

ელზა სუციშვილი, თანავიზიუალ ქაფუშაქა,
გელა გოლდერძიშვილი

სილიციუმი

მთის ქანებიდან ელექტრონიკამდე

თბილისი
2023

მონოგრაფია მიეძღვნა თანამედროვე ტექნოლოგიებისათვის შეუცვლელი მასალის, სილიციუმის მიღების მეთოდების, თვისებების და გამოყენების აღწერას. მონოგრაფიაში მსოფლიოს მრავალი ქვეყნის მეცნიერების მიერ განხორციელებულ კვლევებთან ერთად აღწერილია შედეგები იმ მრავალწლიანი მეცნიერული კვლევებისა, რომლებიც იქნა ჩატარებული ფ.თავაძის მეტალურგიისა და მასალათმცოდნეობის ინსტიტუტში. ნლების მანძილზე ჩატარებულმა ექსპერიმენტებმა განაპირობა შედეგების გამოქვეყნება მაღალი რეიტინგის საერთაშორისო ჟურნალებში და მოსხენებების წარდგენა საერთაშორისო კონფერენციებზე. დაგროვილი მდიდარი მასალა სილიციუმის შესახებ არ არის განხილული არცერთ მონოგრაფიაში ასეთი სახით. წარმოდგენილი მონოგრაფია, საიმედო ცნობებით სილიციუმზე, მისი ამოუწურავი შესაძლებლობების და მნიშვნელობის წარმოსაჩენად საქართველოსთვის, უდავოდ დაინტერესებს ნახევარგამტარული მასალების სფეროში მომუშავე სპეციალისტებს, მათ შორის ფიზიკოსებს, ქიმიკოსებს, მეტალურგებს, დოქტორანტებს და მაგისტრის და ბაკალავრის ხარისხის მქონე სტუდენტებს.



შოთა რუსთაველის საქართველოს
ეროვნული სამეცნიერო ფონდი

სამეცნიერო ნაშრომის „სილიციუმი მთის ქანებიდან ელექტრონიკამდე“ მონოგრაფიის გამოქვეყნება განხორციელდა საგრანტო პროექტის ფარგლებში შოთა რუსთაველის საქართველოს ეროვნული სამეცნიერო ფონდის ფინანსური მხარდაჭერით (გრანტი SP-22-316, პროექტის სახელწოდება „სილიციუმი მთის ქანებიდან ელექტრონიკამდე“).

© ელზა ხუციშვილი, თენგიზ ქამუშაძე, გელა გოდერძიშვილი, 2023

გამომცემლობა „??????????“, 2023

ISBN 978-9941-????????????

სარჩევი

წინასიტყვაობა	7
შესავალი	11
თავი 1. სილიციუმის თვისებები	15
1.1. სილიციუმის ფიზიკურ-ქიმიური თვისებები	15
1.2. სილიციუმის ნედლი საწყისი მასალა	24
თავი 2. მინარევიანი სილიციუმები	29
2.1. ნივთიერება – მინარევის განზავებული მყარი ხსნარების მაკრო- და მიკრო-ფაზური დიაგრამები	30
2.2. მინარევების ხსნადობა სილიციუმში	33
2.3. სილიციუმის განმენდის პრინციპი კრისტალიზაციით	36
2.4. მინარევების წონასწორული და ეფექტური განაწილების კოეფიციენტი	39
2.5. მინარევების განაწილების კოეფიციენტი მეტალურგიულ სილიციუმში	45
2.6. სილიციუმში მინარევის შემადგენლობის განსაზღვრა	47
თავი 3. მეტალურგიული (ტექნიკური) სილიციუმის მიღება	49
3.1. სილიციუმის მიღება კარბოთერმული აღდგენით	49
3.2. სილიციუმის მიღება მაგნიუმთერმული აღდგენით	51
3.3. სილიციუმის მიღება გავარვარებით	54
3.4. მეტალურგიული სილიციუმის მიღების შესაძლებლობა კაუბადიდან თვითგანვრცობადი მაღალტემპერატურული სინთეზით	55
თავი 4. მეტალურგიული სილიციუმის განმენდის პროცესები	57
4.1. ნახევარგამტარული მასალების ქიმიური სისუფთავე	58
4.2. განცალკავების და განმენდის პროცესების ზოგადი დახასიათება	60

4.3. განმენდის ქიმიური მეთოდები	61
4.4. განმენდის მეტალურგიული მეთოდები	63

თავი 5. „მზიური“ და ელექტრონული სილიციუმის მიღება მრეწველობაში	69
5.1. სილიციუმის გასუფთავების ძირითადი სამრეწველო მიმართულებები	69
5.2. „მზიური“ სილიციუმის ვარგისიანობის ძირითადი კრიტერიუმები	71
5.3. სილიციუმის განმენდა ლითონების ნადნობით	74
5.4. ელექტრონული კლასის სილიციუმის მიღება (EG-Si)	81
5.5. მდულარე ფენის ტექნოლოგია	85
5.6. მონოკრისტალური სილიციუმი	86
5.7. „მონო“ და „მულტი“ კრისტალური სილიციუმის ინოვაციური ტექნოლოგიები	88

თავი 6. სილიციუმის განმენდა მიმართული გამყარებით	94
6.1. მიმართული გამყარებით სილიციუმის განმენდის თავისებურებანი	95
6.2. მეტალურგიული სილიციუმის განმენდა ნორმალური მიმართული გამყარებით მრავალჯერადი გადადნობით	96
6.2.1. მიმართული გამყარების პროცესი	96
6.2.2. განმენდის შედეგები	99
6.3. მეტალურგიული სილიციუმის განმენდა ნორმალური მიმართული კრისტალიზაციით ამონევით ნადნობიდან მადელებლით	103
6.3.1. კრისტალიზაციის პროცესი	104
6.3.2. მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან მიმართული კრისტალიზაციით ერთჯერადი ამონევით განმენდის შედეგები	112
6.3.3. განაწილების კოეფიციენტი მიმართული გამყარებისას	116
6.3.4. მინარევის განაწილება სხმულის გასწვრივ კრისტალის მიმართული გამყარებისას	118
6.3.5. მიკროსტრუქტურა და განმენდის ეფექტურობა	120

6.4. მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან სილიციუმის მიღება ორჯერ ამონევიტით	121
---	-----

თავი 7. მეტალურგული სილიციუმის ნადნობიდან მიმართული კრისტალიზაციით მიღებული კრისტალის რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზი და ინფრანითელი სპექტროსკოპია	124
7.1. რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზი	124
7.2. ნახშირბადის და ჟანგბადის ქცევა სილიციუმში	129
7.2.1. ნახშირბადი სილიციუმში.	131
7.2.2. ჟანგბადი სილიციუმში	136
7.2.3. სილიციუმის დაბინძურება ჟანგბადით და ნახშირბადით	140

თავი 8. სილიციუმის გამოყენება მრეწველობაში.	141
8.1. სილიციუმის გამოყენება მძიმე მრეწველობაში	141
8.2. სილიციუმის გამოყენება როგორც სანვავი	144
8.2.1. სილიციუმის დანვა ჟანგბადში	145
8.2.2. სილიციუმის დანვა წყლის ორთქლში	146
8.2.3. სილიციუმის დანვა აზოტში	147
8.3. სილიციუმის გამოყენება თერმული ენერჯის შენახვის სისტემებში	147

თავი 9. მზის ელემენტები	152
9.1. მზე-ალტერნატიული და განახლებადი ენერჯის წყარო	152
9.2. მზის ენერჯის წყაროები დედამიწაზე და „სათბურის“ ეფექტი.	156
9.3. მზის გამოსხივების მახასიათებლები.	158
9.4. მზის გამოსხივება კოსმოსში და დედამიწის ზედაპირზე	163
9.5. ნახევარგამტარი მასალების შესარჩევი კრიტერიუმები მზის ელემენტისათვის	167
9.6. მზის ელემენტების მუშაობის ძირითადი პრინციპები და ელექტრული პარამეტრები	177
9.7. ფოტოვოლტაიკის მომავალი.	188

თავი 10. სილიციუმის გამოყენება ელექტრონიკაში	196
---	------------

10.1. ელექტრონიკის საფუძვლები	196
10.2. სილიციუმი ელექტრონიკაში	200
10.3. დაჟანგვის პროცესები ინტეგრალური სქემების წარმოებაში და სილიციუმის თერმული სტაბილურობა	205
10.4. სილიციუმის ინფრანითელი ფოტოდეტექტორები	209
დანართი 1. სილიციუმის თვისებები	213
დანართი 2. მეტალურგიულ სილიციუმში შემავალი მინარევების წონასწორული განაწილების კოეფიციენტები და დნობის ტემპერატურები	217
დანართი 3. თანაფარდობა ნივთიერების სისუფთავის განმსაზღვრელ ერთეულებს შორის	218
დანართი 4. სხვადასხვა ტიპის ელექტროსადგურების მახასიათებლები	218
დანართი 5. სხვადასხვა ტალღის სიგრძის მზის გამოსხივების ინტენსიურობის % წვლილი ჯამურ გამოსხივებაში	219
დანართი 6. კოსმოსში და დედამიწის ზედაპირზე მზის გამოსხივების დამახასიათებელი პარამეტრები	219
დანართი 7. დანაკარგები მზის ელემენტის მარგი ქმედების კოეფიციენტში	230
დანართი 8. ამერიკის შეერთებული შტატების უმსხვილესი მზის სადგურები	233
დანართი 9. ჩიპების დეფიციტი	234
დანართი 10. SiO ₂ ფენების სისქის განსაზღვრა Si ფუძეშრეზე ფერთ დღის შუქზე ფლუორესცენციურ განათებაზე	236
ლიტერატურა	238

ქვეყანა, რომელიც მხარს უჭერს სა-
კუთარი სილიციუმის ტექნოლოგიას,
საჩუქრად ღებულობს უპირატესობას
სასიცოცხლოდ მნიშვნელოვან დარ-
გებში, მათ შორის, ელექტრონიკაში

წინასიტყვაობა

ყველასათვის კარგად ცნობილი სილიციუმი ერთ-ერთი ყველაზე
სასარგებლო ელემენტია კაცობრიობისათვის. სილიციუმის ტექ-
ნოლოგიებისა და თვისებების ინტენსიურმა შესწავლამ უკვე გამოიღო
საინტერესო და მნიშვნელოვანი პრაქტიკული შედეგები. მან სრული-
ად შეცვალა ჩვენი ცხოვრების წესი თავისი სხვადასხვა გამოყენებით.
კაჟბადიდან აღდგენილი სილიციუმის ნედლი მასალა ძირითადად
გამოიყენება თანამედროვე მეტალურგიისათვის მეტად მოთხოვნა-
დი და ფასეული სხვადასხვა კომერციული ნაწარმების მისაღებად.
ხოლო, მაღალი სისუფთავის სილიციუმისათვის ყველაზე საინტერე-
სო სფეროა ნახევარგამტარული ტექნოლოგიები. აქ მას მრავალი სამ-
რეწველო გამოყენება აქვს, დაწყებული ყოველდღიური გაჯეტებიდან
უფრო რთულ მზის ელემენტებამდე და სხვა მყარი მდგომარეობის
ნახევარგამტარულ მონყობილობებამდე- ელექტრონიკამდე.

სილიციუმის ტექნოლოგიამ განსაკუთრებით ძლიერი გავლენა
მოახდინა მსოფლიო ეკონომიკაზე ბოლო რამდენიმე წლის განმავ-
ლობაში და იქცა ელექტრონიკის უჩვეულო განვითარების წამყვანი
ძალად. ეს ტექნოლოგია თანდათან გადადის გამოყენების ახალ
სფეროში, რადგან ვითარდება სილიციუმზე დაფუძნებული ახალი
ტექნოლოგიები, როგორცაა მიკროსისტემები, სილიციუმზე და-
ფუძნებული ფოტონიკა, სპინტრონიკა, ბიოლოგიურ-სამედიცინო
მიკროელექტრომექანიკური სისტემები, ნანოსტრუქტურები მათი
პოტენციური ბიოლოგიური გამოსახულებით, სენსორებით, წამ-
ლების მინოდებით და ენერჯის შენახვით და სხვა.

ძალოვან ელექტრონიკაში სილიციუმის საფუძველზე დამზა-
დებულ მძლავრ დიოდებსა და ტირისტორებს დაემატა მძლავრი

ტრანზისტორების ფართო სპექტრი და სხვადასხვა „ძალოვანი“ ინტეგრალური სქემები. დიდი დენების მომხმარე სილიციუმის ელექტრონული მოწყობილობები წარმატებით გამოიყენება ელექტროენერჯის გადასაცემად დიდ მანძილებზე მინიმალური დანაკარგებით, ენერგოტევად და ინტენსიურ მეტალურგიულ და ქიმიურ მრეწველობაში, ტრანსპორტში, ელექტრომომარაგების სისტემებში და სხვა. ამრიგად, ახალი ტექნოლოგიების განვითარების პროცესში მონივნავე პოზიციები უკავია სილიციუმის ტექნოლოგიას. არსებობს მრავალი სახის ნახევარგამტარული მასალა, რომელიც შეიძლება გამოყენებულ იქნას ჩამოთვლილ სფეროებში, მაგრამ არ არსებობს მათი ასეთი მრავალი სახის ფართო სამრეწველო წარმოება. დღეისათვის სილიციუმი შეადგენს ნახევარგამტარული მასალების მთლიანი გამომუშავების დაახლოებით 90%-ს.

ამჟამად სილიციუმის მიღების ტექნოლოგიის დამუშავება და განვითარება ერთგვარი გასაღებია ქვეყნისათვის მნიშვნელოვანი დარგების განვითარებისათვის დაწყებული მძიმე მრეწველობიდან დამთავრებული ოპტოელექტრონიკით და მიკროელექტრონიკით. ნახევარგამტარული ტექნოლოგიებიდან სილიციუმი ძირითადად გამოიყენება ორი მიმართულებით: მზის ენერგეტიკა და ელექტრონული მრეწველობა. ამ დარგებში 1 დოლარის ჩადება გვაძლევს 100 დოლარზე მეტ მოგებას.

სუფთა ეკონომიკური თვალსაზრისის გარდა, სილიციუმის წარმოება სტრატეგიული საკითხია ყველა ქვეყნისთვის, რადგან ეხება ქვეყნის ეკონომიკურ დამოუკიდებლობას და უსაფრთხოებას. აღსანიშნავია, რომ ენერგეტიკული საკითხი განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია საქართველოსთვის, ვინაიდან ჩვენთან მაღალია მზის აქტივობა, ხოლო ორგანული საწვავის ბუნებრივი მარაგი მწირია; მზის ელემენტები განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია ჯარის აღჭურვისთვის.

საქართველოს გააჩნია სილიციუმის წარმოების უნიკალური შესაძლებლობა, რაც განპირობებულია ადგილობრივი საწყისი კვარციტების ნედლეულის მრავალფეროვანი ბაზით და იაფი მუშა ხელით. „ქართული“ სილიციუმის წარმოების დამუშავება და განხორციელება ეროვნული საქმეა. სამწუხაროდ, საქართველოს, რომელსაც გააჩნია უნიკალური შესაძლებლობა აწარმოოს მაღალი სი-

სუფთავის სილიციუმი, არა აქვს საკუთარი სამამულო სილიციუმი. ძნელია შეაფასო სილიციუმის მიღების მიმართულებით კვლევების პრაქტიკული მნიშვნელობა. სპეციალისტების აზრით სილიციუმი იქნება მოწინავე მასალა მომავალი მრავალი ათეული წლების განმავლობაში და არა მარტო მიკროელექტრონიკასა და მზის ენერგეტიკაში, არამედ სხვა, ამჟამად ჯერ შეუსწავლელ სფეროებში, რომლებიც დაკავშირებულია, მაგალითად, კვანტური კომპიუტერების შექმნასთან. სილიციუმის ბაზრის თავისებურებაა ის, რომ მისი წარმოების შესაძლებლობა მსოფლიოში გააჩნია მხოლოდ რამოდენიმე ქვეყანას და შესაფერისი ტექნოლოგიები არ იყიდება.

„ქართული“ სილიციუმის წარმოების დამუშავება და განხორციელება ხელს შეუწყობს ენერგომატარებლების მომწოდებლებსაგან თავის დაღწევას და დამოუკიდებლობის შენარჩუნებას. ამიტომ, მეტად აქტუალურია ახალი, ეკოლოგიურად უსაფრთხო სილიციუმის წარმოების ტექნოლოგიების ძიება და დამუშავება.

დღევანდელი სუფთა სილიციუმის წარმოება მსოფლიო მასშტაბით სრულად ვერ აკმაყოფილებს ნახევარგამტარული მასალების ბაზრის მოთხოვნებს, განსაკუთრებით ელექტრონიკის დარგს. შესაბამისად, სილიციუმთან დაკავშირებული ტექნოლოგიები კვლავ მეცნიერთა და მეწარმეთა ყურადღების ცენტრშია. მიუხედავად III-V და II-VI ტიპის ნახევარგამტარული ნაერთების წარმოებისა და გამოყენების სწრაფი განვითარებისა, ყველა საფუძველი არსებობს იმის დასაჯერებლად, რომ სილიციუმი არა მარტო დღეს, არამედ მომავალშიც საკმაოდ დიდხანს შეინარჩუნებს წამყვან პოზიციას მინისზედა ნახევარგამტარულ ტექნოლოგიებში.

მთავარი ამოცანა, რომლის გადაწყვეტაზეც მუშაობენ დღეს სილიციუმის მსხვილი მწარმოებლები, კვლავ რჩება კონტროლირებადი თვისებებისა და მაღალი სისუფთავის მქონე სილიციუმის მონოკრისტალების მისაღები ტექნოლოგიების მოძიება. სილიციუმის შესახებ დაგროვილი უზარმაზარი სამეცნიერო ლიტერატურული მასალა იძლევა საშუალებას შეჯამდეს და ყველაზე მნიშვნელოვანი კვლევების მიმართულებები აისახოს წარმოდგენილ მონოგრაფიაში.

წარმოდგენილ მონოგრაფიაში განზოგადოებულია ის არსებული ექსპერიმენტული და თეორიული მასალა, რომელიც ეძღვნება

სილიციუმის მიღებას და მის გამოყენებას თანამედროვე ტექნოლოგიებში, ძირითადად ნახევარგამტარულ მრეწველობაში. მონოგრაფიაში წარმოდგენილია სილიციუმის თვისებების შესწავლასა და გამოყენებაზე მსოფლიოს მრავალი ქვეყნის მეცნიერთა მიერ განხორციელებული კვლევების შედეგები იმ მრავალწლიან მეცნიერულ კვლევებთან ერთად, რომელიც იქნა ჩატარებული ფერდინანდ თავაძის მეტალურგიისა და მასალათმცოდნეობის ინსტიტუტის ნახევარგამტარული მასალათმცოდნეობის ლაბორატორიაში (დამუშავებულ იქნა სილიციუმის მიღების ეკოლოგიურად უსაფრთხო მეთოდი, აირადი ფაზის გვერდის ავლით, მიღებულ იქნა მზიური ხარისხის სილიციუმის პოლი- და მონოკრისტალების ლაბორატორიული ნიმუშები და ა.შ.).

წარმოდგენილი მონოგრაფია ასახავს დიდი და მნიშვნელოვანი თემის საკითხებს სახელწოდებით „სილიციუმი“, რომელიც უდავოდ დააინტერესებს ნახევარგამტარული მასალების სფეროში მომუშავე სპეციალისტების ფართო სპექტრს, მათ შორის ფიზიკოსებს, ქიმიკოსებს, მეტალურგებს, დოქტორანტებს, მაგისტრის და ბაკალავრის ხარისხის მქონე სტუდენტებს.

შესავალი

დღეს არავის ეპარება ეჭვი, რომ ნახევარგამტარული ხელსაწყოები თანამედროვე ტექნოლოგიების ერთ-ერთ მთავარ ელემენტად იქცა. მართლაც, ელექტრონიკამ და განსაკუთრებით მისმა თანამედროვე განშტოებებმა მიკროელექტრონიკამ და ოპტოელექტრონიკამ გადამწყვეტი გავლენა მოახდინა ტექნოლოგიის მრავალი დარგის განვითარებაზე. კომპიუტერების შექმნა, ინფორმაციის გავრცელება, სამედიცინო მომსახურება, ტრანსპორტი, სწრაფქმედება კრიზისების დროს, ეკონომიკა და ა.შ. წარმოუდგენელია ნახევარგამტარების გარეშე. ამიტომ, მათი შესწავლა და გამოყენების სფეროს გაფართოება გრძელდება.

ნახევარგამტარების ტექნოლოგია მეცნიერების ის დარგია, რომელიც თავისი განვითარების ტემპით და მნიშვნელობით უსწრებს მეცნიერების სხვა მრავალ დარგს. ნახევარგამტარი, ფუნქციონირებს რა როგორც გამტარის და იზოლატორის ჰიბრიდი, არის თანამედროვე ელექტრონული ხელსაწყოების ძირითადი კომპონენტი, მათ შორისაა ჩიპები, დიოდები, ტრანზისტორები და ინტეგრალური სქემები. ნახევარგამტარების ფუძეზე წარმოიშვა მრავალი ახალი ტექნოლოგია, რობლებმაც გარდაქმნეს საზოგადოების ცხოვრება უკეთესობისკენ. ამ ტექნოლოგიებს შორის არის კომუნიკაციის სისტემები, კომპიუტერული ტექნოლოგია, ინტერნეტი, ჯანდაცვა, სამხედრო სისტემები, ტრანსპორტი, ეკოლოგიურად უსაფრთხო ენერგია, ავტომატიზირებული მონყობილობები და უამრავი სხვა.

სილიციუმი მნიშვნელოვან როლს თამაშობს თანამედროვე მზის ენერგეტიკაშიც, რომლის განვითარება განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია ჩვენი ქვეყნისთვის, რომელიც გამოირჩევა მზის ენერგიის მაღალი რესურსით. ნახევარგამტარული ტექნოლოგიების განვითარება მომგებიანია ნებისმიერი ქვეყნის ეკონომიკის განვითარებისთვის, ეროვნული უსაფრთხოებისთვის და გლობალური კონკურენტუნარიანობისთვის. ნახევარგამტარების უდიდესი პოტენციალის გამოვლენა ჯერ კიდევ წინაა. ნახევარგამტარების ტექნოლოგიის და მასთან დაკავშირებული დარგების (ენერგეტიკა,

ელექტრონიკა, მანქანათმშენებლობა და მრავალი სხვა) განვითარება მჭიდროდა დაკავშირებული და განისაზღვრება ნახევარგამტარული მასალების მიღების ტექნოლოგიის განვითარების დონით.

ისტორიულად, პირველი ნახევარგამტარული მასალა შესაბამისი მოწყობილობების განვითარების ადრეულ ეტაპებზე იყო გერმანიუმი და შიეკმნა გერმანიუმის წერტილოვანი და შენადნობის ტრანზისტორები. თუმცა, გერმანიუმი მალე შეცვალა სილიციუმმა, რომელსაც აღმოაჩნდა ისეთი მნიშვნელოვანი თვისებები ხელსაწყოთმშენებლობისთვის, როგორცაა ჟანგვის გარემოში სილიციუმის ოქსიდში ამორფული თხელი, გამძლე და ტენიანობის სანინალმდეგო დიელექტრიკული ფენის მიღების შესაძლებლობა, შესაბამისად მდგრადობა ზედაპირის დაბინძურების მიმართ და აგრეთვე დიდი აკრძალული ენერგეტიკული ზონა. დიდი აკრძალული ზონის სიგანე უზრუნველყოფს ძირითადი და არაძირითადი დენის მატარებლების დაბალ კონცენტრაციას და უფრო მაღალი წინააღმდეგობის მქონე რეზისტორების შექმნის შესაძლებლობას იძლევა; აგრეთვე უზრუნველყოფს დაბალი გაჟონვის დენებს $p-n$ გადასვლებში; იძლევა შესაძლებლობას გამოყენებულ იქნას უფრო მაღალი სამუშაო ტემპერატურა და კუთრი დატვირთვები.

დღეს, სილიციუმი პრივილიგირებული შერჩეული ნახევარგამტარია მთელი რიგი სხვა მნიშვნელოვანი თვისებების გამოც. ამრიგად, სილიციუმი არის ერთერთი ძირითადი ნახევარგამტარული მასალა, რომელზეც დაფუძნებულია დღეს არსებული თანამედროვე მიწისზედა ნახევარგამტარული ტექნოლოგიები, რამაც მკვეთრად შეცვალა ჩვენი ცხოვრება.

მრავალი წლის განმავლობაში სილიციუმის მიღების და თვისებების კვლევის შედეგები დიდი წარმატებით აღინიშნება. მიღწეულია მნიშვნელოვანი შედეგები მაღალი ქიმიური სისუფთავის და სტრუქტურის მქონე სილიციუმის წარმოების მეთოდების გაუმჯობესებაში. მიღებულია სილიციუმი, რომელსაც აქვს კუთრი წინააღმდეგობა ოთახის ტემპერატურაზე ახლო საკუთარ წინააღმდეგობასთან (230000 ომ²სმ). დადგენილია პირობები, რომლებიც უზრუნველყოფენ პრაქტიკულად დისლოკაციისგან თავისუფალი სილიციუმის კრისტალების წარმოებას. თუმცა, სილიციუმის წარმოების მეთოდებისა და ტექნოლოგიური პროცესების საბოლოო სრულყოფამდე ჯერ კიდევ შორსაა. ამაზე მეტყველებს

ის უამრავი ნაშრომი, რომელთა გამოქვეყნება გრძელდება და ის ახალი მიმართულებები სილიციუმის წარმოებაში, რომელსაც აყალიბებენ კომპანიები, მაგალითად *ECM GREENTECH* კომპანიის „*Crystalmax*“ ტექნოლოგია და მრავალი სხვა.

მიუხედავად სილიციუმის წარმოების უზარმაზარი მოცულობისა, რამოდენიმე წელია, რაც სამომხმარებლო ელექტრონიკის მწარმოებლები განიცდიან ჩიპების მზარდ დეფიციტს: გაიზარდა მოთხოვნა სმარტფონებზე, ლეპტოპებზე, დესკტოპზე, სმარტ ტელევიზორებზე, მანქანებსა და ინტერნეტთან დაკავშირებულ მოწყობილობებზე. თითოეული ასეთი მოწყობილობა მუშაობს ჩიპზე ანუ ითხოვს უმაღლესი სისუფთავის სილიციუმს. ვიდრე გაირკვევა და გადაწყდება დეფიციტის რეალური მიზეზი, უდავო ფაქტია სილიციუმი კვლავ რჩება შეუცვლელ მასალად თანამედროვე ახალი ტექნოლოგიებისათვის, რაც ითხოვს სილიციუმის კრისტალების ზრდის ახალი მეთოდების შემუშავებას, მათი ერთგვაროვნობისა და სტრუქტურული გაუმჯობესების მიზნით.

წარმოდგენილი მონოგრაფია გარკვეულწილად ასახავს სილიციუმის კრისტალების წარმოების ტექნოლოგიის მუდმივად გაუმჯობესების ამჟამინდელ მდგომარეობას, ისევე როგორც მისი თვისებების გამოკვლევას და გამოყენებას. მონოგრაფია მოიცავს 10 თავს.

პირველ თავში შეჯამებულია სილიციუმის ფიზიკურ-ქიმიური თვისებები, მისი გავრცელება ბუნებაში და პოზიცია ალმასის-მსგავსი ნახევარგამტარების ოჯახის ჯგუფში.

მეორე თავი ეძღვნება სილიციუმის ტექნოლოგიის ერთ-ერთ უმნიშვნელოვანეს პრობლემას, რომელიც დაკავშირებულია მასში უამრავ არაკონტროლირებადი მინარევების არსებობასთან. მინარევების შემცველობა სილიციუმის კრისტალში უპირობოდ განსაზღვრავს მის თვისებებს და გამოყენების დარგს. განიხილება სილიციუმი-მინარევის სისტემის ფიზიკურ-ქიმიური თვისებები, კერძოდ, მაკრო და მიკრო ფაზური დიაგრამები, მინარევების ხსნადობის თავისებურებანი სილიციუმში, მათი განაწილების კოეფიციენტები, მინარევების იდენტიფიკაციისა და სილიციუმის მათგან განმეიდის პრინციპები.

მესამე თავში განიხილება მთის ქანებიდან სილიციუმის ალდგენის პროცესები, ანუ მეტალურგიული სილიციუმის მიღების

გავრცელებული ლითონთერმიის და კარბოთერმიის ტექნოლოგიების გარდა სხვა მეთოდებიც, მათ შორის, გავარვარებისა და თვითგანვრცობადი მაღალტემპერატურული სინთეზი.

მეოთხე თავში განხილულია მეტალურგიული სილიციუმის განმენდის პროცესების თავისებურებები. მინარევების მოშორება სილიციუმიდან უმნიშვნელოვანესი საკითხია ნახევარგამტარული სილიციუმის ხარისხის გაუმჯობესების ზოგად პრობლემებს შორის. თავში მოცემულია სილიციუმის განმენდის მეთოდოლოგიური საკითხების აღწერა. ზუსტად ამ განმენდის პროცესების სრულყოფამ უზრუნველყო სილიციუმის წამყვანი როლი თანამედროვე ელექტრონულ მრეწველობაში.

ამ საკითხისადმი მიძღვნილ „ზღვა“ არსებული მასალიდან, ძირითადად ყურადღება ეთმობა სილიციუმის მიღების ისეთ მეთოდებს, რომლებიც უზრუნველყოფენ მასში მინიმალური მინარევების შემცველობას. სილიციუმის გამოყენების შემდგომი გაფართოებისთვის საჭიროა გაიზარდოს კვლევები არაკონტროლირებადი მინარევების იდენტიფიკაციის მიმართულებით.

მეხუთე თავში განიხილება სილიციუმის გასუფთავების ძირითადი სამრეწველო გამოცდაგავლილი ტექნოლოგიური მიმართულებები „მზიური“ და „ელექტრონული“ სილიციუმის მისაღებად.

მექექსე თავი ეძღვნება სილიციუმის განმენდის მეთოდს- მიმართულ გამყარებას ანუ მიმართულ კრისტალიზაციას. ეს ის მეთოდია, რომელიც საფუძვლად უდევს სილიციუმის განმენდის მრავალფეროვან ტექნოლოგიურ პროცესებს. ეს მეთოდი განსაკუთრებულ ყურადღებას იპყრობს იმის გამოც, რომ ეფექტურია გარდამავალი ლითონების მოსაშორებლად, რაც კრიტიკულია სილიციუმის წარმოებაში. ეს ის მინარევებია, რომელნიც მოქმედებენ მზის ელემენტებში როგორც არაძირითადი მუხტის მატარებელთა რეკომბინაციის ცენტრები.

მეშვიდე თავში მოყვანილია სილიციუმის განმენდის პროცესის მაკონტროლებელი მეთოდების რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზის და ინფრანითელი სპექტროსკოპიის თავისებურებები სილიციუმისათვის.

მერვე, მეცხრე და მეთათე თავებში განიხილება სილიციუმის გამოყენება მძიმე მრეწველობაში და ნახევარგამტარულ ტექნოლოგიებში. მონოგრაფიას თან ახლავს 10 დანართი.

თავი 1

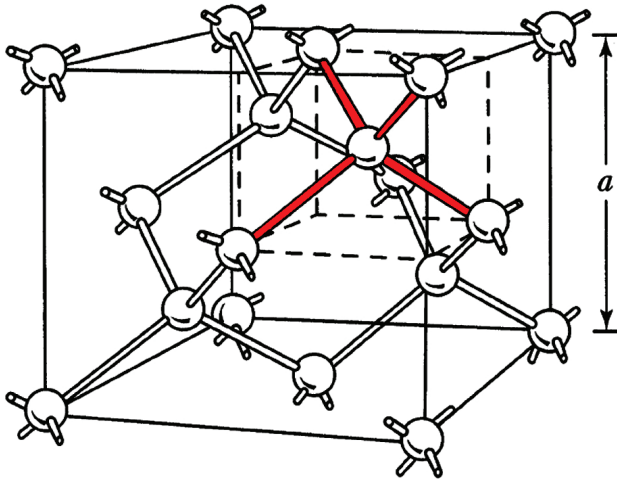
სილიციუმის თვისებები

1.1. სილიციუმის ფიზიკურ-ქიმიური თვისებები

სილიციუმი, Si (ლათინურად *silex* ქართულად ნიშნავს კაყს) ატომური ნომრით 14 და ატომური წონით 28.09 არის მსუბუქი მეორე ელემენტი პერიოდული სისტემის IVA ჯგუფში. ის მყიფე და ნაცრისფერი მასალაა (მონოკრისტალს კი აქვს ფოლადის ბზინვარება) და მოიცავს 10 ცნობილ იზოტოპს. სილიციუმი ტექნოლოგიურად ადვილად დასამუშავებელი და ნაკლებად ხარჯიანი მასალაა და დიდი რაოდენობით არის დედამიწის ქერქში. სილიციუმის ძირითადი ფიზიკურ-ქიმიური თვისებები მოყვანილია 1ა დანართში [1].

კრისტალური მესერი. სილიციუმს აქვს ალმასის ტიპის კუბური წახნაგცენტრირებული კრისტალური მესერი პარამეტრით $a=5.4307\text{\AA}$ ატმოსფერულ წნევაზე. მაღალი წნევის 15 გიგაპაპირობებში მესერი გარდაიქმნება მოცულობით ცენტრირებულ მესერად. სილიციუმის მესერის პარამეტრი 300K-1500K ტემპერატურულ ინტერვალში მოყვანილია 1ბ დანართში [2]. ქიმიური კოვალენტური ბმების გასაჯერებლად, სილიციუმის კრისტალში თითოეული ატომი დაკავშირებულია ოთხ მეზობელ ატომთან (ნახ. 1.1). ყოველ ორ მეზობელ ატომს აქვს ორი საერთო ელექტრონი, რომლებიც ბრუნავენ ორივე ბირთვის გარშემო. სილიციუმი, როგორც ელემენტი, რომლის ყოველი ატომი ქმნის ქიმიურ კავშირებს სხვა ატომებთან 4 ელექტრონით, სტაბილურია ტეტრავეალენტურ მდგომარეობაში. ალმასის ტიპის კრისტალური სტრუქტურა, რომელსაც იღებს სილიციუმი, როცა გადადის მყარ მდგომარეობაში ნადნობიდან, განაპირობებს, იმას, რომ სილიციუმში ფორმირდება sp^3 ჰიბრიდიზაცია.

ჰიბრიდიზაციის გამო სილიციუმის კრისტალური მესერი არ არის მჭიდრო წყობის სტრუქტურა და ის მხოლოდ 34%-ით სავსე სივრცეა, დანარჩენი ღია სივრცეა.



ნახ.1.1. სილიციუმის კრისტალური სტრუქტურა

მინარეების არსებობა არღვევს მესერის პარამეტრს და ქმნის ლოკალურ ძაბვებს მესერის კვანძებთან იმისდა მიხედვით თუ როგორ პოზიციას იკავებს მინარევი ჩანაცვლებით თუ ჩანერგვით.

მოცულობითი თვისებები. სილიციუმს, კრისტალდება რა გიგანტურ კოვალენტურ სტრუქტურად (სტანდარტულ პირობებში), კონკრეტულად ალმასის მესერის სახით, აქვს მაღალი დნობის ტემპერატურა 1414°C , რადგან დიდი ენერგიაა საჭირო მტკიცე კოვალენტური ბმების გასახლეჩად და მყარი სილიციუმის დასადნობად.

სილიციუმის სიმკვრივე 2.329გ/სმ^3 (300K) მეტყველებს მის სიმყიფეზე. ტემპერატურის მატებასთან ერთად სილიციუმის სიმკვრივე იზრდება 2.49გ/სმ^3 – 2.53გ/სმ^3 -მდე საკოორდინაციო რიცხვის გაზრდის გამო. ამიტომ, გაციებისას სილიციუმი იმატებს მოცულობაში, ხოლო გადნობისას მცირდება (მოცულობის ეს კლება 9%-10%-ია). ანუ, როგორც ნახევარგამტარული მასალა, სილიციუმი დნობისას იკუმშება და ფართოვდება გამყარებისას.

კოვალენტური კავშირი განაპირობებს სილიციუმის მაღალ სისალეს. როგორც სხვა ნახევარგამტარული მასალა, სილიციუმი, თუნდაც მინარევის მცირე შემცველობისას, მყიფეა. სილიციუმი

სტაბილურია ჰაერზე გახურებისას 900°C -მდე, ხოლო გახურებისას 800°C -ზე ზემოთ ის ხდება პლასტიური.

ქიმიური თვისებები. ქიმიური თვისებების თვალსაზრისით სილიციუმი, განსაკუთრებით კრისტალური სახით, საკმაოდ ინერტული ნივთიერებაა და ქიმიურ რეაქციებში რთულად შედის. მცირე ქიმიური აქტიურობა ოთახის ტემპერატურაზე და სტაბილურობა ჰაერზე გახურებისას 900°C -მდე გამოწვეულია არა იმდენად ინერტულობით, არამედ იმით, რომ ჰაერზე სილიციუმი დაფარულია დიოქსიდის ფენით. ის მდგრადია თითქმის ყველა მჟავას მიმართ და უშუალოდ უერთდება მხოლოდ ფტორს. მჟავებიდან სილიციუმზე მოქმედებს მხოლოდ ფთორწყალბადმჟავას და აზოტმჟავას ნარევი ($\text{HF} + \text{HNO}_3$). ეს ნარევი ($\text{HNO}_3:\text{HF}=2:1$) გამოიყენება სილიციუმის ზედაპირის პოლირებისთვის, ხოლო მიკროსტრუქტურის გამოსავლენად გამოიყენება $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH} = 3:5:3$ ხსნარი. ტუტე ხსნარებთან სილიციუმი ენერგიულად რეაგირებს და კარგად იხსნება. ამ შემთხვევაში წყალბადი გამოიყოფა და წარმოიქმნება სილიციუმის მჟავას მარილები: $\text{Si} + 2\text{KOH} + \text{H}_2\text{O} = \text{K}_2\text{SiO}_3 + 2\text{H}_2$. წყალბადის ზეჟანგი აჩქარებს სილიციუმის დაშლას ტუტეში. ამიტომ, ტუტე ხსნარები გამოიყენება სილიციუმის ზედაპირის დაბინძურებისგან გასაწმენდად და მიკრო და მაკროსტრუქტურის გამოსავლენად.

სილიციუმი ადვილად იხსნება გამდნარ ლითონებში და წარმოქმნის შენადნობებს, მათ შორის, ყველაზე გავრცელებულია სილუმინი (სილიციუმის შენადნობი ალუმინთან), ფეროსილიციუმი (სილიციუმის შენადნობი რკინასთან). დიდი მნიშვნელობა აქვს იმას, რომ სილიციუმს შეუძლია მრავალი ნაერთის წარმოქმნა უჩვეულოდ სასარგებლო თვისებებით. ეს არის სილანები, სილიციდები, დიოქსიდი და სხვადასხვა სილიკატები. სილიციუმის და მისი ნაერთების უნარი წარმოქმნას რთული მყარი ხსნარები პრაქტიკულად უსასრულოა, რაც შესაძლებელს ხდის მიღებულ იქნას შუშის, ქვის და კერამიკის უსასრულოდ მრავალფეროვანი ვარიაციები.

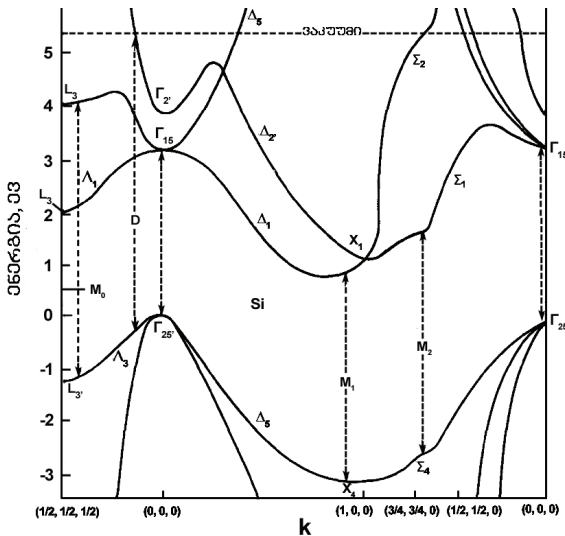
სილიციუმი ორი ალოტროპული ფორმით არსებობს, თანაბრად სტაბილურ ნორმალურ ტემპერატურაზე: ამორფული და კრისტალური. ამორფული სილიციუმი არის ყავისფერი ფხვნილი, წყალში უხსნადი. კრისტალური სილიციუმის რეაქტიულობა გაცილებით დაბალია, ვიდრე ამორფული სილიციუმის.

სილიციუმი არ რეაგირებს ფოსფორთან, დარიშხანთან და ანტი-

მონთან მათ დულილამდე; ბორთან კი ნაერთებს წარმოქმნის მხოლოდ ძალიან მაღალ ტემპერატურაზე (2000°C).

სილიციუმისთვის მჟანგავი თვისებები ნაკლებადაა დამახასიათებელი, მაგრამ ისინი სილიციდების წარმოქმნისას ლითონებთან რეაქციაში ვლინდება. სილიციუმი გამოიყენება ოქსიდებისგან ლითონების აღსადგენად. რეაქციებში მას შეუძლია გამოავლინოს როგორც ჟანგვითი, ასევე აღმდგენი თვისებები; აღმდგენი თვისებები სილიციუმში უფრო გამოხატულია.

ლითონებთან სილიციუმი წარმოქმნის ნაერთებს, რომლებსაც სილიციდები ეწოდება. ეს ნაერთებია Mg_2Si , Fe_2Si , $FeSi$, $FeSi_2$, $FeAlSi$, $CoSi$, $NiSi$, $CaSi_2$, $Cu_{15}Si_4$ და $CoSi_2$. ფეროსილიციუმი ძირითადად შედგება $FeSi$ ნაერთისგან. კალციუმის სილიციდი $CaSi_2$ წარმოიქმნება კირის, სილიციუმის დიოქსიდისა და ნახშირის ნარევის ელექტრო ლუმელში გაცხელებით. ნახშირბადთან ერთად სილიციუმი ქმნის სილიციუმის კარბიდს SiC .

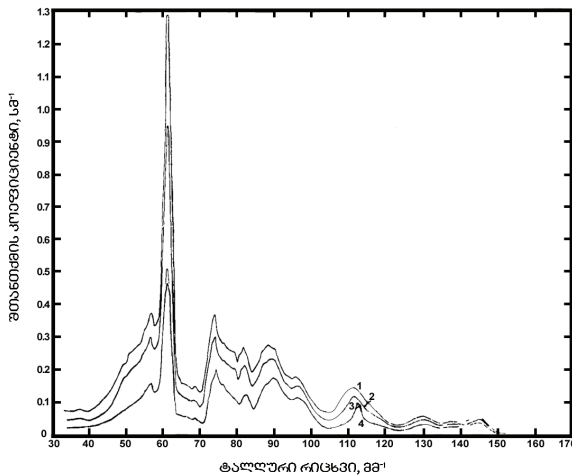


ნახ.1.2. სილიციუმის ენერგეტიკული სტრუქტურა ბრილუენის ზონის სიმეტრიის მთავარი ღერძების გასწვრივ, გამოთვლილი ფსევდოპოტენციალის მოდელით. ისრებით აღნიშნულია ზონებს შორის პირდაპირი გადასვლები, რომლებიც განსაზღვრულია საკუთარი შთანთქმის სპექტრებიდან [3]

ენერგეტიკული სტრუქტურა. სილიციუმი მონოკრისტალური სახით არის არაპირდაპირი ენერგეტიკული ზონის ($k=0$) მქონე ნახევარგამტარი. სუფთა სილიციუმი ნახევარგამტარია აკრძალული ზონით $E_g=1.12$ ევ (300K) და 1.17ევ(0K). ნახ.1.2-ზე წარმოდგენილია სილიციუმის ენერგეტიკული ზონები [3].

ოპტიკური თვისებები. სილიციუმი გამჭვირვალეა ინფრანითელი გამოსხივების მიმართ დაწყებული 1.1მკმ ტალღის სიგრძიდან, რაც გამოიყენება ინფრანითელ ოპტიკაში. მზის ელემენტებსა და ფოტოგამტარ ხელსაწყოებში გამოყენებისას განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია სილიციუმის ოპტიკური შთანთქმის/გაშვების სპექტრები 0.4მკმ–1.5მკმ ტალღების სიგრძის უბანში.

სილიციუმის მონოკრისტალების შთანთქმის სპექტრები 2მკმ-30მკმ ტალღის სიგრძეების უბანში 20K-365K ტემპერატურულ ინტერვალში (ნახ.1.3) ავლენენ რამდენიმე შთანთქმის ზოლს [4] (დანართი 1გ). ძირითადი შთანთქმის ზოლების მდებარეობა და ტემპერატურული დამოკიდებულება მრავალფონონური ურთიერთქმედების შედეგია. შთანთქმის სპექტრები იდენტურია ყველა გამოკვლეულ ტემპერატურაზე, განსხვავებაა მხოლოდ პიკების სიმაღლეში.



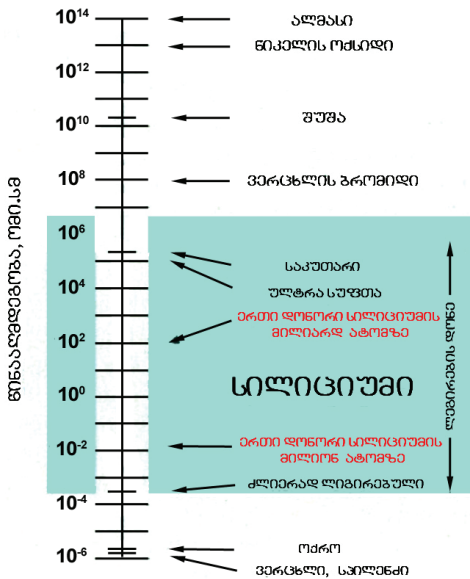
ნახ.1.3. სილიციუმის მესერის შთანთქმის ზოლები, T,K:1-365; 2-290; 3-77; 4-20 [4]

შედარებით მაღალი გარდატეხის მაჩვენებელი ზღუდავს სილიციუმის გამოყენებას ოპტიკურ ხელსაწყოებში. მზის ელემენტებში სილიციუმი იძლევა იმის საშუალებას, რომ დანაკარგები არეკვლაზე იყოს მინიმალური.

ელექტრული თვისებები. სუფთა სილიციუმი საკუთარი ნახევარგამტარია, რაც ნიშნავს, რომ ლითონებისგან განსხვავებით მასში მუხტის მატარებლები (ელექტრონები და ხვრელები) თავისუფლდებიან ატომებიდან სითბოთი ან გამოსხივებით და სილიციუმში არც ისე დიდი აკრძალული ზონის ($E_g=1.12$ ევ, $T=300$ K) გამო ელექტრონები ოთახის ტემპერატურაზე უკვე იკავებენ გამტარობის ზონას. ამიტომ, ულტრა სუფთა სილიციუმში ოთახის ტემპერატურაზე საკუთარი დენის მატარებელთა კონცენტრაცია ტოლია $1.45 \cdot 10^{10}$ სმ⁻³. ეს ნიშნავს, სილიციუმის დაახლოებით 10^{22} ატომები/სმ³ ატომების რაოდენობიდან ყოველი 10^{12} სილიციუმის ატომებიდან 1 ატომი იონიზირებულია. მართალია, სილიციუმის აკრძალული ზონის სიგანე ტოლია 1.12ევ, მაგრამ 3.6ევ ენერგია სჭირდება ატომის იონიზაციას. დანარჩენი ენერგია იხარჯება ფონონის აგზნებაზე (სითბოზე).

სილიციუმის კუთრი ელექტრული წინაღობა $>10^6$ ომ·სმ. სუფთა და დონორით ლეგირებული სილიციუმის მონოკრისტალების ელექტრული წინაღობის შედარება ლითონების და დიელექტრიკების ელექტრულ წინაღობასთან ნაჩვენებია ნახ.1.4-ზე [5].

კრისტალდება რა ალმასის მსგავს სტრუქტურაში, სილიციუმის თითოეული ატომი ხვდება მსგავსი ატომების ტეტრაედრულ გარემოში ოთხი მიმართულების ბმით. ამ ბმების კომბინაცია კრისტალში აყალიბებს ხისტი მიმართულების კოვალენტური ბმების იზოტროპულ კარკასს. კოვალენტური ბმები კი ის ბილიკებია, რომლებზეც დენის მატარებელს (ელექტრონს ან ხვრელს) შეუძლია გადაადგილება. სუფთა სილიციუმში ელექტრონული ბმების ასეთ ბუნებასთან და სივრცით განლაგებასთან დაკავშირებულია დენის მატარებელთა ძვრადობის დიდი მნიშვნელობა [6, 7].



ნახ.1.4. სუფთა და დონორით ლეგირებული სილიციუმის მონოკრისტალების ელექტრული წინაღობა ლითონების და დიელექტრიკების ელექტრული წინაღობასთან შედარებით [5]

სილიციუმის თვისებები განისაზღვრება მინარევებით, რაც შესაძლებელს ხდის სასურველი თვისებების მქონე სილიციუმის კრისტალების მიღებას. ელემენტარული Si ის ნახევარგამტარია, რომელიც ადვილად ლეგირდება მინარევით ორივე p - და n - ტიპის გამტარობის მისაღებად. B, Al, In და Ga დამატება შესაძლებელს ხდის ხვრელური გამტარობის მქონე, ხოლო P, As, Sb-ელექტრონული გამტარობის მქონე სილიციუმის კრისტალის მიღებას [8-11]. მალეგირებელი ატომები ჩანაცვლებენ სილიციუმის ატომებს და იკავებენ მათ ადგილს კრისტალურ მესერში. ძირითადად n - ტიპის სილიციუმის მისაღებად გამოიყენება ფოსფორი (ხუთვალენტიანი ჩანაცვლების დონორი), ხოლო p - ტიპის სილიციუმის- ბორი (სამვალენტიანი ჩანაცვლების აქცეპტორი). ჩვეულებრივ მათი კონცენტრაცია არ აღემატება 10^{-8} ატ%.

მნიშვნელოვან ფიზიკურ მოვლენას აქვს ადგილი n - და p -ტიპის უბნებს შორის ნახევარგამტარში, კერძოდ სილიციუმში, როცა ის ლეგირებულია დონორით და აქცეპტორით. მიღებული p - n გადასვლები ძლიერ არანრფივია მუხტების გადატანის პროცესში. შედე-

გად მიიღება გამმართვა დიდი დენის ნაკადით, როცა დადებითი პოტენციალი მოდებულია p უბანზე და ძალიან მცირე დენი გადაკვეთს $p-n$ გადასვლას საპირისპირო n პოლარობისკენ.

სილიციუმის დენის მატარებლების მაღალმა ძვრადობამ და $p-n$ გადასვლის მიღების შესაძლებლობამ შესაძლებელი გახადა Si -ის საფუძველზე შექმნილიყო ელექტრონიკის უმნიშვნელოვანესი ელემენტები, ანუ ისეთი ნახევარგამტარული მოწყობილობები, როგორცაა მძლავრი გამმართველები და კრისტალური გამაძლიერებლები (ტრანზისტორები).

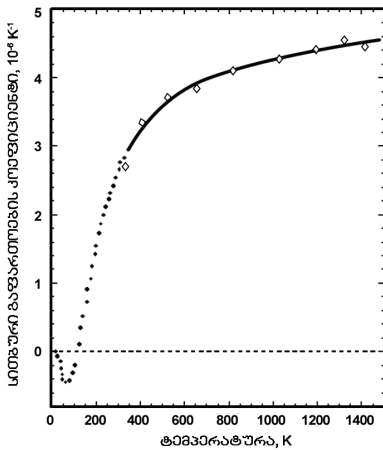
დონორებისა და აქცეპტორების კონცენტრაციის ზუსტი კონტროლის შესაძლებლობა სილიციუმის მონოკრისტალში უმნიშვნელოვანესია ელექტრონული ფუნქციების ინტეგრაციისთვის ნახევარგამტარულ ფირფიტაზე. 100 მილიონზე მეტი ხელსაწყო ფუნქციების თავმოყრის ტექნოლოგია თანამედროვე ინტეგრალურ სქემაში (მაგალითად, პროცესორის ჩიპი) სრულიად განსხვავდება წარსულში გამოყენებული ვაკუუმის მილის ტექნოლოგიისგან, სადაც ხელსაწყო აგებული იყო ცალკეულ კომპონენტებზე. მიკროელექტრონული სქემების მუდმივი მინიატურისაციის ტექნიკური და კომერციული წარმატება დამოკიდებულია ინტეგრაციის ამ პრინციპზე და განსაზღვრულ ლეგირებაზე.

ზედაპირული თვისებები. სილიციუმის ზედაპირი დაცულია სილიციუმის დიოქსიდის ძალიან თხელი ფენით, SiO_2 , რომლის წარმოქმნისას გამოიყოფა დიდი სითბო (859.97 კჯ/მოლი). ეს ხდის სილიციუმს მეტ-ნაკლებად ინერტულს ჰაერით შემდგომი დაჟანგვის მიმართ, თუნდაც დაახლოებით $900^{\circ}C$ -მდე. $1000^{\circ}C$ ზემოთ სილიციუმი ძლიერად იჟანგება ატმოსფერული ჟანგბადით სილიციუმის ანჰიდრიდის ანუ SiO_2 წარმოქმნით.

ხელოვნურად იზოლირებული ელემენტარული სილიციუმი დაუყოვნებლივ იჟანგება და წარმოქმნის სილიციუმის ჟანგის თხელ დამცავ ფენას 100 \AA -ზე ნაკლებს, რაც ხელს უშლის შემდგომ დაჟანგვას. ამ თვისების გამო ჟანგბადი მნიშვნელოვან როლს ასრულებს სილიციუმის ნახევარგამტარულ მოწყობილობებში, რამაც ხელი შეუწყო მრავალი ახალი ელექტრონული ხელსაწყო შექმნას. მაგალითად, სილიციუმის დაჟანგვა აუცილებელია ინტეგრალური სქემების დამზადებისას (თავი 10).

სითბური თვისებები. სილიციუმის მაღალი სითბოგამტარობის გამო (1.48ვაცი/სმK) (დანართი 1დ) სილიციუმის მოწყობილობები ნაკლებად მგრძობიარეა ტემპერატურის რყევების მიმართ.

სილიციუმის ფართო გამოყენებას ნახევარგატარულ ტექნოლოგიებში ხელი შეუწყო აგრეთვე მისმა მცირე სითბურმა გაფართოებამ, რომელიც მისი ალმასის მსგავსი სტრუქტურის შედეგია. სილიციუმის მცირე იზოტროპული სითბური გაფართოების კოეფიციენტი $2.69 \cdot 10^{-6} K^{-1} (300K)$ უმნიშვნელოვანესია არა მარტო მის შესაძლებელ გამოყენებაზე მაღალ ტემპერატურებზე, არამედ ჩვეულებრივ პირობებშიც, როცა სილიციუმზე დაფუძნებული ხელსაწყო ხურდება ექსპლუატაციის დროს. სილიციუმის მცირე სითბური გაფართოების კოეფიციენტი მნიშვნელოვანია თხელი ფენების ტექნოლოგიაშიც. ნახ.1.5-ზე მოყვანილია სილიციუმის სითბური გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულება.



ნახ.1.5. სილიციუმის სითბური გაფართოების კოეფიციენტის ტემპერატურული დამოკიდებულება [2]

დაბალ ტემპერატურებზე სილიციუმის სითბური გაფართოების კოეფიციენტი ხდება უარყოფითი და 18K და 120K ტემპერატურებზე ორჯერ იცვლის ნიშანს. აქტიური მინარევებით ლეგირება ამცირებს სილიციუმის გაფართოების კოეფიციენტს. დისლოკაციების სიმკვრივის გაზრდა ზრდის სილიციუმის სითბური გაფართოების კოეფიციენტს. ხოლო ნეიტრალური მინარევების კონცენტრაციის

ზრდა კი არ ახდენს გავლენას სილიციუმის სითბურ გაფართოების კოეფიციენტზე.

1.2. სილიციუმის ნედლი საწყისი მასალა

სილიციუმის გავრცელება ბუნებაში. სილიციუმის არჩევა, როგორც საწყისი მასალისა ნახევარგამტარული ხელსაწყოების წარმოებისათვის, განპირობებულია მთელი რიგი ფაქტორებით. ამ ფაქტორებიდან პირველია: Si არის ყველაზე გავრცელებული ელემენტი დედამიწაზე ჟანგბადის შემდეგ (მისი კლარკი დედამიწის ქერქში შეადგენს 27.6% მასის მიხედვით). მიუხედავად მკვეთრად გამოხატული ქიმიური სწრაფვისა ჟანგბადისადმი, სილიციუმი არ გვხვდება ბუნებაში თავისუფალი ელემენტის (ელემენტარული) სახით, არსებობს მხოლოდ ნაერთების სახით. ბუნებაში, ანუ მთის ქანებში, რომლებიც ქმნიან დედამიწის მყარ გარსს, სილიციუმი გვხვდება დიოქსიდის (SiO_2), ე.წ. კაჟმინის სხვადასხვა ფორმით და სილიკატების კლასის-მინერალების (სილიციუმ-ჟანგბადის ნაერთები, ლითონების და არალითონების ნარევი) სახით. სილიციუმის ნაერთები გვხვდება ყველგან ჩვენს ირგვლივ. ჩვეულებრივი ქვოპა, კვარცი, ამეთვისტო, აქატი, კაჟი, ოპალი, მთის ბროლი და უმეტესი მინერალები არის მთის ქანების ის სახეობები, რომლებშიც სილიციუმის ოქსიდი ჩნდება. გრანიტი, აზბესტი, ველის შპატი, თიხა-მიწა და ა.შ. სილიკატური მინერალებია. ელემენტარული სილიციუმის კომერციული წარმოებისთვის ტიპური წყარო მასალაა კვარციტის ხრეში-ქვიშის შედარებით სუფთა ფორმა (SiO_2).

სილიციუმი ასევე გვხვდება წიაღისეულ საწვავში-ქვანახშირში, ნავთობში და ფიქალში. ამრიგად, დედამიწის ქერქი შედგება 76.5% სილიციუმისა და ჟანგბადისგან. მაგრამ დედამიწის ქერქის შემდეგი 23.5%-ც კი შედგება იმ ელემენტებისაგან, რომელთა იონების სტრუქტურა შეესაბამება სილიციუმისა და ჟანგბადის გარსებისა და ბირთვების სტრუქტურას იმდენად, რომ მათთან ერთად ქმნიან სილიკატური ქანებისა და მინერალების სიმრავლეს. სილიციუმის, როგორც ნედლეულის, მარაგი დედამიწაზე პრაქტიკულად ამოუწურავია.

საინტერესოა, რომ მთვარის ქანების ანალიზმა აჩვენა, რომ მისი

შემადგენლობა მხოლოდ ოდნავ განსხვავდება დედამიწის ქერქის შემადგენლობისგან (გარდა Ti და Fe-ის გაზრდილი შემცველობისა). თუმცა, მთვარეზეც აღმოაჩინეს სილიციუმის ორგანული ნაერთის, პოლიდიმეთილსილოქსანის მაკრო რაოდენობები, რომელიც არ არის დედამიწის ქანებში. კოსმოსური მასშტაბით, სილიციუმის ატომური გავრცელება ითვლება საყოველთაოდ მიღებულ სტანდარტად, და სხვა ელემენტების შედარებითი გავრცელება გამოიხატება ელემენტის ატომების რაოდენობით სილიციუმის 10000 ატომზე. სილიციუმის შემცველია მტვრის ნაწილაკები, რომლებიც წარმოიქმნება ქანების და ნიადაგის რღვევისას, ვულკანური ამოფრქვევისას ან ადამიანის აქტივობის დროს.

სილიციუმის დიოქსიდი (კაჟმიწა). ჰიპერსუფთა სილიციუმის წარმოება იწყება სილიციუმის დიოქსიდით და მისი სხვადასხვა ფორმებით. კაჟმიწა მთავარი ნედლი საწყისი მასალაა. ის ბუნებაში გვხვდება როგორც კრისტალური, ისე ამორფული სახით. სილიციუმის დიოქსიდის შემცველი ძირითადი ნედლეულის სახეობებია: კვარცი, მთის ბროლი და კვარციტი.

კვარცი, როგორც სილიციუმის დიოქსიდის სახეობა, ყველაზე გავრცელებული მინერალია დედამიწის ქერქში. ის შედის აგრეთვე სხვა მინერალების შემადგენლობაში ნარევების სახით. მისი სიმკვრივეა-2.59-2.65 გ/სმ³. კვარცი არ იხსნება წყალში. დნობის ტემპერატურაა 1750°C -1760°C და გადნობისას გადადის უფერო სითხეში. კვარცის ძარღვის შემადგენლობა განისაზღვრება მინერალური ფაზების (მათ შორის თანმდევი და ჩანართი მინერალების, აირების, ორთქლის, მექანიკური დისპერსიული ნაწილაკების ბზარებში, სიცარიელებში და კომპონენტების ზედაპირზე) რაოდენობით და შემადგენლობით. დედამიწის ჩვეულებრივი ქვიშა შედგება კვარცის წვრილი მარცვლებისგან.

მთის ბროლი. ეს გამჭვირვალე უფერო კვარცია, რომლის კრისტალები არის პრიზმების სახით ბოლოებში ექვსკუთხა კონუსებით. მთის ბროლის კრისტალების და ძარღვოვანი კვარცის კომპონენტების შემადგენლობა-კომპოზიციები საკმაოდ მსგავსია. მთის ბროლს ფერს ანიჭებენ სხვადასხვა მინარევები.

კვარციტი. ეს მაგარი და მექანიკურად მტკიცე და თეთრი, რუხი, ან მონითალო ფერის ბუნებრივი მეტამორფული მთის ქანია, რომე-

ლიც შედგება ძირითადად კვარცის მარცვლებისგან (0.1მმ-დან 1 მმ-მდე), მაკროსკოპულად ერთმანეთისგან განურჩეველი და შერწყმული უწყვეტ მასად ტეხილებით. ეს მარცვლები დაცემენტირებულია თიხის ან სილიციუმის ცემენტით. სიმკვრივე- 2.6ნგ/სმ³, ფორიანობა-1.2% -მდე, წყლის შენოვა – 0.1-0.5% (საკმაოდ დაბალი); მისი გაფართოების საწყისი ტემპერატურაა 1150°C.

კვარციტი, მინიმუმ 98 % კვარცის SiO₂ გარდა, შეიცავს სხვადასხვა მინერალებს და წვრილ ქანებს.

მარცვლოვანი კვარცი პრაქტიკულად არ ჩამოუვარდება მთის ბროლს და აღემატება მას ზოგიერთი პარამეტრით. მარცვლოვანი კვარცი არის კვარცი, რომელმაც განიცადა გარდაქმნები დედამიწის ქერქის ფორმირების სხვადასხვა პერიოდის პირობებში, რამაც გამოიწვია პირველადი მასალის სრული რეკრისტალიზაცია და, შედეგად, მისი ქიმიური შემადგენლობის ღრმა განმედა და მინერალური კომპონენტების გამჭვირვალობის გაზრდა.

სილიციუმის დიოქსიდის კრისტალური სახეობები – ოპალი, აქატი, სარდონი და ამეთვისტო გამოიყენება საიუველირო ნაკეთობებში.

საქართველოს რელიეფის გეოლოგიურ აგებულებაში მნიშვნელოვან როლს თამაშობს იქ განვითარებული კვარცის ძარღვები. კვარცის შემცველი ძარღვები გავრცელებულია საქართველოს ტერიტორიაზე კავკასიონის ნაოჭა სისტემის ქვედა და შუაიურული ასაკის ტერიგენულ ნალექებში. მათი უმეტესობა ალპური ტიპის კვარცის ძარღვებს წარმოადგენს. ცნობილია ალპური ტიპის კვარცის ძარღვები ყაზბეგ-ომალოს რეგიონებში, ყაზბეგის რაიონის ხდესწყლისა და რაჭის შოდას საბადოებზე. მთის ბროლი არის ხდის ხეობაში (ყაზბეგის რეგიონი) და შოდა-კედელას ქედზე (ონის რეგიონი), კვარცის ქვიშა-სურამის, ჭიათურის, ხარაგაულის მიდამოებში, კვარციტები – ბოლნისის რეგიონში.

კაჟმინის თვისებების ცოდნა უმნიშვნელოვანესი საფეხურია საჭირო სისუფთავის სილიციუმის მიღების პროცესში. ხასიათდება რა ძლიერი თვისობით ჟანგბადისადმი, სილიციუმი ქმნის მასთან ძალიან მტკიცე ქიმიურ კავშირებს და დიოქსიდის მესერი აგებულია სილიციუმ-ჟანგბადის ატომების ტეტრაედრებისგან. სილიციუმის დიოქსიდს ახასიათებს კოვალენტური ტიპის ბმა, რომელიც არის

ძლიერი და, შესაბამისად, ვალენტური კრისტალები ხასიათდება მაღალი დნობის წერტილით, მაღალი სიმტკიცით და დაბალი არასტაბილურობით.

ძლიერ ქიმიურ კავშირებზე მეტყველებენ წარმოქმნის სიბოხის მნიშვნელობები ანუ იმ სიბოხური ენერჯის მნიშვნელობები, რომელიც გამოიყოფა სილიციუმის ნაერთების წარმოქმნისას. თუ რამდენად ძლიერია სილიციუმის ქიმიური კავშირები ჩანს 1.1 ცხრილიდან.

ცხრილი 1.1. 1მოლი SiO₂-ის და სხვა ელემენტების მსგავსი ოქსიდების წარმოქმნის სიბოხის მნიშვნელობების შედარება სტანდარტულ მდგომარეობაში

ნივთიერება	მდგომარეობა	წარმოქმნის სიბოხი, კჯოული/მოლ
SiO ₂	მყარი	859.97
ZnO	მყარი	348.3
CuO	მყარი	155.3
SiO ₂	აირი	297.2
CO ₂	აირი	393.9

სილიციუმის ბუნებრივი მინერალების და მათი ნაირსახეობების საფუძველს წარმოადგენენ სილიციუმის ატომები, რომლებიც სიმეტრიულად გარშემორტყმულია ჟანგბადის ოთხი ატომით. სილიციუმ-ჟანგბადის ტეტრაედრები წარმოადგენენ იმ ელემენტარულ სამშენებლო ბლოკებს, რომლებისგან აგებულია კაჟმინა და სილიკატები და შეადგენენ დედამიწის ქერქის საფუძველს. კაჟმინა (SiO₂) ბუნებაში გვხვდება მინერალების სამი განსხვავებული კრისტალური ფორმით: კვარცი (ტრიგონალური სტრუქტურის მქონე α-კვარცი და ჰექსაგონალური სტრუქტურის მქონე β-კვარცი), კრისტობალიტი (კუბური სტრუქტურა) და ტრიდიმიტი (ჰექსაგონალური სტრუქტურა).

ამ მინერალებიდან ყველაზე გავრცელებულია კვარცი, რომელიცაა ნედლი მასალა სილიციუმის მისაღებად. კვარცი ხშირად გვხვდება სწორი ექვსკუთხა კრისტალების სახით და ასევე, როგორც მრავალი ქანის ერთერთი კრისტალური კომპონენტი, რო-

გორიცაა მრავალკომპონენტიანი გრანიტი. ითვლება, რომ კვარცის სტრუქტურა, როგორც სილიციუმის დიოქსიდის სხვა ფორმები, შედგება $(\text{SiO}_2)_4$ ტეტრაჰედრონებისგან და განსაზღვრავს კვარცის სისალეს და მაღალი დნობის ტემპერატურას ($\sim 1600^\circ\text{C}$).

ამჟამად განსხვავებები სხვადასხვა გეოლოგიური პროცესებით წარმოქმნილ კვარცის მადნებს შორის. მინერალური შემადგენლობა, ჩანინკლული მარცვლის ზომის მახასიათებლები, კრისტალური სტრუქტურა და მესერის დაზიანებები, ქიმიური შემადგენლობა და მინარეების ელემენტების არსებობა პირდაპირ გავლენას ახდენს მადნის ნედლეულის ხარისხზე. ქიმიური შემადგენლობა განისაზღვრება კონცენტრირებული ელემენტებით კვარცის ნედლეულში. ნედლი მადნის მინარეების ელემენტების შემცველობა მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს მაღალი სისუფთავის კვარცის ქვიშის ხარისხზე და განსაზღვრავს პროდუქტის ეკონომიკურ ღირებულებას და გამოყენების სფეროს. ბუნებრივი კვარცის მონოკრისტალების სახით სილიციუმის დიოქსიდის სისუფთავე აღწევს 99.99%-ს; რიგ საბადოებში, კვარცის ქვიშის სისუფთავეა 99.8... 99.9%. ზოგადად, მაღალი სისუფთავის კვარცის პროდუქტებისათვის ყველაზე ძლიერი დამაზიანებელი მინარეებია: Al, B, Ca, Cr, Cu, Fe, K, Li, Mg, Mn, Na და Ni.

სილიციუმის სამრეწველო წარმოება კვარცის ნედლეულის გადამუშავებით დღეს კარგად არის ათვისებული. სილიციუმი არ ითხოვს არავითარ პირობებს შესანახად და გადასაზიდად. არ არის ფეთქებად საშიში, არ იხსნება წყალში, ინახება ღია ცის ქვეშ.

თავი 2

მინარევები სილიციუმში

მაღალი ხარისხის ხელსაწყოების დასამზადებლად ვარგისი სილიციუმის სისუფთავისადმი გაძლიერებული მოთხოვნა განაპირობებს მინარევების გავლენის შესწავლას სილიციუმის თვისებებზე, რომლის სისუფთავის დონე განისაზღვრება მასში არსებული მინარევების ბუნებით და რაოდენობით. მინარევები თავისთავად განსაზღვრავენ მის თვისებებს და გამოყენების სფეროს. სხვადასხვა მინარევი სხვადასხვანაირად ახდენს გავლენას სილიციუმზე დაფუძნებულ ხელსაწყოების პარამეტრებზე. მაგალითად, ელექტრულად აქტიური მინარევების შემცველობამ უნდა უზრუნველყოს სინათლით წარმოქმნილი მუხტის მატარებლების ეფექტური გადატანა და მათი მუხტის მატარებლების ძვრადობისა და არანონასწორული მუხტის მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობის შემცირების (კრისტალური მესერის დამახინჯებების და კომპლექსების წარმოქმნის გამო) არ დაშვება.

სილიციუმში ლითონური მინარევების ქცევა დამოკიდებულია მთელ რიგ ფაქტორზე, როგორც არის მათი ზღვრული ხსნადობა, დიფუზიის კოეფიციენტი, ლეგირების დონე, ფონური მინარევების (ჟანგბადის, ნახშირბადის) და კრისტალური მესერის დეფექტების კონცენტრაცია, სილიციუმის კრისტალების მიღების და თერმული დამუშავების არჩეული ტექნოლოგიური პროცესების თავისებურებები და სხვა.

ლითონის მინარევების კონტროლი ნახევარგამტარებში აუცილებელი საფეხურია თანამედროვე ნახევარგამტარული მასალების, კერძოდ სილიციუმის, მიღებისას და მათ ფუძეზე მოწყობილობების დასამზადებლად. მაღალი ხარისხის ინტეგრალური სქემების, ფოტოელექტრული და თერმოელექტრული მოწყობილობების თვისებები განისაზღვრება მინარევების მიზანმიმართული შეყვანით, ასევე მავნე მინარევების მოცილებითა და პასივირებით. გარდა ამისა, ერთგვაროვანი და საჭირო თვისებების მქონე

ნახევარგამტარების მიღების პროცესი, მათ შორის ორთქლი-თხევადი-მყარი მდგომარეობები, კონტროლდება მინარევი-ნახევარგამტარის ურთიერთქმედებით.

2.1. ნივთიერება – მინარევის განზავებული მყარი ხსნარების მაკრო- და მიკრო-ფაზური დიაგრამები

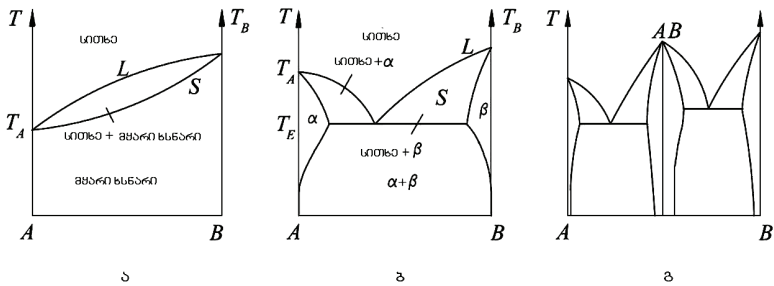
მზის ელემენტების და ელექტრონიკის სილიციუმის ფირფიტების დამზადება მოიცავს მყარი, თხევადი და აირადი ფაზების პირდაპირ კონტაქტს წონასწორულ პირობებთან ახლოს, ამიტომ ფაზების წარმოქმნის და გარდაქმნის ინტერპრეტაციაში მინარევი-სილიციუმის ბინარული ფაზური დიაგრამების გაგება უმნიშვნელოვანესია.

მაკრო ფაზური დიაგრამები. თუ როგორ იქცევა მინარევი სილიციუმში და მათი ფიზიკურ-ქიმიური ურთიერთქმედების ბუნება ვლინდება მინარევი-სილიციუმის ფაზური დიაგრამით [1-3]. ფაზური დიაგრამა ასახავს იმ ზღვრულ პირობებს ნივთიერებების ფაზებისთვის, როცა იცვლება წნევა და ტემპერატურა, ან ხსნადობა და ტემპერატურა. ნივთიერება-მინარევის სისტემის მდგომარეობის ფაზური დიაგრამის ცოდნა განსაკუთრებით საჭიროა სილიციუმის კრისტალის ამონევისას არასასურველი მინარევებისგან კრისტალის გამწმენდი მეთოდების გამოსაყენებლად. ის ყველაზე გავრცელებული ფორმაა მყარ და თხევად ფაზებს შორის წონასწორობის გამოსახატავად. მაგრამ აქ ის სირთულეა, რომ სილიციუმი-მინარევების სისტემა მრავალკომპონენტურია, ხოლო უკვე სამკომპონენტურ სისტემაში გადნობის და გამყარების პროცესების შესწავლა აწყდება სერიოზულ სიძნელეებს და ართულებს განმენდის პროცესს.

როცა ნარჩენი მინარევების შემცველობა გასაწმენდ ნივთიერებაში იმდენად მცირეა, რომ მათი ურთიერთგავლენა (ურთიერთქმედება ძირითადი მასალის გარემოზე), პრაქტიკულად არ არსებობს, მაშინ კრისტალიზაციის მეთოდების აღწერისას ეს იძლევა საშუალებას ერთი რთული მრავალკომპონენტური სისტემა შეიცვალოს ბინარული სისტემების ფაზური დიაგრამის ერთობლიობით: ძირითადი კომპონენტი – მინარევი.

ამიტომ მიზანშეწონილია კრისტალიზაციის გამწმენდი მეთოდების ძირითადი პრინციპების განხილვა შემოიფარგლოს ორკომპონენტური სისტემის განხილვით, რომლებიც ხშირად გვხვდება ნახევარგამტარების ტექნოლოგიაში. ასეთი შემთხვევაა უკვე ამოღებული ქანებიდან მეტალურგიული სილიციუმი, სადაც თითო მინარევის შემცველობა არ აღემატება 0.5წონ%, ჯამში 2%.

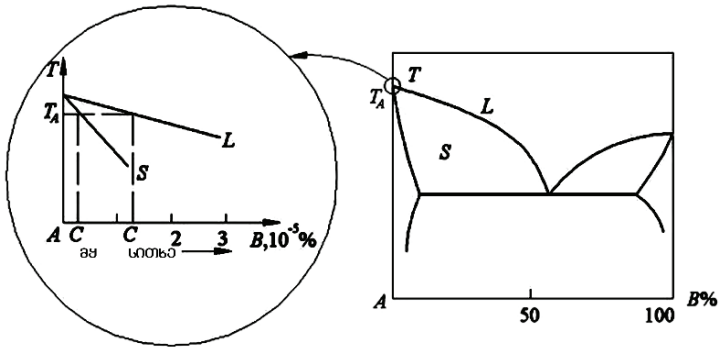
როგორც წესი, ზოგად შემთხვევაში, ბინარული სისტემების დნობა-გამყარების დიაგრამები სხვადასხვანაირია და რთულია (ნახ.2.1) [4].



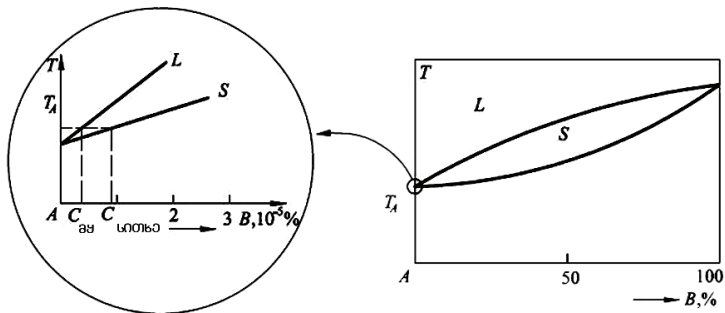
ნახ.2.1. ფაზური დიაგრამის მნიშვნელოვანი ტიპები.

- ა) უწყვეტი მყარი და თხევადი ხსნარების მდგომარეობის დიაგრამა;
- ბ) ევტექტიკური მდგომარეობის დიაგრამა; გ) დისტექტიკური მდგომარეობის დიაგრამა [4]

მაგრამ ნივთიერებაში მინარევის მცირე კონცენტრაციისას წარმოდგენილი ფაზური დიაგრამები შეიძლება რამდენამდე გამარტივდეს. მინარევის მცირე კონცენტრაციისას ანუ ფაზური დიაგრამის კუთხეში, რომელიც მომიჯნავეა სუფთა კომპონენტის დნობის წერტილთან, სხვაობა სხვადასხვა ტიპის დიაგრამებს შორის ქრება. შედეგად, ფაზური დიაგრამები შეიძლება დაყვანილ იქნას ორ მონაკვეთზე: ლიკვიდუსისა და სოლიდუსის მრუდების მხებზე ძირითადი კომპონენტის (A) დნობის წერტილში. ეს მონაკვეთი მიმართულია ქვევით, თუ მინარევი (B) ამცირებს (ნახ. 2.2) და—ზევით, თუ მინარევი (B) ზრდის ძირითადი ნივთიერების (A) დნობის ტემპერატურას (ნახ. 2.3).



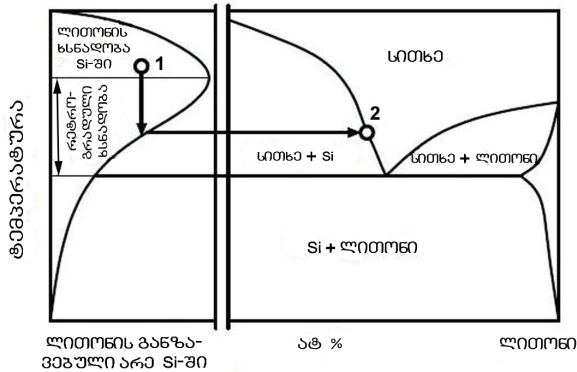
ნახ.2.2. ფაზური დიაგრამის ძირითადი კომპონენტის (A) დნობის ტემპერატურასთან ახლო უბნების წარმოდგენა ორი წრფის მონაკვეთით, ანუ სოლიდუსისა (S) და ლიკვიდუსის (L) მხებით ძირითადი კომპონენტის დნობის წერტილში (T), როცა მინარევი (B) დნობის ტემპერატურის დამწვევია



ნახ.2.3. ფაზური დიაგრამის ძირითადი (A) კომპონენტის დნობის ტემპერატურასთან ახლო უბნების წარმოდგენა ორი წრფის მონაკვეთით, ანუ სოლიდუსისა (S) და ლიკვიდუსის (L) მხებით ძირითადი კომპონენტის დნობის წერტილში (T), როცა მინარევი (B) დნობის ტემპერატურის ამაწვევია

მიკრო ფაზური დიაგრამები. მთის ქანებიდან ამოღებულ მეტალურგიულ სილიციუმში ტრადიციული ძირითადი შესაძლო მინარევეების ნაკრებია Al, B, Ca, Cr, Cu, Fe, K, Li, Mg, Mn, Na, Ni ან Fe, Al, P, Ca, Cu, Mg, Mn, Ni, Ti. მეტალურგიულ სილიციუმში ამ ტრადიციული მინარევეების მიკრო და მაკრო ფაზურ დიაგრამებს ძირითადში აქვთ ერთნაირი დამახასიათებელი სახე: ფაზური მაკრო დიაგრამები ძირითად

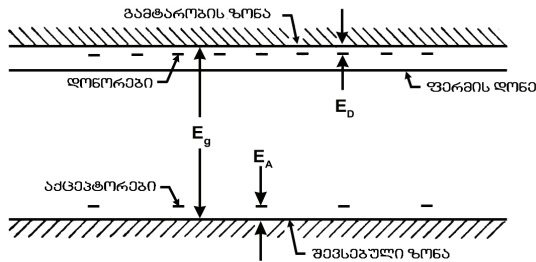
თადად ევტექტიკური ტიპისაა (ნახ.2.1) და შეიძლება წარმოდგინდეს განზოგადოებული დიაგრამის სახით (ნახ.2.4, მარჯვენა ნაწილი).



ნახ.2.4. სილიციუმ-ძირითადი მინარევების განზოგადოებული მიკროდიაგრამა (მარცხნივ) და სრული მაკრო ფაზური დიაგრამა (მარჯვნივ)

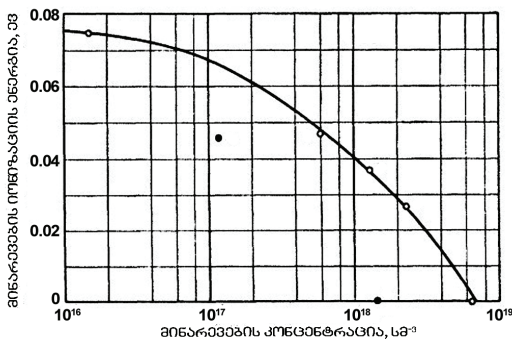
2.2. მინარევის სხნადობა სილიციუმში

აქცეპტორები და დონორები სილიციუმში. ცნობილია, რომ ნახევარგამტარების აკრძალულ ენერგეტიკულ ზონაში, მინარევის ატომების მცირე კონცენტრაციისას ($\leq 10^{15}$ ატ/სმ³), წარმოიქმნება ლოკალური ენერგეტიკული დონეები (ნახ.2.5). ასეთ შემთხვევაში მინარევის ატომებს შორის დიდი მანძილის გამო რაიმე ურთიერთქმედებას არა აქვს ადგილი და დენის მატარებლებთა აირი ექვემდებარება ბოლცმანის სტატისტიკას.



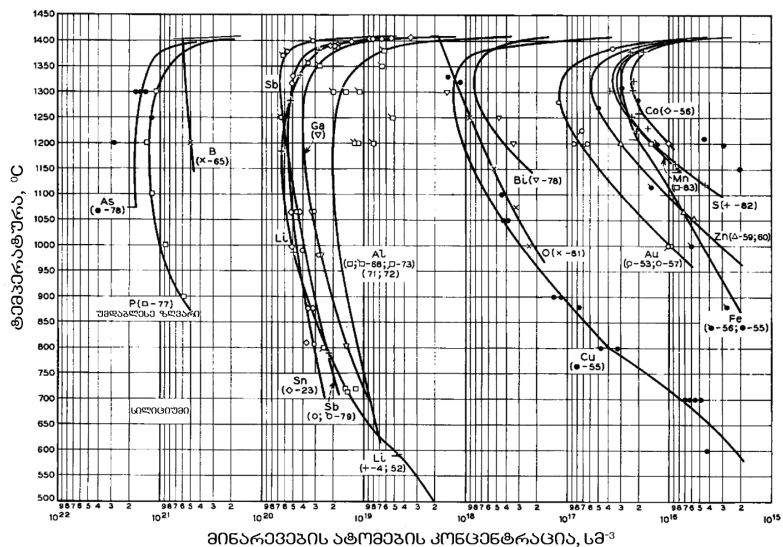
ნახ.2.5. მინარევის ატომების E_A (აქცეპტორების) და E_D (დონორების) ლოკალური ენერგეტიკული დონეების გამარტივებული სქემა სილიციუმის აკრძალულ ზონაში (E_g)

მინარევების საშუალო კონცენტრაციის ($\approx 10^{16}$ ატ/სმ³- 10^{17} ატ/სმ³) დროს მინარევების ატომებს შორის მანძილი მცირდება და შესაბამისად ისინი ურთიერთქმედებენ, ანუ მეზობელი მინარევების ცენტრების ელექტრონების ტალღური ფუნქციები გადაფარავენ ერთმანეთს და ლოკალური ენერჯის დონეები ქმნიან მინარევების ზონას. მინარევების ატომების ძალიან მაღალი კონცენტრაციის დროს კი ხდება იონიზაციის ენერჯის სრული გაქრობა და მინარევების ზონა ერწყმის მთავარ ზონას. ამ შემთხვევაში მუხტის მატარებელთა აირი ექვემდებარება ფერმი-დირაკის სტატისტიკას. საინტერესოა, რომ ეს ხდება სილიციუმში ელექტრონების კონცენტრაციის დაახლოებით $7 \cdot 10^{18}$ სმ⁻³ და ხვრელების კონცენტრაციის $2 \cdot 10^{18}$ სმ⁻³ დროს (ნახ.2.6) [5-8].



ნახ.2.6. მინარევების (○-აქცეპტორების და ●-დონორების) იონიზაციის ენერჯის დამოკიდებულება მათ კონცენტრაციაზე სილიციუმში [8]

აშკარაა, რომ სილიციუმის კრისტალში მინარევის მაქსიმალური ხსნადობისას სისტემა შეიძლება შევადაროთ უალრესად განზავებულ ხსნარს. მართლაც, მინარევი-სილიციუმის მიკრო ფაზური დიაგრამებიდან (ნახ.2.4-მარცხნივ და ნახ. 2.7) ჩანს, რომ სილიციუმის მინარევების მაქსიმალური შესაძლო კონცენტრაცია, ანუ ხსნადობა არ აღემატება $2 \cdot 10^{21}$ ატ/სმ³, რაც არის ≈ 3 ატ%. ამიტომ შესაძლებელია მინარევი-სილიციუმის სისტემა განვიხილოთ როგორც განზავებული მყარი ხსნარი.



ნახ.2.7. მინარევის ხსნადობა მყარ სილიციუმში [1]

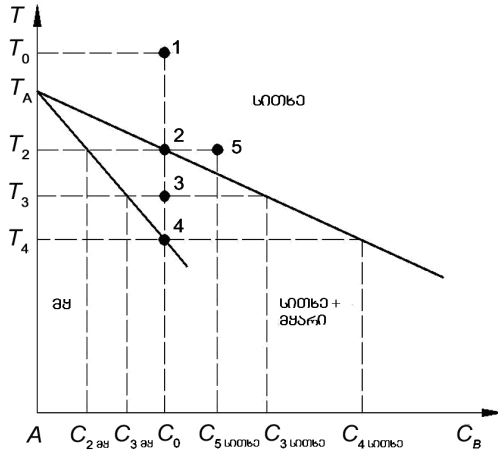
სილიციუმის რეტროგრადული დნობა. მინარევის ხსნადობა სილიციუმში არ არის დიდი და სილიციუმის დნობის ტემპერატურის დაბლა ტემპერატურებზე აღწევს მაქსიმუმს. მინარევის ხსნადობის დაკვირვებული ტემპერატურული დამოკიდებულებები განსაკუთრებულია რეტროგრადული ხასიათისა (*retrogradus* – ლათინურად „ქვემოთ მიმავალი“). მინარევის ხსნადობა ტემპერატურის დაწვევისას ჯერ მცირდება, შემდეგ იზრდება, ანუ მინარევის ხსნადობა სილიციუმის მყარ და თხევად ფაზებში სხვადასხვაა. როგორც წესი, მინარევის ხსნადობა სილიციუმში იცვლება მყარი ფაზიდან თხევად ფაზაში გადასვლისას ნახ. 2.7 მიხედვით. ძირითადი მინარევის მაქსიმალური ხსნადობა სილიციუმში: ჟანგბადი $-2 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-3}$, ნახშირბადი $-1 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$, $\text{Cu} - 1 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-3}$, $\text{Al} - 2 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$, $\text{Mn} - 1 \cdot 10^{15} \text{სმ}^{-3}$ და $\text{B} - 4 \cdot 10^{20} \text{სმ}^{-3}$.

მინარევის ხსნადობის რეტროგრადული ხასიათის გამო სილიციუმში ავლენს კიდევ სხვა ორიგინალურ თვისებას. როგორც წესი, მასალების უმეტესობა დნება გაცხელებისას, ანუ ისინი გა-

დადიან მყარი მდგომარეობიდან თხევადში. თუმცა, ზოგიერთი მასალა, მათ შორის სილიციუმი, ექვემდებარება რეტროგრადულ დნობას–ისინი დნება გაციებისას [9]. ნახ. 2.4-დან ჩანს, რომ როგორც ჩვეულებრივ უმრავლესი ნივთიერება, სილიციუმი გახურებისას დნება, ე.ი. გადადის მყარ მდგომარეობიდან თხევადში, მაგრამ სილიციუმი გარკვეულ პირობებში ავლენს რეტროგრადული დნობის თვისებას: სილიციუმი დნება გაციებისას. ეს მაშინ ხდება, როცა სილიციუმი შეიცავს მასში გახსნილ გარკვეული მინარევების მაღალ კონცენტრაციას. რეტროგრადული (*retrogradus*) ეწოდება სოლიდუსს, რომელიც ტრიალებს კომპონენტის ორდინატისკენ ტემპერატურის დაწვევისას. რეტროგრადული დნობის დროს წარმოიქმნება თხევადი ფაზა, რომელიც მკვეთრად განსხვავდება თავისი ქიმიური შემადგენლობით საწყისი მყარი ხსნარისაგან. ამრიგად, თუ ჩვეულებრივ სუფთა სილიციუმის დნობის სტანდარტული ტემპერატურაა 1414°C , Si–Cu, Si–Ni, Si–Fe და სხვა სისტემები იწყებენ დნობას 900°C -ზე დაბალ ტემპერატურაზე გაციებისას. სილიციუმში მინარევების ეს თავისებურება მასაჩუსეტსის ტექნოლოგიურ ინსტიტუტში (*Massachusetts Institute of Technology*)[9] გამოიყენეს სილიციუმის გასაწმენდად მინარევებისგან. სილიციუმის ეს თვისება გამოიყენება სილიციუმის ჩიპების წარმოებაში.

2.3. სილიციუმის განმენდის პრინციპი კრისტალიზაციით

სილიციუმი–მინარევის განზავებული მყარი ხსნარის ფაზური დიაგრამის $T=f(C)$ (T -ტემპერატურაა, C -მინარევის კონცენტრაცია) განზოგადოებული სახე (A - ნივთიერება, B -მინარევი), როცა მინარევი ამცირებს ხსნარის დნობის ტემპერატურას ნაჩვენებია ნახ. 2.8. ასეთი მინარევის განზავებული მყარი ხსნარის შემთხვევაში ფაზური დიაგრამის წრფეები ამ უბანზე პრაქტიკულად ემთხვევა ლიკვიდუსსა და სოლიდუსს ამ უბანზე.



ნახ.2.8. მინარევის განაწილება მყარ და თხევად ფაზებს შორის

ტემპერატურის დაწევის დროს მდგომარეობა 1 ხაზავს ვერტიკალურ ტრაექტორიას, რომელიც აღწერს სისტემის თანმიმდევრულ მდგომარეობებს. მდგომარეობა 2 შეესაბამება ვერტიკალური ტრაექტორიის გადაკვეთას ლიკვიდუსთან და განსაზღვრავს მყარი ხსნარის კრისტალიზაციის დასაწყისს. ამ ტემპერატურაზე წარმოიქმნება $C_{2მყ}$ შემადგენლობის მყარი ფაზა, რომელიც განისაზღვრება მყარი ხსნარის კრისტალიზაციის დაწყების ტემპერატურის გადაკვეთით სოლიდუსის ხაზთან (მდგომარეობა 2). ტემპერატურის შემდგომი დაწევისას კრისტალიზაციის ბოლომდე სისტემაში არის ერთმანეთთან წონასწორობაში მყოფი ორი ფაზა და სისტემის ყოველი მდგომარეობა ხასიათდება შესაბამისი წერტილებით სოლიდუსზე და ლიკვიდუსზე. მაგალითად, მდგომარეობა 3 ხასიათდება ორი წერტილით: ერთი წერტილი, რომელიც ახასიათებს სისტემის მდგომარეობას, განლაგებულია სოლიდუსის მრუდზე და გვაძლევს მყარი ფაზის შემადგენლობას, მეორე წერტილი – ლიკვიდუსის მრუდზე და გვაძლევს თხევადი ფაზის შემადგენლობას. დნობის ინტერვალში განისაზღვრება C_0 ვერტიკალის გადაკვეთით სოლიდუსის და ლიკვიდუსის ხაზებთან. როცა მიიღწევა ტემპერატურა, რომელიც შეესაბამება 4 მდგომარეობას, თხევადი ფაზა მთლიანად გაქრება, სისტემა კვლავ გახდება ერთფაზიანი,

და მყარი ფაზის შემადგენლობა უნდა დაემთხვეს სითხის საწყის შემადგენლობას C_0 . ტემპერატურის შემდგომი დაწვევისას მყარი ფაზის შემადგენლობა არ შეიცვლება და პირიქით, ტემპერატურის გაზრდისას სისტემა გაივლის მდგომარეობების იგივე თანმიმდევრობას, მაგრამ შებრუნებული თანმიმდევრობით.

როცა ნადნობის ტემპერატურა ეცემა კრისტალიზაციის ტემპერატურამდე (მდგომარეობა 2, ნახ.2.8-ზე, ლიკვიდუსის ხაზზე) წარმოიქმნება $C_{2\beta}$ შემადგენლობის მყარი ფაზა, რომელიც უფრო მდიდარია ძირითადი A კომპონენტით, ვიდრე თხევადი ფაზა. ნადნობი კი გამდიდრებულია მინარევის B კომპონენტით. შედეგად მდგომარეობა 1 გადაადგილდება უფრო მარჯვნივ (მდგომარეობა 5) მდგომარეობა 2-თან შედარებით, რომელიც ახასიათებს საწყის ნადნობს. ცხადია, T_2 ტემპერატურა უფრო მაღალია, ვიდრე მდგომარეობა 5-ის შესაბამისი ნადნობის კრისტალიზაციის დაწყების ტემპერატურა. ტემპერატურის შემდგომი დაწვევისას მდგომარეობა 5 კვლავ მიაღწევს ლიკვიდუს და მყარი ფაზის გამოყოფილი ფენები იქნებიან შემადგენლობით უფრო მდიდარი B კომპონენტით, ვიდრე ფენები, რომლებიც დაკრისტალდნენ პირველ რიგში. მათი დაკრისტალეობისას მდგომარეობა 5 კვლავ გადაადგილდება მარჯვნივ და ნადნობის შემდეგი წილები კვლავ დაკრისტალდებიან უფრო დაბალ ტემპერატურაზე. რადგან დიფუზია მყარ ფაზაში ძალიან მცირეა, კრისტალის ზრდასთან ერთად ზრდადი ფენები კიდევ უფრო გამდიდრდებიან B კომპონენტით. ამრიგად, კრისტალიზაციის პროცესი რეალურ პირობებში გვიჩვენებს, რომ მყარი ფაზა კრისტალდება შემადგენლობის მიხედვით არაერთგვაროვნად. ამ დროს მიღებული კრისტალი წარმოადგენს მყარი ხსნარების ნაკრებს მინარევების უწვეტად ცვლადი კონცენტრაციებით. ამ მოვლენას ეწოდება სეგრეგაცია. სეგრეგაციის წარმოქმნა განისაზღვრება ორი გარემოებით: თხევადი და მყარი ფაზების შემადგენლობის სხვაობით და მყარ ფაზაში დიფუზიის პროცესების შენელებით.

რეალურ პირობებში კრისტალეობის ზრდის დროს ფაზების საზღვარი გადაადგილდება მუასედი-მუათასედი მილიმეტრების წილით ნუთში სიჩქარით. ამ სიჩქარეებთან შედარებით კომპონენტების დიფუზური გადაადგილების სიჩქარეები მყარი ფაზის შიგნით უმ-

ნიშვნელოა. ამის გარდა კრისტალების ზრდის დროს იქმნება ტემპერატურის ისეთი გრადიენტები, რომ კრისტალის გაზრდილი ფენები ხვდება დანეულ ტემპერატურების უბანში, სადაც დიფუზური პროცესები უფრო შენელებულია. ეს ხელს უწყობს შემადგენლობაში არაერთგვაროვნობის ფიქსაციას და განცალკავებას, ანუ ნივთიერების განმენდას კრისტალიზაციისას.

თუ თხევად ფაზაში დიფუზია გაძნელებულია, მაშინ კრისტალიზაციისას განმენდის ეფექტურობა მცირდება. კრისტალიზაციით ეფექტური განმენდის ერთერთი მნიშვნელოვანი ფაქტორია პროცესის ჩატარება ისეთ პირობებში, რომლებიც უზრუნველყოფენ მიღებული მასალის მონოკრისტალობას. პოლიკრისტალური მასალის მიღებისას კრისტალიზაციის ფრონტი შედგება მრავალრიცხოვანი შვერილისაგან, რომლებიც იზრდებიან სხვადასხვა მიმართულებით სხვადასხვა სიჩქარით. ხშირად ეს პროცესი ინვევს ძლიერ დაბინძურებული ნადნობის წვეთების მექანიკურ წატაცებას და მარცვალთშორისი საზღვრებზე მინარევების კონცენტრირებას.

2.4. მინარევის მონასწორული და ეფექტური განაწილების კოეფიციენტი

კრისტალიზაციით ნივთიერების მინარევებისგან განმენდის ეფექტურობის შესაფასებლად განიხილება განაწილების (ანუ სეგრეგაციის) კოეფიციენტი. მინარევების კონცენტრაცია ($C_{\text{ფ}}$) კრისტალში ჩვეულებრივ განსხვავდება მინარევების კონცენტრაციისგან ($C_{\text{ფ}}$) ნადნობში, საიდანაც კრისტალი იზრდება. მინარევის ამ კონცენტრაციების შეფარდებას ($k=C_{\text{ფ}}/C_{\text{ფ}}$) განაწილების კოეფიციენტი ეწოდება [10]. იმისდა მიხედვით, თუ რა ძირითადი კომპონენტი-მინარევი სისტემა გვაქვს, k განაწილების კოეფიციენტი მეტია, ან ნაკლებია ერთზე. განაწილების კოეფიციენტი შეიძლება იცვლებოდეს 10^{-5} - 10 ფართო ფარგლებში. განაწილების კოეფიციენტი დამოკიდებულია მთელ რიგ ფაქტორზე- ძირითადი კომპონენტი-მინარევის ფაზურ დიაგრამაზე, კრისტალიზაციის პირობებზე, კრისტალიზაციის ფრონტის გადაადგილების სიჩქარეზე, თხევადი ფაზის (ნადნობის) არევის ინტენსიურობაზე და დიდ როლს თამაშობს კრისტალიზაციით განმენდის პროცესებში.

განასხვავებენ წონასწორულ (k_p) და ეფექტურ (k) განაწილების კოეფიციენტებს. თუ კრისტალი იზრდება ძალიან ნელა ისე, რომ მყარი და თხევადი ფაზები ყოველთვის წონასწორობაშია, მაშინ გამხსნელი-მინარევის სისტემა ხასიათდება წონასწორული განაწილების კოეფიციენტით (k_p). წონასწორული განაწილების კოეფიციენტით ახასიათებენ ნარევის კომპონენტების განცალკავების ეფექტს კრისტალსა და ნადნობს შორის წონასწორობის ყოველ მომენტში. რადგან მყარი და თხევადი შემხები ფაზების წონასწორობის მდგომარეობა აინერება ფაზური დიაგრამებით, ზოგად შემთხვევაში წონასწორული განაწილების კოეფიციენტის გათვლა შესაძლებელია ფაზური დიაგრამების საშუალებით. განზავებული მყარი და თხევადი ხსნარების შემთხვევაში რომელიც აინერება ფაზური დიაგრამების მონაკვეთებით (ნახ.2.8), წონასწორული განაწილების კოეფიციენტს მოცემულ ტემპერატურაზე პოულობენ როგორც ჰორიზონტალური მონაკვეთების შეფარდებას. მონაკვეთები მიიღება კრისტალიზაციის ტემპერატურის T შესაბამის იზოთერმის გადაკვეთით სოლიდუსის ($C_{მყ}$) და ლიკვიდუსის ($C_{ობ}$) ხაზებთან:

$$k_p = C_{მყ} / C_{ობ} \quad (2.1)$$

იმ შემთხვევაში, თუ მინარევი ამცირებს გასაწმენდი ნივთიერების კრისტალიზაციის ტემპერატურას (ნახ.2.2.) წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი იქნება ნაკლები ერთზე, ანუ $C_{მყ} < C_{ობ}$. თუ მინარევი ზრდის კრისტალიზაციის ტემპერატურას, მაშინ წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი იქნება მეტი ერთზე, ანუ $C_{მყ} > C_{ობ}$ (ნახ.2.3).

თუ მდგომარეობის დიაგრამების სოლიდუსი და ლიკვიდუსი წრფეებია, მაშინ $C_{მყ}$ -ის და $C_{ობ}$ -ის მონაკვეთებზე კრისტალიზაციის სხვადასხვა ტემპერატურებზე აგებული მართკუთხა სამკუთხედების მსგავსებიდან ჩანს, რომ წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი არ არის დამოკიდებული კონცენტრაციაზე და ტემპერატურაზე. მაგრამ მეორე კომპონენტის (მინარევის) უფრო მაღალ კონცენტრაციებზე, როცა მყარი და თხევადი ხსნარები არ შეიძლება ჩაითვალოს განზავებულად, სოლიდუსის და ლიკვიდუსის ხაზები არ შეიძლება შევცვალოთ წრფეებით. წონასწორული განაწილების

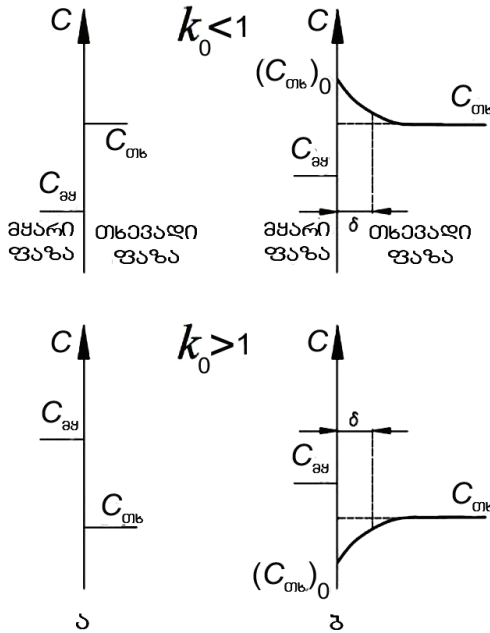
კოეფიციენტი უკვე არ არის მუდმივი სიდიდე და დამოკიდებულია მინარევის კონცენტრაციაზე.

ამრიგად, ფაზური დიაგრამიდან მიღებული განაწილების კოეფიციენტი მიეკუთვნება მყარი და თხევადი ფაზების წონასწორობის პირობებს. ეს პირობები, როგორც წესი, სრულდება მიმართული კრისტალიზაციის მცირე სიჩქარის დროს. წონასწორობის პირობებში მინარევის კონცენტრაცია $C_{\text{ობ}}$, რომელიც გახსნილია ნადნობის მთელ მოცულობაში ერთნაირია და მისი კონცენტრაცია დაკრისტალბულ ნაწილში ტოლია:

$$C_{\text{ფყ}} = k_0 C_{\text{ობ}} \quad (2.2)$$

ამრიგად, განზავებული მყარი ხსნარების შემთხვევაში წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი მუდმივი სიდიდეა, ზოგად შემთხვევაში კი ცვლადია. რეალურად თერმოდინამიკური წონასწორული პირობები არ შეიძლება განხორციელდეს. ეს ხდება იმის გამო, რომ კრისტალიზაციის სიჩქარე სასრული სიდიდეა, მყარ ფაზაში დიფუზიის კოეფიციენტები საკმარისად მცირეა და დიფუზური პროცესები შენელებულია, შედეგად თერმოდინამიკური წონასწორობა საზღვარზე „მყარი–სითხე“ ვერ ასწრებს დამყარებას, ამიტომ, კრისტალის შესამჩნევი სიჩქარით ზრდისას, წონასწორული მდგომარეობა ირღვევა და მინარევის კონცენტრაცია კრისტალში დამოკიდებული იქნება მისი ზრდის კონკრეტულ პირობებზე. თუ ეს პირობები დროთა განმავლობაში იცვლება, მაშინ მინარევის კონცენტრაცია შესაბამისად შეიცვლება. მინარევის განაწილების დამოკიდებულება კრისტალიზაციის პირობებზე ნაჩვენებია ნახ.2.9-ზე. სასრული სიჩქარით ზრდისას ხდება გახსნილი მინარევის მიწევა, ისე, რომ სითხეში ფაზების გაყოფის საზღვრის მახლობლად წარმოიქმნება მინარევის კონცენტრაციის გრადიენტი. ამ გრადიენტის სიდიდე დამოკიდებულია განაწილების წონასწორულ კოეფიციენტზე, სითხეში მინარევის დიფუზიის კოეფიციენტზე და ასევე კრისტალის ზრდის სიჩქარეზე. ანუ რეალურ პირობებში კრისტალიზაციის ფრონტი მოძრაობს უფრო მეტი სიჩქარით, ვიდრე მინარევის დიფუზიის სიჩქარეა ნადნობში. შედეგად კრისტალიზაციის ფრონტის წინ წარმოიქმნება ნადნობის ფენა δ ეფექტური სისქით, გამდიდრებული მინარევით თუ $k_0 < 1$ (კრისტალიზაციის სიჩქარის ზრდა

ზრდის კრისტალის მიერ მინარევების ატომების ჩაჭერის სიჩქარეს) (ნახ. 2.2) და გალარიბებული მინარევით, თუ $k_0 > 1$ (კრისტალიზაციის სიჩქარის ზრდა ამცირებს კრისტალის მიერ მინარევების ატომების ჩაჭერის სიჩქარეს) (ნახ. 2.3). ასეთ პირობებში მინარევის შემადგენლობა დაკრისტალირებულ უბანში $C_{ფყ}$ განისაზღვრება მინარევის კონცენტრაციით კრისტალიზაციის ფრონტთან ნადნობში ($C_{თბ})_0$ (ნახ.2.9). რადგან, როგორც წესი, ($C_{თბ})_0$ -ის სიდიდე უცნობია, ასეთ არანონასნორულ პირობებში (კრისტალიზაციის სიჩქარეს აქვს სასრული მნიშვნელობა) კავშირი მყარ ($C_{ფყ}$) და თხევად ($C_{თბ}$) ფაზებში მინარევის კონცენტრაციებს შორის ხორციელდება ეფექტური განაწილების კოეფიციენტით k .



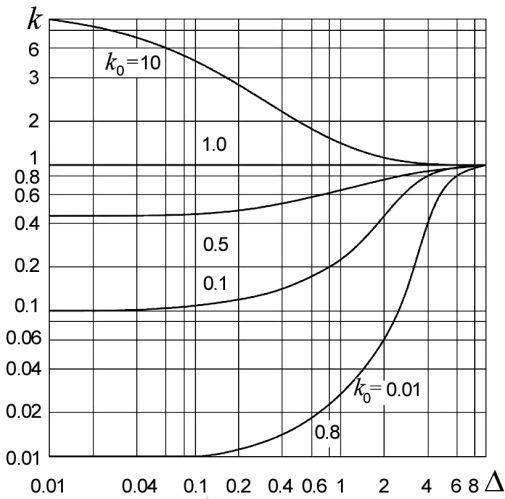
ნახ. 2.9. მყარი და თხევად ფაზათა საზღვრის გაყრასთან მინარევის განაწილების სქემატური გამოსახულება კრისტალიზაციის სხვადასხვა პირობებში; ა) ნონასნორულ პირობებში; ბ) არანონასნორულ პირობებში

თუ მინარევის მასის გადატანა δ ფენაში (ნადნობის სისქე კრისტალიზაციის ფრონტთან) დიფუზური ხასიათისაა, მაშინ ნონასნორული (k_0) და ეფექტური (k) განაწილების კოეფიციენტები დაკავშირებულია შემდეგნაირად.

$$k = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0)e^{-v\delta/D}} \quad (2.3)$$

ასეთი განტოლებით ეფექტური განაწილების კოეფიციენტი დაკავშირებულია კრისტალის ზრდის პირობებთან. ამ განტოლებაში $\Delta = v\delta/D$ - უგანზომილებო სიდიდეა და ეწოდება კრისტალიზაციის დაყვანილი სიჩქარე, v - კრისტალიზაციის სიჩქარეა, D - ნაღობში მინარევის კონცენტრაციაა, δ - დამოკიდებულია კრისტალის ბრუნვების რიცხვზე [10]. თუ ცნობილია ეს სიდიდეები, შეიძლება გამოვთვალოთ k . წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი დამოკიდებულია მხოლოდ ნივთიერების კომპონენტების ბუნებაზე. განაწილების წონასწორული კოეფიციენტის გამოთვლა ფაზური დიაგრამების მიხედვით, მათი არასაკმარისი სიზუსტის გამო, უმრავლეს შემთხვევაში შეზღუდულია მცირე კონცენტრაციის უბნებში. ასეთ გამოთვლებს მიმართავენ საორიენტაციო შეფასებისათვის. (2.3) ფორმულა გვიჩვენებს, რომ მინარევების ეფექტური განაწილების კოეფიციენტი k განსხვავდება k_0 -სგან, რომელიც განისაზღვრება წონასწორობაში მყოფ მყარ და თხევად ფაზებში მინარევების კონცენტრაციების თანაფარდობით. რეალურად კრისტალების ზრდა ხდება არანონასწორულ პირობებში, თუნდაც ზომიერი კრისტალიზაციის სიჩქარით. იმ მინარევების კონცენტრაცია, რომლებსაც კრისტალიზაციის ფრონტი უბიძგებს ნაღობისკენ ($k_0 < 1$), უშუალო ზრდად ზედაპირთან აღემატება მის კონცენტრაციას ნაღობის მოცულობაში, ამიტომ, $k > k_0$. ამასთანავე, კრისტალის ზრდისას, ზედაპირზე მინარევების კონცენტრაცია იზრდება და k უახლოვდება 1-ს კონცენტრაციულ გადამეტების წარმოქმნამდე. ამრიგად, მოძრავი კრისტალიზაციის ფრონტი გახსნილ მინარევს უკუბიძგებს უფრო სწრაფად გადაადგილებას, ვიდრე ის მოასწრებს დიფუნდირებას ნაღობის სიღრმეში. ამიტომ, კრისტალიზაციის ფრონტის წინ წარმოიქმნება გამდიდრებული ფენა (როცა $k_0 < 1$ და პირიქით გაღარიბებული, როცა $k_0 > 1$). ეს ინვესს მინარევის შემცველობის ზრდას კრისტალიზაციის ფრონტის შემდგომი გადაადგილებისას წონასწორული პირობებისაგან განსხვავებით. გამდიდრებული ფენის ე.წ. დიფუზური ფენის სისქე δ იცვლება 0.1სმ–0.001სმ ფარგლებში, მცირდება თხევადი ფაზის

შერევის ინტენსიურობის ხარისხთან დამოკიდებულებით. ამრიგად, დიფუზური ფენა თავისებური მემბრანაა, რომელიც ენინაალმდებება მინარევის თავისუფალ შეღწევას თხევად ფაზაში. ნახ.2.10-ზე მოყვანილია ეფექტური განაწილების კოეფიციენტის (k) დამოკიდებულება კრისტალიზაციის დაყვანილ სიჩქარეზე სხვადასხვა ძირითადი კომპონენტი-მინარევი სისტემისათვის, ანუ სხვადასხვა k_0 -თვის.



ნახ.2.10. ეფექტური განაწილების კოეფიციენტის დამოკიდებულება კრისტალიზაციის დაყვანილი სიჩქარეზე სხვადასხვა ძირითადი კომპონენტი-მინარევი სისტემისათვის

ნახ.2.10-დან ჩანს, რომ კრისტალიზაციის დაყვანილი სიჩქარის ზრდა გადაადგილებს ეფექტურ განაწილების კოეფიციენტს ერთისაკენ, მიუხედავად იმისა, თუ როგორია ნონასწორული განაწილების კოეფიციენტი და პირიქით, კრისტალიზაციის დაყვანილი სიჩქარის შემცირება k -ს აახლოებს k_0 -თან. აქედან განმდის პროცესის ეფექტურობის გაზრდისათვის აუცილებელია ეფექტური განაწილების კოეფიციენტი მაქსიმალურად მიუახლოვოთ ნონასწორულს. ეს შეიძლება მივაღწიოთ კრისტალიზაციის დაყვანილი სიჩქარის შემცირებით. იგივე ეფექტს შეიძლება მივაღწიოთ თუ განმდინებს ჩავატარებთ კრისტალიზაციით თხევადი ფაზის ინტენსიური არევის პირობებში. ამ შემთხვევაში მინარევის მოცილება კრისტალიზაციის ფრონტიდან (შემთხვევა $k_0 < 1$) ხორციელდება არა

დიფუზიის ხარჯზე თხევად ფაზაში, არამედ კონვექციის ხარჯზე. ეს მნიშვნელოვნად ამცირებს მინარევის შემცველობას კრისტალიზაციის ფრონტზე შედარებით იმ შემცველობასთან, რომელიც მიიღება არევის გარეშე და ამცირებს ეფექტური განაწილების კოეფიციენტს, აახლოებს რა მას ნონასწორულ განაწილების კოეფიციენტთან.

როცა $k > k_0$ და თუ კრისტალიზაცია მიმდინარეობს მუდმივი სიჩქარით, მაშინ მინარევები მყარ ფაზაში არათანაბრად ნაწილდება, მისი კონცენტრაცია შესამჩნევად იზრდება გამყარების მიმართულებით. რაც უფრო მაღალია გამყარების სიჩქარე კრისტალის ზრდის დროს, მით მეტია მინარევების კონცენტრაცია მყარ ფაზაში. კრისტალიზაციის დროს ზრდის სიჩქარით ცვლილებით, შესაძლებელია მინარევების თანაბარი განაწილების მიღება.

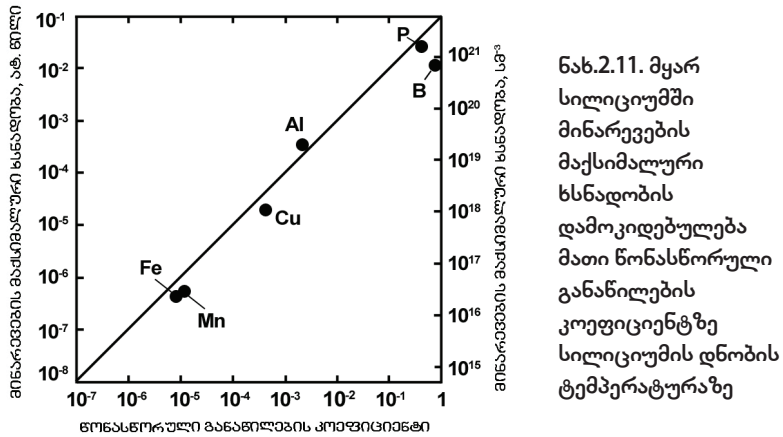
2.5. მინარევის განაწილების კოეფიციენტი მეტალურგიულ სილიციუმში

MG-Si-ის ძირითადი მინარევებია რკინა, ალუმინი, კალციუმი და ტიტანი, რომლებიც გადადიან სილიციუმში კვარციტებიდან და აღმდგენელი მასალებიდან. რკინა, ტიტანი და პერიოდული სისტემის IV-VII ჯგუფების სხვა ლითონები, დნობის პროცესში თითქმის მთლიანად გადადიან თხევად სილიციუმში. რკინა თხევად სილიციუმში არის ფეროსილიციუმის სახით. აგრეთვე მნიშვნელოვანი მინარევებია ნახშირბადი და ჟანგბადი. ნახშირბადი სილიციუმში კარგად იხსნება $1800^{\circ}\text{C}-2000^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე და მასში იმყოფება კარბიდის სახით. ალუმინი კი ხელს უწყობს ნახშირბადის ხსნადობის გაზრდას სილიციუმში, ხოლო ჟანგბადი, რკინა და კალციუმი გარკვეულწილად- ნახშირბადის ხსნადობის ზრდას სილიციუმში. ჟანგბადი იმყოფება თხევად სილიციუმში გახსნილი სახით და წიდის შეტივტივებული წვეთების ან $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ შემადგენლობის მყარი ფირების სახით. ალუმინი ზრდის ჟანგბადის ხსნადობას სილიციუმში. კალციუმის მოქმედება უფრო რთულია, რადგან ის ურთიერთქმედებს როგორც ჟანგბადთან, ასევე სილიციუმთან.

მეტალურგიულ სილიციუმში შემავალი მინარევების ნონას-

ნორული განაწილების კოეფიციენტები და დნობის ტემპერატურებში მოყვანილია დანართ 2-ში. თვითოეული მინარევის შემცველობა სილიციუმში $<0.1\%$ [11].

მეტალურგიულ სილიციუმში უმრავლესი მინარევების (Fe, Al, P, Ca, Cu, Mg, Mn, Ni, Ti) განაწილების კოეფიციენტები თერმოდინამიკურ წონასწორობისას $\ll 1$, ესე იგი მათ „ურჩევნიათ“ დარჩნენ სითხეში. ეს კარგად ჩანს ლიკვიდუსის და სოლიდუსის ხაზებიდან შესაბამის ფაზურ დიაგრამებზე. ეს ნიშნავს, რომ მათი ხსნადობა ბევრად მეტია თხევად, ვიდრე მყარ სილიციუმში. მინარევის წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი სილიციუმის დნობის ტემპერატურაზე ახასიათებს მაქსიმალური ხსნადობის ცვლილების ტენდენციას მყარ ფაზაში: რაც უფრო ნაკლებია განაწილების კოეფიციენტი, მით ნაკლებია მაქსიმალური ხსნადობა (ნახ.2.11).



საინტერესოა, რომ მცირე განაწილების კოეფიციენტის მქონე მინარევებისთვის, დადგენილია, რომ k -ის მნიშვნელობა მკვეთრად მცირდება ტემპერატურის კლებასთან ერთად, რაც იწვევს ეგრეთ-წოდებულ შებრუნებულ ხსნადობას შეზღუდული კონცენტრაციით. ამ მოვლენის ტიპიური მაგალითი ნაჩვენებია ნახ.2.7.

2.6. სილიციუმში მინარევის შემადგენლობის განსაზღვრა

იმის გამო, რომ მინარევის დასაშვები კონცენტრაცია სილიციუმში ხშირად არის ქიმიური და სპექტრული ანალიზებით განსაზღვრის შესაძლებლობის ფარგლებს გარეთ, საჭიროა მინარევის გავლენის ინდივიდუალური თავისებურებების ცოდნა, რათა სწორად შეირჩეს არამარტო განმენდის, არამედ მისი განსაზღვრისათვის საჭირო მეთოდები. ასეთი შერჩევა აფართოვებს ჩვენს შესაძლებლობებს ნახევარგამტარების თვისებების სამართავად.

სხვადასხვა სისუფთავის სილიციუმში (მეტალურგიული, „მზიური“, მიკროელექტრონიკისათვის და სამეცნიერო კვლევებისათვის განკუთვნილი სილიციუმი) მინარევის შემადგენლობის ანალიზი ითხოვს სხვადასხვა მეთოდებს და უნდა შეფასდეს პირველ რიგში იმისდა მიხედვით, თუ მინარევის რა ნაკრები არის სილიციუმში, რომლებიც შეიძლება ერთდროულად იქნას განსაზღვრული. უმრავლეს შემთხვევაში მეთოდები უნდა იყოს მრავალელემენტური და მინარევის გამჟღავნების დაბალი ზღვრული ფარგლებით. გათვალისწინებული უნდა იყოს ხანგრძლივობა და ღირებულება.

მინარევის შემადგენლობა მაღალი სისუფთავის სილიციუმში განისაზღვრება ძირითად ელექტროაქტიური B-ისა და P-ის 10^{-10} ატ%- 10^{-9} ატ% მინარევის კონცენტრაციით.

სილიციუმის ანალიზისათვის ყველაზე ეფექტური მეთოდებია: ნეიტრონო-აქტივაციური ანალიზი, ნაპერწკლური მასსპექტრომეტრია, ქიმიკო-სპექტრალური ანალიზი გამოსხივების რკალური აგზნებით, ატომურ-აბსორბციული ანალიზი, მასსპექტრომეტრია პლაზმით და მღვივარი განმუხტვით და სინქროტონზე დაფუძნებული რენტგენული ფლოუორესცენციური მიკროსკოპია [12-17].

ატომურ-აბსორბციული ანალიზი. მიღწეული გამჟღავნების ზღვრები Al, Cu, Fe, Ga, In და Ni-თვის შეადგენს $n \cdot 10^{-9}$ - $n \cdot 10^{-10}$ მას%, Li- $1 \cdot 10^{-11}$ მას%. ცალკეული მინარევის განსაზღვრის დონეა 10^{-11} - 10^{-9} მას% [17].

სპექტრული ანალიზი. უპირატესობაა- მისანვდომობა. შეიძლება განისაზღვროს ერთდროულად 40 მინარევი სილიციუმში. გამჟღავნების ზღვრებია $n \cdot 10^{-8}$ - $n \cdot 10^{-5}$ მას% [11].

ელექტრული თვისებები. მინარევები, რომლებიც ხვდება სილიციუმში ტექნოლოგიური პროცესების დროს (კრისტალის ზრდა, სხვადასხვა სახის შემდგომი დამუშავება, როგორცაა დიფუზია, იმპლანტაცია და სხვა) იონიზდება დაბალ ტემპერატურებზე. შედეგად სილიციუმი უზრუნველყოფილია თავისუფალი ელექტრონებით, ან ხვრელებით. ამიტომ ელექტრული თვისებების, კერძოდ, ჰოლის ეფექტის და ელექტროგამტარობის ერთდროული გაზომვები ერთერთი საუკეთესო მეთოდია ელექტრულად აქტიური მინარევის კონცენტრაციის განსაზღვრისათვის [5-7].

მიკროსტრუქტურული ანალიზი. მასალების გამოკვლევის და კონტროლის კლასიკური მეთოდიკით მიკროსკოპიით შეიძლება განმენდის ეფექტის შესწავლა, ზედაპირის სტრუქტურის ტექსტურის, სტრუქტურული დეფექტების, ერთგვაროვნობის, ფაზების ჩანართების შესწავლით მინარევისაგან განმენდის ხარისხის შეფასება.

ოპტიკური ლაზერული სპექტროსკოპია. განისაზღვრება 65 მინარევი სილიციუმში. მგრძნობიარობა – მინარევის 0.001წონ%.

რენტგენულ მეთოდებს არ გააჩნიათ საკმარისი მგრძნობიარობა, რომ განისაზღვროს მინარევის მცირე რაოდენობა, თუმცა მინარევის ჩანართები შეიძლება კარგად ჩანდეს მიკროსკოპში.

რენტგენული სპექტრული მიკროანალიზატორი. ეს მეთოდი იძლევა საშუალებას განისაზღვროს თითქმის პერიოდიული სისტემის ყველა ელემენტი მსუბუქი ელემენტების გარდა, როგორცაა H, He და Li. მგრძნობიარობა მინარევის- 0.1წონ%- 0.01წონ%.

განაწილების კოეფიციენტის განსაზღვრა. ნივთიერების მინარევებისაგან კრისტალიზაციით ნადნობიდან განმენდის ეფექტურობის შეფასების საშუალებას გვაძლევს განაწილების კოეფიციენტი (k).

სინქროტრონზე დაფუძნებული რენტგენის ფლუორესცენციური მიკროსკოპია-აფიქსირებს ლითონების კვალს, ქვემიკრონულ სივრცულ გარჩევადობამდე, გამჟღავნების დაბალი ზღვრით [16].

თავი 3

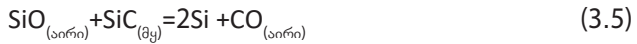
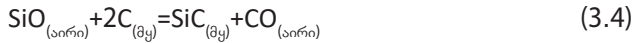
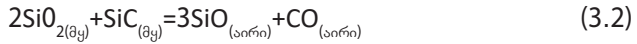
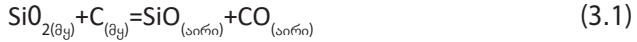
მეტალურგიული (ტექნიკური) სილიციუმის მიღება

სილიციუმი, ელექტრონიკაში გამოყენებამდე, გადის მრავალ-საფეხურიან ურთულეს და ხანგრძლივ ტექნოლოგიურ პროცესებს, დანყებული მთის ქანების (კაჟმინა) ექსტრაქციებით, შემდეგ განმენდით და ბოლოს მაღალი სისუფთავის, სრულყოფილი მონოკრისტალის მიღებით დამთავრებული. ამ რთული, ხანგრძლივი პროცესის პირველი საფეხურია მეტალურგიული, ანუ ტექნიკური სილიციუმის (MG-Si) ექსტრაქციება SiO_2 ქვიშიდან, ან ამა თუ იმ სახის მინერალიდან. სუფთა სილიციუმის მიღება არც ისე ადვილია მისი ნაერთების ინერტულობისა და მათი უმრავლესობის მაღალი დნობის ტემპერატურის გამო. მრეწველობაში დღეს სილიციუმის ექსტრაქციების მიზნით კაჟბადიდან ყველაზე გავრცელებული ტექნოლოგიებია ლითონთერმია და კარბოთერმია, ანუ აღდგენა კაჟბადიდან ნახშირბადით (კოქსით), ან მაგნიუმით. მიღებული სილიციუმის სისუფთავე მერყეობს 98.5წონ%-99.5წონ%-ის ფარგლებში. მეტალურგიული სილიციუმი მსოფლიოში ყოველწლიურად რამდენიმე მილიონი ტონა იწარმოება. ამ მასის მხოლოდ 2% მიდის შემდეგ გადამუშავებაზე, საბოლოო ეტაპზე ნახევარგამტარული სილიციუმის მისაღებად.

3.1. სილიციუმის მიღება კარბოთერმული აღდგენით

მიუხედავად იმისა, რომ სილიციუმი პირველად მიღებული იყო სუფთა ამორფული (ფხვნილის) სახით დაახლოებით 1823წ [1] ბერცელიუსის მიერ, ჰენრი სენტ-კლერ დევილმა მხოლოდ 1854 წელს დაამზადა იგი კრისტალური სახით, გამოიყენა რა ალუმინი სილიციუმის გამოყოფისთვის. დღეს მრეწველობაში სილიციუმის მიღების ტექნოლოგიური პროცესის რეალიზაციის საწყისი, ანუ პირველი საფეხურია დიოქსიდის (SiO_2) ქვიშის, ან კვარცის სახით აღდგენა,

ანუ დიოქსიდს აკარგვინებენ ჟანგბადს რეაქციით ნახშირბადთან (კოქსით) ელექტრულ რკალურ ღუმელებში ~1800°C-ის ტემპერატურაზე. ღუმელში ხდება რამოდენიმე შუეულეღური რეაქცია [2]:



ჯამური რეაქციაა:



შედეგია ნედლეული, რომელსაც ჰქვია მეტალურგიული (ტექნიკური) სილიციუმი (MG-Si). ენერგია ძირითადად იხარჯება ჟანგბადის ატომების სილიციუმის ატომებისგან გაყოფისთვის.

სილიციუმის წარმოების კარბოთერმული პროცესი წილის გარეშე პროცესია. ეს ნიშნავს, რომ იმ ელემენტების გარდა, რომლებიც დნობისას ქმნიან აირად კომპონენტებს, ყველა ელემენტი, რომელიც ჩატვირთული იყო კაზში, გამოვა ღუმელიდან, როგორც მიღებული სილიციუმის შემადგენელი კომპონენტი. შედეგად ბუნებრივი კაჟმინა გადადის სილიციუმის ისეთ ფორმაში, რომელიც შეიცავს მრავალ მინარევს. ამიტომ ის არ არის ვარგისი ნახევარგამტარული ტექნოლოგიებისთვის და საჭიროებს ღრმა განმენდას. სილიციუმით ღარიბი ქანების ქვიშიდან მიღებული სილიციუმი შეიძლება შეიცავდეს უფრო მეტ მინარევს 2წონ%-5წონ% ფარგლებში. ასეთი, უფრო დაბინძურებული სილიციუმი გამოიყენება მძიმე მრეწველობაში. სილიციუმით მდიდარი ქანების ქვიშიდან მიღებული სილიციუმის სისუფთავე როგორც წესი არის 98წონ%-99.9წონ% ფარგლებში. კვარცის ქვიშიდან კარბოთერმული მეთოდით აღდგენილი ტექნიკური სილიციუმი წარმოადგენს პოლიკრისტალური სტრუქტურის სილიციუმის ბლოკებს, სადაც ძირითადი მინარევი ნახშირბადი. დანარჩენი 2წონ % შესაძლო მინარევებია: Fe, Al, Au, B, P, Ca, Cr, Cu, Mg, Mn, Ni, Ti, V.

მეტალურგიული სილიციუმის (MG-Si) დამუშავების პროცესის თანმხლები მინარევების შემადგენლობა დამოკიდებულია საწყისი

მასალის ხარისხზე. ნახშირბადიანი აღმდგენელი ჩვეულებრივ შედგება ნახშირისაგან (75%–80%), ნავთობის კოქსისაგან (8%–10%) და ქვანახშირისაგან (13%–14%) [3]. მაგალითად, 1კგ სილიციუმის მისაღებად იხარჯება ~2.5კგ კვარციტი, ~1.2კგ ნახშირი, ~0.14კგ ნავთობის კოქსი, ~0.2კგ ქვანახშირის აირის კონცენტრატი. მეტალურგიულ სილიციუმში კაზმიდან გადასული მინარევებიდან ძირითადი მინარევებია Al, Ca და Fe. მაღალხარისხოვანი სილიციუმის ნედლეულის- მეტალურგიული სილიციუმის მისაღებად აუცილებელია: მაღალი ხარისხის კაჟმინა (მინიმუმ 99%SiO₂); მაღალხარისხოვანი დაბალნაცროვანი ნახშირბადიანი აღმდგენელი (ხის ნახშირი); მაღალხარისხოვანი გრაფიტის ელექტროდების მასალა; მაღალი ენერგოდანახარჯები (15კვ/კგ).

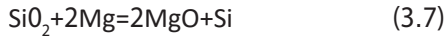
პირდაპირი, მადანთერმული აღდგენის მეთოდი ძალიან მიმზიდველია, როგორც მინიმალური ეკოლოგიური საფრთხის შემცველი და მაღალი სისუფთავის სილიციუმის მიღების მარტივი და იაფი პროცესის პირველი საფეხური. მაგრამ ზესუფთა ნედლეული მასალის გამოყენებაც კი არ იძლევა ელექტრონიკისათვის საჭირო სისუფთავის სილიციუმის მიღების საშუალებას. თუმცა, მიღებული სილიციუმი შეიცავს მინარევებს მცირე რაოდენობით, ის არ არის ვარგისი ნახევარგამტარული ტექნოლოგიებისთვის. უფრო მაღალი სისუფთავის სილიციუმის მისაღებად საჭირო ხდება სილიციუმის განმენდა უფრო რთული ხერხებით.

3.2. სილიციუმის მიღება მაგნიუმითერმული აღდგენით

მეტალურგიული სილიციუმი შეიძლება მიღებულ იქნას რამოდენიმე ალტერნატიული ხერხით SiO₂-დან ლითონთერმით მაგნიუმის, როგორც აღმდგენელის გამოყენებით [4,5]. მაგნიუმის შერჩევა განპირობებული იყო იმით, რომ მაგნიუმით სილიციუმის აღდგენამ დიოქსიდიდან აჩვენა საუკეთესო ტექნოლოგიური და ეკონომიკური შედეგები სხვა ისეთ აღმდგენელებთან შედარებით, როგორცაა ალუმინი, კალიუმი, თუთია და სხვა. საინტერესოა, რომ მაგნიუმი შეიძლება დაუბრუნდეს ტექნოლოგიურ ციკლს პრაქტიკულად დანაკარგების გარეშე [6]. SiO₂ მაგნიუმთერმული აღდგენის პროცესი ძლიერ ეგზოთერმულია და მისი რეალიზება

მოითხოვს ნაკლებ ენერგიას, ვიდრე სხვა მეთოდებით Si-ის მიღების პროცესები. თუმცა აღნიშნულმა ტექნოლოგიამ ვერ მოიპოვა ისეთი ფართო გავრცელება, როგორც კარბოთერმიამ აღმდგენელის (მაგნიუმის) მაღალი ლირებულების გამო.

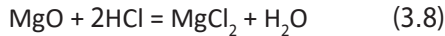
ქვიშის და მაგნიუმის გავარვარების მეთოდი. ტექნიკური სილიციუმი შეიძლება მიღებული იქნას სილიციუმის დიოქსიდის თეთრი, ნვრილი ქვიშის გავარვარებით მაგნიუმთან ერთად:



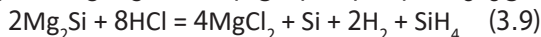
ამ დროს წარმოიქმნება მურა ფერის ამორფული სილიციუმის ფხვნილი.

სილიციუმი იხსნება გამდნარ ლითონებში. თუთიაში, სილიციუმის ხსნარის ნელი გაციებით, გამოიყოფა სილიციუმი კარგად ჩამოყალიბებული ოქტაედრული ფორმის კრისტალების სახით.

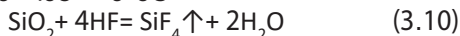
მაგნიუმთერმული აღდგენა რეაგენტების ნარევიში. ამ მეთოდშიც, სილიციუმის მიღებას მაგნიუმთერმული აღდგენით, საფუძვლად უდევს (3.7) რეაქცია. მაგნიუმის ფხვნილი, შერეული სილიციუმის დიოქსიდთან გრაფიტის ჭურჭელში, თავსდება მუფელის ლუმელში. გათბობა ხდება 10°/წთ სიჩქარით არგონის ატმოსფეროში ჟანგვის პროცესების ასაცილებლად. მაგნიუმის პროდუქტების განცალკავება ხორციელდება მარილმჟავათი გამორეცხვით:



და მაგნიუმის ოქსიდის ხსნად ნაერთად გარდაქმნით, რასაც მოჰყვება უხსნადი ნარჩენების ფილტრაციული გამოყოფა. პარალელურად მიმდინარეობს მაგნიუმის სილიციდის დაშლის რეაქცია:



სილიციუმის დოქსიდის მყარი ნარჩენი, რომელიც არ შევიდა რეაქციაში, შორდება შემდეგი რეაქციით:



მიღებული ელემენტური სილიციუმი ირეცხება ბიდისტილირებული წყლით, იფილტრება, შრება 200°C-ზე და იწრთობა 700°C-ზე. განხილული მაგნიუმთერმული აღდგენის პროცესი მაგნიუმის ფხვნილისა და სილიციუმის დიოქსიდის ნარევიში ხასიათდება სილიციუმის დაბალი ხარისხით და მაგნიუმის სილიციდის მაღალი შემცველობით მიღებულ ნაწარმში. მიღებული სილიციუმის ხარისხის გასაუმჯობესებლად გამოყენებული იყო მაგნიუმი აირის სახით.

დადგინდა, რომ აირისებური მაგნიუმის გამოყენება ხელს უშლის რეაქციის თანამდევნი პროდუქტების მაგნიუმის სილიციდის და სილიკატების წარმოქმნას და აუმჯობესებს მიღებული სილიციუმის ხარისხს და უზრუნველყოფს შესაბამისი სისუფთავის სილიციუმის ფორმირებას.

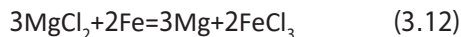
მაგნიუმთერმული აღდგენა მაგნიუმის სილიციდან. აქ წარმოდგენილია მაგნიუმთერმიის სხვა მეთოდი: აღდგენა მაგნიუმის სილიციდან.

სილიციუმი ზოგიერთ ლითონთან, მაგალითად მაგნიუმთან (Mg) ურთიერთქმედებით მაღალ ტემპურატურაზე წარმოქმნის ბინარულ ნაერთს – სილიციდს:



მაგნიუმის სილიციდი კი წარმოადგენს საწყის ნედლეულს სილანის წარმოებისთვის. მისი თერმული დაშლით მიიღება ნახევარგამტარული სისუფთავის Si.

წარმოდგენილი ტექნოლოგია ითვალისწინებს მაგნიუმის მიღებას არასტანდარტული მეთოდით, რომელიც დაფუძნებულია მაგნიუმის ქლორიდის აღდგენაზე ფოლადის ბურბუშელით. აღდგენის პროცესი ხასიათდება დაბალი სიმძლავრის გამოყენებით და შესაბამისად ამცირებს მაგნიუმის ფასს, რომელიც მიიღება ქლორიდის ნადნობის ელექტროლიზით. აღდგენის პროცესი გამოისახება შემდეგი რეაქციით:



პროცესი შექცევადია და თერმოდინამიკურად მიმდინარეობს 700°C-ზე მარჯვნიდან მარცხნივ. მაგრამ იმის გამო, რომ რეაქცია მიმდინარეობს მარჯვნიდან მარცხნივ, წარმოიქმნება აირადი პროდუქტები და მაგნიუმი.

აღნიშნული გარემოება პერსპექტიულს ხდის ტექნიკური (მეტალურგიული) სილიციუმის და/ან მაგნიუმის სილიციდის მიღების პროცესს კაჟბადის მაგნიუმთერმული აღდგენით. აღდგენის პროცესი გამოისახება განტოლებებით:



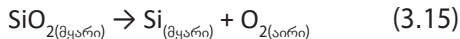
ამჯერად გამოიყენება დაბალი ხარისხის, იაფი კაჟბადი, რომელშიც SiO₂-ის შემცველობა არ აღემატება 95% და რომელიც ვერ

პოულობს შესაბამის გამოყენებას მადნის დამუშავების გარეშე. ამასთან, შესაძლებელია Si-ის, მაგნიუმის სილიციდის, ან ორივეს ერთად მიღება. პროცესის სიმძლავრე მინიმუმამდეა დაყვანილი. ალდგენის პროცესი ტარდება არგონის ატმოსფეროში მაღაროს ლუმელში მოთავსებულ კორუნდის რეაქტორში. ალდგენის პროცესი იწყება 700°C ტემპერატურაზე და 800°C ტემპერატურაზე აღწევს მაქსიმუმ-90%. დადგინდა, რომ Si-ის მიღება შესაძლებელია ალდგენის პროცესში, როდესაც ალმდგენელი ალბულია 120%-ზე მეტით სტექიომეტრიულთან შედარებით. 20 წუთი საკმარისია Si-ის და მაგნიუმ სილიციდის წარმოებისთვის. ალდგენილი მასიდან მაღალი სისუფთავის Si-ს მისაღებად აუცილებელია მისი დამუშავება მარილმჟავით და ფტორის მჟავით, ან შესაბამისი ჰალოგენური წყალბადის ნაერთებით. ამ დროს მიღებული Si სისუფთავე არის არანაკლებ 98%.

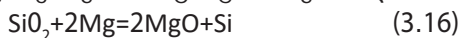
იმ შემთხვევაში, როდესაც მაგნიუმის სილიციდი წარმოადგენს სამიზნე პროდუქტს, მისი იზოლაცია ხდება სისტემის გაცხელებით სილიციდის დნობის წერტილამდე (1085°C) და მისი გამოყოფით მყარი ფაზიდან სპეციალური ფილტრით. მითითებული მეთოდის გამოყენება შესაძლებელია იმ შემთხვევაშიც, როდესაც სამიზნეა Si-ის და სილიციდის მიღება. ამ მიზნის მიღწევა შესაძლებელია მაგნიუმის სილიციდის გაცხელებით მისი თერმული დაშლის ტემპერატურაზე (1100°C).

3.3. სილიციუმის მიღება გავარჯარებით

ტექნიკური სილიციუმი შეიძლება მიღებული იქნას სილიციუმის დიოქსიდის თეთრი წვრილი ქვიშის კაჟბადის SiO₂ გაცხელებით მაღალ ტემპერატურამდე:



ტექნიკური სილიციუმი შეიძლება მიღებული იქნას აგრეთვე სილიციუმის დიოქსიდის გავარჯარებით მაგნიუმთან ერთად:



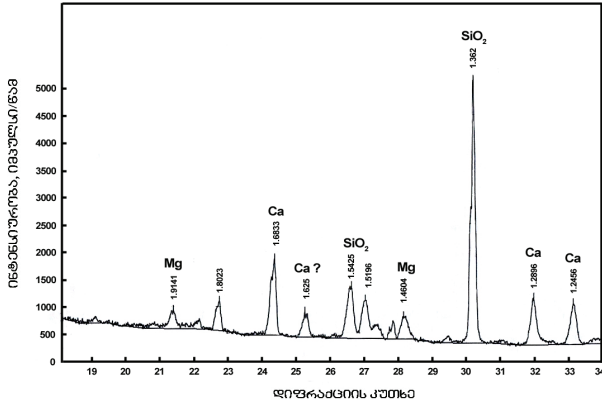
ამ დროს წარმოიქმნება მურა ფერის ამორფული სილიციუმის ფხვნილი.

3.4. მეტალურგიული სილიციუმის მიღების შესაძლებლობა კაჟბადიდან თვითგანვრცობადი მაღალტემპერატურული სინთეზით

კაჟბადიდან მეტალურგიული სილიციუმის მიღების სხვა ალტერნატიული მეთოდების ძიებაში ყურადღებას იპყრობს თვითგანვრცობადი მაღალტემპერატურული სინთეზი (თგს) [7,8]. ეს მეთოდი არის წვის ერთ-ერთი სახეობა, ანუ არის ნებისმიერი ქიმიური ხასიათის წვის პროცესი, რომლის შედეგია ღირებული კონდენსირებული მასალის ფორმირება პრაქტიკული მიზნებისათვის. გარემო, თვითგანვრცობადი მაღალ ტემპერატურული სინთეზის რეჟიმის დროს, შეიძლება იყოს სხვადასხვა მდგომარეობაში: მყარი, თხევადი, აირისებრი და შერეული. მნიშვნელოვანია, რომ გაგრილების შემდეგ წვის პროდუქტი უნდა იყოს მყარი, ცეცხლგამძლე ნივთიერება მაღალი წვის ტემპერატურებზეც, რათა შემდგომ იყოს გამოყენებული.

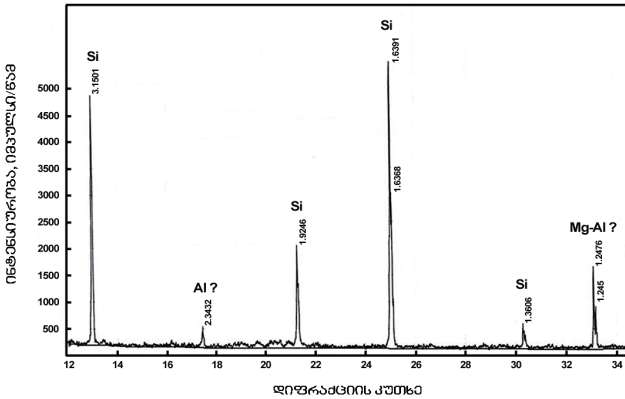
ეს მეთოდი დაფუძნებულია ისეთ ნივთიერებებზე, რომლებსაც შეუძლიათ შევიდნენ რეაქციაში ეგზოთერმულად, როცა აალებიან და უზრუნველყოფენ წვის ტალღის წარმოქმნას. წვის ტემპერატურა შეიძლება იყოს ძალიან მაღალი (5000K) და ვრცელდება დიდი სიჩქარით 25მ/წმ. სინთეზისთვის რეაქციაში მონაწილე კომპონენტები იფშვნება წვრილად, ირევა და ინნეხება გრანულეებში, რათა გაიზარდოს კონტაქტი ნაწილაკებს შორის. რეაქციის ნარევი თავსდება ცეცხლგამძლე კონტეინერში ვაკუუმში, ან ინერტულ აირში.

ფერდინანდ თავაძის მეტალურგიისა და მასალათმცოდნეობის ინსტიტუტის ნახევარგამტარული და კომპოზიციური მასალების ლაბორატორიაში თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის ლაბორატორიასთან ერთად ჩატარდა ექსპერიმენტები თვითგანვრცობადი მაღალტემპერატურული სინთეზით მეტალურგიული სილიციუმის მიღების შესაძლებლობის გამოსავლენად. სილიციუმის ექსტრაჰირება განხორცილდა 40წონ%-45წონ% Si და Al, Mg, Ca, Fe, Mn, Ni, Ti, Na მინარეგების შემადგენლობის დაბალი ხარისხის ბაჯითის კვარციტიდან. ნახ.3.1-ზე ნაჩვენებია ბაჯითის კვარციტის რენტგენოფაზური სპექტრი.



ნახ.3.1. ბაჯითის კვარციტის რენტგენოფაზური სპექტრი

ნახ.3.2-ზე ნაჩვენებია მიღებული მეტალურგიული სილიციუმის რენტგენოფაზური სპექტრი.



ნახ.3.2. ბაჯითის საბადოს კვარციტიდან მაღალი წნევის რეაქტორში პროცესით თვითგანვრცობადი მაღალტემპერატურული სინთეზის(თმს) რეჟიმში ცენტრიდანული მანქანაში კომპონენტების მთლიანი განცალკავებით მიღებული მეტალურგიული სილიციუმის რენტგენოფაზური სპექტრი

თვითგანვრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის შემდეგ მიღებულია 96 Siწონ%-98 Siწონ%.

თავი 4

მეტალურგიული სილიციუმის განმენდის პროცესები

ნახევარგამტარებთან დაკავშირებული ტექნოლოგიები უმაგალითოდ მდიდარია ახალი სამეცნიერო-ტექნიკური იდეებით, რომელთა რეალიზაცია გაძნელებულია შესაბამისი თვისებების მქონე მასალების არარსებობით. პრობლემა შეიძლება დაკავშირებული იყოს მასალის რომელიმე თვისების „ზღვარის“ გაზრდასთან, ან რაღაც ახალი სასურველი თვისებების არქონასთან, ან ისეთი თვისებების შეთავსების აუცილებლობასთან, რომელიც ჩვეულებრივ პირობებში არ გვხვდება. მასალა უნდა იყოს სუფთა, რომ გამოირიცხოს უცნობი და შემთხვევითი მოვლენა და იმისათვის, რომ სილიციუმმა დაიწყოს თავისი ნახევარგამტარული თვისებების გამოვლენა. მხოლოდ სუფთა მასალა ავლენს ნივთიერების ნამდვილ თვისებებს.

მეტალურგიული სილიციუმის მიღების პროცესში მიღწეული სისუფთავე საკმარისი არ არის ამისთვის. გაცილებით მაღალი ხარისხის სისუფთავეა საჭირო. მინარევების ლიმიტი განისაზღვრება სხვადასხვა პირობებით, რომლებიც დაკავშირებულია მისაღები ნახევარგამტარის თვისებებთან. ნახევარგამტარული მასალების კი, სასურველი თვისებების მისაღწევად ლიმიტირებულია სისუფთავის ზღვარი, სადამდეც უნდა მოხდეს მისი განმენდა.

ნახევარგამტარების ფიზიკისა და ტექნოლოგიის საფუძველია სუფთა მასალის მიღება. სისუფთავის საჭირო დონე, როგორც ელექტრონიკის მრეწველობისთვის, ასევე მზის ენერგეტიკისთვის, მიიღწევა მეტალურგიული სილიციუმის განმენდით შემდეგ ეტაპებზე. სილიციუმის განმენდის ტექნოლოგიებში გათვალისწინებული უნდა იყოს არა მარტო სილიციუმისა და მინარევების თვისებები, არამედ სამიზნე პროდუქტის საჭირო სისუფთავის ხარისხი. საჭირო განმენდის დასაბუთებისას აუცილებელია ეკონომიკური მიზანშეწონილობის დასაბუთება, რაც სილიციუმთან მიმართებით ეჭვგარეშეა. მავ-

ნე მინარევების მოშორებისა და პასივაციის ხარისხი განსაზღვრავს მათზე დაფუძნებული მაღალი ხარისხის ნახევარგამტარული მონოკრისტალებების თვისებებს. საიმედოდ მომუშავე, მაღალი მახასიათებლების მქონე ნახევარგამტარული, კერძოდ სილიციუმზე დაფუძნებული, ხელსაწყოების შექმნა დამოკიდებულია არა მარტო ნივთიერების სისუფთავის ხარისხზე, არამედ კრისტალურ სრულყოფაზე.

სილიციუმში ის მასალაა, რომელიც შეიძლება მიღებულ იქნას არა მარტო სისუფთავის მაღალი ხარისხით, არამედ ლეგირებულიც ნებისმიერ დონეზე წინასწარ განსაზღვრული მინარევებით. ეს ერთერთი მიზეზია იმისა, რომ სილიციუმს აქვს მრავალნახნაგოვანი გამოყენების სფერო. მინარევების კონცენტრაცია სილიციუმში არ არის ყოველთვის ისეთი კრიტიკული, როგორც საჭიროა მიკროელექტრონიკისთვის. ამის მაგალითია სილიციუმის გამოყენება მძიმე მრეწველობასა და მრეწველობის სხვა დარგებში.

4.1. ნახევარგამტარული მასალების ქიმიური სისუფთავა

ნივთიერების სისუფთავე პრაქტიკაში ფარდობითი და პირობითია. ნივთიერება ითვლება საკმარისად სუფთად, თუ ის არ შეიცავს იმ სახის მინარევებს და ისეთი რაოდენობით, რომელიც ხელს უშლის ამ ნივთიერების გამოყენებას კონკრეტული ამოცანისთვის. პოლიკრისტალური ნახევარგამტარული მასალა, როგორც წესი, უფრო ჭუჭყიანია, რადგან როგორც მინარევები, ასევე სტრუქტურული დეფექტები გროვდება მარცვლების საზღვრებში. გაზრდილი მონოკრისტალი დისლოკაციების მინიმალური კონცენტრაციით ხელს უწყობს ქიმიურ სისუფთავეს, ვინაიდან მინარევები ძირითადად დისლოკაციების კიდეებზე გროვდება. სინმინდის კიბეზე უამრავი საფეხურია და დიდი ძალისხმევაა საჭირო განმინდის მაღალი ხარისხის მისაღწევად. მასალების სისუფთავე და მისი გამოსახვის ხერხები სხვადასხვაა და დამოკიდებულია იმაზე, თუ სად გამოიყენება. ნივთიერება საკმარისად სუფთაა, თუ მასში მინარევის რაოდენობა ნაკლებია იმ რაოდენობაზე, რომელიც უშლის ხელს ამ ნივთიერების გამოყენებას მოცემული მიზნისათვის. საინტერესოა, რომ მაჩვენებლები, რომლებიც გამოსახვენ ნივ-

თიერების სისუფთავის ხარისხს დროთა განმავლობაში განიცდიან სწრაფ ცვლილებას. ეს დაკავშირებულია ნივთიერებების განმნდის ტექნოლოგიების დახვეწასთან და, შესაბამისად, უფრო მაღალი სისუფთავის მახასიათებლის შემოღების აუცილებლობასთან. ყველაზე ძველი და გავრცელებულია ძირითადი ნივთიერების და მინარევის შემადგენლობის გამოხატვა პროცენტებში ($\%, 10^{-2}$). შემდგომ ნივთიერების კლასიფიკაცია სისუფთავის მიხედვით განისაზღვრებოდა მინარევის ატომების (მოლეკულების) რიცხვით (n), რომელიც მოდის ძირითადი ნივთიერების 1000 ატომზე (მოლეკულაზე) და აღინიშნება $n \text{ ‰}$ ($n \text{ promile}$), ($\text{‰}, 10^{-3}$) (10^{-3} ატომური წილი, 10^{-1} ატ%), მოგვიანებით წარმოიქმნა შეფასება ppm (parts per million) „ნაწილები მილიონზე“ ანუ ძირითადი ნივთიერების 10^6 ატომზე (მოლეკულაზე) ან $n \text{ ppm}$ ($n \text{ parts per million}$) (ე.ი. 10^{-6} ატომური წილი, 10^{-4} ატ%) და მისი ტოლფასი ერთეული გრამი ტონაზე (გ/ტ). თანაფარდობა ნივთიერების სისუფთავის განმსაზღვრელ ერთეულებს შორის მოყვანილია ცხრილში (დანართი 3).

არც ისე იშვიათად დღეს შეიძლება შეგვხდეს მილიგრამი ტონაზე (მგ/ტ), ან „ნაწილები მილიარდზე“ – ძირითადი ნივთიერების 10^9 ატომზე (მოლეკულაზე) მოსული მინარევების ატომთა რიცხვი – $n \text{ ppb}$ ($n \text{ parts per billion}$) (ე.ი. 10^{-9} ატომური წილი, 10^{-7} ატ%) (დანართი 3).

ასეთი კლასიფიკაციის გარდა ნივთიერების მაღალი სისუფთავის აღსანიშნავად ხმარობენ ცხრიანების რიცხვს N სიმბოლოს. მასალის სისუფთავის შეფასება ცხრიანებით ყველაზე ბუნებრივი ხერხია. ციფრი N -ის წინ გვიჩვენებს „ცხრიანების“ სრულ რიცხვს. ნახევარგამტარულ ტექნოლოგიაში გამოიყენება აგრეთვე საკონტროლო მინარევის ატომების რიცხვი მოცულობის ერთეულში (ატ/სმ³, ატ/მ³).

სილიციუმის ტექნოლოგიაში მისი გამოყენების სფეროს მიხედვით მიღებულია შემდეგი პროფილები: მეტალურგიული სილიციუმი (MG-Si), „მზიური“ ხარისხის სილიციუმი (SoG-Si) და ელექტრონული ხარისხის სილიციუმი (EG-Si). MG-Si არის ყველაზე დაბალი ხარისხის სისუფთავის სილიციუმი, მინარევის მაქსიმალური შემცველობით ~1 წონ% (მინარევის წონის წილი პროცენტებში), EG-Si-უმალესი ხარისხის სისუფთავის სილიციუმი-მინარევის მაქსიმალური შემ-

ცველობით ~1 ppbw (მინარევის წონის წილი მილიარდზე), ელექტრონული კლასის სილიციუმისთვის ყველაზე დაბალი მისაღები სისუფთავეა 99.99999999%-99.99999999%. ეს ნიშნავს, რომ ყოველ მილიარდ ატომზე დაშვებულია მხოლოდ ერთი მინარევის ატომი. ელექტრონული კლასის სილიციუმი ასევე ცნობილია, როგორც ნახევარგამტარული ხარისხის სილიციუმი (SGS).

4.2. განცალკავების და განმენდის პროცესების ზოგადი დახასიათება

ნახევარგამტარი მასალების განმენდის ყველა ხერხის საფუძველია ცალკეული ელემენტების ფიზიკური და ქიმიური თვისებების განსხვავება. რაც უფრო მნიშვნელოვანია ეს განსხვავება, მით უფრო ადვილია მასალების განცალკავება და პირიქით, განმენდის პრობლემა რთულდება, როცა გასანმენდი ნივთიერება და მინარევი ახლოსაა თავისი ფიზიკურ-ქიმიურ თვისებებით. დამუშავებულია ნივთიერებების განცალკავების და განმენდის მრავალი პროცესი. ნახევარგამტარი მასალების განცალკავების და განმენდის ძირითადი პროცესებია:

1. სორბციის პროცესები (განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია ახლო ფიზიკურ-ქიმიურ თვისებების მქონე ნივთიერებებისათვის);
2. პროცესები დაკავშირებული ექსტრაქციასთან, ძირითადად სითხის;
3. კრისტალიზაციის პროცესები;
4. პროცესები, რომლებიც დაკავშირებულია გამობდასთან აირადი ფაზის მეშვეობით (სუბლიმაცია, დისტილაცია, რექტიფიკაცია, ქიმიური გადატანა);
5. პროცესები დაფუძნებული ელექტროლიზზე;
6. პროცესები დაფუძნებული დიფუზიის კოეფიციენტების განსხვავებაზე;
7. ამორჩევითი დალექვის, დაჟანგვის და აღდგენის პროცესები.

ყველაზე ეფექტური მეთოდის (ან მეთოდების შეხამების) შერჩევა ყოველი ინდივიდუალური მასალისთვის ხდება მისი კონკრე-

ტული ფიზიკურ-ქიმიურ თვისებებიდან გამომდინარე. სუფთა ნივთიერების მიღების მრავალსაფეხურიანი ტექნოლოგიური სქემები მოიცავენ განმენდის ქიმიურ და მეტალურგიულ მეთოდებს [1]. მეტალურგიული სილიციუმის გასანმენდად პირველ რიგში თვით მისი მიღების პროცესები უნდა იყოს დაფუძნებული მაღალი სისუფთავის კაჟმინის გამოყენებაზე.

4.3. განმენდის ქიმიური მეთოდები

მჟავებით გატუტიანება. ერთ-ერთი ყველაზე უძველესი განმენდის მეთოდია განმენდა სხვადასხვა მჟავებით, მათ შორის HCl, HF, H₂SO₄ და HNO₃, ან მათი კომბინაციით, მინარევების გამორეცხვით სილიციუმიდან, რომლებიც ძირითადად კრისტალთა შორის საზღვრებში იყრის თავს [2].

რეაქტიული აირების ნაკადი. თუმცა, მჟავებით გატუტიანების მეთოდი არ არის საკმარისი MG-Si გასანმენდად. MG-Si ან მჟავით გამორეცხილი MG-Si შეიძლება განახლდეს ერთი, ან რამოდენიმე აირის გამდინარე ნაკადით გამდნარ სილიციუმში [3]. ასეთ აირებად განიხილება Cl₂, O₂, SiCl₄, სველი ნყალბადი და CO₂, ან მათი კომბინაციები. ჩვეულებრივ აირები განზავებულია ინერტული აირით. აირის ნაკადს ადვილად მიჰყვება დაბალი დნობის ტემპერატურის მქონე მინარევები.

დისტილაციის პროცესი. მეტალურგიული სილიციუმის გასანმენდათ, მისი შედარებით არა მაღალი ორთქლის წნევის გამო, ეფექტურია დისტილაციის პროცესი. ამ შემთხვევაში სილიციუმი გადაყავთ მის აქროლად ნაერთებში (ჩვეულებრივ, ჰალოგენიდებში). ეს ნაერთები ადვილად სცილდებიან მინარევებს და მათ ნაერთებს. შემდეგ ხდება წინასწარ განმენდილი აქროლადი ნაერთების აღდგენა ელემენტარულ სილიციუმამდე. ზოგად შემთხვევაში ნახევარგამტარი მასალის განმენდას და მინარევის განცალკავებას აწარმოებენ სხვადასხვა მეთოდების კომბინაციის შერჩევით.

ასეთია ქლოროსილანის პროცესი (*Siemens process*) და მდულარე ფენის ტექნოლოგია (*Fluidized Bed Reactor*)[4]. მეტალურგიული სილიციუმის განმენდის ეს ყველაზე გავრცელებული ტექნოლოგია

ეფუძნება სილიციუმის გადაყვანას თხევადი და დაბალი დუღილის ტემპერატურის მქონე ნაერთებში ოთახის ტემპერატურაზე და მათ განმენდას მინარევეებისგან სილიციუმის შემდგომი აღდგენით. სილიციუმის ნაერთები, რომელთა მეშვეობითაც ხდება განმენდის პროცესი, მოიცავენ სილიციუმის ქლორიდებს, ქლოროსილანებს და სილანებს. განმენდა ხორციელდება თხევადი ნარევეების დაყოფით პრაქტიკულად სუფთა კომპონენტებად, რომლებიც განსხვავდებიან დუღილის ტემპერატურებით, სითხის მრავალჯერადი აორთქლებით და ორთქლის კონდენსაციის გზით. ასეთი პროცესის შედეგად მინარევეების უმეტესი ნაწილი, რომელთა ნაერთები ფიზიკურ-ქიმიური პარამეტრებით განსხვავდება სილიციუმის ნაერთებისგან, განცალკავდება და განიდევენება.

გავრცელებული განმენდის „ქლორიდების და სილანის“ მეთოდების ალტერნატივაა მეორე ტრადიციული მიდგომა, რომლის ტექნოლოგიური საფუძველია მეტალურგიული მეთოდები.

წილის გადამუშავება. ეს არის პროცესი, რომლის დროსაც სილიციუმის ნადნობი იწმინდება წიდით. ამ პროცესის დროს მინარევეები გადაადგილდებიან სილიციუმის ნადნობიდან წილის ფაზაში. შემდეგ წიდა, როგორც გადამუშავების პროცესის გვერდითი პროდუქტი, განიდევენება, ანუ უნდა მოცილდეს. 1 კგ SoG-Si-ის წარმოება ჩვეულებრივ მოითხოვს 1 კგ წილის მოცილებას. შემდეგი საფეხურია გამოტუტვა, ანუ მასალის გახსნა მჟავებში. სილიციუმის შემთხვევაში, ლითონური მინარევეები შეიძლება გაიხსნას მარილმჟავაში, ხოლო თვით Si არ იხსნება HCl-ში და იწმინდება. გამოტუტვის პროცესის შემდეგ დარჩენილი მჟავას ნარჩენები მოითხოვენ განეიტრალებას მოცილებამდე. ეს მეთოდი განსაკუთრებულად ეფექტურია ბორის მოსაცილებლად. წიდა ჩვეულებრივ არის CaO-SiO₂ ოქსიდების ნარევი.

განმენდა კალციუმის სილიკატი. სილიციუმის განმენდის მეთოდები კალციუმის სილიკატით (CaSiO₃)₅ მდგომარეობს შემდეგში:

- გაუწმენდავ საწყის სილიციუმს ადნობენ კალციუმის სილიკატთან ერთად არა ნაკლებ 1544°C ტემპერატურაზე. დნობის დროს ბორის მინარევი გადადის წიდაში;
- იმისთვის, რომ გაიყოს წილის ქვედა ფენა და სილიციუმის

ზედა ფენა, ნადნობს აყოვნებენ ინერტული აირის ატმოსფეროში;

- ჩაძირული მაცივებელი ელემენტის ზედაპირზე სილიციუმის ნადნობში დაილექება მაღალი სისუფთავის სილიციუმი. შემდეგ ამოიღება ეს ელემენტი ნადნობიდან და მას სილიციუმის გამყარებული მასა ეცლება.

4.4. განმენდის მეტალურგიული მეთოდები

დღეს მაღალი კლასის სისუფთავის სილიციუმის მიღების მეთოდების შემუშავება ხდება ისეთი ძირითადი მიმართულებით, როგორცაა ტრადიციული მეტალურგიული მეთოდების გაუმჯობესება, სილიციუმის პირდაპირი წარმოების მეთოდების აირის ფაზით განმენდის გვერდის ავლით, იაფი მეტალურგიული სილიციუმის მიღების დახვეწასთან და მაღალი სისუფთავის კაჟმინის ნედლეულის გამოყენებასთან ერთად. მეტალურგიული მეთოდები მოიცავენ ძირითადი ნივთიერების სხმულის მრავალჯერ გადაკრისტალებას სხვადასხვა უბნების თანმიმდევრული გადნობით. მეტალურგიული მეთოდების განმენდის არსი დაფუძნებულია მინარევის ხსნადობის, ანუ შემცველობის სხვაობაზე ნივთიერების გარკვეულ ტემპერატურაზე წონასწორულ მდგომარეობაში მყოფ თხევად და მყარ ფაზაში. ასეთი მეთოდებია ნიდის გამოყენება, აორთქლება, პლაზმური დამუშავება და სხვა.

სილიციუმის განმენდის წარმოების ერთ-ერთი მთავარი ამოცანის (ლირებულების შემცირების გადასაჭრელად) ტექნოლოგიების ყურადღება ფოკუსირებული იყო მეტალურგიულ პროცესებზე. MG-Si-დან მინარევის მოცილების მიზნით ინტენსიური კვლევები მიმართული იყო სხვადასხვა მეტალურგიული ოპერაციების შემუშავებაზე, როგორცაა დამუშავება პლაზმით, პირდაპირი გამყარება და ვაკუუმური დამუშავება. ნიდით მთავარი მოსაცილებელი მინარევებია Fe, Al, Ti, P, B და C. სილიციუმის განმენდის ასეთი ალტერნატიული ტექნოლოგიებია შემდეგი [6-37]:

ვაკუუმური სუბლიმაციის მეთოდი. განმენდის ეს მეთოდი მიეკუთვნება აირის ფაზით გამოხდის პროცესს. სუბლიმაცია (აორთქლება) არის ნივთიერების უშუალო გადასვლის პროცესი მყარი მდგომარე-

ობიდან ორთქლისებრ მდგომარეობაში. სუბლიმაცია, როგორც განცალკავების და განმენდის მეთოდი, შესაძლებელია ისეთი ნივთიერებებისთვის, რომლებიც ხასიათდებიან საკმარისად მაღალი ორთქლის წნევით, როცა ისინი ცხელდება დნობის ტემპერატურაზე უფრო დაბალ ტემპერატურამდე. სუბლიმაციის მეთოდი შეიძლება გამოყენებულ იქნას სილიციუმის გასაწმენდათ აქროლადი მინარევეებისაგან. ნივთიერებაში როცა არის მინარევეების ნაკრები, რომელიც უფრო აქროლადია ვიდრე ძირითადი კომპონენტი, მინარევეები შეიძლება განდევნილი იქნან დაბალ ტემპერატურაზე.

ამისათვის საპროცესო (კრისტალის ზრდის) ლუმელში, 10^{-3} ტორ ატმოსფეროში, გათბობით ხორციელდება იმ მინარევეების აორთქლება, რომელთა დნობის ტემპერატურა ნაკლებია სილიციუმის დნობის ტემპერატურაზე. უფრო ძნელდნობადი მინარევეების აორთქლებისთვის ლუმელში ტემპერატურა იწევა სილიციუმის დნობის წერტილზე მაღლა $50^{\circ}\text{C} - 70^{\circ}\text{C}$ -ით და ყოვნდება გარკვეული დრო, რათა აორთქლდეს მეტი ცეცხლგამძლე მინარევეები. საბოლოოდ მიიღება მულტისილიციუმი.

კრისტალიზაციის მეთოდები. ნივთიერების კრისტალიზაციით განმენდის ძირითადი მეთოდები გამოიყენება განმენდის ტექნოლოგიური პროცესის ბოლო საფეხურზე. ზღვრული ფიზიკური და ქიმიური სისუფთავის მისაღწევად კრისტალიზაცია უნდა იწყებოდეს მკაცრად განსაზღვრულ ადგილებში და ხდებოდეს გარკვეული მიმართულებით. ასეთ კრისტალიზაციას ეწოდება მიმართული.

კრისტალიზაციის ადგილის ლოკალიზაცია და მიმართულება პრაქტიკულად ხორციელდება კრისტალიზაციის გამომწვევი გარე პარამეტრის მოცემულობით. ყველაზე ხშირად ასეთი პარამეტრია ტემპერატურა, ე.ი. წინანასწარ განისაზღვრება ტემპერატურის გრადიენტი, რომელიც უზრუნველყოფს სითბოს მიმართულ აცილებას და კრისტალიზაციის ფრონტის მიმართულ გადაადგილებას.

არსებობს კონსტრუქციული გაფორმებით მიმართული კრისტალიზაციის სხვადასხვა მეთოდები, მაგრამ ისინი ყველა დაიყვანება ძირითადად სამ მეთოდზე: ნადნობიდან კრისტალების ამონევა (პირველად შემოთავაზებული ჩოხრალსკის მიერ), ნორმალური მიმართული კრისტალიზაცია (პირველად შემოთავაზებული ბრიჯმენის მიერ) და ზონური გადაკრისტალება (პირველად შემოთავაზებული ფვანის

მიერ). კრისტალების ამონევის ნადნობიდან მეთოდში მადედებელი პატარა მონოკრისტალის სახით ეშვება ნადნობში და შემდეგ უწყვეტად გადაადგილდება ზევით. მადედებელი თან გაიყოლებს ნადნობის თხევად სვეტს, რომელიც უწყვეტად კრისტალდება, როცა ხვდება უფრო დაბალი ტემპერატურის ზონაში.

ნორმალური მიმართული გამყარების მეთოდი. ამ მეთოდით ნივთიერებას ადნობენ მოცემული ფორმის ტიგელში, რომელიც შემდეგ ერთი ბოლოდან ნელა ცივდება და ხორციელდება მიმართული კრისტალიზაცია. ეს მეთოდი განსაკუთრებლად ეფექტურია ლითონური მინარევეების მოსაცილებლად.

გადაკრისტალების მეთოდი. ეს მეთოდი ყველაზე გავრცელებულია ნადნობის მიმართული კრისტალიზაციისას ტიგელში ჩოხრაღსკის მეთოდით. კრისტალის ზრდის სიჩქარე განისაზღვრება კრისტალიზაციის ჩანასახის წარმოქმნის სიჩქარით და კრისტალიზაციის ფრონტის სიბრტყის აცილების სიჩქარით. კრისტალის ტიგელიდან გაზრდისას ხდება ნადნობის დაბინძურება ტიგელის მასალით. კვარცის ტიგელის გამოყენებისას სილიციუმისათვის ძირითადი დამაბინძურებელი ელემენტებია კვარცში მყოფი ჟანგბადი, ბორი, ფოსფორი, ალუმინი და რკინა. ამონევის მეთოდი ხასიათდება ნადნობის დიდი და ღია ფართით, ამიტომ აქროლადი კომპონენტები და მინარევეები აქტიურად ორთქლდებიან ნადნობის ზედაპირიდან. დანადგარში წნევის და ატმოსფეროს (არგონი) შემადგენლობის ცვლილებით რეგულირდება აქროლადი კომპონენტების შემადგენლობა. უკვე პირველი კრისტალიზაციის შემდეგ ხდება სილიციუმის განმენდა უმრავლესი მინარევისაგან ერთნახევარი-სამი რიგით.

ზონური დნობა. აქ ნივთიერების სხმულში ადნობენ მხოლოდ პატარა ზონას, რომელიც გადაადგილდება ნიმუშის გასწვრივ. ზონის მიმართული გადაადგილებისას ზონის წინ ხდება ნივთიერების გადნობა, ზონის უკან-კრისტალიზაცია. ყველა ამ მეთოდში ნივთიერების განმენდის ხარისხი და მინარევის განაწილება განსხვავებულია. ზონური დნობაც განსაკუთრებლად ეფექტურია ლითონური მინარევეების მოსაცილებლად. ზონური დნობით მიღებული კრისტალები უფრო სუფთაა, მაგრამ უფრო ნაკლებია დიამეტრში და დიდია თვითღირებულება, ამიტომ მცირე წარმადობის გამო ზონური დნობა ნაკლებად გამოიყენება.

ელექტრონოსხივური ტექნოლოგია. ელექტრონოსხივური ტექნოლოგიები ფართოდ გამოიყენება „მზიური“ სილიციუმის მისაღებად. ამ მეთოდით მიღებულია მაღალი სისუფთავის (99,999%) სილიციუმი ვაკუუმურ დანადგარზე მეტალურგიული სილიციუმის ელექტრონოსხივური გადადნობით. ასეთი გადადნობის შემდეგ ხდება სილიციუმის შემდგომი განმენდა ვაკუუმში— $8.9 \cdot 10^{-3}$ – $1.7 \cdot 10^{-2}$ პა (10^{-5} – $1.3 \cdot 10^{-4}$ მმვ.სვ.).

ამ მეთოდით ხდება Mg, Al, P, Ca, As და სხვა მინარევების ეფექტური მოცილება.

ცვლადი დენის დატენიანებული პლაზმის მეთოდი. განმენდის შემდეგ საფეხურზე ხდება მაღალი სისუფთავის სილიციუმის გადადნობა და ვაკუუმურად დამუშავება მასში შემცველი ფოსფორის ასაორთქლებად. ამისათვის სილიციუმს ადნობენ ტიგელში პლაზმური ჩირაღდანით, რომელიც მახვილი კუთხითაა მიმართული ზედაპირისაკენ და მოიცავს ინერტულ აირს და წყლის ორთქლს. გაუმენდავი სილიციუმი დნება ცილინდრული ფორმის კვარცის ტიგელში გრაფიტის გამახურებლით. შემდეგ სილიციუმის ნადნობი მუშავდება ორი-სამი რეჟიმის პლაზმატრონიტ (იზოლირებულია კორპუსიდან ანოდებით ანოდის არხში მოწოდებული წყლის სისტემით). ნადნობი მუშავდება ჯერ არგონის მშრალი პლაზმით 50ა-80ა მუდმივი დენით, შემდეგ არგონის დატენიანებული პლაზმით 100ა-200ა ცვლადი დენისას. ამის შემდეგ კვარცის ტიგელში ნელი გაციებით ფორმირდება პოლიკრისტალური სილიციუმის სხმული.

უტიგელო ზონური დნობა. ეს მეთოდი გამოიყენება უმაღლესი სისუფთავის სილიციუმის წნელი-ნამზადების გაზრდისათვის. სილიციუმის წნელების-ფუძეშრეების მიღება არის პოლიკრისტალური სილიციუმის სიმენს-ტექნოლოგიით სამრეწველო წარმოების ერთ-ერთი მოსამზადებელი ეტაპი. ისინი გამოიყენება სილიციუმის დალექვისთვის. ცნობილია სილიციუმის წნელების-ფუძეშრეების მიღების სხვადასხვა ხერხი. ამ მეთოდებს შორის ყველაზე მწარმოებლური არის სილიციუმის წნელების-ფუძეშრეების გაზრდა მაღალსიხშირული ინდუქტორით გამდნარი სილიციუმის ნამზადისაგან. მაღალი სისუფთავის მისაღწევად გაზრდა ტარდება ვაკუუმში.

ელექტროლიტური განმენდა. 99.70% \pm 99.99% \pm -ის სისუფთავის სილიციუმი შეიძლება მიღებულ იქნას ელექტროლიტური განმენდით მყარი, ან თხევადი ანოდების გამოყენებით.

ვაკუუმური განმენდა. ვაკუუმური განმენდა არის პროცესი, რომლის დროსაც სილიციუმის ნადნობი მუშავდება დახურულ კამერაში, ხოლო კამერაში დამყარებულია დინამიური ვაკუუმი მასთან მიერთებული ტუმბოს განუწყვეტელი მუშაობით. ამ პროცესის დროს კამერაში წნევა შეიძლება შემცირდეს 1 პასკალამდე და უნდა იყოს 1.30პა-0.13პა ფარგლებში (ატმოსფეროს წნევა არის 101325 პა). ვაკუუმური გადამუშავების პროცესში ყველა ელემენტი, რომელსაც აქვს უფრო მაღალი ორთქლის წნევა, ვიდრე სილიციუმის წნევა, აორთქლდება Si-დან. ამ პროცესში შესაძლებელია ფოსფორის 100% ამოღება. ვაკუუმური განმენდის დროს არ წარმოიქმნება თანამდევი პროდუქტი, რაც ამ პროცესს ხდის ეკოლოგიურად სუფთად.

ამ მეთოდით განმენდის დროს სილიციუმის დაჟანგვის აცილებისათვის საჭიროა ვაკუუმი და ნადნობის ტემპერატურა უნდა აღემატებოდეს სილიციუმის დნობის ტემპერატურას 50°C-70°C-ით. ეს მეთოდი ეფექტურია Ca, Ba, Zn, Pb, Al, P, Sb, Li- და სხვა მინარევებისგან განმენდისას. განმენდის პროცესი ძლიერდება ელექტრომაგნიტური, ან მექანიკური ხერხებით და ხელს უწყობს ნადნობის იძულებით კონვექციას.

ვაკუუმურ და აირით განმენდის ტექნოლოგიის შედარება სხვა მეთოდებთან გვიჩვენებს, რომ ის დამოუკიდებელია თერმოდინამიკური წონასწორობისგან, ანუ ყველა სხვა მეტალურგიულ მეთოდში თერმოდინამიკური წონასწორობა მყარდება Si-სა და გამმენდ ფაზას შორის (წიდა, ან თხევადი ლითონი) და შემდგომი განმენდა, ანუ მინარევების განდევნა შეუძლებელია. ვაკუუმურ და აირით განმენდის ტექნოლოგიის შემთხვევაში, მინარევების განდევნის პროცესი არასოდეს ჩერდება და გადამუშავების პროცესი შეიძლება გაგრძელდეს სილიციუმის სისუფთავის საჭირო ზღვრის მიღწევამდე. გასული ათწლეულის განმავლობაში, მრავალი კვლევა ჩატარდა ვაკუუმისა და გაზის გადამუშავების პროცესებზე ლაბორატორიული მასშტაბის ექსპერიმენტებში.

განმენდა ფლუსით. ნადნობში უმატებენ აქტიურ ფლუსს, რომ მოხ-

დეს ნადნობის და ნიდის განცალკავება. ფლუსებად იყენებენ SiO_2 , CaO , Al_2O_3 ნარევეს. წარმოქმნილი წიდა ისრუტავს მინარევეს ნადნობიდან.

რეტროგრადული დნობა. მეთოდი დაფუძნებულია იმაზე, რომ სილიციუმს შეუძლია გალღვეს არა მარტო გაცხელებისას, არამედ გაციებისას. 900°C ტემპერატურაზე ჭუჭყიანი სილიციუმი დნება და მინარევეები გამოიყოფიან წარმოქმნილ თხევად ფაზაში. დარჩენილი სილიციუმი ძალიან სუფთაა.

განმენდა ადვილდნობადი ლითონების ნადნობებში. მეთოდი დაფუძნებულია ძირითადი ნივთიერების და მინარევეების ხსნადობის, აქროლადობის და განცალკავების კოეფიციენტის სხვაობაზე. მეტალურგიული სილიციუმი იხსნება ადვილდნობადი ლითონის (Ga , In , Al , Sn , Pb და სხვა) ნადნობში. გაციებისას ნადნობიდან წარმოიქმნება გასუფთავებული სილიციუმის კრისტალები, რომლებიც ტოვებენ მინარევეებს ნადნობში.

სხვა მეთოდები: განცალკავება ელექტრულ და მაგნიტურ ველებში, ცენტრიფუგით, დიფუზიით და თერმოდირფუზიით მიიღება მდულარე ფენის რეაქტორში.

ამრიგად, ტექნიკური სილიციუმის განმენდის ძირითადი მეთოდებია: ვაკუუმური, აირადი, ელექტრონულ-სხივური, პლაზმური და აგრეთვე განმენდის სპეციალური საშუალებები კვარციტების კარბოთერმული აღდგენის პროცესში.

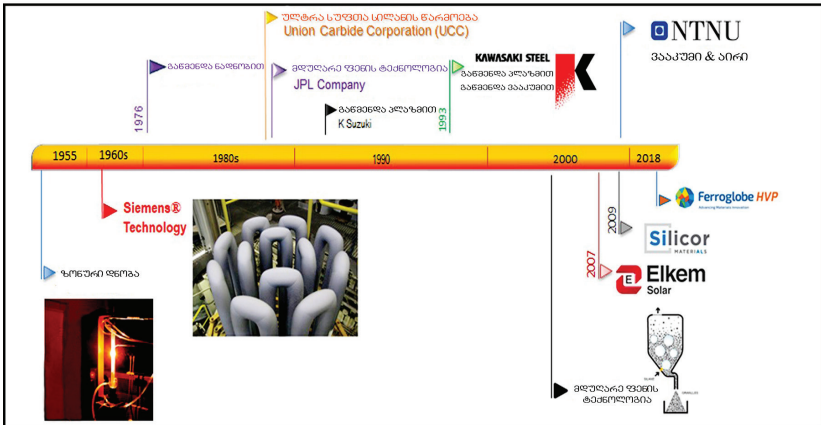
თავი 5

„მზიური“ და ელექტრონული სილიციუმის მიღება მრეწველობაში

5.1. სილიციუმის გასუფთავების ძირითადი სამრეწველო მიმართულებები

გზა მთის ქანებიდან ელექტრონიკამდე იწყება კაჟმინის გარდაქმნით მეტალურგიული ხარისხის (MG-Si) სილიციუმში. შემდეგ უკვე მაღალი სისუფთავის სილიციუმის წარმოების ჯაჭვში მეტალურგიულმა სილიციუმმა უნდა გაიაროს ხანგრძლივი და ურთულესი განმედიის პროცესები. ნახევარგამტარული სილიციუმის წარმოების საბოლოო ეტაპი არის მონოკრისტალების ზრდა.

ნახევარგამტარული მოწყობილობების უზარმაზარი რაოდენობის საჭიროების გამო პოლი და მონოკრისტალური სილიციუმი წარსულში და ეხლაც ინარმოება გლობალური მასშტაბებით ათასობით ტონობით. ასეთი დიდი მასშტაბის წარმოება ხორციელდებოდა მსხვილი ტექნოლოგიური სამრეწველო ხაზებით (ნახ.5.1).



ნახ. 5.1. სუფთა სილიციუმის წარმოების ევოლუციის ქრონოლოგია; კვლევის საფეხურები წარმოდგენილია თარიღების ზოლის ზემოთ და წარმოების მიმართულებები ნაჩვენებია ქვემოთ

მაღალი სისუფთავის სილიციუმის დიდი მასშტაბით წარმოებას აქვს ხანგრძლივი ისტორია. ტექნოლოგიის განვითარება მიმდინარეობდა რამოდენიმე მიმართულებით. სუფთა სილიციუმის წარმოებამ ხანგრძლივი დროის განმავლობაში გაიარა გზა 2N-დან (MG-Si) 12N-მდე (SoG -Si და EG-Si შესაბამისად).

სილიციუმის განმენდის პროცესი დაიწყო ზონური განმენდით (1ppm მინარევების დონით) ფვანის და თეურერის მიერ [1,2]. შემდეგი ძირითადი მსხვილი სამრეწველო მიმართულებები იყო: 1960წწ- სიმენსის ტექნოლოგია, 1976წ-განმენდა ნადნობით, 1980წწ-ულტრა სილანის წარმოება (*Union Carbide Corporation*), მდულარე ფენის ტექნოლოგია (*Fluidized Bed Reactor, JPL Company*) და განმენდა პლაზმით (კ. სუძუკი), 1993წ-განმენდა პლაზმით და ვაკუუმით (*Kawasaki Steel*), 2000წ-მარცლოვანი პოლისილიციუმი *FBR Technology (MEMC Electronic Materials, Pasadena* აშშ, ტექსასი), 2007წ-*Elkem Solar*, 2009წ-*Silicor Materials*, 2018წ-*Ferroglobe NVP*.

Elkem solar[®]-მა აამუშავა პირველი მეტალურგიული ქარხანა მეტალურგიული ხარისხის სილიციუმის (MG-Si – 2N სისუფთავის) მისაღებად SoG-Si-მდე გადამუშავებისთვის. 2007 წლიდან ლეზლობენ SoG-Si სილიციუმს წიდის გადამუშავებისა და მჟავებით გამორეცხვის პროცესებით. 2008 წლიდან დაიწყო კვლევების სერია *NTNU*-ში *SINTEF*-ისა და *Elkem- solar*[®] კომპანიების თანამშრომლობით, რომელიც ფოკუსირებულია ვაკუუმის და აირით გადამუშავების ტექნოლოგიაზე.

ამ ტექნოლოგიურ მიმართულებებს შორის ყველაზე გავრცელებულია მაღალი ხარისხის „მზიური“ სილიციუმის მწარმოებელ *Silicor Materials*-ის მიერ ალუმინის ნადნობის მეთოდის გამოყენება. *Silicor Materials*-მა დაიწყო SoG-Si-ის საპილოტე წარმოება 2009 წელს Si-ის გადამუშავებით ალუმინის ნადნობით, გამყარებით და შემდგომი გამოტუტვის პროცესით. ეს პროცესი დაფუძნებულია, იმაზე, რომ Si-ის ლითონური მინარევეები იხსნება მარილმჟავაში, ხოლო თვით Si არ იხსნება HCl-ში.

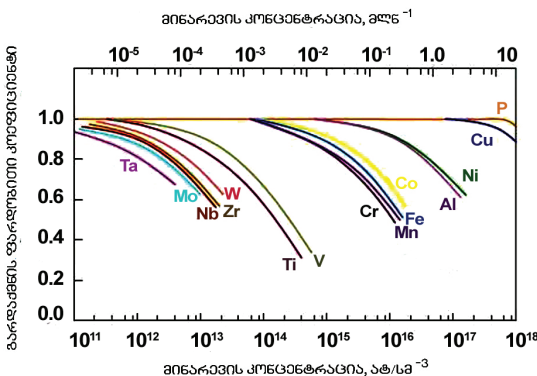
2018 წლიდან *Ferroglobe*[®] (*silcio ferro solar*) ამერიკული კომპანია წიდის და ვაკუუმური გადამუშავების გზით აწარმოებს „მზიური“ სილიციუმს. ვაკუუმური დამუშავების პროცესის დროს Si ნადნობი მუშავდება დახურულ კამერაში, ხოლო კამერის ატმოსფერო მუდ-

მივად გაიწოვება ვაკუუმური ტუმბოს მიერ. ამ პროცესის დროს კამერაში წნევა შეიძლება შემცირდეს 1 პასკალამდე. ვაკუუმური გადამუშავების პროცესში, ყველა ელემენტი, რომელსაც აქვს უფრო მაღალი ორთქლის წნევა, ვიდრე Si ნადნობს, აორთქლდება Si-დან.

ყველაზე ძველი მეთოდია სიმენსის (გერმანია) და *Fluidized Bed Reactor* (აშშ) ტექნოლოგიები, რომელნიც უზრუნველყოფენ 8N–12N სისუფთავის ხარისხის სილიციუმის წარმოებას. უკანასკნელი წლების განმავლობაში გამოჩნდა „მზიური“ სილიციუმის წარმოებაში ახალი თაობის მონომსგავსი სილიციუმის ფრანგული ტექნოლოგია (*CrystalMax® technology*).

5.2. „მზიური“ სილიციუმის ვარგისიანობის ძირითადი პრიტიკუმიები

მზის ელემენტი იქმნება კრისტალური ე.წ. „მზიური“ ხარისხის სილიციუმის ფირფიტების ფუძეზე, რომელთა ვარგისიანობა განისაზღვრება ქიმიური შემადგენლობით, რომელიც თავის მხრივ განსაზღვრავს კრისტალის სტრუქტურას და ელექტროფიზიკურ პარამეტრებს. მავნე მინარევები ქმნიან დონეებს სილიციუმის აკრძალულ ზონაში და აქვეითებენ მზის ელემენტების საექსპლუატაციო მახასიათებლებს, კერძოდ, ამცირებენ დენის მატარებელთა სივრცის ხანგრძლივობას და, მაშასადამე, მზის ელემენტის მოკლე ჩართვის დენს. ნახ.5.2 გვიჩვენებს, თუ რომელი მინარევი რამდენად ამცირებს მზის ელემენტის ეფექტურობას.



ნახ.5.2. *n*-ტიპის სილიციუმზე დამზადებული მზის ელემენტის გარდაქმნის ფარდობითი კოეფიციენტის დამოკიდებულება მინარევების კონცენტრაციაზე [3]

გარდამავალი ლითონების (Ti, Zr, V, Nb, Ta, Mo და W) 10^{12} - 10^{13} ატ/სმ³ რაოდენობისას მზის ელემენტების მარგი ქმედების კოეფიციენტი მცირდება. კრისტალურ სილიციუმში განსაკუთრებით ძლიერი უარყოფითი გავლენა არაძირითადი დენის მატარებელთა სიცოცხლის ხანგრძლივობაზე აქვს რკინის მინარევს [4]. მინარევებით დაბინძურების გავლენა დამოკიდებულია არა მარტო მათ კონცენტრაციებზე, არამედ სივრცულ განაწილებაზეც, რომელიც თავის მხრივ დამოკიდებულია ტექნოლოგიური პროცესების ჩატარების პირობებზე. ამიტომ „მზიური“ ხარისხის სილიციუმს უნდა ჰქონდეს ელექტრულად აქტიური მინარევები ჯამში არა უმეტეს 10^{-5} - 10^{-3} ატ%. „მზიური“ სილიციუმის სისუფთავე იწყება სილიციუმის 99.99 წონ.%-ის სისუფთავის დონიდან და ზემოთ.

კრისტალური სტრუქტურა. მზის ელემენტისათვის განკუთვნილი სპეციალური „მზიური“ სილიციუმის სტანდარტით სილიციუმი შეიძლება იყოს რამოდენიმე მოდიფიკაციის: პოლიკრისტალური და მონოკრისტალური. მზის ელემენტების დასამზადებლად სილიციუმი ფართოდ გამოიყენება პოლიკრისტალური სახით მიღების შედარებით სიმარტივის, ნაკლები ხარჯის და დეფექტების ეფექტური პასივაციის გამო. ფოტოგარდამქმნელების ბაზარზე სილიციუმის ფუძეზე წარმოებული მზის ელემენტების და მოდულების წილი აღემატება 90%-ს. აქედან დაახლოებით 2/3 მოდის პოლიკრისტალურ სილიციუმზე და 1/3-მონოკრისტალურზე. პოლიკრისტალური სილიციუმის ვარგისიანობა ფოტოელემენტების დასამზადებლად მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული მარცვლების განლაგებაზე და ზომაზე, მარცვლებს შორის საზღვრების არსებობაზე, ამიტომ სილიციუმი არა მარტო უნდა გაიწმინდოს მინარევებისაგან, არამედ საჭიროა მიექცეს ყურადღება სტრუქტურას.

მრავალკრისტალიანი პოლიკრისტალური სილიციუმის გაზრდისას მიმართული კრისტალიზაცია ისე უნდა წარიმართოს, რომ მიღებულ იქნას სვეტოვანი მსხვილბლოკიანი სხმული მარცვლებს შორის ზღვრების მინიმალური რაოდენობით (ნახ.5.3).



ნახ.5.3. „მზიური“ პოლიკრისტალური სილიციუმის მაკროსტრუქტურა

ელექტროფიზიკური თვისებები. ელექტროფიზიკური თვისებები მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული სილიციუმის ქიმიურ სისუფთავეზე, მინარევების სახეობასა და კონცენტრაციაზე, კრისტალურ სტრუქტურაზე და დეფექტების კონცენტრაციაზე. საჭიროა აგრეთვე დაცული იყოს ელექტროფიზიკური პარამეტრების მაქსიმალურად ერთგვაროვანი განაწილება Si-ის ფუძემდებში.

მინარევი. სხვადასხვა მინარევი სხვადასხვანაირად ახდენს გავლენას სილიციუმზე დაფუძნებულ ხელსაწყოებზე. მაგალითად, ელექტრულად აქტიური მინარევების შემცველობამ უნდა უზრუნველყოს სინათლით წარმოქმნილი მუხტის მატარებლების ეფექტური გადატანა, მათი გაბნევის და არანონასწორული მუხტის მატარებლების სიციცხლის დროის შემცირების (კრისტალური მესრის დამახინჯებების და კომპლექსების წარმოქმნის გამო) არ დაშვება.

ლითონური მინარევების ქცევა სილიციუმში დამოკიდებულია მთელ რიგ ფაქტორზე, როგორც არის მათი ზღვრული ხსნადობა, დიფუზიის კოეფიციენტი, ლეგირების დონე, ფონური მინარევების (ჟანგბადის, ნახშირბადის) და კრისტალური მესერის დეფექტების კონცენტრაცია, სილიციუმის კრისტალების მიღების და თერმული დამუშავების ტექნოლოგიური ასპექტები. დღეს სილიციუმში რიგი მინარევისათვის დადგენილია ზღვრული დასაშვები კონცენტრაციები, რომლებიც განაპირობებენ მზის ელემენტების დეგრადაციის ზღვარს: $Cu-6 \cdot 10^{17} \text{სმ}^{-3}$, $Cr-1 \cdot 10^{14} \text{სმ}^{-3}$, $Mo-6 \cdot 10^{11} \text{სმ}^{-3}$, $Mn-1.6 \cdot 10^{14} \text{სმ}^{-3}$, $Fe-2 \cdot 10^{14} \text{სმ}^{-3}$, $Co-1 \cdot 10^{15} \text{სმ}^{-3}$, $Ni-5 \cdot 10^{15} \text{სმ}^{-3}$, $Al-3 \cdot 10^{15} \text{სმ}^{-3}$, $Au-6 \cdot 10^{13} \text{სმ}^{-3}$, $Na-10^{14}-10^{15} \text{სმ}^{-3}$, $V, Ti, Zr-10^{12}-10^{13} \text{სმ}^{-3}$, $Ni-2 \cdot 10^{15}-1 \cdot 10^{16} \text{სმ}^{-3}$ [5].

ყველაზე ძლიერ გავლენას მზის ელემენტების ეფექტურობაზე ახდენენ Mo, Nb, Zr, W, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co. ამავე დროს Al, Ni და Cu ახდენენ შესამჩნევ გავლენას 10^{16}სმ^{-3} კონცენტრაციისას.

დადგენილია კორელაცია მინარევის განცალკავების წონასწორულ კოეფიციენტსა და მზის ელემენტების მინარევულ დეგრადაციის ზღურბლს შორის. ბორის მინარევი, რომელიც ფართოდ

გამოიყენება მზის ელემენტებისათვის, განკუთვნილ სილიციუმის ლეგირებისას ქმნის B-O კომპლექსებს, რომლებიც ამცირებენ τ -ს. ალტერნატივაა გალიუმი $5 \cdot 10^{15} \text{სმ}^{-3}$ - 10^{17}სმ^{-3} . ტიტანი და ვანადიუმი ითვლება ყველაზე მავნედ „მზიური“ სილიციუმისთვის, მაგრამ სპილენძის თანდასწრებით ტიტანის გავლენა მცირდება. სხვა მინარევები: მაგნიუმი $3 \cdot 10^{12} \text{სმ}^{-3}$ - $3 \cdot 10^{14} \text{სმ}^{-3}$ არ იწვევს დეგრადაციას, ნატრიუმის ზღვრული დასაშვები კონცენტრაციაა $2 \cdot 10^{14} \text{სმ}^{-3}$. ჟანგბადი და წყალბადი მონანილეობენ სილიციუმში დეფექტებისა და მინარევების პასივაციის პროცესებში და უზრუნველყოფენ τ -ს ზრდას. ნახშირბადის კონცენტრაცია $0.8 \cdot 10^{17}$ - $2 \cdot 10^{17} \text{სმ}^{-3}$ საშუალებას იძლევა შენარჩუნდეს მაღალი τ თერმოდამუშავებისას. ჩვეულებრივ „მზიური“ ხარისხის სილიციუმში B-ის ან P-ის კონცენტრაცია არ უნდა აღემატებოდეს მნიშვნელოვნად $(1-2) \cdot 10^{16} \text{სმ}^{-3}$ დონეს.

5.3. სილიციუმის განაენდა ლითონების ნადნობით

განმენდის ძირითადი პრინციპი. „მზიური“ სილიციუმის მისაღებ სამრეწველო მეთოდებს შორის სილიციუმის განმენდა ლითონების (*getter*) ნადნობით დღეს ერთ-ერთი ფართოდ გავრცელებული მეთოდია. განმენდის პრინციპი შემდეგია.

მინარევებიანი სილიციუმის შეყვანის შემდეგ ლითონის ნადნობში (ლითონის დნობის ტემპერატურაზე) მინარევები იხსნებიან მასში. გაცივებისას ნადნობში წარმოიქმნება სილიციუმის დენდრიტები, რომლებიც ტოვებენ მინარევებს ნადნობში. სიმკვრივის სხვაობის გამო დენდრიტები ამოტივტივებენ ნადნობის ზედაპირზე და მიმაგრდებიან მადედებელს და ხდება გასუფთავებული Si-ის კრისტალის ამოწევა ნადნობიდან შესაბამის ტემპერატურაზე. გამოყოფილი მინარევები, უხსნადი სილიციდების სახით, რჩება ლითონის (*getter*) ნადნობში.

განმენდა გახდა შესაძლებელი სილიციუმის იმ თვისების გამო, რომ მინარევები ადვილად იხსნება გამდნარ ლითონებში. განმენდა დაფუძნებულია, როგორც გრავიტაციაზე, სიმკვრივეთა დიდ სხვაობაზე სილიციუმისა და მინარევს შორის, ისე სილიციუმისა და მინარევების ხსნადობის, აქროლადობის და სეგრეგაციის კოეფიციენტის განსხვავებაზე. გამხსნელი ლითონის (*getter*) შერჩევისას

გასათვალისწინებელია, რომ ის კარგად უნდა იხსნებოდეს მასში და უნდა ჰქონდეს დაბალი სეგრეგაციის კოეფიციენტი, ანუ უნდა უზრუნველყოფდეს კრისტალიზაციით განმენდის მაღალ ეფექტურობას. ასეთ მოთხოვნებს აკმაყოფილებენ გალიუმი, ინდიუმი, ალუმი-ნი, კალა, ტყვია, ნიკელი, რკინა და ა.შ [6].

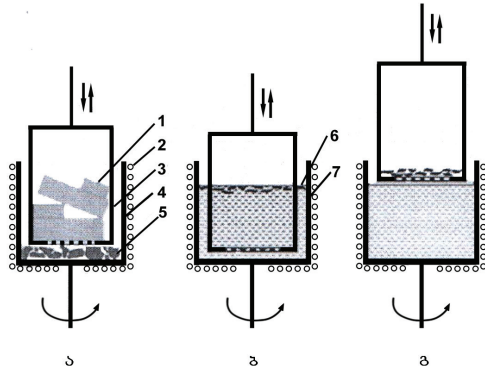
სილიციუმის გასანმენდად ყურადღება განსაკუთრებით გამახვილებულია მაღალი სიმკვრივის ლითონების გამოყენებაზე განმენდის პროცესის გასაადვილებლად და შესაბამისად გრავიტაცი-აზე დაფუძნებულ განმენდის ეფექტზე.

განმენდა ლითონის ნადნობით ეკოლოგიურად სუფთა და ქლორისგან თავისუფალი ტექნოლოგიაა. ეს მეთოდი ხასიათდება საკმაოდ მარტივი ტექნოლოგიითა და შესაბამისი ტექნოლოგიური აღჭურვილობის გამოყენებით, წარმოების შედარებით დაბალი ენერგოტევადობით და მიღებული SO₂-Si სილიციუმის დაბალი თვითღირებულებით და ამიტომ იგი დღეს ფართოდ გამოიყენება დიდი რაოდენობით სილიციუმის წარმოებაში.

სილიციუმის განმენდა ნიკელის ნადნობით. სილიციუმის განმენდის ეფექტურობა ნიკელით (*getter*), როგორც მინარევების ჩამჭერით მეტალურგიული სილიციუმიდან შესწავლილია [7] სამუშაოში მშთამნთქმელი ნადნობის ნელი გამყარებით სხვადასხვა გაცივების სიჩქარით. სილიციუმის განმენდის პროცესში ნიკელი ქმნის შენადნობს სილიციუმთან, რომლის გამყარებისას წარმოიქმნება სილიციუმის დენდრიტები, ხოლო დარჩენილი სითხე მოქმედებს როგორც მინარევის „ჩამჭერი“. ნიკელი ქმნის უფრო სტაბილურ ნაერთებს ბევრ მინარევეთან ვიდრე სილიციუმთან და ამიტომ ნიკელი მრავალი ელემენტის შესანიშნავი ჩამჭერია, რომელთა შორისაა მინარევეები Al, Ba, Ca, Co, Cr, Fe, K, Mg, Mn, Mo, P, V და Zn, ხოლო B, Cd და Se-გან სილიციუმი ამ მეთოდით არ იწმინდება.

გაცივების რეჟიმი განსაზღვრავს გასუფთავების ხარისხს. გამყარებისას გაზრდილი სილიციუმის დენდრიტები შემდგომში იქნა აღდგენილი მატრიციდან გრავიტაციაზე დაფუძნებული მეთოდის გამოყენებით. გასათვალისწინებელია, რომ ფოსფორი ის მინარევია, რომელიც ყველაზე ძნელად მოსაცილებელია და არ სცილდება სილიციუმს სხვა მეთოდებით.

სილიციუმის განმენდა კალით და გალიუმით. სილიციუმის გასანმენდად წარმატებით შეიძლება იქნას გამოყენებული ადვილდნობადი კალაც და გალიუმიც [8]. ამისთვის გამოიყენება მდნარიდან კრისტალის ამონევის ჩოხრალსკის მეთოდი. სილიციუმის გასუფთავების პრინციპი ნათლად ჩანს ნახ.5.4-ზე.

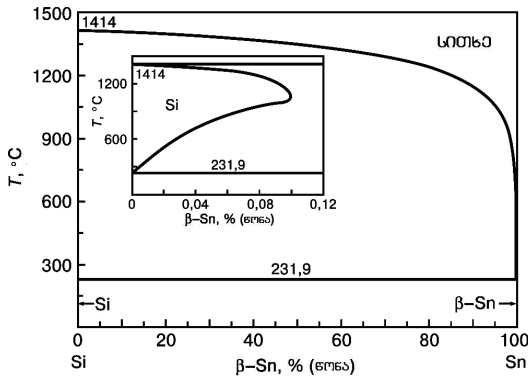


ნახ.5.4. სილიციუმის კალით განმენდის დანადგარში სითბური კვანძის აღჭურვილობის სქემა დასუფთავების პროცესის სხვადასხვა საფეხურზე: ა – დნობამდე; ბ – კრისტალიზაციის პროცესში; გასუფთავებული სილიციუმის ფანტელები კრისტალიზაციის პროცესში; გ – პროცესის დასასრული [8]

ჭურჭელში (4), რომელსაც შეუძლია იბრუნოს სითბური კვანძის (2) შიგნით, თავსდება მეტალურგიული სილიციუმის ნაჭრები (5). ზემოდან ეშვება კონტინერი (3) ნახვრეტებით ფსკერზე, რომელსაც შეუძლია გადაადგილდეს ჭურჭლის (4) მიმართ. კონტინერში ათავსებენ კალის ნაჭრებს (გამხსნელი)(1). სილიციუმის ხსნადობა კალაში არ აღემატება 4% 1200°C-ზე მდგომარეობათა დიაგრამის მიხედვით (ნახ.5.5), ამიტომ სილიციუმის შემადგენლობის შეფარდება კალასთან შეადგენს 4 ნონ% : 96ნონ %.

კაზმის ჩატვირთვის შემდეგ, კამერა ევაკუირდება ნარჩენ წნევაამდე 1.33 პა (კალის ორთქლის წნევა 1220°C ტემპერატურაზე არის 1.33პა). შემდეგ გამხსნელი თბება პროცესის ტემპერატურამდე და კამერა იწმინდება ინერტული აირით. მეტალურგიული სილიციუმის გახსნის შემდეგ კალის ნაღობის ხსნარში (7) და ნაღობი-ხსნარის ჰომოგენიზაციის შემდეგ ხდება ტემპერატურის გლუვი, ტალღოვანი

დანევა, კალა და სილიციუმიდან მასში გახსნილი მინარევები ჯდება ხსნარის ფსკერზე გრავიტაციის გამო. სილიციუმის ფანტელები ამოტივტივდება ზედაპირზე სიმკვრივის სხვაობის გამო და ეკვრება სილიციუმის მადელებელს ჩაშვებულს ქვემოთ ბოლომდე და ტემპერატურა ნელა მცირდება 800°C-900°C-მდე. შემდეგ მადელებლით იწყება სილიციუმის კრისტალის ამონევა კალაში ჩაძირული ფსკერზე დარჩენილი მინარევების უხსნადი სილიციდების გარეშე. ზემოთ აღწერილი დასუფთავების ოპერაცია რამდენჯერმე მეორდება.



ნახ.5.5. Sn-Si სისტემის ფაზური წონასწორობის დიაგრამა. ჩანართი არის Sn-Si სისტემის ფაზური წონასწორობის დიაგრამის ფრაგმენტი[8]

განმენდის მეორე ეტაპი შეიძლება განხორციელდეს გალიუმით [9]. კალა და გალიუმი შეიძლება გამოყენებულ იქნას ხელმეორედ. ასეთი ხერხით მიღებული სილიციუმის მონოკრისტალი არანაკლებ 5N-6N სისუფთავისაა, *p*-ტიპის გამტარობის და ელექტრონინაალმდეგობით 2 ომ·სმ. ამ მეთოდით სილიციუმი ეფექტურად იწმინდება ისეთი მინარევებისგან, როგორცაა Al, Ba, Co, Fe, K, Mn, Zn, As, Ca, Cr, Mg და Mo.

სილიციუმის განმენდა რკინით. როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული გამხსნელის (სილიციუმის) განმენდა მინარევებისგან არის პროცესი, რომელიც ეყრდნობა მინარევების უპირატეს სეგრეგაციას სითხეში (ანუ გამხსნელში-სილიციუმში), რომლის დროსაც მაღალი სისუფთავის სილიციუმის კრისტალი იზრდება. ეს პროცესი თავისი

არსით მსგავსია ზონური განმენდისა და მიმართული გამყარების მეთოდისა, ოღონდ გაცილებით მცირე მასშტაბით. თუმცა პრინციპული განსხვავება ისაა, რომ გამხსნელის განმენდის მეთოდში მინარევების მოცილების გასაძლიერებლად სილიციუმში იხსნება ეგრეთწოდებული მშთანთქავი ლითონი. განმენდის ეფექტი მიიღწევა არამარტო ადვილდნობადი ლითონებით, არამედ იმ შემთხვევაშიც, თუ მშთანთქავი ლითონი მაღალდნობადია, მაგრამ აქვს მინარევი ელემენტების მიმართ სილიციუმთან შედარებით უფრო მაღალი ქიმიური სწრაფვა, მაგალითად რკინა [10] და ნიკელი [7].

უკიდურეს შემთხვევაში, მშთანთქავ ელემენტს შეუძლია რეაქციაში შევიდეს მინარევებთან, წარმოქმნას ნაერთები, რომლებიც შეიძლება ამოღებულ იქნას Si-დან ჩანართების, ან ორთქლის სახით. ესფაჰანიმ და ბარატიმ [10] გამოიყენეს რკინა, როგორც მინარევის მშთანთქმელი მეტალურგიული სილიციუმის გასანმენდად. მეთოდი მოიცავს სილიციუმის დენდრიტების გაზრდას MG-Si შენადნობიდან რკინით, რასაც შემდეგ მოჰყვება მათი გამოყოფა გრავიტაციაზე დაფუძნებული ტექნიკისა და მუავით გამორეცხვის გამოყენებით. აღმოჩნდა, რომ ნადნობის ნელი გაგრილება ევტექტიკის ტემპერატურის ქვემოთ, იწვევს მინარევების კონცენტრაციის ზრდას მინარევების დიფუზიის გამო ნადნობიდან Si-კენ. წრთობა ევტექტიკის ტემპერატურაზე უფრო მაღლა ახშობს ამ ევექტს და ზრდის Si-ის სისუფთავეს. არსებული მინარევების Al, B, Mn, K, V, Cd, Ba, Li, Ni, Zn, Be, Cr, Mg, P და Fe ნაკრებიდან მცირდება Al, B, Mn, Ni, Cr, Fe, P, V, Ba, Li, Be და Mg შემცველობა „მიზიური“ სილიციუმის სისუფთავის მისაღებ დონემდე. ანუ მინარევების შემცველობის შემცირება 90% მეტით რეალიზდება ყველა ელემენტისთვის, გარდა Cr და P, რომლებიც მცირდება 80% და 57% შესაბამისად.

საინტერესოა, რომ რკინა თითქმის 100%-ით მცირდება (1 ppmw), თუმცა სილიციუმი იყო რკინასთან კონტაქტში, როგორც მშთანთქავი ელემენტთან. ეს ალბათ განპირობებულია რკინის სეგრეგაციის დაბალი კოეფიციენტი- $8 \cdot 10^{-6}$ [11]. ბევრი ელემენტი, როგორიცაა Cu, Fe და Ni, მცირე სეგრეგაციის კოეფიციენტებით 10^{-5} - 10^{-4} ადვილად ცილდება სილიციუმს მიმართული გამყარებით, სილიციუმის წინასწარი დამუშავების საჭიროების გარეშე. ხოლო, P-ის და B-ის მოსაცილებლად დიდი სეგრეგაციის კოეფიციენტების,

0.35 და 0.8 შესაბამისად, გამო მხოლოდ მიმართული გამყარების მეთოდი არ არის საკმარისი SoG-Si ხარისხის სილიციუმის მისაღებად.

მთლიანობაში MG-Si-ის განმენდა რკინით ასეთი ხერხით ამცირებს მინარევს უფრო ეფექტურად, ვიდრე განმენდა მიმართული კრისტალიზაციით.

სილიციუმის განმენდა ალუმინით. [12-18] სამუშაოებში შესწავლილია ალუმინის გამოყენება, როგორც ლითონი-გამხსნელისა სილიციუმის გასაწმენდად. სილიციუმის კრისტალიზაცია Al-Si ნადნობიდან წარმოადგენს მაღალი ეფექტურობის გამწმენდ დაბალტემპერატურულ მეთოდს, რომელიც შედარებით იაფია. არსებობს ამ მეთოდის რამოდენიმე ვარიაცია. ამ კვლევებში ყურადღება გამახვილებულია P და B-ის მოცილებაზე. ბორის აორთქლება ვაკუუმური პროცესით ძალიან რთულია მისი დაბალი ორთქლის წნევის გამო შედარებით სილიციუმის წნევასთან. ამ მინარევების მოცილება რთულია მიმართული გამყარებით სეგრეგაციის დიდი კოეფიციენტის გამოც. P და B-ის სეგრეგაციის კოეფიციენტები Si-Al-ის ნადნობსა და მყარ Si-ს შორის გაცილებით ნაკლებია, ვიდრე Si ნადნობისა და მყარ Si-ს შორის.

მაგალითად, P და B-ის სეგრეგაციის კოეფიციენტები შემცირდა 0.35-დან და 0.8-დან 0.08-მდე და 0.15-მდე, შესაბამისად, Si-ში, რომელიც წონასწორობაშია Si-Al ნადნობთან 1000°C ტემპერატურაზე. ეს მიუთითებს იმაზე, რომ Si-ის კრისტალიზაცია Si-Al ნადნობიდან ამცირებს მინარევების შემცველობის დონეს შედარებით Si-თან, რომელიც განმენდილია მიმართული კრისტალიზაციით. მინარევების გამოყოფის ტემპერატურის შემცირება Si-ის ნადნობში იწვევს სეგრეგაციის კოეფიციენტის შემცირებას, ანუ აუმჯობესებს განმენდის დონეს.

განმენდის ძირითადი პრინციპი შემდეგშია. ბორის, ფოსფორის და მსგავსი მინარევების მოსაცილებლად მეტალურგიული სილიციუმი იხსნება ალუმინის მდნარში დაახლოებით 800°C ტემპერატურაზე. როდესაც ალუმინი-სილიციუმის შენადნობის ხსნარი კრისტალდება, სილიციუმი მყარდება ფანტელების სახით. მინარევები რჩება ალუმინში, რაც პირველი ნაბიჯია განმენდის პროცესში, ანუ მიღებულია სილიციუმი, დაფარული ალუმინით.

შემდეგ ნარევი ცივდება და პირველ რიგში მყარდება სილიციუმში, ალუმინი კი მასში გახსნილი მინარევებთან თხევადია და გადაიღვრება (ნახ.5.6).



ნახ.5.6. Silicor Materials
სილიციუმის განმენდის
პროცესი ალუმინის
ნადნობის მისაღებად

იმის გამო, რომ ალუმინი ახლა შეიცავს სილიციუმს კვალთა რაოდენობით, ის შეიძლება გაიყიდოს როგორც ალუმინი-სილიციუმის შენადნობი. სილიციუმის ფანტელები, დაფარული ალუმინის თხელი ფენით, მუშავდება მყავით ამ ფენის მოსაშორებლად. მყავას აბაზანაში სილიციუმის ფანტელების ზედაპირს ალუმინის ფენა შორდება. ეს არის სილიციუმისთვის კიდევ ერთი განმენდის საფეხური. აბაზანიდან კვლავ ღვრიან ალუმინის შემცველ სითხეს, რომელიც შეიცავს ალუმინს კვალთა სახით. ეს სითხე გამოიყენება ჩამდინარე წყლების გამწმენდი ნაგებობების კომერციულ საქმიანობაში. დარჩენილი გარეცხილი სილიციუმი კვლავ შეიცავს ალუმინის კვალს. შემდეგ ადნობენ ფანტელებს. სითბო იწვევს ბოლო დარჩენილი ალუმინის ატომების გამოყოფას და ზედაპირისკენ მიგრაციას. დარჩენილი ალუმინის ატომები ზედაპირზე თხელ ფენას ქმნიან. ამ ფენასაც აშორებენ სილიციუმს და ეს არის საბოლოო გამწმენდი ნაბიჯი, რომელიც საჭიროა მზიური სისუფთავის სილიციუმის მისაღებად. თვით ალუმინი-სილიციუმის შენადნობები გამოიყენება სატრანსპორტო და სამშენებლო მრეწველობაში, როგორც მსუბუქი და მტკიცე მასალა, რომელიც აუმჯობესებს პროდუქციას. ალუმინი-სილიციუმზე დაფუძნებული შენადნობები უზრუნველყოფენ საჭირო სიმტკიცეს, წონის დაზოგვას და მოქნილ ტექნოლოგიას. მაგალითად, ძრავის ბლოკის და საავტომობილო ბორბლების მწარმოებლებმა ამ შენადნობების გამოყენებით მიაღწიეს წონის შემცირებას სიმტკიცის, გამძლეობის და ეფექტურობის შენარვის გარეშე. ამრიგად, წარმოდგენილი წარმოების პროცესი

აღწევს ორ მიზანს, წმენდს სილიციუმს მინარევეებისგან და გამოიყენება მრეწველობაში მინიმალური ზემოქმედებით გარემოზე. ამ გადამუშავების პროცესის ბოლოს, მიიღება 99,9999% სუფთა სილიციუმი (ნახ.5.7). მინარევეები, რომლებიც ამოღებულია, ძირითადად არიან ყველაზე ძნელად მოსაშორებელი ბორი და ფოსფორი.



ნახ.5.7. *Silicor Materials* კომპანიის პროცესით მიღებული „მზიური“ სილიციუმი

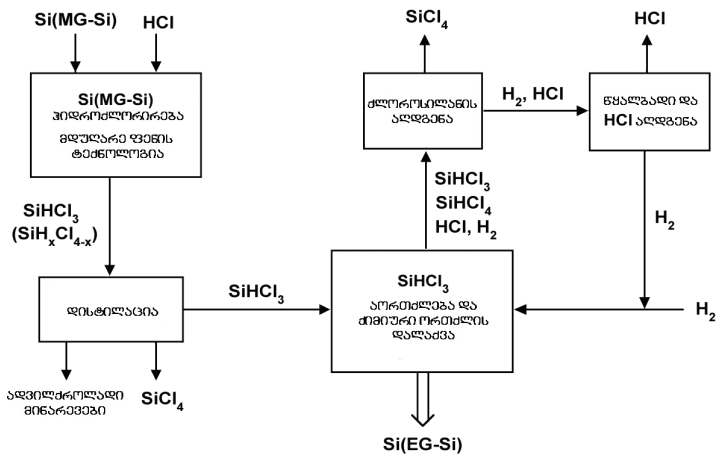
მიუხედავად იმისა, რომ სილიციუმის განმენდა ალუმინით აღნიშნული მეთოდით ეფექტურია, უნდა აღინიშნოს, რომ ამ მეთოდს აკლია განმენდის პროცესში გრავიტაციის ეფექტი პირველ რიგში Si და Al-ის სიმკვრივის ახლო მნიშვნელოვნებების გამო. უფრო მეტიც, Al-ის სეგრეგაციის კოეფიციენტი Si-ში შედარებით დიდია $2.0 \cdot 10^{-3}$ (დანართი 2), რაც ართულებს Al-ის მოშორებას Si შემდგომი მიმართული კრისტალიზაციის გზით.

5.4. ელექტრონული კლასის სილიციუმის მიღება (EG-Si)

ელექტრონული კლასის სილიციუმი (EG-Si) არის განსაკუთრებით მაღალი სისუფთავის პოლიკრისტალური მასალა და წარმოადგენს ნედლეულს შემდგომი მონოკრისტალური სილიციუმის ზრდისთვის. EG-Si-ის ფორმირება MG-Si-დან ხდება ქიმიური გამწმენდი პროცესების მეშვეობით. დღეს ასეთი ხარისხის სილიციუმის მისაღები ყველაზე გავრცელებული მეთოდია პოლისილიციუმის დალექვა აი-

რად ფაზიდან რეაქტორში *Siemens (Chemical vapore deposition)*. „ქლორის“ ტექნოლოგიების გამოყენებით „მიზური“ პოლიკრისტალური სილიციუმის მიღების მთელი პროცესი შეიქმნა სიმენსის კომპანიაში, რის გამოც მას ხშირად უწოდებენ სიმენსის პროცესს. ამ პროცესების ძირითადი კონცეფცია გულისხმობს MG-Si-ის გარდაქმნას აქროლად სილიციუმის ნაერთში, რომელიც იწმინდება დისტილაციით და შემდგომში იშლება უმაღლესი სისუფთავის ელემენტარული სილიციუმის ხელახლა წარმოქმნით. გამოყენებული განწმენდის ხერხის მიუხედავად, პირველი ნაბიჯი არის MG-Si-ის ფიზიკური დაფხვიერება, რასაც მოჰყვება მისი გარდაქმნა სილიციუმის აქროლად ნაერთებად. რიგი ნაერთები, როგორცაა მონოსილანი (SiH_4), დიქლოროსილანი (SiH_2Cl_2), ტრიქლოროსილანი (SiHCl_3) და სილიციუმის ტეტრაქლორიდი (SiCl_4) განიხილება ქიმიურ შუალედურ პროდუქტებად. მათ შორის, SiHCl_3 გამოყენებას, როგორც შუალედურ პროდუქტს, მთელი რიგი უპირატესობა აქვს EG-Si წარმოებისთვის.

ქლოროსილანის (სიმენსის) პროცესი. პოლიკრისტალური სილიციუმის წარმოების ყველაზე გავრცელებული და კარგად დამუშავებულია „სიმენსის-ტექნოლოგია“, რომელიც გამოიყენება უკვე 50 წელია (ფასი 40 ევრო/კგ). ტრიქლოროსილანის (სიმენსის) პროცესი მიმდინარეობს შემდეგი სქემის მიხედვით (ნახ.5.8) [19].



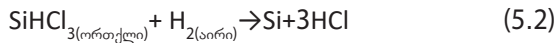
ნახ. 5.8. რეაქციის გზების სქემატური წარმოდგენა EG-Si-ის ფორმირებისთვის ქლოროსილანის პროცესის გამოყენებით

სიმენსის პროცესს გადაყავს მეტალურგიული სილიციუმი ძლიერაქროლად სითხეში სამქლოროსილანში (SiHCl_3), როგორც შუალედურ პროდუქტში. ის სინთეზირდება ფხვნილის MG-Si-ის გაცხელებით უწყლო წყალბადის ქლორიდით (HCl) დაახლოებით 300°C ტემპერატურაზე თხევადში სპეციალურ რეაქტორში:



რეაქცია რეალურად არის წონასწორული და უაღრესად ეგზოთერმული. ამ რეაქციის მსვლელობისას მინარევები, როგორიცაა Fe, Al, და B, ქმნიან მათ ჰალოიდურ ნაერთებს (FeCl_3 , AlCl_3 და BCl_3). SiHCl_3 -ის დაბალი დუღილის ტემპერატურით (31.8°C), ადვილად დისტილირდება ჰალოგენური მინარევებისაგან. ამგვარად მიღებულ SiHCl_3 -ში, ელექტრულად აქტიური მინარევების კონცენტრაცია, როგორიცაა Al, P, B, Fe, Cu ან Au არის 1-ზე ნაკლები სილიციუმის მილიარდ ატომზე.

შემდეგ ხდება SiHCl_3 აღდგენა წყალბადით: განმდინილი SiHCl_3 რეაგირებს წყალბადთან 1100°C ტემპერატურაზე 200-300 საათის განმავლობაში ულტრასუფთა სილიციუმის წარმოქმნით:



ეს რეაქცია მიმდინარეობს დიდ ვაკუუმურ კამერაში, სადაც სილიციუმი ილექება მაღალი სისუფთავის ლეროებზე-მადედებლებზე პატარა ზომის მონოკრისტალური გრანულების სახით, რის შედეგადაც წარმოიქმნება ულტრასუფთა პოლიკრისტალური სილიციუმის ძელაკები U ფორმის და 150-200 მმ დიამეტრით. ამ გზით მიღებული ნახევარგამტარული სილიციუმის სხმულები შემდეგ ქუცმაცდება და ხდება ნედლეული შემდგომი კრისტალიზაციის პროცესისთვის.

ამრიგად, სიმენსის მეთოდით ორთქლიდან ქიმიური დალექვის პროცესით მეტალურგიული სილიციუმიდან ინარმოება პოლი-Si-ნედლი მასალა მზის ელემენტებისთვის და ელექტრონული მრეწველობისთვის. ამ გზით მიღებული ნახევარგამტარული პოლიკრისტალური განსაკუთრებული სისუფთავის სილიციუმის სხმულები იმტრვევა და წარმოადგენს ნედლეულს შემდგომი კრისტალიზაციის პროცესისთვის მონოკრისტალური EG-Si მისაღებად ზონური უტიგელო დნობის, ან ჩოხრალსკის მეთოდებით.

როდესაც სილიციუმი მიიღება ტრიქლოროსილანისგან, რეაქციებში წარმოიქმნება სილიციუმის ტეტრაქლორიდი (SiCl_4) და წყალბადის ქლორიდი (HCl), როგორც თანამდევი პროდუქტები, რაც იწვევს სილიციუმის გამოსავალის შემცირებას. ამისათვის სილიციუმის ტეტრაქლორიდის (SiCl_4) გარდაქმნა ტრიქლოროსილნიში (SiHCl_3) ხდება ძირითადად ჰიდროქლორირების გზით, რისთვისაც რეაქტორი იკვებება წყალბადით და MG-Si -ის ნაწილაკებით. მთლიანად სიმენსის პროცესით მეტალურგიულ სილიციუმს შორდება 0.5%-1.5%-მდე მინარევი. იმისდა მიხედვით როგორ საფუძვლიანად არის გამოხდელი ტრიქლოროსილანი და როგორ მოცილდა მინარევები პოლისილიციუმის ნაჭრების ზედაპირს, შეიძლება მიღწეული იქნას პოლისილიციუმის სისუფთავის სხვადასხვა დონე: SoG მულტიგრისტალური ელემენტებისთვის (*multi grade*) -7N-8N; SoG მონოკრისტალური ელემენტებისთვის (*mono grade*) -9N-10N; EGS-10N-11N.

სიმენსის პროცესმა მიაღწია უზარმაზარ პროგრესს სილიციუმის წარმოების ხარჯების შემცირებაში მისი დამუშავების შემდეგ; განსაკუთრებით ბოლო რამდენიმე წლის განმავლობაში, პოლისილიციუმის წამყვანმა მწარმოებლებმა ნაღდი ფულის წარმოების ხარჯები (ამორტიზაციის გამოკლებით) შეამცირეს 10 აშშ დოლარამდე კილოგრამზე.

უნდა აღინიშნოს, რომ მიუხედავად გავრცელებისა და კარგად ჩამოყალიბებული ტექნიკური პროცესისა, სიმენსის პროცესი ძალზე ენერგომომხმარებადი ტექნოლოგიაა. გარდა ამისა, ტრიქლოროსილანის, როგორც შუალედური ნედლეულის გამოყენება, დაკავშირებულია წარმოების მნიშვნელოვან ეკოლოგიურ რისკებთან.

ტრიქლოროსილანის საშიშროების კლასი გაეროს კლასიფიკაციის მიხედვით არის 4.3.

ამავე დროს ხდება მავნე მინარევების შეღწევა სილიციუმში რეაქტორის კამერის კედლების და დანადგარის სხვა ნაწილების კოროზიის შედეგად. *Siemens*-ის პროცესის უარყოფითი მხარეების გაქარწყლებისთვის მრავალი წლის განმავლობაში შემუშავებული იყო პოლისილიციუმის წარმოების სხვადასხვა ალტერნატიული ტექნოლოგია. ასეთ ტექნოლოგიურ მიდგომებს მიეკუთვნება პოლისილიციუმის წარმოება მდულარე ფენის ტექნოლოგია (*Fluidized Bed Reactor*).

5.5. მდულარე ფენის ტექნოლოგია

სილიციუმზე დაფუძნებული მზის ელემენტების პანელების დამზადებისათვის საჭირო ენერჯიის ღირებულების 50%-ს მოიცავს თვით სილიციუმის ნედლეულის (პოლი და მონოკრისტალების ზრდისას) წარმოებაზე დახარჯული ენერჯიის ღირებულება.

ამიტომ სილიციუმის საჭირო ნედლეულის მიღებაზე, კერძოდ პოლისილიციუმზე, მოხმარებული ენერჯიის შემცირება უკიდურესად მნიშვნელოვანია. ფასის შემამცირებელი ალტერნატიული ტექნოლოგია არის ამერიკული, *Jet Propulsion Laboratory (JPL Company)* კომპანიის მიერ შემუშავებული მდულარე ფენის *Fluidized Bed Reactor* ტექნოლოგია [20,21]. ამ ტექნოლოგიაში შუალედურ ნივთიერებად გამოიყენება არა ტრიქლოროსილანი, არამედ სილანი. ჩვეულებრივ სიმენსის რეაქტორში სილიციუმის ნედლეული მიიღება მკვრივი ღეროების სახით.

მუშაობის ამ რეჟიმში, ერთგვაროვანი დაშლა ითრგუნება ტრიქლოროსილანის საკვების შეზღუდვით დაბალი კონცენტრაციით (4%). *Fluidized Bed Reactor* ტექნოლოგიაში კი სილანი იშლება ერთგვაროვნად (აირის ფაზა) გახურებით მაღალ ტემპერატურაზე რეაქტორის თავისუფალ სივრცეში და ბოლოს გამომუშავდება ძალიან წვრილი სუბმიკრონის ზომის მსუბუქი სილიციუმის ფხვნილი. მიუხედავად იმისა, რომ გამტარუნარიანობა დიდია სილანის მაღალი კონცენტრაციის გამო, ფხვნილისებრ პროდუქტს აქვს ძალიან დიდი ზედაპირის ფართობი, რასაც შეუძლია გამოიწვიოს ადვილად მისი დაბინძურება. ამავე დროს ფხვნილს აქვს ძალიან დაბალი სიმკვრივე მართვისთვის. სილიციუმის დალექვა ხდება სილიციუმის მადედებელ მარცვლებზე დიდი სიჩქარით. ამ ტექნოლოგიაში სილიციუმის ნედლეულის რაოდენობა დიდია და წარმოადგენს მძლავრ, იაფ ტექნოლოგიას და დღესაც მუშავდება აქტიურად, რომ შეცვალოს სიმენსის ტექნოლოგია. ამ მეთოდის მთავარი უპირატესობაა დროისა და ენერჯიის დაზოგვა და, შესაბამისად, საბოლოო პროდუქტის ღირებულების შემცირება და წარმოებული პოლიკრისტალური სილიციუმის კონკურენტუნარიანობის გაზრდა.

5.6. მონოკრისტალური სილიციუმი

სილიციუმის ტექნოლოგიის ბოლო საფეხური. განმდის შემდეგ მიღებული პოლისილიციუმი მრეწველობაში უკვე ნედლეული მასალაა მზის ელემენტების მთელი რგოლის წარმოებისთვის. პოლისილიციუმზე დაფუძნებულია სილიციუმის ორი ძირითადი ტიპის ტექნოლოგია: „მონო“ და „მულტი“. ამ ორი ტიპის სილიციუმის ტექნოლოგიას ეფუძნება თანამედროვე ფოტოგარდამქმნელების წარმოება.

სილიციუმის ცილინდრული მონოკრისტალური სხმულები ძირითადად იზრდება ჩოხრალსკის მეთოდით (CZ-Si) [22] და ნაკლებად ზონური დნობით. „მონო“ სილიციუმის გაზრდა იძლევა მკაფიოდ ორიენტირებულ კრისტალს ერთი მიმართულებით და ხასიათდება მაღალი ერთგვაროვნობით და ეფექტურობით, მაგრამ მცირე წარმადობით. მისი წარმოების მოცულობა შეზღუდულია (200 კგ-მდე) (ნახ.5.9).



ნახ.5.9. „მონო“ სილიციუმის მიღება ჩოხრალსკის მეთოდით წარმოებაში (ECM GREENTECH)

ერთი მხრივ, მონოკრისტალური სილიციუმი, ჩვეულებრივ B-ით ლეგირებული p-ტიპის ჩოხრალსკით გაზრდილი (CZ) სილიციუმის

ფირფიტები, თითქოს უფრო ეფექტურია მზის ელემენტებისთვის, ვიდრე „მულტი“ კრისტალური სილიციუმი, დეფექტების დაბალი სიმკვრივის და დაბალი არეკვლის მქონე კარგად ტექსტურირებული ზედაპირის გამო.

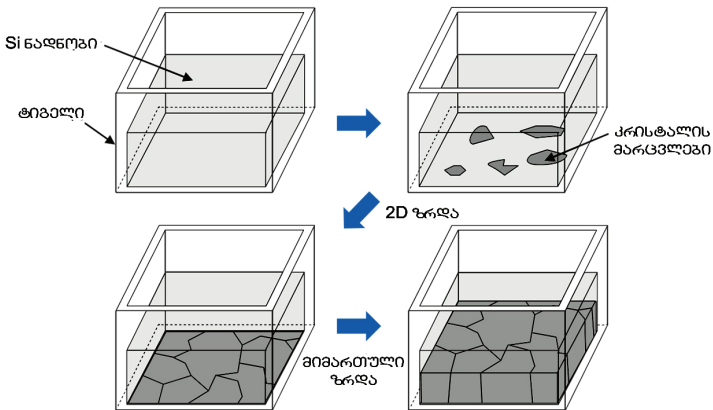
მაგრამ მრგვალი მონოკრისტალები უნდა დაიჭრას ფსევდო-კვადრატებად მრგვალი კუთხეებით მზის მოდულებისთვის, რაც იწვევს არა მხოლოდ მასალის დანაკარგს, არამედ საბოლოო მოდულის საფარის დაკარგვას. და რაც უფრო უარესია, ბოროტ ლეგირებული სილიციუმის მონოკრისტალები განიცდიან სერიოზულ სინათლით გამოწვეულ დეგრადაციას და შესაბამისად მცირდება მზის ელემენტის ეფექტურობა.

სილიციუმის სიმტკიცის კონტროლი. სილიციუმის ნედლეულის დეფიციტი და მისი გაზრდილი ფასი იწვევს მასალის მოხმარების შემცირების აუცილებლობას. ეს ძირითადად მიიღწევა სილიციუმის ფირფიტის სისქის შემცირებით. თუმცა, სილიციუმის სიმკვრივის გამო ამ შემცირებამ შეიძლება გამოიწვიოს გატეხვის შანსის ზრდა და ამით ფირფიტების რაოდენობის და შესაბამისად მზის ელემენტების და მოდულების წარმოების შემცირება. სილიციუმის ფირფიტის სტაბილურობაზე მოქმედებს სხვა მექანიზმებიც: დაჭრის პარამეტრები, ფირფიტის ზედაპირისა და გვერდების დაზიანება. ასეთი გავლენის შემცირება შეიძლება ზედაპირული დამუშავების ოპტიმიზაციით (ანუ იზოტექსტურირებით), მაგრამ ეს საკმარისი არ არის, საჭიროა სილიციუმის ფირფიტების მექანიკური თვისებების გაუმჯობესება, ამიტომ მასალის სიმტკიცის კონტროლი საკვანძო და კრიტიკული საკითხია, როცა საკითხი ეხება სილიციუმის ფირფიტების სისქის შემცირებას. ბოლო დროს შესაძლებელი გახდა სილიციუმის ფირფიტების მექანიკური თვისებების, კერძოდ მისი პლასტიურობის გაზრდის შესაძლებლობების მოძიება [23, 24]. დადგინდა, რომ სილიციუმის ლეგირება მინარევებით Ge-ით ($2.5 \cdot 10^{20} \text{cm}^{-3}$) და Ge ($4 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$) + B ($9 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$) აფექსირებს და ამუხრუჭებს დისლოკაციების გადაადგილებას.

5.7. „მონო“ და „მულტი“ კრისტალური სილიციუმის ინოვაციური ტექნოლოგიები

ჩამოსხმა სილიციუმის პროდუქტების მიღების ერთ-ერთი ყველაზე იაფი გზაა. თუმცა ფიზიკურ-ქიმიური თვისებების ერთობლიობის მიხედვით, სილიციუმი არ მიეკუთვნება სამსხმელო მასალებს. მისი ჩამოსხმა „მონო“ და „მულტი“ სილიციუმის კრისტალების მისაღებად წარმატებით გამოიყენება მზის ელემენტების დასამზადებლად. სილიციუმის დიდი ბლოკების წარმოება ხორციელდება შესაბამისი ზომის ყალიბებში ჩამოსხმით, რასაც მოჰყვება მიმართული კრისტალიზაცია ქვემოდან ზევით. ეს სხმულები შემდგომში იჭრება უფრო პატარა $10 \times 10 \text{ მ}^2$ ფირფიტებად. ეს უკანასკნელი კი იჭრება 0.6 მმ სისქის ფირფიტებად, რის საფუძველზეც მზადდება მზის ელემენტები.

„მულტი“ კრისტალური სილიციუმი. „მულტი“ კრისტალური სილიციუმის (mc-Si) ფირფიტები ინარმოება გამდნარი სილიციუმის მიმართული გამყარებით დიდ რეაქტორებში მადედებლის გარეშე, რაც ზრდის მისი წარმოების ეფექტურობას (ნახ.5.10)[25, 26].



ნახ. 5.10. „მულტი“ კრისტალური სილიციუმის (mc-Si) ჩამოსხმის მეთოდით მიღების სქემა [25]

მარცვლები ბევრად უფრო დიდია ვიდრე ფირფიტის სისქე (0.3 მმ) და განვრცობილია მთელ ფირფიტაზე. ყველა კომერციულად დამუშავებული „მულტი“ კრისტალური ფირფიტა დამუშავებულია

ტრაფარეტული ბეჭდვის თანმიმდევრობით, ისევე როგორც მონოკრისტალური ფირფიტები, თუმცა გარკვეული განსხვავებებით.

კრისტალოგრაფიული დეფექტების სიმკვრივე „მულტი“ კრისტალურ ფირფიტაზე უფრო მაღალია იმის გამო, რომ აქ წარმოდგენილია არა მხოლოდ მარცვლის საზღვრების ეფექტები, არამედ მარცვალში დისლოკაციები და წერტილოვანი დეფექტები. ხშირად მინარევების დონე უფრო მაღალია, რადგან გამოიყენება ნაკლებად სუფთა წყარო, მასალა და უფრო უხეში წარმოების ალჭურვილობა. ამიტომ მიუხედავად იმისა, რომ „მულტი“ კრისტალური სილიციუმის გაზრდა ბევრად უფრო ადვილია, ვიდრე მონოკრისტალების და მათი ღირებულება უფრო დაბალია, „მულტი“ კრისტალის ხარისხი დაბალია, ვიდრე მონოკრისტალისა.

მარცვლეულის საზღვრები ქმნიან დამატებითი დეფექტების დონეებს ნახევარგამტარის აკრძალულ ზონაში და წარმოადგენენ მაღალი რეკომბინაციის სიჩქარის ლოკალურ ცენტრებს, რაც იწვევს არაძირითადი დენის მატარებელთა საერთო სიცოცხლის ხანგრძლივობის შემცირებას. გარდა ამისა, მარცვლების საზღვრები ამცირებენ ეფექტურობას დენის მატარებელთა მოძრაობის შეფერხებით და $p-n$ გადასვლაზე გამავალი დენისათვის მაშუნიტირებელი გზების შექმნით. მარცვლების საზღვრებზე ძალიან დიდი რეკომბინაციული დანაკარგების თავიდან ასაცილებლად, მარცვლის ზომა უნდა იყოს მინიმუმ რამდენიმე მილიმეტრი. ეს პირობა ასევე ნიშნავს, რომ ერთი მარცვლის ზომა უფრო დიდი იქნება ვიდრე მზის ელემენტის სისქე, რაც შეამცირებს დენის მატარებლისთვის წინააღმდეგობას და მზის ელემენტის სასაზღვრო რეგიონების მთლიან სიგრძეს. კიდევ ერთი ნაკლი აქვს $mc-Si$ ფირფიტებს-ზედაპირის ტექსტურირების შემდეგ მაღალი არეკვლა ზედაპირის მონამვლის შემდეგ, რაც იწვევს მზის ელემენტებში ოპტიკურ დანაკარგს.

ასეთი „მულტი“ კრისტალური სილიციუმი ფართოდ გამოიყენება სამრეწველო მზის ელემენტებში. „მულტი“ სილიციუმის სხმულის ზრდა ხდება ვაკუუმურ ინდუქციურ ღუმელში. სხმულის წარმოების მოცულობა „მულტი“ სილიციუმის შემთხვევაში მნიშვნელოვნად მაღალია (1.5 ტონამდე) და იძლევა ღირებულების შემცირების საშუალებას. მეთოდი ხასიათდება დიდი წარმადობით, თუმცა უფრო დაბალი ერთგვაროვნობით და ღირებულებით. „მულტი“ სილიცი-

უმის მორფოლოგიის გამო მათზე დაფუძნებული მზის ენერჯის გარდაქმნელების ეფექტურობა დაბალია.

როგორც მონოკრისტალური, ისე „მულტი“ კრისტალური სილიციუმის ფირფიტების შემთხვევაში, მრეწველობაში დამკვიდრებულია ტენდენცია უფრო თხელი ფირფიტების გამოყენებაზე. ასეთი ფირფიტები უფრო მოქნილია სილიციუმში ჟანგბადის დონის საკონტროლოდ, რაც იძლევა საშუალებას ბორი-ჟანგბადი დეფექტის საკითხის დამაკმაყოფილებლად მოგვარებას.

მონო-მსგავსი სილიციუმი. დღესდღეობით, გაურკვეველი და არასტაბილური ფოტოელექტრული ბაზარი მოითხოვს უაღრესად ინოვაციურ მიდგომებს, რომლებსაც შეუძლიათ შეამცირონ მასალებისა და მოწყობილობების წარმოების ხარჯები და ერთდროულად გაზარდონ ენერჯია/მ² თანაფარდობა. ეს ნიშნავს მზის ელემენტებისთვის ფუძემრე მასალების დომინანტური მონოკრისტალური (CZ-Si) და „მულტი“ კრისტალური (mc-Si) სილიციუმის ტექნოლოგიების შერწყმის აუცილებლობას. ამის მიზეზია ის, რომ ცალ-ცალკე ეს 2 სახის მასალა არ არის ყველაზე შესაფერისი მზის ელემენტების წარმოებისთვის: ორივეს აქვს თავისი დადებითი და უარყოფითი მხარე. მეცნიერები ბოლო ორი ათწლეულის განმავლობაში ცდილობდნენ ამ ორი მეთოდის შერწყმას, მაგრამ წარუმატებლად. არც ისე დიდი ხანია, რაც მოხდა ამ ტექნოლოგიების შერწყმა *მონო-მსგავსი* სილიციუმის ტექნოლოგიაში. ეს ახალი, ერთ-ერთი ყველაზე მიმზიდველი ტექნოლოგია შემოდის და იკავებს ფოტოელექტრული მრეწველობის ბაზარს. *მონო-მსგავსი* სილიციუმის ფირფიტები წარმოადგენენ მონოკრისტალური თვისებების მქონე სილიციუმის სხმულებს, რომლებიც დამზადებულია ჩამოსხმით ზრდის სამრეწველო ლუმელებში.

მონო-მსგავსი სილიციუმის ტექნოლოგია გამიზნულია სილიციუმის ისეთი მონოკრისტალური მასალის შესაქმნელად, რომელიც მემკვიდრეობით ითავსებს გარკვეული რაოდენობით CZ-Si მონო-სილიციუმის უპირატეს თვისებებს და mc-Si-სილიციუმის დაბალი ხარჯების ეფექტურობას და გამოყენებული მასის მასშტაბის შემცირებას. *მონო-მსგავსი* სილიციუმის გამოყენება „მულტი“ კრისტალურთან შედარებით იძლევა 1.0%-1.5% დამატებით ეფექტურობას ჩვეულებრივ mc-Si-თან შედარებით.

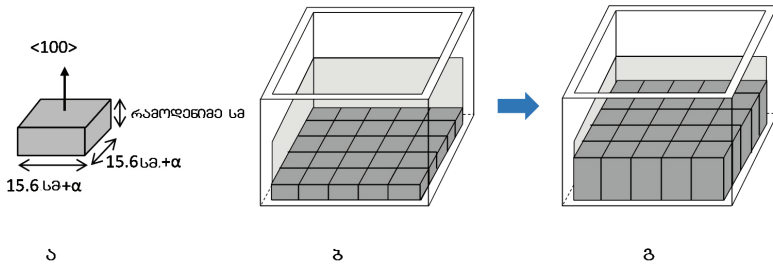
მონო-მსგავსი სილიციუმის მეთოდი არის მონოკრისტალური სილიციუმის სხმულის ზრდის მეთოდი, რომელიც დაფუძნებულია ჩამოსხმის მეთოდზე. *მონო-მსგავსი* სილიციუმის მისაღებად შეიძლება გამოყენებულ იქნას თითქმის იგივე გაზრდის ლუმელი და პროცედურები, რომლებიც „მულტი“ კრისტალური სილიციუმისთვის (mc-Si) გამოიყენება. მსგავსება mc-Si ჩამოსხმის პროცესთან განსაზღვრავს დაბალი ღირებულებისა და მაღალი გამტარუნარიანობის უპირატესობას. მთავარი განსხვავება mc-Si პროცესებთან არის ის, რომ მონოკრისტალური მადედებლების გამოყენებით შეიძლება მიღებულ იქნეს მონოკრისტალური სილიციუმის სხმულები.

სილიციუმის მონოკრისტალების გაზრდის იდეა რეაქტორში (ტიგელში) მადედებლებთან ერთად ფსკერზე დიდი ხნის წინ იყო შემოთავაზებული ცისზეკის მიერ [27]. *მონო-მსგავსი* სილიციუმის მიღების მეთოდების შემუშავება მზის ელემენტებისთვის კი იწყება სტოდარდის და სხვ. სამუშაოდან [28]. მას შემდეგ ამ მეთოდმა განიცადა დიდი განვითარება და დახვეწა. არსებობს *მონო-მსგავსი* სილიციუმის მიღების მეთოდების მრავალი ვარიაცია, მაგრამ ძირითადი პრინციპი დარჩა უცვლელი [25-38].

ცნობილია, რომ ჩოხრალსკის მეთოდით მოცულობითი სილიციუმის კრისტალი ამოიწვევა ტიგელში ჩამვებული მადედებით ნადნობის ზედაპირიდან. კრისტალის ზრდა მიმდინარეობს ნელა ტემპერატურულ შუალედში, რომელიც წარმოიქმნება განცალკევებული გამათბობლებით ლუმელში. კრისტალი გადაადგილდება გასწვრივ იმ პოზიციიდან, რომელიც შეესაბამება დნობის წერტილს, მაგრამ ახლა თუ ამ პროცესში მადედებელი კრისტალი მოთავსდება ტიგელის ფსკერზე, კრისტალები იგივე კრისტალური ორიენტაციით, როგორც მადადაბელისაა, გაიზრდება მადედებელზე ეპიტაქსიურად.

მონო-მსგავსი მეთოდით სილიციუმის წარმოება ძირითადად იგივეა, რაც ზემოთ აღწერილი ვერტიკალური კრისტალის ამოწვევა შემდეგი ტექნიკური მახასიათებლების თვალსაზრისით: მოიცავს მიმართულ ზრდას ტიგელში ფსკერიდან ზემოთ მონოკრისტალური მადედებლების გამოყენებით. მეორე მხრივ, *მონო-მსგავსი* მეთოდი მსგავსია ჩამოსხმის მეთოდისა, რომელიც გამოიყენება mc-Si სილიციუმის მიღებისათვის მზის ელემენტებისთვის. ნახ.5.11-ზე წარ-

მოდგენილია მონო-მსგავსი ჩამოსხმის მეთოდის სქემა [25]. ჩამოსხმის მეთოდის შემთხვევაში პირველ რიგში სილიციუმის ნედლეულის მასალა ტიგელში მთლიანად დნება დნობის მაღალ ტემპერატურაზე. შემდეგ ლუმელი ცივდება და კრისტალები იზრდება მიმართულად ფსკერიდან ტიგელის სათავამდე. ამ პროცესის სანყის საფეხურზე ტიგელის ფსკერის ზედაპირზე ჩაისახება შემთხვევითი სახით სხვადასხვა კრისტალური ორიენტაციის კრისტალური მარცვლები.



ნახ. 5.11. მონო-მსგავსი სილიციუმის ჩამოსხმის მეთოდით მიღების სქემა. ა-მადედებელი, ბ-ნედლეულის დნობა მადედებლების შენარჩუნებით, გ-მიმართული ზრდა [25]

ეს სანყისი კრისტალური მარცვლები მოქმედებენ როგორც შაბლონი, შემდეგი მიმართული კრისტალიზაციისათვის. შედეგად იზრდება სვეტოვანი „მულტი“ კრისტალური სხმული, რომელიც მემკვიდრეობით იღებს სანყის მარცვლის სტრუქტურას. ზრდა ხდება [100] მიმართულებით. მარცვლებს შორის საზღვრები ნარჩუნდება სხმულებში. მონო-მსგავსი სილიციუმი შეიძლება ჩაითვალოს იდეალურ მასალად მზის ელემენტებისთვის: კვადრატული, მონოკრისტალური, დაბალი სტრუქტურული დეფექტის სიმკვრივით და დამზადების დაბალი ღირებულებით.

ჩამოსხმის პროცესში ჭურჭლის შეუცვლელობის გამო მიიღება ჩამოსხმული კვაზი მონოკრისტალური სილიციუმი (QSC), ანუ ჩამოსხმული კრისტალი ერთი დიდი დომინანტური მარცვლით ცენტრში და პატარა მარცვლებით გარშემორტყმული.

ამის შემდეგ, ჩვეულებრივი ჩამოსხმის იაფი ტექნიკის გამოყენებით, მრეწველობას შეუძლია შექმნას უფრო ეფექტური მო-

თავი 6

სილიციუმის განმენდა მიმართული გამყარებით

მეტალურგიული სილიციუმის განმენდის მრავალფეროვანი ტექნოლოგიური პროცესების საფუძველია მიმართული გამყარება, ანუ მიმართული კრისტალიზაცია. მიმართული გამყარება მნიშვნელოვანი შუალედური საფეხურია მეტალურგიული მეთოდების გამოყენებისას ლითონური მინარევების მოსაშორებლად ულტრა სუფთა სილიციუმის მიღებისათვის. მეტალურგიული სილიციუმის (MG-Si) მინარევების განმენდა ნორმალური მიმართული კრისტალიზაციით მოიცავს ორ სხვადასხვა ტექნოლოგიურ მიდგომას [1-9]. პირველი მიდგომა არის MG-Si-ის ნორმალური მიმართული გამყარება მრავალჯერადი გადადნობით. ამ შემთხვევაში ნადნობის გამყარება ხორციელდება ზევიდან ქვევით მადედებლის გარეშე პერპენდიკულარად ნადნობის ზედაპირის მიმართ. ხოლო მეორე მიდგომა ითვალისწინებს მეტალურგიული სილიციუმის განმენდის განხორციელებას ნადნობიდან კრისტალის მრავალჯერადი ამონევით. ამ შემთხვევაში ნადნობის კრისტალიზაცია ხორციელდება ზევიდან ქვევით მადედებლის გამოყენებით.

კრისტალის ამონევის ჩოხრალსკის მეთოდი ყველაზე გავრცელებულია ნადნობიდან ნახევარგამტარული მასალების მსხვილი, დიდი ზომის მონოკრისტალების მისაღებად მრენველობაში. განმენდის აღნიშნული მეთოდების შერჩევა ხორციელდება სილიციუმი-მინარევის სისტემის კონკრეტული ფიზიკურ-ქიმიური თვისებებიდან გამომდინარე. ამავე დროს ეს მეთოდები შედარებით იაფი და ეკოლოგიურად სუფთაა.

ორივე მეთოდს საფუძვლად უდევს ლითონური მინარევის სეგრეგაცია გამყარებისას [10,11]. მიმართული გამყარების კრისტალების ზრდის ეფექტური და მარტივი მეთოდი ჯერ კიდევ შორეულ წარსულში გამოიყენებოდა მრავალი ლითონისა და ტუტე ჰალოიდის კრისტალების გასაზრდელად. სილიციუმში მაკროსეგრეგაციის ფორ-

მირების მექანიზმების ცოდნა საკვანძო საკითხია სილიციუმის განმენდის შესაფერისი პირობების დასადგენად. მიმართული გამყარების მეთოდი ყურადღებას იპყრობს იმითაც, რომ განსაკუთრებით ეფექტურია გარდამავალი ლითონების მოსაშორებლად. ისინი ძირითადი ფონური მინარევებია, რომლებიც სწრაფად დიფუნდირებადია და მოქმედებენ მზის ელემენტებში როგორც არაძირითადი მუხტის მატარებელთა რეკომბინაციის ცენტრები. ამ მინარევების მოშორება კი სილიციუმის წარმოებაში განსაკუთრებით კრიტიკულია.

6.1. მიმართული გამყარებით სილიციუმის განმენდის თავისებურებანი

სეგრეგაციის ინტენსიურობა ძლიერაა დამოკიდებული მინარევების განაწილების კოეფიციენტზე. მიმართული კრისტალიზაცია ეფექტური მეთოდია ლითონური მინარევების მოსაცილებლად გალღობილი სილიციუმიდან იმის გამო, რომ ლითონების წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი მყარ და თხევად ფაზებს შორის ძალიან მცირეა (დანართი 2). B, P და O₂ გარდა სილიციუმში მინარევების უმეტესობისთვის $k_0 \ll 1$ [12-14], რაც განაპირობებს მათ ძლიერ სეგრეგაციას გამყარების დროს. რაც შეეხება, ბორის და ფოსფორის სეგრეგაციას მათთვის $k_0 \approx 1$, ხოლო ჟანგბადის k_0 არც ისე მცირეა, რაც მოითხოვს სილიციუმის განმენდის სხვა სახის გადამუშავების საფეხურს.

მიმართული გამყარებისას მიმდინარე პროცესების კვლევა საშუალებას იძლევა ექსპერიმენტულად დადგინდეს სილიციუმში გარდამავალი ლითონების სეგრეგაციული განმენდის რეალური ფიზიკური შესაძლებლობების საზღვრები მულტიკრისტალური სილიციუმის მიღების დროს. მეტალურგიული სილიციუმის ამ ტრადიციული მინარევების (Ca, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Mg, Al) უმეტესობას აქვთ ხელსაყრელი წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი ($k_0 \ll 1$).

არსებობს გამყარებით მინარევების სეგრეგაციის რამდენიმე ანალიტიკური მოდელი, რომლებსაც საფუძვლად უდევს ბრტყელი მყარი-სითხის ზედაპირის მოდელი. ტილერისა და სხვ. [14] მიხედვით მინარევის გადაადგილება ხდება მხოლოდ დიფუზიით და არა კონვექციით. შეილის [15] მიხედვით კი სითხეში ძლიერი კონვექცია თანაბრად ანაწილებს მინარევს სითხეში. ბარტონი და სხვ. [16] გა-

ნიხილავენ შუალედურ შემთხვევას, როდესაც კონვექცია არ არის საკმარისად ძლიერი სითხის სრული ჰომოგენიზაციისთვის, მაგრამ მნიშვნელოვნად მოქმედებს მინარევის გადაადგილებაზე. ყველა ამ მოდელში მინარევის სეგრეგაცია გამყარებისას ძლიერ არის დამოკიდებული თხევად (C_L) და მყარ მდგომარეობაში (C_S) მინარევის ხსნადობებს შორის სხვაობაზე. თერმოდინამიკური წონასწორობისას, რომელიც ხასიათდება წონასწორობის განაწილების კოეფიციენტით (k_D) სეგრეგაცია უფრო ძლიერია, როცა $k_D < 1$. ნახევარგამტარული მასალების გადადნობა, როგორც კომპონენტების განცალკავების და გასუფთავების მეთოდი, შესაძლებელია გამოყენებულ იქნას ისეთი ნივთიერებებისთვის, რომლებიც ხასიათდებიან საკმარისად დაბალი ორთქლის წნევით, როგორიცაა სილიციუმი.

6.2. მეტალურგიული სილიციუმის განმედა ნორმალური მიმართული გამყარებით მრავალჯერადი გადადნობით

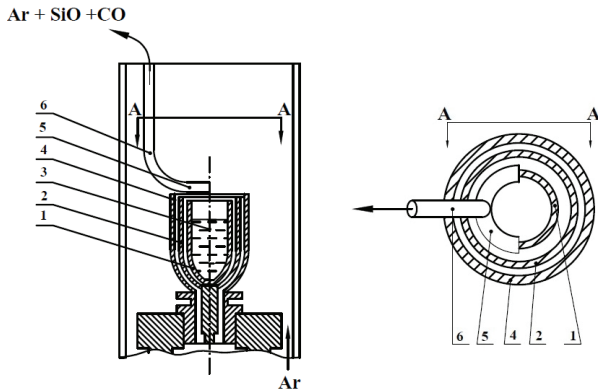
მადედების გარეშე ნორმალური მიმართული გამყარების მრავალჯერადი გადადნობის და თხევად მდგომარეობაში დაყოვნების პროცესი გამოყენებული იყო მეტალურგიული სილიციუმის განმენდის შუალედურ საფეხურად მაღალი სისუფთავის სილიციუმის მიღების პროცესში.

6.2.1. მიმართული გამყარების პროცესი

კრისტალის ზრდა მიმართული გამყარებით მადედების გარეშე ეფექტური და მარტივი ტექნოლოგიაა, რომელიც საერთოდ გამოყენებული იყო ჯერ კიდევ შორეულ წარსულში, გასულ საუკუნეში სხვა მრავალი მასალისთვისაც, როგორიცაა ლითონების და ტუტე ჰალოიდის კრისტალებისთვის [17]. ამ მეთოდით მიღებული კრისტალის ზრდის სიჩქარეები იგივე რიგისაა, რაც მიიღწევა უფრო ტექნოლოგიურად რთული ისეთი მეთოდებისას, როგორიცაა ჩოხრალსკის და ზონური დნობის მეთოდები. ამრიგად, მიმართული გამყარება არის ეკონომიკურად მიმზიდველი მიდგომა და ალტერნატიული მეთოდი სილიციუმის კრისტალების განმენდისა ფართომასშტაბიანი გამოყენებისთვის, მაგალითად, მზის ელემენტებისათვის.

მიმართული გამყარების დროს მადეებლის გარეშე ხდება მასალის „ჩამოსხმა“ ყველაზე შორი ბოლოდან და მიემართება ვერტიკალურად ქვევით. ამ მიმართული გამყარების პროცესში ლითონური მინარევები გადანანილდებიან სხმულის ბოლოსკენ, მყარდებიან და განმენდილს ტოვებენ სილიციუმის სხმულის ძირითად ნაწილს. განმენდის პროცესში, სეგრეგაციის გარდა, ჩართულია სხვა მექანიზმებიც, როგორცაა მინარევის ხსნადობის და აქროლადობის სხვაობა გარკვეულ ტემპერატურაზე წონასწორულ მდგომარეობაში მყოფ თხევად და მყარ ფაზებში. ექსპერიმენტულ მასალად შერჩეული იქნა მეტალურგიული სილიციუმი 98 წონ% Si და 2% მინარევების ნაკრებით შემდეგი 9 დამოუკიდებელი კომპონენტი: Fe, Al, P, Ca, Cu, Mg, Mn, Ni და Ti. ძირითადი მინარევებია Al, Ca, Fe და Ti, რადგან თითოეული მათგანის შემცველობა Si -ში >0.1წონ%. მეტალურგიული სილიციუმის მინარევის კრებულიდან Al, Mg – ადვილდნობადი, Ca, Cu, Ni, Mn, Ni-საშუალოდნობადი, Ti, Fe – ძნელდნობადი ლითონებია.

გამდნარი მეტალურგიული სილიციუმის მიმართული გამყარება განხორციელდა ვერტიკალურ ჩოხრალსკის ლუმელში. ნახ.6.1-ზე გამოსახულია მეტალურგიული სილიციუმის მრავალფერადი გადადნობით განმენდის რეალიზაციის ტექნოლოგიური სქემა.



ნახ.6.1. მეტალურგიული სილიციუმის მრავალფერადი გადადნობით განმენდის ტექნოლოგიური სქემა.

- 1 – კვარცის ტიგელი; 2 – გრაფიტის ქვესადგამი; 3 – ნადნობი; 4 – გრაფიტის მახურებელი; 5 – გაზგამწოვი მონწყობილობა; 6 – აირების გამყვანი მილი

მეტალურგიული სილიციუმი ნატეხების სახით იტვირთება კვარცის ტიგელში (1) მისი სრული მოცულობის შევსებით გადნობის შემდეგ. სითხის (3) სვეტის სიმაღლის შეფარდება ზედაპირის ფართთან ≈ 0.4 . შემდეგ კამერა იხურება და ამოიტუმბება 10^{-3} ტორ წნევამდე. ჩატვირთული მეტალურგიული სილიციუმი დნება კვარცის ტიგელში გრაფიტის გამახურებლით $1430^{\circ}\text{C}-1500^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურების ფარგლებში. სილიციუმის მაღალი რეაქტიულობის გამო ჟანგბადთან და ნახშირბადთან გამდნარ მდგომარეობაში იძულებულს ხდის პროცესი განხორციელდეს ინერტული აირის დამცავ ატმოსფეროში.

დასაწყისში სილიციუმის კონცენტრირების პროცესები ძირითადად ხორციელდება მინარევების აორთქლებით სილიციუმის ძირითადი მასისაგან, რომელიც იმყოფება მყარ, ან თხევად მდგომარეობაში. ადვილქროლადი მინარევები აქტიურად ორთქლდებიან ნადნობის ზედაპირიდან. საწყის ეტაპზე დაბალ ტემპერატურებზე სილიციუმი იწმინდება იმ მინარევების ნარევისაგან, რომლებიც უფრო აქროლადია ვიდრე ძირითადი კომპონენტი. დანადგარში წნევისა და ატმოსფეროს შემადგენლობის ცვლილებით რეგულირდება აქროლადი კომპონენტების შემადგენლობა. როცა სილიციუმი ხურდება, ლუმელში ხდება იმ მინარევების აორთქლება, რომელთა დნობის ტემპერატურა ნაკლებია სილიციუმის დნობის ტემპერატურაზე. შემდგომ ეტაპზე ხორციელდება ტემპერატურის აწევა $50^{\circ}\text{C}-70^{\circ}\text{C}$ -ით დნობის ტემპერატურის ზევით და ნადნობი ყოვნდება ინერტული აირის არგონის წნევის ქვეშ (0.5 ატმ) $2-3$ საათით (ცხრილი 6.1) უფრო ძნელდნობადი მინარევების (რკინა, ტიტანი და სხვა) ასაორთქლებად. მაღალი ტემპერატურის ზემოქმედებით დაბალი წნევის პირობებში ხდება აორთქლება იმ მინარევებისა, რომელთა ორთქლის წნევა მეტია ვიდრე სილიციუმისა. ესენია ფოსფორი, ალუმინი და სხვა. აქროლადი მინარევები აორთქლების შემდეგ გაედინებოდა გაზგამწოვი მონწყობილობით.

ნადნობის დაყოვნების მიზანია აგრეთვე სილიციუმიდან დარჩენილი მინარევებისგან შემდგარი წიდის (ანუ სხმულის ყველაზე დაბინძურებული ნაწილი) ზედა და ქვედა ფენების გამოყოფა. ტემპერატურის რეგულირებით $1430^{\circ}\text{C}-1500^{\circ}\text{C}$ ფარგლებში, ერთ-

დროულად ატმოსფეროს ამოტუმბვით და მინარევების ხსნადობის, აქროლადობის და სეგრეგაციის კოეფიციენტის განსხვავების გამო სილიციუმში წონასწორულ მდგომარეობაში მყოფ თხევად ფაზაში ხდება კონტროლდაუქვემდებარე მინარევების ნვეთების გამოყოფა და მათი ერთად შერწყმა, ანუ კოაგულაცია. ანუ სილიციუმის მინარევების ძირითადი მასისაგან მიმართული კრისტალიზაციის გადადნობის დროს წარმოიქმნება თხევადი ფენები, რომლებიც განსხვავდება სიმკვრივით, ანუ მინარევებით გამდიდრებული ლითონური წიდა და განმენდილი სილიციუმი. მინარევების ხსნადობისა და ხვედრითი წონის მიხედვით წიდა კონცენტრირდება კრისტალის ზედა და ქვედა ნაწილებში. ამ დროს ხდება ნადნობის გაყოფა სილიციუმის და წიდის ფენებად. შემდეგ გამოირთვება მახურებელი კრისტალის სრულ გაცივებამდე. ნადნობი კვარცის ტიგელში გადადის მყარ მდგომარეობაში ნელი გაცივებით (2°C -ით წუთში) და ფორმირდება პოლიკრისტალური სილიციუმის სხმული. კრისტალის ამოღების შემდეგ ზედა (მადეებლის) და ქვედა წიდიანი ნაწილები იჭრება. დარჩენილი კრისტალი წინასწარი განმენდის შემდეგ კვლავ გადაიდნობა.

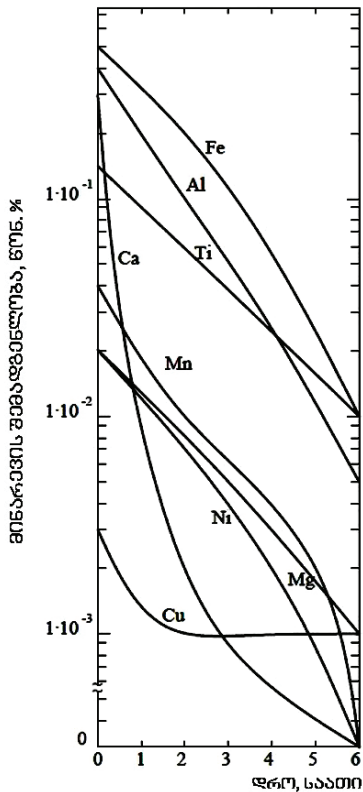
ცდების ჩატარება დამცველ აირის-არგონის ატმოსფეროში ანეიტრალეზდა გამდნარ მდგომარეობაში სილიციუმის მაღალი ქიმიური აქტიობის უნარს.

6.2.2. განმენდის შედეგები

სილიციუმის სხმულის გასწვრივ ცალკეული მინარევების განაწილების პროფილების გამოკვლევამ აჩვენა, რომ სხმულის ქვედა ნაწილი უფრო დაბინძურებულია, ვიდრე საწყისი მეტალურგიული Si, რომელიც გადაადნეს. მიმართული კრისტალიზაციით და მრავალჯერადი გადადნობით განმენდილი მეტალურგიული სილიციუმის ქიმიური შემადგენლობის მონაცემები, დადგენილი რენტგენული სპექტრული მიკროანალიზატორით და ემისიურ-სპექტრული ანალიზით, მოყვანილია 6.1 ცხრილში და ნახ.6.2-ზე.

ცხრილი 6.1. MG-Si-ის და გადადნობილი MG-Si-ის ქიმიური შემადგენლობა დადგენილი რენტგენული სპექტრული მიკროანალიზატორით და ემისიურ-სპექტრული ანალიზით; ნიმუშები: MG-Si-საწყისი, MG-Si-1 ერთხელ, MG-Si-2 ორჯერ და MG-Si-3 სამჯერ გადადნობილი მეტალურგიული სილიციუმი

ნიმუშები	მინარევის შემადგენლობა, წონ%									ნადნობის დაყოვნების დრო, საათი
	Si	Al	Mg	Ca	Fe	Mn	Ni	Ti	Cu	
MG-Si	98.30	0.40	0.02	0.3	0.5	0.04	0.02	0.15	0.003	-
MG-Si-1	99.60	0.10	0	0	0.20	0.01	0.007	0.10	0.001	2
MG-Si-2	99.90	0.012	0.001	0.004	0.01	0.002	0	0.10	0.001	5
MG-Si-3	99.97	0.005	0.003	0	0.01	0	0	0.01	0.001	6



ნახ.6.2. მინარევის შემადგენლობის დამოკიდებულება მეტალურგიულ სილიციუმში $T \sim 1430^{\circ}\text{C} - 1500^{\circ}\text{C}$ -ზე გადადნობის პროცესის დაყოვნების დროზე

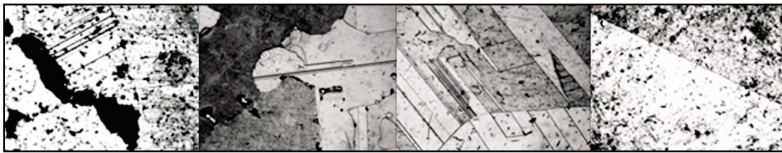
6.1 ცხრილიდან და ნახ.6.2-დან ჩანს, რომ უკვე პირველი გადადნობის შემდეგ სილიციუმი საგრძნობლად ინმენდება უმრავლესი მინარევისაგან და ხდება მავნე მინარევების განდევნა კრისტალის ბოლო ნაწილში. შემდეგი გადადნობით არასასურველი მინარევების კონცენტრაციის შემცირების პროცესი გრძელდება. უნდა აღინიშნოს, რომ მეტალურგიული სილიციუმი გაინმინდა პრაქტიკულად ყველა მინარევისაგან. კერძოდ, საშუალოდნობადი მინარევებისაგან-Al, Mg, Fe, Mn, Ni, Ca, Cu- განმენდა განხორციელდა საკმაოდ ეფექტურად. აქედან Ca, Cu, Ni მინარევების რაოდენობა გადადნობის შედეგად ისე შემცირდა, რომ სცილდება განსაზღვრის მეთოდების გამჟღავნების ფარგლებს. გამონაკლისს წარმოადგენს ტიტანი და რკინა. ამის მიზეზია ტიტანის და რკინის მაღალი დნობის ტემპერატურები, მათი დაბალი აქროლადობა სილიციუმის ზედაპირიდან და მაღალი ქიმიური სწრაფვა სილიციუმისკენ. ამრიგად, სილიციუმის მესამე გადადნობის ტექნიკური შედეგია-98წონ% მეტალურგიული სილიციუმიდან 99.97 წონ%-იანი პოლიკრისტალური სილიციუმის მიღება.

Si-ის განმენდის ხარისხის და შემდეგი ეტაპის პროცესისათვის ვარგისიანობის დადგენის ძირითადი კრიტერიუმებია არა მარტო ქიმიური შემადგენლობა, არამედ კრისტალების ელექტროფიზიკური პარამეტრები და სტრუქტურა. განმენდა აისახა როგორც ელექტროფიზიკურ პარამეტრებზე, ისე Si-ის სტრუქტურაზე. განმენდის პროცესში მოხდა ელექტროგამტარობის ტიპის შეცვლა *n*-ტიპიდან *p*-ტიპზე (ცხრილი 6.2) და დენის მატარებელთა კონცენტრაციის ცვლილება. ელექტრულ თვისებებზე მხოლოდ ის ელემენტები ახდენენ გავლენას, რომლებიც ქმნიან სილიციუმთან მყარ ხსნარს.

ცხრილი 6.2. MG-Si-ის და განმენდილი MG-Si-ის სილიციუმის ელექტრული თვისებები

ნიმუშები	Si, წონ%	დენის მატარებელთა კონცენტრაცია, p, n , $\text{სმ}^{-3}/\text{ტიპი}$	კუთრი ელექტრული წინაღობა, ρ , $\text{ომ}\cdot\text{სმ}$	დენის მატარებელთა ძვრადობა, μ , $\text{სმ}^2/\text{ვ}\cdot\text{წ}$	ნადნობის $T=1430^{\circ}\text{C}-1500^{\circ}\text{C}$ -ზე დაყოვნების დრო, საათი
MG-Si	98.30	$1.2 \cdot 10^{18}/n$	0.22	25	-
MG-Si-1	99.60	$1.2 \cdot 10^{18}/n$	0.10	46	2
MG-Si-2	99.90	$1.7 \cdot 10^{17}/p$	0.53	70	5
MG-Si-3	99.97	$3 \cdot 10^{16}/p$	0.20	300	6

დენის მატარებელთა კონცენტრაცია გადადნობით მცირდება და შემდეგ ელექტრონულ გამტარობიდან გადადის ხვრელურზე (ცხრილი 6.2). სამჯერ გადადნობილ ნიმუშებში დენის მატარებელთა ძვრადობა საგრძნობლად თითქმის ათჯერ იზრდება საწყისი სილიციუმთან შედარებით. ეს მიუთითებს იმაზე, რომ მინარევი შემცირდა, მოხდა ძლიერი განმენდა გადადნობით. ელექტრული თვისებების გაზომვების შედეგები სრულ შესაბამისობაშია მიკროსტრუქტურულ, რენტგენოფაზურ და ემისიურ სპექტრულ ანალიზებთან. ნახ.6.3-ზე მოყვანილია Si-ის ექსპერიმენტული ნიმუშების მიკროსტრუქტურა მისი განმენდის სხვადასხვა ეტაპზე. მიკროსტრუქტურაში დაიკვირვება Fe, Al, P, Ca, Cu, Mg, Mn, Ni, და Ti მინარევების საწყის მეტალურგიულ სილიციუმთან შექმნილი უცხო ევტექტიკური ფაზების ჩანართების კვალი. მინარევების კონცენტრაცია აღემატება მათი ხსნადობის ზღვარს სილიციუმში [12]. შედეგად, ჭარბი რაოდენობის მინარევებს არ შეუძლიათ შექმნან მყარი ხსნარი სილიციუმთან და გამოიყოფა ჩანართების სახით სილიციუმის მატრიცაში.



ა ბ გ დ

ნახ.6.3. სხვადასხვა სისუფთავის სილიციუმის ექსპერიმენტული ნიმუშების მიკროსტრუქტურა, $\times 100$: ა) *n*- MG-Si; ბ) *n*- MG-Si-1 (პირველად გადადნობილი); გ) *p*- MG-Si-2 (მეორედ გადადნობილი); დ) *p*- MG-Si-3 (მესამედ გადადნობილი).

ა) *n*-MG-Si (98.30 წონ.% Si-ით, ~2 წონ % არასასურველი მინარევებით და $n = 1.2 \cdot 10^{18} \text{ სმ}^{-3}$ დენის მატარებელთა კონცენტრაციით); მიკროსტრუქტურა მიღებულია ქიმიური გაპრიალებით $\text{HNO}_3 + \text{HF}$ (1:1) მჟავების ნარევი და მოწამვლით 30 % KOH ტუტიან ხსნარში $50^\circ\text{C} - 100^\circ\text{C}$ ტემპერატურაზე 1-5 წუთი

ეს ჩანართები ევტექტიკური ხასიათისაა. პირველი გადადნობის შემდეგ სილიციუმის სტრუქტურა უფრო მკვრივია და ხასიათდება მარცვლების დიდი ზომით და გამრუდების გარეშე სწორი საზღვრებით. სტრუქტურა თანდათანობით უმჯობესდება ყოველი მომდევ-

ნო გადადნობის შემდეგ. განმენდის პროცესში ფაზის ჩანართები მცირდება მოცულობაში და ბოლოს თითქმის ქრება.

ამრიგად, მიმართული ნორმალური კრისტალიზაციის მეთოდით მეტალურგიული სილიციუმის განმენდისას ჩატარებულმა კვლევებმა აჩვენა განმენდის მაღალი ხარისხი (ცხრილი 6.3, ნახ.6.3). დადგენილია, რომ განმენდის ეფექტურობის გასაზრდელად მიზანშეწონილია ჩატარდეს მინიმუმ სამჯერ გადადნობა.

ცხრილი 6.3. MG-Si-ის განმენდის ეფექტურობა,%

მინარევები	განმენდის ეფექტურობა,%		
	პირველი გადადნობა	მეორე გადადნობა	მესამე გადადნობა
Al	75	97	99
Mg	100	95	85
Ca	100	99	100
Fe	60	98	98
Mn	85	95	100
Ni	65	100	100
Ti	33	33	93

6.3. მეტალურგიული სილიციუმის განმენდა ნორმალური მიმართული კრისტალიზაციით ამონევიტ ნაღმობიდან მაღადავლით

ჩოხრალსკის მეთოდი მიმართული კრისტალიზაციის მაგალითია. მიმართული კრისტალიზაციის მეთოდს, განმენდის თვალსაზრისით, მნიშვნელოვანი უპირატესობა აქვს სხმულის გასწვრივ მინარევების არათანაბარი განაწილების გამო. $k_0 < 1$ განაწილების კოეფიციენტის მქონე მინარევების კონცენტრაცია თხევად სილიციუმში უწყვეტად იზრდება, ანუ მყარი სილიციუმში სუფთავდება კრისტალის ზრდისას. მინარევების კონცენტრაცია მზარდი კრისტალის სიგრძის ნებისმიერ წერტილში განისაზღვრება შეილის-გალივერის განტოლებით [15]:

$$C_{\text{გყ}} = k_0 \cdot C_0 \cdot (1 - g)^{k-1} \quad (6.1),$$

სადაც $g=V_{\text{მყ}}/V_0$, g - სანყისი მოცულობის დაკრისტალებული ნაწილია, $V_{\text{მყ}}$ - დაკრისტალებული ფაზის მოცულობაა, V_0 -თხევადი ფაზის სანყისი მოცულობაა. როცა $g=0$ მინარევის კონცენტრაცია ნადნობში C ტოლია C_0 - მისი სანყისი მნიშვნელობისა ნადნობში. როდესაც სითხე ირევა ნაწილობრივ მხოლოდ კონვექციის გზით, ფვანმა [18] განაზოგადა ეს განტოლება წონასწორული განაწილების კოეფიციენტის k_0 ჩანაცვლებით ეფექტური განაწილების კოეფიციენტით (k): $k=C_{\text{მყ}}/C_{\text{ობ}}$ · k -ს გამოსათვლელად ბარტონმა და სხვ. [16] ივარაუდა უძრავი თხევადი ფენა δ სისქის, რომელშიც გახსნილი მინარევი გადაადგილდება მხოლოდ დიფუზიით. ამ ფენის გარეთ სითხე მთლიანად იყო შერეული კონვექციით და ჰქონდა ერთგვაროვანი $C_{\text{ობ}}$ შემადგენლობა. ამ შემთხვევაში, ბარტონმა [16] განიხილა რა დიფუზიის კვაზი-სტაბილური მდგომარეობა უძრავ თხევად ფენაში, გამოთვალა, რომ ეფექტური განაწილების კოეფიციენტი k ტოლია (თავი 2):

$$k = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0)e^{-v\delta/D}} \quad (2.3)$$

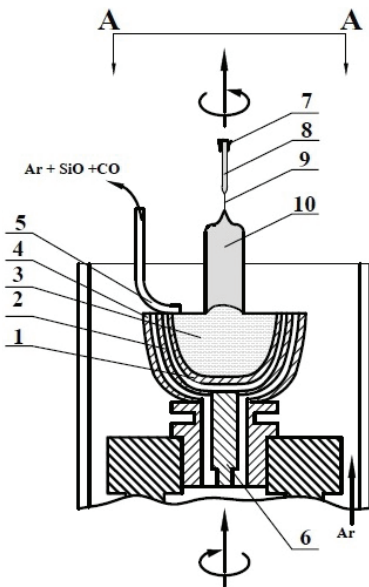
ნათელია, რომ განაწილების კოეფიციენტის მცირე მნიშვნელობისთვის, მინარევების კონცენტრაცია მზარდი კრისტალის სიგრძის ნებისმიერ წერტილში დაახლოებით უკუპროპორციულია სითხის ჭურჭელში დარჩენილი ფრაქციისა (მოცულობის ნაწილი). შესაბამისად, მინარევების კონცენტრაცია კრისტალის სიგრძის გასწვრივ მცირდება.

6.3.1. კრისტალიზაციის პროცესი

მეტალურგიული სისუფთავის სილიციუმის განმენდა მინარევისაგან მიმართული კრისტალიზაციით, კრისტალის ამოწვეით ნადნობიდან მადედებლის გამოყენებით განხორციელდა ჩოხრალსკის მოდერნიზებულ ვაკუუმურ დანადგარზე C-984. ცნობილია, რომ კრისტალების მიღება ამოწვეით დიდი მოცულობის ნადნობიდან მის თავისუფალ ზედაპირთან მადედებლის კონტაქტით პირველად ჩატარებულ იქნა პოლონელი მეცნიერის ჩოხრალსკის მიერ 1918 წელს [19] ისეთი ლითონების კრისტალიზაციის ხარისხის დასადგენად, როგორიცაა კალა, თუთია და ტყვია. დღეს ამ მეთოდის მოდიფიკაციის მნიშვნელოვანი რაოდენობა არსებობს გაერთიანებული

საერთო სახელით – ჩოხრალსკის მეთოდი. ამ მეთოდს აქვს მთელი რიგი უპირატესობა სილიციუმის კრისტალების მიღებისას: მარტივი ღუმელის დიზაინისა და კონტროლის საშუალება, მუშაობის სიმარტივე, გაზრდილი კრისტალის სისუფთავესა და სრულყოფილებაზე კონტროლის მაღალი ხარისხი და სხვა. კრისტალის ამონევის მეთოდის არსი შემდეგშია: კაზმს ტვირთავენ ტიგელში, ადნობენ ჰერმეტიულ კამერაში ვაკუუმში, ან ინერტულ ატმოსფეროში.

შემდეგ კრისტალიზაციის მახლობელ ტემპერატურაზე ნადნობის თავისუფალ ზედაპირთან კონტაქტში მოჰყავთ მადედებელი, რომელსაც დაბალი სიჩქარით გადაადგილებენ ვერტიკალურად ზემოთ, რომლის დროსაც მას მოჰყვება ნადნობის დაკრისტალებული სხმული. ამისთვის ყველა შემთხვევაში შესაბამისი დანადგარის ძირითადი კვანძებია: ტექნოლოგიური ნაწილი, რომელიც წარმოადგენს კამერას შესაბამისი ტექნოლოგიური აღჭურვილობით და ელექტრული ნაწილი, რომელიც მოიცავს მართვისა და ენერგომომარაგების ელექტრულ და ვაკუუმ-გაზგანაწილების სისტემებს. ტექნოლოგიური ნაწილის ძირითადი კვანძია მუშა კამერა, რომლის სქემა წარმოდგენილია ნახ.6.4-ზე.



ნახ.6.4. Si-ის კრისტალების ამონევის მეთოდით მისაღები ვაკუუმური დანადგარის ტექნოლოგიური სქემა.1-კვარცის ტიგელი (გამდნარი სილიციუმის მაღალი ქიმიური აქტიობის გამო რთულია კონტინენრის მასალის შერჩევა. მაღალი სისუფთავის სინთეზური კვარცი ყველაზე შესაფერისია); 2-გრაფიტის ქვესადგამი; 3-ნადნობი; 4-მახურებელი; 5-გაზგამწოვი მონყობილობა; 6-ტიგელის ღერძი; 7- მადედებლის გადამტანი ჭოკი; 8-მადედებელი; 9-კრისტალის ყელი, 10-სილიციუმის კრისტალი

მუშა კამერის ქვედა ნაწილში მოთავსებულია გრაფიტის ქვესადგამი (2) სითბური ეკრანებით, რომელშიც თავსდება კვარცის ტიგელი (1). გრაფიტის ქვესადგამს და ტიგელს ნადნობთან ერთად შეუძლიათ არა მარტო ბრუნვა ღერძის (6) საშუალებით, არამედ გადაადგილება ვერტიკალურად საჭირო ტემპერატურული პირობების შესარჩევად. გრაფიტის ქვესადგამის და კვარცის ტიგელის ბრუნვის მექანიზმი მოთავსებულია დანადგარის ქვედა ნაწილში, მუშა კამერის ქვეშ. ჭოკზე (7) მაგრდება მადედებელი (8) გრაფიტისგან დამზადებული მადედებელის დამჭერის მეშვეობით.

კამერის თავში (თავსახური) მოთავსებულია მადედებლის გადამტანი ჭოკის (7) ბრუნვის და ვერტიკალურად გადაადგილების მექანიზმები. ჭოკის ბრუნვის სიჩქარე შეიძლება იცვლებოდეს 0ბრ/წუთ-100ბრ/წუთ ფარგლებში, ვერტიკალური გადაადგილების სიჩქარე კი 0მმ/წუთ-1მმ/წუთ.

სამუშაო კამერაში ჩართულია გაზგამწოვი მოწყობილობა (5). ქიმიური რეაქციის აირადი პროდუქტები გრაფიტს და ტიგელს ირგვლივ ეკვრიან და ეფინებიან დედამდნარის ზედაპირს, ნაწილობრივ იხსნებიან მასში და აბინძურებენ მას ჟანგბადით და ნახშირბადით. ამავე დროს წარმოქმნილი პროდუქტები შედის ურთიერთქიმიურ რეაქციაში და წარმოქმნის ძნელდნობად პროდუქტებს. საბოლოოდ ეს ძნელდნობადი პროდუქტები (SiC , SiO_2) ილექება დედამდნარის ზედაპირზე, წარმოქმნიან ძნელდნობად აფსკს და აბრკოლებენ კრისტალის გაზრდას.

კვარცის ტიგელიდან სილიციუმის ნადნობის ზედაპირიდან ამონევისას აქტიურად ორთქლდება SiO , რომელიც წარმოიქმნება ტიგელის მასალის გახსნისას ნადნობში. ჟანგბადი უწყვეტად ხვდება ნადნობში და შემდეგ აორთქლდება SiO -ის სახით. ასე, რომ ჟანგბადის რაოდენობა მცირდება, ხოლო ნახშირბადისა კი იზრდება კრისტალის ბოლოსაკენ. გაზგამწოვი მოწყობილობის მილის ქვედა ნაწილი თავსდება მდნარის ზედაპირთან ისეთნაირად, რომ უზრუნველყოფილია რეაქციის აირადი პროდუქტების ამოქაჩვა მათი წარმოქმნისთანავე. ამით არიდებული იქნება მდნარის ზედაპირთან მავნე აირადი პროდუქტების ურთიერთქმედების და ძნელდნობადი პროდუქტების წარმოქმნის პირობები.

კამერის შიდა მოცულობაში შეღწევა უზრუნველყოფილია კარე-

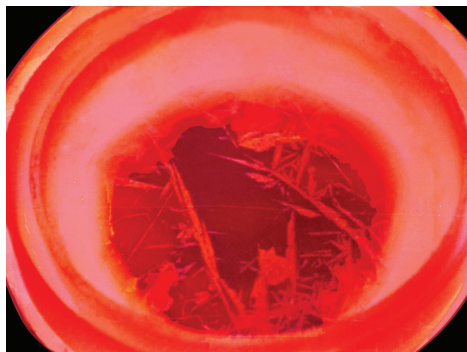
ბით, რომელიც იხურება ჰერმეტიულად და აქვს სათვალთვალო ფანჯარა. კამერის ქვედა ნაწილი მიერთებულია ვაკუუმ-აირის გამანაწილებელ სისტემასთან.

დნობები მეტალურგიული სილიციუმის გასანმენდად ხორციელდება ინერტული აირის არგონის გარემოში 0.5 ატმოსფეროს ქვეშ. წინასწარ დანადგარი გამოიტუმბება 10^{-4} მმ ვერცხლისწყლის სვეტამდე. ამის შემდეგ არგონის ნელი ნაკადით ხდება დანადგარის „გამორეცხვა“ და ბოლოს დანადგარი ივსება არგონით სათანადო წნევამდე. დანადგარზე დენის მინოდებისას და სათანადო ტემპერატურის მიღწევის შემდეგ ირთვება გაზგამწოვი მოწყობილობა. ინერტული აირის მინოდება და განოვა რეგულირდება ისეთნაირად, რომ ტექნოლოგიური პროცესის მიმდინარეობის პერიოდში სამუშაო კამერაში არგონის წნევა უცვლელად რჩება 0.5 ატმოსფეროს დონეზე. კაზმის მთლიანად გადნობის შემდეგ პირველ რიგში დგინდება დანადგარის სითბური ინერცია, ანუ დენის განსაზღვრული ძალის მინოდებისას საჭირო დრო მახურებლიდან ნადნობის ცენტრამდე სითბოს მისაღწევად. დადგინდა, რომ 30 მმ დიამეტრის კრისტალის მიღების პირობებში დანადგარის ინერცია შეადგენს 7 წუთს. ამის შემდეგ იწყება ოპტიმალური პირობების ძიება: ყველა მახურებელს გააჩნია ერთგვაროვანი ტემპერატურული სარტყელი, რომლის სიგანე განისაზღვრება 5მმ–6მმ-ით. სასურველია კრისტალიზაციის პროცესის სანყისიდან ბოლომდე უზრუნველყოფილ იქნას, რომ კრისტალიზაციის ფრონტი არ გამოვიდეს აღნიშნული ტემპერატურული ზონის ფარგლებიდან. ამ მიზნით იწყება დაკვირვება, თუ როგორია მდნარის ზედაპირზე ტემპერატურის განაწილება, რაც მიიღწევა დანადგარზე დენის ძალის მინოდებით თანდათანობით, დიდი სიფრთხილით, შემცირებით მანამ, ვიდრე ნადნობის ზედაპირზე არ გაჩნდება კრისტალიზაციის დანყების ნიშანი. აქ შესაძლებელია გამოიკვეთოს ტემპერატურის რამდენიმე ხასიათის განაწილება:

- ნადნობის მთლიანი გადაცივება;
- მხოლოდ პერიფერიის გადაცივება;
- ოპტიმალური რადიალური ტემპერატურული პირობები.

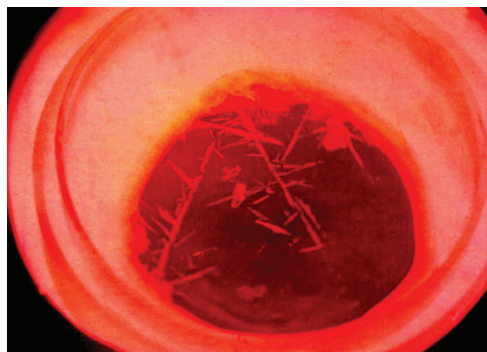
კრისტალის ზრდის პროცესში კრისტალიზაციის „ფრონტი“ უნდა იყოს ყველაზე ცივი ადგილი ნადნობში. ეს ინვევს კრისტა-

ლიზაციის სითბოს არინების აუცილებლობას. კრისტალის ზრდის დროს სითბოს მოცილების რეგულირებით კონტროლდება მისი ფორმა. ტემპერატურული გრადიენტის არარსებობის შემთხვევაში ნაღობის მცირე გადაცივებაც კი იწვევს არასასურველ კრისტალიზაციას მთელ ზედაპირზე (ნახ. 6.5).



ნახ.6.5. სილიციუმის ნაღობის ზედაპირზე გადაცივებით გამოწვეული კრისტალიზაცია

ხოლო მკვეთრი ტემპერატურული გრადიენტი ნაღობის ზედაპირის გასწვრივ, ძლიერად არღვევს ტემპერატურული ველის სიმეტრიულობას. ეს კი დენდრიტების წარმოქმნის წყაროა ზედაპირის გადაციებული კიდიდან (ნახ. 6.6).



ნახ.6.6. სილიციუმის ნაღობის ზედაპირზე წარმოქმნილი დენდრიტები

თავიდან მდნარის ზედაპირი შეიძლება მოხვდეს ოპტიმალური ტემპერატურის სარტყელს ზემოთ. ამ დროს ვიზუალურად დაიკვირვება მთლიანად ნადნობის ზედაპირის თანაბარი გადაცივება. ამ შემთხვევაში საჭიროა ტიგელი თანდათანობით გადაადგილდეს მახურებლის სიღრმეში. თუ ამით შექმნილი გადახურება არ მოხსნის ნადნობის გაცივებას, ინერციის გათვალისწინებით თანდათანობით უნდა გაიზარდოს გამახურებელში დენის ძალა, რომ მდნარის ზედაპირზე წარმოქმნილი მყარი ფენა მთლიანად გადნეს. შემდეგი დაკვირვება ტიგელის გადაადგილებასთან ერთად გრძელდება მანამდე, ვიდრე მდნარის ზედაპირი არ მოხვდება ოპტიმალურ ტემპერატურულ სარტყელში, ე.ი. მიღწეული იქნება მდნარის ზედაპირზე ოპტიმალური რადიალური განაწილება, ანუ ტემპერატურული იზოთერმის მინიმუმი დაემთხვევა მდნარის ზედაპირის ცენტრს. ამ შემთხვევაში მდნარის ტემპერატურის მორიგი შემცირებისას ცენტრში ჩაისახება ერთი კრისტალი მაშინ, როდესაც მის გარშემო პერიფერია შედარებით გადახურებულია. თუ ამ შემთხვევაში ტემპერატურული პირობები არ შეიცვლება, წარმოშობილი კრისტალი თანდათან განვითარდება და მიიღებს შესაფერის კრისტალოგრაფიულ ჰაბიტუსს. ეს იმის მაჩვენებელია, რომ მდნარის ზედა ფენა იმყოფება ოპტიმალურ ტემპერატურულ პირობებში—სასურველი ტემპერატურული გრადიენტით. ასეთი პირობების მიღწევის შემდეგ ხდება ნადნობის თანდათანობით გადახურება წარმოშობილი კრისტალის გადნობამდე. ტემპერატურის აწევა უნდა მოხდეს დანადგარის ინერციის გათვალისწინებით. ძლიერი გადახურება არ არის მიზანშეწონილი, რადგან დიდ გადახურებას მოსდევს დიდი გადაცივება, რაც დიდად აბრკოლებს კრისტალიზაციის წონასწორულ პროცესს.

ამონვევის წინ ნადნობს აყოვნებენ დნობის ტემპერატურაზე ოდნავ მაღლა აქროლად მინარევეებისგან გასაწმენდათ (დანვრილებით 6.2.1). მუშა კამერის ცივ ნაწილებზე აქროლადი მინარევეების დალექვის აცილება ხდება არგონის ნაკადის შეწოვით, რომელიც მიეწოდება კამერის ზედა ნაწილს და გამოიდევნება გაზ-გამწოვი მოწყობილობით. მადედებელის კრისტალური ორიენტაცია [111] მიმართულებით არიანებს ამონეულ კრისტალში დისლოკაციების წარმოქმნას.

ჩვეულებრივ კრისტალების ამონევის პროცესი მოიცავს შემდეგ საფეხურებს:

- ა) კრისტალური მადედებლის შემოღობა (ე.წ. მონამელა);
- ბ) კრისტალის ნომინალურ დიამეტრზე გასვლა მადედებელზე გაზრდილი ვიწრო (ყელი) ზომიდან;
- გ) მუდმივი დიამეტრის კრისტალის ზრდა;
- დ) შებრუნებული კონუსის შექმნა და კრისტალის მოწყვეტა ნაღობის ზედაპირიდან;
- ე) გაზრდილი კრისტალის გაციება.

კრისტალის ამოზრდის პროცესი შემდეგი თანმიმდევრობით მიმდინარეობს: მადედებელი ეხება ნაღობის ზედაპირს და ამ მდგომარეობაში დაყოვნდება ნაღობის თავზე, ანუ მისი გათბობა გრძელდება მანამ, ვიდრე არ ჩამოყალიბდება ტემპერატურული წონასწორობა. მადედებლის გათბობა არიდებს თერმოდარტყმას, რომელიც შეიძლება მოხდეს ცივი მადედებლის კონტაქტის დროს ნაღობის ზედაპირთან. ამრიგად, ოპტიმალური ტემპერატურული პირობების შექმნის შემდეგ ჩაირთვება წინასწარ შემთბარი მადედებელი, რომელიც დაბალი სიჩქარით უახლოვდება მდნარის ზედაპირის ცენტრს და ეხება მდნარს.

მადედებლის მდნართან სრული კონტაქტის შემდეგ იწყება ამონევის პროცესი ფიქსირებული სიჩქარით. ძალზე ნელი ტემპით მცირდება მიწოდებული დენის სიმძლავრე; მიწოდებული სითბოს რეაგირება ტიგელის კედლებიდან იწყება და ვრცელდება პერიფერიიდან მდნარის ცენტრისკენ, სადაც მიმდინარეობს კრისტალიზაციის პროცესი. დენის სიმძლავრის შემცირებასთან ერთად ირთვება კრისტალის ამონევის მექანიზმი გათვალისწინებულ სიჩქარეზე და კრისტალი იწყებს ზრდას სიგრძესა და დიამეტრში.

დენის სიმძლავრის შემცირება გრძელდება კრისტალის სასურველი დიამეტრის მიღწევამდე. კრისტალის დიამეტრის გაზრდასთან ერთად იზრდება კრისტალიზაციის ფრონტზე გამოყოფილი კრისტალიზაციის სითბო და ამასთან დაკავშირებით აუცილებელია შესაფერისად დენის სიმძლავრის შემცირების სიჩქარის გაზრდა. ასეთ პირობებში რადიალური ტემპერატურული გრადიენტი შედარებით მეტი მოცულობის მდნარის ზედაპირზე უნდა გადიდდეს

ისე, რომ შემთხვევითმა ტემპერატურულმა ფლუქტუაციებმა არ გამოიწვიონ კრისტალიზაცია ტიგელის კედლებიდან.

ამონვეის მეთოდით კრისტალის ამოზრდისას ნადნობის ზედაპირის ცენტრში მადეებლის მდნართან შეხებისას კრისტალიზაციის „ფრონტზე“ იქმნება გადაციებული ნადნობის მეტად ვიწრო ზონა, რომლის ტემპერატურა ნადნობის ტემპერატურაზე ნაკლებია, დანარჩენი ნადნობი კი გადახურებულია (ნახ. 6.7). ასეთი ტემპერატურული პირობები კრისტალიზაციის ფრონტის სხვადასხვა უბანში არაერთგვაროვანია, რაც კრისტალის დიამეტრის ზრდასთან ერთად მეტად საგრძნობია, რადგან იზრდება კრისტალიზაციის ფრონტის დიამეტრიც.



ნახ. 6.7. ნადნობის ზედაპირზე ტემპერატურის რადიალური განაწილების სქემა

პრაქტიკაში, ჩვეულებრივ დანადგარები ვერ უზრუნველყოფენ იდეალურ სიმეტრიულ ტემპერატურულ არეს კრისტალიზაციის ფრონტზე, ამიტომ საჭიროა კრისტალის ზრდის პროცესში კრისტალისა და მისი დედამდნარის შემცველი ტიგელის ბრუნვა ერთმანეთის სანინაალმდეგო მიმართულებით. ეს ამავე დროს ხელს უწყობს კაზმის სანყისი კომპონენტების ერთგვაროვან განაწილებას ნადნობში. ამ შემთხვევაში გასათვალისწინებელია ის მდგომარეობა, რომ კრისტალისა და მდნარის ბრუნვისას კრისტალიზაციის ფრონტის თითოეული წერტილის ზრდის პირობები დროის მიხედვით იცვლება. ამის გამო კრისტალისა და ტიგელის ბრუნვათა სიჩქარე ითხოვს დიდი დაკვირვებით შერჩევას.

კრისტალის ზრდის პროცესში, ტემპერატურის გრადიენტები როგორც კრისტალში, ასევე ნადნობში, არ რჩება მუდმივი თერმული პირობების ცვლილების გამო, რომელიც დაკავშირებულია ტიგელში ნადნობის მოცულობის შემცირებასთან და მზარდი კრისტალის მასის და ზედაპირის მატებასთან, რომლის მეშვეობითაც ხდება სითბოს არინება. გაზრდილი მონოკრისტალების ხარისხი

დიდწილად განისაზღვრება ნადნობის თერმული და ჰიდროდინამიკური ნაკადების ბუნებით.

ის მინარევები, რომლებიც არ აქროლდნენ ამონევის პროცესში, განაწილებს კოფიციენტის მიხედვით გადაწილდებიან კრისტალის თავში და ბოლოში, ამიტომ შემდგომი გადაკრისტალებისათვის გამოიყენება კრისტალის შუა ნაწილი. როგორც წესი, კრისტალის ამონევისას ბოლოში კვარცის ტიგელი ტყდება. ამის ასარიდებლად კრისტალი ბოლო წვეთამდე ამოიწევა.

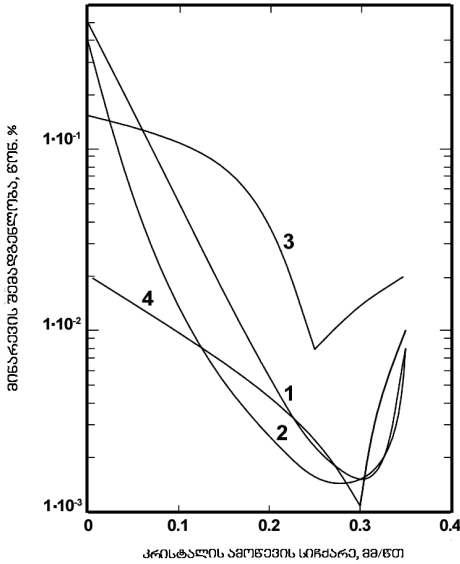
6.3.2. მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან მიმართული კრისტალიზაციით ერთჯერადი ამონევით განმედიის შედეგები

ამონევის სიჩქარის გავლენა მინარევების მაკრო სეგრეგაციაზე სილიციუმის გამყარებისას. სხვადასხვა სიჩქარით ამონეული მეტალურგიული სილიციუმის ქიმიური შემადგენლობის მონაცემები დადგენილი რენტგენული სპექტრული მიკროანალიზატორით და ემისიურ-სპექტრული ანალიზით მოყვანილია ცხრილ 6.4 -ში და ნახ.6.8-ზე.

ცხრილი 6.4. MG-Si-ის ნადნობიდან სხვადასხვა სიჩქარით ამონეული Si-ის ქიმიური შემადგენლობა დადგენილი რენტგენული სპექტრული მიკროანალიზატორით და ემისიურ-სპექტრული ანალიზით

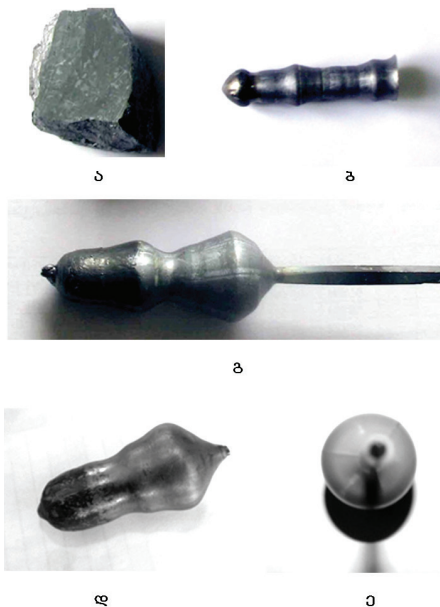
ნიმუში- ბი	მინარევის შემადგენლობა, წონ%										Si- ის ამონევის სიჩქარე, მმ/წუთ
	Si	Al	Mg	Ca	Fe	Mn	Ni	Ti	Cu	B	
n- MG-Si	98.30	0.40	0.02	0.3	0.5	0.04	0.02	0.15	0.003	-	-
MG-Si -5-4	99.80	0.003	0.003	-	0.050	-	-	0.120	0.002	-	-
MG-Si -5-6	99.90	0.001	0.001	-	0.020	-	-	0.080	0.001	-	0.25
MG-Si -6-2	99.93	0.003	0.040	-	0.020	-	-	0.010	0.001	-	0.15
MG-Si -7-2	99.95	0.005	0.010	-	0.005	-	-	0.030	0.001	-	-
MG-Si -7-4	99.96	0.004	0.010	-	0.008	-	-	0.020	0.001	-	0.35
MG-Si -8-2	99.99	0.001	0.001	-	0.002	-	-	0.005	-	-	0.25
MG-Si -9-2	99.98	0.002	0.002	-	0.001	-	-	0.014	0.001	-	-
MG-Si -9-4	99.98	0.001	0.001	-	0.001	-	-	0.012	0.003	-	0.30
MG-Si -10-2	99.96	0.002	0.001	-	0.004	-	-	0.015	0.001	0.003	-
MG-Si -10-4	99.98	0.001	0.001	-	0.003	-	-	0.015	0.001	0.004	0.30
MG-Si -11-2	99.98	0.002	0.003	-	0.002	0.002	-	0.008	0.001	0.003	-
MG-Si -11-4	99.96	0.003	0.001	-	0.005	0.005	-	0.020	0.005	0.003	0.30

ცხრილში ნაჩვენებია აგრეთვე დნობების ჩატარების პირობები – კრისტალის ამონევის სიჩქარე. Si ამონეული იყო სხვადასხვა სიჩქარით-0.1მმ/წთ, 0.25მმ/წთ, 0.30მმ/წთ, 0.35მმ/წთ. სხვადასხვა მინარევის შემადგენლობის ცვლილება MG-Si ამონევის სიჩქარეზე დამოკიდებულებით ნაჩვენებია ნახ. 6.8-ზე.



ნახ.6.8. Si-ის ექსპერიმენტული ნიმუშებში მავნე მინარევის შემადგენლობის ცვლილება მიმართული გამყარების პროცესში ნადნობიდან ამონევისას ამონევის სიჩქარეზე დამოკიდებულებით. მინარევი: 1)Al; 2)Ti; 3)Fe; 4) Mg

6.4 ცხრილდან და ნახ.6.8-დან ჩანს, რომ ყველა გამოყენებულ ამონევის სიჩქარეზე ამონევის შემდეგ, სილიციუმი იწმენდება უმრავლესი მავნე მინარევისაგან და ხდება მათი განდევნა კრისტალის ბოლო ნაწილში. ვაყოვნებთ რა ნადნობს 30წუთ-44 წუთამდე ინერტული აირის ატმოსფეროში ნადნობი იყოფა ქვედა წილის და ზედა სილიციუმის ფენებად. ეს კარგად ჩანს ნახ. 6.9-დან, თუ როგორაა გაბინძურებული კრისტალის ბოლო ნაწილი (მუქი ფერის) და გაბინძურება მცირდება კრისტალის ამონევის სიჩქარის გაზრდით.



ნახ.6.9. მეტალურგიული სილიციუმი (ა) და სილიციუმის კრისტალები მიმართული კრისტალიზაციით განმენდის შემდეგ ამონევის სხვადასხვა სიჩქარით. მმ/წთ: ბ)0.15; გ)0.25; დ)0.3; ე)0.3 (მონოკრისტალი – ხედი ზემოდან).

მეტალურგიული სილიციუმის განმენდისას მინარევის ნაკრებიდან Ca, Mn და Ni მინარევების რაოდენობა ამონევის შემდეგ ისე შემცირდა (<0.001წონ%), რომ სცილდება განსაზღვრის მეთოდების გამჟღავნების ფარგლებს. მინარევები სილიციუმში სხვადასხვა ფიზიკური თვისებების გამო განსხვავებული მექანიზმებით ექვემდებარებიან განმენდის პროცედურას, მაგრამ ამჟღავნებენ ერთნაირ დამოკიდებულებას ამონევის სიჩქარისადმი. ექსპერიმენტულმა შედეგებმა გვიჩვენა, რომ ამონევის სიჩქარის სიდიდე ძლიერ გავლენას ახდენს განმენდის ხარისხზე. სილიციუმის ამონევის სიჩქარის ზრდით განმენდის ეფექტურობა იზრდება, ხოლო ოპტიმალური განმენდის ეფექტი მიიღება ~0.30მმ/წთ ამონევის სიჩქარეზე.

სილიციუმში მინარევებს Mg, Mn, Cu, Fe, Ni და Ti-ს აქვთ საკმარისად მცირე განაწილების კოეფიციენტი (დანართი 2) 10^{-4} - 10^{-6} რიგისა და ამიტომ მათგან განმენდა ხდება ძირითადად სეგრეგაციით.

რაც შეეხება განმენდას მინარევეების აორთქლებით ცნობილია, რომ მინარევის რაოდენობა (m), რომელიც აორთქლდება ნადნობის ღია ზედაპირის ერთეულიდან (ტიგელის კედლებიდან მოლეკულების არეკვლის გათვალისწინებით) ტოლია:

$$m = \beta P \left(\frac{M}{2\pi RT} \right)^{1/2} \quad (6.2),$$

სადაც P – მინარევის აორთქლის წონასწორული წნევაა, M – მინარევის მოლეკულარული წონა, R – აირის მუდმივა, T –დნობის ტემპერატურა, $\beta = 156.6 \frac{\alpha}{1 + \frac{\alpha l}{d}}$, α –კონდენსაციის კოეფიციენტი,

d – ტიგელის დიამეტრი, l –ტიგელის კედლების სიმაღლე ნადნობის თავზე.

განმენდა აორთქლებით უფრო ეფექტურია იმ ელემენტებისათვის, რომელთა აორთქლის წნევა აღემატება სილიციუმის აორთქლის წნევას. სილიციუმიდან უფრო ადვილად აორთქლდება ის მინარევი, რომელსაც აქვს უფრო მაღალი აორთქლის დრეკადობა სხვა დანარჩენი თანაბარი პირობების დროს. მინარევის და სილიციუმის აორთქლის დრეკადობის შეფარდება განსაზღვრავს მინარევის და სილიციუმის განცალკავების ხარისხს. ამ თანაფარდობებიდან გამომდინარე შეიძლება დავყოთ მინარევეები და ვივარაუდოთ, რომ სილიციუმის ნადნობის განმენდა აქროლადი მინარევეებისაგან მცირდება შემდეგი რიგის მიხედვით: $Mg > Ca > Mn > Al > Cu > Fe > Ni > Ti$. Al და Ca მინარევეების განაწილების კოეფიციენტები $2.0 \cdot 10^{-3}$ და $8.0 \cdot 10^{-3}$ შესაბამისად არ არის საკმარისად მცირე (დანართი 2) იმისთვის, რომ მათგან განმენდა მოხდეს მიმართული კრისტალიზაციით განმენდის კანონზომიერებით, მაგრამ Al -ის და Ca -ის ნაჯერი აორთქლის წნევა ბევრად აღემატება სილიციუმისას. ასე რომ მათი განდევნა შეიძლება ნადნობის ზედაპირიდან აირად ფაზაში მაღალ ტემპერატურებზე და შემდეგ გაზგამწვან მოწყობილობით.

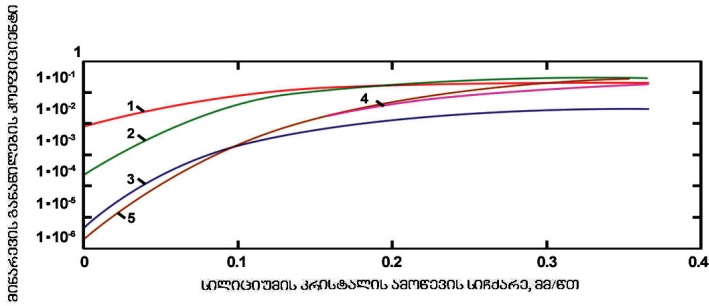
ელექტრული თვისებების მონაცემები (ცხრილი 6.5) ადასტურებენ შედეგებს, დადგენილს რენტგენული სპექტრული მიკროანალიზატორით და ემისიურ-სპექტრული ანალიზით (ცხრ.6.4).

ცხრილი 6.5. MG-Si-ის და სხვადასხვა სიჩქარით ამონეული MG-Si-ის ელექტრული თვისებები

ნიმუშები	Si, წონ%	დენის მატარებელთა კონცენტრაცია, $p, n, \text{სმ}^{-3}$	კუთრი ელექტრული წინაღობა, $\rho, \text{ომ}\cdot\text{სმ}$	დენის მატარებელთა ეფრადობა, $\mu, \text{სმ}^2/\text{ვ}\cdot\text{წ}$	გამტარობის ტიპი	Si-ის ამონევის სიჩქარე, მმ/წუთ
MG-Si	98.30	$1.2 \cdot 10^{18}$	0.22	25	<i>n</i>	-
MG-Si-6-2	99.93	$8 \cdot 10^{16}$	53	417	<i>p</i>	0.15
MG-Si-8-2	99.99	$4.5 \cdot 10^{17}$	35	480	<i>p</i>	0.25
MG-Si-5-4	99.80	$1.3 \cdot 10^{16}$	50	240	<i>p</i>	0.25
MG-Si-9-2	99.98	$2 \cdot 10^{16}$	39	510	<i>p</i>	0.3
MG-Si-7-2	99.95	$5 \cdot 10^{16}$	1	133	<i>p</i>	0.35

6.3.3. განაწილების კოეფიციენტი მიმართული გამყარებისას

როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული, სილიციუმის კრისტალების ამონევისას მინარევეები გადანაწილდება კრისტალსა და ნადნობს შორის გარკვეული თანაფარდობით და ეს პროცესი ხასიათდება მინარევის განაწილების კოეფიციენტით მყარ და თხევად ფაზებს შორის. ამიტომ ეფექტური განაწილების კოეფიციენტის (*k*) გამოკვლევა ტექნოლოგიურ პარამეტრებზე დამოკიდებულებით საშუალებას იძლევა მინარევეების განაწილების კანონზომიერების დადგენას ჩოხრალსკის მეთოდით სხვადასხვა ტექნოლოგიურ პირობებში ამონეული სილიციუმის სხმულის გასწვრივ. სილიციუმში უმრავლესი მინარევის წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი $k_0 < 1$. როგორც ფორმულა (2.3)-დან ჩანს *k* პირველ მიახლოებაში დამოკიდებულია პროცესის ჩატარების პირობებზე და არის კრისტალის ზრდის სიჩქარის და ბრუნვათა რიცხვის ფუნქცია. ექსპერიმენტული ნიმუშებისათვის სილიციუმში დადგენილი მინარევის შემადგენლობის საფუძველზე გამოთვლილი იყო ეფექტური განაწილების კოეფიციენტის დამოკიდებულება სილიციუმის კრისტალის ამონევის სიჩქარეზე (ნახ.6.10).



ნახ.6.10. სილიციუმში მინარევების ეფექტური განაწილების კოეფიციენტის (k) ცვლილება მიმართული გამყარების პროცესში ნადნობიდან ამონევისას ამონევის სიჩქარეზე დამოკიდებულებით. მინარევები: 1-Al; 2-Cu; 3-Fe; 4-Mg; 5-Ti

ამონევის სიჩქარე მმ/წთ ეკუთვნის „ნონასნორობას“, პრაქტიკულად ძალიან დაბალ ამონევის სიჩქარეს. განსაზღვრული ამონევის სიჩქარისთვის კი ეფექტური განაწილების კოეფიციენტი დამოკიდებულია ამონევის სიჩქარეზე, აკმაყოფილებს $k_0 \leq k \leq 1$ უტოლობას, იზრდება ამონევის სიჩქარის ზრდასთან და შემდეგ უახლოვდება 1-ს ძალიან მაღალი სიჩქარეებისათვის (როცა პროცესში ჩაირთვება სწრაფად გადაადგილებული გამყოფი ფაზა) (ნახ.6.10).

ეს შედეგი თანხმობაშია ბარტონ-პრიმა სლისტერის თეორიასთან [16, 17]. ამ თეორიის, თანახმად როცა მინარევის ნონასნორული განაწილების კოეფიციენტი $k_0 < 1$, კრისტალიზაციის სიჩქარის შემცირებისას ეფექტური განაწილების კოეფიციენტი უნდა შემცირდეს. კრისტალების ამონევის პროცესში ჩოხრაღსკის მეთოდით ხდება მინარევების თანდათანობით დაგროვება ნადნობში ყველა მინარევისთვის, რომლებისთვისაც $k < 1$. ამის მიზეზია ნადნობში კრისტალიზაციის ფრონტიდან მინარევის მდნარი ფაზისკენ უკუგდება. შესაბამისად მინარევის კონცენტრაცია უშუალოდ ზრდად ზედაპირთან აღემატება კონცენტრაციას ნადნობის მოცულობაში. ამიტომ $k > k_0$ და კრისტალის ზრდის პროცესში ხდება ნადნობის პროგრესული გამდიდრება მინარევებით მისი მყარ ფაზაში ცუდი ხსნადობის გამო. თუ ზრდის პროცესში $k = \text{const}$, მინარევის კონცენტრაცია კრისტალში იზრდება როცა $k < 1$.

ამ ფაქტს აქვს დადებითი და უარყოფითი მხარე. დადებითი მხარეა, რომ კრისტალი უფრო სუფთაა ვიდრე თხევადი ფაზა და კრისტალის ამონევა არის გასუფთავების მეთოდი. ამიტომ კრისტალის ქვედა ნაწილი ყოველთვის ცილდება, სადაც ყველა მინარევი კონცენტრირდება, რადგან გამყარების შემდეგ ყველა მინარევი გადადის მყარი ფაზის ქვედა ნაწილში. ეს განსაზღვრავს უარყოფით მხარეს: ძნელია მინარევის შემადგენლობის ერთგვაროვანი განაწილების მიღწევა კრისტალის გასწვრივ. ამ შემთხვევაში სეგრეგაციის ეფექტი ძალიან დიდია და ის ამონევის სიჩქარისადმი ძლიერ მგრძობიარეა (ნახ.6.9).

6.3.4. მინარევის განაწილება სხმულის გასწვრივ კრისტალის მიმართული გამყარებისას

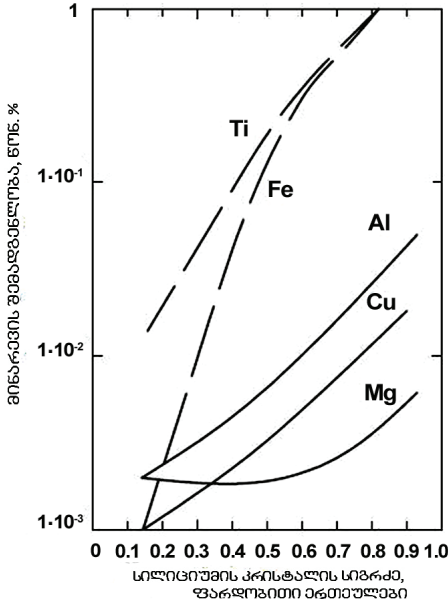
კრისტალის ამონევისას, ნადნობიდან ნახევარგამტარის სხმულის გასწვრივ მინარევის განაწილების მათემატიკური აღწერისათვის, დაშვებები პირველად მკაფიოდ ჩამოყალიბებული იყო ფვანის მიერ [20]. ესენია:

1. მყარ ფაზაში დიფუზური პროცესები შეიძლება უგულვე-ბელყოფილიყოს, ანუ მყარ ფაზაში კომპონენტების დიფუზი-ის კოეფიციენტი $D_{ფყ} = 0$;
2. კომპონენტების გადანაწილება და შესაბამისად შემადგენ-ლობის გათანაბრება თხევად ფაზაში ხდება მყისვე, ანუ ეფექტური დიფუზიის კოეფიციენტი $D_{ფბ} = \infty$ ე.ი. ხდება თხე-ვადი ფაზის სრული შერევა;
3. განაწილების ეფექტური კოეფიციენტი k მუდმივი სიდიდეა. ეს დასაშვებია მინარევის მცირე კონცენტრაციისას;
4. მასალის მოცულობები არ იცვლება გადნობისას და გამყარე-ბისას;
5. არ ხდება გაცვლა თხევად ფაზებსა და აირად ფაზებს შორის. კრისტალის ამონევისას ნადნობიდან მინარევის განაწილება სხმულის სიგრძის გასწვრივ აღინერება (6.1)[15].

როცა $k \ll 1$ ფორმულა (6.1) შეიძლება გადავწეროთ ასე:

$$C_{ფყ}(X) \cong \frac{k \cdot C_0}{1-g} \quad (6.3),$$

სადაც $k \cdot C_0$ – მუდმივი სიდიდეა. ფორმულა (6.3) გვიჩვენებს, რომ $C_{\text{ფ}}(X)$ უკუპროპორციულია ნადნობის დარჩენილი ნაწილისა. სილიციუმის მყარ ფაზაში მინარევის კონცენტრაციის დამოკიდებულება გამყარებულ ნაწილზე ფარდობით ერთეულებში ნაჩვენებია ნახ.6.11-ზე.



ნახ.6.11. სილიციუმში მინარევის შემადგენლობის განაწილება სხმულის გასწვრივ

ამრიგად, დნობის დროს წარმოიქმნება 2 ან მეტი სილიციუმის და წიდის სითხის ფენები, რომლებიც განსხვავდება სიმკვრივით და ხდება სილიციუმის განმეწინა Fe, Al, P, Ca, Cu, Mg, Mn, Ni და Ti მინარევისაგან განსხვავებული მექანიზმებით, ან მათი კომბინაციით. თუ რომელი მექანიზმით განიდევენება მინარევები, ეს დამოკიდებულია მათ ქიმიურ თვისებებზე, განაწილების კოეფიციენტზე თხევად და მყარ ფაზებს შორის, აქროლადობის ხარისხზე, ორთქლის დრეკადობაზე, დნობის ტემპერატურაზე, ხვედრით წონაზე და სხვა თვისებებზე.

6.3.5. მიკროსტრუქტურა და განმენდის ეფექტურობა

მიღებული ნაღობიდან ამონევის მეთოდით მიმართული გამყარებით განმენდილი სილიციუმის ცილინდრული სხმულების მაკროსტრუქტურა ძირითადად შედგება სვეტისებრი მარცვლებისგან სხმულის ღერძის პარალელურად. ნახ.6.12-ზე მოყვანილია ექსპერიმენტული ნიმუშების მიკროსტრუქტურა ზრდის პერპენდიკულარულ სიბრტყეებზე კრისტალის ამონევის სხვადასხვა სიჩქარის დროს. თუ საწყისი მეტალურგიული სილიციუმის მიკროსტრუქტურაში დაიკვირვება კონტროლდაუქვემდებარე მინარევების ფუძეზე ევტექტიური ფაზების ჩანართების კვალი, განმენდის პროცესში კი ფაზის ჩანართები მოცულობაში თითქმის ქრება.



ნახ.6.12. სხვადასხვა სისუფთავის სილიციუმის ექსპერიმენტული ნიმუშების მიკროსტრუქტურა, $\times 100$; ა) MG-Si; სილიციუმი ამონეული სიჩქარეებით, მმ/წთ: ბ) 0.15; გ) 0.25; დ) 0.3; ე) 0.35; ვ) მონოკრისტალი 0.3; ზ) მონოკრისტალი 0.3

იმის გამო, რომ არც ცალკეული უჯრედები და არც დენდრიტები არ შეინიშნება სხმულებში, გამოყოფილი ნაწილაკების არარსებობა და სისტემური გადამეტცივების კრიტერიუმის შესრულება მიუთითებს მყარი-თხევადი საზღვრის ზედაპირის ფორმის სიახლოვეს სიბრტყესთან კრისტალის ამონევის 0.3 მმ/წმ სიჩქარისთვის. მიღებული შედეგები მიუთითებენ ტიპიურ ნორმალურ მიკროსეგრეგაციაზე, როდესაც კრისტალის ზრდის სიჩქარე იცვლება.

როგორც ნახ.6.12-დან ჩანს, ამონევის სიჩქარის გაზრდით მიკროსტრუქტურა ხდება ნაკლებ დეფექტიანი და უფრო მსხვილმარცლოვანი. 0.15მმ/წთ სიჩქარით ამონეულ სილიციუმში ჯერ კიდევ დაიკვირვება მეორე ფაზის ჩანართები. სილიციუმის ამონევის სიჩქარის გაზრდით მეორე ფაზის ჩანართები მცირდება და 0.30მმ/წთ-ით ამონეულ კრისტალებში მეორე ფაზის ჩანართე-

ბი ქრება. ეს დაკავშირებულია სილიციუმის განმენდის ხარისხის გაუმჯობესებასთან.

ცხრ.6.6 გვიჩვენებს, რომ სილიციუმი გაინმინდა უმრავლესი მინარევისაგან ეფექტურად 1.5-3 რიგით: სილიციუმის შემცველობა 99.99ნონ%, ხოლო მინარევის ჯამური შემცველობა 10⁻²ნონ%.

ცხრილი 6.6. MG-Si-ის განმენდის ეფექტურობა, %

ნიმუშები	მინარევები								Si- ის ამონ- ევის სიჩქარე, მმ/წუთ
	Al	Mg	Ca	Fe	Mn	Ni	Ti	Cu	
MG-Si -5-4	98.70	75	100	90	100	100	0	33	0.25
MG-Si -5-6	99.00	80	-	90	-	-	20	33	0.25
MG-Si -6-2	99.00	0	100	98	100	100	93	67	0.15
MG-Si-7-2	98.70	50	100	99	100	100	80	67	0.35
MG-Si -7-4	99.00	50	-	98	-	-	87	67	0.35
MG-Si -8-2	99.70	95	100	99.6	100	100	97	100	0.25
MG-Si-8-4	99.70	75	-	99.6	-	-	95	100	0.25
MG-Si -8-6	99.50	75	-	99.4	-	-	93	67	0.25
MG-Si -9-2	99.50	90	100	99.8	100	100	90	67	0.25
MG-Si -9-4	99.70	95	-	99.8	100	100	92	0	0.25
MG-Si-10-2	99.70	95	100	99.2	100	100	90	67	0.30
MG-Si-10-4	99.50	95	-	99.4	100	100	83	67	0.30
MG-Si-11-2	99.50	85	100	99.6	100	100	95	67	0.30
MG-Si-11-4	99.00	95	-	99	100	100	87	0	0.30

6.4. მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან სილიციუმის მიღება ორჯერ ამონევით

განმენდის პროცესები. ნახ.6.13-ზე ნაჩვენებია მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან სილიციუმის მონოკრისტალი მიღებული ორჯერ ამონევით მიმართული კრისტალიზაციით.



ნახ.6.13. მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან 0.3 მმ/წთ სიჩქარით ორჯერ ამონევით მიღებული სილიციუმის კრისტალი

ორჯერ ამონევის შემდეგ ექსპერიმენტულ სილიციუმის კრისტალში ქიმიური შემადგენლობის მონაცემები, რომლებიც დადგენილი იყო რენტგენული სპექტრული მიკროანალიზატორით და ემი-სიურ-სპექტრული ანალიზით მოყვანილია ცხრილ 6.7-ში.

ცხრილი 6.7. MG-Si-ის და ტიგელის სხვადასხვა სიჩქარით ნადნობიდან ორჯერ ამონევით მიღებულ სილიციუმის კრისტალებში მინარევის შემცველობა

ნიმუშები	მინარევის შემადგენლობა, ნონ%									ტიგელის ბრუნვა /წუთ
	Al	Mg	Ca	Fe	Mn	Ni	Ti	Cu	B	
საწყისი	0.40	0.02	0.3	0.5	0.04	0.02	0.15	0.003	-	
MG-Si-12-2	0.001	0.001	-	0.002	-	-	0.005	-	0.002	5
MG-Si-13-2	0.001	0.001	-	0.003	-	-	0.005	-	0.002	10
MG-Si-14-2	0.001	0.001	-	0.003	-	-	0.003	0.001	0.002	15

ტიგელის ბრუნვის სიჩქარის გავლენის დასადგენად სილიციუმის განმენდის ხარისხზე, დნობები ჩატარდა სხვადასხვა ბრუნვის სიჩქარით 5ბრ/წთ-15ბრ/წთ ფარგლებში. მონაცემები ცხრ. 6.7-დან გვიჩვენებენ, რომ კრისტალის ამონევის სიჩქარისაგან განსხვავებით ბრუნვის სიჩქარის ცვლილება 5ბრ/წთ-15ბრ/წთ ფარგლებში არ ახდენს გავლენას განმენდის პროცესზე. ცდებმა აგრეთვე აჩვენა, რომ სილიციუმის კრისტალის ბრუნვის ოპტიმალური სიჩქარე იყო 15ბრ/წუთ.

ელექტრული თვისებები და განმენდის ეფექტურობა. ელექტრული თვისებების გაზომვების შედეგები მოყვანილია ცხრილ 6.8-ში.

ცხრილი 6.8. MG-Si-ის და სხვადასხვა სიჩქარით ნადნობიდან ორჯერ ამონევით მიღებულ p-ტიპის სილიციუმის ნიმუშები

ნიმუშები	კუთრი ელექტრული წინააღობა, ρ, ომ·სმ	დენის მატარებელთა კონცენტრაცია, p, სმ ⁻³	დენის მატარებელთა ძვრადობა, μ, სმ ² /ვ·წ	ამონევის სიჩქარე მმ/წთ	ტიგელის ბრუნვის სიჩქარე ბრ/წთ
საწყისი	1	5·10 ¹⁶	153	0.25	-
MG-Si-12-2	50	4.2·10 ¹⁶	300	0.25	5
MG-Si-13-2	50	3.5·10 ¹⁵	35	0.25	10
MG-Si-14-2	25	6.3·10 ¹⁴	400	0.25	15

როგორც გაზომვების შედეგები გვიჩვენებს, რომ ორჯერ ამონე-
ვის შემდეგ დენის მატარებელთა კონცენტრაცია 10-100 ჯერ
შემცირდა, კუთრი ელექტრონინალობა და დენის მატარებელთა
ძვრადობა კი გაიზარდა.

თავი 7

ექსტრემული სილიციუმის ნადნობიდან მიმართული კრისტალიზაციით მიღებული კრისტალების რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზი და ინფრანითელი სპექტროსკოპია

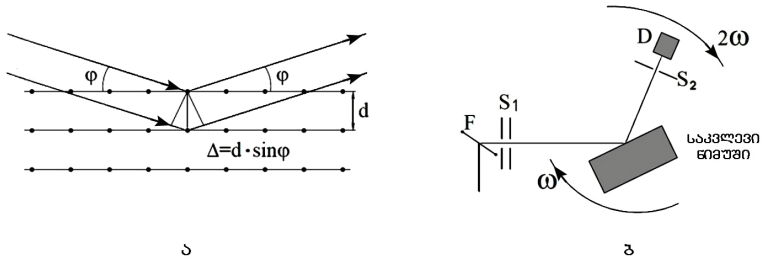
7.1. რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზი

სილიციუმის განმენდის პროცესის ყოველ საფეხურზე ყველაზე მთავარი აქტუალური პრობლემაა მინარეგების შემცველობის კონტროლი. მინარეგების დასაშვები რაოდენობის არსებობა სილიციუმში დამოკიდებულია იმაზე, თუ რომელ სფეროში გამოიყენება სილიციუმი. იმისდა მიხედვით, თუ რა მიზნებისთვის გამოიყენება სილიციუმი, მის სახეობას (MG-Si, SoG-Si და EG-Si) და გარკვეულ პარამეტრებს უზრუნველყოფს განსაზღვრული მინარეგების ნაკრები. ვინაიდან, მინარეგების შემადგენლობის დადგენა მნიშვნელოვანი ტექნოლოგიური საფეხურია სილიციუმის წარმოებაში, მისი სისუფთავის ანალიზის მეთოდების არჩევას კვლევის ხანგრძლივობისა და ფასის გარდა მხედველობაშია მისაღები და გასათვალისწინებელი შესაძლო გამოსამჟღავნებელი მინარეგების რაოდენობა, მათი გამჟღავნების ზღვარი, აუცილებელი ხელსაწყოების მისანვდომობა [1-3].

გასათვალისწინებელია აგრეთვე, რომ სილიციუმი ძირითადად გამოიყენება კრისტალურ, ან ამორფულ/კრისტალური თხელი აფსკების (ეპიტაქსიური ფენების) სახით სხვადასხვა ფუძემრეზე. აქედან გამომდინარე, სილიციუმი-მინარეგების განზავებული მყარი ხსნარების სისტემის განმენდის პროცესის (მინარეგების შემცველობა) საკონტროლოდ ერთ-ერთი ყველაზე მიმზიდველი და მისანვდომია რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზი. ეს მრავალეფემენტიანი მინარეგების ნაკრების გამჟღავნების მეთოდი დაფუძნებულია მასალის კომპონენტებთან დაკავშირებული რენტგენო-დიფრაქციული ხაზების იდენტიფიკაციაზე. თითოეულ

მინარევ-ლითონს აქვს თავისი დამახასიათებელი ხაზი რენტგენის სხივების სპექტრში, რომლის ინტენსიურობის გაზომვით განისაზღვრება მინარევის რაოდენობა.

რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზი დაფუძნებულია რენტგენული სხივების გაბნევაზე კრისტალური მესერის ატომებით, როცა კრისტალური ობიექტის ზედაპირზე ეცემა პარალელური მონოქრომატული რენტგენის სხივები φ კუთხით, სადაც φ კუთხის ათვლა ხდება ობიექტის სიბრტყიდან (ნახ.7.1)[2].



ნახ.7.1. ა)რენტგენული სხივების გაბნევა კრისტალური მესერიით, ბ) რენტგენული დიფრაქტომეტრის სქემა; F – რენტგენული მილის ფოკუსი, S₁ – შესასვლელი და S₂ – გასასვლელი ხვრელების სისტემა, D – რენტგენული გამოსხივების (Mo) დეტექტორი, რომელიც ბრუნავს ორჯერ მეტი სიჩქარით, ვიდრე ექსპერიმენტული ნიმუში

რენტგენული გამოსხივების კონაში ის ორი სხივი, რომელიც აირეკვლება d – კრისტალის სიბრტყეთაშორისი მანძილის მქონე მეზობელი ატომური სიბრტყეებიდან, სვლათა შორის სხვაობით (Δ):

$$\Delta = 2d \sin \varphi \quad (7.1),$$

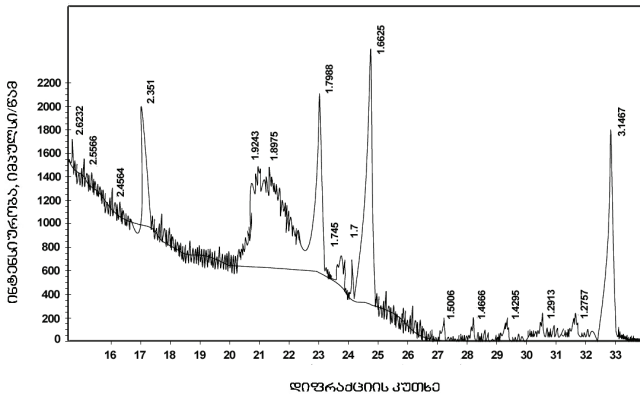
რომელიც ტოლია ტალღის სიგრძეთა (λ) მთელი რიცხვისა:

$$2d \sin \varphi = n\lambda, \quad (7.2)$$

(სადაც n –დიფრაქციული მაქსიმუმის რიგია და ტოლია 1, 2, 3 და ა.შ.), ზედდების შემდეგ წარმოქმნის დიფრაქციულ მაქსიმუმებს. (7.2) ცნობილი ვულფ-ბრეგის განტოლებაა. ამ ფორმულიდან ჩანს, რომ სიბრტყეთა შორის მანძილი d შეიძლება განისაზღვროს, თუ ცნობილია ტალღის სიგრძე λ და დიფრაქციული მაქსიმუმების მდებარეობა φ . სიბრტყეთა შორის მანძილების d ოჯახის განსაზღვრა, რომელნიც მთლიანად ახასიათებენ მასალის კრისტალური მესერის

ტიპს, ხდება რენტგენული დიფრაქტომეტრის ბრევის-ბრენტანოს სქემის [4,5] საფუძველზე (ნახ.7.1).

მეტალურგიული სილიციუმი *n*-MG-Si. ამ პრინციპზე დაფუძნებული რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზით მიღებული კონტროლდაუქვემდებარე Fe, Al, P, Ca, Cu, Mg, Mn, Ni და Ti მინარევების ნაკრების შემცველი მეტალურგიული სილიციუმის (*n*-MG-Si) რენტგენო-დიფრაქტოგრამა ნაჩვენებია ნახ.7.2-ზე [6]. ნახაზზე რენტგენის სხივების ინტენსიურობა გადაზომილია ორდინატთა ღერძზე, ხოლო დიფრაქციის კუთხე φ -აბსცისთა ღერძზე. სილიციუმში თითოეულ ფაზას აქვს თავისი სპეციფიკური კრისტალური გისოსი გარკვეული პარამეტრებით და მას რენტგენის ხაზების საკუთარი სისტემა აქვს დიფრაქტოგრამაში. ამიტომ იმ დროს, როცა ფაზური შემადგენლობა შეუძლებელია დადგინდეს ქიმიური ანალიზის მონაცემებით, რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზი იძლევა საჭირო ინფორმაციის მიღების საშუალებას MG-Si-ის რთულ შემადგენლობაზე.

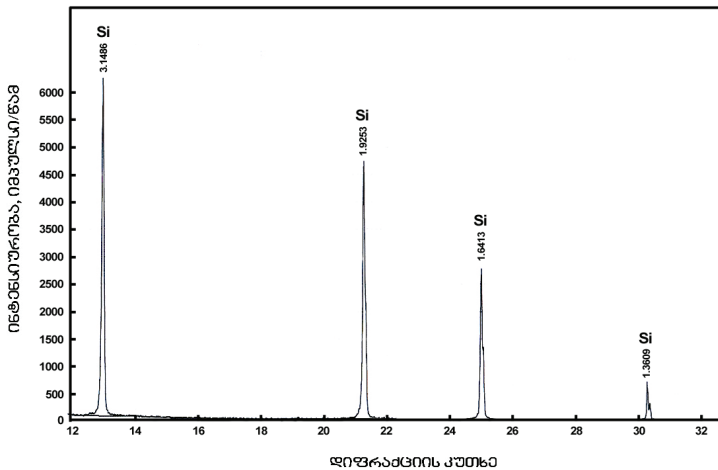


ნახ.7.2. 98 წონ% Si -ის სისუფთავის მეტალურგიული სილიციუმის რენტგენოფაზური სპექტრი [6]

n-MG-Si-ის ექსპერიმენტული ნიმუშის რენტგენო-დიფრაქტოგრამა, გამოსახული ნახ.7.2-ზე, დამახასიათებელი არის მრავალფაზიანი MG-Si-სათვის, სადაც მინარევების მნიშვნელოვანი რაოდენობაა. დიფრაქტოგრამა აჩვენებს მრავალკომპონენტაინი

MG-Si-ის ყოველ ფაზას და იძლევა მათი პროცენტული შემადგენლობის განსაზღვრის საშუალებას.

მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან მადედებლით ამონევით მიღებული სილიციუმი. მეტალურგიული სილიციუმის პირდაპირ ნადნობიდან 0.3მმ/წუთში სიჩქარის ამონევით მიღებული ექსპერიმენტული ნიმუშების კრისტალები (თავი 6, [6]) დენის მატარებელთა კონცენტრაციით $n=1.2 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-3}$ გადადიან n -ტიპიდან p -ტიპის სილიციუმში (99.99 წონ.% Si-ით), დენის მატარებელთა კონცენტრაციით $2 \cdot 10^{16} \text{სმ}^{-3}$ და ძვრადობით $510 \text{სმ}^2 \cdot \text{ვ}^{-1} \cdot \text{წმ}^{-1}$. ეს ნიშნავს, რომ MG-Si გაიწმინდა უმრავლესი მინარევებისაგან 1.5–3 რიგით 99.99 წონ%-მდე და მინარევის $\sim 10^{-2}$ წონ%-ის შემადგენლობამდე. ეს შედეგი დადასტურებულია მიკროსტრუქტურითა (ნახ.6.12) და რენტგენოფაზური ანალიზით (ნახ.7.3).



ნახ.7.3. მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან 0.3მმ/წუთ სიჩქარით ამონეული სილიციუმის რენტგენოფაზური სპექტრი [6]

მიკროსტრუქტურისა და რენტგენოფაზური ანალიზის შედეგები გვიჩვენებენ, რომ MG-Si ნადნობიდან ამონევით მიღებული ექსპერიმენტული სილიციუმის კრისტალებში, ამონევამდე საწყის მიკროსტრუქტურაში, დაკვირვებული სხვადასხვა ფაზების ჩანართების კვალი ქრება და მატრიცა ხდება ერთფაზიანი, მკვირივი სტრუქტურით.

როგორც აღნიშნული იყო, ყველა ნივთიერების კრისტალურ ფაზას აქვს მისთვის დამახასათებელი დიფრაქციის სურათი, რომელიც განასხვავებს მას სხვა ნივთიერებებისგან. ამიტომ ექსპერიმენტული სილიციუმის დიფრაქტოგრამის რენტგენოფაზური სპექტრის (ნახ.7.3) იდენტიფიცირება განხორციელდა სტანდარტულ (ეტალონი) სუფთა სილიციუმის დიფრაქტოგრამასთან შედარებით [7]. რენტგენის სხივების დიფრაქტოგრამის გაშიფვრისთვის ექსპერიმენტიდან განისაზღვრებოდა კუთხეები θ , რომლებიც შეესაბამებოდა დიფრაქციის მაქსიმუმებს. სიბრტყეთა შორის მანძილები d ყველა ხაზისთვის სხვადასხვა (hkl)-სთვის გამოითვლება მაღალი გარჩევადობის რენტგენის სპექტროსკოპიის ვულფ-ბრეგის ფუნდამენტური განტოლებით (7.2),

n -MG-Si-ის ნადნობიდან ამონეული Si-ის [6] და სტანდარტული სუფთა სილიციუმის (ეტალონი)[7] რენტგენის დიფრაქტოგრამების ძირითადი ხაზების სიბრტყეთა შორის მანძილებისა და მთავარი ხაზების ინტენსიურობის მონაცემები მოთავსებულია ცხრილში 7.1 კლებადობით.

ცხრილი 7.1. სიბრტყეთა შორის მანძილები და მთავარი ხაზების ინტენსიურობა n -MG-Si ნადნობიდან ამონევით მიღებული სილიციუმის ექსპერიმენტული კრისტალებისთვის

სილიციუმი	ეტალონი [2]	ამონეული n -MG-Si ნადნობიდან			
		1	2	3	4
სიბრტყეთა	3.138/100	3.1467/100	3.1467/100	3.1486/100	3.1486/100
შორისი მანძილი/ინტენსიურობა	1.920/60	1.9246/60	1.9253/60	1.926/60	1.9253/60
	1.63/35	1.6407/35	1.6413/35	1.6413/35	1.6413/35
	1.357/8	1.3598/8	1.3605/8	1.3609/8	1.3609/8
	1.246/13	1.2476/13	1.2482/13	1.2482/13	

დიფრაქტოგრამის ყველა ხაზის გაზომილი ინტენსიურობა გამოხატულია პროცენტებში ყველაზე ძლიერ ხაზთან შედარებით, რომლის ინტენსიურობა შეესაბამება 100%. დიფრაქტოგრამების ხაზების მაქსიმუმების ინტენსიურობა დამოკიდებულია სილიციუმის კრისტალის ქიმიურ შემადგენლობაზე.

სიბრტყეთა შორის მანძილების და ხაზების ფარდობითი ინტენსიურობის ექსპერიმენტული და ეტალონური სილიციუმისთვის

ცხრილური მნიშვნელობების დამთხვევა (გაზომვის ცდომილების ფარგლებში) მასალაში ფაზების ერთმნიშვნელოვანი განსაზღვრის საშუალებას იძლევა. სუფთა სტანდარტული სილიციუმის [7] ყველა ძირითადი დიფრაქციული მაქსიმუმი გამჟღავნებული იქნა განმენდილი სილიციუმის რენტგენ-დიფრაქტოგრამაზე. ნახ.7.3 მიხედვით ექსპერიმენტული სილიციუმი არის ერთფაზიანი და ნარჩენი მინარევები 10^{-2} წონ%-ით არ არის დაფიქსირებული რენტგენო-დიფრაქტოგრამის ანალიზებით, მაგრამ ნარჩენი მინარევების არსებობა ვლინდება ელექტრულ თვისებებში ($n=2 \cdot 10^{16} \text{სმ}^{-3}$) და გამჟღავნებულია ემისიური სპექტრული ანალიზებით. ეს მიუთითებს იმაზე, რომ თუმცა რენტგენო-დიფრაქციული ანალიზის მეთოდი მრავალკომპონენტია, მისი მგრძობიარობა დაბალია. მეთოდს არ აქვს საკმარისი მგრძობიარობა რომ გამჟღავნდეს მინარევების რაოდენობა $<10^{-2}$ წონ%. მაშასადამე, რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზის გამოყენება დამოკიდებულია სილიციუმის განმენდის საფეხურზე. დადგინდა მინარევების გამჟღავნების ქვედა ზღვარი და ის შესაფერისია სილიციუმის სისუფთავის ანალიზისთვის მხოლოდ 99.99 წონ% Si დონემდე. რენტგენო-დიფრაქციული ფაზური ანალიზი შესანიშნავი მეთოდია სილიციუმში მინარევების ნაკრების შემადგენლობის ერთდროული განსაზღვრისათვის. ეს მეთოდი იძლევა თითოეული კომპონენტის იდენტიფიცირების და მათი შემადგენლობის დადგენის საშუალებას მასალაში, მაგრამ მხოლოდ მაშინ, როცა კომპონენტების შემცველობა $\geq 10^{-2}$ წონ%. რენტგენოდიფრაქტოგრამის ანალიზების გამოყენება გაუმჯობესდება სხვა მეთოდებთან შეხამებით.

7.2. ნახშირბადის და ჟანგბადის ქცევა სილიციუმში

იმ ძირითადი ფონური მინარევების გარდა, როგორცაა აზოტი და სწრაფად დიფუნდირებადი მძიმე ლითონის მინარევები, რომელნიც დაიკვირვება სილიციუმის მონოკრისტალურებში, ყურადსაღებია ნახშირბადი და ჟანგბადი. სილიციუმში უამრავ არაკონტროლირებად მინარევებს შორის ეს მინარევები გამოირჩევა ელექტრულად არააქტიურობით. ისინი ჩვეულებრივ გაუთვალისწინებელი და ტექნოლოგიური პროცესების თანამდევნი მინარევებია

ნახევარგამტარებში. ნახშირბადი და ჟანგბადი, ურთიერთქმედებენ რა სილიციუმის ატომებთან, აუარესებენ სილიციუმის თვისებებს და უარყოფითად მოქმედებენ მასზე დამზადებული ხელსაწყოების მახასიათებლების სტაბილურობაზე, და შესაბამისად, ხელსაწყოების მუშაობის ხარისხის გაუარესების მთავარი მიზეზიცაა. ხელსაწყოებში შეიძლება მხოლოდ ნახშირბადით და ჟანგბადით ლარიბი სილიციუმის კრისტალების გამოყენება. ამიტომ, ნახშირბადისა და ჟანგბადის მინარევების მოშორება სილიციუმიდან კრიტიკული საკითხია.

ისტორიულად მრავალი მეთოდი გამოიყენებოდა როგორც ნახშირბადის, ისე ჟანგბადის კონცენტრაციის განსასაზღვრავად (მასსპექტრომეტრია, ნეიტრონ-აქტივაციური ანალიზი და სხვა). მაგრამ, არსებული მეთოდები ამჟღავნებენ მხოლოდ ელემენტარულ ნახშირბადს და ჟანგბადს. ისინი არ ავლენენ მათ ან იძლევიან შეცდომას, როცა ნახშირბადი და ჟანგბადი სხვადასხვა ნებისმიერი ფორმითაა ნახევარგამტარებში. თან ყველა ეს მეთოდი ითხოვს ნიმუშის დაშლას, რაც ძვირია და ხანგრძლივი. ნახშირბადის და ჟანგბადის ატომების ქიმიური კავშირები სილიციუმისა და სხვა მინარევების ატომებთან შეიძლება გაანალიზდეს ინფრანითელი სპექტროსკოპიით, რომელსაც არ აქვს არცერთი ზემოაღნიშნული უარყოფითი მხარე. სილიციუმის ატომები ქმნიან ქიმიურ კავშირებს ნახშირბადის ატომებთან (Si-C) და ჟანგბადის ატომებთან (Si-O-Si) კრისტალური მესერის სტრუქტურაში. ნახშირბადისა და ჟანგბადის გამოსავლენად ინფრანითელ სპექტროსკოპიაში გამოიყენება 2მკმ-25მკმ უბნის ტალღის სიგრძის გამოსხივება. ამ ტალღების სიგრძეზე სილიციუმი გამჭირვალეა და გამოსხივება გადის ნიმუშში. მინარევის არსებობისას სილიციუმის ქიმიური კავშირები ტალღის სიგრძესთან რეზონანსში შთანთქავენ გამოსხივების გარკვეულ ნაწილს, ანუ ჟანგბადისა და ნახშირბადის ატომების არსებობა სილიციუმში იწვევს ინფრანითელი შთანთქმის სპექტრებში შთანთქმის ზოლების წარმოქმნას $\sim 1100\text{სმ}^{-1}$ და $\sim 607\text{სმ}^{-1}$ ტალღის სიხშირეებზე შესაბამისად. ამიტომ გამოკვლევები ტარდებოდა 400სმ^{-1} - 1300სმ^{-1} არეში. სინათლის რაოდენობა, რომელიც ამ დროს შთანთქმევა, იმ მინარევების ატომების კონცენტრაციის პროპორციულია, რომლებიც აყალიბებენ ქიმიურ

კავშირებს სილიციუმთან, ანუ შთანთქმის ზოლების სიღრმე პროპორციულია ჟანგბადისა და ნახშირბადის ატომების კონცენტრაციისა. ამრიგად, ინფრანითელი სპექტროსკოპია გამოიყენება ნახშირბადის და ჟანგბადის კონცენტრაციის სიდიდის გასაზომად. ინფრანითელ სპექტროსკოპიაში, უფრო მოსახერხებელია ტალღის სიგრძის წარმოდგენა შესაბამისი სიხშირეების (სმ^{-1}) ერთეულებით ($\text{სიხშირე} = 1/\text{ტალღის სიგრძე}$).

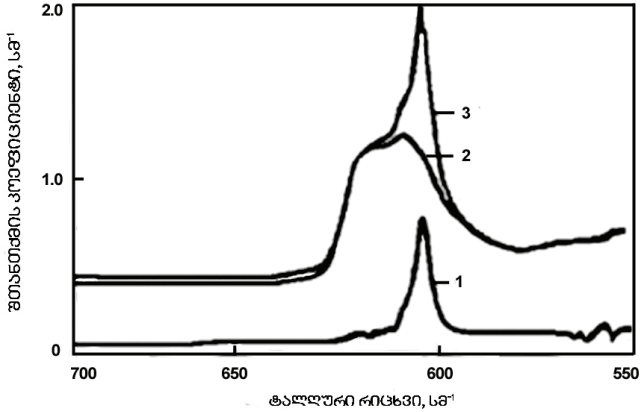
7.2.1. ნახშირბადი სილიციუმში

ნახშირბადის წყარო. ჩვეულებისამებრ, ნახშირბადი, როგორც გაუთვალისწინებელი მინარევი, ხვდება ნახევარგამტარებში მათი მიღებისას ტექნოლოგიური აღჭურვილობის გამო. სილიციუმში ნახშირბადი ხვდება მისი მიღების პირველივე საფეხურზე-აღდგენისას კაჟბადიდან ნახშირბადით. ნახშირბადი ხვდება სილიციუმში მისი გასუფთავების ბოლო საფეხურის განხორციელების დროსაც: სუფთა და ლეგირებული Si-ის მონოკრისტალები ჩვეულებრივ იზრდება ჩოხრალსკის მეთოდით. ამ კრისტალების მიღების პროცესში ნახშირბადი ჟანგბადთან ერთად გადადის მათში გრაფიტის გამახურებლიდან და კვარცის ტიგელიდან: გაცხელებული გრაფიტი რეაგირებს კვარცთან და შედეგად წარმოიქმნება სილიციუმის კარბიდის ნაერთი და ნახშირორჟანგი.

რეაქციის აირადი პროდუქტები კონტაქტშია ნადნობის ზედაპირთან და აბინძურებს მას. ამავდროულად მინარევების ურთიერთრეაქციის გამო ძნელდნობადი პროდუქტები ილექება ნადნობის ზედაპირზე, რეაგირებენ მასთან და ნადნობი მდიდრდება ნახშირბადით. ნადნობის გაციებისას ჩანაცვლებითი ნახშირბადის ატომებმა შეიძლება შექმნან ცენტრები პრეციპიტატების დასაგროვებლად და მოხდეს კარბიდის ნაერთის იზოლირება.

ინფრანითელი შთანთქმის სპექტრები. ინფრანითელი შთანთქმის სპექტრების გამოკვლევებმა ნათლად გამოავლინეს ნახშირბადის ატომების რხევების ლოკალური მოდების არსებობა Si-ში. 607სმ^{-1} ტალღურ რიცხვზე დაიკვირვება მკაფიო შთანთქმის ზოლი, რაც დაკავშირებულია სილიციუმში ოპტიკურად აქტიური ნახშირბადის ატომების რხევებთან [8,9]. ნახ.7.4-ზე მოყვანილია ჩოხრალსკის

მეთოდით კვარცის ტიგელიდან ამონეული p -ტიპის $n \sim 10^{15} \text{სმ}^{-3}$ დენის მატარებელთა კონცენტრაციის მქონე სილიციუმის მონოკრისტალის ინფრანითელი სპექტრები $570 \text{სმ}^{-1} - 660 \text{სმ}^{-1}$ უბანში [10].



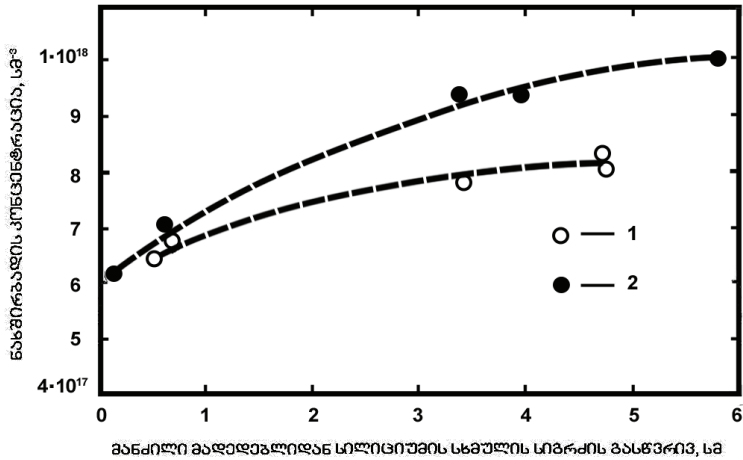
ნახ.7.4. ჩოხრალსკის მეთოდით აირის გამწოვი მონოკრისტალის გარეშე მიღებული p -ტიპის სილიციუმის მონოკრისტალების, შთანთქმის კოეფიციენტის დამოკიდებულება ტალღურ რიცხვზე; გაზომვები: აბსოლუტური (1,2) და დიფერენციალური (3) ინფრანითელი სპექტროსკოპიის მეთოდებით (300K). არალეგირებული Si ($p \sim 10^{15} \text{სმ}^{-3}$) (1) და საგანგებოდ ლეგირებული ნახშირბადით Si (2, 3) [10]

ცნობილია, რომ ოპტიკურად აქტიურია ნახშირბადის ის ატომები, რომლებიც მესერის კვანძებში ჩანაცვლებით იკავებენ სილიციუმის ატომების ადგილს. ასე რომ შთანთქმის ზოლის არსებობა 607სმ^{-1} ტალღის სიგრძეზე სილიციუმში აიხსნება ნახშირბადის ატომების ლოკალიზებული რხევებით მესერის კვანძებში, რომლებიც მესერის სტრუქტურაში ჩვეულებრივ ეკავა სილიციუმის ატომებს. მოდელი ნახშირბადი-ჩანაცვლების მინარევი უფრო სავარაუდოა, ვიდრე კვანძთაშორის მინარევი [8-10]. ნახშირბადის ატომები, რომლებიც ჩანაცვლებენ სილიციუმის ატომებს, ქმნიან სილიციუმის კარბიდის თავისებურ დაჭიმულ მოლეკულებს. ნახშირბადის და Si-ს ატომებს შორის გადიდებული მანძილი, ჩვეულებრივ სილიციუმის კარბიდთან შედარებით, ამცირებს სიმტკიცის მუდმივებს. როგორც ჩვეულებრივ, ნი-

მუშების გაცივება ოთახიდან თხევადი აზოტის ტემპერატურამდე, იწვევს ყველა შთანთქმის ზოლის 0.5%-ით გადაადგილებას უფრო მაღალი სიხშირეებისკენ.

სპექტრის ამ უბანში, კერძოდ, 607სმ^{-1} ნახშირბადის ზოლთან ახლოს ამავე ტალღის სიხშირეზე დაიკვირვება სილიციუმის კრისტალური მესერის რხევებით გამონვეული მესერის ორფონონიანი შთანთქმის ზოლი, რომლის შთანთქმის კოეფიციენტი (α) $\alpha_{\text{მესერი}}^{\text{მაქს}} = 0.8\text{სმ}^{-1}$ [11] და იგი ზედ ედება მინარევების შთანთქმის ზოლებს. ამ ზოლის შთანთქმის ეფექტის გამორიცხვის მიზნით ოპტიკური გაზომვების აბსოლუტური მეთოდით მიღებული შედეგები შემონმებული იქნა დიფერენციალური მეთოდის საფუძველზე ჩატარებული გამოკვლევებით. ამ მეთოდის გამოყენების დროს სტანდარტული ნახშირბადისაგან თავისუფალი სუფთა სილიციუმის ნიმუში თავსდება შედარებითი სხივის არხში და მეორე გამზომ არხში-იმავე სისქის გამოსაკვლევი ნიმუში. სილიციუმის მესერის საკუთარი შთანთქმის ზოლები და მათი გავლენა ავტომატურად გამოირიცხება ჩანერილი სპექტრიდან. ნახ.7.4-ზე მოყვანილი დიფერენციალური მეთოდით მიღებული სპექტრი გვიჩვენებს სილიციუმში უფრო გამოკვეთილ შთანთქმის ზოლს, დაკავშირებულს მხოლოდ ნახშირბადის ატომების არსებობასთან და ამასთან ტალღური რიცხვის 607სმ^{-1} უბანში არ დაიკვირვება არავითარი სტრუქტურა დაკავშირებული კრისტალურ მესერთან.

ვინაიდან ინფრანითელი შთანთქმის ინტენსიურობა ($\alpha_{\text{მაქს}}$), როცა ტალღური რიცხვი ტოლია 607სმ^{-1} , პროპორციულია ოპტიკურად აქტიური ნახშირბადის კონცენტრაციისა Si-ში, ნიმუშებში ნახშირბადის შემცველობის გამოთვლა განხორციელდა განტოლებით $N=c\cdot\alpha_{\text{მაქს}}$, სადაც $c=1.1\cdot 10^{17}\text{სმ}^{-2}$ არის გრადუირების კოეფიციენტი, რომელიც მიღებულია ოპტიკური მონაცემებისა და აქტივაციის ანალიზის შედეგების შედარებით [10]. აბსოლუტური მეთოდით გაზომვებით მიღებული შედეგები შემონმდა კვლევის დიფერენციალური მეთოდით. თუ როგორ განაწილდა ნახშირბადის კონცენტრაცია სილიციუმის სხმულის სიგრძის გასწვრივ ნაჩვენებია ნახ 7.5.



ნახ.7.5. ნახშირბადის კონცენტრაციის (N_p) განაწილება სილიციუმის სხმულის სიგრძის გასწვრივ (დაწყებული მადედელის ბოლოდან სხმულის ბოლომდე); არალეგირებული (1) და საგანგებოდ ნახშირბადით ლეგირებული სილიციუმის (2) კრისტალები. წერტილები შეესაბამებოდა სილიციუმის ფირფიტებს ამოჭრილს სხმულიდან ნახშირბადის კონცენტრაციის დასადგენად [10]

ნახშირბადის განაწილების ცვლილება არალეგირებული და ნახშირბადით ლეგირებული კრისტალების სიგრძეზე იდენტურია: დაიკვირვება ნახშირბადის გრადიენტი სიგრძის გასწვრივ. უნდა აღინიშნოს, რომ ნახშირბადის შემცველობა მნიშვნელოვნად იცვლება კრისტალის სიგრძეზე. ნახშირბადით ლეგირებულ კრისტალში მისი კონცენტრაცია მნიშვნელოვნად უფრო მეტია, ვიდრე არალეგირებულში (ნახ.7.5). ნახშირბადის კონცენტრაცია იზრდება კრისტალის ბოლოსკენ. ეს მიუთითებს ნახშირბადით ნადნობის გამდიდრებაზე მისი სეგრეგაციის გამო კრისტალის ზრდის დროს, რაც არ შეიძლება აიხსნას მხოლოდ ნახშირბადის დაბალი განაწილების კოეფიციენტით სილიციუმში ($k=0.07$). ეს ასევე დაკავშირებულია იმასთან, რომ კრისტალის ზრდის დროს ნადნობი მდიდრდება სადნობი კამერის ატმოსფეროში არსებული ნახშირბადის შემცველი მინარევებთან ურთიერქმედების გამო და კვარცის ტიგელთან და კვარცის გრაფიტთან ქიმიური რეაქციების შედეგად. ასე რომ, სა-

ვარაუდოა, რომ სილიციუმის ნადნობში ნახშირბადის სეგრეგაციის პროცესთან ერთად ნახშირბადით ნადნობის გამდიდრების ხარისხი დამოკიდებული იქნება კრისტალების ზრდის პროცესის ხანგრძლივობაზე. ნახშირბადის კონცენტრაცია სილიციუმის დნობის ტემპერატურაზე აღწევს $3.5 \cdot 10^{17} \text{სმ}^{-3}$, რაც აღემატება ნახშირბადის ატომურ ხსნადობას მყარ სილიციუმში.

ნახშირბადის გავლენა სილიციუმის თვისებებზე. ამრიგად, ნახშირბადის ატომები იკავებენ სილიციუმის ატომების კვანძებს მესერში, ანუ გადადიან მესერში ძირითადად ჩანაცვლების პოზიციაში და ქმნიან Si-C ქიმიურ კავშირებს სილიციუმის ატომებთან [8-10].

სავარაუდოდ ნახშირბადი, რომელიც ხვდება ნადნობში, მონაწილეობს კომპლექსების წარმოქმნის პროცესში და ურთიერთქმედებს დეფექტებთან. როგორც წესი, ნახშირბადის არსებობა მოცულობით კრისტალებში ცვლის სილიციუმის სტრუქტურის სრულყოფილებას, ერთგვაროვნობას და მუხტის მატარებლების სიციცხლის ხანგრძლივობას, რაც ხდება სილიციუმის და მასზე დამზადებული ხელსაწყოს პარამეტრების არასტაბილურობის მიზეზი.

Si-C ქიმიური კავშირები მავნე ზემოქმედებას ახდენენ მზის ელემენტების და ჩიპების მუშაობაზე: ინვევენ ფირფიტების მსხვრევადობას და შუნტირებას.

ნახშირბადმა შეიძლება გამოიწვიოს მაღალი გაჭონვის დენები $p-n$ გადასვლებში. თუმცა, მეორეს მხრივ, ნახშირბადი თავისთავად ფართოდ გამოიყენება თანამედროვე ნახევარგამტარული სტრუქტურების დასამზადებლად, მათ შორისაა ჰეტეროსტრუქტურები, ზემესერები, კვანტური სტრუქტურები [12].

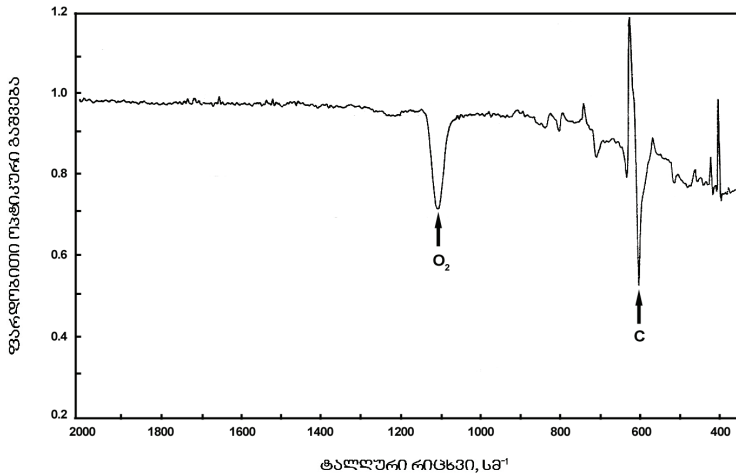
ნახშირბადისგან ნადნობის განმენდა რთულდება იმით, რომ იგი არის სუსტად აქროლადი მინარევი. შესაძლებელია ნადნობიდან ნახშირბადის აორთქლების პროცესის გააქტიურება ჟანგბადის აორთქლების გაზრდის გზით, რომელსაც გადააქვს ნახშირბადი. ტექნოლოგიის განვითარების ამჟამინდელი დონე იძლევა შესაბამისი პირობების შერჩევის საშუალებას, როგორიცაა აირის დინამიკა კამერაში და ატმოსფეროს შემადგენლობა და გრაფიტის აღჭურვილობის ხარისხის გაუმჯობესება. კვარცის გახსნის სიჩქარე ნადნობში მცირდება კამერაში წნევის მატებასთან ერთად. ეს პროცესი შესაძლებელია დნობის შერევის ინტენსიურობის კონტროლით.

7.2.2. ჟანგბადი სილიციუმში

მრავალ „ტექნოლოგიურ“ თანამდევ მინარევეებს შორის, რომლებიც ხვდება სილიციუმში ნახშირბადის მსგავსად, ჟანგბადი თავისი ზეგავლენით ტექნოლოგიური პროცესის დროს გამოირჩევა განსაკუთრებულად რთული ქცევით. ჩოხრალსკის მეთოდით გაზრდილ სილიციუმში ჟანგბადის კონცენტრაციაში შეიძლება მიაღწიოს $2 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-3}$ და მას შეუძლია შესამჩნევად შეცვალოს მისი ელექტრული, ოპტიკური და სხვა თვისებები, ურთიერთქმედებს რა სილიციუმის ატომებთან, მესერის დეფექტებთან და სილიციუმში არსებული მინარევეების ატომებთან. სილიციუმის უზარმაზარი ქიმიური სწრაფვის გამო ჟანგბადისადმი, პროცესები, რომლებიც დაკავშირებულია ჟანგბადის ქცევასთან Si-ში რთულია. ნარმატებები სილიციუმის ტექნოლოგიაში ბევრად დამოკიდებულია ამ პრობლემის ირგვლივ არსებული ფუნდამენტური კითხვების პასუხის გაცემაზე.

ინფრანითელი შთანთქმის სპექტრები. მრავალრიცხოვანი ინფრანითელი სპექტრების კვლევებით დადგინდა, რომ ჟანგბადის შემცველი Si ავლენს ჟანგბადთან დაკავშირებულ შთანთქმის ზოლს $\sim 1106 \text{სმ}^{-1}$ (9.1მკმ) ოთახის ტემპერატურაზე [13-18]. ოპტიკური მეთოდის გამოყენებისას გათვალისწინებული იყო, რომ აღნიშნულ $\sim 1100 \text{სმ}^{-1}$ არეში, (ისევე როგორც $\sim 607 \text{სმ}^{-1}$ ნახშირბადის ატომების შთანთქმის ზოლის არეში), ამავე ტალღის სიხშირეზე დაიკვირვება სილიციუმის კრისტალური მესერის რხევებით გამოწვეული მესერის ორფონონებიანი შთანთქმის ზოლები, რომელნიც ზედ ედება მინარევეების შთანთქმის ზოლებს: ჟანგბადის გარეშე სილიციუმში კი ამჟღავნებს მხოლოდ მესერის შთანთქმის პიკს ამ ტალღის სიგრძეზე [11]. სილიციუმში კრისტალური მესერის შთანთქმის გავლენის გამორიცხვის მიზნით ოპტიკური გაზომვები განხორციელდა დიფერენციალური მეთოდით (ნახ.7.6). ამ მეთოდის გამოყენების დროს, ჟანგბადისა და ნახშირბადისაგან თავისუფალი სტანდარტული სუფთა სილიციუმის ნიმუში თავსდება შედარებითი სხივის არხში, ხოლო მეორე, გამზომ არხში-იმავე სისქის გამოსაკვლევი ნიმუში. სილიციუმის მესერის საკუთარი შთანთქმის ზოლები და მათი გავლენა ავტომატურად გამოირიცხება ჩანერილი სპექტრიდან.

ნახ.7.6- ზე მოყვანილია ჩოხრალსკის მეთოდით კვარცის ტიგელი-დანამონეული p -ტიპის $\sim 10^{15} \text{სმ}^{-3}$ დენის მატარებელთა კონცენტრაციის მქონე სილიციუმის მონოკრისტალის [10,14] ინფრანითელი სპექტრი $400 \text{სმ}^{-1} - 1400 \text{სმ}^{-1}$ უბანში მიღებული დიფერენციალური მეთოდით.



ნახ.7.6. p -ტიპის სილიციუმის მონოკრისტალების ($p \sim 10^{15} \text{სმ}^{-3}$) გაშვების ინფრანითელი სპექტრი მიღებული დიფერენციალური მეთოდით (300K)[14]

ოპტიკური შთანთქმა $\sim 1106 \text{სმ}^{-1}$ -ის უბანში დაკავშირებულია Si-ში გახსნილ დისპერსირებული ჟანგბადის ატომების არსებობასთან. ტემპერატურის დანევისას ჟანგბადის შთანთქმის ზოლი გადაადგილდება მაღალ სიხშირეებისკენ. მაგალითად, თხევადი აზოტის ტემპერატურაზე $\sim 1100 \text{სმ}^{-1}$ გადაადგილდება 1128სმ^{-1} -კენ.

დადგენილია, რომ სილიციუმში ჟანგბადის ატომები ქმნიან ჩანერგვით მყარ ხსნარს და ნაწილდებიან კრისტალური მესერის კვანძებს შორის, ანუ ჟანგბადი არის ე.წ. ჩანერგილი მინარევი. ჟანგბადის ატომები არღვევენ ნორმალურ Si-Si კოვალენტურ კავშირს და ქმნიან Si-O-Si ქიმიურ კავშირებს ჟანგბადის ატომებთან კრისტალური მესერის სტრუქტურაში. ამ კვაზიმოლეკულის ანტისიმეტრიული რხევები პასუხისმგებელია ოპტიკური შთანთქმის ზოლზე 1106სმ^{-1} -ის ტალღის სიგრძეზე (ნახ. 10.2). ეს დასტურდება მსგავსი ძლიერი ინფრანითელი შთანთქმის ზოლის 1100სმ^{-1} ტალღურ

რიცხვზე გამოვლენით მრავალი სილიკატების, ორგანოსილიციუმის ნაერთების ამორფული სილიციუმის ინფრანითელ სპექტრებში [19]. ოპტიკური შთანთქმის ზოლის ბუნების გამოსავლენად 9 მკმ-ის უბანში გაზომილი იყო შთანთქმა [18] თხელ SiO_2 აფსკებზე, რომლებიც მზადდებოდა SiO -ს აორთქლებით ვაკუუმში ნატრიუმის ქლორიდის ფენოვან ზედაპირებზე და შემდეგ დაჟანგვით. SiO_2 -ს შთანთქმის ზოლის მაქსიმუმი აღმოჩნდა 10მკმ-ზე და გადაინაცვლა 9.3მკმ-ზე დაჟანგვის შემდეგ. ამრიგად, სილიკატებზე და SiO_2 -ის სხვადასხვა მოდიფიკაციაზე ოპტიკურმა გაზომებმა დაამტკიცა, რომ შთანთქმის ზოლი 9მკმ-ზე არის SiO_2 კავშირის რხევების შედეგი. ცნობილია, რომ შთანთქმის ზოლის მაქსიმალური სიხშირე ძალიან მცირედ იცვლება გარემოს დრეკადი ცვლილებების დროს.

ამ ფაქტით აიხსნება Si-O და SiO_2 რხევების რეზონანსული სიხშირეების სიახლოვე: მანძილი $\text{Si-სა და ჟანგბადის ატომებს შორის}$ სილიკატებში და კვარცის მოდიფიკაციებში არის 1.6 Å. ამიტომ, კაიზერი და სხვ. [18] ვარაუდობენ, რომ არსებობს გახსნილი ჟანგბადი Si-ში „თავისუფალი“ ცალკეული SiO_2 კვაზიმოლეკულების სახით. შესაბამისად, გახსნილი ჟანგბადის კონცენტრაციის გამოთვლა ხდება როგორც ცალკეულ ოსცილატორებზე შთანთქმის ინტენსიურობის გამოთვლა. ჩოხრალსკის მეთოდით კვარცის ტიგელიდან ამონეული p -ტიპის $n \sim 10^{15} \text{სმ}^{-3}$ დენის მატარებელთა კონცენტრაციის მქონე სილიციუმის მონოკრისტალში (თავი 6) ჟანგბადის მაქსიმალური ხსნადობა დნობის ტემპერატურაზე შეადგენს $1.8 \cdot 10^{18} \text{სმ}^{-3}$. ჟანგბადის კონცენტრაცია გამოითვალა ფორმულით $N_c = B(\alpha_{\text{მაქს}} - \alpha_0)$, სადაც $\alpha_{\text{მაქს}}$ - შთანთქმის კოეფიციენტი 9.1მკმ-ზე, α_0 მესერის შთანთქმა ამ არეში, B -კოეფიციენტი გამოთვლილია აქტივაციის მეთოდით [20].

ჟანგბადის კონცენტრაცია 9.1მკმ პიკის ფართის პროპორციულია. ვინაიდან, ამ ტალღის სიგრძეზე დაიკვირვება პიკი, რომელიც დაკავშირებულია სილიციუმის მესერის რხევებთან, ექსპერიმენტულად განისაზღვრება საერთო ჟანგბადი-მესერის პიკის ფართი. შთანთქმა, რომელიც განსაზღვრულია ჟანგბადით, განისაზღვრება როგორც პიკის ფართის და იმ ფართობს შორის სხვაობით, რომელიც დაკავშირებულია მესერის რხევებთან. ზუსტი გამოთვლები-სათვის გამოიყენება ცნობილი მიახლოებითი ინტეგრირების მეთოდი – ტრაპეციის მეთოდი.

ჟანგბადის ქცევა. სილიციუმის მიღების ტექნოლოგიური პროცესის დროს კონტროლდამქვედებარე ჟანგბადს, იმყოფება რა აირად მდგომარეობაში, ან მყარ ხსნარში, შეუძლია განიცადოს ცვლილებები გაცხელებისას. ჟანგბადი იხსნება სილიციუმის ნადნობში დნობის ტემპერატურის ზემოთ (1414°C). როცა სილიციუმი ცივდება, გარემოს ტემპერატურამდე წარმოიქმნება ზეგაჯერებული მდგომარეობა. 1270K-ზე დაბალ ყველა ტემპერატურაზე ჟანგბადი-სილიციუმის მყარი ხსნარი ზეგაჯერებულია, რაც იწვევს მის დაშლას. ზედმეტი მაღალი კონცენტრაციებით სტაბილური ხსნარისთვის მოცემულ ტემპერატურაზე ჟანგბადი ჩაიჭირება სილიციუმის მესერიტ და წარმოქმნის სხვადასხვა სახის კომპლექსებსა და სტრუქტურულ დეფექტებს. ამრიგად, ჟანგბადი შეიძლება იყოს არა მხოლოდ ატომურად დისპერსირებულ (ჩანერგილ) მდგომარეობაში. სითბოს დამუშავების პირობებიდან გამომდინარე, ჟანგბადის ატომები შეიძლება დაკავშირებული იყვნენ კრისტალური მესერის დეფექტებთან, იყოს მესერის ვაკანსიებში, ან შექმნას ჟანგბადის რამდენიმე ატომის კომპლექსი, ან იყოს დაგროვების სახით დისლოკაციებზე და სხვა არასრულყოფილობაზე. ამიტომ, სილიციუმის გაზრდილ მონოკრისტალში ჟანგბადის ატომების მხოლოდ 95% მესერის სტრუქტურის კვანძებს შორისაა ჩანერგილი. კვანძებს შორის ჩანერგილი ჟანგბადის ატომები კი ძირითადად არ ახდენენ გავლენას სილიციუმის ელექტრულ მახასიათებლებზე. ხსნადობის ზემოთ ჟანგბადის ატომები სილიციუმის ენერგეტიკულ აკრძალულ ზონაში წარმოქმნიან დამატებითი დონეებს და ამ გზით ახდენენ გავლენას კრისტალების ელექტრულ თვისებებზე. ჟანგბადის ატომების ამა თუ იმ მდგომარეობაში ყოფნა სილიციუმში არ არის ცალსახა. ჟანგბადის ატომებმა სილიციუმის კრისტალურ მესერში შეიძლება დაიკავონ სხვადასხვა პოზიციები. შესაბამისად, ჟანგბადის ატომები სხვადასხვა გზით გამოვლინდნენ ელექტრულ და ოპტიკურ გაზომვებში. ამრიგად, ჟანგბადის ქცევა სილიციუმში არ არის ტრივიალური, რთულია და დამოკიდებულია ბევრ ფაქტორზე.

ჟანგბადის გავლენა სილიციუმის თვისებებზე. ჟანგბადის ატომების ხსნადობის ზემოთ სილიციუმის გახურებისას იმ ტემპერატურებამდე, რომლებიც ანიჭებს ჟანგბადს მობილურობას, დაიკვირვება

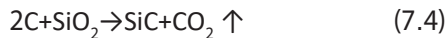
სილიციუმის გამოყოფის ტენდენცია SiO_x სახით. როცა ჟანგბადი გამოიყოფა ხსნარიდან, მან შეიძლება ჩამოაყალიბოს ელექტრონულად აქტიური დეფექტები, რომლებიც გავლენას ახდენენ სილიციუმის ფირფიტებზე დამზადებული მონოკრისტალების მახასიათებლებზე. თეორიულად ჟანგბადის პრეციპიტატების გარკვეულ ტიპებს შეუძლიათ გამოქაჩონ ლითონის მინარევები სილიციუმში. ამ მოვლენების კონტროლისთვის საჭიროა ჟანგბადის ატომების კონცენტრაციის მართვა იმ სილიციუმის ფირფიტებში, რომელნიც გათვალისწინებულია ხელსაწყოს შესაქმნელად.

7.2.3. სილიციუმის დაბინძურება ჟანგბადით და ნახშირბადით

სილიციუმის კრისტალი ამონევის მაღალი ტემპერატურების პირობებში აქტიურ ურთიერთქმედებაშია კვარცის ტიგელთან [21]:



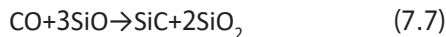
და გრაფიტთან. გახურებული გრაფიტი შედის რეაქციაში კვარცთან და წარმოიქმნება სილიციუმის კარბიდი და ნახშირბადის ორჟანგი შემდეგი რეაქციით:



აირადი CO_2 რეაგირებს გავარვარებულ გრაფიტთან და ქმნის ნახშირბადის ჟანგს



მაღალ ტემპერატურებზე და დაბალ წნევებზე CO და SiO აირად მდგომარეობაშია. ქიმიური რეაქციების აირადი პროდუქტები CO და SiO გროვდება სამუშაო კამერაში, უვლის გარს დედამდნარის ზედაპირს, ნაწილობრივ იხსნება მასში და აბინძურებს მას. ამავე დროს წარმოქმნილი პროდუქტები შედიან ურთიერთქიმიურ რეაქციაში და წარმოქმნიან ძნელდნობად პროდუქტებს:



თავი 8

სილიციუმის გამოყენება მრეწველოებაში

მთის ქანებიდან ექსტრაჰირებული სილიციუმი (98წონ%), რომელიც ცნობილია როგორც მეტალურგიული (ტექნიკური) სილიციუმი (MG-Si), ინტენსიურად დიდი მასშტაბით ინარმოება მძიმე მრეწველობისთვის, ძირითადად ალუმინის შენადნობებისა და ფოლადის წარმოებაში.

ხოლო მეტალურგიული სილიციუმის მცირე ნაწილი ინმინდება შემდგომ ნახევარგამტარული მრეწველობისთვის. ამრიგად, მეტალურგიული კლასის სილიციუმი არის გადამწყვეტი საფეხური სილიციუმის შემდგომი, უფრო მაღალი კლასის დამუშავების პროცესში. ელექტრონული მოწყობილობების და მზის ელემენტების წარმოებისთვის უკიდურესი სისუფთავის პირობები მოითხოვენ მეტალურგიული სილიციუმის (MG-Si) დამატებით გამწმენდ ეტაპებს.

8.1. სილიციუმის გამოყენება მძიმე მრეწველოებაში

სილიციუმი არ არის ტოქსიკური, რაც იძლევა მისი გამოყენების საშუალებას ნებისმიერ მრეწველობაში და ამავდროულად არ აქცევს ტექნოლოგიურ პროცესს პოტენციურად საშიშ პროცესად. სილიციუმის ნაკლია სიმყიფის შეხამება კარგ სიმტკიცესთან. ამიტომ, სილიციუმი არ გამოიყენება მზიდი კონსტრუქციებისთვის, მაგრამ სილიციუმის გამოყენება ტექნოლოგიურ პროცესებში შესაძლებელს ხდის მასალების ზედაპირის სწორად დამუშავებას, რაც მნიშვნელოვანია ხელსაწყოთმშენებლობისთვის.

Si არის ძლიერი დეოქსიდიზატორი. ეს თვისება განსაზღვრავს ძირითად მიმართულებას Si-ის გამოყენებისათვის მეტალურგიაში – როგორც შენადნობის ერთერთ კომპონენტს [1]. მეტალურგიული, ანუ ტექნიკური სილიციუმი გამოიყენება მეტალურგიაში ძირითადად ჟანგბადის მოსაცილებლად ლითონების ნადნობიდან, კერძოდ, ფოლადის, თუჯის და ზოგიერთ სხვა შენადნობის დეოქ-

სიდიზაციისთვის და არის ლეგირებული ლითონების შენადნობების შემადგენელი ნაწილი.

ფოლადისთვის 2%Si-ს დამატება ზრდის მის გამძლეობას და ელასტიურობას, აგრეთვე დრეკადობისა და შეკუმშვის პროცენტს და კვეთის ფართობს მაღალი ზემოქმედების წინააღმდეგობის დროს. ასეთი ფოლადი გამოიყენება როგორც საკონსტრუქციო მასალა.

კოროზიისადმი და მაღალი ტემპერატურისადმი მდგრადი მეტალურგიული სილიციუმის შენადნობების და ფოლადის წარმოება შეუცვლელია მრავალი სხვა მოწყობილობისთვის. დიდი მასშტაბით სილიციუმი იწარმოება ფეროსილიციუმის სახით. ფეროსილიციუმი (FeSi) არის რკინისა და სილიციუმის შენადნობი, სილიციუმის ცვალებადი შემცველობით 10%-დან 90%-მდე. იგი გამოიყენება როგორც ეგრეთ წოდებული მთავარი შენადნობი ფოლადის წარმოებაში, რომელსაც ის ემატება მცირე რაოდენობით მზა პროდუქტის თვისებების დასარეგულირებლად. ფეროსილიციუმს იყენებენ სამხედროები, რათა სწრაფად წარმოქმნან წყალბადი აეროსტატებისთვის.

განსაკუთრებით საინტერესო და მნიშვნელოვანია რკინა და სილიციუმის შენადნობების, ე.წ. სილიციუმის ფოლადების გამოყენება ელექტროლ მრეწველობაში (ძრავები, ტრანსფორმატორები და ა.შ.). ნახშირბადის დაბალი შემცველობის სილიციუმის ფოლადებს, ანუ ელექტროტექნიკურ ფოლადებს, აქვთ შესანიშნავი მაგნიტური თვისებები ტრანსფორმატორის გულარის შესაქმნელად. სილიციუმის ჩართულობა ფოლადში ხელს უწყობს ჰისტერეზის დანაკარგების შემცირებას. ამით ფოლადის მაგნიტური გამტარიანობა უმჯობესდება, რაც იწვევს მაგნიტური ველის გაძლიერებას ტრანსფორმატორში და ტრანსფორმატორის ეფექტურობის ზრდას. ელექტროტექნიკური ფოლადი აგრეთვე გამოიყენება სხვადასხვა ელექტრომოწყობილობის მაგნიტური სქემების წარმოებაში – ელექტრომაგნიტები, გენერატორები, ელექტროძრავები, დროსელები, სარელეო მაგნიტური სქემები, ფერორეზონანსული ძაბვის სტაბილიზატორები და ა.შ [2].

უპირატესად, მეტალურგიული სილიციუმი გამოიყენება ალუმინის ჩამოსხმისთვის, ალუმინის შენადნობი პროდუქტების შე-

საქმნელად [3]. ალუმინი არის რჩეული ლითონი, რადგან ის გამძლე, საიმედო და მსუბუქია. მეტალურგიული სილიციუმთან შერწყმისას, ალუმინის დადებითი თვისებები კიდევ უფრო ძლიერდება, რაც ქმნის მაღალეფექტურ შენადნობებს (სილუმინის შენადნობებს), რომელთა ერთერთი ყველაზე გავრცელებული გამოყენებაა საავტომობილო ინდუსტრია და რომელიც მოიხმარს მრეწველობაში გამოყენებული მეტალურგიული სილიციუმის 55%-ს. ალუმინში სილიციუმის მნიშვნელოვნად მაღალი რაოდენობა (12%) ქმნის ევტექტიკურ ნარევეს, რომელიც მყარდება ძალიან მცირე თერმული შეკუმშვით. ეს მნიშვნელოვნად ამცირებს რღვევას და ბზარებს, რომლებიც წარმოიქმნება სტრესისგან. სილიციუმი ასევე მნიშვნელოვნად აუმჯობესებს ალუმინის სიმტკიცეს და, შესაბამისად, ცვეთამედეგობას.

Si-Al მაღალეფექტური შენადნობები გამოიყენება აგრეთვე ელექტრო სატრანსპორტო საშუალებების ისეთი ნაწილების დასამზადებლად, როგორცაა კორპუსი, ძრავები, ბორბლები და ხრახნები. მეტალურგიული სილიციუმი ბრინჯაოს შენადნობის და სილუმინის (ალუმინის შენადნობი სილიციუმთან: ფუძე Al, 4%-22 % Si და Fe, Cu, Mn, Ca, Ti, Zn მინარევები) ერთ-ერთი კომპონენტია.

მეტალურგიული სილიციუმი გამოიყენება აგრეთვე სილანების, ორგანოსილიციუმის მასალების წარმოებაში, წყალბადის წარმოების სფეროში და პლასტმასის მრეწველობაში.

როგორც ანტიბლოკი (დანამატი), სილიციუმი ქმნის ნაერთებს თითქმის ყველა ლითონთან -სილიციდებს. სილიციდები ხშირად გამოიყენება ბირთვულ და ელექტრონულ მრეწველობაში. ყველა სილიციდი განსხვავდება შედულების უნარით და სიმტკიცით და გამოიყენება შესაბამის ადგილებში: გაზის ტურბინები, ლუმელის გამათბობლები და სხვა. სილიციდებს აქვთ მრავალი სასარგებლო თვისება, როგორცაა ჟანგვისადმი და ნეიტრონებისადმი მდგრადობა და ა.შ. რიგი ელემენტების სილიციდები ერთ-ერთი ყველაზე მნიშვნელოვანი მასალაა თერმოელექტრობისთვის. სილიციუმის მრავალრიცხოვანი და მრავალფეროვანი ნაერთები შუშის, კერამიკის, აგურის, ფაიფურის, ბროლის, ცემენტისა და ბეტონის და ა.შ. წარმოების საფუძველია. მათ წარმოებას ახორციელებს სილიკატური მრეწველობა. თანამედროვე მშენებლობა დაფუძნებულია

სხვადასხვა სილიკატებზე (სილიციუმის მჟავას მარილები). დიდი პოპულარობით სარგებლობს სილიკატისგან დამზადებული ნებო, იგი გამოიყენება როგორც „საშრობი“ მშენებლობაში და პიროტექ-ნიკურ წარმოებაში ქალაქის ნებოსთვის.

თანამედროვე კონსტრუქციები ეფუძნება სილიკატების მრავალფეროვნებას. მინა აქ ყველაზე საინტერესოა. იგი დაფუძნებულია ალუმინოსილიკატებზე, მაგრამ სხვა ნივთიერებების უმნიშვნელო მინარევები, ჩვეულებრივ ოქსიდები, აძლევს მასალას უამრავ განსხვავებულ თვისებას, მათ შორის ფერს.

სილიციუმის გამოყენების სპექტრი გაფართოვდა: ენერჯის შენახვა და გლობალური ქიმიური ინდუსტრია. სილიციუმი აუცილებელია ალუმინის და ქიმიური პროდუქტების წარმოებისთვის, რადგან ის უზრუნველყოფს მათ არსებით თვისებებს.

სილიციუმის ნაერთები არის ნედლეული დიდი და მზარდი სამრეწველო და სამომხმარებლო პროდუქტებისთვის, როგორცაა სილიკონის რეზინის ნაწილები, ურეთანის ქაფი, დალუქვა, ადჰეზივები, საპოხი მასალები, საკვები დანამატები, საფარები და კოსმეტიკა. ბატარეის ანოდში გრაფიტის ნაცვლად სილიციუმის ჩართვამ შეიძლება მნიშვნელოვნად გაზარდოს ბატარეის ეფექტურობა. სილიციუმის ანოდის ტექნოლოგიის მიმდებარე ინოვაციები პერსპექტიულია. მაგრამ სილიციუმის წარმოება ენერგო ინტენსიურია, რაც ზრდის მის წარმოების ღირებულებას.

8.2. სილიციუმის გამოყენება როგორც სანვაკი

დღეს ენერჯის გამოიმუშავება აუცილებლად დაკავშირებულია დედამიწის ატმოსფეროში წვის პროდუქტ ნახშირორჟანგის აირის CO₂ შემცველობის ზრდასთან, რაც მსოფლიო მასშტაბის უდიდესი პრობლემაა. სილიციუმის გამოყენება როგორც სანვაკი განდევნის ნახშირბადს და ჟანგბადს ენერგეტიკიდან.

ცნობილია, რომ ენერჯის მიღება შესაძლებელია არა მხოლოდ ნახშირწყალბადების დაწვით ათიათასობით ტონა CO₂ რეაქციის პროდუქტის გამოყოფით, არამედ ქიმიურად სხვა ელემენტების ურთიერთქმედებით, რომლებიც არანაკლებ გავრცელებულია ჩვენს პლანეტაზე, ვიდრე ცნობილი ნახშირწყალბადები. ასეთ ელემენტს

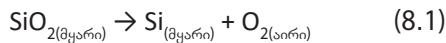
მიეკუთვნება სილიციუმი. სილიციუმი არ არის აალებადი, მაგრამ მას შეუძლია ინვოლდეს გარკვეულ პირობებში. სილიციუმის წვას არ ახლავს ატმოსფეროში სათბურის აირების, პირველ რიგში, ნახშირორჟანგის გამოყოფა. სილიციუმის წვა ტოვებს „ნაცარს“ იმავე ქვიშის და ნიტრატების სახით. ამრიგად, სილიციუმს აქვს კიდევ ერთი შესანიშნავი გამოყენება: ის შეიძლება გამოყენებულ იქნას როგორც სანვავი. ამ იდეის განხორციელება დაკავშირებულია ბევრი ტექნოლოგიური პრობლემის გადაწყვეტასთან, მაგრამ განხორციელებადია.

8.2.1. სილიციუმის დანვა ჟანგბადში

თუ სილიციუმი დაინვება ჟანგბადში მაშინ მიიღება 205 კკალ/მოლ. საინტერესოა სილიციუმის წვის სითბო შედარდეს დღეს არსებული ნახშირწყალბადებიან სანვავების წვის სითბოს სიდიდეებთან. მაგალითად, ბუნებრივი აირის, ანუ აირთა ნაზავის მთავარი კომპონენტის მეთანის – ორგანული ბინარული ნაერთის (CH_4) დანვისას გამოიყოფა 210 კკალ/მოლ, ბენზინის დანვისას-170 კკალ/მოლ, ხოლო ნახშირის დანვისას გამოიყოფა 94 კკალ/მოლ.

ამრიგად, სილიციუმი, როგორც სანვავი, უკეთესია და მომგებიანია ვიდრე ნახშირი და თითქმის ტოლფასია ბუნებრივი აირისა. მაგრამ სილიციუმის, როგორც სანვავს, გამოყენებას აზრი აქვს თუ მის მიღებას დასჭირდება ნაკლები ენერგია, ვიდრე ის ენერგია, რომელიც გამოიყოფა მისი მიღების პროცესის დროს.

ცნობილია, რომ როცა ქვიშას კაჟბადს SiO_2 აცხელებენ მაღალ განსაზღვრულ ტემპერატურაზე ის იშლება მის შემადგენელ ნაწილებად სილიციუმად და ჟანგბადად:



ამ დროს იხარჯება 205 კკალ/მოლ. რადგან სილიციუმი ინვება ჟანგბადში მიიღება ისევე 205 კკალ/მოლზე, რომელიც გამოიყოფა სილიციუმის დანვისას. ამრიგად, ასეთი ხერხით მიღებული სილიციუმის გამოყენება როგორც სანვავისა, კარგავს აზრს. ამიტომ, სილიციუმის გამოყენება როგორც სანვავისა, მომგებიანია თუ ის აღდგენილია SiO_2 -დან გახურებით ნახშირით შემდეგი რეაქციის მიხედვით:



ეს რეაქცია ითხოვს ნარევის გახურებას წითელ გავარვარებად. როცა ნახშირი მიიერთებს ჟანგბადს შემდეგ რეაქცია თავის თავს უზრუნველყოფს ენერგიით. რეაქციის დროს იხარჯება 94 კკალ/მოლზე, რაც ბევრად ნაკლებია SiO_2 წვის დროს ჟანგბადში. ეს აიხსნება ნახშირბადის მაღალი ქიმიური სწრაფვით სილიციუმთან. ამიტომ სილიციუმის მიღება ნახშირბადით აღდგენით SiO_2 კაჟბადიდან მისი სანვავად გამოსაყენებლად მომგებიანია.

ეკონომიკის თვალსაზრისით მომგებიანია მაღალი ხარისხის ნახშირის გამოყენება. დაბალი ხარისხის ნახშირბადი შეიცავს გოგირდს და სხვა მავნე გარემოსთვის ნივთიერებას. თვით სილიციუმის დაწვა ჟანგბადში აღინერება რეაქციით:



სილიციუმი იწვის ჟანგბადში, იმის გამო რომ, სილიციუმი-ჟანგბადის ბმები ბევრად უფრო ძლიერია, ვიდრე სილიციუმი-სილიციუმის ბმები. მაგრამ სილიციუმის ნაჭრის ცეცხლზე დანთება ისეთივე რთულია, როგორც ალმასის ცეცხლზე დანთება. ამ ორივე მყარ სხეულს აქვს მსგავსი, მჭიდროდ შეფუთული კრისტალური სტრუქტურა.

8.2.2. სილიციუმის დაწვა წყლის ორთქლში

გარკვეულ პირობებში, კატალიზატორის არსებობისას, შესაძლებელია სილიციუმის ურთიერთქმედება წყლის ორთქლთან:



მიიღება წყალბადი და გამოიყოფა 205 კკალ/მოლ. (8.4) რეაქციით მიღებული წყალბადი შეიძლება გამოყენებულ იქნას როგორც სანვავი:



რეაქციას თან ახლავს დაახლოებით 70 კკალ/მოლ სითბოს გამოყოფა, სულ დაახლოებით 270 კკალ/მოლ. ეს მომგებიანი პროცესია, რადგან ამის გარდა გამოიყოფა 205 კკალ/მოლ სითბო და ქვიშა $\text{SiO}_{2(\text{მყარი})}$, რომელიც კვლავ შეიძლება გამოყენებულ იქნას სილიციუმის მისაღებად და ა.შ. პროცესი მეორდება. ამ დროს იხარჯება

მარტო ნახშირი. ვინაიდან მიიღება მეტი სითბო ეს უფრო მომგებიანი პროცესია, ვიდრე ზემოთ მოყვანილი პროცესი (8.3) რეაქციით.

8.2.3. სილიციუმის დანვა აზოტში

სილიციუმი გარკვეულ პირობებში ინვის აზოტშიც [4]. აღმოჩნდა, რომ სილიციუმი ძლიერად ურთიერთქმედებს აზოტთან 500°C ტემპერატურაზე, თუ ის ძლიერად დაქუცმაცებულია და კატალიზატორად გამოყენებულია სპილენძის ოქსიდი. ამრიგად, ერთ-ერთი ყველაზე ინერტული აირი, აზოტი ჩართულია რეაქციაში და სილიციუმის დანვისას აზოტში გამოიყოფა 180კკალ/მოლ სითბო. თუმცა ამ შემთხვევაში გამოიყოფა ნაკლები სითბო, მაგრამ სილიციუმის აზოტში დანვას აშკარად აქვს უპირატესობა.

აზოტის ატმოსფეროში სილიციუმის წვას არ ახლავს სათბური აირის–ნახშირორჟანგის აირი, რომელიც ისედაც ბევრია ჰაერში, გამოიყოფა ატმოსფეროში და თავად წვის პროცესის შედეგად მიიღება რეაქციის პროდუქტი– იგივე ქვიშა. მაგრამ პროცესი მიმდინარეობს არა ჟანგბადის, არამედ ნიტრიდის საფუძველზე. ამრიგად, „ნაცრის“ ნაცვლად, გამოიყოფა სილიციუმის ნიტრიდი Si_3N_4 , საიდანაც მოგვიანებით შეიძლება მიღებულ იქნას იაფი ამიაკი, რაც საფუძველია აზოტის წარმოებისთვის. აზოტი ბევრია ჰაერში. სილიციუმის ნიტრიდის „ნაცრიდან“ შეიძლება მიღებული იყოს იაფი ამიაკი, რომელიც ვარგა როგორც ძალიან ძვირადღირებული აზოტური სასუქი და იაფი წყალბადი.

8.3. სილიციუმის გამოყენება თერმული ენერჯის შენახვის სისტემაში

სითბოს მონიტორინგი. ყოველდღიურ ცხოვრებაში გამოყენებული კომპაქტური ელექტრონული მცირე ზომის ხელსაწყოები თანდათან ხდება სულ უფრო პატარა, გლუვი და მსუბუქი. ეს გარდაუვლად ართულებს მათ შინაგან გეომეტრიას, რაც გამონვეული მათი მოცულობის შემცირებით. შედეგად ამ ხელსაწყოებში სითბოს სათანადო გაფრქვევა ხდება პრობლემად. დამატებით უკაბელო ტექნოლოგიების განვითარება საგრძნობლად ზრდის მწარმოებლურობას, სიმძლავრეს და ფუნქციონალურ აქტივობას. იმ

დროს, როცა ფართოვდება ელექტრონიკის ფუნქციების სფერო, დატვირთვა პროცესორებზე ამ ხელსაწყოებში ხდება ცვალებადი და სავარაუდოდ იწვევს სიმძლავრის რხევებს. ანუ შესაბამისი სითბოს მართვის გარეშე ტემპერატურის მატება გამოიწვევს ხელსაწყო მუშაობის გაუარესებას ან გამოყვანას მწყობრიდან და დისკომფორტს მასთან მუშაობისას. მაგალითად, თუ მოწყობილობის ტემპერატურა იზრდება $10^{\circ}\text{C} - 20^{\circ}\text{C}$, ნარუმატებლობის მაჩვენებელმა შეიძლება გაიზარდოს 100%-ით [5].

თუმცა, სითბოს მართვის პრობლემა არ შემოიფარგლება ელექტრონიკით. პრობლემა ისეთი სისტემების შემუშავება, რომლებსაც შეუძლიათ ენერჯის ეფექტურად შენახვა და როცა ეს საჭირო იქნება, ის გამოყენებული იქნას [6]. ასეთი სისტემები, აუცილებელია, მაგალითად, განახლებად ენერჯიაზე დაფუძნებული ელექტროსისტემების მართვისთვის [7,8].

სითბური ენერჯის მოხმარების უწყვეტმა ზრდამ წარმოშვა სითბოს მონიტორინგის პრობლემა. სითბური ენერჯის შექმნა, შენახვა და გაცემა (გაგრძელება) გადასაწყვეტი ამოცანაა მსოფლიო მასშტაბით. სითბური ენერჯის მონიტორინგის სისტემები მოიცავენ სხვადასხვა ტექნიკურ (მექანიკურ, ელექტროქიმიურ, ქიმიურ, ელექტრული და სითბურ) მეთოდებს, რომლებიც უზრუნველყოფენ წონასწორობას ენერჯის მომარაგებასა, გამოყენებასა და გაცემას შორის.

სითბური ენერჯის პირდაპირი შენახვა თავიდან იცილებს ენერჯის ერთი ფორმიდან მეორეში გადასვლის აუცილებლობას და, შესაბამისად, ამცირებს გარდაქმნის დანაკარგებს. სითბური ენერჯის შენახვის სისტემებში ჭარბი ენერჯია, მიღებული სხვადასხვა პროცესების გამოყენებით, ინახება შემნახველ გარემოში, როგორც შინაგანი ენერჯია, შემდგომი გამოყენებისთვის. სითბური ენერჯის შენახვის სისტემები დაყოფილია სამ სხვადასხვა კატეგორიად: მგრძნობიარე (კუთრი სითბოტევადობა), ფარული სითბოს შენახვა და თერმოქიმიური სითბოს შენახვა [6].

სილიციუმი-ფაზურად ცვლადი მასალა. სითბური ენერჯის შენახვის სისტემების შემუშავების სხვადასხვა შესაძლო გადაწყვეტილებებს შორის გამოირჩევა ის სისტემები, რომლებიც დაფუძნებულია ფაზურად ცვლად მასალების ფარულ სითბოს შენახვაზე. მათ აქვთ

დიდი პოტენციალი ჩაანაცვლონ ფართომასშტაბიანი ენერჯის მოთხოვნილება და მოაქვთ როგორც ეკონომიკური ისე ეკოლოგიური სარგებელი.

ფაზურად ცვლადი მასალა ისეთი ნივთიერებაა, რომელიც გამოყოფს ან შთანთქმავს საკმარის ენერჯიას ანუ ფარულ ენერჯიას (სითბოს), უცვლელი ტემპერატურის პირობებში ფაზური გადასვლისას, რათა უზრუნველყოს სასარგებლო სითბოს მიწოდება ან გაგრილება. ფაზურად ცვლადი მასალების პასიური სითბოს გამოყენებაზე დაფუძნებული სითბური ენერჯიის შენახვის სისტემებში არ მოიხმარება დამატებითი ენერჯია და არ არის საჭირო მოძრავი კომპონენტები. ფაზურად ცვლადი მასალების სისტემები მოიცავენ სითბოს რეგულირების სისტემების ფართო სპექტრს, მათ შორისაა ენერჯიის მოძიების, შენახვის და ელექტრონული გაგრილების სისტემები [9,10].

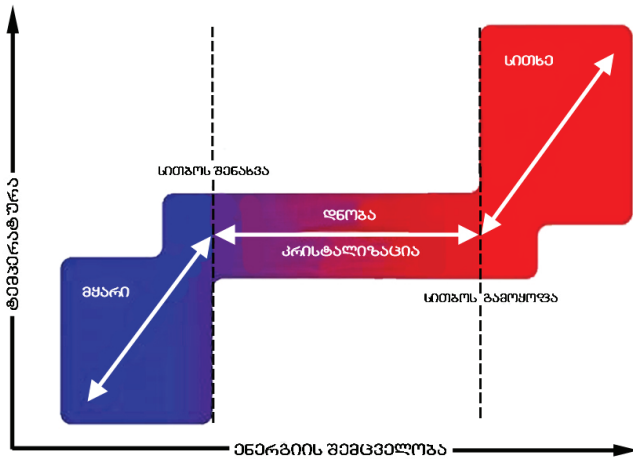
სისტემები, რომლებიც დაფუძნებულია ფაზურად ცვლად მასალებზე, სადაც ენერჯია ინახება ფარული ენერჯიის სახით, ყველაზე ეფექტურია, რადგან უზრუნველყოფენ გაცილებით მაღალი სიმკვრივის ენერჯიის (შენახული ენერჯია მოცულობის ერთეულში) შენახვას, შენახული და გამოყოფილი სითბოს შორის უფრო მცირე ტემპერატურის სხვაობით [6].

ფაზურად ცვლად მასალებს შეუძლიათ დაარეგულირონ სითბური ენერჯიის გამოყენების ფართო სპექტრი, კერძოდ, ისინი სითბური ენერჯიის შენახვის სისტემების საკვანძო ელემენტებია და განსაზღვრავენ მათ ფუნქციონირებას და უზრუნველყოფენ ენერჯიის მაღალ სიმკვრივეებს. როგორც წესი, ასეთი მასალები იაფია. ამავე დროს გასათვალისწინებელია, რომ სითბოს ექსტრაქციის მაღალი სიჩქარე დაკავშირებულია მასალის მაღალ სითბოგამტარობასთან მყარ მდგომარეობაში.

ამრიგად, სითბური ენერჯიის შენახვის სისტემებისთვის საუკეთესოა ის ფაზურად ცვლადი მასალები, რომლებსაც აქვთ გარკვეული თვისებები: ფარული სითბოს მაღალი სიმკვრივე, მაღალი სითბოგამტარობა და სითბოტევადობა, კონგრუენტული დნობა და მოცულობის მცირე ცვლა ფაზური გადასვლის დროს, დაბალი ზეგაცივება, კრისტალის ზრდის მაღალი სიჩქარე, ქიმიური მდგრადობა, ქიმიური დაშლის დაბალი მგრძნობელობა, არატოქსიკური და

არააალეზაბდი ქცევა, იაფი და კომერციულად მისანვდომი ჭარბად [6,10].

ამის გარდა, როგორც წესი, ფარული სითბო მითმეცია, რაც უფრო მაღალია ნივთიერების დნობის ტემპერატურა. ამიტომ, თერმული ენერჯის შენახვის სისტემებისთვის საინტერესოა მაღალი დნობის ტემპერატურის მქონე მასალები. ნახ. 8.1-ზე ნაჩვენებია ფაზურად ცვლადი მასალის მიერ სითბოს შთანთქმის და ემისიის პროცესი.



ნახ.8.1. ფაზურად ცვლადი მასალის ფაზური გადასვლის პროფილი

ენერგორესურსების შენახვის ახალი ტექნოლოგიების შემუშავებისთვის კონკურენტული ღირებულებით და უზვი დედამინაზე და იაფი, უსაფრთხო და ზემოთ ჩამოთვლილი თვისებების მასალების გამოყენებით ერთერთი იდეალური მასალაა სილიციუმი. სილიციუმი მიეკუთვნება ფაზურად ცვლად მასალებს და იქნა აღიარებული, როგორც პერსპექტიული მასალა ენერჯის შენახვისათვის მაღალ-ტემპერატურულ სისტემებში. აქ მიღებულია მხედველობაში მისი უკიდურესად მაღალი ფარული სითბო (1800 ჯ/გ ან 500 ვტ-სთ/კგ) კომბინაციაში ზომიერად მაღალ დნობის ტემპერატურასა (1414°C) და მაღალ სითბო გამტარობასთან (~25 ვტ/მკ -30 ვტ/მკ) (დანართი 1). ამას თან ერთვის სილიციუმის დაბალი ღირებულება (\$2/კგ-ზე ნაკლები ან \$4/კგ/სთ) და სიჭარბე დედამინაზე [10].

სილიციუმზე დაფუძნებული სისტემა იძლევა სითბური ენერგიის უზარმაზარი სიმკვრივის ~ 1 მეგავატ-საათი/მ³ შენახვის შესაძლებლობას, რაც 10-20-ჯერ აღემატება ტყვია-მყავას ბატარეების, 2-6-ჯერ Li-იონ ბატარეების შესაძლებლობებს და 5-10-ჯერ კონცენტრირებული მზის ენერგიის თანამედროვე ენერგიის შენახვის სისტემების შესაძლებლობებს. სილიციუმი ენერგიის ერთ-ერთი ყველაზე მაღალი სიმკვრივესა და ყველაზე დაბალი ხარჯების უზრუნველყოფილი მასალაა არსებული სითბური ენერგიის შენახვის სისტემების მასალებს შორის [11].

პირველი ექსპერიმენტები გამდნარ სილიციუმზე წარმატებით განხორციელდა სამხრეთ კალიფორნიის უნივერსიტეტში (აშშ) მიკროთანამგზავრებისთვის მზის სითბური სისტემის შესამუშავებლად [12].

ფაზურად ცვლად მასალებზე დაფუძნებული ენერგიის შენახვის სისტემებში შენახული ენერგია ფარული ენერგიის სახით შეიძლება გარდაიქმნას ელექტროენერგიაში, რაც საჭიროა, მაგალითად, თერმოფოტოვოლტაიკური ელემენტებისთვის [13]. თერმული ენერგიის შენახვის სისტემები გამოიყენება აგრეთვე, თერმოიონურ [14], ჰიბრიდულ თერმოიონურ-ფოტოვოლტაიკურ [15] და სხვა ხელსაწყოში.

თავი 9 მზის ელემენტები

9.1. მზე-ალტერნატიული და განახლებადი ენერჯის წყარო

პირველადი ენერჯის წყაროებს აქვთ მრავალი ფორმა, მათ შორისაა ბირთვული ენერჯია, ნიალისეული ენერჯია (ნავთობი, ქვანახშირი, ბუნებრივი აირი) და განახლებადი წყაროები (ქარი, მზის, გეოთერმული და ჰიდროენერჯია). საზოგადოების მიერ მიღებული ამ წყაროებიდან ძირითადი ენერჯის მოხმარებული სახეობა ელექტრულია. ენერჯის ყველა არსებული წყარო გარდაქმნება ელექტრულში და საჭიროებს საკმარისად რთულ შუალედურ დეფიციტურ მასალებისგან დამზადებულ აგრეგატებს და მასალებს. გამონაკლისს წარმოადგენენ ფოტოელექტრული, თერმოელექტრული, თერმოემისიური და მაგნიტო-ჰიდროდინამიური მეთოდები. ეს მეთოდები არა მარტო გამორიცხავენ შუალედურ აგრეგატებს, არამედ ამარტივებენ გარდაქმნის პროცესებს და ზრდიან მათ საიმედობას.

მცირე ენერჯეტიკაში (რამოდენიმე ათასი ვატამდე) ალტერნატიული და განახლებადი ენერჯის წყაროებს შორის ნახევარგამტარულ ფოტოელექტრულ გარდაქმნელებს განსაკუთრებული ადგილი უკავია მთელ მსოფლიოში. თითქმის ყველა დანარჩენი განახლებადი ენერჯის წყარო (ჰიდროენერჯია, მექანიკური, გეოთერმული და სხვა) ხასიათდება შეზღუდული შესაძლებლობებით და მათი გამოყენება დაკავშირებულია დიდ სირთულეებთან. თუ გავითვალისწინებთ ელექტროენერჯის მოხმარების თანამედროვე გაზრდილ დონეს, ტრადიციული მიწის ნიალისეული რესურსების შემცირებას და ამონურვას, უკანასკნელ წლებში კატასტროფებს ატომურ სადგურებზე (ჩერნობილი, პენსილვანია, ფუკუშიმო), გასაგებია დიდი ინტერესი ფოტოენერჯეტიკისადმი მზის ენერჯის დაუშრეტელი წყაროთი. მზის ენერჯიით ელექტრობის გენერაციასთან დაკავშირებულ ტექნოლოგიასა და კვლევის სფეროს ლიტერატურაში უწოდებენ ფოტოვოლტაიკს (*Photovoltaics*).

ფოტოელექტრობა არის მზის გამოსხივების ერთსაფეხურიანი პირდაპირი გარდაქმნის პროცესი ელექტრობაში მზის ელემენტების გამოყენებით. ფოტოენერგეტიკა კი არის მზის ენერჯის გამოყენების მარტივი და მოხერხებული მეთოდი. ფოტოენერგეტიკას დასჭირდა ხანგრძლივი განვითარების გზის გავლა ვიდრე მოიძებნა ეკონომიკურად მიზანშეწონილი დიდი რაოდენობის ენერჯის მიღების ტექნიკური გადაწყვეტა და მასშტაბების გაზრდა.

ფოტოვოლტაიკური ეფექტი აღმოჩენილი იყო ფრანგი ფიზიკოსის ა.ბეკერელის მიერ 1839 წელს. ეს იყო მზის ელემენტების ტექნოლოგიის დასაწყისი. გავიდა ხანგრძლივი 44 წელი და პირველი ფოტოელემენტი დამზადდა სელენზე 1876 წ. ადამისის და რ.ევანსის მიერ. მაგრამ მზის ელემენტი იყო ძალიან არაეფექტური. მარგი ქმედების კოეფიციენტი (მქკ,η) ანუ გამოიმუშავებული ენერჯის შეფარდება ფოტოელემენტზე დაცემული მზის ენერჯისთან იყო 1%-2%.

1905 წელს ა.აინშტეინმა ჩამოაყალიბა მარტივი, მაგრამ გარდამტეხი თეორია, რომელიც ძალიან კარგად ხსნიდა ფოტოელექტრულ მოვლენებს, ფოტონების შთანთქმას სინათლის სინშირესთან დაკავშირებით [1]. 18 წლის შემდეგ ამ ნაშრომში მან მიიღო ნობელის პრემია. გავიდა ას წელზე მეტი ფოტოვოლტაიკური ეფექტის აღმოჩენის შემდეგ და მხოლოდ 1950 წლებში გამოჩნდნენ პირველი ფოტოელექტრული ხელსაწყოები. ასე რომ სხვა ტრადიციული ელექტრობის გენერაციის ტექნოლოგიებთან შედარებით ფოტოელექტრული სისტემები ენერგეტიკულ ბაზარზე შედარებით ახლებია.

პირველი ცნობები Si-ის მზის ელემენტებზე გამოქვეყნდა 1954 წელს, როცა ცნობილ *Bell Laboratories* საკვლევო ცენტრში დამუშავებული იყო პირველი ფოტოელემენტი სილიციუმის დიფუზური $p-n$ გადასვლის ფუძეზე [2-4]. სილიციუმი იყო პირველი მასალა, რომელიც გარდაქმნიდა მზის საკმარის გამოსხივებას ელექტრობაში და რეალურად გამოყენებული იქნა როგორც ენერჯის წყარო. კამკაზა მზის ნათებით ამ ფოტოელემენტით წარმოებული ელექტრობა იყო ძალიან ძვირი: ელექტრული სიმძლავრის 1 ვატი ღირდა 1000\$. ამ დროს ქვანახშირიდან მიღებული ელექტრული სიმძლავრის 1 ვატი ღირდა 2\$. *Bell Laboratories* მიერ ხელით დამზადებული სილიციუმის მზის ელემენტის მარგი ქმედების კოეფიციენტი იყო 4%, რომელიც შემდგომ გაიზარდა 11%-მდე.

მას შემდეგ ძალიან ბევრი რამ გაკეთდა ფოტოელემენტების ეფექტურობის გაზრდისათვის. ამ დარგის განვითარების და მასშტაბური კვლევების პირველი სტიმული მოდიოდა კოსმოსური მრეწველობიდან 1960 წლებში დედამიწის თანამგზავრების ენერგიით უზრუნველსაყოფად. პირველი თანამგზავრი, რომელმაც გამოიყენა მზის პანელები, იყო აშშ-ს თანამგზავრი *Vanguard 1958* წელს *Hoffman Electronics* მიერ დამზადებული მზის ელემენტებით. გაჩნდა ინტერესი დედამიწის სტაციონარული საკომუნიკაციო თანამგზავრის წარმოებისა და გაშვების მიმართ, რომელშიც მზის ენერგია უზრუნველყოფდა სიცოცხლისუნარიან ელექტრომომარაგებას. ეს იყო გადამწყვეტი განვითარება, რომელმაც ხელი შეუწყო რამდენიმე მთავრობის მიერ მზის ელემენტების გაუმჯობესებისათვის კვლევების დაფინანსებას.

შემდეგი სტიმული იყო გასულ საუკუნეში 70-იან წლების ნავთობის კრიზისი, როდესაც მსოფლიოს ყურადღება ფოკუსირებული იყო ალტერნატიული და განახლებადი ენერჯის წყაროების მოძიებაზე დედამიწაზე გამოსაყენებლად. ამან ხელი შეუწყო გამოკვლევების განვითარებას დედამიწაზე ფოტოელექტრობის გამოყენებისათვის. თუმცა, ნავთობის კრიზისი მალე შეწყდა, ნავთობის ფასი და ალტერნატიული ენერჯეტიკისადმი ინტერესი მკვეთრად დაეცა 80 წლებში და მზის ელემენტების საკვლევი სამუშაოების ფინანსირება ამოიწურა.

„მკვდარი პერიოდი“ დაეშვა „მზიურ“ სამეცნიერო საზოგადოებაზე. თუმცა მზის ელემენტები კი იყვნენ უკვე გაუმჯობესებული და ეკავათ მონინავე პოზიცია, როგორც ენერჯის ალტერნატიულ წყაროს. სწრაფად იყო გათვითცნობიერებული მათი უპირატესობა და გამოყენება მოშორებული უბნების ენერჯით მომარაგებისათვის. ამან ხელი შეუწყო დედამიწაზე ფოტოელექტრობის წარმოების განვითარებას. დაიწყო მზის ელემენტების გამოყენება კალკულატორებში, საათებში და სხვა მცირე ზომის, პორტატიულ მოწყობილობებში.

უკვე 1980 წლებში მეცნიერულმა კვლევებმა გამოიღეს შედეგები და მზის ელემენტების მარგი ქმედების კოეფიციენტმა დაიწყო ზრდა. 1985 წელს მიღწეული იყო მარგი ქმედების კოეფიციენტის გაზრდა 20%-მდე. შემდეგი ათი წლის განმავლობაში მზის ელემენტების წარმოების ზრდა წელიწადში მერყეობდა 15%-20%-ის

დონეზე და განპირობებული იყო ძირითადად მოშორებული ობიექტების ენერგომომარაგების ბაზრით. 1997 წელს მზის ელემენტების წარმოების ზრდამ მიაღწია 38%, 2008 წელს კი-62%.

მზის ენერგეტიკის სისტემების განვითარებაში განსაკუთრებით მნიშვნელოვანი როლი შესრულებული იყო გერმანიისა და იაპონიის სახელმწიფოების მიერ. 90-იან წლებში მათზე მოდის ამ ტექნოლოგიების განვითარების მასშტაბის მნიშვნელოვანი ზრდა. არსებობს მრავალი ტექნოლოგიური მეთოდი, რომ მიღწეულ იქნას აშშ\$0.50- 0.75/ვატ-პიკი ფასიანი მოდული [5]. მზის მონოკრისტალის სიმძლავრე გამოიხატება ვატ-პიკში. მზის ელემენტის ფასი არის მოცემული ელექტრული პიკური სიმძლავრის ერთეულზე. ეს არის მაქსიმალური ელექტრული სიმძლავრე, რომელიც მზის ელემენტს შეუძლია გამოიმუშაოს იდეალურ პირობებში: მზის კოლექტორი, რომელიც მიმართულია მზისკენ უღრუბლო ცაში. მზის პანელებისთვის იდეალური ორიენტაცია სამხრეთია.

მზის ენერჯის დოზა მზის ელექტრობის ღირებულების საკითხში მნიშვნელოვანი ფაქტორია. ამ მხრივ ჯერჯერობით ოპტიმალურთან მიახლოებული მდგომარეობა მხოლოდ რამოდენიმე ადგილასაა, მათ შორისაა საქართველოც. საქართველოს ტერიტორიაზე მზის ენერჯის მნიშვნელოვანი რესურსების გამო მზის ენერჯია შეიძლება წარმოადგენდეს სერიოზულ ალტერნატივას ტრადიციული ენერგეტიკისათვის. რთული რელიეფური (მაღალმთიანი, შორი, ძნელად მისადგომი) პირობების გამო მზის ფოტოელექტრული სისტემების გამოყენების პოტენციალი საქართველოში ფრიად მნიშვნელოვანია [6].

დღეს ფოტოელექტრული სისტემები გამოიყენება არა მარტო მოშორებულ უბნებში. პრაქტიკული და ეკონომიკური მიზეზების გარდა ფოტოელექტრული მონოკრისტალბები ყურადღებას იპყრობენ იმით, რომ ისინი არიან ელექტროენერჯის წარმოების ერთერთი ყველაზე ეკოლოგიურად სუფთა წყარო. ტექნიკოსებს არ აშინებს არც ღრუბლიანი დღეები, არც მზის სხივების შთანთქმა ატმოსფეროთი. მზის ელემენტების წარმოება მუდმივად იზრდება და სულ უფრო მეტი მომხმარებელი ყავს მათ. მათი გამოყენების სფერო ფართოა, დანყებული რამდენიმე მეგავატის სიმძლავრის მქონე ელექტროსადგურიდან მზის კალკულატორამდე.

მზის ელემენტები უნიკალურია იმით, რომ ისინი პირდაპირ გარ-

დაქმნიან დაცემული მზის გამოსხივებას ელექტრობაში უხმაუროდ, დაბინძურებისა და მოძრავი ნაწილების გარეშე, რაც მათ საიმედოდ და ხანგამძლე ენერჯის წყაროდ ხდის. მზის ელემენტების მუშობა დაფუძნებულია იმავე პრინციპებზე და მასალებზე, რომელთა მეშვეობით მოხდა ძლიერი გარდატეხა კომუნიკაციურ და კომპიუტერულ სისტემებში.

9.2. მზის ენერჯის წყაროები დედამიწაზე და „სათბურის“ ეფექტი

დედამიწაზე ენერჯის მოპოვების რამოდენიმე ხერხს შორის პირველ რიგშია ქიმიური და ბირთვული საწვავი. ქიმიური საწვავი არის ნავთი, ბუნებრივი აირი და ნახშირი. ბირთვული საწვავი არის ურანი და თორიუმი. მსუბუქ ელემენტებს შორის პირველია წყალბადი. ენერჯის მიღების მეორე გზა ჰიდროენერჯია და გეოთერმიაა.

თერმოდინამიკის კანონების თანახმად არსებობს ენერჯის მოპოვების მესამე ხერხი, სადაც გამოიყენება ტემპერატურათა სხვაობა (სითბოს ნაკადი გახურებული სხეულიდან ცივისკენ ნაწილობრივ შეიძლება გარდაიქმნას მექანიკურ მუშაობაში). ტემპერატურათა სხვაობა დედამიწაზე გხვდება ნებისმიერ ადგილას: დედამიწის ქერქში, მსოფლიო ოკეანეში და ატმოსფეროში. ყველა ეს შესაძლებლობანი დაკავშირებულია მზის გამოსხივების დაცემასთან დედამიწაზე. გამონაკლის წარმოადგენს მხოლოდ ატომური და გეოთერმული ელექტროსადგურები.

მზის გამოსხივების მოქმედების მრავალსახეობა განპირობებულია პირველ რიგში გარკვეული გამოსხივების ენერჯის არსებობით. მიუხედავად იმისა, რომ მზე განიხილება ცალკე ენერჯის წყაროდ დედამიწაზე და განსხვავებულად ბირთვული და წიაღისეული ენერჯის წყაროებიდან, მზის ენერჯია რეალურად ამა თუ იმ ფორმით არის დედამიწაზე არსებული მთელი ენერჯის წყარო. წიაღისეული საწვავი (ნავთი, ნახშირი, ბუნებრივი აირი) არის არსებითად მილიონი წლების წინ შენახული მზის ენერჯია.

ჰიდროელექტროენერჯიაც კი წარმოქმნილია მზისაგან. ჰიდროელექტროსადგურები იყენებენ წყლის მიმოქცევას ბუნებაში. უფრო მეტიც, მათი მუშაობა შეუძლებელია წყლის აორთქლების გარეშე

და ენერჯის სიმძლავრე დამოკიდებულია მზის მიერ წყლის აორთქლებაზე. წყლის შემდგომი დაბრუნება დედამიწაზე წვიმის სახით უზრუნველყოფს წყალსაცავებს წყლით.

დედამიწა ლეულობს მზის სხივების მხოლოდ მიზერულ ნაწილს. მაგრამ ეს წილიც კოლოსალურია და საკმარისია ნებისმიერი პროექტის განსახორციელებლად.

ელექტროენერჯის წარმოების ტრადიციული ტექნოლოგიები ძლიერ აზიანებენ გარემოს (ტოქსიკური მძიმე ლითონები, გოგირდის და აზოტის ჟანგეულები, რომლებიც ატმოსფეროში გარდაიქმნებიან გოგირდის და აზოტის მჟავებად და ბრუნდებიან დედამიწაზე მჟავე წვიმების და თოვლის სახით). განსაკუთრებით აღსანიშნავია კლიმატის გლობალური დათბობა, გამონვეული „სათბური“ ეფექტით- „სათბური“ აირების-ნახშირწყალბადების ჭარბი შემცველობით ჰაერში. ენერჯის სექტორი არის „სათბური“ აირების (ნახშიროჟანგის აირი, მეთანი და სხვა) მთავარი მწარმოებელი ნიაღისეული საწვავის დაწვის შედეგად [7,8].

ეს აირები შთანთქავენ 7მკმ-13მკმ არეში გამოსხივებას, რომელსაც ასხივებს დედამიწის ზედაპირი, ინახავენ ამ ენერჯიას და ხელს უშლიან დედამიწის ზედაპირის გაცხეებას. ამით ირღვევა ენერჯების ბუნებრივი გაცვლა მზის დაცემულ დასხივებასა და დედამიწის ზედაპირიდან კოსმოსში გასულ ენერჯიას შორის. ეს კი იწვევს ტემპერატურის ზრდას დედამიწაზე. ამიტომ დღეს მსოფლიო ითხოვს ეკოლოგიურად სუფთა ენერჯიას. ვარაუდობენ, რომ 2030 წლისათვის მოსალოდნელია 1-4 გრადუსით ტემპერატურის გაზრდა, რაც გამოიწვევს სავალალო შედეგებს ბუნებაში და კლიმატში. ამის გარდა საწვავის დაწვა არა მარტო აღარბებს დედამიწას, ის აბინძურებს ნიადაგს, წყალს და ჰაერს მავნე ნარჩენების უამრავი რაოდენობით.

ჰიდროელექტროსადგურებთანაც არ არის ყველაფერი წესრიგში. მდინარეების წყლის რეჟიმის ცვლილება გავლენას ახდენს კლიმატზე და ანადგურებს ფლორას და ფაუნას. საწვავის მარაგი და ჰიდროენერჯის გამოყენების შესაძლებლობები მიმართულია ამონურვისაკენ. ეჭვს გარეშეა ენერჯის მოპოვების ყველაზე ოპტიმალური ხერხია მზის გამოსხივების პირდაპირი გამოყენება. ეს იძლევა ნავთის, გაზის, ნახშირის ჩანაცვლების საშუალებას. მაგალითად, 1კგ სილიციუმი მზის ელემენტებში 30 წლის განმავლობაში გამო-

იმუშავებს 300 მვტ.ს. აქედან ადვილია გადაითვალოს (ნავთობის კუთრი წვის სითბო 43.7მჯ/კგ), რომ 1კგ სილიციუმის მზის ელემენტებით გამომუშავებული ელექტროენერგია ეკვივალენტურია დაახლოებით ნავთობის 75 ტონისა. საინტერესოა სხვადასხვა ტიპის ელექტროსადგურების მახასიათებლების შედარება (დანართი 4). ის აჩვენებს, რომ ფოტოელექტრული ელექტროსადგური ყველაზე ეკოლოგიურად სუფთაა და ადვილად ასაგები (მოდულის კონსტრუქცია).

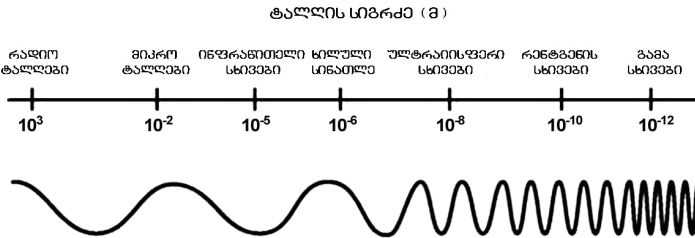
9.3. მზის გამოსხივების მახასიათებლები

მზის გამოსხივება არის მზის მიერ გამოსხივებული ელექტრომაგნიტური გამოსხივების სახელი. მზის გამოსხივება, სხვადასხვა ტექნოლოგიების გამოყენებით, შეიძლება დაჭერილი და გარდაქმნილი იქნას ენერგიის სასარგებლო ფორმებად, როგორცაა სითბო (პირდაპირი გათბობის სისტემები სახურავებზე, მზის ღუმელები და ა.შ.) ფოტოსინთეზი და ელექტროენერგია. თუმცა, ამ ტექნოლოგიების ტექნიკური მიზანშეწონილობა და ეკონომიკური შედეგი დამოკიდებულია კონკრეტულ ადგილას არსებულ მზის რესურსზე.

მზის გამოსხივების დონე, რომელიც მოდის ფოტოელექტრულ პანელებზე, განსხვავდება პანელის მდებარეობისა და დროის ინტერვალების მიხედვით დღის განმავლობაში. შედეგად, მზის გამოსხივების დონე პირდაპირ გავლენას ახდენს ფოტოელექტრულ პანელების სიმძლავრეზე. ამიტომ, მზის გამოსხივების პარამეტრების ცოდნა მზის ენერგეტიკისთვის უმნიშვნელოვანესი საკითხია.

მზის გამოსხივება. მზე არის გავარვარებული აირიანი სფერო, რომლის გამოსხივების ენერგიის წყაროა თერმობირთვული რეაქციები. მზის ნიაღში ატომების ბირთვებს შორის მიმდინარეობს ბირთვული რეაქციები ოც მილიონ კელვინზე მეტ ტემპერატურაზე—უმართავი თერმობირთვული სინთეზი. მთავარი ამ ბირთვულ რეაქციებს შორის არის წყალბადის გარდაქმნა ჰელიუმში. გამოსხივება მზის ბირთვიდან და შიდა ფენებიდან პირდაპირ არ დაიკვირვება, რადგან ძლიერად შთაინთქმევა წყალბადის ატომებით მზის ზედაპირთან ახლოს. სითბო გადმოიცემა კონვექციით ამ ფენების მეშვეობით. მზის ზედაპირს აქვს დაახლოებით 6000K ტემპერატურა. მზის

ენერგია არის კორპუსკულარული (პროტონების ნაკადი) და ელექტრომაგნიტური ბუნების გამოსხივება. მზის ენერგიის ძირითადი ნაწილი ამოიფრქვევა ელექტრომაგნიტური გამოსხივების სახით ულტრაიისფერიდან ინფრანითელ დიაპაზონში, ანუ მოიცავს: ხილულ სინათლეს, ულტრაიისფერ, ინფრანითელ და რადიოტალღების, რენტგენულ და გამა გამოსხივებას (ნახ.9.1).



ნახ.9.1. ელექტრომაგნიტური სპექტრი ანუ ელექტრომაგნიტური გამოსხივების ტალღების და სიხშირეების (კვანტების ენერგიის) სპექტრი

დედამინაზე დაცემული მზის გამოსხივება ხასიათდება რამოდენიმე საკვანძო მახასიათებლით, რომლებიც განსაზღვრავენ თუ როგორ ურთიერთქმედებენ დაცემული სხივები მზის ელემენტთან ან სხვა სხეულთან. მზის გამოსხივების მნიშვნელოვანი მახასიათებლებია: დაცემული შუქის სპექტრული შემადგენლობა; მზის გამოსხივების ინტენსიურობა; მზის ელემენტზე დაცემული სხივების დაცემის კუთხე; განსაზღვრულ ზედაპირზე დაცემული მზის გამოსხივების ენერგიის რაოდენობა წლის ან დღის განმავლობაში [9-13].

ფოტონების ნაკადი. კვანტური მექანიკის თანახმად ფოტონი მყლავნდება ან როგორც ტალღა ან როგორც ნაწილაკი (ნახ.9.2).



ნახ. 9.2. „ტალღური პაკეტი“: ა) მაღალი ენერგიის ფოტონი ცისფერი სინათლისთვის; ბ) დაბალი ენერგიის ფოტონი წითელი შუქისთვის; გ) დაბალი ენერგიის ფოტონი ინფრანითელი სხივებისთვის

ფოტონების ნაკადი განსაზღვრას მზის ელემენტით გამომუშავებულ დენს ანუ სინათლით წარმოქმნილ ელექტრონების რაოდენო-

ბას. ფოტონების ნაკადი (Φ) არის ფოტონების რიცხვი ($N_{\text{ფოტონი}}$), რომელიც ეცემა მზის ელემენტის ფართის ერთეულზე ერთ წამში:

$$\Phi = N_{\text{ფოტონი}} / \text{მ}^2 \cdot \text{წმ} \quad (9.1).$$

ენერგიის სიმკვრივე (მზის გამოსხივების ინტენსიურობა). მზის გამოსხივება პირველ რიგში ხასიათდება ისეთი პარამეტრით, როგორც ინტენსიურობაა, ე.ი. ფართის ერთეულზე დაცემული ენერგიით (სიმძლავრით). ეს პარამეტრი განსხვავებულია დედამიწის სხვადასხვა რეგიონში. დედამიწაზე მზის გამოსხივების მაქსიმალური ინტენსიურობა დაახლოებით 1300 ვტ/მ²-ია. ფოტონის ტალღის სიგრძე ან ენერგია და ფოტონების ნაკადი საშუალებას იძლევა გამოითვალოს ენერგიის სიმკვრივე (გამოსხივების ინტენსიურობა 1ვატ/მ²) მოცემული ტალღის სიგრძისთვის. ენერგიის სიმკვრივე განისაზღვრება როგორც ფოტონების ნაკადის (Φ) და ერთი ფოტონის ენერგიის ნამრავლი.

$$I = \Phi \cdot hc/\lambda \text{ ან } I = e\Phi \cdot 1.24/\lambda \quad (9.2),$$

სადაც λ ტალღის სიგრძეა (მკმ) და e , h და c —უდმივებია.

ამ ტოლობიდან გამომდინარეობს, რომ ერთი და იგივე ინტენსიურობის გამოსხივების მიღებისათვის მაღალი ენერგიის (მოკლე ტალღები) ფოტონების შემთხვევაში საჭიროა ნაკლები ფოტონების ნაკადი ვიდრე დაბალი ენერგიის (გრძელი ტალღები) ფოტონებისათვის.

მზის გამოსხივების ნაკადის სპექტრული სიმკვრივე (I_λ). მზის ელემენტების ანალიზის დროს სინათლის წყაროს ერთერთი გავრცელებული მახასიათებელი არის მზის გამოსხივების ნაკადის სპექტრალური სიმკვრივე. ეს არის ენერგიის სიმკვრივე გარკვეული ტალღის სიგრძისთვის:

$$I_\lambda = e\Phi \cdot 1.24/\lambda^2 \text{ ან } I_\lambda = e\Phi E^2/1.24 \quad (9.3),$$

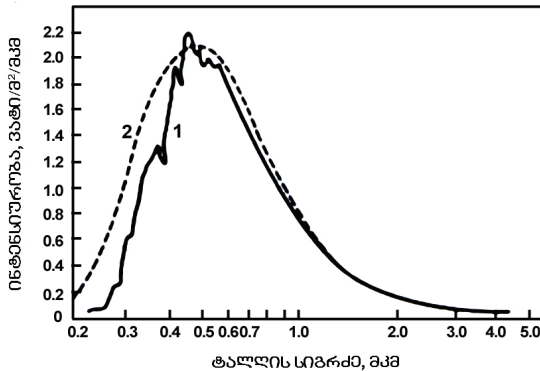
სადაც I_λ -გამოსხივების ნაკადის სპექტრული სიმკვრივეა (ვატ/მ²·მკმ); Φ - ფოტონების ნაკადი ($N_{\text{ფოტონი}}/\text{მ}^2 \cdot \text{წმ}$), E - ფოტონის ენერგია (ევ).

სრული განათება. გამოსხივების წყაროს კიდევ ერთი მახასიათებელია წყაროს სრული ნათება (ობიექტის განათებულობა). ის მიიღება სპექტრული განათებულობის ინტეგრირებით ყველა ტალღის სიგ-

რძეზე ან ენერგიებზე. მაგრამ უმრავლეს შემთხვევაში სპექტრული განათებულობის ზუსტი განტოლება არ არსებობს.

ინტეგრირების მაგიერ სპექტრული განათებულობას ზომავენ ყოველი ტალღის სიგრძისათვის და შემდეგ აჯამებენ. ენერგიის სიმკვრივე, რომელსაც ასხივებს მზე, გამრავლებული მზის ზედაპირის ფართზე იძლევა მთელ ენერგიას, რომელსაც ასხივებს მზე და ის ტოლია $9.5 \cdot 10^{25}$ ვატისა.

შავი სხეულის გამოსხივება. მზის გამოსხივების ჭეშმარიტი სპექტრული ინტენსიურობის დადგენა ძალიან რთულია. მაგრამ მზის გამოსხივება, როგორც სხვა ნყაროს გამოსხივებაც, კარგ მიახლოებაში შეიძლება აინეროს აბსოლუტურად შავი სხეულის მოდელის გამოსხივებით, რომლის სპექტრული მახასიათებელი ნაჩვენებია ნახ.9.3-ზე.



ნახ.9.3. ატმოსფეროს ზედა საზღვარზე პირდაპირი მზის გამოსხივების ნორმალური სიმკვრივის (1) და 6000K ტემპერატურის აბსოლუტურად შავი სხეულის გამოსხივების სპექტრული მახასიათებელი (2)

აბსოლუტურად შავი სხეული შთანთქავს მთელ მის ზედაპირზე დაცემულ ყველა ტალღის სიგრძის ელექტრომაგნიტურ გამოსხივებას და არაფერს არეკლავს. მისი შთანთქმის კოეფიციენტია 1. ის ასხივებს გამოსხივებას, რომლის სპექტრი დამოკიდებულია მის ტემპერატურაზე. შავი სხეული თუ არ ასხივებს თვალისთვის ხილულ არეში ჩანს აბსოლუტურად შავად, რადგან შთანთქავს ყველა სიგრძის ტალღას.

მზის სისტემაში აბსოლუტურად შავი სხეულის თვისებებს უმაღლესი მიახლოებით ფლობს მზე. მზის ელემენტებისათვის საინტერესოა ის შავი სხეული, რომელიც ასხივებს თვალისთვის ხილულ არეში სპექტრული განათების მაქსიმუმით, როგორც მზე. შავი სხეულის სპექტრული განათება აღინერება პლანკის გამოსხივების კანონით [10]:

$$F(\lambda) = \frac{2\pi hc^2}{\lambda^5 (\exp(\frac{hc}{k\lambda T}) - 1)} \quad (9.4),$$

სადაც λ - გამოსხივების ტალღის სიგრძეა, T - ტემპერატურაა, h , c და k – მუდმივები.

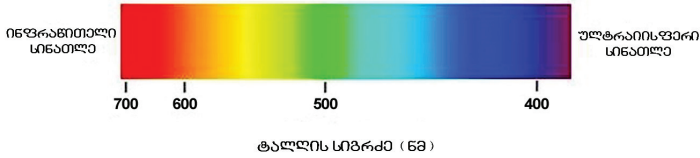
ამ ფორმულის თანახმად სპექტრული განათება დამოკიდებულია ტალღის სიგრძეზე და ტემპერატურაზე. შავი სხეულის სრული განათება ($H_{\text{მზე}}$, ვატ/მ²) სპექტრული განათობის ინტეგრირებით ყველა ტალღეზე იძლევა:

$$H_{\text{მზე}} = \sigma \cdot T^4 \quad (9.5),$$

სადაც σ – სტეფან ბოლცმანის მუდმივაა, T - შავი სხეულის ტემპერატურა (K). შავი სხეულის დამატებითი მნიშვნელოვანი პარამეტრია სპექტრული განათების მაქსიმუმის ტალღის სიგრძე ($\lambda_{\text{პიკი}}$), რომელზეც ხდება ენერგიის უდიდესი ნაწილის გამოსხივება. ეს ტალღის სიგრძე განისაზღვრება ვინის კანონით:

$$\lambda_{\text{პიკი}} = 2900/T \quad (9.6)$$

მზის გამოსხივების სპექტრი. მზის ელემენტის სიმძლავრე პირველ რიგში დამოკიდებულია მზის გამოსხივების სპექტრზე. მზის გამოსხივება შედგება სხვადასხვა სიხშირის ტალღისაგან (ნახ. 9.1). მზის ენერგიის 99% მოდის 100ნმ-400ნმ ტალღების სიგრძის ინტერვალზე. ხოლო მზის გამოსხივების სპექტრი დედამიწის ზედაპირთან მოიცავს 280ნმ-3000ნმ (0.2მკმ-3მკმ) ტალღების დიაპაზონს (ნახ.9.3). მზის სპექტრში პირობითად გამოიყოფა სამი უბანი: ულტრაიისფერი ($\lambda < 390$ ნმ), ხილული (390 ნმ $<\lambda < 760$ ნმ) და ინფრარითელი ($\lambda > 760$ ნმ)(ნახ. 9.1). მაქსიმუმი სპექტრულ მრუდში მდებარეობს ხილული შუეის 400ნმ-700ნმ არეში, კერძოდ, მწვანე შუეის მიდამოში-500ნმ-565ნმ ($\sim h\nu = 2.2$ ევ) (ნახ. 9.4).



ნახ.9.4. ხილული სინათლის სპექტრი

ადამიანის თვალის უდიდესი მგრძობიარობა (სპექტრის ხილული არე) ემთხვევა მზის გამოსხივების უდიდეს ინტენსიურობას. მზის სხივები, რომელსაც ჩვენ ვხედავთ, არის მხოლოდ პატარა ნაწილი იმ გამოსხივების მთელი ელექტრომაგნიტური სპექტრის, რომელსაც ასხივებს მზე და ეცემა დედამიწას. ტალღის სიგრძის გამოსხივების წვლილის განხილვა ჯამურში (დანართი 5) აჩვენებს, რომ მზის გამოსხივების ენერჯის განაწილება სპექტრში სხვადასხვა ტალღების სიგრძის მიხედვით არ არის თანაბარი.

9.4. მზის გამოსხივება კოსმოსში და დედამიწის ზედაპირზე

კოსმოსი. მზეს მოშორებული ნებისმიერი ობიექტი იღებს მზის მთელი გამოსხივების ნაწილს. მზის ზედაპირის განათება (I) არის ენერჯის სიმკვრივე, რომელიც ეცემა ობიექტზე. მზის გამოსხივების ერთი და იგივე ნაკადი ეცემა სხვადასხვა ფართის ზედაპირს. რაც უფრო დიდი მანძილია მზისგან, მით უფრო მეტი ფართის ზედაპირზე განივრცობა მზის გამოსხივების ნაკადი. ამიტომ, ობიექტის განათება კოსმოსში მცირდება რაც უფრო შორდება ობიექტი მზეს. მზისგან D მანძილით მოშორებული ობიექტის განათება ტოლია მზის გამოსხივების საერთო ენერჯის $\sigma T^4 \cdot 4\pi R_{\text{მზე}}^2$ (σ – სტეფან ბოლცმანის მუდმივაა, $4\pi R_{\text{მზე}}^2$ – მზის ზედაპირის ფართი, $R_{\text{მზე}}$ – მზის რადიუსი) განაყოფისა ობიექტის ზედაპირის ფართზე $4\pi D^2$, რომელზეც ეცემა მზის შუქი. ამიტომ ობიექტის განათებაა:

$$H_0 = R_{\text{მზე}}^2 \cdot H_{\text{მზე}} / D^2 \quad (9.7),$$

სადაც $H_{\text{მზე}} = 5.961 \cdot 10^7$ ვატ/მ² – მზის ზედაპირის განათება განსაზღვრულია სტეფან-ბოლცმანის განტოლებიდან. დედამიწის ატმოსფეროს საზღვართან მზის გამოსხივება (9.7) ფორმულით ტოლია 1.36 კვატ/მ².

დედამინა მოძრაობს მზის გარშემო ელიფსურ ორბიტაზე და დედამინა-მზეს მანძილი პერიოდულად მცირედ (3%-4%) იცვლება. მზის გამოსხივების უდიდესი ნაკადი ივლისშია, უმცირესი – იანვარში. ამავე დროს თვით მზის გამოსხივებაც არ არის მუდმივი. ამიტომ ჯამში დედამინაზე დაცემული გამოსხივების ნაკადის სიმკვრივეც იცვლება. ჩვეულებრივ ეს ცვლილებები არ არის მნიშვნელოვანი ფოტოელექტრული სისტემების გათვლებისთვის და შეიძლება მზის გამოსხივება ჩაითვალოს მუდმივად.

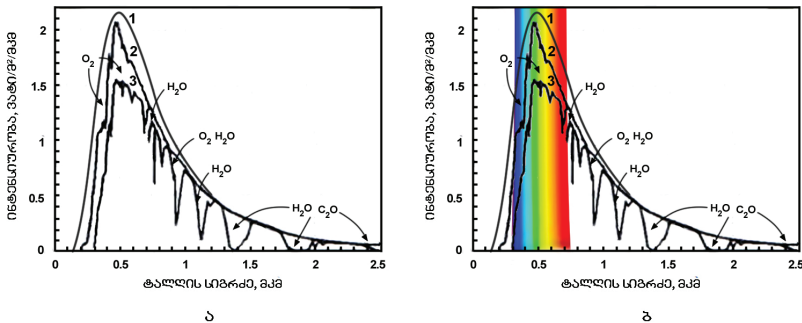
დედამინის ზედაპირი. ატმოსფერომდე მოსული მზის შუქი შედარებით მუდმივია და განსხვავდება დედამინის ზედაპირამდე მოსული მზის გამოსხივებისაგან. სხვადასხვა ტალღის სიგრძე სხვადასხვანაირად შთანთქმევა და განიბნევა. ატმოსფეროში შემოსვლისას მზის გამოსხივების ინტენსიურობა სუსტდება ძირითადად ინფრანითელი გამოსხივების (წყლის ორთქლით) და ულტრაიისფერი სხივების (ოზონით) შთანთქმით და გამოსხივების გაბნევით (მტვრით და აეროზოლებით). მზის გამოსხივების მოკლე ტალღური ნაწილი (300ნმ) განიბნევა და შთანთქმევა ატმოსფეროს ზედა ნაწილში, რადიო ტალღები (20მ-30მ) ეკრანირდება ატმოსფეროს მიერ. მზის ატმოსფერომდე მოსული და მინაზე დაცემული მზის ენერგია ატმოსფეროში შემოსვლის შემდეგ ნაწილდება შემდეგნაირად: ანარეკლი ატმოსფეროთი, ღრუბლებით და დედამინის ზედაპირით; შთანთქმული ატმოსფეროთი, მიწით და ოკეანით; გამოსხივებული კოსმოსში ატმოსფეროდან და დედამინიდან; ჰაერის ასვლა ზემოთ; ფარული სითბო წყლის ორთქლში; გამოსხივება შთანთქმული ატმოსფეროთი.

მზის დასხივების რაოდენობა, რომელიც აღწევს დედამინის ზედაპირზე ნებისმიერ წერტილს, მნიშვნელოვნად შეცვლილია და განისაზღვრება: ამინდით ანუ ატმოსფერული მოვლენებით, შთანთქმის და გაბნევის ჩართვით; ატმოსფეროს ლოკალური ცვლილებებით (წყლის აორთქლება, ღრუბლები, გაჭუჭყიანება); ადგილმდებარეობის გეოგრაფიული განედით და წლისა და დღის დროთი, დღის ხანგრძლივობით გარკვეულ განედზე და სეზონური ცვლილებებით. ჩამოთვლილი ფაქტორები ინვევენ მიღებული გამოსხივების ენერგიის, სპექტრალური შემადგენლობის და დედამინაზე მზის სხივების დაცემის კუთხის ცვლილებებს.

ყველაზე ნაკლები ცვლილებები მზის დასხივების რაოდენობა-

ში დაიკვირვება უდაბნო ადგილებში (ღრუბლების არ არსებობის გამო) და აგრეთვე ეკვატორის მიდამოებშიც (მზის მიმართ დედამიწის მდებარეობის მცირე სეზონური ცვლილების გამო). ამრიგად, დედამიწის ზედაპირთან ატმოსფეროს მიერ გამოწვეული მზის გამოსხივების ცვლილებებს შორის მზის ელემენტებისათვის მთავარია: მზის გამოსხივების ინტენსიურობის შემცირება შთანთქმის, გაბნევის და არეკვლის გამო ატმოსფეროში; მზის გამოსხივების სპექტრული შემადგენლობის ცვლილება სხვადასხვა ტალღის სიგრძის განსხვავებული შთანთქმის ან გაბნევის გამო; ატმოსფეროს ლოკალური ცვლილებები.

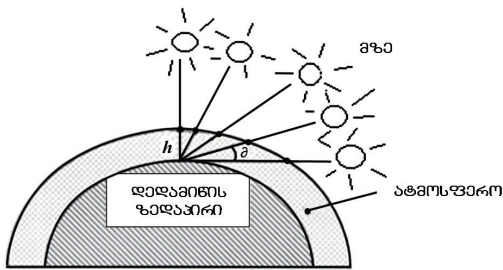
ატმოსფერული მოვლენები. როცა მზის შუქი შემოდის ატმოსფეროში აირების (მათ შორის ჟანგბადი, ნახშირორჟანგი, წყლის ორთქლი), მტვრის ნაწილაკების და აეროზოლების მიერ ფოტონების შთანთქმის შედეგად მზის გამოსხივების სპექტრზე ჩნდება ღრმულები (ნახ.9.5), რომლებიც შეესაბამებიან ამ ფოტონების ენერგიებს.



ნახ.9.5. მზის გამოსხივების სპექტრული ინტენსიურობა: ა) 1-მზის გამოსხივების მიახლოებითი წარმოდგენა 6000K ტემპერატურის აბსოლუტურად შავი სხეულის მოდელის გამოსხივებით; 2- მზის გამოსხივება ატმოსფეროს გარეთ; 3- დედამიწამდე მიღწეული მზის გამოსხივება; ბ) ადამიანის თვალის უდიდესი მგრძობიარობა (სპექტრის ხილული არე) ემთხვევა მზის გამოსხივების უდიდეს ინტენსიურობას [7,11]

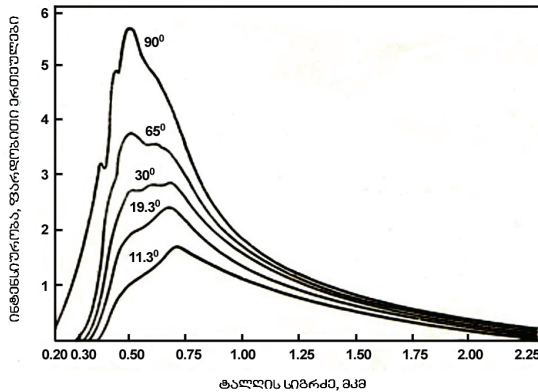
ნახ.9.5-დან ჩანს, რომ წყლის ორთქლი და ნახშირორჟანგის აირი შთანთქავენ სპექტრის შორეული ინფრანითელი არის მნიშვნელოვან ნაწილს 2მკმ ზემოთ, ოზონი კი შთანთქავს ულტრაიისფერ არეს 0.3მკმ

ქვემოთ. თუმცა ატმოსფერული აირების მიერ ფოტონების შთანთქმა ცვლის მინისზედა მზის გამოსხივების სპექტრულ შემადგენლობას, მაგრამ ისინი მცირე გავლენას ახდენენ გამოსხივების ნაკადის საერთო სიმკვრივეზე ანუ ინტენსიურობაზე. გამოსხივების ნაკადის საერთო სიმკვრივეს ძირითადად ცვლის გამოსხივების შთანთქმა და გაბნევა ჰაერის მოლეკულებით და მტვრის ნაწილაკებით. მოლეკულური შთანთქმის შედეგია არა ღრმულები გამოსხივების სპექტრში, არამედ გამოსხივების ინტენსიურობის შემცირება, რომელიც დამოკიდებულია იმაზე, თუ რა გზას გაივლის სინათლე ატმოსფეროში (ნახ.9.6).



ნახ.9.6. მზის სხივების მიერ ატმოსფეროში გავლილი მანძილი ჰორიზონტზე მზის სხვადასხვა მდებარეობის დროს

ნახ.9.7-ზე ნაჩვენებია თუ როგორ იცვლება მზის გამოსხივების სპექტრი, როცა იცვლება მზის ელემენტზე მზის სხივების დაცემის კუთხე.



ნახ.9.7. ენერჯის განაწილება მზის სპექტრში მშრალ და სუფთა ატმოსფეროში ჰორიზონტზე მზის სხვადასხვა სიმაღლეზე

დაცემული შუქის გაბნევის შედეგად წარმოქმნილი პირდაპირი და დიფუზური გამოსხივება. მზის შუქი შემოდის რა ატმოსფეროში არა მარტო შთაინთქმევა, არამედ, აგრეთვე განიბნევა ატმოსფეროს მოლეკულებით. ეს განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია მოკლე ტალღებისათვის (ლურჯი შუქი). ამის გარდა შუქი განიბნევა აეროზოლის და მტვრის ნაწილაკებზე. გაბნევა არ ხდება მხოლოდ ერთი მიმართულებით. ასეთ სინათლეს ეწოდება დიფუზური. კარგ მზიან დღეს დიფუზური გაბნევა შეადგენს დაახლოებით მთელი დაცემული სინათლის 10%-ს.

კოსმოსში და დედამიწის ზედაპირზე მზის გამოსხივების დამატებითი დამახასიათებელი პარამეტრები მოყვანილია დანართ 6-ში.

9.5. ნახევარგამტარი მასალების შესარჩევი კრიტერიუმები მზის ელემენტისათვის

ფოტოელექტრობის საფუძველს წარმოადგენს მუხტის მატარებელთა წარმოქმნა ფოტონების მიერ. ამიტომ, ელემენტების მუშაობისათვის გამოსადეგი ნახევარგამტარი მასალების მთავარი განმსაზღვრელი პარამეტრებია: აკრძალული ზონის სიგანე, დენის მატარებელთა კონცენტრაცია, მზის სხივების ზემოქმედებით თავისუფალი მუხტის მატარებლების წარმოქმნა და რეკომბინაცია.

რასაკვირველია, მზის ელემენტების ფუნქციონირებისთვის არსებითი მნიშვნელობა აქვს ნახევარგამტარების ძირითად ელექტრულ პარამეტრებს (დენის მატარებელთა კონცენტრაცია და ძვრადობა), რომელთა ოპტიმალური მნიშვნელობები მიიღწევა ნახევარგამტარების ტექნოლოგიის დახვეწით. მზის ელემენტებისათვის კი უმთავრესი მნიშვნელობა აქვს ნახევარგამტარების ოპტიკურ თვისებებს, კერძოდ, შთანთქმის კოეფიციენტს, არეკვლას და სხვას.

შთანთქმა. ნახევარგამტარზე დაცემული ფოტონები აირეკვლება მის ზედაპირიდან და შთანთქმევა მასში, ან თუ არც აირეკლება, არც შთანთქმევა ისინი გავა მასში. მზის ელემენტებისათვის არეკვლილი და გასული ფოტონები დანაკარგია, რადგან ისინი არ მონაწილეობენ ელექტრობის შექმნაში. ფოტონები $E_{\text{ფ}}$ ენერგიით ნაკლები ვიდრე აკრძალული ზონის სიგანე, სუსტად ურთიერთქმედებენ ნახევარგამტართან, არ შთანთქმებიან, გადიან მასში თითქოს ის გამჭვირვალეა, არ წარმოქმნიან ფოტოელექტრონებს.

ხოლო შთანთქმევა თუ არა ფოტონი ეს დამოკიდებულია მის ენერგიაზე ($E_{ფ}$). როცა ფოტონი შთანთქმევა, მას გადაყავს ელექტრონი ვალენტური ზონიდან გამტარობის ზონაში. მხოლოდ იმ შემთხვევაში თუ ფოტონს აქვს საკმარისი ენერგია რომ გადაიყვანოს ელექტრონი ვალენტური ზონიდან გამტარობის ზონაში ის მონაწილეობს დენის შექმნაში. მინიმალური ენერგია (E_g), რომელიც საჭიროა, რომ ელექტრონი ბმულ მდგომარეობიდან გადავიდეს თავისუფალში, სადაც შეუძლია მიიღოს მონაწილეობა ელექტროგამტარობაში, ტოლია ნახევარგამტარის აკრძალული ზონის სიგანისა და ასეთი ენერგიის ერთი ფოტონი გენერირებს ერთ ელექტრონს.

როცა ფოტონების ენერგია იზრდება და $> E_g$ მათ ურთიერთქმედება შეუძლიათ ვალენტური ზონის ბევრად უფრო მეტ ელექტრონებთან, შედეგად ისინი შთანთქმევა. მაგრამ იმ ფოტონებით, რომელთა ენერგია მეტია ვიდრე აკრძალული ზონის სიგანე, თავისუფალი ელექტრონები წარმოიქმნებიან მხოლოდ უშუალოდ ვალენტური ზონის კიდესთან მყოფი ელექტრონებით. აკრძალული ზონის სიგანეზე მეტი ენერგია იკარგება, რადგან სითბური პროცესების გამო ელექტრონები სწრაფად კარგავენ ჭარბ ენერგიას და უბრუნდებიან აკრძალული ზონის კიდეს. შთანთქმის ასეთი ხასიათი კარგად აისახება ნახ.9.8-ზე.

შთანთქმის კოეფიციენტი და სიღრმე. მზის ელემენტის ნებისმიერ უბანზე შუქის ინტენსიურობა (I) განისაზღვრება შთანთქმის კოეფიციენტით (α , სმ⁻¹) და მანძილით შთანთქმელი მასალის (სიღრმით) ზედაპირიდან (x), რომელზეც გამოითვლება ინტენსიურობა შემდეგი ფორმულით:

$$I = I_0 e^{-\alpha x} \quad (9.8),$$

სადაც I_0 – სინათლის ინტენსიურობაა მზის ელემენტის ზედაპირზე, α -შთანთქმის კოეფიციენტი ($\alpha=4\pi k/\lambda$, λ -ტალღის სიგრძეა და k ექსტინქციის კოეფიციენტი). ეს ფორმულა ძალაშია, თუ არეკვლა მცირეა და უგულველყოფილია. ეს განტოლება გვიჩვენებს, რომ სინათლის ინტენსიურობა ექსპონენციურად მცირდება მისი ნახევარგამტარის სიღრმეში შესვლისას. სინათლის შთანთქმის კოეფიციენტი დამოკიდებულია თვით ნახევარგამტარი მასალის ბუნებაზე და შთანთქმული სხივის ტალღის სიგრძეზე.

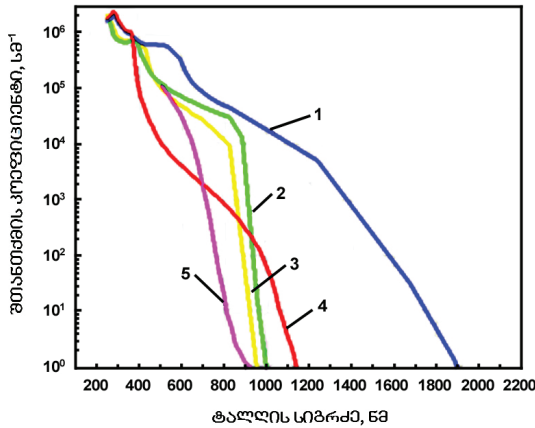
შთანთქმის კოეფიციენტი გვიჩვენებს თუ რა სიღრმეზე შედის

გარკვეული ტალღის სიგრძის მზის შუქი ნახევარგამტარში ვიდრე ის შთანთქმევა. ბუგერ-ლამბერტ-ბერას კანონის თანახმად სინათლის გავრცელებისას მშთანთქავ გარემოში შთანთქმის სიღრმე ტოლია შთანთქმის კოეფიციენტის შებრუნებული სიდიდისა α^{-1} . დაბალი შთანთქმის კოეფიციენტით მასალებში ფოტონები ცუდად შთანთქმევა. მასალის გათხელებით ის გამჭირვალე ხდება მოცემული ტალღის სიგრძისთვის.

რადგან შთანთქმის კოეფიციენტი დამოკიდებულია ტალღის სიგრძეზე, სხვადასხვა ტალღის სიგრძის გამოსხივება შედის სხვადასხვა სიღრმეზე ვიდრე შთანთქმევა მასალით. შთანთქმის სიღრმე არის საჭირო პარამეტრი, რადგან გვიჩვენებს სიღრმეს მასალაში, რომელზეც შუქის ინტენსიურობა მცირდება დაახლოებით 36%-ით სანყისთან შედარებით (მცირდება $1/e$ -ჯერ).

დიდი ენერგიის ელექტრომაგნიტურ ტალღებს (მოკლე ტალღეები) აქვთ მაღალი შთანთქმის კოეფიციენტი და ისინი შთანთქმევა მცირე სიღრმეზე ზედაპირიდან. მაგალითად, ცისფერი სინათლისათვის ($\lambda=0.45$ მკმ) $\alpha=10^5$ სმ⁻¹ სილიციუმის მზის ელემენტებისათვის და ის შთანთქმევა ძალიან ახლო მანძილზე ზედაპირიდან, სულ რამდენიმე მიკრომეტრის სიღრმეზე. ამავე დროს, დაბალი ენერგიის ელექტრომაგნიტური ტალღები (გრძელი ტალღები) შთანთქმევა ნაკლები ინტენსიურობით. მაგალითად, ნითელი სინათლისთვის ($\lambda=0.8$ მკმ) $\alpha=10^3$ სმ⁻¹ და ის შთანთქმევა უფრო ღრმად. ნითელი სინათლე შედის სილიციუმში რამოდენიმე ასეული მიკრონის სიღრმეზე, ხოლო ინფრანითელი ელექტრომაგნიტური ტალღებისთვის ($\lambda=1.1$ მკმ) $\alpha=10^3$ სმ⁻¹ და ისინი შთანთქმევა ძალიან სუსტად, რადგან ენერგია ახლოა სილიციუმის აკრძალულ ზონასთან.

ნახევარგამტარების შთანთქმის კოეფიციენტი ძლიერადაა დამოკიდებული ტალღის სიგრძეზე იმ ფოტონებისათვისაც, რომელთა ენერგია აღემატება აკრძალული ზონის სიგანეს. შთანთქმის სპექტრს აქვს მკვეთრი კიდე, რადგან ფოტონებს, აკრძალული ზონის სიგანეზე ნაკლები ენერგიით, არ ყოფნით ენერგია, რათა გადაიყვანონ ელექტრონი ვალენტური ზონიდან გამტარობის ზონაში. შედეგად, სინათლე არ შთანთქმევა. ნახ.9.8-ზე ნაჩვენებია მზის ელემენტებისათვის გამოყენებადი ძირითადი ნახევარგამტარი მასალების შთანთქმის სპექტრი.



ნახ.9.8. მზის ელემენტებისათვის ვარგისი ძირითადი ნახევარგამტარი მასალების შთანთქმის სპექტრი 300K- ზე. 1-GaAs; 2-InP; 3-Ge; 4- კრისტალური Si; 5- ამორფული Si

აკრძალულ ზონასთან ახლო ენერგიით ფოტონების შთანთქმა შედარებით მცირეა, რადგან მათთან შეუძლიათ იურთიერთქმედონ (გამოიწვიონ შთანთქმა) მხოლოდ ელექტრონებს უშუალოდ ვალენტური ზონის კიდესთან.

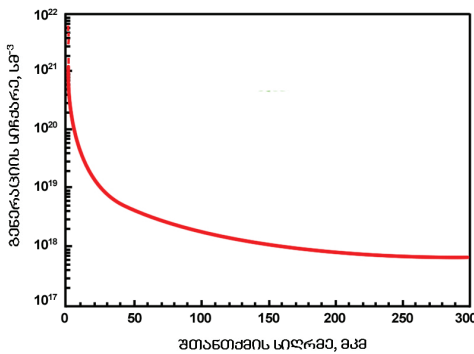
10მმ სისქის სილიციუმში შთანთქმევა აკრძალული ზონის სიგანეზე მეტი ენერგიის ფოტონების მქონე პრაქტიკულად მთელი სინათლე. 30მკმ სისქის მასალაში შთანთქმევა მხოლოდ მთელი დასხივების 30%. დანაკარგებია სპექტრის გრძელტალღოვან არეში (ნითელი და ნარინჯისფერი სინათლე).

ძირითადი და არაძირითადი დენის მატარებლები. ფოტონების შთანთქმის დროს წარმოიქმნება როგორც ძირითადი ისე არა ძირითადი დენის მატარებლები. უმრავლეს შემთხვევაში დენის ძირითადი მატარებლების კონცენტრაცია, რომლებსაც ქმნიან ფოტონები, რამდენიმე რიგით ნაკლებია ვიდრე ნახევარგამტარში არსებული დენის ძირითადი მატარებლების რაოდენობა. ამიტომ დენის ძირითადი მატარებლების კონცენტრაცია მზით დასხივებულ ნახევარგამტარში შეიძლება ჩაითვალოს უცვლელად. საპირისპიროა არაძირითადი დენის მატარებლებისათვის. ფოტონებით შექმნილი არაძირითადი დენის მატარებლების კონცენტრაცია ბევრად აღემატება არსებულ ნონასწორულ რაოდენობას. ამიტომ ფოტონებით წარმოქმნილი არაძირითადი დენის მატარებლების კონცენტრაცია შეიძლება ჩაითვალოს საერთო არაძირითადი დენის მატარებლების რაოდენობად.

დენის მატარებელთა წარმოქმნის სიჩქარე. ანუ ელექტრონების რიცხვი (G), რომელიც წარმოიქმნება მზის ელემენტის ნებისმიერ ნერტილში, ფოტონების შთანთქმის გამო, მნიშვნელოვანი პარამეტრია მზის ელემენტის ფუნქციონერებისათვის. თუ ფოტონების შთანთქმა, ანუ მზის სინათლის ინტენსიურობის შემცირება, იწვევს პირდაპირ ელექტრონ-ხვრელის წარმოქმნას, მაშინ დენის მატარებელთა წარმოქმნის სიჩქარე მასალის თხელ ფენაში განისაზღვრება სინათლის ინტენსიურობის ცვლილებით ამ ფენაში გავლისას. ამიტომ ინტენსიურობის განმარტებიდან გამომდინარე ფორმულა (9.8)-ის დიფერენცირებით მიიღება ელექტრონების რიცხვი, რომელიც წარმოიქმნება მზის ელემენტის ნებისმიერ ნერტილში:

$$G = \alpha N_0 e^{-\alpha x} \quad (9.9)$$

სადაც N_0 - ფოტონების ნაკადია ანუ ზედაპირის ერთეულ ფართზე დროის ერთეულში დაცემული ფოტონების რიცხვი. როგორც ფორმულიდან ჩანს ელექტრონ-ხვრელების რიცხვი, რომელიც წარმოიქმნა მზის ელემენტის ზედაპირზე, მაქსიმალურია სადაც სინათლის უდიდესი ნაწილი შთაინთქმევა. ამიტომ, ფოტოელემენტები ძალიან მგრძნობიარეა ნახევარგამტარის ზედაპირის თვისებების მიმართ. დენის მატარებელთა წარმოქმნის სიჩქარე სხვადასხვა ტალღის სიგრძისთვის განსხვავებულია. თუ როგორია ეს დამოკიდებულება ნაჩვენებია სილიციუმის შემთხვევისათვის ნახ.9.9. -ზე.



ნახ.9.9. დენის მატარებელთა წარმოქმნის სიჩქარის დამოკიდებულება სინათლის შესვლის სიღრმეზე სილიციუმში მზის სტანდარტული სპექტრის (AM1.5) პირობებში. ელემენტის ზედაპირი შეესაბამება 0მკმ, სადაც მაღალენერგეტიკული ცისფერი შუქის უდიდესი ნაწილი შთაინთქმევა

ნახ.9.9–დან ჩანს, რომ დენის მატარებელთა წარმოქმნის სიჩქარე ზედაპირზე რამდენიმე რიგით აღემატება გენერაციას უფრო ღრმად ნიშნულში. ზედაპირიდან ცოტა მოშორებით სიღრმეში გენერაცია თითქმის უცვლელია. ფოტოელექტრული სისტემების პროექტირების დროს გასათვალისწინებელია, რომ მზის გამოსხივება მოიცავს სხვადასხვა ტალღის სიგრძის სხივებს, რომლებიც ხასიათდებიან განსხვავებული დენის მატარებელთა წარმოქმნის სიჩქარით. ამით აიხსნება ის, რომ, მაგალითად, სილიციუმში ლურჯი სინათლე ($\lambda=0.45\text{მკმ}$, $\alpha=10^3\text{სმ}^{-1}$) შთაინთქმევა ძალიან ახლო ზედაპირთან პირველ მიკრონებში და შედეგად არ შეაქვს წვლილი დენის წარმოქმნაში. ხოლო წითელი სინათლე ($\lambda=0.8\text{მკმ}$, $\alpha=10^3\text{სმ}^{-1}$) შთაინთქმევა უფრო ღრმად. ინფრანითელი გამოსხივება ($\lambda_{\text{შთაინთქმა}}=1.1\text{მკმ}$, $\alpha=10^3\text{სმ}^{-1}$) შთაინთქმევა სუსტად, რადგან მისი ენერგია ახლოსაა სილიციუმის აკრძალული ზონის ენერგიასთან.

რეკომბინაცია მზის ელემენტის მოცულობაში. როცა სინათლის შთანთქმის დროს ხდება ჭარბი დენის მატარებელთა (ელექტრონების და ხვრელების) გენერაცია წონასწორობის პრინციპის მიხედვით უნდა მოხდეს შებრუნებული პროცესი-რეკომბინაცია, როცა ელექტრონები და ხვრელები რეკომბინირებენ. ელექტრონი ბრუნდება ცარიელ ადგილას ვალენტურ ზონაში და ხვრელი ქრება. მთავარი საკითხი, რომელიც წარმოიქმნება რეკომბინაციის პროცესის დროს არის ის, რომ მნიშვნელოვანია თუ როგორი სახით გამოიყოფა განთავისუფლებული ენერგია. ნახევარგამტარების მონოკრისტალებში რეკომბინაცია ხორციელდება ძირითადად შემდეგი სამი ტიპის მექანიზმით: გამომსხივარე (ზონებს შორისი) რეკომბინაცია, ოჟეს რეკომბინაცია და რეკომბინაცია მინარევების ცენტრებზე.

ვინაიდან სილიციუმი არის არაპირდაპირზონიანი ნახევარგამტარი, ზონებს შორისი რეკომბინაცია სილიციუმში უმნიშვნელოა და მას უგულვეყოფენ. ოჟეს რეკომბინაცია მნიშვნელოვანია ძლიერ ლეგირებული ნახევარგამტარებისათვის, რომლებიც არ გამოიყენება მზის ელემენტებში. ამიტომ, სილიციუმისთვის რეკომბინაცია მინარევების ცენტრებზე არის ყველაზე მნიშვნელოვანი და განხორციელებადი მექანიზმი [14].

როცა მზის სხივები წარმოქმნიან არაძირითად მატარებლებს,

მათი რიცხვი იზრდება და აღემატება წონასწორულ კონცენტრაციას და სისტემა ცდილობს დაუბრუნდეს წონასწორულ კონცენტრაციას რეკომბინაციის პროცესით. თვით ეს პროცესი ე.წ. „რეკომბინაციის სიჩქარე“ დამოკიდებულია ჭარბ არაძირითად მატარებელთა რიცხვზე. მაგალითად, თუ არაძირითადი მატარებელთა რიცხვი არაა ჭარბი „რეკომბინაციის სიჩქარე“ ნულის ტოლია. მზის ელემენტების მუშაობისათვის გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვს ორ პარამეტრს: არაძირითად მატარებელთა სიციცხლის ხანგრძლივობას (τ) და დიფუზური სიგრძეს (L). ეს პარამეტრები განსაზღვრავენ თუ რამდენ ხანს იარსებებენ მასალაში აღგზნებულ მდგომარეობაში ელექტრონები და ხვრელები, ვიდრე მოხდება მათი რეკომბინაცია.

როცა ჭარბი არაძირითადი მატარებლების კონცენტრაცია (Δn) ნაკლებია მალეგირებელი ელემენტის კონცენტრაციაზე (დენის მატარებელთა ინჟექციის დაბალი დონე), არაძირითადი მატარებელთა სიციცხლის ხანგრძლივობა (τ) დაკავშირებულია რეკომბინაციის სიჩქარესთან (R) ფორმულით:

$$\tau = \frac{\Delta n}{R} \quad (9.10)$$

არაძირითადი მატარებელთა დიფუზური სიგრძე არის საშუალო მანძილი, რომელზეც შეუძლია გადაადგილდეს მუხტის მატარებელს იმ ადგილიდან სადაც წარმოიქმნა იმ ადგილამდე სადაც ის რეკომბინირებს. არაძირითადი მატარებელთა სიციცხლის ხანგრძლივობა და დიფუზური სიგრძე ნახევარგამტარში ძლიერ არიან დამოკიდებული რეკომბინაციის ტიპზე და ინტენსიურობაზე. სილიციუმის მზის ელემენტებისათვის რეკომბინაციის სიჩქარე დამოკიდებულია ნახევარგამტარ მასალაში არსებული დეფექტების რაოდენობაზე და ფუძემრის და მზის ელემენტის ტექნოლოგიაზე.

არაძირითადი მატარებელთა სიციცხლის ხანგრძლივობამ სილიციუმში შეიძლება მიაღწიოს 1მწამს, ხოლო დიფუზურმა სიგრძემ 100მკმ-300მკმ. ეს ორი პარამეტრი განსაზღვრავს ნახევარგამტარის ხარისხს და ვარგისიანობას მზის ელემენტებისათვის. არაძირითადი მატარებელთა სიციცხლის ხანგრძლივობა და დიფუზური სიგრძე დაკავშირებულნი არიან შემდეგი ფორმულით:

$$L = \sqrt{D\tau} \quad (9.11),$$

სადაც L – დიფუზური სიგრძეა (მეტრებში), D – დიფუზიის კოეფიციენტი ($\text{მ}^2/\text{წ}$) და τ – სიცოცხლის ხანგრძლივობაა (წამებში).

რეკომბინაცია მზის ელემენტის ზედაპირზე. ნებისმიერი დეფექტი ან მინარევი ნახევარგამტარის მოცულობაში ან ზედაპირზე ინვევენ რეკომბინაციას. თვით ნახევარგამტარის ზედაპირზე დეფექტები წარმოქმნილია კრისტალური მესრის ხისტი რღვევით, მისი პერიოდულობის წყვეტით და ამის გამო ატომთაშორისი წყვეტილი ბმებით. ამიტომ, ზედაპირი არის განსაკუთრებულად მაღალი ინტენსიურობის რეკომბინაციის წყარო. რეკომბინაციის მაღალი სიჩქარე ზედაპირთან ახლოს უბნებში აღარბებს მათ არაძირითადი დენის მატარებლებით. ეს კი ინვევს დენის მატარებელთა დიფუზიას უფრო მაღალი დენის მატარებელთა კონცენტრაციის მქონე მეზობელ უბნებიდან. აქედან გამომდინარე, ზედაპირული რეკომბინაციის სიჩქარე განისაზღვრება არაძირითადი დენის მატარებელთა გადაადგილების სიჩქარით ზედაპირისაკენ. ამ ე.წ. ზედაპირული რეკომბინაციის სიჩქარის მაქსიმალური მნიშვნელობა უმრავლეს ნახევარგამტარებისათვის არის $1 \cdot 10^7$ სმ/წ. ზედაპირული რეკომბინაცია მაღალია მზის ელემენტებში, მაგრამ შეიძლება შეიზღუდოს. ეს ხდება ნახევარგამტარის ზედაპირის პასივაციით ანუ ზედაპირზე განსაკუთრებული ფენის წაზრდით, რომელიც კრავს ზედაპირზე განყვეტილ ატომთაშორისი ბმებს. თუ ზედაპირი იდეალურადაა პასივირებული, მასზე არ ხდება რეკომბინაცია, მისკენ მუხტები არ მოძრაობენ და ზედაპირული რეკომბინაციის სიჩქარე ნულის ტოლია.

რეკომბინაცია ახდენს გავლენას როგორც დენის მატარებელთა გაყოფაზე (მოკლე ჩართვის დენი), ისე ინჟექციის დენზე (როგორც უქმი სვლის ძაბვის შედეგი). იმისთვის, რომ $p-n$ გადასვლამ გაყოფს ყველა სინათლით გენერირებული დენის მატარებელი საჭიროა მინიმუმამდე იქნას დაყვანილი როგორც ზედაპირული, ისე მოცულობითი რეკომბინაცია [14].

ოპტიმალური ნახევარგამტარი მასალების შერჩევა მზის ელემენტისათვის. ენერჯის განაწილება მზის სპექტრში (ნახ.9.5 და ნახ. 9.7) გვიჩვენებს, რომ ოპტიმალური ნახევარგამტარი მასალის შერჩევისას მთავარი ფაქტორია –საჭირო აკრძალული ზონის სიგანის მქონე მასალა. ნახ.9.5

და ნახ. 9.7 მიხედვით მზის გამოსხივების სპექტრული მახასიათებელი დედამიწის ატმოსფეროს გარეთ, დედამიწის ატმოსფეროში ნებისმიერ გეოგრაფიულ მდგომარეობაზე, დღის და ღლის დროს და ჰორიზონტზე მზის სხვადასხვა სიმაღლეზე ხასიათდება თვალისთვის ხილულ არეში სპექტრული ინტენსიურობის მაქსიმუმით.

ცხადია, წარმატებით მუშაობისთვის მზის ელემენტმა უნდა შთანთქოს რაც შეიძლება მეტი მზის ენერგია. ნახევარგამტარის აკრძალული ზონის სიგანე განსაზღვრავს თუ მზის სპექტრის რა ნაწილს შთანთქავს ფოტოელემენტი. აკრძალული ზონა უნდა შეესაბამებოდეს მზის ფოტონების უდიდეს ენერგიის ნაკადს (ახლო ინფრანითელი და ხილული გამოსხივება). კვანტის ენერგია $h\nu$ ($h\nu=1.24/\lambda$) უნდა აღემატებოდეს აკრძალული ზონის სიგანეს (E_g), რომ სინათლემ შექმნას ელექტრონ-ხვრელის წყვილი. თუ აკრძალული ზონის სიგანე ძალიან ფართოა, დღის სინათლის ფოტონების უდიდესი ნაწილი შეუძლებელია შთანთქმული იყოს; თუ აკრძალული ზონის სიგანე ძალიან ვიწროა ფოტონების უმრავლეს ნაწილს აქვს ენერგია უფრო მეტი ვიდრე საჭიროა რომ შექმნან დენის მატარებლები, ისინი ძლიერ შთაინთქმევიან, მაგრამ მათი ენერგია იკარგება სითბური გაბნევის გამო, ხოლო დანარჩენი ფოტონები უსარგებლოა.

ნახევარგამტარში, რომლის აკრძალული ზონის სიგანე ტოლია მზის სპექტრულ მრუდში მაქსიმუმისა, დაახლოებით ნახევარი დაცემული კვანტებიდან, რომელთა ენერგია ნაკლებია მაქსიმუმზე, ვერ შეძლებს ელექტრონ-ხვრელის წყვილების შექმნას. ძალიან ვიწრო ზონის შემთხვევაში კი პირიქით ყველა კვანტი შექმნის წყვილებს. მაგრამ ფოტო ე.მ.ძ. ამ შემთხვევაში მცირდება [14].

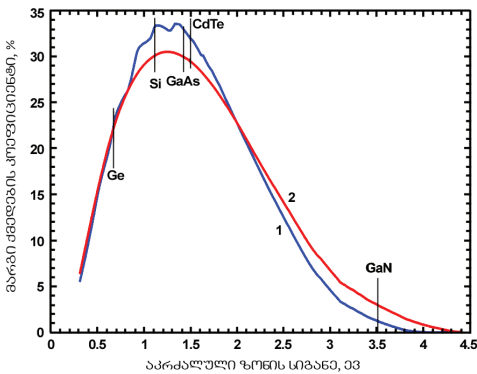
უმაღლესი მისანვდომი მარგი ქმედების კოეფიციენტის მნიშვნელობა η უახლოვდება $\alpha/\varphi_0 \cdot h\nu$ ($\varphi_0 - p-n$ გადასვლის პოტენციალური ბარიერის სიმაღლეა) სიდიდეს [15]. გათვლები აჩვენებენ, რომ მზის სინათლის შემთხვევაში თვალისთვის ხილულ არეში სპექტრული განათების მაქსიმუმით, ოპტიმალური მარგი ქმედების კოეფიციენტი მიიღება ისეთი ნახევარგამტარებისათვის, რომელთა აკრძალული ზონის სიგანე დაახლოებით 1.5ევ-ია.

ამავე დროს, მზის ელემენტების ეფექტური მუშაობისათვის საჭიროა დაცული იყოს შემდეგი პირობა – დაცემული მზის გამოსხივების უდიდესი ნაწილი უნდა იქნას შთანთქმული. ამიტომ, ნახევარგამ-

ტარის აქტიური ფენის ოპტიკური შთანთქმის კოეფიციენტი უნდა იყოს საკმარისად დიდი, რომ უზრუნველყოს მზის სხივების ენერჯის მნიშვნელოვანი ნაწილის შთანთქმა ფენის სისქის ფარგლებში.

მზის გამოსხივების უმნიშვნელოვანესი ნაწილის შთანთქმის და ელექტრონ-ხვრელის წყვილის ეფექტური განცალკავების თვისებები გააჩნია კრისტალურ არაორგანულ ნახევარგამტარებს. კრისტალური არაორგანული ნახევარგამტარების შთანთქმის კოეფიციენტები აკრძალული ზონის სიგანეზე მეტი ენერჯის ფოტონებისათვის არის $\sim 10^2 \text{სმ}^{-1}$ - 10^5სმ^{-1} . ხოლო, მათი მუხტის მატარებელთა ძვრადობა $10^2 \text{სმ}^2/\text{ვ}\cdot\text{წ}$ - $10^3 \text{სმ}^2/\text{ვ}\cdot\text{წ}$ -ის რიგისაა [16] (ნახ.9.8).

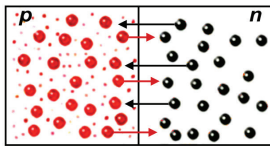
უმრავლესი ნახევარგამტარების აკრძალული ზონის სიგანის მნიშვნელობები არიან 1ევ-3ევ არეში, რომელიც კარგად გადაფარავს დედამიწაზე დაცემული მზის გამოსხივების სპექტრს. ჩვეულებრივ კომერციულ ფოტოელემენტებში გამოიყენება ის ნახევარგამტარები, რომელთა აკრძალული ზონის სიგანის მნიშვნელობა ახლოსაა მრუდის პიკთან (ნახ.9.10), ე.ი. Si, GaAs, InP, GaP. მზის ენერჯის განაწილების, აკრძალული ზონის და შთანთქმის კოეფიციენტის მიხედვით ეფექტური ფოტოგარდაქმნელებისათვის მისაღები არაორგანული ნახევარგამტარებია Si ($E_g=1.12\text{ევ}$), GaAs ($E_g=1.32\text{ევ}$), InP ($E_g=1.35\text{ევ}$), CdTe ($E_g=1.5\text{ევ}$), GaP ($E_g=2.26\text{ევ}$) [17]. ეს ის ნახევარგამტარებია, რომლებიც აკმაყოფილებენ ძირითადად კრიტერიუმს მზის ელემენტებისათვის შესარჩევად. მათი აკრძალული ზონის სიგანე საკმარისია, რომ ელექტრონებმა ადვილად გადალახონ აკრძალული ზონა, როცა ისინი განიცდიან ხილული შუქის ფოტონების დარტყმებს.



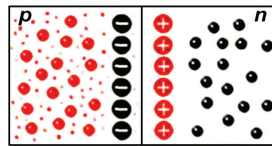
ნახ.9.10. მქკ დამოკიდებულება აკრძალული ზონის სიგანეზე სხვადასხვა ნახევარგამტარებისათვის; მზის სპექტრი: 1-AM1.5 და 2-AM 0

9.6. მზის ელემენტების მუშაობის ძირითადი პრინციპები და ელექტრული პარამეტრები

***p-n* გადასვლა.** თანამედროვე მზის ელემენტი ერთერთი ურთულესი ხელსაწყოა ნახევარგამტარ ხელსაწყოთა შორის, თუმცა მისი მუშაობის პრინციპი მარტივია. როგორც სხვა ელექტრონული ხელსაწყოების, მზის ელემენტის ძირითადი ნაწილი *p-n*- ელექტრონულ-ხვრელური გადასვლაა. *p-n* გადასვლა წარმოიქმნება ნახევარგამტარი მასალის ლეგირებით გარკვეული ტიპის გამტარობის (ან *p*- ან *n*- ტიპის) მინარევით, რომელიც უზრუნველყოფს ძირითადი მასალისადმი საწინააღმდეგო ტიპის გამტარობის ~1 მიკრონის სისქის ზედაპირული ფენის შექმნას. ნახ.9.11.-ზე ნაჩვენებია *n*- და *p*- ფენებს შორის *p-n*- გადასვლის ფენის წარმოქმნა.



ა



ბ

ნახ.9.11. *p-n* გადასვლის ფენის წარმოქმნა ნახევარგამტარში

მალეგირებელი მინარევის კონცენტრაცია ამ ფენაში უნდა იყოს მნიშვნელოვნად უფრო მაღალი, ვიდრე მინარევის კონცენტრაციაა ძირითად მასალაში. ეს საჭიროა იქ არსებული ძირითადი თავისუფალი დენის მატარებლების გასანეიტრალებად და საწინააღმდეგო ტიპის გამტარობის შესაქმნელად. მუხტების გადაადინების შედეგად, *n*- და *p*- ფენების საზღვრებთან, წარმოიქმნება ფენის ძირითადი მატარებლებით გაღარიბებული უბნები მოცულობითი არაკომპენსირებული დადებითი მუხტით *n*- ფენაში და მოცულობითი უარყოფითი მუხტით *p*- ფენაში. ეს უბნები ჯამში ქმნიან *p-n*- გადასვლას. ამ დროს ყველა არაკომპენსირებული მუხტი ფოკუსირებულია *p-n* გადასვლაში, ხოლო *p*- და *n*- არეები აღმოჩნდებიან ელექტრულად ნეიტრალურ ბარიერში, რომელიც წარმოიქმნა ძირითადი მატარებლების დიფუზიით *p-n* გადასვლაზე. ამგვარად წარმოიქმნება პოტენციალური ბარიერი, რომელიც ხელს უშლის ელექტრონების შემდგომ გადასვლას *n*-დან *p*-არეში და პირიქით, ხვრელებისას *p*-დან *n*-ში.

თერმოდინამიკური წონასწორობის დროს ფერმის დონე მთელ სისტემაში ერთ სიმაღლეზეა. ამ შემთხვევაში დენები განპირობებული

ლია თავისუფალი დენის მატარებლებით, რომელნიც წარმოიშვა სითბური ალგზნებებით. ჯამში დენი უდრის 0.

$p-n$ გადასვლაზე არსებული კონტაქტური პოტენციალთა სხვაობა ანუ პოტენციალური ბარიერი ეწინააღმდეგება ძირითადი დენის მატარებელთა გავლას, ე.ი. ელექტრონების p - ფენის მხრიდან. მაგრამ წინააღმდეგობის გარეშე ატარებენ არაძირითადი დენის მატარებლებს სანინაალმდეგო მიმართულებით. $p-n$ გადასვლის ეს თვისება განსაზღვრავს ფოტო ელექტრომამოძრავებელი ძალის (ე.მ.ძ.) წარმოქმნის შესაძლებლობას ფოტოელემენტის მზის სხივებით დასხივებისას. მზის ელემენტის ორივე ფენაში გამოსხივებით წარმოქმნილი არანონასწორული მუხტის მატარებლები (ელექტრონულ-ხვრელური წყვილები) განცალკავდებიან $p-n$ გადასვლაზე: არაძირითადი მატარებლები (ე.ი.ელექტრონები) თავისუფლად გადიან ამ გადასვლაში, და ძირითადი მატარებლები (ხვრელები) ფერხდებიან. ელემენტის ზედაპირის განათებისას, ე.ი. როცა მზის სხივების ფოტონი ხვდება მზის ელემენტის ზედაპირს, ელექტრონი შთანთქმავს დაცემული სინათლის ფოტონს და „გადახტება“ გამტარობის დონეზე.

გარე თხელ ფენაში წარმოიქმნება „ელექტრონ-ხვრელის“ წყვილები, რომელთა უმრავლესობა ფენის სითხელის გამო ვერ ასწრებს რეკომბინაციას და ხვდება $p-n$ გადასვლაში. წარმოიქმნება ელექტრომამოძრავებელი ძალა, რომელიც ქმნის გარე კონტურში ელექტრონების მიმართულ მოძრაობას, ელექტრულ დენს. ველის ზემოქმედებით ელექტრონები გადაადგილდებიან n - არესკენ, ხვრელები p - არესკენ. ამრიგად, მზის დასხივების შედეგად $p-n$ გადასვლაზე ორივე მიმართულებით წარმოიქმნება არაძირითადი არანონასწორული მუხტის მატარებლების ფოტოელექტრონების და ფოტოხვრელების დენი, რაც საჭიროა მზის ელემენტის მუშაობისთვის. $p-n$ გადასვლიანი მზის ელემენტში ფოტოელექტრული მოვლენის გაშლილი თეორია მოყვანილია [18,19] ნაშრომებში.

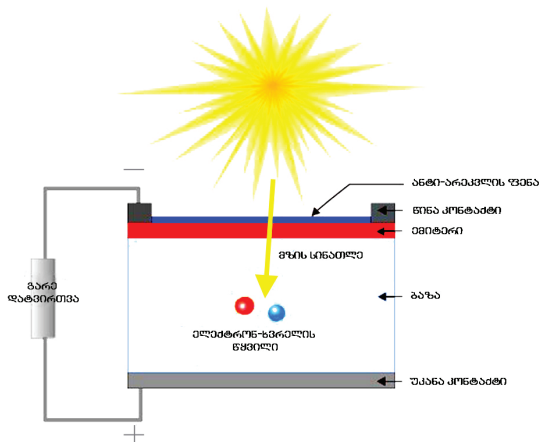
მზის ელემენტების მუშაობის ძირითადი პრინციპები. ამრიგად, მზის ელემენტის მოქმედება სამი ნაწილისგან შედგება:

1. ენერჯის მიღება, როდესაც მზის ენერჯის ფოტონები ელექტრონებს „აღვიძებს“. აკრძალული ზონის ენერჯიაზე მეტი ენერჯის ფოტონების შთანთქმა ნახევარგამტარის მიერ

ქმნის თავისუფალ ხვრელებს და ელექტრონებს ფოტოელემენტის $p-n$ - გადასვლასთან.

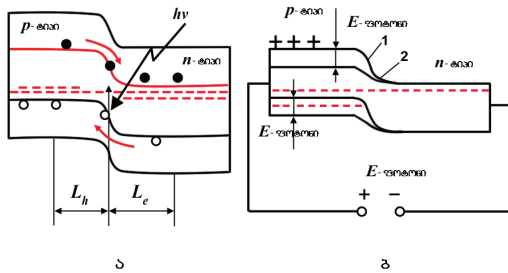
2. მუხტის მატარებელთა განცალკავება $p-n$ გადასვლის ელექტრული ველის მიერ. თავისუფალი მუხტები განცალკავდებიან ელექტრონების ნაკადად ერთი მიმართულებით და ხვრელების საწინააღმდეგოდ და ქმნიან პოტენციალთა სხვაობას, რომელიც განისაზღვრება გამოსხივების ინტენსიურობით და $p-n$ - გადასვლის სიმალით.
3. ენერგიის შეგროვება, როდესაც დენის მატარებლები გადასცემენ ენერგიას გარე დატვირთვის და წრედს შეკრავენ.

მზის ელემენტის უმარტივესი კონსტრუქცია ნაჩვენებია ნახ.9.12-ზე. p - ტიპის ნახევარგამტარი მასალის ფირფიტის ზედაპირიდან, მცირე სიღრმეზე შექმნილია $p-n$ - გადასვლა თხელი ლითონური კონტაქტით. ფირფიტის ქვედა მხარეზე დატანილია მთლიანი ლითონური კონტაქტი. ხოლო განათებულ თხელ n - ფენაზე კონტაქტს აქვს თხელი ზოლების ფორმა. ასე, რომ მზის ელემენტის ზედაპირის უდიდესი ნაწილი რჩება ღია. როცა ფოტოელემენტი განათდება შთანთქმული ფოტონები წარმოქმნიან განონანსორებულ ელექტრონ-ხვრელების წყვილებს.



ნახ.9.12. მზის ელემენტის უმარტივესი კონსტრუქცია

გათიშული p - n - გადასვლის ზონური მოდელი ნაჩვენებია ნახ.9.13-ზე. იმ ელექტრონებს, რომლებიც წარმოიქმნება p -ფენაში p - n -გადასვლასთან ახლოს, შეუძლიათ მიუახლოვდნენ p - n -გადასვლას და იქ არსებულ ველს გამოყავს ისინი n - არეში (ვარდებიან n -არეში) (ხვრელებს, რომლებმაც მიაღწიეს p - n გადასვლას არ შეუძლიათ გადალახონ პოტენციალური ბარიერი და რჩებიან p -არეში). ანალოგიურად n -ფენაში შექმნილი ჭარბი ხვრელები ნაწილობრივ გადაიტანება p - ფენაში (ნახ.9.13).



ნახ.9.13. გათიშული p - n - გადასვლის ზონური მოდელი: ა) განათების საწყის მომენტში; ბ) ზონური მოდელის ცვლილება მუდმივი განათების მოქმედებისას და ფოტო-ე.მ.ძ. წარმოქმნა. L_h და L_e - ხვრელისა და ელექტრონის დიფუზიური სიგრძეები შესაბამისად

ამრიგად, p - n - გადასვლა აცალკავებს შუქით შექმნილ ელექტრონებს და ხვრელებს. შედეგად n - ფენა შეიძენს დამატებით უარყოფით მუხტს, ხოლო p - ფენა-დადებითს. არსებული პირვანდელი კონტაქტური პოტენციალის სხვაობა ნახევარგამტარის p - და n - ფენებს შორის მცირდება და წრედში წარმოიქმნება ძაბვა (ნახ.9.13ბ). დენის წყაროს უარყოფით პოლუსს შეესაბამება n - ფენა, ხოლო p - ფენა-დადებითს. მაგალითად, Si- ში მუხტის ასეთი გადატანა ქმნის ~ 0.6 - 0.7 ვოლტენციალურ ბარიერს. როცა დატვირთვა (ელექტრული წინააღობა) ირთვება ელექტრულ ქსელში, მზის სხივებით წარმოქმნილი ელექტრონები გამოდიან p - ტიპის უბნიდან და შედიან n - ტიპის უბანში.

ელექტრონები მოძრაობენ რა გარე წრედში კარგავენ ენერგიას, შემდეგ ბრუნდებიან p - ტიპის მასალაში, სადაც მათ შეუძლიათ რეკომბინირდნენ ვალენტური ზონის ხვრელთან, რომელიც იქ დატოვებს. შედეგად წარმოიშვება დაბალი ენერგიის ფოტონი. ამრიგად, მზის გამოსხივება ქმნის ელექტრულ დენს.

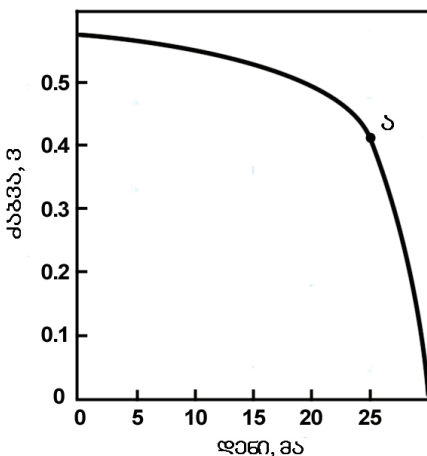
მზის ელემენტების ელექტრული პარამეტრები. მზის ელემენტების მახასიათებლები დამოკიდებულია მის ზედაპირზე დაცემული მზის სხივების ინტენსიურობაზე [15,16]. მზის ელემენტის ყველაზე მნიშვნელოვანი მახასიათებლებია სინათლისა და პირდაპირი სიბნელის ვოლტამპერული მახასიათებელი და სპექტრული მგრძნობიარობა. მზის ელემენტების დასახასიათებლად მნიშვნელოვანი პარამეტრებია აგრეთვე მოკლე ჩართვის დენი, უქმი სვლის ძაბვა, შევსების კოეფიციენტი და მარგი ქმედების კოეფიციენტი, რომლებიც გამოითვლება ვოლტამპერული მახასიათებლიდან. მზის ელემენტებისთვის, როგორც არანრფივი მონოკრისტალისთვის, ომის კანონი მისი ჩვეულებრივი ფორმით არ გამოდგება.

ფოტოელემენტების დასახასიათებლად შეიძლება გამოყენებულ იქნას ვოლტამპერული მახასიათებლები მუდმივი ტემპერატურისას და დაცემული მზის სხივების მუდმივი ინტენსიურობისას. მუდმივი ინტენსიურობის მქონე მზის სხივების დაცემისას სილიციუმის ფოტოელემენტების $p-n$ - გადასვლაზე დამყარებული ფოტო- j - i - v დიენერება ვოლტამპერული მახასიათებლის შემდეგი განტოლებით:

$$U = (AKT/q) \ln((I_{\text{ფონ}} - I) / I_{\text{გაჯ}} + 1) \quad (9.12),$$

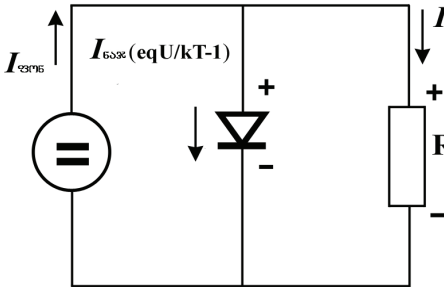
სადაც $I_{\text{გაჯ}}$ - გაჯერების დენია, $I_{\text{ფონ}}$ - ფოტოდენია.

ნახ. 9.14-ზე გამოსახულია სილიციუმის მზის ელემენტის ტიპიური ვოლტამპერული მახასიათებელი.



ნახ.9.14. სილიციუმის მზის ელემენტის ტიპიური ვოლტამპერული მახასიათებელი, როცა $A=2$, $I_{\text{ფონ}}=30$ მს/სმ², $U_{\text{უქმი}}=0.55$ ვ, $R \cdot S=1$ ომ·სმ² (S-მზის ელემენტის ფართი)

მზის ელემენტი პირველ მიახლოებაში შეიძლება წარმოდგენილი იყოს პარალელურად შეერთებული დენის წყაროსა (\ominus) და დიოდის (∇) ეკვივალენტური სქემით. ნახ.9.15-ზე მოყვანილია ნახ.9.14-ზე წარმოდგენილი ვოლტამპერული მახასიათებლის შესაბამისი სილიციუმის მზის ელემენტის ეკვივალენტური სქემა.



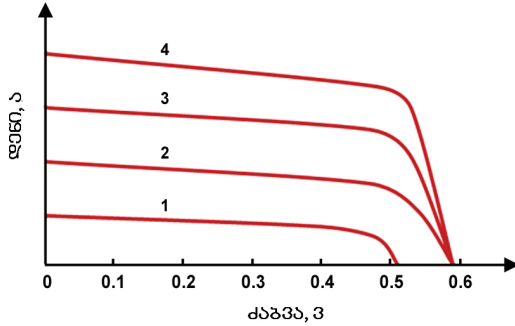
ნახ.9.15. მზის ელემენტის ეკვივალენტური სქემა

სქემა შეიცავს $I_{\text{ფონ}} = S q N_0 Q$ დენის წყაროს, სადაც S ფოტოელემენტის ფართობია, Q – უგანზომილო მამრავლი, რომელიც აჩვენებს სინათლით შექმნილი ყველა ელექტრონ-ხვრელის ($S N_0$) წყვილის წილს, რომელიც იკრიბება $p-n$ -გადასვლით. დენის წყაროსთან პარალელურად ჩართულია $p-n$ -გადასვლა, რომელზეც გამავალი დენი ტოლია $I_{\text{გაჯ}} [e^{qU/kT} - 1]$. $p-n$ -გადასვლა აშუქირებს დატვირთვას (R). ძაბვის გაზრდისას დენი დატვირთვაში სწრაფად იზრდება და R წინააღმდეგობაში მიიღება დენი I . გამოსახულება (9.12) სამართლიანია ფოტოელემენტზე ნებისმიერი სპექტრული შემადგენლობის გამოსხივების დაცემის დროსაც. მაქსიმალური სიმძლავრე მიიღება, როდესაც მზის ელემენტი იმყოფება ა მონიშნულ რეჟიმში (ნახ.9.14). ფოტოელემენტის 1 სმ²-დან მოხსნილი მაქსიმალური სიმძლავრე ტოლია:

$$P = I_{\text{ფონ}} \cdot U = x I_{\text{მოკლე}} \cdot U_{\text{უქმი}} \quad (9.13),$$

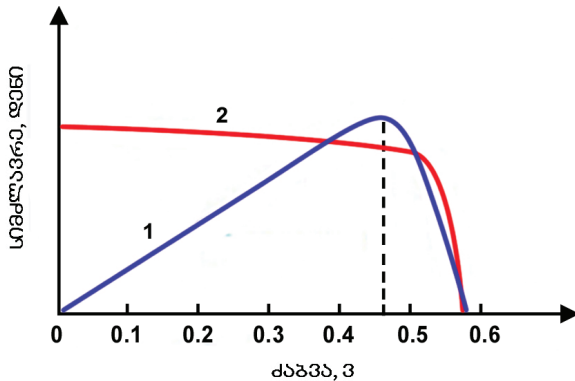
სადაც x -ვოლტამპერული მახასიათებლის შევსების კოეფიციენტი გამოიყენება მზის ელემენტის შიდა დანაკარგების დასახასიათებლად ($x = I_{\text{მაქს}} \cdot U_{\text{მაქს}} / I_{\text{მოკლე}} \cdot U_{\text{უქმი}}$), $U_{\text{უქმი}}$ – უქმი არასამუშაო სვლის ძაბვა (ვოლტამპერული მრუდის გადაკვეთის წერტილს ძაბვის ღერძთან ეწოდება არასამუშაო სვლის ძაბვა), $I_{\text{მოკლე}}$ – მოკლე ჩართვის დენია, ხოლო გადაკვეთის წერტილს დენის ღერძთან-მოკლე

ჩართვის დენი. უქმი სვლის დაბვა მცირედ არის დამოკიდებული განათებაზე, იმ დროს, როცა მოკლე ჩართვის დენი და შესაბამისად სამუშაო დენი პირდაპირ პროპორციულია განათებისა. ნახ.9.16-ზე მოყვანილია სილიციუმის მზის ელემენტის ვოლტამპერული მახასიათებლები დაცემული მზის სხვადასხვა ინტენსიურობაზე.



ნახ.9.16. სილიციუმის მზის ელემენტის ვოლტამპერული მახასიათებლები მზის სხვადასხვა ინტენსიურობაზე, ვტ/მ²: 1-250; 2-500; 3-750; 4-1000

სილიციუმის მზის ელემენტის ელექტრონინალობით დატვირთვისას შეიძლება აიგოს გამოსავალი სიმძლავრის დაბვაზე დამოკიდებულების გრაფიკი (ნახ.9.17).



ნახ.9.17. სილიციუმის მზის ელემენტის სიმძლავრის (1) და დენის (2) დამოკიდებულება დაბვაზე

ნახ.9.17 აჩვენებს მაქსიმალური სიმძლავრის მრუდს სილიციუმის მზის ელემენტისთვის. სიმძლავრის მრუდის ვარდნა მწვერვალის შემდეგ ბევრად უფრო ციცაბო ჩანს, ვიდრე ზრდა. აქედან გამომდინარეობს, რომ სამუშაო წერტილის არჩევისას უმჯობესია დაშვებული იყოს შეცდომა ქვედა ძაბვის მხარეს, ვიდრე მწვერვალიდან მარჯვნივ.

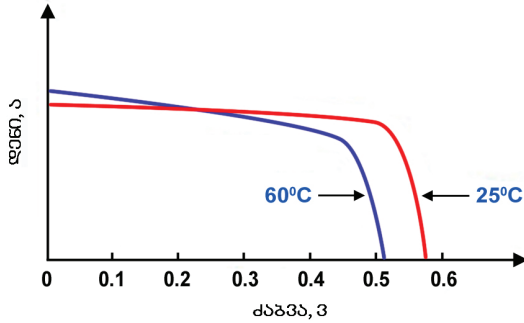
მზის ელემენტის მქკ (η) განისაზღვრება როგორც მზის ელემენტის მიერ გარე დატვირთვის წინააღმდეგობაზე გაცემული მაქსიმალური სიმძლავრის ($I_{\text{მაქს}} \cdot U_{\text{მაქს}}$) შეფარდება მზის ელემენტის ზედაპირზე დაცემულ მზის გამოსხივების ჯამურ სიმძლავრესთან (P):

$$\eta = I_{\text{მაქს}} \cdot U_{\text{მაქს}} / P \quad (9.14)$$

მზის ელემენტისგან მაქსიმალური შედეგის მისაღებად მისი შემავალი წინააღმდეგობა შეთანხმებული უნდა იყოს მზის ელემენტის გამოსავალ წინააღმდეგობასთან. ეს უზრუნველყოფს მუშაობას მაქსიმალური სიმძლავრის წერტილში.

ამრიგად, მზის ელემენტის ძირითადი პარამეტრი არის ვოლტ-ამპერული მახასიათებელი, რომელიც იძლევა საშუალებას არჩეულ იქნას მზის ელემენტის მუშაობის ოპტიმალური რეჟიმი ე.ი. დატვირთვის ოპტიმალური წინააღმდეგობა. მზის ელემენტით გენერირებული სიმძლავრის შეფარდებით დაცემული მზის გამოსხივების სიმძლავრესთან შესაძლებელია გამოითვალოს მქკ დაცემული მზის გამოსხივების სიმძლავრე კი შეიძლება გაიზომოს გრადუირებული ეტალონური მზის ელემენტის საშუალებით.

როგორც ყველა ნახევარგამტარი ხელსაწყო, მზის ელემენტები ძალიან მგრძობიარე არიან ტემპერატურის მიმართ. ტემპერატურის გაზრდა ამცირებს აკრძალული ზონის სიგანეს და ამიტომ ახდენს გავლენას ნახევარგამტარების თვისებებზე. მზის ელემენტის მუშაობის მნიშვნელოვანი მომენტია მათი დამოკიდებულება ტემპერატურაზე. მზის ელემენტებს არ უყვართ უფრო მაღალი ტემპერატურები, ვიდრე 70°C (ნახ.9.18). კაშკაშა მზიან დღეს ელემენტები ხურდებიან 60°C-70°C -მდე, და ამიტომ ყოველი მზის ელემენტი კარგავს დაახლოებით 0.07კ.



ნახ.9.18. სილიციუმის მზის ელემენტის ვოლტამპერული მახასიათებლები სხვადასხვა ტემპერატურაზე

25°C-ის ერთი გრადუსით მეტი გახურებისას მზის ელემენტი კარგავს ძაბვაში 0.002ვ, ესე იგი 0.4%/°C. მთელ მსოფლიოში ელემენტთა პასპორტიზაციისათვის მიღებულია შემდეგი სტანდარტული პირობები: განათება 1000ვტ/მ², ტემპერატურა 25°C, სპექტრი AM=1.5 (მზის სპექტრი 450 განედზე).

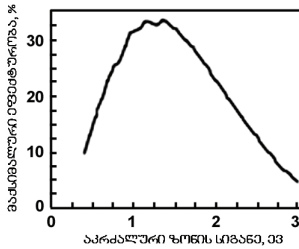
ფოტოელექტრული მონყობილობები. 0.6ვ არის ძალიან დაბალი ძაბვა იმისათვის, რომ მოიძებნოს მისი მომხმარებელი. ძაბვის გასაზრდელად მზის ელემენტებს აერთებენ მიმდევრობით და დენის ძალის გასაზრდელად – პარალელურად, როგორც ჩვეულებრივ ბატარეების შემთხვევაში. შემდეგ ხდება მათი ჰერმეტიზაცია და იქმნება ჯამური ძაბვა. ნახევარგამტარების ფირფიტები შერჩეული უნდა იქნას ერთნაირი ზომის, წინააღმდეგ შემთხვევაში გამოსავალი დენი არ აღემატება ყველაზე ცუდი ელემენტის მახასიათებლებს.

მონყობილობა, რომელიც კონსტრუქციულად აერთიანებს ელექტრულად ერთმანეთთან შეერთებულ მზის ელემენტებს ნებისმიერი სასურველი კომბინაციით და აქვს გამოსასვლელი მომჭერები გარე მომხმარებელთან მიერთებისათვის, არის ფოტოელექტრული მოდული. პარალელური ჩართვით გამომუშავდება უფრო დიდი დენი, ვიდრე მიმდევრობით ჩართვისას. მაგრამ, პარალელურ ჩართვასთან ახლავს არსებითი პრობლემები. მაგალითად, ჩრდილის ეფექტს შეუძლია ჩაკეტოს უფრო სუსტი (ნაკლებად განათებული) პარალე-

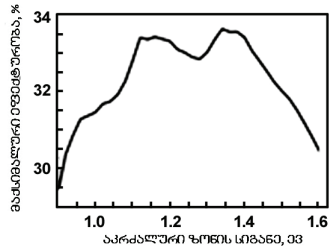
ლურად ელექტრულად შეერთებული მზის ელემენტები. მოხდება წრედის გათიშვა ჩრდილში მყოფ ელემენტზე. ეს მოვლენა იწვევს სიმძლავრის არსებით დანაკარგებს და აზიანებს ელემენტს. დიდი დენის შემთხვევაში ეს ელემენტი შეიძლება გამოვიდეს მწყობრიდან. ამის ასაცილებლად ყოველ ელემენტს უერთებენ მაშუნტირებელ დიოდს. ბატარეების მუშაობისას ნორმალურ რეჟიმში დიოდები მზის ელემენტის დაბრუნებას ჩაკეტილი. როცა ნებისმიერი ელემენტი ხვდება ჩრდილში მისი მაშუნტირებელი დიოდი იხსნება და ბატარეა მუშაობს 0.6ვ-ით უფრო ნაკლები დაბრუნებით. მზის ელემენტების მავთულები უნდა რეგულირდებოდეს დამოუკიდებლად, რათა არ იყვნენ შეერთებული პარალელურად და გამოყენებულ იქნას სპეციალური პარალელური წრედები.

ფოტომოდულებს ხშირად აქვთ შუშა წინა მზის მხარეს, რომელიც ატარებს შუქს, იცავს ნახევარგამტარის ფირფიტებს მექანიკური ცვეთისაგან, წვიმის, ქარისა და სეტყვის ზემოქმედებისგან. ელექტრულად და მექანიკურად ერთმანეთთან შეერთებული ფოტოელექტრული მოდულები ქმნიან მზის ბატარეას. მზის ბატარეები გამოიყენება ენერჯის შესანახად, როცა დენი არ არის საჭირო იმ წუთში. მრავალი მოდულის გაერთიანებისას, ჯამური მოდულების ჯგუფს, ორიენტირებულს ერთ სიბრტყეში, უწოდებენ მზის პანელს. განსხვავება მოდულსა და პანელს შორის არის ის, რომ მოდული არ შეიძლება დაიშალოს უფრო პატარა მოსახმარ კომპონენტებად. მზის პანელი კი შეიძლება დაიშალოს მზის მოდულების კრებულად.

მზის ელემენტის ეფექტურობის თეორიული მაქსიმუმი (შოკლი-ქუისერის ზღვარი). $p-n$ გადასვლიანი ფოტოელემენტების თეორიული ეფექტურობის (η) მაქსიმუმის დამოკიდებულება ნახევარგამტარის აკრძალული ზონის სიდიდეზე არაკონცენტრირებული მზის გამოსხივებისათვის გამოთვლილია [20]-ში (ნახ. 9.19).



ა



ბ

ნახ.9.19. მზის ელემენტის ეფექტურობის მაქსიმუმის (შოკლი-ქუისერის ზღვარის) დამოკიდებულება აკრძალული ზონის სიგანეზე. ა) მზის ელემენტის ეფექტურობის მაქსიმუმის ატმოსფეროში ინფრანითელი შთანთქმის ზოლების გამო მრუდი არის ტალღისებური; ბ) შოკლი-ქუისერის ზღვარი გადიდებული მასშტაბით მზის ელემენტის ეფექტურობის პიკის არეში

ნახ.9.19-ზე მოყვანილი ეფექტურობის მრუდიდან ჩანს, რომ მზის მთლიანი გამოსხივების დაცემისას (1000 ვტ/მ^2) 1.12 ევ აკრძალული ზონის მქონე სილიციუმის ფოტოელემენტზე მხოლოდ 33.7% შეიძლება გარდაიქმნას ელექტრობაში (337 ვტ/მ^2). დანაკარგები მარგი ქმედების კოეფიციენტში გამოწვეულია შემდეგი ძირითადი ფაქტორებით: სპექტრული დანაკარგები, რეკომბინაცია და აბსოლუტურად შავი სხეულის გამოსხივების ეფექტი (დანართი 7). ყველა ზემოთ ჩამოთვლილი დანაკარგის ნვლილი მიზეზია მზის ელემენტის მაქსიმალური თეორიული ეფექტურობის 33.7% , ან $337 \text{ ვტ/მ}^2 \text{ AM1.5}$ დროს. სხვა ფაქტორებიც ამცირებენ მზის ელემენტის მაქსიმალურ თეორიულ ეფექტურობას. მაგალითად, ჩანერგვის დეფექტები.

უნდა აღინიშნოს, რომ მოხსენებული შოკლი-ქუისერის მაქსიმალურად შესაძლებელი ეფექტურობა 33.7% დაფუძნებულია რამოდენიმე ფუნდამენტურ ვარაუდზე: მზის გამოსხივება მოდელირდება 6000 K აბსოლუტურად შავი სხეულის გამოსხივებით, მზის ელემენტი შეიცავს ერთ $p-n$ გადასვლას და ნახევარგამტარის აკრძალული ზონის სიგანე ახლოა სილიციუმის აკრძალულ ზონასთან, $p-n$ გადასვლა აწყობილია ხილული შუქისათვის და ფოტონების ნებისმიერი ჭარბი ენერგია დაკარგულია. თეორიული ზღვარი გვიჩვენებს ენერგიის მაქსიმალურ რაოდენობას, რომელიც

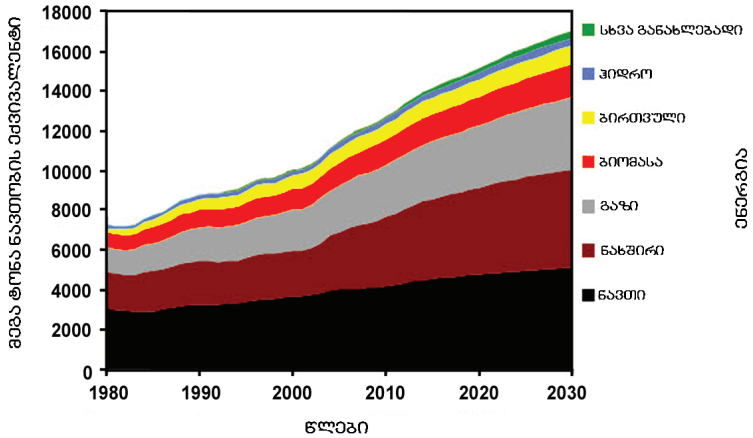
მიიღება მზის ელემენტზე დაცემული თითო ფოტონიდან. მარტივი ფოტოელემენტისათვის შოკლი-ქუისერის ზღვარი შეიძლება გაიზარდოს კასკადური ფოტოელემენტების შექმნით, მზის ენერგიის კონცენტრირებით ელემენტზე და სხვა მეთოდებით.

მზის ელემენტების მუშაობის პირობები. ამრიგად მზის ელემენტების ეფექტური მუშაობისათვის ზემოთ მოყვანილი პირობების გარდა (ნახევარგამტარის აქტიური ფენის ოპტიკური შთანთქმის კოეფიციენტი უნდა იყოს საკმარისად დიდი და აკრძალული ზონის სიგანე უნდა შეესაბამებოდეს მზის ფოტონების ენერგიის სიდიდეს) საჭიროა დაცული იყოს შემდეგი:

- განათებისას წარმოქმნილი ელექტრონები და ხვრელები უნდა ეფექტურად იკრიბებოდეს საკონტაქტო ელექტროდებზე აქტიური ფენის ორივე მხრიდან, რათა აცილებული იქნას უსარგებლო მუხტის მატარებელთა რეკომბინაცია;
- მზის ელემენტის ბარიერი ნახევარგამტარულ გადასვლაში უნდა იყოს საკმარისად მაღალი;
- მზის ელემენტთან მიმდევრობით ჩართული სრული წინალობა (დატვირთვის წინალობის გამოკლებით) უნდა იყოს მცირე იმისათვის, რომ მუშაობის პროცესში შემცირდეს სიმძლავრის დანაკარგები;
- თხელი ფენის სტრუქტურა უნდა იყოს ერთგვაროვანი მზის ელემენტის მთელ აქტიურ არეში. ამით გამორიცხული იქნება დამოკლება და მაშუნტირებელი წინალობის გავლენა ელემენტების მახასიათებლებზე.

9.7. ფოტოვოლტაიკის მომავალი

ენერგიის პრობლემები. მსოფლიო მასშტაბით ძირითადი ენერგიის წყაროებზე (ნავთობი, გაზი, ქვანახშირი, ჰიდროელექტრული, ბირთვული, გეოთერმული, ქარის, მზისა და ხის ენერგია) მოთხოვნა ყოველწლიურად იზრდება მინიმუმ 1.6 %-ით (ნახ.9.20).



ნახ.9.20. ენერჯის მოთხოვნა მსოფლიო მასშტაბით

აქედან ორგანული წიაღისეული საწვავის მარაგის (ნავთობი, გაზი, ქვანახშირი) ამონურვასთან დაკავშირებული ენერგეტიკული პრობლემების გადაწყვეტა იყო და იქნება აქტუალური. „ნავთობის ხანა“ დასასრულს უახლოვდება. ამრიგად, როგორც რესურსების ამონურვის, ისე ნახშირბადის გამონაბოლქვით გამოწვეული ეკოლოგიური პრობლემების გადასაწყვეტად საჭირო იყო ენერჯის ალტერნატიული, იდეალურად განახლებადი წყაროები. ენერგეტიკული კრიზისის გამწვავების მოლოდინში მეცნიერთა ყურადღება მიმართულია ენერჯის ალტერნატიული წყაროების ძიებისაკენ. პერსპექტიული იყო ენერჯის განახლებადი ისეთი წყაროს გამოყენება როგორცაა მზის ენერჯია. ამ მიმართულებით მუშაობა მიმდინარეობდა უკვე XX საუკუნის მეორე ნახევრიდან. პერსპექტიულად ითვლება ნახევარგამტარული სილიციუმის ბაზაზე დამზადებული ფოტოელექტრული გარდამქმნელები.

დღეს ფოტოელემენტის მიერ გამოიშვავებული ენერჯის მთავარი პრობლემაა ღირებულების შემცირება. ეს კი თავისთავად მარგი ქმედების კოეფიციენტის გაზრდას უკავშირდება [5,20]. თუ ომამდე ფოტოელემენტის მქც იყო 1%, დღეს სერიული ფოტოელემენტების, რომელიც კოსმოსსა და მინისზედა გამოყენებისაა, მქც შეადგენს 30%-ს. მზის ენერგეტიკის საწინააღმდეგო ტრადიციული

ფაქტორია მზის სხივების „გაბნევა“. სამწუხაროდ მზის ენერჯის მცირე ნაწილი ეცემა დედამიწის ზედაპირის ფართობის ერთეულს. ეს ნიშნავს, რომ დიდი სიმძლავრის მზის ელექტროსადგურებმა უნდა დაიკავონ მნიშვნელოვანი ტერიტორიები. მაგრამ, იგივე სიტუაციაა ჰიდროენერგეტიკაშიც. აქ იძირება უზარმაზარი ტერიტორიები და იქმნება უზარმაზარი წყალსაცავები დიდი სიმძლავრეების მისაღებად. ხშირად იძირება სოფლის მეურნეობისათვის განკუთვნილი ნოყიერი მიწები. მზის ელექტროსადგურებს კი სჭირდება მხოლოდ აწყობა. ეს კი შეუდარებლად მარტივია იმ უზარმაზარ სამშენებლო სამუშაოებთან შედარებით, რომელიც საჭიროა ჩვეულებრივი ჰიდრო და ატომური სადგურებისათვის. მომავალში მზის ენერგეტიკა შეიძლება გახდეს ატომური და თერმობირთვული ელექტროსადგურების კონკურენტი. მსოფლიოში მიისწრაფვიან უსაფრთხო და ეკოლოგიურად სუფთა ელექტროსადგურებისკენ – მზის ენერგეტიკისაკენ. მზის ენერგეტიკას გრძელი და ძნელი გზა აქვს გასავლელი. მაგრამ არა უფრო გრძელი და რთული ვიდრე თერმობირთვულ სადგურებს.

პირველი თაობის მზის ელემენტები. სილიციუმზე, როგორც დედამიწაზე უხვად გავრცელებულ, სტაბილურ და არა ტოქსიკურ მასალაზე, დამზადებული მზის ელემენტები არის ყველაზე დამკვიდრებული ხელსაწყო მზის ენერჯის ეფექტურად გარდასაქმნელად ელექტროენერგიაში. სილიციუმის მზის ელემენტების დამზადების ტექნოლოგია კარგად დამუშავებულია და უწყვეტად უმჯობესდება და ბევრად იაფია, ვიდრე სხვა ნახევარგამტარებზე დამზადებული მზის ელემენტები. მიუხედავად ამისა, სილიციუმის მზის ელემენტებით მიღებული ელექტროენერჯის ფასი მაღალია და ეს მათი ძირითადი ნაკლია. დამზადებული მზის მოდულის ჯამური ფასის ღირებულების ნახევარს შეადგენს სილიციუმის ფუძეშრის ფასი. მზის ელემენტის დამზადებისას გამოიყენება მაღალი ხარისხის ნედლეული მონო ან პოლი სილიციუმი, რომლის წარმოება მოითხოვს ენერჯის მაღალ ხარჯს. თვით სილიციუმის ხარჯიც მნიშვნელოვანია იმის გამოც, რომ დიდია სილიციუმის დანაკარგი მისი დამუშავებისას და დაჭრისას, როგორც ნახერხი, მაგალითად, ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული სილიციუმის შემთხვევაში. შედეგად მაღალი ეფექტურობის მქონე კრისტალური სილიციუმის

მზის ელემენტების წარმოების მაღალი ხარჯები ხელს უშლის ფოტოელექტრული მონოპოლიზაციების ფართო გამოყენებას.

მეორეს მხრივ, ბუნებრივია, რომ ღირებულების ფასის დაკლება შეიძლება მოხდეს მარგი ქმედების კოეფიციენტის გაზრდით. აქ დაბრკოლებაა, რომელიც დაკავშირებულია იმასთან, რომ სილიციუმი არაპირდაპირი ზონიანი ნახევარგამტარებია და მისი შთანთქმის კოეფიციენტი არ არის მაღალი და საჭიროებს კომპენსირებას სინათლის დამჭერი სტრუქტურებით. მაგრამ ეს არ არის საკმარისი შედარებით დაბალი შთანთქმის გამო. საკმარისი სინათლის შთანთქმისთვის, კრისტალური Si უნდა იყოს მინიმუმ 30 მკმ სისქის, თუ ეფექტური შთანთქმის გასაუმჯობესებლად შესაბამისი ოპტიკური ტექნიკა არ გამოიყენება. ეს კი ითხოვს ახალი თაობის მზის ელემენტებს.

მეორე თაობის მზის ელემენტები. მარგი ქმედების კოეფიციენტის გაზრდა შესაძლებელია მზის ელემენტის დამზადების ტექნოლოგიის სრულყოფის ხარჯზე. სილიციუმის ღირებულების შემცირების პოტენციალი იმალება ისეთი მასალის გამოყენებაში, რომელიც არ ითხოვს დაქუცმაცებას. ამ თვალსაზრისით ინტერეს წარმოადგენს მზის ელემენტების დამზადება თხელ ფენებზე [21,22]. მეორე თაობის თხელი ფენის მზის ელემენტები საჭიროებენ იმ მასალის დაახლოებით 1/100-ს, რაც საჭიროა პირველი თაობის მზის ელემენტების მასალეზად. თხელფენიანი მზის მოდულების წარმოების ღირებულების შემცირების ტემპები უფრო მაღალია, ვიდრე ძვირად ღირებული კრისტალურ ე.წ. „სქელ“ სილიციუმზე დაფუძნებული მოდულების წარმოების ფასი. თხელი ფენების ტექნოლოგიას აქვს სხვა რიგი უპირატესობა, რაც შეუძლებელია მოცულობითი კრისტალური ნახევარგამტარების გამოყენებისას: დრეკადი და ნახევრად გამჭვირვალე მოდულები, მათი მცირე წონა და აგრეთვე ნებისმიერ ზედაპირზე დამაგრების შესაძლებლობა.

თხელფენიანი ტექნოლოგიის მნიშვნელოვანი უპირატესობაა ხელსაწყოს სტრუქტურების დამზადების შესაძლებლობა ძალიან დიდ ფართობზე და არავითარი ეკოლოგიური პრობლემები. თხელი ფენები შეიძლება მიღებულ იქნას ნებისმიერი მასალის და ზომის ფუძემდებზე და ამავე დროს ამჟღავნებენ რადიაციულ მდგრადობას.

პრინციპში, ბევრი ნახევარგამტარული მასალა შეიძლება გამო-

ყენებული იქნას ამ მიზნისთვის. მაგრამ მხოლოდ რამდენიმე მათგანია საკმარისად საინტერესო. იდეალურ შემთხვევაში, შთანთქმეული მასალა ეფექტური მიწისზედა მზის ელემენტისთვის უნდა იყოს ნახევარგამტარი 1ევ-1.5 ევ აკრძალული ზონით, მზის გამოსხივების მაღალი ოპტიკური შთანთქმით (10^4 სმ⁻¹– 10^5 სმ⁻¹) ტალღის სიგრძის 350ნმ–1000ნმ უბანში, მაღალი კვანტური გამოსავალით წარმოქმნილი დენის მატარებლებისთვის, დიდი დიფუზიის სიგრძით და დაბალი რეკომბინაციის სიჩქარით. თუ ყველა ეს შეზღუდვა დაკმაყოფილებულია და ძირითადი მასალა ფართოდ არის ხელმისაწვდომი, მასალა იძლევა საშუალებას დამზადდეს პრინციპში თხელფენიანი მზის ელემენტის მოწყობილობა. წარმოების ტექნოლოგიის და აღწარმოების თვალსაზრისით ასეთი მასალაა ელემენტარული სილიციუმი.

თუმცა არაპირდაპირი აკრძალული ზონის გამო დაბალი შთანთქმის კოეფიციენტის მქონე სილიციუმი არ არის იდეალური მასალა თხელფენიანი მზის ელემენტებისთვის. მიუხედავად ამისა, არსებობს მეცნიერების მნიშვნელოვანი ძალისხმევა კრისტალური Si-ზე დაფუძნებული თხელფენიანი მზის ელემენტების შესამუშავებლად. კრისტალური Si-ს თხელი ფენები შეიძლება გაიზარდოს დალექვით ან დაბალ ტემპერატურაზე (მიიღება მიკროკრისტალური Si) ან მაღალტემპერატურული ტექნოლოგიით. ამ უკანასკნელ შემთხვევაში გაზრდილი სილიციუმის ფენების თვისებები მსგავსია მოცულობითი კრისტალური Si -ის თვისებებისა.

სილიციუმის ფენები შეიძლება დაილექოს ამორფული სახითაც. ამორფულ სილიციუმს (a-Si) აქვს უფრო მაღალი აკრძალული ზონა (1.7ევ) ვიდრე კრისტალურ სილიციუმს (c-Si) (1.1ევ), რაც ნიშნავს, რომ ის უფრო ძლიერად შთანთქავს მზის სპექტრის ხილულ ნაწილს, ვიდრე სპექტრის ინფრანითელ ნაწილს. რადგან ნანოკრისტალურ Si (nc-Si) აქვს დაახლოებით იგივე აკრძალული ზონა, რაც c-Si, ამიტომ nc-Si და a-Si შეიძლება კომბინირდეს თხელი ფენების სახით და შეიქმნას კასკადური მზის ელემენტი, გაერთიანდეს თხელ ფენებად და შეიქმნას ფენიანი მზის ელემენტი, რომელსაც ეწოდება ტანდემური მზის ელემენტი. ეს ბევრად უფრო იაფია, მაგრამ ამ ტანდემის ეფექტურობა დაბალია დაახლოებით 6% -8% (ამ დროს $\eta = 30\%$ - სილიციუმის მზის წინა თაობის ელემენტებისთვის). თუმცა

რადიაციის მოქმედებით თხელფენიანი მზის ელემენტები ნაკლებად სწრაფად გამოდიან მწყობრიდან, ვიდრე პირველი თაობის მზის ელემენტები.

მაგრამ ამორფული სილიციუმი ნაკლებად გამოიყენება ფოტოვოლტაიკში. ხელსაწყოების სტრუქტურების მახასიათებლების დეგრადაციის პრობლემა ამორფული სილიციუმის ტექნოლოგიაში არის ძირითადი და არ არის მთლიანად გადაწყვეტილი. მახასიათებლების დეგრადაცია არის სერიოზული პრობლემა რაც აკავებს ამორფული სილიციუმის თხელ ფენებზე მზის ელემენტების ფართო გამოყენებას.

ფოტოვოლტაიკის რესურსები. დღეს ფოტოელექტრული მოდულები გამოიყენება ელექტრულ ქსელთან დაკავშირებული ენერჯის წარმოებისთვის. მაგალითად, დღეს ამერიკის შეერთებულ შტატებში მოქმედებს მსოფლიოში მზის 5 უმსხვილესი (დანართი 8) და 2500 მზის მძლავრი მომგებიანი ელექტროსადგური, სადაც გამოიყენებულია როგორც კრისტალური სილიციუმის, ისევე თხელფენიანი მზის მოდულები.

დედამინაზე უამრავი სილიციუმია, მაგრამ თუ მთელი მსოფლიოს მზის ელექტროენერჯია მიიღება 180მკმ -300მკმ სისქის (პირველი თაობა) ჩვეულებრივი სილიციუმის ფირფიტების გამოყენებით, მაშინ საჭირო იქნება 100-ჯერ მეტი ქარხნების რაოდენობა მათ დასამზადებლად და დასჭირდება 100 წელი. ამავე დროს, როგორც იყო აღნიშნული, სილიციუმის მზის ელემენტები ძვირია და ანაზღაურებადი დრო 15-20 წელია ტიპიური სახლისთვის.

სხვა ნახევარგამტარული მასალებისთვის უკეთესი ფოტოელექტრული თვისებებით საჭიროა ინდიუმი, რომელიც ფაქტიურად დეფიციტია და 5-10 წელიწადში ინდიუმი ამოიწურება.

გათვალისწინებული უნდა იქნას ფოტოგარდამქმნელების გამოსადეგობის ვადა და ამოგების ვადა. მაგალითად, მონოკრისტალური სილიციუმის მზის ელემენტის გამოსადეგობის ვადას შეადგენს 20 წელს სიმძლავრის საწყისი დონიდან 25%-ით დაკლებით. ამორფულ სილიციუმზე დამზადებულ მზის ელემენტებს ერთი წლის მუშაობის შემდეგ მქვ ეცემა 9%-10%-დან 5%-6%-მდე.

მზის ენერჯის კუთრი ფასი მსოფლიოში ცვალებადია სხვადასხვა სახელმწიფოში. მზის ენერჯის ფასი უმრავლეს შემთხვევაში

პროპორციულია სანარმოს ფართისა. მაღალეფექტურ ელემენტებს შეუძლიათ შეამცირონ სანარმოს ფართი და ფასი, იმ შემთხვევაშიც კი, თუ თვით მზის ელემენტები არიან უფრო ძვირი. მზის ენერჯის სანარმოების ეკონომიკის შეფასებისათვის სასარგებლოა ცალკე მზის ელემენტის ეფექტურობის შეფასება. ძირითადი პარამეტრები, რომლებიც საჭიროა შეფასებისათვის, არიან მოკლე ჩართვის დენი და ღია წრედის ძაბვა.

მზის ელემენტების მიერ ელექტრობის ღირებულების საკითხში კიდევ ორი ფაქტორი მოქმედებს: რომელიმე შერჩეულ ქვეყანაში ელექტროენერჯის მოხმარების ხარჯი და მზის ენერჯის ღირება. ამ მხრივ ჯერჯერობით ოპტიმალურთან მიახლოებული მდგომარეობა მხოლოდ რამოდენიმე ადგილასაა.

მზის ენერჯის ტექნოლოგიების ღირებულების შესამცირებლად შესაძლებელია რამდენიმე საკითხის გადანწყვეტა: მასალების და დამუშავების ღირებულების შემცირება, $p-n$ გადასვლის ეფექტიანობის გაზრდა, ნარმოების მოცულობის და მზის ენერჯის მიღების მოცულობის გაზრდა. ამ პრობლემის გადასაწყვეტად რამდენიმე მიმართულების გამოყენებაა საჭირო, როგორცაა ქიმიური ინჟინერია, მასალათმცოდნეობა და ა.შ.

უნდა გარკვეულ იქნას პასუხი ორ შეკითხვაზე: სილიციუმი შინაგანი თვისებების გამოა შეზღუდული, თუ კრისტალურ დონეზე არსებული დეფექტების გამო. მზის ელემენტის ფირფიტაში დეფექტების არსებობის შემთხვევაში, ენერჯის მიღებისას, ბევრი ელექტრონი მიმღებ დონემდე ვერ აღწევს.

მზის ელემენტები კოსმოსში. კოსმოსი საინტერესოა იმით, რომ კოსმოსში, ატმოსფეროს ზემოთ 30%-ით მეტია მზის ენერჯია და ელექტროენერჯის გარდაქმნა უფრო ეფექტურია. მაგრამ სილიციუმი ნაკლებად საინტერესოა კოსმოსისთვის, ვინაიდან ნაკლებად რადიაციულად მდგრადია. ამიტომ სილიციუმი ითვლება მასალად მიწისზედა მზის ენერგეტიკისთვის. თუმცა თხელი ფენებიანი მზის ელემენტები შეიცავენ ნაკლებ მასალას, ვიდრე ჩვეულებრივი სილიციუმის მზის ელემენტები და უფრო მდგრადია რადიაციული დაზიანების მიმართ. ამიტომ ისინი უპირატესად გამოიყენება კოსმოსში. მასალები უნდა იყოს მდგრადი რადიაციის მიმართ. მზის ელემენტები გამოიყენება თანამგზავრებში განკუთვნილი

კომუნიკაციებისთვის, ამინდის პროგნოზისა და გაზომვისთვის, კვლევებისთვის (საერთაშორისო კოსმოსური სადგური, ჰაბლის კოსმოსური ტელესკოპი (*the Hubble Space Telescope*) და ა.შ. რადიაციის ზემოქმედების ხარისხი დამოკიდებულია თანამგზავრის სიმალლეზე დედამიწის ზედაპირიდან.

მომავალში ენერგეტიკული პრობლემის გადაჭრის ერთ-ერთი გზაა უფრო მეტი უხვი მზის გამოსხივების დასაჭერად გამოყენებული იქნას ფოტოელექტროსადგურები დედამიწის თანამგზავრებზე და ელექტრობის გადაცემა დედამიწაზე მოკლე ელექტრომაგნიტური ტალღებით.

თავი 10

სილიციუმის გამოყენება ელექტრონიკაში

10.1. ელექტრონიკის საფუძვლები

თანამედროვე ტექნოლოგიების შექმნა და გამოყენება მომგებიანია მხოლოდ იმ შემთხვევაში, თუ მოწყობილობის შემადგენელი ნაწილების ზომები მცირეა, მოიხმარენ მცირე ენერგიას და აქვთ ძალიან მაღალი საიმედოობა. ახლა და უახლოეს მომავალში, მხოლოდ ნახევარგამტარული ელექტრონული მოწყობილობები აკმაყოფილებს ამ მოთხოვნებს. კერძოდ, ინტეგრალურ ნახევარგამტარულ სქემებში ცალკეული მოწყობილობების ხაზოვანი ზომები არ აღემატება მილიმეტრის მეასედს, მოხმარებული სიმძლავრეები იზომება მილივატებში და საიმედოობა აღწევს ასობით წელს [1-3]. თვისებების ასეთი კომბინაცია იძლევა საშუალებას შეიქმნას ურთულესი და საიმედო მოწყობილობები.

განვითარების მოკლე დროში, ნახევარგამტარულმა ელექტრონიკამ გრძელი და უცვლელად გამარჯვებების გზა გაიარა. ეს გზა დაიწყო ნერტილოვანი ტრანზისტორებით და სწრაფად გადავიდა სიბრტყითი (*planar*) ნახევარგამტარულ მოწყობილობებზე. დასაწყისში, თითოეული მოწყობილობა, მიუხედავად მისი მინიატურული ზომისა, მზადდებოდა ცალკე კრისტალურ ფირფიტაზე. შემდეგ კი მოხერხდა ერთნაირი ხელსაწყოების ჯგუფის დამზადება საერთო ფირფიტაზე და მისი დაჭრა ნაჭრებად დისკრეტული ხელსაწყოების მისაღებად. უკვე მნიშვნელოვანი წარმატება კი იქნა მიღწეული როცა მოხერხდა სხვადასხვა ხელსაწყოების და მათ შორის აუცილებელი შეერთებების დამზადება საერთო ნახევარგამტარულ ფირფიტაზე. ყველაფრის საფუძველი იყო ტრანზისტორი, რომელიც ბოლო დრომდე იყო ყველაზე მაღალი მიღწევა.

როგორც კი გაჩნდა ტრანზისტორი, მან გამოავლინა ნახევარგამტარული ხელსაწყოებისთვის დამახასიათებელი უპირატესობა ვაკუუმურ ელექტრონულ ნათურებთან: მცირე ზომები, სწრაფმუშაობა, მაღალი საიმედოობა და დაბალი ენერგეტიკული მოხმარება.

თეორიამ და გამოცდილებამ აჩვენა, რომ ნახევარგამტარული ხელსაწყოები შეიძლება კიდევ უფრო დაპატარავებულიყო. საჭირო იყო მოწყობილობების შექმნა კომპონენტების დიდი რაოდენობით და შეზღუდული და ზოგჯერ ძალიან მცირე, მოცულობით. მთავარი ნარმატება ამ მიმართულებით იყო ინტეგრალური სქემების შემუშავება. ხელსაწყოების აბსოლუტურ უმრავლესობაში, როგორც დისკრეტულ, ასევე ინტეგრალურ, მუშაობის პრინციპი მოითხოვს ნახევარგამტარში შეიქმნას ფენები, რომლებიც განსხვავდება თავისი თვისებებით. მაგალითად, დიოდში არის განსხვავებული გამტარობის ტიპით ორი ასეთი ფენა ($p-n$), ტრიოდში მხოლოდ სამია ($p-n-p$ ან $n-p-n$). მათ შორის საზღვრები უნდა იყოს თავისუფალი ყოველგვარი უკონტროლო მინარევებისაგან. ფენები იქმნება ერთგვაროვანი კრისტალების შიგნით გარედან მინარევების შეყვანით-ჩვეულებრივი დიფუზიით და იშვიათად იონური დაბომბვით. ისტორიულად, ორივე ტექნოლოგიური მეთოდი წარმოიშვა თითქმის ერთდროულად, მაგრამ პრაქტიკაში მხოლოდ დიფუზია გამოიყენებოდა ნახევარგამტარული ხელსაწყოების წარმოებაში. ეს არის შესანიშნავი იაფი მეთოდი, რომელიც უზრუნველყოფს პროდუქციის საჭირო ხარისხს.

ნახევარგამტარული მოწყობილობების მასობრივმა წარმოებამ განაპირობა ეგრეთ წოდებული გეგმური ტექნოლოგიის შემუშავება, რომელმაც შესაძლებელი გახადა ერთდროულად ცალკე პატარა ნახევარგამტარულ ფირფიტაზე ასობით ერთნაირი ტიპის ხელსაწყოს დამზადება.

შემდგომი მნიშვნელოვანი პროგრესი მოიტანა ფოტოლითოგრაფიის ტექნიკის გამოყენებამ. სინათლის სხივები, რომლებიც გადიან ნიღბების გამჭვირვალე ქრილებში, ხაზავენ საზღვრებს ცალკეულ ხელსაწყოებს და უბნებს შორის, რომლებიც ექვემდებარება სპეციალურ შემდგომ დამუშავებას. ტექნოლოგია შესაძლებელს ხდის ერთ ფირფიტაზე არა მხოლოდ ერთი, არამედ სხვადასხვა ტიპის ხელსაწყოების მიღებას, ასევე მათ შორის შეერთებებისაც. და ამ გზით მიღებული იქნა მთლიანი მზა სქემები, რომელთაც ეწოდება ინტეგრალური სქემები. რა თქმა უნდა, ეს არ ამოწურავს ფოტოლითოგრაფიული ტექნოლოგიის ყველა შესაძლებლობას.

არსებითად იგივე, მაგრამ გარკვეულწილად უფრო რთული ტექნოლოგიის დახმარებით, შესაძლებელია სხვადასხვა ინტეგრალური სქემების მნიშვნელოვანი რაოდენობის დამზადება და მათი ერთმანეთთან დაკავშირება. დისკრეტული ხელსაწყოებიდან ინტეგრალური წრედამდე, ცალკეული ინტეგრალური სქემებიდან მათ გაერთიანებამდე დიდ ინტეგრალურ სქემებად, ეს არის გზა, რომელიც გაიარა ნახევარგამტარულმა ელექტრონიკამ. ამავდროულად, ელექტრონული სქემების დისკრეტული ელემენტების ზომები შემცირდა მიკრონამდე. ზომის შემდგომ შემცირებას, შემუშავებული ტექნოლოგიით, ხელს უშლის ხილული სინათლის ტალღის სიგრძის ზღვარი, დაახლოებით ნახევარი მიკრონის ტოლი. ამ ბარიერის დასაძლევად, დაგეგმილი იყო ელექტრონული ოპტიკის გამოყენება ჩვეულებრივის ნაცვლად. დიდ ინტეგრალურ სქემებს მოჰყვა ზედიდე. აქ დიფუზიისა და ფოტოლითოგრაფიის ნაცვლად გამოიყენება კონტროლირებადი იონური და ელექტრონული სხივები. ამ ელექტრონ-იონურ ტექნოლოგიურ კომპლექს ელიონიკა ეწოდება. შეიქმნა ლითონი -ოქსიდის ნახევარგამტარული (CMOS) ტრანზისტორი, ძალიან ფართომასშტაბიანი გაერთიანება (VLSI), ბიპოლარული CMOS, ჰეტეროგადასვლებიანი ბიპოლარული ტრანზისტორები და ჰეტეროსტრუქტურული ველის ეფექტის ტრანზისტორები.

შეიქმნა ელექტრონული ტექნოლოგიების ახალი შტო-ოპტო-ელექტრონიკა [4]. სინათლის ნაკადების გამოყენებამ ელექტრულ დენებთან ერთად და მათი ურთიერთ გარდაქმნამ წარმოქმნა ახალი შესაძლებლობები სუფთა ელექტრულ სქემებთან შედარებით: შესაძლებელი ხდება აპარატურის სიჩქარის გაზრდა, დიდი რაოდენობით ინფორმაციის გადაცემა და დამუშავება.

ტრანზისტორმა გაუხსნა გზა თითქმის ყველა ელექტრონული მოწყობილობის განვითარებას. ელექტრონული მოწყობილობები ფართოდ გამოიყენება მრეწველობის მრავალ დარგში: სმარტ-ფონებიდან დაწყებული უზარმაზარ მონაცემთა ცენტრებამდე, ინტერნეტით უზრუნველყოფილი ელექტრო სკუტერებიდან დაწყებული ჰიპერბგერიით თვითმფრინავებამდე, კარდიოსტიმულატორებიდან ამინდის პროგნოზირებად სუპერკომპიუტერებამდე. ყოველი მათგანის შიგნით არის უხილავი და გამოუცნობი, ეს ტექნიკური პატარა ელემენტები ყველაფერს შესაძლებელს ხდის. ეს არის

ნახევარგამტარი და ყველაზე ხშირად სილიციუმი. ანუ ამ საოცრების შემომქმედი, ძირითადი აქტიური ელემენტი არის მონოკრისტალური განსაკუთრებული სისუფთავის EG სილიციუმის ფირფიტები.

ფირფიტები თხელია (სისქე დამოკიდებულია ფირფიტის დიამეტრზე, მაგრამ, როგორც წესი, 1 მმ-ზე ნაკლებია), ამოჭრილია სილიციუმის მონოკრისტალური სხმულიდან. დღეს და ახლო მომავალში ელექტრონულ მინისზედა ტექნოლოგიებში სილიციუმს არ ჰყავს კონკურენტი. არსებული ჩიპების დეფიციტი არის შესხენება იმისა, თუ რა ძირითად როლს ასრულებენ ნახევარგამტარები საზოგადოებისთვის საჭირო მრეწველობის ამდენ კრიტიკულ სფეროში. ეს ტენდენცია გაგრძელდება, რადგან ელექტრონიკაზე მოთხოვნა იზრდება (დანართი 9).

სილიციუმზე დაფუძნებული ოპტოელექტრონიკა არის მრავალნახნაგა ტექნოლოგია, რომელიც სტაბილურად იზრდებოდა ათწლეულების განმავლობაში, მაგრამ არა ექსპონენციურად. ზოგიერთმა გამოყენებამ, როგორცაა ინტენსიური-პიქსელიანი სიგნალის შემუშავება და ჩიპიდან ჩიპთან ოპტიკური ურთიერთკავშირი, შთამბეჭდავი ზრდა განიცადა, ხოლო სხვა გამოყენებები ჩრდილში დარჩა.

წლების განმავლობაში, კვლევამ და შემუშავებამ გამოავლინა რამდენიმე უნიკალური Si-ზე დაფუძნებული ოპტოელექტრონიკის მნიშვნელოვანი მიმართულება. ოპტოელექტრონიკაში სილიციუმში გამოიყენება აგრეთვე სხვადასხვა სენსორულ მონოკრისტალებში, ზუსტ მიკრომექანიკურ სისტემებში. თუმცა სილიციუმის არაპირდაპირი ენერგეტიკული ზონის გამო არ არსებობს სილიციუმის ლაზერები და შეზღუდულია სინათლის გამომსხივარი დიოდების (LEDs) ეფექტურობა.

სილიციუმზე დაფუძნებული ოპტოელექტრონიკა გულისხმობს ფოტონური და ელექტრონული კომპონენტების გაერთიანებას სილიციუმის ჩიპზე ანუ ფირფიტაზე.

ოპტოელექტრონიკაში შერწყმულია ფოტონიკის ფასეულობა და ელექტრონიკის იაფფასიანი მასიური წარმოების უპირატესობა.

10.2. სილიციუმი ელექტრონიკაში

ტრანზისტორის დასაწყისი. წარსულში ელექტრონული ტექნოლოგია დაფუძნებული იყო ელექტრონულ ვაკუუმურ მილებზე, რომლებიც წარმოადგენდნენ სინათლის ნათურებს. ეს მილები გამოიყენებოდა როგორც დიოდები და ტრიოდები იმდროინდელ ელექტრონულ მრეწველობაში, სადაც კონტროლდებოდა და ძლიერდებოდა ელექტრული დენი ქსელებში. მაგრამ ეს მილები არ იყო საიმედო და მოიხმარდნენ დიდ სიმძლავრეს და ხურდებოდნენ, ანუ გამოყოფდნენ დიდი რაოდენობით სითბოს. ამის გარდა, იმდროინდელი ტრანსკონტინენტალური კომუნიკაციებისთვის საჭირო იყო ულტრამალალი სიხშირის ელექტრომაგნიტური ტალღების გამოყენება. ხოლო ვაკუუმურ მილებს არ შეეძლოთ ასეთი სიხშირეების აღქმა.

ამიტომ, *Telephone Laboratories* ამერიკელი მეცნიერები უილიამ შოკლი, ჯონ ბარდინი და უოლტერ ბრატეინი იკვლევდნენ ვაკუუმური მილებისა და ელექტრომაგნიტური რელეების (რომელნიც მუშაობდნენ დაბალი სიჩქარით იმდროინდელ ტელეფონების ქსელში) ჩანაცვლების შესაძლებლობას ნახევარგამტარებით. 1947 წლის მინურულს დეკემბერში, ქრისტეშობამდე ორი დღით ადრე, მათ წარმატებით წარმოადგინეს გამოგონებული პირველი ნახევარგამტარული ხელსაწყო მოქმედებაში. ეს იყო პირველი ნერტილი-კონტაქტური ტიპის ტრანზისტორი (*transistience*-გარდამავალი წინალობა) გერმანიუმის ფუძეზე. ტრანზისტორი განკუთვნილი იყო ელექტრული სიგნალების გაძლიერების, კონტროლის და გენერირებისთვის [5]. ამით შედარებით დიდი ზომის ელექტრონული ვაკუუმური მილები შეცვალეს პატარა მონყობილობით, რომელიც მოიხმარდა ნაკლებ ენერგიას. მოხდა ერთ-ერთი ყველაზე გამორჩეული ტექნიკური გარღვევა მეცნიერებისა და ტექნოლოგიების ისტორიაში. პატარა ტრანზისტორმა შვა ინტეგრალური სქემები და მიკროპროცესორი და ამით შეცვალა მსოფლიო. ეს მე-20 საუკუნის მთავარი გამოგონება შესანიშნავი მაგალითია იმისა თუ როგორ შეუძლია მეცნიერულ კვლევას შექმნას სასარგებლო სამრეწველო პროდუქტი.

დასაწყისში ტრანზისტორების დიდი უმრავლესობა მზადდებოდა გერმანიუმის ბაზაზე. გერმანიუმს ქონდა ბევრი უპირატესობა:

ის ნაკლებად იყო რეაქტიული და დაბალი დნობის ტემპერატურის გამო მისი მიღების ტექნოლოგია და მასთან მუშაობა შედარებით უფრო ადვილი იყო.

მეცნიერები აცნობიერებდნენ, რომ ტრანზისტორის ნერტილოვანი კონტაქტის სტრუქტურას ჰქონდა სერიოზიული შეზღუდვები და აგრძელებდნენ მუშაობას უფრო საიმედო და აღწარმოებადი მონყობილობის შესაქმნელად. შემდგომ შოკლის მიერ შემუშავდა ბიპოლარული გადასვლებიანი ტრანზისტორი ნერტილოვანი კონტაქტების გარეშე, რომელიც დომინირებდა 30 წლის განმავლობაში. **სილიციუმის ტრანზისტორი.** მნიშვნელოვანი წინსვლა იყო საუკეთესო სილიციუმის ტრანზისტორი შემუშავებული ტანენბაუმის მიერ 1954 წელს [6,7]. მომდევნო წლების განმავლობაში მრავალი განსხვავებული წარმოების მეთოდი შეიქმნა უფრო სწრაფი, იაფი და უფრო საიმედო ტრანზისტორების წარმოებისთვის. ტრანზისტორის გამოგონებისთანავე მოხდა რევოლუცია ელექტრონიკაში და წარმოიქმნა მიკროელექტრონიკა [8]. და უკვე 75 წელია რაც *Bell Telephone System* გადის ძნელ გზას მომავლის ტექნოლოგიამდე 5G სტანდარტამდე.

დაფუძნებულ ნახევარგამტარულ მასალაზე ტრანზისტორით შესაძლებელი იყო აგრეთვე ელექტრული სიგნალების გაძლიერების, კონტროლისა და გენერირების გარდა დენის ჩართვა და გამოთვა. ტრანზისტორი მუშაობისას არ ცხელდებოდა, გამოყოფდა დაბალ სითბოს. ნახევარგამტარებზე მონუმენტური კვლევებისთვის და ტრანზისტორის ეფექტის აღმოჩენისთვის შოკლის, ბარდინს და ბრატიენს გადაეცა ნობელის პრემია ფიზიკის დარგში 1956 წელს. პირველმა ნახევარგამტარულმა ტრანზისტორმა, იყო რა მცირე ზომის, შესაძლებელი გახადა რთული მიკროსქემების მინიატურება.

ვაკუუმური მიღების ტრანზისტორებით ჩანაცვლებით გადანაცვდა უამრავი პრობლემა: ენერჯის მოხმარების ეკონომია, ხელსაწყო ზომის და წონის შემცირება და ერთიანი ინტეგრალური სქემის შექმნა, დაბალი სამუშაო ძაბვები, რომელნიც თავსდებადია მცირე სიმძლავრის ელემენტებიან ბატარებთან, ხელსაწყოების მოქნილი კონსტრუქციის უზრუნველყოფა (ხელმისაწვდომია დამატებითი მონყობილობები, რომლებიც უზრუნველყოფენ კონ-

სტრუქციის მოქნილობას), ფიზიკური სიმტკიცე, სისწრაფე, სიაფე და ეფექტურობა.

მას შემდეგ, რაც დაიხვეწა მაღალი სუსაფთავის და სრულყოფილი სილიციუმის მონოკრისტალების მიღება, მასზე დამზადებული ხელსაწყოების რაოდენობა მკვეთრად გაიზარდა და 1970 წლიდან გერმანიუმის ტრანზისტორების წარმოება შეწყდა და ჩაინაცვლა უფრო სტაბილური, გამძლე, მაღალი გამოსავალის და დენის დაბალი გაჟონვის მქონე სილიციუმის ტრანზისტორებით. სილიციუმი ხდება მთავარი მასალა ნახევარგამტარულ მრეწველობაში და იკავებს წამყვან პოზიციებს ელექტრონული ხელსაწყოების მინიატურისზაცისა და ფართო-მასშტაბიან ინტეგრალურ სქემებში. სილიციუმმა შეცვალა ყველაფერი.

დაბადებისთანავე მიკროელექტრონიკის მრეწველობამ განიცადა მრავალი წლის განმავლობაში უპრეცედენტო ფეთქებადი ზრდა, განპირობებული ორი ფაქტორით: პლანარული ინტეგრალური სქემების გამოგონება და ნახევარგამტარული ხელსაწყოების შეკუმშვის შესაძლებლობა, რის საშუალებას იძლეოდა სილიციუმი.

ტრანზისტორი თანამედროვე ელექტრონიკის ერთერთი ძირითადი სამშენებლო ბლოკია, როგორც ინტეგრალური სქემების აქტიური კომპონენტი ანუ მიკროჩიპი. დღეს მიკროჩიპი ხშირად შეიცავს მილიარდობით ამ მინიმალისტაბის ტრანზისტორებს, რომელნიც ამოტვიფრულია ჩიპის მბზინვარე ზედაპირებზე. მრავალი ელექტრონული ხელსაწყო მინიატურისზაცია, კომპონენტების ინტეგრაციით ერთ ჩიპზე ქმნიან მაღალი სიმკვრივის ტრანზისტორების წრედებს. თითქმის ყველა ელექტრონულ მოწყობილობებში ღრმად ჩაშენებული ტრანზისტორები იქცა ინფორმაციის სამყაროს „ნერვულ უჯრედებად“ [1].

ლითონის ოქსიდი-ნახევარგამტარის ველის ეფექტის ტრანზისტორი (MOSFET), ასევე ცნობილი როგორც ლითონის ოქსიდი-ნახევარგამტარი (MOS) ტრანზისტორი, პირველი კომპაქტური ტრანზისტორია, რომლის მინიატურისზაცია შესაძლებელი იყო და გამოშვებული სერიულად ფართო გამოყენებისათვის. MOS ტრანზისტორი ფუნდამენტური სამშენებლო ბლოკია თანამედროვე ციფრული ელექტრონიკისთვის.

სილიციუმის ტრანზისტორის უპირატესობა. პრინციპში, ყველა ტრანზისტორის ელექტრულ სქემაში შესაძლებელია გამოყენებულ იქნას როგორც Ge, ისე Si ტრანზისტორები. მიუხედავად იმისა, რომ, ელექტრონები და ხვრელები უფრო სწრაფად მოძრაობენ (უფრო მაღალი დენის მატარებელთა ძვრადობის გამო) გერმანიუმში, ვიდრე სილიციუმში, გერმანიუმს ქონდა სერიოზული შეზღვევები. ერთერთი ძირითადი იყო ვიწრო აკრძალული ენერგეტიკული ზონა (0.67ევ) თითქმის 2-ჯერ ნაკლები სილიციუმის აკრძალულ ზონის სიგანეზე (1.12ევ). ეს კი ის ენერგიაა, რომელიც საჭიროა ელექტრონების გადასაყვანად გამტარობის ზონაში. დიდი აკრძალული ზონა უზრუნველყოფს საკუთარი დენის მატარებელთა დაბალ კონცენტრაციას. ეს საშუალებას იძლევა შეიქმნას რეზისტორები მაღალმური მონაცემებით და უზრუნველყოს დაბალი გაჟონვის დენები $p-n$ გადასვლაში. შესაბამისად, ვიწრო აკრძალული ზონის გამო გერმანიუმის ტრანზისტორს ჰქონდა უფრო მაღალი გაჟონვის დენები. შედეგად, როცა ტემპერატურა იზრდებოდა, მისი $p-n$ გადასვლები „იძირებოდა“ თავისუფალი ელექტრონების „ზღვაში“. ამასთანავე Ge-ის ტრანზისტორები უფრო მგრძობიარეა ტემპერატურის მიმართ და 75°C -ზე მაღლა გერმანიუმის ტრანზისტორები ნყვეტენ მუშაობას: სილიციუმის სამუშაო ტემპერატურაა 150°C , რაც ორჯერ მეტია გერმანიუმთან შედარებით ($-60^{\circ}\text{C} \dots +70^{\circ}\text{C}$); ამიტომ, მათი Si-ით ჩანაცვლება ხდის ელექტრულ სქემას უფრო სტაბილურს და გამძლეს უფრო მაღალი კუთრი დატვირთვისადმი. მაღალ ტემპერატურებზე გერმანიუმის კრისტალების სტრუქტურა ზიანდება. ხოლო, ჭარბი სითბო არც ისე ადვილად აზიანებს სილიციუმის კრისტალებს.

ტრანზისტორის სხვა მახასიათებლებიც უკეთესია სილიციუმისთვის. მაგალითად, სილიციუმის დიოდებს და ტრანზისტორებს შეუძლიათ იმუშაონ გაცილებით მაღალ ძაბვებზე, ვიდრე გერმანიუმის, რაც ნიშნავს სილიციუმის გამმართველების მაღალ გამღვრევ ძაბვებს ანუ $p-n$ გადასვლების მკვეთრი გარღვევის უბანში მუშაობის უნარს.

სილიციუმის ხელსაწყოებს აქვთ დაბალი საპირისპირო დენები; სილიციუმი ტექნოლოგიურად ადვილად დასამუშავებელია და დიდი რაოდენობით არის დედამიწის ქერქში გერმანიუმის საპირისპიროდ. შესაბამისად სილიციუმი გაცილებით იაფია.

სილიციუმის ტრანზისტორების უპირატესობებს შორის განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია, რომ სილიციუმი წარმოქმნის ჟანგს, რომელიც აადვილებს მასთან მუშაობას. SiO_2 აფსკის მინარევების დიფუზიის კოეფიციენტები ნაკლებია, ვიდრე სილიციუმის და უზრუნველყოფს ზედაპირის მნიშვან და პასივაციის თვისებებს.

ამ თვისების გამო ჟანგბადი მნიშვნელოვან როლს ასრულებს სილიციუმის ნახევარგამტარულ მოწყობილობებში, მაგალითად, ლითონი-ოქსიდის ნახევარგამტარულ MOS ტრანზისტორებში.

სილიციუმის მაღალი სითბოგამტარობის (1.48 ვატი/სმK სამჯერ აღემატება GaAs-ისას 0.5 ვატი/სმK) გამო ხდება ხელსაწყოს მუშაობისას გენერირებული ჭარბი სითბოს რაოდენობის გაფანტვა და გაცემა. ეს აძლევს სილიციუმის ხელსაწყობებს საშუალებას იმუშაოს უფრო დიდი სიმძლავრის პირობებში, ვიდრე გერმანიუმი [9, 10].

ელექტრონიკის ტექნოლოგიების სწრაფ განვითარებას ხელი შეუწყო იმ გარემოებამ, რომ სილიციუმი იძლეოდა ინტეგრალურ სქემებში ტრანზისტორების ზომების მუდმივი შემცირების საშუალებას, ამავდროულად მათი ფუნქციონირების სიჩქარის გაზრდას და ენერჯიის მოხმარების შემცირებას. წარმოების ტექნოლოგიის გაუმჯობესებასთან ერთად, რაც სილიციუმის მრეწველობას საშუალებას აძლევს საიმედოდ აწარმოოს ჩიპები 450 მმ-მდე დიამეტრის სილიციუმის ფირფიტებზე, ჩიპების ზომების შემცირებამ გამოიწვია მეხსიერების სიმკვრივისა და პროცესორის სიჩქარის ექსპონენციური მატება და ხარჯების ექსპონენციური შემცირება.

სილიციუმის გამოყენების სფეროში მიღწეული წარმატებები მჭიდრო კავშირშია მისი წარმოების ტექნოლოგიაში მუდმივად განხორციელებულ გაუმჯობესებებთან, სინმინდის ხარისხის გაზრდისა და მონოკრისტალების სტრუქტურის სრულყოფის მიმართულებით.

სილიციუმი იძლევა საშუალებას საკმარისად პატარა ზომის ტრანზისტორების მოთავსებას მიკროჩიპზე, რაც ხსნის კარიბჭეებს გაჯეტების მოზღვავებისთვის, რომლებიც ყოველწლიურად უფრო პატარა და ეფექტური ხდებიან. ჩიპების მინიატურისაცია და სხვა ინოვაციების სტაბილური ტემპი უპრეცედენტო იყო და მიადგა ფიზიკის საზღვრებს. შედეგად მინიატურისაციის ტემპი შენედა. ხელსაწყობის მინიატურისაციას ხელი შეუწყო აგრეთვე სილიცი-

უმის კარგმა მექანიკურმა თვისებებმა: ის ადვილად, მოდელირდება პატარა ზომებამდე, მაგალითად, პრობლემების გარეშე იჭრება 200მკმ-500მკმ ფირფიტებად.

თანამედროვე ტრანზისტორების დანახვა დღეს შეუძლებელი გახდა შეუიარაღებელი თვალით: ერთი ჩიპი მალავს მილიარდობით ტრანზისტორს. ყველაფერზე მეტად, წარმოების ამ ექსპონენციურმა გაუმჯობესებამ გამოიწვია ციფრული რევოლუცია. ჩიპის დამზადება არის ერთ-ერთი ყველაზე ინტენსიური კვლევა-წარმოების პროცესი დედამიწაზე. დამზადება რთულია და საჭიროებს მალალ სპეციალიზებულ ხარჯებს და აღჭურვილობას მინიატურული მასშტაბით საჭირო სიზუსტის მისაღწევად. მხოლოდ ნახევარგამტარული ფირფიტების მთლიან წარმოებაში შეიძლება იყოს 1400-მდე პროცესის საფეხური (პროცესის სირთულის მიხედვით). და პროცესის თითოეული ეტაპი, როგორც წესი, მოიცავს სხვადასხვა უაღრესად დახვეწილი ხელსაწყოებისა და მანქანების გამოყენებას და ითხოვს დროს, ჯამში 26 კვირას.

ამრიგად, ტრანზისტორი არის ელექტრონული ტექნოლოგიის მონყობილობა, რომელიც ციფრული ტექნიკის სათავეშია. მის კვალდაკვალ შეიქმნა ნახევარგამტარებზე დაფუძნებული მრეწველობის მრავალი დარგი, სადაც სილიციუმში დღეს და ახლო მომავალშიც ძირითად კომპონენტად რჩება.

10.3. ღაქანგვის პროცესები ინტეგრალური სქემების წარმოებაში და სილიციუმის თერმული სტაბილურობა

ელექტრონიკის მრეწველობისთვის უმნიშვნელოვანესი პრობლემა, როგორიცაა- სილიციუმის ინტეგრალური სქემების მასიური წარმოება, გადაიჭრა მას შემდეგ რაც 1950-იან წლებში ეგვიპტელმა ინჟინერმა მოჰამედ ატალამ წარმოადგინა ნახევარგამტარული მონყობილობების დამზადების ახალი მეთოდი [11].

ზედაპირის პასივაცია. ამ მეთოდით სილიციუმის ფირფიტა იფარება სილიციუმის ოქსიდის საიზოლაციო ფენით ისე, რომ ელექტრობა საიმედოდ აღწევს გამტარ სილიციუმში ქვემოთ, ანუ ავლენს საუკეთესო საჭირო ელექტრულ თვისებებს. SiO_2 აფსკებში

მინარევების დიფუზიის უფრო დაბალი კოეფიციენტები, ვიდრე სილიციუმშია, უზრუნველყოფენ მნიშვნელოვან და პასივირების თვისებებს.

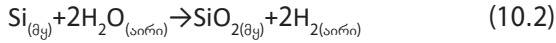
ოქსიდის ფენა ხელს უშლის გარკვეულ მალეგირებულ ელემენტებს შეაღწიონ სილიციუმის ფირფიტაში, ხოლო ზოგიერთ საჭირო ელემენტს კი აძლევს ამის საშუალებას. SiO_2 ფენა მნიშვნელოვნად ამცირებს სილიციუმის ზედაპირზე ელექტრონული მდგომარეობების კონცენტრაციას, რომლებიც ხელს უშლიდა ელექტრონერგიის მიღწევას სილიციუმის ფირფიტამდე. ამავე დროს SiO_2 ფენა ხელს უწყობს $p-n$ გადასვლების ელექტრული მახასიათებლების შენარჩუნებას და ზღუდავს ამ ელექტრული მახასიათებლების დეგრადაციას გარემოს ატმოსფეროს მიერ. ამავე დროს SiO_2 ფენა სილიციუმის ზედაპირის გასწვრივ კეტავს დენის გაჟონვის გზებს.

ამრიგად, სილიციუმის დაჟანგვა ინტეგრალური სქემების წარმოების განუყოფელი პროცესია. უმაღლესი ხარისხის ინტეგრალური სქემების მიღებისთვის აუცილებელია მაღალი ხარისხის სილიციუმის ჟანგის ფორმირება, რომელიც: როგორც ნილაბი იცავს სილიციუმს მინარევის იმპლანტაციისგან ან დიფუზიისაგან, უზრუნველყოფს ზედაპირის პასივაციას, იზოლირებს ერთ ხელსაწყოს მეორესგან (დielekტრიკული იზოლაცია), არის MOS სტრუქტურების კომპონენტი და ელექტრულად იზოლირებს მრავალდონეებიან ლითონურ სისტემებს. ჟანგის ფენები ფორმირდება სითბური დაჟანგვით (მუხტის დაბალი სიმკვრივის დონის აუცილებლობის შემთხვევაში ჟანგისა და სილიციუმის ზედაპირს შორის), სველი ანოდიზაციით, ქიმიური ორთქლის დალექვით (ლითონის ზედაპირებზე) და პლაზმური დაჟანგვით. ჟანგის ფენების განსხვავებული მეთოდების გამოყენება დამოკიდებულია კონკრეტულ ამოცანაზე ინტეგრალური სქემების წარმოებისას.

სილიციუმის ზედაპირის მაღალი ქიმიური სწრაფვის გამო ჟანგბადის მიმართ ჟანგის ფენა სწრაფად ფორმირდება ატმოსფეროს ზემოქმედებით. მშრალი დაჟანგვის პროცესის დროს ჟანგბადის წყაროა აირადი ჟანგბადი:

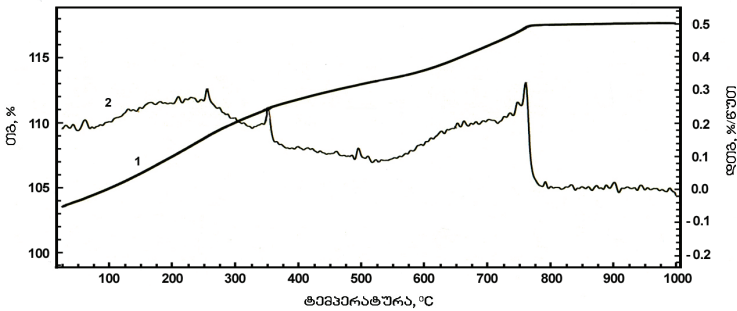


სველი დაჟანგვა აინერება:



როდესაც დაჟანგვისას ჩამოყალიბებულ Si-SiO₂ სისტემაში ზედაპირი Si-სა და SiO₂ საზღვრებს შორის სილიციუმში გადაადგილდება, მისი მოცულობა ფართოვდება. თუ გავითვალისწინებთ Si და SiO₂-ის სიმკვრივეს და მოლეკულურ წონას, მიიღება, რომ 0.44 Å Si გამოიყენება 1.0Å SiO₂-ის მისაღებად. SiO₂ ფენების სისქე Si ფუძე-შრეზე ადვილად განისაზღვრება აფსკის ფერით (დანართი 10).

თერმული სტაბილურობა. სილიციუმის მასის (*m*) ზუსტი მონიტორინგი, გახურებისას მუდმივი სიჩქარით (10°C), იძლევა საშუალებას გაიზომოს მასის ცვლილება გახურების სხვადასხვა საფეხურზე და წარმოადგენს ამ მასალების პასუხს თერმულ დაძაბულობაზე. სილიციუმის თერმოგრავიმეტრიული ანალიზის შედეგები 20°C-1000°C ტემპერატურულ ინტერვალში მუდმივი სიჩქარით(10°C/წუთ) გახურებისას ნაჩვენებია ნახ.10.1-ზე. დერივატოგრაფიული კვლევები გვიჩვენებენ სუფთა სილიციუმის მასის (*m*) ტემპერატურულ $m=f(T)$ წრფივ დამოკიდებულებას, რაც ნიშნავს, რომ ადგილი არ აქვს მასის დანაკარგს გახურებისას.

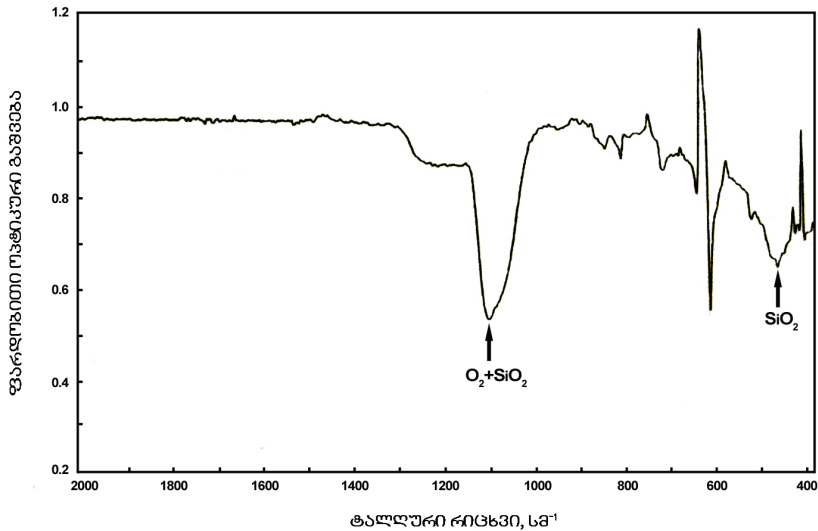


ნახ.10.1. სილიციუმის თერმოგრავიმეტრიული (1) და დიფერენციალური (2) ანალიზების მრუდები გახურებისას 10K/წთ სიჩქარით 20°C-1000°C ტემპერატურულ ინტერვალში

მასის მცირე გაზრდა (4%) დაიკვირვება 800°C ტემპერატურამდე. ეს დაკავშირებულია სილიციუმის დაჟანგვასთან და უკვე საკმარისი სისქის SiO₂ ფენის წარმოქმნასთან. ეს ბუნებრივი პროცე-

სია, რომელიც გარდაქმნის სუფთა სილიციუმის ზედაპირს უფრო ქიმიურად სტაბილურ ოქსიდად და არის გარემოსთან ქიმიური რეაქციით სილიციუმის თანდათანობითი „გაფუჭების“ პროცესი.

SiO₂ ფენის წარმოქმნა იწვევს გადახრებს სუფთა სილიციუმის ინფრანითელი შთანთქმის სპექტრში. ნახ.10.2-ზე მოყვანილია სილიციუმის შეფარდებითი გაშვების სპექტრები (სილიციუმის გახურების შემდეგ 800°C-ზე 1საათის განმავლობაში) სუფთა სილიციუმის (მიღებული ზონური დნობით) სპექტრთან შედარებით. SiO₂ ფენის არსებობას სილიციუმის ზედაპირზე შეყავს დამატებითი სტრუქტურა სუფთა სილიციუმის ინფრანითელი სპექტრებში 1100სმ⁻¹ და 460სმ⁻¹ სიხშირეებზე, რაც საერთოდ დამახასიათებელია ამორფული SiO₂.



ნახ.10.2. 25მ სისქის სილიციუმის მონოკრისტალის ინფრანითელი შეფარდებითი გაშვების სპექტრი 800°C ტემპერატურაზე 1 საათი გახურების შემდეგ, შედარებული სუფთა სილიციუმის (მიღებული ზონური დნობით) სპექტრთან (300K)

ელიფსომეტრიული კვლევებით მიღებულია, რომ გახურებით მიღებული აფსკის გარდატეხის მაჩვენებელი 1.46 ემთხვევა ამორფული SiO₂ მნიშვნელობას.

10.4. სილიციუმის ინფრანიტელი ფოტოდეტექტორები

ელექტრომაგნიტური გამოსხივება, როგორც შუამავალი, იძლევა ძვირფას ინფორმაციას გარე სამყაროზე. ხილული სინათლე ამ თვალსაზრისით არ საჭიროებს კომენტარს. განსაკუთრებით ღირებულ ინფორმაციას ინახავს ინფრანიტელი სხივების სპექტრი. ის გავრცელებულია ხილული სინათლის უბნის კიდიდან 0.8მკმ-დან ასეული მიკრონამდე, სადაც ის შეერწყმის რადიო ტალღების სპექტრს. სასარგებლო ინფორმაცია ელექტრომაგნიტური ტალღებით მიიღება ფოტოდეტექტორებით. ისინი წარმოადგენენ კვანტურ-ფოტონურ მონყობილობების ერთერთ კლასს ე.წ. კვანტურ დეტექტორებს [12].

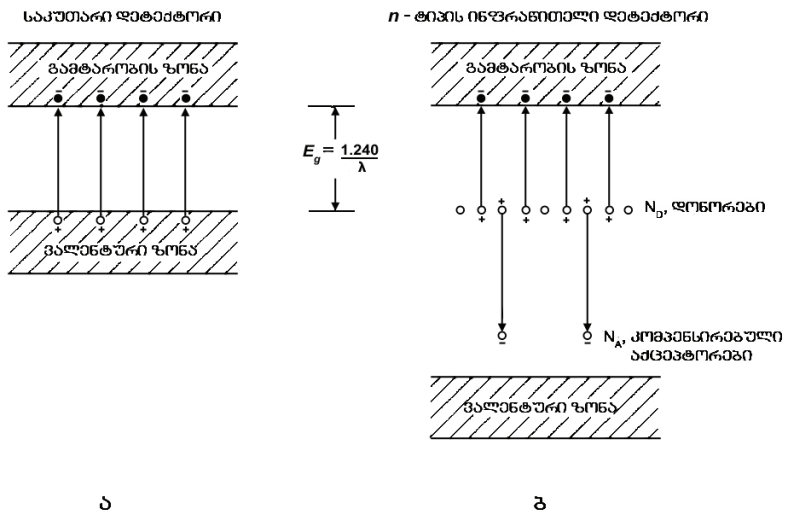
ინფრანიტელი დეტექტორების ეს კლასი განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია მეცნიერების, ტექნოლოგიისა და სამხედრო ბაზრისთვის, მათ შორისაა ინფრანიტელი სენსორები, ოპტიკოლოკატორები, ოპტიკურ-ბოჭკოვანი კომუნიკაციის სისტემები და ოპტიკური კავშირები. ფოტოდეტექტორები ნახევარგამტარული მონყობილობებია, რომლებსაც შეუძლიათ ოპტიკური სიგნალების ელექტრულ სიგნალებად გარდაქმნა [13]. ამ მოვლენის მიღმა არსებული თეორიის საფუძველია: დეტექტორის ძირითადი ელემენტი უნდა იყოს სრულყოფილი მონოკრისტალური ნახევარგამტარი ზომიერი აკრძალული ზონით, როგორცაა სილიციუმი.

სამუშაო ტალღის სიგრძეზე ფოტოდეტექტორს უნდა ჰქონდეს მაღალი მგრძნობიარობა, რეაგირების მაღალი სიჩქარე, მინიმალური ხმაური, მცირე ზომა, დაბალი ძაბვა და მაღალი საიმედოობა სამუშაო პირობებში. მზის ელემენტებს, რომლებიც გარდაქმნიან მზის ენერგიას ელექტრულში აქვთ გარკვეული მსგავსება ფოტოდეტექტორებთან. მთავარი განსხვავება ამ ხელსაწყოებს შორის არის ფართობი, სამუშაო სიხშირე და ოპტიკური წყარო. ფოტოდეტექტორები, მათ შორის სილიციუმის ფუძეზე, თავისთავად მოიცავენ ფოტოგამტარებს, ფოტოდიოდებს, ფოტოტრანზისტორს და ა.შ.

არსებობს ორი ტიპის ინფრანიტელი ფოტოდეტექტორები: საკუთარი გამტარობის მქონე (სუფთა) ნახევარგამტარებზე და მინარევიან ნახევარგამტარებზე დაფუძნებული. ასეთი დეტექტორები ფუნდამენტურად განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან და მათი

თვისებები დამოკიდებულია, როგორც თვით ნახევარგამტარზე, ისე მინარევების თვისებებზე შესაბამის დეტექტორებში. მინარევიანი კვანტურ დეტექტორებისთვის საჭიროა მინარევები ინფრანითელი რეაქციის გასააქტიურებლად [13-15]. საკუთარი გამტარობის მქონე ნახევარგამტარებზე დაფუძნებულ დეტექტორებს არ სჭირდება მინარევები ინფრანითელი მგრძობიარობის გასააქტიურებლად. ინფრანითელი ფოტოდეტექტორის მგრძობიარობა განისაზღვრება მინარევებით, რომლებიც შეიყვანება ძირითად ნახევარგამტარში. ასეთი დეტექტორის მუშაობა დამოკიდებულია არჩეულ მინარევებზე, რომლებიც ქმნიან ენერგიის ლოკალიზებულ დონეებს აკრძალული ენერგეტიკული ზონის ფარგლებში. ამიტომ ინფრანითელი ფოტოდეტექტორების ტექნოლოგიაში ფართოდ გამოიყენება სილიციუმი არა მარტო სუფთა სახით, არამედ მიზანმიმართულად ლეგირებული მინარევით.

ფოტოდეტექტორების ორ ტიპს შორის მუშაობის პრინციპების განსხვავება ნაჩვენებია ნახ.10.3-ზე სილიციუმის ინფრანითელი ფოტოდეტექტორებისთვის. მოყვანილია ელექტრონული დონეები დიაგრამაზე სუფთა და n -ტიპის სილიციუმისთვის.



ნახ.10.3. ელექტრონის დონეები და გადასვლები საკუთარ გამტარობის მქონე (ა) და მინარევიან (ბ) სილიციუმზე დაფუძნებულ დეტექტორებში

ფოტონის გააქტიურებისთვის მისი ენერგია E უნდა აკმაყოფილებდეს პირობას $E \geq E_g$ (საკუთარი გამტარობის მქონე სილიციუმის დეტექტორი) და $E \geq E_{\text{ონ}}$ (მინარევეული დეტექტორი), სადაც E_g სილიციუმის აკრძალული ზონის სიგანეა, ხოლო $E_{\text{ონ}}$ მინარევის ელექტრონული აგზნების ენერგიაა. ვინაიდან ცნობილია, რომ

$$E = hc/\lambda \text{ ანუ } E \text{ (ევ)} = 1.24/\lambda \text{ (მკმ)} \quad (10.3),$$

სადაც c – სინათლის სიჩქარეა, λ – ფოტონის ტალღის სიგრძეა, h – პლანკის მუდმივაა, ფოტოდეტექტორი მგრძობიარეა მხოლოდ იმ ფოტონებისთვის, რომელთა ტალღის სიგრძე $\lambda \leq \lambda_{\text{ზღ}}$, სადაც $\lambda_{\text{ზღ}}$ ზღვრული ტალღის სიგრძის ტოლია:

$$\lambda = hc/E_g \text{ და } \lambda_{\text{ონ}} = hc/E_{\text{ონ}} \quad (10.4)$$

დენის მატარებელთა აგზნება დეტექტორის ტიპზე დამოკიდებულებით შესაბამისი ტალღის სიგრძის მქონე ფოტონებით ხდება ან ვალენტური ზონიდან ან მინარევის დონიდან აკრძალულ ზონაში შესაბამისად და წარმოიქმნება ელექტრონები ან ხვრელები. მხოლოდ ის ფოტონები, რომელთა ენერგია აკმაყოფილებს (10.4) პირობას ინვევენ აქტიურ გადასვლებს.

სორეფის სამუშაო იყო პირველი ყოვლისმომცველი სამუშაო მინარევებზე დაფუძნებული სილიციუმის ფოტოდეტექტორზე [16]. თუმცა, სილიციუმის უპირატესობა გერმანიუმთან შედარებით, როგორცაა დიელექტრიკული მუდმივა (რომელიც იძლევა უფრო მოკლე დიელექტრიკული რელაქსაციის დროს და დაბალ ტევადობას), მინარევის უფრო მაღალი ხსნადობა, დაბალი გარდატეხის მაჩვენებელი და სხვა, არ იყო საკმარისი, რომ მიღებულიყო გერმანიუმის დეტექტორებზე უკეთესი დეტექტორები. ასე იყო 1970-ან წლებამდე. სილიციუმის დეტექტორები გადახედილი იყო მხოლოდ მისი მიღების ტექნოლოგიის დახვეწის და ახალი ტიპის ხელსაწყობის გამოგონების შემდეგ, როგორცაა ხელსაწყობი დაწყვილებული მუხტებით (*charge-coupled devices, CCDs*) [17] და ლითონი-სილიციდი/სილიციუმი შოტკის ბარიერის დეტექტორები [18].

ამით პირველად გახდა შესაძლებელი ბევრად უფრო დახვეწილი დეტექტორების მიღება ერთ საერთო სილიციუმის ჩიპში უკვე რამოდენიმე ფუნქციის განხორციელებით. ეფექტური ჩიპის

მასშტაბის სილიციუმის ფოტოდეტექტორების შემუშავება გახდა ერთ-ერთი გადამწყვეტი ნაბიჯი ფოტონიკის შერწყმისა ელექტრონიკასთან. ხელსაწყოს მაღალი ხარისხის მისაღებად საჭიროა ნარჩენი მინარევების ზუსტი კონტროლი და მინარევების ოპტიმალური კონცენტრაციის შერჩევა.

სილიციუმის ერთ-ერთი ყველაზე მნიშვნელოვანი უპირატესობა არის ის, რომ მისი კრისტალური მასალის ხარისხისა და შესანიშნავი პასივაციის თვისებების გამო, მის ფუძეზე შესაძლებელია ძალიან დაბალი „ბნელი“ დენის მქონე ფოტოდეტექტორების მიღება [19]. სილიციუმის მაღალი სიმკვრივე (2.329 გ/სმ^3) და ენერგიის საშუალო დანაკარგი სიგრძის ერთეულზე იძლევა თხელი დეტექტორების (მაგ. 300 მკმ) აგების საშუალებას, რომლებიც წარმოქმნიან გაზომვად სიგნალებს. სილიციუმის ფოტოდეტექტორებს შეუძლიათ იმუშავონ ჰაერზე და ოთახის ტემპერატურაზე განსხვავებით სხვა მასალებისგან, რომლებისთვის საჭიროა დაბალი ტემპერატურები.

სინათლის დეტექტორების ალტერნატივაა მყარი სხეულის სილიციუმის დიოდური დეტექტორები. ისინი მუშაობენ უფრო გრძელი ტალღების $0.1 \text{ მკმ}-1.1 \text{ მკმ}$ უბანში.

დანართი 1. სილიციუმის თვისებები

დანართი 1ა. სილიციუმის ძირითადი ფიზიკურ-ქიმიური თვისებები [1]

თვისება	სიდიდე
ატომური ნომერი	14
ატომური მასა	28
ატომური სიმკვრივე (ატ/სმ ³)	5.0·10 ²²
სტაბილური იზოტოპები	Si ²⁸ (92.28%), Si ²⁹ (4.67%), Si ³⁰ (3.05%)
რადიოაქტიური იზოტოპები	Si ²⁷ (β ⁺ , 4.9 წამ), Si ³¹ (β ⁻ , 170წუთ)
ელექტრონული სტრუქტურა	1s ² 2s ² 2p ⁶ 3s ² 3p ²
კრისტალური სტრუქტურა	ნახნაგცენტრირებული კუბური (ალმასის ტიპის) მესერი
მესერის პარამეტრი (300K), Å	5.4307
დიელექტრული შეღწევადობა	12
სიმკვრივე (25°C), გ/სმ ³	2.3283
თხევადი Si	2.2
მიკროსისალე, კგ/მმ ²	1150
სიმტკიცე ბრინელის მიხედვით	240
სიმტკიცე მოოსის მიხედვით	7.0
დრეკადობის მოდული, კგ/მმ ²	10890
სიმტკიცის ზღვარი შეკუმშვისას, კგ/მმ ²	9.47
სუბლიმაციის სითბო, კკალ/მოლი	105
დნობის ტემპერატურა, °C	1414
K	1680
დუღილის ტემპერატურა, °C	2500
ორთქლის დრეკადობა (lgp), მმ Hg (1200K-1688K)	-1800/T-1.022 lgT+12.83
თხევადი Si	17.100/T - 1.022 lgT + 12.31
დნობის ტემპერატურაზე	1·10 ⁻²
ზედაპირული დაჭიმულობა, ერგ/სმ ²	
არგონში	720
ჰელიუმში	730±10
წყალბადში	730-860
გამოსხივების უნარი	
1000K	0.64
1688K	0.46

ხვედრითი წინაღობა, 10^4 , ომ·სმ	23 -24
აკრძალული ზონის სიგანე (300K), ევ	1.12
ელექტრონების დიფუზიის კოეფიციენტი (300K), $\text{სმ}^2/\text{წმ}$	35
ხვრელების დიფუზიის კოეფიციენტი (300K), $\text{სმ}^2/\text{წმ}$	13.1
გარდატეხის კოეფიციენტი ტალღის სიგრძისას:	
1.05მკმ	3.565
2.6მკმ	3.443
2.მკმ-10.მკმ	3.5
არეკვლითის უნარი (ტალღის სიგრძე > 1.5მკმ)	0.3
საკუთარი გამტარობის სილიციუმის დენის მატარებელთა კონცენტრაცია (300K), სმ^{-3}	$1.5 \cdot 10^{10}$
ელექტრონების ძვრადობა, $\text{სმ}^2/\text{ვ} \cdot \text{წმ}$	2000
ხვრელების ძვრადობა, $\text{სმ}^2/\text{ვ} \cdot \text{წმ}$	500
ეფექტური მასა, m^*/m_0	
ელექტრონების	1.08
ხვრელების	0.32

დანართი 1ბ. სილიციუმის მესერის პარამეტრი
ტემპერატურულ ინტერვალში [2]

T, K	$a, \text{Å}$
300	5.4310
317	5.4320
374	5.4321
493	5.4343
599	5.4365
750	5.4397
956	5.4444
1163	5.4491
1311	5.4527
1417	5.4553
1513	5.4578

დანართი 1გ. შთანთქმის პიკების ინდიცირება სილიციუმში [3]

ტალღური რიცხვი, სმ^{-1}	ოპტიკური ფონონები	მასსიათებელი ტემპერატურა, K
1448	TO+TO+TO	695+695+695
1378	TO+TO+LO	695+695+595
1302	TO+LO+LO	695+595+595
964	TO+TO	695+695
896	TO+LO	695+595
819	TO+LA	695+485
766	TO+TA+TA	695+204+204
740	LO+LA	595+470
689	LO+TA+TA	595+198+198
610	TO+TA	695+185
599	LO+TA	595+220

დანართი 1დ. სილიციუმის სითბური თვისებები [2,4]

თვისება	სიდიდე
დნობის ფარული სითბო,ჯ/გ	1800
სითბოგამტარობა (მყარი)(25°C), ვტ/მ·K	25
სითბოგამტარობა (თხევადი),ვტ/მ·K	50
სიმკვრივე (მყარი და თხევადი),კგ/მ ³	2529
სითბოტევადობა (მყარი და თხევადი),ჯ/კგ·K	1040
სითბო 1გ Si-ის მისაყვანად დნობის ტემპერატურამდე, კჯ	1
დნობის სითბო,კჯ/მოლ	50.6
სითბური გაფართოების წრფივი კოეფიციენტი, გრად ⁻¹	2.69·10 ⁻⁶
10°C-50°C	
25°C	2.4·10 ⁻⁶
150°C	3.6·10 ⁻⁶
აორთქლების სითბო დნობის ტემპერატურაზე,კჯ/გ	16
მოცულობის შეკუმშვა დნობისას (%)	9.5

**დანართი 2. მეტალურგიულ სილიციუმში
უმაველი მინარეზების წონასწორული
განაწილების კოეფიციენტები და დნობის
ტემპერატურები [1] [2-5]***

მინარევი	წონასწორული განაწილების კოეფიციენტი	დნობის ტემპერატურა, °C	ხვედრითი წონა, გ/სმ ³	ზღვრული ხსნადობა, სმ ³	ლორუქლის წნევა, მბარ 1753 K-ზე	დიფუზიის კოეფიციენტი, სმ ² /წ
Al	$2 \cdot 10^{-3}$	660	2.7	$2 \cdot 10^{19}(1350^{\circ}\text{C})$	1.8	$8.5 \cdot 10^{-5}(1373\text{K})$
Ca	$8 \cdot 10^{-3}$	851	1.53	-	$8.6 \cdot 10^2$	-
C	$7 \cdot 10^{-1}(0.034-0.3)^*$	-	-	-	-	-
Cu	$4 \cdot 10^{-4}$	1084	8.92	$1 \cdot 10^{18}(1200^{\circ}\text{C})$	$3.8 \cdot 10^{-1}$	$5 \cdot 10^{-5}(1173\text{K})$
Fe	$8 \cdot 10^{-6}$	1539	7.87	$1.5 \cdot 10^{16}(1200^{\circ}\text{C})$	$8.4 \cdot 10^{-3}$	$7 \cdot 10^{-7}, 5 \cdot 10^{-6}$
Mg	$3.2 \cdot 10^{-6}$	650	1.74	$1 \cdot 10^{16}(1200^{\circ}\text{C})$	-	-
Mn	$1.3 \cdot 10^{-5}$	1246	7.44	-	8.2	-
Ni	$1 \cdot 10^{-4}(8 \cdot 10^{-6})^*$	1455	8.96	-	$3.5 \cdot 10^{-3}$	$1.6 \cdot 10^{-4}(1373\text{K})$
P	$3.5 \cdot 10^{-1}$	-	-	$10^{21}(1250^{\circ}\text{C})$	-	$2 \cdot 10^{-4}$
Ti	$2.0 \cdot 10^{-6}(3.6 \cdot 10^{-6})^*$	1668	4.52	-	$4.8 \cdot 10^{-4}$	-
Ta	$(10^{-7})^*$	-	-	-	-	-
O ₂	$1.25-1.40(0.2-1.25)^*$	-	-	$1 \cdot 10^{18}(1400^{\circ}\text{C})$	-	-
Co	$(8 \cdot 10^{-6})^*$	-	-	-	-	-
V	$(4 \cdot 10^{-6})^*$	-	-	-	-	-
Cr	$(1.1 \cdot 10^{-5})^*$	-	-	-	-	-
As	$(0.3)^*$	-	-	-	-	-
B	$(0.716-0.8)^*$	-	-	-	-	-
Si	-	-	2.33	-	$2 \cdot 10^{-3}$	-

დანართი 3. თანაფარდობა ნივთიერების სისუფთავის განმსაზღვრელ ერთეულებს შორის

გაზომვის ერთეული	კოეფიციენტი		გ/ტ(გრამ/ტონ)	ppm	ppM
	%	‰			
1 %	10^{-2}	1	10^4	10^4	10^7
1 ‰	10^{-3}	10^{-1}	1	10^3	10^6
1 ppm	10^{-6}	10^{-4}	10^{-3}	1	10^3
1 ppM	10^{-9}	10^{-7}	10^{-6}	10^{-3}	1
ნონის წილი, 1გ/ტ ან 1მგ/კგ ან 1ppmw	10^{-6}	10^{-4}	10^{-3}	1	10^3
1მგ/ტ	10^{-9}	10^{-7}	10^{-6}	10^{-3}	1

დანართი 4. სხვადასხვა ტიპის ელექტროსადგურების მახასიათებლები

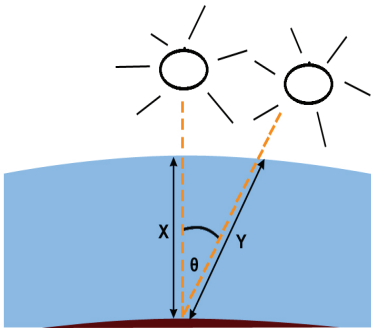
ელექტროსადგურის ტიპი	მაგნეტიკული ინტენსივობის ამოფრქვევა ატმოსფეროში, კგ	ფართი, ჰა	სუფთა წყლის მოხმარება, მ ³	ჭუჭყიანი წყლის მოცოლება, მ ³	ბუნების დაცვაზე ხარჯები, %
თბოელექტროსადგური (ნახშირი)	25	1.5	60	0.5	30
თბოელექტროსადგური(მაზუთი)	15	0.8	35	0.2	10
ჰიდრო ელექტროსადგური	-	100	-	-	-
ატომური ელექტროსადგური	-	-	90	0.5	50
ქარის ელექტროსადგური	10	-	-	1	-
ბიოელექტროსადგური	10	-	20	0.2	10
ფოტოელექტრული სადგური	-	2	-	-	-

დანართი 5. სხვადასხვა ტალღის სიგრძის მზის გამოსხივების ინტენსიურობის % წვლილი ჯამურ გამოსხივებაში [1]

ტალღის სიგრძე, λ , ნმ	წვლილი ჯამურ გამოსხივებაში	წვლილი ჯამურ გამოსხივებაში, %
280-320	0.36	
320-360	2.54	~7
360-400	3.76	
400-520	18.25	
520-640	18.14	~53
640-800	17.54	
800-3000	39.41	~40

დანართი 6. კოსმოსში და დედამიწის ზედაპირზე მზის გამოსხივების დამახასიათებელი პარამეტრები

ატმოსფერული მასა. ატმოსფერული ანუ ჰაერის მასა (AM) არის ატმოსფერული გავლენის მაჩვენებელი დედამიწის ზედაპირამდე მოსული მზის გამოსხივების ინტენსიურობაზე. ეს არის იმ გზის სიგრძის, რომელიც სინათლემ უნდა გაიაროს ატმოსფეროში ვიდრე დაეცემა დადამიწას, შეფარდება ყველაზე მოკლე გზასთან (როცა მზე ზენიტშია) და ტოლია Y/X (ნახ.დნ.1).



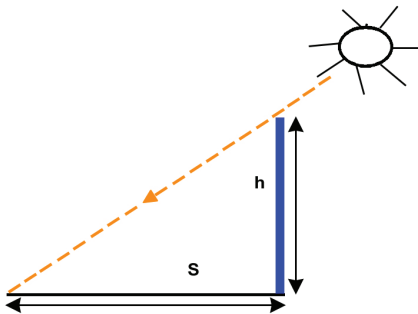
ნახ.დნ.1. მზის სხივების მიერ ატმოსფეროში გავლილი მანძილი ზენიტთან შედარებით

ატმოსფერული მასა გვიჩვენებს თუ რამდენად შემცირდა გამოსხივების ნაკადის ინტენსიურობა ატმოსფეროში გავლისას ჰაერით და მტკვრით შთანთქმის შემდეგ. ატმოსფერული მასა განისაზღვრება როგორც:

$$AM=1/\cos\theta \quad (\text{დნ.1}),$$

სადაც θ – კუთხეა, რომელიც აითვლება ვერტიკალიდან (ზენიტი). როცა მზე შუბის ტარზეა $\theta = 90^\circ$, ატმოსფერული მასა ტოლია 1-ს. ატმოსფერული მასის სიდიდე შეიძლება გამოითვალოს მარტივად ჩრდილის სიგრძით s , რომელსაც იძლევა ვერტიკალური h სიმაღლის სარი (ნახ.დნ.2) ფორმულით:

$$AM=\sqrt{1+\left(\frac{s}{h}\right)^2} \quad (\text{დნ.2})$$

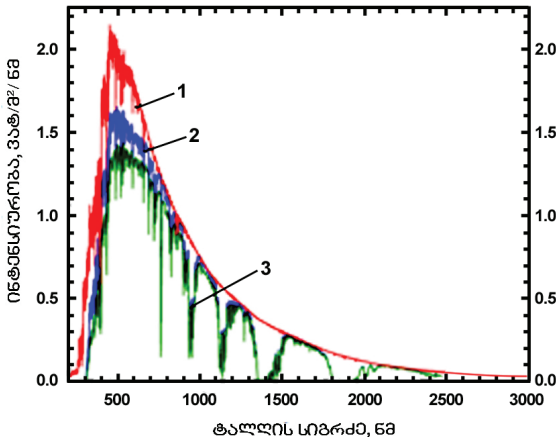


ნახ.დნ.2. ატმოსფერული მასის განსაზღვრა h სიმაღლით და s ჩრდილის სიგრძით

დედამინის სფერული ზედაპირის ფორმის გაუთვალისწინება გვაძლევს მცირე შეცდომას. თუმცა საჭიროების შემთხვევაში არსებობს შესაბამისი ფორმულები [1].

სტანდარტული მზის სპექტრი და გამოსხივება. მზის ელემენტის ეფექტურობა მგრძნობიარეა, როგორც დაცემული შუქის ინტენსიურობის, ასევე სპექტრული შემადგენლობისადმი. მზის გამოსხივების განაწილება ტალღების სიგრძეების მიხედვით, ანუ გამოსხივების სპექტრული შემადგენლობა მნიშვნელოვანი პარამეტრია, რომელიც ხასიათდება ცნებით „ჰაერის მასა“ (AM -Air Mass). მზის სპექტრი იცვლება დღის განმავლობაში და დამოკიდებულია ადგილმდებარეობაზე. ამიტომ, სხვადასხვა მწარმოებლების მიერ სხვადასხვა ადგილას და სხვადასხვა დროს დამზადებული მზის

ელემენტების ზუსტი შედარების გაადვილების მიზნით შემოღებულია სტანდარტული სპექტრები და გამოსხივების ინტენსიურობა დადამინის ზედაპირთან და დედამინის ატმოსფეროს გარეთ. ნახ. დნ.3-ზე ნაჩვენებია დედამინის ატმოსფეროს გარეთ (კოსმოსი) და დედამინაზე ზღვის დონეზე მზის სპექტრებს შორის განსხვავება.



ნახ.დნ.3.
სტანდარტული
მზის სპექტრები
კოსმოსში და
დედამინაზე
გამოყენებისათვის.
სპექტრები: 1- AM0;
2- AM1.5G; 3-
AM1.5D

მრუდი 1 (ნახ.დნ.3) ასახავს მზის სპექტრს დედამინის ატმოსფეროს გარეთ (კოსმოსში, მაგალითად, კოსმოსური ხომალდის ბორტზე) ე.ი. ნულოვანი ჰაერის მასისას (AM0). ის ახლოსაა აბსოლუტურად შავი სხეულის გამოსხივების ინტენსიურობის განაწილებასთან 6000K-ზე. AM0-ს ეწოდება სტანდარტული სპექტრი დედამინის ატმოსფეროს გარეთ კოსმოსისათვის.

მზის გამოსხივების ნაკადის რაოდენობას დაცემულს სხივების მიმართ, პერპენდიკულარულ სიბრტყის ფართის ერთეულზე დედამინის ატმოსფეროს გარე ზედაპირზე, მზის მუდმივა ეწოდება. ეს სიდიდე გაზომილი იყო თანამგზავრზე და უდრის 1353ვატ/მ².

დედამინის ზედაპირთან მზის გამოსხივების სპექტრულ განაწილებას აჩვენებს ორი სტანდარტული სპექტრი (მრუდები 2 და 3) (ნახ.დნ.3). მრუდი 2 მოიცავს პირდაპირ და დიფუზურ გამოსხივებას – AM1.5G და მრუდი 3 მოიცავს მხოლოდ პირდაპირ გამოსხივებას – AM1.5D. AM1.5G სპექტრი ბრტყელი მოდულებისათვისაა ჯამური

ენერგიით 970 ვატ/მ², პრაქტიკულად მიღებულია 1 კვადრ/მ². ეს მოხერხებულია გათვლებისთვის და იმის გამო, რომ დაცემულ სხივებს ახასიათებს მცირე ცვლილებები. AM1.5D პირდაპირი სპექტრი მზის კონცენტრატორებისათვისაა (მოიცავს პირდაპირ სხივებს დამატებული მზის გარშემო ბრუნავი კომპონენტით) ჯამური ენერგიით 900 ვატ/მ².

ინტენსიურობის გამოთვლა ატმოსფერული მასის საფუძველზე. მზის სხივების პირდაპირი მდგენელის ყოველდღიური ინტენსიურობა არის ატმოსფერული მასის ფუნქცია. მისი განსაზღვრა შეიძლება ექსპერიმენტულად მიღებული განტოლებიდან [2]:

$$I_D = 1.353 \cdot 0.7^{(AM^{0.678})} \quad (დ6.3),$$

სადაც I_D – ინტენსიურობაა მზის სხივების მიმართ პერპენდიკულარულ სიბრტყეზე კვადრ/მ² ერთეულებში, AM- ატმოსფერული მასა და 1.353 კვადრ/მ² მზის მუდმივაა, რიცხვი 0.7 ითვალისწინებს ატმოსფეროს საზღვრამდე მოსული სინათლის დაახლოებით 70% მიღწევას დედამიწის ზედაპირზე. ხარისხის მაჩვენებელი 0.678 არის ემპირიული კოეფიციენტი, რომელიც ითვალისწინებს ატმოსფერული ფენების არაერთგვაროვნობას.

მზის გამოსხივების ინტენსიურობა იზრდება სიმაღლის ზრდასთან ერთად ზღვის დონის ზემოთ. მზის სხივების სპექტრული შემადგენლობაც აგრეთვე იცვლება და ხდის ცას უფრო ლურჯს მალლა მთაში. საქართველოს ტერიტორიის 36% ზღვის დონიდან 1500 მეტრის სიმაღლეზე მდებარეობს, რელიეფი მთაგორიანია, რაც მნიშვნელოვნად ზრდის მზის გამოსხივების დოზას. ზღვის დონიდან რამოდენიმე კილომეტრის სიმაღლეებისათვის ექსპერიმენტულ მონაცემებთან შესაბამისობა გვაძლევს [3]:

$$I_D = 1.353 \cdot [(1 - ah)0.7^{(AM^{0.678})} + ah], \quad (დ6.4),$$

სადაც $a = 0.14$ და h - სიმაღლე ზღვის დონიდან კმ-ში.

უღრუბლო ცის შემთხვევაშიც კი დიფუზური განბნევა შეადგენს პირდაპირი გამოსხივების 10%-ს. ამიტომ უღრუბლო დღეს საერთო ინტენსიურობა, რომელიც ეცემა მზის სხივებისადმი პერპენდიკულარულ მოდულს ტოლია:

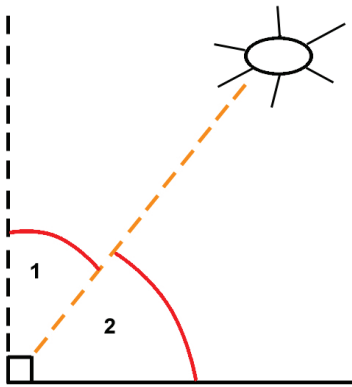
$$I_G = 1.1 \cdot I_D \quad (დ6.5)$$

მზის მოძრაობა. მზის მოძრაობა ცაზე, რომელიც გამოწვეულია დედამიწის ბრუნვით თავისი ღერძის გარშემო, ცვლის იმ კუთხეს, რომლითაც შუქის პირდაპირი კომპონენტი ეცემა დედამიწაზე. მზის მდებარეობა ცაზე დამოკიდებულია დამკვირვებლის მდებარეობაზე დედამიწაზე, დღის და წლის დროზე. მზის მოჩვენებითი მოძრაობა არის მთავარი ფაქტორი, რომელიც განსაზღვრავს მზის ელემენტის მიერ მიღებული ენერგიის რაოდენობას. როცა მზის სხივები პერპენდიკულარულად ეცემა მშთამნთქმელ ზედაპირს, ენერგიის სიმკვრივე ზედაპირზე ტოლია დაცემული ენერგიის სიმკვრივისა. როცა კუთხე მზესა და მშთამნთქმელ ზედაპირს შორის იცვლება, დასხივების ინტენსიურობა ზედაპირზე მცირდება. როცა მზის სხივები პარალელურია მზის ელემენტის მიმართ და კუთხე ნორმალთან ტოლია 90° -ის, დაცემული სინათლის ინტენსიურობა მცირდება ნულამდე. შუალედური კუთხეებისათვის ფარდობითი გამოსხივების ინტენსიურობა პროპორციულია $\cos\theta$ -სი, სადაც θ კუთხეა მზის სხივებსა და მზის ელემენტის ნორმალს შორის. კუთხე მზესა და დედამიწაზე ფიქსირებულ ადგილმდებარეობის შორის დამოკიდებულია ამ ადგილის გეოგრაფიულ გრძედზე წლისა და დღის დროზე. თვით აისის და დაისის დრო დამოკიდებულია ადგილის გეოგრაფიულ გრძედზე. ამიტომ, მზის სხივების დაცემის კუთხის გამოსათვლელად საჭიროა ფიქსირებული ადგილის გეოგრაფიული განედის, გრძედის, დღის და წლის დროს ცოდნა.

მზის დახრილობის და ამალღების კუთხეები. ფოტოელექტრული სისტემების დაპროექტება ითხოვს მზის დახრილობის და ამალღების კუთხეების მნიშვნელობების ცოდნას კონკრეტული ადგილისთვის, წლის და დღის დროისთვის. იმის გამო, რომ დედამიწის ბრუნვის ღერძი დახრილია და ის ბრუნავს მზის გარშემო, დახრილობის კუთხე (δ) განიცდის სეზონურ ცვლილებებს: $\delta=0$, δ დადებითია, როცა ჩრდილოეთ ნახევარსფეროში ზაფხულია და უარყოფითია, როცა –ზამთარია. δ - მაქსიმალურია და $\delta=23.45^\circ$ ზაფხულის ნაბუნობას ჩრდილოეთ ნახევარსფეროში (22 ივნისს) და δ მინიმალურია და $\delta=-23.45^\circ$ ზამთრის ნაბუნობას (22 დეკემბერი). δ - დამოკიდებულია წლის დროზე. ანუ დახრილობის კუთხე (δ) სეზონურად იცვლება 23.45° -დან -23.45° -მდე.

ამალღების კუთხე ანუ მზის სიმაღლის კუთხე ცაში, რომელიც

აითვლება ჰორიზონტიდან აისის და დაისის დროს არის 0° . ხოლო, როცა მზე ყველაზე მაღლაა ცაში, პირდაპირ თავზე, მზის სიმაღლის კუთხე ცაში ტოლია 90° . ასეთი შემთხვევა დაიკვირება, მაგალითად, ეკვატორზე გაზაფხულის და შემოდგომის ბუნიობაზე. ამალლების კუთხე (ნახ.დნ.4) იცვლება მთელი დღის განმავლობაში და დამოკიდებულია ადგილის გეოგრაფიულ განედზე და წლის დროზე. ზენიტის კუთხე ანალოგიურია ამალლების კუთხისა იმ განსხვავებით, რომ ის აითვლება არა ჰორიზონტალური ღერძიდან, არამედ ვერტიკალურიდან.



ნახ.დნ.4. მზის ზენიტისა (1) და ამალლების (2) კუთხეები

მზის ელემენტებისთვის მნიშვნელოვანია ამალლების კუთხის მაქსიმალური სიდიდე კონკრეტული ადგილისთვის. ეს არის მზის მაქსიმალური სიმაღლე ცაში წლის გარკვეულ დროს. მზე აღწევს მაქსიმალურ სიმაღლეს შუადღეს მზის დროით და დამოკიდებულია გეოგრაფიულ განედზე და დახრის კუთხეზე. მზის ამალლების კუთხე მზიან ნაშუადღევს ჩრდილოეთ ნახევარსფეროში დადებითია და ტოლია: $\alpha=90-\varphi+\delta$ და უარყოფითია სამხრეთ ნახევარსფეროში: $\alpha=90+\varphi-\delta$, სადაც φ არის ფიქსირებული ადგილის გეოგრაფიული განედი. ფოტოელექტრული სისტემების პროექტირება ითხოვს არა მარტო მონაცემებს მაქსიმალური ამალლების კუთხეზე, არამედ მონაცემებს თუ როგორ იცვლება ის დღის განმავლობაში.

პოლარული კუთხე. პოლარული კუთხე არის კუთხე, რომელსაც ქმნის მზის მდებარეობა ჩრდილოეთის მიმართულებასთან (ანუ მიმართულება კომპასით იმ მხარეს საიდანაც მოძრაობს მზე).

მზიან შუადღეს მზე ყოველთვის სამხრეთითაა ჩრდილოეთ ნახევარსფეროში, და ჩრდილოეთითაა სამხრეთ ნახევარსფეროში. პოლარული კუთხე იცვლება დღის განმავლობაში. ბუნიობის დღეებში მზე პირდაპირ ამოდის აღმოსავლეთით და ჩადის დასავლეთით. ამ დროს პოლარული კუთხეებია აისის დროს 90° და დაისის დროს- 270° მიუხედავად გეოგრაფიული განედისა. საერთოდ პოლარული კუთხე იცვლება გეოგრაფიული განედის ცვლილებასთან ერთად წლის განმავლობაში. პოლარული კუთხე აითვლება როგორც კომპასის მაჩვენებლები – 0° ჩრდილოეთით და 180° სამხრეთით.

მზის მდებარეობა. ფოტოელექტრული სისტემები, რომლებიც თვალყურს ადევნებენ მზის მდებარეობას და ახორციელებენ სხივების კონცენტრირებას ითხოვენ მზის მდებარეობის ზუსტ განსაზღვრას. რაც უფრო მეტია მზის გამოსხივების კონცენტრაცია, მით უფრო მეტი სიზუსტით არის საჭირო მზის თვალთვალი. მზის ელემენტების სწორი ორიენტაცია მზის მიმართ დგინდება ორი საკვანძო პარამეტრით პოლარული და ამალღების კუთხეებით მზიან შუადღეს. მზის მდებარეობის ცვლილება დღის განმავლობაში განისაზღვრება ამ ორი კუთხის ცვლილებით. ისინი გამოითვლება „მზის დროის“ დახმარებით. არსებობს მზის მდებარეობის ზუსტი განსაზღვრის მრავალი მოდელი, მაგალითად, აშშ-ს სამხედრო-საზღვაო ობსერვატორიის მიერ შედგენილი ასტრონომიული კალენდარი [4] და [5].

მზის გამოსხივების კონცენტრატორი. კონცენტრატორი მოწყობილობაა, რომელიც მზის გამოსხივებას აფოკუსირებს გამოსხივების მიმღებზე. გამოსხივების მიმღები განლაგებულია მზის ენერჯის კოლექტორის ფოკალურ წერტილში ან ფოკალურ ხაზზე. კონცენტრატორი „ხედავს“ პირდაპირ მზის გამოსხივებას, ამიტომ განსაკუთრებით ეფექტურია კლიმატისთვის მაღალი პირდაპირი დასხივებით, დაბალი მოლრუბლულობით, დაბალი მტვერით ან ნისლით და ა.შ. (ამდენად, მისი გეოგრაფიული გამოყენება შეზღუდულია).

მზის გამოსხივების კონცენტრატორები ფასდება მზის გამოსხივების კონცენტრაციის ხარისხით, რომელიც უდრის მშთანთქმელ ზედაპირზე გამოსხივების ნაკადის სიმკვრივის შეფარდებას კონცენტრატორის აპერტურის ფართზე მოსულ გამოსხივების ნაკადის სიმკვრივესთან. მზის გამოსხივების კონცენტრაციის ხა-

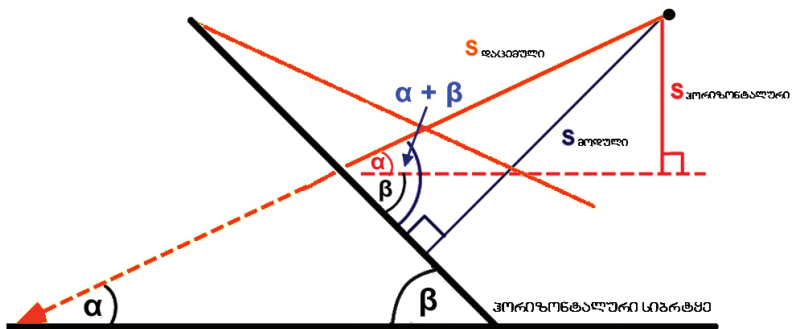
რისხმა შეიძლება მიაღწიოს 10000-ს და მეტს. დღეისათვის ყველაზე მაღალ ეფექტურობას მზის ფოტოელემენტი აწარმოებს მზის გამოსხივების კონცენტრაციის ხარისხის 500 დან 1000-მდე მნიშვნელობებისათვის. ეს ნიშნავს, რომ მზის ფოტოელემენტის 1სმ²-ს შეუძლია მოიხმაროს 1000სმ²-დან შეკრებილი გამოსხივება. კონცენტრატორების გამოყენება ძალიან ამცირებს ფართობს რომელიც საჭიროა ფოტოელემენტებისათვის. მაგალითად, თუ ჩვეულებრივ სისტემას, რომელიც მოიცავს 1მ² სჭირდება 250სმ²-იანი (ტიპიური თანამედროვე ფოტოელემენტებისათვის) 50 ელემენტი, კონცენტრატორის შემთხვევაში საკმარისია 1 ფოტოელემენტი კონცენტრატორით, რაც ამცირებს ფასს.

კონცენტრირებამ 250-350 გადიდებით და ჰაერის გაგრილებით შეიძლება ხელი შეუწყოს 24%-ზე მეტი ეფექტურობის მქონე მზის ელემენტების მიღებას საპილოტე წარმოების პროცესში. კონცენტრატორის უარყოფითი მხარეა ის, რომ მაღალი კონცენტრირების შემთხვევაში მზის მცირე გადაადგილებაც კი გამოიწვევს მზის გამოსხივების გადაადგილებას მზის ელემენტიდან. საჭიროა ხელსაწყო, რომელიც გადაადგილდება მზესთან ერთად.

„მზის დრო“. მოხერხებულია დროს ათვლისათვის პლანეტის დაყოფა ცალკეული დროის სარტყელებით. მაგრამ ამ დროის სარტყელში არ არის აუცილებელი შუადღე ემთხვეოდეს იმ დროს, როცა მზე იკავებს უმაღლეს მდებარეობას ცაში. ეს ეხება აისსაც. მზის ამოსვლა განისაზღვრება იმ მომენტით, როცა მზე ამოდის დროის სარტყელის ერთ ნაწილში. მაგრამ იმის გამო, რომ სარტყელი საკმარისად განიერია, დრო, როცა მზე გაანათებს ჰორიზონტს სარტყელის ერთ ნაწილში განსხვავდება იმ მზის ამოსვლის დროსაგან, რომელიც მიჩნეულია ამ სარტყელისთვის. მეორეს მხრივ მზის დრო ყოველ გეოგრაფიულ განედზე სხვადასხვაა. ამიტომ მზის მდებარეობის განსაზღვრისათვის უნდა დადგინდეს ადგილობრივი მზის დრო, შემდეგ კი გამოითვალოს პოლარული და ამალღების კუთხეები. ადგილობრივი მზის დრო ის დროა, როცა მზე არის ცაზე უმაღლეს წერტილში (ზენიტში). ადგილობრივი დრო ჩვეულებრივ განსხვავდება ადგილობრივი მზის დროისაგან დედამიწის ორბიტის ექსცენტრისიტეტის და შემოღებული დროს სარტყელების გამო.

მზის დასხივება დახრილ სიბრტყეზე. მშთანმთქმელი ზედაპირის

დახრის კუთხეს მზის სხივების მიმართ აქვს გადამწყვეტი მნიშვნელობა იმისთვის, თუ დაცემული მზის ენერჯის რა ნაწილს მიიღებს ფოტოელექტრული სისტემა. მზის ენერჯის ნაკადის სიმკვრივე, რომელიც ეცემა მზის ელემენტს, დამოკიდებულია არა მარტო თვით მზის ენერჯის ნაკადის სიმკვრივეზე, არამედ მზესა და ფოტოელექტრულ მოდულს შორის კუთხეზე. მზის ენერჯის ნაკადის სიმკვრივე მაქსიმალურია, როცა მშთანთქმელი ზედაპირი და მზის შუქი პერპენდიკულარულია ერთმანეთის მიმართ. როცა კუთხე იცვლება ნაკადის სიმკვრივე მცირდება. სხივების მდგენელი, რომელიც პარალელურია დახრილი მოდულის მიმართ აირეკვლება. დახრილ მოდულზე მზის გამოსხივების დაცემული რაოდენობა არის დაცემული მზის სხივების კომპონენტი, რომელიც პერპენდიკულარულია მოდულის ზედაპირის მიმართ (ნახ.დნ.5).



ნახ.დნ.5. დახრილი მშთანთქმელი მოდულის ზედაპირი დაცემული მზის შუქის მიმართ

ფორმულები, რომელიც გვიჩვენებენ თუ როგორ გამოითვლება დახრილ სიბრტყეზე დაცემული გამოსხივება ($S_{\text{მოდული}}$) ან ჰორიზონტალურ ზედაპირზე ($S_{\text{ჰორიზ}}$) ან პერპენდიკულარულად მზის მიმართ ($S_{\text{პერპენდიკულარ}}$) ზედაპირზე გაზომილ მზის გამოსხივებით. $S_{\text{მოდული}}$, $S_{\text{ჰორიზ}}$ და $S_{\text{დაცემული}}$ დამაკავშირებელი განტოლებებია:

$$S_{\text{მოდული}} = S_{\text{დაცემული}} \sin \alpha \quad (\text{დნ.6})$$

$$S_{\text{მოდული}} = S_{\text{დაცემული}} \sin(\alpha + \beta) \quad (\text{დნ.7})$$

$$S_{\text{მოდული}} = S_{\text{დაცემული}} \sin(\alpha + \beta) / \sin \alpha \quad (\text{დნ.8}),$$

სადაც α არის ამალღების კუთხე, β - მოდულის დახრის კუთხე ათვლილი ჰორიზონტალური სიბრტყედან.

გეომეტრიული მოსაზრებიდან გამომდინარეობს, რომ ფიქსირებული დახრის კუთხის შემთხვევაში მაქსიმალური მწარმოებლურობა მიიღება მთელი წლის განმავლობაში, როცა ის ადგილის გეოგრაფიული განედის ტოლია. უფრო დაქანებული კუთხეები ოპტიმალურნი არიან ზამთარში, ნაკლებად დაქანებული კუთხეები მოიხმარენ გამოსხივების მნიშვნელოვან ნაწილს ზაფხულში. ეს განტოლებები აღწერენ მზის ადგილმდებარეობის ცვლილებას ცაში მთელი წლის განმავლობაში.

მოყვანილი განტოლებების საფუძველზე შეიძლება მივიღოთ მონაცემები ზედაპირზე (დახრილს გარკვეული კუთხით მზის მიმართ) დაცემული მზის გამოსხივების მაქსიმალური რაოდენობის შესახებ. ამ განტოლებებით მიიღება აგრეთვე ინფორმაცია თუ როგორაა ეს მონაცემები დამოკიდებული ფიქსირებული ადგილის გეოგრაფიულ განედზე და წლის დღეზე.

მზის გამოსხივების გაზომვები. ფოტოელექტრული სისტემის დაპროექტებისათვის საჭიროა იმის ცოდნა, თუ მზის შუქის რა რაოდენობა არის მისანვდომი მზის ელემენტისთვის ფიქსირებულ ადგილას მოცემულ დროს. ამისთვის პირველ რიგში საჭიროა მზის გამოსხივებისა (ენერგიის მყისი სიმკვრივე, კვატ/მ²) და ინსოლაციის მონაცემები. მზის გამოსხივების ენერგიის მყისი სიმკვრივე იცვლება დღის განმავლობაში ნულიდან ღამით და მაქსიმუმ 1 კვატ/მ²-მდე. ენერგიის მყისი სიმკვრივე ძლიერაა დამოკიდებული ადგილმდებარეობაზე და ამინდზე. ენერგიის მყისი სიმკვრივის გაზომვა მოიცავს მთლიანი გამოსხივების და/ან მისი პირდაპირი მდგენელის გაზომვებს პერიოდულად, მთელი დღის განმავლობაში. გაზომვები ხორციელდება პირანომეტრით (ზომავს მთლიან გამოსხივებას) ან პირჰელიომეტრით (ზომავს პირდაპირ გამოსხივებას). სპეციალურად მოწყობილ ადგილებში ეს მონაცემები გროვდება ოცზე მეტი წლის განმავლობაში. არსებობს უფრო იაფი სხვა ალტერნატიული ხელსაწყოები, მაგრამ ნაკლებად ზუსტი. ბოლო მონაცემები გამოსხივების შეფასებისათვის მიიღება თანამგზავრებიდან გადაღებული სურათების საშუალებით ღრუბლების საფარის ანალიზიდან.

მზის ინსოლაცია. მზის გამოსხივების უფრო მარტივი მახასიათებელია

მზის ინსოლაცია, ანუ მზის ენერჯის საერთო რაოდენობა, რომელიც მიიღება ფიქსირებულ ადგილას გარკვეული დროს პერიოდის განმავლობაში, ხშირად იზომება კვატ·საათი/მ²·დღე ერთეულებში.

მიუხედავად იმისა, რომ მზის გამოსხივებას და მზის ინსოლაციას აქვთ ერთნაირი ერთეულები (მზის ინსოლაციის ერთეულის მრიცხველში „საათები“), მზის ინსოლაცია არის მზის ენერჯის მყისიერი სიმკვრივე გასაშუალებული მთელი მოცემული პერიოდისთვის. მზის ინსოლაციის მონაცემები ჩვეულებრივ გამოიყენება მარტივი ფოტოელექტრული სისტემების პროექტირების დროს. ხოლო მზის ენერჯის მყისიერი სიმკვრივის მონაცემები გამოიყენება რთულ ფოტოელექტრული სისტემების პროექტირებისას, სადაც საჭიროა სისტემის მახასიათებლები დღის ყოველ მომენტში.

სარეზერვო ენერჯის დაგროვების შეფასება. მზის გამოსხივების ენერჯის სიმკვრივის გასაშუალებული მონაცემები, განსაკუთრებულად ერთი თვის განმავლობაში, გამოიყენება ფოტოელექტრული მოდულების საჭირო რაოდენობის შეფასებისათვის. ამის გარდა, მთლიანი დასხივების მონაცემებიდან შეიძლება განისაზღვროს ზედიზედ რამოდენიმე ღრუბლიანი დღის ალბათობა. განმარტების თანახმად ღრუბლიანად ითვლება ისეთი დღე, როცა მიიღება თეორიულად მოსალოდნელი გამოსხივების 50%-ზე ნაკლები. მაგალითად, ზოგიერთ ადგილას ოთხი ზედიზედ ღრუბლიანი დღე შეიძლება მოხდეს წელიწადში ერთხელ, ხუთი დღე ზედიზედ ხუთწელიწადში ერთხელ. ეს ინფორმაცია სასარგებლოა სარეზერვო ენერჯის დაგროვების საკმარისი მოთხოვნების შესაფასებლად.

მზის რესურსი საქართველოში საკმარისია ფოტოელექტრული სისტემებისთვის, რადგან ისინი იყენებენ როგორც პირდაპირ, ისე გაბნეული მზის სხივებს. სხვა ტექნოლოგიები შეიძლება იყოს უფრო შეზღუდული. თუმცა, ნებისმიერი მზის ტექნოლოგიით გამოიყენებული ენერჯის რაოდენობა კონკრეტულ ადგილზე დამოკიდებულია იმაზე, თუ რა სიდიდის მზის ენერჯია აღწევს მას. ამიტომ, მზის ტექნოლოგიებს შეუძლიათ ეფექტურად იფუნქციონირონ საქართველოს ყველა ნაწილში.

დიფუზური გამოსხივება. ფოტოელექტრული სისტემების პროექტირებისას საჭიროა დამატებით გაბნეული გამოსხივების რაოდენობის ცოდნა. თუ ვიცით საერთო გამოსხივება (G_T), პირდაპირი გამოს-

სივება (I_c) და ამალღების კუთხე (α) მაშინ ჰორიზონტალურ ზედაპირზე დაცემული დიფუზური გამოსხივება (D_h) გამოითვლება ფორმულით:

$$D_h = G_h - I_c \sin \alpha \quad (\text{დგ.9})$$

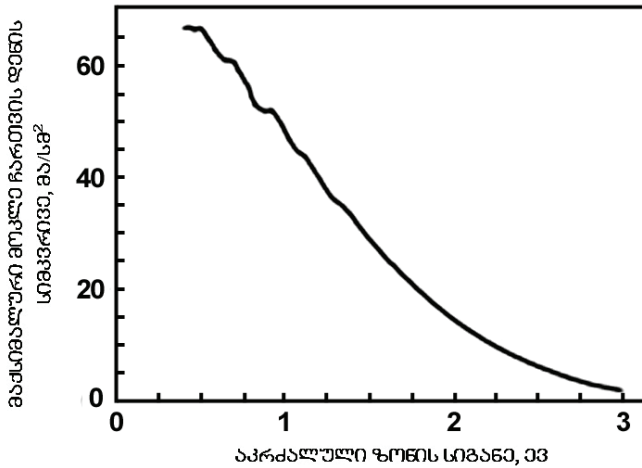
დიფუზური გამოსხივება არ არის თანაბარი ცაზე, მაგალითად, არე უშუალოდ მზის გარშემო უფრო კაშკაშა ვიდრე დანარჩენი ცა. არსებობს მოდელი [6], რომელიც დიფუზური გამოსხივების გამოთვლის საშუალებას იძლევა ამ არაერთგვაროვნობის გათვალისწინებით.

დანართი 7. დანაკარგები მზის ელემენტის მარბი ქმედების კოეფიციენტში [1]

სპექტრული დანაკარგები. სილიციუმში გამტარობის ზონა დაახლოებით 1.12ევ-ით არის დაშორებული ვალენტობის ზონიდან. ეს კი შეესაბამება ინფრანითელ გამოსხივებას ტალღის სიგრძით დაახლოებით 1.1მკმ. ამიტომ მხოლოდ იმ ფოტონებს შეუძლიათ შექმნან ელექტრონ- ხვრელის წყვილი, რომელთაც აქვთ აკრძალული ზონის სიგანეზე (E_g) მეტი ენერგია. შედეგად მზის ელემენტებში ინფრანითელი მიკროტალღები და რადიოტალღები ვერ შეიტანენ წვლილს. ანუ ნითელი, ყვითელი და ლურჯი სინათლის ფოტონები და ზოგიერთი ახლო ინფრანითელი ხელს შეუწყობს ენერგიის გამოშუაებას. ეს განაპირობებს ენერგიის ზღვარს, რომელიც შეიძლება მიღებული იქნას მზისგან. 1000 ვტ/მ²ინტენსიურობის AM1.5 მზის გამოსხივების 19%-ს აქვს 1.1ევ -ზე ნაკლები ენერგია და შედეგად არ გამოიმუშავენს ენერგიას მზის ელემენტში [1].

სპექტრული დანაკარგების კიდევ ერთი მნიშვნელოვანი მიზეზია ის, რომ ნებისმიერი ენერგია, რომელიც მეტია აკრძალული ზონის სიდიდეზე იკარგება. მიუხედავად იმისა, რომ ლურჯ გამოსხივებას აქვს დაახლოებით ორჯერ მეტი ენერგია ნითელ გამოსხივებაზე, ამ ენერგიას ვერ იჭერს მზის ელემენტი ერთი $p-n$ გადასვლით. როდესაც ეცემა ლურჯი ფოტონი სილიციუმს კი წარმოიქმნება ელექტრონი უფრო მაღალი ენერგიით ვიდრე E_g , მაგრამ ის კარგავს ამ დამატებით ენერგიას როცა გადაადგილდება $p-n$ გადასვლისკენ (ენერგია გარდაიქმნება სითბოდ) [2]. ეს შეადგენს დაცემული მზის გამოსხივების დაახლოებით 33%-ს, რაც იმას ნიშნავს, რომ სილიციუმისთვის მხოლოდ სპექტრის დანაკარგები განსაზღვრავენ

მკვ-ის თეორიულ ზღვარს დაახლოებით 48%-ით, ყველა სხვა ფაქტორების გამოკლებით. არსებობს აკრძალული ზონის სიგანის ოპტიმალური შერჩევა: თუ E_g დიდია არც ისე ბევრი ფოტონი ქმნის ელექტრონ-ხვრელების წყვილს, ხოლო როცა E_g მცირეა ელექტრონ-ხვრელების წყვილს არ აქვს საკმარისი ენერგია. აკრძალული ზონის სიდიდის ზრდასთან მცირდება ფოტონების რაოდენობა, რომელთაც აქვთ ენერგია აკრძალული ზონის სიგანეზე მეტი და ამიტომ დენის სიმკვრივე მცირდება (ნახ.დ7.1).



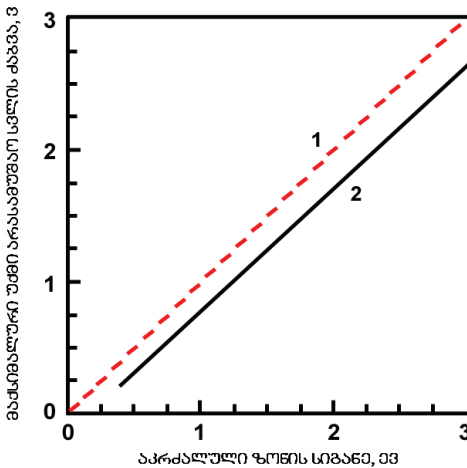
ნახ.დ7.1. მოკლე ჩართვის დენის სიმკვრივის (დენის სიმკვრივე ნულოვან ძაბვაზე) ზღვარის (მაქსიმუმის) დამოკიდებულება აკრძალული ზონის სიგანეზე

გამოსხივებასთან დაკავშირებული რეკომბინაცია. სინათლის შთანთქმის დროს ხდება ჭარბი დენის მატარებელთა (ელექტრონები და ხვრელები) გენერაცია. წონასწორობის პრინციპის მიხედვით უნდა მოხდეს შებრუნებული პროცესი-რეკომბინაცია, როცა ელექტრონები და ხვრელები რეკომბინირებენ და ასხივებენ ფოტონს შესაბამისი ენერგიით. ხვრელები, მოძრაობენ რა მასალაში მიიზიდებიან ელექტრონების წყაროთი ელექტროდით. ჩვეულებრივად, ეს ხდება ფოტოელემენტის უკანა ზედაპირზე.

ამ დროს, ფოტოელექტრონები მოძრაობენ ელექტროდისაკენ წინა ზედაპირზე. საერთოდ, ხვრელები მოძრაობენ ბევრად უფრო

ნელა, ვიდრე ელექტრონები. ეს ნიშნავს, რომ, როცა ელექტრონი მოძრაობს $p-n$ გადასვლისკენ, მას შეიძლება შეხვდეს ნელა მოძრავი ხვრელი, რომელიც დარჩენილი იყო წინა ფოტოალგზნებიდან. როცა ეს მოხდება, ელექტრონი რეკომბინირდება ატომზე, და ენერგია იკარგება. რეკომბინაცია ადგენს ზედა ზღვარს ფოტოელემენტის წარმადობაზე. ამის გარდა, არსებობს იმდენი ხვრელი მოძრაობაში, რომ ახალი ელექტრონები არასოდეს მიაღწევენ $p-n$ გადასვლას.

ნახ.7.2 გვიჩვენებს, რომ ელემენტებში გათიშული წრედის ძაბვის (ძაბვა ნულოვან დენზე) მაქსიმუმი (ზღვარი) შეზღუდულია რეკომბინაციით. ამ დროს ჩვეულებრივი Si-ის ელემენტების მარგი ქმედების კოეფიციენტი აღწევს გაჯერებას. Si-ში რეკომბინაცია ამცირებს თეორიულ მახასიათებლებს ნორმალურ პირობებში ზედმეტი 10%-ით დამატებით სითბურ დანაკარგებთან. მასალებს ელექტრონებისა და ხვრელების უფრო მაღალი ძვრადობით, შეუძლიათ გააუმჯობესონ Si -ის მახასიათებლები.



ნახ.დ7.2. შოკლი-ქუისერის მოდელში გათიშული წრედის ანუ ძაბვის (ძაბვა ნულოვან დენზე) (უქში არასამუშაო სვლის ძაბვა) მაქსიმუმის (ზღვარი) დამოკიდებულება აკრძალული ზონის სიგანეზე. მრუდები: მთლიანი- რეკომბინაციის გათვალისწინებით, პუნქტირი- რეკომბინაციის გარეშე

აბსოლუტურად შავი სხეულის გამოსხივების ეფექტი. ნებისმიერი სხეული აბსოლუტური ნულის ზემოთ ტემპერატურაზე გამოასხივებს ელექტრომაგნიტურ გამოსხივებას შავი სხეულის გამოსხივების ეფექტით.

მზის ელემენტში, გარემოს 300K ტემპერატურაზე, ეს ენერგია შეადგენს მზისგან მიღებული მთლიანი ენერგიის 7%-ს. ენერგიის

ნებისმიერი დანაკარგი მზის ელემენტში გადადის სითბოში. ამრიგად, როცა მზის ელემენტი თავსდება მზეზე მისი ტემპერატურა იზრდება. მზის ელემენტის ტემპერატურის მატებასთან ერთად გამავალი გამოსხივება და სითბოს დანაკარგი ასევე იზრდება, გამტარობისა და კონვექციის მეშვეობით, სანამ დამყარდება წონასწორობა. პრაქტიკულად, წონასწორობა ჩვეულებრივ მიიღწევა 360K ტემპერატურაზე და მზის ელემენტი ჩვეულებრივად მუშაობს უფრო დაბალი ეფექტურობით, ვიდრე ოთახის ტემპერატურის ინტენსიურობაზე.

ყველა დანაკარგი ერთად. შავი სხეულის გამოსხივების და რეკომბინაციის ეფექტის გათვალისწინება იძლევა მზის ელემენტის მაქსიმალური თეორიული ეფექტურობის 68%. ამრიგად, სპექტრული დანაკარგები წარმოადგენენ დაკარგული სიმძლავრის უდიდეს ნაწილს.

სამი ზემოთ ჩამოთვლილი დანაკარგის გათვალისწინება [1] იძლევა მზის ელემენტის მაქსიმალური თეორიული ეფექტურობას 33.7%, ან 337ვტ/მ² AM1.5 დროს. სხვა ფაქტორებიც ამცირებენ მზის ელემენტის მაქსიმალურ თეორიულ ეფექტურობას. მაგალითად, ჩანერგვის დეფექტები.

სპექტრული დანაკარგები. ენერგია, რომელიც ამოიღება როგორც სასარგებლო ელექტრული ენერგია მცირდება შემდეგი დანაკარგებით: ფოტონების ენერგია, რომელთა სიდიდეები უფრო დაბალია ვიდრე აკრძალული ზონისა; ცხელი ფოტოგენირებული ელექტრონებისა და ხვრელების მიერ დაკარგული ენერგია ზონების კიდებთან მათი რელაქსაციისას და სხვა დანაკარგები. თუ მოხერხდება ერთის ან მეტის ამ სამი დანაკარგიდან აცილება, მაშინ შესაბამისი კონსტრუქციები გადალახავენ შოკლი-ქუისერის ზღვარს.

დანართი 8. ამერიკის შეერთებული შტატების უმსხვილესი მზის სადგურები

დასახელება	ტევადობა, მეგავატი	წლიური გენერაცია, გიგავატი საათი
McCoy	485	721
Solana	280	792
Solar star I & II	597	1,621
Topaz	585.9	1,256
El Dorado		

დანართი 9. ჩიპების დეფიციტი

დღეს, ნახევარგამტარული ჩიპების დეფიციტია, რომლებიც სასიცოცხლად მნიშვნელოვანია მრეწველობის მრავალი დარგისთვის. ეს ის ნახევარგამტარების ჩიპებია, რომლის გარეშე წარმოუდგენელია ჩვენი ყოველდღიური ცხოვრება დაწყებული პატარა, მსუბუქი და ბზინვარე სმარტფონიდან თვითფრინავამდე, მათ შორისაა გართობა და კომფორტიც. მიუხედავად იმისა, რომ მთავრობები და მწარმოებლები განიხილავენ ნახევარგამტარების ჩიპების ნაკლებობის შევსებას, ჩნდება კითხვა, თუ რატომ წარმოიშვა ამ პრობლემის ირგვლივ ასეთი აურზაური.

ჩიპების დეფიციტის მიზეზია მიმდინარე გლობალური კრიზისი, რომელმაც დაახარა 169-ზე მეტი მრეწველობის დარგი და გამოიწვია ფასების მნიშვნელოვანი ზრდა და საქონლის დეფიციტი. ჩიპების დეფიციტი პირველად გამოვლინდა 2021 წელს მსოფლიო მასშტაბით, როდესაც დაიხურა საავტომობილო წარმოების ხაზები. ნახევარგამტარების მრეწველობა უჩვეულო ყურადღების ცენტრში აღმოჩნდა იმ ჩიპების გამო, რომლებიც უზარმაზარი რაოდენობის ფუნქციას ასრულებდა მანქანაში: შიდა განათებიდან დაწყებული სავარძლების კონტროლით და დამთავრებული უხილავი ხარვეზი ნერტილების ამოცნობამდე. მაღალტექნოლოგიის და სამომხმარებლო ელექტრონიკის მწარმოებლებმა დაადასტურეს ჩიპების დეფიციტი და გამოთქვეს შეშფოთება.

ეს ნიშნავდა ეკონომიკის წამყვანი ბერკეტის ნახევარგამტარების დეფიციტს. ინდუსტრიაში დიდი ხნის პრობლემების გარდა, როგორცაა ნახევარგამტარების ქარხნებში არასაკმარისი სიმძლავრე, დეფიციტის მიზეზი იყო რამოდენიმე პრობლემის ერთობლივად არსებობა: COVID-19 პანდემია, გაზრდილი მოთხოვნები ჩიპების გამოყენების სფეროებში და ნახევარგამტარების ხარისხამდე (99.999999%) განმედიის აუცილებლობა, უკრაინა-რუსეთის ომი და ჩინეთ-ამერიკის სავაჭრო ომი. დეფიციტის მიზეზია აგრეთვე ჩიპების წარმოებაში ლაზერებისთვის საჭირო აირის ნეონის ფასის გაზრდა. მისი ფასი ექვსჯერ გაიზარდა COVID-19 პანდემიისა და უკრაინაში პოლიტიკური დაძაბულობის გამო. ნეონის მიწოდება სერიოზულად შეიზღუდა 2022 წლის რუსეთის შეჭრით უკრაინაში, რამაც გამოიწვია შიში, რომ კონფლიქტმა შეიძლება გააუარესოს

ჩიპების დეფიციტი. უკრაინა აწარმოებს ნეონის გლობალური მიწოდების დაახლოებით ნახევარს.

ხოლო კეთილშობილი აირის ნებისმიერ ახალ მომწოდებელს მინიმუმ ცხრა თვე სჭირდება წარმოების გაზრდისთვის. ამავდროს პანდემიამ მოითხოვა ნახევარგამტარის უპრეცედენტო რაოდენობა. დისტანციური მუშაობისა და დისტანციური სწავლების ზრდამ გამოიწვია კომპიუტერებზე, ქსელის პერიფერიულ მოწყობილობებზე და სხვა სამომხმარებლო ელექტრონიკაზე „ჩიპებზე“ მოთხოვნის ზრდა. ამავდროს ლოკდაუნის გამო, ჩიპების წარმოების ობიექტები დაიხურა, რამაც გამოიწვია მარაგების ამონურვა. კომპიუტერების ტრადიციული გაყიდვები წინა წელთან შედარებით 26.1%-ით გაიზარდა.

და მაინც ჩიპების დეფიციტის მთავარი მიზეზია ფოტოელექტრონიკის მოდულებისა და მიკროელექტრონიკის წარმოების უწყვეტი ზრდა, რამაც გამოიწვია სილიციუმის, როგორც მათი წარმოების მთავარი მასალის დეფიციტი.

ნაკლებად სავარაუდოა, რომ ჩიპების ამჟამინდელი დეფიციტი მოგვარდეს უახლოეს მომავალში, ნახევარგამტარების წარმოების პროცესის სირთულის გამო.

საშუალო თანამედროვე მანქანას შეიძლება ჰქონდეს 1400-დან 1500-მდე ჩიპი, ზოგიერთს კი 3000-მდე. მანქანების წილი გლობალური ჩიპების წარმოების 15%-ს შეადგენს, ხოლო პერსონალურ ელექტრონიკას დაახლოებით 50%. ჩიპების შემოსავლები კი მიიღება არასავტომობილო სექტორებიდანაც. მოსალოდნელია, რომ ჩიპების დეფიციტი გლობალურ სავტომობილო ინდუსტრიისათვის შეადგენს 210 მილიარდი აშშ დოლარს. გარდაუვალია, ნახევარგამტარებზე მოთხოვნის გაგრძელება, რადგან უფრო მეტი მრეწველობის დარგი ციფრულად გარდაიქმნება. ჩიპების მსოფლიო მასშტაბის დეფიციტი ხაზს უსვამს ნახევარგამტარული ჩიპების მნიშვნელობას და მათი წარმოების გაზრდის აუცილებლობაზე. ნახევარგამტარული ინტეგრალური სქემებისა და მიკროჩიპების ძირითადი შემადგენელი მასალად მინისზედა ელექტრონიკისთვის კვლავ სილიციუმი რჩება.

**დანართი 10. SiO₂ ფანების სისქის განსაზღვრა Si
ფუძეშრეზე ფერით დღის შუქზე
ფლუორესცენციურ განათებაზე [1]**

ავსკის სისქე, მკმ	ფერი	ავსკის სისქე, მკმ	ფერი
0.05	რუჯი	0.63	იისფერი-მონითალო
0.07	ყავისფერი	0.68	მოცისფრო
0.10	მუქი იისფერიდან მონითალო იისფერამდე	0.72	მოლურჯო-მომწვანე
0.12	სამეფო ლურჯი	0.77	მოყვითალო
0.15	ლიაცისფრიდან ლითონურ ლურჯამდე	0.80	ფორთოხლის
0.17	ლითონურიდან ღია მოყვითალო-მწვანემდე	0.82	ორაგულის
0.20	ღია ოქროსფერი	0.85	ღია-მონითელო-იისფერი
0.22	ოქროს	0.86	იისფერი
0.25	ნარინჯის ფერიდან ნესვისფერამდე	0.87	მოლურჯო-იისფერამდე
0.27	მონითალო იისფერი	0.89	ლურჯი
0.30	ლურჯიდან იისფერლურჯამდე	0.92	მოლურჯო-მწვანე
0.31	ლურჯი	0.95	მოყვითელო-მწვანე
0.32	ლურჯიდან მოლურჯო მწვანემდე	0.97	ყვითელი
0.34	ღია-მწვანე	0.99	ფორთოხლის
0.35	მწვანედან მოყვითელო მწვანემდე	1.00	ვარდისფერი მიხაკო
0.36	მოყვითელო-მწვანე	1.02	იისფერი წითელი
0.37	მომწვანო ყვითელი	1.05	მონითელო-იისფერი
0.39	ყვითელი	1.06	იისფერი
0.41	ღია ნარინჯისფერი	1.07	მოლურჯო-იისფერი
0.42	ვარდისფერი მიხაკი	1.10	მწვანე
0.44	იისფერი -წითელი	1.11	მოყვითელო-მწვანე
0.46	მონითელო-იისფერი	1.12	მწვანე
0.47	იისფერი	1.18	იისფერი
0.48	მოლურჯო იისფერი	1.19	მონითელო იისფერი
0.49	ლურჯი	1.21	იისფერი
0.50	მოლურჯო-მწვანე	1.24	მიხაკი ორაგულისკენ
0.52	მწვანე	1.25	ფორთოხლის

0.54	მოყვითელო	1.28	მოყვითელო
0.56	მომწვანე ყვითელი	1.32	ცისფერიდან მომწვანე ცისფრამდე
0.57	მოყვითელო	1.40	ფორთოხლის
0.58	ღია წარინჯისფერიდან ვარდისფერამდე	1.46	მოლურჯო-იისფერი
0.60	ვარდისფერი მიხაკი	1.50	ლურჯი

ლიტერატურა

თავი 1.

1. D. Kumar, M. Johari, Characteristics of silicon crystal, its covalent bonding and their structure, electrical properties, uses, AIP Conference Proceedings 2220, pp.040037(1-6), 2020; <https://doi.org/10.1063/5.0003505>
2. Y. Okada, Y.Tokumaru, Precise determination of lattice parameter and thermal expansion coefficient of silicon between 300 and 1500 K, Journal of Appl. Phys., 56(2), pp. 314–320, 1984; DOI:10.1063/1.333965
3. J. C. Phillips, The Fundamental Optical Spectra of Solids, Solid State Physics, 18, pp. 55-164, 1966; [https://doi.org/10.1016/S0081-1947\(08\)60348-3](https://doi.org/10.1016/S0081-1947(08)60348-3)
4. F. A. Johnson, Lattice Absorption Bands in Silicon, Proc. Phys. Soc, 73, pp.265-272, 1959; DOI: 10.1088/0370-1328/73/2/315
5. H. J. Queisser, E. E. Haller, Defects in Semiconductors: Some Fatal, Some Vital, Science, 281, pp. 945-950, 1998; DOI: 10.1126/science.281.5379.941998
6. G.L Pearson, J. Bardeen, Electrical properties of pure silicon and silicon alloys containing boron and phosphorus, Phys. Rev. 75, pp. 865-883, 1949; DOI:<https://doi.org/10.1103/PhysRev.75.865>
7. T.L.Peterson, F.Szmulowicz, P.M.Hemenger, Electrical transport analysis of ultra-pure silicon, J.Cryst.Growth,106, pp.1-147,1990; [https://doi.org/10.1016/0022-0248\(90\)90282-P](https://doi.org/10.1016/0022-0248(90)90282-P)
8. G.Backenstoss, Conductivity Mobilities of Electrons and Holes in Heavily Doped Silicon, Phys. Rev. 108, pp.1416-1419, 1957;DOI:<https://doi.org/10.1103/PhysRev.108.1416>
9. F. J. Morin, J. P. Maita, Electrical Properties of Silicon Containing Arsenic and Boron, Phys. Rev. 96, pp.28-35,1954; DOI:<https://doi.org/10.1103/PhysRev.96.28>
- 10.P. W. Chapman, O. N. Tuftte, J. David Zook, and Donald Lon, Electrical Properties of Heavily Doped Silicon, J. Appl. Phys, 4, pp.3291-3295,1963; doi: 10.1063/1.1729180.
11. M. B. Prince, Drift Mobilities in Semiconductors. II. Silicon, Phys. Rev. 93, pp.1204-1206, 1954; <https://www.example.edu/paper.pdf>

01330 2.

1. F.A.Trumbore, Solid Solubilities of Impurity Elements in Germanium and Silicon, *Bell Syst. Techn J.*, 39, pp.205-233, 1960; DOI: 10.1002/j.1538-7305.1960.tb03928.x
2. B. R. Bathey, M. C. Cretella, Review: Solar-grade silicon, *J.Mat.Sci.*, 17, pp.3077-3096, 1982; DOI:10.1007/BF01203469
3. A. Mostafa, M. Medraj, Binary Phase Diagrams and Thermodynamic Properties of Silicon and Essential Doping Elements (Al, As, B, Bi, Ga, In, N, P, Sb and Tl), *Materials*, 10, pp.1-49, 2017; DOI:10.3390/ma10060676
4. Э.С. Фалькевич. и др. Технология полупроводникового кремния, М.: Металлургия, 408 с, 1992.
5. M. B. Prince, Drift Mobilities in Semiconductors. II. Silicon, *Phys. Rev.* 93, pp.1204-1206, 1954; <https://www.example.edu/paper.pdf>
6. G. Backenstoss, Conductivity Mobilities of Electrons and Holes in Heavily Doped Silicon, *Phys. Rev.* 108, pp.1416-1419, 1957; DOI:<https://doi.org/10.1103/PhysRev.108.1416>
7. F. J. Morin, J. P. Maita, Electrical Properties of Silicon Containing Arsenic and Boron, *Phys. Rev.* 96, pp.28-35, 1954; DOI:<https://doi.org/10.1103/PhysRev.96.28>
8. G. L. Pearson and J. Bardeen, Electrical Properties of Pure Silicon and Silicon Alloys Containing Boron and Phosphorus, *Phys. Rev.* 75, pp.865 – 883, 1949; DOI:<https://doi.org/10.1103/PhysRev.75.865>
9. S.Hudelson, B.K. Newman, S. Bernardis, D.P. Fenning, M.I. Bertoni, M.A. Marcus, S.C. Fakra, B. Lai, T. Buonassisi, Retrograde melting and internal liquid gettering in silicon. *Adv. Mater.* 22(35), pp. 3948-3953, 2010; DOI: 10.1002/adma.200904344. PMID: 20672312
10. J.A. Burton, R.C. Primm, W.P. Slichter, The Distribution of Solute in Crystals Grown from the Melt. Part I. Theoretical, *J. Chem.Phys.*, 21(11), pp.1987-1991, 1987; DOI:10.1063/1.1698728 J
11. M. A. Martorano, J. B. F. Neto, T. S. Oliveira, T.O. Tsubaki, Macrosegregation of Impurities in Directionally Solidified Silicon, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(7), pp.1870–1886, 2010; DOI:10.1007/s11661-010-0576-9 10.1007/s11661-010-0576
12. A. Hurrle, J. Dietl, Spark source mass spectrometry of silicon for solar cells, *Fresenius' Zeitschrift für analytische Chemie*, 309, pp.277–280, 1981; <https://doi.org/10.1007/BF00488601>

13. P.H. Chi, F.H.Ko, C.T.Hsu, H.L. Chen, C.K.Yang, Y.C. Sun, M.H. Yang, Direct impurity analysis of semiconductor photoresist samples with laser ablation ICPMS // *J. Anal.At. Spectrom.*, 17, pp. 358–365, 2002.
14. А.Я.Нашельский, Э.О. Пульнер. Современное состояние технологии кремния для солнечной энергии, Высокочистые вещества. № 1.с. 102-111, 1996.
15. И.Р. Шелпакова, А.В. Шаверина, Определение примесного состава кремния, Аналитика и контроль,. 15, с.141-150, 2011.
16. D. P. Fenning, J. Hofstetter, M. I. Bertoni, S. Hudelson, M. Rinio et al, Iron distribution in silicon after solar cell processing: Synchrotron analysis and predictive modeling, *Appl. Phys. Lett.* 98, pp. 162103-1-3, 2011; DOI: 10.1063/1.3575583
17. N. Muravskaya, Ya. Ermakova, A. Ivanov, The determination of the concentration of trace elements in silicon by the atomic absorption method, *Measurement Techniques*, 54, pp.1303–1312, 2012; DOI:10.1007/s11018-012-9881-6

ЛІТЕРАТУРА

1. M. E. Weeks, The discovery of the elements. XII. Other elements isolated with the aid of potassium and sodium: Beryllium, boron, silicon, and aluminum, *Journal of Chemical Education*, 9(8), pp.1386–1412, 1932; DOI: 10.1021/ed009p1386
2. Y.Sakaguchi, M. Ishizaki, T. Kawahara, M. Fukai, M. Yoshiyagawa, F. Aratani, Production of High Purity Silicon by Carbothermic Reduction of Silica Using AC-arc Furnace with Heated Shaft, *ISIJ International*, 32, pp. 643–49. 1992;DOI:10.2355/isijinternational.32.643
3. J.R.Jr.Davis, A. Rohatgi, R.H.Hopkins, P.D.Blais, P.Rai-Choudhury, J.R.McCormick, H.C. Mollenkopf, Impurities in silicon solar cells, 27, pp. 677–687, 1980; DOI:10.1109/t-ed.1980.19922. 4
4. A. D. Kiselev, R. I. Kraidenko, L. N. Malyutin, and V. A. Borisov, A. D. Kiselev, R. I. Kraidenko, L. N. Malyutin, and V. A. Borisov, The production of silicon by magnesiothermic reduction of silicon dioxide, *AIP Conference Proceedings*, 2301, pp.040003-1-5, 2020; <https://doi.org/10.1063/5.0033077>
5. I.Pulariani, E.Khutsishvili, Investigation of Technological Process of Magnesium Silicide Producing by Magnesium Thermal Restoration of Low-grade Quartzite, *New Developments in Materials Science-Nova Science Publishers-Coeditor, USA*, Chapter 13, pp.113-117, 2010.
6. S. Santen and J. O. Edstrom, Method of manufacturing silicon from powdered material containing silica, U.S. Patent No. 4439410 (20 October 1981)27.03.1984.

7. A. G. Nerzhanov, Self-propagating high-temperature synthesis: twenty years of search and findings, Proceedings of First International Symposium on Combustion and Plasma Synthesis of High Temperature Materials, San Francisco, California, USA, 107 pages, 1988
8. P. Mossino, Some aspects in self-propagating high-temperature synthesis, *Ceramics International*, 30(3), pp.311–332, 2004; DOI: 10.1016/s0272-8842(03)00119-6

ᄀᄀᄀ 4.

1. B. R. Bathey, M. C. Cretella, Review – Solar-grade silicon, *Journal of Materials Science*, 17, pp. 3077-3096, 1982; DOI:10.1007/BF01203469
2. N.P. Tucker, *J. Iron Steel Inst. London*, 15, p.412, 1927.
3. H.M. Liaw, C.J. Varker, US Patent, No. 4200 62, 1980.
4. A.Jäger-Waldau, Overview of the Global PV Industry. *Comprehensive Renewable Energy*, Elsevier Ltd, pp.161–177,2012; DOI:10.1016/b978-0-08-087872-0.00110-4
5. E. Enebakk, G. M. Tranell, R. Tronstad, Calcium-silicate based slag for treatment of molten silicon, United States patent, No. US7854784B2: (45) Date of Patent: Dec. 21, 2010.
6. J. Safarian, K. Tang, K. Hildal, Vacuum treatment of ferrosilicon, *Sustain. Ind. Process. Summit*, pp. 261–268, 2015.
7. J. Safarian, T.A. Engh, Vacuum Evaporation of Pure Metals, *Metall. Mater. Trans. A.*, 44, pp.747–753, 2013; DOI:10.1007/s11661-012-1464-2
8. J. Safarian, B.S. Xakalash, M. Tangstad, Vacuum removal of the impurities from different silicon melts, 26th Eur. Photovolt. Sol. Energy Conf. Exhib. Vac., pp. 1810–1813, 2011; DOI:10.4229/26thEUPVSEC2011-2BV.4.3
9. A. Hoseinpur, S. Andersson, K. Tang, J. Safarian, Selective Vacuum Evaporation by the Control of the Chemistry of Gas Phase, *Vacuum Refining of Si*, *Langmuir*, 37, pp.7473–7485, 2021; DOI:10.1021/acs.langmuir.1c00876
10. A. Hoseinpur, J. Safarian, Vacuum refining of silicon at ultra-high temperatures, *Vacuum*, 184, pp.109924, 2021; DOI:10.1016/j.vacuum.2020.109924
11. M.A. Martorano, J.B.F. Neto, T.S. Oliveira, T.O. Tsubaki, Refining of metallurgical silicon by directional solidification, *Mat. Sci. Eng.B* 176, pp. 217–226, 2011; DOI:10.1016/j.mseb.2010.11.010
12. M. A. Martorano, J. B. F. Neto, T. S. Oliveira, T.O. Tsubaki, Macrosegregation of Impurities in Directionally Solidified Silicon, *Metallurgical and Materials Trans-*

- actions A, 42, pp.1870–1886, 2010; DOI:10.1007/s11661-010-0576-9 10.1007/s11661-010-0576.
13. A. Murgau, J. Safarian, Solar silicon production through metallurgical route and REC solar advancements, *Silicon Chem. Sol. Ind., Avolvær.*; pp. 18–192, 2018.
 14. J.C.S. Pires, A.F.B. Braga, Profile of impurities in polycrystalline silicon samples purified in an electron beam melting furnace, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 79(3), pp.347–35,2003; DOI:10.1016/S0927-0248(02)00471-3
 15. S.Hudelson, B.K. Newman, S. Bernardis, D.P. Fenning, M.I. Berton, M.A. Marcus, S.C. Fakra, B. Lai, T. Buonassisi, Retrograde melting and internal liquid gettering in silicon, *Adv. Mater.* 22(35), pp. 3948-3953, 2010; DOI: 10.1002/adma.200904344. PMID: 20672312
 16. I.I. Maronchuk, I.E. Maronchuk, D.D.Sanikovich, I.B.Shirokov, K.V. Gochua. Purification of Metallurgical Silicon up to “Solar” Mark Silicon, *International journal of renewable energy research*, 6, No.4, 2016.
 17. И.И. Марончук, И.Е. Марончук, Д.Д. Саникович, И.Б. Широков, Разработка методики очистки металлургического кремния до кремния марки “Солнечный”, *Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники*,18, с.189-194, 2015; <https://doi.org/10.17073/1609-3577-2015-3-189-194>
 18. WU Ji-jun, LI Yan-long, MA Wen-hui, WEI Kui-xian, YANG Bin,DAI Yong-nian. Boron removal in purifying metallurgical grade silicon by CaO-SiO₂ slag refining [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24(4), pp. 1231-1236, 2014.
 19. M.D.Johnston, M.Barati, Distribution of impurity elements in slag–silicon equilibria for oxidative refining of metallurgical silicon for solar cell applications, *Solar Energy, Materials and Solar Cells*, 94, pp. 2085-2090, 2010.
 20. C.Aleman, C.Trassy, B.Pateyron, K. Li.Y. Delannoy, Refining of metallurgical-grade silicon by inductive plasma, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 72, pp.41–48, 2002; [https://doi.org/10.1016/S0927-0248\(01\)00148-9](https://doi.org/10.1016/S0927-0248(01)00148-9).
 21. M.D. Johnston, M. Barati, *Sol. Energy Mater. Sol. Cell*, 94 pp. 2085–2090, 2010.
 22. J.C. Jie, Qingchuan Zou, H.W. Wang, J.L. Sun, Separation and purification of Si from solidification of hypereutectic Al–Si melt under rotating magnetic field, *Journal of Crystal Growth*, 399, pp.43–48, 2014; DOI:10.1016/j.jcrysgro.2014.04.003
 23. S. Esfahani, M. Barati, Purification of Metallurgical Silicon Using Iron as Impurity Getter, Part II: Extent of Silicon Purification, *Met. Mater. Int.*, 17, pp. 1009-1015, 2011; DOI. doi: 10.1007/s12540-011-6020-x.

- 24.0. Z. Yin, A. Oliazadeh, S. Esfahani, M. D. Johnston, and M. Barati, *Canadian Metallurgical Quarterly*, Solvent refining of silicon using nickel as impurity getter, pp. 166-172, 2013; <https://doi.org/10.1179/000844311X12949307643551>
25. P. S. Kotval, United States Patent, 4,193,975, 1980.
26. T.Yoshikawa, K. Morita, Continuous Solidification of Si from Si–Al Melt under the Induction Heating, *ISIJ International*, 47, pp. 582-584, 2007; DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.582>
27. Fritz Kirscht, Matthias Heuer, Martin Kaes, Til Bartel, Terry Jester, Clemens Hofbauer, Alain Turenne, Metallurgically refined silicon for photovoltaics, Third International Symposium NES-2013, August 6-8, 2013, Almaty. Kazakhstan.
25. T. Yoshikawa, K. Morita, Refining of silicon during its solidification from a Si–Al melt, *Journal of Crystal Growth*, 311, pp. 776-779, 2009; <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2008.09.095>
26. T.Yoshikawa, K.Morita, Removal of phosphorus by the solidification refining with Si–Al melts, *Science and Technology of Advanced Materials*, 4, pp. 531-537, 2003; <https://doi.org/10.1016/j.stam.2003.12.007>.
27. F.A.Trumbore, Solid Solubilities of Impurity Elements in Germanium and Silicon, *Bell Syst. Techn J.*, 39, pp.205-233, 1960.
28. M. A. Green, Materials for solar cells, *Materials for Energy Conversion Devices*, In Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials, pp.3-34, 2005; <https://doi.org/10.1533/9781845690915.1.3>. (<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9781855739321500019>)
29. K. Kutsukake, Growth of Crystalline Silicon for Solar Cells: Mono-Like Method, *Handbook of Photovoltaic Silicon*, pp.1–20. 2018; DOI:10.1007/978-3-662-52735-1_35-1 [10.1007/978-3-662-52735-1_35-1](https://doi.org/10.1007/978-3-662-52735-1_35-1).
30. F.Schmid. Casting large silicon single-crystals.*Journal of Electronic Materials*, 5(4) pp. 436-437, 1976.
31. N. Stoddard, B. Wu, I. Witting, M. Wagener, Y. Park, G. Rozgonyi, R. Clark, Casting single crystal silicon: novel defect profiles from BP Solar’s Mono2 wafers, *Solid State Phenomena*, 131-133, pp.1-8. 2008.
32. T.F. Cizek, G.H. Schwuttke, K.H. Yang, Directionally solidified solar-grade silicon using carbon crucibles directionally, *J. Cryst. Growth*, 46, pp. 527-533,1979; [https://doi.org/10.1016/0022-0248\(79\)90041-1](https://doi.org/10.1016/0022-0248(79)90041-1)
33. I. Guerrero , V.Parra , T. Carballo , A. Black , M. Miranda ,D. Cancillo , B. Moralejo , J. Jiménez , J-F. Lelievre, C. del Cañizo, About the origin of low wafer performance

and crystal defect generation on seed-cast growth of industrial mono-like silicon ingots, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 22(8), pp.923–932, 2014; DOI:10.1002/pip.2344,

34. A.A. Betekbaev, B.N. Mukashev, L. Pelissier et al. Comparison of the characteristics of solar cells fabricated from multicrystalline silicon with those fabricated from silicon obtained by the monolike technology. *Semiconductors*, 50, pp.1085–1091, 2016; <https://doi.org/10.1134/S1063782616080091>
35. K. Kutsukake, N. Usami, Y. Ohno, Y. Tokumoto and I. Yonenaga, “Mono-Like Silicon Growth Using Functional Grain Boundaries to Limit Area of Multicrystalline Grains,” in *IEEE Journal of Photovoltaics*, 4, pp. 84-87, 2014, DOI: 10.1109/JPHOTOV.2013.2281730
36. K. Kutsukake, M. Deura, Y. Ohno, I. Yonenaga, Characterization of silicon ingots: Mono-like versus high-performance multicrystalline. *Japanese Journal of Applied Physics*, 54, pp.08KD10 -1-5, 2015; DOI:10.7567/jjap.54.08kd10
37. W.O.Filtvedt, M.Javidi, A.Holt, M.C.Melaaen, E.Marstein, H.Tathgar, P.A.Ramachandran, Development of fluidized bed reactors for silicon production, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 94, pp. 1980-1995, 2010.

REFERENCES

1. W.G. Pfann, *Zone Refining*, 2nd Ed., Wiley Series on the Science and Technology of Materials, Wiley, New-York,NY, 195pages,1966.
2. H.C. Theurer, US Patent 3,060,123, 1962.
3. J.R.Davis, A. Rohatgi, R.H.Hopkins, P.D.Blais, P.Rai-Choudhury, J.R.McCormick, H.C. Mollenkopf, Impurities in silicon solar cells, 27, pp.677–687,1980; DOI:10.1109/t-ed.1980.19922. 4 (1980) 677
4. D. P. Fenning, J. Hofstetter, M. I. Bertoni, S. Hudelson, M. Rinio, J. F. Lelièvre, B. Lai, C. del Cañizo, T. Buonassisi, Iron distribution in silicon after solar cell processing: Synchrotron analysis and predictive modeling, *Appl. Phys. Lett.*, 98, pp.162103 (1-3), 2011; DOI: 10.1063/1.3575583
5. K. V. Ravi, *Imperfections and impurities in semiconductor silicon*. New York (N.Y.): Wiley, pages 397, 1981. <https://lib.ugent.be/catalog/rug01:001484099>
6. J. L. Gumaste, B. C. Mohanty, R. K. Galgali, U. Syamaprasad, B. B.Nayak, S. K. Singh, P. K. Jena, Solvent refining of metallurgical grade silicon, *Solar Energy Mater.*, 16, pp. 289–296, 1987;DOI:10.1016/0165-1633(87)90077-3
7. Z. Yin, A. Oliazadeh, S. Esfahani, M. Johnston, M. Barati, Solvent refining of sili-

- con using nickel as impurity getter. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 50, pp.166-172, 2011; DOI:10.1179/000844311x12949307643551
8. И.И.Марончук, И.Е.Марончук, Д.Д.Санникович, И.Б. Широков, Разработка методики очистки металлургического кремния до кремния марки „Солнечный“, *Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники*, 18, с.189-194, 2015; <https://doi.org/10.17073/1609-3577-2015-3-189-194>
 9. I. I. Maronchuk, O.V. Solovyev, I.A.Khlopynova, A new method of metallurgical silicon purification, *Functional materials*, 12, pp.596-599, 2015.
 10. S. Esfahani, M. Barati, Purification of Metallurgical Silicon Using Iron as Impurity Getter, Part II: Extent of Silicon Purification, *Met. Mater. Int.*, 17, pp. 1009-1015, 2011; DOI:10.1007/s12540-011-6020-x.
 11. F. A. Trumbore, Solid Solubilities of Impurity Elements in Germanium and Silicon, *Bell Syst. Techn J.*, 39, p.205, 1960; DOI: 10.1002/j.1538-7305.1960.tb03928.x
 12. J.C. Jie, Q.C. Zou, H.W. Wang, J.L. Sun, Y.P. Lu, T.M. Wang, T.J. Li, Separation and purification of Si from solidification of hypereutectic Al–Si melt under rotating magnetic field, *J. Cryst. Growth*, 399, pp.43–48, 2014; DOI:10.1016/j.jcrysgro.2014.04.003
 13. T.Bartel, K. Lauer, M. Heuer, M. Kaes, M. Walerysiak, F. Gibaja, F.Kirscht, The Effect of Al and Fe Doping on Solar Cells Made from Compensated Silicon, *Energy Procedia*, 27, pp.45–52, 2012; DOI:10.1016/j.egypro.2012.07.027
 14. P. S. Kotval, United States Patent, 4,193,975, 1980.
 15. T.Yoshikawa, K. Morita, Continuous Solidification of Si from Si–Al Melt under the Induction Heating, *ISIJ International*, 47, pp. 582-584, 2007; DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.582>
 16. F. Kirscht, M. Heuer, M. Kaes, T. Bartel, T. Jester, C. Hofbauer, A. Turenne, Metallurgically refined silicon for photovoltaics, *Third International Symposium NES-2013*, August 6-8, Almaty. Kazakhstan, 2013.
 17. T. Yoshikawa, K. Morita, Refining of silicon during its solidification from a Si–Al melt, *J. Crys Growth*, 311, pp. 776-779, 2009; <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2008.09.095>
 18. T.Yoshikawa, K.Morita, Removal of phosphorus by the solidification refining with Si–Al melts, *Science and Technology of Advanced Materials*, 4, pp. 531-537, 2003; <https://doi.org/10.1016/j.stam.2003.12.007>

19. Functional Materials for Sustainable Energy Applications, 1st Edition – September 28, 2012, Editors: J. A. Kilner, S. J. Skinner, S. J. C. Irvine, P. P. Edwards, Paperback ISBN: 9780081016213, eBook ISBN: 9780857096371.
20. W. O. Filtvedt, A. Holt, P. A. Ramachandran, M. C. Melaaen, Chemical vapor deposition of silicon from silane: Review of growth mechanisms and modeling/scaleup of fluidized bed reactors, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 107, pp. 188-200, 2012; DOI:10.1016/J.SOLMAT.2012.08.014
21. G. Hsu, N. Rohatgi, J. Houseman, Silicon particle growth in a fluidized-bed reactor, *American Institute of Chemical Engineers Journal*, 33, pp. 784-791, 1987; <https://doi.org/10.1002/aic.690330511>
22. J. Czochralski, Ein neues Verfahren zur Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit der Metalle [A new method for the measurement of the crystallization rate of metals], *Zeitschrift für Physikalische Chemie*, 92, pp. 219-221, 1918.
23. I. Yonenaga, T. Taishi, X. Huang, K. Hoshikawa, Dynamic characteristics of dislocations in Ge-doped and (Ge+B) codoped silicon, *J. Appl. Phys.*, 93, pp. 265-269, 2003; DOI:10.1063/1.1527970
24. G. Coletti, N.J.C.M. van der Borg, S. De Luliis, C.J.J. Tool, L.J. Geerligs, Mechanical strength of silicon wafers depending on wafer thickness and surface treatment, *Proc. of 21st European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, 4-8 September, Dresden, Germany, 4 pages, 2006.
25. K. Kutsukake, Growth of Crystalline Silicon for Solar Cells: Mono-Like Method. *Handbook of Photovoltaic Silicon*, pp. 1-20. 2018; DOI:10.1007/978-3-662-52735-1_35-1 10.1007/978-3-662-52735-1_35-1.
26. M. A. Green, Materials for solar cells, *Materials for Energy Conversion Devices*, In Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials, pp. 3-34, 2005; <https://doi.org/10.1533/9781845690915.1.3>.
27. T.F. Ciszek, G.H. Schwuttke, K.H. Yang, Directionally solidified solar-grade silicon using carbon crucibles directionally, *J. Cryst. Growth* 46, pp. 527-533, 1979; DOI:10.1016/0022-0248(79)90041-1
28. N. Stoddard, B. Wu, I. Witting, M. Wagener, Y. Park, G. Rozgonyi, R. Clark, Casting single crystal silicon: novel defect profiles from BP Solar's Mono2 wafers, *Solid State Phenomena*, 131-133, pp. 1-8. 2008; (<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9781855739321500019>)
29. K. Kutsukake, M. Deura, Y. Ohno, I. Yonenaga, Characterization of silicon ingots:

- Mono-like versus high-performance multicrystalline. *Japanese Journal of Applied Physics*; 54, 08KD10 (1-4), 2015; DOI:10.7567/jjap.54.08kd10
30. I. Guerrero , V.Parra , T. Carballo , A. Black , M. Miranda ,D. Cancillo , B. Moralejo, J. Jiménez , J-F. Lelievre, C. del Cañizo, About the origin of low wafer performance and crystal defect generation on seed-cast growth of industrial mono-like silicon ingots, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 22, pp. 923-932, 2014. DOI:10.1002/pip.2344, 2014.
 31. A. A. Betekbaev, B. N. Mukashev, L. Pelissier et al. Comparison of the characteristics of solar cells fabricated from multicrystalline silicon with those fabricated from silicon obtained by the monolike technology. *Semiconductors*, 50, pp.1085–1091, 2016; <https://doi.org/10.1134/S1063782616080091>
 32. K. Kutsukake, N. Usami, Y. Ohno, Y. Tokumoto and I. Yonenaga, “Mono-Like Silicon Growth Using Functional Grain Boundaries to Limit Area of Multicrystalline Grains,” in *IEEE Journal of Photovoltaics*, 4, pp. 84-87, 2014; doi: 10.1109/JPHOTOV.2013.2281730
 33. C-M Lee, S-P Chang, S-J Chang, C-In Wu, p-Type Quasi-Mono Silicon Solar Cell Fabricated by Ion Implantation, *Photovoltaic Materials and Devices 2013*; |Article ID 306463 | <https://doi.org/10.1155/2013/306463>
 34. A. Jouini, D. Ponthenier, H. Lignier, N. Enjalbert, B.Marie,B. Drevet, E.Pihan¹, C.Cayron, T.Lafford, D. Camel, Improved multicrystalline silicon ingot crystal quality through seed growth for high efficiency solar cells,*Prog. Photovolt: Res. Appl.* (2011). Published online in Wiley Online Library (wileyonlinelibrary.com); DOI: 10.1002/pip.1221
 35. Y.T.Wong, C.Hsu, C.W.Lan, Development of grain structures of multi-crystalline silicon from randomly orientated seeds in directional solidification, *Journal of Crystal Growth* 387, pp.10–15, 2014.
 36. S. Zhou, C. Zhou, W. Wang, Y. Tang, J. Chen, B.Yan, Y. Zhao, Effect of Subgrains on the Performance of Mono-Like Crystalline Silicon Solar Cells, *International Journal of Photoenergy*, Volume 2013 |Article ID 713791 | <https://doi.org/10.1155/2013/713791>.
 37. C. Yang, H. Wu, I. Cooper, Effect of Sub-Grains and Crystal Defects on Monolike Si Solar Cell Performance, *Materials Sciences and Applications*, 4, No.2 (2013), Article ID:27990, 6 pages DOI:10.4236/msa.2013.42011.
 - 38.Y. Lv, Y.F. Zhuang, W.J. Wang, W.W. Wei, J. Sheng, S. Zhang, W.Z. Shen,Towards high-efficiency industrial p-type mono-like Si PERC solar cells, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 204, 2020; <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110202>.

თაზი 6.

1. N. Kekelidze, G. Tavadze, E. Khutsishvili, L. Gabrichidze, G. Mikaberidze, Studies on effective segregation coefficients of impurities in silicon pulled from MG-Si melt, Eur. Chem. Bull., 5, pp. 376-379, 2016; DOI: 10.17628/ECB.2016.5.376
2. E. Khutsishvili, T. Qamushadze, N. Kobulashvili, Z. Chubinshvili, N. Kekelidze, X-ray phase analysis of impurities in silicon crystals made from metallurgical silicon with directional crystallization, Eur. Chem. Bull, 8, pp. 85-87, 2019; DOI:10.17628/ecb.2019.8.85-87.
3. E. Khutsishvili, N. Khutsishvili, L.Gabrichidze, N. Kobulashvili, I. Kupreishvili, N. Gonjilashvili, G.Urushadze, Nodar Kekelidze, Effective segregation coefficient of microimpurities in Si obtained by Czochralski pulling directly from metallurgical Si melt. Proc. of the 2nd international conference: "Modern technologies and methods of inorganic materials science" April 20-24, 2015 in Tbilisi (Georgia), pp. 254-260, 2015.
4. E. Khutsishvili et al, Removal of Impurities from Metallurgical Silicon. Proc. of the International Conference on Advanced Materials and Technologies (ICAMT), 21-23October, Tbilisi, Georgia, pp. 86-89, 2015.
5. ლ. გაბრიჭიძე, ე. ხუციშვილი, ნ. ქობულაშვილი, ნ. ხუციშვილი, თ. გიგიტაშვილი, რ. ხარატი, გ. ურუშაძე, ნ. კეკელიძე, რაფინირებული სილიციუმის მასალის გადადნობის მეთოდით მიღება. საქ. მეცნიერებათა ეროვნული აკადემიის მაცნე, ქიმიის სერია, 39, გვ.256-259, 2013.
6. ლ.გაბრიჭიძე, ე.ხუციშვილი ნ. ქობულაშვილი, ნ. ხუციშვილი, თ. გიგიტაშვილი, რ. ხარატი, ნ. გონჯილაშვილი, გ. ურუშაძე, ნ. კეკელიძე, მეტალურგიული სილიციუმის განმენდა და რაფინირებული სილიციუმის თვისებების გამოკვლევა, საქართველოს ქიმიური ჟურნალი,გამომცემლობა „უნივერსალი“, 13(2), გვ.42-45, 2013.
7. ლ. გაბრიჭიძე, ე. ხუციშვილი, ნ. ქობულაშვილი, ნ. ხუციშვილი, თ. გიგიტაშვილი, რ. ხარატი, გ. ურუშაძე, ი. კუპრეიშვილი, ნ. კეკელიძე, მინარევების მოშორება მეტალურგიული სილიციუმიდან ნადნობიდან ამონევის მეთოდით, საქ. მეცნიერებათა ეროვნული აკადემიის მაცნე, ქიმიის სერია, 40, გვ.94-100, 2014.
8. ლ. გაბრიჭიძე, ე. ხუციშვილი, ნ. ქობულაშვილი, ნ. ხუციშვილი, ნ. გონჯილაშვილი, გ. ურუშაძე, ი. კუპრეიშვილი, ნ. კეკელიძე, მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან ამონევის მეთოდით რაფინირებული სილიციუმის თვისებების გამოკვლევა, საქ. მეცნიერებათა ეროვნული აკადემიის მაცნე, ქიმიის სერია, 40, გვ.351-353, 2014.

9. ე.ხუციშვილი, ნ. ხუციშვილი, ი.კუპრეიშვილი, ლ.გაბრიჭიძე, ნ. ქობულაშვილი, ნ. გონჯილაშვილი, გ. ურუშაძე, ნ. კეკელიძე. მეტალურგიული სილიციუმის ნადნობიდან ამონეული სილიციუმის ქიმიური შემადგენლობის გამოკვლევა რენტგენოსპექტრალური ანალიზით, საქ. მეცნიერებათა ეროვნული აკადემიის მაცნე, ქიმიის სერია, 40, გვ. 342-345, 2014.
10. M. A. Martorano, J. B. F. Neto, T. S. Oliveira, T.O. Tsubaki, Macrosegregation of Impurities in Directionally Solidified Silicon, Metallurgical and Materials Transactions A, 42(7), pp.1870–1886, 2010; DOI:10.1007/s11661-010-0576-9 10.1007/s11661-010-0576..
11. M.A. Martorano, J.B.F. Neto, T.S. Oliveira, T.O. Tsubaki, Refining of metallurgical silicon by directional solidification, Mat. Sci. Eng., B 176, pp. 217–226, 2011; DOI: 10.1016/j.mseb.2010.11.010
12. F.A.Trumbore, Solid Solubilities of Impurity Elements in Germanium and Silicon, Bell Syst. Techn J., 39, pp.205-233, 1960; DOI: 10.1002/j.1538-7305.1960.tb03928.x
13. B. R. Bathey, M. C. Cretella, Review: Solar-grade silicon, J.Mat.Sci., 17, pp.3077-3096, 1982; DOI:10.1007/BF01203469
14. W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Rutter, B. Chalmers, The redistribution of solute atoms during the solidification of metals, Acta Metallurgica, 1, pp. 428-437, 1953; [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(53\)90126-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90126-6)
15. E. Scheil, Bemerkungen zur schichtkristallbildung, Zeitschrift für Metallkunde, 34, pp.70-72, 1942.
16. J. A. Burton, R. C. Prim, W. P. Slichter, The distribution of solute in crystals grown from melt. Part I. Theoretical, The Journal of Chemical Physics, 21, pp. 1987-1991, 1953; <https://doi.org/10.1063/1.1698728>.
17. S.L. Zeffoss, L. R. Johnson, P. H. Egl, Crystal Growth at High Temperatures, Trans. Faraday Soc., pp.166-172, 1949.
18. W.G. Pfann, Principles of Zone Melting. The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 4, pp.747-753, 1952; <https://doi.org/10.1007/BF03398137>
19. J. Czochralski, Zeitschrift für Physikalische Chemie, Ein neues Verfahren zur Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit der Metalle, 92U(1), pp.219-221, 1918; <https://doi.org/10.1515/zpch-1918-9212>
20. W. G. Pfann: Zone melting, New York: Wiley; London: Chapman & Hall, 236 pages, 1958.

0530 7.

1. M. A. Marcus, A. A. MacDowell, R. Celestre, A. Manceau, T. Miller, H. A. Padmore, R. E. Sublett, Beamline 10.3.2 at ALS: a hard X-ray microprobe for environmental and materials sciences, *J. Synch. Rad.*, 11, pp. 239-247, 2004; <https://doi.org/10.1107/S0909049504005837>
2. Ed. Umansky, Y. S., *Handbook of X-ray Diffraction Analysis of Polycrystals*, Moscow, Phys. Math. Lit. Press, 1961.
3. D. P. Fenning, J. Hofstetter, M. I. Bertoni, S. Hudelson, M. Rinio, J. F. Lelièvre, B. Lai, C. del Cañizo, T. Buonassisi, Iron distribution in silicon after solar cell processing: Synchrotron analysis and predictive modeling, *Appl. Phys. Letters*, 98, pp.162103 (1-3), 2011; DOI: 10.1063/1.3575583.
4. D. Kriegner, Z. Matěj, R. Kužel, V. Holý, Powder diffraction in Bragg–Brentano geometry with straight linear detectors, *Journal of Applied Crystallography*, 48, pp.613-618, 2015; <https://doi.org/10.1107/S1600576715003465>
5. V. P. Klád'ko, D.O.Grigoriev, L.I.Datsenko, V.F.Machulin, I.V.Prokopenko, Influence of absorption level on mechanisms of Braggdiffracted x-ray beam formation in real silicon crystals, *Semiconductor Physics Quantum Electronics & Optoelectronics*, 2, pp. 157-162, 1999; <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/119062>
6. E. Khutsishvili, T. Qamushadze, N. Kobulashvili, Z. Chubinshvili, N. Kekelidze, X-ray phase analysis of impurities in silicon crystals made from metallurgical silicon with directional crystallization, *Eur. Chem. Bull*, 8, pp. 85-87, 2019; DOI:10.17628/ecb.2019.8.85-87
7. L.I. Mirkin, H. M. Otte, *Handbook of X-ray Diffraction Analysis of Polycrystalline Materials*, *Physics Today*, 18(7), pp.60–62, 1965; DOI:10.1063/1.3047552
8. R.C. Newman. Infra-red absorption due to localized modes of vibration of impurity complexes in ionic and semiconductor crystals, *Advances in Physics*, 18, pp. 545-663, 1969; <https://doi.org/10.1080/00018736900101367>
9. R.C. Newman, B. Willis, Vibrational absorption of carbon in silicon, *J. Phys. Chem. Solids*, 26, pp. 373-379, 1965.
10. E.Khutsishvili, L.Gabrishidze, N.Kobulashvili, *Carbon in SiGe Alloys Bulk Crystals. New Developments in Materials Science-Nova Science Publishers-Coeditor, USA, Chapter 10*, pp.87-94, 2010.
11. F A Johnson, Lattice Absorption Bands in Silicon, *Proceedings of the Physical Society*, 73, pp.265-272, 1959; DOI:10.1088/0370-1328/73/2/315

12. A.Cuadras, J.Sancho, S. Bosch, B. Garrido, J. Morante, L. Fonseca, K. Pressel, Optical and electrical properties of Si_{1-x-y}GexCy strained layers thermally oxidized, *Microelectronic Engineering*, 72, pp.185–190, 2004; DOI:10.1016/j.mee.2003.12.034
13. Э.В. Хуцишвили, Л.Л.Габричидзе, Распределение кислорода в кристаллах сплавов SiGe. Сб. докл.XI Межгос.семинара РАН «Термоэлектрики и их применения», г.С-Петербург, стр.288-292, 2009.
14. Э.В. Хуцишвили. Физика и техника полупроводников, вып.5, стр.959, p-4608/87,1988.
15. Л.И.Хируненко, В.И.Шаховцев, В.К. Шинкаренко, ФТП, 20, с.2222-2224,1986.
16. I. Yonenaga, M. Nonaka, N. Fukata, Interstitial oxygen in GeSi alloys, *Physica, B* 308–310, pp. 539–541, 2001; [https://doi.org/10.1016/S0921-4526\(01\)00771-2](https://doi.org/10.1016/S0921-4526(01)00771-2)
17. W.Kaizer, P.H. Keck, Oxygen Content of Silicon Single Crystals, *J.Appl.Phys.*, 28, pp.882-886, 1957; <https://doi.org/10.1063/1.1722880>
18. W.Kaizer, P.H. Keck, C.F. Lange, Infrared Absorption and Oxygen Content in Silicon and Germanium, *Phys Rev*, 101, pp.1264,1956; DOI:<https://doi.org/10.1103/PhysRev.101.1264>
19. I. Šimon, H. O. McMahon, Study of the Structure of Quartz, Cristobalite, and Vitreous Silica by Reflection in Infrared, *J. Chem. Phys.* 21, pp. 23-30,1953; doi: 10.1063/1.1698615
20. М.А.Ильин. Методика и оценка погрешности оптического метода определения содержания кислорода в кремнии. *Нучные труды Гиредмет*, 25.с.11-14, 1969.
21. E. Ringdalen, M. Tangstad, Softening and Melting of SiO₂, an Important Parameter for Reactions with Quartz in Si Production. In: Reddy, R.G., Chaubal, P., Pistorius, P.C., Pal, U. (eds) *Advances in Molten Slags, Fluxes, and Salts: Proceedings of the 10th International Conference on Molten Slags, Fluxes and Salts*, Springer, Cham, pp. 43–51, 2016; https://doi.org/10.1007/978-3-319-48769-4_4

შპსი 8.

1. M. E. McHenry, D. E. Laughlin, Magnetic Properties of Metals and Alloys. *Physical Metallurgy*, pp.1881–2007, 2014; DOI:10.1016/b978-0-444-53770-6.00019-8
2. J. Drumond , O. Girina, J. F. da Silva Filho, N. Fonstein, C. A. Silva de Oliveir, Effect of Silicon Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels. *Metallogr. Microstruct. Anal.*, 1, pp.217–223, 2012; <https://doi.org/10.1007/s13632-012-0034-8>

3. M. Javidani, D. Larouche, Application of Cast Al-Si Alloys in Internal Combustion Engine Components, *International Materials Reviews*, 59(3),pp132-158, 2014; DOI:10.1179/1743280413Y.0000000027
4. A. S. Mukas'yan, V. M. Martynenko, A. G. Merzhanov, I. P. Borovinskaya,,M. Y. Blinov , Mechanism and principles of silicon combustion in nitrogen, *Combustion, Explosion and Shock Waves*, 22, pp.534–540, 1987; DOI:10.1007/bf00755521
5. S. F. Hosseinizadeh, F. L. Tan, and S. M. Moosania, Experimental and numerical studies on performance of PCM-based heat sink with different configurations of internal fins, *Applied Thermal Engineering*, 31,pp. 3827–3838, 2011; DOI:10.1016/j.applthermaleng.2011.07.031
6. Z. Khan, A review of phase change materials (PCMs) in electronic device cooling applications, *Future Technology*, 1(2), pp.36–45, 2022; <https://fupubco.com/futech/article/view/36>
7. D.L.Chubb, B.S. Good, R.A.Lowe, Solar thermophotovoltaic (STPV) system with thermal energy storage. *AIP Conf. Proc.* 358, pp.181- 198, 1996; <https://doi.org/10.1063/1.49686>.
8. P. Grodzka, Thermal control of spacecraft by use of solid-liquid phase-change materials, *Jan.* 1970; DOI: 10.2514/6.1970-12
9. A. Jamekhorshid, S. M. Sadrameli, M. Farid, A review of microencapsulation methods of phase change materials (PCMs) as a thermal energy storage(TES) medium, *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, vol. 31, pp. 531–542, 2014; DOI: 10.1016/j.rser.2013.12.033.
10. R. Baby, C. Balaji, Experimental investigations on phase change material based finned heat sinks for electronic equipment cooling, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 55, pp. 1642–1649, 2012; DOI:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2011.11.020.
11. S. Lewis, Toward Cost-Effective Solar Energy Use, *Science*, 315, pp. 798-801, 2007; DOI:10.1126/science.1137014
12. M. R. Gilpin, D. B. Scharfe, M. P. Young, R. N. Webb, High Temperature Latent Heat Thermal Energy Storage to Augment Solar Thermal Propulsion for Microsatellites, 11th Annual AIAA Southern California Aerospace Systems and Technology Conference, Santa Ana, CA, The USC Viterbi School of Engineering, Report of Air Force Research Laboratory, 2014.
13. A. Datas, A. Ramos, A. Martí, C. del C.anizo, A. Luque, Ultra high temperature latent heat energy storage and thermophotovoltaic energy conversion, *Energy*, 107, pp. 542-549, 2016; www.elsevier.com/locate/energy

14. G. N. Hatsopoulos, E. P. Gyftopoulos, Thermionic Energy Conversion Theory, Technology, and Application, the U.S. Department of Energy Division of Power Systems, 1979; ISBN: 9780262080606
15. A. Datas, Hybrid thermionic-photovoltaic converter, Appl. Phys. Lett., 108, pp.143503 (1-4), 2016; <https://doi.org/10.1063/1.4945712>

თაზი 9.

1. A. Einstein, Generation and transformation of light, Annalen der Physik. 17, 1905.
2. J. Mr. Perlin, From Space to Earth: The Story of Solar Electricity, Harvard University Press, 30, 240 pages, 2002.
3. J. Mr. Perlin, The Silicon Solar Cell Turns 50. National Renewable Energy Laboratory, 4 pages, 2010.
4. K.A.Tsokos, Physics for the IB Diploma, Fifth edition, Cambridge University Press, Cambridge, 2010; <https://doi.org/10.1017/CBO9780511863011>
5. D. M. Powell , M. T. Winkler , H. J. Choi , C. B. Simmons , D. Berney Needleman, T. Buonassisi, Crystalline silicon photovoltaics: a cost analysis framework for determining technology pathways to reach baseload electricity costs, Energy Environ. Sci., 5, pp.5874-5883, 2012; DOI:10.1039/C2EE03489A
6. კ.კობახიძე. საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენციის „გამოყენებითი ფიზიკის აქტუალური საკითხი“ შრომები. 30 მარტი, თბილისი, გვ. 382-384, 2011.
7. J. Hansen, M. Sato, R. Ruedy, M. Medina-Elizade, Global temperature change. Proceedings of the National Academy of Sciences, 103, pp.14288 – 14293, 2006; <https://doi.org/10.1073/pnas.06062911>
8. A. W. Blakers, M. A. Green, L.T.H. Outhred, B. Robins, The Role of Photovoltaics in Reducing Greenhouse Gas Emissions. Canberra: Australian Government Publishing Service; 1991.
9. А.И.Ахиезер,Н.Ф.Шульга, Успехи физических наук,137, стр. 561–604, 1982; DOI: <https://doi.org/10.3367/UFNr.0137.198208a.0561>
10. M. Planck, Distribution of energy in the normal spectrum. Verhandlungen der Deutschen Physikalischen Gesellschaft, 2, s.237-245, 1900.
11. R. Sekuler, R Blake, Perception. New York, Alfred A. Knopf Inc., 514 pages, 1985.
12. M. Blanco-Muriel, D.C.Alarcon-Padilla, D.Lopez-Mratalla, M. Lara-Coira, Computing the Solar Vector”, Solar Energy, 70, pp. 431-441, 2001; DOI:10.1016/S0038-092X(00)00156-0

13. R. Perez, P. Ineichen, R. Seals, J. Michalsky, R. Stewart, Modeling daylight availability and irradiance components from direct and global irradiance. *Solar Energy*, 44, pp. 271 – 289, 1990; [https://doi.org/10.1016/0038-092X\(90\)90055-H](https://doi.org/10.1016/0038-092X(90)90055-H)
14. W. Shockley, W. T. Read, Statistics of the Recombinations of Holes and Electrons. *Physical Review*, 87(5), pp. 835–842, 1952; DOI:10.1103/physrev.87.835
15. Г.Е. Пикус, Основы теории полупроводниковых приборов, М., Наука, 448 с, 1965.
16. C. Julian, Chen. *Physics of Solar Energy*, 1st ed. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons Inc., 81 pages, 2011.
17. W. Shockley, H.J. Queisser, Detailed Balance Limit of Efficiency of P-N Junction Solar Cells. *Journal of Applied Physics*, 32, pp. 510-519, 1961; <http://dx.doi.org/10.1063/1.1736034>
18. R.L Gummerow, Use of Silicon p-n Junctions for Converting Solar Energy to Electrical Energy, *Phys.Rev.*, 95, pp.561-562, 1954.
19. R.L Gummerow, Photovoltaic Effect in p-n Junctions, *Phys.Rev.*, 95, pp.16-21, 1954.
20. S. Lewis, Toward Cost-Effective Solar Energy Use, *Science*, 315, pp. 798-801, 2007; DOI:10.1126/science.1137014
21. M. J. McCann, K. R. Catchpole, K. J. Weber, A. W. Blakers, A review of thin-film crystalline silicon for solar cell applications. Part 1: Native substrates. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 68, pp.135–171, 2001; DOI:10.1016/s0927-0248(00)00242-7
22. K. R. Catchpole, M. J. McCann, K. J. Weber, A. W. Blakers. A review of thin-film crystalline silicon for solar cell applications. Part 2: Foreign substrates. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 68, pp.173–215, 2001; DOI:10.1016/s0927-0248(00)00246-4

ΠΙΝΑΚΙΟ 10.

1. J.S. Kilby, Invention of the Integrated Circuit, *IEEE Transactions on Electronic Devices*, 23, pp.648-654, 1976; <http://dx.doi.org/10.1109/T-ED.1976.18467>.
2. T.R. Reid, *The Chip: How Two Americans Invented the Microchip and Launched a Revolution* Paperback, Random House Trade Paperbacks, 336 pages, 2001.
3. L. O. Bauer, E. M. Wilder, *The Microchip Revolution: A brief history* Paperback, 383 pages, 2020.
4. P. Mialhe, H. Toufik, M. Tahchi, N. Toufik, W. Tazibt, Silicon for optoelectronic, *Journal of Electron Devices*, 6, pp. 170-173, 2008.

5. J. Bardeen and W. H. Brattain, Physical Principles Involved in Transistor Action, *Phys. Rev.* 75, pp.1208-1225, 1949; DOI:<https://doi.org/10.1103/PhysRev.75.1208>
6. M.Tanenbaum, Bell Labs Notebook No. 25505, page 30, 1954.
7. M.Tanenbaum, L. B. Valdes, E. Buehler, N. B. Hannay, Silicon n-p-n Grown Junction Transistors. *Journal of Applied Physics*, 26(6), pp.686–692,1955; DOI:10.1063/1.1722071
8. W.Shockley, The invention of the transistor: an example of creative-failure methodology: *Solid –State Devices*, Institute of Physics, London, 56, 1972; DOI: 10.11890/1006-7191-124-249
9. J. Chelikowski, Introduction: Silicon in all its Forms, in book: *Silicon: evolution and future of a technology*. P. Siffert and E. F. Krimmel (eds.). Springer, pp. 1-22, 2004; ISBN 3-540-40546-1
10. G. McFarland, *Microprocessor Design: A Practical Guide from Design Planning to Manufacturing*, McGraw-Hill Professional. 408 pages, 2006;ISBN 0-07-145951-0.
11. Martin(John) M. Atalla, MOSFET, US Patent No. 3,206,670, Inducted in 2009.
12. A.Rogalski, History of infrared detectors. *Opto-Electron. Rev.*, 20, pp.279–308, 2012; <https://doi.org/10.2478/s11772-012-0037-7>
13. S.M. Sze, M.K.Lee, *Semiconductor Devices, Physics and Technology*, J. Wiley & Sons, INC. 578 pages, 1985.
14. D. Long, Photovoltaic and photoconductive infrared detectors. In: R.J. Keyes, (eds) *Optical and Infrared Detectors. Topics in Applied Physics*, vol 19. Springer, Berlin, Heidelberg, 1980; https://doi.org/10.1007/3540101764_12
15. N.Sclar, Properties of doped silicon and germanium infrared detectors, *Progress in Quantum Electronics*, 9, pp. 149-257, 1984; [https://doi.org/10.1016/0079-6727\(84\)90001-6](https://doi.org/10.1016/0079-6727(84)90001-6)
16. R. A. Soref, Extrinsic ir Photoconductivity of Si Doped with B, Al, Ga, P, As, or Sb, *J. Appl. Phys.* 38, pp.5201-5209, 1967; <https://doi.org/10.1063/1.1709302>
17. W.S. Boyle and G.E. Smith, Charge-coupled semiconductor devices, *Bell Syst. Tech. J.* 49, pp.587–593, 1970; doi:10.1002/j.1538-7305.1970.tb01790.x
18. F. Shepherd and A. Yang, Silicon Schottky retinas for infrared imaging, *IEDM Tech. Dig.*, pp.310–313, 1973.
19. H. Zimmermann, Silicon Photo-Receivers. In: *Silicon Photonics. Topics in Applied Physics*, 94. Springer, Berlin, Heidelberg. 34, pp. 239-268, 2004; <https://doi.org/10.1007/978-3-540-39913-1>

ድንገጽ 1

1. D. Kumar, M. Johari, Characteristics of silicon crystal, its covalent bonding and their structure, electrical properties, uses, AIP Conference Proceedings 2220, pp.040037(1-6), 2020; <https://doi.org/10.1063/5.0003505>
2. Y. Okada, Y.Tokumaru, Precise determination of lattice parameter and thermal expansion coefficient of silicon between 300 and 1500 K, Journal of Appl. Phys., 56(2), pp. 314–320, 1984; DOI:10.1063/1.333965
3. F. A. Johnson, Lattice Absorption Bands in Silicon, Proc. Phys. Soc, 73, pp.265-272, 1959; DOI: 10.1088/0370-1328/73/2/315
4. A. C. Sparavigna. Thermal Conductivity of the Crystalline Silicon. Philica, 2017; pp.1143-1152, 2017; fahal-01626126f

ድንገጽ 2

1. M. A. Martorano, J. B. F. Neto, T. S. Oliveira, T.O. Tsubaki, Macroseggregation of Impurities in Directionally Solidified Silicon, Metallurgical and Materials Transactions A, 42(7), pp.1870–1886, 2010; DOI:10.1007/s11661-010-0576-9 10.1007/s11661-010-0576
2. F. A. Trumbore, Solid Solubilities of Impurity Elements in Germanium and Silicon, Bell Syst. Techn J., 39, pp.205-233, 1960; DOI: 10.1002/j.1538-7305.1960.tb03928.x
3. A. Mostafa, M. Medraj, Binary Phase Diagrams and Thermodynamic Properties of Silicon and Essential Doping Elements (Al, As, B, Bi, Ga, In, N, P, Sb and Tl), Materials, 10, pp.1-49, 2017; DOI:10.3390/ma10060676
4. T. Narushima, A. Yamashita, C. Ouchi, Y. Iguchi, Solubilities and Equilibrium Distribution Coefficients of Oxygen and Carbon in Silicon, Mater.Trans., 43, pp. 2120–2124, 2002.
5. M. A. Martorano, J. B. F. Neto, T.S. Oliveira, T.O. Tsubaki, Refining of metallurgical silicon by directional solidification. Materials Science and Engineering: B, 176(3), 217–226, 2011; DOI:10.1016/j.mseb.2010.11.010

ድንገጽ 3

1. Claritas PPT® Grade 1 ppm Single-Element Standards for and ICP-MS

დაწერეთი 5

1. M. Planck . Distribution of energy in the normal spectrum. Verhandlungen der Deutschen Physikalischen Gesellschaft, 2, s.237-245, 1900.

დაწერეთი 6

1. F. Kasten, A. T. Young, Revised optical air mass tables and approximation formula, Applied Optics, 28, pp. 4735-4738, 1989; <https://doi.org/10.1364/AO.28.004735>
2. A.B. Meinel, M.P. Meinel, Applied Solar Energy, Addison Wesley Publishing Co.; 1976.
3. E. G. Laue, The measurement of solar spectral irradiance at different terrestrial elevations, Solar Energy, 13, pp. 43 – 50, 1970.
4. Astronomical Almanac for the Year 2022 Hardcover – December 1, 2021.
5. M. Blanco-Muriel, Alarcón-Padilla, D. C., López-Moratalla, T., and Lara-Coira, M. Í., „Computing the solar vector“, Solar Energy, 70, pp. 431 – 441, 2001.
6. R. Perez, P. Ineichen, R. Seals, J. Michalsky, R. Stewart, Modeling daylight availability and irradiance components from direct and global irradiance, Solar Energy, 44, pp. 271 – 289, 1990; [https://doi.org/10.1016/0038-092X\(90\)90055-H](https://doi.org/10.1016/0038-092X(90)90055-H).

დაწერეთი 7

1. W.Shockley, H.J. Queisser, Detailed Balance Limit of Efficiency of P-N Junction Solar Cells. Journal of Applied Physics, 32, pp. 510-519, 1961. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1736034>

დაწერეთი 10

1. R. Jaeger, T. Blalock, ISE Microelectronic Circuit Design 6th Edition, 2021.

The monograph is dedicated to the description of methods, properties and use of silicon, an irreplaceable material for modern technologies. The results of many years of scientific researches, carried out in F. Tavadze Institute of Metallurgy and Materials Science, are described in the monograph. Years of experiments led to the publication of results in high-ranking international journals and presentations at international conferences. The accumulated rich material on silicon has not been discussed in this way in any monograph. Presented monograph will undoubtedly be of interest to specialists working in the field of semiconductors, including physicists, chemists, metallurgists, PhD students and students.

შოთა რუსთაველის საქართველოს
ეროვნული სამეცნიერო ფონდი

ელზა ხუციშვილი, თენგიზ ქამუშაძე,
გელა გოდერძიშვილი

სილიციუმი

მთის ქანებიდან ელექტრონიკამდე

დაკაბადონება და დიზაინი: გიორგი ბაგრატიონი

ტექნიკური რედაქტორები: ირინა ამბოკაძე და გულიკო ურუშაძე

კორექტორი: ინგა ასათიანი

გამომცემლობა „????????????“

ტირაჟი 150