

RĪGAS TEHNISKĀ UNIVERSITĀTE

LĀZERAPSTRĀDES LAIKĀ ĢENERĒTIE CENTRI SILĪCIJĀ

JURIS BLŪMS

Zinātniskais vadītājs

Dr.hab.phys. Artūrs Medvids

Rīga - 1997



# SATURS

lpp

Ievads	4
1. Lāzerstarojuma mijiedarbība ar pusvadītājiem	11
1.1. Materiāla struktūras izmaiņas impulsa lāzerapstrādes rezultātā	11
1.2. Piemaisījumu īpašību izmaiņas impulsa lāzerapstrādes rezultātā	15
1.3. Defektu ģenerācija impulsa lāzerapstrādes laikā	18
1.4. Silīcija oksīda precipitācija un nevēlamo piemaisījumu geterēšana silīcijā	21
1.5. Precipitācijas kinētika	27
1.6. Precipitācijas kontroles paņēmieni	29
Secinājumi un darba uzdevums	31
2. Pētāmie paraugi un eksperimenta metodika	32
3. Eksperimentālie rezultāti un to apspriede	37
3.1. Ģenerācijas nosacījumi	37
3.2. Rekristalizācijas ātruma atkarība no absorbcijas koeficienta	42
3.3. Nestabilo pie istabas temperatūras centru ģenerācija	44
3.4. Stabilo pie istabas temperatūras centru ģenerācija	54
3.5. Termiskās apstrādes	57
4. Augsttemperatūras atdedzināšana	59
Rezultāti	65
Citējamās literatūras saraksts	67

## PATEICĪBAS

Sirsnīgi pateicos zinātniskajam vadītājam, Dr.h.fiz. profesoram A.Medvidam par iegūtām zināšanām un zinātnisko pieredzi; kolēģiem doktoram J.Kaupužam, doktoram T.Purītim, doktoram M.Knitem, doktoram A.Kalnačai par auglīgām diskusijām un vērtīgu kritiku, kā arī RTU Fizikas katedras vadītājam, dr.h.fiz., profesoram A.Prančam un katedras kolektīvam par atbalstu. Tāpat izsaku dziļu pateicību savai mātei un draugiem.

## IEVADS.

Lāzera starojuma iedarbība uz silīciju tiek aktīvi pētīta sākot ar 70-iem gg., kad bija nopublicēti pirmie eksperimentālie rezultāti par silīcijā implantēto slāņu apstrādi ar impulsa lāzerstarojumu [1]. Lāzerstarojuma iedarbības mehānisma pētīšanai ir liela zinātniskā nozīme, tāpēc ka atļauj pētīt procesus materiālā un materiāla īpašību izmaiņas intensīvam starojumam iedarbojoties uz to. Impulsa lāzerapstrādes (ILA) gadījumā tika konstatēts, kā, neskatoties uz to, ka enerģijas transformācijas pamatmehānisms pēc enerģijas absorbcijas iekšējā fotoefekta rezultātā ILA procesos ir elektronu - fononu mijiedarbība, ar kuras palīdzību notiek lāzera stara enerģijas transformācija vielas termiskajā enerģijā, dotās mijiedarbības rezultāts ir stipri atkarīgs no atdedzināšanas apstākļiem, piemaisījumu klātbūtnes, viņu tipa un koncentrācijas apstrādājamā materiālā, lāzerstarojuma intensitātes, impulsa garuma, absorbcijas koeficienta u.c. Tā, darbos [2, 3, 4] ir parādīts, ka ILA rezultātā var notikt ne tikai kristāliskā režģa defektu atdedzināšana, bet arī jaunu, elektriski aktīvu centru generācija, kuri var būtiski izmainīt apstrādājamā materiāla elektrofizikālās īpašības. Daudzi no šiem defektiem var būt atdedzināti tikai pie paaugstinātās temperatūras (400° - 600° C), tāpēc viņu pētīšana var dot iespēju izmantot šos centrus mikroelektronikā (kristāla leģēšanas pakāpes lokālā izmaiņa, p-n pāreju veidošana, jaunas informācijas ieraksta metodes).

Pusvadītāju ierīču ražošanas laikā silīcija plāksnītes tiek pakļautas daudzkārtējām termiskām atdedzināšanās, kuras var būtiski ietekmēt piemaisījumu un defektu sadalījumu materiāla tilpumā. Šo termisko atdedzināšanu laikā var notikt arī jaunas fāzes - silīcija oksīda izdalīšanās (precipitācija). Sakarā ar to, ka silīcija oksīda tilpums ir lielāks par silīcija



tilpumu, precipitācijas laikā notiek mehānisko spriegumu veidošanās silīcijā. Šie spriegumi tiek noņemti ar dislokāciju ģenerāciju. Šis process tiek izmantots piemaisījumu gēterēšanai - silīcija attīrīšanai no metāliskajiem piemaisījumiem, kuri negatīvi ietekmē veidojamo ierīču un integrālo shēmu kvalitāti. No enerģētiskā viedokļa dislokācijas ir izdevīgākas vietas piemaisījumu atomiem, salīdzinot ar homogēnu sadalījumu pa tilpumu [5], un tieši tāpēc augsttemperatūru apstrāžu laikā notiek ātri difundējošo metālisko piemaisījumu saķeršana uz dislokācijām. Viena no aktuālajām problēmām silīcija attīrīšanas jautājumos ir silīcija oksīda daļiņu (precipitātu) veidošanas procesa kontrole, jo precipitātes negatīvi ietekmē veidojamo ierīču kvalitāti (pazemina izolējošo slāņu caursites spriegumu, palielina noteces strāvas p-n pārejās). Viens no iespējamiem atrisinājumiem ir heterogēnā (t.i., neviendabīga tilpumā) precipitāšu iedīgļu veidošanas mehānisma izmantošana. Šajā gadījumā precipitāšu iedīgļi veidojas uz punktu defektiem vai punktu defektu kompleksiem. Ar šā procesa palīdzību var izvairīties no silīcija oksīda precipitācijas plāksnītes apgabalā kurš tiks izmantots ierīču veidošanai.

**DARBA MĒRĶIS.** Dotā darba mērķis ir impulsa lāzerapstrādes laikā ģenerēto donoru stāvokļu pētīšana, viņu parametru (koncentrācijas, dzīves laika, aktivācijas enerģijas un atdedzināšanas temperatūras) mērīšana, ģenerācijas mehānisma pētīšana, kā arī augsttemperatūras apstrādes ietekmes pētīšana uz centru stāvokli.

**ZINĀTNISKĀ NOVITĀTE.** Dotajā darbā pirmo reizi bija parādīts, ka, apstrādājot ar boru leģēto silīciju ar itrija-alumīnija granāta (Nd:YAG) lāzera starojumu, atdedzinātajā apgabalā vienlaicīgi veidojas ne tikai stabilie [6, 1\*], bet arī nestabilie [1\*, 4\*] pie istabas temperatūras papildus donoru stāvokļi. Ir noteiktas šo centru atdedzināšanas aktivācijas enerģijas. Ir izpētīta šo impulsa

lāzerapstrādes laikā ģenerēto donoru centru koncentrācijas un rekombinācijas laika konstantu atkarība no bora un skābekļa koncentrācijas silīcijā. Ir piedāvāts donoru centru ģenerācijas mehānisma modelis, kurā ir ņemta vērā materiāla rekristalizācijas ātruma atkarība no krītošā starojuma absorbcijas koeficienta. Ir parādīts, ka, pēc termiskās atdedzināšanas pie 550°C (50 st.) un 1000°C (10 st.) silīcija oksīda precipitāšu izmērs palielinās, bet to koncentrācija samazinās apgabalā, kur eksistē impulsa lāzerapstrādes laikā ģenerētie donoru stāvokļi.

**DARBA PRAKTISKĀ VĒRTĪBA.** Papildus donoru ģenerācija silīcijā var tikt izmantota silīcija legēšanas pakāpes izmaiņai un p-n pāreju veidošanai uz p-Si plāksnītes. Dotajam n-slāņu izveidošanas paņēmienam, izmantojot impulsa lāzerapstrādi, var būt sekojošas priekšrocības, salīdzinot ar pieņemtajiem p-n struktūru izveidošanas paņēmieniem: lokāls raksturs, piemaisījumu koncentrācijas samazināšana materiālā, augsttemperatūras apstrādes izslēgšana u.c.. Bija piedāvāta arī informācijas ieraksta metode, kuras pamatā ir impulsa lāzerapstrādes laikā ģenerēto donoru izmantošana [4\*].

Ir izpētīta iespēja izmantot šos donorus kā iedīgļus silīcija oksīda precipitācijai. Pamatojoties uz eksperimentālajiem rezultātiem par silīcija oksīda precipitāciju, impulsa lāzerapstrādes laikā ģenerētiem donoriem klātesot, var būt izstrādāta iekšējās ģenerēšanas metode ar kontrolējamo precipitācijas apgabalu, kā arī dod papildus eksperimentālo materiālu heterogēnās iedīgļu veidošanās un precipitācijas parādību mehānismu pētīšanai.

Pamatojoties uz iegūtiem rezultātiem ir formulētas sekojošās  
**AIZSTĀVĀMĀS TĒZES:**

1. Ir novērota pie istabas temperatūras nestabilo donoru stāvokļu ģenerācija silīcijā, apstarojot to ar Nd:YAG lāzera otro harmoniku labuma modulācijas režīmā. Ir noteiktas šo centru atdedzināšanas aktivācijas enerģijas:  $E_1 = 0,8 - 0,9$  eV, un  $E_2 = 1,4 - 1,5$  eV.

2. Ir piedāvāts donoru centru ģenerācijas modelis impulsa lāzerapstrādes laikā, atbilstoši kuram šie centri izveidojas patecoties augstam un ar temperatūras gradientu kontrolējamam silīcija rekristalizācijas ātrumam.

3. Impulsa lāzerapstrādes laikā ģenerēto centru klātbūtnē skābekļa precipitācijas mehānismam ir heterogēns raksturs.

Disertācija satur literatūras apskatu par lāzerapstrādes iedarbību uz silīciju, piemaisījumu uzvedību impulsa lāzerapstrādes laikā, ģenerējamo centru īpašībām silīcijā, viņu uzvedību pie augsttemperatūras apstrādēm krāsnī, un silīcija oksīda precipitācijas jautājumiem un problēmām, kuras ir saistītās ar precipitācijas procesa kontroli (Nod.1). Nodaļā 2. ir izklāstīta eksperimenta metodika un dots pētamo paraugu raksturojums. Nodaļas 3. un 4. satur eksperimentālo rezultātu izklāstu un apspriešanu: 3.nodaļa - par ILA laikā ģenerētiem centriem un viņu īpašībām kā arī piedāvāto centru ģenerācijas mehānisma modeli; 4. nodaļa - par silīcija divpakāpju augsttemperatūras termiskās apstrādes iedarbību uz ILA laikā generēto centru stāvokli.

Iegūtie rezultāti ir publicēti sekojošos darbos:

1\*. Блумс Ю.А., Колесников В.А., Медвидь А.П., Салманов А.Р., "Образование доноров в кристаллическом кремнии под действием излучения ИАГ-лазера". *Latvian Journal of Physics and Technical Sciences*, N 5, pp. 28 - 35, 1992.

2\*. Medvids A., Kaupužs J., Koļesnikovs V., Blūms J., "Piemaisījuma difūzija un termodreifs dimanta tipa kristālā ar nehomogēnu temperatūras lauku". *Latvian Journal of Physics and Technical Sciences*, N 3, pp. 37 - 44, 1993.

3\*. Blums J., A.Medvid', "Generation of metastable states in silicon by Nd:YAG laser". *Proc. of Intern. Autumn School for Young Scientists "Solid State: Fundamentals and Application"*, p. 43, 06.09. - 04.10.94., Uzhgorod, Ukraine.

4\*. Blums J., Medvid' A., "The change of the doping level in p-Si crystals during an irradiation with Nd:YAG laser", in *Abstracts of MRS 1994 Fall Meeting*, p. 28, Boston, USA.

5\*. Blums J., Medvid' A., "Recording and storage of information in boron-doped silicon using Nd:YAG laser", *Proc. of SPIE, conference OPTDIM'95*, vol. 2648, pp. 563 - 567, Kiev, Ukraine, 1995.

6\*. Blums J., Medvid' A., "The Generation of Donor Centres Using Double Frequency of Nd:YAG laser", *phys.stat.sol.(a)*, v.147, K91 - K95, 1995.

7\*. Blums J., Medvid' A., "Properties of the laser-induced centres in silicon", *Proc. of 2nd Intern.Conference on Photo-Excited Processes and Applications*, p.23., 17.- 21.09.1995., Jerusalem, Israel.

**8\***. J.Blums, A.Medvid. "Generation of Nucleation Centres in Silicon by Double Frequency Radiation of Nd:YAG Laser", pieņemts publicēšanai Physica Scripta, 1996.

**9\***. J. Blums, A.Medvid. "Heterogeneous precipitation of Si using laser induced centres", pieņemts publicēšanai NATO ASI Series, "Surface Diffusion: Atomistic and Collective Processes", 1996.

**10\***. Blums J., Medvid A. "Properties of Unstable Donors Generated in Si During Laser Irradiation", Proc. of SPIE, vol. 2968, 1996, pieņemts publicēšanai.

### **Disertācijas darba rezultāti ziņoti**

- Latvijas Fizikas biedrības konferencēs (Rīga 1993, Daugavpils 1994);
- starptautiskajā jauno zinātnieku skolā "Cietā viela: fundamentālās likumsakarības un to pielietojumi", 26.09.94. - 4.10.94., Užgorodā, Ukraina;
- Material Research Society 1994 Fall Meeting, 27.11.-02.12.94., Bostonā, ASV;
- starptautiskajā SPIE konferencē OPTDIM'95, 10.-16.05.95., Kijevā, Ukraina;
- 2-jā starptautiskajā konferencē "Photo-Excited Processes and Applications", 17.-21.09.95., Jerusalem, Israel;
- 17th Nordic Semiconductor Meeting, 17. - 21.06.96., Trondheim, Norway;
- SPIE konferencē "Advanced Optical Materials and Devices", 26.-29.08.96., Riga, Latvia;
- NATO ASI Conference "Surface Diffusion: Atomistic and Collective Processes", 26.08.- 06.09.96., Rhodes, Greece;

- Viļņas Pusvadītāju Fizikas institūta zinātniskajā seminārā, 1996,  
Viļņa;
- 37. Rīgas Tehniskās Universitātes Studentu zinātniskajā un tehniskajā konferencē, 23.- 27.04.1996., RTU Rīga, 1996;
- RTU Pusvadītāju laboratorijas zinātniskajos semināros.

## 1. Lāzera starojuma mijiedarbība ar pusvadītājiem.

### 1.1. Materiāla struktūras izmaiņa impulsa lāzerapstrādes rezultātā.

Dotajā nodaļā ir izklāstīti eksperimentālie un teorētiskie rezultāti, iegūtie pētot silīcija ILA ar cietvielu (rubīna, neodīma) un gāzes ( $\text{CO}_2$ , ArF, Ar) lāzeriem ar impulsa garumiem  $10^{-8}$  -  $10^{-6}$  s.

Stipri koncentrēta telpā un laikā lāzerstarojuma absorbcija izsauc enerģijas transformācijas procesu kaskādi, kura satur secīgu elektroniskās apakšsistēmas ierosināšanu un relaksāciju, elektronu - fononu mijiedarbību, fononu - fononu mijiedarbību un arī dažādas fāžu pārejas silšanas, kušanas un iztvaikošanas laikā. Jaudīgu lāzerimpulsu iedarbība var novest pie jonu implantācijas laikā vai citu iemeslu dēļ amorfizēto slāņu ātras un kvalitatīvas rekristalizācijas - notiek impulsa lāzeratdedzināšana [1, 3, 8].

Dotajā laikā eksperimentālo darbu vairākums liecina par labu termiskajam mehānismam IV grupas elementāro pusvadītāju un  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  savienojumu impulsa lāzeratdedzināšanai ar impulsa garumiem no dažām pikosekundēm un garāk. Atbilstoši dotajam mehānismam [3] impulsa lāzeratdedzināšanu (ILA) pavada ļoti ātra (raksturīgie laiki  $\geq 1$  ps) kristāliskā režģa sasilšana pateicoties elektronu - fononu relaksācijai un tik pat ātra pievirsmas slāņa kušana. Pēc lāzera impulsa izbeigšanas un virsmas atdzišanas notiek pretēja I veida fāžu pāreja - kristāliskajā, polikristāliskajā, vai arī cietā amorfā stāvoklī. Ja lāzerstarojuma kvanta enerģija ir zemāka par aizliegtās zonas platumu, ir iespējamās netiešās pārejas materiālā un būtisku lomu ILA laikā var spēlēt atermiski faktori - iespējami dažādi fotostimulēti procesi apstarojamā materiālā, kuri būtiski izmaina materiāla īpašības. Ja kvanta

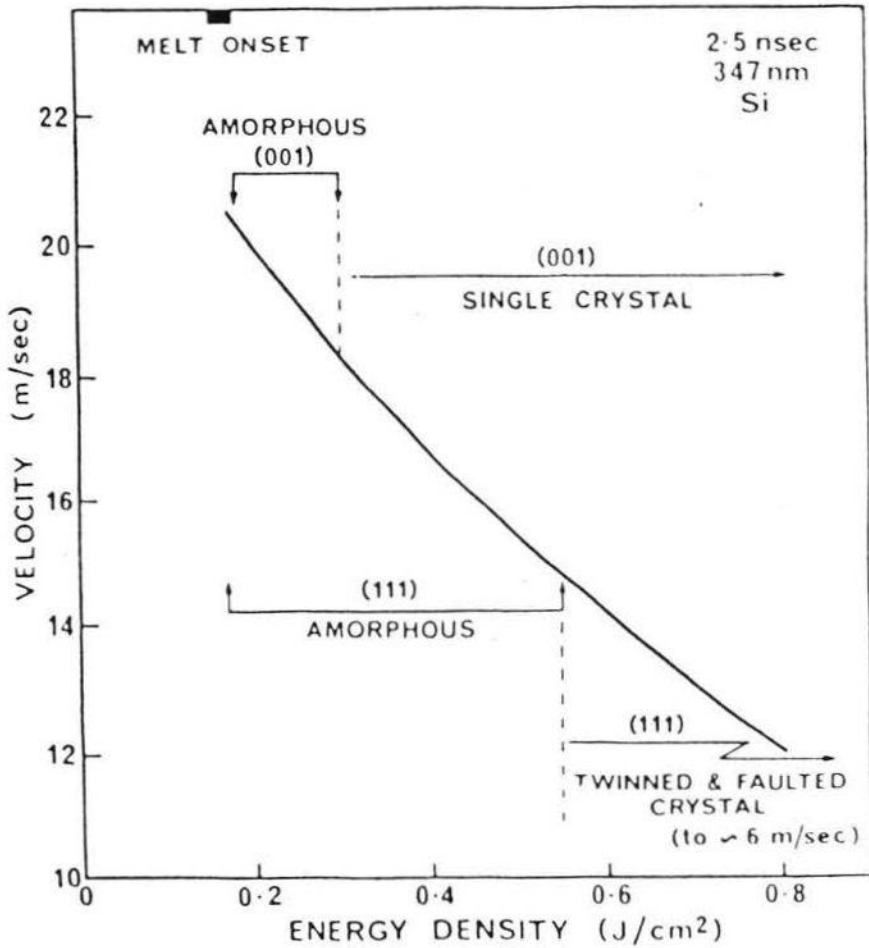
enerģija ir lielāka par aizliegtās zonas platumu, atermisko faktoru ietekme ir niecīga.

Sākot ar pirmajiem darbiem par jonu implantēto pusvadītāju materiālu ILA [1] un līdz mūsdienai [6,7] pusvadītāju īpašību izmaiņa ILA rezultātā tiek intensīvi pētīta. Procesu veids, kuri notiek pusvadītāju ILA laikā, ir atkarīgs no lāzerstarojuma intensitātes un lāzera impulsa garuma. Atkarībā no šiem parametriem var notikt: elektronu un caurumu plazmas sildīšana, materiāla režģa sildīšana elektronu un fononu mijiedarbības rezultātā, materiāla kušana un viņa iztvaikošana (ablācija). ILA var tikt izmantota pusvadītāju ierīču ražošanā, p-n pāreju [2, 8, 9] veidošanā, jonu implantēto pusvadītāju virsmas slāņu rekristalizācijai [10, 11], materiālu pievirsmas slāņu īpašību izmaiņai [3], vadošu un izolējošu virsmas un slēpto kārtiņu sintēzei [12, 13], virsmas profila modificēšanai [14, 15], trīsdimensiju struktūru izveidošanai [16] u.c.. Darbu vairākumā tiek izmantota ILA, kuras laikā notiek materiāla pārkausēšana un rekristalizācija nelielā laika sprīdī pēc lāzera impulsa izbeigšanas ( $10^{-8}$  -  $10^{-6}$  s).

Cietvielu lāzeri, strādājošie labuma modulācijas režīmā (impulsa garums ap  $10^{-8}$  s) tiek plaši izmantoti pusvadītāju ILA pētīšanai. Doto lāzeru tipa iedarbības mehānisms uz pusvadītājiem ir labi zināms [17,18]. Ir parādīts, tā kā starojuma enerģijas transformācija cita veida enerģijā (siltuma, mehāniskā, plazmas u.c.) notiek daudz īsākā laikā ( $\sim 10^{-13}$  s) salīdzinot ar lāzera impulsa garumu ( $\sim 10^{-8}$  s), ILA ar šā tipa lāzeriem notiek pēc termiskā mehānisma. Darbi [1, 7, 16, 19, 20] ir veltīti starojuma iedarbības pētīšanai uz silīcija plāksnīšu virsmas (virsmas elektromagnētisko viļņu ierosināšana, virsmas profila izmaiņa, periodiskās struktūras veidošana silīcijam sacietējot). Darbā [19] ir parādīta iespēja atdedzināt ar ILA palīdzību režģa defektus (dislokāciju cilpas un piemaisījumu precipitātes) silīcija pievirsmas slānī, kurš bija bojāts leģējošā piemaisījuma augsttemperatūras difūzijas laikā. Autori



izteica pieņēmumu, ka leģējošā piemaisījuma precipitātes tika izšķīdinātas silīcija pārkausēšanas laikā, piemaisījuma atomi ieņem mezglu pozīcijas kristāliskajā režģī un paliek elektriski aktīvi. Darbā [21] ir izstrādāts un eksperimentāli pārbaudīts rubīna lāzera iedarbības modelis ( $\lambda = 0,633 \mu\text{m}$ , labuma modulācijas režīms  $\tau = 30 \text{ ns}$ ), uz jonu implantēto silīciju. Ir parādīts, ka pārkausēšanas dziļums un kausējuma pastāvēšanas laiks ir atkarīgi no lāzera starojuma intensitātes. Par svarīgu eksperimentālu rezultātu jāuzskata silīcija plāksnītes virsējās kārtas kristāliskās struktūras atjaunošana pēc amorfizācijas jonu implantācijas laikā. Darbos [22-27] ir parādīts, ka pēc jonu implantētā silīcija šķidrās fāzes ILA pievirsmas kārtiņa, kura bija amorfizēta jonu implantācijas rezultātā, pārtop vai par polikristālisko, vai par monokristālisko atkarībā no apstrādes apstākļiem. Lai jonu implantācijas rezultātā amorfizētā silīcija kārtiņa pēc ILA pārtop par kristālisko ir nepieciešams, lai ILA laikā tiktu pārkausēta visa amorfizētā kārtiņa. Tas ir, pārkausētajam silīcijam ir "jasaslapina" monokristālisko paliktņi. Šajā gadījumā, pēc lāzera impulsa izbeigšanas notiek silīcija epitaksiālā rekristalizācija (ja rekristalizācijas frontes kustības ātrums nepārsniedz 10 - 13 m/s). Palielinoties frontes kustības ātrumam, parkausētais materiāls var būt amorfs [3, 37]. Pārkausētās un sacietējošās kārtiņas kristāliskuma pakāpi nosaka arī apstarojamās virsmas orientācija, kura var noteikt ģenerējamo defektu dabu, kuri paliek pēc ILA. Tā silīcijā (001) pārkausētās kārtiņas amorfizācija notiek pie frontes kustības ātruma kas ir lielāks par 18 m/s, bet silīcijā (111) - pie lielāka par 15 m/s ātruma. Darbā [2] tika arī parādīts, ka silīcijā ar dažādu kristalogrāfisko orientāciju (001) un (111), atbilst ne tikai dažādi amorfizācijas sliekšņi pēc frontes kustības ātruma, bet arī dažādas krītošā stara robežintensitātes, nepieciešamās pievirsmas kārtiņas amorfizācijai, (silīcijam (001) intensitātes sliekšnis ir par 10 % augstāks, nekā (111) silīcijam). Vēl darbā [2] ir uzrādīta teorētiski aprēķinātā frontes kustības



1. **Zīm.** Izotermas 1685 K aprēķinātais kustības maksimālais ātrums kā impulsa enerģijas blīvuma funkcija. Ir parādīti no kristāla orientācijas atkarīgie amorfizācijas un defektu veidošanas režīmi, kā arī kristāla kušanas sliekšnis.

ātruma atkarība no impulsa intensitātes un parādīti kušanas sliksnis un atkarīgie no orientācijas amorfizācija un defektu veidošana (Zīm.1). No dotās diagrammas var secināt, ka, izvēloties noteiktu kristāla apstarošanas režīmu, tas ir, mainot starojuma intensitāti, impulsa garumu un viļņa garumu [3], pēc apstarošanas var iegūt gan amorfās, gan kristāliskās gan arī kristāliskās ar defektiem silīcija kārtiņas. Darbā [9] teorētiski un eksperimentāli tika pētīta monokristāliskā (100) silīcija rekristalizācija, kurš tika pārkausēts ar ArF eksimēru lāzera starojumu. Ir piedāvāts ar lāzerstarojumu inducēto procesu modelis, kurā ir ņemti vērā blīvuma izmaiņas termiskas izplēšanās un fāzes izmaiņas dēļ. Eksperimentālo un teorētisko datu salīdzināšana ir parādījusi ievērojamu korelāciju starp ar lāzerstarojuma palīdzību inducēto materiāla sacietēšanu un apstarojamo virsmju kristālisko struktūru.

Tātad, no augstākminētiem rezultātiem ir redzams, ka ILA laikā pārkausētās kārtiņas kristāliskums ir atkarīgs no apstrādes apstākļiem un var būt izmainīts, mainot ILA apstākļus.

## **1.2. Piemaisījumu stāvokļu izmaiņa ILA rezultātā.**

Piemaisījumu uzvedībai silīcijā ILA laikā ir ļoti liela nozīme. Speciāli ievadītie kā arī nekontrolējamie, kristāla augšanas laikā ievadītie, piemaisījumi var būt elektriski neitrāli vai arī kļūt par donoriem vai akseptoriem silīcija režģī. Viena un tā paša veida atomi, atrodoties dažādos kristāliskā režģa punktos, var mainīt savu elektrisko stāvokli un arī visa kristāla elektriskās īpašības (īpatnējo pretestību un vadītspējas tipu). Tā, pēc jonu implantācijas, implantēto atomu lielākā daļa atrodas starpmezglu pozīcijās un ir elektriski neitrāli. Lāzerapstrādes laikā implantētie atomi ieņem vietas kristāliskā režģa mezglos un paliek par elektriski aktīviem centriem. Darbos [25, 28, 29] ir

parādīts, ka ILA izmantošana implantēto atomu aktivizācijai ir efektīgāks paņēmieni, salīdzinot ar parasto termisko atdedzināšanu krāsnī. Tā, piemēram, parādīts, ka pēc ILA ar arsēnu ( $As^+$ ) joniem implantētā silīcija ar argona ( $Ar$ ,  $\lambda = 0,488 \mu m$ ) lāzera starojumu gandrīz 100 % implantēto atomu ir elektriski aktīvi. Salīdzinājumam, termiski apstrādātās krāsnī plāksnēs elektriski aktīvo piemaisījumu skaits nepārsniedza 80 % no implantēto jonu daudzuma. Implantēto jonu koncentrācija, kuri ieņēmuši mezglu pozīcijas un ir kļuvuši par elektriski aktīviem pēc ILA var stipri pārsniegt dotā piemaisījuma līdzsvara koncentrāciju (salīdzinot ar termisko apstrādi). Piemaisījuma atomu aktivizācija ar lāzerstarojuma palīdzību var notikt ne tikai kristāliskajā, bet arī polikristāliskajā silīcijā, kurā piemaisījumu atomi atrodas precipitāšu veidā. ILA laikā piemaisījumu precipitātes izšķīst un piemaisījuma atomi tiek aktivizēti. Tādejādi var panākt polikristāliskā silīcija leģēšanu, bez kristalītu izmēra maiņas [26].

Svarīga problēma ir arī implantēto atomu koncentrācijas profila saglabāšana vai izmaiņa [29] pēc implantēto atomu aktivizācijas procesa. No šā viedokļa termiskās apstrādes laikā notiek implantēto kārtiņu kvalitātes pazemināšana; termiskās apstrādes laikā difūzijas dēļ notiek implantēto atomu koncentrācijas samazināšanās un implantētās kārtiņas biezuma palielināšanās, kas ir nevēlams process, tāpēc ka palielina veidojamo ierīču izmēru un pasliktina viņu īpašības.

Daudzos darbos, kuros tika pētīta piemaisījumu uzvedība silīcijā ILA laikā, ir parādīts, ka implantēto atomu koncentrāciju profili būtiski nemainās pie šķidrās fāzes ILA ar nanosekundžu impulsiem. Darbos [20, 30, 31] ir parādīts, ka bora un fosfora atomu segregācijas koeficientu vērtības pie ILA ar virsējās kārtas pārkausēšanu atšķiras no līdzsvara vērtībām. Tā, piemēram, bora līdzsvara segregācijas koeficients ir 0.80. Ja būtu saglabājusies šī vērtība, tai, pēc materiāla rekristalizācijas ILA laikā, ir jāizsauc bora koncentrācijas

pieaugšanu pie silīcija plāksnītes virsmas. Eksperimentos šāda bora koncentrācijas izmaiņa pēc ILA netika novērota un no eksperimentālajiem rezultātiem segregācijas koeficients ir tuvs 1 (0,98 pie  $\tau = 30$  ns,  $\lambda = 0,53$   $\mu\text{m}$ ,  $v = 4,5$  m/s) [30-32]. Šis nelīdzsvara process ir saistīts ar lielu rekristalizācijas frontes kustības ātrumu un īsu laika momentu, kurā silīcijs atrodas stāvoklī ar paaugstinātu temperatūru. Pētot silīcija, kas bija implantēts ar citiem piemaisījuma atomiem (P, Sb u.c.) ILA, tika konstatēts, ka šo piemaisījumu segregācijas koeficientu vērtības arī ir tuvas vieniniekam [33, 34]. Šis efekts dod iespēju veikt jonu implantētā silīcija ILA bez būtiskas implantēto atomu koncentrācijas sadalījuma izmaiņas. Jonu implantētā silīcija termiskās apstrādes laikā implantēto atomu koncentrācija samazinās līdz līdzsvara vērtībai (pie dotās temperatūras), tādējādi palielinot leģētā slāņa biezumu un samazinot silīcija leģēšanas pakāpi.

Silīcija absorbcijas spektram, kā visiem pusvadītājiem, ir spēcīgs absorbcijas koeficienta pieaugums kad krītošā starojuma kvants pārsniedz aizliegtās zonas platumu. Tā, pie  $h\nu=1,17$  eV (kas atbilst viļņa garumam 1,06  $\mu\text{m}$ , neodīma lāzera starojuma pirmajai harmonikai) absorbcijas koeficients ir  $k_1= 15$   $\text{cm}^{-1}$ , bet samazinoties viļņa garumam līdz  $\lambda_2 = 0,53$   $\mu\text{m}$  (neodīma lāzera starojuma otrā harmonika) -  $k_2 = 10^4$   $\text{cm}^{-1}$  [3]. Absorbcijas koeficienta lielums nanosekunžu ILA gadījumā nosaka starojuma iespiešanas dziļumu silīcijā, tas ir, temperatūras sadalījumu pēc dziļuma. Darbā [35] ir parādīts, ka robežvirsmas cietā viela - šķidrā fāze kustības ātrums materiāla rekristalizācijas laikā ir atkarīgs no temperatūras gradienta:

$$V = (\partial T / \partial x) k / (\rho \Delta H_c) \quad (1)$$

kur  $\Delta H_c$  ir kušanas entalpija,  $\rho$  ir materiāla blīvums, un  $k$  ir absorbcijas koeficients. Tā kā, mainoties rekristalizācijas ātrumam, mainās arī materiāla

kristāliskums, var redzēt, ka ILA izmantojamā viļņa garuma izvēle ir svarīgs moments, kas var ietekmēt ILA rezultātus.

### 1.3. Defektu ģenerācija ILA laikā.

Kā jau bija minēts 1.1 nodaļā, silīcija ILA laikā, atkarībā no apstrādes apstākļiem, var notikt ne tikai defektu atdedzināšana, bet arī jaunu defektu ģenerācija, kuri var būtiski ietekmēt silīcija elektrofizikālās īpašības.

Daudzos darbos ir pētīti defekti [3, 24, 36-42] un metastabilās fāzes [43], kas rodas ILA laikā pārkāusētā apgabalā. Šie ar lāzerstarojumu inducētie centri bieži ir elektriski aktīvi punktveida defekti, vai punktveida defektu kompleksi. [39] ir paziņots par papildus donoru ģenerāciju silīcijā, kas bija iepriekš implantēts ar  $^{29}\text{Si}^+$  un  $^{14}\text{N}_2^+$  joniem. Autori saistīja šos donorus ar slāpekļa atomiem režģa mezglos. Šo slāpekļa donoru jonizācijas enerģija bija 0,88 eV. Pēc savas elektroniskās struktūras viņi ir līdzīgi slāpekļa donoriem dimantā un ir stabili līdz apmēram  $155^\circ\text{C}$ . Pieaugot temperatūrai virs  $155^\circ\text{C}$  šie vienkāršie pēc struktūras donori tiek iekļauti silīcija un slāpekļa atomu klāstros, kuri spēlē seklu donoru lomu.

Darbos [6, 38] ir paziņots par donoru stavokļu ģenerāciju ar boru leģētā silīcijā apstarojot to ar neodīma lāzera starojuma otro harmoniku ar impulsa enerģiju  $0,9 - 1,75\text{ J/cm}^2$  un impulsa garumu  $\tau = 50\text{ ns}$ . Donoru maksimālā koncentrācija sastādīja ap  $1,5 \cdot 10^{16}\text{ cm}^{-3}$ . Dotie donori saglabāja savu stabilitāti līdz  $650^\circ\text{C}$ . Autori izteica domu, ka šiem donoriem ir ar skābekli saistītā daba. Izmantojot šos donorus tika izgatavoti p-n pāreja un PIN MOSFET struktūras ar labiem parametriem. Šādam struktūru izgatavošanas paņēmienam, neveicot papildus piemaisījumu ievadišanu silīcijā ir noteiktas priekšrocības, salīdzinot ar augsttemperatūras difūziju un ar jonu

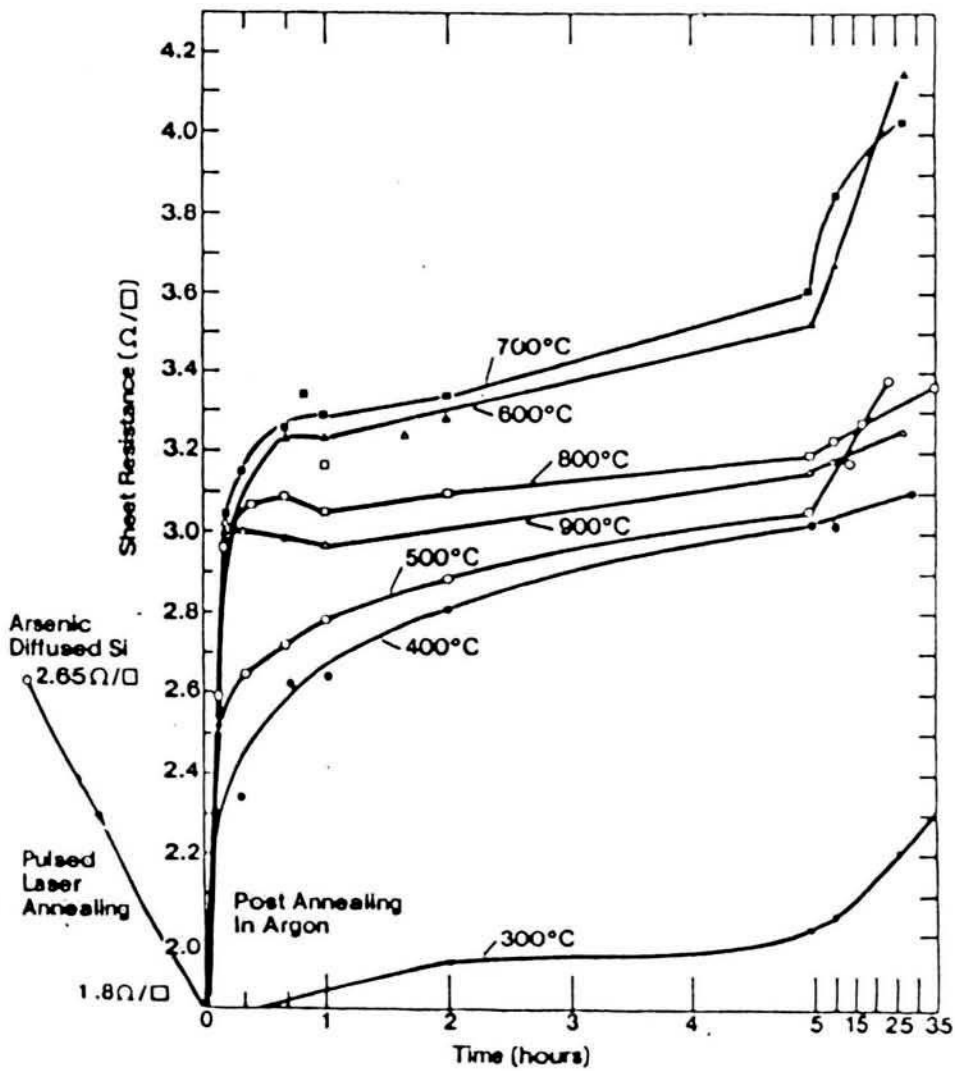
implantāciju: nav termiskās apstrādes pie augstas temperatūras, kura var negatīvi iespaidot jau veidotās dotajā kristālā ierīces, samazinās piemaisījumu skaits, netiek amorfizēta silīcija pievirsmas kārtiņa kā jonu implantācijas laikā, iedarbības lokalitāte, ātrums u.c.

Darbā [4] ir pētīti metastabilie stāvokļi ar arsēnu leģētā silīcijā pēc ILA. Silīcijs tika apstrādāts ar neodīma lāzera starojumu ( $\lambda = 1,064 \mu\text{m}$ ,  $I = 3 - 5 \text{ J/cm}^2$ ) skanējošā režīmā. ILA laikā nenotika materiāla fāzes izmaiņas. Pēc autoru viedokļa dotās ILA mehānisms ir absorbcija uz brīvajiem lādiņnesējiem, Ožē rekombinācija un liela skaita punktveida defektu ģenerācija kā papildus parādība. Pēc ILA virsmas pretestība apstrādātajā apgabalā samazinājās (no  $2,6 - 2,7 \Omega/\square$  līdz  $1,7 - 1,8 \Omega/\square$ ). ILA laikā tika ģenerēti elektriski aktīvi, bet ļoti nestabili stāvokļi. Virsmas pretestības vērtības izmaiņa bija garš process, kurš ilga vairākas stundas (Zīm. 2). Virsmas pretestības atkarības no laika raksturs rāda uz to, ka, spriežot pēc likņu dažāda slīpuma dažādos posmos, eksistē vairāk nekā viens mehānisms arsēna atomu atgriešanai no elektriski aktīvās mezglu pozīcijas neaktīvajā stāvoklī.

Ir jāpiezīmē, ka augstāk minētie slāpekļis un arsēns nav vienīgie piemaisījumi silīcijā, kuri veido elektriski aktīvos centrus silīcijā, kuri var saglabāt savu stabilitāti arī pie paaugstinātām temperatūrām. Tā piemēram, kompleksi P -  $V_{\text{Si}}$  (fosfors - kristāliskā režģa vakance) stabili līdz  $400^\circ \text{C}$ , Sn -  $V_{\text{Si}}$  - līdz  $450^\circ - 460^\circ \text{C}$ , Al -  $V_{\text{Si}}$  - līdz  $540^\circ \text{C}$ , bet  $V_{\text{Si}} - \text{O}$  - līdz  $650^\circ \text{C}$  [44].

Sakarā ar to, ka silīcijs ir visplašāk izmantojamais materiāls mikroelektronikas ierīču ražošanā, defekti, kuri veidojas silīcijā pēc dažādām apstrādēm tiek aktīvi pētīti, kā kristāliskā režģa defekti [45, 46, 30, 35], tā arī saistītie ar piemaisījumiem defekti [47-53].





2. Zīm. Silīcija paraugu virsmas pretestības mērījumi pēc arsēna difūzijas pie  $1050^{\circ}\text{C}$ , un lāzeratdedzināšanas pie dažādām temperatūrām.



#### 1.4. Silīcija oksīda precipitācija un nevēlamo piemaisījumu geterēšana.

Ierīču veidošanas laikā silīcija plāksnītes tiek pakļautas daudzkārtējām termiskām apstrādēm (skaitā līdz 30) temperatūru diapazonā 600° - 1000° C [14]. Šās termiskās apstrādes var ļoti dažādi ietekmēt piemaisījumu atomu un neviendabīgu apgabalu uzvedību. Šo termisko apstrāžu laikā var notikt eksistējošo defektu atdedzināšana un jaunu defektu veidošanās, jaunas fāzes izdalīšanās (precipitācija) u.c. Piemaisījumu precipitācijas parādība tiek intensīvi pētīta sākot ar 50-to gadu beigām, kad bija atklāta silīcija dioksīda (SiO<sub>2</sub>) precipitācija silīcijā. Audzējot silīcija kristālus ar Čohraļska metodi, kad kristāli tiek izvilkti no kausējuma, skābekļa koncentrācija dotajos kristālos sasniedz 10<sup>18</sup> cm<sup>-3</sup>, kas stipri pārsniedz līdzsvara koncentrāciju. Tāpēc, paaugstinot plāksnītes temperatūru līdz 900° - 1200° C, kad skābekļa atomu kustīgums pieaug, skābeklis, kas ir virs piesātinājuma līmeņa, tiek izdalīts SiO<sub>x</sub>, kur 1 < x < 2, fāzes veidā.

Jaunas fāzes iedīgļu veidošanās ir skābekļa precipitācijas silīcijā pirmā stadija. Izveidotais iedīglis var vai nu augt tālāk, vai arī izšķīst, tas ir atkarīgs no kristāla īpašībām un termiskās apstrādes apstākļiem. Iedīgli, kuru rādiusi pārsniedz rādiusa kritisko vērtību  $r_c$ , aug tālāk, bet iedīgli, kuru rādiusi  $r < r_c$  - sabrūk. Brīvā enerģija  $\Delta G$ , kura ir nepieciešama sfēriska iedīgļa ar rādiusu  $r$  izveidošanai, var būt pierakstīta kā divu saskaitāmo summa: virsmas enerģijas un pārsātinājuma ķīmiskās enerģijas. Pirmais loceklis  $> 0$ , enerģija ir nepieciešama iedīgļa virsmas palielināšanai, bet pārsātinājuma ķīmiskā enerģija  $< 0$ , jo viņa samazinās ar skābekļa atomu izvadīšanu no šķīduma un ieslēgšanu precipitātēs. Pilnā brīvā enerģija  $\Delta G$  [5]:

$$\Delta G = 4\pi r^2 \gamma - (4\pi r^3) \Delta G_V / 3 \quad (2)$$

kur  $\gamma$  - virsmas īpatnējā enerģija un  $\Delta G_V$  - tilpuma brīvā enerģija, saistītā ar pārsātinājuma ķīmiskās enerģijas izmaiņu (uz tilpuma vienību) pēc atoma izvadišanas no šķīduma:  $\Delta G_V = (k_B T / V_p) \ln(N_{ox} / N_{ox}^*)$ , kur  $V_p$  - daļiņas tilpums uz vienu skābekļa atomu,  $N_{ox}^*$  - skābekļa līdzsvara koncentrācija. Kritiskais rādiuss  $r_c$  var būt aprēķināts situācijai, kad  $d(\Delta G_V) = 0$ :

$$r_c = (2\gamma V_p) / k_B T \ln(N_{ox} / N_{ox}^*) \quad (3)$$

Ja iedīgļa rādiuss  $r < r_c$ , tilpuma brīvā enerģija zemāka, nekā virsmas enerģija un iedīgļis sabrūk. Otrādi, ja  $r > r_c$ , virsmas brīvā enerģija zemāka un precipitāte var augt [104].

Tagad  $\text{SiO}_2$  precipitācija tiek izmantota silīcija attīrīšanai no nekontrolējamiem metāliskajiem piemaisījumiem, kuri negatīvi iespaido ierīču darbu [102]. Tas tiek panākts izmantojot piemaisījumu geterēšanas procesu - piemaisījumu saķeršanu lamatās. Pamatā izmanto divus tehnoloģiskus paņēmienus: iekšējo geterēšanu un ārējo geterēšanu. Ārējās geterēšanas laikā lamatas tiek ievadītas no ārienes ar tādiem paņēmieniem, kā silīcija virsmas oksidācija, piemaisījumu implantācija un difūzija no plāksnītes neplanārās virsmas, neplanārās virsmas abrazīvā [101] apstrāde, slīpēšana, lāzerapstrāde, polikristāliskā silīcija nosēdināšana [103] un citus. Iekšējā getterēšana tiek veikta ar  $\text{SiO}_2$  precipitācijas silīcija tilpumā palīdzību. Šajā metodē termiskās apstrādes laikā notiek jaunās fāzes - silīcija oksīda  $\text{SiO}_x$  daļiņu veidošanās. Katrai  $\text{SiO}_x$  daļiņai veidojoties notiek vairāku silīcija atomu izspiešana starpmezglu pozīcijās, kas ir nepieciešams Si un  $\text{SiO}_x$  tilpumu atšķirības dēļ ( $V_{si} < V_{sio_x}$ ). Izspiestie starpmezglu silīcija atomi var veidot dislokāciju cilpas, kuras no enerģētiskā viedokļa ir izdevīgākas vietas piemaisījuma atomiem

salīdzinot ar homogēnu sadalījumu tilpumā [5, 61]. Tilpuma spēcīgais palielinājums, kas notiek precipitācijas laikā, nevar būt pilnīgi noņemts tikai ar silīcija atomu emisiju no režģa mezgliem un katrai precipitātei apkārt ir mehānisko spriegumu lauks. Dislokācijas cilpas, kuras veido galvenokārt pakojuma defekti un mehāniskie spriegumi apkārt precipitātēm nodrošina iekšējo geterēšanu (IG). Tas ir, notiek piemaisījumu atomu sakopšana šajās vietās, kas samazina nekontrolējamo piemaisījumu koncentrāciju kristāla tilpumā un paaugstina kristāla un tajā veidoto ierīču kvalitāti.

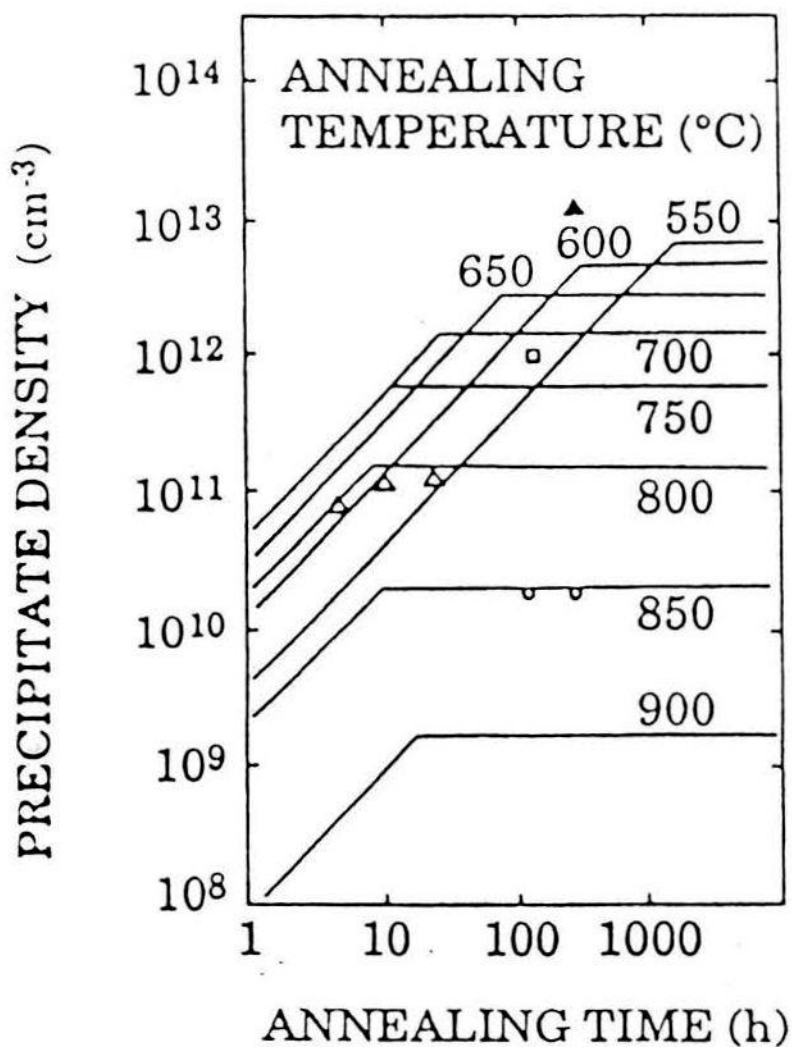
Integrālo shēmu (IS) elektriskās īpašības ir stipri atkarīgas no  $\text{SiO}_x$  precipitācijas laikā inducēto defektu klātbūtnes un to koncentrācijas. Piemēram noplūdes strāvas, kas ir atbildīgas par ierīču degradāciju palielinās  $\text{SiO}_x$  precipitātēm klātesot. Īpaši precipitāšu klātbūtne palielina noplūdes strāvas slēgtajās p-n pārejās un ir atbildīga par stipru kolektora-emitera strāvu bipolārajos tranzistoros pie atvērtas bāzes. Noplūdes strāvas ir saistītas ar dažādu veidu dislokācijām, kā iekšējām, tā arī ārējām [55, 56], saistītām ar  $\text{SiO}_x$  precipitāciju. Ir parādīts, ka  $\text{SiO}_x$  precipitāšu veidošana ietekmē lādiņnesēju rekombinācijas un ģenerācijas laikus ar skābekli bagātajā silīcijā, kas tika pierādīts ar dažādām eksperimentālām metodēm: ar fotovadītspējas metodi [57], mērot noplūdes strāvu diodē [58], izmantojot impulsa MOP kondensātoru [59, 60] un citas. Bet, neskatoties uz bagāto eksperimentālo rezultātu krājumu, līdz šim laikam nav noskaidrots, kas ir dominējošais dzīves laika degradācijas iemesls un nav dotas atbildes uz sekojošiem jautājumiem: kas ir dominējošais dzīves laika degradācijas avots (precipitātes, sekundārie defekti - dislokāciju cilpas vai pakojuma defekti, punktveida defekti); kāds ir sakars starp lādiņnesēju dzīves laiku un precipitāšu blīvumu un izmēriem; kādas ir starpības un līdzības starp robežvirsmu Si/ $\text{SiO}_2$  un robežvirsmu Si/precipitāte.

No augstākminētiem datiem var redzēt, ka priekšrocība ir precipitācijas paņēmienam, kurā var kontrolēt precipitāšu veidošanās procesu un sadalījumu plāksnītes tilpumā. Tāds paņēmiens dos iespēju veidot un audzināt  $\text{SiO}_x$  precipitātes tajā silīcija plāksnītes apgabalā, kurš netiks izmantots mikroelektronisko ierīču veidošanai.

Iekšējās geterēšanas process sastāv no diviem secīgiem procesiem: oksīda precipitācijas un nekontrolējamo piemaisījumu saķeršanas lamatās. Silīcija oksīda precipitācijas problēmām tiek veltīts daudz uzmanības, ir nopublicēts liels eksperimentālo un teorētisko darbu skaits [61-67].  $\text{SiO}_x$  precipitācijas procesu savukārt, arī var sadalīt stadijās: 1) precipitāšu iedīgļu veidošanās; 2) precipitāšu augšana. Pirmās stadijas procesiem ir iespējami divi mehānismi: homogēnā (viendabīga tilpumā) iedīgļu veidošanās un heterogēnā iedīgļu veidošanās. Heterogēnās iedīgļu veidošanas gadījumā precipitāšu iedīgļu lomu spēlē punktveida defekti, dislokācijas, dislokāciju kompleksi un citi kristāliskā režģa defekti.

Lai veicinātu homogēno iedīgļu veidošanas mehānismu un tālāko precipitāšu augšanu uz šiem iedīgļiem izmanto kombinēto termisko apstrādi, kura sastāv no sekojošām stadijām: 1., zemtemperatūras apstrāde, pie  $650^\circ - 750^\circ \text{C}$  (ilgums 10 - 100 stundas), šīs apstrādes laikā notiek iedīgļu veidošanās, un 2., augsttemperatūras apstrāde,  $1000^\circ - 1250^\circ \text{C}$ , (ilgums - ap 10 stundām), kad notiek precipitāšu augšana.

Darbos [68, 69] ir pētītas  $\text{SiO}_x$  precipitāšu izmēru skaita un sadalījuma atkarības no temperatūras un termisko apstrāžu ilguma. Iegūtie rezultāti parādīja, ka precipitāšu parametri (blīvums, izmēri) ir atkarīgi no skābekļa koncentrācijas silīcija, no pirmās un otrās stadijas ilgumiem, no apstrādes temperatūras un no atmosfēras sastāva, kurā notiek atdedzināšana [70]. Rezultāti ir parādīti Zīm. 3. Vēl bija parādīts, ka oksidējošā atmosfērā precipitācija tiek apspiesta.



3. Zīm. Iedīģļu blīvuma eksperimentālās atkarības no atdedzināšanas ilguma pie dažādām temperatūrām: 650° C (melnie trīsstūri); 700° C - (gaišie kvadrāti); 800° C (gaišie trīsstūri) un 850° C (gaišie apļi). Līnijas parāda aprēķināto blīvumu  $N(t)$  dažādām temperatūrām.

Par homogēno iedīgļu veidošanās un precipitācijas mehānisma trūkumiem var nosaukt nekontrolējamo iedīgļu veidošanas vietu silīcija kristālā, kura rezultātā precipitāšu augšana notiek visā kristāla tilpumā.

Heterogēnā iedīgļu veidošanās notiek pie nedaudz zemākām, salīdzinot ar homogēno, temperatūrām:  $550^{\circ}$  -  $650^{\circ}$  C pirmajai atdedzināšanas stadijai un  $900^{\circ}$  C - otrajai atdedzināšanas stadijai. Pagaidām nav iekļauto procesu skaidra apraksta, bet procesa vispārīgās tendences var būt izklāstītas, pamatojoties uz eksperimentālo rezultātu lielo skaitu [71 - 76]. Literatūrā tiek izteikts liels hipotēžu skaits un izklāstīti eksperimentālie rezultāti par kristāliskā režģa defektu ietekmi uz precipitāšu iedīgļu veidošanas procesu. Tā, [77, 78, 79] bija paziņots, ka kompleksi ogleklis - skābeklis var kalpot par iedīgļiem heterogēnā iedīgļu veidošanas gadījumā. Pēc darbu [71, 80] autoru domām kristāliskā režģa vakanču klāsteri arī var darboties ka iedīgļi procesā, kas tika definēts kā modificētā homogēnā iedīgļu veidošanās. Šo rezultātu apstiprina fakts, ka šajos darbos precipitācija tika apspiesta oksidējošā atmosfērā, kurā, kā zināms, notiek kristāliskā režģa vakanču klāsteru anihilācija [81].

Par citiem iespējamām heterogēnās iedīgļu veidošanas centriem uzskata tā saucamos "svirl"-defektus [72, 73], kuru daba vēl nav noskaidrota, kaut arī tiek uzskatīts, ka viņu veidošana ir saistīta ar silīcija starmezglu atomu kondensācijas procesu. Šo defektu lielas koncentrācijas gadījumā precipitācija tiek bremsēta, bet tajā pašā laikā kristāla leģēšana pastiprina šo procesu. No otras puses silīcija starpmezglu atomi veicina silīcija oksīda precipitāciju gadījumā, kad kristāla pārsātinājums ar skābekļa atomiem nav liels (pārsātinājuma koeficients  $s < 5$  ( $s = N_{ox}/N_{ox}^*$ ,  $N_{ox}$  - skābekļa koncentrācija plāksnītē,  $N_{ox}^*$  - līdzsvara skābekļa koncentrācijas vērtība pie dotās temperatūras). Palielinoties  $s$  silīcija starpmezglu atomu iedarbība samazinās un pie  $s = 20$  viņu var uzskatīt par vērā neņemamu.

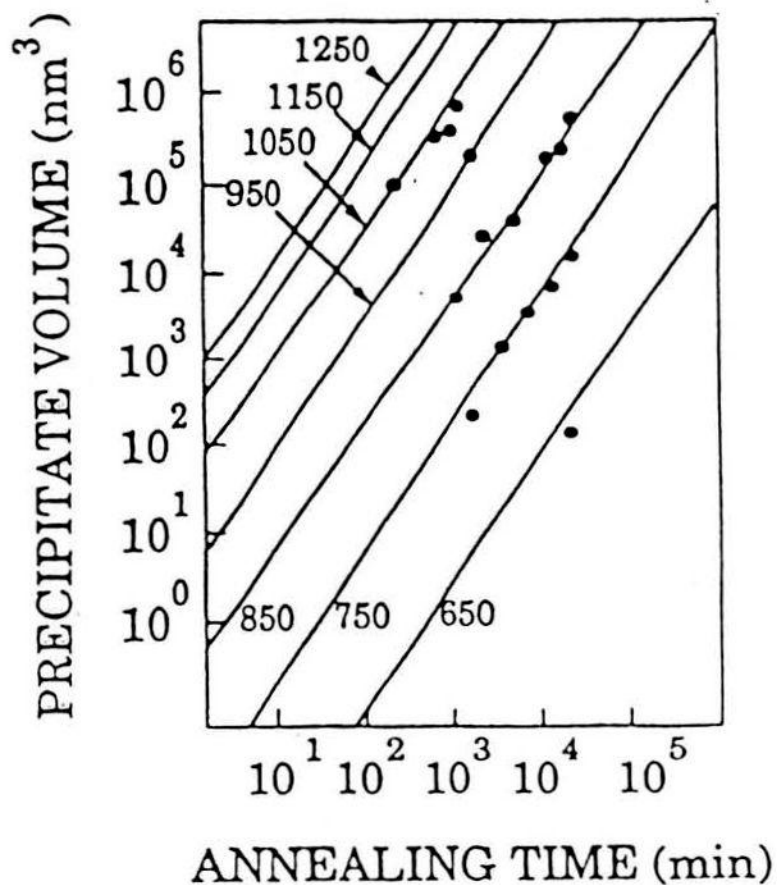
Augstākminētā precipitācijas apspiešana oksidējošā atmosfērā arī ir saistīta ar silīcija starpmezglu atomu koncentrācijas samazināšanu atdedzināmajos paraugos [82].

### 1.5. Precipitācijas kinētika.

Pēc silīcija kristāla audzēšanas ar Čohraļska metodi (kristālu izvilksana no kausējuma), skābekļa koncentrācija tajos ir augsta ( $\approx 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) un pārsniedz līdzsvara koncentrāciju. Tāpēc, kristāla temperatūrai pieaugot līdz  $800^\circ - 1200^\circ \text{ C}$ , kad skābekļa atomiem ir iespēja pārvietoties pa kristālu, difundējot, var notikt skābekļa izsēdināšanās  $\text{SiO}_x$ , kur  $1 < x < 2$ , fāzes veidā.

1958. gadā bija piedāvāta vispārīgā precipitācijas teorija [83], kura paskaidroja precipitācijas kinētiku pārsātinātajā šķīdumā. Tika uzskatīts, ka procesa limitējošā stadija ir skābekļa atomu difūzija silīcija kristāliskajā režģī. Šās teorijas precizitāti eksperimentāli pārbaudīja vairākas zinātnieku grupas. Tā Patrick ar līdzstrādniekiem [84] izmantoja infrasarkanās spektroskopijas un elektronu mikroskopijas metožu kombināciju un parādīja, ka precipitāšu augšana bezdislokāciju silīcija kristālos  $1000^\circ \text{ C}$  rajonā labi sakrīt ar teorētiskajiem vērtējumiem. Wada ar līdzstrādniekiem [85, 86] bāzējoties uz elektronmikroskopiskajiem pētījumiem paplašināja teorijas darbību uz temperatūru rajonu  $750^\circ - 1000^\circ \text{ C}$ . Citi autori [87, 88] ziņoja par eksperimentālo rezultātu labu sakrītību ar teorētiskiem novērtējumiem temperatūru diapazonā  $650^\circ - 1050^\circ \text{ C}$ . Zemāk par  $650^\circ \text{ C}$  precipitācija nesakrīt ar teorētiskiem datiem sakarā ar to, ka pārāk maza skābekļa atomu daļa ir iekļauta precipitātēs. Eksperimentālo un teorētisko datu sakrītība ir parādīta Zīm.4 [89].





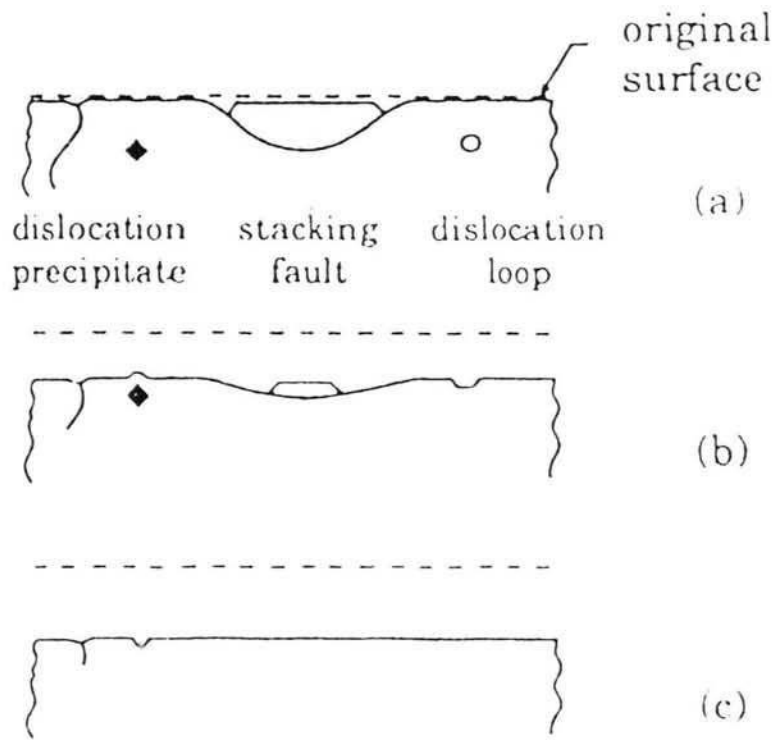
4. Zīm. Precipitātu tilpuma atkarība no atdedzināšanas ilguma dažādām temperatūrām, noteiktā no Ham-teorijas (līnijas) un no eksperimentālajiem datiem (melnie apļi). Temperatūras dotas °C.



## 1.6. Precipitācijas kontroles paņēmieni.

Ķīmiskā kodināšana kā pusvadītāju apstrādes paņēmieni ir svarīgs process kā defektu pētīšanai, tā arī pusvadītāju ierīču ražošanā. Ķīmiskos kodinātājus pusvadītāju materiāliem var sadalīt divās grupās pēc to iedarbības rakstura uz kodināmo objektu: pulējošie kodinātāji, kuri noņem materiālu no virsmas pa slāņiem ar ātrumu, kas nav atkarīgs no kodināmā materiāla kristālogrāfiskās orientācijas un selektīvie kodinātāji, kuru kodināšanas ātrumi ir atkarīgi no kodināmā objektā kristālogrāfiskā virziena, bet kodinātās virsmas morfoloģija - no defektu tipa silīcijā. Priekš silīcija ir izstrādāta vesela klase selektīvo kodinātāju, ņemot vērā silīciju ar dažādu kristālogrāfisko orientāciju, dažādu vadītspējas tipu, un dažādiem kodināšanas ātrumiem [90]. Katram kristāliskā režģa defektam pēc selektīvās kodināšanas ir noteikta forma. Pēc defekta formas un katra kodināšanas defektu veida koncentrācijas var spriest par kristāliskā režģa defektu dabas un viņu sadalījuma. Kodinot silīciju, kurš satur  $\text{SiO}_x$  precipitātes, uz virsmas veidojas gaiši pakalniņi, detektējamie ar optisko mikroskopiju. Pakalni veidojas virs  $\text{SiO}_x$  precipitātēm silīcija izplēšanās dēļ precipitāšu augšanas laikā [5], Zīm. 5. Tāpat precipitāšu klātbūtni var noteikt pēc dislokācijām, kuras veidojas termisko atdedzināšanu laikā. Pēc kodināšanas dislokācijām ir melnu trisstūru vai rombu forma.

Bez ķīmiskās kodināšanas precipitāšu pētīšanai var izmantot elektronu mikroskopiju, kā arī spektroskopiskās metodes, kuras atļauj novērot izmaiņas silīcija absorbcijas spektrā pēc oksīda precipitācijas [91].



5. Zīm. (a) - (c). Triju kodināšanas stadiju shēma, kura parāda raksturīgo kodināšanas defektu attīstību.

## **Secinājumi un darba uzdevums.**

Pamatojoties uz veikto literatūras apskatu, var secināt sekojošo:

**1.** No literatūras apskata ir redzams, ka, pētot centrus, kuri veidojas silīcijā impulsa lāzerapstrādes laikā, galvenā uzmanība bija vērsta uz ar joniem implantētā silīcijā notiekošajiem procesiem. Šajā gadījumā elektriski aktīvo centru veidošanas mehānisms satur sevī implantēto atomu nonākšanu kristāliskā režģa mezglos un, tādejādi, pāriešanu no elektriski neitrāla stāvokļa elektriski aktīvajā. Elektriski aktīvo centru veidošanai silīcijā bez papildus piemaisījumu implantācijas, pie vienmērīga agrāk ievadīto piemaisījumu sadalījuma ir veltīta nepietiekoša uzmanība.

**2.** Punktveida defektu, punktveida defektu kompleksu un citu nehomogenitāšu klātbūtne izmaina skābekļa pārsātinātā šķīduma uzvedības raksturu silīcijā pie paaugstinātas temperatūras. Defektu klātbūtne var būtiski izmainīt silīcija oksīda daļiņu, kuras veidojas ar skābekli pārsātināta silīcija augsttemperatūras atdedzināšanas laikā, izmērus un sadalījumu.

Dotajam darbam bija uzstādīti sekojoši mērķi:

**1.** Pētīt elektriski aktīvos centrus, kuri veidojas silīcija impulsa lāzerapstrādes laikā ar Nd:YAG lāzeru. Noteikt doto centru ģenerācijas mehānismu un doto centru ģenerācijai nepieciešamus nosacījumus.

**2.** Noteikt silīcija oksīda iedīģļu veidošanas un precipitācijas mehānismu pie augsttemperatūras atdedzināšanas impulsa lāzerapstrādes laikā veidoto centru klātbūtnē.

## 2. Pētāmie paraugi un eksperimenta metodika.

Darbā tika izmantotas monokristāliskā silīcija plāksnītes ar n- un p-tipa vadītspēju, ar dažādiem legējošiem piemaisījumiem (B, P, Al, Sb, piemaisījumu koncentrācija no  $10^{13}$  līdz  $10^{17}$   $\text{cm}^{-3}$ ) kuras bija izaudzētas vai ar Čohrajska metodi (skābekļa koncentrācija aptuveni  $10^{18}$   $\text{cm}^{-3}$ ), var ar zonālo pārkausēšanu (skābekļa koncentrācija  $< 5 \cdot 10^{16}$   $\text{cm}^{-3}$ ).

Apstarojamie paraugi bija novietoti uz divkoordinātu manipulātorā ar elektrodzinēju. Paraugi bija apstaroti skanējošā režīmā ar parauga pārvietošanās ātrumu 1 mm/min.

Darba izpildes laikā par starojuma avotu tika izmantots cietvielu lāzers kurā par aktīvo elementu ir izmantots ar neodīma atomiem legētā itrija - alumīnija granāta kristāls (Nd:YAG). Sekojošie Nd:YAG lāzera darbības režīmi bija izvēlēti lāzerstarojuma iedarbības uz silīcija kristāla virsmas pētīšanai:

**A.** Plāksnītes virsmas apstarošana ar otro starojuma harmoniku ( $\lambda = 0,53 \mu\text{m}$   $I = 0,75 - 2,25 \text{ J/cm}^2$ ) labuma modulācijas režīmā (impulsa garums 15- 20 ns);

**B.** Plāksnītes virsmas apstarošana ar lāzera starojuma otro harmoniku brīvās ģenerācijas režīmā ( $\lambda = 0,53 \mu\text{m}$ ,  $\tau = 200 \mu\text{s}$ ,  $I = 300 - 400 \text{ J/cm}^2$ );

**C.** Plāksnītes virsmas apstarošana ar pirmo harmoniku ( $\lambda = 1,06 \mu\text{m}$ ,  $I = 130 - 140 \text{ J/cm}^2$ ) labuma modulācijas režīmā.

Lāzera stars bija lineāri polarizēts, polarizācijas plakne bija perpendikulāra silīcija plāksnītes virsmai. Lāzerstarojuma vidējā jauda un enerģija tika kontrolēta ar lāzerstarojuma jaudas mērītāju IMO-2A un

fotopavairotāju FEP-31. Intensitātes kontrolēšanai un starojuma viļņa garuma maiņai bija izmantoti frekvences dubultotājs - litija niobāta kristāls un optiskie filtri no zili-zaļā un neitrālā stikla.

Lāzerstarojuma iedarbības uz silīcija kristālu virsmām rezultātu pētīšanai tika izmantoti sekojošie eksperimentālie paņēmieni un metodikas: plāksnītes virsmas pretestības mērīšana pirms un pēc lāzerapstrādes, kā arī pēc termiskām apstrādēm, apstrādātā apgabala elektrovadītspējas tipa noteikšana ar termozondes metodi [94] un ar vara elektroķīmisko nosēdināšanas no vara sulfāta  $\text{Cu}_2\text{SO}_4$  ūdens šķīduma metodi [93], silīcija pulējošā un selektīvā ķīmiskā kodināšana [5] un virsmas skanēšana ar hēlija-neona lāzera staru.

Plāno kārtiņu virsmas elektriskās pretestības noteikšanai tika izmantota četrzondu mērīšanas metode [94]. Virsmas pretestības  $R_v$  noteikšanai taisnstūra formas plānai kārtiņai uz bieza paliktņa bija izmantota formula:

$$R_v = f(a/b, b/s) \cdot U(2,3) / I(1,4) \quad (4)$$

kur  $U(2,3)$  - elektriskā sprieguma lielums starp mērošās galviņas otro un trešo zondēm, ja starp galviņas pirmo un ceturto zondēm plūst elektriskā strāva  $I(1,4)$ ;  $a$  un  $b$  - ar lāzerstarojumu apstrādātā apgabala garums un platums, ja apstrādātajam apgabalam bija taisnstūra forma;  $s$  - attālums starp mērošās galviņas zondēm,  $s \approx 1$  mm;  $f(a/b, b/s)$  - labojumu funkcija. Ja attiecības  $b/s$  vērtības bija nelielas ( $\approx 1$ ) labojumu funkcijas vērtība  $f(a/b, b/s) = 4,532$ , un virsmas pretestības vērtība

$$R_v = 4,532 \cdot U(2,3) / I(1,4) \quad (5)$$

Formula (5) bija izmantota darba izpildes gaitā ar lāzerstarojumu apstrādātās apgabala virsmas pretestības vērtības aprēķinam. Pēc pētāmā slāņa

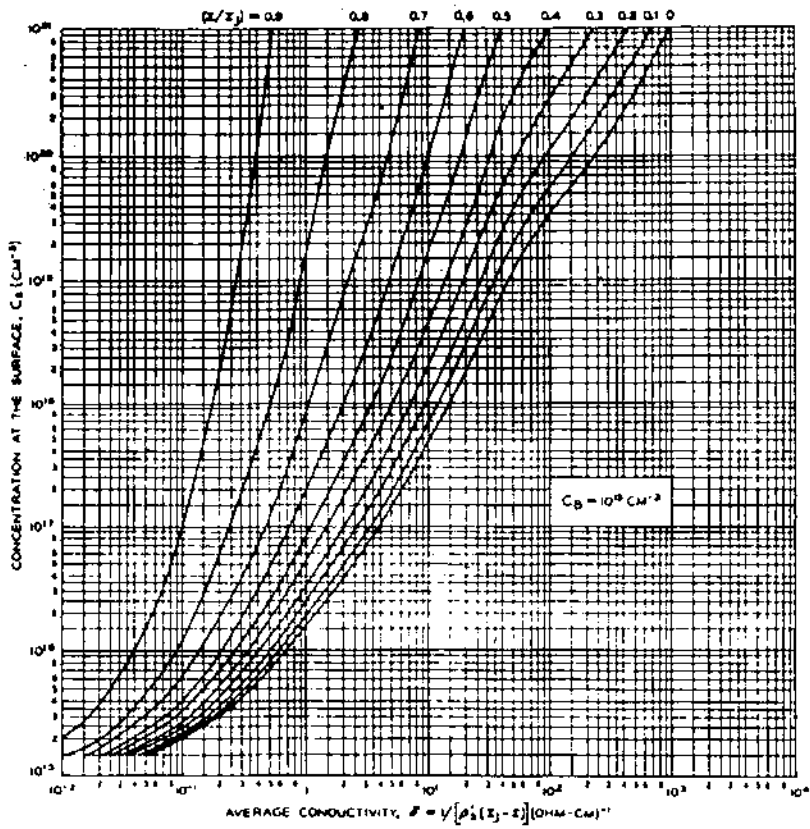
virsmas pretestības un elektrovadītspējas tipa noteikšanas tika izmantotas Irvina empīriskās liknes (zīm. 6) [92], kuras atļauj noteikt lādiņnesēju koncentrāciju uz slāņa virsmas atkarībā no slāņa vidējās vadītspējas  $\sigma = I/(R_V x)$  pie fiksētās akceptoru koncentrācijas vērtības  $N_A$  pētāmā apgabalā. Tas atļāva noteikt ģenerēto elektriski aktīvo centru koncentrāciju  $N_V$  ar lāzerstarojumu apstrādātā apgabalā, kura sastāv no akceptoru koncentrācijas ( $N_A$ ) un ILA laikā ģenerēto elektriski aktīvo centru koncentrācijas ( $N_L$ ):

$$N_V = N_L + N_A \quad (6)$$

Zinot  $N_V$ , lādiņnesēju koncentrāciju uz virsmas, var noteikt ILA laikā ģenerēto centru koncentrāciju  $N_L$ .

Silīcija plāksnītes virsmas vadītspējas tipa noteikšanai bija izmantotas termozondes un vara elektroķīmiskās nosēdināšanas metodes. Vara elektroķīmiskās nosēdināšanas metodē p-silīcija plāksnītei tiek pieslēgts līdzsprieguma "-", paraugs tiek iemērcēts vara sulfāta ūdens šķīdumā pie kura tiek pievadīts līdzsprieguma "+". Strāvai plūstot caur vara sulfātu notiek vara nosēdināšana un silīcija plāksnītes virsmu ar p-tipa vadītspēju, bet virsma ar n-tipa vadītspēju paliek tīra [93].

Virsmas profila izmaiņu kontrolei pēc lāzerapstrādes tika izmantota virsmas skanēšana ar hēlija-neona lāzera staru. Gadījumā, ja uz plāksnītes virsmas pēc lāzerapstrādes notiek periodiskās struktūras veidošanās, tad no apstrādātās virsmas atstarotais stars difragē (ja veidotās struktūras periods ir salīdzināms ar krītošā starojuma viļņa garumu,  $\lambda = 0,633 \mu\text{m}$ ) un līdz ar galveno maksimumu atstarotajā starā ir novērojami arī augstāko kārtu maksimumi. Nosakot augstāko kārtu maksimumu nolieces leņķus no galvenā maksimuma un izmantojot formulu  $k\lambda = d\sin\phi$ , var noteikt  $d$ . Bija veikta arī plāksnītes virsmas profila pētīšana ar profilometru VU-500.



6. **Zīm.** Silīcija virsmas lādīņnesēju koncentrācija n-tipa slāņi uz p-tipa Si kristāla atkarībā no vidējās elektriskās vadītspējas. Bora koncentrācija  $N_B = 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  [92].

Ar lāzerstarojuma palīdzību ģenerēto centru uzvedības pētīšanai pie paaugstinātām temperatūrām un silīcija oksīda precipitācijas procesu pētīšanai klātesot dotajiem centriem, tika veikta ar lāzeru apstrādāto silīcija plāksnīšu termiska apstrāde krāsni temperatūru diapazonā  $300^{\circ} - 1050^{\circ} \text{ C}$ . Atdedzināmie paraugi tika ievietoti kvarca kolbā, kura tika atsūknēta līdz spiedienam  $0,01 \text{ Hg st.mm}$  ( $1.32 \text{ Pa}$ ). Pēc atsūknēšanas kolba tika piepildīta ar inerto gāzi (He, N) un ievietota krāsni. Pēc atdedzināšanas kolba tika lēni, ar ātrumu  $1 - 2 \text{ gr/min}$ , atdzesēta līdz istabas temperatūrai. Pēc izņemšanas no kolbas paraugi tika kodināti fluorskābē HF oksīda noņemšanai. Pēc ķīmiskās kodināšanas tika veikti nepieciešamie mērījumi.

Silīcija oksīda precipitācijas (ar lāzeru ģenerētiem centriem klātesot), rakstura pētīšanas laikā silīcija paraugi tika pakļauti ilgstošai termiskai atdedzināšanai. Pēc atdedzināšanas silīcija paraugi tika ķīmiski kodināti selektīvajā kodinātājā  $\text{CrO}_3 : \text{HF} : \text{H}_2\text{O}$  ( $5 : 12 : 10$ ) dislokāciju un pakojuma defektu pētīšanai un pulējošā kodinātājā  $\text{HF} : \text{HNO}_3$  ( $1 : 3$ ) defektu sadalījuma plāksnītes tilpumā. Kodināšanas pēdu novērošana un reģistrācija bija veikta ar optiskā mikroskopa MBN-2 palīdzību.



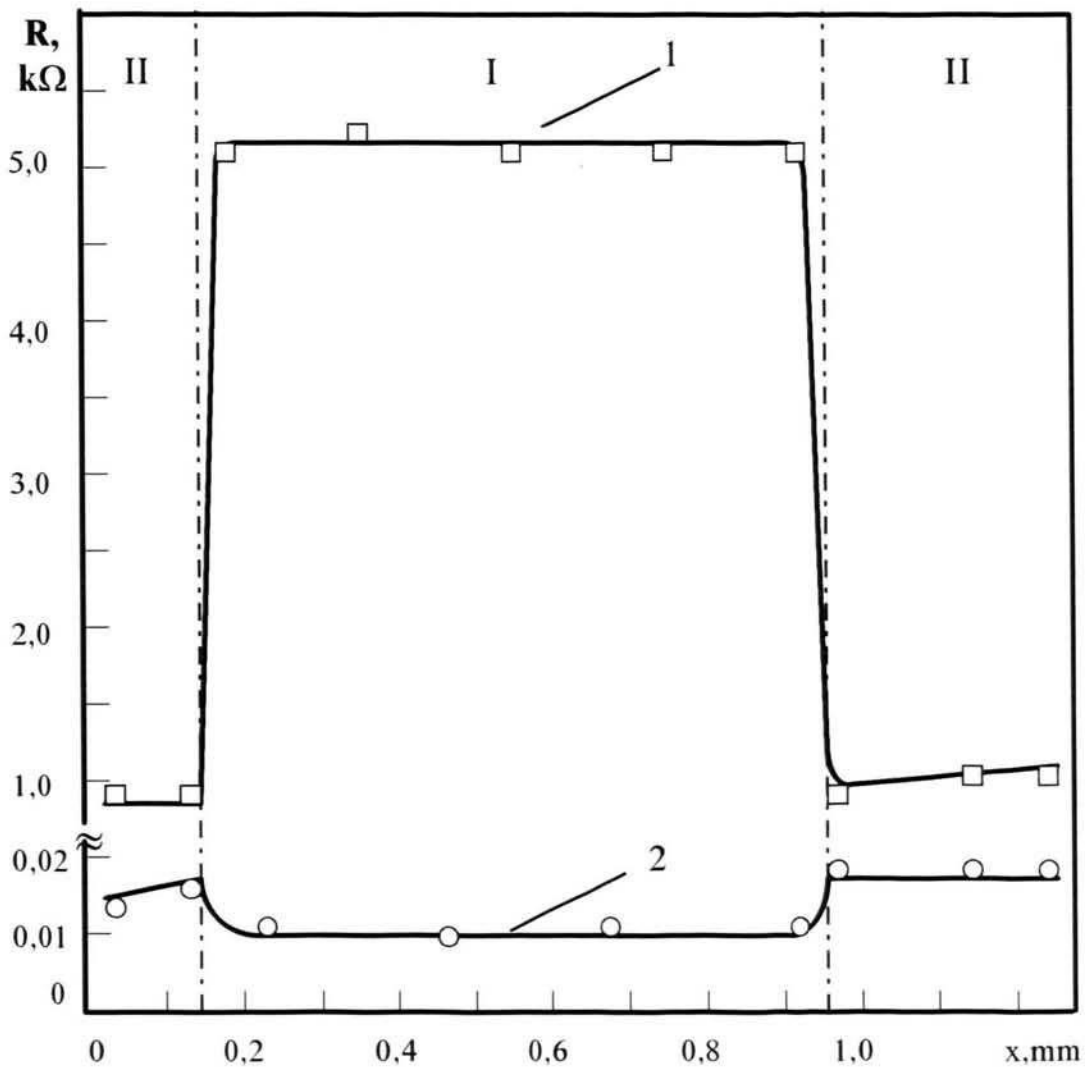
### 3. Eksperimentālie rezultāti un to apspriede.

#### 3.1. Ģenerācijas nosacījumi.

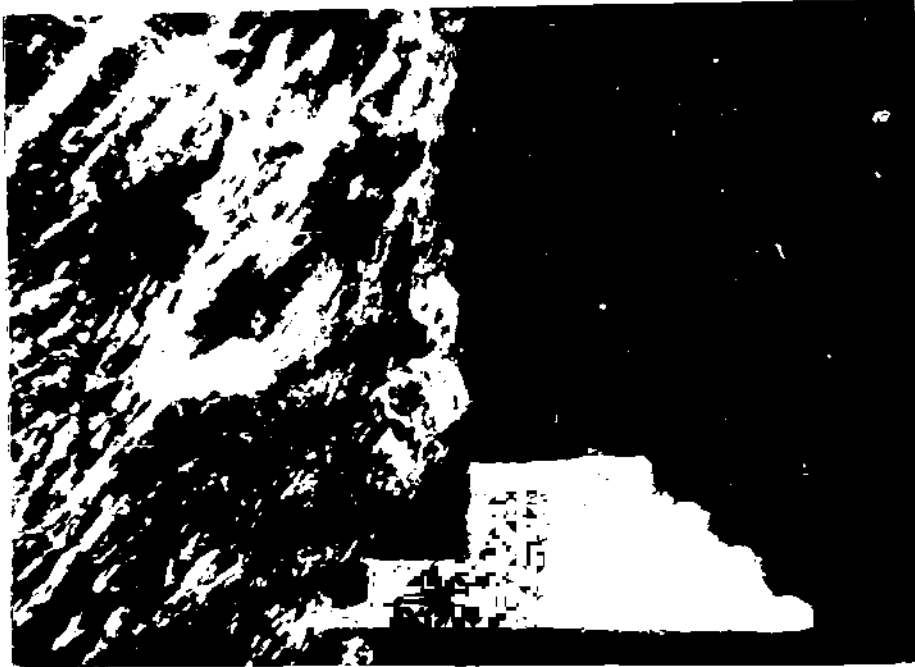
Apstarojot ar boru leģēta ( $N_B = 10^{14} - 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ) silīcija plāksnītes virsmu ar Nd:YAG lāzera otro harmoniku labuma modulācijas režīmā ar intensitāti  $0,9 - 2,1 \text{ J/cm}^2$ , tika pamanīts, ka apstarotajā apgabalā mainījās lādiņnesēju koncentrācija, kas izsauca virsmas pretestības izmaiņu (Zīm. 7) pēc ILA. Zīm. 7 parādīts virsmas pretestības sadalījums ar lāzerstarojumu atdedzinātā (I) un neatdedzinātā (II) plāksnītes virsmas apgabalā.

Ar termozondes metodes palīdzību bija noteikts, ka ar lāzeru apstrādātā virsmas apgabala vadītspējas tips mainījās uz pretējo - apgabals palika ar n-tipa vadītspēju, ja stara intensitāte pārsniedza  $1,5 \text{ J/cm}^2$ , (Zīm. 7., apgabals I). Tas bija apstiprināts ar vara elektroķīmiskās nosēdināšanas metodi - varš pilnīgi pārklāja neapstrādāto virsmu, bet ar lāzeru apstrādātais apgabals palika tīrs (Zīm. 8). Kreisajā fotogrāfijas daļā ir parādīta ar lāzerstarojumu neapstrādātā virsma, un tā ir pārklāta ar varu un ir ar p-tipa elektrisko vadītspēju. Labā fotogrāfijas daļa, kura atbilst ar lāzerstarojumu apstrādātajam virsmas apgabalam, ir tīra, bez vara kārtiņas un ir ar n-tipa vadītspēju. Tas nozīmē, ka apstarotais apgabals pilnīgi sakrita ar apgabalu, kuram ir izmainījies vadītspējas tips. Tādā veidā bija noteikts, ka elektriski aktīvie centri, kuru ģenerācija notiek ar boru leģētā silīcijā ILA laikā ir donoru tipa centri.

Tāpat ar Nd:YAG lāzera pirmo vai otro harmoniku bija apstrādāta silīcija plāksnītes neplanārā virsma, kura bija nevis pulēta, bet slīpēta. Atstarotajā gaismā uz šās virsmas varēja saskatīt slīpējuma pēdas - skrambas ar izmēru  $1 - 5 \text{ } \mu\text{m}$ . Pēc lāzerapstrādes skrambas pazūda un virsma



7. Zīm. Virsmas pretestības sadalījums ar lāzerstarojumu apstrādātajā (I) un neapstrādātajā (II) silīcija plāksnītes (Si:B) apgabalā. Līkne 1 - pēc ILA; līkne 2 - pēc ILA un termiskās apstrādes krāsnī (100 st. pie 450° C).



8. Zīm. Vara elektroķīmiskās izsēdināšanas uz silīcija plāksnītes virsmas rezultāti.

I - ILA laikā apstrādātā virsma bez vara pārklājuma (n-Si)

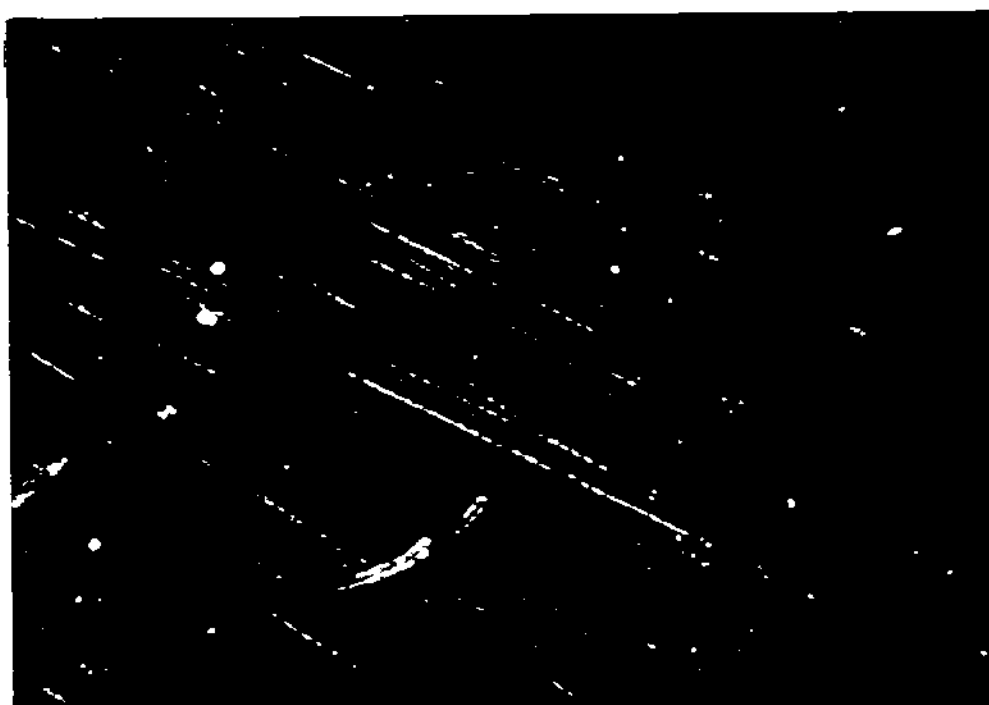
II - ILA laikā neapstrādātā virsma, pārklāta ar vara kārtiņu (p-Si).

izlīdzinājās (Zīm. 9). Zīm. 9 ir parādīta plāksnes slipētās virsmas mikrofotogrāfija. Labajā pusē ir parādīts ar lāzerstarojumu apstrādāts apgabals. Var redzēt, ka šajā apgabalā skrambas ir pazūdušas un virsma ir izlīdzinājusies. Ir zināms, ka plāksnītes virsmas profila izmaiņas notiek tikai pievirsmas slāņa pārkausēšanas gadījumā [16]. Nosakot vadītspējas tipu ar vara elektroķīmiskās metodes palīdzību bija atrasts, ka virsmas apgabali, kuros mainās vadītspējas tips, pilnīgi sakrīt ar apgabaliem, kuros notika skrambu izlīdzināšanās pēc lāzerapstrādes. Tas nozīmē, ka papildus donoru ģenerācijas apgabali sakrīt ar apgabaliem, kuros notika silīcija pārkausēšana ILA laikā. Bez plāksnītes virsmas pārkausēšanas ILA laikā papildus centru ģenerācijas nenotika.

Palielinot lāzera stara intensitāti virs  $2,1 \text{ J/cm}^2$  uz apstarojamās virsmas notiek periodiskās struktūras izveidošanās ar periodu ap  $1 \mu\text{m}$ . Tas bija noteikts skanējot virsmu ar hēlija-neona lāzera staru un pētot atstaroto staru; atstarojoties no apstrādātās ar intensitāti virs  $2,1 \text{ J/cm}^2$  virsmas, notika stara difrakcija un parādījās pirmās un otrās kārtas difrakcijas maksimumi. Pazeminot stara intensitāti zem  $2,1 \text{ J/cm}^2$  periodiskās struktūras ģenerācijas nenotika. Periodiskās struktūras ģenerācija var būt izskaidrota ar virsmas elektromagnētisko stāvviļņu ierosināšanu ILA laikā [95], materiālam atrodoties šķidrajā fāzē.

Nekādu elektrofizikālo īpašību izmaiņas ILA laikā apstrādātajā slānī nenotika, ja silīcijs bija legēts ar citiem piemaisījumiem, kā akceptoru tipa (Al), tā arī donoru tipa (P, Sb). Apstrāde bija veikta režīmā A.

Papildus donoru ģenerācija ILA laikā nebija novērota apstarojot Si ar pirmo harmoniku labuma modulācijas režīmā (režīms C). Lāzerstarojuma jauda šajā gadījumā bija pietiekama, lai pārkausētu Si plāksnītes virsmu. Virsmas pretestības izmaiņa šajā gadījumā notika tikai kopā ar virsmas sagraušanu. Tāpat nekādas izmaiņas netika novērotas apstarojot ar boru



**9. Zīm.** Silīcija plāksnītes slipētās virsmas profila izlīdzināšanās ILA rezultātā.

lēģēto silīciju ar otro Nd:YAG lāzera harmoniku brīvas ģenerācijas režīmā ( $\tau = 200$  mks).

No augstākminētiem faktiem var secināt, ka papildus centru ģenerācija Si ILA laikā notiek tad, ja apstrādes laikā notiek Si plāksnītes plāna pievirsmas slāņa pārkausēšana un rekristalizācija. Tieši dotā procesa laikā (kušana - kausējuma pastāvēšana - rekristalizācija) notiek papildus donoru centru ģenerācija pārkausētajā apgabalā. Silīcijam atgriežoties cietā stāvoklī papildus centru ģenerācijas process tiek pārtraukts, to apstiprina fakts, ka bez Si pārkausēšanas nekadās ģenerācijas nenotiek. Bet Si pārkausēšana ILA laikā nav vienīgais centru ģenerācijas nosacījums. To var redzēt no fakta, ka pārkausējot Si ar pirmo Nd:YAG lāzera harmoniku papildus centru ģenerācija nenotiek. Paskaidrot to var, izmantojot rekristalizācijas ātruma aprēķinu atkarībā no lāzerstarojuma viļņa garuma, t.i., no absorbcijas koeficienta.

### **3.2. Rekristalizācijas ātruma atkarība no absorbcijas koeficienta.**

Kā ir minēts iepriekšējās nodaļas beigās, pārkausējot Si plāksnītes virsmu ar pirmo Nd:YAG lāzera harmoniku labuma modulācijas režīmā papildus centru ģenerācija nenotika.

Šo divu viļņu garumu absorbcijas koeficienti stipri atšķiras viens no otra: otrās harmonikas absorbcijas koeficients ( $k_2 = 10^4 \text{ cm}^{-1}$ ) ir divas kārtas lielāks par šā lāzera pirmās harmonikas absorbcijas koeficientu ( $k_1 = 15 \text{ cm}^{-1}$ ) [96]. No citu autoru darbiem ir zināms [35], ka no materiāla absorbcijas koeficienta ir atkarīgs ne tikai temperatūras sadalījums materiālā  $dT/dx$  ( $x$  ass virzīta materiāla iekšienē un ir perpendikulāra plāksnītes virsmai) ILA laikā, bet arī, materiāla pārkausēšanas gadījumā, robežvirsmas cieta viela -

kausējums kustības ātrums. Šā atkarība tiek aprakstīta ar vienādojumu (1) [35].

Ja lāzera impulsu garums ir ar kārtu  $10^{-8}$  s,  $T(x)$  sadalījums būs analogisks lāzerstarojuma intensitātes sadalījumam  $I(x)$ , t.i., notiek adiabatisks process. Temperatūras profils šajā gadījumā ir atkarīgs no starojuma absorbcijas dziļuma un dotajā dziļumā absorbētās enerģijas blīvuma  $S$ :

$$S(x) = I \cdot (1 - R) \cdot k \cdot \exp(-kx) \quad (7)$$

$I$  - lāzerstara intensitāte,  $R$  - refleksijas koeficients.

$T(x)$  aug laikā lineāri atbilstoši absorbētai enerģijai:

$$T \sim I \cdot (1 - R) \cdot (kt/c\rho) \cdot \exp(-kx) \quad (8)$$

$c$  - silīcija siltumietilpība,  $\rho$  - materiāla blīvums. Temperatūras gradients šajā gadījumā:

$$\partial T / \partial x \sim - I \cdot (1 - R) \cdot (k^2 t/c\rho) \cdot \exp(-kx) \quad (9)$$

Atgriežoties pie vienādojuma (1) robežvirsmas kustības ātrumam:

$$V \sim k^3 \cdot \exp(-kx) \quad (10)$$

Rekristalizācijas ātrumu attiecība veicot ILA ar diviem dažādiem viļņu garumiem  $\lambda_1$  un  $\lambda_2$  ( $k_1$  un  $k_2$  - atbilstošie absorbcijas koeficienti):

$$V_1/V_2 = [k_1/k_2]^3 \cdot \exp[x(k_2 - k_1)] \quad (11)$$

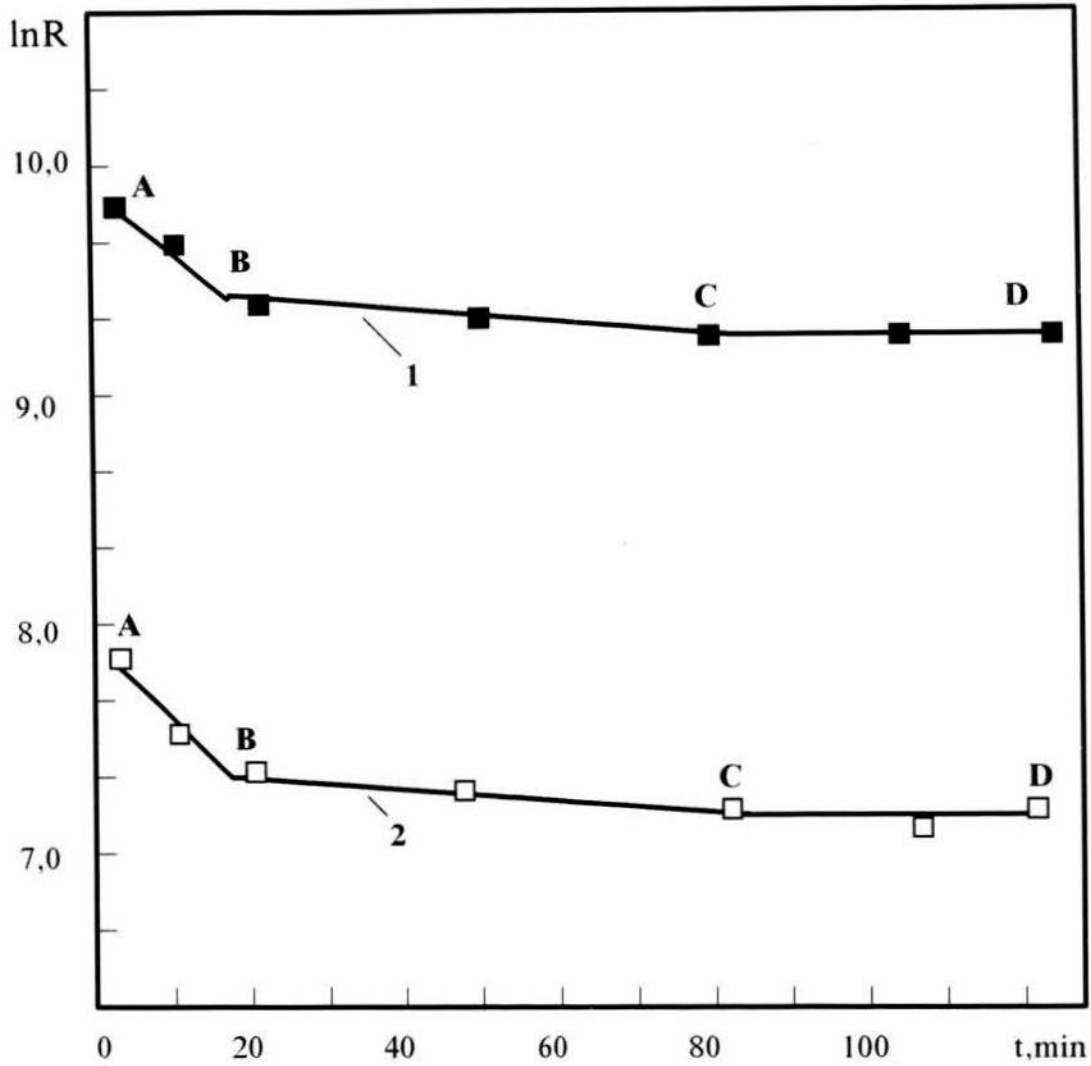
Var redzēt, ka rekristalizācijas frontes kustības ātrums gadījumā kad ILA veikta ar  $\lambda_2 = 0,53 \mu\text{m}$  ir daudzreiz lielāks nekā ILA gadījumā ja izmantots  $\lambda_1 = 1,06 \mu\text{m}$ , priekš  $x < 1$  - pārkausētā slāņa biezums apstarojot ar Nd:YAG lāzera otro harmoniku. Lielā atšķirība rekristalizācijas frontes kustības ātrumos var arī būt tas iemesls, kura dēļ notiek papildus centru ģenerācija silīcijā ILA laikā, ja ir izmantota otrā Nd:YAG lāzera harmonika labuma modulācijas režīmā. No [37] ir zināms, ka rekristalizācijas ātrums šajā gadījumā  $\approx 6 \text{ m/s}$ . Šajā gadījumā notiek defektu "iesaldēšana" robežvirsmas cietā viela - šķidrā fāze liela kustības ātruma dēļ. Silīcija ILA ar pirmo Nd:YAG lāzera harmoniku laikā cietās vielas un šķidrās fāzes robežvirsmas kustas daudzreiz lēnāk maza temperatūras gradienta dēļ un atomiem ir pietiekami daudz laika atjaunot savas pozīcijas kristāliskajā režģī.

Gadījumā, kad Si tika apstarots B režīmā impulsa garums sastāda ap 200 mks. Šajā gadījumā adiabatisks nosacījums nav izpildīts un notiek siltuma difūzija materiālā, Si ātras rekristalizācijas nenotiek un, neskatoties uz to, ka absorbētā enerģija pārsniedz absorbēto enerģiju īso impulsu gadījumā (režīmi A un C), papildus centru ģenerācijas nenotiek. Tas nozīmē, ka izmantojot temperatūras gradientu ir iespējams kontrolēt cietās vielas un šķidrās fāzes robežvirsmas kustības ātrumu.

### 3.3 Nestabīlo pie istabas temperatūras centru ģenerācija.

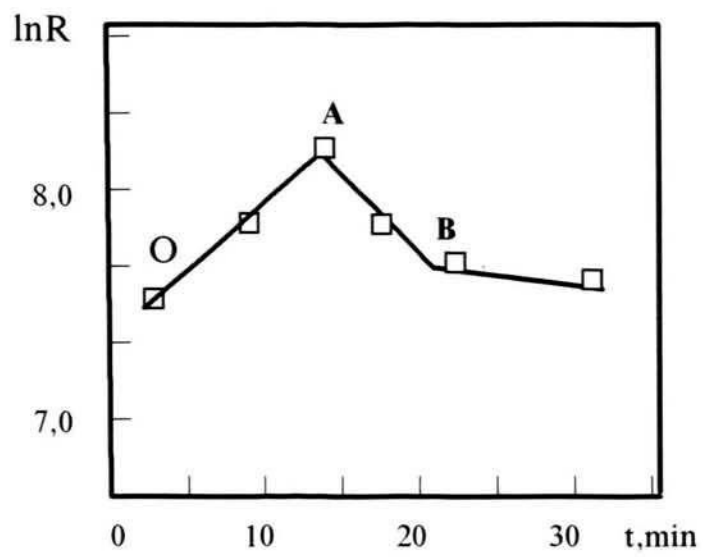
Mērot apstrādātās virsmas pretestību, kurai bija p-tipa vadamība, bija novērots, ka pretestības vērtība nav konstants lielums, bet mainās pēc ILA beigšanas. Zīm. 10, a ir parādīta virsmas pretestības atkarība no laika pēc ILA. Var redzēt, ka ILA laikā apstrādātās virsmas pretestība krīt pēc ILA





a)

**10. Zīm.** ILA laikā apstrādātās virsmas pretestības izmaiņas pēc lāzeratdedzināšanas. a) A - B - “ātras” krišanas apgabals; B - C - “lēnās” krišanas apgabals; C - D - konstanta pretestības vērtība. b) apstrādātā apgabala vadītspējas tipa izmaiņa centru rekombinācijas rezultātā: O - A - n-Si; A - B - p-Si. Līkne 1 - stara intensitāte  $1,75 \text{ J/cm}^2$ ; līkne 2 -  $1,0 \text{ J/cm}^2$ .

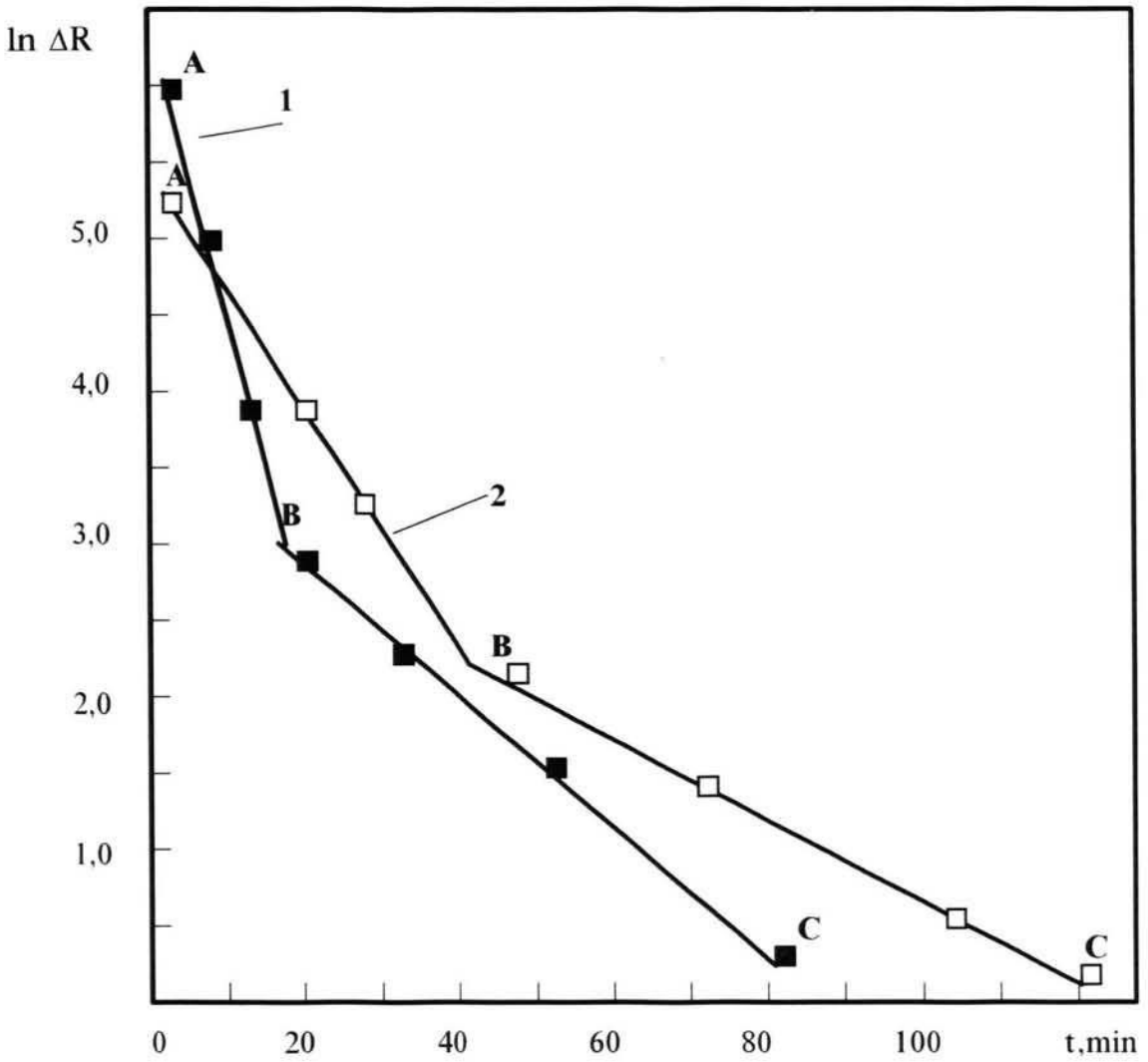


b)

izbeigšanas. Tas nozīmē, ka aug p-lādiņnesēju koncentrācija - notiek ģenerēto centru donoru sabrukšana. Analizējot atkarību  $\ln R = f(t)$ , kur R - virsmas pretestības vērtība laika momentā t, var izdalīt trīs liknes posmus: 1. pretestības "ātrā" krišana (A - B nogrieznis uz Zīm. 10); 2. pretestības "lēnā" krišana (B - C nogrieznis); 3. pretestība nemainās ar laiku (C - D nogrieznis). Ja lāzerstarojuma intensitāte pārsniedz  $1,5 \text{ J/cm}^2$ , virsmas pretestības vērtība sākumā auga, un pēc tam samazinājās (Zīm. 10 b, apgabali O - A un A - B), tas parādīja, ka centru sabrukšanas laikā notika vadītspējas tipa izmaiņa. Punkts A atbilst Si plāksnītes īpašvadāmībai, apgabals O - A - n-silīcijam, A - B - p-silīcijam.

Centru rekombinācijas laika konstantes noteikšanai apgabalos A - B un B - C bija izmantots grafiks  $\ln \Delta R = f(t)$ , zīm.11, kur  $\Delta R$  - starpība starp tekošo pretestības vērtību un pretestības vērtību pēc rekombinācijas beigām (pretestības vērtība apgabalā C - D, zīm. 10, a).

Pētījumu gaitā bija noskaidrots, ka pie fiksētās plāksnītes temperatūras rekombinācijas laika konstantes (kā pirmā posma, tā arī otrā) nav konstanti lielumi, bet ir atkarīgi no bora un skābekļa koncentrācijām Si plāksnītē. Rekombinācijas laika konstantu vērtības paraugos ar dažādām bora un skābekļa koncentrācijām ir parādītas Tab.1 un Tab.2. Pētot rekombinācijas laika konstantes  $\tau$  atkarību no skābekļa koncentrācijas bija atrasts ka Si ar  $N_0 = 9,1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ,  $\tau_a$  ("ātro" centru rekombinācija, A - B nogrieznis) ir 3 min;  $\tau_l$  ("lēno" centru rekombinācija, B - C) ir 17,3 min. Samazinoties skābekļa koncentrācijai līdz  $N_0 < 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ,  $\tau_a = 11,11 \text{ min}$ ,  $\tau_l = 21,6 \text{ min}$  ( $T = 22^\circ \text{ C}$ ,  $N_B = 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ). Ir redzams, ka pieaugot skābekļa koncentrācijai  $N_0$ , aug centru sabrukšanas ātrums kā "lēniem", tā arī "ātriem" centriem. Pie tam, "ātriem" centriem tas pieaug trīskārt, bet "lēniem" tikai pa 20 %, skābeklis mainoties no  $N_0 < 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  līdz  $9,1 \cdot 10^{17}$ . Rekombinācijas ātrums mainās arī mainoties bora koncentrācijai apstrādājamā plāksnīte. Pieaugot bora



**11. Zīm.**  $\ln \Delta R = f(t)$ .  $\Delta R = R - R_{CD}$ .  $R$  - pretestības vērtība laika momentā  $t$ ;  $R_{CD}$  - pretestības vērtība, kura atbilst laikā nemainīgajam apgabalam C-D (Zīm. 10 a). Līkne 1 -  $N_O < 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ; līkne 2 -  $N_O = 9,1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ .  $N_B = 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ .

**Tabula 1.** Rekombinācijas laika konstantes silīcijā ar lielu skābekļa koncentrāciju.

Parauga numurs	Bora koncentrācija $N_B, \text{cm}^{-3}$	Skābekļa koncentrācija $N_O, \text{cm}^{-3}$	$\tau_l$ "lēnā", min	$\tau_a$ "ātrā", min
1	$10^{15}$	$7,2 \cdot 10^{17}$	24,7	10,9
2	$10^{15}$	$9,1 \cdot 10^{17}$	17,3	3,0
3	$1,76 \cdot 10^{16}$	$10^{18}$	6,0	1,9

**Tabula 2.** Rekombinācijas laika konstantes silīcijā ar zemu skābekļa koncentrāciju.

Parauga numurs	Bora koncentrācija $N_B, \text{cm}^{-3}$	Skābekļa koncentrācija $N_O, \text{cm}^{-3}$	$\tau_l$ "lēnā", min	$\tau_a$ "ātrā", min
1	$2,6 \cdot 10^{14}$	$\leq 10^{16}$	-	20,7
2	$10^{15}$	$\leq 10^{16}$	21,6	11,1
3	$3 \cdot 10^{15}$	$\leq 10^{16}$	37,0	4,9

koncentrācijai no  $N_B = 2,6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  līdz  $N_B = 3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ , "ātrās" rekombinācijas laika konstante samazinās no 20,7 min līdz 5 min.

Si paraugu izotermiska atdedzināšana bija veikta nestabilo centru atdedzināšanas procesa aktivācijas enerģijas noteikšanai. Noteiktās aktivācijas enerģijas ir  $E_a = 0,8 - 0,9 \text{ eV}$  un  $E_l = 1,4 - 1,5 \text{ eV}$  ( $N_O = 7,2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ,  $N_B = 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ) atbilstoši "ātrajam" un "lēnajam" posmiem. No tā, ka pieaugot bora un skābekļa koncentrācijām rekombinācijas laika konstantes un atdedzināšanas aktivācijas enerģijas samazinās, var secināt, ka piemaisījumu (bora un skābekļa) atomi ietekmē ģenerēto centru enerģētisko stāvokli. Nepieciešams atzīmēt, ka B un O atomu ietekme nav vienāda. Paraugos ar zemu skābekļa koncentrāciju neizdevās noteikt laika konstantes  $\tau_1$  viennozīmīgu atkarību no leģējošā piemaisījuma koncentrācijas (Tabula 2). Šo faktu var paskaidrot ar rekombinācijas ātruma atkarību no piemaisījumu koncentrācijas - jo mazāk piemaisījumu materiālā, jo lēnāk iet rekombinācijas process. Pie zema piemaisījumu līmeņa (paraugs N 1, Tabulā 2) "lenie" centri var būt stabili pie istabas temperatūras. "Ātro" centru rekombinācijas laika konstante šajos izmainās tāpat, kā silīcijā ar augstu skābekļa koncentrāciju -  $\tau_a$  samazinās, samazinoties piemaisījumu koncentrācijai.

Apstarojot silīciju ar lielu bora ( $N_B = 1,5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3} - 2,5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) un skābekļa ( $N_O = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) koncentrāciju, bija konstatēts, ka, 3 min pēc ILA, kad tika sākta pretestības mērīšana krišanas līknē vairs nebija divu nestabilo posmu, bet bija tikai viens ar rekombinācijas laika konstanti 6 - 7 min. Palielinot bora koncentrāciju varēja novērot vadītspējas tipa izmaiņu, kuras laikā virsmas pretestība sākumā auga un pēc tam samazinājās. Pretestības augšanas un krišanas ātrumi bija vienādi (līdzīgi zīm. 10, b).

Kā var redzēt no Zīm. 10 a, kur ir parādīta apstrādātā apgabala pretestības izmaiņa laikā pēc ILA izbeigšanas, mainot starojuma intensitāti (1

-  $1,75 \text{ J/cm}^2$ ,  $2 - 1 \text{ J/cm}^2$ ), posmi A - B un B - C mainās vāji, bet būtiski izmainās pretestības vērtība posmā C - D. Tas nozīmē, ka ILA laikā notiek ne tikai nestabīlo, bet arī stabīlo pie istabas temperatūras elektriski aktīvo centru ģenerācija.

Attiecību starp stabīlo un nestabīlo pie istabas temperatūras centru daļām var raksturot šādi: pie nelielas lāzerstarojuma intensitātes  $0,9 - 1,2 \text{ J/cm}^2$  nestabīlo centru daļa ir aptuveni vienāda ar stabīlo centru daļu un pretestību attiecība  $R_C/R_0 = 1,0 - 4,5$  ( $R_C$  - apstrādātās virsmas pretestības vērtība, kas nemainās ar laiku,  $R_0$  - neapstrādātās plāksnītes virsmas pretestība). Paaugstinot lāzerstarojuma intensitāti pieaug stabīlo centru daļa un pie  $2,0 \text{ J/cm}^2$   $R_C/R_0$  pieaug līdz 100. Pie intensitātes  $2,0 \text{ J/cm}^2$  arī notiek nestabīlo centru ģenerācija un rekombinācija, bet viņu ir tikai ap 10 - 20 % (Zīm. 10 a, nogriežņi A - B uz līknēm 1 un 2).

Stabīlo centru atkarība no starojuma intensitātes var būt paskaidrota ar piemaisījumu koncentrācijas izmaiņu pārkāusētajā slānī. Darbā [6] bija parādīts, ka pēc ILA skābekļa koncentrācija pievirsmas slānī pieauga no  $10^{18}$  līdz  $10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . Skābekļa koncentrācijas pieaugšana pievirsmas slānī, pēc autoru uzskatiem notiek uz dziļāko slāņu rēķina. Pieaugot lāzerstarojuma intensitātei, aug pārkāusētā slāņa biezums, kas palielina silīcija tilpumu, no kura, nelīdzsvara sēgrēģācijas dēļ, skābekļa atomi var būt izspiesti pievirsmas virzienā. Skābekļa koncentrācijas pieaugšana silīcijā izsauc ILA laikā ģenerēto stabīlo pie istabas temperatūras centru koncentrācijas pieaugšanu.

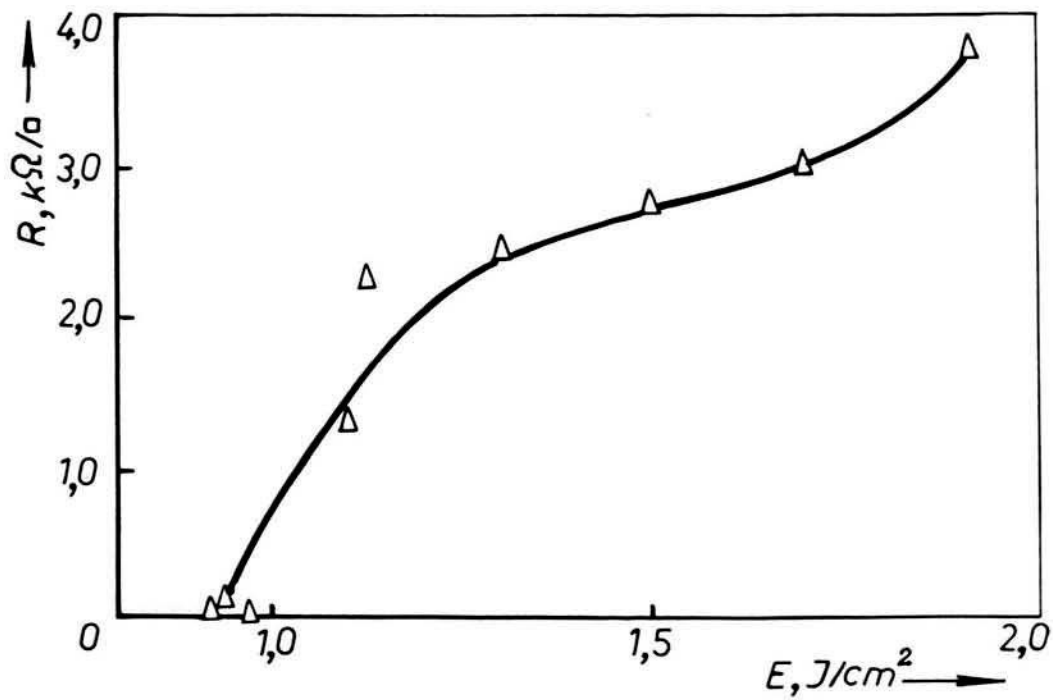
Ņemot vērā nestabīlo centru rekombinācijas ātrumu atkarību no piemaisījumu (konkrēti bora un skābekļa) koncentrācijām, kura ir parādīta Zīm.11 un tabulās 1. un 2. var secināt, ka piemaisījumu atomi stipri ietekmē šo centru rekombinācijas ātrumus. Dotās atkarības paskaidrojumu var dot, ņemot vērā silīcija, bora un skābekļa atomu izmēru starpību. Skābekļa atoma rādiuss ir lielāks par silīcija atomu rādiusu un kad skābekļa atoms atrodas

starpmezglu pozīcijā silīcija režģī, viņš veido mehāniskos spriegumu ap sevi, tādejādi atvieglinot atomu nobīdi no mezglu pozīcijām ātrās rekristalizācijas laikā. Šāda skaidrojuma labā runā arī centru koncentrācijas atkarība no skābekļa koncentrācijas, zīm. 12. Var redzēt, ka palielinoties skābekļa koncentrācijai aug arī ģenerēto centru koncentrācija. No otrās puses, pētot nestabilo centru rekombinācijas laikus bija parādīts, ka palielinoties skābekļa koncentrācijai, palielinās centru rekombinācijas laika konstantes (ātrums samazinās). To var paskaidrot ar to, ka skābekļa atomu klātbūtnē izbīdīto atomu atgriešanās agrāk ieņemtajās pozīcijās ir apgrūtināta; mehāniskie spriegumi darbojas pret to.

No fakta, ka papildus centru ģenerācijai ir nepieciešama bora atomu klātbūtne, var spriest, ka tieši bora atomi tiek izbīdīti no kristāliskā režģa mezglu pozīcijām un veido defektus, kuri maina brīvo lādiņnesēju koncentrāciju. No literatūras datiem ir zināms, ka defekts, kurš bija identificēts kā starpmezglu bors neitrālā elektriskajā stāvoklī (Si-G28) veidojas kristālos ar zemu skābekļa koncentrāciju apstarojot tos ar elektroniem pie zemas temperatūras. Šis defekts ir nestabils pie istabas temperatūras un var būt atdedzināts 30 min laikā pie 300 K. Atdedzināšanas process notiek ar aktivācijas enerģiju 0,6 eV un ir saistīts ar bora difūziju un sekojošo  $B^{3+}$  saķeršanu. Darbā [98] bija noskaidrots, ka starpmezgla bora atomam atbilst līmenis  $E_c - 0,45$  eV, kurš bija parādījies Si-G28 centriem veidojoties ar bora atomiem kompensētos n-tipa Si kristālos.

Var redzēt, ka pēc atdedzināšanas temperatūras un aktivācijas enerģijas "ātrie" nestabilie centri ir līdzīgi centriem Si-G28. Atšķirība ir apstrādes paņēmienā, veidošanas apstākļos (zemtemperatūras apstarošana ar elektroniem un ILA pie istabas temperatūras) un veidoto centru elektriskajā aktivitātē.





12. Zīm. ILA laikā atdedzinātās virsmas pretestības atkarība no lāzerstarojuma intensitātes

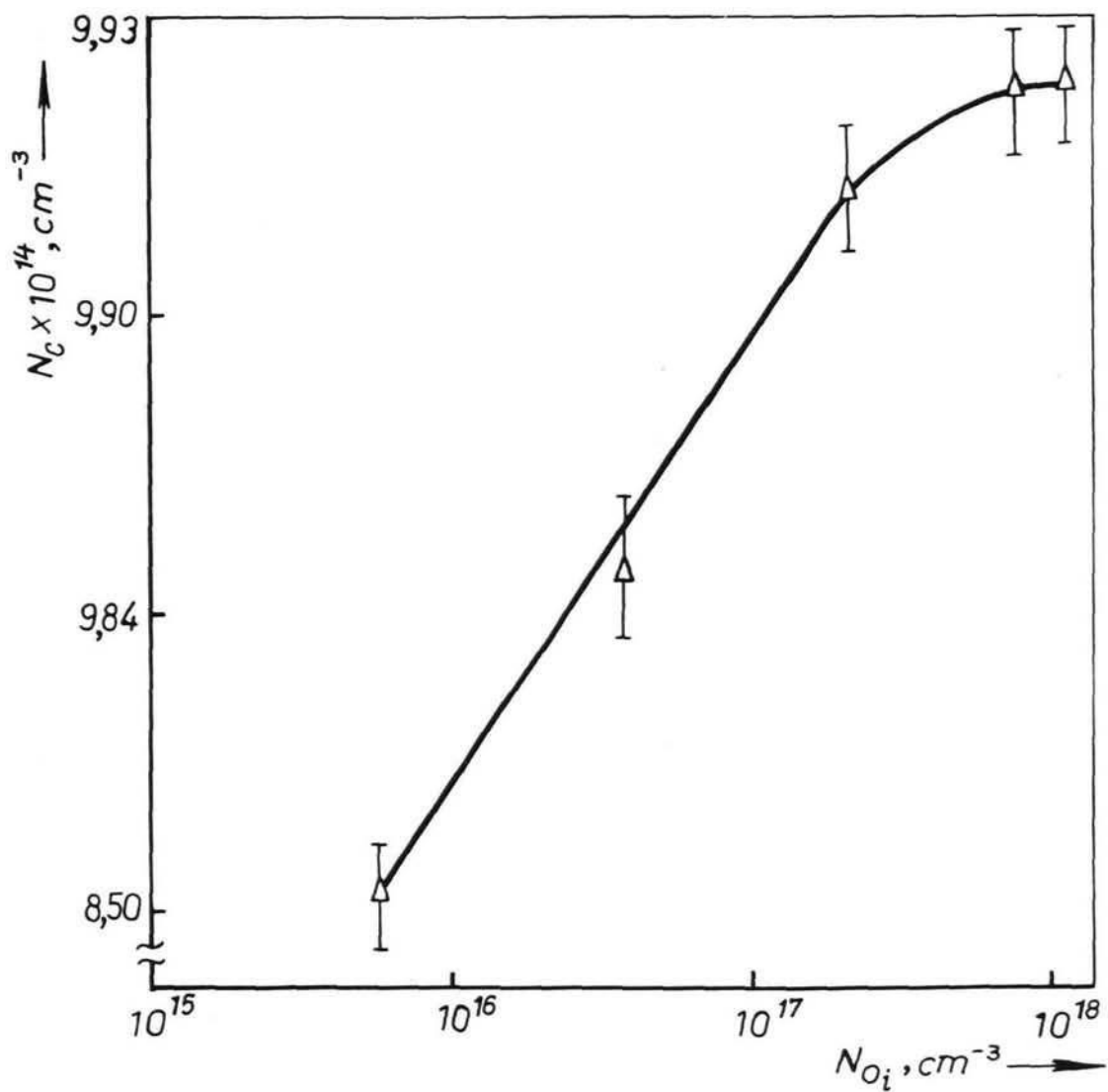
### 3.4. Stabīlo pie istabas temperatūras centru ģenerācija.

Pretestības vērtība, līdz kurai krita apstrādātās plāksnītes pretestība pēc ILA atšķiras no neapstrādātās plāksnītes pretestības (Zīm. 10 a, apgabali C - D) un ir atkarīga no krītošā lāzerstarojuma intensitātes (Zīm.12) un no piemaisījumu koncentrācijām materiālā. Pie lielām starojuma intensitātēm ( $1,7 - 2,1 \text{ J/cm}^2$ ) apstrādātā virsma pēc nestabīlo centru sabrukšanas bija ar n-tipa vadītspēju (t.i. ģenerēto stabīlo centru bija pietiekoši daudz, lai kompensētu leģējošo piemaisījumu,  $N_L > N_A$ ), bet pie zemas starojuma intensitātes ( $0,8 - 1,6 \text{ J/cm}^2$ ) apstarotā virsma bija p-tipa (ģenerēto centru koncentrācija bija mazāka par leģējošā piemaisījuma koncentrāciju,  $N_L < N_A$ ).

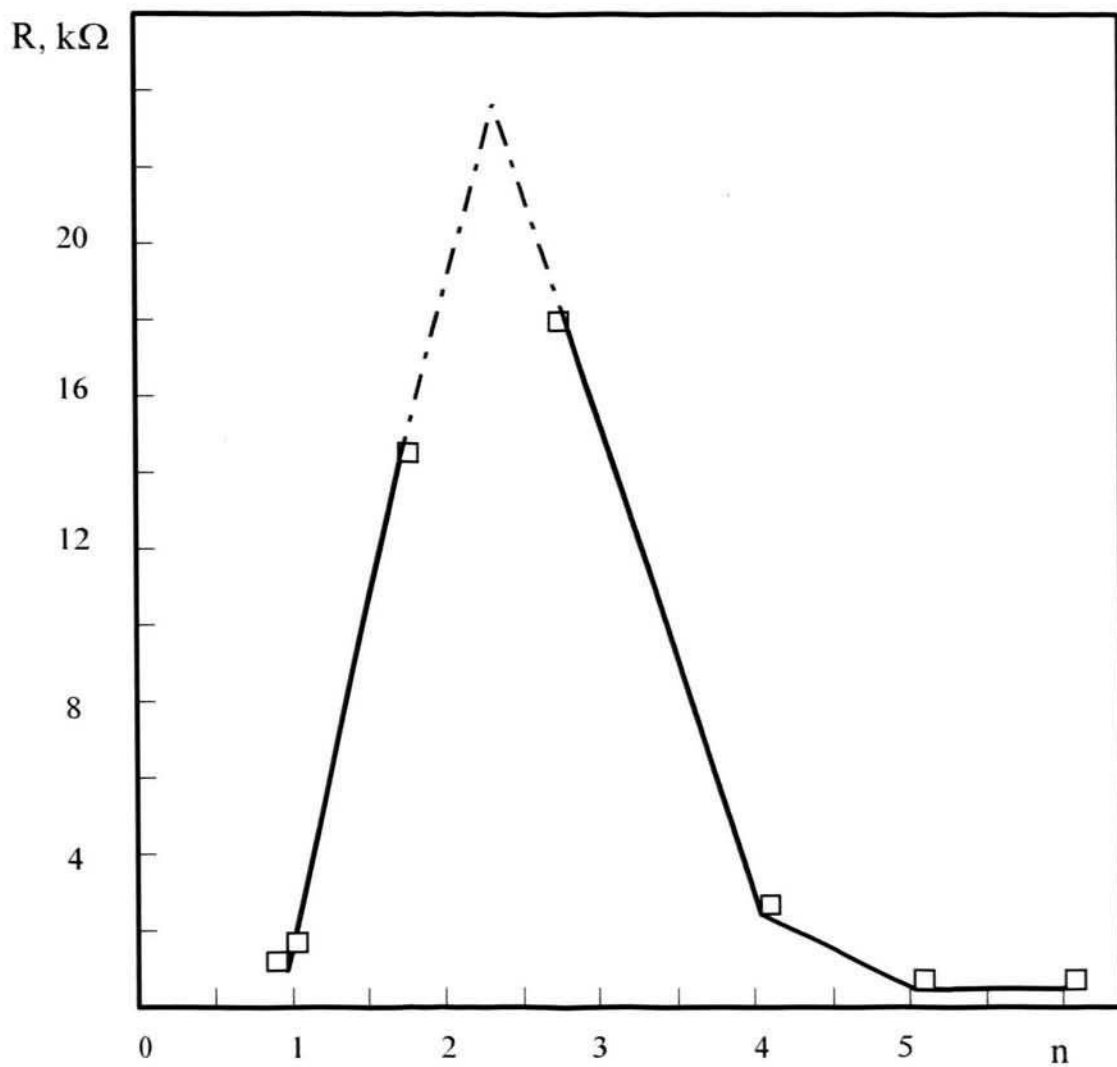
Lai noteiktu stabīlo donoru koncentrācijas atkarību no laika pie istabas temperatūras bija veikti ar lāzeru apstrādātās virsmas pretestības ilgtermiņa (deviņu mēnešu laikā) mērījumi. Bija noteikts, ka deviņu mēnešu laikā virsmas pretestības lielums apstrādātajā apgabalā silīcijā ar  $N_B = 8 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  un  $N_O = 9,1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  palika nemainīgs mēriekārtas kļūdas robežās (10 - 12 %).

Stabīlo pie istabas temperatūras donoru koncentrācija ir atkarīga no skābekļa un bora koncentrācijām Si plāksnītē. No Zīm. 13 var redzēt, ka pieaugot skābekļa koncentrācijai, ILA laikā ģenerēto donoru koncentrācija arī pieaug. Tāpat, pieaugot bora koncentrācijai donoru koncentrācija arī palielinās.

Virsmas pretestības un ģenerējamo donoru koncentrācijas atkarība no starojuma dozes ir parādīta uz Zīm. 14. Horizontālā ass parāda krītošo uz plāksnītes virsmu impulsu skaitu  $n$ . No zīmējuma ir redzams, ka maksimālā pretestības vērtība ir sasniegta pie  $n = 3$ , pēc tam virsmas pretestība krīt līdz



**Zīm. 13.** Ģenerēto centru koncentrācijas atkarība no skābekļa koncentrācijas silīcija plāksnītē.



**Zīm. 14.** Apstrādātā apgabala virsmas pretestības atkarība no starojuma dozes.

minimālai vērtībai pie  $n = 5$ ,  $R_v = 471 \Omega/\square$  un piesātinās. Virsmas apgabalos, kuri bija apstaroti ar dozi  $n = 4$  un  $n = 5$  vadītspējas tips bija izmainīts uz pretējo,  $n$ -tipu. No tā var secināt, ka punktā  $n = 5$  ir sasniegta ģenerēto donoru centru (stabīlo pie istabas temperatūras) maksimālā koncentrācija -  $N_L = 1,25 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  (pie  $n = 4$  -  $N_L = 0,6 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ). Šo rezultātu apstiprina fakts, ka liknes slīpums punktos  $n = 1$  (ILA sākums) un  $n = 3$  (vadītspējas tipa izmaiņas apgabals) ir vienāds. Tas nozīmē, ka papildus donoru stāvokļu ģenerācijas mehānisms pirms un pēc vadītspējas tipa izmaiņas ir nemainīgs. No literatūras datiem ir zināms, ka apstrādājot silīciju ar lielu skābekļa koncentrāciju ar Nd:YAG lāzera otro harmoniku, skābekļa koncentrācija uz virsmas pieaug pēc materiāla rekristalizācijas (no  $10^{18}$  līdz  $10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ). Šās izmaiņas notiek nevis absorbējot skābekli no gaisa, bet skābeklim difundējot no dziļākiem slāņiem segregācijas dēļ: segregācijas koeficients skābeklim silīcijā ir nedaudz lielāks par 1. Bet ILA laikā ģenerējamo centru koncentrācija aug, pieaugot skābekļa koncentrācijai. Centru koncentrācijas piesātinājums dozei pieaugot notiek skābekļa koncentrācijas samazināšanas dēļ dziļākos slāņos, no kuriem bija pievadīts skābeklis.

Salīdzinot ar literatūras datiem pie istabas temperatūras stabīlo centru atdedzināšanas enerģiju un temperatūru un ņemot vērā centru koncentrācijas atkarību no skābekļa koncentrācijas, var teikt, ka stabīlie pie istabas temperatūras centri var būt līdzīgi punktveida defektu kompleksiem, kuros ietilpst skābekļa atomi:  $V_{Si} + O_i$  (silīcija režģa vakance kompleksā ar skābekļa atomu starpmezglu pozīcijā),  $O_S$  (skābekļa atoms silīcija režģa mezglā).

### 3.5. Termiskās apstrādes.

Pie istabas temperatūras stabīlie centri sāk sabrukt pie temperatūras 650° - 700° C. Pilnīgā šo centru atdedzināšana pie 650° C notiek sešu stundu laikā. Izmantojot izotermisko atdedzināšanas metodi [100] pie temperatūrām 650° un 750° C, bija atrasta šo donoru stāvokļu atdedzināšanas procesa aktivācijas enerģija,  $E_a = 1,17$  eV.

Lai salīdzinātu ILA laikā ģenerēto donoru stāvokļu īpašības ar zināmiem termodonoriem [98], kuri veidojas ar skābekli bagātajā silīcijā pēc termiskās atdedzināšanas temperatūru diapazonā 350° - 500° C, bija veikts silīcija plāksnītes ar lielu skābekļa koncentrāciju atdedzināšana pie 450° C ( $N_B = 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ,  $N_O = 9,1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ). Paraugos pirms termiskās apstrādes bija ģenerēti papildus centri ILA laikā. Zīm. 7, likne 2 ir parādīts virsmas pretestības sadalījums uz plāksnītes virsmas, kura tika apstrādāta ar lāzerstarojumu un pēc tam tika 100 stundas atdedzināta krāsnī pie 450° C. Visā plāksnītē termiskās apstrādes laikā notika termodonoru ģenerācija, kuru koncentrācija ir lielāka par leģējošā piemaisījuma koncentrācijas ( $N_{TD} > N_B$ ) un rezultātā visa plāksnīte mainīja vadītspējas tipu uz n-tipu. Var redzēt, ka pēc termiskās apstrādes virsmas pretestība ar lāzeru apstrādātajā apgabalā (likne 2, apgabals I, zīm. 7) ir mazāka, nekā ar lāzeru neapstrādātajā (Zīm. 7, likne 2, apgabals II). Tas nozīmē, ka brīvo lādiņnesēju koncentrācija šajā apgabalā ir augstāka (apgabalā I - sumārā donoru koncentrācija  $N_{TD} + N_L$ ), salīdzinot ar lāzeru neapstrādāto apgabalu (apgabalā II - tikai  $N_{TD}$ ). Ja ILA laikā ģenerētie donoru stāvokļi būtu analogiski termodonoriem, tad pēc termiskās apstrādes virsmas pretestības vērtībām būtu jābūt vienādām. ILA laikā ģenerētos donoru stāvokļus atšķir no termodonoriem arī tas, ka viņu ģenerācija notiek arī silīcija plāksnītēs ar zemu skābekļa koncentrāciju ( $\leq 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ), bet termodonoru generācijas tādos paraugos nenotiek.

#### 4. Augsttemperatūras apstrādes.

Ar boru leģēta silīcija paraugi ar augstu skābekļa koncentrāciju,  $6,0 - 10,0 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , un ILA laikā izveidotiem papildus centriem bija termiski atdedzināti krāsni sekojošā režīmā: 50 st. pie  $550^\circ \text{ C}$  un 10 st. pie  $1000^\circ \text{ C}$ . Pēc atdedzināšanas paraugi tika apstrādāti pulējošā un selektīvajā ķīmiskajos kodinātājos.

15. zīm. ir parādīta silīcija plāksnītes mikrofotogrāfija pēc selektīvās kodināšanas. Apgabals I - apgabals, kurā pirms termiskās atdedzināšanas bija izveidoti papildus centri ILA laikā. Apgabalā II papildus centru nav. Esošo kodināšanas pēdu pamatveids (trīsstūra formas) - literatūrā [5] ir identificēts kā pakojuma defekti, kuri veidojas silīcijā oksīda precipitātu veidošanas un augšanas laikā. No 15. zīm. ir redzams, ka apgabalā, kur ir ILA laikā izveidotie papildus centri, šo kodināšanas pēdu izmērs ( $5 - 10 \mu\text{m}$ ) ir lielāks, bet to koncentrācija ( $35 - 50 \text{ cm}^{-2}$ ) zemāka, nekā apgabalā II (attiecīgi  $2 - 5 \mu\text{m}$  un  $120 - 140 \text{ cm}^{-2}$ ). Slāņa biezums, kurā bija novērots šis nehomogēnais kodināšanas pēdu sadalījums, ir  $24 - 28 \mu\text{m}$ .

Nehomogēns kodināšanas pēdu sadalījums var būt izskaidrots ar papildus centru ietekmi uz iedīglu veidošanas un precipitāšu augšanas procesiem termiskās apstrādes laikā. Precipitācijas sākotnējā stadijā silīcijā veidojas liels skaits mazu precipitātu, kuras tālāk vai nu turpina augt, vai sabrūk, vai arī tiek ieslēgtas lielākās precipitātēs. No 15. zīm. var redzēt, ka apgabalā I, kur ir ILA laikā ģenerētie centri, ir sākusies precipitācijas otrā stadija - lielāko precipitātu augšana uz mazāko precipitātu rēķina, bet II apgabalā, kur nav ILA laikā ģenerēto centru, ir sākotnējās precipitācijas stadijas pazīmes - liels sīku precipitātu skaits. Tātad, ir redzams, ka ILA laikā veidotie papildus centri stimulē precipitācijas procesu, spēlējot iedīglu lomu.



a)

**Zīm. 15.** Silīcija plāksnītes virsmas mikrofotogrāfija pēc selektīvas kodināšanas. Pirms kodināšanas plāksnīte tika termiski atdedzināta (50 st pie 550° C un 10 st pie 1000° C). a) - Si (111); b) Si (100). I - Apgabals ar ILA laikā ģenerētiem centriem; II - apgabals bez ILA laikā ģenerētiem centriem. Palielinājums X 455.



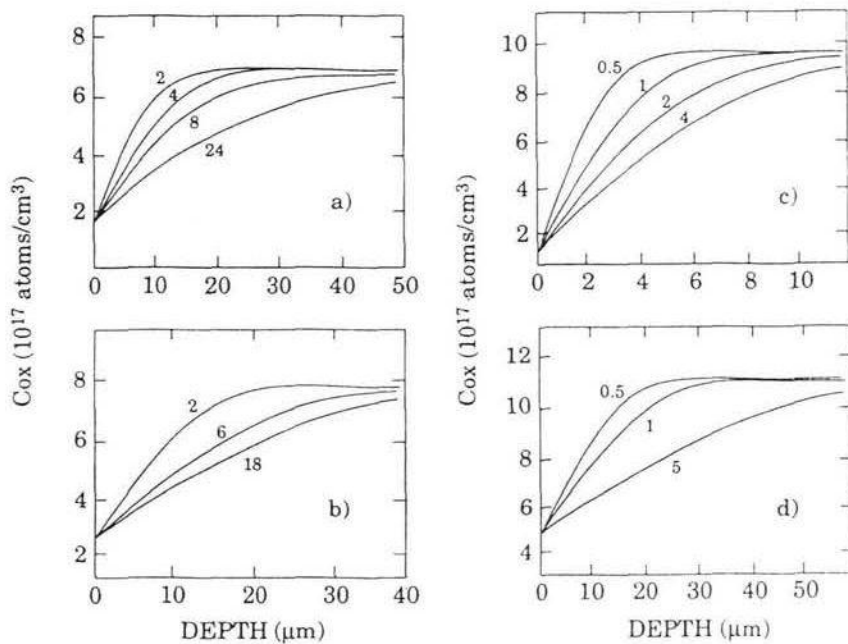


b)

Veicot tādu pašu termisko apstrādi silīcija paraugiem ar papildus centriem, kuriem skābekļa koncentrācija bija  $< 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ , nekādu atšķirību starp apgabaliem I un II pēc selektīvās kodināšanas pamanīts nebija. Ņemot vērā to, ka silīcijā ar zemu skābekļa koncentrāciju ( $< 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ), silīcija oksīda precipitācija nenotiek, var secināt, ka kodināšanas pēdu nehomogēns sadalījums rodas tieši skābekļa precipitācijas dēļ. Precipitācijas procesa nospiešana un kodināšanas pēdu viendabīgs sadalījums pēc termiskās apstrādes oksidējošā atmosfērā, kas bija novērots eksperimentos ar silīcija paraugiem ar augstu skābekļa koncentrāciju ( $\approx 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) arī apstiprina faktu par precipitācijas heterogēno raksturu silīcijā ar ILA laikā ģenerētiem centriem. Precipitācijas nospiešana oksidējošā atmosfērā sakrīt ar citu autoru eksperimentāliem rezultātiem [5]. Šajā gadījumā uz plāksnītes virsmas veidojas oksīda kārtiņa, kura arī kalpo par skābekļa atomu un citu defektu geteru (saķeršanas vietu).

Skābekļa atomu difūzijas pētīšanai silīcijā ar ILA laikā ģenerētiem centriem termiskās atdedzināšanas laikā bija salīdzināti dati par skābekļa sadalījumu pēc termiskās apstrādes ar slāņa biezumu, kurā tika novērots nehomogēns kodināšanas pēdu sadalījums. Ir zināms, ka veicot silīcija termisko apstrādi vakuumā, notiek skābekļa atomu difūzija no pievirsmas slāņa vakuumā - veidojas "atkailinātā zona" ("denuded zone"), kurā skābekļa koncentrācija ir zemāka par koncentrāciju plāksnītes dziļumā. Atdedzināšanas ilgums un temperatūra nosaka "atkailinātās zonas" lielumu un skābekļa koncentrācijas sadalījumu silīcija plāksnītē. 16.zīm ir parādīts skābekļa sadalījums silīcijā pēc termiskās apstrādes vakuumā. No zīm. 16 ir redzams, ka termiskai apstrādei 8 st garumā pie  $1050^\circ \text{ C}$  silīcijam ar  $N_{\text{O}} = 7 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , atbilst "atkailinātā zona" ar biezumu  $25 \text{ }\mu\text{m}$ , kas labi saskan ar slāņa biezumu, kurā mēs reģistrējam nehomogēnu kodināšanas pēdu sadalījumu ( $24 - 28 \text{ }\mu\text{m}$ ). Tas norāda uz faktu, ka dotā slāņa biezumu arī nosaka skābekļa

difūzijas process. Tikai mūsu eksperimentos skābekļa atomi termiskās apstrādes laikā nevis difundē ārā no plāksnītes, bet tika saistīti uz ILA laikā ģenerētiem centriem plāksnītes pievirsmas slānī.



**Zīm. 16.** Skābekļa koncentrācijas sadalījums silīcija plāksnītē pēc termiskās atdedzināšanas vakuumā dažādiem atdedzināšanas laikiem un temperatūras režīmiem (laiks stundās). (a) -  $N_0 = 7 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ,  $T = 1050^\circ \text{ C}$ ; (b) -  $N_0 = 8 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ,  $T = 1100^\circ \text{ C}$ ; (c) -  $N_0 = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ,  $T = 1000^\circ \text{ C}$ ; (d) -  $N_0 = 11 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ,  $T = 1200^\circ \text{ C}$  [5].

## Secinājumi un darba rezultāti.

Disertācijas darba galvenos rezultātus var formulēt sekojošo secinājumu veidā:

1. Silīcija impulsa lāzerapstrādes laikā, izmantojot Nd:YAG lāzeru labuma modulācijas režīmā ir novērota ne tikai stabila, bet arī pie istabas temperatūras nestabila donoru stāvokļu ģenerācija. Pētot nestabilo donoru rekombinācijas laika konstantes atkarību no temperatūras ir noteikts, ka eksistē divi pie istabas temperatūras nestabilo donoru veidi, kuriem ir dažādi rekombinācijas ātrumi. Ir noteikts, ka šo donoru rekombinācijas ātrumi ir atkarīgi no skābekļa un bora koncentrācijām silīcijā. Ir noteiktas šo donoru centru atdedzināšanas aktivācijas enerģijas:  $E_1 = 0,8 - 0,9$  eV un  $E_2 = 1,4 - 1,5$  eV. Bora atomu klātbūtne silīcijā ir šo papildus donoru ģenerācijas nepieciešamais nosacījums.

2. Ir izpētīti ar boru leģētā silīcijā ģenerētie impulsa lāzerapstrādes laikā ģenerētie, izmantojot Nd:YAG lāzera otro harmoniku modulācijas režīmā, pie istabas temperatūras stabili donori. Ir noteikti šo donoru ģenerācijai nepieciešamie noteikumi un donoru īpašības (atdedzināšanas temperatūra, atdedzināšanas aktivācijas enerģija, atkarība no bora un skābekļa koncentrācijām, atkarība no lāzera starojuma intensitātes un dozes). Ir parādīts, ka impulsa lāzerapstrādes laikā papildus donori tiek ģenerēti tikai ar boru leģētā silīcijā un ģenerācija nenotiek ar citiem piemaisījumiem (P, Al, Sb) leģētā silīcijā.

3. Silīcija pārkausēšana impulsa lāzerapstrādes laikā nav vienīgais nepieciešamais nosacījums papildus donoru ģenerācijai. Ir piedāvāts donoru ģenerācijas mehānisma modelis, kurā ir ņemta vērā robežvirsmas cietā viela - kausējums kustības ātruma atkarība rekristalizācijas laikā no absorbcijas koeficienta - ja impulsa garums impulsa lāzerapstrādes laikā ir ap  $10^{-8}$  s, tad robežvirsmas cietā viela - kausējums kustības ātrums ir atkarīgs no absorbcijas koeficienta:  $V \sim k^3 \cdot \exp(-kx)$ . Pamatojoties uz šo atkarību tiek paskaidrota donoru ģenerācija apstarojot silīciju ar stipri absorbējamo starojumu ( $k = 10^4 \text{ cm}^{-1}$ ) un ģenerācijas iztrūkums apstarojot silīciju ar vāji absorbējamo starojumu ( $k = 15 \text{ cm}^{-1}$ ), ievērojot materiāla pārkausēšanas prasījumu abos gadījumos.

4. Impulsa lāzerapstrādes laikā ģenerētie centri stipri ietekmē silīcijā ģenerēto pakojuma defektu raksturu, to koncentrāciju un sadalījumu silīcija oksīda fāzes iedīgļu veidošanas un precipitāšu augšanas laikā. Impulsa lāzerapstrādes laikā ģenerētiem donoru centriem klātesot iedīgļu veidošanas un precipitāšu augšanas procesam ir heterogēns raksturs, kas liecina par to, ka impulsa lāzerapstrādes laikā ģenerētie donoru centri var tikt izmantoti kā jaunās fāzes iedīgļi silīcija oksīda precipitācijai.

## Цитējamās literatūras saraksts.

1. Штырков Е.И., Хайбуллин И.Б., Зарипов М.М., Гайятудинов Н.Ф., Баязитов Р.М., "Локальный лазерный отжиг ионно-легированных полупроводниковых слоев", Физ. и техн. полупров., т.9, N 10, стр. 2000 - 2002 (1975).
2. Cullis A.G., Webber H.C., Chew N.O., Poate J.M., Baeri P., "Transitions to Defective Crystal and the Amorphous State Induced in Elemental Si by Laser Quenching" Phys.Rev.Lett., vol.49, N 3, pp. 219 - 222, 1982.
3. Cullis A.G., "Transient annealing of semiconductors by laser, electron beam and radiant heating techniques", Rep. Progr. Phys. vol.48, p.1155 - 1233, 1985.
4. Chu Wei-Kan, "Stability of laser irradiation of silicon diffused with arsenic", Appl.Phys.Lett. vol.36, N 4, pp.273 - 275, 1980.
5. Borghesi A., Pivac B., Sassella A., Stella A. Oxygen precipitation in silicon. J.of Appl.Phys., vol.77, N 9, pp.4169 - 4244, 1995.
6. Mada Y. Inoue N. "p-n junction formation using laser induced donors in silicon", Appl.Phys.Lett. vol.48, N 18, pp.1205 - 1207, 1986.
7. Siegal Y., Glezer E.N., Huang L. and Mazur E., "Laser-induced phase transitions in semiconductors", Annu.Rev.Mater.Sci. vol.25, pp.223 - 247, 1995.
8. Готра З.Ю., Осередько С.А., Бобицкий Я.В.Ю "Импульсный лазерный отжиг ионноимплантированных полупроводниковых материалов". Заруб.электрон.техн., N 6, стр. 1 - 74, 1983.
9. Cerny R., Lukes I., Chab V., Sasik R., "Nonequilibrium Solidification of Monocrystalline Si Induced by ArF-Excimer-Laser Irradiation", Thermochemica Acta, 1993, vol. 218, May, pp. 173 - 182.

10. Campisano S.U., Foti G., Servidori M., "Laser irradiation of furnace preannealed (111) ion implanted silicon", *Appl.Phys.Lett.* vol.36, N 4, pp. 279 - 281, 1980.
11. Miyao M., Itoh K., Tamura M., Tamura H., Tikuyama T., "Furnace annealing behaviour of phosphorus implanted, laser annealed silicon" *Journal of Appl. Phys.*, vol.51, N 8, pp.4139 - 4144, 1980.
12. Medvid' A., Formation of buried isolating layers in silicon by CO<sub>2</sub> laser radiation. *Latv. PSR zin. akad. vēstis. Fiz. un tehn. sēr.*, N 6, p. 80-82, 1989.
13. Lee H.S., Wolga G.J., "The Effect of Oxygen in the Si Substrate on Mo, Ti and Co Silicide Growth by Infrared Laser Heating", *Journ. of Electrochem. Soc.* vol.137, N 8, pp. 2618 - 2623, 1990.
14. Wittner M. Allmen M. von, "A study of silicide formation by laser irradiation", *Journal of Appl. Phys.*, vol.50, N 7, pp. 4785 - 4790, 1979.
15. Boyd I.W., "Laser Processing of Thin Films and Microstructures", in *Springer Series in Materials Science* edited by A.Morabian (Springer Berlin 1987), vol.3.
16. Leamy H.J., Rozgonyi G.A., Sheng T.T., "Periodic regrowth phenomena produced by laser annealing of ion-implanted silicon", *Appl.Phys.Lett.*, vol.32, N 9, pp.535 - 537, 1978.
17. Ready J.F., "Effects of high-power laser radiation", Academic Press, New York, London, 1971.
18. Wang K.L., Liu Y.S., Possin G.E., Karins J.Jr., Corbett J., "Defects in Q-switched laser annealed silicon", *Journ.of Appl.Phys.* vol.54, N 7, pp.3839 - 3848, 1983.
19. Narayan J., "Laser annealing under the oxide layers in silicon", *Appl.Phys.Lett.*, vol.37, N 1, pp.66 - 68, 1980.
20. Wood R.F., "Macroscopic theory of laser annealing. III Nonequilibrium segregation effects", *Phys Rev. B*, vol.25, N 4, pp.2786 - 2811, 1982.



21. Young R.T., Narayan J., "Laser annealing of diffusion-induced imperfections in silicon", *Appl.Phys.Lett.* vol.33, N 1, pp.14 - 17, 1978.
22. Baeri P., Campisano S.U., Foti G., Rimini E. "A melting model for pulsing-laser annealing of implanted semiconductors", *Journal of Appl.Phys.* vol.50, N 2, pp.788 - 797, 1979.
23. Toulemonde M., Heddache R., Nielsen F, Siffert P., "Direct measurement of the maximum depth phase change of crystal silicon under pulsed laser irradiation", *Journal of Appl.Phys.* vol.56, N 6, pp.1878 - 1880, 1982.
24. Narayan J. "Depth of melting produced by pulsed-laser irradiation", *Appl.Phys.Lett.* vol.34, N 5, pp.312 - 315, 1979.
25. White C.W., Narayan J., Young R.T. "Laser annealing of Ion-Implanted Semiconductors", *Science* vol.204, N 4392, pp.461 - 468, 1979.
26. Shibata T., Iizuka H., Kohyama S., Gibbons J.F., "Resistivity changes in laser-annealed polysrystalline silicon during thermal annealing", *Appl.Phys.Lett.*, vol.35, N 1, pp.21 - 23, 1979.
27. Shibata T., Iizuka H., Kohyama S., "Resistivity reduction in heavily doped polysrystalline silicon using cw-laser and pulsed-laser annealing", *Journal of Appl.Phys.* vol.52, N 5, pp.3625 - 3632, 1980.
28. Baeri P., Campisano S.U., Foti G., Rimini E. "Arsenic diffusion in silicon melted by high-power nanosecond laser pulsing", *Appl.Phys.Lett.* vol.33, N 2, pp.137 - 140, 1977.
29. Gat A., Gibbons J.F., Magee T.J., Peng J., Deline V.R., Williams P., Evans C.A.Jr. "Physical and electrical properties of laser-annealed ion-implanted silicon", *Appl.Phys.Lett.* vol.32, N 5, pp.276 - 278, 1978.
30. Wood R.F., Giles G.E. "Macroscopic theory of pulsed laser annealing. I Thermal transport and melting", *Phys.Rev. B* vol.32, pp.2923 - 2942, 1981.

31. Wood. R.F., Giles G.E. "Control of melt-front velocity during pulsed laser annealing", *Appl.Phys.Lett.*, vol.38, N 6, pp.422 - 423, 1981.
32. Wood R.F., Kirkpatrick J.R., Giles G.E.Jr. "Macroscopic theory of pulsed-laser annealing. II Dopant diffusion and segregation", *Phys.Rev. B*, vol.23, N 10, pp.5555 - 5569, 1981.
33. Kurnaev S, Uggernoj E., "Laser Annealing of Indium-Implanted Silicon", *Rad.Eff.* vol.40, pp.91 - 94, 1979.
34. Maracas G.N., Harris G.L., Lee C.A., McFarlane R.A. "On the origin of periodic surface structure of laser-annealed semiconductors", *Appl.Phys.Lett.* vol.33, N 5, pp. 453 - 455, 1978.
35. Galvin G.J., Thompson M.O., Mayer J.W., Hammond R.B., Paulter N., Peercy P.S. "Measurement of the Velocity of the Crystal-Liquid Interface in Pulsed Laser Annealing of Silicon", *Phys.Rev.Lett.* vol.48, N 1, pp.33 - 36, 1982.
36. Brower K.L. "Jahn-Teller-Distorted Nitrogen Donor in Laser-Annealed Si", *Phys.Rev.Lett.* vol.44, N 24, pp.1627 - 1629, 1980.
37. Sameshima T., Usui S., "Pulsed Laser-Induced Melting Followed by Quenching of Silicon Films", *Journ. of Appl. Phys.*, vol.74, N 11, pp.6592 - 6598, 1993.
38. Mada Y., Inoue N., Kawachi N., Yasu M., "PIN/MOSFET fabrication using laser induced defects in silicon", in "Defects Control in Semiconductors" (ed. K.Sumino) pp.615-620, Elsevier Science Publisher, 1990.
39. Kimerling L.C., Benton J.L. in "Laser and Electron Beam Processing of Materials", pp.385 - 396, ed. White C.W. and Peercy P.S., Academic Press New York, 1980.

40. Mayafuji Y., Ogawa J., Aoki Y., Shibata A., Usui S., "Laser-enhanced nucleation stacking faults in silicon", *Journ. of Appl.Phys.*, vol.54, N 6, pp.3606 - 3908, 1983.
41. Miyna M., Ohyu K., Tokuyama T., "Annealing of phosphorus-ion implanted silicon using CO<sub>2</sub> laser", *Appl.Phys.Lett.*, vol.35, N 3, pp.227 - 229, 1979.
42. Hartiti B., Slaoni A., Muller J.C., Siffert P., "Electrically active defects in silicon after excimer laser processing", *Journ of Appl.Phys.*, vol.66, N 8, pp.3934 - 3937, 1989.
43. Allmen M. von., Maenpaa M., Tsaun B.Y., "Metastable phases in laser-irradiated Pt-Si and Pd-Si thin films", *Appl.Phys.Lett.*, vol.37, N 1, pp.84 - 86, 1980.
44. Вавилов В.С., Челядинский А.Р., "Ионная имплантация примесей в монокристаллический кремний: эффективность метода и радиационные нарушения", *УФН*, т.165, N 3, стр. 347 - 358. 1995.
45. Seng E.G., Kim E., Lee Y.H., Hwang Y.G., "Fully relaxed point defects in crystalline silicon", *Phys.Rev. B*, vol.48, pp.1486-1489, 1993.
46. Claves C., Vanhellemont J., "Recent Progress in the Understanding of Crystallographic Defects in Silicon", *Journ.of Cryst.Growth*, 1993, vol.126, N 1, pp.41 - 62.
47. Grimmeiss H.G., Janzen E., Skarstam B. "Deep sulfur-related centres in silicon", *Journ. of Appl.Phys.* vol.51, N 8, pp.4212 - 4217, 1980.
48. Csaszar W., Endros A.L., "Anomalous Electronic Properties of a Hydrogen-Related Deep Donors in C-Si", *Phys.Rev.Lett.*, vol.73, N 2, pp. 312 - 315, 1994.
49. Sayama H., Takai M., Yuba Y., Namba S., Tsukamoto K., Akasaka Y. "Deep Levels Induced by High-Energy Boron Ion-Implantation into P-Silicon", *Appl.Phys.Lett.*, 1992, vol.61, N 14, pp.1682 - 1684.

50. Mukashev B.N., Tamedarov M.F., Tokmoldin S.Z. "States of Hydrogen and Mechanisms of Passivation of Impurities and Radiation Defects in Crystalline Silicon", Soviet Physics Semiconductors, 1992, vol. 26, N 6, pp.628 - 634.
51. Irmischer K., Kind T., Gehlhoff W., Electron-paramagnetic resonance of iron- and aluminium-related defects in silicon", Phys.Rev. B, 1993, vol.49, N 10, pp.7964 - 7971.
52. Johansson S., Schweitz J.A., Westberg H., Boman M., "Microfabrication of 3-Dimensional Boron Structures by Laser Chemical Processing", Journ. of Appl.Phys., 1992, vol. 72, N 12, pp. 5956 - 5963.
53. Inoue N., Wada K., Osaka J. in Semiconductor Silicon 1981, edited by Huff H.R., Kriegel R.J., Takeishi Y., (The Electrochem.Soc. Princeton, N.J., 1981, p.282).
54. Ataka M., Ogawa T., Nucleation and growth of oxide precipitates in Czochralski Si wafers. J.Mater.Res. v.8., pp.2889 - 2895, 1993.
55. Parekh P.C., The influence of stationary dislocations and stacking faults on some transistor parameters. Solid-State Electron. vol.14, pp.272 - 282., 1971.
56. Barson F., Hess M.S., Roy M.M., Diffusion Pipes in Silicon NPN Structures. J.Electrochem.Soc. vol.116, pp.304 - 308, 1969.
57. Miyagi M, Wada K., Osaka J., Inoue N., Effect of oxide precipitates on minority-carrier lifetime in Czochralski-grown silicon. Appl.Phys.Lett., vol.40, pp.719 - 721, 1982.
58. Chakravarti S.N., Gabarino P.L., Murty K., Oxygen precipitation effects on Si n<sup>+</sup>-p junction leakage behaviour. Appl.Phys.Lett., vol.40, pp.581 - 583, 1982.

59. Schroder D.K., Whitefield J.D., Varker C.J., Recombination lifetime using the pulsed MOS capacitor. *IEEE Trans. Electron Devices* ED-31, pp.463 - 468, 1984.
60. Yang K.H., Kappert H.F., Schwuttke G.H., Minority Carrier Lifetime in Annealed Silicon Crystals Containing Oxygen. *phys.stat.sol.(a)*, vol.50, pp.221-227, 1984.
61. Patel J.R., Jackson K.A. Reiss H., Oxygen precipitation and stacking-fault formation in dislocation free silicon. *J.Appl.Phys.*, vol.48, N.12, pp.5279 - 5288, 1977.
62. Hu S.M., Precipitation of oxygen in silicon: Some phenomena and a nucleation model. *J.Appl.Phys.*, vol.52, N 6, pp.3974 - 3984, 1979.
63. Simpson M.B., Halfpenny P.J., Emmont M.A., Brown J., Oxygen precipitation in Si-n during CMOS processing: an FTIR microspectroscopic, X-ray topographic and TEM study of spatial variation in defect formation. *Semicond.Sci.Technol.* vol.4, 701 - 710, 1989.
64. Huber W., Pagani M. "The behaviour of oxygen precipitates in silicon at high process temperature". *J.Electrochem. Soc.*, vol.137, pp.3210 -3214, 1990.
65. Yamanaka H., Coexistence of 2 types of nucleation sites for oxygen precipitates in Cz-Si. *Jap.J.of Appl.Phys.1*, vol.31, N 8, pp.2519 - 2526, 1992.
66. Hara A., Masaki A., Fukuda T., Ohsawa A., Hydrogen effects on oxygen precipitation in Czochralski silicon crystals. *J.Appl.Phys.*, vol.74, N 2, pp.913 - 916, 1994.
67. Wijaranakula W. The dissolution mechanisms of oxide precipitates in Czochralski Silicon degenerately doped with boron during high-temperature annealing. *J.of Electronic Materials*, vol.22, N 1, p.105 - 100, 1993.

68. Inoue N., Watanabe K., Wada K. Osaka J., Time-lag in nucleation of oxide precipitates in silicon due to high temperature preannealing. *J.Cryst.Growth*, vol.84, N 2, p.21 - 29, 1987.
69. Wada K., Inoue N., In *Semiconductor Silicon 1986*, edited by Huff H.R., Abe T., Kolbsen B., (The Electrochem.Soc. Pennington N.J. 1986) p.778.
70. Nauka K., Lagovski J., Gatos H.C., Veda O., New intrinsic gettering process in silicon based on interactions of silicon interstitials. *J.Appl.Phys.*, vol.60, N 2, pp.615 - 621, 1986.
71. Ravi K.V., The heterogeneous precipitation of silicon oxides in silicon. *J.Electrochem.Soc.* vol.121, p. 1090-1098, 1974.
72. Kock A.J.R., Van de Wijgert W.M., The influence of thermal point defects on the precipitation of oxygen in dislocation-free silicon crystals. *Appl.Phys.Lett.* vol.38, p. 888-890, 1981.
73. Kock A.J.R., in *Proceedings of the ECS Satellite Symposium on Aggregation Phenomena of Point Defects in Silicon*, Munich, 1982, p.1.
74. Tan T.Y., Kung C.Y., Oxygen precipitation retardation and recovery phenomena in Czochralski silicon: Experimental observations, nuclei dissolution model, and relevancy with nucleation issues. *J.Appl.Phys.*, vol.59, p.917-931, 1986.
75. Inoue N., Wada K., Osaka J., in *Defects and Properties of Semiconductors: Defect Engineering*, edited by J.Chikawa, K.Sumino, and K.Wada (KTK Scientific, Tokyo, 1987), p.197.
76. Zulehner W., in *Proceedings of the STEP Europe Conference 1988*, p.68.
77. Oehrlein G.S., Lindstrom J.L., Corbett J.W., Carbon-oxygen complexes as nuclei for the precipitation of oxygen in Czochralski silicon. *Appl.Phys.Lett.*, vol.40, p.241-243, 1982.

78. Kishino S., Matsushita Y., Kanamori M., Carbon and oxygen role for thermally induced microdefect formation in silicon crystals. *Appl.Phys.Lett.*, vol.35, p.213, 1979.
79. Fraundorf P., Fraundorf G.K., Shimura F., Clustering of oxygen atoms around carbon in silicon. *J.Appl.Phys.* vol.58, p.4049-4055, 1985.
80. Hart E.W., Role of dislocations in bulk diffusion. *Acta Metallogr.* vol.6, p.553, 1958.
81. Hu S.M., Effects of ambients on oxygen precipitation in silicon. *Appl.Phys.Lett.* vol.36, p.561-563, 1980.
82. Hu S.M., Growth law for disk precipitates, and oxygen precipitation in silicon. *Materials Research Society Symp.* vol.59, p.249, 1986.
83. Ham F.S., Theory of diffusion-limited precipitation. *J.Phys.Chem.Solids* vol.6, p.335-351, 1958.
84. Patrick W., Hearn E., Westdorp W., Bohg A., Oxygen precipitation in silicon. *J.Appl.Phys.*, vol.50, p.7156-7164, 1979.
85. Wada K. Nakanishi H., Takaoka H., Inoue N., Nucleation temperatures of large oxide precipitates in as-grown Czochralski silicon. *J.Cryst.Growth* vol.57, p.535-541, 1982.
86. Wada K., Inoue N, Kohra K., Diffusion-limited growth of oxide precipitates in Cz Si. *J.Cryst.Growth* vol.49, p.749-753, 1980.
87. Newman R.C., Binns M.J., Brown W.P., Livingston F.M., Messoloras S., Stewart R.J., Wilkes J.G. Precipitation of oxygen in silicon: kinetics, solubility, diffusivity and particle size. *Physica B* vol.116, p.264-267, 1982.
88. Binns M.J., Brown W.P., Wilkes J.G., Newman R.C., Livingston F.M., Messoloras S., Stewart R.J., Diffusion limited precipitation of oxygen in dislocation-free silicon. *Appl.Phys.Lett.* vol. 42, p. 525-527, 1983.
89. Wilkes J.C., Silicon semiconductor devices. *J.Cryst.Growth* vol.65, p.214-219, 1983.



90. "Quick Reference Manual for Silicon Integrated Circuit Technology", edited by Beadle W.E., Tsai J.C.C., Plummer R.D. (Wiley, New York, 1985).
91. Tempelhoff K., Spiegelberg F., Gleichmann R., Wruck D., Precipitation of oxygen in dislocation free silicon. *phys.stat.sol. (a)* vol.56, p.213-218, 1979.
92. Irvin J.C., "Resistivity in Bulk Silicon and Diffused Layers In Silicon", *The Bell System Technical Journal*, vol. XLI, N 2, pp. 387 - 410, 1962.
93. Готра З.Ю. "Технология микроэлектронных устройств", М. "Радио и связь", 1991.
94. Павлов А.П. "Методы измерения переметров полупроводниковых материалов", М."Выш.шк.", 1987.
95. Hiraoka H., Sendova H., "Laser-induced sub-half-micrometer periodic structure on polymer surfaces", *Appl. Phys. Lett.* vol. 64, N 5, 563 - 566, 1994.
96. Рейви К., "Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии" М.Мир., 472 с., 1984.
97. Kwong D.L., Kim Dae M., "Pulsed laser heating of silicon: The coupling of optical absorption and thermal condition during irradiation" *J. Appl. Phys.*, v.54(1), pp.366 - 373, 1983.
98. Latushko Ya.I., Makarenko L.F., Markevich V.P., Murin L.I., *Electrical and Optical Characterization of Thermal Donors in Silicon.*, *phys.stat.sol. (a)*, v.93, N 2 pp.K181 - K184, 1986.
99. Вавилов В.С., Киселев В.Ф., Мукашев Б.Н. "Дефекты в кремнии и на его поверхности", М.Наука, 212 с., 1990.
100. Бургуэн Ж., Ланно М., Точечные дефекты в полупроводниках. Экспериментальные аспекты. М.Мир. 1985.



101. Алёшин А.Н., Енишерлова К.Л., Калинин А.А., Мордкович В.Н., Русак Т.Ф. "Создание внутреннего геттера в кремнии путем имплантации ионов С и О". Поверхность, 1, стр. 35 - 40, 1992.
102. Tice W.K., "Oxygen precipitation and Formation of Diffusion Shorts in FET Circuits". Journ. of Electrochem. Soc., vol.136, N 5, pp. 1572 - 1573, 1989.
103. Готра З.Ю., "Технология микроэлектронных устройств", М., Радио и связь, с.139 - 145, 1991.