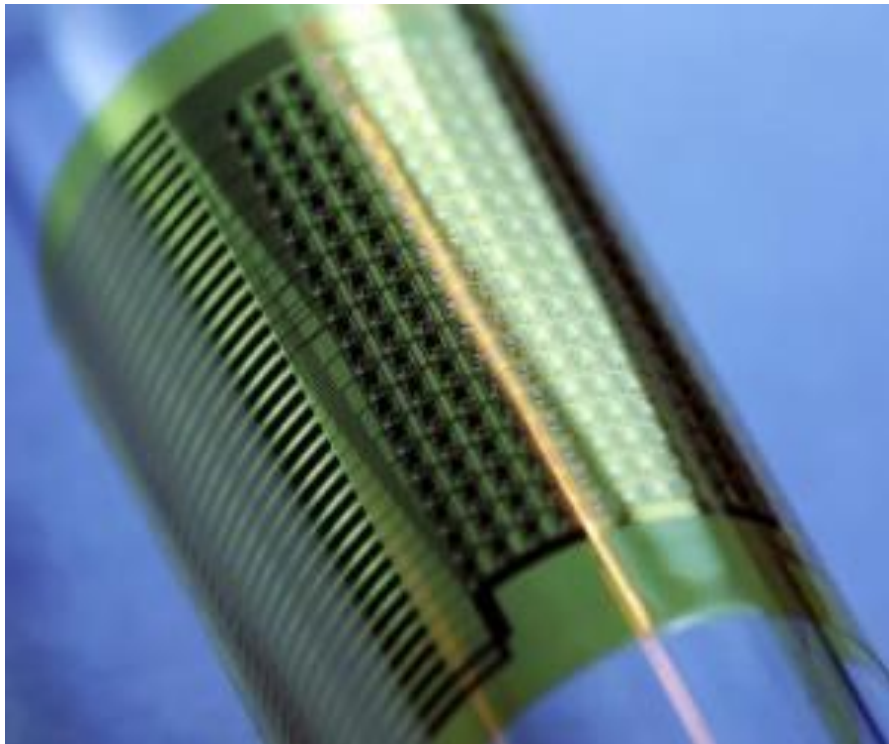


ზაურ ჯაბუა

ელექტრონული ტექნიკის მასალების ტექნოლოგია



თბილისი 2013

დამხმარე სახელმძღვანელოში განხილულია ელექტრონული ტექნიკის მასალების ტექნოლოგიაში გამოყენებული მასალების გაწმენდის, შენაერთების სინთეზის, ლეგირების, პოლიკრისტალების მიღების, მონოკრისტალებისა და ეპიტაქსიური ფირების გაზრდის მეთოდები. მოყვანილია ელექტრონულ ტექნიკაში ფართოდ გამოყენებული ელენტარული მასალების ფიზიკო-ქიმიური და ტექნოლოგიური თვისებები.

სახელმძღვანელო განკუთვნილია ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტის საინჟინრო-ფიზიკის ფიზიკის პროგრამის ბაკალავრიატისა და მაგისტრატურის სტუდენტებისათვის. ის გარკვეულ სარგებლობას მოუტანს სხვა მონათესავე სპეციალობის სტუდენტებსა და მასალების ტექნოლოგიით დაინტერესებულ მკითხველს.

რეცენზენტი: ფიზიკა-მათემა მეცნიერებათა კანდიდატი,
თამაზ მაკალათია

სარჩევი

შესავალი	5
1. ნაღობთა კრისტალიზაცია. მინარევების გავლენა კრისტალიზაციის პროცესებზე. დეფექტები	7
2. მაღალი სისუფთავის მასალების კლასიფიკაცია. მათთან მუშაობის წესები	13
3. ძირითადი და დამხმარე მასალები. ნახევარგამტარული შენაერთების კომპონენტები და მალეგირებელი ელემენტები.	15
4. მინარევის განაწილების კოეფიციენტის ცნება. მისი სახეები. მათ შორის კავშირი. სხვადასხვა ფაქტორების განაწილების ეფექტურ და წონასწორულ კოეფიციენტებზე. მასალის გაწმენდა ნორმალური მიმართული და ზონური გადაკრისტალებით	20
5. მონოკრისტალების მიღება ბრიჯმენ-სტოკბარგერის მეთოდით	28
6. მონოკრისტალების მიღება ჩოხრალსკის მეთოდით	31
7. ნახევარგამტარი მასალების ლეგირების ტექნოლოგია	36
7.1. დიფუზიის ცნება. ფიკის კანონები	37
7.2. დიფუზიის ჩატარების ტექნიკა	41
7.3. იონური იმპლანტაცია	44
7.4. ლეგირებული ფენების მახასიათებლების შესწავლის მეთოდები	46
8. სუფთა პოლიკრისტალური სილიციუმის მიღების ტექნოლოგია და მისი მონოკრისტალების გაზრდა. სილიციუმის ეპიტაქსიური ფირების მიღება	49
9. სუფთა პოლიკრისტალური გერმანიუმის მიღების ტექნოლოგია და მისი მონოკრისტალების გაზრდა. გერმანიუმის	

ეპიტაქსიური ფირების მიღება	51
10. ნახევარგამტარული არაშლადი და შლადი შენაერთების მიღების მეთოდები. მასალების მონოკრისტალების მიღების მეთოდები	53
11. სხვადასხვა მასალების თხელი ფირების მიღების მეთოდები	57
11.1. თხელი ფირების მიღება ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით	58
11.2. თხელი ფირების მიღება კათოდური გაფრქვევით	66
11.3. ფირების მიღება აირფაზური ეპიტაქსიით	67
11.4. თხელი ფირების სისქის გაზომვის მეთოდები	72
ლიტერატურა	74

შესავალი. ელექტრონული ტექნიკის მასალების ტექნოლოგიის მიღწევები

ელექტრონული ტექნიკა წარმოადგენს თანამედროვე ელექტროტექნიკური, რადიოტექნიკური და ავტომატური მოწყობილობების საფუძველს. ელექტრონული ტექნიკის მასალების წარმოების გართულება და გამოშვებული პროდუქციის ნომენკლატურის გაფართოება მომავალი ინჟინრებისაგან მოითხოვს ელექტრონული ტექნიკის მასალების ტექნოლოგიის საფუძვლების დრმა ცოდნას, რომელიც ასევე აუცილებელია შესაბამის ელექტრონულ ხელსაწყოებში მიმდინარე პროცესების გააზრებისა და მათი ტექნიკური დიაგნოსტიკის სწორად ჩატარების საქმეში.

ელექტრონული ტექნიკის მასალების მიღების ტექნოლოგიური პროცესი წარმოადგენს იმ ხერხებისა და პროცესების ერთობლიობას, რომელთა ჩატარებაც აუცილებელია ნედლეულიდან დაწყებული საბოლოო ნამზადის შექმნამდე.

ტექნოლოგიური პროცესი წარმოებს ტექნოლოგიური სქემის მეშვეობით. ეს უკანასკნელი არის იმ ოპერაციების მიმდევრობა, რომლებიც ტარდება შესაბამის ტექნოლოგიურ მოწყობილობებსა და დანადგარებში. ტექნოლოგიური სქემა გულისხმობს სხვადასხვა ისეთი ტექნოლოგიური ოპერაციების შერწყმას, როგორებიცაა: სითბური, მასათაგაცვლითი, მექანიკური და ქიმიური პროცესები.

ელექტრონული ტექნიკის მასალებს იღებენ ქიმიკო-ტექნოლოგიური პროცესების საშუალებით, რომლებიც შედგებიან მთელი რიგი ელემენტარული ფიზიკური, ფიზიკო-ქიმიური და ქიმიური პროცესებისაგან, რომლების შედგებიან შემდეგი სტადიებისაგან:

- 1). ნედლეულის მომზადება და მორეაგირე კომპონენტების მიწოდება რეაქციის ზონაში;
- 2). ქიმიური გარდაქმნები;
- 3). რეაქციის ზონიდან მიღებული პროდუქციის გამოყოფა.

პირველ სტადიაზე მიმდინარეობენ ფიზიკური პროცესები, რომელთა შედეგადაც მასალები იცვლიან მხოლოდ გარეგან ფორმას ან ფიზიკურ თვისებებს და ქიმიურად უცვლელნი გადადიან მეორე სტადიაზე. რეაქციის ზონაში მორეაგირე კომპონენტების მიწოდება ხდება ან დიფუზიით ანდა კონვექციით, ან აირების აბსორბციით ანდა დესორბციით, ორთქლის კონდენსაციით, მყარი ნივთიერების გადნობით ანდა მათი გახსნით სითხეში, სითხეების აორთქლებით და ა.შ.

მეორე სტადიაზე ადგილი აქვს ისეთ პროცესებს, როდესაც ძირითადი მასალები განიცდიან უფრო დრმა გარდაქმნებს, რომელთა შედეგადაც იცვლება არამარტო ფიზიკური თვისებები არამედ მასალის აგრეგატული მდგომარეობა და ქიმიური თვისებები. მორეაგირე სისტემებში ჩვეულებრივ ადგილი აქვს რამდენიმე თანმიმდევრულ ან პარალელურ ქიმიურ რეაქციებს, რომლებლებიც წარმოქმნიან ძირითად პროდუქტს და გარდა ამისა მთელ რიგ გარეშე რეაქციებს ძირითად მასალასა და მინარევებს შორის, რომელთა არსებობაც ნედლეულში გარდაუვალია. ყოველივე ამის გამო ძირითადი პროდუქტის გარდა მიღება ნარჩენები,

რომლებსაც არანაირი ღირებულება არ გააჩნიათ. გარეშე როდუქტები შეიძლება მიღებულ იქნას, როგორც ძირითადი რეაქციის შედეგად ასევე გვერდითი რეაქციების მეშვეობით, ძირითად მასალასა და მინარევებს შორის. საწარმოო პროცესების ანალიზისას ყურადღებას აქცევენ არა ყველა რეაქციას არამედ მხოლოდ იმ რეაქციებს, რომლებიც გარკვეულ გავლენას ახდენენ ძირითადი პროდუქტის რაოდენობასა და ხარისხზე.

მესამე სტადიაზე ქიმიური გარდაქმნები არ ხდება, აქ ადგილი აქვს მხოლოდ პროდუქტების დაყოფას: გამოიყოფა ძირითადი პროდუქტი, ნარჩენი პროდუქტები და დარჩელი საწყისი რეაგენტები, რომელთა დაბრუნებაც შესაძლებელია პროცესის დასაწყისში.

ტექნოლოგიური პროცესის ორგანიზაციასა და ოპტიმიზაციაში დიდ როლს თამაშობს მისი ტექნოლოგიური რეჟიმი. ტექნოლოგიური რეჟიმი ეწოდება იმ ძირითადი ფაქტორების (პარამეტრების) ერთობლიობას, რომლებიც გავლენას ახდენენ პროცესის სიჩქარეზე, პროდუქტის გამოსავლიანობასა და ხარისხზე. უმრავლესი ელექტრონული ტექნიკის მასალების წარმოების ტექნოლოგიის ძირითადი პარამეტრია ტემპერატურა, წნევა, რეაგენტების მიწოდებისა და შერევის ხერხი და ა.შ.

ტექნოლოგიური პროცესების დროში მიმდინარეობის ხასიათის მიხედვით პროცესები შეიძლება იყოს პერიოდული, უწყვეტი და კომბინირებული.

პერიოდული პროცესი ეს ისეთი პროცესია, როდესაც ადგილი აქვს საბოლოო პროდუქტის მთლიანად ან ნაწილობრივ გადმოტვირთვას შესაბამისი აპარატურიდან გარკვეული დროის პერიოდის შემდეგ. პარატის დაცლის შემდეგ მასში ტვირთავენ საწყისი მასალების ახალ ულუფას და ტექნოლოგიური ციკლი მეორდება.

უწყვეტი პროცესის დროს მისი ყველა სტადია დროში უწყვეტად მიმდინარეობს და საბოლოო პროდუქტის გამოღება უწყვეტად მიმდინარეობს.

კომბინირებული პროცესი ან უწყვეტი პროცესია, რომლის ცალკეული სტადიები პერიოდულად მიმდინარეობს ან რომლის ერთი ან რამდენიმე სტადია უწყვეტად ხორციელდება.

უწყვეტ პროცესებს ახასიათებთ მთელი რიგი უპირეტესობები პერიოდულ და კომბინირებულ პროცესებთან შედარებით.

ყოველივე ამის გამო ელექტრონული ტექნიკის წარმოების ტექნოლოგიაში ცდილობენ გადავიდნენ პერიოდული პროცესებიდან უწყვეტ პროცესებზე.

უკანასკნელ პერიოდში ტექნოლოგიური აპარატურის შესაძლებლობების მნიშვნელოვნად გაზრდისა და ტექნოლოგიური პროცესების დრმა გააზრების გამო შესაძლებელი გახდა ძალიან მაღალი სისუფთავის და კრისტალურად სრულყოფილი მასალების მიღება. განსაკუთრებით პროგრესი შეეხო იშვიათ მიწა ელემენტებს და მათ შენაერთებს. როგორც ცნობილია იშვიათმიწა ელემენტები ხასიათდებიან მაღალი დნობისა და აორთქლების ტემპერატურებით რაც ხელს უშლიდა მათ გამოყენებას. ამჟამად დამუშავებულია ამ მასალების მაღალი ხარისხით გაწმენდის მეთოდები, რომლებმაც საშუალება შექმნეს მიღებულიყო

უნიკალური თვისებების ხელსაწყოები. ამის მაგალითია ისეთი შენაერთი როგორცაა სამარიუმის მონოსულფიდი, რომლის ფუძეზეც შექმნილ ტენზოგადამწოდა გააჩნია ისეთი თვისებები, რომლებიც გაცილებით აღემატება ყველა სხვა აქამდე არსებული და გამოყენებული მასალების თვისებებს და ასეთი მაგალითები უამრავია.

1. ნაღნობთა კრისტალიზაცია. დეფექტები. მინარევების გავლენა კრისტალიზაციის პროცესზე

ელექტრონულ ტექნიკაში ფართო გამოყენება აქვთ მონოკრისტალურ მასალებს. ისინი შეიძლება მიღებულ იქნას მყარი ფაზიდან, ორთქლის ან აირადი ფაზიდან ან თხევადი ფაზიდან. პირველ შემთხვევაში კრისტალის გაზრდა დამყარებულია პოლიმორფულ გარდაქმნებზე. ამის მაგალითია რომბული გოგირდის გადასვლა მონოკლინურში, გრაფიტის – ალმასში, თეთრი კალის – რუხში და ა.შ. მონოკრისტალების გაზრდა მყარ ფაზაში შესაძლებელია კრებითი რეკრისტალიზაციის საფუძველზე, რაც გულისხმობს მარცვლის ზომების გაზრდას პოლიკრისტალურ ზოდში მისი გახურებისას ღნობის ტემპერატურასთან მიახლოებულ ტემპერატურამდე. მ მეთოდით ზრდიან მრავალი ლითონის მონოკრისტალურ ძაფებს, მაგალითად ვოლფრამისა და მოლიბდენის ძაფებს ვარვარების ნათურებისათვის. ნდა აღინიშნოს, რომ ეს მეთოდი პრაქტიკაში იშვიათად გამოიყენება. ძირითად სამრეწველო ტექნოლოგიურ პროცესს წარმოადგენს კრისტალიზაცია აირადი ან ორთქლის ფაზიდან და განსაკუთრებით თხევადი ფაზიდან. განსაკუთრებით კარგადაა შესწავლილი და ფართოდ გამოიყენება კრისტალიზაცია თხევადი ფაზიდან.

ორთქლის ან თხევადი ფაზიდან კრისტალის ზრდა სამი ძირითადი სტადიისაგან შედგება:

- 1). არაწონასწორული მდგომარეობის წარმოქმნა – გადაჯერება ამ გადაცივება;
- 2). რისტალიზაციის ცენტრების (ჩანასახების) წარმოქმნა;
- 3). მათი წრფივი ზომების გაზრდა – საკუთრივ კრისტალის გაზრდა.

მოცემული პარამეტრებისადმი (ტემპერატურა, წნევა და კონცენტრაცია) არაწონასწორული მდგომარეობის გაჩენა კრისტალური ჩანასახების წარმოქმნის აუცილებელი პირობაა. წონასწორულ პირობებში კრისტალური ჩანასახების თვითნებური გაჩენა წარმოუდგენელია. ეს იმით აიხსნება, რომ ახალი ფორმის ნაწილაკების არსებობის პირობები, რომლებსაც გაჩნიათ საწყისი მცირე ზომები, მნიშვნელოვნად განსხვავდებიან წონასწორულისაგან.

ასე მაგალითად ორთქლის წნევა ძალიან მცირე ზომის წვეთის ზემოთ, გაცილებით მაღალია მსხვილ წვეთებთან შედარებით. ამის გამო წონასწორულ პირობებში ორთქლის ფაზიდან წარმოქმნილი მცირე წვეთი აორთქლდება

ვინაიდან მის ზემოთ წნევა წონასწორულზე მაღალია. მიტომ კონდენსაციის პროცესის დასაწყებად საჭიროა დიდი გადაჯერება წონასწორულთან შედარებით.

ძალიან მცირე ზომის კრისტალების დნობის ტემპერატურე რამდენადმე დაბალია, ვიდრე მსხვილის. ამდენად ნაღნობში კრისტალური ჩანასახების თვითნებური წარმოქმნა მოითხოვს გადაცივებას იმ ტემპერატურებამდე, რომლებიც წონასწორულ ტემპერატურებზე გაცილებით დაბლა ძევს.

გადაცივების ზრდასთან ერთად კრისტალიზაციის ცენტრების რაოდენობა იზრდება გარკვეულ მაქსიმალურ მნიშვნელობამდე, ხოლო შემდეგ მცირდება. ეს აიხსნება ატომებისა და მოლეკულების ძვრადობის შემცირებით გადაცივების მაღალი ხარისხის გამო. ყოველივე ამის შედეგად მცირდება კრისტალური ჩანასახისათვის საჭირო ატომებისა და მოლეკულების შერწყმის ალბათობა.

გადაცივების ხარისხი აგრეთვე გავლენას ახდენს კრისტალური ჩანასახის ზრდის წრფივ სიჩქარეზე. ადაცივების გაზრდასთან ერთად ჩანასახის ზომები იზრდება, რაც ზრდის მათი შენარჩუნების ალბათობას.. მიადწევს რა გარკვეულ ზომებს, ჩანასახი იწყებს გადაზრდას კრისტალში.

განვიხილოთ კრისტალების ზრდის პირობები ორთქლის ფაზიდან, ხსნარიდან ან ნაღნობიდან. კრისტალის ზრდისას ორთქლის ფაზიდან ორთქლის ატომები ან მოლეკულები ყოვანდებიან მის ზედაპირზე ან ორთქლდებიან მისი ზედაპირიდან. კრისტალის ზედაპირზე ადსორბირებული მოლეკულა ან ატომი გადაადგილდება რა მასზე ცდილობს კავშირი შექმნას მაქსიმალური რაოდენობის ატომებთან, სამ ატომთან. ასეთი ადგილების დაკავება იწვევს კრისტალის ზრდას ტანგენციალური მიმართულებით.

ყველა ადგილის დაკავების შემდეგ კრისტალის ზედაპირი იზრდება სისქით რომლის ზომაც ატომის ან მოლეკულის ზომის ტოლია. შევსებული ზედაპირის შემდგომი ზრდისათვის საჭიროა წარმოიქმნას ახალი სამგანზომილებიანი ჩანასახი.

მრიგად კრისტალის წახნაგი იზრდება ტანგენციალური მიმართულებით. თანგენციალური მიმართულებით კრისტალის ზრდის სიჩქარე გაცილებით მაღალია ნორმალური მიმართულებით ზრდის სიჩქარეზე. ოველივე ამის გამო ხდება მაღალი რეტიკულარული სიმკვრივის წახნაგის გამოძევა, რომელსაც მაღალი ნორმალური ზრდის სიჩქარე გააჩნია და კრისტალი შემოისაზღვრება ნელა მზარდი წახნაგებით.

გათვლები აჩვენებენ, რომ მდგრადი ორგანზომილებიანი ჩანასახის წარმოქმნისათვის საჭიროა 20-25%-იანი გადაჯერება. მაგრამ ზოგჯერ კრისტალის ზრდას ადგილი აქვს IN^o-იანი გადაჯერების დროსაც. მის მიზეზია ხრახნული დისლოკაციის საფეხურის წარმოქმნა.

ორთქლის ფაზიდან კრისტალის ზრდის დადებითი მხარეა პროცესის დაბალი ტემპერატურები და ზრდის დაბალი სიჩქარეები (მიკრონები საათში). ამ შემთხვევაში წარმოიქმნება მცირე რაოდენობის ვაკანსიები და მათ მიერ წარმოქმნილი დეფექტები. მოცულობით კრისტალებში თერმული და მექანიკური დაძაბულობები ამ დროს დიდი არაა, ვინაიდან კრისტალი იზრდება თითქმის თავისუფალ გარემოში – კონტეინერთან კონტაქტი მცირეა.

ორთქლის ფაზიდან კრისტალების ზრდის ნაკლია დაბალი მწარმოებლობა და დროის დიდი დანახარჯები მცირე ზომის კრისტალების მიღების დროსაც კი. ეს მეთოდი გამოსადეგია მხოლოდ მაღალი ორთქლის წნევის მქონე მასალების კრისტალების გასაზრდელად.

ორთქლის ფაზიდან კრისტალიზაციით იღებენ ისეთ მასალებს როგორებიცაა სილიციუმის კარბიდი, $A^II B^VI$ ტიპის შენაერთები და მყარი ხსნარები.

კრისტალების ზრდის პროცესი ხსნარებიდან ანალოგიურია ორთქლის ფაზიდან ზრდის პროცესის, თუ დაუშვებთ, რომ გახსნილი ნივთიერების ნაწილაკები იქცევიან ორთქლის ფაზის ატომების ან მოლეკულების მსგავსად. ხსნარიდან კრისტალის ზრდის არსებითი თავისებურებაა მკვებავი მასალის ტრანსპორტირება მზარდი კრისტალის წახნაგისაკენ მოცულობითი დიფუზიით.

ხსნარიდან და ორთქლის ფაზიდან გაზრდილი კრისტალები ხასიათდებიან მაღალი სტრუქტურული სრულყოფით – ვაკანსიების მცირე რაოდენობით, რაც თავის მხრივ განაპირობებს დეფექტების სიმცირეს. აგრამ ერთდროულად მათი სისუფთავე ნაკლებია, ვინაიდან ადგილი აქვს გამხსნელის გადასვლას მზარდ კრისტალში.

ხსნარიდან კრისტალების ზრდა ფართოდ გამოიყენება ნახევარგამტარი მასალების ტექნოლოგიაში შლადი ძნელდნობადი შლადი ნაერთებისა და მათი მყარი ხსნარების მოცულობითი კრისტალების მისაღებად.

ნაღობიდან კრისტალიზაცია თავისი მექანიზმით მსგავსია ხსნარიდან კრისტალიზაციის.

ჩანასახის თვითნებური წარმოქმნის მექანიზმს იდეალურად სუფთა მასალაში ჩვენ ზემოთ შევხეთ. თუ ნაღობში არსებობენ გარეშე მინარეული ჩანარები, რომლებსაც კრისტალიზაციის ცენტრის როლის შესრულება შეუძლიათ, ამ შემთხვევაში არსებითად მცირდება გადაცივების ან გადაჯერების ხარისხი. კრისტალიზაციის პროცესში უხნადი მინარევები მხოლოდ მაშინ აჩქარებენ კრისტალური ჩანასახების წარმოქმნას როდესაც მათი სტრუქტურა და მსგავსია იმ მასალის სტრუქტურის რომლის კრისტალიზაციაც ხდება.

ჩანასახის თვითნებურ წარმოქმნაზე დიდ გავლენას ახდენს თხევადი მასალის კონტაქტი იმ კონტეინერის კედლებთან, რომლებშიც ხსნარი იმყოფება. კონტეინერის ცალკეული დეტალები (გამონაშვებები, ბზარები და სხვა დეტალები) აქტიურად უწყობენ ხელს ჩანასახების წარმოქმნას. ამა ხელს უწყობს ასევე სხვა ფაქტორებიც: ელექტრული და მაგნიტური ველები, ვიბრაცია და ა.შ.

მრავალი ლითონისათვის ექსპერიმენტალურად დადგენილი მაქსიმალური გადაცივების სიდიდე აღწევს მნიშვნელობას $0,2T_{დფ}$ ($T_{დფ}$ მასალის დნობის ტემპერატურაა), მაგრამ რეალურ პირობებში მონოკრისტალების ზრდა ხდება უფრო დაბალი გადაცივებისას, რაც აიხსნება არა ჩანასახების თვითნებური წარმოქმნით არამედ მათზე გარეშე ფაქტორების გავლენით.

მასალაში მინარევების შეყვანამ შეიძლება გამოიწვიოს დნობის ტემპერატურის გაზრდა ან შემცირება, ეს დამოკიდებულია მინარევისა და ძირითადი მასალის ურთიერთქმედების ხასიათზე.

რეალურ კრისტალებში ყოველთვის შეიძლება არსებობდნენ სხვადასხვა დეფექტები, რომლებიც ძირითადად ორი სახისაა: წონასწორული და არაწონასწორული.

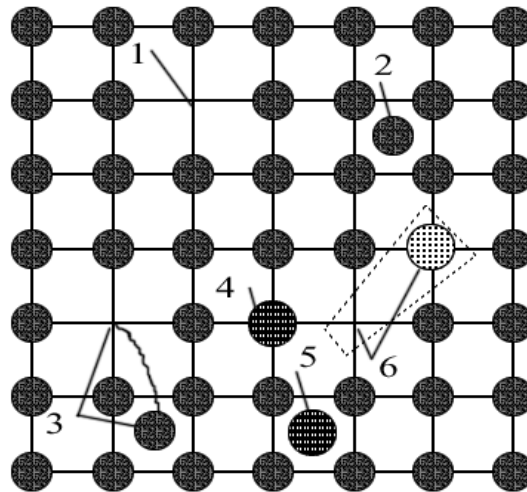
წონასწორულ დეფექტებს მიეკუთვნებიან ნულგანზომილებიანი ანუ წერტილოვანი დეფექტები, რომლებიც დამოკიდებულია კრისტალის ტემპერატურაზე და ამდენად განიხილებიან კრისტალურ მესერთან სითბურ წონასწორობაში მყოფ დეფექტებად.

მაგრამ ცხადია ეს არ ნიშნავს იმას, რომ დეფექტების რაოდენობა მოცემულ ტემპერატურაზე მუდმივი სიდიდეა. ის განსაზღვრულია წონასწორობის დამყარების სიჩქარით. ფრო სშირად დეფექტების რაოდენობა წონასწორულზე მეტია.

წერტილოვან დეფექტებს მიეკუთვნება მესრის ყოველგვარი დარღვევები რომელიც გამოწვეულია მასალის გახურებით ან აგზნებით (ენერგეტიკული დეფექტები) ან კრისტალის აგებულების დამახინჯებით – ატომის არ არსებობა კრისტალის კვანძში ან პირიქით ატომის ჩანერგვით მესრის კვანძებს შორის.

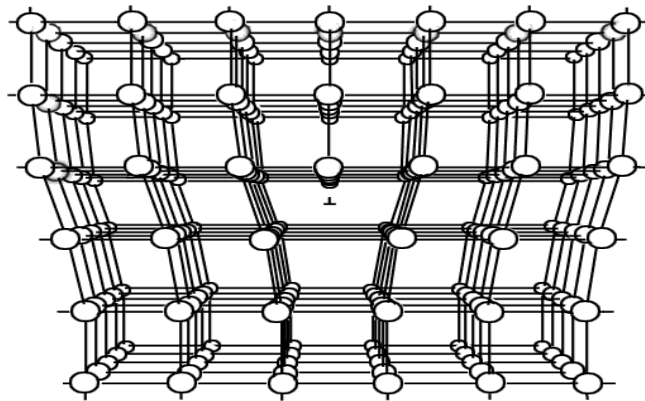
კრისტალის ზედაპირი თავისი აგებულებით განსხვავდება მოცულობისაგან, ვინაიდან მასზე განლაგებული გარე ატომების კავშირები დარღვეულია. ამის გამო ზედაპირი ხასიათდება აირებისა და მინარეგების ადსორბციისადმი გაზრდილი აქტივობით. ნახევარგამტარული მასალის ზედაპირის მდგომარეობა დიდ გავლენას ახდენს მის ელექტრულ თვისებებზე, მაგალითად ზედაპირულ გამტარობაზე.

უხეშ სამგანზომილებიან ან მოცულობით დეფექტებს მიეკუთვნებიან სიციარიელები, მეორე ფაზის ჩანართები, კრისტალური მოცულობები რომელთა ორიენტაცია განსხვავდება ძირითადი მასალის ორიენტაციისაგან და სხვა.

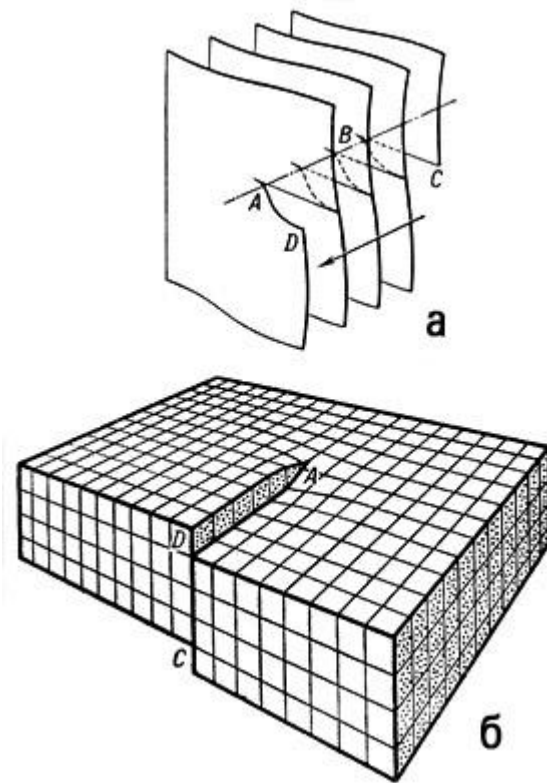


ნახ.1. წერტილოვანი დეფექტების სახეები: 1 – ვაკანსია; 2 – კვანძთაშორისი ატომი; 3 – დეფექტი ფრენკელის მიხედვით; 4 – ჩანაცვლების მინარეული ატომი; 5 – ჩანერგილი მინარეული ატომი; 6 – უფრო დიდი ვალენტობის ჩანაცვლების ატომი

ერთგანზომილებიან ან წრფივ დეფექტებს მიეკუთვნებიან დისლოკაციები, რომლებიც, ორი სახისაა სასაზღვრო დისლოკაციები და ხრახნული დისლოკაციები.

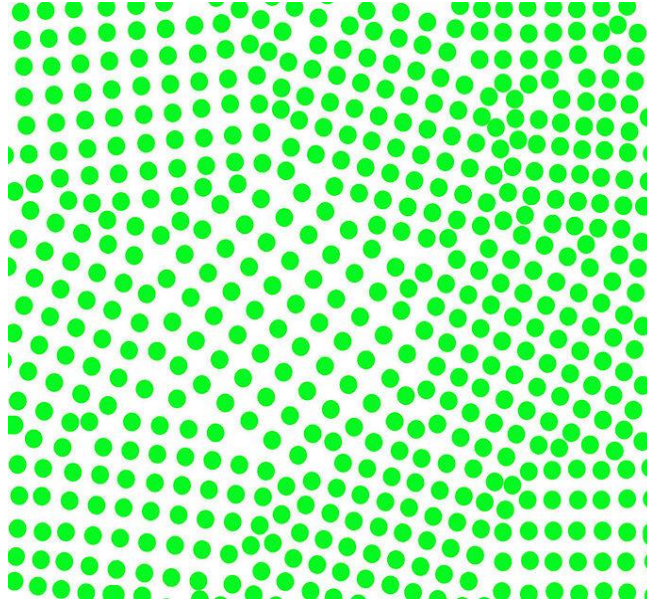


სახ.2. სასაზღვრო დისლოკაცია

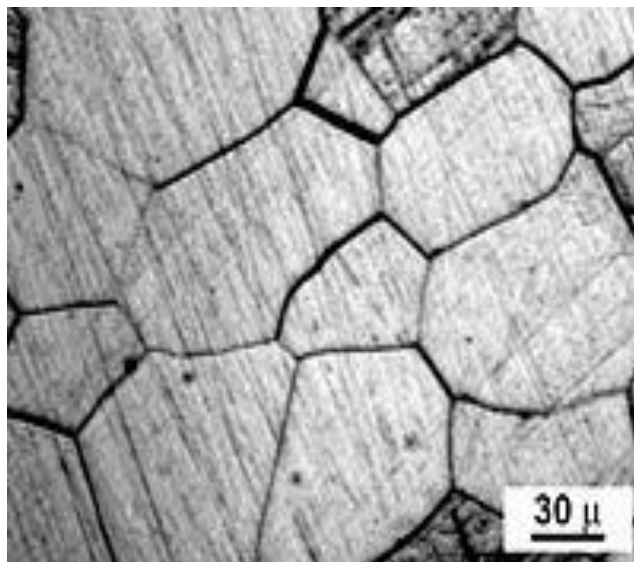


ნახ.3. ხრახნული დისლოკაცია

ორგანზომილებიან ან ზედაპირულ დისლოკაციებს წარმოადგენენ მცირე კუთხიანი საზღვრები, მარცვალთშორის საზღვრები, ორეულები და თვით ზედაპირი.



ნახ. 4. პოლიკრისტალურ მასალაში სხვადასხვანაირად ორიენტირებული კრისტალებების სქემა.



ნახ.5. პოლიკრისტალური ლითონის მიკროფოტოგრაფია. მარცვალთშორის საზღვრების გამოვლენილია მუავით მოწამვლით

2. მაღალი სისუფთავის მასალების კლასიფიკაცია. მათთან მუშაობის წესები

მასალის თვისებებზე დიდ გავლენას ახდენს მისი სისუფთავე. განსაკუთრებით ეს ეხება ნახევარგამტარულ მასალებს, რომლებსაც დიდი გამოყენება აქვთ ელექტრონიკაში. ასე, მაგალითად კარგად გაწმენდილ, საკუთარი გამტარობის გერმანიუმში მინარევის შემცველობა ოთახის ტემპერატურაზე (298 – 300 K) არ უნდა აღემატებოდეს $2,5 \cdot 10^{13}$ ატომს კუბურ სანტიმეტრში დარიშხანისათვის ეს სიდიდე შეადგენს დაახლოებით $4,5 \cdot 10^{-8}\%$ მასის მიხედვით.

ნახევარგამტარი მასალების ტექნოლოგიის თავისებურებას წარმოადგენს მაღალი სისუფთავის საწყისი მასალების (ლითონი, არალითონები და ნახევარგამტარები) და დახმარე მასალების (რეაქტივები, აირები და ა.შ.) გამოყენება. განსაკუთრებით ყურადღებას მოითხოვს ასევე ასეთ მასალებთან ურთიერთობა (ტრანსპორტირება, შენახვა და ა.შ.) რათა შენარჩუნებულ იქნას მათი თავდაპირველი სისუფთავე.

თეორიულად მასალისა და ქიმიური ინდივიდის სისუფთავის ცნებები ერთმანეთს ემთხვევა. სუფთა მასალა წარმოადგენს ქიმიურად და ფიზიკურად ერთგვაროვან მარტივ მასალას ან ქიმიურ ნართს, რომელიც შედგება მხოლოდ ერთი გარკვეული ტიპის ატომებისაგან (იონებისაგან) ან მოლეკულებისაგან და რომლებსაც გააჩნიათ მუდმივი ქიმიური ან ფიზიკური თვისებები.

იდეალურად სუფთა მასალა ხასიათდება ქიმიური (მინარეული ატომების არ არსებობა) და ფიზიკური (სტრუქტურული დეფექტების არ არსებობა) სისუფთავით. ღოგორც მინარევეები ასე დეფექტები გავლენას ახდენენ მასალის თვისებაზე. ღოგორც წესი, კრისტალური მესრის დამახიჯება გამოწვეულია მყარ ტანში მინარევეების არსებობით. თავის მხრივ მინარევეები კონცენტრირდებიან მასალის კრისტალური სტრუქტურის დეფექტებთან.

რეალურ პირობებში აბსოლუტურად სუფთა მასალის მიღება შეუძლებელია. რაც ნაკლები რჩება გაწმენდილ მასალაში მინარევი მით უფრო ძნელია მისი მოშორება. ერთდროულად მკვეთრად ეცემა გაწმენდის სიჩქარეც. ამის შედეგად მინარევის ნულოვანი შემცველობის მიღწევა თეორიულად მოითხოვს უსასრულოდ დიდ დანახარჯებსა და დროს. ამდენად სუფთა მასალა რეალურ პირობებში ყოველთვის შეიცავს გარკვეული რაოდენობის მინარევეებს და სისუფთავის ცნებაც ფარდობითია.

გერმანიული ქიმიკოსის ნოდაკის ჰიპოთეზის თანახმად ნებისმიერი შედარებით სუფთა მასალაც კი მინარევის სახით შეიცავს პერიოდული სისტემის ყველა ელემენტს. მართლაც საკმაოდ მაღალი სისუფთავის გალიუმის სულფიდი, მუხტის მატარებელთა კონცენტრაციით $\sim 10^{16}$ სმ⁻³ (რაც შეესაბამება მინარევეების შემცველობას $10^{-5}\%$ მასის მიხედვით) როგორც მას-სპექტრომეტრულმა გამოკვლევებმა აჩვენეს შეიცავდნენ დაახლოებით 72 მინარევს.

ასეთი დეტალური ანალიზი რთულია, ხანგრძლივი, ძვირადღირებული და შეიძლება შესრულდეს მხოლოდ განსაკუთრებულ შემთხვევებში. ამიტომ პრაქტიკაში სუფთა მასალაში ანალიზირდება მხოლოდ გარკვეული რაოდენობის მინარევები – ძირითადად ისინი, რომლებიც მაგნე გავლენას ახდენენ თვისებებზე. ძირითადად წარმოების მიერ გამოშვებულ პროდუქციაში ანალიზირდება 15 – 20 ელემენტი.

სუფთა მასალებში მინარევის შემცველობის ან კონცენტრაციის გამოსახატავად სარგებლობენ პროცენტებით მასის მიხედვით - მასური %. ხშირად ამ მიზნით სარგებლობენ აღნიშვნით *ppm (part per milion)* - ერთი ნაწილი მილიონზე: $1 ppm = 1 \cdot 10^{-4}\%$ (მასის მიხედვით) ან *ppb (part per milion)*

ერთი ნაწილი მილიარდზე: $1 ppb = 1 \cdot 10^{-7}\%$ (მასის მიხედვით).

საერთო სისუფთავის აღსანიშნავად გამოიყენება სიმბოლო *N*, რომელიც აღნიშნავს ცხრიანების რაოდენობას. მაგალითად, აღნიშვნა $3N$ მიუთითებს, რომ მასალა შეიცავს მასის მიხედვით 99,9% ძირითად მასალას, $5N5$ - 99,9995 % (მასის მიხედვით) და ა.შ. ამ შემთხვევაში სიდიდე *N* მიიღება 100% - დან გაანალიზებული მინარევების ჯამის გამოკლებით. სისუფთავის ასეთი გამოსახვა აშკარად არასაკმარისია, ვინაიდან არ ასახავს ლიმიტირებული მინარევების რაოდენობას სუფთა მასალაში.

სუფთა მასალები მოითხოვენ მათთან მუშაობის გარკვეული წესების დაცვას, რათა არ მოხდეს მათი დაჭუჭყიანება. ასალის თვისებისაგან გამომდინრე ისინი შეიძლება ინახებოდნენ დარჩილიულ კვარცის, მინის, პოლიეთილენის ამპულაში ან ქილებში.

პლასტმასის სახურავი უნდა უზრუნველყოფდეს სრულ ჰერმეტიულობას. დარჩილულ ამპულაში ძირითადად ინახება ადვილად დაუანგვადი მასალები, მაგალითად დარიშხანი. ამ შემთხვევაში დარჩილვის წინ ამპულიდან ამოტუმბავენ ჰაერს ან აავსებენ ინერტული აირით. მაღალი სისუფთავის მასალის ნაჭრების ტარის კედლებთან ხახუნის ასაცილებლად ტარას ავსებენ ნომინალური მოცულობის 90 – 95 % - ით. მ პირობის შესრულება დარჩილიული ამპულისათვის შეუძლებელია ვინაიდან დარჩილვისას გახურებამ შეიძლება მასში მყოფი მასალა დაახიანოს, ამიტომ ამპულაში მირჩილვის მხრიდან სვამენ სპეციალურ მასალა, რომელიც დარჩილვის შემდეგ ხელს შეუშლის მასალის ხახუნს ტარის კედლებთან.

ამპულას ეკრობა ეტიკეტი, როელზედაც დატანილია მონაცემები მასალის შესახებ.

ტარიდან ამოღების შემდეგ სუფთა მასალები მოითხოვენ განსაკუთრებული წესების დაცვას, რომლებიც რეგლამენტირებულია შესაბამისი ინსტრუქციებით. ამ მასალებთან არასწორმა მოქცევამ შესაძლოა ისინი ისე გააჭუჭყიანოს, რომ მათ შემდგომ გამოყენებას აზრი არ ჰქონდეს.

მასალის გაჭუჭყიანების სერიოზული წყაროა სამუშაო შენობაში მყოფი მტვერი და ჰაერი. ალაქის ჰაერი შეიცავს დიდი რაოდენობის ნახშირწყლებს და გოგირდის ნაერთებს, რომელთა კონცენტრაციაც 0,15 გ/მ³ შეიცავს. ჰაერში ასევე

აღმოჩენილია ზეთებისა ორგანული სითხეების ორთქლი. ოთახის ჰაერში ასევე შეიძლება იყოს ქსოვილების ბოჭკოების კვალი, ლითონებისა და ორგანული მასალების ნაწილაკები, რომელთა წყაროა ტანსაცმელის და ოთახში მყოფი ავეჯის ცვეთა.

წვრილი მტვერი, რომელიც ხასიათდება მაღალი სორბციული თვისებებით, შთანთქავს დიდი რაოდენობით აირებსა და წყლის ორთქლს. თერმული დამუშავებისას ისინი გამოიყოფიან აპარატურის მოცულობაში და სერიოზულად ატუჭეიანებენ მასალას.

გაანგარიშებებმა აჩვენეს, რომ ვაკუუმირებული ამპულის შიგა მხარეს დაგროვილი მტვერის მონომოლეკულურმა ფენამ შეიძლება ვაკუუმის ხარისხი გააუარესოს ორი რიგით. ყოველივე ამის გამო საჭიროა შენობა უზრუნველყოფილი იყოს ისეთი მოწყობილობებით, რომლებიც უწრუნვეყოფენ შესაბამის სისუფთავეს. თუ ამის შესაძლებლობა არ არის საჭიროა სპეციალური ბოქსების გამოყენება, რომელთა შიგნითაც ტარდება ყველა საჭირო ოპერაცია.

3. ძირითადი და დამხმარე მასალები. ნახევარგამტარული შენაერთების კომპონენტები და მალეგირებელი ელემენტები

ნახევარგამტარი მასალების ტექნოლოგიაში მალეგირებელ ელემენტებად გამოყენებულ მასალებს გააჩნიათ სხვადასხვა დნობის ტემპერატურები ორთქლის წნევები.

მაღალი სისუფთავის ალუმინი ფართოდ გამოიყენება მალეგირებელ ელემენტად. ის ასევე წარმოადგენს კომპონენტს ზოგიერთი ნახევარგამტარული მასალისა და მათი მყარი ხსნარებისათვის. ლექტრონულ ხესაწყობებში მაღალი სისუფთავის გამოიყენება ალუმინი გამოიყენება ელექტრონულ-ხვრელურ კონტაქტებად ელექტრონული გამტარობის მქონე მასალებზე, მიკროსქემების ელემენტების დასამზადებლად, კონდენსატორების ფირფიტებისათვის და ა.შ.

მაღალი სისუფთავის ალუმინი მდგრადია წყალში. კონცენტრირებული აზოტმჟავა ოთახის ტემპერატურაზე ვერ ხსნის მას, ხოლო განზავებული – ხსნის. გოგირდმჟავა სუსტად რეაგირებს ალუმინთან, მარილმჟავა კი საერთოდ არ მოქმედებს მასზე. მლღობი და აზოტმჟავას ნარევეში ალუმინი ნელა იხსნება. თუტეები აქტიურად მოქმედებენ ალუმინზე წყალბადისა და წყალში ხსნადი ალუმინატების წარმოქმნით.

ალუმინის ძირითადი ფიზიკო – ქიმიური თვისებებია: დნობის ტემპერატურა – $660,2^{\circ}\text{C}$; სიმკვრივე 20°C - ზე $2,25$ გ/სმ³.

ტენიან ჰაერში შენახვისა და ჰაერზე გახურებისას ალუმინი იჟანგება. მაგრამ მის ზედაპირზე წარმოქმნილი თხელი, მტკიცე ფირი მეტალს იცავს შემდგომი დაჟანგვისაგან.

გამდნარი ალუმინი ძალიან აქტიურია – ადვილად იჟანგება და რეაგირებს მრავალ ლითონთან და სხვა მასალებთან. ტემპერატურის გაზრდა ზრდის გამდნარი ალუმინის რეაქციის უნარს. ასე მაგალითად 1000°C - ზე ზემოთ ალუმინი

შესამჩნევად რეაგირებს გრაფიტთან და კვარცთან. ამიტომ კონტეინერის მასალის შერჩევა მაღალი სისუფთავის ალუმინის გასადნობად სერიოზული ამოცანაა. ამ მიზნით საუკეთესო თვისებები გააჩნიათ ალუნდას და ალუმინის ნიტრიდს.

მაღალი სისუფთავის ბორი ფართოდ გამოიყენება მაღეგირებელ ელემენტად სილიციუმისა და გერმანიუმისათვის, აგრეთვე როგორც ნახევარგამტარული შენაერთის კომპონენტი.

არსებობს ბორის ორი სახის მოდიფიკაცია: ამორფული და კრისტალური. ორის დნობის ტემპერატურაა - 2000°C . ამორფული ბორის სიმკვრივეა 1,73, კრისტალურის 2,34 და თხევადის (დნობის ტემპერატურაზე) 2,08 გ/სმ³.

ჩვეულებრივ ტემპერატურებზე ბორი ინერტულია. ის არ რეაგირებს წყალთან, არ იჟანგება ჰაერზე და უეთდება სხვა ელემენტებს. მარილმჟავასა და მლღობი მჟავას ხსნარები არ რეაგირებენ ბორთან დუდილის დროსაც კი; კონცენტრირებულ და გოგირდმჟავასთან ბორი იჟანგება ბორმჟავამდე, ხოლო კონცენტრირებულ ტუტეებში იხსნება წყალბადის გამოყოფით, ხოლო კონცენტრირებულ ტუტეებში იხსნება წყალბადის გამოყოფით.

მაღალი სისუფთავის ბისმუტი გამოიყენება ნახევარგამტარი მასალების ტექნოლოგიაში ძირითადად როგორც ნახევარგამტარი შენაერთის ან მათი მყარი ხსნარების კომპონენტი.

ბისმუტის დნობის ტემპერატურაა 271°C , სიმკვრივე – 10,07 გ/სმ³.

ოთახის ტემპერატურაზე ბისმუტი მდგრადია, როგორც ტენიან ასევე მშრალ ჰაერზე. წყალსა და მარილმჟავაში ბისმუტი არ იხსნება, მაგრამ აზოტმჟავასა და კონცენტრირებულ გოგირდმჟავაში კარგად იხსნება.

მაღალი სისუფთავის გალიუმი ნახევარგამტარი მასალების ტექნოლოგიაში გამოიყენება აქცეპტორულ მინარევად და კომპონენტად მრავალი ნახევარგამტარულ შენაერთში და მათ მყარ ხსნარებში. ალიუმის დნობის ტემპერატურა დაბალია $28,9^{\circ}\text{C}$., სიმკვრივე – 5,92 გ/სმ³.

მაღალი სისუფთავის გალიუმი მდგრადია წყლის მიმართ და კარგად იხსნება მჟავეებში. წვავე ტუტეებში ის ნელა იხსნება წყალბადის გამოყოფით.

მშრალ ჰაერზე ოთახის ტემპერატურაზე ბისმუტი არ იჟანგება, ხოლო ტემპერატურის გაზრდით იწყება ინტენსიური დაჟანგვა, რომელიც ტემპერატურის შემდგომი გაზრდით სულ უფრო ინტენსიური ხდება.

გრაფიტი ნაკლებად სველდება გალიუმით კვარცთან შედარებით.

მაღალი სისუფთავის ინდიუმი ნახევარგამტარი მასალების ტექნოლოგიაში გამოიყენება აქცეპტორულ მინარევად და კომპონენტად მრავალი ნახევარგამტარულ შენაერთში და მათ მყარ ხსნარებში. ინდიუმის დნობის ტემპერატურაა $156,4^{\circ}\text{C}$., სიმკვრივე – 7,98 გ/სმ³.

თავისი ქიმიური თვისებებით ინდიუმი ახლოსაა გალიუმთან, მაგრამ მისგან განსხვავებით არ იხსნება ტუტეებში. ცივ განზავებულ მჟავეებში ინდიუმი სუსტად იხსნება, ხოლო გახურებისას ხსნადობა იზრდება.

მაღალი სისუფთავის კადმიუმი ძირითადად გამოიყენება როგორც შენაერთის კომპონენტი და იშვიათად, როგორც მაღეგირებელი მასალა.

კადმიუმის დნობის ტემპერატურაა $320,9^{\circ}\text{C}$, სიმკვრივე $8,17 \text{ გ/სმ}^3$.

მშრალ ჰაერზე კადმიუმი იფარება ჟანგეულის მუქი ფენით, მაგრამ ჟანგის ფენა სიღრმეში არ ვრცელდება. ჰაერზე გახურებისას კადმიუმი იჟანგება CdO წარმოქმნით.

გამდნარი კადმიუმი მაღალ ტემპერატურებზეც კი არ ხსნის გრაფიტს. მდენად გრაფიტი საუკეთესო საკონტეინერო მასალაა კადმიუმის გასადნობად.

დარიშხანის დნობის ტემპერატურაა 817°C , სიმკვრივე – $5,73 \text{ გ/სმ}^3$.

დარიშხანს ოთახის ტემპერატურაზე გააჩნია შედარებით დაბალი ქიმიური აქტივობა. წყალში ის არ იხსნება. აზოტმჟავაში, მდუღარე ტუტეებში დარიშხანი იჟანგება. მარილჟავა დარიშხანზე მოქმედებს ძალიან სუსტად.

ჰაერზე შენახვისას დარიშხანი ნელა იჟანგება, იფარება რა ჟანგეულის ფენით.

მაღალი სისუფთავის კალა გამოიყენება ნახევარგამტარი მასალების მალეგირებელ (აქცეპტორულ) მასალად და კომპონენტად ზოგიერთ ნახევარგამტარ შენაერთში. ლექტრონულ ხელსაწყოებში კალას ფართოდ იყენებენ სარჩილავ ნივთიერებად და ელექტროდული შენაერთების ფუძედ.

კალის დნობის ტემპერატურაა $231,9^{\circ}\text{C}$, სიმკვრივე კი – $7,30 \text{ გ/სმ}^3$.

ჩვეულებრივ ტემპერატურებზე კალა ძალიან მდგრადი ელემენტია. წყალთან არ რეაგირებს, ხოლო განზავებულ მჟავებში ძალიან ნელა იხსნება. კონცენტრირებულ მარილმჟავასა და აზოტმჟავაში იხსნება ძალიან სწყაფად.

ჰაერზე ოთახის ტემპერატურაზე კალა თითქმის არ იჟანგება, რაც იმის შედეგია, რომ მის ზედაპირზე წარმოქმნილ ჟანგის ძალიან თხელ ფენას დამცავი თვისება გააჩნია. თემპერატურებზე, რომლებიც გაცილებით აღემატება დნობის ტემპერატურას, კალა შესამჩნევად იჟანგება და წარმოქმნის SnO_2 ჟანგს.

აზოტთან და ნახშირბადთან კალა არცერთ ტემპერატურზე არ ურთიერთქმედებს და ამიტომ გრაფიტს იყენებენ საკონტეინერო მასალად მაღალტემპერატურული პროცესების დროს. გარდა ამისა კონტეინერად გამოიყენება ალუნდი, კვარცი და უჟანგავი ფოლადი.

მაღალი სისუფთავის ვერცხლისწყალი გამოიყენება როგორც კომპონენტი ნახევარგამტარულ შესაერთებში და მათ მყარ ხსნარებში. ზოგჯერ ვერცხლისწყალს იყენებენ აქცეპტორულ მინარევად გერმანიუმში.

მყარი ვერცხლისწყლის სიმკვრივე $38,85^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე შეადგენს $13,69 \text{ გ/სმ}^3$, ხოლო თხევადის 20°C - ზე $13,55 \text{ გ/სმ}^3$. ვერცხლისწყლის დნობის ტემპერატურაა – $38,87^{\circ}\text{C}$.

ვერცხლისწყალი დაბალაქტიური ქიმიური ელემენტია. მასზე ოთახის ტემპერატურაზე არ მოქმედებს განზავებული გოგრდმჟავა და მარილჟავა, ასევე ტუტეები. გახურებისას ვერცხლისწყალი ადვილად იხსნება აზოტმჟავასა და კონცენტრირებულ გოგირდმჟავასთან.

მაღალი სისუფთავის ტყვია გამოიყენება კომპონენტად ნახევარგამტარულ შენაერთებსა და მყარ ხსნარებში, ასევე მალეგირებელ მინარევებად.

ტყვიის დნობის ტემპერატურაა $327,4^{\circ}\text{C}$, სიმკვრივე – $11,34 \text{ გ/სმ}^3$.

130⁰C - ზე ზემოთ გახურებისას ტყვია იჟანგება.

მაღალი სისუფთავის გოგირდი გამოიყენება კომპონენტად ნახევარგამტარულ შენაერთებსა და მათ მყარ ხსნარებში.

გოგირდის დნობის ტემპერატურაა 119⁰C. გოგირდს გააჩნია ორი მოდიფიკაცია α სიმკვრივით 2.07 გ/სმ³, და β მოდიფიკაცია სიმკვრივით 1,96 გ/სმ³. ირველი მოდიფიკაცია ყველაზე სტაბილურია: ყველა სხვა ცდილობს გადავიდეს მასში.

გოგირდი აქტიური ელემენტია. გახურებისას ურთიერთქმედებს ლითონების უმრავლესობასთან ქმნის სულფიდებს. მარილმჟავაში იხსნება. აზოტმჟავა და კონცენტრირებული გოგირდმჟავა 300⁰C - ზე რეაგირებს გოგირდთან და მიიღება ნაერთი SO₂.

მაღალი სისუფთავის ტყვია გამოიყენება კომპონენტად ნახევარგამტარულ შენაერთებსა და მყარ ხსნარებში. სტიბიუმი ერთ-ერთი მთავარი ელემენტია, რომელიც ფართოდ გამოიყენება დონორულ მინარეგებად ნახევარგამტარულ მასალებში.

სტიბიუმის დნობის ტემპერატურაა 630⁰C, ხოლო სიმკვრივე – 6,69 გ/სმ³. ჩვეულებრივ ტემპერატურებზე არ ურთიერთქმედებს წყალთან.

მაღალი სისუფთავის ტელურს გააჩნია ნახევარგამტარული თვისებები: აკრძალული ზონის სიგანე შედგენს 0,35 ევ, ელექტროგამტარობა ოთახის ტემპერატურაზე ტოლია – 2 – 4 ომი⁻¹ სმ⁻¹, ელექტრონების ძვრადობაა 1700, ხოლო ხვრელების – 1200 სმ²/ვ·წმ, მაგრამ დამოუკიდებლად ის ნახევარგამტარულ ტექნიკაში არ გამოიყენება.

ნახევარგამტარი მასალების ტექნოლოგიაში ტელური გამოიყენება მრავალი ნახევარგამტარული შენაერთების და მათი ხსნარების კომპონენტად.

ტელურის დნობის ტემპერატურაა 450⁰C, კრისტალური ტელურის სიმკვრივეა 6,25 გ/სმ³, ამორფულის – 6,15 გ/სმ³. აღსანიშნავია, რომ დნობისას ტელურის მოცულობა იზრდება 15% - ით.

ტელური გოგირდთან შედარებით ნაკლებაქტიურია. ის ხსნება ტუტეებში, ურთიერთქმედებს აზოტმჟავასა და გოგირდმჟავასთან.

ჰაერზე ტელური მდგრადია. ახურებისას ქმნის ტელურის ორჟანგს, რომელიც ძალიან მდგრადია, მისი აორთქლებადობა გაცილებით ნაკლებია თვით ტელურის აორთქლებადობაზე.

მაღალი სისუფთავის წითელი ფოსფორი გამოიყენება ნახევარგამტარ მასალათა ტექნოლოგიაში როგორც ძირითადი კომპონენტი მრავალი ნახევარგამტარული მასალის სინთეზისათვის. წითელი ფოსფორი გამოიყენება დიფუზიური $p-n$ გადასასვლელის შესაქმნელად. წითელი ფოსფორის დნობის ტემპერატურაა 597⁰C, სიმკვრივე – 2,30 გ/სმ³.

წითელი ფოსფორი აქტიური ნივთიერებაა. გახურებისას 260⁰C - ზე ის აღდება, გააჩნია პიროფორული თვისებები (ხახუნისა და დარტყმისას აღდება).

მაღალი სისუფთავის ცინკი ნახევარგამტარ მასალათა ტექნოლოგიაში გამოიყენება მრავალი ნახევარგამტარული შენაერთის და მყარი ხსნარის კომპონენტად და მალეგირებულ ელემენტად.

დნობის ტემპერატურაა $419,5^{\circ}\text{C}$, სიმკვრივე – $7,13 \text{ გ/სმ}^3$.

ცინკი აქტიური ელემენტია, კარგად იხსნება ტუტეებსა და მჟავებში. $600 - 7000^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე ცინკი ენერგიულად შლის წყლის ორთქლს. ცინკი ადვილად აღადგენს მრავალ ქლორიდსა და ჟანგეულს.

ელექტრონული ტექნიკის მასალების ტექნოლოგიაში განსაკუთრებული ყურადღება ექცევა კონტეინერის მასალის სწორად შერჩევას. კონტეინერული მასალები ორი სახისაა: დაბალტემპერატურული (გამოიყენება ჰიდრომეტალურგიულ პროცესებში, მაღალი სისუფთავის მასალებთან ურთიერთობისას, სხვადასხვა მოწამვლის ოპერაციებისათვის, ბოქსების, მილების და სხვა დასამზადებლად) და მაღალტემპერატურული (ტიგელები, ნაგები, კამერების კედლები და სხვა).

მოკლედ შევეხოთ საკონტინერო მასალების თვისებებს.

ორგანული მინა – უფერო, გამჭვირვალე პლასტმასა. დგრადია სპირტის, ზეთის, წყლის და ტუტეების მიმართ, მაგრამ იხსნება არომატულ ნახშირწყლებში, მაგალითად ბენზოლში. გამოიყენება ისეთი მოცულობების დასამზადებლად, რომლებიც მოითხოვენ გამჭვირვალობას.

ვინიპლასტი – პოლიქლორვინილიანი პლასტმასა ნარინჯისფერი შეფერილობის. ქიმიურად უფრო მდგრადია ვიდრე ორგანო. მაქსიმალური მუშა ტემპერატურაა 80°C .

პოლიეთილენი – მაღალმოლეკულური პარაფინი. არეგნულად გავს პარაფინს. მდგრადია მჟავების (გარდა კოცენტრირებული აზოტმჟავისა) და ტუტეების მიმართ. მაღალ ტემპერატურებზე კარგავს მდგრადობას კონცენტრირებული აზოტმჟავას მიმართ. გახურებისას პოლიეთილენი შავდება, კარგავს მექანიკურ სიმტკიცეს.

ფტოროპლასტი – პოლიმერული პლასტმასა. გააჩნია თეთრი ფერი. ძალიან მდგრადია ყველა ცნობილი აგრესიული გარემოს მიმართ.

კვარცის მინა – სილიციუმის ორჟანგი - SiO_2 . გარეგნულად თითქმის არ განსხვავდება ჩვეულებრივი მინისაგან. გააჩნია მაღალი ქიმიური მდგრადობა თითქმის ყველა მჟავას მიმართ, გამონაკლისია მლღობი მჟავა.

კვარცს გააჩნია ძაქლიან დაბალი სითბური გაფართოების კოეფიციენტი ($5 \cdot 10^{-7}$ გრად⁻¹ ოთახის ტემპერატურაზე და $1,1 \cdot 10^{-8}$ გრად⁻¹ 1200°C - ზე), ამიტომ ადვილად იტანს ტემპერატურათა სხვაობებს, ასე მაგალითად 1200°C - მდე გახურებულ კვარცს თუ ჩაუშვებთ ყინულიან წყალში ის არ დაიმსხვრევა. კვარცს გააჩნია ძალიან დაბალი სითბოგამტარობა.

კვარცი მყიფე მასალაა, ტემპერატურის გაზრდისას 1200°C - მდე მისი მექანიკური თვისებები $50 - 60 \%$ -ით იზრდება.

კვარცი მნიშვნელოვან როლს თამაშობს ელექტრონული ტექნიკის მასალების ტექნოლოგიაში როგორც საკონტინერო, ასევე სამუშაო კამერების საკონსტრუქციო მასალა.

კვარცის დაბალი ქიმიური აქტივობის გამო მისგან მზადდება მრავალი ჭურჭელი რომელშიც ხდება აგრესიული ნივთიერებების დამზადება-შენახვა.

კვარცის მაქსიმალური სამუშაო ტემპერატურაა 1500°C .

გრაფიტი ნახშირბადის ერთ-ერთი ალოტროპიული სახესხვაობაა. ას გააჩნია მაღალი ქიმიური მდგრადობა: მარლმჟავას, გოგირდმჟავას, მლღობი მჟავას და სხვების მიმართ. რავალ ორგანულ გამხსნელთან, გამდნარ ტუტეებთან და უმრავლეს ლითონებთან გრაფიტი არ ურთიერთქმედებს. ამონაკლისია ალუმინი, ვოლფრამი, ბორი, სილიციუმი, მოლიბდენი, ტანტალი და სხვა.

მასალათა ტექნოლოგიაში გრაფიტი გამოიყენება წინაღობის ღუმელების, მაღალსიხშირული ღუმელების, ეკრანების და სხვა ისეთი დეტალების დასამზადებლად, რომლებსაც უწევთ მუშაობა მაღალი ტემპერატურის, დაბალი წნევების, ინერტული და აგრესიული აირების ატმოსფეროში. გრაფიტისგან ამზადებენ ტიგელებს, ქიმიურ ჭიქებს, ნაგებს და ა.შ. გრაფიტის მაქსიმალური მუშა ტემპერატურაა 2500°C .

ელექტრონული ტექნიკის მასალათა ტექნოლოგიაში გამოიყენება სხვადასხვა სახის აირები როგორც დამხმარე მასალები. ყველაზე ხშირად გამოიყენება წყალბადი, არგონი, ჰელიუმი.

მაღალი სისუფთავის წყალბადი გამოიყენება როგორც მასალების ქლორიდებისა და ჟანგულების აღმდგენი, როგორც გადამტანი აირი. წყალბადთან მუშაობისას უნდა გვახსოვდეს, რომ გარკვეულ პირობებში მაღალ ტემპერატურაზე ის შეიძლება რეაქციაში შევიდეს ზოგიერთ ელემენტთან და შექმნას აირადი ჰიდრიდები. წყალბადი ასევე შეიძლება გაიხსნა გამდნარ ლითონში.

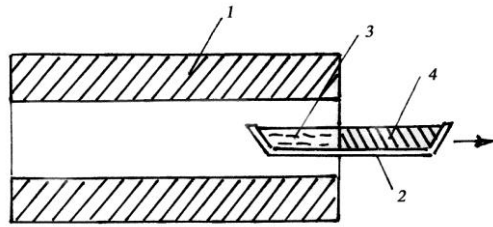
მაღალი სისუფთავის არგონი და ჰელიუმი გამოიყენება დამცავ ატმოსფეროდ მონოკრისტალების გაზრდისას. სუფთა არგონი ასევე გამოიყენება სპეციალურ ბოქსებში დამცავ ატმოსფეროდ სუფთა მასალებთან მუშაობისას.

4. მინარევის განაწილების კოეფიციენტის ცნება. მისი სახეები. კავშირი მათ შორის. შხვადასხვა ფაქტორების გავლენა განაწილების წონასწორულ და ეფექტურ კოეფიციენტებზე. ასალის გაწმენდა ნორმალური კრისტალიზაციით. ასალის გაწმენდა ზონური გადაკრისტალებით.

როგორც პრაქტიკამ აჩვენა, მხოლოდ ქიმიური მეთოდებით შეუძლებელია მასალის საჭირო სისუფთავის მიღწევა. გასუფთავებისას გამოიყენებული ქიმიური რეაქტივები თვითონ შეიცავენ მინარევის გარკვეულ რაოდენობას და აჭუჭყიანებენ გასაწმენდ მასალას.

ნახევარგამტარი მასალების სისუფთავის გასაზრდელად დამუშავებულ და დანერგილ იქნა გაწმენდის კრისტალიზაციური მეთოდები: ნორმალური მიმართული კრისტალიზაცია და ზონური გადაკრისტალეზა.

ნორმალური მიმართული კრისტალიზაცია მდგომარეობს შემდეგში: ნავში მოთავსებულ გასაწმენდ მასალას ათავსებენ ცილინდრული ფორმის ღუმელში და მას ადნობენ, შემდეგ ნავი გამოყავთ ღუმელიდან და იწყება მასალის გამყარება ისე, რომ მყარი ფაზა იზრდება და შესაბამისად თხევადი მცირდება ღუმელიდან ნავის გამოსვლასთან ერთად. (ნახ. 6). ამ დროს მინარევები თავს იყრიან გამყარებული ზოდის თავში ან ბოლოში.

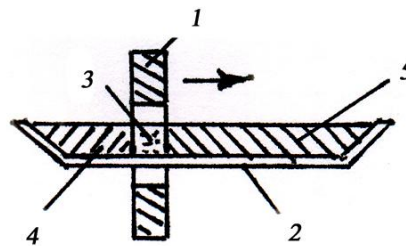


ნახ. 6. ნორმალური მიმართული კრისტალიზაციის

პროცესის სქემა:

1 – ღუმელი; 2 – ნავი; 3 – თხევადი ფაზა; 4 – მყარი ფაზა.

ზონური გადაკრისტალეზის შემთხვევაში (ნახ. 7) ნავში მოთავსებული ზოდის გასწვრივ გადაადგილებენ ცილინდრულ ღუმელს, რომლის სიგანეც რამდენჯერმე ნაკლებია გასაწმენდი ზოდის სიგრძეზე. ღუმელის ტემპერატურა იმდენად მაღალია, რომ ის ქმნის დაახლოებით ზონის სიგანის გამდნარ ზონას, რომლის გადაადგილებაც ზოდის ერთი ბოლოდან მეორისაკენ იწვევს მინარევის გადასვლას ზოდის მარცხენა ან მარჯვენა ბოლოში.



ნახ. 7. ზონური გადაკრისტალეზის პროცესის სქემა:

1 – ღუმელი; 2 – ნავი; 3 – თხევადი ფაზა; 4 – გადაკრისტალეზებული ფაზა; 5 – მყარი ფაზა.

მინარევის შემცველობა ზოდში ზონის ყოველი გავლით გარკვეულ ზღვრამდე მცირდება.

ნორმალურმა მიმართულმა კრისტალიზაციამ, მიუხედავად მისი საკმაოდ კარგი ეფექტურობისა, ნახევარგამტარი მასალების გაწმენდის საქმეში ფართო გამოყენება ვერ ჰპოვა, ვინაიდან ერთი ციკლის შემდეგ საჭიროა კრისტალის გამოღება დანადგარიდან, გაჭუჭყიანებული ნაწილის მოჭრა და სუფთა ნაწილის ნავში ისევ ჩატვირთვა პროცესის გასამეორებლად. ეს აძვირებს გაწმენდის პროცესს და ხელს უწყობს გასაწმენდი მასალის გაჭუჭყიანებას გადატვირთვისა და შემდგომი გადადნობის დროს. ყოველივე ზემოთქმულის გამო, ზონური გადაკრისტალება წარმოადგენს გაწმენდის ფართოდ გავრცელებულ კრისტალიზაციურ მეთოდს, რომელიც მრავალი მასალის ღრმა გაწმენდისათვის გამოიყენება.

ნახევარგამტარ მასალათა გაწმენდის აღნიშნული მეთოდები გამოიყენება გასუფთავების საბოლოო სტადიაზე მინარევის ძალზე მცირე რაოდენობის მოსაცილებლად და აგრეთვე მონოკრისტალების გასაზრდელად. ამასთან ერთ პროცესში შეიძლება ჩატარდეს როგორც გაწმენდა ისე მონოკრისტალის გაზრდა. ეს კი მოსახერხებელია ვინაიდან ერთი პროცესიდან მეორეზე გადასვლა, როგორც წესი დაკავშირებულია მასალის გაჭუჭყიანებასთან.

ნახევარგამტარი მასალების გაწმენდის კრისტალიზაციურ მეთოდებს საფუძვლად უდევთ ძირითადი ნივთიერების თხევად და მყარ ფაზებში მინარევის სხვადასხვა ხსნადობა, ამიტომ წონასწორობაში მყოფი თხევადი და მყარი ფაზების შემადგენლობები განსხვავებულია. ეს არის ძირითადი პირობა, რომელიც უზრუნველყოფს მინარევის გადანაწილების შესაძლებლობას ნაღნობის გამყარების დროს.

ნაღნობის კრისტალიზაციისას მინარევისაგან მასალის გაწმენდის ეფექტურობის შესაფასებლად გამოიყენება განაწილების კოეფიციენტი, რომელიც წარმოადგენს მყარ ფაზაში გახსნილი მინარევის კონცენტრაციის შეფარდებას თხევად ფაზაში მინარევის კონცენტრაციასთან.

$$K_0 = \frac{C_{მყ}}{C_{თხ}} \quad (1)$$

მინარევის კონცენტრაციები ორივე ფაზაში შეიძლება გამოსახულ იქნას სხვადასხვა ერთეულებში % (მასის მიხედვით), % (ატ.) ან %(მოლ.) ინდექსი 0 ნიშნავს, რომ K წონასწორულ პირობებს შეესაბამება და ამიტომ მას განაწილების წონასწორული კოეფიციენტი ეწოდება, განაწილების კოეფიციენტს ზოგადად შეიძლება ჰქონდეს შემდეგი მნიშვნელობები: ა – წონასწორული პირობების შესაბამისი; ბ – ერთის ტოლი; გ – K_0 -სა და ერთს შორის. ამასთან ეს სიდიდე შეიძლება იყოს როგორც ერთზე მეტი ისე ერთზე ნაკლები. თუ განაწილების

კოეფიციენტი ერთზე მეტია მაშინ მინარევის ხსნადობა მყარ ფაზაში მეტია მინარევის ხსნადობაზე თხევად ფაზაში და ნახ. 1, 2-ზე გამოსახულ შემთხვევებში მინარევი გროვდება ზოდის მარჯვენა ბოლოში, ხოლო თუ ერთზე ნაკლებია მინარევის ხსნადობა მყარ ფაზაში ნაკლებია მინარევის ხსნადობაზე თხევად ფაზაში და მინარევი გროვდება ზოდის მარცხენა ბოლოში. თუ განაწილების კოეფიციენტის მნიშვნელობა ერთის ტოლია მაშინ მინარევის გადანაწილებას საერთოდ არა აქვს ადგილი.

ნადნობის კრისტალიზაციით გაწმენდის პრაქტიკაში განხორციელებულ პროცესში განაწილების კოეფიციენტი იშვიათად აღწევს თავის წონასწორულ მნიშვნელობას, თუმცა გარკვეულ შემთხვევებში მათ შორის განსხვავება ძალიან მცირე შეიძლება იყოს. განაწილების კოეფიციენტს, რომელიც გვიჩვენებს მყარ და თხევად ფაზებში მინარევის კონცენტრაციებს შორის დამოკიდებულებას, კრისტალიზაციის არაწონასწორულ პირობებში (კრისტალიზაციის შედარებით მაღალი სიჩქარე და თხევადი ფაზის არასრული არევა), განაწილების ეფექტური კოეფიციენტი ეწოდება და აღინიშნება K_{eff} სიმბოლოთი.

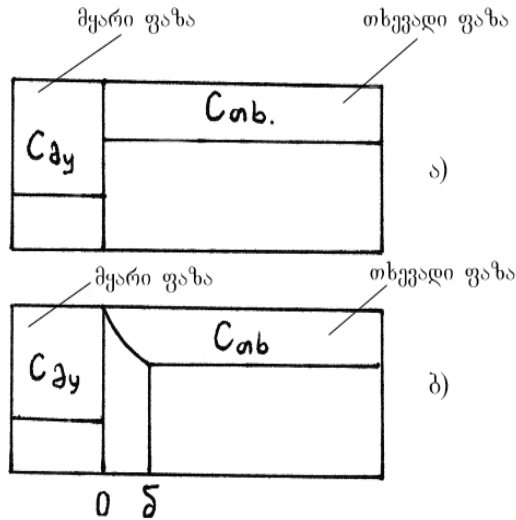
როგორც ცნობილია, წონასწორულ პირობებში კრისტალიზაცია იმდენად ნელა მიმდინარეობს, რომ ნადნობში გახსნილი მინარევის კონცენტრაცია (C_{obs}) ერთნაირია თხევადი ფაზის მთელს მოცულობაში (ნახ. 8, ა), ხოლო გამყარებულ ფაზაში კონცენტრაცია თხევად ფაზაში კონცენტრაციის ზუსტად K_0 ნაწილს შეადგენს. თუ კრისტალიზაცია სწრაფად მიმდინარეობს, ეს დებულება ძალაში არ არის. ამ შემთხვევაში კრისტალიზაციის ფრონტი გადაადგილების დროს გახსნილ მინარევის უფრო სწრაფად განდევნის, ვიდრე იგი ნადნობის ძირითად ნაწილში მოასწრებს დიფუნდირებას (როცა $K_0 < 1$). ამიტომ კრისტალიზაციის ფრონტის წინ მინარევით გამდიდრებული δ შრე წარმოიქმნება (ნახ. 8, ბ). გახსნილი მინარევის კონცენტრაცია აქ ნადნობის ძირითად ნაწილში მინარევის კონცენტრაციაზე მეტია, ამიტომ პირველი და არა მეორე კონცენტრაცია განსაზღვრავს გამყარებულ ნაწილში მინარევის რაოდენობას.

განაწილების ეფექტური და წონასწორული კოეფიციენტები ერთმანეთზე დამოკიდებულია ბარტონის, პრიმის და სლიხტერის განტოლებით.

$$K_{eff} = \frac{K_0}{K_0 + (1 - K_0)e^{-A}} \quad (2)$$

სადაც $A = \frac{f\delta}{D}$ არის უგანზომილებო სიდიდე, რომელსაც კრისტალიზაციის დაყვანილი სიჩქარე ეწოდება. იგი შეიცავს K_{eff} -ის განმსაზღვრელ სამ ძირითად პარამეტერს: კრისტალიზაციის სიჩქარეს f (სმ/წმ), კრისტალიზაციის ფრონტთან მიმდებარე მინარევით გამდიდრებულ დიფუზიური შრის δ სისქეს, რომელიც

დამოკიდებულია ნაღობის არევის ხარისხზე. δ იცვლება 10^{-3} სმ-დან (ენერგიული არევის) 10^{-1} სმ-მდე (სუსტი არევის შემთხვევაში) და ნაღობში მინარევის D (სმ²/წმ) დიფუზიის კოეფიციენტს.



ნახ. 8. კრისტალიზაციის მოძრავი ფრონტის წინ არსებული მინარევის კონცენტრაცია კრისტალიზაციის სხვადასხვა პირობებისათვის: ა – წონასწორული პირობები (კრისტალიზაციის სიჩქარე უმნიშვნელოა); ბ – კრისტალიზაციის გარკვეული ზღვრული სიჩქარის შემთხვევაში

გაწმენდის ხარისხის გასაზრდელად აუცილებელია განაწილების ეფექტური კოეფიციენტი მაქსიმალურად მიუახლოვოთ წონასწორულს, ამისათვის კი საჭიროა კრისტალიზაციის სიჩქარე f შევამციროთ, მართლაც (2) ფორმულის ანალიზი გვიჩვენებს, რომ

$$\text{როცა } f \rightarrow 0, \quad K_{\text{აზ}} = \frac{K_0}{K_0 + (1 - K_0)e^0} = \frac{K_0}{K_0 + (1 - K_0)} = K_0 \quad (3)$$

$$\text{როცა } f \rightarrow \infty, \quad K_{\text{აზ}} = \frac{K_0}{K_0 + (1 - K_0)e^{-\infty}} = \frac{K_0}{K_0} = 1 \quad (4)$$

თუ ვიცით Δ და K_0 სიდიდეები, შესაძლებელია გამოვთვალოთ $K_{ფ}$ -ის მნიშვნელობა, თუმცა უმეტეს შემთხვევაში, ამ სიდიდეებს იღებენ ექსპერიმენტების გზით, კრისტალიზაციის კონკრეტულ პირობებში.

გათვლებმა აჩვენეს, რომ ნორმალური მიმართული კრისტალიზაციის პროცესის ჩატარების შემდეგ ზოდის გასწვრივ მინარევის განაწილების განტოლებას აქვს შემდეგი სახე:

$$C_{ფ} = K_0 C_0 (1 - g_{ფ})^{K_0 - 1} \quad (5)$$

სადაც C_0 არის მინარევის კონცენტრაციის გაწმენდის პროცესის დაწყებამდე და ითვლება, რომ ის მუდმივი სიდიდეა.

$$g_{ფ} = \frac{m_{ფ}}{m_0}$$

სადაც, $m_{ფ}$ არის დაკრისტალებული ზოდის მასა, ხოლო m_0 კრისტალიზაციამდე მასა, ე. ი. $g_{ფ}$ გვიჩვენებს დაკრისტალებული მასა კრისტალიზაციამდე მასის რა ნაწილს შეადგენს და მას გამყარებული მასის წილი ეწოდება.

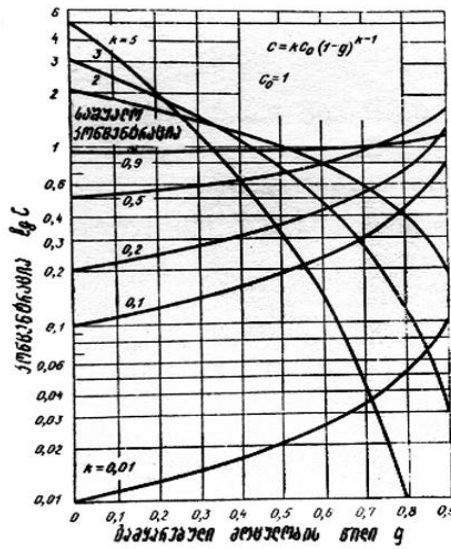
დაკრისტალებული ზოდის გასწვრივ მინარევის განაწილება გათვლილი წონასწორული კოეფიციენტის სხვადასხვა მნიშვნელობისათვის მოცემულია ნახ. 9-ზე. გათვლისას დაშვებულია, რომ მინარევის საწყისი კონცენტრაცია ერთის ტოლია.

როგორც ნახაზიდან ჩანს მრუდების დახრილობა და შესაბამისად გაწმენდის ხარისხი მით უფრო მნიშვნელოვნად იზრდება, რაც მეტად განსხვავდება K_0 ერთისაგან.

ზონური გადაკრისტალების დროს მინარევის განაწილება ზოდის გასწვრივ გამოისახება ფორმულით:

$$C_{ფ} = C_0 [1 - (1 - K_0) e^{-\frac{K_0 X}{l}}] \quad (6)$$

ეს განტოლება საშუალებას იძლევა გამოვიანგარიშოთ მინარევის კონცენტრაცია ($C_{ფ}$) ზოდის გამყარებული ნაწილის განივკვეთში, ზონის ერთჯერადი გავლის შემთხვევაში, თუ ცნობილია ის ერთნაირია მინარევის საწყისი კონცენტრაცია C_0 (ითვლება, რომ გასაწმენდი ზოდის მთელ სიგრძეზე), განაწილების წონასწორული კოეფიციენტი K_0 და გამდნარი ზონის სიგანე l .



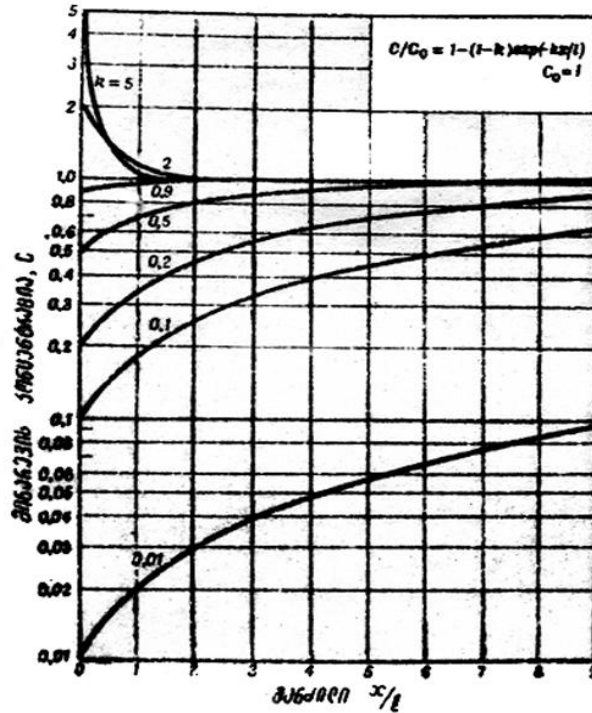
ნახ. 9. მინარევის განაწილება ზოდის გასწვრივ ნორმალური მიმართული კრისტალიზაციის პროცესისათვის (K_0 -ის სხვადასხვა მნიშვნელობისათვის).

ფორმულა სამართლიანია $0 < X < L$ -ი ინტერვალში სადაც L არის ზოდის მთლიანი სიგრძე.

ზონური გადაკრისტალების განტოლებით აღწერილი მინარევის კონცენტრაციის განაწილება გასუფთავებულ ზოდში ნაჩვენებია, ნახ. 10-ზე. ნორმალური მიმართული კრისტალიზაციის დროს მინარევის განაწილების მრუდებისაგან განსხვავებით (ნახ. 9) ზონური გადაკრისტალების მრუდებს $K_0 < 1$ შემთხვევაში აქვს ამოხსნილი ფორმა, მაშასადამე ზონის ერთი გავლის შემდეგ გაწმენდის ხარისხი ნაკლები იქნება. პრაქტიკულად ერთჯერადი ნორმალური მიმართული კრისტალიზაცია გაწმენდის ეფექტურობის თვალსაზრისით გამდნარი ზონის 3-4 გავლის ტოლფასია.

არასაკმაო გაწმენდა, რაც ახასიათებს ზონურ გადაკრისტალებას ერთი გავლის დროს, შეიძლება გამოსწორებულ იქნას პროცესის მრავალჯერადი განმეორებით, ზონის გავლათა რიცხვის ზრდით. სასრული სიგრძის ზოდის გასწვრივ მინარევის კონცენტრაციის განაწილების გამომსახველი საერთო განტოლება ზონის გავლის ნებისმიერი რიცხვისათვის ჯერ არ არის გამოყვანილი.

ნახ. 11 - ზე მოყვანილია ზონური გადაკრისტალების პროცესის ჩატარების შემდეგ ზოდის გასწვრივ მინარევის მიახლოებითი ნაანგარიშევი განაწილება ზონის გავლათა სხვადასხვა რიცხვისათვის. როგორც ნახაზიდან ჩანს ნიმუშის გასწვრივ ზონის მრავალჯერადი გავლის შემდეგ ზოდში მინარევის განაწილება მიისწრაფვის რაღაც ზღვრული მნიშვნელობისაკენ, რომელიც უკვე აღარ იცვლება ზონის შემდგომი გატარებით.

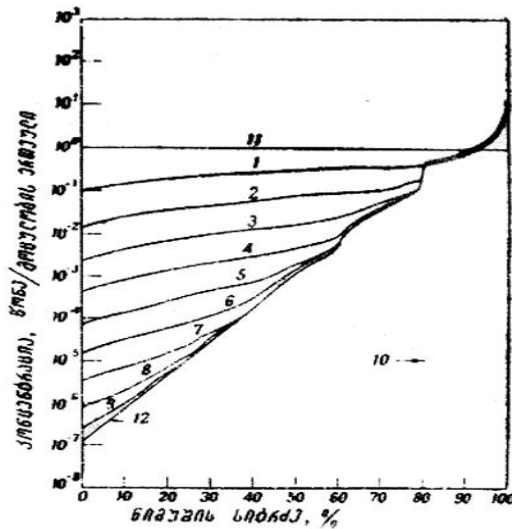


ნახ. 10. ზონური გადაკრისტალების პროცესისათვის ზონის ერთი გავლის დროს მინარევის განაწილება ზოდის გასწვრივ (K_0 სხვადასხვა მნიშვნელობისათვის)

ნახაზიდან ჩანს, რომ გამდნარი ზონის 9-ჯერ გატარება იძლევა მინარევის თითქმის საბოლოო განაწილებას. თუ გატარებათა რიცხვი ნაკლებია იმაზე, რაც იძლევა საბოლოო განაწილებას, კონცენტრაციული მრუდები შორდებიან საბოლოო განაწილების მრუდებს. ასე მაგალითად ზონის 5-ჯერ გავლის შემდეგ მინარევის კონცენტრაცია ნიმუშის ბოლო 40%-ზე არსებითად საბოლოო განაწილებას ემთხვევა. მაშინ ნიმუშის საწყის 60%-ზე მინარევის კონცენტრაცია გაცილებით მეტია ზღვრულ მნიშვნელობაზე.

ძალიან ძნელია გათვლილ იქნას გამდნარი ზონის გავლათა რიცხვი, რომელიც საჭიროა მინარევის საბოლოო განაწილების მისაღწევად, ამიტომ გაანგარიშების გასამარტივებლად ხმარობენ შემდეგ მარტივ გამოსახულებას.

$$n = 2 \frac{L}{\lambda} + (1 \div 2)$$



ნახ. 11. მინარევის განაწილება ზოდის გასწვრივ ზონური გადაკრისტალების პროცესისათვის ზონის გავლათა სხვადასხვა რიცხვისათვის $K_0=0,1$ და $l/L=1/5$ მნიშვნელობებისათვის.

1, 2, 3, ... ,9 – ზონის გავლათა რაოდენობა, 10 – ზონის გადაადგილების მიმართულება, 11 – მინარევის საწყისი განაწილება; 12 – მინარევის საბოლოო განაწილება

5. მონოკრისტალების გაზრდა ბრიჯმენ-სტოკბარგერის მეთოდით

თანამედროვე მიკროელექტრონიკაში ნახევარგამტარული ხელსაწყოებისა და იმს დასამზადებლად გამოყენებულ მასალებს წაყენებათ მთელი რიგი სპეციფიკური მოთხოვნები. პირველ რიგში მინარევის შემცველობა დასაშვები მნიშვნელობის ტოლი უნდა იყოს და მათ უნდა გააჩნდეთ მონოკრისტალური სტრუქტურა. უკანასკნელი მოთხოვნა განპირობებულია იმით, რომ პოლიკრისტალურ მასალაში მარცვლებს შორის საზღვარი ძალიან ძლიერ ზეგავლენას ახდენს მუხტის გადამტანების მოძრაობაზე, იწვევს ელექტრული მუხტის ნაკადებში არაკონტროლირებად ცვლილებებს და მკვეთრად აუარესებს ხელსაწყოების მუშაობას. მაგრამ მონოკრისტალიც შეიძლება შეიცავდეს დიდი რაოდენობით დეფექტებს, რაც ასევე უარყოფითად მოქმედებს შესაბამისი ხელსაწყოს პარამეტრებზე. ასე მაგალითად, დისლოკაციები ამცირებენ მუხტის ძირითადი გადამტანების ძვრადობას და არაძირითადი გადამტანების სიციცხლის

ხანგრძლივობას, p-n გადასასვლელის უკუდენის სიდიდეს და ა.შ. ამ დეფექტების თავიდან ასაცილებლად საჭიროა შეიქმნას სათანადო პირობები მონოკრისტალის ზრდის დროს. ეს პირობები დაკავშირებულია ზრდის მეთოდისა და რეჟიმების შერჩევასზე.

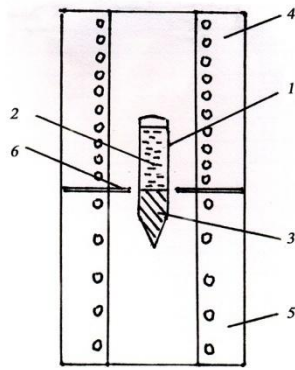
მონოკრისტალის გაზრდა შეიძლება ჩატარდეს ნაღნობიდან, ორთქლის ფაზიდან ან ნივთიერების შესაბამისი გამხსნელის ხსნარიდან კრისტალიზაციით. ამჟამად მიკროელექტრონიკაში გამოყენებული მასალების მონოკრისტალების მიღება ძირითადად სწარმოებს ნაღნობიდან კრისტალიზაციის მეთოდებით. მოკლედ შევეხეთ მათ.

ზემოთ განხილული ნორმალური მიმართული კრისტალიზაციის მეთოდით ნიმუშის გაწმენდის გარდა შესაძლებელია ნახევარგამტარი მასალის მონოკრისტალის გაზრდა. ნორმალური მიმართული კრისტალიზაციით მონოკრისტალის მიღების მეთოდს ბრიჯმენის მეთოდსაც უწოდებენ. ეს მეთოდი ყველაზე მარტივია მიმართული კრისტალიზაციის მეთოდებს შორის და განსაკუთრებით ფართოდ გამოიყენება იმ შემთხვევაში, როდესაც მყარ ფაზაში დიფუზიური პროცესები გაძნელებულია, ხოლო ნაღნობში იგი საკმაოდ სრულად მიმდინარეობს სპეციალური ზომების მიღების გარეშე.

ცნობილია ბრიჯმენის მეთოდის ორი ვარიანტი: ჰორიზონტალური და ვერტიკალური. ნახ. 12-ზე ნაჩვენებია ვერტიკალური ვარიანტის სქემა.

წაწვეტებული კონუსური თავის მქონე ამპულაში (კონტეინერი), რომელიც დამზადებულია უფრო ძნელდნობადი მასალისაგან ვიდრე გასაზრდელი კრისტალის ნივთიერება, ათავსებენ გასაზრდელი მასალის პოლიკრისტალურ ნატეხებს. ამპულას ამოტუმბავენ და ჰერმეტიზაციის შემდეგ ათავსებენ ღუმელში, რომელსაც ახურებენ ისე, რომ ამპულაში მყოფი მასალა გადნეს. ამის შემდეგ კონტეინერს გადაადგილებენ ისე, რომ ის თანდათან გამოვიდეს, ზედა ღუმელიდან ატმოსფეროში ან მეორე ღუმელში რომლის ტემპერატურაც ნაკლებია გასაზრდელი მასალის დნობის ტემპერატურაზე (ამ შემთხვევაში მეთოდს ხშირად ბრიჯმენ-სტოკბარგერის მეთოდსაც უწოდებენ). ამ დროს ადგილი აქვს კონტეინერის გაცივებას იმ ბოლოდან, რომელიც გამოვა ზედა ღუმელიდან. კონტეინერის წაწვეტებულ ნაწილში ჩაისახება კრისტალიზაციის ცენტრი, კრისტალიზაციის ფრონტი გადაადგილდება თხევადი ფაზის მიმართულებით და კრისტალი თანდათან დაიკავებს მთელს კონტეინერს.

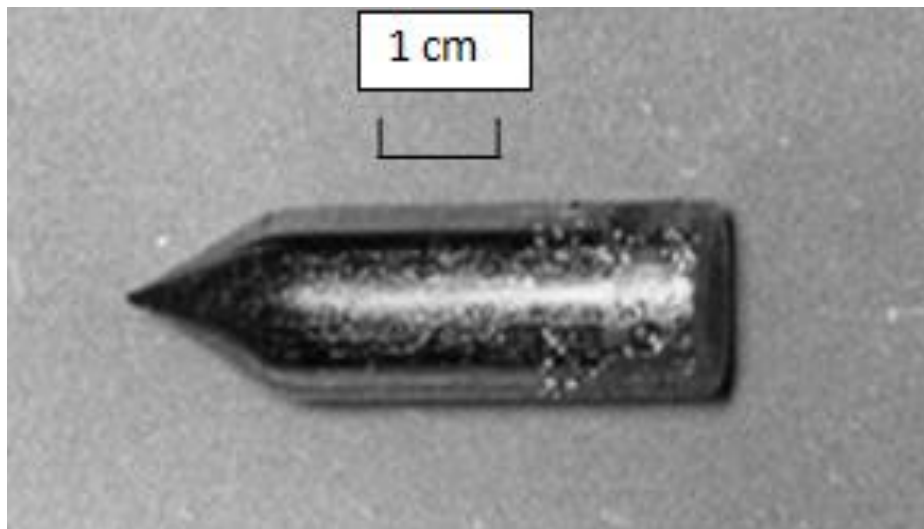
აღწერილ მეთოდს სიმარტივესთან ერთად გააჩნია დიდი ნაკლიც, კერძოდ მზარდი კრისტალი იმყოფება კედელთან კონტაქტში და იმის გამო, რომ ნახევარგამტარი მასალების დიდი ნაწილი ხასიათდება არამჭიდრო წყობის სტრუქტურებით (ლითონებისაგან განსხვავებით, ისინი გამყარებისას ფართოვდებიან) გამყარებისას მზარდი კრისტალი აწვება კონტეინერის კედელს და



ნახ. 12. ბრიჯმენ-სტოკბარგერის მეთოდით მონოკრისტალის მიღების სქემა:
 1 – კონტეინერი; 2 – თხევადი ფაზა; 3 – მყარი ფაზა; 4 – ზედა ღუმელი;
 5 – ქვედა ღუმელი; 6 – ტიხარი

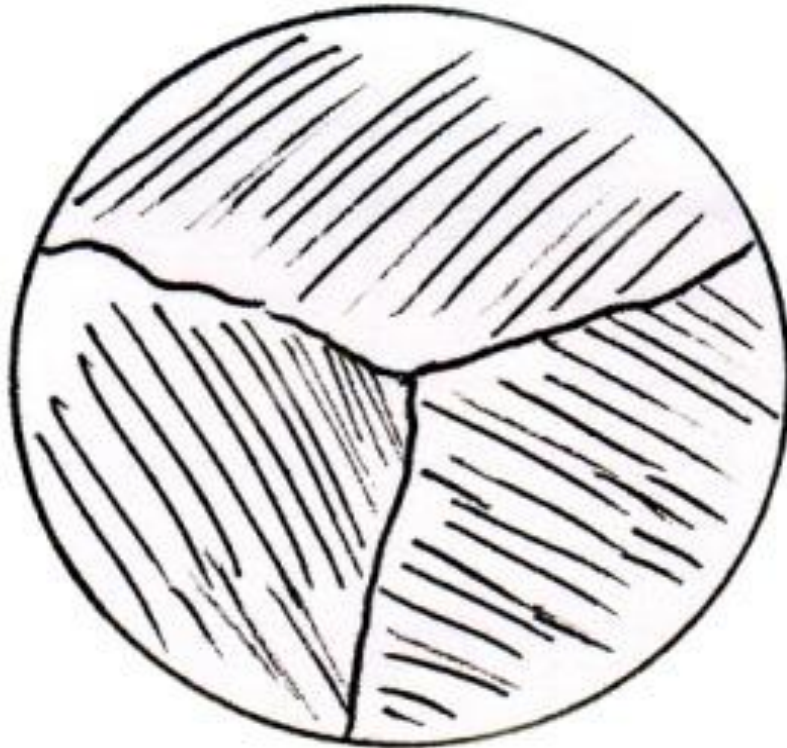
ცხადია თვითონაც განიცდის ასეთივე დაწოლას კედლიდან, ყოველივე ამის გამო კრისტალში წარმოიქმნება მნიშვნელოვანი მექანიკური ძაბვები, რაც იწვევს კრისტალში სხვადასხვა სახის დეფექტების გაჩენას. უარეს შემთხვევაში შესაძლებელია კრისტალი დაიმსხვრეს კიდევაც. აღწერილი მოვლენა საკმაოდ შერბილებულია ორზონიანი ღუმელის გამოყენების შემთხვევაში.

ნახ. 13-ზე ნაჩვენებია ბრიჯმენ-სტოკბარგერის მეთოდით გაზრდილი *DySb* მონოკრისტალის სურათი.



ნახ. 13. ბრიჯმენ-სტოკბარგერის მეთოდით მიღებული *DySb* მონოკრისტალის სახე

ბრიჯმენის მეთოდით თითქმის შეუძლებელია მთელს კონტეინერში ერთი კრისტალის გაზრდა. ნახ. 14 - ზე სქემატურად ნაჩვენებია SnTe ზემოთ მოყვანილი კრისტალის განივკვეთი მისი შესაბამისი მომწავლელებით დამუშავების შემდეგ. როგორც ნახაზიდან ჩანს გაზრდილი მასალა შეიცავს სამი სხვადასხვა ორიენტაციის კრისტალს.

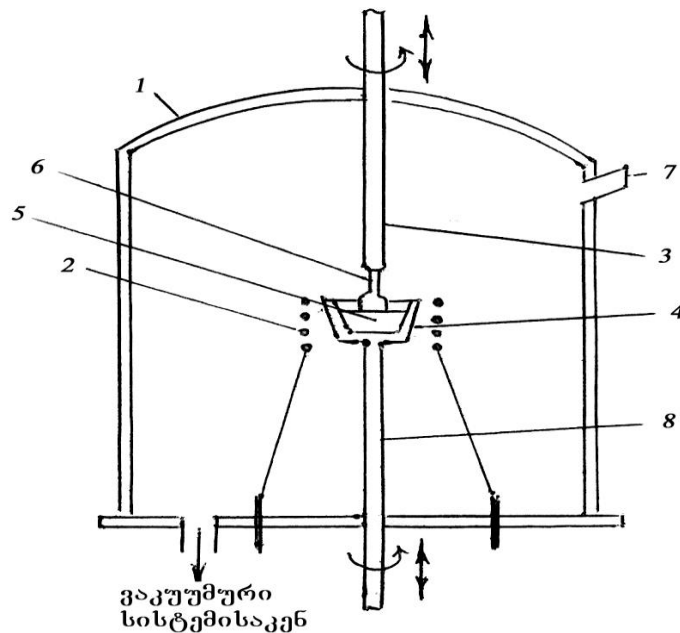


ნახ. 14. ბრიჯმენ-სტოკბარგერის მეთოდით გაზრდილი SnTe მონოკრისტალის განივკვეთის სახე ქიმიური დამუშავების შემდეგ

6. მონოკრისტალების გაზრდა ჩოხრალსკის მეთოდით

გაცილებით მაღალი ხარისხის მონოკრისტალები მიიღება ნადნობიდან ამოწევის მეთოდით, რომელსაც ჩოხრალსკის მეთოდსაც უწოდებენ (ნახ. 15).

პროცესი ტარდება 1 ჰერმეტიკულ კამერაში, რომელშიც შექმნილია ვაკუუმი ან ინერტული აირის ატმოსფერო.



ნახ. 15. ჩოხრალსკის მეთოდით მონოკრისტალის გასაზრდელი დანადგარის სქემა:

- 1 – ჰერმეტიკული კამერა; 2 – გამახურებელი; 3 – ზედა ჭოკი; 4 – ტიგელი;
5 – ნადნობი; 6 – სადელი; 7 – სარკმელი; 8 – ქვედა ჭოკი

გასაზრდელი მასალა თავსდება ქვედა ჭოკზე დამაგრებულ ტიგელში, რომელიც განთავსებულია 2 გამახურებელი უჯრედის შიგნით, რომლის როლსაც ძალიან ხშირად ასრულებს წინაღობის ღუმელი (მაგ: გრაფიტის გამახურებელი) ან მაღალსიხშირული ინდუქციური გახურების წყარო. 7 ზედა ჭოკის ქვედა ბოლოზე მაგრდება 6 მონოკრისტალური სადელი. როგორც ზედა ისე ქვედა ჭოკს შეუძლია ნებისმიერი მიმართულებით ბრუნვა და გადაადგილება ვერტიკალურად.

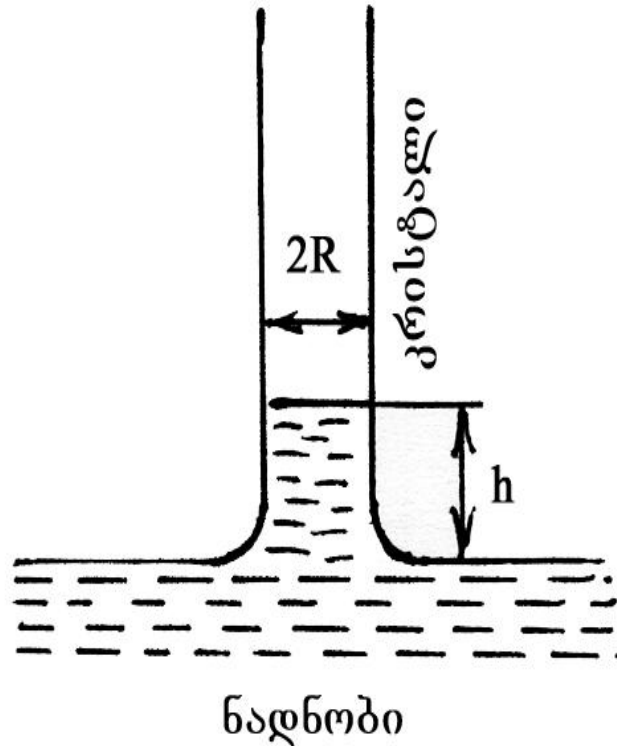
პროცესი შემდეგნაირად ტარდება: გულდასმით მოწამლულ, გარეცხილ და გაშრობილ მასალას ჩატვირთავენ ტიგელში და ქვედა ჭოკის მეშვეობით განალაგებენ სახურებელ უჯრედში საჭირო სიმაღლეზე. 7 ზედა ჭოკის ქვედა ბოლოზე დაფიქსირებული სადელი წარმოადგენს მცირე ზომის მონოკრისტალს, რომელიც გამოჭრილია იმ მასალის მონოკრისტალისაგან, რა მასალის გაზრდაც სურთ. უნდა აღინიშნოს, რომ არსებობს სამეცნიერო შრომები, რომლებშიც აღწერილია შემთხვევები, როცა სადელის მასალა და გასაზრდელი კრისტალის მასალა განსხვავებულია. ყოველივე ამის შემდეგ ახდენენ კამერის ამოტუმბვას

საჭირო ვაკუუმის შექმნამდე. პროცესი შეიძლება ჩატარდეს ვაკუუმში ან ინერტული აირის ატმოსფეროში, ამ უკანასკნელ შემთხვევაში აირი კამერაში შეყავთ ამოტუმბვის პროცესის დასრულების შემდეგ. სახურებელ უჯრედზე სიმძლავრის თანდათანობით გაზრდით ტიგელში მოთავსებულ მასალას ადნობენ და გარკვეული დროის განმავლობაში გადახურებულ მდგომარეობაში აყოვნებენ. ეს აუცილებელია ნაღობის გაწმენდისათვის მათში გახსნილი მინარევებისაგან, ძირითადად ჟანგეულებისაგან, რომლებიც აუცილებლად ფარავენ ჩატვირთული მასალის ზედაპირს, იმისათვის, რომ თავიდან იქნას აცილებული აქროლადი ნაერთებისა და მინარევების მონოკრისტალურ სადედზე დაჯდომა, მიზანშეწონილია ნაღობის წინასწარი გახურებისას სადედის მიყვანა გახურებულ ზონაში ნაღობის სარკესთან. მაშინ, როცა ნაღობის სარკე გაიწმინდება, ჩართავენ ტემპერატურის ავტომატური რეგულირების სისტემას, რომელიც ნაღობის ტემპერატურას მიიყვანს იმ დონემდე, რომელიც ცოტათი აღემატება მასალის დნობის ტემპერატურას. სადედს ნელა მიიყვანენ ნაღობის სარკესთან, მასთან კონტაქტის დამყარებამდე და ზედა ჭოკს მაშინვე გაახერებენ (კონტაქტის მომენტის დამზერა შეიძლება ვიზუალურად ან შეიძლება მისი დაფიქსირება ავტომატური მოწყობილობით). ტიგელის მდებარეობამ გამახურებლის მიმართ, გამახურებლის კონფიგურაციამ და ტიგელის ბრუნვამ უნდა უზრუნველყოს ნაღობში ტემპერატურის სათანადო განაწილება, რომლის დროსაც ყველაზე ცივი წერტილი მოთავსებული იქნება ნაღობის სარკის ცენტრში. ამ წერტილის ტემპერატურა რამდენადმე მაღალი უნდა იყოს მასალის დნობის ტემპერატურაზე. ტიგელის კედლის ტემპერატურა მთელი პროცესის განმავლობაში მასალის დნობის ტემპერატურაზე მაღალი უნდა იყოს, ეს საჭიროა ტიგელის კედლებზე პარაზიტული კრისტალიზაციის თავიდან ასაცილებლად. სადედს და გადახურებულ ნაღობს შორის კონტაქტის დამყარების შემდეგ, სადედი მოდნება და გამყოფი საზღვარი ნაღობი-სადედი მოთავსებული აღმოჩნდება ნაღობის სარკის ზემოთ (ნახ. 16). გამყოფი საზღვრის სიმაღლე დამოკიდებულია ნაღობის გადახურებასა და სადედის გავლით წყლით გაცივებადი ჭოკისაგან სითბოს მოცილების პირობებზე.

ნაღობის ცილინდრული სვეტის მაქსიმალური სიმაღლე მიიღწევა მაშინ, როდესაც ამ სვეტის წონა ტოლია გამყოფ საზღვარზე მოქმედი ზედაპირული და ჭიმულობის ძალების.

$$2\pi Rn = h\rho_{\text{თხ}}\pi R^2 g \quad (7)$$

სადაც n არის ზედაპირული დაჭიმულობის კოეფიციენტი, R – ნაღობის სვეტის რადიუსი; h – ნაღობის სვეტის სიმაღლე; $\rho_{\text{თხ}}$ – სითხის სიმკვრივე; g – სიმძიმის ძალის აჩქარება.



ნახ. 16. გამყოფი საზღვრის მდებარეობა ჩოხრალსკის მეთოდით მონოკრისტალის გაზრდის დროს

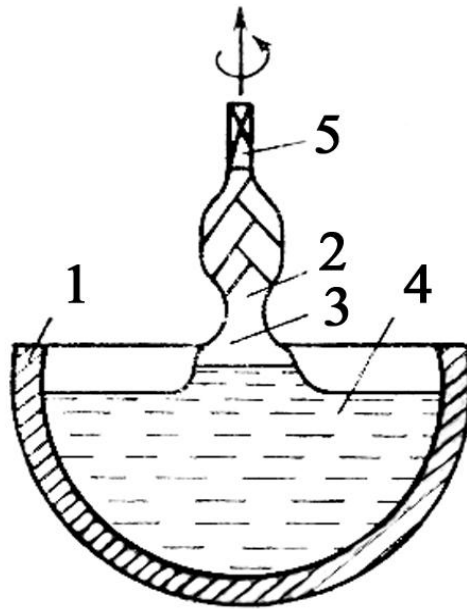
ჭოკების ბრუნვის მექანიზმის ჩართვის შემდეგ (ტიგელი ნადნობით და სადები ურთიერთსაწინააღმდეგო მიმართულებით ბრუნავენ), აწარმოებენ ზედა-სადებიანი ჭოკის გადაადგილებას ზემოთ. მონოკრისტალის გაზრდის პროცესი რამდენიმე ეტაპს მოიცავს:

1. მზარდ კრისტალზე „წელის“ („ყელის“) წარმოქმნა;
2. „დიამეტრზე გასვლა“.

მზარდ კრისტალზე „წელის“ წარმოქმნა საშუალებას იძლევა თავიდან იქნას აცილებული შემთხვევით ჩასახული კრისტალების ზრდა (ნახ. 17). გარდა ამისა ამისა „წელი“ ამცირებს სადებში არსებული დისლოკაციების გადასვლის შესაძლებლობას მზარდ კრისტალში.

„დიამეტრზე გასვლა“ ნიშნავს მოცემული ორიენტაციის მქონე მონოკრისტალის გაზრდას საჭირო დიამეტრამდე, რის შემდეგაც ხორციელდება მონოკრისტალის ზრდა. მონოკრისტალის ზრდის სიჩქარე სიდიდით ნაკლებია ვიდრე „წელის“ გამოყვანისას კრისტალიზაციის სიჩქარე.

ნახ. 18-ზე ნაჩვენებია ჩოხრალსკის მეთოდით გაზრდილი SnTe მონოკრისტალების სახე.



ნახ. 17. ხელსაყრელად ორიენტირებული კრისტალის ზრდის უზრუნველყოფა „ყელის“ წარმოქმნით ჩოხრალსკის მეთოდის

განხორციელებისას:

- 1 – ტიგელი; 2 – „ყელი“; 3 – ხელსაყრელად ორიენტირებული კრისტალი;
4 – ნადნობი; 5 – სადელი

ჩოხრალსკის მეთოდს მონოკრისტალების გაზრდის სხვა მეთოდებთან შედარებით გააჩნია მთელი რიგი უპირატესობები; კრისტალის ფორმირება ხდება თავისუფალ გარემოში, ისე რომ ის არ განიცდის არავითარ მექანიკურ ზემოქმედებას კონტეინერის კედლებისაგან; მზარდი კრისტალის ზომები შეიძლება თავისუფლად შეიცვალოს მოწყობილობის კონსტრუქციის ფარგლებში. ტემპერატურის ცვლილება ნადნობში და გამყოფ საზღვარზე შეიძლება განხორციელდეს ოპერატორის სურვილისამებრ (მაგალითად: ტიგელის მდებარეობის შეცვლით გამახურებლის მიმართ, სხვადასხვა ეკრანების დაყენებით, დამატებითი ღუმელების დამონტაჟებით და ა.შ.). კრისტალის ამოწვევის და ბრუნვის სიჩქარეები განისაზღვრება ოპერატორის მიერ, რომელსაც საშუალება აქვს ვიზუალურად დააკვირდეს ზრდის პროცესს. ყველაფერი ეს საშუალებას იძლევა ერთმანეთთან შედარებულ იქნას ზუსტად ფიქსირებული ზრდის პირობებით მიღებული მონოკრისტალების თვისებები და შერჩეულ იქნას ზრდის ოპტიმალური



ნახ. 18. ჩოხრალსკის მეთოდით გაზრდილი SnTe მონოკრისტალების სახე

პირობები. ყოველივე ზემოთქმულის გამო ჩოხრალსკის მეთოდი წარმოადგენს სრულყოფილი სტრუქტურისა და მინარევის თანაბარი განაწილების მქონე მონოკრისტალების მიღების ყველაზე გავრცელებულ მეთოდს.

7. ნახევარგამტარი მასალების ლეგირების ტექნოლოგია

თანამედროვე ნახევარგამტარული ხელსაწყოებისა და ინტეგრალური მიკროსქემების ტექნოლოგიაში ერთ-ერთი ბაზური პროცესია მინარევის კონტროლირებადი შეყვანა სილიციუმის კრისტალში – ლეგირება.

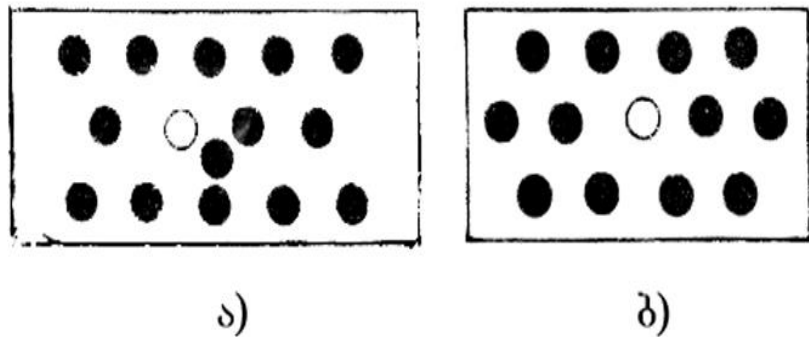
სილიციუმის ლეგირებას სხვადასხვა მინარეული ატომებით აწარმოებენ მისი ისეთი ელექტროფიზიკური პარამეტრების შესაცვლელად როგორებიცაა გამტარებლობის ტიპი, კუთრი წინაღობა, მუხტის არაწონასწორული გადამტანების სიციცხლის ხანგრძლივობა.

პლანარულ ტექნოლოგიაში სილიციუმის ლეგირებისათვის გამოიყენება ორი მეთოდი: მინარევის დიფუზია და მინარევის აჩქარებული იონების ჩანერგვა – იონური იმპლანტაცია. განვიხილოთ თითოეული მათგანი ცალ-ცალკე.

7.1. დიფუზიის ცნება. ფიკის კანონები

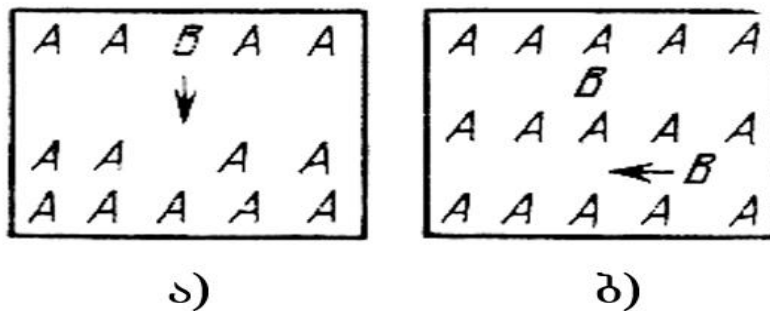
დიფუზია, უფრო სწორად ჰეტეროდირფუზია ან ქიმიური დიფუზია წარმოადგენს სითბური მოძრაობის შედეგად მინარევის ატომების თანმომდევნო გადაადგილების პროცესს კრისტალურ მესერში.

ამჟამად ითვლება, რომ მყარ კრისტალურ სხეულებში და მათ შორის ნახევარგამტარებში დიფუზია განპირობებულია მათში წერტილოვანი დეფექტების არსებობით. კრისტალური მესრის ნებისმიერ ატომს შეუძლია შეიძინოს ენერგია, რომელიც მნიშვნელოვნად აჭარბებს ატომების საშუალო კონეტიკურ ენერგიას, გადალახოს მეზობელი ატომების მიერ შექმნილი პოტენციური ბარიერი და გადაადგილდეს თავისი პირველადი წონასწორული მდგომარეობიდან მეორეში. ამასთან თუ კრისტალური მესრის ყველა მეზობელი კვანძი დაკავებულია, მას შეუძლია განთავსდეს მხოლოდ კვანძებს შორის. ე.ი. ერთდროულად ადგილი აქვს თავისუფალი კვანძის-ვაკანსიის და კვანძთაშორის ატომის წარმოქმნას (ნახ. 19, ა) ამ ტიპის დეფექტებს ეწოდება დეფექტები ფრენკელის მიხედვით. კრისტალის ზედაპირზე მყოფმა ატომებმა შეიძლება მიიღონ ისეთი ენერგია, რომ მოწყდნენ ზედაპირს, რის გამოც მათ ადგილზე გაჩნდება ვაკანსიები, რომლებიც შეიძლება შემდგომ გადაადგილდნენ კრისტალის სიღრმეში. დეფექტები თავისუფალი კვანძების – ვაკანსიების სახით ატარებენ შოტკის დეფექტების სახელს. (ნახ. 19, ბ).



ნახ. 19. წერტილოვანი დეფექტები კრისტალებში:
ა – ფრენკელის მიხედვით; ბ – შოტკის მიხედვით

მენდელეევის პერიოდული სისტემის III და V ჯგუფის ელემენტები კონცენტრაციის გრადიენტის არსებობისას კრისტალში გადაადგილდებიან ისე, რომ იკავებენ ვაკანსიების ადგილებს – ე.წ. დიფუზიის ვაკანსიური მექანიზმი (ნახ. 20, ა). ეს მინარევეები ქმნიან ჩანაცვლების მყარ ხსნარებს. პერიოდული სისტემის სხვა ჯგუფის, მაგალითად I და VII ელემენტებისათვის, დამახასიათებელია დიფუზიის კვანძთაშორისი მექანიზმი. (ნახ. 20, ბ).



ნახ. 20. ნახევარგამტარის კრისტალში მინარევის დიფუზიის მექანიზმები

დიფუზიის პროცესები აიწერება ფიკის პირველი და მეორე კანონებით. ფიკის პირველი კანონი ახასიათებს ერთი ნივთიერების ატომების მეორეში შეღწევის სიჩქარეს ამ ატომების დროში მუდმივი ნაკადებისა და მათი კონცენტრაციების გრადიენტის შემთხვევაში.

$$J = -D \text{ grad } N \quad (8)$$

სადაც N არის მინარევის ატომების კონცენტრაცია, J – მინარევის ატომების ნაკადის სიმკვრივე ე.ი. მინარევის ატომების რაოდენობა, რომლებიც დროის ერთეულში გაივლიან ერთეულ ფართში; D – დიფუზიის კოეფიციენტი.

ამ კანონის მიხედვით თუ რაიმე გარემოში არსებობს მინარევის არათანაბარი განაწილება (კონცენტრაციის გრადიენტი) ამ შემთხვევაში წარმოიქმნება მინარევის ატომების მიმართული დიფუზიური ნაკადი, რომელიც ცდილობს გაათანაბროს კონცენტრაციები.

მინარევის დიფუზიის სიჩქარე კრისტალის სხვადასხვა კრისტალოგრაფიული მიმართულებებით – სხვადასხვაა ე.ი. ადგილი აქვს ანიზოტროპიას. ჩვეულებრივ პირობებში ეს ანიზოტროპია სუსტია, განსაკუთრებით კუბური სიმეტრიის მესრებში, რომლებსაც ეკუთვნის სილიციუმი. გარდა ამისა იმ ტემპერატურებზე, რომლებზედაც ატარებენ დიფუზიის პროცესს ატომების უპირატესი გადაადგილება ყველაზე „ხელსაყრელი“ მიმართულებით გადაფარულია ბროუნის უწყესრიგო სითბური მოძრაობით.

კონცენტრაციის გრადიენტს მოცულობითი დიფუზიის შემთხვევაში გააჩნია სამი მდგენელი კოორდინატა ღერძების მიხედვით. თუ დიფუზიის სიღრმე გაცილებით ნაკლებია იმ ფართის განივ ზომებზე, რომლებშიც ხდება დიფუზია და დავუშვებთ, რომ დიფუზია მიმდინარეობს მხოლოდ ერთი – X ღერძის მიმართულებით, მაშინ ფიკის ერთგანზომილებიან განტოლებას აქვს შემდეგი სახე

$$J(x) = -D \frac{\delta N}{\delta x} \quad (9)$$

აქ $\frac{\delta N}{\delta x}$ არის მინარევის კონცენტრაციის გრადიენტი x ღერძის მიმართულებით. ფიკის მეორე კანონი განსაზღვრავს გახსნილი მინარევის დაგროვების სინქარეს ნებისმიერ სიბრტყეში, რომელიც მართობულია დიფუზიის მიმართულების ერთგანზომილებიან შემთხვევაში

$$\frac{\delta N}{\delta t} = \frac{\delta}{\delta x} \left(D \frac{\delta N}{\delta x} \right) \quad (10)$$

სადაც $\frac{\delta N}{\delta t}$ არის დიფუნდირებადი ნივთიერების კონცენტრაციის ცვლილება დროის მიხედვით.

ამ ფორმულაში გათვალისწინებულია დიფუზიის კოეფიციენტის დამოკიდებულება მინარევის კონცენტრაციისაგან. თუ დიფუზიის კოეფიციენტი შეიძლება ჩაითვალოს მუდმივად, მაშინ გვექნება

$$\frac{\delta N}{\delta t} = D \frac{\delta^2 N}{\delta x^2} \quad (11)$$

ეს დაშვება სამართლიანია უმრავლეს პრაქტიკულ შემთხვევაში. დიფუზიის კოეფიციენტი დამოკიდებულია ტემპერატურაზე, შემდეგი თანაფარდობით

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{\Delta E}{kT}\right) \quad (12)$$

სადაც D_0 არის მუდმივა რომელიც დიფუზიის კოეფიციენტის ტოლია უსასრულოდ მაღალ ტემპერატურაზე; ΔE – დიფუზიის აქტივაციის ენერგია, k – ბოლცმანის კოეფიციენტი $k = 8,6167 \cdot 10^{-5}$ ევ/კ. T – აბსოლუტური ტემპერატურა.

წინასწარ დასახული პარამეტრების მქონე სტრუქტურების მისაღებად აუცილებელია ნახევარგამტარში მინარევის განაწილების ხასიათის ცოდნა, რომელიც თავის მხრივ დამოკიდებულია პროცესის ჩატარების პირობებზე.

არჩევნ დიფუზიის ორ ძირითად შემთხვევას: დიფუზია მინარევის უსასრულო წყაროდან და დიფუზია მინარევის სასრული წყაროდან.

მინარევის უსასრულო წყაროდან დიფუზიის შემთხვევაში ნახევარგამტარის მოცულობაში შესული მინარეული ატომების რაოდენობა ტოლია ზედაპირზე

მოსული მინარეული ატომების რაოდენობის. ამ შემთხვევაში განტოლების ამონახსნს საწყისი და სასაზღვრო პირობებისათვის

$$N_{x,t}=0, \text{ როცა } t=0$$

$$N_{x,t}=N_0, \text{ როცა } t>0 \text{ და } x=0$$

აქვს შემდეგი სახე

$$N_{x,t}=N_0 \operatorname{erfc} \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \quad (13)$$

აქ erfc წარმოადგენს ცდომილებათა ინტეგრალის ერთამდე დამატების ფუნქციას. X არის მინარეების ნახევარგამტარში შეღწევის სიღრმე.

$$\operatorname{erfc} y = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_y^\infty e^{-\alpha^2} d\alpha \quad (14)$$

სადაც
$$y = \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \quad (15)$$

მინარევის სასრული წყაროდან დიფუზიას ადგილი აქვს მაშინ, როდესაც მინარევის საწყისი რაოდენობა თავმოყრილია ნახევარგამტარის ძალიან თხელ ზედაპირულ ფენაში და ტოლია Q, ხოლო გარედან დამატებით მინარეული ატომების მიწოდებას ადგილი არა აქვს. ამ შემთხვევაში საწყისი და სასაზღვრო პირობები ასე ჩაიწერება

$$\left. \begin{array}{l} \text{თუ } t=0 \text{ და } x>0, N_{x,t}=0 \\ \text{თუ } t>0 \text{ და } x \rightarrow \infty, N_{x,t}=0 \\ \text{თუ } x=0 \text{ და } 0 \leq t \leq \infty \frac{dN}{dx}=0 \\ \text{თუ } 0 \leq t \leq \infty \int_0^\infty N_{x,t} dx = Q \end{array} \right\} \quad (16)$$

ამ შემთხვევაში დიფუზიის განტოლებების ამონახსნს აქვს სახე

$$N_{x,t} = N_0 \exp\left(-\frac{x^2}{4Dt}\right) \quad (17)$$

სადაც,
$$N_0 = \frac{Q}{\sqrt{\pi Dt}} \quad (18)$$

დიფუზიის პროცესზე მრავალი ფაქტორი ახდენს გავლენას. მინარევის დიფუზიის მოვლენა მჭიდროდ არის დაკავშირებული ერთი ნივთიერების მეორეში

ზღვრულ ხსნადობასთან. ყველა ფაზაში ზღვრული ხსნადობა ეს არის მყარ ტანში ელემენტის კონცენტრაციის მაქსიმალური შესაძლო მნიშვნელობა ნებისმიერ ტემპერატურაზე. მყარ ფაზაში ხსნადობა განსაზღვრავს მოცემული ტიპის მინარევის კონცენტრაციის ზედა ზღვარს. დიფუზანტის მაქსიმალური კონცენტრაცია ნაკლები უნდა იყოს მაქსიმალური ხსნადობის ზღვარზე. დიფუზიის პროცესზე გავლენას ახდენს ნახევარგამტარის კრისტალური სტრუქტურა და ზედაპირის სისუფთავე.

7.2. დიფუზიის ჩატარების ტექნიკა

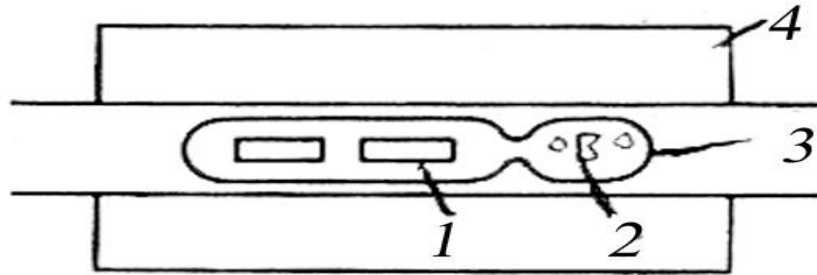
მას შემდეგ რაც გადასასვლელების შესაქმნელად მინარევის ნახევარგამტარში დიფუზიური შეყვანის პროცესი პირველად იქნა გამოყენებული - დღემდე მიმდინარეობს მისი სრულყოფის პროცესი. ის მიმართულია დიფუზიური ფენების ისეთი ძირითადი პარამეტრების აღწარმოებადობის გასაზრდელად, როგორებიცაა – მინარევის ზედაპირული კონცენტრაცია და სისქე, მათი რეგულირების დიაპაზონი, აგრეთვე ჩატარებული პროცესის საერთო ღირებულების შემცირება.

ხშირად მინარევის ლოკალური დიფუზიის პროცესს ატარებენ ორ სტადიად. პირველად ფირფიტის ზედაპირზე ქმნიან შედარებით თხელ დიფუზიურ ფენას მინარევის მაღალი კონცენტრაციით, ამის შემდეგ ფირფიტას ახურებენ ატმოსფეროში, რომელიც არ შეიცავს მინარევს, ამ დროს ხდება მინარევის გადანაწილება ზედაპირული ფენიდან ფირფიტის სიღრმეში. დიფუზიის ამ მეთოდს გააჩნია უპირატესობა ერთსტადიან დიფუზიასთან შედარებით: უკეთესად ხორციელდება მისაღები დიფუზიური ფენის პარამეტრების კონტროლი და მიკროსქემების აღწარმოებადობა, ვინაიდან წინასწარი პორეული სტადია ტარდება შედარებით დაბალ ტემპერატურაზე და ამიტომ მნიშვნელოვანი (დამცავი) ფენა შესაძლებელია უფრო თხელი იყოს ერთსტადიან დიფუზიასთან შედარებით.

ცნობილია დიფუზიური პროცესის ჩატარების ორი მეთოდი: დიფუზია დახურულ მოცულობაში (ბოქს-მეთოდი) და დიფუზია ღია მილში.

დახურულ მოცულობაში დიფუზიის პროცესის ჩატარების სქემა ნაჩვენებია ნახ. 21-ზე.

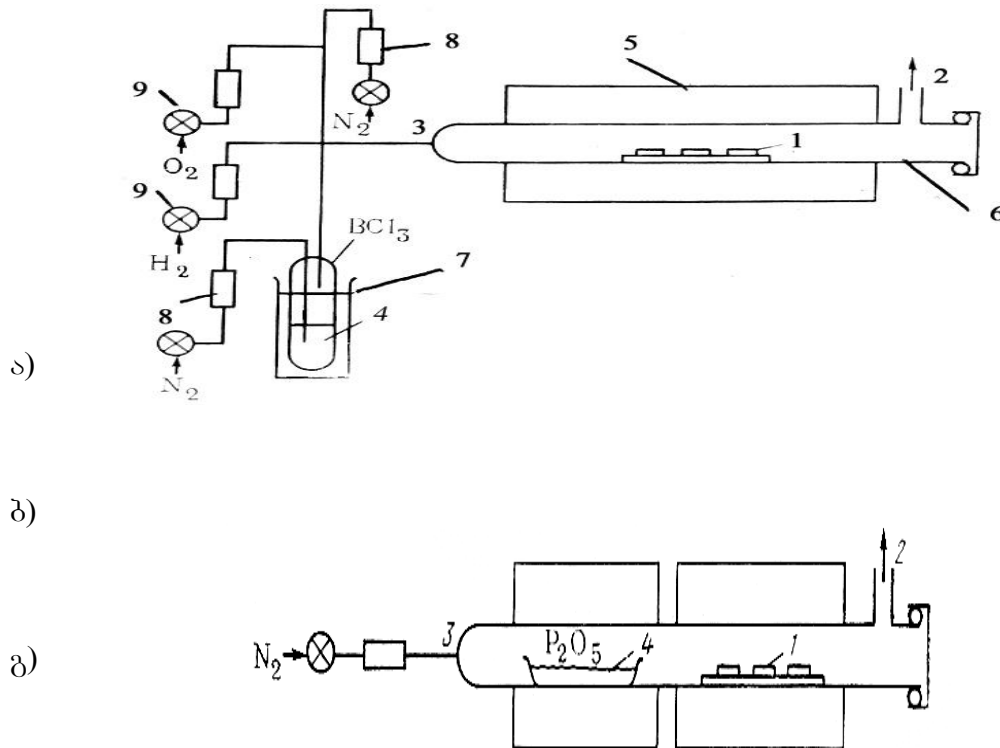
წინასწარ ქიმიურად დამუშავებული კვარცის ამპულის 3 ერთ ბოლოში ათავსებენ სილიციუმის ფირფიტებს 1, რომლებშიც უნდა იყოს შეყვანილი შესაბამისი მინარევი. ამპულის მეორე მხარეს ათავსებენ 2 მინარევის ნატეხებს. ამპულას ამოტუმბავენ და განრჩილავენ, რის შემდეგაც ათავსებენ ღუმელში 4. ღუმელს ახურებენ სათანადო ტემპერატურამდე და აწარმოებენ დიფუზიურ გამოწვას საჭირო დროის განმავლობაში.



ნახ. 21. დახურულ მოცულობაში დიფუზიის პროცესის ჩატარების სქემა:

- 1 – სილიციუმის ფირფიტა; 2 – მინარევის წყარო; 3 – კვარცის ამპულა;
4 – ღუმელი

ნახ. 22. (ა,ბ,გ)-ზე ნაჩვენებია ღია მილში დიფუზიის პროცესის ჩატარების სქემები.

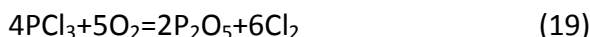


ნახ. 22. ღია მილში დიფუზიის პროცესის ჩატარების სქემა:

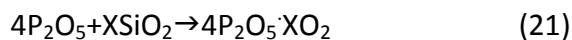
- 1 – სილიციუმის ფირფიტა; 2 – მილის გამოსასვლელი; 3 – გადამტანი აირი; 4 – დიფუზანტი; 5 – ღუმელი; 6 – მილი; 7 – ბარბოტერი; 8 – აირის ნაკადის გამზომი; 9 – ონკანი;

ა - ვარიანტის შემთხვევაში სილიციუმის 1 ფირფიტაზე წინასწარ, რაიმე მეთოდით დააქვთ, მინარევის ფენა, რის შემდეგაც მას ათავსებენ მილში 6 და ამ უკანასკნელში ატარებენ 3 აირს (Ar, N₂ და სხვა) და ახურებენ 5 ლუმელს.

ბ - ვარიანტის განხორციელებისას მინარევის (ფოსფორის) წყაროს წარმოადგენს PCl₃ სითხე 4, რომელიც ჩასხმულია 7 - ბარბოტერში, მასში გადამტანი აირის - N₂ ~10 სმ³/წთ გაეღისას PCl₃ ორთქლი გადაიტანება 5 ლუმელში. 6 მილში შედის კიდევ აირის ორი ნაკადი: აზოტის ძირითადი ნაკადი 1000 სმ³/წთ სიჩქარით, და ჟანგბადის ნაკადი ~15 სმ³/წთ სიჩქარით. ჟანგბადის ნაკადი საჭიროა მინარევის ჟანგეულს წარმოსაქმნელად. მილში სათანადო ტემპერატურაზე მიმდინარეობს შემდეგი რეაქციები



როგორც ვხედავთ რეაქციის შედეგად წარმოიქმნება ელემენტარული მინარევი (P) და სილიციუმის ორჟანგი. რეაქციის პროდუქტები და ასევე SiO₂ შენადნობი P₂O₅-თან ქმნის ფოსფორო-სილიკატურ მინას შემდეგი რეაქციით.



წარმოქმნილი მინა თხელი ფენის სახით ფარავს სილიციუმის ფირფიტის ზედაპირს და იმყოფება რა თხევად მდგომარეობაში, წარმოადგენს მინარევის საშუალოდ წყაროს, რომელიც სილიციუმის ფირფიტას მიეწოდება უფრო თანაბრად. გარდა ამისა მინის ფენა სილიციუმის ფირფიტას იცავს აორთქლებისაგან და გარეშე ნაწილაკების მოხვედრისაგან.

მინარევის თხევადი წყაროდან დიფუზიის ნაკლს წარმოადგენს ის გარემოება, რომ როგორც თვითონ წყაროები ისე რეაქციის პროდუქტები მომწამვლელი ნივთიერებებია.

გ - ვარიანტი ითვალისწინებს მინარევად მყარი წყაროს გამოყენებას. როგორც ნახაზიდან ჩანს ამ შემთხვევაში გამოიყენება ორი ლუმელი 5 რომელთა მეშვეობითაც დამოუკიდებლად იქმნება ორი ტემპერატურული ზონა. მარჯვენა - დიფუზიის ზონაში ათავსებენ სილიციუმის ფირფიტებს 1, ხოლო მარცხენა - წყაროს ზონაში ათავსებენ მინარევის წყაროს, ჩვენს შემთხვევაში P₂O₅, დიფუზიის ზონაში, რომლის სიგრძეა ~300 მმ ქმნიან 900-1100°C ტემპერატურას, ხოლო მინარევის წყაროს ზონაში, რომლის სიგრძეა 60 მმ 215-300°C ტემპერატურას, უფრო მაღალ ტემპერატურებზე P₂O₅ ორთქლება ძალიან სწრაფად, ხოლო უფრო დაბალზე ადგილი აქვს ცუდ აღწარმოებადობას. მილში 6 ატარებენ აირის ნაკადს ~1500 სმ³/წთ სიჩქარით. აირის დანიშნულებაა მინარევის შემცველი ორთქლის გადატანა მინარევის წყაროს ზონიდან დიფუზიის ზონაში სადაც მიმდინარეობს რეაქციები. უნდა აღინიშნოს, რომ აღწერილი მეთოდის განხორციელების შემთხვევაში შეუძლებელია ყველა ტექნოლოგიური პარამეტრის საიმედო გაკონტროლება. პირველ რიგში ეს ეხება წყლის ორთქლს, რომელსაც ძლიერ შთანთქავს

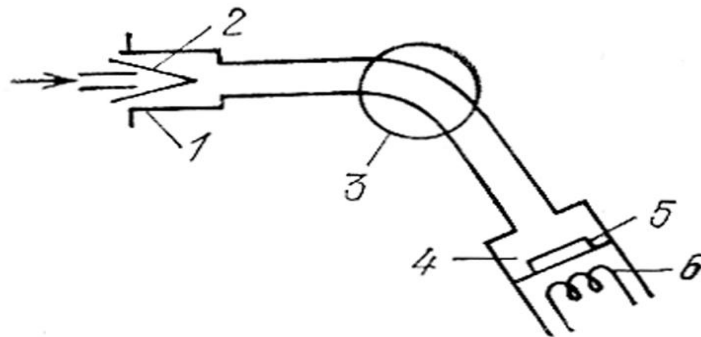
ფორფორის ანჰიდრიდი – P_2O_5 . პრაქტიკულად შეუძლებელია მინარევის წყაროს ზონაში წყლის ორთქლის გაუჭუჭყიანებელი P_2O_5 მოთავსება. წყლის ორთქლის არსებობა მინარევის წყაროში მნიშვნელოვნად ზრდის მინარევის Si ფირფიტაზე ზედაპირული კონცენტრაციის ფანტკას, რაც წარმოადგენს მინარევის მყარი წყაროდან დიფუზიის მეთოდის ძირითად ნაკლს. ამ ნაკლისაგან თავისუფალია ზემოთ აღწერილი დიფუზიის მეთოდი ორთქლის ფაზიდან.

8.3 იონური იმპლანტაცია

იონური იმპლანტაცია წარმოადგენს მინარევის იონიზირებული ატომების ჩანერგვის პროცესს მყარსხეულოვან ფუძეში. იონურ იმპლანტაციას დიფუზიასთან შედარებით გააჩნია მთელი რიგი უპირატესობები. ერთ-ერთი მათგანი მდგომარეობს იმაში, რომ მინარევის შეყვანა სილიციუმის ფირფიტაში შესაძლებელია უფრო დაბალ ტემპერატურებზე. ამასთან ჩანერგილი მინარევის განაწილების პროფილი და კონცენტრაცია შესაძლებელია დარეგულირებულ იქნას ერთმანეთისაგან დამოუკიდებლად. გარდა ამისა იონური იმპლანტაციის დროს მინარევის კონცენტრაცია არ არის შემოსაზღვრული, ისე როგორც ამას ადგილი აქვს დიფუზიის პროცესის განხორციელებისას, როდესაც ეს კონცენტრაცია შემოსაზღვრულია მინარევის ზღვრული ხსნადობით დიფუზიის შესაბამის ტემპერატურაზე.

იონური იმპლანტაციის ნაკლია მინარევის იონის არა ღრმა შეღწევა ფუძეში. მაგალითად ბორის და ფოსფორისათვის ის შეადგენს ~0.2-0.4 მკმ. ეს კი აუცილებელს ხდის იონური იმპლანტაციის პროცესის გამოყენებას ლეგირების დიფუზიურ პროცესებთან ერთად.

ნახ. 23 - ზე ნაჩვენებია იონური იმპლანტაციის დანადგარის სქემა.



ნახ. 23. იონური იმპლანტაციის დანადგარის სქემა:

- 1 – მინარევის წყაროს კამერა; 2 – თერმოკათოდი; 3 – მაგნიტური მას-ანალიზატორი; 4 – სამიზნის კამერა; 5 – სამიზნის ფირფიტა;
- 6 – სამიზნის გამახურებელი.

მინარევის იონების წყაროს წარმოადგენს ვაკუუმური კამერა 1, რომელშიც შექმნილია $1,33 \cdot 10^{-3}$ პა გაიშვიათება. კამერაში ხდება მალეგირებელი მინარევის იონიზაცია. იონიზირებადი ნივთიერებები, რომლებიც შეიცავენ საჭირო მინარევის შესაძლებელია იმყოფებოდნენ მყარ ან აირად მდგომარეობაში. მაგალითად ფოსფორის იონების მისაღებად შესაძლებელია გამოყენებული იყოს P_2O_5 ან PF_5 , ბორის იონების მისაღებად აირი BF_3 . მალეგირებელი მინარევის ორთქლის იონიზაცია ხდება 2 თერმოკათოდის მიერ ემიტირებული ელექტრონებით. დადებითი იონების ექსტრაგირება მათი წარმოქმნის უბნიდან ხდება უარყოფითად დამუხტული მაფოკუსირებელი ზონდით. აჩქარებული და ფოკუსირებული იონების ნაკადი ხდება 3 მაგნიტური მას-სპექტრომეტრის მაგნიტურ ველში, რომელიც აიძულებს იონებს იმოძრაონ რკალზე რომლის R რადიუსი განისაზღვრება მაგნიტური ველის დაძაბულობით H, ამაჩქარებელი ძაბვით V და იონის მასით M.

$$R = \frac{1}{H} \sqrt{\frac{2MU}{q}} \quad (22)$$

ამრიგად სხვადასხვა მასის იონები იმოძრავენ სხვადასხვა ტრაექტორიით. თუ იონების თავდაპირველ კონაში ძირითადი მინარევის იონების გარდა, არსებობენ სხვა გარეშე მინარევის იონებიც მოხდება მათი სეპარირება მასის მიხედვით და ძირითადი მინარევის იონები შეიკრიბებიან ერთ კონაში, რომელშიც უკვე გარე მინარევის იონები აღარ იქნებიან. იონების სეპარირება მასის მიხედვით უზრუნველყოფს იონური იმპლანტაციის ერთ-ერთ უპირატესობას დიფუზიასთან შედარებით, კერძოდ ჩასანერგი მინარევის ძალიან მაღალ სისუფთავეს. სამიზნის კამერაში 4 გათვალისწინებულია ფუძემშრის (სამიზნის) 5 გახურება 6 გამახურებლით.

იონური იმპლანტაციის რეჟიმების განსაზღვრისას ძირითადი პარამეტრებია აჩქარებული იონების ენერგია და დასხივების დოზა. თუ იონის მუხტია q , ხოლო ამაჩქარებელი ძაბვა U მაშინ იონის მიერ შექმნილი ენერგია გამოითვლება ფორმულით

$$E = qU, \text{ჯ} \quad (23)$$

ჩვეულებრივ იონიზაციის ჯერადობა $n=1,2,3$ ამიტომ

$$q = ne \quad (24)$$

სადაც e ელექტრონის მუხტია.

დასხივების დოზა ეს არის სამიზნის ფირფიტის ერთეულოვანი ფართის მახლობარდირებელი იონების რაოდენობა მოცემულ დროში. ვთქვათ ფირფიტის ერთეულ ფართზე t დროში დაეცა Q სიდიდის მუხტი მაშინ დასხივების დოზა იანგარიშება ფორმულით

$$N = \frac{Q}{q}, \frac{\text{იონი}}{\text{მ}^2} \quad (25)$$

მაგრამ $Q=jt$ კლ/მ² (31) სადაც j იონური დენის სიმკვრივეა, ამიტომ

$$N = \frac{jt}{ne}, \frac{\text{იონი}}{\text{მ}^2} \quad (26)$$

ვიციტ, რომ $e=1.6 \cdot 10^{-19}$ კ ხოლო პრაქტიკაში Q განზომილებაა მკკ/სმ² მაშინ

$$N = 6.25 \cdot 10^{12} \frac{Q}{n}, \frac{\text{იონი}}{\text{სმ}^2} \quad (27)$$

შეგნიშნოთ, რომ იონური იმპლანტაციის დროს ლეგირების პროფილი რეგულირდება იონების ენერგიით (E), ხოლო მინარევების კონცენტრაცია – დასხივების დოზით (N).

იონური იმპლანტაციის დროს იმპლანტირებული იონები მრავალგზის ეჯახებიან სამიზნის ატომებს და ელექტრონებს, რის გამოც ისინი კარგავენ თავის ენერგიას და ჩერდებიან. ამ შეჯახებების გამო სამიზნის მასალაში ჩნდება წერტილოვანი დეფექტები და ზოგიერთ შემთხვევაში შესაძლებელია გაჩნდეს ამორფული უბნებიც კი. გარდა ამისა ლეგირებულ ფენაში მუხტის თავისუფალ მატარებელთა კონცენტრაცია ჩანერგილი იონების კონცენტრაციაზე ნაკლებია, რაც ექსპერიმენტალურად დადგენილია იზოტოპების ჩანერგვის მეთოდით. ჩანერგილი იონები შესაძლებელია განთავსდნენ როგორც კრისტალური მესრის კვანძებში ისე კვანძთაშორის. მხოლოდ კვანძებში განთავსებული იონები ქმნიან მუხტის თავისუფალ გადამტანებს, მაშინ როდესაც კვანძთაშორის განთავსებული იონები ელექტრულ აქტივობას არ ავლენენ.

იონური ლეგირების შემდეგ გაჩენილი დეფექტების კონცენტრაციის შესამცირებლად აწარმოებენ ნახევარგამტარული ფირფიტების გამოწვას, რომელიც მდგომარეობს ლეგირებული ფირფიტის გახურებაში გარკვეულ ტემპერატურამდე და ამ ტემპერატურაზე დაყოვნებაში გარკვეული დროის განმავლობაში. გამოწვის ტემპერატურა და ხანგრძლივობა დამოკიდებულია დასხივების დოზაზე. რაც მაღალია დოზა მით მეტი ტემპერატურაა საჭირო გამოსაწვავად.

8.4. ლეგირებული ფენების მახასიათებლების შესწავლის მეთოდები

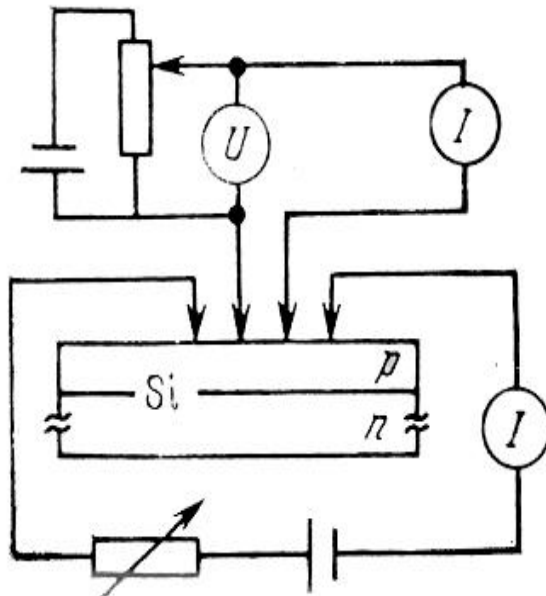
ლეგირებული ფენების ძირითადი პარამეტრებია ფენის ელექტროწინააღობა, p-n გადასასვლელის სიღრმე, მინარევის ზედაპირული კონცენტრაცია.

ლეგირებული ფენის კუთრი წინაღობა იზომება ოთხზონდიანი მეთოდით. ამისათვის სილიციუმის ფირფიტის ზედაპირზე ერთი წრფის გასწვრივ ერთნაირ მანძილზე განალაგებენ ოთხ ზონდს. გარე ზონდებში გაატარებენ დენს, ხოლო შიგა ზონდებით ზომავენ ძაბვის ვარდნას კომპენსაციური მეთოდით (ნახ. 24). თუ ლეგირებული ფენა ფირფიტის მხოლოდ ერთ მხარესაა ის გარკვეული მიახლოებით შეიძლება განხილულ იქნას, როგორც უსასრულოდ მცირე სისქისა და შემოსაზღვრული ზომების მქონე ფენა, მაშინ შიგა ზონდებს შორის ძაბვის ვარდნა იანგარიშება ფორმულით

$$U = \frac{IR_s}{2\pi} \left(\ln \frac{2S}{S} - \ln \frac{S}{2S} \right) = \frac{IR_s}{2\pi} (\ln 2 - \ln 0.5) \quad (28)$$

$$R_s = 4.5324 \frac{U}{I} \quad (29)$$

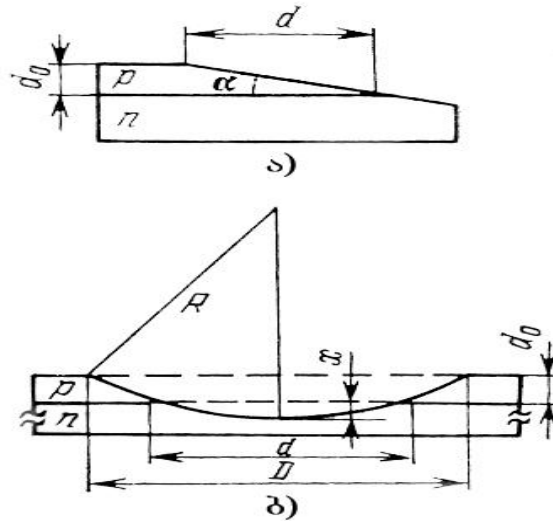
სადაც R_s ფენის კუთრი წინაღობაა, S – ზონდებს შორის მანძილი. თუ ფენას შემოსაზღვრული ზომები აქვს, როგორც ამას ადგილი აქვს სილიციუმის რეალური ფირფიტებისათვის ლეგირებული ფენით, რიცხვითი კოეფიციენტი ფორმულაში გაიანგარიშება ნიმუშის გეომეტრიული ზომების გათვალისწინებით.



ნახ. 24. კუთრი წინაღობის გაზომვის სქემა ოთხზონდიანი მეთოდით

p-n გადასასვლელის სიღრმის დასადგენად ყველაზე ფართოდ გამოიყენება მეთოდი, რომლის არსი მდგომარეობს სილიციუმის ფირფიტაში დახრილი, სფერული ან ცილინდრული შლიფის შექმნასა და შლიფის უბანზე ქიმიური რეაგენტების ზემოქმედებაში, რომლებიც სხვადასხვა შეფერილობას აძლევენ ელექტრონული და ხვრელური გამტარებლობის უბნებს.

ნახ. 25-ზე ნაჩვენებია ფირფიტის განიკვეთი დახრილი (ა) და სფერული (ბ) შლიფების შემთხვევაში.



ნახ. 25. ფირფიტის განიკვეთი დახრილი (ა) და სფერული (ბ) შლიფის შემთხვევაში

მცირე $1-5^\circ$ დახრის კუთხეების მქონე დახრილი შლიფების დამზადება საშუალებას იძლევა გაფართოებულ იქნას საკვლევი დიფუზიური უბანი. ამ შემთხვევაში p-n გადასასვლელის სიღრმე იანგარიშება ფორმულით

$$d_0 = dtg\alpha \quad (30)$$

სფერული შლიფის დასამზადებლად იყენებენ ლითონის 30-100 მმ დიამეტრის სფეროს, რომელიც ბრუნავს ლეგირებული ფირფიტის ზედაპირზე ისე, რომ შეხების ადგილს განუწყვეტლივ მიეწოდება აბრაზიული სუსპენზია. წარმოქმნილი სფერული ღრმული უფრო ღრმა უნდა იყოს ვიდრე p-n გადასასვლელის სიღრმე. ამ შემთხვევაში p-n გადასასვლელის განლაგების სიღრმე იანგარიშება ფორმულით

$$d_0 = \frac{D^2 - d^2}{4} \frac{1}{2R} \quad (31)$$

p-n გადასასვლელის გამოსავლენ მომწამვლელად ყველაზე ხშირად გამოიყენება ნარევი, რომელიც შედგება კონცენტრირებული მლღობი მჟავას HF და 0,1% HNO₃-გან. ამ მომწამვლელის გავლენით შლიფის p-ტიპის უბანი მუქდება, ხოლო n-ტიპის ფერს არ იცვლის.

ლეგირებული ფენა შესაძლებელია აპროქსიმირებულ იქნას როგორც კონცენტრაცია მუდმივია ხოლო ფენებს შორის – განსხვავებული. ოთხზონდიანი მეთოდით ზომავენ ზედაპირულ გამტარებლობას n_{so} , შემდეგ გადაშლიფავენ ცალკეული ელემენტარული ფენების ერთობლიობა, რომელთა საზღვრებში მინარევების δ მცირე სისქის ფენას და ისევ გაზომავენ ზედაპირულ გამტარებლობას n_s . მუხტის თავისუფალი გადამტანების საშუალო კონცენტრაცია იანგარიშება ფორმულით

$$C_i = \frac{\sigma_{so} - \sigma_s}{e\mu\delta} \quad (32)$$

μ არის მუხტის გადამტანების საშუალო ძვრადობა.

ძვრადობა μ წარმოადგენს მინარევის კონცენტრაციის ფუნქციას ამიტომ (32) ფორმულა უმჯობესია ამოიხსნას არა C_i მიმართ არამედ μC_i მიმართ და C_i უნდა გაითვალის $C_i = f(\mu C_i)$ მრუდიდან.

8. სუფთა პოლიკრისტალური სილიციუმის მიღება და მონოკრისტალების გაზრდა. სილიციუმის ეპიტაქსიური პირების მიღება

ელექტრონულ ტექნიკაში ფართოდ გამოიყენება სილიციუმი. შილიციუმი პერიოდული სისტემის მეოთხე ჯგუფის ელემენტია. რისტალდება ალმასის ტიპის კუბურ მესერში. მესერის პარამეტრი შეადგენს 5,4297 Å ოთახის ტემპერატურაზე. შილიციუმის დნობის ტემპერატურა საკმაოდ მაღალია და შეადგენს სილიციუმი პერიოდული სისტემის მეოთხე ჯგუფის ელემენტია. მას გააჩნია ალმასის ტიპის კუბურ მესერი პარამეტრით 5,49297 Å 20⁰C ტემპერატურაზე.

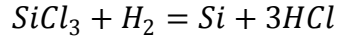
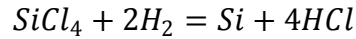
ოთახის ტემპერატურაზე სილიციუმი ქიმიურად მდგრადია. წყალში არ იხსნება. არ რეგირებს მრავალ მჟავასთან, მაგრამ კარგად იხსნება მლღობი და აზოტმჟავას ნარევიში.

სილიციუმი მდგრადია ჰაერზე 900⁰C - მდე გახურებისას. ამ ტემპერატურაზე ზემოთ ინტენსიურად იჟანგება და მიიღება სილიციუმის ორჟანგი.

სუფთა პოლიკრისტალური სილიციუმი მიიღება ორი მეთოდით:

- 1) მისი ჰალოიდური ნაერთების - ქლორსილანების (სილიციუმის ტეტრაქლორიდი ან ტრიქლორსილანი) აღდგენა წყალბადით;
- 2). იდრიდების თერმული დაშლით (ძირითადად მონოსილანი).

მეთოდების პირველი ჯგუფი აიწერება საერთო ფორმულით:



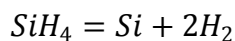
ეს მეთოდი გამოირჩევა საწყისი მასალების მაღალი სისუფთავით და აპარატურის სიმარტივით. მეთოდის ნაკლია – მცირე გამოსავლიანობა პროცესის ბოლო ეტაპზე თერმული აღდგენა; პროცესის მაღალი ტემპერატურა და საწყისი და საბოლოო პროდუქტების მაღალი კოროზიული აქტივობა. რეაქციის შედეგად გამოყოფილი აირადი პროდუქტების გაუვნებლობის აუცილებლობა.

მონოსილანის თერმული დაშლის მეთოდის უპირატესობაა საწყისი პროდუქტის ძალიან მაღალი სისუფთავით მიღების შესაძლებლობა, რაც იმის მიზეზია, რომ ჰიდრიდები ძალიან მცირე რაოდენობის ნაერთებს ქმნიან ელემენტებთან; გარდა ამისა შესაძლებელია რეაქციის ჩატარება შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე; მაღალი გამოსავლიანება საბოლოო ეტაპზე – თერმული დაშლა; აპარატურის კოროზიის დაბალი დონე; პეაქციის საბოლოო პროდუქტი არ მოითხოვს სპეციალური ზომების მიღებას.

მეთოდის ნაკლია საწყისი პროდუქტის – მონოსილანის დაბალი გამოსავლიანობა მისი მიღების სტადიაზე. ყოველივე ამის გამო პოლიკრისტალური სილიციუმის ღირებულება გაცილებით მაღალია ვიდრე პირველი მეთოდის შემთხვევაში.

მეთოდის ნაკლია ისიც, რომ მონოსილანს ახასიათებს თვით აალება ჰაერის ჯანგბადთან შეხებისას, რაც ამ მეთოდს აფეთქება საშიშს ხდის. ს ნაკლი არსებითია და ამდენად მეთოდმა ფართო გამოყენება ვერ ჰპოვა.

რეაქციას შემდეგი სახე აქვს:



ამჟამად პოლიკრისტალური სილიციუმის უდიდესი რაოდენობა მიიღება წყალბადური აღდგენით მისი ჰალოიდური შენაერთებიდან.

შილიციუმის მოცულობითი მონოკრისტალები მიიღება ჩოხრალსკის მეთოდით ან ზონური გადაკისტალებით. ირველი მეთოდი გამოიყენება დაბალ ომიანი (არა უმეტეს 250 ომი · სმ) მონოკრისტალების გასაზრდელად, რომლებსა გააჩნიათ დიდი დიამეტრი (40 მმ და მეტი). მეორე მეთოდს გამოყენება აქვს მაღალომიანი (2000 ომი · სმ და მეტი) შედარებით დაბალი დიამეტრის (30 მმ და ნაკლები).

ჩოხრალსკის მეთოდით გაზრდილი მონოკრისტალები შეიცავენ დაახლოებით 1 – 2 რიგით მეტ ჟანგბადის მინარევებს (დაახლოებით $5 \cdot 10^{17}$ ატ/სმ³) ვიდრე უტიგელო ზონური გადაკისტალებით მიღებული მონოკრისტალები (დაახლოებით $1 \cdot 10^{17}$ ატ/სმ³). გარდა ამისა უტიგელო ზონური გადაკისტალება საშუალებას იძლევა

მიღებულ იქმნას ძალიან სუფთა მონოკრისტალები, რომლებიც შეიცავენ არაკონტროლირებადი მინარევების მინიმალურ რაოდენობას, რომლებიც ჩოხრალსკის მეთოდის გაზრდისას გადადიან სილიციუმში კვარცის ტიგელიდან.

ჩოხრალსკის მეთოდით გაზრდილი მონოკრისტალები კრისტალურად უფრო სრულყოფილები არიან ვიდრე ზონური გადაკრისტალებით მიღებულები. იუხედავად ამისა ზონური გადაკრისტალებით მიღებულ მონოკრისტალებში დისლოკაციების განაწილება უფრო თანაბარია კრისტალის მოცულობაში.

სილიციუმის ეპიტაქსიურმა ფირებმა ფართო გამოყენება ჰპოვეს როგორც ნახევაფაბრიკატების (ფირფიტები $p-n$ გადასასვლელით) ასევე პლანარული ტექნოლოგიით ხელსაწყოებისა და ინტეგრალური სქემების დასამზადებლად.

სილიციუმის ეპიტაქსიური ზრდა მიმდინარეობს სილიციუმის პირფიტაზე. სხვა მონოკრისტალური ნახევარგამტარის ფუძემდებზე სილიციუმის ეპიტაქსიური ფირების გაზრდის მცდელობამ ნაყოფი არ გამოიღო. შამაგიეროდ სილიციუმის ეპიტაქსიური ფირები კარგად იზრდება საფირონზე, კვარცზე, ალუმინის სამუანგზე, კორუნდზე, ბერილიუმის ქანგზე.

სილიციუმის ეპიტაქსიური ფირის მისაღები დანადგარი შედგება ორი ძირითადი ნაწილისაგან:

1).აირ-ორთქლის მიწოდების სისტემა და რეაქტორისაგან.

რეაქტორი წარმოადგენს კვარცის ან ლითონის რეაქტორს, რომელშიც განლაგებულია უძეშრის სამაგრი, რომელიც ხურდება მაღალი სიხშირის დენებით. შამაგრი დაზადებულია მოლიბდენის, გრაფიტის, სილიციუმის ორქანგის ან სილიციუმის კარბიდისაგან.

9. სუფთა პოლიკრისტალური გერმანიუმის მიღება და მისი მონოკრისტალების გაზრდა. ეპიტაქსიური ფენების მიღება

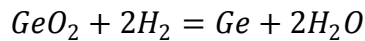
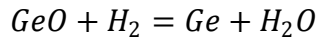
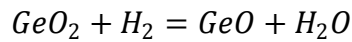
გერმანიუმი პერიოდული სისტემის მეოთხე ჯგუფის ელემენტია. მას გააჩნია ალმასის ტიპის კუბური მესერი. ოთახის ტემპერატურაზე მესრის პარამეტრი ტოლია $5,49297 \text{ \AA}$, სიმკვრივე კი შეადგენს $5,35 \text{ გ/სმ}^3$. გერმანიუმის დნობის ტემპერატურაა $958,5^{\circ}\text{C}$.

ოთახის ტემპერატურაზე გერმანიუმი ქიმიურად მდგრადია. წყალში, რომელიც არ შეიცავს ჟანგბადს გერმანიუმი პრაქტიკულად არ იხსნება. მარილმუჟავასა და განზავებულ გოგირდმუჟავაში გერმანიუმი ასევე არ იხსნება. აზოტმუჟავაში ოთახის ტემპერატურაზე გერმანიუმი მნიშველოვნად იხსნება.

ყველაზე ხშირად გერმანიუმის ტექნოლოგიისას გამოიყენება ორქანგი და მონოქანგი, გერმანიუმის ტეტრაქლორიდი, ასევე ტეტრაიოდიდი, რომელიც გამოიყენება ეპიტაქსიური ფირების მისაღებად.

GeO_2 შეიძლება იყოს როგორც ამორფული ასევე კრისტალური. ამორფული ორჟანგი მიიღება გამდნარი ორჟანგის სწრაფი გაცივებისას. კატალიზატორის არსებობისას ამორფული მდგომარეობა $1000^{\circ}C$ - მდე გახურებისას გადადის კრისტალურ მდგომარეობაში, ხოლო $1035^{\circ}C$ - ზე ტეტრაგონალური მოდიფიკაცია გადადის ჰექსაგონალურში.

გერმანიუმის პოლიკრისტალების მიღება ხდება მისი ორჟანგის წყალბადით აღდგენით. რეაქციებს შემდეგი სახე აქვს:



ეს რეაქციები მიმდინარეობს მიმდინარეობს უწყვეტი მოქმედების მილის ფორმის რეაქტორებში.

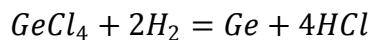
მაღალი სისუფთავის პოლიკრისტალური გერმანიუმის მიღების ძირითადი პირობაა მაქსიმალური სისუფთავის უზრუნველყოფა ყველა ოპერაციის ჩატარებისას. გამოყენებული რეაქტორები დამზადებული უნდა იყოს მაღალი სისუფთავის მასალისაგან. წყალბადი, როგორც მორეაგირე აირი წინასწარ გაწმენდილი უნდა იყოს შესაბამისი მეთოდით.

წყალბადით აღდგენილი გერმანიუმის ორჟანგიდან მიღებული პოლიკრისტალური გერმანიუმიდან (კუთრი წინაღობით 20 ომი· სმ) შემდგომში გადის გაწმენდას კრისტალიზაციური მეთოდებით.

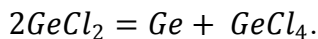
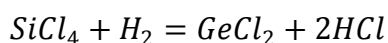
გაწმენდის უტიველო მეთოდმა ვერ ჰპოვა შესაბამისი გავრცელება დაბალი წარმადობის გამო. ფართოდ გამოიყენება ტიგელიანი მეთოდი, როდესაც გასაწმენდი მასალა თავსდება გრაფიტის ტიგელში, ხოლო ტიგელი კვარცის მილში, რომელიც ამოიტუმბება, აივსება ინერტული აირით, წყალბადისა და ინერტული აირის ნარევით. შემდეგ მაღალსიხშირული ინდუქტორით იქმნება გამდნარი ზონა, რომლის გადაადგილებითაც მიიღწევა გაწმენდის ეფექტი.

ასეთი მეთოდით გაწმენდილი გერმანიუმის პოლიკრისტალიდან ჩოხრალსკის მეთოდით ზრდიან მონოკრისტალს, დანადგარში რომელიც გაწყობილია კვარცის დეტალებით. ყელაზე ხსირად გერმანიუმის მონიკრისტალს ზრდიან [111] მიმართულებით, თუმცა არის შემთხვევები, როდესაც ზრდა ხდება [100] ან [211] მიმართულებითაც. კრისტალის ზრდის სიჩქარე შეადგენს 0,5 – 2,0 მმ/წთ. გაზრდილი მონოკრისტალის მასა აღწევს 0,5 კგ, ხოლო დიამეტრი 30 – 40 მმ-ია.

ორთქლის ფაზიდან გერმანიუმის ეპიტაქსიური ფირების მიღებამ ისეთი ფართო გავრცელება ვერ ჰპოვა, როგორც სილიციუმისათვის. მიუხედავად ამისა ამ მიზნით გამოიყენება იგივე მეთოდისა და აპარატურა როგორც სილიციუმისათვის.. გერმანიუმის ეპიტაქსიური ფირ მიიღება გერმანიუმის ტეტრაქლორიდის აღდგენით წყალბადით:



როცესის მსვლელობისას შემცირებულ ტემპერატურებზე ნაწილობრივ მიმდინარეობენ რეაქციები:



10. ნახევარგამტარული არაშლადი და შლადი შენაერთების მიღების მეთოდები

ნახევარგამტარული შენაერთები შეიძლება მიღებული იქნას ყველა ცნობილი ქიმიური რეაქციით: შეერთების, ჩანაცვლების, დაშლის, ჟანგვა-აღდგენის და ა.შ. ყველაზე ხშირად გამოიყენება შეერთების რეაქცია, კერძოდ საწყისი, წინასწარ გაანგარიშებული რაოდენობის კომპონენტების შედნობა და შენაერთის შემდგომი კრისტალიზაცია ნაღნობიდან. შენაერთების სინთეზის ტემპერატურული რეჟიმები განისაზღვრება იმ კონკრეტული სისტემების მდგომარეობის დიაგრამებიდან, რომელშიც წარმოიქმნებიან ნახევარგამტარული ფაზები.

იმისდამხედვით, თუ რა საწყის კომპონენტებთან გვაქვს საქმე, ნახევარგამტარული ნაერთების მიღების ძირითადი მეთოდები დაყოფილია ორ ჯგუფად: პირდაპირი და არაპირდაპირი.

პირდაპირ მეთოდში, პირველად პროდუქტებად, მისაღები ნაერთის ელემენტარულ ფორმაში მყოფ კომპონენტებს იყენებენ, რომლებიც ამა თუ იმ აგრეგატულ მდგომარეობაში იმყოფებიან. ამასთან, ნაერთის სინთეზი საწყისი კომპონენტების დიფუზიური ან ქიმიური ურთიერთქმედების შედეგად ხორციელდება.

სინთეზის ისეთ მეთოდს, როდესაც ნახევარგამტარული ნაერთის მიღების დროს ერთ-ერთი კომპონენტი ქიმიურ ნაერთს წარმოადგენს, არაპირდაპირი ანუ ქიმიური მეთოდი ეწოდება.

განვიხილოთ პირდაპირი მეთოდით ნახევარგამტარული შენაერთის მიღება, როდესაც ეს შენაერთი ხასიათდება დისოციაციის დაბალი წნევით (ე.წ. არაშლადი შენაერთი). ამ შემთხვევაში შენაერთის სინთეზი შეიძლება ჩატარდეს ერთ გარკვეულ ტემპერატურაზე და ამიტომ ასეთ სინთეზს ერთტემპერატურულსაც უწოდებენ. ამ მეთოდის განხორციელება მარტივია და ის მდგომარეობს შემდეგში: საჭირო რაოდენობის წინასწარ გასუფთავებულ კომპონენტებს ათავსებენ

კონტეინერში (ამპულაში), საიდანაც ამოტუმბავენ ჰაერს და აწარმოებენ სათანადო ტემპერატურაზე შედნობას.

ერთტემპერატურული სინთეზის მეთოდი ერთ-ერთი ყველაზე ფართოდ გავრცელებული და მარტივი მეთოდია ნახევარგამტარული შენაერთების მიღების მეთოდებს შორის, მისი უპირატესობებია:

1. სინთეზის დროს სტექიომეტრიის მიღწევის სიმარტივე (სტექიომეტრიული შემადგენლობა – შემადგენლობა რომელიც შეესაბამება მოცემული შენაერთის ფორმულას);
2. კომპონენტების მინიმალური დანაკარგი;
3. გამოყენებული აპარატურის სიმარტივე;
4. კომპონენტის სიჭარბისა და გარეშე ნივთიერებების არ არსებობა, რაც უზრუნველყოფს მიღებული მასალის მაღალ სისუფთავეს.

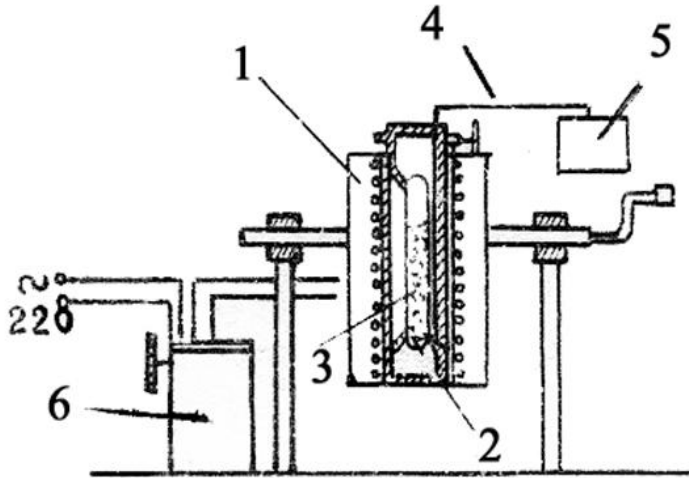
მიუხედავად ზემოთ აღნიშნულისა, მეთოდს გააჩნია მთელი რიგი, ზოგიერთ შემთხვევაში სერიოზული, ნაკლოვანებები.

1. მისი გამოყენება შეიძლება მხოლოდ დაბალი აქროლადობის მქონე კომპონენტებიდან შენაერთების მისაღებად, წინააღმდეგ შემთხვევაში კომპონენტების მაღალმა აქროლადობამ შეიძლება გამოიწვიოს შემადგენლობის მნიშვნელოვანი გადახრა სტექიომეტრიიდან;
2. ამ მეთოდით ძნელია იმ შენაერთების სინთეზი, რომლებიც წარმოიქმნებიან პერიტექტიკური რეაქციით.
3. ამ მეთოდით გაძნელებულია და ზოგჯერ შეუძლებელიც კი, ძნელდნობადი ფაზების მიღება, რადგან სინთეზის განხორციელებისათვის აუცილებელია კომპონენტების გახურება დნობის ტემპერატურაზე მაღლა. სიძნელე დაკავშირებული სპეციალური გამახურებლების გამოყენებასა და კონტეინერის მასალის შერჩევასთან.

პირდაპირი ერთტემპერატურული სინთეზის მეთოდი შეიძლება გამოყენებულ იქნას მხოლოდ იმ ნახევარგამტარული შენაერთების სინთეზისათვის, რომელთა შემადგენლობა პრაქტიკულად დამოკიდებული არაა წნევისგან. უნდა აღინიშნოს, რომ მოცემული მეთოდი ზოგიერთ შემთხვევაში შეიძლება გამოყენებულ იქნას შენაერთის მისაღებად მაღალი აქროლადობის მქონე კომპონენტებიდანაც, ოღონდ იმ პირობით, რომ შენაერთის დისოციაციის წნევა გაცილებით ნაკლებია ვიდრე კომპონენტების ორთქლის წნევა იმავე ტემპერატურაზე და აღწევს არაუმეტეს 0,1 ატმ. ამ დროს კომპონენტების გახურება უნდა მიმდინარეობდეს ფრთხილად ისეთნაირად, რომ ტემპერატურის ზრდის სიჩქარე არ აღემატებოდეს კომპონენტებს შორის რეაქციის სიჩქარეს, წინააღმდეგ შემთხვევაში შეიძლება კონტეინერი გასკდეს.

ერთტემპერატურული სინთეზის მეთოდით შესაძლებელია ისეთ ფართოდ ცნობილი შენაერთების სინთეზი, როგორცაა InSb , GaAs , Bi_2Te_3 და სხვა.

ნახ. 26 -ზე ნაჩვენებია ერთტემპერატურული სინთეზის დანადგარის სქემა.



ნახ. 26. ერთტემპერატურული სინთეზის დანადგარის სქემა:

1 – ღუმელი; 2 – კვარცის მილი; 3 – კონტეინერი ჩანატვირთით; 4 – თერმოწყვილი; 5 – თერმო ემდ-ს გამზომი ხელსაწყო; 6 – ძაბვის რეგულატორი

კვარცის ამჟღავნებს (კონტეინერს) რომელსაც გააჩნია ცილინდრული ფორმა წინასწარ დაამუშავებენ აზოტმუხავასა და მარილმუხავას ნარევით, გარეცხავენ დისტილირებული წყლით და გასაშრობ კარადაში გააშრობენ $100-150^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე. ამჟღავნის კედლის სისქე უნდა შეადგენდეს 1,5-3მმ, დიამეტრი – $\sim 10-20$ მმ, სიგრძე – 15-20სმ. მაღალი სისუფთავის საწყის კომპონენტებს საჭირო რაოდენობით, რომელიც წინასწარ გაიანგარიშება სტექიომეტრიისა და მისაღები შენაერთის რაოდენობის გათვალისწინებით, ათავსებენ ამჟღავნში და ამჟღავნს ამოტუმბავენ $\sim 10^{-3}$ მმ. ვწყ.სვ რის შემდეგაც ამჟღავნს განრჩილავენ და ათავსებენ სინთეზის დანადგარის ღუმელში. ღუმელის ტემპერატურას ზრდიან გარკვეული რეჟიმით, რომელიც დამოკიდებულია კომპონენტების აქროლადობასა და რეაქციის სიჩქარეზე. InSb შემთხვევაში ამჟღავნს ახურებენ 650°C -მდე დაახლოებით 1,5-2 სთ-ის განმავლობაში. ამ ტემპერატურის მიღწევის შემდეგ ღუმელს სპეციალური მექანიზმით მოიყვანენ რხევით მოძრაობაში კომპონენტების კარგი შერევის უზრუნველსაყოფად, ეს ოპერაცია ყოველ 10-15 წთ-ის ინტერვალით უნდა განმეორდეს. სინთეზის პროცესის ხანგრძლივობაა $\sim 4-5$ სთ. რის შემდეგაც ღუმელს აცივებენ 1,5სთ-ის განმავლობაში $\sim 500^{\circ}\text{C}$ -მდე. უფრო სწრაფი გაცივებისას InSb ზოდის ზედაპირზე წარმოიქმნებიან დენდრიტები და „ნემსები“, რაც დაკავშირებულია სწრაფი გაცივებისას კრისტალური ბლოკების მიერ ზოდის ზედაპირზე იმ ნაღობის გამოძევებისაგან, რომელმაც ვერ მოასწრო გამყარება. ამის შემდეგ ღუმელს გამორთავენ და სისტემა ცივდება თავისით.

თუ დისოციაციის დაბალი წნევის მქონე შენაერთის მისაღებად საკმარისია მხოლოდ ტემპერატურის კონტროლი, დისოციაციის მაღალი წნევის (შლადი შენაერთი) მქონე შენაერთის მისაღებად საჭიროა როგორც ტემპერატურის, ასევე წნევის კონტროლი, წინააღმდეგ შემთხვევაში მოცემული შემადგენლობის მქონე შენაერთის მიღება შეუძლებელია. ტემპერატურისა და წნევის დამოუკიდებელი რეგულირება და კონტროლი შესაძლებელია სინთეზის ე.წ. ორტემპერატურული მეთოდის საშუალებით. ამ მეთოდში არააქროლადი კომპონენტი მოთავსებული უნდა იყოს ორტემპერატურული ღუმელის უფრო მაღალი T_1 ტემპერატურის მქონე ზონაში, ხოლო აქროლადი – დაბალტემპერატურული T_2 ტემპერატურის ზონაში ($T_1 > T_2$). ჩვეულებრივ T_1 10-20⁰C-ით მაღალი უნდა იყოს მისაღები შენაერთის დნობის ტემპერატურაზე. დამყარებული ტემპერატურული რეჟიმის დროს აქროლადი კომპონენტი აორთქლდება რა T_2 ტემპერატურაზე, შთაინთქმება გამდნარი (ან მყარი) არააქროლადი კომპონენტით. ნაღობის შემადგენლობა განისაზღვრება T_1 ტემპერატურით და სისტემაში წნევის მნიშვნელობით, რომელიც თავის მხრივ რეგულირდება T_2 ტემპერატურით. T_2 ტემპერატურის საშუალებით სისტემაში წნევის კონტროლირებადი რეგულირებისათვის უნდა ვიცოდეთ აქროლადი კომპონენტის ნაჯერი ორთქლის წნევის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე.

ორტემპერატურული მეთოდის დადებითი მხარეებია:

1. ისეთი შენაერთების სინთეზის შესაძლებლობა, რომლებიც ხასიათდებიან დნობის ტემპერატურისა და დისოციაციის წნევების მაღალი მნიშვნელობით;
2. ამ მეთოდით შესაძლებელია პერიტექტიკური ფაზებისა და ისეთი შენაერთების სინთეზი, რომლებსაც მყარ ფაზაში გააჩნიათ ფაზური გარდაქმნა;

მეთოდის ნაკლოვანი მხარეებია:

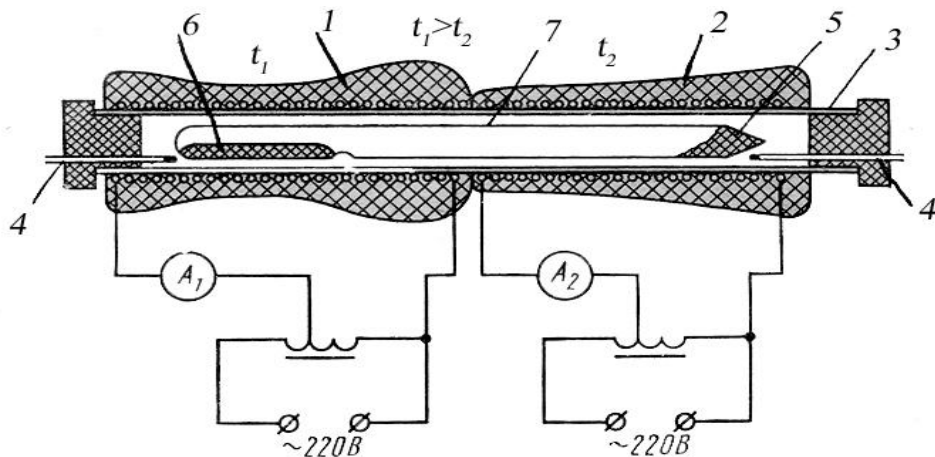
1. წნევა – ტემპერატურა – შემადგენლობის დიაგრამების ცოდნა, რომლებიც ამჟამად ცნობილი არაა ყველა სისტემისათვის;
2. წნევა – ტემპერატურა – შემადგენლობის დიაგრამების ცოდნა წარმოადგენს აუცილებელ, მაგრამ არასაკმარის პირობას ორტემპერატურული სინთეზის ჩასატარებლად. გარდა თერმოდინამიკური პარამეტრებისა (P, t) მხედველობაში უნდა იქნას მიღებული კინეტიკური პარამეტრებიც.

ორტემპერატურული სინთეზის მეთოდით იღებენ ისეთ ცნობილ ნახევარგამტარულ შენაერთებს, როგორებიცაა InAs, CuP₂ და სხვა.

გავეცნოთ ორტემპერატურული სინთეზის მეთოდს InAs მაგალითზე. დანადგარის სქემა მოცემულია ნახ. 27 - ზე.

კვარცის ამჟულას რომლის კედლის სისქე 3-4 მმ-ია, შიგა დიამეტრი 10-20 მმ წინასწარ დაამუშავენ ისე, როგორც ზემოთ იყო აღწერილი. წინასწარ გაანგარიშებული რაოდენობის In და As ნატეხებს ათავსებენ ამჟულის საწინააღმდეგო ბოლოებში. ანგარიშის დროს გათვალისწინებული უნდა იყოს As ნაჭარბი, რომელიც საჭიროა ამჟულაში წნევის შესაქმნელად. ანგარიშს აწარმოებენ მენდელეევი-კლაპეირონის განტოლებით, ითვალისწინებენ რა ამჟულის მოცულობას

და სინთეზის ტემპერატურას. ანგარიშის ჩატარებისას მხედველობაში უნდა იყოს მიღებული ის გარემოება, რომ As ორთქლის შემადგენლობაა As_4 . ამჟღავნებს მიუერთებენ ვაკუუმურ პოსტს და შექმნიან $\sim 10^{-3}$ მმ.ვწყ.სვ გაიშვიათებას, რის შემდეგაც მას განრჩილავენ. ამჟღავნებს ათავსებენ ორზონიან ღუმელში ისე, რომ As მოთავსებული იყოს „ცივი“ ზონაში, ხოლო In – „ცხელში“. „ცივი“ ზონის ტემპერატურაა – $565^{\circ}C$, ხოლო „ცხელის“ – $950^{\circ}C$. ამ ტემპერატურაზე As ორთქლის წნევა ტოლია InAs დისოციაციის წნევისა (0,33 ატმ). იმის გამო, რომ ურთიერთქმედებას ადგილი აქვს In ნადნობში, წონასწორობა მყარდება საკმაოდ სწრაფად. In და As სინთეზისათვის საკმარისია 1-2 სთ. ამის შემდეგ „ცხელი“ ზონის ტემპერატურას $0,5-1$ სთ-ის განმავლობაში ამცირებენ $600^{\circ}C$ -მდე, ხოლო შემდეგ „ცივი“ ზონის ტემპერატურას – $300 - 350^{\circ}C$ -მდე და შემდეგ ნელა ამცირებენ ორივე ღუმელის ტემპერატურას ოთახის ტემპერატურამდე.



ნახ. 27. ორტემპერატურული სინთეზის დანადგარის სქემა:

- 1 – მაღალტემპერატურული ღუმელი; 2 – დაბალტემპერატურული ღუმელი;
- 3 – კვარცის მილი; 4 – თერმოწყვილები; 5 – დარიშხანი (As); 6 – ინდიუმი (In); 7 – კვარცის ამჟღავნება

11. სხვადასხვა მასალების თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია

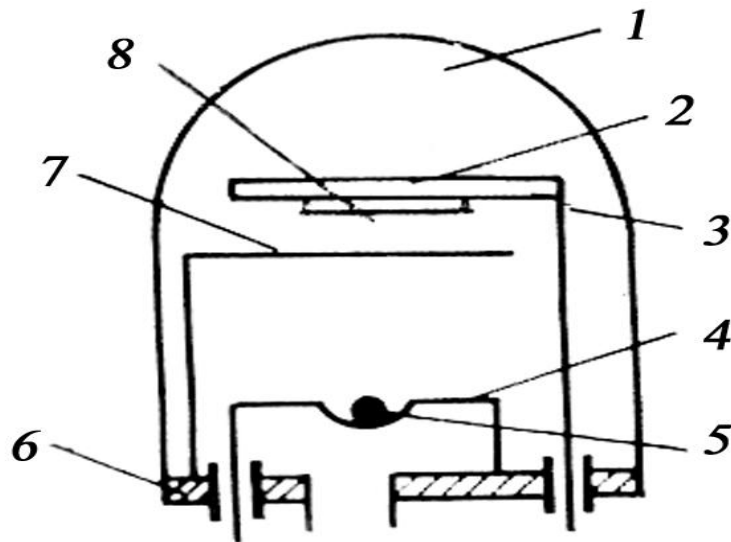
ინტეგრალური მიკროსკემების დამზადების თანამედროვე ტექნოლოგიაში ფართო გამოყენებას პოულობენ თხელი ფირები (სისქით 5 მკმ-დე). ისინი ასრულებენ მრავალრიცხოვან ფუნქციას. ნახევარგამტარულ იმს-ში თხელი დიელექტრიკული ფირები გამოიყენებიან როგორც მნიშვნელოვანი დანაფარები ლოკალიზებული ლევირებული უბნების მისაღებად. ისინი ასრულებენ დაცვის ფუნქციასაც, იცავენ

p-n გადასასვლელის გამოსავალს სილიციუმის ფირფიტის ზედაპირზე გარემოს ზემოქმედებისაგან სქემის დამზადების ყველა ეტაპზე. შემდგომში დამცავი ფენები უზრუნველყოფენ იმს ელექტრული პარამეტრების სტაბილურობას ექსპლოატაციის პროცესში. იმს-ში დიელექტრიკული ფენები ხშირად ასრულებენ საკეტის იზოლატორის როლს. ლითონების თხელი ფირები იმს-ში გამოიყენებიან როგორც საკონტაქტო უბნები.

ამჟამად ცნობილია თხელი ფირების მიღების მრავალი მეთოდი: ვაკუუმურ-თერმული დაფენა, იონურ-პლაზმური დაფენა და ა.შ. თითოეულ ამ მეთოდს გააჩნია თავისი უპირატესობები და ნაკლოვანებები, რომლებიც განპირობებულია ფირის მასალით და დანიშნულებით.

11.1. თხელი ფირების მიღება ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით

ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირის დაფენის პროცესი სხვადასხვა ფუძემდებზე შეიძლება დაიყოს ორ ეტაპად: ვაკუუმში ნივთიერების აორთქლება და აორთქლებული მასალის კონდენსაცია ფუძემდებზე. დაფენის პროცესის სქემა ნაჩვენებია ნახ. 28 -ზე.

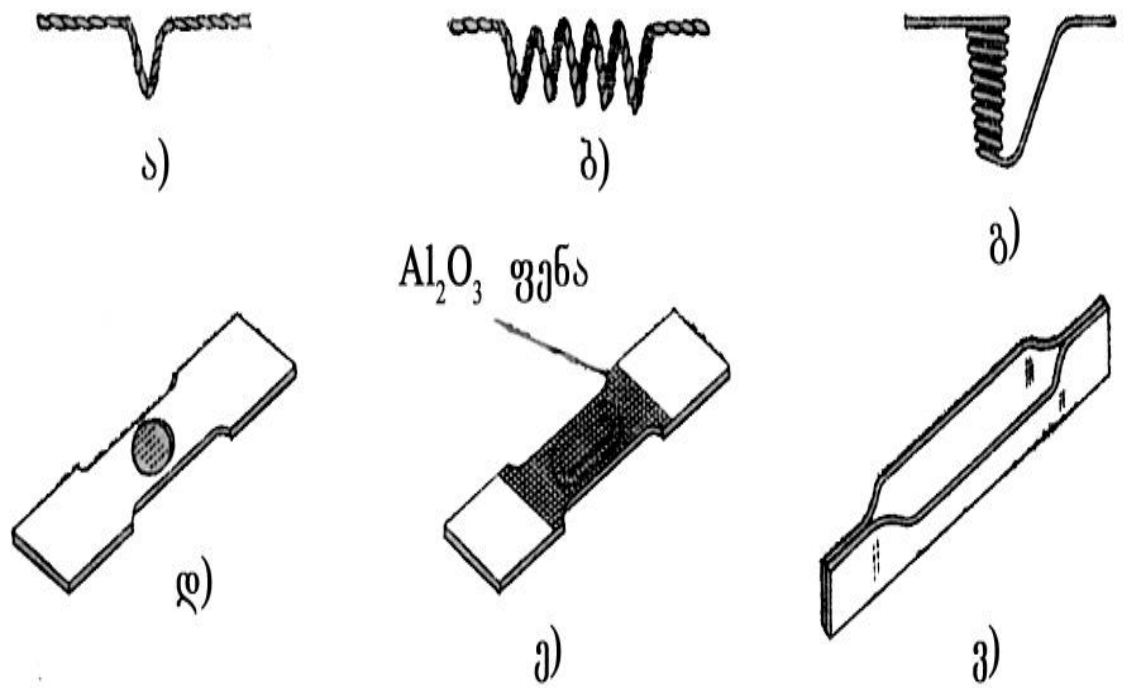


ნახ. 28. ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით თხელი ფირების დაფენის სქემა:

- 1 - ვაკუუმური კამერა; 2 - ფუძემდრის სამაგრი - გამახურებელი; 3 - ფუძემდრის საყრდენი; 4 - ამაორთქლებელი; 5 - ასაორთქლებელი მასალა; 6 - საყრდენი ფილა; 7 - საფარი; 8 - ფუძემდრე

ვაკუუმური კამერის 1 შიგნით დამონტაჟებულია ფუძეშრის 2 სამაგრი-გამახურებელი 3, დასაფენი მასალის 5 ამორთქლებელი 4, საფარი 7, რომელიც იხსნება მაშინ, როდესაც კამერის შიგნით დამყარებულია ყველა საჭირო ტემპერატურული რეჟიმი და იკეტება დაფენის პროცესის დამთავრების შემდეგ.

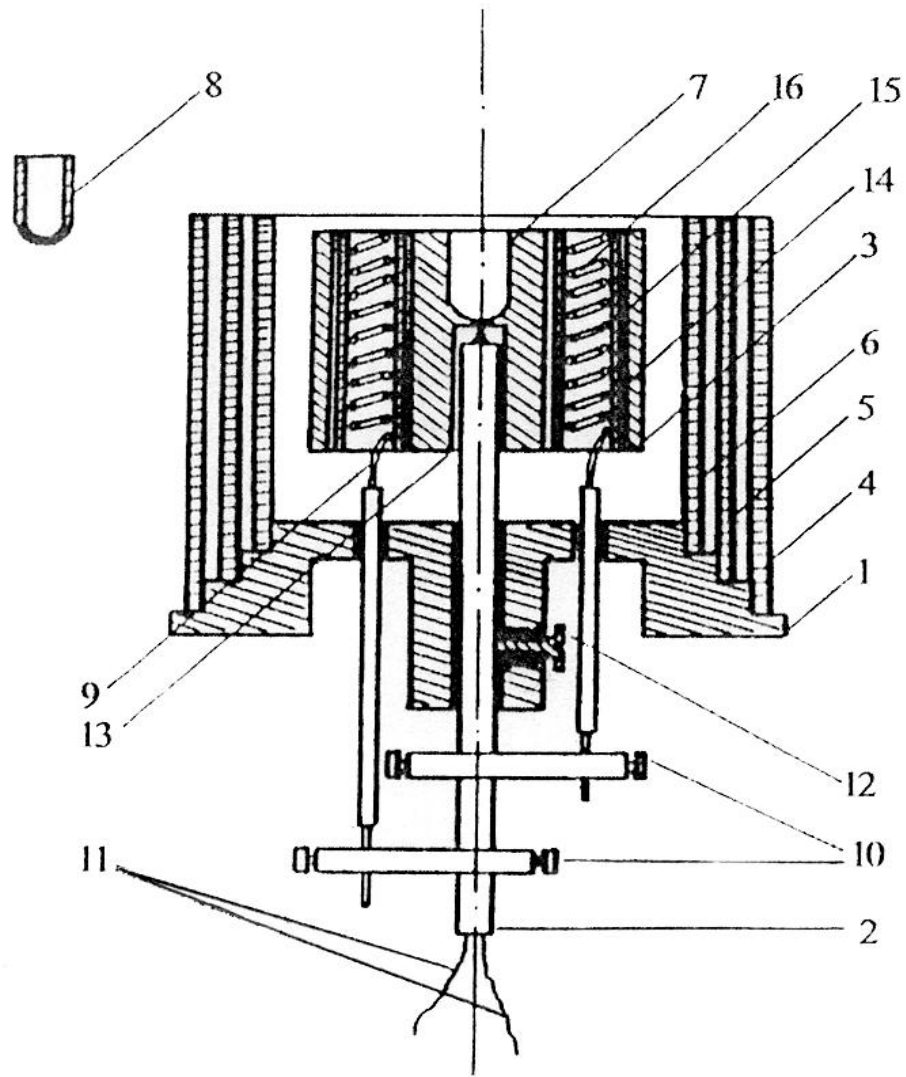
ფირის დაფენის პროცესის სწორად წარმართვისათვის დიდი მნიშვნელობა აქვს ამორთქლებლის კონსტრუქციას. ნახ. 29-ზე მოყვანილია მავთულისა და ლითონის კილიტისაგან დამზადებული ნავისებური ამორთქლებლის სახეები. მავთულის გამახურებელს ძირითადად ამზადებენ ვოლფრამისაგან, ხოლო ნავისებურს ტანტალის ან მოლიბდენის კილიტისაგან.



ნახ. 29. მავთულის და ლითონის კილიტისაგან დამზადებული ამორთქლებლები:

ა – მარყუჟის მაგვარი; ბ – სპირალური; გ – კალათის მაგვარი; დ – კილიტის ჩაღრმავებული; ე – კილიტის ჩაღრმავებული Al_2O_3 დანაფარით; ვ – ნავისებური

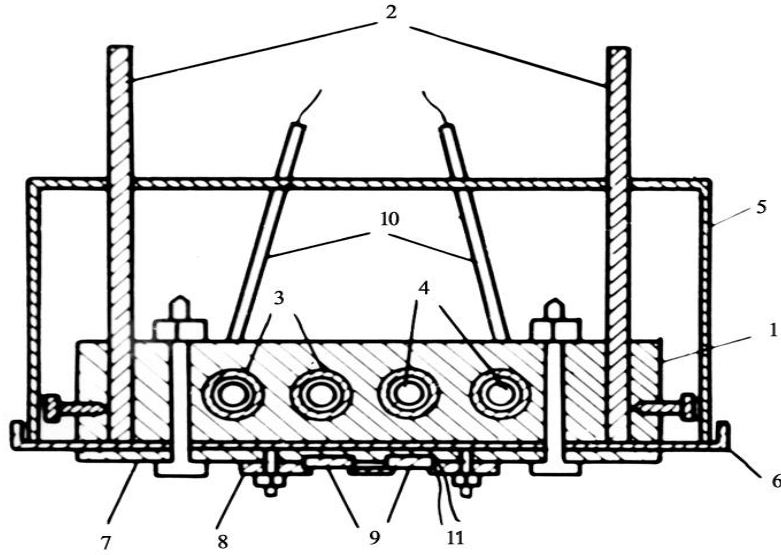
ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების პრაქტიკაში ძალიან ფართო გამოყენება ჰპოვა ე.წ. ტიგელიანმა ამორთქლებლებმა, (ნახ. 30), რომლებიც საშუალებას იძლევიან მიღებულ იქნას აორთქლებული მასალის სტაბილური, მიმართული ნაკადი. ტიგელი ძირითადად მზადდება მოლიბდენის ან ტანტალისაგან



ნახ. 30. ტიგელიანი ამოთქლებლის სქემა:

1 - საყრდენი; 2 - კერამიკის მილი; 3 - კორპუსი; 4,5,6 - ეკრანები; 7 - ტიგელის ბუდე; 8 - ტიგელი; 9 - დენიმყვანები; 10 - სამაგრი; 11 - თერმოწყვილი; 12 - სამაგრი; 13 - თერმოწყვილის ბუდე; 14 - გრაფიტის ცილინდრი; 15 - კვარცის მილი; 16 - გამახურებელი სპირალი

სტაბილური საჭირო ტემპერატურის მისაღებად გამოყენებული ფუძეშრის გამახურებლის სქემა, რომელიც ასევე ფუძეშრის სამაგრის როლს თამაშობს ნახვენებია ნახ. 31 - ზე.



ნახ. 31. ფუქემრის სამაგრ-გამახურებლის სქემა:

1 – საყრდენი; 2 – გრაფიტის ცილინდრული კორპუსი; 3 – ცილინდრული ეკრანები; 4 – ტიგელი; 5 – ტიგელის ჩასადები ბუდე; 6 – სპირალური ღუმელი; 7 – ღუმელის კვების მიმყვანები; 8 – თერმოწყვილი

აორთქლების დროს მიმდინარე პროცესები პირველ რიგში დამოკიდებულია კამერაში ვაკუუმის ხარისხზე. მაღალი ვაკუუმის 10^{-5} – $(10^{-6}$ მმ. ვწყ. სვ.) პირობებში აორთქლებული ნივთიერების ატომები დატოვებენ რა მასალის ზედაპირს, მოძრაობენ ერთმანეთისაგან დამოუკიდებლად წრფივად ისე, რომ არ ეჯახებიან არც ნარჩენი აირის მოლეკულებს და არც ერთმანეთს და არ იცვლიან მოძრაობის თავდაპირველ მიმართულებას ფუქემრზე დაჯახებამდე. აორთქლებული ატომების ან მოლეკულების ასეთ ნაკადს მოლეკულური ნაკადი ეწოდება. აღმოჩნდა, რომ მოლეკულურ ნაკადებზე შეიძლება გავრცელდეს გეომეტრიული ოპტიკის ის კანონები, რომლებიც გამოიყენებიან განათებულობის გათვლის დროს:

1. ამაორთქლებლის ზედაპირიდან ამ ზედაპირის ნორმალის მიმართ φ კუთხით აორთქლებული ნაწილაკების ინტენსიურობა პროპორციულია $\cos \varphi$ -ისა;

2. წერტილოვანი ამაორთქლებლისათვის ფუქემრის ერთეულოვან ზედაპირზე ერთ წამში მოსული ატომების რაოდენობა უკუპროპორციულია ამაორთქლებლიდან საფენამდე მანძილის კვადრატისა.

მასალის აორთქლების სიჩქარე, ე.ი. ამაორთქლებლის 1 სმ^2 ზედაპირიდან 1 წმ^3 ში აორთქლებული მასალის რაოდენობა გამოითვლება ფორმულით

$$\omega = 0.0588 p \sqrt{\frac{M}{T}} \cong 6 \cdot 10^{-4} \sqrt{\frac{M}{T}} \quad (33)$$

სადაც α არის აორთქლების სიჩქარე, გ/სმ²წმ; P – ნაჯერი ორთქლის წნევა (10⁻²მმ.ვწყ.სე); M – მოლეკულური წონა; T – აბსოლუტური ტემპერატურა K.

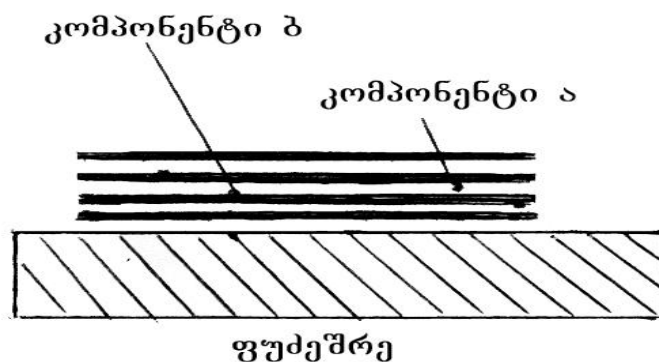
თუ ელემენტარული მასალის ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით ფირის დაფენა დიდ სიძნელეს არ წარმოადგენს, ამის თქმა არ შეიძლება შენაერთებისა და შენადნობების შესახებ. შენადნობის გახურებისას ხდება მისი დაშლა შემადგენელ კომპონენტებად, რომლებიც ორთქლდებიან სხვადასხვა სიჩქარით, რაც თავის მხრივ დამოკიდებულია ორთქლის დრეკადობასთან და მათ რაოდენობრივ თანაფარდობასთან შენადნობში. ფუძემშრეზე ამ დროს მიიღება ფირი, რომლის შემადგენლობაც ძალიან რთულად იცვლება სისქის მიხედვით. პირველი ფენა გამდიდრებულია ადვილად აქროლადი კომპონენტით, ხოლო შემდეგი – ძნელად აქროლადით.

არსებობს შენადნობისა და ადვილად შლადი შენაერთების ფირების მიღების რამდენიმე მეთოდი:

1. წინასწარ სინთეზირებული მასალის აორთქლება;
2. თითოეული შემადგენელი ელემენტის რიგ-რიგობით დაფენა ფუძემშრეზე და შემდეგ მიღებული მრავალფენიანი სტრუქტურის გამოწვა მაღალ ტემპერატურაზე;
3. დისკრეტული აორთქლება;
4. ორივე კომპონენტის ერთდროული აორთქლება სხვადასხვა წყაროდან.

პირველი მეთოდი გამოიყენება იმ შენადნობისა და შენაერთების ფირების მისაღებად, რომელთა შემადგენელ ელემენტებს გააჩნიათ დაახლოებით ერთმანეთის ტოლი დნობისა და დუღილის ტემპერატურები და ორთქლის დრეკადობები. ამ შემთხვევაში ისინი აორთქლების ტემპერატურაზე ფრაქციონირებას არ განიცდიან და იძლევიან ფირებს, რომელთა შემადგენლობა ახლოსაა ასაორთქლებელი მასალის შემადგენლობასთან.

მეორე მეთოდი, რომელიც დამყარებულია მრავალფენიანი ფირის (ნახ. 32) კომპონენტების ურთიერთდიფუზიასთან შეიძლება გამოყენებულ იქნას მაშინ, როდესაც ერთ ელემენტს მეორეში გააჩნია დიფუზიის მაღალი კოეფიციენტი, რის გამოც არაა საჭირო ფირის გახურება ძალიან მაღალ ტემპერატურებამდე.



ნახ. 32. მრავალფენიანი ფირი

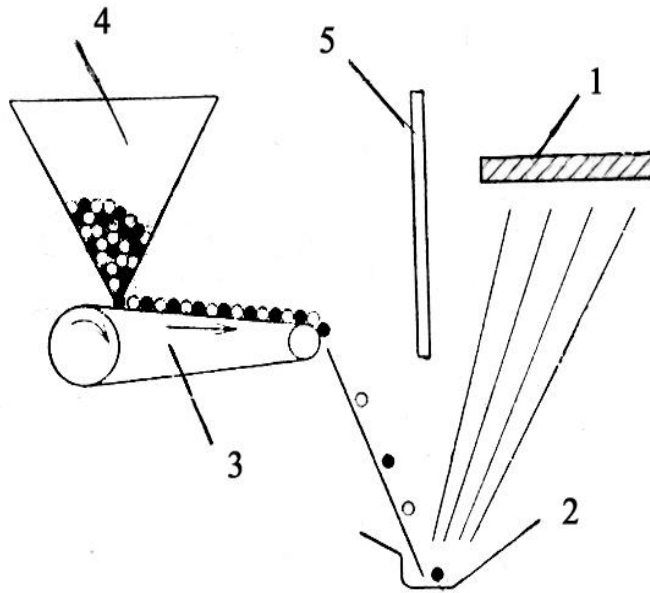
მესამე მეთოდი – მრავალი სწრაფი დისკრეტული აორთქლების მეთოდი – გამოიყენება ისეთი შენადნობებისა და შენაერთების შემთხვევაში, რომელთა შემადგენელი კომპონენტების აორთქლების სიჩქარეები მნიშვნელოვნად განსხვავდება ერთმანეთისაგან. ეს მეთოდი დამყარებულია იმაზე, რომ შენადნობის წვრილად დაქუცმაცებული ნაწილაკები თანაბრად მიეწოდებიან ამორთქლებელს, რომელიც წინასწარ არის გახურებული აორთქლების ტემპერატურამდე. ამ შემთხვევაში ხდება მათი მყისიერი აორთქლება.

კონსტრუქციულად ასეთი მოწყობილობა შეიძლება სხვადასხვანაირი იყოს, მაგრამ ნებისმიერ შემთხვევაში ნაწილაკების მიწოდება ხდება ისეთი სიჩქარეებით, რომლებიც ტოლია ამ შენადნობის აორთქლების სიჩქარის. მაშინ დამყარებულ მდგომარეობაში ამორთქლებლის ზემოთ სივრცეში ერთდროულად ორთქლის მდგომარეობაში იმყოფებიან შენადნობის ყველა კომპონენტები იმავე თანაფარდობით, რა თანაფარდობითაც შედიან ისინი შენადნობში და საფენის ზედაპირზე ავტომატურად შეიძლება მიღებულ იქნას მიღებული შემადგენლობის ფირი. მოყვანილი მტკიცება მით უფრო სამართლიანია, რაც ნაკლებია ნაწილაკების ზომა და მით უფრო ხშირად და თანაბრად მიეწოდება ისინი ამორთქლებელს.

უნდა აღინიშნოს, რომ დისკრეტული აორთქლებისას მართალია ფრაქციონირებას მაინც აქვს ადგილი, მაგრამ თითოეულ პორციაში მასალის რაოდენობა იმდენად მცირეა, რომ ფირში არაერთგვაროვნება შეიმჩნევა მხოლოდ რამოდენიმე მონოატომური შრის სისქეში. ეს პოტენციური არაერთგვაროვნებები მცირდება იმის ხარჯზე, რომ ამორთქლებელზე მასალის მიწოდება ხდება უწყვეტად. დისკრეტული აორთქლების დროს განსაკუთრებით დიდი მნიშვნელობა აქვს ამორთქლებლის ტემპერატურის შერჩევას, ვინაიდან ძალიან მაღალი ტემპერატურის დროს ნაწილაკები აირეკლებიან ამორთქლებლიდან ისე, რომ ვერ ასწრებენ აორთქლებას, ხოლო შემცირებული ტემპერატურის დროს მასალის მარცვლები გროვდებიან ამორთქლებელში ისე, რომ არც ღნებიან და არც ორთქლდებიან. ამორთქლებლის ტემპერატურა ისეთი უნდა იყოს, რომ შესაძლებელი იყოს ყველაზე ნაკლებად აქროლადი კომპონენტის აორთქლება.

ამის გარდა, უზრუნველყოფილი უნდა იყოს ფხვნილის თანაბარი მიწოდება ამორთქლებელზე და მინიმუმამდე უნდა იყოს დაყვანილი ნაწილაკების დანაკარგები ამორთქლებელზე მიწოდებისას.

ნახ. 33 - ზე მოყვანილია დისკრეტული აორთქლების მეთოდით შენაერთებისა და შენადნობების ფირების მიღების სქემა.

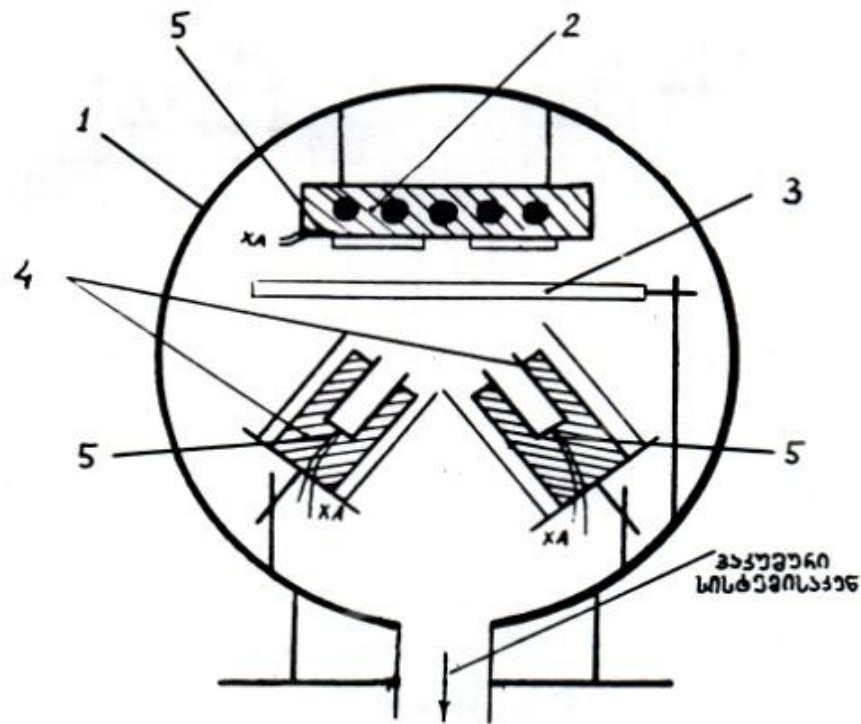


ნახ. 33. დისკრეტული აორთქლების მეთოდით თხელი ფირების მიღების სქემა:

- 1 – ფუქეშრე; 2 – ამაორთქლებელი; 3 – ტრანსპორტიორი; 4 – კონტეინერი;
5 – ეკრანი

კონტეინერში ათავსებენ შენადნობის სათანადო ზომის მარცვლებს, რომელიც შემდგომ მიეწოდება ამაორთქლებელს. ამაორთქლებელზე მასალის მისაწოდებლად შესაძლებელია ტრანსპორტიორის ნაცვლად გამოყენებული იყოს სხვა კონსტრუქციის მოწყობილობებიც. მაგ. ვიბრომკვებავი, არქიმედეს ხრახნი და სხვა.

მეოთხე მეთოდი – შენაერთის კომპონენტების ერთდროული აორთქლება ორი დამოუკიდებელი წყაროდან დაკავშირებულია მნიშვნელოვან სიძნელეებთან, რაც გამოწვეულია ფუქეშრეზე სტექიომეტრიული შემადგენლობის მისაღწევად ცალკეული კომპონენტების აორთქლების ინტენსივობის რეგულირებასა და შენარჩუნებასთან, თუმცა უნდა აღინიშნოს, რომ ორი კომპონენტის დამოკიდებული აორთქლება სხვადასხვა ტემპერატურაზე და მათი შემდგომი ერთობლივი კონდენსაცია ერთიანიძვე ფუქეშრეზე გამორიცხავს წარმოქმნილი შენაერთის დაშლისა და ფრაქციონირების პრობლემას, რომელსაც ადგილი აქვს მრავალი შენაერთისა და შენადნობის უშუალო აორთქლების დროს. ამასთან შესაძლებელია ჩატარდეს ისეთი მასალების ერთობლივი დაფენა, რომლებიც ერთმანეთთან არ ქმნიან არც შენაერთს და არც მყარ სხნარებს. მეთოდის განსახორციელებელი მოწყობილობა სქემატურად ნაჩვენებია ნახ. 34-ზე.



ნახ. 34. კომპონენტების ორი დამოუკიდებელი წყაროდან ვაკუუმურ-თერმული აორთქლების მეთოდით შენაერთების ფირების მისაღები დანადგარის სქემა:

- 1 – ვაკუუმური კამერა; 2 – ფუძეშრის გამახურებელი; 3 – საფარი;
4 – ამორთქლებლები; 5 – თერმოწვეცილები

ფუძეშრეზე კონდენსაციის სიჩქარე, პირველ რიგში განისაზღვრება აორთქლების ტემპერატურაზე წონასწორული ორთქლის წნევით $P^*(T)$. ვინაიდან აორთქლება ერთნაირად აღბათურია ყველა მიმართულებით ცხადია ორთქლის ნაკადის სიმკვრივე მცირდება ამორთქლებიდან დაშორების გაზრდით. მცირე ფართის ამორთქლებლისათვის ფუძეშრეზე წნევის მნიშვნელობა შეიძლება გაითვალისწინოთ ფორმულით:

$$Pr = \frac{A_e \cos \alpha \cos \theta}{\pi r^2} p^*(T) \quad (34)$$

სადაც A_e აორთქლების ფართობია, α და θ შესაბამისად აორთქლებისა და დაცემის კუთხეებია; r – მანძილი ამორთქლებიდან ფუძეშრის მოცემულ წერტილამდე.

ფუძეშრეზე კონდენსაციის საჭირო სიჩქარის მიღწევა ხდება ემპირიულად ამორთქლებლების ტემპერატურების ცვლილებებით.

აღწერილი მეთოდის მთავარი პრობლემაა ამორთქლებლების ისეთი განლაგების მოძებნა, როდესაც ფუძემრე ერთნაირადაა ექსპონირებული ორივე კომპონენტის ორთქლის მიერ. მოცემული ფორმულის თანახმად ფუძემრეზე წნევის ეფექტური მნიშვნელობა დამოკიდებულია თითოეული კომპონენტის დაცემის θ კუთხეებზე და მათ შორის დიდმა სხვაობამ შეიძლება გამოიწვიოს ფირის შემადგენლობის დიდი ცვლილება. ეს ძირითადად ეხება შენადნობების ფირებს. ქიმიური შენაერთების ფირების შემადგენლობა ნაკლებად მგრძობიარეა ამორთქლებლების განლაგების მიმართ და ორთქლის ნაკადების მკაცრ კონტროლსაც არ მოითხოვს. ეს მოვლენა შეიძლება აიხსნას იმ გარემოებით, რომ შენაერთის კონდენსაციის სიჩქარე, დამოკიდებულია არა მარტო შესაბამისი კომპონენტების ორთქლის წნევების თანაფარდობაზე, არამედ ზედაპირულ სიჩქარეზეც.

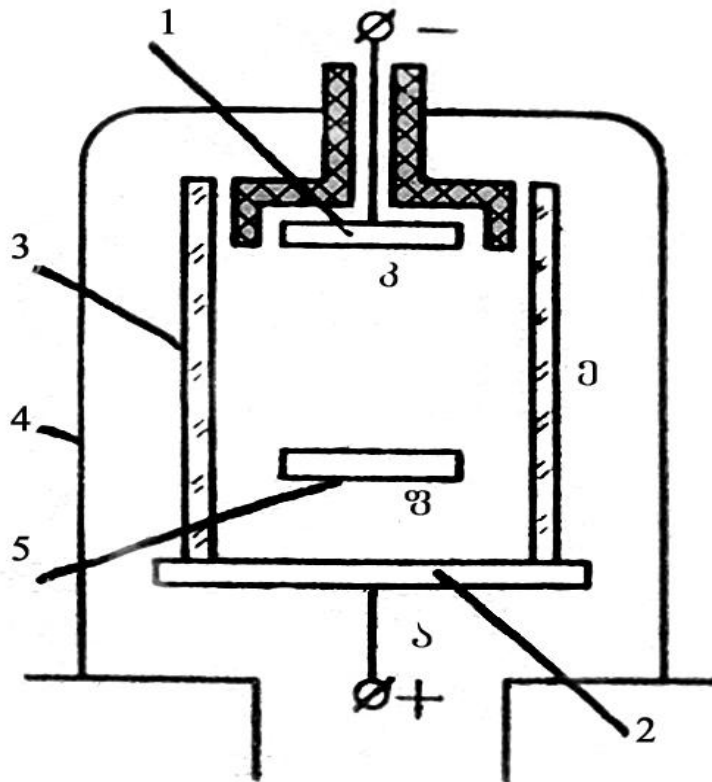
ისევე როგორც კონდენსაციის საჭირო სიჩქარე. დაფენის გეომეტრიული პარამეტრების შერჩევა-დაზუსტება ხდება ძირითადად ემპირიულად არსებული თეორიული მოსაზრებების გათვალისწინებით.

11.2. თხელი ფირების მიღება კათოდური გაფრქვევით

ლითონების თხელი ფირები, რომლებსაც გააჩნიათ აორთქლების მაღალი ტემპერატურა და ორთქლის დაბალი წნევა მიზანშეწონილია მიღებულ იქნან არა ვაკუუმურ-თერმული აორთქლებით, ვინაიდან ეს მოითხოვს მაღალტემპერატურულ ამორთქლებებს, არამედ კათოდური გაფრქვევით, რომლის სქემაც მოყვანილია ნახ. 35-ზე.

კამერის შიგნით განთავსებულია 1 წყლით გაცივებადი კათოდი, რომელიც დამზადებულია ასაორთქლებელი მასალისაგან, ანოდი 2, ფუძემრე 5 და 4 კვარცის ჭიქა. თუ $7,5 \cdot 10^{-4} - 7,5 \cdot 10^{-5}$ მმ.კვ.სვ წნევის დროს ანოდსა და კათოდს შორის მოვდებთ 1-3 კვ ძაბვას კამერაში აინთება მღვივარი განმუხტვა. კამერაში მყოფი სამეშაო აირის, მაგალითად Ar, იონები აჩქარდებიან და ელექტრულ ველში დაიწყებენ კათოდის დაბომბვას და ადგილი ექნება კათოდის მასალის გაფრქვევას, რომელიც გამოილექება ფუძემრეზე. კვარცის ჭიქა კამერას იცავს გაფრქვეული მასალით გაჭუჭყიანებისაგან.

მაღალი სისუფთავის თხელი ფირების მისაღებად საჭიროა შემცირდეს ქიმიურად აქტიური აირების პარციალური წნევა და გაიზარდოს დაფენის სიჩქარე, ამისათვის საჭიროა ვაკუუმურ კამერაში მესამე ელექტროდის შეყვანა და შესაბამისად მეთოდს სამელექტროდული ან როგორც ხშირად უწოდებენ იონურ-პლაზმური მეთოდი ეწოდება. ამ მეთოდის განხორციელებისას მასალის გაფრქვევა ხდება არა კათოდის ბომბარდირებით მღვივარი განმუხტვის ადგზნებული იონებით, არამედ სპეციალური სამიზნის დაბომბვით აირადი განმუხტვის პლაზმის იონებით.

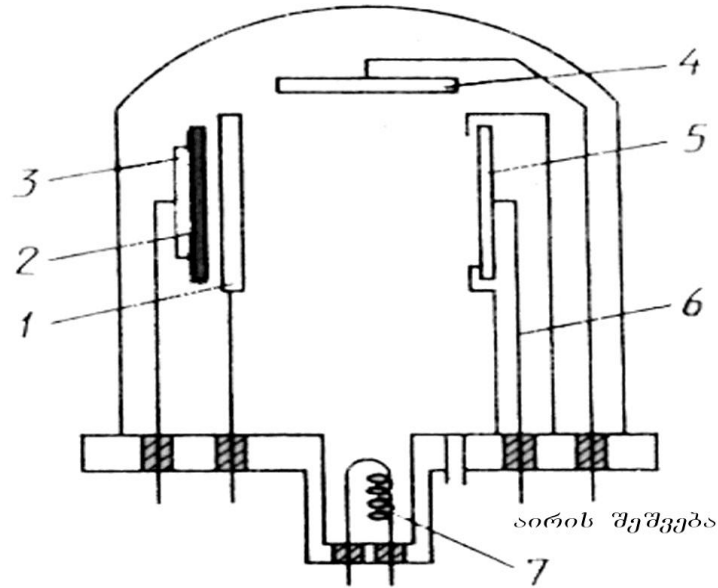


ნახ. 35. კათოდური გაფრქვევის მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარის სქემა:

1 – კათოდი; 2 – ანოდი; 3 – კვარცის ჭიქა; 4 – ვაკუუმური კამერა;
5 – ფუძეშრე

ნახ. 36-ზე ნაჩვენებია იონურ-პლაზმური მეთოდით ფირების მისაღები დანადგარის სქემა.

კამერის ზედა ნაწილში განთავსებულია ანოდი 4, ხოლო ქვედაში ვოლფრამის კათოდი 7. მესამე ელექტროდს წარმოადგენს 5 სამიზნე, რომელიც დასაფენი მასალის წყაროს წარმოადგენს. ფუძეშრე 2 – არის ელექტროდი, რომლის ზედაპირზეც ხდება გაფრქვეული მასალის კონდენსირება. 3 ღუმელის დანიშნულებაა ფუძეშრის გახურება. ფუძეშრის წინ განთავსებულია მოძრავი საფარი 1, ხოლო წყაროს გვერდით უძრავი ეკრანი 6. კამერაში ქმნიან $\sim 1.3 \cdot 10^{-4}$ პა ტოლ ვაკუუმს, ახურებენ ფუძეშრეს და რთავენ კათოდის ვარვარების დენს. კათოდს ახურებენ იმ ტემპერატურამდე, რომელიც საჭიროა მაღალი სიმკვრივის თერმოელექტრული დენის მისაღებად. გახურებულ კათოდსა და ანოდს მოდებენ ძაბვას და კამერაში შეუშვებენ ინერტულ აირს $1.33 (10^{-2}-10^{-1})$ პა წნევით.



ნახ. 36. იონურ-პლაზმური დაფენის დანადგარის სქემა:

- 1 – საფარი; 2 – ფუძეშრე; 3 – ფუძეშრის გამახურებელი ღუმელი; 4 – ანოდი;
 5 – სამიზნე; 6 – უძრავი ეკრანი; 7 – კათოდი

განმუხტვის ანთება ხდება ტესტას მაღალსიხშირული ტრანსფორმატორით, ან შეიძლება ანთება მოხდეს ანოდური ძაბვის მცირე გაზრდით თუ თერმოელექტრონული დენი მაღალია.

განმუხტვისას წარმოქმნილი დაბალი ენერგიის დადებითი იონები ბომბავენ ფუძეშრეს და ასუფთავებენ მას. ამის შემდეგ ასაორთქლებელი მასალის სამიზნეს მოსდებენ უარყოფით პოტენციალს და ხდება ამ უკანასკნელის ბომბარდირება პლაზმის დადებითი იონებით, რომელთა ენერგიაც საკმარისია სამიზნის მასალის გაფრქვევისათვის. სამიზნიდან ამოტყორცნილი ატომები მოძრაობენ სამიზნის პირდაპირ განთავსებული ფუძეშრისაკენ.

აღწერილ სამელექტროდულ სისტემაში მაგნიტური ველის გამოყენება იწვევს კამერაში არსებული ელექტრონების მოძრაობას სპირალური ტრაექტორიით, რაც ზრდის აირის ატომების იონიზაციის ხარისხს.

უნდა აღინიშნოს, რომ სამელექტროდიან სისტემებში გაფრქვევა ხდება 0,67 პა წნევებზე, მაშინ როდესაც ორელექტროდიან სისტემაში ამას ადგილი აქვს 4-6.6 პა წნევებზე. უფრო დაბალ წნევებზე დაფენა აუმჯობესებს ფირის ადგეზიასა და სტრუქტურას, ვინაიდან ამ შემთხვევაში გაფრქვეულ ატომებს გააჩნიათ მაღალი ენერგია და შეუძლიათ ფუძეშრეში შევიდნენ ერთიდან ორ ატომურ ფენამდე.

11.3. ფირების მიღება აირფაზური ეპიტაქსიით

ერთი ნივთიერების კრისტალური ფენის წაზრდას იმავე (ან სხვა) კრისტალის (ფუძემშრის) ზედაპირზე მისი კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის გამეორებით, ანდა ფუძემშრის ზედაპირის კრისტალოგრაფიული სიბრტყის მიმართ სხვა მკაცრად განსაზღვრული ორიენტაციით, ეპიტაქსია ეწოდება (ბერძნული სიტყვებისაგან ეპი – ზედ, ტაქსის – წესიერად განლაგება).

ეპიტაქსიური ფირის მიღების პროცესი მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული ფუძემშრესა და მის ტემპერატურაზე.

როგორც წესი ეპიტაქსიური ფირის მიღება შესაძლებელია მხოლოდ მაშინ, როდესაც ფუძემშრე წარმოადგენს მონოკრისტალს. ამასთან მეცნიერ რუაიეს თანახმად, საფენისა და ფირის კრისტალური მესრის პარამეტრებს შორის განსხვავება არ უნდა აღემატებოდეს 15%-ს თუმცა, როგორც გამოკვლევებმა აჩვენა, მრავალი სისტემისათვის ეს წესი არ სრულდება და ეპიტაქსიური ფირის გაზრდა შეიძლება მაშინაც, როდესაც მესრის პარამეტრებს შორის განსხვავება 15%-ზე მეტია. ეს იმას ნიშნავს, რომ ამ პარამეტრების სიახლოვე, არ წარმოადგენს ეპიტაქსიის მიმდინარეობის არც აუცილებელ და არც საკმარის პირობას.

ეპიტაქსიური წაზრდისათვის იყენებენ სხვადასხვა მეთოდით დამზადებულ ფუძემშრეს: ჰაერზე ან ვაკუუმში გახლეჩილ კრისტალს, ახლად გაზრდილ, მექანიკურად გაპრიალებულ და ქიმიურად ამოჭმულ ზედაპირს და სხვა. ატომურად გლუვ ზედაპირზე ნაწილაკებს გააჩნიათ გაზრდილი ძვრადობა, რაც ხელს უწყობს უფრო სრულყოფილ ეპიტაქსიას.

ფუძემშრის ტემპერატურა, როგორც გამოკვლევებმა აჩვენეს მნიშვნელოვან როლს ასრულებს ეპიტაქსიური ფირების ხარისხზე. ფუძემშრის ტემპერატურის გაზრდა აუმჯობესებს ეპიტაქსიური ფირის სრულყოფას და არსებობს ფუძემშრის გარკვეული კრიტიკული ტემპერატურა, რომელსაც ეპიტაქსიის ტემპერატურა ეწოდება.

მონოკრისტალური ფირი წარმოიქმნება მაშინ, როდესაც ფუძემშრის ტემპერატურა ეპიტაქსიის ტემპერატურაზე მაღალია, ხოლო პოლიკრისტალური – როდესაც ფუძემშრის ტემპერატურა კრიტიკულზე დაბალია. ყოველი წყვილი შესაზარდი ნივთიერებისათვის არსებობს საკუთარი ეპიტაქსიის ტემპერატურა, მაგრამ ეს არ წარმოადგენს ამ წყვილის ერთნიშნა მახასიათებელს და თავის მხრივ, დამოკიდებულია დაფენის სიჩქარეზე, ვაკუუმის ხარისხზე და ფუძემშრის ზედაპირის გაჭუჭყიანებაზე.

ეპიტაქსიური ფირის ხარისხზე დიდ გავლენას ახდენს დაფენის სიჩქარე. საერთოდ დაფენის დაბალი სიჩქარეების დროს მიღებული ფირები უფრო სრულყოფილია, ვინაიდან დაბალი სიჩქარით მზარდი ჩანასახი ორიენტირებულია უფრო სწორად, ვიდრე სწრაფად მზარდი, მაგრამ ზოგიერთ სისტემაში მაღალი

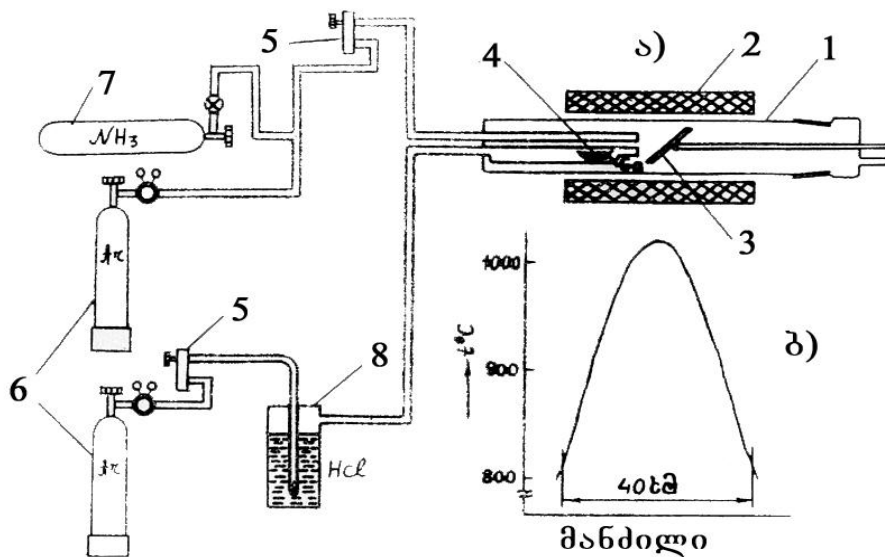
სინქარით დაფენა იწვევს ეპიტაქსიის გაუმჯობესებას. თითქმის ეჭვს არ იწვევს, რომ ეს გარემოება გამოწვეულია არა ჩანასახების ორიენტაციის გაუმჯობესებით, არამედ მათი სიმჭიდროვით.

არსებობს ეპიტაქსიური ფირების გაზრდის ორი მეთოდი: აირფაზური ეპიტაქსია და თხევადფაზური ეპიტაქსია.

აირფაზური ეპიტაქსია არის ეპიტაქსიური ფირის მიღების ისეთი მეთოდი, როდესაც საჭირო შემადგენლობის ფირის მისაღებად გამოყენებული ერთი ან რამდენიმე რეაგენტი აირად ფაზაში იმყოფება და ის ფართოდ გამოიყენება ინტეგრირებული მიკროსქემების ტექნოლოგიაში.

განვიხილოთ გალიუმის ნიტრიდის თხელი ფირების მიღების ტექნოლოგია აირფაზური ეპიტაქსიით.

GaN ეპიტაქსიური ფირის მისაღები დანადგარის სქემა ღუმელის ტემპერატურულ პროფილთან ერთად მოყვანილია ნახ. 37-ზე. გამოყენების წინ (0001) ორიენტაციის მონოკრისტალური საფირონის ფირფიტებს რეცხავენ ჯერ ცხელი $\text{HNO}_3 + 3\text{HCl}$ -ის ნარევეში, სოლო შემდეგ – გამოსხილი წყლით, ათავსებენ რეაქტორის ფუძეშრის სამაგრზე ქვედა მილიდან 20 მმ მანძილზე და დაახლოებით 20 წთ-ის განმავლობაში აშრობენ $\sim 1000^\circ\text{C}$ -ზე სპექტრალურად სუფთა არგონის ჭაველში. კვარცის რეაქტორის ქვედა მილში მის ბოლოსთან ათავსებენ



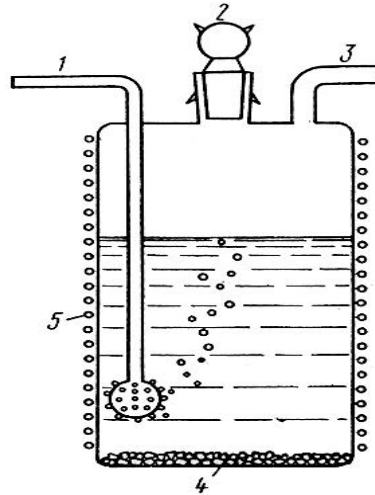
ნახ. 37. გალიუმის ნიტრიდის ეპიტაქსიური ფირის მისაღები დანადგარის სქემა (ა) და ღუმელის ტემპერატურული პროფილი (ბ):

- 1 – კვარცის რეაქტორი; 2 – ღუმელი; 3 – ფუძეშრის სამაგრი; 4 – ნავი ჩანატვირთით; 5 – როტამეტრები; 6 – აირადი არგონი; 7 – თხევადი ამიაკი; 8 – ბარბოტიორი.

კონტეინერს Ga ჩანატვირთით. ჩართავენ ღუმელის ელექტროკვებას და როცა ფუძეშრის ზონაში ტემპერატურა მიაღწევს $\sim 1020^{\circ}\text{C}$ (ამ დროს გალიუმის ზონაში ტემპერატურა უნდა იყოს $\sim 940^{\circ}\text{C}$) დაიწყებენ ამიაკის მიწოდებას 50 ლ/სთ სიჩქარით. ამის შემდეგ იწყებენ HCl-ის ორთქლის მიწოდებას ბარბოტერით მიახლოებით 0,4 ლ/სთ სიჩქარით. პროცესს ატარებენ 25-30 წთ-ის განმავლობაში. მისი დამთავრების შემდეგ ჯერ შეწყვეტენ HCl-ის მიწოდებას, შემდეგ კი ამიაკის მიწოდებასაც და აცივებენ რეაქტორს ოთახის ტემპერატურამდე.

მოცემულ სამუშაოში გამოყენებულია ხელსაწყო ბარბოტერი, რომელიც საშუალებას იძლევა HCl-ის ორთქლი საჭირო კონტროლირებადი რაოდენობით მიეწოდოს რეაქტორს. ნახ. 38-ზე მოყვანილია ბარბოტერის კონსტრუქციის სქემა.

ბარბოტერი წარმოადგენს კვარცის ჭურჭელს 500-750 სმ³ მოცულობით. გადამტანი აირი მასში შედის 1 მილით, რომელიც თითქმის ჭურჭლის



ნახ. 38. ბარბოტერის კონსტრუქციის სქემა:

- 1 – მილი გადამტანი აირის მისაწოდებლად; 2 – სითხის ჩასასხმელი ნახვრეტი; 3 – რეაქტორში ორთქლის მისაწოდებელი მილი; 4 – კვარცის ფხენილი; 5 – ღუმელი

ფსკერამდე მიდის და რომელსაც ბოლოში გააჩნია ნახვრეტებიანი ბურთულა აირის უფრო თანაბარი მიწოდების მიზნით. რეაქტორში HCl ორთქლით გაჯერებული აირის მიწოდება ხდება 3 მილის გავლით. ბარბოტერის ავსება HCl ხდება 2 ნახვრეტით, რომელიც იხურება მჭიდრო საცობით. საჭიროების შემთხვევაში ბარბოტერში მყოფი სითხის გახურება ხდება 4 ნიქრომის სპირალიანი ღუმელით.

11.4. თხელი ფირების სისქის გაზომვის მეთოდები

თხელი ფირების სისქის გაზომვა მაღალი სიზუსტით საკმაოდ რთული ამოცანაა. განვიხილოთ სისქის გაზომვის ზოგიერთი გავრცელებული მეთოდი.

მიკროაწონვის მეთოდი. ვთქვათ ფუძეშრის წონის ნამატი დაფენის პროცესის შემდეგ შეადგენს ΔP მაშინ ფირის სისქე d იანგარიშება ფორმულით.

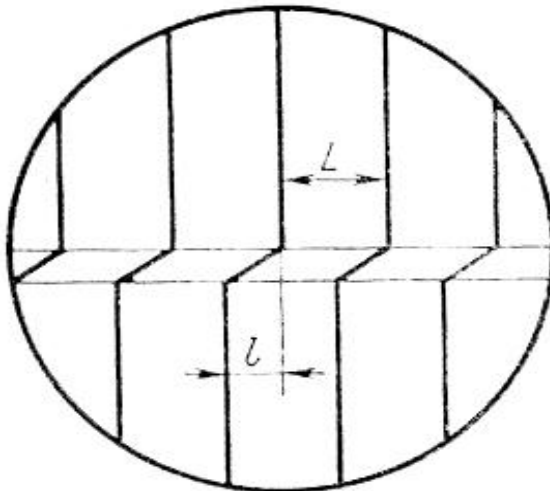
$$d = \frac{\Delta P}{\delta s} \quad (35)$$

სადაც δ არის ფირის მასალის კუთრი წონა; S – ფირის ზედაპირის ფართი.

ამ მეთოდით ფირის სისქის გაზომვისას იგულისხმება, რომ ფირის მასალის სიმკვრივე მასიური მასალის სიმკვრივის ტოლია და ფირის მასალა განაწილებულია თანაბრად.

სასწორის მგრძნობიარობისა და ფირის ფართისაგან დამოკიდებულებით მეთოდის მგრძნობიარობა შეადგენს 1-10 მკმ/მ².

მრავალსიხვიანი ინტერფერომეტრის მეთოდი. მეთოდის არსი მდგომარეობს ფუძეშიდან და ფირის ზედაპირიდან არეკლილი კოჰერენტული სხივების ფაზებს შორის სხვაობის მიღებაში. გაზომვის წინ ნიმუშზე იღებენ ე.წ. საფეხურს – ფირის მკვეთრ გვერდით საზღვარს ფუძეში. ეს მიიღწევა ფუძეში ნაწილობრივ შენიღბვით დაფენის წინ ან დაფენილი ფირის ნაწილობრივი მოშორებით ქიმურად. მორიგეობით განლაგებული ნათელი და ბნელი ზოლები L ბიჯით როგორც ფირის ზედაპირზე ისე ფუძეშივე ერთმანეთის მიმართ წანაცვლებულია l სიდიდით, როგორც ეს ჩანს ნახ. 39-ზე.



ნახ. 39. ინტერფერენციული ზოლების წანაცვლების სურათი

ინტერფერენციული მიკროსკოპით ზომავენ λ წანაცვლებას. ფირის სისქე იანგარიშება ფორმულით

$$d = \frac{\lambda}{2} \cdot \frac{l}{L} \quad (36)$$

სადაც λ არის მონოქრომატული სინათლის ტალღის სიგრძე.

გაზომვის სიზუსტე შეადგენს 2-3 ნმ საუკეთესო ინტერფერომეტრებზე და 15-30 ნმ ჩვეულებრივზე. მიღებული GaN ფირის სისქის გაზომვა ხდება MIII-4 ინტერფერენციული მიკროსკოპით. ფირფიტას, რომელზედაც დაფენილია GaN მოათავსებენ მიკროსკოპის მაგიდაზე ისე, რომ საფეხური დაფენილ ფირსა და ფუძეშრეს შორის მოხვდეს ხედვის არეში და ოკულარში განთავსებული იყოს ვერტიკალურად. ამის შემდეგ აკვირდებიან ინტერფერენციული ზოლების გარდატეხას (ნახ. 22) საფეხურზე. ოკულარ-მიკრომეტრით ზომავენ ჯერ მანძილს ყველაზე ინტენსიურ ხაზსა და მეზობელ ხაზს შორის (ერთი ზოლის შიგნით) – X . შემდეგ განსაზღვრავენ შუა ზოლის წანაცვლებას საფეხურზე – Δx დანაყოფი. ფირის სისქე იანგარიშება ფორმულით $d=0,27\Delta x/x$ მკმ.

ფერების დამზერა. დიელექტრიკული ფირების (SiO_2 , Ae_2O_3 , Si_3N_4 და ა.შ.) სისქის დასადგენად აკვირდებიან ფირის ფერს. თუ ფირის ზედაპირზე სხივის დაცემა ნორმალურთან ახლოსაა და ფირები საკმაოდ თხელია (1 მკმ ნაკლები), მაშინ მანძილი მეზობელ ინტერფერენციულ მაქსიმუმებს შორის იმდენად დიდია, რომ ფირი მთლიანად ერთი ფერისაა. ფირის სისქის გაზრდით ფირის შეფერილობა იცვლება, ამასთან ერთიდაიგივე ფერი შეიძლება განმეორდეს რამოდენიმეჯერ მანამ, სანამ ფირის სისქე $\lambda/4$ -ის ჯერადია. ამიტომ სისქის გასაზომად ფერის მიხედვით უნდა ვიცოდეთ არა მარტო შესაბამისი ფერის ტალღის სიგრძე არამედ ინტერფერენციის რიგიც $K=1,2,3, \dots$ თუ ფირის გარდატეხის მაჩვენებელია n მაშინ ფირის სისქე

$$d = K \frac{\lambda}{4} \cdot \frac{1}{n} \quad (37)$$

სადაც λ მოცემული ფერის შესაბამისი ტალღის სიგრძეა.

მგრძნობიარობა შეადგენს 20-30 ნმ. მისი ნაკლია სუბიექტივიზმი – სხვადასხვა ადამიანები ერთიდაიგივე სისქის ფირის ფერს აღიქვამენ სხვადასხვანაირად.

გრძივი ელექტროწინალობის გაზომვის მეთოდი. დაფენის კამერაში ფუძეშრის მეთოდის გვერდით ათავსებენ ცნობილი გეომეტრიული ზომების მქონე ფირფიტას – „მოწმეს“. გამზომი ხელსაწყო – ბოგირული კომპენსაციური სქემა, დაგრადუირებულია. სისქე იანგარიშება ფორმულით

$$d = \rho \frac{L}{Rh} \quad (38)$$

სადაც ρ – კუთრი წინაღობაა, R – ფირის წინაღობა „მოწმეზე“ კონტაქტებს შორის; L, h – ფირის სიგრძე და სიგანე. მეთოდის მგრძობიარობაა 1-5 ნმ, ხოლო გასაზომი ფირის ზღვრული სისქეა 1-5 ნმ.

ლიტერატურა

1. А. Я. Нашельский. Технология полупроводниковых материалов. М., „Металлургия“, 1972, 432 с.
2. А. Я. Нашельский. Технология полупроводниковых материалов. М., „Металлургия“, 1988, 271 с.
3. К. М. Таиров, В. Ф. Цветков. Технология полупроводниковых и диэлектрических материалов. М., „Высшая школа“, 1983, 252 с.
4. ზ. ჯაბუა, გ. გველესიანი, თ. დადიანი. ლაბორატორიული პრაქტიკუმი ნახევრად გამტარ მასალათა ტექნოლოგიაში (მოცულობითი კრისტალები). თბილისი, სპი, 1988, 92გ.
5. ზ. ჯაბუა, გ. გველესიანი, თ. დადიანი. ლაბორატორიული პრაქტიკუმი ნახევრად გამტარ მასალათა ტექნოლოგიაში თბილისი (დამხმარე სახელმძღვანელო). თბილისი, სპი, 1989, 69გვ.
6. А. Н. Курносоев, В. В. Юдин. Технология производства полупроводниковых приборов и интегральных микросхем. М., „Высшая школа“, 1979, 368 с.
7. Н. Е. Ефимов, Н. Я. Козырь, Ю. Н. Горбунов. Микроэлектроника. М., „Высшая школа“, 1986, 464 с.
8. Л. А. Коледов. Технология и конструкции микросхем, микропроцессоров и микросборок. М., „Радио и связь“, 1989, 400 с.
9. Д. Ферри, Л. Эикерс, Э. Гринич. Электроника ультрабольшых интегральных схем. М., „Мир“, 1991., 328 с.
10. Технология СБИС. Под. редакцией С. Зи. М., „Мир“, 1986 Т1. 408 с. Т. 2. 454 с.
11. Ю. П. Ермолаев, М. Ф. Попомарев. Ю. Г. Крюков. Конструкции и технология микросхем. М., „Советское радио“, 1980, 254 с.
12. Технология тонких пленок. Под. редакцией Л. Маисела, Р. Глэнга. М., „Советское радио“, 1977, Т1. 664 с. Т2. 768 с.
13. A. V. Gigineishvili, Z. U. Dzhabua, K. Davitadze, L. N. Glurdjidze. Optical properties of Tm_2S_3 thin films. Thin Solid Films. 261 (1995), 248-250.
14. З. У. Джабуа. Л. Н. Глурджидзе, Т. О. Дадияни, В. В. Санадзе. Легирование тонких пленок полупроводникового сульфида самария кадмием. Сообщение АН СССР. 104, №3, 1981, с. 666-671.

15. З. У. Джабуа, Т. С. Лочошвили, М. Т. Тетелашвили, К. Д. Давиатадзе, Г. М. Мазмишвили, Л. Н. Глурджидзе. Приготовление тонких пленок полуторного сульфида тулия. Сообщение АН. Грузии. 150, №1, 1994. с. 106-108.

16. Z. U. Jabua, T. O. Dadiani, A. V. Gigineishvili, M. I. Stamateli, T. S. Loshoshvili. Preparation of thin films of praseodymium monoantimonide and its electro physical properties. GEN, №3, 2004, p. 36-39.

17. З. У. Джабуа, Т. О. Дадиани, А. В. Гигинеишвили, М. Ю. Стаматели, К. Д. Давиатадзе, Г. Н. Илуридзе. Оптические и фотоэлектрические свойства нелегированных и легированных кадмием и свинцом тонких пленок полуторного сульфида неодима. ФТТ, 48 (8), 2006, с. 1397-1401.

18. З. Ю. Готра. Технология микроэлектронных устройств. М., „Радио и связь“ 1991, 528 с.