = fd^2\bar{v}dt$. 1სმ^3 -ში მოლეკულათა რიცხვია $\frac{N}{V}$, მაშინ 1სმ^3 -ში დაჯახებათა რიცხვი იქნება $n = \frac{N}{V}fd^2\bar{v}dt$. დაჯახება ხდება ერთი მოლეკულის მოძრაობით, რომელიც გადის ტოლ $\bar{v}dt$ წრფეებს. ასეთი მანძილები,

წრფეები ამ მოცულობაში იქნება n და თავისუფალი განარბენის საშუალო მანძილი იქნება:

$$\lambda = \frac{\bar{v}dt}{n} = \left[\left(\frac{N}{V} \right) f d^2 \right]^{-1} \quad (2.7)$$

თუ გავითვალისწინებთ, რომ მოცულობაში სხვა მოლეკულებიც მოძრაობენ და მოძრაობა ფარდობოთია, მაშინ:

$$\lambda = \frac{\bar{v}dt}{n} = \left[\left(\frac{N}{V} \right) f d^2 \sqrt{2} \right]^{-1} \quad (2.8)$$

თუ გამოვიყენებთ იდეალური გაზის მოძრაობის განტოლებას, მივიღებთ, რომ:

$$\lambda = \frac{kT}{P f d^2 \sqrt{2}} \quad (2.9)$$

სადაც, P გაზის წნევაა. (2.9)–დან ჩანს, რომ თავისუფალი განარბენის საშუალო მანძილი წნევის უკუპროპორციულია. ვაკუუმური დაფენის მეთოდებისთვის ისაა საერთო, რომ რაც მცირეა დაჯახება მასის გადამტან მოლეკულებსა და ნარჩენი გაზის მოლეკულებს შორის, მით სუფთაა დაფენილი მასალა. ეს ნიშნავს, რომ დიდი უნდა იყოს λ , ანუ რაც შეიძლება მცირე უნდა იყოს P წნევა – უნდა იყოს მაღალი ვაკუუმი.

ვაკუუმის ხარისხი ხასიათდება გაზის ატომის თავისუფალი განარბენის საშუალო მანძილის ფარდობით აირის d მანძილთან, λ/d . როდესაც ფარდობა $\lambda/d \ll 1$ ვაკუუმი დაბალია, როცა $\lambda/d \sim 1$ საშუალოა და მაღალია, როცა $\lambda/d \gg 1$.

თერმოვაკუუმური დაფენა შეიძლება გავყოთ ოთხ ძირითად ეტაპებად:

- 1) ნივთიერების აორთქლება;
- 2) ორთქლის გავრცელებას წყაროდან საფენამდე;
- 3) ნივთიერების ორთქლის კონდენსირება ალუბულ საფენზე და
- 4) ემბრიონების წარმოქმნა და ფენის გაზრდა.

ნივთიერების ორთქლის წარმოქმნა მიმდინარეობს სუბლიმაციის მექანიზმით. ტემპერატურის ზრდასთან ერთად იზრდება ატომების საშუალო კინეტიკური ენერგია და მატულობს ალბათობა იმისა, რომ ატომი მოწყდება ზედაპირს და გავრცელდება თავისუფალ გარემოში ორთქლის სახით.

აორთქლების კუთრი სიჩქარე, რომელიც ტოლია 1 წამში, 1 სმ² ზედაპირიდან აორთქლილი ნივთიერებისა, აღიწერება შემდეგი კანონით:

$$V = 5.85P_s \frac{\sqrt{M}}{T} \quad (2.10)$$



სურ. 2.5 ვაკუუმური თერმული აორთქლება

სადაც, P_s გაჯერებული ორთქლის წნევაა, M ნივთიერების მოლური მასაა და T ტემპერატურა. გაჯერებული ორთქლის წნევა პირდაპირპროპორციულია ტემპერატურის. ყოველი 5-10 % ტემპერატურის გაზრდა იწვევს წნევის გაზრდას ერთი რიგით.

ორთქლის გავრცელება წყაროდან საფენამდე ხორციელდება დიფუზიის და კონვექციის ხარჯზე, რომლებზეც თავის მხრივ მოქმედებს ვაკუუმის ხარისხი. სწრაფი და ხარისხიანი დაფენისთვის საჭიროა მიმართული ორთქლის ნაკადის მიღება. ამის გაკეთება შესაძლებელია თუ ორთქლის ნაწილაკების თავისუფალი განარბენის λ სიგრძე იქნება უფრო დიდი ვიდრე ორთქლის წყაროდან საფენამდე მანძილია. აირების კინეტიკური თეორიიდან ცნობილია შემდეგი ფორმულა [91]:

$$\lambda_{საშ} = kT/(\pi\sqrt{2}\delta^2P) \quad (2.11)$$

სადაც $\lambda_{საშ}$ თავისუფალი განარბენის საშუალო სიგრძეა, $k = 1.37 \cdot 10^{-17}$ - ბოლცმანის მუდმივაა, T - აბსოლუტური ტემპერატურაა, δ აირის ნაწილაკის ეფექტური დიამეტრია, ხოლო P აირის წნევა. (2.11) ფორმულიდან ჩანს, რომ $P \approx 10^{-3}$ პა-დან

დაწყებული, თავისუფალი განარბენის საშუალო სიგრძე უფრო მეტია ვიდრე ორთქლის წყაროდან საფენამდე მანძილი. დაფენის დანადგარებში $\lambda_{საფ}$ არ აღემატება 30 სანტიმეტრს.

ორთქლის კონდენსირება საფენზე დამოკიდებულია მის ტემპერატურაზე და ატომარული ნაკადის სიმკვრივეზე. ატომების კონდენსაცია მიმდინარეობს, თუ მათი ბმის ენერგია საფენის ატომებთან მეტია მათ საშუალო ენერგიაზე, წინააღმდეგ შემთხვევაში ატომები აირეკვლებიან საფენიდან. თუ საფენი გახურებულია, მისი ატომების ენერგია მეტია, შესაბამისად მცირდება კონდენსაციის ალბათობა. ტემპერატურას, რომლის ზევითაც ორთქლის ყველა ატომი აირეკვლება საფენიდან - კონდენსაციის კრიტიკული ტემპერატურა ეწოდება. კონდენსაციისთვის ასევე არსებობს ატომარული ნაკადის სიმკვრივის კრიტიკული მნიშვნელობა, რომელიც საფენის მოცემული ტემპერატურისთვის არის უმცირესი, რომელზეც ჯერ კიდევ კონდენსირდებიან ატომები.

ემბრიონების წარმოქმნა და ფენის გაზრდა. ემბრიონების წარმოქმნა საფენში, მიმდინარეობს ორთქლის ატომების მინიმალური ენერგიის დაკავების ხარჯზე. ემბრიონები კონდენსაციის პროცესში ეკვრიან ერთმანეთს, და გარკვეული დროის შემდეგ უკვე წარმოქმნიან ფენას, რომელიც შედგება ორთქლის ატომებისგან. დაფენის ამ პროცესში აუცილებელია მაღალი ვაკუუმის შექმნა, იმის გამო, რომ სხვა, ნარჩენი ნივთიერების ატომი არ შეერიოს დაფენილ ფენაში. ამაორთქლებელს და საფენს შორის მანძილისა და დაფენის დროის შერჩევით შესაძლებელია დაფენილი ფირის სისქის რეგულირება.

2.2. გაზომვის მეთოდები

2.2.1. ვოლტ-ფარადული (C-V) მახასიათებელი

ვოლტ-ფარადული (CV) გაზომვის ტექნიკა ფართოდ გამოიყენება ნახევარგამტარული მასალებისა და ხელსაწყოების მახასიათებელი პარამეტრების გასაზომად. ძირითადი პრინციპი ამ მეთოდისა არის ცვლადი ძაბვის მოდება მეტალ-დიელექტრიკ-ნახევარგამტარზე (მდნ) ან შოტკის გადასასვლელზე და ამ გადასასვლელის ტევადობის გაზომვა. დამოკიდებულება მოდებულ ძაბვასა და გაზომილ ტევადობას შორის ინფორმაციას იძლევა ბევრი ფიზიკური პარამეტრის შესახებ.

ეს მეთოდი პრაქტიკულად გამოიყენება, როგორც კვლევით, ასევე MOSCAP და MOSFET ხელსაწყოების წარმოების ინდუსტრიაში. მრავალნაირი ნახევარგამტარული ხელსაწყოების პარამეტრებია შესაძლებელი გაიზომოს CV მახასიათებლით, კერძოდ - ბიპოლარული ტრანზისტორები, ველის ტრანზისტორები [92], III-V ჯგუფის ნახევარგამტარული ხელსაწყოები [93], მზის ელემენტი [94], MEMS [95], ორგანული ველის ტრანზისტორი [96], ფოტოდიოდი [97], ნახშირის ნანომილები [98] და სილიციუმის ნანომავთული [99].

CV მახასიათებელს აქვს მრავალი მნიშვნელოვანი თვისება, რაც მას საჭიროს და აუცილებელს ხდის ინტეგრალური სქემების შექმნის და აგრეთვე დღესდღეისობით მზის ელემენტებზე გაზრდილი მოთხოვნის და მისი წარმოების ინდუსტრიაში. ამ ტიპის ელექტრული გაზომვა საკმაოდ აქტიური გზაა ხელსაწყოზე და მასალაზე ინფორმაციის მოსაპოვებლად. უფრო მეტიც, ის არის ადვილი და სწრაფი მოსახმარი ნებისმიერი სახის კვლევებისთვის. კიდევ ერთი უპირატესობა CV გაზომვისა არის ამ ხელსაწყოს სიახვე სხვა მასალების კვლევის ხელსაწყოებთან შედარებით.

CV ტესტის თავისებურებები და მოხერხებულობა მას ხდის ფარდოდ გამოყენებადს სხვადასხვა დისციპლინებში და გამოყენების სფეროებში. მკვლევარები და ნახევარგამტარების მწარმოებლები იყენებენ ამ ტექნიკას რათა შეაფასონ ახალი მასალები, პროცესები, ხელსაწყოები და წრედები. სერიულ წარმოებაში CV ტესტს ინჟინრები იყენებენ რათა ანალიზი გაუკეთონ სხვადასხვა პროცესების შედეგებს

მთელი წარმოების ციკლის განმავლობაში, ამოწმებენ მასალის ხარისხს და სწავლობენ ვარგისიანობის მექანიზმებს.

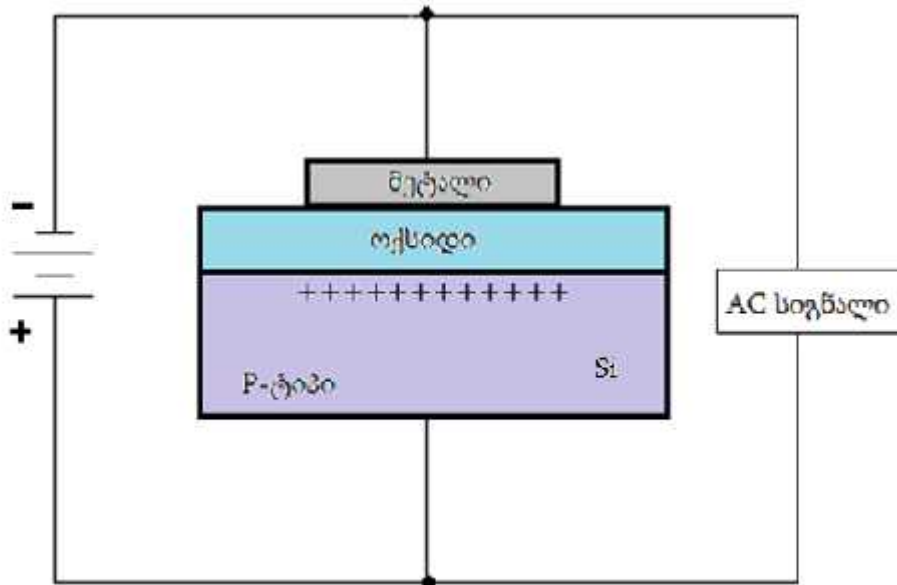
მიუხედავად ყველაფრისა, ამ მეთოდსაც აქვს ნაკლოვანი მხარეები. ეს გამოიხატება უმთავრესად მახასიათებლის არასიზუსტეში თუ ხელსაწყოს აქვს თუნდაც ძალიან მცირე გაჟონვა [100].

CV ტესტით შესაძლებელია გაიზომოს მინარევების საშუალო კონცენტრაცია, მინარევების პროფილი და მუხტის მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა. ხელსაწყოს ანალიზის შემთხვევაში - ოქსიდის სისქე, ოქსიდის მუხტი, ძვრადი იონების [101] და გამყოფ საზღვარზე არსებული ჩამჭერი ცენტრების სიმკვრივე. ყველა ეს ტესტი ზოგადად სრულდება ყველა კრიტიკული ტექნოლოგიური პროცესის შემდეგ, როგორცაა ჩამკეტქვეშა დიელექტრიკის ფორმირება, პოლიკრისტალური სილიციუმის დაფენა და მეტალიზაცია. შედეგები საშუალებას იძლევა გავიგოთ თუ როგორ მოქმედებს სხვადასხვა პარამეტრები და ქიმიური ზემოქმედება ხელსაწყოზე. CV ტესტი გამოიყენება აგრეთვე დამთავრებული ხელსაწყოს პარამეტრების გასაზომად. მაგალითად: ზღურბლური ძაბვის [102] გასაზომად.

CV გაზომვის თეორიის შესწავლა და შემდგომი გაღრმავება დაიწყო 1960-იანი წლებიდან. აღნიშნული საკითხების კვლევა გრძელდებოდა და გასული 50 წლის განმავლობაში ფართოდ მოხდა მისი შესწავლა. მთავარ გამოწვევად მაინც რჩება გაზომვის დიდი სიზუსტე. შემოთავაზებული იყო სხვადასხვა გაზომვების კომბინაცია, აგრეთვე გაზომვების შესრულება დაბალ ტემპერატურებზე. დღესდღეისობით გამოთვლითი ტექნიკის შესაძლებლობების გამოყენებით მკვლევარებს და ინჟინრებს საშუალება აქვთ განავითარონ გამოთვლითი პროგრამები უფრო ზუსტი ანალიზის გასაკეთებლად. მაგალითად, ბევრი კვანტური მოვლენა, როგორცაა ტუნელირება ჩვეულებრივ შედის იმ ანალიზის ნუსხაში, რომელიც კეთდება CV გაზომვით, მაგრამ მიზეზი გაზრდილი მოთხოვნისა CV გაზომვების დაკავშირებულია სილიციუმის მზის ელემენტების და MEMS ხელსაწყოების პარამეტრების კვლევასთან, როგორც მწარმოებელთა, ისე კვლევითი ლაბორატორიების მხრიდან.

C-V გაზომვა იწარმოება ტევადობის მსგავს ხელსაწყოებზე, როგორცაა MOS სტრუქტურა (მეტალ-ოქსიდ-ნახევარგამტარი, მონ). ის ჩვეულებრივ წარმოადგენს ოქსიდის ფენას, რომელიც მოთავსებულია მეტალისა და ნახევარგამტარის ფენებს

შორის. ოქსიდი ასრულებს დიელექტრიკის როლს, ხოლო ნახევარგამტარი და მეტალი კი ასრულებენ შემონაფენების როლს. ამასთან მეტალის ფართობი განსაზღვრავს შემონაფენის ფართობს. მონ კონდესატორი შეიძლება შეიქმნას პირდაპირ ნახევარგამტარულ საფენზე (n-ტიპის, ან p-ტიპის), რომელიც ამავედროულად ასრულებს ერთ-ერთი კონტაქტის როლს, ხოლო მეორე კონტაქტი არის მეტალური ფენა (ნახ.2.6). ნახ.2.6-ზე მოცემულია მონ კონდესატორის ელექტრული ჩართვის სქემა.



ნახ. 2.6 მონ სრუქტურის ელექტრული ჩართვის სქემა

განსაზღვრების თანახმად ტევადობა (C) არის მუხტის (Q) ცვლილება, რომელიც გამოწვეულია ძაბვის (V) ცვლილებით:

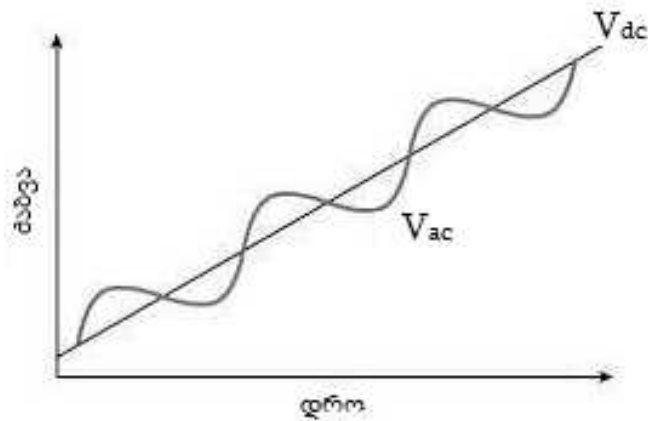
$$C = \frac{\Delta Q}{\Delta V} \quad (2.12)$$

ამიტომ, პრაქტიკული მიზნებისათვის ამ ფორმულის გამოყენება, რომ შეგვეძლოს, საჭიროა მონ კონდესატორზე მოვდოთ მცირე AC (მილივოლტების რიგის) სიგნალი და გავზომოთ მიღებული დენი. მიღებული დენით განვსაზღვრავთ Q მუხტს და მუხტით და V ძაბვით განვსაზღვრავთ C ტევადობას.

C-V გაზომვა იყენებს ორი სახის ძაბვას, რომელიც მოდებულია მონ სტრუქტურაზე: ცვლადი ძაბვის (AC) სიგნალი და მუდმივი ძაბვა (DC), რომელიც წაინაცვლებს დროში ნახ.2.7.

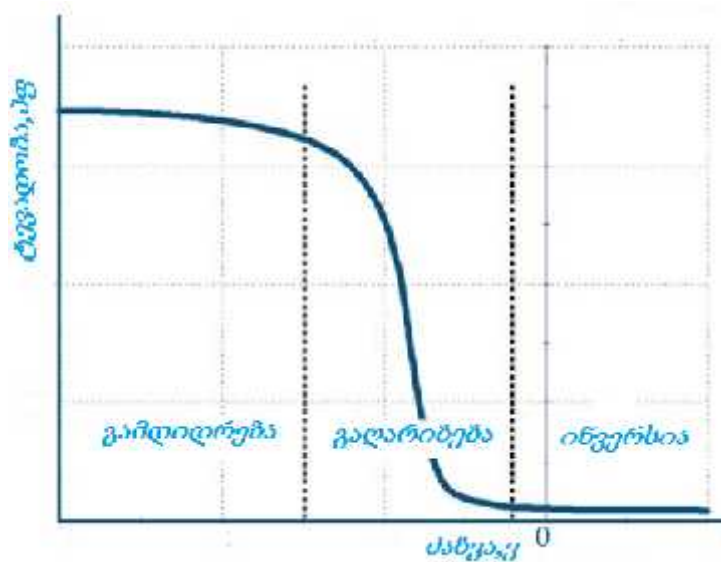
AC ძაბვის სიდიდე და სიხშირე არის ფიქსირებული, ხოლო DC ძაბვა წაინაცვლებს დროში. DC ძაბვის არსი იმაში მდგომარეობს, რომ ცვალოს ნიმუშში სიღრმე, ხოლო მცირე AC ძაბვის სიგნალით გამოვთვალოთ მოცემული სიღრმისათვის ტევადობა.

მონ სტრუქტურის მნიშვნელოვანი თვისება არის ის, რომ მისი ტევადობა იცვლება მოდებული ძაბვის ცვლილებით, ანუ ტევადობა არის ძაბვის ფუნქცია ნახ.5.



ნახ. 2.7 მონ სტრუქტურაზე მოდებული ცვლადი (AC) და მუდმივი ძაბვა (DC) სიგნალი

ნახ.2.8 გვიჩვენებს მაღალ სიხშირულ (1მგჰც) C-V მრუდს p-ტიპის ნახევარგამტარისთვის. როგორც სურათიდან ჩანს ამ მრუდზე გამოყოფილია სამი უბანი: გამდიდრების, გაღარიბების და ინვერსიის.



ნახ. 2.8 p-ტიპის ნახევარგამტარის შესაბამისი მონ სტრუქტურის ვოლტ-ფარადული (C-V) ტიპური მახასიათებელი

გამდიდრების უბანი. თუ ძაბვა არ არის მოდებული მეტალსა და ნახევარგამტარს შორის, მაშინ p-ტიპის ნახევარგამტარში ვალენტურ ზონაში გვაქვს ხვრელები, ანუ მუხტის ძირითადი მატარებლები. როდესაც უარყოფითი ძაბვა მოედება მეტალსა და ნახევარგამტარს შორის დადებითი მუხტები მოგროვდებიან დიელექტრიკ-ნახევარგამტარის გამყოფ საზღვართან. ეს იმიტომ, რომ მეტალის უარყოფითი მუხტი იწვევს სიდიდით ტოლი და ნიშნით საპირისპირო მუხტის მოგროვებას აღნიშნულ საზღვართან. ამიტომაც ჰქვია ამ უბანს გამდიდრების უბანი, რაც მუხტების მოგროვებას ნიშნავს დიელექტრიკ-ნახევარგამტარის საზღვართან.

p-ტიპის მონ კონდესატორის ოქსიდის ტევადობა (C_{ox}) იზომება სწორედ გამდიდრების უბანში, რადგან საკმაოდ დიდი უარყოფითი ძაბვის შემთხვევაში ტევადობა თითქმის აღარ იცვლება და ამ უბანში მრუდი არის სწორხაზოვანი. ასევე შესაძლებელია ტევადობის გაზომვით განვსაზღვროთ ოქსიდის სისქეც (d_{ox}). იმ შემთხვევაში, როცა ოქსიდი არის ძალიან თხელი ($<50\text{\AA}$), მაშინ CV მრუდი ამ უბანში არ სწორდება და გაზომილი ტევადობა განსხვავდება ოქსიდის რეალური ტევადობის მნიშვნელობისაგან.

გალარიბების უბანი. თუ დადებითი ძაბვაა მოდებული მეტალსა და ნახევარგამტარს შორის, მაშინ მუხტის ძირითადი მატარებლები იწყებენ მოძრაობას ოქსიდი-ნახევარგამტარის გამყოფი საზღვრიდან, რაც იწვევს საზღვართან მუხტის შემცირებას.

ამ მდგომარეობას ჰქვია გაღარიბება, რადგანაც ნახევარგამტარის ზედაპირი ნელ-ნელა ღარიბდება მუხტის ძირითადი მატარებლებით. ამ არეში ნახევარგამტარი ხდება გაუმტარი მუხტის არარსებობის გამო, ანუ გარდაიქმნება დიელექტრიკად. გაზომილი ტევადობა არის ჯამი ოქსიდის ტევადობისა და გაღარიბებული უბნის ტევადობის, რომლებიც შეერთებულნი არიან მიმდევრობით. შედეგად გაზომილი ტევადობა მცირდება, რადგან ცნობილია, რომ მიმდევრობით შეერთებისას ჯამური ტევადობა მცირდება. ეს შემცირებაა ნაჩვენები ნახ. გაღარიბების უბანში. ძაბვის შემდგომი გაზრდა იწვევს გაღარიბების უბნის კიდევ გაზრდას, რაც ზრდის ოქსიდის ეფექტურ სისქეს და შესაბამისად კიდევ უფრო ამცირებს ტევადობის მნიშვნელობას.

ინვერსიის უბანი. თუ მონ სტრუქტურაზე მოდებული დადებითი ძაბვა კიდევ გაიზარდა ეგრეთწოდებულ ზღურბლულ ძაბვამდე (V_{th}), მაშინ დადებითი ძაბვის მიერ წარმოქმნილი ელექტრონულ-ხვრელური წყვილიდან ის მიიზიდავს ელექტრონებს, ანუ არა ძირითად მუხტის მატარებლებს, ოქსიდი-ნახევარგამტარის გამყოფი საზღვრისკენ. რადგან ოქსიდი არის კარგი იზოლატორი, ელექტრონები ვერ გადალახავენ ოქსიდურ ფენას და მოგროვდებიან საზღვართან. ამ არეს, სადაც ხდება მუხტის არაძირითადი მატარებლების დაგროვება, ეწოდება ინვერსიის უბანი, რადგან მუხტის პოლარობა ამ უბანში შეიცვალა. განსაზღვრული ძაბვის შემდეგ თითქმის ყველა ელექტრონი თავმოყრილია ინვერსიულ უბანში და ძაბვის კიდევ გაზრდა აღარ იწვევს შემდგომ გაღარიბებას, ანუ მიიღწევა გაღარიბების მაქსიმალური სიღრმე. ამ დროს გაზომილი ტევადობა წარმოადგენს მიმდევრობით შეერთებულ ოქსიდის ტევადობისა და მაქსიმალური გაღარიბების შესაბამისი ტევადობათა ჯამს. გაზომილი ტევადობა არის მინიმალური და CV მრუდზე წარმოადგენს მინიმალურ ტევადობას სწორი მრუდით. ამ უბანში გაზომილი ტევადობა დამოკიდებულია სიხშირეზე. შესაბამისად, CV მრუდს ექნება სხვადასხვა სახე განსხვავებულ სიხშირეებზე გაზომვისას. ეს განსხვავება უფრო მნიშვნელოვანი ხდება დაბალ სიხშირეებზე გაზომვისას, ხოლო მაღალ სიხშირეებზე - უმნიშვნელოა.

n-ტიპის ნახევარგამტარიანი მონ სტრუქტურის შემთხვევაში ყველაფერი ანალოგიურია იმ განსხვავებით, რომ 1) მუხტის ძირითადი მატარებლები არიან ელექტრონები; 2) CV მრუდი არის სარკული გამოსახულება p-ტიპის მრუდისა; 3)

გამდიდრების უბანი მიიღება მეტალზე დადებითი ძაბვის მოდებით; და 4) ინვერსიის უბანი მიიღება შესაბამისად უარყოფით ძაბვის მოდებისას.

CV მახასიათებლიდან გამოთვლება შენდები პარამეტრები:

ა) *ოქსიდის სისქე.* შედარებით სქელი ($>50\text{\AA}$) ოქსიდების შემთხვევაში სისქის გამოთვლა არის მარტივი. ოქსიდის ტევადობა (C_{ox}) არის მაღალ სიხშირული ტევადობა ათვლილი ძლიერი აცუმულაციის უბანში. ამ უბანში მონ კონდესატორი მსგავსია ბრტყელ-პარალელური კონდესატორისა და ოქსიდის სისქე (T_{ox}) შეიძლება დათვლილი იაქნეს C_{ox} -დან და მეტალის კონტაქტის ფართობიდან შემდეგნაირად:

$$T_{ox} = \frac{A \epsilon_{ox}}{C_{ox}} \cdot 10^7 \quad (2.13)$$

სადაც: T_{ox} - ოქსიდის სისქე (ნმ); A - კონტაქტის ფართობი (სმ^2); ϵ_{ox} - ოქსიდის დიელექტრიკული შეღწევადობა (ფ/სმ); C_{ox} -ოქსიდის ტევადობა (ფ) და 10^7 - პროპორციულობის კოეფიციენტი ($\text{სმ} \rightarrow \text{ნმ}$).

ბ) *ტევადობის (C_{FB}) და ძაბვის (V_{FB}) განსაზღვრა იმ წერტილში, რომელზეც ზონური გამრუდება არ გვაქვს.*

V_{FB} არის ძაბვა, რომელზედაც ზონური გამრუდება არ გვაქვს. სხვა სიტყვებით, რომ ვთქვათ ამ დროს ზედაპირის პოტენციალი ნულის ტოლია. მის გამოსათვლელად გამოვიყენოთ სწორზონოვანი ტევადობის მეთოდი. ამ მეთოდის თანახმად, სწორზონოვანი ტევადობის (C_{FB}) სიდიდე დაითვლება ოქსიდის ტევადობისა და დეზის სიგრძიდან. დეზის სიგრძის იდეა ნასესხებია პლაზმური ფიზიკიდან და განსაზღვრავს იმ სიგრძეს, რომელსაც ელექტრონი პლაზმაში გადის დაუჯახებლად. ამ მოსაზრებიდან გამომდინარე ნახევარგამტარიც ჩათვლილია პლაზმად. ამგვარად, თუ გვეცოდინება C_{FB} შევძლებთ CV მრუდიდან ვიპოვოთ V_{FB} .

C_{FB} გამოითვლება შემდეგი ფორმულიდან:

$$C_{FB} = \frac{C_{ox}(\epsilon_s A / \lambda) (10^2)}{C_{ox} + (\epsilon_s A / \lambda) (10^2)} \quad (2.14)$$

სადაც: C_{FB} - სწორზონოვანი ტევადობა (ფ); C_{ox} - ოქსიდის ტევადობა (ფ); A - კონტაქტის ფართობი (სმ^2); ϵ_s - ნახევარგამტარის დიელექტრიკული შეღწევადობა (ფ/სმ); 10^2 - პროპორციულობის კოეფიციენტი ($\text{სმ} \rightarrow \text{ნმ}$) და λ - დეზის ტალღის სიგრძე, რომელიც გამოითვლება შემდეგი ფორმულით:

$$\lambda = \left(\frac{\epsilon_s k T}{q^2 N} \right)^{1/2} \cdot (10^{-2}) \quad (2.15)$$

სადაც: λ - დეზაის ტალღის სიგრძე (მ); ϵ_s - ნახევარგამტარის დიელექტრიკული შეღწევადობა (ფ/სმ); kT - სითბური ენერგია ოთახის ტემპერატურაზე (293K) (4.046×10^{-21} ჯ); q - ელექტრონის მუხტი ($1,60219 \times 10^{-19}$ კ); N -ხვრელების კონცენტრაცია ნახევარგამტარში (p-ტიპის შემთხვევაში) და 10^{-2} - პროპორციულობის კოეფიციენტი (სმ \rightarrow მ).

გ) **ზღურბლური ძაბვა (V_{TH}) და მოცულობითი პოტენციალი (ϕ_B).** ზღურბლური ძაბვა (V_{TH}), ანუ ინვერსიის ძაბვა ეს არის C-V მრუდზე წერტილი, რომლის შეესაბამისი ზედაპირის პოტენციალი (ϕ_s) უდრის გაორმაგებულ მოცულობით პოტენციალს (ϕ_B). მრუდზე ეს წერტილი შეესაბამება ძლიერი ინვერსიის უბანს, ანუ წერტილი რომელზეც ხელსაწყო (იგულისხმება ველის ტრანზისტორი MOSFET) ხდება გამტარი.

მონ კონდესატორისათვის V_{TH} შეიძლება გამოითვალოს შემდეგნაირად:

$$V_{TH} = V_{FB} \pm \left[\frac{A}{C_{ox}} \sqrt{4\epsilon_s q |N_{BULK} \phi_B|} + 2|\phi_B| \right] \quad (2.16)$$

სადაც: V_{TH} - ინვერსიის ძაბვა; V_{FB} - სწორზონოვანი ძაბვა; C_{ox} -ოქსიდის ტევადობა (ფ); A - კონტაქტის ფართობი (სმ²); ϵ_s - ნახევარგამტარის დიელექტრიკული შეღწევადობა (ფ/სმ); q - ელექტრონის მუხტი ($1,60219 \times 10^{-19}$ კ); N_{BULK} -საფენის მინარევების კონცენტრაცია ($სმ^{-3}$) და ϕ_B - საფენის მოცულობითი პოტენციალი (ვ).

მოცულობითი პოტენციალი გამოითვლება შემდეგნაირად:

$$\phi_B = -\frac{kT}{q} \ln \left(\frac{N_{BULK}}{N_i} \right) (DopeType) \quad (2.17)$$

სადაც: ϕ_B - საფენის მოცულობითი პოტენციალია (ვ); k - ბოლცმანის მუდმივა (1.3807×10^{-23} J/K); T - ტემპერატურა (K); q - ელექტრონის მუხტი ($1,60219 \times 10^{-19}$ კ); N_{BULK} - საფენის მინარევების მოცულობითი კონცენტრაცია ($სმ^{-3}$); N_i - საფენის საკუთარი მუხტის მატარებლების კონცენტრაცია ($1.45 \times 10^{10} სმ^{-3}$) და DopeType = +1, როცა საფენია p-ტიპის და -1, როცა n-ტიპის.

დ) **გამოსვლის მუშაობა (W_{MS}) მეტალსა და ნახევარგამტარს შორის** W_{MS} ეს არის მუშაობა, რომელიც აუცილებელია, რომ ელექტრონი ამოვიდეს დიელექტრიკიდან და ნახევარგამტარიდან. ის შეიძლება განისაზღვროს შემდეგნაირად:

$$W_{MS} = W_M - \left[W_S + \frac{E_{BG}}{2} - \phi_B \right] \quad (2.18)$$

სადაც: W_{MS} - მეტალსა და ნახევარგამტარს შორის გამოსვლის მუშაობათა სხვაობა (ვ); W_M - მეტალის გამოსვლის მუშაობა (ვ); W_S - საფენის გამოსვლის მუშაობა,

ელექტრონების სწრაფვა; E_{BG} – საფენის აკრძალული ზონის სიდიდე (ვ) და ϕ_B – საფენის მოცულობითი პოტენციალი (ვ).

მაგალითისათვის, განვიხილოთ სილიციუმი (Si), სილიციუმის დიოქსიდი (SiO_2) და ალუმინი (Al) და გამოვთვალოთ W_{MS} :

$$W_{MS} = 4.1 - \left[4.15 + \frac{1.12}{2} - \phi_B \right] \quad (2.19)$$

საიდანაც,

$$W_{MS} = -0.61 + \phi_B$$

$$W_{MS} = -0.61 - \frac{kT}{q} \ln \left(\frac{N_{BULK}}{N_i} \right) (DopeType) \quad (2.20)$$

ალუმინისა და p-ტიპის სილიციუმის ($N_{BULK} = 10^{16} \text{ cm}^{-3}$) შემთხვევაში $W_{MS} = -0.95$ ვ და n-ტიპისათვის – $W_{MS} = -0.27$ ვ. მონ სტრუქტურებისათვის მთავარი მიზანი არის რაც შეიძლება მცირე გამოსვლის მუშაობა (W_{MS}) მიიღონ მეტალსა და ნახევარგამტარს შორის, რომ რაც შეიძლება მცირე იყოს ძაბვის ვარდნა გამყოფ საზღვარზე.

ე) ოქსიდის ეფექტური მუხტი – (Q_{EFF}) შეადგენს ოქსიდის ფიქსირებული მუხტის (Q_F), ძვრადი იონების მუხტისა (Q_M) და ოქსიდის ჩამჭერი ცენტრების მუხტების (Q_{OT}) ჯამს:

$$Q_{EFF} = Q_F + Q_M + Q_{OT} \quad (2.21)$$

ოქსიდის მუხტის განსაზღვრა C-V მრუდის დახმარებით არ იძლევა ეფექტური მუხტში შემავალი კომპონენტების ცალ-ცალკე განსაზღვრის საშუალებას, რადგან ამისათვის საჭიროა გაზომვები მოხდეს სხვადასხვა ტემპერატურებზე. ასევე უცნობია ოქსიდში მუხტის განაწილების პროფილი, ამიტომ იანგარიშება Q_{EFF} -ის ფარდობითი სიდიდე და არა აბსოლუტური სიდიდე. ამასთან ეს ხდება იმის დაშვებით, რომ მთელი მუხტი მათავსებულია ერთ სიბრტყეში დიელექტრიკ-საფენის გამყოფ საზღვართან.

Q_{EFF} შეიძლება გამოითვალოს ნიკოლიანის და ზრიუს ტოლობიდან შემდეგნაირად:

$$V_{FB} - W_{MS} = -\frac{Q_{EFF}}{C_{OX}} \quad (2.22)$$

სადაც; V_{FB} – სწორზონოვანი ძაბვა; W_{MS} – მეტალ-ნახევარგამტარის გამოსვლის მუშაობა (ვ); Q_{EFF} – ოქსიდის ეფექტური მუხტი (ვ) და C_{ox} – ოქსიდის ტევადობა (ფ).

უნდა შევნიშნოთ, რომ C_{ox} არის ტევადობა ფართის ერთეულზე, ამიტომ

$$Q_{EFF} = \frac{C_{ox}(V_{FB} - W_{MS})}{A} \quad (2.23)$$

სადაც, A არის კონტაქტის ფართობი (სმ^2).

ოქსიდის ეფექტური მუხტის კონცენტრაცია კი გამოითვლება, როგორც

$$N_{EFF} = \frac{Q_{EFF}}{q} \quad (2.24)$$

სადაც: N_{EFF} - ოქსიდის ეფექტური მუხტის კონცენტრაცია (სმ^{-2}); Q_{EFF} - ოქსიდის ეფექტური მუხტი (კ) და A - კონტაქტის ფართობი (სმ^2).

ვ) საფენის მინარევების კონცენტრაცია გამოითვლება $1/C^2$ -ის V_G -ზე დამოკიდებულების გრაფიკიდან შემდეგნაირად:

$$N_{SUB} = \frac{2}{q\epsilon_s A^2 \left(\frac{\Delta 1/C^2}{\Delta V_G} \right)} \quad (2.25)$$

სადაც: N_{SUB} - საფენის მინარევების კონცენტრაცია; A - კონტაქტის ფართობი (სმ^2);

ϵ_s - ნახევარგამტარის დიელექტრიკული შეღწევადობა (ფ/სმ); q - ელექტრონის მუხტი ($1,60219 \times 10^{-19}$ კ); V_G - მეტალის კონტაქტზე მოდებული ძაბვა (ვ) და C - გაზომილი ტევადობა (ფ).

ზ) გაღარიბებული არის სიღრმე შეიძლება დათვლილ იქნეს მაღალი სიხშირის ტევადობისა და ოქსიდის ტევადობისაგან მეტალზე მოდებული ძაბვის თითოეული მნიშვნელობისათვის:

$$W = A\epsilon_s \left(\frac{1}{C} - \frac{1}{C_{ox}} \right) (10^2) \quad (2.26)$$

სადაც: W - გაღარიბების სიღრმეა (მ); A - კონტაქტის ფართობი (სმ^2); ϵ_s - ნახევარგამტარის დიელექტრიკული შეღწევადობა (ფ/სმ); C - გაზომილი ტევადობა (ფ); C_{ox} - ოქსიდის ტევადობა (ფ) და 10^2 - პროპორციულობის კოეფიციენტი ($\text{სმ} \rightarrow \text{მ}$).

თუ გამოთვლილია საფენის მინარევების კონცენტრაცია და გაღარიბების სიღრმე, მაშინ შესაძლებელია აიგოს მინარევების განაწილების პროფილი.

2.2.2. ზედაპირული პროფილომეტრია

ზედაპირის რელიეფის გამზომი დანადგარია ALPHA STEP-200 PROFILOMETER, რომლის ფოტო მოცემულია სურ.2.9-ზე. ეს მოწყობილობა არის მექანიკური პროფილომეტრია [103-108], რომელიც ფირფიტის რელიეფს ზომავს მის ზედაპირზე

ნემსის მექანიკური გადაადგილებით. ნემსის დიამეტრი 12 მკმ–ია, ხოლო შეხების დაწოლა ≈ 8.5 მგ. ზედაპირული ხორკლიანობის გაზომვის ერთ–ერთი მთავარი პარამეტრია ზედაპირზე მაქსიმალურ სიღრმესა და მაქსიმალურ სიმაღლეს შორის სხვაობა (Ra).



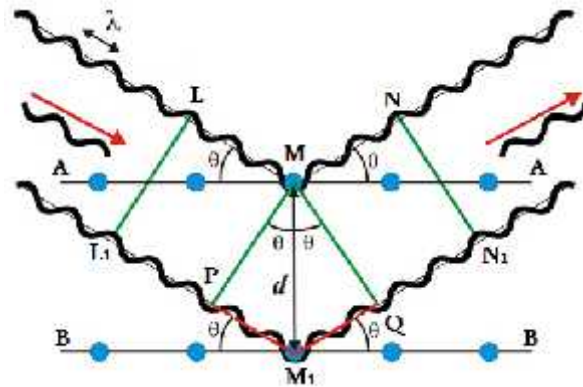
სურ. 2.9 პროფილომეტრი ALPHA STEP-200

2.2.3. რენტგენო–დიფრაქციული მეთოდი

კრისტალურ სხეულებზე რენტგენის სხივთა მოქმედებისას, რომელთა ტალღის სიგრძე დაახლოებით ატომთა შორის მანძილის ტოლია $\approx 2\text{\AA}$, ხდება რენტგენის სხივთა დიფრაქცია [109]. ამ დროს ხდება კრისტალურ მესერზე ე.წ. სელექტიური არეკვლა, ანუ შერჩევითი არეკვლა. კრისტალზე რენტგენის დაცემისას სხივების ნაწილი შთანთქმება და ნაწილი გაიბნევა ატომებზე [110]. ამ დროს მისი ატომების თითოეული ელექტრონი შთანთქავს პირველადი რენტგენული გამოსხივების მცირე ენერგიას, მოდის რხევით მოძრაობაში და ასხივებს მიღებულ ენერგიას ყველა მიმართულებით. გამოსხივებული სხივები კოჰერენტულია, გარკვეული მიმართულებით, ატომების მიერ გამოსხივებული ენერგიები იკრიბება და მიიღება დიფრაქციულ სურათი, ე.ი. დიფრაქციული სურათი მიიღება იმ შემთხვევაში თუ გამოსხივებული სხივები იმყოფებიან ერთნაირ ფაზებში, ანუ როდესაც მოხდება ტალღების მაქსიმუმების (ან მინიმუმების) ზედდება. დავადგინოთ თუ რა პირობებში მიიღება დიფრაქციული სურათი [111].

განვიხილოთ კრისტალში პარალელური ატომური სიბრტყეები AA და BB (ნახ.2.10). დავუშვათ რომ, ამ სისტემაში მდებარე M და M_1 ატომებს ეცემა

მონოქრომატული პირველადი რენტგენული სხივების კონა LM და L₁M₁ მიმართულებებით.



ნახ. 2.10 ბრეგის კანონით რენტგენული დიფრაქცია

არეკვლის კანონების საფუძველზე, ორივე სხივის შემთხვევაში დაცემის და არეკვლის კუთხეები ტოლია $\Theta = \Theta$. AA და BB პარალელურ სიბრტყეთა შორის მანძილი ავლნილნოთ d-თი. M წერტილიდან L₁M₁ და M₁N₁ სხივზე დავუშვათ პერპენდიკულარები, რომლებიც L₁M₁ და M₁N₁ სხივებზე მოჭრიან PM₁ და M₁Q ტოლ მონაკვეთებს. როგორც ნახაზიდან ჩანს, სვლათა სხვაობა [112] L₁M₁N₁ და LMN სხივებს შორის არის PM₁Q. თანახმად, იმისა, რომ $\Delta PPM_1 = \Delta MM_1Q$, ანუ $PM_1 = M_1Q$, სხივების სვლათა სხვაობა შეიძლება ასე ჩაიწეროს:

$$L_1M_1N_1 - LMN = 2PM_1 \quad (2.27)$$

ΔQMM_1 და ΔPPM_1 აგების თანახმად მართკუთხა სამკუთხედებია, ამიტომ ისინი ერთმანეთის მსგავსია და M წვეროსთან მდებარე კუთხეები ტოლია. ΔPPM_1 -დან

$$PM_1 = d \sin \Theta \quad (2.28)$$

თუ გავითვალისწინებთ (2.28) ფორმულას, მივიღებთ

$$L_1M_1N_1 - LMN = 2d \sin \Theta \quad (2.29)$$

არეკვლილ სხივთა შორის ინტერფერენციის მაქსიმუმებისთვის უნდა დაკმაყოფილდეს პირობა:

$$L_1M_1N_1 - LMN = n\lambda \quad (2.30)$$

სადაც, λ -- რენტგენული გამოსხივების ტალღის სიგრძეა, ხოლო n - კი გვიჩვენებს ტალღის სიგრძეების რაოდენობას, რომელიც თავსდება LM და L_1M_1 სხივებისთვის არსებულ სვლათა სხვაობაში და ეწოდება არეკვლის რიგი ($n=1,2,3...$) [112].

თუ გავაერთიანებთ (2.29) და (2.30) ფორმულებს მივიღებთ რომ,

$$n\lambda = 2d \sin\Theta \quad (2.31)$$

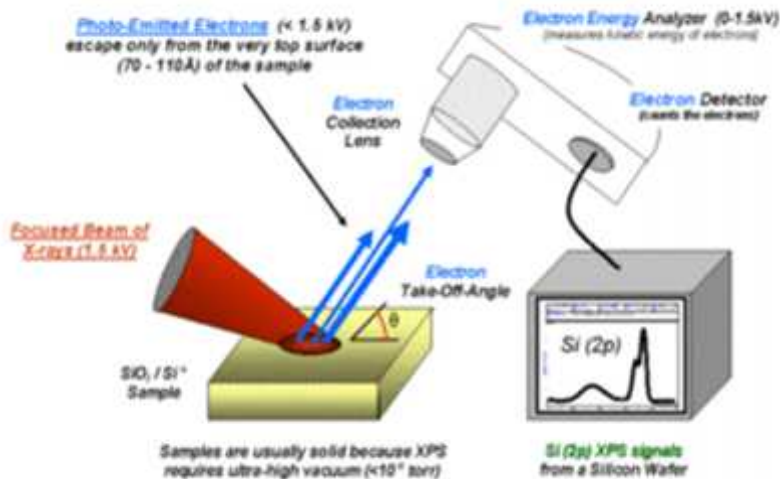
(2.31) ფორმულა ცნობილია ბრეგის კანონის სახელწოდებით და წარმოადგენს მთავარ ფორმულას რენტგენულ ანალიზისთვის. (2.31) ფორმულის აზრი მდგომარეობს შემდეგში: თუ პარალელურ ატომურ სიბრტყეებს, რომელთა შორის მანძილი არის d , რაღაც Θ კუთხით ეცემა λ -ს ტოლი ტალღის სიგრძის გამოსხივება, დიფრაგირებული სხივი (გამლიერებული) მიიღება მხოლოდ და მხოლოდ იმ შემთხვევაში თუ დაცემული და არეკვლილი სხივები ფაზებით ერთმანეთს ემთხვევა ან წარმოადგენს მის ჯერად მთელ რიცხვს - $2\lambda, 3\lambda \dots$ და ა.შ [113-114].

ექსპერიმენტულ გაზომვების შედეგად დგინდება შესასწავლი ნივთიერებისათვის დიფრაქციის კუთხე, ბრეგის ფორმულის საშუალებით, თუ ცნობილი პირველადი გამოსხივების ტალღის სიგრძე λ და გვექნება შესასწავლი ნივთიერების პარალელური ატომურ სიბრტყეთა შორის მანძილი d . შემდგომ ეტაპზე სპეციალური ცხრილების საშუალებით ვეძებთ d -ს მნიშვნელობას და ვადგენთ ნივთიერების გვარობას.

2.2.4. X - სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია (XPS)

X-სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია (XPS) არის ზედაპირის სპექტროსკოპული ანალიზი, რომელიც ზომავს ელემენტარულ შედგენილობას, ემპირიულ ფორმულას, ქიმიურ და ელექტრონულ მდგომარეობას იმ ელემენტისას, რომელიც არსებობს მასალაში [115-117]. XPS სპექტრები დაიმზირება, როდესაც ნიმუში დასხივდება X-სხივებით და იმავდროულად გაიზომება კინეტიკური ენერგია და რაოდენობა იმ ელექტრონებისა, რომლებიც ამოიფრქვევა მასალიდან $\sim 10^6$ სისქის ფენიდან (ნახ. 2.11). XPS მოითხოვს მაღალ ვაკუუმს ($P \sim 10^{-6}$ პა) ან ულტრა-მაღალ

ვაკუუმს (უმჯ; $P < 10^{-7}$ პა). XPS მეთოდი შესაძლებელია გამოყენებულ იქნას ზედაპირის ქიმიური ანალიზისთვის უშუალოდ ზედაპირიდან ან გარკვეული სისქის ჩაწამვლის შემდეგ სიღრმიდან.



სურ. 2.11 X-სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიის ხელსაწყო

იონური მოწამვლის შედეგად შესაძლებელია გარკვეული სისქის ფენის მოწამვლა და გაზომვა [118]. ეს მეთოდი საშუალებას იძლევა სიღრმის მიხედვით ელემენტების განაწილების პროფილის განსაზღვრას. ასევე დააფიქსიროს პრაქტიკულად ყველა ქიმიური ელემენტი დაწყებული ლითიუმით ($Z = 3$) და მის ზემოთ. მას არ შეუძლია ადვილად დააფიქსიროს წყალბადი ($Z = 1$) და ჰელიუმი ($Z = 2$). იგი გამოიყენება არაორგანული ნაერთების, მეტალის შენადნობების, ნახევარგამტარების, პოლიმერების, კატალიზების, კერამიკების, საღებავების, კოსმეტიკის, კბილების, სამედიცინო დანიშნულების ნივთიერებების ანალიზისთვის. XPS-ის ხელსაწყო (სურ.2.11) წარმოადგენს სინქროტონს, ფოკუსირებული 20 – 500 მკმ-მდე დიამეტრის მონოქრომატული Al K α X- სხივით, ან 10-30 მმ დიამეტრის არამონოქრომატული (პოლიქრომატული) Al K α X- სხივით. რადგან X-სხივების ენერგია მოცემული ტალღის სიგრძისთვის ცნობილია (მაგ: Al K α X-სხივებისთვის, $E_{\text{photon}} = 1486.7$ ევ) და ამოტყორცნილი ელექტრონების ენერგია იზომება, ამიტომ შესაძლებელია განისაზღვროს ამოტყორცნილი ელექტრონების ბმის ენერგია ცნობილი ერნესტ რუდერფორდის ფორმულიდან [119]:

$$E_{binding} = E_{photon} - (E_{kinetic} + \Phi) \quad (2.32)$$

სადაც, $E_{binding}$ არის ელექტრონის ბმის ენერგია, E_{photon} არის X-სხივების ენერგია, $E_{kinetic}$ არის ხელსაწყოს მიერ გაზომილი ელექტრონის კინეტიკური ენერგია და Φ არის გამოსვლის მუშაობა [120-121].

3. სტიმულირებული პლაზმური ანოდირებით ნახევარგამტარული და მეტალური თხელი ოქსიდური ფირების მიღების ექსპერიმენტული პროცესები

3.1. სილიციუმზე გარდამავალ მეტალთა ოქსიდური ფირების ფორმირება

3.1.1. გარდამავალ მეტალთა ფირების ფორმირება

სილიციუმზე გარდამავალ მეტალთა (ჰაფნიუმის, ტიტანის, ცირკონიუმის) ოქსიდური ფირების ფორმირებისთვის, §2.1.1–ში აღნიშნული ქიმიური მეთოდით საფენების ზედაპირების გასუფთავების შემდეგ, ნიმუშები თავსდება სპეციალურ დამჭერებით ვაკუუმურ დანადგარ YBH-2M-1-ში, სადაც ხდება Hf-ის ან Ti-ის ან Zr-ის თერმოვაკუუმური დაფენა. ამ პროცესის არსი შემდეგშია: სპილენძის სადენებს შორის, წინასწარ ქიმიურად გასუფთავებულ W-ის ამორთქლებელზე მოთავსებულია Hf-ის ან Ti-ის ან Zr-ის მასალა (~2250 მგრ), სისუფთავით 99,98%. ვაკუუმური დანადგარის ხუფის ქვეშ, წნევაზე $3 \cdot 10^{-6}$ მმ.ვწყ.სვ სადენებს შორის გამავალი დენი ახურებს W-ის ამორთქლებელს, რაც ახდენს შესაბამისი ნივთიერების დნობას, აორთქლებას და საფენზე დაფენას. სისქით 30–40 ნმ ფირები ეფინება რამდენიმე (5÷12) წმ-ის განმავლობაში და 473K ტემპერატურაზე. მიღებული სტრუქტურის სახე მოცემულია ნახ.3.1–ზე. აუცილებელია მაღალი ვაკუუმის შექმნა, იმის გამო, რომ სხვა, ნარჩენი ნივთიერების ატომი არ შეერიოს დაფენილ ფენაში. ამორთქლებელს და საფენს შორის მანძილისა და დაფენის დროის შერჩევით შესაძლებელია დაფენილი ფირის სისქის რეგულირება.

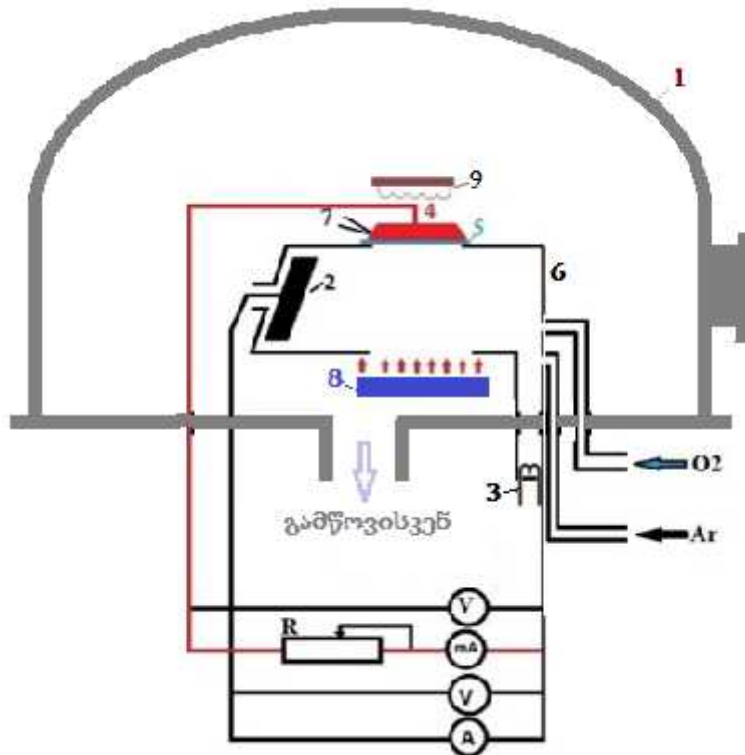


ნახ. 3.1 Si-ზე ფორმირებული Si-გარდამავალი მეტალი სტრუქტურა

3.1.2. გარდამავალ მეტალთა ოქსიდური ფირების ფორმირება

სილიციუმზე გარდამავალ მეტალთა ოქსიდური ფირების ფორმირებისთვის, ხდებოდა მიღებული სტრუქტურების Si-გარდამავალი მეტალის (ნახ.3.1)

დაბალტემპერატურული სტიმულირებული პლაზმური ანოდირება ვაკუუმურ დანადგარ YPM3.279.013–ში, რომლის სქემატური ნახაზი მოცემულია ნახ.3.2–ზე. სილიციუმზე მიღებული სტრუქტურა თავსდება სპეციალურ დამჭერზე, რომლის ტემპერატურა იცვლებოდა 473-750 K ტემპერატურულ დიაპაზონში. ნიმუში ხურდებოდა ჰალოგენური ნათურების კომპლექსით KI500 ტიპის ნათურებით (9). ანოდი (2) და კათოდი (3) მოთავსებული იყო უჟანგავი მეტალისგან დამზადებულ



ნახ. 3.2 პლაზმური ანოდირების დანადგარის სქემატური ნახაზი:
 1–ხუფი; 2–ანოდი; 3–კათოდი; 4– სამიზნის კონტაქტი; 5– ნიმუში;
 6–პლაზმის დამჭერი; 7–თერმოწყვილის გამომყვანები; 8–ულტრა–
 ისფერი დასხივების წყარო; 9–ნიმუშის გამახურებელი.

პლაზმის დამჭერში (6), რომელსაც გააჩნდა ორი სარკმელი: 1) იმისთვის, რომ პლაზმა შეხებოდა ნიმუშის ზედაპირს სამუშაო მოცულობაში და 2) გაეშვა ულტრაისფერი სინათლე ნიმუშისკენ პლაზმის გავლით. ხუფის (1) ქვეშ, მექანიკური და დიფუზიური ტუმბოების საშუალებით იქმნებოდა ვაკუუმი 10^{-6} მმ.ვწყ.სვ. შემდეგ ხდებოდა ჟანგბადის და არგონის აირების ნარევის (8:1) შეშვება და წნევა დადიოდა 10^{-2} მმ.ვწყ.სვ–მდე. ანოდსა და კათოდს შორის ხდებოდა 150-200 ვ ძაბვის მოდება და

შეშვებულ გაზში ინთებოდა პლაზმა, რის შედეგად მიიღებოდა ჟანგბადშემცველი მღვივადი პლაზმური განმუხტვა. პლაზმური ანოდირების პროცესის დაწყებამდე ინთებოდა ულტრაიისფერი გამოსხივების წყარი (8), რომლის სიმძლავრე იყო 240 ვტ. პლაზმური ანოდირების პროცესი მიმდინარეობდა მაშინ, როდესაც ნიმუშზე ედებოდა პლაზმის მიმართ დადებითი პოტენციალი. პლაზმური ანოდირების პროცესი მიმდინარეობდა გალვანოსტატიკურ რეჟიმში, ანუ მუდმივი დენის სიმკვრივის პირობებში. ნიმუშში გამავალი ფორმირების დენი და ნიმუშზე მოდებული მზარდი პოტენციალის მნიშვნელობები ფიქსირდებოდა M1107 ამპერმეტრით და M1106 ვოლტმეტრით. ნიმუშზე კვების წყაროდან კათოდის მიმართ ედებოდა დადებითი პოტენციალი.

ოქსიდირების პროცესი მიმდინარეობდა $P=2 \cdot 10^{-2}$ მმ. ვც. წყ წნევაზე, (473÷673)K ტემპერატურაზე, ულტრაიისფერი სინათლის თანხლებით, გალვანოსტატიკურ რეჟიმში, $2 \div 0,5$ მა/სმ² ფორმირების დენის სიმკვრივეზე, 10÷15 წუთის განმავლობაში, მიღებული ოქსიდური ფირების სისქეები მერყეობდა 30÷120 ნმ შუალედში.

3.2. გალიუმის არსენიდზე საკუთარი ოქსიდური ფირის ფორმირება

გალიუმის არსენიდზე საკუთარი ოქსიდის ($xGa_2O_3+yAs_2O_3$) მიღების ტექნოლოგიური მარშრუტი შეიცავს შემდეგ ოპერაციებს: 1) GaAs-ის ფირფიტების ზედაპირების ქიმიური დამუშავება (§2.1.1–ში აღნიშნული ქიმიური მეთოდით) და 2) ულტრაიისფერი სხივებით სტიმულირებული პროცესი, რომლის ჩატარების პირობები ისეთივეა, როგორც ზემოთ (§3.1.2) იყო აღნიშნული. აღსანიშნავია, რომ უი – ს მოქმედებით ანოდირების პროცესში, ოქსიდირების სიჩქარის გაზრდასთან ერთად იზრდება GaAs-ის ოქსიდის თანაბრობა სისქის მიხედვით ზედაპირზე.

3.3. სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების პროცესის კინეტიკა

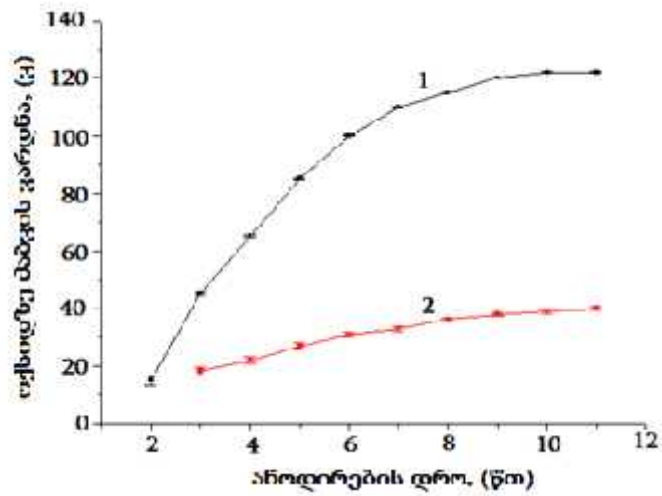
ოქსიდების ფორმირების ტექნოლოგიაში მისი სისქის ზრდის დროზე დამოკიდებულების, ანუ მისი კინეტიკის შესწავლის პროცესი უაღრესად

მნიშვნელოვანია. მისი საშუალებით შესაძლებელია დადგინდეს ოქსიდის გარღვევის მომენტი, სტრუქტურის სრულყოფა და ა.შ. ამიტომ ნახევარგამტარის ქვესაფენზე ოქსიდების ზრდის კინეტიკურ კანონზომიერებებზე ანოდირების პროცესების ზეგავლენის გამოკვლევა ჩატარდა ანოდირების გალვანოსტატიკურ (ფორმირების დენის სიმკვრივის მუდმოვობის) რეჟიმში. პლაზმური ანოდირების კინეტიკაზე დიდ ზეგავლენას ახდენს ისეთი ტექნოლოგიური პარამეტრები როგორცაა: ფორმირების დენის სიმკვრივე, ქვესაფენის ტემპერატურა, წნევა ხუფის ქვეშ და ანოდირების პროცესის ხანგრძლიობა. ეს უკანასკნელი გავლენას ახდენს მიღებული ოქსიდური ფირის სისქეზე.

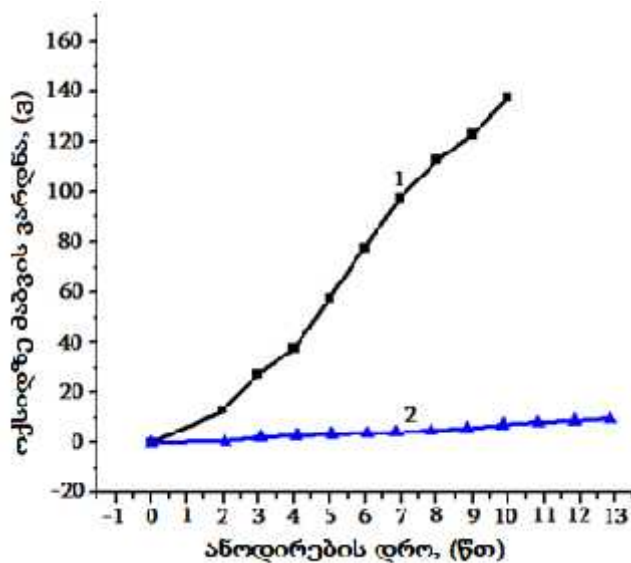
ქანგბადშემცველ პლაზმაში ფირების დაჟანგვის პროცესის გამოკვლევა ტარდებოდა ოქსიდის ფირის ზრდის კინეტიკაზე დაკვირვების საფუძველზე, როცა ფორმირების დენის სიმკვრივე იყო მუდმივი. ეს იმას ნიშნავს, რომ ამ პროცესის დროს ოქსიდის სისქის ზრდა პირდაპირპროპორციულია მასზე ძაბვის ზრდისა, ფაქტობრივად ექსპერიმენტზე დამზერილი ძაბვის ვარდნის ზრდა ეთანადება ოქსიდის ფირის სისქის ზრდას. ამიტომ, ოქსიდზე ძაბვის ვარდნის გარკვეულ სიდიდეს ეთანადება შესაბამისი ოქსიდური ფირის სისქე, რომელსაც ეწოდება ანოდირების კოეფიციენტი და ცხადია ანოდირების დროზე დამოკიდებულება ცალსახად ასახავს ოქსიდის ფირის სისქის ზრდის სიჩქარეს. ანოდირების კოეფიციენტის დროზე დამოკიდებულება, ანუ ფირის ზრდის სიჩქარე დამოკიდებული იქნება ანოდირების პროცესის პარამეტრებზე.

ულტრაიისფერი სინათლით სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების პროცესის უპირატესობა არასტიმულირებულ პროცესთან შედარებით მოცემულია ნახ.3.3-ზე და ნახ.3.4-ზე. მაგალითისთვის, აღებულია გარდამავალი მეტალების ოქსიდების HfO_2 -ის და ZrO_2 -ის ზრდის კინეტიკა, როდესაც ანოდირების პროცესი მიმდინარეობდა ულტრაიისფერი სინათლით სტიმულირებისა (1) და სტიმულაციის გარეშე (2). ამ ნახაზებზე, მოცემულია ოქსიდზე ძაბვის ვარდნის დამოკიდებულება დროზე. რადგან ანოდირების პროცესი მიმდინარეობს მუდმივი დენის სიმკვრივის პირობებში, ამიტომ, პროცესის დროს მუდმივად ხდება ძაბვის მომატება ოქსიდზე ძაბვის ვარდნის გამო. დაანგარიშებული ოქსიდის ზრდის სიჩქარე არის 12 ნმ/წთ და

3 ნმ/წთ (ნახ.3.3) შესაბამისად სტიმულირებისა და სტიმულირების გარეშე, რაც გვიჩვენებს, რომ HfO_2 -ის ზრდის სიჩქარე 4 - ჯერ იზრდება. ხოლო, ნახ.3.4-დან



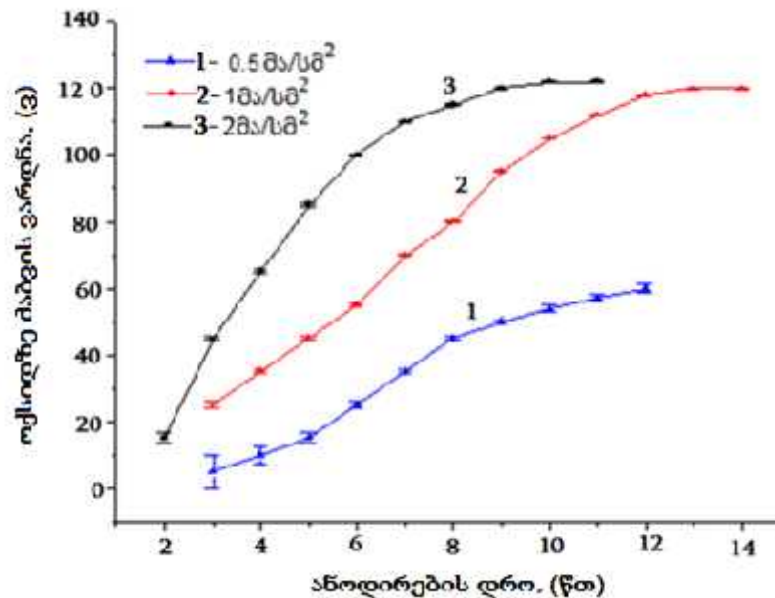
ნახ. 3.3 სილიციუმზე HfO_2 -ის ზრდის კინეტიკა ულტრა იისფერი სინათლის გამოყენებით (1) და მის გარეშე(2), ორივე შემთხვევაში 2 მა/სმ^2 ანოდირების დენის სიმკვრივისთვის



ნახ. 3.4 სილიციუმზე ZrO_2 -ის ზრდის კინეტიკა ულტრა იისფერი სინათლის გამოყენებით (1) და მის გარეშე(2), ორივე შემთხვევაში 2 მა/სმ^2 ანოდირების დენის სიმკვრივისთვის

დაანგარიშებული ზრდის სიჩქარე არის 10 ნმ/წთ და 2 ნმ/წთ შესაბამისად, რაც აჩვენებს ZrO_2 -თვის ზრდის სიჩქარის 5-ჯერ ზრდას.

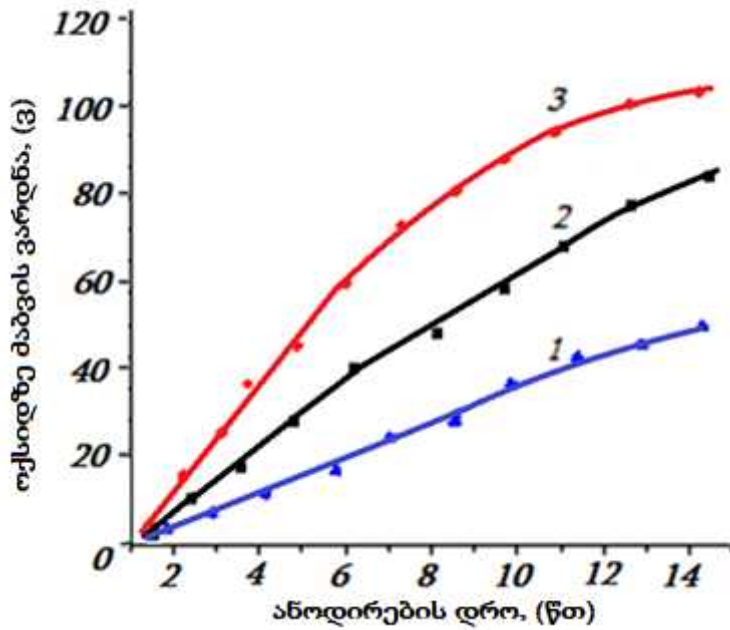
ნახ.3.5-ზე ნაჩვენებია HfO_2 -ის ზრდის კინეტიკა 673K ტემპერატურაზე. როგორც ნახაზიდან ჩანს, ექსპერიმენტში განხილული იყო ანოდირების სამი რეჟიმი: 0.5 მა/სმ², 1 მა/სმ² და 2 მა/სმ². ოქსიდის ზრდის სიჩქარე შესაბამისად იყო 6 ვ/წთ, 11 ვ/წთ და 23 ვ/წთ. თუ ამ სიდიდეებს გადავიყვანთ სისქეებში ისინი გამოიყურება შემდეგნაირად: 5 ნმ/წთ, 6.5 ნმ/წთ და 12 ნმ/წთ შესაბამისად.



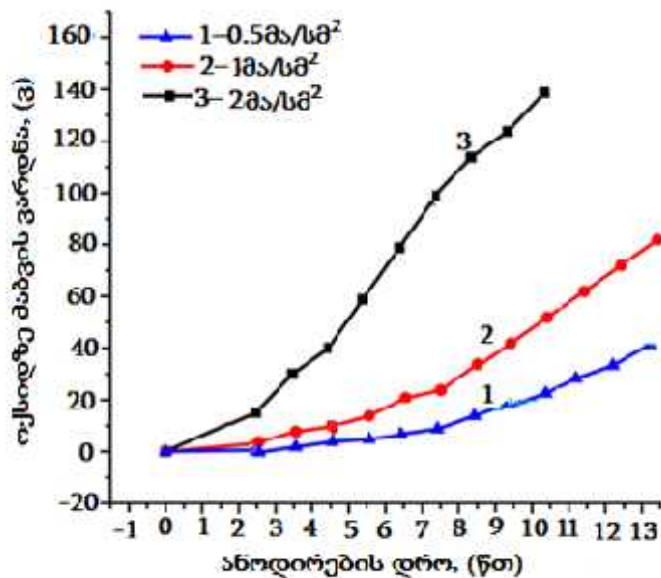
ნახ. 3.5 სილიციუმზე HfO_2 -ის ზრდის კინეტიკა $T=673\text{K}$ ტემპერატურაზე.

ნახ.3.6-ზე მოცემულია TiO_2 -ის ზრდის კინეტიკა, 0.5 მა/სმ², 1 მა/სმ² და 2 მა/სმ² ფორმირების დენის სიმკვრივეზე, 673K ტემპერატურაზე. ოქსიდის ზრდის სიჩქარეებია 3,0 ვ/წთ, 6,2 ვ/წთ და 9,5 ვ/წთ.

ნახ.3.7-ზე მოცემულია ZrO_2 -ის ზრდის კინეტიკა, 0.5 მა/სმ²; 1 მა/სმ² და 2 მა/სმ² ფორმირების დენის სიმკვრივეზე, 673K ტემპერატურაზე. ოქსიდის ზრდის სიჩქარეებია 6 ვ/წთ, 10 ვ/წთ და 16 ვ/წთ, რაც შეესაბამება ოქსიდის სისქეებს - 4 ნმ/წთ; 6 ნმ/წთ და 10 ნმ/წთ შესაბამისად.



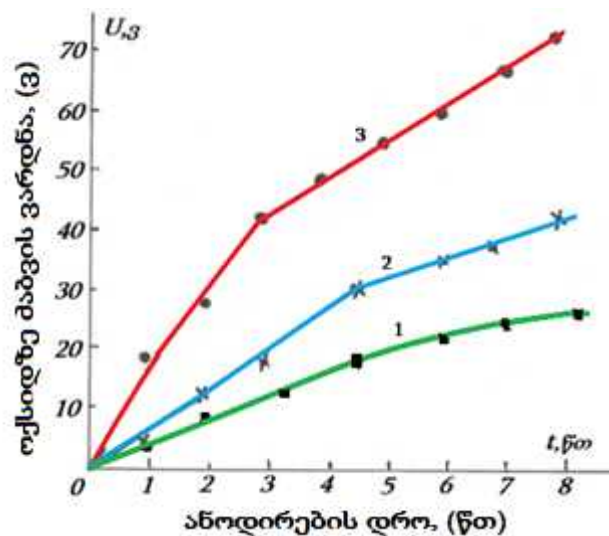
ნახ. 3.6 Si-TiO₂-ის ზრდის კინეტიკა, T=673K ტემპერატურაზე:
 1- 0.5 მა/სმ²; 2- 1მა/სმ² და 3-2მა/სმ²



ნახ. 3.7 სილიციუმზე ZrO₂ -ის ზრდის კინეტიკა T=420K
 ტემპერატურაზე.

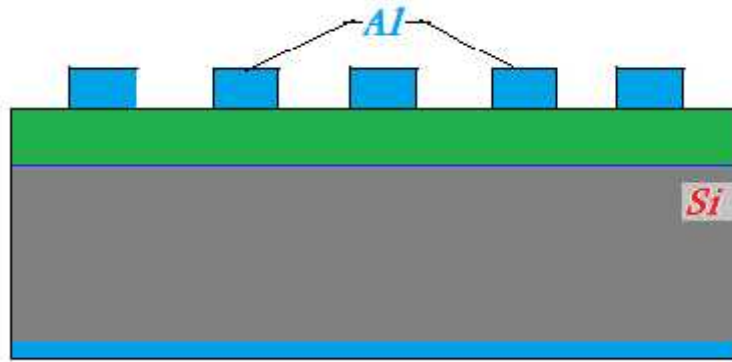
GaAs-ის ანოდირების კინეტიკა T=673K ტემპერატურაზე მოცემულია ნახ. 3.8-ზე. როგორც ნახაზიდან ჩანს, ეს დამოკიდებულება თითქმის წრფივია 0.5მა/სმ²; 1მა/სმ² და

2 მა/სმ² დენის სიმკვრივის ანოდირებისას, საიდანაც შეგვიძლია გამოვთვალოთ, რომ GaAs-ის საუთარი ოქსიდისთვის სისქის ზრდის სიჩქარეებია 4 ვ/წთ; 6.8 ვ/წთ და 10,3 ვ/წთ შესაბამისად.



ნახ. 3.8 GaAs-ის სტიმულირებული დაქანგვის კინეტიკა T=673K ტემპერატურაზე:
1- I_გ=0.5მა/სმ²; 2- I_გ=1მა/სმ² და 3- I_გ=2მა/სმ².

პლაზმური პროცესის დასრულების შემდეგ C-V მახასიათებლების გაზომვების ჩატარებისთვის საჭიროა მდნ-სტრუქტურების ფორმირება, რომელიც წარმოადგენს სისტემას, სადაც ნახევარგამტარის ერთ მხარეს (მუშა მხარეს) ფორმირებულია ოქსიდი, მასზე დაფენილი ალუმინის ფოტოლიტოგრაფიით მიღებული 60მკმ დიამეტრის წერტილების კონტაქტებისთვის, ხოლო მეორე მხარეს ომური კონტაქტით. ამიტომ სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების შემდეგ მიღებული სტრუქტურა თავსდება ვაკუუმურ დანადგარ YBH-2M-1-ში ალუმინის კონტაქტების დასაფენად. ალუმინის დაფენა ხორციელდება ვაკუუმში ვოლფრამის რეზისტული ამორთქლებლიდან 10⁻⁶ მმ.ვწყ.სვ. წნევაზე და 373K ტემპერატურაზე. ალუმინის სისუფთავის ხარისხი შეადგენდა 99.999%. ოქსიდების ზედაპირზე ვაკუუმში ეფინებოდა ალუმინის ფირები სისქით 0,5 მკმ. მიღებული სტრუქტურის საბოლოო სახე მოცემულია ნახ.3.9-ზე.



ნახ.3.9 საკვლევი Si-HfO₂-Al სტრუქტურის საბოლოო სახე

დასკვნა

სადისერტაციო თემის კვლევის არსის მიმოხილვის საფუძველზე შეირჩა ოქსიდური ფირების მომზადებისა და მათი პარამეტრების გაზომვის მეთოდები. ამისათვის დამუშავდა:

1) თხელი ფირების ფორმირების ტექნოლოგიური პროცესები, რომლებიც ითვალისწინებენ – ა) საფენის ზედაპირის ქიმიურ დამუშავებას და მის თავისებურებებს; ბ) ფოტოლიტოგრაფიული მეთოდების არსს და როლს დასახული მიზნების მისაღწევად და გ) გარდამავალი და საკონტაქტო მეტალური ფირების დაფენის ვაკუუმური ტექნოლოგიური პროცესების დამუშავებას;

2) შემუშავებულია გარდამავალ მეტალთა და გალიუმის არსენიდის ოქსიდური ფირების მიღების დაბალტემპერატურული, სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების მეთოდი, პლაზმური ანოდირების პროცესში ულტრაიისფერი სინათლის გამოყენებით;

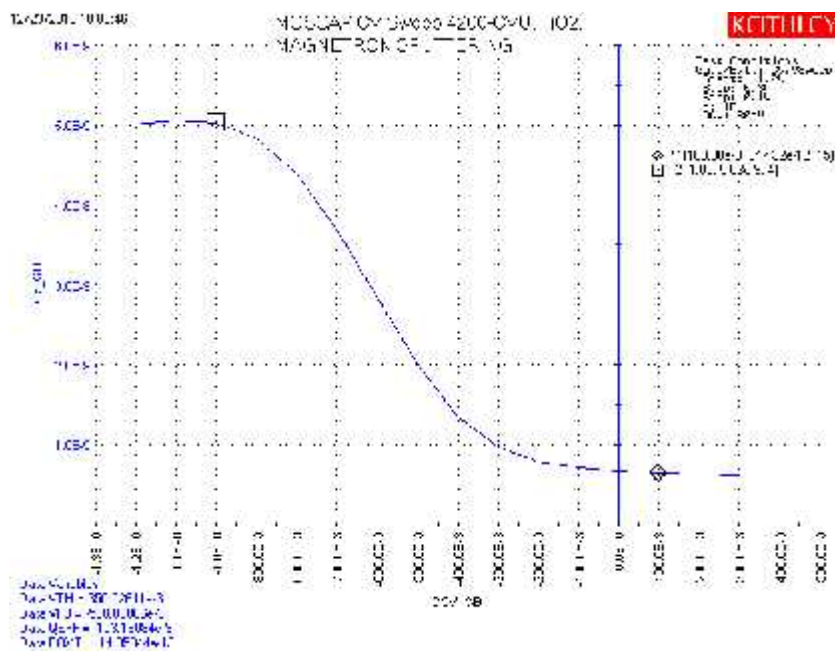
3) ფორმირებულ იქნა ოქსიდური ფირები სხვადასხვა ტექნოლოგიურ რეჟიმებში, სადაც იცვლებოდა: ფორმირების დენის სიმკვრივე, ნიმუშის ტემპერატურა, სისქე.

4) მიღებული ოქსიდური ფირების პარამეტრების გაზომვის მეთოდები, რომლებიც შეიცავენ – ა) ვოლტ-ფარადულ მახასიათებლებს; ბ) ზედაპირულ პროფილომეტრიას; გ) რენტგენო-დიფრაქციულ მეთოდს და დ) X-სხივების ფოტოელექტრულ სპექტროსკოპიას.

4. ექსპერიმენტული შედეგები და ანალიზი

4.1. ვოლტ-ფარადული (C-V) მახასიათებელი

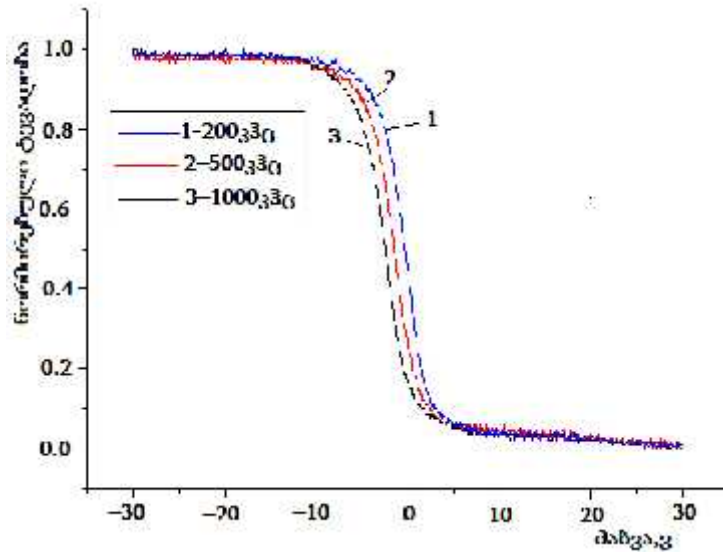
გარდამავალ მეტალთა ოქსიდური ფირების შესწავლა მოხდა ნახ.3.9-ზე წარმოდგენილი მდნ სტრუქტურაზე ვოლტ-ფარადული მეთოდის გამოყენებით. მდნ სტრუქტურის ტევადობის ცვლილება ხდებოდა ძაბვის ცვლილებით $-5 \div +5$ ვ ძაბვის დიაპაზონში სხვადასხვა სიხშირეებზე. ამისთვის გამოყენებულ იქნა ანალიზატორი „Keithly Instruments Semiconductor Parameter Analyzer“. ნახ. 4.1-ზე მოცემულია ტიტანის ოქსიდისთვის p-ტიპის სილიციუმზე, ალუმინის კონტაქტებით შექმნილი მდნ სტრუქტურის C-V მრუდი, გაზომილი 1 მგჰც სიხშირეზე. ეს სიხშირე მაღალია და როდესაც სტრუქტურაზე მოდებულია უარყოფითი, ანუ გამდიდრების ძაბვა, მაშინ შესაბამის C-V მრუდზე მიიღება მაქსიმუმი. შესაბამისად, მდნ სტრუქტურაზე



ნახ. 4.1 ვოლტ-ფარადული მახასიათებელი p-ტიპის სილიციუმზე პლაზმური ანოდირებით მიღებული TiO_2 -თვის.

უარყოფითი ძაბვებიდან, ნულის გავლით, დადებითი ძაბვევისკენ გადასვლისას ტევადობა მცირდება და მინიმალური მიიღება ინვერსიის ძაბვის დროს.

ნახ.4.2-ზე გამოსახულია *ჰაფნიუმის* ოქსიდისთვის p-ტიპის სილიციუმზე, ალუმინის კონტაქტებით შექმნილი მდნ სტრუქტურის ვოლტ-ფარადული მრუდი,



ნახ. 4.2 HfO₂-ის CV მრუდი 1მა/სმ² ანოდირების დენის სიმკვრივისთვის

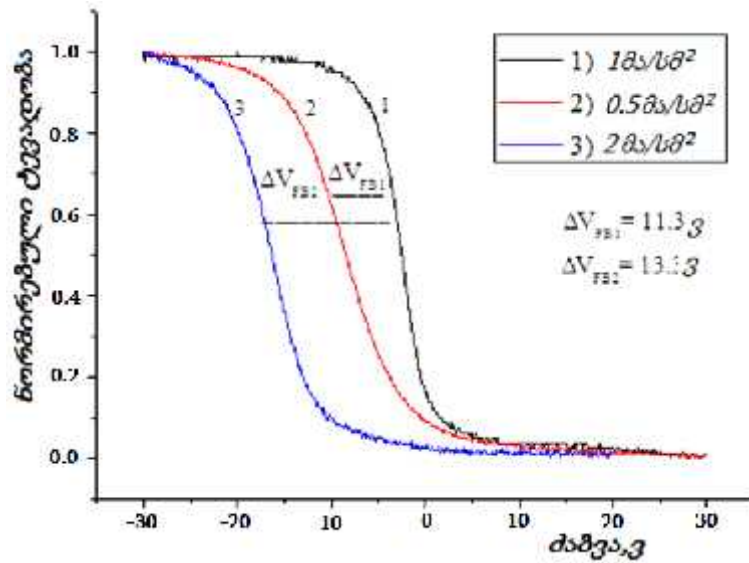
გაზომილი 1მა/სმ² ანოდირების დენის სიმკვრივეზე, სხვადასხვა სიხშირეებზე. ნახაზიდან ჩანს, რომ გაზომვის სიხშირის ცვლილება პრაქტიკულად არ ცვლის პარამეტრების გაზომვის შედეგებს. ამ 1მგჰც სიხშირეზე მიღებული მრუდიდან გაზომილი HfO₂-ის პარამეტრები მოცემულია ცხრილში 1.

ცხრილი 1. ნახაზი 4.2-დან მიღებული პარამეტრები

სიხშირე, კჰც	200	500	1000	200	500	1000	200	500	1000
ანოდირების დენის სიმკვრ., მა/სმ ²	0.5			1			2		
კონტაქტის ფართობი (სმ ²)	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶
დიელექტრიკის სისქე (ანგსტრ.)	45	45	45	52	52	52	30	30	30
ტევადობა (ფარადები)	2.18	2.17	1.73	1.76	1.76	1.76	1.64	1.63	1.63
აბსოლუტური შედ. (ფარადები) × 10 ⁻¹⁴ , ფ/სმ	163.5	162.75	129.75	152.5	152.5	152.5	82	81,15	81,15
კლი მუდმივა	18.47	18.38	14.66	17.23	17.23	17.23	9,26	9,2	9,2

ნახ.4.3-ზე მოცემულია C-V მრუდების შედარება HfO₂-ისთვის 1 მგჰც სიხშირეზე, სხვადასხვა ანოდირების დენის სიმკვრივეებზე. როგორც ნახაზიდან ჩანს, მრუდები წანაცვლებული არიან ნულიდან უარყოფითი ძაბვებისკენ და ამიტომ დიელექტრიკში არსებობს დადებითი მუხტი. გრაფიკები, რომლებიც შეესაბამებიან 0.5 მა/სმ² და 2 მა/სმ² ანოდირების დენის სიმკვრივეებს არიან უფრო მეტად წანაცვლებული უარყოფითი პოტენციალისკენ, ვიდრე 1 მა/სმ² ანოდირების დენის

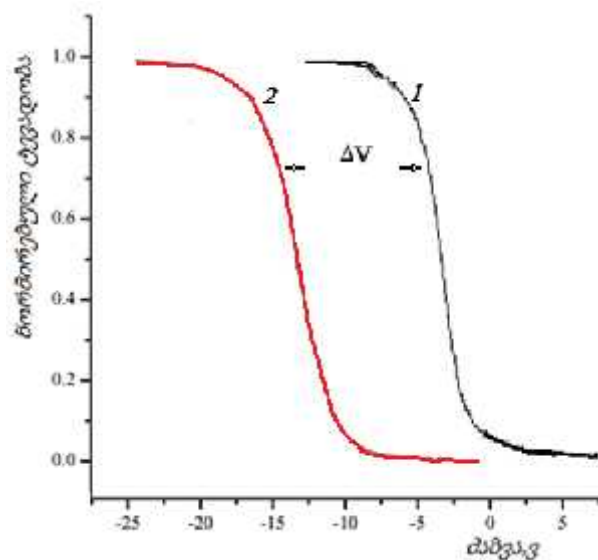
სიმკვრივის შესაბამისი მრუდი. ამიტომ მათში არსებობს დადებითი მუხტი უფრო მეტი, ვიდრე 1 მა/სმ² ანოდების დენის სიმკვრივის შემთხვევაში.



ნახ. 4.3 CV მრუდი სხვადასხვა ანოდირების დენის სიმკვრივისთვის 1მგ/ჯ სიხშირეზე

ცხრილი 2. HfO₂ -ის CV გაზომვებიდან მიღებული პარამეტრები 1მგ/ჯ სიხშირეზე

ანოდირების დენის სიმკვრივე, მა/სმ ²	$\frac{Q_{an}}{Z_{an}}$, (პვ)	$\frac{Q_{cat}}{Z_{an}}$, (ვ)	$\frac{Q_{an}}{Z_{an}}$, (ვ)	$\frac{Q_{an}}{Z_{an}}$, (ვ)	$\frac{Q_{an}}{Z_{an}}$, (ვ)	$\frac{Q_{an}}{Z_{an}}$, (პვ)	$\frac{Q_{an}}{Z_{an}} \times 10^{10}$ (სმ ²)
0.5	2.16	-24.9	-2.24	-0.696	4.1	0.98	2.5
1	1.75	-13.6	6.92	-0.682	2.2	0.98	1.4
2	1.61	-26.9	-9.61	-0.670	5.0	0.96	3.1

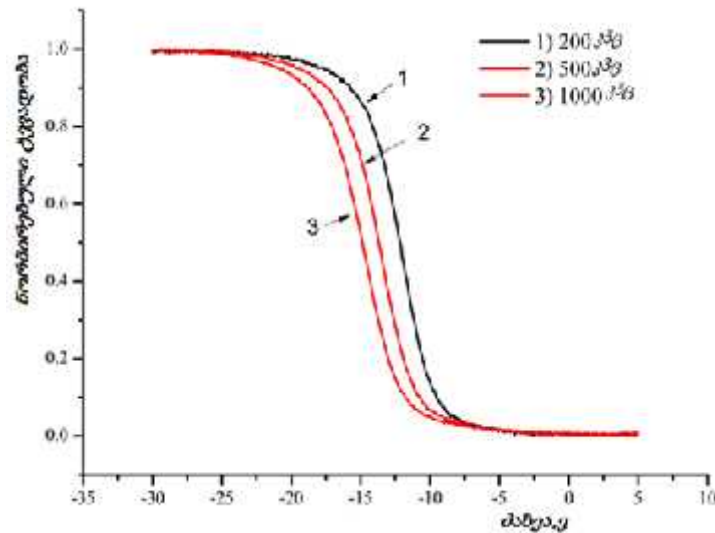


ნახ. 4.4 Si-HfO₂-Al (1) და Si-TiO₂-Al (2) სტრუქტურების ნორმირებული

ვოლტ-ფარადული მახასიათებლები, 1მა/სმ^2 ფორმირების დენსა და 1მგ/ჰმ^2 სიხშირეზე

ნახ.4.4-ზე წარმოდგენილია p-ტიპის სილიციუმის ქვესაფენზე $\text{HfO}_2\text{-Al}$ (ნახ.4.4-1) და $\text{TiO}_2\text{-Al}$ (ნახ.4.4-2) სტრუქტურების ნორმირებული ვოლტ-ფარადული (C-V) მრუდების შედარება. შედარებებიდან ჩანს, რომ მათ შორის სწორი ზონების ძაბვათა სხვაობა $\Delta V=10$ ვოლტს, რაც იმას ნიშნავს, რომ ჰაფნიუმის ოქსიდში ნაკლები დადებითი მუხტია, ვიდრე ტიტანის ოქსიდში.

ნახ.4.5-ზე მოცემულია ZrO_2 -ის, რომლის მიღების ტექნოლოგია მსგავსია HfO_2 -ის მიღების ტექნოლოგიასთან, ბაზაზე შექმნილი $\text{Si(p)-ZrO}_2\text{-Al}$ სტრუქტურის ვოლტ-



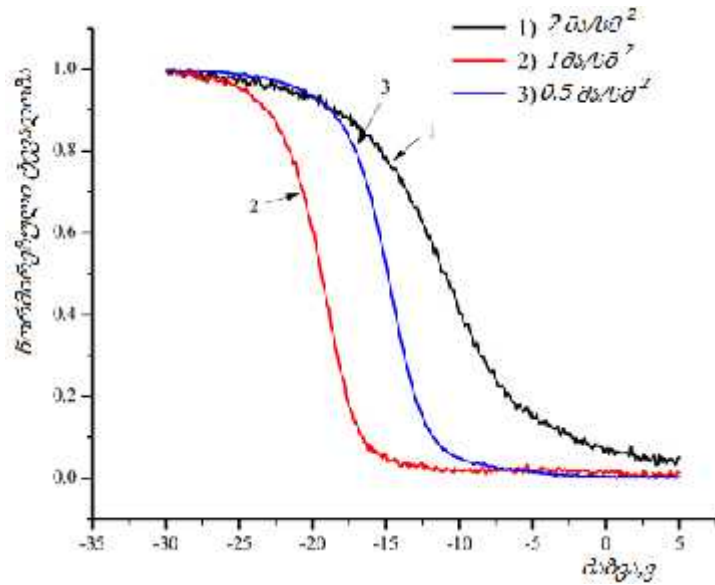
ნახ. 4.5 $\text{Si-ZrO}_2\text{-Al}$ სტრუქტურის ნორმირებული C-V მახასიათებლები გადაღებული სხვადასხვა სიხშირეებზე და 0.5მა/სმ^2

ცხრილი 3. ZrO_2 -ის CV გაზომვებიდან მიღებული პარამეტრები (ნახ.4.5)

ანოდირების დენის სიმკვრივე, მა/სმ^2	$\frac{C_{\text{ox}}}{C_{\text{ox}} + C_{\text{it}}}$, (პფ)	$\frac{C_{\text{ox}}}{C_{\text{ox}} + C_{\text{it}}}$, (ვ)	$\frac{C_{\text{ox}}}{C_{\text{ox}} + C_{\text{it}}}$, (ვ)	$\frac{C_{\text{ox}}}{C_{\text{ox}} + C_{\text{it}}}$, (ვ)	$\frac{C_{\text{ox}}}{C_{\text{ox}} + C_{\text{it}}}$, (ნკ)	$\frac{C_{\text{ox}}}{C_{\text{ox}} + C_{\text{it}}}$, (პფ)	$\frac{C_{\text{ox}}}{C_{\text{ox}} + C_{\text{it}}}$, $\times 10^{10}$ (სმ^2)
0.5	1.12	-14.9	-2.13	-0.676	3.8	0.97	2.7
1	1.22	-12.6	5.62	-0.662	2.5	0.98	1.3
2	1.64	-22.3	-10.71	-0.690	6.2	0.96	3.3

ფარადული მახასიათებლები გადაღებული სხვადასხვა სიხშირეებზე 0.5მა/სმ^2 ანოდირების დენის სიმკვრივისას. ნახ.4.5-დან ჩანს, რომ გაზომვის სიხშირის ცვლილება პრაქტიკულად არ ცვლის პარამეტრების გაზომვის შედეგებს, ისე როგორც იყო HfO_2 -ის შემთხვევაში. აქაც დაიმზირება დიელექტრიკში დადებითი მუხტის

არსებობა. ZrO_2 -ის C-V მახასიათებლიდან (ნახ.4.5) გაზომილი პარამეტრები მოცემულია ცხრილში 3.

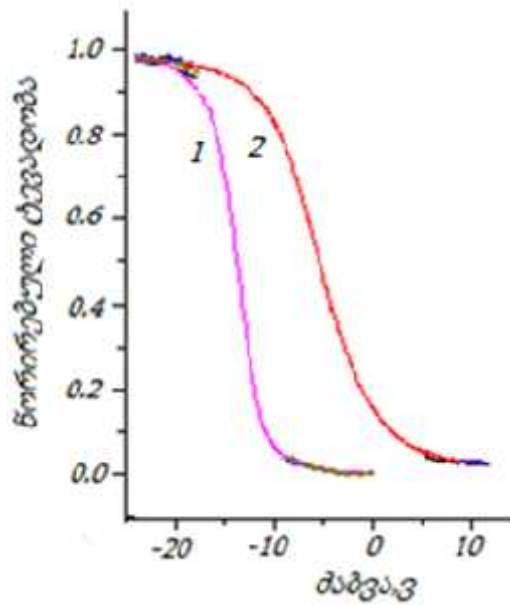


ნახ. 4.6 Si-ZrO₂-Al სტრუქტურის ნორმირებული C-V მახასიათებლები გადაღებული სხვადასხვა ანოდირების დენის სიმკვრივისთვის, 1მგპც სიხშირეზე

ცხრილში 4. მოცემულია ZrO_2 -ის პარამეტრები, რომლებიც მიღებულია ნახ.4.6-დან

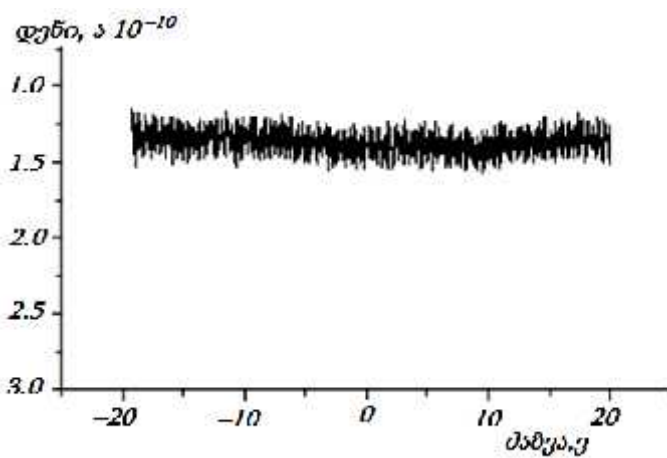
სიხშირე, კპც	200	500	1000	200	500	1000	200	500	1000
ანოდირების დენის სიმკვრ., მკ/სმ ²	0.5			1			2		
კონტაქტის ფართობი (მკმ ²)	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶	6·10 ⁻⁶
დიელექტრიკის სისქე (ნმ)	60	60	60	55	55	55	35	35	35
ტევადობა (ფ/სმ ²)	1,12	1,15	0,95	1,22	1,27	1,25	1,64	1,68	1,59
აბსოლუტური შედ. (ფ/სმ ²)	11.95	115.05	94.96	111.78	116.38	114.5	95.58	97.97	92.75
საშუალო მუდმივა	12.65	13.0	10.73	12.63	13.15	12,94	10.8	11.07	10.48

ნახ.4.7-ზე წარმოდგენილია p-ტიპის სილიციუმის ქვესაფენზე - ZrO_2 -Al (ნახ.10,1) და HfO_2 -Al (ნახ.10,2) სტრუქტურების ნორმირებული ვოლტ-ფარადული (C-V) მრუდების შედარება. მათი შედარებებიდან ჩანს, რომ ჰაფნიუმის ოქსიდში ნაკლები დადებითი მუხტია, ვიდრე ცირკონიუმის ოქსიდში.



ნახ. 4.7 Si- ZrO₂-Al (1) და Si-HfO₂-Al სტრუქტურების ნორმირებული ვოლტ-ფარადული მახასიათებლები, 2,0 მა/სმ² ფორმირების დენის დროს

ნახ.4.8-ზე მოცემულია ჰაფნიუმის ოქსიდისთვის გაჭონვის დენის დამოკიდებულება ძაბვის სიდიდეზე. ნახაზიდან ჩანს, რომ ±20 ვოლტის



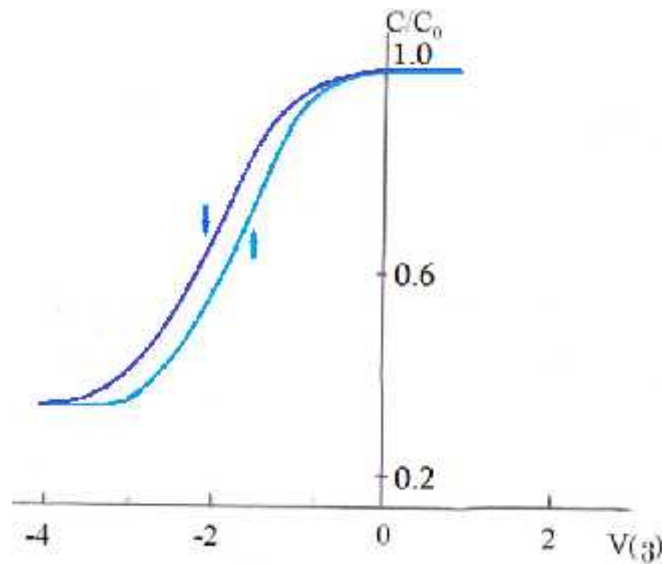
ნახ. 4.8 HfO₂-სთვის გაჭონვის დენის დამოკიდებულება გამრღვევ ძაბვაზე.

ფარგლებში ოქსიდის გარღვევა არ შეიმჩნევა, რაც მიუთითებს იმას, რომ გარღვევის დამაბულობა $E > 5 \cdot 10^6$ ვ/სმ.

ნახაზების 4.4-ის, 4.7-ს და 4.8-ის შედარებიდან გამომდინარეობს, რომ იმს-ის ელემენტის ველის ტრანზისტორის შექმნა უნდა მოხდეს ჩამკეტქვეშა დიელექტრიკად HfO₂-ის გამოყენებით.

ნახ.4.9–ზე წარმოდგენილია GaAs–ის საკუთარი ოქსიდის (სკოქს)–ალუმინის სტრუქტურის ნორმირებული ვოლტ–ფარადული მახასიათებლები. ნახაზიდან ჩანს, რომ C–V მახასიათებლებზე დაიმზირება უარყოფით ძაბვების არეში ჰისტერეზისი, რაც მიუთითებს GaAs–ის საკუთარ ოქსიდში დადებითი მოძრავი მუხტის არსებობას.

ამ მრუდებიდან განისაზღვრა, თეორიული ნომოგრამის საშუალებით, ბრტყელი ზონების შესაბამისი ძაბვები და ინვერსიის ძაბვები. შესაბამისად, განისაზღვრა მუხტი ოქსიდში (Q_d) და გამყოფ საზღვარზე ოქსიდი–ნახევარგამტარი მუხტის მდგომარეობათა სიმკვრივეები (N_{ss}), ხოლო მაქსიმალური ტევადობისგან დიელექტრიკული მუდმივა (V).

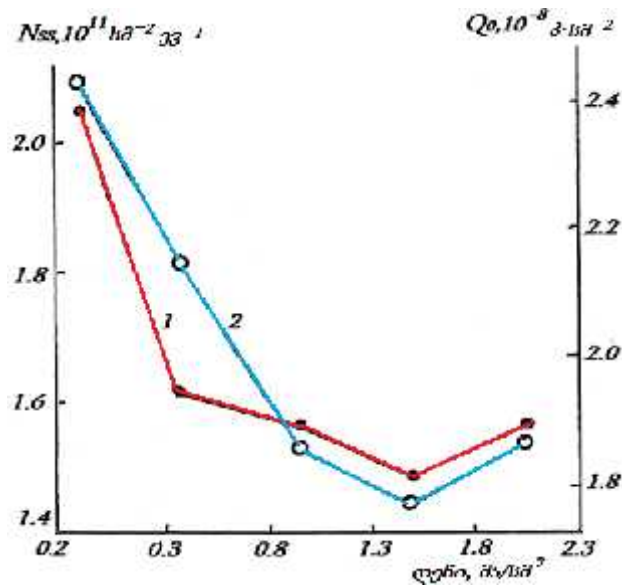


ნახ. 4.9 GaAs–ის სკოქს–ალუმინის სტრუქტურის ნორმირებული ვოლტ–ფარადული მახასიათებელი.

ცხრილი 5. მიღებული GaAs სკ ოქსიდის ფირების პარამეტრები, განსაზღვრული C–V მახასიათებლებიდან

#	პარამეტრები	GaAs სკ ოქს
1.	სისქე d (ნმ)	30
2.	მუხტი ოქსიდში $Q_{ss}, \text{სმ}^{-2} \times 10^{11}$	12
3.	ზედაპ.მდგ–თა სიმკვრივე $N_{ss}, \text{სმ}^{-2} \cdot \text{ეგ}^{-1} \times 10^{11}$	3
4.	დიელექტრიკული მუდმივა V	7,0
5.	გარღვევის დამაბულობა $E, \text{ვ/სმ} \times 10^6$	3

ნახ.4.10–ზე ნაჩვენებია დამოკიდებულება ზედაპირული მდგომარეობათა სიმკვრივის, ოქსიდში მუხტსა და ანოდირების დენის სიმკვრივეს შორის. კარგად ჩანს ნახაზიდან, რომ მინიმალური ზედაპირული მდგომარეობები და მუხტი



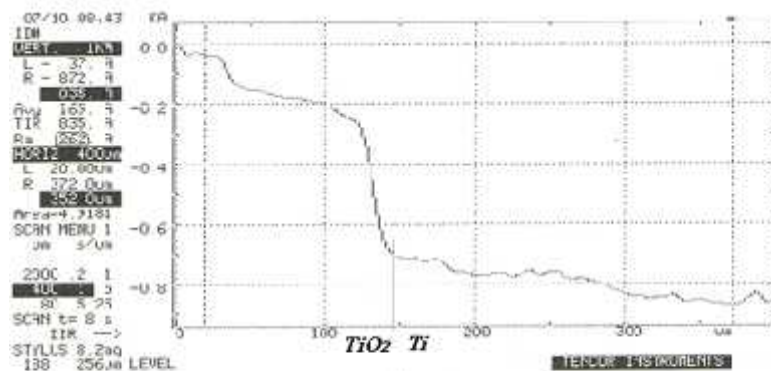
ნახ. 4.10 დამოკიდებულება ზედაპირული მდგომარეობათა სიმკვრივის (1), ოქსიდში მუხტსა(2) და ანოდირების დენის სიმკვრივეს შორის

ოქსიდში მიიღწევა ანოდირების დენის სიმკვრივის ~ 1.5 მა/სმ² მნიშვნელობისას, რომელიც ოპტიმალური პარამეტრია სტიმულირებული პლაზმური ანოდირებისთვის.

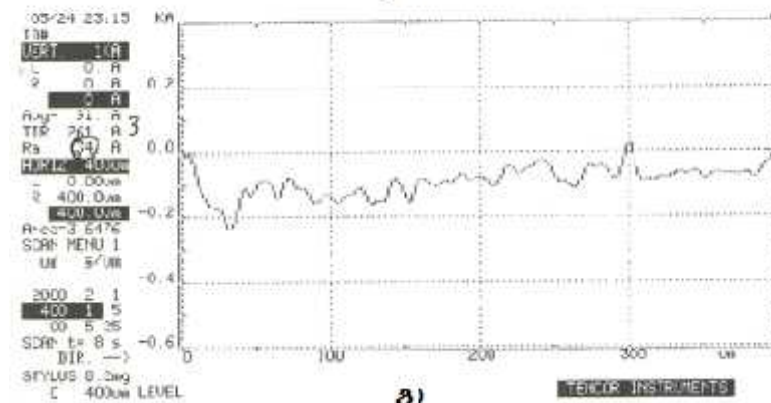
4.2. ზედაპირული პროფილომეტრია

ზედაპირული პროფილომეტრით შესაძლებელია გაიზომოს, როგორც ოქსიდური ფირფიტის რელიეფის ხორკლიანობა – ზედაპირზე მაქსიმალურ სიღრმესა და მაქსიმალურ სიმაღლეს შორის სხვაობა (Ra), არამედ საფენზე დაფენილი ფირის სისქეც. ამ უკანასკნელის განსაზღვრისთვის საჭიროა მოიწამვოს ფირი საფეხურის სახით და სხვაობა Ra უშუალოდ გვიჩვენებს სისქეს.

პროფილომეტრზე ექსპერიმენტულად განისაზღვრა ოქსიდების სისქეები. ოქსიდის ზედაპირები იფარება ფოტორეზისტით, ფოტოლიტოგრაფიისა და Ar⁺ იონური ბომბარდირებით ზედაპირის ფოტორეზისტით დაუფარავი ნაწილი იწამვლება. იხსნება ფოტორეზისტი და იზომება ორ ზედაპირს შორის სხვაობა, ანუ



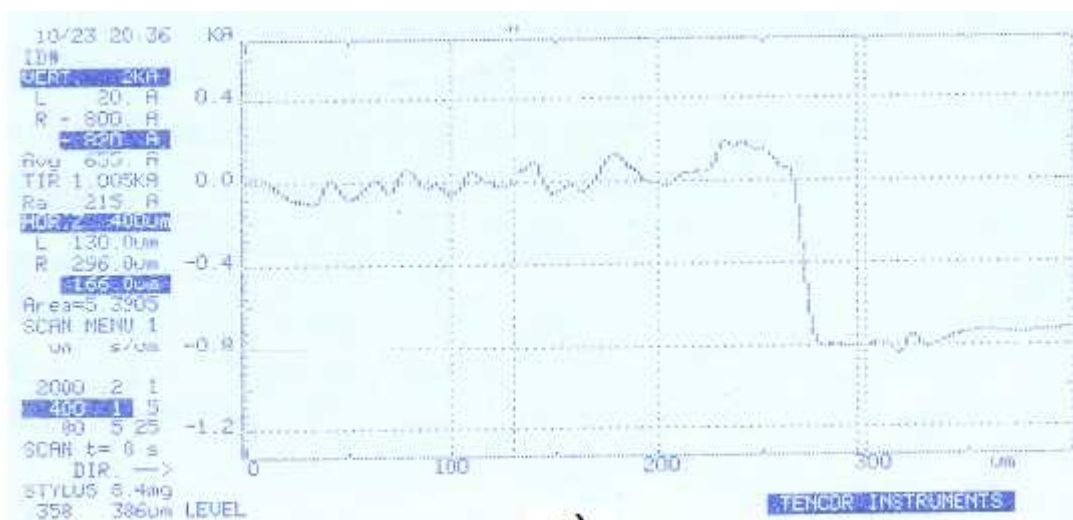
ა)



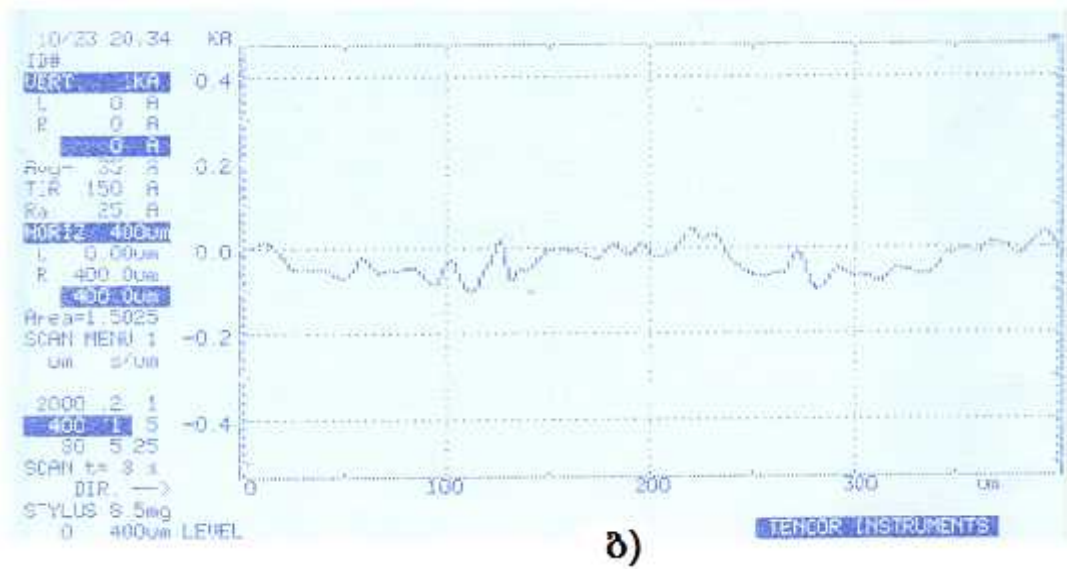
ბ)

ნახ. 4.12 პროფილომეტრზე TiO_2 ოქსიდის სისქის (ა) და ხორკლიანობის (ბ) განსაზღვრა

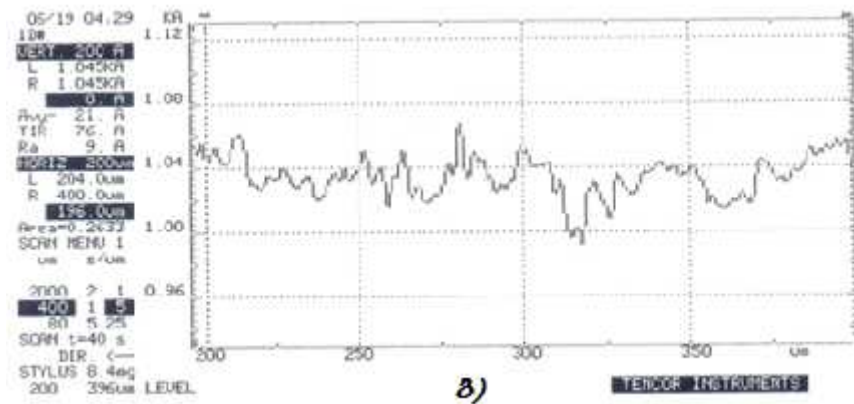
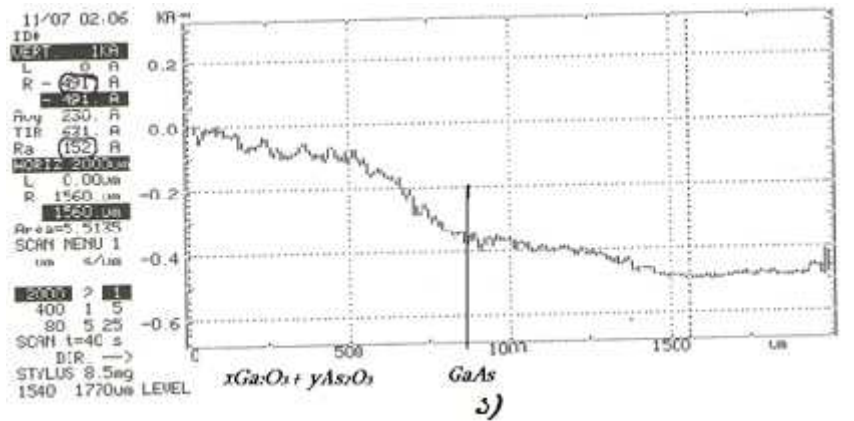
ნახ.4.13–ზე მოცემულია ZrO_2 ოქსიდის სისქის (ა) და ხორკლიანობის (ბ) განსაზღვრა, რომლებიც შეადგენენ 82 ნმ და 2.55მ–ს.



ა)



ნახ. 4.13 პროფილომეტრზე ZrO_2 ოქსიდის სისქის (ა) და ხორკლიანობის (ბ) განსაზღვრა

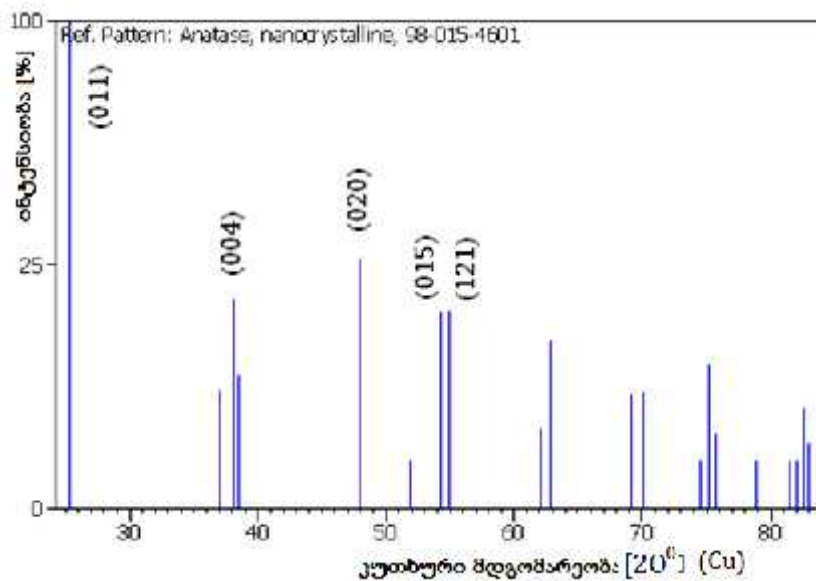


ნახ. 4.14 $xGa_2O_3+yAs_2O_3$ და $GaAs$ გამყოფი საზღვრით (ა) და $xGa_2O_3+yAs_2O_3$ (ბ) ზედაპირების პროფილები

ნახ.4.14-ზე მოცემულია $(xGa_2O_3+yAs_2O_3)-GSA$ გამყოფი საზღვრისა (ა) და $xGa_2O_3+yAs_2O_3$ (ბ) ზედაპირების პროფილები. $xGa_2O_3+yAs_2O_3$ ზედაპირის მოხსნისას ხდებოდა ფოტორეზისტის კიდების თანდათანობით მოხსნაც, ამიტომაც გამყოფი საზღვარი $(xGa_2O_3+yAs_2O_3)-GSA$ დამრეცია, მაგრამ მაინც შეიძლება ითქვას, რომ სისქე შეადგენს 49,15მ-ს, ხოლო ხორკლიანობა 0.9Å.

4.3. რენტგენო-სრუქტურული ანალიზი

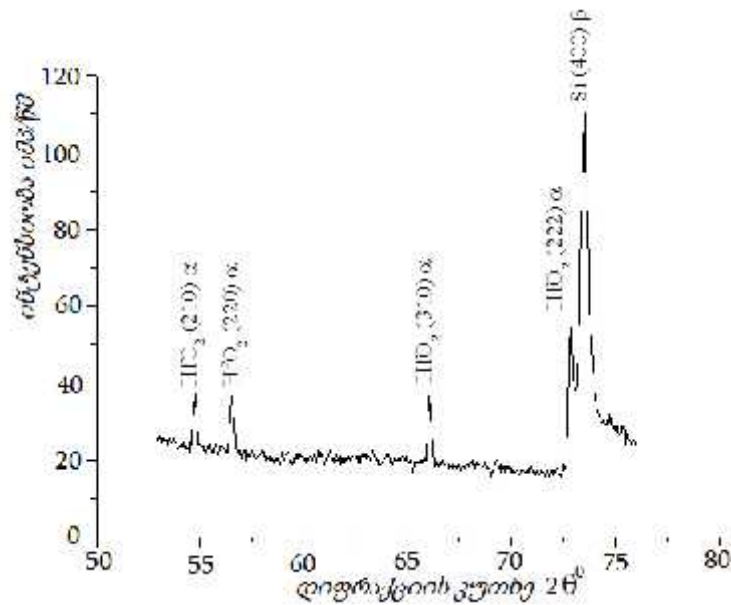
ნახ.4.15-ზე ნაჩვენებია TiO_2 -სთვის X-სხივების დიფრაქციული სურათი $CuK\alpha$ გამოსხივების წყაროს შემთხვევაში. როგორც ნახაზიდან ჩანს, TiO_2 -ს კრისტალური სისტემა არის ტეტრაგონალური. (011), (004), (020), (015) და (121) დიფრაქციული პიკები გამოირჩევიან მაღალი ინტენსივობით. კრისტალოგრაფიული პარამეტრებია: $a(\text{Å})=3.7960$; $b(\text{Å}) = 3.7960$; $c(\text{Å}) = 9.4440$. გამოთვლილია სიმკვრივე ტოლია 3,9გ/სმ³.



ნახ. 4.15 TiO_2 -სთვის ინტენსივობის დამოკიდებულება 2θ -ზე

მინერალის სახელი არის ანათაიზი ნანოკრისტალური, რომელიც მიუთითებს ან დაბალი კრისტალურობის ხარისხზე ან მის კრისტალურობაზე, მაგრამ მცირე ზომის კრისტალური ჩანართებით.

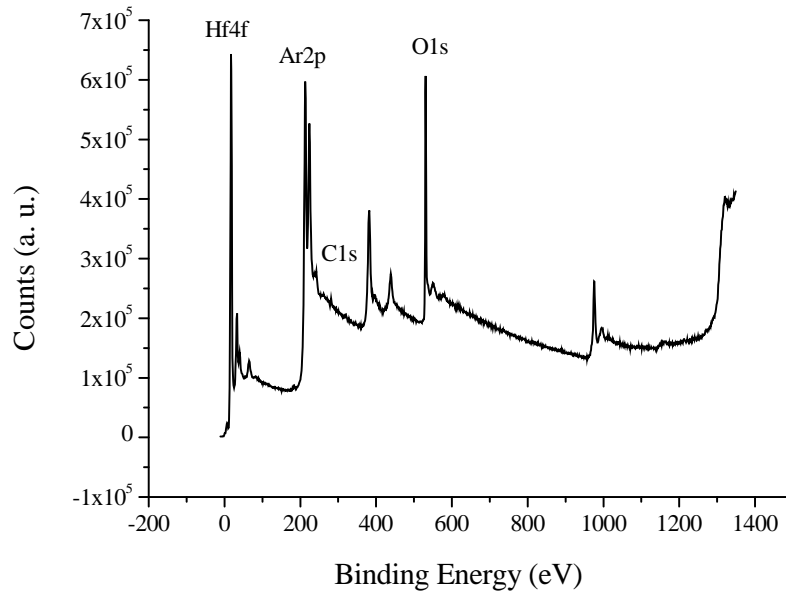
ნახ.4.16-ზე მოცემულია რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი HfO₂-თვის. ამ ნახაზზე რამდენიმე პიკი შეესაბამება HfO₂ -ს. გაზომვები მიმდინარეობდა X-სხივების დიფრაქტომეტრზე „DRON-4-07“ შემდეგ რეჟიმებში: ამაჩქარებელი ძაბვა - 12კვ, დენი - 15მა, რადიაციის წყარო CoKα₁ ტალღის სიგრძით λ=1.7889Å, ჩაწერის სიჩქარე 2გრად/წთ-ში.



ნახ. 4.16 Si-ზე HfO₂-ის რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი

4.4. X-სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია

HfO₂-ის ქიმიური შედგენილობის ანალიზისთვის ჩატარდა X-სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია, მონოქრომატული Al Kα წყაროთი (hν=1486.71eV). ნახ.4.17-ზე წარმოდგენილია ჰაფნიუმის ოქსიდური ფირის ზედაპირული სპექტრი, რომელზედაც ნათლად ჩანს Hf-ის, O-ის, Ar-ის და C-ის ხაზები. ამათგან Hf-ს და O-ს აქვთ მაღალი აქტივობის სპექტრი, ხოლო Ar და C ძირითადად ლოკალიზირებულნი არიან ზედაპირზე და მათი კონცენტრაციები მკვეთრად ეცემიან 1 წუთიანი იონური მოწამვლის შემდეგ. ამიტომ შესაძლებელია დავასკვნათ, რომ ზედაპირზე მათი მოხვედრა მოხდა ფორმირების პროცესის დამთავრების შემდეგ ატმოსფეროსთან კონტაქტისას.



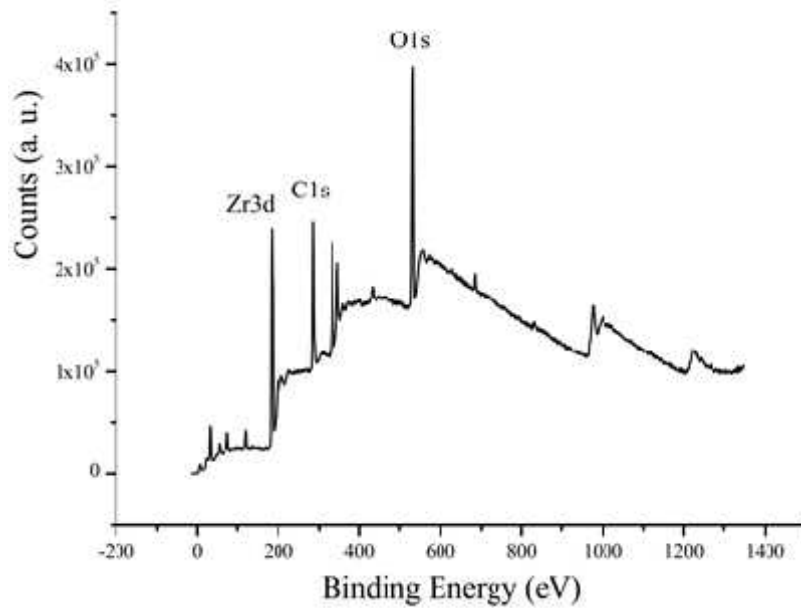
ნახ. 4.17 HfO₂-ის X -სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია

X -სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიის პარამეტრებია: მთლიანი ანალიზის დრო 2 წთ და 16.1 წმ, წყარო Al K α , წერტილის ზომა 400 მკმ, ენერგია 200.0 ევ, ენერგიის ბიჯი 1.000 ევ, მოწამვლის დრო = 150.008წმ. სპექტროსკოპიის შედეგები ასახულია ცხრილში 6.

ცხრილი 6. HfO₂-ის ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიის გაზომვებიდან მიღებული პარამეტრები

Name	Peak BE	Height CPS	Area (P) CPS.eV	Area (N) KE ^{0.6}	At. %	PP CPS	Height (N)	Hgt	PP At. %
Hf4f	17.38	574259.46	2682245.15	4487.6	32.83	627787.59	105.03		27.85
O1s	530.85	360648.87	1304527.34	7250.31	53.04	411596.39	228.76		60.67
Ar2p	242.42	22527.67	158791.68	726.12	5.31	37216.81	17.02		4.51
C1s	281.87	12553.57	85136.43	1206.6	8.83	18537.64	26.27		6.97

ZrO₂-ის ქიმიური შედგენილობის ანალიზისთვის ჩატარდა X -სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია. X -სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიის პარამეტრებია: მთლიანი ანალიზის დრო 2 წთ და 16.1 წმ, წყარო Al K α , წერტილის ზომა 400 მკმ, ენერგია 200.0 ევ, ენერგიის ბიჯი 1.000 ევ,



ნახ. 4.18 ZrO₂-ისთვის X -სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპია

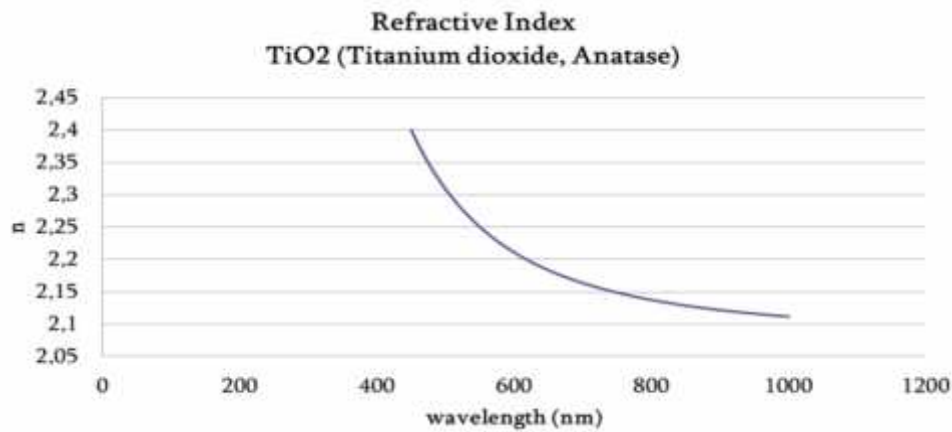
სპექტროსკოპიის შედეგები ასახულია მე-7 ცხრილში.

ცხრილი 7. ZrO₂-ის ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიის გაზომვებიდან მიღებული პარამეტრები

Name	Peak BE	Height CPS	Area CPS.eV	(P) Area KE ^{0.6}	(N) At. %	PP CPS	Height (N)	PP Hgt (N)	PP At. %
Zr3d	183.4	196502.26	870729.5	1672.2	11.63	214680.34	41.23	11.03	
O1s	531.36	227196.54	1023223.71	5688.7	39.57	224102.15	124.59	33.33	
C1s	285.26	128887.69	494161.36	7015.39	48.8	146499.89	207.98	55.64	

ნახ.4.18–ზე მოცემულია ZrO₂ ფირის ზედაპირული გაშლილი სპექტრი, რომელზედაც ნათლად ჩანს Zr-ის, O-ის და C-ის ხაზები. C-ს ზედაპირზე მოხვედრა უნდა მომხდარიყო ფორმირების პროცესის დამთავრების შემდეგ, ატმოსფეროსთან კონტაქტისას, რადგან ნიმუშის 1 წუთიანი იონური მოწამვლის შემდეგ მისი კონცენტრაცია მკვეთრად დაეცა.

TiO₂-ის გარდატეხის მაჩვენებელი და ოქსიდის სისქე გამოკვლეულ იქნა სპექტროსკოპული ელიფსომეტრით, მიღებული შედეგები მოცემილია ნახ.4.19–ზე.



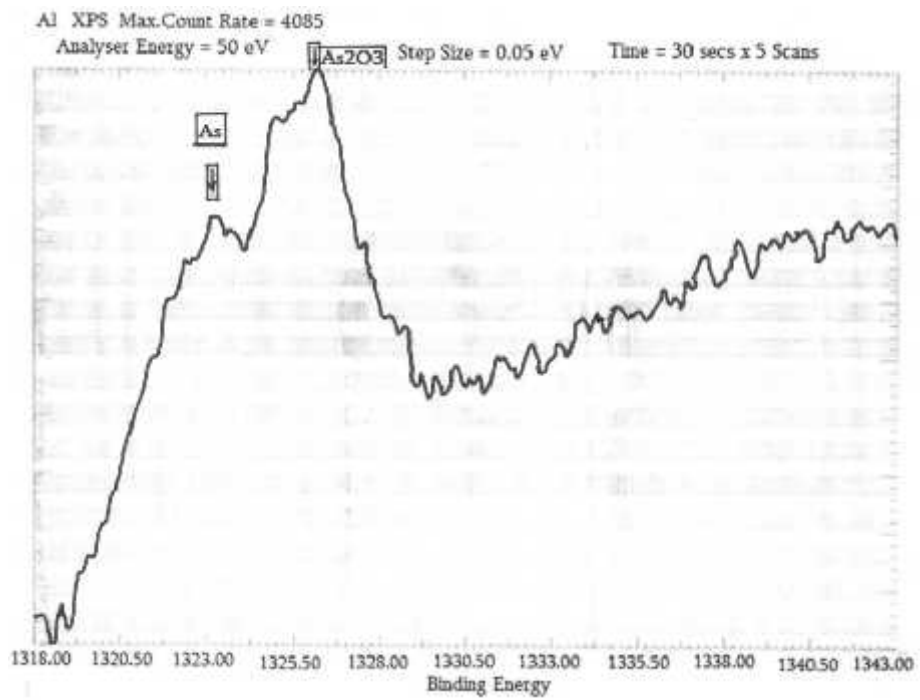
ნახ. 4.19 TiO₂ –ის გარდატეხის მაჩვენებელი

ხილული სინათლის დიაპაზონში (~550ნმ) გარდატეხის მაჩვენებელი არის 2,25. ოპტიკური დიელექტრიკული მუდმივა შეიძლება განისაზღვროს შემდეგნაირად: $\epsilon = n^2 = 2.25^2 = 5.4289$. გამოთვლილი აკრძალული ზონის სიდიდე აღმოჩნდა 3,3ევ, რომლისათვისაც გამოყენებულ იქნა ტოლობა:

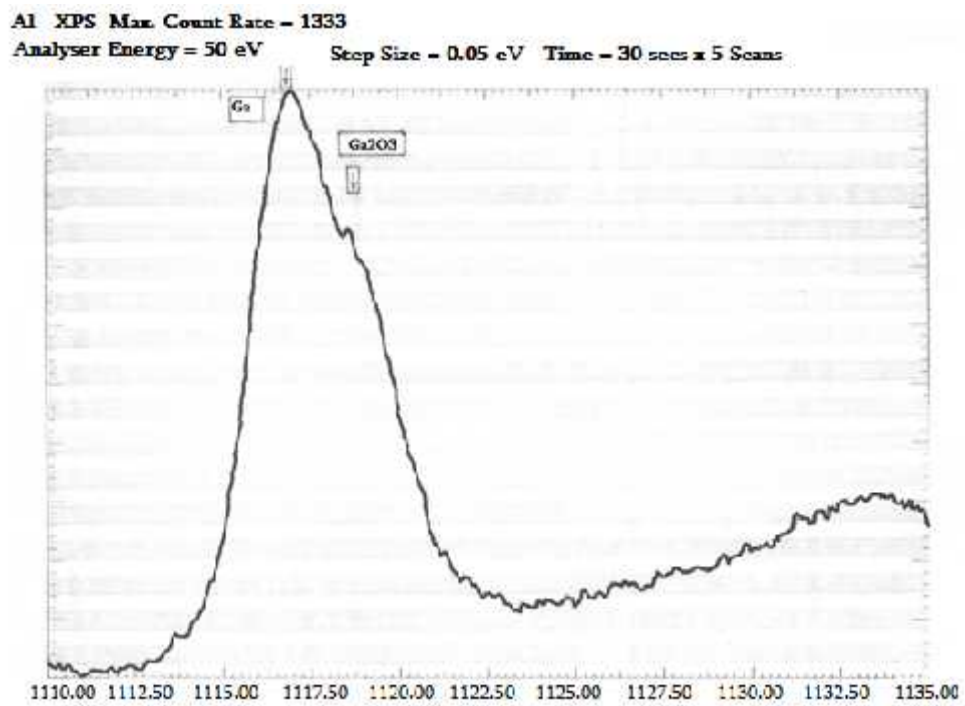
$$E(\text{eV}) = \frac{hc}{\lambda} = \frac{1240}{\lambda} \quad (4.1)$$

სადაც, E არის ფოტონის ენერგია, h-პლანკის მუდმივა. c-სინათლის სიჩქარე, λ – ტალღის სიგრძე მიღებული სპექტროფოტომეტრული გაზომვიდან და უდრის $\lambda=375\text{ნმ}$ -ს.

ნახ.4.20–ზე მოცემულია $x\text{Ga}_2\text{O}_3+y\text{As}_2\text{O}_3$ -ის X -სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიის მრუდები. მოხდა As და Ga სპექტრების განცალკევება და მიღებული მონაცემების As₂O₃ (ა) და Ga₂O₃ (ბ)–ს სპექტრები განსაზღვრავს იმას, რომ GaAs-ის საკუთარი ჟანგში Ga-ის და As-ის სპექტრები წანაცვლებულია GaAs-ის სპექტრისკენ, რომელიც ამტკიცებს ორივე ჟანგის As₂O₃ და Ga₂O₃ მასში არსებობას.



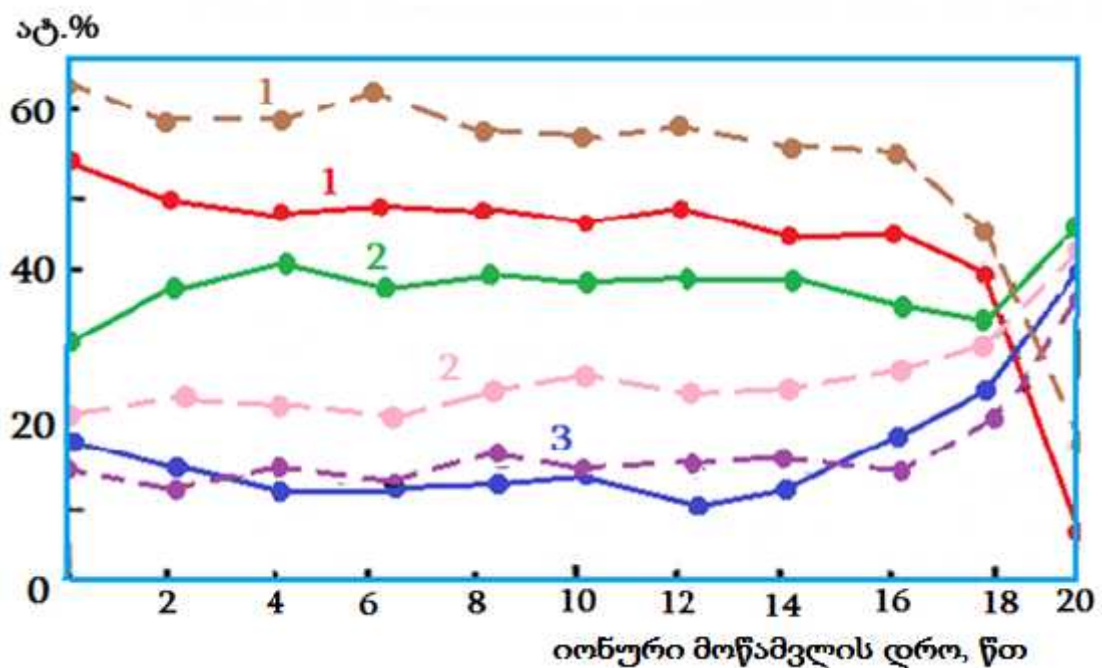
ა)



ბ)

ნახ. 4.20 $x\text{Ga}_2\text{O}_3 + y\text{As}_2\text{O}_3$ -ის X-სხივების ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიის მრუდები

ნახ.4.21–ზე მოცემულია GaAs-ის პლაზმური ანოდირების შემდეგ ელემენტების (1-O; 2-Ga; 3-As) განაწილების პროფილი (ოჟე-სპექტროსკოპია). ოქსიდის სიღრმეში, მისი ულტრა იისფერი სინათლით სტიმულაციისა და მის გარეშე მიღების შემდეგ. ფირის სისქის კონტროლირებადი მოწამვლა ხდებოდა მის Ar+ იონების დასხივებით, ენერგიით 3კევ, 30მკა/სმ² დენის სიმკვრივით, რაც იძლეოდა ოქსიდის ფირის ~2,8 ნმ/წთ სიჩქარით მოხსნას. როგორც ნახაზიდან ჩანს, პლაზმის სტიმულაციის გარეშე ფორმირებულ ოქსიდში ელემენტების არათანაბარი განაწილებაა – ჟანგბადის სიჭარბეა, ანუ ოქსიდი არასრულია. ხოლო უი სინათლით სტიმულირებული პლაზმური ანოდირებით მიღებულ ოქსიდში მოხდა კომპონენტთა გადანაწილება.



ნახ. 4.21 GaAs-ის პლაზმური ანოდირების შემდეგ ელემენტების (1-O; 2-Ga; 3-As) განაწილების პროფილი (ოჟე-სპექტროსკოპია). (---- სტიმულაციის გარეშე; — უი სტიმულაციით)

კერძოდ, შემცირებულია O და გაზრდილია Ga, ისე, რომ თითქმის არ შეიცვალა As. სავარაუდოდ, Ga სრულად დაიჟანგა, რამაც გამოიწვია ოქსიდში ელემენტთა თანაბარი განაწილება. ეს კიდევ ერთი დასტურია იმისა, რომ უი სინათლე, პროცესის დაჩქარებასთან ერთად აუმჯობესებს ოქსიდის პარამეტრებს.

დასკვნა

1. მიღებული გარდამავალ მეტალთა და გალიუმის არსენიდის ოქსიდური ფირების ვოლტ-ფარადულმა გაზომვებმა აჩვენა, რომ ყველა ოქსიდურ ფირებში არის დადებითი მუხტი, მათ შორის ყველაზე ნაკლები მუხტი არის ჰაფნიუმის ოქსიდში;
2. ზედაპირული პროფილომეტრიის გაზომვებმა ცხადყო, რომ ყველა მიღებული ოქსიდური ფირების რელიეფი გამოირჩევა საკმაოდ დიდი სიგლუვით (ხაოიანობა $10 \div 35 \text{ \AA}$);
3. რენტგენო სტრუქტურულმა ანალიზმა აჩვენა, რომ მიღებული ოქსიდური ფირებიდან ჰაფნიუმის და ტიტანის ოქსიდები გამოირჩევიან პოლიკრისტალური ბუნებით, ხოლო ცირკონიუმის და გალიუმის არსენიდის ოქსიდები არიან რენტგენულად ამორფული;
4. რენტგენული ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიით ნაჩვენები იქნა მიღებული ოქსიდების ქიმიური შედგენილობა და ელემენტებს შორის თანაფარდობა;

4.5. იზოლირებულ ჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორის მიღება და პარამეტრები

4.5.1. მეტალ-დიელექტრიკ-ნახევარგამტარ ველის ტრანზისტორი

ზემოთ განხილული გარდამავალ მეტალთა ოქსიდური ფირების ფორმირების ტექნოლოგიური პროცესებისა და მათი ელექტრო-ფიზიკური, დიელექტრიკული და ოპტიკური პარამეტრების შესწავლამ აჩვენა, რომ მათ შორის საუკეთესოა ჰაფნიუმის ოქსიდური ფირები. ამიტომ საინტერესო და აუცილებელიცაა მის საფუძველზე, როგორც ჩამკეტქვემა დიელექტრიკზე აიგოს იმს-ის აქტიური ელემენტი ველის ტრანზისტორი [122-147].

დასახული მიზნის მისაღწევად საჭიროა შეიქმნას ველის ტრანზისტორის დამზადების ტექნოლოგიური მარშრუტი, რომელიც მოიცავს: 1) საფენის მასალის შერჩევას, 2) მისი ზედაპირის ქიმიურ გასუფთავებას, 3) პასიური დიელექტრიკის ტიპის და პარამეტრების შერჩევას, 4) ფოტორეზისტის ტიპის და სახის შერჩევას, 5) გამომდენ-ჩამდენ, არხის ზომების შერჩევას, 6) ტოპოლოგიის შექმნას, 7) ფოტომაბლონის დამზადებას და 8) მიღებული ველის ტრანზისტორის პარამეტრების გაზომვას.

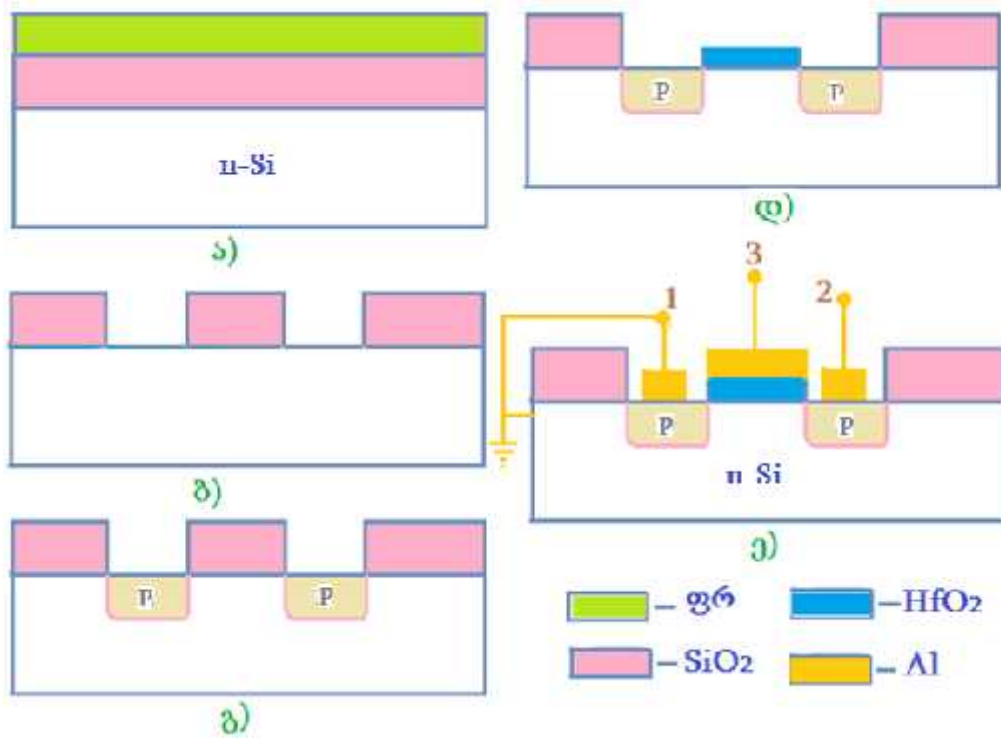
სილიციუმის ქვესაფენის მომზადება. ველის ტრანზისტორის (ვტ) ქვესაფენად გამოყენებულ იყო n-ტიპის სილიციუმის ფირფიტები სისქით ~300მკმ, დიამეტრით 50მმ და ზედაპირის ორიენტაციით [100]. მაღალ ხარისხიანი ოქსიდური ფირების მიღებისთვის საჭიროა სილიციუმის ზედაპირის მაღალი სისუფთავე. ამიტომ პასიური დიელექტრიკული ფირების გაზრდამდე ჩატარებულ იქნა ზედაპირის ქიმიური დამუშავება ორ სტადიად:

I - სტადია - მოწამვლა 5 წუთის განმავლობაში $H_2O_2:H_2SO_4=1500:350$ (მლ) ხსნარში, სამჯერადი გარეცხვა დეიონიზირებულ წყალში 5 -5 წუთი;

II - სტადია - მოწამვლა 10 წუთის განმავლობაში $H_2O_2:H_2O:NH_4OH=200:400:400$ (მლ) ხსნარში, სამჯერადი გარეცხვა დეიონიზირებულ წყალში 5 -5 წუთი.

სილიციუმის ქვესაფენის ზედაპირის ასეთი ქიმიური დამუშავების შემდეგ ფირფიტები შრებოდნენ ცენტროფუგაზე 3-3 წუთის გამნავლობაში. შემდეგ ხდებოდა ზედაპირების ვიზუალური კონტროლი MFC-10 მიკროსკოპით.

დამზადების ტექნოლოგიის მარშრუტი მოცემულია ნახ. 4.22-ზე.



ნახ. 4.22 ერთარხიანი ველის ტრანზისტორის მიღების ტექნოლოგიური მარშრუტის სქემა: 1-გამომდენი; 2-ჩამდენი და 3- ჩამკეტი.

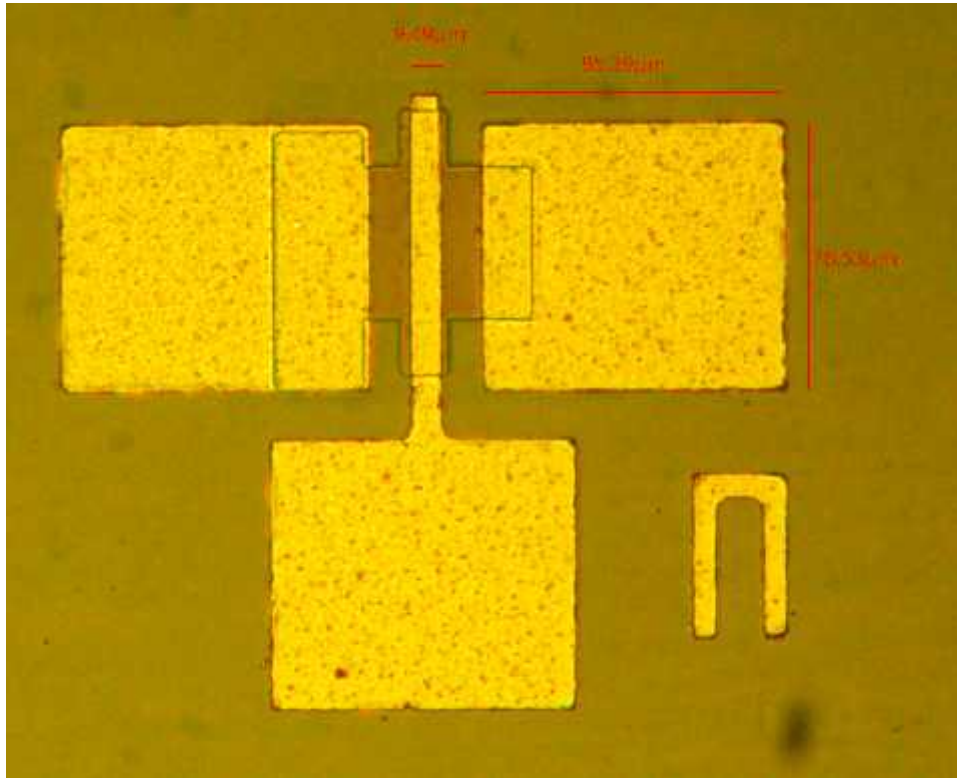
ა) *პასიურ დიელექტრიკად შეირჩა სილიციუმის თერმული ჟანგი.* ამისთვის სილიციუმის თერმული დაჟანგვა ჩატარდა ADC-100 ელექტრულ ღუმელში 1100°C-ზე, 75 წუთის განმავლობაში. რის შემდეგ სილიციუმის ჟანგის სისქემ შეადგინა 0.55 ± 0.05 მკმ (ნახ.4.22ა).

ბ) *გამომდენ და ჩამდენ არეში დიფუზიები.* სილიციუმის ზედაპირზე თერმულად მიღებულ ჟანგში ჩატარდა პირველი ფოტოლიტოგრაფია, რომლის შედეგად გაიხსნა ფანჯრები გამომდენისა და ჩამდენისათვის შემდგომი დიფუზიის ჩასატარებლად. (ნახ.4.22ბ). კერძოდ, ამ ფანჯრებში ხდებოდა p-ტიპის არეების ფორმირება ბორის მინარევული ატომების იონური ლეგირებით, ენერგიით 115 კევ, დოზით 10^{17} სმ⁻³.

გ) *ჩამკეტქვემა დიელექტრიკის ფორმირება.* მე-2 ფოტოლიტოგრაფიის შემდეგ მოიხსნა ჟანგი გამომდენსა და ჩამდენს შორის. ზემოთ აღნიშნული პროცესით მოხდა ოქსიდ HfO₂-ის ფორმირება, რის შემდეგ ჩატარდა მე-3 ფოტოლიტოგრაფია, დარჩა

ჩამკეტქვეშა ჟანგი გამომდენსა და ჩამდენს შორის (ნახ.4.22დ). მიღებულ სტრუქტურაზე დაეფინა ვაკუუმურ-რეზისტული მეთოდით Al-ის ფირი, სისქით ~1მკმ და ჩატარდა მე-4 ფოტოლიტოგრაფია მეტალიზაციისთვის და მივიღეთ ნახ.4.22ე-ზე გამოსახული საბოლოო სახე.

ნახ.4.23-ზე გამოსახულია ერთჩამკეტეტიანი ველის ტრანზისტორის ტოპოლოგიური სურათი.



ნახ. 4.23 ერთჩამკეტეტიანი ველის ტრანზისტორის ტოპოლოგიური სურათი.

დ) *სტატიკური პარამეტრების განსაზღვრა.* მიღებული ველის ტრანზისტორის სტატიკური გამოსავალი პარამეტრები განისაზღვრა ხელსაწყო $\Pi 2-56$ -ზე გაზომილი ვოლტ-ამპერული მახასიათებლიდან. ტიპური ასეთი მახასიათებლები მოყვანილია ნახ.4.24-ზე.

მიღებულია ასეთი მარშრუტით ველის მდნ-ტრანზისტორი, რომელშიც არხის სიგრძე $L=3$ მკმ-ია და სიგანე $W= 42$ მკმ. მისი ვოლტ-ამპერული მახასიათებელი (ვამ) მოცემულია ნახ.4.24-ზე



ნახ. 4.24 ერთარხიანი ველის ტრანზისტორის ვოლტ-ამპერული მახასიათებელი

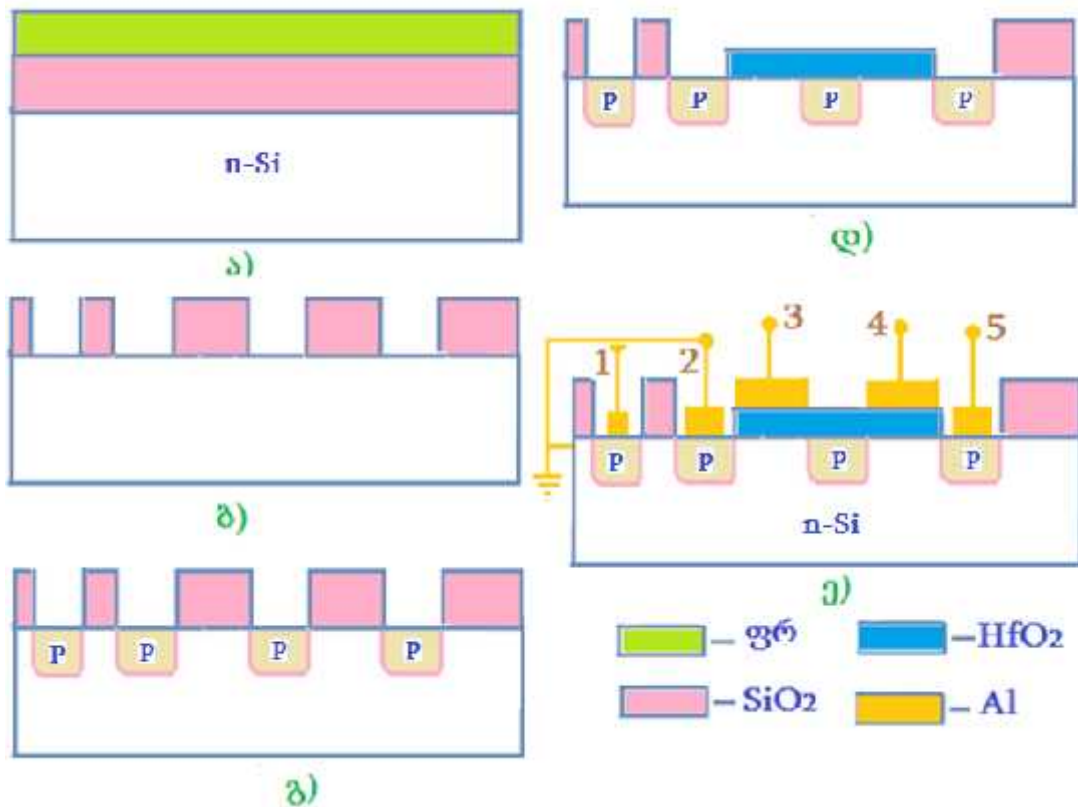
ამ მახასიათებლებიდან განისაზღვრა სტატიკური პარამეტრები: დახრილობა გაჯერების უბანში $S=1,7\pm 0,02$ მსიმ; გაძლიერების კოეფიციენტი $\sim =0,63$ და არხის შინაგანი წინაღობა $r_i=360\pm 0,01$ ომი.

4.5.2. ორჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორი

ორჩამკეტიანმა ველითმა ტრანზისტორმა (ოვტ) - ველითმა ტეტროდმა - ფართო გავრცელება მოიპოვა მაღალსიხშირულ (მს) და ზემაღალსიხშირულ (ზმს) გაძლიერების სქემებში. ოვტ-ში ჩამკეტები მოთავსებულია გამომდენსა და ჩამდენს შორის. ორი ჩამკეტის გამოყენება, რომლებსაც დამოუკიდებლად შეუძლიათ არხის სისქის შეცვლა და შესაბამისად, ახდენენ მათში დენის მატარებლების ნაკადის რეგულირებას, საშუალებას იძლევა მნიშვნელოვნად გააფართოვოს ველის ტრანზისტორის ფუნქციონალური შესაძლებლობები. გამაძლიერებლების შექმნაში ოვტ-ის კონსტრუქციულმა სახემ მისცა მას უპირატესობები სხვა ტიპის ტრანზისტორებთან შედარებით. ოვტ გამოიყენებიან მაღალსიხშირულ გამაძლიერებლებში (აქვთ სიმძლავრის უფრო დიდი გაძლიერების კოეფიციენტი, ვიდრე ერთჩამკეტიან ველის ტრანზისტორებს), სიხშირის გარდამქმნელებში

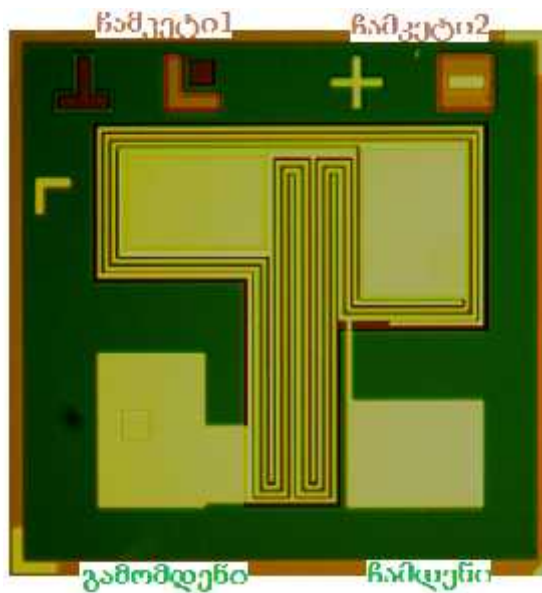
(შემრევებში, სიხშირეთა გამრავლებისა და დაყოფის ფუნქციის რეალიზაციისთვის), მკვეთრად ზრდიან ინტეგრაციის ხარისხს და ა.შ.

მსავსად ერთჩამკეტოანი ველის ტრანზისტორისა შეიქმნა ორარხიანი ველის ტრანზისტორის ტექნოლოგიური მარშრუტი, რომელშიც არხის სიგრძე $L=3\text{მკმ}$ -ია. იგი სქემატურად გამოსახულია ნახ.4.25-ზე და ჩამკეტქვეშა დიელექტრიკია HfO_2 , მიღებული ზემოთაღნიშნული ტექნოლოგიით.



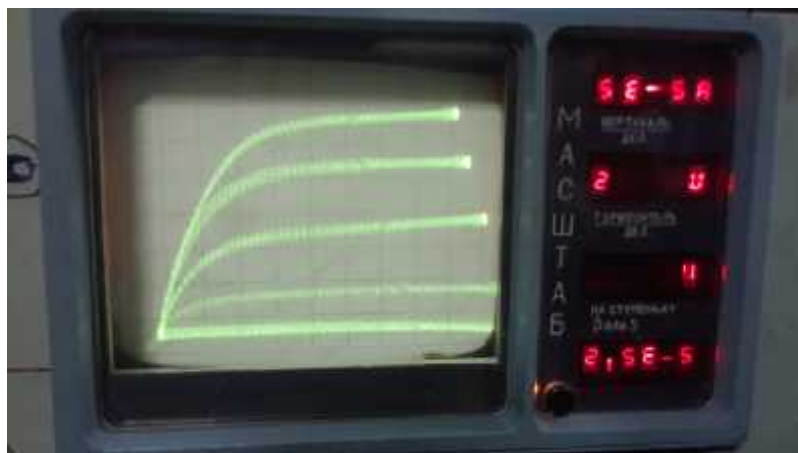
ნახ. 4.25 ორჩამკეტოანი ველის ტრანზისტორის მიღების ტექნოლოგიური მარშრუტის სქემა. 1-ქვესაფენი; 2-გამომდენი; 3-ჩამკეტი I; 4-ჩამკეტი II; 5-ჩამდენი.

მიღებულია ასეთი მარშრუტით ორარხიანი ველის მდნ-ტრანზისტორი, რომლის ტოპოლოგიური სურათი მოცემულია ნახ.4.26-ზე.



ნახ. 4.26 ორჩამკვეტიანი ველის ტრანზისტორის ტოპოლოგიური სურათი.

მიღებული ორჩამკვეტიანი ველის ტრანზისტორის სტატიკური გამოსავალი პარამეტრები განისაზღვრა ხელსაწყო $\Pi 2-56$ -ზე გაზომილი ვოლტ-ამპერული მახასიათებლიდან. ტიპური ასეთი მახასიათებლები მოყვანილია ნახ.4.27-ზე. ამ მახასიათებლების საფუძველზე ექსპერიმენტულად განისაზღვრა ისეთი სტატიკური პარამეტრები, როგორცაა დახრილობა გაჯერების უბანში S , გაძლიერების კოეფიციენტი \sim და არხის შინაგანი წინააღობა r_i . როცა მეორე ჩამკვეტზე დაბვა იყო $+10$ ვ, ხოლო პირველზე იყო 6 ვ ბიჯით 1 ვ, მაშინ: $S = 2,5 \pm 0,02$ მსიმ; $\sim = 0,75$ და $r_i = 710 \pm 0,01$ ომი.



ნახ. 4.27 ორჩამკვეტიანი ველის ტრანზისტორის ვოლტ-ამპერული მახასიათებლები, როცა დაბვა მეორე ჩამკვეტზე $+6$ ვოლტია.

4.6. სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების ფიზიკური მექანიზმი

პლაზმური ანოდირების პროცესი მიმდინარეობს დასაყანგ ნიმუშზე, პლაზმის მიმართ, დადებითი ძაბვის მოდებისას, რითაც ხდება პლაზმიდან ამოქაჩული ჟანგბადის უარყოფითი იონების (ანიონების) მიგრაცია მზარდ ოქსიდში. საფენში ანიონებისა და კათიონების ურთიერთ მიგრაცია ქმნის საფენის მხრიდან ოქსიდის ფირის სისქის გაზრდას. ოქსიდის ფორმირების დენში ყოველ იონს შეაქვს თავისი წვლილი, რომელიც ხასიათდება გადატანის რიცხვით v^- -ანიონებისთვის და v^+ -კათიონებისთვის. ზოგადად $0 < v^- < 1$, ასევე $0 < v^+ < 1$ და სამართლიანია $v^- + v^+ = 1$. ოქსიდური ფირის ზრდასთან ერთად მცირდება v^+ და შესაბამისად მცირდება ოქსიდის ფორმირების ეფექტურობა. ეფექტიურობის გაზრდისთვის საჭიროა მოხდეს პროცესის სტიმულაცია მაღალი ტემპერატურით, ან სხვა რაღაც საშუალებებით. ერთ-ერთ ასეთ საშუალებად გამოვიყენეთ პლაზმური ანოდირების პროცესში ნიმუშის დასხივება ულტრაიისფერი სინათლით, რითაც პროცესის ეფექტურობა გაიზარდა რამდენჯერმე, ამასთანვე გაუმჯობესდა ოქსიდის პარამეტრები, ხოლო გალიუმის არსენიდის ოქსიდის შემთხვევაში ზედაპირზე სისქის თანაბრობაც გაიზარდა.

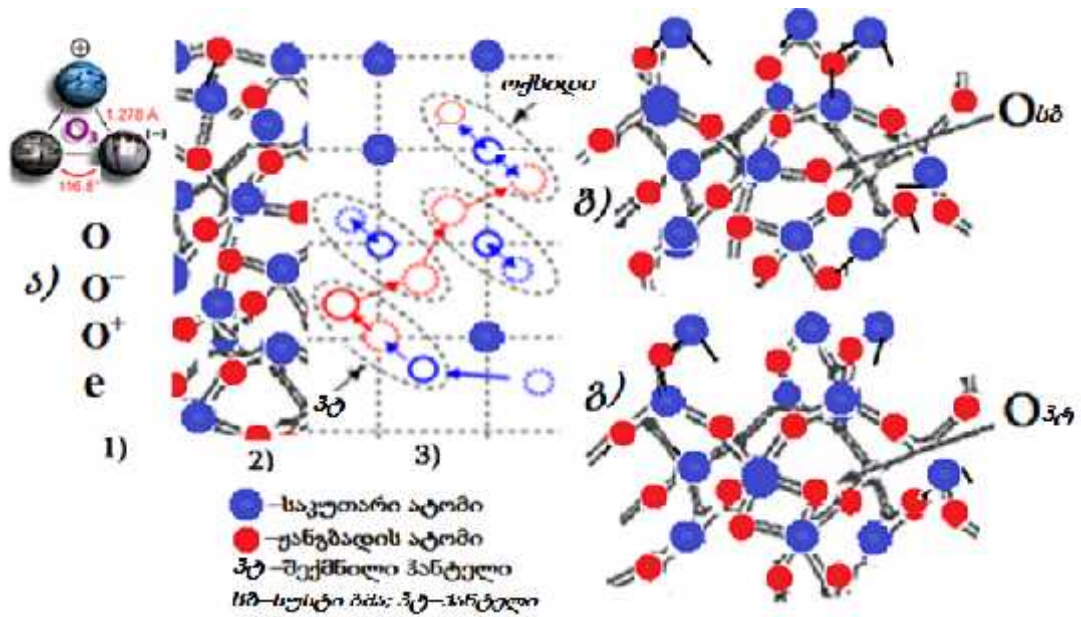
სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების მექანიზმის შემუშავებისთვის უნდა იქნას გათვალისწინებული ის პროცესები, რომლებიც მიმდინარეობენ ულტრაიისფერი (უი) სინათლით დასხივებისას ნიმუშზე პლაზმური ანოდირების პროცესში. ამ პროცესებში უი სინათლე ზემოქმედებას ახდენს *პლაზმაზე, დასაყანგი მასალის ზედაპირზე, მის მოცულობაში და გამყოფ საზღვარზე ოქსიდი-ნახევარგამტარი (საფენი) ანიონების და კათიონების გადაადგილებაზე.*

1) როგორც ცნობილია, უი გამოსხივება *პლაზმაში* წარმოქმნის *ოზონს*, რომელიც

ხორციელდება რეაქციით:

$$3 \text{O}_2 \xrightarrow{\text{უი}, \lambda 180 \text{ ნმ}} 2 \text{O}_3 \quad (\text{ნახ.4.28ა}).$$

ოზონის მოლეკულაში ორივე O—O ბმას აქვს ერთნაირი სიგრძე $1,278 \text{ \AA}$, მათ შორის კუთხეა $116,8^\circ$. ჟანგბადის ცენტრალური ატომი sp^2 -ჰიბრიდიზირებულია. ოზონი და ჟანგბადი ქიმიური თვისებებით ძალიან განსხვავებულები არიან. ჟანგბადის ატომებისგან შემდგარი ოზონი ენდოთერმულია, მას აქვს ჭარბი ენერგია, ადვილად



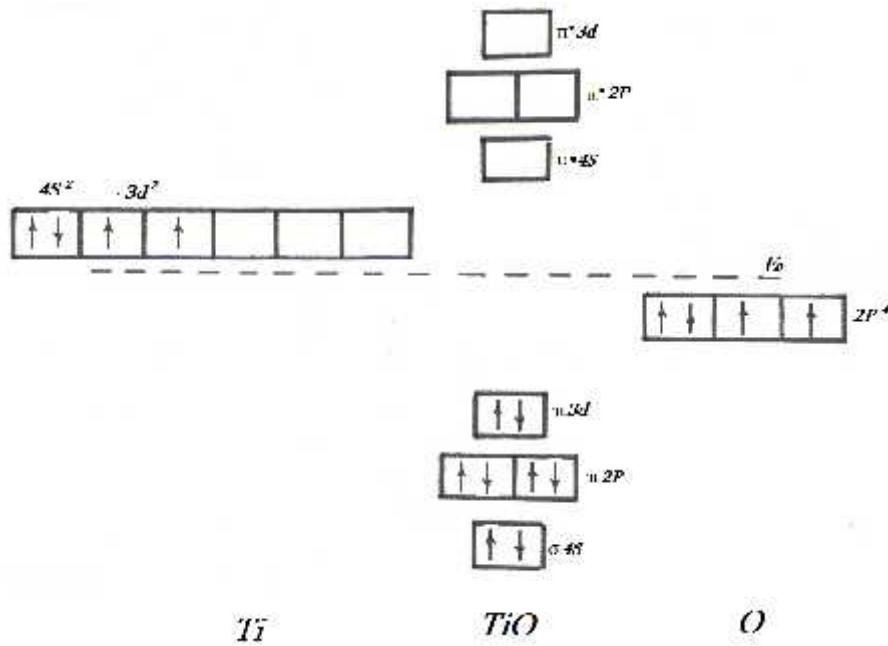
ნახ.4.28. ულტრაიისფერი სინათლით სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების სქემატური გამოსახვა: ა) -1) პლაზმაში მიმდინარე პროცესები; -2) და ბ) [158] ოქსიდში მიმდინარე პროცესები და -3) და გ) დიფუზიური ჰანტელის შექმნა და მისი მოძრაობა.

გასცემს ჟანგბადის ერთ ატომს, ავლენს ბევრად უფრო აქტიურ დამჟანგველ თვისებას, ვიდრე ჟანგბადის მოლეკულა [148–152]. ოზონი ჟანგავს თითქმის ყველა მეტალს (პლატინის და ირიდიუმის გარდა).

2) გამყოფ საზღვარზე პლაზმა-ოქსიდი ულტრაიისფერი დასხივება ახდენს იონიზაციას, რომლის შედეგად (1.4) რეაქციით მიიღება დენის დამატებითი გადამტანები [153] (ნახ.4.28–1)), რაც კიდევ უფრო აჩქარებს ოქსიდის ფორმირების პროცესს.

3) ულტრაიისფერი დასხივება ოქსიდური ფირის მიღების პროცესში იწვევს იმას, რომ (ნახ.4.28–2) და ბ) წარმოქმნილი გარდამავალი მეტალის (მაგალითად, ტიტანის) ოქსიდის დამაკავშირებელი $f3d$ ზონიდან, გადადიან ელექტრონები ანტიდამაკავშირებელ \uparrow^*4s ზონაში (ნახ.4.29), რითაც სუსტდება ოქსიდის ატომებს შორის ბმის სიმტკიცე [41,47] (ნახ.4.28 ბ). ამ პროცესის შედეგად ჩქარდება ანიონების (v^-) და კათიონების (v^+) ურთიერთ შერევის პროცესი და შესაბამისად, იზრდება ჟანგბადის დიფუზიის კოეფიციენტი, რასაც ხელს უწყობს გარე მოდებული ძაბვა [154].

თეორიულად, რეალურ კრისტალებში შესაძლებელია ჟანგბადის ვაკანსიური, ან კვანძთაშორის (მას ეკუთვნის ჰანტელური) დიფუზია. ჟანგბადის დიფუზიის ვაკანსიური



ნახ.4.29. ტიტანის და ჟანგბადის ატომებისგან შემდგარი მოლეკულური ორბიტალების ენერგეტიკული დიაგრამა

მექანიზმი მოითხოვს დიდ ენერგიას, ამასთანვე, გარდამავალ მეტალთა ოქსიდების ფორმირებისთვის საჭიროა ძირითად ატომთან გაჩნდეს ორი ვაკანსია, რაც ნაკლებად ალბათურია. ამიტომ ეს პროცესი მიმდინარეობს ძალიან ნელა.

კვანძთაშორისი დიფუზიის ერთ-ერთი სახის, ე.წ. *ჰანტელური დიფუზიის* მექანიზმი, მოითხოვს უფრო მცირე ენერგიას, შესაბამისად უფრო ალბათურია, ვიდრე დიფუზიის სხვა მექანიზმები [155], (ნახ.4.28ბ). „ჰანტელური კონფიგურაციის“ შექმნისას კვანძიდან ამოსული ძირითადი ატომი და ჟანგბადი, თავსდებიან კვანძის ირგვლივ, იყოფენ ერთ „ვაკანტურ კვანძს“ და არსებობენ ორ მეზობელ კვანძთაშორის არეებში (ნახ.4.28, ა) –3) და გ)). ატომების ასეთი განლაგება ენერგეტიკულად მომგებიანია და მისი არსებობა სივრცეში რეალურია. იქმნება პოლარული იონური ბმა, რადგანაც ძირითად ატომს და ჟანგბადს აქვთ სხვადასხვა სიდიდის ელექტროუარყოფითობები. შემდეგ ხდება ჰანტელის დაშლა და ახალი ჰანტელის შექმნა: ჰანტელიდან ერთი ჯდება კვანძში, მეორე – წაინაცვლებს მეზობელ კვანძისკენ, რომელშიცაა მეზობელი ძირითადი ატომი და მასთან ქმნის ახალ ჰანტელს, ჟანგბადი-კვანძთაშორისო კომპლექსი და ვაკანსია. შედეგად შეიქმნება ახალი ორიენტაციის ჰანტელი. შემდეგ

შეიძლება: ა) მოხდეს ჰანტელის კვლავ დაშლა და ახლის შექმნა და ა.შ. ადგილი აქვს კრისტალში ჰანტელის გადაადგილებას ან ბ) ძირითადი ატომის მეზობელ მეორე კვანძთაშორის მოვიდეს ჟანგბადის ატომი და ერთი სავალენტო ელექტრონით დაუკავშირდეს ჰანტელის ძირითად ატომს და შეიქმნას „ოქსიდი“ (ნახ.4.28, ა)–3)). ასეთი ბმის გაწყვეტა შედარებით ძნელია [156] და საერთო ჯამში მიიღება ოქსიდის სტრუქტურის საბოლოო სახე, უფრო მდგრადი, წონასწორული მდგომარეობა.

მნიშვნელოვანია ის ფაქტი, რომ მესერის პერიოდით ჰანტელის კონფიგურაციის წანაცვლებას თან ახლავს ჰანტელში მონაწილე ყველა ატომის უფრო მცირე მანძილზე გადაადგილება, ვიდრე მესერის პერიოდია. ეს გარემოება აადვილებს კვანძთაშორისო ატომების ჰანტელური დიფუზიის მექანიზმის რეალიზაციას.

ყველა ზემოთ ჩამოთვლილი აქტები განიხილება, როგორც დამოუკიდებელი პროცესები და დიფუზიური ნახტომების შექმნის ალბათობები შეიძლება გადამრავლდეს.

იმის გათვალისწინებით, რომ ჰანტელის კონფიგურაციის შექმნა ხასიათდება $\exp\left[-\frac{E_G}{kT}\right]$

ფაქტორით, სადაც E_G – წარმოქმნილი ჰანტელის აქტივაციის ენერგიაა ფართის ერთეულში, გარე U ძაბვის მოდების პირობებში და ჰანტელის n კოორდინაციული რიცხვისას ჰანტელის გადახტომის სიხშირე იქნება:

$$f = \frac{2fn \sim U}{S} \exp\left[-\frac{E_G}{kT}\right] \quad (4.2),$$

სადაც \sim – კომპლექსის ძვრადობაა.

აქედან ჩანს, რომ კომპლექსის და მასთან ერთად ჟანგბადის დიფუზიის სიჩქარე დამოკიდებულია არა მარტო ტემპერატურაზე, არამედ მესერში კომპლექსის აქტივაციის ენერგიაზე, მის ძვრადობაზე და მეზობელ ატომებთან ბმის სიდიდეზე, რომლებიც განისაზღვრებიან გარე ფაქტორებით. ჩვენს შემთხვევაში უი სინათლის მოქმედებით ხდება E_G პოტენციალური ენერგიის შემცირება და \sim –ს გაზრდა.

თანახმად (4.2.) ფორმულისა, სტიმულირებულ პლაზმურ ანოდირების პროცესს ეხმარება ტემპერატურა, რაც ჩანს ნახაზებიდან 3.5–3.8. სხვა ტექნოლოგიური პარამეტრების მუდმივობისას, გარე U ძაბვის მცირე მნიშვნელობებზე (ოქსიდის ფორმირების დაბალი დენის სიმკვრივეებზე) ჰანტელის კომპლექსის შექმნისა და დაშლის

სიხშირე დაბალია და ოქსიდის ფორმირების სისქე და სიჩქარეც დაბალია, ხოლო U ძაბვის დიდ მნიშვნელობებზე კომპლექსი გადაადგილდება ისე, რომ მისი დაშლის ალბათობა მცირეა და არ მიიღება სტაბილური „ოქსიდის“ კომპლექსი (ნახ.4.28 ბ)). ამაზე მეტყველებენ ნახაზები: 3.5; 3.7; 3.9; 3.10 და 4.10.

უნდა აღინიშნოს, რომ მსგავსად ჩვენი შედეგებისა და ახსნებისა ავტორებმა [157] შეამჩნიეს სილიციუმის დაჟანგვის პროცესში უი დასხივებით ჟანგბადის დიფუზიის სიჩქარის მკვეთრი ზრდა, როცა ტემპერატურა არ აღემატებოდა 300°C. ამ მოვლენის ასახსნელად ავტორები [158] თვლიან, რომ შექმნილ „ხიდისეულ“ ბმა Si-O-Si-ში ენერგეტიკულად მომგებიანია ჟანგბადის სამმაგი კონფიგურაციის შექმნა. თუ ამ კონფიგურაციაში მოთავსდა ჟანგბადის ანიონი, მაშინ ჟანგბადის ორ ატომს შორის ბმა ირღვევა (განზიდვით და უი დასხივებით) და ჩნდება ახალი ხიდისეული ბამა. ასეთი ბმის შექმნით და დაშლით ჟანგბადის იონი მიგრირირებს SiO₂-ში. გამოთვალეს, რომ ასეთი ნახტომებისას, ეფექტური პოტენციალის ჯებირის სიმძლეა 0,27ევ და 0,11ევ იონებისთვის O⁻ და O²⁻-თვის შესაბამისად. ასეთი კონფიგურაციის მოძრაობით ხსნიან ჟანგბადის დიფუზიის კოეფიციენტის ზრდას.

გამყოფ საზღვარზე ოქსიდი-ნახევარგამტარი ხდება არსებული ჩამჭერი დონეების გამოწვა, რაც იძლევა მასზე მუხტის მატარებელთა კონცენტრაციის შემცირებას და ოქსიდის პარამეტრების გაუმჯობესებას (ნახ.4.10).

გალიუმის არსენიდის უი სინათლით სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების პროცესში ოქსიდური ფირის სისქის ერთგვაროვნების გაუმჯობესება შეიძლება აიხსნას იმით, რომ ზედაპირზე პლაზმა-GaAs-ის ოქსიდი მიიღება მალეგირებელ მინარევზე მეტი კონცენტრაციის დენის დამატებითი გადამტანები, რაც აბათილებს ნიშნის ზედაპირის მიხედვით წინაღობათა განსხვავებას.

1. მიღებულ ოქსიდური ფირების ელექტრო-ფიზიკური, დიელექტრიკული და ოპტიკური მახასიათებლების გაზომვებიდან დადგინდა HfO_2 -ის ველის ტრანზისტორებში ჩამკეტქვემა დიელექტრიკებად მისი გამოყენების შესაძლებლობა;
2. შემუშავდა ოპტიმალური ტექნოლოგიური მარშრუტი ჰაფნიუმის ოქსიდური ფირების ერთ- და ორჩამკეტიან ველის ტრანზისტორებში ჩამკეტქვემა დიელექტრიკებად გამოყენებისათვის;
3. გაიზომება მიღებული ერთ- და ორჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორების ვოლტ-ამპერული მახასიათებლები და განისაზღვრა მათი გამოსავალი და გარდამავალი დიფერენციალური პარამეტრები
4. შემუშავდა ულტრაიისფერი სინათლით სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების შესაძლო ფიზიკური მექანიზმი, სადაც დაბალ ტემპერატურაზე ოქსიდში ჟანგბადის დიფუზიის კოეფიციენტის გაზრდის ასახსნელად გათვალისწინებულ იქნა ულტრა იისფერი სინათლის მოქმედების ერთობლიობა ჟანგბადის შემცველ პლაზმაზე, გამყოფ საზღვარზე პლაზმა-ოქსიდი, ოქსიდზე და საფენზე.

შ ე დ ე გ ე ბ ი

1. დამუშავდა და შესწავლილ იქნა დაბალტემპერატურული ულტრაიისფერი სინათლით სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების ორიგინალური მეთოდი მეტალების და ნახევარგამტარული თხელი ოქსიდური ფირების მისაღებად;
2. მიღებულ იქნა გარდამავალ მეტალთა (ჰაფნიუმი, ცირკონიუმი, ტიტანი) და გალიუმის არსენიდის, როგორც ნახევარგამტარის ოქსიდური ფირები;
3. ვოლტ-ფარადულმა გაზომვებმა აჩვენა, რომ გარდამავალ მეტალთა ყველა ოქსიდურ ფირებში არის დადებითი მუხტი, მათ შორის ყველაზე ნაკლები მუხტი არის ჰაფნიუმის ოქსიდში;
4. ზედაპირული პროფილომეტრიის გაზომვებმა ცხადყო, რომ ყველა მიღებული ოქსიდური ფირების რელიეფი გამოირჩევა საკმაოდ დიდი სიგლუვით (ხაოიანობა $10 \div 35 \text{ \AA}$);
5. რენტგენო სტრუქტურულმა ანალიზმა აჩვენა, რომ მიღებული ოქსიდური ფირებიდან ჰაფნიუმის და ტიტანის ოქსიდები გამოირჩევიან პოლიკრისტალური ბუნებით, ხოლო ცირკონიუმის და გალიუმის არსენიდის ოქსიდები არიან რენტგენულად ამორფული;
6. რენტგენული ფოტოელექტრონული სპექტროსკოპიით ნაჩვენები იქნა მიღებული ოქსიდების ქიმიური შედგენილობა და ელემენტებს შორის თანაფარდობა;
7. შემუშავებულმა ტექნოლოგიურმა რეჟიმებმა და მიღებული ოქსიდების პარამეტრების ანალიზმა საშუალება მოგვცა დაგვედგინა ოპტიმალური ტექნოლოგიური რეჟიმები იზოლირებულ ჩამკეტიან ველის ტრანზისტორში ჩამკეტქვემა დიალექტრიკად ჰაფნიუმის დიოქსიდის გამოსაყენებლად;
8. შემუშავდა იზოლირებულ ჩამკეტიან ველის ტრანზისტორის მიღების ტექნოლოგიური მარშრუტი, შეიქმნა შესაბამისი ფოტომაზლონი და დამზადდა ერთ- და ორჩამკეტიანი ველის ტრანზისტორი ჩამკეტქვემა დიალექტრიკად ჰაფნიუმის დიოქსიდი, რომლის პარამეტრების შედარებამ ანალოგიური ტრანზისტორის პარამეტრებთან მოგვცა კარგი შედეგი;
9. შემუშავდა ულტრაიისფერი სინათლით სტიმულირებული პლაზმური ანოდირების შესაძლო ფიზიკური მექანიზმი, სადაც დაბალ ტემპერატურაზე

ოქსიდში ჟანგბადის დიფუზიის კოეფიციენტის გაზრდის ასახსნელად გათვალისწინებულ იქნა ულტრა იისფერი სინათლის მოქმედების ერთობლიობა ჟანგბადის შემცველ პლაზმაზე, გამყოფ საზღვარზე პლაზმა-ოქსიდი, ოქსიდზე და საფენზე.

ლიტერატურა

1. J. C. Lee, I-C. Chen and C. Hu, "Modeling and characterization of gate oxide reliability," *IEEE Trans. Electron Dev.* vol. 35, no. 12, p. 2268, 1988.
2. K. F. Schuegraf and C. Hu, "Hole injection SiO₂ breakdown model for very low voltage lifetime extrapolation," *IEEE Trans. Electron Dev.* vol. 41, no. 5, p. 761, 1994.
3. D. J. DiMaria, E. Cartier and D. Arnold, "Impact ionization, trap creation, degradation, and breakdown in silicon dioxide films on silicon," *J. Appl. Phys.*, vol. 73, no. 7, p. 3367, 1993.
4. Gupta, et al., "Accurate Determination of Ultrathin Gate Oxide Thickness and Effective Polysilicon Doping of CMOS Devices", *IEEE Electron Dev. Lett.* Dec. 1997
5. T. C. Yang and, K. C. Saraswat "Effect of Physical Stress on the Degradation of Thin SiO₂ Films Under Electrical Stress," *IEEE Trans. Electron Dev.* May 2000.
6. Kingon, A. I., Maria, J.-P. & Streiffner, S. K. Alternative dielectrics to silicon dioxide for memory and logic devices. *Nature* **406**, 1032–1038 (2000).
7. Robertson, J. High dielectric constant gate oxides for metal oxide Si transistors. *Rep. Prog. Phys.* **69**, 327–396 (2006).
8. Lee, C.-H., Hur, S.-H., Shin, Y.-C., Choi, J.-H., Park, D.-G. & Kim, K. Charge-trapping device structure of SiO₂/SiN/high-k dielectric Al₂O₃ for high-density flash memory. *Appl. Phys. Lett.* **86**, 152908 (2005).
9. Kang, Y., Kang, G., Nahm, H.-H., Cho, S.-H., Park, Y. S. & Han, S. GW calculations on post-transition-metal oxides. *Phys. Rev. B* **89**, 165130 (2014).
10. Hinkle, C.L., Fulton, C., Nemanich, R.J. & Lucovsky, G. A novel approach for determining the effective tunneling mass of electrons in HfO₂ and other high-K alternative gate dielectrics for advanced CMOS devices. *Microelectron. Eng.* **72**, 257–262 (2004).
11. Adelman, C., Tielens, H., Dewulf, D., Hardy, A., Pierreux, D., Swerts, J., Rosseel, E. X., Shi, E., Van Bael, M. K., Kittl, J.A. & Van Elshochta, S. Atomic Layer Deposition of Gd-Doped HfO₂ Thin Films. *J. Electrochem. Soc.* **157**, 4 (2010).
12. Tsipas, P., Volkis, S. N., Sotiropoulos, A., Galata, S. F., Mavrou, G., Tsoutsou, D., Panayiotatos, Y., Dimoulas, A., Marchiori, C. & Fompeyrine, J. Germanium-induced stabilization of a very high-k zirconia phase in ZrO₂/GeO₂ gate stacks. *Appl. Phys. Lett.* **93**, 082904 (2008).
13. International Technology Roadmap for Semiconductors (2013) <http://www.itrs.net/>, accessed on May 2014.
14. Fulton, C. C., Cook, T. E. Jr., Lucovsky, G. & Nemanich, R. J. Interface instabilities and electronic properties of ZrO₂ on silicon (100). *J. Appl. Phys.* **96**, 2665 (2004).
15. L. Chua, "Memristor-the missing circuit element", *Circuit Theory IEEE Transactions on*, vol. 18, no. 5, pp. 507-519, 1971.

16. J. J. Yang, M. D. Pickett, X. Li, D. A. Ohlberg, D. R. Stewart, R. S. Williams, "Memristive switching mechanism for metal/oxide/metal nanodevices", *Nature nanotechnology*, vol. 3, no. 7, pp. 429-433, 2008.
17. M. D. Pickett, D. B. Strukov, J. L. Borghetti, J. J. Yang, G. S. Snider, D. R. Stewart, R. S. Williams, "Switching dynamics in titanium dioxide memristive devices", *Journal of Applied Physics*, vol. 106, no. 7, pp. 074508, 2009.
18. N. M. Muhammad, N. Duraisamy, K. Rahman, H. W. Dang, J. Jo, K. H. Choi, "Fabrication of printed memory device having zinc-oxide active nano-layer and investigation of resistive switching", *Current Applied Physics*, vol. 13, no. 1, pp. 90-96, 2013.
19. K. Chang, Y. Yeh, J. Lue, "Measurement of the dielectric constants of zinc metallic nanoparticles at various frequencies", *Measurement*, vol. 45, no. 4, pp. 808-813, 2012.
20. Moss, S. J.; Ledwith, A. (1987). *The Chemistry of the Semiconductor Industry*. Springer. ISBN 0-216-92005-1.
21. Scheel, Hans J.; Tsuguo Fukuda. (2003). *Crystal Growth Technology*. Wiley. ISBN 0471490598.
22. Chemical vapor deposition from single organometallic precursors" A. R. Barron, M. B. Power, A. N. MacInnes, A. F. Hepp, P. P. Jenkins U.S. Patent 5,300,320 (1994)
23. **Zurab Kushitashvili**, Amiran Bibilashvili and Necmi Biyikli, "Properties of Hafnium Oxide Received by Ultra Violet Stimulated Plasma Anodizing," *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, Vol. 17, Issue: 4, pp. 667 – 671, December, 2017. DOI: 10.1109/TDMR.2017.2751078
24. A. Bibilashvili, **Z. Kushitashvili**, „ Low Temperature Oxidation of GaAs by UV Stimulated Plasma Anodizing”, *IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science* 44 (2016) 032002. DOI: 10.1088/1755-1315/44/5/052008
25. A. Bibilashvili, Z. Kushitashvili, „ C-V Measurement of HfO₂ Dielectric Layer Received by UV Stimulated Plasma Anodizing”, *IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science* 44 (2016) 052008. DOI:10.1088/1755-1315/44/3/032002
26. Kuroki H., Nakamura K.G., Kawabe T., Kitajima M. Silicon wafer orientation dependence in the initial plasma oxidation processes *Solid State Communications*, Volume 88, 1993
27. Kitajima M., Kuroki H., Shinno H., Nakamura K.G. Growth of silicon oxide on silicon in the thin film region in an oxygen plasma *Solid State Communications*, Volume 83, 1992
28. Sharma, S.K., Chakravarty, B.C., Singh, S.N., (...), Rai, J., Gupta, P.K. „Kinetics of growth of thin anodic oxides of silicon at constant voltages 1989, *Journal of Physics and Chemistry of Solids*

29. S. Taylor, W. Eccleston, and K. J. Barlow „Theory for the plasma anodization of silicon under constant voltage and constant current conditions”, *Journal of Applied Physics* 64, 6515 (1988); <https://doi.org/10.1063/1.342076>
30. P. Dimitriou et S. Gourrier „Plasma anodization of silicon at room temperature”, *Rev. Phys. Appl. (Paris)* 16, 419-424 (1981)
DOI:10.1051/rphysap:01981001608041900
31. J. R. Ligenza, „Silicon Oxidation in an Oxygen Plasma Excited by Microwaves”, *Journal of Applied Physics* 36, 2703 (1965); <https://doi.org/10.1063/1.1714565>
32. Paul J. Jorgensen, „Effect of an Electric Field on Silicon Oxidation”, *The Journal of Chemical Physics* 37, 874 (1962); <https://doi.org/10.1063/1.1733177>
33. AK Ray, A Reisman „The Formation of SiO₂ in an RF Generated Oxygen Plasma I. The Pressure Range Below 10 mTorr - *Journal of The Electrochemical Society*, 1981 - jes.ecsdl.org
34. K Barlow, A Kiermasz, W Eccleston „An improved theory for the plasma anodisation of silicon” - *IEE Proceedings I (Solid-State and ...)*, 1985 – IET)
35. J L Moruzzi, A Kiermasz and W Eccleston, „Plasma oxidation of silicon”, *IOP Science, Plasma Physics*, Volume 24, Number 6, 1982.
36. N Cabrera, NF Mott „Theory of the oxidation of metals” - *Reports on progress in physics*, 1949 - iopscience.iop.org
37. 3. Suche M. et.all // *Materials Science and Engineering B.*, 2007, v.144, p.54; 4.
38. <https://www.cao-rhms.ru>,
39. Справочник химика, т. II. Л., «Химия», 1971;
40. У.Фано, Л.Фано «Физика атомов и молекул», пер.с англ. под ред. Л.И.Пономарева, М.,»Наука», 1980;
41. Э.Картмелл, Г.В.А.Фоулс «Валентность и строение молекул», пер.с англ. под ред. В.М.Рябого, М., «Химия», 1979.
42. Lilienfeld, JE. Method and apparatus for controlling electric currents. U. S. Patent No. 1,745,175 (Filed October 8, 1926. Issued January 18, (1930).
43. Brattain, Walter. *Bell Labs Logbook* (December 1947). pp. 7–8, 24. <https://www.pbs.org/transistor/science/labpages/labpg5.html>
44. Teramoto A, Hamada T, Yamamoto M, Gaubert P, Akahori H, Nii K, et al. Very high carrier mobility for high-performance CMOS on a Si(110) surface. *IEEE Trans Electron Dev.* 2007;54(6):1438–1445.
45. Barsan RM. Analysis and modeling of dual-gate MOSFET's. *IEEE Trans Electron Dev.* 1981;28:523–534.
46. Chang D, Lee M, Chen D, Liva V. Power junction FETs (JFETs) for very low-voltage applications. *Proc. IEEE APEC; Austin, USA*, 2005, 1419–1423.
47. ა. ზიბილაშვილი, „ნახევარგამტარული მიკროელექტრონიკა“, თბილისი, თსუ, 2009, 416 გვ.;

48. Akarvardar K, Cristoloveanu S, Gentil P. Analytical modeling of the two-dimensional potential distribution and threshold voltage of the SOI four-gate transistor. *IEEE Trans Electron Dev.* 2006;53(10):2569–2577.
49. Takagi S, Toriumi A, Iwase M, Tango H. On the universality of inversion layer mobility in Si MOSFET's: part I—effects of Substrate Impurity Concentration. *IEEE Trans Electron Dev* 1994;41(12):2357–2362.
50. Sabnis AG, Clemens JT. Characterization of the electron mobility in the inverted <100> Si surface. *Int Electron Dev Meet.* 1979:18–21.
51. Saitoh M, Kobayashi S, Uchida K. Physical understanding of fundamental properties of Si(110) pMOSFETs inversion-layer capacitance, mobility universality, and uniaxial stress effects. *Int Electron Dev Meet.* 2007:711–714.
52. Takagi S, Toriumi A, Iwase M, Tango H. On the universality of inversion layer mobility in Si MOSFET's: part II—effects of surface orientation. *IEEE Trans Electron Dev.* 1994;41(12):2363–2368.
53. Gaubert P, Teramoto A, Cheng W, Ohmi T. Relation between the mobility, 1/f Noise, and channel direction in MOSFETs fabricated on (100) and (110) silicon-oriented wafers. *IEEE Trans Electron Dev.* 2010;57(7):1597–1607.
54. Cheng W, Teramoto A, Hirayama M, Sugawa S, Ohmi T. Impact of improved high-performance Si(110)-oriented metal–oxide–semiconductor field–effect transistors using accumulation-mode fully depleted silicon-on-insulator devices. *Jpn JAppl Phys.* 2006;45(4B):3110–3116.
55. Gaubert P, Teramoto A, Sugawa S, Ohmi T. Hole Mobility in accumulation mode metal-oxide-semiconductor field-effect-transistors. *Jpn J Appl Phys.* 2012;51:04DC07-1~6.
56. Merckel G, Borel J, Cupcea NZ. An accurate large-signal MOS transistor model for use in computer-aided design. *IEEE Trans Electron Dev.*
57. Ямпольский Ю.С., Мамедов К.Я., Шеремет С. В. „Анализ и синтез структуры высоколинейных полевых транзисторов с двумя затворами”, *Труды Одесского политехнического университета*, 2005, вып.2(24), с.177-180
58. Егудин А.Б., Еленский В.Г., Чкалова О.В. //Зарубежная радиоэлектроника, 1982, №6, с. 80-94;
59. Данилин В.Н., Кушниренко А.И., Петров Г.В.//«Аналоговые полупроводниковые интегральные схемы», М., «радио и связь», 1985, 176с.
60. Петров Г.В., Храмов А.В. //Радиотехника, 1990, №2, с.43-46;
61. Ермилов В.А., Мамедов К.Я., Нокель В.П. и др. «Радиотехнические методы и устройства диагностики энергетических установок», Под ред. Ямпольского Ю.С., Одесса, ОЦНТЭИ, 2003, 231с.,
62. Мамедов К.Я., Митриев Ю.В., Мамедов К.Я. «Защита информации» НАУ, 2002, вып. 2(9), с.108-112.

63. W. G. J. H. M. van Sark, L. Korte, and F. Roca, *Physics and technology of amorphous-crystalline heterostructure silicon solar cells* (Springer, 2012).
64. M. Taguchi, A. Yano, S. Tohoda, K. Matsuyama, Y. Nakamura, T. Nishiwaki, K. Fujita, and E. Maruyama, "24.7% record efficiency HIT solar cell on thin silicon wafer," *IEEE Journal of Photovoltaics*, 4, 96–99 (2014).
65. H. Angermann, W. Henrion, A. Röseler, and M. Rebien, "Wet-chemical passivation of Si (111)- and Si (100)-substrates", *Materials Science and Engineering*, 73, 178–183 (2000).
H. Angermann, W. Henrion, M. Rebien, and a. Röseler, "Wet-chemical preparation and spectroscopic characterization of Si interfaces",
Applied Surface Science, 235 (3), 322–339 (2004).
66. *Applied Surface Science*, 235 (3), 322–339 (2004).
67. H. Angermann, "Passivation of structured p-type silicon interfaces: Effect of surface morphology and wet-chemical pre-treatment," *Applied Surface Science*, 254, 8067–8074 (2008).
68. H. Angermann, J. Rappich, L. Korte, I. Sieber, E. Conrad, M. Schmidt, K. Hübener, J. Polte, and J. Hauschild, "Wet-chemical passivation of atomically flat and structured silicon substrates for solar cell application," *Applied Surface Science*, 254 (12), 3615–3625 (2008).
69. H. Angermann, F. Wünsch, M. Kunst, A. Laades, U. Stürzebecher, E. Conrad, L. Korte, and M. Schmidt, "Effect of wet-chemical substrate pretreatment on electronic interface properties and recombination losses of a-Si:H/c-Si and a-SiN_x:H/c-Si hetero-interfaces," *Physica Status Solidi C* 8 (3), 879–882 (2011).
70. H. Kobayashi Asuha, O. Maida, M. Takahashi, and H. Iwasa, "Nitric acid oxidation of Si to form ultrathin silicon dioxide layers with a low leakage current density", *Journal of Applied Physics*, 94, 7328 (2003).
71. R. A. Sinton and A. Cuevas, "Contactless determination of current–voltage characteristics and minority-carrier lifetimes in semiconductors from quasi-steady-state photoconductance data", *Applied Physics Letters*, 69, 2510 (1996).
72. H. F. Schmidt, M. Meuris, P. W. Mertens, A. L. P. Rotondaro, M. M. Heyns, T. Q. Hurd, and Z. Hatcher, "H₂O₂ decomposition and its impact on silicon surface roughening and gate oxide integrity", *Japanese Journal of Applied Physics*, 34, 727–731 (1995).
73. S. De Wolf and M. Kondo, "Abruptness of a-Si:H/c-Si interface revealed by carrier lifetime measurements", *Applied Physics Letters*, 90 (4), 042111 (2007).
74. K. R. McIntosh and L. P. Johnson, "Recombination at textured silicon surfaces passivated with silicon dioxide", *Journal of Applied Physics*, 105 (12), 124520 (2009).
75. D. Zhang, R. A. C. M. M. van Swaaij and M. Zeman, "Influence of intrinsic layer thickness in the emitter and BSF of HIT solar cells", in: *Proceedings of the 27th EUPVSEC*, 1482 (2012).

76. Jaeger, Richard C. (2002). "Lithography". Introduction to Microelectronic Fabrication (2nd ed.). Upper Saddle River: Prentice Hall. ISBN 0-201-44494-1.
77. Nalamasu, Omkaram; et al. "An Overview of Resist Processing for DUV Photolithography"
78. La Fontaine, B., "Lasers and Moore's Law", SPIE Professional, Oct. 2010, p. 20; <http://spie.org/x42152.xml>
79. Jain, K. "Excimer Laser Lithography", SPIE Press, Bellingham, WA, 1990.
80. Jain, K. et al., "Ultrafast deep-UV lithography with excimer lasers", IEEE Electron Device Lett., Vol. EDL-3, 53 (1982): http://ieeexplore.ieee.org/xpl/freeabs_all.jsp?arnumber=1482581
81. Lin, B. J., "Optical Lithography", SPIE Press, Bellingham, WA, 2009, p. 136.
82. Basting, D., et al., "Historical Review of Excimer Laser Development," in "Excimer Laser Technology", D. Basting and G. Marowsky, Eds., Springer, 2005
83. American Physical Society / Lasers / History / Timeline; <http://www.laserfest.org/lasers/history/timeline.cfm>
84. SPIE / Advancing the Laser / 50 Years and into the Future; <http://spie.org/Documents/AboutSPIE/SPIE%20Laser%20Luminaries.pdf>
85. U.K. Engineering & Physical Sciences Research Council / Lasers in Our Lives / 50 Years of Impact; http://www.stfc.ac.uk/Resources/PDF/Lasers50_final1.pdf
86. Hand, Aaron. "High-Index Lenses Push Immersion Beyond 32 nm"
87. Готра З. Ю. Технология микроэлектронных устройств. Справочник.. — М.: Радио и связь, 1991. — 528 с. — ISBN 5-256-00699-1.
88. Данилин Б.С. Применение низкотемпературной плазмы для нанесения тонких пленок. — М.: Энергоатомиздат, 1989. — 328 с.
89. Jaeger Richard C. Film Deposition // Introduction to Microelectronic Fabrication. — 2nd. — Upper Saddle River: Prentice Hall, 2002. — ISBN ISBN 0-201-44494-1.
90. Semiconductor Devices: Physics and Technology, by S.M. Sze, ISBN 0-471-33372-7, содержит особенно детальное изложение метода термического испарения.
91. R. D. Mathis Company Evaporation Sources Catalog, by R. D. Mathis Company, pages 1 through 7 and page 12, 1992.
92. G. Kelner, S. Binari, K. Jr. Sleger, M. S. Shur, H. S. Kong "High-transconductance SiC buried-gate JFETs", IEEE Transactions on Electron Devices, Vol. 36 (1989), p. 1045-1049.
93. M. L. Huang et al., "Surface passivation of III-V compound semiconductors using atomic-layer-deposition-grown Al_2O_3 ", Applied Physics Letters, Vol. 87 - (2005)
94. J. Britt, C. Ferekides, "Thin- μm CdS/CdTe solar cell with 15.8% efficiency", Applied Physics Letters, Vol. 62 (1993), p. 2851.
95. C. Calaza, B. Margesin, F. Giacomozzi, K. Rangra, V. Mulloni, "Electromechanical characterization of low actuation voltage RF MEMS capacitive switches based on DC

- CV measurements", *Journal in Microelectronic Engineering*, Volume 84, (2007), p. 1358 - 1362.
96. K. Ryu, I. Kymissis, V. Bulovic, C. G. Sodini, "Direct Extraction of Mobility in Pentacene OFETs Using C-V and I-V Measurements", *IEEE Electron Device Letters*, Vol. 26 No. 10 (2005), p. 716-718.
 97. C.T. Lin et al., "Electrical properties of the stacked ZnS/photo-enhanced native oxide passivation for long wavelength HgCdTe photodiodes ", *IEEE Photonics Technology Letters*, IEEE - Vol.8, (1996), p.676-678
 98. Y. C. Tseng, J. Bokor, "Characterization of the junction capacitance of metal-semiconductor carbon nanotube Schottky contacts ", *Applied Physics Letters*, Vol. 96, (2009).
 99. Erik C. Garnett et al., "Dopant profiling and surface analysis of silicon nanowires using capacitance-voltage measurements", *Nature Nanotechnology* 4, (2009), p. 311-314.
 100. L. Stauer - Keithley Instruments Inc., "C-V measurements tips, tricks and traps", *Keithley Application notes - White paper* (2011)
 101. J. Chen, R. Solomon, T. Y. Chan, P. K. Ko, C. Hu, "A CV technique for measuring thin SOI film thickness", *IEEE Electron Devices Letters*, Vol. 12, (1991), 453-455.
 102. J. Chen, R. Solomon, T. Y. Chan, P. K. Ko, C. Hu, "Threshold voltage and C-V characteristics of SOI MOS-FET's related to Si film thickness variation on SIMOX wafers ", *IEEE Transactions on Electron Devices*, Vol. 39 (1992), p. 2346-2353.
 103. Jean M. Bennett, Lars Mattsson, *Introduction to Surface Roughness and Scattering*, Optical Society of America, Washington, D.C.
 104. W J Walecki, F Szondy and M M Hilali, "Fast in-line surface topography metrology enabling stress calculation for solar cell manufacturing for throughput in excess of 2000 wafers per hour" 2008 *Meas. Sci. Technol.* 19 025302 (6pp) doi:10.1088/0957-0233/19/2/025302
 105. Nanoradian ProbeStout, K. J.; Blunt, Liam (2000). *Three-Dimensional Surface Topography* (2nd ed.). Penton Press. p. 22. ISBN 978-1-85718-026-8.
 106. Binnig, Gerd, Calvin F Quate, and Ch Gerber. "Atomic force microscope." *Physical review letters* 56.9 (1986): 930".
 107. Dufour, Marc; Lamouche, G.; Gauthier, B.; Padioleau, C.; Monchalain, J.P. (2006). "Inspection of hard-to-reach industrial parts using small diameter probes" (PDF). SPIE - The International Society for Optical Engineering. doi:10.1117/2.1200610.0467. Retrieved December 15, 2010.
 108. Dufour, M. L.; Lamouche, G.; Detalle, V.; Gauthier, B.; Sammut, P. (April 2005). "Low-Coherence Interferometry, an Advanced Technique for Optical Metrology in Industry". *Insight - Non-Destructive Testing and Condition Monitoring*. **47** (4): 216–219. doi:10.1784/insi.47.4.216.63149. ISSN 1354-2575.

109. Pais A (1982). *Subtle is the Lord: The Science and the Life of Albert Einstein*. Oxford University Press. ISBN 0-19-853907-X.
110. Compton A (1923). "A Quantum Theory of the Scattering of X-rays by Light Elements". *Phys. Rev.* **21** (5): 483. Bibcode:1923PhRv...21..483C. doi:10.1103/PhysRev.21.483.
111. Bragg WH (1907). "The nature of Röntgen rays". *Transactions of the Royal Society of Science of Australia*. **31**: 94.
112. Bragg WH (1908). "The nature of γ - and X-rays". *Nature*. **77**(1995): 270. Bibcode:1908Natur..77..270B. doi:10.1038/077270a0. See also Bragg, W. H. (1908). "The Nature of the γ and X-Rays". *Nature*. **78** (2021): 271. Bibcode:1908Natur..78..271B. doi:10.1038/078271a0. Bragg, W. H. (1908). "The Nature of the γ and X-Rays". *Nature*. **78**(2022): 293. Bibcode:1908Natur..78..293B. doi:10.1038/078293d0. Bragg, W. H. (1908). "The Nature of X-Rays". *Nature*. **78** (2035): 665. Bibcode:1908Natur..78R.665B. doi:10.1038/078665b0.
113. Bragg WH (1910). "The consequences of the corpuscular hypothesis of the γ - and X-rays, and the range of β -rays". *Phil. Mag.* **20** (117): 385. doi:10.1080/14786441008636917.
114. Bragg WH (1912). "On the direct or indirect nature of the ionization by X-rays". *Phil. Mag.* **23** (136): 647. doi:10.1080/14786440408637253.
115. Siegbahn, K.; Edvarson, K. I. Al (1956). " β -Ray spectroscopy in the precision range of 1 : 1e6". *Nuclear Physics*. **1** (8): 137–159. Bibcode:1956NucPh...1..137S. doi:10.1016/S0029-5582(56)80022-9.
116. *Electron Spectroscopy for Atoms, Molecules and Condensed Matter*, Nobel Lecture, December 8, 1981
117. Turner, D. W.; Jobory, M. I. Al (1962). "Determination of Ionization Potentials by Photoelectron Energy Measurement". *The Journal of Chemical Physics*. **37** (12): 3007. Bibcode:1962JChPh..37.3007T. doi:10.1063/1.1733134.
118. Ray, S. and A.G. Shard, *Quantitative Analysis of Adsorbed Proteins by X-ray Photoelectron Spectroscopy*. *Analytical Chemistry*, 2011. **83**(22): p. 8659-8666.
119. "Handbook of The Elements and Native Oxides" (PDF). XPS International, Inc. Retrieved 8 December 2012.
120. Hadjarab, F.; J.L. Erskine (1985). "Image properties of the hemispherical analyzer applied to multichannel energy detection". *Journal of Electron Spectroscopy and related Phenomena*. **36** (3): 227. doi:10.1016/0368-2048(85)80021-9.
121. Hüfner, S. (1995). *Photoelectron spectroscopy: principles and applications*. Springer Verlag.
122. Щука А.А. «Электроника», Санкт-Петербург, «БХВ- Петербург», 2008, 340 стр.;
123. АваевН.А., Наумов Ю.Е., Фролкин В.Е. «Основы микроэлектроники», Москва, «Радио и связь», 1991, 288 стр.;

124. ა. ბიბილაშვილი „ნახევარგამტარული მიკროელექტრონიკა“, თბილისი, თსუ, 2009, 416 გვ.;
125. Lee C.W., Afzalian A., Yan R., Ferain J. “Junctionless multigate field-effect transistor”, *Appl. Phys. Lett.*, 2009, **94**, 053511, <https://doi.org/10.1063/1.307941/>;
126. Ефимов И.Е., Козыр И.Я., Горбунов Ю.И., «Микроэлектроника», Москва, «Высшая школа», 1986, 464 стр.;
127. Степаненко И.П., «Основы микроэлектроники», Москва, «Советское радио», 1980, 424 стр.;
128. Маллер Р., Кейминс Т., «Элементы интегральных схем», М., «Мир», 1989, 630стр.;
129. Hou T.N., Han J., Chen Y.P. and Meuyapan M., *Nano Letters*, 2004, **4** (7), pp 1247–1252;
130. Ямпольский Ю.С., Мамедов К.Я., Шеремет С.В. «Анализ и синтез структуры высоколинейных полевых транзисторов с двумя затворами», *Труды Одесского Госуниверситета*, 2005, вып.2(24), с. 177-184;
131. Егудин А.Б., Еленский В.Г., Чкалова О.В., «СВЧ полевые транзисторы с двумя затворами», *Зарубеж.радиоэлектроника*, 1982, №6, с.80-94;
132. Петров Г.В., Чрамов А.В., «Радиотехника», 1990, №2, с.43-46.
133. J.H. Choi, Y.Мао, J.P. Chang, “Development of hafnium based high-k materials—A review,” *Elsevier Materials Science and Engineering*, vol.72 (6), pp. 97–136, Jul, 2011. DOI: 10.1016/j.mser.2010.12.001
134. M.Kumar, B.Tekcan, and A.K.Okyay, “Atomic layer deposited HfO₂ based metal insulator semiconductor GaN ultraviolet photodetectors,” *Elsevier Curr. Appl. Phys.*, vol. 14, pp. 1703-1706, Dec. 2014. DOI:10.1016/j.cap.2014.10.001
135. D.Fischer and A.Kersch, “The effect of dopants on the dielectric constant of HfO₂ and ZrO₂ from first principles,” *AIP J. Appl. Phys.*, vol. 92, 012908, Jan. 2008. DOI: 10.1063/1.2828696
136. H.Li, Y.Guo, and J.Robertson, “Dopant compensation in HfO₂ and other high K oxides,” *AIP J. Appl. Phys.*, vol. 104, 192904, May 2014, DOI: 10.1063/1.4878503
137. Eric Bersch, Sylvie Rangan, Robert Allen Bartynski, Eric Garfunkel, and Elio Vescovo, “Band offsets of ultrathin high-k oxide films with Si,” *Phys. Rev. B Condensed Matter and Materials Physics*, vol.78, 085114, 12. Aug. 2008. DOI: 10.1103/PhysRevB.78.085114
138. Davinder Rathee, Sandeep K.Arya and Mukesh Kumar, “Preparation and Characterization of TiO₂ and SiO₂ Thin Films,” *SRP World Journal of Nano Science and Engineering*, vol. 1, pp. 84-88, August, 2011. DOI:10.4236/wjnse.2011.13013
139. L.Pauling, “The nature of the chemical bond and the structure of molecules and crystals: an introduction to modern structural chemistry,” in *Chemistry*, third ed., New York, Ithaca, 1960, pp. 65-83.
140. K.-L. Lin, T.-H. Hou, J. Shieh, J.-H. Lin, C.-T. Chou and Y.-J. Lee, “Electrode dependence of filament formation in HfO₂ resistive-switching memory,” *AIP J. Appl. Phys.*, vol. 109, 084104, Apr. 2011, DOI:10.1063/1.3567915

142. S.M.A. Durrani and M.F.Al-Kuhaili, "Effect of biasing voltages and electrode metals and materials on the sensitivity of electron beam evaporated HfO₂ thin film CO sensor," Elsevier Materials Chemistry and Physics, vol. 109, pp. 56-60, May, 2008. DOI:10.1016/j.matchemphys.2007.10.034
143. G.He, L.D. Zhang, M.Liu, and Z.Q. Sun, "HfO₂-GaAs metal-oxide-semiconductor capacitor using dimethylaluminumhydride-derived aluminum oxynitride interfacial passivation layer," AIP J. Appl. Phys., vol .97, 062908, July, 2010. DOI: 10.1063/1.3475015
144. X.Chen, H.Zhao, Y.Xiong, F.Weil, J.Du, Z.Tang, B.Tang and J.Yan, "Study of Hf-Ti-O Thin Film as High-k Gate Dielectric and Application for ETSOI MOSFETs," Springer US Journal of Electronic Materials, vol. 45, no.8 pp. 4407-4411, May 2016. DOI:10.1007/s11664-016-4601-7
145. X. Sun, O. I. Saadat, K. S. Chang-Liao, T. Palacios, S. Cui and T. P. Ma, "Study of gate oxide traps in HfO₂/AlGaIn/GaN metal-oxide-semiconductor high-electron-mobility transistors by use of ac transconductance method," AIP J. Appl. Phys., vol. 102, 103504, Mar. 2013. DOI: 10.1063/1.4795717
146. C.-H. Fu, K.-S. Chang-Liao, C.-C. Li, Z.-H. Ye, F.-M. Hsu, T.-K. Wang, Y.-J. Lee and M.-J. Tsai, "A higher-k tetragonal HfO₂ formed by chlorine plasma treatment at interfacial layer for metal-oxide-semiconductor devices," AIP J. Appl. Phys., vol. 101, 032105, Jul. 2012. DOI: 10.1063/1.4737393
147. C.-C. Li, K.-S. Chang-Liao, C.-H. Fu, T.-L. Hsieh, L.-T. Chen, Y.-L. Liao, C.-C. Lu and T.-K. Wang, "Improved electrical characteristics high-k gated MOS devices with in-situ remote plasma treatment in atomic layer deposition," Elsevier Microelectronic Engineering, vol. 109, pp. 64-67, Sep. 2013. DOI: 10.1016/j.mee.2013.03.060
148. Suche M. et.all //Materials Science and Engineering B., 2007, v.144, p.54;
149. <https://www.cao-rhms.ru>
150. Разумовский С. Д., Заиков Г. Е. Озон и его реакции с органическими соединениями (кинетика и механизм). — М.: Наука, 1974. — 322 с.;
151. Лунин В. В., Попович М. П., Ткаченко С. Н. Физическая химия озона. — М.: МГУ, 1998. — 480 с. — ISBN 5-211-03719-7;
152. Справочник химика, т. II. Л., «Химия», 1971;
153. У.Фано, Л.Фано «Физика атомов и молекул», пер.с англ. под ред. Л.И.Пономарева, М.,»Наука», 1980;
154. Барасьев С.В., Бибилашвили А.П., Герасимов А.Б. «Способ подучения окисла на арсениде галлия» А.С.№1172412, Госком СССР по делам изобр. и отк., Приор.4.08.1982, Зарег.8.04.1985;
155. Сосков А.А., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д.//Материаловедение и нанотехнологии// т.18,№12,С919-924 (2015);
156. Аржавинитин В.М. «Вопросы атомной науки и техники» №1, с.58-62, 2008;
157. J.Zhang and I.Bowl, Appl.Phys.Lett.71, 2964, (1997);
158. Y.Jin and K.chang, Phys.Rev.Lett. 86, 1793 (2001).

სტატიები და კონფერენციები

სამეცნიერო სტატიები

1. **Zurab Kushitashvili**, Amiran Bibilashvili and Necmi Biyikli, “Properties of Hafnium Oxide Received by Ultra Violet Stimulated Plasma Anodizing,” *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, Vol. 17, [Issue: 4](#), pp. 667 – 671, December, 2017.
DOI: [10.1109/TDMR.2017.2751078](#)
2. A.Bibilashvili, **Z. Kushitashvili**, „ Low Temperature Oxidation of GaAs by UV Stimulated Plasma Anodizing”, IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science 44 (2016) 032002.
DOI: 10.1088/1755-1315/44/5/052008
3. A.Bibilashvili, **Z. Kushitashvili**, „ C-V Measurement of HfO₂ Dielectric Layer Received by UV Stimulated Plasma Anodizing”, IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science 44 (2016) 052008.
DOI:10.1088/1755-1315/44/3/032002
4. A.Bibilashvili, **Z.Kushitashvili**, G.Skhiladze, „Electrical, Optical and Structural Properties of Titanium Dioxide Dielectric Films Formed by DC Magnetron Sputtering”, Nano Studies 2014, Vol. 9, pp.111-114, Decmber, 2014.
5. Z.Jibuti, S.Avsarkisovi, A. Bibilashvili, R.Guliaevi, N.Dolidze, **Z.Kushitashvili**, N.Zhonzholadze, „Research of Processes of Photo Stimulated Crystallization of Nano Dimensional Layers of Silicon on Sapphire Films”, Nano Studies 2014, Vol. 10, pp. 77-82, November, 2014.
6. A.Bibilashvili, A.Gerasimov and **Z.Kushitashvili**, „**Plazma Anodizing GaAs, With Application of Ultra-Violet Irradiation**”, *New Developments in Materials Science And Technologies, Nova Science Publishers, Inc.* pp.95-101, 2011.
7. A. Bibilashvili, R. Kazarov, I. Lomidze, Z. Bokhochadze, T. Ratiani, **Z.Kushitashvili**, M.Vepkhvadze, „Redistribution of Impurities in Semiconductors Caused by Irradiation”, *Bull. Georg. Acad. Sci.* vol. 172, №3, pp.403-405, July, 2005.

1. 1-6 October, 2017, Lopota resort, Kacheti, Georgia, XVIIth International Biannual Meeting Gettering and Defect Engineering In Semiconductor Technology XVII, „Low Temperature Technology of GaN”, Amiran Bibilashvili, Nugzar Dolidze, Zurab Jibuti, **Zurab Kushitashvili**, Revaz Melkadze, Tamila Khelashvili, Givi Skhiladze and Revaz Guliaevi. www.gadest2017.com
2. 7-11 September, 2016, Prague, Czech Republic, „The World Multidisciplinary Earth Science Symposium – WMESS 2016”, „Low Temperature Oxidation of GaAs by UV Stimulated Plasma Anodizing”, A.Bibilashvili, **Z.Kushitashvili**, www.mess-earth.org.
3. 5-9 September, 2016, Prague, Czech Republic, „The World Multidisciplinary Earth Science Symposium – WMESS 2016”, „C-V Measurement of HfO₂ Dielectric Layer Received by UV Stimulated Plasma Anodizing”, A.Bibilashvili, **Z.Kushitashvili**, www.mess-earth.org.
4. 24-27 October, 2016, Tbilisi, Georgia, Nano-2016, 4th Internat. Conf. “Nanotechnologies”, “Nanoscale HfO₂ and ZrO₂ Gate Oxides in Field Effect Transistors”, A.Bibilashvili, **Z. Kushitashvili**, S.Sikharulidze, L.Jangidze; www.NanoStudies.org
5. 21-23 October, 2015, Tbilisi, Georgia, International conference „Advanced Materials and Technologies, „Development of technology receiving thin dielectric layers for micro and nanoelectronics”, A.Bibilashvili, S.Sikharulidze, **Z.Kushitashvili**, L.Jangidze, L.Jibuti.
6. 2015, Tbilisi, Georgia, 2nd International Conference Modern Technologies and Methods of Inorganic Materials, „Research and Development of Technology Receiving Titanium Oxides”, A.Bibilashvili, R.Guliaevi, G.Skhiladze, N.Dolidze, **Z.Kushitashvili**, L.Jibuti.
7. 20-24 October, 2014, Tbilisi, Georgia, International conference „Nano 2014” , „Electrical, Optical and Structural Properties of Titanium Dioxide Dielectric Films Formed by DC Magnetron Sputtering”, A.Bibilashvili, G.Skhiladze, **Z.Kushitashvili**. www.NanoStudies.org
8. 20-24 October, 2014, Tbilisi, Georgia, International conference „Nano 2014” , „Research of Processes of Photo Stimulated Crystallization of Nano Dimensional Layers of Silicon on Sapphire Films”, Z.Jibuti, S.Avsarkisovi, A. Bibilashvili, R.Guliaevi, N.Dolidze, **Z.Kushiashvili**. www.NanoStudies.org
9. 2003, Moscow-Zvenigorod, Russia, International conference “Micro-and nanoelectronics-2003”, „Low temperature technology of semiconductor devices and integrated circuits ”, A. Bibilashvili, Z. Bokhochadze, A. Gerasimov, R. Kazarov, **Z. Kushitashvili**, I. Lomidze, T. Ratiani, Z. Samadashvili.

10. 2003, Баку, Azerbaijan, IV международ. раучнтехн.конф. МЭПП-2003, „Исследование фотостимулированных диффузионных процессов в кремнии” Бибилашвили А.П., Герасимов А.Б., Казаров Р.Е., Ломидзе И.Дж., **Кушиташвили З.Ш.**

პატენტი

„მეტალის ზედაპირზე ოქსიდური ფირების მიღების ხერხი”, საქართველოს ინტელექტუალური საკუთრების ეროვნული ცენტრი-საქპატენტი, P6796, 28 დეკემბერი, 2017 წელი.