

**MÜRƏKKƏB AŞQARLANMIŞ Ge-Si<Ga,Sb,Ni> BƏRK MƏHLULU  
KRİSTALLARININ ALINMASI VƏ ELEKTRİK XASSƏLƏRİ**

İxtisas: 2220.01 – yarımkeçiricilər fizikası

Elm sahəsi: fizika

fəlsəfə doktoru elmi dərəcəsi almaq üçün təqdim olunan

**DİSSERTASIYA**

İddiaçı: **İslamzadə Elnarə Məhərrəm qızı**

Elmi rəhbər: fizika-riyaziyyat elmləri doktoru,

professor **Əjdərov Hüsnü Xəlil oğlu**

Bakı 2025

# MÜNDƏRİCAT

**GİRİŞ.....5**

## **I FƏSİL.Ge-Si ƏSASLI BƏRK MƏHLULLAR: MATRİSƏ VƏ ELEKTROFƏ- AL AŞQARLARA AİD XARAKTERİSTİK MƏLUMATLAR**

1.1.Ge-Si bərk məhlullarının kristal və zona quruluşları.....12

1.2. Si, Ge və onların bərk məhlullarında dayaz və dərin aşqar mərkəzləri.....19

1.3. Si, Ge kristalları və onların bərk məhlullarında köçürmə hadisələri.....30

## **II FƏSİL. Ge-Si BƏRK MƏHLULLARININ HƏCMİ KRİSTALLARININSİNTEZİ, AŞQARLANMASI VƏ ÖLÇÜ METODLARI**

2.1.Ge-Si bərk məhlullarının monokristallarının ərintidən yetişdirmə texnologiyasına aid ədəbiyyat məlumatları.....33

2.2.Ge-Si bərk məhlulu kristallarının konservativ və qeyri-konservativ metodlarla yetişdirilməsi.....51

2.3. Ga,Sb,və Ni atomları ilə mürəkkəb aşqarlanmış Ge-Si bərk məhlulu kristallarının alınması.....72

2.4. Ərintinin ikiqat mayalanma metodu: Ge-Si kristallarında Ga və Sb aşqarlarının paylanması modeləşdirilməsi.....83

## **III FƏSİL.İSTİLİK EMALINAMƏRUZ QALMIŞ MÜRƏKKƏB AŞQARLANMIŞ Ge-Si< Ga, Sb,Ni>KRİSTALLARININ ƏSAS AŞQAR HALLARININ SPEKTRİ**

3.1. Ge və Ge-Si kristallarının istilik emalının, sərtləşdirilməsinin və qalvanomaqnit xarakteristikalarının ölçmə meto-  
dikası.....96

3.2. Ge-Si kristallarında sərbəst yükdaşıyıcılarının Hall faktoru, Ga, Sb, Ni aşqar səviyyələrinin cırlaşma faktoru və tətqiqi.....99

3.3.  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x < \text{Ga, Sb}> (0 < x < 0,15)$  germaniumabənzər kristalların tablamadan əvvəl və sonra xarakteristik xassələri.....109

3.4. Mürəkkəb aşqarlanmış  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x < \text{Ga, Sb, Ni}> (0 \leq x \leq 0,15)$  kristalların: tablamadan əvvəl və sonra aşqar enerji hallarının xarakteristik parametrləri.....122

#### **IV FƏSİL. MÜRƏKKƏB AŞQARLANMIŞ GERMANİUMA BƏNZƏR $\text{Ge-Si} < \text{Ga, Sb, Ni}>$ KRİSTALLARIN ELEKTRİK XASSƏLƏRİ**

4.1. Elektron keçiriciliyinə malik  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x < \text{Ga, Sb, Ni}> (0 \leq x \leq 0,13)$  kristalların elektrik xassələri.....135

4.2. Mürəkkəb aşqarlanmış  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x < \text{Ga, Sb, Ni}> (0 \leq x \leq 0,13)$  kristallarda dəşiklərin yürüklüyü.....142

**NƏTİCƏ**.....150

**ƏDƏBİYYAT SİYAHISI**.....152

## GİRİŞ

**Mövzunun aktuallığı və işləmə dərəcəsi.** Elektron sənayesinin baza maddələri olan Si-Ge bərk məhlulları cihazqayırma sənayesində əhəmiyyətli yer tutur. Bu istiqamətdə aparılan işlər daha çox bərk məhlulun tərkibini elektroaktiv elementlərlə aşqarlayaraq fiziki xassələrin idarə olunmasına yönəlmişdir.

Ədəbiyyat məlumatlarına əsasən, Si-Ge kristalları termoelektrik generatorların, infraqırmızı şüalanma qəbuledicilərin, optoelektron cihazlarda epitaksiya üçün altlıqların, günəş elementlərin, foto və qamma detektorların yaradılmasında geniş istifadə olunur. Verilən tərkibə və elektroaktiv aşqarların konsentrasiyasına tənzimlənən keyfiyyətli kristalların alınması və onlarda elektron tərkibin öyrənilməsi əhəmiyyət kəsb edir.

Son illərdə Si-Ge həcmi kristalların Çoxralski, Bricmen, zona əritmə və onların modifikasiya edilmiş üsulları ilə alınmasında əhəmiyyətli nailiyyətlər əldə edilmişdir. Si-Ge kristallarının xarakteristikaları, yarımkeçirici parametrlərini və onlarda dayaz və dərin aşqar mərkəzlərin spektrinin öyrənilməsinə çoxlu işlər həsr olunmuşdur. Bərk məhlulun kristallaşması zamanı ərintinin tərkibində tipik dayaz aşqarların seqreqasiyasının dəyişmə qanunauyğunluğu ilə bağlı məsələlər aktual tədqiqat mərhələsindədir. Tərkibində elektroaktiv aşqarların olduğu mürəkkəb aşqarlanmış Si-Ge kristallarının elektron xassələri az öyrənilmişdir. Bu materiallara kristal qəfəsdə maddənin elektron köçürmə xassələrinə əhəmiyyətli təsir göstərən əlavə elektroaktiv komplekslərin yaranması imkanı xüsusi maraq kəsb edir. Digər tərəfdən, matrisdə sürətli diffuziyaedici aşqarın mövcudluğu uyğun temperaturlarda termik emal yolu ilə geniş intervalda kristalın elektron xassələrini dəqiq idarə etməyə imkan verir.

İşdə dayaz akseptor (Ga) və donor aşqarlarla (Sb), həmçinin, tez diffuziyaedici Ni atomları ilə mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 < x < 0,15$ ) həcmi kristalların alınması və tədqiq olunan materiallarda əsas aşqar halların spektri və elektrik köçürmə hadisələrin xarakteristikasının müəyyən olunmasına yönəlmiş kompleks

məsələlər həll edilmişdir. Qeyd edək ki, ikiqat yüklü akseptor aşqarı kimi Ni seçilməsi onun tədqiq edilən materialların elektrikkeçirmə xassələrinə effektiv təsir göstərməsinə və kristalın matrisində mövcud olandıgər aşqarlarla müxtəlif elektroaktiv komplekslər yaratmaq xüsusiyyətlərinə əsaslanır.

### **Tədqiqatın obyektı və predmeti:**

Tədqiqatın obyektı mürəkkəb aşqarlanmış germaniumabənzər  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb, Ni >$  ( $0 < x < 0,15$ ) kristallarıdır.

Kristalların müxtəlif texnologiyalarla alınması və həmin kristalların elektrofiziki xassələrin tədqiqi tədqiqatın predmetidir.

### **Tədqiqatın məqsəd və vəzifələri:**

Verilmiş tərkibdə yaz ( $Ga, Sb$ ) və dərin ( $Ni$ ) aşqarlanmış mürəkkəb legirlənmiş  $Ge < Ga, Sb, Ni >$  və  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb, Ni >$  kristallarının alınması, əsas aşqar halların spektrinin dəyişmə xüsusiyyətləri, elektrikkeçirmə xarakteristikaları, termoemaldansonra kristallarda elektroaktiv komplekslərin yaranma mexanizmlərinin müəyyənələndirilməsi tədqiqatın əsas məqsədidir.

Qoyulan məqsədə nail olmaq üçün işdə aşağıdakı məsələlər həll edilmişdir:

1. Pfan yaxınlaşması və binar sistemlər üçün virtual mühit modeli çərçivəsində ərintidən konservativ və qeyri-konservativ metodlarla göyərdilmiş  $Ge$  və  $Ge-Si$  kristallarda əsas komponentlərin (bərk məhlullar üçün) və  $Ga, Sb$  aşqarlarının aksial konsentrasiya paylanmasının nəzəriyyəsi əsasında izahı.
2. Komponentlərin və aşqarların verilmiş aksial konsentrasiya paylanmasında  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb >$  ( $0 \leq x \leq 0,30$ ) kristallarının göyərdilməsi üçün optimal metodların və texnoloji parametrlərin təyini.
3.  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb >$  ( $0 \leq x \leq 0,30$ ) mürəkkəb aşqarlanmış kristalların ənənəvi və modifikasiya olunmuş Bricmen, həmçinin, ərintinin istiqamətlənmiş *konsentrasiyon ifrat soyutma üsulu* ilə göyərdilmə metodikalarının işlənilib hazırlanması.
4. Nümunələrin yüksək temperaturlarda termoemalı və ardıcıl tablama nəticəsində diffuziya yolu ilə nikellə legirlənmə metod işlənməsi.

5. Holl əmsalının temperatur asılılığının və elektrik keçiriciliyinin eksperimental qiymətlərinə əsasən  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb > (0 \leq x \leq 0,15)$  nümunələrində 77-350 K temperatur intervalında kristallarda aşqarların konsentrasiyasının müxtəlif nisbətlərində əsas aşqar hallarının spektrini, həmçinin elektron və deşiklərin yürüklüyünü təyin etmək və materialların termoemalının bu xarakteristikalarına təsirini öyrənmək.

6. Germaniumabənzər mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb, Ni >$  kristallarının alınmasına və elektrik xassələrinə aid bütün eksperimental nəticələrin təhlili və bu istiqamət üzrə mövcud olan nəzəriyyələr əsasında izah edilməsi.

#### **Tədqiqatın metodları:**

Müxtəlif metodlarla göyərdilmiş  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb > (0 \leq x \leq 0,15)$  kristallarına aid elmi işlərin analizi və sistemləşdirilməsi aparılıb. Mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge-Si < Ga, Sb > (0 \leq x \leq 0,30)$  kristallarında əsas komponentlərin və aşqarların konsentrasiya paylanması üçün virtual mühit modeli çərçivəsində riyazi modelləşdirilmə tərtib olunub. Ənənəvi və modernləşdirilmiş Bricmen metodu ilə göyərdilmiş  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb, Ni > (0 \leq x \leq 0,15)$  nümunələrində elektrik xassələrinin müəyyənləşdirilməsi üçün təcrübi üsul kimi Xoll ölçmələri istifadə olunub.

#### **Müdafiyyə çıxarılan əsas müddəalar:**

1. Pfan yaxınlaşmasında və binar sistemlər üçün virtual mühit modeli çərçivəsində  $Ge_{1-x}Si_x (0 \leq x \leq 0,30)$  külçəsində komponentlərin (Ge, Si) və aşqarların (Ga, Sb) aksial konsentrasiya paylanması üçün alınmış riyazi ifadələr ərintidən 5,5 mm/saat sürətindən böyük sürətlə göyərdilmiş kristalların təcrübi nəticələrini kifayət qədər yaxşı təsvir edir.

2. Ərintidən konservativ və qeyri – konservativ yolla göyərdilmiş Ge–Si kristallarında əsas komponentlərin və aşqarların konsentrasiya profillərinin riyazi modelləşməsi verilmiş tərkibli kristalların alınması üçün optimal metod və texnoloji parametrləri müəyyən edir.

3. Diffuziya metodu ilə Ni-in maksimal həll olma temperaturunda (1150K) diffuziya üsulu ilə legirə olunmuş  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb, Ni > (0 \leq x \leq 0,15)$  kristallarında əsas aşqar

halların spektrinin bu materiallarda aşqarlayıcı elementlərin hər birinə uyğun spektrlərin cəmindən ibarət olduğu göstərilmişdir.

4. Ge-Si < Ga,Sb,Ni> kristalların 1050-1080K temperaturda *termoemalı* matrisdəki səviyyələri nikelin birinci akseptor səviyyəsindən aşağıda yerləşən əlavə dərin akseptor kompleksləri (DAK) yaradır. Bərk məhlullar üçün virtual kristal modelinə uyğun DAK-ın aktivləşmə enerjisi matrisdə silisiumun miqdarı artdıqca artır. Bu səviyyələr üçün ən uyğun model  $Ni_s - Ga_s$  və  $Ni_i - Ga_s$  cütündən ibarət komplekslərdir.

5. Kristalların 770-1150K intervalında ardıcıl *termik emalı* materialın elektron xassələrini dəqiq idarə etməyə imkan verir.

6.  $Ge_{1-x}Si_x$ <Ga,Sb,Ni> kristallarında sərbəst yükdaşıyıcıların 77-300K intervalında yürüklüyünə aid təcrübi nəticələrin hamısı üç əsas səpilmə mexanizmi - fononlardan, ərinti nizamsızlıqlarından və aşqar ionlardan səpilmələrin additiv yaxınlaşması çərçivəsində nəzəriyyə ilə qənaətbəxş dərəcədə izah olunur.

#### **Tədqiqatın elmi yeniliyi:**

Pfan yaxınlaşmasında ərintidən modifikasiya edilmiş Bricmen, zona əritmə üsulu, ərintinin istiqamətlənmiş konsentrasiya ifrat soyutma və ikiqat qidalandırma üsulları ilə göyərdilmiş Ge-Si bərk məhlullarının külçələrində komponentlərin (Ge,Si) və dayaz aşqarların (Ga, Sb) konsentrasiya paylanması, həmçinin bərk məhlulların hibrid metodla göyərdilməsinin dinamikasına dair riyazi məsələlər həll edilmişdir.

$Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 \leq x \leq 0,30$ ) kristallarının Ga, Sb aşqarları ilə idarə edilən kompleks aşqarlanması və kristalların göyərdilməsi metodikası işlənmişdir. Aşqarların göstərilən konsentrasiyasında ( $10^{15}$ ) verilmiş tərkibli (x) həcmi  $Ge_{1-x}Si_x$  kristalları göyərdilmişdir.

Göstərilmişdir ki, Ni-lə onun maksimum həll olma temperaturunda (1150K) diffuziya üsulu ilə legire olunmuş  $Ge_{1-x}Si_x$ <Ga,Sb,Ni> ( $0 \leq x \leq 0,15$ ) kristallarında əsas aşqar hallarının enerji spektri bu materiallarda hər bir legirə olunmuş aşqar elementlərinin uyğun spektrlərinin cəmindən ibarətdir.

Müəyyən olunmuşdur ki, Ge-Si <Ga,Sb,Ni> kristallarının 1050-1080K temperaturda tablanması matrisdə enerji səviyyəsi nikelin birinci akseptor səviyyəsindən aşağıda yerləşən əlavə akseptor mərkəzinin yaranmasına gətirir. Bu mərkəzlər üçün ən uyğun model  $Ni_s$  və  $Ga_s$  aşqarlarının əvəzedici atomları cütündən ibarət  $Ni_s Ga_s$  və ya  $Ni_i$  düyünlərarası atomlarından və  $Ga_s$  -in əvəzedici atomlar cütündən ibarət  $Ni_i Ga_s$  komplekslərdir.

$Ge_{1-x}Si_x$ <Ga, Sb, Ni> kristallarında sərbəst yükdaşıyıcıların 77-300 K intervalında yürüklüyünün bütün eksperimental nəticələri matrisdə elektron və deşiklərin səpilməsinin üç əsas səpilmə mexanizminin: qəfəs rəqslərindən, bərk məhlulun ərintisinin nizamsızlıqlarından və ionlaşmış aşqar mərkəzlərindən səpilmənin additiv yaxınlaşma çərçivəsində nəzəri olaraq yaxşı izah olunur.

### **Tədqiqatın nəzəri və praktiki əhəmiyyəti:**

Si-Ge bərk məhlul mürəkkəb aşqarlanmış həcmli  $<Ge_{1-x}Si_x>$  kristallarının göyərdilməsi metodikası perspektivli olub materialşünaslıq mərkəzlərində və laboratoriya praktikasında bərk məhlulların aşqarlanmış kristallarının ərintidən konservativ və qeyri – konservativ metodlarla göyərdilməsi üçün müvəffəqiyyətlə istifadə olunur. Verilmiş parametrlərə uyğun legirlənmiş kristalların göyərdilməsi üçün optimal texnoloji parametrlər işdə təqdim olunmuş riyazi münasibətlər əsasında uyğun modelləşmə ilə müəyyən olunur.

$Ge_{1-x}Si_x$  <Ga,Sb,Ni> ( $0 \leq x \leq 0,15$ ) kristallarında əsas aşqar hallarının spektri bu kristallardan həm varizon, həm də spektrin infraqırmızı oblastında selektiv qəbuledicilərin yaradılması üçün istifadə edilmə imkanını göstərir.

Mürəkkəb aşqarlanmış kristalların yüksək temperaturlarda (500 – 1150 K) termik emalı tez diffuziya olunan Ni aşqarını nəzərə almaqla, aşqar hallarının spektrinə, aşqarların effektiv konsentrasiyasına və matrisdə sərbəst yükdaşıyıcıların yürüklüyünə təsiri, yarımkəçiricinin elektrik xassələrini geniş diapazonda dəqiq idarə edilməsini mümkün edir.

### **İşinaprobasiyası və tətbiqi:**

İşin əsas nəticələri «Кристаллофизика XXI века» V Beynəlxalq Elmi Konfransda (Moskva, 2013); “Novel Semiconductor Materials and structures”



Beynəlxalq konfranslarda (Bakı 2013); altıncı beynəlxalq konfransda «Кристаллофизика и де-формационное поведение перспективных материалов» (Moskva, 2015); "Opto, nanoelektronika, kondensə olunmuş mühit və yüksək enerjilər fizikası" beynəlxalq konfransında (Bakı 2015); akademik H.B. Abdullayevin 100 illik yubileyinə həsr olunmuş "Modern Trends in Condensed Matter Physics MTCMP – 2018", beynəlxalq konfransında (Bakı 2018) müzakirə edilmişdir.

#### **Dissertasiya işinin yerinə yetirildiyi təşkilatın adı:**

Dissertasiya işi Azərbaycan Respublikasının Elm və Təhsil Nazirliyi Fizika İnstitutunun «Yarımkeçiricilərdə aşqarlar» laboratoriyasında elmi-tədqiqat, plan işləri çərçivəsində yerinə yetirilmişdir.

#### **Dissertasiyanın strukturu və həcmi:**

Dissertasiya girişdən, dörd fəsildən, əsas nəticələrdən ibarət olub, 142 səhifəlik və ümumi işarə sayı 229 093 olan kompüter mətnində şərh olunmuşdur. İşdə titulların 392, mündəricat 3061, giriş 16 642, dissertasiyanın əsas məzmunu 175 121, nəticə 2577 simvoldan ibarətdir. 161 sayda ədəbiyyata istinad olunmuşdur. Dissertasiyanın məzmununa 50 şəkil, 3 cədvəl daxildir.

#### **İşin məzmunu:**

**Girişdə** dissertasiya işinin mövzusunun aktuallığı əsaslandırılmış, tədqiqatın məqsədi, alınmış nəticələrin elmi yeniliyi və praktiki əhəmiyyəti, eləcə də müdafiəyə çıxarılan əsas müddəalar qeyd edilmişdir. Dissertasiyanın fəsillərinin məzmununu xarakterizə edən məlumatlar qısa şərh olunmuşdur.

**Birinci fəsil** silisium, germanium kristallarının və onların bərk məhlullarının fundamental yarımkeçirici, eləcə də quruluş, aşqar xarakteristikalarına aid ədəbiyyat icmalına və əsas ədəbiyyat materiallarının analizinə həsr olunmuşdur. Bu klassik maddələrin energetik və kristal quruluşuna aid məlumatlar da verilmişdir. Müzakirə olunan kristallarda dərin və dayaz aşqar mərkəzlərin əsas energetik hallarının spektrinə və bu istiqamətdə nəzəriyyənin vəziyyətinə həsr olunmuş əsas işlər nəzərdən keçirilmişdir.

**İkinci fəsildə** ərintidən göyərdilən Ge-Si bərk məhlul kristallarının alınma məsələlərinə aid çətinliklər qısaca şərh edilmişdir. Son illərdə sənaye səviyyəsində

keyfiyyətli bərk məhlul kristallarının alınmasında əldə olunan irəliləyişlər və çətinliklər göstərilib.

Dissertasiya işində yerinə yetirilmiş ərintidən ənənəvi və modifikasiya olunmuş Çoxralski, Bricmen , zona əritmə həmçinin istiqamətləndirilmiş konsentrasion soyutma üsulu ilə göyərdilmiş həcmli Ge-Si kristallarının alınmasına və aşqarlanmasına dair eksperimental və nəzəri araşdırmaların nəticələri təqdim olunub.

**Üçüncü fəsildən** nümunələrin ölçülməsi və termik emal üsulları təsvir edilmişdir. Yarımqeçirici quruluşa malik Ge, Si və onların bərk məhlullarında sərbəst yükdaşıyıcılarının Holl-faktoru, həmçinin, bu materialların matrislərində Ni, Ga və Sb aşqar səviyyələrinin cırlaşma dərəcəsi və faktoru ilə bağlı məsələlər müzakirə olunmuşdur. Mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristalların Holl əmsalının 77-300 K intervalında təcrübi nəticələrinə əsasən dərin aşqar mərkəzlərinin əsas enerji səviyyələri, habelə, yüksək temperatur emalının bu halların spektrinə təsiri müəyyən edilmişdir. Mürəkkəb aşqarlanmış Ge-Si kristallarında 850–1150 K temperatur intervalında termoemal yolu ilə elektronların və deşiklərin konsentrasiyasını idarə etmək imkanının mümkünlüyü göstərilmişdir.  $Ge_{1-x}Si_x <Ga, Sb, Ni>$  ( $0 \leq x \leq 0,15$ ) kristallarında əsas aşqar halların spektrinin araşdırmalarının nəticələri və qalvomaqnit ölçmələrin aparılma metodikaları verilib, həmçinin termik işləmələrin bu hallara təsiri öyrənilib. Elektrik neytrallığı tənliyi çərçivəsində sərbəst yükdaşıyıcıların konsentrasiyasının temperatur asılılığının eksperimental nəticələrinə əsasən aşqar səviyyələrin aktivləşmə enerjisinin müəyyən olunması ilə bağlı suallar geniş araşdırılıb. Mürəkkəb aşqarlanmış Ge və Ge-Si kristallarında aşqar hallarının tədqiqinə istiqamətlənmiş işimizin əsas məqsədi aşqarların qarşılıqlı təsiri nəticəsində matrisdə yaranan əlavə elektroaktiv mərkəzlərin əmələ gəlməsi şərtlərini müəyyən etməkdir. Göstərilmişdir ki, diffuziya metodu ilə maksimum həllolma temperaturunda (1150-1175 K) nikellə aşqarlanmış  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristallarında, qeyd olunan aşqarların konsentrasiya nisbətindən asılı olaraq, Holl ölçmələri zamanı yalnız bu aşqarların əvəzedici atomları ilə əlaqəli müxtəlif səviyyələr yaranır. Lakin 800- 1100 K intervalında sonrakı termoemala

məruz qalmış geniş sayda nümunələrdən alınan məlumatların təhlili göstərdi ki, 1020–1050 K intervalında tablanmış kristallarda Nis-in birinci akseptor səviyyəsindən aşağıda əlavə səviyyələr yaranır. Holl ölçmələrində bu səviyyələr Ga-un konsentrasiyası  $10^{16} \text{ sm}^{-3}$  olan nümunələrdə, bu aşqarın akseptor səviyyəsini güclü kompensasiyası olduğu halda müşahidə edilir

750- 1450 K temperatur intervalında termik işləmə yolu ilə  $Ge_{1-x}Si_x$  <Ga,Sb,Ni> nümunələrində sərbəst elektron və deşiklərin konsentrasiyasının geniş aralıqda idarə oluna bilməsinin mümkünlüyü göstərilib.

İşdə, aşqarların müxtəlif konsentrasiyalar nisbətində  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristallarında uyğun termoemaldan əvvəl və sonra, qadağan olunmuş zonada enerji səviyyələrinin yekun diaqramları təqdim olunmuşdur.

**Dördüncü fəsildə**  $Ge_{1-x}Si_x$  <Ga, Sb, Ni> ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristallarının elektrik keçirmə xassələrinin və termoemalın matrisdəki elektronların və deşiklərin konsentrasiyasına və yürüklüyünə təsirinin tədqiqi barədə məlumatlar təqdim olunmuşdur. 77-300 K intervalında kristalların elektron və deşik yürüklüklərinin temperatur asılılığından alınan eksperimental nəticələr, sərbəst yük daşıyıcıların səpilməsinin üç əsas mexanizminin (fononlardan, ərintinin nizamsızlıqlarından və aşqar ionlarından) additivliyi yaxınlaşmasında kəmiyyətə izah edilmişdir. Materialın elektrik xüsusiyyətlərini müəyyən edən əsas parametrlər matrisdəki sərbəst elektron və deşiklərin konsentrasiyası və yürüklüyüdür. Bu parametrin qiyməti yarımkeçiricilərin konkret zona quruluşu, matrisdəki sərbəst elektronların və deşiklərin akustik və optik fononlarla, eləcə də kristallik quruluşun qüsurları ilə qarşılıqlı təsiri ilə müəyyən edilir. Xüsusilə qeyd etmək lazımdır ki, bərk məhlulların kristallarında, matrisdə nanohəcmlər səviyyəsində tərkibin fluktuasiyaları səbəbindən sərbəst elektron və deşiklərin ərintinin nizamsızlıqlarından əlavə səpilməsi baş verir. Tədqiq etdiyimiz bütün kristallarda sərbəst yükdaşıyıcılarının yürüklülüyünün eksperimental qiymətlərini təyin etmək üçün, Holləmsalının və elektrik keçiriciliyinin 77-300K intervalında ölçülmüş qiymətlərindən və həmçinin, Ge və Ge-Si-da elektronların (deşiklərin) Holl-faktoruna aid ədəbiyyat məlumatlarından istifadə edilmişdir.

## I Fəsil

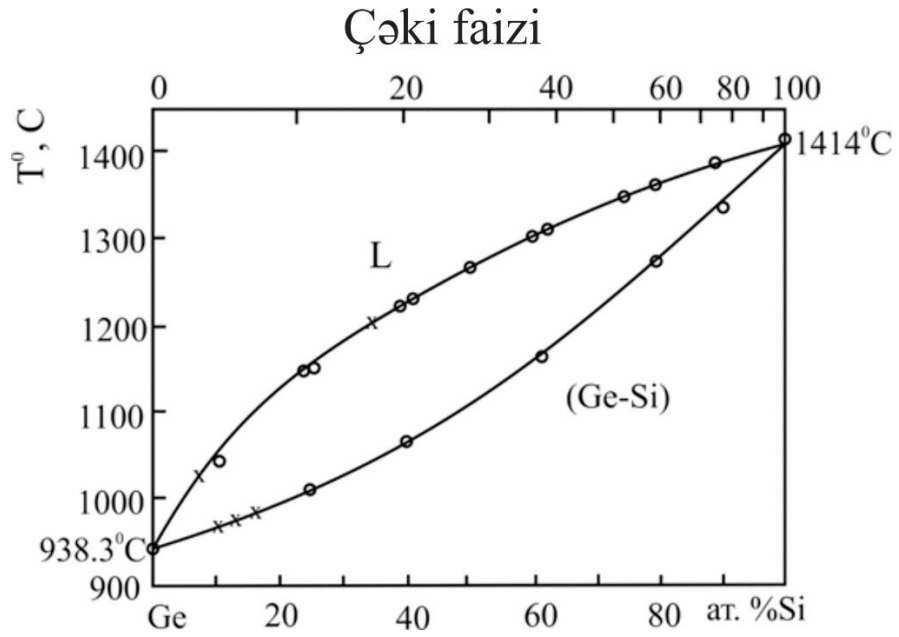
### Ge-Si BƏRK MƏHLULLARI : MATRISA VƏ ELEKTROFƏAL AŞQARLARIN ƏSAS XARAKTERİSTİKALARI

#### 1.1. Ge-Si bərk məhlullarının kəsilməz sırası, kristal və zona quruluşu

Silisiyum-germanium sistemində əvəzedici aşqarlarla aşqarlanmış bərk məhlulların kəsilməz sırasının yaranması ilk dəfə 1939-cu ildə Stern və Klemm tərəfindən müəyyən olunmuşdur [135]. Bu müəlliflər tərəfindən termik analizin nəticələrinə əsasən qurulmuş tarazlıq faza halının diaqramı şəkil 1.1- də göstərilmişdir. Sonralar digər müəlliflər tərəfindən bu diaqram yoxlanılmış və indiyənədək bu maddələrin kristallaşma proseslərinin və ərintidən göyerdilmiş Si-Ge kristallarında komponentlərin paylanması riyazi modelləşdirilməsinin aparılması üçün müvəffəqiyyətlə istifadə olunur. Sistemin solidus və likvidus xətlərinin kəskin şəkildə ayrılması kristallaşma zamanı komponentlərin əhəmiyyətli dərəcədə seqreqasiyaya uğradığını göstərir. Germaniumun ərintidən kiçik miqdarda silisiyum əlavəsi ilə kristallaşması zamanı silisiyumun tarazlıq seqreqasiya əmsalı 5,5; Silisiyum ərintilərinin kristallaşması zamanı isə germanium üçün bu parametrin qiyməti 0,33-dür [30, s.291].

Ge-Si bərk məhlullarında Si və Ge atomlarının qarşılıqlı diffuziyası çox yavaş baş verir. Bu elementlərin diffuziya əmsallarının Si və Ge-un öz-özünə diffuziya əmsallarına yaxın olduğu güman edilir. Qeyd edək ki, silisiyum və germaniumun öz-özünə diffuziya əmsalları bu maddələrdə ən yavaş diffuziyaya edən aşqar atomlarının əmsallarından iki tərtibə yaxın kiçikdir [30, c.292]. Bununla belə, maye fazada, məhlulların ərimə temperaturuna yaxın temperaturda silisiyum və germanium atomlarının diffuziyası mayelər üçün xarakterik olan sürətlə baş verir.

Binar sistemlər üçün virtual model yaxınlaşmasında silisiyumun və germaniumun diffuziya əmsallarının qiyməti ərintinin tərkibindən asılı olaraq silisiyum ( $6 \times 10^{-5}$  sm<sup>2</sup>/san) və germaniuma aid ( $3 \times 10^{-4}$  sm<sup>2</sup>/san) qiymətlər arasında xətti dəyişən kimi qəbul edilir [30, s.292].

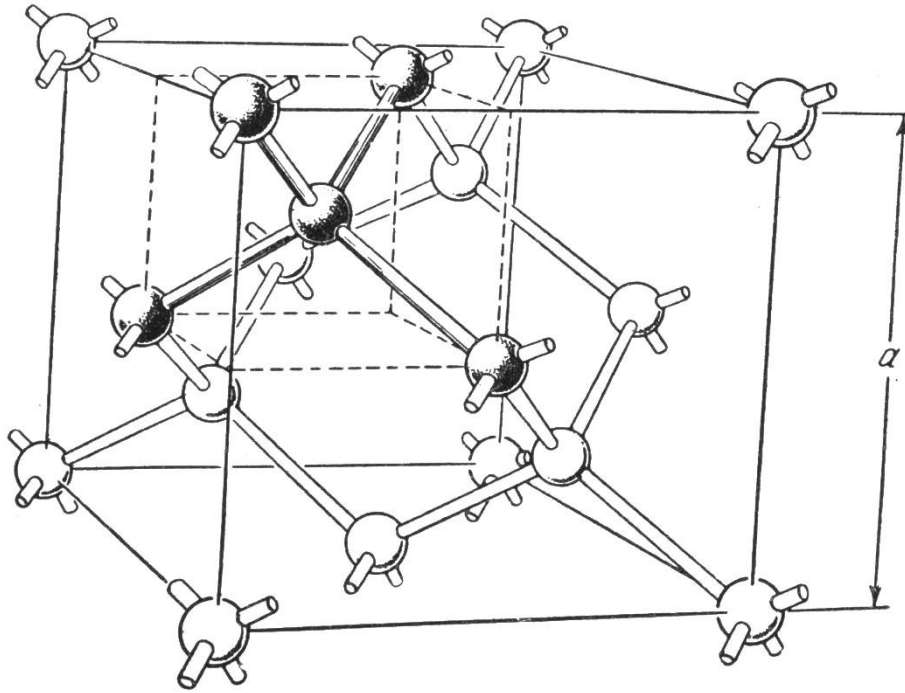


**Şəkil 1.1.1 Ge-Si sisteminin tarazlıq faza halının diaqramı [124].**

Ge-Si kristalları əvəzləmə bərk məhlulları olaraq tərkib komponentlərinə görə eyni struktura malikdir. Sərbəst Ge və Si atomlarında xarici elektron örtüyünün ən dayanıqlı konfigurasiyaları uyğun olaraq  $(4s)^2(4p)^2$  və  $(3s)^2(3p)^2$  olur.

Hər iki atomda p- elektronların spinləri paralel olduğundan əsas hal tripletdir. Atomlar yaxınlaşaraq bərk cisim əmələ gətirən zaman valent elektronlarının yenidən paylanması, s- və p- örtüklərinin hibridləşərək  $sp^3$  halını əmələ gətirməsi müşahidə olunur. Bu vəziyyətdə atomlar dörd cütləşməmiş elektrona malik olur və karbon atomuna oxşar olaraq dörd homeopolyar rabitədə iştirak edə bilirlər. Elektronlar rabitəni cüt-cüt yaradırlar və bu zaman hər elektron cütünün spininin cəmi sıfıra bərabər olur. Məlumdur ki, belə rabitə növünə kovalent rabitə deyilir. Bu kristallarda rabitənin quruluşu elədir ki, atom özü tetraedrin mərkəzində, onun 4 yaxın qonşu atomları isə düzgün tetraedrin təpələrində yerləşir. Şəkil 1.1.2- də almazın (kristal) atomlar arasındakı rabitənin tetraedrik quruluşunu nümayiş etdirən kristal strukturu təsvir edilmişdir. [46,s.214]. Şəkildən görünür ki, belə quruluş tilləri şəkildə qırıq-qırıq xətlərlə təsvir edilmiş kubun daxilində yerləşir. Lakin kristal belə kubik

özəklər dəstindən ibarət deyildir, belə olsa idi hər bir atomun 8 yaxın qonşu atomu olmalı idi. Bu halda matrisa həcmə mərkəzləşmiş qəfəsə malik olmalı idi. Almaz qəfəsdə hər belə elementar kub qonşusundan həmin ölçüyə malik mərkəzləşməmiş kubdan uzaq olmalı idi. Göstərilən halda dörd sadə kiçik kubdan ibarət böyük ölçülü elementar kub qurmaq olardı ki, məhz bu fəzada təkrarlanan bu element almaz qəfəsini əmələ gətirdi. Belə böyük kubun tili ( $a$ ) kristalın qəfəs sabiti adlanır. Hər bir  $a$  tilinə malik kub səkkiz atomdan ibarətdir.



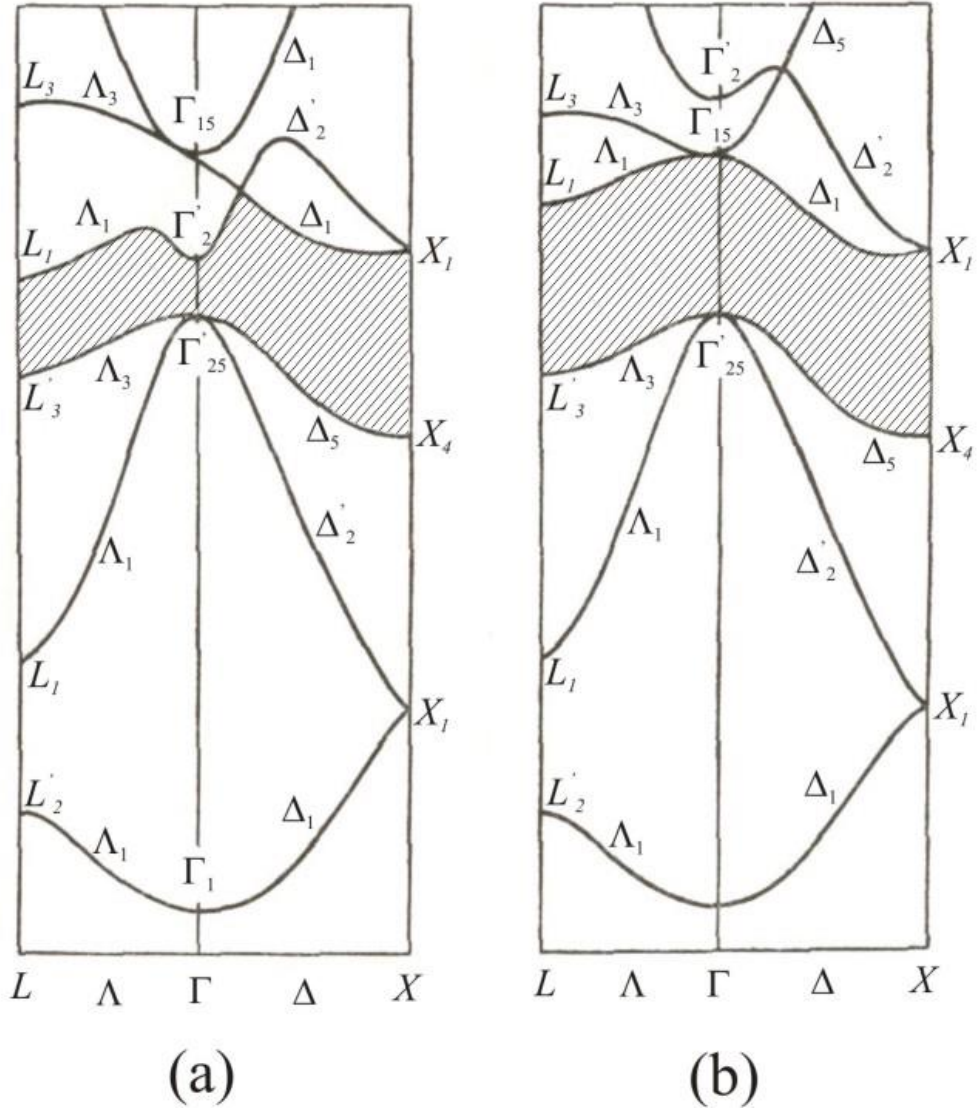
**Şəkil 1.1.2 Kovalent rabitənin tetraedrik yerləşməsini nümayiş etdirən almazın kristal quruluşunun sxemi;  $a$  - qəfəs sabitidir[46].**

Ona görə də vahid həcmdə atomların sayı  $8/a^3$ . Si və Ge üçün qəfəs sabitinin dəqiq qiyməti uyğun olaraq  $5,43072 \cdot 10^{-8}$  sm və  $5,65754 \cdot 10^{-8}$  sm [46, c. 214], [59, s.339; s. 387]. Bu halda Si və Ge- da atomların konsentrasiyası uyğun olaraq  $5,00 \cdot 10^{22}$  sm<sup>-3</sup> və  $4,45 \cdot 10^{22}$  sm<sup>-3</sup>-dir. Böyük dəqiqliklə 25 °S temperaturda hidrostatik və rentgenoqrafik ölçmələrdən təyin edilmiş Si və Ge kristallarının sıxlıqları 2,32902 q/sm<sup>3</sup> və 5,32674 q/sm<sup>3</sup>-dir [59, c.339; c. 387].

Məlumdur ki, Si - Ge bərk məhlullarının qəfəs sabiti və onların sıxlığı matrisin tərkibi və onun tərkib hissələrinin qiyməti ilə xətti dəyişir [124]. Bu vəziyyət bu sistemin kristallarının ixtiyari verilmiş tərkibi üçün bu parametrlərin həmçinin onlarla bağlı bir sıra fiziki kəmiyyətlərin təyin etməyə imkan verir.

Si- Ge və onların bərk məhlullarının enerji zolağının quruluşu çoxsaylı nəzəri və eksperimental tədqiqatların əsasında qurulmuşdur [25, s.301; s. 378; s. 380; s. 391], - [46, s.214], [53], [59, s.339 c. 387], [92,98,122, 124,141,146]. Bu istiqamətdə ən çox eksperimental məlumat siklotron rezonansı, maqnit müqaviməti və işığın udulması ilə bağlı təcrübələrdən alınmışdır. Nəzəriyyə sahəsində almazabənzər kristalların energetik zonasının hesablanması metodlarından ən effektiv zonasının hesablanması metodlarından ən effektivini ortoqonallaşmış müstəvi dalğa metodudur. Ge-Si üçün belə hesablamalar Hermon və başqalar tərəfindən aparılmışdır [25, s.301; s. 378; s. 380; s. 391], [107]. Müəlliflər bürülən zonasının bir sıra simmetrik nöqtələrində enerjini hesablamışlar. Şəkil 1.1.3- də Ge və Si – un bu müəlliflər tərəfindən alınmış zona quruluşunun ( spin orbital qarşılıqlı təsir nəzərə alınmamışdır.) mənzərəsi verilmişdir. Şəkildə qadağan zona ştrixlənmişdir.  $\Gamma\Delta X$  və  $\Gamma\Box L$  oxları [100] və [111] istiqamətlərinə uyğundur. Ge kristalında keçiricilik zonası dibi [111] istiqamətində, brülleon zonasının kənarında sayı 4 olan L nöqtələrində yerləşir. Si kristalında keçiricilik zonasının mütləq minimumları Bürülən zonasının daxilində ( $\kappa=0.8 \cdot \kappa_{\max}$ ) yerləşir və onların sayı 6 – dır.





Şəkil 1.1.3 Ge- Si – un zona quruluşunun sxemi.(spin – orbital parçalanma nəzərə alınmamışdır. Ştrixlənmiş hissə qadağan olunmuş zona ,  $\Gamma\Delta X$ və  $\Gamma\Lambda L$ oxları [100] və [111] istiqamətlərinə uyğundur.



Qeyd edək ki, Ge- Si kristallarının simmetrik nöqtələrində zonaların energetik hallarının nəzəri və eksperimental tədqiqatlarının nəticələrinin müqayisəsi göstərmişdir ki, fundamental parametr olan qadağan zolağın eni ( $E_g$ )-nin qiymətləri praktiki olaraq tam üst- üstə düşür.

Brillüen zonasının mərkəzində dəşiklərin enerji spektri 3 zonadan ibarətdir.  $E_{v1}$ ,  $E_{v2}$ ,  $E_{v3}$  enerjiləri aşağıdakı tənliklərilə təyin olunur [25, s.301; s. 378; s. 380; s. 391]:

$$E_{v1} = -\frac{\hbar^2}{2m_0} \left[ Ak^2 - \sqrt{B^2k^4 + C^2(k_x^2k_y^2 + k_x^2k_z^2 + k_y^2k_z^2)} \right]$$

$$E_{v2} = -\frac{\hbar^2}{2m_0} \left[ Ak^2 + \sqrt{B^2k^4 + C^2(k_x^2k_y^2 + k_x^2k_z^2 + k_y^2k_z^2)} \right] \quad (1.1.1)$$

$$E_{v3} = \Delta E_s - \frac{\hbar^2}{2m_0} Ak^2$$

Burada-  $E_{v1}$ ,  $E_{v2}$ ,  $E_{v3}$  uyğun olaraq ağır və yüngül dəşiklərə aiddir.

$k_x$ ,  $k_y$ ,  $k_z$ - dalğa vektorunun müvafiq oxlar üzrə proyeksiyaları

A,B,C- ölçüsüz sabitlər

$m_0$ - elektronun kütləsi

$\hbar$ - plank sabitidir

Yüngül və ağır dəşiklərin zonası üçün izoenergetik sədd mürəkkəb büzməli formaya malikdir. Bir çox hallarda sadələşdirərək bu zonalar üçün skalyar effektiv kütlə istifadə edirlər. Bu halda ağır və yüngül dəşiklərin effektiv kütlələri aşağıdakı ifadələrlədən təyin olunur [25, s. 301; s. 378; s. 380.s .391]:

$$m_{v1} = \frac{m_0}{A - \sqrt{B^2 + C^2/5}} \quad m_{v2} = \frac{m_0}{A + \sqrt{B^2 + C^2/5}} \quad (1.1.2)$$

Ge və Si üçün A,B və C sabitlərinin qiyməti siklatron rezenans təcrübələrdən təyin edilmişdir. Bu məlumatlardan istifadə edərək effektiv kütlə üçün aşağıdakı qiymətlər alınmışdır.

$$\text{Si-da} \quad m_{v1} = 0,56m_0; \quad m_{v2} = 0,16m_0$$

$$\text{Ge - da} \quad m_{v1} = 0,33m_0; \quad m_{v2} = 0,04m_0 \quad (1.1.3)$$

Si və Ge – un keçiricilik zonasının dibində elektronlar üçün izoenergetik sədd [100] və [111] istiqamətdə simmetriya oxları olan fırlanma elipsoidi şəklindədir.. Elektronların enerjisi  $E_v$ -dakı münasibətləri ödəyir.

$$E = \frac{P_1^2 + P_2^2}{2m_{et}} + \frac{P_3^2}{2m_{el}} \quad (1.1.4)$$

$P$  – elektronların kvaziimpulsu

$m$ -elektronun eninə və uzununa effektiv kütlələridir.

Si- Ge bərk məhlullarının zona quruluşu bir çox eksperimental və nəzəri işlədə oyrənilmişdir [101,104,107,138,139,146,147]. Si- Ge kristallarının qadağan zonasının eninin tərkibdən asılılıq qanunauyğunluğu eksperimental olaraq müəyyən edilmişdir [128].Göstərilmişdir ki, Si – un konsentrasiyası 0- 15 atm.% arasında dəyişən zaman Si - un matrisdə miqdarından asılı olaraq  $E_g$ -nin böyümə sürəti bu komponentin daha yüksək konsentrasiyasındakı qiymətini əhəmiyyətli dərəcədə üstələyir. Bu xüsusiyyəti Si və Ge – un keçiricilik zonasının strukturunun fərqi olması ilə əlaqələndirirlər. Yuxarıda göstəriləyi kimi Si- da keçiricilik zonasının dibi [100] , Ge- da isə [111] – istiqamətində yerləşmişdir.

Kristallarda Si – un miqdarının artması keçiricilik zonasında yerləşən hər iki tip minimumunvalent zonasının tərəpəsindən uzaqlaşmasına gətirir. Bununla belə [111] istiqamətində minimumun uzaqlaşma sürəti [100] istiqamətindəkindən daha böyük olur. Si- 15% atom konsentrasiyasında hər iki tip minimumlar valent zonasından eyni energetik məsafədə  $\sim 0,93$  eV. yerləşir.Beləliklə, Si- 15 at.% olan zaman keçiricilik zonasının tili [111] istiqamətində Ge- daki kimi dalğalıdır və buna ədəbiyyatda germaniumabənzər quruluş deyilir. Si- konsentrasiyası  $Si_0 > 0,15at.\%$  olduqda isə kristallarda keçiricilik zonasının istiqaməti [100] – dir və silisiumabənzər adlanırlar.

Si - Ge sistemində kohorent potensial yaxınlaşmasında və tərkib komponentlərinin real elektron quruluşunu nəzərə almaqla Si - Ge kristallarının energetik zonasının bir sıra parametrləri hesablanmışdır [137,138]. Müəlliflər enerji zonalarındadır eksperimental nəticələrin yaxşı uzlaşmasını qeyd edirlər. Biz burada  $Ge_{1-x}Si_x$  Ge-Si-a bənzər kristallarda  $\Delta E$  - nu təyin edən energetik intervalların

tərkibdən asılı olaraq dəyişmə qanunauyğunluğunu göstərməklə kifayətlənəcəyik [138]

$$\Delta E^{[111]} = A + Bx + Cx^2 \quad \text{и} \quad \Delta E^{[100]} = a + bx + cx^2 \quad (1.1.5)$$

$A=0.7596$ ,  $B=1.0860$ ,  $C=0.3306$  və  $a=0.8941$ ,  $b=0.0421$ ,  $c=0.1691$ .

Bərk məhlulların valent zonasının energetik strukturunu tədqiq edən və dəşiklərin effektiv kütlələrini təyin edən təcrübələr [[6,48], [60,c.88-90], [84,150] müəlliflər tərəfindən aparılmışdır.] Bu tədqiqatların nəticələri bərk məhlullar üçün virtual model təsəvvürləri ilə kafi dərəcədə uzlaşırlar.

## **1.2. Si-Ge kristalları və onların bərk məhlullarında dayaz və dərin aşqar mərkəzləri**

Yarımkəçirici matrislərdə aşqar elementlərinin əsas fiziki parametri aktivləşmə enerjisidir. Bu parametr elektronun (deşik) aşqar səviyyədən keçiricilik zonasının dibinə (valent zonasının tavanına) keçməsi üçün lazım olan minimal enerjidir. Bu enerji yarımkəçiricinin elektron xassələri ilə əlaqəli bir çox elementar proseslərin hesablanması əsasını təşkil edir. Ədəbiyyatda qəbul olunduğu kimi aktivləşmə enerjisi qadağan zonasının eni- $\Delta E$  tərtibində olan aşqarlar dərin aşqar adlanır. Aktivləşmə enerjisi kifayət qədər kiçik aşqarlar isə dayaz aşqarlar sırasına aid olunurlar Si, Ge və onların bərk məhlullarında aşqar halların spektrinin öyrənilməsinə xeyli nəzəri və eksperimental işlər həsr edilmişdir. Əvvəlcə dayaz aşqar mərkəzlərinə aid əsas nəticələri nəzərdən keçirək. Bizim baxdığımız materiallarda bu mərkəzlər rolunu oynayan periodik sistemin III qrup (akseptorlar) və V qrup (donorlar) elementləri qeyri adi xüsusiyyətlərə malikdirlər. Bu aşqarlar halında elə vəziyyət yaranır ki, aşqarın kimyəvi təbiəti aşqar halların quruluşuna və aşqar səviyyə enerjisinə az təsir göstərir. Konkretlik üçün donor mərkəzə baxaq. Artıq elektronun kiçik rabitə elektronun aşqar atomla zəif rabitədə olduğunu və ondan nisbətən uzaq məsafədə yerləşdiyini göstərir. Bu halda konkret aşqar mərkəzin atom quruluşu artıq elektronun enerji halına zəif təsir edir və o

mərkəz ətrafında nüvənin müsbət yükü hesabına saxlanılır. Bu o deməkdir ki, məsələn mühitin dielektrik nüfuzluğuna uyğun matrisə yerləşdirilmiş və elektronun effektiv kütləsinə malik hidrogenəbənzər mərkəz modelinin həllinə gətirir. Belə riyazi modelin təsviri effektiv kütlə nəzəriyyəsi adlanır. Aydınır ki, belə yaxınlaşmada kimyəvi təbiətindən asılı olmayaraq bütün donorların səviyyələri eynidir və təkcə yerləşdiyi yarımkeçiricilərin xassələrindən asılıdır. Onda dayaz aşqarlar üçün Şredinqer tənliyi hidrogen atomu üçün olan tənliklə üst-üstə düşəcək. Mühitin dielektrik qavrayıcılığı və elektronun effektiv kütləsi daxil olacaq. Bağlı halların spektri və izoenergetik sferik səthə malik standart zonalı yarımkeçirici üçün aşqar elektronun əsas (ən aşağı) halının dalğa funksiyası aşağıdakı formullarla təyin olunur

$$E_n = -\frac{e^4 m^*}{2n^2 \chi^2 \hbar^2} \quad n=1,2,3,\dots, \quad (1.2.1)$$

$$F(r) = \frac{1}{(\pi a^3)^{1/2}} \exp\left(-\frac{r}{a}\right), \quad (1.2.2)$$

Burada  $e$  – elektronun yüküdür;

$a = \hbar^2 \chi / m^* e^2$  – effektiv Bor radiusu.

Yarımkeçirici effektiv kütlələrin kiçik qiymətləri və buna uyğun olaraq dielektrik nüfuzluğunun nisbətən böyük qiymətləri matrisdə Bor radiuslarının kifayət qədər böyüməsinə gətirir. Məhz bu, effektiv kütlə metodun tətbiq etməyə imkan verir.

Bir neçə ekstremuma və ellipsoidal izoenergetik səthə malik Si və Ge kimi yarımkeçiricilər üçün effektiv kütlə metodunun ümumiləşdirilməsi prinsipial çətinlik yaratmır .

Mühüm parametr olan əsas halın enerjisi, variasiya metodundan istifadə etməklə Kohn və Luttinger tərəfindən müəyyən edilmişdir [118]. Bu müəlliflər tərəfindən hesablanmış qrafik, uzununa və eninə effektiv elektron kütlələrinin, həmçinin,

mühitin dielektrik nüfuzluğunun məlum qiymətlərinə görə, dayaz donorun əsas səviyyəsinin rabitə enerjisini təyin etməyə imkan verir. Bu yanaşma çərçivəsində Si ( $\chi = 11.4$ ) və Ge ( $\chi = 15.36$ ) kristallarında dayaz donor aşqarın əsas halının enerjisi üçün nəzəri qiymətlər uyğun olaraq 31,27 və -9,81 meV-dir [63, s.13]. Uyğun metodla, həyəcanlanmış halların enerjiləri də hesablanmışdır.

Effektiv kütlə nəzəriyyəsi çərçivəsində aşqar səviyyələr ekvivalent ekstremumların sayı qədər (spin nəzərə alınmadan) cırlaşmış olur. Beləliklə, silisiumda dayaz donorların əsas səviyyəsinin cırlaşma əmsalı altı, germaniumda isə dördür.

Əslində, təcrübələr göstərir ki, hər iki yarımkəçiricidə dayaz donorların əsas səviyyələri cırlaşmışdır. Nəzəriyyədə cırlaşmanın aradan qaldırılmasına Kulon sahəsinə, əlavə qısatəsirli potensialın daxil edilməsi ilə nail olunur [63, s.13]. Silisiumda bu, altıqat cırlaşma halının sinqlet, ikiqat və üçqat cırlaşma halına parçalanması ilə nəticələnir. Germaniumda dördqat cırlaşma halı sinqlet və üçqat cırlaşma halına bölünür. Cədvəl 1.2.1 [63, s.16] silisiumda və germaniumda dayaz donorların əsas və həyəcanlanmış hallarının nəzəri və təcrübi qiymətləri verilmişdir. Göründüyü kimi, effektiv kütlə nəzəriyyəsi əsas halın strukturunu istənilən səviyyədə izah etmir.

Xüsusi hal kimi bizi maraqlandıran Sb aşqarı üçün əsas sinqlet halının aktivləşmə enerjisi silisiumda nəzəri qiymətindən təxminən 30% yüksəkdir, germaniumda isə bu fərq təxminən 5% təşkil edir. Burada əsas səhv hesablamada potensialın qısa müddətli təsir hissəsinin nəzərə alınmamasıdır.

## Cədvəl 1.2.1

### Ge və Si- da dayaz donor səviyyələrin əlaqə enerjisi [63]

Maddə	$E_{1S}, meV$	$E_{2P_0}, meV$
Si (nəzəri)	31,27	11,51
Si(P)	45,5; 33,9; 32,6	11,45
Si (As)	53,7; 32,6; 31,2	11,49
Si (Sb)	42,7; 32,9; 30,6	11,52
Ge (nəzəri)	9,81	4,74
Ge (P)	12,9; 9,9	4,75
Ge (As)	14,17; 10,0	4,75
Ge (Sb)	10,32; 10,0	4,74
*) Effektiv kütlə metodu çərçivəsində alınan nəzəri nəticələr. Mötərizə də göstərilən kimyəvi işarələri aşqarlar üçün eksperimental nəticələr.		

Bu

potensialın nəzərə alınması əsas halın enerjisinin kifayət qədər artmasına gətirib çıxarır, həm də onu parçalayır.

Kristallarda dayaz akseptor aşqarlar haqqında məlumatları nəzərdən keçirək. Si,Ge və onların bərk məhlullarının valent zonasının enerji strukturunun mürəkkəbliyi dayaz akseptorların rabitə enerjisinin dəqiq hesablanmasını əhəmiyyətli dərəcədə çətinləşdirir [63, s.17]. Qısaca izoenergetik səthlərin büzülməsini nəzərə almadan məsələnin həllinə yanaşmanı araşdıraq. Bu bir çox yarımkeçiricilər üçün kifayət qədər yaxşı yaxınlaşmadı və bir sıra kafi nəticələr almağa imkan verir. Yüngül və ağır dəşiklərin zonasına malik Si, Ge tipli yarım keçiricilərdə dayaz akseptor aşqarların rabitə E-sinin müəyyənləşdirilməsi məsələsi 2 tənlikdənsistemin həllinə gətirir. [63, c.19], [88]:

$$(1 + \beta) \left( \frac{d}{dx} - \frac{1}{x} \right) \left( \frac{d}{dx} + \frac{3}{x} \right) R_2 + (1 - \beta) \left( \frac{d}{dx} - \frac{1}{x} \right) \frac{dR_0}{dx} + 2\beta \left( -\varepsilon + \frac{2}{x} \right) R_2 = 0,$$

$$(1 + \beta) \left( \frac{d}{dx} + \frac{2}{x} \right) \frac{dR_0}{dx} + (1 - \beta) \left( \frac{d}{dx} + \frac{2}{x} \right) \left( \frac{d}{dx} + \frac{3}{x} \right) R_2 + 2\beta \left( -\varepsilon + \frac{2}{x} \right) R_0 = 0. \quad (1.2.3)$$

Burada  $\beta = m_l/m_h$  - ağır və yüngül deşiklərin kütlələr nisbəti;

$x = r/(\hbar^2 \chi / m_h e^2)$  - ağır deşiklərin Bor radiusu vahidində məsafəsi;

$\varepsilon = -E/(m_h e^4 / 2 \chi^2 \hbar^2)$  - ağır deşiyin Bor radiusu vahidində məsafəsi;

$R_0$  və  $R_2$  - radial funksiyalardır.

İki diferensial tənlikdən ibarət olan sistemə  $\beta$  ölçüsüz parametr daxildir. Bu sistemin ədədi həlli [29] – cu işdə yerinə yetirilmişdir və nəticə  $\varepsilon$  - nun  $\beta$  - dan asılılıq qrafiki şəkilində təsvir edilmişdir. Qrafik, yarımkəçiricidə ağır və yüngül deşiklərin effektiv kütlələrinin məlum qiymətlərində deşiyin əsas halının rabitə enerjisini təyin etməyə imkan verir. Ge- da  $\beta = 0,13$  və [29]- da verilənlərə görə rabitə enerjisi 8,1 eV- dur. Bu qəbul edilmiş sadələşmələrə görə əsas halın enerjisinin qiymətləndirilməsi üçün pis nəticə deyil.

Silisium və onların bərk məhlullarında dərin aşqarlara aid əsas ədəbiyyat məlumatlarına baxaq. Germanium və silisiumda akseptor səviyyələrinin enerjilərinin variyasiyalı hesablanması aparılmışdır[52, s.205]. Müəlliflər tərəfindən əldə edilmiş nəticələr eksperimental məlumatlarla birlikdə cədvəl 1.2.2-də təqdim edilmişdir. Bu cədvəldən göründüyü kimi, dayaz akseptorların rabitə enerjisinin eksperimental qiymətləri həm Ge, həm də Si-da dayaz donorlarda olduğu kimi nəzəri qiymətləri üstələyir. Ən yaxşı uyğunluq Ge-da B, Al və Ga aşqarları üçün müşahidə olunur. Burada eksperimental və nəzəri məlumatlar arasında fərq təxminən 10% təşkil edir. Si-dakı In aşqarına aid məlumatlar diqqəti cəlb edir. İndiumun elektronun rabitə enerjisinin təcrübi qiyməti, nəzəri qiymətindən təxminən 5 dəfə yüksəkdir. Bu

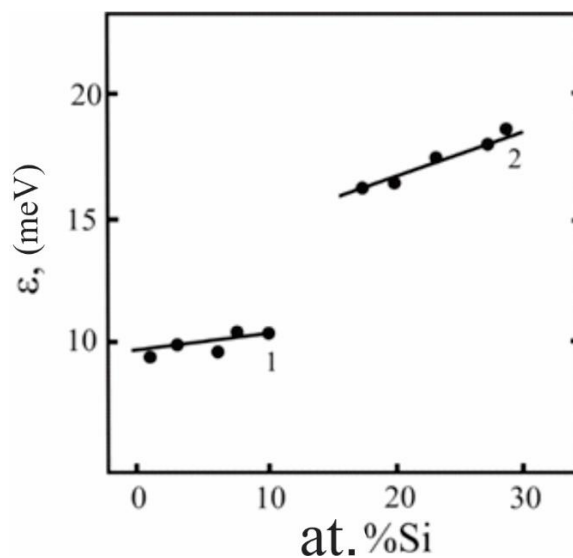
səbəbdən, In atomu silisiumda daha çox dərin aşqarlar kateqoriyasına aid edilməlidir. Si-Ge bərk məhlullarının kristallarında olan dayaz aşqar mərkəzlərindən yalnız sürmə(Sb) [13, 26, 27, 113] və bor [49, 125] tədqiq edilmişdir. Kristallarda silisiumun maksimum miqdarı müxtəlif işlərdə 10-dan 30 at.%-ə qədər olmuşdur. Bütün bu işlərin nəticələrinin bir-biri ilə uzlaşması qənaətbəxşdir.

Sürmənin əsas sinqlet donor halının rabitə enerjisinin  $Ge_{1-x}Si_x$  kristalının ( $0 < x < 0.3$ ) tərkibindən eksperimental asılılıqları şəkil 1.2.1-də göstərilir[105]. Göründüyü kimi, Ge-Si kristallarında sürmənin əsas donor halının rabitə enerjisi matrisdə silisiumun konsentrasiyasının artması ilə həm germaniumda həm də silisiumabənzər tərkibində xətti artır. Kristalın tərkibi ilə dayaz akseptor aşqarın aktivləşmə enerjisinin qiymətinin dəyişməsində oxşar qanunauyğunluq bor üçün də müəyyən edilmişdir[49].



Ge və Si da əsas akseptor səviyyələri enerjisinin eksperimental və nəzəri qiymətləri [52]

Maddə	$E_0$ , meV ekspr.	$E_0$ , meV nəzəri.
Ge { (B) (Al) (Ga) (In) (Te)	{ 10,47 10,80 10,97 11,61 13.10	9,73
(B) Si { (Al) (Ge) (In)	{ 44,5 68,5 72 155	31,56
*) Aşqarların kimyəvi işarələri qeyd olunub		



Şəkil 1.2.1 Germanium və silisiumabənzər kristallarda uyğun olaraq əsas sinqlet halının rabitə enerjisindən asılılıqları 1-Ge və 2- Ge-Si [114]

Qeyd edək ki, kristallarda aktivləşmə enerjisinin belə dəyişməsi (bu parametrin Si- da qiyməti Ge- dakından artıq olduğunu nəzərə alsaq) bərk məhlullar üçün virtual kristal modelinə uyğun gəlir.

Şəkil 1.2.1 və 1.2.3- də Si və Ge – da dərin aşqar mərkəzlərinin təcrübi yolla alınmış əsas energetik hallarının mənzərəsi sxematik göstərilmişdir[52, c.205]. Bu sxemlərdən alınmış məlumatlar baxılan yarımkeçiricilərdə dərin aşqar atomlarının davranışı haqqında bəzi nəticələrə gəlməyə imkan verir. Məsələn, Ge- da I qrup elementləri Cu, Ag, və Au 3 akseptor səviyyəsi yaranmasına gətirir. Bu kimyəvi elementlərin özünü belə aparması Ge- ualmazabənzər qəfəsində kovalent tetraedrik rabitə modeli ilə uzlaşır. Cu, Ag, və Au atomlarının xarici elektron təbəqəsində olan valent elektronu qəfəsin tetraedrik əhatəsindəki, düyünlərdə yerləşən 1 dən 3 - ə qədər elektron qəbul edərək tetraedrik rabitəni tamamlayır. Analoji olaraq Ge- da Zn, Hg, Cd atomlarının ikiqat akseptor və S, Se, Te – un ikiqat donor davranışı izah olunur. Lakin bu model heç də həmişə ödənilmir. Belə ki, Si - da qəfəs düyünlərini əvəz edən Cu, Ag, Au bir akseptor və bir donor səviyyə yaradırlar. Şəkil 1.2.2. və 1.2.3- dən təqdim olunmuş məlumatlara görə aşqarın fəaliyyətini tetraedrik rabitə modeli çərçivəsində izah etməyin mümkün olmadığına dair çoxlu misal göstərmək olar. Bu verilənlər yarımkeçiricilərin matrisasında energetik halların spektrinin qurulmasında dərin donorun özünəməxsus həlledici rolunu göstərir. Burada xüsusi olaraq dərin mərkəzlərin kristallarda elektroaktiv birləşmələrin və kristal qəfəsin müxtəlif yerlərində yerləşən klasterlərin yaranmasına meyilli olduğunu qeyd etmək lazımdır. Bütün bu hallar dərin aşqar mərkəzləri olan kristallarda alınan nəticələrin daha xırdalıqları ilə araşdırmasının zəruriliyinə gətirir[33,38,39,47,55,75,76,110]. Bu işlərin nəticələri göstərdiki, aşqarın əsas hallının rabitə enerjisi matrisədə Si- un konsentrasiyasının artması xətti artır. Biz burada 1.2.3.cədvəlini təqdim etməklə kifayətlənəcəyik[81]. Bu cədvəldə aşqarların rabitə enerjisinin X-dən xətti asılılıq əmsalının təyininə aid eksperimental nəticələr öz əksini tapmışdır. Bu nəticələr 30 % silisiumla aşqarlanmış kristalın Holl



ölçmələri əsasında alınmışdır və Ge-Si bərk məhlullarının bütün kəsilməz sırasında konkret aşqar səviyyəsinin enerjisini təyin

etməyə imkan verir. Hazırda yarımkeçiricilərdə dərin mərkəzlərin öyrənilməsinin qənaətbəxş nəzəriyyəsi olmadığı üçün dərin aşqar mərkəzlərin Ge- Si və onların bərk məhlullarında aktivasiya enerjilərinin qiymətlərini araşdırmaq mümkün deyildir. Hal- hazırda Ge- Si və onların bərk məhlullarında yarımkeçiricilərdə belə mərkəzlərin kafi nəzəriyyəsinin olmadığına görə dərin aşqar mərkəzlərinin aktivasiya enerjisinin kəmiyyətə interpretasiyası mümkün deyildir. Yuxarıda göstəriləyi kimi yarımkeçiricilərdə dayaz aşqar mərkəzləri məsələsinin nəzəri həllinə əlavə elektronun ( deşiyi) aşqar nüvəsi ilə zəif əlaqəsi şərait yaradır, bu isə deməkdir ki, yük daşıyıcı ondan xeyli uzaq məsafədə yerləşir. Bu effektiv kütlə metodunun istifadəsinə zəmin yaradır. Dərin mərkəzlər halında yükdaşıyıcı aşqarların yaxınlığında lokallaşmışdır. Bu vəziyyət aşqar halların spektirinin aşqarların fərdiliyindən kəskin asılılığını göstərir. Aşqar nüvəsinin potensialı və yarımkeçiricinin real zona quruluşunun nəzərə alınması bu halda mühüm rol oynayır. Buna əlavə olaraq məsələ həm də onunla mürəkkəbləşir ki, kristalda aşqar mərkəzinin olması matrisin fəza qrup simmetriyasının və sərbəst atomlarının sferik simmetriyasının itməsinə gətirib çıxarır. Dərin mərkəzlər halında simmetriyanın olmaması lokal mərkəzlər probleminin həllində əsas çətinliklərdən biridir. Ədəbiyyat [56]- də istifadə olunan modeldən və hesablama metodundan asılı olaraq dərin mərkəz probleminin həlli 4 sinfə ayrılmışdır; Effektiv kütlə metodu, kvant kimyəvi metodlar; Qrin funksiyası metodu və Bsevdopotensial metodu.

Müəllif göstərmişdir ki, bütün bu metodlar təcrübi nəticələrlə kafi uzlaşmamışdır. Yuxarıda göstərilən metodlar çərçivəsində bir sıra yarımkeçiricilərdə yanaşmanı nisbətən müvəfəqiyyətli hesab etmək olar. Nəzəri metodların və yanaşmaların dayanmadan təkmilləşməsinə baxmayaraq yarımkeçiricilərdə dərin mərkəzlərin nəzəriyyəsinin səviyyəsi hələ tamamlanmamışdır. Bu mürəkkəb problemin ciddi həlli çox elektronlu yaxınlaşma yolunda tapıla bilər [56]. Yarımkeçiricilərdə dərin aşqarların enerji halı mikroskopik nəzəriyyənin

olmaması eksperimental müşahidə olunan aşqar spektrləri düzgün indentifikasiya məsələsini mühüm məsələlər sırasına qoyur.

**Ge – da dərin aşqar mərkəzlərin müxtəlif yüklü hallarının aktivasiya enerjisi(  $k = d\Delta E(x)/dx$  ) və  $Ge_{1-x}Si_x$  kristallarında – Si tərkiblə(x) rəbitə enerjisinin xətti dəyişmə əmsalları.**

«a»və «d» indeksi səviyyənin akseptor və ya donor xarakterini göstərir.

**Bütün səviyyələrin hesablamaları valent zonadan yuxarıda aparılıb [81]**

aşqarlar	Aşqarların yüklü halları	$\Delta E(x=0)$ (ev)	$d\Delta E(x)/dx$ (meV/at% Si)
Cu	0	0.04 a	2.7
	-1	0.33 a	4.0
	-2	0.50 a	5.0
Ag	0	0.13a	3.6
	-1	0.48a	4.7
	-2	0.67a	5.8
	+1	0.04d	3.2
Au	0	0.15a	3.6
	-1	0.56a	5.5
	-2	0.72a	6.7
Zn	0	0.03a	2.4
	-1	0.09a	4.3
Cd	0	0.05a	5.2
	-1	0.16a	7.5
Hg	0	0.087a	6.8
	-1	0.23a	9.0
Ni	0	0.23a	2.0
	-1	0.45a	8.6
Fe	0	0.35a	2.7
	-1	0.49a	9.1
S	0	0.58d	1.8
Se	0	0.62d	1.7
Te	0	0.65d	1.9
	+1	0.46d	1.0

### 1.3. Si-Ge və Ge-Si bərk məhlulların elektrikkeçirmə xassələri.

Yarımkeçirici materialların xarakterik xüsusiyyəti onların xüsusi elektrikkeçiriciliyinin temperatur, işıqlanma, təzyiq, aşqar mərkəzlərinin mövcudluğu və s.kimi faktorlardan asılı olaraq güclü dəyişməsidir. Yarımkeçiricilərin elektrikkeçiriciliyi keçirici və valent zonada uyğun olaraq elektron və deşiklərin konsentrasiyası və yürüklüyü ilə müəyyən olunur. Kristalda sərbəst yükdaşıyıcıların cırlaşmamış halda elektronların (n) və deşiklərin (p) konsentrasiyası uyğun zonalarda aşağıdakı tənliklərlə təyin edilir[59, c.341]

$$n = N_c \exp\left(-\frac{E_F}{kT}\right) \quad \text{və} \quad p = N_v \exp\left(-\frac{E_F + \Delta E}{kT}\right) \quad (1.3.1)$$

burada  $N_c, N_v$  – keçirici valent zonada energetik hal sıxlığı;

$\Delta E$  – məxsusi və ya aşqar keçiricilik oblastına uyğun aşqar səviyyələrin aktivləşmə enerjisi, yaxud da qadağan olunmuş zonanın enidir

$E_F$  – Fermi səviyyəsinin enerjisidir.

$N_c, N_v$  - parametrləri aşağıdakı ifadələrlə təyin edilmişdir:

$$N_c = 4.82 \cdot 10^{15} T^{3/2} M \left(\frac{m_{de}}{m}\right)^{3/2} \text{ sm}^{-3}, \quad N_v = 4.82 \cdot 10^{15} T^{3/2} M \left(\frac{m_{dh}}{m}\right)^{3/2} \text{ sm}^{-3} \quad (1.3.2)$$

Burada M – keçirici zonada minimumların sayı;

$m_{de}, m_{dh}$  – uyğun olaraq elektron və deşiklərin hal sıxlığının effektiv kütləsidir.

İfrat təmiz Ge və Si kristallarında məxsusi keçiricilik oblastında sərbəst elektronların və deşiklərin konsentrasiyasının temperatur asılılığı aşağıdakı tənliklərlə təsvir edilmişdir:

$$np = n_i^2 = 3,1 \cdot 10^{32} T^3 \exp\left(\frac{-0,785}{kT}\right) \text{ yaxud } , n = p = 1,76 \cdot 10^{16} \cdot T^{3/2} \exp\left(\frac{-0,785}{2kT}\right) \text{ -Ge}$$

$$np = n_i^2 = 1,5 \cdot 10^{33} T^3 \exp\left(\frac{-1,21}{kT}\right) \quad \text{yaxud} \quad n = p = 3,87 \cdot 10^{16} \cdot T^{3/2} \exp\left(\frac{-1,21}{2kT}\right) - \text{Si} \quad (1.3.3)$$

Burada  $\kappa$  – Bolsman sabitidir.

Bu hesablamalara görə Ge və Si üçün sərbəst elektron və deşiklərin konsentrasiyası  $T=300$  K-də uyğun olaraq  $2,37 \cdot 10^{13} \text{sm}^{-3}$  və  $1,38 \cdot 10^{10} \text{sm}^{-3}$ -dir. Aydın ki, tərkibindən asılı olaraq qadağan olunmuş zonanın eni (1.1.5) qanunu ilə dəyişən Ge- Si kristallarında konsentrasiyanın bu qiyməti Ge və Si –um üçün olan qiymətlərin arasında dəyişəcək. Məlumdur ki, bərk cisimlərin elektrik keçirmə xassələrində ən əsas fiziki parametr yükdaşıyıcıların yürüklüyüdür. İşdə Si və Ge kristallarında qəfəs rəqslərindən səpilmə zamanı elektronların ( $\mu_e$ ) və deşiklərin ( $\mu_h$ ) yürüklüyü tədqiq edilmişdir [94,131,132,135]. Göstərilmişdir ki, 100- 290K temperatur intervalında bu yürüklük kəmiyyətcə aşağıdakı tənliklərlə təsvir olunur:

$$\text{Si} - \mu_e = 4,0 \cdot 10^9 T^{-2,6} \text{sm}^2 / V \cdot s, \mu_h = 2,5 \cdot 10^8 T^{-2,3} \text{sm}^2 / V \cdot s, \quad (1.3.4)$$

$$\text{Ge} - \mu_e = 4,90 \cdot 10^7 T^{-1,66} \text{sm}^2 / V \cdot s, \mu_h = 1,05 \cdot 10^9 T^{-2,33} \text{sm}^2 / V \cdot s,$$

Burada, elementar yarımkəçiricilərdə yük daşıyıcıların qəfəsin akustik rəqslərindən haradakı  $\mu \sim T^{-3/2}$  qanunu ödəndikdə səpilməsinə nisbətən  $\mu_e$  və  $\mu_h$  - in temperaturdan asılı xeyli dərəcədə kəskin dəyişməsinə diqqət yetirilir. Sonrakı nəzəri işlərdə təcrübi təyin edilmiş qanunauyğunluqların (1.3.4) bəzi [54,c.365,372] işlərdə intervallı ( fasiləli) səpilmə, qəfəsin optik rəqslərindən səpilmə, energetik zonaların qeyri parabolik forması, büzməli forması və s. nəzərə alınmışdır [81,78,122,130] Nəticədə həm geniş temperatur intervalında Si, həm də Ge– da sərbəst yükdaşıyıcılarının yürüklüyünün temperatur asılılığını kifayət qədər yaxşı təsvir etmək mümkün olmuşdur.

Ge-Si kristallarda elektrik və deşiklərin yürüklüyü bir sıra işlərdə öyrənilmişdir[1,6,8,20,24,32,33,48,58,111]. Elementar yarımkəçiricilərdən fərqli olaraq bərk məhlul kristallarında həm elektronun, həm də deşiklərin yürüklüyünə əhəmiyyətli dərəcədə təsir göstərən əlavə sərbəst yük daşıyıcıların səpilmə mexanizmi mövcuddur. Bu mexanizm bərk məhlulun komponentlərinin kristal qəfəsdə xaotik paylanması nəticəsində ərintinin nizamsızlığı ilə bağlıdır.

Bərk məhlulun komponentlərinin belə paylanması matrisada nanohəcmlərdə energetik zonanın deformasiyasına gətirəntərkibin fluktasiyasına yaradır . Bu zaman yaranan deformasiya potensiallarına qəfəsin istilik rəqslərdən səpilmə nəzəriyyəsində qəbul edilmiş potensiala analogi baxıla bilər. Bruksa görə [111] belə yanaşma ona gətirir ki, ərintinin nizamsızlığından səpilmə zamanı elektronun (deşiyin) yürüklüyü aşağıdakı münasibətlə təyin edilir:

$$\mu_d = \frac{(2\pi)^{1/2} e\hbar^4 N_0}{3(m_d^*)^{5/2} k^{1/2} x(1-x)\Delta V^2 T^{1/2}} \equiv \beta T^{-1/2} \quad (1.3.5)$$

Burada  $N_0$  – kristalda vahid həcmdəki atomların sayı;

$m_d^*$  - uyğun zonada halın sıxlığının effektiv kütləsi;

$x$  - yarımkəçiricidə ikinci komponentin payı;

$\Delta V$  - məhlulun nizamsızlıqlarının dissipativ potensiyasıdır.

Müxtəlif müəlliflər tərəfindən Ge- Si kristallarında sərbəst yükdaşıyıcıların ərintinin nizamsızlığından və qəfəs rəqslərindən səpilməsinin payını müəyyən etmək istiqamətində eksperimental tədqiqatlar aparılmışdır. Elektron və deşiklərin 100-300 K temperatur intervalında qəfəs rəqslərindən və ərintinin nizamsızlığından səpilməsinin aditivliyi yaxınlaşmasında və bərk məhlullar üçün virtual kristal modelinə görə Bruksun nəzəriyyəsinə uyğun yürüklüyün  $\mu_d \sim T^{-0.5}$  temperatur asılılığının analizindən alınır ki, germanium və silisiumabənzər tərkiblərdə elektronların və deşiklərin yürüklüyünün temperaturdan asılı olaraq dəyişmə qanunauyğunluğu Ge və Si – dakına analogidir.



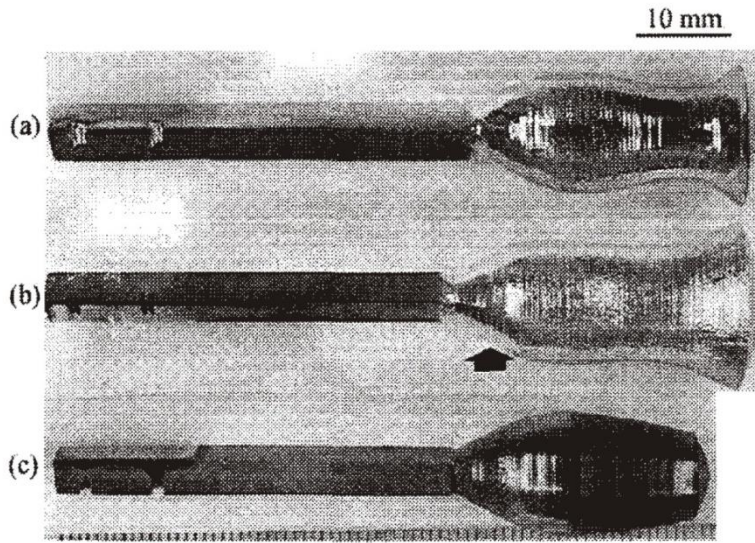
## II FƏSİL.

### Ge-Si bərk məhlullarının göyərdilməsi və aşqarlanması.

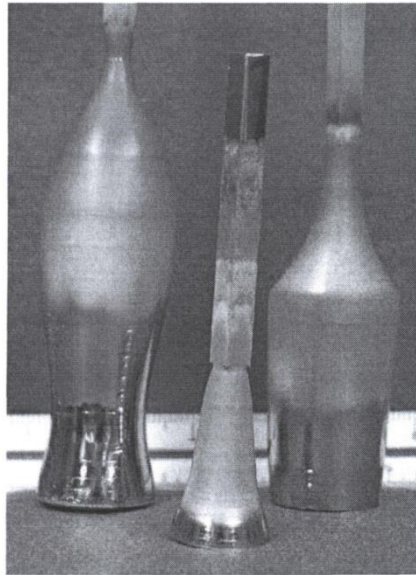
#### 2.1. Ge-Si bərk məhlullu monokristallarının ərintidən göyərdilmə texnologiyası

Yarımkeçirici bərk məhlulların ərintidən göyərdilməsinin əsas texnoloji məsələləri materialın monokristallılığının təmin olunması, matrisdə komponentlərin tərkibinin və aşqarların konsentrasiyasının idarə oluna bilməsidir. 1939 –cu ildən başlayaraq ilk dəfə olaraq Ge-Si[136]bərk məhlulları sisteminin kəsilməz sırası müəyyən olunarkən həcmli kristalların alınması üçün təcrübi olaraq bütün klassik metodlar və onların modifikasiyaları tətbiq olunmuşdur. Qəbul olunmuş klasifikasiyaya görə uyğun ərintidən kristalların göyərdilməsi metodları iki sinifə, “konservativ” və “qeyri konservativ” metodlara bölünmüşdür[30,c291]. Belə bölünmənin əsasını maye və kristallaşma fazasında materialın miqdarının sabitlik kriteriyası təşkil etmişdir. Əgər maddə miqdarı kristallizasiya zamanı sabitdirsə, bu metod konservativ, əgər sabit deyilsə, qeyri konservativ adlanır. Məs: Konservativ kristallizasiya metodlarına klassik metodlar: Çoxralski, Bricsmen və tədricən soyutma metodları aid edilir. Qeyri konservativ metodlara zona ərimə metodu və kristallaşma prosesində ərintinin əlavə qidalanması metodları aiddir. Son ikinci – üçüncü onilliklərdə Ge-Si bərk məhlullarından monokristalların alınmasında və aşqarlanmasında həm konservativ, həm də qeyri konservativ metodlarda əhəmiyyətli nəticələrə nail olunmuşdur. Tərkibinə görə daha keyfiyyətli kristallar müxtəlif müəlliflər tərəfindən ənənəvi Çoxralski metodunu tətbiq etməklə əldə edilmişdir[87,89, 102, 118,123, 128, 144,156,158, 155,156,157]. Bu baxımdan Ge-Si bərk məhlullarının kəsilməz sırasında ən yaxşı nəticənin [011] istiqamətində Si mayasından istifadə etməklə əldə olunduğu [156,155]- göstərilmişdir.

Şəkil 2.1.1. və 2.1.2.- də belə üsulla alınmış Ge-Si kristallarının xarakterik şəkilləri verilmişdir.



Şəkil 2.1.1.Çoxralski metodu ilə [011] istiqamətli Si mayasından istifadə etməklə yetişdirilmiş  $Ge_{1-x}Si_x$  bərk məhlul kristalları. Kristalın ucunda Si- un konsentrasiyası (a)  $x_0=0,12$ ; (b)  $0,50$ ; (c)  $0,86$  [153]təşkil edir.



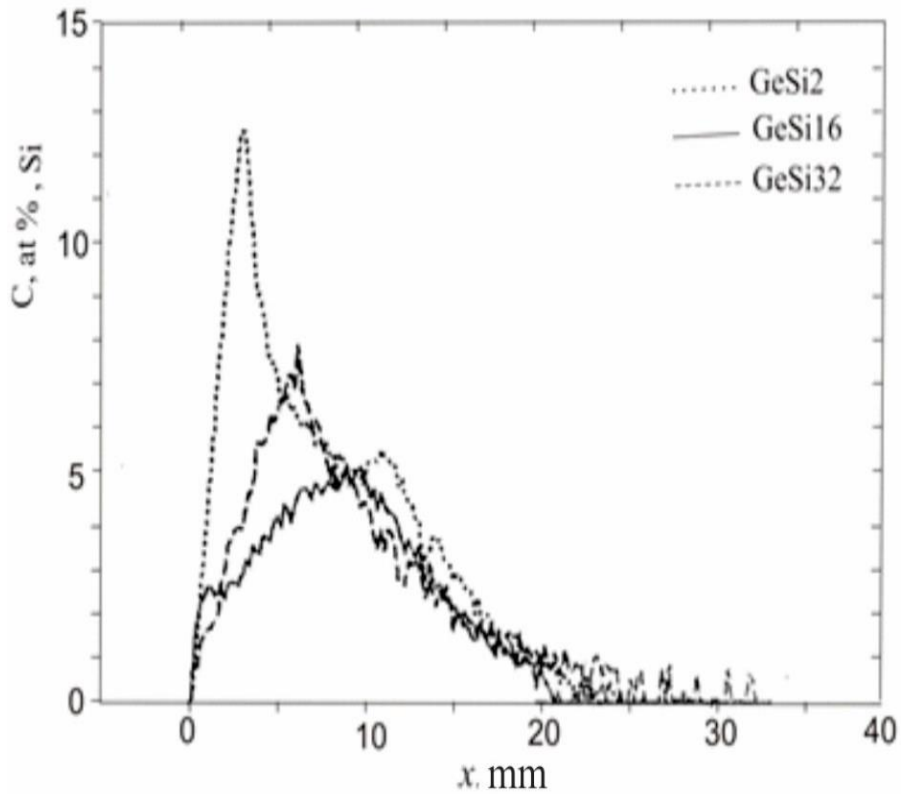
Şəkil 2.1.2. Çoxralski metodu ilə [001] istiqamətli Si mayasından istifadə etməklə göyərdilmiş Si-Ge monokristalları . Si- un başlanğıc vəziyyətdə konsentrasiyası soldan sağa uyğun olaraq 85,73 və 85 at.% təşkil edir.

Şəkil 2.1.1.- də kristal başlanğıc tərkibi  $x_0(m)=0.02$  olan  $Ge_{1-x(m)}Si_{x(m)}$  ərintisindən 1mm/saat sürəti ilə göyərdilmişdir. Göyərdilmiş kristalların uzunluğu və diametri uyğun olaraq 25-12 mm- dir. Kristalın maya ilə sərhəddinin uc hissəsində matrisdəki silisiumun payı -  $x_0=0,12$  təşkil edir. Kristalın səthinin görünüşü göyərdilmiş külçənin tam monokristallığına təsdiqləyir(b). Kristal(b)  $x_0(m)=0.13$  tərkibli ərintidən (a) kristalı kimi 1mm/saat sürəti ilə göyərdilmişdir. Onun uc hissəsinin tərkibində  $x_0=0,50$ -təşkil edir. Bu külçədə monokristallıq mayadan təqribən 8 mm məsafədə yalnız uc hissədə alınmışdır.(c) külçəsi  $x_0(m)=0.68$ tərkibli ərintidən 3 mm/saat sürəti ilə alınmışdır.(a) külçəsində olduğu kimi bu kristalın bütün uzunluğu boyu səthinin hamarlığı maddənin tam monokristallığına dəlalət edir.

Şəkil. 2.1.2-də tərkibində Si- un miqdarı Si böyük olan üç  $Ge_{1-x}Si_x$  monokristalı təsvir edilmişdir. Mərkəzi külçə üçün başlanğıc hissədə Si atomlarının payı  $x_0=0.73$ -təşkil edir. Sağ və solda yerləşmiş kristallar tərkibində  $x_0(m)=0.69$  olan ərintidən 2 mm/saat sürəti ilə alınmışdır. Hər iki monokristalın başlanğıc hissəsinin tərkibi  $x_0=0.85$  olmuşdur. Sağ və sol külçələrin sonunda tərkiblər uyğun olaraq 0,75 və 0,82 – təşkil edir. Bütün külçələrin səthində düzgün formanın mövcudluğu onların monokristallığını təsdiq edir.

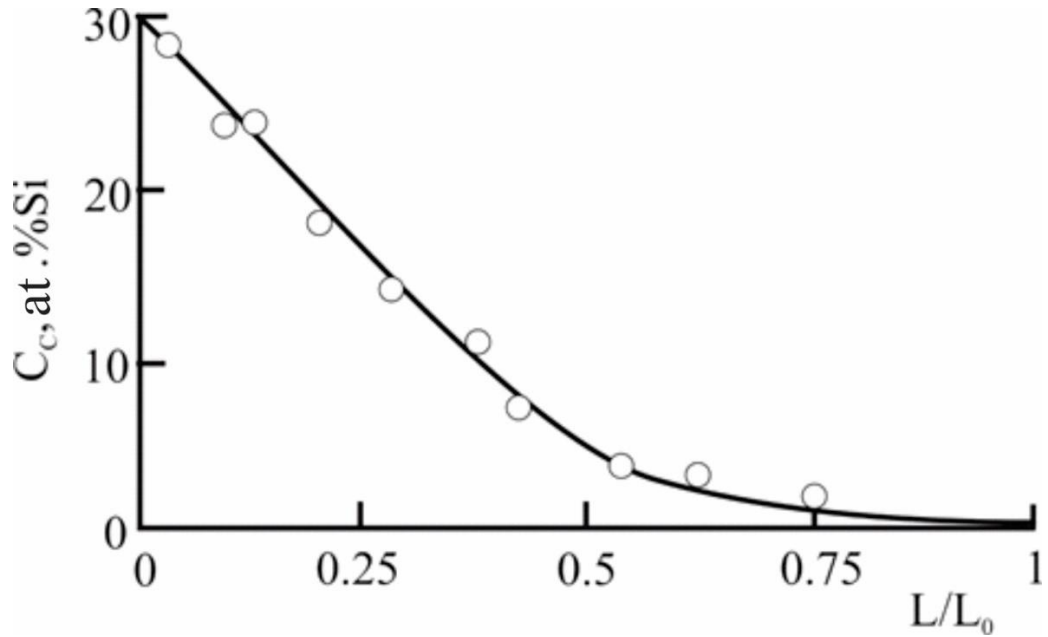
Görülən işlərin [143,144]əsas nəticələri bu olaraq aşağıdakı; Göstərilmişdir ki, Ge- Si bərk məhlullarının bütün kəsilməz sırasında Si mayasından istifadə etməklə  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 < x < 1$ ) kristallarını göyərdilə bilər; 10-25 mm diametrə və 20-70mm uzunluğa malik ,tərkibində az( $0 < x < 0.15$ ) və çox ( $0.73 < x < 1$ ) miqdarda Si olan tam monokristallik külçələr göyərdilmişdir: aralıq tərkibdə monokristallığın pozulmasına səbəb göyərdilməsi zamanı kristallaşma cəbhəsində maye fazanın konsentrasiya soyumasıdır. Ədəbiyyatda ənənəvi Çoxralski metodu ilə göyərdilmiş  $Ge_{1-x}Si_x$  kristallarında komponentlərin konsentrasiya üzrə paylanmasının eksperimental tədqiqinin nəticələri verilmişdir[94]. Göstərilmişdir ki,müxtəlif başlanğıc tərkibə malik ərintilərdən göyərdilmiş kristallar kristallaşma oxu boyunca Si-un konsentrasiyasının azalması ilə dəyişən aksial tərkibə malikdirlər. Kristallarda Si- un konsentrasiya paylanmasının belə xarakteri Ge-Si sisteminin faza hal diaqramı

əsasızah olunur.Hal diaqramına görə Ge-Si bərk məhlullarının bütün sırasında Si seqreqasiya əmsalı vahiddən böyükdür[136]. Göstərilmişdir ki, 4mm\saat böyümə sürətilə göyərdilən külçələrdə komponentlərin aksial konsentrasiyasının paylanması tam qarışmış ərinti nəzəriyyəsi çərçivəsində kifayət qədər yaxşı izah olunur. Bricmen metodu ilə Ge mayasından istifadə etməklə tərkibində 10 atm.%Si olan diametri -10 mm uzunluğu -40mm olan Ge-Si monokristalları göyərdilmişdir [96]. Kristalların böyümə sürəti 1,3 mm\saatdır. Şəkil 2.1.3- də üç belə külçə üçün kristalizasiya oxu boyunca Si – un konsentrasiya profili göstərilmişdir. Şəkildən görüldüyü kimi, bütün kristalların uc hissəsində ərintilərin konsentrasiya ifrat soyudulması ilə əlaqədar Si-un konsentrasiyasının kəskin artması müşahidə olunur. Əyridəki maksimum keçdikdən sonra kristalın uzunluğu boyunca Si konsentrasiyasının tam qarışmış ərintidən göyərdilmiş bərk məhlullar üçün xarakterik olan azalması müşahidə olunur.



Şəkil 2.1.3. Bricmen metodu ilə Ge mayası istifadə olunmaqla göyərdilmiş üç GeSi<sub>2</sub>, GeSi<sub>16</sub>, GeSi<sub>32</sub> külçəsinin aksial konsentrasiyon profili [99].

Müəlliflər tərəfindən Bricmen metodu ilə Si mayasından istifadə etməklə Si max konsentrasiyası 30 atm.% -ə qədər dəyişən Ge- Si kristalları göyərdilmişdir[112] . Külçələrin uzunluğu 40mm, diametri isə uyğun olaraq 12mm- dir. Belə külçələrdə Si – unxarakterik konsentrasiya profili şəkil 2.1.4.- də təqdim edilmişdir.



**Şəkil 2.1.4. Ge-Si kristallarında kristallaşma oxu (L) boyunca paylanması. Bütöv əyri - Pfann yaxınlaşmasında hesablanmış nəzəri əyri, dairələr - eksperimental nəticələrdir[111].**

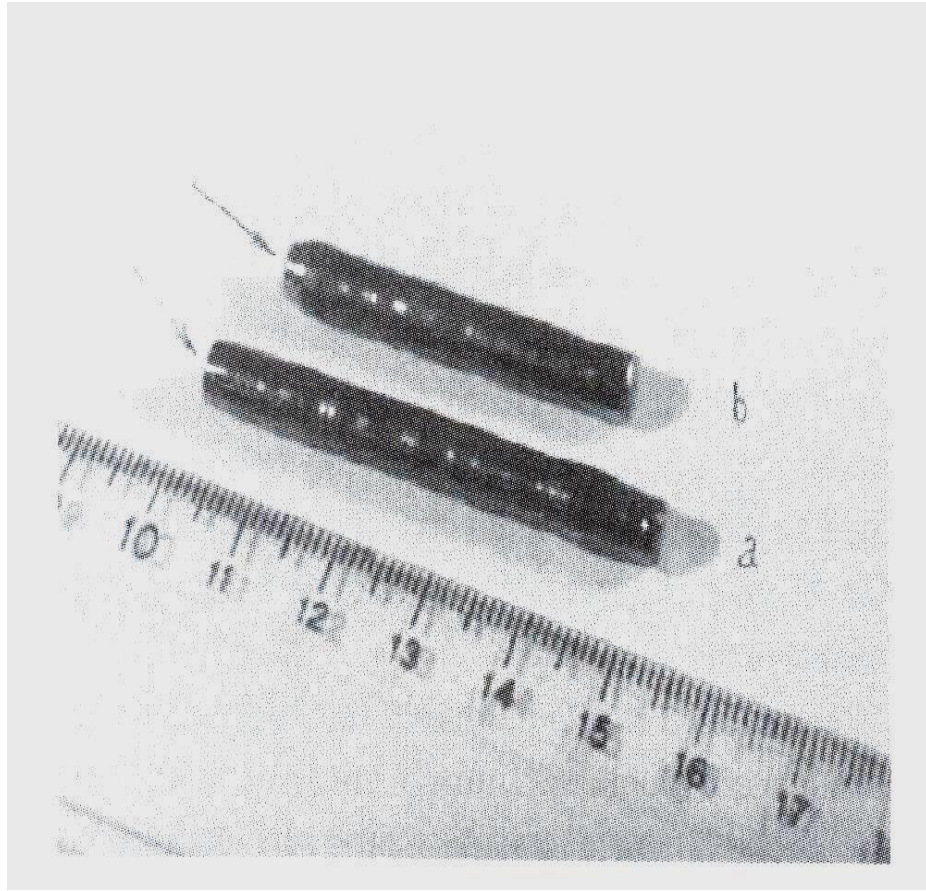
Göründüyü kimi, Pfann yaxınlaşmasında hesablanmış nəzəri (bütöv xətt) eksperimental nəticələrlə (dairələr) kifayət qədər yaxşı uzlaşır. Ge-Si kristallarının konservativ metodlarla göyərdilməsinə həsr olunmuş ədəbiyyat icmalını yekunlaşdıraraq belə nəticəyə gəlmək olar ki, bu metodların çatışmayan əsas cəhəti bərk məhlullarda komponentlərin konsentrasiya paylanmasına görə bircins külçələrin alınmasının mümkün olmamasıdır. Bircins Ge-Si sistemi kristallarının qeyri - konservativ metodlarla göyərdilməsinin daha müfəvvəqiyyətli və geniş

istifadə olunan metodu Çoxralski , Bricmen metodlarının müxtəlif modifikasiyalarına əsaslanır[ 44....142]. Aparılan işlərdə modifikasiya, ərintinin sistemin bir və ya hər iki komponenti ilə aramsız qidalandırılmasından ibarətdirki, bunun nəticəsində kristallizasiya prosesində ərintinin tərkibi dəyişməz qalır. Bu kristalların zona əritmə metodu ilə göyərdilməsinə həsr olunmuş işlərdə əhəmiyyətli irəliləyişlər əldə edilmişdir [68, 73].

Modifikasiya olunmuş Çoxralski metodu ilə əlaqəli əvvəlki işlərin 1- ində bircins bərk məhlul kristallarının göyərdilməsində ərintinin diametrigöyərdilən monokristalın diametrinə bərabər olan makrobircins çubuqla kəsilməz qidalandırılması təklif olunmuşdur. Aydınır ki, belə rejimdə ərintinin və böyüyən kristalın tərkibi bütün texnoloji prosesdə dəyişməz qalacaqdır. Bu modifikasiyanın çatışmayan əsas cəhətlərindən biri əvvəlcədən bərk məhluldan verilən tərkibli makrobircins çubuqların hazırlanmasıdır. Qeyd edək ki, belə çubuqların alınması sadə texnoloji məsələ deyil və xüsusi şəraitin olmasını tələb edir[124]. Bununla belə, bu modifikasiya olunmuş metodla tərkibində Si-un miqdarı 15 at. % olan bircins Ge-Si monokristalları alınmışdır. Daha sonralar ərintini qidalandıрмаq üçün seqreqasiya əmsalı  $k > 1$  olan bərk məhlulun hər hansı bir komponentinin külçəsindən istifadə olunmağa başlandı. Bu üsulla Si qidalandırıcı çubuqlardan istifadə etməklə  $x$ - in qiyməti bu aralıqda dəyişən  $Ge_{1-x}Si_x$  monokristalları göyərdilmişdir ( $1 > x \geq 0.85$ ) ( $0 < x < 0.15$ )[66,79] . Əyanilik üçün şəkil 2.1.5- də tərkibində Si-un miqdarı 10 və 12 at.% olan iki belə monokristalın şəkli göstərilmişdir[79]. Uyğun olaraq monokristalların uzunluqları 70 mm, diametrləri 5-9 mm-dir. Bu kristalların yetişdirilmə alqoritmi belədir: əvvəlcə Ge mayasından istifadə etməklə Ge ərintisindən monokristal alınır. Sonra bu ərintiyə müəyyən sürətlə Si çubuğu daxil edilir. Bu zaman böyüyən kristalda silisiumun konsentrasiyası müəyyən qiymətə qədər qalxır, sonra isə sabit qalır.

Ədəbiyyatda komponentləri müəyyən aksial konsentrasiya profilləri ilə bərk məhlulların göyərdilməsi üçün perspektivli ərintinin ikiqat qidalandırılmasının metodunun konsepsiya və riyazi əsası verilmişdir[76]. Müəlliflər tərəfindən verilən

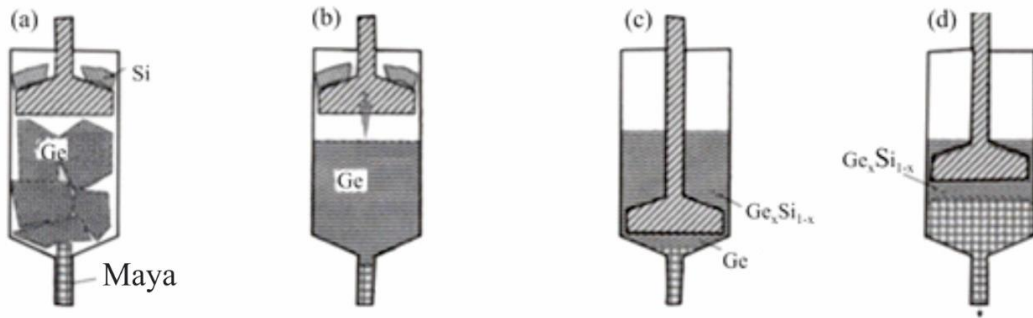




**Şəkil 2.1.5. Tərkibində 10 və 12 at.% silisium olan, qidalandırıcı Si çubuqlarından istifadə etməklə modifikasiya olunmuş Çoxralski metodu ilə göyərdilmiş monokristallar.[79].**

tərkibli  $Ge_{1-x}Si_x$  sisteminin bircins monokristallarının göyərdilməsi şərtləri, həmdə bir neçə bircins hissədən ibarət kristalların alınması üçün nümunələr təqdim edilmişdir. Ərintinin ikiqat qidalandırılması metodunun əsası belədir: Verilmiş tərkibli ərintidən bərk məhlul külçəsinin böyüməsinin başlanğıc anında ərintiyə birinci və ikinci komponentin çubuqları daxil edilir. Belə rejimdə böyüyən

monokristalın tərkibi ərintinin kristallaşma və qidalanma sürətindən həmçinin ilkin tərkibdə ərintinin həcmindən asılıdır[70]. Modifikasiya olunmuş Bricmen metodu əsasında Ge-Si sisteminin bircins kristallarının alınması məsələsinə bir sıra işlərdə baxılmışdır[69, 70,71,72, 80,93,117, 127,136,144, 160]. Bircins  $Ge_{0,98}Si_{0,02}$  kristallarının göyərdilməsi müəlliflər tərəfindən kristallaşan ərintinin özünə məxsus maye qidalandırma üsulu ilə həyata keçirilmişdir[110]. Şəkil 2.1.6 – da bu monokristalların göyərdilmə prosedurunun sxematik ardıcılığı təsvir edilmişdir. Monokristalın böyüməsi tigelin aşağısında mayanın üzərində ərintinin kristallaşması ilə başlayır. Kristallizasiya prosesində mayanın üzərində (d)- ərintinin tərkibinin



**Şəkil 2.1.6 Ərintinin maye ilə qidalandırılması metodu ilə alınan bircins Ge- Si monokristallarının göyərdilmə mərhələlərinə uyğun (a, b, c, d) sxemləri təsvir olunub [127].**

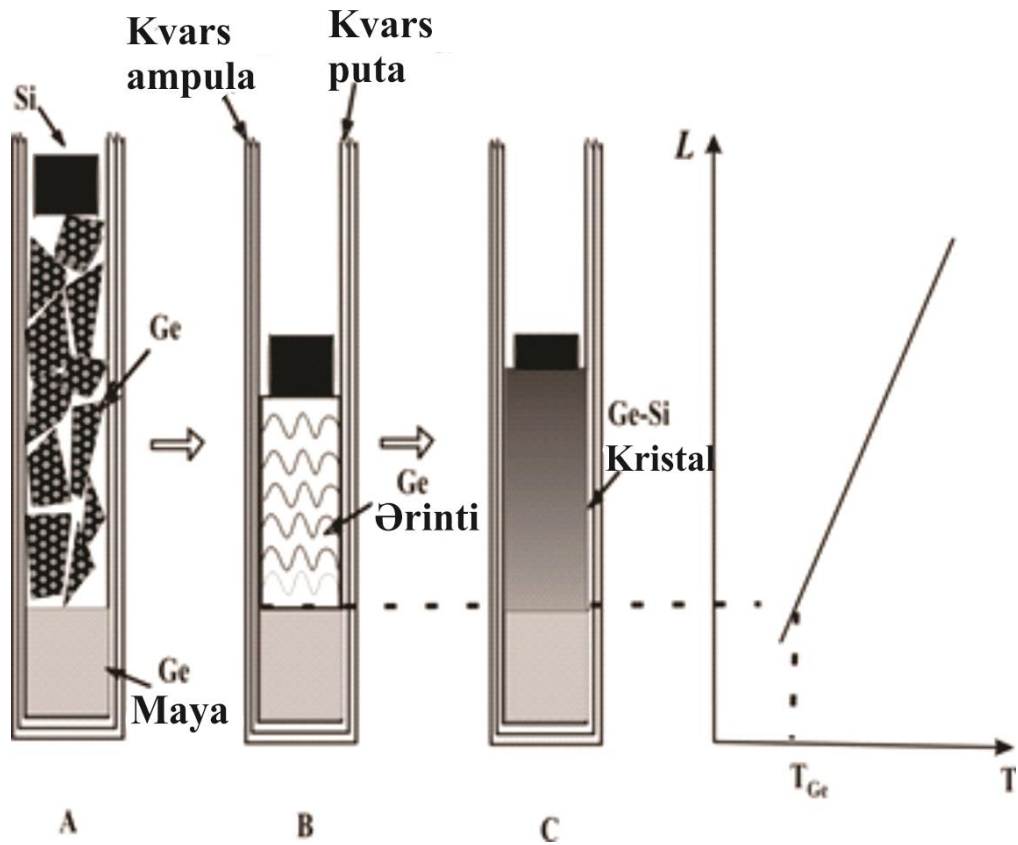
dəyişməsi xüsusi bufer klapanından  $Ge_{0,98}Si_{0,02}$  ərintisinin axını ilə arasıkəsilmədən kompensasiya olunur. Digər müəlliflərin işlərində diametri 15, uzunluğu 20 mm olan silisiumun eyni tərkibli bircins monokristalları ərintinin həll ola bilən silisium çubuqları ilə qidalandırılması yolu ilə alınmışdır. Bu halda kristalın bircinsliliyi



$\text{Ge}_{0,98}\text{Si}_{0,02}$  tərkibə uyğun kristallaşma cəbhəsində solidusun temperaturunun saxlanması yolu ilə təmin edilmişdir.

Buna ərinti olan ampulanın qızdırıcıya nəzərən hərəkət sürətinin seçilməsi ilə nail olmuşdur.

Şəkil 2.1.7 –də Tərkibində silisium konsentrasiyasını 0- 30 atm.%–nə qədər xətti artan  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  kristallarının göyerdilməsinin sxematik diaqramı təsvir olunmuşdur[36].



Şəkil 2.1. 7 – də Silisiumun (A,B,C) konsentrasiyası xətti Ge-Si kristalların yetişdirilməsinin sxematik diaqramı və ərintidə temperaturun sahəi. a- materialların yükləmə ardıcılığı; b,c - ərintinin kristallaşmasının başlanğıc və son mərhələləri.

Müəlliflər tərəfindən sobanın işçi həcmində ərintinin kristallaşma oxu istiqaməti temperaturun xətti artmasını təmin edən qızdırıcıdan istifadə edilib. Kristalın böyüməsi sobanın qızdırıcıya nəzərən yerdəyişməsi olmadan baş verir. Kristallaşma prosesi statik rejimdə baş verir. Əvvəlcə Ge çubuğunun həmin materialdan olan mayanın üzərində əriməsindən sonra maye üzərində kristallaşma cəbhəsi qərarlaşır. Maya üzərində kristalın böyüməsi ərintinin yuxarı sərhəddində üzən və dayanmadan əriyən silisium külçəsi hesabına baş verir. Ge- Si kristalının silisiumun artan konsentrasiya ilə böyüməsi kristallaşma cəbhəsində ərintinin arasıkəsilmədən konsentrasiyon ifrat soyuması hesabına olur.

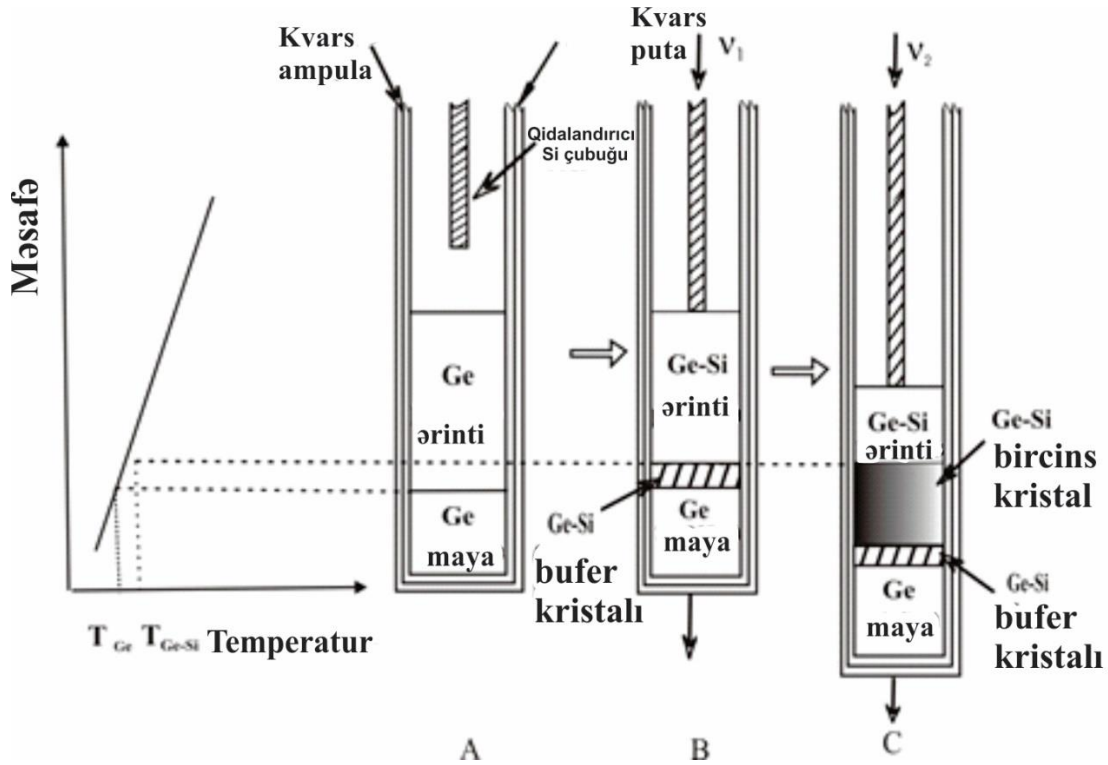
Belə ki, silisiumun 0-30 atm.% intervalında Ge- Si sisteminin tarazlıq faza halının diaqramının solidius əyrisi praktiki olaraq silisiumun temperaturdan xətti asılı olaraq artdığını göstərir, bu zaman bərk məhlullardan alınmış kristalları silisiumun xətti konsentrasiya profilinə malik olacaqlar.

Müəlliflər tərəfindən alınmış kristalın diametri və uzunluğu uyğun olaraq 12 və 40 mm- dir. Tərkibində germanium üstünlük təşkil edən bircins Ge – Si kristalları yetişdirilmişdir [80]. Kristalın böyüməsinin sxematik diaqramı şəkil 2.1.8.- də verilmişdir.

Birinci mərhələdə (A) mayası üzərində germaniumun əriməsindən sonra ərintiyə verilmiş sürətlə silisium çubuğu daxil edilir. Ərintidə silisiumun konsentrasiyasının artması ərintinin kristallaşma cəbhəsində konsentrasiyon ifrat soyumasına və göyərən kristal boyunca silisiumun miqdarının artmasına gətirir. Birinci mərhələ - bərk fazada kristallaşma cəbhəsində komponentlərin tələb olunan konsentrasiyasına cavab verən sistemin (T) likvidus temperaturunun əldə edilməsi ilə başa çatır.

II-mərhələdə kristallaşma cəbhəsinin temperaturu və ərintinin kristallaşmasının qidalandırılmasının balanslaşdırılması vasitəsilə sabit saxlanılır. Kristalın bufer və bircins hissələrinin ölçüləri və tərkiblərinin optimal qiymətləri [80]-də alınmış düsturlarla müəyyən edilən texnoloji parametrlər ilə müəyyən edilir. Ge – Si sisteminin monokristallarının böyüməsi üçün zona ərimə metodundan geniş istifadə edilmişdir[144]. Biz burada problemin vəziyyətini və bərk məhlul kristallarının

göyerdilməsində bu yanaşmanın perispektivini xarakterizə edən nisbətən yeni işlərin tıqdimati ilə kifayətlənəcəyik.



Şəkil 2.1.8.də Qızdırıcının işçi həcmində temperatur sahəsi (solda) və bircins Ge-Si mono kristalının göyərdilmə yetişdirilmiş(sağda) sxemi. a- başlanğıc vəziyyət , b- I mərhələ ( bifer kristalların böyüməsi), c- II- mərhələ ( bircins kristalın böyüməsi).[74].

Putasız zona əritmə metodu ilə tərkibində 10 at.% silisium Si monokristalları göyərdilmişdir[93]. Müəlliflər tərəfindən xüsusi hazırlanmış başlanğıc hissəsi Ge-dan ibarət və tədricən makrobircins  $Ge_{0,98}Si_{0,02}$ -a keçən polikristal çubuqlarda istifadə edilmişdir. Monokristalların böyüməsi üçün Ge- dan ibarət maya istifadə edilmişdir. Kristalın böyümə sürəti 2mm./saat-dır.Uc hissədə Si konsentrasiyasının 10%-ə qədər xətti artan dəyişən tərkibli monokristal alınmışdır.

Sonra isə kriticalın tərkibi dəyişməz qalır. Ümumi uzunluğu 45 mm olan kristalın bircins hissəsinin uzunluğu  $\sim 25$  mm – dir. Kristallarda dislokasiya çuxurlarının konsentrasiya  $0.7-2.0 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-2}$  tərtibindədir. Bu nəticə Bricmen metodu ilə göyərdilən kristallara müqayisədə çubuqların konsentrasiyası bir tərtib aşağıda olduğundan kifayət qədər yaxşı sayılır. İki elipsoidal güzgü qızdırıcısı istifadə etməklə silisiumun tərkibi 50 atm.% -ə qədər dəyişən Ge- Si monokristalların alınmışdır[90]. Kristalların diametri və uzunluğu uyğun olaraq 10- 20 mm.dir. Ge– un mayasından başlayaraq ərimiş zona tədricən putada sistemin əsas komponentlərindən çubuq xususi hazırlanmış paz şəkilli çubuq külçələrə tərəf hərəkət etdikcə tədricən silisiumla zənginləşir. Kristalların böyümə sürəti 0.5mm/saatdır. İşdə[153]zona kristallaşma metodu ilə göyərdilmiş makrobircins Ge-Si çubuqlarında kristal boyunca komponentlərin paylanması riyazi modelləşməsinin nəticələri təqdim olunub. Göstərilmişdir ki, külçənin verilmiş uzunluğunda ərimə zonasının eninin dəyişməklə həm tam dəyişən , həm də praktiki bircins tərkibə malik kristallar almaq olar. Hamarlanmış zona metodu ilə tərkibində silisiumun miqdarı 50 atm.% -ə qədər artan bütün uzunluq boyu tam bircins olan Ge-Si kristalı alınmışdır[144]. (k) bu yanaşmada başlanğıc ərimə zonasında silisiumun konsentrasiyası qidalandırıcı külçədəkindən ( k) dəfə azdır. Tərkibində silisiumun miqdarı 10 atm % və kristallaşma sürəti 3mm/saat sürəti ilə yetişdirilən olan külçələr monokristal quruluşa malikdirlər. Ge-Si bərk məhlullarının bircins və keyfiyyətli monokristalların alınmasında silisium mayası istifadə etməklə yeni likvidius zonanın hərəkəti metodu ilə alınmasında əhəmiyyətli nailiyyətlər əldə edilmişdir[109]. Bu halda silindrik şəkilli mayanın üzərində ardıcıl olaraq silindrik formalı Ge və Si yükləri yerləşdirilir. Öncə aşağıda və yuxarıda yerləşən Si – in külçələri arasında zona əritmə metodu ilə Ge əridilir , bu zaman mayası ilə ərinti sərhəddində verilmiş tərkibli solidius əyrisinə uyğun temperatur qərarlaşır. Bu zaman Si- la maye fazanın üst sərhəddində alt sərhəddinə nisbətən daha yüksək temperatur verilir.

Ərintidə temperatur qradientinin mövcudluğu ona gətirir ki, yuxarıda silisiumun çubuğunun dayanmadan əriməsi hesabına aşağı sərhəddə Si-un artan konsentrasiyası ilə müşahidə olunan Ge- Si kristalının spantan böyüməsinə nail olunur. Müəlliflər tərəfindən [109] bir ölçülü model çərçivəsində göstərilmişdir ki, kristalın spantan böyüməsinin sürəti nəzəri olaraq aşağıdakı formula ilə müəyyən olunur.

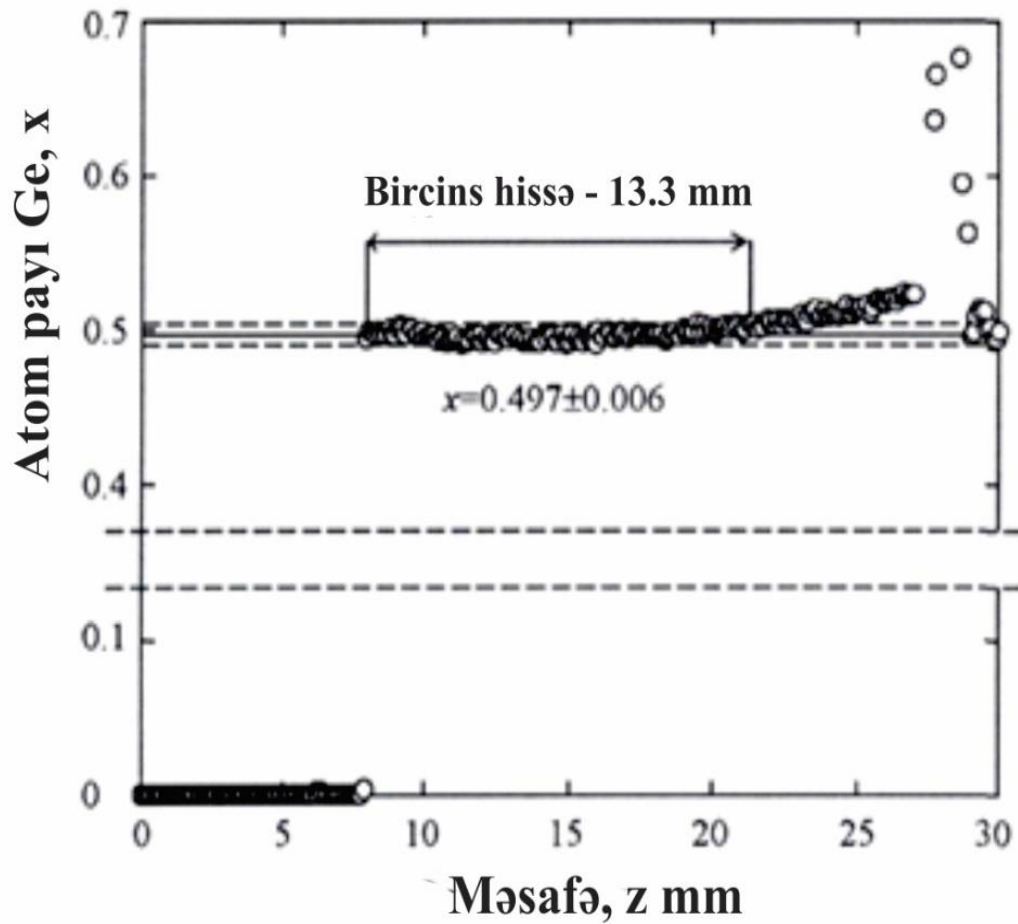
$$V = \frac{D}{C_L - C_S} \frac{1}{m} \frac{\partial T}{\partial z} \quad (2.1.1)$$

Burada,  $\partial$  - silisiumun ərintidə differensial əmsalıdır.

T- temperatur

Z- kristallaşma istiqamətində koordinant,  $C_L$  və  $C_S$  uyğun olaraq maye və bərk fazalarda kristallaşma cəbhəsində Ge atomlarının payı, m- sistemin verilmiş tərkibində likvidius ayrısının meyli.

Müəlliflərin hesablamalarına görə  $\partial T / \partial z = 14.8K/$  olduqda  $Ge_{0,5} Si_{0,5}$  spantan böyümə sürəti 0,234 mm/saatdır. Kristallaşma cəbhəsində temperaturu  $Ge_{0,5} Si_{0,5}$  - un solidius temperaturuna bərabər sabit saxlayaraq bircins kristallar almaq üçün müəlliflər putanı  $V^* = -V = |0.234|$  sürəti ilə hərəkət etdiriblər. Şəkil 2.1.9.- da bu rejimdə göyərdilmiş Ge-Si monokristalında Ge- un konsentrasiya paylanması təsvir edilmişdir. Təqribən ~8 mm uzunluğunda başlanğıc sahə təmiz Si uyğun mayadır. Daha sonra praktiki olaraq bircins  $x=0.497 \pm 0.006$  tərkibli ~13mm uzunluğunda monokristalın böyüməsi başlayır. Yetiştirilmiş monokristalların diametri 2mm.dir. Rentgeneqrafik tədqiqatların nəticələri göstərirdi ki, alınmış monokristalın keyfiyyəti maya kimi istifadə olunan silisiumun keyfiyyəti ilə müqayisə oluna bilər. Şübnəsiz ki, bu nəticə müəlliflərin əldə etdiyi ən yaxşı nailiyyətdir və keyfiyyətli bircins Ge- Si qatı bərk məhlullarının alınması üçün hərəkət edən likvidius zona metodunun perspektivli olduğunu göstərir .



**Şəkil 2.1.9 [103]- ci işdə alınmış külçədə kristallaşma oxu boyunca Ge(x) konsentrasiya profili.**

Müəlliflər tərəfindən təmiz Si və Ge həmçinin onların müxtəlif Si- um tərkibli bərk məhlul kristallarının tarazlıqdan kənar vəziyyətdə böyüməsi tədqiq edilmişdir. [106]. Sferik formalı 10mm diametrə malik nümunələr elektromaqnit levitasiya metodu ilə emal edilmişdir. Putanın divarında hetrogen rüşeymin əmələ gəlməsinin tamamilə aradan qaldırmaq üçün qabaq divarında bərkimədən öncə damlalar qabaq tarazlıq ərimə temperaturuna qədər ifrat soyudulur. Kristalların böyümə sürəti soyumadan asılı olan kamera vasitəsilə ölçmüşdür. Bütün tədqiq olunan nümunələr üçün daha aşağı kritik ifrat soyumada faset böyümədən dendrit planar böyüməyə,

daha yüksək kritik soyumada isə dendritdən planar böyüməyə mikrostruktur keçidləri müşahidə edilmişdir. Böyümə sürəti ilə ifrat soyuma arasındakı əlaqə dendritlərin böyümə modeli çərçivəsində təhlil edilmişdir. Böyümə sürəti ilə ifrat soyuma arasındakı əlaqə dendritlərin böyümə modeli çərçivəsində təhlil edilmişdir. Ge-Si bərk məhlullarının monokristallarının böyüdülməsində əhəmiyyətli çətinliklərdən biri Ge-Si külçələrinin radial istiqamətdə bircinsliyini təmin etməkdir. Birmənalı olaraq göyərdilən Ge-Si bərk məhlul kristallarının həmçinin radial istiqamətdə bircinsliyi monokristaldan kəsilmiş bütün nümunələrdə e- on xassələrinin bircinsliyini təmin etmək üçün əhəmiyyətlidir. Beləliklə, ərintidə göyərdilmiş Ge-Si bərk məhlullarında seqreqasiyanın dəqiq kontrolu vacibdir. Lakin ənənvi metod olan Çoxralski şaquli Bricmen ,zona əritmə metodlarında seqreqasiyaya nəzarət etmək olmur.

Beləki, bütün bu metodlarda ərintiyə istilik radial istiqamətdə verilir ki, bunun nəticədə temperaturun yüksək radial qradienti yaranır. Bu öz növbəsində böyüyən kristalla ərinti arasında ayrılma sərhəddinin qeyri hamar olmasına gətirir, bu da öz növbəsində radial seqreqasiyanı qaçılmaz edir. Kristalizasiya cəbhəsinin morfoloji stabilliyi olduqca mürəkkəb məsələdir.

O, kristalın böyümə sürəti istilik keçirmə, ərintinin konseksiyası, səth enerjisi, kristal ərinti sərhəddində kristalın istiqaməti kimi faktorlardan asılıdır. Binar sistemlərin bərk məhlullarının böyüməsində kristalizasiya cəbhəsinin morfoloji stabilliyinin tədqiqi yarım əsrdən artıq bir dövrü əhatə edir. Rater və Çalmerst [143] ilk dəfə olaraq kristallaşan ərintinin sərhəddində morfoloji qeyri stabilliyin yaranmasına aid nəzəriyyəni işləyib hazırladılar. Onlar müxtəlif kristallaşma sürətlərində, temperatur qradientlərində, kristalın orentasiyasında və kristal ərinti sərhəddi yaxınlığında üst qatda oyuqların quruluşunun xaricində fərqli aşqarlarla təcrübələr aparıblar. Bundan başqa onlar fərz edirdilər ki, sobanın ərintidə yaratdığı temperatur qradienti kristal ərinti sərhəddində həll olan maddənin profili ilə müəyyən olunan likvidiusun tarazlıq temperatur qradientindən kiçik olarsa qeyri stabillik yarana bilər. Bu şəraitdə kristalizasiya cəbhəsinin önündə təsadüfə soyuma baş verə bilər. Bu isə o deməkdir ki, ərintinin faktiki temperaturu ərinmiş maddənin



konsentrasiyasında n asılı olaraq likvidiusun tarazlıq temperaturundan kiçik olacaq. Beləliklə, kristalın təsadüfi ifrat siyuması fazalar arası qeyri stabilliyə gətirən kristal ərintə sərhəddində qabarıqlıq yarada bilər.

Tiller və Cekson [151] eləcə də Rater və Çelmirs birlikdə məlum olan konsentrasion ifrat soyuma rejimində binar ərintilərdə cəbhənin müstəviliyinin saxlanmasını təmin edən qiymətlərin bir ölçülü kriteriyasını işləyib hazırlamışlar. Konsentrasion ifrat soyumanın kriterisinə görə, ərintidə temperatur qradientinin kristallaşma sürətindən asılılığı tədqiq olunan rejimə morfoloji sabitliyin olub olmamasını müəyyən edir. Məhz sobada temperatur qradienti nə qədər yüksək və kristalın böyümə sürəti nə qədər kiçik olarsa, kristalın daha dayanıqlı böyüməsi baş verir. Malyens və Sekerka [134] bu problemin həllinə sonralar başqa cürə yanaşdılar. Onlar bir ölçülü istiqamətlənmiş bərkiməyə baxmaq üçün tarazlığın pozulma nəzəriyyəsindən istifadə edərək dayanıqlı müstəvi kristalizasiya cəbhəsinin halını təsvir etmək üçün «morfoloji stabillik» terminini daxil etdilər. Onlar konsentrasion ifrat soyumaya bəzi əlavə yaxınlaşmalar edərək öz yaxınlaşmalarını daha da təkmilləşdirdilər. İlk dəfə məhz onlar məsələnin həllində dalğa uzunluğunu, dayanıqsız xaotikliyin amplitudunu, bərk və maye halda temperatur qradientini həmçinin likvidiusun temperaturdan asılı olan səth enerjisi və valent ərimə istiliyini nəzərə almışdılar. Malinsk və Sekerki nəzəriyyəsində ehtimal edilir ki, müstəvi kristallaşma cəbhəsi o zaman sabit olur ki, göyərilmə şərtlərinin ilkin seçilməsində bütün tarazlıqdan kənar mümkün dalğa uzunluqlarında amplitud sonsuz kiçilir. Bərk halda maye haldakına nisbətən kiçik istilik keçirməyə malik materiallarda Malins və Sekerkinin meyarları eyni şərtlər göyərilmədə konsentrasiya ifrat soyuma meyarından fərqli olaraq daha stabil kristallaşma cəbhəsini proqnozlaşdırır. Kristalizasiya cəbhəsinin stabilliyi şərtlərinin təyininə aid təcrübi işlərin bəziləri Malens Sekerki nəzəriyyəsini digərləri isə konsentrasion ifrat soyuma meyarını təsdiqləyir. Malins və Sekerkinin nəzəriyyəsi fərz edək ki, ərintidə konveksiya baş vermir, həll olunan maddələrin yenidən paylanması yalnız diffuziya yolu ilə baş verir. Bununla belə Molens və Sekerkin həyəcanlanma nəzəriyyəsinə konveksiya effektlərini daxil etməyə çoxlu



cəhdlər olunmuşdur[95, 97, 103, 110]. Bəzi müəlliflər fərz edirlər ki, konveksiya böyüyən kristal ərinti sərhəddinin stabilliyini artırır da, azaldır da bilər[88]. Bəzi müəlliflər fərz edirlər ki, konveksiya həmişə kristalizasiya cəbhəsini stabilləşdirəcək və stabillik dərəcəsi konveksiyanın artması ilə artacaqdır. Kristalizasiya cəbhəsinin morfoloji qeyri stabilliyi ilə bağlı problemi həll etmək üçün ərintidən bərk məhlullarının monokristallarını yetişdirmək üçün ox boyunca yeni istilik emalı metodu işlənmişdir[96]. Faktiki olaraq ox boyunca istilik emalı metodu vertikal Bricmen metodunun modifikasiyasıdır. Bu üsulda mayenin içərisində ərintini iki yerə ayıran arasıkəsmədən istifadə olunur, hansı ki, istiliyi böyümə səthinə paylayır və ərintinin hündürlüyünü azaldır ki, bu da konveksiyanın ölçüsünün dəyişməsinə səbəb olur. Bir neçə silisiumun konsentrasiyası 5 və 12 atm.% olan Ge-Si bərk məhlullarının monokristalları ərintinin iki müxtəlif hündürlük və 2,75 mm/s və 2 mm/s sürətlərdə ox boyunca metodunda ilə göyərdilmişdir. Müqayisə üçün həmin böyümə parametrlərində Bricmen metodu ilə də bir neçə Ge-Si kristalları göyərdilmişdir. Nəticələr göstərdi ki, ox boyunca termik işləmə metodunda böyüyən kristal-ərinti sərhəddinin morfoloji qeyri stabilliyi məsələsi yaxşı həll olunur və bu üsulla daha müstəvi kristalizasiya cəbhəsinə malik Ge-Si bərk məhlul monokristallarının alınması mümkündür.

Ge-Si bərk məhlul monokristallarının qravitasiyanın sifir şəraitində alınmasının kosmik tədqiqatları elmi maraq kəsb edir[145, 161]. Bu eksperimentlərin son məqsədi yeni xassələrə və yerdə alınanlara nisbətən daha yaxşı xarakteristikalara malik materialların işdə hazırlanmasını təmin edən kosmik texnologiyaların inkişafıdır. İşdə müəlliflər tərəfindən [161] eyni və eyni temperaturda kosmos şəraitində və yerdə Bricmen metodu ilə alınmış sss bərk məhlul kristallarının tərkibi, xassələri və mikrostrukturu tədqiq edilmişdir. Maddələrin əriməsi və kristallaşması ABŞ – DA Apalon Şayız Təcrübi proyektinə üçün quraşdırılmış xüsusi çox məqsədli sobada aparılmışdır. Təcrübənin proqramına uyğun olaraq Ge-Sb bərk məhlul monokristal olan ampula sobanın aşağıdakı şərtlər ödənilən gradient zonasına yerləşdirilmişdir: Qaynar ucda

temperatur 1050 °C, soyuq ucda 700 °C və sobanın temperatur gradienti 10-12- dir . Gradient zonada temperatur profili külçənin bir hissəsinin əriməsini təmin etməlidir, əriməmiş hissə isə monokristalın sonrakı böyüməsi üçün maya rolunu oynayır. Ərinti dartma yolu Si- la kəsilməz qidalandırılan ərintidən 1 atm.% Si 0,01 Sb olan Ge-Si<Sb> bərk məhlul monokristallar alınmışdır.

Si və Sb-un orta qiymətindən meylə 10%-i üstələmir. Si-un miqdarının təyini üçün fotoluminessensiya spektrlərini tədqiq edən kristalların optik spektroskopiyaya metodundan istifadə edilmişdir. Külçələr boyu Sb-un konsentrasiya profili Holl metodu ilə yük daşıyıcılarının konsentrasiya ölçülməsi ilə hesablanmışdır. Sb-un kristalın en kəsiklərində paylanmasını öyrənmək üçün müqavimətin yayılması metodu istifadə edilmişdir. Kristalların mikrostrukturunu təyin etmək üçün rentgen difraksiya, topoqrafiyası və kimyəvi aşılama metodları istifadə edilmişdir. Tədqiqatlar göstərdiki, sifra yaxın qravitasiya şəraitində yetişdirilmiş kristallarda kristal boyunca Si-un konsentrasiyası profili Yer şəraitində alınmış kristallardan fərqlənir. Kosmik şəraitdə alınan Ge-Si kristallarında Si-un aksial anomal paylanmasından əlavə, radial istiqamətdə kompozisiya qeyri bircinsliliklərdə aşkar olunmuşdur. Kristalın əks tərəflərində ərimiş maddələrin sisteməlik yerdəyişməsi müşahidə edilmişdir. Belə qeyri adi paylanma külçənin bütün uzunluğu boyu müşahidə edilmişdir. Sb-un paylanmasında anoloji, lakin burada Sb maksimal miqdarda olan hissədə Si minimal miqdarda olur və əksinə. Kosmosda aparılan tədqiqatlar göstərir ki, istiqamətlənmiş kristallizasiya zamanı ərintidə maddə daşınmasını yalnız diffuziya və ya konveksiya yerdəyişməsini nəzərə alan, mövcud seqreqasiya nəzəriyyəsi sıfır qravitasiya şəraitində alınmış bərk məhlul kristallarında müşahidə olunan həll olmuş maddələrin seqreqasiya mənzərəsini izah edə bilmir. Bunun üçün yeni modellər tələb olunur.

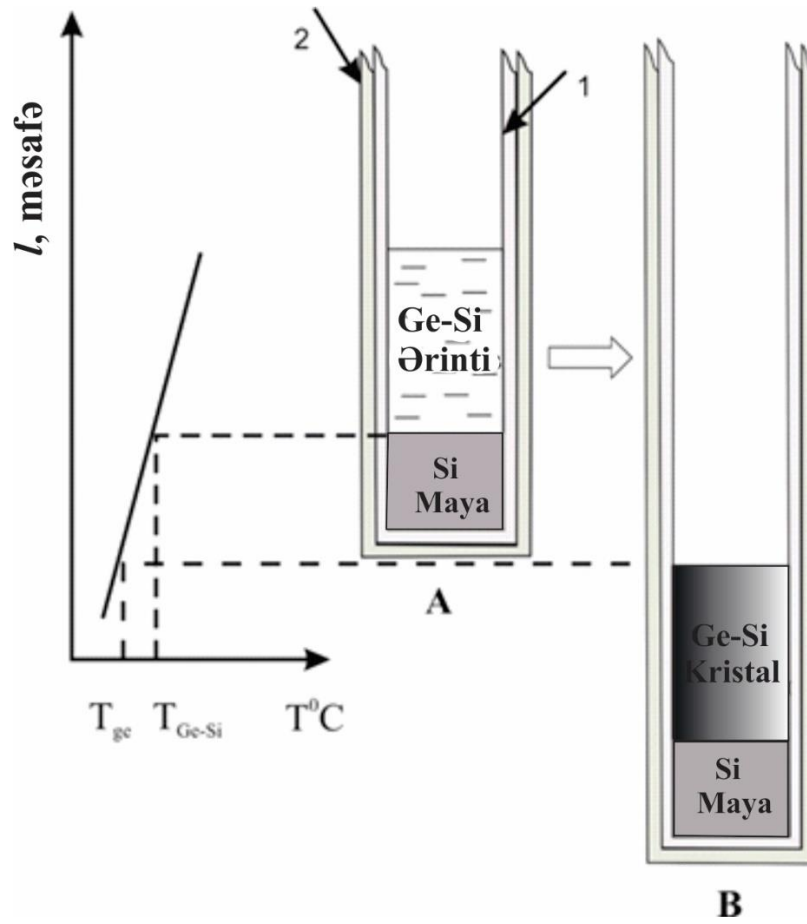
Bütün yuxarıda qeyd olunanları nəzərə alsaq, Ge-Si sistemi bərk məhlullarının ərintidən alınması texnologiyasının müasir səviyyəsinin qısa icmalından aşağıdakı nəticəyə gəlmək olar. Son ikinci, üçüncü onillikdə əldə olunmuş nailiyyətlər Ge-Si bərk məhlulların bütün kəsilməz sırasında həm dəyişən, həm də sabit aksial tərkibli

monokristallar almağa imkan verir. Texnologiyanın bugünkü, imkanları elmi tədqiqatlar çərçivəsində alınmasının bu maddənin tələblərini tam təmin edə bilər. Lakin alınan kristalın monokristallığı və homogenliyini təmin etmək üçün lazım olan kiçik kristallaşma sürətinin tətbiqi bu maddələrin bərk məhlul külçələrinin sənaye miqyasında alınmasını səmərəsiz edir. İcmal işlərinin birində [144] qeyd olunduğu kimi məsələnin həlli Ge- Si monokristallarının göyərdilməsinin zona əritmə və Çoxralski metodlarının tam avtomatlaşdırılması yolu ilə mümkündür. Bu metodların tətbiqində kristallaşma cəbhəsində yüksək temperatur qradientinin alınmasının mümkünlüyü ərintidən yüksək sürətlə təmiz monokristal göyərtməyə imkan verir.

## **2.2. Ge-Si bərk məhlullarının kristallarının konservativ və qeyri- konservativ yolla göyərdilməsi**

Tərkibində 30 at. % Si olan Ge-Si kristalları aşağıdakı Si mayası istifadə etməklə konservativ Bricmen metodu ilə [14,119]; ərintinin müəyyən tərkibli Ge-Si külçəsi ilə qidalandırmaqla modifikasiya olunmuş Bricmen metodu ilə [15,50]; ərintinin istiqamətlənmiş konsentrasiya ifrat soyutma metodu ilə [79]; zona əritmə üsulu ilə []; hibrid metodu [] ilə kimi metodlarla göyərdilmişdir.

Tərkibində Si konsentrasiyası 30 at.% olan Ge-Si bərk məhlul kristalları Si mayası istifadə edilməklə ənənəvi Bricmen metodu ilə göyərdilmişdir. Şəkil 2.2.1- də bu metodun sxemi verilmişdir. Dəyərində Si mayası yerləşdirilmiş kvarts ampula- putaya ilkin ərintini almaq üçün lazım olan miqdarda Ge və Si qoyulur. Sonra bu ampula əlavə ampulaya yerləşdirilərək  $10^{-2}$  Pa təzyiqdə lehimlənir. Qeyd edək ki, əlavə kvarts ampula Ge- Si bərk məhlullarının kristallaşması zaman 1-ci kvarts ampulanın genişlənmə zamanı çatlaması səbəbindən maddənin oksidləşməsinin qarşısını almaq üçündür.[119].



**Şəkil 2.2.1. Si mayası istifadə olunmaqla Ge-Si kristallarının göyərdilmə sxemi və sobanın işi həcmində temperatur paylanması**

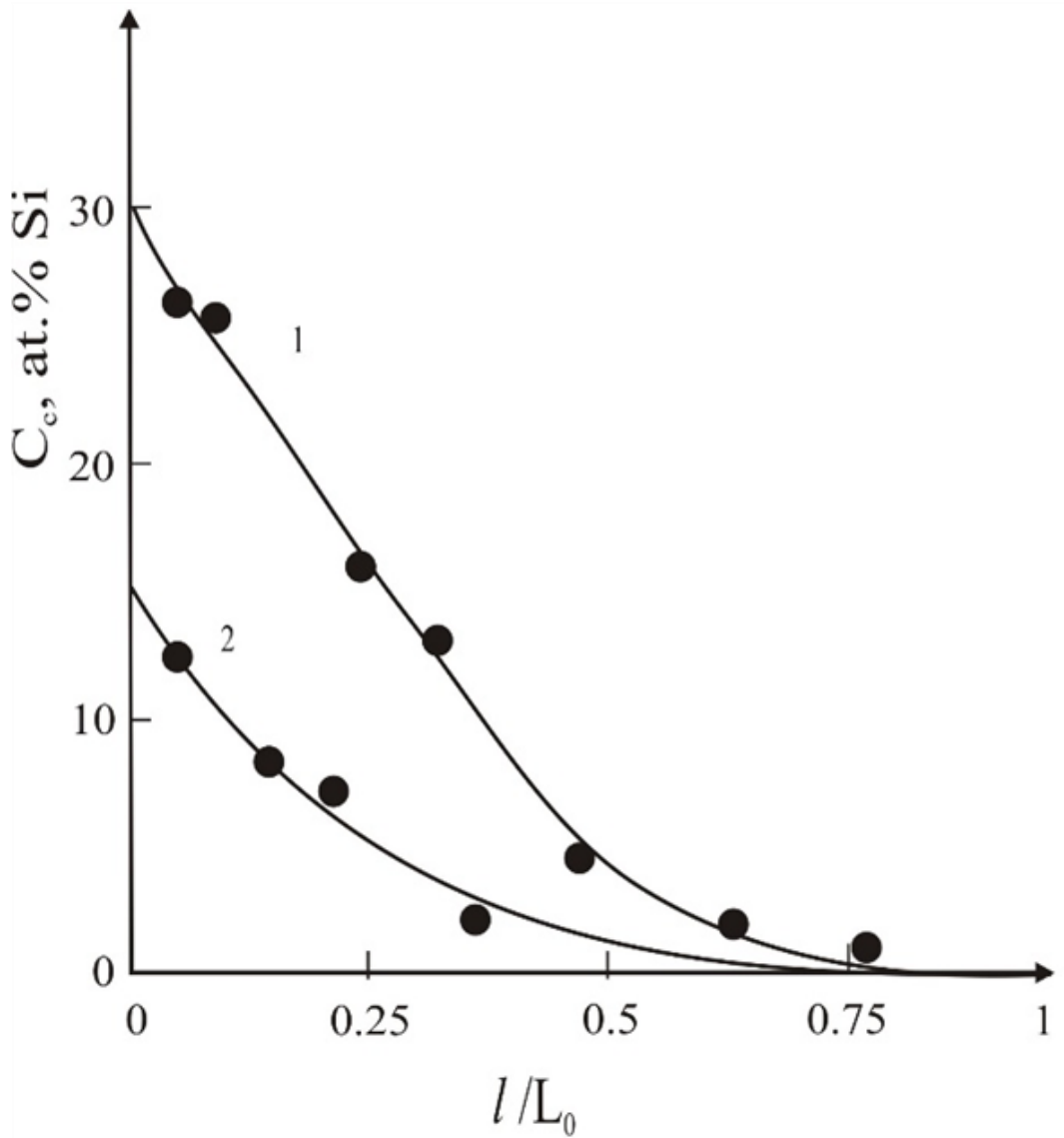
Ampula işi həcmində 1150-1350 K intervalında 23 K/sm temperatur qradienti yarıdan qızdırıcıda eə yerləşdirilərkə, ərinti-mayə sərhədində ərintinin kristallaşmasının başlanğıc anında temperatur likidusa uyğun gəlsin. Kristallizasiya cəbhəsində bircins temperatur sahəsini təmin etmək məqsədi ilə ampula 5-10 dövr/dəq sürəti ilə fırladılır. Ərinti ilə mayanın sərhədi (1) arasında tarazlıq halının yaranması üçün, lazım olan stabilləşmə müddəti keçdikdən sonra, ampulaya nəzərən qızdırıcının aşağı temperatur istiqamətində hərəkət mexanizmi işə salınır. Qızdırıcının hərəkət sürəti 2mm/saat yüksək deyildir. Alınan Ge-Si kristallarının uzunluğu qurğunun texniki imkanlarından asılı olaraq maksimum 40 mm-də

məhdudlaşır. Ge-Si-un atomlarının göyərdilmiş külçələrinin uzunluğu boyu konsentrasiyasının paylanması, kristallizasiya cəbhəsinə paralel istiqamətdə müxtəlif hissələrdən kəsilmiş disklərin sıxlığı ölçülərək təyin edilmişdir. Disklərin qalınlığı 1mm-dən çox deyildir. Qeyd edək ki, Si-un ( $2,33\text{q/sm}^3$ ) və Ge-un( $5,33\text{ q/sm}^2$ ) sıxlığı arasında fərq böyük olduğu üçün Ge-Si nümunələrinin sıxlığı onların tərkibindən çox həssasasıdır. Disklərin hər birinin sıxlığı çəkisi havada və suda ölçülərək hidrostatik metodla təyin edilmişdir. [30...s.290]. Bu halda nümunələrin sıxlığı aşağıdakı düsturla təyin edilmişdir.

$$d = \frac{m_1(d_1 - d_2)}{m_1 - m_2} + d_2 \quad (2.2.1)$$

Burada  $m_1$  və  $m_2$  nümunənin havada və suda kütləsi;  $d_1$  və  $d_2$  suyun və havanın uyğun temperaturda sıxlığıdır. Xüsusilə, qeyd etmək lazımdır ki, hər diskdə orta tərkib hissə olunacaq dərəcədə dəyişmir. Cilalanma yolu ilə hər diskin diametrinin kiçildilməsindən sonra disklərin sıxlığı praktiki olaraq dəyişməz qalır. Bu nəticə paralel kristallaşma müstəvilərində Ge-Si kristallarının praktiki olaraq burcinsliyini təsdiq edir. Analoji nəticə bəzi müəlliflər tərəfindən[48,79,87,119] işlərində qeyd olunmuşdur.

Şəkil 2.2.2-də Bricmen metodu ilə  $\text{Ge}_{0,93}\text{Si}_{0,07}$  və  $\text{Ge}_{0,973}\text{Si}_{0,027}$  tərkiblərdən Bricmen metodu ilə yetişdirilmiş iki Ge-Si kristalları boyu Si-un konsentrasiya paylanmasına aid təcrübi nəticələr təqdim edilmişdir. (qara dairələr) Hər iki kristalın böyümə sürəti 3mm/saatdır.



Şəkil 2.2.2. Başlanğıc tərkibi  $Ge_{0,93}$  və  $Ge_{0,975}Si_{0,017}$  olan ərintilərindən yetişdirilmiş kristallarda Si – un paylanması. Kristalın uzunluğu  $L=40$ mm-dir. Dairələr eksperimental nəticələri, bütöv xətt Pfann yaxınlaşmasında nəzəri nəticələri əks etdirir.

Şəkil 2.2.2.- də nümunə üçün  $Ge_{0,93}Si_{0,07}$  və  $Ge_{0,975}Si_{0,017}$  ərintilərindən Bricmen metodu ilə göyərdilən iki Ge- Si kristalı boyunca Si – un konsentrasiya paylanmasının eksperimental qiymətləri qara dairələrlə verilib. Göründüyü kimi ənənəvi Bricmen metodu ilə göyərdilən kristallar, külçənin başlanğıc hissəsində Si-un maksimal tərkibi ilə kristallaşma oxu boyunca dəyişən tərkibə malikdir. Bu metodlarla göyərdilmiş Ge-Si kristallarında komponentlərin aksial konsentrasiya profillərini nəzəri təsvir etmək üçün bu məsələnin həllinə ənənəvi Pfann yaxınlaşmasında baxaq [30...səh290]. Bu halda aşağıdakı standart şərtlər yerinə yetirilir:

Ge-Si sisteminin tarazlıq faza hal diaqramından təyin olunan ərinti- kristal sərhəddində tarazlıq mövcuddur; kristallizasiya cəbhəsi müstəvi şəklindədir; komponentlərin diffuziya sürətləri bütün həcm boyu maye fazanın eyni tərkibini təmin edir (tam qarışmış ərinti yaxınlaşması); bərk fazada komponentlərin atomlarının diffuziyası ərintiyə nisbətən əhəmiyyətsiz dərəcədə kiçikdir. Qeyd edək ki, bu şərtlər kristallaşma sürəti 5mm/saat olan sistemlərdə ödənilir[36,79,118].

Aşağıdakı işarələmələri daxil edək.  $C_e^0$ - kristallaşmadan əvvəl, başlanğıc ərintidə Si atomlarının payı;  $C_e$ ,  $C_c$ -uyğun olaraq Si atomlarının ərintidə və kristallarda payı;  $V_0$ ,  $V_e$  –başlanğıc və cari zamanda ərintinin həcmi;  $V_c$ - vahid zamanda kristallaşan Ge-Si ərintisinin həcmi,  $C$ -ərintidə Si-un ümumi miqdarı,  $K=C_c/C_l$  – Si-un ərintinin tərkibindən asılı olan tarazlıq seqreqasiya əmsalı,  $t$ -zamandır. Yuxarıdakı əvəzləmələri nəzərə alsaq:

$$C_l = \frac{C}{V_l}; \quad \frac{dC_l}{dt} = \frac{\dot{C}V_l - \dot{V}_l C_l}{V_l^2} = \frac{\dot{C} - \dot{V}_l C_l}{V_l} \quad (2.2.2)$$

Məsələnin şərtinə görə hesab edirik ki, vahid zamanda kristallaşan Ge-Si ərintisinin həcmi  $V_c$ ,  $t$ -dən asılı deyildir. Onda aşağıdakı bərabərliklər alınır

$$V_l = V_0 - V_c t; \quad \dot{V} = -V_c; \quad \dot{C} = -V_c C_l K \quad (2.2.3)$$

2.2.2-dən 2.2.3-ü nəzərə alaraq dəyişənləri ayırmaqdan, inteqrallamadan və sadə çevrilmələrdən sonra aşağıdakı ifadələri alırıq:

$$\left[ \int_{C_i^0}^{C_i} \frac{dC_i}{C_i(1-K)} \right] = \ln \frac{V_0}{V_0 - V_c t} \quad (2.2.4)$$

(2.2.4.) t-zaman anında ərintinin kristallaşmış payını əks etdirən  $\gamma = V_c t / V_0$  simvolunu daxil edərək 2.2.4 tənliyini aşağıdakı şəkilə salmaq.

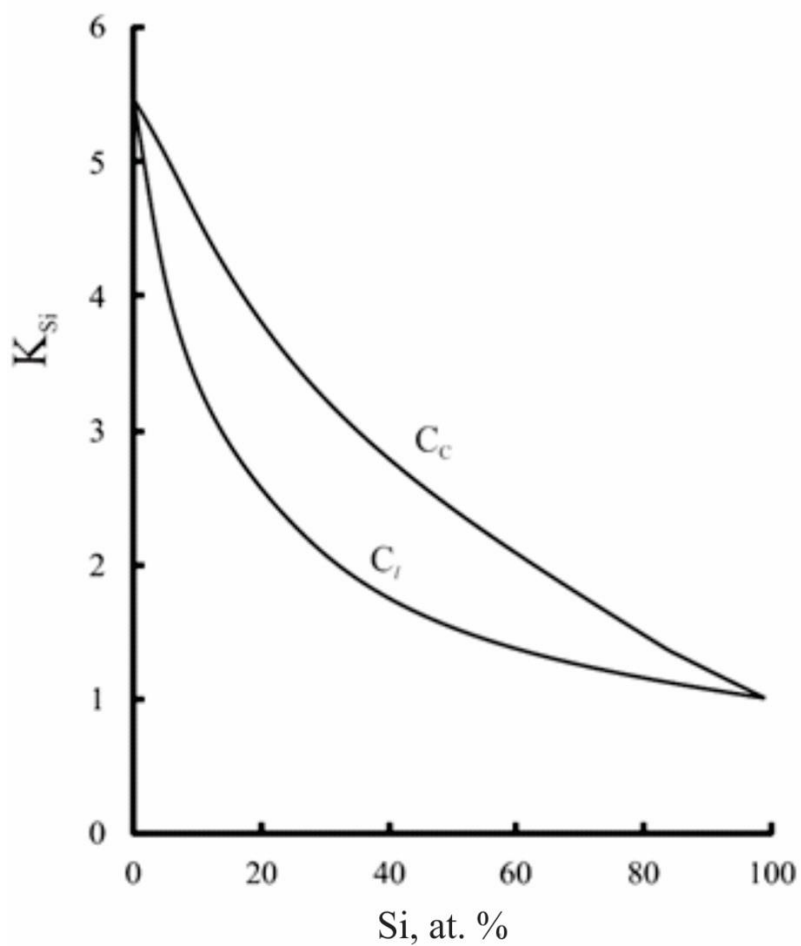
$$\gamma = \frac{L}{L_0} = 1 - \exp \left[ - \int_{C_i}^{C_i^0} \frac{dC_i}{C_i(K-1)} \right] \quad (2.2.5)$$

Burada  $L_0$ - kristalın uzunluğu olub ilkin ərintinin hündürlüyünə bərabərdir, L-Ge-Si kristalının mayadan hesablanan uzunluğudur. 2.2.5. tənliyində inteqralın həlli Si - un seqreqasiya əmsali k- nın ərintinin tərkibindən  $C_e$ -dən analitik asılılığını bilməyi tələb edir. Şəkil 2.2.3.- də bizim (şək.1.1.1.) – də təsvir etdiyimiz Ge- Si sisteminin faza tarazlıq diaqramı əsasında qurulmuş K- nın  $C_L$

Şəkil 2.2.3-də bizim yuxarıda təsvir etdiyimiz Ge-Si sisteminin faza tarazlıq halının diaqramı əsasında qurulmuş K-nın  $C_L$  və  $C_e$ -dən asılılığı verilmişdir.[50] Şəkildən görüldüyü kimi, k-nın ədədi qiyməti ərintinin və kristalın tərkibindən asılı olaraq mürəkkəb şəkildə dəyişir və analitik tənliklərlə təsvir oluna bilmir. Ancaq (2.2.5) tənliyindəki inteqralı K – nın şəkil 2.2.3- də verilən qiymətlərindən istifadə etməklə ,seçmə üsulu ilə həll etmək olar. Kristallizasiyanın başlanğıc anında  $C_e$ -yə müxtəlif qiymətlər verərək və ona uyğun K-nın qiymətini təyin etməklə  $1/C_1(K-1)$ - ın  $C_e$ -dən asılılıq qrafikini qurmaq olar. 2.2.5-dəki inteqral ədədi qiymətcə  $C_e^0$  və  $C_e$  ordinatları arasındakı əyrinin altındakı sahəyə bərabər olacaq. Ardıcıl olaraq  $C_e$  verilmiş qiymətlərini müəyyən edərək onlara uyğun  $\gamma = V_c t / V_0 = L/L_0$  parametrini təyin edirik. Belə ki,  $C_1$  – in hər bir qiymətinə konkret uyğun gəldiyindən kristal boyunca Si – un konsentrasiyasının kristalın uzunluğu boyu paylanma qrafikini



qura bilərik. Şəkil 2.2.2- də iki kristalda bütöv xətlərlə bu üsulla hesablanmış Si – un aksial konsentrasiyasının kristal boyunca paylanması təsvir olunub.



**Şəkil 2.2.3. Ge-Si sisteminin hal diaqramına əsasən qurulmuş Si-un tarazlıq seqreqasiya əmsalı  $K$ -nın ərintinin  $C_e$  və kristalın  $C_c$  tərkibindən asılılığı**

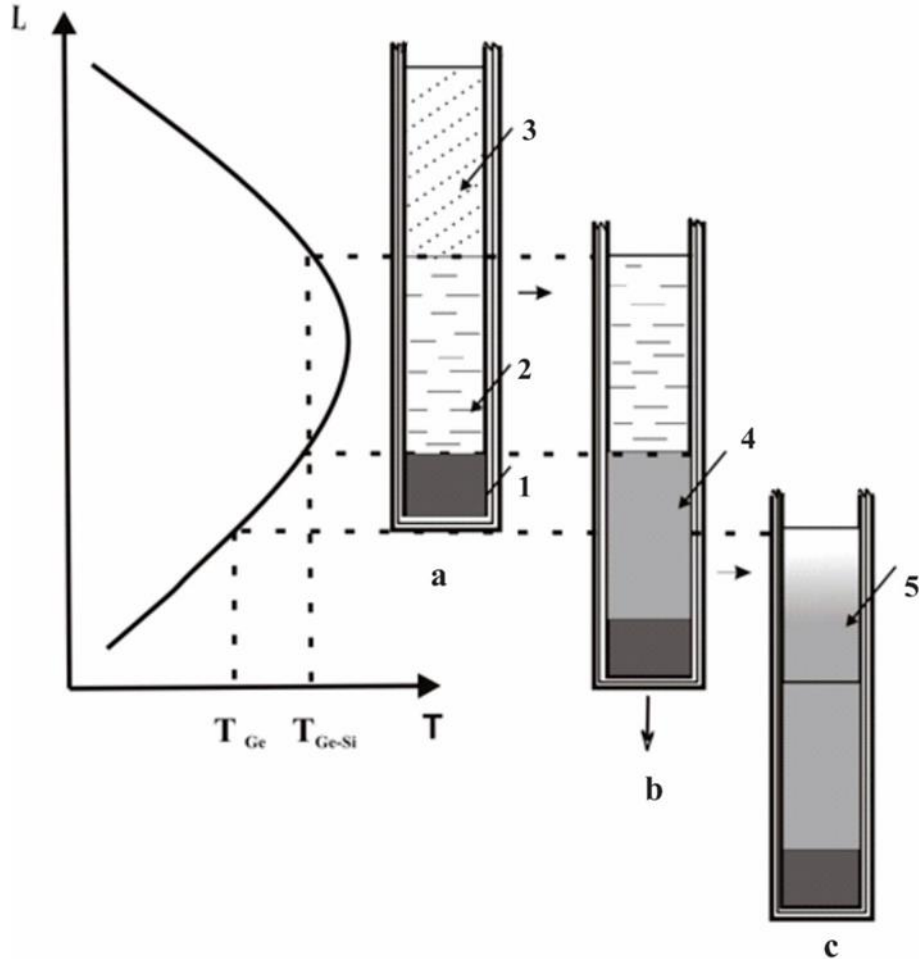
Göründüyü kimi, hesablanmış nəticələr eksperimental nəticələrlə kifayət qədər yaxşı uzlaşır. Bu ona dəlalət edir ki, kristalların böyümə rejimində nəzəri hesablamalarda qəbul edilmiş şərtlərin yerinə yetirilməsi təmin edilib. Bu hal komponentlərin verilmiş paylanmasında  $C_c$  nin  $\gamma=L/L_0$ -dan asılılıq əyriləri texnoloji parametrlərinin müxtəlif qiymətlərində kristal almaq üçün ənənəvi Bricmen metodunun imkanlarını müəyyən etməyə imkan verir.

Qabaqcadan hazırlanmış Makro bir cins tərkibə malik Ge-Si külçəsindən istifadə etməklə modifikasiya olunmuş Bricmen metodu ilə verilmiş bircins tərkibə malik kristallar alınmışdır[84]. Şəkil 2.2.4-də bu metodla alınmış kristalların konseptual diaqramı verilmişdir. Şəkildə təsvir olunmuş xarakterik aksial temperatur sahəsinə məli qızdırıcıda ,solda Si mayası ilə qidalandırıcı Ge- Si çubuğu arasında yerləşdirilmiş Ge və Si - un həll olması baş verir. Bu ərintinin tərkibi elə şəkildə verilir ki, Ge-Si sisteminin faza hal diaqramına uyğun olaraq ərinti qidalandırıcı çubuqla faza tarazlığında olsun. Kristallaşmanın ilkin anında mexanizm işə salındıqdan sonra maya -ərinti cəbhəsində və uyğun qidalandırıcı çubuq-ərinti sərhəddindəki temperaturu ərintinin likvidus temperatura bərabərdir ( a- vəziyyəti) Ge-Si kristalının Si mayası üzərində böyüməsi ampulanın qızdırıcıya nəzərən hərəkət anından başlayır və ərintinin tam bitməsinə qədər davam edir.(mövqe c)

Ənənəvi Bricmen metodunda olduğu kimi, bu şəraitdə göyərdilmiş külçələrdə komponentlərin paylanması məsələsi Pfann yaxınlaşmasında həll edilmişdir. Yuxarıdakı əvəzləmələri nəzərə alaraq və yeni  $V_F$ -vahid zamanda əriyən qidalandırıcı külçənin həcmi və ərintidə onda Si-un konsentrasiyasını -  $C_F$  kimi işarə edərək 2.2.3 düsturunun əvəzinə bu hal üçün aşağıdakı münasibətləri alırıq. (2.2.6)

$$V_l = V_0 - (V_c - V_f)t, \quad \dot{V} = -V_c + V_f, \quad \dot{C} = V_f C_f - V_c C_l K \quad (2.2.6)$$

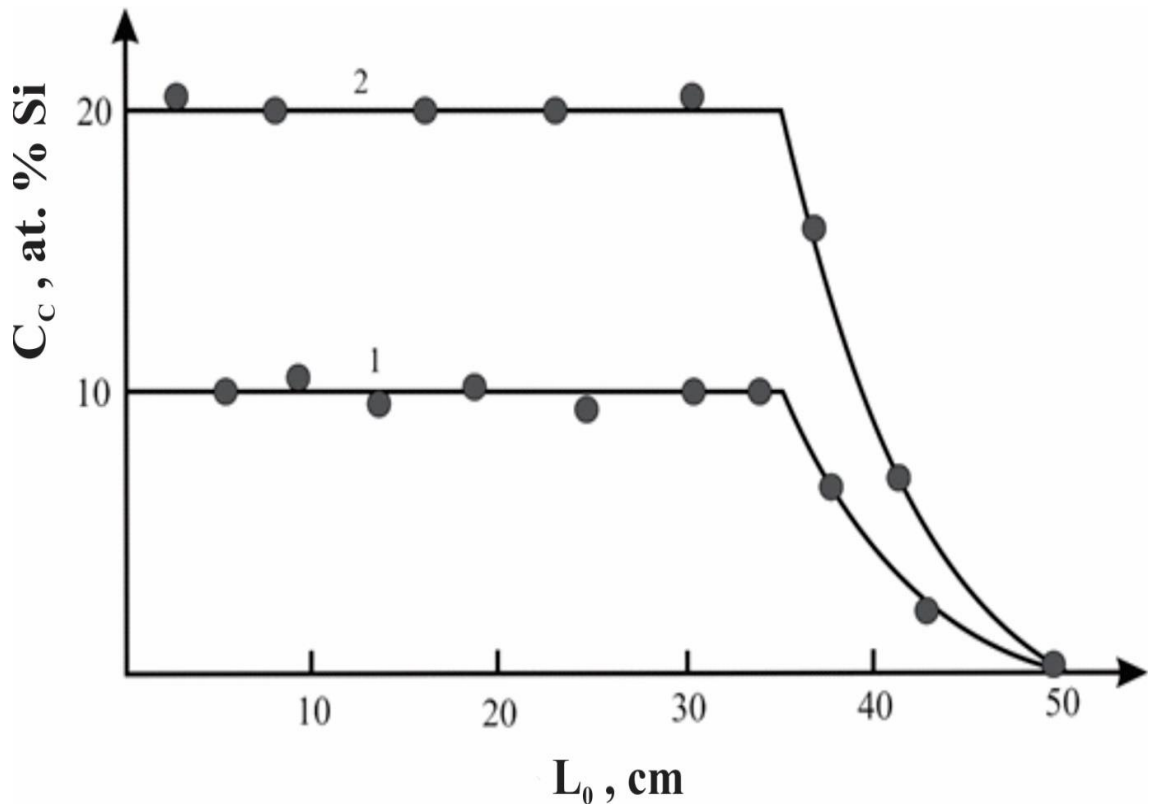
1-ci mərhələdə kristallaşmanın başlanğıc anından qidalandırıcının tam əriməsinə qədər(mövqe b)alırıq ki, a-  $V_1=V_0, V_c=V_f$  və  $C_1=C_c$  Bu mərhələdə ərintinin tərkibinin sabitliyi Si-un miqdarı  $C_c=C_f=C_1^0K_f$  ( $K_f$ -qidalandırıcı külçənin tərkibinə uyğun Si-un seqreqasiya əmsalıdır) olan tam bircins kristalın böyüməsini təmin edir.



**Şəkil 2.2.4. Qızdırıcıda temperatur profili və bircins , dəyişən tərkibli Ge-Si kristallarının yetişdirilməsi sxemi;1-Si mayası, 2-Ge-Si ərintisi, 3-qidalandırıcı makro bircins Ge-Si çubuğu, 4- bircins Ge-Si kristalı, 5-dəyişən tərkibli Ge-Si kristalı. a- kristallaşmanın başlanğıc vəziyyəti, b-bircins kristalın böyümə prosesinin yekunu c-ərintinin kristallaşması prosesinin sonudur[76] b-mərhələsində Ge-Si-un yekun final zonasının əmələ gəlməsi anından kristallaşma ənənəvi Bricmen metodu ilə baş verir.**

Bu halda əgər zamanı yekun ərimə zonasının kristallaşması anından hesablasaq, külçədə Si-un konsentrasiya profili 2.2.5 formulu ilə təyin olunacaq. Külçənin bu hissəsində Si –un konsentrasiyasının paylanması yuxarıda təsvir edilmiş metoda analojidir. Hər iki külçə üçün hesablanmış ayrılər kristal boyu təcürbi nəticələri kifayət qədər yaxşı təsvir edir. Bu yuxarıda qəbul edilmiş şərtlərin praktiki olar məsələnin nəzəri həllində ödənildiyini sübut edir.

2.1 bölməsində ərintidən konsentrasiyon ifrat soyutma üsulu ilə Ge- Si kristallarının göyərilməsinin konseptual sxemi və məqsədi verilmişdir [77,80]. Ge- Si külçələrinin bu metoda göyərilməsinin özünə məxsusluğu tərkibində 30 at% - ə qədər Si olan və Si – un konsentrasiyası xətti artan kristalların alınma bilməsidir.

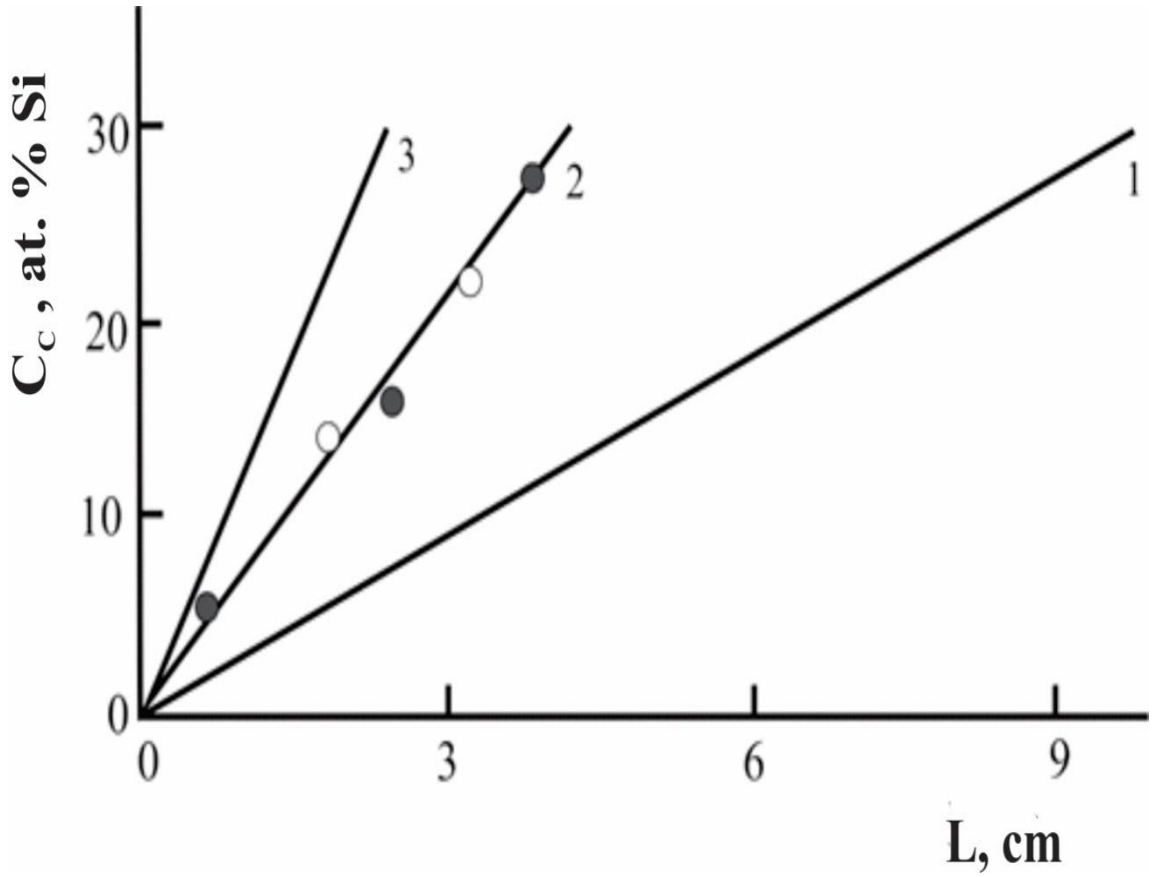


Şəkil 2.2.5 Modifikasiya olunmuş Bricmen metodu ilə göyərdirilmiş iki Ge Si kristalı boyunca silisiumun konsentrasiya paylanması: ayrılər-nəzəri hesablanmış, dairələr- eksperimental qiymətlərdir. Ərintinin başlanğıc uzunluğu- $L_0=15$ mm, qidalandırıcının uzunluğu-  $L_f=35$ , 1 və 2 kristalları üçün uyğun olaraq  $C_l^0=1,7$  və 3.8 at. % Si,  $C_f=10$  və 20 at. % Si qiymətlərdə.

Sistemin bu özünəməxsusluğu onunla bağlıdır ki, tərkibinbu diapazonlarında solidus əyrisi göstərir ki,  $C_{ct}$  –dən asılı olaraq 0,31 at% (Si) k sürəti ilə xətti artır[36]. Bununla belə, bu halda Ge-un ərimə temperaturundan  $Ge_{0.70}Si_{0.30}$  birləşməsinin solidusun temperaturuna qədər intervalda ərintidə sabit temperatur qradientinin yaradılması lazım olan əsas şərtədir. Şəkil 2.2.6. da bütöv xətlə qızdırıcının işçi həcmində temperatur qradientinin  $\partial T/\partial L=10, 23$  və  $40$  K/sm qiymətlərində göyərdilmiş üç kristalın uzunluğun boyu Si – un konsentrasiyasının hesablanmış asılılıqları təsvir edilmişdir. Asılılıqlar aşağıdakı münasibətə əsasən qurulmuşdur[36]:

$$C_{Si} = \frac{\partial C_{Si}}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial L} \cdot L \quad (2.2.7)$$

Burada Ge- Si – un solidus əyrisinin nəticələrinə uyğun olaraq Si üçün 0,30 at% intervalında  $\partial C_{Si}/\partial T=0.31$  at.% Si şəkil .2.2.6- dan görüldüyü kimi ,qızdırıcının işçi həcmində  $\partial T/\partial L$  dəyişməklə komponentlərin konsentrasiyasının lazimi aksial qradientinə malik kristallar almaq mümkündür Ge- Si kristallarının ərintinin istiqamətlənmiş konsentrasiyon ifrat soyutma metodu ilə göyərdilməsi növbəti qaydada aparılmışdır. Daxilində Ge mayası yerləşən, diametri 12-14 mm olan kvarts ampulaya, ərinti yaratmaq üçün Ge maddəsi və 12-14 mm diametrlı, qızdırıcı Si külçəsi yerləşdirilmişdir. Ampula pompalandıqdan və lehimləndikdən sonra qızdırıcıya yerləşdirilmişdir. 1200- 1300 K intervalında qızdırıcının işçi həcmində  $\partial T/\partial L=23$ K/sm olmuşdur. Bu şəraitdə göyərdilmiş Ge-Si kristallarının uzunluğu 40 mm-ə yaxın olmuşdur. Ərintinin tam kristallaşma sürəti 45/50 saat-dır . Kristalların uzunluğu boyunca komponentlərin konsentrasiyon paylanması yuxarıda təsvir olunan metodla təyin edilmişdir. Şəkil 2.2.6 – da  $\partial T/\partial L=23$ K/cm göyərdilmiş iki kristalda Si – un uzunluğu boyu konsentrasiyasının paylanması dairələrlə təsvir edilmişdir.



**Şəkil 2.2.6 Qızdırıcı işçi həcmində  $\partial T/\partial L$  üç müxtəlif qiymətində yetişdirilmiş kristallarda Si – un konsentrasiya profili. 1,2,3 əyriləri  $\partial T/\partial L=10,23$  və  $40$  k\sm qiyməti uyğundur. Dairələr iki nümunənin eksperimental nəticələri, bütöv xəttlər nəzəri nəticələrdir.[36].**

Göründüyü kimi, nəzəri əyrisi kristalın uzunluğu boyunca eksperimental qiymətləri kifayət qədər yaxşı təsvir edir. Belə uzlaşma kristal-ərinti cəbhəsində kristalın kiçik sürətlə böyüməsini təmin edən tarazlıq halına yaxın şərtlərin təmin olunduğunu göstərir.

Ərintidən istiqamətlənmiş konsentrasiya ifrat soyudulması yolu ilə alınmış, böyümə prosesində tərkibin kristallaşma oxu boyunca xətti dəyişən tərkibli  $Ge_{1-x}Si_x$  kristallarının böyümə dinamikası məsələsi həll edilmişdir[77]. Əlavə işarələmələr

daxil edək.  $N_{Ge}^*$  - maya üzərindəki ərintidə Ge atomlarının ümumi sayı;  $N_{Si}^*$  - tam kristallaşmanı təmin etmək üçün ərintiyə daxil olmuş Si atomlarının sayı;  $L$  və  $L^*$  - uyğun olaraq cari anda və tam kristallaşmadan sonra kristalların uzunluğu;  $t^*$  - tam kristallaşma müddəti;  $x$  və  $x^*$  kristal ərinti sərhədində bərk fazada Si- un cari ( $t$ ) və son ( $t^*$ ) anlarında miqdarı  $n_{Ge}$ ,  $n_{Si}$  və  $n_x$  - uyğun olaraq atomların Ge - da, Si- da və  $Ge_{1-x}Si_x$  kristallarında atomların konsentrasiyası:  $C_{Si}$  VƏ  $C_{Si}^*$  - cari və son anlarda bərk fazada kristal ərinti sərhədində Si - um atomlarının konsentrasiyası  $R_{Si}$  - vahid zamanda ərintiyə daxil olmuş Si atomlarının miqdarı. Məsələnin şərtinə uyğun olaraq fərz etmək olar ki,  $R_{Si}$  zamandan asılı deyildir. Onda,  $t^*$  və bütöv kristalın orta böyümə sürəti -V aşağıdakı tənliklə müəyyən olunur.

$$t^* = \frac{N_{Si}^*}{R_{Si}} \quad (2.2.8)$$

Kristalların kristallaşma oxu boyunca böyümə dinamikası aşağıdakı kimi müəyyən edilmişdir. Ərintinin verilmiş  $L_1 - L_2$ - hissəsində kristalın böyüməsinin orta sürətini 2.2.9 tənliyindən təyin etmək olar.

$$v_{1-2} = \frac{L_2 - L_1}{t_2 - t_1} = \frac{\Delta L_{2,1}}{\Delta t_{2,1}} \quad (2.2.9)$$

Bizim yaxınlaşmada  $\Delta t_{2,1}$  - verilmiş hissənin kristallaşmasını təmin etmək üçün kifayət olan Si-un miqdarını ərintiyə daxil etmək üçün lazım olan vaxtdır. Onda 2.2.8- i nəzərə alsaq 2.2.1 tənliyini əldə edərik.

$$\Delta t_{1-2} = \frac{N_{Si}^{1,2}}{R_{Si}} = \frac{N_{Si}^{1,2} L^*}{N_{Si}^* v^*}, \quad v_{1-2} = \frac{\Delta L_{2,1} N_{Si}^* v^*}{N_{Si}^{1,2} L^*} \quad (2.2.10)$$



Tənliyin sağ tərəfindəki  $L^* \cdot N_{Si}^*$  ı  $N_{Si}^{1,2}$  parametrləri aşağıdakı kimi təyin edilmişdir. Uyğun olaraq kristalın uzunluğu üçün aşağıdakı ifadəni alarıq

$$L^* = x^* \left( \frac{\partial x}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial L} \right)^{-1} \quad (2.2.11)$$

Burada mötərizədəki ifadə məsələnin şərtinə uyğun olaraq verilən və sabit kəmiyyətdir. Nəzərə alsaq ki, kristalın  $dV$  həcmində kristal ərinti sərhədi yaxılığında  $C_{Si} = dN_{Si}/dV$ , onda  $N_{Si}^*$  üçün aşağıdakı ifadə alınır.

$$N_{Si}^* = \int_0^{V^*} C_{Si} dV = \int_0^{L^*} x n_x S dL \quad (2.2.12)$$

Burada  $S$  - kristalın en kəsiyinin sahəsidir.

2.2.12. tənliyində  $n_x$  həddi  $Ge_{1-x} - Si_x$  bərk məhlullar üçün virtual mühit modeli çərçivəsində təyin ediləcəkdir. Bu modelə görə göstərilən parametr matrisdə  $Ge$  və  $Si$  atomlarının konsentrasiyası arasında tərkibin dəyişməsi ilə xətti dəyişir [36]. Onda 2.2.1 tənlik və 2.2.12. tənliklərindən  $Si$  - un konsentrasiyası üçün aşağıdakı ifadə alınır.

$$N_{Si}^* = \int_0^{L^*} x [n_{Ge} + (n_{Si} - n_{Ge})x] S dL = \int_0^{L^*} n_{Ge} \left( \frac{\partial x}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial L} \right) L S dL + \int_0^{L^*} (n_{Si} - n_{Ge}) \left( \frac{\partial x}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial L} \right)^2 L^2 S dL = \frac{n_{Ge} x^* L^* S}{2} + \frac{(n_{Si} - n_{Ge})(x^*)^2 L^* S}{3} \quad (2.2.13)$$

Analoji olaraq kristalda  $(1-x)$  atom payına malik  $Ge$  - un ümumi miqdar üçün də aşağıdakı uyğun ifadə alınır

$$N_{Ge}^* = \int_0^{L^*} (1-x)[n_{Ge} + (n_{Si} - n_{Ge})x]SdL = \int_0^{L^*} [n_{Ge} - x(2n_{Ge} - n_{Si}) - (n_{Si} - n_{Ge})x^2]SdL = n_{Ge}L^*S - \frac{(2n_{Ge} - n_{Si})x^*L^*S}{2} - \frac{(n_{Si} - n_{Ge})(x^*)^2L^*S}{3} \quad (2.2.14)$$

Böyüən kristalın  $\Delta L_{1,2}$  hissəsinin kristallaşması üçün ərintiyə daxil edilən Si- un miqdarı belə təyin edilir.

$$N_{Si}^{1,2} = (N_{Si}^{2c} + N_{Si}^{2m}) - (N_{Si}^{1c} + N_{Si}^{1m}) \quad (2.2.15)$$

$N_{Si}^{1c}$  və  $N_{Si}^{2c}$  - uyğun olaraq böyüən kristalın  $L_1$  və  $L_2$  səviyyələrində silisiumun miqdarıdır.  $N_{Si}^{1m}$  və  $N_{Si}^{2m}$  - uyğun olaraq, kristal-ərinti sərhədinin  $L_1$  və  $L_2$  səviyyəsində yerləşməsi zamanına uyğun olaraq bərk faza üzərində silisiumun miqdarıdır.  $N_{Si}^{1c}$  və  $N_{Si}^{2c}$  -nin qiymətləri 2.2.11 və 2.2.13 . tənliklərindən  $L_1$  və  $L_2$  və  $x^*$  ilə uyğun olaraq əvəz etməklə təyin olunmuşdur.  $N_{Si}^{1m}$  -nin ədədi qiyməti aşağıdakı kimi təyin edilmişdir. Kristal-ərinti sərhədində  $L=L_1$  və  $x=x_1$  olduqda Si atomlarının payı  $1-x_1/K_1$  - dir. ( $K_1$ -solidius  $x_1$  tərkibinə uyğun seqreqasiya əmsalıdır). Onda, ərintidə Ge – un payı  $1-x_1/K_1$ -ə bərabər olur və aşağıdakı münasibət ödənilir:

$$N_{Si}^{1m} = \frac{N_{Ge}^{1m} x_1}{1 - \frac{x_1}{K_1}} \quad (2.2.16)$$

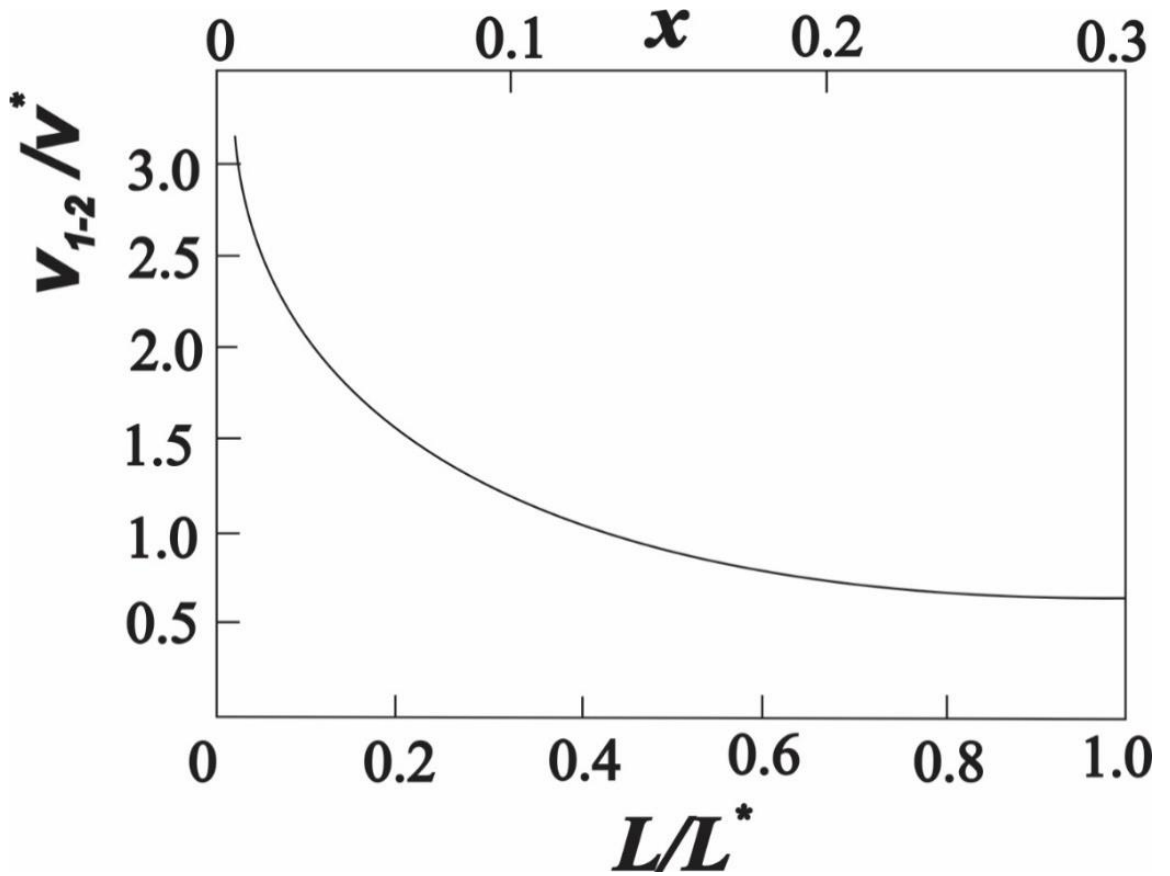
Burada  $N_{Ge}^{1m} = N_{Ge}^* - N_{Ge}^{1c}$  ərintidə Ge-un miqdarıdır. ( $N_{Ge}^{1c}$  - L uzunluqlu kristalda Ge –un miqdarıdır).2.2.11. və 2.2.14.-ifadələrini tənlikdə yerinə qoysaq,tənlik aşağıdakı şəkildə düşür alarıq:

$$N_{Ge}^{1m} = n_{Ge}(L^* - L_1)S - \frac{(2n_{Ge} - n_{Si})(x^*L^* - x_1L_1)S}{2} - \frac{(n_{Si} - n_{Ge})((x^*)^2L^* - (x_1)^2L_1)S}{3} \quad (2.2.17)$$

$N_{Si}^{1m}$  -yə Analoji olaraq  $N_{Si}^{2m}$  – ni müəyyən etmək üçün 2.2.16 və 2.2.17 ifadələrindən istifadə etsək, onda 2.2.15. tənliyinin sağ tərəfinə bütün yuxarıda təyin etdiyimiz parametrləri qoyaraq,  $N_{Si}^{1,2}$  – ni təyin edərik. Beləliklə, istiqamətlənmiş konsentrasiya ifrat soyutma metodu ilə göyərdilmiş  $Ge_{1-x}Si_x$  monokristallarının  $v_{1-2}$  ani sürətinin təyin edilməsi üçün bütün kəmiyyətlər müəyyən edilmişdir. 2.2.10 ifadəsini aşağıdakı şəkildə yazaq:

$$\frac{v_{1-2}}{v^*} = \frac{\Delta L_{2,1} N_{Si}^*}{N_{Si}^{1,2} L^*} \quad (2.2.18)$$

Bu halda kristallaşma oxu boyunca böyümə dinamikası, kristalın  $L$  uzunluğu boyunca  $0-L^*$  aralığında müxtəlif hissələrdə  $N_{Si}^{1,2}$  - nin hesablanması yolu ilə qurulmuş  $v_{1-2}/v^*$  - nin  $L$  – dən asılılığına əsasən müəyyən ediləcəkdir. Nümunə üçün şəkil 2.2.7.- də ərintidə  $Ge_{1-x}Si_x$ - kristalı üçün  $25 \text{ K/sm}$  temperatur qradienti  $x^* = 0.3$  olduqda bu asılılıq təsvir olunmuşdur. Şəkil 2.2.7.- dən görüldüyü kimi, Si-un tərkibinin kristalda artması, kristalın uzunluğu boyu kristallaşma sürəti ilə əhəmiyyətli azalır. Şəkil 2.2.7- dən görüldüyü kimi kristalın böyümə sürəti kristalın uzunluğu boyu və beləliklə, Si-un tərkibinin kristalda artması ilə əhəmiyyətli dərəcədə azalır. Baxılan nümunədə kristalın başlanğıc hissəsindəki sürət  $v_{1-2}$ , son hissədəki sürəti 5 dəfə üstələyir. 2.2.1- formulunda verilən meyarlara uyğun olaraq, böyümə sürətinin dəyişməsinin belə xarakteri kristallaşma oxu boyunca monokristalların Si – un konsentrasiyasının artması ilə göyərdilməsinə uyğundur.

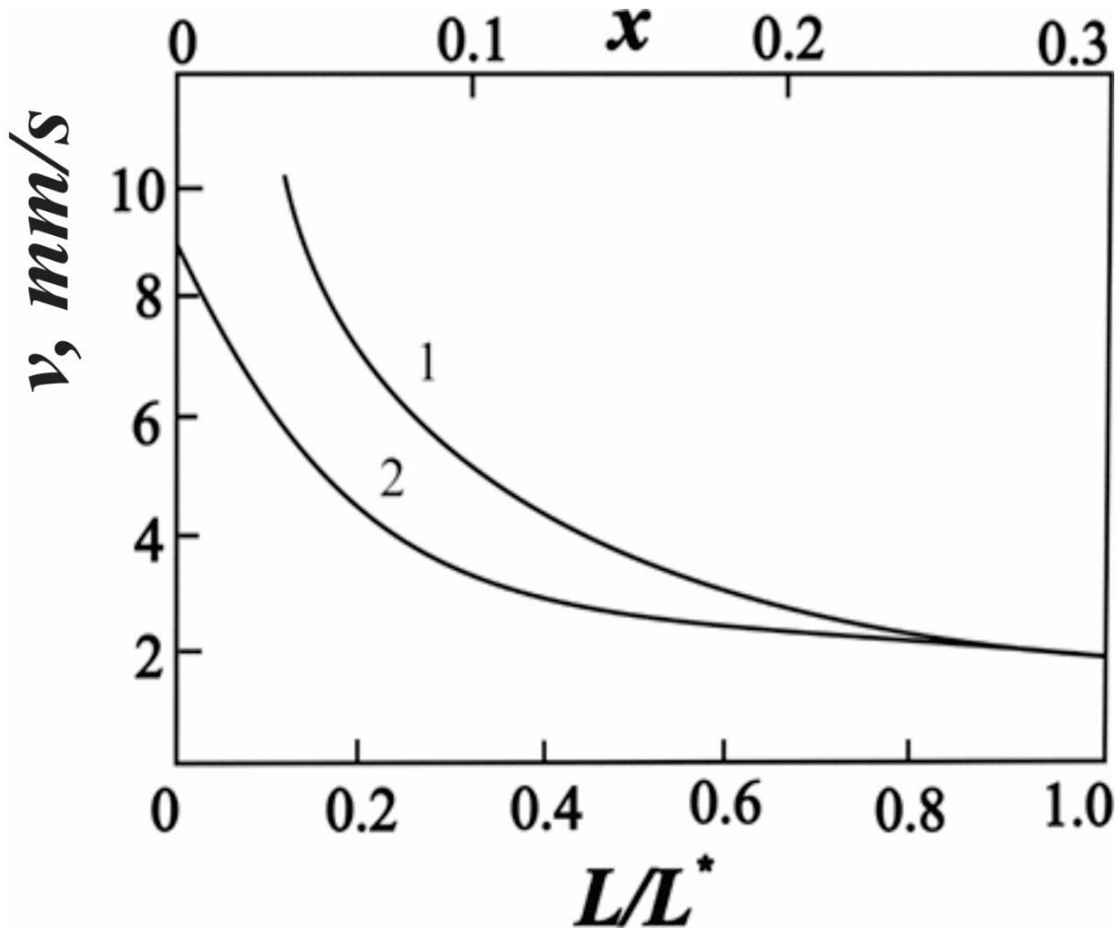


Şəkil 2.2.7.- statik rejimdə  $\frac{\partial T}{\partial z} = 25 \text{ K / sm}$  olduqda ərintinin ifrat soyudulması metodu ilə yetişdirilmiş  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $0 \leq x \leq 0,3$ ) monokristallarının böyüməsinin nisbi sürətinin dəyişməsi.

Şəkil 2.2.8-də  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $0 \leq x \leq 0,3$ ) monokristallarının 2.2.1- formulu ilə hesablanmış kritik böyümə sürətinin matrisdə Si –un miqdarından asılılığı verilmişdir. Uyğun  $x$ -lər üçün  $K$  nın Ge- Si sisteminin faza hal diaqramından qiyməti təyin edilmişdir. Şəkil 2.2.7 . və 2.2.8- dən görünürki,  $x$  – in artması ilə,  $V_c$ -nin azalmasını xarakterizə edən əyri,  $v_{1-2}/v^*$  in  $x$  – dən – asılılığını xarakterizə edən əyridən daha üstələyir. Bu onu göstərir ki,  $v^*$  sürətlərinin  $v_{1-2}^* \leq v_c^*$  şərtini

ödəyən qiymətlərində külçənin son hissəsində ( $x \approx 0,3$ )  $x$  in bütün dəyişən diapozonunda uyğun tərkiblər üçün kristalın böyüməsi kritik sürətlərdən kiçik sürətlərlə baş verəcəkdir. Şəkil 2.2.8-də 2 əyrisi  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$ -kristallaşma oxu boyunca və deməli,  $x$  – in dəyişməsi ilə  $v_{1-2}/v^*$  şərtinə əsasən 2.2.7 şəkildən hesablanmış sürət dəyişməsinin qiymətini göstərir. Şəkil 2.2.8- dən göründüyü kimi, əgər  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  – kristalının böyüməsi zamanı ərintinin istiqamətlənmiş konsentrasiya soyuması hesabına  $v_{1-2}/v^*$  şərti ödənilirsə, kristal tam monokristal olur. Şəkil 2.2.8-də ayrıları təhlili göstərir ki, Ge-Si bərk məhlullarının ərintinin istiqamətlənmiş konsentrasiya ifrat soyudulması metodu ilə böyüməvaxtının, kristalın uc hissəsində nisbətən yüksək orta böyümə surəti seçməklə minimallaşdırmaq olar.

Zona əritmə metodu ilə makrobircins  $\text{Ge}_{0,9}\text{Si}_{0,1}$  çubuqları istifadə etməklə aşqarlanmış Ge-Si bərk məhlulları alınmışdır. Ge-Si bərk məhlullarının zona kristallaşma metodu ilə göyərdilməsi [90] işində ətraflı təsvir edilmişdir. Burada daha çətin əriyən komponentdən ibarət (Si) monokristallik mayanın üzərinə əvvəlcədən hazırlanmış, verilmiş tərkibli Ge- Si dan ibarət polikristallik çubuq yerləşdirilmişdir. Aksial temperatur sahəsinə malik qızdırıcıda Ge-Si rüşeymi üzərində çubuğun bir hissəsinin əridilməsi baş verir (bir hissəsi əridilmiş zonanın uzunluğunun seçilməsindən asılı olaraq). Başlanğıc anda maya ilə ərinti və çubuq sərhəddində temperatur verilmiş tərkibli Ge- Si polikristallik külçəsinin likvidius temperatürə bərabərdir. Maya üzərində kristalın böyüməsi sobanın hərəkət mexanizminin aşağıya doğru və ya sobanın işə salınması anından başlayır və ərintinin tam yenidən kristallaşmasına qədər davam edir.



**Şəkil 2.2.8.**  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  monokristallarının (2.1.1) formulu üzrə hesablanmış kritik böyümə sürətinin  $x$  – dən asılılığı. Əyri 1- həmçinin 2.2.7 şəklinin nəticələrinə görə hesablanmış  $v_{1-2}^* = v_c^*[71]$  olduqda  $v_{1-2}$ -nin  $L$  – dən(uyğun olaraq  $x$ ) asılılığı

Zona əritmə üsulu ilə göyərdilmiş kristallarda əsas komponentlərin paylanması məsələsinin həlli Pfann yaxınlaşmasında həll edilmişdir.

Yuxarıdakı işarələmələri nəzərə alaraq və əlavələrini:  $V_i^0$ - başlanğıc anda ərimiş zonanın həcmi;  $V_i$ – Ge-Si makrobircins polikristallik külçənin vahid zamanda əriyən həcmi;  $C_i$ - ikinci komponentin (Si) ilkin külçədə konsentrasiyası;  $Z$ -ərinti zonasının uzunluğudur. Qəbul etsək ki, tam ərimə zonasının uzunluğu  $Z$  və  $V_i, V_c$  –

kəmiyyətləri zamandan asılı deyildir, onda L-Z uzunluqlu külçə hissəsi üçün (2.2.3) ifadəsinin yerinə aşağıdakı ifadəni alırıq:

$$V_l = V_l^0, \quad C_l^0 = C_l, \quad \dot{C} = -V_c C_l K + V_i C_l^0 \quad (2.2.19)$$

(2.2.19)- ifadəsini (2.2.2) ifadəsində yerinə qoyub, dəyişənləri ayırdıqdan və inteqrallamadan sonra aşağıdakı ifadə alınır:

$$\int_{C_l}^{C_l^0} \frac{dC_l}{C_l - C_l K} = \frac{V_c}{V_l^0} = \frac{L}{Z} \quad (2.2.20)$$

(2.2.20) tənliyi kristalın L<sub>0</sub>-Z hissəsində onun L uzunluğu boyu tərkibini müəyyən edir.

Son ərimiş zonanın yaranması anından alırıq ki,

$$V_l = V_l^0 - V_c t, \quad \dot{V}_l = -V_c, \quad \dot{C} = -V_c C_l K \quad (2.2.21)$$

(2.2.21) - i (2.2.2.)- də yerinə qoyub inteqrallasaq aşağıdakı ifadəni alırıq:

$$\int_{C_{lf}^0}^{C_m} \frac{dC_l}{C_l(1-K)} = \ln \frac{V_l^0}{V_l^0 - V_c t}. \quad (2.2.22)$$

Burada C<sub>lf</sub><sup>0</sup>- sonuncu ərimə zonasında ikinci komponentin ilkin konsentrasiyasıdır. Ərintinin son hissəsində kristallaşmanın payını  $V_c t / L_0$  γ- ilə işarə etsək, (2.2.22) tənliyini aşağıdakı şəkildə yazarıq:

$$\gamma = a(1 - \exp[-\int_{C_l}^{C_{lf}^0} \frac{dC_l}{C_l(K-1)}]) \quad (2.2.23)$$

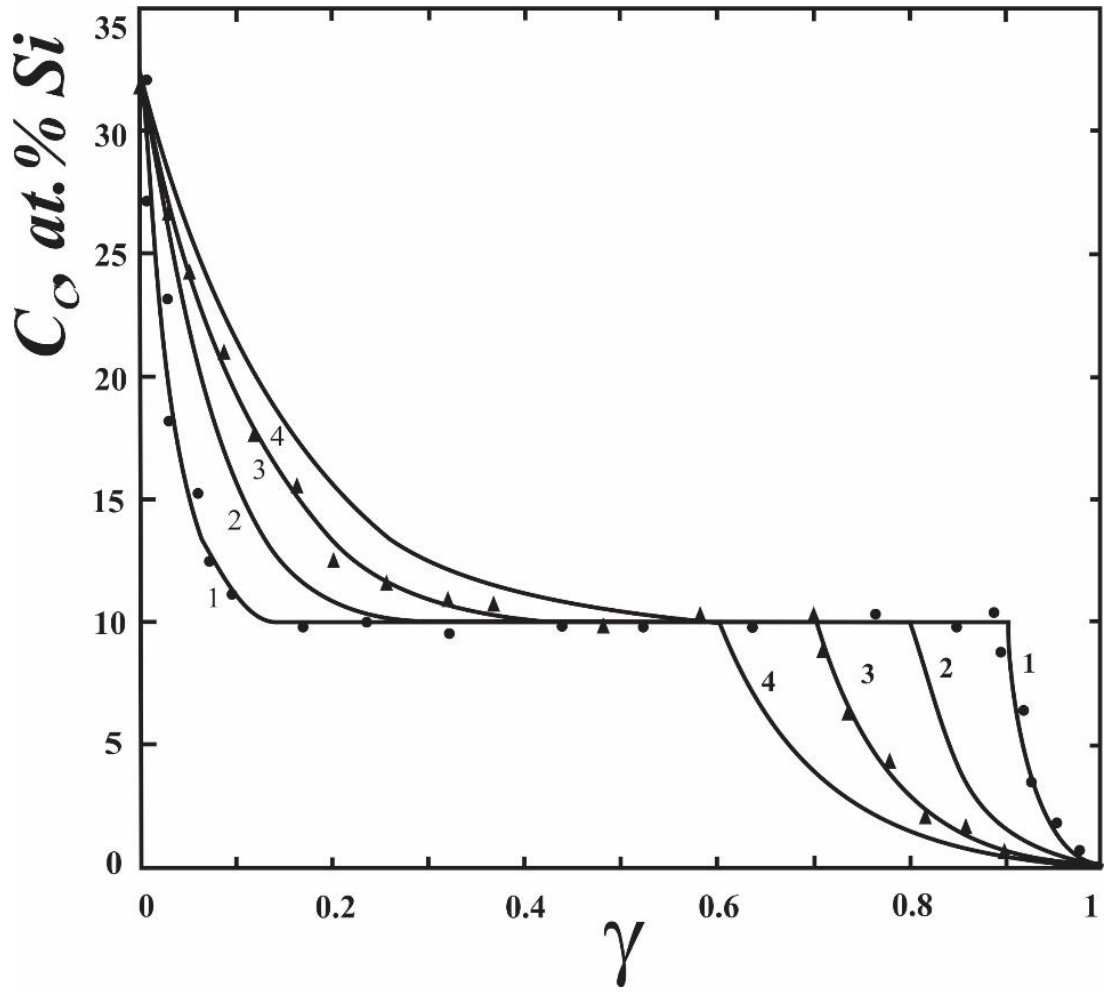


burada  $a = Z/L$ .

Şəkilə 2.2.9- da makrobircins polikristallik  $\text{Ge}_{0.9}\text{-Si}_{0.1}$  çubuqlarından göyərdilmiş Ge-Si kristallarında (2.2.20) və (2.2.23)formulları üzrə hesablanmış ərimiş zonanın müxtəlif uzunluqlarında ( $Z=0,1L, 0.2L, 0.3L, 0.4L$ ) silisiumun konsentrasiya profilləri təsvir edilmişdir.

Zonanın  $0.1L$  və  $0.3L$  uzunluqları üçün göyərdilmiş kristalların müxtəlif hissələrindən götürülmüş nümunələrin xüsusi şəkilləri əsasında alınmış eksperimental nəticələr göstərilmişdir. Göründüyü kimi, eksperiment nəzəri hesablamalarla yaxşı uzlaşır.

Ərimiş zonanın uzunluğunun böyüməsi ilə komponentlərin bircins paylandığı oblast kiçilir, böyümənin başlanğıcındam dəyişən tərkibli zamanın uzunluğu isə artır. Bütün hallarda dəyişən tərkibli hissənin uzunluğu ərimiş zonanın uzunluğuna bərabərdir.



Şəkil 2.2.9. Zona əritmə metodu ilə yetişdirilmiş Ge- Si kristallarının ərimiş zonanın müxtəlif uzunluqlarında konsentrasiya profilləri

$Ge_{0.9}-Si_{0.1}$  makrobircins polikrikstallik çubuqların tərkibi. Bütöv xətlər hesablamaların nəticələri, dairələr və üçbucaqlar eksperimental nəticələrdir. 1,2,3,4 əyriləri ərimiş zonanın  $Z=0.1, 0.2, 0.3, 0.4$  uzunluqlarına uyğundur.

### 2.3. Ga,Sb,Ni aşqarları ilə mürəkkəb aşqarlanmış Ge-Si kristallarının alınması

Ge –Si və onların bərk məhlullarında Sb və Ga-un aid olduğu dayaz aşqar mərkəzlər tədqiq etdiyimiz kristallara ərintidən göyərdilmə prosesində daxil edilmişdir. Buna səbəb, bu aşqarların Ge- Si kristallarının ərimə temperaturunda kifayət qədər böyük

həllolma qabiliyyəti olmuşdur. Qeyd edək ki, ərintidən ənənəvi yolla alınmış kristallarda və onların bərk məhlullarında aşqarların paylanması məsələsinin nəzəri həlli kifayət qədər aparılmışdır[30,51,84,119]. Seqreqasiya əmsalı aşqarların paylanmasını və konsentrasiya səviyyəsini müəyyən edən parametrdır. Ga və Sb-un tarazlıq seqreqasiya əmsalları Ge- da 0,087 və 0,003 , Si da isə 0,008 və 0,023 – dır. Aşqarların bu parametrinin kiçik qiyməti, ərintidən ənənəvi metodla göyərdilmiş külçələr boyu konsentrasiyanın əhəmiyyətli dərəcədə hiss olunan qradiyentinə gətirir.

Ge- Si bərk məhlul kristallarında aşqarların paylanmasının nəzəri həlli tam qarışmış ərinti yaxınlaşmasında həll edilmişdir. Ənənəvi Bricmen metodunda (bax şəkil 2.2.1) lazım olan miqdarda aşqar Ge-Si –la birlikdə Si mayasının üzərində yerləşdirilir. Kristalın sonrakı göyərdilməsi prosesi aşqarlanmamış kristalların alınmasına analoji olaraq aparılır. 2.2. bölməsində qəbul olunmuş işarələmələrə növbətiləri də daxil edək:  $C_l^{0,im}$ ,  $C_l^{im}$  - ərintinin kristallaşmasının başlanğıc və cari anlarında aşqarların konsentrasiyası;  $C^{im}$  - ərintidə aşqarların ümumi konsentrasiyası;  $C_c^{im}$  - kristallaşmış külçədə aşqarların konsentrasiyasıdır;  $Ge_{1-x}Si_x$  kristallarının tərkibindən asılı olaraq aşqarın tarazlıq seqreqasiya əmsalı  $K_{im}^x = C_c^{im} / C_l^{im}$  anlayışlarını daxil edək. Qəbul edilən işarələmələri nəzərə alsaq, aşağıdakı tənliklərin ödənildiyini görürük:

$$C_l^{im} = \frac{C^{im}}{V_l}, \quad \frac{dC_l^{im}}{dt} = \frac{\dot{C}^{im} - \dot{V}_l C_l^{im}}{V_l} \quad (2.3.1)$$

Şərtə görə fərz edək ki,  $V_c$  –zamandan asılı deyil, onda,

$$V_l = V_l^0 - V_c t, \quad \dot{V}_l = -V_c, \quad \dot{C}^{im} = -V_c C_l^{im} K_{im}^x \quad (2.3.2)$$

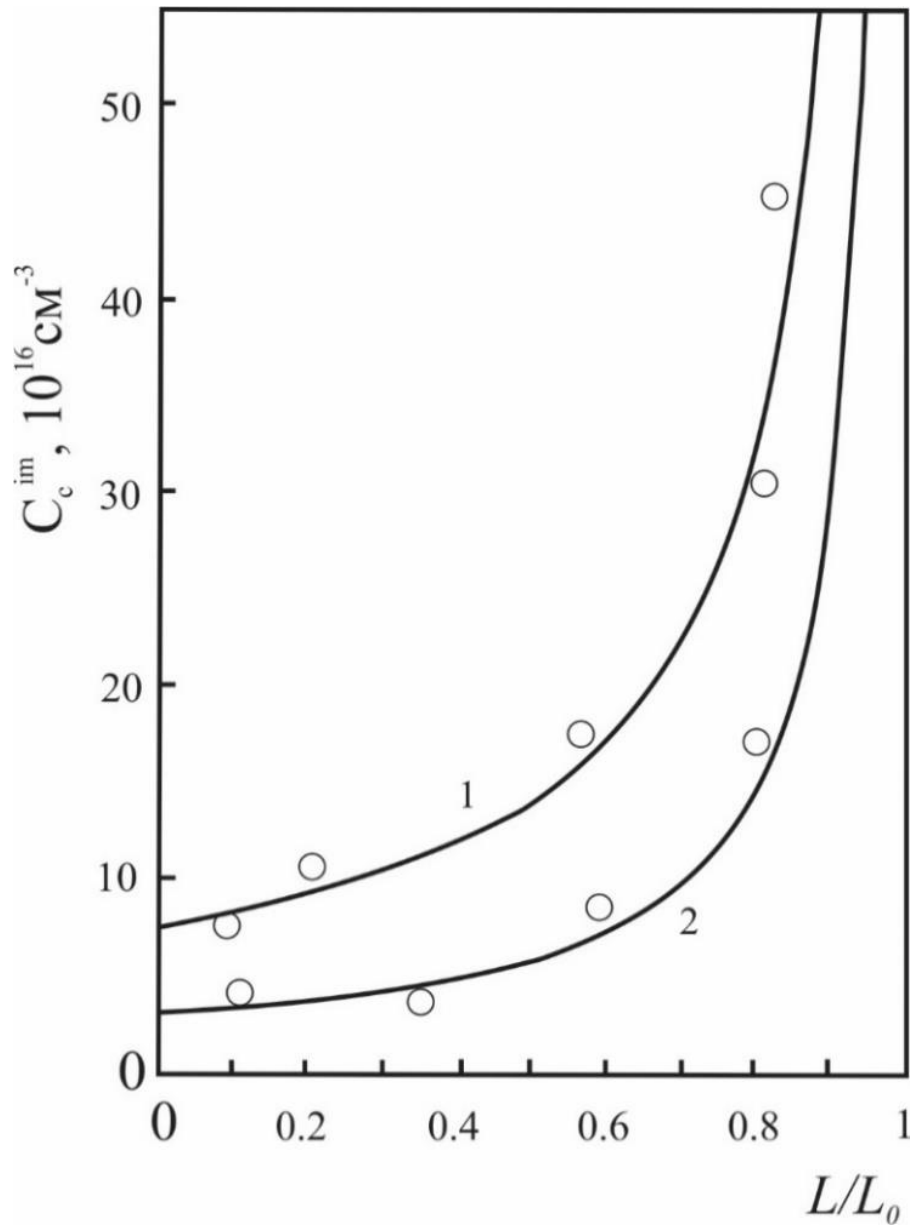
(2.3.1) –ni (2.3.2) - də nəzərə alaraq bir sıra çevrilmələrdən sonra aşağıdakı ifadəni alarıq:

$$\alpha = \frac{L}{L_0} = 1 - \exp \left[ \int_{C_l^{0,im}}^{C_l^{im}} \frac{dC_l^{im}}{C_l^{im}(1 - K_{im}^x)} \right] \quad (2.3.3)$$

alarıq. 2.2.3.- intqralının həllində hesab olunur ki, binar sistemlər üçün virtual mühit modelinə uyğun , aşqarın seqreqasiya əmsalı  $K_{im}^x$  tərkibdən (x) asılı olaraq xətti dəyişir[118]. Bu yaxınlaşmada 2.3.3. intqralının qiymətinişəkil 2.2.2-də təsvir olunan Si- un, kristalın L- uzunluğu boyunca konsentrsiyapaylanmasının nəticələrinə və ona uyğun,  $K_{im}^x$  - in qiymətlərinə görə təyin edilir.

Şəkil 2.3.1.- də nümunə üçün, başlanğıc  $Ge_{0.93}Si_{0.07}$  tərkibli ərintidən göyərdilmiş iki Ge-Si kristalının uzunluğu boyunca Sb və Ga atomlarının konsentrsiyasının hesablanmış nəzəri asılılıqları (şəkil2.2.3.) təsvir edilmişdir. Göründüyü kimi külçə boyunca Ga və Sb üçün konsentrsiyanın paylanması ayrılmasının gedişi, tək komponentli ərintidən göyərdilmiş kristallarda aşqarların K nın kristal boyunca kiçik qiymətlərində paylanması halına uyğundur. Burada L - dən asılı olaraq aşqarların konsentrsiyasının artması, əsasən, ərintinin həcmnin kristal böyüdükcə, arasıkəsilmədən kiçilməsi ilə bağlıdır.

Ga, Sb aşqarlarının konsentrsiyasının kristal boyunca eksperimental



Şəkil 2.3.1  $\text{Ge}_{0.93}\text{Si}_{0.07}$  ərintisindən Bricmen metodu ilə göyərdilmiş Ge-Si külçələrində Ga (1) və Sb (2) aşqarlarının konsentrasiyasının paylanması.,  $C_1^{0,Ga} = 1.0 \cdot 10^{18} \text{ sm}^{-3}$  (1) və  $C_1^{0,Sb} = 5.0 \cdot 10^{18} \text{ sm}^{-3}$  (2). Bütöv xətlər (2.2.3) üzrə hesablanmış nəticələrə uyğundur. Dairələr eksperimental nəticələrə uyğundur ( $L_0=60\text{mm}$ )[118].

Qiyətləri, külçələrin müxtəlif hissələrindən kristallaşma oxuna perpendikulyar istiqamətdə kəsilmiş 1- 1,3 mm qalınlıqlı disklərdən hazırlanmış nümunələrin Holl ölçmələrindən müəyyən edilmişdir. Belə ki, Ga və Sb tədqiq olunan maddələrdə dayaz aşqarlar əmələ gətirir, ona görə də bu aşqarların bütün atomları otaq temperaturunda matrisdə ionlaşmış halda yerləşirlər. Bu şəraitdə aşqar keçiricilik oblastında Holl əmsalı dəyişməz qalır və sərbəst elektronların və deşiklərin konsentrasiyası, uyğun olaraq Ga və Sb atomlarının tam konsentrasiyasından asılı təyin edilir. Şəkil 2.3.1.- də dairələrlə Ga və Sb aşqarlarının külçə boyu paylanmasına aid təcrübi nəticələr təsvir edilmişdir. Göründüyü kimi, eksperimental nəticələr nəzəri əyrilərlə kifayət qədər yaxşı uyğunlaşır. Modifikasiya olunmuş Bricmen metodu ilə göyərdilməmiş Ge - Si külçələrində aşqarların konsentrasiyasının aksial paylanması məsələsi, yuxarıda olduğu kimi, Pfann yaxınlaşmasında həll edilmişdir (şəkil 2.2.4). Bu halda aşqarlar (Ga, Sb) ampulada Ge və Si ilə birlikdə maya üzərində yerləşdirilmişdir. Ənənəvi Bricmen metodu ilə alınmış analoji olaraq kristallara bir sıra riyazi hesablamaları göstərmədən bircins kristalın böyüməsinin ilkin mərhələsində  $C_c = C_f = C_l^0 K_f$  olan halda (şəkil 2.2.5) aşağıdakı ifadəni alırıq.

$$\frac{dC_l^{im}}{dt} = -\frac{V_l C_l^{im} K_{im}^f}{V_l^0} \quad (2.3.4)$$

2.3.4 –də dəyişənlərə ayırdıqdan və  $K_{im}^x = K_{im}^f$  olduğunu nəzərə alaraq aşqarların konsentrasiyasının kifayət qədər kiçik olmasına görə onun qiymətinin ərintidə aşqarın konsentrasiyasından asılı olmadığından inteqrallama və mürəkkəb olmayan çevrilmələrdən sonra aşağıdakı ifadəni alırıq:

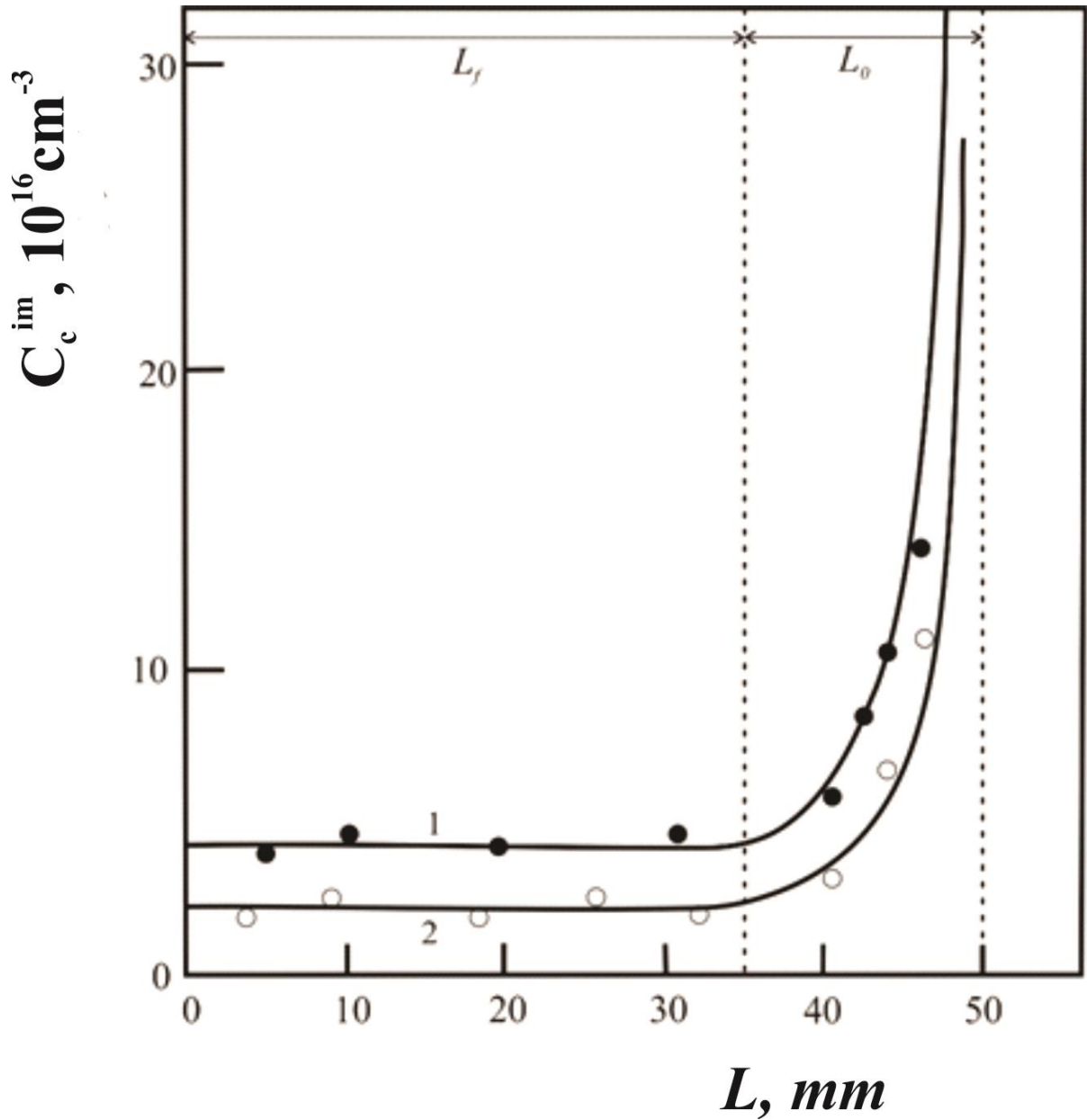
$$C_c^{im} = C_l^{im} K_{im}^f = C_l^{0,im} K_{im}^f e^{-\gamma K_{im}^f} \quad (2.3.5)$$

Ərintinin kristallaşmasının II mərhələsi zamanı qidalandırıcı çubuğun tam həll olduğu andan başlayaraq hesablasaq, ilkin şərtlərdə bu andan qəbul etsək, dəyişənləri ayırdıqdan, inteqrallama və bir sıra çevrilmələrdən sonra aşağıdakı tənliyi alınar.

$$C_c^{im} = C_l^{im} K_{im}^x = C_l^{0,im} K_{im}^x (1 - \gamma)^{K_{im}^x - 1} \quad (2.3.6)$$

2.3.6 tənliyi külçənin ucunda ərimə zonasının final mərhələsindən başlayaraq  $K_{im}^x$  və  $\gamma$ -nin uyğun məlum qiymətlərinə və onların dəyişməsinin bütün intervalında aşqarların aksial konsentrasiya profilini müəyyən edir. Şəkil 2.3.2-də tərkibində  $C_f^0 = 10$  at% olan qidalandırıcı çubuqdan istifadə etməklə,  $C_l^0 = 1,7$  at.% Si olan ərintidən göyərdilmiş iki kristalda, nümunə üçün Ga və Sb aşqarlarının Ge-Si külçələrində tipik konsentrasiya profillərinin oaylanması təsvir olunmuşdur. Kristalların böyüməsinin I və II mərhələsindəki xəttlər uyğun olaraq 2.3.5 və 2.3.6 formulu ilə hesablanmışdır.

Hesablamalarda Ga və Sb aşqarları üçün seqreqasiya əmsallarının qiymətlərinin onların tərkibdən ( $X$ ) asılı olaraq Ge və Si – daki qiymətləri arasında xətti dəyişdiyi qəbul olunmuşdur. Göründüyü kimi, I mərhələdə aşqarların konsentrasiyası kristal boyu praktiki olaraq dəyişməz qalır. Bu, ərintinin həcmnin və tərkibinin əsas komponentlərinin nisbətində görə sabit qalması ilə bağlıdır. Son mərhələdə,  $L > L_f$  olan halda kristalda aşqarların konsentrasiyasının artma qanununa uyğunluğu yuxarıda baxılan konservativ Bricmen metodu ilə alınmış kristal halına oxşardır. Şəkil 2.3.2.-də dairələrlə Ga və Sb- un konsentrasiyalarının Holl ölçmələrindən hesablanmış eksperimental qiymətləri təsvir edilmişdir. Göründüyü kimi bu nəticələr hər iki aşqar üçün Pfann yaxınlaşmasından və Ge- Si kristallarının tərkibindən asılı olaraq seqreqasiya əmsallarının xətti dəyişməsi fərziyyəsinə əsaslanaraq alınmış hesablama nəticələri ilə kifayət qədər yaxşı uzlaşır.



Şəkil 2.3.2. Şəkil 2.2.5- də (1) göstərilmiş matris komponentlərinin konsentrasiya profilinə uyğun iki kristalda Ga (1) və Sb (2) aşqarlarının konsentrasiyasının asılılığı. Xətlər 2.3.5 və 2.3.6 tənlikləri ilə hesablanmış Si – un sabit(1) və dəyişən (2) konsentrasiyalarına [ $C_i^{0,Ga} = 5.3 \cdot 10^{17} \text{sm}^{-3}$  və  $C_i^{0,Sb} = 4.6 \cdot 10^{18} \text{sm}^{-3}$ ] uyğun[119].



Zona əritmə üsullu ilə aşqarlanmış kristalların alınması zamanı lazımı miqdarda Ga və Sb aşqarları maya ilə makrobinrcins polikristallik çubuq arasında yerləşdirilir[ ].Bu halda yetişdirilən kristallarda aşqarların paylanması məsələsi Pfann yaxınlaşmasında və binar məhlullar üçün virtual mühit çərçivəsi daxilində həll edilmişdir.

Aşqarın kristalın oxu boyunca L-Z hissəsində konsentrasiyon paylanması üçün , sonuncu ərimə zonası da daxil olmaqla həcmə sabitliyini nəzərə alaraq aşağıdakı ifadə alınmışdır;(2.3.7)

$$C_l^{im} = C_l^{0,im} \exp\left(-\frac{1}{a} \int_0^\gamma K^{im} d\gamma\right)$$

$$C_c^{im} = K^{im} \cdot C_l^{0,im} \exp\left(-\frac{1}{a} \int_0^\gamma K^{im} d\gamma\right) \quad (2.3.7)$$

Kristalın son Z hissəsi üçün ifadə aşağıdakı şəkildədir.(2.3.8)

$$C_l^{im} = C_{lf}^{0,im} \exp\left(-\int_0^\gamma \frac{K^{im} - 1}{a - \gamma} d\gamma\right)$$

$$C_c^{im} = K^{im} \cdot C_{lf}^{0,im} \exp\left(-\int_0^\gamma \frac{K^{im} - 1}{a - \gamma} d\gamma\right) \quad (2.3.8)$$

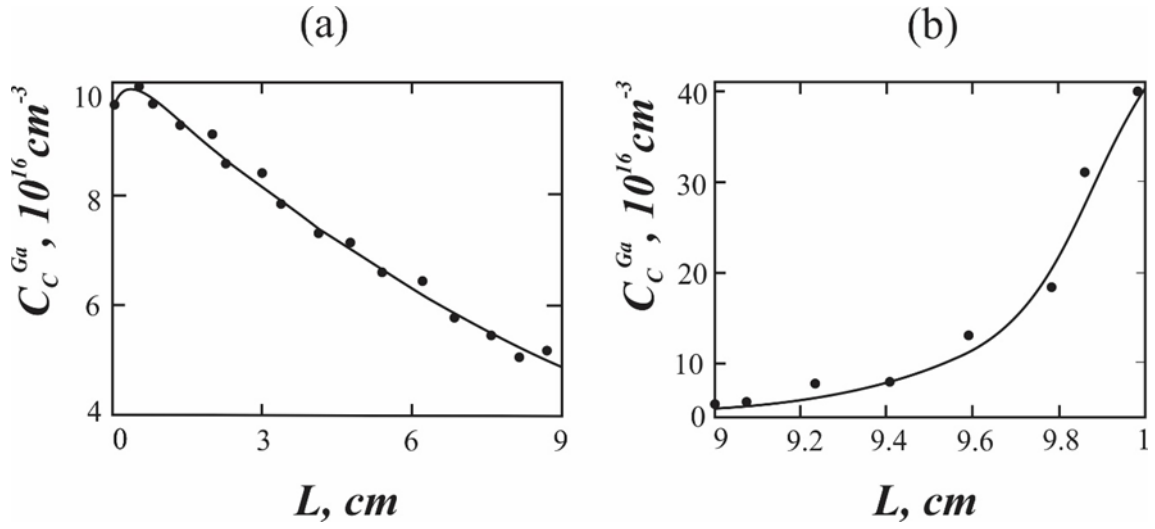
burada  $C_{mf}^{im,0}$ -ərintidə Z- sonuncu ərimə zonasının başlanğıcında aşqarın konsentrasiyasıdır.

Bərk məhlullar üçün virtual mühit modelinə uyğun olaraq aşqarın seqreqasiya əmsalı  $K^{im}$ , Ge və Si – un seqreqasiya əmsallarının qiymətləri arasında xətti dəyişir.

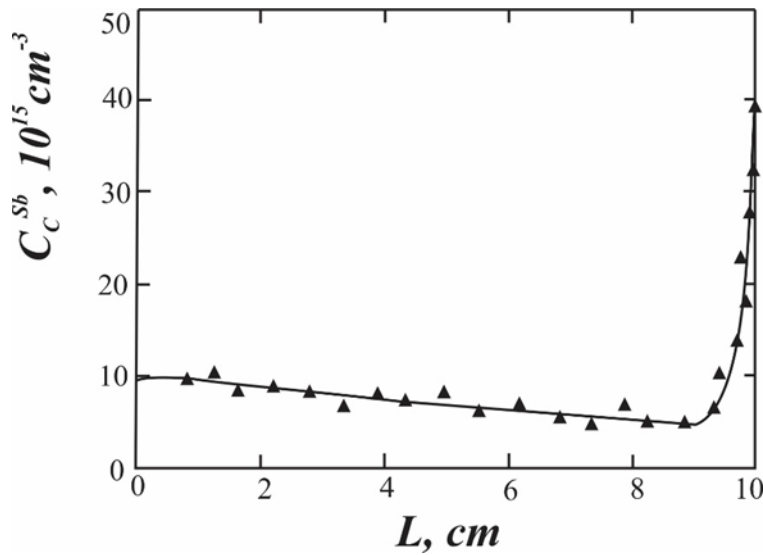
$$K^{im} = K_{Ge}^{im} + (K_{Si}^{im} - K_{Ge}^{im})x \quad (2.3.9)$$

Aşqarın seqreqasiya əmsalı matrisin tərkibindən asılı olduğuna görə(2.3.7) və (2.3.8.)tənliklərindən inteqrallar (2.3.9) tənliyindən  $\gamma$ -nın qoşma qiymətləri üçün  $K^{im}$  - i hesablayaraq və (2.2.20) və (2.2.23)düsturları üzrə hesablanmış əsas komponentlərin konsentrasiyon profillərini istifadə edərək, ədədi metodlarla həll edilə bilər.

Şəkil 2.3.2 və 2.3.3- də polikristallik  $Ge_{0.9}-Si_{0.1}$  və  $Ge_{0.9}-Si_{0.1}$ polikristallik külçələr istifadə edərək yetişdirilmiş Ge- Si kristallarında qalliumun(Ga) və stibiumun (Sb) ərimiş zonanın uzunluğunun 0,1L qiymətində (2.3.7) və(2.3.8) düsturları üzrə hesablanmış konsentrasiya profilləri təqdim edilmişdir.Həmçinin şəkillərdə yetişdirilmiş kristallardan hazırlanmış nümunələrin Holl ölçmələrinin təcrübi nəticələri də təqdim edilmişdir. 2.3.2 və 2.3.3 şəkillərindən nəzəriyyə və eksperimentin nəticələrinin yaxşı uzlaşdığı aydın görünür.Şəkil 2.3.2 – də böyüyən kriticalın başlanğıcında qalliumun konsentrasiyasının artması , sonuncu ərimə zonasınadək praktik xətti azalma ilə əvəz olunur.Şəkil 2.3.3- də Sb aşqarı üçün analogi artma müşahidə olunmur. Ehtimal ki, bu Sb–la müqayisədə qalliumun ərintidən güclü seqreqasiyaya malik olması ilə əlaqədardır. Belə ki, böyümənin başlanğıc anında kristalda Ga – un konsentrasiyasının seqreqasiya əmsalının böyüməsi hesabına artması onun ərintidə miqdarının əksilməsi hesabına azalmasını üstələyir. Hər iki halda sonuncu ərimə zonasının başlanğıcından sonra aşqarın konsentrasiyasının artması müşahidə olunur. Bunu ərimiş zonanın həcmnin azalması və nəticədə ərintidə aşqarın konsentrasiyasının artması ilə izah etmək olar.



Şəkil.2.3.2. matris komponentlərinin konsentrasiya profilləri 2.2.9(1) şəklində verilmiş kristal boyunca üzrə Ga –un konsentrasiya profili .Bütöv xətt – nəzəri, dairələr- eksperimental nəticələri təsvir edir.( a)- Ga –un kristalın l=L-Z hissəsində;(b)- son Z hissəsində paylanması.



Şəkil 2.3.3. matris komponentlərinin konsentrasiya profilləri 2.2.9(1) şəklində verilmiş kristal boyunca sürmənin(Sb) konsentrasiya profili.Bütöv xətt- nəzəri hesablamalar, üçbucaqlar- eksperimental nəticələrdir.

Ga və Sb-dan olaraq, Ge və Si kristallarında və onların bərk məhlullarında Ni aşqarı bu göyerdilmə prosesində əlavə edildikdə az həllolma qabiliyyətinə malikdir ( $10^{12}\text{sm}^{-3}$ - $10^{13}\text{sm}^{-3}$ ) [30,s.291]. Bununla belə, Ni-in həllolma qabiliyyəti kristalın ərimə temperaturundan onlarla dərəcəə aşağı temperaturda 2-3 tərtib artır [6]. Bu şəraiti və baxılan maddələrin matrisasında Ni- in kifayət qədər yüksək diffuziya sürətinə malik olması nəzərə alınaraq, kristalların Ni –lə aşqarlanması bu aşqarın kristalda maksimal həll olma temperaturunda, diffuziya üsulu ilə aparılmışdır. Ni aşqarı nümunələrin səthinə çökdürmə və ya elektrolitik üsulla çəkilmişdir. Nümunələrin aşqarlanması  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristalında Ni- in maksimum həll olma temperaturuna uyğun, 1000-1175 K temperaturda aparılmışdır. Nümunələrin doyma müddəti diffuziya tənliklərindən müəyyənləşdirilmişdir [60,c.89].

$$N(x,t) = N_0 \left\{ 1 - \frac{4}{\pi} \exp\left(-\frac{\pi^2 Dt}{l^2}\right) \sin \frac{\pi}{l} x \right\} \quad (2.3.7)$$

**Burada**  $N(x,t)$ - aşqarın  $x$  dərinliyində diffuziyanın başlanmasından keçən  $t$  müddətində konsentrasiyası;

$D$  – aşqarların diffuziya əmsalı;

$l$  -matrisin qalınlığı;

$N_0$  – verilmiş tablama temperaturunda aşqarın həll olması müddətində kristalın səthində aşqarın konsentrasiyasıdır.

Yuxarıda qeyd etdiyimiz tablama temperaturu oblastında  $N$  – in diffuziya əmsalı  $D$ - $10^{-5}$   $\text{sm}^2/\text{santertibindədir}$ [30,c.290] Qalınlığı 2mm olan nümunələrin aşqarla doyması (2.15) -ə görə bir neçə dəqiqə təşkil edir.

Kristal yetişdirən zaman istifadə etdiyimiz qurğu, Ge və Si kristalları nümunələri Ni – lə aşqarladıqdan sonra onların sürətli bərkiməsini həyata keçirməyə imkan verir [23]. Ge və Si kristalların nümunələri spektral təmiz qrafitdən olan platforma üzərinə yerləşdirilir. Aşqarlama vakuumda bir saat müddətində aparılmışdır. Bərkimə, quru buz ( $- 80^{\circ}\text{C}$ ) temperaturuna qədər soyudulmuş etil spirtinin içərisinə platformanı sürətlə salmaqla aparılmışdır. Bu şəraitdə nümunə təqribən 0,1 san müddətində soyuyur [86]. Nümunələrin Ni-lə diffuziya yolu ilə aşqarlanmasından sonra Ni aşqarı paylanmasının bir cinsliliyi; onların səthinin ardıcıl olaraq şiflənməsi yolu ilə və aşqarın konsentrasiyasının Holl ölçmələrindən təyin edilmişdir.

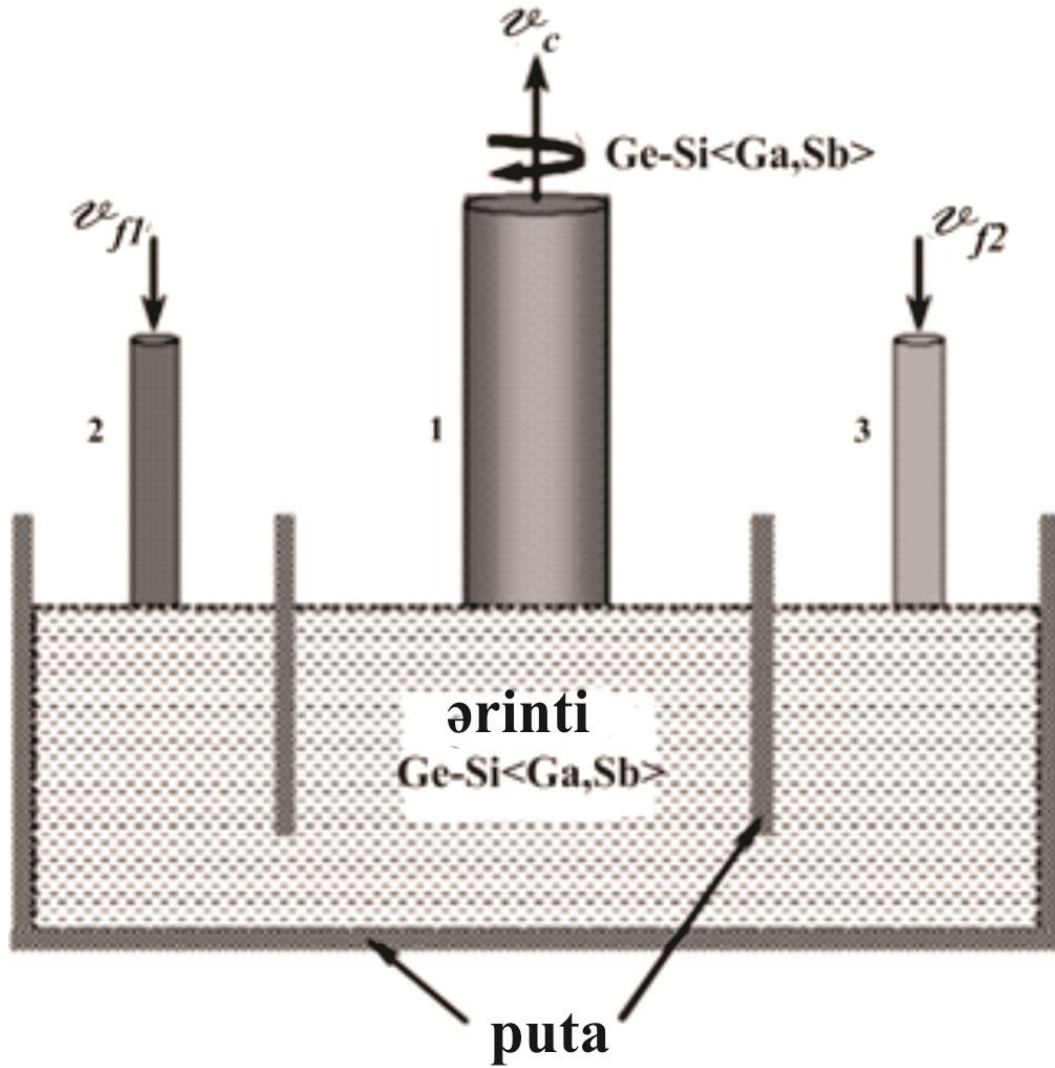
#### **2.4. Hibrid və ərintinin ikiqat qidalandırılması metodu. Ge - Si kristallarında Ga və Sb aşqarlarının paylanmasının modelləşdirilməsi.**

Ge- Si kristallarında Ga və Sb- un konsentrasiya paylanmasının əvvəlcə təqdim olunmuş nəticələri eksperimentin və nəzəriyyənin kifayət qədər yaxşı uzlaşmasını göstərir. Bununla əlaqədar, yeni modifikasiya olunmuş metodlarla göyərdilmiş Ge-Si-un həcmi kristallarında aşqarların paylanmasının riyazi modelləşdirilməsi məsələləri aktualıq kəsb edir. Aşağıda yeni perspektivli metodlarla ərintinin ikiqat qidalandırılması və hibrid metodla göyərdilmiş kristallarda Ga və Sb aşqarlarının paylanmasının modelləşdirilməsi nəticələrini təqdim olunur [76, 83].

Hibrid metodu modelləşdirərək aldığımız nümunələrin eksperimental nəticələrini yoxlamışığıq və nəticələrimiz nəzəriyyə ilə yaxşı uyğunluq göstərib.

Şəkil 2.4.1 də ərintinin ikiqat qidalandırılması metodu ilə Ge-Si bərk məhlulları kristallarının göyərdilməsi və aşqarlanmasının konseptual sxemi verilmişdir [67]. Verilmiş tərkibli Ge-Si<Ga, Sb> monokristalın ərintidən göyərdilməsinin başlanğıc anından, eyni zamanda ərintiyə təmiz Si və Ge çubuqları daxil edilir. Ərintinin kristallaşma və qidalandırılma sürətlərinin nisbətinin

müvafiq seçilməsində ərintidə əsas komponentlərin konsentrasiyası sabit qalır. Bu rejimdə əsas komponentlərin tərkibinə görə bərk məhlulların bircins kristalının göyərilməsi baş verir. Pfann yaxınlaşmasında belə kristalların göyərilməsi şəraitini müəyyən edən aşağıdakı nisbət alınmışdır[76].



**Şəkil 2.4.1** Ərintinin ikiqat qidalandırılması üsulu ilə aşqarlanmış Ge-Si kristalının göyərilməsi sxemi. 1 – böyüyən monokristal; 2, 3 –Ge və Si –dan ibarət qidalandırıcı çubuqlar [67].

$$C_l = \frac{\alpha}{K-1+\alpha+\beta} \quad \text{и} \quad C_c = \frac{K\alpha}{K-1+\alpha+\beta} \quad (2.4.1)$$

Burada  $\alpha=V_{Si}/V_c$  və  $\beta=V_{Ge}/V_c$  - ərintinin ikinci (Si) və birinci (Ge) komponentləri ilə qidalandırılma sürətlərinin, ərintinin kristallaşma sürətinə nisbətidir. Uyğun olaraq  $V_{Si}, V_{Ge}$  - vahid zamanda ərintiyə daxil edilən Si və Ge qidalandırıcı çubuqların həcmidir.

$V_c$  -vahid zamanda kristallaşan ərintinin həcmidir.

2.4.1. tənlikləri Ge-Si bərk məhlullarının bütün  $\alpha$  ,  $\beta$  və olduqda  $K>1$  parametrləri olduqda bircins monokristallarının göyərdilməsi imkanını göstərir. Ərintinin ikiqat qidalandırılması metodu ilə göyərdilmiş kristallarında  $Ge_{(1-x)}Si_{(x)}$ , Ga və Sb aşqarlarının konsentrasiya paylanmasının riyazi həlli bizim tərəfimizdən [67] işlərində həll edilmiş və aşağıdakı münasibət alınmışdır.

$$C_c^{im} = C_l^{im} K_{im}^x = C_l^{0,im} K_{im}^x [1 - \gamma(1 - \alpha - \beta)]^{\frac{(K_{im}^x + \alpha + \beta - 1)}{(1 - \alpha - \beta)}} \quad (2.4.2)$$

Burada yuxarıda qəbul olunmuş işarələmələrə əlavə olaraq  $\gamma = V_c t / V_0$  (2.4.2.) tənliyi  $C_l^{0,im}$ ,  $K_{im}^x$ ,  $\alpha$  və  $\beta$  əmsallarının məlum qiymətlərində kristal boyunca aşqarın konsentrasiyasını təyin etməyə texnologiyasında aşqarın böyüyən kristalın bütün həcmi boyunca bircins paylanmasının təmin olunması ilə xüsusi əhəmiyyət kəsb edən halın mövcud olmasıdır. Aydındır ki, belə kristalların böyüməsi ərintidən kristallaşma prosesinin tam dövrü boyunca,  $C_l^{0,im}$  parametrinin sabit olması şərtində

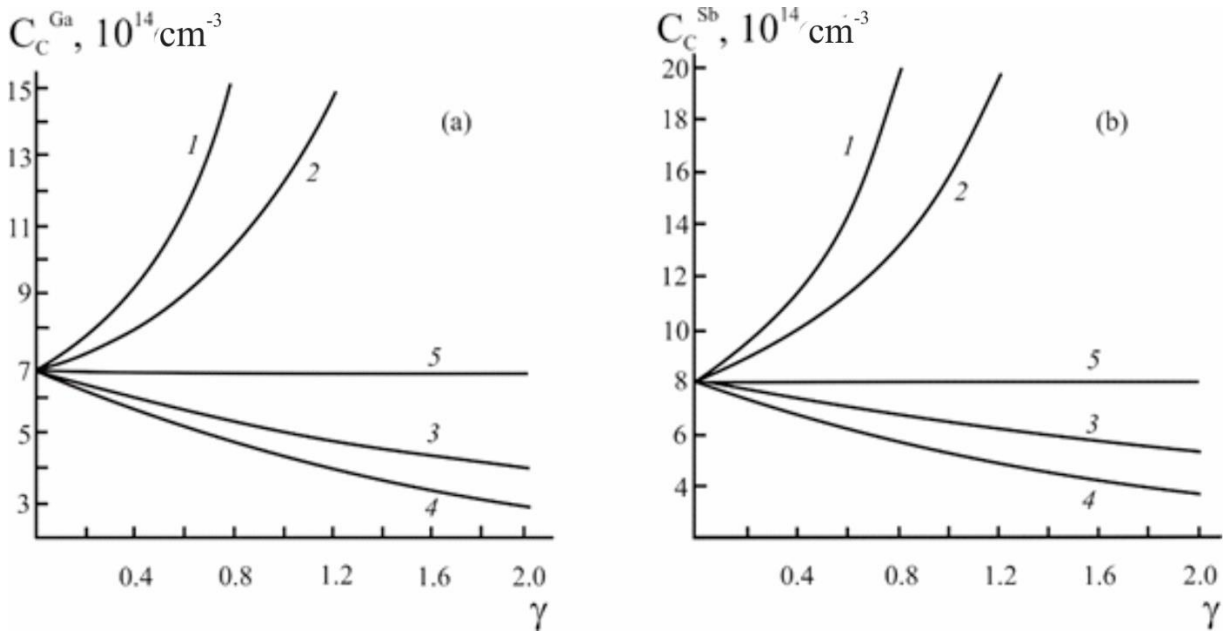
baş verə bilər. (2.4.2.)tənliyindən  $dC_l^{im}/dt = 0$  qəbul edərək,  $\alpha$  və  $\beta$  parametrləri üçün aşağıdakı ifadələri alırıq [67]:

$$\dot{C}^{im} - \dot{V}_l C_l^{im} = 0, \quad 1 - K_{im}^x = \alpha + \beta \quad (2.4.3)$$

Nümunə üçün şəkil 2.4.2- də ərintinin ikiqat qidalandırılması metodu ilə göyərdilmiş  $Ge_{0.75}Si_{0.25}$ -un kristal boyunca Ga və Sb aşqarlarının xarakterik konsentrasiya asılılıqları təsvir edilmişdir. Hesablamalar  $Ge_{0.75}Si_{0.25}$  tərkibli kristalların göyərdilməsini təmin edən ərintinin qidalandırılmasının 5 müxtəlif rejimi üçün aparılmışdır. Bütün rejimlər üçün ərintidə hər iki aşqarın başlanğıc konsentrasiyası  $C_l^{0,im} = 1 \cdot 10^{17} \text{ sm}^{-3}$  qəbul edilmişdir. Aşqarların seqreqasiya əmsallarının qiymətini  $Ge_{0.75} Si_{0.25}$  in tərkibinə uyğun olaraq, yuxarıda olduğu kimi ,matrisdə Si – un konsentrasiyasının  $K_{im}$  –in qiymətlərindən xətti asılılığı yaxınlaşmasında Ge və Si- un konsentrasiyasının qiymətləri arasında müəyyən edilmişdir. Bizim halda bu qiymətlər aşağıdakı kimidir:  $K_{Ga}^{0.25} = 0.0672$  və  $K_{Sb}^{0.25} = 0.008$ . Şəkil 2.4.3(a,b)- də 1,4 - əyriyə , şəkilaltı yazılarda təqdim edilmiş  $(\alpha + \beta)$  nın dörd verilmiş qiymətində hesablanmışdır. Şəkilin altındakı ifadədə  $\alpha$ -nın onlara uyğun 2.4.1- dən hesablanmış qiyməti verilmişdir. Göründüyü kimi, ərintinin iki qat qidalandırılması metodunda Ge- Si kristallarında əsas komponentlərin verilmiş tərkibində Ga, Sb aşqarlarının konsentrasiyası gradientini geniş diapazonda idarə etmə imkanı yaranır. Xüsusilə  $Ge(1-x)Si(x)$  bərk məhlullarının həm əsas komponentlərin tərkibə, həm də matrisdə aşqarların konsentrasiya profilinə görə tam bircins kristalların alınması imkanları xüsusi olaraq diqqətə layiqdir. Aydın dırki, bu halda (2.4.1) və (2.4.3.) tənliklərinin yerinə yetirilməsi tələb olunur.  $X = 0,25$  olduqda aşqarların seqreqasiya əmsallarının yuxarıdakı qiymətlərini nəzərə alaraq (2.4.3)- dən Ga üçün  $\alpha + \beta = 0.933$  və Sb üçün  $\alpha + \beta = 0.992$  alırıq. Hər bir aşqar üçün konkret şərtlərin ödənilməsi kristal boyunca onların bircins paylanmasına gətirir.  $C_c$ - nin verilmiş qiymətində  $\alpha + \beta$  nın bu qiymətlərindən istifadə edərək (2.4.1)- dən hər bir aşqar üçün  $\alpha$  və  $\beta$

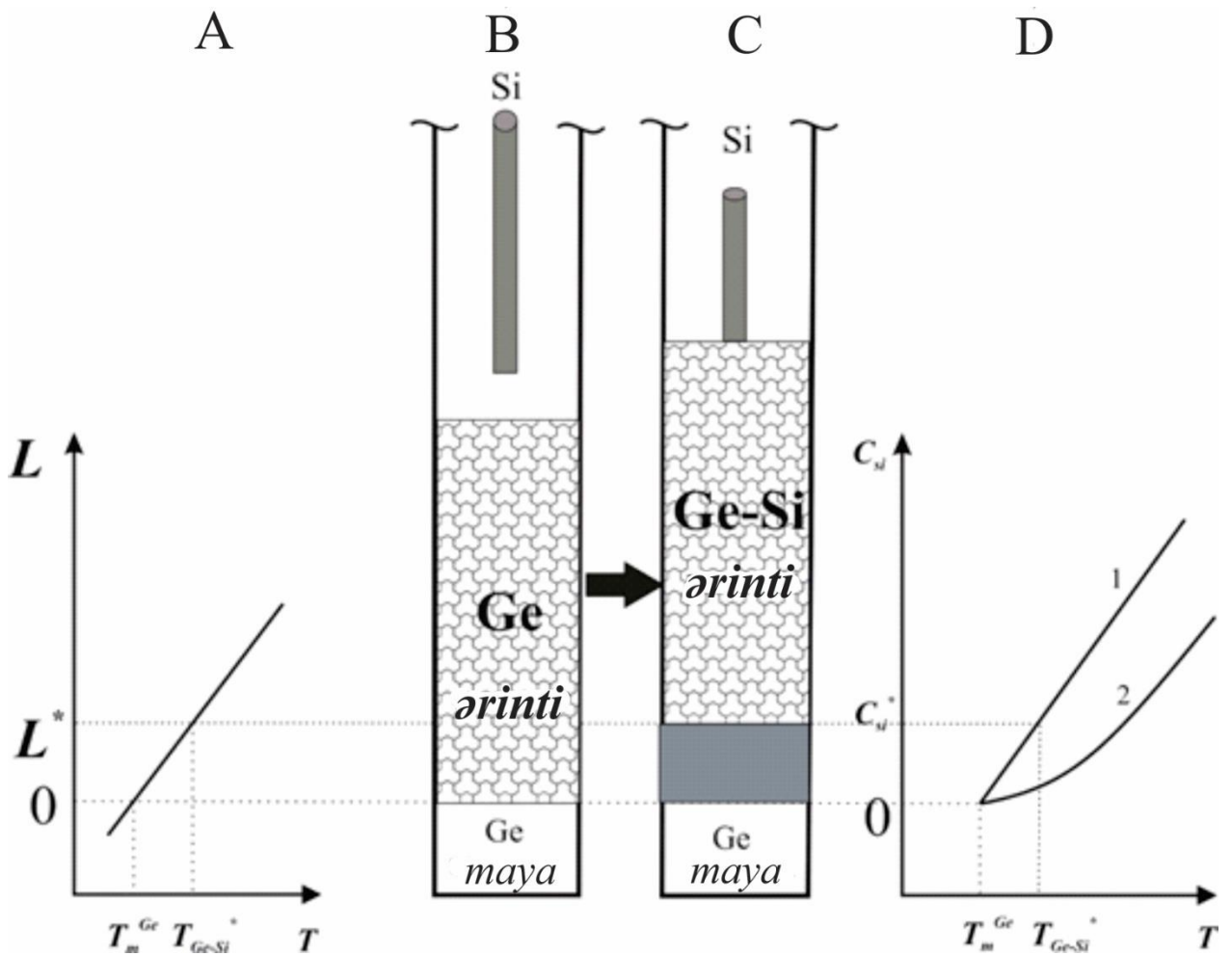


əməliyyat parametrlərinin qiyməti hesablanmışdır. Şəkil 2.4.2(a, b) - də 5-ciyəri bu hal üçün Ga və Sb aşqarlarının konsentrasiya profillərini nümayiş etdirir. Göründüyü kimi, ərintinin ikiqat qidalandırılması metodu, həm əsas komponentlərin, həm də aşqarların bircins aksial paylanmasına malik bərk məhlulların həcmli monokristallarını almağa unikal imkan yaradır.



**Şəkil. 2.4.2.Ərintinin ikiqat qidalandırılma metodu ilə müxtəlif rejimlərdə alınmış  $\text{Ge}_{0.75}\text{Si}_{0.25}$  kristallarında Ga və Sb aşqarlarının konsentrasiya profilləri[67]:**  $\alpha + \beta = 0.25, \alpha = 0.197$  (1);  $\alpha + \beta = 0.5, \alpha = 0.215$  (2);  $\alpha + \beta = 1.25, \alpha = 0.268$  (3);  $\alpha + \beta = 1.50, \alpha = 0.285$  (4); **Ga - üçün isə**  $\alpha + \beta = 0.933, \alpha = 0.245$ (5) ;**Sb-üçün isə**  $\alpha + \beta = 0,992 \alpha = 0,249 = \mathbf{0.992, (5)}$  [67] .

Hibrid metod özündə ərintinin istiqamətlənmiş konsentrasiya ifrat soyutma metodunu və ərintinin 2- ci komponentlə qidalandırılma metodunu birləşdirir. Şəkil 2.4.3 – də  $Ge_{1-x}Si_x$  bircins monokristallarının hibrid metodla göyərdilməsinin konseptual sxemi verilmişdir[83]. İşçi həcmdə temperaturun aksial, xətti artmasını təmin edən qızdırıcıda (2.4.3(A)) monokristal Ge mayası üzərində Ge- un əridilməsi baş verir(şəkil 2.4.3(B)).



Şəkil.2.4.3.Hibrid metodla Ge-Si bircins monokristalının göyərdilməsinin konseptual sxemi;A- ərintidə aksial temperatur ssahəsi ;B- ərintinin kristallaşmadan öncə başlanğıc mövqeyi; C –  $t=t^*$  zamanındaərintinin kristallaşma zamanı; D –  $Ge_{1-x}Si_x$  sisteminin  $0 \leq x \leq 0.3$  intervalda hal diaqramıdır (solidus (1) və likvidus xətləri (2)) [83].

Stabilizasiya müddəti keçdikdən sonra ərintiyə verilmiş surətlə Si çubuğu daxil edilir. Kristalın göyərdilməsinin I mərhələsi ampulanın qızdırıcıya nəzərən hərəkət mexanizmi istifadə edilmədən, modifikasiya olunmuş ərintinin konsentrasiya ifrat soyutma metodu ilə statik rejimdə baş verir[77,80]. Başlanğıc anda kristallaşma cəbhəsində temperatur germaniumun ərimə temperaturuna bərabərdir. Kristallaşma cəbhəsində silisiumun konsentrasiyasının verilən  $C_{Si}^*$ - qiymətinə çatması üçün(şəkil. 2.4.3 B) ampulanı qızdırıcıya nəzərən aşağıya doğru hərəkətdirən mexanizm işə salınır və II mərhələ başlayır. Bu mərhələdə ərintinin konsentrasiya ifrat soyuma metodu ilə kristallaşma mexanizmi tam aradan qalxır. Bütün II mərhələ müddətində kristallaşma cəbhəsində temperatur ( $T_{Ge-Si}^*$ ) və böyüyən kristalın tərkibi ( $C_{Si}^*$ ) ərintinin tam kristallaşması başa çatana qədər sabit qalır. Bu vəziyyətə kristalın qidalandırılması və ərintinin kristallaşma sürətlərinin hesablanı bilən müəyyən nisbətində nail olunur. Kristalların hibrid metodla göyərdilməsində əsas komponentlərin konsentrasiyasının paylanması məsələsi Pfann yaxınlaşmasında və silisium qidalandırıcı çubuğu ərintiyə daxil etdikcə tam əriməsi şərtində həll edilmişdir. Fəsil 2.3- də göstərildiyi kimi, istiqamətləndirilmiş konsentrasiya ifrat soyutma metodu ilə göyərdilmiş kristallarda konsentrasiya profilləri verilmiş halda göyərdilmənin I mərhələsinə uyğun gəlir və ampulanın işçi həcmində verilmiş temperatur sahəsində və sistemin faza hal diaqramına uyğun təyin edilir. İkinci mərhələdə tam bircins kristalın böyüməsini təmin edən rejim aşağıdakı qayda ilə müəyyən edilmişdir. Yuxarıdakı işarələmələri nəzərə alsaq və qəbul etsək ki,  $V_c$  və  $V_{Si}$  zamandan asılı deyil, onda aşağıdakı tənliyi alarıq:

$$V_l = V_0 - (V_c - V_{Si})t, \quad \dot{V}_l = -V_c + V_{Si},$$

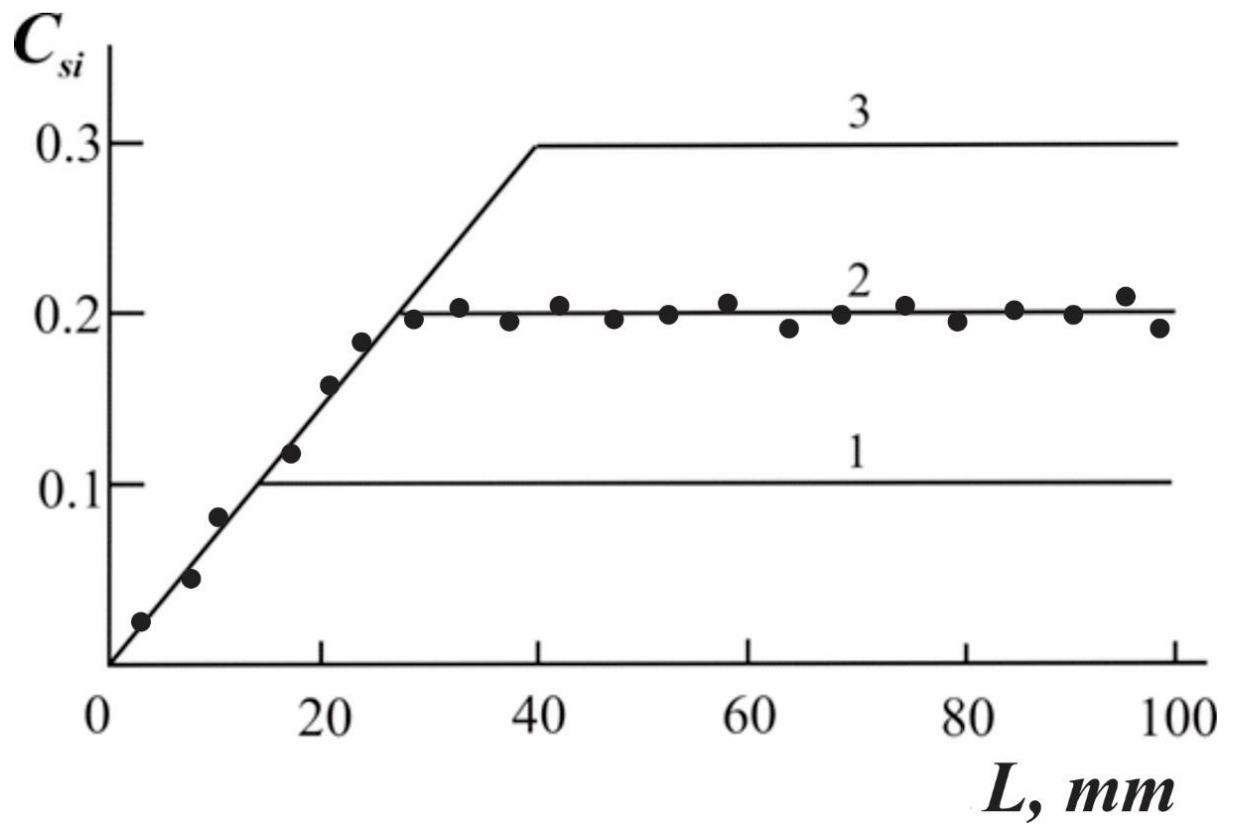
(2.4.4)

$$\dot{C} = -V_c C_l K + V_{Si}$$

Bərk məhlulu bircins kristallarının göyərdilməsi üçün zəruri şərt, kristallaşma prosesində ərintinin tərkibinin sabitliyidir. Bu halda  $C_l = \text{const}$  olduqda kristallaşma rejimi üçün (2.2.2.) və (2.2.4) tənliklərindən aşağıdakı ifadələri alırıq:

$$C_l = \frac{\alpha}{K-1+\alpha}, C_c = \frac{K\alpha}{K-1+\alpha} \quad (2.4.5)$$

Beləliklə, II mərhələnin başlanğıcında ərintinin verilmiş tərkibində ( $C_l = C_l^*$ ) və  $K$ -nın ona uyğun qiymətində 2.4.5 tənliyindən texnoloji parametrlər olan  $\alpha = V_{Si}/V_c$ -nin qiymətini təyin etmək mümkündür. Belə kristallaşma rejimi və ərintinin qidalanması II mərhələ boyu Ge-Si kristallarının bircinsliliyini təmin edir. Şəkil 2.4.4.-də 25 K/sm temperatur qradientində hibrid metodla göyərdilmiş 3 ədəd Ge-Si kristalı boyunca konsentrasiya profilləri ( $C_{Si}^*$ ) təsvir edilmişdir. Ərintinin tam kristallaşmasına uyğun kristalın  $L_{\max}$ - uzunluğu 100 mm qəbul edilir. 1-3 əyrisinin başlanğıc hissəsində Si –un konsentrasiyasının xətti artması ( 2.2.7) formulasına uyğun qurulmuşdur və hibrid metodun I mərhələsini əks etdirir. II mərhələdə  $C_{Si} = C_{Si}^*$ , olduqda tərkibin sabitliyi, məlum  $C_{Si}$  və ona uyğun  $K$  – nın qiymətlərdə 2.4.4 tənliyinin ödənilməsinə gətirən  $\alpha = V_{Si}/V_c$  texnoloji parametrinin elə qiymətinin təmin edilir ki, verilməsi ilə birləşmənin  $C_{Si} = C_{Si}^*$  tərkibinin sabitliyi təmin edilir.



Şəkil 2.4.4.  $C_{Si}^*$  -nin müxtəlif qiymətlərində ərintidən  $25\text{K}/\text{sm}$  temperatur qradientində, hibrid metodla göyərdilmiş 3 ədəd Ge-Si kristalı boyunca Si-un paylanma konsentrasiyasının nəzəri hesablanmış qiymətləri. Əyri 1, 2, 3 əyriləri  $C_{Si}^* = 0.1$ ,  $0.2$ , və  $0.3$  – qiymətlərinə uyğundur. Bütöv xətt – nəzəri, dairələr- eksperimental nəticələri təsvir edilir [83].

Baxılan metodlar Ge-Si bərk məhlullarının monokristallığını təmin etmək üçün, elə texnoloji rejim seçmək lazımdır ki, bütün kristallaşma prosesində həm dəyişən tərkibdə, həm də sabit tərkibdə kristalın böyümə sürəti uyğun (2.1.1) formulu ilə hesablanmış  $V_C$  kritik sürətlərindən böyük olmasın. Hibrid metodla göyərdilmiş, aşqarlanmış  $Ge_{1-x}Si_x$  <Ga, Sb> kristallarının alınması üçün lazımı miqdarda aşqar, Ge-un çəkisi ilə birlikdə mayanın üzərinə yerləşdirilmişdir.

Böyüyən kristal boyunca aşqarların paylanması məsələsi Pfann yaxınlaşmasında həll edilir. Aşqarın konsentrasiya profilinin hesablanması mürəkkəbliyi ondan ibarətdir ki, istiqamətlənmiş ifrat soyutma metodu ilə göyərdilmiş kristallarda böyümə sahəsində kristalın böyümə sürəti və deməli, vahid zamanda kristallaşan ərintinin həcmi sabit olmayıb, zamanla dəyişir. Bu halda yuxarıda qəbul etdiyimiz əvəzləmələri istifadə etsək aşağıdakı tənliyi alırıq:

$$V_l = V_l^0 - \int_0^t (V_c - V_{Si}) dt, \quad \dot{V}_l = -(V_c - V_{Si}), \quad \dot{C}^{im} = -V_c C_l^{im} K_{im}^x \quad (2.4.6)$$

2.4.6 –nı 2.3.1- də yerinə qoyub alınmış tənliyi həll etsək,  $C_l^{im}$  üçün aşağıdakı ifadəni alırıq:

$$C_c^{im} = C_l^{im} K_{im}^x = C_l^{0,im} K_{im}^x \exp\left(\int_0^V \frac{(1-K_{im}^x) dV}{V_l^0 - V + \int_0^t V_{Si} dt} - \int_0^{Vt} \frac{V_{Si} dt}{V_l^0 - V + \int_0^t V_{Si} dt}\right) \quad (2.4.7)$$

tənliyinin sağ tərəfindəki inteqrallar hesablama üsulu ilə həll olunur. Onları  $dt$  zamanında ərintiyə daxil edilən silisiumun miqdarını təyin etmək üçün [77]- də olan nəticələrdən istifadə etməklə hesablamaq olar. 2.2.15- tənliyini təmiz silisiumu  $n_{Si}$  konsentrasiyasına bölərək  $dt$  zamanında ərintiyə daxil edilən Si- un  $V_{Si}$ -  $dt$  həcmi alırıq. Müxtəlif zaman anlarında, deməli, böyüyən kristalın müxtəlif səviyyələrində bu həcmi hesablayaraq (2.4.7) inteqrallarının ədədi qiymətini tapmaq olar. Hibrid metodla göyərdilmiş kristalların II hissəsi üçün yuxarıdakı işarələmələri nəzərə alaraq, həmçinin kristalın böyümə sürətinin  $V_C$  və ərintinin II komponentlə qidalandırılma

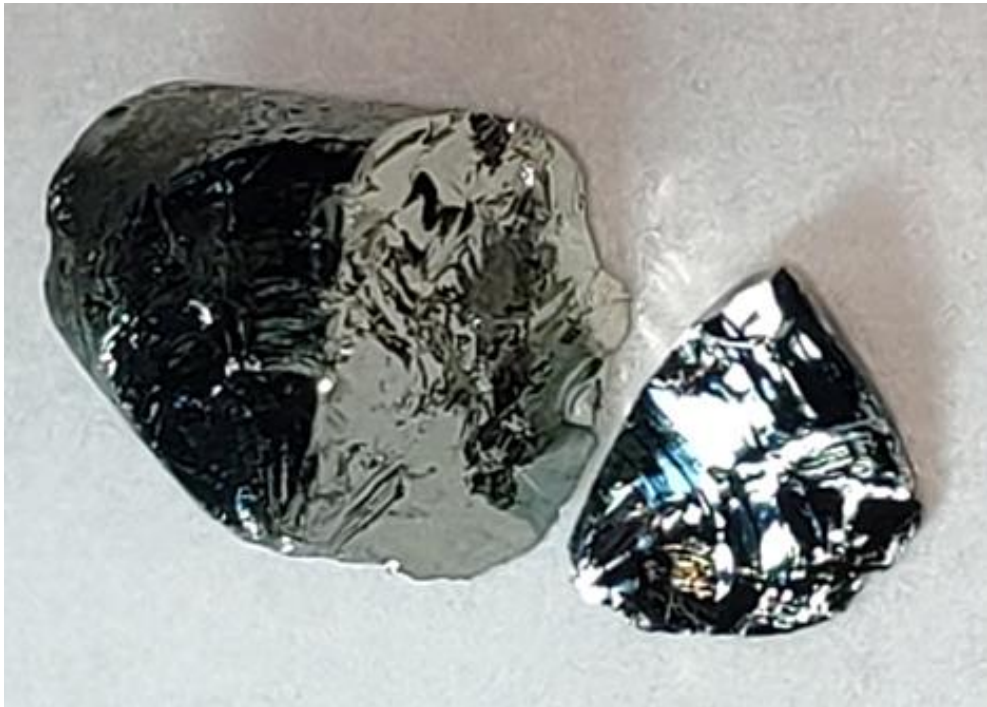
sürəti  $V_{Si}$ -ni sabit qəbul edərək( 2.3.1) və(2.4.6)-dan aşqarların konsentrasiya profilləri üçün aşağıdakı ifadəni alırıq:

$$C_c^{im} = C_c^{0,im'} \left(1 - \frac{V(1-\alpha)}{V_0'}\right)^{\frac{(K_{im}^{x'} + \alpha - 1)}{1-\alpha}} \quad (2.4.8)$$

Burada  $C_c^{0,im'}$  və  $V_0'$ - uyğun olaraq böyüyən kristalda aşqarın konsentrasiyası və I mərhələnin sonunda, yəni, böyümə mərhələsinin başlanğıcında, ərintinin həcmi,  $K_{im}^{x'}$  –kristalın böyüməsinin II mərhələsi boyunca aşqarın seqreqasiya əmsalındır. 2.4.5 şəkildə hibrid metodla göyərdilmiş  $Ge_{1-x}-Si_x\langle Ga \rangle$  və  $Ge_{1-x}-Si_x\langle Sb \rangle$  kristalının en kəsiyinin fotosəkli göstərilmişdir( rejim şəkil 2.2.4- dəki əyriyə(2) uyğundur.).Hər iki aşqarın ərintidə başlanğıc konsentrasiyası  $C_l^{0,im} = 1 \cdot 10^{18} \text{ sm}^{-3}$ -ə bərabər götürülmüşdür.Göyərdilən kristalların uzunluğu 10 sm olub, istiqamətlənmiş konsentrasya soyutma metodu ilə göyərdilmiş hissədə uzunluq 2,6 sm bircins hissənin uzunluğu 7,4 sm, en kəsiyinin radiusu isə 1.4 sm-ə bərabərdir.Alınmış nümunələrin rentgen struktur analizindən kristalın kristallıq dərəcəsi 96,0717% olub, monokristallik danələrin ölçüsü isə  $1355.4 \text{ \AA}$  və FWHM(30) -  $0.06^\circ$  təyin edilmişdir.

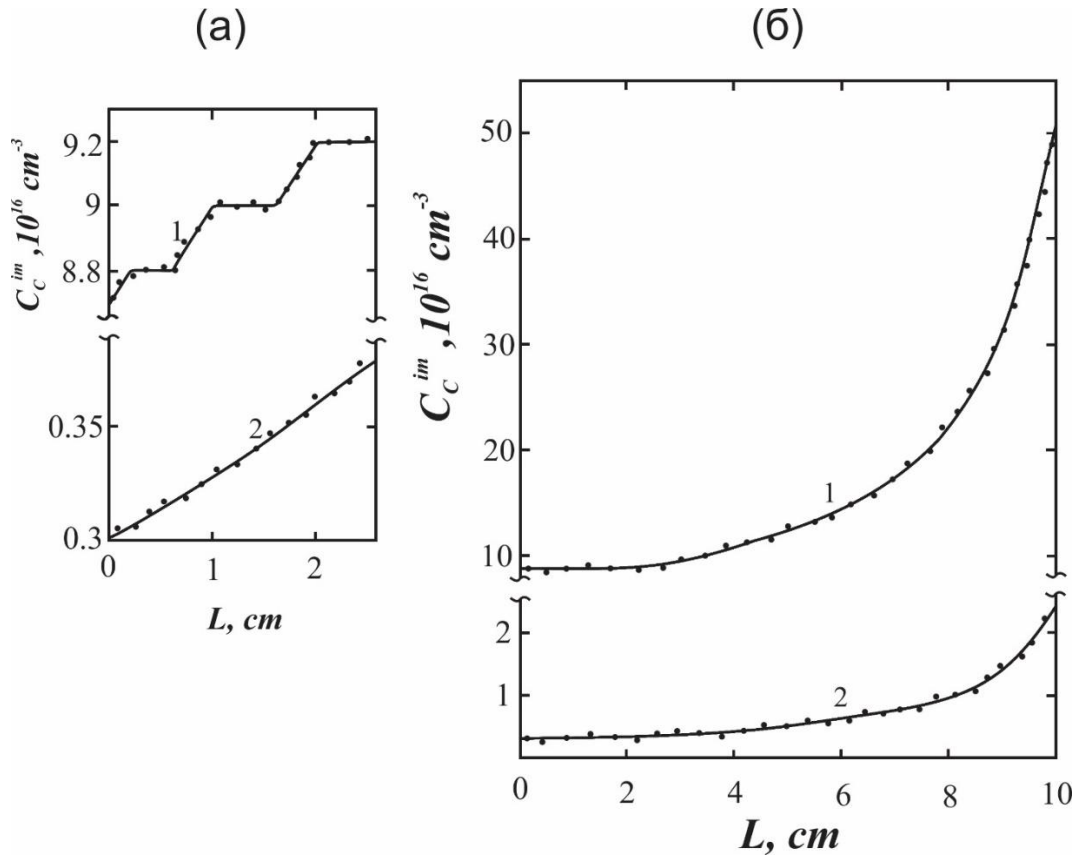
Şəkil 2.4.6- da göyərdilmiş Ge-Si kristalları boyunca Ga və Sb aşqarlarının təcrubi, həm də, istifadə edilmiş böyümə rejimləri üçün (2.4.7) və (2.4.8)- formulları üzrə nəzəri hesablanmış konsentrasiya profilləri təqdim olunmuşdur. Göründüyü kimi nəticələr nəzəriyyənin və təcrübənin yaxşı uzlaşmasını göstərir .Göyərən kristalda böyümənin birinci mərhələsində Si – un konsentrasiyasının xətti artması oblastında aşqarların konsentrasiyasının artması, aşqarların konsentrasiyasının artması seqreqasiya əmsalının azalması ilə, eləcədə ikinci mərhələdə ərintinin həcmnin zamanla azalması nəticəsində ərintidə aşqarların konsentrasiyasının artması ilə bağlıdır. Ga aşqarının konsentrasiya profilinin , Kristallaşmanın birinci mərhələsində bircins hissələr müşahidə olunduğu yerlərdə pilləli xarakter daşdığını qeyd etmək lazımdır. Belə fərz etmək olar ki, Sb aşqarının konsentrasiya profilində belə xarakterin olmaması, bu aşqarın Ge və Si –da çox kiçik

seqreqasiya əmsalına malik olması ilə əlaqəlidir. Yuxarıda şəhr olunmuş materiallar əsasında aşağıdakı nəticəyə gəlmək olar. Ge-Si kristallarında Ga və Sb aşqarlarpaylanması riyazi modelləşdirilməsi, bircins kristallarda daxil olmaqla əsas komponentlərin verilmiş tərkibdə və aşqarların verilmiş aksial paylanmasına malik aşqarlanmış bərk məhlul monokristallarının hibrid və ərntidən ikiqat qidalandırılma metodu ilə göyərdilməsinin geniş imkanlarını göstərir.



**Şəkil 2.4.5. hibrid metodla göyərdilmiş Ge-Si<Ga> və Ge-Si<Sb> kristallarının fotosəkli**





- (1) Şəkil 2.4.6. Hibrid metodla göyərdilmiş  $\text{Ge}_{1-x}\text{-Si}_x\langle\text{Ga}\rangle$  və  $\text{Ge}_{1-x}\text{-Si}_x\langle\text{Sb}\rangle$  bərk məhlullarında Ga (1) aşqarı və Sb aşqarı uyğun konsentrasiya profilləri. (a) və (b) böyüdülmüş miqyasda istiqamətlənmiş konsentrasiya ifrat soyutma metodu ilə alınmış bərk məhlullarda uyğun olaraq böyümə sahəsi boyu və bütün kristal boyu aşqarların konsentrasiya profilləri. Bütöv xətlər hesablama nəticələri, nöqtələr isə təcrübi nəticələrdir(3). Hər iki kristalın ərintidə başlanğıc konsentrasiyası  $C_e^{o,im} = 1 \cdot 10^{18} \text{ sm}^{-3}$  Hər iki aşqarın ərintidə başlanğıc konsentrasiyası  $C_e^{o,im} = 1 \cdot 10^{18} \text{ sm}^{-3}$ —dir Tərkibində Si miqdarı 20at% olan (4) bircins kristalın böyümə sahəsindəki, ərintidə temperatur gradienti  $-25 \text{ K/ sm}$ ,  $\alpha = 0,155$  təşkil edir.

PS: Bu fəsilə aid tədqiqatlarımızın əsas nəticələri tərəfimizdən [2,4,9,11,12,67,83] sayılı işlərdə nəşr olunmuşdur.

### III FƏSİL.

#### **İSTİLİK EMALA OLUNMUŞ MÜRƏKKƏB, AŞQARLANMIŞ Ge-Si< Ga, Sb, Ni>KRİSTALLARINDA ƏSAS AŞQAR HALLARININ SPEKTRİ.**

Mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristallarının 77- 300 K temperatur intervalında, Holl əmsalının eksperimental nəticələri əsasında, dərin aşqar mərkəzlərinin əsas energetik halları, həmçinin, yüksək temperatur emalının bu halların spektrinə təsiri müəyyən edilmişdir.

Mürəkkəb aşqarlanmış Ge-Si< Ga, Sb, Ni> kristallarının 850-1150 K temperatur intervalında istilik emalı yolu ilə elektron və deşiklərin konsentrasiyasının idarə edilməsi imkanı göstərilmişdir. Nümunələrin yüksək temperaturu emalı zamanı kristalda Ga və Ni aşqarları arasında əlavə elektroaktiv mərkəzlərin yaranması şəraiti müəyyən edilmişdir. Nümunələrin ölçülməsi və istilik emalı metodikası təsvir edilmişdir. Ge- Si tipli yarımkəçiricilər və onların bərk məhlullarında sərbəst yükdaşıyıcıların Holl faktoru, həmçinin, bu maddələrin matrislərində Ni, Ga, Sb aşqar hallarının cırlaşma dərəcəsi və faktoru ilə bağlı məsələlər işıqlandırılmışdır.

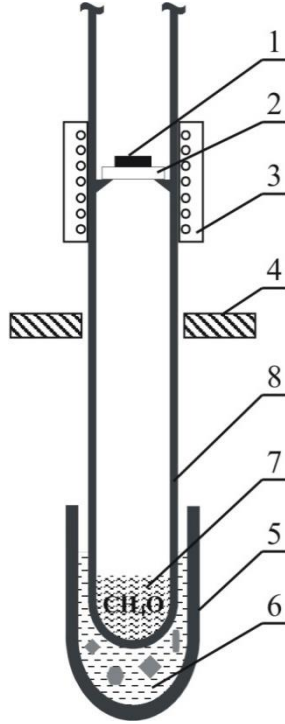
#### **3.1 Ge və Ge-Si kristallarının qalvanomaqnit xarakteristikaları ölçülmə ,istilik emalı və bərkidilmə metodikaları**

Yuxarıda şəhr edilmiş metodlarla göyərdilmiş aşqarlanmış və Ge və Ge-Si külçələri kristallaşma oxuna perpendikulyar istiqamətdə qalınlığı 1-2 mm olan disklərə bölünmüşdür. Sonra bu disklərdən ölçüləri ( 1-2)x( 2-3) x(10-14) mm<sup>3</sup> olan paralepiped formalı nümunələr hazırlanmışdır. Nümunələr abraziv tozlarla uyğun şiflənmədən sonra distillə olunmuş suda yuyulmuş, 10- 15 dəqiqə HF:HNO<sub>3</sub> :H<sub>2</sub>O =4:1:1 məhlulunda kimyəvi aşındıqdan sonra distillə edilmiş suda yuyulmuşdur. Nümunələr yenidən 3% - li hidrogen perperoksid məhlulunda kimyəvi

müddətində suda yuyulduqdan sonra yenidən 3% -li hidrogen peroksidin məhlulunda kimyəvi aşılınmışdır. Nümunənin belə emalı  $\text{Sn}:\text{In}=2:(1-2)$  lehiminin nümunənin səthinə daha yaxşı adgeziyasına gətirir və buda geniş temperatur intervalında kontaktın mexaniki möhkəmliyini və omikliyini təmin edir[6]. Sn- İn-lehimi omik kontakt bölgəsinə mikrolehimləmə aləti ilə çəkilir. Lehimin nümunəyə nüfuz etməsi vakuumda, 300-350<sup>0</sup>C temperatur intervalında 20- 30 dəqiqədə müddətində aparılmışdır. Bu yolla yaradılmış kontaklara Cu naqillər lehimlənmişdir. Nümunələrin elektron keçiriciliyi və Holl əmsalının 60-350 K intervalda temperatur asılılığını ölçmək üçün istifadə edilmiş kreomaqnit sistem standart olub bir sıra işlərdə tətbiq edilmişdir[ [1,32,48,50]. Qeyd edək ki, 77 K-dən aşağı temperatur rejimi nümunənin yerləşdiyi Düar qabından maye azotun sorulması vasitəsilə əldə olunmuşdur. Elektrik keçiriciliyi zondlarında və Holl zondlarında gərginlik Om qanunu ödənilə elektrik gərginliyində və sabit elektrik cərəyanında ölçülmüşdür. Holl əmsalının qiyməti intensivliyi 3000 Ersted olan sabit maqnit sahəsində ölçülmüşdür. Uyğun zondlarda gərginlik düşgüsü və nümunədən keçən cərəyan B7-21, BK-2-20 tipli voltmetr, ampermetr və nanovoltmetrlərlə ölçülmüşdür. Nəzərə alsaq ki, elektrik keçiriciliyinin və Holl əmsalının ölçülməsində klassik metodlardan istifadə edilmişdir, bu parametrlərin təyininə təcrübənin xətasını hesablanmamışdır.

Biz burada Holl effektinin təyininə mütləq xətanın <10%, elektrik keçiriciliyinin xətasının isə <5% [59,c.339,387] olduğunu qeyd etməklə kifayətlənirik.

Məlumdur ki, termik emalın yarımkeçiricilərin elektron xassələrinə təsirinin öyrənilməsinə yönəlmiş tədqiqatlar iki əsas məsələnin həllini tələb edir. Birinci məsələ nümunənin səthinə idarə olunmayan aşqarların düşməsinə minimuma endirmək üçün texnoloji əməliyyatların yüksək təmizlik səviyyəsinin təmin olması ilə bağlıdır. İkinci məsələ yüksək tablama temperaturundan aşağı temperatura qədər sürətli bərkimə şəraitinin yaradılmasıdır. İkinci məsələnin həllinin mühümlüyü, matrisada aşqar atomlarının qəfəs qüsurlarının və digər müxtəlif komplekslərin, tədqiq olunan maddənin verilmiş yüksək temperaturlarda tablama rejimindəki hallarının şəkli fiksasiya edilməsi zərurəti ilə müəyyən edilir. Şəkil 3.1.1 – də tədqiq edilən nümunələrin termik emalı və bərkidilməsinin aparılması üçün olan qurğunun diaqramı verilmişdir. Nümunə (1) yuxarıda təsvir olunmuş prosedurlardan sonra spektral təmiz qrafitdən ibarət platforma (2) üzərinə qoyulur. Qrafit temperatur emalı zamanı idarə olunmayan aşqarların nümunəyə nüfuz etməsinin qarşısını alır[6]. Kvars ampulanın dibinə etil spirti tökülür. Xarici Düar qabında (5) quru buzla spirt qarışığının köməyi ilə spirtin quru buzun sublimasiya temperaturuna qədər – 78<sup>0</sup>C soyumasından sonra ampulanın həcmi pompalanır. (8) Nümunənin (1) tablama temperaturu qızdırıcı(3) vasitəsilə müəyyənləşdirilib və nümunənin bilavasitə yaxınlığında yerləşdirilmiş xromel-alümeltermocütü ilə ölçülmüşdür. Müxtəlif tablama temperaturlarında nümunənin saxlama müddəti 3-5 saat olmuşdur. Bundan sonra nümunə qrafit uclu xüsusi alətlə(2) platformadan soyudulmuş spirtin (7) içərisinə atılır. Yuxarıda göstəriləyi kimi bu şəraitdə nümunə 0,1 saniyədə soyuyur[86]



**Şəkil 3.1.1 Ge və Ge-Si nümunələrin termik emalı və bərkidilməsi üçün qurğunun şəkili. 1 – nümunə; 2 –qrafit platforma; 3 –qızdırıcı; 4 –istilik əksətdirici; 5 – Düar qabı ; 6 –quru buzla spirtin qarışığı; 7 – soyudulmuş etil spirti; 8 –kvars şüşədən ibarət örtük.**

### **3.2. Ge-Si kristallarında sərbəst yük daşıyıcıların Holl faktoru Ga,Sb,Ni aşqar səviyyələrinin cırlaşma faktoru və cırlaşma dərəcəsi.**

Kristallarda Holl əmsalının tempertur asılılıqlarında yarımkəçiricilərdə əsas aşqar hallarının enerji spektrinin hesablanması sərbəst yükdaşıyıcıların Holl faktoru, matrisdə aşqar səviyyələrin cırlaşma dərəcəsi kimi parametrlərin ədədi qiymətini bilməyi tələb edir. Tərifə görə elektronun ( deşiyin) Holl faktoru (r) Holl yürüklüyünün ( $\mu_H$ ) matrtisdə sərbəst yük daşıyıcıların dreyf yürüklüyünə nisbətidir.rHoll əmsalı R – lə aşağıdakı kimi əlaqəlidir:

$$r = \frac{\mu_H}{\mu_C} = R \cdot (ne) \quad (3.2.1)$$

3.2.1. – də Holl əmsalı, hətta, standart energetik zonaya malik yarımkeçiricilərdə belə, maqnit sahəsinin intensivliyindən ( $B$ ) mürəkkəb şəkildə asılıdır. Lakin xüsusi hallarda zəif və güclü maqnit sahələridə bu asılılıq sadə ifadələrlə təyin edilir[59,c.345]. Standart zonalı matrislərdə, güclü sahələrdə  $\mu_c B \gg 1$  olduqda ixtiyari mexanizmdə sərbəst yükdaşıyıcıların səpilməsi:

$$R = 1/ne \quad \text{və} \quad A_R = 1 \quad (3.2.2)$$

olur.

Burada mürəkkəb zonalı yarımkeçiricilərdən fərqlənmək üçün Holl faktorunu  $A_R$  simvolu ilə işarə etmişik. Zəif maqnit sahələrdə,  $\mu_c B \ll 1$  olduqda, Holl əmsalı (3.2.3) tənliyi ilə təyin olunur:

$$R = -\frac{\langle \tau^2 \rangle}{\langle \tau \rangle^2} \cdot \frac{1}{ne} = -\frac{\Gamma(5/2-2s)\Gamma(5/2)}{[\Gamma(5/2-s)]^2} \cdot \frac{1}{ne} \quad \text{və} \quad A_R = -\frac{\Gamma(5/2-2s)\Gamma(5/2)}{[\Gamma(5/2-s)]^2} \quad (3.2.3)$$

Burada  $\Gamma(x) = \int_0^{\infty} e^{-t} t^{x-1} dt$  - qamma funksiyasıdır.

$\tau$  - sərbəst qaçış müddəti;

$s$ - elektronların səpilmə mexanizmindən asılı olan sabitdir.

Elektronların qəfəs rəqslərindən səpilməsində  $s=0.5$ ; aşqar ionlarından səpilmədə  $s=-1.5$  olur. Onda (3.2.3)-dən uyğun olaraq alarıq ki,  $A_R=3\sqrt{3}/8$  və 1.93. Ge, Si və onların tipli ellepsoidal izoenergetik səthli bərk məhlulları kristallarında yarımkeçirici zonanın minimumlarında Holl faktor aşağıdakı tənliklə təsvir edilir[59,c.352]:

$$r = \frac{\mu_H}{\mu_c} = R \cdot (ne) = \frac{3A_R K(K+2)}{(2K+1)^2}, \quad (3.2.4)$$

Burada  $K=m_{11}/m_{\perp}$  elektronun effektiv kütləsinin anizotropiya əmsalıdır.

Yuxarıdakı  $A_R$  və  $K=m_{11}/m_{\perp}$  işarəmələrindən istifadə etməklə, I fəsildə göstərilmiş Ge və Si kristalları taparıq ki, elektronların qəfəs rəqslərindən səpilməsində,  $r$  bu kristallar üçün uyğun olaraq 1,03 və 0,93 - ə bərabərdir. Aşqar ionlarından səpilmədə isə,  $r$  uyğun olaraq Ge- da 1,52 və Si- da 1,69- dur. Güclü maqnit sahəsi

şəraitində hər iki yarımkeçircilərdə elektronlar üçün  $r = 1$ , Ge- Si bərk məhlullarında elektronlar üçün Holl faktor 3.2.4 ifadəsi ilə təyin edilir. Belə ki, bu kristallarda, onların tərkib komponentləri kimi (Si,Ge) kubik struktura malikdirlər. 3.2.4 -ə uyğun olaraq bu halda da elektronların Holl faktorunu müəyyən etmək üçün verilmiş tərkibli kristalda keçirici elektronun anizotropiya əmsalını -  $K = m_{11} / m_{\perp}$  bilmək zəruridir. İşdə [104] Həyəcanlanma nəzəriyyəsi çərçivəsində göstərilmişdir ki,  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $0 < x < 0.15$ ) kristallarının germaniumabənzər tərkibində bu parametrin ədədi qiyməti aşağıdakı münasibətlə təyin edilir:

$$K = \frac{m_{11}}{m_{\perp}} = 19,3(1 - 0,513x) \quad (3.2.5)$$

Burada  $K$ -nin (3.2.5)-ni ödəyən ədədi qiymətləri göstərir ki, bütün germaniumabənzər tərkiblər üçün bu parametrin maksimal qiyməti germaniumdakına nisbətən 8% -dən az olur. Bu halda 3.2.4-ə görə hesablamalar göstərir ki,  $r$ -in qiyməti  $K$  parametrinin kiçik dəyişmələrinə qarşı az həssasdır.

Bu vəziyyət imkan verir ki, bütün germaniumabənzər bərk məhlulların tərkibləri üçün  $K$ -nin qiymətini [32,50] – işlərində olduğu kimi təmiz germaniuma uyğun götürək. Analoji olaraq  $K$ -nin  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $x > 0.15$ ) kristallarında [32,50,104], Si-un konsentrasiyasından zəif asılılığını nəzərə alaraq bu tərkiblərdə  $K$ -nin qiymətini təmiz silisiumdakına bərabər götürmək olar.

Ge, Si və Ge-Si-un dəşik keçiriciliyinə malik kristallarının Holl faktorunun nəzəri təhlili, valent zonanın maksimumunun energetik strukturunun mürəkkəbliyi ilə əlaqədar tədqiqatçılardan böyük səy tələb edirdi. P- tip kristallarda iki növ dəşikin mövcudluğu və matrisdə izoenergetik səthlərin qeyri sferikliyi yekun Holl faktorunun təyini məsələsinin dəqiq həllini əhəmiyyətli dərəcədə mürəkkəbləşdirir. Ağır və yüngül dəşiklər üçün standart zona yaxınlaşmasında, onların akustik fononlardan səpilməsi zamanı zəif maqnit sahəsində Holl əmsalı üçün aşağıdakı ifadə alınmışdır [25, c.301, 377]:

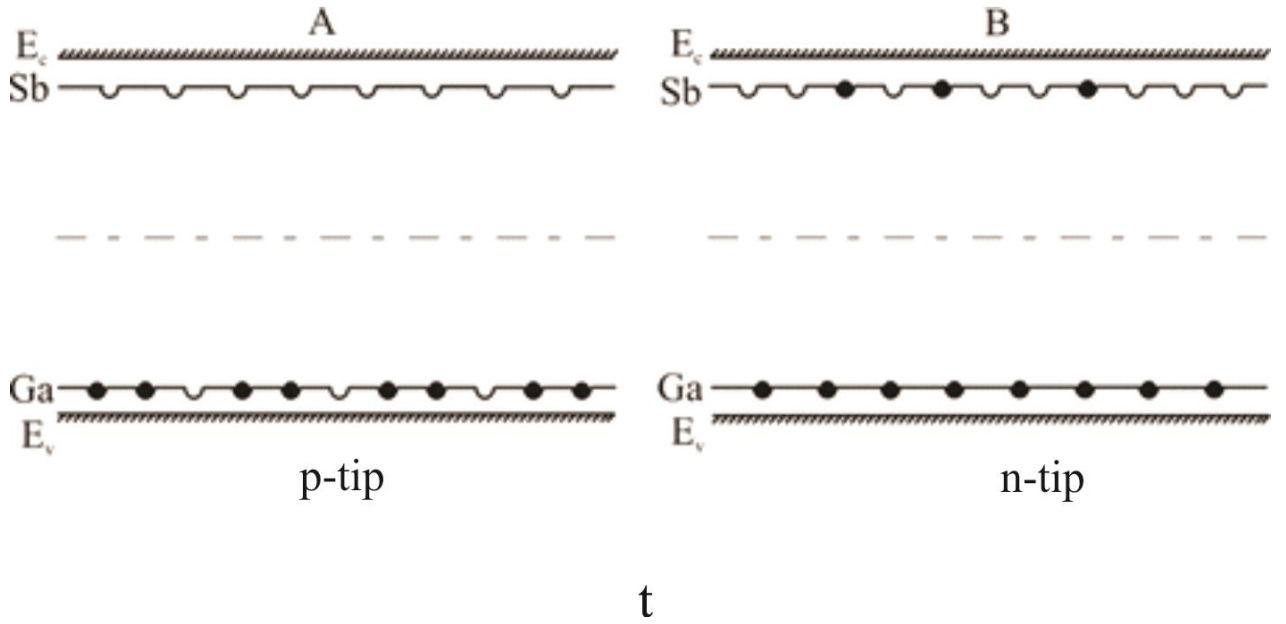
$$R = \frac{3\pi}{8} \cdot \frac{1}{\text{cep}_1} \cdot \frac{1 + \frac{p_1}{p_2} + \frac{\mu_2}{\mu_1}}{1 + \frac{p_2}{p_1} \cdot \frac{\mu_2}{\mu_1}} \quad (3.2.6)$$

Burada  $c$ - işıq sürətidir.  $\mu_1$ ,  $\mu_2$  və  $p_1$ ,  $p_2$  - uyğun olaraq ağır deşiklərin yürüklüyü və konsentrasiyasıdır. Bu münasibət  $\mu_1$  və  $\mu_2$  -nin məlum qiymətlərində Holl əmsalının təcrübi təyin edilmiş qiymətlərinə görə ağır və yüngül deşiklərin konsentrasiyasını hesablamağa imkan verir. Lakin baxılan maddələrdə deşiklərin qəfəsin akustik rəqslərindən səpilməsinin üstünlük təşkil etdiyi temperatur oblastı çox məhduddur (Bax fəsil I). Məsələn, Ge kristallarında deşiklərin optik fononlardan səpilməsi  $T > 50K$  olduqda meydana çıxır. Eyni zamanda  $T < 50K$  olduqda, hətta, kifayət qədər təmiz nümunələrdə belə, aşqar ionlarının yük daşıyıcıların yürüklüyünə təsirini nəzərə almaq lazımdır [59, c.339]. Bütün bu halları nəzərə alacaq məsələni, deşiklərin kristalda qarışıq səpilmə şərtlərində həll etmək zərurəti yaranır. Bu nəzəri problemin həllinə çoxlu tədqiqatçıların işləri həsr edilmişdir. Burada nümunə üçün biz matrisdə deşiklərin Holl faktorunun yekun ifadəsinə təsir göstərən müxtəlif səpilmə mexanizmlərinin iştirak payını aydın nümayiş etdirən işlərdən birinin nəticəsini verəcəyik [114]. Şəkil 3.2.1 (A)-da Ge- da Holl faktorun deşiklərin eyni zamanda zəif maqnit sahəsində ( $B \rightarrow 0$ ) akustik və optik fononlardan səpilməsi zamanı temperaturdan nəzəri asılılığı təsvir edilmişdir. Əyrilər qarşılıqlı təsirin aşağıdakı tənliklə təyin edilən  $R_c$  optik sabitinin müxtəlif qiymətləri üçün hesablanmışdır:

$$R_c = E_0^2 / 2E_a^2, \quad (3.2.7)$$

$E_0$  və  $E_a$  – burada uyğun olaraq optik və akustik fononların deformasiya potensialıdır.  $R_c$ – parametri deşiklərin akustik fononlara nisbətən optik fononlardan səpilməsinin effektivliyini xarakterizə edir. Nəzəri əyriləri göstərməkdə məqsəd  $R_c$ -nin bir neçə qiyməti üçün  $r_h$  qarşılıqlı təsirin optik sabitlərin qiymətinə həssaslığını nümayiş etdirmək üçündür.





**Şəkil 3.2.1 (A) – Nəzəri əyri Ge- da  $R_c$ - optik sabitinin müxtəlif qiymətləri üçün dəşiklərin Holl faktorunun ( $r_h$ ) -in  $T/\theta$  -dən akustik və optik fononlardan səpilmə ( $\theta$  - T optik fononlar Ge)asılılığı üçün qurulub. (B) – dəşiklərin ( $r_h$ ) Holl faktorunun müxtəlif temperaturlarda  $\beta$  parametrlərindən asılıdır [114].**

Göründüyü kimi,  $T < 50K$  olduqda, yəni dəşiklərin səpilməsi praktiki olaraq akustik fononlardan baş verən zaman  $R_c$ - nin bütün qiymətlərində  $r_h = 2.01$  olur. Temperaturun artması ilə optik fononlar meydana çıxır və qiyməti  $R_c$  -dən asılı olan  $r_h$ - müəyyən qədər artır.  $T > \theta$  olduqda temperaturun artması ilə  $r_h$  azalır və sabit qiymətə yaxınlaşmağa çalışır. Şəkil 2.3.1 A – dan göründüyü kimi Ge- da dəşiklərin qəfəsin həm akustik, həm də optik rəqslərindən səpilməsi zamanı  $B \rightarrow 0$ - da dəşiklər üçün Holl faktorunun nəzəri qiyməti ikidən böyük olur. Qeyd edək ki, bu qiymət yuxarıda təqdim edildiyi kimi Ge- da elektronların Holl faktoruna uyğun nəzəri qiymətdən iki dəfə artıqdır.

Şəkil 3.2.1.(B) qeyd olunmuş müxtəlif temperaturlarda  $r_h$ - in  $\beta$  asılılığının nəzəri əyriələrini nümayiş etdirir. Burada  $\beta = 6\mu_{al}/\mu_{il}$ , ağır dəşiklərin akustik fononlardan

$(\mu_{al})$  və aşqar ionlardan  $(\mu_{il})$  səpilməsinin yürüklüyü ilə müəyyən olunan dəşiklərin eyni zamanda fanon və aşqar ionlardan səpilmə dərəcəsini göstərir.

$T = 40K$ - ya uyğun əyri, dəşiklərin səpilməsində optik fononlardan səpilmə olmadığı hal üçün uyğundur.

Şəkil 3.2.1- də (B) göründüyü kimi, dəşiklərin aşqar ionlarından səpilmə payının artması ilə,  $r_h$ - in qiyməti azalır, sonra minimumdan keçərək artır və ionlaşmış aşqarlardan səpilməyə uyğun olan 1,59 qiymətinə çatır. Bütün  $r_h$  – in  $\square$ - dan [114] asılılıq əyrilərinin hamısında minimum mövcudluğu müəlliflər tərəfindən onunla izah olunur ki, fononlar yüksək sürətli yükdaşıyıcılarını, ionlaşmış aşqarlar isə yavaş yükdaşıyıcılarını səpir, aradan qaldırır. Bu halda həm yürüklüyün, həm də Holl faktorunun dispersiyası minimaldır. Qeyd etmək lazımdır ki,  $\beta > 10$  oblastında aşqar ionlarından səpilmə üstünlük təşkil edəndə fononların Holl faktorunun qiymətinə təsiri nəzərəçarpandır.

Ge-Si bərk məhlullarında elektronların və dəşiklərin Holl faktoruna baxaq . Bərk məhlul kristallarının fərqləndirici xüsusiyyəti, onlarda sərbəst yük daşıyıcıların ərintinin nizamsızlıqları ilə əlaqəli əlavə səpilmə mexanizmlərinin mövcudluğu bağlıdır. Ərintinin nizamsızlıqları matrisdə komponentlərin xaotik paylanması ilə şərtlənən geniş temperatur oblastında kristalın qalvanamaqnit xassələrinə əhəmiyyətli dərəcədə təsir göstərir. Müxtəlif səpilmə mexanizmlərinin aditivliyi yaxınlaşmasında ərintinin nizamsızlıqlarından səpilmədə daxil olmaqla, yekun Holl faktor aşağıdakı münasibətlə təyin edilir[6]:

$$r = \sum_i r_i \alpha_i \quad \text{и} \quad \alpha_i = \frac{\mu}{\mu_i} = \frac{\rho_i}{\rho} , \quad (3.2.8)$$

Burada  $\mu_i$ ,  $\rho_i$ - elektronun ( dəşiyin) yürüklüyü və i- ci mexanizm təsir etdikdə yarımkəçiricilərinin xüsusi müqaviməti;  $\mu$ ,  $\rho$  - yükdaşıyıcılarının yekun yürüklüyü və xüsusi müqavimətidir.

Ədəbiyyat verilən məlumatlara görə ərintinin nizamsızlıqlarından səpilmə zamanı relaksasiya müddətinin enerjiden ( $E$ ) asılılığı akustik fononlardan səpilməyə analogidir:  $\tau \sim E^{-1/2}$  [59,c.376]. Bu halda həm də elektronlar, həm də dəşiklər üçün Holl faktorunun qiyməti bu səpilmə mexanizmlərində ki qiymətlə eynidir.  $r_f = r_d = r_1$  olduğunu qəbul edərək, 3.2.8 dən aşağıdakı tənliyi alırıq:

$$r = r_1 \left( \frac{\mu}{\mu_f} + \frac{\mu}{\mu_d} \right) = r_1 \left( \frac{\rho_f}{\rho} + \frac{\rho_d}{\rho} \right) = r_1 \quad (3.2.9)$$

Bu tənliyə görə, elektronların həm akustik fononlardan, həm də ərintinin nizamsızlıqlarından birlikdə səpilməsi zamanı, yekun Holl faktoru, bu səpilmə mexanizmlərinin təkcə birinin təsirli olduğu hala uyğun Holl faktoruna bərabər olacaq. Bu, o deməkdir ki, baxılan səpilmə mexanizmləri təsir etdikdə Ge-a və Si- a bənzər Ge-Si kristallarında elektronların Holl faktorunun qiyməti, ədədi qiymətcə, uyğun olaraq, Ge və Si kristallarındakı qiymətə bərabər olacaq. Analoji olaraq dəşiklərin Holl faktoru üçün germaniumabənzər kristallarda yükdaşıyıcıların akustik fononlardan və ərintinin nizamsızlıqlarından birlikdə səpilməsinin nəticə Si  $r=r_d = r_f = 2$ , Ge – da akustik fononlardan səpilmədə olduğu kimidir. Dəşiklərin 3 səpilmə mexanizmi akusto-optik fononlardan və ərintinin nizamsızlığından səpilmə şəraitində  $r_l$  – in yekun nəzəri qiyməti, ikidən çox olacaqdır. Aydındır ki, dəşiklərin aşqar səpilməsində  $r_h$  – in qiyməti bizim baxdığımız germaniumabənzər kristallarda Ge- daki kimi 1,59 olacaqdır.

Ge-Si və onların bərk məhlullarında ionlaşmış aşqarın müxtəlif konsentrasiyalarında elektron və dəşiklər üçün Holl-faktorunun təyininə yönəlmiş təcrübi tədqiqatlar aparılmışdır (məs. [6,48], [59,c.375]). Holl- faktorunun ədədi qiyməti, Holl əmsalının müxtəlif temperaturlarda maqnit sahəsinin intensivliyindən asılılıq nəticələrindən, və ya elektron və dəşiyin Holl, və ya Dreyf yürüklüyündən hesablanmışdır. Bu işləri daha ciddi təhli etmədən aşağıdakı nəticələri verməklə kifayətlənəcəyik. Ge kristallarında elektronların fononlardan və aşqar ionlarından səpilməsi üstünlük təşkil etdiyi halda Holl faktora aid təcrübi

nəticələr nəzəri nəticələrlə uzlaşır ( $r_e=0.93$  və  $1.59$ ) və onların qiymətləri arasındakı fərq 5% -dən azdır. Si- da isə elektronların fonon səpilməsi üstünlük təşkil edən halda, fərq 30% -ə çatır. Bu optik fononlardan səpilmənin əhəmiyyətli rol oynaması ilə əlaqədardır [48]. Elektron kristallardan fərqli olaraq həm Ge-da, həm də Si- da dəşiklərin Holl - faktorunun təcrübi qiyməti nəzəri qiymətindən əhəmiyyətli dərəcədə kiçikdir və qarışıq səpilmə mexanizmində aşqarların konsentrasiyasına çox həssasdır [135]. Belə fərqi müəlliflər nəzəri hesablamalarda qəbul edilən zona quruluşunun sadələşdirilməsi ilə əlaqələndirirlər.

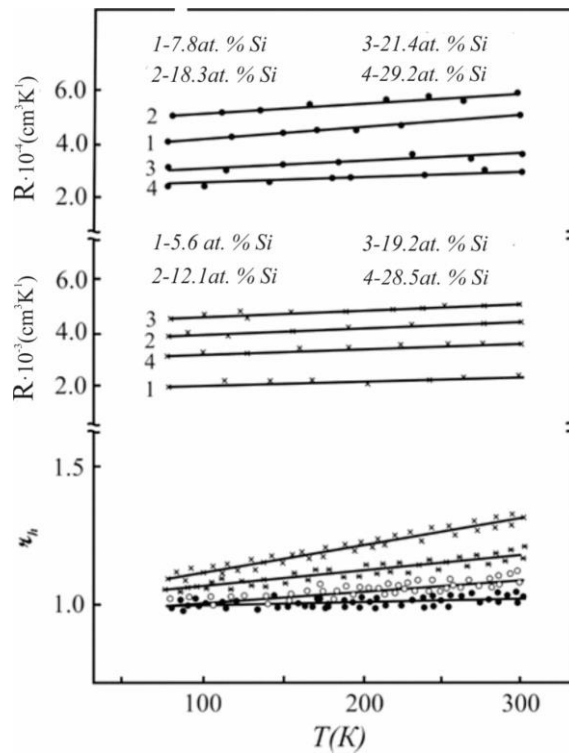
Ge- Si kristallarında sərbəst yükdaşıyıcıların Holl faktorunun təyininə aid təcrübələr [6,48] işlərində aparılmışdır.  $r_e$  və  $r_h$ -in ədədi qiyməti Holl əmsalının zəif ( $0,5\text{kE}$ ) və güclü ( $40\text{kE}$ ) maqnit sahələrində temperatur asılılıqlarının nəticələrinə görə təyin edilmişdir. Bizi maraqlandıran  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $0 < x < 0.15$ ) –un germaniumabənzər tərkiblər üçün aşağıdakılar aşkar edilmişdir.

1. Elektronların qəfəs rəqslərindən və ərinti nizamsızlıqlarından birgə səpilməsində  $r_e=0.93$ , aşqar ionlarında səpilmədə isə  $r_e=1.52$  olmuşdur.
2. İonlaşmış aşqar mərkəzlərinin konsentrasiyası  $10^{14} \text{ cm}^{-3}$  olan p tip kristallarda 77-330 K temperatur intervalında  $r_h$ -in ədədi qiyməti temperaturdan asılı olaraq 1,1- dən 1,3 - ə qədər xətti artır. Aşqarların konsentrasiyası  $10^{17} \text{ sm}^{-3}$  və ondan yuxarı olan kristallarda  $r_h \sim 1$  olur və praktiki olaraq temperaturdan asılı deyil. Aşqarların N konsentrasiyası N-  $10^{14} \text{ sm}^{-3}$  dən  $10^{17} \text{ sm}^{-3}$ -ə qədər dəyişən halda  $r_h$  –(77K-dən 300 K-1.3 300K) qədər artır.

Əyanilik üçün şəkil 3.2.2.-də ədəbiyyatdan götürülmüş müxtəlif tərkibli və konsentrasiyalı p tip malik Ge- Si kristallarda zəif maqnit sahəsində ( $B=0.5 \text{ kEr}$ ) Holl əmsalının R- in və  $r_h$ - in xarakterik temperatur asılılıqları təqdim edilmişdir. Qeyd edək ki, bizim tədqiqatlarda müəllif tərəfindən [6,48] işlərində alınmış Holl faktorun eksperimental nəticələrindən istifadə edilmişdir.

Kristallarda aşqarların energetik səviyyələrinin incirəşmə faktoru və dərəcəsi, yarımkəçiricilərdə qadağan olunmuş və keçirici zonada aşqarların əsas halının, spektrinin elektron və deşiklərin enerji səviyyələrində paylanması hesablanmasında bilinməsi mütləq olan parametrlərdir. Bizim tədqiq etdiyimiz

aşqarlardan əvvəlcə akseptor aşqarlara (Ga,Ni) baxaq.I fəsildə qeyd edildiyi kimi,III qrup elementləri, Ge, Si və onların bərk məhlullarında dayaz akseptor olub bu maddələrin qəfəslərində iki yük halında, neytral və bir qat mənfi yüklü ion halında yerləşə bilər. Ni ikiqat akseptor olub matrisdə üç yük halında neytral və bir qat mənfi və iki qat mənfi ion halında ola bilər.İşdə Ge- Si quruluş tipli yarımkəçiricilərdə müxtəlif aşqarların enerji səviyyələrinin cırılma dərəcəsi və faktorunu müəyyən etmək üçün yanaşmanın konsepsiyası verilmişdir[64]. Müəlliflər akseptor mərkəzinin yük halının kalssifikasiyasını aşqarın matrisdə dörd qonşu atomlarla tetraedrik əhatəsində tamamlanmış kimyəvi rabitənin sayına görə aparmışlar.



Şəkil 3.2.2  $Ge_{1-x}Si_x (0 \leq x \leq 0.3)$  deşik tipli kristallarında  $B=0.5kE$  olduqda Holl əmsalı( $R$ ) və Holl- faktorunun ( $r$ )- temperaturdan asılılığı  $r -inT$  – dən asılılıq qrafikində  $\times$ ,  $\otimes$ ,  $\circ$ ,  $\bullet$  işarələmələri uyğun olaraq deşiklərin  $\sim 10^{14}$ ,  $10^{15}$ ,  $10^{16}$  və  $10^{17}cm^{-3}$ , tərtib konsentrasiyalarına uyğundur [48].

Deşik olmayan bu halda aşqarın bütün qonşu atomlarla rabitəsi tamdırsa, bu halda cırlaşmamış sayılır və onun cırlaşma misli( $g_0$ ) vahidə bərabərdir. Aşqarın bir lokallaşmış deşiyə uyğun enerji halı dörd qat cırlaşmışdır ( $g_1=4$ ). Belə ki, bu Ge və ya Si- un valent zonasının dördqat cırlaşmış maksimumları tərəfindən yaranmışdır. Ni aşqarı üçün iki deşikli halın dalğa funksiyası, bir deşikli funksiyasının antisummetrik kombinasiyası kimi alın bilər. Belə kombinasiyaların sayı bir deşikli hallardan iki-iki götürülmüş birləşmələrin sayına bərabərdir və kombinzon  $C_4^2=6$  olur. Bu halda enerji səviyyəsinin cırlaşma misli  $g_2=6$ -dır. Yuxarıda deyilənləri nəzərə alsaq, Ge-Si və onların bərk məhlullarında bu iş çərçivəsində[64] aşqar akseptor səviyyələrinin cırlaşma dərəcələri üçün bu qiymətlər alınır: Ga –  $g_1=4$ ; Ni –  $g_1=4$ ,  $g_2=6$ [64]. Aşqar səviyyəsinin cırlaşma faktoru parametrinə baxaq. Ədəbiyyatda qəbul olunmuş tərifə görə, verilmiş aşqar səviyyələrinin cırlaşma faktoru, onun cırlaşma mislinin deşiyi özündə saxlayan halının cırlaşma dərəcəsinin, deşiksiz halın cırlaşma dərəcəsinə nisbətində deyilir: –  $\gamma_m = g_m/g_{m-1}$ .

Yuxarıdakıları nəzərə alaraq, tədqiq edilən aşqarların cırlaşma faktorunun qiyməti üçün aşağıdakı nəticələri alırıq. Ga- un eləcədə üçün, eləcədə dövrü sistemin III qrupunun elementlərinin dayaz akseptor aşqarları üçün  $\gamma_1 = g_1/g_0 = 4$  olur. Matrisdə Ni və digər iki qat akseptorlar üçün aşqarın I və II akseptor səviyyələrinin cırlaşma faktoru uyğun olaraq  $\gamma_2 = g_2/g_1 = 6/4 = 1.5$  və  $\gamma_1 = g_1/g_0 = 4$  -dür.

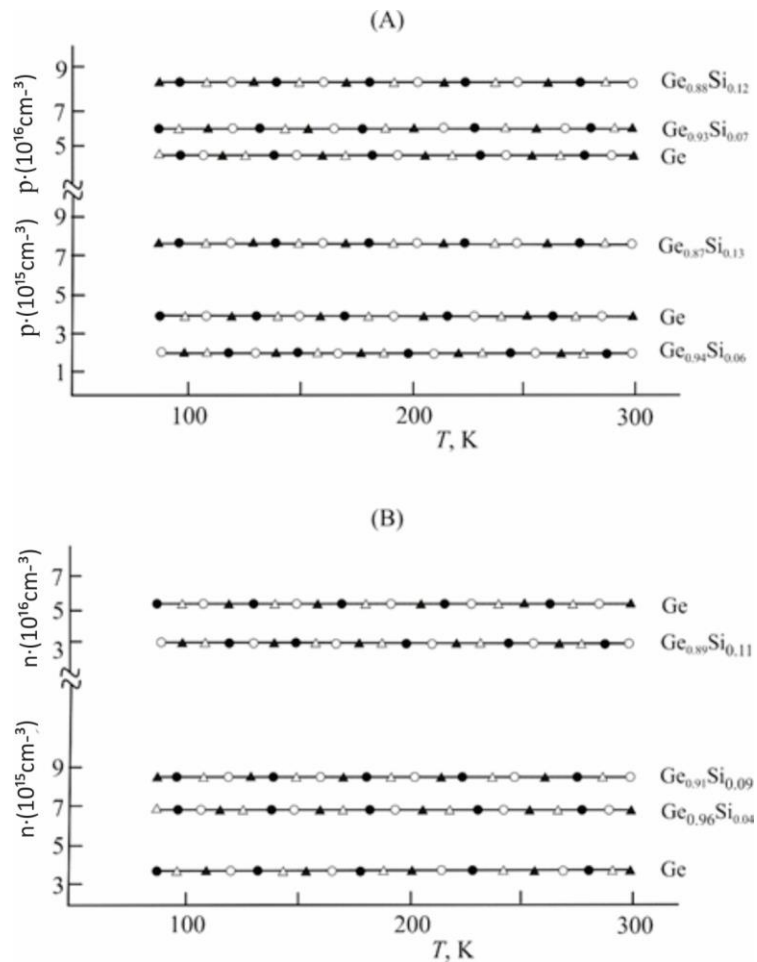
Ge- Si və onların bərk məhlullarında dayaz aşqarların xarakterik nümayəndəsi olan Sb üçün cırlaşma dərəcəsi, spin nəzərə alınmadan keçirici zonasının, dibinin ekstremalarının sayına bərabərdir. Həqiqətdə isə baxılan maddələrdə dayaz aşqarların əsas halı parçalanmış vəziyyətdə olub( Bax I Fəsil). Ge- da sinqlet və triplet, Si – da isə sinqlet, triplet və duplet hallara parçalanmışdır. Bununla belə, Sb aşqarının həm Ge- da, həm də Si – da aşqarın aktivasiya enerjisini ən aşağı, sinqlet halı təyin edir. Bu halda matrisdə Sb- un sinqlet hali üçün spin nəzərə alındıqda, cırlaşma dərəcəsi faktoru uyğun olaraq:  $g_1=2$  və  $\gamma_1 = g_1/g_0 = 2$ . – olacaq.

### **3.3. $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x\langle\text{Ga}, \text{Sb}\rangle(0<x<0.15)$ germaniumabənzər kristallarının istilik emalından əvvəl və sonra xarakteristik məlumatları.**

Bu işin əsas məsələlərindən biri matrisdə elektroaktiv mərkəzin yaranma şəraitini və onların düzgün idintifikasiyasını müəyyən etmək məqsədilə, əvvəlcə yalnız Ga və ya Sb-la aşqarlanmış, sonra isə, bu iki aşqarla kompleks aşqarlanmış kristalın xarakteristikasına baxaq. Bizim təqdim etdiyimiz kristallarda hər iki aşqarın konsentrasiyası  $10^{15} \text{ sm}^{-3}$  və  $10^{16} \text{ sm}^{-3}$  tərtibdədir. Matrisdə dayaz akseptor və donor aşqarlarının konsentrasiya səviyyəsi, qalvanomaqnit ölçmələrdə əlavə induksiya olunmuş konsentrasiya  $10^4 \text{ sm}^{-3}$  və ondan çox tərtibdə da olan elektroaktiv mərkəzlərin meydana çıxmasına şərait yaradır [32]. Qeyd edək ki, kristalların göyərdilmə prosesində bizim tərəfimizdən işlənilib hazırlanmış aşqarlama metodikası geniş diapozonda aşqarların konsentrasiyasını və onların səviyyələrinin kompensasiya dərəcəsini 10-90% çərçivəsində idarə etməyə imkan verir. Bütün tədqiq olunan, xüsusi olaraq, aşqarlanmamış ərintidən göyərdilmiş kristallar, konsentrasiyası  $N_a - 3 \cdot 10^{14} - 2 \cdot 10^{15} \text{ sm}^{-3}$  tərtibdə olan nəzarət olunmayan dayaz akseptor aşqarlarla bağlı olan dəşik keçiriciliyinə malikdir. Temperatur  $T > 77 \text{ K}$  olduqda bütün bu aşqarlar matrisdə ionlaşmış halda olurlar: Ga və Sb – la aşqarlanmış kristallarda alınan nəticələri şərh edərkən bu elektroaktiv mərkəzlərin matrisdə mövcudluğu nəzərə alınır. Şəkil 3.3.1- də Tərkibdə Ga və Sb aşqarı olan Ge və Ge - Si kristallarında sərbəst dəşiklərin və elektronların konsentrasiyasının temperatur asılılıqları göstərilmişdir. Konsentrasiyalar  $10^{15} - 10^{16} \text{ sm}^{-3}$  tərtibində olub elektron və dəşiklərin Holl faktoru nəzərə alınmaqla Holl əmsalının təcrübi nəticələrinə görə hesablanmışdır. Bu nəticələrə əsasən yükdaşıyıcıların konsentrasiyası həm dəşik, həm də elektron kristallarda verilən temperatur oblastında dəyişməz qalır. Göründüyü kimi kristalların yüksək temperaturlu emalı,  $T > 77 \text{ K}$  temperatur oblastında praktiki olaraq sərbəst yükdaşıyıcıların konsentrasiyasına təsir göstərmir. Eyni zamanda konsentrasiyaları  $10^{15} - 10^{16} \text{ sm}^{-3}$  tərtibində olan Ga, və Sb-la aşqarlanmış kristallarda sərbəst yükdaşıyıcıların temperatur asılılıqları anoloji nəticələrə gətirir. Şəkil 3.3 .1-də verilənlərə və mürəkkəb aşqarlanmış  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x\langle\text{Ga}, \text{Sb}\rangle$  kristallarına əsasən aşağıdakı nəticələrə gəlmək olar: Kristalların

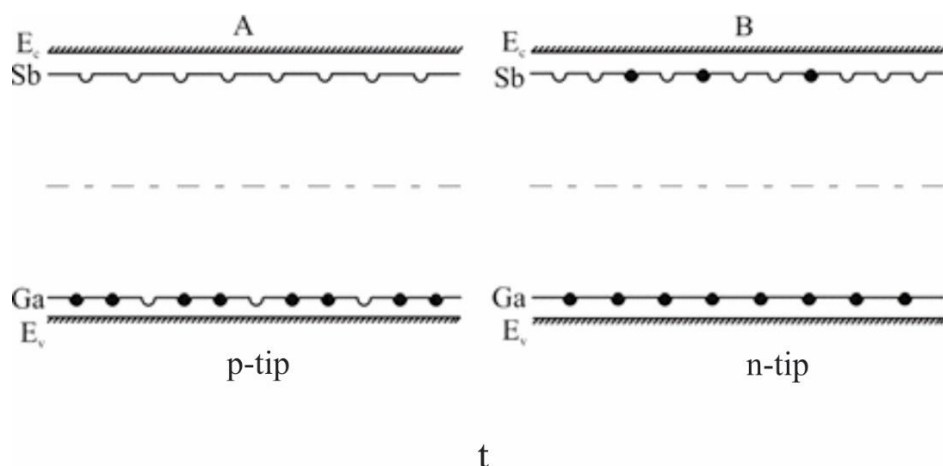


yüksəktemperaturlu emalı matrisdə dayaz akseptor və donor aşqar mərkəzlərinin konsentrasiyasına praktiki olaraq təsir etmir və yarımkəçiricilərin qadağan olunmuş zonasında yerləşən əlavə energetik hallara malik olan mərkəzlərin yaranmasına gətirmir. Yuxarıdakıları nəzərə alaraq  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x\langle\text{Ga}, \text{Sb}\rangle$  kristallarının tədqiqinin eksperimental nəticələrinin interpretasiyasının əsasında bu kristalların diffuziya metodu ilə Ni –lə əlavə aşqarlanmasından əvvəlki halının təsvir olunmuş enerji diaqramı qurulmuşdur. Şəkil 3.3.2.



**Şəkil 3.3.1.** Uyğun olaraq Ga və Sb ilə aşqarlanmış  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristallarında sərbəst dəşiklərin (A) və elektronların (B) konsentrasiyalarının temperatur asılılıqları. İşarələmələr:  $\triangle$  - temperatur emalından əvvəl,  $\square$ ,  $\bullet$  və  $\blacktriangle$  – uyğun olaraq 850, 750 və 550°C- də temperatur emalından sonrakı hala uyğundur.[112].





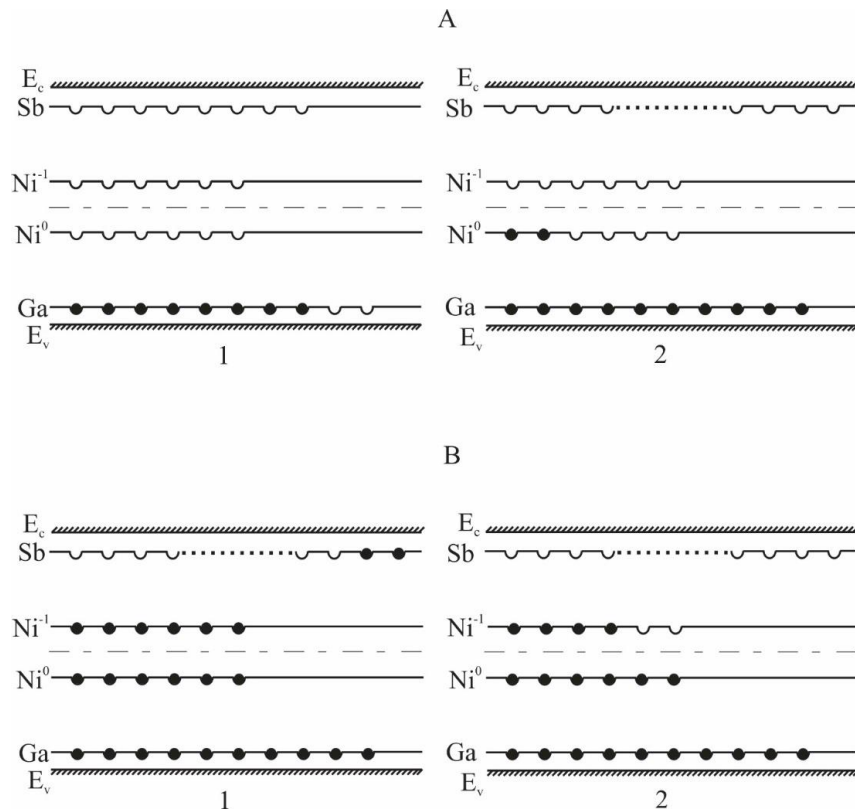
Şəkil 3.3.2. Ga və Sb – ilə kompleks aşqarlanmış  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  kristallarının temperatur emalından əvvəl ( $T=0$ ) və 850, 750 və 550°C – də temperatur emalından sonra qadağan olunmuş zonada enerji hallarının diaqramı.(A)  $N_{Ga} > N_{Sb}$  (*p-tip*); (B) –  $N_{Sb} > N_{Ga}$  (*n-tip*) [40].

### 3.4. Mürəkkəb aşqarlanmış $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x < \text{Ga}, \text{Sb}, \text{Ni} > (0 < x < 0.15)$ kristallarının temperatur emalından termik emaldan əvvəl və sonra energetik aşqar hallarına uyğun xarakteristik xüsusiyyətləri.

I fəsildə qeyd olunduğu kimi, sürətə diffuziya edən aşqarların miqراسiya və yarımkəçiricilərdə qəfəs qüsurları ilə qarşılıqlı təsiri əlavə elektrofəal mərkəzlərin yaranmasına gətirə bilər. Bu nöqteyi nəzərdən, işdə əsas məsələ, belə mərkəzlərin yaranma şəraitinin müəyyənəndirilməsi və onların parametrlərinin təyiniidir.

Ga və Sb – la kompleks aşqarlanmış elektron və deşik keçiriciliyinə malik, konsentrasiyaları  $10^{15}-10^{16}\text{sm}^{-3}$  tərtibində olan  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $0 < x < 0.15$ ) kristalları Ni ilə diffuziya metodu ilə onun maksimum həll olma temperaturoblastında (1150-1175K) aşqarlanmışdır. Bu kristalların öyrənilməsinin xarakteristik nəticələri şəkil 3.3.1. və 3.3.2- də verilmişdir. Sərbəst yük-daşıyıcıların konsentrasiyasının temperatur asılılıqlarının təcürbi nəticələri göstərdi ki, bu kristalların qadağan olunmuş zonasında əlavə energetik hal yaranmır. Ga, Sb və Ni aşqarlarının

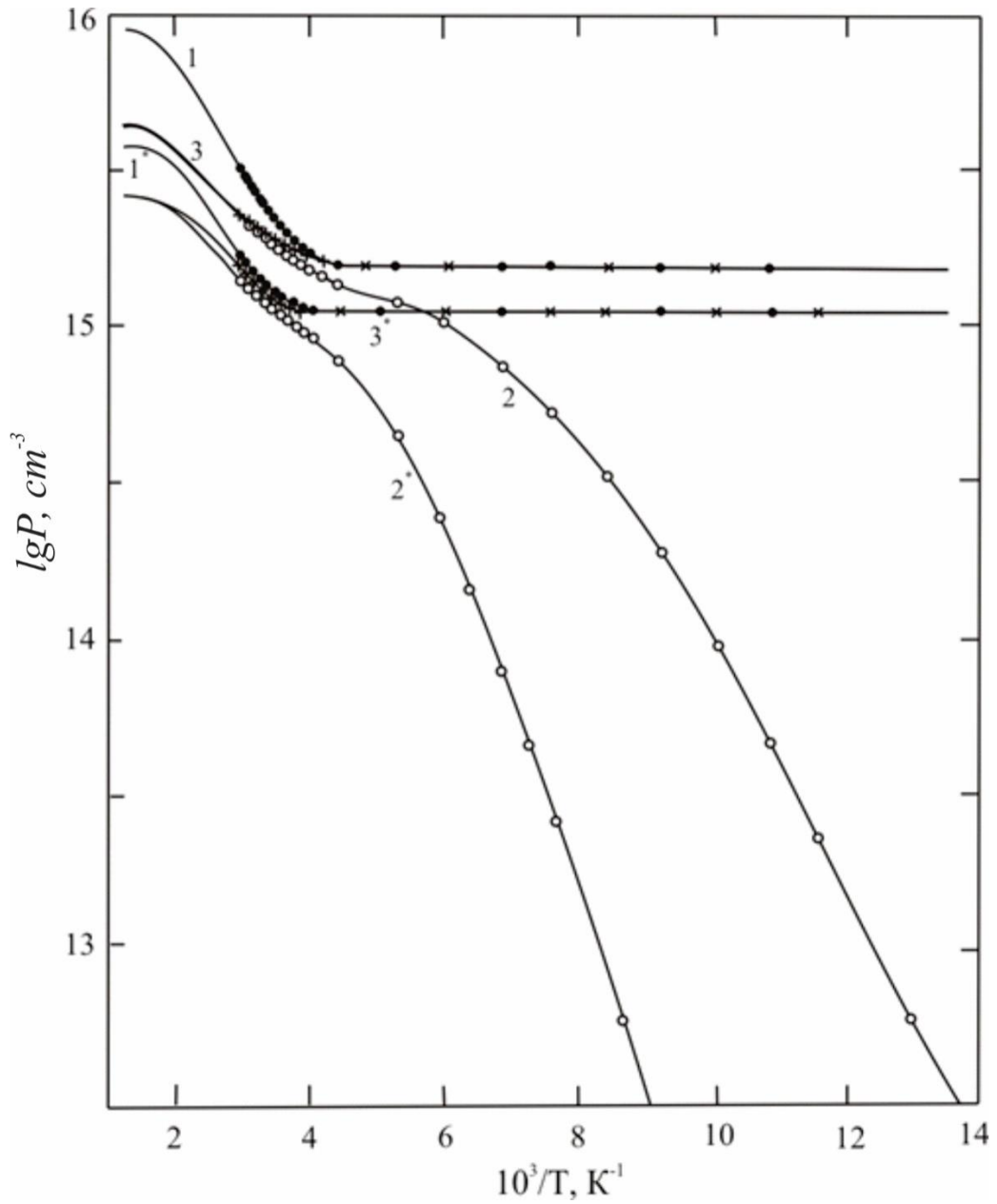
konsentrasiyasının qiymətindən və nisbətindən asılı olaraq, Ge və Ge Si kristalları ya elektron, ya da deşik keçiriciliyinə malik olur. Onlarda uyğun olaraq Ni- in iki dərini akseptor halı eləcə də uyğun olarda Sb və Ga- un dayaz donör və akseptor səviyyələri yaranır. Qeyd edək ki, analogi nəticələr Cu aşqarının iştirakı ilə Ge-Si mürəkkəb aşqarlanmış kristallarında da alınmışdır [75]. Nəzərə alsaq ki, həm Cu, həm də Ni aşqarı üçün bu istiqamətdə alınmış nəticələr ədəbiyyatda yaxşı işıqlandırılmışdır [1, 32, 75, 110], biz burada şəkil 3.4.1.- də verilmiş enerji diaqramı ilə kifayətlənirik. Şəkil 3.4.1.(a)-da 1 və 2 sxemləri Ni-in kristalın qadağan olunmuş zonasının aşağı yarısında yerləşmiş birinci akseptor səviyyəsi müşahidə olunan deşik keçiriciliyinə malik kristallara aiddir.



**Şəkil 3.4.1** 1150- 1175 K temperaturoblastında Ni –ilə diffuziya metodu ilə aşqarlanmış  $Ge_{1-x}Si_x < Ga, Sb, Ni > T = 0$  temperaturunda aşqar səviyyələrinin və elektronların paylanma diaqramı. A, B – uyğun olaraq, deşik və elektron keçiriciliyinə malik kristallara aiddir [ 40].

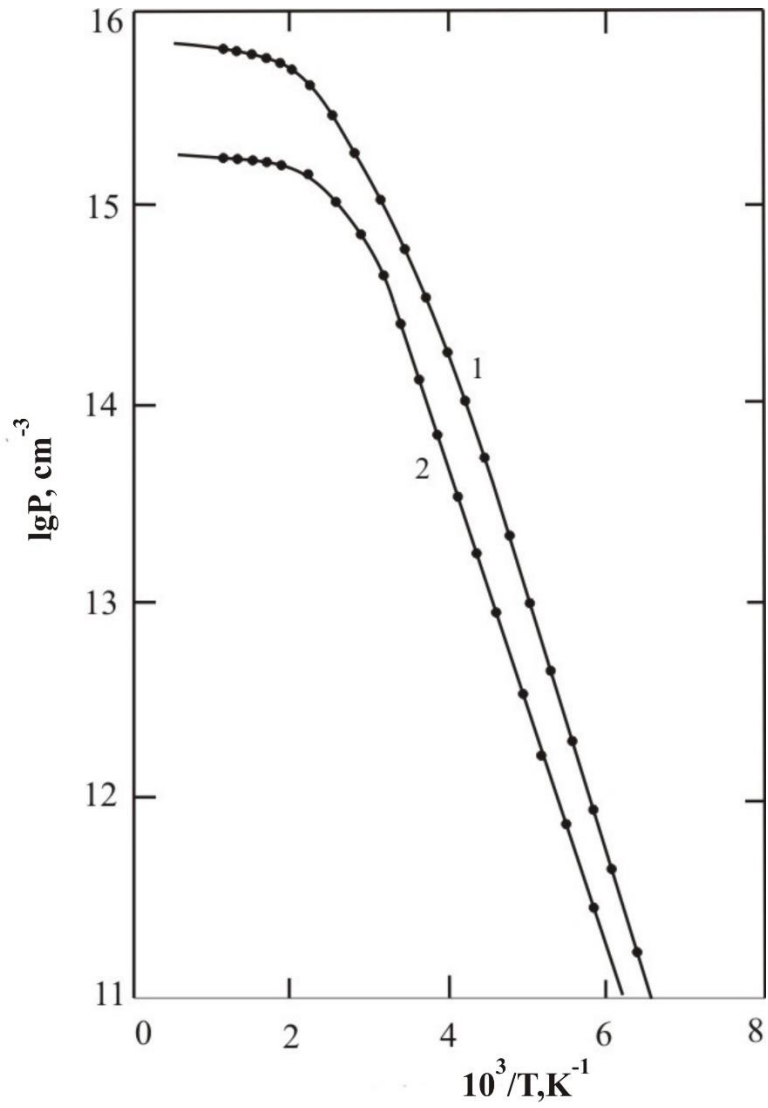
**Ge<sub>1-x</sub>Si<sub>x</sub><Ga, Sb, Ni >(0<x<0.15) nümunələrinin 800-1100K temperatur intervalında temperatur emalı ilə əlaqədar nəticələrə baxaq.** Çox saylı nümunələr dəstinin tədqiqi nəticələrinin təhlili göstərdi ki, 1020-1050 K temperaturda bərkidilmiş kristallarda Ni<sub>s</sub> – in I akseptor halından aşağıda, əlavə səviyyələr yaranır. Holl ölçmələrində bu səviyyələr konsentrasiyası  $10^{16} \text{ sm}^{-3}$  tərtibdə olan Ga aşqarının akseptor səviyyəsinin güclü kompensasiyası şəraitində müşahidə edilir. (Bax Şəkil 3.6 )

Nümunə üçün şəkil 3.4.2.- də Ge<Ni, Ga, Sb>və Ge<sub>0.9</sub> Si<sub>0.1</sub><Ni, Ga, Sb>kristallarında dəşiklərin konsentrasiyasının temperatur asılılıqları göstərilmişdir. Ni- lə aşqarlamadan öncə, hər iki nümunə tərkibində Ga konsentrasiyası Ge –da  $1.5 \cdot 10^{15} \text{ sm}^{-3}$  və Ge<sub>0.9</sub> Si<sub>0.1</sub>  $1.1 \cdot 10^{15} \text{ sm}^{-3}$ - də tərtibində olan dəşik keçiriciliyinə malikdir. Ni –lə əyri aşqarlamadan sonra ( $1$  və  $1^*$ )  $p_{\text{Na}_{\text{Ga}}}$  temperaturdan asılılığının təcrübi nəticələri Ga -un uyğun konsentrasiyasında dayaz akseptor halları ilə şuntlanmış I- Ni<sub>s</sub> səviyyəsinin aktivləşməsinə nəzərə alan nəzəriyyə ilə kifayət qədər yaxşı təsvir olunur. Şəkildən görüldüyü kimi, Ge və Ge<sub>0.9</sub> Si<sub>0.1</sub> nümunələrinin uyğun olaraq 1020 və 1030 K temperaturlarda termiki işlənməsi.



Şəkil. 3.4.2 İki –  $\text{Ge}\langle\text{Ga,Sb,Ni}\rangle$  (1-3) və  $\text{Ge}_{0.9}\text{Si}_{0.1}\langle\text{Ga,Sb,Ni}\rangle$  ( $1^*-3^*$ ): 1,  $1^*$  – nümunəsi üçün sərbəst dəşiklərin konsentrasiyasının (p) temperaturdan asılılıqları; 1,  $1^*$  Uyğun olaraq 1150 və 1165 K temperaturda nümunələrin Ni-lə aşqarlanmasından sonra ; 2,  $2^*$  uyğun olaraq 1020 və 1030 K istilik emalından sonra ;–; 3,  $3^*$ -560K də 18 saat müddətində tablanmadan sonra ;Bütöv xətlər təcrübi nəticələrlə ən yaxşı uzlaşan nəzəri hesablamalardır [40].

hər iki nümunə üçün p-nin T – dən asılılıq əyrisini əhəmiyyətli dərəcədə dəyişdirir (əyri 2 və 2\*). Burada nümunələrdə iki müxtəlif səviyyənin aktivləşməsi özünü aydın biruzə verir. Aşağı temperatur oblastında yarımkeçiricilərdə qismən kompensasiya olunmuş səviyyənin aktivləşməsi üçün xarakterik olan p – T dən asılılığında eksponensial eniş [28,c.189,201] həm matrisdə əlavə dərin akseptorların yaranmasına, həm də Ga – un  $N_{Ga}^*$  konsentrasiyasına malik akseptor hallarının tam kompensasiyasına dəlalət edir. Yüksək temperaturlarda p-T-dən asılı olaraq artması  $N_{I_s}$  - in I - səviyyələrinin ionlaşması ilə müəyyən edilir. Bu nümunələrdən fərqli olaraq, Sb -unkonsentrasiyasının Ga – un konsentrasiyasından artıq olması ilə şərtlənən ( $N_{Sb}^* > 0$ ), Ni –lə aşqarlanmamışdan qabaq elektron keçiriciliyinə malik nümunələrdə p-T- dən asılılığında əlavə, elektrofəal mərkəzlərin yaranması özünü biruzə vermir.



**Şəkil3.4.3. Ge<Ga,Sb,Ni> kristalında Sb – un konsentrasiyası  $N_{Sb}^* = 1.2 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  olduqda deşiklərin konsentrasiyasının temperaturdan asılılıqları. Əyri 1-nümunənin konsentrasiyasının 1150 K temperaturda Ni – lə aşqarlandıqdaçn sonrakı qiymətləri. 2 əyrisi-konsentrasiyanın 1020 – 550 K temperaturda tablamadan sonrakı qiymətləri .Bütöv xətlər eksperimental nəticələrlə ən yaxşı uzlaşan nəzəri hesablamalardır.**

Şəkil 3.4.3- də başlanğıc konsentrasiyası  $N_{Sb}^* = 1.2 \cdot 10^{15}$  olan belə nümunələrdən biri üçün konsentrasiyanın (p)temperaurdan(T) xarakterik asılılığı təsvir edilmişdir. 1 və 2 əyriyəndə dairələrlə uyğun olaraq nümunənin 1150°K temperaturda aşqarlanmasından sonra və 1020 K-də növbəti termiki emaldan sonra eksperimental nəticələr təsvir edilmişdir. Hər iki əyridə nəticələr nümunənin uyğun temperatur emalı zamanı Ni – in bərabər həll olmasının və Ni – in birinci səviyyəsinin qismən kompensasiya olunması çərçivəsində hesablanmış nəticələrlə uzlaşırlar.

I – ci qrup  $Ge_{1-x}Si_x \langle Ga, Sb, Ni \rangle$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) nümunələri üçün əlavə dərin akseptor (DA) səviyyələrinin təbiəti və II- ci qrup nümunələrdə  $N_{Sb}^* > 0$  olduqda nümunələrin 1020 K –temperaturda bərkiməsindən sonra onlarda DA səviyyələrinin özünü biruzə verməməsinin səbəbini aşkar etmək üçün nümunələr tablamaya məruz qalmışdır. Nümunələrin tablanması 550-570K temperaturda aparılmışdır. Müəyyən olunmuşdur ki,  $N_{Sb}^* > 0$  olan nümunələr üçün bu temperaturda 16-20 saat müddətində tablama praktiki olaraq onların elektrik xassələrinə təsir göstərmir. Yuxarıda baxdığımız misalda belə nümunələr üçün konsentrasiyanın temperaturdan asılılığı şəkil 3.4.3- də təsvir edilmiş 2 əyrisi ilə üst-üstə düşür. Bu haldan fərqli olaraq I – ci qrup kristallar üçün bu temperaturda DA səviyyəsinin parçalanması baş verir və 16 saat müddətində tablama onun tam itməsinə gətirir. Şəkil 3.4.2-də 3 və 3\*əyriyə baxılan nümunələrdə tablamadan sonra dəşiklərin konsentrasiyasının temperaturdan asılılığını nümayiş etdirir. Şəkildən görüldüyü kimi hər iki nümunə üçün eksperimental nəticələr Ni – in I səviyyəsinə aktivləşməsinə nəzərə nəzəriyyə ilə yaxşı uzlaşır.  $N_{is}$  konsentrasiyası nümunənin termik emalı temperaturunda Ni-in bərabər həll olunduğu halın konsentrasiyasına bərabərdir. Qeyd edək ki, burada 1 və 1\* əyriyə halında olduğu kimi, şuntlayıcı Ga atomlarının konsentrasiyası  $N_{Ga}^*$  - un Ge- və  $Ge_{0.9}Si_{0.1}$  – da başlanğıc effektiv konsentrasiyaları ilə üst- üstə düşür.

Çoxsaylı nümunələr dəsti üçün alınmış nəticələrin təhlili göstərdi ki, müxtəlif başlanğıc konsentrasiyaları  $N_{Ga}^* > 0$  və  $N_{Sb}^* > 0$  olan nümunələr üçün eksperimental

nəticələrin hamısı matrisada dərin akseptor komplekslərin yaranması çərçivəsində izah edilə bilər. DA – səviyyələrinin əmələ gəlməsi üçün ən çox ehtimal olunan  $Ni_sGa_s$  və  $Ni_iGa_s$  cütlərini göstərmək olar. Bu cütlərin əmələ gəlməsi prosesini [6,79] işlərinə analogi olaraq aşağıdakı kimi təsvir etmək olar.  $N_s$ - in tarazlıq halı ilə müqayisədə artıq  $Ni_s$  atomları tablama temperaturda düyünlərdən düyün arasına keçir  $Ni_s \rightarrow Ni_i + V$  ( $V$  – vakansiya). Toplanmış Ni atomlarının bir hissəsi elektrik cəhətdən passiv halda düyünlər arasına keçir (cəmlənmiş  $Ni \rightarrow Ni_i$ ). 1020-1050 K temperaturlarda qəfəs düyünlərində yerləşən akseptor Ga atomları “-“ yüklənmişdir. Hərəkətdə olan “+” yüklənmiş  $Ni_i$  atomları kristal qəfəsdə hərəkət edərək “-“ yüklü  $Ga_s$  atomları ilə qarşılıqlı təsirdə olaraq özünü DA kimi aparan  $Ni_i + Ga_s \rightarrow Ni_iGa_s$  ilə  $Ni_i + (Ga_s + V) \rightarrow Ni_sGa_s$  cütlərini yaradır. Düyünlərarası Ni atomları və dəşiklər nümunənin bərkimə prosesində toplanırlar. Qeyd edək ki, əvəzedici aşqar atomlarından yaranmış cütlər düyünlərarası atomlar və əvəzedici atomlardan yaranan cütlərdən daha dayanıqlıdır [59, c.374,382]. Bu baxımdan 1050K -temperatur qədər yaranan  $Ni_sGa_s$  cütü daha dayanıqlı hesab edilir. Lakin qeyd edək ki, müzakirə etdiyimiz maddələrdə düyünlər və düyünlərarası aşqar atomlardan ibarət cütlərin dayanıqlılığına aid məlumatlarda var [86,114]

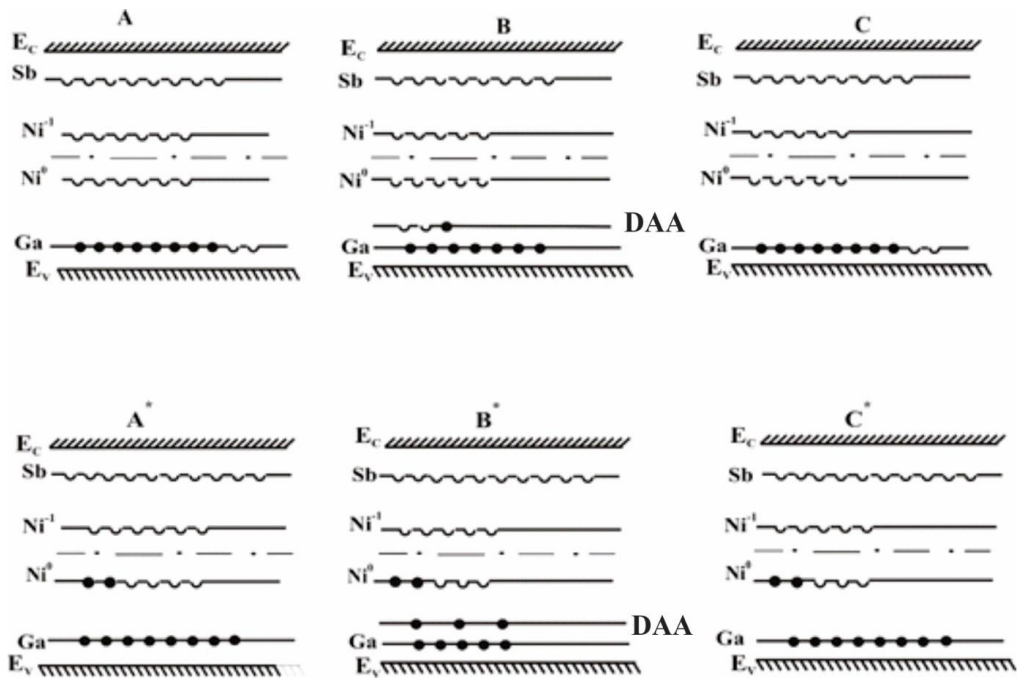
Şəkil 3.3.4- də  $Ge_{1-x}Si_x \langle Ga, Sb, Ni \rangle (0 \leq x \leq 0.15)$  kristallarının istilik emalından əvvəl və sonra qadağan olunmuş zonada energetik səviyyələrin konseptual sxemləri təqdim olunmuşdur. Sxemlərdə elektronların paylanması  $T=0$  halına uyğundur. Uyğun sxemlər şəkil 3.4.2. və 3.4.3- də təsvir olunmuş p-nin T- dən asılılığını bütünlüklə gedişini izah edir. Xüsusi olaraq, ilkin elektron keçiriciliyinə malik nümunədə (şəkil 3.4.3. əyri 2) DA- səviyyəsinin üzə çıxmasının və tablamadan sonra p – nin t- dən asılılıq əyrisində dəyişikliyin olmaması şəkil 3.4.4- də  $B^*$ ,  $C^*$  sxemləri ilə izah olunur. Elektronların dayaz aşqar akseptorlardan yaranan elektrofəal aşqar komplekslərinə keçməsi, sonuncunun tam kompensasiyasına gətirir. Bu vəziyyət ona gətirir ki, Holl ölçmələrində by mərkəz müşahidə olunmur.

550K-də tablanmadan sonra DA- səviyyəsinin parçalanması, elektronların aşqar halları üzrə statistik paylanması nöqtəyi nəzərdən nümunənin tablamadan əvvəlki



halına oxşar hala gətirir. DA komplekslərinin aktivasiya ( $E_{DA}$ )- enerjisi və konsentrasiyası ( $N_{DA}$ ) iki səviyyəli sistem çərçivəsində 3.4.2- də təcrübi 2 və 2\* ayrılmasının nəticələrinə əsasən hesablanmışdır [28.s.200]:

$$p + N_{Sb}^{**} = \frac{N_{Ni}}{1 + \frac{p\gamma_{NiI}}{N_v \exp(-E_{NiI}/kT)}} + \frac{N_{GA}}{1 + \frac{p\gamma_{GA}}{N_v \exp(-E_{GA}/kT)}} \quad (3.4.1)$$



Şəkil 3.4.4. Mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge_{1-x}Si_x<Ga, Sb, Ni>$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristalların energetik səviyyələrinin sxemi; A, B, C və A\*, B\*, C\* uyğun olaraq başlanğıc deşik və elektron keçiriciliyin malik nümunələr üçün sxemlərdir A, A\* - Ni – lə 1150 K temperaturda diffuziya üsulu ilə aşqarlanmadan sonra; B, B\* 1020K temperaturda istilik emalından sonra; C, C\* - 550 K temperaturda tablamadan sonra [40]

Burada  $N_V$ - Ge- un valent zonasında hal sıxlığının effektiv kütləsi;

$N_{Ni}$  və  $N_{DA}$ -  $Ni_s$  atomlarının və əlavə DA mərkəzlərinin konsentrasiyası;

$E_{NiI}$  və  $E_{DA}$ - $Ni$  -in I səviyyəsinin və DA- nın aktivləşmə enerjisi;

$\gamma_{NiI}$ ,  $\gamma_{GA}$  -  $Ni$  - in I səviyyəsinin və DA- səviyyələrinin cırılma faktoru;

$N_{Sb}^{**}$  - Əlavə DA-mərkəzlərinin mövcudluğu halında, Sb-un kompensasiyaedici atomlarının effektiv konsentrasiyasıdır

Axtarılan  $E_{DA}$  və  $N_{DA}$  parametrləri ən kiçik kvadratlar metodu istifadə etməklə, nəzəri əyrilərin eksperimental əyrilərlə uyğunlaşdırılması yolu ilə hesablanmışdır. Tənləkdə hər iki akseptor səviyyəsi üçün cırılma səviyyəsi 4 -ə bərabər qəbul edilmişdir [108].  $N_V$  və  $E_{NiI}$  - qiymətləri ədəbiyyatdan götürülmüşdür [28.s.192][54.s.366].  $Ni_s$ -in konsentrasiyası əyrisinin nəticələrindən təyin edilmişdir. Şəkilə bütöv - 2 və 2\* nəzəri əyriləri, Ge və  $Ge_{0.9}Si_{0.1}$  üçün təcrübi olaraq alınmış nəticələrlə kifayət qədər yaxşı uyğunluq təşkil edir. Hesablamalardan aşqar mərkəzlərə və əlavə DA- lara aşağıdakı parametrlər uyğun gəlir: Ge üçün  $E_{NiI} = E_V + 230$  meV,  $N_{Ni} = 2.8 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $E_{DA} = E_V + 75$  meV,  $N_{DA} = 2.3 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^{**} = N_{DA} - N_{Ga}^* = 8 \cdot 10^{14} \text{sm}^{-3}$ ;  $Ge_{0.9}Si_{0.1}$  üçün  $E_{NiI} = E_V + 250$  meV,  $N_{Ni} = 1.55 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $E_{DA} = E_V + 117$  meV,  $N_{DA} = 1.8 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^{**} = N_{DA} - N_{Ga}^* = 7 \cdot 10^{14} \text{sm}^{-3}$  ( $N_{Sb}^{**}$ -əlavə DA-komplekslərinin mövcudluğunda kompensasiyaedici Sb atomlarının effektiv konsentrasiyasıdır).

Tədqiq etdiyimiz bütün  $Ge_{1-x}Si_x \langle Ni, Ga, Sb \rangle$  ( $0 \leq x \leq 0,15$ ) nümunələrində əlavə DA- səviyyələri yaranır. Bu mərkəzlərin aktivasiya enerjisi matrisada Si- un konsentrasiyası ilə xətti artır və uyğun olaraq Ge-da 74 meV ;  $Ge_{0,85} Si_{0,15}$  kristallarında isə -138 meV olur.

Yuxarıda şəhr olunanları ümumiləşdirərək aşağıdakı nəticəyə gəlmək olar.  $Ge_{1-x}Si_x \langle Ga, Sb, Ni \rangle$  ( $0 \leq x \leq 0,15$ ) kristallarının 1020-1050 K temperaturda termik emalı və sonrakı bərkidilməsi onlarda əlavə dərin akseptor mərkəzlərinin yaranmasına gətirir. Bu mərkəzlərin enerji səviyyəsi qadağan olunmuş zonada  $Ni_s$ -in I akseptor

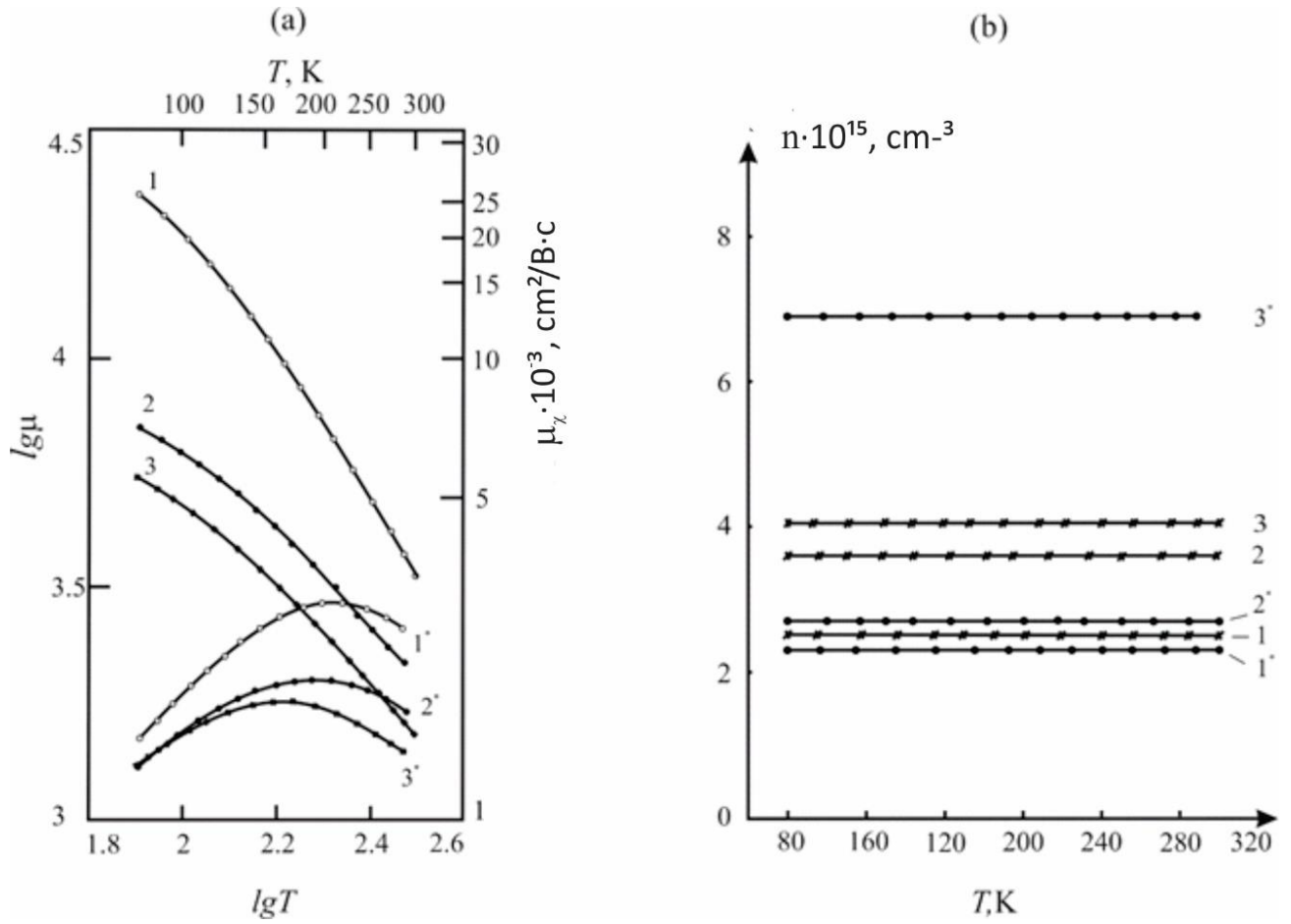
səviyyəsindən aşağıda yerləşir. DA – mərkəzlərinin aktivasiya enerjisi bərk cisimlər üçün virtual kristal modelinə uyğun olaraq, GeSi kristallarında matrisdə Si – un miqdarının artması ilə artır. Nümunələrin 550-570 K temperaturda tablanması əlavə dərin akseptorların tam itməsinə gətirir. Dərin aşqar mərkəzlərinin ən ehtimallı modeli  $Ni_sGa_s$  və  $Ni_iGa_s$  cütləri qəbul edilmişdir. Ge<Ga> və Ge-Si<Ga> kristallarının Ni –lə uyğun termiki emal yolu ilə aşqarlanmasında matrisdə əlavə DA – mərkəzlərinin yaranmasını nəzərə almaq zəruridir.

## IV Fəsil.

**Ge-Si< Ga, Sb, Ni> germaniumabənzər mürəkkəb aşqarlanmış Ge-Si< Ga, Sb, Ni> kristallarının elektrik xassələr.**

**4.1. Elektron keçiriciliyinə malik  $Ge_{1-x}Si_x<Ga,Sb, Ni>$  ( $0 \leq x \leq 0.13$ ) kristallarının elektrikköçürmə xarakteristikası.**

Yarımkəçiricinin elektrik xassələrini təyin edən əsas parametrlər, matrisdə sərbəst elektronların və deşiklərin konsentrasiyası və yürüklüyüdür. Ge-Si<Ni,Ga,Sb>, kristallarında sərbəst yük daşıyıcılarının konsentrasiyası ilə bağlı məsələlər mövcud nəzəriyyə və təsəvvürlər çərçivəsində əvvəlki fəsildə geniş həcmdə işıqlandırılmışdır. Burada biz yarımkəçiricilərdə yükün daşınmasını təyin edən əsas fiziki parametr - sərbəst yükdaşıyıcılarının yürüklüyünə baxacağıq. Bu parametrin qiyməti matrisdə sərbəst elektron və deşiklərin akustik və optik fononlarla qarşılıqlı təsiri ilə, yarımkəçiricinin konkret zona quruluşu ilə, həm də kristal quruluşun qeyri -mükəmməlliyi ilə təyin olunur. Elementar yarımkəçiricilərdən fərqli olaraq, bizim baxdığımız bərk məhlul kristallarında elektron və deşiklərin matrisdə tərkibin fluktuasiyası ilə bağlı yaranan ərinti nizamsızlıqlarından əlavə səpilməsi özünü biruzə verir. Aşağıda Ga,Sb və Ni aşqarları ilə aşqarlanmış bir neçə Ge və  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 < x < 0,13$ ), kristallarının nümunəsi timsalında işdə alınmış nəzəri və təcrübi tədqiqatların əsas nəticələri təqdim edilir. Bizim tədqiq etdiyimiz bütün kristallarda sərbəst yük daşıyıcılarının yürüklüyünün eksperimental qiyməti, Ge və Ge-Si kristallarında elektronların Holl faktorunun III fəsildə təqdim edilmiş qiymətlərindən istifadə edərək 77- 300 K temperatur intervalında Holl əmsalının və elektrikkeçiriciliyinin ölçülməsi ilə təyin edilmişdir.

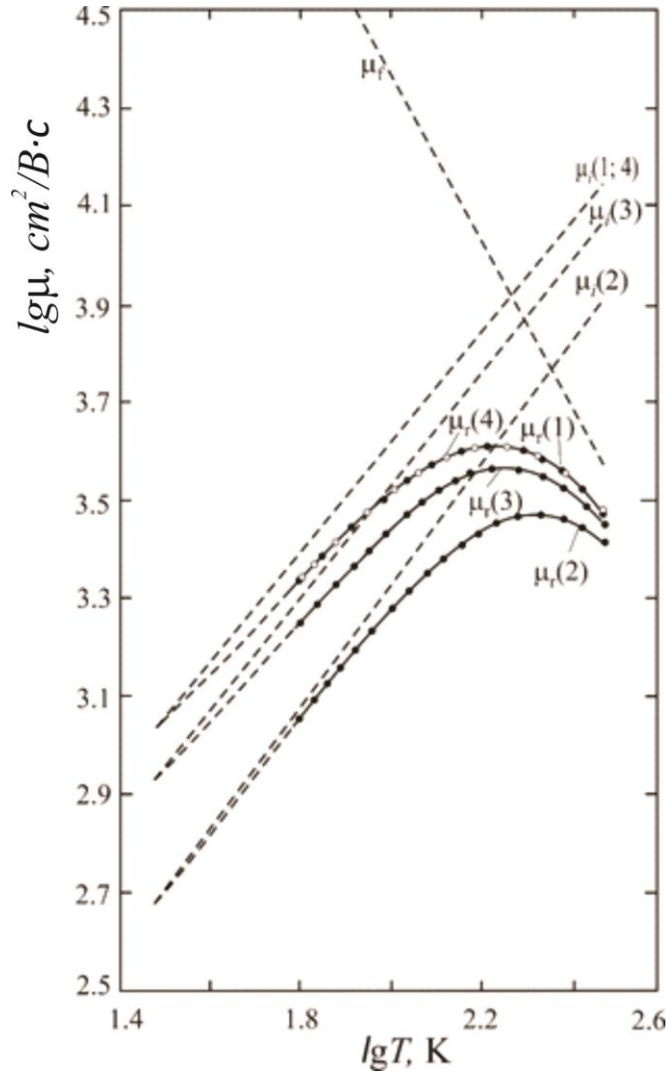


**Şəkil 4.1.1.**  $Ge<Sb>$  (1),  $Ge_{0.95}Si_{0.05}<Sb>$ ,  $Ge_{0.90}Si_{0.10}<Sb>$  (3) və  $Ge<Ni,Ga,Sb>(1^*)$ ,  $Ge_{0.95}Si_{0.05}<Ni,Ga,Sb>$  (2\*),  $Ge_{0.90}Si_{0.10}<Ni,Ga,Sb>(3^*)$  kristallarında elektronların yürüklüyünün (a) və konsentrasiyasının (b) temperatur asılılıqları. 1, 2 və 3 nümunələrində Si aşqarının konsentrasiyası -  $2,5 \cdot 10^{15} sm^{-3}$ ,  $3,6 \cdot 10^{15} sm^{-3}$  və  $4,05 \cdot 10^{15} sm^{-3}$ ; 1\*, 2\* və 3\* nümunələrində isə uyğun olaraq  $N_{Sb}^* = 2,3 \cdot 10^{15} sm^{-3}$ ,  $2,7 \cdot 10^{15} sm^{-3}$  və  $6,9 \cdot 10^{15} sm^{-3}$  [41].

Şəkil 4.1.1 (a)- da Ni ilə onun maksimal həll olma temperaturlarında(1150 K) aşqarlanmış  $\text{Ge}\langle\text{Ni,Ga,Sb}\rangle$  və  $\text{Ge-Si}\langle\text{Ni,Ga,Sb}\rangle$  kristallarında elektronların yürüklüyünün xarakterik temperatur asılılığı verilmişdir(1150 K). Bütün nümunələrdə matrisdə Ni aşqarının ikiqat akseptor təsirini nəzərə alaraq Sb-un effektiv konsentrasiyası  $N_{Sb}^* = N_{Sb} - (N_{Ga} + 2N_{Ni})$  belə təyin edilir. Bu kristallarda sərbəst elektronların konsentrasiyasının (n) temperatur asılılığı şəkil 4.1.1(b) – də təsvir edilmişdir. Müqayisə üçün, elə bu şəkillərdə mürəkkəb aşqarlanmış nümunələrdə konsentrasiyası eyni tərtibdə olan, yalnız Sb ilə aşqarlanmış uyğun II qrup kristallarında elektronların yürüklüyünün və konsentrasiyasının temperaturdan asılılıqları təqdim edilmişdir. Hər iki qrup kristalda sərbəst yük daşıyıcıların konsentrasiyasının kifayət qədər yaxın olmasına baxmayaraq onların yürüklüyünün qiymətlərində və temperaturdan asılı olaraq dəyişmə xarakterindəki fərq əhəmiyyətli dərəcədədir. Bu vəziyyət, əsasən, onunla əlaqədardır ki, mürəkkəb aşqarlanmış kristallarda ionlaşmış mərkəzlərin konsentrasiyası dayaz donor aşqarı olan Sb- un elektronları vasitəsilə akseptor mərkəzlərinin tam kompensasiyası hesabına yalnız Sb aşqarı ilə aşqarlanmış kristallardan bir tərtib yüksəkdir.

Şəkil 4.1.2-4.1.4.- də işarəmələrdə  $\text{Ge}\langle\text{Ga,Sb}\rangle$  и  $\text{Ge-Si}\langle\text{Ga,Sb}\rangle$  kristallarında Ni ilə aşqarlanmadan əvvəl və sonra, həmçinin, istilik emalından sonra elektronların yürüklüyünün temperaturdan asılılığının təcrübi nəticələri verilmişdir. Nümunələrin istilik emalı, matrisdə əlavə akseptor komplekslərinin əmələgəlmə və parçalanma şəraitini yarada bilən 1050 K və 770 K temperaturlarında aparılmışdır. Ni ilə aşqarlanmadan əvvəl və növbəti termik emaldan sonra bütün nümunələr Sb – un  $N_{Sb}^* = N_{Sb} - (N_{Ga} + 2N_{Ni})$  effektiv konsentrasiyası ilə şərtlənən elektron keçiriciliyinə malikdirlər.

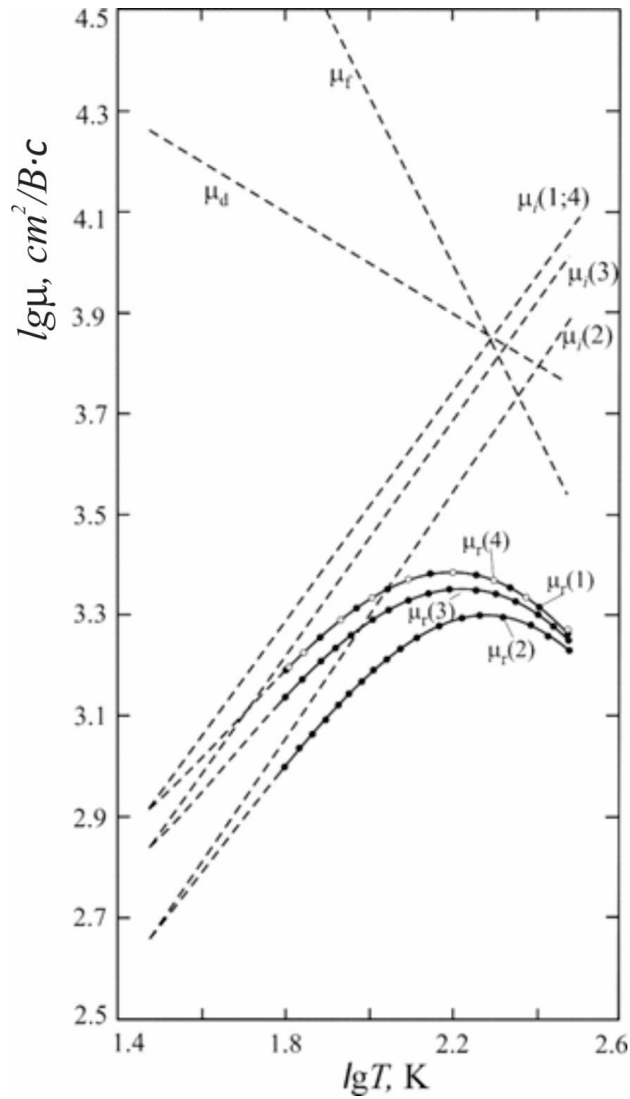
Şəkil 4.1.2.- 4.1.4.- dən görüldüyü kimi, bütün nümunələrdə Ni- lə aşqarlanmadan sonra, elektronların yürüklüyü praktiki təqdim olunmuş temperatur oblastında əhəmiyyətli dərəcədə kiçilir.



**Şəkil. 4.1.2 Ge< Ga, Sb, Ni> kristallarında elektronların yürüklüyünün( $\mu$ ) temperatur asılılığı. Dairələr təcrübi nəticələndir. Bütöv və qırıq - xətlər nəzəri əyrilərdir :  $\mu_f$  - qəfəs rəqslərindən səpilmə;  $\mu_i(1), \mu_i(2)$  -1150 K- də Ni ilə aşqarlanmadan əvvəl və sonra aşqar ionlarından səpilmə;  $\mu_i(3), \mu_i(4)$  - 1050 və 770K temperaturlarda tablamadan sonra;  $\mu_r(1) - \mu_r(4)$  -Nikellə aşqarlanmadan əvvəl və sonra ardınca termik işləmə nəticəsində yürüklüklərin qiymətidir.  $\mu_i(1) - \mu_i(4)$  nəzəri əyriləri AK və aşqarların aşağıdakı konsentrasiyalarına uyğundur:**

**1-  $N_{Sb}=5.28 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ga}=3.45 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^*=1.83 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ; 2-  $N_{Sb}=5.28 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ga}=3.45 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ni}=8.0 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^*=2.3 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ; 3-  $N_{Sb}=5.28 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ga}=3.45 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ni}=2.8 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{AK}=2.4 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^*=1.27 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ;**

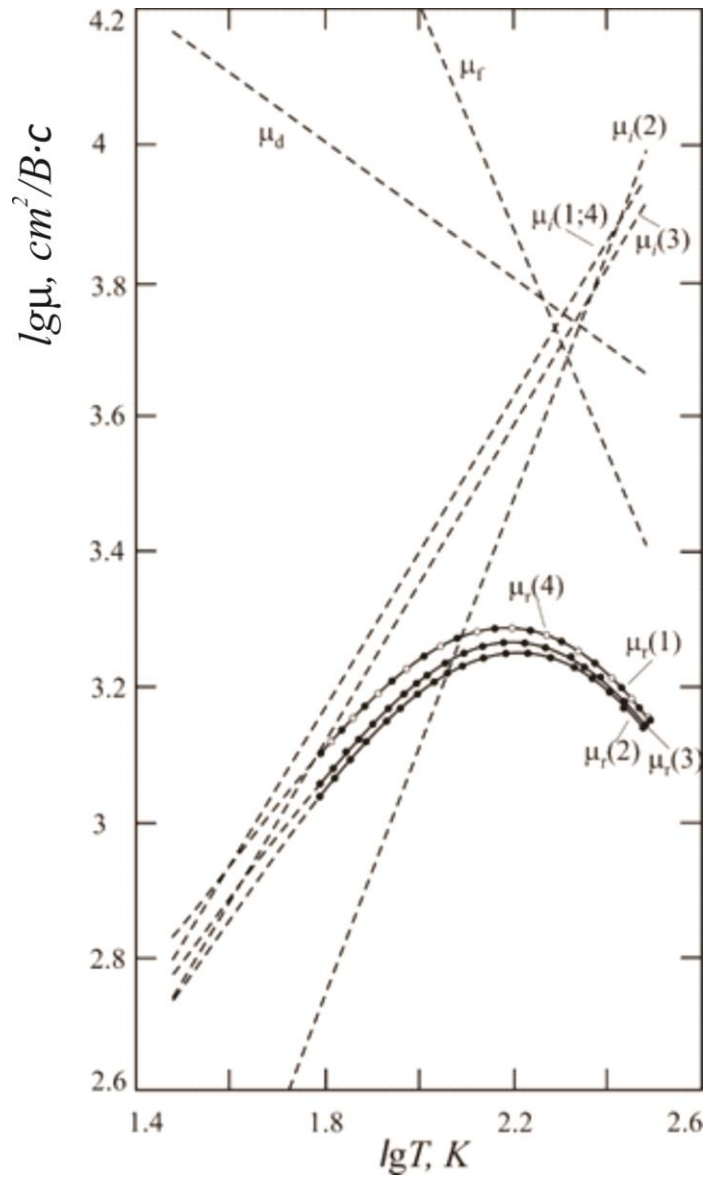
**4-  $N_{Sb}=5.28 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ga}=3.45 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^*=1.83 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ni}=0$ ,  $N_{AK}=0$  [112].**



**Şəkil.4.1.3. Ge<sub>0.95</sub>Si<sub>0.05</sub><Ga, Sb, Ni>kristallarında elektronların yürüklüyünün ( $\mu$ ) temperatur asılılıqları. Dairələr təcrübi nəticələrdir. Bütöv və qırıq xətlər nəzəridir:  $\mu_f$  və  $\mu_d$  - uyğun olaraq elektronların qəfəs rəqslərindən və ərinti nizamsızlıqlarından səpilməyə uyğundur. Digər işarələmələr 4.1.2. şəklinə analojidir.  $\mu_i(1) - \mu_i(4)$  - nəzəri əyriləri AK - və aşqarlarının aşağıdakı konsentrasiyalarına uyğundur:**

- 1-  $N_{Sb}=5.65 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ga}=4.22 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^*=1.43 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ; 2-  $N_{Sb}=5.65 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ga}=4.22 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ni}=5.8 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^*=2.7 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ; 3-  $N_{Sb}=5.65 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ga}=4.22 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ni}=2.8 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{AK} = 2.4 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^* = 8.7 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ;
- 4-  $N_{Sb}=5.65 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ga}=4.22 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}^*=1.43 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ni}=0$ ,  $N_{AK} = 0$  [104].





**Şəkil 4.1.4**  $\text{Ge}_{0.90}\text{Si}_{0.10}\langle\text{Ga}, \text{Sb}, \text{Ni}\rangle$  kristallarında elektronların yürüklüyünün ( $\mu$ ) temperatur asılılıqları. Dairələr təcrübi nəticələndir. Bütöv və qırıq xətlər nəzəridir:  $\mu_f$  və  $\mu_d$  - uyğun olaraq elektronların qəfəs rəqslərindən və ərinti nizamsızlıqlarından səpilməsidir. Digər işarələmələr 4.1.2. şəklinə analojidir.  $\mu_i(1) - \mu_i(4)$  - nəzəri ayrıləri AK - və aşqarlarının növbəti konsentrasiyalarına uyğundur:

- 1-  $N_{\text{Sb}}=6.34 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Ga}}=5.02 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Sb}}^*=1.32 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ;
- 2-  $N_{\text{Sb}}=6.34 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Ga}}=5.02 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Ni}}=3.15 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Sb}}^*=6.9 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ;
- 3-  $N_{\text{Sb}}=6.34 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Ga}}=5.02 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Ni}}=1.66 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{AK}}=1.95 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Sb}}^*=9.88 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ ;
- 4-  $N_{\text{Sb}}=6.34 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Ga}}=5.02 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Sb}}^*=1.32 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{\text{Ni}}=0$ ,  $N_{\text{AK}}=0$  [104].

Kristalların sonrakı termik emalı  $\mu_e$ elektronun yürüklüyü artmasına və ~770 K- də son termik emal, praktiki olaraq, uyğun nümunələrdə elektronların yürüklüyünün onların Ni – lə aşqarlanmasından əvvəlki, yürüklüyü ilə üst-üstə düşməsinə gətirir.Şəkil 4.1.1. və 4.1.4.- də təqdim edilmiş təcrübi nəticələrin təsviri aşağıdakı faktorları nəzərə alaraq verilmişdir. 77-300 K temperatur intervalında tədqiq edilən bütün kristallarda dayaz Ga və Sb aşqarları ionlaşmışdır (şəkil.4.1.1.b). Kristallarda Ni aşqarı dərin, ikiqat akseptor mərkəzidir.Mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge_{1-x}Si_x<Ni, Ga, Sb>$  kristallarının 1050-1080K temperatur intervalında istilik emalı onlarda nikelində daxil olduğu əlavə dərin akseptor komplekslərinin yaranmasına gətirir.  $Ge_{1-x}Si_x<Ni, Ga, Sb>$  770 K temperaturda termiki emalı Ni -in matrisdə doymuş məhlulunun tam parçalanmasına gətirir.  $Ge_{1-x}Si_x<Ni, Ga, Sb>$  nümunələrinin 770-1150 K temperatur intervalında termik emalı kristalın elektron xassəsinə təsir göstərmir.Yürüklüyün  $-(\mu_e)$  temperatur (T) asılılığının təhlili [6,48,50] işlərindəki kimi, sərbəst elektronların səpilməsinin aşağıdakı əsas mexanizləri nəzərə alınmaqla aparılmışdır. Ge kristallarında fononlardan və ionlardan səpilmə ,Ge-Sikristallarında da fononlardan, ərintinin nizamsızlığından və aşqar ionlarından səpilmə üstünlük təşkil edir. Sərbəst yükdaşıyıcılarının yürüklüyünün müəyyən olunmasında məsələnin həllinə ciddi yanaşma göstərilən üç səpilmə mexanizmi nəzərə alınaraq aşağıdakı əməliyyatların yerinə yetirilməsini tələb edir. Baxılan səpilmə mexanizlərinin birgə təsiri zamanı yekun relaksasiya müddəti aşağıdakı ifadə ilə təyin edilir:

$$\frac{1}{\tau_r} = \frac{1}{\tau_a} + \frac{1}{\tau_o} + \frac{1}{\tau_d} + \frac{1}{\tau_i} \quad (4.1.1)$$

Burada  $\tau_a, \tau_o, \tau_d, \tau_i$  -uyğun olaraq elektronların akustik, optik fononlardan ,ərintinin nizamsızlıqlarından və aşqar ionlarından səpilməsi zamanı relaksasiya müddətləridir. Yarımkeçiricilərdə zonanı parabolik və sferik izoenergetik səthli

hesab etməklə standart zona yaxınlaşmasında (4.1.1.) – dən relaksasiya müddəti üçün aşağıdakı ifadələri alırıq[48]:

1. Elektronların akustik qəfəs rəqslərindən səpilməsi halında:

$$\frac{1}{\tau_a} = \frac{\sqrt{2}}{\pi} \frac{E_a^2 k \cdot m^{3/2}}{\hbar^4 U_e^2 \rho} T \cdot E^{1/2} \quad (4.1.2)$$

Burada  $E_a$  və  $E$ - uyğun olaraq qəfəsin akustik rəqslərinin deformasiya potensialı və elektronun enerjisidir;  $U_e$  və  $\rho$ - uyğun olaraq matrisdə akustik dalğaların yayılma sürəti və yarımkəçiricinin sıxlığıdır.

2. Elektronların optik fononlardan səpilməsi halında:

$$\frac{1}{\tau_o} = \frac{1}{\tau_a} \frac{0.5 E_o}{E_a} \frac{\Theta}{T} \left\{ (e^{\Theta/T} - 1)^{-1} \left(1 + \frac{k\Theta}{E}\right)^{1/2} + [(e^{\Theta/T} - 1) + 1] \cdot \left(1 - \frac{k\Theta}{E}\right)^{1/2} \right\} \quad (4.1.3)$$

Burada  $E_o$  və  $\Theta$ - uyğun olaraq optik fononların deformasiya potensialı və Debay temperaturudur.

3. Binar sistemlərin bərk məhlulu üçün virtual kristal modeli yaxınlaşmasında elektronların ərintinin nizamsızlıqlarından səpilməsi halında:

$$\frac{1}{\tau_d} = \frac{8\pi^3}{h} \cdot \Delta U \cdot V \cdot m^{3/2} E^{1/2} \cdot x(1-x) \quad (4.1.4)$$

Burada  $\Delta U$ - bərk məhlulun komponentlərinin qadağan olunmuş zonalarının eninin fərqi tərtibində olan energetik parametrdir;  $V$  və  $x$  uyğun olaraq atomun həcmi və matrisdə  $\Pi$  komponentin payıdır

4. Elektronların ionlaşmış aşqarlardan səpilməsi halında:

$$\frac{1}{\tau_i} = \frac{\pi e^4 N_i}{\varepsilon^2 E^{3/2} (2m)^{1/2}} \cdot \left\{ \ln(b_i + 1) - b_i / (b_i + 1) \right\}, \quad b_i = \frac{2\varepsilon m k T E}{\pi \hbar^2 e^2 n^*},$$

$$n^* = n + (n + N_a) \left(1 - \frac{n + N_a}{N_D}\right) \quad (4.1.5)$$

Burada  $\varepsilon$  - yarımkəçiricinin dielektrik nifuzluğu,  $N_i$ - aşqar ionlarının konsentrasiyalarının cəmidir. 4.1.1.- tənliyində (4.1.2) və (4.1.5)-ni nəzərə alaraq Maksvell Bolsman paylanma funksiyasına uyğun, toqquşmaların tezliyinin enerjilər üzrə orta qiymətini tapdıqdan sonra, elektronların yekun yürüklüyü üçün aşağıdakı ifadəni alırıq [48][59, c.374];

$$\mu_r = \frac{e \langle v^2 \tau \rangle}{m} = 4e \cdot (3m\pi^{1/2})^{-1} \int_0^{\infty} \frac{x^{3/2} e^{-x} dx}{1/\tau_a + 1/\tau_o + 1/\tau_d + 1/\tau_i} \quad (4.1.6)$$

Burada  $x = E/kT$  - sərbəst yük daşıyıcılarının gətirilmiş enerjisidir. 4.1.6.- inteqralı seçmə metodu ilə həll edilir.

4.1.2 və 4.1.5- ifadələrinə daxil olan bütün parametrlər, konkret yarımkəçiricinin xassələri ilə bağlı olan yürüklüyün, hər hansı bir səpilmə mexanizminin üstünlük təşkil etdiyi səpilmə şərtlərindən asılılığının eksperimental qiymətlərindən müəyyən edilir. Bu parametrlərdən biri məlum olarsa bilmək  $\mu$  - (T) asılılığının eksperimental qiymətlərinə əsasən digər parametri tapmaq mümkündür. Məsələn, [130] –ci işdə Ge- da akustik və optik rəqslərin deformasiya sabitlərinin təyinin üçün aşağıdakı prosedur istifadə edilmişdir. Aşağı temperatur oblastında ( $T < 70K$ ) Ge – da sərbəst yük daşıyıcıların optik fononlardan səpilməsi akustik fononlardan səpilməyə nisbətən çox kiçikdir. Bu oblasta  $\mu$  - ün qiyməti akustik fononlardan və aşqar ionlarından səpilmə, ilə müəyyən edilir. Sərbəst yük daşıyıcıların aşqar ionlardan səpilməsinin payını maksimum azaltmaq üçün müəlliflər tərəfindən aşqarın konsentrasiyası  $\sim 1 \cdot 10^{13} \text{cm}^{-3}$  olan kristallar istifadə etmişlər [131]. Nəzarət olunmayan aşqarların ionlarının bu minimal konsentriyasının səpilmə payını nəzərə aldıqdan sonra yuxarıda göstərilən düsturların köməyi ilə akustik fononlardan səpilmə ilə məhdudlaşan yürüklüyün xarakteristik parametrlərinin qiymətləri hesablanmışdır. 100K- dən böyük temperaturalarda müəyyən edici səpilmə mexanizmi akustik və optik fononlardan səpilmədir və  $\sim 1 \cdot 10^{13} \text{sm}^{-3}$  konsentrasiyaya malik aşqar ionlarından səpilməni nəzərə almamaq olar. Bu temperatur oblastında  $\mu$  - nün T – dən asılılığının eksperimental qiymətlərindən istifadə etməklə və  $\mu$  - ü akustik fononlardan səpilmə halındakı asılılığını tapmaqla, optik fononlardan səpilmənin payı ayrılmış və xarakteristik parametrlər hesablanmışdır.

Yuxarıda deyilənləri nəzərə alaraq şəkil 4.1.1 və 4.1.4- də təsvir edilmiş nəticələrin kəmiyyətə izahına keçək. Şəkillərdə təqdim edilən əyrilərin gedişinin təhlili göstərirki, bütün temperatur oblastında Ge- da effektiv səpilmə mexanizmləri optik və akustik fononlardan səpilmə mexanizmləri, bərk məhlullarda isə ərintinin nizamsızlıqlarından səpilmə mexanizmidir. Bundan başqa, xüsusilə, aşağı temperatur oblastlarında aşqar ionlarından səpilmə də əhəmiyyətli rol oynayır. 4.1.1- 4.1.4 – şəkillərində , verilmiş təcrübi nəticələr əsasında bir səpilmə mexanizminin payını ayırmaq bu halda qeyri mümkündür. Bu vəziyyəti nəzərə alaraq [32,48,50]işlərində olduğu kimi təcrübi nəticələrin interpretasiyasını müxtəlif səpilmə mexanizmlərinin additivliyi yaxınlaşmasında vermişik. Ge nümunələri üçün qəfəs rəqslərindən və aşqar mərkəzləri ionlarından səpilmə nəzərə alınmışdır. Ge- Si kristallarında buna əlavə olaraq elektronların ərintinin nizamsızlıqlarından səpilməsi nəzərə alınmışdır. Bu yaxınlaşmada matrisada elektronların yekun yürüklüyü aşağıdakı tənliklə təyin edilir:

$$\frac{1}{\mu_r} = \frac{1}{\mu_a} + \frac{1}{\mu_0} + \frac{1}{\mu_d} + \frac{1}{\mu_i} \quad (4.1.7)$$

Burada -  $\mu_a, \mu_0, \mu_d, \mu_i$ - uyğun olaraq akustik ,optik qəfəs rəqslərindən, ərintinin nizamsızlıqlarından və ionlaşmış aşqarlardan səpilmə zamanı yürüklüklərdir fəsil də verilmiş 1.3.4- tənliyinə uyğun olaraq Ge- da ~100-290K temperatur diapazonunda iki səpilmə mexanizminin akustik və optik fononlardan səpilmənin birgə təsiri zamanı təcrübi nəticələrə görə, yekun yürüklük aşağıdakı ifadə ilə təyin edilir:

$$\mu_{a+o} = 4,90 \cdot 10^7 T^{-1,66} \text{sm}^2 / V \cdot \text{san} \equiv A_{Ge} \cdot T^{-1,66} \text{sm}^2 / V \cdot \text{san} \quad (4.1.8)$$

[6,48] işlərində göstərilmişdir ki, Ge- Si , germaniumabənzər bərk məhlullarda elə həmin temperatur intervalında, matrisdə elektronların fononlardan səpilməsi üstünlüyü şəraitində, yürüklük belə təyin olunur:

$$\mu_{a+o} = A_{Ge-Si} \cdot T^{-1,66} \text{cm}^2 / B \cdot c \quad (4.1.9)$$

Burada,  $A_{Ge-Si}$ - hər bit tərkib üçün sabit kəmiyyətdir. [48] – də elektronların yürüklüyünün temperaturdan asılılığının təcrübi nəticələrindən hesablanmış bu əmsalın qiymətinin kristalın tərkibindən asılılığı şəkil 4.1.5- də təsvir olunmuşdur. Göründüyü kimi,  $A_{Ge-Si}$ -nin qiyməti əhəmiyyətli dərəcədə kristalın tərkibindən

asılıdır və bərk məhlul üçün virtual kristal modelinə uyğun olaraq, matrisdə Si – un konsentrasiyasının artması ilə azalır. Qrafikin nəticələri və 4.1.9 münasibiti elektronların eyni zamanda akustik və optik fononlardan səpilməsi baş verdikdə  $\mu$  - nün T dən asılılığını müəyyən etməyə imkan verir. 4.1.7- tənliyində ərintinin nizamsızlıqlarından səpilmə ilə bağlı III toplanan Bruks formuluna uyğun aşağıdakı tənliklə ifadə edilir:

$$\mu_d = T^{-0.5} \cdot \beta \quad (4.1.10)$$

Kristalın verilmiş tərkibi üçün sabit olan  $\beta$  parametri bu parametrin şəkil 4.1.5 – də təqdim edilmiş yürüklüyün ( $\mu$ ) qiyməti matrisanın tərkibindən asılılığının nəticələrindən müəyyən edilmişdir. Elektronların ionlaşmış aşqarlardan səpilməsi ilə məhdudlaşdırılmış və aşqar ionlarının elektrik sahəsinin keçirici zonada elektronlaşmasını nəzərə alaraq yürüklük aşağıdakı məşhur Bruks Herrinin düsturu ilə hesablanmışdır:

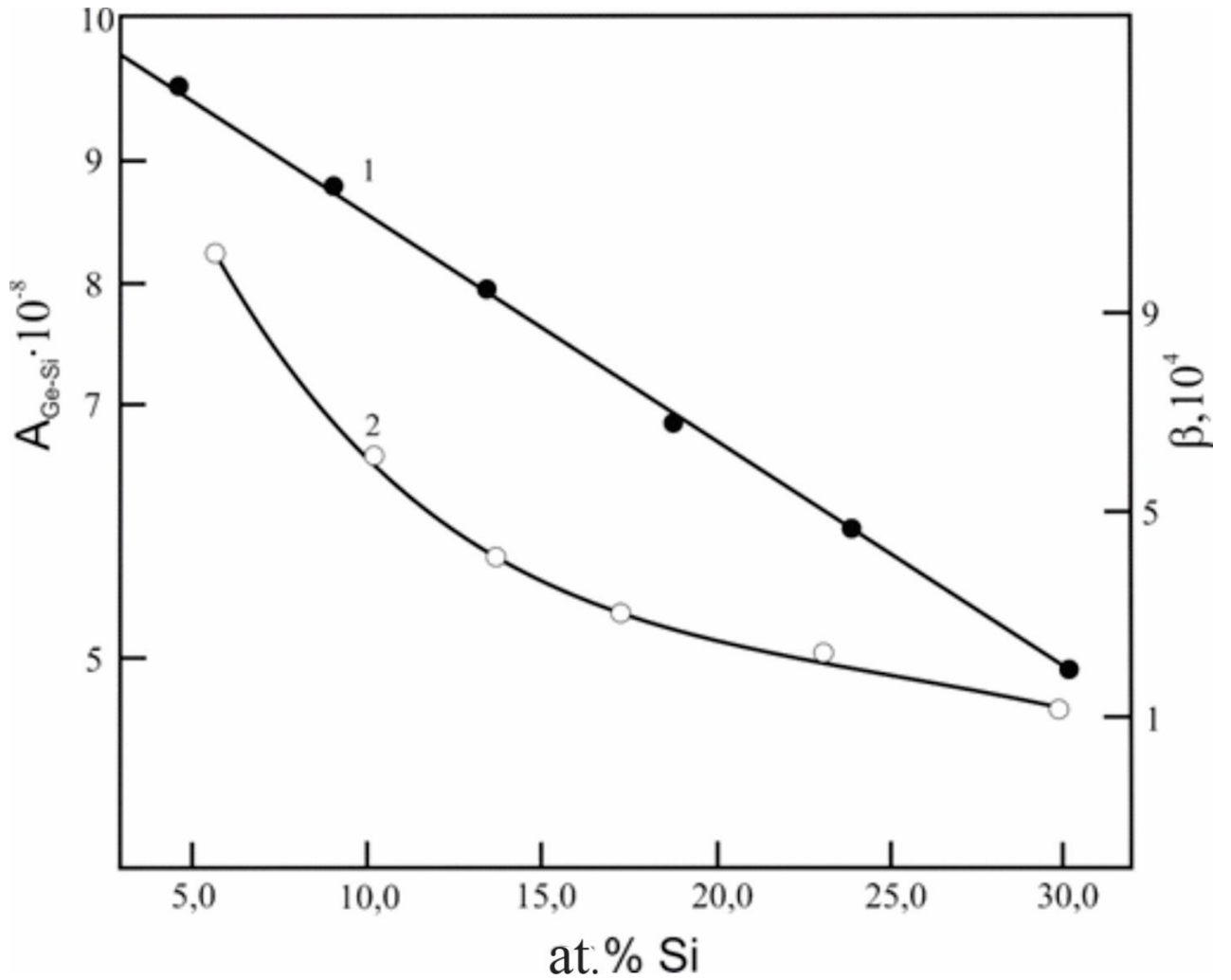
$$\mu_i = \frac{64\pi^{1/2} \varepsilon^2 (2kT)^{3/2}}{(\sum N_i Z_i^2) e^3 m_d^{*1/2}} \left[ \ln \frac{24m_e^* k^2 T^2 \varepsilon}{e^2 \hbar^2 n} \right]^{-1} \quad (4.1.11)$$

Burada  $N_i$ ,  $Z_i$ - uyğun olaraq matrisdə konkret (Ga,Sb,Ni) aşqarların konsentrasiyası və yüklülük dərəcəsidir.

$m_d^*$  - keçirici elektronun zonada hal sıxlığının effektiv kütləsidir.

$\varepsilon$  - maddənin dielektrik nüfuzluğudur.

Yuxarıda şəhr olunmuş məlumatları nəzərə alaraq şəkil 4.1.2 və 4.1.4- dəki nəticələrin interpretasiyasına müxtəlif səpilmə mexanizmlərinin additivliyi yaxınlaşmasında keçək.



**Şəkil 4.1.5.**  $A_{Ge-Si}$  (1) və  $\beta$  (2) parametrlərinin Ge-Si germaniumabənzər elektron kristallarında Si- un tərkibindən asılılığı [48].

Bu şəkillərdə qırıq xətlərlə kristalda elektronların yürüklüyünün qəfəs rəqslərindən ( $\mu_f$ ), ərinti nizamsızlıqlarından ( $\mu_d$ ) (Ge- Si üçün), aşqar ionlarından ( $\mu_i$ ) və yekun yürüklüyün ( $\mu_r$ ) uyğun olaraq (4.1.7-4.1.11) ifadələrindən hesablanmış qiymətləri təsvir olunmuşdur. Şəkildən görüldüyü kimi, Ge kristalları və Ge- Si bərk məhlul nümunələri üçün kristalın işlənməsinin bütün texnoloji mərhələlərindən sonra

nəzəri və təcrübi nəticələr arasında uyğunluq kifayət qədər yaxşıdır. Bütün kristallar üçün onların Ni- ilə 1150 K temperaturda aşqarlanmasından sonra bütün temperatur oblastında ( $\mu_r$ ) -yekun yürüklüyün əhəmiyyətli dərəcədə azalması diqqəti cəlb edir. Bu azalma elektronların ikiqat ionlaşmış Ni atomlarından əlavə səpilməsi ilə bağlıdır. Ge kristalı halında  $\mu_r$  - in kəskin azalması, bu kristalda Ni – in maksimum həll olunmasının Ge- Si kristallarından daha yüksək olması ilə əlaqədardır [48]. Həm Ge- da, həm də Ge-Si – da kristalların 1050 K temperaturda sonrakı istilik emalı  $\mu_r$  - in artmasına gətirir. Bu halda matrisada elektronların yürüklüyünün artması Ni atomlarının bir hissəsinin çökməsi və bu aşqarın elektrik cəhətdən passiv hala keçməsi ilə izah edilir. Kristalların 770 K temperaturda yekun emalı  $\mu_r$  (1) in  $\mu_r$  (4)-lə (şəkil 4.1.2-4.1.4)) praktiki olaraq üst-üstə düşməsi tədqiq olunan kristallarda demək olar ki, bütün Ni atomlarının çökməsi və matrisada əlavə AK- ların parşalanması ilə izah olunur. Ga, Sb, Ni – ilə mürəkkəb aşqarlanmış Ge və germaniumabənzər Ge- Si kristallarının elektrik xassələrinə istilik emalının təsiri nəticələrini yekunlaşdıraraq aşağıdakı nəticələrə gəlmək olar:

- Kristalların 1150K -770 K temperatur intervalında termik tablanması matrisadada elektronların konsentrasiyasına və yürüklüyünə əhəmiyyətli təsir göstərir və geniş intervalda maddənin elektrik xassələrini dəqiqliklə idarə etmək imkanı yaradır.
- 77- 300K intervalında mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge_{1-x} Si_x$  <Ga, Sb, Ni> kristallarının elektrik xarakteristikalarına aid bütün kompleks eksperimental nəticələr 700- 1150 K temperatur intervalında nümunələrin termik emalından əvvəl və sonra, matrisdə əlavə dərin akseptor komplekslər və onların tablama temperaturundan asılı olaraq dəyişməsi, tədqiq olunan nümunələrin əsas enerji hal diaqramı çərçivəsində yaxşı təsvir olunur.
- $Ge_{1-x} Si_x$  <Ga, Sb, Ni> kristallarının 1150- 700 K temperatur intervalında istilik emalından əvvəl və sonra elektronların yürüklüyünün təyini üzrə təcrübi nəticələr, müxtəlif səpilmə mexanizmlərinin additivliyi çərçivəsində nəzəriyyə ilə kifayət qədər yaxşı uzlaşır.

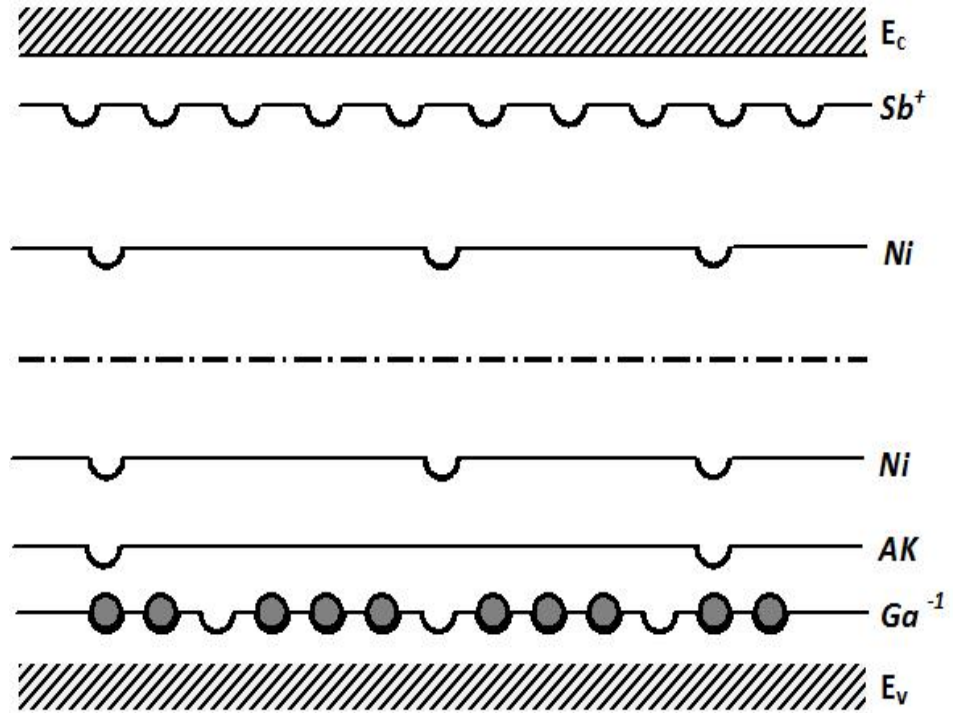


## 4.2. Mürəkkəb aşqarlanmış $Ge_{1-x}Si_x$ <Ga, Sb, Ni> kristallarında dəşiklərin yürüklüyü.

Aşağıda mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge$ <Ga, Sb, Ni> kristallarında və germaniumabənzər  $Ge_{1-x}Si_x$  <Ga, Sb, Ni> bərk məhlulların tərkibində Ni aşqarının ikiqat akseptor təsirini və matrisada əlavə akseptor komplekslərinin yaranmasını nəzərə alaraq dəşiklərin yürüklüyünün temperatur asılılığının təcrübi nəticələrinin təhlili verilmişdir.

İşdə bu istiqamətdə əsas məqsəd alınan nəticələrin, kristalların qadağan olunmuş zonasında əlavə termoinduksiya olunmuş akseptor mərkəzlərinin və göstərilən aşqarların əsas enerji hallarını nəzər almaqla mövcud nəzəriyyə və təsəvvürlər çərçivəsində kəmiyyətə interpretasiya edilməsinin mümkünlüyünü müəyyən etməkdir. Yuxarıda göstərildiyi kimi nümunələrdə Ga və Sb-un başlanğıc konsentrasiyalarından asılı olaraq onları Ni- lə aşqarladıqdan sonra nümunələrdə Ni, Sb və Ga – un səviyyələri meydana çıxır.

Biz burada yalnız o nümunələrə baxacağıq ki, onlar Ni-lə aşqarlanmadan əvvəl və sonra ,700- 750<sup>0</sup>C temperaturda istilik emalından sonra  $Ga(N_{Ga})$  dayaz akseptor aşqarının Sb  $-(N_{sb})$  üzərində konsentrasiya artıqlığı hesabına yaranan dəşik keçiriciliyinə malik olsun .Bu vəziyyət nəzərə alınaraq, kristallarda  $\mu_h$  -un temperatur asılılığın eksperimental qiymətlərinin interpretasiyasına əsasən şəkil 4.2.1. də energetik səviyyələr sistemi təsvir olunmuşdur.

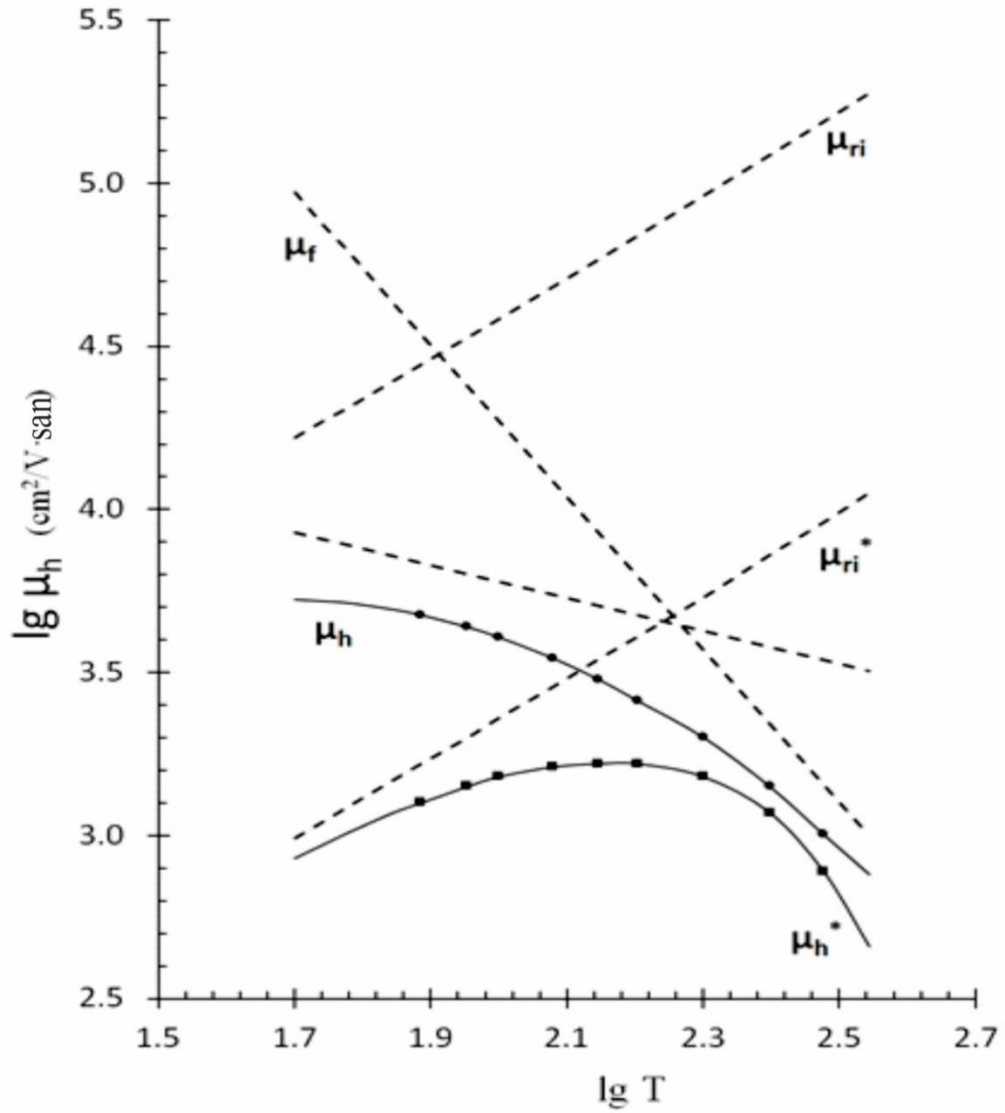


Şəkil 4.2.1  $T=0$  olduqda Ga, Sb, Ni aşqarları ilə mürəkkəb aşqarlanmış termoinduksiya olunmuş AK- malik Ge və Ge-Si kristalların elektronların aşqar enerji səviyyələri üzrə paylanma sxemi [10].

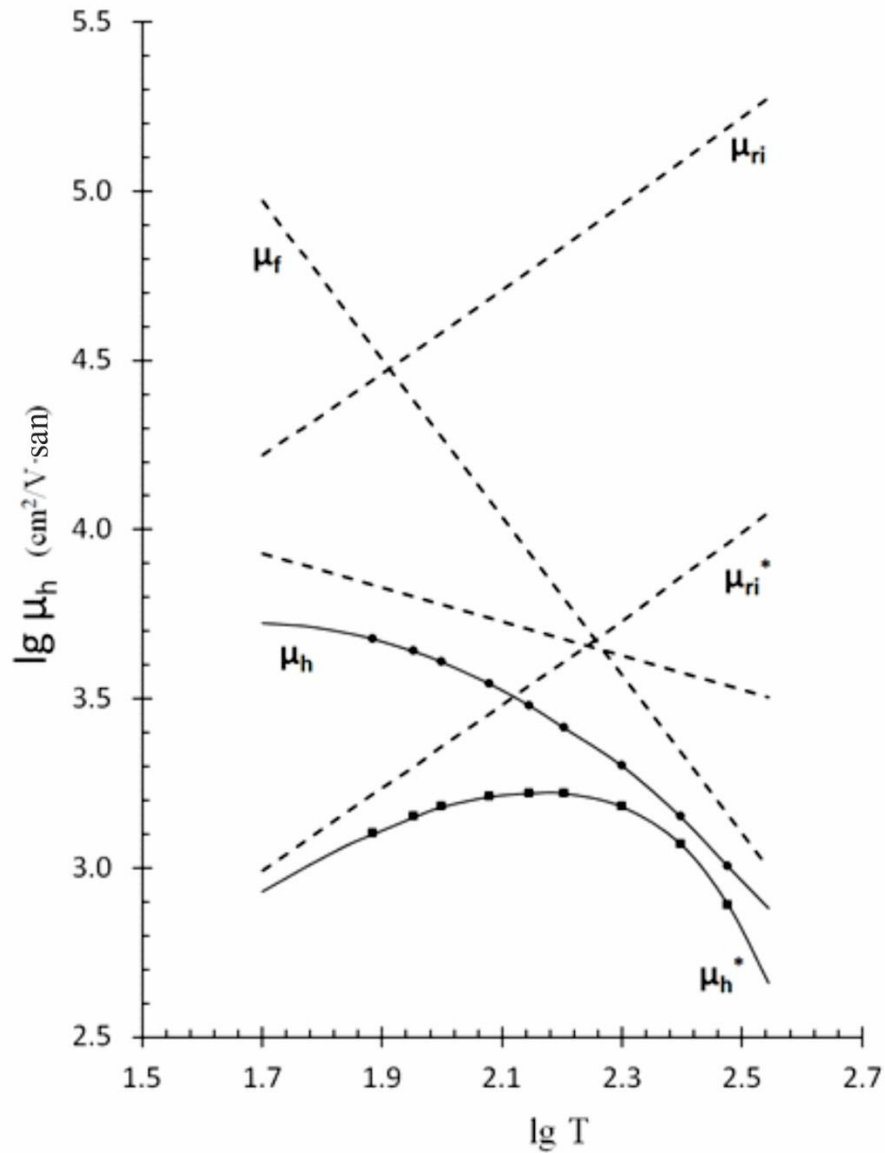
tədqiq olunan temperatur oblastında bu kristallarda elektrik keçiriciliyi, əsasən, Sb- un elektronlarla kompensə edilməmiş Sb – un və  $N_{Ga}^* = N_{Ga} - N_{Sb}$  effektiv konsentrasiyaya malik Ga atomlarının bir hissəsinin ionlaşması hesabına baş verir. Nümunə üçün, şəkil.4.2.2 və 4.2.3- də kompleks aşqarlanmış Ge və  $Ge_{0.9}Si_{0.1}$  kristallarında dairələrlə ( $\mu_h$ )-yürüklüyün temperatur asılıqlarının eksperimental nəticələrinin xarakterik əyriyələri verilmişdir. Müqayisə üçün təkcə Ga-la mürəkkəb aşqarlanmış Ge kristallarında olduğu kimi, konsentrasiyası  $N_{Ga}^*$  tərtibində olan  $N_{Ga}$  –la mürəkkəb aşqarlanmış  $Ge_{0.9}Si_{0.1}$  kristallarında  $\mu_h$  –ın T – dən asılılığı da araşdırılmışdır. Bu kristal cütlərinin hər birində sərbəst dəşiklərin konsentrasiyasının kifayət qədər yaxın olmasına baxmayaraq bu cütlərin hər birində dəşiklərin yürüklüyü əhəmiyyətli dərəcədə fərqlənir və xüsusilə aşağı temperatur oblastında özünü əyani olaraq biruzə verir. Nümunələrdə dəşiklərin yürüklüyünün təcrübi interpretasiyası göstərir ki, elektronların yürüklüyünə baxılan halda olduğu kimi, verilən temperatur oblastında Ge- da fononlardan və aşqar ionlarından səpilmənin  $Ge_{0.9}Si_{0.1}$  - da isə əlavə olaraq ərintinin nizamsızlıqlarından səpilmə əsas mexanizmlərdir. Məlumdur ki, Ge- və Ge-Si germaniumabənzər tərkiblərdə temperaturun tədqiq olunan oblastında dəşiklərin təcrübi təyin edilmiş yürüklüyü temperaturun qüvvət funksiyasıdır və növbəti münasibətlə ifadə olunur [48,59]:

$$\mu_f = \alpha_{Ge(1-x)Si(x)} \cdot T^{-2.33} \quad (4.2.1)$$

Bərk məhlulda dəşiklərin ərinti nizamsızlıqlarından səpilməsi ilə məhdudlaşan yürüklük ( $\mu_f$ ) elektronlarda olduğu kimi, həmçinin, temperaturdan qüvvət funksiyası ilə təsvir edilir [6,48]:



**Şəkil 4.2.2**  $N_{Ga}=4.4\cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  ( $\mu_h$ ) olduqda  $\text{Ge}\langle\text{Ga}\rangle$  və  $N_{Ga}^*=4.2\cdot 10^{15} \text{ sm}^{-3}$  ( $\mu_h^*$ ) olduqda  $\text{Ge}\langle\text{Ga, Sb, Ni, AK}\rangle$  olduqda kristallarda deşiklərin yürüklüyünün temperaturdan asılılığı. Kompleks aşqarlanmış kristallarda  $N_{Ga}=4.57\cdot 10^{16} \text{ sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb}=4.15\cdot 10^{16} \text{ sm}^{-3}$ ,  $N_{Ni}=3.1\cdot 10^{15} \text{ sm}^{-3}$  və  $N_{AK}=2,4\cdot 10^{15} \text{ sm}^{-3}$ . Dairələr təcrübi qiymətlər, bütöv- qırıq xətlər nəzəri qiymətlərdir. Bütöv xətlər  $\mu_h$  və  $\mu_h^*$  -in nəticələri; punktir xətlər - deşiklərin fononlardan  $\mu_f$  və aşqar ionlardan səpilməsi zamanı ( $\mu_{ri}$  və  $\mu_{ri}^*$ ) yürüklükdür [41].



$N_{Ga} = 4.3 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$  ( $\mu_h$ ) olduqda  $\text{Ge}\langle\text{Ga}\rangle$  və  $N_{Ga}^* = 4.1 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$  ( $\mu_h^*$ ) olduqda  $\text{Ge}\langle\text{Ga}, \text{Sb}, \text{Ni}, \text{AK}\rangle$  kristallarında deşiklərin yürüklüyünün temperatur asılılığı. Mürəkkəb aşqarlanmış kristallarda:  $N_{Ga} = 3.83 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Sb} = 3.42 \cdot 10^{16} \text{sm}^{-3}$ ,  $N_{Ni} = 1.6 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$  və  $N_{AK} = 2.4 \cdot 10^{15} \text{sm}^{-3}$ . Dairələr təcrübi qiymətlərdir. Bütöv və qırıq xətlər nəzəri qiymətlərdir. Bütöv xətlər  $\mu_h$  və  $\mu_h^*$  - yekun yürüklükdür: punktir xətlər - deşiklərin fononlardan  $\mu_f$ , ərinti nizamsızlıqlarından ( $\mu_d$ ) və aşqar ionlardan səpilməsi zamanı ( $\mu_{fi}$  və  $\mu_{fi}^*$ ) yürüklükdür [41].

$$\mu_d = \beta_d \cdot T^{-0.5} \quad (4.2.2)$$

4.2.1 və 4.2.2- də  $\alpha_{\text{Ge}_{(1-x)}\text{Si}_{(x)}}$  və  $\beta_d$  əmsallarının qiymətləri kristalın tərkibindən asılıdır[48]( 4.2.1 və 4.2.2 tənliklərində yürüklüyün ölçü vahidi sm/B•dəq)Ge- üçün-  
 Ge –  $\alpha_{\text{Ge}} = 1.05 \cdot 10^9$ ,  $\text{Ge}_{0.9}\text{-Si}_{0.1}$  –  $\alpha_{\text{Ge-Si}} = 8.3 \cdot 10^8$  və  $\beta_d = 5.6 \cdot 10^4$   
 [48].Kristallarda dəşiklərin aşqar ionlarından səpilməsi zamanı yürüklük ( $\mu_i$ ) yuxarıda göstərilmiş 4.1.11 formulu ilə təyin edilir, burada elektronlara aid olan  $m_d^*$  və n matrisin valent zonasında dəşiklərə aid parametrlərlə əvəz edilmişdir. Ge- Si bərk məhlullarının eləcədə, onların əsas komponentlərinin (Ge-Si) valent zonası ağır və yüngül dəşiklərin zonasından ibarətdir. Bu halda dəşiklərin aşqar ionlarından səpilməsi ilə məhdudlaşan yekun yürüklük aşağıdakı düsturla təyin edilir[59,c.356]:

$$\mu_{ir} = \frac{\mu_{i1}p_1 + \mu_{i2}p_2}{p_1 + p_2}, \quad (4.2.3)$$

Burada  $\mu_{i1}, \mu_{i2}$  və  $p_1, p_2$  uyğun olaraq ağır və yüngül dəşiklərin yürüklüyü və konsentrasiyasıdır.Nəzərə alsaq ki,

$$p = p_1 + p_2 \text{ və } \frac{p_1}{p_2} = \frac{m_1^*}{m_2^*}, \quad (4.2.4)$$

Və ağır və yüngül dəşiklərin uyğun effektiv kütlələrini istifadə edərək [48], [59,c.370],(4.1.11.) düsturundan  $\mu_{i1}, \mu_{i2}$ -ni hesablamışıq. Aşqar ionlarından səpilmə mexanizmində dəşiklərin yekun yürüklüyünü 4.2.3 formulu ilə hesablamışıq.

Şəkildə bütöv xətlərlə təsvir edilmiş dəşiklərin yekun  $\mu_h$  yürüklüyünün nəzəri qiymətləri elektronun müxtəlif səpilmə mexanizmlərinin additivliyini nəzərə almaqla aşağıdakı düsturla hesablanmışdır:

$$\frac{1}{\mu_h} = \frac{1}{\mu_f} + \frac{1}{\mu_d} + \frac{1}{\mu_{ri}} \quad (4.2.5)$$

Şəkil 4.2.2. və 4.2.3- dən göründüyü kimi, nəzəri əyrilər nümunələrdə 77-300K temperatur intervalında dəşiklərin temperatur asılılıqlarının uyğun təcrübi qiymətləri ilə praktiki olaraq üst- üstə düşür. Qeyd edək ki, tədqiq etdiyimiz, tərkibində 13 at % -ə qədər Si olan digər Ge- Si kristallarında da analoji nəticələri alınmışdır.

<Ga,Sb,Ni> atomları ilə kompleks aşqarlanmış Ge və  $Ge_{1-x}Si_x$  kristallarında ( $0 \leq x \leq 0.13$ ) əlavə termiki induksiyanmış akseptor komplekslərinin iştirakı ilə dəşiklərin yürüklüyü üçün alınmış nəticələri yekunlaşdıraraq aşağıdakı nəticəyə gəlmək olar.

Tədqiq olunan Ge və  $Ge_{1-x}Si_x$  kristallarında 77-300 K intervalında sərbəst dəşiklərin yürüklüyünə aid təcrübi nəticələr, dəşiklərin fononlardan, tam ionlaşmış dayaz aşqar mərkəzlərindən və ərintinin nizamsızlıqlarından səpilməsini nəzərə alan nəzəri qiymətlərlə kifayət qədər yaxşı uzlaşır.

PS: Bu fəsildə tədqiqatlarımızın əsas nəticələri tərəfimizdən [10,41 ,113] sayılı işlərdə nəşr olunmuşdur.

## NƏTİCƏ

1. Modifikasiya olunmuş Bricmen zona əritmə və ərintinin istiqamətləndirilmiş konsentrasiya ifrat soyudulma və ikiqat qidalandırma metodları ilə göyərdilmiş həcmli Ge-Si kristallarında matris komponentlərinin və dayaz aşqarların (Ga, Sb) konsentrasiyasının paylanması nəzəri problemləri Pfann yaxınlaşmasında həll edilmişdir.
2. Tam qarışmış ərinti yaxınlaşmasında, bütün ərintinin Tiller meyarı ilə monokristallığı təmin edən, yeni, hibrid üsulu ilə Ge-Si bərk məhlullarının böyümə dinamikası problemi həll edilmişdir.
3. Si mayasından və qidalandırıcı Ge-Si külçələrindən istifadə etməklə modifikasiya olunmuş Bricmen, ərintinin ani konsentrasiya ifrat soyudulması üsulları üçün əsas komponentlərin və aşqarların konsentrasiyalarının verilmiş tərkibində, Ge-Si kristallarının göyərdilməsi, həmçinin, Ga və Sb aşqarları ilə kompleks aşqarlama metodikaları işlənmişdir.
4. Ərintidən 5,5 mm/s sürəti ilə göyərdilmiş kristallarda əsas komponentlərin və dayaz aşqarların aksial konsentrasiya profilinə dair eksperimental nəticələr, tam qarışmış ərinti yaxınlaşmasında və binar sistemlərin maye və bərk fazalar üçün virtual mühit modeli çərçivəsində hesablamalarla ilə kifayət qədər yaxşı uzlaşır.
5. Ni ilə onun maksimum həll olma temperaturunda ( $\sim 1150$  K) diffuziya üsulu ilə aşqarlanmış  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristallarındakı ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) əsas aşqar səviyyələrinin enerji spektri, hər bir aşqar elementin müvafiq spektrlərinin cəmindən ibarətdir.
6. Tərkibində aşqarların konsentrasiyası  $10^{15} - 10^{16} \text{ sm}^{-3}$  olan mürəkkəb aşqarlanmış  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  kristallarının  $\sim 770-1150\text{K}$  temperaturda tablanması, onun elektrik xassələrinə təsir etmir. Ge-Si <Ga,Sb,Ni>kristallarının  $1050-1080$  K temperaturda tablanması, matrisdə, enerji səviyyəsi nikelin birinci akseptor səviyyəsindən aşağıda yerləşən əlavə akseptor mərkəzlərinin yaranmasına gətirir. Bu mərkəzlər üçün ən etibarlı model, əvəzedici aşqar atomları  $\text{Ni}_s$  və  $\text{Ga}_s$ -dən ibarət  $\text{Ni}_s\text{Ga}_s$  və ya



düynlərarası Ni atomu Ga- u və əvəzedici edən  $Ga_s$  ibarət  $Ni_s Ga_s$  kompleks cütlükləri sayılır.

7. 770-1150K temperatur intervalında istilik emalı vasitəsilə Ge və germaniumabənzər Ge-Si kristallarının elektron və deşiklərin konsentrasiyası və yürüklüyünü geniş diapazonda dəqiq idarə etmək imkanı göstərilmişdir.

8.  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 \leq x \leq 0.15$ ) kristallarında sərbəst yükdaşıyıcıların 77-300K temperatur intervalında yürüklüyü elektron və deşiklərin matrisdə üç əsas: qəfəs rəqslərindən, bərk məhlulun nizamsızlıqlarından və ionlaşmış aşqar mərkəzlərindən səpilməsi mexanizmlərinin additivliyi yaxınlaşmasında nəzəriyyə ilə qənaətbəxş təsvir olunur.

## ƏDƏBİYYAT SİYAHISI

1. Агаев, Н.А. Холл-фактор и подвижность свободных носителей заряда в кристаллах твердых растворов германий-кремний: / диссертация кандидата физико-математических наук) / - Баку, 1990. - 121с.
2. Агамалиев, З.А., Исламзаде, Э.М., Аждаров, Г.Х. Условия роста полностью однородных монокристаллов при моделировании распределения примесей Ga и Sb в монокристаллах Ge-Si, выращенных методом двойной подпитки расплава // Akademik N.B. Abdullayevin 100 illiyinə həsr olunmuş “Modern Trends in Condensed Matter Physics MTCMP – 2018” beynəlxalq konfransının tezisləri, - Bakı: - 24-26 sentyabr, - 2018, - s. 28.
3. Агамалиев, З.А., Исламзаде, Э.М., Захрабекова, З.М., Аждаров, Г.Х. Электроактивный комплекс в сложнолегированных кристаллах Ge-Si<Ga, Ni>// Шестая международная конференция «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов», посвященная 90-летию со дня рождения профессора Ю.А. Скакова, – Москва: - 26 – 28 мая, -2015,- с.27.
4. Агамалиев, З.А., Рамазанов, М.А., Исламзаде, Э.М., Аждаров, Г.Х. Условия роста однородно легированных монокристаллов полупроводниковых твердых растворов методом двойной подпитки расплава // BDU-nun Fizika Problemləri İnstitutunun yaradılmasının 10 illiyinə həsr olunmuş “Opto, nanoelektronika, kondensə olunmuş mühit və yüksək enerjilər fizikası” Beynəlxalq Konfransının materialları, - Bakı: - 17-26 dekabr, - 2015, - s. 264-267.
5. Аждаров, Г.Х. Выращивание кристаллов твердых растворов германий-кремний модернизированным методом Бриджмена // Материалы электронной техники, - 2004. № 2, - с. 69-71.

6. Аждаров, Г.Х. Исследование глубоколежащих энергетических примесных уровней в монокристаллах твердых растворов германий-кремний: / диссертация кандидата физико-математических наук) / - Баку, 1967. -132 с.
7. Аждаров, Г.Х. Энергетический спектр основных примесных состояний и гальваномагнитные свойства легированных кристаллов твердых растворов германий – кремний и соединений  $A_3B_5$ : / диссертация доктора физико-математических наук) /- Баку, 1980. - 347 с.
8. Аждаров, Г.Х., Агаев, Н.А., Кязимзаде, Р.З. Подвижность электронов в твердых растворах германий-кремний при рассеянии на фононах и беспорядках сплава // Физика и Техника Полупроводников, - 1991. 25(4), - с. 760-762.
9. Аждаров, Г.Х., Агамалиев, З.А., Исламзаде, Э.М. Гибридный метод выращивания однородных монокристаллов бинарных твёрдых растворов из расплава // V Международная научная конференция «Кристаллофизика XXI века», - Москва: - 28 октября–2 ноября, - 2013, - с.17.
10. Аждаров, Г.Х., Агамалиев, З.А., Исламзаде, Э.М. Подвижность дырок в Ge и  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 < x \leq 0,13$ ), комплексно-легированных примесями  $\langle Ga, Sb, Ni \rangle$  // -Баку: Известия НАН Азербайджана, серия физико-математических и технических наук, - 2018. с. XXXVIII, № 5, - с. 100-104.
11. Аждаров, Г.Х., Агамалиев, З.А., Исламзаде, Э.М. Распределение примеси Ga в твёрдых растворах Ge-Si, выращенных методом двойной подпитки расплава рост полностью однородных монокристаллов // Шестая международная конференция «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов», посвященная 90-летию со дня рождения профессора Ю.А. Скакова, - Москва: - 26 – 28 мая, - 2015, - с.28.

12. Аждаров, Г.Х., Агамалиев, З.А., Исламзаде, Э.М., Кязимова, В.К. Гибридный метод выращивания однородных монокристаллов твердых растворов из расплава. Система германий-кремний // International Conference “Novel Semiconductor Materials and structures”, - Баку: - 4-8 July, - 2013, - Fizika, - 2013, - XIX(2), - p 80-84.
13. Аждаров Г.Х., Ганиев, А.С., Шахтагинский, М.Г. Энергия активации сурьмы в кристаллах твердых растворов германия с кремнием // -Баку: Доклады АН Азербайджанской ССР, -1982. 38(2), - с. 31-35.
14. Аждаров, Г.Х., Зейналов, З.М., Губатова, Л.А. Распределение примесей Ga и Sb в кристаллах Ge-Si, выращенных методом Бриджмена // XII Национальная Конференция по росту кристаллов, - Москва: - 2006, - с. 201.
15. Аждаров, Г.Х., Зейналов, З.М., Гусейнли, Л.А. Закономерности распределения примесей Ga и Sb в кристаллах Ge-Si с однородным и переменным составами, выращенных из расплава // Пятая межгосударственная научно-техническая конференция “Актуальные проблемы физики”, - Баку: - 2008, т.2, - с.37-39.
16. Аждаров, Г.Х. Электроактивный комплекс в термически обработанных кристаллах  $\text{Ge-Si}\langle\text{Cu,Al}\rangle$  / Г.Х.Аждаров, З.М.Зейналов, З.М.Захрабекова [и др.] // Кристаллография, - 2010, 55(3), - с.499-502.
17. Аждаров, Г.Х., Кязимзаде, Р.З., Мамедов, К.Н. Акцепторные уровни в твердых растворах  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$ , легированных ртутью // Известия РАН. Неорганические материалы, - 1996. 32(4), - с. 391-393.
18. Аждаров, Г.Х., Кязимзаде, Р.З., Мир-Багиров, В.В. Акцепторные уровни замещающих атомов примеси меди в кристаллах  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  // Физика и Техника Полупроводников, - 1992. 26(3), - с. 553-556.

19. Аждаров, Г.Х., Кязимзаде, Р.З., Мир-Багиров, В.В. Выращивание равномерно легированных полупроводниковых материалов // - Баку: Доклады Академии Наук Азербайджанской ССР, -1991. №3, - с. 51-55.
20. Аждаров, Г.Х. Подвижность электронов в твёрдых растворах Ge-Si, сложнолегированных примесями Cu, In и Sb / Г.Х. Аждаров, В.К. Кязимова, З.М. Зейналов [и др.] // Известия НАН Азербайджана, серия физико-математических и технических наук, - Баку: - 2008. XXVIII(5), - с.161-166.
21. Аждаров, Г.Х., Мамедов, К.Н., Кязимзаде, Р.З. Акцепторные состояния замещающих атомов примеси цинка в кристаллах  $Ge_{1-x}Si_x$  // Известия РАН. Неорганические материалы, - 1995. 31(2), - с. 165-167.
22. Аждаров Г.Х.. Управление составом однородных монокристаллов бинарных твердых растворов в процессе выращивания из расплава / Г.Х. Аждаров, А.А. Мусаев, А.С. Ганиев [и др.] // Известия АН СССР. Неорганические Материалы, - 1975. 11(6), - с.1155-1158.
23. Аждаров, П.Г. Влияние термической обработки на электрические свойства кристаллов  $Ge_{1-x}Si_x<Cu>$ : / диссертация кандидата физико-математических Наук) / - Баку, 2000. - 123 с.
24. Аждаров, П.Г. , Захрабекова, З.М., Зейналов, З.М. Подвижность электронов в сложнолегированных кристаллах Ge-Si<Cu,Al,Sb> // - Баку: AJPFizika, - 2007. 13(4), - с. 12-15.
25. Ансельм, А.И. Введение в теорию полупроводников / А.И. Ансельм. - Москва: Наука, - 1978. - 615 с.
26. Беларусец, Е.Д. Теоретические исследования энергетического спектра и эффектов ионизации глубоких примесных центров в полупроводниках: автореферат диссертации кандидата физико-математических наук) / - Баку, 1979. - 178 с.

27. Белокурова, И.Н., Дегтярёв, В.Р., Скуднова, Е.В. Энергетический спектр Sb в твёрдых растворах Ge – Si // Известия АН СССР. Неорганические Материалы, - 1978. 11(11), - с. 2113-2121.
28. Блекмор, Д. Статистика электронов в полупроводниках / Д. Блекмор. - Москва: Издательство Мир, - 1964. - 392 с.
29. Гельмонт, Б.Л., Дьяконов, М.И. Акцепторные уровни в полупроводниках со структурой алмаза // Физика и Техника Полупроводников, -1971. 5(11), - с. 2191-2193.
30. Глазов, В.М. Физико-химические основы легирования полупроводников / В.М. Глазов, В.С. Земсков. - Москва: Наука, - 1967. - 371 с.
31. Гринберг, А.А., Беларусец, Е.Д. Об энергетическом спектре многозарядных примесных центров в полупроводниках // Физика и Техника Полупроводников, - 1978. 12(1), - с. 10-15.
32. Гусейнли, Л.А. Получение и электрические свойства комплексно-легированных кристаллов Ge-Si<Cu,Ga,Sb>: / диссертация доктора философии по физике) /- Баку, 2011. - 148 с.
33. Захрабекова, З.М. Кристаллы твердых растворов Ge-Si: Получение и электрические свойства твердых растворов сложнолегированных кристаллов Ge-Si с примесями меди, алюминия и сурьмы / З.М. Захрабекова. - Германия: LambertAkademicPublishing, - 2013. - 139с.
34. Захрабекова, З.М., Аждаров, Г.Х. Продольное распределение примеси алюминия в кристаллах, выращенных на германиевой затравке методом Бриджмена с использованием подпитывающего слитка кремния // Доклады Академии Наук Азербайджана, - 2005. LXI(1), - с. 65-72.
35. Захрабекова, З.М., Зейналов, З.М., Аждаров, Г.Х. Распределение примеси алюминия вдоль однородных кристаллов Ge-Si , выращенных

- модернизированным методом Чохральского с использованием подпитывающего слитка кремния // - Баку: Известия НАН Азербайджана, серия физико-математических и технических наук, - 2005. 25(5), - с. 119-122.
36. Захрабекова, З.М. Сегрегация примесей Al и In в кристаллах  $Ge_{1-x}Si_x$  / З.М. Захрабекова, З.М. Зейналов, В.К. Кязимова // Известия РАН. Неорганические материалы, - 2007. 43(1), - с. 5-9.
37. Зейналов, З.М., Алекперов, А.И., Аждаров, Г.Х. Выращивание монокристаллов Ge-Si методом Бриджмена с использованием кремниевой затравки // - Баку: Известия НАН Азербайджана, серия физико-математических и технических наук, - 2006. 26(2), - с. 51-54.
38. Земсков В.С., Белокурова И.Н., Добычина Л.Д. Акцепторные уровни кадмия в твердых растворах Ge-Si. Сборник «Свойства легированных полупроводников». М., Наука, 1977, с. 75-79.
39. Земсков В.С., Белокурова И.Н., Добычина Л.Д. Энергетический спектр цинка в твердых растворах германия с кремнием / Свойства легированных полупроводников, Москва: Наука, 1977, с. 16-21.
40. Исламзаде, Э.И. Основные энергетические состояния примесей в термообработанных сложнолегированных кристаллах  $Ge_{1-x}Si_x$  <Ga, Sb, Ni>(0≤x≤0,15) // - Баку: Известия НАН Азербайджана, серия физико-математических и технических наук, - 2020. XL(2), - с. 54-60.
41. Исламзаде, Э.И. Электротранспортные характеристики комплексно легированных кристаллов  $Ge_{1-x}Si_x$  <Ga, Sb, Ni>(0≤x≤0,13) с электронной проводимостью // - Баку: Известия НАН Азербайджана, серия физико-математических и технических наук, - 2019. XXXIX(5), - с. 78-84.
42. Исламзаде, Э.М., Агамалиев, З.А., Захрабекова, З.М., Аждаров Г.Х. Акцепторный комплекс в термообработанном кристалле  $Ge$ <Ni,Ga> /

- V Международная научная конференция «Кристаллофизика XXI века», - Москва: -28 октября–2 ноября, - 2013, - с.82.
43. Исламзаде, Э.М. Электроактивный комплекс в сложнолегированном кристалле  $\text{Ge}_{1-x}\text{Ga}_x\text{Sb}_y\text{Ni}_z$  / Э.М.Исламзаде, З.А.Агамалиев, З.М.Захрабекова [и др.] // Известия НАН Азербайджана, серия физико-математических и технических наук, - Баку: - 2013. 33(5), - с. 64-69.
44. Кекуа, М.Г. Твердые растворы полупроводниковой системы германий-кремний / М.Г. Кекуа, Э.В. Хуцишвили. – Тбилиси: Издательство Мецниереба, - 1985. - с.176.
45. Келдыш, Л.В. Глубокие уровни в полупроводниках // Журнал Экспериментальной и Теоретической Физики, - 1963. 45(2), - с 364-375.
46. Киттель, Ч. Элементарная физика твёрдого тела / Ч. Киттель. - Москва: Наука, -1965. - 366 с.
47. Кязимзаде, Р.З. Основные примесные состояния серебра, замещающие узлы решетки в кристаллах  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  // Физика и Техника Полупроводников, - 1995. 29(6), - с. 1105-1109.
48. Кязимзаде, Р.З. Основные энергетические состояния примесных центров и электротранспортные явления в  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$ : / диссертация доктора физико-математических наук ) /- Баку, 1998, 272 с.
49. Кязимзаде, Р.З. Энергия активации акцепторного уровня примеси бора в  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$ // - Баку: АJP Fizika, - 1997. №1, - с. 17-19.
50. Кязимова, В.К. Получение и электрические свойства твердых растворов германий-кремний, сложнолегированных примесями меди, индия и сурьмы: /диссертация доктора философии по физическим наукам) / - Баку, 2009. - 153 с.



51. Кязимова, В.К., Зейналов, З.М., Захрабекова, З.М., Аждаров, Г.Х.. Распределение примесей Al и In в объёмных кристаллах твёрдых растворов Si –Ge при выращивании из расплава // Тезисы III Межд. Конференции по физике кристаллов «Кристаллофизика XXI века», - Москва: -2006, - с. 341-342.
52. Ландау, Л.Д. Квантовая механика / Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц.- Москва: Наука, - 1974. - 725 с.
53. Лэкс, Б. Экспериментальные исследования структуры электронных зон в твердых телах // Успехи Физических наук, - 1960. LLX(1), - с. 111-166.
54. Милнс А. Примеси с глубокими уровнями в полупроводниках. Москва: Мир, 1977, 562 с.
55. Мир-Багиров, В.В. Спектр основных примесных состояний меди в кристаллах твердых растворов германий-кремний: / диссертация кандидата физико-математических наук) / - Баку, 1992. - 136 с.
56. Ройцин, Ф.Б. Теория глубоких центров в полупроводниках // Физика и Техника Полупроводников, -1974. 8(1), - с.3-29.
57. Романенко В.Н. Управление составом полупроводниковых кристаллов. Москва: Металлургия, 1976, 368 с.
58. Саидов И.С. Холловская подвижность дырок в монокристаллах твердых растворов  $Si_{1-x}Ge_x$  / И.С. Саидов, А. Юсупов, В.В. Никитин [и др.] // Физика и Техника Полупроводников, - 1981. – 15(6), - с.1221-1223.
59. Смит, Р. Полупроводники / Р. Смит. - Москва: Издательство Иностранной Литературы, - 1962. - 467 с.
60. Тагиров, В.И. Полупроводниковые твёрдые растворы германий-кремний / В.И. Тагиров. - Баку: Элм, - 1983. - 1208 с.

61. Таиров, С.И. Выращивание монокристаллов твёрдых растворов германий – кремний и исследование их электрических свойств: / диссертация кандидата физико-математических наук) /- Баку, 1967. - 132 с.
62. Таиров, С.И. Получение монокристаллов твёрдых растворов, обладающих сильной сегрегацией компонентов при кристаллизации / С.И. Таиров, В.И. Тагиров, М.Г. Шахтагинский, [и др.] // Доклады АН СССР, Химия, - 1967. 176(4), - с.851-854.
63. Шкловский, Б.И. Электронные свойства легированных полупроводников / Б.И. Шкловский, А.Л. Эфрос. - Москва: Наука, - 1979. - 416 с.
64. Штивельман, К.Я. Факторы вырождения многозарядных акцепторов в германии, Сборник “Свойства легированных полупроводников” / К.Я. Штивельман, Д.А. Романычев, П.В. Ларин. - Москва.: Изд.Наука, - 1977. - с.5-8.
65. Abrosimov, N. V. Czochralski growth of Si- and Ge-rich SiGe single crystals/ N. V. Abrosimov, S. N. Rossolenko, W. Thieme [et al.] // Journal of Crystal Growth, - 1997. v.174, - p. 182-186.
66. Abrosimov, N. V. Single crystal growth of  $Si_{1-x}Ge_x$  by the Czochralski technique/ N. V. Abrosimov, S. N. Rossolenko, V. Alex [et al.] // Journal of Crystal Growth, - 1996. v.166, - p.657-662.
67. Agamaliyev, Z.A., Islamzade, E.M., Azhdarov, G.Kh. Modeling the Distribution of Ga and Sb Impurities in Ge-Si Single Crystals Grown by Double Feeding of the Melt // Crystallography Reports, -2016. v.61. - p. 327-330.
68. Aghamaliyev, Z. A. Three-Component Zone-Melting Method: Modeling of the Concentration-Component Distribution in Single Crystals of Ge–Si Solid Solutions // Semiconductors, - 2021, 55, -p. 283–288.

69. Alessia Le Donne. Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> ( $x \geq 0.2$ ) crystal growth in the absence of a crucible // Journal of Crystal Growth, - 2014, 401, -p. 762-766.
70. Alkhaldi, H. S. Porosity as a function of stoichiometry and implantation temperature in Ge/Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> alloys / F. Kremer, T. Bierschenk, J. L. Hansen [et al.] // Journal of Applied Physics, -2016, 119,-p. 094303.
71. Amin Saidov, Karshiev Jurabek Muzaffar ugli Abdiev, Influence of the varizional Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> solid solution composition on the thermovoltaic effect in n – Si – p – Si (1-x) Ge<sub>x</sub> structure / IOP Conference Series Earth and Environmental Science,- 2022, -p. 1112 -1204.
72. Amore, S. Thermodynamic and surface properties of liquid Ge–Si alloys / D. Giuranno, R. Novakovic , E. Ricci [et al.] // Calphad, - , 2014, 44 , - p. 95-101.
73. Atsushi Oda. Growth of Si<sub>0.5</sub>Ge<sub>0.5</sub> Single Crystals by the Traveling Liquidus-zone Method and their Structural Characterization / Kyoichi Kinoshita, Shin-ichi Yoda, Hiroshi Katsumata [et al.] //Procedia Engineering, - 2012, 36,-p. 404 – 410.
74. Armour, N., Dost, S., Lent, B. Effect of free surface and gravity on silicon dissolution in germanium melt // Journal of Crystal Growth, - 2007. - v. 299, - p. 227-233.
75. Asche, M., Bazzeszowsky, J. On the temperature dependence of hole mobility in silicon // Physica Status Solidi, - 1970. 37(1), - p. 433-438.
76. Azhdarov, G Kh. Growth of single crystals of semiconductor solid solutions by double feeding of the melt method / G Kh. Azhdarov, Z.M. Zeynalov, Z.A. Agamaliev [et al.] // Crystallography Reports, - 2010. 55(4), - p. 740-743.
77. Azhdarov, G Kh. Growth Dynamics of Ge<sub>1-x</sub>Si<sub>x</sub> single crystals obtained by directional constitutional supercooling of the melt / G Kh. Azhdarov, Z.M.

- Zeynalov, Z.A. Agamaliyev [et al.] // Crystallography Reports, - 2011. 56(3), - p. 570-574.
78. Azhdarov, G., Agaev, N., Kyazimzade, R. Electron mobility in Ge –like Ge – Si alloys // Solid State Communications, - 1992. 84(4), - p. 445-447.
79. Azhdarov, G. Distribution of components in Ge-Si bulk single crystals grown under the continuous feeding of the melt with the second component (Si) / G. Azhdarov, T. Kucukomeroglu, A. Varilci [et al.] // Journal of Crystal Growth, - 2001. 226(4), - p. 437-442.
80. Azhdarov, G. , Kyazimzade, R. Growth of homogeneous single crystals of Ge-Si solid solutions using a Ge seed by the modified Bridgman method // Crystallography Reports, - 2005. 50(1), - p. s149-s115.
81. Azhdarov, G., Kyazimzade, R., Hostut, M. Deep impurity levels in  $Ge_{1-x}Si_x$  alloys // Solid State Communications, - 1999. v. 111, - p. 675-679.
82. Azhdarov, G., Kyazimzade, R. Acceptor levels of substitutional Zn, Cd, and Hg impurity atoms in  $Ge_{1-x}Si_x$  crystals // Turkish Journal of Physics, - 1996. 20(3), - p. 269-274.
83. Azhdarov, G.Kh., Agamaliyev, Z.A., Islamzade, E.M. Hybrid Technique for Growing Homogeneous Single Crystals of Semiconductor Solid Solutions from melt // Crystallography Reports, - 2014, 59(3), - p. 442–445.
84. Azhdarov, G.Kh., Zeynalov, Z.M., Huseynli, L.A. The Distribution of Ga and Sb impurities in Ge-Si crystals grown by the Bridgman method using a feeding rod // Crystallography Reports, - 2009. 54(1), - p. 150-163.
85. Azhdarov, G.Kh. Deep donor center in  $Ge_{1-x}Si_x$  (Cu,In,Sb) at 1050-1080 K / G.Kh. Azhdarov, Z.M. Zeynalov, V.K. Kyazimova [et al.] // Inorganic Materials, - 2010. 46(12), - p. 1418-1422.

86. Azhdarov, P. Copper-related deep acceptor in heat-treated Ge-Si single crystals // *Inorganic Materials*, - 2000. 36(5), - p. 526-528.
87. Azhdarov, P., Agaev, N. Component distribution in Ge-Si crystals growth from the melt // *Inorganic Materials*, -1999. 35(8), - p. 763-765.
88. Baldereschi, A., Lipari, N. Spherical model of shallow acceptor states in semiconductors // *Physical Review (B)*, - 1973. 8(6), - p. 2697-2709.
89. Basu, Ranita. A review on single crystal and thin film Si-Ge alloy: growth and applications // *Mater. Adv.*, - 2022, 3, -p. 4489-4513.
90. Barz, A. Germanium-rich Si-Ge bulk single crystals grown by the vertical Bridgman method and by zone melting / A. Barz, P. Dold, U. Kerat [et al.] // *Journal of Vacuum Science & Technology*, - 1998. – 16(3), - p. 1627-1630.
91. Braunstein, R. Lattice vibration spectra of germanium-silicon alloys // *Physical Review* , - 1963. 130(3), - p. 879-887.
92. Brust, D., Cohen, M.L., Philips, J.C. Reflectance and photoemission from Si // *Physical Review Letters*, - 1962. v. 9, - p. 389-392.
93. Campbele, T. Float zone growth and characterization of  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $x < 10$  at.%) single crystals / T. Campbele, M. Schweizer, P. Dold [et al.] // *Journal of Crystal Growth*, - 2001. 226(2-3), - p. 231-239.
94. Casselli, E. High temperature drift mobilities in high resistivity silicon / E. Casselli, R. Cabanillas, R. Wainschenker [et al.] // *Physica Status Solidi (A)*, - 1986. 98(2), - p. k179-k183.
95. Coriell, S.R. Hurle, D.T. J. Sekerka, R.F. Interface stability during crystal growth: The effect of stirring // *Journal of Crystal Growth*, - 1976. 32, - p. 1-7.
96. Deal, A., Balikci, E., Abbaschian, R. Enhanced Morphological Stability in Sb-Doped Ge // *Metallurgical and Materials Transactions A*, - 2007. 38A, - p. 100-115.

97. Delves, R.T. Theory of stability of a solid-liquid interface during growth from stirred melts // Journal of Crystal Growth, - 1968. 3-4, – p. 562-568. 18
98. Dismukes, J.P., Ekstrom, L., Paff , R.J. Lattice parameter and density in germanium – silicon alloys // Journal of Physical Chemistry, - 1964. 68(10), - p. 3021-3027.
99. Dold, P. Growth and characterization of  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  ( $x \leq 10$  at. %) single crystals / P. Dold, A. Barz, S. Recha [et al.] // Journal of Crystal Growth, - 1998. 192(1-2), - p. 25-135.
100. Dold, P., Szofran, F., Benz, K. Thermoelectromagnetic convection in vertical Bridgman grown germanium-silicon // Journal of Crystal Growth, - 2006. 291(1), - p. 1-7.
101. Dresselhaus, G. Cyclotron resonance in Ge-Si alloys / G. Dresselhaus, Kip, A.F. Han-Ging Ku [et al.] // Journal of the Physical Society of Japan, - 1965. 20(5), - p. 1218-1219.
102. Duveau, D. Synergistic effects of Ge and Si on the performances and mechanism of the  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  electrodes for Li ion batteries / B. Fraisse, F. Cunin, L. Monconduit // Chem. Mater. -2015, 27, -p. 3226.
- 103.** Favier, J. J. Rouzaud, A. Morphological Stability of the Solidification Interface Under Convective Conchitions // Journal of Crystal Growth, -1983. 64, - p. 367.
104. Fink, D., Braunstein, R. Determination of the conduction band effective masses of the germanium-silicon alloys by infrared cyclotron resonance // Physica Status Solidi (B), - 1976. 73(1), - p. 361-370.
105. Glodeanu, A. Helium – like impurities in semiconductors // Physica Status Solidi, - 1967. 19(1), - p. K43-K46.

106. Herlach. D., Simons, D., Pichon, P. Crystal growth kinetics in undercooled melts of pure Ge, Si and Ge–Si alloys // Philosophical Transactions of The Royal Society A Mathematical Physical and Engineering Sciences,- 2018.
107. Herman, F. , Glicksman, R.H. Parmenter Semiconductor alloys // Progress in Semiconductors, -1957. 2(1), - p.3-34.
108. Hiroki, Miyata. Crystallographic investigation of homogeneous Si-Ge single crystals grown by the traveling liquids-zone method / Hiroki Miyata, M. Satoshi, Adachi [et.al.] // Journal of Crystal Growth, - 2007. 303(2), - p. 607-611.
109. Hurle D.T.J., Jakeman E. Effects of fluctuations on measurement of distribution coefficient by directional solidification // Journal of Crystal Growth, - 1969. 5, - p. 227–232.
110. Ishida, S., Otsuka, E. Hall measurements of p-type Ge-Si alloys. // Journal of the Physical Society of Japan, - 1968. 24(3), - p. 503-513.
111. Islamzade, E.M. Deep Acceptor Complex in Thermally Processed Ge–Si(Ga,Ni)Crystals / E.M. Islamzade, Z.A. Agamaliyev, Z. M. Zakhrebekova [et al.] // Crystallography Reports, - 2014. 59(4), - p. 623-626.
112. Islamzade, E.M., Agamaliyev, Z.A., Azhdarov, G.Kh. Electron mobility in  $Ge_{1-x}Si_x$  ( $0 < x < 0.13$ ) crystal complex doped by <Ga,Sb,Ni>impurities // - Baku: Azerbaijan Journal of Physics, Section:En, - 2018. XXIV (2), - p. 37-40.
113. Islamzade, E.M., Concentration profiles of components and impurities in  $Ge_{1-x}-Si_x<Ga>$  AND  $Ge_{1-x}-Si_x<Sb>$  crystals grown by zone melting method// - Baku: Azerbaijan Journal of Physics, Section:En, - 2024. XXIV (2), - p. 37-40.

114. Jahonnessen, J.S. Galvanomagnetic effects in p-type germanium // *Physica Status Solidi*, - 1972. v. 12, - p. 251-266.
115. Kamiura, Y. Copper-related deep acceptor in quenched germanium / Y. Kamiura, F. Hashimoto, T. Nobusada [et al.] // *Journal of Applied Physics*, - 1984. 56(4), - p. 936-941.
116. Kohn, W., Luttenger, J. Theory of donor states in silicon // *Physical Review*, - 1955. v. 98, - p. 915-21.
117. Kuber Mishra. Submicro-sized Si–Ge solid solutions with high capacity and long cyclability for lithium-ion batteries / Xiao-Chen Liu, Mark Geppert, James J. Wu [et al.] / Published online by Cambridge University Press, - 2018.
118. Kurten, M., Schilz, J. Czochralski growth of Ce-Si solid solutions // *Journal of Crystal Growth*, - 1994. v.139, - p.37-42.
119. Kyazimova, V.K. Distribution of aluminum and indium impurities in crystals of Ge-Si solid solutions grown from the melt / V.K. Kyazimova, Z.M. Zeynalov, Z.M. Zakhrabekova [et al.] // *Crystallography Reports*, - 2006. 51(1), - p. S192-S195.
120. Kyazimzade, R. Ground-state binding energies of substitutional Cu, Ag and Au impurity atoms in  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  // *Turkish Journal of Physics*, - 1996. 20(10), - p. 1160-1165.
121. Kyazimzade, R. The binding energy of the Sb donor state in  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  crystals // *Turkish Journal of Physics*, - 1997. 21(3), - p. 891-896.
122. Lawaetz, P. Long-wavelength phonon scattering in nonpolar semiconductors // *Physical Review*, - 1969. 183(3), - p. 730-739.



123. Loaiza, L. C. Understanding the lithiation/delithiation mechanism of  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  alloys / Elodie Salager, Nicolas Louvain, Athmane Boulaoued [et al.] // Journal of Materials Chemistry A, -2017, 5, -p. 12462-12473.
124. Lukovsky, G. On the photoionization of deep impurity centers in semiconductors // Solid State Commu Lawaetz. Valens – band parameters in cubic semiconductors // Physical Review (B), -1971. 4(10), - p. 3460-3467.
125. Levinger, B.W., Frank, D.K. Cyclotron resonance measurements of the energy band parameters of germanium // Journal of Physics and Chemistry of Solids, - 1961. 20(3-4), - p. 281-288.
126. Lukovsky, G. On the photoionization of deep impurity centers in semiconductors // Solid State Communications, - 1965. 3(9), - p. 299-302.
127. Marin, C., Ostrogorsky, A. Growth of Ga-doped  $\text{Ge}_{0.98}\text{Si}_{0.02}$  by vertical Bridgman method with a baffle // Journal of Crystal Growth, - 2000. 211(1-4), - p. 378-383.
128. Masoud Bezi Javan. Ge–Si and Si–Ge core–shell nanocrystals: Theoretical study // Thin Solid Films,- 2015, 589, - p. 120-124.
129. Maxowsky, L., Glicksman, M. Disorder scattering in solid solution of III-V semiconducting compounds // Journal of Physics and Chemistry of Solids, -1973. 34(3), - p.487-492.
130. Mitchel, W., Hemenger, P. Temperature dependence of the Hall factor and the conductivity mobility in p-type silicon // Journal of Applied Physics, - 1983. 53(10), - p. 6880-6884.
131. Morin, F., Maita, J. Conductivity and Hall Effect in the intrinsic range of germanium // Physical Review, - 1954. 94(6), - p. 1525-1529.
132. Morin, F., Maita, J. Electrical properties of silicon containing arsenic and boron // Physical Review, - 1954. 96(1), - p. 28-38.

133. Morton, G., Schultz, M., Harty, W. Infrared photoconductive detectors using impurity – activated germanium – silicon alloys // Radio Corporation of America Review, -1959. v. 20, - p. 599-634.
134. Mullins, W. W. Sekerka, R. F. Stability of a Planar Interface During Solidification of a Dilute Binary Alloy // Journal of Applied Physics. – 1964. 35(2), - p. 444-451.
135. Nakagava, H., Zukotinsky, S. Drit mobility and Hall coefficient factor of holes in germanium and silicon // Canadian Journal of Physics, - 1978. 56(3), - p. 364-372.
136. Nakajima, K. Growth of Ge-rich  $\text{Ge}_{1-x}$  single crystal with uniform composition ( $x=0.02$ ) on compositionally graded crystal for use as GaAs solar cell / K. Nakajima, S. Kodama, S. Miyashita [et al.] // Journal of Crystal Growth, - 1999. 205(3), - p. 270-276.
137. Niu, X. Distribution of Ge in high concentration Ge-doped Czochralski-Si crystal / X. Niu, W. Zhang, G. Lu [et al.] // Journal of Crystal Growth, - 2004. 267(3-4), - p. 424-428.
138. Niu, X. FTIR spectroscopy of high concentration Ge-doped Czochralski-Si / X. Niu, W. Zhang, E. Zhang [et al.] // Journal of Crystal Growth, - 2004. v. 263, - p. 167-170.
139. Otsuka, E., Naqata, S., Murage, K. Cyclotron resonance studies of Ge-Si and Ge-Sn systems // Journal of the Physical Society of Japan, - 1965. 20(5), - p.727-735.
140. Parmenter, R. Energy levels of disordered alloys // Physical Review, 1956. 104(1), - p. 22-32.

141. Pearsall, T.P. // Electroreflectance spectroscopy of  $\text{Si-Ge}_x \text{Si}_{1-x}$  quantum-well structure / T.P. Pearsall, F.H. Pollak, J.C. Bean [et al.] // Physical Review (B), - 1986. 33, (10), - p. 6821-6830.
142. Philips, J.C. Band structure of silicon, germanium and related semiconductors // Physical Review, - 1962. 125(6), - p. 1931 – 1936.
143. Rutter J.W., Chalmers B. A Prismatic Sub- structure Formed During Solidification of Metals // Canadian Journal of Physics, - 1953. 31(1), - p. 15-39.
144. Schilz, J., Romanenko, V.N. Review bulk growth of silicon-germanium solid solutions // Journal of materials science: materials in electronics, - 1995. v.6, -p. 265-279.
145. Shulpina, I.L. Prokhorov, I.A. Results of the Experiments on the Crystallization of a Ge–Si–Sb Solid Solution under the Conditions of Microgravity on the Soyuz–Apollo Spacecraft // Physics of the Solid State, - 2019, 61(4),-p. 541-547.
146. Srinivasan, Krishnamurthy, Sher, A. Generalized Brooks formula and the electron mobility in  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$  alloys. // Applied Physics Letters, - 1985. 47(2), - p.160-162.
147. Srinivasan. Band structures of  $\text{Si}_x\text{-Ge}_{1-x}$  alloys / Srinivasan, Krishnamurthy, A. Sher [et al] // Physical Review (B), - 1986. 33(2), - p. 1026-1035.
148. Stroud, D., Ehrenreich, H. Band structure of Si-Ge: coherent potential approximation // Physical Review (B), - 1970. 2(8) , - p.3197-3209.
149. Tagirov, V. I. Simplified version of calculation of the composition distribution along a single crystal of a binary solid solution obtained by pulling

- from a feeding melt / V. I. Tagirov, Z. A. Agamaliyev, S. R. Sadykhova [et al.]  
// Crystallography Reports, - 2007. 52(5), - p. 923-926.
150. Tauc, J., Abraham, A. Optical investigation of the band structure of Ge-Si alloys // The Journal of Physics and Chemistry of Solids, - 1961. 20(23), - p. 190-192.
151. Tiller, W.A. This Week's Citation Classic / K.A. Jackson, J.W. Rutter, B. Chalmers [et al.] // Acta Metallurgica, - 1953. 1, - p. 428-437.
152. Usami, N. Floating zone growth of Si-rich Si-Ge bulk crystal using pre-synthesized SiGe feed rod with uniform composition / N. Usami, M. Kitamura, K. Obara [et al.] // Journal of Crystal Growth, 2005. v. 284, - p. 57-64.
153. Varilci, A., Kucukomeroglu, T., Azhdarov, G. Distribution of components in Si-Ge bulk crystals grown by the zone leveling method // Chinese Journal of Physics, - 2003. 41(1), - p. 79-84.
154. Yonenaga, I. Czochralski growth of Ge-Si bulk alloy crystals // Journal of Crystal Growth, -1999. v.198-199, - p. 404-408.
155. Yonenaga, I. Growth and fundamental properties of Si-Ge bulk crystals // Journal of Crystal Growth, - 2005. v. 275, - p. 91-98.
156. Yonenaga, I., Murakami, Y. Segregation during the seeding process in the Czochralski growth of GeSi alloys // Journal of Crystal Growth, - 1998. v.191, - p. 399-404.
157. Yonenaga, I., Nonaka, M. Czochralski growth of bulk crystals of  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  alloys: II. Si-rich alloys // Journal of Crystal Growth, - 1998. v.191, - p.393-398.
158. Yonenaga, I. Dislocation dynamics in SiGe alloys // J. Phys.: Conf. Ser., - 2013, 471, -p. 12-20.

159. Zakhrabekova, Z. M., Kyazimova, V. K., Islamzade, E. M., Alekperov, A. I. Concentration Profile of the Gallium and Antimony Impurities in the  $\text{Ge}_{1-x}\text{-Si}_x(\text{Ga})$  and  $\text{Ge}_{1-x}\text{-Si}_x(\text{Sb})$  Crystals Grown by the Hybrid Method // *Inorganic Materials: Applied Research*, - 2024. v. 15, No1, -p. 63–68.
160. Zhang, Q. Influence of rapid thermal annealing on Ge-Si interdiffusion in epitaxial multilayer  $\text{Ge}_{0.3}\text{Si}_{0.7}/\text{Si}$  superlattices with various GeSi thicknesses / H. Tu, S. Gu, Z. Zhang [et al.] // *ECS Journal of Solid State Science and Technology*, - 2018, 7(11), -p. 671-676.
161. Zemskov, V.S. Solidification of Ge-Si Solid Solution in near-zero-G Conditions / I.N. Belokurova, A.N. Titkov, I.L. Shulpina [et al.] // *Advances in Space Research*, - 1981. 1, - p. 129-132.